

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

**Шестая Международная Конференция**

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

посвященная памяти  
академика Г.В.Курдюмова

*16-19 ноября 2010 года*

**СБОРНИК ТЕЗИСОВ**

**Черноголовка  
2010**

УДК  
ББК

**Фазовые превращения и прочность кристаллов:** сб. тезисов VI Международной конференции (16-19 ноября 2010, Черногловка), Черногловка, 260 с.

**Тезисы публикуются в авторской редакции**

## Authors index

### A

Abdi S.	2
Aleshin A.N.	3
Allart M.	4
Auinger M.	5, 84
Azaïs Ph.	21
Azzaz M.	33

### B

Babichev A.P.	29
Baretzky B.	44, 80
Bartsch A.	66
Beddies G.	42
Belova I.V.	6, 49
Beke D.L.	7, 32, 85
Benallal M.N.	29
Bernardini J.	62
Biborski A.	39
Blum I.	58, 62
Bogdanov V.V.	56
Bokstein B.S.	8, 79
Borodin S.	5, 84
Bozek B.	13
Brodacka S.	39

### C

Chakravarty S.	9
Chang L.-S.	10, 92
Chen Y.C.	11
Christiansen Th.L.	12
Christien F.	4, 21, 53
Creton N.	65

### D

Dahmoun D.	33
Danielewski M.	13, 14, 15, 86
Demchenko L.D.	16
Descoins M.	58
Divinski S.V.	17, 68, 81, 90, 91
Djabbar A.	29
Djaffar D.	18
Djerdjare B.	19
Drápala J.	20

### E

Epishin A.I.	83
Erdélyi Z.	7

### F

Faupel F.	66
Fethia A.	18
Ferchaud E.	21
Fiedler Th.	6, 49

### G

Germanov A.	22, 67
Gershman E.	23, 94
Gladka L.	41
Glickman E.E.	24
Goering E.	44
Golovin I.S.	25
Goyhenex Ch.	39
Grabovetskaya G.P.	71
Gulevsky S.A.	8
Gusak A.M.	26, 27, 41, 44, 72, 93
Guskov A.	28

### H

Han L.	11
Hamouda Kh.	29
Harcuba P.	20
Hramkov A.S.	55
Hoummada K.	58

### J

Jäger W.	30
Jiang M.	9
Jopek P.	20

### K

Kärger J.	31
Kaganovskii Yu.	32
Kaoua S.A.	33
Khina B.B.	34
Klinger L.	35
Klochkovskii S.P.	36
Kökényesi S.	32
Kogtenkova O.A.	80
Kolobov Yu.	40
Konorev S.	74
Konyashin I.	37
Kostiuchenko V.	38
Kotenko I.	38, 73
Koucherinenko Ya.	48
Kovalchuk A.O.	26
Kovalenko E.V.	71
Kozłowski M.	39
Kozubski R.	39
Kubiček P.	20

Kuchyeyev Yu.O.	80	Petelin A.L.	8, 79, 89
<b>L</b>		Petelina A.A.	59
Lachmann F.	37	Petlák D.	20
Lay S.	19	Petrov S.S.	55
Le Gall, R.	4, 53	Petrushin N.V.	83
Lebaili S.	19	Pierron-Bohnes V.	39
Leuthold J.	91	Pippan R.	54
Link T.	83	Pokoev A.V.	55, 60
Lipnitskii A.	40	Popov V.	61, 71
Lott D.	9	Portavoce A.	58, 62
Lu K.	90	Protasova S.G.	44
Lyashenko Yu.	41	Protsenko P.	48, 63
		Puff W.	54
<b>M</b>		<b>R</b>	
Makogon Yu.N.	42	Rabkin E.	3, 35, 64
Mangelinck D.	58, 62	Raceanu L.	65
Mashimo T.	43	Rätzke K.	66
Mazilkin A.A.	37, 44, 80	Reglitz G.	91
Mehrer H.	45, 46	Reshetnikova E.	22, 67
Mendelev M.I.	47	Ribbe J.	68
Meyer A.	66	Ries B.	37
Mikheev A.	22, 51, 67	Rösner H.	69, 91
Mishin I.P.	71	Rodin A.O.	8
Mohamed A.	18	Rohwerder M.	5, 84
Montesin T.	65	Rossignol C.	21
Mourton H.	21	Rougab M.	2
Murashov V.	48	<b>S</b>	
Murch G.E.	6, 49	Sayah T.	29
Myatiev A.A.	44, 81	Schmidt H.	9
<b>N</b>		Schmitz G.	68, 70, 76
Nam H.-S.	50	Sergeev A.V.	71
Nazarov A.	22, 51, 67, 87	Setman D.	54
Nechaev Yu.S.	52	Shabalina U.V.	36
Nowakowski P.	53	Shilin A.N.	60
<b>O</b>		Shmakov A.A.	75
Oberdorfer B.	54	Shur A.D.	59
Oechsner A.	52	Sid Ali K.	18
Oleshkevych A.I.	72, 73	Sidorenko S.I.	16, 42, 72, 73, 74
Optasanu V.	65	Smirnov A.N.	36
Osinskaya J.V.	55	Smirnov E.A.	75
<b>P</b>		Sobol S.	41
Paillard P.	21	Somers M.A.J.	12
Parditka B.	7	Spiridonov A.K.	75
Paritskaya L.N.	56	Sprengel W.	54
Pavlova E.P.	42, 74	Srolovitz D.	77
Perevezentsev V.N.	57	Stender P.	76
Perrin C.	58	Stolwijk N.	78
		Straumal A.B.	79
		Straumal B.B.	10,37,41,48,63,79,80,92

Straumal P.B.	44, 81
Sursaeva V.G.	82
Svetlov I.L.	83
Swaminathan S.	5, 84
Szabó I.A.	85
Szyszkiewicz K.	86

## **T**

Tamarkin M.A.	29
Tellouche G.	58
Tietze U.	9
Timofeev A.N.	71
Titenko A.N.	16
Tu K.N.	26, 27
Tyutyunnyk N.V.	27

## **U**

Usfin U.S.	89
------------	----

## **V**

Vaganov D.V.	94
Valikova I.	22, 51, 67, 87
Vilenkin A.	88
Vishnyakova K.V.	89
Voloshko S.	38, 72, 73, 74

## **W**

Wang Z.B.	90
Wegner M.	91
Wierzba B.	14, 15, 86
Wilde G.	69, 81, 90, 91
Würschum R.	54

## **Y**

Yeh C.-H.	10, 92
Youkhanov V.A.	59

## **Z**

Zadorozhnyy V.U.	25
Zaluzhnyi A.G.	51
Zamulko S.	74
Zaporozhets T.V.	93
Zayats G.M.	34
Zehetbauer M.	54
Zhang X.F.	11
Zhevnenko S.	23, 94
Zosiak Ł.	39

Конференция «Фазовые превращения и прочность кристаллов» посвящена памяти одного из выдающихся металлофизиков XX столетия академика Георгия Вячеславовича Курдюмова. С его именем связана разработка важнейших проблем физики конденсированного состояния. Ему и его научной школе принадлежат основополагающие исследования закономерностей фазовых превращений в твердом теле, среди которых наиболее важное место занимают работы по бездиффузионным (мартенситным) фазовым превращениям.

В настоящее время не вызывает сомнений тот факт, что именно Г.В. Курдюмову принадлежит решающая роль в перерастании частной проблемы металловедения, связанной с закалкой и отпуском стали, в общую проблему физики конденсированного состояния. Именно он и его ученики доказали, что мартенситное превращение – это более общий тип фазовых переходов, которое протекает не только в сплавах, но и в керамиках, сегнетоэлектриках и других твердых телах. Вместе с тем, его научные интересы не ограничивались только мартенситной проблемой. Г.В. Курдюмов стоял у истоков теории прочности, хрупкого и вязкого разрушения, понимания природы жаропрочности. Поэтому научная школа Г.В. Курдюмова многочисленна и насчитывает не один десяток известных в научном мире имен.

Первая конференция, посвященная памяти Г.В. Курдюмова, состоялась в 1999 году и была приурочена к 50-летию открытия Г.В. Курдюмовым и Л.Г. Хандросом термоупругого мартенситного превращения, которое лежит в основе хорошо известного эффекта памяти формы. Большой успех этой конференции послужил стимулом к тому, чтобы руководство Института физики твердого тела РАН и Института металловедения и физики металлов им. Г.В. Курдюмова – двух научных организаций, основателем которых является Г.В. Курдюмов, – совместно решили регулярно проводить в окрестности Черноголовки международные конференции его памяти. Хочется отметить огромную роль в организации этих конференций ныне покойного академика Ю.А. Осипьяна – любимого ученика Георгия Вячеславовича.

В 2002 году научная общественность отметила 100-летие со дня рождения Г.В. Курдюмова. Было принято решение об учреждении Почетной Медали его имени, вручение которой, как правило, проходит на конференциях «Фазовые превращения и прочность кристаллов». К настоящему времени обладателями Почетной Медали является 6 российских и украинских ученых-металлофизиков: Е.Г. Понятовский, В.Ш. Шехтман, Э.И. Эстрин, А.М. Глезер, Ю.В. Мильман, Э.В. Козлов. На VI конференции награду обретут еще 5 известных ученых из России и Украины.

В публикуемых в этом сборнике тезисах докладов VI Международной конференции памяти академика Г.В. Курдюмова рассмотрены многообразные проблемы фазовых превращений, и прочности твердых тел, непосредственно связанные с развитием идей, которые были заложены научной школой академика Курдюмова.

*Директор Института металловедения и  
физики металлов им. Г.В. Курдюмова  
ГНЦ «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина»,  
проф. А.М. Глезер*

# РАЗРУШЕНИЕ ТВЁРДЫХ ТЕЛ КАК МНОГОУРОВНЕВЫЙ НЕЛИНЕЙНЫЙ АВТОВОЛНОВОЙ ПРОЦЕСС ПОВОРОТНОГО ТИПА

Панин В.Е.

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

Разрушение есть заключительная стадия пластической деформации твёрдых тел как потери их сдвиговой устойчивости на различных структурно-масштабных уровнях. На основе неравновесной термодинамики показано, что разрушение возникает в условиях, когда в деформируемом материале в локальных зонах гидростатического растяжения термодинамический потенциал Гиббса становится больше нуля, и кристалл теряет свою термодинамическую устойчивость. Разрушение должно описываться на основе совместных подходов физической мезомеханики и неравновесной термодинамики.

Раскрытие трещины связано с поворотной модой деформации на мезо- или макромасштабном уровнях. Этот процесс должен аккомодироваться поворотными модами деформации всей иерархии структурно-масштабных уровней. Поэтому в вершине распространяющейся трещины должна формироваться локальная зона с критической плотностью деформационных дефектов. Это учитывается в современных теориях механики разрушения на макромасштабном уровне. Самосогласование многоуровневого процесса разрушения может быть описано на основе калибровочной теории дефектов в деформируемом твёрдом теле.

В [1] методами калибровочной теории дефектов показано, что пластическая деформация твёрдых тел развивается как диссипативный волновой процесс. На основе работ [2,3] делается подобное заключение и о многоуровневом процессе разрушения. Основополагающую роль в нелинейном волновом процессе разрушения играют поворотные моды деформации. Критерием разрушения является условие  $\sum_{i=1}^N \text{rot } J_i \neq 0$ , где  $J_i$  есть поток дефектов на  $i$ -м структурно-масштабном уровне.

Результаты экспериментального исследования многоуровневого процесса деформации в шейке поликристаллов различных металлов и сталей подтвердили волновой характер развития разрушения при активном растяжении. Исследованием усталостного разрушения при циклическом нагружении экспериментально доказана определяющая роль поворотных мод деформации в волновом механизме распространения усталостных трещин.

Рассмотрены особенности волновой природы разрушения твёрдых тел в различных условиях нагружения.

## Список литературы

1. Панин В.Е., Гриняев Ю.В., Егорушкин В.Е. Спектр возбужденных состояний и вихревое механическое поле в деформируемом кристалле // Изв. вузов. Физика. – 1987. – т. 30. – № 1. – С. 36–51.
2. Panin V.E. Overview on mesomechanics of plastic deformation and fracture of solids//Theor. Appl. Fracture Mech.-1998.-№1.-p.1-11.
3. Панин В.Е., Гриняев Ю.В., Панин А.В. Полевая теория многоуровневого пластического течения в шейке деформируемого твердого тела // Физическая мезомеханика. – 2007. – Т. 10. – № 5. – С. 5-16.

# ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЙ ПОДХОД К УПРАВЛЕНИЮ ФАЗОВЫМИ ПРЕВРАЩЕНИЯМИ В ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ В ПРОЦЕССЕ ИХ ПРОИЗВОДСТВА

Могутнов Б.М.

*ЦНИИчермет им. И.П.Бардина, г.Москва, Россия,*  
[bmogutnov@mtu-net.ru](mailto:bmogutnov@mtu-net.ru)

Свойства современных легированных сталей обеспечиваются не просто определенными химическим и фазовым составами, а благодаря проведению в ходе их производства фазовых превращений и реакций выделения необходимых избыточных, в частности карбонитридных, фаз на строго определенных стадиях обработки. Решения проблем, возникающих при разработке легированных сталей и технологий их производства, существенно облегчаются предварительным термодинамическим анализом фазовых равновесий, базирующихся на современных достижениях термодинамики сплавов. В докладе представлена термодинамическая модель для расчета химических равновесий в многокомпонентных системах, которая позволяет при заданных общих концентрациях компонентов и температуре определять, какие фазы из возможного в рассматриваемой системе набора находятся в равновесии, в том числе метастабильном, и рассчитать их количества и состав.

На примерах низколегированной высокоуглеродистой стали перлитного класса и низкоуглеродистой стали 08Ю продемонстрирована эффективность применения термодинамических расчетов для решения задач торможения роста зерен аустенита при температурах термической обработки и горячей прокатки. Установлено, что в сталях первого типа для этих целей наиболее удобны включения карбонитрида ванадия. Несмотря на неблагоприятное воздействие титана на условия формирования  $V(C,N)$ , при практически любом содержании азота можно подобрать диапазон концентраций ванадия, который позволяет получить необходимую мольную долю этого соединения в виде дисперсных частиц и тем самым обеспечить стабилизацию зеренной структуры. В сталях второго типа ключевая роль принадлежит  $AlN$  и  $MnS$ , на реакции выделения которых существенное влияние оказывает совершенствование металлургических технологий, приводящее к постоянному снижению концентраций серы и азота.

Термодинамический анализ фазовых превращений в стали 12X18H10T позволил выявить, что появление поверхностных дефектов при горячей прокатке крупнотоннажных слитков этой стали на ЗАО ВМЗ “Красный Октябрь” обусловлено формированием при нагреве структуры с повышенным количеством феррита. На основании термодинамической модели был разработан режим управления нагревом слитков, учитывающий конкретный химический состав стали, применение которого обеспечило существенное снижение дефектности.

Обсуждены реакции, которые могут протекать при распаде аустенита в области температур, где только атомы внедрения могут перераспределяться между продуктами превращения. Ограниченная диффузионная подвижность атомов элементов замещения может существенно влиять на процессы превращения аустенита, увеличивая разнообразие протекающих при этом реакций. К наиболее интересным результатам проведенного анализа паравравновесий следует отнести предсказание возможности полного распада аустенита на паравравновесную смесь феррит + цементит, которая при продолжительных выдержках должна преобразовываться в равновесную смесь  $\alpha$ - и  $\gamma$ -фаз. Другими словами при распаде аустенита могут наблюдаться на первый взгляд необычные явления: исчезновение, а затем появление аустенита и, наоборот, выпадение, а затем полное растворение цементита.

# FROM MESOSCOPIC TO ATOMISTIC MODELING OF PHASE TRANSFORMATIONS IN SOLID

**Zapolsky H.**

*Groupe de Physique des Matériaux,  
UMR 6634 CNRS – Université de Rouen*

The term ‘multiscale material modeling’ refers to theory a simulation of material properties and behaviour across length and time scales from the atomistic to the macroscopic. With the increase in the application of new experimental tools and new material synthesis techniques to nano/micro systems, multiscale material modeling has emerged as a significant approach in computational materials research. Large progress in computer power allowed to simulate the large systems at very long scale time. Computationally, adaptive mesh refinement is often employed to resolve fine scales in processes with large disparity in length scales whereas techniques, such as implicit solvers have been developed to deal with stiffness of differential equations. Despite widespread interest and efforts, major challenges exist for the simulation of nano/micro scale systems over a realistic range of time, length, temperature as well as in multiple physical conditions and environments. In the last decades, many concurrent simulation models have been developed to reproduce the microstructural evolution in alloys. The microscopic approach to simulate the morphology evolution of microstructure in solid was firstly proposed by A. Khachaturyan. This approach gives the evolution of atomic density function on the fixed atomic positions. This model was successfully applied to describe many different phenomena like order-disorder phase transitions, spinodal decomposition, congruent ordering and cubic tetragonal martensitic transformation. The limitation of this model comes from the limitation of computer power. In this approach each site in the simulation box corresponds to the atomic positions which limit the size of this box approximately to 50nm. This method is interested to apply in order to understand the redistribution of atoms in nanometric domains but it becomes inoperated in studying of a microstructural evolution at long aging times, where the size of each precipitates is bigger than the size of simulation box. In recent years the phase field model was largely used to simulate the microstructural evolution at mesoscale. One of its main advantages is that the temporal evolution of any arbitrary microstructures can be predicted without any a priori assumptions about their evolution path. For example, it has been used to explain many of the morphological evolutions in coherent solids including Ni-base superalloys, martensitic transition, solidification and many others. Despite the tremendous success of phase-field modelling in predicting many of the experimentally observed microstructures in solids, additional progress is required in order to apply it to predict the microstructure evolution in real multi-component alloy systems. For example, there exists no systematic approach for obtaining the thermodynamic and kinetic input to the phase-field models although a number of efforts have been reported in connecting phase-field models with existing thermodynamic and kinetic databases.. Another problem in the phase field model that it is exact in the description of phenomena where interface between the coexisting phases is quit large (diffusive interface) but becomes inexact for in case of solid-liquid transition or coherent incoherent transition precipitates. Recently, K. Elder and Y.Jin, A. Khachatyryan proposed Atomic density approach for unconstraint crystal lattice which closely relates to the previously proposed microscopic approach, based on diffusive microscopic equation.

The main focus on this presentation will be on the link between different approaches which studied a microstructural evolution at different time and length scales. The examples of applications of these models to simulate the kinetics of phase transition in Ni- and Al-based alloys will done.

## $\alpha \rightarrow \gamma$ ПРЕВРАЩЕНИЕ В СПЛАВАХ Fe-Ni

Эстрин Э.И.

*Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии  
имени И.П. Бардина, Москва, Россия*  
[eiestrin@mail.ru](mailto:eiestrin@mail.ru)

Полиморфные превращения в двух- и многокомпонентных веществах при низких температурах происходят, как и в однокомпонентных веществах, мартенситным механизмом, при высоких температурах – диффузионным путем в соответствии с диаграммой фазовых равновесий. Значительно менее ясны закономерности превращений в многокомпонентных материалах в промежуточном интервале температур, когда скорость диффузии сопоставима со скоростью перестройки решетки.

Изучение  $\alpha$ - $\gamma$  превращения в сплавах Fe-Ni с различным (от 5 до 24%) содержанием никеля и, соответственно, различным температурным интервалом превращения и явилось целью настоящей работы.

$\alpha \rightarrow \gamma$  превращение начинается внутри двухфазной  $\alpha + \gamma$  области диаграммы состояния при температурах выше  $T_0$ . Начальная скорость изотермического  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращения экспоненциально увеличивается по мере повышения температуры и не испытывает каких-либо аномалий на границе двухфазной ( $\alpha + \gamma$ ) и однофазной ( $\gamma$ ) областей.

В двухфазной  $\alpha + \gamma$  области изотермическое  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращение затухает и прекращается при наличии  $\alpha$ -фазы. Предельный эффект превращения увеличивается при повышении температуры и достигает 100% на границе двухфазной области.

Изотермическое  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращение в двухфазной области сопровождается перераспределением никеля между  $\alpha$ - и  $\gamma$ -фазами. Обоеднение  $\alpha$ -фазы никелем приводит к повышению температуры  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращения при последующем нагреве, обогащение  $\gamma$ -фазы - к ее стабилизации. Степень стабилизации  $\gamma$ -фазы увеличивается при увеличении содержания никеля в сплаве и зависит от температуры изотермической выдержки. Максимальная стабилизация  $\gamma$ -фазы наблюдается после изотермического  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращения при температурах вблизи 540°C. При более низких и более высоких температурах превращения степень стабилизации  $\gamma$ -фазы уменьшается.

Нагрев в однофазную  $\gamma$  область после изотермического  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращения устраняет эффекты, связанные с  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращением в двухфазной области.

Высокая дисперсность и повышенная устойчивость  $\gamma$ -фазы, возникающей при изотермическом  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращении в определенном интервале температур внутри двухфазной области, приводят к возникновению при охлаждении после такой обработки ультрадисперсной смеси  $\alpha$ - и  $\gamma$ -фаз.

На основании полученных и литературных данных обсуждаются закономерности превращений в многокомпонентных веществах в промежуточном интервале температур.

## **ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ**

**Глезер А.М.**

*Институт металловедения и физики металлов  
ГНЦ ЦНИИчермет им. И.П.Бардина*

Систематически проанализированы структурные механизмы пластического течения аморфных и нанокристаллических сплавов, а также особенности деформации при переходе из аморфного состояния в нанокристаллическое. Рассмотрена природа пластичности и структурная модель отпускной хрупкости аморфных сплавов типа металл-металлоид. Подробно изучено взаимодействие полос сдвига, распространяющихся в аморфной матрице, с кристаллическими наночастицами. Установлено аномальное снижение деформирующих напряжений по мере уменьшения размера кристаллической фазы в аморфно-нанокристаллическом состоянии. Детально проанализировано пластическое течение по межкристаллитным аморфным прослойкам и эффекты зернограничного проскальзывания в нанокристаллах. Предложена новая классификация нанокристаллов с позиций их механического поведения.

## **ВЛИЯНИЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МАГНИТНЫЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ**

**Глезер А.М., Плотникова М.Р., Шалимова А.В.**

*ЦНИИчермет им. И.П. Бардина, Россия, Москва  
[gretxen@rambler.ru](mailto:gretxen@rambler.ru)*

Изучено влияние мегапластической деформации (МПД) на физико-механические и магнитные свойства аморфных сплавов типа металл-металлоид.

На стадиях МПД, предшествующих нанокристаллизации происходит существенное перераспределение атомов в рамках аморфного состояния, которое приводит к существованию нескольких аморфных «фаз» с различным композиционным ближним порядком. Как следствие, на этих стадиях МПД проявляются аномальные изменения магнитных и других физических свойств, в частности, резкое увеличения намагниченности насыщения. Обнаружено явление формирования «магнито-механических петель», связанное с аномальным изменением магнитных и механических свойств на различных стадиях нанокристаллизации.

Показано, что величина микротвёрдости значительно снижается для всех изученных сплавов на ранних стадиях МПД, а затем монотонно возрастает, достигая значений, существенно превышающих исходные.

Обнаружено, что при МПД аморфных сплавов в результате нанокристаллизации, образуются фазы, которые отсутствуют при стандартных термических обработках.

Предложена теория, объясняющая процессы структурных изменений, происходящих в аморфных сплавах под воздействием мегапластической деформации.

## АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ГРАНИЦ ДВОЙНИКОВ В 2Н СТРУКТУРЕ

**Остаповец А., Пайдар В.**

*Институт Физики Академии Наук Чешской Республики, Прага, Чешская Республика*  
[ostapov@fzu.cz](mailto:ostapov@fzu.cz)

В материалах с эффектом памяти формы имеют место различные процессы, связанные с мартенситными фазовыми превращениями. Двойникование в материалах с памятью формы представляет интерес для изучения, так как подвижность границ двойников может сильно влиять на свойства данных материалов.

В данной работе рассматриваются границы двойников в 2Н мартенсите. Три типа двойников существуют в 2Н структуре. Например, в сплаве Cu-Al-Ni наблюдаются двойники первого рода на плоскостях  $\{121\}$ , двойники второго рода на иррациональных плоскостях близких к  $\{231\}$ , а также «компаунд» двойники на плоскостях  $\{101\}$ .

В нашей работе проведено моделирование двойниковых границ на  $\{121\}$  и  $\{231\}$  плоскостях с использованием многочастичных межатомных потенциалов типа Финнис-Синклэр. Были найдены три различные конфигурации границы на  $\{121\}$ , при этом наименьшей энергией обладает граница, центральная плоскость которой имеет удвоенную плотность атомов. В случае границы на  $\{231\}$  было обнаружено, что наименьшей энергией обладает фасетированная конфигурация границы.

*Авторы благодарят Грантовое Агентство Академии Наук Чешской Республики за поддержку данной работы (грант IAA100100920)*

## МОДЕЛИРОВАНИЕ ВОЗНИКНОВЕНИЯ ТЕКСТУРЫ В МОНОКРИСТАЛЛЕ Mg В ПРОЦЕССЕ РКУП

**Остаповец А., Шеда П., Ягер А., Лейчек П.**

*Институт Физики Академии Наук Чешской Республики, Прага, Чешская Республика*

Равноканальное угловое прессование (РКУП) является в последние годы популярным методом обработки материалов интенсивной пластической деформацией, что позволяет получить материалы с ультрамалыми размерами зерен. Данный метод состоит в продавливании образца, через два канала расположенные под углом друг к другу. При этом образцы подвергаются большой пластической деформации, которая приближенно может быть описана, как сдвиг на плоскости пересечения каналов. Главное преимущество РКУП перед другими методами интенсивной пластической деформации состоит в возможности достичь значительной величины деформации без сильных изменений размеров образца.

В данной работе производится моделирование возникновения текстуры в изначально монокристаллическом образце магния, в процессе равноканального углового прессования. Моделирование производится в рамках вязкопластической самосогласованной модели. Показано, что для получения согласия с экспериментальными результатами, необходимо ввести в модель небольшой изгиб образца на начальном этапе деформации.

*Авторы благодарят Академию Наук Чешской Республики за поддержку данной работы (грант KAN 300100801)*

## Г.В. КУРДЮМОВ И ЕГО ШКОЛА

Панкова М.Н.

*Институт Металловедения и физики металлов им. Г.В.Курдюмова,  
ФГУП ЦНИИЧермет им. И.П.Бардина,  
[pankovam@mtu-net.ru](mailto:pankovam@mtu-net.ru)*

Приведен обзор теоретических и практических работ сотрудников Института Металловедения и физики металлов им. Г.В.Курдюмова, в том числе перечислены открытия, сделанные коллективом сотрудников Института: термоупругий мартенсит и влияния излучения на состояние атомно-кристаллической решетки мартенсита. Обсуждается вклад этих работ и монографий сотрудников, в развитие современных научных представлений о мартенситном превращении. В докладе подчеркнуто, что практическим развитием теоретических работ Института стало создание высокопрочных сталей и сплавов со структурой мартенсита, широко применяемых в промышленности.

## НАНОСТЕКЛА И АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ – НЕКОТОРЫЕ НОВЫЕ ПОДХОДЫ

Андреевский Р.А.

*Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка, Россия  
[ara@icp.ac.ru](mailto:ara@icp.ac.ru)*

Главная роль в концепции Глейтера о наноматериалах (1981-1986 гг.) отводилась поверхностям раздела (межзеренным и межфазным границам) как фактору, позволяющему существенно изменять свойства твердых тел путем модификации структуры и электронного строения, а также за счет легирования химическими элементами независимо от размера их атомов и типа химической связи. В развитие этих соображений о важности поверхностей раздела в работах [1,2] рассматривается новый тип наноматериалов с перенастраиваемой структурой – наностекла (nanoglasses with tunable atomic structures). При консолидации последних происходит делокализация поверхностей раздела, что позволяет ввести в наностекла большие количества дефектов, существенно влияя таким образом на явления переноса, свойства типа проводимости и другие характеристики.

В докладе рассматривается новая информация о влиянии размерного фактора на свойства аморфных объектов (металлические стекла на основе циркония и меди), а также аморфно-кристаллических пленочных нанокомпозитов (тугоплавкие нанокристаллы в аморфных матрицах). Переход от хрупкого разрушения к пластичному наблюдается для высокопрочных металлических стекол при уменьшении диаметра образцов до 100 нм (прочность ~2.25 ГПа, пластичность ~ 25%) [3].

1. H. Gleiter. Nanoscience and nanotechnology: the key to new studies in areas of science outside of nanoscience and nanotechnology. MRS Bull. **34**, 456 (2009).
2. H. Gleiter. Are the ways to synthesize materials beyond the limits of today? Metall. Mater. Trans. A. **40**, 1499 (2009).
3. D. Jang, J.R. Greer. Transition from a strong-yet-brittle to a stronger-and-ductile state by size reduction of metallic glasses. Nature Materials **9**, 215 (2010).

## ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МИКРОТВЕРДОСТИ МОНОКРИСТАЛЛОВ ФУЛЛЕРИТА C<sub>70</sub>

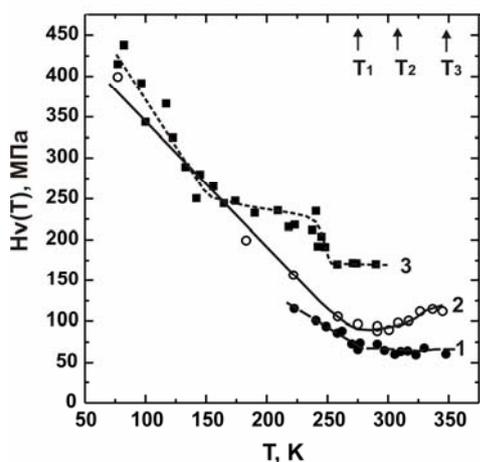
Лубенец С.В.<sup>(1)</sup>, Фоменко Л.С.<sup>(1)</sup>,  
Осипьян Ю.А.<sup>(2)</sup>, Орлов В.И.<sup>(2)</sup>, Сидоров Н.С.<sup>(2)</sup>, Изотов А.Н.<sup>(2)</sup>

<sup>(1)</sup>ФТИНТ НАН Украины, г. Харьков, Украина, [fomenko@ilt.kharkov.ua](mailto:fomenko@ilt.kharkov.ua)

<sup>(2)</sup>ИФТТ РАН, г. Черноголовка, Россия, [orlov@issp.ac.ru](mailto:orlov@issp.ac.ru)

В структуре фуллерита C<sub>70</sub> при охлаждении происходит ряд фазовых переходов, связанных с ориентационным упорядочением молекул: ГПУ→ДГПУ (деформированная ГПУ)→моноклинная решетки, что может проявиться в механических свойствах кристалла. Целью работы было исследование температурной зависимости микротвердости  $H_V(T)$  фуллерита C<sub>70</sub>, главным образом в низкотемпературной области, которая оставалась до настоящего времени не изученной.

На рисунке приведены зависимости  $H_V(T)$ , полученные при индентировании плоскости базиса (1) и плоскости пирамиды (2) монокристаллов C<sub>70</sub>. Низкотемпературную часть зависимости (77-291 К) измеряли при понижении температуры, а высокотемпературную – при повышении. Абсолютные значения  $H_V$  при комнатной температуре составили ~(65-70) МПа для базисной плоскости и ~(90-95) МПа для плоскости пирамиды. Эти значения почти в 2 раза ниже тех, которые наблюдали в работе [1], что обусловлено, по-видимому, более высокой чистотой и большим структурным совершенством наших образцов.



Верхняя граничная температура испытаний близка к температуре фазового превращения ДГПУ→ГПУ при нагревании:  $T_3 \approx 348$  К. При переходе в высокосимметричную фазу наблюдалось интенсивное растрескивание поверхности, что затрудняло измерение  $H_V$  при  $T > 350$  К. Только в отдельных случаях получались отпечатки, размер которых можно было измерить. Исследования показали, что: 1)  $H_V$  практически не чувствительна к фазовому переходу; 2) высокотемпературная ГПУ фаза более хрупкая; 3) переход в низкотемпературную ДГПУ фазу при охлаждении происходит при температуре  $T_2$  примерно на 40 К ниже, чем обратный переход при нагревании.

К основным особенностям зависимости  $H_V(T)$  кристаллов C<sub>70</sub> относятся: 1) атермичность  $H_V$  (кривая 1) или небольшой рост  $H_V$  при повышении температуры (кривая 2) при  $T > 275$  К; 2) излом на зависимости  $H_V(T)$  в области низкотемпературного фазового перехода ДГПУ → моноклинная решетка при  $T_1 \approx 275$  К. При температуре  $T < 275$  К наблюдается сильная температурная зависимость  $H_V$ . Микротвердость увеличивается в несколько раз при понижении температуры от 275 К до 77 К, что связано с существенным влиянием на кинетику скольжения термоактивационных процессов. В отличие от кристаллов C<sub>60</sub> (кривая 3) [2] на  $H_V(T)$  для C<sub>70</sub> отсутствует ступенька и смежное с ней плато, что может быть вызвано различиями в протекании процесса ориентационного упорядочения молекул в кристаллах C<sub>60</sub> и C<sub>70</sub>.

1. M. Tachibana, T. Yamaguchi, K. Kojima, H. Sakuma, J. Appl. Phys. **90**, 470 (2001).
2. С.В.Лубенец, В.Д.Нацик, Л.С.Фоменко и др., ФНТ **23**, 338 (1997).

## РЕЗОНАНСНОЕ ВОЗБУЖДЕНИЕ ДВИЖЕНИЯ ДИСЛОКАЦИЙ В КРИСТАЛЛАХ NaCl В МАГНИТНОМ ПОЛЕ ЗЕМЛИ

Альшиц В.И., Даринская Е.В., Колдаева М.В., Петржик Е.А.,  
Шведченко Д.О.

*Институт кристаллографии РАН, Москва, Россия;*  
[alshits@ns.crys.ras.ru](mailto:alshits@ns.crys.ras.ru)

В серии кристаллов NaCl с разным содержанием примеси исследовано движение дислокаций, вызванное совместным действием на образцы магнитного поля Земли  $B_{Earth} = 49.97 \cdot 10^{-6}$  Тл и поля накачки  $\tilde{B} \sim 10^{-6}$  Тл, создававшегося переменным током регулируемой частоты  $\nu \sim 1$  МГц. Других воздействий на кристаллы не было. Изучались кристаллы, выращенные в Венгрии (с четырьмя разными концентрациями примеси Са), а также – в Петербурге и в Никольске (в них известны лишь совокупные концентрации примеси). Мы будем упоминать их как кристаллы В-, П- и Н-типа.

Первая серия опытов выполнялась на образцах, сориентированных так, чтобы одно из их ребер  $\langle 100 \rangle$  было параллельно полю Земли  $B_{Earth}$ . На всех кристаллах наблюдался острый пик дислокационных пробегов  $I(\nu)$  с максимумом при частоте  $\nu = 1.380$  МГц в условиях, когда ориентации дислокаций ( $L$ ) и магнитных полей  $B_{Earth}$  и  $\tilde{B}$  были взаимно ортогональны. Найденная резонансная частота соответствует классическому условию ЭПР  $h\nu = g\mu_B B_{Earth}$  при  $g \approx 2$ . При  $\tilde{B} \parallel B_{Earth} \perp L$  дислокации вели себя по-разному в зависимости от типа кристалла. В кристаллах Н-типа в этих условиях пробеги дислокаций резко уменьшались, опускаясь на уровень фона. В остальных кристаллах пики пробегов были соизмеримой высоты и отвечали той же частоте. Измерены зависимости высоты пиков при  $\tilde{B} \perp B_{Earth}$  и  $\tilde{B} \parallel B_{Earth}$  от концентрации Са в кристаллах В-типа, а также зависимость амплитуды эффекта от угла между полями  $\tilde{B}$  и  $B_{Earth}$  для кристаллов Н-типа. При любых ориентациях поля  $\tilde{B}$  для дислокаций, параллельных полю Земли ( $L \parallel B_{Earth}$ ), наблюдались сильно сглаженные пики пониженной амплитуды.

Вторая серия опытов выполнялась на кристаллах П и В серий в условиях, когда образцы стояли на горизонтальной подложке так, чтобы одна их грань содержала поле Земли  $B_{Earth}$ . А поле накачки выбиралось параллельным горизонтальной ( $B_{Earth}^{\parallel}$ ), либо вертикальной ( $B_{Earth}^{\perp}$ ) составляющей поля Земли. В этом варианте при обеих ориентациях поля  $\tilde{B}$  наблюдались два пика пробегов  $I(\nu)$  при частотах  $\nu_1 = 0.65$  МГц и  $\nu_2 = 1.18$  МГц, отвечающих соотношениям  $h\nu_1 = g\mu_B B_{Earth}^{\parallel}$  и  $h\nu_2 = g\mu_B B_{Earth}^{\perp}$ . В ранее выполненных опытах на кристаллах Н-типа [1] те же пики наблюдались раздельно: при  $\tilde{B} \parallel B_{Earth}^{\perp}$  – пик  $\nu_1$ , а при  $\tilde{B} \perp B_{Earth}^{\perp}$  – пик  $\nu_2$ .

1. В.И. Альшиц, Е.В. Даринская, В.А. Морозов и др. Письма в ЖЭТФ, **91** (2010) 97.

# О ЖИДКО-ПОДОБНОМ СТАЦИОНАРНОМ СОСТОЯНИИ ЧАСТИ ГРАНИЦ ЗЁРЕН В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ ПРИ ИНТЕНСИВНОМ ИЛИ СВЕРХПЛАСТИЧНОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ

Нечаев Ю.С.

*ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Россия, Москва,  
Институт металловедения и физики металлов им. Г.В. Курдюмова,  
[yuri1939@inbox.ru](mailto:yuri1939@inbox.ru)*

В свете результатов [1-4] рассматриваются некоторые физические аспекты структурно-фазовых изменений так называемых «неравновесных» границ, образующихся при наноструктурировании металлических материалов посредством интенсивного пластического деформирования, а также при сверхпластичном деформировании.

Проведено термодинамическое рассмотрение периодического («трехуровневого») изменения состояния «неравновесных» границах зерен от состояния I с пренебрежимо низкой плотностью «захваченных» решеточных дислокаций (как для «равновесных» границ) к состоянию II с предельно высокой плотностью «захваченных» решеточных дислокаций, энергия которых близка к энергии плавления материала (переход I→II), с последующим переходом к жидкоподобному состоянию III (переход II→III, типа «плавления») и возвращению к исходному состоянию (переход III→I, типа «кристаллизации»).

Рассмотрено стационарное распределение границ зёрен в деформируемом материале по трём состояниям (I, II, III), включая жидкоподобное состояние III.

Показано, что соответствующие (периодические) локальные изменения объема при данных переходах (особенно, при переходе III→I) могут обуславливать высокие локальные напряжения в областях границ зерен, отмеченные (без интерпретации) во многих работах.

Последовательность (в цикле I→II→III→I...), периодичность и кинетика данных переходов, очевидно, связаны с проявлением различных аккомодационных процессов (механизмов) с ограниченной интенсивностью (потенциальной способностью или производительностью) аккомодации межзеренной структуры при «захвате» и/или «поглощении» границами зерен решеточных дислокаций и вакансий, что, в частности, может привести к «зубчатости» (или «волнистости») границ, по-видимому, отвечающей экстенсивному пути их «самоорганизации» при деформировании материала.

Такая модель позволяет количественно интерпретировать не только экспериментальные данные о высоких локальных напряжениях в областях границ зерен, но также известные данные об аномальном (нано-микро) распределении зёрен по размерам и известные данные об аномалиях диффузии и межзёренного растрескивания в деформированных металлических материалах.

1. Yu.S. Nechaev. "On the possibility of the liquid-like state in the grain boundary regions of polycrystals". // Colloque de Physique, Colloque C1. 1990. supplément au n° 1. Vol. 51. P. 287-292.
2. Ю.С. Нечаев. "Возможности образования жидкоподобного состояния в областях границ зерен в металлах при сверхпластичном деформировании". // Физика и химия обработки материалов. 1992. Т. 26. # 5. С. 610-614.
3. Ю.С. Нечаев. «О микромеханизмах аморфизации металлических материалов». // Известия Академии Наук. Серия Физическая. 2001. Т. 65, № 10. С. 1507-151
4. Yu.S. Nechaev. "On the physics of enhanced Fickian diffusion and structural-phase changes in intensively deforming metallic materials". // Diffusion and Defect Forum. 2006. Vols. 251-252. P. 123-126.
5. Ю.С. Нечаев. «Физические комплексные проблемы старения, охрупчивания и разрушения металлических материалов водородной энергетики и магистральных газопроводов». // Успехи физических наук. 2008. Т. 178. № 7. С. 709-726.

## К ВОПРОСУ О МЕХАНИЗМАХ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В УГЛЕРОДИСТЫХ И АЗОТИСТЫХ СТАЛЯХ

Нечаев Ю.С.

ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Россия, Москва,  
Институт металловедения и физики металлов им. Г.В. Курдюмова,  
[yuri1939@inbox.ru](mailto:yuri1939@inbox.ru)

В настоящем аналитическом исследовании рассматриваются (в свете результатов [1-5]) соответствующие экспериментальные и теоретические данные в плане решения некоторых фундаментальных «открытых» вопросов, сформулированных академиком Г.В. Курдюмовым, о природе и механизмах мартенситного превращения (МП) на электронном, атомном и наноструктурном уровне, главным образом, применительно к углеродистым и азотистым сталям.

Показано, что механизм образования в углеродистых сталях мартенсита (метастабильная низкотемпературная, наноструктурированная фаза – пересыщенный раствор внедрения углерода в  $\alpha$ -железе) при достаточно быстром непрерывном охлаждении исходного аустенита (стабильная высокотемпературная фаза – раствор внедрения углерода в  $\gamma$ -железе) может быть связан с самопроизвольным протеканием в материале определённой квазихимической «реакции» в образующихся в процессе его охлаждения различных кластерных нанобластях – «нанореакторах», содержащих исходные «карбоаустенитные молекулы» (с шаровой симметрией) из атомов  $\gamma$ -железа, углерода и октаэдрических  $\gamma$ -междоузлий ( $\gamma\text{Fe}_6\text{C}(\text{OM}_\gamma)_6$ ).

При этом имеет место локальное перераспределение электронной плотности (и атомов железа) в исходных «молекулах»  $\gamma\text{Fe}_6\text{C}(\text{OM}_\gamma)_6$  в «нанореакторах» (электронная, не лимитирующая стадия МП), приводящее к образованию и упорядочению новых «карбоферритных молекул» ( $\alpha\text{Fe}_2\text{C}(\text{OM}_\alpha)_6$ ) из атомов  $\alpha$ -железа, углерода и октаэдрических  $\alpha$ -междоузлий (с цилиндрической симметрией и более прочными ковалентными  $\sigma$ -связями Fe-C), а также к образованию определённого количества  $\alpha$ -железа (в «нанореакторах»).

Это обуславливает возникновение за счёт энергии квазихимической реакции высоких локальных напряжений, приводящих к МП, т.е. к бездиффузионному образованию пластинчатой мартенситной наноструктуры внутри исходных аустенитных зёрен посредством высокоскоростной сдвиговой деформации (лимитирующая стадия МП) в напряжённых нанобластях материала (с сохранением когерентности их межфазных границ на начальных стадиях МП).

Показано также, что при МП может происходить сопутствующий процесс, - диффузионное перераспределение значительной части углерода из объёма материала к дислокациям с образованием на них карбидоподобных наносегрегаций, протекающее с аномально высокими коэффициентами диффузии, отвечающими механизму краудионного типа.

Аналогичное рассмотрение проведено и для азотистых сталей. Показаны существенные различия наномеханизмов МП в углеродистых и азотистых сталях.

1. Нечаев Ю.С. «Природа, механизмы и ‘формула’ мартенситного превращения в сталях». // В: Сборник тезисов докладов на Первых Московских Чтениях по проблемам прочности материалов, посвящённых памяти В.Л. Инденбома и Л.М. Утевского, Москва, 1-3 декабря 2009, ЦНИИчермет им. И.П. Бардина и ИК А.В. Шубникова РАН, М: Лекс+, 2009, С. 126.
2. Нечаев Ю.С. «Механизмы ‘реакций’ мартенситного превращения и водородного растрескивания углеродистых и азотистых сталей». // Международный научный журнал «Альтернативная Энергетика и Экология». 2009. # 11 (79). С. 56-67.

3. Нечаев Ю.С. «Физические комплексные проблемы старения, охрупчивания и разрушения металлических материалов водородной энергетики и магистральных газопроводов». // Успехи физических наук. 2008. Т. 178. № 7. С. 709-726.
4. Yu.S. Nechaev, A. Öchsner. "On physical nanoscale aspects of compatibility of steels with hydrogen and natural gas". // Journal of Nanoscience and Nanotechnology. 2010. Vol. 10. Iss. 2. P. 1398-1413.
5. Nechaev Yu.S. On the physics of enhanced Fickian diffusion and structural-phase changes in intensively deforming metallic materials. // Diffusion and Defect Forum. 2006. Vols. 251-252. P. 123-126.

## THERMODYNAMICS AND KINETICS OF GRAIN BOUNDARIES AND GRAIN BOUNDARY JUNCTIONS AND THE STABILITY OF NANOCRYSTALLINE SYSTEMS

**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*

The results of the latest experimental, theoretical and computer simulation studies of thermodynamics and kinetics of grain boundaries and grain boundary junctions (triple junctions and quadruple points) are presented.

With respect to thermodynamics the results of experimental measurements of the grain boundary excess free volume (BFV) in tilt grain boundaries in Al and the line tension of grain boundary triple junctions in tricrystals of Cu are discussed. The consequences of the mentioned measurements are considered. In particular, the effect of the grain boundary excess free volume on the stability of nanocrystalline systems and the contribution of grain boundary triple junction energy to driving force of grain boundary migration and to drag effect of second-phase particles on grain boundary motion.

The effect of facets and grain boundary ridges on migration of high-angle boundaries is investigated. The developed theory of the joint motion of curved boundary with the facets and the ridges in the steady-state regime allows to derive the mobility of the facets and ridges and their temperature dependence from the experimental data. It is shown that the steady-state motion of faceted boundary and of the boundary with the ridges corresponds to a maximum dissipation rate of the free energy of the system.

The effect of a finite triple and quadruple junction mobility on grain growth and the grain microstructure evolution has been studied. It was found that the behavior of the system is determined by the dimensionless parameter  $A_{tr}$  and  $A_{qp}$  respectively. Numerous experimental studies and computer simulations were carried out in order to determine the effect of these parameters on grain growth. The results show that a finite junction mobility slows down the grain boundary motion and the grain growth drastically and, what is more important, changes essentially our understanding of the processes of grain growth and microstructure evolution in the polycrystals, first of all in fine grained and nanocrystalline polycrystals.

# РЕНТГЕНДИФРАКЦИОННЫЙ АНАЛИЗ СТРУКТУРНЫХ ПЕРЕХОДОВ В КРИСТАЛЛАХ С ОСОБЫМИ ФИЗИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ

Шехтман В.Ш.

*Институт физики твёрдого тела РАН, 142432, г. Черноголовка, Россия,*  
[shekht@issp.ac.ru](mailto:shekht@issp.ac.ru)

1. Структурные задачи в физике твердого тела могут в ряде случаев рассматриваться, как развитие важнейших эвристических эпизодов раннего периода рентгеноструктурного анализа. Можно отметить, например, установленное на золото-медных сплавах явление упорядочения, которое имело затем многочисленные яркие следствия для теории твердого тела и всей терминологии фазовых превращений. Характерно также экспериментальное обнаружение многообразных дефектов кристаллической структуры. Так, «феномен реального кристалла» возник в результате работ Дарвина, который был вынужден ввести модель субзерен, блоков мозаики и т.п. для устранения противоречия между строгой дифракционной теорией и количественными характеристиками эксперимента. Этим было положено начало весьма широким исследованиям дефектной структуры и, как следствие, связи дислокационной физики с фундаментальными свойствами кристаллов.

2. Весьма существенными явились те особенности нарушений трансляционной периодичности, которые связаны с трансформацией кристаллических структур при фазовом переходе. Эта область в значительной степени связана с проблемой бездиффузионных, кооперативных структурных превращений. Здесь непосредственным импульсом явились классические работы Г.В. Курдюмова, посвященные природе мартенситных превращений в стали. По уровню воздействия на развитие современного материаловедения роль этих работ сопоставима с влиянием «технологических просветителей», внесших реальные схемы формирования ключевых свойств кристаллов. Примером такого рода может служить сравнение пространственной модели мартенситного превращения, как принципиально новой конфигурации, и того известного прорыва, который был в атомной модели «шестиугольных снежинок», представленной И.Кеплером в известном «новогоднем трактате».

3. Примеры структурных задач, получивших решение для реальных проблем формирования заданных свойств материалов путем направленного воздействия на структурные характеристики: упорядочение, бездиффузионные превращения, модулированные структуры, несоизмеримые композиты, квазикристаллы и икосаэдрические мотивы в сплавах. При этом использовались возможности по двум логическим разделам дифракционного эксперимента:

- анализ атомной модели, кристаллгеометрии конкретного структурного объекта,
- либо необходимая расшифровка многообразных процессов структурных преобразований. Развитие данного направления основывается на обнаружении общности структурных процессов, происходящих в интерметаллических соединениях, сегнетоэлектрических кристаллах, высокотемпературных сверхпроводниках. Решение этих задач связано, таким образом, с направленным использованием экспериментальных возможностей рентгенодифракционной современной техники.

## МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ АМОРФНО – НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

Глезер А.М.<sup>1,2</sup>, Пермякова И.Е.<sup>1</sup>, Шурыгина Н.А.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Москва, Россия

<sup>2</sup>ГОУ ВПО «МГУПИ», Москва, Россия

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

Существенное влияние на прочностные свойства при нанокристаллизации аморфных металлических сплавов оказывают структурные параметры наночастиц: размер частиц, их объемная плотность и объемная доля, тип кристаллической решетки, текстура, характер распределения по размерам и по объему в аморфной матрице.

Целью данной работы явилось экспериментальное изучение поведения сплавов на начальных стадиях перехода из аморфного состояния в кристаллическое. Объектами исследования являлись образцы трех исходно аморфных сплавов: Fe<sub>58</sub>Ni<sub>25</sub>B<sub>17</sub> (сплав 1), Fe<sub>50</sub>Ni<sub>33</sub>B<sub>17</sub> (сплав 2), Ni<sub>44</sub>Fe<sub>29</sub>Co<sub>15</sub>B<sub>10</sub>Si<sub>2</sub> (сплав 3), полученные методом спиннингования расплава (ширина лент 10 мм, толщина 20-25 мкм). Термическая обработка осуществлялась отжигом в вакууме при постоянной температуре в интервале 250-450<sup>0</sup>С в течение от 0,5 до 2 часов.

Начальная стадия кристаллизации, при которой происходит выделение первичных кристаллов, обнаруживается в сплаве 1 при 380<sup>0</sup>С, в сплаве 2 – при 360<sup>0</sup>С, в сплаве 3 – при 340<sup>0</sup>С.

Как показали исследования методом ПЭМ в сплавах 2 и 3 на всех изученных стадиях кристаллизации, средний размер (диаметр)  $d$  наночастиц был постоянным и составлял около 20 нм. Рост объемной доли нанокристаллов  $V_V$  происходил только за счет увеличения объемной плотности наночастиц  $N_V$ .

В сплаве 1 при значениях  $V_V \leq 0,1$  отмечается заметное снижение микротвердости HV, а при более высоких значениях  $V_V$  зависимость  $HV(V_V)$  выходит на насыщение.

В сплавах 2 и 3 увеличение температуры и времени отжига всегда приводило к росту значения HV. Зависимость микротвердости от объёмной доли нанокристаллов для сплава 2 может быть описана зависимостью типа  $HV = K(V_V)^n$ , где  $n = 1/3$ . Для сплава 3 аналогичная зависимость разбивается на два участка ( $(V_V)_{кр} = 0,2$ ), каждый из которых аналогичен зависимости, полученной для сплава 2.

На рис. 1 показана такая зависимость HV от среднего размера нанокристаллов  $d$ .

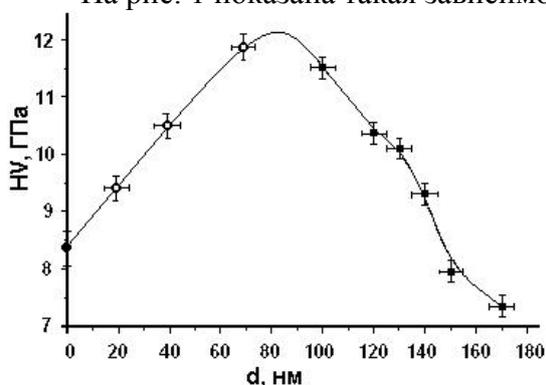


Рис. 1. Зависимость микротвердости HV от среднего размера  $d$  нанокристаллов для сплава 1

Установлено, что при среднем размере нанокристаллов  $d$  свыше 80-100 нм наблюдается размерная зависимость  $HV = f(d)$ , аналогичная соотношению Холла-Петча. При  $d < 70-80$  нм обнаружено аномальное снижение значений HV с уменьшением  $d$ , что связано, по-видимому, с превышением толщины зоны пластической деформации в полосах сдвига, распространяющихся в аморфной матрице, над размером наночастиц кристаллической фазы.

## ОБРАТИМЫЙ ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ $\gamma$ - МАРГАНЦА

Носова Г.И.

*Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии  
им. И.П. Бардина, г. Москва, Россия*

Проявление обратимого эффекта памяти формы в сплавах Mn–Cu и сплавах на основе этой системы с небольшими добавками таких элементов как Cr, Ni, Ge и др. обусловлено происходящим в них бездиффузионным обратимым фазовым переходом ГЦК $\leftrightarrow$ ГЦТ, имеющим признаки мартенситного превращения. Специфика термомеханического поведения этих сплавов состоит в неполном восстановлении формы продеформированного в мартенситном состоянии образца при обратном ГЦК-ГЦТ превращении и обратимом, практически безгистерезисном, формоизменении при последующем циклировании температуры, что позволяет сохранить термомеханические свойства неизменными при многократном (по имеющимся данным, до  $10^5$  раз) повторении циклов “нагрев-охлаждение”. Возможность осуществления такого термомеханического процесса определяется, в первую очередь, особенностями ГЦК $\leftrightarrow$ ГЦТ превращения и образующейся при этом структуры, и реализацией в ГЦТ-фазе механизмов деформации, приводящих к созданию в сплавах очагов направленных внутренних напряжений. Воздействие на характеристики превращения ГЦК $\leftrightarrow$ ГЦТ и прочностные свойства сплавов Mn–Cu путем термической обработки и дополнительного легирования позволяют достаточно широко изменять их термомеханические свойства и температуру интервала наибольшей термочувствительности, являющегося “рабочим”. Для известных в настоящее время сплавов на основе Mn–Cu он может быть реализован при температурах от  $-50$  до  $150-180^0$  С.

## УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫЕ АЛЮМИНИЕВЫЕ СПЛАВЫ: СТРУКТУРА, СВОЙСТВА, ПРИМЕНЕНИЕ

Добаткин С.В.

*Учреждение Российской академии наук Институт металлургии  
и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва, Россия*  
[dobatkin@imet.ac.ru](mailto:dobatkin@imet.ac.ru)

Согласно уравнению Холла-Петча, уменьшение размера зерна является мощным инструментом регулирования механических свойств. В последнее время получили заметное развитие методы интенсивной пластической деформации (ИПД) для формирования ультрамелкозернистой (УМЗ) (нано- и субмикроструктурной) структуры, в том числе и в алюминиевых сплавах. Целью настоящей работы является рассмотрение структуры и механических свойств УМЗ алюминиевых сплавов, а также возможностей их применения.

В основном, рассмотрены две схемы ИПД как наиболее развитые: кручение под гидростатическим давлением (КГД) и равноканальное угловое прессование (РКУП). Выявлено, что в алюминиевых сплавах при КГД при температурах  $20-200^0$ С обычно формируется структура со средним размером зерна  $50-200$  нм, а при РКУП при  $T=200-300^0$ С средний размер зерна –  $300-1000$  нм. Показано, что основной параметр структу-

ры алюминиевых сплавов – размер зерна, после ИПД зависит от легирования, исходного состояния и фазовых превращений, температуры и давления при ИПД.

Как для термоупрочняемых, так и для нетермоупрочняемых алюминиевых сплавов показано, что ИПД приводит к значительному повышению прочности ( $\sigma_b=400-600$  МПа при РКУП и  $\sigma_b=800-1100$  МПа при КГД) при существенном уменьшении пластичности ( $\delta=15-20$  % при РКУП и  $\delta=2-5$  % при КГД).

При высоком уровне прочности УМЗ алюминиевые сплавы проявляют низкотемпературную и высокоскоростную сверхпластичность. Причем после КГД сплавы с меньшим размером зерна показывают меньшие значения удлинения (500-1300%), чем сплавы после РКУП с большим размером зерна (1500-2300%). После КГД испытания на сверхпластичность проводятся на микрообразцах и меньшие значения удлинения при меньших размерах зерен объясняются маленькой толщиной испытываемых образцов.

Показано, что в условиях испытаний на многоцикловую усталость с постоянной амплитудой напряжений, несмотря на многочисленные наблюдения повышения предела усталости в УМЗ алюминиевых сплавах, нет однозначной корреляции между статическими прочностными характеристиками и характеристиками усталостной прочности. В области же малоциклового усталости или ограниченной выносливости заметно преимущество УМЗ алюминиевых сплавов по сравнению с обычными крупнозернистыми.

Показаны возможности использования УМЗ алюминиевых сплавов в качестве полуфабрикатов, как в виде листов, так и в виде прутков; целесообразность совмещения ИПД как предварительной операции с прямым прессованием для получения как полуфабрикатов, так и конечных деталей, а также перспективность миниатюризации установок ИПД вплоть до миллиметрового масштаба, и в первую очередь установок РКУП, для производства микромеханических приборов и микроэлектромеханических систем (МЭМС).

## **ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРНОГО ФАКТОРА НА МАРТЕНСИТНЫЕ ПЕРЕХОДЫ В СПЛАВАХ Fe**

**Варюхин В.Н.**

*Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАНУ, Донецк, Украина*  
[var@hpress.fti.ac.donetsk.ua](mailto:var@hpress.fti.ac.donetsk.ua)

В последнее время большое внимание специалистов, занимающихся созданием и исследованием новых материалов – физиков, металлургов, механиков – привлекают наноструктурные системы, которые обладают уникальным строением и свойствами и, следовательно, имеют научный и практический интерес.

В работе рассмотрены три фазы железа и его сплавов: ОЦК, ГЦК и ГПУ. Из рассмотрения термодинамики мартенситных превращений при сдвиге в гидростатически сжатых наноструктурах была определена граница стабильности исходных ОЦК- или ГЦК-фаз в наносистеме с заданным размером зерна равным  $D$  и получены условия возникновения пластинчатого зародыша кристалла ГПУ-фазы в объеме зерна исходной фазы в зависимости от количества примеси, стабилизирующей фазу высокого давления, межфазной поверхностной энергии, размера зерен, модулей упругости и собственной деформации мартенситной фазы.

В настоящей работе установлена зависимость равновесной толщины, а, следовательно, и относительного количества новой фазы от термодинамических условий превращения - давления, сдвигового напряжения, количества стабилизирующей примеси,

межфазной поверхностной энергии, размера зерен, модулей упругости и собственной деформации мартенситной фазы:

$$H_f = \left[ \left( P\delta\theta_{bf} + \tau \delta\Gamma_{bf} + \Delta f_{bf}^{st} c_{st} - \Delta f_{bf} - \frac{K}{2} \delta\theta_{bf}^2 - \frac{G}{2} \delta\Gamma_{bf}^2 \right) \alpha_V D_b - \gamma_f \alpha_L \right] \cdot [2\alpha_L G \delta\Gamma_{bf}^2]^{-1}$$

где  $\Delta f_{bf}$  – разность удельных свободных энергий двух неискаженных фаз при прямом переходе,  $\Delta f_{ac}^{st}$  – разность удельных свободных энергий двух фаз при изменении концентрации стабилизирующей (возникающую  $f$ -фазу) примеси на 1 молярный процент;  $c_{st}$  – доля стабилизирующей примеси в мол.%;  $\alpha_V$ ,  $\alpha_L$ ,  $\alpha_S$  – численные коэффициенты порядка единицы, зависящие от конфигурации зерна и пластины,  $\gamma_f$  – поверхностная энергия зарождающейся  $f$ -фазы,  $K$ ,  $G$  – модули упругости,  $D_b$  – размер зерна материнской при прямом превращении  $b$ -фазы,  $P$  – гидростатическое давление.

Получены выражения, определяющие термодинамические границы стабильности исходной фазы в наносистеме с размером зерна равным  $D$ . В частности, предел текучести обусловленный прямым мартенситным превращением можно записать в виде:

$$\tau_{b \rightarrow f} = \left[ \Delta f_{bf} + \frac{K}{2} \delta\theta_{bf}^2 + \frac{G}{2} \delta\Gamma_{bf}^2 + \frac{\gamma_b \alpha_L}{\alpha_V D_b} + \sqrt{\frac{8\gamma_{bf} \alpha_S \alpha_L G \delta\Gamma_{bf}^2}{\alpha_V^2 D_b}} - \Delta f_{bf}^{st} c_{st} - P \delta\theta_{bf} \right] \delta\Gamma_{bf}^{-1}$$

Таким образом, чем меньше размер зерна, тем большее сдвиговое напряжение требуется для начала превращения.

Экспериментальные данные на чистом железе и железомарганцевых сплавах подтверждают теоретические выводы об увеличении давления превращения и ширины гистерезиса с уменьшением размера зерна. На железомарганцевых наноструктурных сплавах фазу высокого давления удалось полностью сохранить при атмосферном давлении.

## ИССЛЕДОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЛЕНТ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СПИНИНГОВАНИЯ РАСПЛАВА

Федотов В.Т.<sup>1</sup>, Шеляков А.В.<sup>1</sup>, Глезер А.М.<sup>2</sup>, Рёснер Х.<sup>3</sup>, Вильде Г.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва

<sup>2</sup>ЦНИЧермет им. И.П.Бардина, Москва, [a.glezer@mail.ru](mailto:a.glezer@mail.ru)

<sup>3</sup>Вестфальский университет им. Вильгельма,  
Мюнстер, Германия

Для изготовления многослойных металлических композитов (биметаллов, контактных материалов и т.п.) обычно используются традиционные технологические методы холодной прокатки, прессования и т.д. В то же время для получения аморфных материалов применяют, как правило, методы быстрого затвердевания из жидкого состояния при высоких скоростях охлаждения. Нами разработан новый метод получения биметаллических композитов [1], который предусматривает совмещенное охлаждение двух расплавов различного химического состава на одном закалочном диске, в результате чего образуется ленточный композит, состоящий из двух аморфных, кристаллических или аморфно-кристаллических составляющих. Методами электронной микроскопии и рентгеновского микроанализа было показано, что смешивание сплавов-компонентов наблюдается только в очень узкой зоне контакта между этими сплавами. Разработанная методика открывает возможность получения аморфных биметалличе-

ских лент высокого качества с точки зрения их практического применения, в частности, в качестве аморфных припоев для пайки разнородных материалов.

В данной работе исследовалась двухслойная лента, составляющими которой являлись многокомпонентные сплавы марки СТЕМЕТ 1342 и СТЕМЕТ 1301 на основе никеля, имеющие следующие составы: Ni-(8-9)Cr-(13-15)Co-(5.5-7.5)Si-(4-8)W-(1.0-1.5)Mo-(1.1-1.3)V (вес. %) и Ni-(6-8)Cr-(3-5)Fe-(3-5)Si-(2.5-3)V (вес. %), соответственно. Ширина ленты составляла 10-12 мм, а толщина 40-50 мкм. В состоянии после закалки полученный композит находился в аморфном состоянии. Для сравнения температур плавления полученного двухслойного композитного припоя и исходных припоев-компонентов был проведен дифференциальный термический анализ сплавов на установке STA 409 CD фирмы «Netzsch» (Германия).

Кривые ДСК для сплава СТЕМЕТ 1301 показали, что температура конца плавления этого сплава около 1030°C, поэтому при практическом использовании припоя температура пайки составляет 1050°C, а сам припой применяется главным образом для пайки деталей из нержавеющей стали. В сплаве СТЕМЕТ 1342 была получена более высокая температура плавления около 1130°C, в связи с чем этот сплав может использоваться для пайки жаропрочных и жаростойких материалов, например, лопаток турбин авиационного двигателя, при температуре пайки 1150°C.

В то же время термограмма для полученного ленточного композита показала температуру конца плавления менее 1060°C, т.е. заметно меньше по сравнению со сплавом-компонентом СТЕМЕТ 1342. Таким образом, это дает возможность осуществлять, например, пайку деталей из нержавеющей стали с деталями из жаропрочных и жаростойких сплавов.

*Работа выполнена при поддержке гранта Российского фонда фундаментальных исследований № 09-02-91348-ННИО\_а.*

1. Шеляков А.В., Глезер А.М., Федотов В.Т., Реснер Х., Вильде Г. Структурные особенности композиционных материалов, полученных методом закалки из расплава // [Материаловедение](#). 2010. № 7. С.19-22.

## **ВЫРАЩИВАНИЕ ВЫСОКОЧИСТЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ АЛМАЗОВ ИХ ПРИМЕНЕНИЕ В ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЙ ФИЗИКЕ И СОВРЕМЕННОЙ ТЕХНИКЕ**

**Бланк В.Д., Терентьев С.А., Кузнецов М.С., Денисов В.Н.,  
Поляков С.Н.**

*ФГУ ТИСНУМ, г. Троицк, Московская область*

Немногим более полувека назад в Швеции, США, а затем в СССР были получены первые синтетические алмазы. С тех пор актуальность проблемы получения кристаллов алмаза только возрастает, так как свойства алмаза, а также их сочетание, остаются вне конкуренции, в том числе высокая твердость, теплопроводность, оптическая прозрачность, радиационная стойкость и др.

В настоящей работе показана возможность выращивания монокристаллов алмаза типов Па и Pb, а также гетероструктур различными методами, такими как НРНТ и CVD. Проведено исследование степени совершенства кристаллов методами рентгеновской топографии и оптической спектроскопии. Обнаружены особенности роста моно-

кристаллов, допированных бором. Исследованы электрофизические и оптические свойства полупроводниковых кристаллов в широком диапазоне температур.

Степень совершенства и чистота полученных кристаллов алмаза позволяет их использовать в различных направлениях экспериментальной физики. Была показана принципиальная возможность создания лазера на свободных электронах, в случае применения рентгеновской оптики, изготовленной из таких кристаллов. Так отражательная способность рентгеновского зеркала  $k \geq 98\%$  при комнатной температуре. Такие кристаллы и гетероструктуры на их основе могут быть использованы как чувствительные элементы датчиков ионизирующих излучений, таких как детекторы  $\alpha$ ,  $\gamma$  и  $\beta$  - частиц, способных работать в широком диапазоне температур от 4К до 1100К.

Широко применяются синтетические кристаллы алмаза для изготовления наковален высокого давления, что обеспечивает исследования в мегабарном диапазоне давлений, в том числе рентгеновских, оптических и других.

Таким образом, применения высокочистых кристаллов алмаза обеспечивают косвенно новый уровень исследований в целом ряде областей физики, а также повышают технологические возможности новой техники.

## **НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЕ МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ И КРИОГЕННАЯ ОБРАБОТКА ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ**

**Гаврилюк В.Г., Тищенко А.И.**

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

Исследовано поведение углерода при мартенситном превращении в области температур ниже  $-100\text{ }^\circ\text{C}$  в высокоуглеродистых сталях.

Обсуждены существующие гипотезы аномально низкой тетрагональности низкотемпературного углеродистого мартенсита и показано их несоответствие полученным экспериментальным данным.

Установлено, что пластическая деформация мартенсита, образующегося в процессе низкотемпературного мартенситного превращения, сопровождается захватом и последующим транспортом неподвижных при этих температурах атомов углерода с образованием углеродных атмосфер вокруг дислокаций, что является причиной аномально низкой тетрагональности низкотемпературного мартенсита. Увеличение тетрагональности при последующем нагреве выше  $-50\text{ }^\circ\text{C}$  объясняется ближним расслоением Fe-C твёрдого раствора и, соответственно, когерентными напряжениями на границах субмикрообластей, обогащённых и обеднённых углеродом.

При наличии карбидных частиц, нерастворённых при аустенитизации перед закалкой, пластическая деформация вызывает их частичное растворение.

Полученные результаты позволяют объяснить увеличение стойкости к абразивному износу инструментальных сталей благодаря их криогенной обработке.

# СТРУКТУРА И СВОЙСТВА КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ В БЕЙНИТНОЙ ОБЛАСТИ ТЕМПЕРАТУР

Счастливец В.М., Калетина Ю.В., Калетин А.Ю.

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

При термической обработке изделий из конструкционных среднелегированных сталей в результате изотермической закалки, либо при неполной прокаливаемости крупных деталей при закалке на мартенсит, часто образуется бейнитная структура. Она характеризуется наличием бейнитной  $\alpha$ -фазы, карбидов и значительного количества метастабильной фазы – остаточного аустенита. В сталях, легированных кремнием и алюминием, образование карбидов может быть подавлено, в них формируется структура бескарбидного бейнита. В этом случае практически весь углерод находится в остаточном аустените. При изотермической закалке сталей в области нижнего бейнита и низких температурах отпуска (при определенном соотношении в структуре феррита и остаточного аустенита) можно получить высокий комплекс механических свойств. Однако присутствие значительного количества остаточного аустенита в структуре реальных деталей, работающих при повышенных и при отрицательных температурах, может приводить к его распаду и существенному снижению уровня вязкости.

Целью настоящей работы являлось изучение влияния низкотемпературной термомеханической изотермической обработки (НТМИЗО) на структуру и механические свойства конструкционных сталей 35ХГСА и 37ХН3А. После аустенитизации при 900 °С (35ХГСА) или 850 °С (37ХН3А) исследуемые стали переохлаждали до температур бейнитного превращения, выдерживали при температурах 350, 400 и 450 °С и охлаждали на воздухе (проводили изотермическую закалку). При НТМИЗО заготовки после подстуживания подвергали деформации прокаткой на 30 % непосредственно при температурах 350, 400 и 450 °С в течение инкубационного периода бейнитного превращения.

Показано, что в стали 35ХГСА из-за присутствия кремния (1,14 мас. %) затруднены процессы карбидообразования, и при изотермической выдержке в нижней части промежуточной области образуется бескарбидный бейнит. В результате пластической деформации на 30 % при  $T=350$  °С, совмещенной с бейнитным превращением, прочностные свойства стали 35ХГСА повышаются на 200-250 МПа при сохранении высокого уровня пластичности и ударной вязкости. В стали 37ХН3А при бейнитном превращении получают заметное развитие процессы карбидообразования, и эффект НТМИЗО меньше, чем в 35ХГСА.

Электронно-микроскопическое исследование структуры сталей 35ХГСА и 37ХН3А показало, что упрочнение в результате совмещения пластической деформации с бейнитным превращением связано со значительным измельчением кристаллов бейнитного феррита.

Установлено, что НТМИЗО не устраняет, но и не усиливает склонность конструкционных сталей к охрупчиванию при отпуске в интервале 400-500 °С. После применения термомеханической обработки интенсивное падение ударной вязкости происходит при более низких температурах отпуска, чем для недеформированного состояния.

## ПРОЯВЛЕНИЕ ТЕПЛОВОЙ ХРУПКОСТИ В МАРТЕНСИТНОСТАРЕЮЩЕЙ СТАЛИ ТИПА ЭИ-832

Счастливец В.М.<sup>1</sup>, Яковлева И.Л.<sup>1</sup>, Терещенко Н.А.<sup>1</sup>, Круглов А.А.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, [labmet@imp.uran.ru](mailto:labmet@imp.uran.ru)

<sup>2</sup>ЗАО «ТД «Металлопрокат», Электросталь

Сталь типа ЭИ-832 относится к группе высокопрочных нержавеющей мартенситностареющих сталей. Существенное влияние на уровень пластичности и ударной вязкости сталей этой группы оказывают частицы избыточных фаз, способных выделяться в структуре на различных этапах металлургического передела и последующей термической обработки - от момента кристаллизации слитка до окончательного упрочняющего воздействия. Помимо дисперсных равномерно распределенных интерметаллидов типа  $Ni_3Ti$ , гомогенное образование которых целенаправленно инициируется старением и используется для существенного повышения прочностных свойств, в структуре мартенситностареющих сталей могут присутствовать сульфиды, карбиды и другие химические соединения. Морфология, размер и места преимущественного выделения таких фаз крайне разнообразны и тесно связаны с температурно-временными параметрами обработки стали

В настоящей работе исследованы характер разрушения, фазовый состав и структура мартенситностареющей стали типа ЭИ-832 в поковках сечением 90 мм и выше. Выявлены структурные факторы, ответственные за уровень ударной вязкости стали, подвергнутой старению в кованом состоянии и после закалки.

Показано, что в процессе свободной горячейковки в крупных поковках возможно выделение по границам зерен карбонитридов титана, оказывающих негативное воздействие на уровень ударной вязкости и характер разрушения. В отличие от изученных ранее марок мартенситностареющих сталей карбонитриды титана, присутствующие в структуре исследуемой стали, более дисперсные и имеют размер до 0,1 мкм. Наличие таких карбидных частиц в приграничных областях ограничивает подвижность границ, тормозит развитие пластической деформации, и, в конечном итоге, является причиной низких значений ударной вязкости и хрупкого характера разрушения исследуемой стали в упрочненном состоянии. Сильное охрупчивание, развившееся в результате выделения карбидной фазы, не может быть ослаблено остаточным аустенитом

В процессе изотермической выдержки при нагреве под закалку протекают лишь начальные этапы первичной рекристаллизации, что косвенным образом указывает на ограниченную подвижность границ зерен. Состояние карбидной фазы заметно отличается в стали, состаренной непосредственно послековки и после последующей закалки и старения. В последнем случае количество дисперсных карбонитридов в структуре повышено за счет дополнительных выделений в теле зерна, возникших, по-видимому, в процессе изотермической выдержки при нагреве под закалку. Таким образом, важно учитывать возможность карбидообразования и обусловленного им снижения ударной вязкости в результате технологических нагревов, следующих за упрочняющей обработкой.

Дополнительным охрупчивающим фактором при старении закаленной стали является декорирование мартенситных реек интерметаллидной фазой  $Ni_3(Ti,Al)$ , что создает дополнительные трудности для движения дислокаций, повышает уровень локальных напряжений в пакетах мартенситных кристаллов. Это обстоятельство оказывает негативное воздействие на формирование механических свойств в целом, в том числе – на уровень ударной вязкости.

## ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ РАСПАДА ПЕРЕСЫЩЕННОГО ТВЕРДОГО РАСТВОРА СИСТЕМЫ ЖЕЛЕЗО-МЕДЬ

Яковлева, И.Л.<sup>1</sup>, Мирзаев Д.А.<sup>2</sup>, Терещенко Н.А.<sup>1</sup>, Урцев В.Н.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург,  
[labmet@imp.uran.ru](mailto:labmet@imp.uran.ru)

<sup>2</sup>Южно-Уральский государственный университет, Челябинск,  
<sup>3</sup>ИТЦ «Аусферр», Магнитогорск

Медь является важным легирующим элементом, добавки которого упрочняют сталь и усиливают сопротивление атмосферной коррозии. Легирование медью с целью последующего старения используется в сталях самых различных классов. Поэтому изучение процессов распада пересыщенных медью твердых растворов на основе железа важно как с научной, так и с практической точки зрения. Анализ литературных данных позволяет заключить, что процесс распада пересыщенного твердого раствора системы Fe–Cu носит многостадийный характер. Современные данные о структурных формах меди, возникающих при распаде сплавов железа, легированных медью, свидетельствуют о том, что выделение избыточной меди сопровождается более сложной перестройкой кристаллической решетки. Формированию достаточно крупных устойчивых выделений меди с ГЦК решеткой предшествуют промежуточные стадии, для которых характерно существование богатых медью фаз с ОЦК, а затем плотноупакованной кристаллической решетки решеткой типа 9R.

В данной работе изложены причины первоначального выделения меди с ОЦК решеткой с позиций теории зарождения и термодинамики. Термодинамический анализ системы Fe–Cu проводился первопринципными методами «Full-potential Linearized Augmented Plane Wave» в рамках пакета программ «WIEN». Рассчитаны свободные энергии ОЦК, 9R и ГЦК фаз меди при 0 К. Результаты показали, что самой низкой свободной энергией обладает ГЦК медь, чуть выше свободная энергия у фазы 9R, и существенно выше – у ОЦК меди. Разница свободных энергий между ОЦК ( $\alpha$ ) и ГЦК ( $\epsilon$ ), а также между ОЦК и 9R структурами меди составляет соответственно:

$${}^0G_{\text{Cu}}^{\alpha} - {}^0G_{\text{Cu}}^{\epsilon} = 4330 \text{ Дж/моль}; \quad {}^0G_{\text{Cu}}^{\alpha} - {}^0G_{\text{Cu}}^{9\text{R}} = 3540 \text{ Дж/моль}$$

На основании проведенных расчетов для системы Fe–Cu построены диаграммы состояния с куполом расслоения для ГЦК и ОЦК растворов.

Известно, что склонность к расслоению система Fe–Cu обнаруживает уже в жидком состоянии при температурах более 1425 °С. Поэтому, выделение из ОЦК твердого раствора частиц меди с такой же решеткой, наблюдаемое в настоящей работе при 500 °С, может рассматриваться как проявление общей тенденции к расслоению, которая имеет место в системе Fe–Cu в широком интервале температур.

Расчет энергетических барьеров зарождения позволил установить, что образование зародыша, сильно обогащенного медью, но имеющего такую же ОЦК решетку, как у основы сплава, характеризуется существенно меньшим барьером зарождения, чем в случае образования зародыша с ГЦК структурой, который имеет резкую межфазную границу и когерентную связь с кристаллической решеткой матрицы. Безусловно, что на заключительных стадиях распада участки меди с ОЦК решеткой испытывают превращение в стабильную ГЦК фазу, причем это превращение происходит через промежуточную 9R фазу.

# ПОДОБИЕ РАЗМЕРНЫХ СООТНОШЕНИЙ В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛАХ МЕТАЛЛОВ И В СТАЛЯХ С ФРАГМЕНТИРОВАННОЙ СТРУКТУРОЙ

Козлов Э.В., Попова Н.А., Конева Н.А.

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

Деформация поликристаллических агрегатов, как правило, сопровождается формированием дислокационной структуры. Известно, что скалярная плотность дислокаций ( $\rho$ ) в поликристаллах зависит от среднего размера зерна ( $d$ ). Эта зависимость происходит из-за ряда факторов, в частности, таких как длина пробега дислокаций в зернах, которая ограничена размером зерен, плотность источников дислокаций на границах зерен (ГЗ), влияние размера зерна на формирование дислокационной структуры и скорость аннигиляции дислокаций. Еще одним важным фактором является взаимодействие дислокаций с ГЗ и вследствие этого переход части решеточных дислокаций на ГЗ с последующим превращением их структуры вплоть до полного растворения в границах.

Работа посвящена исследованию размерных эффектов в дислокационной структуре различных материалов. Ультрамелкозернистые (УМЗ) и нанополукристаллы определяются размером зерен, лежащим в интервале 5...500 нм. С этим интервалом размеров можно сопоставить размеры дислокационных ячеек, фрагментов и ширину реек мартенситных сталей. Размеры последних находятся в интервале 30...400 нм. Как нанозерна в металлах, так и фрагменты в сталях обладают подобной дислокационной структурой. Существуют бездислокационные самые мелкие зерна и фрагменты. Самые крупные зерна и фрагменты содержат дислокационные ячейки. При промежуточном размере зерен и фрагментов они содержат хаотическую и сетчатую дислокационную структуру. Подобие структур зерен в УМЗ поликристаллах и фрагментов в сталях заключается не только в подобии их структуры, но и в несомненном размерном соответствии. Измельчение размеров зерен и фрагментов приводит к уменьшению плотности дислокаций в них вплоть до критического размера зерен и фрагментов, близкого к 100 нм. При этом плотность дислокаций ( $\rho$ ) линейно зависит от размера зерна ( $d$ ):

$$\rho = Cd, \quad (1)$$

где  $C$  – константа. Эта зависимость является типичной для зерен наноуровня. Для мезоуровня поликристаллов выполняется известное ранее соотношение Конрада-Эшби-Орлова:

$$\rho = Bd^{-1}, \quad (2)$$

где  $B$  – константа. Переход от зависимости (1) к зависимости (2) пока не исследован. Он происходит при размере  $d \approx 10...15$  мкм.

При измельчении размера зерен, относящихся к микроуровню, скалярная плотность дислокаций убывает и возрастает плотность частичных дисклинаций. Эти дисклинации расположены в тройных стыках микрозерен. В интервале размеров зерен 300...100 нм плотность дисклинаций с уменьшением размера зерна возрастает.

Таким образом, установлено, что существуют, во-первых, две зависимости, связывающие размер зерен и фрагментов с плотностью дислокаций и дисклинаций, и, во-вторых, эти зависимости подобны для зеренной и фрагментированных структур.

## ГЕОМЕТРИЧЕСКИ НЕОБХОДИМЫЕ ДИСЛОКАЦИИ НА МЕЗОУРОВНЕ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ ГЦК МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

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

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

В течение многих лет дислокационную структуру было принято характеризовать скалярной плотностью дислокаций  $\rho$ . Развитие дислокационной науки привело к подразделению величины  $\rho$  на различные по физическому смыслу компоненты. Скалярную плотность дислокаций можно разделить на плотность  $\rho_S$  статистически запасенных дислокаций (СЗД) и плотность  $\rho_G$  геометрически необходимых дислокаций (ГНД). Накопленные в объеме материала дислокации сначала испускаются их источниками, а потом тормозятся в результате реакций с другими дислокациями. Как размножение дислокаций, так и реакции являются случайными процессами. Поэтому эта группа дислокаций называется статистически запасенными  $\rho_S$ .

СЗД тормозятся относительно слабыми барьерами – другими дислокациями. Если в материале присутствуют более прочные барьеры – границы зерен, субграницы и частицы вторых фаз, то имеют место градиенты пластической деформации. Когда такие градиенты присутствуют, то дополнительно к плотности дислокаций  $\rho_S$  происходит накопление ГНД с плотностью  $\rho_G$ . В этом случае:

$$\rho = \rho_S + \rho_G. \quad (1)$$

Наличие геометрически необходимых дислокаций связано с изгибом кристаллической решетки, а именно:

$$\rho_G = \frac{l}{b} \frac{\partial \phi}{\partial l} = \frac{\chi}{b} = (Rb^{-1}), \quad (2)$$

где  $b$  – вектор Бюргера,  $\phi$  – угол наклона кристаллографической плоскости,  $l$  – расстояние на плоскости,  $\frac{\partial \phi}{\partial l} = \chi$  – кривизна-кручение кристаллической решетки,  $R$  – радиус кривизны кристалла. ГНД представляют собой запасенные дислокации, которые требуются для аккомодации кривизны кристаллической решетки, появляющийся из-за неоднородной пластической деформации, то есть из-за наличия градиента деформации.

ГНД возникают при деформации в поликристаллических агрегатах, в материалах с деформационными двойниками, в дисперсно-упрочненных материалах и в других случаях функционирования прочных барьеров дислокационному скольжению. Сейчас наряду с ГНД рассматриваются и изучаются другие геометрически необходимые дефекты. К ним относятся геометрически необходимые границы, геометрически необходимые двойники и прочие дефекты. В частности, в серии работ Н. Хансена экспериментально методом ПЭМ изучены и выделены границы ячеек как случайные дислокационные границы, образованные взаимным пересечением дислокаций, и границы блоков ячеек как геометрически необходимые границы. Спектр геометрически необходимых дефектов нужно использовать при анализе механизмов деформации и закономерностей формирования дислокационных структур.

В докладе представлены результаты исследования накопления скалярной плотности дислокаций и ее компонент при пластической деформации ГЦК твердых растворов. Все измерения выполнены с использованием метода ПЭМ. Эксперименты, выполненные в работе, наглядно продемонстрировали важную роль геометрически необходимых дислокаций при формировании дислокационных субструктур в условиях действия различных механизмов упрочнения.

## К ВОПРОСУ О ФРАГМЕНТАЦИИ, ВИХРЕОБРАЗОВАНИИ И РАСПЛАВЛЕНИИ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ

Гринберг Б. А., Иванов М.А.\*, Рыбин В.В.\*\*

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

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

*[ivanov@imp.kiev.ua](mailto:ivanov@imp.kiev.ua)*

*\*\* СЗО Академии инженерных наук, Санкт-Петербург, Россия,*

*[rybin.spb@gmail.com](mailto:rybin.spb@gmail.com)*

Исследована структура переходной зоны соединения металл-интерметаллид при сварке взрывом. Считается, что существуют высокая степень риска, связанная, во-первых, с выбором интерметаллида в качестве исходного материала, а во-вторых, с расплавлением в процессе сварки. Выбор для сварки с титаном орторомбического алюминид титана оказался, тем не менее, удачным, а полученные соединения высокопрочными. Сварку выполняли для орторомбических сплавов разных составов при разных режимах.

После сварки границы раздела оказались расплавленными, полностью или частично. Даже волнообразная граница ВТИ-1-титан, которая не обнаруживает видимых следов расплавления, оказалась расплавленной пленкой. Тем не менее, все эти соединения, судя по результатам измерения их свойств, оказались прочными. И тем самым преодолен стереотип, преследующий сварку взрывом: опасность расплавления. Соответственно нельзя считать сварку взрывом холодной сваркой. Более того, возможно, расплавленный слой содействует сцеплению, облегчая взаимопроникновение материалов. Очевидно, что расплавленный слой должен быть достаточно тонким. Кроме того, не должны возникать "плохие" фазы.

Исследованы локальные зоны расплава, наблюдаемые вблизи волнообразной границы раздела. Они имеют слоистую структуру в виде концентрических колец. Обычно предполагается, что локальные зоны расплавления имеют вихревую природу. Мы провели оценки числа Рэлея  $Ra$  для расплава титана, занимающего полость порядка 100 мкм. Оказалось, что  $Ra < 1$ , тогда как для того, чтобы тепловая конвекция могла обеспечить вихреобразование, должно выполняться соотношение  $Ra \gg 1$ . Возможен альтернативный вариант: послойное распространение кристаллизации расплава в радиальном направлении от границы замкнутой полости к ее геометрическому центру. Именно таким способом (за геологические времена) происходит формирование слоистой структуры агата, на которую удивительно похожа наблюдаемая структура зоны локального расплавления. Действительно, в обоих случаях кольца по форме повторяют контур полости, они, как правило, не наблюдаются вблизи ее центра, где в отдельных случаях наблюдается пустота.

Обнаружены фрагменты алюминиды (почти равноосные, размером 0.2-1 мкм) вблизи границы раздела. Мы полагаем, что существуют два различных процесса фрагментации. Вблизи границы раздела под влиянием сильного внешнего воздействия за времена, сравнимые с временем взрыва, происходит фрагментация как разбиение материала на слабо связанные микрообъемы. Вне переходной зоны, где внешнее воздействие является менее сильным, фрагментация происходит за значительно большие времена традиционным путем: накачка дислокаций, последующие структурные превращения, полосовая структура. Для исследуемого здесь соединения оба процесса реализуются в алюминиде и только один (формирование полосовой структуры) в титане.

*Грант РФФИ № 10-02-00354.*

# ВЫСОКОПРОЧНЫЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ ТИТАНОВЫЕ БИОМАТЕРИАЛЫ: ПОЛУЧЕНИЕ, СВОЙСТВА, ПРИМЕНЕНИЕ

Колобов Ю.Р.

*НОЦ «Наноструктурные материалы и нанотехнологии» Белгородского государственного университета, г. Белгород,*  
[kolobov@bsu.edu.ru](mailto:kolobov@bsu.edu.ru)

Рассмотрены основные закономерности формирования субмикроструктурного (СМК) и наноструктурного (НС) состояний в технически чистом титане (сплав ВТ -1.0), не содержащем вредных для живого организма легирующих элементов, таких как Al и V, входящих в состав широко применяемого в медицинской практике отечественного сплава ВТ-6 (Ti-6Al-4V) или его зарубежных аналогов [1].

Разработаны малозатратные высокопроизводительные методы формирования такого состояния. Указанные методы сочетают сортовую и винтовую прокатки в комплексе с традиционными способами механико-термической обработки и позволяют получать необходимые для серийного производства медицинских имплантатов и инструмента заготовки промышленного сортамента из нелегированного титана.

Завершены опытно-конструкторские работы и организовано серийное производство полуфабрикатов из наноструктурных медицинских титановых сплавов, в том числе и из технически чистого титана (сплава ВТ1-0) для изготовления медицинских имплантатов. В перспективе планируется довести объем производства до соответствующего потребностям предприятий Российской Федерации в ультрамелкозернистом и наноструктурном титане для изделий медицинского назначения.

Выпущены полупромышленные партии СМК и НС титана для изготовления имплантатов для травматологии, ортопедии и стоматологии, которые используются в качестве материала для медицинских имплантатов. Первые партии таких имплантатов поступили в клиники РФ.

Разработана оригинальная технология синтеза наногидроксилапатита (НГАП), имеющего близкий к основной составляющей костной ткани химический состав в виде водных и спиртовых коллоидов, суспензий и гелей различной плотности. Использование спиртового коллоида НГАП позволяет оптимизировать процесс получения шликерных биоактивных покрытий и получить высокие уровни прочности и адгезии покрытий на титане и его сплавах без высокотемпературных отжигов [3]. Нанесение покрытий существенно улучшает биоактивность имплантатов.

## Список литературы

1. Колобов Ю.Р. Технологии формирования структуры и свойств титановых сплавов для медицинских имплантатов с биоактивными покрытиями, Российские нанотехнологии. 2009, № 11-12, стр. 19-31
2. Колобов Ю.Р., Дручинина О.А., Иванов М.Б. и др. Формирование пористых комбинированных биоактивных покрытий на титановых сплавах ВТ6 и ВТ16 методом микродугового оксидирования. Нано- и микросистемная техника, 2009, №2, с. 48-53
3. Federova M.Z., Nadezhdin S.V., Kolobov Yu.R., etc. Relationship between osteoinductive characteristics of biocomposite material and physicochemical characteristics of coating. Bulletin of Experimental Biology and Medicine, Vol. 148, № 5, 2009.

## КОНЦЕНТРАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В СТАРЕЮЩИХ Cu–Be СПЛАВАХ

Осинская Ю.В., Петров С.С., Покоев А.В.

Самарский государственный университет, Самара, Россия  
[ojv@ssu.samara.ru](mailto:ojv@ssu.samara.ru), [serpet1@yandex.ru](mailto:serpet1@yandex.ru), [pokoev@ssu.samara.ru](mailto:pokoev@ssu.samara.ru)

В данной работе представлены результаты измерения микротвердости составленных Cu-Be сплавов с различным содержанием Be. Старение закаленных образцов проводилось при температуре 300 °С, времени от 0,17 до 2 ч, в постоянном магнитном поле (ПМП) напряженностью 7 кЭ и без него. Уже в закаленном состоянии выявляется зависимость микротвердости от исходной концентрации бериллия в сплавах (см. рис.).

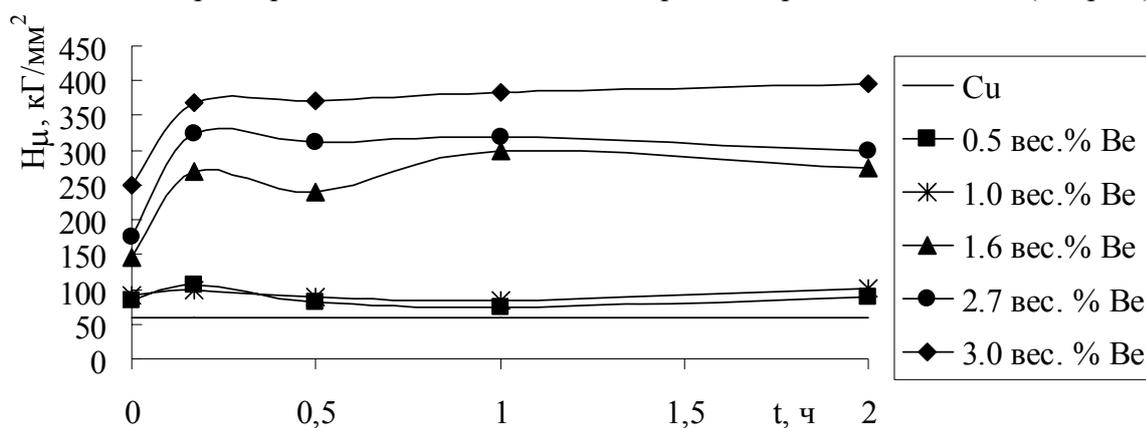


Рис. Зависимость микротвердости Cu-Be сплавов с различной концентрацией бериллия от времени старения при температуре 300 °С в ПМП

Из временных зависимостей микротвердости (рис.) видно, что после старения 0,17 ч микротвердость сплавов резко возрастает, что свидетельствует об образовании упрочняющих нанокластеров [1]. При увеличении содержания бериллия в сплаве от 0.5 до 3.0 вес. % Be значение микротвердости возрастает примерно в 4 раза. Вероятно, это связано с большим количеством образовавшихся при старении новой фазы и дефектов структуры. Дальнейшее увеличение длительности старения приводит к стабилизации структуры сплава за счет процессов фазового старения и полигонизации сплава, что приводит к незначительному изменению микротвердости. Анализ полученных результатов показывает, что наложение ПМП на процесс старения рассмотренных сплавов приводит к незначительному изменению микротвердости ( $\sim \pm 10\%$ ) по сравнению с образцами, состаренными без магнитного поля. Отметим, что в бериллиевой бронзе БрБ-2 наложение ПМП всегда приводило к существенному увеличению микротвердости [2]. Из сказанного можно сделать предположительный вывод, что на уровень МПЭ может оказывать влияние примесь никеля, присутствующая в сплаве БрБ-2 в количестве 0.3 вес. %.

1. Осинская Ю.В., Петров С.С., Покоев А.В., Рунов В.В. Исследование методом малоуглового рассеяния нейтронов магнитоупругого эффекта в бериллиевой бронзе при старении в магнитных полях. // ФТТ. – 2010. – Т. 52. – вып. 3. – С. 486 - 488.
2. Осинская Ю.В., Покоев А.В. Упрочнение бериллиевой бронзы БрБ-2 при старении в постоянном магнитном поле. // ФХОМ. – 2003. – №3. – С.18-25.

## К ВОЗМОЖНОСТИ ИЗУЧЕНИЯ РЕЛАКСАЦИИ ЗИНЕРА В СИСТЕМЕ ЖЕЛЕЗО-АЛЮМИНИЙ ПО ДИФФУЗИОННЫМ ДАННЫМ

Покоев А.В.

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

В настоящей работе представлены экспериментальные данные, свидетельствующие о влиянии импульсного магнитного поля (ИМП) сравнительно невысокой частоты, на процесс гетеродиффузии Al в Fe. Измерения коэффициента объемной диффузии алюминия в железе выполнены в интервале частот 1-12 Гц, амплитуде импульса 39,8 кА/м (0,5 кЭ) при 730-750 °С рентгенографическим методом. Установлено наличие магнитодиффузионного эффекта: заметное влияние указанных факторов на измеренный эффективный коэффициент диффузии (КД) алюминия в железе.

В частности, обнаружено “резонансное” поведение коэффициента диффузии: в «частотном спектре» КД при температуре 730 [1] и 750 °С имеется два максимума, смещенных относительно соответствующих максимумов значений коэффициента диффузии при 730 °С на 1,5 Гц для первого резонансного пика и на 2,0 Гц для второго резонансного пика. Определены энергии активации релаксационных процессов по сдвигу положений максимумов частной зависимости КД при температурах 730 и 750 °С, которые оказались равными  $U_{1rel} = 238,7$  кДж/моль и  $U_{2rel} = 122,5$  кДж/моль соответственно. Первая из этих величин близка к энергии активации объемной диффузии алюминия в железе, которая известна из литературных данных [2] и равна  $Q=227,1$  кДж/моль. Близость полученных значений энергии активации релаксационного процесса к энергии активации диффузии алюминия в железе позволяет сделать вывод о диффузионной природе процесса и, в частности, сделать вывод о том, что наблюдаемый процесс релаксации осуществляется по механизму Зинера при импульсных колебаниях магнитострикционных напряжений в решетке железа в ИМП. В такой интерпретации наличие двух резонансных максимумов при релаксации Зинера свидетельствует о наличии двух возможных механизмов релаксации, осуществляемых переориентацией парных атомных комплексов.

Выполнен анализ результатов и сформулированы основные закономерности диффузии примеси в железе в ИМП. Таким образом, изучая диффузионный процесс алюминия в железе в ИМП, можно определять параметры релаксационных процессов в железе под действием магнитострикционных импульсных напряжений и обосновывать картину их атомных механизмов.

### Список литературы

1. Pokoev A.V., Verjakovskaya M.A. Influence of Pulsed Magnetic Field on the Al-heterodiffusion in  $\alpha$ -Fe. // Defect and Diffusion Forum. – 2009. - V. 289-292. – P. 323-328.
2. Акимова И.А., Миронов В.М., Покоев А.В. Диффузия алюминия в железе. // ФММ. – 1983. – Т. 56. – №6. – С. 1225-1227.

## МЕТОДИКА ЭКСПРЕСС-ОЦЕНКИ ПАРАМЕТРОВ ФОРМОВОССТАНОВЛЕНИЯ В СПЛАВАХ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Коротичский А.В.

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
Москва, Россия, [akorotitskiy@rambler.ru](mailto:akorotitskiy@rambler.ru)

К функциональным свойствам сплавов с памятью формы (СПФ) выдвигаются непрерывно повышающиеся требования ввиду расширяющегося их практического применения. Одним из основных функциональных свойств сплавов с памятью формы (СПФ), определяющим их рабочий потенциал, является величина деформации, которая может быть восстановлена после некоторой исходной (наведенной) деформации при последующем нагреве – за счет реализации эффекта памяти формы (ЭПФ) или, непосредственно, при разгрузке – за счет эффекта сверхупругости (СУ).

Одним из распространенных методов качественно-количественной оценки величины максимальной обратимой деформации является способ, основанный на изгибании протяженных образцов круглого и других сечений вокруг цилиндрических оправок разного радиуса  $R$ . При этом средняя величина деформации изгибом во внешнем слое определяется как  $\varepsilon = h/2R$ , где  $h$  – толщина образца. А величина обратимой деформации при нагреве ( $\varepsilon_r$ ) определяется как  $\varepsilon_r = (\varepsilon_i - \varepsilon_f)$ , где  $\varepsilon_i$  – наведенная деформация,  $\varepsilon_f$  – остаточная деформация после нагрева. В свою очередь,  $\varepsilon_i = (\varepsilon_t - \varepsilon_e)$ , где  $\varepsilon_t$  – полная деформация,  $\varepsilon_e$  – упругая деформация. По получаемым зависимостям  $\varepsilon_r = f(\varepsilon_i)$  определяют основную характеристику формовосстановления – величину максимальной полностью обратимой деформации, или другими словами, максимальную деформацию, при которой степень восстановления формы  $\eta = \varepsilon_r / \varepsilon_i$  ещё близка к 1 (например: до того момента, когда  $\eta$  имеет значение, не менее 0.95).

Однако данный метод имеет ряд существенных недостатков: схема деформации является сложно-сопоставимой с одноосным растяжением (сжатием); профиль образца в действительности полностью не повторяет профиль оправки; измерение радиуса кривизны методом сравнения с эталонным – также весьма грубо, ввиду неравномерности, получаемой на практике, кривизны образцов по длине; и наконец, для каждого уровня наведенной деформации ( $\varepsilon_i$ ) (т.е. для каждой точки графика зависимости «обратимая деформация ( $\varepsilon_r$ ) – наведенная деформация ( $\varepsilon_i$ )»), требуется использовать новый образец, что весьма металлоемко и не всегда удобно. Получение желаемой дискретности в величине наводимой деформации также бывает довольно затруднительным.

Поэтому, в рамках данной работы, была создана методика экспресс-оценки степени восстановления формы в зависимости от величины наведенной деформации изгибом (одномоментно в широком диапазоне: примерно от 0 до 15%), которая не требует использования оправки и большого числа образцов что, весьма важно с точки зрения оперативности, малой металло- и трудоемкости испытания материалов. Кроме того, данная методика позволяет получить значительно более высокую достоверность получаемых результатов, по сравнению с вышеописанным традиционным способом. Такого рода процедура реализована за счет прецизионного поточечного анализа геометрической формы поверхностного слоя (кривизны профиля) каждого образца по фотоизображениям его профиля в трех состояниях: исходном, после наведения деформации и после восстановления формы в полуавтоматическом режиме при помощи разработанной Коротичским А.В. оригинальной компьютерной программы.

Рассмотрена математическая модель, отражающая экспериментальную зависимость степени восстановления формы ( $\eta$ ) от степени наведенной деформации ( $\varepsilon_i$ ) в рамках модели деформации, реализуемой за счет двух независимых конкурирующих механизмов, как результат вероятностного преодоления потенциальных барьеров разной «высоты».

## ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ОЦЕНКА РЕСУРСА ОБРАТИМОЙ ДЕФОРМАЦИИ В МОНО- И ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ Ti-Ni

Коротичкий А.В.

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
Москва, Россия, [akorotitskiy@rambler.ru](mailto:akorotitskiy@rambler.ru)

Разработаны методики определения деформации кристаллической решетки (в т.ч. максимальной) при мартенситном превращении (теоретического ресурса обратимой деформации) и кристаллографической ориентировки максимальной деформации решетки в никелиде титана. Созданы компьютерные программы для расчета указанных параметров по имеющимся параметрам решеток фаз мартенсита и аустенита, определенным ранее (при рентгеноструктурном исследовании).

Разработана методика определения и создана компьютерная программа для вычисления относительного уменьшения теоретического ресурса обратимой деформации (при реализации эффектов памяти формы и/или сверхупругости) в кристаллографически однородном и текстурированном поликристалле по сравнению с «благоприятно ориентированным» монокристаллом аустенита в зависимости от кристаллографического направления, соответствующему максимальному ресурсу деформации решетки.

На основании экспериментальных данных, полученных методом рентгеновской дифрактометрии при исследовании концентрационных и температурных зависимостей параметров решетки В2-аустенита и В19'-мартенсита в закаленных (от 700°C, 10 мин. в воду) бинарных сплавах Ti-Ni в интервале концентраций 49.73÷51.05 ат.% Ni, с помощью разработанных методик и созданных компьютерных программ расчета установлено следующее:

- Для бинарных сплавов Ti-Ni околоэквиатомного состава “оптимальному” кристаллографическому направлению, соответствующему максимальному растяжению решетки соответствуют 24 варианта направления вблизи  $\langle 477 \rangle$  в исходном В2-аустените.
- Имеет место концентрационная зависимость кристаллографической ориентировки максимальной деформации решетки при мартенситном превращении (что следует учитывать в случае возникновения острой текстуры в СПФ) – с повышением содержания никеля (от 49.73 до 51.05 ат.%), направление максимального кристаллографического ресурса деформации смещается от направления близкого к  $\langle 588 \rangle$  в сторону направления  $\langle 122 \rangle$  в исходном В2-аустените.
- Наблюдается убыль кристаллографического ресурса деформации примерно с 11.8 до 10.4% с ростом содержания никеля в монокристаллическом сплаве.
- Максимальное относительное сжатие (около 7%) в бинарных сплавах Ti-Ni околоэквиатомного состава сориентировано вблизи направления  $\langle 227 \rangle$  в исходном В2-аустените.
- Абсолютное уменьшение теоретического ресурса обратимой деформации в кристаллографически однородном поликристалле по сравнению с «благоприятно ориентированным» монокристаллом составляет:  $\approx 0.96 \div 0.76\%$  (в зависимости от содержания никеля в сплаве) при растяжении и, около 0.35% при сжатии.

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ Ti–Nb–Ta,Zr МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Прокошкин С.Д.<sup>1</sup>, Браиловский В.<sup>2</sup>, Готье М.<sup>3</sup>, Инакян К.Э.<sup>2</sup>,  
Дубинский С.М.<sup>1,2</sup>, Коротичский А.В.<sup>1</sup>, Петржик М.И.<sup>1</sup>, Филонов М.Р.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва,  
Россия, [prokoshkin@tmo.misis.ru](mailto:prokoshkin@tmo.misis.ru)

<sup>2</sup>Ecole de Technologie Supérieure, Montreal, Canada, [vbrailovski@etsmtl.ca](mailto:vbrailovski@etsmtl.ca)

<sup>3</sup>Industrial Materials Institute, Boucherville, Canada

Сплавы с памятью формы (СПФ) на основе систем Ti–Nb–Ta, Ti–Nb–Zr обладают не столь высокими функциональными свойствами, как традиционные СПФ на основе Ti–Ni, но при этом не содержат токсичных компонентов. Поэтому они рассматриваются как перспективные материалы для медицинских имплантов, биомеханически и биохимически совместимых с костными тканями как плотными (модуль Юнга  $E = 4-27$  ГПа), так и губчатыми ( $E = 1-5$  ГПа). В настоящей работе рассмотрено влияние термомеханической обработки (ТМО) на структурообразование и механическое поведение СПФ Ti–Nb–Ta,Zr, полученных вакуумно-дуговой плавкой, а также структура и механическое поведение пеноматериала на основе сплава Ti–Nb–Zr. ТМО проводили по схеме: холодная прокатка (с истинной деформацией  $\epsilon = 0.28-2.0$ ) + последеформационный отжиг (ПДО) (при 450-900°C).

Холодная деформация сплава Ti–Nb–Zr приводит к формированию в  $\beta$ -аустените развитой дислокационной субструктуры, а в случае интенсивной деформации ( $\epsilon=2$ ) – и нанокристаллической структуры. Амorfизация структуры при этом, в отличие от сплавов Ti–Ni, не происходит. В ходе ПДО при 500°C после умеренной деформации ( $\epsilon=0.28$ ) формируется полигонизованная субструктура (ПСС) («наносубзеренная»: размер субзерен 20-100 нм). При повышении температуры ПДО до 550°C субзерна растут, оставаясь в наноразмерном диапазоне (50-150 нм), а после ПДО при 600°C их размер увеличивается до 200-500 нм. После ПДО при 750°C структура  $\beta$ -фазы рекристаллизована. ПДО при 500°C после интенсивной деформации формирует смешанную наносубзеренную + нанокристаллическую (НКС) структуру. После ПДО при 550°C и затем 600°C характер структуры не изменяется, но размер зерен НКС и субзерен ПСС увеличивается и при 600°C выходит из нанодиапазона.

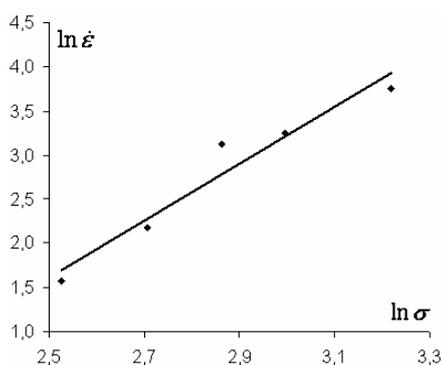
После ПДО при 500-750°C механическое поведение сплавов характерно для проявления эффектов памяти формы и сверхупругости: на диаграмме деформации–разгрузки наблюдаются площадка текучести и загиб кривой разгрузки. Модуль Юнга СПФ Ti–Nb–Ta,Zr после указанных обработок составляет 45-60 ГПа, что существенно ближе к модулю Юнга костной ткани, чем у других металлических материалов для костных имплантов. В ходе ПДО на полированной поверхности образуется пленка окисла TiO<sub>2</sub>, обеспечивающая «дружественность» поверхности импланта к окружающим тканям. Когезионная прочность оксидной пленки высокая и составляет 500, 450 и 300 МПа после ПДО при 500, 550 и 600°C соответственно. Модуль Юнга пористых пеноматериалов на основе сплавов Ti–Nb–Zr изменяется с 1.5 до 4 ГПа с уменьшением пористости от 45 до 65% и совпадает с модулем Юнга губчатых костных тканей. При этом предел текучести на сжатие пеноматериалов значительно выше, чем у губчатой костной ткани, что обеспечивает безопасное использование полученных пеноматериалов в имплантах. Сквозная проницаемость пеноматериалов составляет 95-99%, обеспечивая их вживляемость.

