

Фазовые превращения и прочность кристаллов



ТЕЗИСЫ

**VIII Международной конференции,
посвященной памяти
академика Г.В. Курдюмова**

и

**Первой Всероссийской молодежной школы
«Структура и свойства
перспективных материалов»**

Черноголовка, 27–31 октября 2014 г.

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

Восьмая Международная Конференция

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

памяти академика Г.В. Курдюмова

Первая Всероссийская Молодежная Школа

**«Структура и свойства
перспективных материалов»**

Черноголовка, 27-31 октября 2014 г

СБОРНИК ТЕЗИСОВ

**Черноголовка
2014**

Фазовые превращения и прочность кристаллов: сб. тезисов VIII Международной конференции (27-31 октября 2014, Черноголовка), Черноголовка, 226 с.

Тезисы публикуются в авторской редакции

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, сегнетозлектриках 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. Хандром 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 20 известных российских и иностранных ученых.

В публикуемых в этом сборнике тезисах докладов VIII 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,
проф. А.М. ГЛЕЗЕР*

КОНСТРУКЦИОННЫЕ НАНОМАТЕРИАЛЫ

Глезер А.М.

ГНЦ РФ «ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина», Москва;
НИТУ «МИСус», Москва
a.glezer@mail.ru

Среди большого числа современных материалов центральное место занимают конструкционные материалы, предназначенные для изготовления деталей машин, механизмов, приборов и других изделий. Они характеризуются заметным разнообразием форм, размеров и условий эксплуатации и подвергаются всевозможным механическим нагрузкам (статическим, динамическим, циклическим и т.п.) при различных температурах и в среде различных жидких и газообразных веществ. Вышеуказанные условия определяют, с одной стороны, разнообразие типов конструкционных материалов, используемых в современной технике (от специальных сплавов до пластмасс), и, с другой стороны, широкий спектр предъявляемых к ним требований.

В докладе рассмотрены основные характеристики конструкционных наноматериалов. Описаны особенности дефектной структуры и закономерности механического поведения. Особое внимание уделено объемным и композиционным наноматериалам. Приведены примеры практического использования уникальных свойств наноматериалов в качестве перспективных конструкционных материалов.

ТОНКОПЛАСТИНЧАТЫЙ ПЕРЛИТ – ПЕРВЫЙ ОБЪЕМНЫЙ НАНОМАТЕРИАЛ

Счастливцев В.М., Яковлева И.Л.

Институт физики металлов УрО РАН
schastliv@imp.uran.ru

Углеродистые стали с перлитной структурой широко применяются при производстве арматуры, труб, рельсов, железнодорожных колес, в строительстве. Для получения высокого комплекса механических и эксплуатационных свойств изделий, как правило, необходимо чтобы в металле сформировалось однородное ультрамелкозернистое или наноструктурное состояние. В углеродистых сталях такую структуру можно получить в условиях изотермического превращения при 500–550 °С, она будет представлять собой тонкопластинчатый перлит с межпластинчатым расстоянием 70–90 нм. Низкотемпературный перлит, полученный в стали У10 при изотермической выдержке при 420 °С и в стали У15 при 330 °С, имеет межпластинчатое расстояние 60 и 40 нм соответственно.

Между структурными составляющими перлита существует ориентационная связь, и реализуются ориентационные соотношения Багаряцкого или Петча–Питча. В цементе пластинчатого перлита присутствуют планарные дефекты, располагающиеся в плоскостях $\{101\}_{\text{ц}}$ и $\{103\}_{\text{ц}}$.

Показано, что структура тонкопластинчатого перлита характеризуется избыточным содержанием углерода в ферритной матрице и обладает более высокой твердостью и износостойкостью, чем та же сталь после закалки и отпуска. Максимальный уровень твердости имеет низкотемпературный перлит, полученный после распада при 330 °С, но он имеет пониженную износостойкость.

Определено, что структура тонкопластинчатого перлита в стали У10 обладает высокой стойкостью к питтинговой коррозии. Показано, что стали со структурой тонкопластинчатого перлита обладают хорошей способностью к деформационному упрочнению. При волочении заготовки с такой структурой прочность проволоки может достигать 3500–4000 МПа.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта РФФИ № 13-00-00048.

ПОВЕДЕНИЕ НАНОМАТЕРИАЛОВ ПРИ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Андриевский Р.А.

*Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка, Россия,
ara@icp.ac.ru*

Поведение наноматериалов (НМ) при таких деформационных воздействиях, как усталостные испытания и высокие статические и динамические давления, важный показатель стабильности наноструктуры, определяющий возможности использования НМ в экстремальных условиях [1].

Возможности значительного повышения прочности в НМ (за счет снижения размера зерен и создания препятствий на пути дислокационных сдвигов) сразу же привели и к изучению усталостных характеристик. На примере НМ на основе меди, титана и нержавеющей стали в докладе обобщена информация о влиянии деформации путем равноканального углового прессования на усталостную прочность. Для обычной базы усталостных испытаний (количество циклов N до 10^6 – 10^7) преимущество наноструктурных образцов, по сравнению с их крупнозернистыми аналогами, продолжает оставаться, сокращаясь с увеличением N для меди и повышаясь для титана. Эти различия, по всей вероятности, связаны с особенностями зарождения и распространения трещин, а также с уровнем понимания природы структурных и фазовых превращений, индуцируемых при деформационных воздействиях, что изучено пока в недостаточной степени [2].

Применительно к разработке устройств для получения импульсных сильных и сверхсильных магнитных полей (более 60 Т), когда возникающие Лоренцевы силы создают давление порядка 1 ГПа, важную роль играют наноконкомпозиты типа Cu/Nb и Cu/Ag, характеризующиеся не только высокими показателями электропроводности, прочности и пластичности, но и значительным сопротивлением циклическим нагрузкам и облучению [3].

Хотя поведение наночастиц тугоплавких соединений и алмаза при высоких давлениях с целью получения объемных НМ исследуется давно, но закономерности изменения фазового состава подробно изучены лишь на примере нескольких объектов (TiO_2 и ZrO_2). Отмечено наличие фазовых переходов под действием высоких давлений, однако влияние размерных эффектов нуждается в дополнительном исследовании.

В заключение обсуждены методы получения НМ, толерантных к экстремальным воздействиям, и подчеркнуты нерешенные проблемы.

1. Р.А. Андриевский. Наноструктуры в экстремальных условиях. *УФН*, в печати.
2. A. Estrin, A. Vinogradov. *Acta Mater.* **61**, 782 (2013).
3. A. Misra and L. Thilly. *MRS Bull.* **35**, 965 (2010).

МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ПРОБЛЕМА СОЗДАНИЯ МАТЕРИАЛОВ С НЕОДНОРОДНЫМИ ФИЗИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ

Либман М.А., Эстрин Э.И.

*Институт металловедения и физики металлов ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Москва, Россия,
leonora-libman@mail.ru*

Существование в железе и его сплавах прямого $\gamma \rightarrow \alpha$ и обратного $\alpha \rightarrow \gamma$ мартенситных превращений со значительным температурным гистерезисом между ними создает широкие возможности для получения сплавов с различным сочетанием α - и γ -фаз и, соответственно, материалов с различными физическими и механическими свойствами. Использование таких превращений позволяет, в принципе, получать материалы, фазовый состав и свойства которых определенным образом изменяются вдоль изделия – материалы с неоднородными физическими свойствами.

На группе аустенитно-мартенситных сплавов системы железо–хром–никель экспериментально исследована возможность создания материалов с заданным распределением ферро- и парамагнитных областей. При получении таких материалов существенны два момента: получение двухфазной структуры с заданным макрораспределением α - и γ -фаз, а также обеспечение устойчивости полученной структуры в широком интервале температур и в условиях приложения внешней нагрузки.

Для получения структуры с заданным макрораспределением фаз нами была использована следующая схема. Первоначально путем холодной пластической деформации исходного аустенита было реализовано $\gamma \rightarrow \alpha$ – превращение и получена ферромагнитная матрица (мартенсит). Для создания внутри этой матрицы парамагнитных областей заданной формы (аустенит) использован локальный нагрев выше температуры $\alpha \rightarrow \gamma$ – превращения.

Экспериментально установлено, что факторами, определяющими устойчивость полученной двухфазной структуры, являются температура и длительность нагрева при проведении локального $\alpha \rightarrow \gamma$ – превращения. Повышение температуры нагрева сверх минимально необходимой для завершения $\alpha \rightarrow \gamma$ – превращения или увеличение длительности нагрева приводят к снижению устойчивости γ – фазы, повышению температурного интервала $\gamma \rightarrow \alpha$ – превращения и переходу областей γ – фазы в α – фазу.

PHYSICAL ASPECTS OF DYNAMIC RECRYSTALLIZATION

Gottstein G., Grätz K.

*Institut für Metallkunde und Metallphysik, RWTH Aachen University,
Aachen, Germany*

Recrystallization that occurs concurrently with deformation during hot forming is referred to as dynamic recrystallization. Owing to its importance for materials processing, it has been extensively investigated experimentally. Respective models tacitly assume though, that dynamic recrystallization is simply a static recrystallization process that occurs concurrently with deformation, so that all dependencies derived for static recrystallization can be applied also for the dynamic case. Respective relations are, however, mostly empirical or phenomenological and observed dependencies are typically expressed in terms of power laws

without physical basis. More sophisticated theoretical approaches assume that the critical conditions to set off dynamic recrystallization are given by a critical stored energy density which can be expressed in terms of a critical dislocation density. This kind of approach, however, completely neglects that recrystallization is not an equilibrium phase transformation rather than an irreversible process owing to the mechanical, thermodynamic, and kinetic instability of the deformation induced microstructure.

In our new approach, we make use of the fact that the deformation structure is mechanically and kinetically stable at low temperatures although far from thermodynamic equilibrium. On the basis of a hypothesis proposed by Poliak and Jonas on the instability of the deformation microstructure, we introduce the mechanisms of dynamic recrystallization that are compatible with experimental observations and which prove that dynamic recrystallization is a truly dynamic phenomenon and that the recrystallized structure is strongly tied to the evolution of a cellular deformation microstructure. By utilizing the grain size sensitivity of the flow stress we can derive the relation between dynamically recrystallized grain size and subgrain size. For steady state deformation the invariance of the grain size distribution allows to compute the flow stress of the inhomogeneous microstructure. The new model will be outlined and critically assessed in terms of recent experimental results.

CAPILLARITY OF 1D STRUCTURAL ELEMENTS IN POLYCRYSTALS

Shvindlerman L.S.^{1,2}, Gottstein G.²

¹ *Institute of Solid State Physics, Russian Academy of Sciences, Chernogolovka,
Moscow Distr., Russia*

² *Institut für Metallkunde und Metallphysik, Aachen University,
Aachen, Germany*

Triple lines are the intersections of three interfaces, either external interfaces or internal interfaces of bulk materials. They have been recognized as important microstructural features with specific kinetic and thermodynamic properties.

The results of the latest experimental, theoretical and computer simulation studies of thermodynamics and kinetics of grain boundary and interfacial junctions and their effect on different phenomena in solids are presented.

In the first part of the presentation experimental measurements of grain boundary and interfacial triple junctions line tension are discussed. Utilizing atomic force microscopy, the line tension, i.e. the energy of grain boundary-free surface triple lines and grain boundary triple junctions for different crystallographic systems in copper were determined. The line tension of grain boundary triple junctions in copper was found to be positive and of the order of 10^{-9} J/m. Junctions including low energy boundaries, twin boundaries and low angle boundaries, revealed a substantially lower line tension than triple junctions comprised only of random high angle boundaries.

The second part of the presentation is dedicated to the application of the mentioned measurements to different capillary processes in solids: the effect of grain boundary triple junctions on the driving force for grain growth in nanocrystalline systems; on the interaction between a moving grain boundary and immobile and mobile particles; in particular, it is shown that the “interfacial triple line concept” changes dramatically our understanding of this phenomenon. Moreover, we revisit the Gibbs-Thompson relation and of the stability of small voids in nanocrystalline materials.

Another phenomenon where triple junctions play an important role is sintering. The derived set of equations show that for high triple line energies an adhesive contact between two spherical particles does not form at all, since the expended energy of the newly created triple line cannot be compensated by the energy gain from the elimination of two free surfaces in the point of contact.

The new approach to Ostwald ripening of precipitates on grain boundaries which takes into account the influence of interfacial triple line energy is considered.

PLASTIC DEFORMATION BY GRAIN BOUNDARY MOTION: MODEL EXPERIMENTS ON BICRYSTALS

Molodov D.A.

*Institute of Physical Metallurgy and Metal Physics, RWTH Aachen University,
Aachen, Germany*
molodov@imm.rwth-aachen.de

Recently, grain boundary migration accompanied by strain was recognized as an alternative deformation mechanism of nanograined materials, in which the volume fraction of boundaries is dramatically increased, compared to conventional materials and both glide and multiplication of dislocations are constrained by the very small grain size. In this presentation we will focus on the phenomenon of grain boundary motion coupled to shear deformation, experimentally investigated in specially grown aluminum bicrystals.

The measurements were performed in-situ using a deformation hot stage integrated in a SEM. For $\langle 100 \rangle$ tilt boundaries with both low and high misorientation angles boundary migration under an applied stress was observed to be ideally coupled to a lateral translation of the grains. The migration-shear coupling was also observed for asymmetrical $\langle 100 \rangle$ and $\langle 111 \rangle$ tilt boundaries.

Measurements of the temperature dependence of coupled boundary migration revealed that there is a specific misorientation dependence of migration activation parameters, such that the lower activation enthalpy values correspond to boundaries which can be associated with misorientations close to low Σ CSL orientation relationships.

Contrary to expectations and theoretical predictions, the $\Sigma 7$ CSL boundaries in bicrystals of different geometry moved under an applied stress, but their motion did not produce shear. These crystallographically equivalent boundaries, however, were found to behave different with respect to migration rate and its temperature dependence.

The stress driven migration of the mixed $\langle 100 \rangle$ tilt-twist boundaries was observed to be accompanied by both the translation of adjacent grains parallel to the boundary plane and their rotation relative to each other around the boundary plane normal. Shear during boundary migration is produced by the partially $\langle 100 \rangle$ tilt boundary character, whereas the twist component is responsible for the concurrent grain rotation.

SUPERELASTIC NICKEL-FREE POROUS MATERIALS FOR LOAD-BEARING MEDICAL IMPLANTS: FABRICATION, MODELING AND IN-VITRO CHARACTERIZATION

Brailovski V.¹, Prokoshkin S.², Terriault P.¹, Simoneau C.¹, Dubinskiy S.², Zhukova Y.²

¹*Ecole de technologies supérieures, Montreal (Quebec), Canada*

²*National University of Science and Technology "MISIS", Moscow, Russia*

vladimir.brailovski@etsmtl.ca

The objective of this work is to create a new class of porous metallic implant materials combining the biocompatibility of pure titanium with superelasticity of Nitinol.

Ti–22Nb–6Zr (TNZ), Ti–22Nb–6Ta (TNT) (at.%) and Ti–CP foams are produced by space holder technique with controlled morphology and mechanical properties. From the morphological point of view, the foams' pore size and distribution should allow an efficient ingrowth of bone tissue. From the mechanical behavior point of view, these foams offer higher resistance and greater stiffness adjustment window than the conventionally-produced Ti-based foams. Post-sintering annealing of the metastable TNT/TNZ foams, as compared to the Ti–CP foams, can be used to additionally regulate their mechanical behavior without altering their pore morphology.

To support these developments, a novel multi-scale representative volume element-based approach is proposed and experimentally validated. Using this approach, the implant's porosity could be engineered, and the base material properties could be adjusted, so that the implant would offer the adequate pore morphology for bone ingrowth, while promoting the new bone formation through mechanical stimulation of the ingrowing tissue.

INVESTIGATION OF ORIENTATION RELATIONSHIPS BY EBSD

Nolze G.

Federal Institute for Materials Research and Testing (BAM),

Berlin, Germany

gert.nolze@bam.de

The microstructure characterization of single or multiphase crystalline materials is of major importance because of the anisotropy of properties which can be studiously used to improve the materials behaviour. Commonly, local orientation measurements in scanning electron microscope (SEM) by electron backscatter diffraction (EBSD) are applied to extract additional information about the distribution of phases, grain size and shape, local strain etc. However, comparing orientations of adjacent grains in a solidification microstructure not only grain boundaries can be classified but also phase boundaries. Even in transformation microstructures where the high temperature phase is totally vanished crystallographic tools can be used to derive the orientation relationship (OR) between the no more existing high and the dominant room temperature phase. A practically relevant example is the transformation of austenite into ferrite or martensite, and vice versa. It is obvious that the chemical composition plays an essential role for the transformation result so that different steels are characterized by slightly deviating ORs. Models like Kurdjumov-Sachs or Nishiyama-Wassermann which named after their inventors cannot fulfil real existing conditions so that usually a state between them is observed. This can be nicely demonstrated on iron meteorites

as well where the Ni degradation in fine-grained zones (plessite) is responsible for gradually changing ORs, cf. Fig.1. Using pole figures the extracted transformation behaviour can be quite accurate if a major OR is assumed. However, investigations on steels also showed that different ORs can be observed in the same microstructure.

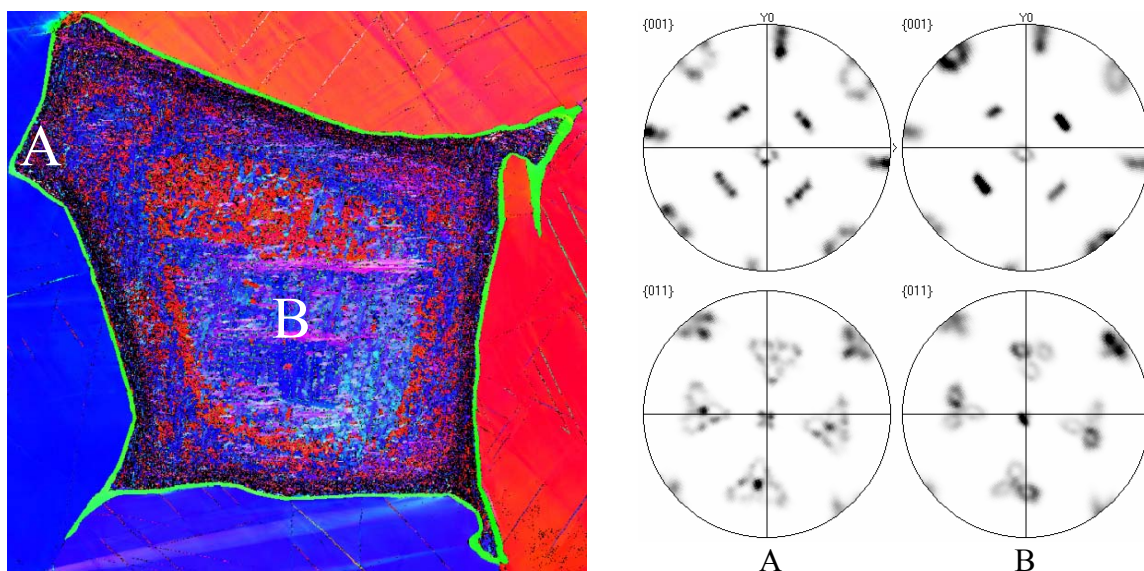


Fig. 1. Microstructure of a plessitic region discovered in the Cape York iron meteorite and mapped by EBSD. The colors refer to a crystallographic description of a reference direction, e.g. sample normal. The pole figures (right) display the orientation relationship change between area A and B which are slightly different in their Ni concentration.

ТЕРМОУПРУГИЕ МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ЭФФЕКТЫ ПАМЯТИ ФОРМЫ. К 65-ЛЕТИЮ ОТКРЫТИЯ КУРДЮМОВА-ХАНДРОСА

Пушин В.Г.

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

Поистине революционное открытие Г.В. Курдюмовым и Л.Г. Хандром высоко-обратимых термоупругих мартенситных превращений (ТМП) определило развитие одного из направлений современного материаловедения – разработку, исследование и применение сплавов, способных испытывать ТМП и демонстрирующих связанные с ними эффекты памяти формы (ЭПФ). Они составляют обширный класс материалов, отличающихся необычными физико-механическими свойствами. Одной из важных особенностей является то, что присущие им особые и подчас уникальные физико-механические свойства практически очень привлекательны. В настоящем обзоре рассмотрены исторические аспекты, классификация, природа и механизмы реализации ТМП и связанных с ними эффектов памяти формы (ЭПФ), которые в свою очередь объединяют целый ряд необычных эффектов: однократно и многократно обратимые ЭПФ, осуществляющиеся при изменении температуры, давления, магнитного поля, эффекты сверхупругости и высокой обратимой деформации превращения под нагрузкой (при прямом превращении) или ее снятии (при обратном превращении), высокие пластичности, внутреннего трения и демпфирования. Анализируются особенности ТМП в данных сплавах, ответственные за ЭПФ. Обсуждается влияние термических и термомеханиче-

ских обработок (ТО и ТМО) на структурные и фазовые превращения и ЭПФ. Значительное внимание уделено рассмотрению фазовых и структурных превращений и физико-механических свойств сплавов на основе никелида титана. Показано, что среди конструкционных и функциональных материалов, испытывающих ТМП, сплавы никелида титана отличаются самые высокие прочностные и пластические свойства. Важное практическое значение наряду с деформационными и температурными эффектами имеют силовые эффекты генерации и релаксации напряжений при ТМП, как прямых, так и обратных. При этом они демонстрируют уникальные по величине и воспроизводимости ЭПФ, высокую надежность и долговечность их реализации (механотермическую, механоциклическую, термоциклическую). Обладая хорошей свариваемостью, высокой коррозионной стойкостью, биологической совместимостью и сравнительно простым химическим составом, они отличаются также технологичностью металлургического процесса и последующих производственных переделов. Как сплавы с ЭПФ они единственные находят широкое использование и пока незаменимы в ответственных изделиях и устройствах в технике и медицине. Рассмотрены принципы и технологические подходы реализации различных структурных состояний в сплавах с ЭПФ: моно- или поликристаллического (обычного микро-, МК, субмикро-, СМК, или нанокристаллического, НК), одно- или многофазного. Отмечается, что к эффективным способам получения объемных СМК и НК-высокопрочных сплавов Ti-Ni относятся методы интенсивной пластической деформации (ИПД) или быстрой закалки расплава (БЗР) в сочетании с ТО и ТМО. Рассмотрены различные примеры практического использования сплавов.

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ (№14-02-00379), Президиумом РАН (12-П-2-1060) и УрО РАН (12-2-2-005-Арктика).

ФУНДАМЕНТАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ИПД: КАК И ПОЧЕМУ ПРОИСХОДИТ ФРАГМЕНТАЦИЯ КРИСТАЛЛОВ НА СТАДИИ РАЗВИТОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Рыбин В.В., Золоторевский Н.Ю., Ушанова Э.А.

Санкт-Петербургский государственный политехнический университет
rybin.spb@gmail.com

В докладе проанализированы современные представления о механизмах формирования фрагментированных структур в пластически деформируемых металлах и сплавах. На стадии развитой пластической деформации пластическое течение кристаллов рассматривается как сложный иерархически организованный процесс, одновременно идущий на микро-, мезо- и макро структурно-масштабных уровнях. На микроуровне пластическое течение, в полном соответствии с представлениями классической дислокационной физики прочности и пластичности, реализуется посредством скольжения множества индивидуальных решёточных дислокаций. Когда их плотность достигает некоторого критического значения ρ_c , в ансамбле сильно взаимодействующих дислокаций возникают коллективные формы движения, в результате чего в массовом количестве появляются мезодефекты типа частичных и стыковых дисклинаций. Их эволюционное развитие порождает ротационные моды пластичности, которые, таким образом, реализуются именно на мезоуровне пластичности, приводя к формированию фрагментированной структуры. В рамках подобных подходов рассмотрены существующие модели зарождения и развития

фрагментированной структуры, а также модели, позволяющие рассчитывать распределение углов разориентировок для конкретных фрагментированных структур.

В качестве примера проведено компьютерное моделирование экспериментально измеренного распределения углов разориентировок для случая фрагментированной структуры, образующейся в узкой приконтактной зоне неразъемного соединения листовых заготовок технической чистой меди, полученного сваркой взрывом. Сравнение теории с экспериментом продемонстрировало удивительно хорошее для столь сложной системы соответствие. Это можно рассматривать в качестве подтверждения справедливости существующих физических моделей процесса фрагментации.

ON GRAPHENE WALLS' DEFORMATION & HYDROGEN PHASE CHANGES IN HYDROGENATED GRAPHITE NANOFIBERS (GNFs)

Nechaev Yu. S. ^{1)*}, Filippova V. P. ¹⁾, Tomchuk A.A. ¹⁾, Yürüm A. ²⁾, Yürüm Y. ³⁾,
Veziroglu T.N. ⁴⁾

¹⁾ *Bardin Institute for Ferrous Metallurgy, Kurdjumov Institute of Metals Science and Physics, Moscow, Russia;*

²⁾ *Nanotechnology Research and Application Center, Sabanci University, Istanbul, Turkey;*

³⁾ *Faculty of Engineering and Natural Sciences, Sabanci University, Istanbul, Turkey;*

⁴⁾ *Intern. Association for Hydrogen Energy, Miami, USA*

Herein, some results of analysis [1–3] of the unique data [4–7] (Figs. 1, 2) are presented.

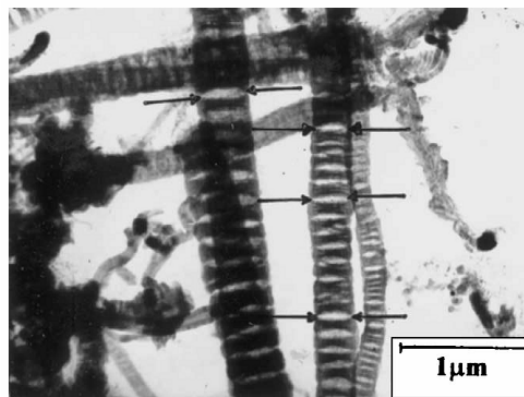
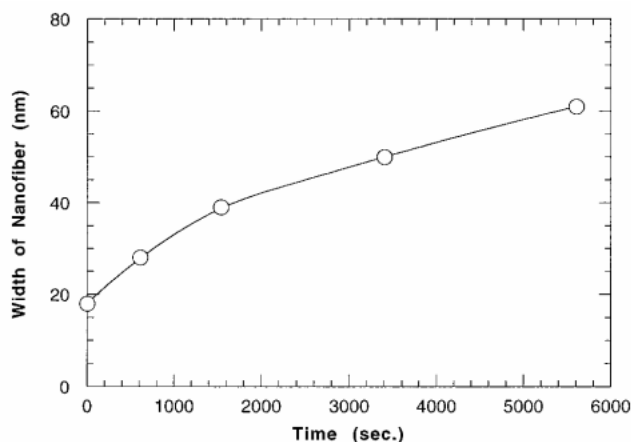


Fig. 1. Increase in GNF width due to H₂O adsorption.

Fig. 2. TEM of the dehydrogenated GNFs.

This work has been supported by the RFBR (Project #14-08-91376 CT) and the TUBITAK.

References

1. Yury S. Nechaev, T. Nejat Veziroglu. "On thermodynamic stability of hydrogenated graphene layers, relevance to the hydrogen on-board storage". *The Open Fuel Cells Journal*, Vol. 6, p.p. 21-39 (2013).
2. Yury S. Nechaev, T. Nejat Veziroglu. "Thermodynamic aspects of the stability of the graphene/graphane/hydrogen systems: Relevance to the hydrogen on-board storage problem." *Advances in Materials Physics and Chemistry*, Vol. 3, p.p. 255-280 (2013).

3. Yury S. Nechaev, Varvara P. Filippova, Yuda Yurum, Apl Yurum, T. Nejat Veziroglu. "On the physics of engineering the advanced hydrogen storage carbonaceous nanomaterials, in the light of analysis of the Rodriguez-Baker extraordinary data, relevance to the clear energy applications." *Advances in Energy Engineering* (2014).
4. Alan Chambers, Colin Park, R. Terry K. Baker, Nelly M. Rodriguez. "Hydrogen storage in graphite nanofibers." *J. Phys. Chem. B*, Vol. 102, p.p. 4253-4256 (1998).
5. C. Park, P. E. Anderson, A. Chambers, C. D. Tan, R. Hidalgo and N. M. Rodriguez. "Further studies of the interaction of hydrogen with graphite nanofibers." *J. Phys. Chem. B*, Vol. 103, 1999, p.p. 10572-10581 (1999).
6. Bipin Kumar Gupta, O. N. Srivastava. "Further studies on microstructural characterization and hydrogenation behavior of graphitic nanofibers." *Int. J. Hydrogen Energy*, Vol. 26, p.p. 857-862 (2001).
7. B. K. Gupta, R. S. Tiwari and O. N. Srivastava. "Studies on synthesis and hydrogenation behavior of graphitic nanofibers prepared through palladium catalyst assisted thermal cracking of acetylene." *J. Alloys Compd.*, Vol. 381, p.p. 301-308 (2004).

ПРЕВРАЩЕНИЯ АМОРФНОГО ФУЛЛЕРИТА ПРИ ТЕРМОБАРИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

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

¹*НИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия.*

²*Московский государственный университет приборостроения и информатики,
Москва, Россия,*

mike.blanter@gmail.com

³*Институт физики высоких давлений РАН, Троицк, Россия.*

Известно, что кристаллический фуллерит C₆₀ при повышенных температурах и давлении превращается в различные полимеризованные фазы, аморфный углерод и кристаллический графит или нанокристаллический алмаз (см., например, [1]). Аналогичные исследования для наноструктурированного фуллерита выполнены лишь при малых давлениях [2].

Наноструктурированный фуллерит C₆₀ (99.5%) был получен механоактивацией в шаровых мельницах типа Fritsch и спечен в интервале давлений 0.07–8 ГПа и температур 250–1450 °С. Структура исследована методами дифракции нейтронов, рентгеновских лучей и синхротронного излучения. Не было обнаружено кристаллизации фуллерита и образования полимеризованных фаз, как это происходит в кристаллическом фуллерите. Ниже 500 °С до 8 ГПа сохраняется структура аморфного фуллерита, а при более высоких температурах, как и в случае кристаллического фуллерита, происходит переход сначала в аморфный, а потом в кристаллический графит. Приложение давления снижает устойчивость аморфного фуллерита к этим превращениям и их температуры, как и следовало ожидать, в связи с меньшей плотностью фуллерита по сравнению с графитом. Обнаруженная в [3] промежуточная (графеноподобная) аморфная фаза, возникающая при отжиге наноструктурированного фуллерита в вакууме в интервале температур ~ 1000-1300 °С, при повышенном давлении не образуется вовсе. Впервые построенная диаграмма превращений аморфного фуллерита показана на рис. 1.

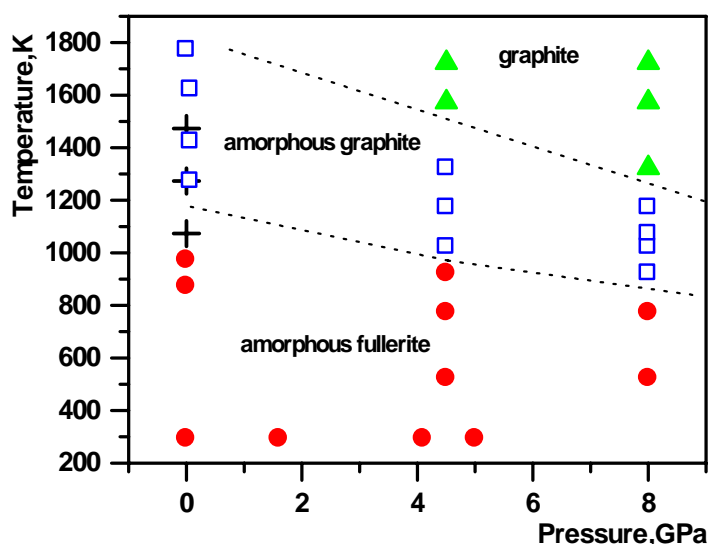


Рис. 1. Неравновесная (кинетическая) диаграмма фазовых превращений аморфного фуллерита C_{60} (кресты обозначают промежуточную аморфную фазу)

Таким образом, термобарическое воздействие приводит к снижению термодинамической устойчивости фуллерита, превращающегося при давлении до 8 ГПа в аморфный и кристаллический графит при более низких температурах, чем кристаллический фуллерит. Также не наблюдается такого разнообразия фаз, получаемых в различных диапазонах давлений и температур, как в кристаллическом фуллерите.

Работа поддержана РФФИ по гранту 13-02-00208а.

1. V.V.Brazhkin, A.G.Lyapin, J. Superhard Materials 34(2012) 400.
2. П. А. Борисова, С. С. Агафонов, М. С. Блантер, В. П. Глазков, В. А. Соменков. Известия РАН. Серия физическая 77(2013), 1634.
3. Агафонов С.С., Глазков В.П., Кокин И.Ф., Соменков В.А. ФТТ 52 (2010) 1245.

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ВНЕДРЕННЫХ АТОМОВ И УПОРЯДОЧЕНИЕ В ТВЕРДЫХ РАСТВОРАХ V-O и V-N: КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ

Блантер М.С.¹, Дмитриев В.В.¹, Рубан А.В.².

¹ *Московский государственный университет приборостроения и информатики,
Москва, Россия,*

mike.blanter@gmail.com

² *Королевский институт технологии, Стокгольм, Швеция*

Энергии взаимодействия внедренных атомов в первых 12-ти координационных сферах были определены на основе первопринципных расчетов в рамках теории функционала электронной плотности с использованием пакета программ VASP. Было также показано путем моделирования максимумов Снука внутреннего трения, что более адекватное описание поведения внедренных атомов можно получить, используя комбинированную модель, в которой эти первопринципные энергии взаимодействия в первых 12-ти координационных сферах дополняются в 13-18-й координационных сфе-

рах деформационным (упругим) взаимодействием, рассчитанным на основе феноменологической модели.

Расчет кристаллической структуры осуществлялся методом Монте-Карло в ОЦК модельной ячейке размером $12 \times 12 \times 12 a^3$ с периодическими граничными условиями. Температурная зависимость теплоемкости и параметров дальнего порядка показывают, что в исследованных сплавах происходит упорядочение.

Моделирование показало, что образуются не небольшие изолированные кластеры внедренных атомов, как это обычно предполагается при описании растворов с такой относительно низкой концентрацией, а сплошные области упорядоченного твердого раствора. Полученные в результате моделирования сверхструктуры в двух направлениях являются длиннопериодическими с периодами $4a$ или $3a$, тогда как третий период равен $1a$, где a – период ОЦК решетки ванадия. Концентрации сверхструктур в сплавах состава $O(N)/V=1/16$ больше средней концентрации сплава и составляют $1/8$ для V-O и $1/6$ для V-N. Упорядоченный твердый раствор с повышенной концентрацией внедренных атомов занимает часть модельного кристалла, образуя плоский кластер, размеры которого в двух измерениях совпадают с размерами модельного кристалла, а в третьем – примерно вдвое меньше. Таким образом, происходит расслоение исходного твердого раствора на чистый металл и упорядоченный твердый раствор. В сплавах с $O(N)/V=1/8$ образуются упорядоченные фазы V_6O и V_8N . В этих случаях практически весь твердый раствор становится упорядоченным и занимает весь или почти весь модельный кристалл. При образовании этих упорядоченных твердых растворов заполняются междоузлия двух подрешеток и исходная ОЦК решетка переходит в ОЦТ с фактором тетрагональности с $c/a < 1$.

Сравнение полученных в настоящей работе результатов с имеющимися противоречивыми экспериментальными данными затруднено тем, что большинство из этих экспериментальных фаз является неравновесными.

ЗЕРНОГРАНИЧНАЯ ДИФФУЗИЯ АТОМОВ ВНЕДРЕНИЯ И ЗАМЕЩЕНИЯ В α -ЖЕЛЕЗЕ

Теус С.М., Мазанко В.Ф., Гаврилюк В.Г.

Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАНУ, Киев Украина,
teus@imp.kiev.ua, isotop@imp.kiev.ua, gavr@imp.kiev.ua

Влияние границ зёрен на диффузию атомов внедрения и замещения в α -железе изучено экспериментально методами автордиографии и последовательного снятия слоёв и теоретически методом молекулярной динамики. Установлено, что уменьшение размера зерна, т.е. увеличение площади границ зёрен, замедляет миграцию углерода, и ускоряет миграцию кобальта (рис. 1). Ускоренная миграция кобальта согласуется с вакансионным механизмом диффузии атомов замещения.

Показано, что энтальпия активации миграции атомов углерода и водорода в α -железе выше вдоль границ зёрен, чем в объёме зерна, что объясняется уменьшением упругого терма в градиенте химического потенциала при захвате атомов внедрения границами зёрен.

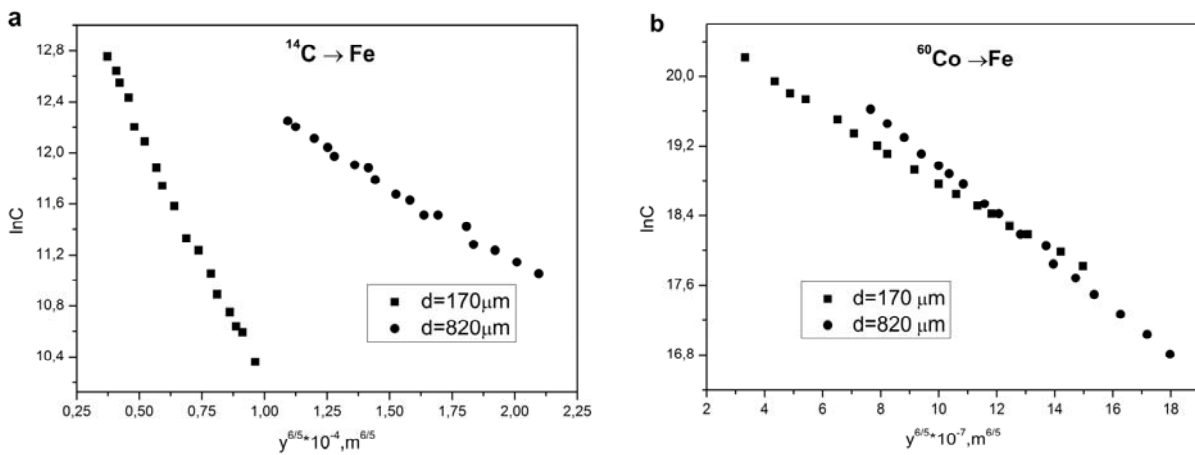
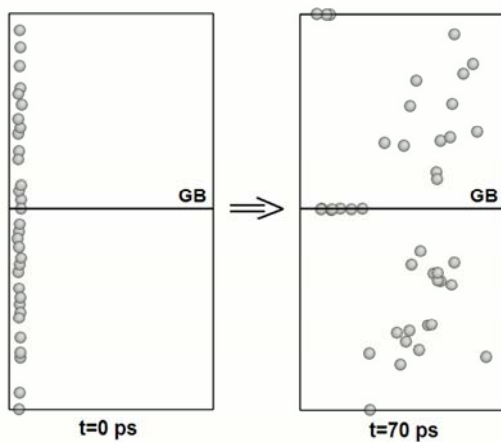


Рис. 1. Обработка результатов, полученных методами автордиографии и снятия слоёв для диффузии ^{14}C (a) and ^{60}Co (b) в α -железе, используя технику графической дифференциации



Моделирование методом молекулярной динамики диффузии атомов водорода подтверждает замедление их миграции вдоль границы зерна (рис. 2).

Проведено сравнение полученных результатов с имеющимися литературными данными. Предполагается, что наблюдаемая в некоторых экспериментах ускоренная миграция водорода по границам зёрен обусловлена зернограничным растрескиванием в процессе электролитической накачки водорода в металл.

ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ ДЕФОРМАЦИИ НА ДЕФЕКТНУЮ СТРУКТУРУ, ДЛИТЕЛЬНОЮ И СТАТИЧЕСКУЮ ПРОЧНОСТЬ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ

Бетехтин В.И.¹⁾, Sklenicka V.²⁾, Dvorak J.²⁾, Кадомцев А.Г.¹⁾,
Кардашев Б.К.¹⁾, Нарыкова М.В.¹⁾

¹⁾ ФГБУН Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,
Санкт-Петербург, Россия,

Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru

²⁾ Institute of Physics of Materials, AS CR, Brno, Czech Republic,
vsklen@ipm.cz

Получение и исследование высокопрочных нано и микрокристаллических металлических материалов является одним из актуальных направлений современного материаловедения [1]. Для получения таких материалов наиболее часто используется равноканальное угловое прессование (РКУП), в основе которого лежат большие пластические деформации, реализуемые в казигидростатических условиях. Высокие механические свойства наноструктурных материалов определяются в основном двумя факторами: размером зерен и состоянием их границ. Увеличение степени деформации (числа

проходов) при РКУП ведет к уменьшению размера зерен и увеличению объемной доли их границ, особенно большеугловых ($\Theta > 15^\circ$). В границах локализуется повышенная концентрация дислокаций, вакансий, нанопор и других дефектов, за счет чего границы являются источниками высоких внутренних напряжений и находятся в неравновесном состоянии.

В связи с вышесказанным важно выяснить, как влияет изменение в процессе РКУП размера зерен и состояние их границ на прочностные характеристики субмикроструктурных материалов при их статических испытаниях (микротвердость, предел текучести) и при длительном нагружении (долговечность). Отметим, что долговечность является наименее изученной и в то же время, несомненно, важной характеристикой работоспособности высокопрочных нано и микрокристаллических металлов и сплавов. Наноструктурные материалы по своей природе являются неравновесными, поэтому для их практического использования необходимо получить данные об их механической устойчивости.

Исследования проводились на полученных при разном числе проходов (РКУП) субмикроструктурных металлах и сплавах: Al (99.99%), Cu (99.99%), Ti (BT1-0), Cu + 0.2% Zr, Al + 0.2% Sc, Zr + 2.5% Nb.

Полученные данные свидетельствуют о том, что увеличение степени деформации (числа проходов при РКУП) существенно влияет на долговечность, приводя, в большинстве случаев, к её уменьшению; при этом характеристики статической прочности с ростом деформации растут. Анализ полученных данных позволяет сделать вывод о том, что снижение долговечности обусловлено увеличением в процессе РКУП нанопористости и доли большеугловых границ; на статические характеристики прочности нанопористость практически не влияет [2, 3]. Показано, что уменьшение нанопористости за счет различных факторов позволяет повысить долговечность [4,5].

1. А.М. Андриевский, А.М. Глезер // УФН. 2009. 179(4). С. 337-358.
2. В.И. Бетехтин, V. Sklenicka и др. // ФТТ. 2010. 52. 8. С. 1517.
3. J. Dvorak, V. Sklenicka, V.I. Betekhtin. // Mater. Science Eng. A. 2013. A584. P. 103.
4. В.И. Бетехтин, А.Г. Кадомцев и др. // Письма в ЖТФ. 2011. 37. 20. С. 75.
5. В.И. Бетехтин, Ю.Р. Колобов, М.В. Нарыкова и др. // ЖТФ. 2011. Т.81. 11. С. 58-63.

ВЛИЯНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ЗЕРЕН ПО РАЗМЕРАМ НА ПЕРЕХОД К ОБРАТНОЙ ЗАВИСИМОСТИ ХОЛЛА-ПЕТЧА В НАНОКРИСТАЛЛАХ

Зайченко С.Г.¹, Глезер А.М.²

¹*Центральный научно-исследовательский институт им. И.П. Бардина;*

²*Национальный исследовательский институт "МИСИС".*

Классическая зависимость Холла-Петча не выполняется, когда величина среднего размера зерен \bar{L} становится меньше 10–20 нм. Экспериментальные исследования предела текучести σ_T (прочности σ_f) свидетельствуют о почти скачкообразном изменении $\sigma_T(\sigma_f)$ от \bar{L} в переходной области. Такое поведение характерно при смене механизмов деформации. Однако до настоящего времени нет общепринятой модели, объясняющей аномальное поведение нанокристаллов в области действия обратной зависимости Холла-Петча.

Основываясь на экспериментальных данных, подтверждающих, что дисклинации могут играть важную роль при пластической деформации нанокристаллических агрегатов в области, подчиняющейся обратному соотношению Холла-Петча. А именно, высо-

кой, более 90 % плотности тройных стыков зерен, отсутствию свободных дислокаций, кооперативных поворотах кристаллической решетки в нанозернах, наблюдаемых *in situ* в ходе пластического деформирования, нами была подвергнута апробации эстафетная дислокационно-дисклинационная модель пластического сдвига [1]. Она основывается на переключении трансляционной и ротационной мод пластического течения. Модификация этой модели заключалась в переходе от двумерного к трехмерному случаю и учету структурного фактора (распределению зерен по размерам, которое для металлов является логарифмически нормальным). Величина критического размера зерна L_{cr} , при котором происходит смена механизмов деформации, описывается в рамках модифицированной модели, соотношением, полученным в аналитическом виде:

$$k_g L_{cr}^{-1/2} = K \exp[3s^2/8](3s^2/2 + \ln[\alpha L_{cr}]) / L_{cr},$$

где $k_g = \text{const}$ в зависимости Холла-Петча; $K = Gb/[2\pi(1-\nu)]$, $\alpha = 0.4\delta/b$, G – модуль сдвига, b – вектор Бюргерса дислокации (полосы сдвига), ν – коэффициент Пуассона, s – стандартное отклонение, δ – параметр, учитывающий вклад ядер дислокаций. L_{cr} являлись корнями нелинейного уравнения и для типичных значений параметров чистой меди составили $L_{cr} = 9$ нм ($s = 0$), 11 нм ($s = 0.4$), 15 нм ($s = 0.6$) и 25 нм ($s = 1.0$). Полученные значения L_{cr} возрастают с увеличением s , смещаясь в область действия классической, а не в сторону обратной зависимости Холла-Петча. Это противоречие объясняется тем, что зависимость $\sigma_T(\bar{L})$ ($\sigma_f(\bar{L})$), предложенная в [1], возрастает с уменьшением \bar{L} (аналогично классической зависимости Холла-Петча) вплоть до значения ≈ 2 нм. Таким образом, можно сформулировать требования к функции, описывающей зависимость предела текучести σ_T (прочности σ_f) от \bar{L} . Она должна возрастать с увеличением \bar{L} и в точке пересечения с зависимостью Холла-Петча принимать максимальное значение, уменьшающееся с увеличением s . Все аналитические и численные результаты получены благодаря использованию самой мощной компьютерной системы Mathematica.

Авторы выражают благодарность РФФИ (грант 14-08-00241а) за поддержку.

1. Колесникова А.Л., Овидько И.А., Романов А.Е. Письма в ЖТФ, т.33, в.15, с.26-33.

ФИЗИЧЕСКИЕ МОДЕЛИ НОВЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Карпов М.И.

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

Проведен анализ возможных структурных состояний металлических сплавов, которые способны стать основой новых жаропрочных металлических материалов. В качестве наиболее перспективных в этом отношении рассматриваются естественные композиты (*insitucomposite*), представляющие собой эвтектики типа металл-интерметаллид, и искусственные композиты – многослойные материалы, состоящие из чередующихся слоев металлов и интерметаллидов. Приводятся результаты, полученные на модельных материалах этих типов.

СЛОИСТАЯ СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНОГО КОМПОЗИТА ИЗ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ С ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКИМ УПРОЧНЕНИЕМ

Фирстов С.А.¹, Карпов М.И.², Коржов В.П.², Горбань В.Ф.¹,
Крапивка Н.А.¹, Строганова Т.С.²

¹Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины, Киев

²Институт физики твёрдого тела РАН, г. Черноголовка, Россия

korzhov@issp.ac.ru

При создании жаропрочных композиционных материалов для умеренных (до 700–800°C) температур базовыми сплавами являются, в основном, сплавы Ti–Al. С появлением нового класса, так называемых, высокоэнтропийных сплавов (ВЭС), для вышеупомянутого семейства материалов появилась реальная надежда существенно улучшить жаропрочность, а так же повысить её температурный порог.

В качестве деформируемых ВЭС были выбраны сплавы составов FeCoNiMnCr и FeCoNi₂MnCrCu со структурой ГЦК-твёрдых растворов. Они выплавлялись в вакуумно-дуговой печи с не расходующим W-электродом в атмосфере Ar и затем прокатывались при комнатной температуре до ленты толщиной 0,4 мм.

Плоские композитные образцы получались диффузионной сваркой (ДС) под давлением пакетов, собиравшихся из лент ВЭС и сплава Al–Si с номинальным содержанием Si~0,5 ат.%. Для ДС использовалась вакуумная установка с нагревателем специальной конфигурации из высокопрочного графита, способного выдавать температуру 1700°C. Из такого же графита были изготовлены пуансоны, между которыми размещался свариваемый пакет. Предусматривались два этапа ДС: (1) ~600°C в течение 2 ч под давлением 5,3 МПа + (2) 950°C, 30 мин при 73,5 МПа.

Диффузия между элементами ВЭС и Al–Si происходила, в основном, за счёт диффузии атомов ВЭС. В результате на месте Al–Si формировался слой MeAl толщиной 75–80 мкм, представляющий собой упорядоченный ОЦК-твёрдый раствор элементов ВЭС в моноалюминиде MeAl. Кроме того между слоями MeAl и (ВЭС) – твёрдого раствора Al₃Si в ВЭС – наблюдались переходные зоны из дендритных и бездендритных слоёв соединения Me₃Al с общей толщиной 15–17 (рис. 1). В дендритном слое 2-й фазой был твёрдый раствор Al₃Si в ВЭС.

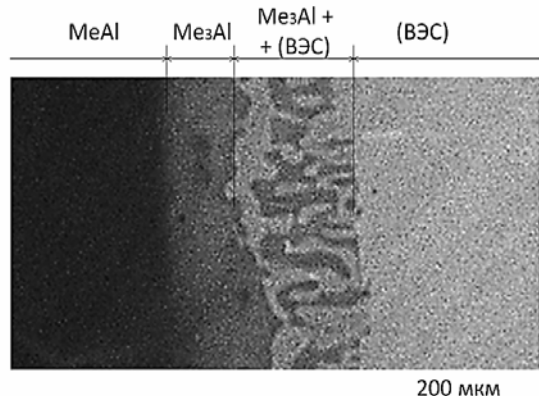


Рис.1. Фрагмент микроструктуры между слоями соединения MeAl и твёрдым раствором Al и Si в ВЭС

Методом микроиндентирования определялись твёрдость H_{IT} и модуль упругости E образовавшихся в композите слоёв. Для слоя (ВЭС): $H_{IT} = 3,9 \pm 0,2$ ГПа и $E = 125 \pm 6$ ГПа; для дендритного слоя: $H_{IT} = 9,2 \pm 0,3$ ГПа и $E = 159 \pm 10$ ГПа; для слоя соединения MeAl: $H_{IT} = 5,5 \pm 0,5$ ГПа и $E = 150 \pm 12$ ГПа.

Если прочность исходного ВЭС при температуре 750°C не превышала 375 МПа, то в интервале 20–850°C предел пропорциональности полученного композита оставался в пределах 614 ± 77 МПа.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СЛОИСТОГО КОМПОЗИТА ИЗ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА С КАРБИДНЫМ И ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКИМ УПРОЧНЕНИЕМ

Фирстов С.А.¹, Карпов М.И.², Коржов В.П.², Горбань В.Ф.¹,
Крапивка Н.А.¹, Строганова Т.С.²

¹Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины, Киев

²Институт физики твёрдого тела РАН, г. Черноголовка, Россия

korzhov@issp.ac.ru

Повышенный интерес к высокоэнтропийным сплавам (ВЭС) связан с их высокими прочностными характеристиками и способностью противостоять термическим напряжениям. К тому же ВЭС с ГЦК-решеткой обладают достаточной пластичностью, обеспечивающей их деформацию при комнатной температуре. Целью данной работы является исследование возможности получить жаропрочный композиционный материал с их использованием.

Для этого был выбран ВЭС состава FeCoNiMnCr со структурой ГЦК-твёрдого раствора. Слоистый композиционный материал получался диффузионной сваркой (ДС) пакета, собранного из отрезков ленты ВЭС, между которыми прокладывались фольги из кремнистой бронзы состава Al-0,5 ат.%Si толщиной 0,1 мм. ДС пакетов проводилась в два этапа: (1) ~600°C в течение 2 ч под давлением 5,3 МПа + (2) 950°C / 30 мин / 73,5 МПа. Для науглероживания наружных слоёв ВЭС-сплава между пуансонами и пакетом прокладывались графитовые фольги.

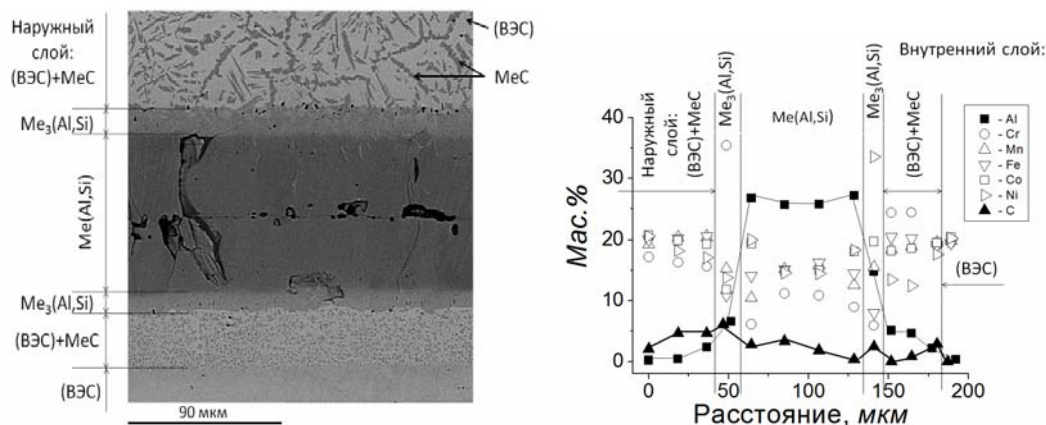


Рис. 1. Фрагмент микроструктуры поперечного сечения композита и результаты рентгеноспектрального анализа

В результате этого наружные слои ВЭС науглероживались с образованием карбида MeC (серые выделения, рис. 1), содержавшего ~13%С и ~61 мас.%Cr, как наиболее карбидообразующего элемента. Содержание других элементов ВЭС – от 1,3 для Ni до 12,5 мас.% для Mn. В (ВЭС) – матрице твёрдого раствора – концентрация углерода составляла 5 мас.%. Оказалось, что углерод «пронизал» и ближайший к поверхности диффузионный слой из соединений Me₃(Al,Si) и Me(Al,Si) толщиной 120 мкм, образовавшийся при ДС, и во 2-м от поверхности слое (ВЭС) его содержание падало от 2,5–4,5 мас.% до 0 лишь на глубине 70–80 мкм.

В интервале от 700 до 950°C измерена прочность при испытаниях на 3-точечный изгиб и длительная прочность при испытаниях на ползучесть.

МНОГОСЛОЙНЫЙ КОМПОЗИТ ИЗ НИОБИЯ С КАРБИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ, ПОЛУЧЕННЫЙ ДИФфуЗИОННОЙ СВАРКОЙ

Коржов В.П., Ершов А.Е., Строганова Т.С., Прохоров Д.В.

Институт физики твёрдого тела РАН, г. Черноголовка, Россия
korzhov@issp.ac.ru

Известно, что сплавы с преимущественно направленной структурой обладают, как правило, лучшими свойствами, чем те, которые её не имеют. Именно поэтому в плавильных технологиях хорошо известна выплавка сплавов методами направленной кристаллизации. Часто, например, в случае жаропрочных сплавов, формируется ламинарная слоистая структура, представляющая собой чередование интерметаллической фазы, обеспечивающей материалу жаропрочность, и относительно пластичной фазы – твёрдого раствора на базе основного металла – обеспечивающей материалу трещиностойкость при комнатной температуре. В сплавах такая структура образуется естественным образом. Но слоистую структуру можно сформировать и искусственным путём, заложив предпосылки к ней заранее. Речь идёт о пакетной прокатке с последующей диффузионной сваркой (ДС) или только о ДС многослойных пакетов из фольг различных по функциональной принадлежности металлов. Некоторыми из авторами предлагаемой работы уже была показана возможность получать таким способом слоистые структуры с интерметаллическим упрочнением в многослойных композитах Ni/Al, Nb/Al, Nb/Si, Ti/Al и, в самое последнее время, высокоэнтропийный сплав/Al.

В этом сообщении пробуются возможность получить прототип жаропрочного материала на основе ниобия со слоистой структурой и карбидным упрочнением. Собирался пакет из нескольких десятков Nb-фольг с 2-сторонним покрытием из пироуглеродного углерода CNbC, чередовавшихся с Nb-фольгами без покрытия. Пироуглеродное покрытие наносилось при $\sim 1100^\circ\text{C}$ разложением метана CH_4 . ДС под давлением собранного пакета осуществлялась в интервале от $1150\text{--}1300^\circ\text{C}$. На рис. 1 показывается, что между Nb-слоями образуется диффузионный слой, состоящий из плотного слоя Nb толщиной 6 мкм и остатков карбида Nb_2C .

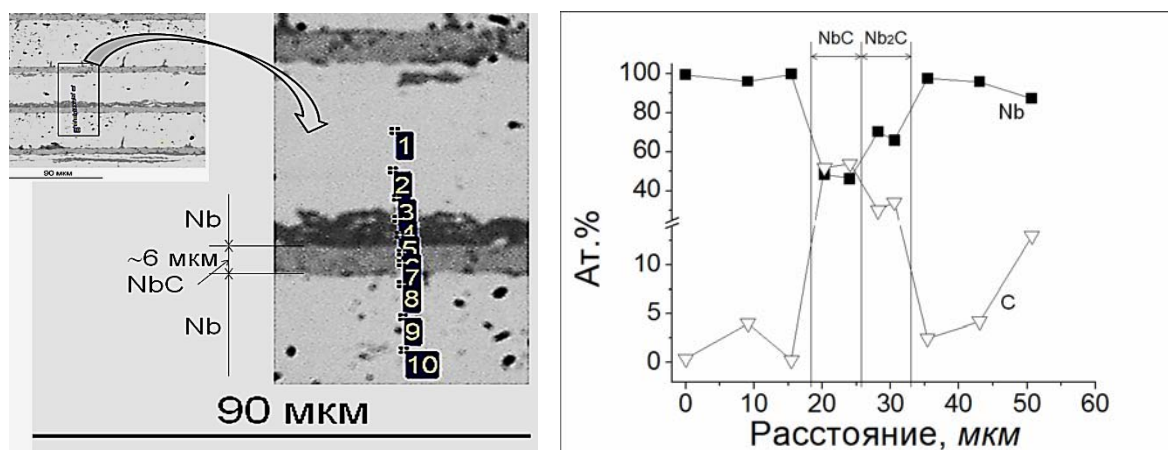


Рис. 1. Фрагмент микроструктуры поперечного сечения многослойного пакета Nb/CNbC и результаты рентгеноспектрального анализа

Приводятся первые результаты кратковременных испытаний на 3-точечный изгиб при температурах в интервале $1200\text{--}1300^\circ\text{C}$ и сравнение их с пакетом Nb/Nb.

ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА И НЕКОТОРЫЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИОБИЙ-АЛЮМИНИЕВЫХ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ

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

Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Московская обл., Россия
prohorov@isssp.ac.ru

Интерес Nb/Al слоистым композитам обусловлен тем, что в условиях нагрева соединенные между собой слои ниобия и алюминия образуют высокопрочные интерметаллиды. В результате, которого образуется слоистая структура чередующихся пластичных фаз твердого раствора Nb(Al) и прочных интерметаллидов, способных в значительной степени, влиять на комплекс механических свойств материалов. Одним из наиболее важных достоинств этих материалов является их малая плотность, обеспечивающая, возможность получения композитов с высоким уровнем удельной прочности. При выполнении данной работы в качестве исходных материалов для получения композитов использовали фольги ниобия и алюминия толщинами: ниобий 300 мкм – алюминий 50 мкм. Собранные фольги из чередующихся фольг подвергали диффузионной сварке и дальнейшей пакетной прокатке на вакуумном прокатном стане при 530 °С, после которой пакты докатывались до 300 мкм и отжигались при 1100 °С в течение 1 часа.