# ЗАВИСИМОСТЬ СКОРОСТИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ ОТ НАПРЯЖЕНИЯ В ЛЕГИРОВАННЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВАХ

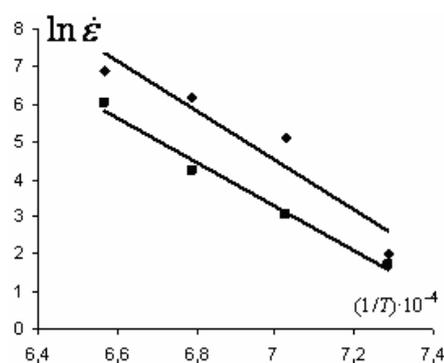
Прозорова М.С., Красильников В.В., Савотченко С.Е.

Белгородский государственный университет, г. Белгород, Россия,  
[kras@bsu.edu.ru](mailto:kras@bsu.edu.ru)

В работе исследованы зависимости скорости деформации  $\dot{\epsilon}$  на стадии установившейся высокотемпературной ползучести от приложенного напряжения  $\sigma$  в композиционных системах Ni–Al–Co, легированной Ti, и Ni–Al–Cr, легированной Ti (~ 1,5 ат.%) в диапазоне температур 1100 - 1350°C. Во второй системе присутствовали также очень малые добавки Fe и Mo. В результате статистической обработки экспериментальных данных, полученных для системы Ni–Al–Cr–Ti при температуре испытаний 1100° С, выявлена эмпирическая зависимость скорости высокотемпературной ползучести от приложенной постоянной нагрузки, показанная на рис.1. Аналогичная зависимость получена для системы Ni–Al–Co–Ti. Она описывается законом  $\dot{\epsilon} = B\sigma^n$ , где  $B$  – константа,  $n$  – индекс приложенного напряжения  $\sigma$ , равный в данном случае, согласно вычислениям,  $3,2219 \approx 3$ . Для системы, содержащей Co, вместо Cr,  $n \sim 4$ . На рис.2. показаны температурные зависимости скорости ползучести  $\dot{\epsilon}$  от абсолютной температуры  $T$  (изменение в пределах 1100÷1250° С), полученные при постоянном нагружении для Ni–Al–Co–Ti (квадратные маркеры) и для Ni–Al–Cr–Ti (ромбические маркеры), которым соответствует эмпирическая формула  $\dot{\epsilon} = Ae^{-C/T}$ , где  $A, C$  – константы, не зависящие от напряжения.



**Рис.1.** Ромбами показаны экспериментальные точки для Ni-Al-Cr-Ti для  $\sigma$  в пределах 12,5÷25 МПа.



**Рис.2.** Ромбами показаны экспериментальные точки для Ni-Al-Cr-Ti, квадратами – экспериментальные точки для сплава Ni-Al-Co-Ti.

Обе эмпирические формулы указывают, что справедлив степенной закон Нортона [1] для высокотемпературной ползучести данных сплавов:  $\dot{\epsilon} = A\sigma^n \exp(-Q_n / RT)$ , где  $A$  – структурная постоянная,  $Q_n$  – кажущаяся энергия активации. С помощью последнего соотношения величина  $Q_n$  была рассчитана методом температурного скачка ( $\Delta T = 20^\circ$ ) в процессе испытаний для обоих исследуемых сплавов. Найдено что, для сплава Ni-Al-Cr-Ti  $Q_n = 425 \pm 20$  кДж/моль, а для сплава Ni-Al-Co-Ti оказалось  $Q_n = 514 \pm 20$  кДж/моль. Полученные значения являются высокими по сравнению с аналогичными значениями для энергии активации объемной самодиффузии основных элементов: никеля и алюминия. Последнее обстоятельство говорит в пользу дислокационного механизма высокотемпературной ползучести данных сплавов.

1. Гарофало Ф. Законы ползучести и длительной прочности металлов. М.: Металлургия, 1968.- 304 с.

# МИКРОМЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ И МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ПЛАСТИЧЕСКИХ ЗОНАХ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ ПРИ КОМНАТНОЙ И НИЗКОЙ ТЕМПЕРАТУРАХ

Клевцов Г.В.<sup>1</sup>, Валиев Р.З.<sup>2</sup>, Клевцова Н.А.<sup>1</sup>, Фесенюк М.В.<sup>1</sup>, Кашапов М.Р.<sup>1</sup>, Абрамова М.М.<sup>2</sup>

<sup>1)</sup> *Оренбургский государственный университет, Россия, Оренбург*

<sup>2)</sup> *Институт физики перспективных материалов Уфимского государственного авиационного технического университета, Россия, Уфа*

[klevtsov11948@mail.ru](mailto:klevtsov11948@mail.ru)

Целью настоящей работы является изучение влияния РКУ прессования на механические свойства и механизм ударного разрушения стали с метастабильной аустенитной структурой, а также на распределение мартенситной фазы в пластических зонах под поверхностью изломов.

Для исследования была выбрана нержавеющая аустенитная сталь AISI 321 (аналог стали 12X18H9) со средним размером зерна 60 мкм. Субмикрокристаллическое состояние стали (средний размер зерна 300 нм) было получено путем равноканального углового прессования (РКУП). Охлаждение стали как в исходном состоянии, так и после РКУП до температуры  $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$  не приводило к мартенситным превращениям. Определение стандартных характеристик стали при статическом растяжении проводили на круглых образцах диаметром 3 мм и длиной рабочей части 15 мм. Испытание на ударную вязкость призматических образцов размером 6x6x55 мм с V-образным концентратором напряжения проводили при температурах  $20\text{ }^{\circ}\text{C}$  и  $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$  на копре МК-30. Полученные изломы исследовали методами макро- и микрофрактографии, а также рентгеноструктурного анализа.

Результаты испытаний показали, что РКУ прессование привело к повышению твердости стали более чем на 50 %, прочностные характеристики стали увеличились на (20-30) %, а относительное удлинение снизилось примерно на 28 %. Ударная вязкость (КСУ) стали уменьшилась более чем на 30 % как при комнатной, так и при низкой температуре. При этом ее трещиностойкость ( $K_{IC}$ ) в условиях плоского напряженного состояния не только не уменьшается, но даже несколько возрастает.

Ударное разрушение стали как в исходном состоянии, так и после РКУП при температурах  $20$  и  $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$  происходит вязко в условиях плоского напряженного состояния с образованием ямочного микрорельефа. При этом глубина пластических зон под поверхностью изломов меньше в случае разрушения стали AISI 321 после РКУП, чем в исходном состоянии.

В пластических зонах под поверхностью изломов стали AISI 321 рентгеновским методом обнаружены мартенситные  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения. Количество  $\alpha$ -мартенсита на поверхности изломов стали после РКУП ниже, чем на поверхности изломов стали в исходном состоянии при всех температурах испытания. Это свидетельствует о том, что РКУ прессование стабилизирует аустенитную структуру.

Характер распределения  $\alpha$ -мартенсита в пластических зонах под поверхностью всех изломов дает основание считать, что вязкое разрушение данной стали сопровождается сильным локальным разогревом материала у вершины распространяющейся трещины.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки (проект АВЦП № 1383).*

## РАЗМЕРНЫЕ ЭФФЕКТЫ В ТВЕРДОСТИ Ni, Cu И Al

Головин Ю.И., Васюков В.М., Коренков В.В., Столяров Р.А.,  
Шуклинов А.В., Поляков Л.Е.

*Научно-образовательный центр «Нанотехнологии и наноматериалы»  
ГОУ ВПО «Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина»,  
г. Тамбов, Россия  
[golovin@tsu.tmb.ru](mailto:golovin@tsu.tmb.ru)*

Известно, что свойства веществ в области характерных размеров  $R^*$  от единиц до сотен нанометров существенно (а зачастую и радикально) отличаются от макроскопических, которые принято квалифицировать как размерные эффекты (РЭ). Механические и трибологические характеристики материалов в этом диапазоне размеров изучены пока слабо.

В физическом материаловедении развивается тенденция уменьшения размеров морфологических и структурных единиц разрабатываемых материалов (зерен, субзерен, отдельных фаз, толщины пленочных и многослойных покрытий) с целью улучшения их служебных свойств. В этой связи экспериментальное изучение РЭ в механических свойствах (предел текучести, твердость, прочность и др.) в широком диапазоне  $R^*$ , охватывающем нано-, микро- и макрообласти, выявление их причин весьма актуальны в настоящее время.

Цель работы заключалась в экспериментальном исследовании РЭ в твердости трех ГЦК-металлов (Ni, Cu, Al) в диапазоне нагрузок от 0,01 мН до 50 Н.

Измерение твердости  $H$  по Мейеру в макро- и микрошкале проводили на твердомерах Duramin A300 и ПМТ 3М в диапазоне нагрузок на индентор 1 Н...50 Н и 0,1 Н...2 Н соответственно, нанотвердости – на наноиндентометре G200 фирмы MTS (США) в диапазоне нагрузок на индентор 0,01...200 мН.

Зависимости  $\lg H(\lg h)$  ( $h$  – глубина отпечатка), полученные экспериментально на трех ГЦК-металлах (Ni, Cu, Al), были аппроксимированы двумя-тремя линейными участками.

Наличие на зависимости  $\lg H(\lg h)$  нескольких участков с разным наклоном означает, что РЭ в твердости, проявляющиеся в широком диапазоне характерных размеров, могут иметь различную природу.

В области  $h \leq 30$  нм более вероятными представляются недислокационные механизмы деформации, в частности, за счет образования и перемещения неравновесных точечных дефектов. Твердость при этом нарастает с увеличением  $h$ , т.к. диффузионные механизмы при этом становятся менее эффективными. По мере увеличения размеров отпечатка ( $30 \text{ нм} \leq h \leq 3,5 \text{ мкм}$ ), роль дислокационных механизмов нарастает и  $H$  начинает падать. Наконец, в области  $h > 3,5$  мкм границы локально сдеформированной области перестают оказывать влияние на механизмы пластического течения, и твердость перестает зависеть от  $h$ .

Таким образом, в работе выявлены немонотонные зависимости твердости ГЦК-металлов в широком диапазоне глубины отпечатка  $h$  (от 20 нм до 90 мкм). Установлены границы размерных эффектов разного типа.

*НИР проведена в рамках реализации ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 годы и аналитической ведомственной целевой программы «Развитие научного потенциала высшей школы (2009-2010 годы)».*

# МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ОСОБЕННОСТИ ФРАГМЕНТАЦИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ В УСЛОВИЯХ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

Литовченко И. Ю., Тюменцев А. Н. Захожева М. И.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*  
*Томский государственный университет, Томск, Россия,*  
[litovchenko@spti.tsu.ru](mailto:litovchenko@spti.tsu.ru)

Представлены результаты исследований особенностей дефектной структуры и фазовых превращений в условиях больших пластических деформаций прокаткой и кручением под давлением аустенитных сталей Fe- 18%Cr-8%Ni (вес. %) и Fe- 18%Cr-14%Ni (вес. %) с разной стабильностью кристаллической решетки по отношению к мартенситным превращениям.

Методами просвечивающей электронной микроскопии показано, что основными механизмами больших пластических деформаций  $\gamma$  - аустенита в исследованных сталях являются механическое двойникование и образование полос локализации деформации. Пластическая деформация с величиной  $e > 3$  ( $e$  – истинная логарифмическая деформация) приводит к формированию в сталях фрагментированной структуры, состоящей из фрагментов субмикрорешетчатого и нанокристаллического масштаба. Фрагментация кристаллической решетки происходит в результате распространения полос локализации деформации в микродвойниковой структуре. Полосы локализации деформации имеют преимущественные разориентировки кристаллической решетки, с векторами, разориентации, близкими к  $\sim 60^\circ \langle 110 \rangle$  и  $\sim 35^\circ \langle 110 \rangle$ . Указанные особенности переориентации объяснены в [1] с позиции представлений о реализации в аустенитных сталях механизма прямых плюс обратных  $\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma$  превращений мартенситного типа. Внутри субмикро и нанофрагментов, полученных в результате больших пластических деформаций ( $e \approx 6$ ) в стали Fe- 18%Cr-14%Ni (вес. %) наблюдается нанодвойникование.

Методами рентгеноструктурного анализа и измерений удельной намагниченности показано, что в процессе пластической деформации сталей происходит формирование  $\alpha'$  мартенсита. Объемная доля  $\alpha'$  – фазы возрастает с увеличением степени деформации. В более стабильной стали Fe- 18%Cr-14%Ni (вес. %) объемное содержание  $\alpha'$  – фазы не превышает 1,5 %, в то время как в стали Fe-18%Cr-8%Ni (вес. %) достигает десятков процентов.

Формирование частиц  $\alpha'$  – мартенсита наблюдается в полосах локализации деформации. В процессе пластической деформации стали Fe- 18%Cr-8%Ni (вес. %) происходит слияние отдельных частиц  $\alpha'$  – мартенсита с образованием протяженных областей  $\alpha'$  – фазы. В  $\alpha'$  – мартенсите наблюдается формирование пластин  $\epsilon$  –мартенсита. Характерной особенностью больших пластических деформаций стали Fe- 18%Cr-14%Ni (вес. %) является формирование мелкодисперсных частиц  $\alpha$  -фазы, размерами 3-10 нм, равномерно распределенных по объему материала.

На основании полученных результатов обсуждаются возможные механизмы пластической деформации и фазовых превращений аустенитных сталей в условиях больших пластических деформаций. Развиваются представления об участии механизма прямых плюс обратных превращений мартенситного типа в пластической деформации аустенитных сталей.

1. Тюменцев А.Н., Литовченко И.Ю., Пинжин Ю.П. и др. // ФММ. 2003. Т. 95. № 2, 3. С. 86-95, С. 88-96.

## ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ В Ni-C

Богданов В.И., Большов Л.А., Портной В.К.\* , Попов В.А.

*Вологодский государственный технический университет, г. Вологда, Россия,  
[slpopov69@gmail.com](mailto:slpopov69@gmail.com)*

*\* химический факультет МГУ им. М.В. Ломоносова, г. Москва, Россия.*

Получить двойные карбиды перовскитного типа точного состава из-за существенной разницы температур плавления и коэффициентов диффузии, входящих в них элементов, достаточно трудно прямым твердофазным методом, начал успешно применяться метод механического синтеза (МС) для систем на основе Ni [1]. Механизм перехода образующихся при МС фаз в равновесное состояние связан с размещением атомов углерода в определённых позициях в кристаллической решётке. Как правило, содержание углерода значительно отличается от стехиометрического, и от количества растворённого углерода в этих соединениях существенно зависят их свойства. Поэтому важной является задача изучения растворимости углерода в подобных соединениях и влияние на неё примесей переходных металлов.

Термодинамические параметры взаимодействия (ТПВ) - коэффициенты разложения избыточного химического потенциала компонента сплава в ряд по концентрациям растворённых компонентов являются как раз теми физическими величинами, которые определяют растворимость компонентов в малоцентрированных многокомпонентных сплавах. В данной работе рассчитываются ТПВ углерода в никеле, используя методы статистической термодинамики малоцентрированных сплавов, учитывающей корреляционные эффекты в размещении атомов, и первопринципные методы расчётов электронной теории сплавов.

Углерод в никеле образует раствор внедрения, причем атомы углерода располагаются в октаэдрических междоузлиях ГЦК решетки никеля. Чтобы моделировать расположение атомов углерода в ГЦК решетке никеля, использовали приближение суперячейки с периодическими граничными условиями. Расчёты полной энергии суперячейки были выполнены методом PAW (projector augmented wave method), реализованным в пакете программ VASP (Vienna Ab-initio Simulation Package). Приближение GGA (Generalized Gradient Approximation) использовано для учёта обмена и корреляции в теории Кона-Шема. Расчёты выполнены таким образом, что релаксировали только позиции атомов. Объём и геометрия суперячейки не менялись. Подобный подход был использован в [2] для расчётов теплоты растворения и коэффициента диффузии углерода в никеле и также показал, что энергетически более выгодными для атомов углерода являются октапоры, а не тетрапоры. Представлены результаты расчётов о ТПВ, о потенциалах межатомного взаимодействия углерода в никеле (для различных координационных сфер), о потенциалах деформационного взаимодействия; обсуждается значимость многочастичного взаимодействия для растворов углерода в никеле.

1. В.К. Портной, А.В. Леонов, С.Н. Мудрецова, С.А. Федотов // ФММ. - 2010. - Т. 109. - №2. - С. 165-173.
2. D.J. Siegel, J.C. Hamilton // Phys. Rev. B 68, 094105(2003)

## ДЕФОРМАЦИЯ ГЦК СПЛАВОВ, СОДЕРЖАЩИХ КОГЕРЕНТНЫЕ И НЕКОГЕРЕНТНЫЕ ЧАСТИЦЫ

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

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

Закономерности развития деформации были рассмотрены на примере дисперсионотвердеющего сплава Al-Zn-Mg, который, кроме основных легирующих элементов (цинка и магния) содержит микродобавки переходных металлов. Сплавы данного класса после выплавки подвергаются гомогенизирующему отжигу, при котором, в частности, формируется некоторое количество мелкодисперсных частиц интерметаллидов. После отжига проводится, как правило, высокотемпературная прокатка в различных направлениях.

Для того чтобы в данных материалах сформировалось достаточное количество дисперсных упрочняющих частиц, проводится закалка с последующим старением (одноступенчатым и двухступенчатым). В зависимости от режима старения в сплаве Al-Zn-Mg могут формироваться либо некогерентные частицы, либо одновременно когерентные и некогерентные.

Можно отметить и такое свойство дисперсионотвердеющих алюминиевых сплавов как значительное различие пластических свойств при испытаниях на сжатие и растяжение, а именно, при сжатии пластичность высока, при растяжении, напротив, – крайне низка. Одной из целей данной работы было изучение природы данного явления в структурном аспекте.

На начальных этапах исследования была поставлена задача: детально изучить фазовый состав сплава, находящегося в различных структурных состояниях, т.е. после закалки, одноступенчатого и двухступенчатого старения. Было установлено, что после кратковременного одноступенчатого старения (менее 5 часов при 293 К) формируются в основном некогерентные частицы  $\eta$ -фазы ( $MgZn_2$ ). Если время старения составляет 10 часов и более, то наряду с некогерентными частицами появляются когерентные образования (кластеры), размеры которых меньше 5 нм. При выдержке на второй ступени старения их размеры существенно возрастают, а размеры некогерентных частиц практически не меняются.

Были проведены исследования деформационного рельефа и дислокационной субструктуры сплава, подвергнутого сжатию и растяжению и находящегося в различных структурных состояниях. Особое внимание было уделено изучению деформационного рельефа, в частности, были получены различные количественные характеристики следов скольжения. Благодаря проведению опытов с переполировкой удалось разработать схему формирования картины скольжения, выявить механизмы локализации деформации в разных структурных состояниях сплава Al-Zn-Mg. В частности, было установлено, что различие в пластическом поведении сплава при сжатии и растяжении обусловлено отличием механизмов локализации деформации.

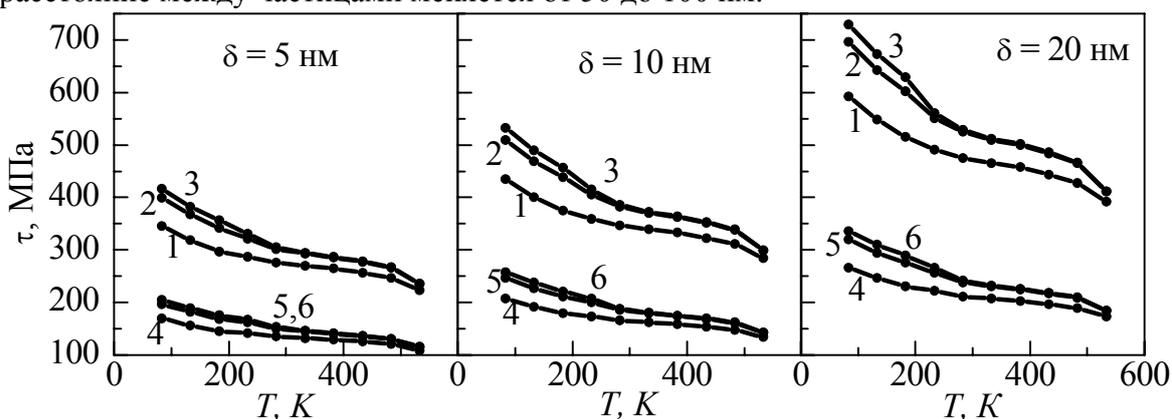
Кроме экспериментальных исследований были использованы методы математического моделирования пластической деформации дисперсно-упрочненных материалов, а именно, проведены модельные исследования явления локализации кристаллографического скольжения в зоне сдвига. Были предложены различные механизмы локализации в зависимости от соотношения масштабных характеристик упрочняющей фазы (размера, формы частиц, расстояния между ними) и начальной плотности дислокаций. Наилучшее согласие экспериментальных результатов с модельными получено для степеней деформации, не превышающих 0,07.

# ВЛИЯНИЕ МАСШТАБНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК УПРОЧНЯЮЩЕЙ ФАЗЫ НА ЭВОЛЮЦИЮ ДЕФЕКТНОЙ ПОДСИСТЕМЫ В ГЕТЕРОФАЗНЫХ МАТЕРИАЛАХ С ГЦК МАТРИЦЕЙ

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

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

В настоящее время перед материаловедческими науками стоит задача создания принципиально новых материалов с уникальными свойствами. К таким материалам относятся и гетерофазные материалы, упрочненные наночастицами. В данной работе использована математическая модель пластической деформации для ГЦК материалов с недеформируемыми упрочняющими частицами [1], которая представляет собой систему дифференциальных уравнений баланса элементов деформационной дефектной среды (сдвигообразующих дислокаций, призматических дислокационных петель межузельного и вакансионного типа, дислокаций в дипольных конфигурациях вакансионного и межузельного типа, межузельных атомов, моновакансий и бивакансий). В модели учтены процессы образования и аннигиляции дефектов различного типа. Математическая модель включает также уравнение, связывающее скорость деформации с приложенным воздействием и дефектностью материала. Предполагается, что упрочняющие частицы являются некогерентными, сферическими, их диаметр варьируется в пределах 5-20 нм, расстояние между частицами меняется от 50 до 100 нм.



**Рис. 1.** Температурная зависимость напряжения течения дисперсно-упрочненного материала на основе алюминия. Расстояние между частицами, нм: 1, 2, 3 – 50, 4, 5, 6 – 100, диаметр частиц  $\delta$  указан на рисунке. Скорость деформации  $10^{-2} \text{ с}^{-1}$ . Степень деформации: 1, 4 – 0,1; 2, 5 – 0,3; 3, 6 – 0,5.

Выявлено, что с увеличением размера частиц или уменьшением расстояния между ними напряжение течения возрастает в широком спектре температур деформации (рис. 1). Наблюдается снижение напряжения течения и плотности дислокаций в призматических петлях вакансионного и межузельного типа при увеличении температуры деформации. Плотность же сдвигообразующих дислокаций изменяется сложным образом при изменении температуры. Показано, что в материалах с наноразмерными частицами дислокационные диполи не образуются на протяжении всего процесса пластической деформации в условиях постоянной скорости деформации в широком спектре температур.

1. Попов Л.Е., Ковалевская Т.А., Колупаева С.Н. Математическое моделирование пластической деформации скольжения в дисперсно-упрочненных материалах / Структурно-фазовые состояния и свойства металлических систем. – Томск: Изд-во НТЛ, 2004. – С. 135-163.

## КИНЕТИКА ИПД И 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)

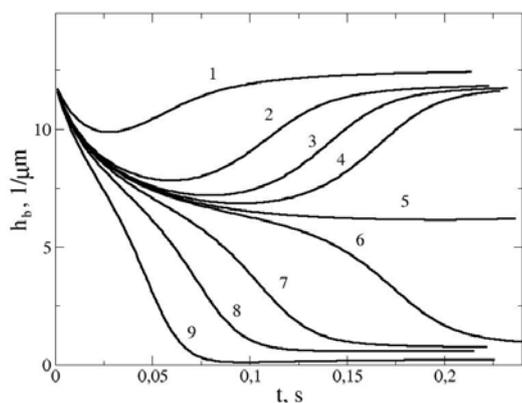
<sup>2</sup>Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,  
Москва, Россия

Деградация материала при ИПД и макроскопическое разрушение в случае сверхпластической деформации (СПД) происходят, как следствие накопления некоторого дефекта структуры, например, микротрещин в случае ИПД или дефектов границ зерен в случае СПД [1]. В процессе деформации параллельно протекают два процесса – изменение плотности границ зерен  $h_g$  и скрытого дефекта самой границы  $h_d$ . Систему кинетических уравнений, исходя из общих принципов неравновесной эволюционной термодинамики [2], в этом случае можно записать в виде [3]:

$$\begin{aligned} \frac{\partial h_g}{\partial t} &= \gamma_g (\varphi_{0g} - \varphi_{1g} h_g + \varphi_{2g} h_g^2 - \varphi_{3g} h_g^3 + \varphi_{gd} h_d + \varphi_g s), \\ \frac{\partial h_d}{\partial t} &= \gamma_d (\varphi_{0d} - \varphi_{1d} h_d + \varphi_{2d} h_d^2 - \varphi_{3d} h_d^3 + \varphi_{gd} h_g + \varphi_d s), \end{aligned} \quad (1)$$

где  $\gamma_m$  – кинетические коэффициенты,  $m = g, d$ ;  $\varphi_{km}$  – коэффициенты полиномиального представления, отвечающие за различные уровни термодинамического процесса,  $k = 0, 1, 2, \dots$ ;  $\varphi_{gd}$  – коэффициент, отвечающий за взаимодействие дефектных подсистем;  $\varphi_m$  – коэффициенты, учитывающие влияние тепловых эффектов;  $s$  – энтропия.

На рисунке приведены кинетические кривые эволюции плотности границ зерен (ГЗ)



при различных значениях поверхностной плотности энергии ГЗ  $\varphi_{0g}$  для некоторых условных параметров модели. Начальная плотность ГЗ выбиралась высокой (выше предельного стационарного значения). Для больших значений  $\varphi_{0g}$  (кривые 1-4) плотность ГЗ сначала уменьшается, а затем начинает возрастать, выходя на стационарное значение, что является типичным для ИПД. Для малых значений  $\varphi_{0g}$  (кривые 6-9) плотность ГЗ уменьшается постоянно, что является типичным для СПД. Случай 5 промежуточный.

Полностью кривые 5-9 пройдены быть не могут, так как при достижении критической плотности дефектов самих ГЗ  $h_d$  раньше происходит макроскопическое разрушение материала [3].

1. Чувильдее В.Н. Пирожникова О.Э., Нохрин А.В., Мышляев М.М. // ФТТ. – 2007. – Т. 49 № 4. – С. 650-656.
2. Metlov L.S. // Phys. Rev. E. – 2010. – V. 81. – P. 051121(9).
3. Метлов Л.С. Вестник Донецкого университета. Сер. А: Естественные науки, вып.2. – С. 144-161.

# ВЛИЯНИЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ С РАЗНЫМ ИСХОДНЫМ СОСТОЯНИЕМ

Сундеев Р.В., Шалимова А.В., Глезер А.М

*Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии  
им. И.П. Бардина, г.Москва, Россия*  
[sundeev55@yandex.ru](mailto:sundeev55@yandex.ru)

Целью данной работы являлось изучение природы структурно-фазовых превращений в аморфном и частично кристаллизованном сплаве  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$  при варьировании величины мегапластической деформации (МПД) с помощью камеры Бриджмена. Образцы для исследования были получены методом спиннингования расплава в атмосфере аргона в виде аморфной ленты, толщиной около 50 мкм и шириной 8 мм. Исходное кристаллическое состояние того же материала было получено при последующей термической обработке аморфной ленты.

Мегапластическую деформацию проводили в камере Бриджмена при гидростатическом давлении  $P = 4$  ГПа и при комнатной температуре и  $n = 1/8, 1/4, 1/2, 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8$  и  $9$ , где  $n$  – число полных оборотов подвижной наковальни камеры Бриджмена. Проводилось также гидростатическое сжатие без кручения. При деформации исходно аморфного состояния начальные стадии МПД ( $n = 1/8, 1/2$  и  $1$ ) характеризуются появлением в структуре кристаллических фаз (объемная доля кристаллической фазы при  $n = 1/2$  составляет  $\sim 80\%$ ), затем при увеличении деформации объемная доля кристаллической фазы уменьшается и при  $n=4$  сплав полностью аморфизуется. При  $n=6$  на рентгеновском спектре (РС) наблюдается расщепление первичного гало на два синглета, что трактуется как возможная частичная кристаллизация. Действительно, на электронно-микроскопических (ЭМ) изображениях этого состояния помимо аморфной фазы обнаружены области, заполненные равноосными и дефектными зернами со средним размером 150 нм. Однако, дальнейшее возрастание деформации ( $n = 8$ ) приводит к полной аморфизации сплава. Исходно кристаллическое состояние сплава характеризуется наличием структуры пластинчатого мартенсита. По мере роста деформации ( $n = 1$ ) наблюдается деградация пластинчатой структуры В19: регулярное расположение пластин нарушается, наблюдается их раздробление, искривление и даже разворот, а затем переход в аморфное состояние. При деформации ( $n = 4$ ) исходно кристаллическая структура становится полностью рентгеноаморфной. С помощью сопоставления данных ЭМ исследования и рентгеновской дифракции показано, что природа аморфных состояний, полученных после закалки из расплава и после МПД кристаллического сплава различна. При деформации  $n = 7$  на РС, также как и в исходно аморфном состоянии, наблюдается расщепление первичного гало, которое исчезает при дальнейшем увеличении деформации. Таким образом, в результате исследования обнаружено, что в случае исходно аморфного состояния, также как и в кристаллическом состоянии наблюдается цикличность в изменении фазового состава материала по мере увеличения деформации в камере Бриджмена. При осуществлении последовательно нарастающих деформаций реализовано три цикла прямых и обратных фазовых переходов. Показано, что полученные результаты могут быть объяснены в рамках предложенной ранее модели суперпозиции различных каналов диссипации упругой энергии в процессе МПД, а также прямых и обратных термоупругих мартенситных превращений.

# МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ГИДРОСТАТИЧЕСКИ СЖАТЫХ ГЕТЕРОФАЗНЫХ МОНОЛИТНЫХ И ПОРОШКОВЫХ НАНОСИСТЕМАХ

Токий Н.В., Варюхин В.Н., Токий В.В.

Донецкий физико-технический институт им. А.А.Галкина, Донецк, Украина  
[nvt1976@mail.ru](mailto:nvt1976@mail.ru)

Возникающая при мартенситном превращении упругая энергия может быть разбита на две составляющие. Первая –  $\Delta F_{elast}$ , всегда затрудняющая превращение, обусловленная только собственными деформациями. Она подробно рассмотрена в работах [1,2]

$$\Delta F_{elast} = -\frac{1}{2} \int \sigma_{ik} \varepsilon_{ik}^o dV, \quad (1)$$

где  $\sigma_{ik}$  – внутренние напряжения, возникающие при превращении в отсутствие внешних сил.

Вторая составляющая – работа внешних сил на собственных деформациях  $\varepsilon_{ik}^o$  мартенситной фазы, которая состоит из элементарных удельных работ изменения объема и формы объекта при мартенситном превращении. В зависимости от собственной деформации и внешних сил каждое слагаемое составляющей  $\delta A^e$  может, как затруднять, так и способствовать мартенситному превращению.

$$\Delta a_m^e = \int \delta A^e dV = \int \left( \frac{\sigma^e}{3} \delta \theta^o + \tau^e \delta \Gamma^o \right) dV \quad (2)$$

где  $\sigma^e$  – первый инвариант тензора напряжений вызванных внешними силами,  $\delta \theta^o$  – объемное расширение или дилатация мартенситной фазы,  $\tau^e$  – интенсивность касательных напряжений, вызванных внешними силами,  $\delta \Gamma^o$  – интенсивность собственной деформации сдвига мартенситной фазы.

Рассмотрена термодинамика процесса зародышеобразования мартенситной фазы в агломерированных порошковых системах при обжати высокоим гидростатическим давлением. Получена зависимость объемной доли превратившейся фазы  $V_m/V$  от температуры, концентрации стабилизирующей примеси, размера агломерата  $d$ , размера кристаллита  $D$  и давления в порошковых системах с малой степенью агломерации.

Установлена зависимость равновесной толщины, а, следовательно, и относительного количества новой фазы от термодинамических условий превращения – температуры, давления, количества стабилизирующей примеси, межфазной поверхностной энергии, размера зерен, модулей упругости и собственной деформации мартенситной фазы.

Учет характера упругих полей, возникающих при всестороннем гидростатическом обжати, позволил объяснить: как «аномальный» рост с величиной давления доли менее плотной мартенситной моноклинной фазы при обжати нанопорошков тетрагонального диоксида циркония, так и увеличение с уменьшением размера зерна гистерезиса мартенситного превращения в моноклинном наноструктурном ОЦК железе вплоть до полного сохранения при атмосферном давлении ГПУ фазы высокого давления возникшей при обжати до 20 ГПа.

1. Ройтбурд А.Л. Теория формирования гетерофазной структуры при фазовых превращениях в твердом состоянии // Успехи физических наук. - 1974.- Т.113. - 69-72.
2. Ройтбурд А.Л., Хачатурян А.Г. Проблемы металловедения и физики металлов // Металлургия. - 1968. - Т.9. - С.78-82.

## МЕТАСТАБИЛЬНЫЕ ТПУ ФАЗЫ И ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ МАССИВНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

Лясоцкий И.В., Дьяконова Н.Б., Дьяконов Д.Л.

ЦНИИЧермет имени И.П. Бардина, Москва  
[n-dyakonova@yandex.ru](mailto:n-dyakonova@yandex.ru)

Около 50-ти лет проводятся исследования металлических аморфных сплавов, но ряд проблем остаются нерешенными. В особенности это касается перспективных многокомпонентных массивных металлических стекол (ММС), в том числе сплавов на основе железа с металлоидами, составляющих основу промышленных магнитомягких материалов. В последние годы развивается “кластерный” подход к моделированию структуры ММС, основанный на эффективной плотной упаковке атомных кластеров, в котором, в отличие от предыдущих многочисленных работ, делается акцент на многочастичное «кристаллохимическое» взаимодействие не менее 3-х сортов различных атомов в кластере. Мы полагаем, что знание деталей структуры метастабильных фаз, формирующихся на начальных стадиях кристаллизации и близких по составу к исходному составу аморфного сплава, может быть не менее эффективно использовано для подтверждения модельных результатов, чем дифракционные и спектроскопические данные в условиях существенной многокомпонентности.

Актуальность исследований метастабильных фаз, которые могут быть использованы для построения моделей, для сплавов железа с металлоидами связана с небольшим количеством имеющихся данных о структуре этих фаз, в отличие от сплавов типа металл-металл, где наблюдаются равновесные интерметаллиды с тетраэдрически плотной упаковкой атомов. В докладе приводятся экспериментальные данные и обсуждаются следующие закономерности для многокомпонентных сплавов железа с металлоидами.

- Образование ТПУ фаз на начальных стадиях девитрификации многокомпонентных аморфных сплавов на основе железа с металлоидами – универсальное явление.
- Метастабильные ТПУ фазы существенно более близки по составу к исходному аморфному сплаву, чем равновесные фазы  $\alpha$ -Fe и бориды. ТПУ фазы могут быть, как обогащены, так и обеднены железом относительно исходного состава. Это создает условия для наноструктурирования на основе ТПУ фаз, а также наномасштабного расслоения с последующим образованием нанокомпозитов на основе  $\alpha$ -Fe.
- Существенна роль малых добавок, которые могут кардинально менять моды кристаллизации в условиях конкурентного влияния многокомпонентного легирования на стабилизацию металлического стекла с ТПУ кластерами и собственно ТПУ фаз.
- Обнаруженные метастабильные фазы в основном относятся к семейству ТПУ интерметаллидных типа  $\beta$ -W (A15). Эти структуры близки к структурному типу  $\alpha$ -Mn (в том числе апериодические, ромбоэдрически искаженные);  $\beta$ -Mn;  $\sigma$ ; Th<sub>6</sub>Mn<sub>23</sub>. На основании рентгеновских дифрактометрических данных сделано предположение, что атомы металлоидов в решетке типа интерметаллида могут занимать позиции, как замещения (Si и, возможно, P), так и внедрения (B, C). Обнаруженные примеры сочленения фаз могут быть использованы для построения кластерной модели структуры аморфной фазы в сплавах на основе железа.

*Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, проект № 10-02-01069.*

## ФЕРРОМАГНЕТИЗМ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ ОКСИДЕ ЦИНКА: «МАГНИТНАЯ ПЕНА» ИЗ ГРАНИЦ ЗЕРЕН

Страумал Б.Б.<sup>1,3</sup>, Мазилкин А.А.<sup>1,3</sup>, Протасова С.Г.<sup>1,3</sup>, Мятнев А.А.<sup>2</sup>,  
Страумал П.Б.<sup>2,4</sup>, Гёринг Э.<sup>3</sup>, Баретцки Б.<sup>5</sup>

<sup>1</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>2</sup>*НИТУ МИСус, Ленинский просп. 4, 119049 Москва, Россия*  
[pstraumal@misis.ru](mailto:pstraumal@misis.ru), [amyatiev@misis.ru](mailto:amyatiev@misis.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>*Institut für Materialphysik, Universität Münster, Wilhelm-Klemm-Str. 10, D-48149 Münster, Germany*

[pstraumal@uni-muenster.de](mailto:pstraumal@uni-muenster.de)

<sup>5</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 09-08-90406), программу создания и развития НИТУ «МИСус», а также Государственный фонд фундаментальных исследований Украины (проект X28.7049).*

## ВЫЗВАННАЯ ДЕФОРМАЦИЕЙ АНОМАЛЬНАЯ ДИФФУЗИЯ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ МЕДИ

Страумал Б.Б.<sup>1</sup>, Рабкин Е.И.<sup>2</sup>, Протасова С.Г.<sup>1</sup>, Мазилкин А.А.<sup>1</sup>,  
Мурашкин М.Ю.<sup>3</sup>, Валиев Р.З.<sup>3</sup>

<sup>1</sup> *Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Московской обл., 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>2</sup> *TECHNION-Israel Institute of Technology, Haifa, Israel*

[erabkin@techunix.technion.ac.il](mailto:erabkin@techunix.technion.ac.il)

<sup>3</sup> *Уфимский Государственный Авиационный Технический Университет, Уфа Россия*  
[maxmur@mail.rb.ru](mailto:maxmur@mail.rb.ru), [rzvaliev@mail.rb.ru](mailto:rzvaliev@mail.rb.ru)

С помощью индукционной плавки в вакууме изготовлены сплавы Cu–Ni (Cu–10 масс.% Ni, Cu–20 масс.% Ni, Cu–40 масс.% Ni, Cu–77 масс.% Ni) и Cu–Ag (с 2,8, 5, 8 и 10 масс. % Ag), а также дополнительно к плану изготовлены сплавы Cu–Co с 2,2, 4,9, 86,4, and 94,4 масс.% Co. Все эти сплавы были подвергнуты гомогенизационным отжигам в области твердого раствора соответствующих фазовых диаграмм для получения однородной однофазной структуры. Были проведены отжиги сплавов в двухфазных областях «твердая фаза+расплав» соответствующих фазовых диаграмм для получения неоднородной двухфазной структуры, состоящей из твердого раствора на основе меди (обедненного вторым компонентом) и зернограничных зон, обогащенных вторым компонентом или содержащих прослойки второй фазы. Были изготовлены нанокристаллические образцы из чистой меди, однородных гомогенизированных твердых растворов и неоднородных двухфазных сплавов с помощью кручения под высоким давлением (КВД). Были подготовлены диффузионные пары медь-никель для последующей деформации методом КВД.

Показано, что интенсивная пластическая деформация пересыщенных твердых растворов медь-никель методом кручения под высоким давлением (КВД) при комнатной температуре ведет (а) к измельчению зерна до наноразмеров и (б) к ускоренному распаду пересыщенного твердого раствора, наиболее богатого никелем. Выполнена оценка эффективной температуры вынужденного деформацией распада пересыщенного твердого раствора, которая оказалась примерно на 300°C выше физической температуры КВД.

Изучено влияние КВД на пересыщенные твердые растворы медь-кобальт и кобальт-медь. Показано, что эффективная температура вынужденного деформацией распада пересыщенного твердого раствора на основе кобальта близка к физической (комнатной) температуре КВД. При деформации пересыщенного твердого раствора на основе меди эффективная температура процесса диффузии, вынужденного деформацией, на несколько сотен градусов выше комнатной, и пересыщенный твердый раствор на основе меди не только не распадается, а пересыщается еще больше.

*Авторы благодарят проекты РФФИ 09-03-92481 и 09-03-00784, а также Министерство науки Израиля (проект 3-5790) за финансовую поддержку.*

**ВЛИЯНИЕ ТРЕТЬЕГО КОМПОНЕНТА (Fe, Sn, Cu) НА  
ЗЕРНОГРАНИЧНОЕ ТВЕРДОФАЗНОЕ СМАЧИВАНИЕ В СПЛАВЕ  
Zr–2,5 масс.% Nb**

**Горнакова А.С., Страумал Б.Б.**

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

Развитие ядерной энергетики поставило задачу разработки специальных конструкционных материалов. Специфика требований, предъявляемых к конструкционным материалам, предназначенным для изготовления отдельных узлов активной зоны атомного реактора и оболочек тепловыделяющих элементов, заключается прежде всего в том, что они должны поглощать как можно меньше тепловых нейтронов. Наиболее полно этому требованию отвечают четыре металла: бериллий, магний, алюминий и цирконий. Остановимся более подробно на цирконии. Повышенный интерес к данному металлу вызван удачным сочетанием ядерных и физических характеристик, механических свойств при комнатной и повышенных температурах. Он коррозионностоек в большинстве сред, применяемых в качестве теплоносителей ядерных реакторов, и достаточно технологичен. Высокая температура плавления циркония открывает широкие возможности для изыскания сплавов, работающих при повышенных температурах. Благодаря такому удачному сочетанию основных необходимых свойств цирконий в настоящее время считается одним из наиболее перспективных конструкционных материалов энергетического ядерного реакторостроения.

Сплавы циркония с добавлением ниобия широко используются в современном реакторном машиностроении. Они обладают высокой температурой плавления, низким сечением захвата нейтронов, достаточной прочностью при высокой температуре, приемлемой коррозионной стойкостью в водных растворах, прекрасным сочетанием с ядерным топливом (ураном и диоксидом урана), хорошей обрабатываемостью и свариваемостью, а также стабильностью микроструктуры и устойчивостью к облучению.

Цель данной работы было исследовать микроструктуры поликристаллических сплавов Zr–2,5 масс. % Nb, с добавлением 1 масс. % третьего компонента (Fe, Cu или Sn), в температурном интервале от 620 до 863°C. Экспериментально показано, что в зависимости от температуры отжига и энергии границы зерен (ГЗ) вторая твердая фаза ( $\beta$ -Nb) образует либо цепочку отдельных линзоподобных включений (неполное смачивание ГЗ второй твердой фазой), либо непрерывные однородные прослойки (полное смачивание ГЗ второй твердой фазой). В то время как сплаве Zr–2,5 масс.% Nb доля смоченных границ зерен растет с ростом температуры отжига, добавление третьей компоненты приводит к уменьшению доли смоченных границ. Кривые зависимости доли смоченных границ зерен для трехкомпонентных сплавов от температуры имеют параболический вид. Данный результат интересен и впервые экспериментально обнаружен.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 09-02-00294).*

# МОРФОЛОГИЯ ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ КАРБИДНЫХ ФАЗ ПРИ ПОЛНОМ И НЕПОЛНОМ ТВЕРДОФАЗНОМ СМАЧИВАНИИ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В СТАЛЯХ

Страумал Б.Б.<sup>1</sup>, Гусак А.М.<sup>2</sup>, Родин А.О.<sup>3</sup>, Петелин А.Л.<sup>3</sup>, Кучеев Ю.О.<sup>3</sup>,  
Протасова С.Г.<sup>1</sup>, Мазилкин А.А.<sup>1</sup>, Добаткин С.В.<sup>4</sup>

<sup>1</sup> *Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Московской обл., 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>2</sup> *Черкасский Национальный Университет, Черкассы, Украина*  
[gusak@phys.cdu.edu.ua](mailto:gusak@phys.cdu.edu.ua)

<sup>3</sup> *НИТУ «МИСиС», Москва, Россия*  
[rodin@misis.ru](mailto:rodin@misis.ru)

<sup>4</sup> *Институт металлургии и материаловедения РАН им. А.А. Байкова, Москва, Россия*  
[dobatkin@ultra.imet.ac.ru](mailto:dobatkin@ultra.imet.ac.ru)

Сегрегация легирующих элементов на границах зерен и внешних поверхностях может как улучшать, так и ухудшать механические, физические и химические свойства поликристаллических материалов. В частности, процессы зернограничного разрушения можно разделить на два класса: (1) разрушение, вызванное выделениями второй фазы на границах и (2) разрушение, вызванное выделениями сегрегацией примесей на границах зерен. Разрушение нефте- и газопроводов при низких температурах, вызванное механическими напряжениями и коррозией, тоже часто контролируется сегрегацией примесей на границах зерен и зернограничными выделениями второй фазы.

Явление перехода от неполного к полному смачиванию границ зерен второй твердой фазой было недавно обнаружено нами в сплавах цинк-алюминий. Это явление наблюдается также в сплавах железо-углерод (стали). В работе впервые наблюдался зернограничный фазовый переход твердофазного смачивания (обволакивания) в системе железо-углерод. Он был обнаружен в двухфазных областях «феррит+аустенит» и «аустенит+цементит» фазовой диаграммы железо-углерод. Было также показано, что в двухфазной области «феррит+цементит» такого перехода нет, по крайней мере в области температур от эвтектоидного превращения до 600°C. Было также изучено влияние на условия смачивания границ зерен других легирующих компонентов, типичных для сталей, используемых в энергетических установках и для нефте- и газопроводов.

В работе экспериментально показано, что интенсивная пластическая деформация (ИПД) приводит одновременно (а) к формированию крайне неравновесной зеренной структуры – зерна измельчаются во время ИПД до нанометровых размеров – и (б) к формированию равновесной фазовой структуры – метастабильные фазы исчезают при ИПД из материала. Этим ИПД принципиально отличается от других методов получения наноструктурных материалов, таких как механический размол в шаровых мельницах, ионная имплантация или напыление тонких пленок, которые приводят к образованию не только нанометровых зерен, но и метастабильных фаз.

*Авторы благодарят проекты РФФИ 09-03-00784 и 09-08-90406, а также Государственный фонд фундаментальных исследований Украины (проект X28.7049) за финансовую поддержку.*

## ДВИЖЕНИЕ ПЛОСКИХ ГРАНИЦ ЗЁРЕН В Zn

Сурсаева В.Г.

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

В процессе исследования эволюции микроструктуры *in situ* 2D Al фольг было обнаружено относительное увеличение количества плоских границ по сравнению с искривлёнными границами с ростом продолжительности изотермического отжига. Плоские участки границы представляли собой в основном большеугловые границы. [1]. Целью данной работы является изучение движения плоских большеугловых индивидуальных границ зёрен в Zn.

Известно, что поверхностная энергия  $\gamma$  границы зерна меняется с изменением пространственной ориентации  $\psi$  границы. анизотропия энергии границы зерна по отношению к ее Из-за стремления границы как физической системы минимизировать свою полную свободную энергию, ориентации может приводить к плоской фасетированной форме границы, пространственное залегание которой соответствует локальным минимумам зависимости  $\gamma(\psi)$ . В качестве объектов исследования нами были выбраны двойниковые границы, ростовые фасетки, движущиеся фасетированные границы и плоские большеугловые границы .

В настоящем исследовании сообщается об экспериментах, в которых наблюдалось движение плоских границ зёрен с разной кристаллогеометрией .Скорость их миграции была измерена *in situ* в температурном интервале 473K÷692K с использованием поляризованного света на бикристаллах высокочистого (99.999%) цинка. Движущая сила миграции границы была обусловлена поверхностным натяжением границы:  $p = \gamma_b / a$ , где  $\gamma_b$  означает поверхностное натяжение границы зерна и  $a$  длина движущейся плоской части границы зерна. Получены значения подвижностей и энтальпии активации миграции. Обнаружено, что самыми подвижными являются зернограничные фасетки, которые являются лишь частью перемещающейся границы. Подвижность плоской движущейся части границы в методе четверть петли на 1.5÷2 порядка ниже. Подвижность ростовой фасетки на порядок ниже большеугловой плоской границы. Подвижность некогерентной плоской границы двойника самая низкая. Следует обратить внимание, что температурная зависимость подвижности для большеугловой и некогерентной двойниковой границы нелинейна, и процесс движения может быть охарактеризован двумя значениями энтальпии активации, отличающимися по величине на порядок. Эти результаты дают основание предполагать, что на изучаемых движущихся границах имеет место зернограничный фазовый переход: плоская граница с высокой плотностью узлов совпадения превращается в границу с разупорядоченной структурой.

*Автор благодарит Российский Фонд Фундаментальных исследований за финансовую поддержку направления исследований в рамках проекта РФФИ – ННИО 09 02 91339*

1. S. Piazzolo, V. G. Sursaeva, D. J. Prior Recrystallization and Grain Growth. Trans Tech Publication, Switzerland-Germany-UK-USA Mater. Sci. Forum **467-470** (2004) 929–934

# АНАЛИЗ ПРИМЕНЕНИЯ ИЗОТРОПНЫХ И АНИЗОТРОПНЫХ КРИТЕРИЕВ РАЗРУШЕНИЯ ДЛЯ МОДЕЛИРОВАНИЯ РАЗРУШЕНИЯ АНИЗОТРОПНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Хон Ю.А., Кривошеина М.Н., Туч Е.В.

ИФПМ СО РАН, г. Томск, Россия

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

Выбор критерия разрушения для моделирования упругопластического деформирования и разрушения материалов является наиболее актуальным при решении задач механики деформируемого твердого тела. При моделировании динамического нагружения анизотропных материалов часто используют критерии разрушения для изотропных материалов. Это может приводить к ошибкам при моделировании разрушения материала. В данной работе проведен анализ результатов расчетов численного моделирования динамического нагружения анизотропных материалов при использовании изотропного и анизотропного критерия разрушения.

В работе выполнено численное моделирование в трехмерной постановке ударного нагружения анизотропной алюминиевой преграды из сплава Д16Т стальным изотропным ударником со скоростью 600 м/с. Ударник имеет компактную цилиндрическую форму:  $d=7\text{мм}$ ,  $h=7\text{мм}$ . Поведение материала преграды и ударника описывалось с помощью уравнений механики сплошной среды. Нагружение анизотропной преграды описывается в упругой области с помощью обобщенного закона Гука, с помощью теории течения - в пластической. В качестве критерия пластичности используется критерий Мизеса-Хилла, учитывающий анизотропию пластических свойств материала. В качестве изотропного критерия разрушения используется критерий накопленной пластической деформации, в качестве анизотропного – критерий разрушения Мизеса-Хилла, позволяющий учитывать различные пределы прочности в разных направлениях. Упругопластическое поведение изотропного ударника описывается с помощью модели Прантля-Рейса. Численный метод, использованный для расчетов - метод конечных элементов, модифицированный Г.Р. Джонсоном для задач удара.

На рис.1 представлены графики торможения ударников при соударении с преградами из анизотропного алюминиевого сплава Д16Т с использованием разных критериев разрушения.

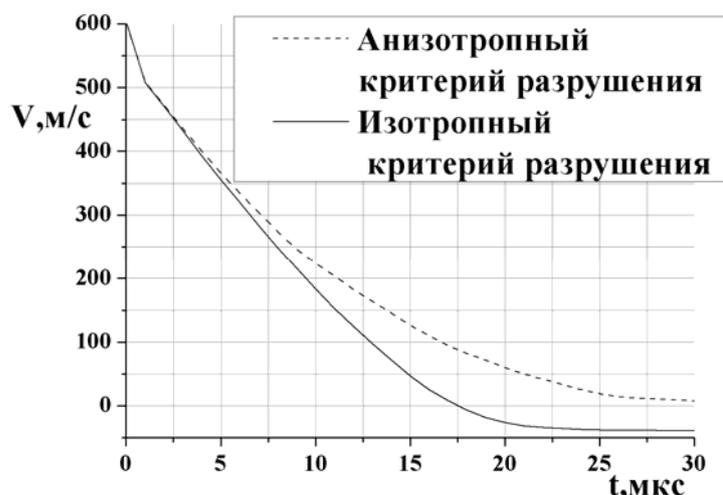


Рис.1. Графики торможения компактного ударника при соударении с преградами из анизотропного алюминиевого сплава Д16Т.

# ПРИМЕНЕНИЕ КРИТЕРИЯ МИЗЕСА-ХИЛЛА ДЛЯ МОДЕЛИРОВАНИЯ ДИНАМИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ СИЛЬНО АНИЗОТРОПНЫХ МАТЕРИАЛОВ

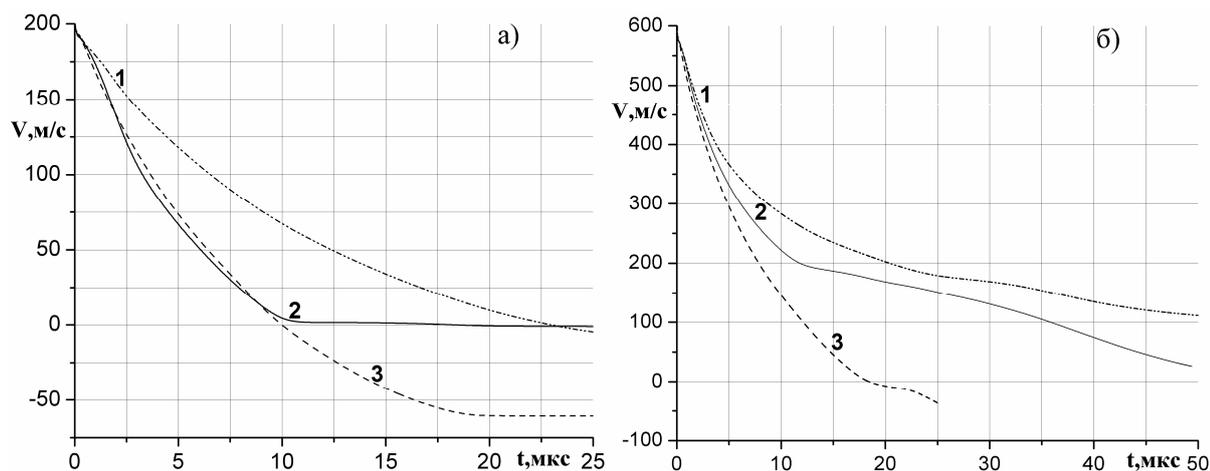
Кривошеина М.Н., Туч Е.В., Хон Ю.А.

ИФПМ СО РАН, г. Томск, Россия

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

Композиционные материалы имеют неоднородную структуру, поэтому они изначально обладают анизотропией механических свойств. При расчете таких материалов, как правило, используется феноменологический подход, предполагающий, что материал является условно однородным и обладает некоторыми осредненными свойствами. При определении упругого напряженного состояния изделий из анизотропного материала используют усреднение упругих постоянных методом Фогта-Рейса-Хилла.

В данной работе исследовалось влияние усреднения свойств материала преграды на результаты расчетов деформирования и разрушения преграды с помощью численного моделирования и определение возможности применения усреднения упругих постоянных материалов преград, выполненных из ортотропных композиционных материалов. В качестве численного метода используется метод конечных элементов, модифицированный Г. Р. Джонсоном для задач удара.



**Рис.1.** Кривые торможения ударников при соударении с преградами из материалов 1,2,3: (а) – начальная скорость ударника 200м/с, (б) – начальная скорость ударника 600м/с.

Здесь материал 1 – свойства материала минимальные в направлении нагружения, материал 2 – свойства материала максимальные в направлении нагружения, материал 3 – свойства материала усредненные методом Фогта-Рейса-Хилла.

Для материалов, имеющих высокую степень анизотропии, усреднения упругих и прочностных характеристик при скоростях нагружения (200 – 600)м/с приводят к меньшим разрушениям материала, чем в случае учета анизотропии механических свойств материала. Усреднение механических характеристик материалов, имеющих высокую степень анизотропии, приводит к «упрочнению» материала, так как разрушение первоначально происходит в направлении, имеющем наиболее «слабые» механические свойства.

# ВЛИЯНИЕ ПРЕДЕЛОВ ПЛАСТИЧНОСТИ ПРИ СДВИГЕ В АНИЗОТРОПНЫХ МАТЕРИАЛАХ НА НДС ПРЕГРАДЫ, СОСТОЯЩЕЙ ИЗ ТАКИХ МАТЕРИАЛОВ

Кривошеина М.Н., Туч Е.В., Хон Ю.А.

ИФПМ СО РАН, г. Томск, Россия

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

При моделировании ударного нагружения преград из металлических сплавов, имеющих анизотропию механических свойств, выбор критерия пластичности оказывает существенное влияние на итоговую деформационную картину материала. Из экспериментальных данных известно, например, что сплав Д16Т в закаленном и состаренном состоянии при двухосном растяжении разрушается тогда, когда максимальное касательное напряжение достигает соответствующего предела прочности на сдвиг или приближается к нему.

В работе выполнено численное моделирование в трехмерной постановке ударного нагружения транзитной алюминиевой преграды из сплава Д16Т стальным изотропным ударником со скоростью 600 м/с. Ударник - цилиндрической формы с размерами:  $d=30$  мм,  $h=3.75$  мм. Поведение материалов преграды и ударника описывалось с помощью уравнений механики сплошной среды. Нагружение анизотропной преграды описывается в упругой области с помощью обобщенного закона Гука, с помощью теории течения - в пластической. В качестве критерия пластичности используется критерий пластичности Мизеса-Хилла, учитывающий анизотропию пластических свойств материала на растяжение и сдвиг. Уругоупругое деформирование изотропного ударника описывается с помощью модели Прантля-Рейса. На контактной поверхности ударника и преграды реализовано условие скольжения без трения. Численный метод, использованный для расчетов - метод конечных элементов, модифицированный Г.Р. Джонсоном для задач удара.

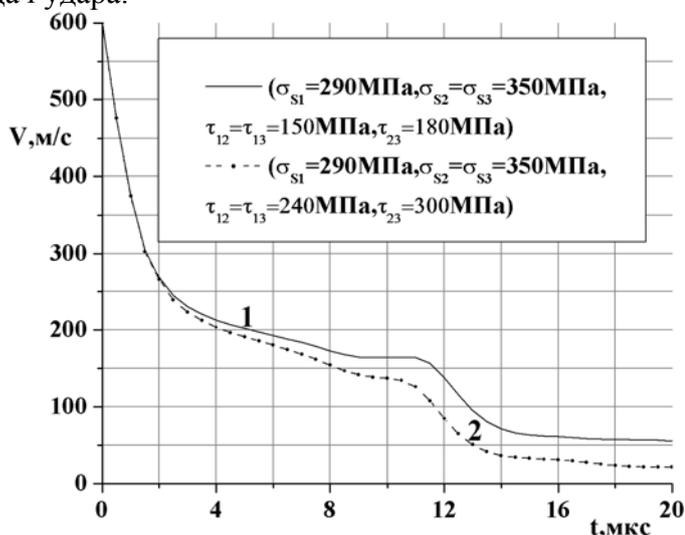


Рис.1. Кривые торможения дискообразного ударника при соударении с преградами из анизотропных материалов с различными пределами пластичности при сдвиге.

В результате показано, что влияние анизотропных пределов текучести материала при сдвиге оказывает большее влияние на результаты расчетов, чем учет анизотропии упругих свойств и пластических пределов текучести материала на растяжение и сжатие.

# МИКРОСКОПИЧЕСКАЯ ТЕОРИЯ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ДЕФОРМИРУЕМЫХ КРИСТАЛЛАХ

Слядников Е.Е.<sup>1</sup>, Хон Ю.А.<sup>2</sup>

1. Томский научный центр СО РАН, Томск, Россия

2. Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск,  
Россия

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

На основе предположения о двухямности кристаллического потенциала атома в окрестности структурного перехода сформулирована микроскопическая модель структурнонеустойчивого кристалла, которая позволяет описывать кристаллическую решетку как квантовую систему псевдоспинов (квантовую двухуровневую систему). Рассмотрены механизмы перехода из одной ямы в другую. Внешнее воздействие уменьшает площадь горба, разделяющего минимумы двухямного потенциала атома, что вызывает неустойчивость исходного состояния решетки с асимметричным двухямным потенциалом относительно возникновения предпереходного состояния решетки с симметричным двухямным потенциалом. Предпереходным состоянием кристалла является конденсированное состояние кристалла, в котором атом решетки полностью делокализован в симметричном двухямном потенциале, то есть вероятность обнаружить атом в узле исходной и конечной фазы одинакова.

В рамках приближения молекулярного поля построена теория структурного перехода исходная структура – предпереходное состояние – конечная структура в кристалле. Обсуждены физические причины возникновения предпереходного состояния в окрестности структурного перехода, получены физические условия реализации предпереходного состояния в деформируемом кристалле.

В приближении хаотических фаз исследована динамика структурнонеустойчивого кристалла при изменении внешнего воздействия. В пределе почти непрерывного (II – рода) структурного перехода исходная структура – предпереходное состояние – конечная структура мягкой модой является псевдоспиновая волна, с одной стороны, понижающей симметрию предпереходного состояния, а с другой стороны, восстанавливающей симметрию исходной (конечной) фазы. В рамках подхода, основанного на выполнении закона сохранения вектора Блоха, изучена динамика структурнонеустойчивого кристалла с учетом релаксации.

С помощью полуклассического подхода показано, что в исходной и конечной фазе может возникать и распространяться локализованное в пространстве коллективное возбуждение атомной решетки – солитон. Этот солитон, с одной стороны, является структурным дефектом, состоящим из двух межструктурных границ, разделенных другой структурой, а с другой стороны – импульсом поля упругой деформации. Скорость солитона незначительно превышает скорость распространения плоской звуковой волны, что, возможно, приводит к эффекту возрастания скорости звука на стадии нелинейной упругой деформации, наблюдаемому экспериментально.

На основе уравнения Колмогорова-Петровского-Пискунова исследована кинетика структурного перехода исходная фаза – предпереходное состояние – конечная фаза.

## ЗАРОЖДЕНИЕ КОГЕРЕНТНЫХ СТРУКТУР В ДЕФОРМИРУЕМЫХ КРИСТАЛЛАХ

Каминский П.П., Хон Ю.А.

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

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

Известно, что пластическая деформация кристалла связана с зарождением дефектов различного типа, фазовыми и структурными превращениями. Эти изменения структуры носят коллективный характер, а образующиеся структуры являются когерентными и зарождаются, как правило, при напряжении  $\sigma \ll \sigma_{th} \approx 0,1\mu$  ( $\sigma_{th}$  – теоретическая прочность,  $\mu$  – модуль сдвига). Вместе с тем, результаты компьютерного моделирования показывают, что дефекты в деформируемом кристалле могут зарождаться только при  $\sigma \approx \sigma_{th}$  и температуре  $T \gg 0$  К. В работе вскрыты причины противоречия теории с экспериментом. Разработана модель деформируемого кристалла, в рамках которой атермическое зарождение когерентных структур происходит при реальном уровне напряжений. В основе предложенной модели лежит тот факт, что деформируемый кристалл находится в смешанном квантовомеханическом состоянии. В деформируемом кристалле положение  $i$ -го атома

$$R_i = R_{i0} + u_i + fs_i. \quad (1)$$

Здесь  $R_{i0}$  – координаты атома в исходном (недеформированном) состоянии,  $i$  – номер атома,  $u_i$ ,  $s_i$  – упругие и неупругие смещения атомов соответственно,  $f$  – вероятность не адиабатического смещения атома в единицу времени. Величина и направление вектора  $s_i$  определяются свойствами кристалла и условиями его деформирования.

Найдена зависимость  $f$  от величины упругой деформации  $\varepsilon_{ij}$ , скорости деформации  $\dot{\varepsilon}_{ij}$ , характерного размера кристалла. При  $f \approx 1$  неупругие смещения атомов происходят без преодоления потенциального барьера.

Рассмотрены возможные типы пространственно-временных структур, образующихся выше микроскопического предела текучести. Для этого введен комплексный параметр порядка  $\psi$ , характеризующий распределение атомов, находящихся в нехарактерных для упруго деформированного кристалла положениях. Получено уравнение эволюции  $\psi$  в деформируемой среде. При  $\varepsilon$ ,  $\nabla \varepsilon = 0$  уравнение эволюции сводится к комплексному уравнению Гизбурга-Ландау.

Показано, что решения уравнения описывают зарождение топологического дефекта (дислокации). Подробно рассмотрен случай, когда неупругие смещения атомов сопровождаются появлением избыточного объема. Неустойчивость однородного распределения избыточного объема при реальном уровне напряжений приводит к расслоению системы с локализацией избыточного объема либо в виде микротрещины, либо в виде областей со структурой, характерной для переохлажденной жидкости.

# ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ВОДОРОДОМ НА ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ И РАЗВИТИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ В СПЛАВЕ Ti-6Al-4V

Грабовецкая Г.П., Степанова Е.Н., Мишин И.П., Забудченко О.В.

*Учреждение Российской академии наук Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН, г. Томск, Россия*

[grabg@ispms.tcs.ru](mailto:grabg@ispms.tcs.ru)

В работе исследовано влияние легирования водородом в пределах концентраций 0,2-0,45 мас. % на формирование структурно-фазового состояния в двухфазном ( $\alpha+\beta$ ) титановом сплаве Ti-6Al-4V, в процессе наноструктурирования методом, сочетающим горячую пластическую деформацию прессованием и обратимое легирование водородом.

Методами электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа установлено, что горячая пластическая деформация однократным прессованием на 80 % при температурах 973-1023 К приводит к формированию в сплаве Ti-6Al-4V, содержащем (0,2 ÷ 0,33) мас.% водорода, однородной зеренно-субзеренной структуры со средним размером элементов, равным (0,08 ÷ 0,09) мкм. При этом в процессе формирования структуры наблюдается полное фазовое превращение  $\beta \rightarrow \alpha$ . В сплаве, содержащем (0,4 ÷ 0,45) мас.% водорода, в процессе наноструктурирования формируется неоднородная ( $\alpha+\beta$ ) двухфазная структура, в которой наряду с наноразмерными элементами, имеются зерна  $\beta$  фазы, достигающие микронных размеров. Дегазация водорода из наноструктурированного сплава путем отжига в вакууме приводит к обратному превращению  $\alpha \rightarrow \beta$  и постепенному росту размера зерен. При снижении концентрации водорода в сплаве до величины 0,005 мас.%, соответствующей техническим стандартам для исследуемого сплава, средний размер зерен увеличивается до ~ 0,3 мкм.

Особенностью деформации наноструктурированного сплава Ti-6Al-4V-0,005H в процессе растяжения и ползучести при комнатной температуре является развитие полос локализованной деформации на различных масштабных уровнях. Присутствие водорода в наноструктурированном сплаве Ti-6Al-4V в количестве до 0,33 мас. % в твердом растворе повышает устойчивость сплава к локализации деформации на мезо- и макро-масштабных уровнях и увеличивает общую деформацию до разрушения. При этом зависимость величины коэффициента деформационного упрочнения от истинной деформации становится подобной соответствующей зависимости для нелегированного водородом крупнозернистого сплава Ti-6Al-4V, что свидетельствует об активизации дислокационного механизма деформации в наноструктурированном сплаве Ti-6Al-4V-(0,2-0,33)H в присутствии водорода в твердом растворе.

Присутствие водорода в наноструктурированном сплаве в виде выделений гидридов способствует развитию локализации пластической деформации и образованию трещин и приводит к уменьшению общей деформации до разрушения.

## РАСЧЕТ ЭНЕРГИИ И СИЛЫ КОГЕЗИИ

Фроленкова Л. Ю., Шоркин В. С.

*Орловский государственный технический университет, Орел, Россия,*  
[LaraFrolenkova@yandex.ru](mailto:LaraFrolenkova@yandex.ru)

В настоящее время современная промышленность предъявляет высокие требования к металлическим материалам. Одно из основных требований это прочность таких материалов. Из-за сложности проведения опытов по проверке прочности, их высокой себестоимости, делать это удобнее всего теоретически с помощью, например, оценки энергии и силы когезии через механические свойства материалов.

В работе предложена методика позволяющая рассчитать энергию и силу когезии на основании модели упругой среды с учетом представлений о нелокальном парном и тройном потенциальном взаимодействии ее частиц [1 – 3]. Параметры потенциала определяются по известным значениям коэффициентов Ламэ [1 – 3]. Модель является вариантом существующих моделей материалов второго порядка. В качестве поверхностной энергии  $W_p$  рассматривается изменение свободной энергии полубесконечного тела  $B$ , произошедшее при его мгновенном изотермическом выделении из бесконечной среды  $\Omega$ , приходящееся на единицу площади образовавшейся граничной поверхности  $A$ . Предполагается, что после мгновенного выделения процессы деформации и перераспределения температуры еще не начались. Прочность материала на какой-либо площадке  $dA$  оценивается энергией когезии – энергией притяжения частей тела  $B$  взаимодействующих вдоль этой площадки [4]

$$\mathfrak{G} = 2W_p.$$

Она определяется свойствами материала, которые в нашем случае учитываются потенциалами парного и тройного взаимодействий. Кроме того, прочность материала оценивается с помощью силы когезии – силы притяжения взаимодействующих частей тела приходящейся на единицу площади участка  $dA$ .

Результаты расчета энергии и силы когезии на основании предложенной методики и расчетных формул для ряда материалов сопоставлены с имеющимися в литературе данными. Характер соответствия удовлетворительный.

### Список литературы

1. Азаров, А. С. Способ оценки значений дополнительных к классическим материальных констант градиентных сред с помощью учета тройного взаимодействия частиц [Текст] / А. С. Азаров, В. С. Шоркин // Известие ТулГУ, серия "Естественные науки". Вып. 1. Тула: Изд-во ТулГУ, 2009. С. 28 – 40.
2. Азаров, А. С. Учет влияния трехчастичного взаимодействия в сплошной упругой среде на ее механические характеристики [Текст] / А. С. Азаров, В. С. Шоркин // Сборник трудов 47 Международной конференции "Актуальные проблемы прочности". – Н.-Новгород, 2008. – С. 163 – 165.
3. Фроленкова, Л. Ю. Методика расчета энергии адгезии с учетом тройного взаимодействия частиц среды [Текст] / Л. Ю. Фроленкова [Текст] // Известие ОрелГТУ, серия "Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии", № 4, 2009. – С. 22 – 26.
4. Ландау, Л. Д. Курс общей физики. Механика и молекулярная физика [Текст] / Л. Д. Ландау, А. И. Ахиезер, Е. М. Лифшиц. – М: Наука, 1965. – 405 с.

## ПОЛИДОМЕННАЯ СТРУКТУРА ПСЕВДОМОНОКРИСТАЛЛА СПЛАВА Fe-40%Pt

Хлебникова Ю.В., Родионов Д.П., Сазонова В.А.

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

В работе на основе данных сканирующей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа и металлографических наблюдений, рассмотрены кристаллографические закономерности формирования полидоменной структуры в монокристалле сплава Pt<sub>40</sub>Fe<sub>60</sub>, находящемся в области существования упорядоченных структур типа L1<sub>0</sub> в соответствии с диаграммой состояния. Строго говоря, такой монокристалл следует называть псевдомонокристаллом, поскольку в нем образовавшаяся после упорядочения структура состоит из набора ламелей с тетрагональной решеткой. Отличительной чертой структуры монокристалла сплава Pt<sub>40</sub>Fe<sub>60</sub> является образование необычно крупных макроскопических двойниковых ламелей, которые невозможно получить в поликристаллическом материале, что делает возможным использование интегральных рентгеновских методик для исследования структурных особенностей монокристалла.

Монокристаллы выращивали по методу Бриджмена в алундовых тиглях без затравки в атмосфере аргона при давлении 1.2-1.3 атм. Из кристалла вырезаны ориентированные образцы кубической формы 4x4x4 мм с огранкой по плоскостям типа {100} и в виде пластины толщиной 0.8 мм параллельной плоскости {100}.

На ориентированных с помощью Лауэ-рентгеновской съемки псевдомонокристаллических образцах выявлена иерархия структуры из трех уровней. Первый уровень – это два макропакета пластин, образующих два полисинтетических двойника в объеме кристалла. Второй уровень – это макроскопический двойник, имеющий форму пластины и представляющий собой полидоменную пластину 2-го порядка. Длина макроскопических ламелей, наблюдаемых визуально на поверхности кристалла, достигает десятков мм и может быть сопоставима с длиной кристалла (от 15 до 50 мм). Средняя ширина в плоскости (100) составляет величину 0.3÷0.7 мм. Полидоменная пластина 2-го порядка состоит из более мелких полидоменных пластин 1-го порядка (третий уровень), имеющих ширину в плоскости (100) от 20 до 50 мкм. Существует вероятность дальнейшего дробления структурных элементов, однако достоверно установить это в настоящей работе не удалось. Логично предположить, что независимо от количества структурных «ступеней» минимальной структурной единицей, с которой начинается процесс упорядочения в исследованном псевдомонокристалле, является элементарный c-домен. Установлено, что на каждом структурном уровне в паре соседних пластин (как макроскопических, так и более мелких) обнаруживаются области трех кристаллографических ориентаций, различающиеся направлением оси тетрагональности. Полученные результаты показывают, что для описания процесса упорядочения в монокристалле Pt<sub>40</sub>Fe<sub>60</sub> справедлива предложенная А.Л. Ройтбурдом [1] схема формирования полидоменных пластин при превращении кубической решетки в тетрагональную с малыми объемными изменениями.

1. Ройтбурд А.Л. Современное состояние теории мартенситных превращений // В кн. Несовершенства кристаллического строения и мартенситные превращения. М.: Наука, 1972. С. 7-33.

# ВЛИЯНИЕ МЕЖФАЗНОЙ АДСОРБЦИИ НА УСТОЙЧИВОСТЬ МЕЖФАЗНОЙ ГРАНИЦЫ

Гуськов А. П.

*ИФТТ РАН, Черноголовка, Россия,*  
[gyskov@issp.ac.ru](mailto:gyskov@issp.ac.ru)

В работах [1-3] для исследования устойчивости межфазной границы и объяснения формирования эвтектической структуры были использованы уравнения тепло-массообмена, а на границе формулировались неравновесные граничные условия. Предложенная теория использует неравновесные значения коэффициента распределения компонент на межфазной границе, которые трудно объяснить в рамках диффузионной модели кристаллизации. Эта проблема решается, если учесть адсорбцию компонент на межфазной границе. Явление адсорбции одним из первых использовалось для объяснения экспериментальных результатов кристаллизации [4]. На ее основании Р.Н. Холлом [5] дано объяснение зависимости коэффициента распределения от скорости перемещения межфазной границы. Это позволяет легко понять появление неустойчивости межфазной границы. Скорость перемещения границы зависит от кинетического переохлаждения, которое по определению есть разность между равновесной температурой фазового перехода и текущей температурой. Для определенности возьмем левую часть эвтектической фазовой диаграммы. При малых скоростях перемещения межфазной границы, если вследствие флуктуаций концентрация компонента увеличивается, то температура фазового перехода уменьшается. Это ведет к уменьшению кинетического переохлаждения и уменьшению скорости перемещения межфазной границы. Уменьшение скорости при  $k < 1$  ведет к уменьшению концентрации, и система возвращается к исходной концентрации компонента перед межфазной границей. Если скорость достаточно велика, и из-за адсорбции компонента [5]  $k > 1$ , уменьшение скорости приведет к дальнейшему увеличению концентрации. Это объясняет неустойчивость системы. Аналогичный механизм действует в общем случае фазовых переходов первого рода.

В предлагаемой работе рассматривается взаимосвязь температуры, концентрации компонент, адсорбции компонента на межфазной границе, кинетического переохлаждения и скорости перемещения межфазной границы. Перечисленные явления описываются параметрами, которые задаются на межфазной границе. Устанавливается количественная связь между температурным градиентом внешнего температурного поля, градиентом концентрации стационарного режима, эффективным коэффициентом распределения, механизмом роста и расстоянием, проходимым границей при температурных и концентрационных возмущениях. Эта связь приводит к уравнению линейного осциллятора, решения которого хорошо известны. Исследуется зависимость устойчивости решений полученного уравнения от значений параметров системы.

1. А.П.Гуськов. ЖТФ, том73, вып.5, 2003, стр.46-52.
2. А.П.Гуськов, А.Д.Орлов. Материаловедение, 2009, №12, стр. 2.
3. A.Guskov. Nonequilibrium conditions under directed crystallization. Abstracts of the International Euroterm Seminar Nr.84 "Thermodynamics of phase changes" Namur (Belgium), May 24-27, 2009.
4. Г. Бакли, Рост кристаллов, ИЛ., М., 1954.
5. Р. Н. Холл. Сегрегация примеси при выращивании кристаллов германия и кремния. В сборнике «Германий», стр. 68-73.

# ОБРАЗОВАНИЕ НАНОКЛАСТЕРОВ МЕДИ И ЗОЛОТА, СРАВНЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ МОДЕЛИРОВАНИЯ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПОТЕНЦИАЛА КЛЕРИ-РОЗАТО И ПОЛУЭМПИРИЧЕСКОГО ПОТЕНЦИАЛА МОРЗЕ

Мясниченко В.С., Старостенков М. Д.

*Алтайский государственный технический университет им. И. И. Ползунова, Барнаул*  
[genphys@mail.ru](mailto:genphys@mail.ru)

Образующиеся в ходе кристаллизации аморфной фазы либо при осаждении в инертной среде металлические наночастицы имеют особенности, не наблюдаемые в макроскопических кристаллических образцах. Известно, что размерный эффект приводит к проявлению у них совершенно новых свойств: термодинамических, химических, магнитных и других.

В настоящей работе выполнено моделирование структурно-энергетической трансформации во времени и по температуре нанокластеров среднего размера, включавших до 2457 атомов. Взаимодействие между атомами задавалось полу-эмпирическими потенциалами Морзе с параметрами, найденными в [1]. Параллельно рассчитывались кластеры в модели, учитывающей взаимодействие атомов в приближении ТВ-потенциала Клери-Розато [2]. В обоих случаях применялся фиксированный радиус обрезания потенциалов, который соответствовал пятой координационной сфере включительно.

Исследования выполнены с использованием метода молекулярной динамики. В качестве схемы интегрирования применен скоростной алгоритм Верле с шагом по времени 5 фс. Температура в процессе моделирования рассчитывалась посредством средней кинетической энергии атомов. Модельная система атомов представляла собой канонический ансамбль, в котором являются постоянными число частиц  $N$ , объем  $V$  и температура  $T$ . Для поддержания средней кинетической энергии атомов, а значит и температуры кластера на постоянном уровне, на каждом шаге интегрирования применялся пропорциональный термостат Берендсена.

Авторская модификация метода анализа общих соседей использовалась для определения структуры локального окружения атомов с заполненной первой координационной сферой, и позволила выделять следующие атомные конфигурации: ГЦК, ГПУ, икосаэдрическая, промежуточная. Пример полученного в потенциале Морзе при  $T=10\text{K}$  распределения в кластере Au, состоящем из 1029 атомов, различных фаз (a – ГЦК, b – ГПУ, c – икосаэдрическая фаза), приведен на рисунке.

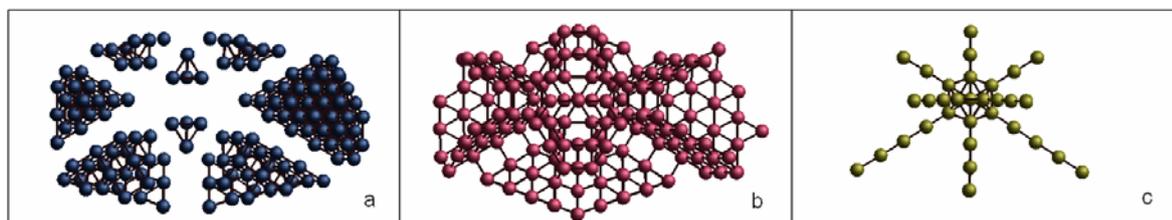


Рис.1.

1. Царегородцев А.И., Горлов Н.В., Демьянов Б.Ф., Старостенков М.Д. Атомная структура АФГ и её влияние на состояние решетки вблизи дислокации в упорядоченных сплавах со сверхструктурой L12 // ФММ. 1984. т.58. в.2. С. 336-343.
2. Cleri F., Rosato V. Tight-binding potentials for transitions metals and alloys // Phys. Rev. B. 1993. V. 48 P. 22.

# ВЫСОКОСКОРОСТНАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ТИТАНА ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ КАНАЛЬНО-УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ. СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

**Зельдович В.И., Шорохов Е.В., Добаткин С.В., Фролова Н.Ю.,  
Хейфец А.Э., Хомская И.В., Жгилев И.Н.**

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

*Российский Федеральный ядерный центр-ВНИИТФ, Снежинск, Россия*

Образцы технического титана ВТ1-0 были подвергнуты интенсивной высокоскоростной деформации при разных температурах в каналах, пересекающихся под углом 90 градусов. Данный метод деформации, использующий импульсные источники энергии, получил название динамического канально-углового прессования (ДКУП) [1,2]. ДКУП титана при комнатной температуре привел к значительным эффектам локализация деформации: образованию полос адиабатического сдвига (ПАС) и закономерно расположенных трещин [2]. Для устранения этих нежелательных эффектов ДКУП титана было выполнено при температурах 500°C в 1 проход [3] и при 530°C в 2 прохода.

Повышение температуры прессования предотвратило образование трещин и ПАС. В результате ДКУП при 500°C была получена микродуплексная структура, представляющая собой дисперсную смесь мелких рекристаллизованных зерен размером 2-3 мкм и нерекристаллизованных участков [3]. Рекристаллизованные зерна группировались в протяженные наклонные полосы (полосы сдвига) и короткие продольные цепочки. Деформированные нерекристаллизованные участки имели субзеренное строение, поперечный размер субзерен составлял 200-300 мкм. При втором проходе (при 530°C) размер рекристаллизованных зерен уменьшался вдвое, субзерна в деформированных участках приобретали равноосную форму, и микроструктура становится более однородной.

Так как дополнительная прокатка повышает прочностные характеристики титана [4], образцы после ДКУП были подвергнуты упрочнению прокаткой. После ДКУП при 500 и 530°C образцы были прокатаны на 50% при 300°C и нагреты при 210°C с выдержкой 30 мин. Прокатка повысила общую плотность дислокаций и создала высокий уровень внутренних напряжений.

После ДКУП при 530°C в 2 прохода титан имел предел прочности 650 МПа и относительное удлинение 19%. Дополнительная прокатка и низкотемпературный отжиг повысили предел прочности до 790 МПа при сохранении высоких значений относительного удлинения 15%.

*Работа выполнена по плану РАН, тема «Структура», при поддержке проектов: Президиума РАН № 09-П-2-1017, УрО РАН № 09-М-12-2002, РФФИ № 08-03-00106.*

1. Шорохов Е.В., Жгилев И.Н., Валиев Р.З. Способ динамической обработки материалов: Патент № 2283717. РФ // Бюллетень изобретений. 2006. №26.
2. Зельдович В.И., Шорохов Е.В., Фролова Н.Ю. и др. Высокоскоростная деформация титана при динамическом канально-угловом прессовании // ФММ. 2008. Т.105. №4. С.431-437.
3. Зельдович В.И., Шорохов Е.В., Фролова Н.Ю. и др. Структура титана после динамического канально-углового прессования при повышенной температуре // ФММ. 2009. Т.108. №4. С.365-370.
4. Малышева С.П., Салищев Г.А., Якушина Е.Б. Влияние холодной прокатки на структуру и механические свойства листов из технического титана // МиТОМ. 2008. №4. С.34-40.

## ОРИЕНТАЦИОННЫЕ СООТНОШЕНИЯ И МЕХАНИЗМ МАРТЕНСИТНОГО B2→B19' ПРЕВРАЩЕНИЯ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА

Гундырев В.М., Зельдович В.И., Хейфец А.Э.

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

Разработан прецизионный метод определения ориентационных соотношений при мартенситном B2→B19' превращении в никелиде титана, основанный на анализе текстуры мартенсита, сформированной в исходном монокристалле высокотемпературной B2-фазы. На монокристаллических образцах, имеющих высокую степень совершенства, сплава Ti-51 ат.%Ni при температуре 83 К были получены участки полюсных фигур B19'-мартенсита вокруг ряда полюсов плоскостей исходной B2-фазы. Смещение текстурных максимумов B19'-мартенсита относительно положения соответствующих полюсов B2-фазы, а также небольшое расщепление этих максимумов позволили определить точное положение ориентировок B19'-мартенсита в решетке B2-фазы. Также были измерены параметры решетки B19'-мартенсита при температуре 83 К.

Из текстуры B19'-мартенсита, возникающей в монокристалле никелида титана при B2→B19' превращении, и параметров решеток установлены ориентационные соотношения между возникшими ориентировками B19'-мартенсита и исходной B2-решеткой монокристалла TiNi:

$$\begin{aligned} (21-1)B2 & \parallel (0.981; -0.044; -1)B19' \\ [-11-1]B2 & \parallel [-1.020; -0.006; -1]B19'. \end{aligned} \quad (1)$$

Данные ориентационные соотношения близки к простым ориентационным соотношениям

$$\begin{aligned} (21-1)B2 & \parallel (10-1)B19' \\ [-11-1]B2 & \parallel [-10-1]B19', \end{aligned} \quad (2)$$

которые можно трактовать как ориентационные соотношения мартенситного сдвига.

Исходя из этих соотношений, предложен кристаллоструктурный механизм образования B19'-мартенсита, включающий сдвиг по плоскости (21-1)B2 в направлении [-11-1]B2 на 10 градусов. Такая система сдвига характерна для ОЦК кристаллов при деформации двойникованием и для сдвига при ОЦК-ГЦК превращении. Абсолютные величины сдвига соотносятся как 1:2:4 для B2→B19', ОЦК-ГЦК превращений и двойникования, соответственно. Смещение при B2→B19' превращении происходит в противоположном направлении по отношению к двум другим.

Деформация мартенсита при инвариантной решетке, из-за стесненных условий протекания мартенситного превращения, сопровождается небольшими поворотами мартенситных кристаллов на  $\pm 1.6^\circ$  вокруг направления [-10-1]B19', что увеличивает количество ориентировок мартенсита с 12 до 24 и приводит к небольшому изменению ориентационных соотношений. В результате устанавливаются ориентационные соотношения (1) с индексами, отличающимися от целочисленных.

*Работа выполнена по плану РАН, тема «Структура».*

## ВЯЗКОЕ РАЗРУШЕНИЕ – ОСОБЕННОСТИ ПРОТЕКАНИЯ И МОРФОЛОГИЯ ИЗЛОМОВ

Кудря А.В., Соколовская Э.А., Арсенкин А.М.

НИТУ "МИСиС", Москва, РФ, [AVKudrya@misis.ru](mailto:AVKudrya@misis.ru)

Хорошо известно, что для вязкого разрушения элементарные акты – вскрытие и слияние пор, как правило, на немагнитических включениях (НВ). Отсюда в изломе ямки – фрагменты слившихся пор, на дне которых нередко есть включения. При широком диапазоне размеров (от  $10^{-6}$  до 1 см) и малой объемной доле НВ (~0,01 - 0,1 %) почти все НВ с  $d > 1$  мкм и только 2 % - размером менее 1...0,2 мкм. Если каждой ямке соответствует одно НВ, то их средний размер  $d = 0,05...0,5$  мкм. Очевидно, что морфология ямок должна отражать особенности геометрии НВ, включая их размещение в объеме металла, это важно для понимания природы вязкого разрушения и управления качеством стали. Однако трудоёмкость измерения геометрии ямок осложняет изучение вязкого разрушения.

Быстрые массовые измерения геометрии вязкого излома ударных образцов улучшаемых сталей 40X2H2МА в состоянии после прокатки, 38ХНЗМФА и 15Х2НМФА – послековки, с использованием средств наблюдения различной размерности (синтез 3D-картины из нескольких 2D-кадров – стереофотограмметрия, косвенный анализ 3D-особенностей по «плоским» 2D-кадрам) [1] углубили представления об их строении.

Считается, что при случайном расположении пор, ямки в первом приближении обычно имеют равноосную сферическую и параболическую форму [1]. В нашем случае реконструированные профили ямок в третьем направлении удовлетворительно (с риском 0,05) аппроксимировались параболой, с увеличением диаметра ямки приобретали более плоскую, линзообразную форму. Ямки были в основном изотропными – соотношение двух взаимно перпендикулярных диаметров, равное 0,5–2, 0, выполнялось не менее чем для 0,97 от их общего числа.

Уменьшение коэффициента пропорциональности в уравнении параболы, описывающей вертикальное сечение ямки, при переходе к ямкам большего размера обусловлено отклонением от закона геометрического подобия - для всей выборки ямок зависимость их глубин  $H$  от диаметра  $D$  была ближе к линейной  $H \sim D$ .

Причина такого строения излома в особенностях протекания вязкого разрушения в центральной зоне ударного образца, где ему предшествует общая или местная (перед трещиной) пластическая деформация в достаточно толстом слое. При дальнейшей локализации сдвига перед фронтом трещины, там где деформация достигает критической величины, образуются поры. Их рост от нормальных напряжений после окончания сдвига приведёт к образованию равноосных ямок. Равноосная ямка в простейшем (квадратичном) приближении – это параболоид вращения  $y = c(x^2 + z^2)$ , «обрезанный сверху» плоскостью мезоступени излома, наклоненной под углом  $\alpha = \arctg(h/b)$ , где  $h$  и  $b$  – ее высота и ширина.

Полученные результаты оказались полезными при сопоставлении вязкости изломов различных сталей и оценке степени опасности разрушения по кластерам субмикронных НВ по границам перегретого зерна аустенита.

*Работа выполнена в рамках АВЦП «Развитие научного потенциала высшей школы» (проект 2.1.2/2085) и благодаря финансовой поддержке РФФИ (грант № 09-03-00995-а).*

1. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Арсенкин А.М. // ДиРМ. 2010. № 1.

# ИЕРАРХИЯ СТРУКТУР В КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЯХ И ИХ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ПРИ РАЗРУШЕНИИ

Кудря А.В.

НИТУ "МИСиС", Москва, РФ, [AVKudrya@misis.ru](mailto:AVKudrya@misis.ru)

Процессы разрушения – это коллективные эффективные движения дефектов решетки во взаимодействии со структурой материала. Понимание механизмов разрушения разнообразных структур с учетом их неоднородности и взаимодействия при разрушении необходимо для выявления причин провалов вязкости, конструирования оптимальных конфигураций структур под заданные свойства.

Диапазон размеров структур, встречающихся в конструкционной стали широк: от нано- до макромасштабов. Их конечная конфигурация – следствие эволюции структур и дефектов в рамках длинной технологической цепочки в металлургии.

Различие появляется при росте кристаллов из расплава в виде дендритов. Их размеры - до 1...10 см, нижняя граница дендритного рисунка имеет масштаб 0,1...1 мм. В зависимости от размера слитка и зоны в нем шаг осей дендритов первого порядка 0,1...3 мм, второго 3...100 мкм и более. Чем они мельче, тем короче путь диффузионного перераспределения примеси, и меньше неоднородность состава и структуры. Оттеснение, например, обогащенного серой ликвата в межосевые участки даёт скопления сульфидов (поперечник темных точек на "серном отпечатке" 0,05...0,3 мм, при шаге дендритов 0,9...3 мм), после кристаллизации в крупных поковках из улучшаемой легированной стали. В них же, дальние последствия ликвации – причина появления ферритных полей поперечником от 60 до 120 мкм.

Дендритная неоднородность наследуется в прокате - полосчатая структура, с переменным содержанием легирующих элементов и углерода, что даёт в осях и межосьях разные структуры при охлаждении. Причиной структурной полосчатости может быть оттеснение серы и кремния в межосные промежутки, раскатка сульфидов и силикатов "в нитку" прокаткой и последующее влияние на распад аустенита через величину его зерна и концентрационную неоднородность металла.

В разрушении – переходе от микроактов к мезоскопическому уровню (взаимодействие элементарных очагов разрушения) и далее, к макрорезультату - трещине), участвует весь размерный ряд структур. Масштаб рисунка дендритов связан с неоднородностью вязкости двояко: чем крупнее дендриты, тем больше неоднородность состава и структур соответственно, чем они длиннее (и межосные промежутки), тем легче путь трещины по полоскам "плохой" структуры.

Для хрупкого разрушения очаговая трещина  $d_{кр} \geq \pi(K_{IC}/\sigma_T)^2/2$ , где  $d_{кр}$  – её размер;  $K_{IC}$  – вязкость разрушения;  $\sigma_T$  – предел текучести. Различная география и морфология хрупкой составляющей в изломе от образца к образцу отражают неоднородность структур ликвации и разброс вязкости, например, хладноломкости.

Важно, что в разрушении совместно участвуют разные масштабы структур, так, например, наносегрегация фосфора по границам зерна аустенита в улучшаемой стали приводит к зернограницной хрупкости (гладкие зернограницные фасетки  $d \sim 10-30$  мкм и выше), а субмикронные выделения по границам перегретого зерна к камневидному излому (микровязкие фасетки поперечником 100-300 мкм и более).

Из этого вытекает практический интерес к изучению иерархии многообразных разномасштабных структур и их взаимодействию в процессах разрушения.

*Работа выполнена в рамках АВЦП «Развитие научного потенциала высшей школы» (проект 2.1.2/2085) и благодаря финансовой поддержке РФФИ (грант № 09-03-00995-а).*

## НАБЛЮДЕНИЕ РАЗНООБРАЗНЫХ СТРУКТУР КОМПЬЮТЕРИЗИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Соколовская Э.А., Скородумов С.В., Василенко И.А., Стасюкевич Е.Н.,  
Автаев В.В.

НИТУ "МИСиС", Москва, РФ, [sokolovskaya@misis.ru](mailto:sokolovskaya@misis.ru)

Структура материала (зерно, неметаллические включения (НВ), тип структуры, изломов, и т.п.) в стандартах обычно оценивают баллом – визуальным сопоставлением изображения с некоторой шкалой, что субъективно. Для объективности и повышения степени извлечения полезной информации такие оценки целесообразно заменять измерениями структуры. Цифровая фотосъемка общедоступна, а для обработки измерений элементов структур существуют разные быстродействующие программы. Но для сопоставимости таких измерений, необходимы соответствующее метрологическое обеспечение и оценки значимости найденных различий, ошибки воспроизводимости, показатели согласия с моделью.

Диапазон размеров структур, встречающихся в сталях, сплавах и композитах чрезвычайно широк: от нано- до макромасштабов (из-за эволюции структур и дефектов в рамках длинной технологической цепочки). Измерению структур предшествует получение их изображений в цифровой форме. Здесь есть свои ограничения, в частности, необходимость учёта разрешения. Так, в световом микроскопе объект отличается от точки, когда его размер превышает  $1/2$  длины волны видимого света ( $\lambda=0,4-0,8$  мкм). Цифровое увеличение делает его удобным для просмотра, но не добавляет необходимой чёткости.

Сопоставимость (и воспроизводимость) результатов достигается лишь при едином алгоритме и параметрах настройки для опознавания границы "объект-металл". Это объясняет многочисленные усилия по разработке алгоритмов автоматической идентификации границ составляющих структуры. В их основу положен учёт особенностей геометрии структур, например, для выделения дендритного рисунка эффективна оценка соотношения площади дендритов и их периметра. Для НВ на нетравленном шлифе, объемная доля которых обычно не превышает 1,5%, а интенсивность яркости различается в зависимости от природы частиц, целесообразна локальная (поэлементная) схема бинаризации [1]. Подобные подходы оказались полезными и при выделении пор в сплавах на никелевой основе.

Следующая, эвристическая составляющая работы, включает в себя выработку гипотез о связи структуры со свойствами, выделение числовых характеристик структуры и разработку процедур для их измерения. Обычно, в каждом отдельном случае, необходим поиск своих приёмов, например, для выявления ликвационной природы сульфидов в сталях с сохранившейся литой структурой была использована процедура дилатации темных пятен серного отпечатка [2]. Для выявления кучности расположения однотипных элементов структуры могут использоваться полиэдры Вороного [1]. Многие из этих алгоритмов полезны и при измерении изломов. Только из совместного описания неоднородности структур и изломов можно выделить критические параметры структуры, лимитирующие вязкость материала. Это существенно для конструирования структур "под свойства".

*Работа выполнена в рамках АВЦП «Развитие научного потенциала высшей школы» (проект 2.1.2/2085) и благодаря финансовой поддержке РФФИ (грант № 09-03-00995-а).*

1. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Салихов Т.Ш. и др. // Изв. вуз. Ч.М. 2009. № 5.
2. Кудря А.В., Соколовская Э.А. Изв.РАН. Сер. Физическая. 2004. № 10.

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ДИНАМИЧЕСКИ КРИСТАЛЛИЗОВАННЫХ БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ СПЛАВОВ TiNiCu

<sup>1</sup>Шеляков А.В., <sup>1</sup>Ситников Н.Н., <sup>1</sup>Менушенков А.П., <sup>2</sup>Реснина Н.Н.,  
<sup>3</sup>Глезер А.М., <sup>1</sup>Корнеев А.А., <sup>4</sup>Коледов В.В., <sup>4</sup>Кучин Д.С., <sup>4</sup>Шавров В.Г.

<sup>1</sup>Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», г.Москва

<sup>2</sup>НИИ математики и механики СПбГУ, г.Санкт-Петербург

<sup>3</sup>ЦНИИчермет им. И.П. Бардина, г.Москва

<sup>4</sup>Институт радиотехники и электроники им. В.А.Котельникова РАН, г.Москва

[alex-shel@mail.ru](mailto:alex-shel@mail.ru)

В последнее время показана эффективность использования сплавов, обладающих эффектом памяти формы (ЭПФ), для создания устройств в различных областях техники, в частности, в микромеханике, медицине, приборостроении, энергетике. С целью миниатюризации устройств, создания микро- и, возможно, наноустройств на основе таких сплавов становится актуальным получение тонкомерных ультрадисперсных материалов.

Особенностью быстрозакаленных сплавов системы TiNi-TiCu с большим содержанием меди, полученных методами спиннингования расплава или планарного литья, является то, что при высоких скоростях охлаждения данные сплавы могут быть получены в аморфном состоянии. После термообработки в них наблюдается ярко выраженный ЭПФ, свойства которого в значительной степени определяются структурными параметрами сплава. Целью данной работы было исследование влияние режимов кристаллизации на микроструктуру и термомеханические характеристики сплавов.

В качестве материала для исследования был выбран сплав  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ , полученный в виде ленты толщиной 30÷40 мкм со скоростью охлаждения  $10^6$  К/с. Образцы сплава подвергались динамической кристаллизации с помощью одиночного импульса электрического тока с варьируемой длительностью от 1 до 100 мс. В соответствии с проведенными расчетами, амплитуда импульса при его заданной длительности устанавливалась таким образом, чтобы обеспечить выделение тепловой энергии, необходимой для нагрева образца до температуры кристаллизации.

Электронно-микроскопические и калориметрические исследования показали, что кристаллизация аморфного сплава  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$  при всех режимах термообработки приводит к образованию В2 фазы, при охлаждении происходит фазовое мартенситное превращение В2→В19. С уменьшением времени динамической кристаллизации до 2 мс происходит значительное измельчение структуры сплава, сопровождающееся образованием наноразмерных мартенситных пластин (20-60 нм), а также наблюдается незначительное снижение критических температур фазовых превращений (на 2 – 4°С). Термомеханические исследования подтвердили, что наноструктуризация сплавов приводит к некоторому увеличению (до 10%) величины ЭПФ.

Для исследования термомеханических свойств сплава образцы подвергали термоциклированию под постоянной нагрузкой. Полученная зависимость изгибной деформации образцов от температуры показала, что наноструктуризация сплавов приводит к некоторому увеличению (до 10%) величины ЭПФ.

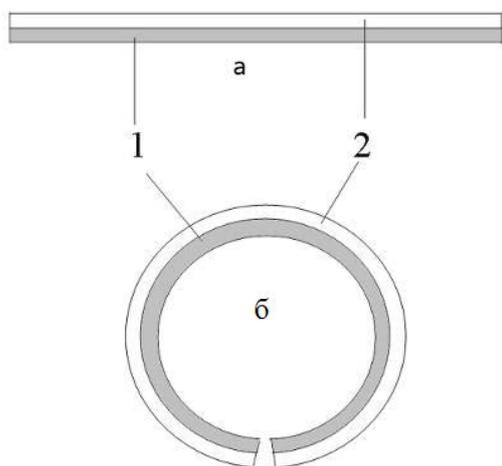
*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 09-02-91348-ННИО\_а, и ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009 – 2013 годы ГК №П726.*

# НОВЫЕ КОМПОЗИТНЫЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЙ В МИКРОМЕХАНИКЕ, ПРИБОРОСТРОЕНИИ, МЕДИЦИНЕ

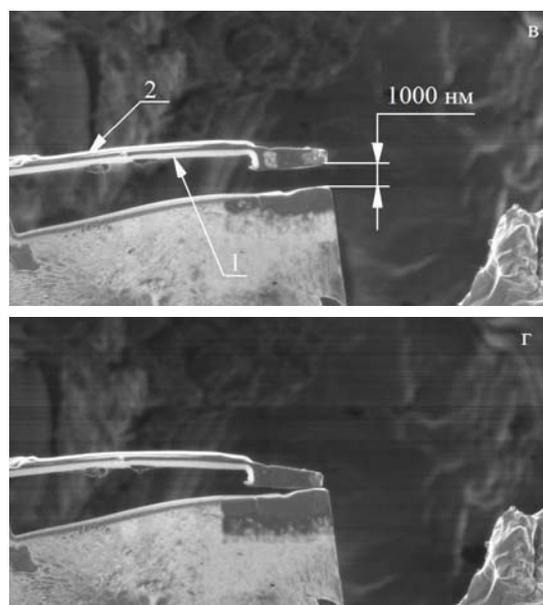
Коледов В.В., Афонина В.С., Захаров Д.И., Иржак А.В., Калашников В.С.,  
Кучин Д.С., Лебедев Г.А., Лега П.В., Маширов А.В., Пихтин Н.А., Пушин В.Г.,  
Ситников Н.Н., Тарасов И.С., Шеляков А.В., Шавров В.Г.

*Институт радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН, Москва, Россия*  
[victor\\_koledov@mail.ru](mailto:victor_koledov@mail.ru)

Создание новых функциональных материалов - одно из главных направлений разработки принципиально новых технологий в промышленности и медицине. Сплавы с эффектом памяти формы (ЭПФ) обладают гигантскими управляемыми деформациями, обусловленными структурными фазовыми термоупругими превращениями, которые протекают под действием внешних полей: температуры, давления или магнитного поля. Однако явление обратимой деформации не является внутренне присущим сплаву с ЭПФ и для её достижения сплавы приходится подвергать «тренировке» на «двусторонний» ЭПФ.



**Рис. 1.** Схема композита с ЭПФ. 1 – предварительно псевдопластически растянутый слой с ЭПФ, 2 – слой упругого металла, а – сплав с ЭПФ в мартенсите, б – в аустените,



**Рис. 2.** Экспериментальный образец композитного микроактюатора на основе сплава  $Ti_2NiCu$  с ЭПФ и упругого слоя Pt. б – сплав с ЭПФ в мартенсите, г – сплав в аустените

В настоящей работе рассматривается новая схема композитного материала, включающая слой сплава с ЭПФ 1 (см. рис. 1) жесткосоединенный со слоем прочного упругого металла 2, причем, до соединения сплавы с ЭПФ подвергают псевдопластическому растяжению, а процесс соединения производят при температуре ниже точки прямого мартенситного превращения. Схема позволяет получить многократную обратимую деформацию под периодическим действием внешнего поля при использовании сплава с «односторонним» ЭПФ (рис. 2). В докладе обсуждаются перспективы решения при помощи новой схемы важных проблем в таких областях как микро- и наномеханика, приборостроение и медицина.

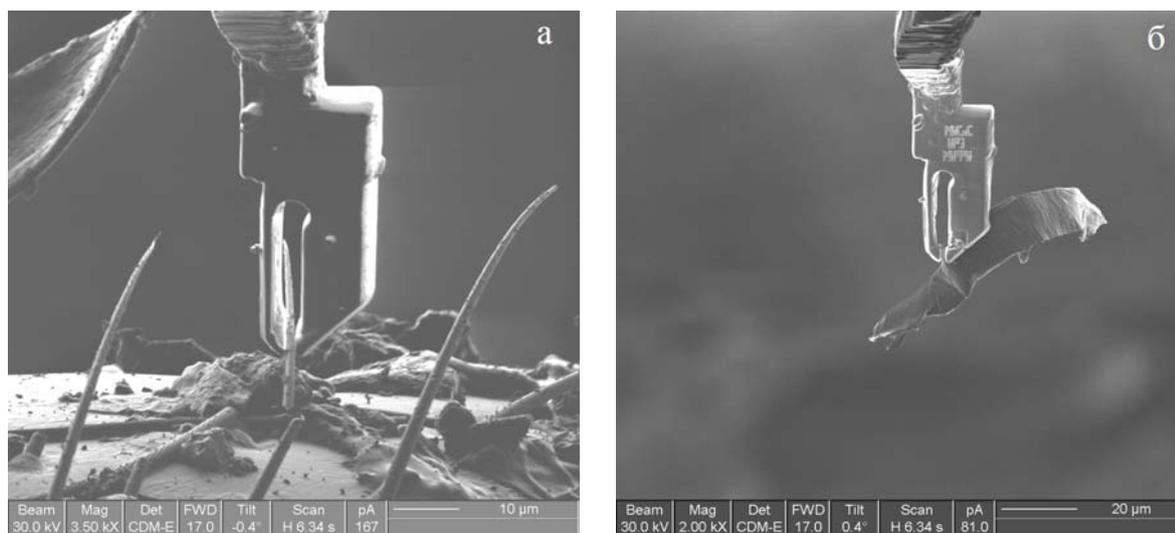
*Работа поддержана РФФИ, грант 09-08-01177 и Минобрнауки, ГК №02.513.12.3097.*

# МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ УСТРОЙСТВА НА ОСНОВЕ КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ ДЛЯ ПРОСТРАНСТВЕННОГО МАНИПУЛИРОВАНИЯ МИКРО- И НАНООБЪЕКТАМИ

Иржак А.В., Афонина В.С., Захаров Д.И., Калашников В.С., Коледов В.В., Кучин Д.С., Лега П.В., Маширов А.В., Пихтин Н.А., Ситников Н.Н., Тарасов И.С., Шеляков А.В., Шавров В.Г.

Институт радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН, Москва, Россия  
[airzhak@gmail.com](mailto:airzhak@gmail.com)

В настоящее время в области нанотехнологий весьма актуальна проблема трехмерного манипулирования реальными нанообъектами такими как, углеродные нанотрубки, новолокна, наночастицы, графеновые слои, биологические объекты, в частности клетки, вирусы и крупные молекулы. Однако для манипулирования нанообъектами необходим миниатюрный инструмент. Современные наноманипуляторы и микропинцеты – это крупные приборы размером до десятков сантиметров. В настоящей работе изучается возможность создания системы манипулирования микро- и нанообъектами на основе композитного функционального материала с эффектом памяти формы.



**Рис.1.** Эксперименты по трехмерному манипулированию микрообъектами: *а* – микроволокном биологического происхождения, *б* – стопкой графеновых листов.

Композитный нанопинцет сформирован методом фокусированного ионного пучка (ФИП) с размерами 20-50x15-25x1-3 мкм, створ 1000 нм. Нанопинцет укреплялся на конце микропроволоки наноманипулятора OmniProbe. Управление нанопинцетом осуществлялось при помощи излучения полупроводникового лазера размещенного в вакуумной камере ионного сканирующего микроскопа FEI Strata 201. Проведены эксперименты по пространственному манипулированию микро- и нанообъектами различной природы: углеродные нанотрубки, биологические микрочастицы (рис. 1а), стопки графеновых листов (рис. 1б) и др.