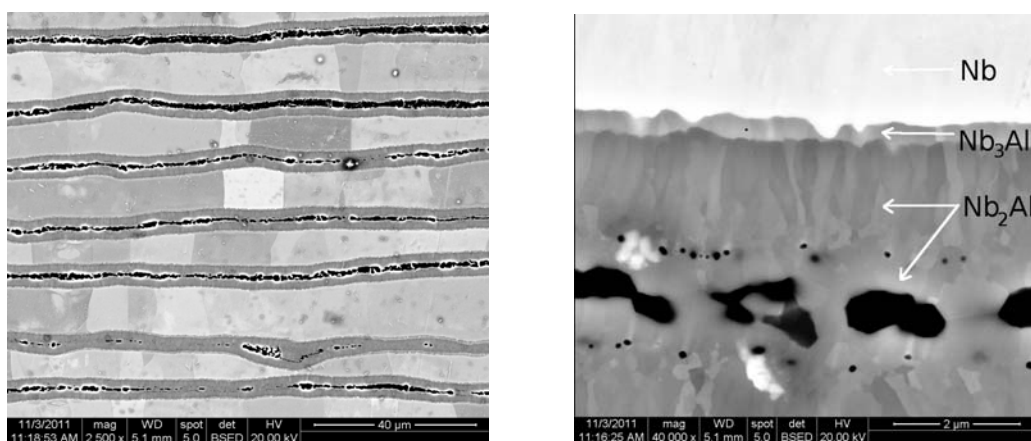


Рис. 1. Структура слоистого композита после отжига при 1100 °С, с соотношением толщин Nb/Al = 300/50 мкм

Как видно из рис. 1, диффузия алюминия во время отжига привела к образованию пористости в слое алюминия и образованию интерметаллидов. Визуально можно выделить 4 слоя. Точечный микрорентгеноспектральный анализ позволил определить количественный состав каждого слоя. Наиболее светлый слой соответствует чистому ниобию, средняя толщина данного слоя составляет порядка 18 мкм. Стехиометрическое соотношение ниобия и алюминия в следующем слое соответствует интерметаллиду Nb₃Al. Для данного интерметаллида средняя толщина слоя равна порядка 500 нм. Следующий слой соответствует интерметаллиду Nb₂Al, образованному в результате взаимной диффузии Al и Nb. Средняя толщина данного слоя составляет порядка 2 мкм. Четвертый слой также соответствует интерметаллиду Nb₂Al, однако образован в результате диффузии ниобия в алюминий. Данный слой отличается высокой пористостью, однако для слоев алюминия, до отжига имевших малую толщину образование пор практически не наблюдается.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И НЕКОТОРЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ Ti/Al

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

Институт физики твёрдого тела РАН, г. Черноголовка, Россия,
terekhova@issp.ac.ru

В настоящее время немаловажное внимание уделяется разработкам новых видов конструкционных материалов. Сплавы на основе системы Ti/Al являются наиболее перспективной альтернативой жаропрочным сплавам и характеризуются достаточной удельной прочностью, хорошими антикоррозионными свойствами и существенной жаропрочностью в области умеренных температур (до 800–850°C). Жаропрочность достигается за счёт интерметаллических выделений TiAl и Ti₃Al.

В данной работе исследуются композиты со слоистой структурой, состоящей из диффузионных слоёв интерметаллических соединений Ti с Al и твёрдого раствора Al в Ti. Первые должны придавать материалу прочность при повышенных температурах, а слои твёрдого раствора – трещиностойкость в нормальных условиях. Материал в виде массивных пластин получали диффузионной сваркой (ДС) под давлением и пакетной прокаткой, с последующей ДС под давлением, многослойных пакетов, собранных из чередующихся тонких Ti- и Al-фольг.

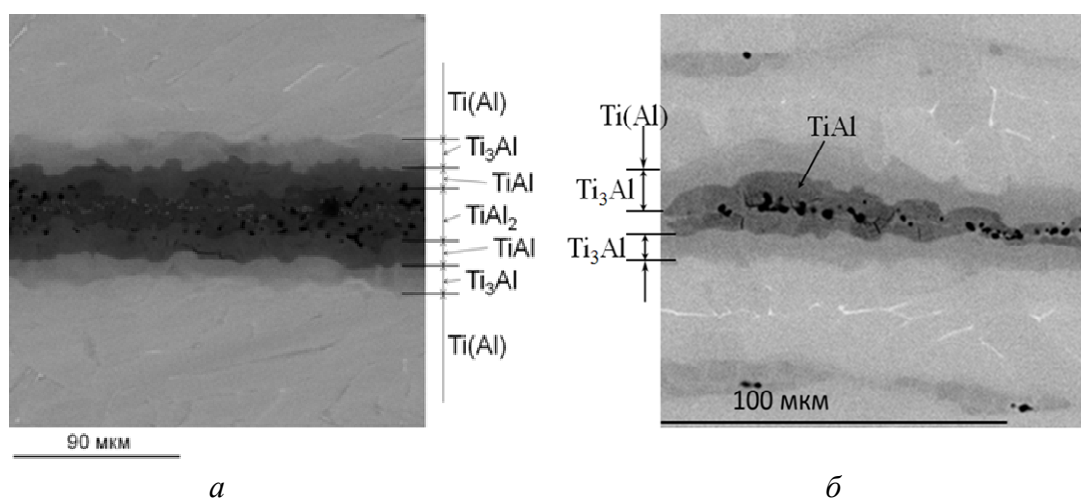


Рис. 1. Микроструктуры поперечных сечений многослойных композитов Ti/Al после ДС по режиму: 550°C, 5 ч + 1020°C, 30 мин под давлением 16,7 МПа (а) и после пакетной прокатки с ДС под давлением (б). Данные растровой электронной микроскопии и рентгеноспектрального анализа

Структура композита Ti/Al после ДС с конечной температурой 1020°C в течение 30 мин под нагрузкой 2 Т показана на рис. 1 (а). Видно, что на месте Al-прослоек образовались диффузионные слои, каждый из которых состоит из 2-х интерметаллических слоёв Ti₃Al (22,5–26,8 ат.%Al; 72,4–77,1 ат.%Ti), 2-х слоёв TiAl (~53,5 ат.%Al; ~46,2 ат.%Ti) и одного внутреннего TiAl₂-слоя (37,4–38,2 ат.%Al; 61,6–61,7 ат.%Ti). Ti-слои после ДС превращались в твёрдый раствор алюминия в титане Ti(Al).

Испытания на 3-точечный изгиб. При комнатной температуре $\sigma_{\text{ПЦ}} = 300\text{--}450$ и $1050\text{--}1300$ МПа, когда прилагаемая нагрузка P соответственно перпендикулярна (\perp) и параллельна (\parallel) поверхности слоёв (ab). При 750°C и $P \perp$ (ab) $\sigma_{\text{ПЦ}}$ повышалась до ~700 МПа. При 850°C и $P \perp$ (ab) $\sigma_{\text{ПЦ}}$ имело значительный разброс – от 400 до 850 МПа.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА СИСТЕМЫ Nb-Si

Карпов М.И., Строганова Т.С., Коржов В.П., Кийко В.М., Внуков В.И.

Институт физики твёрдого тела РАН, г. Черноголовка, Россия
stroganova@issp.ac.ru

Характеристиками конструкционных жаропрочных материалов для работы при повышенных и высоких температурах является их трещиностойкость при низких температурах и сопротивление ползучести при высоких температурах. В работе исследовался сплав Nb-Si эвтектического состава, легированный РЗМ и элементами IVb-, Vb- и VIb-подгрупп периодической системы. Образцы выплавлялись методом направленной кристаллизации со скоростью вытягивания расплава из горячей зоны 2,5 мм/мин. Структура сплава (рис. 1) состояла из колоний Nb-твёрдого раствора и высокотемпературного соединения Nb₅Si₃. Рентгеноструктурным анализом также обнаружены фаза Nb₃Si и в небольшом количестве низкотемпературная фаза Nb₅Si₃.

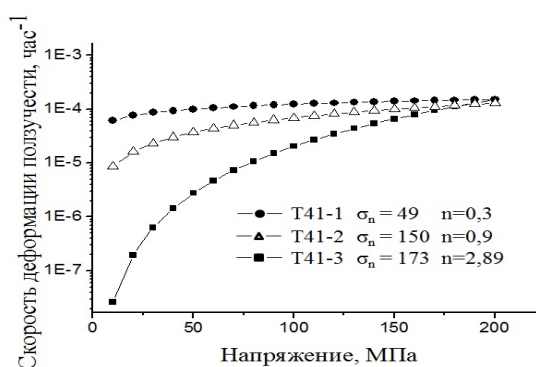
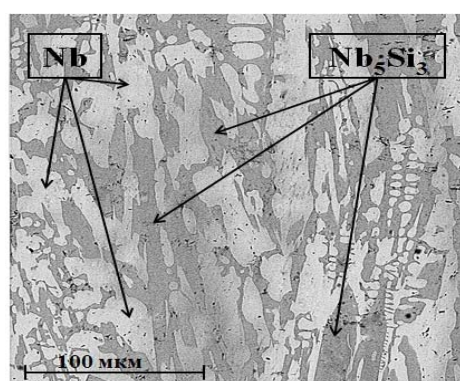


Рис.1. Микроструктура продольного сечения образца сплава Nb-Si-Mo-Ti-Hf-Zr-Al-Cr-Y и зависимость скорости деформации ползучести $\dot{\epsilon}$ от напряжения σ при 1300°C: $\dot{\epsilon} = (\sigma/\sigma_n)^n$, где σ_n – напряжение, при котором за 100 ч деформация равна 1%

Определения кратковременной прочности и ползучести проводились по испытаниям на 3-точечный изгиб при 1300°C. Значения кратковременной прочности находились на уровне ~1200 МПа. При $\sigma = 100$ МПа $\dot{\epsilon}$ равны соответственно $1,2 \cdot 10^{-4}$, $7,2 \cdot 10^{-5}$ и $1,95 \cdot 10^{-5}$ ч⁻¹.

Образец	$K_c, \text{МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$			
	[1]	[2]	[3]	среднее
T41-1	10,3	10,1	10,3	10,2
T41-2	10,2	9,91	10,1	10,1
T41-3	8,92	8,71	8,87	8,83
T41-4	7,92	7,74	7,88	7,85

Трещиностойкость определялась по испытаниям образцов с боковым надрезом на 3-точечный изгиб при плоской деформации. Вычислялся критический коэффициент интенсивности напряжений по максимальной нагрузке K_c . Использование 3-х вариантов K_c -тарифов [1–3] преследовало цель оценить величину разброса значений K_c , полученных различными расчётами. Разброс

оказался невелик (табл. 1).

1. Standard Test Method for Plain-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials. Annual Book of ASTM Standards. Vol. 03-01, 1991.
2. Bower A. F. Applied mechanics of solids // CRC Press.2009.
3. Ковчик С.Е., Морозов Е.М. Характеристики кратковременной трещиностойкости материалов и методы их определения. // В кн. Механика разрушения и прочность материалов. Под ред. В.В. Панасюка // Киев: «Наукова думка», 1988.

РЕЛЬЕФ ПОВЕРХНОСТИ РАЗДЕЛА ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ: ВСПЛЕСКИ И ВОЛНЫ

Гринберг Б. А.¹, Иванов М.А.², Иноземцев А.В.¹

¹ Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, РФ, bella@imp.uran.ru

² Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАНУ, Киев, Украина
maivanov@ukr.net

Два процесса – образование выступов и образование зон локального расплавления – определяют рельеф поверхности раздела при сварке взрывом. В отсутствие выступов возникали бы проблемы со сцеплением, и требовались бы либо реконструкция металлических связей, либо транспорт точечных дефектов. Но наличие выступов решает эту проблему: выступы играют при этом роль ”клиньев“, обеспечивая взаимопроникновение контактирующие материалов.

Исследовалась эволюция рельефа соединений (C_p) медь-тантал и (E_p) алюминий-тантал, имеющих плоскую границу раздела. Для того, чтобы выяснить, какой рельеф имеет поверхность тантала для указанных соединений, была использована следующая процедура. Была вытравлена медь (алюминий), а затем получены СЭМ изображения поверхности тантала при разных углах по отношению к пучку. Фактически каждое из полученных СЭМ изображений дает вид на поверхность тантала с точки зрения разных наблюдателей.

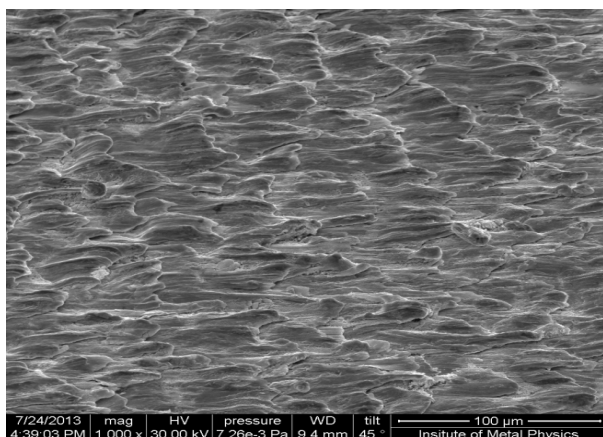


Рис.1. Всплески на поверхности Та, плоская граница, соединение (C_p) Cu–Та (медь вытравлена)

Обратим внимание на существенную особенность изображения выступов на рис. 1: повторяемость самоподобных элементов рельефа. Хотя граница раздела считается плоской, но выступы для обоих исследуемых соединений похожи на всплески волн. Такое сходство является неожиданным, если учесть, что выступы образованы твердой фазой, которая не испытывала расплавления.

Была проведена сварка при параметрах ниже нижней границы окна свариваемости. Сварного соединения, как и следовало ожидать, не получилось. Однако на поверхности тантала наблюдаются всплески. Их гораздо меньше, чем на рис. 1.

Такого количества всплесков оказалось по-видимому недостаточным для обеспечения свариваемости. При альтернативном изменении параметров, а именно несколько выше нижней границы, т.е. внутри окна свариваемости, обнаружено, что поверхность раздела полученного соединения в основном является волнообразной, но одновременно в отдельных областях содержит и всплески. Это подтверждает высказанное нами ранее предположение, что всплески являются предвестниками волн.

Работа выполнена при финансовой поддержке проектов УрО РАН № 12-У-2-1011, 13-2-014-УТ, 12-2-2-007.

1. B.A. Greenberg, M.A. Ivanov, V.V. Rybin et al. The problem of intermixing of metals possessing no mutual solubility upon explosion welding (Cu–Ta, Fe–Ag, Al–Ta) // Materials Characterization. 2013. V. 75. P. 51.

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ЗАКАЛОЧНОГО ОХЛАЖДЕНИЯ НА КИНЕТИКУ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО РАСПАДА МАРТЕНСИТА УГЛЕРОДСОДЕРЖАЩИХ СТАЛЕЙ

Гринберг Е. М., Алексеев А. А.

Тульский государственный университет, Тула, Россия,
ant.suv-tula@mail.ru

Цель данной работы – исследование кинетики низкотемпературного распада мартенсита низколегированных углеродсодержащих сталей, закаленных с различной скоростью охлаждения.

Объектами экспериментального исследования приняты стали 20Г2Р, 30ХРА, 40Х, 50РА и У8А. Термическую обработку проводили по режимам, включающим закалку в различных средах (минеральное масло, вода, 10%-й водный раствор NaCl и 5%-й водный раствор NaOH) с последующим вылеживанием при комнатной температуре или отпуском при 65, 90 и 155 °С.

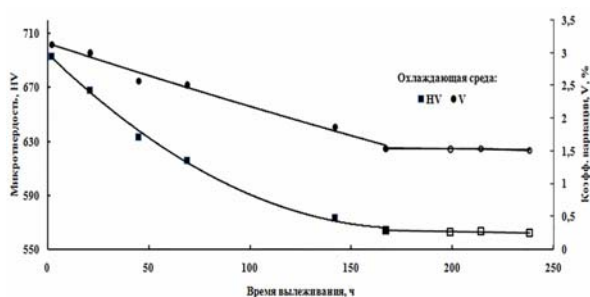


Рис. 1. Зависимость изменения микротвердости и коэффициента вариации от времени вылеживания для стали 40X после закалки в соли

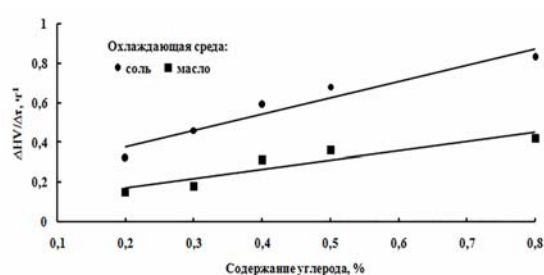


Рис. 2. Зависимость средней интенсивности изменения микротвердости на первом этапе распада мартенсита от содержания углерода в стали при вылеживании

С увеличением скорости охлаждения микротвердость закаленной стали линейно возрастает. Это объясняется уменьшением сегрегации углерода на структурных дефектах как аустенита в температурном интервале, предшествующем мартенситному превращению, так и в пределах мартенситного интервала при самоотпуске, и повышением вследствие этого равномерности распределения углерода в мартенсите.

Распад мартенсита при вылеживании или низком отпуске происходит в два этапа (рис. 1). При этом его интенсивность больше на первом этапе и тем больше, чем выше скорость охлаждения при закалке. На втором этапе распад протекает значительно медленнее. Подобный характер изменения микротвердости имеет место для всех исследованных сталей независимо от скорости охлаждения при закалке и температуры последующего низкого отпуска. Средняя интенсивность уменьшения твердости на первом этапе распада тем выше, чем больше содержание углерода (рис 2) в мартенсите и чем выше температура отпуска.

Окончание первого этапа распада мартенсита при низком отпуске в интервале 20-155 °С соответствует одинаковому значению микротвердости для каждой стали, определяемому только содержанием углерода в стали и независимым ни от скорости охлаждения при закалке, ни от температуры отпуска.

В работе представлен детальный анализ кинетики распада и определены значения энергии активации на двух этапах распада мартенсита при низком отпуске.

НЕОДНОРОДНОСТИ ПОВЕРХНОСТИ РАЗДЕЛА ВБЛИЗИ НИЖНЕЙ ГРАНИЦЫ СВАРИВАЕМОСТИ (СВАРКА ВЗРЫВОМ)

Иноземцев А. В., Волкова А. Ю., Гринберг Б. А.

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

Вопросам свариваемости разнородных металлов уделяется большое внимание, как в нашей стране, так и за рубежом. Поток информации по сварке материалов с резко различными физико-химическими свойствами и механическими характеристиками бурно нарастает. Одним из эффективных методов получения слоистых композиционных материалов является сварка, но среди большого количества исследований структурным исследованиям соединений полученных этим методом уделяется недостаточное внимание.

Ранее в работе [1] были представлены результаты исследования неоднородностей поверхности раздела (выступов) в сварных соединениях, полученных сваркой взрывом. В настоящей работе методами сканирующей электронной микроскопии и оптической интерферометрической профилометрии исследованы биметаллические соединения, полученные при различных режимах сварки взрывом. Выявлены особенности микрорельефа контактной поверхности, характерные для каждого режима, от режима «ниже нижней границы свариваемости» (рис. 1а,б,в) до режима стабильного волнообразования (рис. 1г) и показана роль образования всплесков (выступов) на поверхности раздела в образовании сварного соединения.

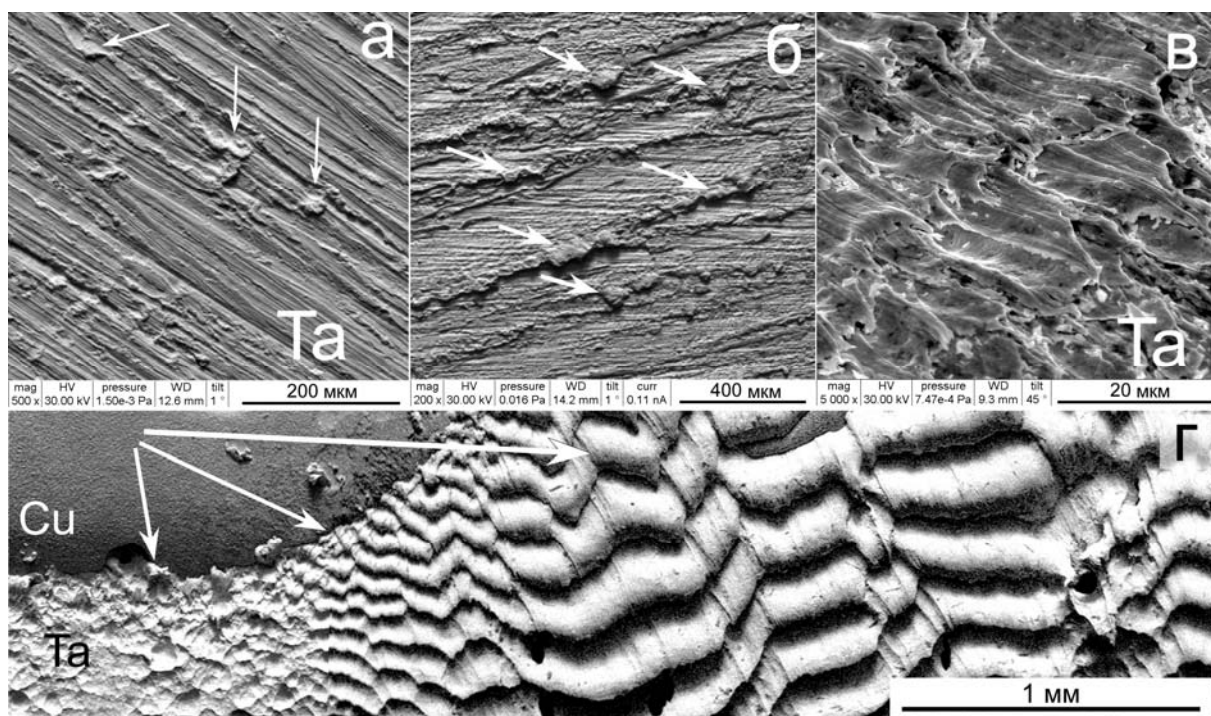


Рис. 1. Увеличение плотности всплесков на контактной поверхности тантала при получении соединений Al–Ta (а) и Cu–Ta (б, в) в режиме «ниже нижней границы» и видоизменение контактной поверхности при переходе от выступов к волнообразованию при нестационарном режиме получения соединения (г)

1. Б.А. Гринберг, М.А. Иванов, В.В. Рыбин, А.В. Иноземцев, О.В. Антонова, О.А. Елкина, А.М. Пацелов, С.В. Кузьмин, В.И. Лысак, В.Е. Кожевников. Неоднородности поверхности раздела при сварке взрывом // ФММ. 2012. Т. 113 № 2. С. 187–200.

СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ МАГНИИ В УСЛОВИЯХ СДВИГА ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Власова А.М., Гринберг Б.А., Пилюгин В.П., Антонова О.В.

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

Разработки и исследования наноструктурных материалов демонстрируют возможность получения ультрамелкозернистых структур в металлических образцах, используя методы интенсивной пластической деформации. Автомобильная и аэрокосмическая промышленность требуют легких материалов, тогда как магний и его сплавы, обладающие хорошим отношением «прочность/вес», удовлетворяют этим требованиям, позволяя тем самым облегчить металлические конструкции. Помимо этого магний – это материал, для которого характерны аномалии деформационного поведения, а именно: аномалия предела текучести и блокировка дислокаций без помощи внешних напряжений [1,2].

Данное исследование имеет своей целью исследовать эволюцию структуры в чистом металлическом магнии после деформации, степень которой варьировалась от 0,15 до 11 ед. в истинных логарифмических единицах. Образцы поликристаллического магния в форме дисков диаметром 5 мм и толщиной $h_0 = 0,3 \dots 0,4$ мм (после деформации $h_k \approx 0,05-0,25$ мм) деформировали кручением под давлением $P \approx 6$ МПа при комнатной температуре до различных степеней деформации, определяемых углами $\varphi = 5^\circ, 15^\circ, 45^\circ, 90^\circ, 180^\circ$ и числом оборотов диска $N = 1, 3, 5, 10$.

При увеличении деформации от $e = 5,2$ до $e = 11$ наблюдается переход от ячеистой дислокационной структуры (рис. 1а) к структуре со средним размером зерна 277 нм и с высокими внутренними напряжениями внутри зерен (рис. 1б). При высоких степенях деформации проявляется ярко выраженная внутренняя дислокационная структура зерен. Наблюдается базисная текстура деформации.

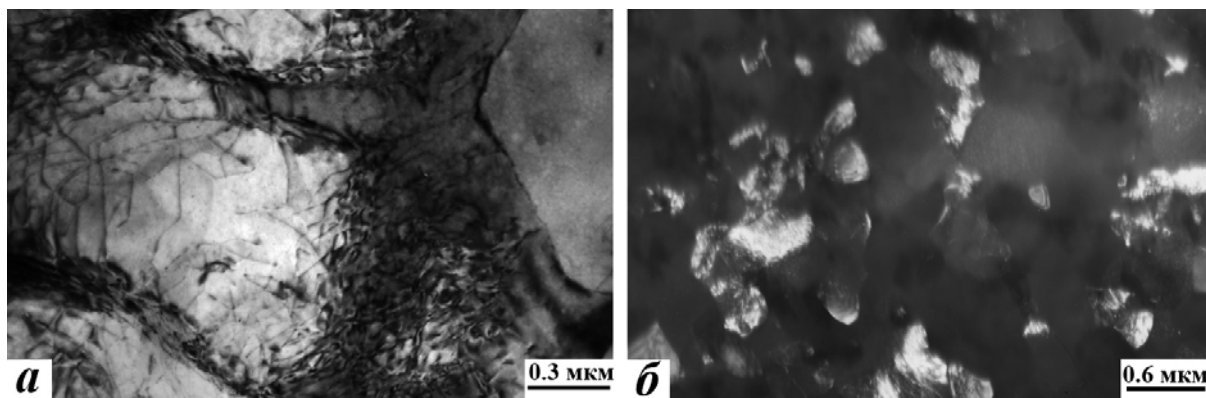


Рис. 1. Электронно-микроскопические изображения структуры Mg после кручения
а) $e = 5,2$ (светлопольное изображение), б) $e = 11$ (темнопольное изображение в р. (102))

1. Власова, А.М. Аномалии деформационного поведения монокристаллического магния / А.М.Власова, Б.А.Гринберг // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. -2014.-Т.11, №1.- С. 105-109.
2. Блокировка $(c+a)$ -дислокаций в монокристаллах магния в отсутствие внешнего напряжения / А.М.Власова, Б.А.Гринберг, М.А.Иванов, О.В.Антонова, А.М. Пацелов //Деформация и разрушение материалов.- 2014.-№4.-С. 10-14.

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ АМОРФНЫХ ФАЗ, ПОЛУЧЕННЫХ РАЗЛИЧНЫМИ СПОСОБАМИ, В СПЛАВЕ $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$

Шалимова А.В.¹, Велигжанин А.А.², Сундеев Р.В.^{1,3}, Зубавичус Я.В.²,
Глезер А.М.^{1,3,4}, Чернышов А.А.²

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

² НИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия

³ МГУПИ, Москва, Россия; ⁴ НИТУ «МИСЦ», Москва, Россия

shalimovy@mtu-net.ru

Проведено исследование эволюции параметров структуры аморфного сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ в ходе мегапластической деформации в камере Бриджмена. В ходе работы использовалась комбинация дифракционных методов исследования (просвечивающая электронная микроскопия, стандартный рентгеноструктурный анализ и рентгеновская дифракция в синхротронном излучении с пространственным разрешением). Это позволило выявить: 1 – зависимости изменения средней доли кристаллической фазы от величины деформации; 2 – зависимости локальной доли кристаллической фазы ($V_{кр}^{loc}$) вдоль радиуса образца с шагом 500 мкм при различных величинах деформации. Следует отметить, что (рис.1) различные изменения $V_{кр}^{loc}$ для всех зависимостей фиксируются приблизительно до середины радиуса образца.

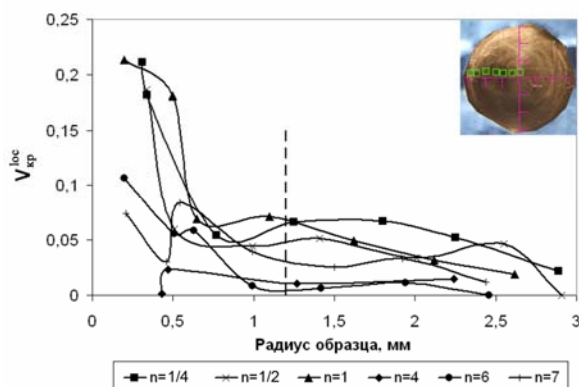


Рис. 1 Изменение $V_{кр}^{loc}$ после $n = 1/4 - 7$; для исходного состояния $V_{кр}^{loc} = 0$; пунктиром обозначена граница областей структурных изменений; начало отсчета по оси абсцисс соответствует центру образца; на врезке – изображение образца с указанием точек съемки дифрактограмм с пространственным разрешением; площадь области съемки в каждой точке - 350×350 мкм²

Можно выделить две области структурных изменений вдоль радиуса образца при всех исследованных величинах деформации: 1-от центра образца до ~ середины радиуса (1,2 мм); 2 – от середины радиуса до края образца. В первой области выявляются заметные различия $V_{кр}^{loc}$ вблизи центра для различно деформированных образцов: наибольшая $V_{кр}^{loc}$ наблюдается для образцов при $n = 1/4$ и 1. Во второй области - от середины радиуса до края образца $V_{кр}^{loc}$ плавно уменьшается к краю, причем структурные изменения подобны для всех рассмотренных величин деформации. Из локальных дифрактограмм, снятых в каждой точке вдоль радиуса образца, извлекались функции радиального распределения. Затем для каждой точки вдоль радиуса образца рассчитывались значения межатомных расстояний и координационных чисел. Сравнительный анализ результатов, полученных различными методами, позволяет предполагать, что аморфное состояние сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$, полученное при воздействии на кристаллическую фазу больших деформаций в камере Бриджмена при комнатной температуре, идентично аморфному состоянию, полученному в том же сплаве при закалке из расплава.

Авторы выражают благодарность РФФИ за финансовую поддержку (гранты 12-02-00860а и 14-02-00271а), а также Е.А. Печиной за помощь в проведении механических испытаний.

ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ НА УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИЗКОМОДУЛЬНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Голосова О.А.¹, Бетехтин В.И.², Колобов Ю.Р.³, Кардашев Б.К.², Кадомцев А.Г.², Нарыкова М.В.², Иванов М.Б.³, Вершинина Т.Н.³

¹*Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН,
Черноголовка, Россия,*

golosova@ism.ac.ru

²*Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия*

³*Белгородский государственный национальный исследовательский университет,
Белгород, Россия*

Основным материалом современной медицины являются легкие и прочные сплавы на основе титана, благодаря высокому уровню их коррозионной стойкости и совместимости с биологическими средами. При использовании титановых сплавов для изготовления имплантатов и протезов чрезвычайно благоприятным обстоятельством оказывается их низкий модуль упругости, что улучшает биомеханическую совместимость с тканями организма. Наиболее перспективным с этой точки зрения является класс β -сплавов титана с модулем упругости 60-80 МПа. Модуль упругости определяет функциональную надежность имплантатов, проявляемую ими в реальных условиях работы в живом организме. Желательным является достижение величины модуля упругости, близкого к соответствующему для костной ткани (30 ГПа).

В качестве исходного материала был выбран новый низко модульный титановый β -сплав Ti-26Nb-7Mo-12Zr со средним размером зерен 280 мкм. Термомеханическая обработка исследуемого сплава заключалась в листовой прокатке с различными степенями деформации (30, 60 и 90%) и последующем рекристаллизационном отжиге. Образцы исследуемого сплава после холодной прокатки с суммарной степенью деформации 30 и 60%, и отжига имеют частично рекристаллизованную структуру, объемная доля рекристаллизованных зерен составляет 43% и 94% соответственно. При этом отжиг образца после прокатки до максимальной степени деформации (90%), приводит к формированию рекристаллизованной однородной мелкозернистой глобулярной структуры по всему объему со средним размером зерен 9 мкм. Доля большеугловых границ зерен составляет 82%.

Изучение упруго-пластических свойств проводилось акустическим резонансным методом составного пьезоэлектрического вибратора при продольных колебаниях на частотах около 100 кГц, при этом измерение модуля упругости и амплитудно-независимого декремента проводилось в широком диапазоне амплитуд колебательных деформаций. Использовались умеренные амплитуды, что позволяет сохранять дислокационную структуру исследуемых образцов. В результате проведенных измерений было выявлено, что формирование бездефектной рекристаллизованной ультрамелкозернистой структуры в исследуемом титановом β -сплаве Ti-26Nb-7Mo-12Zr приводит к существенному увеличению условного предела микротекучести и модуля упругости (86.4 ГПа) и уменьшению декремента упругих колебаний по сравнению с его исходным состоянием (модуль упругости 80.7 ГПа). При этом сплав с преимущественно деформированной матрицей (доля рекристаллизованных зерен менее 50%) характеризуется более низкими значениями модуля упругости 71 ГПа и условного предела микротекучести.

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРЕН НА НАКОПЛЕНИЕ И РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ДЕФЕКТОВ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ГЦК ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ

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

*ФГБОУ ВПО «Томский государственный архитектурно-строительный университет»,
Томск, Россия*
koneva@tsuab.ru

Целью настоящей работы было исследование различных параметров дислокационной структуры (ДС), формирующейся при пластической деформации в различных участках зерен поликристалла. Объектами исследования являлись поликристаллические ГЦК твердые растворы Cu–Al и Cu–Mn со средними размерами зерен 10, 20, 40, 60, 100, 120 и 240 мкм. Пластическая деформация осуществлялась растяжением со скоростью $2 \cdot 10^{-2} \text{сек}^{-1}$ при температурах 293–573 К. Дислокационная структура образцов, деформированных до различных степеней деформации, изучалась на фольгах методом ПЭМ. Проводилось измерение скалярной плотности дислокаций (ρ), плотности (ρ_G) геометрически необходимых дислокаций, плотности (ρ_s) статистически запасенных дислокаций, размера дислокационных ячеек (Д), кривизны-кручения кристаллической решетки (χ) и некоторых других параметров. Определялись как средние параметры дефектной структуры по всему образцу, так и локальные на различных расстояниях от ГЗ. Исследование показало, что скалярная плотность дислокаций и другие параметры ДС изменяются по мере удаления от границ зерен (ГЗ). Величина ρ максимальна вблизи ГЗ и убывает по мере удаления от них. Этот эффект наблюдается для всех исследуемых размеров зерен. На ряду со скалярной плотностью дислокаций были измерены ее компоненты ρ_s и ρ_G . Прежде всего отметим, что вдали от ГЗ $\rho_s > \rho_G$. Вблизи ГЗ наблюдается интересный новый эффект: для размера зерен 10...20 мкм ρ_G оказывается больше, чем ρ_s . Это имеет место вплоть до $\varepsilon = 15\%$. После $\varepsilon > 15\%$ ρ_s становится больше, чем ρ_G . При больших размерах зерен как вблизи ГЗ, так и вдали от них $\rho_s > \rho_G$. Интересно поведение размера дислокационных ячеек Д. Размер ячеек минимален вблизи ГЗ и возрастает по мере удаления от них. Этот эффект коррелирует с зависимостью ρ от расстояния от ГЗ.

В работе были измерены и другие параметры ДС. Остановимся на результатах измерения кривизны-кручения (χ) кристаллической решетки. Проведенные исследования показали, что основными источниками кривизны-кручения кристаллической решетки являются ступени на ГЗ и тройные стыки зерен. Установлено значительное различие χ вблизи и вдали от ГЗ.

Анализ полученных в работе результатов свидетельствует о наличии упрочненной зоны вблизи ГЗ. В этой зоне выше скалярная плотность дислокаций, меньше размер ячеек, больше кривизна кручения кристаллической решетки и может изменяться соотношение между параметрами ρ_s и ρ_G . Существование упрочненной зоны вблизи ГЗ необходимо учитывать при рассмотрении механизмов упрочнения поликристаллического агрегата.

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ИЗБЫТОЧНОЙ ПЛОТНОСТИ ДИСЛОКАЦИЙ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

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

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

В деформированных материалах возникают внутренние поля напряжений, что в свою очередь приводит к появлению на электронно-микроскопических изображениях деформированного материала изгибных экстинкционных контуров. Восстановить поля напряжений, возникающие в деформированном теле, можно по параметрам этих контуров. Авторами предложена методика [1] определения внутренних напряжений, плотности запасенной энергии, избыточной плотности дислокаций в деформированном материале. Внутренние напряжения и избыточная плотность дислокаций представляют собой тензоры второго порядка. Для кубических кристаллов тензоры внутренних напряжений и избыточной плотности дислокаций содержат только по две независимых компоненты, характеризующие изгиб – кручение кристаллической решетки. Остальные компоненты равны нулю или могут быть выражены через эти две компоненты. В локальных местах фольги деформация может быть как чисто пластической, так и упруго-пластической, поэтому при определении избыточной плотности дислокаций необходимо учитывать две составляющие локальной деформации: пластическую и упругую, и для каждой составляющей рассматривать по две компоненты – изгиб и кручение.

Целью настоящей работы было исследование распределения избыточной плотности дислокаций в деформированной поликристаллической аустенитной стали 110Г13. Сталь деформировалась растяжением при комнатной температуре вплоть до разрушения. Анализ полученных результатов показал, что деформация по всему образцу неоднородна, и распределения избыточной плотности дислокаций, полученные при разных степенях деформации ϵ , являются многомодальными. При $\epsilon > 5\%$ на гистограммах избыточной плотности дислокаций появляются дополнительные моды, и их количество растет с увеличением степени деформации вплоть до 29%. Это можно связать с возникновением и дальнейшим увеличением числа систем микродвойникования [2]. Среднее значение избыточной плотности дислокаций при увеличении степени деформации ведёт себя по-разному: сначала растет, затем убывает и далее вновь растёт. Замечено, что снижение среднего значения избыточной плотности дислокаций происходит при определенных степенях деформации, и это каждый раз сопровождается появлением ещё одной системы микродвойникования. Изменения избыточной плотности дислокаций тесно связано со структурными изменениями, происходящими при микродвойниковании в деформированной аустенитной стали.

1. Киселева С.Ф., Попова Н.А., Конева Н.А., Козлов Э.В. Определение внутренних напряжений и плотности энергии, запасенной при упруго-пластической деформации изотропного тела, по кривизне-кручению кристаллической решетки // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. – 2012. – Т.9, №1. – С.7-14.
2. Конева Н.А., Киселева С.Ф., Попова Н.А., Козлов Э.В. Эволюция внутренних напряжений и плотности запасенной энергии при деформации аустенитной стали 110Г13 // *Деформация и разрушение материалов*. - 2013. - №9. - С.38-42.

ПОВЫШЕНИЕ СТАБИЛЬНОСТИ СТРУКТУРЫ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО НИКЕЛЯ ПУТЕМ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ СЕГРЕГАЦИИ МЕДИ ПО ГРАНИЦАМ ЗЕРЕН

Найдёнкин Е.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
Томск, Россия,
nev@ispms.tsc.ru*

В последние годы опубликовано большое число работ, посвященных исследованиям структуры и свойств ультрамелкозернистых (УМЗ) металлов и сплавов (размер зерен $d < 1$ мкм), полученных методами интенсивной пластической деформации (ИПД). Это связано с тем, что такие материалы, благодаря малому размеру зерен, повышенной протяженности и неравновесности границ, демонстрируют комплекс повышенных физико-механических свойств. В тоже время, одной из основных проблем, препятствующих практическому применению ультрамелкозернистых материалов, является низкая стабильность структуры в условиях внешних воздействий. В частности было показано, что в условиях растяжения при комнатной температуре в наноструктурном никеле наблюдаются зоны локализованной деформации, в которых протекают релаксационные процессы миграции и рекристаллизации. В недавних работах была также обнаружена миграция границ зерен ультрамелкозернистого никеля в условиях прокатки даже при температуре жидкого азота.

Одним из возможным путей повышения стабильности структуры и свойств ультрамелкозернистых материалов, полученных методами интенсивной пластической деформации, представляется снижение подвижности границ и склонности к рекристаллизации путем выделения на них частиц или атомов примеси. В связи с вышеизложенным, в настоящей работе были проведены исследования влияния предварительной сегрегации меди по границам зерен ультрамелкозернистого никеля в процессе низкотемпературного диффузионного отжига на стабильность структуры этого материала при последующей глубокой прокатке ($\epsilon \sim 90\%$) при комнатной температуре. Проведенные исследования показали, что диффузионное насыщение границ зерен ультрамелкозернистого никеля атомами меди в процессе низкотемпературного (573К) отжига приводит к снижению кривизны границ и, как следствие, их подвижности в условиях последующей прокатки при комнатной температуре. Это позволяет сохранить в материале однородную УМЗ структуру, в отличие от чистого никеля, в котором в аналогичных условиях наблюдается повышение кривизны границ зерен и развитие рекристаллизации в областях локализованной деформации.

ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В α - β ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ В ПРОЦЕССЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ОТЖИГОВ

Раточка И.В., Лыкова О.Н., Грабовецкая Г.П., Найденкин Е.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
ivr@ispms.tsc.ru*

В последние годы проводится большое число исследований, направленных на разработку объемных ультрамелкозернистых (УМЗ) металлов и сплавов с использованием различных методов интенсивной пластической деформации. Интерес к таким материалам обусловлен проявляемым ими комплексом уникальных механических и физико-химических свойств. Результаты многочисленных исследований показывают, что необычные свойства УМЗ материалов, полученных методами ИПД, обусловлены малым размером зерен, неравновесным состоянием границ с высокой плотностью деформационных дефектов и наличием упругих искажений решетки, а также связанных с ними далекодействующих полей напряжений. Однако, несмотря на большой объем экспериментальных данных, до сих пор до конца не ясны закономерности и механизмы диффузионно-контролируемых процессов, протекающих в указанных материалах. Последнее существенно усложняет разработку и оптимизацию режимов термомеханической обработки металлов и сплавов с ультрамелкозернистой (субмикро- и нанокристаллической) структурой. В связи с этим, целью настоящей работы является исследование закономерностей эволюции структуры и фазового состава ультрамелкозернистых α - β титановых сплавов, полученных методами ИПД, с различным содержанием β стабилизирующих элементов при низкотемпературных ($T < 0,5 T_{\text{пл}}$) термических воздействиях.

В связи с вышеизложенным, в настоящей работе проведено исследование влияния низкотемпературных изотермических отжигов на структурно-фазовое состояние и механические свойства ультрамелкозернистых α - β титановых сплавов, полученных воздействием интенсивной пластической деформации. Показано, что особенности эволюции структурно-фазового состояния указанных сплавов определяются концентрацией легирующих примесей (Al и V), температурой и длительностью отжигов. Установлено, что рассматриваемые отжиги приводят к немонотонной зависимости механических свойств сплавов от времени отжига. Обнаружено, что причиной немонотонной зависимости механических свойств после низкотемпературных отжигов является развитие конкурирующих диффузионно-контролируемых процессов, способствующих как упрочнению (образование в результате фазовых превращений мелкодисперсных частиц и формирование новых зерен в нанометровом диапазоне), так и разупрочнению (развитие процессов возврата и рост зерен до микронных размеров) исследуемых сплавов. Премирование тех или иных процессов при низкотемпературных отжигках, зависящее от состояния границ зерен, способа деформационного воздействия, а также концентрация и распределение β стабилизирующих элементов, определяет рост или снижение механических (прочностных) свойств указанных сплавов.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014 - 2020 годы» (соглашение № 14.604.21.0039).

НАНОМЕХАНИЧЕСКИЕ МОДЕЛИ УПРАВЛЕНИЯ БИОХИМИЧЕСКИМИ ПРОЦЕССАМИ НА МОЛЕКУЛЯРНОМ И КЛЕТОЧНОМ УРОВНЕ

Головин Ю.И.¹⁻⁴, Грибановский С.Л.¹, Головин Д.Ю.¹, Клячко Н.Л.^{2,3,4},
Мажуга^{2,3}, А.Г., Кабанов А.В.^{2,4}

¹ Научно-образовательный центр «Нанотехнологии и наноматериалы», ТГУ имени Г.Р. Державина, Тамбов, Россия.

² МГУ им. М.В. Ломоносова, Москва, Россия, ³МИСИС, Москва, Россия

⁴ Center for Nanotechnology in Drug Delivery, UNC Eshelman School of Pharmacy, University of North Carolina at Chapel Hill, Chapel Hill, USA

golovin@tsu.tmb.ru

Механические процессы с участием сил и деформаций играют важнейшую роль в функционировании всего живого – от отдельных макромолекул (ДНК, РНК, ферментов), клеток, сосудов, мышц, органов до организмов в целом. Различные виды массажа, вытягивания костных тканей, ультразвукового воздействия много лет применяются для терапии на макроуровне. Однако они не обладают необходимой селективностью и не позволяют локализовать воздействие на микро- и тем более нано-уровне, ввиду чего имеют ограниченные возможности в медицине. Инструментом такого локализованного воздействия могут быть функционализированные однодоменные магнитные наночастицы (МНЧ), на которые действует переменное магнитное поле (ПМП) заданных параметров. Вращательно-колебательное движение таких частиц в ПМП может быть эффективным средством активации желательных биохимических процессов на уровне единичных макромолекул и клеток. В работе обсуждаются физические модели поведения отдельных МНЧ и их димеров в низкочастотном ПМП (единицы – сотни Гц), а также генерируемые ими в окружающих макромолекулах силы и деформации. Установлено что в безопасных и легко достижимых низкочастотных ПМП с индукцией в десятки-сотни мТ такие медиаторы способны создать силы (до нескольких сотен пН) и деформации в макромолекулах (до нескольких десятков нм), стенках везикул, липосом, мембранах клеток и т.п., достаточные для значительного изменения их состояния и функций в организме. Проведена экспериментальная проверка этих подходов и моделей. Показано, что ПМП частотой 50 Гц с индукцией 100-200 мТ, действуя на биохимические катализаторы – ферменты через сферические МНЧ радиусом 10 нм позволяет менять их каталитическую активность на десятки процентов. Стержнеобразные МНЧ диаметром 20 и длиной 100 нм в таком же ПМП нарушают структуру бислойных мембран в везикулах и клетках, что может быть использовано для контролируемого выпуска лекарств из наноконтейнеров (например, липосом) и селективного умерщвления раковых клеток.

Работа выполнена при поддержке грантов Министерства образования и науки РФ (гранты 11.G34.31.0004 и К1-2014-022) и Российского научного фонда (грант РНФ14-13-00731).

1. Головин Ю.И., Грибановский С.Л., Головин Д.Ю., Клячко Н.Л., Кабанов А.В. Однодоменные магнитные наночастицы в переменном магнитном поле как медиаторы локальной деформации окружающих макромолекул // ФТТ.– 2014.– Т. 56.– Вып. 7.– С. 1292-1300.
2. Головин Ю.И., Клячко Н.Л., Головин Д.Ю., Ефремова М.В., Самодуров А.А., Сокольски-Папков М., Кабанов А.В. Новый подход к управлению биохимическими реакциями в магнитной наносuspension с помощью низкочастотного магнитного поля // Письма в ЖТФ.– 2013.– Т. 39.– Вып. 5.– С. 24-32.

ИЗОТОПНО-ИНДУЦИРОВАННАЯ ГЕНЕРАЦИЯ ПАРАМАГНИТНЫХ ДЕФЕКТОВ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ КРИСТАЛЛОВ ^{29}Si

Коплак О.В.¹, Штейнман Э.А.², Моргунов Р.Б.¹

¹Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка, Россия

²Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия

o.koplak@gmail.com

Обнаружено, что количество парамагнитных кластеров, образующихся при пластической деформации кристаллов кремния, увеличивается в кристаллах, обогащенных изотопом ^{29}Si [1]. Пластическое деформирование изотопно-обогащенных кристаллов ^{29}Si (73%) при температуре 950 °С приводит к формированию парамагнитных дефектов

большой концентрации (в 10–16 раз), чем в кристаллах с естественной распространенностью изотопов (4.7%). Спектры электронного парамагнитного резонанса деформационных дефектов анизотропны (рис.1) и обладают большей шириной (до 1 кОе) по сравнению с ширинами линий известных парамагнитных дефектов в Si.

Установлено, что в деформационных кластерах парамагнитных дефектов имеются антиферромагнитные спин-спиновые взаимодействия $\sim 30\text{--}50$ К. Влияние сверхтонкого взаимодействия на спин-зависимые реакции кремния с кислородом, либо изменение упругих констант и дилатации кристаллической решетки могут быть причинами образования деформационных дефектов в обогащенных кри-

сталлах ^{29}Si . Полученные экспериментальные данные объясняют эффекты влияния внешнего магнитного поля и поля магнитных ядер на физические свойства поверхности кремния [2-4].

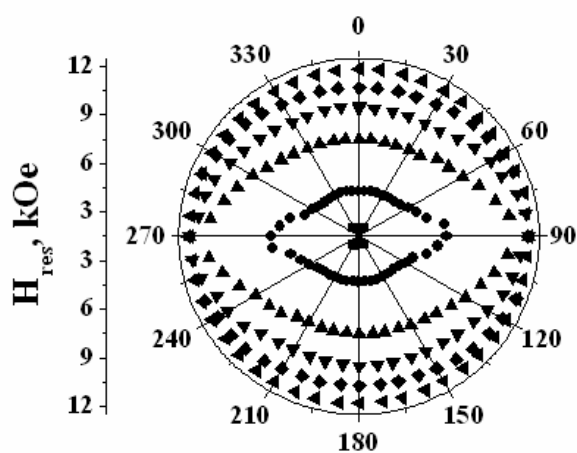


Рис.1. Ориентационные зависимости резонансного поля H_{res} линий ЭПР при $T = 9$ К, появившихся после пластической деформации изгиба при 950 С в образце ^{29}Si

Работа поддержана грантом РФФИ 14-03-31004 мол_а.

1. О.В.Коплак, А.И.Дмитриев, С.Г.Васильев, Э.А.Штейнман, Р.Б.Моргунов, ЖЭТФ, **145**, 709 (2014).
2. O.V.Koplak, A.I.Dmitriev, T.Kakeshita, R.B.Morgunov, Journal of Applied Physics, **110**, 044905-1-8 (2011).
3. О.В.Коплак, Р.Б. Моргунов, А.Л.Бучаченко, Письма в ЖЭТФ, **96**, 107(2013).
4. O.Koplak, R.Morgunov, A.Buchachenko, Chemical Physics Letters, **560**, 29(2013).

ВЛИЯНИЕ АЗОТА НА СТАЛИ ДЛЯ ПОДШИПНИКОВ КАЧЕНИЯ

Белоусов Г.С., Филиппов Г.А., Белоусов А.В.

ФГУП ЦНИИчермет им. И.П.Бардина
iqs12@yandex.ru

В процессе эксплуатации подшипники качения подвергаются многофакторному нагружению, а именно: циклическим нагрузкам, импульсным и ударным нагрузкам, абразивному износу истиранию, воздействию агрессивных сред. Во ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П.Бардина» разработан метод упрочнения деталей машин в среде компримированного азота, включающий высокотемпературное азотирование и последующую термическую обработку [1]. Высокая эффективность предложенного метода была доказана для металлообрабатывающего инструмента и деталей машин и механизмов, в частности прецизионных деталей топливной аппаратуры дизельных двигателей [2].

Упрочнению были подвергнуты образцы из сталей 110X18M-ШД, 60X13C-ШД, 95X18-Ш, 8X4B9Ф2-Ш, на которых за тем проводились испытания на контактную выносливость, как основного вида нагружения подшипников качения, на стенде собственной оригинальной конструкции. Все образцы до упрочнения и после испытывали в одинаковых условиях. Критерием разрушения образцов приняли начало выкрашивания (образование каверн) на поверхности дорожек качения. В результате испытаний было установлено, что все упрочненные образцы выдерживали большее в 2-8 раз число циклов нагружений по сравнению с не упрочненными, в зависимости от марки стали и режимов упрочнения. На упрочненных образцах после испытаний наблюдались каверны, размер которых был многократно меньше, чем на образцах без упрочнения. Исследования структуры образцов показали, что поверхностные слои упрочненных образцов имеют дисперсную структуру и более высокую микротвердость (до 1100 HV) по сравнению с исходными образцами. Так же было установлено, что в поверхностных слоях упрочненных образцов возрастает содержание хрома до четырех раз по сравнению с сердцевиной. Общая глубина упрочненного слоя достигает до 1,5 мм.

1. Белоусов Г.С. «Структура и свойства аустенитных железомарганцевых сплавов со сверхравновесными концентрациями азота». Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук. Москва. 1992 г.
2. Белоусов Г.С., Филиппов Г.А. Упрочнение деталей топливной аппаратуры в среде компримированного азота. // Проблемы черной металлургии и материаловедения. №2, 2011, с. 20-22.

СТАЛИ СО СТРУКТУРОЙ БЕЙНИТА И МАРТЕНСИТА ДЛЯ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЁС

Гриншпон А.С., Гетманова М.Е., Илюхин Д.С., Филиппов Г.А.

ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П.Бардина», Москва,
igs12@yandex.ru

В настоящее время для производства железнодорожных колёс используются высокоуглеродистые низколегированные стали перлитного класса. Принято считать, что структура высокоуглеродистого перлита обладает наибольшим сопротивлением истиранию и износу. Установлено, что при одинаковом уровне твердости стали со структурой перлита обладают более высоким сопротивлением этому виду разрушения, чем стали со структурой бейнита и мартенсита. С другой стороны, известно, что износо-

стойкость стали зависит от уровня твердости. Чем выше прочность и твердость, тем больше износостойкость.

Кроме износостойкости колесная сталь должна обладать высоким сопротивлением контактно-усталостному разрушению, возникающего в результате взаимодействия колеса с рельсом. Сопротивление этому виду разрушения зависит в основном от уровня предела текучести стали, поскольку механизм его связан с развитием микропластической деформации в поверхностных слоях обода в ходе эксплуатации.

Поскольку важным фактором, определяющим эксплуатационную стойкость колес является однородность структуры по сечению обода. Обод при его изготовлении подвергается прерывистой закалке. При этом получение однородной структуры перлита по сечению обода не всегда удается обеспечить, что негативно сказывается на сопротивлении образованию дефектов контактно-усталостного происхождения.

В связи с этим, поиск альтернативных перлитной структур колесной стали, обеспечивающих сочетание высокой твердости (не менее 320 НВ), износостойкости и однородности по сечению обода является важной практической задачей.

В настоящем докладе рассмотрены результаты исследований структуры и механических свойств колесных сталей различного химического состава, обеспечивающего при охлаждении обода получение однородной структуры бейнита и мартенсита по сечению обода колеса.

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВЕРХНИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ

Шабалов И.П., Филиппов В.Г., Чевская О.Н.

*ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П.Бардина», Москва,
igs12@yandex.ru*

Низкоуглеродистые мартенситные стали (НМС), как новый вид конструкционных материалов, широко исследованы в работах Р.И. Энтина и Л.М. Клейнера. Основное преимущество такого типа сталей – сочетание высоких показателей прочности и вязкости, предопределили их применение в различных изделиях и конструкциях, работающих в жестких условиях эксплуатации. Тем более, что получение высокого комплекса свойств таких сталей не требует закалки с отдельного нагрева, поскольку благодаря специальному легированию дисперсная структура низкоуглеродистого мартенсита образуется при охлаждении на воздухе.

Известно, что НМС используются при производстве бесшовных труб. Однако, использование их для производства сварных труб большого диаметра пока не нашло применения. Хотя тенденция развития трубных сталей свидетельствует о возрастании доли сдвиговых составляющих в структуре.

В связи с этим, представляет интерес разработка и опробование НМС в качестве материала для электросварных труб. При этом следует отметить, что для достижения высоких показателей вязкости, характерных для современных трубных сталей, необходимо понижение содержания в НМС углерода и фактически создания нового подкласса НМС – сверхнизкоуглеродистых мартенситных сталей (СНМС).

В настоящей работе рассмотрена структура и механические свойства опытных вариантов СНМС с содержанием углерода от 0,03 до 0,10%, полученных в горячекатаном состоянии и после контролируемой прокатки, а также после отпуска при различных температурах.

О ДОСТОВЕРНОСТИ И ВОСПРОИЗВОДИМОСТИ РЕЗУЛЬТАТОВ ПРИ РЕШЕНИИ НЕКОТОРЫХ МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКИХ ЗАДАЧ

Кудря А.В.

НИТУ "МИСус", Москва, РФ
avkudrya@inbox.ru

Для различных источников данных в материаловедении (изображения структур и изломов, результаты определения механических свойств, базы данных технологического контроля процесса и продукта) оценены источники возможных ошибок их определения, последствия принятия решений на их основе. Показана необходимость корректного применения статистических процедур при обработке результатов, в частности, построении гистограмм распределения данных, сопоставлении различных выборок однотипных данных (при их малых объемах, например, когда необходимо оценить небольшие смещения хладноломкости по серийным ударным испытаниям, где эффективно использование принципа максимума правдоподобия [1]).

На примере определения фрактальной размерности изломов показано, как недостаточная статистика наблюдений может привести к появлению противоречивых результатов, когда для различных механизмов разрушения её значения могут быть одинаковыми и значимо отличаться для идентичных изломов. Однако возможны и ограничения сверху, например, при измерении мезогеометрии изломов с использованием лазерной профилометрии.

Для многих промышленных сталей и сплавов, где вследствие разнообразных сценариев протекания технологической наследственности (в условиях широкого поля допуска технологии) характерны разномасштабные неоднородные структуры установлена необходимость учета взаимосвязи масштабов структурной неоднородности и габаритов образцов с целью объективной оценки влияния структуры на свойства сплавов.

В условиях массового применения цифровой техники наблюдения различных изображений в материаловедении важно обеспечить единство их измерений [2]. В этой связи определены критические факторы процедур, лимитирующие точность измерения геометрии строения некоторых типичных структур.

Для больших массивов данных результатов производственного контроля процесса и продукта показана неэффективность традиционно применяемой регрессии при установлении причин неоднородности свойств материалов, по сравнению с процедурами непараметрической статистики и приёмами когнитивной графики. Такой подход обеспечивает реализацию иного принципа управления свойствами материалов в условиях действующей технологии: не по возмущению, а по его нелокальной компенсации на последующих этапах технологии, косвенно учитывающего особенности эволюции структур и дефектов по технологической цепочке..

В целом, учет всех этих обстоятельств обеспечивает возможность объективного предсказания свойств неоднородной структуры из описания ее микроскопических составляющих и строения изломов, мониторинга технологий, что является ключевой задачей материаловедения.

1. Клепиков Н.П., Соколов С.Н. Анализ и планирование экспериментов методом максимума правдоподобия. – М.: Наука, 1964. – 184с.
2. Соколовская Э.А. // Проблемы материаловедения. 2013. №. 4.