*Работа поддержана РФФИ, грант 09-08-01177, Минобрнауки, ГК 02.513.12.3097.*

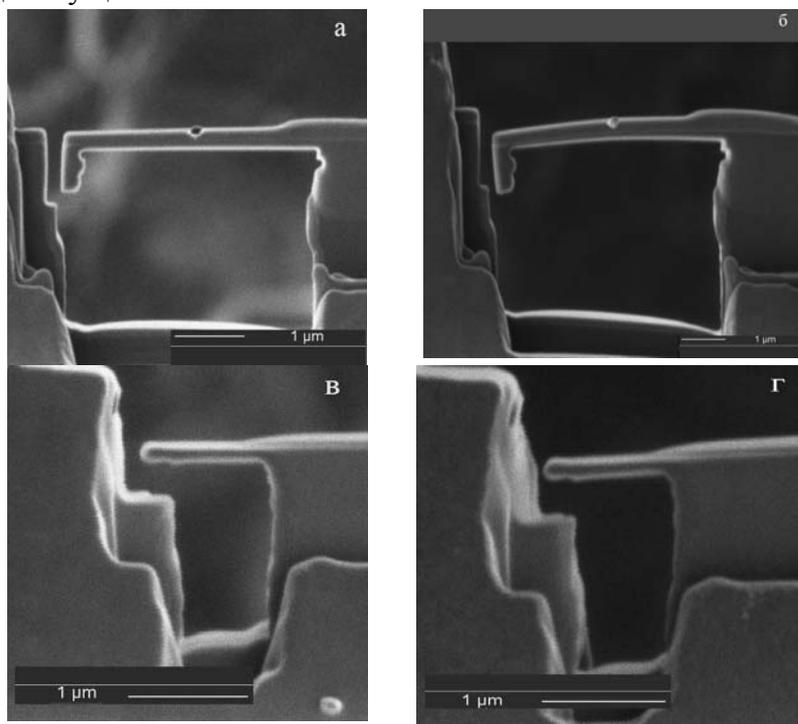
## ПРОЯВЛЕНИЕ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ В БЫСТРОЗАКАЛЕННОМ СПЛАВЕ Ti-Ni-Cu НА НАНОУРОВНЕ РАЗМЕРОВ ОБРАЗЦА

Маширов А.В., Афонина В.С., Иржак А.В., Калашников В.С., Коледов В.В., Лега П.В., Пихтин Н.А., Ситников Н.Н., Тарасов И.С., Шеляков А.В., Шавров В.Г.

Институт радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН, Москва, Россия  
[a.v.mashirov@mail.ru](mailto:a.v.mashirov@mail.ru)

Одна из важных фундаментальных проблем физики твердого тела и фазовых переходов (ФП) - проявление мартенситного термоупругого ФП в сплавах с эффектом памяти формы (ЭПФ) на наноразмере размеров образца. Изготовление наноразмерных образцов сплавов возможно методом фокусированного ионного пучка (ФИП). Однако эксперименты затруднены, тем что ЭПФ в большинстве сплавов односторонний, а тренировка на двусторонний ЭПФ трудноосуществима.

В настоящей работе экспериментально исследовано проявление мартенситного ФП и ЭПФ в образцах сплава  $Ti_2NiCu$  толщиной  $h=70-700$  нм. Для прямого наблюдения обратимых гигантских деформаций применялась комбинированная схема [1]. Образец быстрозакаленной ленты сплава предварительно псевдопластически растягивали, а затем на установке ФИП FEI Strata 201 наносили методом ионностимулированного осаждения упругий слой Pt и формировали актюатор в форме кантилевера. В эксперименте образцы актюатора различной толщины наблюдались на экране сканирующего ионного микроскопа и нагревались излучением полупроводникового лазера.



**Рис.1.** ЭПФ композитных наноактюаторов: *a* и *b* – сплав в мартенсите, *c* и *d* – сплав в аустените (*a* и *b* - толщина слоя с ЭПФ  $h=140$  нм, *c* и *d* – толщина слоя с ЭПФ  $h=70$  нм).

Прогиб кантилевера (рис.1) позволяет рассчитать относительную деформацию сплава  $\varepsilon$  сопровождающую мартенситный термоупругий ФП. Установлено, что в образцах с толщиной  $h=70$  нм имеет место псевдопластическая деформация 1 %.

*Работа поддержана РФФИ, грант 09-08-01177 и Миннауки, контракт 02.513.12.3097.*

### Список литературы

1. Иржак А. В., и др.. Радиотехника и электроника, 2010, том 55, 7, с. 874 - 886.

# СТРУКТУРА И СВОЙСТВА БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ ЛЕНТ СПЛАВА $Ti_2NiCu$ С РАЗЛИЧНОЙ ДОЛЕЙ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ ФАЗЫ

Беляев<sup>1</sup> С. П., Реснина<sup>1</sup> Н. Н., Истомин-Касторский<sup>2</sup> В. В., Коледов<sup>3</sup> В. В.,  
Кучин<sup>3</sup> Д. С., Ситников<sup>4</sup> Н. Н., Табачкова<sup>2</sup> Н. Ю., Шавров<sup>3</sup> В. Г., Шеляков<sup>4</sup> А. В.

<sup>1</sup> Санкт-Петербургский государственный университет, С-Петербург, Россия

<sup>2</sup> Московский институт стали и сплавов, Москва, Россия

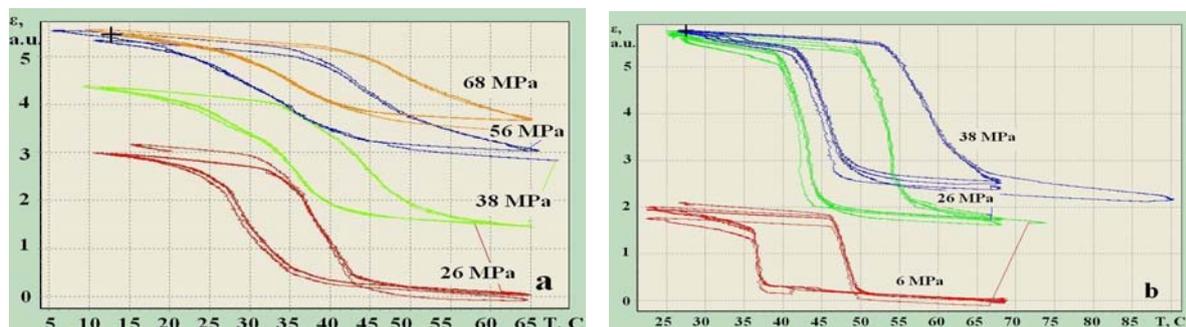
<sup>3</sup> ИРЭ им. В. А. Котельникова РАН, Москва, Россия.

<sup>4</sup> Московский инженерно-физический институт, Москва, Россия.

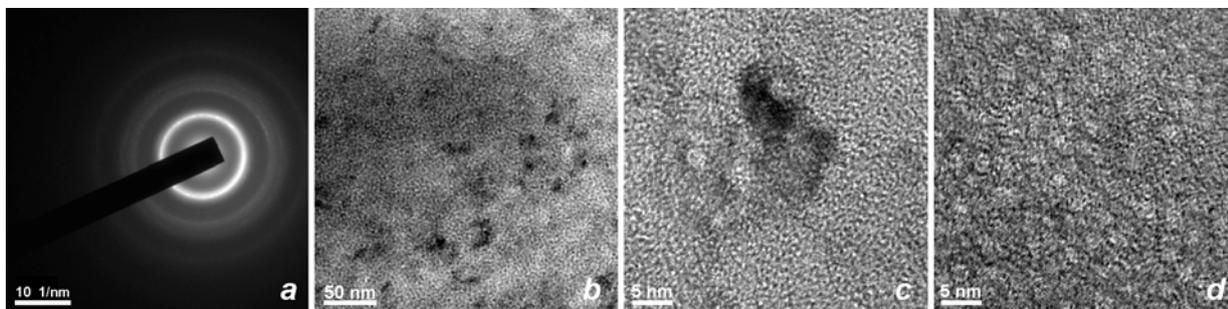
[rexby@list.ru](mailto:rexby@list.ru)

Работа посвящена исследованию структуры и термомеханических свойств лент  $Ti_2NiCu$ , полученных в аморфном состоянии методом спиннингования с последующим отжигом большим числом импульсов электрического тока. Создание образцов сплавов с ЭПФ с наноразмерной структурой зерен позволяет улучшить их механические и функциональные свойства. Особый интерес представляют аморфно-кристаллические (А-К) образцы.

Была исследована зависимость изгибной деформации от температуры при различных механических напряжениях для аморфно-кристаллических и полностью отожженного образцов. Наблюдается температурный гистерезис, что свидетельствует о протекании мартенситного превращения (рис. 1). В А-К образцах наблюдается двусторонний эффект памяти формы при однократном деформировании. Обратимая деформация  $\Delta\epsilon = 0.31\%$ .



**Рис. 1.** Зависимость изгибной деформации от температуры. (а) – для частично кристаллизованного образца; (b) – для полностью отожженного образца.



**Рис. 2.** Исследования структуры частично кристаллизованного образца сплава  $Ti_2NiCu$ .

Исследование структуры А-К образцов методом ПЭМ ВР дало неожиданный результат: гало на микродифракционной картине (рис. 2а) свидетельствуют об отсутствии крупных кристаллических зерен; на микрофотографиях можно видеть кристаллиты размером до 10 нм (рис. 2b – 2d).

*Работа поддержана РФФИ, грант 09-08-01177 и Минобрнауки, ГК № 02.513.12.3097.*

## **ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ И ДИНАМИЧЕСКОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ НА МОРФОЛОГИЮ ПОВЕРХНОСТИ И ЭЛЕМЕНТНЫЙ СОСТАВ БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ СПЛАВОВ TiNiCu**

<sup>1</sup>Ситников Н.Н., <sup>1</sup>Шеляков А.В., <sup>1</sup>Менушенков А.П.,  
<sup>2</sup>Колецов В.В., <sup>2</sup>Кучин Д.С., <sup>2</sup>Шавров В.Г.

<sup>1</sup>*Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», г.Москва*

<sup>2</sup>*Институт радиотехники и электроники им. В.А.Котельникова РАН, г.Москва*  
[Sitnikov.Nikolay@mail.ru](mailto:Sitnikov.Nikolay@mail.ru)

Данная работа посвящена исследованию морфологии поверхности и элементного состава быстрозакаленных сплавов системы TiNi-TiCu, подвергнутых электрохимическому травлению и динамической термообработке. В качестве исходного материала выбран сплав Ti<sub>50</sub>Ni<sub>25</sub>Cu<sub>25</sub> (ат.%), полученный методом спиннингования расплава в виде ленты толщиной 32 мкм. Параметры закалки были подобраны таким образом, чтобы получить сплав в аморфном состоянии. С помощью электрохимической полировки уменьшали толщину ленты до 5-10 мкм. Кристаллизация полученных пленок проводилась динамическим способом путем пропуска одиночного импульса электрического тока длительностью 0,5 мс. Исследование морфологии поверхности и элементного состава быстрозакаленных сплавов Ti<sub>50</sub>Ni<sub>25</sub>Cu<sub>25</sub> проводилось с помощью сканирующей электронной микроскопии, энергодисперсионного рентгеновского микроанализа, атомно-силовой микроскопии и рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии.

На поверхности исходной ленты обнаружено присутствие окислов титана, в то время как композиция поверхности ленты после травления близка к стехиометрической. Морфологический анализ контактной и свободной поверхностей утоненной ленты показал отсутствие каких-либо кристаллических фаз системы TiNi-TiCu. В результате динамической кристаллизации в сплаве формируется В2 фаза, которая при охлаждении претерпевает мартенситное превращение В2→В19. На поверхности кристаллизованной пленки наблюдается тонкий слой оксида титана. При этом во всех кристаллизованных образцах наблюдается ярко выраженный эффект памяти формы.

*Работа выполнена при поддержке программы «Участник молодежного научно-инновационного конкурса» (У.М.Н.И.К.).*

# ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ СОПРОТИВЛЕНИЯ РАЗРУШЕНИЮ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ Fe-Mn, Fe-Cr-Mn И Fe-Cr-Ni СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ

Гладковский С.В.

*Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия,  
[gsv@imach.uran.ru](mailto:gsv@imach.uran.ru)*

В отличие от широко известного эффекта аномального прироста величины относительного удлинения метастабильных аустенитных сталей и сплавов с понижением температуры испытания ниже точки  $M_d$  (ТРИП-эффект), аномалии на температурных зависимостях характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения), также связанные с образованием мартенсита деформации в пластической зоне перед трещиной, исследованы в меньшей степени. В связи с этим значительный интерес представляет изучение особенностей формирования характеристик трещиностойкости метастабильных сталей и сплавов различного химического и структурного состава и выявление основных факторов, определяющих сопротивление данных материалов хрупкому разрушению.

В настоящей работе определен комплекс механических свойств и характеристик сопротивления росту трещин при статическом, ударном и циклическом нагружении, фазовый состав в зоне разрушения и изучено микростроение изломов ряда метастабильных аустенитных Fe-Cr-Mn и двухфазных ( $\gamma+\epsilon$ ) Fe-Mn сталей и сплавов, а также мартенситно-старееющих сталей на Fe-Ni-Mo и Fe-Cr-Ni основах, содержащих в структуре деформационно-метастабильную  $\gamma$ -фазу. Установлено, что возможность увеличения трещиностойкости метастабильных сталей и сплавов определяется суммарным действием ряда факторов, таких как создание локальных сжимающих остаточных напряжений на счет объемного эффекта мартенситного превращения, увеличение размера пластической зоны в условиях более интенсивного деформационного упрочнения и развития микроТРИП-эффекта. С другой стороны, охрупчивающее воздействие продуктов деформационных мартенситных превращений при содержании углерода в сталях свыше 0,30 масс. % может способствовать снижению сопротивления росту трещин.

Выявлены особенности влияния деформационных  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$  мартенситных превращений в метастабильных сталях и сплавах на характеристики трещиностойкости в условиях статических, ударных и циклических испытаний. На различных участках кинетических диаграмм усталостного разрушения  $dl/dN = f(\Delta K)$  проанализирована связь между скоростью роста трещины и интенсивностью деформационных мартенситных превращений в циклической зоне пластической деформации применительно к метастабильному аустениту остаточного и ревертированного типа.

Показано, что использование в процессе деформационно-термической обработки сталей и сплавов с метастабильным аустенитом такого метода интенсивной пластической деформации как гидроэкструзия, приводящего к существенному измельчению структурных элементов до микро- и субмикроструктурного уровня, позволяет существенно улучшить соотношение «прочность-трещиностойкость» по сравнению с базовыми режимами обработки данных материалов.

*Работа выполнена при частичной поддержке Гранта РФФИ-Урал (проект 10-02-96041)*

# СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ЭВОЛЮЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ У ВЕРШИНЫ ТРЕЩИНЫ В КРИСТАЛЛЕ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ЕЕ ФОРМАХ

Карпинский Д.Н., Санников С.В.

*Южный федеральный университет, г. Ростов-на-Дону, Россия*  
[karp@math.rsu.ru](mailto:karp@math.rsu.ru)

Расчеты пластической деформации у вершин трещин в твердых телах является актуальной задачей физики прочности (см., например, [1]). Особый интерес среди этих исследований представляет расчет эволюции пластической деформации у вершины трещины в кристалле (см., например, [2]). Расчеты [3,4] показали, что форма трещины определяет распределение экранирующих дислокаций в пластической зоне. Ранее выполненные расчеты [5] для клинообразной трещины позволили оценить влияние угла расклинивания вершины трещины на характеристики разрушения. Результаты расчетов для трещины с зоной сцепления в вершине [6] существенно расширили представление о разнообразии взаимодействия трещины с дислокациями. Однако, в настоящее время отсутствуют расчеты эволюции пластической деформации вершины трещины в кристалле в условиях плоской деформации и смешанного типа нагружения (моды I и II) при различных формах трещины. С целью ликвидации этого пробела были выполнены расчеты эволюции пластической деформации для моделей из [2]-[6] и выполнен сравнительный анализ эволюции пластической зоны для этих моделей. Пластическая деформация обусловлена движением дислокаций по плоскостям легкого скольжения при совместном действии тепловых флуктуаций и сдвигового напряжения. Расчет выполнен для различных плоскостей скола, систем легкого скольжения и соотношений внешних нагрузок растяжения и сдвига. В результате расчета получены временные распределения пластической деформации, эффективного сдвигового напряжения, коэффициента интенсивности напряжения (КИН) при монотонном нагружении кристалла до заданного предела и дальнейшего процесса релаксации до установления равновесия распределений при постоянной величине внешней нагрузки. Численные расчеты выполнены для кристалла  $\alpha$ -Fe.

*Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, Грант 10-08-00839-а.*

1. Narasimhan R., Subramanya H.Y., Patil S.D., Tandaiya P., Ramamurty U. Stationary crack tip fields in elastic-plastic solids: an overview of recent numerical simulations. // J. Phys. D: Appl. Phys. 42 (2009) 214005.
2. Карпинский Д.Н., Санников С.В. Расчет эволюции пластической деформации у вершины трещины в нагруженном кристалле. //Первые московские чтения по проблемам прочности материалов: сб. тез. (1-3 декабря 2009 г., Москва), Москва, 177 с.; с.89.
3. Li T., Li Z. The stress intensity factor of an edge dislocation near an elliptically blunted crack tip. //Int. J. Fract., 2007, V.144, p.45-52.
4. Xie C., Liu Y.W., Fang Q.H., Deng M. Cracking characteristics of mixed mode dislocations near a lip-like mode crack. //Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 2009, V.51, p.139-143.
5. Карпинский Д.Н., Санников С.В. Влияние формы вершины трещины в кристалле на эволюцию пластической деформации у вершины трещины. //Фазовые превращения и прочность кристаллов: сб. тез. V Международной конференции (17-21 ноября 2008, Черноголовка), Черноголовка, 198 с.; с.50.
6. Bhandakkar T.K., Chng A.C., Curtin W.A., Gao H. Dislocation shielding of a cohesive crack. //J. Mech. Phys. Sol., 2010, V.58, p.530-541.

## АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ И ДЕФОРМАЦИЯ ПРИ ТЕРМОУПРУГИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА

Плотников В.А., Грязнов А.С.

*Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия,*  
[plotnikov@phys.asu.ru](mailto:plotnikov@phys.asu.ru)

Исследование деформационных эффектов и акустической эмиссии при термоупругих мартенситных превращениях в никеледе титана по-прежнему является актуальной темой в связи с выявлением ряда особенностей в процессах накопления и возврата деформации во взаимосвязи с акустической эмиссией. В экспериментах были изучены следующие схемы термомеханического циклирования никелида титана: 1 – термомеханическое циклирование в интервале температур, содержащем интервал прямых  $B2 \rightarrow B19'$  и обратных  $B19' \rightarrow B2$  мартенситных превращений в условиях действия механических напряжений; 2 – термомеханическое циклирование в условиях изотермического нагружения сплава; 3 – термомеханическое циклирование в условиях фиксированной деформации. Двойные и тройные сплавы на основе никелида титана были выплавлены в НИИ медицинских материалов и имплантатов с памятью формы Сибирского физико-технического института при Томском государственном университете.

Термомеханические циклы в никелиде титана для всех схем нагружения сопровождаются накоплением при прямом превращении и возвратом при обратном превращении деформации и продуцированием акустической эмиссии. Акустическая эмиссия существенно асимметрична: при прямом превращении она максимальна, при обратном – на уровне фона. Проведение серии циклов в условиях механического нагружения сопровождается снижением энергии акустической эмиссии до уровня насыщения, причем энергия уровня насыщения акустической эмиссии достигается гораздо быстрее, чем при свободном (без нагружения) термоциклировании.

Асимметрия акустической эмиссии и экспоненциальное снижение энергии акустического излучения при циклировании мартенситных превращений являются значимыми и типичными для термоупругих мартенситных превращений характерными признаками. Асимметрия акустической эмиссии, очевидно, свидетельствует о том, что прямое и обратное превращение не являются в строгом термодинамическом смысле обратимыми. Если при прямом превращении (при охлаждении) наблюдается высокий уровень диссипации энергии, то при обратном (при нагреве) акустическая диссипация энергии слабо выражена (на порядки величины меньше). Этот факт может характеризовать изменение в микрокинетике появления - исчезновения мартенситного кристалла в цикле термоупругих мартенситных превращений. Исследование этого фактора позволяет изучить механизм продуцирования акустического сигнала в ходе движения межфазной (мартенситной) границы.

Снижение энергии акустической эмиссии при многократном циклировании мартенситных превращений свидетельствует о стремлении процессов в системе к более симметричному, то есть обратимому варианту. Такое поведение параметров акустической эмиссии обусловлено существенными изменениями структурного состояния сплава и связано с процессами накопления и возврата деформации в цикле термоупругих мартенситных превращений.

# ПРОЯВЛЕНИЕ НЕУСТОЙЧИВОСТИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ И АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ АЛЮМИНИЯ

Макаров С.В., Плотников В.А., Потекаев А.И.

*Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия,*  
[plotnikov@phys.asu.ru](mailto:plotnikov@phys.asu.ru)

Пластическое течение в металлических системах связано с локальной потерей сдвиговой устойчивости в зоне действия концентраторов напряжений на различных масштабно-структурных уровнях. Деформационные свойства металлов контролируются дефектами – дислокациями, однако модели, в которых учитывался лишь аддитивный вклад отдельных дислокаций в деформационный процесс, оказались не способными описывать большие пластические деформации. Неслучаен в этой связи интерес к описанию пластической деформации, учитывающей не только корреляции в системе дислокационного ансамбля, но и высокую степень кооперативности в эволюции атомного ансамбля кристалла, характеризующие деформационное поведение системы в сильно неравновесных условиях.

Характерно, что для осуществления элементарного сдвига требуется разрыв межатомных связей, для осуществления которого требуется положительная флуктуация энергии, локализованной в малом коллективе взаимодействующих атомов [1]. Моделирование таких флуктуаций в атомной системе позволило установить, что сильная флуктуация энергии атома может представлять собой достаточно устойчивое, динамическое состояние, являющееся результатом интерференции фононов.

Для твердых тел (в том числе и для металлов) зависимость времени разрыва связи (время разрушения) от механического напряжения и температуры подчиняется экспоненциальному выражению [1]

$$\tau(\sigma, T) = \tau \exp[U(\sigma)/kT], \quad (1)$$

согласно которому, среднее время  $\tau(\sigma, T)$  ожидания элементарного акта разрыва связи зависит от эффективной величины потенциального барьера

$$U(\sigma) = U_0 - \gamma\sigma,$$

преодоление которого осуществляется термофлуктуационным путем. Величина  $U_0$  для данного металла является константой, в то время как величина  $\gamma$  (активационный объем) может меняться в широких пределах, свидетельствуя тем самым об изменении эффективного порога активации  $U(\sigma)$  также в широких пределах вплоть до нуля в зависимости от величины внешнего напряжения, локализованного на некоторой атомной конфигурации, превосходящей атомный объем на порядки величины.

В работе проделаны эксперименты и представлены результаты анализа акустических и деформационных эффектов в алюминии при высоких температурах и трактовка полученных данных. Деформация алюминия при высоких (вплоть до предплавильных температур) представляет собой макроскопические скачки, сопровождаемые высокоамплитудной акустической эмиссией. Макроскопические деформационные скачки и аномально высокоамплитудные сигналы акустической эмиссии проанализированы с позиций потери устойчивости кристаллической решетки и корреляции элементарных деформационных актов в области локализации пластического течения. Согласно выражению (1) был определен активационный объем из анализа акустической эмиссии, и определена связь амплитуды акустического сигнала со скоростью накопления деформации в ходе деформационного скачка. Полученные данные свидетельствуют, что активационный объем экспоненциально растет при увеличении температуры деформации, свидетельствуя тем самым об увеличении масштаба кооперативных атомных смещений и потере устойчивости атомной системы, контролирующей элементарный деформационный акт. Сопоставление экспоненциального роста активационного объема и скачкообразного

характера накопления деформации свидетельствуют о росте корреляции элементарных деформационных актов в мезоскопическом масштабе.

1. Регель В.Р., Слуцкер А.И., Томашевский Э.Е. Кинетическая природа прочности твердых тел. – М.: Наука, 1974. 560 с.

## ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОГО ПОТОКА $\beta$ – ЧАСТИЦ НА КРИСТАЛЛЫ LiF

© **Новиков Г.В., Гриднев А.В., Чиванов А.В., Федоров В.А.**

*ТГУ им. Г.Р. Державина, г. Тамбов, Россия*

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

Использование интенсивного потока  $\beta$  – частиц с энергией 50 и 75 кэВ позволяет достичь высоких уровней возбуждения электронной системы кристалла вплоть до разрушения поверхности.

Цель работы: изучить поведение LiF под высокоинтенсивным потоком  $\beta$ - частиц.

В качестве источника электронов использовали электронный микроскоп ЭМВ – 100Л. Флюенс и энергия  $\beta$  - частиц составляли -  $1,2 \cdot 10^{15} \text{ м}^{-2}$ , 50 и 75 кэВ соответственно. Образцы помещали в основание колонны микроскопа, в которой создавалось давление  $10^{-4}$  торр. В экспериментах использовали оптически прозрачные монокристаллы LiF содержание примесей в которых не превышало  $10^{-3}\%$  вес.

Было установлено, что наряду с постоянным свечением кристаллы LiF дают световые вспышки в видимом диапазоне. Наряду с импульсной люминесценцией было обнаружено, что ее разгорание и тушение сопровождается накоплением и сбросом потенциала кристалла. Следует отметить, что степень выхода импульсной люминесценции и ее частота зависит от времени облучения и от методики подготовки образцов.

При облучении свежевыколотого кристалла LiF, в течение длительного времени пробой по его поверхности не наблюдали. Для кристаллов, предварительно облученных и вылежанных в течение недели в нормальных условиях, имеет место пробой по поверхности с момента начала облучения. Это вероятно связано с пострадиационными превращениями происходящими в кристалле в результате вылеживания после облучения.

Наряду с появлением неравновесных носителей при облучении кристалла образуются кинетические центры окраски, которые при комнатной температуре испытывают более медленную релаксацию. В этом случае накопление центров окраски их последующая рекомбинация с образованием электронов и приводит к росту электронных концентраций, что и приводит к явлению импульсной люминесценции.

Каждый пробой поверхности оказывает воздействие на диэлектрик за счет образования активных радикалов, излучения, повышенной температуры. Это ведет к постепенному разложению материала, росту давления в поре, появлению проводящих частиц.

Механизм развития импульсной люминесценции связан с процессами рекомбинации  $F$ - и других центров окраски. Пробой диэлектриков обусловлен ионизацией поверхности электронами. Однако, электронные токи, сопровождаемые ударной ионизацией протекают в локальных участках слоя диэлектрика, в которых, в результате облучения произошла генерация линейных и точечных дефектов. Локальное протекание тока по поверхности в свою очередь вызывает еще более интенсивную локальную генерацию дефектов вследствие термопластических явлений, что стимулирует дальнейшее развитие пробоя.

## СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ И СВОЙСТВА КРИСТАЛЛОВ, ЛЕГИРОВАННЫХ МЕТАЛЛАМИ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ТЕПЛОВЫХ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОЛЕЙ

Кочергина Ю.А.<sup>1</sup>, Федоров В.А.<sup>1</sup>, Карыев Л.Г.<sup>2</sup>, Третьяков И.А.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Тамбовский государственный университет им. Г.Р.Державина, Тамбов,  
[feodorov@tsu.tmb.ru](mailto:feodorov@tsu.tmb.ru)

<sup>2</sup> Ямало-Ненецкий филиал Тюменского государственного нефтегазового университета,  
[jukova\\_knp@mail.ru](mailto:jukova_knp@mail.ru)

Экспериментально установлено, что под действием электрического поля и нагрева происходит изменение поверхностей ионных кристаллов.

Цель работы – исследование морфологии поверхностей ионных кристаллов, подвергнутых легированию металлами при воздействии электрического поля и одновременного нагрева.

При исследовании поверхностей было обнаружено появление различного рода металлических включений в объеме кристалла. Диффузия металла в кристаллах NaCl сопровождается образованием микроканалов, средний диаметр которых составляет от 30 до 120 мкм, максимальная глубина проникновения металла в кристалл достигает 800 мкм. В LiF имеет место несколько иной характер локализации металла в виде плоских образований сложной формы в объеме кристалла, средняя толщина которых составляет от 50 до 100 мкм, максимальная глубина проникновения металла в кристалл достигает 1 мм.

Механизм образования каналов, по-видимому, связан с химическими реакциями, протекающими в процессе эксперимента. В частности, для NaCl (что аналогично и для LiF) взаимодействие металла с хлором приводит к образованию хлорида. Реакция образования хлорида металла на примере золота NaCl имеет следующий вид  $Au + NaCl \rightarrow AuCl_3 + Na$ . Данное химическое взаимодействие является основной причиной, разрушающей кристаллическую решетку хлорида натрия.

Во всех случаях в вершине канала наблюдали металлические частицы, которые приводят к возникновению микротрещин и дополнительных сколов вблизи вершины.

Появление дополнительных сколов вблизи вершины каналов обусловлено возникновением термоупругих напряжений из-за разницы коэффициентов термического расширения в области исходного кристалла и внутри канала.

Кроме того, на границе кристалл-металл в кристаллах LiF происходит образование дендритов, трёхмерных объёмных сложнокристаллических образований, различной конфигурации.

Кристаллизация в процессе охлаждения, возможно, обусловлена поверхностными эффектами. Поскольку поверхность является основным дефектом трёхмерной кристаллической решетки, ее колебательный спектр отличается от объёмного. Это означает, что плавление поверхности кристалла может происходить при температуре, составляющей порядка половины температуры плавления объёмного материала. В области нахождения металла присутствует концентрация механических напряжений, что способствует ослаблению межатомных связей. Поэтому процесс плавления и последующей кристаллизации локализован на границе кристалл-металл.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 09-01-97514-а)*

# INFLUENCE OF STRAIN DEFORMATION ON THE ELECTRONIC PROPERTIES OF TlMeX<sub>2</sub> COMPOUNDS

Breczko T.<sup>1)</sup>, Lyskovski V.<sup>2)</sup>, Mamedov N.<sup>3)</sup>, Nelayev V.<sup>2)</sup>

<sup>1)</sup> *University of Bialystok, Bialystok, Poland,*  
[tbreczko@uwb.edu.pl](mailto:tbreczko@uwb.edu.pl)

<sup>2)</sup> *Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics, Minsk, Belarus,*  
[nvv@bsuir.by](mailto:nvv@bsuir.by)

<sup>3)</sup> *Institute of Physics, National Academy of Sciences, Baku, Azerbaijan*  
[n.mamedov@physics.ab.az](mailto:n.mamedov@physics.ab.az)

Brightly prominent anisotropy of physical properties of layered ternary thallium chalcogenide crystals finds its challenge in the various modern applications: from nono-devices and systems, in particular, micro-electro-mechanical systems, to products of semiconductor, opto-, and quantum electronics. These compounds have a general formula TlMeX<sub>2</sub>. Here Me=Tl, In, Ga; X=S, Se, Te. Compositions with Tl<sup>+1</sup> and Me<sup>+3</sup> cations are the third-group elements and provide various atomic co-ordinations, valence states, and chemical bond types. So, such features cause significant anisotropy of physical properties of this group of materials.

Unfortunately, there is not information, experimental and theoretical, about influence of external strain deformation on the electron and magnetic properties of TlMeX<sub>2</sub> alloys. Though, such particularity must be revealed. Evidently, only modelling of the evolution of nuclear-electronic sub-system in *ab initio* approximation may give physically identical results for discussed problem on the level of electron-spin anisotropy. Investigation of the influence of strain deformation on the electronic and magnetic properties of TlMeX<sub>2</sub> compounds is the main purpose of the presented work.

Simulation was carried out with use of VASP code [1-2], was realized at the multy processor supercomputer SKIF-K1000 cluster and was tested under the investigation of other problems of *ab initio* simulations of electron and magnetic properties of series of nano-objects including biomolecular structures and “grapheme + vacancy cluster” complexes [3-5].

Preliminary simulations [6] of the effect of the one-axes strain stress (up to 2 %) compression confirmed the hypothesis about correlation between value of such deformation and level of spin anisotropy of investigated TlMeX<sub>2</sub> crystals.

More complex dependency was revealed for other types of strain deformation including both hydrostatic compression and strain and one-axes strain. Some of those results are presented in that report.

## References

1. G. Kresse and J. Joubert. "From ultrasoft pseudopotentials to the projector augmented-wave method" - Phys. Rev., vol. B 59, pp. 1758-1765 (1999).
2. G. Kresse and J. Furthmüller. "Efficiency of *ab-initio* total energy calculations for metals and semiconductors using a plane-wave basis set", Comput. Mat. Sci., vol. 6, pp. 15-19 (1996).
3. V. V. Nelayev, K. N. Dovzhik, V.V.Lyskovski. "Quantum effects in biomolecular structures", Review of Advanced Material Science, no. 14, pp. 14-34 (2007).
4. V. Nelayev, K. Dovzhik. "*Ab initio* simulation of magnetically functionalized carbon nanotubes", Proc. of SPIE, Vol. 7377-04, 8 pp. (2009).
5. A. Mironchik, V. Nelayev. "Magnetism of graphene with vacancy cluster", 13th International Conference on New Approaches to High-Tech: Nano-Design, Technology Computer Simulations, June, Vilnius, Lietuva, pp. 32-42 (2009).
6. V. Nelayev, V. Lyskovski, N. Mamedov. "Ternary TlMeX<sub>2</sub> compounds for MEMS application // Proc. of the 6th Int. Conf. on Perspective Technologies and Methods in MEMS Design, Lviv, Ukraine, P.250-253 (2010).

## ELECTRONIC PROPERTIES OF HEUSLER Ni–Mn–Ga ALLOYS

Breczko T.<sup>1)</sup>, Barkaline V.V.<sup>2)</sup>, Douhaya Ya.V.<sup>2)</sup>

<sup>1)</sup> *University of Bialystok, Poland,*

[tbreczko@uwb.edu.pl](mailto:tbreczko@uwb.edu.pl)

<sup>2)</sup> *Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus,*

[barkaline@bntu.by](mailto:barkaline@bntu.by)

Heusler alloy is the class of materials known as ferromagnetic shape memory alloys which can change their length by up to 10% on application of a magnetic field. Combination of ferromagnetism and structural phase transitions in Heusler alloys is perspective for the production of new devices based on the magnetic field control of the size and shape of the actuator active elements. The structural phase transitions in these elements proceed by the transformation of high-temperature austenite cubic phase into a tetragonal low-temperature martensite phase<sup>1</sup>. Recently the new quantum state of matter named as topological insulator and having very promising properties for spintronics and quantum computing was discovered in Heusler alloys<sup>2</sup>. Then the study of electronic properties of Ni–Mn–Ga alloys with the composition about stoichiometric phase Ni<sub>2</sub>MnGa (fcc at room temperatures, Heusler's structure L2<sub>1</sub>) seems to be actual.

Simulation of the influence of the atomic structure of magnetic alloys on their physical properties implies using of fundamental *ab initio* quantum mechanical approaches. Ni<sub>2</sub>MnGa Heusler alloys has lattice constant of 5.811 Å and 5.729 Å for the ferromagnetic and the paramagnetic phase, respectively. The crystal structure of Ni<sub>2</sub>MnGa can be considered as a bcc-based fcc crystal with a chain of Ni–Mn–Ni–Ga along the <111> direction. The simplest structure unit of the material containing 9 atoms was studied earlier<sup>3</sup>. At present paper the simulations deal with the Ni<sub>8</sub>Mn<sub>13</sub>Ga<sub>14</sub> cluster containing 35 atoms with 983 electrons. We calculate electronic structure of this cluster by open shell restricted Hartree-Fock method (ROHF), by unrestricted Hartree-Fock method and density functional theory (DFT) for various spin multiplicities using NWChem package<sup>4</sup>. All calculations were performed on supercomputer SKIF K-1000. Electronic charge and spin densities, Milliken charges and electron spectrum were obtained and their relation to magnetic behaviour of Ni–Mn–Ga alloys is discussed.

### References

1. T. Breczko, V. Nelayev, K. Dovzhik, M. Najbuk, M. Bramowicz. “Experimental investigations and computer simulations of selected physical properties of the Ni<sub>2</sub>MnGa alloys” - Tenth International Workshop on New Approaches to High-Tech: Nondestructive testing and Computer Simulations in Science and Engineering, Proceedings of SPAS NDTCS, 23-27 July, Minsk, Belarus, 2008, pp. 89-97.
2. S. Chadov, X. Qi, J. Kübler, G.H. Fecher, C. Felser, S. C. Zhang. “Tunable multifunctional topological insulators in ternary Heusler compounds” - Nature Materials 9, 541–545 (2010).
3. T. Breczko, V.V. Barkaline, R.M. Grechishkin, V.V. Nelayev. “Magnetic properties of Ni<sub>2</sub>MnGa alloy” - Materials Physics and Mechanics 9, 53-67 (2010).
4. E.J. Bylaska *et al.* NWChem, A Computational Chemistry Package for Parallel Computers, Version 5.1.1 Richland, Washington 99352-0999: Pacific Northwest National Laboratory (2009).

# DEFORMATION CHARACTERISTICS OBTAINED BY NANOINDENTATION ON SINGLE AND NANOCRYSTALLINE ZnO

**Muktepavela F.<sup>1</sup>, Zabels R.<sup>1</sup>, Sursajeva V.<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>*Institute of Solid State Physics, University of Latvia, Riga, Latvia*

<sup>2</sup>*Institute of Solid State Physics, Russian Academy of Sciences, Chernogolovka*

[famuk@latnet.lv](mailto:famuk@latnet.lv)

Nanoindentation is a well suited method for testing a deformation behavior and mechanical properties of materials. It is well suited because it is associated with the contact-induced deformation which influences the mechanical stability of a device. This method can be used for small-sized single crystals, as well as for polycrystalline thin films, allowing estimate of the contact stability. In this work ZnO as a very promising functional material for various applications in microelectronics and optoelectronics was investigated by means of the nanoindentation technique. Test objects included a commercial ZnO single crystal and nanostructured ZnO films on glass, Si and SiO<sub>2</sub>. Additionally for comparison of indentation processes Zn single crystal was analyzed as well. The new method based on the mechanoactivated oxidation (MAOM) of Zn developed in the Institute of Solid State Physics, University of Latvia, Riga [1] has been applied for obtaining nanostructured transparent ZnO thin films. Structure, nanohardness, optical and electrical properties have been investigated using optical (Eclipse L150), SEM and AFM microscopes, XRD (DRON -3M) and nanoindenter (MTS G200).

Results showed that the ZnO single crystal is relatively plastic material with hardness of 2.0 GPa and Young's modulus of 160 GPa on the prismatic plane. In a thin layer of surface hardness tends to increase reaching 3.0 GPa on the surface – this effect may be attributed to the so called indentation size effect. Detailed analysis of the load–displacement curves show that the part of the plastic deformation is about 89%. Also discontinuities ('pop-in') during the loading phase were observed at a specific depth (10–25 nm). The physical mechanism responsible for the 'pop-in' event may be due to the nucleation and interaction of dislocations. Indentation processes in the ZnO single crystal are closely related to those found in the Zn single crystal, which include mechanisms of dislocation sliding.

Nanostructured ZnO films depending on the temperature of an annealing can form nanograined ( $d = 50\text{--}100\text{nm}$ ) structure with hardness 8-10GPa, or whiskers nanostructure with high hardness 18-20GPa that is 3–8 times more than that of a bulk single crystal. Young modulus for these films ranged from 80 to 120 GPa. Therefore, ZnO films when compared to a single crystal are characterized by increased hardness and decreased modulus which is due the phase-structure factor. During indentation on films no dislocation sliding or formation of micro-cracks were observed. Adhesion investigations during nanoindentation revealed the stable nature of the ZnO/glass contact interface – no evidence of delamination was detected at indentation loads  $P_{\max}$  greater than 2N. However, in other contacting systems, such as ZnO/Si and ZnO/SiO<sub>2</sub>, delamination of the coating occurred at indentation loads far less than 1N. Obtained results present features of physical processes of the contact-induced deformation in ZnO single crystal, in case of nanostructured ZnO thin films additionally adhesion properties on interfaces are included as well.

## References

1. F. Muktepavela, G. Bakradze, L. Grigorjeva, R. Zabels, E. Tamanis, Thin Solid Films, 518 (2009) 1263.

## РАСЧЁТ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ И ОЦЕНКА ПРЕДЕЛЬНОСТИ ИХ СОСТОЯНИЯ

<sup>(1)</sup> Зеленов В.М., <sup>(1)</sup> Кустов А. И., Мигель И. А.

<sup>(1)</sup> Воронежский государственный педагогический университет, Россия  
Военный авиационный инженерный университет (г. Воронеж), Россия  
[akvor@yandex.ru](mailto:akvor@yandex.ru)

В настоящее время особую актуальность имеют исследования предельных состояний (ПС) материалов. Их работоспособность определяется параметрами структуры и характеристиками систем дефектов. Как показано нами ранее [1,2] решение задачи эффективного контроля параметров структуры и характеристик дефектов успешно осуществляется методами акустомикроскопической дефектоскопии (АМД).

В данной работе объекты изучения - стали, подвергнутые различным внешним воздействиям. Для них рассчитывались значения физических свойств с помощью сканирующего акустического микроскопа САМ. Режим визуализации с относительным сканированием поверхности образца и акустической линзы в  $x$ - $y$ -плоскости обеспечивает получение акустического изображения структуры объекта на различной глубине. Снимки позволяют надежно рассчитывать размеры отдельных зерен, оценивать их форму. Известно, что эти параметры в значительной степени определяют прочностные свойства металлических материалов. При этом по изменению размера зерна, в соответствии с законом Холла-Петча,  $\sigma_{0,2} = \sigma_0 + k d_3^{-1/2}$ , можно рассчитать, например,  $\sigma_{0,2}$ . Оценка степени деформации, в том числе ее значительных локальных изменений, производилась по трансформации формы отдельных зерен, что просто и надежно с применением акустической визуализации.

Применение второго базового метода АМД - метода  $V(Z)$ -кривых – позволило непосредственно рассчитать значения скоростей акустических волн ( $\nu_R$ ), размеры упругих неоднородностей, оценивать степень их опасности, как по форме, так и по плотности в растре. Разработанная методика обеспечивает и экспрессный расчет  $d_3$ , который подтверждается данными акустической визуализации.

Одной из главных целей нашей работы было определение прочностных характеристик. В качестве критерия прочности был выбран условный предел текучести  $\sigma_{0,2}$ . Прочность оценивалась как в режиме визуализации, так и по  $V(Z)$ -кривым. Первый метод предполагал визуальное измерение размера зерна материала  $d_3$  с параллельной оценкой величины  $\sigma_{0,2}$  стандартными методами. Затем использовалось уравнение Холла-Петча, из которого для различных экспериментальных точек рассчитывались значения  $\sigma_0$  и  $k$ . По экспериментальной кривой определяли  $\sigma_{0,2}$  для выбранных значений  $d_3$ .

Другой АМД-метод заключался в измерении величин  $\nu_R$ , расчете модулей  $E$  и  $G$ . Оценка значений предела прочности проводилась в соответствии с известным выражением  $\sigma_{0,2} \cong \frac{G}{10^2 \cdot n \cdot \pi}$ . Полученные результаты свидетельствуют о том, что, измеряя  $\nu_R$ , можно просто и надежно оценить значения  $\sigma_{0,2}$ . Кроме того, по величине дисперсии физических величин можно судить о предельности состояния материала.

1. Кустов А.И. // "Физика и химия стекла", 1998. т.24. №6. с.809-816.
2. Kustov A.I., Migel I.A. // Materials of the V International scientific conference "Strength and fracture of materials and constructions", Orenburg, 2008, vol.1, p.p.200-206.

## ВЫЯВЛЕНИЕ И ХАРАКТЕРИЗАЦИЯ ДЕФЕКТОВ ТВЕРДОТЕЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ С ПОМОЩЬЮ АКУСТИЧЕСКИХ ВОЛН

<sup>(1)</sup> Кустов А. И., Мигель И. А.

<sup>(1)</sup> Воронежский государственный педагогический университет, Россия  
Военный авиационный инженерный университет (г. Воронеж), Россия  
[akvor@yandex.ru](mailto:akvor@yandex.ru)

Выявление дефектов различной физической природы в твердотельных материалах – одна из актуальных задач современного материаловедения. Не менее важно уметь охарактеризовать эти дефекты, так как именно их параметры определяют физические, в том числе и прочностные, свойства материалов.

Существенными преимуществами среди современных методов исследования материалов обладают методы, опирающиеся на использование акустических волн (АВ). Суть методов акустомикроскопической дефектоскопии (АМД) была рассмотрена нами в более ранних работах [1,2]. С их помощью выявление дефектов, или более широко – неоднородностей, обеспечивается благодаря режиму акустической подповерхностной визуализации и режиму  $V(Z)$ -кривых [3]. Изменение в районе дефекта значений скорости  $v_R$  поверхностных акустических волн (ПАВ), акустического импеданса, величины коэффициента затухания АВ, позволяют выявить и охарактеризовать дефект, или их группу. При этом не играет существенной роли физическая природа дефекта – будь то новая фаза, неоднородность плотности, включение, микротрещина, скопление дислокаций. Изменение акустического импеданса закономерно приводит к трансформации структуры и свойств материала, что проявляется на акустическом микроснимке или на форме  $V(Z)$ -кривой [4]. Для количественной оценки влияния дефектов на конкретные характеристики материалов, главным образом металлических, был разработан алгоритм объективной характеристики, позволивший рассчитать размер неоднородности, глубину её залегания, зафиксировать форму, определить плотность в растре и проч. Для той же области исследований оценивались на основе  $V(Z)$ -метода изменения физических параметров материала в целом и на локальных площадках, рассчитывались коэффициенты дисперсии свойств.

Целью настоящей работы было выявление упругих неоднородностей, микротрещин, включений в металлических модельных материалах, а также в сталях различного назначения. Минимальные размеры выявляемых неоднородностей составляли доли микрометров и более. В ряде экспериментов использованы методы (например, “*fringe pattern*”), позволившие выявлять неоднородности, размеры которых лежат за пределами разрешающей способности прибора визуализации (САМ). По результатам исследований получены карты пространственного распределения дефектов, оценена их форма с точки зрения влияния на предельное состояние материала, а также плотность в растре. Рассчитаны значения скорости ПАВ и коэффициента затухания АВ, дисперсия этих величин.

Результаты экспериментов подтверждают, что предложенные методы АМД позволяют выявлять и характеризовать дефекты и неоднородности с размерами от долей микрометра, оценивать степень их влияния на свойства материалов.

1. Кустов А.И. // "Физика и химия стекла", 1998. т.24. №6. с.817-824.
2. Kustov A.I., Migel I.A. // Hydrogen materials ..., NATO Science Series, A., Chemistry and Biology, Springer, 2007, p. 451-458.
3. Kustov A.I., Migel I.A. // Materials of the V International scientific conference “Strength and fracture of materials and constructions”, Orenburg, 2008, vol.1, p.p.200-206.
4. Кустов А.И., Мигель И.А. // Материаловедение, №2 (155), 2010, с.9 – 14.

# РАЗВИТИЕ $\gamma$ - $\epsilon$ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ ПОД НАГРУЗКОЙ В МОНОКРИСТАЛЛАХ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ПРИ НАВОДОРОЖИВАНИИ

Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Тверсков А.В.

*ОСП «Сибирский физико-технический институт Томского государственного университета»,  
Томск, Россия  
[kireeva@spti.tsu.ru](mailto:kireeva@spti.tsu.ru)*

На монокристаллах [001], [-123], [012] аустенитной нержавеющей стали (АНС) Fe-18%Cr-12%Ni-2%Mn-0.25%N (мас.%) с низкой энергией дефекта упаковки  $\gamma_0 = 0.25$  Дж/м<sup>2</sup> методами рентгеноструктурного анализа и электронной микроскопии исследовано развитие  $\gamma$ - $\epsilon$  мартенситного превращения (МП) при деформации растяжением после насыщения водородом в зависимости от ориентации оси кристалла и температуры испытания.

Установлено, что при легировании азотом до  $C_N = 0.25$  мас.% монокристаллы АНС Fe-18%Cr-12%Ni-2%Mn-0.25%N характеризуются сильной температурной зависимостью критических скалывающих напряжений  $\tau_{кр}$  и проявляют ориентационную зависимость  $\tau_{кр}$ :  $\tau_{кр}[001] < \tau_{кр}[-123] < \tau_{кр}[012]$  в температурном интервале  $T = 77-473$ К. Электронно-микроскопически показано, что физическая причина ориентационной зависимости  $\tau_{кр}$  определяется ориентационной зависимостью величины расщепления дислокаций  $a/2 < 110 >$  на частичные дислокации Шокли  $a/6 < 211 >$  в поле приложенных напряжений. Показано, что при легировании азотом  $C_N = 0.25$  мас.% в монокристаллах [001], [-123], [012] АНС  $\gamma$ - $\epsilon$  МП под нагрузкой и двойникование не развиваются.

Дополнительное наводороживание монокристаллов [001], [-123], [012] АНС при плотности тока  $j = 50$  мА/см<sup>2</sup> при 300К в течение времени  $t = 2$  часа приводит к изменению вида температурной зависимости  $\tau_{кр}(T)$ . На температурной зависимости  $\tau_{кр}(T)$  обнаруживается две стадии: первая стадия в интервале температур  $T = 198-300$ К, где зависимость  $\tau_{кр}$  остается аналогичной для этих же кристаллов без водорода и при  $T < 198$ К – вторая стадия, на которой имеет место падение  $\tau_{кр}$  так, что  $\tau_{кр}(T = 77\text{К}) < \tau_{кр}(T = 198\text{К})$ . Методами рентгеноструктурного анализа и электронной микроскопии установлено, что падение  $\tau_{кр}$  при  $T < 198$ К на температурной зависимости  $\tau_{кр}(T)$  при насыщении водородом связано с развитием под нагрузкой  $\gamma$ - $\epsilon$  МП с начала пластической деформации. Показано, что при наводороживании монокристаллов [001], [-123], [012] АНС ориентационная зависимость  $\tau_{кр}$  сохраняется и  $\tau_{кр}[001] < \tau_{кр}[-123] < \tau_{кр}[012]$ : в температурном интервале  $T = 198-300$ К ориентационная зависимость  $\tau_{кр}$  при дополнительном легировании водородом связана с ориентационной зависимостью величины расщепления дислокаций в поле приложенных напряжений, а в температурном интервале  $T = 77-198$ К – с ориентационной зависимостью развития  $\gamma$ - $\epsilon$  МП.

Наводороживание в течение 2 часов монокристаллов [001], [-123], [012] АНС приводит к эффекту разупрочнения при  $T = 300$ К:  $\tau_{кр}$  в кристаллах после насыщения водородом оказываются меньше, чем в этих же кристаллах, содержащих только атомы азота  $C_N = 0.25$  мас.%. Физическая природа эффекта разупрочнения при дополнительном насыщении водородом связана с эффектом экранирования упругого поля дислокаций за счет сегрегации атомов водорода в ядре дислокации.

*Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ 10-08-92501ИК-а, 10-03-00154а и гранта CRDF №16628.*

## ТЕРМОУПРУГОЕ $\gamma$ - $\alpha'$ МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА FeNiCoAlTa

Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Karaman I.\*

ОСП «Сибирский физико-технический институт Томского государственного университета», Томск,  
Россия,

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

\* Department of Mechanical Engineering, Texas A&M University, College Station,  
TX 77843, USA

На монокристаллах сплава FeNiCoAlTa методами температурной зависимости электросопротивления  $\rho(T)$ , *in-situ* (нагрев-охлаждение) оптической металлографии и электронной микроскопии исследована природа мартенситного  $\gamma$ - $\alpha'$  превращения в зависимости от размера и объемной доли частиц  $\gamma'$ -фазы.

Экспериментально установлено, что после выдержки при температуре  $T = 1473$  К в течение 4 часов с последующей закалкой в воду сплав находится в однофазном состоянии и не испытывает  $\gamma$ - $\alpha'$  мартенситного превращения (МП) при охлаждении до температуры жидкого азота. Старение при 973 К в течение времени  $t = 5, 10, 15$  и 20 часов приводит к выделению частиц  $\gamma'$ -фазы и к развитию  $\gamma$ - $\alpha'$  МП.

Экспериментально установлено, что термоупругое  $\gamma$ - $\alpha'$  МП в монокристаллах сплава FeNiCoAlTa развивается после старения при  $T = 973$  К в течение  $t = 10$  часов.  $\gamma$ - $\alpha'$  МП при данном старении начинается при  $T = M_S = 201$  К ( $M_S$  – температура начала прямого МП при охлаждении) и характеризуется значительным переохлаждением  $\Gamma_1 = M_f - M_S$  и нагревом  $\Gamma_2 = A_S - A_f$ , которые равны, соответственно, 100 К и 66 К и свидетельствуют о накоплении упругой энергии при прямом мартенситном переходе и ее снятии при обратном переходе. Петля термического гистерезиса имеет несимметричный вид  $\Delta_1 = M_f - M_S = 84$  К  $>$   $\Delta_2 = A_f - M_S = 50$  К и  $\Delta_1 / \Delta_2 = 1.68$ . Несимметричность термического гистерезиса свидетельствует о том, что накопленная при прямом МП упругая энергия консервируется в кристалле, и для ее расконсервирования требуется значительный перегрев  $M_f - M_S$ . Полученные значения термического гистерезиса  $\Delta_1$ ,  $\Delta_2$  и высокие значения  $\Gamma_1$ ,  $\Gamma_2$  свидетельствуют о термоупругой природе  $\gamma$ - $\alpha'$  МП в сплаве FeNiCoAlTa при данной термической обработке. *In-situ* наблюдения образования  $\alpha'$ -мартенсита на поверхности образца при охлаждении и нагреве подтверждают термоупругую природу  $\gamma$ - $\alpha'$  МП при данной термической обработке. Температуры появления первых кристаллов  $\alpha'$ -мартенсита, их роста при охлаждении, а затем их исчезновение при нагреве совпадают с температурами МП, определенными по температурной зависимости  $\rho(T)$ . При увеличении времени старения  $t = 15$  ч и 20 ч при  $T = 973$  К температурный гистерезис становится очень широким и  $\gamma$ - $\alpha'$  МП оказывается не термоупругим.

# ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ И СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ МЕТАМАГНИТНОГО СПЛАВА NiMnCoIn ПРИ СЖАТИИ

Киреева И.В.\* , Чумляков Ю.И.\* , Кретинина И.В.\* , Picornell С.\*\* ,  
Pons J.\*\* , Cesari E.\*\* , Karaman I.\*\*\*

\*ОСП «Сибирский физико-технический институт Томского государственного университета», Томск, Россия, [kireeva@spti.tsu.ru](mailto:kireeva@spti.tsu.ru)

\*\*Universitat de les Illes Balears, Departament de Física, Palma de Mallorca, Spain

\*\*\* Department of Mechanical Engineering, Texas A&M University, College Station, TX 77843, USA

На монокристаллах [001] и [011] метамагнитного сплава Ni<sub>45</sub>Mn<sub>36.5</sub>Co<sub>5</sub>In<sub>13.5</sub> исследованы величина эффекта памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности (СЭ) в зависимости от температуры испытания при деформации сжатием.

Исследование монокристаллов [001] и [011] проводилось после термической обработки – отжиг при температуре 1173 К в течение 24 часов и затем дополнительное старение при температуре 923 К в течение 24 часов. После данной термической обработки кристалл оказывается двухфазным – состоит из высокотемпературной фазы с L2<sub>1</sub>-структурой и частиц  $\gamma$  – фазы с неупорядоченной ГЦК – структурой. При охлаждении L2<sub>1</sub>-структура переходит в 12М слоистый мартенсит. Мартенситное превращение (МП) L2<sub>1</sub>–12М характеризуется узким температурным гистерезисом  $\Delta T = 15$ К. In-situ наблюдения образования 12М мартенсита на поверхности образца при охлаждении и нагреве свидетельствуют о термоупругой природе L2<sub>1</sub>–12М МП. Температуры появления первых кристаллов 12М мартенсита, их роста при охлаждении, а затем их исчезновение при нагреве совпадают с температурами МП, определенными по температурной зависимости  $\rho(T)$ .

Впервые в монокристаллах метамагнитного сплава установлена ориентационная зависимость ЭПФ и СЭ. В кристаллах [001] обнаруживается максимальная величина ЭПФ  $\varepsilon_0 = 6.8\%$ , а в [011]-  $\varepsilon_0 = 3.2\%$ . СЭ наблюдается в кристаллах [001] от  $T = A_f$  ( $A_f$  – температура конца обратного МП при нагреве) до  $T = 353$  К в температурном интервале  $\Delta T = 58$  К. Величина ее  $\varepsilon_{СЭ}$  зависит от температуры. Максимальная величина  $\varepsilon_{СЭ} = 6\%$  обнаружена при  $T = A_f$  и с ростом температуры уменьшается до  $\varepsilon_{СЭ} = 4\%$ . Механический гистерезис  $\Delta\sigma$ , определенный на середине петли СЭ, для кристаллов [001] изменяется в пределах 50–60 МПа. В кристаллах [011] полной СЭ не наблюдается даже при  $T = A_f$ . Физическая причина ориентационной зависимости проявления СЭ в метамагнитных сплавах связана с ориентационной зависимостью скорости роста  $\sigma_{кр}$  под нагрузкой с увеличением температуры. В кристаллах [011] в отличие от кристаллов [001] напряжения для образования мартенсита под нагрузкой с увеличением температуры растут быстро и становятся сопоставимыми с напряжениями высокотемпературной фазы вблизи  $A_f$ . При этом образование мартенсита под нагрузкой в кристаллах [011] сопровождается пластической деформацией высокотемпературной фазы, которая при снятии нагрузки затрудняет обратное движение кристаллов мартенсита и приводит к его стабилизации.

Работе выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ 09-08-92501ИК-а и гранта CRDF RUE1-2940-TO-09.

# ВЛИЯНИЕ ЧИСЛА ВАРИАНТОВ ДИСПЕРСНЫХ ЧАСТИЦ НА СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ФЕРРОМАГНИТНОГО СПЛАВА CoNiGa

Киреева И.В.\*, Чумляков Ю.И.\*, Кретинина И.В.\*, Picornell C. \*\*,  
Pons J. \*\*, Cesari E. \*\*, Karaman I.\*\*\*

\*ОСП «Сибирский физико-технический институт Томского госуниверситета», Томск, Россия, [kireeva@spti.tsu.ru](mailto:kireeva@spti.tsu.ru)

\*\*Universitat de les Illes Balears, Departament de Física, Palma de Mallorca, Spain

\*\*\* Department of Mechanical Engineering, Texas A&M University, College Station, TX 77843, USA

На монокристаллах [123] ферромагнитного сплава  $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$  с  $\text{B2-L1}_0$  мартенситным превращением (МП) исследована величина сверхэластичности (СЭ) в зависимости от числа вариантов частиц и температуры испытания при деформации сжатием.

Установлено, что после старения при  $T=623\text{K}$  в течение 3 часов происходит выделение частиц  $\gamma'$ -фазы. Частицы  $\gamma'$ -фазы имеют неравноосную пластинчатую форму с длиной  $L = 15$  нм и с плоскостью габитуса параллельной плоскости (111)  $\text{B2}$ -фазы. При старении под сжимающей нагрузкой  $\sigma = 150$  МПа в монокристаллах [123] растёт один вариант частиц  $\gamma'$ -фазы, а при старении в свободном состоянии – четыре варианта частиц. При старении в свободном состоянии температура начала прямого мартенситного превращения при охлаждении  $M_S = 140$  К. Старение под нагрузкой  $\sigma = 150$  МПа повышает  $M_S$  до 175 К. Образование одного варианта частиц  $\gamma'$ - фазы в кристаллах [123] под нагрузкой приводит к появлению внутренних напряжений, связанных с различием в атомных параметрах дисперсных частиц и мартенсита. Эти внутренние напряжения способствуют повышению  $M_S$  для  $\text{B2-L1}_0$  МП в кристаллах с одним вариантом частиц  $\gamma'$ - фазы по сравнению с четырьмя, где внутренние напряжения от каждого варианта частиц компенсируют друг друга. В результате этого в температурном интервале образования мартенсита  $\text{L1}_0$  под нагрузкой в кристаллах [123] с одним вариантом частиц  $\gamma'$ -фазы напряжения  $\sigma_{\text{SIM}}$  для образования под нагрузкой кристаллов  $\text{L1}_0$ - мартенсита оказываются меньше, чем для кристаллов [123] с четырьмя вариантами частиц  $\gamma'$ -фазы при одной температуре испытания .

СЭ в кристаллах [123] имеет место при старении под сжимающей нагрузкой и без нагрузки в широком интервале температур  $T = 290\text{--}623\text{K}$ . Монокристаллы [123] состаренные под нагрузкой и в свободном состоянии характеризуются общими закономерностями изменения величины механического гистерезиса  $\Delta\sigma$  и величины СЭ  $\varepsilon_{\text{SE}}$  с ростом температуры. При  $T$  вблизи  $A_f$  – температуры конца обратного МП при нагреве, кристаллы [123] характеризуются широким механическим гистерезисом  $\Delta\sigma = 200\text{--}250$  МПа, который с ростом температуры до  $T = 490$  К уменьшается до 100–150 МПа, а затем опять увеличивается. Величина СЭ в кристаллах [123] состаренных под нагрузкой и без оказывается меньше, чем в исходных кристаллах  $\varepsilon_{\text{SE}} = 3.2\%$  и с ростом температуры уменьшается от  $\varepsilon_{\text{SE}} = 2\%$  при  $T = 290$  К до  $\varepsilon_{\text{SE}} = 1.5\%$  при  $T = 623$  К. Физическая причина уменьшения величины СЭ в состаренных кристаллах связана с особенностями взаимодействия кристаллов мартенсита с дисперсными частицами. Дисперсные частицы изменяют тонкую структуру кристаллов  $\text{L1}_0$  – мартенсита и  $\text{B2-L1}_0$  МП, как показывают in-situ эксперименты, происходит в объёмах между частицами. Дисперсные частицы являются препятствиями для кристаллов  $\text{L1}_0$  - мартенсита, сами не испытывают МП и деформируются упруго. Толщина двойников в этом случае уменьшается почти в 10 раз по сравнению с однофазными кристаллами. Частицы могут подавлять раздвой-

никование мартенсита, что и является причиной уменьшения  $\epsilon_{SE}$  в состаренных кристаллах по сравнению с закаленными.

*Работе выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ 08-08-91952 ННАО - а, 09-08-92501ИК-а и гранта CRDF RUE1-2940-TO-09.*

## **ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА ТЕРМИЧЕСКИЙ И МЕХАНИЧЕСКИЙ ГИСТЕРЕЗИСЫ В МОНО- И ПОЛИКРИСТАЛЛАХ НИКЕЛИДА ТИТАНА**

**Данильсон Ю.Н\*., Киреева И.В.\*, Чумляков Ю.И.\*, Андреев В.А.\*\*.**

*\*ОСП «Сибирский физико-технический институт Томского государственного университета», Томск, Россия, [kireeva@spti.tsu.ru](mailto:kireeva@spti.tsu.ru)*

*\*\*ЗАО «Промышленный центр МАТЭКС», Москва, Россия*

На моно- и поликристаллах никелида титана вблизи эквиатомного состава исследовано влияние насыщения водородом при плотности тока  $j = 70 \text{ мА/см}^2$  и  $T = 300 \text{ К}$  на термический и механический гистерезисы в зависимости от времени наводороживания  $t = 0\text{--}5$  часов.

Исследование кинетики наводороживания моно- и поликристаллов никелида титана обнаруживает единые закономерности в изменении температур мартенситного превращения (МП) при насыщении водородом в интервале времени  $t = 0\text{--}5$  часов: температуры начала  $M_S$  и конца  $M_f$  прямого МП при охлаждении понижаются, а температуры начала  $A_S$  и конца  $A_f$  обратного МП при нагреве остаются практически неизменными относительно исходного состояния. Максимальное понижение температур  $M_S$  и  $M_f$  наблюдается при насыщении водородом в течение времени  $t = 4$  часа: в монокристаллах  $M_S$  понижается на 14 К,  $M_f$  – на 50 К; в поликристаллах  $M_S$  понижается на 12 К, а  $M_f$  – на 20 К. Сопоставление температур МП до и после наводороживания показывает, что насыщение водородом при  $t = 4$  часа, во-первых, характеризуется большим переохлаждением  $\Delta_1 = M_f - M_S$  по сравнению с кристаллами без водорода, что свидетельствует об увеличении накопления упругой энергии при прямом МП после насыщения водородом. Во-вторых, насыщение водородом увеличивает термический гистерезис  $\Gamma_2 = M_f - A_S$ . Это значит, что при наводороживании создаются барьеры, которые затрудняют обратное МП. В третьих, перегрев  $\Delta_2 = A_f - A_S$  и гистерезис  $\Gamma_1 = A_f - M_S$  увеличивается незначительно относительно кристаллов без водорода.

Исследование механических свойств и сверхэластичности после наводороживания показывает, что насыщение водородом приводит к увеличению уровня напряжений на пределе текучести  $\sigma_{0.1}$  в интервале образования мартенсита под нагрузкой и к увеличению механического гистерезиса  $\Delta\sigma$  относительно кристаллов без водорода при одной температуре. Рост  $\sigma_{0.1}$  для образования мартенсита под нагрузкой в кристаллах с водородом относительно кристаллов без водорода связан с уменьшением  $M_S$  при наводороживании, а увеличение механического гистерезиса  $\Delta\sigma$  – с незначительным увеличением энергии диссипации.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ 10-03-00154 - а.*

**ОПИСАНИЕ ДИФФУЗИИ НА ЯЗЫКЕ «ПЛАВЛЕНИЯ».  
МЕХАНИЗМЫ САМО- И ГЕТЕРОДИФФУЗИИ В ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН  
И В КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКЕ**

**Чувильдеев В.Н.**

*Научно-исследовательский физико-технический институт ГОУ ВПО «Нижегородский  
государственный университет им. Н.И. Лобачевского»,  
Н.Новгород, Россия  
[nokhrin@nifti.unn.ru](mailto:nokhrin@nifti.unn.ru)*

В работе предложена феноменологическая модель объемной самодиффузии и диффузии атомов внедрения в области высоких (выше температуры Дебая) и низких температур (ниже температуры Дебая). Показано, что механизмы диффузии в области высоких и низких температур существенно отличаются. В области высоких температур диффузия обеспечивается флуктуациями, которые могут быть описаны в терминах локального плавления - образования «жидкого диффузионного коридора». В области низких температур, когда плавление в силу ряда причин затруднено, диффузия осуществляется путем флуктуационного образования "полого диффузионного коридора". Расчет энергии активации указанных процессов для случая самодиффузии дает хорошее соответствие с экспериментом в области температур выше температуры Дебая и показывает существенное повышение энергии активации при температурах ниже температуры Дебая. Расчет для энергии активации диффузии атомов внедрения в ОЦК металлах дает хорошее согласие с экспериментом во всем температурном интервале и позволяет объяснить эффект снижения энергии активации диффузии при низких температурах.

*Авторы выражают признательность за поддержку РФФИ (гранты №№09-02-01368-а, 09-02-97086-р\_поволжье\_а, 09-03-01152-а, 09-08-97044-р\_поволжье\_а), НОЦ «Нанотехнологии» и НОЦ ФТНС ННГУ, программе «Фундаментальные исследования в высшем образовании» (BRHE), фонду U.S. CRDF и Минобразования РФ (грант №RUX0-001-NN-06/BP3C01), АБЦП «Развитие научного потенциала высшей школы (2009-2010 гг.)» (№№2.1.2/5271, 2.1.1/6292, 2.1.1/711) и ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 годы».*

# СВЕРХПРОЧНЫЕ НАНО- И УЛЬТРАДИСПЕРСНЫЕ ВОЛЬФРАМОВЫЕ ПСЕВДОСПЛАВЫ W–Ni–Fe и W–Cu, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДАМИ ВЫСОКО-ЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ МЕХАНОАКТИВАЦИИ И ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ

Москвичева А.В.<sup>1)</sup>, Нохрин А.В.<sup>1)</sup>, Чувильдеев В.Н.<sup>1)</sup>, Котков Д.Н.<sup>1)</sup>,  
Баранов Г.В.<sup>2)</sup>, Лопатин Ю.Г.<sup>1)</sup>, Белов В.Ю.<sup>2)</sup>, Коньчев Д.А.<sup>1)</sup>, Евстифеева В.В.<sup>1)</sup>

<sup>1)</sup> Научно-исследовательский физико-технический институт ГОУ ВПО «Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского»,  
г. Н.Новгород, Россия

<sup>2)</sup> ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский научно-исследовательский институт экспериментальной физики»,  
г. Саров, Нижегородская обл., Россия  
[nokhrin@nifti.unn.ru](mailto:nokhrin@nifti.unn.ru)

В работе исследованы механизмы спекания, структура и механические свойства нано- и ультрадисперсных вольфрамовых псевдосплавов W–Ni–Fe (ВНЖ) и W–Cu (ВМ). Изучено влияние размера частиц вольфрама на оптимальную температуру спекания. Спекание нано- и ультрадисперсных порошков осуществляли методами свободного (термоактивированного) спекания и электроимпульсного плазменного спекания («Spark Plasma Sintering»). Установлено, что зависимость плотности механоактивированных псевдосплавов от температуры нагрева имеет немонотонный характер с максимумом, соответствующим оптимальной температуре спекания. Показано, что увеличение времени механоактивации и ускорения мелющих тел при механоактивации, сопровождающееся уменьшением размера частиц псевдосплава и формированием неравновесных твердых растворов вольфрама в  $\gamma$ -фазе, приводит к снижению оптимальной температуры спекания псевдосплавов. Установлено, что методами высокоэнергетического планетарного размола и высокоскоростного электроимпульсного плазменного спекания возможно создание сверхпрочных вольфрамовых сплавов, механические свойства которых существенно превосходят аналогичные свойства стандартных крупнозернистых материалов и их современных аналогов.

*Авторы выражают признательность за поддержку РФФИ (гранты №№09-02-01368-а, 09-02-97086-р\_поволжье\_а, 09-03-01152-а, 09-08-97044-р\_поволжье\_а), НОЦ «Нанотехнологии» и НОЦ ФТНС ННГУ, программе «Фундаментальные исследования в высшем образовании» (BRHE), фонду U.S. CRDF и Минобразования РФ (грант №RUX0-001-NN-06/BR3C01), АБЦП «Развитие научного потенциала высшей школы (2009-2010 гг.)» (№№2.1.2/5271, 2.1.1/6292, 2.1.1/711) и ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 годы».*

## ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ЗАРОЖДЕНИЯ ТРЕЩИН КОРРОЗИОННОГО РАСТРЕСКИВАНИЯ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ В МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ

**Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Болдин М.С., Лопатин Ю.Г., Степанов С.П., Чегуров М.К., Котков Д.Н., Козлова Н.А., Бутусова Е.Н., Вирясова Н.Н.**

*Научно-исследовательский физико-технический институт ГОУ ВПО «Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского», г. Н.Новгород, Россия*  
[nokhrin@nifti.unn.ru](mailto:nokhrin@nifti.unn.ru)

В работе описаны результаты исследований процесса зарождения трещин коррозионного растрескивания под напряжением (КРН) малоуглеродистых низколегированных трубных сталей различного химического и фазового состава. В качестве объекта исследования в работе выступали образцы трубных сталей 10Г2ФБЮ, 17Г1С-У, 19Г, 12Г2СФБ и др., структура которых сформирована методами горячей прокатки, нормализации, контролируемой прокатки, а также образцы армко-железа в нормализованном состоянии. Образцы сталей отбирались из основного металла труб магистральных газопроводов в состоянии поставки и после длительной эксплуатации.

Испытания на зарождение КРН-трещин проводились по схеме «трехточечный изгиб» в кипящем водном растворе нитрата кальция с добавлением аммиачной селитры, в которых фиксировалось время инкубационного периода  $\tau_{\text{инк}}$  при заданном уровне напряжения ( $\sigma$ ). Испытания проводились в интервале напряжений до предела прочности. На основе анализа полученных результатов определялось пороговое разрушающее напряжение КРН ( $\sigma_{\text{крн}}$ ) – максимальное напряжение, при котором растрескивания образцов не происходит за выбранную базу испытаний.

Обобщение результатов испытаний показывает, что при напряжениях больших предела макроупругости ( $\sigma > \sigma_0$ ) наблюдается монотонное увеличение  $\tau_{\text{инк}}$  с уменьшением  $\sigma$ . При асимптотическом приближении к  $\sigma_0$  наблюдается резкое увеличение  $\tau_{\text{инк}}$  – время инкубационного периода при  $\sigma \leq \sigma_0$  становится больше выбранной базы испытания и образцы не разрушаются. Это дает основание полагать, что  $\sigma_0$  является пороговым напряжением для процессов КРН трубных сталей и растрескивание происходит в только области микропластической деформации. Установлено, что зависимость  $\tau_{\text{инк}}(\sigma)$  имеет экспоненциальный характер: в области напряжений  $\sigma > \sigma_0$  зависимость  $\tau_{\text{инк}}(\sigma)$  в полулогарифмических координатах  $\ln \tau_{\text{инк}} - \sigma$  может быть экстраполирована прямой линией, угол наклона которой зависит от структурного состояния материала и времени эксплуатации (уровня старения). Показано, что время инкубационного периода КРН зависит от параметров структуры стали. Установлено, что одним из ключевых структурных факторов, определяющих склонность стали к зарождению трещин КРН является наличие, размер, объемная доля и характер пространственного распределения (объем зерна, субструктурные ячейки и ядра дислокаций, границы зерен) частиц карбидов (цементита). Проведенные исследования показали, что с увеличением объемной доли карбидов, выделившихся по границам зерен феррита, наблюдается существенное уменьшение времени инкубационного периода

Для объяснения наблюдаемых закономерностей в работе предложена модель зарождения трещины КРН, на основе которой проанализировано влияние параметров структуры и уровня старения на время инкубационного периода КРН. Результаты численных расчетов сопоставлены с экспериментальными данными.

*Авторы выражают признательность ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» и Фонду содействия развитию малых форм предпринимательства в научно-технической сфере (программа «У.М.Н.И.К.»).*

## ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ ЗАРОЖДЕНИЯ И РОСТА ТРЕЩИН КОРРОЗИОННОЙ УСТАЛОСТИ В МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ

Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Бутусова Е.Н., Болдин М.С., Вирясова Н.Н.,  
Лопатин Ю.Г., Степанов С.П., Чегуров М.К., Котков Д.Н., Козлова Н.А.

*Научно-исследовательский физико-технический институт ГОУ ВПО «Нижегородский  
государственный университет им. Н.И. Лобачевского», г. Н.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, 10Г2ФБ) и одинаковые стандартные параметры феррито-перлитной структуры (размер зерна, балл феррито-перлитной полосчатости, загрязненность по неметаллическим включениям). Структурное состояние сталей варьировалось путем изменения объемной доли частиц карбидов, выделившихся по границам зерен феррита в процессе эксплуатации. 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  $\sigma$ . Показано, что значения скорости роста коррозионной трещины при заданной амплитуде  $\sigma$ , а также число циклов нагружения до зарождения трещины зависят от уровня старения стали - увеличение объемной доли частиц цементита, выделившихся по границам зерен феррита, приводит к уменьшению числа циклов до разрушения образца  $N^*$  и существенному повышению 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.

*Авторы выражают признательность ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» и Фонд содействия развитию малых форм предпринимательства в научно-технической сфере (проекты «У.М.Н.И.К.»).*

## УСЛОВИЯ ПРИМЕНИМОСТИ СООТНОШЕНИЯ ХОЛЛА-ПЕТЧА ДЛЯ НАНО- И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Нохрин А.В.<sup>1)</sup>, Чувильдеев В.Н.<sup>1)</sup>, Копылов В.И.<sup>2)</sup>, Пирожникова О.Э.<sup>1)</sup>, Грязнов М.Ю.<sup>1,3)</sup>, Лопатин Ю.Г.<sup>1)</sup>, Пирожникова О.Э.<sup>1,3)</sup>, Мелехин Н.В.<sup>1)</sup>, Сахаров Н.В.<sup>1)</sup>

<sup>1)</sup> Научно-исследовательский физико-технический институт ГОУ ВПО «Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского», г. Н.Новгород, Россия

<sup>2)</sup> Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси,  
г. Минск, Беларусь

<sup>3)</sup> Нижегородский филиал Института машиноведения РАН, г. Н.Новгород, Россия  
[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  $\sigma_m = \sigma_0 + K / \sqrt{d}$  (предела макроупругости  $\sigma_0$  и коэффициента зернограничного упрочнения  $K$ ) в нано- и микрокристаллических (НМК) металлах и квазиоднофазных сплавах, структура которых сформирована методом равноканального углового прессования (РКУП). Показано, что в НМК металлах наблюдаются высокие значения  $\sigma_0$  и низкие, по сравнению с обычными значениями, коэффициенты  $K$ . Описаны результаты экспериментальных исследований влияния отжига на механические свойства НМК металлов. Показано, что зависимость предела макроупругости  $\sigma_0$  и коэффициента  $K$  от температуры отжига зависит от характера процесса рекристаллизации. В случае развития аномального роста зерен при отжиге наблюдается эффект аномального упрочнения и имеет место немонотонная зависимость коэффициента  $K$  от температуры. В случае обычной рекристаллизации при повышении температуры отжига наблюдается плавное уменьшение  $\sigma_0$  и увеличение  $K$ .

Для объяснения наблюдаемых закономерностей в работе описана модель, позволяющая рассчитывать параметры соотношения Холла–Петча для НМК металлов. В основе модели лежит предположение о том, что величина напряжения течения в НМК металлах наряду с обычными вкладами (вкладом решеточных дислокаций, атомов примесей и т.д.) содержит вклад, связанный с напряжениями, создаваемыми распределенными на границах зерен дефектами, возникающими при РКУП. Получены выражения, позволяющие рассчитать параметры соотношения Холла–Петча для НМК металлов от степени и скорости предварительной деформации.

В работе описана модель влияния процессов возврата и рекристаллизации на величину предела макроупругости, предела текучести и коэффициент зернограничного упрочнения НМК металлов. Показано, что эффект аномального упрочнения и эффект повышения коэффициента зернограничного упрочнения при отжиге НМК материалов связан с накоплением дефектов на мигрирующих границах зерен НМК металлов. Получены выражения, позволяющие связать величины  $\sigma$  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 экспериментальными результатами.

Авторы выражают признательность РФФИ (гранты №№09-02-01368-а, 09-02-97086-р поволжье а, 09-03-01152-а, 09-08-97044-р поволжье а), НОЦ «Нанотехнологии» ННГУ, АВЦП «Развитие научного потенциала высшей школы (2009-2010 гг.)» и ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России».

# ЭФФЕКТ УСКОРЕНИЯ ЗЕРНОГРАНИЧНОЙ ДИФФУЗИИ ПРИ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ И СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ НАНО- И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Нохрин А.В.<sup>1)</sup>, Чувильдеев В.Н.<sup>1)</sup>, Копылов В.И.<sup>2)</sup>, Пирожникова О.Э.<sup>1,3)</sup>, Грязнов М.Ю.<sup>1,3)</sup>, Лопатин Ю.Г.<sup>1)</sup>, Мелехин Н.В.<sup>1)</sup>, Сахаров Н.В.<sup>1)</sup>

<sup>1)</sup> Научно-исследовательский физико-технический институт ГОУ ВПО «Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского»,  
г. Н.Новгород, Россия

<sup>2)</sup> Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси,  
г. Минск, Беларусь

<sup>3)</sup> Нижегородский филиал Института машиноведения РАН, г. Н.Новгород, Россия  
[nokhrin@nifti.unn.ru](mailto:nokhrin@nifti.unn.ru)

В работе описаны результаты экспериментальных и теоретических исследований явления возврата диффузионных свойств при отжиге нано- и микрокристаллических (НМК) материалов, полученных методами интенсивного пластического деформирования. Показано, что параметры зернограничной диффузии НМК материалов зависят от плотности накопленных в границах зерен дефектов – плотности вектора Бюргерса локализованных дислокаций, попавших в границы зерен при деформации. Во время отжига происходит диффузионное перераспределение указанных дефектов в границах зерен, что приводит к изменению их диффузионных свойств. Показано, что интенсивность возврата диффузионных свойств границ зерен зависит от размера зерна и в мелкозернистых материалах гораздо выше, чем в более крупнозернистых. Результаты численных расчетов сопоставлены с литературными данными.

Показано, что коэффициент зернограничной диффузии при рекристаллизации НМК материалов зависит от скорости миграции границ зерен и плотности решеточных дислокаций – при аномальном росте зерен обеспечивается столь высокая скорость миграции границ зерен, что интенсивность потока решеточных дислокаций заметаемых мигрирующей границей зерна, превосходит интенсивность их диффузионной аккомодации. Накопление дефектов на мигрирующих границах зерен НМК материалов приводит к увеличению коэффициента зернограничной диффузии и снижению энергии активации. Проведен анализ влияния плотности решеточных дислокаций, характера и скорости миграции границ зерен, температуры предварительной деформации на эффект ускорения диффузии при миграции.

Установлено, что коэффициент зернограничной диффузии НМК материалов в условиях сверхпластической деформации зависит от скорости и температуры деформации. При этом, чем выше скорость деформации, определяющая интенсивность потока решеточных дислокаций бомбардирующих границы зерен НМК материала, тем выше коэффициент зернограничной диффузии. Результаты численных расчетов сопоставлены с литературными данными.

*Авторы выражают признательность за поддержку РФФИ (гранты №№09-02-01368-а, 09-02-97086-р\_поволжье\_а, 09-03-01152-а, 09-08-97044-р\_поволжье\_а), НОЦ «Нанотехнологии» и НОЦ ФТНС ННГУ, программе «Фундаментальные исследования в высшем образовании» (BRHE), фонду U.S. CRDF и Минобразования РФ (грант №RUX0-001-NN-06/BP3C01), АВЦП «Развитие научного потенциала высшей школы (2009-2010 гг.)», ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 годы».*

# ОСОБЕННОСТИ ОБРАТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ ФАЗЫ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ НИТРИДА КРЕМНИЯ $\gamma$ -Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> В ФАЗЫ АТМОСФЕРНОГО ДАВЛЕНИЯ

Жуков А. Н., Рогачёва А. И., Таций В. Ф.

ИПХФ РАН, Черноголовка, Россия,  
[azhukov@icp.ac.ru](mailto:azhukov@icp.ac.ru)

В настоящее время известно три кристаллических модификации нитрида кремния. Две из них, образующиеся при давлениях, близких к атмосферному,  $\alpha$ - и  $\beta$ -Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, хорошо изучены [1], третья же,  $\gamma$ -Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, обладающая кубической шпинельной структурой, получена относительно недавно при воздействии высоких давлений и температур на  $\alpha$ - и  $\beta$ -Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> (~ 15 ГПа и 2000 К в статических условиях [2] или при нагружении более 25 ГПа в динамических [3–7]). Также известно, что  $\alpha$ -Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> при нагревании выше ~ 1400 °С испытывает монотропный переход в  $\beta$ -фазу нитрида кремния [1]. Данные по обратному переходу  $\gamma$ -Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> при её нагреве различаются. Так, часть авторов сообщает, что  $\gamma$ -фаза претерпевает переход в  $\beta$ -фазу [8–10], по другим данным,  $\gamma$ -фаза превращается в  $\alpha$ -фазу, которая затем переходит в  $\beta$ -модификацию [11]. Целью представленной работы было выяснение фазового состава продуктов трансформации  $\gamma$ -фазы нитрида кремния после её нагрева при 1400–2000 °С под статическим давлением 4–8 ГПа.

Результаты рентгенофазового анализа показали, что нагрев (в течение 12 мин.) фазы высокого давления нитрида кремния при 1400–1500 °С и 4 ГПа не приводит к фазовому превращению, при более высокой температуре наблюдался переход  $\gamma$ -фазы в смесь  $\alpha$ - и  $\beta$ -модификаций. При подъёме давления до 8 ГПа температура перехода повысилась и составила 1600 – 1700 °С. При давлении 8 ГПа также наблюдался переход в смесь  $\alpha$ - и  $\beta$ -модификаций, однако с повышением давления соотношение  $\alpha$ - и  $\beta$ - фаз меняется в сторону увеличения содержания  $\beta$ -модификации.

Таким образом, в данной работе мы подтвердили, что при обратном превращении  $\gamma$ -Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> происходит образование  $\alpha$ -фазы (в смеси с  $\beta$ -фазой), т.е. превращение  $\alpha$ -Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>  $\leftrightarrow$   $\gamma$ -Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, в отличие от  $\alpha$ -Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>  $\rightarrow$   $\beta$ -Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> не является монотропным.

1. Андриевский Р.А., Спивак И.И. Нитрид кремния и материалы на его основе. Москва: Металлургия, 1989, с. 136; Андриевский Р.А. Успехи химии, 1995, Т. 64, № 4. с. 311 – 329.
2. Zerr A., Miehe G., Serghiou G., Schwarz M., Kroke E., Riedel R., Fueb H., Kroll P. and Boehler R. Nature (London), 1999, v. 400, p. 340 – 342.
3. He Hongliang, Sekine T., Kobayashi T., Hirosaki H. and Suzuki Isao Phys. Review B, 2000, v. 62, N 17, p. 11412 – 11417.
4. Yunoshev A.S. Combustion, Explosion, and Shock Waves, 2004 v. 40, N 3, p. 370 – 373.
5. Таций В.Ф., Жуков А.Н., Ананьин А.В., Бавина Т.В., Дрёмин А.Н., Рогачёва А.И., Уткин А.В., Фортвов В.Е. VIII Международный симпозиум «Использование энергии взрыва для получения материалов с новыми свойствами», 2006, Москва, с.125 – 126.
6. Таций В.Ф., Жуков А.Н., Ананьин А.В., Дрёмин А.Н., Рогачёва А.И., Уткин А.В., Фортвов В.Е. Способ получения кубического нитрида кремния. Патент РФ № 2331578, 23.06.2006.
7. Yakushev V.V., Utkin A.V., Zhukov A.N. 15-th Conference on Shock Compression of Condensed Matter, June 2007, Hawaii, USA. AIP Conference Proceedings, v. 955 (2007), p. 205 – 208.
8. Sekine T. and Mitsuhashi T. Appl. Phys. Lett. 2001, v. 79, N 17, p. 2719 – 2721.
9. Yao Huai, Xu Qiao-Yu, Qi Xin, Tang Jing-You, Liu Hai-Yang, Chang Qing-Hua Journal of Inorganic Materials (Chinese) 2008, v. 23, N 4, p. 819 – 823.
10. Blank V.D., Deribas A.A., Lvova N.A., Bagramov R.H., Kulnitskiy B A., Perezhogin I A., Prokhorov, V.M., Silvestrov V V., Yunoshev A S. Mater. Sci. Forum 2008, v. 566, p. 129 – 134.
11. Jiang J.Z., Kragh F., Frost D.J., Ståhl K., Lindelov H. J. Phys.: Condens. Matter. 2001, v. 13, p. L515 – L520.

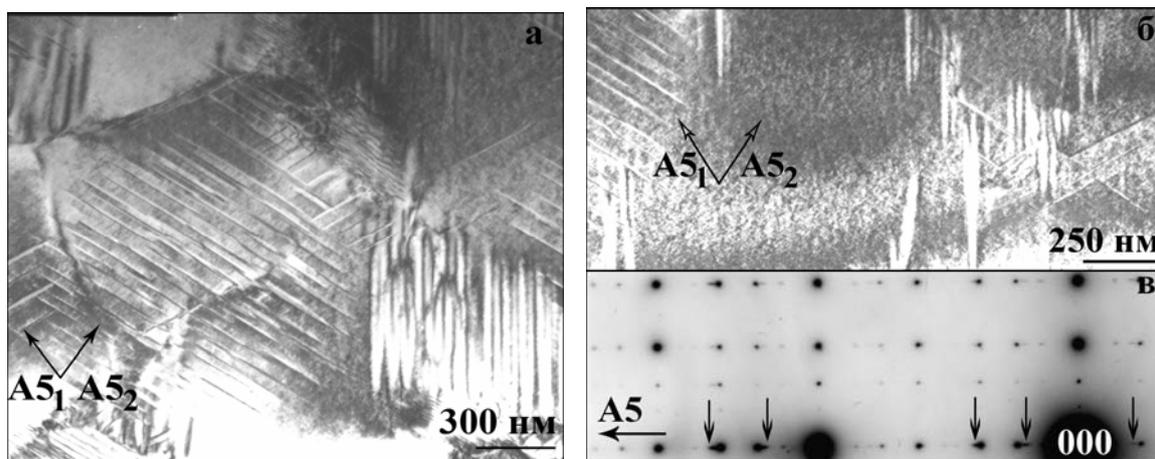
**ОБРАЗОВАНИЕ ПЛОСКИХ ДЕФЕКТОВ ИКОСАЭДРИЧЕСКОЙ ФАЗЫ  
ПРИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ  
В КВАЗИКРИСТАЛЛООБРАЗУЮЩИХ СПЛАВАХ  $Al_{62.2}Cu_{25}Fe_{12.8}$**

Шалаева Е.В.<sup>1</sup>, Прекул А.Ф.<sup>2</sup>, Медведева Н.И.<sup>1</sup>, Назарова С.З.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>ИХТТ УрО РАН, Екатеринбург, Россия, [shalaeva@ihim.uran.ru](mailto:shalaeva@ihim.uran.ru)

<sup>2</sup>ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия, [prekul@imp.uran.ru](mailto:prekul@imp.uran.ru)

Актуальной задачей материаловедения аперидических квазикристаллических структур является выяснение механизмов образования плоских двумерных дефектов в процессе структурно-фазовых превращений кристалл  $\leftrightarrow$  квазикристалл (декагональный или икосаэдрический ( $\tau$ -)). Впервые установлено, что в квазикристаллообразующих закаленных двухфазных сплавах  $Al_{62.2}Cu_{25}Fe_{12.8}$  ( $\beta$ -твердый раствор +  $\tau$ -фаза) при низких температурах отжига (до  $550^\circ C$ ) протекает структурно-фазовое превращение  $\beta \rightarrow \tau$  с формированием  $\tau$ -фазы, насыщенной плоскими дефектами [1,2]. Изучение кинетики превращения обнаруживает два типа дефектной  $\tau$ -фазы: первичной (матричной) и образовавшейся в результате превращения  $\beta \rightarrow \tau$ . Дефекты залегают в плотноупакованных квазиплоскостях с осями симметрии  $A5_1$  (рис.1а), вектора смещения перпендикулярны плоскости дефекта. Определены шестимерные кристаллографические параметры дефектов. Наблюдаемые в матричной дефектной  $\tau$ -фазе характерный “mottled” контраст, диффузные тяжи и спутные максимумы в направлениях типа  $A5_1$  (рис.1б,в) указывают на наличие фазонных напряжений.



**Рис. 1.** Структурное состояние матричной  $\tau$ -фазы в отожженном сплаве  $Al_{62.2}Cu_{25}Fe_{12.8}$ : плоские протяженные дефекты с осями симметрии  $A5_1$  (а), фазонные напряжения, сопровождающиеся “mottled” контрастом (б) и диффузными спутниками (в).

Образование плоских дефектов и фазонных напряжений в матричной  $\tau$ -фазе рассматривается как результат напряженного состояния и деформаций, возникающих при низкотемпературном структурно-фазовом превращении  $\beta \rightarrow \tau$ . Состояние матричной  $\tau$ -фазы может быть отнесено к деформационно-индуцированному. Исследуются тепловые, магнитные и дилатометрические свойства сплавов  $Al_{62.2}Cu_{25}Fe_{12.8}$ .

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 10-02-00602).*

1. Shalaeva E.V., Prekul A.F. Phil. Mag. B. -2007. -V. 87. – P. 2913-2919.
2. Шалаева Е.В., Прекул А.Ф. ФММ. – 2010. – Т.109. – С. 1-10.

# ДЕГРАДАЦИЯ СВОЙСТВ МЕТАЛЛА ТРУБ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ В УСЛОВИЯХ НИЗКИХ КЛИМАТИЧЕСКИХ ТЕМПЕРАТУР В СОСТАВЕ МАГИСТРАЛЬНЫХ ГАЗОПРОВОДОВ

Сыромятникова А.С., Трифонов Н.В., Гуляева Е.М.

*Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН,  
г. Якутск, Россия,  
[sas@iptpn.ysn.ru](mailto:sas@iptpn.ysn.ru)*

В последнее десятилетие интенсивно проводятся экспериментальные работы, посвященные изучению механических свойств и структуры металла труб стареющих магистральных газопроводов, в которых установлено, что длительная эксплуатация систем газоснабжения приводит к снижению параметров сопротивления разрушению, чувствительных к локальным структурным изменениям. Большинство исследователей сходятся в заключении, что длительная эксплуатация магистральных газопроводов (20–40 лет) приводит и к заметному изменению стандартных механических свойств трубных сталей – повышению прочностных характеристик и понижению параметров пластичности [1–3], в то же время, результаты других экспериментальных работ не подтверждают этого факта [4, 5].

В работе проведено исследование влияния длительной (более 30 лет) эксплуатации на Крайнем Севере на структуру и механические свойства трубопроводной стали (ВСтЗсп). Установлено, что стандартные механические свойства стали после длительной эксплуатации не претерпевают заметных изменений, ударная вязкость при отрицательных температурах испытания значительно понижается, а при комнатной температуре – сохраняется, повышается температура вязко-хрупкого перехода, средние значения микротвердости фазовых составляющих стали не меняются, микротвердость избыточного феррита повышается, а перлита – понижается. Относительное содержание перлита не претерпевает изменений, однако, перлитные колонии после длительной эксплуатации измельчаются.

Полученные экспериментальные результаты свидетельствуют о том, что деградация механических свойств металла труб при длительной эксплуатации в условиях Крайнего Севера, в основном, связана с перераспределением атомов углерода и распада цементитной составляющей стали в процессе эксплуатации.

## Список литературы

1. Андронов И.Н., Кузьбожев А.С., Агинец Р.В. Ресурс надземных трубопроводов. В 2-х ч. – Ухта: УГТУ, 2008. – 550 с.
2. Бакиев А.В., Сандаков В.А. Изменение истинного напряжения в металле длительно эксплуатируемых газопроводов // Нефтегазовое дело. – 2008. – Т. 6. – № 2. – С. 81-83.
3. Ямалеев К.М., Гумерова Л.Р., Сандаков В.А. Распад цементита в металле труб газопроводов системы газоснабжения // Нефтегазовое дело. – 2008. – Т. 6. – № 2. – С. 97-98.
4. [Филиппов Г.А.](#), [Ливанова О.В.](#), [Дмитриев В.Ф.](#) Деградация свойств металла при длительной эксплуатации магистральных трубопроводов//[Сталь](#). - 2003. - №2. - С.84-87.
5. [Мочернюк Н.П.](#), [Красневский С.М.](#), [Лазаревич Г.И.](#) и др. Влияние времени эксплуатации магистрального газопровода и рабочего давления газа на физико-механические характеристики трубной стали 19Г//[Газовая промышленность](#). - 1991. - №3. - С.34-36.

# ВЛИЯНИЕ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В АУСТЕНИТНЫХ МАРГАНЦЕВЫХ СТАЛЯХ С КАРБИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ

Косицына И.И., Сагарадзе В.В., Белозеров Е.В.

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

Эффект памяти формы (ЭПФ) в аустенитных марганцевых проявляется в частичном или полном восстановлении формы при нагреве предварительно деформированного образца. Причиной является развитие прямого мартенситного превращения  $\gamma \rightarrow \epsilon$  при холодной деформации и обратного сдвигового  $\epsilon \rightarrow \gamma$  превращения при последующем нагреве выше  $A_c$ .

Рассмотрены дисперсионно-твердеющие марганцевые аустенитные стали типа Г20 с различным содержанием карбидообразующих элементов (V и Mo) и углерода (от 0,2 до 0,8 мас.%), выплавленные в индукционной печи или полученные методом быстрой закалки из расплава (БРЗ), после различных температурно-временных режимов старения и деформации. Дисперсионное твердение с выделением из пересыщенного  $\gamma$ -твердого раствора ультрадисперсных частиц VC позволяет получать высокий комплекс механических свойств. Величина вклада дисперсионного упрочнения в сильной мере зависит от концентрации углерода и температурно-временных параметров старения. Так, после обработки 650<sup>0</sup>С, 10 ч для стали 20Г20СФ2М2 с 0,18%С  $\sigma_{0,2}$ =1080 МПа,  $\sigma_b$ =1280 МПа,  $\delta$ =21%,  $\psi$ =30%, для стали с 0,30%С  $\sigma_{0,2}$ =1150 МПа,  $\sigma_b$ =1400 МПа,  $\delta$ =12%,  $\psi$ =22%, а для стали с 0,78%С  $\sigma_{0,2}$ =1560 МПа,  $\sigma_b$ =1740 МПа,  $\delta$ =3%,  $\psi$ =5%. Кроме того, в результате карбидного старения за счет процессов стабилизации и дестабилизации аустенита по отношению к образованию  $\epsilon$ -мартенсита можно управлять величиной ЭПФ с помощью термообработки. Выдержка при температуре 750<sup>0</sup>С приводит к перестариванию аустенита, укрупнению карбидов VC, обеднению твердого раствора и его дестабилизации по отношению к  $\gamma \rightarrow \epsilon$  превращению. Абсолютные значения обратимой деформации при нагреве достигают 1,7% после дестабилизирующего старения 750<sup>0</sup>С, 12 ч и 0,8 % после стабилизирующего старения 700<sup>0</sup>С, 3 ч в стали 78Г20СФ2М2.

Максимальное упрочнение достигается после старения при 600-650<sup>0</sup>С, 10 ч деформированных на 30% сталей 40Г20С2Ф2 и 40Г20С2Ф2М ( $\sigma_{0,2}$ =1340 МПа,  $\delta$ =13%). После теплой деформации на 30% величина ЭПФ этих сталей составляет 0,25 % и 0,34% , соответственно. Теплая дробная прокатка на 50 и 82% при 400<sup>0</sup>С сталей 40Г20С2Ф2 и 40Г20С2Ф2М ( $\sigma_{0,2}$ =1900 МПа,  $\delta$ =7,5%) дает значения обратимой деформации 0,88 и 0,60%.

При использовании способа БЗР в марганцевых аустенитных сталях происходит измельчение зерна с формированием ультрамикроструктурной структуры. В БЗР сталях после старения достигается в 1,5 раза большее упрочнение, чем в обычных закаленных сталях. В БЗР сталях величина ЭПФ меньше, чем крупнокристаллических сталей такого же состава. Абсолютные значения обратимой деформации уменьшаются с увеличением содержания углерода и составляют для БЗР сталей: 20Г20С– 0,78%; 20Г20СФ2 – 0,97%; 40Г20С2Ф2М2–0,7%; 80Г20 и 80Г20СФ2 – 0,14%

Таким образом, величина ЭПФ изменяется в зависимости от степени деформации, режима старения, легирования стали карбидообразующими элементами, конечном итоге, она определяется количеством  $\epsilon$ -мартенсита.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проекты 09-03-90422, 10-02-90408).*

# РОЛЬ СКОРОСТНОГО ФАКТОРА ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ В ПРОЦЕССЕ ТРЕЩИНООБРАЗОВАНИЯ В ОБЛУЧЕННЫХ БЕТА-ЧАСТИЦАМИ МОНОКРИСТАЛЛАХ КРЕМНИЯ

Дмитриевский А.А., Ефремова Н.Ю., Занина А.П.

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

Оставаясь лидирующим материалом в микро- и нанoeлектронике, кремний становится и важным конструкционным материалом. На его основе изготавливаются микромашины, сенсоры, микро- и нанoeлектромеханические системы и другие гибридные продукты нанотехнологий [1,2]. Это диктует необходимость детального исследования изменений его механических свойств, индуцируемых физическими полями природного и техногенного происхождения. Настоящая работа посвящена оценке роли скоростного режима индентирования при тестировании изменений микротвердости кремния, вызванных низкоинтенсивным бета-облучением.

В экспериментах исследовались монокристаллические образцы кремния, (КЭФ-4,5). Для облучения образцов использовался источник на основе препарата  $^{90}\text{Sr}+^{90}\text{Y}$ . Интенсивность потока составляла величину  $I \sim 1,2 \times 10^5 \text{ см}^{-2}\text{с}^{-1}$ . Индентирование исходных и облученных в течение 50 час (флюенс соответствует первому пику W-образного бета-индуцированного разупрочнения кремния [3]) производилось на приборе ДНТ-0,02/0,2, разработанном в ТГУ имени Г.Р. Державина, предназначенном для измерения динамической микро- и нано твердости. Время нагружения (нагрузка нарастала линейно до значения  $P_{\text{max}} = 90 \text{ мН}$ ) варьировалось в интервале от 0,01 до 100 с.

Показано, что с уменьшением времени нагружения  $t_1$  величина твердости как исходных  $H_0$ , так и облученных  $H_{\text{ит}}$  образцов увеличивается. При этом разница  $H_0 - H_{\text{ит}}$  постепенно уменьшается, достигая нуля при  $t_1 \approx 0,05 \text{ с}$ . Таким образом, установлено пороговое значение скорости относительной деформации, выше которого бета-индуцированное изменение твердости Si не регистрируется.

Количественный анализ кривых нагружения  $P-h$ -диаграмм позволяет рассчитать активационный объем  $\gamma$ , отражающий величину элементарного объема, участвующего в пластическом деформировании кремния при индентировании [4]. Показано, что во всем исследуемом интервале скоростей внедрения индентора, активационный объем как для исходных, так и для облученных образцов не превышает значения  $3 \times 10^{-29} \text{ м}^3$ , т.е. соизмерим с атомарным объемом. Это позволяет сделать заключение о том, что бета-индуцированное разупрочнение кремния невозможно объяснить влиянием облучения на подвижность дислокаций. Таким образом, в процессе формирования отпечатка как в исходных, так и в облученных образцах кремния первостепенную роль играет подвижность точечных дефектов.

*Работа выполнена при поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009 – 2013 годы «Проведение поисковых научно-исследовательских работ по направлению «Физика конденсированных сред. Физическое материаловедение» в рамках мероприятия 1.2.2».*

1. P.B. Griffin, J.D. Plummer, M.D. Deal. Silicon VLSI Technology: Fundamentals, Practice, and Modeling / Prentice Hall, New York, 2000.
2. Silicon Based Materials and Devices, ed. By Nalwa H.S. / Academic Press, New York, 2001.
3. Ю.И. Головин, А.А. Дмитриевский, Н.Ю. Сучкова // ФТТ. 2006. Т. 48. № 2. С. 262-265.
4. Ю.И. Головин, А.И. Тюрин. Современные проблемы нано- и микротвердости твердых тел. Тамбов.: Изд-во ТГУ им. Г.Р. Державина, 2000. 42 с.

# СПЕКАНИЕ КРЕМНЕЗЕМИСТОЙ КЕРАМИКИ С ВЫСОКОЙ ПОРИСТОСТЬЮ

Четверикова А.Г., Каныгина О.Н., Кулеева А.Х.

Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия

[KR-727@mail.ru](mailto:KR-727@mail.ru)

Доступ к водопроводной воде населения в Оренбургской области обеспечен не полностью; физический износ коммуникаций, оборудования и систем обеззараживания обостряет проблему дефицита питьевой воды. Очистные и обеззараживающие устройства на системах сельского водоснабжения, как правило, отсутствуют. Поэтому для обеспечения охраны окружающей среды, улучшения водоснабжения населения области актуальна задача создания керамических фильтров из местного сырья, в частности, кирпичных железосодержащих глин. Керамические фильтры должны сочетать высокую механическую прочность, фильтрующую способность, несложную технологию изготовления и низкую себестоимость.

Цель работы – получение фильтрующей керамики с высокой пористостью, удовлетворительной твердостью и термодинамической стабильностью твердофазного каркаса. Около 40% нерудных месторождений Оренбургской области относится к кирпичным глинам с высоким содержанием карбоната кальция  $\text{CaCO}_3$  (более 10% масс), природного порообразующего компонента. В предлагаемой работе проведены экспериментальные исследования взаимной связи объемной пористости с условиями спекания (вариацией температуры, времени спекания и скорости нагрева) и способами обогащения керамической массы. Определены доминирующие факторы, определяющие процессы формирования порового пространства и, в частности, открытой пористости.

На основании результатов химического состава глины в исходном состоянии (табл.) и рентгенофазовых составов прослежены основные химические реакции и фазовые превращения, определяющие конечные свойства фильтрующей керамики. В глине высоко содержание красящих оксидов  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ; по содержанию оксида алюминия, согласно ГОСТ 9169-75, глина относится к полукислым.

**Таблица** – Химический состав глины

п.п.п.	$\text{SiO}_2$	$\text{Fe}_2\text{O}_3$	$\text{TiO}_2$	$\text{Al}_2\text{O}_3$	$\text{CaO}$	$\text{MgO}$	$\text{Na}_2\text{O}$	$\text{K}_2\text{O}$	$\Sigma, \%$
9,61	57,46	4,90	0,53	11,00	8,21	2,93	2,04	3,04	99,72

Дифрактограммы образцов получены в медном излучении, идентификация фаз проведена по стандартным методикам, объемные доли составляющих фаз оценены по интегральной интенсивности. Исследуемая глина относится к сложным полиминеральным системам с низкосимметричными кристаллическими модификациями. Объемные доли аморфных составляющих не превышают 10%; половину составляет свободный кварц; а структурообразующего минерала каолинита - менее 10%.

Выбраны пути комплексной оптимизации внешних и внутренних параметров для создания технологии получения пористой керамики с высокими значениями открытой пористости и коэффициентами водопроницаемости.

Отработаны методы экспрессного определения необходимых функциональных характеристик для управления процессами порообразования в процессе технологического режима.

Компьютерное моделирование, проведенное по результатам экспериментальных исследований, будет способствовать прогнозированию свойств и даст возможность управлять пористостью фильтрующей кремнеземистой керамики.

# КИНЕТИКА СПЕКАНИЯ КОМПОЗИЦИОННОГО КЕРАМИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА СИСТЕМЫ КРЕМНЕЗЕМИСТАЯ МАССА+ SiC

Каныгина О.Н., Четверикова А.Г., Лазарев Д.А.

*Оренбургский государственный университет, г. Оренбург, Россия*

[KR-727@mail.ru](mailto:KR-727@mail.ru)

Изучены теплофизические процессы спекания, ответственные за формирование структуры композиционного керамического материала (ККМ) системы глина-SiC; возможность управления эволюцией структуры. В качестве исследуемых материалов выбрана полидисперсная ( $d < 600$  мкм) каолино-гидрослюдистая глина с химическим составом (масс.%): SiO<sub>2</sub> – 72.86; Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – 22.86; Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – 1.05; TiO<sub>2</sub> – 1.22; CaO – 0.48; MgO+K<sub>2</sub>O+Na<sub>2</sub>O – 1.53, а также частицы черного ( $d \approx 30$  мкм) и зеленого ( $d \approx 10$  мкм) карбидов кремния (технологические отходы) с различным содержанием метастабильных полиморфных модификаций.

SiC-частицы активируют процессы спекания ККМ и способствуют существенному повышению его прочности. Механизм активирования спекания кремнеземистой массы зелеными SiC-частицами заключается в организации заданной последовательности процессов: экзотермическая реакция полиморфных превращений → локальный разогрев ближайших слоев → образование жидкой фазы, способствующей фазовым превращениям в глинистой матрице.

Факторами, определяющими скорость прогрева керамики, являются ее теплопроводность, теплоемкость и температуропроводность, однако их значения для кремнеземистой массы полиминерального состава в процессе обжига теоретическому расчету не поддаются. В связи с этим измерены теплоемкости в режиме реального времени (в процессе спекания). Экспериментальные значения коэффициентов теплопроводности  $\lambda$  для кремнеземистой массы без частиц, с частицами черного и зеленого карбидов кремния практически одинаковы до температуры 600°C (начала эндотермического полиморфного превращения в SiO<sub>2</sub>), а затем начинают различаться. SiC-частицы повышают теплопроводность системы за счет эффекта аддитивности ( $\lambda_{SiC} \approx 50$  Вт/мК, усредненное значение для глины  $\lambda < 10$  Вт/мК). Интенсивные полиморфные превращения в зеленых SiC-частицах, повышая теплопроводность при высоких температурах, способствуют развитию процессов спекания. О различиях в структурной эволюции трех рассматриваемых систем свидетельствуют температурные зависимости удельной теплоемкости. Больше всего повышается внутренняя энергия в системе с черными частицами SiC. Самая термостабильная структура наблюдается в чистой глине.