ОЦЕНКА ЧИСЛЕННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК СРЕДНЕЙ ЛОКАЛЬНОЙ СТРУКТУРЫ ДЛЯ МАТЕРИАЛА В АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИИ

Велигжанин А.А.¹, Зубавичус Я.В.¹, Чернышов А.А.¹, Сундеев Р.В.²,
Шалимова А.В.²

1) НИЦ «Курчатовский Институт»

2) Институт металловедения и физики металлов
им. Г.В.Курдюмова, ФГУП «ЦНИИчермет им.И.П.Бардина»
alexey.veligzhanin@gmail.com

Представлена методика исследования тонкой структуры материала в аморфно-кристаллическом состоянии с учетом неоднородности деформации в камере Бриджмена. Новизна применяемой методики состоит в соединении метода пространственной дифрактометрии на просвет с пространственным разрешением 350 мкм с возможностью извлечения функции радиального распределения атомов из дифракционных кривых, полученных для каждой точки экспонируемого образца. Точки съемки располагались вдоль радиуса образца с шагом 500 мкм. Работа проводилась на станции «Структурное материаловедение» НИЦ «Курчатовский Институт» для съемки с использованием синхротронного излучения. В рамках рассматриваемой методики для оценки локальной доли кристаллической фазы в каждой точке использовалась автоматическая итерационная процедура, основанная на работе [1], позволяющая разделить узкие дифракционные рефлексы и широкие аморфные гало. Проведен анализ ограничений методики с учетом особенностей используемого источника излучения, геометрии съемки, химического состава исследуемого материала и малого размера экспонируемой площади. В результате проделанной работы появилась возможность сравнительного анализа аморфного состояния сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$, полученного закалкой из расплава с аморфным состоянием, возникающим в процессе деформационной аморфизации при комнатной температуре в камере Бриджмена. Установлено, что средняя тонкая структура обоих аморфных состояний идентична.

Работа выполнена при поддержке гранта Фонда РФФИ №12-02-00860-а.

1. Visser J.W. Automatic Collection of Powder Data from Photographs // Journal of applied crystallography. 1975. 8. P. 1-7.

РЕНТГЕНОВСКАЯ ТОМОГРАФИЯ И ЕЕ ПРИМЕНЕНИЕ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ СОВЕРШЕНСТВА СТРУКТУРЫ МОНОКРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ

Суворов Э. В.

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

Современное физическое материаловедение неразрывно связано со структурными исследованиями материалов (кристаллов, твердых растворов – сплавов, аморфных систем, наноструктур и пр.) так как именно структурное их состояние, часто на атомном уровне, определяет практически все важнейшие физические и эксплуатационные свойства. Пластичность и прочность, тепловые, электрические и магнитные параметры, оптические характеристики и пр., как правило, определяются дефектами структуры кри-

сталлов. Поэтому создание материалов с наперед заданными свойствами теснейшим образом связано с совершенствованием уже известных и созданием новых современных методов исследования реальной структуры материалов. Особое место среди громадного спектра современных методов исследования реальной структуры кристаллов занимают рентгеноструктурные методики так как, во-первых, они позволяют увидеть внутреннее строение вещества без его разрушения и, во-вторых, это, как правило, количественные методы, дающие возможность получать многочисленные числовые параметры структуры вещества.

Работа посвящена рассмотрению некоторых вопросов рентгеновской топографии и ее применения для определения структурного совершенства монокристаллов кремния. Рассмотрена история вопроса, приводятся различные схемы рентгеновской топографии, основные характеристики метода, различные направления применения рентгеновской топографии для аттестации реальной структуры монокристаллов. Даются сведения об успешном применении синхротронного излучения в рентгеновской топографии.

Главный вопрос, возникающий при расшифровке рентгеновского дифракционного контраста на топограммах, состоит в том, как образуется дифракционное изображение дефектов в методах рентгеновской топографии, и какую информацию можно получать из анализа этого изображения. В работе рассмотрены вопросы, связанные с механизмами образования рентгеновского дифракционного изображения дефектов, приводятся примеры численного моделирования дифракционного контраста, анализируются возможности получения количественной информации о дефектах с рентгеновских топограмм.

КИНКОВАЯ МОДЕЛЬ ПЕРЕКЛЮЧЕНИЯ СОСТОЯНИЙ КВАЗИОДНОМЕРНЫХ СИСТЕМ

Петухов Б.В.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова Российской академии наук, Москва, Россия

petukhov@ns.crys.ras.ru

Во многих случаях переключение состояний в протяженных квазиодномерных материалах осуществляется посредством термически активированного или квантовомеханического образования зародышей новой фазы и их последующего разрастания вдоль системы. Примерами таких трансформаций являются переключение намагниченности в нанопроволоках в спинтронике и в молекулярно-цепочечных магнетиках, уход дислокации из долины кристаллического рельефа, репликация молекул ДНК, сворачивание краев графеновых плоскостей в нанотрубки и многие другие процессы в физике, химии и биологии. Благодаря развитию технологии использования углеродных нанотрубок для выращивания в них квазиодномерных кристаллов, число объектов для изучения кинетики фазовых превращений в подобных системах резко возросло.

В настоящем сообщении представлен метод расчета кинетики переключения состояний квазиодномерных систем и соответствующих им кривых гистерезиса, основанный на кинковом механизме. Отмечается роль дефектов в реальных материалах и обсуждается возможность динамического фазового перехода при изменении частоты переключения внешнего воздействия.

ПРИМЕСНОЕ УПРОЧНЕНИЕ КРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ

Ключник П.А.

Институт кристаллографии РАН, Москва, Россия, fandosmail@gmail.com

Процесс пластической деформации кристаллов рассматривается с точки зрения динамики дислокационного ансамбля, принимая во внимание наличие примесей. За основу берётся синтез двух моделей, одна из которых описывает взаимодействие индивидуальной дислокации с примесной подсистемой, вторая описывает коллективную динамику дислокационного ансамбля. Кристаллический рельеф в обеих моделях предполагается высоким, что соответствует свойствам рассматриваемого материала – кремния. Численно вычисляется зависимость деформирующего напряжения от величины деформации при разных значениях параметров задачи. На основании полученных данных, рассчитывается зависимость величины верхнего предела текучести от скорости деформации, концентрации примесей и начальной концентрации дислокаций. Величина упрочнения сравнивается с экспериментальными данными.

ФОРМИРОВАНИЕ ВЫСОКОПРОЧНЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ В МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СТАЛЯХ

Русаненко В.В., Филиппова В.П., Блинова Е.Н., Макушев С.Ю.

*Институт металловедения и физики металлов
ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Москва, Россия, v.v.-rusanenko@mail.ru*

Исследовано формирование высокопрочных наноструктурных состояний в железоникелевых мартенситно-старееющих сталях на основе систем железо-никель-ванадий и железо-никель-кобальт-модибден-ванадий после различных способов обработки. Установлено, что в закаленном состоянии изученные стали имеют структуру пакетного реечного мартенсита с размером кристаллов более 100 нм. После деформационно-термической обработки МС сталей происходит фрагментация мартенситной структуры и размер кристаллов мартенсита уменьшается до 80–100 нм. Результаты нейтронографического исследования показали, что на ранних стадиях старения мартенсита формируются кластеры, сегрегации размером 3–5 нм. Старение мартенсита сталей на основе системы железо-никель-ванадий при температурах, соответствующих максимальному упрочнению, приводит к выделению интерметаллидов Ni_3V размером 15–30 нм. Упрочнение в сталях на основе системы железо-никель-кобальт-модибден-ванадий связано с образованием частиц интерметаллидов двух типов: Fe_2Mo и Ni_3V , размер которых составляет 15–20 нм и 20–30 нм соответственно. Образование в структуре МС сталей дисперсных частиц интерметаллидов приводит к нанофазному упрочнению. Показано, что после различных режимов деформационно-термической обработки в исследованных сталях формируются высокопрочные наноструктурные состояния, которые включают кластеры, сегрегации, интерметаллидные нанофазы, кристаллы мартенсита наномасштабных размеров. Вышеназванные наноструктурные изменения оказывают существенное влияние на характеристики МС сталей. Формирование высокопрочных наноструктурных состояний обеспечивает создание многофункциональных сталей, обладающих свойствами конструкционных, магнитно-твердых, магнитно-полутвердых и эливарных материалов. Исследованные железоникелевые многофункциональные материалы могут найти применение в перспективных отраслях техники.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 13-02-00506)

ЭФФЕКТ СТАБИЛИЗАЦИИ РАЗМЕРОВ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ ФАЗЫ ПРИ ОТЖИГЕ АМОФНЫХ СПЛАВОВ

Шурыгина Н.А., Глезер А.М., Пермякова И.Е.

*Институт металловедения и физики металлов им. Г.В. Курдюмова
ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Москва, Россия,
shnadya@yandex.ru*

Для обеспечения высоких прочностных характеристик аморфно-нанокристаллических материалов необходимо комплексное исследование структурных параметров наночастиц кристаллической фазы, образующихся при нанокристаллизации аморфных сплавов при варьируемых температурно-временных режимах отжига. Объектами исследования являются сплавы $\text{Fe}_{50}\text{Ni}_{33}\text{B}_{17}$ и $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{29}\text{Co}_{15}\text{B}_{10}\text{Si}_2$, полученные методом спиннингования расплава в виде лент толщиной 15 и 18 мкм соответственно. Термическую обработку осуществляли отжигом в вакууме при постоянной температуре в интервале 250–450⁰С в течение 0,5–2 часов.

В сплавах $\text{Fe}_{50}\text{Ni}_{33}\text{B}_{17}$ и $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{29}\text{Co}_{15}\text{B}_{10}\text{Si}_2$ наблюдается торможение роста нанокристаллической γ -фазы (средний размер нанокристаллов при всех температурно-временных параметрах отжига составляет $D = 20$ нм). Такой эффект известен для сплавов типа «Finemet» ($\text{Fe}_{73,5}\text{Si}_{13,5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$): в процессе кристаллизации в аморфной матрице образуются нанокристаллы с очень высокой объемной плотностью, которые в дальнейшем при отжиге практически не увеличивают своих размеров. Для объяснения подобного эффекта выдвинуто несколько структурных моделей. Нам представляется, что наиболее физически корректной является структурная модель «Crystallization & Stop», предложенная в работе [1]. В соответствии с ней, торможение нанокристаллов, растущих в аморфной матрице, возможно при выполнении трех следующих условий: 1) наличие в аморфном сплаве хотя бы одного активного легирующего элемента, который повышает температуру кристаллизации аморфной матрицы; 2) необходимо, чтобы активный легирующий элемент плохо растворялся в решетке образующихся нанокристаллов; 3) в аморфной матрице должны существовать условия для зарождения большого количества нанокристаллов. Именно такая же ситуация складывается в сплавах $\text{Fe}_{50}\text{Ni}_{33}\text{B}_{17}$, $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{29}\text{Co}_{15}\text{B}_{10}\text{Si}_2$, где роль компонента, плохо растворяющегося в кристаллической решетке растущих наночастиц, играет бор. Более того, повышенная концентрация атомов бора в областях, граничащих с растущими нанокристаллами, повышает стабильность аморфной матрицы Fe–Ni–B, Ni–Fe–Co–Si–B, создавая тем самым барьерный эффект. При отжиге происходит изменение химического состава аморфной матрицы: повышение концентрации бора в сплавах приводит к повышению температуры кристаллизации аморфной матрицы. Таким образом, аномальная стабилизация нанокристаллических фаз на ранних стадиях формирования аморфно-нанокристаллических структур не является характерным признаком сплава типа «Finemet» и присуща значительному числу аморфных сплавов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 14-02-31284 мол_а, 14-02-00075а).

1. Chin T.-S., Lin C.Y., Lee M.C., Huang R.T., Huang S.M. Bulk nano-crystalline alloys // Materials Today. 2009. V. 12. № 1-2. P. 34 – 39.

СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПОД ДЕЙСТВИЕМ РАЗНЫХ ВИДОВ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВЕ $Fe_{60}Co_{15}Si_{15}V_4Nb_6$ С АПЕРИОДИЧЕСКОЙ ФАЗОЙ В ИСХОДНОМ СОСТОЯНИИ

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

ЦНИИЧермет им. И.П.Бардина, Москва, Россия
n-dyakonova@yandex.ru

Исследовано воздействие двух видов интенсивной деформации в стесненных условиях (ДСУ) – размола в шаровой мельнице [1] и кручения при квази-гидростатическом давлении [2] (метод Бриджмена) – на апериодическую фазу в сплаве $Fe_{60}Co_{15}Si_{15}V_4Nb_6$. Апериодическая фаза с кубической симметрией (кубический квазикристалл) образуется при закалке из жидкости, она термически устойчива (при нагревах до $\sim 700^\circ C$).

При размоле в шаровой мельнице структура апериодической фазы быстро разрушается. На конечных стадиях внутри частиц образовавшегося порошка формируется двухфазная нанокристаллическая структура, состоящая из аморфной матрицы и наночастиц ОЦК α -Fe. Методом рентгеновской дифрактометрии сделаны оценки характеристик структуры и их изменений при термообработке. Полученные результаты показывают, что расслоение связано с перераспределением быстро диффундирующих атомов бора, в результате которого в обогащенных областях образуется аморфная структура, а в обедненных – α -Fe. В состав ОЦК-фазы после размола входит ниобий. При последующей термообработке ОЦК-фаза обедняется, а аморфная фаза обогащается ниобием, что сдерживает кристаллизацию аморфной фазы до сравнительно высокой температуры, сравнимой с температурой кристаллизации остаточной аморфной фазы в нанокристаллических сплавах типа Файнмет.

При обработке по методу Бриджмена в трансформации исходной структуры можно выделить два этапа. Методом просвечивающей электронной микроскопии показано, что на первом этапе происходит фрагментация и практически полная разориентировка исходных, относительно крупных, зерен без изменения фазового состава, при этом катастрофического разрушения не происходит. На окончательном этапе происходит расслоение с образованием смеси аморфной фазы и нанокристаллов на основе ОЦК α -Fe. На поздних стадиях обработки структура практически одинакова для обоих видов деформации, за исключением более мелких частиц α -Fe после размола в шаровой мельнице (~ 7 нм). В обоих случаях объемная доля α -Fe $\sim 20 - 30\%$.

Общая закономерность формирования в различных сплавах наномасштабной аморфно-кристаллической структуры при ДСУ позволяет предположить, что существенный вклад в процессы формирования структуры вносит стремление системы к увеличению плотности под давлением за счет формирования в аморфной фазе среднего порядка.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 13-02-01219).

1. Дьяконова Н.Б., Власова Е.Н., Лясоцкий И.В., Дьяконов Д.Л. Деформация и разрушение материалов №12 (2013), с.2-8.
2. Лясоцкий И.В., Дьяконова Н.Б., Дьяконов Д.Л., Сундеев Р.В. Деформация и разрушение материалов №12 (2014), в печати.

К ВОПРОСУ О СТРУКТУРЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ

Лясоцкий И.В., Дьяконова Н.Б.

ЦНИИчермет им. И.П.Бардина, Москва, Россия

n-dyakonova@yandex.ru

Рассмотрена возможность подхода к описанию структуры многокомпонентных хорошо аморфизирующихся металлических стекол (МС) на основе анализа структурных состояний, образующихся в процессе девитрификации. Для МС на основе железа с неметаллами установлена характерная последовательность трансформации структур: стекло – релаксированное стекло – средний порядок – наномасштабная аперидическая фаза, родственная тетраэдрически плотноупакованным фазам [1, 2]. Экспериментальные методы: рентгеновская дифрактометрия, просвечивающая электронная микроскопия, термический анализ, магнитометрия, дилатометрия.

На основании полученных количественных данных РД предложена модель аперидической фазы с кубической симметрией (кубического квазикристалла) для сплавов Fe(Co)SiBNb. Структура состоит из доменов с ОЦК структурой и координатами атомов, идентичными координатам в решетке α -Mn. Домены разделены прослойками, параллельными плоскостям $\{110\}$, образуя ГЦК макрорешетку. Среднее расстояние между прослойками изменяется в зависимости от электронной концентрации сплава (в частности, уменьшается с ростом содержания Nb). Прослойки имеют одинаковую толщину не только в пределах одного сплава, но и для разных сплавов, в том числе с различающимися средними расстояниями между прослойками. Модель хорошо описывает положение и относительные интенсивности линий на рентгенограммах.

В соответствии с этой моделью, можно выделить два вклада в энтальпию системы: вклад, связанный с ближним топологическим и химическим взаимодействием атомов (в масштабе ячейки структуры типа α -Mn), и вклад, связанный с взаимодействием на средних и дальних расстояниях, обусловленным коллективизированными электронами.

Для сплавов системы FeCrMoPCB и FeBSiNb показано, что особенности рассеяния, характерные для аперидических структур в рамках этой модели, проявляются уже на стадии релаксации и формирования среднего порядка. Предполагается, что формирование среднего порядка коррелирует с повышением аморфизирующей способности. Совокупность “ближних” и “дальних” взаимодействий атомов способствует стабилизации аморфной фазы. Приводятся данные (наши и литературные), свидетельствующие об обнаружении рассматриваемых эффектов при девитрификации в большинстве массивных МС. Объясняется роль малых добавок или замещения атомами, похожими в химическом отношении, но с другой электронной концентрацией, в резком росте стеклообразующей способности при определенных составах.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 13-02-01219).

1. I.V.Lyasotsky, N.B.Dyakonova, D.L.Dyakonov, Metastable Primary Precipitation Phases in Multicomponent Glass forming Fe-base Alloys with Metalloids, Journal of Alloys and Compounds 586 (2014) S20-S23.
2. И.В.Лясоцкий, Н.Б.Дьяконова, Д.Л.Дьяконов, Э.И.Эстрин. Предкристаллизационные явления в многокомпонентных металлических стеклах на основе железа с металлоидами, Известия РАН серия физическая 78 (2014), с.1468-1476

ВАКУУМНЫЕ ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ ФАЗ ХРОМА, ПОЛУЧАЕМЫЕ РЕАКТИВНЫМ НАПЫЛЕНИЕМ. КОМПОЗИТНАЯ СТРУКТУРА И ТРИБОЛОГИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ

Хрущов М.М.

Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия
michel_x@mail.ru

Как показали исследования фазового состава, микромеханических и трибологических свойств, покрытия систем Cr–O, Cr–C–O, Cr–C–N и Cr–C–N–N обладают высокими трибохарактеристиками. Эти покрытия содержат оксидные, карбидные, нитридные фазы хрома, и общим для них является наличие композитной структуры на основе ультрадисперсных включений хрома и его фаз внедрения, обеспечивающей высокий уровень трибологических свойств. Так, в электронно-плазменных покрытиях (ЭПП) Cr–O обнаружена корреляция между условиями нанесения (парциальным давлением O₂ и температурой подложки), фазовым составом и структурой [1]. Покрытия, полученные в активных смесях кислород-азот и кислород-аргон, также показывают наличие подобных корреляций [2,3]. Результатами исследования ЭПП, нанесенных в N₂, CO₂, C₂H₂ и их двойных смесях [4,5], показана возможность образования в ряде случаев микрообластей свободного углерода или твердых углеводородных продуктов, антифрикционным действием которых можно объяснить достаточно высокие трибологические свойства. Например, некоторые подобные ЭПП в ряде случаев обладают износостойкостью, превышающей износостойкость покрытий нитрида титана в пять и более раз. Это означает, в частности, что, контролируя содержание углевода или углеводородов в активной атмосфере, можно получить покрытия, обладающие включениями углерода в алмазоподобном состоянии, что обеспечит сочетание высоких механопрочностных и антифрикционных свойств. Подобные покрытия были получены нами методом реактивного магнетронного распыления хрома в смеси Ar+C₂H₂+N₂ при различных содержаниях азота и C₂H₂. В них аморфный углерод имеет алмазоподобную структуру. Покрытия являются нанокompозитными и содержат помимо аморфного углерода наноразмерные включения металлического хрома и его карбидных и нитридных фаз [6]. При этом образование дополнительно к наноструктурированным карбидам включений нитрида хрома позволило повысить твердость и трибологические свойства ($f < 0,1$).

Выполненные нами высокотемпературные трибологические испытания на воздухе показали, что использование атмосфер CO₂, O₂ и C₂H₂+N₂ при реактивном напылении покрытий способствует значительному повышению износостойкости в диапазоне температур от комнатной до 1023 К. При этом учет особенностей структуры и фазового состава покрытий позволил объяснить некоторые особенности их трибологического поведения, наблюдавшиеся при повышении температуры.

Представляется, что создание покрытий хрома с нанокompозитной структурой является перспективным при получении покрытий с высокими противоизносными и антифрикционными свойствами в широком интервале температур.

1. Семенов А.П., Сорокко А.А., Хрущов М.М. // Трение и износ. 1990. Т.11. № 6. С.1094.
2. Хрущов М.М., Сорокко А.А. // Трение и износ. 1994. Т.15. № 5. С.830.
3. Хрущов М.М. // Трение и смазка в машинах и механизмах. 2009. № 1. С.11.
4. Хрущов М.М., Сорокко А.А., Семенов А.П. // Металлы. 2007. № 3. С.85.
5. Хрущов М.М., Семенов А.П. // Трение и износ. 2013. Т.34. № 1. С.72.
6. Хрущов М.М. и др. // Изв. РАН. Сер. физич.. 2014. Т.78. № 10. С.1257.

ЭКВИФИНАЛЬНОЕ СОСТОЯНИЕ И ЭФФЕКТИВНАЯ ТЕМПЕРАТУРА ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Страумал Б.Б.^{1,2}, Мазилкин А.А.^{1,2}, Когтенкова О.А.¹, Кильмаматов А.Р.^{2,3},
Иванисенко Ю.Г.², Баретцки Б.², Гусак А.М.⁴

¹*Институт физики твердого тела РАН, 142432 Черноголовка*
straumal@issp.ac.ru, mazilkin@issp.ac.ru,
koololga@issp.ac.ru

²*Karlsruher Institut für Technologie, Institut für Nanotechnologie,
Eggenstein-Leopoldshafen, Germany*
askar.kilmametov@kit.edu, julia.ivanisenko@kit.edu,
brigitte.baretzky@kit.edu

³*Уфимский Государственный Авиационный Технический Университет, Уфа*
ascar@mail.rb.ru

⁴*Черкасский Национальный Университет, Черкассы, Украина*
gusak@phys.cdu.edu.ua

Интенсивная пластическая деформация (ИПД) может приводить к необычным фазовым превращениям. Теория, разработанная Ж.Мартеном для материалов под облучением [1], предсказывает, что в неравновесных условиях под интенсивным внешним воздействием в материалах могут образовываться фазы, которые в равновесных условиях наблюдаются при некоторой эффективной температуре T_{eff} , которая может быть выше температуры ИПД. Мы наблюдали в экспериментах, что ИПД – наряду с измельчением зерен – может приводить к распаду пересыщенного твердого раствора в сплавах алюминий–цинк (T_{eff} близка к комнатной), кобальт–медь ($T_{\text{eff}} \sim 400^\circ\text{C}$), никель–медь ($T_{\text{eff}} \sim 300^\circ\text{C}$). После ИПД сплавов Fe–C в них исчезают фазы, неравновесные при температуре и давлении обработки (остаточный аустенит и карбид Хэгга), а остаются только равновесные – феррит и цементит. При ИПД сплавов Ni–Nb–Y исходная смесь пяти кристаллических фаз превращается в смесь двух кристаллических и двух аморфных фаз ($T_{\text{eff}} = 1450^\circ\text{C}$). Анализ опубликованных работ по аморфизации сплавов TiNi и NdFeB при ИПД дает значения $T_{\text{eff}} = 950\text{--}1250^\circ\text{C}$ и $T_{\text{eff}} = 700^\circ\text{C}$. Анализ нанокристаллизации аморфных сплавов тоже позволил определить T_{eff} . После некоторой деформации при ИПД наблюдается переход в стационарное состояние. Оно обладает свойствами эквивалентности, т.е. состав фаз в стационарном состоянии не зависит от исходного состояния. Кроме того, ИПД вызывает не только объемные, но и зернограничные фазовые превращения. Так, в ультрамелкозернистых сплавах Al–Zn после кручения под высоким давлением можно найти границы зерен Al/Al (ГЗ) полностью, частично и псевдо-неполно смоченные твердым цинком.

Авторы благодарят за финансовую поддержку Российский фонд фундаментальных исследований (проекты 13-08-90422, 14-08-00972, 14-03-31510), а также Государственный фонд фундаментальных исследований Украины (проект Ф53/112-2013).

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

МЕТОДИКИ ОЦЕНКИ СТЕПЕНИ ПОВРЕЖДЕННОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПО ИЗМЕНЕНИЮ ДЕФОРМАЦИОННОГО РЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ

¹Демченко М.В., ²Сисанбаев А.В., ¹Демченко А.А., ¹Кузеев И.Р.

¹УГНТУ, ²ИПСМ РАН, Уфа, Россия,
sisan-av@yandex.ru

В нефтегазоперерабатывающей отрасли трубопроводы и оборудование (технологические резервуары и теплообменные емкости) изготавливают из углеродистой стали ВСтЗсп5. Их эксплуатация проходит в условиях циклического сложно-напряженного состояния. Совершенствование неразрушающих методов диагностики при мониторинге требует новых подходов в оценке состоянии материала и динамике его изменения при накоплении усталостных повреждений в условиях знакопеременного нагружения. Значительная часть разрушений связана со сварными швами и начинается с концентраторов напряжений на поверхности и в подповерхностных слоях. Исследования процессов, происходящих при усталости металла, показывают изменение деформационного рельефа, что создает возможности ее количественной оценки [1–5].

В данной работе представлены методики бесконтактной 3D-съемки деформационной поверхности с помощью лазерной сканирующей микроскопии (LSM-Exciter, Carl Zeiss, Germany). Для оценки деформационного рельефа поверхности использовался сравнительный анализ дисперсионных и фрактальных методов. При анализе динамики развития морфологии деформационного рельефа поверхности стали, использовали методики фрактального подхода разного типа (1D, 2D и 3D). Установили, что интегральный параметр RSa шероховатости деформационного рельефа поверхности стали при накоплении усталостных повреждений в области упругопластических деформаций имеет тенденцию к росту, достигая значительной скорости в потенциальной зоне разрушения. Обнаружили стадийность степени поврежденности, характеризуемую двумя экстремумами. На заключительной стадии фиксируется резкий рост фрактальной размерности, преобладающий на субмикроруровне.

Список литературы

1. Демченко А.А., Демченко М.В., Сисанбаев А.В., Наумкин Е.А., Кузеев И.Р. Взаимосвязь деформационного рельефа поверхности и степени поврежденности стали при малоцикловом нагружении // Химическая физика и мезоскопия. 2012. Т. 14, № 3, С. 426-429.
2. Демченко А.А., Демченко М.В., Сисанбаев А.В., Кузеев И.Р. Исследования фрактальной размерности деформационной поверхности стали лазерным сканирующим методом // Химическая физика и мезоскопия. 2012. Т. 14, № 4, С. 569-573.
3. Демченко А.А., Демченко М.В., Сисанбаев А.В., Наумкин Е.А., Кузеев И.Р. Исследование взаимосвязи деформационного рельефа и степени поврежденности стали // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2013. Т. 79, № 2, С. 42-44.
4. Демченко А.А., Демченко М.В., Сисанбаев А.В., Кузеев И.Р. Методика исследования фрактальной размерности деформационной поверхности стали // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2013. Т. 79, № 7, ч. 1. С. 44-42.
5. Сисанбаев А.В., Демченко А.А., Демченко М.В., Шалимова А.В., Зубаиров Л.Р., Мулюков Р.Р. Особенности деформационного рельефа поверхности металлической ленты, полученного при сдвиге под высоким давлением // Химическая физика и мезоскопия. 2013. Т. 15, № 4. С. 610-615.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ ЗОНЫ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОГО СДВИГА С УЧЕТОМ УПРУГОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ДИСЛОКАЦИЙ В МЕДИ И АЛЮМИНИИ

Колупаева С.Н.¹, Петелин А.Е.², Петелина Ю.П.²

¹*Томский государственный архитектурно-строительный университет,
г. Томск, Россия*

²*Томский государственный университет, г. Томск, Россия*
ksn58@yandex.ru, aepetelin@gmail.com,
y.p.petelina@gmail.com

Представлена математическая модель формирования зоны кристаллографического сдвига в ГЦК металлах [1], в которой учтены силы Пича–Кёлера; силы сопротивления движению дислокации, обусловленные: решеточным, примесным и дислокационным трением; линейным натяжением; вязким торможением, генерацией точечных дефектов за порогами на дислокации и напряжением от дислокационного скопления; а также сила упругого взаимодействия между дислокациями, формирующими зону кристаллографического сдвига. С использованием математической модели [1] проведено исследование формирования зоны кристаллографического сдвига в меди и алюминии в предположении, что все пороги, находящиеся на винтовых составляющих дислокационной петли, производят точечные дефекты, и интенсивность генерации точечных дефектов за порогами на дислокации по всей длине петли распределена равномерно. Расчеты проведены при значениях параметров математической модели, характерных для комнатной температуры

Показано, что значение радиуса дислокационной петли увеличивается нелинейно, быстро возрастая на начальном пробеге и незначительно при дальнейшем движении дислокации до её остановки. При увеличении количества испущенных дислокаций нелинейно увеличивается время блокировки дислокационного источника. С увеличением порядкового номера дислокации практически линейно уменьшается среднее значение кинетической энергии единицы длины дислокации и среднее значение скорости дислокации. Максимальное значение скорости дислокации примерно на порядок величины, а кинетической энергии на два порядка величины больше среднего значения скорости дислокации и кинетической энергии единицы длины дислокации соответственно. Наибольшая плотность скопления дислокаций на границе зоны кристаллографического сдвига наблюдается в центре скопления.

Сравнение с результатами, полученными с использованием математической модели без учета упругого взаимодействия между дислокациями [2] показало, что среднее значение кинетической энергии и скорости дислокаций при учете упругого взаимодействия между дислокациями в среднем в два раза меньше, чем без его учета. Максимальное значение кинетической энергии и скорости дислокаций, рассчитанное с учетом и без учета упругого взаимодействия дислокаций отличается незначительно.