Скорость изменения температуры в спекаемом образце зависит от соотношения теплопроводности среды и теплоемкости на единицу объема:

$$dT/dt = d[(\lambda/(\rho C_p) \cdot (dT/dx)]/dx.$$

При температурах выше 800°C скорость прогрева образцов, содержащих частицы зеленого карбида, в 2–3 раза выше, чем в образцах с частицами черного карбида или без них. Поэтому при одном и том же режиме спекания образуются различные по термодинамической стабильности, степени однородности и составу межфазных границ структуры. Эволюцией теплофизических параметров спекаемых систем определяются и параметры мезоструктуры твердой фазы и порового пространства. Следовательно, управляя интенсивностью фазовых превращений в системе кремнеземистая масса+SiC-частицы с помощью вариации внешних и внутренних параметров, можно образовать ряд ККМ с заданными свойствами.

## ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЕ УГЛЕРОДА ПРИ ХОЛОДНОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ ФЕРРИТОПЕРЛИТНОЙ СТАЛИ

Мойсейчик Е.А.

БНТУ, г. Минск, Беларусь, [emoisseitchik@mail.ru](mailto:emoisseitchik@mail.ru)

Холодная деформация стальных образцов и элементов сопровождается значительными изменениями в их внутреннем строении [1,2].

Целью настоящей работы является экспериментальное исследование распределения углерода на участках с различными величинами деформации образца из низкоуглеродистой стали.

Использовались плоские образцы квадратного сечения 3x3мм с длиной рабочей части 56мм из листового проката из стали Ст3сп(ГОСТ 380-2005), которые испытывались на растяжение по методике ГОСТ 1497-84 на машине "Instron 1195". Элементный состав стали образцов: С – (0,15-0,21) %, Mn – (0,45-0,50) %, Ni – (0,02-0,11)%, Cr – (0,06-0,26)%, Si – (0,24-0,26)%, Fe – основа. Исследование элементного состава проводили на аттестованном атомно-эмиссионном спектрометре «ЭМАС-200Д». Анализ на углерод проводили на экспресс-анализаторе АН 7529. Изменения структуры при деформировании до разрушения выявляли с использованием светового микроскопа "MeF-3" по ГОСТ 8233-56. Исследование морфологии образцов проводили на сканирующем электронном микроскопе высокого разрешения "Mira" фирмы "Tescan". Исследование элементного состава выполнялось микрорентгеноспектральным анализатором «INCA 350». Микроструктура образца до деформирования ферритно-перлитная со строчечной полосчатостью 1 балла по шкале Б; в зоне разрыва 0,1 мм от края разрыва) – строчечная феррито-перлитная, полосчатость 4 балла по шкале Б с вытянутыми вдоль линии разрыва зернами. Элементный состав после испытания исследовали на недеформированном и деформированном участках поверхности образца: в точках, расположенных у излома и в различных промежуточных точках между изломом и захватами машины. Анализ спектрограмм подтверждает предположение о заметном увеличении углерода с ростом деформации.

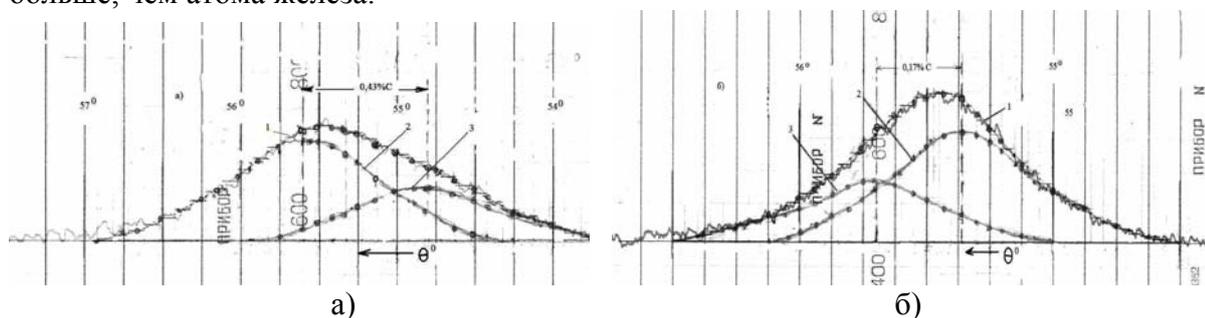
Получено, что наиболее интенсивный рост концентрации углерода происходит в пределах шейки. При этом в зоне излома содержание углерода превышает содержание углерода в средней части образца примерно на 17–21%. В средней части излома содержание углерода примерно в 2 раза выше, чем в приповерхностных участках. Сужение рабочей части образца составило 12–17%. Анализ показал, что к повышению концентрации углерода в шейке приводит рост доли перлитно-ферритной составляющей в поперечных сечениях с увеличением деформации. Концентрация углерода в ферритных составляющих стали примерно одинакова на всех участках образца и значительно ниже его содержания на перлитно-ферритных участках. В процессе деформации образуются полосы локализованных сдвигов, плотность которых растет с увеличением относительной деформации материала. Полосы расположены под углом 40-50° относительно направления усилия. При этом полосы сдвига пересекают и деформируют перлитно-ферритные образования. В результате такой «переработки» перлитно-ферритные участки становятся вытянутыми и ориентированными по направлению деформационного потока. Расстояние между перлитно-ферритными составляющими уменьшается. При деформировании образца в его теле образуются и развиваются поры и полости. Расположены они в ферритных составляющих, на пограничных с перлитными компонентами участках и имеют преимущественно вытянутую по направлению деформационного потока форму. Отдельные поры расположены в перлитно-ферритных зернах. Повышения содержания углерода на поверхностях пор примененными приборами не зафиксировано.

# НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫЙ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫЙ МАРТЕНСИТ ТЕПЛОСТОЙКИХ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ.

Кремнёв Л.С.

Московский Государственный Технологический Университет, Москва, Россия,  
[KremnevLS@yandex.ru](mailto:KremnevLS@yandex.ru)

Как известно [1], тетрагональность мартенсита сталей, определяемая отношением периодов его кристаллической решётки  $c/a > 1$ , пропорциональна концентрации в нём углерода. Однако, экспериментально определить значения  $c$  и  $a$  возможно для мартенсита с концентрацией углерода не менее  $\sim 0,6\%$ , т.к. в противном случае компоненты мартенситного дублета на рентгенограмме сливаются. В [2] разработан метод, позволяющий выделить и рассчитать параметры  $c$  и  $a$  мартенсита с небольшим содержанием углерода по асимметрии формы рефлексов отражения относительно оси их симметрии (Рис.1). В [2] доказано, что при совпадении сумм ординат составляющих дублета с профилем экспериментальной линии отражения полученное разделение дублета (рис.) является единственно возможным. Такое совпадение свидетельствует также об отсутствии двухфазного распада мартенсита при закалке стали. Определяли содержание углерода (с погрешностью  $\pm 10\%$ ) в мартенсите сплава, химический состав которого (0,47%С, 7,80%W, 3,91%Cr) близок к составу мартенсита закалённой стали Р18. Концентрация углерода в мартенсите сплава после его закалки от  $1290^{\circ}\text{C}$  с охлаждением в солёной воде (Рис.1а.) и последующего отпуска  $560^{\circ}\text{C}$  1 час, 3р., (Рис.1б) составила 0,43 и 0,17% соответственно. Обращает внимание то, что в первом случае межплоскостное расстояние  $d_{(211)(121)}$  меньше, чем  $d_{(112)}$ , тогда как в отпущенном, низкоуглеродистом мартенсите это соотношение изменяется на обратное. Нетрудно показать, что вследствие этого тетрагональность мартенсита закалённого сплава  $c/a > 1$  и равна 1,020, а отпущенного мартенсита  $c/a < 1$  и составляет 0,992. Обратная тетрагональность мартенсита характерна, как оказалось, для отпущенных быстрорежущих сталей Р18, Р6М5 и др., а также для закалённых штамповых сталей для горячего деформирования, например, 3Х2В8Ф, 2Х6В8М2К5 ( $c/a = 0,995$  и  $0,993$ ). Общим для мартенсита всех этих сталей является то, что у него  $W/C(\text{ат.}) \geq 1$ . Поэтому пониженная тетрагональность мартенсита возможно объясняется тем, что атом вольфрама, сильного карбидообразующего компонента, взаимодействуя с атомом углерода, уменьшает период решётки  $c$ ; при этом период  $a$  увеличивается, т.к. диаметр атома вольфрама на  $\sim 12\%$  больше, чем атома железа.



**Рис.1.** Рентгенограммы матричного сплава стали Р18: а) закалка  $1290^{\circ}\text{C}$ , б) отпуск  $560^{\circ}\text{C}$ , 1ч.х3  
1 – экспериментальная линия слившегося дублета (211)(121) - (112),  
2 – составляющая дублета (211)(121), 3 – составляющая дублета (112)

1. Г.В.Курдюмов, Л.М.Утевский, Р.И.Энтин Превращения в железе и стали, М.,Наука 1977
2. Кремнев Л.С., Адашкин А.М., Боголюбов А.В. . Заводская лаборатория 1971, № 9

# РОЛЬ ВНЕШНИХ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ В СИЛЬНОДЕФОРМИРОВАННЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ

Столяров В.В.

*Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва,  
[vlstol@mail.ru](mailto:vlstol@mail.ru)*

Многие физико-механические свойства сплавов являются структурно-чувствительными и потому зависимыми от различных по природе внешних воздействий: температуры, деформации, напряжения. В работе рассматривается роль пластической деформации в условиях импульсного тока в комбинации с ультразвуковой обработкой (УЗО) или ионной имплантацией (ИИ).

Исследованы сплав с памятью формы TiNi и ( $\alpha+\beta$ )-сплав ВТ6. Для сравнения приводятся результаты для титана ВТ1-0. Электропластическая прокатка (ЭПП) выполнена на полосах и прутках сечением около 20 мм<sup>2</sup> в интервале деформаций  $e = 0.2-2.5$  при наложении импульсного тока плотностью  $\geq 50$  А/мм<sup>2</sup> и длительностью импульса 10<sup>-4</sup>с. Последующая УЗО проводилась с частотой 20 кГц, амплитудой 0.5–50 мкм и статическим усилием от 50 до 150 Н. Для ИИ применялись ионы Ti и Ni с дозой 2x10<sup>17</sup> ион/см<sup>2</sup>. Влияние ЭПП на деформируемость оценивалось по достижению максимальной степени деформации до разрушения при прокатке, а проявление электропластического эффекта – при растяжении образцов с током.

Введение импульсного тока для всех сплавов повышает технологическую пластичность в 2–5 раз по сравнению с холодной прокаткой без существенного теплового разогрева заготовки. Эффект тока тем выше, чем ниже пластичность исходного сплава, что позволяет достичь высоких степеней деформации ( $e \geq 2$ ) и сформировать сильно фрагментированную микроструктуру. Использование последующей электроимпульсной обработки или отжига приводит к созданию объемной субмикро- или нанокристаллической микроструктуры, размер зерен в которой определяется режимами деформации, тока и отжига. Анализ деформационного поведения при растяжении с током свидетельствует о наличии скачков напряжения, связанных с фазовым превращением (TiNi).

Установлено, что дополнительные внешние воздействия на образцы после ЭПП, измельчают структуру до наноразмерной области (УЗО, рис.1а) и формируют фазовый состав в поверхностном слое, отличный от основы (ИИ, рис.1б).

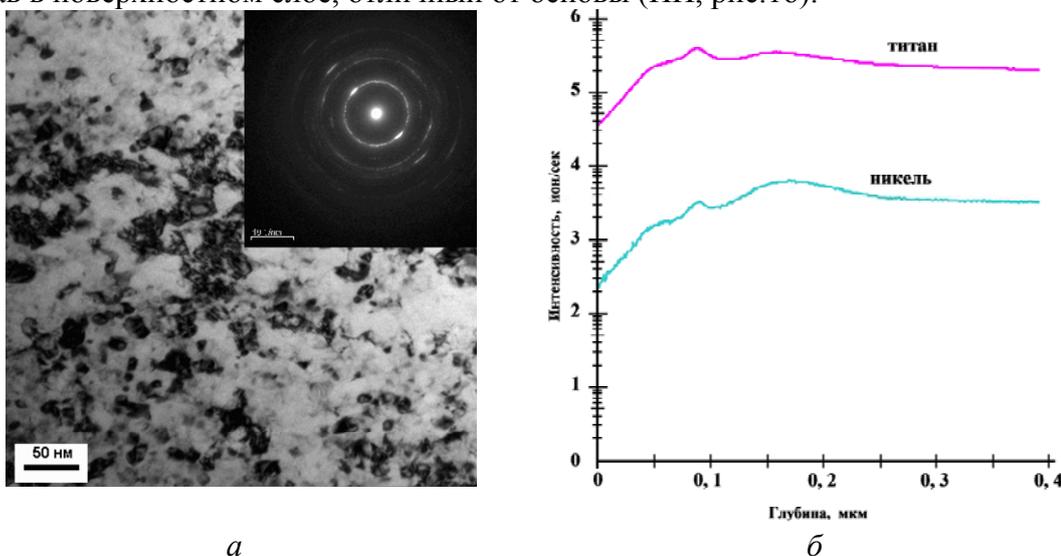


Рис.1. Структура и распределение элементов в TiNi после УЗО (а) и ИИ (б)

В результате появляется возможность создания градиентных по структуре и фазовому составу сплавов с отличающимися свойствами поверхности и объема образца. Методом ВИМС в TiNi сплаве демонстрируется, что ИИ титаном является более эффективным упрочняющим воздействием по сравнению с имплантацией никелем.

## **ДИСЛОКАЦИОННАЯ МОДЕЛЬ СТАЦИОНАРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ТЕЛ И ЕЁ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ПРОВЕРКА**

**Мышляев М. М.**

*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН*

*Институт физики твёрдого тела РАН*

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

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. 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.

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.

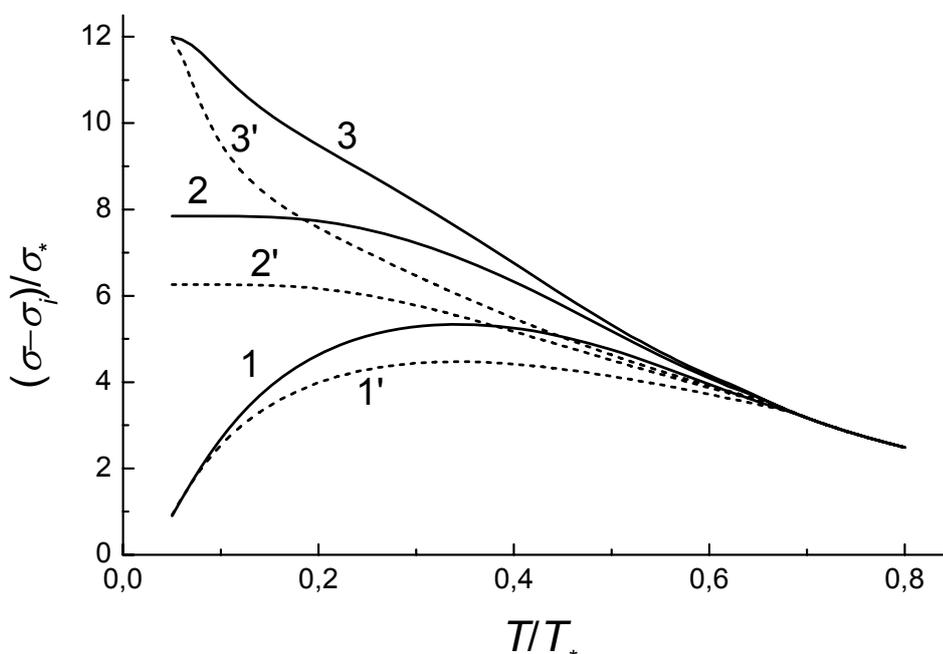
Полученные результаты подтверждают изложенную выше модель стационарной ползучести.

# УПРОЧНЕНИЕ КРИСТАЛЛОВ ПОСРЕДСТВОМ ИММОБИЛИЗАЦИИ ДИСЛОКАЦИЙ ПОДВИЖНЫМИ ПРИМЕСЯМИ

Петухов Б.В.

Институт кристаллографии РАН, Москва, Россия,  
[petukhov@ns.crys.ras.ru](mailto:petukhov@ns.crys.ras.ru)

Развита теория, описывающая влияние примесей на закономерности пластической деформации кристаллов эффектом динамического старения дислокаций. Теория представляет собой синтез двух моделей, одна из которых описывает кинетику иммобилизации индивидуальных дислокаций за счет увлечения примесей [1], вторая описывает коллективную динамику дислокационного ансамбля (см. например [2]). Предлагаемая объединенная модель позволяет рассчитывать концентрационную и температурную зависимости вклада примесных атомов в деформирующее напряжение. Теория объясняет аномальную температурную зависимость предела текучести (см, рисунок) экспериментально наблюдаемую в ряде материалов.



**Рис. 3.** Нормальная и аномальная температурные зависимости деформирующего напряжения, следующие из расчета для различных соотношений материальных параметров (сплошные кривые – по модели Джонстона-Гилмана, штриховые - по модели Александра-Хаазена).

## Список литературы

1. Петухов Б. В. Динамическое старение дислокаций в материалах с высоким кристаллическим рельефом: конкуренция диффузии и увлечения примесей. Кристаллография. 2009. Т. 54. В 1. СС. 68–74.
2. U. Messerschmidt. Dislocation Dynamics During Plastic Deformation. Springer Series in materials science (Eds: R.Hull C. Jagadish R.M. Osgood, Jr. J. Parisi Z.Wang H.Warlimont). Heidelberg, Dordrecht, London, New York. 2010.

## ПАТЕНТЫ НА СЭ СПЛАВЫ С ПФ

Муслов С.А., Андреев В.В., Бондарев А.Б., Сухочев П.Ю.

ГОУ ВПО МГМСУ, ЗАО “Промышленный центр МАТЕКС”,  
МГТУ ГА, г. Москва, РФ  
[muslov@mail.ru](mailto:muslov@mail.ru), [mateks@mateks.ru](mailto:mateks@mateks.ru)

Создание Научной электронной библиотеки eSM@ “Применение сверхэластичных сплавов с памятью формы в науке, технике и медицине” позволило установить следующие закономерности в географии и хронологии выдачи патентов на СЭ сплавы с ПФ, изделия и устройства из них (рис. 1, 2).

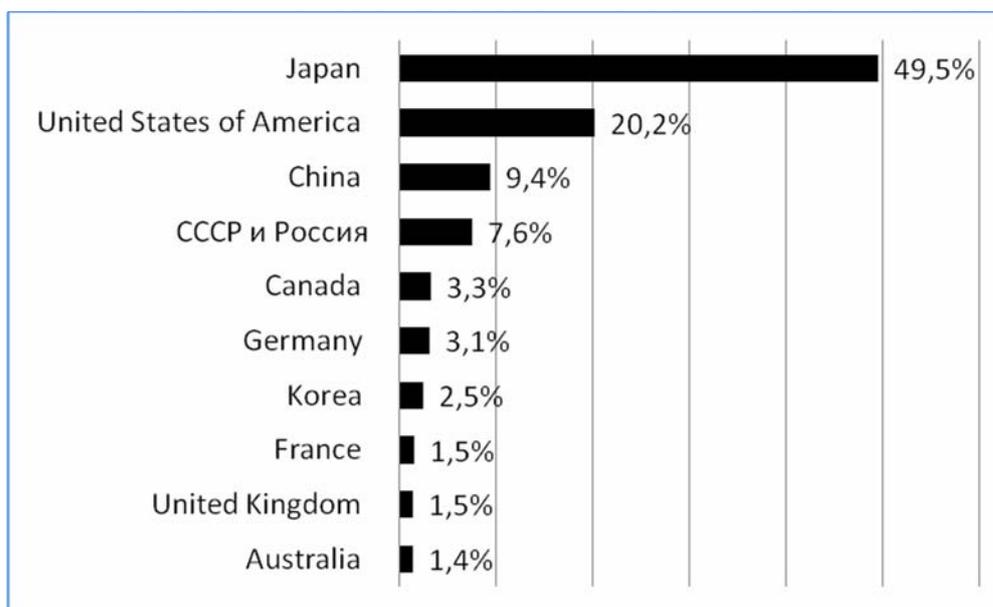


Рис. 1. Доля ведущих 10-и стран в общем числе патентов на СЭ сплавы с ПФ, изделия и устройства из них.

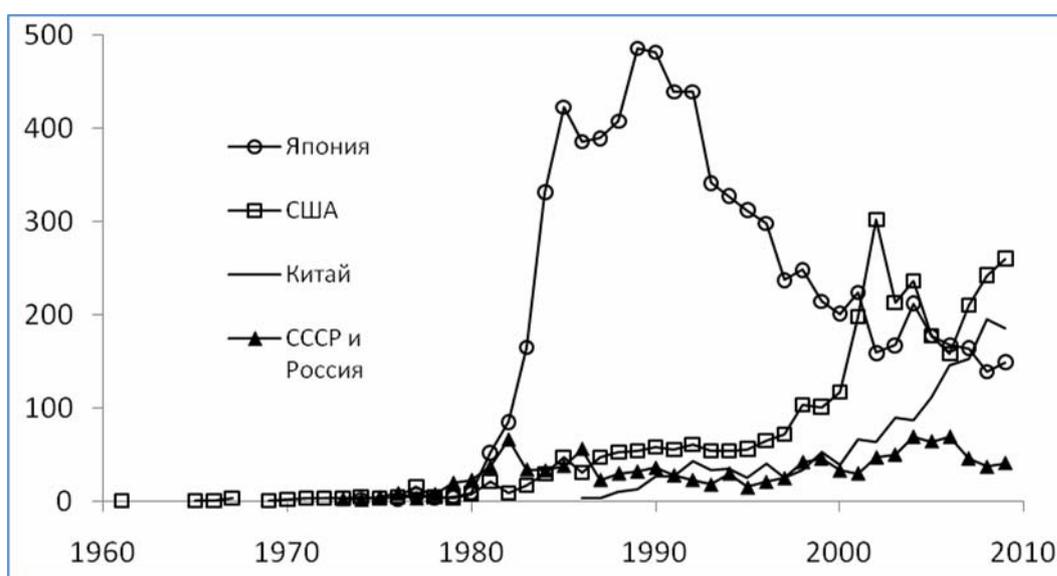


Рис.2. Динамика роста числа патентов на СЭ сплавы с ПФ, изделия и устройства из них в 4-х странах лидерах.

## ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ УПРОЧНЕНИЯ СТАРЕЮЩИХ КОМПЛЕКСНО-ЛЕГИРОВАННЫХ АЗОТСОДЕРЖАЩИХ СТАЛЕЙ

Капуткина Л.М., Свяжин А.Г., Прокошкина В.Г., Медведев М.Г., Бронз А.В.

*НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия,*

Применение высокоазотистых сплавов, в которых азот используют в качестве легирующего элемента, представляет собой сравнительно новое направление в металлочеловечении. Азотсодержащие стали – это, как правило, легированные и высоколегированные стали, обычно с повышенным содержанием хрома и других нитридообразующих элементов.

Легирование сталей азотом позволяет добиться комплекса высокой прочности, ударной вязкости и коррозионной стойкости. Азот не является дефицитным элементом и его введение в сталь в небольших количествах (до 0,4 %) позволяет экономить дорогостоящие элементы, например Ni.

Специфическое влияние азота в отдельности, а также в совокупности с другими элементами, например медью или серебром, определяет возможность применения того или иного сплава для промышленных целей, обладающего, помимо высокого уровня механических и технологических свойств, специальными свойствами (например, антиадезивная устойчивость по отношению к коррозионно-активным микроорганизмам, бактерицидность).

Исследования проводили методами металлографии, рентгенографии, дифференциальной сканирующей калориметрии, а также с помощью измерения твердости и построения диаграмм фазовых равновесий. Стали были в литом, термообработанном и деформированном состоянии. В работе изучали влияние совместного дополнительного легирования азотом от 0,02 до 0,27 %, и медью (2,5 % и 5 %) и серебром (0,1%) на структуру и свойства хромоникелевых нержавеющей сталей для получения новых специальных свойств и расширения области применения таких сталей. Также проведено исследование процессов старения при температурах 400–550 °С, поскольку это представляет интерес с точки зрения возможности дополнительного повышения конструктивной прочности материала.

О том, что действительно происходит старение, свидетельствуют рентгенографические исследования. Уменьшению периода решетки на 0,0014 Å для стали X19N10D2MФАГС соответствует количество [C+N], выделившееся в карбонитриды и нитриды, равное 0,23 %. Тепловой эффект при таком превращении равен 0,5522 Дж/г. Для стали с серебром тепловому эффекту 0,5746 Дж/г соответствует изменение периода 0,0010 Å и выделение в избыточные фазы 0,15% [C+N].

Снижение теплового эффекта наблюдается в следующем порядке: X18N10+Ag+N, X19N10D2MФАГС, X18N10D5MФАГС, X18N10+N, X18N10D5MФГС. Увеличение температуры начала превращения можно расположить в следующем порядке: X18N10+Ag+N, X18N10D5MФАГС, X18N10D5MФГС, X19N10D2MФАГС, X18N10+N.

Оценки дисперсионного упрочнения по результатам измерения твердости дали следующие результаты: наибольшую твердость после старения имеет сталь, содержащая медь и азот ( $\approx 270$  HV). В простой X18N10 в результате нагрева под закалку уровень твердости снизился и после старения, поскольку нечему было стариться, практически не изменился ( $\approx 130$  HV). В остальных сталях уровень твердости также немного вырос. Хотя сам эффект упрочнения практически полностью реализуется уже после закалки, но его можно наблюдать и после старения (твердость азотсодержащих сталей увеличивается приблизительно на 5–10 HV).

## ОСОБЕННОСТИ СТРОЕНИЯ И СВОЙСТВА МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ АЗОТОМ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ, ЗАКАЛИВАЕМЫХ НА МАРТЕНСИТ

Капуткина Л.М., Свяжин А.Г., Прокошкина В.Г., Медведев М.Г.,  
Хадеев Г.Е.

*НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия*  
[klm@tmo.misis.ru](mailto:klm@tmo.misis.ru)

Методами металлографического, рентгеноструктурного и калориметрического анализов, измерения твердости, построения и анализа диаграмм фазового состояния исследованы особенности структуры и свойств закаленных от различных температур, а также деформированных микролегированных азотом конструкционных сталей 35ХНМАФ, 40ХНМАФ, 50ХНМАФ.

В процессе термической и термомеханической обработок происходит изменение фазового состава и структуры, зависящее от исходного состава сталей и режимов обработки. Микролегирование конструкционных сталей азотом приводит к усложнению фазовых превращений и требует более тщательного выбора температур термической и термомеханической обработки. Температуры нагрева под закалку и высокотемпературную термомеханическую обработку (ВТМО) могут быть несколько выше, чем для безазотистых сталей. Небольшое количество нерастворившихся карбонитридов способствует сохранению мелкого зерна и проявлению наследственности исходно литой структуры.

Определены режимы термической и термомеханической обработки, обеспечивающие получение высокопрочного состояния. Изучены механические и специальные свойства после различных вариантов обработок. Показана эффективность применения ВТМО и микролегирования сталей азотом для повышения сопротивления деформации и разрушению после закалки и отпуска.

После ВТМО и заключительного низкотемпературного отпуска исследованные азотсодержащие стали обладают высокой реализуемой прочностью, вязкостью и достаточной для конструкционного материала пластичностью. Уровень прочности исследованных конструкционных азотсодержащих сталей после ВТМО на 300 – 500 МПа выше, чем у безазотистых аналогов.

Исследованные азотсодержащие конструкционные стали, подвергнутые ВТМО по выбранным режимам, в отпущенном состоянии могут быть рекомендованы в качестве высокопрочных, износостойких, а также стойких к ударно-волновому нагружению (в качестве защитных материалов).

## РЕАЛИЗАЦИЯ АНОМАЛЬНО ВЫСОКОЙ ОБРАТИМОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВАХ Ti–Ni С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Рыклина Е.П., Прокошкин С.Д., Крейцберг А.Ю., Чернавина А.А.

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
Москва, Россия,  
[ryklina@tmo.misis.ru](mailto:ryklina@tmo.misis.ru)*

Изучено влияние исходной структуры аустенита (наносубзеренной, нанокристаллической, субмикрокристаллической и рекристаллизованной), фазы, выделяющейся при старении и параметров внешних воздействий при наведении эффекта памяти формы (ЭПФ) и обратимого ЭПФ (ОЭПФ) на их реализацию в сплавах Ti–50,0 ат.%Ni и Ti–50,7 ат.%Ni. Сплавы подвергали НТМО волочением с умеренной деформацией ( $e = 0.3$ ) и интенсивной пластической деформации (ИПД) прокаткой ( $e = 1.55$ ). Последеформационный отжиг (ПДО) проводили в диапазоне температур 250–600°C в течение 30 мин – 10 ч. В качестве контрольной обработки (КО) служила закалка от 700°C (рекристаллизованное состояние аустенита). Наведение ЭПФ и ОЭПФ осуществляли по схеме деформации изгибом в состоянии В2-фазы с реализацией  $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$  превращения и последующим охлаждением в заневоленном состоянии. Величину полной наводимой деформации  $\varepsilon_t$  варьировали в интервале 10 – 18%. Определяли деформацию упругой отдачи  $\varepsilon_{el}$ , остаточную деформацию  $\varepsilon_f$ , обратимую деформацию ЭПФ  $\varepsilon_r$  и ОЭПФ  $\varepsilon_{TW}$ . Исследовали влияние величины  $\varepsilon_f$  на  $\varepsilon_{TW}$  при варьировании температуры нагрева в конце цикла наведения ЭПФ.

В сплаве Ti–50.7%Ni рентгенографически обнаружено выделение фазы  $Ti_3Ni_4$  в аустените с наносубзеренной и нанокристаллической структурой при отжиге после умеренной и интенсивной деформации соответственно.

Закономерности изменения параметров ЭПФ и ОЭПФ в нано- и субмикрокристаллическом сплаве Ti–50.7%Ni после ИПД и полигонизованном (наносубзеренном) после обычной НТМО различны: в нано- и субмикрокристаллическом сплаве практически отсутствует упругая отдача при разгрузке до  $\varepsilon_t = 8.5\%$ , в то время как в она всегда присутствует в сплаве, полигонизованном после обычной НТМО, и минимальна при  $\varepsilon_t = 15\%$ . Наибольшую величину  $\varepsilon_r = 16.6\%$  в сплаве Ti–50,7%Ni обеспечивает рекристаллизованная структура с мелким (1 – 5 мкм) зерном, полученная в результате ПДО при 600°C, 1 ч после НТМО с умеренной деформацией. Такая аномально высокая обратимая деформация, значительно превышающая ее кристаллографический ресурс для  $B2 \rightarrow B19'$  превращения, реализуется только в случае разгрузки при -196°C. Наибольшую величину обратимой деформации в сплаве Ti – 50,0%Ni ( $\varepsilon_r = 10.4\%$ ) обеспечивает смешанная структура (полигонизованная и рекристаллизованная) полученная в результате отжига при температуре 450°C, 30 мин. Наибольшую величину  $\varepsilon_{TW} = 4.5\%$  (Ti – 50,0%Ni) и 5.4% (Ti – 50,7%Ni) обеспечивает рекристаллизованная структура аустенита. Увеличение времени выдержки при 430°C с 20 мин до 10 ч сплава Ti – 50,7%Ni после НТМО с умеренной деформацией значительно улучшает параметры ЭПФ и ОЭПФ; в нано – и субмикрокристаллическом сплаве это влияние практически не выражено. Уменьшение остаточной деформации приводит к уменьшению  $\varepsilon_{TW}$ .

## ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ СТАРЕНИЯ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ НА Fe–Cr–Ni ОСНОВЕ

Мальцева Л.А., Шарапова В.А., Мальцева Т.В., Озерец Н.Н.,  
Левина А.В., Цаплина Е.М.

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

Старение после упрочняющей холодной пластической деформации – завершающая стадия обработки изделий, например упругих элементов, изготовленных из метастабильных аустенитных сталей на Fe–Cr–Ni основе. Хотелось бы отметить, что эту стадию, окончательной упрочняющей обработки исследуемых сталей можно проводить на готовых изделиях, что значительно упрощает технологию изготовления детали. С использованием методов дилатометрии, резистометрии, дифференциально-сканирующего анализа, электронной микроскопии, микрорентгеноспектрального анализа и рентгенографии были изучены процессы, протекающие при старении в холодно-деформированных метастабильных сталях. Все исследуемые стали были практически безуглеродистые на железохромоникелевой основе, дополнительно легированные молибденом, титаном и алюминием, отличились незначительным колебанием (в пределах марочного состава) по основным легирующим элементам и изменяющимся содержанием кобальта в сторону увеличения от 0 % до 0,8 % и 5,0 %.

Предварительная обработка для всех сталей – закалка от 1000°C в воду. Микроструктура закаленной стали, полученная методами оптической металлографии, состоит практически из 100% аустенита, представляющего собой типично полигональную структуру с большим числом двойников отжига, что характерно для аустенита с низкой энергией дефекта упаковки. Максимальное количество  $\delta$ -феррита во всех закаленных исследуемых сталях не превышало 2 %.

Пластическая деформация волочением с суммарной степенью обжатия до 90% закаленных сталей приводит к существенному возрастанию их прочностных свойств. Последеформационный нагрев исследуемых сталей приводит к дополнительному росту прочностных и упругих свойств. Максимальный прирост  $\sigma_b$ ,  $\sigma_{0,2}$  и  $\sigma_{0,03}$  достигался в температурном интервале 400-500°C независимо от степени предварительной деформации. Как показали электронно-микроструктурные исследования, этот прирост вызван равномерным выделением по всему объему мартенсита деформации дисперсной интерметаллидной фазы. После длительного старения количество выделений значительно возросло и размер их увеличился. Зависимость твердости от температуры старения коррелирует с изменением электросопротивления и соответствует структурным превращениям на ранних стадиях распада мартенсита деформации в метастабильных аустенитных сталях. Старение деформированных образцов исследуемых сталей показало, что в основных чертах резистометрические, дилатометрические и тепловые эффекты, вызываемые процессами распада пересыщенного ОЦК – твердого раствора исследуемых сталей в температурном интервале  $\approx 200 - 450^\circ\text{C}$  совпадают. Выше 450-500 °C происходит рост электросопротивления во всех исследуемых сталях, что связано с процессами перестаривания мартенсита деформации, приводящими к перераспределению легирующих элементов и последующему  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращению.

Установление в работе закономерностей структурных превращений на ранних стадиях старения и влияние на них состава стали дает возможность корректировать режимы ее термической обработки.

# РАСЧЕТ ПРОЧНОСТИ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СОЕДИНЕНИЙ РАЗЛИЧНЫХ ТИПОВ В ГЦК СТРУКТУРЕ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ПРИЛОЖЕННОГО НАПРЯЖЕНИЯ

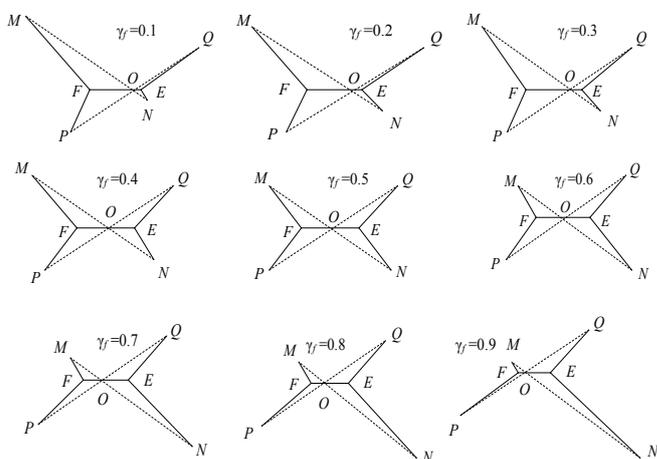
Куринная Р. И., Зголич М. В., Старенченко В. А.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия  
[zgolich@sibmail.com](mailto:zgolich@sibmail.com)

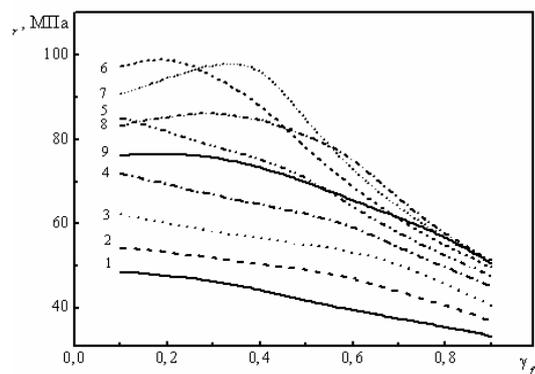
В работе рассмотрено поведение дислокационного соединения под действием приложенного напряжения [1]. Приложенное напряжение  $\tau$  действует на сегменты реагирующих дислокаций  $QO$ ,  $OP$  и  $NO$ ,  $OM$  (рис.1). Условно реагирующие дислокации поделены на 10 частей. При этом пересечения реагирующих дислокаций рассматривались в зависимости от отношения длин сегментов  $\gamma_g = QO/QP$  скользящей дислокации и отношения длин сегментов  $\gamma_f = NO/NM$  дислокации леса ( $O$  – точка пересечения дислокаций). Для каждого фиксированного значения параметра  $\gamma_g = QO/QP$  были рассмотрены девять отношений  $\gamma_f = NO/NM$  дислокации леса.

На рис.1 представлены схемы дислокационных конфигураций, в случае фиксированного значения отношения длин сегментов скользящей дислокации  $\gamma_g = 0.5$

На рис.2 представлена зависимость напряжения разрушения  $\tau_r(\gamma_f)$  от геометрии пересечения реагирующих дислокаций. Расчеты проведены для дислокационной реакции:  $\overline{BA}, d + \overline{AD}, c = \overline{BD}, c$ . Ось деформации  $[100]$ , плотность дислокаций  $\rho = 10^{13} \text{ м}^{-2}$ ,  $G = 5,46 \cdot 10^4$  МПа, модуль вектора Бюргерса –  $b = 2,5 \cdot 10^{-10}$  м. Угол наклона реагирующей скользящей дислокации к линии пересечения взаимодействующих плоскостей  $\alpha = 40^\circ$ . Угол наклона реагирующей дислокации леса к линии пересечения взаимодействующих плоскостей  $\phi = 20^\circ$ . Дислокации считаем не гибкими.



**Рис.1.** Схемы дислокационных конфигураций, образованных при фиксированном параметре пересечения скользящей дислокации  $\gamma_g = QO/QP = 0.5$ , отношение сегментов дислокации леса  $\gamma_f = NO/NM$  варьируется от 0.1 до 0.9



**Рис.2** Зависимость напряжения разрушения  $\tau_r(\gamma_f)$  от геометрии пересечения реагирующих дислокаций ( $\gamma_f = NO/NM$ ). Кривая 1 соответствует значению параметра  $\gamma_g = QO/PQ = 0.1$ , кривая 2 –  $\gamma_g = 0.2$ , ..., кривая 9 –  $\gamma_g = 0.9$ .

Расчеты показали, что наиболее прочными являются соединения образованные при малых значениях параметра  $\gamma_f = NO/NM$  ( $\gamma_f = 0.1 \div 0.2$ ). Наиболее вероятным механизмом разрушения, при заданных начальных значениях параметров данной реак-

ции, является возможность одного из сегментов, под действием приложенного напряжения, заработать как источник Франка–Рида(61%) [1].

#### Список литературы

1. Старенченко В.А., Зголич М.В., Куринная Р.И.// Изв. Вузов Физика. –2009. – №3. – С.25–30.

## РОЛЬ ТОКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ В ФОРМИРОВАНИИ ГРАДИЕНТОВ ПАРАМЕТРОВ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

**Коваленко В.В., Громов В.Е.**

*Сибирский государственный индустриальный университет,  
Новокузнецк, Россия  
[vikt.kowalenco@yandex.ru](mailto:vikt.kowalenco@yandex.ru)*

Градиентные структуры появились еще в глубокой древности на заре эры металлов и получили свое интенсивное развитие в XIX–XX веках.

Градиент структуры рассмотрен на нескольких структурно-масштабных уровнях: уровне зерна, кристаллов аустенита и мартенсита, дефектной субструктуры кристаллов мартенсита и частиц карбидной фазы.

Анализ проведенных результатов показывает, что усталостные испытания аустенитной стали сопровождаются формированием в материале градиентной структуры, характеризующейся закономерными изменениями с увеличением расстояния до поверхности разрушения средних продольных и поперечных размеров зерен, коэффициента их анизотропии и угла рассеяния вектора структурной текстуры, как в среднем по ансамблю зерен, так и для каждого из выявленных типов зерен (высокоанизотропных, среднеанизотропных и изотропных).

Токковое воздействие характеризуется многофакторным проявлением при усталости и одновременным протеканием, во-первых, собирательной рекристаллизации (макроуровень), во-вторых, перестройки двойниковой и дислокационной субструктур (мезоуровень) и, в-третьих, распада твердого раствора с выделением когерентных частиц карбида титана (микро- и наноуровень). Все это, несомненно, отражается на изменении сформировавшихся градиентов параметров тонкой и дефектной субструктуры. Электростимулирование не изменяет места зарождения трещин, но тормозит как их зарождение, так и распространение.

Анализ сравнения изменения параметров тонкой и дефектной субструктуры при обычных испытаниях до разрушения и с промежуточным электростимулированием свидетельствует о том, что токовая обработка способствует более плавному переходу функций  $\rho(x)$  с «плюса» на «минус», уменьшению ее градиента. При этом сдвига экстремума по оси  $x$  нет; расстояние 100 мкм является некой «особой» точкой проявления не менее двух механизмов действия тока требует дополнительного исследования и анализа. Токковая обработка уменьшает значение максимумов  $\rho(x)$  и вторых производных  $\rho''(x)$ , которые, как известно, определяют выпуклость (кривизну) функций. Это дает основание утверждать, что уменьшение градиентов функций  $\rho(x)$  способствует повышению усталостной долговечности.

## СУБМИКРО - НАНОМАСШТАБНЫЙ УРОВЕНЬ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ

**Коваленко В.В., Громов В.Е.**

*Сибирский государственный индустриальный университет*

*Новокузнецк, Россия*

[vikt.kowalenko@yandex.ru](mailto:vikt.kowalenko@yandex.ru)

Новейшие методы электронной микроскопии и локального рентгеновского анализа, включая метод прямого разрешения кристаллической решетки, а также специально развитые ядерно-физические методы (электронная спектроскопия и вторичная ионная масс-спектроскопия) позволяют детально описывать градиентные структуры, как протяженные, так и субмикронные. В зависимости от масштаба, на котором реализуются переменные параметры (макро-, мезо- или микрообъемы), градиентные структуры подразделяются на протяженные (от миллиметров и более), локализованные (около сотен нанометров) и субмикроскопические (несколько нанометров).

Субмикро-и наномасштабный (до 100 нм) уровень формирования градиента структуры и фазового состава наиболее ярко проявляется на атомарном уровне и связан с перемещением атомов легирующих элементов в процессе термомеханического воздействия на материал. Рассмотрим этот масштабный уровень градиента на примере преобразования структуры цементита при пластической деформации пластинчатого перлита. В литературе преимущественно обсуждаются два механизма разрушения пластин цементита перлитных колоний при деформации.

Первый из них заключается в перерезании пластин движущимися дислокациями и выносом ими атомов углерода в феррит в поле напряжений дислокаций. Вторым механизмом является вытягивание в процессе пластической деформации дислокациями атомов углерода из решетки карбидной фазы с образованием атмосфер Коттрелла вследствие заметной разницы средней энергии связи атомов углерода с дислокациями (0,6 эВ) и с атомами железа в решетке цементита (0,4 эВ). Диффузия углерода протекает в поле напряжений, создаваемом дислокационной субструктурой, которая формируется вокруг пластины цементита.

Проиллюстрируем данные представления на примере преобразования структурно-фазового состояния стали 9ХФ после деформации холодным прокатом.

Как показали электронно-микроскопические исследования, процесс разрушения пластин цементита перлитной колонии состоит из нескольких этапов и завершается формированием фрагментированной структуры  $\alpha$ -фазы. Скользящие дислокации измельчают остатки пластин цементита и выносят их в объем вторичных фрагментов. На границах фрагментов резко возрастает плотность дислокаций.

Таким образом, процесс разрушения пластин цементита в стали 9ХФ, деформированной холодной прокаткой, сопровождается переносом атомов углерода из пластин цементита в ядрах скользящих дислокаций с последующим формированием в объеме феррита наноразмерных частиц цементита, разрезанием пластин и перемещением отдельных частиц цементита по механизму Гегузина-Кривоглаза в полях внутренних напряжений. В первом случае в стали формируется градиент концентрации атомов углерода, во втором – градиент объемной доли частиц цементита. Оба градиента относятся к наноразмерному масштабу.

## ПРИМЕНЕНИЕ КЛАССИФИКАЦИИ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУР К СТАЛИ ПОСЛЕ ВНЕШНЕГО ЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

Козлов Э. В., Коваленко В. В.

*Сибирский государственный индустриальный университет,  
Новокузнецк, Россия  
[vikt.kowalenko@yandex.ru](mailto:vikt.kowalenko@yandex.ru)*

Совсем недавно обязательное требование однородности структуры (почти любого изделия независимо от условий эксплуатации и характера нагрузки) представлялось очевидным и обоснованным. Однако во многих случаях наличие градиентной структуры позволяет материалу приобрести новые, ранее неизвестные свойства. Термин «градиентные структуры» возник, когда началось интенсивное количественное изучение таких структур. Оно стало возможным благодаря развитию специальных методов дифракционной электронной микроскопии. Появились количественные данные электронных микроскопических измерений параметров материала, закономерно меняющихся в объеме и на поверхности.

В зависимости от характера изменения параметров материала градиентные структуры делятся на непрерывные (плавное, монотонное изменение параметров), дискретные (скачкообразное изменение параметров) или смешанные (оба случая одновременно).

Ярким примером формирования дискретного градиента являются структуры цементации стали. Сущность процесса цементации заключается, во-первых, в длительном тепловом воздействии и, во-вторых, в ускоренной диффузии углерода вглубь материала. При заданных режимах термообработки проникновение углерода наблюдалось на глубины от сотен микрометров и до 1 мм.

Исследования поперечного сечения образцов науглероженной стали, выполненные методами металлографии травленого шлифа, выявили, прежде всего, две основные зоны материала: 1) зону со значительным пересыщением по углероду – зона фронтальной диффузии (зона интенсивной, или реакционной, диффузии углерода) и 2) более протяженную зону, в которой концентрация углерода постепенно приближается к исходной, – зона объемной диффузии (зона термического влияния и слабой диффузии углерода). При более детальных исследованиях структурно-фазового состояния материала были выделены еще две зоны: 1) зона, в которой имеет место одновременно и реакционная, и объемная диффузия углерода, или, иначе говоря, промежуточная зона и 2) зона с сохранившейся исходной структурой перлита, которая присутствует в центральной части образца.

Таким образом, науглероживание стали 9ХФ сопровождается формированием градиентной структуры, характеризующейся закономерным изменением концентрации углерода и фазового состава стали по мере удаления от поверхности обработки. Зонное строение материала свидетельствует о том, что выявленные на данном масштабном уровне градиенты могут быть отнесены к дискретному типу, при котором параметр, характеризующий состояние материала (к примеру, фазовый состав и объемная доля фаз), изменяется скачком.

## ЗАКОНОМЕРНОСТИ ТЕРМОУПРУГИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ВЫСОКОПРОЧНЫХ [001]-МОНОКРИСТАЛЛАХ NiFeGaCo.

Панченко Е.Ю.<sup>1</sup>, Тимофеева Е.Е.<sup>1</sup>, Чумляков Ю.И.<sup>1</sup>, Казанцева Л.П.<sup>1</sup>, Канафьева А.С.<sup>1</sup>, Maier H.J.<sup>2</sup>.

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

<sup>2</sup>Lehrstuhl für Werkstoffkunde, University Paderborn, 33095, Paderborn, Germany, [panchenko@mail.tsu.ru](mailto:panchenko@mail.tsu.ru)

В данной работе на [001]-монокристаллах Ni<sub>49</sub>Fe<sub>18</sub>Ga<sub>27</sub>Co<sub>6</sub> (ат. %), в исходном состоянии после роста (I) и после термообработок: отжиг при 1373 К, 25 мин + при 673 К, 1 ч (II) и 4 ч (III) отжиг при 1373 К, 25 мин + при 823 К, 0,5 ч (IV) проведено исследование закономерностей развития термоупругих B2(L2<sub>1</sub>)-10M+14M-L1<sub>0</sub> мартенситных превращений (МП) под нагрузкой и изучена зависимость величины эффекта памяти формы (ЭПФ), циклической стабильности сверхэластичности (СЭ) от температуры испытания и параметров микроструктуры при деформации сжатием.

Установлено, что кристаллы после роста при комнатной температуре находятся в однофазном состоянии (L2<sub>1</sub>-фаза). После отжигов в монокристаллах формируется бимодальная структура: во-первых, выделяются крупные частицы  $\gamma$ -фазы в длину размером 5-10 мкм, во-вторых, мелкие частицы размером 20-50 нм после старения при 673 К (II и III) и до 300 нм после старения при 823 К (IV).

Выделение частиц приводит к изменению закономерностей развития МП при охлаждении/нагреве в монокристаллах Ni<sub>49</sub>Fe<sub>18</sub>Ga<sub>27</sub>Co<sub>6</sub>. Во-первых, температуры МП снижаются на 20÷30 К. Во-вторых, увеличиваются температурные интервалы прямого  $\Delta_1$  и обратного  $\Delta_2$  превращения в 2÷8 раз. После старения при 673 К, 1 и 4 ч. (II и III) монокристаллы характеризуются максимальными температурными интервалами превращения  $\Delta_1=18$  К,  $\Delta_2=20$  К и  $\Delta_1=33$  К,  $\Delta_2=30$  К и развитие МП сопровождается значительным накоплением обратимой энергии, которая превышает рассеяние энергии. Обратное МП начинается при  $A_s < M_s$  в условиях противодействующей химической движущей силы за счет упругой энергии, накопленной при прямом превращении. После роста (I) и отжига при 823 К (III) температура начала прямого превращения  $M_s$  меньше температуры начала обратного МП  $A_s$  ( $A_s > M_s$ ). Предложено термодинамическое описание развития термоупругих МП в структурно-неоднородных монокристаллах NiFeGaCo с различными параметрами микроструктуры.

Экспериментально показано, что в монокристаллах Ni<sub>49</sub>Fe<sub>18</sub>Ga<sub>27</sub>Co<sub>6</sub> за счет выбора ориентации вдоль [001] направления и отжигов при 673 К 1 час и 4 часа (II и III) можно получить высокопрочные состояния, которые характеризуется: 1) широким интервалом развития мартенситного превращения под нагрузкой,  $\Delta T=483$  К и  $\Delta T=420$  К; 2) большими обратимыми деформациями при реализации эффекта памяти формы (6,3÷7,1±0,3)%; 3) высоким пределом текучести мартенсита  $\sigma_{0,1}^{(M)}=1682\div 1630$  МПа; 4) широким интервалом развития СЭ  $\Delta T_{CЭ}=130$  К и  $\Delta T_{CЭ}=113$  К; 4) высокой циклической стабильностью при изотермических циклах «нагрузка-разгрузка» при комнатной температуре в условиях сверхэластичного поведения. Критические напряжения  $\sigma_{0,1}$  начала МП под нагрузкой  $\sigma_{0,1}=24(\pm 1)$  МПа (отжиг II) и  $\sigma_{0,1}=34(\pm 1)$  МПа (отжиг III) и величина СЭ  $\varepsilon_{CЭ}=5,5(\pm 0,5)\%$  (II),  $\varepsilon_{CЭ}=5,2(\pm 0,5)\%$  (III) с увеличением числа циклов до 100 не изменяются.

Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ 09-03-00103-а и 08-08-9152-ННИО\_а.

# СТРУКТУРНО-ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В НАНОВОЛОКНАХ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА $\text{Ni}_3\text{Al}$ С ВНЕДРЕННЫМИ ОДИНОЧНЫМИ ПЛАНАРНЫМИ ДЕФЕКТАМИ В ПРОЦЕССЕ ДЕФОРМАЦИИ РАСТЯЖЕНИЯ

Старостенков М.Д., Сеница Н.В., Яшин А.В., Мясниченко В.С.

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

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

Методом молекулярной динамики с использованием парных потенциальных функций Морза исследуются структурно-энергетические превращения, происходящие в нановолокне  $\text{Ni}_3\text{Al}$  при деформации растяжения в направлении  $\langle 001 \rangle$ , содержащего одиночные антифазные границы (АФГ).

Конструируется расчетный блок нановолокна  $\text{Ni}_3\text{Al}$  в виде прямоугольного параллелепипеда с квадратным основанием в плоскости (001) и осью нановолокна, соответствующей направлению  $\langle 001 \rangle$ . Размер расчетного блока равняется  $12 \times 12 \times 18$  элементарных ячеек ( $4,07 \times 4,07 \times 6,20$  нм<sup>3</sup>). Общее количество атомов составляет 10368. К границам расчетного блока прикладываются граничные условия: свободные в направлениях  $\langle 100 \rangle$ ,  $\langle 010 \rangle$  и жесткие в направлении  $\langle 001 \rangle$ . В направлении  $\langle 001 \rangle$  поочередно внедряются сдвиговая АФГ (далее САФГ) типа  $\frac{1}{2}\langle 110 \rangle \{100\}$ , термическая АФГ удаления битомного слоя (далее ТАФГ АВ), термическая АФГ удаления моноатомного слоя (далее ТАФГ АА).

Динамическая одноосная деформация растяжения моделируется посредством поступательного смещения всех атомов, составляющих жесткие границы, вдоль оси  $\langle 001 \rangle$  на 0,002 нм через 0,1 пс, что соответствует скорости деформации  $3,2 \cdot 10^9$  с<sup>-1</sup>. Компьютерный эксперимент выполнялся при температурах 10 К, 300 К и 1100 К.

В результате проведенных компьютерных экспериментов было получено, что общими элементами для всех типов нановолокон при исследуемых температурах является присутствие четырех стадий деформации: упругая, пластическая, течения и разрушения. Получено, что нелинейность линий тренда запасенной энергии от времени растяжения на стадии пластической деформации увеличивается с ростом температуры. В отличие от данных в идеальном модельном блоке, в нановолокнах, с внедренной САФГ  $\frac{1}{2}\langle 110 \rangle \{100\}$  в центре расчетного блока, сдвиг локализуется в одной из частей блока разделенной АФГ при температуре 10 К. При наличии ТАФГ АВ состоящей из двух плоскостей Ni-Ni в центре, сдвиги локализованы в каждой из частей нановолокна, относительно АФГ. Наличие ТАФГ АА состоящей из пары биатомных плоскостей приводит к тому, что первая стадия завершается аморфизацией зоны нанокристалла вблизи АФГ. С повышением температуры до 300 К картина структурной перестройки на первой фазе не претерпевает существенных изменений. При повышении температуры до 1100 К в конце первой стадии наблюдаются появление элементов аморфизации структуры. Стадия пластической деформации завершается течением с образованием шейки. При наличии САФГ  $\frac{1}{2}\langle 110 \rangle \{100\}$  шейка сохраняется в части блока между АФГ и захватом, в котором началась пластическая деформация. Аналогичная перестройка наблюдается во всех интервалах температур деформации в случае нанокристалла имеющего в центре АФГ Ni-Ni. При наличии ТАФГ АА, пластическая деформация локализуется в центре блока нанокристаллов (при температурах компьютерного эксперимента 10 К и 300 К), а при температуре 1100 К шейка может перемещаться в сторону одного из захватов. Характер разрушения блоков соответствует хрупкому разрушению при низких температурах, и вязкому при повышении температуры эксперимента.

## АТОМНЫЕ МЕХАНИЗМЫ ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА ТИПА ПОРЯДОК–БЕСПОРЯДОК В БИНАРНЫХ СПЛАВАХ

Дудник Е.А., Дудник Д.В.

*Рубцовский индустриальный институт (филиал) ГОУ ВПО «Алтайский государственный технический университет им.И.И.Ползунова», Рубцовск, Россия,*  
[evgdudnik@yandex.ru](mailto:evgdudnik@yandex.ru)

Создание новейших технологий сверхструктурного формирования сплавов на основе управления степенью атомного порядка является одним из перспективных направлений. Выявление закономерностей влияния различных факторов на процесс доминирования тех или иных атомных механизмов атомного упорядочения в сплавах актуально. Влияние на физико-механические свойства неупорядоченных твердых растворов, упорядочивающихся сплавов и интерметаллидов точечных дефектов, таких как вакансии, дефекты замещения, межузельные атомы, нарушающих атомный порядок, оказывается значительным. Однако, термофлуктуационный способ реконструирования кристалла воспринимается всей атомной системой. Учитывая, что в упорядочивающихся сплавах, в которых атомная система стремится к сохранению порядка, естественно рассматривать комплексы точечных дефектов и комбинации структурных превращений, как механизмы сверхструктурных превращений.

В настоящей работе методом компьютерного эксперимента исследуются термофлуктуационные атомные механизмы сверхструктурных превращений в упорядочивающихся сплавах и интерметаллидах в зависимости от температуры, степени упорядоченности кристалла и наличия линейных дефектов. Применение методов компьютерного эксперимента является эффективным и позволяет визуализировать динамику процессов, происходящих на различных масштабных уровнях, а также проводить расчеты определенных характеристик сплава. Исследование процессов, регулирующихся атомными механизмами, сложно осуществить с помощью натурального эксперимента, использование компьютерного моделирования поможет дополнить и уточнить исследования в этом направлении. В качестве модельных сплавов выбраны сплавы  $\text{Cu}_3\text{Au}$  и  $\text{Ni}_3\text{Al}$ .

Компьютерный эксперимент проводился с использованием диффузионной модели методом Монте-Карло как в двумерной, так и трехмерной моделях. Для активизации процесса диффузии в кристалл вводилась случайным образом вакансия, затем производился нагрев в интервале температуры упорядочения ( $T_K$ ) от  $0,25 \cdot T_K$  до  $1,25 \cdot T_K$  и выдерживался до установления равновесных для заданной температуры энергии сплава и значений параметров ближнего и дальнего порядков.

На первом этапе моделировался процесс фазового перехода типа порядок-беспорядок в двумерном кристалле. Получены характеристики процесса атомных механизмов фазового перехода типа порядок-беспорядок при температуре ниже  $T_K$  (температуры фазового перехода), вблизи  $T_K$  и выше  $T_K$ . Одним из основных сверхструктурных механизмов является самоорганизация микроантифазных доменов, состоящих из цепочки точечных дефектов замещения вдоль плотноупакованного направления.

На втором этапе проведено имитационное моделирование процесса фазового перехода типа порядок- беспорядок в трехмерном кристалле. По аналогии с двумерным кристаллом основным механизмом упорядочения является образование, рост термофлуктуации микроантифазных доменов в упорядочивающихся сплавах и интерметаллидах. В разрезе атомных плоскостей были выявлены и визуализированы механизм термофлуктуации состыкованных антифазных доменов, как миграции антифазных границ за счет осаждения и аннигиляции микроантифазных доменов. В процессе упорядочения антифазные границы имеют дислокационную природу, наличие одиночных ан-

тифазных границ незначительно снижает степень упорядоченности сплава, большая плотность антифазных границ приводит к разупорядочению и потере порядка в сплаве.

## КОМПОЗИТЫ УГЛЕРОДНЫЕ НАНОТРУБКИ – КЕРАМИЧЕСКАЯ МАТРИЦА: ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА, ПРОЧНОСТЬ.

Ван К.В., Герасимов К.Л., Кийко В.М., Колчин А.А.,  
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)*

Углеродные нанотрубки (УНТ) являются в настоящее время одним из самых перспективных объектов материаловедения, сочетающим высокую механическую прочность, электропроводность, теплопроводность и др. Используя нанотрубки в качестве компоненты композитного материала, можно не только практически реализовать указанные свойства нанотрубок, но и получить материалы с новым набором свойств.

Реализованы две схемы получения композитов: 1 - ультразвуковым перемешиванием смеси нанотрубок (см. рис. 1) с нанопорошками карбидов вольфрама, ниобия и тантала и 2 - при выращивании нанотрубок в объеме нанопорошка оксида алюминия с последующим горячим прессованием в вакууме при температурах 1400 – 1700 °С.

Исследованием микроструктуры установлено, что в образцах с нанотрубками, полученными в объеме порошка, распределение нанотрубок достаточно равномерное в отличие от образцов, полученных с использованием перемешивания компонентов. Обнаружен рост зерен, причем, рост зерен тормозится в зонах конгломератов нанотрубок.

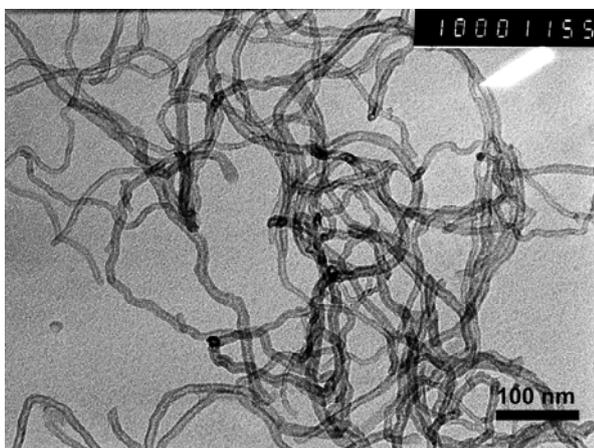


Рис. 1. Углеродные нанотрубки.

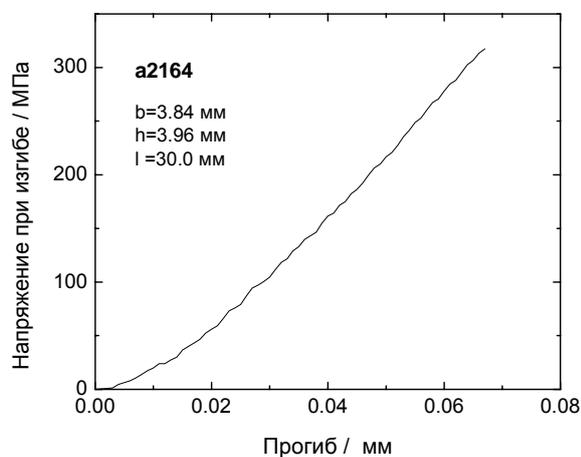


Рис.2. Результат испытаний на трехточечный изгиб образца  $Al_2O_3$  – 1% вес. УНТ

В работе получены также результаты испытаний образцов на прочность трехточечным изгибом при комнатной температуре, - типичный вид зависимости максимального напряжения до разрушения в образце от прогиба приведен на рис. 2.

## УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ЦЕМЕНТНЫХ СИСТЕМ С ПРИМЕНЕНИЕМ МОДИФИКАТОРОВ

Гувалов А.А.

*Азербайджанский Архитектурно-Строительный Университет,  
Баку, Азербайджанская Республика,  
[abbas.guvalov@akkord.az](mailto:abbas.guvalov@akkord.az)*

Наиболее эффективным и перспективным направлением управления структурой цементных систем является применение модификаторов, особенно полифункционального действия, которые позволяют повысить удобоукладываемость бетона, его прочность и долговечность. Доказано возможность синтеза полифункциональных модификаторов серии САС на основе полициклических ароматических углеводов, обладающих пластифицирующим, ускоряющим и замедляющим действием. Эффект действия модификаторов зависит от состава и строения олигомерных молекул.

Добавки этой серии позволяют получать адаптированные под любые условия производства бетонные и растворные смеси с различными строительными-техническими свойствами. Практически по всем показателям модификаторы не уступают зарубежным аналогам, а по некоторым - превосходят их.

САС-2 - суперпластифицирующая, водоредуцирующая, ускоряющая кинетику твердения добавка для бетонов и строительных растворов. Добавка применяется в производстве сборных бетонных и железобетонных конструкций, пенобетона. Использование САС-2 позволяет снизить содержание воды в бетонной смеси на 20–22%; получить на вторые сутки нормального твердения прочность 80–85% от проектной; снизить на 40–50% энергозатраты при термовлажностной обработке; уменьшить водоотделение бетонной смеси; повысить марку бетона по водонепроницаемости. Оптимальный расход добавки составляет 0,8–1,5% от массы цемента по сухому веществу.

САС-3 – суперпластифицирующая, водоредуцирующая, стабилизирующая добавка, увеличивающая сохраняемость удобоукладываемости бетонных смесей. Добавка позволяет получать литые бетоны с сохранением подвижности бетонной смеси в течение 2,5–3,5 часов. САС-3 является многофункциональным модификатором, сочетающим в себе свойства высокоэффективного суперпластификатора и замедлителя схватывания (в качестве замедлителя применялся фосфорорганический комплекс) бетонной смеси с интенсификацией кинетики набора прочности, начиная со вторых суток нормального твердения. Рекомендуемый расход добавки составляет 1,0–1,25% от массы цемента по сухому веществу.

САС-4 – противоморозная, ускоряющая кинетику твердения, пластифицирующая добавка для бетонных смесей и бетонов. Эффективность действия добавки определяется наличием в ее составе трех функциональных компонентов: противоморозного - понижающего температуру замерзания воды; ускоряющего кинетику схватывания и твердения бетонной смеси (в том числе, за счет тепловыделения на ранних стадиях формирования структуры бетона); пластифицирующего – позволяющего снизить водоцементное отношение и повысить прочность бетона. Добавка вводится в бетонную смесь для предотвращения деструкционных процессов (в связи с переходом жидкой фазы в твердое состояние), которые могут иметь место во время ее транспортировки или технологического перерыва в производстве бетонных работ на строительной площадке. Таким образом, модификаторы позволяют улучшить строительные-технические свойства бетонных смесей и бетонов.

# О ВОПРОСЕ СТАБИЛЬНОСТИ ВЕЛИЧИНЫ ДИЛАТАЦИОННОГО СКАЧКА ПРИ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДАХ В ДЕФОРМИРОВАННОМ СПЛАВЕ Ti–49,8%Ni

Бабичева Р.И. \*, Шарипов И.З. \*\*, Альмухаметов Р.Ш. \*\*\*, Мулюков Х.Я. \*

\* *Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия*

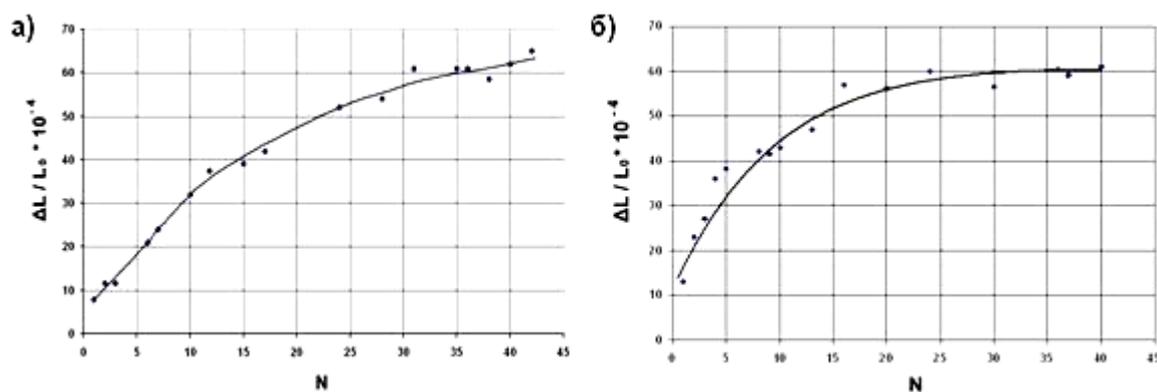
\*\* *Уфимский государственный авиационный технический университет, Россия*

\*\*\* *Башкирский государственный университет, г. Уфа, Россия*

[rita\\_babi4eva@yandex.ru](mailto:rita_babi4eva@yandex.ru)

В данной работе сплав Ti–49,8%Ni, деформированный прокаткой при температуре 500°C на 40%, был исследован на предмет влияния термоциклирования на величину дилатационного скачка при фазовом переходе. Измерения проводили на образцах размером 10мм×2мм, вырезанных на электроискровом станке из прокатанного листа толщиной 0,6 мм вдоль и поперек направления прокатки. Термоциклирование (до 40 циклов включительно) проводили в интервале температур от –120 до 200°C, который включал температуры фазового превращения в данном сплаве.

Результаты измерения величины дилатационного скачка в двух рассмотренных направлениях в зависимости от количества циклов приведены на рис. 1.



**Рис.1.** Величина дилатационного скачка при фазовом переходе в зависимости от количества термических циклов: вдоль (а) и поперек (б) направления прокатки.

Обнаружено, что при нагреве образец расширяется как в продольном, так и в поперечном направлениях, при этом с увеличением количества циклов величина скачка при фазовом переходе возрастает. Было выдвинуто предположение, что возрастание дилатационного скачка при термоциклировании обусловлено одновременным увеличением содержания в сплаве доли R-фазы с ромбоэдрической решеткой и уменьшением доли моноклинной фазы B19'.

Кроме того, в работе показано, что при превращении «мартенсит → аустенит» толщина образца резко сокращается. Было заключено, что в деформированном образце формируется плоскостная текстура.

## ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДЕМПФИРУЮЩИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ ЖЕЛЕЗА

Скворцов А.И.

*Вятский государственный университет, г. Киров, Россия,  
[scvortsovai@mail.ru](mailto:scvortsovai@mail.ru)*

В сталях феррито-мартенситного, мартенситного классов типа X13 наибольшая демпфирующая способность достигается после закалки и отпуска при субкритических температурах. Быстрому охлаждению при отпуске соответствует более низкая демпфирующая способность по сравнению с медленным охлаждением [1]. Для сплавов Fe ферритного класса с умеренным легированием характерно усиление затухания с повышением температуры отжига (охлаждение от температуры нагрева – медленное) [2–3]. Для сплавов с большим легированием характерным является наличие максимума на зависимости магнитомеханического затухания от температуры отжига [4–5].

Рассмотрение обобщенной, наиболее типичной для демпфирующих сплавов Fe диаграммы состояния с замкнутой  $\gamma$ -областью и с линией ограниченной растворимости второй фазы в феррите относительно способов охлаждения от температуры нагрева позволяет выделить три основных ситуаций.

Для сплавов с полными и частичными  $\alpha \leftrightarrow \gamma$  превращениями необходим нагрев в верхнюю часть  $\gamma$ -области для получения крупнозернистой  $\gamma$ -фазы с последующим быстрым охлаждением для сохранения в образующейся  $\alpha$ -фазе величины аустенитного зерна и его преимущественной кристаллографической ориентировки, а также для создания необходимой метастабильности  $\alpha$ -фазы. Такая структура  $\alpha$ -фазы является предпосылкой получения при последующем высоком отпуске в результате рекристаллизации максимально возможной величины зерна  $\alpha$ -фазы. Охлаждение при отпуске – достаточно медленное с целью создания минимального уровня внутренних напряжений и минимального числа структурных дефектов быстрого охлаждения.

Для ферритных сплавов эффективен нагрев в высокотемпературную  $\alpha$ -область для получения крупного зерна  $\alpha$ -фазы с последующим достаточно медленным охлаждением для исключения образования дефектов быстрого охлаждения. Такой режим обработки способствует получению крупнодоменной магнитной структуры.

Для двухфазных при комнатной температуре в равновесном состоянии сплавов (вторая фаза – интерметаллическая) эффективно ускоренное охлаждение от температуры, чуть выше линии ограниченной растворимости. В данном случае необходимо реализовать принцип быстрого прохождения температурного интервала, в котором возможно образование второй фазы, с целью ее устранения.

### Список литературы

1. Rotherham L. Damping capacity // Metal treatment. 1945. V. 12, № 44. P. 215–222, 232.
2. Suzuki K., Fujita T., Hasebe M. Damping capacity and mechanical properties of sintered Fe–Cr–Mo high damping alloys // Internal Friction and Ultrasonic Attenuation in Solids. Tokyo: University of Tokyo Press, 1977. P. 757–761.
3. Masumoto H., Sawaya S., Hinai M. Damping characteristics of gentalloy in the Fe–Mo system // Journal of the Japan Institute of Metals. 1981. V. 45, № 6. P. 631–636.
4. Suzuki K., Fujita T., Hasebe M. Damping capacity and mechanical properties of sintered Fe–Cr–Mo high damping alloys // Internal Friction and Ultrasonic Attenuation in Solids. Tokyo: University of Tokyo Press, 1977. P. 757–761.
5. Головин И. С., Рохманов Н. Я. К вопросу о механизме формирования демпфирующего состояния высокохромистых ферритных сталей // Металловедение и термическая обработка металлов. 1993. № 9. С. 29–34.

## О ПРИРОДЕ СТРУКТУРНОЙ НЕУСТОЙЧИВОСТИ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ ТВЕРДОГО ТЕЛА

Никифоренко В.Н., Босин М.Е., Гомозов Е.П.

Харьковский гуманитарно-педагогический институт, Украина  
[bosin@yandex.ru](mailto:bosin@yandex.ru)

При деформации ряда металлов имеет место структурная неустойчивость, сопровождаемая скачкообразным изменением деформирующего напряжения [1-3] как при гелиевых [1,2], так и комнатных [3] температурах. Появление, в результате внешнего воздействия, структурной (дислокационной) неустойчивости обусловлено, прежде всего, локальным изменением плотности среды  $N_0$ , в которой происходит лавинообразное движение дислокаций с эффективной скоростью  $V_d$  по достижении критического уровня напряжений  $\sigma_c$

$$N_0 = \sigma_c / V_d^2 \quad (1)$$

и определяемой ВЧ модами колебаний  $\omega_d$ , локализованными на дислокациях.

$$N_0 = \omega_d^2 / G_p, \quad (2)$$

где  $G_p$  – гравитационная постоянная, входящая в закон всемирного тяготения. В соответствии с экспериментальными данными [1, 2], величина  $\omega_d$  может изменяться от долей ТГц до, примерно, 104 ТГц, оказывая влияние на взаимодействие дислокаций в скоплении, а, следовательно, и на характер движения всего дислокационного скопления. Прямая информация об особенностях движения дислокаций может быть получена из экспериментальных зависимостей  $V_d$  от приложенного напряжения [4], где наряду с линейным ходом зависимостей  $V_d(F)$  ( $F$  – механическое усилие), наблюдается также соотношение  $V_d^4 = k_p F$ , имеющее место при пирамидальном скольжении дислокаций в монокристаллах цинка;  $k_p = 8.7 \cdot 10^{-11} \text{ м}^4 \text{ Гц}^4 / \text{Н}$ .

Обращает на себя внимание сопоставимость величины  $k_p$  с гравитационной постоянной. Это позволяет предположить, что определяющим в данном случае является гравитационное взаимодействие, обусловленное гравитационными силами, рождаемыми в ядрах дислокаций. Этот результат представляется важным, поскольку резкое возрастание гравитационного поля в ядрах дислокаций, которое происходит во время нагружения, может инициировать квантовые процессы образования частиц (по аналогии с процессами рождения пар в сильных электромагнитных полях).

Проведенное рассмотрение позволяет получить связь между гравитационной постоянной и структурно-чувствительными параметрами дислокационной структуры.

### Список литературы

1. Никифоренко В.Н., Босин М.Е. // Труды XVIII Петербургских чтений по проблемам прочности и роста кристаллов. – 2008. - Т.2. - С.204.
2. Никифоренко В.Н., Босин М.Е. // ИФЖ. – 2009.- Т.82, №6. - С.1194.
3. Босин М.Е., Лаврентьев Ф.Ф., Никифоренко В.Н. // ФТТ. 1996.- Т.38.- С.3619.
4. Лаврентьев Ф.Ф. Деформационное упрочнение и динамика дислокаций в гексагональных плотноупакованных металлах. Докторская диссертация. - 1975.

# ВОДОРОД И АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ ТЕХНИЧЕСКОГО ТИТАНА VT1-0 ПОСЛЕ БАРОКРИОДЕФОРМИРОВАНИЯ

Черняева Е.В.<sup>1</sup>, Хаймович П.А.<sup>2</sup>, Полянский А.М.<sup>3</sup>, Полянский В.А.<sup>4</sup>,  
Мерсон Д.Л.<sup>5</sup>, Замлер Е.Г.<sup>2</sup>, Яковлев Ю.А.<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия  
[lena@smel.math.spbu.ru](mailto:lena@smel.math.spbu.ru)

<sup>2</sup> ННЦ «Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина

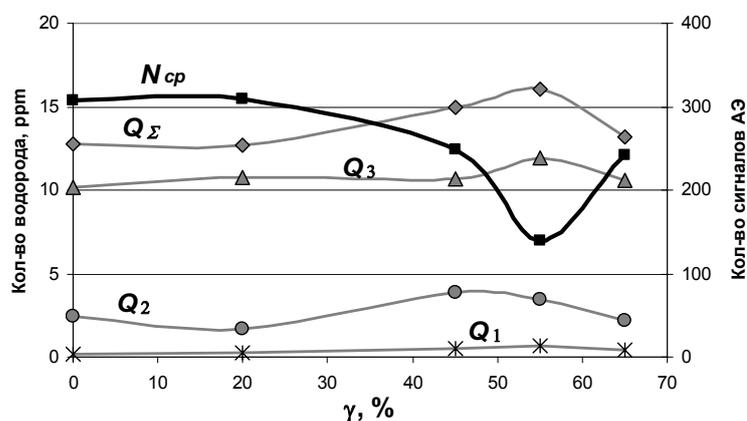
<sup>3</sup> ООО «НПК Электронные и Пучковые Технологии», Санкт-Петербург, Россия

<sup>4</sup> Санкт-Петербургский государственный политехнический университет,  
Санкт-Петербург, Россия, [vapol@electronbeamtech.com](mailto:vapol@electronbeamtech.com)

<sup>5</sup> Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия

Проведено измерение водорода с разными энергиями связи и акустической эмиссии (АЭ) при индентировании для технического титана VT1-0 в исходном состоянии и после барокриодеформирования (БКД). Показано, что с увеличением степени БКД происходит уменьшение энергии АЭ сигналов и рост медианной частоты, связанное с диспергированием структуры материала, деформированного в условиях всестороннего сжатия при низких температурах. При этом наблюдается также изменение спектральных портретов акустических сигналов, заключающееся в снижении основных пиков на кривой спектральной плотности.

Изучение содержания водорода с разными энергиями связи, проведенное методом высокотемпературной вакуумной экстракции, показало, что водород в изученных материалах находится, в основном, в сильно связанном состоянии. Кроме того, обнаружены явная корреляция «водородных» и акустических параметров: чем выше содержание водорода в образце, тем меньше регистрируется сигналов АЭ при индентировании (рис.1)



**Рис. 1.** Содержание водорода с разными энергиями связи и количество сигналов АЭ ( $N_{cp}$ ) при индентировании образцов технического титана VT1-0 после БКД со степенью  $\gamma$ .  $Q_1$  – количество абсорбированного на поверхности водорода;  $Q_2$  – диффузно-подвижный водород;  $Q_3$  – сильно связанный водород;  $Q_{\Sigma}$  – всего водорода в образце.

Таким образом, проведенные исследования подтвердили высокую чувствительность метода АЭ к состоянию материала и содержанию в нем малых «естественных» концентраций водорода и, как следствие, большие перспективы применения методики, совмещающей методы АЭ и индентирования, для оценки свойств материалов, в частности, после барокриодеформирования.

# ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В СПЛАВАХ TiNi

Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Милюкина С.Н.

Институт технической акустики НАН Беларуси, ВГТУ, Витебск, Беларусь  
[s.niko@tut.by](mailto:s.niko@tut.by)

В работе исследовали влияние ультразвуковой обработки (УЗО) на эффект памяти формы в никелиде титана. Использовали проволоочные образцы Ti-50,4ат.%Ni Ø 0,65 мм, подвергнутые рекристаллизационному отжигу при 700°C в течение 30 минут с последующей закалкой, после чего характеристические температуры материала составляли  $M_H = 30^\circ\text{C}$ ,  $M_K = 14^\circ\text{C}$ ,  $A_H = 41^\circ\text{C}$ ,  $A_K = 57^\circ\text{C}$ . Образцы деформировали изгибом в мартенситном состоянии, жёстко фиксировали и возбуждали в них ультразвуковые колебания частотой 22 кГц.

По данным тепловизионных исследований при вводе ультразвуковых колебаний образец начинал разогреваться, через ~40 секунд его температура достигала максимальных значений 45–50°C, что на 7–10°C ниже  $A_K$ , и оставалась на том же уровне до выключения ультразвука. Ультразвуковые колебания не вызывают дальнейшего разогрева материала, что обусловлено более низким уровнем внутреннего трения характерного для TiNi в аустенитном состоянии по сравнению с мартенситным и двухфазным. Последующие нагрев и охлаждение образцов в свободном состоянии через интервал мартенситных превращений обычным тепловым способом показали, что в результате ультразвуковой обработки накопленная пластическая деформация составила ~3% (рис.).

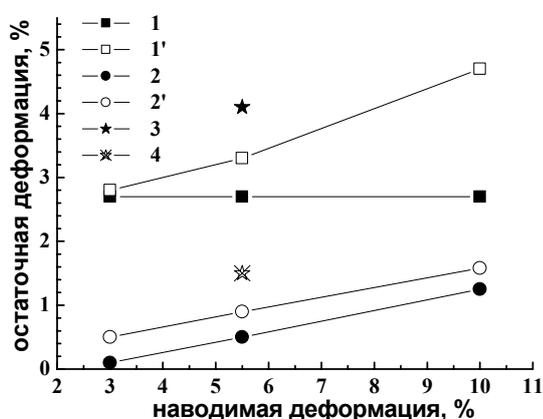


Рис. Зависимость величины остаточной деформации от наводимой: 1 – после УЗО; 2 – без УЗО; 3 – УЗО при 100°C; 4 – без УЗО при 100°C. Штрихами обозначены деформации в мартенсите.

Интересно отметить, что зависимости остаточной деформации от величины наводимой для озвученных образцов не наблюдали. Однако значения обратимой памяти формы в результате УЗО заметно возрастают при увеличении степени деформации и составляют 2% при деформировании на 10%. На рисунке обратимые деформации представлены как разность значений кривых 1'-1, 2'-2.

Эксперименты, проведенные при температурах ~100°C, когда материал находится в аустенитном состоянии, показали, что значение накопленной пластической деформации в результате УЗО увеличивается. При этом эффект обратимой памяти формы не наблюдается.

Исследования, проведенные методами дифференциальной сканирующей калориметрии, показали, что ультразвуковое воздействие

на образцы в различных фазовых состояниях не приводит к изменению кинетики и температур мартенситных превращений.

Таким образом, представленные экспериментальные данные свидетельствуют о том, что ультразвуковая обработка материала в заневоленном состоянии способствует накоплению пластической деформации, что, вероятно, связано с уменьшением внутренних напряжений, создаваемых в материале при деформировании материала в мартенситном состоянии.

## НЕКОТОРЫЕ ЗАДАЧИ О ПРОЧНОСТИ МИКРОПОЛЯРНЫХ УПРУГИХ ТОНКИХ БАЛОК

Саркисян С.О.

Прогресс в микро-и нанотехнологии представляет перед механикой деформируемых тел новые проблемы, которые способствуют развитию исследований по структурной механике твердых деформируемых тел.

В настоящее время в качестве математической модели нано-микро-мезоразмерных тонкостенных объектов рассматриваются тонкие стержни, пластинки и оболочки на основе микрополярной (несимметричной, моментной) теории упругости, при которой фактически учитывается моментный вклад в межатомное взаимодействие тел.

Основная проблема общей теории микрополярных упругих тонких балок (пластин и оболочек) заключается в приближенном, но адекватном сведении двумерной (трехмерной) задачи микрополярной теории упругости к некоторой одномерной (двумерной) задаче. Для достижения этой цели уместно использование асимптотического метода интегрирования граничной задачи микрополярной теории упругости в тонких плоских (пространственных) областях. Принимая в основу качественные результаты исходного приближения асимптотического решения двумерной (трехмерной) краевой задачи микрополярной теории упругости в тонкой области, возможно формулировать достаточно общие предположения (гипотезы), которые позволяют двумерную (трехмерную) задачу свести к одномерной задаче микрополярных балок (двумерной задаче микрополярных пластин и оболочек).

В данной работе при помощи такого подхода, в зависимости от значений безразмерных физических параметров балки, построены общие модели микрополярных упругих тонких балок со свободным вращением, со стесненным вращением, «с малой сдвиговой жесткости». На основе этих моделей получены точные решения некоторых задач об определении напряженно-деформированного состояния прямолинейных микрополярных балок. Полученные результаты доведены до окончательных численных результатов. На основе численного анализа выявляются специфические прочностные свойства микрополярных материалов, которые, на наш взгляд, должны быть интересными с точки зрения физики и механики новых перспективных материалов.

1. Саркисян С.О. Прикладные одномерные теории балок на основе несимметричной теории упругости//Физическая мезомеханика. 2008. Т.11. N5. С. 41-54.

## ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ ТЕПЛОЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ SiAlN

Панин А.В., Казаченок М.С., Шугуров А.Р., Кастеров А.М., Сергеев В.П.

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

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

Теплозащитные покрытия на основе SiAlN обладают высокой термциклической стойкостью и являются перспективными для повышения эффективности и срока службы газотурбинных двигателей в авиа- и судостроении, а также для защиты изделий ракетно-космической техники. Для увеличения надежности теплозащитных покрытий, работающих в экстремальных условиях нагружения, интенсивно разрабатываются различные методы снижения внутренних напряжений в покрытиях и повышения их адге-

зии к подложке. Одним из возможных путей увеличения адгезионной прочности теплозащитных покрытий является обработка поверхности металлической подложки высоко- и низкоэнергетическими пучками ионов тяжелых металлов. В данной работе представлены результаты исследований влияния обработки подложки Cu ионами  $Zr^+$  и  $Ti^+$  на характер деформации и разрушения покрытия SiAlN.

Методами атомно-силовой, растровой электронной и оптической микроскопии выявлены механизмы деформации, растрескивания и последующего отслаивания покрытий при термоциклировании, одноосном растяжении и знакопеременном изгибе. Показано, что при нагружении покрытий SiAlN, напыленных на необработанную подложку, первоначально имеет место локальное отслоение квадратных фрагментов покрытия, которое носит «шахматный» характер и обусловлено некристаллографическими сдвигами в подложке Cu в направлениях максимальных касательных напряжений. На втором этапе происходит повсеместное отслоение фрагментов покрытия, ограниченных соседними поперечными трещинами.

Воздействие ионов тяжелых металлов позволяет не только сформировать нанокристаллическую структуру в тонком поверхностном слое меди, но и обеспечивает зубчатый профиль границы раздела «покрытие-подложка». Варьирование условий обработки ионами  $Zr^+$  и  $Ti^+$  (напряжение смещения и время ионной бомбардировки) в широких пределах изменяет твердость, упругие свойства и морфологию поверхности подложки Cu.

В результате наноструктурирования подложки Cu средний размер зерна в покрытии SiAlN уменьшается до 50-100 нм. При термическом и механическом нагружении отслаивания теплозащитных покрытий, нанесенных на наноструктурированную подложку, не происходит. Увеличение адгезии покрытий обусловлено формированием нитридных и интерметаллидных фаз на границе раздела «покрытие-подложка».

## ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ОКРЕСТНОСТИ СТЕРЕОДИСКЛИНАЦИЙ

**Власов Н.М.**

*Региональный образовательный научный центр МГОУ, Россия, Подольск*  
[tsolga@list.ru](mailto:tsolga@list.ru)

При распаде твердого раствора образуются новые фазы. Они формируются в окрестности структурных несовершенств. Диффузионная кинетика роста новой фазы сводится к решению уравнения диффузии в поле сил для движущейся границы. Аналитическое решение данной задачи удается получить лишь в редких случаях. Одним из них является фазовое превращение в окрестности узла тройного стыка границ зерен, поле напряжений которого идентично стереодисклинации. Краевая задача кинетики фазового превращения в окрестности узла тройного стыка границ зерен математически формулируется следующим образом [1]

$$\frac{1}{D} \frac{\partial C}{\partial t} = \Delta C + \frac{\nabla(C \nabla V)}{kT},$$

$$C(R, t) = C_1 \quad (0 < t \leq \infty), \quad C(r, 0) = C_0 \quad (r \geq R_0), \quad C(R_1, t) = C_0 \quad (0 < t \leq \infty), \quad (1)$$

$$(C_p - C_1) \frac{dR}{dt} = D \left( \frac{\partial C}{\partial r} + \frac{C}{kT} \frac{\partial V}{\partial r} \right)_{r=R},$$

где  $D$  – коэффициент диффузии атомов примеси,  $V$  – энергия связи атома примеси с полем напряжений стереодисклинации,  $R(t)$  – радиус границы новой фазы,  $R_0$  – радиус зародыша новой фазы,  $R_1$  – среднее расстояние между узлами тройных стыков границ

зерен. Концентрация атомов примеси на границе новой фазы меняется скачкообразно:  $C=C_p$  для новой фазы,  $C=C_l$  в окружающей матрице ( $C_p > C_l$ ,  $C_l < C_0$ , где  $C_0$  – исходная концентрация атомов примеси). Физически это означает, что граница выделения мгновенно захватывает атомы примеси из раствора и поставляет их в новую фазу с более высокой концентрацией. Влияние поля напряжений заключается в том, что помимо градиента концентрации, атомы примеси дополнительно переносятся за счет градиента поля напряжений узла тройного стыка границ зерен. Сформулированная задача допускает получение аналитического решения. Простота решения обусловлена тем, что энергия связи  $V$  имеет логарифмическую зависимость от радиальной координаты.

Приведены аналитические зависимости для поля концентрации атомов примеси в окрестности узла тройного стыка границ зерен (в изображении). Из уравнения массового баланса на межфазной границе получено трансцендентное уравнение (в изображении) для определения закона перемещения межфазной границы. Показано, что поле напряжений узла тройного стыка границ зерен существенно ускоряет кинетику фазового превращения. Об этом свидетельствует сравнительный анализ кинетики двух процессов: с учетом и без учета поля напряжений стереодисклиниаций.

1. Власов Н.М., Зазноба В.А. Фазовые превращения в окрестности тройных стыков специальных границ зерен. ДАН, 1998, том 363, №4, с.472-474.

## ВНУТРЕННИЕ НАПРЯЖЕНИЯ ПРИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ

Иванов А.С., Миронова Л.И., Челябинна О.И.

*Региональный образовательный научный центр МГОУ, Подольск, Россия*  
[tsolga@list.ru](mailto:tsolga@list.ru)

Фазовые превращения в металлах и сплавах сопровождаются появлением внутренних напряжений. Их определение для произвольной межфазной границы встречает математические трудности. Поэтому применяют численные или экспериментальные методы. Среди последних следует выделить аналоговый метод, основу которого составляет эквивалентность математических формулировок плоских задач термоупругости и изгиба пластин при идентичных граничных условиях. Рассмотрены выделения новой фазы произвольной формы (состояние плоской деформации) с иным значением объемного изменения. Предполагается, что упругие характеристики матрицы и новой фазы одинаковы, а объемная деформация изменяется плавно при переходе через межфазную границу

$$\varepsilon = \varepsilon_0 \exp\left(-\frac{2r^2(\varphi)}{r_0^2(\varphi)}\right),$$

где  $\varepsilon_0$  – значение  $\varepsilon$  при  $r = 0$ , то есть в центре плоского сечения новой фазы,  $r_0(\varphi)$  – угловая зависимость радиальной координаты новой фазы,  $r(\varphi)$  – угловая зависимость текущего радиуса рассматриваемой области.

Компоненты тензора внутренних напряжений в окрестности новой фазы определяются через функцию напряжений  $F$ , которая удовлетворяет бигармоническому уравнению [1]

$$\Delta\Delta F = -\frac{E}{1-\nu}\Delta\varepsilon = \frac{8\varepsilon_0 E}{(1-\nu)r_0^2(\varphi)}\left(1-2\frac{r^2(\varphi)}{r_0^2(\varphi)}\right)\exp\left(-2\frac{r^2(\varphi)}{r_0^2(\varphi)}\right), \quad (1)$$

$$F = \frac{\partial F}{\partial n} = 0 \text{ при } r = R,$$

где  $E$  – модуль Юнга,  $\nu$  – коэффициент Пуассона,  $R$  – радиус окружающей матрицы. Граничные условия на внешнем контуре односвязной области физически означают отсутствие прогиба внешней границы ( $F=0$ ) и наклона плоского сечения ( $\partial F/\partial n=0$ ). Задача изгиба пластины под действием распределенной нагрузки математически формулируется следующим образом [2]

$$\Delta\Delta\omega = \frac{p(r)}{D}, \omega = \frac{\partial\omega}{\partial n} = 0 \text{ при } r=R, \quad (2)$$

где  $\omega$  – функция прогиба пластины,  $p(r)$  – закон распределения внешней нагрузки,  $D$  – жесткость пластины. Граничные условия означают жесткое защемление пластины по внешнему контуру. Задачи (1) и (2) с точностью до обозначений математически эквивалентны. Если использовать соотношение  $[F]=[\chi\omega]$ , то по известному закону изменения прогиба пластины можно определить функцию напряжений  $F$  и далее внутренние напряжения ( $\chi$  – коэффициент пропорциональности для сохранения размерности).

1. Боли Б., Уэйнер Дж. Теория температурных напряжений. Пер. с англ. М.:Мир,1964,517 с.
2. Иванов С.Д. Актуальные задачи моделирования технологических и температурных напряжений. М.:МГОУ,1995,271 с.

## **МОРФОЛОГИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТЕЙ МАРТЕНСИТНОГО ХАРАКТЕРА ОБРАЗЦОВ ВТСП КЕРАМИК, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ВТОРИЧНОГО ОТЖИГА НАНОШИХТЫ В СРЕДЕ КИСЛОРОДА**

**Гнатюк-Данильчук Л.П.**

*Московский Государственный Открытый Университет, Москва, Россия*

Цель работы: 1) доказать необходимость учитывания при исследованиях «мартенситных» областей в ВТСП керамике  $YBa_2Cu_3O_{(7-x)}$ , полученной методом отжига в среде насыщенного кислорода. 2) Определение аналогии между структурной текстурой поверхностей данных образцов и поверхностей сталей и сплавов в местах областей мартенситных переходов [1, 2]. 3) Определение характера перестроек структур образцов иттрий-бариевой керамики состава 1-2-3 в процессе отжига и после него. Применение теории сверхпроводимости Гинсбурга-Ландау к ВТСП керамике состава 1-2-3 [3,4]. Методы исследования: отжиг образцов керамики, содержащей иттрий, барий, окись меди в матрице, производился в печи дериватографической установки при температуре  $T = 777K$ , в среде насыщенного кислорода с последующим охлаждением. Рентгеноструктурные исследования проводились на дифрактометрическом комплексе, использовался электронный микроскоп. Результаты исследований: а) дериватографические исследования определили характер изменения структуры за счет фазовых переходов. На поверхности образцов  $YBa_2Cu_3O_{(7-y)}$  найдены характерные признаки, подобные признакам для мартенситных областей в сталях и сплавах, определяющие характер структур (О) или (Т); б) морфологически подтверждено одно из необходимых условий получения «мартенситной керамики»-кислородной среды отжига; в) автором-исследователем дано предположительное дополнение к теории Гинсбурга-Ландау .

1. С. С. Горелик Рекристаллизация металлов и сплавов. М, «Металлургия.», 1978

2. Х. Варлимонт, Л. Дилей. Мартенситные превращения в сплавах на основе меди, серебра и золота. М, «Наука», 1980
3. Высокотемпературные сверхпроводники. Под ред. Нельсона М, Уитхема Т, Джорджа М., М., «Мир», 1988
- 4 Дж. Бардин. Физика о физике. Изд. «Знание», М., 1975

## **ХАРАКТЕРИСТИКИ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ФОРМЫ СПЛАВА Ti-50.7%Ni ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ С ПРЕДЕЛЬНО ВЫСОКИМИ СТЕПЕНЯМИ.**

**Хмелевская И.Ю., Прокошкин С.Д., Столяров В.В., Угурчиев У.Х., Федоткин А.А., Крылов А.И.**

*НИТУ «МИСиС», Москва, Россия,*

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

*ИМАШ, Москва, Россия,*

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

Работа посвящена исследованию влияния параметров электроимпульсного воздействия с последующим последеформационным отжигом (ПДО) и степени деформации на структуру и функциональные свойства образцов сплава Ti – 50.7 % Ni методами рентгенографического анализа и механических испытаний на растяжение и изгиб.

После ЭПД прокаткой образцы с исходной толщиной 0.2 – 0.4 мм и шириной 8 мм, имеющие разную степень деформационного упрочнения, отжигали при температурах 400 и 450 °С в течение 1 ч.

В результате электропластической деформации прокаткой трудно деформируемого сплава Ti-Ni с памятью формы достигнуты предельно большие деформации ( $e = 2 - 2.5$ ) на длинномерных образцах толщиной до 4 мм. ЭПД с  $e = 2 - 2.5$  приводит к сильному деформационному упрочнению, которое определяется в основном степенью деформации и сохраняется после отжига при 400 и 450 °С.

Величина максимальной полностью обратимой деформации  $\epsilon_{r,1}^{\max}$  после ЭПД  $e = 2 - 2.5$  и отжига при 400 и 450 °С не превышает уровня, достигаемого в случае ЭПД с меньшими степенями деформации,  $e = 1.0 - 1.8$ , и составляет 6-7%.

Максимальное реактивное напряжение  $\sigma_r^{\max}$  после ЭПД с  $e = 2 - 2.5$  и отжига при 400 и 450 °С ведет себя не стабильно. Увеличение степени деформации при ЭПД выше  $e = 1.8$  не приводит к дополнительному росту реактивного напряжения и вызывает частое преждевременное разрушение в ходе его генерации при нагреве, что связано с накоплением механических повреждений при больших деформациях, а также с неоднородностью структуры.

Для достижения наилучшего комплекса функциональных свойств и сохранения достаточной пластичности при ЭПД сплава Ti-50,7%Ni целесообразно ограничиться степенями деформации в пределах  $e = 1.5 - 1.8$ .

## ТЕПЛОВЫЕ ЭФФЕКТЫ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ПРИ НАГРЕВЕ СОДЕРЖАЩИХ ВОДОРОД АМОРФНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ TiNiHfCu

Спивак<sup>1</sup> Л. В., Шемяков<sup>2</sup> А. В.

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

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

<sup>2</sup> Московский инженерно-физический институт, г. Москва, Россия

Быстрозакаленные сплавы на основе псевдобинарных систем TiNiCuHf получали в виде ленты толщиной 40÷60 мкм методами спиннингования расплава и планарного литья со скоростью охлаждения около 10<sup>6</sup> К/с. Для исследования были выбраны следующие композиции: Ti<sub>40.5</sub>Ni<sub>45</sub>Hf<sub>9.5</sub>Cu<sub>5</sub>, Ti<sub>40.7</sub>Ni<sub>41.8</sub>Hf<sub>9.5</sub>Cu<sub>8</sub>, Ti<sub>40.8</sub>Ni<sub>39.7</sub>Hf<sub>9.5</sub>Cu<sub>10</sub>, Ti<sub>40.7</sub>Ni<sub>34.8</sub>Hf<sub>9.5</sub>Cu<sub>15</sub>, Ti<sub>39.2</sub>Ni<sub>24.8</sub>Hf<sub>10</sub>Cu<sub>25</sub>. Дифференциальная сканирующая калориметрия (DSC) осуществлена на высокочувствительном калориметре STA 449 “Jupiter” фирмы Netzsch. Скорость нагрева образцов составляла 5-40 К/мин. Атмосфера печи – высокочистый аргон.

Водород в образцы вводили с помощью термостатируемой электролитической ячейки с использованием электролита на основе H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>. Анодом служила платиновая проволока, катодом – образец. Плотность катодного тока  $i_c$  варьировалась в диапазоне 50÷150 А/м<sup>2</sup>. Продолжительность ( $t$ ) насыщения водородом составляла 5÷30 мин.

Увеличение в сплавах содержания меди свыше 10 ат.% качественно меняет вид кривой DSC. В районе температур расстеклования, помимо основного экзотермического пика при 486 °С, появляются при более высоких температурах дополнительные экзотермические пики. Скоростное охлаждение расплавов с повышенным содержанием меди в присутствии ~ 10 ат.% гафния ведет к расслоению аморфной матрицы на отличающиеся друг от друга топологическим и композиционным ближнем порядком области. При последующем нагреве они кристаллизуются в различных температурно-временных интервалах со своими присущими им тепловыми эффектами. Это особенно заметно для сплава Ti<sub>39.2</sub>Ni<sub>24.8</sub>Hf<sub>10</sub>Cu<sub>25</sub>.

Введение в сплавы водорода еще более усложняет спектр DSC сплавов в районе температур расстеклования. Более того, при нагреве выше ~ 520 °С отмечается формирование эндотермического пика, возникновение которого связано, как показано в [1, 2], с декомпозицией возникших при насыщении сплавов водородом аморфных гидридных фаз. Их переход в кристаллическую форму происходит экзотермически несколькими этапами в интервале температур расстеклования основной композиции. Декомпозиция самих гидридных фаз наблюдается при заметно более высоких температурах, чем процессы расстеклования, и характеризуется существенными эндотермическими эффектами. Наличие в исходных композициях слабого геттера водорода – меди – играет роль катализатора процессов гидридообразования.

1. Спивак Л. В., Шемяков А. В. Аномальные тепловые эффекты при кристаллизации аморфных сплавов системы TiNi-TiCu с водородом // Письма в ЖТФ. 2009. Т. 35, вып. 24. С. 28–34.
2. Спивак Л. В., Шемяков А. И. Тепловые эффекты при кристаллизации аморфных сплавов системы TiNi-TiCu с водородом // Альтернативная энергетика и экология. 2009. № 7. С. 8–12.

# ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ СПЛАВЫ С НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИМИ ЭЛЕМЕНТАМИ СУБСТРУКТУРЫ ПОСЛЕ МЕХАНОСИНТЕЗА И КОМПАКТИРОВАНИЯ

<sup>1</sup> Портной В.К., <sup>1</sup> Леонов А.В., <sup>2</sup> Логачева А. И., <sup>2</sup> Логачев А. В.

<sup>1</sup> Химический ф-т, МГУ им. М.В. Ломоносова, Москва, Россия

<sup>2</sup> ОАО «Композит» г. Королев, Россия

[portnoy@general.chem.msu.ru](mailto:portnoy@general.chem.msu.ru)

Известно, что основной структурной составляющей жаропрочных сплавов является интерметаллид  $Ni_3Al$ ,  $\gamma'$  – фаза, которая показывает аномальную температурную зависимость предела текучести. Элементарная ячейка упорядоченного интерметаллида  $Ni_3Al$  представляет собой ГЦК куб, в котором вершины занимают атомы Al, а атомы Ni занимают центры граней, при этом в элементарной ячейке имеется 4 октапоры – 1 в центре и 3 на ребрах элементарной ячейки. Внедрение углерода в центральную октаэдрическую пору ГЦК решетки интерметаллида  $Ni_3Al$  приводит к образованию перовскитного карбида  $Ni_3AlC_x$ , который может сочетать свойства интерметаллидной и карбидной фаз.

Для получения порошковых сплавов использовался механохимический синтез (МС) элементарных компонентов. Помол смесей порошков Ni, Al (атомное соотношение Ni и Al 3:1) и разного количества графита проводился в мельнице Fritsch (P6) в атмосфере Ar. После МС образовались ГЦК пересыщенные твердые растворы Ni(Al, C), в которых количество углерода достигало 0.5-0.6 ат./эл. яч. В равновесном, упорядоченном состоянии в перовскитном карбиде  $Ni_3AlC_x$  количество углерода составляет,  $x \leq 0.3$  ат./эл. яч..

После компактирования МС твердого раствора Ni(Al,C) методом горячего изостатического прессования (ГИП) ( $P = 155$  МПа,  $t = 1200^\circ\text{C}$ ) образовалась микроструктура, состоящая из микрочастиц (2-5 мкм) упорядоченной фазы  $Ni_3AlC_x$ , окруженных графитом наномасштабного размера ( $< 50$  нм). Выделение избыточного углерода в наносостоянии произошло при упорядочении твердого раствора. Таким образом, был получен компактный материал с ультрамелким зерном, стабилизированным граничной графитной нанофазой.

Для того, чтобы связать выделяющийся при нагреве графит, в пересыщенный твердый раствор Ni(Al, C), синтезированный ранее, добавляли карбидообразующие элементы - Nb, Ti, Hf в различных пропорциях относительно количества графита в исходных смесях. Последующая кратковременная механоактивация таких смесей приводила к гомогенному распределению карбидообразующих элементов без образования карбидов.

После компактирования методом ГИП твердые растворы испытывали упорядочение, а избыточный углерод образовал нанокарбиды на границах зерен. В таблице приведены структурные параметры фаз после ГИП.

Доп. элемент	Фазы	Масс. %	$a$ , нм	$D$ , нм
Ti	$Ni_3AlC_x$	97	0.3592	39
	TiC	3	0.4298	7
Nb	$Ni_3AlC_x$	96	0.3595	25
	NbC	4	0.4477	7
Hf	$Ni_3AlC_x$	96	0.3593	40
	HfC <sub>0.5</sub>	4	0.4604	7

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ РФ- 09-03-00333

# ВЛИЯНИЕ ГИДРИРОВАНИЯ НА ПОДВИЖНОСТЬ АТОМОВ ИНДИЯ В ФОЛЬГАХ СПЛАВА Pd–In–Ru

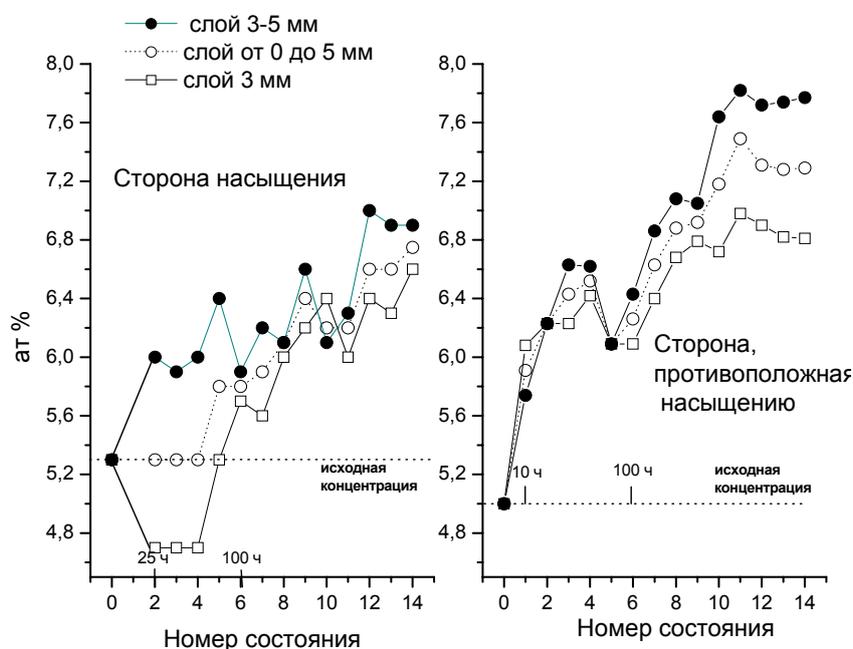
Авдюхина В.М., Акимова О.В., Левин И.С., Ревкевич Г.П.

Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, Россия, Москва  
[vmaphys@gmail.com](mailto:vmaphys@gmail.com)

Мембраны из сплавов на основе палладия находят широкое применение для получения особо чистого водорода (99,9999) из промышленных газовых смесей в одну стадию. Очевидно, что на эксплуатационные характеристики мембран будет существенно влиять изменение ее структурного состояния в процессе работы. Прежде всего речь идет о перераспределении атомов второй компоненты в матрице палладиевого сплава, что связано с разным сродством к водороду палладия и второй компоненты. Этот процесс может идти достаточно быстро вследствие того, что при прохождении водорода через мембрану может образовываться большое количество вакансий, что увеличивает коэффициент диффузии компонент сплава.

Нами проведены рентгенодифракционные исследования 50 мкм фольги сплава Pd–In–Ru после ее электролитического гидрирования в течение 0.5 часа при плотности тока 10 мА/см<sup>2</sup>. Для обеих сторон фольги рассматривалось изменение периода решетки, величены упругих напряжений и интегральных интенсивностей в процессе релаксации после гидрирования.

Было обнаружено увеличение концентрации атомов индия в образце в результате его хранения в нормальных условиях в течение 500 часов. Так со стороны насыщения в слое толщиной 3 мм концентрация индия составила 6.5 ат.%, что на 1.2 ат.% больше, чем в исходном состоянии; с противоположной стороны - 6.8 ат.%, что на 1.8 ат.% больше, чем в исходном состоянии.



В некоторых временных участках индий идет вглубь образца, а не к его поверхности.

Дано объяснение полученным результатам.

Работа выполнялась при частичной поддержке гранта РФФИ.

На рисунке представлена зависимость изменения концентрации атомов индия в различных слоях исследованного сплава в процессе релаксации. Видно, что данный процесс является немонотонным. Так со стороны насыщения перераспределение индия, начиная с 75 часов, идет в одном направлении (из глубины образца к поверхности), тогда как с противоположной стороны на неко-

## ИССЛЕДОВАНИЕ ДЛИТЕЛЬНОГО САМООБЛУЧЕНИЯ СПЛАВА $\delta$ -Pu<sup>242</sup>-Ga

**Блантер М.С.<sup>1</sup>, Глазков В.П.<sup>1</sup>, Лаушкин А.В.<sup>2</sup>, Орлов В.К.<sup>2</sup>, Соменков В.А.<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>РНЦ «Курчатовский институт», г. Москва, Россия,  
[mike@blanter.msk.ru](mailto:mike@blanter.msk.ru)

<sup>2</sup>ОАО "ВНИИНМ" им.А.А.Бочвара, г. Москва, Россия

Самооблучение плутония и его сплавов вызвано  $\alpha$ -распадом изотопов плутония, продукты которого вместе с  $\alpha$ -частицами создают каскады смещений с образованием пар Френкеля. В ходе самооблучения  $\alpha$ -частицы превращаются в атомы He и собираются в пузырьки. Проблема самооблучения представляет большой научный и практический интерес.

В настоящей работе на сплаве Pu-Ga с ГЦК структурой методами дифракции нейтронов в процессе самооблучения определены значения фактора Дебая-Валлера и среднеквадратичных атомных смещений  $\langle u^2 \rangle$ . Был изготовлен образец на основе изотопа Pu<sup>242</sup>, обладающего, в отличие от изотопа Pu<sup>239</sup>, малой поглощающей способностью нейтронов и позволяющего поэтому определять факторы Дебая-Валлера с приемлемой точностью. Для ускорения старения в сплав добавили 1.4 ат. % изотопа Pu<sup>238</sup>, ускоряющего процессы самооблучения. В результате за несколько лет исследований удалось достичь эквивалентного времени самооблучения, равного 17 годам.

Измерения проводили на дифрактометре «ДИСК», установленном на реакторе ИР-8 РНЦ «Курчатовский институт». Обработку дифрактограмм проводили методом Ритвельда с помощью программы "Fullprof". Дополнительно с целью обнаружения возможных мелкодисперсных выделений нейтронооптическими методами исследовано малоугловое рассеяние нейтронов на двухкристальном спектрометре высокого углового разрешения «СТОИК».

Показано, что в процессе самооблучения структура сплава сохраняется однофазной. Период решетки ГЦК  $\delta$ -фазы за все время старения изменяется слабо, проявляя тенденцию к насыщению. Изменение среднеквадратичных атомных смещений  $\langle u^2 \rangle$  сплава Pu<sup>242</sup>-Ga происходит в две стадии: рост по сравнению с исходным значением, определяемым тепловыми смещениями примерно на 50% в течение первых 5 эквивалентных лет самооблучения и спад почти до исходного значения за следующие 12 эквивалентных лет. Это означает, что процесс самооблучения сопровождается возникновением статических смещений, вызванных образованием дефектов, так что концентрация точечных дефектов – в первую очередь вакансий и внедренных атомов, которые увеличивают величину  $\langle u^2 \rangle$ , - на первой стадии растет, а на второй – уменьшается, то есть в сплаве возникает равновесие между образованием точечных дефектов при самооблучении и их исчезновением, которое смещено в сторону второго процесса. Возможной причиной такого поведения может быть то, что в процессе старения появляются новые стоки точечных дефектов – поверхность гелиевых пузырьков и дислокационные петли. Поскольку с увеличением времени старения число этих пузырьков непрерывно возрастает, а скорость образования пар Френкеля не увеличивается, общая концентрация вакансий и внедренных атомов также уменьшается. Отметим, что, судя по литературным данным, вторая стадия старения не выявляется другими методами, применяемыми для исследования старения делящихся материалов.

## МАРТЕНСИТНОЕ И ПЕРЛИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛЯХ ПО МЕХАНИЗМУ НЕДЕФОРМАЦИОННОГО ДВОЙНИКОВАНИЯ

Крапошин В.С., Нужный Г.А.

МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва, Россия

[kraposhin@post.ru](mailto:kraposhin@post.ru)

В основе описания образования зародыша новой фазы при полиморфных превращениях железа и титана в работах [1,2] лежит реконструкция координационного полиэдра исходной фазы в координационный полиэдр новой фазы без изменения числа вершин. Элементарным актом реконструкции любого полиэдра является переброска диагоналей ромбической грани, которая представляется как объединение двух треугольных граней по общему ребру (диагонали). Предложена единая модель образования из аустенита мартенсита и перлита (смеси цементита и феррита), основанная на переброске диагоналей ромбических граней (межатомных связей), приводящей к реконструкции координационных полиэдров.

1. Основным структурным элементом, образующим когерентную границу двойника по плоскости  $\{113\}$  ГЦК-решетки является 9-вершинный полиэдр Бернала, т.е. тригональная призма с полуоктаэдрическими шапочками по всем боковым граням. Найдена последовательность перебросок диагоналей граней в двойниковой прослойке  $\{113\}$ , переводящей ее в кристаллическую структуру цементита  $Fe_3C$ . Изменение координации атома углерода от октаэдрической к призматической понижает уровень искажений ребер координационных полиэдров, соответственно стабилизирует характерные для цементита атомные конфигурации.

2. Найденная схема перестройки структуры аустенита в структуру цементита диктует ориентационные соотношения между этими фазами, совпадающие с экспериментально найденными ориентационными соотношениями Исайчева.

3. Полисинтетические множественные двойники по плоскостям  $\{113\}$  ГЦК-решетки толщиной в несколько межатомных расстояний могут быть получены реконструкцией кубооктаэдра в икосаэдр и октаэдра в тригональную призму (недеформационное двойникование). Атомное строение такого двойника с точностью до малых деформаций ребер неотлично от строения множественного полисинтетического двойника, образованного по плоскостям  $\{112\}$  или  $\{013\}$  ОЦК-решетки. Соответственно мартенситное превращение в сталях выполняется по схеме – недеформационное микродвойникование аустенита - раздвойникование в ОЦК-структуру. Эта схема предписывает параллельность  $\{113\}$  аустенита плоскостям феррита  $\{112\}$  либо  $\{013\}$ , и все наблюдаемые в эксперименте ориентационные соотношения аустенит-мартенсит (Курдюмова-Закса, Нишияма-Вассермана, Гренингера-Трояно) являются следствием предложенной схемы недеформационного двойникования..

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда фундаментальных исследований, гранты 08-02-01177 и 10-02-00602.*

1. Kraposhin V.S., Pankova M.N., Talis A.L., Freiman Yu.A. // J.Phys. IY France, 112(2003) 119-122.
2. Kraposhin V.S., Talis A.L., Wang Y.J. // Materials Science and Engineering A. – 2006. – V.438-440. – P.85-89.

# ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МОЛИБДЕН-МЕДНЫХ ПОКРЫТИЙ

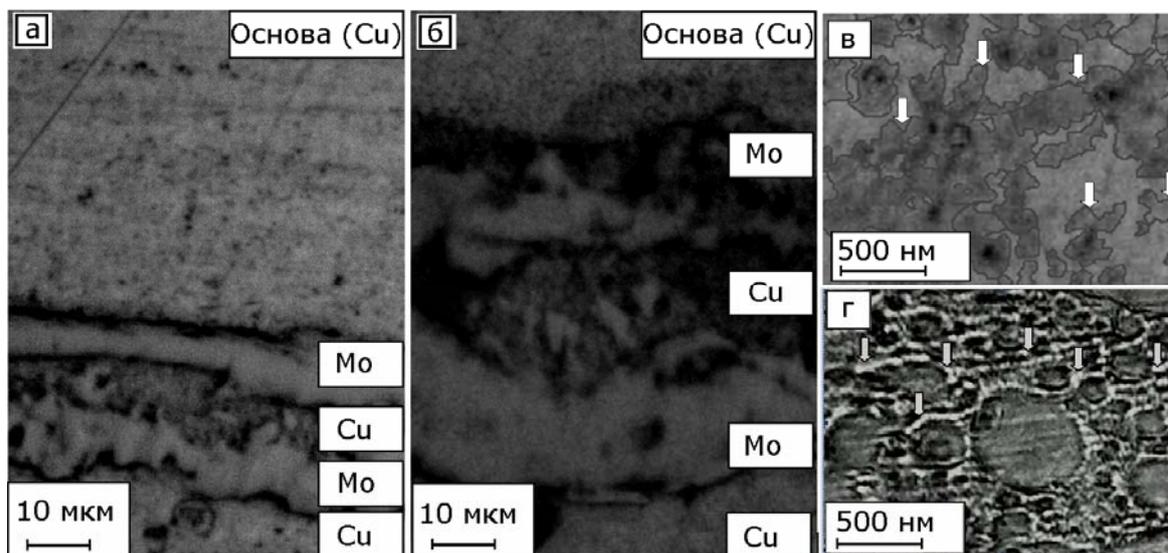
Романов Д.А., Будовских Е.А., Громов В.Е.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

[romanov\\_da@physics.sibsiu.ru](mailto:romanov_da@physics.sibsiu.ru)

Известно, что ламинатные молибден-медные покрытия, обладающие высокой электроэрозионной стойкостью, могут быть созданы методом вакуумного конденсационного напыления [1, 2]. Цель настоящей работы заключалась в формировании таких покрытий на медных контактных поверхностях электровзрывным способом.

Исследования методом световой микроскопии показали, что электровзрывное формирование покрытий при воздействии на поверхность струи продуктов взрыва молибденовых и медных фольг в режиме без оплавления поверхности основы позволяет получить ламинатную структуру с необходимым количеством молибденовых и медных слоев. Толщина слоев изменяется пропорционально массе взрывающейся фольги (рис. 1 а, б). На границе слоев вследствие силового воздействия плазменной струи на облучаемую поверхность формируется рельеф, который увеличивает адгезию. Увеличение интенсивности термосилового воздействия позволяет формировать покрытие с псевдосплавной структурой. При обработке контактной поверхности на границе покрытия с основой формируется зона толщиной 1,0...1,5 мкм взаимного проникновения и перемешивания молибдена и меди, обеспечивающая высокую адгезию (на уровне когезии) покрытия с основой (рис. 1 в). При повторном воздействии на поверхность плазменной струей, сформированной из продуктов взрыва медной фольги, по всей глубине покрытия образуется псевдосплав молибден-медь (рис. 1 г). Размеры частиц молибдена в медной матрице лежат в пределах от 100 нм до 1 мкм.



**Рис. 1.** Композиционные покрытия молибден-медь: а, б – ламинатные, в, г – псевдосплавные. Стрелками показаны: на в – частицы молибдена, на г – частицы меди

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009 – 2013 гг.» (гос. контракт № П332).

1. Францевич И.Н. / Порошковая металлургия. 1980. № 8. С. 36–47.
2. Гречанюк Н.И. / Современная электрометаллургия. 2005. № 2. С. 28–35.

## РАСПРЕДЕЛЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ ПО ГЛУБИНЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СТАЛИ 45 ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО БОРОМЕДНЕНИЯ

Ващук Е.С., Будовских Е.А., Громов В.Е.

ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет»,  
г. Новокузнецк, Россия  
[budovskih\\_ea@physics.sibsiu.ru](mailto:budovskih_ea@physics.sibsiu.ru)

Перспективным способом упрочнения металлов и сплавов является электро-взрывное легирование (ЭВЛ). Его суть состоит в формировании импульсной многофазной плазменной струи электрического взрыва проводников, оплавлении и насыщении поверхностных слоев материалов компонентами струи продуктов взрыва и порошковых навесок, помещаемых в область взрыва, с последующей самозакалкой. Целью настоящей работы явилось изучение микротвердости поверхности и ее распределение по глубине при электровзрывном боромеднении в зависимости от интенсивности термосилового воздействия на поверхность и массы порошковой навески бора.

Обработку проводили на лабораторной установке, которая включает в себя емкостный накопитель энергии и плазменный ускоритель, состоящий из коаксиально-торцевых электродов с размещенным на них взрываемым проводником, разрядной камеры, локализирующей продукты взрыва, и формирующего сопла, по которому они истекают в вакуумированную технологическую камеру с статочным давлением 100 Па. Натекание струи на облучаемую поверхность приводит к образованию вблизи нее ударно-сжатого слоя с высокими значениями температуры и давления. В качестве материала подложки использовали образцы углеродистой стали 45 в отожженном состоянии с феррито-перлитной структурой. ЭВЛ осуществляли путем электрического взрыва медных фольг толщиной 15 мкм и массой 100 мг. Масса порошковой навески бора составляла 20 и 60 мг.

Установлено, что при массе порошковой навески 20 мг с увеличением интенсивности воздействия от 5,5 до 7,5 ГВт/м<sup>2</sup> микротвердость поверхности увеличивается на 15–20 %, достигая значения 1100 кг/мм<sup>2</sup>. Это выше исходного уровня примерно в 5 раз. Увеличение массы порошковой навески до 60 мг также приводит к увеличению микротвердости на 15 % до значения 1300 кг/мм<sup>2</sup> (рис. 1). Это можно связывать, прежде всего, с увеличением концентрации бора в твердых растворах Fe(B) и Cu(B) вследствие увеличения степени легирования плазменным компонентом струи и образования новых упрочняющих фаз (боридов и карбоборидов железа). Зависимости микротвердости от глубины поверхностных слоев носят монотонно падающий характер. При этом дополнительное повышение микротвердости при увеличении массы порошковой навески наблюдается в тонком приповерхностном слое, толщина которого увеличивается с ростом зарядного напряжения от 3 до 15 мкм. Общая глубина упрочнения увеличивается от 15–20 до 25–30 мкм. Такой характер влияния интенсивности термосилового воздействия на распределение микротвердости по глубине можно связывать с увеличением глубины зоны легирования и интенсивности конвективного перемешивания расплава в процессе обработки.

*Работа выполнена при частичной финансовой поддержке грантом РФФИ (проект № 08-02-00024) и ФЦП “Научные и научно-педагогические кадры инновационной России” на 2009–2013 гг. (гос. контракт № П332).*

## ФОРМИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ ПОВЕРХНОСТИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО БОРОАЛИТИРОВАНИЯ СТАЛИ 45 И ТЕХНИЧЕСКОГО ТИТАНА

Вострецова А.В., Карпий С.В., Иванов Ю.Ф., Будовских Е.А., Громов В.Е.

*ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет»,  
г. 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. При этом вблизи поверхности образуется ударно-сжатый слой с высокими значениями температуры и давления, а в зоне оплавления, насыщаемой компонентами плазмы, развиваются интенсивные процессы конвективного перемешивания, приводящие к перераспределению легирующих элементов по всей глубине расплава. Вместе с тем, ЭВЛ сопровождается формированием на поверхности высокоразвитого рельефа, обусловленного, прежде всего, радиальным течением расплава от центра зоны облучения к ее периферии и осаждением на поверхности частиц капельной фракции продуктов взрыва из тыла струи. Предварительные исследования показали, что электронно-пучковая обработка с оплавлением поверхности легирования позволяет выгладить ее рельеф, сохраняя при этом высокий уровень микротвердости. Цель настоящей работы – электронно-микроскопический анализ состояния зоны электровзрывного бороалитирования углеродистой стали 45 в отожженном состоянии и технически чистого титана ВТ1-0 после комбинированной поверхности. ЭВЛ осуществляли на электровзрывной установке, имеющей энергозапас емкостного накопителя энергии до 60 кДж и частоту разрядного тока 10 кГц. Для формирования струи использовали алюминиевую фольгу на которой размещали навеску порошка аморфного бора.

Методами сканирующей и просвечивающей электронной дифракционной микроскопии тонких фольг показано, что обработка стали в оптимизированных режимах приводит к формированию многофазной градиентной структуры, упрочненной наноразмерными кристаллами мартенсита, выделениями наноразмерных частиц вторых фаз алюминидов железа и бора, формированием твердого раствора алюминия и бора в кристаллической решетке железа. Электровзрывное бороалитирование поверхности титана приводит к формированию неоднородной по толщине зоны легирования, достигающей 50–60 мкм. Рельеф поверхности легирования, образованный конденсированными частицами продуктов взрыва алюминиевой фольги и ее взаимодействия с частицами бора, при дополнительной электронно-пучковой обработке сглаживается. Зона легирования после комбинированной обработки имеет многофазную структуру, содержащую бориды алюминия и титана различных размеров и формы. Бориды алюминия преимущественно располагаются вблизи поверхности обработки, а бориды титана – в глубине. Микротвердость поверхности после электровзрывного бороалитирования составляет 1050 HV, а после комбинированной обработки – 1600 HV.

*Работа выполнена при финансовой поддержке грантами РФФИ (проект №№ 08-02-00024-а) и ФЦП “Научные и научно-педагогические кадры инновационной России” на 2009–2013 гг. (гос. контракт № П332).*

# МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ НАПРЯЖЕНИЯ ТЕЧЕНИЯ ЗАКАЛЕННОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ

Иванов Ю.Ф.<sup>1</sup>, Корнет Е.В.<sup>2</sup>, Коновалов С.В.<sup>2</sup>, Громов В.Е.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Томский государственный архитектурно-строительный университет,  
Томск, Россия, [yufi@mail2000.ru](mailto:yufi@mail2000.ru)

<sup>2</sup>Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия,  
[gromov@physics.sibsiu.ru](mailto:gromov@physics.sibsiu.ru)

Для того чтобы полнее использовать характерную для сталей прочность и в то же время получить оптимальное сочетание свойств, необходимых для их успешного применения, большое значение приобретает понимание механизма упрочнения в сталях. Знание закономерностей формирования структуры и свойств стали при пластической деформации в закаленном состоянии необходимо для управления процессом деформационного упрочнения.

Целью настоящей работы являлась численная оценка механизмов упрочнения стали, основанная на результатах количественного анализа параметров структуры стали, в зависимости от степени ее деформации.

В качестве материала исследования использована конструкционная сталь 38ХНЗМФА. Аустенитизацию стали проводили при температуре 950 °С в течение 1,5 час. Закалку выполняли в масле. Деформацию стали осуществляли одноосным сжатием со скоростью  $\sim 7 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  столбиков размерами 4x4x6 мм<sup>3</sup> на испытательной машине «Инстрон». Исследования структуры и фазового состава стали выполняли методами электронной дифракционной микроскопии тонких фольг. Данные статистического анализа позволяют провести оценки механизмов упрочнения и рассчитать кривую деформационного упрочнения  $\sigma(\varepsilon)$  (табл.).

**Таблица.** Вклады в величину деформирующего напряжения

Вклады в напряжение течения, МПа \ Степень деформации, %	0	5	10	18	26
Границы кристаллов мартенсита ( $\Delta\sigma_{гр}$ )	440	442	450	470	480
Дислокации «леса» ( $\Delta\sigma_{д.л.}$ )	290	320	340	350	360
Дальнодействующие поля напряжений ( $\Delta\sigma_{д.п.}$ )	270	500	700	795	910
Частицы второй фазы (цементит «самоотпуска») ( $\Delta\sigma_{ф}$ )	200	300	265	285	275
Твердорастворное упрочнение ( $\Delta\sigma_{тв.р}$ )	660	780	785	795	800

Анализ природы деформационного упрочнения стали показал, что: 1) Упрочнение стали в закаленном состоянии носит многофакторный характер; 2. Наибольший вклад в величину деформационного упрочнения дают дальнодействующие поля напряжений и твердорастворное упрочнение; 3. Наиболее близкие к эксперименту результаты оценок величины деформационного упрочнения стали отмечаются в случае использования принципа квадратичного сложения вкладов механизмов упрочнения от равнопрочных препятствий – вкладов от дальнодействующих полей напряжений и твердорастворного упрочнения.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Российского фонда фундаментальных исследований (проект 08-02-00024-а).*

# ФОРМИРОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ ПРИ ПОЛЗУЧЕСТИ АЛЮМИНИЯ В УСЛОВИЯХ ПРИЛОЖЕННОГО ПОТЕНЦИАЛА

Столбоушкина О.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>Томский государственный архитектурно-строительный университет,

Томск, Россия, [yufi@mail2000.ru](mailto:yufi@mail2000.ru)

Ранее нами исследовано влияние слабых электрических потенциалов на скорость низкотемпературной ползучести Al и установлено уменьшение долговечности образцов при таком внешнем энергетическом воздействии.

Целью настоящей работы являлся анализ дислокационной субструктуры (ДСС), формирующейся в технически чистом алюминии при ползучести в условиях приложенного потенциала +1 В. ЛСС исследовались в разрушенном состоянии и на промежуточной стадии ( $\varepsilon=16\%$ ).

Установлено, что в условиях ползучести при действии потенциала +1 В (по сравнению с ползучестью без потенциала), во-первых, минимальная скорость ползучести достигается за более короткий (в  $\sim 1,7$  раза) промежуток времени, во-вторых, минимальная скорость ползучести выше в  $\sim 1,8$  раза и, в-третьих, время до разрушения образца в  $\sim 2$  раза меньше. Вследствие этого, дополнительное наложение потенциала +1 В приводит к следующим отличительным особенностям структуры, формирующейся в условиях ползучести: 1) На стадии установившейся ползучести при равной степени деформации ( $\varepsilon = 16\%$ ) наложение потенциала, во-первых, приводит к существенно большему (в  $\sim 2$  раза) накоплению скалярной плотности дислокаций, формирующих, преимущественно, сетчатую ДСС (в отсутствие потенциала преобладающей ДСС является дислокационный хаос); во-вторых, сопровождается формированием субзеренной структуры с более узким ( $2,2 \dots 2,5$  мкм), по сравнению с субзеренной структурой алюминия, деформированного в условиях обычной ползучести ( $0,6 \dots 2,5$  мкм), спектром размеров (см. табл.); 2. В объеме материала, прилегающем к зоне разрушения, в образце, разрушенном в условиях ползучести под потенциалом, формирующаяся субзеренная структура характеризуется более совершенными границами, преобладанием структуры дислокационного хаоса и существенным ростом плотности дислокационных петель, по сравнению со структурой зоны разрушения образца, деформированного в условиях ползучести без потенциала.

**Таблица.** Характеристики ДСС технически чистого алюминия при ползучести

$\varepsilon, \%$	$\langle \rho \rangle, 10^{10} \text{ см}^{-2}$		$\Delta V, \%$					
	$U = 0 \text{ В}$	$U = +1 \text{ В}$	$U = 0 \text{ В}$			$U = +1 \text{ В}$		
			хаос	сетки	ячейки	хаос	сетки	ячейки
0	0,55		100	0	0	100	0	0
16	1,05	2,1	50	30	20	16	84	0
21	1,5	1,3	30	70	0	74	26	0

$\langle \rho \rangle$  – скалярная плотность дислокаций,  $\Delta V$  – объемная доля

*Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013гг» (гос. контракт № П411).*

## СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ FeCo

Ширинов Т.М.<sup>1</sup>, Глезер А.М.<sup>2</sup>, Громов В.Е.<sup>1</sup>, Коновалов С.В.<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 физики металлов и металловедения им Г.В. Курдюмова ФГУП «Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им И.П. Бардина»,  
г.Москва, Россия, [a.glezer@mail.ru](mailto:a.glezer@mail.ru)

С использованием комплекса методов анализа структуры и физико-механических свойств проведено экспериментальное исследование влияния легирования переходными элементами IV периода Периодической системы - ванадием, хромом, марганцем и никелем - на характер структурных превращений и закономерности пластической деформации бинарного эквиатомного сплава FeCo со сверхструктурой типа B2. Сформулированы физически обоснованные критерии выбора легирующих элементов с целью создания сплавов, превосходящих по механическим характеристикам исходный бинарный сплав.

Установлено, что марганец повышает, ванадий понижает, а хром практически не влияет на температуру Курнакова бинарного сплава FeCo. Влияние никеля на эту характеристику носит немонотонный характер. Зависимости параметра решетки железо-кобальтовых сплавов от концентрации Cr, Mn, Ni аналогичны соответствующим зависимостям температуры Курнакова, а в случае легирования ванадием - прямо противоположны.

Установлено, что введение в сплав FeCo никеля, ванадия и, особенно, марганца и хрома существенно понижает температуру полиморфного  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения. Начиная с определенных концентраций легирующего компонента (2 ат.%V, 1 ат.%Cr, 2 ат.%Mn и 4 ат.%Ni),  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращение протекает по мартенситному механизму.

Обнаружено, что начиная с определенных концентраций легирующих элементов в железокобальтовых сплавах происходит выделение равновесной  $\gamma$ -фазы с неупорядоченной гранцентрированной кубической решеткой. Концентрационные границы существования однофазного упорядоченного по типу B2 твердого раствора и двухфазной области B2+ $\gamma$  соответствуют следующему содержанию легирующих элементов: 1.5-2.0 ат.%V; 1.0-2.0 ат.%Cr; 2.0-4.0 ат.%Mn; 4.0-6.0 ат.%Ni.

В результате изучения закономерностей пластической деформации в интервале температур 77–300 К установлено, что температурно-зависимая составляющая предела текучести сплавов на основе FeCo зависит от величины энергии сдвиговой антифазной границы: снижение этой характеристики приводит к более резкой температурной зависимости предела текучести. Изменение атермической составляющей предела текучести при легировании сплава FeCo определяется, главным образом, характером субструктурного упрочнения.

Легирование в рамках однофазного твердого раствора приводит к усилению зависимости величины коэффициента деформационного упрочнения от степени деформации и температуры испытания по сравнению с бинарным сплавом. Повышение пластичности железокобальтовых сплавов при легировании происходит в пределах однофазного твердого раствора и не связано с появлением частиц второй фазы.

Показано, что пластичность двухфазных сплавов может быть как больше, так и меньше пластичности бинарного сплава, и ее величина зависит от характера выделения частиц второй фазы.

# ОТНОСИТЕЛЬНОЕ ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ ВОЛЬФРАМА ПРИ ИЗМЕНЕНИИ ЗАРЯДА НА ПОВЕРХНОСТИ

Филипьев Р.А., Коновалов С.В., Пономарева М.В., Громов В.Е.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия  
[filipiev@live.ru](mailto:filipiev@live.ru)

Известно, что воздействие электрических полей на нагружаемый объект может заметно изменять его деформационные характеристики. Наиболее эффективна, а поэтому лучше всего изучена в этом плане обработка токовыми импульсами, которая, оказывая влияние на подсистему деформационных дефектов, может изменять распределение внутренних напряжений, фазовый состав и в конечном итоге, существенно изменять их физические и механические свойства [1, 2].

Целью настоящей работы стало изучение изменения микротвердости вольфрама в присутствии электрического заряда на их поверхности создаваемого за счет подключения разнородных металлов. В качестве материала для исследования был выбран вольфрам, и контактирующие с ним металлы – цирконий и медь. Этот выбор обусловлен тем, что вольфрам, цирконий и медь относятся к группе переходных металлов. Микротвердость измерялась стандартным способом с помощью микротвердомера ПМТ-3М.

Существование эффекта и возможность его экспериментального наблюдения иллюстрируется графиками на рис. 1 (а и б), где показано относительное изменение микротвердости вольфрама при присоединении к нему пластин циркония и меди.

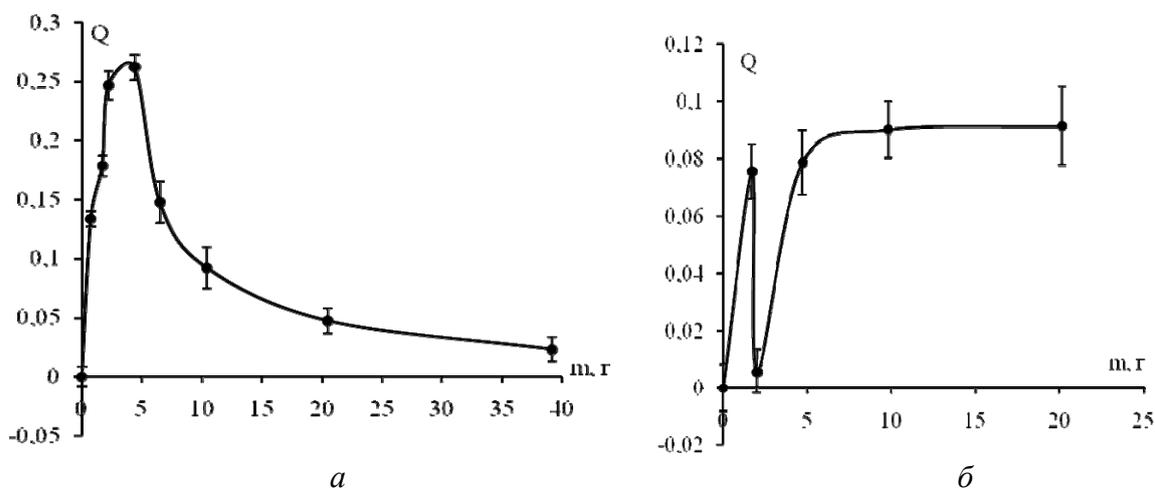


Рис.1. Относительное изменение микротвердости вольфрама и при присоединении различных масс циркония (а) и при присоединении масс меди (б)

Изменение микротвердости вольфрама при присоединении пластины циркония (рис. 1а) идентично кривой, которая была получена нами ранее для микротвердости алюминия при присоединении различных масс циркония.

## Список литературы

1. Спицын В.И., Троицкий О.А. Электропластическая деформация металлов. М.: Наука, 1985. 187 с.
2. Громов В.Е., Данилов В.И., Целлермаер В.Я., и др. // ФММ. 1992. Т. 74. С. 129.
3. Работа выполнена при частичной поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 гг» (гос. контракт № П411).

# ДЕЙСТВИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОТЕНЦИАЛА НА ПРОЦЕСС УСТАНОВИВШЕЙСЯ ПОЛЗУЧЕСТИ АЛЮМИНИЯ И ДИСЛОКАЦИОННЫЕ СУБСТРУКТУРЫ

Петрунин В.А., Коновалов С.В., Столбоушкина О.А., Громов В.Е.

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

В работе [1] исследовалось влияние слабых электрических потенциалов на процесс ползучести алюминия и было установлено увеличение скорости ползучести. В настоящей работе мы исследовали дислокационные субструктуры (ДСС) в алюминии марки А85 при ползучести в условиях наложения на образец электрического потенциала  $\varphi=1\text{В}$ . Одна партия образцов подвергалась испытаниям на ползучесть при нагрузке 50 МПа (степень деформации  $\epsilon = 16\%$ ) без потенциала, а другая – с электрическим потенциалом +1В вплоть до разрушения. Далее мы уделим внимание только второй стадии ползучести в алюминии. Заметим, что если потенциал отсутствует, то объемное содержание ДСС на второй стадии следующее: а) хаос –  $\Delta V = 50\%$ , б) сетки –  $\Delta V = 30\%$ , в) ячейки –  $\Delta V = 20\%$ , в то время, как при действии потенциала 1В объемное содержание ДСС иное: а) хаос –  $\Delta V = 16\%$ , б) сетки –  $\Delta V = 84\%$ , в) ячеек нет. При дальнейшем анализе нашего эксперимента учтем, что дислокационные сетки начинают появляться из хаоса дислокационных скоплений при плотностях дислокаций  $\rho \approx 10^{14} \text{ м}^{-2}$ , а ячеечные ДСС – при  $\rho \approx 10^{15} \text{ м}^{-2}$  [2]. Рассмотрим теоретическое описание [3] установившейся ползучести, которое базируется на уравнениях, описывающих ансамбль подвижных и закрепленных дислокаций. Оценка увеличения минимальной скорости ползучести  $\dot{\epsilon}$  при наложении потенциала дает следующий результат  $\dot{\epsilon}(\varphi)/\dot{\epsilon}(0) \approx 1 + 2\Delta\sigma(\varphi)/\sigma_0 \approx 1,2$ . Соответствующее экспериментальное значение равно 1,8. При расчетах этих величин использовалось предположение о слабом изменении  $V^*(\varphi)$  с потенциалом, а также малость отношения напряжений  $\Delta\sigma/\sigma_0 \approx 0,1$  [1]. В качестве оценки времени установления минимальной скорости ползучести мы брали величину  $\tau_{\min}$ . Расчет дает отношение  $\tau_{\min}(0)/\tau_{\min}(\varphi) = \exp\left[\sigma_0 V^*(\varphi) \cdot (\Delta\sigma/\sigma_0) / (kT)\right] \approx 2$ , где использовались следующие значения величин:  $\sigma_0 = 50 \text{ МПа}$ ,  $\Delta\sigma/\sigma_0 \approx 0,1$ , вектор Бюргерса  $b = 2,86\text{\AA}$ ,  $k = 1,38 \cdot 10^{-23} \text{ Дж/К}$ ,  $T = 293 \text{ К}$ ,  $V^* = b^2 / \sqrt{\rho_s} = 5,84 \cdot 10^{-27} \text{ м}^3$ ,  $\rho_s = 2,1 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$ ,  $\varphi = 1\text{В}$ . Экспериментальное значение отношения времен установления минимальной скорости ползучести равно 1,7, т.е. теория согласуется с экспериментом. Таким образом, на стадии установившейся ползучести при наложении внешнего потенциала дислокации закрепляются значительно медленней, чем в отсутствии потенциала. Следствием этого является отсутствие ячеечных ДСС при ненулевом электрическом потенциале.

*Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013гг» (г/контракт № П411).*

## Список литературы

1. Коновалов С.В., Данилов В.И., Зуев Л.Б. и др. О влиянии электрического потенциала на скорость ползучести Al // ФТТ. 2007. Т.49. Вып.8. С.1389-1391.
2. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986. 224 с.
3. Иванов М.А., Гринберг Б.А. Описание ползучести с учетом размножения дислокаций и их превращений // ФММ. 2006. Т.101, № 3. С.255-265.

## РОЛЬ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОТЕНЦИАЛА В ИЗМЕНЕНИИ СКОРОСТИ РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ АЛЮМИНИЯ

Невский С. А., Коновалов С. В., Громов В. Е.

ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет»,  
Новокузнецк, Россия, [nevskiy\\_sa@physics.sibsiu.ru](mailto:nevskiy_sa@physics.sibsiu.ru)

Ранее в работах [1, 2] проведены исследования влияния электрического потенциала на скорость ползучести и микротвердость алюминия. В ходе исследования установлено, что скорость ползучести и микротвердость алюминия существенно изменяются, причем знак потенциала на данные изменения не влияет. Однако в данных работах исследован только один вид последствия – ползучесть, исследование релаксации напряжений не проводилось. Целью настоящей работы является выяснение роли влияния электрического потенциала на изменение средней скорости релаксации напряжений технически чистого алюминия.

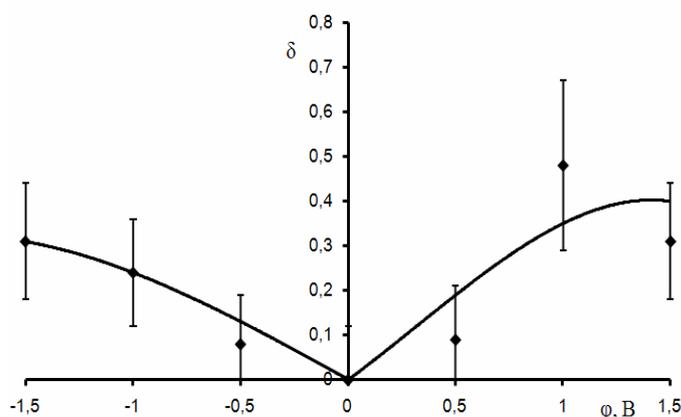


Рис. Зависимость относительного изменения средней скорости релаксации от величины электрического потенциала

Исследования выполнены на образцах алюминия А 85, которые, для снятия внутренних напряжений, подвергались отжигу при температуре 773 К в течении 2-х часов. Испытание на релаксацию напряжений в условиях сжатия проводилось на деформационной машине с автоматической регистрацией усилий во времени. В процессе исследования анализировалось изменение средней скорости релаксации, которая определялась по формуле  $v = \Delta\sigma/\Delta t$ , где  $\Delta\sigma = \sigma_0 - \sigma$  – падение напряжений,  $\sigma_0$  – начальное напряжение,  $\sigma$  – текущее напряжение,  $\Delta t$  – время испытания 500 с. Эффект влияния потенциала характеризовался величиной относительного изменения скорости релаксации  $\delta = (v_\phi/v_0) - 1$ . Установлено, что приложение электрического потенциала увеличивает среднюю скорость релаксации, причем знак потенциала не влияет на это изменение (рисунок).

Полученные результаты могут быть объяснены исходя из того, что при наложении электрического потенциала микротвердость алюминия снижается [2], следовательно, процесс релаксации напряжений будет протекать быстрее.

Таким образом, в нашей работе установлена роль электрического потенциала в изменении средней скорости релаксации напряжений

*Работа выполнена при поддержке гранта ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009 – 2013 г.г.» (гос. контракт № П411)*

1. Коновалов, С. В. О влиянии электрического потенциала на скорость ползучести алюминия / С. В. Коновалов [и др.] // ФТТ. – 2007. – Т. 49. – Вып. 8. – С. 1389–1391.
2. Зуев, Л. Б. О влиянии контактной разности потенциалов и электрического потенциала на микротвердость металлов / Л.Б. Зуев [и др.] // ФТТ. – 2009. – Т. 51. – № 6. – С. 1077–1080.

# ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ВБЛИЗИ СИММЕТРИЧНЫХ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НАКЛОНА $\langle 111 \rangle$ И $\langle 100 \rangle$ В $\text{Ni}_3\text{Al}$

Мартынов А.Н., Полетаев Г.М.\*, Ивахин М.П.,  
Старостенков М.Д.\*, Громов В.Е.

ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет»,  
г. Новокузнецк, Россия,  
[gromov@physics.sibsiu.ru](mailto:gromov@physics.sibsiu.ru)

\*ГОУ ВПО «Алтайский государственный технический университет»,  
г. Барнаул, Россия,  
[genphys@mail.ru](mailto:genphys@mail.ru)

Границы зерен оказывают существенное влияние на деформационное поведение поликристаллов. Экспериментально установлено, что границы зерен и тройные стыки при микропластической деформации являются источниками дислокаций. По мнению многих исследователей, такое явление как ползучесть осуществляется при коррелированном действии зернограничного проскальзывания и внутризеренного скольжения. Основным механизмом, отвечающим за сверхпластичность, является зернограничное проскальзывание.

Работа посвящена анализу результатов, полученных при исследовании методом молекулярной динамики механизмов пластической деформации вблизи симметричных границ зерен наклона  $\langle 111 \rangle$  и  $\langle 100 \rangle$  в интерметаллиде  $\text{Ni}_3\text{Al}$  в условиях одноосной деформации.

Границы наклона создавались посредством поворота двух кристаллов  $\text{Ni}_3\text{Al}$  относительно друг друга на угол разориентации  $\theta$  вокруг осей  $\langle 111 \rangle$  или  $\langle 100 \rangle$ . Получающийся расчетный блок обрезался по краям таким образом, чтобы он приобрел форму параллелепипеда и не содержал по краям пустот. Атомы, находящиеся за границей этого параллелепипеда, удалялись. Затем удалялись атомы, находящиеся за линией межзеренной границы в области другого зерна. После процедуры удаления лишних атомов проводилась первичная динамическая релаксация при начальной температуре 0 К в течение 10 пс (1000 итераций). При этом атомы смещались в положения, соответствующие минимуму энергии, что сопровождалось незначительным разогревом расчетного блока. Количество атомов в расчетном блоке составляло от  $2 \cdot 10^5$  до  $5 \cdot 10^5$ . Оси координат были взяты следующими: ось X – перпендикулярно плоскости межзеренной границы вглубь одного из зерен; Y – вдоль границы зерна и перпендикулярно оси наклона, Z – вдоль оси наклона. Вдоль осей X и Y были наложены жесткие граничные условия, вдоль Z – периодические. При описании межатомных взаимодействий в настоящей работе применялись парные центральные межатомные потенциалы Морза. Параметры потенциалов, характеризующие связи пар атомов А-А и В-В определялись по экспериментально известным свойствам чистых металлов: энергии сублимации, параметра решетки и объемного модуля упругости. Была проведена апробация потенциалов Морза по температурному коэффициенту линейного расширения, скорости распространения продольных и поперечных упругих волн, энергии образования и миграции вакансий.

Одноосная деформация задавалась путем изменения соответствующих межатомных расстояний в стартовой конфигурации расчетного блока. В работе рассматривались деформации вдоль осей X, Y и Z. Продолжительность молекулярно-динамических экспериментов составляла 0,1-0,2 нс, в течение которых температура расчетного блока оставалась постоянной. Температура во всех экспериментах задавалась равной  $0,6 \cdot T_{\text{пл}}$ , где  $T_{\text{пл}}$  – температура плавления рассматриваемого металла. В завершении компьютерного эксперимента, для исключения тепловых смещений атомов, проводилось охлаж-

дение расчетного блока до 0 К. Для изучения атомных механизмов структурной перестройки использовались специальные визуализаторы, основными из которых являлись визуализатор смещений атомов относительно начальных положений и визуализатор распределения потенциальной энергии.

Значения стартовой деформации расчетного блока, при которых начинались пластические сдвиги при включении молекулярно-динамического эксперимента, зависели от угла разориентации зерен и от направления деформирования. Для пластической деформации характерным являлось резкое увеличение интенсивности зернограничной диффузии и появление коллективных смещений большого числа атомов. Причиной таких коллективных смещений являлись внутризеренное скольжение и зернограничное проскальзывание.

При малых значениях стартовой деформации в основном реализовывалось зернограничное проскальзывание, при котором происходили смещения атомов вдоль границы зерен. Причем для границ  $\langle 111 \rangle$  в процесс проскальзывания вовлекалось большее число атомов, и относительное смещение зерен протекало более интенсивно, чем в случае границ  $\langle 100 \rangle$ . С увеличением величины стартовой деформации включался механизм внутризеренного скольжения, которое заключалось в испускании дислокации с границы зерен. Пластическая деформация осуществлялась при этом посредством совместного действия зернограничного проскальзывания и внутризеренного скольжения.

Сильная деформация сжатия вдоль осей Y и Z приводила к расщеплению зернограничных дислокаций и миграции границы, а деформация растяжения, за счет увеличения избыточного свободного объема, приводила к образованию аморфной структуры в области границы зерен. При расщеплении зернограничной дислокации в бикристалле  $\text{Ni}_3\text{Al}$  в зерно испускалась частичная дислокация, в результате чего в зерне возникала антифазная граница.

При больших значениях стартовой деформации сжатия и растяжения ( $|\epsilon| \approx 7-9\%$  в зависимости от параметров границы зерен) происходило интенсивное испускание с границы зерна комплекса дислокаций, что приводило к образованию структуры, состоящей из множества разориентированных относительно друг друга вдоль плотноупакованных плоскостей кристаллических кластеров. Размер кластеров зависел от величины приложенного напряжения.

При высоких значениях стартовой деформации растяжения в границах  $\langle 111 \rangle$  и  $\langle 100 \rangle$  ( $\epsilon > 9\%$ ) внутризеренное скольжение и зернограничное проскальзывание были менее выражены на фоне разрушения кристаллической структуры вблизи межзеренной границы с образованием аморфной области. Избыток свободного объема, возникающий при растяжении, накапливался в такой области. При охлаждении расчетного блока атомы, находящиеся в аморфной области, оседали на ее границах, что приводило к образованию поры.

Таким образом, показано, что внутризеренное скольжение может осуществляться за счет расщепления зернограничных дислокаций при пластической деформации. Пластическая деформация вблизи границ зерен наклона в  $\text{Ni}_3\text{Al}$  осуществляется преимущественно посредством совместного действия зернограничного проскальзывания и внутризеренного скольжения. При испускании с границы частичной дислокации в зерне образуется антифазная граница.

## ПРИМЕНЕНИЕ ФРАКТАЛЬНОГО АНАЛИЗА ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ АЛЮМИНИЯ ПРИ ПОЛЗУЧЕСТИ

Старовацкая С.Н., Столбоушкина О.А., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф.\*,  
Громов В.Е.

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

\*Томский государственный архитектурно-строительный университет,  
г.Томск, Россия, [yufi@mail2000.ru](mailto:yufi@mail2000.ru)

В работе для изучения морфологии поверхности разрушения изделий из технически чистого алюминия после испытаний на ползучесть применен фрактальный анализ. Цифровые изображения изломов алюминия, полученные с помощью сканирующего растрового микроскопа, обрабатывались с помощью анализатора изображений «SIAMS Photolab» и, входящей в его состав методики «3D - визуализация». В результате этого получался набор вертикальных сечений профилей, описывающих рельеф поверхности с точностью, определяемой величиной измерительного масштаба  $\delta$ . При изменении величины  $\delta$  изменяются и значения измеренной длины профилей. В том случае, если поверхность имеет фрактальные свойства, выполняется степенной закон, устанавливающий связь между длиной профиля  $L$  и параметром измерительного масштаба  $\delta$ :  $L(\delta) = L_0 \delta^{1-D_f}$ , где  $L_0$  – проекция профиля  $L$  на ось сечения  $x$ , а  $D_f$  – фрактальная размерность профиля поверхности. Величина  $D_f$  определяется по углу наклона линейного участка зависимости  $\ln(L/L_0)$  от  $\ln \delta$ .

Фрактальный анализ поверхности разрушения алюминия, проведенный по указанной методике, показал, что при ползучести без наложения потенциала фрактальная размерность составила  $D_f = 2,2678 \pm 0,0021$ , наложение потенциала приводит к увеличению значения  $D_f$  до  $2,3064 \pm 0,0011$  (см. рис.).

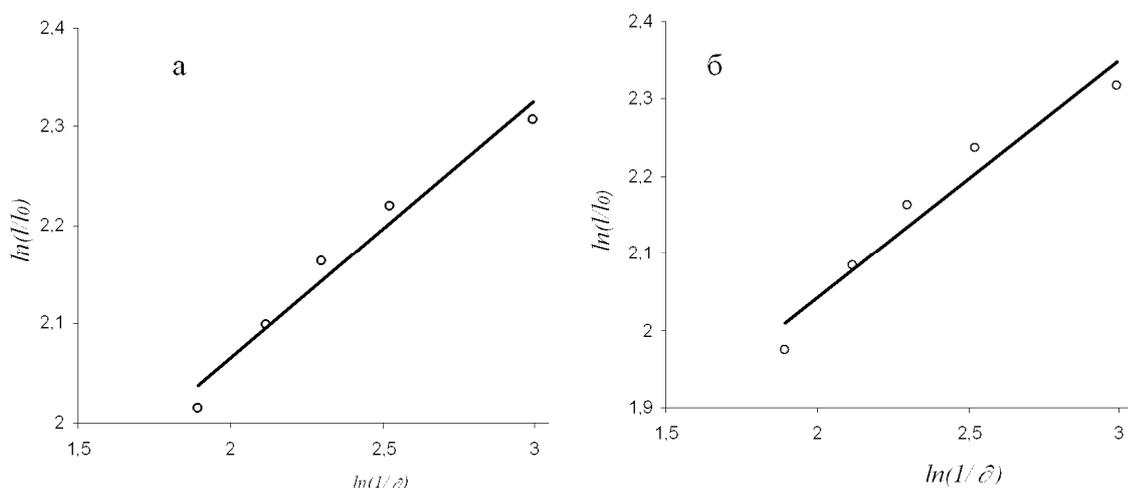


Рис. Зависимости  $\ln(L/L_0)$  от  $\ln(1/\delta)$  для определения фрактальных размерностей:  
а – испытания без наложения потенциала; б – с наложением потенциала +1В.

Изменение фрактальной размерности свидетельствует об увеличении степени шероховатости структуры, что подтверждается результатами измерений размеров и количества ямок вязкого излома (при деформации без наложения потенциала средний размер ямок составляет  $1,84 \pm 1,3$  мкм; наложение потенциала приводит к уменьшению среднего размера ямок вязкого излома в  $\sim 1,25$  раза).

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта РФФИ (проект 10-07-00172-а).

## ФОРМИРОВАНИЕ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ В АЛЮМИНИИ ПРИ ПОЛЗУЧЕСТИ ВО ВНЕШНЕМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ

Коновалов С.В.<sup>1</sup>, Загуляев Д.В.<sup>1</sup>, Иванов Ю.Ф.<sup>2</sup>, Целлермаер В.Я.<sup>1</sup>, Громов В.Е.<sup>1</sup>

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

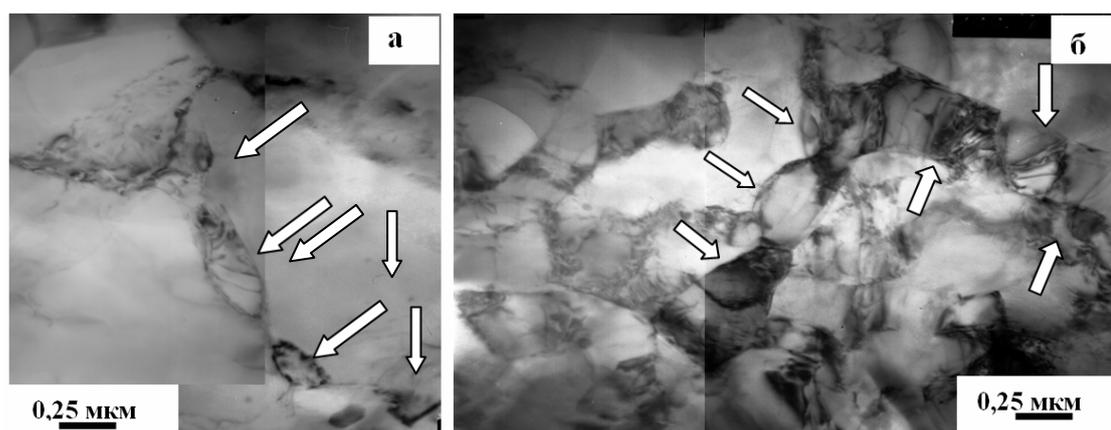
<sup>2</sup>Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия,  
[yufi@mail2000.ru](mailto:yufi@mail2000.ru)

О влиянии магнитных полей на металлы известно несколько десятков лет. В особенности данное явление стало актуально в последние годы, поскольку оно значительно изменяет физические и механические свойства металлов.

Цель работы заключалась в изучении формирования тонкой структуры алюминия при ползучести в слабом магнитном поле.

Материалом для исследования являлся алюминия марки А85. Образцы подвергались ползучести при нагрузке 65 МПа до разрушения в магнитном поле ( $B = 0,3$  Тл) и без него. Исследования структуры образцов осуществляли с помощью просвечивающего электронного микроскопа ЭМ–125.

Установлено, что разрушение алюминия в условиях ползучести сопровождается формированием вдоль границ зерен цепочек субзерен. Наблюдаются как отдельно расположенные субзерна анизотропной формы (рис. 1а), так и группы субзерен преимущественно изотропной формы (рис. 1б). Сопоставляя структуру зоны, прилегающей к поверхности разрушения, можно отметить, что зеренно-субзеренная структура, подобная приведенной на рис. 1, чаще наблюдается в образцах, деформированных без магнитного поля. Принимая во внимание морфологические особенности структуры, можно отметить, что блоки, формирующиеся в области материала, примыкающей к зоне разрушения, характеризуются весьма широким спектром размеров: от 100 нм до 1,5 мкм. При этом, наиболее мелкие из них, как показано на рис. 1, располагаются вдоль границ зерен.



**Рис. 1.** Блочная структура, формирующаяся в зоне разрушения в технически чистом алюминии при ползучести; стрелками указаны субзерна, расположенные вдоль границ зерен

*Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 г.г.» (гос. контракт № П411).*

# НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ WC-Co ТВЁРДОГО СПЛАВА ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ

Осколкова Т.Н., Будовских Е.А.

*Сибирский государственный индустриальный университет*

[oskolkova@kuz.ru](mailto:oskolkova@kuz.ru)

Карбидовольфрамовые твёрдые сплавы остаются основным материалом при производстве различного инструмента. Большой резерв повышения эксплуатационной стойкости твёрдосплавных изделий заключается в применении поверхностных методов упрочнения, среди которых – электровзрывное легирование (ЭВЛ), которое до сих пор не применялся для обработки твёрдых сплавов.

Цель настоящей работы – получение с помощью ЭВЛ на поверхности твёрдого сплава ВК10КС упрочнённого слоя и исследование его свойств.

Работа плазменного ускорителя для ЭВЛ основана на накоплении батареей импульсных конденсаторов энергии до 60 кДж и её последующем разряде в течение 100 мкс через проводник, испытывающий при этом взрывное разрушение. В качестве проводника использовали углеграфитовые волокна, алюминиевую и титановую фольгу. Площадь облучаемой поверхности составляет  $10 \div 15 \text{ см}^2$ . Способ ЭВЛ WC-Co твёрдосплавного инструмента включает нагрев поверхности и насыщение её продуктами взрыва с последующей самозакалкой путём отвода тепла в глубь материала и окружающую среду.

Профилометрия, проводимая на установке «Micro Measure 3D station», показала, что ЭВЛ фактически сохраняет качество поверхности образцов. Шероховатость поверхности исходного образца составляет  $R_a = 1,32 \text{ мкм}$ . После ЭВЛ шероховатость равна  $R_a = 1,3 \div 1,7 \text{ мкм}$ . Металлографические исследования поперечных шлифов показали, что при обработке твёрдосплавных пластин ЭВЛ образуется изменённый поверхностный слой, связанный с уменьшением размера карбида вольфрама, толщиной  $20 \div 25 \text{ мкм}$ , плавно переходящий в основу твёрдого сплава без образования микротрещин на границе зоны поверхностного легирования и основы.

Наноиндентирование образцов показало увеличение поверхностной твёрдости до значений  $H = 30000 \text{ МПа}$ , при этом полученные значения превосходят твёрдость образцов в исходном состоянии в  $2 \div 2,5$  раза. Повышение эксплуатационной стойкости инструмента может происходить за счёт поверхностного легирования взрываемым проводником, смены типа монокарбида вольфрама WC в исходном состоянии твёрдого сплава на другой тип  $W_2C$ , который обладает большей твёрдостью, износостойкостью, уменьшения величины зёрен карбида вольфрама  $W_2C$  в поверхностном слое.

Известно, что обработка поверхности твёрдых сплавов группы ВК концентрированными потоками энергии, к которым относятся импульсные плазменные струи, используемые при ЭВЛ, приводят к измельчению карбида вольфрама более, чем на порядок. Так, после электронно-пучковой обработки на установке «СОЛЮ», которая характеризуется теми же параметрами теплового воздействия на поверхность что и ЭВЛ, было установлено, что средний размер карбида вольфрама в сплаве после обработки уменьшается до 80 нм. Кроме того, в данной работе, также как и в настоящей, было установлено образование новой фазы  $W_2C$ . Это позволяет предположить, что и при обработке ЭВЛ происходит наноструктурирование поверхности, приводящее к её упрочнению.

*Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009 -2013г.г., государственный контракт П 332.*

## ИЗМЕНЕНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА ПОСЛЕ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ И ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМ КОНТАКТНОМ ИЗНАШИВАНИИ

Костерев В.Б.<sup>1</sup>, Белов Е.Г.<sup>1</sup>, Ефимов О.Ю.<sup>1</sup>, Юрьев А.Б.<sup>1</sup>, Чинокалов В.Я.<sup>1</sup>,  
Иванов Ю.Ф.<sup>2</sup>, Коновалов С.В.<sup>3</sup>, Громов В.Е.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат»,  
г.Новокузнецк, Россия, [kosterev\\_VB@zsmk.ru](mailto:kosterev_VB@zsmk.ru)

<sup>2</sup>ГОУ ВПО «Томский государственный архитектурно-строительный университет»,  
г.Томск, Россия, [yufi@mail2000.ru](mailto:yufi@mail2000.ru)

<sup>3</sup>ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет»,  
г.Новокузнецк, Россия, [gromov@physics.sibsiu.ru](mailto:gromov@physics.sibsiu.ru)

Известно, что плазменная обработка высокоуглеродистых сплавов на основе железа (чугун марки СШХНФ) существенно модифицирует их зеренную структуру и дислокационную субструктуру, что не может не сказаться на изменении концентрации химических элементов. В связи с этим целью данной работы являлся анализ, проведенный с использованием приставки EDAX ECON IV, имеющейся в комплекте сканирующего электронного микроскопа Philips SEM 515, распределения атомов железа, хрома, кремния, марганца, никеля и, косвенным образом, углерода на поверхности чугуна после плазменной обработки и на поперечном срезе образцов и после высокотемпературного контактного изнашивания.

Установлена следующая тенденция, связанная с плазменной обработкой материала: на поверхности обработки наблюдается существенное снижение концентрации никеля (более чем в два раза), увеличение концентрации хрома (в ~1,5 раза) и кремния (в ~1,4 раза). Концентрация марганца при этом практически не изменяется.

При анализе изображений структуры образцов, формирующейся на расстоянии ~2 мм от поверхности обработки (т.е. в объеме материала, не модифицируемом при плазменном воздействии) и соответствующих изображений, полученных в характеристических излучениях атомов железа, хрома, никеля, кремния и марганца, демонстрирующих распределения данных элементов в выбранном слое материала видно, что основным элементом анализируемого сплава является железо. Распределение атомов железа в объеме материала неоднородно – выявляются некоторые области материала, практически не содержащие атомы железа.

Эксплуатации материала приводит к отсутствию никеля в слое толщиной ~2 мм. После плазменной обработки концентрация никеля существенно уменьшалась (более чем в два раза) лишь на поверхности облучения; после эксплуатации вала никель методами микрорентгеноспектрального анализа не фиксируется. Как и в плазменно-прочненном чугуне – сохраняется тенденция более высокого содержания хрома в поверхностном слое по отношению к объему материала; концентрация кремния и марганца при этом практически не изменяется.

В результате эксплуатации вала, формируется структура, состоящая из фрагментов, разделенных широкими разломами. Данные участки материала обогащены легкими элементами (азот, углерод, кислород и т.д.), не улавливаемыми использованным в настоящей работе микроанализатором.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ и Федерального агентства по образованию в рамках реализации АВЦП "Развитие научного потенциала высшей школы (2009-2010 годы)" (проект 2.1.2/546).*

## ИЗМЕНЕНИЕ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ СТАЛИ 08X18H10T ПРИ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

Горбунов С.В.<sup>1</sup>, Воробьев 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>Томский государственный архитектурно-строительный университет,  
г.Томск, Россия, [yufi@mail2000.ru](mailto:yufi@mail2000.ru)

В работе методами металлографии травленого шлифа выполнены исследования изменения зеренной структуры стали 08X18H10T, находящейся в исходном состоянии и после различных стадий усталостных испытаний: усталостно нагруженном (промежуточная стадия испытания,  $N_1 = 1 \cdot 10^5$  циклов) и разрушенном ( $N_2 = 1,7 \cdot 10^5$  циклов).

В исходном состоянии сталь представляет собой поликристаллический агрегат с зернами неправильной формы, которые по величине коэффициента анизотропии могут быть разбиты на три класса: высокоанизотропные, среднеанизотропные и изотропные. Структура исходного состояния исследуемой стали характеризуется карбидной строчечностью, связанной с ликвационной неоднородностью стали. Как правило, строчки карбидов выстраиваются закономерным образом вдоль направления проката, формируя квазипериодическую полосчатую структуру.

Усталостное нагружение стали при  $N_1 = 1 \cdot 10^5$  циклов привело к заметному уменьшению средних продольных и поперечных размеров зерен. При этом коэффициент анизотропии среднего зерна стали не изменился, но существенно возрос угол разориентации продольной оси среднего зерна относительно продольной оси образца по сравнению с исходным состоянием.

Изменение средних размеров зерен сопровождается определенной эволюцией распределения зерен по размерам - усталостное нагружение стали приводит к заметному расширению спектра значений размеров зерен. Если в исходном состоянии размер реальных зерен изменялся в пределах до 43 мкм, то после нагружения размер зерен существенно расширился в сторону больших значений, при этом максимальные размеры зерен достигли значения ~60 мкм. С другой стороны, распределение зерен по размерам после усталостного нагружения стало более компактным, основное количество зерен сосредоточено в интервале ~15–30 мкм.

Усталостное нагружение способствовало разрушению карбидной строчечности стали - увеличилось расстояние между карбидными строчками, а также между карбидными частицами, расположенными в пределах одной строчки.

Циклическое воздействие на материал способствовало дальнейшему измельчению зеренной структуры стали. Средние размеры зерен уменьшились более чем в два раза по сравнению с состоянием зеренной структуры исходного материала. Несколько уменьшился коэффициент анизотропии зерен, свидетельствуя о том, что в результате усталостного нагружения в первую очередь разрушаются высокоанизотропные зерна. Существенно, практически в два раза, увеличился средний угол разориентации зерен относительно продольной оси образца. Усталостное разрушение стали сопровождается практически полным исчезновением карбидной строчечности. В разрушенном материале обнаруживаются лишь отдельно расположенные сравнительно крупные частицы и, гораздо реже, короткие, слабо выраженные цепочки карбидных частиц.

*Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 г.г.» (гос. контракт №02.740.11.0538).*

## ПОЛУЧЕНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В МАГНИТОТВЁРДЫХ СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Fe–Cr–Co

Корзников А.В., Корзникова Г.Ф.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*  
[korznikov@imsp.da.ru](mailto:korznikov@imsp.da.ru)

В последнее время в связи с разработкой нового поколения высокоскоростных электрических машин с магнитными роторами, стали предъявляться высокие требования к механическим свойствам постоянных магнитов. Ряд промышленно получаемых магнитных материалов обладает необходимыми для обеспечения заданных мощностей магнитными характеристиками, но неудовлетворительны по механическим свойствам, в том числе статической и усталостной прочности в условиях эксплуатации.

Известно, что магнитные и механические свойства материалов являются структурно чувствительными и регулировать уровень этих свойств можно за счет формирования соответствующей микроструктуры, т.е. для получения регламентированных служебных свойств материала необходимо получение материала с регламентированной микроструктурой. Направленное формирование структуры металлов и сплавов можно осуществлять, используя различные методы горячей деформации, управляя при этом процессами упрочнения и разупрочнения материала в процессе динамической рекристаллизации. Особенно перспективными и актуальными являются методы интенсивной пластической деформации, так как в этом случае за счет больших сдвиговых деформаций удается получить структуры с субмикро- и нанозернами. Примерами технологических схем реализации методов интенсивной пластической деформации (ИПД) могут быть такие процессы обработки металлов давлением как продольно-поперечная деформация, знакопеременный изгиб, различные схемы прессования, поперечно винтовая прокатка, а также комбинированные схемы нагружения. Однако для использования возможностей управления структурными изменениями при горячей деформации с помощью динамической рекристаллизации необходимо знание общих закономерностей, количественных зависимостей и условий ее протекания.

Для решения этих задач необходимо построение диаграмм рекристаллизации второго рода, показывающих зависимость средней величины зерна от степени и температуры горячей деформации при заданной скорости. Диаграммы рекристаллизации служат основным справочным материалом как для разработчиков, технологов и исследователей в области обработки металлов давлением, так и для специалистов в области компьютерного моделирования процессов деформирования в связи с появлением вычислительных систем с модулями для расчета структурных изменений при горячей деформации.

В настоящей работе, на основе результатов экспериментальных исследований методом ИПД по схемам «кручение» и «осадка с кручением» для магнитотвердых сплавов системы Fe–Cr–Co – 25X15К и 30X8К, были выявлены закономерности и количественно оценены структурные изменения при их горячей деформации, а также построены диаграммы рекристаллизации второго рода.

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Ni, КОНСОЛИДИРОВАННЫХ КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Корзникова Г.Ф. <sup>1</sup>, Чеппе Т. <sup>2</sup>, Корзников А.В. <sup>1</sup>

<sup>1</sup>*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*

<sup>2</sup>*Институт металлургии и материаловедения ПАН, Krakow, Poland*

[korznikov@imsp.da.ru](mailto:korznikov@imsp.da.ru)

В последние десятилетия большой интерес исследователей привлекают аморфные сплавы, что связано необычными свойствами этих материалов, такими как широкий интервал упругой деформации (~2%), близкая к теоретической прочность, высокая твердость и коррозионная стойкость. Кроме того, они характеризуются низким модулем Юнга, высокой вязкостью разрушения и высоким пределом текучести, которые могут достигать значений существенно больших, чем в кристаллических аналогах. Однако возможности практического применения аморфных сплавов ограничиваются специфической геометрией (толщина лент не более 50 – 60 мкм) и низкой термостабильностью. Лишь в последние годы исследователям удалось получить объемные металлические стекла (bulk metal glasses) в форме заготовок толщиной несколько миллиметров. Однако этот подход требует сверхвысоких скоростей закалки и не для всех составов удастся найти подходящее техническое решение. Альтернативным способом получения массивных заготовок могло бы стать компактирование тонких аморфных лент кручением под высоким давлением при комнатной температуре.

Для исследований были выбраны аморфные ленты трех составов:  $Ni_{56}Zr_{18}Ti_{16}Si_5Al_3Cu_2$ ,  $Ni_{56}Zr_{18}Ti_{13}Al_6Si_5Cu_2$  и  $Ni_{45}Zr_{18}Ti_{14}Cu_{13}Al_5Si_5$ . Высокая механическая прочность и релаксационная стойкость аморфных металлических стекол на основе Ni определили возможность их использования как конструкционных материалов в различных конструкциях.

Фрагменты лент деформировались кручением на наковальне Бриджмена под давлением 7 ГПа до 5 оборотов. Полученные образцы имели толщину около 0.2 мм и диаметр около 6 мм и исследовались методами калориметрии, оптической микроскопии, а также просвечивающей и растровой электронной микроскопии.

Электронно-микроскопический анализ быстрозакаленных лент показал, что исходная структура во всех лентах является аморфной. В процессе отжига при температурах 833 К и 853 К в течение 30 минут идет полная нанокристаллизация сплавов  $Ni_{56}Zr_{18}Ti_{13}Al_6Si_5Cu_2$  и  $Ni_{45}Zr_{18}Ti_{14}Cu_{13}Al_5Si_5$ . Сплав  $Ni_{56}Zr_{18}Ti_{16}Si_5Al_3Cu_2$  при температуре 833 К кристаллизуется частично. Увеличение температуры отжига влияет на размер зерна несущественно.

Дифференциальная сканирующая калориметрия выявила температуры стеклования в интервале 846 - 831 К и температуру кристаллизации в интервале 875-860 К в зависимости от состава образцов.

При деформации во всех трех сплавах идут процессы частичной кристаллизации. С увеличением степени деформации увеличивается объемная доля кристаллической фазы и средний размер кристаллов, однако структура остается, в основном, аморфной.

# ИССЛЕДОВАНИЕ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ В АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ АМГ-6 И АМГ-2, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РАВНОКАНАЛЬНО-УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Сахаров Н.В., Лопатин Ю.Г., Чувильдеев В.Н.

Нижегородский Государственный Университет им. Н.И.Лобачевского, Нижний Новгород, Россия, [nick\\_saharoff@mail.ru](mailto:nick_saharoff@mail.ru)

Исследована структура промышленных сплавов АМг-6 и АМг-2 в литом и микрокристаллическом (МК) состоянии. Для формирования МК структуры использовалась методика равноканально-углового прессования, 6 циклов, режим В<sub>С</sub>. Температура прессования варьировалась от 125°C до 200°C (АМг-2) и от 150°C до 220°C (АМг-6). Исследование структуры проводилось по стандартным металлографическим методикам с использованием оптического и электронного микроскопов и рентгеновского микроанализатора. В литых сплавах наблюдается химическая неоднородности, наследуемая МК сплавами. В литом состоянии по границам зерен располагаются крупные частицы фаз  $Mg_2Si$  и  $(FeMn)_3Si_2Al_{15}$ . В МК сплавах крупные частицы разбиваются на мелкие. Также наблюдаются мелкие частицы (менее 1 мкм).

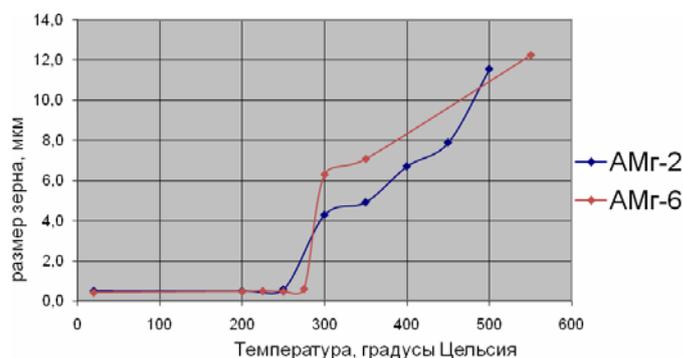


Рис.1. Зависимость размера зерна от температуры отжига для сплавов АМг-2 и АМг-6

Построена зависимость размера зерна от температуры отжига (рис. 1). Кривая имеет трехстадийный характер. На первой стадии до температуры 275°C (АМг-6) и 250°C (АМг-2) размер зерен остается почти неизменным. Вторая стадия, продолжающаяся до температуры 300°C для обоих сплавов, характеризуется интенсивным ростом зерен. Кинетика роста описывается экспоненциальным законом. На третьей стадии наблюдается медленный подъем кривой, ха-

рактерный для собирательной рекристаллизации.

Построены зависимости размера зерна от времени изотермического отжига МК сплава АМг-2. Температура отжига равна  $T=290^{\circ}C$ . Показано, что рост зерен на второй стадии носит аномальный характер: на фоне матрицы мелких зерен вырастают несколько крупных, превосходящие мелкие по размеру в несколько раз. Объемная доля крупных зерен изменяется по экспоненциальному закону.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (гранты №08-08-99142-р\_офи, 09-02-01368-а), фонда U.S. CRDF и Минобрнауки РФ (грант №RUX0-001-NN-06/BR3C01), АВЦП Минобрнауки РФ «Развитие научного потенциала высшей школы (2009-2010 годы)» (проекты №№2.1.2/5271, 2.1.1/6292, 2.1.1/711), ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 годы» (проекты №НК-240П, НК-316П, НК-376П). Авторы благодарят программу «Фундаментальные исследования в высшем образовании» (BRHE), а также НОЦ «Нанотехнологии» и НОЦ «Физика твердотельных наноструктур» ННГУ им. Н.И. Лобачевского.*

# ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ РОСТА ЗЕРЕН ПРИ ОТЖИГЕ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1420

Пискунов А.В., Чувильдеев В.Н., Лопатин Ю.Г., Мышляев М.М., Копылов В. И.

НИФТИ ННГУ им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия.

[avpiskunov@nifti.unn.ru](mailto:avpiskunov@nifti.unn.ru)

В работе исследована эволюция микроструктуры микрокристаллического (МК) алюминиевого сплава 1420 в процессе изотермического отжига. Для формирования МК структуры образцы подвергались 6 циклам равноканального углового прессования (РКУП). Изотермические отжики проводились в течение 1 часа при температурах в интервале от 100 до 450°C. Структура образцов исследовалась на оптическом и растровом электронном микроскопах.

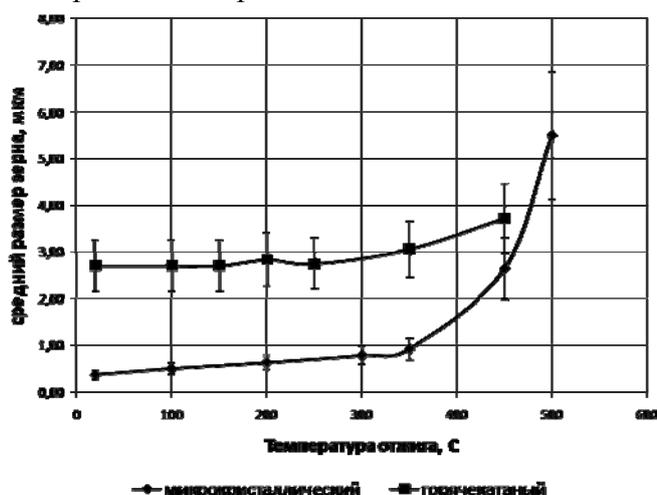


Рис. 1. Зависимость среднего размера зерна от температуры отжига алюминиевого сплава 1420 (Время изотермического отжига = 1 час)

Получена зависимость размера зерна от температуры отжига (рис. 1). В исходном состоянии средний размер зерна 0,4 мкм. Изотермический отжиг при температуре до 350°C не приводит к заметному увеличению размера зерна. В интервале температур 250-300°C наблюдается выделение частиц. После отжига при температуре выше 350°C наблюдается уменьшение количества частиц и интенсивный рост зерна. Структура разнотельная. Отжиг при температуре 450°C приводит к вторичной рекристаллизации.

Для объяснения результатов экспериментов была использована модель рекристаллизации в микрокристаллических материалах [1]. Величина энергии активации процесса роста зерна в МК сплаве составляет 5 кТ<sub>м</sub>. Величина энергии активации, существенно меньше энергии активации зернограничной диффузии в алюминии (11 кТ<sub>м</sub>). Наблюдаемое уменьшение энергии активации в соответствии с представлениями [1], может быть обусловлено неравновесным состоянием границ зерен.

Авторы благодарят за поддержку Российский Фонд Фундаментальных Исследований (гранты №№09-02-01368-а, 09-02-97086-р\_поволжье\_а, 09-08-97044-р\_поволжье\_а), НОЦ ФТНС ННГУ и НОЦ Нанотехнологии ННГУ, программу «Фундаментальные исследования в высшем образовании» (BRHE) фонда U.S. CRDF и Минобрнауки РФ (грант №RUX0-001-NN-06/ВРЗС01), АВЦП «Развитие научного потенциала высшей школы» на 2009-2010 гг. (проекты №№2.1.2/5271, 2.1.1/6292, 2.1.1/711), а также ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 годы.

## Список литературы

1. Чувильдеев В.Н. Неравновесные границы зерен в металлах. Теория и приложения - М.:ФИЗМАТЛИТ, 2004. - 304 с.

## ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Fe–Mn–Si С ОБРАТИМЫМ МАРТЕНСИТНЫМ ПРЕВРАЩЕНИЕМ

Маркова Г.В., Лабзова Л.В.

Тульский государственный университет, Тула, Россия  
[galv.mark@rambler.ru](mailto:galv.mark@rambler.ru)

Сплавы системы Fe–Mn известны, как высокодемпфирующие материалы, рассеивающие энергию за счет протекания обратимого мартенситного превращения (МП)  $\gamma \leftrightarrow \epsilon$ . Этот же переход является основой развития эффекта запоминания формы. Известно, что Fe–Mn сплавы обладают небольшим формовосстановлением, но они дешевле и технологичнее используемых сплавов типа нитинол. Из литературы известно, что легирование кремнием, уменьшая энергию дефекта упаковки, способствует увеличению формовосстановления. В работе установлена природа превращения и исследовано влияние предварительной задающей деформации и температуры закалки на характеристики запоминания формы – восстановленную деформацию, степень и температуры начала восстановления формы в сплавах Fe–23Mn–5Si и Fe–30Mn–5Si.

Исследовали формовосстановление сплавов после деформации кручением (от 1 до 5%) на проволочных образцах закаленных из  $\gamma$ -области от температур 500, 600, 700, 800, 900 и 1000 °С. Для определения параметров запоминания формы применяли оригинальную установку, изготовленную на кафедре ФММ ТулГУ. Положение точек МП определяли dilatометрическим методом. Для определения типа превращения использовали методику анализа фазового максимума внутреннего трения (ВТ), полученного на тех же образцах на обратном крутильном маятнике РКМ-ТПИ.

На основании изучения влияния частоты и скорости нагрева на фазовый максимум ВТ показана нетермоупругая природа мартенситного превращения в исследованных сплавах Fe–Mn–Si.

Обнаружено, что восстановление формы в сплаве Fe–23Mn–5Si происходит монотонно и начинается при температурах ниже точки  $A_s$ , определенной dilatометрическим анализом. Сплав Fe–30Mn–5Si, как показывает dilatометрический анализ и ВТ, не претерпевает МП, однако, формоизменение в нем при нагреве наблюдается, и более значительное, чем в сплаве Fe–23Mn–5Si. Предполагается, что предварительная деформация вызывает образование мартенсита деформации при температуре ниже точки  $A_s$ . В сплаве Fe–30Mn–5Si весь образующийся мартенсит формируется под действием задающей деформации, что обуславливает более высокие показатели формовосстановления. С увеличением степени предварительной деформации степень формовосстановления снижается от 80% до 15%, в то же время температуры начала формовосстановления при нагреве изменяются мало.

Температура закалки существенно влияет на степень восстановления формы: в обоих сплавах зависимость  $K(T_{\text{зак}})$  имеет экстремальный характер с максимумом при температурах около 600–700 °С. Аналогичный вид имеет зависимость твердости от температуры закалки. Высказана гипотеза о возможном расслоении  $\gamma$ -твердого раствора в исследованном диапазоне температур, результатом которого является образование микрообластей с повышенной и пониженной концентрацией Mn. При этом изменяется фазовый состав, соотношение фаз и, в результате этого, функциональные свойства сплавов после закалки. На основании полученных данных построена трехмерная диаграмма, позволяющая определить значения температуры закалки и степени предварительной деформации, обеспечивающие получение степени формовосстановления на заданном уровне.

# ОБРАТИМАЯ ПЛАСТИЧНОСТЬ И ЗАЛЕЧИВАНИЕ ТРЕЩИН В КРИСТАЛЛАХ

Тялин Ю.И., Тялина В.А.

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

Обратимость пластической деформации впервые наблюдалась при упругом двойниковании кристаллов кальцита под действием сосредоточенной нагрузки [1]. Затем подобное поведение материалов было обнаружено в таких явлениях как термоупругое мартенситное превращение, эффект памяти формы и сверхупругость. За обратимое перемещение дефектов структуры, являющихся носителями пластической деформации, в этих случаях ответственны, как правило, силы неупругого происхождения, связанные с избыточной поверхностной энергией границ раздела. Но в некоторых случаях в роли такого возвращающего фактора могут выступить и упругие напряжения дислокационных скоплений, формируемых в окрестности концентраторов напряжений. Например, при остановке трещины на стадии разгрузки образца возможно частичное сваливание испущенных дислокаций в полость трещины [2].

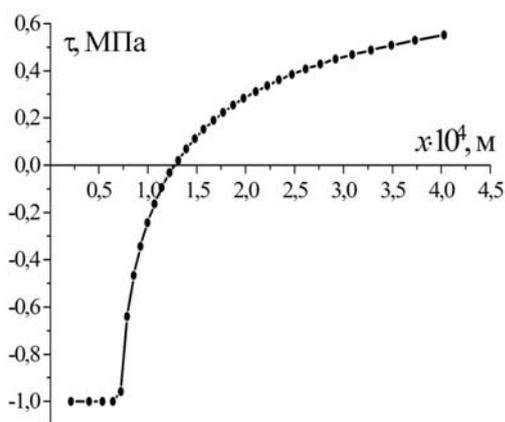


Рис. 1. Напряжения в линии скольжения после выхода из нее части дислокаций

Реверсивное движение дислокаций сопровождается частичным залечиванием трещины. Дальнейшее закрытие трещины можно получить, если уменьшить с помощью внешних воздействий сопротивление кристалла сдвигу. Расчёты показали, что при уменьшении напряжений трения область релаксации (горизонтальный отрезок на рис. 1) увеличивается, постепенно охватывая всю линию скольжения. В этом случае уже увеличивается длина линии скольжения, а плотность дислокаций становится меньше исходной по всей длине скопления.

## Список литературы

1. Бойко В.С., Гарбер Р.И., Косевич А.М. Обратимая пластичность кристаллов. М.: Наука. Гл. ред. Физ.-мат. Лит., 1991. – 280 с.
2. Тялин Ю.И., Тялина В.А., Золотова Д.В., Бутягин А.А., Осипова Е.Н. Структура полос скольжения, формируемых в вершине трещины при ее остановке // Деформация и разрушение материалов, 2008, N 3, с. 23-26.

Релаксированной конфигурации линии скольжения будет соответствовать распределение внутренних напряжений на рис. 1. Горизонтальный участок кривой ограничивает область, из которой дислокации вышли на поверхность трещины или сместились из своих первоначальных положений. Таким образом, длина линий скольжения в вершине трещины будет полностью определяться первой стадией процесса, пока образец остается нагруженным, а распределение дислокаций в ней окончательно формироваться будет только после его разгрузки.

# ЭЛЕКТРИЧЕСКОЕ ПОЛЕ ДВОЙНИКОВОЙ ГРАНИЦЫ В КРИСТАЛЛАХ С ЗАРЯЖЕННЫМИ ДИСЛОКАЦИЯМИ

Тялин Ю.И., Тялина В.А.

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

Экспериментально установлено наличие электрического заряда на дислокациях в ионных и полупроводниковых кристаллах. Причем, в материалах типа  $A^2B^6$  электрическим зарядом обладают как полные, так и частичные двойнивающие дислокации [1]. Настоящая работа посвящена расчету электрических полей заторможенных двойников в кристаллах с заряженными двойнивающими дислокациями.

В общем случае двойник содержит две границы, представляющие собой ступенчато расположенные дислокации. Расчеты равновесной конфигурации двойников показали, что в области допустимых внешних напряжений  $\tau$  без потери общности двойник может быть представлен одиночной границей с числом дислокаций  $n$ , равным сумме дислокаций в обеих границах двойника. Напряженность электрического поля определялась суммированием полей дислокаций, рассматриваемых как заряженные линейные источники.

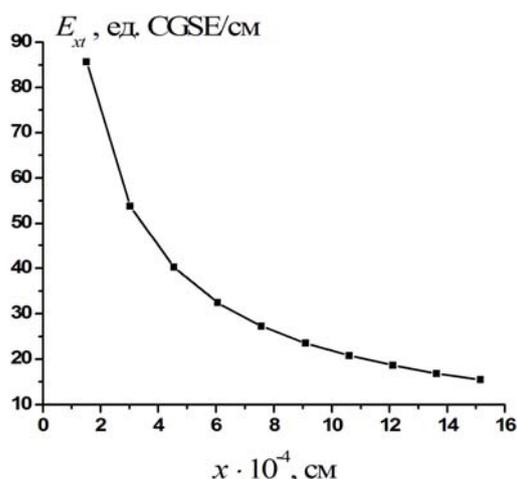


Рис. 1. Напряженность электрического поля на продолжении двойниковой границы

Абсолютное значение и распределение напряженности электрического поля  $E$  будут зависеть от  $n$  и  $\tau$ . Максимальное значение  $\tau_{кр}$  будет соответствовать сближению головных дислокаций до расстояния  $d=2,41h$  ( $h$  – расстояние между плоскостями двойнивания). Очевидно, что данной предельной конфигурации будут соответствовать максимальные значения напряженности электрического поля. Для определения  $\tau_{кр}$  рассчитывались зависимости  $d$  от  $\tau$  и определялась конечная устойчивая конфигурация двойниковой границы. Показано, что структуру границы следует учитывать для внешних напряжений, сравнимых с критическими ( $\tau > 0,1 \tau_{кр}$ ).

Изменение напряженности поля  $E$  за пределами скопления приведено на рис. 1.

На расстоянии  $x \approx 1$  мкм напряженность поля  $E$  составляет  $\sim 3 \cdot 10^4$  В/см. Такая напряженность соответствует электрическому пробое атмосферного воздуха. В этой области расстояний расчёты с использованием плоской [2] и ступенчатой моделей скопления дают практически одинаковые результаты.

## Список литературы

1. Электронные свойства дислокаций в полупроводниках. Под ред. Ю.А. Осипьяна. И-во Едиториал УРСС, 2000. 320 с.
2. Тялин Ю.И., Финкель В.М. Скопления заряженных дислокаций и зарождение трещин в неметаллических кристаллах // Докл. АН СССР, 1984, т. 279, № 5, с. 1126-1130.

## ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛЯХ С НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ (НК) СТРУКТУРОЙ ПРИ ЗАКАЛКЕ В ЗАМКНУТОМ ОБЪЁМЕ (ЗО)

Махнева Т. М., Дементьев В. Б.

*Институт прикладной механики УрО РАН, Ижевск, Россия*  
[mah@udman.ru](mailto:mah@udman.ru)

В последние десятилетия возрос практический интерес к нанотехнологиям, который обусловлен возможностью значительного, а иногда и принципиального изменения свойств известных материалов при переходе в нанокристаллическое состояние. В результате комплексного исследования фазовых превращений при высоких температурах, проведенного с помощью ранее разработанного алгоритма [2], на модельных сплавах Fe–Cr и на коррозионно-стойких мартенситностареющих сталях показано, что при термической обработке в ЗО с воздухом при низких значениях давления до 0,1 МПа (1 атм) в холоднокатаных фольгах, полученных интенсивной пластической деформации (величина блоков  $8 \div 9$  нм), создаются условия для формирования стабильного азотистого аустенита ( $\gamma_N$ ) без образования нитридов. Легирование аустенита азотом воздуха происходит при температурах закалки с последующей стабилизацией  $\gamma_N$  при охлаждении [3, 4] в результате взаимодействия компонентов воздуха с образцами, находящимися в ЗО (запаянной ампуле, печи) с давлением воздуха  $\sim(0,001 \div 0,04)$  МПа.

Термодинамическая оценка вероятности влияния воздушной среды ЗО на фазовые превращения и растворимость азота воздуха показала, что модификация поверхности происходит в два этапа, что окисление на первом этапе доминирует в сравнении с абсорбцией азота на втором этапе и не противоречит известным положениям о большей активности и диффузионной подвижности кислорода [5, 6]. Растворимость азота изменяется через максимум в пределах  $(10 \div 22)$  % хрома и достигает наибольших значений при давлениях воздушной среды  $(0,001 \div 0,04)$  МПа. в результате экспериментальной проверки установлено, что оптимальность условий образования  $\gamma_N$  зависит, в основном, от содержания хрома в твердом растворе высокотемпературной  $\gamma$ -фазы и давления воздуха в замкнутом объёме, которое, в свою очередь, определяет состав оксидных фаз на поверхности фольги, оказывающих влияние на абсорбцию азота в поверхность сплава. При избытке кислорода в ЗО на поверхности фольги образуется шпинель переменного состава  $Fe_xCr_{3-x}O_4$ , которая задерживает процесс азотирования или исключает его совсем [7].

1. Нанотехнология в ближайшем десятилетии. Прогноз направления исследований. /Под ред. М.К. Роко, Р.С. Уильямса и П. Аливисатоса. (Пер. с англ. А.В. Хачояна под ред. Р.А. Андриевского). – М. : Мир. –2002. –292 с.
2. Гончарова Н. В., Махнева Т. М. Методология исследования фазовых превращений в сплавах Fe–Cr в области высоких температур // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2005. – Т. 71, № 3. – С. 28-33.
3. Гончарова Н. В., Махнева Т. М., Елсуков Е. П., Воронина Е. В., и др. Остаточный аустенит в ферритном сплаве Fe–Cr // ФММ.–1998.–Т.86, вып.6.–С. 53-58.
4. Махнева Т. М., Гончарова Н. В., Александрова Г. В. Формирование азотистого аустенита в стали 08X15H5Д2Т при закалке в замкнутом объёме // МиТОМ. – 2006. – № 12.–С.24 - 27.
5. Бокштейн Б.С. Диффузия в металлах и сплавах. –М. : Металлургия, 1978. –248 с.
6. Морозов А. Н. Водород и азот в стали. –М. : Металлургия, 1968. –284с.
7. Гончарова Н.В., Махнева Т.М., Елсуков Е.П., Воронина Е.В. и др. Фазовые превращения в хромсодержащем ферритном сплаве при термообработке в замкнутом объёме в воздушной среде // Перспективные материалы. –2000. – № 4. – С. 83-90.

## АНАЛИЗ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ ЛОПАТОК ГТД

Яблокова Н.А., Трофимов В.В.\*

ОАО «НПО»Сатурн», Рыбинск,

\* Санкт-Петербургский государственный политехнический университет, Санкт-Петербург, РФ, [yabl-natalya@yandex.ru](mailto:yabl-natalya@yandex.ru)

В технологиях контроля параметров напряженно-деформационного состояния деталей газотурбинных двигателей в российских предприятиях применяются механические методы (тензометрический, метод Давиденкова и др.). Применение механических методов позволили накопить огромный опыт в установлении зависимостей параметров напряженного состояния деталей ГТД и ресурса деталей в эксплуатации. Но создание новых изделий ГТД требует анализа и применения других методов контроля и параметров напряженного состояния материала, используемых в зарубежных фирмах, например методов рентгеноструктурного анализа (РСА).

В настоящей работе проведены сравнительные исследования «объемных» остаточных напряжений (ООН) на лопатках ГТД без покрытия (после отливки) и с покрытием (окончательно изготовленная лопатка) методами механической тензометрии (ТМ) и РСА. Термин «объемные» остаточные напряжения характеризует изменение деформации в поверхностном слое лопаток, которое происходит после разрезки детали из-за перераспределения напряжений по объему лопатки. Основной вклад на формирование больших величин ООН вносит распределение остаточных напряжений после отливки лопатки. Все последующие операции в изготовлении лопаток устраняют неблагоприятное распределение ООН или вносят незначительные изменения на величину ООН. Поэтому, ООН в производстве ГТД контролируются на окончательно изготовленных лопатках с покрытием (состав покрытия Al-Si-Y) методом ТМ. В расчете ООН методом ТМ используются параметры для основного материала лопатки, так как толщина покрытия составляет очень малую величину по сравнению с толщиной основного материала испытываемой лопатки. Для измерения ООН на лопатках ГТД с покрытием методом РСА исследованы дополнительные характеристики материала – фазовый состав, модуль упругости.

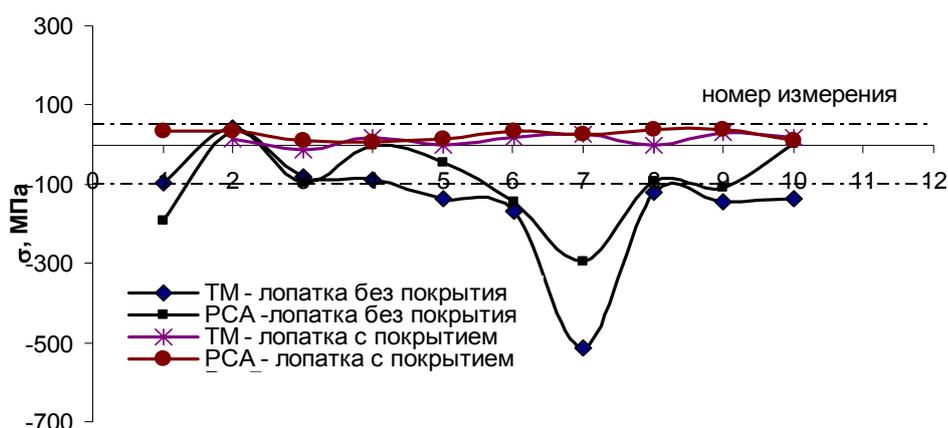


Рис. 1. Распределение «объемных» остаточных напряжений на лопатках ГТД

Материал покрытия, в основном, состоит из двух фаз:  $\beta$ -NiAl и  $\gamma'$ -Ni<sub>3</sub>Al. На поверхности покрытия преобладает фаза  $\beta$ -NiAl, на глубине 10–30 мкм присутствуют обе фазы и на глубине 20–30 мкм преобладает фаза основного материала –  $\gamma'$ -Ni<sub>3</sub>Al.

Упругая постоянная покрытия для фазы  $\beta$ -NiAl определена экспериментально и составляет  $E_{\beta}/(1+\nu) = 90,53$  ГПа. Остаточные напряжения на лопатках с покрытием определяются в поверхностном слое материала лопатки 8–10 мкм, т.е. для фазы  $\beta$ -NiAl, а для лопаток без покрытия - для фазы  $\gamma'$ -Ni<sub>3</sub>Al (рис.1).

Для определения ООН методами РСА и ТМ на лопатках производится последовательная разрезка образцов. Напряжения  $\sigma$  измерены в одних и тех же точках (по 5 точек измерения на лопатке со стороны корыта и спинки).

Характер и величина ООН, определенные методами РСА и ТМ имеют хорошую сходимость.

## ВЛИЯНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ПРИМЕСЬ-ДИСЛОКАЦИОННОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ

**Алиев М.А., Чартаев Х.Ш.**

*Махачкалинский филиал Московского Автомобильно-дорожного Института  
Россия, Махачкала.  
[bukilal@mail.ru](mailto:bukilal@mail.ru)*

Обнаружена возможность существенного повышения пластичности полупроводниковых кристаллов при специальной методике их обработки, проводимой одновременно с электростимулированной деформацией. Использован синергетический (многопараметрический) способ воздействия на кристалл, где одновременно с механической нагрузкой реализованы процессы диффузии или электродиффузии примесных атомов.

В предыдущих работах при одновременной реализации и обеспечении примесь-дефектных взаимодействий в процессе реструктурирования полупроводниковых кристаллов были обнаружены проявления эффектов пластификации кристалла и ускоренного проникновения диффундирующей примеси вглубь образца [1]. Если обычное диффузионное взаимодействие примеси индия (In) повлияло на диффузионно-деформационные параметры, [2], то направленное электропереносное перемещение и взаимодействие примесных атомов с дефектами структуры должны также проявиться на прочно-пластических свойствах.

В настоящее время поиски различных способов повышения пластичности как можно при низких температурах и изучение взаимосвязи между структурой, формирующейся пластической деформацией, составом, образующимся диффузией примесных атомов и свойствами полученной системы, являются задачей актуальной, имеющей прикладное значение.

Условиям открытости системы соответствует пластически деформируемый кристалл, помещенный в постоянное и/или переменное электрическое поле, по которому проходит постоянный электрический ток высокой плотности, где одновременно с деформацией реализованы диффузия или электроперенос разнозарядовых примесных атомов.

Образцы в виде параллелепипедов размерами 10×6×4 мм, ребра которых совпадали с кристаллографическими направлениями [110], [ $\bar{1}\bar{1}0$ ], [111], где одна грань была параллельна плоскости [110], а две другие отклонены на  $10^0$  от плоскостей [001] и [110] попарно складывались и подвергались электропереносно-пластической деформации. Основная цель постановки эксперимента - выяснение зависимости пластических

свойств монокристалла кремния от способов вхождения примесей в решетку реструктурирующей матрицы.

Приведены зависимости напряжение-деформация  $\sigma(\varepsilon)$  для трех образцов монокристаллического кремния р-типа проводимости при трех различных режимах их реализации – при электропластическом способе деформации (ЭПД-способ), при одновременном с ЭПД-способом реализации обычной диффузии примесных атомов и при одновременной с ЭПД-способом реализации электропереносной диффузии примесных атомов (ЭППД-способ).

Несмотря на малые значения параметров внешнего воздействия ( $\sigma, T, t$ ) достигнутая общая величина деформации  $\varepsilon$  при ЭПД-способе превышает на порядок ТПД-способ, а

коэффициент упрочнения  $\gamma = \frac{d\sigma}{d\varepsilon}$  сохраняет постоянное значение на всем участке де-

формирования. Скорость деформирования на начальном участке  $v_1 = 5 \cdot 10^{-2}$  м/с. Что касается образца с одновременной диффузией нейтральных примесных атомов олова, то наблюдается заметное разупрочнение при  $\sigma > 1.5$  кг/мм<sup>2</sup>. А увеличение общей величины достигнутой деформации при одинаковых прочих параметрах воздействия по сравнению с беспримесным, составило более чем 20%. Примесное взаимодействие привело к эффекту разупорядочения, и  $\gamma_2 < \gamma_1$  почти в два раза.

Особый интерес представляет поведение образца, полученное при проведении одновременной с электростимулированной деформацией реализации электродиффузии примесных атомов олова. Деформация при ЭППД-способе шла значительно легче и эффективнее, т.е. для достижения единичного процента при ЭППД-способе усилие потребовалось в два раза меньшее, чем при ЭПД-способе, особенно на начальном участке деформации, где  $\gamma_3 = 0.78$ .

Различие поведения пластических свойств кристаллов подтверждается и особенностями характера формирования субструктуры на поверхности. Микроскопические снимки подтвердили вышесказанное. Так, например, на поверхности образца, прошедшего обработку ЭПД-способом, видны взаимно пересекающиеся упорядоченные полосы скольжения, образуя между собой угол в  $70^\circ$ . А у образца, деформированного ЭППД-способом, видны когерентно выстроенные одиночные полосы скольжения, отличающиеся различными глубинами и шириной распределения.

Полученные экспериментальные результаты позволяют сделать вывод о том, что подбирая ориентацию граней кристалла и нанося примесь на соответствующую поверхность, можно сформировать такой слой, который начнет работать как источник генерации дефектов с диффузионной накачкой.

Отличие нового подхода в обработке кристаллов от традиционно применявшихся ранее состоит в том, что в ЭППД – способе все структурные носители перестраиваются в динамические потоки и силы определенного направления. Структурные носители, приобретая направленное движение, могут влиять на характер движения и взаимодействия всех участников процесса. В результате таких обменных взаимодействий изменяется динамика скольжения и деформационные характеристические параметры. При применении новой технологии обработки кристаллов возможно структура испытывает сложную эволюцию, зависящую от многих факторов, включая и эволюцию самих дефектов.

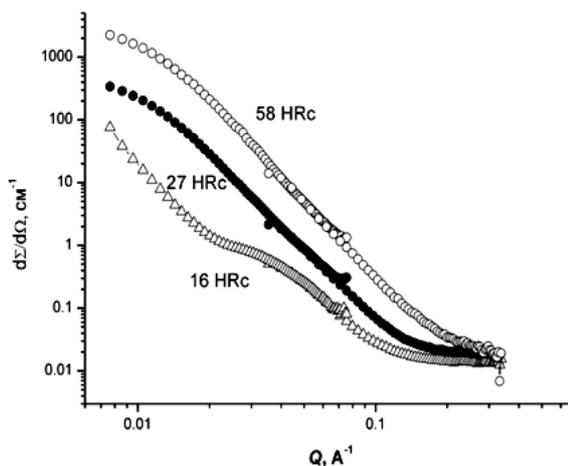
Предложенная новая технология с применением электростимулированной обработки кристаллов позволит обогатить их физические свойства.

# ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТОДОМ МАЛОУГЛОВОГО РАССЕЯНИЯ НЕЙТРОНОВ ВЛИЯНИЯ НАДАТОМНОЙ СТРУКТУРЫ СПЛАВА 40ХНЮ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА

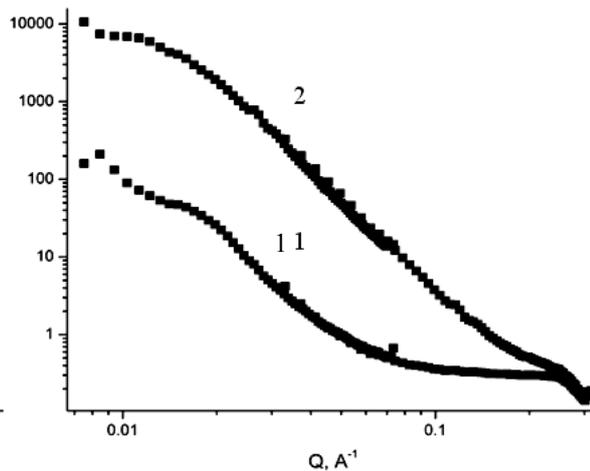
Садыков Р.А.<sup>1</sup>, Литвин В.С.<sup>1</sup>, Гулютин А.В.<sup>2</sup>, Аксенов С.Н.<sup>1</sup>, Arravou M-S.<sup>3</sup>,  
Ioffe A.<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Институт ядерных исследований РАН,  
<sup>2</sup> Институт физики высоких давлений РАН,  
<sup>3</sup> Julich Center for Neutron Science, Germany  
[vlitvin@inr.ru](mailto:vlitvin@inr.ru)

Методом малоуглового рассеяния нейтронов (МУРН) была исследована надатомная структура ряда образцов сплава 40ХНЮ (Ni 58%, Cr 39%, Al 3%) с различной твердостью. Немагнитный сплав 40ХНЮ представляет большой практический интерес, т. к. по твердости он не уступает закаленным сталям (до 60 по Роквеллу) и в то же время остается немагнитным (магнитная восприимчивость не превышает 0,003 СГСМ/г) при температурах выше в 0,1 К. Кроме того, данный сплав обладает необычным поведением при закалке и отжиге: закалка при температуре 1200° С ведет к понижению твердости до нуля, а отжиг к ее увеличению. Максимальная твердость достигается при температуре отжига 650° С. Измерения были проведены на нейтронной малоугловой установке KWS-2 на исследовательском реакторе FRM-II в Гархинге, Германия. Спектры МУРН приведены на рис. 1. При твердости выше 24 наблюдается существенное изменение структуры в наномасштабе. В неотожженном состоянии сплав имеет квазипериодическую структуру с периодом 70 нм. Отжиг приводит к появлению наночастиц диаметром 20-30 нм, предположительно, Ni<sub>3</sub>Al. Характер кривой свидетельствует об относительной концентрации наночастиц порядка нескольких процентов. Также была исследована эволюция надатомной структуры сплава в процессе отжига из закаленного состояния (рис. 2). В неотожженном состоянии сплав имеет квазипериодическую структуру с периодом 35 нм. При температуре отжига выше 450° С происходит образование наночастиц с относительной концентрацией порядка нескольких процентов.



**Рис. 1.** Спектры малоуглового рассеяния нейтронов сплавом сплавом 40ХНЮ при различных твердостях.



**Рис. 2.** Спектры малоуглового рассеяния сплавом 40ХНЮ в неотожженном (1) и отожженном (2) состоянии.

# ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ И МЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ АЛЮМИНИЯ И АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1420 С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ

Найденкин Е.В., Иванов К.В.

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

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

Известно, что деформационное поведение ультрамелкозернистых (УМЗ) металлов и сплавов, полученных воздействием интенсивной пластической деформации, значительно отличается от наблюдаемого в соответствующих крупнозернистых аналогах, что связано с существенным увеличением роли механизмов деформации, связанных с границами зерен. Предполагается, что ультрамелкий размер зерна и, соответственно, относительно большая протяженность внутренних поверхностей раздела (границ зерен), а также их неравновесное состояние могут активировать диффузионно-контролируемые механизмы деформации, такие как зернограничное проскальзывание (ЗГП) и вращение зерен даже при низких гомологических температурах ( $< 0,3 T_{пл}$ ). Так развитие ЗГП при комнатной температуре экспериментально наблюдали при пластической деформации УМЗ меди, никеля, алюминия и некоторых других чистых металлов, а также алюминиевых сплавов. Кроме того, при растяжении УМЗ сплавов в условиях повышенных температур ( $0,3-0,5 T_{пл}$ ) наблюдалась высокоскоростная и/или низкотемпературная сверхпластичность. Вместе с тем в литературе практически отсутствуют надежные количественные данные о величине вкладов различных механизмов, особенно связанных с границами зерен, в общую деформацию и о влиянии на эти механизмы зернограничных характеристик (спектр разориентировок, дефектное и фазовое состояние и т.п.). В связи с вышесказанным, в настоящей работе были проведены исследования эволюции структуры и особенностей деформационного поведения алюминия и алюминиевого сплава 1420 с УМЗ структурой, полученной методом равноканального углового прессования, при растяжении при комнатной температуре и в условиях сверхпластичности, соответственно.

Установлено, что УМЗ алюминий демонстрирует отсутствие заметного деформационного упрочнения при растяжении, и значения пределов прочности и текучести различаются лишь на несколько процентов. Наблюдается сильная локализация деформации, причем формирование шейки начинается практически сразу же после достижения предела текучести. Деформационный рельеф на поверхности образцов свидетельствует о дислокационном скольжении в крупных зернах. Наблюдаются отчетливые ступеньки на границах зерен, отвечающие сдвигу отдельных зерен друг относительно друга, характерному для ЗГП. Кроме того, имеет место формирование деформационных полос, соответствующих, по-видимому, развитию кооперативного ЗГП. Методом получения поперечного сечения сфокусированным ионным пучком измерена вертикальная составляющая сдвига зерен друг относительно друга. По полученным данным рассчитан вклад ЗГП в общую деформацию при растяжении алюминия, достигающий, без учета полос кооперативного ЗГП, 15-20%.

Изучение эволюции структурно-фазового состояния УМЗ сплава 1420 системы Al-Mg-Li в процессе сверхпластической деформации показало интенсивное развитие ЗГП в поверхностных слоях материала толщиной до 20 мкм, сопровождающееся распадом твердого раствора, с выделением на границах зерен частиц  $Al_2MgLi$ . Наблюдаемое при этом образование мезополос деформации по всей рабочей части образца способствует повышению сверхпластичных свойств исследуемого материала.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ЭЛЕКТРОННЫХ И СТРУКТУРНЫХ СВОЙСТВ ПЛЕНОК КАРБИДОВ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ВЕЛИЧИНЫ УПРУГИХ ДЕФОРМАЦИЙ.

Мутигуллин<sup>1</sup> И.В., Бажанов<sup>2</sup> Д.И., Кулькова С.Е.<sup>3</sup>

<sup>1</sup> *Вычислительный центр РАН, Москва, Россия*

[mutigullin@gmail.com](mailto:mutigullin@gmail.com)

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

<sup>3</sup> *Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*

В работе методом расчетов из первых принципов изучается влияние упругих деформаций поверхности, приводящих к изменению параметра поверхностной кристаллической решетки (растяжения и сжатия) карбидов переходных металлов (TiC, NbC, TaC) на структурные и электронные свойства их низкоиндексных поверхностей ((001), (110), и металл-терминированная (111)). Расчеты проводятся в рамках теории функционала плотности в рамках обобщенного градиентного приближения. Межатомное взаимодействие описывается посредством ультрамягких псевдопотенциалов [1]. Все расчеты проводятся при помощи программного комплекса VASP [2] на суперкомпьютерах Межведомственного Суперкомпьютерного Центра РАН.

Все карбидные системы рассматриваются в наиболее стабильной структуре NaCl. Проведенное моделирование продемонстрировало, что как уменьшение, так и увеличение параметра поверхностной решетки оказывает сильное влияние на релаксацию атомов поверхности и на ее электронные свойства (в частности, на работу выхода и поверхностную энергию). Работа выхода металл-терминированных поверхностей (111) указанных карбидов изменяется монотонно с варьированием параметра поверхностной решетки, причем это изменение велико и может достигать величины 1 эВ. В то же время работа выхода поверхностей (001) изменяется немонотонно и не столь значительно. Проведенные расчеты поверхностных энергий демонстрируют, что стабильность поверхностей карбидов может зависеть от величины параметра поверхностной решетки. В настоящее время проводятся расчеты адсорбции одиночных атомов и адгезии монослоев 3d- и 4d- переходных металлов (Fe, Ni, Co, Nb, Mo) на указанных карбидных поверхностях, а так же влияния изменения параметра поверхностной решетки на величину энергии адгезии. Результаты расчетов позволят установить взаимосвязь между адгезией и изменениями атомной, электронной и магнитной структурами низкоразмерных материалов на основе металлов и их карбидов, выявить основные факторы, влияющие на структурные и магнитные свойства материалов, а также роль деформаций на механические свойства границ раздела «металл-карбид», что принципиально важно как с фундаментальной точки зрения, так и для практических приложений в инженерной и химической индустрии, в электронике, и в медицине.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 09-03-00523-а).*

## Список литературы

1. D.Vanderbilt, Phys. Rev. B 41, 7892 (1990).
2. G.Kresse, J. Furthmuller, Phys. Rev. B 54, 11169 (1996).

# ВЛИЯНИЕ УПРУГИХ ДЕФОРМАЦИЙ НА ЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА НИТРИДОВ ИНДИЯ И ГАЛЛИЯ

Мутигуллин И.В.<sup>1</sup>, Абгарян К.К.<sup>1</sup>, Бажанов Д.И.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> *Вычислительный центр РАН, Москва, Россия*

[mutigullin@gmail.com](mailto:mutigullin@gmail.com)

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

В данной работе исследуются из первых принципов структурные особенности тонких пленок монокристаллических нитрида индия и нитрида галлия в структуре вюрцита с ориентацией (0002) на кремниевой подложке с ориентацией (111) и влияние упругих деформаций на величину ширины запрещенной зоны указанных полупроводников. Исследование проводилось в рамках теории функционала плотности (ТФП) в приближении локальной электронной плотности (LDA). Межатомное взаимодействие описывалось с помощью PAW-потенциалов [1]. Все расчеты проводились при помощи программного комплекса VASP [2] на суперкомпьютерах Межведомственного Суперкомпьютерного Центра РАН.