Список литературы

1. Колупаева С.Н., Петелин А.Е. Математическая модель формирования зоны кристаллографического сдвига в представлении кусочно-непрерывной замкнутой дислокационной петли // Известия вузов. Физика. – 2014. – Т. 57. – № 2. – С. 15–20.
2. Пуспешева С.И., Колупаева С.Н., Попов Л.Е. Динамика кристаллографических скоплений в меди // Металловедение. – 2003. – № 9. – С. 14–19.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ НИКЕЛИДА ТИТАНА, ПОЛУЧЕННОГО С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Андреев В.А.¹, Юсупов В.С.², Перкас М.М.², Просвирнин В.В.², Шелест А.Е.²,
Акопян К.Э.², Прокошкин С.Д.³, Хмелевская И.Ю.³, Бондарева С.А.³

¹ «Промышленный центр «МАТЭК-СПФ», Москва, РФ, andreev.icmateks@gmail.com,

² ИМЕТ РАН, Москва, РФ, vl-yusupov@mail.ru,

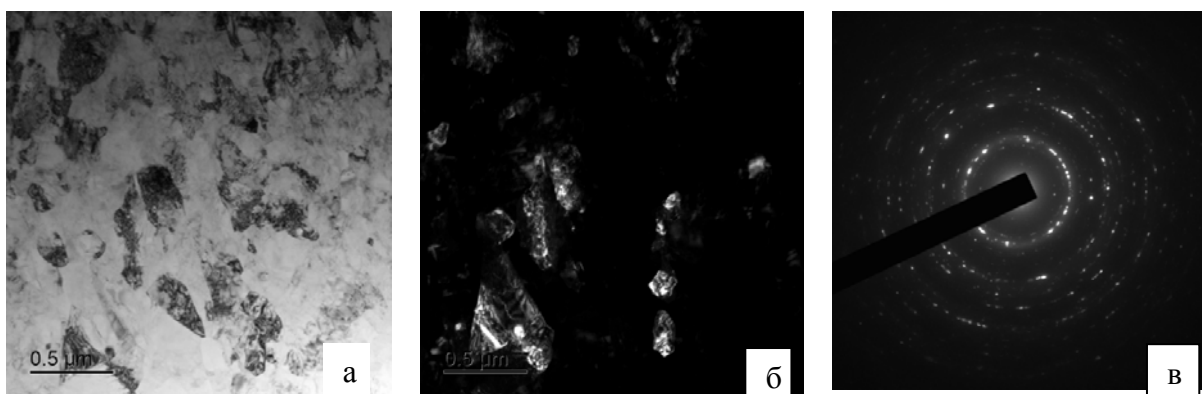
³ НИТУ «МИСиС», Москва, РФ, khmel@tmo.misis.ru

Настоящая работа направлена на разработку технологии получения длинномерного прутка из никелида титана (55,1 масс.%Ni) с повышенными механическими и эксплуатационными свойствами.

Исходная заготовка (горячекатаный (ГК) прутки диаметром 20 мм и длиной 75–100 мм производства ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ»); после закалки 750°C, 30 мин., вода - КО) подвергалась ИПД на установке РКУП с углом пересечения каналов 120° при температуре 450°C за 6–20 проходов. Образцы для исследования микроструктуры отбирались в состояниях ГК и КО, а также после 1-го, 8-го и 20-го проходов РКУП.

Анализ микроструктуры образцов показал, что доля мартенсита убывает с увеличением числа проходов РКУП, что связано с изменением фазового состава. Оценка температур мартенситных превращений (МП) методом дифференциальной сканирующей калориметрии свидетельствует о расширении интервала прямого мартенситного превращения при смещении его в область более низких температур.

По данным рентгеноструктурного анализа при комнатной температуре в исходном состоянии после закалки структура представляет собой смесь R-фазы (или B2+ R) и B19'-мартенсита. R-фазы довольно много ~20%. РКУП приводит к уменьшению количества B19'-мартенсита и увеличению количества R-фазы, что, как уже было отмечено, связано с понижением температурного интервала прямого мартенситного превращения R → B19'.



Структура сплава: *a* и *б* – светлопольное и темнопольное изображения, *в* – микродифракция

Электронномикроскопическое исследование тонкой структуры сплава показало, что в результате РКУП при 450°C, $N = 20$ проходов была получена смешанная ультрамелкая зеренно-субзеренная структура с размерами структурных элементов (зёрен и субзёрен) от 50 до 300 нм и высокой плотностью свободных дислокаций внутри.

ИЗУЧЕНИЕ КИНЕТИКИ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ МЕТОДОМ ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ

Маркова Г.В.¹, Левин Д.М.¹, Шуйцев А.В.¹, Лабзова Л.В.¹,
Головин И.С.²

¹ Тульский государственный университет, Тула, Россия

² НИТУ «МИСиС», Москва, Россия

galv.mark@rambler.ru

Одним из эффективных методов исследований МП является внутреннего трения. Метод позволяет определять характер МП, его температуры, а также упругие и неупругие свойства сплавов непосредственно в интервале температур превращения. Известно, что максимум ВТ, обусловленный МП, в интервале температур $M_n - M_k$ и $A_n - A_k$ представляет собой совокупность трех составляющих $Q_{\Sigma}^{-1} = Q_{\Phi}^{-1} + Q_{\Phi n}^{-1} + Q_{\Pi}^{-1}$:

- фоновая (Q_{Φ}^{-1}), определяемая суммой вкладов в рассеяние энергии от сосуществующих в этом интервале высоко- и низкотемпературной фаз с учетом их объемной доли и амплитуды колебаний;

- фазовая ($Q_{\Phi n}^{-1}$), определяемая механизмом превращения и обусловленная обратимым смещением межфазных границ;

- переходная (Q_{Π}^{-1}), обусловленная необратимым за период приложенных напряжений смещением межфазных границ при изменении температуры.

Переходная составляющая является основной частью пика при измерениях в герцевом диапазоне температур и определяется условиями измерения, в частности, она наблюдается только при скоростях изменения температуры, отличных от нуля. Современные представления о неупругости при МП предполагают, что переходная компонента ВТ пропорциональна скорости мартенситного превращения, $Q_{\Pi}^{-1} \propto \frac{\partial n}{\partial t}$, где n – объемная доля превращенной фазы. Это создает предпосылки для изучения характера изменения количества превращенной фазы в интервале температур МП, т.е. кинетики превращения.

Возможности использования метода ВТ для исследования кинетики МП проиллюстрированы на примере двух сплавов: интерметаллидного эквиатомного сплава TiNi с термоупругим МП и сплава Fe–22Mn–3Si с нетермоупругим характером превращения.

По результатам комплекса проведенных измерений температурных зависимостей ВТ при разных частотах, амплитудах деформации и скоростях нагрева/охлаждения проведено разделение интегрального пика ВТ на его составляющие. Показано, что переходная составляющая зависит от исследованных факторов. На основе данных ВТ построена зависимость количества превращенной фазы от температуры. Экспериментально показан атермический характер мартенситного превращения в сплаве TiNi. Установлено, что амплитуда напряжений влияет на мартенситный пик ВТ в сплаве, однако не влияет на кинетику самого превращения.

Выделение переходной составляющей мартенситного пика ВТ в сплаве системы Fe–Mn–Si позволило установить, что при термоциклировании через интервал температур МП кинетика изменяется – от типичной атермической до близкой к взрывной.

ВЛИЯНИЕ ПОСТОЯННЫХ МАГНИТНЫХ ПОЛЕЙ НА ДИФфуЗИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В КРЕМНИИ

Скворцов А.А., Каризин А.В., Корячко М.В.

Университет машиностроения, Москва, Россия,
skvortsovaa2009@yandex.ru

Цель работы – экспериментальное изучение влияния постоянных магнитных полей (МП) на диффузию фосфора в кремнии р-типа. Для проведения экспериментов использовались легированные бором кремниевые пластины ($\rho = 0,5 \text{ }\Omega\cdot\text{см}$, диаметр 76 mm, толщина 450 μm) с кристаллографической ориентацией [111]. Перед проведением диффузионного отжига часть пластин помещалась в постоянное магнитное поле электромагнита ($B = 1 \text{ Т}$, диаметр сердечника 80 mm). Линии индукции МП были перпендикулярны поверхности пластины. После этого (межоперационное время 1 час) пластины промывались путем кипячения в аммиачно-перекисном растворе, затем в ваннах с деионизованной водой, после чего сушились в центрифуге и помещались в кварцевую лодочку для загрузки в автоматическую диффузионную печь (типа СДОМ)

предварительно разогретую до температуры $T_1 = 900 \text{ }^\circ\text{C}$. После автоматической загрузки пластин в печь (30 минут), производился диффузионный отжиг по схеме, изображенной на рис.1. После извлечения пластин из кварцевой камеры печи пластины охлаждались до комнатной температуры. Глубину диффузии фосфора определяли по глубине залегания р-п-перехода, который выявляли методом шар-шлифа. Типичные результаты исследования приведены на рисунке 1. Нетрудно видеть, что при временах диффузии $t_2 < 1 \text{ h}$ на пластинах, предварительно помещенных в постоянное МП ($B = 1 \text{ Т}$) глубина залегания р-п-перехода выше.

Результаты исследований показали, что диффузионные процессы в бездислокационном кремнии являются магниточувствительными: глубина диффузии фосфора в кремнии р-типа предварительно выдержанном в постоянном магнитном поле возрастает (~20%) по сравнению с контрольными образцами. Малые времена диффузионного отжига ($t_2 < 30 \text{ min}$) заметно увеличивают погрешность эксперимента, поэтому основные экспериментальные результаты в нашей работе получены при временах диффузионного отжига $45 \text{ min} < t_2 < 60 \text{ min}$.

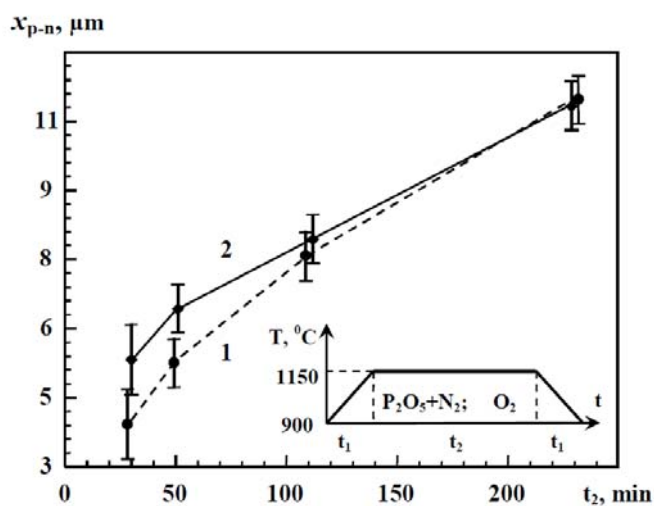


Рис.1. Зависимость глубины залегания р-п перехода от времени диффузии t_2 :

1 – без выдержки в МП;

2 – выдержка в постоянном МП ($B = 1 \text{ Т}$, $t_B = 30 \text{ min}$) перед диффузией фосфора в Si. Межоперационное время между выдержкой в МП и началом диффузионного отжига 2 часа.

На вставке: динамика температуры в рабочей зоне печи в процессе диффузионного отжига пластин: t_1 – время нагрева и охлаждения; t_2 – время диффузионного отжига

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 13-07-00514-а, а также НИР в рамках госзадания 2290.

ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКАЯ ЭДС ПРИ ПРЯМОМ ФАЗОВОМ ПРЕВРАЩЕНИИ В TiNi

Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Легкоступов С.А., Лесота А.В.

*Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь
Витебский государственный технологический университет, Витебск, Беларусь
ita@vitebsk.by*

Известно, что перемещение локальной зоны нагрева с температурой, превышающей температуру фазового превращения вдоль однородного изотропного образца [1], в том числе и сплаве TiNi [2], обуславливает возникновение ЭДС.

Естественно предположить, что при охлаждении участка проволоочного TiNi образца до температуры $\leq M_k$ и перемещении его вдоль образца, должна также возникать ЭДС. Целью данной работы и являлось установление возникновения термокинетической ЭДС в сплаве TiNi при перемещении зоны охлаждения ($T \leq M_k$) вдоль образца.

Исследования проводили на проволоочных образцах Ti–49,77ат.% Ni, диаметром 0,25 мм, предварительно отожженных при температуре 700°C в течение двадцати минут и закаленных в воде. После отжига характеристические температуры составили: $M_H = -21^\circ\text{C}$, $M_K = -30^\circ\text{C}$, $A_H = -9^\circ\text{C}$, $A_K = -1^\circ\text{C}$.

TiNi образцы длиной 420 мм закрепляли на специальной установке, позволяющей перемещать их со скоростью 2,5 мм/с. В процессе перемещения образца проводили охлаждение фиксированной зоны жидким азотом до температуры заведомо меньшей M_k . В результате в этой зоне охлаждения происходил прямой фазовый переход А→М. Места контакта образца с подводными проводами термоизолировали, сигнал с милливольтметра выводили на персональный компьютер.

В результате исследования установлено возникновение термокинетической ЭДС в сплавах никелида титана при прямом фазовом переходе в зоне охлаждения и ее перемещении с постоянной скоростью (рис.1) вдоль образца. Величина наведенной термокинетической ЭДС находится в интервале от 0,16 до 0,21 мВ. Знак наведенной термокинетической ЭДС зависит от направления движения зоны охлаждения и меняется на противоположный при изменении направления перемещения.

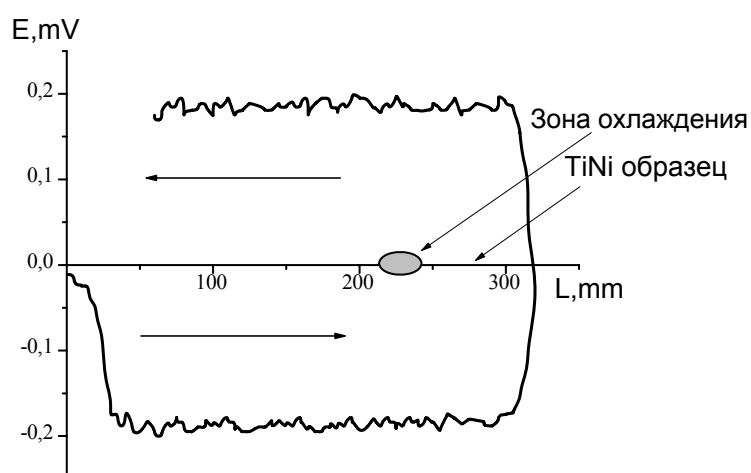


Рис. 1. Зависимость величины термокинетической ЭДС от местоположения зоны охлаждения. Стрелками указано направление движения зоны охлаждения

1. Е.Ф. Фурмаков. *Фундаментальные проблемы естествознания*. – СПб., 1999.– Т.1, вып.21.– С.377-378.
2. В.В. Рубаник, В.В. Рубаник мл., О.А. Петрова-Буркина // *Письма о материалах*. – Уфа, 2012. – Т.2, №2. – с.71-73.

COATINGS BASED ON B₄C OBTAINED BY COLD GAS-DYNAMIC SPRAYING METHOD FOR NEUTRON SHIELDING

*Lee M.K., *Rhee C. K., Rubanik V.V., Rubanik V.V.jr, Linevich A.V.

* Korea Atomic Energy Research Institute, Daejeon, South Korea

leeminku@kaeri.re.kr

Institute of Technical Acoustics of National Academy of Sciences of Belarus,
Vitebsk, Belarus

ita@vitebsk.by

Organic and inorganic radiation shielding materials and mixtures are widely used in the field of nuclear. Having excellent mechanical properties pure metals and alloys in the rate of high radiation are subject to considerable swelling as well as because of changes in structure. These structural changes can be prevented by using materials that are subjected to weak swelling and by modification of ceramic fillers.

The mixture of powders prepared by different methods has been used for obtaining composite coatings containing boron carbide using cold gas- dynamic spraying method. The initial powder for deposition was a powder mixture of aluminum, aluminum oxide and boron carbide of 30÷50 µm particle size and had the following composition: Al – 5 wt.% B₄C, Al – 5 wt.% B₄C – 5 wt.% Al₂O₃, Al – 5 wt.% B₄C – 10 wt.% Al₂O₃ (Fig.1 *a,b,c*). The coatings were deposited on the aluminum substrate at a temperature of 420°C.

Fig. 1 shows the obtained protective coatings which consists of the uniform aluminum matrix, the small fragments and unfragmented boron carbide particles.

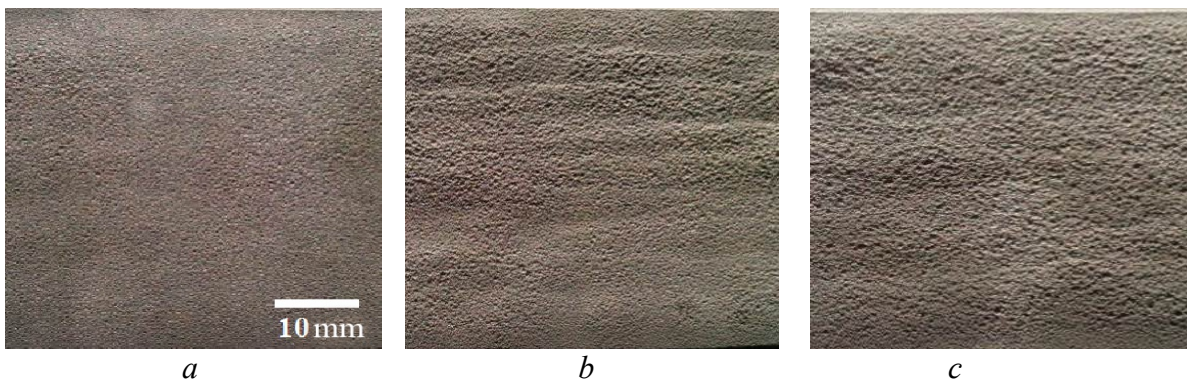


Fig. 1. Coating surfaces based on Al-B₄C with the initial powder mixture

The introduction of aluminum oxide into the initial mixture increases the proportion of powder mixture that leads to increasing the thickness of the deposited coating from 180 µm to 420µm. The obtained coatings are homogeneous, free of voids or cracks (Fig. 2).

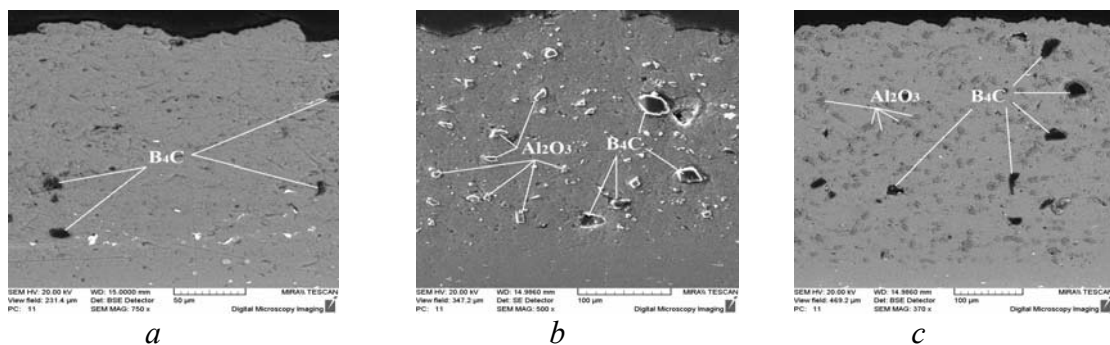


Fig. 2. SEM image of the coating on the aluminum substrate and B₄C particle and Al₂O₃ in the aluminum matrix

Thus, the coatings based on boron carbide can be used as a radiation protection material for manufacturing of shipping containers, protective shield doors of nuclear reactor, for protection of electronic components, etc.

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ МЕХАНОАКТИВАЦИИ ПОРОШКОВ НА ФАЗОВЫЙ ПЕРЕХОД В СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ КЕРАМИКЕ

Рубаник В.В.^{1,2}, Рубаник В.В. мл.^{1,2}, Шилин А.Д.^{1,2}, Шилина М.В.³

¹ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», г. Витебск, Беларусь,

²УО «Витебский государственный технологический университет»,
г. Витебск, Беларусь,

³УО «Витебский государственный университет им. П.М. Машерова»,
г. Витебск, Беларусь,

ita@vitebsk.by

В работе изучено влияние ультразвуковой механоактивации порошка керамики ЦТБС-3М на свойства синтезированной керамики.

Порошок состава ЦТБС-3М подвергали ультразвуковой обработке в жидкой среде в кавитационном режиме при давлении $4 \cdot 10^5$ Па и прессовали с применением УЗК. В результате в синтезированной керамике наблюдается значительная дисперсия диэлектрической проницаемости на частотах 500 кГц и 1 МГц, (рис.1).

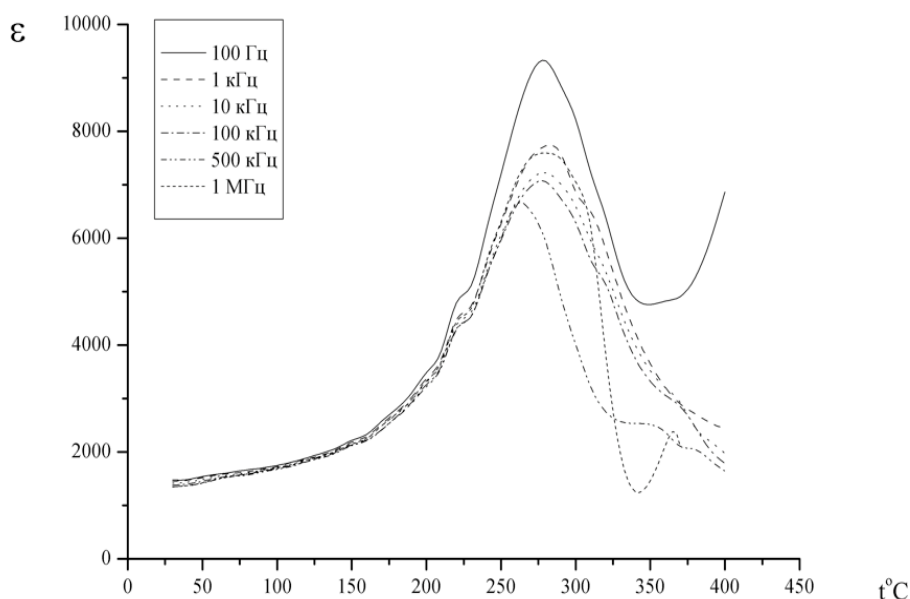


Рис.1.

Появление аномальной температурной зависимости диэлектрической проницаемости связано с измельчением в процессе ультразвуковой механоактивации исходного пресс-порошка (рис.2) и созданием в нем значительных внутренних напряжений, что способствует образованию мелкозернистой структуры в синтезированной керамике [1]. Таким образом за счет энергии ультразвуковых колебаний возможно изменять диэлектрические свойства керамики ЦТБС-3М.

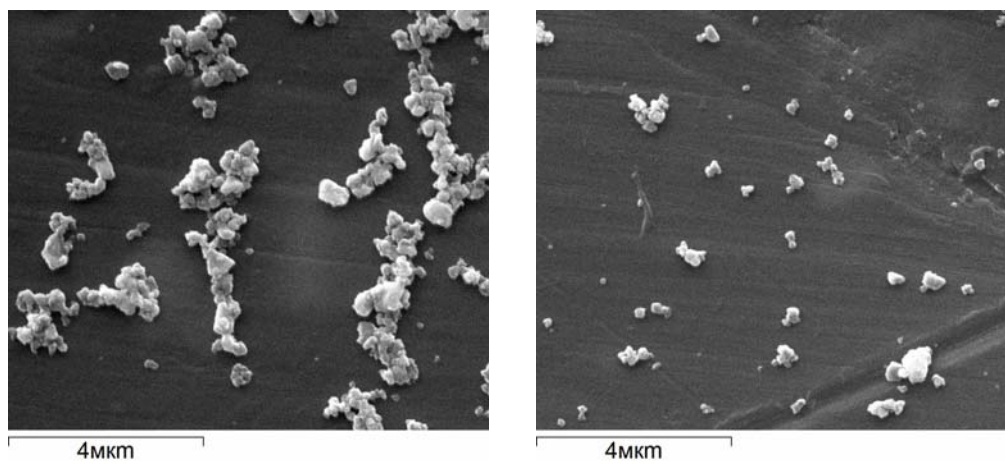


Рис.2.

Работа выполнена в рамках программы ГПНИ «Функциональные и композиционные материалы, наноматериалы»

1. Рубаник В.В., Шилин А.Д., Рубаник В.В. мл. и др. Перспективные материалы /Витебск: Изд. Центр УО ВГТУ, 2009. – 542 С.

ВЛИЯНИЕ АЗОТА НА ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЕ УПРОЧНЕНИЕ, СОПРОТИВЛЕНИЕ КОРРОЗИИ И СТАБИЛЬНОСТЬ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ТИПА X18AH10

Капуткина Л.М., Свяжин А.Г.

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
Москва, Россия, kaputkina@mail.ru*

Исследовано влияние добавки азота на упрочнение, коррозионную стойкость, термическую и механическую стабильность аустенита стали типа X18AH10 в интервале температур, обычном для применения таких сталей в качестве коррозионностойких конструкционных теплостойких и/или криогенных.

Показано, что легирование азотом перспективно для упрочнения и повышения стабильности аустенитных нержавеющей сталей.

Дополнительное упрочнение за счет предварительного холодного или теплого наклепа повышает склонность к образованию мартенсита под нагрузкой, что ограничивает рабочую температуру таких сталей.

Высокопрочные немагнитные азотистые стали на базе X18AH10 с содержанием азота до 0,22 % в качестве криогенных пригодны для недеформируемых изделий. В противном случае при температурах ниже $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$ в них будет всегда образовываться мартенсит деформации. Одновременно высокая прочность, пластичность и вязкость для таких сталей могут быть достигнуты только за счет трип-эффекта или мелкого зерна.

Комбинирование горячей и теплой деформации может быть использовано для дополнительного упрочнения сталей при термомеханической обработке, в том числе и за счет протекания деформационного старения.

Коррозионная стойкость азотистых аустенитных стабильных сталей также выше, особенно при повышенных требованиях к чистоте по примесям.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ ЛЕНТЫ ИЗ СПЛАВА TiNiCu С ЭФФЕКТОМ ОБРАТИМОЙ ПАМЯТИ ФОРМЫ

¹Шеляков А.В., ^{1,2}Ситников Н.Н., ¹Менушенков А.П.,
¹Бородако К.А., ¹Шейфер Д.В.

¹Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», г.Москва

²ГНЦ ФГУП «Центр Келдыша», г.Москва

AVShelyakov@mephi.ru

Постоянно возрастающий спрос на сверхпортативную и высокоэффективную технику стимулирует разработку малогабаритных, дешёвых и быстродействующих устройств. В последнее время показана эффективность использования сплавов, обладающих эффектом памяти формы (ЭПФ), для создания микроустройств в различных областях техники, в частности, в приборостроении, медицине, энергетике, космических технологиях, робототехнике [1]. Для миниатюризации устройств, создания микро- и, возможно, наноустройств становится актуальным получение материалов с ЭПФ в виде тонкой ленты, фольги или пленки. В последнее время особый интерес вызывает получение структурно-композитных материалов с обратимым ЭПФ [2]. Недавно нами показано, что аморфно-кристаллический композит, полученный с помощью воздействия импульсного лазерного излучения на ленту из быстрозакаленного сплава Ti₅₀Ni₂₅Cu₂₅, обладает ярко выраженным обратимым ЭПФ [3]. Настоящая работа посвящена исследованию структуры такой аморфно-кристаллической ленты и ее влияния на величину обратимого ЭПФ.

Для модификации свойств сплава использовалось излучение эксимерного лазера серии CL7000 с газовой смесью KrF (длина волны 248 нм, длительность импульса 20 нс). Микроструктура поверхностей и поперечного сечения образцов изучались с помощью инвертированного металлографического микроскопа отраженного света Carl Zeiss Axiovert 40 MAT и растрового электронного микроскопа FEI Quanta 600 FEG. Рентгеноструктурный анализ проводился на дифрактометре PANalytical Empyrean в Cu-K_α излучении. Определение параметров ЭПФ при изгибе осуществлялось с помощью установки видео-температурной фиксации формоизменения образца при термоциклировании.

Проведенные исследования показали, что воздействие лазерного излучения на поверхность кристаллизованной из аморфного состояния ленты позволяет достичь существенно большей величины обратимого ЭПФ по сравнению с облучением аморфной ленты. Выявлено существенное уменьшение пиков отражения рентгеновских лучей, соответствующих мартенситной фазе B19, в поверхностном слое кристаллических лент после лазерной обработки, что свидетельствует об аморфизации сплава. При этом изменение плотности энергии одиночного лазерного импульса от 4 до 20 мДж/мм² приводит к увеличению толщины модифицированного слоя от 0,4 до 1,7 мкм, в результате чего величина обратимого углового перемещения увеличивается от 28 до 76 градусов.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 12-07-00811-а.

1. J. M. Jani, M. Leary, A. Subic, M. A. Gibson, Materials and Design 56 (2014) 1078-01113.
2. A.V. Shelyakov, N.N. Sitnikov, et al., Int. J. of Smart and Nano Materials 2: 2 (2011) 68-77.
3. A.V. Shelyakov, D.V. Sheyfer, et al., Materials Today: Proceedings (2014) – в печати.

МОДИФИКАЦИЯ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ ПРИ ЛАЗЕРНОМ ОБЛУЧЕНИИ

Пермякова И.Е.¹, Глезер А.М.^{1,2}, Шеляков А.В.³, Иванов А.А.³

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

inga_perm@mail.ru

² НИТУ МИСиС Москва, Россия,

glezer@imph.msk.ru

³ НИЯУ МИФИ, Москва, Россия,

alex-shel@mail.ru

Наряду с традиционными методами упрочняющего объемного воздействия на металлические материалы (термомеханическая обработка, закалка и ударно-волновое нагружение), существует и поверхностная обработка концентрированными потоками энергии (электронные и ионные пучки, лазерное излучение и потоки плазмы). При обработке ими одновременно осуществляются радиационное, тепловое и ударно-механическое воздействия. Развивающиеся при этом процессы перестройки структуры происходят в условиях, далеких от равновесных, и позволяют получать поверхностные слои с уникальным комплексом физико-механических свойств. Кроме того, в настоящее время большой научный интерес вызывает изменение физических свойств сплавов при переходе из аморфного в кристаллическое состояние.

В качестве объекта исследования в данной работе использовали ленточные аморфные сплавы (АС) Fe–Ni–B и Co–Fe–Cr–Si, полученные методом спиннингования. Облучение образцов АС проводилось эксимерным ультрафиолетовым KrF лазером с длиной волны 248 нм. После лазерного воздействия образцы подвергали индентированию.