Моделирование структуры интерфейсов InN(0001)-In/Si(111) и GaN(0001)-Ga/Si(111) проводилось в рамках приближения кристаллических пластин. Поскольку периоды решеток кремния и указанных полупроводниковых соединений различны, периоды решеток последних изменялись таким образом, чтобы соответствовать геометрии подложки. Были рассмотрены различные варианты расположения атомов In и Ga над подложкой, для всех случаев были рассчитаны значения энергии адгезии и было определено наиболее стабильное взаимное расположение атомов подложки и полупроводниковой структуры.

Несоответствие периода решетки подложки и нитридной пленки может приводить к возникновению упругих деформаций, которые в свою очередь могут оказывать влияние на электронные свойства полупроводника. В этой связи было проведено изучение влияния изменения величины параметра поверхностной ячейки на ширину запрещенной зоны InN и GaN. Поскольку для ТФП в рамках приближения LDA характерно занижение ширины запрещенной зоны полупроводников, для более корректного описания электронной структуры исследуемых систем было выбрано приближение LDA+U [3], позволившее получить значения ширины запрещенной зоны для GaN и InN близкие к экспериментальным. В рамках этого приближения были рассчитаны электронные свойства указанных полупроводников для различных значений параметров поверхностной кристаллической ячейки. Результаты расчетов продемонстрировали сильное влияние геометрии пленки полупроводника на ширину ее запрещенной зоны. Сжатие ячейки полупроводника приводит к уширению запрещенной зоны, а растяжение ячейки – к сужению запрещенной зоны.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (проекты № 10-08-01263-а, № 09-01-13541-офи\_ц).*

## Список литературы

1. P. E. Blöchl, Phys. Rev. B 50, 17953 (1994).
2. G.Kresse, J. Furthmuller, Phys. Rev. B 54, 11169 (1996).
3. V. I. Anisimov, F. Aryasetiawan, A. I. Lichtenstein, J. Phys.: Condens. Matter 9, 767 (1997).

# ОСОБЕННОСТИ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ КРИСТАЛЛИТНОГО КЕРАМИЧЕСКОГО ТЕПЛОЗАЩИТНОГО ПОКРЫТИЯ ЛОПАТКИ ТУРБИНЫ ГТД В УСЛОВИЯХ ВОЗДЕЙСТВИЯ ЦЕНТРОБЕЖНЫХ СИЛ

Лепешкин А.Р., Ваганов П.А.

*Центральный институт авиационного моторостроения им. П.И. Баранова,  
Москва, Россия,  
[lepeshkin.ar@gmail.com](mailto:lepeshkin.ar@gmail.com)*

Для обеспечения работоспособности высокоэффективных авиационных газотурбинных двигателей (ГТД) и установок (ГТУ) новых поколений необходимо создание новых жаропрочных материалов, а также улучшение защиты деталей высокотемпературного тракта ГТД с помощью теплозащитных и жаростойких покрытий.

В последние годы активизировались работы по внедрению керамических теплозащитных покрытий (ТЗП) на деталях высокотемпературного газового тракта ГТД.

Наиболее эффективная защита материала детали от теплового потока с помощью ТЗП происходит в случае использования керамических покрытий на основе диоксида циркония  $ZrO_2$ . Однако весьма проблематичны вопросы долговечности, поскольку сопротивление разрушению этих покрытий при растяжении очень низкое, а в условиях эксплуатации в покрытиях возникают напряжения от воздействия центробежных сил и знакопеременные термические напряжения при термоциклическом нагружении.

Эффективность теплозащиты покрытий и их долговечность зависит не только от теплофизических свойств, химического состава, но и от технологии нанесения покрытия.

Среди множества технологий нанесения покрытий лучшую теплозащиту при высоком сопротивлении термомеханической усталости обеспечивает электронно-лучевой метод. С помощью указанного метода образуется керамическое покрытие кристаллитной (столбчатой) структуры на поверхности металлического подслоя (промежуточного жаростойкого покрытия) рабочей лопатки турбины ГТД.

В данной работе проводились расчетные исследования напряженно-деформированного состояния (НДС) столбчатого керамического покрытия лопатки ГТД с учетом того, что в условиях эксплуатации материалы лопатки и керамического ТЗП нагружены центробежными силами. Деформация подслоя под действием центробежных сил совместно с температурной деформацией сопровождается увеличением расстояния между ножками столбчатого покрытия, сросшаяся поверхность которого при этом растрескивается на блоки и одиночные столбики. Под действием центробежных сил ножки кристаллитов (столбиков) покрытия подвергаются изгибу. Низкая прочность керамики при растяжении ( $\sigma_B \leq 5-10 \text{ кг/мм}^2$ ) приводит к разрушению покрытия. Поэтому расчет максимально допустимой толщины «столбчатого» ТЗП должен проводиться с учетом температуры эксплуатации и центробежных нагрузок, а также конфигурации столбиков ТЗП.

На основе проведенных расчетов НДС получены распределения напряжений по высоте одиночных столбиков и столбиков, находящихся в блоках, керамического покрытия при воздействии центробежных сил. При расчете НДС столбиков (кристаллитов) в блоках использовалась гипотеза плоско-параллельного движения.

# МЕТОДИКА МОДЕЛИРОВАНИЯ ИНДУКЦИОННОЙ ЗАКАЛКИ СТАЛЬНОЙ ДЕТАЛИ С УЧЕТОМ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ

**Лепешкин А.Р.**

*Центральный институт авиационного моторостроения им. П.И. Баранова,  
Москва, Россия,  
[lepeshkin.ar@gmail.com](mailto:lepeshkin.ar@gmail.com)*

Исследования нестационарного теплового и термонапряженного состояния деталей при закалке токами высокой частоты проводились по разработанной методике с учетом многих факторов: распределения параметров электромагнитного поля и внутренних источников тепла по глубине детали, частоты тока, распределений температур и термонапряжений в деталях в процессах нагрева и охлаждения, свойства ферромагнитной стали и изменение ее свойств при переходе через точку Кюри, изменения электрофизических, теплофизических и прочностных свойств стали в зависимости от температуры и фазовых и структурных превращений [1-3], явление кинетической пластичности, остаточные напряжения. Были проведены также исследования влияния скорости охлаждения и изменения мартенситных точек на остаточные напряжения после закалки. Указанные исследования являются комплексными, так как в них впервые осуществляется комплексный расчет разных физических полей: нестационарного электромагнитного поля, полей температур и термонапряжений с учетом фазовых превращений и изменения свойств охлаждающей среды.

Для расчета и исследования режимов индукционного нагрева под закалку, нестационарного термоупругопластического состояния стальных деталей в процессах нагрева и охлаждения, температурной зависимости предела текучести и остаточных напряжений с учетом фазовых превращений в деталях после закалки использовалась комплексная математическая модель, реализованная в виде программного комплекса.

С использованием разработанного программного пакета проведены расчетные исследования режимов индукционного нагрева под поверхностную закалку цилиндрической детали из ферромагнитной стали 45 диаметром 65 мм на частоте 2500 Гц. Режим принудительного охлаждения детали в интенсивном водяном душе рассчитывался с учетом зависимости коэффициентов теплоотдачи от температуры детали и изменяющегося физического состояния охлаждающей среды. Было установлено, что глубина слоя, содержащего более 50 % мартенсита, составила 5 мм при общей глубине закаленного слоя 7,5 мм. Были получены результаты: распределения внутренних источников тепла в детали, зависимости температур и термонапряжений от времени и распределения остаточных напряжений.

Сравнение результатов расчета распределений остаточных радиальных и окружных напряжений и экспериментальных данных показывает удовлетворительное совпадение.

## Список литературы

1. Мирзаев Д.А., Штейнберг М.М., Пономарева Т.Н., Счастливец В.М. Влияние скорости охлаждения на положение мартенситных точек. Углеродистые стали // ФММ. 1979. т. 47, вып. 1. – С. 125-135.
2. Садовский В.Д. Закалка стали в магнитном поле. – М.: Наука. 1977. - 119 с.
3. Юрьев С.Ф. Удельные объемы фаз в мартенситном превращении аустенита. М.: Metallurg-издат, 1950. – 48 с.

## МОРФОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ АЛМАЗОВ ТИПА ПВ, ПОЛУЧЕННЫХ В СИСТЕМЕ Fe–Co–Zr–B–C

Чепугов А. П., Ивахненко С. А., Лысаковский В. В., Коваленко Т. В.,  
Пидгорнюк А. М.

*Институт сверхтвердых материалов НАН Украины, г. Киев*  
[a.chepugov@gmail.com](mailto:a.chepugov@gmail.com)

Уникальное сочетание физических свойств алмаза обуславливает интерес к нему, как материалу для применения в электронной технике, в частности как основы для изготовления диодов и транзисторов, детекторов излучений, теплоотводов, термисторов, зондов СЗМ. Использование алмазов в полупроводниковой технике позволит приборам работать при высокой температуре и рекордно больших напряжениях, а также существенно улучшить характеристики полупроводниковых приборов. Однако для широкого применения алмаза в электронике необходимо решение ряда вопросов связанных с: зонально-секториальным характером вхождения электрически активных примесей, относительно глубокими уровнями известных электрически активных примесей, сложностью получения образцов монокристаллического алмаза заданных форм и размеров, а также формирования в них зон с проводимостью нужного типа, проблемой создания омического контакта к алмазу, неустойчивостью структуры алмаза и фазовым переходом алмаз→графит при высоких температурах. Поэтому, для изготовления приборов на основе образцов монокристаллического алмаза актуальным является выращивание полупроводниковых монокристаллов алмаза необходимой габитусной формы с заданным дефектно-примесным составом.

В данной работе были проведены эксперименты по выращиванию монокристаллов алмаза. Образцы были получены в области термодинамической стабильности алмаза методом температурного градиента Стронга–Венторфа в растворителе на основе сплава Fe–Co–Zr с использованием затравочной системы, изолированной тонким слоем платины.

Были изучены возможности метода температурного градиента для выращивания монокристаллов алмаза с заданными свойствами, найдены значения давления и температуры выращивания, при которых возможно получение образцов алмаза необходимого габитуса, установлена зональная структура монокристаллов алмаза, образующаяся в процессе роста. Проведенные гониометрические исследования показали развитие форм куба {100}, октаэдра {111}, ромбододекаэдра {110} и тетрагонтриоктаэдра {113} и {115}, причем в некоторых случаях грани тетрагонтриоктаэдра приобретали габитусное значение. Определено, что проведение выращивания алмаза в области высоких температур позволяет получать образцы, имеющие кубоктаэдрический габитус с преимущественным развитием граней октаэдра, как это наблюдалось для образцов диэлектрических кристаллов.

Полученные с помощью РЭМ изображения поверхности выявили на гранях полупроводниковых монокристаллов алмаза наличие полосчатого рельефа, возникающего на последних этапах кристаллизации при затвердевании сплава-растворителя, находящегося в контакте с растущим кристаллом, и выделения из него избыточного углерода.

# О ВОЗМОЖНОЙ ПРИРОДЕ АНОМАЛЬНО ВЫСОКОЙ ПОДВИЖНОСТИ СЕРЫ В ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛАХ

Ломаев И.Л.<sup>1</sup>, Окатов С.В.<sup>1</sup>, Горностырев Ю.Н.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Институт квантового материаловедения, Екатеринбург, Россия.

<sup>2</sup>Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия.

[LomayevIL@yandex.ru](mailto:LomayevIL@yandex.ru), [yug@imp.uran.ru](mailto:yug@imp.uran.ru)

Современные конструкционные материалы представляют собой многокомпонентные сложнолегированные системы, часто работающие в условиях нагружения, близких к предельно допустимым. В этой ситуации критически необходимым является вопрос о сохранении их свойств в процессе эксплуатации, которые в свою очередь определяются химическим и фазовым составом. Диффузионное перераспределение легирующих компонент и различных примесей в объеме материала также может сильно влиять на его практически важные свойства (прочность, пластичность, твердость, жаростойкость и др.). Поэтому изучение диффузионных характеристик отдельных компонент в сплавах до сих пор остается актуальным.

Особенно остро эта проблема стоит для вредных примесей, таких как сера и фосфор. В некоторых случаях диффузионное перераспределение серы является критически важным процессом. Так сегрегация серы на границе раздела «основной материал – защитное покрытие» в лопатках газовых турбин часто приводит к откалыванию последнего и ускоренному разрушению лопатки, что в свою очередь может стать причиной масштабных техногенных катастроф.

Проблема перераспределения серы в сплавах усугубляется ее аномально высокой диффузионной подвижностью. Обычно коэффициент диффузии примесей замещения  $D_S$  отличается от коэффициента самодиффузии матричных атомов  $D_0$  не более чем на порядок. Однако для диффузии S во многих переходных металлах (Co, Ni, Fe, V, Nb) отношение  $D_S/D_0$  меняется от  $10^2$  до  $10^7$ . Причины этого явления до сих пор остаются невыясненными.

В настоящей работе представлены результаты теоретического исследования диффузионной подвижности серы и алюминия в ГЦК решетке никеля, одного из наиболее изученных 3d металлов. Используемый в данной работе метод позволяет рассчитать диффузионные подвижности компонентов в сплаве из «первых принципов» без использования эмпирических параметров. Алюминий выбран для сравнения поскольку его диффузионная подвижность на 2 порядка ниже, чем у серы, несмотря на то, что эти элементы расположены близко в таблице Менделеева. Кроме того, алюминий является одним из основных структурообразующих элементов в современных никелевых суперсплавах.

Показано, что механизм повышенной подвижности серы вследствие формирования устойчивых комплексов с вакансией, предлагавшийся ранее рядом автором, не является определяющим в силу относительно низкой энергии связи комплекса. Аномально высокий коэффициент диффузии серы является следствием низкого энергетического барьера при обмене с вакансией, и значительной интенсификацией перескоков матричных атомов в своей ближайшей окрестности (дестабилизацией матричной решетки), что связано с формированием ковалентных связей между серой и окружающими атомами никеля в седловых конфигурациях. Причиной изменения характера электронной связи является значительная гибридизация между  $s$ - $p$ -орбиталями серы и  $d$ -орбиталями никеля. Подобное изменение электронных состояний следует также ожидать в других переходных металлах.

## ОСОБЕННОСТИ ДИФФУЗИОННОГО МАССОПЕРЕНОСА ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Васильев Л.С.<sup>1</sup>, Ломаев И.Л.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Физико-технический институт УрО РАН, г. Ижевск, Россия.

<sup>2</sup>Институт квантового материаловедения, Екатеринбург, Россия.

[uds@pti.udm.ru](mailto:uds@pti.udm.ru), [lomayevil@yandex.ru](mailto:lomayevil@yandex.ru)

Экспериментальные исследования процессов механосплавления и массопереноса в пластически деформируемых наноструктурах металлических систем указывают на процессы образования сильно пересыщенных твердых растворов замещения и аномально высокую скорость диффузии. Эти явления нельзя объяснить одними только структурными особенностями вещества, находящегося в нанокристаллическом состоянии. Известно, что пластическое деформирование может привести к значительным отклонениям механических систем от состояния равновесия. Для таких неравновесных состояний характерно высокое пересыщение металлов вакансиями и междоузельными атомами, содержание которых оказывает значительное влияние на процессы диффузионного массопереноса. В связи с этим внимание многих исследователей было направлено на изучение источников неравновесных точечных дефектов в пластически деформируемых наноструктурах металлов и сплавов. В настоящее время существует ряд предположений о природе источников неравновесных вакансий и междоузельных атомов в нанокристаллических структурах. По аналогии с явлениями, наблюдаемыми в крупнокристаллических металлах, считается, что источниками неравновесных точечных дефектов могут служить ступеньки на движущихся винтовых дислокациях, дисклинации, локализованные на стыках поликристаллов, процессы аннигиляции и переползания краевых дислокаций и процессы миграции межкристаллитных границ.

Специфика нанокристаллических материалов состоит в том, что первые три из перечисленных источников при малых размерах кристаллитов становятся неэффективными. Действительно, плотность дислокаций в наноструктурах металлов очень низкая и несравнима с плотностью размещения межкристаллитных границ. Дисклинации в наноструктурах должны легко разрушаться под действием хорошо развитого диффузионного массопереноса по границам и стыкам зерен, поэтому плотность дисклинаций также должна быть значительно меньше плотности межкристаллитных границ общего типа. Таким образом, наиболее эффективным источником неравновесных точечных дефектов в наноструктурах следует считать процессы миграции межкристаллитных границ.

В работе исследована кинетика эволюции наноструктуры в деформируемых металлических системах, и проведен анализ процессов диффузионного массопереноса связанного с генерацией неравновесных точечных дефектов при миграции межкристаллитных границ. Показано, что вызванные деформированием процессы миграции границ приводят к явлениям низкотемпературной рекристаллизации наноструктуры и резкому повышению концентрации неравновесных вакансий  $c_v \approx 10^{-2}$ . Это вызывает развитие диффузионных процессов в режиме аномально высокой скорости переноса атомов примеси. При размерах кристаллитов  $L \leq 10$  нм аномально быстрый диффузионный массоперенос носит объемный характер. При  $L \gg 10$  нм он переходит в режим зернограничной диффузии. Предлагаемая модель хорошо согласуется с данными экспериментов.

## AB INITIO STUDY OF PHONONS IN SHAPE MEMORY HEUSLER ALLOYS

Isaeva L.<sup>1</sup>, Bazhanov D.<sup>2</sup>, Isaev E.<sup>3,4</sup>, Kulkova S.<sup>5</sup>, Hu Q.M.<sup>6</sup>, Abrikosov I.<sup>3</sup>, Eriksson O.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Uppsala University, Department of Physics and Astronomy, Materials Theory Group, SE751 20 Uppsala, Sweden.

<sup>2</sup> M.V.Lomonosov Moscow State University, Department of Physics, Leninskie Gory 1, bld. 2, Moscow 119991, Russia.

<sup>3</sup> Department of Physics, Chemistry and Biology (IFM), Linköping University, SE581 83 Linköping, Sweden.

<sup>4</sup> Theoretical Physics Department, Moscow State Institute of Steel and Alloys (Technological University), Leninskii prospect 4, Moscow 119049, Russia.

<sup>5</sup> Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, Akademicheskii prospect 2/1, Tomsk 634055, Russia.

<sup>6</sup> Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, 72 Wenhua Road, Shenyang 110016, China.

[dmibaz@sols347.phys.msu.ru](mailto:dmibaz@sols347.phys.msu.ru); [dima@kintech.ru](mailto:dima@kintech.ru)

Heusler alloys is a unique class of materials which possesses shape memory effect [1], magnetostrain effect [2], large magneto-optical Kerr effect [3] and others, making them good candidates for practical applications. It was shown [2] that magnetostrain effect in Ni<sub>2</sub>MnGa in magnetic field about 1 T can achieve a huge value, up to 9.5%, making it useful for sensor applications. Magnetic shape memory effect was observed in metallic compounds such as Ni-Mn-Ga, Co-Ni-Al, Co-Ni-Ga, Ni-Fe-Ga, etc. Multilayers based on Heusler alloys can also yield giant magnetoresistance effect [4].

It is well known that martensitic phase transition which is the underlying process of the shape memory effect is strongly connected with softenings in the phonon spectrum. Thus, in this work we performed ab initio calculations of dynamic and electronic properties of full Heusler alloys Ni<sub>2</sub>MnMe (Me=Al, Ga, In, Sb, Sn) by means of density functional theory [5] and the linear response method [6]. Peculiarities of the calculated phonon spectra, in particular, softenings connected to the nesting of Fermi surface sheets have been studied. We found soft modes for all alloys along the  $\Gamma$ -X [110] direction, except Ni<sub>2</sub>MnAl, which does not show imaginary frequencies, thus, no martensitic transformation takes place in accordance with recent experimental measurements [7]. We study also the influence of Me element on the peculiarities of band structure of Ni<sub>2</sub>MnMe alloys. It was shown that the nesting along  $\Gamma$ -K direction in the paramagnetic phase of Ni<sub>2</sub>MnZ (Z=Al, Ga, In) disappears in the ferromagnetic one where nesting of the Fermi surface takes place along W-L direction of Brillouin zone.

*Supports from RFBR (grant № 08-02-92201\_NSCF) and NSCF (grant № 50871114) are acknowledged.*

1. K.Ullakko, J.K.Huang, C.Kanter, V.V.Kokorin, R.C.O'Handley, *Appl. Phys. Lett.* 69 (1996), 1966.
2. A.Sozinov, A.A.Likhachev, N.Lanska, and K.Ullakko, *Appl. Phys. Lett.* 80 (2002), 1746.
3. P.G.Van Engen, K.H.J.Buschow, R.Jongebreur and M.Erman, *Appl. Phys. Lett.* 42 (1983), 202.
4. A.Bergmann, J.Grabis, A.Nefedov, K.Westerholt and H.Zabel, *J.Phys.D:Appl.Phys.* 39 (2006),842.
5. W.Kohn, L.J.Sham, *Phys.Rev.* 40 (1964), A1133.
6. S.Baroni, S. de Gironcoli, A. Dal Corso and P.Giannozzi, *Rev. Mod. Phys.* 73 (2001), p.515.
7. X.Moya, L.Macosa, A.Planes, T.Krenke, M.Acet, V.O.Garlea, T.A.Lograsso, D.L.Schlagel and J.L.Zarestky, *Phys. Rev. B* 73 (2006), 064303.

## ИССЛЕДОВАНИЯ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ МЕТОДАМИ ПОЗИТРОННОЙ АННИГИЛЯЦИОННОЙ СПЕКТРОСКОПИИ

Графутин В.И., Илюхина О.В., Мясищева Г.Г., Прокопьев Е.П.,  
Савельев Г.И., Фунтиков Ю.В.

*ФГУП ГНЦ РФ Институт Теоретической и Экспериментальной Физики им. А.И. Алиханова», ИТЭФ, Москва, Россия*  
eprokopiev@mail.ru

Методом позитронной аннигиляционной спектроскопии проведены исследования влияния облучения на формирование наномасштабных особенностей в ферритно-мартенситных сталях [1,2]. Измерены угловые распределения аннигиляционных фотонов (УРАФ) в образцах сталей с разной степенью облучения. В спектрах УРАФ образцов стали, облученных до больших флюенсов  $(50\div 60)\cdot 10^{18}$  н/см<sup>2</sup>, в области малых углов наблюдается повышенная интенсивность аннигиляционных фотонов, обусловленная аннигиляцией позитронов в радиационных дефектах, вызванных нейтронным облучением. Обработка экспериментальных результатов позволила выявить вакансионные дефекты (им соответствует узкая компонента в спектрах УРАФ), вызванные нейтронным облучением, и определить их размеры.

Из параметров ширины узкого пика можно оценить размеры радиационных дефектов. Ширина на полувысоте этого пика равна примерно  $3\div 4$  мрад. Такому уширению соответствуют сферические дефекты размером  $\approx 4\text{-}5$  Å. Интенсивность этого пика, характеризующая концентрацию дефектов, увеличивается с ростом флюенса нейтронов и значительно уменьшается в отожженных образцах сталей.

Математическая обработка экспериментальных спектров позволила получить информацию о различных каналах аннигиляции позитронов в исследованных образцах стали.

Методом ПАС проведены исследования образцов ферритно-мартенситной стали ЭК-181 (RUSFER ЕК-181) различных плавок и с различными режимами термообработки. Измерены спектры углового распределения аннигиляционных фотонов в этих образцах.

Для обработки результатов использовался пакет программ ACARFIT. Экспериментальный угловой спектр аппроксимировался в одном случае двумя двумя гауссианами и параболой, а в другом случае - одной параболой и одним гауссианом. Параболическая составляющая отвечает за аннигиляцию позитронов на электронах проводимости, а гауссианы – результат аннигиляции позитронов на электронах остова.

Для правильной интерпретации полученных результатов проведены с большой статистикой измерения спектров УРАФ в образцах железа и хрома высокой чистоты, входящих в состав реакторных сталей. Проведенные измерения позволили определить концентрацию электронов зоны проводимости и энергию Ферми в исследованных материалах.

Экспериментальные величины сопоставлены с расчетными значениями. Показано, что выбранная для расчета модель свободного электронного газа, хорошо зарекомендовавшая себя в таких металлах как магний, алюминий, медь, цинк, индий, олово, свинец, висмут для металлов переходной группы с 3d электронной оболочкой мало пригодна. Из экспериментальных данных следует, что все исследованные металлы этой группы (хром, железо, никель) отдают в зону проводимости всего лишь по одному электрону. Концентрации электронов в зоне проводимости и энергии Ферми для этих металлов близки и соответственно составляют  $9,4 \cdot 10^{22}$  см<sup>-3</sup> ( $E_F = 7,45$  эВ) для железа,  $11,4 \cdot 10^{22}$  см<sup>-3</sup> ( $E_F = 8,45$  эВ) для хрома и  $8,5 \cdot 10^{22}$  см<sup>-3</sup> ( $E_F = 6,95$  эВ) для никеля.

Сопоставление параметров позитронных спектров сталей ЭК-181 с аналогичными параметрами спектров железа и хрома позволяет сделать вывод, что аннигиляция позитронов в этих сплавах происходит преимущественно на остовных электронах железа и хрома. Определена концентрация электронов зоны проводимости  $(7-11) \cdot 10^{22} \text{ см}^{-3}$  и оценены размеры дефектов. Можно полагать, что наблюдаемыми дефектами являются кластеры, содержащие 5-6 вакансий. Построены разностные спектры УРАФ для стали ЭК-181 ДУО и стали ЭК-181. В разностных спектрах наблюдается повышенное число совпадений в области малых углов разлета аннигиляционных фотонов. Эти данные также позволяют оценить средние размеры дефектов в стали ЭК-181 ДУО.

#### **Список литературы**

1. A. Chernobaeva et al. Material characterization and selection for the international research project PRIMAVERA, International Journal of Pressure Vessels and Piping, Volume 84, Issue 3, March 2007, p. 151-158.
2. S. Rogozkin et al. The effect of post-irradiation annealing on VVER-440 RPV materials mechanical properties and nano-structure under re-irradiation, proceedings of PVP2009, July 26-30, 2009, Prague, Czech Republic.

### **СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ С МАРТЕНСИТНЫМ И ДИФФУЗИОННЫМ ФАЗОВЫМ ПРЕВРАЩЕНИЕМ**

**Русаненко В.В., Либман М.А., Панкова М.Н., Блинова Е.Н.,  
Клиппенштейн А.Д., С.Ю. Макушев, И.Е. Пермякова**

*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)*

Изучена связь химического состава со свойствами аустенитных сталей на основе системы Fe–Cr–Ni, в которых обеспечивается наиболее интенсивное формирование в аустенитной матрице нанокристаллической мартенситной фазы в процессе деформации при криогенных температурах. Исследовано влияние криогенной деформации на структуру и свойства хромоникелевых сталей. Установлено, что прокатка сталей 05X14N14T2 и 15X14N14Ю1 при температуре жидкого азота приводит к формированию двух структурных составляющих: мартенситных нанокристаллов размером от 10 до 100 нм и сильнофрагментированных аустенитных кристаллов размером не более 100 нм. Показано, что высокотемпературное старение сталей после криогенно-деформационной обработки приводит к выделению интерметаллидных фаз:  $\gamma'$ -фазы  $\text{Ni}_3\text{Ti}$  в стали 05X14N14T2 и  $\text{NiAl}$  в стали 15X14N14Ю1 и, как следствие, к нанофазному упрочнению. Показано, что после криогенно-деформационной и термической обработки сталь 05X14N14T2 является высокопрочным, нанокристаллическим и магнитнополутвердым материалом (твердость HRC=54-56, коэрцитивная сила  $H_C = 90-100 \text{ Э}$ ).

## ЗАВИСИМОСТЬ УГЛОВЫХ ДЕФОРМАЦИЙ ОТ ХАРАКТЕРИСТИЧЕСКИХ ТЕМПЕРАТУР МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ

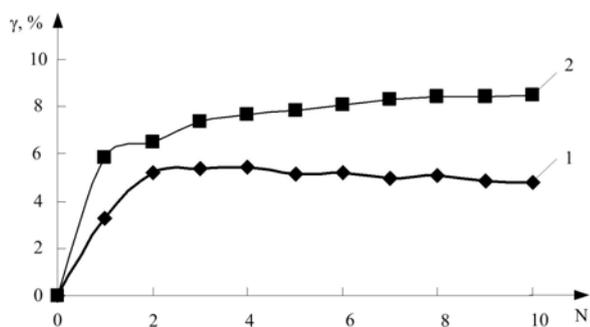
Андронов И. Н., Вербаховская Р. А., Корепанова В. С.

ГОУ ВПО Ухтинский государственный технический университет  
[iandronov@ugtu.net](mailto:iandronov@ugtu.net)

К настоящему времени сложился набор параметров, которые позволяют не только качественно, но и количественно описывать эффекты неупругости, обусловленные мартенситными превращениями (МП) в сплавах. Прежде всего к ним относятся температуры, ограничивающие интервалы накопления и возврата неупругой деформации под нагрузкой  $M_n$ ,  $M_k$ ,  $A_n$ ,  $A_k$ .

В работе [1] показано, что возврат деформаций при нагревании под действием определённых напряжений может наблюдаться задолго до температуры обратного мартенситного превращения. Однако при создании работоспособных устройств и механизмов нового поколения устанавливаются жёсткие требования к функционально-механическим свойствам сплавов с эффектом памяти формы по эксплуатации. В связи с этим возникает необходимость изучения вопросов не только о видах обработки, а именно, их особенностях и закономерностях изменения при кратковременных и длительных термоциклических испытаниях, но и исследования зависимости угловых деформаций от характеристических температур мартенситных превращений (ХТМП), поскольку такие устройства и механизмы должны срабатывать в строго установленных для каждого случая температурных интервалах.

В данной работе исследовали зависимость деформационных откликов от ХТМП на сплошных цилиндрических образцах из эквиатомного сплава никелида титана марки ТН-1 (длина и диаметр рабочей части соответственно 33 и 4 мм) в условиях кручения.



**Рис. 1.** Зависимость угловой деформации от числа термоциклов при термоциклировании под постоянным напряжением  $\tau_n = \tau_0 = 50 \text{ МПа}$

протекающие в температурных интервалах ( $M_n=313\text{К}$  и  $M_k=297\text{К}$ ), относящихся к кривой 1, примерно на 3%, т. е. по полученным результатам можно сказать, что чем выше значения ХТМП ( $M_n$  и  $M_k$ ), тем интенсивнее идёт восстановление деформаций.

На рис. 1. представлена зависимость угловой деформации от числа термоциклов. Кривыми показаны значения угловых деформаций при ХТМП  $M_n = 313 \text{ К}$ ,  $M_k=297 \text{ К}$ ,  $A_n = 334 \text{ К}$ ,  $A_k = 383 \text{ К}$  (1) и  $M_n = 325 \text{ К}$ ,  $M_k=305 \text{ К}$ ,  $A_n = 349 \text{ К}$ ,  $A_k = 401 \text{ К}$  (2). При этом значения температур  $M_n$  и  $M_k$  кривой 1 ниже, чем значения температур кривой 2 на 12К и 8К, соответственно.

Видно, что после проведённых исследований при термоциклировании под постоянной нагрузкой значения угловых деформаций протекающих в температурных интервалах ( $M_n=325\text{К}$  и  $M_k=305\text{К}$ ), относящихся к кривой 2 восстанавливаются интенсивнее, чем деформационные отклики, протекающие в температурных интервалах ( $M_n=313\text{К}$  и  $M_k=297\text{К}$ ), относящихся к кривой 1, примерно на 3%, т. е. по полученным результатам можно сказать, что чем выше значения ХТМП ( $M_n$  и  $M_k$ ), тем интенсивнее идёт восстановление деформаций.

1. Лихачёв В. А. Эффект памяти формы / В. А. Лихачёв, С. Л. Кузьмин, З. П. Каменцева // Л.: ЛГУ, 1987. – 216 с.

# НЕСТАБИЛЬНОСТЬ ГРИНФЕЛЬДА КАК ДОПОЛНИТЕЛЬНЫЙ КАНАЛ СНИЖЕНИЯ УПРУГОЙ ЭНЕРГИИ КРИСТАЛЛОВ АЛЮМИНИЯ ПРИ ИХ ЦИКЛИЧЕСКОМ РАСТЯЖЕНИИ ВЫШЕ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ

Кузнецов П.В., Петракова И.В.

ИФПМ СО РАН, Томск, Россия

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

Исследования моно- и поликристаллов высокочистого алюминия при циклическом растяжении позволили обнаружить ряд особенностей, которые не наблюдаются для других ГЦК простых металлов. Одной из таких особенностей является специфическая поверхностная структура, названная авторами [1] твидовой. Твидовая структура представляет собой систему упорядоченных шаровидных возмущений поверхности с периодом  $\sim(2.5\div 3)$  мкм, образующих квадратную решетку со сторонами, ориентированными под углом  $\sim 45^\circ$  к направлению действующей силы. Такую структуру наблюдали при циклическом растяжении массивных образцов монокристалла алюминия (100)[001] [1], а также на фольгах моно и поликристаллов алюминия, наклеенных на плоские образцы высокопрочных сплавов при циклическом растяжении последних в упругой области при комнатной температуре и температуре жидкого азота.

В настоящей работе показано, что твидовая структура на поверхности кристаллов алюминия образуется вследствие поверхностного эффекта, известного как нестабильность Гринфельда. Нестабильность Гринфельда заключается в том, что негидростатически нагруженное твердое тело может понизить свою упругую энергию путем перераспределения материала и образования рельефа на его поверхности, если существует соответствующий механизм массопереноса. В пользу нестабильности Гринфельда на поверхности кристаллов алюминия при циклическом растяжении свидетельствуют следующие факты. Экспериментально измеренный период и высота выступов твидовой структуры удовлетворительно согласуется с теоретическими оценками на основе модели Гринфельда в линейном приближении. Изменение формы профиля поперечных сечений твидовой структуры с ростом числа циклов нагружения качественно согласуется с результатами численного моделирования эволюции нестабильности Гринфельда в нелинейном приближении.

Проведен анализ особенностей структуры кристаллов алюминия, которые способствуют развитию нестабильности Гринфельда при циклическом растяжении. Предполагается, что нестабильность Гринфельда связана с образованием в процессе циклического растяжения алюминия пересыщенного вакансиями приповерхностного слоя. Вакансии способны перемещаться в поле градиента химического потенциала при комнатной температуре и обеспечивать перераспределение массы алюминия. Обсуждаются обстоятельства, в которых нестабильность Гринфельда может играть заметную роль при нагружении материалов выше предела текучести, в частности, при получении наноматериалов методами интенсивной пластической деформации.

*Работа выполнена при поддержке фонда ИНТАС. Проект №04-80-707.*

1. Videm M., Ryum N. Cyclic deformation of [001] aluminium single crystals // Materials science and Engineering. –1996. – №219. – P.1-10.

# СТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ХАРАКТЕР ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ АКТИВНОМ РАСТЯЖЕНИИ СМК НИКЕЛЯ ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ОТЖИГА ПРИ РАЗЛИЧНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

Кузнецов П.В.<sup>1</sup>, Васкович З.А.<sup>1</sup>, Петракова И.В.<sup>1</sup>, Санарова О.Г.<sup>1</sup>,  
Корзников А.В.<sup>2</sup>

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

<sup>2</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

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

Известно, что свойства нано- и субмикроструктурных (СМК) материалов, многие из которых весьма привлекательны для практического использования, обусловлены их особой дефектной структурой – большой протяженностью границ разнообразного типа и их неравновесностью. Поэтому, исследование зеренно-субзеренной структуры (ЗСС) СМК материалов, ее эволюции при нагреве, связь с механическими свойствами и характером локализации деформации при механических испытаниях является актуальной задачей. В настоящей работе исследовали влияние отжига на структуру, механические свойства и характер локализации деформации при активном растяжении образцов СМК никеля.

Исследовали образцы СМК никеля, полученного методом равноканального углового прессования по маршруту В<sub>С</sub> (4 прохода) при комнатной температуре. Прутки подвергали прокатке до толщины ~1 мм. Образцы вырезали электроэрозионным методом поперек направления прокатки. Исследовали образцы в состоянии поставки и после термического отжига при температурах 60° и 120°, 180° и 240°. Поверхность образцов готовили с помощью стандартной процедуры электролитической полировки. Для выявления ЗСС проводили электролитическое травление образцов. Образцы испытывали активным растяжением на установке ИМАШ 7078 со скоростью 0.0003~ мм/сек до разрушения с записью диаграммы напряжение – деформация « $\sigma - \epsilon$ »

ЗСС исследовали с помощью сканирующего туннельного микроскопа (СТМ) SMM 2000. Анализ СТМ сканов позволил построить функции распределения зерен и субзеренной структуры по размерам, которые описывали логнормальным распределением. Исследование локализации деформации проводили на разрушенных образцах с помощью интерферометра белого света NewView 6200.

Образцы СМК никеля в состоянии поставки имеют предел прочности  $\sigma_{в} \sim 530$  МПа при полной деформация до разрушения  $\epsilon_{п} \sim 1.5\%$ . Отжиг при  $T \sim 60^{\circ}\text{C}$  приводит к повышению предела прочности образцов до  $\sigma_{в} \sim 990$  МПа и небольшому увеличению пластичности  $\epsilon_{п} \sim 2.5\%$ . Отжиг при  $T \sim 120^{\circ}$ ,  $\sim 180^{\circ}$  и  $\sim 240^{\circ}\text{C}$  приводит к небольшому изменению предела прочности и не изменяет пластичности СМК никеля. Характер локализации деформации на рабочей части образцов также существенно зависит от термообработки. Вблизи от места разрушения образцов наблюдали полосы локализованной деформации (ПЛД), имеющие различный период и ориентацию к оси растяжения. Так, для образцов в состоянии поставки ПЛД направлены в сопряженных направлениях максимальных касательных напряжений и имеют период ~6 мкм, тогда как для образцов, отожженных при  $T \sim 60^{\circ}\text{C}$  наблюдаются две системы ПЛД под углом ~45° к оси растяжения с периодом ~30 и ~6 мкм. Полученные результаты обсуждаются с учетом влияния отжига на характер распределения зеренно-субзеренной структуры по размерам.

# МЕХАНИЗМ ВЛИЯНИЯ СИЛЬНОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ТЕМПЕРАТУРУ $M_s$ И КРИТИЧЕСКИЙ, ДЛЯ ПРОТЕКАНИЯ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ, РАЗМЕР ЗЕРНА АУСТЕНИТА

Кащенко М. П., Чащина В. Г.

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

Известно [1], что сильное магнитное поле способно существенно повышать температуру  $M_s$ . С чисто термодинамических позиций подобный сдвиг  $M_s$  объясняется смещением температуры  $T_0$  фазового равновесия в уравнении Клаузиуса-Клапейрона в случае различия намагниченностей фаз (намагниченность мартенсита заметно больше, чем у аустенита). В рамках динамической теории [2-4] появляются дополнительные возможности для интерпретации наблюдаемых закономерностей. Имеются веские основания считать, что температура  $M_s$  соответствует оптимальной температуре генерации управляющих волн, зависящей от ряда значимых физических параметров, включая размер зерна аустенита  $D$ . Существует критический размер  $D = D_c$ , для которого  $M_s(D_c) = 0$  К. Сильное магнитное поле  $H$  влияет на протекание мартенситной реакции как за счет дополнительного вклада в неравновесную добавку к функции распределения электронов [2], так и за счет изменения величины параметра  $|\epsilon_d - \mu|$ , где  $\mu$ -химический потенциал электронов, а  $\epsilon_d$  – энергия активных в генерации d-электронов, усредненная по прилегающему к  $\mu$  диапазону энергий. Поскольку, согласно [3,4],  $D_c$  и  $M_s$  являются функциями  $|\epsilon_d - \mu|$ , то представляет интерес рассмотреть их зависимости от изменения параметра  $\Delta |\epsilon_d - \mu|$ . В области пропорциональности  $\Delta |\epsilon_d - \mu|$  и  $H$ , подобная зависимость эквивалентна зависимости от  $H$ . В наибольшей степени влияние  $H$  проявляется для сплавов, обладающих сильным магнитоstrictionным эффектом с концентрацией  $C$  легирующего компонента близкой к особой концентрации  $C^*$ , отвечающей [3,4] предельному случаю:  $C \rightarrow C^*$ ,  $D_c \rightarrow \infty$ ,  $\Gamma'_e \rightarrow 1$ , где  $\Gamma'_e$  – безразмерное эффективное затухание s-электронов, связанное в основном с примесным рассеянием на ионах легирующего компонента. Легко убедиться, что увеличение параметра  $|\epsilon_d - \mu|$  при  $\Gamma'_e$  близких к 1, ведет к резкому снижению  $D_c$ . Так например, при  $\Gamma'_e = 0.99999$  и исходном значении  $|\epsilon_d - \mu|_0 \approx 0.237$  эВ при  $\Delta |\epsilon_d - \mu| \approx 0.0086$  эВ (что соответствует 100К по температурной шкале) размер  $D_c$  падает от исходной (при  $\Delta |\epsilon_d - \mu| = 0$ ) величины  $D_c \approx 6000$  мкм до  $D_{cH} \approx 2$  мкм. Значит, при  $D_c > D > D_{cH}$  включение поля снимает запрет на протекание мартенситного превращения. Учет указанных физических факторов позволяет объяснить все наблюдаемые [1] особенности влияния магнитного поля на  $\gamma \rightarrow \alpha$  мартенситное превращение в сплавах железа.

1. Счастливец В.М., Калетина Ю.В., Фокина Е.А. Мартенситное превращение в магнитном поле. Екатеринбург: УрО РАН, 2007. — 322с.
2. Кащенко М. П. Волновая модель роста мартенсита при  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращении в сплавах на основе железа. — Изд. 2-е, испр. и дополн. — М.-Ижевск: НИЦ «Регулярная и хаотическая динамика», ИИКИ, 2010. — 280 с.
3. Кащенко М. П., Чащина В. Г. Проблема критического размера зерна при  $\gamma \rightarrow \alpha$  мартенситном превращении. Термодинамический анализ с учетом пространственных масштабов, характерных для стадии зарождения мартенсита // Физ. мезомех. 2010. Т. 13. № 1. С. 29–35.
4. Кащенко М. П., Чащина В. Г. Зависимость температуры начала  $\gamma \rightarrow \alpha$  мартенситного превращения от размера зерна // Физ. мезомех. 2010. Т. 13. № 1. С. 37–45.

## ОПИСАНИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ МАРТЕНСИТНЫХ КРИСТАЛЛОВ В РАМКАХ КОНЦЕПЦИИ УПРАВЛЯЮЩЕГО ВОЛНОВОГО ПРОЦЕССА

Кащенко М. П., Чашина В. Г., Вихарев С. В.

ГОУ ВПО Уральский государственный лесотехнический университет, Екатеринбург, Россия, [sergey.viharev@gmail.com](mailto:sergey.viharev@gmail.com)

Концепция волнового управления ростом кристалла мартенсита в однородной среде [1] была обобщена в [2—3] на случай неоднородной среды путем модификации зависимости затухания управляющих волн от пространственных координат, характер которой определяется типом пространственной неоднородности. В [2—3] использовались математические модели, предполагающие, что источник неоднородности имеет плоскую форму. Это позволило описать характерные профили сечений мартенситных кристаллов.

В настоящей работе подход [2—3] распространяется на случай локализации источника неоднородности в пластинообразной области. Это позволяет рассмотреть задачу о взаимном пересечении кристаллов.

Рис. 1 иллюстрирует совпадение расчетной формы профиля кристалла 1, немонотонно изменяющего толщину при прохождении через образовавшийся ранее кристалл 2, с наблюдаемой [1].

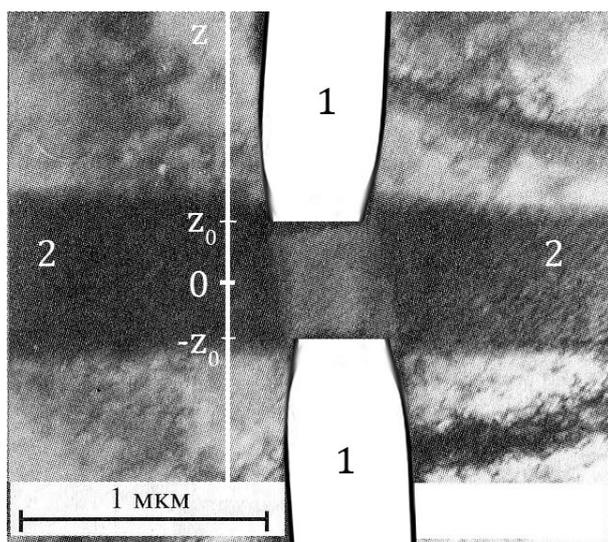


Рис. 1. Сравнение расчетных и наблюдаемых [5] профилей пересекающихся мартенситных кристаллов: в пластинообразной области  $-z_0 \leq z \leq z_0$  амплитуды управляющих волн постоянны

### Список литературы

1. Кащенко М. П. Волновая модель роста мартенсита при  $\gamma$ — $\alpha$  превращении в сплавах на основе железа. — Изд. 2-е, испр. и дополн. — М.-Ижевск: НИЦ «Регулярная и хаотическая динамика», ИИКИ, 2010. — 280 с.
2. V. Chashchina, M. Kashchenko, S. Viharev. Wave model of forming of the martensite crystal in the heterogeneity medium. //ArXiv: cond-mat 1003.2952v3. 2010. 5p.
3. Кащенко М.П., Чашина В.Г., Вихарев С.В. Волновая модель образования мартенситных кристаллов в неоднородной среде. // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2010. Т.7. №1. С. 7-11.
4. Кащенко М. П., Чашина В. Г., Вихарев С. В. Сравнение форм профилей кристаллов, рассчитанных в волновой модели роста мартенсита, с наблюдаемыми. //Металловедение и термическая обработка металлов. 2010. № 8. С. 11-15.
5. Счастливец В.М., Калетина Ю.В., Фокина Е.А. Мартенситное превращение в магнитном поле. Екатеринбург: УрО РАН, 2007. — 322с.

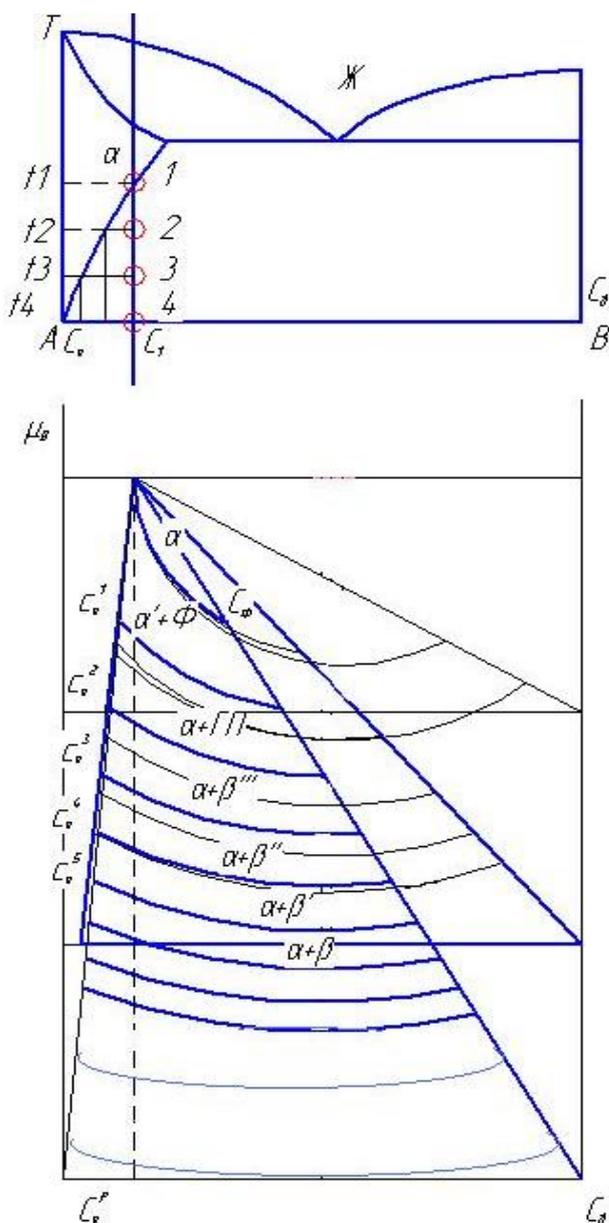
## МОДЕЛЬ РАСЧЕТА ЭВОЛЮЦИИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В НЕРАВНОВЕСНОМ СОСТОЯНИИ

Симонов В.Н., Курихина Т.В.

МГТУ им Н.Э. Баумана, Москва  
[tatiana\\_valer@inbox.ru](mailto:tatiana_valer@inbox.ru)

В настоящее время сопловые и рабочие лопатки современных газотурбинных двигателей (ГТД) изготавливают из сложнолегированных жаропрочных никелевых суперсплавов, упрочненных вторичными выделениями  $\chi'$  фазы. Высокая жаропрочность как зарубежных, так и отечественных никелевых суперсплавов определяется большой объемной долей до 60% и высокой дисперсностью вторичных выделений фазы Ni<sub>3</sub>Al, образующихся при старении пересыщенного твердого раствора на основе никеля.

Одним из проблемных вопросов при эксплуатации остается разупрочнение при рабочих температурах  $T=1050-1100^\circ\text{C}$  прежде всего из-за уменьшения объемной доли вторичных выделений  $\chi'$  фазы Ni<sub>3</sub>Al вследствие повышения ее растворимости. В связи с этим, наиболее актуальной задачей является прогнозирование температурно-временной долговечности, в зависимости от состава сплава. Предлагается разработать модель расчета эволюции фазовых превращений в неравновесном монокристаллическом состоянии материала без учета упругой энергии на межфазных границах. Предлагаемый метод анализа – графоаналитический позволяющий в координатах химический потенциал- фазовое состояние определить последовательность изменения фазового состава материала. В процессе превращений система диссипирует избыточную энергию, пропорциональную убыли химического потенциала, умноженного на перенесенную массу при протекании превращения. Для количественных расчетов фазовых превращений требуется знать химический потенциал



**Рис. 1.** Эволюционные диаграммы превращений в бинарных сплавах

одного из компонентов, состав исходного неравновесного состояния и составы равновесных фазовых состояний.

Имеется возможность определения особенностей структурообразования- определения ведущей фазы при изотермическом превращении в материалах и покрытиях.

### Список литературы

1. Циглер Г. Экстремальные принципы термодинамики необратимых процессов и механики сплошной среды: Пер. с англ. М.: Мир, 1973
2. Таран Ю.Н., Мазур В.И. Структура эвтектических сплавов. М.: Metallurgy, 1978, 312с.
3. Мартин Дж., Доэрти Р. Стабильность микроструктуры металлических систем. Англия, 1976 Пер. с англ. М.: Атомиздат, 1978,280с.
4. Арзамасов Б.Н. Термическая и химико- термическая обработка сплавов: Сб. научных трудов- М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2003.- 248с.:ил.

## СПЕЦИФИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ДИНАМИКИ ДИСЛОКАЦИЙ В КРИСТАЛЛАХ, СОДЕРЖАЩИХ ДЕФЕКТЫ РАЗЛИЧНОЙ РАЗМЕРНОСТИ

**Малашенко В.В.**

*Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,  
Донецк, Украина  
Донецкий национальный технический университет, Донецк, Украина  
[malashenko@kinetic.ac.donetsk.ua](mailto:malashenko@kinetic.ac.donetsk.ua)*

Аналитически решена задача о динамическом торможении дислокации в кристалле, содержащем дислокационные петли и точечные дефекты [1]. Показано, что в этом случае при определенных условиях скоростная зависимость полной силы торможения, создаваемой точечными дефектами, петлями и рассеянием на элементарных возмущениях кристалла, имеет два максимума и два минимума. Положение первого максимума определяется значением скорости, соответствующей наибольшему значению торможения точечными дефектами, второго – скоростью, при которой максимальным является торможение петлями. Сформулированы условия, при которых возможно наличие всех четырех экстремумов.

1. Malashenko V. V. // Physica B: Phys. Cond. Mat. – 2009. – Vol. 404, № 21. – P. 3890.

## УСТАЛОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СИЛУМИНА АК7ч ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ ЖГИП

**Иванова Е.В., Тагиров Д.В.**

*Белгородский государственный университет, г. Белгород, Россия,  
[ivanova\\_e@bsu.edu.ru](mailto:ivanova_e@bsu.edu.ru)*

В последние годы мировые автомобилепроизводители ужесточили требования к механическим свойствам алюминиевого литья, особенно к усталостной выносливости, так как именно усталостное разрушение чаще всего является причиной снижения срока службы автокомпонентов. Одним из перспективных направлений для снижения пористости в алюминиевых сплавах и соответственно повышения их уровня свойств является

использование технологии жидкофазного горячего изостатического прессования (ЖГИП) [1].

В качестве материала исследования был использован доэвтектический силумин АК7ч следующего химического состава в вес. %: Al-6.85%Si-0.24Mg-0.14Cu-0.06Ti-0.36Fe-0.021Mn-0.057Zn. Модельные образцы из АК7ч диаметром 20 мм и длиной 250 мм были получены литьем в песчаные формы. Образцы были подвергнуты в различной последовательности гомогенизационному отжигу при температуре 535°C и выдержке в течение 12 часов, старению при 154°C в течение 4 часов и обработке ЖГИП при 120 МПа в течение 1 минуты. Исследованы три различных состояния образцов: 1) исходные образцы после гомогенизации, закалки и старения (сокращенно ГО+З+С); 2) образцы, прошедшие гомогенизацию с последующей обработкой способом ЖГИП и дальнейшей закалкой в воду и старением (О+ЖГИП+З+С); 3) образцы, подвергнутые ЖГИП с последующей гомогенизацией и дальнейшей закалкой в воду и старением (ЖГИП+ГО+З+С).

Усталостные испытания на многоцикловую выносливость проводили при комнатной температуре. В качестве способа нагружения была выбрана схема “растяжение-сжатие” со знакопостоянным растягивающим циклом при коэффициенте асимметрии  $R=0.1$  и частоте нагружения 30 Гц. По результатам испытаний построены усталостные кривые (рис. 1).

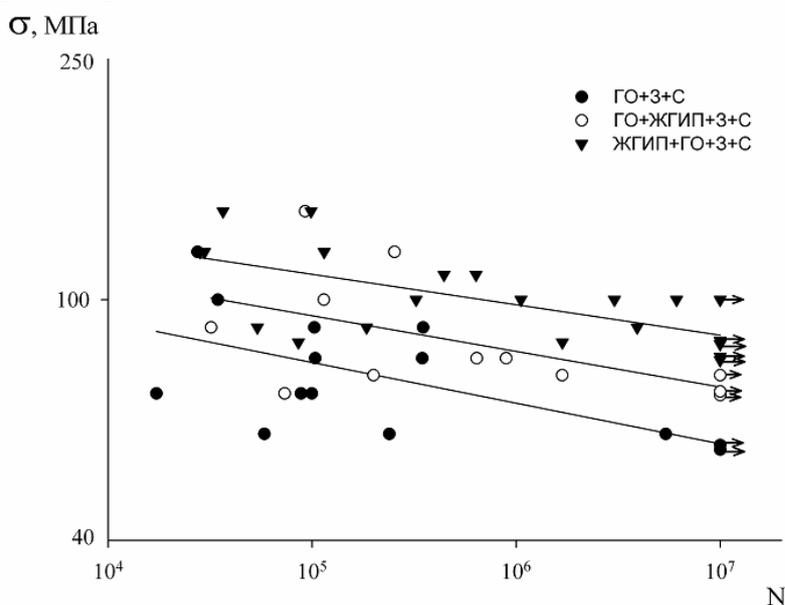


Рис. 1. Усталостные кривые сплава АК7ч

Ограниченный предел выносливости исследуемого сплава определяли на базе  $10^7$  циклов. Видно, что ЖГИП-обработка приводит к существенному увеличению ограниченного предела выносливости, а также уменьшению разброса экспериментальных точек, что уменьшает область разброса значений долговечности, тем самым увеличивая вероятность неразрушения алюминиевой отливки при циклическом нагружении. Исследование изломов образцов пока-

зало, что после стандартной термической обработки имело место многоочаговое зарождение усталостных трещин по усадочным порам. После ЖГИП-обработки усадочная пористость на изломе не была выявлена, зарождение усталостных трещин происходило внутри материала на дефектах литья.

### Список литературы

1. Кайбышев Р.О., Фархутдинов К.Г., Тагиров Д.В. Патент RU2278766, 27 июня 2006. Способ уплотнения изделия и устройство для его осуществления.

## ЭЛЕКТРОННАЯ СТРУКТУРА И СТРУКТУРНАЯ НЕУСТОЙЧИВОСТЬ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Лотков А.И., Батурич А.А., Гришков В.Н.

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

В последние годы вновь проявляется интерес к исследованию необычного изменения физико-механических свойств в сплавах на основе никелида титана в области температур, которая предшествует прямым термоупругим мартенситным превращениям (МП)  $B2 \rightarrow B19'$  и  $B2 \rightarrow R$ . В своё время «аномальные» изменения физико-механических свойств в этом температурном интервале были названы предмартенситными явлениями и интерес исследователей к ним не случаен. В своих ранних работах, направленных на исследование физической природы МП в сплавах на основе  $B2$  соединений титана, мы обращали внимание на особенности строения электронной подсистемы этих интерметаллидов с  $B2$  структурой, упорядоченной по типу  $CsCl$ , и возможность существования совмещающихся участков на поверхности Ферми (ПФ). Сравнительно недавно опубликовано несколько работ, в которых представлены результаты экспериментальных измерений топологии ПФ в ряде сплавов с термоупругими мартенситными превращениями. С учётом новых экспериментальных и теоретических результатов исследования природы неустойчивости  $B2$  структуры в ряде интерметаллидов на основе титана по отношению к мартенситным превращениям в данной работе представлен анализ эволюции атомной структуры перед МП и роли электронной структуры (наличие совмещающихся участков на поверхности Ферми и электрон-фононных взаимодействий) в появлении «мягких фононов» при понижении температуры, которые и формируют смещения атомов в новые положения, искажающие исходную структуру кристаллической решётки высокотемпературной  $B2$ -фазы. Именно эти процессы лежат в основе так называемых предмартенситных явлений.

*Работа поддержана программой СО РАН (проект № III.20.2.2), Программой Президиума РАН (проект № 18.2), грантами РФФИ № 09-08-90420 и 08-08-00515.*

## МЕХАНИЗМЫ ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ ЗЁРЕННОЙ СТРУКТУРЫ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА НА РАННИХ СТАДИЯХ ИПД

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

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

Исследованию влияния интенсивной пластической деформации (ИПД) на измельчение зерна в сплавах на основе никелида титана посвящено большое число работ, однако механизмы этих процессов, особенно на начальных стадиях фрагментации исходной зёрненной микроструктуры, изучены недостаточно. Это связано с тем, что, в первую очередь, внимание уделялось получению ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры с формой зёрен близкой к равноосной и к получению материалов с предельно высокими функциональными характеристиками, что требует достаточно высокой степени накопленной деформации. В данной работе на основе собственных результатов полученных «abc»- и РКУ- прессованием, а также многопроходной теплой прокаткой в ручьевых

валцах анализируются механизмы пластической деформации, приводящие к фрагментации исходной зёрненной структуры в сплавах на основе никелида титана.

В случае теплой прокатки (температура 723К с накоплением истинной деформации до  $e = 2.0$ ) установлено, что финальная микроструктура сплава является результатом конкуренции собирательной (СР) и динамической рекристаллизации в процессе деформирования и метадинамической рекристаллизации (МДР) при охлаждении образцов. Влияние СР и МДР ослабевает при увеличении  $e$ , но их вклад существенно лимитирует формирование УМЗ структуры и приводит к развитию разнотельных микроструктур на всех стадиях деформирования.

Развитие полос локализации деформации (ПЛД) обуславливает формирование фрагментов разных масштабных уровней, существенно отличающихся плотностью дефектов атомно-кристаллического строения и неоднородностью напряженного состояния. Подобные закономерности влияния локализации деформации на формирование УМЗ структуры сплавов на основе TiNi обнаружены при теплом “abc”- прессовании (723 – 573К, сплав 1 – Ti<sub>49.8</sub>Ni<sub>50.2</sub> (ат.%) и в процессе “жесткого” РКУП при 723К (угол между каналами 90°, сплав 2 – Ti<sub>50</sub>Ni<sub>47.3</sub>Fe<sub>2.7</sub> (ат.%)). На всех этапах деформирования (до 3 проходов РКУП сплава 2 и после “abc”- прессования при 723К, 673К и 623К сплава 1) наблюдается микронеоднородная УМЗ структура деформированных образцов, обусловленная развитием ПЛД.

На основании полученных результатов предложена модель формирования ультрамелкозернистой структуры при ИПД сплавов на основе никелида титана на ранних стадиях ИПД ( $e < 2$ ), сущность которой составляют последовательная реализация фрагментации зёрненной структуры сплава на разных масштабных уровнях мезо- и микрополосами локализации деформации (МПЛД), двойникованием и динамической рекристаллизацией. В результате действия этих механизмов деформации формирование наиболее значимой доли самой мелкозернистой составляющей микроструктуры (СМК или наноструктурная, в зависимости от этапа ИПД) происходит внутри МПЛД или на их пересечениях. Объемная доля подобных микрообъемов растёт при увеличении суммарной накапливаемой пластической деформации.

*Работа поддержана программой СО РАН (проект № III.20.2.2), Программой Президиума РАН (проект № 18.2), грантами РФФИ № 09–08–90420 и 08–08–00515.*

## **ECONOMIC SUBSTANTIATION OF IMPROVEMENT OF INSTALLATION OF CABINS FOR NON-SELFPROPELLED COURTS**

**Terlych S.**

*Kherson Branch of the National University of Shipbuilding after admiral Makarov*  
[kaskad@nightmail.ru](mailto:kaskad@nightmail.ru)

In modern conditions of managing of mutual relation of the customers, executors and consumers are based on the laws of the market. The wives to have the economic rules to be adjusted by the legislation. The important role in regulation of market mutual relation should be played by the state and, first of all, there where the state acts as the customer of carried out jobs. Including the state should have an opportunity to influence and a price level of reserved production, by means of creation of the appropriate legislative and normative certificates on formation of the prices, through release under the legislative instructive-methodological documentation both interbank, and branch level, as in any branch can be and there are specific conditions formation of the prices. The ship-building branch, in this connection, has the

brightly expressed specificity. Construction or repair of courts the participations of various categories of the industrial - industrial personnel of the enterprise require wide interfactory cooperation of attraction of the large number of the contractors [1].

In connection with the specified features in shipbuilding and ship repairing formation of the prices, basically, the method of account of expenses under separate clauses of the forthcoming charges is used. Formation of premises, except for mentioned above, has also specificity connected that at repair even of two courts of one project and identical kind of repair volume of repair work on each of them will be various [2].

The specified objective reasons of necessary increase of industrial input cladding of premises in modern conditions are basically temporary and are connected to a complex economic situation in the country. However, this circumstance and that a number of the reasons will stay constant in conditions of market mutual relation, force to look at a problem of operative authentic definition of industrial input again.

For today in branch there are various techniques, developed earlier by research institutes, of operative account of industrial input forming of premises in most cases based on a parametrical method. These techniques nor take into account of new conditions of managing and the account of industrial input of repair on them gives the obviously underestimated meaning. And, understating as well as overestimate of industrial input of forthcoming jobs on repair of courts, have the negative consequences. First of all is a understating or overestimate of necessary financial expenses. And that and another in present, complex economic conditions is bad.

#### Literature

1. Surface Ships for the Navies of the World // HANSA International Maritime Journal. - 1997. - № 8. - P. 20-31.
2. Terlych S. Dependence strength characteristics elements of modular sewing of not self-propelled courts from the basic technological parameters of process are sharp and flexible / Terlych S., Alexeeva I. // Результати XII Міжнародної науково-технічної конференції «Нові сталі та сплави і методи їх обробки для підвищення надійності виробів», Запоріжжя, ЗНТУ. – С. 73-76.
3. Terlych S. The monitoring system parameters at manufacturing and installation of elements modular cladding of non-self-propelled floating structures / Terlych S. Матеріали I Міжнародної науково-технічної конференції «Інновації в суднобудуванні та океанотехніці. – Миколаїв: НУК. – С. 25-28.

## НЕОБЫЧНАЯ МЕХАНИКА МАТЕРИАЛОВ В СОСТОЯНИИ С ПРОМЕЖУТОЧНОЙ ВАЛЕНТНОСТЬЮ

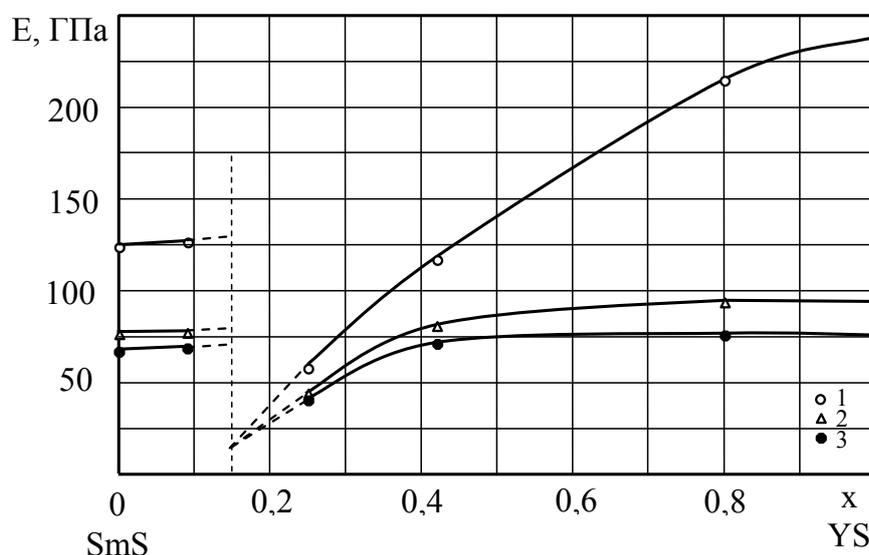
**Беломестных В.Н., Теслева Е.П.**

*Юргинский технологический институт Томского политехнического университета,  
г. Юрга, Кемеровская область, Россия  
[tesleva@mail.ru](mailto:tesleva@mail.ru)*

Редкоземельные металлы и их соединения демонстрируют ряд необычных свойств, связанных, главным образом, с состоянием промежуточной валентности. Нестабильность и колебания валентности – предмет интенсивного экспериментального и теоретического исследования.

На основе данных по постоянным жесткости  $c_{11}$ ,  $c_{12}$ , и  $c_{44}$  [1-3] сплавов  $Sm_{1-x}Y_xS$ ,  $Sm_{1-x}La_xS$ ,  $Sm_{1-x}Tm_xS$  проведен расчет фактора упругой анизотропии (A), соотношения

Коши ( $\Delta$ ), постоянных податливости а также концентрационной зависимости упругих модулей (модуля Юнга  $E$ , модуля сдвига  $G$  и модуля всестороннего сжатия  $B$ ) и коэффициента Пуассона в разных кристаллографических направлениях. Кроме этого был проведен расчет упругих свойств изотропных твердых тел, характеризующихся модулями упругости  $B$ ,  $E$ ,  $G$ , для нахождения которых использовали приближение Фохт-Ройс-Хилла (кубическая сингония), отношение  $B/G$  – являющееся индикатором хрупкости и пластичности сплавов.



**Рис. 1.** Анизотропия модуля Юнга в смешанной системе с промежуточной валентностью  $\text{Sm}_{1-x}\text{Y}_x\text{S}$ : 1 –  $E_{[100]}$ , 2 –  $E_{[110]}$ , 3 –  $E_{[111]}$

Обращают на себя внимание отрицательные значения коэффициента Пуассона в разных направлениях во всех трех сплавах. Это возможно в случае, если в данных направлениях материал при растяжении расширяется. Подобные аномальные деформационные свойства характерны для нового класса материалов – “ауксетиков”, имеющих большие перспективы для практического применения [4].

### Список литературы

1. Hailing T., Saunders G. A., Yoğurtu Y.K., Bach H., Methfessel S. Poisson's ratio limits and effects of hydrostatic pressure on the elastic behaviour of  $\text{Sm}_{1-x}\text{Y}_x\text{S}$  alloys in the intermediate valence state. // J. Phys. C. Solid State Phys. 1984. V. 17. P. 4559 – 4573.
2. Schärer U., Wachter P. Negative elastic constants in intermediate valent  $\text{Sm}_x\text{La}_{1-x}\text{S}$  // Solid State Comm. 1995, V. 96, № 7. P. 497-501.
3. Schärer U., Jung A., Wachter P. Brillouin spectroscopy with surface acoustic waves on intermediate valent, doped SmS // Physica 1998, V. 244. P. 148-153.
4. Конек Д. А., Войцеховски К. В., Плескачевский Ю. М., Шилько С. В. Материалы с отрицательным коэффициентом Пуассона (Обзор) / Механика композитных материалов и конструкций. 2004. Т.10. №1. С.35 – 69.

## **ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ МОДИФИЦИРОВАННЫХ ТЕРМОПЛАСТОВ ДЛЯ КАРДАННЫХ ВАЛОВ ПОВЫШЕННОЙ НАДЕЖНОСТИ**

**Балейко А.В., Струк А.В., Эйсымонт Е.И., Кравченко В.И.**

*Учебно-методический центр «Промагромаш» ОАО «Белкард», г. Гродно, Беларусь*

Исследован механизм формирования газопламенным методом композиционных триботехнических покрытий на основе алифатических полиамидов (ПА6, ПА11), модифицированных низкоразмерными частицами различного химического состава, строения, морфологии и технологии синтеза (металлов и оксидов, слоистых и каркасных геосиликатов, фторсодержащих полимеров и др.). Методом спектроскопии термостимулированных токов (ТСТ) и электронного парамагнитного резонанса (ЭПР) установлены температурные границы формирования активного зарядового состояния частиц модификатора с большим временем релаксации. Установлен эффект модифицирующего действия низкоразмерных частиц, заключающийся в образовании пространственной сетки адсорбционных связей между активными центрами компонентов, которые оказывают существенное влияние на показатели реологических, деформационно-прочностных, адгезионных и триботехнических характеристик. При введении допинговых количеств наномодификаторов (0,001 – 1,0 мас.%) наблюдается увеличение в 1,2 – 1,3 раз показателей прочностных и в 1,5 – 2,0 раза триботехнических характеристик композиционных покрытий. Разработаны технологии газопламенного нанесения композиционных покрытий на основе модифицированных ПА6 и ПА11. При использовании в качестве модификатора металлсодержащих прекурсоров формируется металлополимерное покрытие с повышенной стойкостью к воздействию термоокислительных сред. В процессе термодинамического воздействия высокотемпературной газовой струи происходит разложение прекурсора с образованием нанодисперсных частиц металла и плавление частиц полимерной матрицы.

Термическое воздействие газопламенного потока на частицы слоистых силикатов приводит к процессам дегидратации и дегидроксиляции, которые обуславливали их разрушение и образование пластинчатых фрагментов с высокой активностью в адсорбционном взаимодействии с полимерной матрицей. Исследованы деформационно-прочностные, адгезионные и триботехнические характеристики газопламенных покрытий на основе модифицированных полиамидов. Установлено, что покрытия, сформированные с применением высокотемпературных газовых потоков, превосходят по комплексу служебных характеристик покрытия, нанесенные из псевдооживленного слоя.

## **НИЗКОРАЗМЕРНЫЕ МОДИФИКАТОРЫ МАШИНОСТРОИТЕЛЬНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИМЕРНЫХ МАТРИЦ**

**Лиопо В.А., Авдейчик С.В., Струк В.А., Кравченко В.И.**

*Учебно-методический центр «Промагромаш» ОАО «Белкард», г. Гродно, Беларусь,  
[ovchin\\_1967@mail.ru](mailto:ovchin_1967@mail.ru)*

В технологии наноконпозиционных функциональных материалов на основе полимерных и олигомерных матриц важнейшую роль играют низкоразмерные модификаторы, определяющие механизмы формирования молекулярной, надмолекулярной и фазовой структуры. Несмотря на интенсивно развивающиеся исследования особенностей строения низкоразмерных частиц и механизма их модифицирующего действия в высо-

комолекулярных системах, существуют методологические проблемы оценки наносостояния как особого состояния частицы конденсированного твердого тела. За границу, разделяющую наноразмерные частицы от микрочастиц, принято считать величину 100 нм, однако физическое обоснование этого параметра отсутствует. В ряде исследований отмечено, что при размерах около 100 нм частицам многих материалов свойственны параметры характеристик макрообъектов.

Предложена методология оценки размерных параметров частиц конденсированных сред с использованием в качестве критерия температуры Дебая, которая определяет условную границу применения квантовых представлений к описанию вещества. С применением различных подходов получено аналитическое выражение для определения размера  $L_n$  частицы, при котором она проявляет наносвойства:  $L_n = 230/\sqrt{\theta_D}$ , где  $\theta_D$  – температура Дебая. Предложенная формула позволила исследованием табулированных значений  $\theta_D$  определить размерный диапазон частиц наиболее распространенных материалов, применяемых в качестве модификаторов функциональных полимерных материалов, в т.ч., конструкционных и триботехнических. Осуществлен анализ строения низкоразмерных частиц различного состава и технологии получения (ультрадисперсных продуктов взрывного синтеза с отрицательным балансом УДА и УДАГ, природных силикатов, продуктов термолитиза металлосодержащих соединений, продуктов термической деструкции политетрафторэтилена и др.). Проведена оценка проявления размерного эффекта в частицах различного строения и технологии получения. Показана возможность проявления наносвойства по одному, двум или трем направлениям в зависимости от особенностей кристаллохимического строения и применяемой технологии диспергирования.

## **ФТОРСОДЕРЖАЩИЕ ИНГИБИТОРЫ ИЗНАШИВАНИЯ ДЛЯ ТРИБОСИСТЕМ ПОВЫШЕННОЙ НАДЕЖНОСТИ**

**Овчинников Е.В., Цветников А.К., Струк В.А., Кравченко К.В.**

*Учебно-методический центр «Промагромаш» ОАО «Белкард», г. Гродно, Беларусь  
Институт химии ДВО РАН, г. Владивосток, Россия  
[ovchin\\_1967@mail.ru](mailto:ovchin_1967@mail.ru)*

Тонкие пленки из фторсодержащих компонентов, сформированные по различным технологиям (растворным, ротапринтным, плазмохимическим), являются эффективными ингибиторами изнашивания трибосистем различного состава, эксплуатируемых без подвода внешней смазки а при смазывании нефтяными и синтетическими маслами. Исследованы особенности структуры и триботехнических характеристик тонкопленочных покрытий, нанесенных на подложки из стали 45 и полиамида ПА6 из растворов фторсодержащих олигомеров «Фолеокс» и ротапринтным методом из продуктов термогазодинамического синтеза политетрафторэтилена «Форум». Установлено, что олигомерные пленки «Фолеокс» образуют на металлических подложках упорядоченный слой хемосорбированных макромолекул. При энергетическом (тепловом, лазерном, рентгеновском) воздействии в объеме пленки формируются армирующие нанофазы из макромолекул с высокой степенью упорядочения. Содержание квазикристаллических областей в тонкопленочном покрытии определяется интенсивностью энергетического воздействия, строением макромолекул олигомера и зарядовым состоянием поверхностного слоя подложки. При ротапринтном нанесении тонких пленок из продуктов термогазодинамического синтеза «Форум» формируется нанофазная структура, состоящая из олигомерной матрицы и наноразмерных частиц политетрафторэтилена. Методами ИК-спектроскопии,

ДТА-анализа и ТСТ-спектроскопии установлено, что продукты ТГД-синтеза представляют полимер-олигомерную смесь, соотношение фракций в которой зависит от условий проведения ТГД-синтеза. При введении продуктов ТГД-синтеза в полярную олигомерную матрицу «Фолеокс» или «Эпилам» возможна реализация эффекта многоуровневого модифицирования. Благодаря близости молекулярного строения компонентов ТГД-синтеза и матричных олигомеров формируется нанокпозиционная структура с особым сочетанием параметров служебных характеристик. Олигомерные полярные макромолекулы способствуют образованию граничного слоя с высокой адгезионной прочностью. Одновременно часть полярных молекул диффундирует в поверхностный слой полимерных частиц, способствуя увеличению прочности граничного слоя между олигомерной и полимерной фракциями.

## **ВЫСОКОПРОЧНЫЕ ФТОРКОМПОЗИТЫ ДЛЯ ГЕРМЕТИЗИРУЮЩИХ СТАТИЧЕСКИХ И ДИНАМИЧЕСКИХ СИСТЕМ**

**Овчинников Е.В., Горбацевич Г.Н., Струк В.А**

*ОАО «Гродненский механический завод», г. Гродно, Беларусь,  
УО «Гродненский государственный университет им. Янки Купалы», г. Гродно, Беларусь  
[ovchin\\_1967@grsu.by](mailto:ovchin_1967@grsu.by)*

Традиционным методологическим подходом, реализуемым при разработке триботехнических фторкомполитов, является введение в состав полимерной матрицы наполнителей и модификаторов различного состава и дисперсности – порошков углеродсодержащих компонентов, оксидов, керамик, силикатов, фрагментов углеродных, стеклянных и др. волокон. При экспериментально наблюдаемом эффекте значительного повышения износостойкости и деформационной жесткости композиты, содержащие твердофазные наполнители и модификаторы, обладают повышенным коэффициентом трения и прочностными характеристиками, заметно уступающими характеристикам базового политетрафторэтилена. Эффект резкого снижения показателей деформационно-прочностных характеристик наполненных фторкомполитов обусловлен низкой активностью макромолекул политетрафторэтилена к адсорбционному взаимодействию с частицами модификатора практически любого состава. Рассмотрены методы повышения термодинамической совместимости компонентов фторкомполитов, основанные на механохимическом взаимодействии на стадиях подготовки компонентов (измельчение, смешивание), их прессования и монолитизации. Установлен эффект повышения деформационно-прочностных и триботехнических характеристик фторкомполитов, наполненных механоактивированными фрагментами углеродных волокон (УВ), обусловленный прививкой фрагментов продуктов механокрекинга к поверхности наполнителя с минимальной площадью контактного взаимодействия. При аппретировании наполнителей фторсодержащими олигомерными и полимер-олигомерными компонентами наблюдается повышение износостойкости изделий из фторкомполитов, благодаря формированию устойчивого перенесенного слоя на контактных поверхностях элементов трибосистемы. Применение механоактивированных на различных стадиях технологического процесса углеродных наполнителей позволяет получить высоконаполненные фторкомполиты с содержанием УВ – 35-40 мас.% с показателями прочности при растяжении не менее 30 МПа. Разработанные составы композиционных триботехнических композитов по показателям деформационно-прочностных и триботехнических характеристик в 1,5 – 2 раза превосходят отечественные и зарубежные аналоги: материалы Флубон, Флувис, Ф4К20 и др.

## **НАНОКОМПОЗИЦИОННЫЕ СМАЗОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ УЗЛОВ ТРЕНИЯ АВТОТРАКТОРНОЙ ТЕХНИКИ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ**

**Рыскулов А.А., Эйсымонт Е.И., Кравченко В.И., Овчинников Е.В.**

*Учебно-методический центр «Промагромаш» ОАО «Белкард», г. Гродно, Беларусь  
Ташкентский автомобильно-дорожный институт, г. Ташкент, Узбекистан  
[ovchin\\_1967@mail.ru](mailto:ovchin_1967@mail.ru)*

Исследованы особенности структуры и триботехнических характеристик смазочных материалов, содержащих в качестве функциональной присадки фторсодержащие олигомеры типа «Фолеокс» с общей формулой  $R_f-R_1$ , где  $R_f$  – фторсодержащий радикал,  $R_1$  – функциональная группа (-COOH, -OH, -NH<sub>2</sub>, -CF<sub>3</sub>), полимер-олигомерные продукты термогазодинамического синтеза (ТГД-синтеза) политетрафторэтилена с различной молекулярной массой и металлсодержащие композиции на их основе. Установлено, что механизмы противоизносного действия введенных фторсодержащих присадок существенно отличаются. Олигомеры типа «Фолеокс», обладающие полярной группой образуют хемосорбционные слои, способствующие смазочным компонентам смазки на контактных поверхностях. Основным механизмом действия таких присадок является пассивация ювенильных поверхностей, образующихся при взаимодействии микронеровностей контактирующих элементов трибосистемы. Толщина и устойчивость адсорбированного слоя олигомера невелики, поэтому его противозадирное и противоизносное действие реализуется при сравнительно небольших нагрузочно-скоростных режимах. При введении в состав базовой смазки полимер-олигомерных продуктов ТГД-синтеза политетрафторэтилена реализуется эффект многоуровневого модифицирования: олигомерные компоненты, выполняя функцию высокомолекулярного загустителя, повышают стабильность реологических характеристик смазочной композиции, а высокодисперсные полимерные компоненты, закрепляясь в микронеровностях контактных поверхностей, формируют разделительный слой, предотвращающий явления схватывания и глубинного вырывания.

Способность образующего слоя к многократному передеформированию без разрушения и деструкции обуславливает эффективное действие смазки в узлах трения с реверсивным характером относительного движения элементов трибосистемы. Эффект противоизносного действия смазки с фторсодержащими модификаторами усиливается при одновременном введении низкоразмерных наполнителей (углеродсодержащих соединений, глинистых минералов, оксидов металлов, металлических частиц). Низкоразмерные наполнители способствуют повышению нагрузочной способности разделительной пленки в зоне фрикционного контакта.

## **ЛАЗЕРНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ МОДИФИЦИРОВАНИЯ ДЕТАЛЕЙ ТРИБОСИСТЕМ АВТОТРАКТОРНОЙ И СПЕЦИАЛЬНОЙ ТЕХНИКИ**

**Сорокин В.Г., Эйсымонт Е.И., Кравченко В.И., Овчинников Е.В.**

*Учебно-методический центр «Промагромаш» ОАО «Белкард», г. Гродно, Беларусь,  
[ovchin\\_1967@mail.ru](mailto:ovchin_1967@mail.ru)*

Системный подход к анализу механизмов трения и изнашивания металлополимерных систем важнейшую роль уделяет параметрам микрорельефа контактных поверхностей, которые во многом определяют кинетику трибохимических взаимо-

действий. Существуют различные технологические методы формирования оптимального рельефа поверхностей трения элементов трибосистемы, основанные на применении химических, энергетических, лазерных и др. воздействий. Исследованы особенности структуры и топографии полимерных полуфабрикатов на основе термопластов (полиолефинов, полиамида 6, полиэтилентерефталата), подвергнутых короткоимпульсному лазерному воздействию. Методом атомной силовой микроскопии (АСМ) установлено формирование специфической топографии пленочных образцов, обусловленной процессами перекристаллизации поверхностного слоя. В зависимости от интенсивности воздействия в поверхностных слоях полимерной подложки протекают процессы деструкции, структурирования и надмолекулярного упорядочения, приводящие к изменению показателей деформационно-прочностных, адгезионных и триботехнических характеристик. Методом спектроскопии термостимулированных токов (ТСТ) установлен эффект формирования зарядового состояния в пленках, подвергнутых лазерному модифицированию, обусловленный процессами трансформирования полимерной матрицы на молекулярном и надмолекулярном уровне. Исследованы триботехнические характеристики полимерных образцов, подвергнутых лазерному модифицированию и обработке фторсодержащими компонентами различного состава и молекулярной массы. Установлено, что развитая структура поверхности после лазерного модифицирования способствует формированию нанокпозиционного слоя, в котором роль армирующих и адгезионно-активных компонентов играют надмолекулярные структуры подложки, а функцию антифрикционных и противоизносных компонентов – полимер-олигомерные фторсодержащие продукты. В процессе фрикционного взаимодействия слой фторсодержащих продуктов, обладающий способностью к передеформированию без разрушения и знакопеременному переносу.

## **ПРИМЕНЕНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ГИБРИДНЫХ КОМПОЗИТОВ В КАЧЕСТВЕ НАПОЛНИТЕЛЕЙ ТЕРМОПЛАСТОВ**

**Кудина Е.Ф.**

*Институт механики металлополимерных систем НАН Беларуси,  
[kudina\\_mpri@tut.by](mailto:kudina_mpri@tut.by)*

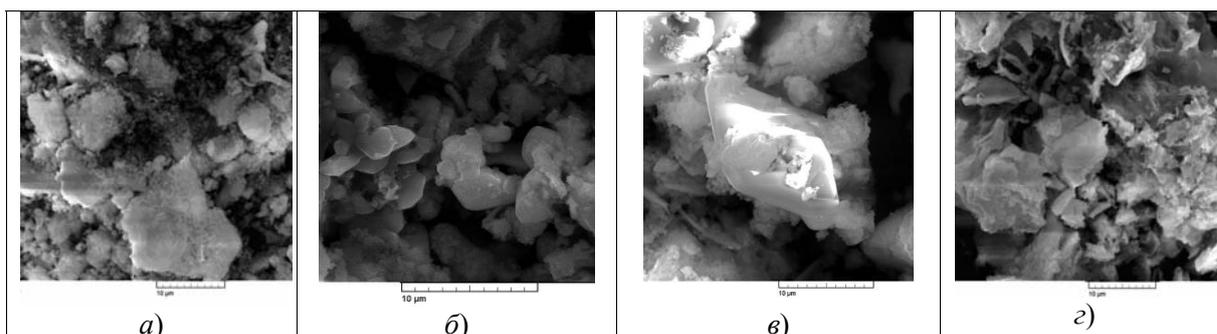
В настоящее время привлекает внимание многих исследователей использование в качестве упрочняющих наполнителей термопластов компонентов на основе силикатной матрицы: кремнеземов, глин, монтмориллонитов и др., а также широкого круга продуктов, полученных функционализацией силикатной матрицы органическими реагентами. Наиболее изучены полимер-глинистые нанокпозииты, у которых молекулы полимера внедрены в межслоевое пространство силикатов слоистого типа с образованием «интеркалированных гибридов». Основные проблемы при получении таких материалов – несовместимость органических и неорганических компонентов, обеспечение равномерного раскрытия слоистых структур и распределения по материалу, повторяемость состава глин. Нанокпозииты полимер/слоистые силикаты характеризуются повышенными, по сравнению с исходным полимером, механическими свойствами, температурой разрушения, износостойкостью и др. Особый интерес представляют нанокпозииты, полученные по золь-гель технологии. Преимуществом метода является возможность совмещать разнородные по природе и свойствам компоненты в растворе и комбинировать фрагменты неорганических и органических сеток на молекулярном уровне, осуществляя направленный синтез нового класса соединений – гибридных нанокпозиитов. В качестве исходных прекурсоров для получения гелей на основе силикатов используют кремниевые

гидрозоли и алкосиланы. Золь-гель метод экологически чистый бессточный способ получения гибридных нанокомпозитов, в том числе в ультрадисперсном состоянии. Введение органической фазы в композиты на основе силикатной матрицы позволяет обеспечить дисперсным частицам, с одной стороны, снижение степени агломерации, способствующее равномерному распределению в полимерной матрице, а, с другой, высокую химическую активность к связующему.

Целью данной работы являлось получение по золь-гель технологии высокодисперсных органосиликатных продуктов и исследование их в качестве наполнителей для повышения прочности термопластов.

Органосиликатные нанокомпозиты получали по золь-гель технологии из систем на основе щелочесиликатного прекурсора, в качестве которого использовали водный раствор силиката натрия (РСН). РСН модифицировали олигомером эпоксидиановой смолы ЭД-20 (ЭС), а затем для проведения фазового перехода в органосиликатную смесь вводили ионы переходных металлов. Для завершения процессов физико-химического взаимодействия сформированные нанокомпозиты термообработывали в двухступенчатом режиме. Полученные продукты исследованы в качестве наполнителей сверхвысокомолекулярного полиэтилена ((СВМПЭ) и полиамида (фенилон С-2 (ФС)).

Проведение золь-гель синтеза металло-органосиликатных нанокомпозитов позволило реализовать серию физико-химических взаимодействий между совмещенными реагентами, которые привели к формированию высокодисперсных гибридных продуктов сложного строения, названные эпоксисиликатами металлов, в которых ионы переходных металлов внедрены в органосиликатную матрицу (ОСМ). Исследование физико-химических свойств полученных дисперсных нанокомпозитов показало, что введение модификаторов в РСН и формирование гибридных продуктов при определенных температурно-временных режимах приводит к широкому варьированию их свойств. Высокие значения гель-фракции и термической стойкости нанокомпозитов обусловлены физико-химическим взаимодействием компонентов, которое приводит к формированию продуктов сетчатого строения. Практически получение всех исследуемых композитов типа  $Me \rightarrow ОСМ$  сопровождалось химическими взаимодействиями вводимых эпоксидной смолы и металла с силикатной матрицей. На рис.1. приведены снимки нанофазовой структуры ксерогелей в зависимости от типа внедренного металла.



**Рис.1.** Микроструктура ксерогелей на основе эпоксисиликатной матрицы, интеркалированной металлом: *а* – железа; *б* – кобальта; *в* – никеля; *г* – меди

Изучение методом ПЭМ нанофазовой структуры продуктов, полученных из систем  $Me \rightarrow ОСМ$ , показало, что структура сформированных гибридных нанокомпозитов является гибридно-смешанной, т.к. в сформированных эпоксисиликатных нанокластерах ( $\alpha\text{-Na}_2\text{Si}_3\text{O}_7$ ,  $\alpha\text{-Na}_6\text{Si}_8\text{O}_{19}$ ) диспергированы наночастицы различного состава ( $\beta\text{-Na}_2\text{Si}_2\text{O}_5$ ,  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{Me}_2(\text{SiO}_3)_n$ ,  $\text{Me}_2(\text{Si}_2\text{O}_5)_n$ ) размером 5-50 нм.

Модифицирование СВМПЭ полученными гибридными нанокомпозитами приводит к улучшению эксплуатационных свойств материала: увеличению прочности при

сжатии (до 27%) и модуля упругости (до 22%) (табл.), что обусловлено взаимодействием матрицы и частиц наполнителя и формированием кристаллических межфазных областей на поверхностях гибридного наполнителя.

**Таблица.** Прочностные характеристики материалов на основе СВМПЭ

Свойства	СВМПЭ	Состав наполнителя				
		Cr → ЭСМ	Fe → ЭСМ	Co → ЭСМ	Ni → ЭСМ	Cu → ЭСМ
$\sigma_{0,2}$ , МПа	16,4	16,0	16,6	18,6	20,1	20,9
E, МПа	1023,7	1137,7	1196,4	1224,7	1246,2	1248,1

Анализ физико-механических свойств материала показал, что увеличение показателей зависит от типа поливалентного металла, внедренного в ЭСМ. Установлено, что повышение прочности коррелирует с изменением типа металла в матрице наполнителя в ряду Cr→Fe→Co→Ni. Упрочнение полученных композитов приводит к изменению характера разрушения материала. Модифицированы СВМПЭ разрушается пластично в отличие от хрупкого разрушения исходного термопласта.

Изучение гибридных наполнителей в качестве наполнителей фенилона показало, что введение их в термопластичную матрицу позволяет: увеличить теплопроводность (на 14,7-20,8%), модуль упругости (до 12,3%) и прочность при сжатии (до 16,2%).

Установлено, что по эффективности влияния на термостойкость композитов наполнители располагаются в следующий ряд: Fe→ОСМ, Co→ОСМ, Cr→ОСМ, Ni→ОСМ. Изменение теплофизических свойств материалов коррелирует с зарядом ядра и атомным радиусом металла, внедренного в эпоксисиликатную матрицу. Проведенная оценка эффективности воздействия наполнителя в зависимости от электронной структуры внедренного металла показала, что для повышения механических свойств материала наиболее эффективным является наполнитель состава (Cr→ОСМ).

Таким образом, синтезированные металло-эпоксисиликаты могут быть использованы в качестве функционально активных наполнителей термопластов (СВМПЭ и ФС).

## СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ Ti – Al – V<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

**Попов А.Ю., Клепко А.Ю., Чернобук С.В.**

*Киевский национальный университет имени Тараса Шевченко, Киев, Украина*  
[all\\_Popov@bigmir.net](mailto:all_Popov@bigmir.net)

Исследована возможность синтеза композиционных материалов системы TiV<sub>2</sub>-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> методом реакционного горячего прессования.

В работе [1] установлено, что при нагревании смеси порошков Ti, Al и V<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в интервале температур от 1000 до 1400 °С протекает реакция образования диборида титана и оксида алюминия: Ti + V<sub>2</sub>O<sub>3</sub> + 2Al → TiV<sub>2</sub> + Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Изучение кинетики процесса реакционного спекания показало, что данная реакция протекает в присутствии жидкости с образованием промежуточной фазы TiAl<sub>3</sub>.

На основании данных исследований было проведено горячее прессование смеси порошков Ti – Al – V<sub>2</sub>O<sub>3</sub> стехиометрического состава. Внешнее давление прикладывалось после 30-секундной выдержки при температуре 1000<sup>0</sup>С, когда, исходя из ранее изу-

ченных кинетических зависимостей [1], количество жидкой фазы составляло  $\sim 30\%$ <sup>об</sup>. Далее образцы нагревали до 1400–1700<sup>0</sup>С со скоростью 50<sup>0</sup>С/с и выдерживали при этой температуре 3 минуты.

Полученные образцы по данным рентгеновского фазового анализа состояли из Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (66%) и TiB<sub>2</sub> (34%).

Горячее прессование смеси порошков нестехиометрического состава с избытком металлической составляющей показало, что избыток титана в составе исходной смеси приводит к образованию большого количества диоксида титана, что в свою очередь вызывает охрупчивание материала. Небольшой избыток алюминия в соответствии с условным уравнением реакции  $Ti + V_2O_3 + 3Al \rightarrow TiB_2 + Al_2O_3 + Al$  не приводит к существенному изменению в кинетике фазообразования.

Показано, что с увеличением температуры горячего прессования плотность материала увеличивается и достигает своего теоретического значения при температуре 1700<sup>0</sup>С. Это характерно как для образцов стехиометрического состава, так и для образцов с избытком алюминия.

Исследование структуры показало, что на микроуровне образцы представляют собой смесь зёрен TiB<sub>2</sub> и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> более-менее равномерно распределённых по объёму. Средние размеры зерен обеих фаз составляют 1–3 мкм.

Трещиностойкость образцов стехиометрического состава возрастает с температурой горячего прессования и достигает 10 МПа·м<sup>1/2</sup>, что почти вдвое превышает соответствующие характеристики как дигборида титана, так и оксида алюминия, а образцов с избытком алюминия практически не изменяется. Микротвёрдость образцов обеих серий увеличивается с ростом температуры, что коррелирует с увеличением плотности материала.

Высокая скорость уплотнения (компактный тугоплавкий материал синтезируется в течение 3 минут) при сравнительно низких температурах объясняется наличием во время горячего прессования жидкости, а существенное измельчение структуры материала – формированием конечных фаз в процессе синтеза композита.

## Список литературы

1. Попов А.Ю., Чернобук С.В., Мисник А.Ю., Маркив В.Я. Кинетика формирования тугоплавких соединений в системе Ti–Al–V<sub>2</sub>O<sub>3</sub> // Материаловедение. – 2009. – №11. – с. 16 – 19.

## ЭВОЛЮЦИЯ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ И ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ НИТРОЦЕМЕНТОВАННОЙ СТАЛИ 20Х3МВФ-Ш

**Акуличев А.Г., Андреева В.Д., Трофимов В.В.**

*Санкт-Петербургский государственный политехнический университет,  
Санкт-Петербург, РФ,  
[anton.akulichев@gmail.com](mailto:anton.akulichев@gmail.com)*

Высокотемпературная нитроцементация является одним из самых эффективных способов поверхностного упрочнения деталей машин, работающих в условиях износа, повышенных эксплуатационных нагрузок, а также коррозии. Изучение закономерностей распределения и эволюции параметров тонкой кристаллической структуры, несовершенств кристаллического строения и их взаимосвязи со свойствами нитроцементованных слоев позволит выбрать оптимальный технологический режим изготовления и об-

работки деталей, контролировать уровень механических характеристик, а также прогнозировать остаточный ресурс изделия.

В настоящей работе с помощью современных методов рентгенографического анализа проведено послойное исследование тонкой структуры и остаточных макронапряжений образца закаленной нитроцементованной стали 20Х3МВФ-ш.

Показано изменение фазового состава, параметров решетки мартенсита и аустенита, полуширины дифракционной линии и микротвердости по глубине слоя. Субструктура мартенсита в поверхностных слоях характеризуется малым размером блоков (областей когерентного рассеяния ОКР)  $\sim 20$  нм и большой величиной среднеквадратичной микродеформации (МКД). В сердцевине и прилегающей к ней зоне слоя размер блоков мартенсита значительно выше.

Субструктура аустенита характеризуется большим размером ОКР и меньшей величиной МКД, чем субструктура мартенсита. Наибольший наклеп  $\gamma$ -фазы наблюдается на поверхности. Об этом свидетельствует и то, что в поверхностных слоях наблюдается наибольшая концентрация деформационных дефектов.

Эпюра остаточных напряжений в нитроцементованном слое образца после коррекции на разгрузку при стравливании изображена на рис. 1.

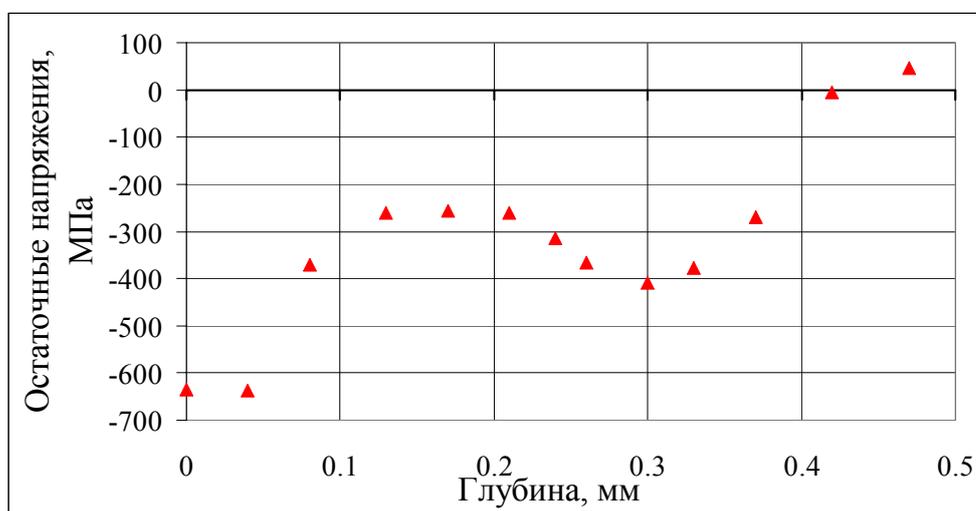


Рис. 1. Градиент остаточных напряжений в нитроцементованном слое.

На поверхности образца наблюдаются сжимающие остаточные напряжения, которые переходят в растягивающие на границе слоя на глубине  $\sim 440$  мкм.

Резкое снижение сжимающих напряжений на глубине 70-150 мкм объясняется наличием в этой части слоя большого количества остаточного аустенита. На этом же участке наблюдается локальный максимум среднего размера ОКР мартенсита. По-видимому, полнота превращения аустенита в мартенсит значительно влияет на величину блоков, вследствие их дробления при значительных напряжениях и пластических деформациях, которые сопровождают  $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращение.

Для выяснения влияния криогенной обработки и последующего отпуска на распределение фазового состава, субструктуры фаз и внутренних напряжений по глубине нитроцементованного слоя требуется проведение дальнейших исследований.

# СВЕРХПРОВОДЯЩИЕ СВОЙСТВА Nb<sub>3</sub>Al, ПОЛУЧЕННОГО В ШИРОКОМ ТЕМПЕРАТУРНОМ ИНТЕРВАЛЕ В МНОГОСЛОЙНОЙ КОМПОЗИТНОЙ Nb/Al-ЛЕНТЕ

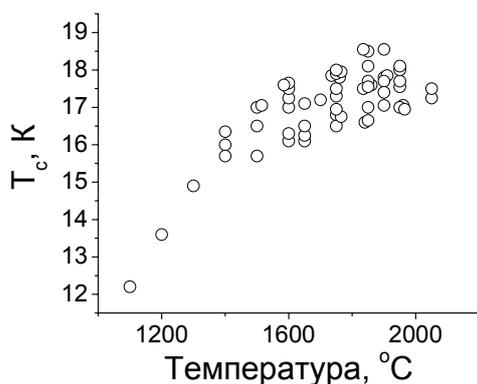
Коржов В.П.

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

Соединение Nb<sub>3</sub>Al представляет интерес по двум причинам.

1. Nb<sub>3</sub>Al (β-фаза) имеет широкую область гомогенности, граничащую с α-твёрдым раствором Al в Nb. Растворимость Al с понижением температуры падает и сплав, находящийся при высоких температурах в однофазном состоянии, при охлаждении переходит в состояние с пластичным α-раствором, упрочнённым β-фазой. Соотношение α- и β-фаз поддаётся регулированию изменением исходного содержания Al в сплаве.

2. Nb<sub>3</sub>Al является сверхпроводником с критической температурой T<sub>c</sub> ~ 18 К. В [1-3] были получены многослойные Nb<sub>3</sub>Al-ленты толщиной 50 мкм, которые обладали критическим током 55 А/мм в магнитном поле 5,5 Т при 4,2 К, T<sub>c</sub>, равной 17,1-17,8 К, и вторым критическим магнитным полем H<sub>c2</sub> 30-32 Т при 4,2 К. Такие значения параметров достигались после нагрева ленты при 1850°C в течение 1-2 с. Критический радиус изгиба ленты ~ 7 мм. Была испытана установка для высокотемпературного нагрева многослойной Nb/Al-ленты способом «на проход» с производительностью 100-150 м/ч [3].



**Рис. 1.** Зависимость T<sub>c</sub> лент Nb<sub>3</sub>Al от температуры термообработки Nb/Al-ленты при оптимальных временах выдержки

В настоящей работе соединение Nb<sub>3</sub>Al получалось при более низких температурах. Nb/Al-композит изготавливался прокаткой прутка, экструдированного из заготовки, которая состояла из Cu-стакана, заполненного Nb-трубой, внутри которой находились сложенные вместе Nb- и Al- (или дюралюминиевая) фольги, навитые на Nb-стержень. Количество Al-слоёв – 50. Расчётная толщина спаренного (Nb + Al) слоя ~0,33 мкм. Для образования Nb<sub>3</sub>Al ленту подвергали отжигам при температурах от 750 до 1300°C.

Настоящие и предыдущие исследования позволили проследить за изменением T<sub>c</sub> в зависимости от термообработки в интервале от 1000 до 2050°C (рис. 1). Максимум T<sub>c</sub>, равный 18,5 К, приходился на 1900°C, что свидетельствовало об образовании соединения Nb<sub>3</sub>Al стехиометрического (25 ат.%Al) состава. Соединение Nb<sub>3</sub>Al, синтезированное при ≤ 1000°C, имело низкие значения T<sub>c</sub> ≈ 13-14 К, H<sub>c2</sub>(0 К) = 12,5 Т и критическую плотность тока в расчёте на всё сечение композита ~2,5·10<sup>3</sup> А/см<sup>2</sup> в магнитном поле 5,5 Т при 4,2 К.

1. Dukhovnii I.S., Korzhov V.P., Bazan Ch. High critical current density Nb<sub>3</sub>Al and Nb<sub>3</sub>(AlGe) tapes up to 14 Т // Phys. Stat. Sol. (a), 1980, v. 60, N 2, p. K177-K180.
2. Копецкий Ч.В., Коржов В.П., Коржова Г.М., Марченко В.А., Базан Ч., Грень Б. О критическом токе лент Nb<sub>3</sub>Al в магнитных полях до 1,11·10<sup>7</sup> А/м // Физ. мет. и металловед., 1981, т. 52, №5, с. 994-997.
3. Бубнов И.В., Копылов А.Д., Коржов В.П., Коржова Г.М., Марченко В.А. Критический ток многослойной ленты из соединения Nb<sub>3</sub>Al // Металлофизика, 1981, т. 3, №1, с. 52-56.

## СТРУКТУРА МНОГОСЛОЙНОГО Ni/Al-МИКРОКОМПОЗИТА, ПОЛУЧЕННОГО ДИФФУЗИОННОЙ СВАРКОЙ

Корзов В.П., Кийко В.М., Карпов М.И.

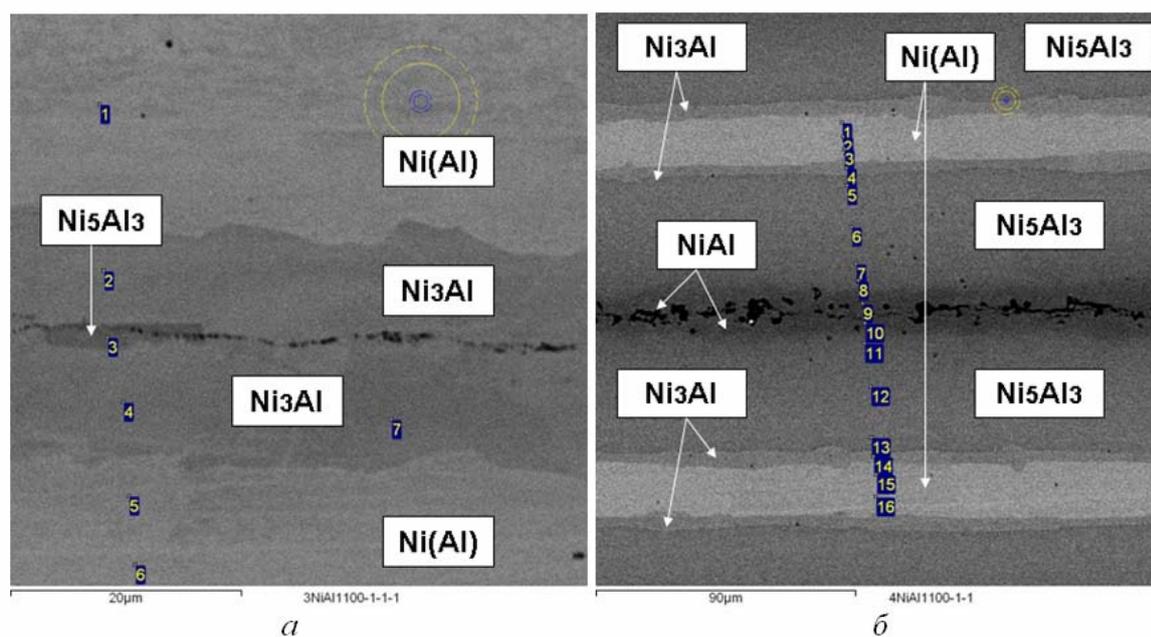
Институт физики твёрдого тела РАН, г. Черноголовка, Московская обл., Россия,

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

**Целью настоящей работы** является исследование возможности получить многослойный композит, состоящий из пластичной и достаточно прочной матрицы из твёрдого раствора Al в Ni, армированной слоями интерметаллидов Ni<sub>3</sub>Al или NiAl.

**Эксперимент.** Плоские многослойные Ni/Al-микрокомпозиты получали диффузионной сваркой пакетов под давлением 15-20 МПа при температурах, не превышавших температуру плавления алюминия. Пакет собирался из Ni- и Al-фольг. Толщина никелевой фольги составляла обычно 0,1 мм, толщина алюминиевой фольги – от 10 мкм до 0,1 мм. Интерметаллиды образовывались при термообработке композитов.

Исследовали влияние температуры термообработки и объёмного соотношения компонентов на микроструктуру композитов. Для иллюстрации на рисунке представлены микроструктуры двух Ni/Al-композитов с сильно различающимися объёмными соотношениями Ni/Al, равными 6 (а) и 0,67 (б), соответственно, после термообработки по режиму: 600°C/2 ч + 1100°C/1 ч под давлением ~20 МПа.



Структура композита с небольшим содержанием алюминия (Ni/Al = 6) состояла из твёрдого раствора Al в Ni с 9-13 ат.%Al, армированного слоями интерметаллида Ni<sub>3</sub>Al толщиной ~20 мкм, внутри которых наблюдались остатки фазы Ni<sub>5</sub>Al<sub>3</sub>.

Структура композита с большим объёмным содержанием алюминия (Ni/Al = 0,67) состояла, в основном, из интерметаллида Ni<sub>5</sub>Al<sub>3</sub> в виде слоёв толщиной ~100 мкм, внутри которых располагался слой моноалюминида никеля NiAl толщиной 10-15 мкм. Слои твёрдого раствора алюминия в никеле имели толщину 15-20 мкм и отделялись от слоёв из Ni<sub>5</sub>Al<sub>3</sub> тонкими (4-5 мкм) прослойками интерметаллида Ni<sub>3</sub>Al.

**Вывод.** Настоящие эксперименты показали, что, изменяя температуру термообработки и объёмное соотношение алюминия и никеля, можно получать сильно отличающиеся структуры композитов, а, следовательно, композиты с нужными прочностными характеристиками.

# ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ СВЕРХПРОВОДЯЩЕЙ Nb<sub>3</sub>Sn-ЛЕНТЫ, ПОЛУЧЕННОЙ ИЗ НАНОКОМПОЗИТА Cu<sub>12</sub>Sn/Nb/Cu

Коржов В.П., Карпов М.И., Внуков В.И.

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

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

Исследовали ленту на основе сверхпроводящего соединения Nb<sub>3</sub>Sn, полученную из композита Cu<sub>12</sub>Sn/Nb/Cu, который состоял из различного числа «многослойных» слоёв Nb/Cu, чередующихся со слоями из бронзы Cu-12 масс.%Sn. Толщина ленты – 0,3-0,4 мм. «Многослойные» слои состояли из Nb- и Cu-слоёв наноразмерной толщины. После отжига при температурах в интервале от 600 до 850°C в результате реактивной диффузии олова из бронзы в ниобий образовывалось соединение Nb<sub>3</sub>Sn (рис. 1). Видно, что середина Nb/Cu-слоёв оставалась незатронутой оловом. Соединение Nb<sub>3</sub>Sn распространялось внутрь «многослойного слоя» лишь на глубину ~4 мкм. На месте же слоёв бронзы теперь находился твёрдый раствор Sn в Cu (~0,7%Sn). Вышесказанное прослеживается и на концентрационных профилях ниобия, меди и олова (см. рис. 1).

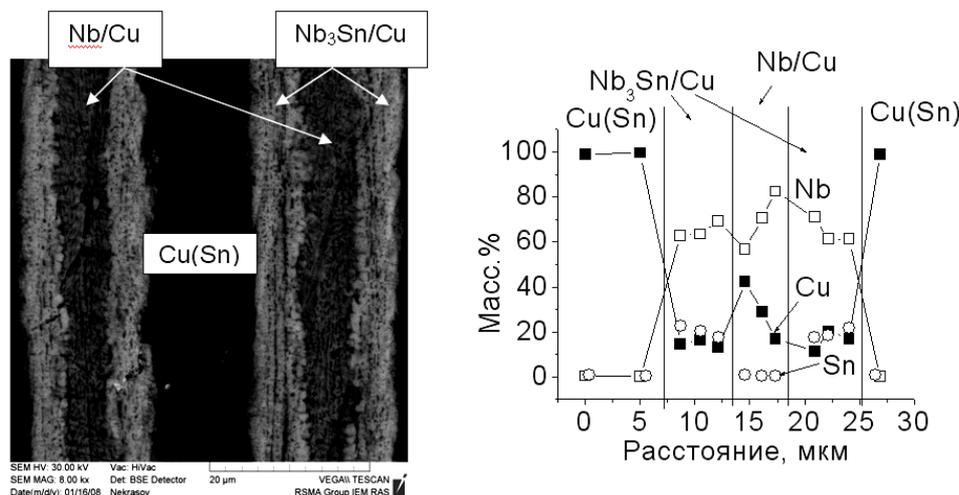


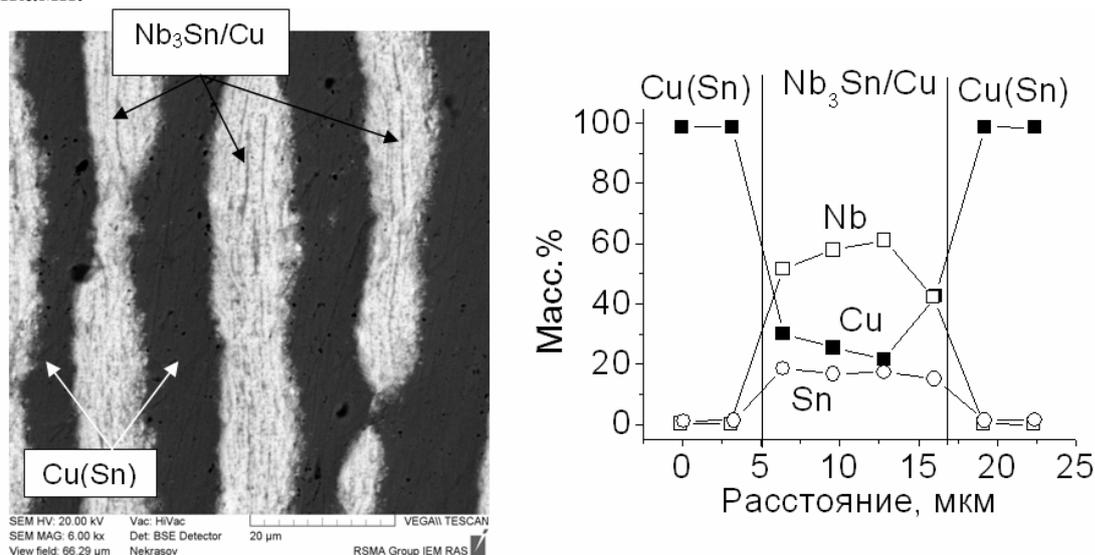
Рис. 1. Микроструктура и профили концентрации Nb, Cu и Sn для композита с недостатком олова после отжига при 750°C в течение 5 ч

Параметры конкретно этого композита, который состоял из 16 «многослойных» слоёв Nb/Cu, чередующихся с 15 слоями из бронзы Cu-12 масс.%Sn, не обеспечивали превращение всего ниобия в Nb<sub>3</sub>Sn. При толщине ленты 0,4 мм толщина каждого из слоёв равнялась ~13 мкм. «Многослойные» слои состояли из 465 Nb- и 496 Cu-слоёв толщиной соответственно 18 и 9 нм. Для композита с 12%-й бронзой, чтобы весь ниобий превратился в Nb<sub>3</sub>Sn, должно удовлетворяться соотношение:  $t_{Nb}N_{Nb}/t_{CuSn}N_{CuSn} = 0,288$  ( $t$  и  $N$  – толщина и число ниобиевых и бронзовых слоёв соответственно). Для данного композита величина этого отношения отличалась от расчётной более чем в 2 раза.

На рис. 2. показана микроструктура и концентрационные профили элементов для композита, состоящего из 17 слоёв бронзы, чередующихся с 16 «многослойными» слоями Nb/Cu, каждый из которых содержал по 496 Cu- и 465 Nb-слоёв с расчётной толщиной соответственно 4,2 и 8,4 нм. Отношение  $t_{Nb}N_{Nb}/t_{CuSn}N_{CuSn} = 0,307$ . Это очень близко к его теоретическому значению.

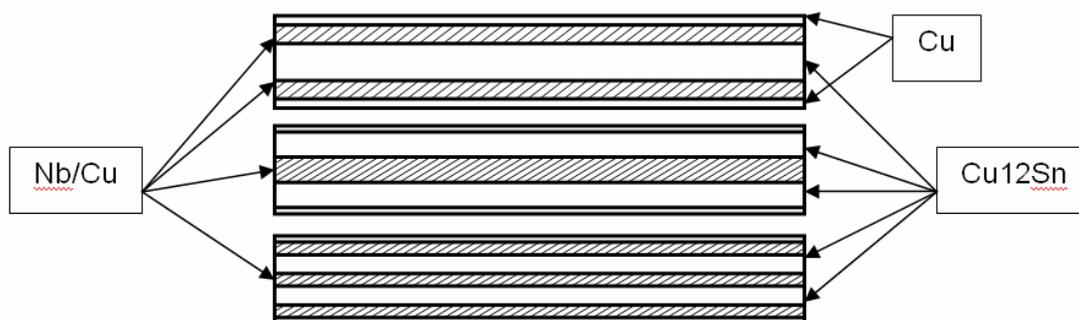
Слои Nb/Cu, которые до отжига представляли собой чередование большого количества наноразмерных Cu- и Nb-слоёв, в результате диффузии олова из бронзы в нио-

бий полностью превращались в многослойные  $Nb_3Sn$ -слои, разделённые медными прослойками.



**Рис. 2.** Микроструктура и профили концентрации Nb, Cu и Sn для композита с достаточным количеством Sn после отжига при 750°C в течение 5 ч

Однако, в таких композитах с составляющими, которые значительно отличались механическими свойствами, менее прочная Nb/Cu-составляющая на некотором этапе прокатки начинала локально рваться, что хорошо видно на левом рис. 2. Разрывы Nb/Cu-слоёв можно, по-видимому, предотвратить, если в процессе деформации прокаткой проводить промежуточные отжиги. Но тогда возникает возможность преждевременного образования соединения  $Nb_3Sn$ , которое также могло привести к разрушению Nb/Cu-слоёв. Поэтому было решено пойти по пути укрупнения исходных слоёв бронзы и Nb/Cu при сохранении оптимального соотношения олова и ниобия. Схематические конструкции исходных пакетов на завершающем цикле для таких композитов представлены на рис. 3. Перед прокаткой пакеты оборачивались отожжённой листовой медью толщиной 0,1 мм.



**Рис. 3.** Схематическое изображение конструкции исходных пакетов для композитов с неразрывными Nb/Cu-слоями

Следует отметить, что согласно рентгеноспектральному анализу концентрация олова в  $Nb_3Sn$ -слое, равная 23,3 масс.%, далека от стехиометрического состава (29,9 масс.%). Это подтверждалось и измерениями критической температуры, которая равнялась 16,65 и 16,89 К после отжига при 750°C в течение соответственно 5 и 50 ч, против ~18 К для стехиометрического  $Nb_3Sn$ .

## ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В НЕРАВНОВЕСНЫХ УСЛОВИЯХ

Крюкова Л.М.

ОАО «ВНИИНМ» им. Бочвара, г. Москва, Россия

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

Воздействие различных концентрированных потоков энергий приводит к генерации большого количества дефектов, образованию метастабильных фаз, пересыщенных твердых растворов. К таким воздействиям можно отнести как облучение, так и интенсивную пластическую деформацию. В обоих случаях происходит генерация большого числа дефектов, и, в частности, вакансий, бивакансий и комплексов с примесью внедрения, которая неизбежно присутствует в реальных сплавах и оказывает значительное влияние на протекающие процессы. При этом формирование структурного состояния происходит в зоне градиента напряжений.

Проведено электронно-микроскопическое исследование *in situ* фазовых превращений аморфное состояние - кристалл в металлических пленках (70 нм) в процессе облучения электронами с энергией 120 кэВ. В качестве объектов исследования были выбраны металлы с различной кристаллической решеткой (Ni, Си – ГЦК; V, Ag – ОЦК), различной растворимостью примесей внедрения и энергией образования фазы внедрения в равновесных условиях.

В исходном состоянии металлические пленки представляли собой квазиаморфное состояние с отсутствием четко выраженного контраста на светлопольном изображении. Показано, что для всех рассматриваемых материалов начальной стадией является концентрационное расслоение по механизму спинодального распада и формирование наноразмерных предвыделений с упорядочением внутри области и размером периодичности ~ 5-7 нм. Следующей стадией является формирование и распространение концентрационной волны кристаллизации. Исследование фронта показало, что существует упорядоченная структура в приграничной зоне. Размер доменов в каждой зоне составляет ~ 10 нм в области, ближе к аморфному состоянию и ~ 16-18 нм области, ближе к кристаллу.

В случае формирования наноразмерной структуры возможна вторичная перекристаллизация, инициируемая облучением с большой плотностью потока. Показано, что промежуточной стадией является формирование квазиаморфного состояния на границе фронта перекристаллизации. Обсуждаются вопросы аномальной растворимости и образование метастабильных фаз.

Комплексное электронно-микроскопическое и рентгеноструктурное исследование сплава на основе ванадия после интенсивной пластической деформации выявило формирование фрагментированной или «ячеистой» наноструктуры с размером областей 10 нм и менее. Показано, что в области распада твердого раствора по спинодальному механизму, а также области границ «ячеистой» наноструктуры наблюдается формированием состояния близкого к аморфному.

Проведенные исследования позволяют полагать, что в процессе ИПД происходит генерация большого количества дефектов, что инициирует фазовый переход с образованием аморфного состояния в области фронта деформации, а последующая кристаллизация определяет полученное структурное состояние.

# МЕТОДЫ ОЦЕНКИ ФАЗОВО-СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ВАНАДИЯ

Макалкина Е.А., Крюкова Л.М.

НИТУ «МИСиС», Москва, Россия  
[makalkina@misis.ru](mailto:makalkina@misis.ru)

Особенностью сплавов на основе ванадия является возможность формирования широкого спектра структурных состояний, что позволяет использовать сплавы данной системы как модельные при отработке методики оценки фазово-структурного состояния. Кроме того, ванадиевые сплавы являются перспективными материалами для ядерных энергетических установок. Поскольку формирование наноструктурного состояния существенно изменяет физико-механические характеристики материала, вопросы совершенствования методов экспериментального исследования фазово-структурного состояния в наносистемах и способов математической обработки экспериментальных данных приобретают особый интерес. Для получения достоверных результатов в основу метода положено комплексное исследование, включающее просвечивающую электронную микроскопию (ПЭМ) и рентгеноструктурный анализ (РСА).

В работе [1] представлен математический аппарат анализа экспериментальных данных для определения параметров наноструктурного состояния: размер нанобластей и поля упругих смещений кристаллической решетки. В качестве параметра, характеризующего величину упругой деформации, рассматривается мощность дефекта  $C$ . Сопоставление результатов анализа методом ПЭМ и РСА позволяет получить значение суммарной мощности дефектов  $C \cdot n$ , характеризующее величину упругой деформации во всем образце. Дополнительным критерием достоверности оценки параметров наноструктурного состояния является сопоставление экспериментального и теоретически рассчитанного значения смещения диффузного максимума относительно когерентного. При этом смещение в области больших углов дифракции характеризует поля упругих смещений, а в области первой линии — присутствие аморфной составляющей.

Проведено апробирование данной методики на сплаве V-4Ti-4Cr, после различных режимов термомеханической обработки. Выявлена особенность аномально высокого значения интегральной ширины линии 110 исследуемого сплава в случае интенсивного распада твердого раствора после термического отжига и в случае формирования фрагментированной или «ячеистой» наноструктуры с размером областей 10 нм и менее. Выдвинуто предположение, что наблюдаемый эффект связан с формированием состояния близкого к аморфному в области распада твердого раствора по спинодальному типу, а также области границ «ячеистой» наноструктуры. Проведены оценки объемной доли данного состояния методом ПЭМ и в предположении аморфной фазы методом рентгенофазового анализа. Хорошее совпадение полученных результатов позволяет говорить о достоверности высказанного предположения. Получены значения параметров наноструктурного состояния.

1. Оценка параметров наноструктурного состояния. I. Комплексный подход и математический аппарат исследования и обработки экспериментальных данных / Крюкова Л. М., Макалкина Е.А., Салихов С.В // Материаловедение. – 2010. – №8.

## ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В СПЛАВЕ V–4Ti–4Cr В ПРОЦЕССЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Крюкова Л.М.<sup>1</sup>, Макалкина Е.А.<sup>2</sup>, Чернов В.М.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>ОАО «ВНИИНМ» им. Бочвара

<sup>2</sup>НИТУ «МИСИС»

[makalkina@misis.ru](mailto:makalkina@misis.ru); [krjukova@mail.ru](mailto:krjukova@mail.ru)

В настоящее время ведется активная разработка малоактивируемых сплавов на основе ванадия, как конструкционных материалов для ядерных энергетических установок. Данные сплавы являются перспективными благодаря сочетанию низкого уровня наведенной активности с требуемыми физико-механическими свойствами в условиях термического и радиационного воздействий.

Методами просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноструктурного и рентгенофазового анализа проведено исследование сплава V–4Ti–4Cr на различных стадиях деформирования. Установлена корреляция наблюдаемых ранее механических свойств и структурных состояний, формирующихся в процессе деформации. Показано, что уже в исходном состоянии (после гомогенизирующего отжига при 1200 °С 1 час) в сплаве наблюдается концентрационное расслоение твердого раствора (начальная стадия), которое интенсифицируется в процессе термообработок вплоть до  $T \leq 700$  °С. Отмечается образование наноразмерных областей, представляющих собой неоднородности твердого раствора, обогащенные атомами титана и примесями внедрения. Полученные результаты свидетельствуют о том, что фазово-структурное состояние исследуемых образцов неоднородно и характеризуется широким спектром препятствий для движущихся дислокаций. Их термически активируемое преодоление должно осуществляться при более высоких температурах и, как следствие, приводить к увеличению высокотемпературной прочности и изменению характера температурной зависимости напряжения течения. Показано, что при небольших степенях деформации наблюдается образование оксикарбидной фазы на дислокациях, что является новыми более эффективными термически активируемыми препятствиями в процессе механических испытаний. Образование данной фазы сопровождается значительным дилатационным эффектом и при напряжении выше критического наступает скачкообразная релаксация напряжений. При этом на кривой растяжения наблюдается срывы нагрузки и деформация имеет прерывистый характер течения.

Увеличение степени пластической деформации выше критической существенно изменяет механизм деформирования. В материале происходит формирование фрагментированных или наноразмерных (~ 10 нм) областей с отсутствием четко выраженных границ. Наблюдается растворение фазы, образовавшейся на начальных этапах деформирования. Кроме того фиксируется присутствие двух структурных составляющих с отличающимися параметрами кристаллической решетки и значительных упругих полей смещений. Особенностью данного состояния является образование областей сжатия.

# ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ВЫСОКОДЕФЕКТНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ В МЕХАНОКОМПОЗИТАХ И ПОРОШКАХ В ПРОЦЕССЕ ИНТЕНСИВНОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ В ПЛАНЕТАРНЫХ ШАРОВЫХ МЕЛЬНИЦАХ

Дитенберг И. А.\* \*\*, Тюменцев А. Н.\* \*\*, Денисов К. И.\*\*\*, Корчагин М. А.\*\*\*

\*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,  
[ditenberg\\_i@mail.ru](mailto:ditenberg_i@mail.ru)

\*\*Томский государственный университет, Томск, Россия

\*\*\*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск, Россия

Методами рентгеноструктурного анализа, растровой и просвечивающей электронной микроскопии проведено исследование особенностей формирования высокодефектных структурных состояний в механокомпозитах из смесей порошков ниобия и алюминия в зависимости от интенсивности деформационного воздействия в процессе механической активации (МА) в энергонапряженной планетарной шаровой мельнице.

Обнаружено, что на разных стадиях МА в изучаемых материалах наблюдаются, как отдельные наночастицы размерами менее 100 нм, так и их конгломераты размерами до сотен микрометров.

С использованием специальных методов анализа дискретных и непрерывных ориентировок проведено детальное изучение параметров тонкой дефектной структуры на наномасштабном уровне. Установлено, что в процессе МА в материале формируется сложное двухуровневое структурное состояние с размерами отдельных порошинок, либо зерен около 60-100 нм, состоящими в свою очередь из высокодефектных субзерен (3–20 нм), разделенных малоугловыми границами дискретного и непрерывного типа. Кривизна кристаллической решетки в таких структурных состояниях достигает 100 и более град/мкм.

Процессы формирования указанных выше высокодефектных структурных состояний сопровождаются значительным ростом параметров микротвердости. Для системы Nb-Al рост составляет от 0.8 ГПа до 4,6 ГПа соответственно после 0,5 и 5 минут МА, в то время как в Nb, после аналогичных обработок, изменения микротвердости составляют от 1.4 до 7.6 ГПа.

Обсуждаются возможные механизмы пластической деформации, кооперативное действие которых на разных масштабных уровнях, при интенсивном деформационном воздействии обеспечивает формирование обнаруженных высокодефектных структурных состояний в условиях подавленной дислокационной активности, как в отдельно локализованных порошинках, так и в их конгломератах.

Предполагается, что эти состояния могут являться важным каналом аккумуляции энергии деформации при МА и играть существенную роль в увеличении реакционной способности компонентов смеси, аномального массопереноса и твердофазного механического сплавления.

*Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта Президента Российской Федерации МК-658.2009.8 и междисциплинарного интеграционного проекта фундаментальных исследований СО РАН №32. Исследования проведены с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования ТГУ.*

## СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ СВЕРХПЛАСТИЧНЫХ СПЛАВОВ, ИНДУЦИРОВАННЫЕ ВНЕШНИМИ МЕХАНИЧЕСКИМИ НАПРЯЖЕНИЯМИ

Коршак В.Ф.<sup>1</sup>, Шаповалов Ю.А.<sup>1</sup>, Паль-Валь П.П.<sup>2</sup>, Ткаченко Н.В.<sup>1</sup>,  
Матейченко П.В.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Харьковский национальный университет имени В.Н. Каразина, г. Харьков, Украина,  
[Vera.F.Korshak@univer.kharkov.ua](mailto:Vera.F.Korshak@univer.kharkov.ua)

<sup>2</sup>Физико-технический институт низких температур им. Б.И. Веркина НАН Украины,  
г. Харьков, Украина,  
[palval@ilt.kharkov.ua](mailto:palval@ilt.kharkov.ua)

<sup>3</sup>НТК «Институт монокристаллов» НАН Украины, г. Харьков,  
[paul@isc.kharkov.ua](mailto:paul@isc.kharkov.ua)

В докладе представлены результаты исследования изменений фазового состояния сверхпластичных сплавов Sn-38%Pb и Bi-43%Sn, которые происходят при предварительном обжатии на ~ 75%, микропластической деформации и в процессе накопления значительных относительных удлинений в условиях сверхпластичности. Сплавы получены из чистых компонентов путем литья на массивную медную подложку. Механические испытания выполнены в условиях ползучести при постоянном приложенном напряжении  $\sigma$  и в условиях активного нагружения. Структурно-фазовое состояние образцов изучали с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН-2,0 с использованием рентгеновского  $\text{Cu K}\alpha$  – излучения и электронного растрового микроскопа JSM-820 с приставкой для рентгеновского спектрального микроанализа LINK 85/AN. Выполнен дифференциально-термический анализ образцов в процессе нагрева под действием внешних сжимающих напряжений в интервале, включающем напряжения, при которых проявляется эффект сверхпластичности в сплавах.

Показано, что фазовое состояние сплавов в условиях проявления сверхпластических свойств не является равновесным. Такая неравновесность возникает уже при кристаллизации, о чем свидетельствует объемное соотношение фаз в слитках. Процесс обжатия не только приводит к измельчению структуры, но и является фактором, влияющим на фазовое состояние системы. Обжатие сопровождается перераспределением компонентов в направлении действия внешних сжимающих напряжений. В результате поверхностные слои образцов обогащаются одним из компонентов. При последующем сверхпластическом течении наблюдается отток этого компонента с поверхности в объем.

Обнаружено, что при повторном нагружении деформированных в области микропластичности образцов их сопротивление малым пластическим деформациям существенно снижается. Наблюдающееся разупрочнение сплавов связывается с возникновением в исходной структуре областей с ближним расслоением, что является характерным для начальной стадии (стадии предвыделения) распада пересыщенных твердых растворов, стимулированного пластической деформацией.

Обсуждается вопрос о влиянии выявленных изменений структурно-фазового состояния на изменения внутреннего трения и модуля Юнга сплавов, которые обнаружены в отдельно проведенных экспериментах.

Полученные данные свидетельствуют о том, что эффект структурной сверхпластичности является результатом взаимного влияния процессов деформации и структурно-фазовых превращений в неравновесных системах. Обсуждается вопрос о роли внутренних напряжений в проявлении эффекта сверхпластичности.

# ФЕРРОМАГНИТНЫЕ МОНОКРИСТАЛЛЫ Ni-Fe-Ga-(Co) С ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬЮ И ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Тимофеева Е. Е., Панченко Е. Ю., Чумляков Ю.И.

*Обособленное структурное подразделение «Сибирский физико-технический институт Томского государственного университета», Томск, Россия,  
[katie@sibmail.com](mailto:katie@sibmail.com)*

Целью данной работы является исследование зависимости функциональных и механических свойств от способа деформации – растяжения/сжатия на монокристаллах Ni<sub>54</sub>Fe<sub>19</sub>Ga<sub>27</sub> (ат. %) (I) и Ni<sub>49</sub>Fe<sub>18</sub>Ga<sub>27</sub>Co<sub>6</sub> (ат. %) (II), ориентированных вдоль [001] направления.

Температуры мартенситных превращений (МП) определялись по зависимости электросопротивления от температуры. Монокристаллы после роста испытывают одностадийные превращения при температурах вблизи комнатной. Как показывает электронная микроскопия, высокотемпературная фаза монокристаллов имеет L2<sub>1</sub> структуру, низкотемпературная – 14М структуру. При температурах выше M<sub>s</sub> в условиях стабильности L2<sub>1</sub>-фазы МП возможно индуцировать приложением нагрузки.

Максимальная величина обратимой деформации при эффекте памяти формы (ЭПФ) реализуется в монокристаллах II при растяжении – ε<sub>ЭПФ</sub>=12,5 %, что близко к теоретически рассчитанной деформации решетки ε<sub>0</sub>=13,5 %. При сжатии максимальная обратимая деформация в обоих монокристаллах равна ε<sub>ЭПФ</sub> = 6,2 %, что так же соответствует деформации решетки ε<sub>0</sub>. Минимальные критические напряжения, необходимые для начала МП под нагрузкой реализуются при T = M<sub>s</sub>. Впервые обнаружено уменьшение критических напряжений для движения межфазных границ в мартенсите до σ<sub>0,1</sub>=1,3 МПа в монокристаллах II, что является существенным для наблюдения магнитного ЭПФ. Магнитная движущая сила, равная σ<sub>m</sub>=K<sub>u</sub>·ε<sub>tw</sub><sup>-1</sup> [1] (где ε<sub>tw</sub> – деформация переориентации вариантов мартенсита, K<sub>u</sub> – коэффициент магнитной анизотропии), должна превышать или равняться механической движущей силе, перемещающей двойниковые границы σ<sub>tw</sub>=σ<sub>0,1</sub>(M<sub>s</sub>): σ<sub>m</sub>=K<sub>u</sub>·ε<sub>tw</sub><sup>-1</sup> ≥ σ<sub>tw</sub>. Как показывают расчеты, в монокристаллах II σ<sub>tw</sub>=1,01 МПа, что в пределах погрешности измерений (±0,5 МПа) совпадает с σ<sub>0,1</sub>=1,3 МПа. Следовательно, в монокристаллах II созданы условия для наблюдения магнитного ЭПФ.

При температурах выше конца обратного МП (T > A<sub>f</sub>) под нагрузкой в монокристаллах I и II наблюдается эффект сверхэластичности (СЭ) при растяжении в интервале ~ 400 К до T = 700 К с максимальной величиной обратимой деформации до 8 % и 10 %, соответственно. МП под нагрузкой при высоких температурах в условиях реализации СЭ сопровождается механическим гистерезисом. Величина гистерезиса в данных монокристаллах немонотонно зависит от температуры. Впервые обнаружен узкий механический гистерезис величиной 1,3 МПа в монокристаллах II при T = 423 К.

Таким образом, показано, что сплавы на основе Ni-Fe-Ga-(Co) являются перспективными материалами для практического применения как сплавов с магнитным ЭПФ и высокотемпературной сверхэластичностью.

*Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ, 09-03-00103-а и программы «У.М.Н.И.К.» Фонда содействия МП НТС, № 7057р/9611.*

1. К. Ооцука, К. Симидзу, Ю. Судзуки и др. // Сплавы с эффектом памяти формы. М: Металлургия, 1990. – 222с.

## ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ В ПРОЦЕССЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ 700°С

Тихонова М. С., Беляков А. Н.

*Белгородский государственный университет, Белгород, Россия*  
[tikhonova@bsu.edu.ru](mailto:tikhonova@bsu.edu.ru)

Эволюция микроструктуры аустенитной жаропрочной стали типа S304H (Fe – 0.010%С – 18.2%Cr – 7,85%Ni – 2.24%Cu – 0.50%Nb – 0.008%B – 0.12%N – 0.95%Mn – 0.10%Si) была изучена в процессе многократной ковки. Исходная микроструктура после закалки (1100°С 30 мин) состоит из равноосных аустенитных зерен размером 10 мкм, содержащих однородно распределенные дисперсные частицы Nb(C,N). Многократная ковка стальных заготовок проводилась при температуре 700°С со скоростью  $10^{-3} \text{ с}^{-1}$ . Истинная степень деформации за одну осадку составляла около 0.4. В процессе многократной ковки образцы поворачивали на 90 ° вокруг трех взаимно перпендикулярных осей при каждой осадки. Микроструктура сплава после пластической деформации была исследована методами оптической металлографии, методами растровой и просвечивающей электронной микроскопии, включая анализ картин дифракции обратно рассеянных электронов и Кикучи линий.

Напряжения течения увеличиваются на ранней стадии обработки, достигая своего максимума 520 МПа при общей степени деформации 1.6 – 2.4. Увеличение степени деформации сопровождается постепенным разупрочнением стали.  $\sigma=480$  МПа после суммарной степени деформации  $\epsilon=4$ .

Зарождение новых зерен происходит на ранних стадиях деформации  $\epsilon=0.4$ . Дальнейшая обработка до общей степени деформации  $\epsilon=4$  приводит к повышению объемной доли рекристаллизованной структуры до 80%. Средний размер (суб)зерен, измеренный с помощью просвечивающей электронной микроскопии составляет 220 нм.

Рассмотренная последовательность структурных изменений в процессе многократной ковки указывает, что динамической рекристаллизация развивается одновременно по двум механизмам - прерывистой и непрерывной.

*Работа выполнена в рамках реализации ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 годы (2010-1.2.2-403-012 «Разработка способов термомеханической обработки аустенитной нержавеющей стали типа 10X18H8ДЗБР с целью улучшения ее механических свойств».)*

## МИКРОТВЕРДОСТЬ И ДИСЛОКАЦИИ В СЛОИСТОМ МОНОКРИСТАЛЛЕ GaSe

Борисенко Е.Б., Колесников Н.Н., Борисенко Д.Н., Божко С.И., Смирнова И. А.

*Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия*

Кристаллы GaSe – широкозонные полупроводники с высоким нелинейным коэффициентом преломления, которые благодаря своим известным оптическим свойствам широко применяются в ИК лазерной оптике и нелинейной оптике. Получение хорошего качества монокристаллов GaSe довольно сложная задача, поскольку материал, который кристаллизуется в гексагональной сингонии, имеет решетку с заметно различающимися параметрами элементарной ячейки  $a$  и  $c$ , ковалентные связи в плоскости базиса и Ван-дер-Ваальсовы вдоль оси  $c$ . Это обуславливает слоистость кристалла. В работе исследованы монокристаллы, выращенные из расплава модифицированным методом Бриджмена в нашей лаборатории [1]. Кристаллы стехиометричны и имеют высокое кристаллографическое совершенство, как следует из съемки Лауэ и кривых качания при разной ширине щели.

Механические свойства таких кристаллов до настоящего времени практически не были исследованы. Проблемы приготовления образцов для испытаний слоистых кристаллов вполне очевидны. Поэтому измерение механических характеристик локальными методами, такими как микротвердость, представляется перспективным. Однако и в этом случае возникают серьезные проблемы. При индентировании в материале вокруг отпечатка возникают двойники, трещины [2]. В данной работе исследованы зависимости микротвердости по Виккерсу от величины нагрузки и времени выдержки под нагрузкой. Обсуждается вклад различных механизмов деформации под индентором, включая упругое восстановление, ползучесть, дислокационное скольжение, растрескивание, в значении микротвердости при различных нагрузках. Установлено, что надежные результаты измерения микротвердости, практически не зависящие от времени выдержки под нагрузкой могут быть получены при нагрузке на индентор  $P = 30 \pm 5$  г. При нагрузке  $P = 30$  г микротвердость составляет  $H_{[110]} = 250$  МПа. В кристаллах GaSe наблюдается анизотропия микротвердости I рода, связанная с различием твердости в разных направлениях в одной плоскости. Коэффициент анизотропии микротвердости составляет  $k = H_{\max}/H_{\min} = 1.4$ . Впервые с помощью атомно-силовой микроскопии выявлена ступенчатая структура отпечатка индентора и исследована топография поверхности вокруг отпечатка. Установлена связь между действующими системами скольжения дислокаций при деформации индентором и рельефом поверхности вокруг отпечатка. С помощью химического травления и оптической микроскопии в базисной плоскости выявлены ямки травления выходов дислокаций пирамидальной и призматической плоскостей скольжения с плотностью  $\rho_1 = 10^4$  см<sup>-2</sup>. С помощью атомно-силовой микроскопии выявлены выходы винтовых дислокации роста с плотностью  $\rho_2 = 10^8$  см<sup>-2</sup> скользящих в базисной плоскости выращенного из расплава монокристалла GaSe.

- 1 N. N. Kolesnikov, E. B. Borisenko, D. N. Borisenko, V. K. Gartman, Influence of Growth Conditions on Microstructure and Properties of GaSe Crystals, J. of Crystal Growth (2007), v. 300, 294—298.
- 2 P. Panfilov, A. N. Titov, Fracture of Single Crystals Having Layered Morphology, International Journal of Fracture (2004), v. 128, 153—157.

# ДИНАМИКА ОБРАЗОВАНИЯ, ДЕФЕКТНАЯ СТРУКТУРА И РЕАКЦИОННАЯ СПОСОБНОСТЬ НАНОКОМПОЗИТОВ, ПРИГОТОВЛЕННЫХ МЕХАНОХИМИЧЕСКИМ МЕТОДОМ

Стрелецкий А.Н., Бутягин П.Ю.

*Учреждение Российской академии наук Институт химической физики им  
Н.Н.Семенова, Москва, Россия*  
[str@center.chph.ras.ru](mailto:str@center.chph.ras.ru)

В результате широкого комплексного исследования закономерностей механической активации отдельных компонентов и механохимических превращений в смесях Me/X (Me=Mg, Ti, Al, Si, X=C, h-BN (гексагональный нитрид бора), В, MoO<sub>3</sub>, (-CF<sub>2</sub>-CF<sub>2</sub>)<sub>n</sub>) описана кинетика формирования, структура и реакционная способность химически активных наноконпозитов - прекурсоров дальнейших превращений. На примере твердых тел с различной природой химической связи подтверждена общность предложенной схемы стадийности формирования наноразмерных композитов и последующих механохимических превращений. Кинетика механической активации и синтеза проанализирована в рамках представлений о дозах подведенной энергии и энергетических выходах.

Установлена общность двух стадийного механизма разрушения кристаллической структуры h-BN, MoO<sub>3</sub>, Si и графита при их механической обработке: на начальной стадии происходит разрушение кристаллов и рост их удельной поверхности, а затем одновременно с агрегированием материал аморфизуется. Для всех материалов определены работа образования свежей поверхности и предельная удельная поверхность. Выявлены оптимальные условия приготовления каждого из материалов в наноразмерном состоянии. Расшифрованы изменения дисперсной и дефектной структуры Mg и Ti в процессах механической активации порошков в различных средах.

Выявлено влияние природы компонентов на структуру «механохимических» композитов. Установлено, что h-BN и графит проявляют себя как функциональные добавки («механохимические» ПАВ) к пластичным металлам (Me=Al, Mg, Ti), облегчающие механическое диспергирование кристаллических блоков до наноразмерного уровня и стабилизирующие сформированный композит. Свойства добавок как «механохимических» ПАВ ухудшаются в ряду C(Me), h-BN(Me) > B(Me) > C(Si) > (-CF<sub>2</sub>-CF<sub>2</sub>)<sub>n</sub> > MoO<sub>3</sub> (Mg) > MoO<sub>3</sub> (Al).

Методами механохимии созданы активные энергонасыщенные композиты Mg/(-C<sub>2</sub>F<sub>4</sub>)<sub>n</sub>, Al/(-C<sub>2</sub>F<sub>4</sub>)<sub>n</sub>, Mg/MoO<sub>3</sub>, Al/MoO<sub>3</sub>, Si/MoO<sub>3</sub> и выявлены оптимальные условия их активации (состав, доза, тип исходных компонентов). Изучена структура активированных энергонасыщенных композиций. Активированные порошки Me/(-C<sub>2</sub>F<sub>4</sub>)<sub>n</sub> (Me=Mg, Al) состоят из агрегатов частиц металла размером 0.1-1 микрон, молекулярно плотно капсулированных в ПТФЭ. Показано, что при ударно-волновом инициировании активированных композиций реализуется квазидетонационный режим взаимодействия компонентов. Максимальная скорость детонации 1100-1200 м/с реализована для систем Me/(-C<sub>2</sub>F<sub>4</sub>)<sub>n</sub> (Me=Mg, Al).

Обнаружено появление или повышение реакционной способности компонентов или их смесей в результате механической активации при термическом инициировании ряда реакций (h-BN+H<sub>2</sub>O, h-BN+H<sub>2</sub>, Al/BN+H<sub>2</sub>O, Mg+O<sub>2</sub>, MoO<sub>3</sub>+Mg, MoO<sub>3</sub>+Al, Si+C, Sm<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+BaF<sub>2</sub>).

*Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ (гранты 10-03-00942а, 09-03-00409а и 07-03-00610а), а также Президиума РАН (программа №18) и ОХНМ-2.*

## РОЛЬ НАНОРАЗМЕРНОЙ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ В НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОМ МЕХАНОХИМИЧЕСКОМ СИНТЕЗЕ КАРБИДА КРЕМНИЯ

Борунова А.Б.\*, Стрелецкий А.Н.\*, Мудрецова С.Н.\*\*\*, Леонов А.В.\*\*

\* Учреждение Российской академии наук Институт химической физики им  
Н.Н.Семенова, Москва, Россия

\*\* Химический факультет Московского Государственного университета им.  
М.В.Ломоносова, Москва, Россия  
[str@center.chph.ras.ru](mailto:str@center.chph.ras.ru)

Методами рентгенодифракционного анализа, дифференциально-термического анализа (ДТА+ДТГ), микроскопии и адсорбции сопоставлены закономерности образования и релаксации дефектной структуры при механической активации кремния и смеси кремния с графитом 70Si+30C (в вес.%).

При механической активации кремния происходит раскол его частиц и увеличение удельной поверхности до примерно  $20 \text{ м}^2/\text{г}$ . Удельная поверхность обусловлена внешней геометрической поверхностью свежееобразованных при расколе частиц кремния субмикронного размера. Одновременно происходит накопление дефектов в кристаллической структуре кремния. На основании анализа формы дифракционных линий неоднородность дефектной структуры аппроксимирована двумя нанокристаллическими фракциями с различающимися на порядок размерами ОКР и аморфной фазой. С ростом дозы активации уменьшаются размеры и количество «крупной» фракции, а размеры «мелкой» фракции стабилизируются на уровне 3-4 нм. Концентрация «мелкой» фракции сначала увеличивается, а потом стабилизируется, при этом количество аморфной фазы возрастает. Можно предположить, что накопление дефектов идет по схеме: «Крупная» фракция → «Мелкая» фракция → Аморфная фаза.

При механической активации смеси 70Si+30C удельная поверхность на начальной стадии активации возрастает до  $170 \text{ м}^2/\text{г}$ , а затем уменьшается до  $20\text{-}25 \text{ м}^2/\text{г}$ , т.е. становится примерно такой же, как при активации кремния. Это свидетельствует о более или менее равномерном распределении графита по поверхности частиц кремния. Сохраняется неоднородность (двухфракционность) дефектной нанокристаллической структуры кремния, однако вместо аморфного кремния формируется аморфный карбид кремния. При прогреве активированных образцов при  $800 \text{ }^\circ\text{C}$  «мелкая» фракция кремния реагирует с углеродом, формируя карбид кремния с размерами ОКР 3-4 нм, т.е. близкими к размерам «мелкой» фракции. При этом содержание «крупной» фракция не изменяется, а ее размеры ОКР увеличиваются. Дальнейшая механическая активация приводит к постепенному росту размеров ОКР карбида кремния до размеров 10-15 нм. При прогреве до  $1100 \text{ }^\circ\text{C}$  «аморфная» часть синтезированного карбида кремния кристаллизуется в нанокристаллический с размерами около 3 нм.

*Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Президиума РАН (программа №18) и ОХНМ-2, а также РФФИ (гранты 10-03-00942а, 10-03-09909-а и 09-03-00409а).*

# НАСЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ ПРИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В СПЛАВЕ Zr-20%Nb С РАЗВИТОЙ ТЕКСТУРОЙ ПРОКАТКИ

Перлович Ю.А., Исаенкова М.Г.

Национальный Исследовательский Ядерный Университет «МИФИ», Москва, Россия  
[yuperl@mail.ru](mailto:yuperl@mail.ru)

Все прокатанные металлические материалы обнаруживают резкую субструктурную неоднородность, которая развивается в процессе формирования текстуры прокатки и отражает неоднородное распределение остаточных деформационных эффектов в зернах с разными ориентациями. Согласно [1], основными особенностями этого распределения являются следующие: (1) дисперсность зерен и искаженность их кристаллической решетки максимальны в текстурных минимумах и минимальны в текстурных максимумах; (2) текстурные максимумы расщепляются на области действия упругих микронапряжений противоположных знаков. Следовательно, запасенная энергия зависит от ориентации зерна и увеличивается на склонах текстурных максимумов. Если деформированный материал претерпевает фазовое превращение, возникает вопрос, наследуют ли производные фазы субструктурную неоднородность исходной фазы или же происходит некоторое выравнивание состояний решетки.

Этот вопрос исследован экспериментально с помощью нового рентгеновского метода обобщенных полюсных фигур, состоящего в последовательной регистрации профиля одной и той же рентгеновской линии для зерен всех ориентаций в процессе дифрактометрической съемки текстуры образца при использовании позиционно-чувствительного детектора. Зная ориентационное соотношение, соблюдающееся при фазовом превращении, сопоставляем состояния кристаллической решетки вдоль взаимно соответствующих направлений в зернах исходной и производной фаз. Представленные экспериментальные данные демонстрируют эффективность использованного метода изучения фазовых превращений, когда процесс превращения расщепляется на подпроцессы, локализованные в зернах и/или вдоль осей с разными ориентациями.

Сплав Zr-20%Nb имеет монотектоидный состав и удобен для моделирования различных фазовых превращений в сплавах на основе Zr. При температуре 610°C сплав претерпевает превращение  $\beta \leftrightarrow \alpha$ , где высокотемпературная  $\beta$ -фаза имеет кристаллическую решетку ОЦК, а низкотемпературная  $\alpha$ -фаза – решетку ГПУ. Метастабильная  $\omega$ -фаза образуется при закалке или при отжиге закаленного сплава. Подобно  $\alpha$ -фазе,  $\omega$ -фаза имеет гексагональную решетку, но значительно отличается от нее величиной отношения  $c/a$ . Применительно к фазовым превращениям  $\beta \rightarrow \omega$  и  $\beta \rightarrow \alpha$  в холоднокатаном закаленном сплаве Zr-20%Nb выявлен ряд характерных особенностей, включая моды результирующих изменений в состоянии кристаллической решетки фаз, влияние растягивающих и сжимающих остаточных упругих напряжений на ориентацию новых зерен, некоторые проявления наследования субструктурной неоднородности. Тогда как зерна исходной  $\beta$ -фазы резко различаются состоянием кристаллической решетки, зерна атермической  $\omega$ -фазы независимо от их ориентации очень близки друг к другу по своим субструктурным параметрам. В случае  $\beta \rightarrow \alpha$  превращения имеет место противоположная тенденция, состоящая в четкой взаимосвязи состояний решетки взаимно соответствующих зерен исходной и производной фаз.

1. Perlovich Yu., Bunge H.J., Isaenkova M. *Textures & Microstructures* **29** (1997) 241- 266.

## ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ПРОЦЕССОВ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ Zr

Исаенкова М.Г., Перлович Ю.А., Крымская О.А.

*Национальный Исследовательский Ядерный Университет «МИФИ», Москва, Россия*  
[yuperl@mail.ru](mailto:yuperl@mail.ru)

Рассмотрено деформационное поведение сплавов на основе Zr при ковке в условиях  $\alpha \leftrightarrow \beta$  фазовых превращений. В качестве чувствительного индикатора развития пластической деформации использована кристаллографическая текстура, формирующаяся в сплавах при ковке. Сплавы Zr-1%Nb и Zr-2.5%Nb были подвергнуты ковке при температурах  $\beta$ - и  $(\alpha+\beta)$ -областей фазовой диаграммы Zr-Nb. Механизмы, ответственные за пластическую деформацию сплавов при разных температурно-скоростных режимах, определяли по текстурным изменениям в деформируемых образцах. Среди этих механизмов кристаллографическое скольжение в зернах  $\beta$ -Zr и  $\alpha$ -Zr, а также диффузионное перемещение кристаллитов вдоль межфазных границ. Последний механизм резко интенсифицируется в условиях  $\alpha \leftrightarrow \beta$  фазовых превращений и лежит в основе явления сверхпластичности. Вклад каждого механизма в пластическую деформацию материала зависит от режимаковки.

Возможны различные сценарии развития деформации и сопутствующего текстурообразования в сплавах на основе Zr при ковке. Простейший вариант реализуется в случаях взаимно независимой деформации  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз. Если деформация развивается в основном в  $\beta$ -фазе, наблюдаемая конечная текстура  $\alpha$ -Zr формируется при  $\beta \rightarrow \alpha$  фазовом превращении в соответствии с известным ориентационным соотношением  $\{011\}_{\beta} \parallel (0001)_{\alpha}$ , оказывается довольно совершенной и резко отличается от текстур деформации  $\alpha$ -Zr. Участие в деформации кристаллографического скольжения в  $\alpha$ -фазе вызывает сдвиги текстурных максимумов к их обычным положениям и приводит к формированию переходных текстур. Но, согласно текстурным данным, содержание  $\beta$ -Zr в образцах при ковке оказывается более высоким, чем предсказываемое для использованной температуры по фазовой диаграмме. Этот факт свидетельствует, что при деформации двухфазного сплава действуют некие механизмы, ответственные за сдвиг первоначального фазового равновесия.

Изученный процесс включает стадии, отвечающие преимущественно деформационному разогреву образцов и их охлаждению вследствие теплоотвода: первая стадия связана с  $\alpha \rightarrow \beta$  превращением и дополнительным образованием  $\beta$ -фазы, вторая стадия – с  $\beta \rightarrow \alpha$  превращением и образованием избыточной  $\alpha$ -фазы. В частности, как только в зернах  $\alpha$ -Zr начинается кристаллографическое скольжение, возникают локальный разогрев с сопутствующим локальным нарушением фазового равновесия и в полосах скольжения образуются малые дополнительные кристаллиты  $\beta$ -Zr. При этом доля мелких зерен растет, действие кристаллографического скольжения в этих зернах становится затруднительным и интенсифицируется альтернативный деформационный механизм некристаллографического межзеренного прокальзывания, вследствие чего текстура деформации ослабляется или даже исчезает. Кроме того, наряду с эффектами локального разогрева и охлаждения, фрагментация кристаллитов и развитие межзеренного прокальзывания связаны также с фазовой неустойчивостью  $\alpha$ -Zr и  $\beta$ -Zr в условиях пластической деформации при температурах  $(\alpha+\beta)$ -области, приводя к повторным фазовым превращениям. Наблюдаемое рассеяние текстуры наиболее значительно при малых скоростяхковки.

# НЕЛИНЕЙНАЯ ДИНАМИКА ПРОСТРАНСТВЕННО-ВРЕМЕННЫХ СТРУКТУР МАКРОЛОКАЛИЗОВАННОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ВЯЗКОЕ РАЗРУШЕНИЕ СПЛАВОВ Al-Mg

Шибков А.А.

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

Физическая природа вязкого разрушения металлических сплавов, демонстрирующих прерывистое течение, в настоящее время не исследована. В докладе представлены результаты исследования с использованием методов нелинейной динамики роли распространяющихся полос деформации в образовании шейки и макроразрушении сплава Al-Mg, демонстрирующего прерывистую деформации при растяжении с постоянной скоростью роста напряжения.

Деформационные скачки происходят за счет зарождения и роста полос макролокализованной деформации, которые являются доменами высокоскоростной деформации. В плоской геометрии образца эти домены сквозные, их объем приближенно равен произведению толщины образца на «площадь полосы» – площадь  $S$ , заключенную между границами полосы. В качестве меры неустойчивости пластической деформации удобно рассматривать вторую производную по суммарной площади полос, т.е. величину  $X(t) = \ddot{S}_{\Sigma}(t)$  и исследовать динамику системы путем анализа спектра мощности функции  $X(t)$  и ее фазовых и псевдофазовых портретов. Установлено, что по совокупности различных признаков хаотизации, известных из литературы [1], деформационное поведение сплава Al-Mg, деформируемого с постоянной скоростью роста напряжения  $\dot{\sigma}_a = const$ , демонстрирует тенденцию к хаосу: «бифуркационное дерево», описывающее каскадное размножение полос Савара-Массона [2], уширение спектра мощности функции  $X(t)$ , характеризующей нестационарность пластической деформации, иррациональные отношения частот пиков в спектрах мощности, двухямный псевдофазовый портрет последних скачков и т.д. В то же время на последнем скачке деформации события смены угла полосы: а) спонтанно автолокализуются вблизи сечения образца, через которое пройдет магистральная трещина; б) образуют временной ряд, подчиняющийся степенной зависимости количества событий  $N \sim \tau^{-m}$  (где  $m \approx 0.7-1.1$ ) от времени  $\tau$  до момента разрушения; в) происходят периодически с периодом  $\sim 10$  мс в течение времени 40-60 мс, соответствующего стадии образования шейки перед развитием магистральной трещины. Таким образом, с позиции нелинейной динамики вязкое разрушение сплава Al-Mg с рекристаллизованной структурой следует рассматривать как глобальную самоорганизацию в нелинейной неравновесной (диссипативной) системе, находящейся в состоянии детерминированного хаоса [3].

*Работа выполнена в рамках реализации федеральной целевой программы “Научные и научно-педагогические кадры инновационной России” на 2009-2013 годы, контракт № П2321.*

1. Мун Ф., Хаотические колебания, М.: Мир .1990. 310 с.
2. Шибков А.А., Золотов А.Е. // Письма в ЖЭТФ. 2009. Т. 90. № 5. С. 412-417.
3. Шибков А.А., Золотов А.Е., Желтов М.А. и др. // Письма в ЖЭТФ. 2010 (в печати).

## СВЯЗЬ СИГНАЛА АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ С ЗАРОЖДЕНИЕМ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПОЛОС В СПЛАВЕ АМг6

Шибков А.А., Золотов А.Е., Желтов М.А., Денисов А.А.,  
Выжанов Е.В., Аверков В.А., Иволгин В.И.

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

На основе прямого наблюдения деформационных полос с помощью скоростной видеосъемки и одновременного измерения сигнала акустической эмиссии (АЭ) выявлена связь между сигналом АЭ и эволюцией первых полос деформации на начальной стадии развития деформационного скачка в плоском образце алюминий-магниевого сплава АМг6, демонстрирующего прерывистую деформацию при комнатной температуре. Установлено, что в первые ~10 мс после зарождения первичной полосы рост электрического потенциала на пьезопреобразователе определяется ростом суммарной площади полос [1]. Затем корреляция между акустическим сигналом и динамикой деформационных полос падает вследствие возбуждения собственных колебаний системы машина-образец. Поэтому наиболее информативной характеристикой сигнала АЭ, генерируемого в ходе скачкообразной деформации, является рост потенциала пьезопреобразователя в первые ~ 10 мс, который, как установлено, обусловлен зарождением и начальной стадией распространения первых деформационных полос. Поскольку продолжительность скачка деформации обычно составляет 300-500 мс, то резкий рост сигнала АЭ после зарождения первичной полосы деформации можно рассматривать как акустический предвестник деформационного скачка [1, 2]. Акустические сигналы-предвестники могут быть использованы для запуска устройств с положительной или отрицательной обратной связью для усиления или подавления деформационных скачков соответственно.

Наиболее вероятным источником акустического сигнала, сопровождающего распространение деформационной полосы, являются избыточные напряжения сдвига в узком слое шириной ~ 10-30 мкм вблизи границы полосы [3]. Эти избыточные напряжения, обусловленные неоднородностью пластического течения на границе между пластически деформируемой и пластически недеформированной макрообластями материала, рассматриваются в литературе как один из основных механизмов распространения деформационных полос. Поэтому исследование акустической эмиссии в ходе прерывистой деформации сплавов помимо прикладного аспекта, связанного с возможным использованием акустических предвестников потери механической устойчивости материала, важно и для измерения избыточных напряжений на границе полосы, что позволит тестировать теоретические модели пространственной связи, отвечающей за распространение деформационных полос.

*Работа выполнена в рамках реализации федеральной целевой программы “Научные и научно-педагогические кадры инновационной России” на 2009-2013 годы, контракт № П2321.*

1. Шибков А.А., Золотов А.Е., Желтов М.А. // ФТТ. 2010. Т. 52. №. 11. С. 2223-2231.
2. Шибков А.А., Золотов А.Е. // Кристаллография. 2010 (в печати).
3. Шибков А.А., Желтов М.А., Золотов А.Е., Денисов А.А., Выжанов Е.В. // Деформация и разрушение материалов. 2010 (в печати).

## ЗАРОЖДЕНИЕ И РАЗМНОЖЕНИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПОЛОС В УСЛОВИЯХ ЭФФЕКТА САВАРА-МАССОНА

Шибков А.А., Золотов А.Е., Желтов М.А., Шуклинов А.В.,  
Денисов А.А., Выжанов Е.В.

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

На основе прямых *in situ* исследований с помощью скоростной видеосъемки динамики деформационных полос в алюминий-магниевого сплаве АМгб, деформируемого с постоянной скоростью роста напряжения  $\dot{\sigma}_0 = \text{const}$  установлено, что зарождение деформационных полос может происходить по двум механизмам: 1) макроскопически «гомогенному» зарождению первичной полосы локализованного сдвига в случайной точке, обычно на ребре плоского образца, в котором отсутствовали полосы деформации и 2) макроскопически гетерогенному зарождению полосы на границе уже существующей в материале («материнской») полосы деформации. Макроскопически гомогенное зарождение не исключает механизма зарождения на микроскопических неоднородностях: заблокированное границей зерна плоское скопление решеточных дислокаций, микропластическая зона вблизи вершины микротрещины или частицы вторичной  $\beta$ -фазы и т.д.

Макроскопически гетерогенное зарождение имеет, по крайней мере, семь разновидностей: зарождение и распространение со скоростью  $\sim 1$  м/с узкой полосы по границе материнской полосы, образованной на докритической стадии эволюции полосы Людерса в рекристаллизованном сплаве; ветвление фронта Людерса – зарождение вторичных полос в некоторых точках узкой материнской полосы и распространение под углом 20-40° к материнской полосе; «захват» вторичной полосы плоским фронтом Людерса с образованием активных полос в форме замкнутых петель, что характерно для высоких скоростей нагружения  $\dot{\sigma}_0 > 40$  МПа/с; зарождение полосы Савара-Массона в виде расширяющейся шейки на границах первичных полос; зарождение полосы Савара-Массона вдоль одной из границ материнской полосы Савара-Массона – элемент каскадного процесса размножения полос деформации, обеспечивающего основной вклад в развитие макроскопического скачка деформации [1]; зарождение сопряженной полосы в месте выхода на ребро плоского образца предшествующей полосы Савара-Массона, вызывающее релаксацию изгибающего момента в растягиваемом образце; повторяющаяся генерация сопряженных полос, образующих угловой осциллятор, типична для стадии образования шейки перед развитием магистральной трещины.

Выявленные процессы зарождения деформационных полос образуют преимущественно мезоскопическую пространственную структуру неоднородной деформации, которая вызывает развитие макроскопических деформационных скачков амплитудой до  $\sim 10$  % при растяжении сплава АМгб с постоянной скоростью роста напряжения  $\dot{\sigma}_0 = \text{const}$ .

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

1. Шибков А.А., Золотов А.Е. // Письма в ЖЭТФ. 2009. Т. 90. № 5. С. 412-417.

## НЕЛИНЕЙНАЯ ДИНАМИКА ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПОЛОС НА СТАДИИ ПРЕДРАЗРУШЕНИЯ СПЛАВА Al-Mg

Шибков А.А., Золотов А.Е., Желтов М.А., Шуклинов А.В.,  
Денисов А.А., Михлик Д.В.

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

С помощью высокоскоростной видеосъемки исследовалась динамика деформационных полос на стадии предразрушения алюминий-магниевого сплава AlMg6, демонстрирующего ярко выраженную ступенчатую кривую нагружения с постоянной скоростью  $\dot{\sigma}_0 = \text{const}$ , т.е. в условиях проявления эффекта Савара-Массона. Установлено, что в ходе развития последнего скачка деформации происходит эволюционный переход от одного типа пластической неустойчивости, связанного с распространением расширяющихся деформационных полос [1], к другому, а именно, к глобальной потере устойчивости материала – образованию шейки перед разрывом. Топологически это выражается в смене поступательного движения границ полос Савара-Массона на осциллирующее, с повторяющейся сменой угла полосы относительно оси растяжения при неподвижном центре тяжести полосы на стадии образования шейки.

С помощью видеосъемки со скоростью 5000 кадр/с установлено, что трещина зарождается в центральной области шейки, где происходит наиболее интенсивная пластическая деформация, и выходит на поверхность образца со средней скоростью около  $v_{cr} \approx 5$  м/с, соизмеримой со скоростью вершины полосы деформации Савара-Массона  $v_t \approx 7$  м/с. Предполагается, что скорость вязкой трещины ограничена скоростью вершины деформационной полосы, которая подпитывается дислокациями ее вершину. Скорость вершины полосы Савара-Массона  $v_t \sim 10$  м/с, – максимальная скорость пластического фронта, измеренная в экспериментах подобного рода, – является, видимо предельной скоростью пластической волны в данном материале.

Распространяющаяся полоса деформации создает в материале дальнедействующие напряжения изгиба, которые релаксируют за счет спонтанного формирования сопряженной полосы деформации. Между этими состояниями полос происходят повторяющиеся самопроизвольные переключения в центральной части образца, где изгибающий момент, связанный с эволюцией одной из полос, достигает максимального значения. Установлено, что на стадии предразрушения (на последнем скачке деформации амплитудой  $\sim 10\%$ ), события смены угла полосы: а) в пространстве автолокализуются вблизи центрального сечения образца, через которое пройдет магистральная трещина; б) образуют временной ряд, подчиняющийся степенной зависимости количества событий  $N \sim \tau^{-m}$ , (где  $m \approx 0.7-1.1$ ) за время  $\tau$  до момента разрушения, аналогичной закону Омори для мелких землетрясений – предвестников землетрясений большой магнитуды.

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

1. Шибков А.А., Кольцов Р.Ю., Желтов М.А., и др. // Изв. РАН. Сер.Физ. 2006. Т. 70. № 9. С. 1372-1376.

# ВЛИЯНИЕ ТМО НА СВОЙСТВА И СТРУКТУРУ ЖАРОПРОЧНОЙ МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ 02Х9К3В2МФБР

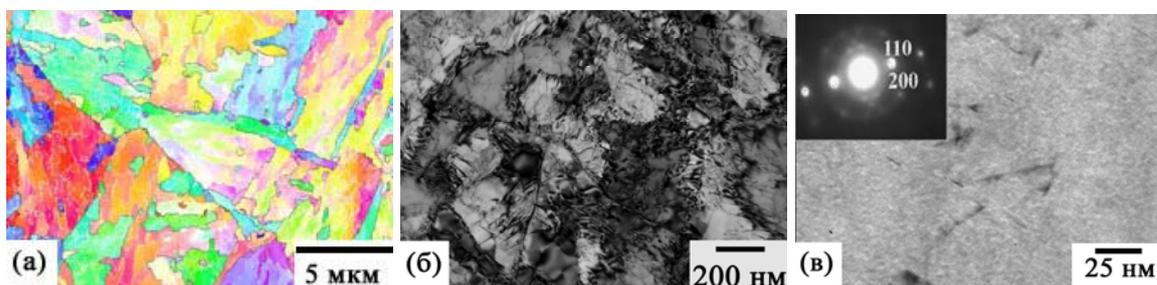
**Федорова И.Ф., Беляков А.Н.**

*Белгородский государственный университет, Белгород, Россия,  
[firishka@yandex.ru](mailto:firishka@yandex.ru)*

В работе представлены исследования структурных изменений и механических свойств стали 02Х9К3В2МФБР после горячей деформации.

Экспериментальные образцы стали 02Х9К3В2МФБР после гомогенизации при температуре 1050°С в течение 1 часа были подвергнуты 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. Среднее расстояние между высокоугловыми границами, включающими границы зерен исходного аустенита, границы пакетов и блоков мартенсита, составляет 5 мкм (рис. 1(а)), средний поперечный размер реек - 240 нм (рис. 1(б)), плотность внутризеренных дислокаций  $\rho=4 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ . Структура стали после отпуска характеризуется однородным распределением дисперсных карбонитридов (V,Nb)(C,N) (рис. 1(в)). Такие карбонитриды имеют форму дисков диаметром – 10-15 нм и толщиной 3-4 нм. Дiskoобразные частицы ориентированы вдоль плоскостей  $\{2\ 0\ 0\}$  ферритной матрицы. Результаты механических испытаний на растяжение при комнатной и повышенных температурах представлены в таблице. Высокая прочность стали при 650°С позволяет рассматривать ее как перспективный конструкционный материал для элементов конструкций тепловых энергоблоков нового поколения.



**Рис. 1.** Сталь 02Х9К3В2МФБР, подвергнутая ковке при температуре 1050°С с последующим отпуском при 750°С: *а* – оптическая металлография; *б*, *в*, *г* – ПЭМ.

**Таблица.** Механические свойства стали 02Х9К3В2МФБР при температурах 20-700°С

$T_{\text{исп}}, ^\circ\text{C}$	$\sigma_{0,2}, \text{МПа}$	$\sigma_{\text{в}}, \text{МПа}$	$\delta, \%$
20	700	790	14
450	526	590	9
500	553	593	10
550	525	561	13
600	436	473	13
650	321	440	15
700	131	260	25

*Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России», г.к. № ПЗ15.*

# СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ S304Н В ПРОЦЕССЕ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ

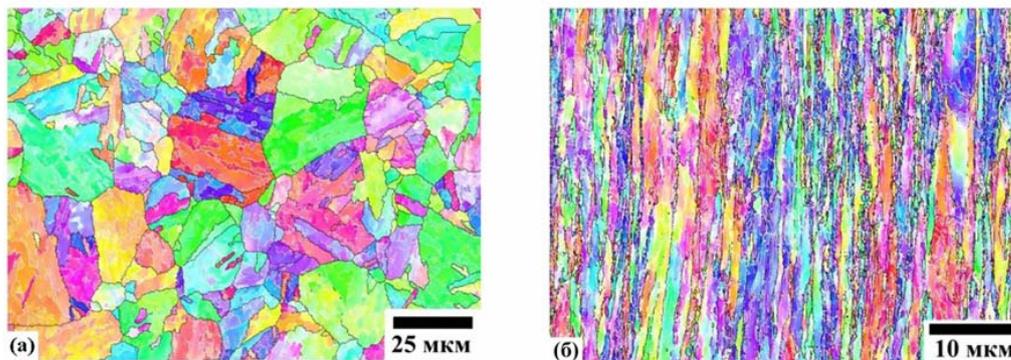
Янушкевич Ж.Ч., Могучева А.А., Беляков А.Н.

Белгородский государственный университет, Белгород, Россия  
[yanuzhanna@yandex.ru](mailto:yanuzhanna@yandex.ru)

Применение нержавеющей хромоникелевых аустенитных сталей в ряде изделий конструкционного назначения и инструмента сдерживается их относительно невысокой прочностью, что не позволяет реализовать такие их преимущества, как обрабатываемость, пластичность, коррозионная стойкость в большинстве рабочих сред, в том числе стойкость к межкристаллитной коррозии. Известно, что прочностные свойства сталей можно повысить термомеханической обработкой [1]. Однако, если структурные изменения в аустенитных нержавеющей сталях в процессе горячей деформации (при температурах 0,7 Тпл. и выше) изучены достаточно хорошо, то механизмы эволюции микроstructures при температурах деформации порядка 0,6 Тпл. требуют более глубокого исследования.

Цель настоящей работы – изучение механизмов структурных изменений в стали S304Н в процессе прокатки при 700°C.

Заготовки аустенитной стали были выдержаны в течении 1 часа при 1100°C с последующим охлаждением в воду. Исходный размер зерен составлял 7,6 мкм (рис 1а). Средняя плотность внутризеренных дислокаций  $\rho=0,1 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ . Продольную прокатку стальных прутков исходного сечения 20×20 мм проводили при температуре 700°C в несколько проходов с обжатием около 30%, за проход. Структурные исследования проводили на образцах деформированных до истинных степеней деформации  $\varepsilon \sim 0,6; 1,12; 2$ .



**Рис. 1.** Микроструктура аустенитной стали: а – исходное состояние; б – после горячей прокатки.

Микроструктура стали после прокатки при температуре 700°C до степени деформации  $\varepsilon \sim 2$ , имеет полосчатую структуру, в которой сильно вытянутые деформированные зерна разделены цепочками ультра мелких зерен. Средний поперечный размер такого зерна составляет 0,58 мкм. С увеличением степени пластической деформации увеличивается средняя плотность дислокаций, которая составляет  $\rho=24,5 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ . Эволюция данной микроструктуры обсуждается как результат развития непрерывной динамической рекристаллизации.

*Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России», г.к. № П315.*

1. И.И. Новиков. Теория термической обработки металлов. М.: Металлургия 1986

# ДИФФУЗИОННАЯ МОДЕЛЬ ОПИСАНИЯ ОБРАТНОГО ЭФФЕКТА КИРКЕНДАЛЛА В БИНАРНОМ СПЛАВЕ ПРИ ОБЛУЧЕНИИ НЕЙТРОНАМИ

Колосков В.М., Короткий А.И., Субботин Ю.Н., Черных Н.И.

*ИММ УрО РАН, Екатеринбург*  
[valerie\\_kol@mail.ru](mailto:valerie_kol@mail.ru)

Используя базовые положения модели «дырочного газа» К.П. Гурова [1] разработана диффузионная модель описания концентрационного расслоения атомов бинарного сплава при воздействии направленных потоков неравновесных точечных дефектов в объеме зерна.

В докладе рассмотрен случай равномерной генерации неравновесных вакансий и собственных межузельных атомов в объеме зерна. Концентрационные перераспределения в объеме зерна формируются преимущественно направленными потоками неравновесных вакансий на удаленные стоки – границы зерен. Поток собственных межузельных атомов влияет на концентрационный состав в ограниченной области вблизи стока. В качестве параметров модели выбраны разность диффузионных подвижностей атомов сплава и коэффициент диффузии вакансий. Получены аналитические решения для стационарного случая концентрационного распределения атомов сплава с различной подвижностью.

Используя качественные методы анализа дифференциальных уравнений и фундаментальные неравенства Пуанкаре в квадратичной норме, получено выражение для времени достижения стационарного состояния. Мы полагаем, что достижение стационарного состояния концентрационного распределения в объеме зерна соответствует на дозовой шкале границе перехода к развитой стадии набухания материала при облучении нейтронами и, фактически, ресурсу материала оболочки твэла.

На основе полученных результатов, анализа литературных данных, полученных в радиационных [2,3] и деформационных экспериментах [4], в докладе сформулирована концепция подавления обратного эффекта Киркендалла и обеспечения максимального ресурса материала оболочек твэлов быстрого реактора. Проведена сравнительная оценка ресурсных возможностей используемых базовых композиций.

*Исследования выполнены при финансовой поддержке отделения математики РАН и Президиума УрО РАН.*

## Список литературы

1. К.П. Гуров. ФММ, т. 11, вып. 4, с.496-506.
2. А.М. Паршин, А.Н. Тихонов, Г.Г. Бондаренко, Н. Б. Кириллов. Радиационная повреждаемость и свойства сплавов. «Политехника». С.-Петербург, 1995, 301с.
3. В.Ф. Зеленский, И.М. Неклюдов, Т. П. Черняева. Радиационные дефекты и набухание металлов. «Наукова думка». Киев, 1988, 293с
4. В.М. Колосков, А.И. Дерягин, Н.Ф. Вильданова, В.Л. Гапонцев. Физ. мезомех., 2006, т.9, № 5, с.97-105.

# РЕНТГЕНОСТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СПЛАВОВ-РАСТВОРИТЕЛЕЙ УГЛЕРОДА НА ОСНОВЕ МАГНИЯ, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ И ТЕМПЕРАТУРАХ

Коваленко Т. В., Ивахненко С. А., Лысаковский В. В., Серга М. А.,  
Чепугов А. П.

*Институт сверхтвердых материалов НАН Украины, г. Киев, Украина,  
[kovalenkotv@ukr.net](mailto:kovalenkotv@ukr.net)*

Известно, что для прямого фазового перехода графит→алмаз в стабильных условиях необходимы экстремальные термобарические параметры. Использование переходных металлов и сплавов на их основе позволяет значительно снизить параметры выращивания монокристаллов алмаза. Сплавы на основе железа, кобальта, никеля, марганца традиционно используют для выращивания алмазов. Использование нетрадиционных (не содержащих переходных металлов) растворителей позволяет увеличить скорость роста кристаллов на порядок (при одинаковом качестве) по сравнению со скоростью роста алмазов, выращенных в ростовой системе, содержащей переходные металлы. Основная сложность проведения выращивания монокристаллов алмаза в системах с нетрадиционными растворителями углерода заключается в высокой температуре процесса выращивания. Одним из возможных способов сдвига границы образования алмаза в зону более низких температур является добавление более легкоплавкого металла. Исходя из анализа диаграмм состояния различных систем, для экспериментального исследования закономерностей процесса алмазообразования были выбраны системы Mg–Zn и Mg–Al.

Первые эксперименты по выращиванию алмазов с использованием растворителя Mg–Zn были проведены на сплавах из прессованных смесей порошков магния и цинка с содержанием компонентов заданного состава. Давление компактирования смесей задавали 0,2–0,3 ГПа. Недостатком данного способа приготовления образцов являлась их высокая пористость до 40 %, из-за чего при выращивании происходит потеря давления в ячейке АД. Поэтому, для получения растворителей системы магний-цинк смесь исходных порошков заданного состава подвергалась прессованию и последующей обработке при высоком давлении и температуре. Фазовый анализ сплавов системы магний-цинк после проведенной обработки показал, что основной фазой является фаза  $Mg_{51}Zn_{20}$ . После предварительной обработки высокими давлениями и температурой, сплавы-растворители использовались в экспериментах по выращиванию монокристаллов алмаза. Фазовый анализ металла-растворителя после проведения процесса выращивания показал, что при высоком давлении и температурах происходит разложение исходной фазы  $Mg_{51}Zn_{20}$  и образование стабильной фазы  $MgZn_2$ .

Проведенные исследования показали, что в системе магний-алюминий при давлении 7,7 ГПа и температуре 1700 °C образуется фаза состава  $Mg_{17}Al_{12}$ . При повышении температуры на 10 % происходит образование сложного карбида  $Al_2MgC_2$ . Дифракционные отражения фазы индицируются в решетке с периодом  $a = 0,3386$  нм,  $b = 0,3386$  нм,  $c = 0,5816(3)$ . Симметрия и значение периода решетки, а также соотношение интенсивностей отражений дают возможность предположить для полученной фазы структуру типа  $P\bar{3}m1$ .

## СТРУКТУРЫ РАСТВОРИТЕЛЯ УГЛЕРОДА ПОСЛЕ ЕГО ПРИМЕНЕНИЯ В КАЧЕСТВЕ РАСТВОРИТЕЛЯ УГЛЕРОДА ПРИ РАСТВОР-РАСПЛАВНОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АЛМАЗА ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ И ТЕМПЕРАТУРАХ

Лысаковский В. В., Ивахненко С. А., Заневский О. А., Коваленко Т. В.,  
Серга М. А., Чепугов А. П.

*Институт сверхтвердых материалов НАН Украины, г. Киев, Украина,  
[heavenrider@inbox.ru](mailto:heavenrider@inbox.ru)*

Применение различных металлов-растворителей для выращивания монокристаллов алмаза методом температурного градиента определяет различные кинетические особенности роста кристаллов на затравке – время выращивания и предельную величину растворимости углерода, температуру и давление выращивания. Эти особенности в значительной степени влияют на условия кристаллизации и свойства алмаза. Изучение структуры растворителя углерода после проведения процесса выращивания является важным для понимания особенностей массопереноса углерода и его кристаллизации в алмазную фазу в среде раствора-расплава.

Исследованы образцы металлов-растворителей Fe-Co-Ti и Fe-Co-Zr, которые применялись для выращивания монокристаллов алмаза. Проведенные рентгенофазовый и рентгеноструктурный анализы после проведения процесса выращивания и взаимодействия растворителей с углеродом, показали, что выбранные нами растворители при высоких давлениях и температурах могут растворять в себе большее количество углерода от 20 до 30 ат. %. Однако при атмосферном давлении растворимость углерода в таких растворителях после проведения процесса выращивания не превышает нормальных значений. При этом образуется сложный карбид  $(\text{Fe,Co})_3\text{C}$ , а избыточный углерод осаждается на границах зерен в виде алмаза и графита. Количественное соотношение фазы алмаза и графита зависит только от скорости охлаждения реакционной зоны после проведения процесса выращивания. Если связать полученные данные о составе и структуре металла-растворителя с термобарическими параметрами проведения процесса выращивания монокристаллов, можно утверждать, что растворимость углерода увеличивается при повышении давления и температуры.

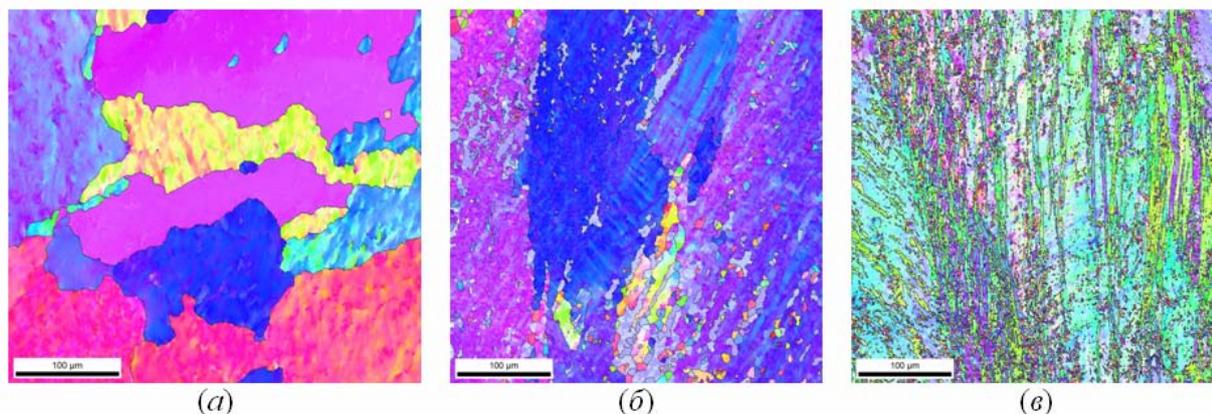
Установлена зависимость структурного совершенства монокристаллов алмаза, выращенных при высоких давлениях и температурах, от структуры и фазового состава металла-растворителя после проведения процесса выращивания. Определено, что наиболее качественные образцы алмаза получают в растворителях состоящих из  $\alpha$ -твердого раствора сложного карбида  $(\text{Fe,Co})_3\text{C}$  (77 ат. %), алмаза и графита (23 ат. %). Выращенные монокристаллы алмаза при таких соотношениях практически бездефектные, в некоторых случаях такие кристаллы могут захватывать небольшие включения металла-растворителя на завершающих стадиях процесса выращивания.

## МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 2014, ПОДВЕРГНУТОГО ИПД

Могучева А. А., Соколовский П. В.

Белгородский государственный университет, Белгород, Россия,  
[mogucheva@bsu.edu.ru](mailto:mogucheva@bsu.edu.ru)

Применение алюминиевых лопаток в конструкциях перспективных двигателей продолжится в том случае, если их прочностные характеристики составят примерно 63% от аналогичных характеристик титановых сплавов. Ни один алюминиевый сплав, полученный методом литья, не может показать таких свойств. Решить эту задачу в рамках традиционных подходов не представляется возможным. Единственная возможность в достижении таких характеристик существует в случае создание нового алюминиевого сплава специально под технологию интенсивной пластической деформации. В случае комбинации нового химического состава алюминиевого сплава и технологии интенсивной пластической деформации появляется шанс достичь таких свойств.



**Рис.** Типичная микроструктура сплава 2014, после стандартной термической обработки  
(а) – исходное состояние; (б) – РКУП  $\varepsilon \sim 1$ ; (в) – РКУП  $\varepsilon \sim 2$

Объемная доля высокоугловых границ (ВУГ) в исходном состоянии составляет 10%, средний угол разориентировки  $\Theta \sim 8^\circ$ . После равноканального углового прессования (РКУП) удельная доля ВУГ увеличивается до 33%. Средний угол разориентировки границ составляет  $17^\circ$ .

**Таблица** Механические свойства при комнатной температуре сплава 2014, после стандартной термической обработки

Состояние	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	HV, МПа
Исходное	225	280	2,9	110
РКУП $\varepsilon \sim 1$	460	510	2,0	160
РКУП $\varepsilon \sim 2$	460	520	6,4	180

По результатам испытаний видно, что применение РКУ прессования обеспечивает максимально возможный прирост механических свойств. Предел прочности увеличивается на 240 МПа, относительное удлинение на 3,5%.

# ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНОГО ТОКА НА ДЕФОРМАЦИОННУЮ СПОСОБНОСТЬ И СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ПРОКАТКЕ СПЛАВА VT6

Семендеева О.В., Учеваткина Н.В.<sup>1</sup>, Столяров В.В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Московский государственный индустриальный университет, Москва, Россия

<sup>2</sup>Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия

[Hassandra86@yandex.ru](mailto:Hassandra86@yandex.ru)

Известно, что интенсивная пластическая деформация приводит к значительному измельчению структуры сплава Ti-6Al-4V, а также к заметному повышению прочности [1]. Метод электропластической прокатки (ЭПП) может представлять большой практический интерес в связи с электростимулированием технологической пластичности, а также наноструктурированием объемных образцов [2]. В работе исследовалось влияние скорости прокатки, плотности тока на деформируемость сплава VT6. Предварительные исследования при различных скоростях и редуцировании по толщине позволили подобрать ниже указанные оптимальные режимы.

Исследования проводили на полосах двухфазного титанового сплава VT6 размером 2×11×100 мм в различных исходных состояниях: закалка из  $\beta$ -области (1020°C), закалка из двухфазной ( $\alpha+\beta$ )-области (900°C) и отжиг в двухфазной ( $\alpha+\beta$ )-области (850°C). ЭПП образцов заключалась в деформации с применением импульсов тока (плотность тока  $j = 100-120$  А/мм<sup>2</sup>, длительность импульса  $\tau = 120$  мкс, частота  $F = 830$  Гц) и без тока на стане, оборудованном генератором импульсного тока (ГИТ). Прокатка проводилась при комнатной температуре со скоростью 4 м/мин в пошаговом режиме при регулируемом разовом обжатии по толщине ( $\pm 25$  мкм).

Показано, что у закаленного из  $\beta$ -области сплава с мартенситной структурой при ЭПП первые трещины появляются при истинной степени деформации  $e = 0.45$ , а разрушение наступает при  $e = 1.3$ . В данном состоянии при ЭПП получена более мелкая структура по сравнению с холодной прокаткой (ХП).

Более высокую деформационную способность показал сплав VT6, закаленный из ( $\alpha+\beta$ ) – области. Первые микротрещины появляются при степени деформации  $e = 1.4$ , а разрушение наблюдалось даже при  $e=1.75$ . В данном состоянии после ЭПП наблюдалась более равномерная и мелкозернистая структура с вытянутыми вдоль деформации зернами. Наконец, образец, отожженный при 850°C, при ЭПП деформировался без разрушения до  $e = 2.3$ . Формируемая микроструктура является ультрамелкозернистой с размером зерен в интервале от 0.5 до 1.0 мкм. Сравнение методов ЭПП и ХП показало, что применение импульсного тока снижает сопротивление сплава деформированию тем сильнее, чем выше плотность тока. Кроме того, использование импульсного тока задерживает процесс распространения трещин при прокатке. Результаты рентгеноструктурного анализа и ПЭМ сплава VT6 свидетельствуют о том, что ЭПП способствует измельчению микроструктуры, уменьшению количества  $\beta$ -фазы, повышению уровня упругих микродеформаций в  $\alpha$ -Ti, а также формированию острой кристаллографической текстуры в этой фазе.

1. Столяров В.В., Структура и свойства ультрамелкозернистого титанового сплава VT6, полученного РКУП, Машиностроение и инженерное образование, 2, 2010, с.30-36.
2. В.В. Столяров, У.Х. Угурчиев, И.Б. Трубицына, С.Д. Прокошкин, Е.А. Прокофьев. Интенсивная электропластическая деформация сплава TiNi, ФТВД, 4, 16 (2006) 48-51.

# ВЛИЯНИЕ ТЕКСТУРЫ НА ФОРМИРОВАНИЕ ТВЕРДОФАЗНОГО СОЕДИНЕНИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 В РАЗНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ

Мухаметрахимов М. Х.

Учреждение Российской академии наук Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия,  
[msia@mail.ru](mailto:msia@mail.ru)

Известно [1], что диффузионная сварка (ДС) является структурно-неконтролируемым технологическим процессом. Это обстоятельство накладывает существенные ограничения на применение ДС при изготовлении силовых конструкций ответственного назначения. Одной из причин, сдерживающих широкое применение ДС при изготовлении конструкций из титановых сплавов, является трудность получения качественного твердофазного соединения (ТФС) при малой накопленной деформации свариваемых элементов. Связано это с тем, что в процессе сварки под действием сжимающих усилий, обеспечивающих формирование физического контакта и активацию свариваемых поверхностей, деформируется весь объем соединяемых элементов. Факторами, влияющими на длительность стадии образования физического контакта и, как следствие этого, величины накопленной деформации свариваемых элементов, являются размер зерна и геометрия микровыступов на контактных поверхностях. Также известно, что анизотропия напряжений течения, обусловленная наличием металлографической текстуры [2], является отрицательным фактором при изготовлении и эксплуатации изделий.

Для изучения ТФС были получены прицельные фольги из зоны сварного соединения. Металлографические исследования показали, что протяженность пор относительно межфазных границ в зоне ТФС с увеличением степени деформации уменьшается. Если кристаллиты ориентированы перпендикулярно действующей нагрузке, формоизменение при образовании физического контакта осуществляется, главным образом, за счет внутризеренного скольжения. В рассматриваемом соединении присутствуют дефекты в виде мелких пор (указано стрелкой) (рис.1, 2). Для обеспечения активации контактирующих поверхностей кристаллы следует ориентировать с учетом действующих систем скольжения. С повышением угла разворота  $\alpha$ -пластин относительно направления деформации в одинаковых условиях повышается качество ТФС путем деления и заполнения пластичной  $\beta$ -фазой (рис.3).



Рис.1



Рис.2

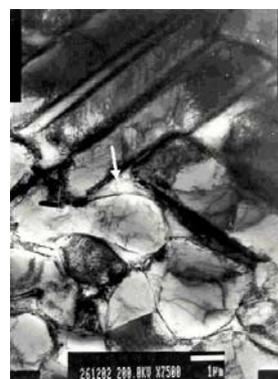


Рис.3

1. Э.С. Каракозов, Л.М. Орлова, В.В. Пешков, В.И. Григорьевский. Диффузионная сварка титана. М.: Металлургия, 1977, 272 с.
2. P.G. Partridge, D.S. McDermid, A.W. Bowen // Acta Metall. 33, №4, 1985 pp. 571-577.

# ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ ВЫСОКИЙ СПИН – НИЗКИЙ СПИН В ВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНЫХ МЕТАЛЛОСОДЕРЖАЩИХ КОМПЛЕКСНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ – ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ОСОБОГО, ЗАКРИТИЧЕСКОГО ТИПА

Христов А.В., Шелест В.В.

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАНУ, Донецк, Украина  
[gleb@kinetic.ac.donetsk.ua](mailto:gleb@kinetic.ac.donetsk.ua)

Общеизвестны сложности регистрации и аргументированной интерпретации фазовых превращений (ФП), совмещающих элементы ФП I, II рода. Наиболее популярным примером трудно интерпретируемой задачи являются ФП типа смещение, свойственные перовскитам, в частности – титанату бария ( $\text{BaTiO}_3$ ). Как установлено, они представляют собой ФП I рода, близкие ко II, часто называемые ФП смешанного типа. В то же время ФП в  $\text{BaTiO}_3$  иногда ошибочно приписывался ко II роду. Подобная интерпретация дана на стр. 501–502 в [1], которая затем трансформируется в правильную трактовку на стр. 506, где в сноске вынесен вердикт – «переход относится всё же к первому роду».

Известно, что термобарические спиновые превращения (СП) высокий спин (ВС) – низкий спин (НС), наблюдаемые в супрамолекулярных металлосодержащих координационных соединениях, обычно относят или к ФП I рода в случае резкой зависимости СП от изменения температуры (или давления) системы и наблюдаемого гистерезиса, или к ФП II рода при отсутствии последнего [2,3]. В то же время, необходимо отметить особенности этих СП, отличающие их от общеизвестных ФП. Так, генерируемое быстрым охлаждением ВС состояние соединения  $[\text{Fe}(\text{dpp})_2(\text{NCS})_2]$  попадает в ловушку при последующем нагревании в присутствии постоянного магнитного поля [2-4]. К тому же, состояние системы  $[\text{Fe}(\text{phen})_2(\text{NCS})_2]$  на ветвях петли температурного гистерезиса совершенно различно в отношении ее устойчивости при воздействии на систему импульсным магнитным полем [4]. Спецификой такого рода СП систем является фотовозбуждение ВС состояний при низких температурах (LIESST-эффект) [2-4]. Особенности микро- и макроскопических кооперативных взаимодействий, наблюдаемых в СП системах, отражаются на их термодинамических свойствах и заложены в зависимостях потенциала Гиббса ( $G$ ), энтальпии ( $H$ ), энтропии ( $S$ ) системы, которые определяют ее теплоемкость  $C_p(T)$ .

У исследуемых СП систем  $C_p(T)$  тяготеет к гаусообразной форме в окрестности точки перехода  $T_c$ , что определяется непрерывной и плавной зависимостью функций  $G$ ,  $H$ ,  $S$ , показывающих отличную зависимость от соответствующих величин при ФП I, II рода [4]. Исходя из всего сказанного авторами выдвинуто положение – описание СП в исследуемых соединениях следует проводить с позиций закритических переходов (ЗП), которые коренным образом отличаются от ФП I, II рода и, прежде всего, непрерывностью всех параметров, характеризующих систему [5]. Данные ЗП – это ФП, которые, являясь флуктуационными, представляя собой систему конкурирующих «зародышевых фаз» соответствующих спиновых фракций [3-5].

1. Ландау Л. Д., Лифшиц Е. М., Статистическая физика, М.: Наука (1964).
2. Gütlich P., van Koningsbruggen P., Renz F., Structure and Bonding, **107**, 27 (2004).
3. Шелест В.В., Христов А.В., Левченко Г.Г., ФТВД, **18**, 42 (2008).
4. Шелест В.В., Христов А.В., Междунар. конф. «Актуальные проблемы физики твердого тела. ФТТ–2009»: тезисы докл. – Минск, Беларусь, 243 (2009).
5. Семенченко В.К., Избранные главы теоретической физики, М.: Просвещение (1966).

## **ПРОЧНОСТЬ И РАЗРУШЕНИЕ КРИСТАЛЛОВ И МАТЕРИАЛОВ КАК ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ПРИ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ТРЕНИИ**

**Рыбников Ю.С. Троицкий О.А. Правоторова Е.А.**

*Московский Государственный институт Электроники Радиотехники и Автоматики, Институт Машиноведения РАН. Москва, РФ, [iuryr@yandex](mailto:iuryr@yandex)*

При исследовании процессов, происходящих при трении любых материалов и в любых сочетаниях трибопар электродонор-электродонор (ЭД-ЭД), электроакцептор-электроакцептор (ЭА-ЭА), электроакцептор-электродонор (ЭА-ЭД) экспериментально установлено: генерация постоянного (атомарного) тока, как результат совершение Работы выхода заряда (электроатома); электроизнос электровещества, как результат потери электрических зарядов (электроатомов) из объёма ЭД без электроискровых разрядов (статический заряд); электроразрушение электровещества - это комбинация электроизноса с накоплением избыточных электрических зарядов (электроатомов) на поверхности ЭА (динамический заряд) и нейтрализация (разности потенциалов) избытка электрозарядов (электроатомов) в электроискровых разрядах. При наличии смазки и электроизоляционного полимерного покрытия постоянный (атомарный) ток трибоэлектризации  $I_{тр} < 10^{-9} А$ , поэтому электроизнос не наступает, а ресурс увеличивается в 10-50 раз.

При исследовании влияния действия постоянного электрического тока на прочность токопроводящих материалов в импульсном временном режиме  $T=0,1-1^{-6} с$  экспериментально установлено: заготовки из токопроводящих материалов обрабатывались постоянным электрическим током  $I_{обр}=100-10000 А/мм^2$  обеспечивая состояние электропластической деформации в процессах прокатки, вытяжки и волочении, исключая наклёп, расслоения и разрушения при многократных повторениях операций и традиционные трудоёмкие и энергоёмкие промежуточные операции отжига.

Дальнейшие исследования в области трибоэлектричества показали, что проводники, полупроводники и диэлектрики при трении генерируют одни и те же электрозаряды (электроатомы), которые одинаково «протекают» по проводнику при регистрации приборами и любой электроматериал (электровещество) можно перевести прямым переходом, минуя фазовые переходы, в постоянный (атомарный) электрический ток и наоборот, при электроимпульсной обработке заготовки из токопроводящих материалов и инструмент, минуя фазовые переходы, упрочнять (восстанавливать) структуры заготовки и инструмента в ходе технологического процесса, прямым переходом электрозарядов (электроатомов) от источников постоянного (атомарного) тока.

## **ИЗМЕНЕНИЕ СИЛОВЫХ ПАРАМЕТРОВ ПРОКАТКИ МЕТАЛЛА И ФАЗОВОГО СОСТАВА ПОД ВЛИЯНИЕМ ТОКА В ЗОНЕ ДЕФОРМАЦИИ**

**Троицкий О.А.**

*НПП «Институт ЭПДМ», ООО, Москва, Россия  
[otroitsky@rambler.ru](mailto:otroitsky@rambler.ru)*

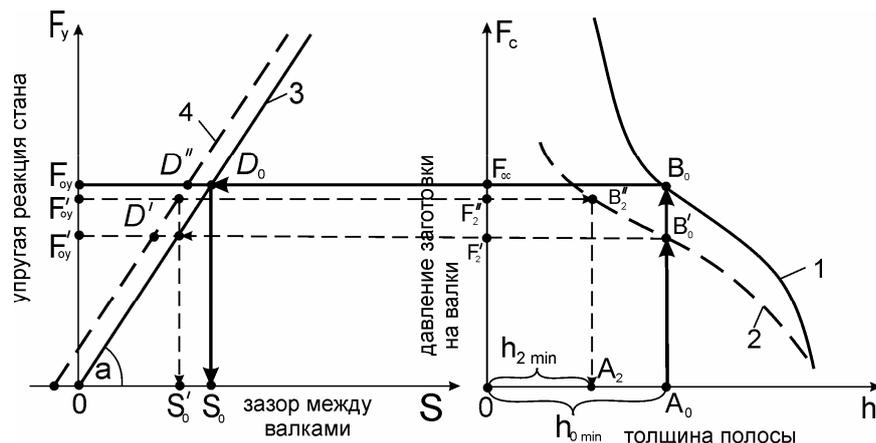
При снижении сопротивления материала деформированию под влиянием импульсного тока в зоне деформации (как правило, на 30-35%) следует ожидать уменьшения достижимых при фиксированной жесткости прокатного стана толщины длинномерных заготовок. При этом в соответствии с третьим законом механики уменьшается сила  $F_c$  давления заготовки на валки.

На графике зависимости силы  $F_c$  от толщины заготовки  $h$ , приведенном на правой стороне рисунка, сплошной кривой 1 показана зависимость  $F_c = f(h)$  для обычной холодной прокатки без тока. Чем меньше  $h$ , тем больше сила  $F_c$  давления заготовки на валки. Поэтому для каждого стана, имеющего определенную жесткость прокатной клетки, характерна своя минимально возможная толщина длинномерной заготовки  $h_{0 \min} = OA_0$ , тоньше которой на данном стане невозможно получить обычной холодной прокаткой. Из графика видно, что при уменьшении  $h$  против значения  $h_{0 \min}$  начинается крутой нелинейный рост силы  $F_c$  давления заготовки на рабочие валки (по кривой 1 в верхней части). Именно в этой области лежит зона выхода прокатки за пределы разрешенного ГОСТом 10% допуска с возникновением подката в связи с упругим прогибом валков.

На рисунке справа пунктирной кривой 2 приведена аналогичная зависимость для ЭПП. Она располагается ниже сплошной кривой 1 для обычной прокатки не 20-35% в различных ее частях в зависимости от толщины заготовки  $h$ . Точный ход этой кривой в настоящее время неизвестен в силу недостаточности экспериментальных данных по ЭПП.

Пересечение пунктирной кривой 2 с перпендикуляром  $A_0B_0$ , восстановленным из точки  $A_0$  для “нормальной” толщины полосы, не приводящей еще к отжатию валков, дает точку  $B'_2$  и отрезок на оси ординат  $OF'_2$ , уменьшенной в результате действия ЭПЭ силы давления заготовки на валки. Величина снижения давления на валки составит  $\Delta F = F_{oc} - F'_2$ .

На левом графике прямой 3 приведена зависимость силы упругости реакции стана  $F_y$  от величины зазора между рабочими валками  $S$ . Угол  $\alpha$  характеризует жесткость стана. Продолжив горизонтальную прямую  $B_0F_{oc}$  левого графика до пересечения с прямой 3 правого графика получаем точку  $D_0$  и на осях отрезки  $OF_{oy}$  и  $OS_0$ , характеризующих соответственно упругую реакцию стана и предельно возможный зазор между валками при обычной холодной прокатке металла. Зазор между валками  $OS_0$  должен быть равен толщине “нормальной” полосы  $OA_0$ , если отжима валков нет, либо быть меньшим, чем  $OA_0$ , если происходит упругий отжим валков заготовкой, т.е. выполняется условие  $OS_0 \leq h_{0 \min} = OA_0$ .



Проделав такие же операции применительно к кривой 2 для прокатки с током при той же исходной толщине заготовки  $OA_0$  получаем точку  $D'_0$  на прямой левого графика и отрезки на осях  $OF'_{oy}$  и  $OS'_0$ , характеризующих соответственно пониженную реакцию стана и уменьшенный штатный зазор между валками.

Разницу  $\Delta S = OS_0 - OS'_0$  можно считать увеличением штатного запаса жесткости стана в случае переоборудования его под ЭПП. Сместив на величину  $\Delta S$  начало координат левого графика проведем под тем же углом  $\alpha$  пунктирную прямую 4. Пересече-

ние этой прямой с перпендикуляром из точки  $S_0$  даст точку  $D_0''$ , а горизонтальная прямая, проведенная до правой пунктирной кривой 2 (для ЭПП) позволит получить на ней точку  $B_2''$  и новое положение точки  $A$  на оси абсцисс, а именно  $A_2$  с новым существенно уменьшенным значением толщины полосы  $h_{2\min}$ , которую можно прокатать на данном стане в условиях прокатки с током. При этом сохраняется уровень давления заготовки на валки  $OF_2''$  и упругой реакции стана  $OF_{oy}$  в пределах допустимых значений.

Таким образом, при электропластической прокатке (ЭПП) снижается сопротивление деформированию материала заготовки  $F_c$  на десятки процентов, что показано пунктирной кривой 2 на правом графике и важно для сохранения валков и кинематики прокатной клетки. Кроме того, происходит уменьшение значений минимально возможной толщины длинномерной заготовки  $h_{min}$ , которую можно прокатать на данном стане, что увеличивает ассортимент получаемой на стане продукции.

Более тонкие исходные заготовки в виде проволок диаметром менее 1 мм из вольфрама, стали и пружинного сплава К40ТЮ при их прокатке в ленту с подведением тока от валка к валку позволяют получать за несколько проходов ленты с хорошим качеством поверхности и кромок, с высокими механическими свойствами образцов ленты после ЭПП. В образцах нержавеющей стали подавляется структурно-фазовое  $\gamma$  -  $\alpha$  - превращение, что согласуется с данными по электропластическому волочению (ЭПВ) проволок из нержавеющей стали, уменьшающему, по сравнению с обычным волочением, содержание мартенситной  $\alpha$  - фазы в проволоке на десятки процентов.

## ИССЛЕДОВАНИЕ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ С БОЛЬШИМ СОДЕРЖАНИЕМ МАРТЕНСИТА ПОСЛЕ ТЕРМОМАГНИТНОЙ ОБРАБОТКИ ИМПУЛЬСНЫМИ ПОЛЯМИ ДО 36 МА/м ( 450 кЭ )

Столяренко А.И., Нечаев Е.П.

*Мурманский государственный технический университет, г. Мурманск, Россия,*  
[belangel@bk.ru](mailto:belangel@bk.ru)

Известно [1], что сильные импульсные магнитные поля напряженностью 300-400 кЭ (24-32 МА/м) приводят к смещению температуры фазового превращения на несколько десятков градусов больших, чем в отсутствии поля.

В работе [2] рассмотрены фазовые  $\gamma \leftrightarrow \alpha$  переходы в магнитных полях. Наложение магнитного поля приводит к изменению размеров образца. Естественно, что появление напряжений в решетке приводит к изменению внутренней энергии (термодинамического потенциала). Явление магнитострикции связано с появлением поля стрикционных напряжений. При зарождении и росте ферромагнитной фазы, она взаимодействует упруго с окружающей средой – матрицей.

Таким образом, термодинамический потенциал системы, помещенной в магнитное поле включает, по крайней мере, такие энергии:

- а) энергию намагничивания МН;
- б) потенциальную энергию, вызванную магнитострикцией;
- в) упругую энергию взаимодействия зерна с окружающей аустенитной средой.

Нами проводились опыты по определению смещения температуры фазового равновесия от напряженности магнитного поля для стали Х15Н5Д2Т. Так для поля напряженностью 6,4 МА/м, подсчет согласно выражения М.А. Кривоглаза и В.Д. Садовского дал  $\delta T \approx 8$  К, полученная расчетная формула с учетом магнитострикционных деформаций  $-\delta T \approx 12$  К, а эксперимент - 23 К.

Количественные расчеты, в которых учитывается наряду с энергией намагничивания МН и энергия магнитоупругих напряжений, свидетельствует о необходимости комплексного учета факторов, обусловленных действием магнитного поля.

По имеющимся литературным данным, мы впервые разработали методику термомагнитной обработки сильными импульсными полями (ТОСИМП). Влияние магнитного поля на  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращение, при различных положительных температурах, достигалось тем, что исходные образцы нагревались в специально сконструированной миниатюрной печи, которую помещали непосредственно в соленоид для намагничивания, выдерживались и охлаждались с наложением поля и без поля.

Для получения импульсных магнитных полей до 56 МА/м был собран генератор, в некоторой степени отличающихся от известных генераторов подобного назначения [3].

Экспериментально обнаружено, что период кристаллической решетки мартенсита уменьшается; также еще на начальных этапах исследования установлено, что после воздействия сверхсильными магнитными полями изменялся химический состав поверхностного слоя элементов, входящих в металл [4-5]. Анализ данных значений и микроструктуры свидетельствуют о перераспределении легирующих элементов.

### Список литературы

1. Кривоглаз М.А., Садовский В.Д. О влиянии сильных магнитных полей на фазовые переходы //ФММ. 1964. Т.18. Вып.4. С. 502-505.
2. Мирошниченко Ф.Д., Лагунов О.С., Снежной В.Л., Столяренко А.И. Фазовые  $\gamma \leftrightarrow \alpha$  переходы в магнитных полях. – Киев. КГПИ. 1976. Исследования по молекулярной физике и физике твердого тела. Сборник научных трудов. – С. 77-80.
3. Столяренко А.И., Каниболоцкий В.Г., Гребенюк Г.М. Получение и измерение сверхсильных импульсных магнитных полей// Сб. Актуальные вопросы физики твердого тела. – Киев. Вища школа, 1970, С. 502-505.
4. Столяренко А.И. Влияние магнитного поля на изменения химического состава поверхностного слоя материала. – Мурманск, Наука и образование, 2009. Материалы Международной научно-техн. конф. [электронный ресурс]. Мурманск, 1-9 апреля 2009 г. Мурманск. МГТУ, 2009. С.1137-1139.
5. 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.

## DEFORMATION EXPLAINS THE PROPERTIES OF SOLIDS, LIQUIDS, PLASMA, GASES

**Kisel V. P.**

*Institute of Solid State Physics, Chernogolovka, Russia*

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

P.L Kapitza strictly confirmed the absolute principal role of slit hard walls (the so-called confinement effect) for the superfluid flow (and extremely high thermal conductivity, TC) in numerous experiments on  $^4\text{HeII}$  phase [1a]. Then Landau referred to the same effect in water [1b]. The laminar flow of HeII was decorated by nanocrystalline particles of Au [2a] and showed the identical picture of dislocation-like slip lines/bands as the impurity nanoprecipitates did in deformed crystals [3]. The work [2b] demonstrates the formation of dislocation-like slip lines-bands with inevitable formation of separated one side short satellite fragments of dislocation lines of new slip systems in HeII which are approximately

perpendicular to the basic lines like in crystals [3]. Confinement of matter in static or dynamical state changes its structural, hydrodynamic (the viscosity  $\eta(300K)$  of glycerin is  $10^4$  times smaller in nanoporous silica gel than in its bulk counterpart), ordering (supercooling of liquids and melts [4]), thermal, chemical, diffusion, crystallization, condensation properties, phase transitions (PT), etc. The work [5] confirms the close relationship between microhardness (work-hardening, WH) and TC. The same WH effects have been discovered for PT in crystals, glasses, liquids, gels, biological tissues (BT), polymers, plasma, gases, Bose-Einstein condensates (BEC), etc. under different tests, where the WH- local rigidity was due to high density  $\rho_d$  of dislocation-like defects, lines, cells, etc.[6-8] and the  $\eta$  was determined by the reversed value of WH coefficient  $\theta=d\tau/de$  [6]. This universal effect determines cancer cells development in BT, superconductivity of metals and ceramics [8] and supersolidity in He to be highly dependent on WH- to start with increasing local Young modulus of matter and then even its decrease due to cross-slip of dislocation-like defects [9,10] in smaller pore-slit sizes, at higher loading rates and lower temperatures, impurity contamination and state in the matter, irradiation and pressure, higher defect density, aging in BT [6-7], etc. [3,4,6-8]. The identical WH is present in the so-called superfluidity and supersolidity of  $^4\text{He}$  and BEC, cancer cells [9], superconductors [10], etc., and it determines their domed dependences on interior and external actions. It is worth stressing that the adhesion forces between the probe of atomic-force microscope and cancer cells gradually reduce with the increase of cell malignant transformation [11] like at crystal WH. The above data, first, directly evidences for the identical mechanisms of liquid, gas, plasma and crystal deformation; second, it started the new field of investigations of micromechanisms of hydrodynamics and turbulence in liquids, gases, plasma, electromagnetic fields, etc.; third, its points to the key role of classical deformation localization in the pairing of electrons at cooling [8] and in the so-called “quantum superfluidity and superconductivity”; forth, the scaling of flow and fracture stresses in crystals from atomic to global [12] scale lengths from solid/liquid helium up to diamond and hard ceramics, metallic glasses, etc.[13] confirm the identical mechanisms of wave plastic deformation at PTs [14]. This is in line with the numerous experimental observations of liquids behavior as solids at high WH: liquids at extremely high stresses and rates of deformation, their ordering under high electric fields or at temperature lowering, in confining states, etc. and vice versa: deformation structure of solids at very high loads and strain rates is very close to the turbulent flow in extremely viscous liquids [3,8], etc.

1. P.L. Kapitza. J.Exp.Theor. Phys. 1941, v. 11, No 1, p. 1 (a); L.D. Landau. *Ibid*, No 6, p.592 (b).
2. E.B.Gordon, Y. Okuda. Fiz. Nizk.Temp.2009,v.35,278 (a); E.B.Gordon, private communicat.(b)
3. V.P. Kisel. Phys. Stat. Sol. (a). 1995, v. 149, No 1, p. 61.
4. T.U. Schülli, R. Daudin, G. Renaud et.al. Nature, 2010, v. 464, No 7292, p. 1174.
5. V. P. Zhuze, T.A. Kontorova. Zhurn. Tekhn. Fiz., 1958, v. 28, pp 1727
6. V.P. Kisel. J. Phys. (Paris). 1985, v. 46, Suppl. No 12, C10-529.
7. L.G. Korshunov, N.L. Chernenko. Fizika Metal. Metalloved. 2006, v. 101, p. 660.
8. V.P. Kisel, arXiv.org/abs/0905.4428v1 (2009).
9. A.L.Weisenhorn,M.Khorsandi,S.Kasas,V.Gotsos,
10. H.-J. Butt. Nanotechnology. 2003, v. 4, p.76.
11. T.E. Werbowetski –Ogilvie et al. Nature Biotechnol. 2009, v. 27, 91.
12. I.N. Kuz'menko, V.V. Pustovalov. Scripta Metall. 1985, v. 19, No 6, p.685.
13. Dedkov V.G., Dedkova E.G. Pis'ma v J. Techn. Fiz. 2010, v. 36, No 3, pp 76-81.
14. L.G.Bolkhovitinov, V.F.Pisarenko,V.A.Sadovskii. Izv. AN SSSR. Fizika Zemli,1982, No12
15. N.S. Kissel, V.P. Kisel. Mater. Sci. Eng. A, 2001, v. 309-310, p. 97.
16. V.P.Kisel, N.S.Kissel. Functional Foods for Chronic Diseases, Richardson,USA (2006) 213.

## DEFORMATION MECHANISMS IN SUPERSOLID AND SUPERFLUID He

Kisel V. P.

*Institute of Solid State Physics, Chernogolovka, Russia*

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

If we take into consideration the deformation properties of solids and liquids, the so-called viscosity  $\eta$  of solids equals to the reversed value of work-hardening stages (WHS) of crystals and this value will be very sensitive to the rate of deformation [1]. The initial stages of deformation of solids, liquids and gases (laminar flow) are structurally identical to the primary straight slips in early stages of deformation of solids, while at the high-level stages of deformation (turbulent flow with critical velocity for its beginning) this corresponds to the higher (WHS) of plastic deformation with the decreasing size of cells or grains and their intensive rotation – the so-called grain-boundary sliding. Moreover, correlation was found between the coverage of adsorbed organic layer (rigid covers hardening effect on plastic flow) and the critical current in thin superconducting Nb films [2], the effect of hard environment or confining surfaces on the carrier dynamics in carbon nanotubes [3], etc. Detailed analysis of the diffusion and waves of crystallization in solid  $^4\text{He}$  [4] in this work showed that they were also governed by the universal deformation mechanisms in the plasticity of phase transitions in the states of low-friction matter (dust plasma, liquid and solid  $^4\text{He}$  and  $^3\text{He}$ , etc., low WHS at low temperatures [5]). And there is the same thermomechanical effects in ordinary ice growth on the fine porous ceramic in water (with a high rate of several millimeters per day) due to strong interface forces between ice crystal and the confining solid surfaces as in superfluid  $^4\text{He-II}$  [6]. The well-known energy spectrum for thermal excitations in liquid  $^4\text{He-II}$ , where the energy is plotted as a function of momentum ( $T_\lambda > T > T = 1.1\text{K}$ ) [7] and designates the atomic-scaled drag of He atom to move in the superfluid  $^4\text{He-II}$  as a function of its displacement under external slow neutron particle. In other words this is the typical lower-temperature stress-strain curve with the characteristic upper yield point in comparison with smooth and lower flow stress (WHS) curve at higher temperature of liquid  $^4\text{He-I}$  (4.2K), without the so-called roton-hollow part of the curve. This confirms the above arguments in favor of the same mechanisms in solids, liquids and gases and means that the quasilinear part of these atomic-scaled deformation curves corresponds to single phonons pathlengths – the pathlengths of single carriers of plastic slip in liquids (the laminar flow), while the so-called part of linear work-hardening means the multiplication of phonons, etc. (the turbulent flow) in accordance with the well-known complete package of notions for dislocation microstructure along the confined deformation curve in crystals [1]. This is confirmed by the previous references to the close interconnection between dislocations and phonons in solidified helium crystals [8], the complete explanation of various properties of moving ions, particles and electrons in solidified gases in terms of local plastic deformation of matrix [9], the key role of deformation localization in the pairing of particles at low temperatures and by the scaling of flow and fracture stresses in crystals from atomic to global scale lengths from solid helium up to diamond and hard ceramics, metallic glasses, etc. [8]. The works [10] show the effect of superconductivity (superfluidity) governed by the sharp rise of electron velocity at WHS with lowering of temperatures, and it is this extreme WHS that creates the additional localization of matrix plasticity in solids, makes the  $\eta$  extralow (superfluid  $^4\text{He-II}$ ) especially in fine confining slots; it makes pairing of electrons more efficient for their overcoming of lattice resistance with the help of higher crystal WHS under electron jet.