Осуществлен подбор режимов и оптимизация параметров лазерного воздействия (плотность энергии, частота, длительность импульсов и их количество) с целью получения заданной модификации поверхности аморфных и аморфно-нанокристаллических сплавов на основе железа и кобальта. Подробно изучены морфологические особенности рельефа поверхности АС, проведена оценка величин микротвердости и трещиностойкости в различных зонах селективного лазерного облучения, а также построены зависимости микротвердости от количества импульсов лазерного воздействия. Проведены начальные этапы исследований по установлению связи между структурными превращениями, реализующимися в процессе лазерной обработки АС, и эволюцией механических свойств. Это позволит эффективно прогнозировать поведение аморфно-кристаллических материалов, создавая предпосылки для практического применения.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант 14-02-00075-а).

РЕАЛИЗАЦИЯ РЕСУРСА ОБРАТИМОЙ ДЕФОРМАЦИИ В НАНОСТРУКТУРНЫХ СПЛАВАХ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Прокошкин С. Д.¹, Браиловский В.², Коротичкий А. В.¹, Дубинский С.М.¹,
Крейцберг А. Ю.^{1,2}

¹НИТУ «МИСис», Москва, Россия,

prokoshkin@tmo.misis.ru

²Ecole de Technologie Supérieure, Montreal, Canada,

vladimir.brailovski@etsmtl.ca

Основным функциональным свойством сплавов с памятью формы (СПФ) является обратимая деформация. На величину и степень реализации ресурса обратимой деформации влияют два основных фактора. «Текстурный» фактор определяет теоретический ресурс обратимой деформации. При возникновении текстуры в исходно анизотропном поликристаллическом аустените возможны следующие изменения теоретического ресурса обратимой деформации: 1) если текстура такова, что ее ФРО обеспечивает ресурс обратимой деформации в направлении растяжения, больший чем ресурс обратимой деформации в изотропном поликристалле, то теоретический ресурс обратимой деформации будет увеличиваться; 2) если текстура такова, что ее ФРО обеспечивает ресурс обратимой деформации в направлении растяжения, меньший чем ресурс обратимой деформации в изотропном поликристалле, то теоретический ресурс обратимой деформации будет уменьшаться; 3) если ФРО обеспечивает ресурс обратимой деформации в направлении растяжения, равный ресурсу обратимой деформации в изотропном поликристалле, то теоретический ресурс обратимой деформации не будет изменяться. Роль «структурного» фактора (дефектности решетки, определяющей структурное упрочнение, а главное, разность между дислокационным и фазовым пределами текучести) двоякая. В первую очередь он определяет степень реализации этого теоретического ресурса, а также максимальную полностью обратимую деформацию и степень восстановления формы. Кроме того, он влияет и на саму величину теоретического ресурса, изменяя ее вследствие изменения параметров решетки мартенсита. В реальных условиях термомеханической обработки СПФ Ti-Ni, создающей наноструктурное состояние аустенита, основное влияние на величину обратимой деформации оказывает структурный фактор. Для реализации предельно высокой обратимой деформации следует стремиться к получению НКС в сочетании с сильной текстурой, которая обеспечивает максимальную деформацию превращения в направлении растяжения.

ФУНКЦИОНАЛЬНО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫПУКЛЫХ СЕКМЕНТОВ ИЗ СПЛАВОВ TiNi С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Хусаинов М.А., Малухина О.А.

Новгородский государственный университет имени Ярослава Мудрого,

Великий Новгород, Россия

Mikhail.Khusainov@novsu.ru

Настоящая работа посвящена экспериментальному изучению деформационного поведения выпуклых (сферических) сегментов диаметром 17, 20, 30, 40 мм из никелида титана на этапе фазового перехода наведенный деформацией мартен-

сит→аустенит. Показано, что выпуклые сегменты деформированные (прогнутые) в мартенсите зеркально заданной форме, при отогреве близкой к температуре окончания обратного мартенситного превращения (A_f) совершает взрывной скачок с хлопком, к исходной форме. При наличии препятствия на пути возврата формы, с ударом о препятствующее тело. Установлено, что взрывной скачок выпуклого сегмента, проявляется только при определенном соотношении геометрических параметров (D/R , h/R). Разработана методика определения силовых характеристик выпуклых сегментов, по отскоку деформированного сегмента от нагретой поверхности $> A_f$. Подскоку груза помещенного на вогнутую поверхность сегмента, импульсу силы от массы груза и силы удара сегмента о препятствующее тело (силоизмеритель). Полученные зависимости силовых параметров от определяющих соотношений D/R и h/R в экспериментах, позволили построить модель устанавливающую взаимосвязь между геометрическими параметрами выпуклых сегментов и силовыми характеристиками.

ОСОБЕННОСТИ ХАРАКТЕРИСТИК УПРУГОСТИ МАТЕРИАЛОВ С ЭПФ И МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ

Вьюненко Ю.Н.

Санкт-Петербургский государственный университет
[vjunencko@math.spbu.ru](mailto:vjunenko@math.spbu.ru)

Исследование внутреннего трения в сплаве TiNi при свободно затухающих крутильных колебаниях цилиндрических образцов показало, что в температурной зоне мартенситных превращений заметно меняется резонансная частота (рис. 1) [1]. Это происходит в результате существенного изменения упругих характеристик сплава в гетерофазном состоянии. В работе [2] был проведен анализ возможной температурной зависимости модуля Юнга $E(T)$ материала и влияния некоторых факторов (градиента температуры, распределения температурных интервалов превращения по объему элемента конструкции) на интегральные упругие характеристики образцов.

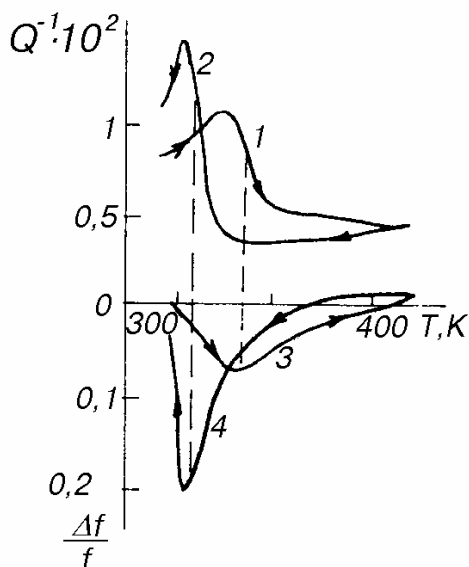


Рис.1 Зависимости внутреннего трения (1, 2) и относительного изменения резонансной частоты (3, 4) от температуры для равноатомного сплава TiNi.

Изучение деформационных свойств TiNi (рис.2) показало, что материал может находиться в сверхупругом состоянии [3]. При этом величина упругой константы E сильно зависит от степени деформации ε и, следовательно, необходимо учитывать, что $E = E(T, \varepsilon)$. Это существенным образом затрудняет оценку напряженного состояния конструкций и их формоизменения под нагрузкой в рамках традиционных методов теории упругости при постоянстве упругих параметров материала.

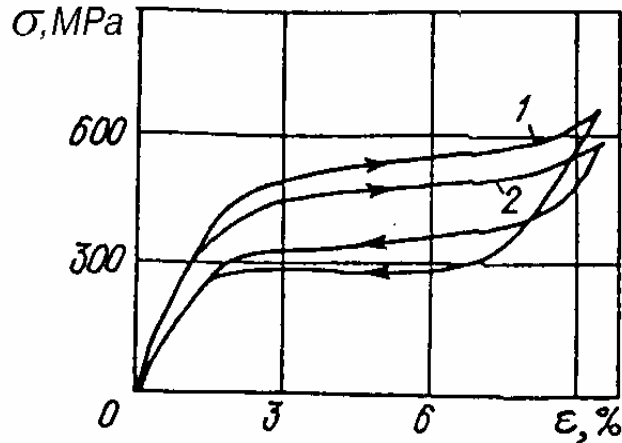


Рис.2. Кривые растяжения для сплава Ti—51%Ni (ат. доли) при 298 К на воздухе (1) и воде (2) при $\dot{\varepsilon} = 1 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$.

В некоторых случаях использование взаимозависимости напряжения σ и деформации в виде соотношения:

$$\sigma = \int_0^{\varepsilon} E(T, \varepsilon) d\varepsilon$$

возможно, позволит упростить расчеты и уточнить их результаты.

Список литературы

1. Исследование внутреннего трения в никелиде титана / Ю.Н.Вьюненко, Б.С.Крылов, В.А.Лихачев и др. // ФММ.– 1980.– Т. 49, вып. 5.– С. 1032–1038.
2. Вьюненко Ю.Н., Пяк Е.А. Изменение упругих характеристик материалов с эффектом памяти формы вблизи температур превращения. / Материаловедение, 2005. - № 12. – с. 16-17.
3. Хачин В. Н., Гюнтер В. Э., Паскаль Ю. И. Влияние экзотермических и эндотермических эффектов на величину гистерезиса при термоупругом мартенситном превращении // Физ. мет. и металловед. 1977. Т. 44, № 4. С. 881-884.

ПОВЫШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ И УСТАЛОСТНЫХ СВОЙСТВ СПЛАВА Ti-15Mo МЕТОДОМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Гатина С.А., Семенова И.П.

*Уфимский государственный авиационный технический университет,
Уфа, Россия
iana_gatina@mail.ru*

Сплав Ti-15Mo относится к метастабильным β -сплавам и применяется в медицине благодаря высокому сопротивлению коррозии, хорошей биосовместимости и низкому модулю упругости. Он используется в однофазном β -состоянии, в котором имеет самый низкий модуль упругости. Но к сожалению в однофазном β -состоянии сплав обладает низкой прочностью (менее 1000 МПа) [1].

Вместе с тем, в современной медицине для изготовления ортопедических имплантатов повышение прочностных и усталостных свойств материала является актуальной задачей [2]. Высокая прочность материала позволяет создавать изделия улучшенной конструкции меньшего размера способные выдерживать продолжительные циклические нагрузки. Но традиционные способы повышения прочности псевдо- β -титановых сплавов, включающие термическую или термомеханическую обработку, приводят к значительному снижению пластичности и повышению модуля упругости в результате выделения вторичной α -фазы игольчатой морфологии [3].

Оптимальным методом повышения прочностных свойств титановых сплавов с сохранением пластичности является формирование ультрамелкозернистой структуры методом интенсивной пластической деформация (ИПД). Известно, что в ультрамелкозернистом (УМЗ) состоянии диффузионный распад β -фазы протекает более однородно по сравнению с крупнозернистым сплавом. Также ультрамелкозернистая структура влияет на морфологию выделяющихся при старении частиц вторых фаз. Все это в целом позволяет достичь высоких прочностных свойств с сохранением достаточной пластичности и низкого модуля упругости сплава.

Таким образом, объектом исследования являлись горячекатаные прутки из сплава Ti-15Mo в крупнозернистом и ультрамелкозернистом состояниях. Целью работы было исследование влияния ИПД на микроструктуру и механические свойства сплава Ti-15Mo.

В данной работе методом ИПД в сочетании с термической обработкой в сплаве Ti-15Mo была сформирована УМЗ структура, что позволило значительно повысить предел прочности и предел выносливости сплава. Микроструктурные исследования проводили с помощью просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ), растрового электронного микроскопа (РЭМ) и методов рентгенофазового анализа. Механические свойства определяли с помощью испытаний на растяжение и измерения значений микротвердости по Виккерсу.

Список литературы

1. X. Zhao et al. / Acta Biomaterialia 8 (2012) 1990–1997
2. Jablovkov V R et al. Journal of ASTM International Volume 2, Issue 8, 2005
3. Bowen A W Journal of Materials Science, V 12, Issue 7(1977) 1355-1360

ВЛИЯНИЕ НЕРАВНОВЕСНЫХ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НА СТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНО- И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Чувильдеев В.Н.¹, Копылов В.И.²

¹ Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Научно-исследовательский физико-технический институт, г. Нижний Новгород, Россия

² Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь
chuvildeev@nifti.unn.ru

В работе предложены основные подходы к описанию особенностей эволюции структуры и физико-механических свойств нано- и микрокристаллических (НМК) материалов, полученных методом равноканального углового прессования (РКУП).

Показано, что специфика НМК-РКУП материалов, с точки зрения теории дефектов, состоит в том, что основные процессы, контролирующие их поведение и свойства, разворачиваются не в кристаллической решетке (зернах), как это происходит в обычных материалах, а на границах зерен. И основным типом дефектов в НМК материалах, определяющим характер протекания этих процессов являются не дислокации и вакансии (как в обычных материалах), а внутренние границы раздела. При этом ключевые особенности протекания зернограницных процессов обусловлены взаимодействием границ зерен с попадающими в них из решетки дислокациями и точечными дефектами.

На основе ранее разработанной теории неравновесных границ зерен рассмотрены процессы, контролируемые диффузией в неравновесных границах зерен – процессы возврата, рекристаллизации, а также выделения и роста частиц второй фазы при нагреве НМК-РКУП материалов.

Особое внимание в докладе уделено проблеме термической стабильности механических свойств НМК-РКУП металлов и сплавов. Описаны результаты экспериментальных исследований влияния процессов возврата и рекристаллизации на механические свойства НМК металлов и сплавов. Показано, что температура РКУП является одним из ключевых факторов, определяющих структурное состояние неравновесных границ зерен НМК металлов – в зависимости от температуры РКУП в НМК материалах могут формироваться границы зерен содержащие повышенную плотность внесенных дефектов, что приводит к аномалиям в механических свойствах НМК материалов при комнатной температуре (отклонениям от соотношения Холла-Петча, реализации эффекта одновременного повышения прочности и пластичности).

Во второй части доклада предложена модель расчета механических свойств НМК-РКУП материалов при комнатной температуре – модель расчета предельной прочности и предельной пластичности в НМК материалах. На основе предложенной модели проведен анализ влияния параметров структуры и диффузионных свойств неравновесных границ зерен на возможность реализации в НМК-РКУП материалах эффекта одновременного повышения прочности и пластичности при комнатной температуре. Результаты численных расчетов сопоставлены с известными литературными данными по механическим свойствам НМК материалов.

Эффективность предложенного подхода продемонстрирована на примере алюминиевых и магниевых сплавов, в которых с использованием технологии РКУП реализован эффект одновременного повышения прочности и пластичности при комнатной температуре.

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки РФ и РФФИ.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ КОГЕРЕНТНОГО РАСПАДА ТВЕРДОГО РАСТВОРА В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АЛЮМИНИЕВЫХ И МЕДНЫХ СПЛАВАХ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ

Чувильдеев В.Н.¹, Копылов В.И.², Смирнова Е.С.¹, Нохрин А.В.¹, Пискунов А.В.¹, Мелехин Н.В.¹, Лопатин Ю.Г.¹, Сахаров Н.В.¹, Пирожникова О.Э.¹, Бобров А.А.¹, Мышляев М.М.^{3,4}

¹ Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Научно-исследовательский физико-технический институт, г. Нижний Новгород, Россия

² Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь

³ Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Россия

⁴ Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия
chuvildeev@nifti.unn.ru

В качестве объектов исследования выступали медные сплавы Cu–Cr и Cu–Cr–Zr с различным содержанием хрома и циркония, а также алюминиевые сплавы Al–Mg–Sc–Zr с различным содержанием магния, скандия и циркония, полученные методом вибрационного литья. Субмикрокристаллическая (СМК) структура в сплавах формировалась методом равноканального углового прессования (РКУП).

Исследования структуры СМК сплавов проводились с использованием методов растровой электронной и атомно-силовой микроскопии, а также энергодисперсионного микроанализа. Для исследований распада твердого раствора при отжиге сплавов использовалась методика измерения удельного электросопротивления (ρ), методика микротвердости (Н), а также методика релаксационных испытаний микрообразцов на сжатие, позволяющая с высокой точностью определять значения предела макроупругости (σ_0) и предела текучести (σ_T).

На основе анализа зависимостей $\rho(t_{отж})$ и $\sigma_0(t_{отж})$ расчетным путем определены значения объемной доли и средних размеров выделяющихся частиц $Al_3Sc(Zr)$, соответственно. Проведены исследования особенностей поведения механических свойств СМК сплавов в условиях одновременного протекания диффузионно-контролируемых процессов возврата, рекристаллизации и выделения дисперсных частиц. Показано, что поведение предела макроупругости и предела текучести в этом случае не является коррелированным. Показано, что величина эффекта упрочнения, связанного с выделением частиц второй фазы в СМК сплавах оказывается меньше, чем в литых сплавах, а температурно-временной интервал процесса выделения частиц смещен в область меньших времен и температур отжига.

Для объяснения наблюдаемых закономерностей предложена модель, позволяющая рассчитывать параметры кинетики выделения когерентных частиц из пересыщенного твердого раствора. Получены выражения, описывающие зависимость объемной доли и размера выделяющихся когерентных частиц от степени пересыщения твердого раствора, температуры и времени отжига, а также термодинамических и диффузионных параметров материала. В свете разработанной модели определены механизмы выделения частиц в литых и в СМК сплавах.

Показано, что для объяснения характера зависимости $\sigma_0(t_{отж}, T_{отж})$ в СМК материалах необходимо учесть дополнительный вклад в упрочнение σ_i , связанный с образованием дефектов дисклинационного типа на распределенных в границах зерен частицах $Al_3Sc(Zr)$. Проведено сопоставление теоретических значений предела макроупругости в литых и СМК сплавах с экспериментальными данными.

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки РФ и РФФИ.

О ВЛИЯНИИ ТЕМПЕРАТУРЫ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ДИФфуЗИОННЫЕ СВОЙСТВА ГРАНИЦ ЗЕРЕН СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Чувильдеев В.Н.¹, Копылов В.И.², Нохрин А.В.¹, Пирожникова О.Э.¹,
Грязнов М.Ю.³, Лопатин Ю.Г.¹, Сахаров Н.В.¹, Пискунов А.В.¹, Бобров А.А.¹,
Мышляев М.М.^{4,5}

¹ Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Научно-исследовательский физико-технический институт, г. Нижний Новгород, Россия

² Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь

³ Институт проблем машиностроения РАН, г. Нижний Новгород, Россия

⁴ Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Россия

⁵ Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия
chuvildeev@nifti.unn.ru

В работе описаны результаты исследований процесса деформационного измельчения зерен при интенсивной пластической деформации (ИПД). В качестве объектов исследования использовались металлы (медь, никель, титан, железо, алюминий), а также медные, алюминиевые, железные, титановые и магниевые сплавы, субмикроструктурная (СМК) структура в которых была сформирована методом равноканального углового прессования (РКУП). Температура РКУП ($T_{\text{ркуп}}$) варьировалась в интервале от 20 до 500 °С.

Установлено, что зависимость $d^*(T_{\text{ркуп}})$ имеет двухстадийный нелинейный, близкий к экспоненциальному характер, причем интенсивность изменения d^* с повышением $T_{\text{ркуп}}$ существенно отличается для ОЦК- и ГЦК-металлов. Установлено, что в области температур выше некоторой критической температуры T_1 , которую условно можно назвать температурой рекристаллизации при РКУП, величина d^* нарастает с увеличением $T_{\text{ркуп}}$ весьма интенсивно.

Построена модель, позволяющая вычислять величину d^* . Показано, что процесс деформационного диспергирования структуры металлов может быть описан как аккомодационный процесс, осуществляющийся под действием внутренних напряжений и обеспечивающий релаксацию запасенной в процессе ИПД упругой энергии (связанной со стыковыми дисклинациями). Получены выражения, описывающие зависимость d^* от скорости и температуры ИПД. Проведено сопоставление результатов расчетов с данными по широкому кругу СМК материалов.

На основе разработанной модели проведен детальный анализ влияния температуры ИПД ($T_{\text{ипд}}$) на диффузионные свойства СМК материалов. Показано, что зависимость энергии активации процесса зернограничной диффузии от температуры ИПД имеет немонотонный с максимумом характер. Установлено, что ИПД при температурах близких к комнатной приводит к формированию СМК структуры с неравновесными границами зерен, диффузионные свойства которых близки к диффузионным свойствам расплава. Повышение $T_{\text{ипд}}$ до температуры T_1 приводит не только к увеличению роста зерна, но и вследствие развития процессов возврата – к увеличению энергии активации зернограничной диффузии до значений, близких к равновесным. Показано, что дальнейшее повышение $T_{\text{ипд}}$ приводит к началу роста зерен уже непосредственно в процессе ИПД и, как следствие, «заметанию» мигрирующими границами зерен решеточных дислокаций, расположенных в кристаллической решетке СМК материала. Этот процесс вновь приводит к уменьшению энергии активации зернограничной диффузии в СМК материалах.

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки РФ и РФФИ.

ЭФФЕКТ АНОМАЛЬНОГО УПРОЧНЕНИЯ ПРИ ОТЖИГЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ИНТЕНСИВНОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Нохрин А.В.¹, Чувильдеев В.Н.¹, Копылов В.И.², Мелехин Н.В.¹, Лопатин Ю.Г.¹,
Сахаров Н.В.¹, Бобров А.А.¹, Пирожникова О.Э.¹

¹ Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Научно-исследовательский физико-технический институт, г. Нижний Новгород, Россия

² Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь
nokhrin@nifti.unn.ru

В качестве объекта исследования выступали субмикрокристаллические (СМК) металлы и сплавы, полученные методом РКУП – медь (М0б, М1, М1ф), никель НП-1, армо-железо, титан ВТ1-00, а также алюминиевый сплав АМгб.

Для определения предела макроупругости σ_0 , физического предела текучести σ_T и коэффициента K_{eff} СМК металлов в уравнении Холла-Петча использовалась методика релаксационных испытаний микрообразцов на сжатие.

Установлено, что вид зависимостей $\sigma_0(T_{\text{отж}})$ и $K_{\text{eff}}(T_{\text{отж}})$ определяется характером процесса рекристаллизации. В случае аномального роста зерен при отжиге СМК металлов наблюдается эффект аномального упрочнения и имеет место немонотонная зависимость $K_{\text{eff}}(T_{\text{отж}})$. В случае обычной рекристаллизации при повышении $T_{\text{отж}}$ в СМК металлах наблюдается плавное уменьшение σ_0 и увеличение K_{eff} .

Показано, что средние значения σ_0 и K_{eff} , определяемые с использованием методики релаксационных испытаний для каждой температуры отжига и усредненные по всему интервалу температур отжига, близки к значениям σ_0 и K_{eff} , определяемых с использованием традиционной процедуры построения зависимости $\sigma_T d^{-1/2}$. Подчеркивается, что проведенные исследования свидетельствуют о том, что значения σ_0 и K_{eff} не остаются постоянными, как это «по умолчанию» принимается при построении зависимости $\sigma_T d^{-1/2}$, а существенно зависят от температуры отжига.

Показано, что масштаб повышения механических характеристик СМК металлов имеет весьма значительный масштаб, при этом масштаб повышения предела макроупругости $\Delta\sigma_0(T_{\text{отж}})$ существенно превышает масштаб изменения предела текучести $\Delta\sigma_T(T_{\text{отж}})$ и твердости $\Delta H(T_{\text{отж}})$.

Показано, что эффект аномального упрочнения наблюдается при отжигах вблизи температур, близких к температуре начала рекристаллизации. Установлено, что поведение зависимостей $\sigma_0(T_{\text{отж}})$ и $\sigma_T(T_{\text{отж}})$ является некоррелированным, а температура T_{max} , соответствующая максимуму упрочнения для зависимости $\sigma_T(T_{\text{отж}})$, оказывается смещенной в область более низких $T_{\text{отж}}$, чем для зависимости $\sigma_0(T_{\text{отж}})$.

Для объяснения наблюдаемых закономерностей в работе предложена модель влияния процессов возврата и миграции, базирующаяся на представлениях теории неравновесных границ зерен в металлах.

Показано, что эффект аномального упрочнения при отжиге СМК металлов и сплавов связан с накоплением дефектов на мигрирующих границах зерен СМК материалов. Получены выражения, позволяющие связать параметры соотношения Холла-Петча со скоростью миграции границ зерен, уровнем их неравновесности, плотностью решеточных дислокаций, а также температурой и временем отжига. Проведено сопоставление результатов численных расчетов, проведенных на базе разработанной модели, с полученными экспериментальными результатами.

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки РФ и РФФИ.

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА И СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ МЕЖФАЗНЫХ ГРАНИЦ НА ПЛОТНОСТЬ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВОЛЬФРАМОВЫХ СПЛАВОВ

Нохрин А.В.¹, Чувильдеев В.Н.¹, Баранов Г.В.², Благовещенский Ю.В.³,
Белов В.Ю.², Сахаров Н.В.¹, Болдин М.С.¹, Лопатин Ю.Г.¹, Мелехин Н.В.¹, Грязнов
М.Ю.⁴, Брагов А.М.¹, Исаева Н.В.³, Попов А.А.¹, Семенычева А.В.¹

¹ Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Научно-исследовательский физико-технический институт, г. Нижний Новгород, Россия

² ФГУП «РФЯЦ-ВНИИЭФ», г. Саров, Нижегородская обл., Россия

³ Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

⁴ Институт проблем машиностроения РАН, г. Нижний Новгород, Россия

nokhrin@nifti.unn.ru

В качестве объекта исследования выступали вольфрамовые сплавы систем W–Ni–Fe и W–Ni–Fe–Co с содержанием вольфрама не менее 90 вес.%. Образцы вольфрамовых сплавов получали методом свободного спекания в среде водорода предварительно спрессованных порошков, а также методом высокоскоростного электроимпульсного плазменного спекания (Spark Plasma Sintering) в вакууме. Перед спеканием порошки подвергались низкоэнергетической (шаровая мельница) и высокоэнергетической (планетарная мельница) механоактивации.

Для исследований механических свойств использовалась методика измерения микротвердости, а также методика релаксационных испытаний микрообразцов на сжатие, позволяющая с высокой точностью определять значения предела макроупругости и физического предела текучести. Дополнительно проводились стандартные механические испытания на растяжение и динамические испытания на сжатие по методу Кольского с использованием разрезного стержня Гопкинсона.

С использованием методов свободного спекания в водороде и метода «Spark Plasma Sintering» при различных температурах спекания (от 900 до 1500 °C) были получены образцы вольфрамовых сплавов с размером зерна в интервале от 0.4 мкм до 70 мкм и проведена аттестация их механических свойств.

Показано, что зависимость прочностных характеристик от температуры спекания имеет немонотонный характер с максимумом, соответствующим оптимальной температуре спекания (T_{opt}). Спекание порошков при $T < T_{opt}$ приводит к повышению прочностных характеристик, связанное с повышением плотности вольфрамовых сплавов. Спекание механоактивированных порошков при $T > T_{opt}$ приводит к разупрочнению сплава, обусловленное ростом зерен при нагреве.

Построены зависимости предела текучести и микротвердости от размера зерна. Показано, что на стадии роста зерен вид зависимостей $\sigma_r(d)$ и $H(d)$ подчиняется закону Холла-Петча. Отмечено, что средняя величина коэффициента зернограницного упрочнения K для механоактивированных сплавов оказывается в 2.5–3 раза больше, чем для вольфрамовых сплавов, спеченных из крупнозернистых немеханоактивированных порошков. Показано, что с увеличением интенсивности механоактивации наблюдается увеличение средних значений σ_0 и K . Установлено, что процесс роста зерен приводит к немонотонному изменению коэффициента K .

Для объяснения наблюдаемых закономерностей в работе предложена качественная модель изменения структурно-фазового состояния межфазных границ вольфрамовых сплавов при механоактивации и спекании, а также их влияния на параметры уравнения Холла-Петча.

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки РФ и РФФИ.

ВЛИЯНИЕ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ И ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА

Нохрин А.В.¹, Чувильдеев В.Н.¹, Копылов В.И.², Козлова Н.А.¹, Чегуров М.К.¹,
Грязнов М.Ю.³, Пирожникова О.Э.¹, Лопатин Ю.Г.¹, Сахаров Н.В.¹,
Пискунов А.В.¹, Вирясова Н.Н.¹, Москвичев А.А.^{1,3}

¹ Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Научно-исследовательский физико-технический институт, г. Нижний Новгород, Россия

² Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь

³ Институт проблем машиностроения РАН, г. Нижний Новгород, Россия

nokhrin@nifti.unn.ru

В качестве объекта исследования выступали образцы ультрамелкозернистого (УМЗ) никелида титана $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$, полученные методом равноканального углового прессования (РКУП). Температура РКУП составляла 450 °С, число циклов прессования $N = 4$, скорость деформирования 0.4 мм/с.

Установлено, что в состоянии после РКУП средний размер зерна составляет 130 нм. В структуре образцов после РКУП присутствуют частицы титана, а также 5–7% фазы со структурой типа Ti_2Ni . Следует отметить, что частицы титана окружены фазой Ti_2Ni , причем формирование таких частиц, согласно результатам рентгеноструктурного анализа, происходит за счет распада аустенита, объемная доля которого после РКУП уменьшается. С использованием дифференциальной сканирующей калориметрии определены температуры фазовых превращения в крупнозернистом и УМЗ никелиде титана. Показано, что при охлаждении фазовый переход протекает с образованием промежуточной R-фазы.

Показано, что РКУП приводит к увеличению предела макроупругости (σ_0) никелида титана от 760 МПа до 1020–1100 МПа, а предела текучести (σ_T) – к повышению от 1100 МПа до 1800–1860 МПа.

С использованием методики релаксационных испытаний проведен анализ влияния РКУП и последующего отжига на механизмы релаксации внутренних напряжений. Показано, что отжиг УМЗ никелида титана приводит к изменению кинетики и механизмов релаксации внутренних напряжений.

Показано, что повышение температуры отжига приводит к разупрочнению УМЗ сплава – при повышении температуры отжига до 600 °С наблюдается незначительное уменьшение σ_0 и σ_T до 950–980 МПа и 1600 МПа, соответственно. После отжига при $T_{отж} = 800$ °С значения σ_0 и σ_T УМЗ никелида титана составляют 780 МПа и 1250–1300 МПа, соответственно.

Проведены экспериментальные исследования на растяжение образцов УМЗ никелида титана, на основании анализа которых определены температурные зависимости предела прочности и пластичности. Проведены фрактографические исследования образцов после испытаний на разрушение. Определены доли хрупкой и вязкой составляющей в изломах крупнозернистого и УМЗ образцов после испытаний на растяжение в различных температурно-скоростных интервалах.