1. Kisel V.P. J. Phys. (Paris). 1985, v. 46, Suppl. No 12, pp C10 (529-532).
2. Shvarts Dm. et al. Eur. Lett. 2005, v. 72, 465-471. Louret J.S. et al. Phys. Rev. B, 2005, v. 72, 113413
3. Keshishev K.O., Parshin A. Ja., Babkin A.V. Pis'ma v ZhETF. 1981, v. 80, No 2, 716-728(a).
4. L.G. Korshunov, N.L. Chernenko. Fizika Metal. Metalloved. 2006, v. 101, pp 660- .
5. Gorelik Ya.B., Kolunin V.S. Priroda (Nature, Moscow). 2001, No 10, pp 7-15.

6. Yarnell, Arnold, Bendt, Kerr. Phys. Rev. Lett. 1958, v.1, p. 9-; Phys. Rev. 1959, v.113, p 1379-
7. Kissel N.S., Kisel V.P. Mater. Sci. Eng. A, 2001, v. 309-310, pp 97-101.
8. Kisel V.P. 2nd Int. Conf. Cryo-Quantum Crystals, 7-12.09.1997, Polanica-Zdroj, Abst. P113, P224.
9. Kisel V.P. preprint at <http://arXiv.org/abs/cond-mat/0009246> (2000).

## GOVERNING ROLE OF DEFORMATION IN MAGNETISM AND FERROELECTRICITY

**Kisel V. P.**

*Institute of Solid State Physics, Chernogolovka, Russia*

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

All the experiments give more and more confirmations that there is much in common between different phase transitions in solids/glasses/liquids/magnetic lattices/ polymers/ biological tissues/gases/plasma and ordinary deformation. A.H. Cottrell found the similarity between the laminar/turbulent flow in liquids and plastic flow in solids: the so-called viscosity of flow equals to the reversed value of deformation work hardening (DWH) of crystals and it is very sensitive to the parameters of deformation: type and history of crystals, flow rate, temperature, impurity type, content and state, confining effects, etc.[1]. The initial stages of deformation in solids-liquids-magnetics (the so-called laminar flow) are structurally identical to the primary straight slips in early deformation slip stage of solids. The increase of non-monotonous crystal DWH arrests the primary mobile dislocations, therefore the dislocation sources of primary and then of the other slip systems activate different slip/laminar systems of deformation curves in solids, liquids, magnetics up to their turbulent flow with decreasing size of cells, grains, and their intensive rotation [1] (the so-called grain-boundary sliding in solids or critical velocity for the beginning of turbulent flow in liquids and superfluidity) in the direction approximately perpendicular to the sense of shear flow. It is well known that the main correlations between the appropriate parameters for plastic flow, electric polarization and magnetic properties are the same. This work shows direct evidence for the universal key role of individual dislocation mechanisms at all stresses along the deformation curve of all types of crystals and glasses from internal friction ( $\epsilon \sim 10^{-8}$ ) up to nanostructured, amorphous and fractured stages. Our comprehensive analysis of the kinetics of external magnetic field dendrites growth at various temperatures (T) in type-II superconductors reveals that its mechanisms are identical to the dislocation plasticity in crystals because, first, the mechanisms of plasticity in diverse substances are common [1,2], second, there are the same T and magnetic field (H) dependences for dendritic stages in magnetic lattices – dendritic growth in crystals vs T and stress and for dislocation number and pathlengths vs T and stress in crystals, third, there are the same asymmetry motion of deformation modes (the Bauschinger effect) [3] and magnetic domain walls [4]. Again this corroborates the key role of deformation mechanisms at various phase transitions (during charge movement in metals, superconductors, ceramics), in various materials, magnetic lattices, biological cell growth and cancer, etc. [5]. Recent works on amorphous microwires [6] and ultrathin Co films with perpendicular anisotropy [4] point to the significant role of both in-plane and perpendicular magnetic fields on the increasing velocity [6] and asymmetry of domain wall propagation [4]. This is in line with the identical properties of dislocations in crystals [7] and domain mobility in ferroelectrics. The borders of ferroelectric and magnetic domains are the phase interfaces with appropriate internal elastic-plastic stresses which govern the motion of borders and transformation of domains through different lattice defects.

1. Kisel V.P. J. Phys. (Paris), v. 46, Suppl. 12, C10-529 (1985).
2. Kisel V.P., Kisel N.S. Mater. Sci. Eng., v. 309-310A, p. 356 (2001)
3. Kisel V.P., Erofeeva S.A., Shikhsaidov M.Sh. Phil. Mag. (London), v. 67A, 343 (1993).

4. Kabanov Y. P., Iunin Y. L., Nikitenko V. I., Shapiro A.J. et al. Trans. IEEE (to be published).
5. Kisel V.P., arXiv.org/abs/0905.4428v1 (2009).
6. Zhukova V., Blanco J.M., Ipatov M., Zhukov A. J. Appl. Phys. v. 106, 113914 (2009).
7. Lebedev A.B., Burenkov Ju.A., Golubenko T.I. Fiz. tverd. Tela., v. 35, 420 (1999).

## DEFORMATION ORIGIN OF THERMAL CONDUCTIVITY AND HEAT CAPACITY

**Kisel V. P.**

*Institute of Solid State Physics, Chernogolovka, Russia*

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

The movement of local heating/cooling and heat capacity in matter due to convection in liquids, gases or plasma is concerned with their local contracting/expanding, that is to say local deformation. And the matter deformation under phonons, electrons, diffusion, irradiation, etc. is concerned with dislocation-like motion in crystals, convection in liquids, gases and plasma [1]. Zhuze and Kontorova were the first to suggest the correlation between hardness ( $H_v$ , mechanical properties) and  $\lambda$  (or the inverse thermal resistance,  $W$ ) in non-metal crystals [2]. The same finding was received independently in [3,4] where dislocation interactions with phonons and electrons had been explained by lattice work hardening, WH. The phonon quasi-particles are the elementary carriers of deformation [4]. The convection motion in liquids, gases and plasma (thermal conductivity, TC, and heat capacity) or their deformation originates from matrix WH, too [1]. It is important to note that it is the non-monotonous dislocation-like double cross slip under the growing of WH (due to changes in temperature,  $T$ , irradiation, pre-deformation, pressure, confining effects, stress rate, impurity concentration, annealing/quench, electrostatic and magnetic fields and their frequency, etc.) that is the common origin of non-monotonous changes in viscosity and TC, heat capacity of various matter, ‘supersolidity’ in He [1, 5]. These conclusions are confirmed by the same WH-softening effects due to the “size (confining) effect” and the surface roughness effect (the so-called “diffuse boundary scattering of phonons”), by the changes of impurity concentration and  $T$ , the same spread of low- $T$  WH data points and  $\lambda(T)$ , the same dependences of orientation angle anisotropy for  $W$  in prismatic and basal planes and mobility of ions in h.c.p. solid He and thermal expansion coefficient  $\alpha(T)$ , the same influence of thermal prehistory and the predeformation (WH) of the samples on deformation and thermal properties of samples. Experiments demonstrate that much of the diffusive scattering is caused by mobile dislocations from the numerous dislocation sources on the abraded sample surfaces. 2. The detailed analysis of the experiments on liquid  $^4\text{HeII}$  [6] shows that its especial hydrodynamics or plastic flow (the so-called superfluidity) in fine tubes and slices is concerned with the influence of their confining effects and the classical deformation properties of liquids in these cases [1]. This is confirmed by the detailed analysis of the data of work [7]. 3. The non-monotonous behavior of  $\lambda(T)$  and ‘supersolid state’ in solid He [8,9] is similar to the low-temperature yield stress  $\sigma_y(T)$  anomaly in alkali halides, metal alloys and crystalline methane, etc. [1,4]. The estimates of the  $T_{\max}$  for  $\lambda$ ,  $\sigma_y(T)$ - curves, and the  $T_{\max}$  increase with crystal WH rise [4] (in crystals with low impurity content under the rise of pressure in solid He, too) correspond to the  $T_{\min}$  of the non-monotonous temperature-dependent component of local stresses  $\sigma_i(T)$  [3,4].

1. V. P. Kisel, arXiv.org/abs/0905.4428v1 (2009).
2. V. P. Zhuze, T.A. Kontorova, Zhurn. Tekhn. Fiz., 1958, v. 28, p. 1727.
3. V.P. Kisel, in: Proceed. of IX Int. Conf. on Phonon Scattering in Condensed Matter (Phonon’98), 26-31.07.1998, Lancaster, UK, Programme and Abstracts, PosC18.
4. N.S. Kissel, V.P. Kisel. Mater. Sci. Eng. A, 2001, v. 309-310, pp 97-101
5. V.P. Kisel. J. Phys. (Paris). 1985, v. 46, Suppl. No 12, pp C10 (529-532).
6. P.L. Kapitza. Zh. Eksper. Teor. Fiz. 1941, v. 11, No 1, p. 1

7. Daunt J.G., Smith R.S. Rev. of Mod. Phys. 1954, v. 26, No 2, p 172.
8. Keshishev K.O., Parshin A.Ja., Babkin A.V. Pis'ma v ZhETF. 1981, v. 80, No 2, p. 716.
9. Anderson, A. C., in : Dislocations in Solids, ed by F. R. N. Nabarro, v. 6, North-Holland, Amsterdam, p. 235.
10. Mezhev-Deglin, L. P., Zh. Exp. Teor. Fiz., 1967, v. 52, p. 868; *Ibid.*, 1965, v. 49, p. 66.

## **WAVE DEFORMATION EXPLAINS PHASE TRANSITIONS AND THE ENIGMA OF THE SO-CALLED PHENOMENOLOGICAL QUANTUM AMBIGUITY**

**Kisel V. P.**

*Institute of Solid State Physics, Chernogolovka, Russia*

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

There are a lot of proofs for classical deformation origin of phase transitions (PTs) in all forms of media (solids, liquids, melts, gases, plasma, magnetic and ferroelectric lattices, biological tissues, electromagnetic fields (EMFs), etc.). This is confirmed by the same wave-particle properties of EMFs and matter, L.-V.-P.-R. de Broglie (1924), [1-5], liquid-like material state of EMFs fields is evidenced for their optical vortices and polarization singularities [6], the same hardening effects in optical properties (size-effect [12]), etc. The grounds of phenomenological quantum mechanics were based on the well-known wave-particle duality of quasi-particles (for example, their motion through double slits fired a wave interference at a distant screen due to mismatch in their deformation ways). But they behaved as particles following one route or the other but not both, in the Compton- and photo-effects, CPEs, etc. [7]). Recent works [7,8] insist on their semi-classical treatments (classic electromagnetic field waves – ‘quantum’ particle) as the classical treatments of superconductivity, superfluidity and the so-called ‘quantum’ Hall effects in the work [2]) which allows to rule out some indefiniteness in their early treatments. It is well established only the discrete jump-like motion of elementary plastic (wave) shears with quasi-particle (dislocation-like line defects and fracture cracks) properties at nano-, micro-, meso-, macro- [1-3,9,10] and global [1,2,11])-scale lengths of deformation, their flow stresses scale along the deformation curve for all materials and under all tests [1-3,9]. The micro-plasticity stage with the increasing number of defects in mobile ensembles [1-3,9,10] and localized macro-plastic deformation (multiplication of defects, cells, fissures, etc.) at the PTs [1-3,5,9]) are well characterized by deformation waves [3,4]. The same discrete changes are typical for various PTs, including radioactive decay, nuclear fission up to the Universe development [1-2,9,11], different scales of conductivity, charge and electric polarization, the integer and the so-called ‘quantum’ Hall effects [2], energy and heat radiation-absorption, magnetization (Barkhausen’s drops and metamagnetic transitions), etc. All the above dependences have the threshold values, and this is typical for various scales of jump-like dislocation-like deformation [1-3,6,7(Fig.2.1)]. If the EMFs have the same scaling plasticity as the other forms of matter, the various-scaled deformation of crystals, solids, liquids, gases, EMFs, etc. around mobile quasi-particles (electrons, neutrons, photons, atoms, molecules) [1-3] and macro-volumes-of-matter (Bose-Einstein condensate, BEC, etc.) [7] explains the so-called duality (particle-wave properties) of their behavior.

1. V.P. Kisel, N.S. Kissel. In: Functional Foods for Chronic Diseases, D&A Inc., Richardson, TX 75080 (USA), ed. by Dr. Martirosyan D.M., p. 213 –234 (2006).
2. V.P. Kisel, arXiv.org/abs/0905.4428v1 (2009); arXiv.org/abs /0009246v1 (2000).
3. V.P. Kisel, Phys. Stat. Sol. (a). 1995, v. 149, No 1, pp. 61-68.
4. L.B. Zuev, Int. J. Solids Struct. 2005, v. 42, pp 943-949.
5. V.P. Kisel, 1st Moscow Readings on Materials Strength, Moscow, 1-3.12.12.2009, 95.
6. M.R.Dennis, K.O’Holleran, M.J. Padgett. Progress in Optics, 2009, v. 53, pp 293-363.

7. G.Greenstein,AG.Zajonc.The quantum challenge.Sudbury,Jones &Bartlett Publ.,2006.
8. V.V. Aristov, Doklady RAS. 2009, v. 425, No 6, pp 751-753; No 5, pp 610-612.
9. V.P. Kisel. Mater. Sci. Forum. 1993, v. 119-121, pp 233-238
10. V.P. Kisel et al. Phil. Mag. (London). 1993, v. 67A, No 2, pp 343-360.
11. V.P. Kisel. Proceed. XI Bien. Europ.Conf. on Fracture (ECF-11), Poitiers-Futuroscope, France, 3-6.09.1996. EMAS, Warley, UK, 1996. vol. 1, pp 145-150.
12. L.G.Bolkhovitinov, V.F.Pisarenko,V.A.Sadovskii. Izv. AN SSSR. Fizika Zemli,1982, No12.

## **ВОЛНОВАЯ ДЕФОРМАЦИОННАЯ ПРИРОДА ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ ОБЪЯСНЯЕТ ДУАЛИЗМ В ОПИСАНИИ ДВИЖЕНИЯ КВАЗИЧАСТИЦ**

**Кисель В.П.**

*Институт физики твердого тела, Черногловка, Россия*

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

Для фотомеханического (фотопластического, ФПЭ) [1] и электромеханического (электропластического, ЭПЭ) [2] эффектов было предложено много моделей, в том числе для ФПЭ предложено объяснение, связывающее упрочнение или пластификацию кристаллов со свойствами двойного поперечного скольжения (ДПС) [3], но до сих пор нет ясного понимания ЭПЭ, а так же объяснения того, что величина и знак заряда носителей по-разному влияют на пластичность полупроводников [2,4] и металлов [5]. В работе [6] доказано, что движение зарядов в любом веществе и его состоянии объясняется с привлечением формулы волновой “квантовой” механики, но определяется свойствами классической деформации матрицы вокруг частицы и ДПС дислокаций или дислокационно-подобных дефектов, скольжением ступенек-перегибов вдоль них, захватывающих доминирующий в материале тип заряда примеси [3]. Именно деформация, лежащая в основе фазовых превращений, является связующим звеном, объединяющим корпускулярные и волновые явления в разных масштабах наблюдения. Как показано в [7], распространение упруго-пластической волны микроскопической [7,8] и макроскопических локальной (Рис 2.12) и интегральной (Рис 3.3) деформаций вдоль образца в [9] показывает, что в любом масштабе наблюдения деформация имеет один и тот же характер как в кристалле [7], так и в жидкости, газе, плазме, где она соответствует ламинарно-турбулентному движению [1,6], а потому и фазовые переходы в любой материальной среде (твердое тело, жидкость, газ, плазма, сегнетоэлектрик, магнитная решетка, электромагнитное поле, неопластическая трансформация клеток и т.д.) можно рассматривать как продукт распространения волны упруго-пластической деформации [1,6]. Новый деформационный подход к пониманию природы фазовых переходов позволяет лучше понять постулаты квантовой механики.

Прямая связь ЭПЭ (ФПЭ [3], магнитопластического эффекта [6] и т.д.) с ДПС подтверждается и отсутствием этих эффектов в очень чистых кристаллах, а также:

понижением частоты и возрастанием высоты ДПС дислокаций, а также понижением высоты и увеличением частоты ДПС, вызванных изменениями кристаллографической ориентации граней индентирования, плотности подвижных дислокаций и полировки кристалла, увеличениями нагрузки (упругая или пластическая преддеформация), температуры  $T$  опыта, силы тока, концентрации примеси и размера образца, изменениями условий отжига, что ведет к соответствующим усилению или ослаблению ЭПЭ [2].

1. Kuczynski G.C., Hochman R.F. Phys. Rev., 1957, v. 108, No 4, p. 946-948.
2. Westbrook J.H., Gilman J.J. J. Appl. Phys., 1962, v. 33, No 7, p. 2360-2369.
3. Kisel V.P., Erofeeva S.A., Shikhsaidov M.Sh. Phil. Mag. 1993, v. 67A, No 2, p. 343-360.
4. Patel J.R., Chaudhury A.R. Phys. Rev., 1966, v. 143, No 2, pp 601-608.

5. Zuev L.B., Danilov V.I., Kononov S.V., Filip'ev R.A., V.E. Gromov. Fiz. tverd. Tela, 2009, v. 51, No 6, pp 1077-1080.
6. Kisel V.P., arXiv.org/abs/0905.4428v1 (2009).
7. Kisel V.P. Phys. Stat. Sol. (a). 1995, v. 149, No 1, pp. 61-68.
8. Kisel V.P. Mater. Sci. Forum. 1993, v. 119-121, pp 233-238
9. Zuev L.B., Danilov V.I., Barannikova S.A. Plastic flow macrolocalization physics. Novosibirsk, Nauka, 2008, 328 p (in Russian).

## **МАРТЕНСИТНОЕ $\gamma \rightarrow \alpha$ ПРЕВРАЩЕНИЕ В ДЕФОРМИРУЕМЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЯХ, ОБЛУЧЕННЫХ ИОНАМИ И ИМПУЛЬСНЫМИ ПОТОКАМИ ЭЛЕКТРОНОВ**

**Русакова А.В., Максимкин О.П., Цай К.В**

*Институт Ядерной Физики НЯЦ РК, Алматы, Казахстан*  
[arussakova@gmail.com](mailto:arussakova@gmail.com)

Ранее обнаружено, что интенсивное воздействие высокоэнергетическими частицами может приводить к образованию тонких ферромагнитных слоев на поверхности аустенитных нержавеющей сталей. Наряду с тем отмечается, что появление ферромагнитного слоя происходило при испарении из неферромагнитного материала легколетучих компонентов (Cr, Mn). Не исключено, что благоприятная ситуация (температура, облучение) для этого эффекта может сложиться на поверхности конструкционных материалов первой стенки термоядерных установок в условиях их эксплуатации. При этом формированию магнитных слоев может способствовать явление блистеринга, а также мартенситное  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращение.

В этой связи в настоящей работе исследовано влияние облучения легкими (C, N, Ti) и тяжелыми (WC, Kr) частицами, а также импульсными потоками электронов ( $E = 200-500$  КэВ,  $g = 10^7-10^{10}$  Вт/см<sup>2</sup>) на характеристики прочности и пластичности при растяжении и усталостных испытаниях, а также закономерности бездиффузионного  $\gamma \rightarrow \alpha$ -перехода в нержавеющей промышленной стали 12X18H10T и аустенитной безникелевой стали X15AG14.

С помощью методов ПЭМ и магнитометрии исследовали дислокационную структуру и фазовый состав приповерхностных слоев, модифицированных облучением.

В частности, установлено, что в результате воздействия на материалы импульсных электронных пучков в глубинных слоях стали 12X18H10T формируется дислокационная структура, характерная для сильнодеформированного материала с низкой энергией дефекта упаковки. Увеличение плотности мощности свыше  $5 \cdot 10^8$  Вт/см<sup>2</sup> привело к образованию развитой ячеистой дислокационной структуры, эволюция которой завершается зарождением и развитием мартенситной  $\alpha$ -фазы.

Для стали 12X18H10T, имплантированной ионами C и N, была определена долговечность при малоцикловых усталостных испытаниях, выявлена стадийность процесса разрушения и показана важная роль кинетики  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения в формировании усталостных свойств метастабильной стали. В результате облучения этой стали тяжелыми ионами Kr с энергией 1,56 МэВ/нуклон и флюенсом  $1 \times 10^{15}$  частиц/см<sup>2</sup> в приповерхностном слое согласно электронномикроскопическим исследованиям образуется так называемый  $\alpha$  - «мартенсит облучения». Бомбардировка деформированных образцов стали X15AG14 ионами WC с энергией 50 КэВ привела к заметному изменению их намагниченности, которую связывают с образованием так называемого «упругого  $\alpha$ -мартенсита», содержание которого изменялось в результате снятия нагружения и повторного нагружения пластически деформированной стали.

## ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ И ИХ ПОДАВЛЕНИЕ В СОЕДИНЕНИИ



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

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

<sup>2</sup> *Физический факультет МГУ им. М.В. Ломоносова, Москва, Россия*

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

Проведено систематическое исследование особенностей структурных превращений в  $\text{La}_{1-x}\text{Ca}_x\text{Mn}_{0.98}\text{Fe}_{0.02}\text{O}_{3+\delta}$  ( $x = 0.05\text{—}0.50$ ) в зависимости от содержания Са методами мессбауэровской спектроскопии и рентгеновской дифрактометрии. Для  $x = 0.05$  и  $0.10$  синтезируется ромбоэдрическая фаза (пространственная группа  $R\text{-}3c$ ). Начиная с  $x = 0.20$ , исходные синтезированные образцы имеют орторомбическую структуру  $PnmaI$  (пространственная группа  $Pnma$ ). При варьировании условий термообработки (отжиг в вакууме и на воздухе), происходят обратимые фазовые переходы. Увеличение концентрации легирующего компонента приводит к последовательному подавлению фаз. Для концентрации кальция меньше 20% можно получить весь набор фаз с обратимыми структурными переходами  $PnmaII \leftrightarrow PnmaI \leftrightarrow R\text{-}3c$  при соответствующей термообработке. При  $x = 0.20$  подавляется ромбоэдрическая фаза. Когда концентрация Са выше 20% перестает формироваться фаза  $PnmaII$ , в результате остается фаза  $PnmaI$ , стабильная при любых термообработках, в которой концентрация  $\text{Mn}^{4+}$  равна количеству кальция, т.е. избыточный кислород, занимающий междуузельные позиции, отсутствует и образуется соединение стехиометрического состава ( $\delta = 0$ ).

На основании анализа полученных экспериментальных данных можно заключить, что обратимость фазовых переходов возможна только при наличии избыточного кислорода, занимающего междуузлия в решетке. Если избыточный кислород занимает только вакантные позиции в решетке, фазовые переходы отсутствуют.

Можно предположить, что с прикладной точки зрения наибольший интерес должен представлять состав с концентрацией кальция в области 30%, так как при термообработках в разных условиях (на воздухе и в вакууме) получаемая орторомбическая фаза стабильна и в ней не происходят фазовые переходы.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант 09-02-00767-а и Программы РАН «Физика конденсированных сред».*

# ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ПОВЕХНОСТЕЙ В ТЕОРИЯХ ПРОЧНОСТИ ДЛЯ НЕЛИНЕЙНО-УПРУГИХ МАТЕРИАЛОВ

Ершов В.И.

Москва,  
fish-silver@yandex.ru

Для пластичных материалов, не подчиняющихся обобщенному закону Гука, не может быть применена наиболее сильная – энергетическая – теория прочности. Решение вопроса об условиях прочности зависит исключительно от уровня эксперимента для пространственного и плоского напряженных состояний. В общем случае каждую компоненту тензора напряжений необходимо сравнивать с соответствующей для неё функцией допускаемых напряжений, но экспериментальная часть задачи трудно выполнима.

Не нарушая общности, рассматривая главные напряжения, следует рассматривать три условия прочности:

$$\sigma_i \leq [\sigma_i]. \quad (1)$$

Значения функции допускаемых напряжений принимаются по поверхности, получаемой в результате эксперимента. В частном случае, когда действуют нормальные напряжения  $\sigma_x$  и касательные напряжения  $\tau_{yx}$ , имеем:

$$\sigma_x \leq [\sigma_x]; \tau_y \leq [\tau_y]. \quad (2)$$

Если нет экспериментальных данных, то можно предположить, что функции  $[\sigma_x]$ ,  $[\tau_y]$  связаны между собой уравнением эллипса, большей полуосью  $a$  которого является традиционное допускаемое нормальное напряжение  $[\sigma]$ , а меньшей полуосью  $b$  – традиционное допускаемое касательное напряжение  $[\tau]$ .

Переходя к полным напряжениям  $p$ , имеем условие прочности:

$$p \leq [p]; ([p] = \sqrt{\{[\sigma_x]^2 + [\tau_y]^2\}}) \quad (3)$$

Формула для допускаемых напряжений:

$$[p] = [\sigma] \sqrt{\{1/(1+(\tau_{xy}/\sigma_x)^2)([\sigma]/[\tau])^2 + 1/(([\sigma]/[\tau])^2 + (\sigma_x/\tau_{xy})^2)\}}. \quad (4)$$

Для конкретного случаев из выражений (3), (4) следуют известные условия прочности.

Для трёхмерного случая возможна аппроксимация поверхности допускаемых напряжений каноническим уравнением эллипсоида и сферы, но это не снимает остроты вопроса о необходимости эмпирических поверхностей.

Предлагаемая теория методологически корректна и при наличии более полных экспериментальных данных может быть с успехом использована в конкретных задачах расчета на прочность конструкций из нелинейно-упругих материалов.

## Именной указатель

Абгарян К.К.	165	Ващук Е.С.	136
Абрамова М.М.	36	Вербаховская Р.А.	174
Авдейчик С.В.	186	Вильде Г.	20
Авдюхина В.М.	132	Вирясова Н.Н.	90, 91
Аверков В.А.	212	Вихарев С.В.	178
Автаев В.В.	65	Власов Н.М.	126
Акимова О.В.	132	Внуков В.И.	197
Аксенов С.Н.	162	Воробьев С.В.	150
Акуличев А.Г.	193	Вострецова А.В.	137
Алиев М.А.	160	Выжанов Е.В.	212, 213
Альмухаметов Р.Ш.	120	Гаврилюк В.Г.	22
Альшиц В.И.	12	Герасимов К.Л.	118
Андреев В.А.	87, 106	Гёринг Э.	46
Андреева В.Д.	193	Гирсова Н.В.	182
Андриевский Р.А.	10	Гладковский С.В.	72
Андронов И.Н.	174	Глазков В.П.	133
Арсенкин А.М.	63	Глезер А.М.	8, 17, 20, 43, 66, 140
Афонина В.С.	67-69	Гнатюк-Данильчук Л.П.	128
Бабичева Р.И.	120	Головин Ю.И.	37
Бажанов Д.И.	164, 165	Гомозов Е.П.	122
Балейко А.В.	186	Горбацевич Г.Н.	188
Баранов Г.В.	89	Горбунов С.В.	150
Баретцки Б.	46	Горнакова А.С.	48
Батурин А.А.	182	Горностырев Ю.Н.	169
Белов В.Ю.	89	Готье М.	34
Белов Е.Г.	149	Грабовецкая Г.П.	56
Белозеров Е.В.	97	Графутин В.И.	172
Беломестных В.Н.	184	Григорьева Н.А.	40
Беляев С.П.	70	Гриднев А.В.	76
Беляков А.Н.	205, 215, 216	Гринберг Б.А.	28
Бланк В.Д.	21	Гришков В.Н.	182
Блантер М.С.	133	Громов В.Е.	112, 113, 135-150
Блинова Е.Н.	173	Грязнов А.С.	74
Богданов В.И.	39	Грязнов М.Ю.	92, 93
Божко С.И.	206	Гувалов А.А.	119
Болдин М.С.	90, 91	Гулютин А.В.	162
Большов Л.А.	39	Гуляева Е.М.	96
Бондарев А.Б.	106	Гундырев В.М.	62
Борисенко Д.Н.	206	Гусак А.М.	49
Борисенко Е.Б.	206	Гуськов А.П.	59
Борунова А.Б.	208	Данейко О.И.	40, 41
Босин М.Е.	122	Данильсон Ю.Н.	87
Браиловский В.	34	Даринская Е.В.	12
Бронз А.В.	107	Дементьев В.Б.	158
Будовских Е.А.	135-137, 148	Денисов А.А.	212-214
Бутусова Е.Н.	90, 91	Денисов В.Н.	21
Бутягин П.Ю.	207	Денисов К.И.	202
Ваганов П.А.	166	Дитенберг И.А.	202
Валиев Р.З.	36, 47	Дмитриевский А.А.	98
Ван К.В.	118	Добаткин С.В.	18, 49, 61
Варюхин В.Н.	19, 44	Дубинский С.М.	34
Василенко И.А.	65	Дудник Д.В.	117
Васильев Л.С.	170	Дудник Е.А.	117
Васкович З.А.	176	Дьяконов Д.Л.	45
Васюков В.М.	37	Дьяконова Н.Б.	45

Евстифеева В.В.	89	Ковалевская Т.А.	40, 41
Ершов В.И.	236	Коваленко В.В.	112-114
Ефимов О.Ю.	149	Коваленко Т.В.	168, 218, 219
Ефремова Н.Ю.	98	Козлов Э.В.	26,27, 114
Жапова Д.Ю.	182	Козлова Н.А.	90, 91
Жгилев И.Н.	61	Колдаева М.В.	12
Желтов М.А.	212-214	Коледов В.В.	66-71
Жуков А.Н.	94	Колесников Н.Н.	206
Забудченко О.В.	56	Колобов Ю.Р.	29
Загуляев Д.В.	147	Колосков В.М.	217
Замлер Е.Г.	123	Колупаева С.Н.	41
Заневский О.А.	219	Колчин А.А.	118
Занина А.П.	98	Конева Н.А.	26, 27
Захаров Д.И.	67, 68	Коновалов С.В.	138-149
Захожева М.И.	38	Коньчев Д.А.	89
Зголич М.В.	111	Копылов В.И.	92, 93,154
Зеленев В.М.	81	Коренков В.В.	37
Зельдович В.И.	61, 62	Корепанова В.С.	174
Зверькова И.И.	235	Коржов В.П.	195-197
Золотов А.Е.	212-214	Корзников А.В.	151, 152, 176
Иванов А.С.	127	Корзникова Г.Ф.	151, 152
Иванов К.В.	163	Корнеев А.А.	66
Иванов М.А.	28	Корнет Е.В.	138
Иванов Ю.Ф.	137-139,146-150	Коротницкий А.В.	32-34
Иванова Е.В.	180	Короткий А.И.	217
Ивахин М.П.	144	Корчагин М.А.	202
Ивахненко С.А.	168, 218, 219	Коршак В.Ф.	203
Иволгин В.И.	212	Косицына И.И.	97
Изотов А.Н.	11	Костерев В.Б.	149
Илюхина О.В.	172	Котков Д.Н.	89-91
Инаекян К.Э.	34	Кочергина Ю.А.	77
Иржак А.В.	67-69	Кравченко В.И.	186, 189
Исаенкова М.Г.	209, 210	Кравченко К.В.	187
Истомин-Касторский В.В.	70	Крапошин В.С.	134
Казанцева Л.П.	115	Красильников В.В.	35
Казаченок М.С.	125	Крейцберг А.Ю.	109
Кайбышев Р.О.	205	Кремнёв Л.С.	102
Калашников В.С.	67-69	Кретинина И.В.	85, 86
Калетин А.Ю.	23	Кривошеина М.Н.	51-53
Калетина Ю.В.	23	Круглов А.А.	24
Каминский П.П.	55	Крылова А.И.	129
Канафьева А.С.	115	Крымская О.А.	210
Каныгина О.Н.	99,100	Крюкова Л.М.	199-201
Капуткина Л.М.	107, 108	Кудина Е.Ф.	190
Карпий С.В.	137	Кудря А.В.	63, 64
Карпинский Д.Н.	73	Кузнецов М.С.	21
Карпов М.И.	196, 197	Кузнецов П.В.	175, 176
Карьев Л.Г.	77	Кулаева Н.А.	41
Кастеров А.М.	125	Кулеева А.Х.	99
Кашапов М.Р.	36	Кулькова С.Е.	164
Кашченко М.П.	177, 178	Куриная Р.И.	111
Кийко В.М.	118, 196	Курихина Т.В.	179
Киреева И.В.	83-87	Кустов А.И.	81, 82
Клевцов Г.В.	36	Кучеев Ю.О.	49
Клевцова Н.А.	36	Кучин Д.С.	66-68,70,71
Клепка А.Ю.	192	Лабзова Л.В.	155
Клиппенштейн А.Д.	173	Лазарев Д.А.	100

Лаушкин А.В. 133  
 Лебедев Г.А. 67  
 Левин И.С. 132  
 Левина А.В. 110  
 Лега П.В. 67-69  
 Лейчек П. 9  
 Леонов А.В. 131, 208  
 Лепешкин А.Р. 166, 167  
 Либман М.А. 173  
 Лиопо В.А. 186  
 Литвин В.С. 162  
 Литовченко И.Ю. 38  
 Логачев А.В. 131  
 Логачева А.И. 131  
 Ломаев И.Л. 169, 170  
 Лопатин Ю.Г. 89-93, 153, 154  
 Лотков А.И. 182, 182  
 Лубенец С.В. 11  
 Лысаковский В.В. 168, 218, 219  
 Лясоцкий И.В. 45  
 Мазилкин А.А. 46, 47, 49  
 Макалкина Е.А. 200, 201  
 Макаров С.В. 75  
 Максимкин О.П. 234  
 Макушев С.Ю. 173  
 Малашенко В.В. 180  
 Мальцева Л.А. 110  
 Мальцева Т.В. 110  
 Маркова Г.В. 155  
 Мартынов А.Н. 144  
 Матейченко П.В. 203  
 Махнева Т.М. 158  
 Маширов А.В. 67-69  
 Медведев М.Г. 107, 108  
 Медведева Н.И. 95  
 Мелехин Н.В. 92, 93  
 Менушенков А.П. 66, 71  
 Мерсон Д.Л. 123  
 Метлов Л.С. 42  
 Мигель И.А. 81, 82  
 Милюкина С.Н. 124  
 Мирзаев Д.А. 25  
 Миронова Л.И. 127  
 Михлик Д.В. 214  
 Мишин И.П. 56  
 Могутнов Б.М. 5  
 Могучева А.А. 216, 220  
 Мойсейчик Е.А. 101  
 Москвичева А.В. 89  
 Мудрецова С.Н. 208  
 Мулюков Х.Я. 120  
 Мурашкин М.Ю. 47  
 Муслов С.А. 106  
 Мутигуллин И.В. 164, 165  
 Мухаметрахимов М.Х. 222  
 Мышляев М.М. 42, 104, 154  
 Мясичева Г.Г. 172

Мясниченко В.С. 60, 116  
 Мятлев А.А. 46  
 Назарова С.З. 95  
 Найденкин Е.В. 163  
 Невский С.А. 143  
 Нечаев Е.П. 226  
 Нечаев Ю.С. 13, 14  
 Никифорова В.Н. 122  
 Новиков Г.В. 76  
 Новохатская Н.И. 118  
 Носова Г.И. 18  
 Нохрин А.В. 89-93  
 Нужный Г.А. 134  
 Овчинников Е.В. 187-189  
 Озерец Н.Н. 110  
 Окатов С.В. 169  
 Орлов В.И. 11  
 Орлов В.К. 133  
 Осинская Ю.В. 30  
 Осипьян Ю.А. 11  
 Осколкова Т.Н. 148  
 Остаповец А. 9  
 Пайдар В. 9  
 Паль-Валь П.П. 203  
 Панин А.В. 125  
 Панин В.Е. 4  
 Панкова М.Н. 10, 173  
 Панченко Е.Ю. 115, 204  
 Перлович Ю.А. 209, 210  
 Пермьякова И.Е. 17, 173  
 Петелин А.Л. 49  
 Петракова И.В. 175, 176  
 Петржик Е.А. 12  
 Петржик М.И. 34  
 Петров С.С. 30  
 Петрунин В.А. 142  
 Петухов Б.В. 105  
 Пидгорнюк А.М. 168  
 Пирожникова О.Э. 92, 93  
 Пискунов А.В. 154  
 Пихтин Н.А. 67-69  
 Плотников В.А. 74, 75  
 Плотникова М.Р. 8  
 Плужникова Т.Н. 77  
 Покоев А.В. 30, 31  
 Полетаев Г.М. 144  
 Поляков Л.Е. 37  
 Поляков С.Н. 21  
 Полянский А.М. 123  
 Полянский В.А. 123  
 Пономарева М.В. 141  
 Попов А.Ю. 192  
 Попов В.А. 39  
 Попова Н.А. 26  
 Портной В.К. 39, 131  
 Потеев А.И. 75  
 Правоторова Е.А. 224

Прекул А.Ф.	95	Степанова Е.Н.	56
Прозорова М.С.	35	Столбоушкина О.А.	139, 142, 146
Прокопьев Е.П.	172	Столяренко А.И.	226
Прокошкин С.Д.	34, 109, 129,	Столяров В.В.	103, 129, 221
Прокошкина В.Г.	107, 108	Столяров Р.А.	37
Протасова С.Г.	46, 47, 49	Страумал Б.Б.	46-49
Пушин В.Г.	67	Страумал П.Б.	46
Рабкин Е.И.	47	Стрелецкий А.Н.	207, 208
Ревкевич Г.П.	132	Струк А.В.	186
Рёснер Х.	20	Струк В.А.	186-188
Реснина Н.Н.	66, 70	Субботин Ю.Н.	217
Рогачёва А.И.	94	Сундеев Р.В.	43
Родин А.О.	49	Сурсаева В.Г.	50, 80
Родионов Д.П.	58	Сухочев П.Ю.	106
Романов Д.А.	135	Счастливец В.М.	23, 24
Рубаник В.В.	124	Сыромятникова А.С.	96
Рубаник В.В.мл.	124	Табачкова Н.Ю.	70
Русаков В.С.	235	Тагиров Д.В.	180
Русакова А.В.	234	Тарасов И.С.	67-69
Русаненко В.В.	173	Таций В.Ф.	94
Рыбин В.В.	28	Тверсков А.В.	83
Рыбников Ю.С.	224	Терентьев С.А.	21
Рыклина Е.П.	109	Терещенко Н.А.	24, 25
Рыскулов А.А.	189	Теслева Е.П.	184
Савельев Г.И.	172	Тимофеева Е.Е.	115, 204
Савотченко С.Е.	35	Тихонова М.С.	205
Сагарадзе В.В.	97	Тищенко А.И.	22
Садыхов Р.А.	162	Ткаченко Н.В.	203
Сазонова В.А.	58	Токий В.В.	44
Санарова О.Г.	176	Токий Н.В.	44
Санников С.В.	73	Толстун А.Н.	118
Саркисян С.О.	125	Третьяков И.А.	77
Сахаров Н.В.	92, 93, 153	Трифонов Н.В.	96
Свяжин А.Г.	107, 108	Тришкина Л.И.	27
Седых В.Д.	235	Троицкий О.А.	224
Семендеева О.В.	221	Трофимов В.В.	159, 193
Семенов М.Е.	41	Туч Е.В.	51-53
Серга М.А.	218, 219	Тюменцев А.Н.	38, 202
Сергеев В.П.	125	Тялин Ю.И.	156, 157
Сидоров Н.С.	11	Тялина В.А.	156, 157
Симонов В.Н.	179	Угурчиев У.Х.	129
Синица Н.В.	116	Урцев В.Н.	25
Ситников Н.Н.	66-71	Учеваткина Н.В.	221
Скворцов А.И.	121	Федоров В.А.	76, 77
Скородумов С.В.	65	Фёдорова И.Ф.	215
Слядников Е.Е.	54	Федоткин А.А.	129
Смирнова И.А.	206	Федотов В.Т.	20
Соколовская Э.А.	63, 65	Фесенюк М.В.	36
Соколовский П.В.	220	Филипьев Р.А.	141
Соменков В.А.	133	Филонов М.Р.	34
Сорокин В.Г.	189	Фоменко Л.С.	11
Спивак Л.В.	130	Фроленкова Л.Ю.	57
Старенченко В.А.	111	Фролова Н.Ю.	61
Старовацкая С.Н.	146	Фунтиков Ю.В.	172
Старостенков М.Д.	60, 116, 144	Хадеев Г.Е.	108
Стасюкевич Е.Н.	65	Хаймович П.А.	123
Степанов С.П.	90, 91	Хейфец А.Э.	61, 62

Хлебникова Ю.В.	58	Шуклинов А.В.	37, 213, 214
Хмелевская И.Ю.	129	Шурыгина Н.А.	17
Хомская И.В.	61	Эйсымонт Е.И.	186, 189
Хон Ю.А.	51-55	Эстрин Э.И.	7
Христов А.В.	223	Юрьев А.Б.	149
Цай К.В.	234	Яблокова Н.А.	159
Цаплина Е.М.	110	Ягер А.	9
Цветников А.К.	187	Яковлев Ю.А.	123
Целлермаер В.Я.	147	Яковлева И.Л.	24, 25
Чартаев Ч.Х.	160	Янушкевич Ж.Ч.	216
Чащина В.Г.	177, 178	Яшин А.В.	116
Чегуров М.К.	90, 91		
Челяпина О.И.	127		
Чеппе Т.	152		
Чепугов А.П.	168, 218, 219	Abrikosov I.	171
Чернавина А.А.	109	Appavou M-S.	162
Чернов В.М.	201	Barkaline V.V.	79
Черных Н.И.	217	Bazhanov D.	171
Черняева Е.В.	123	Breczko T.	78, 79
Четверикова А.Г.	99,100	Cesari E.	85, 86
Чиванов А.В.	76	Douhaya Ya.V.	79
Чинокалов В.Я.	149	Eriksson O.	171
Чорнобук С.В.	192	Gottstein L.S.	15
Чувильдеев В.Н.	88-93,153, 154	Hu Q.M.	171
Чумляков Ю.И.	83-87,115, 204	Ioffe A.	162
Шавров В.Г.	66-71	Isaev E.	171
Шалаева Е.В.	95	Isaeva L.	171
Шалимова А.В.	8, 43	Karaman I.	84-86
Шаповалов Ю.А.	203	Kisel V.P.	228-233
Шарапова В.А.	110	Kulkova S.	171
Шарипов И.З.	120	Lyskovski V.	78
Шведченко Д.О.	12	Maier H.J.	115
Шеда П.	9	Mamedov N.	78
Шелест В.В.	223	Muktepavela F.	80
Шеляков А.В.	20,66-71,130	Nelayev V.	78
Шехтман В.Ш.	16	Picornell C.	85, 86
Шибков А.А.	211-214	Pons J.	85, 86
Ширинов Т.М.	140	Shvindlerman L.S.	15
Шоркин В.С.	57	Terlych S.	183
Шорохов Е.В.	61	Zabels R.	80
Шугуров А.Р.	125	Zapolsky H.	6

## Содержание

	Стр.
Предисловие	3
Панин В.Е. (Томск) РАЗРУШЕНИЕ ТВЁРДЫХ ТЕЛ КАК МНОГОУРОВНЕВЫЙ НЕЛИНЕЙНЫЙ АВТОВОЛНОВОЙ ПРОЦЕСС ПОВОРОТНОГО ТИПА	4
Могутнов Б.М. (Москва) ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЙ ПОДХОД К УПРАВЛЕНИЮ ФАЗОВЫМИ ПРЕВРАЩЕНИ- ЯМИ В ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ В ПРОЦЕССЕ ИХ ПРОИЗВОДСТВА	5
Zapolsky H. (Rouen/France) FROM MESOSCOPIC TO ATOMISTIC MODELING OF PHASE TRANSFORMATIONS IN SOLID	6
Эстрин Э.И. (Москва) $\alpha$ - $\gamma$ ПРЕВРАЩЕНИЕ В СПЛАВАХ Fe-Ni	7
Глезер А.М. (Москва) ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ	8
Глезер А.М., Плотникова М.Р., Шалимова А.В. (Москва) ВЛИЯНИЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МАГНИТНЫЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ	8
Остаповец А, Пайдар В. (Прага/Чехия) АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ГРАНИЦ ДВОЙНИКОВ В 2Н СТРУКТУРЕ	9
Остаповец А., Шеда П., Ягер А., Лейчек П. (Прага/Чехия) МОДЕЛИРОВАНИЕ ВОЗНИКНОВЕНИЯ ТЕКСТУРЫ В МОНОКРИСТАЛЛЕ Mg В ПРОЦЕССЕ РКУП	9
Панкова М.Н. (Москва) Г.В.КУРДЮМОВ И ЕГО ШКОЛА	10
Андриевский Р.А. (Москва) НАНОСТЕКЛА И АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ – НЕКОТОРЫЕ НОВЫЕ ПОДХОДЫ	10
Лубенец С.В., Фоменко Л.С., Осипьян Ю.А., Орлов В.И., Сидоров Н.С., Изотов А.Н. (Харьков/Украина, Черногловка) ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МИКРОТВЕРДОСТИ МОНОКРИСТАЛЛОВ ФУЛЛЕРИТА C70	11
Альшиц В.И., Даринская Е.В., Колдаева М.В., Петржик Е.А., Шведченко Д.О. (Москва) РЕЗОНАНСНОЕ ВОЗБУЖДЕНИЕ ДВИЖЕНИЯ ДИСЛОКАЦИЙ В КРИСТАЛЛАХ NaCl В МАГНИТНОМ ПОЛЕ ЗЕМЛИ	12
Нечаев Ю.С. (Москва) О ЖИДКО-ПОДОБНОМ СТАЦИОНАРНОМ СОСТОЯНИИ ЧАСТИ ГРАНИЦ ЗЁРЕН В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ ПРИ ИНТЕНСИВНОМ ИЛИ СВЕХПЛАСТИЧ- НОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ	13
Нечаев Ю.С. (Москва) К ВОПРОСУ О МЕХАНИЗМАХ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В	14

УГЛЕРОДИСТЫХ И АЗОТИСТЫХ СТАЛЯХ	
Shvindlerman L.S., Gottstein L.S. (Черноголовка, Aachen/Germany)) THERMODYNAMICS AND KINETICS OF GRAIN BOUNDARIES AND GRAIN BOUNDARY JUNCTIONS AND THE STABILITY OF NANOCRYSTALLINE SYSTEMS	15
Шехтман В.Ш. (Черноголовка) РЕНТГЕНДИФРАКЦИОННЫЙ АНАЛИЗ СТРУКТУРНЫХ ПЕРЕХОДОВ В КРИСТАЛЛАХ С ОСОБЫМИ ФИЗИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ	16
Глезер А.М., Пермякова И.Е., Шурыгина Н.А. (Москва) МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ АМОРФНО–НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ	17
Носова Г.И. (Москва) ОБРАТИМЫЙ ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ $\gamma$ - МАР-ГАНЦА.	18
Добаткин С.В. (Москва) УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫЕ АЛЮМИНИЕВЫЕ СПЛАВЫ: СТРУКТУРА, СВОЙСТВА, ПРИМЕНЕНИЕ	18
Варюхин В.Н. (Донецк/Украина) ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРНОГО ФАКТОРА НА МАРТЕНСИТНЫЕ ПЕРЕХОДЫ В СПЛАВАХ Fe	19
Федотов В.Т., Шеляков А.В., Глезер А.М., Рёснер Х., Вильде Г. (Москва, Мюнстер/Германия) ИССЛЕДОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЛЕНТ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СПИНИНГОВАНИЯ РАСПЛАВА	20
Бланк В.Д., Терентьев С.А., Кузнецов М.С., Денисов В.Н., Поляков С.Н. (Троицк) ВЫРАЩИВАНИЕ ВЫСОКОЧИСТЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ АЛМАЗОВ. ИХ ПРИМЕНЕНИЕ В ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЙ ФИЗИКЕ И СОВРЕМЕННОЙ ТЕХНИКЕ.	21
Гаврилюк В.Г., Тищенко А.И. (Киев/Украина) НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЕ МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ И КРИОГЕННАЯ ОБРАБОТКА ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ	22
Счастливец В.М., Калетина Ю.В., Калетин А.Ю. (Екатеринбург) СТРУКТУРА И СВОЙСТВА КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ТЕРМО-МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ В БЕЙНИТНОЙ ОБЛАСТИ ТЕМПЕРАТУР.	23
Счастливец В.М., Яковлева И.Л., Терещенко Н.А., Круглов А.А. (Екатеринбург, Электросталь) ПРОЯВЛЕНИЕ ТЕПЛОЙ ХРУПКОСТИ В МАРТЕНСИТНОСТАРЕЮЩЕЙ СТАЛИ ТИПА ЭИ-832	24
Яковлева И.Л., Мирзаев Д.А., Терещенко Н.А., Урцев В.Н. (Екатеринбург, Челябинск, Магнитогорск) ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ РАСПАДА ПЕРЕСЫЩЕННОГО ТВЕРДОГО РАСТВОРА СИСТЕМЫ ЖЕЛЕЗО-МЕДЬ	25
Козлов Э.В., Попова Н.А., Конева Н.А. (Томск) ПОДОБИЕ РАЗМЕРНЫХ СООТНОШЕНИЙ В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛАХ МЕТАЛЛОВ И В СТАЛЯХ С ФРАГМЕНТИРОВАННОЙ СТРУКТУРОЙ	26

Конева Н.А., Тришкина Л.И., Козлов Э.В. (Томск) ГЕОМЕТРИЧЕСКИ НЕОБХОДИМЫЕ ДИСЛОКАЦИИ НА МЕЗОУРОВНЕ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ ГЦК МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	27
Гринберг Б.А., Иванов М.А., Рыбин В.В. (Екатеринбург, Киев/Украина, Санкт-Петербург) К ВОПРОСУ О ФРАГМЕНТАЦИИ, ВИХРЕОБРАЗОВАНИИ И РАСПЛАВЛЕНИИ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ	28
Колобов Ю.Р. (Белгород) ВЫСОКОПРОЧНЫЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ ТИТАНОВЫЕ БИОМА- ТЕРИАЛЫ: ПОЛУЧЕНИЕ, СВОЙСТВА, ПРИМЕНЕНИЕ	29
Осинская Ю.В., Петров С.С., Покоев А.В. (Самара) КОНЦЕНТРАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В СТАРЕЮЩИХ Cu-Be СПЛАВАХ	30
Покоев А.В. (Самара) К ВОЗМОЖНОСТИ ИЗУЧЕНИЯ РЕЛАКСАЦИИ ЗИНЕРА В СИСТЕМЕ ЖЕЛЕЗО- АЛЮМИНИЙ ПО ДИФфуЗИОННЫМ ДАННЫМ	31
Коротичкий А.В. (Москва) МЕТОДИКА ЭКСПРЕСС-ОЦЕНКИ ПАРАМЕТРОВ ФОРМОВОССТАНОВЛЕНИЯ В СПЛАВАХ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ	32
Коротичкий А.В. (Москва) ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ОЦЕНКА РЕСУРСА ОБРАТИМОЙ ДЕФОРМАЦИИ В МОНО- И ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ Ti-Ni	33
Прокошкин С.Д., Браиловский В., Готье М., Инаекян К.Э., Дубинский С.М., Коротичкий А.В., Петржик М.И., Филонов М.Р. (Москва, Montreal, Boucherville/Canada) СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ Ti-Nb-Ta, Zr МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ	34
Прозорова М.С., Красильников В.В., Савотченко С.Е. (Белгород) ЗАВИСИМОСТЬ СКОРОСТИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ ОТ НАПРЯЖЕНИЯ В ЛЕГИРОВАННЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВАХ	35
Клевцов Г.В., Валиев Р.З., Клевцова Н.А., Фесенюк М.В., Кашапов М.Р., Абрамова М.М. (Оренбург, Уфа) МИКРОМЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ И МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ПЛАСТИЧЕСКИХ ЗОНАХ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ С СУБМИКРОКРИСТАЛ- ЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ ПРИ КОМНАТНОЙ И НИЗКОЙ ТЕМПЕРАТУРАХ	36
Головин Ю.И., Васюков В.М., Коренков В.В., Столяров Р.А., Шуклинов А.В., Поляков Л.Е. (Тамбов) РАЗМЕРНЫЕ ЭФФЕКТЫ В ТВЕРДОСТИ Ni, Cu И Al	37
Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н., Захожева М.И. (Томск) МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ОСОБЕННОСТИ ФРАГМЕНТАЦИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ В УСЛОВИЯХ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ	38
Богданов В.И., Большов Л.А., Портной В.К., Попов В.А. (Вологда, Москва) ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ В Ni-C	39
Григорьева Н.А., Данейко О.И., Ковалевская Т.А. (Томск)	40

ДЕФОРМАЦИЯ ГЦК СПЛАВОВ, СОДЕРЖАЩИХ КОГЕРЕНТНЫЕ И НЕКОГЕРЕНТНЫЕ ЧАСТИЦЫ	
Ковалевская Т.А., Колупаева С.Н., Данейко О.И., Кулаева Н.А., Семенов М.Е. (Томск) ВЛИЯНИЕ МАСШТАБНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК УПРОЧНЯЮЩЕЙ ФАЗЫ НА ЭВОЛЮЦИЮ ДЕФЕКТНОЙ ПОДСИСТЕМЫ В ГЕТЕРОФАЗНЫХ МАТЕРИАЛАХ С ГЦК МАТРИЦЕЙ	41
Метлов Л.С., Мышляев М.М. (Донецк/Украина, Москва) КИНЕТИКА ИПД И СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ	42
Сундеев Р.В., Шалимова А.В., Глезер А.М. (Москва) ВЛИЯНИЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ С $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ РАЗНЫМ ИСХОДНЫМ СОСТОЯНИЕМ	43
Токий Н.В., Варюхин В.Н., Токий В.В. (Донецк/Украина) МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ГИДРОСТАТИЧЕСКИ СЖАТЫХ ГЕТЕРОФАЗНЫХ МОНОЛИТНЫХ И ПОРОШКОВЫХ НАНОСИСТЕМАХ	44
Лясоцкий И.В., Дьяконова Н.Б., Дьяконов Д.Л. (Москва) МЕТАСТАБИЛЬНЫЕ ТПУ ФАЗЫ И ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ МАССИВНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА	45
Страумал Б.Б., Мазилкин А.А., Протасова С.Г., Мятлев А.А., Страумал П.Б., Гёринг Э., Баретски Б. (Черноголовка, Москва, Stuttgart, Munster, Eggenstein-Leopoldshafen/Germany) ФЕРРОМАГНЕТИЗМ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ ОКСИДЕ ЦИНКА: «МАГНИТНАЯ ПЕНА» ИЗ ГРАНИЦ ЗЕРЕН	46
Страумал Б.Б., Рабкин Е.И., Протасова С.Г., Мазилкин А.А., Мурашкин М.Ю., Валиев Р.З (Черноголовка, Уфа, Haifa/Israel) ВЫЗВАННАЯ ДЕФОРМАЦИЕЙ АНОМАЛЬНАЯ ДИФфуЗИЯ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ МЕДИ	47
Горнакова А.С., Страумал Б.Б. (Черноголовка) ВЛИЯНИЕ ТРЕТЬЕГО КОМПОНЕНТА (Fe, Sn, Cu) НА ЗЕРНОГРАНИЧНОЕ ТВЕРДОФАЗНОЕ СМАЧИВАНИЕ В СПЛАВЕ Zr–2,5 масс.% Nb	48
Страумал Б.Б., Гусак А.М., Родин А.О., Петелин А.Л., Кучеев Ю.О., Протасова С.Г., Мазилкин А.А., Добаткин С.В. (Черноголовка, Москва, Черкассы/Украина) МОРФОЛОГИЯ ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ КАРБИДНЫХ ФАЗ ПРИ ПОЛНОМ И НЕПОЛНОМ ТВЕРДОФАЗНОМ СМАЧИВАНИИ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В СТАЛЯХ	49
Сурсаева В.Г. (Черноголовка) ДВИЖЕНИЕ ПЛОСКИХ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В Zn	50
Хон Ю.А., Кривошеина М.Н., Туч Е.В. (Томск) АНАЛИЗ ПРИМЕНЕНИЯ ИЗОТРОПНЫХ И АНИЗОТРОПНЫХ КРИТЕРИЕВ РАЗРУШЕНИЯ ДЛЯ МОДЕЛИРОВАНИЯ РАЗРУШЕНИЯ АНИЗОТРОПНЫХ МАТЕРИАЛОВ	51
Кривошеина М.Н., Туч Е.В., Хон Ю.А. (Томск) ПРИМЕНЕНИЕ КРИТЕРИЯ МИЗЕСА-ХИЛЛА ДЛЯ МОДЕЛИРОВАНИЯ ДИНАМИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ СИЛЬНО АНИЗОТРОПНЫХ МАТЕРИАЛОВ	52
Кривошеина М.Н., Туч Е.В., Хон Ю.А. (Томск) ВЛИЯНИЕ ПРЕДЕЛОВ ПЛАСТИЧНОСТИ ПРИ СДВИГЕ В АНИЗОТРОПНЫХ	53

МАТЕРИАЛАХ НА НДС ПРЕГРАДЫ, СОСТОЯЩЕЙ ИЗ ТАКИХ МАТЕРИАЛОВ	
Слядников Е.Е., Хон Ю.А. (Томск) МИКРОСКОПИЧЕСКАЯ ТЕОРИЯ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ДЕФОРМИРУЕМЫХ КРИСТАЛЛАХ	54
Каминский П.П., Хон Ю.А. (Томск) ЗАРОЖДЕНИЕ КОГЕРЕНТНЫХ СТРУКТУР В ДЕФОРМИРУЕМЫХ КРИСТАЛЛАХ	55
Грабовецкая Г.П., Степанова Е.Н., Мишин И.П., Забудченко О.В. (Томск) ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ВОДОРОДОМ НА ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ И РАЗВИТИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ В СПЛАВЕ Ti-6Al-4V.	56
Фроленкова Л. Ю., Шоркин В. С. (Орел) РАСЧЕТ ЭНЕРГИИ И СИЛЫ КОГЕЗИИ	57
Хлебникова Ю.В., Родионов Д.П., Сазонова В.А. (Екатеринбург) ПОЛИДОМЕННАЯ СТРУКТУРА ПСЕВДОМОНОКРИСТАЛЛА СПЛАВА Fe-40%Pt	58
Гуськов А. П. (Черноголовка) ВЛИЯНИЕ МЕЖФАЗНОЙ АДСОРБЦИИ НА УСТОЙЧИВОСТЬ МЕЖФАЗНОЙ ГРАНИЦЫ.	59
Мясниченко В.С., Старостенков М. Д. (Барнаул) ОБРАЗОВАНИЕ НАНОКЛАСТЕРОВ МЕДИ И ЗОЛОТА, СРАВНЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ МОДЕЛИРОВАНИЯ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПОТЕНЦИАЛА КЛЕРИ-РОЗАТО И ПОЛУЭМПИРИЧЕСКОГО ПОТЕНЦИАЛА МОРЗЕ	60
Зельдович В.И., Шорохов Е.В., Добаткин С.В., Фролова Н.Ю., Хейфец А.Э., Хомская И.В., Жгилев И.Н. (Екатеринбург, Снежинск) ВЫСОКОСКОРОСТНАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ТИТАНА ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ КАНАЛЬНО-УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ. СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА	61
Гундырев В.М., Зельдович В.И., Хейфец А.Э. (Екатеринбург) ОРИЕНТАЦИОННЫЕ СООТНОШЕНИЯ И МЕХАНИЗМ МАРТЕНСИТНОГО В2-В19' ПРЕВРАЩЕНИЯ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА	62
Кудря А.В., Соколовская Э.А., Арсенкин А.М. (Москва) ВЯЗКОЕ РАЗРУШЕНИЕ – ОСОБЕННОСТИ ПРОТЕКАНИЯ И МОРФОЛОГИЯ ИЗЛОМОВ	63
Кудря А.В. (Москва) ИЕРАРХИЯ СТРУКТУР В КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЯХ И ИХ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ПРИ РАЗРУШЕНИИ	64
Соколовская Э.А., Скородумов С.В., Василенко И.А., Стасюкевич Е.Н., Автаев В.В.(Москва) НАБЛЮДЕНИЕ РАЗНООБРАЗНЫХ СТРУКТУР КОМПЬЮТЕРИЗИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ	65
Шеляков А.В., Ситников Н.Н., Менушенков А.П., Реснина Н.Н., Глезер А.М., Корнеев А.А., Коледов В.В., Кучин Д.С., Шавров В.Г. (Москва, Санкт-Петербург) СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ДИНАМИЧЕСКИ КРИСТАЛЛИЗОВАННЫХ БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ СПЛАВОВ TiNiCu	66

<p>Коледов В.В., Афолина В.С., Захаров Д.И., Иржак А.В., Калашников В.С., Кучин Д.С., Лебедев Г.А., Лега П.В., Маширов А.В., Пихтин Н.А., Пушин В.Г., Ситников Н.Н., Тарасов И.С., Шеляков А.В., Шавров В.Г. (Москва)</p> <p>НОВЫЕ КОМПОЗИТНЫЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЙ В МИКРОМЕХАНИКЕ, ПРИБОРОСТРОЕНИИ, МЕДИЦИНЕ</p>	67
<p>Иржак А.В., Афолина В.С., Захаров Д.И., Калашников В.С., Коледов В.В., Кучин Д.С., Лега П.В., Маширов А.В., Пихтин Н.А., Ситников Н.Н., Тарасов И.С., Шеляков А.В., Шавров В.Г. (Москва)</p> <p>МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ УСТРОЙСТВА НА ОСНОВЕ КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ ДЛЯ ПРОСТРАНСТВЕННОГО МАНИПУЛИРОВАНИЯ МИКРО- И НАНООБЪЕКТАМИ</p>	68
<p>Маширов А.В., Афолина В.С., Иржак А.В., Калашников В.С., Коледов В.В., Лега П.В., Пихтин Н.А., Ситников Н.Н., Тарасов И.С., Шеляков А.В., Шавров В.Г. (Москва)</p> <p>ПРОЯВЛЕНИЕ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ В БЫСТРОЗАКАЛЕННОМ СПЛАВЕ Ti-Ni-Cu НА НАНОУРОВНЕ РАЗМЕРОВ ОБРАЗЦА</p>	69
<p>Беляев С. П., Реснина Н. Н., Истомина-Касторский В. В., Коледов В. В., Кучин Д. С., Ситников Н. Н., Табачкова Н. Ю., Шавров В. Г., Шеляков А. В. (Москва, Санкт-Петербург)</p> <p>СТРУКТУРА И СВОЙСТВА БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ ЛЕНТ СПЛАВА Ti<sub>2</sub>NiCu С РАЗЛИЧНОЙ ДОЛЕЙ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ ФАЗЫ</p>	70
<p>Ситников Н.Н., Шеляков А.В., Менушенков А.П., Коледов В.В., Кучин Д.С., Шавров В.Г. (Москва)</p> <p>ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ И ДИНАМИЧЕСКОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ НА МОРФОЛОГИЮ ПОВЕРХНОСТИ И ЭЛЕМЕНТНЫЙ СОСТАВ БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ СПЛАВОВ TiNiCu</p>	71
<p>Гладковский С.В. (Екатеринбург)</p> <p>ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ СОПРОТИВЛЕНИЯ РАЗРУШЕНИЮ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ Fe-Mn, Fe-Cr-Mn и Fe-Cr-Ni СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ</p>	72
<p>Карпинский Д.Н., Санников С.В. (Ростов-на-Дону)</p> <p>СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ЭВОЛЮЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ У ВЕРШИНЫ ТРЕЩИНЫ В КРИСТАЛЛЕ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ЕЕ ФОРМАХ</p>	73
<p>Плотников В.А., Грязнов А.С. (Барнаул)</p> <p>АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ И ДЕФОРМАЦИЯ ПРИ ТЕРМОУПРУГИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА.</p>	74
<p>Макаров С.В., Плотников В.А., Потекаев А.И. (Барнаул)</p> <p>ПРОЯВЛЕНИЕ НЕУСТОЙЧИВОСТИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ И АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ АЛЮМИНИЯ.</p>	75
<p>Новиков Г.В., Гриднев А.В., Чиванов А.В., Федоров В.А. (Тамбов)</p> <p>ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОГО ПОТОКА β – ЧАСТИЦ НА КРИСТАЛЛЫ LiF.</p>	76
<p>Кочергина Ю.А. , Федоров В.А., Плужникова Т.Н. , Карьев Л.Г. , Третьяков И.А. (Тамбов, Тюмень)</p> <p>СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ И СВОЙСТВА КРИСТАЛЛОВ, ЛЕГИРОВАННЫХ МЕТАЛЛАМИ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ТЕПЛОВЫХ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОЛЕЙ</p>	77

Breczko T., Lyskovski V., Mamedov N., Nelayev V. (Bialystok/ Poland, Minsk/Belarus, Baku/Azerbaijan) INFLUENCE OF STRAIN DEFORMATION ON THE ELECTRONIC PROPERTIES OF TiMeX <sub>2</sub> COMPOUNDS	78
Breczko T., Barkaline V.V., Douhaya Ya.V. (Bialystok/Poland, Minsk/Belarus) ELECTRONIC PROPERTIES OF HEUSLER Ni-Mn-Ga ALLOYS	79
Muktepavela F., Zabels R., Sursajeva V. (Рига/Латвия) DEFORMATION CHARACTERISTICS OBTAINED BY NANOINDENTATION ON SINGLE AND NANOCRYSTALLINE ZnO	80
Зеленев В.М., Кустов А.И., Мигель И.А. (Воронеж) РАСЧЁТ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ И ОЦЕНКА ПРЕДЕЛЬНОСТИ ИХ СОСТОЯНИЯ	81
Кустов А.И., Мигель И.А. (Воронеж) ВЫЯВЛЕНИЕ И ХАРАКТЕРИЗАЦИЯ ДЕФЕКТОВ ТВЕРДОТЕЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ С ПОМОЩЬЮ АКУСТИЧЕСКИХ ВОЛН	82
Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Тверсков А.В. (Томск) РАЗВИТИЕ $\gamma$ - $\epsilon$ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ ПОД НАГРУЗКОЙ В МОНОКРИСТАЛЛАХ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ПРИ НАВОДОРОЖИВАНИИ	83
Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Karaman I. (Томск, Palma de Mallorca/Spain, College Station TX 77843/USA) ТЕРМОУПРУГОЕ $\gamma$ - $\alpha'$ МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА FeNiCoAlTa	84
Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Кретинина И.В., Picornell C., Pons J., Cesari E., Karaman I. (Томск, Palma de Mallorca/Spain, College Station TX 77843/USA) ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ И СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ МЕТАМАГНИТНОГО СПЛАВА NiMnCoIn ПРИ СЖАТИИ	85
Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Кретинина И.В., Picornell C., Pons J., Cesari E., Karaman I. (Томск, Palma de Mallorca/Spain, College Station TX 77843/USA) ВЛИЯНИЕ ЧИСЛА ВАРИАНТОВ ДИСПЕРСНЫХ ЧАСТИЦ НА СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ФЕРРОМАГНИТНОГО СПЛАВА CoNiGa	86
Данильсон Ю.Н., Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Андреев В.А. (Томск, Москва) ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА ТЕРМИЧЕСКИЙ И МЕХАНИЧЕСКИЙ ГИСТЕРЕЗИСЫ В МОНО- И ПОЛИКРИСТАЛЛАХ НИКЕЛИДА ТИТАНА	87
Чувильдеев В.Н. (Н.Новгород) ОПИСАНИЕ ДИФФУЗИИ НА ЯЗЫКЕ «ПЛАВЛЕНИЯ». МЕХАНИЗМЫ САМО- И ГЕТЕРОДИФФУЗИИ В ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН И В КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКЕ	88
Москвичева А.В., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Котков Д.Н., Баранов Г.В., Лопатин Ю.Г., Белов В.Ю., Коньчев Д.А., Евстифеева В.В. ((Н.Новгород, Саров) СВЕРХПРОЧНЫЕ НАНО- И УЛЬТРАДИСПЕРСНЫЕ ВОЛЬФРАМОВЫЕ ПСЕВДОСПАВЫ W-Ni-Fe и W-Cu, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДАМИ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ МЕХАНОАКТИВАЦИИ И ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ	89
Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Болдин М.С., Лопатин Ю.Г., Степанов С.П., Чегуров	90

М.К., Котков Д.Н., Козлова Н.А., Бутусова Е.Н., Вирясова Н.Н. (Н.Новгород) ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ЗАРОЖДЕНИЯ ТРЕЩИН КОРРОЗИОННОГО РАСТРЕСКИВАНИЯ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ В МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ	
Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Бутусова Е.Н., Болдин М.С., Вирясова Н.Н., Лопатин Ю.Г., Степанов С.П., Чегуров М.К., Котков Д.Н., Козлова Н.А. (Н.Новгород) ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ ЗАРОЖДЕНИЯ И РОСТА ТРЕЩИН КОРРОЗИОННОЙ УСТАЛОСТИ В МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ	91
Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Пирожникова О.Э., Грязнов М.Ю., Лопатин Ю.Г., Пирожникова О.Э., Мелехин Н.В., Сахаров Н.В. (Н.Новгород, Минск/Беларусь) УСЛОВИЯ ПРИМЕНИМОСТИ СООТНОШЕНИЯ ХОЛЛА-ПЕТЧА ДЛЯ НАНО- И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ	92
Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Пирожникова О.Э., Грязнов М.Ю., Лопатин Ю.Г., Мелехин Н.В., Сахаров Н.В. (Н.Новгород, Минск/Беларусь) ЭФФЕКТ УСКОРЕНИЯ ЗЕРНОГРАНИЧНОЙ ДИФфуЗИИ ПРИ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ И СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ НАНО- И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ	93
Жуков А.Н., Рогачёва А.И., Таций В.Ф. (Черноголовка) ОСОБЕННОСТИ ОБРАТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ ФАЗЫ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ НИТРИДА КРЕМНИЯ $\gamma$ -Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> В ФАЗЫ АТМОСФЕРНОГО ДАВЛЕНИЯ	94
Шалаева Е.В., Прекул А.Ф., Медведева Н.И., Назарова С.З. (Екатеринбург) ОБРАЗОВАНИЕ ПЛОСКИХ ДЕФЕКТОВ ИКОСАЭДРИЧЕСКОЙ ФАЗЫ ПРИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В КВАЗИКРИСТАЛЛООБРАЗУЮЩИХ СПЛАВАХ Al-Cu-Fe	95
Сыромятникова А.С., Трифонов Н.В., Гуляева Е.М. (Якутск) ДЕГРАДАЦИЯ СВОЙСТВ МЕТАЛЛА ТРУБ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ В УСЛОВИЯХ НИЗКИХ КЛИМАТИЧЕСКИХ ТЕМПЕРАТУР В СОСТАВЕ МАГИСТРАЛЬНЫХ ГАЗОПРОВОДОВ	96
Косицына И.И., Сагарадзе В.В., Белозеров Е.В. (Екатеринбург) ВЛИЯНИЕ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В АУСТЕНИТНЫХ МАРГАНЦЕВЫХ СТАЛЯХ С КАРБИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ	97
Дмитриевский А.А., Ефремова Н.Ю., Занина А.П. (Тамбов) РОЛЬ СКОРОСТНОГО ФАКТОРА ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ В ПРОЦЕССЕ ТРЕЩИНООБРАЗОВАНИЯ В ОБЛУЧЕННЫХ БЕТА-ЧАСТИЦАМИ МОНОКРИСТАЛЛАХ КРЕМНИЯ	98
Четверикова А.Г., Каныгина О.Н., Кулеева А.Х. (Оренбург) СПЕКАНИЕ КРЕМНЕЗЕМИСТОЙ КЕРАМИКИ С ВЫСОКОЙ (ОБЪЕМНОЙ) ПОРИСТОСТЬЮ	99
Каныгина О.Н., Четверикова А.Г., Лазарев Д.А. (Оренбург) КИНЕТИКА СПЕКАНИЯ КОМПОЗИЦИОННОГО КЕРАМИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА СИСТЕМЫ КРЕМНЕЗЕМИСТАЯ МАССА+SiC	100
Мойсейчик Е.А. (Минск/Беларусь) ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЕ УГЛЕРОДА ПРИ ХОЛОДНОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ	101

НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ ФЕРРИТОПЕРЛИТНОЙ СТАЛИ	
Кремнёв Л.С. (Москва) НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫЙ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫЙ МАРТЕНСИТ ТЕПЛОСТОЙКИХ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ	102
Столяров В.В. (Москва) РОЛЬ ВНЕШНИХ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ В СИЛЬНОДЕФОРМИ- РОВАННЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ	103
Мышляев М.М. (Москва) ДИСЛОКАЦИОННАЯ МОДЕЛЬ СТАЦИОНАРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ТЕЛ И ЕЁ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ПРОВЕРКА	104
Петухов Б.В. (Москва) УПРОЧНЕНИЕ КРИСТАЛЛОВ ПОСРЕДСТВОМ ИММОБИЛИЗАЦИИ ДИСЛОКАЦИЙ ПОДВИЖНЫМИ ПРИМЕСЯМИ	105
Муслов С.А., Андреев В.В., Бондарев А.Б., Сухочев П.Ю. (Москва) ПАТЕНТЫ НА СЭ СПЛАВЫ С ПФ	106
Капуткина Л.М., Свяжин А.Г., Прокошкина В.Г., Медведев М.Г., Бронз А.В. (Москва) ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ УПРОЧНЕНИЯ СТАРЕЮЩИХ КОМПЛЕКСНО ЛЕГИРОВАННЫХ АЗОТСОДЕРЖАЩИХ СТАЛЕЙ	107
Капуткина Л.М., Свяжин А.Г., Прокошкина В.Г., Медведев М.Г., Хадеев Г.Е. (Москва) ОСОБЕННОСТИ СТРОЕНИЯ И СВОЙСТВА МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ АЗОТОМ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ, ЗАКАЛИВАЕМЫХ НА МАРТЕНСИТ.	108
Рыклина Е.П., Прокошкин С.Д., Крейцберг А.Ю., Чернавина А.А. (Москва) РЕАЛИЗАЦИЯ АНОМАЛЬНО ВЫСОКОЙ ОБРАТИМОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВАХ Ti-Ni С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ	109
Мальцева Л.А., Шарапова В.А., Мальцева Т.В., Озерец Н.Н., Левина А.В., Цаплина Е.М. (Екатеринбург) ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ СТАРЕНИЯ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ НА Fe-Cr-Ni ОСНОВЕ	110
Куриная Р.И., Зголич М.В., Старенченко В.А. (Томск) РАСЧЕТ ПРОЧНОСТИ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СОЕДИНЕНИЙ РАЗЛИЧНЫХ ТИПОВ В ГЦК. СТРУКТУРЕ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ПРИЛОЖЕННОГО НАПРЯЖЕНИЯ	111
Коваленко В.В., Громов В.Е. (Новокузнецк) РОЛЬ ТОКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ В ФОРМИРОВАНИИ ГРАДИЕНТОВ ПАРАМЕТРОВ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ	112
Коваленко В.В., Громов В.Е. (Новокузнецк) СУБМИКРО-НАНОМАСШТАБНЫЙ УРОВЕНЬ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРНО- ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ	113
Козлов Э.В., Коваленко В.В. (Томск, Новокузнецк) ПРИМЕНЕНИЕ КЛАССИФИКАЦИИ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУР К СТАЛИ ПОСЛЕ ВНЕШНЕГО ЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ	114
Панченко Е.Ю., Тимофеева Е.Е., Чумляков Ю.И., Казанцева Л.П., Канафьева А.С., Maier H.J. (Томск, Paderborn/Germany) ЗАКОНОМЕРНОСТИ ТЕРМОУПРУГИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В	115

ВЫСОКОПРОЧНЫХ [001]- МОНОКРИСТАЛЛАХ NiFeGaCo	
Старостенков М.Д., Сеница Н.В., Яшин А.В., Мясниченко В.С. (Барнаул) СТРУКТУРНО-ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В НАНОВОЛОКНАХ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Ni <sub>3</sub> Al С ВНЕДРЕННЫМИ ОДИНОЧНЫМИ ПЛАНАРНЫМИ ДЕФЕКТАМИ В ПРОЦЕССЕ ДЕФОРМАЦИИ РАСТЯЖЕНИЯ	116
Дудник Е.А., Дудник Д.В. (Рубцовск) АТОМНЫЕ МЕХАНИЗМЫ ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА ТИПА ПОРЯДОК-БЕСПОРЯДОК В БИНАРНЫХ СПЛАВАХ	117
Ван К.В., Герасимов К.Л., Кийко В.М., Колчин А.А., Новохатская Н.И., Толстун А.Н. (Черноголовка) КОМПОЗИТЫ УГЛЕРОДНЫЕ НАНОТРУБКИ - КЕРАМИЧЕСКАЯ МАТРИЦА: ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА, ПРОЧНОСТЬ.	118
Гувалов А.А. (Баку/Азербайджан) УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ЦЕМЕНТНЫХ СИСТЕМ С ПРИМЕНЕНИЕМ МОДИФИКАТОРОВ	119
Бабичева Р.И., Шарипов И.З., Альмухаметов Р.Ш., Мулюков Х.Я. (Уфа) О ВОПРОСЕ СТАБИЛЬНОСТИ ВЕЛИЧИНЫ ДИЛАТАЦИОННОГО СКАЧКА ПРИ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДАХ В ДЕФОРМИРОВАННОМ СПЛАВЕ Ti -49,8% Ni	120
Скворцов А.И. (Киров) ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДЕМПФИРУЮЩИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ ЖЕЛЕЗА	121
Никифоренко В.Н., Босин М.Е., Гомозов Е.П. (Харьков/Украина) О ПРИРОДЕ СВЯЗИ СТРУКТУРНОЙ НЕУСТОЙЧИВОСТИ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ ТВЕРДОГО ТЕЛА	122
Черняева Е.В., Хаймович П.А., Полянский А.М., Полянский В.А., Мерсон Д.Л., Замлер Е.Г., Яковлев Ю.А. (Санкт-Петербург, Тольятти, Харьков/Украина) ВОДОРОД И АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ ТЕХНИЧЕСКОГО ТИТАНА VT1-0 ПОСЛЕ БАРОКРИОДЕФОРМИРОВАНИЯ	123
Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Милюкина С.Н. (Витебск/Беларусь) ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В СПЛАВАХ TiNi	124
Саркисян С.О. (Гюмри/Армения) НЕКОТОРЫЕ ЗАДАЧИ О ПРОЧНОСТИ МИКРОПОЛЯРНЫХ УПРУГИХ ТОНКИХ БАЛОК	125
Панин А.В., Казаченок М.С., Шугуров А.Р., Кастеров А.М., Сергеев В.П. (Томск) ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ SiAlN	125
Власов Н.М. (Подольск) ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ОКРЕСТНОСТИ СТЕРЕОДИСКЛИНАЦИИ	126
Иванов А.С., Миронова Л.И., Челябинина О.И. (Подольск) ВНУТРЕННИЕ НАПРЯЖЕНИЯ ПРИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ	127
Гнатюк-Данильчук Л.П. (Москва) МОРФОЛОГИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТЕЙ МАРТЕНСИТНОГО ХАРАКТЕРА ОБРАЗЦОВ ВТСП КЕРАМИК, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ВТОРИЧНОГО ОТЖИГА НАНОШИХТЫ В СРЕДЕ КИСЛОРОДА.	128

Хмелевская И.Ю., Прокошкин С.Д., Столяров В.В., Угурчиев У.Х., Федоткин А.А., Крылова А.И. (Москва) ХАРАКТЕРИСТИКИ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ФОРМЫ СПЛАВА Ti-50.7%Ni ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ С ПРЕДЕЛЬНО ВЫСОКИМИ СТЕПЕНЯМИ.	129
Спивак Л.В., Шеляков А.В. (Пермь) ТЕПЛОВЫЕ ЭФФЕКТЫ ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ПРИ НАГРЕВЕ СОДЕРЖАЩИХ ВОДОРОД АМОРФНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ TiNiCuHf	130
Портной В.К., Леонов А.В., Логачева А. И., Логачев А. В. (Москва, Королев) ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ СПЛАВЫ С НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИМИ ЭЛЕМЕНТАМИ СУБСТРУКТУРЫ ПОСЛЕ МЕХАНОСИНТЕЗА И КОМПАКТИРОВАНИЯ	131
Авдюхина В.М., Акимова О.В., Левин И.С., Ревкевич Г.П. (Москва) ВЛИЯНИЕ ГИДРИРОВАНИЯ НА ПОДВИЖНОСТЬ АТОМОВ ИНДИЯ В ФОЛЬГАХ СПЛАВА Pd-In-Ru	132
Блантер М.С., Глазков В.П., Лаушкин А.В., Орлов В.К., Соменков В.А. (Москва) ИССЛЕДОВАНИЕ ДЛИТЕЛЬНОГО САМООБЛУЧЕНИЯ СПЛАВА $\delta$ -Pu <sup>242</sup> -Ga	133
Крапошин В.С., Нужный Г.А. (Москва) МАРТЕНСИТНОЕ И ПЕРЛИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛЯХ ПО МЕХАНИЗМУ НЕДЕФОРМАЦИОННОГО ДВОЙНИКОВАНИЯ	134
Романов Д.А., Будовских Е.А., Громов В.Е. (Новокузнецк) ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МОЛИБДЕН-МЕДЬ ПОКРЫТИЙ	135
Ващук Е.С., Будовских Е.А., Громов В.Е. (Новокузнецк) РАСПРЕДЕЛЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ ПО ГЛУБИНЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СТАЛИ 45 ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО БОРОМЕДНЕНИЯ	136
Вострецова А.В., Карпий С.В., Иванов Ю.Ф., Будовских Е.А., Громов В.Е. (Новокузнецк) ФОРМИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ ПОВЕРХНОСТИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО БОРОАЛИТИРОВАНИЯ СТАЛИ 45 И ТЕХНИЧЕСКОГО ТИТАНА	137
Иванов Ю.Ф., Корнет Е.В., Коновалов С.В., Громов В.Е. (Новокузнецк, Томск) МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ НАПРЯЖЕНИЯ ТЕЧЕНИЯ ЗАКАЛЕННОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ	138
Столбоушкина О.А., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. (Новокузнецк, Томск) ФОРМИРОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ ПРИ ПОЛЗУЧЕСТИ АЛЮМИНИЯ В УСЛОВИЯХ ПРИЛОЖЕННОГО ПОТЕНЦИАЛА	139
Ширинов Т.М., Глезер А.М., Громов В.Е., Коновалов С.В. (Новокузнецк, Москва) СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ FeCo	140
Филиппев Р.А., Коновалов С.В., Пономарева М.В., Громов В.Е. (Новокузнецк) ОТНОСИТЕЛЬНОЕ ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ ВОЛЬФРАМА ПРИ ИЗМЕНЕНИИ ЗАРЯДА НА ПОВЕРХНОСТИ	141
Петрунин В.А., Коновалов С.В., Столбоушкина О.А., Громов В.Е. (Новокузнецк) ДЕЙСТВИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОТЕНЦИАЛА НА ПРОЦЕСС	142

УСТАНОВИВШЕЙСЯ ПОЛЗУЧЕСТИ АЛЮМИНИЯ И ДИСЛОКАЦИОННЫЕ СУБСТРУКТУРЫ	
Невский С.А., Коновалов С.В., Громов В.Е. (Новокузнецк) РОЛЬ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОТЕНЦИАЛА В ИЗМЕНЕНИИ СКОРОСТИ РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ АЛЮМИНИЯ	143
Мартынов А.Н., Полетаев Г.М., Ивахин М.П., Старостенков М.Д., Громов В.Е. (Новокузнецк, Барнаул) ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ВБЛИЗИ СИММЕТРИЧНЫХ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НАКЛОНА <111> И <100> В Ni3Al	144
Старовацкая С.Н., Столбоушкина О.А., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. (Новокузнецк, Томск) ПРИМЕНЕНИЕ ФРАКТАЛЬНОГО АНАЛИЗА ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ АЛЮМИНИЯ ПРИ ПОЛЗУЧЕСТИ	146
Коновалов С.В., Загуляев Д.В., Иванов Ю.Ф., Целлермаер В.Я., Громов В.Е. (Новокузнецк, Томск) ФОРМИРОВАНИЕ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ В АЛЮМИНИИ ПРИ ПОЛЗУЧЕСТИ ВО ВНЕШНЕМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ	147
Осколкова Т.Н., Будовских Е.А. (Новокузнецк) НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ WC-Co ТВЕРДОГО СПЛАВА ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ.	148
Костерев В.Б., Белов Е.Г., Ефимов О.Ю., Юрьев А.Б., Чинокалов В.Я., Иванов Ю.Ф., Коновалов С.В., Громов В.Е. (Новокузнецк, Томск) ИЗМЕНЕНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА ПОСЛЕ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ И ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМ КОНТАКТНОМ ИЗНАШИВАНИИ	149
Горбунов С.В., Воробьев С.В., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. (Новокузнецк, Томск) ИЗМЕНЕНИЕ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ СТАЛИ 08X18N10T ПРИ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ	150
Корзников А.В., Корзникова Г.Ф. (Уфа) ПОЛУЧЕНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В МАГНИТОТВЕРДЫХ СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Fe-Cr-Co	151
Корзникова Г.Ф., Чеппе Т., Корзников А.В. (Уфа, Краков/Польша) СТРУКТУРА И СВОЙСТВА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Ni, КОНСОЛИДИРОВАННЫХ КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ	152
Сахаров Н.В., Лопатин Ю.Г., Чувильдеев В.Н. (Н.Новгород) ИССЛЕДОВАНИЕ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ В АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ АМГ-6 И АМГ-2, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РАВНОКАНАЛЬНО-УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ	153
Пискунов А.В., Чувильдеев В.Н., Лопатин Ю.Г., Мышляев М.М., Копылов В.И. (Н.Новгород) ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ РОСТА ЗЕРЕН ПРИ ОТЖИГЕ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1420	154
Маркова Г.В., Лабзова Л.В. (Тула) ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Fe-Mn-Si С ОБРАТИМЫМ	155

МАРТЕНСИТНЫМ ПРЕВРАЩЕНИЕМ	
Тялин Ю.И., Тялина В.А. (Тамбов) ОБРАТИМАЯ ПЛАСТИЧНОСТЬ И ЗАЛЕЧИВАНИЕ ТРЕЩИН В КРИСТАЛЛАХ	156
Тялин Ю.И., Тялина В.А. (Тамбов) ЭЛЕКТРИЧЕСКОЕ ПОЛЕ ДВОЙНИКОВОЙ ГРАНИЦЫ В КРИСТАЛЛАХ С ЗАРЯЖЕННЫМИ ДИСЛОКАЦИЯМИ	157
Махнева Т.М., Дементьев В.Б. (Ижевск) ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛЯХ С НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ ПРИ ЗАКАЛКЕ В ЗАМКНУТОМ ОБЪЕМЕ (ЗО)	158
Яблокова Н.А., Трофимов В.В. (Санкт-Петербург) АНАЛИЗ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ ЛОПАТОК ГТД	159
Алиев М.А. Чартаев Ч.Х. (Махачкала) ВЛИЯНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ПРИМЕСЬ-ДИСЛОКАЦИОННОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ.	160
Садыков Р.А., Литвин В.С., Гулютин А.В., Аксенов С.Н., Arravou M-S., Ioffe A.. (Москва, Julich/Germany) ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТОДОМ МАЛОУГЛОВОГО РАССЕЯНИЯ НЕЙТРОНОВ ВЛИЯНИЯ НАДАТОМНОЙ СТРУКТУРЫ СПЛАВА 40ХНЮ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА.	162
Найденкин Е.В., Иванов К.В. (Томск) ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ И МЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ АЛЮМИНИЯ И АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1420 С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ	163
Мутигуллин И.В., Бажанов Д.И., Кулькова С.Е. (Москва, Томск) ИССЛЕДОВАНИЕ ЭЛЕКТРОННЫХ И СТРУКТУРНЫХ СВОЙСТВ ПЛЕНОК КАРБИДОВ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ВЕЛИЧИНЫ УПРУГИХ ДЕФОРМАЦИЙ	164
Мутигуллин И.В., Абгарян К.К., Бажанов Д.И. (Москва) ВЛИЯНИЕ УПРУГИХ ДЕФОРМАЦИЙ НА ЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА НИТРИДОВ ИНДИЯ И ГАЛЛИЯ	165
Лепешкин А.Р., Ваганов П.А. (Москва) ОСОБЕННОСТИ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ КРИСТАЛЛИТНОГО КЕРАМИЧЕСКОГО ТЕПЛОЗАЩИТНОГО ПОКРЫТИЯ ЛОПАТКИ ТУРБИНЫ ГТД В УСЛОВИЯХ ВОЗДЕЙСТВИЯ ЦЕНТРОБЕЖНЫХ СИЛ	166
Лепешкин А.Р. (Москва) МЕТОДИКА МОДЕЛИРОВАНИЯ ИНДУКЦИОННОЙ ЗАКАЛКИ СТАЛЬНОЙ ДЕТАЛИ С УЧЕТОМ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ	167
Чепугов А. П., Ивахненко С. А., Лысаковский В. В., Коваленко Т. В., Пидгорнюк А. М. (Киев/Украина) МОРФОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ АЛМАЗОВ ТИПА ІІВ, ПОЛУЧЕННЫХ В СИСТЕМЕ Fe-Co-Zr-B-C	168
Ломаев И.Л., Окатов С.В., Горностырев Ю.Н. (Екатеринбург) О ВОЗМОЖНОЙ ПРИРОДЕ АНОМАЛЬНО ВЫСОКОЙ ПОДВИЖНОСТИ СЕРЫ В	169

ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛАХ	
Васильев Л.С., Ломаев И.Л. (Ижевск, Екатеринбург) ОСОБЕННОСТИ ДИФФУЗИОННОГО МАССОПЕРЕНОСА ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	170
Isaeva L., Bazhanov D., Isaev E., Kulkova S., Hu Q.M., Abrikosov I., Eriksson O. (Москва, Томск, Uppsala/ Sweden, Shenyang/China). AB INITIO STUDY OF PHONONS IN SHAPE MEMORY HEUSLER ALLOYS	171
Графутин В.И., Илюхина О.В., Мясничева Г.Г., Прокопьев Е.П., Савельев Г.И., Фунтиков Ю.В. (Москва) ИССЛЕДОВАНИЯ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ МЕТОДАМИ ПОЗИТРОННОЙ АННИГИЛЯЦИОННОЙ СПЕКТРОСКОПИИ	172
Русаненко В.В., Либман М.А., Панкова М.Н., Блинова Е.Н. Клиппенштейн А.Д., С.Ю. Макушев, И.Е. Пермякова (Москва) СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ С МАРТЕНСИТНЫМ И ДИФФУЗИОННЫМ ФАЗОВЫМ ПРЕВРАЩЕНИЕМ	173
Андронов И.Н., Вербаховская Р.А., Корепанова В.С. (Ухта) ЗАВИСИМОСТЬ УГЛОВЫХ ДЕФОРМАЦИЙ ОТ ХАРАКТЕРИСТИЧЕСКИХ ТЕМПЕРАТУР МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ	174
Кузнецов П.В., Петракова И.В. (Томск) НЕСТАБИЛЬНОСТЬ ГРИНФЕЛЬДА КАК ДОПОЛНИТЕЛЬНЫЙ КАНАЛ СНИЖЕНИЯ УПРУГОЙ ЭНЕРГИИ КРИСТАЛЛОВ АЛЮМИНИЯ ПРИ ИХ ЦИКЛИЧЕСКОМ РАСТЯЖЕНИИ ВЫШЕ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ	175
Кузнецов П.В., Васкович З.А., Петракова И.В., Санарова О.Г., Корзников А.В. (Томск, Уфа) СТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ХАРАКТЕР ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ АКТИВНОМ РАСТЯЖЕНИИ СМК НИКЕЛЯ ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ОТЖИГА ПРИ РАЗЛИЧНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ	176
Кащенко М.П., Чащина В.Г. (Екатеринбург) МЕХАНИЗМ ВЛИЯНИЯ СИЛЬНОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ТЕМПЕРАТУРУ $M_s$ И КРИТИЧЕСКИЙ, ДЛЯ ПРОТЕКАНИЯ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ, РАЗМЕР ЗЕРНА АУСТЕНИТА	177
Кащенко М.П., Чащина В.Г., Вихарев С.В. (Екатеринбург) ОПИСАНИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ МАРТЕНСИТНЫХ КРИСТАЛЛОВ В РАМКАХ КОНЦЕПЦИИ УПРАВЛЯЮЩЕГО ВОЛНОВОГО ПРОЦЕССА	178
Симонов В.Н., Курихина Т.В. (Москва) МОДЕЛЬ РАСЧЕТА ЭВОЛЮЦИИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В НЕРАВНОВЕСНОМ СОСТОЯНИИ	179
Малашенко В.В. (Донецк/Украина) СПЕЦИФИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ДИНАМИКИ ДИСЛОКАЦИЙ В КРИСТАЛЛАХ, СОДЕРЖАЩИХ ДЕФЕКТЫ РАЗЛИЧНОЙ РАЗМЕРНОСТИ	180
Иванова Е. В., Тагиров Д. В. (Белгород) УСТАЛОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СИЛУМИНА АК7Ч ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ ЖГИП	180
Лотков А.И., Батурин А.А., Гришков В.Н. (Томск) ЭЛЕКТРОННАЯ СТРУКТУРА И СТРУКТУРНАЯ НЕУСТОЙЧИВОСТЬ В СПЛАВАХ	182

НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА.	
Лотков А.И., Гришков В.Н., Батурин А.А., Гирсова Н.В., Жапова Д.Ю. (Томск) МЕХАНИЗМЫ ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ ЗЁРЕННОЙ СТРУКТУРЫ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА НА РАННИХ СТАДИЯХ ИПД.	182
Terlych S. (Kherson) ECONOMIC SUBSTANTIATION OF IMPROVEMENT OF INSTALLATION OF CABINS FOR NON-SELFPROPELLED COURTS	183
Беломестных В.Н., Теслева Е.П. (Юрга) НЕОБЫЧНАЯ МЕХАНИКА МАТЕРИАЛОВ В СОСТОЯНИИ С ПРОМЕЖУТОЧНОЙ ВАЛЕНТНОСТЬЮ	184
Балейко А.В., Струк А.В., Эйсымонт Е.И., Кравченко В.И. (Гродно/Беларусь) ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ МОДИФИЦИРОВАННЫХ ТЕРМОПЛАСТОВ ДЛЯ КАРДАННЫХ ВАЛОВ ПОВЫШЕННОЙ НАДЕЖНОСТИ	186
Лиопо В.А., Авдейчик С.В., Струк В.А., Кравченко В.И. (Гродно/Беларусь) НИЗКОРАЗМЕРНЫЕ МОДИФИКАТОРЫ МАШИНОСТРОИТЕЛЬНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИМЕРНЫХ МАТРИЦ	186
Овчинников Е.В., Цветников А.К., Струк В.А., Кравченко К.В. (Гродно/Беларусь) ФТОРСОДЕРЖАЩИЕ ИНГИБИТОРЫ ИЗНАШИВАНИЯ ДЛЯ ТРИБОСИСТЕМ ПОВЫШЕННОЙ НАДЕЖНОСТИ	187
Овчинников Е.В., Горбачевич Г.Н., Струк В.А (Гродно/Беларусь) ВЫСОКОПРОЧНЫЕ ФТОРКОМПОЗИТЫ ДЛЯ ГЕРМЕТИЗИРУЮЩИХ СТАТИЧЕСКИХ И ДИНАМИЧЕСКИХ СИСТЕМ	188
Рыскулов А.А., Эйсымонт Е.И., Кравченко В.И., Овчинников Е.В. (Гродно/Беларусь) НАНОКОМПОЗИЦИОННЫЕ СМАЗОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ УЗЛОВ ТРЕНИЯ АВТОТРАКТОРНОЙ ТЕХНИКИ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ	189
Сорокин В.Г., Эйсымонт Е.И., Кравченко В.И., Овчинников Е.В. (Гродно/Беларусь) ЛАЗЕРНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ МОДИФИЦИРОВАНИЯ ДЕТАЛЕЙ ТРИБОСИСТЕМ АВТОТРАКТОРНОЙ И СПЕЦИАЛЬНОЙ ТЕХНИКИ	189
Кудина Е.Ф. (Минск/Беларусь) ПРИМЕНЕНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ГИБРИДНЫХ КОМПОЗИТОВ В КАЧЕСТВЕ НАПОЛНИТЕЛЕЙ ТЕРМОПЛАСТОВ	190
Попов А.Ю., Клепко А.Ю., Чернобук С.В. (Киев/Украина) СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ Ti – Al – B <sub>2</sub> O <sub>3</sub> .	192
Акуличев А.Г., Андреева В.Д., Трофимов В.В. (Санкт-Петербург) ЭВОЛЮЦИЯ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ И ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ НИТРОЦЕМЕНТОВАННОЙ СТАЛИ 20Х3МВФ-Ш	193
Коржов В.П. (Черноголовка) СВЕРХПРОВОДЯЩИЕ СВОЙСТВА Nb <sub>3</sub> Al, ПОЛУЧЕННОГО В ШИРОКОМ ТЕМПЕ- РАТУРНОМ ИНТЕРВАЛЕ В МНОГОСЛОЙНОЙ КОМПОЗИТНОЙ Nb/Al-ЛЕНТЕ	195
Коржов В.П., Кийко В.М., Карпов М.И. (Черноголовка) СТРУКТУРА МНОГОСЛОЙНОГО Ni/Al-МИКРОКОМПОЗИТА, ПОЛУЧЕННОГО ДИФФУЗИОННОЙ СВАРКОЙ	196

Коржов В.П., Карпов М.И., Внуков В.И. (Черноголовка) ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ СВЕРХПРОВОДЯЩЕЙ Nb <sub>3</sub> Sn-ЛЕНТЫ, ПОЛУЧЕННОЙ ИЗ НАНОКОМПЗИТА Cu <sub>12</sub> Sn/Nb/Cu	197
Крюкова Л.М. (Москва) ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В НЕРАВНОВЕСНЫХ УСЛОВИЯХ	199
Макалкина Е.А., Крюкова Л.М. (Москва) МЕТОДЫ ОЦЕНКИ ФАЗОВО-СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ВАНАДИЯ	200
Крюкова Л.М., Макалкина Е.А., Чернов В.М. (Москва) ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В СПЛАВЕ V-4Ti-4Cr В ПРОЦЕССЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ.	201
Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Денисов К.И., Корчагин М.А.(Томск, Новосибирск) ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ВЫСОКОДЕФЕКТНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ В МЕХАНОКОМПЗИТАХ И ПОРОШКАХ В ПРОЦЕССЕ ИНТЕНСИВНОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ В ПЛАНЕТАРНЫХ ШАРОВЫХ МЕЛЬНИЦАХ	202
Коршак В.Ф., Шаповалов Ю.А., Паль-Валь П.П., Ткаченко Н.В., Матейченко П.В. (Харьков/Украина) СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ СВЕРХПЛАСТИЧНЫХ СПЛАВОВ, ИНДУЦИРОВАННЫЕ ВНЕШНИМИ МЕХАНИЧЕСКИМИ НАПРЯЖЕНИЯМИ	203
Тимофеева Е. Е., Панченко Е. Ю., Чумляков Ю.И. (Томск) ФЕРРОМАГНИТНЫЕ МОНОКРИСТАЛЛЫ Ni-Fe-Ga-(Co) С ВЫСОКОТЕМПЕ- РАТУРНОЙ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬЮ И ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ	204
Тихонова М.С., Беляков А.Н., Кайбышев Р.О. (Белгород) ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ В ПРОЦЕССЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ 700 °С.	205
Борисенко Е.Б., Колесников Н.Н., Борисенко Д.Н., Божко С.И., Смирнова И. А. (Черноголовка) МИКРОТВЕРДОСТЬ И ДИСЛОКАЦИИ В СЛОИСТОМ МОНОКРИСТАЛЛЕ GaSe	206
Стрелецкий А.Н., Бутягин П.Ю. (Москва) ДИНАМИКА ОБРАЗОВАНИЯ, ДЕФЕКТНАЯ СТРУКТУРА И РЕАКЦИОННАЯ СПОСОБНОСТЬ НАНОКОМПЗИТОВ, ПРИГОТОВЛЕННЫХ МЕХАНОХИМИ- ЧЕСКИМ МЕТОДОМ	207
Борунова А.Б., Стрелецкий А.Н., Мудрецова С.Н., Леонов А.В. (Москва) РОЛЬ НАНОРАЗМЕРНОЙ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ В НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОМ МЕХАНОХИМИЧЕСКОМ СИНТЕЗЕ КАРБИДА КРЕМНИЯ	208
Перлович Ю.А., Исаенкова М.Г. (Москва) НАСЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ ПРИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В СПЛАВЕ Zr-20%Nb С РАЗВИТОЙ ТЕКСТУРОЙ ПРОКАТКИ.	209
Исаенкова М.Г., Перлович Ю.А., Крымская О.А. (Москва) ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ПРОЦЕССОВ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ Zr.	210
Шибков А.А. (Тамбов) НЕЛИНЕЙНАЯ ДИНАМИКА ПРОСТРАНСТВЕННО-ВРЕМЕННЫХ СТРУКТУР	211

МАКРОЛОКАЛИЗОВАННОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ВЯЗКОЕ РАЗРУШЕНИЕ СПЛАВОВ Al-Mg	
Шибков А.А., Золотов А.Е., Желтов М.А., Денисов А.А., Выжанов Е.В., Аверков В.А., Иволгин В.И. (Тамбов) СВЯЗЬ СИГНАЛА АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ С ЗАРОЖДЕНИЕМ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПОЛОС В СПЛАВЕ АМГ6	212
Шибков А.А., Золотов А.Е., Желтов М.А., Шуклинов А.В., Денисов А.А., Выжанов Е.В. (Тамбов) ЗАРОЖДЕНИЕ И РАЗМНОЖЕНИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПОЛОС В УСЛОВИЯХ ЭФФЕКТА САВАРА-МАССОНА	213
Шибков А.А., Золотов А.Е., Желтов М.А., Шуклинов А.В., Денисов А.А., Михлик Д.В. (Тамбов) НЕЛИНЕЙНАЯ ДИНАМИКА ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПОЛОС НА СТАДИИ ПРЕДРАЗРУШЕНИЯ СПЛАВА Al-Mg	214
Фёдорова И.Ф., Беляков А.Н. (Белгород) ВЛИЯНИЕ ТМО НА СВОЙСТВА И СТРУКТУРУ ЖАРОПРОЧНОЙ МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ 02Х9К3В2МФБР	215
Янушкевич Ж.Ч., Могучева А.А., Беляков А.Н. (Белгород) СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ S304Н В ПРОЦЕССЕ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ	216
Колосков В.М., Короткий А.И., Субботин Ю.Н., Черных Н.И. (Екатеринбург) ДИФфуЗИОННАЯ МОДЕЛЬ ОПИСАНИЯ ОБРАТНОГО ЭФФЕКТА КИРКЕНДАЛЛА В БИНАРНОМ СПЛАВЕ ПРИ ОБЛУЧЕНИИ НЕЙТРОНАМИ	217
Коваленко Т. В., Ивахненко С. А., Лысаковский В. В., Серга М. А., Чепугов А. П. (Киев/Украина) РЕНТГЕНОСТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СПЛАВОВ-РАСТВОРИТЕЛЕЙ УГЛЕРОДА НА ОСНОВЕ МАГНИЯ, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ И ТЕМПЕРАТУРАХ	218
Лысаковский В. В., Ивахненко С. А., Заневский О. А., Коваленко Т. В., Серга М. А., Чепугов А. П. (Киев/Украина) СТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ РАСТВОРИТЕЛЯ УГЛЕРОДА ПОСЛЕ ЕГО ПРИМЕНЕНИЯ В КАЧЕСТВЕ РАСТВОРИТЕЛЯ УГЛЕРОДА ПРИ РАСТВОР-РАСПЛАВНОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АЛМАЗА ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ И ТЕМПЕРАТУРАХ	219
Могучева А.А., Соколовский П.В. (Белгород) МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 2014, ПОДВЕРГНУТОГО ИПД	220
Семендеева О.В., Учеваткина Н.В., Столяров В.В. (Москва) ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНОГО ТОКА НА ДЕФОРМАЦИОННУЮ СПОСОБНОСТЬ И СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ПРОКАТКЕ СПЛАВА ВТ6	221
Мухаметрахимов М.Х. (Уфа) ВЛИЯНИЕ ТЕКСТУРЫ НА ФОРМИРОВАНИЕ ТВЕРДОФАЗНОГО СОЕДИНЕНИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 В РАЗНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ	222
Христов А.В., Шелест В.В. (Донецк/Украина) ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ ВЫСОКИЙ СПИН – НИЗКИЙ СПИН В ВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНЫХ МЕТАЛЛОСодержащих КОМПЛЕКСНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ –	223

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ОСОБОГО, ЗАКРИТИЧЕСКОГО ТИПА	
Рыбников Ю.С. Троицкий О.А. Правоторова Е.А. (Москва) ПРОЧНОСТЬ И РАЗРУШЕНИЕ КРИСТАЛЛОВ И МАТЕРИАЛОВ КАК ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ПРИ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ТРЕНИИ	224
Троицкий О.А. (Москва) ИЗМЕНЕНИЕ СИЛОВЫХ ПАРАМЕТРОВ ПРОКАТКИ МЕТАЛЛА И ФАЗОВОГО СОСТАВА ПОД ВЛИЯНИЕМ ТОКА В ЗОНЕ ДЕФОРМАЦИИ	224
Столяренко А.И., Нечаев Е.П. (Мурманск) ИССЛЕДОВАНИЕ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ С БОЛЬШИМ СОДЕРЖАНИЕМ МАРТЕНСИТА ПОСЛЕ ТЕРМОМАГНИТНОЙ ОБРАБОТКИ ИМПУЛЬСНЫМИ ПОЛЯМИ ДО 36 МА/м ( 450 кЭ )	226
Kisel V.P. (Черноголовка) DEFORMATION EXPLAINS THE PROPERTIES OF LIQUIDS, PLASMA, GASES	227
Kisel V.P. (Черноголовка) DEFORMATION MECHANISMS IN SUPERSOLID AND SUPERFLUID He	229
Kisel V.P. (Черноголовка) GOVERNING ROLE OF DEFORMATION IN MAGNETISM AND FERROELECTRICITY	230
Kisel V.P. (Черноголовка) DEFORMATION ORIGIN OF THERMAL CONDUCTIVITY AND HEAT CAPACITY	231
Kisel V.P. (Черноголовка) WAVE DEFORMATION EXPLAINS PHASE TRANSITIONS AND THE ENIGMA OF THE SO-CALLED PHENOMENOLOGICAL QUANTUM AMBIGUITY	232
Кисель В.П. (Черноголовка) ВОЛНОВАЯ ДЕФОРМАЦИОННАЯ ПРИРОДА ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ ОБЪЯСНЯЕТ ДУАЛИЗМ В ОПИСАНИИ ДВИЖЕНИЯ КВАЗИЧАСТИЦ	233
Русакова А.В., Максимкин О.П., Цай К.В. (Алматы/Казахстан) МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В ДЕФОРМИРУЕМЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЯХ, ОБЛУЧЕННЫХ ИОНАМИ И ИМПУЛЬСНЫМИ ПОТОКАМИ ЭЛЕКТРОНОВ	234
Седых В.Д., Русаков В.С., Зверькова И.И. (Черноголовка, Москва) ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ И ИХ ПОДАВЛЕНИЕ В СОЕДИНЕНИИ $La_{1-x}Ca_xMn_{0.98}Fe_{0.02}O_{3+\delta}$	235
Ершов В.И. (Москва) ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ПОВЕХНОСТЕЙ В ТЕОРИЯХ ПРОЧНОСТИ ДЛЯ НЕЛИНЕЙНО- УПРУГИХ МАТЕРИАЛОВ	236
Именной указатель	237
Содержание	241

Научное издание

**Фазовые превращения и прочность кристаллов**

Сборник тезисов VI Международной конференции  
(16-19 ноября 2010г., Черноголовка)

**Публикуется в авторской редакции**

*Техническое редактирование и  
компьютерная верстка Е.В. Черняевой*