С использованием методики электрохимических (потенциостатических) испытаний проведены исследования коррозионной стойкости УМЗ образцов никелида титана в водном растворе 0.9% NaCl по ГОСТ Р ИСО 10993-15-2009. Показано, что коррозионная стойкость УМЗ никелида титана в 1.5 раза превышает коррозионную стойкость крупнозернистых образцов.

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки РФ и РФФИ-БРФФИ.

РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА С ВЫСОКОЙ ТВЕРДОСТЬЮ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬЮ

Болдин М.С.¹, Сахаров Н.В.¹, Чувильдеев В.Н.¹, Благовещенский Ю.В.², Исаева Н.В.², Нохрин А.В.¹, Шотин С.В.¹, Лопатин Ю.Г.¹, Семенычева А.В.¹, Попов А.А.¹, Грязнов М.Ю.³, Жарков Е.А.¹

¹ Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Научно-исследовательский физико-технический институт, г. Нижний Новгород, Россия

² ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, г. Москва, Россия

³ Институт проблем машиностроения РАН, г. Нижний Новгород, Россия

boldin@nifti.unn.ru

В работе описаны результаты экспериментальных исследований процессов высокоскоростного спекания методом «Spark Plasma Sintering» ультрамелкозернистого (УМЗ) карбида вольфрама и твердых сплавов на его основе.

В качестве исходных материалов были использованы нанопорошки на основе карбида вольфрама с различным начальным размером частиц (R_0) и объемной долей (f) частиц монокарбида WC, полученные методом плазмохимического синтеза и последующего низкотемпературного печного синтеза, а также промышленный порошок монокарбида вольфрама фирмы «H.C. Starck».

Показано, что зависимость оптимальной температуры спекания T_2 и плотности от величины R_0 имеет немонотонный с максимумом. Установлено, что высокоскоростное спекание нанопорошков карбида вольфрама происходит при более низких значениях температуры спекания $T_2 = 1380\text{--}1520\text{ }^\circ\text{C} \sim 0.53\text{--}0.57T_m$ ($T_m = 3143\text{ K}$ – температура плавления карбида вольфрама).

Показано, что полученные образцы обладают высокой твердостью (H), демонстрируя при этом оптимальное сочетание твердость - трещиностойкость « H/K_{1c} ». При скорости нагрева $V < 100\text{ }^\circ\text{C}/\text{мин}$ наблюдается повышенная трещиностойкость K_{1c} при меньших значениях твердости H ($H = 24.2\text{ ГПа}$, $K_{1c} = 6.7\text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$). При более высоких скоростях нагрева формируется однородная высокоплотная наноструктура характеризующаясь повышенной твердостью H при снижении трещиностойкости K_{1c} ($H = 31.1\text{ ГПа}$, $K_{1c} = 5.2\text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$). По оптимальным режимам спекания были получены образцы с $H = 34\text{ ГПа}$ и $K_{1c} = 4.3\text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$.

Показано, что в структуре материала полученного методом ЭИПС из порошков с пониженным содержанием монокарбида, наблюдается аномальный рост зерен и формируется разнотелая структура. При ЭИПС нанопорошков полностью состоящих из монокарбида вольфрама наблюдается нормальный рост зерен и имеет место мономодальное распределение зерен по размерам.

Определены зависимости плотности, твердости и параметров структуры сплавов WC-Co с ингибиторными добавками VC и TaC от температуры спекания, скорости нагрева и времени выдержки. Показано, что зависимость плотности от температуры спекания носит немонотонный характер: максимум плотности достигается при температуре твердофазного спекания $1100\text{ }^\circ\text{C}$. Показано, что метод ЭИПС позволяет получать наноструктурированные твердые сплавы, обладающие хорошим сочетанием « H_v/K_{1c} » – в твердом сплаве WC-10Co-1VC сформирована однородная структура с размером зерна $150\text{--}200\text{ нм}$ и повышенными механическими свойствами ($1710\text{ }H_v$, $K_{1c} = 12.6\text{--}13\text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$).

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки РФ и РФФИ.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ НИТРИДА КРЕМНИЯ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ «SPARK PLASMA SINTERING»

Болдин М.С., Сахаров Н.В., Чувильдеев В.Н., Нохрин А.В., Попов А.А.,
Лопатин Ю.Г., Семенычева А.В., Жарков Е.А.

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

В качестве объектов исследования использовались нано- и ультрадисперсные порошки нитрида кремния импортного производства фирм «Alfa Aesar», «Sigma Aldrich» и «Neomat», спекание которых осуществляли методом «Spark Plasma Sintering» (SPS). Показано, что процесс уплотнения порошков Si_3N_4 имеет двух- или трехстадийный характер в зависимости от дисперсности порошка. Установлено, что каждой стадии соответствует определенный элементарный механизм уплотнения. Предложен метод количественной оценки температурно-временных интервалов усадки, контролируемой различными элементарными процессами.

Проведены исследования влияния режимов спекания, структуры и состава активаторов и исходных порошков на структуру и свойства Si_3N_4 -керамик. Установлено, что «введение» $0.5\%\text{Al}_2\text{O}_3 + 1.5\%\text{Y}_2\text{O}_3$ в Si_3N_4 -керамики позволяет сформировать высокопрочную ультрамелкозернистую (УМЗ) структуру, упрочненную вытянутыми зернами нитрида кремния. Показано, что выбор оптимальных параметров исходного порошка (дисперсность, фазовый состав, объемная доля активаторов и упрочняющих частиц) и режимов SPS позволяет получать керамики, обладающие повышенной твердостью. Максимальные значения микротвердости составили $H_v = 27.4$ ГПа при $K_{1C} = 2.5$ МПа·м^{1/2}, максимальные значения трещиностойкости – 6.7 МПа·м^{1/2} при $H_v = 16.5$ ГПа.

Показано, что средний размер зерна керамики определяется размерами частиц исходного порошка и использованием дисперсных частиц второй фазы, препятствующих росту зерен. Установлено, что введение частиц TiN или WC препятствует развитию удлиненных зерен. Продемонстрирована возможность изменения параметров структуры жаропрочных керамик путем введения в состав исходных порошков дисперсных частиц второй фазы.

Установлено, что кинетика спекания Si_3N_4 -керамик упрочненных многостенными нанотрубками контролируется диффузией по неравновесным границам зерен и диффузией, протекающей в условиях фазового перехода. Показано, что введение упрочняющих волокон приводит к стабилизации зеренной структуры керамик и получению высоких значений трещиностойкости Si_3N_4 -керамик.

Показано, что изменение величины приложенного давления, а также момента его приложения, оказывают существенное влияние на параметры структуры и прочностные свойства керамик. В случае приложения максимального давления до термической усадки удалось получить наиболее плотные образцы, обладающие максимальными значениями микротвердости и трещиностойкости.

Установлено, что использование в качестве упрочняющих волокон многостенных углеродных нанотрубок, покрытых оксидом вольфрама, предпочтительнее, чем введение в материал чистых углеродных нанотрубок. Это позволило получить образцы композиционной Si_3N_4 -керамики с коэффициентом трещиностойкости 5.3 МПа·м^{1/2}.

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки РФ и РФФИ.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМА ЗАРОЖДЕНИЯ ТРЕЩИН КОРРОЗИОННОЙ УСТАЛОСТИ В МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ ТРУБНЫХ СТАЛЯХ

Бутусова Е.Н.¹, Чувильдеев В.Н.¹, Нохрин А.В.¹, Вирясова Н.Н.¹, Чегуров М.К.^{1,2}, Лопатин Ю.Г.¹, Болдин М.С.¹, Пещаяев Р.М.^{1,2}, Степанов С.П.¹, Смирнова Е.С.¹

¹ Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Научно-исследовательский физико-технический институт, г. Нижний Новгород, Россия

² НГТУ им. Р.Е. Алексеева, г. Нижний Новгород, Россия

enbutusova@nifti.unn.ru

В работе описаны результаты исследований влияния напряжений на склонность малоуглеродистых трубных сталей к зарождению и распространению трещин коррозионной усталости. Образцы сталей отбирались из основного металла труб магистральных газопроводов в состоянии поставки и после длительной эксплуатации.

Структурные исследования проводились с использованием растрового электронного микроскопа Jeol JSM-6490 с рентгеновским микроанализатором INCA 350. Для исследований механических свойств кроме стандартных испытаний на растяжение, микротвердость и ударную вязкость, использовалась методика релаксационных испытаний микрообразцов на сжатие, позволяющая с высокой точностью определять значения предела макроупругости (σ_0) и предела текучести (σ_T).

Для исследования коррозионно-усталостных свойств сталей использовался лабораторный автоматизированный комплекс, позволяющий проводить испытания образцов по схеме «консольный изгиб». Испытания плоских образцов $5 \times 10 \times 60$ мм с U-образным надрезом глубиной 0.5 мм и радиусом закругления 0.25 мм 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 $L_{\text{тр}}$ в каждый момент времени. На основании этих данных рассчитывалась средняя линейная скорость роста трещины $V_{\text{тр}}$. Амплитуда напряжения варьировалась в интервале от σ_0 до предела прочности.

Показано, что зависимость $N_0(\sigma)$ в полулогарифмических координатах может быть интерполирована прямой линией, угол наклона которой зависит от структурного состояния материала. Увеличение объемной доли частиц цементита, выделившихся по границам зерен феррита в процессе эксплуатации, приводит к увеличению угла наклона зависимости $N_0(\sigma)$ и уменьшению N_0 при заданной амплитуде напряжения. Зависимость $V_{\text{тр}}(\sigma)$, имеет двухстадийный характер: на первой стадии наблюдается медленный рост трещины с увеличением приложенного напряжения, а на второй стадии – быстрое разрушение стали при незначительном увеличении σ . Показано, что значения $V_{\text{тр}}$ при заданной амплитуде σ , а также число циклов нагружения до зарождения трещины зависят от уровня старения стали – увеличение объемной доли частиц цементита, выделившихся в по границам зерен феррита, приводит к уменьшению N^* и повышению $V_{\text{тр}}$.

В работе предложена модель зарождения и распространения усталостной трещины, базирующая на представлениях теории неравновесных границ зерен и традиционных моделях микропластической деформации в металлах. В рамках предложенной модели предложена процедура расчета числа циклов до зарождения коррозионно-усталостной трещины.

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки РФ и РФФИ.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДИФфуЗИОННОЙ СВАРКИ ПОД ДАВЛЕНИЕМ НА СТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Бутусова Е.Н.¹, Лопатин Ю.Г.¹, Чувильдеев В.Н.¹, Копылов В.И.², Чегуров М.К.¹, Пискунов А.В.¹, Болдин М.С.¹, Бобров А.А.¹, Попов А.А.¹, Козлова Н.А.¹

¹ Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Научно-исследовательский физико-технический институт, г. Нижний Новгород, Россия

² НГТУ им. Р.Е. Алексеева, г. Нижний Новгород, Россия

enbutusova@nifti.unn.ru

В качестве объектов исследования выступали промышленный титановый сплав ПТЗВ (Ti-4Al-2V), циркониевый сплав Э110 (Zr-1Nb) и аустенитная сталь 08X18H10T, широко используемые в атомном машиностроении. Ультрамелкозернистая (УМЗ) структура формировалась равноканального углового прессования (РКУП).

Для получения сварных соединений использовалась установка для высокоскоростного электроимпульсного спекания «DR. SINTER model SPS-625 Spark Plasma Sintering» (нагрев вакууме или инертной среде под давлением до 500 МПа со скоростью от 10 до 2500 °С/мин). Скорость нагрева варьировали от 350 °С/мин, температуру сварки – от 600 до 1150 °С, величину приложенного давления – от 50 до 120 МПа, время сварки (при выбранной температуре) варьировалось в интервале от 0 до 90 мин. Варьирование размера пор в стыке осуществляли за счет изменения уровня шероховатости на поверхности спекаемых образцов. Размер пор определяли методами растровой электронной микроскопии.

Показано, что свариваемость СМК титановых сплавов и аустенитных сталей в аналогичных температурно-скоростных интервалах нагрева осуществляется с большей скоростью, чем аналогичных образцов крупнозернистых материалов. Построены зависимости объемной доли пор и размера зерна в сварном соединении от температуры и скорости сварки, величины приложенного давления и времени диффузионной сварки. Проведен анализ влияния температуры РКУП и температуры отжига на кинетику «залечивания» пор в сварном соединении. Исследования структуры сварных соединений полученных при температуре выше температуры рекристаллизации показывает, что в УМЗ металлах средний размер и объемная доля пор в сварном соединении также оказывает заметно меньше размера и объемной доли пор в сварном соединении крупнозернистого металла

Определены оптимальные режимы РКУП, термической обработки, а также высокоскоростной диффузионной сварки, позволяющей получать в сварном соединении высокоплотную мелкозернистую структуру с повышенной твердостью. Проведенные исследования механических свойств показывают, что твердость сварных швов в УМЗ сплавах полученных по оптимальным режимам РКУП и диффузионной сварки с 10%-ной точностью соответствует твердости основного металла.

Проведены коррозионные электрохимические (потенциостатические) образцов сварных соединений крупнокристаллических и УМЗ материалов. Показано, что соединения УМЗ материалов полученных при пониженных температурах обладают более высокой коррозионной стойкостью по сравнению со сварными соединения крупнокристаллических материалов.

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки РФ и РФФИ.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ

Козлова Н.А.¹, Чувильдеев В.Н.¹, Копылов В.И.², Нохрин А.В.¹, Чегуров М.К.^{1,3},
Лопатин Ю.Г.¹, Демидова М.А.^{1,3}, Алексеев М.А.^{1,3}, Бобров А.А.¹

¹ Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Научно-исследовательский физико-технический институт, г. Нижний Новгород, Россия

² Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь

³ Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева, г. Нижний Новгород, Россия

nakozlova@nifti.unn.ru

В докладе представлены результаты экспериментальных исследований влияния режимов РКУП и термической обработки на коррозионную стойкость субмикроструктурной (СМК) металлов и сплавов, полученных методом равноканального углового прессования (РКУП). В качестве объектов исследования выступала медь М1, промышленные алюминиевые сплавы АМг6 и АМц, а также модельные алюминиевые сплавы А1-0.3Sc, полученные методом вибрационного литья. РКУП меди осуществлялось при комнатной температуре, алюминиевых сплавов – при температуре 250 °С.

Показано, что в чистых металлах и квазиоднофазных сплавах РКУП оказывает слабое влияние на коррозионную стойкость материалов. Исключение составляет сплав АМг6 в котором обнаружено существенное понижение скорости коррозии после РКУП, связанное с фрагментированием и деформационно-стимулированным растворением первичных частиц.

Установлено, что зависимость скорости коррозии УМЗ металлов от температуры отжига имеет трехстадийный характер – на стадии возврата (отжиг при температурах ниже температуры начала рекристаллизации) наблюдается уменьшение скорости коррозии, обусловленное снижением плотности дефектов, внесенных в границы зерен при РКУП. Отжиг при температурах выше температуры начала рекристаллизации приводит к развитию аномального роста зерен и повышению скорости коррозии. При дальнейшем повышении температуры отжига вновь наблюдается уменьшение скорости коррозии и формирование однородной крупнозернистой структуры.

Немонотонный с максимумом характер зависимости скорости коррозии от температуры отжига УМЗ металлов является весьма неожиданным эффектом, поскольку традиционно предполагается, что формирование более крупнозернистой и равновесной структуры должно приводить к формированию более коррозионно-стойкого состояния. Предложена качественная модель эффекта увеличения скорости коррозии при отжиге УМЗ металлов, основанная на представлениях теории неравновесных границ зерен в металлах.

Описано влияние длительной вылежки при комнатной температуре на коррозионную стойкость УМЗ материалов. Показано, что длительная вылежка при комнатной температуре приводит к уменьшению плотности дефектов в границах зерен УМЗ материалов и, как следствие, к изменению характера зависимости скорости коррозии от температуры отжига - в УМЗ алюминиевых сплавах, подвергнутых после РКУП длительной вылежке при комнатной температуре, зависимость скорости коррозии от температуры отжига также имеет трехстадийный характер, однако на первой стадии отжига снижения скорости коррозии не наблюдается.

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки РФ и РФФИ.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ И ОТЖИГА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 08X18H10T

Козлова Н.А.¹, Чувильдеев В.Н.¹, Копылов В.И.², Нохрин А.В.¹, Бахметьев А.М.³, Сандлер Н.Г.³, Тряев П.В.³, Чегуров М.К.^{1,4}, Бутусова Е.Н.¹, Грязнов М.Ю.⁵, Михайлов А.С.³, Лопатин Ю.Г.¹, Демидова М.А.⁴, Алексеев М.А.⁴, Мелехин Н.В.¹

¹ Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Научно-исследовательский физико-технический институт, г. Нижний Новгород, Россия

² Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь

³ ОАО «ОКБМ Африкантов», г. Нижний Новгород, Россия

⁴ НГТУ им. Р.Е. Алексеева, г. Нижний Новгород, Россия

⁵ Институт проблем машиностроения РАН, г. Нижний Новгород, Россия

nakozlova@nifti.unn.ru

В качестве объекта исследования выступала аустенитная сталь 08X18H10T, субмикроструктурная (СМК) структура в которой была сформирована методом РКУП при температуре 150–450 °С. Число циклов РКУП варьировалось от $N = 1$ до $N = 4$. Скорость деформирования составляла 0.4 мм/с.

Установлено, что РКУП приводит к повышению предела макроупругости от 205 МПа до 425 МПа и предела текучести от 380 МПа до 1050 МПа, соответственно. Испытания на растяжение при комнатной температуре показывают, что пластичность СМК стали составляет 45–60%, а величина предела прочности достигает 1100 МПа.

Проведены исследования характеристик сверхпластичности образцов СМК стали и определены оптимальные температурно-скоростные режимы сверхпластической деформации, в которых пластичность СМК стали достигает 220–250%. Показано, что причиной немоного характера зависимости пластичности СМК стали от температуры сверхпластической деформации являются процессы рекристаллизации, а также процесс выделения и роста частиц карбидов. Проведен фрактографический анализ изломов образцов после испытаний на растяжение. Показано, что с увеличением температуры испытаний волокнистая и радиальная зоны увеличиваются по площади, а зона среза – уменьшается.

Для исследования влияния РКУП на стойкость стали 08X18H10T к горячесолевой коррозии, в ОАО «ОКБМ Африкантов» проводились сравнительные автоклавные коррозионные испытания образцов сталей в различных структурных состояниях. Степень коррозионного повреждения оценивалась по ГОСТ 9.908-85.

Проведенные испытания показывают, что глубина межкристаллитной коррозии после обработки стали 08X18H10T по оптимальным режимам РКУП в 2.5–3 раза превышает коррозионную стойкость образцов крупнозернистой стали. Аналогичные результаты были получены и при электрохимических (потенциостатических) исследованиях образцов крупнозернистой и СМК стали. Установлено, что масштаб повышения прочности и стойкость к межкристаллитной коррозии при РКУП определяется одновременным протеканием процессов измельчения зеренной структуры, а также деформационно-стимулированного распада аустенита и выделением частиц карбидов.

В работе предложена модель эволюции структуры аустенитной стали при РКУП, позволяющая объяснить причины одновременного повышения прочности и коррозионной стойкости в СМК стали.

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки РФ и РФФИ.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ И КОРРОЗИОННЫХ СВОЙСТВ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti-4Al-2V, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ

Козлова Н.А.¹, Чувильдеев В.Н.¹, Копылов В.И.², Нохрин А.В.¹, Бахметьев А.М.³,
Сандлер Н.Г.³, Тряев П.В.³, Чегуров М.К.^{1,4}, Бутусова Е.Н.¹, Михайлов А.С.³, Грязнов М.Ю.⁵,
Лопатин Ю.Г.¹, Демидова М.А.^{1,4}, Мелехин Н.В.¹, Бобров А.А.¹

¹ Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Научно-исследовательский физико-технический институт, г. Нижний Новгород, Россия

² Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь

³ ОАО «ОКБМ Африкантов», г. Нижний Новгород, Россия

⁴ НГТУ им. Р.Е. Алексеева, г. Нижний Новгород, Россия

⁵ Институт проблем машиностроения РАН, г. Нижний Новгород, Россия

nakozlova@nifti.unn.ru

Субмикроструктурная (СМК) структура в сплаве ПТЗВ (Ti-4Al-2V) была сформирована методом равноканального углового прессования (РКУП) при скорости 0.4 мм/с и температуре 450–475 °С. Средний размер зерна после $N = 4$ циклов РКУП составляет 0.5 мкм. (В состоянии до РКУП – 25–30 мкм).

Зависимость предела макроупругости (σ_0) и предела текучести (σ_T) от числа циклов РКУП (N) имеет монотонный характер – при увеличении N от 0 до 4 наблюдается повышение σ_0 и σ_T от 450 до 750 МПа и от 600 до 1020–1050 МПа, соответственно. Твердость СМК сплава ПТЗВ составляет $H = 3.5–3.6$ ГПа. Показано, пластичность СМК сплава ($N = 4$) при комнатной температуре составляет $\delta = 47.5–50\%$, что более чем в 1.5 раза превосходит пластичность крупнозернистого сплава ($\delta = 28\%$). На изломах образцов СМК сплава после растяжения видны волокнистая зона, радиальная зона и зона среза. Характер излома – преимущественно вязкий.

Полученный СМК сплав имеет повышенную термическую стабильность – процесс роста зерен в и в крупнозернистом, и в СМК сплаве начинается после отжига при температуре отжига 723–773 К ($t_{отж} = 30$ мин).

Зависимости $\sigma(\epsilon)$ имеют вид, характерный для сверхпластической деформации СМК материалов – интенсивное деформационное упрочнение на первой стадии растяжения и медленное разупрочнение на второй стадии. С повышением температуры деформации от 873 К до 1073 К при скорости $3.3 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ в СМК сплаве наблюдается уменьшение напряжения течения от 165 до 70 МПа с одновременным повышением пластичности от 225% до 475%. В крупнозернистом сплаве аналогичное повышение температуры деформации приводит к уменьшению напряжения течения от 355 до 120 МПа и повышению пластичности от 85% до 220%. Изломы образцов имеют вязкий характер.

Испытание на горячую солевую коррозию показывают, что глубина прокорродированного слоя в СМК сплаве в 4–5 раз меньше, чем в обычном крупнозернистом материале. При этом сплав ПТЗВ после РКУП обладает повышенной (не менее чем в 9 раз) стойкостью к зарождению коррозионно-усталостной трещины по сравнению с крупнозернистым сплавом ПТЗВ.

В работе предложена качественная модель влияния эволюции структуры титановых сплавов при РКУП, позволяющая, в частности, объяснить причины одновременно повышения прочности, термической стабильности и коррозионной стойкости в СМК титановых сплавах.

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки РФ и РФФИ.

АНАЛОГИИ И РАЗЛИЧИЯ В ТЕОРИЯХ МЕХАНИЧЕСКОГО ДВОЙНИКОВАНИЯ И БЕЗДИФФУЗИОННЫХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В МАТЕРИАЛАХ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Остриков О. М.

УО «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого»,
г. Гомель, Республика Беларусь, omostrikov@mail.ru

На основании экспериментальных данных [1–3] были установлены аналогии в процессах механического двойникования и бездиффузионных фазовых превращений в материалах с эффектом запоминания формы. Это дало основание для создания для данных явлений единой теории [4]. Данные процессы еще более схожи, чем двойникование и разрушение [5, 6], а также двойникование и негомогенная пластическая деформация [7], наблюдаемая в металлических стеклах.

Теория механического двойникования в настоящее время является более развитой, чем теория бездиффузионных фазовых превращений в материалах с памятью формы. Это обусловлено тем, что теория двойникования зародилась раньше [8], чем теория бездиффузионных фазовых превращений, которая, по сути, повторяет теорию двойникования. Поэтому представляет интерес использование накопленного в теории двойникования опыта для математического описания бездиффузионных фазовых превращений.

Несмотря на имеющуюся существенную схожесть в процессах двойникования и бездиффузионных фазовых превращений, у данных процессов имеются и различия, которые связаны с особенностями поворота кристаллической решетки при протекании данных процессов. Это ведет к специфике в определении величины вектора Бюргера двойникующих дислокаций границы раздела аустенит/мартенсит в материалах с памятью формы. Для решения этой проблемы целесообразно введение нового понятия и новой величины вектора, определяющего несовершенство кристаллической решетки, обусловленное некогерентностью границы раздела аустенит/мартенсит. Этому и посвящена данная работа.

1. Sozinov A., Likhachev A.A., Lanska N., Ullakko K. Giant magnetic-field-induced strain in NiMnGa seven-layered martensitic phase // *Appl. Phys. Lett.* – 2002. – V. 80. – P. 1746–1748.
2. Остриков О.М., Созинов А.Л., Сорока А.В. Исследование пластической деформации поверхности монокристалла Ni₂MnGa методом индентирования // *Инженерно-физический журнал.* – 2012. – Т. 85, № 5. – С. 1132–1141.
3. Остриков О.М., Шматок Е.В. Особенности механического двойникования, локального разрушения и формирования каналов Розе в монокристаллах Ni₂MnGa при индентировании их поверхности пирамидой Виккерса // *Материалы. Технологии. Инструменты.* – 2013. – Т. 18, № 3. – С. 5–10.
4. Остриков О.М. Механика двойникования твердых тел. – Гомель: Учреждение образования «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого», 2008. – 301 с.
5. Финкель В.М., Федоров В.А., Королев А.П. Разрушение кристаллов при механическом двойниковании. – Ростов-на-Дону. – 1990. – 172 с.
6. Косевич А.М., Бойко В.С. Дислокационная теория упругого двойникования кристаллов // *Успехи физических наук.* – 1971. – Т. 104, № 2. – С. 101–255.
7. Верещагин М.Н., Шепелевич В.Г., Остриков О.М. Негомогенная пластическая деформация аморфных сплавов на основе железа. – Гомель: Учреждение образования «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого», 2004. – 134 с.
8. Лифшиц И.М. О макроскопическом описании явления двойникования кристаллов // *Журнал экспериментальной и теоретической физики.* – 1948. – Т. 18, № 12. – С. 1134–1143.

НОВЫЙ МЕХАНИЗМ ЭЛЕКТРО- И МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТОВ ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ ДВОЙНИКОВАНИИ ДЕФОРМИРУЕМЫХ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Остриков О. М.

*УО «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого»,
г. Гомель, Республика Беларусь,
omostrikov@mail.ru*

Результаты исследований ферромагнитных сплавов Гейслера с управляемой магнитным полем памятью формы показали наличие аналогий между бездиффузионными фазовыми превращениями и механическим двойникованием [1, 2]. Представляет интерес перенос этих аналогий и на электро- и магнитоэластический эффекты [3–5] при деформационном (механическом) двойниковании деформируемых твердых тел. Это дает основу для прогнозирования нового механизма этих эффектов.

Граница раздела аустенит/мартенсит в ферромагнитном сплаве Гейслера легко перемещается под действием магнитного поля величиной порядка 2 Тл. Такой же порядок имеет и магнитное поле, при котором фиксируется магнитоэластический эффект при двойниковании [5]. В связи с этим можно предположить, что природа магнитоэластического эффекта и магнитоуправляемой памяти формы имеют общую составляющую. Поэтому помимо рассмотренных ранее механизмов магнитоэластического эффекта правомерно полагать и наличие других механизмов, родственных бездиффузионным фазовым превращениям в ферромагнитных материалах с памятью формы.

В случае электроэластического эффекта при двойниковании аналогии следует проводить с известными материалами, память формы которых управляется электрическим полем. В случае электростимулированного двойникования металлов кроме воздействия на двойникоующие дислокации электрического тока необходимо учитывать и наличие эффектов родственных эффектам, наблюдаемых у материалов с памятью формы. Изучению данных эффектов применительно к двойникоующим материалам и посвящена данная работа.

1. Остриков О.М., Созинов А.Л., Сорока А.В. Исследование пластической деформации поверхности монокристалла Ni_2MnGa методом индентирования // Инженерно-физический журнал. – 2012. – Т. 85, № 5. – С. 1132–1141.
2. Остриков О.М., Шматок Е.В. Особенности механического двойникования, локального разрушения и формирования каналов Розе в монокристаллах Ni_2MnGa при индентировании их поверхности пирамидой Виккерса // Материалы. Технологии. Инструменты. – 2013. – Т. 18, № 3. – С. 5–10.
3. Савенко В.С., Углов В.В., Остриков О.М., Ходоскин А.П. Влияние импульсов электрического тока на двойникование монокристаллов висмута, облученных ионами углерода // Физика металлов и металловедение. – 1998. – Т. 85, № 5. – С. 96–105.
4. Савенко В.С., Углов В.В., Остриков О.М. Электроэластический эффект при двойниковании монокристаллов висмута, облученных ионами бора // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 1999. – №3. – С. 52–55.
5. Остриков О.М. Физические закономерности двойникования при воздействии внешних ортогональных друг другу электрических и магнитных полей, прикладываемых к монокристаллам висмута, облученных ионами бора // Журнал технической физики. – 2000. – Т. 70, №12. – С. 39–42.

**РАСЧЕТ ЛОКАЛИЗОВАННОГО НАПРЯЖЕННО-
ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ, ОБУСЛОВЛЕННОГО
ОСОБЕННОСТЯМИ МЕХАНИЧЕСКОГО ДВОЙНИКОВАНИЯ
ФЕРРОМАГНИТНОГО СПЛАВА Ni_2MnGa С ЭФФЕКТОМ
ПАМЯТИ ФОРМЫ**

Остриков О. М., Шматок Е. В.

*Учреждение образования «Гомельский государственный технический
университет имени П.О. Сухого», г. Гомель, Республика Беларусь
omostrikov@mail.ru*

Экспериментальные исследования особенностей механического двойникования мартенситной фазы ферромагнитного сплава Ni_2MnGa с эффектом памяти формы выявили ряд закономерностей взаимодействия между собой двойникования, локального разрушения, аустенитной фазы и скольжения [1, 2]. Для анализа механизмов проявления, наблюдаемых в [1, 2] эффектов, целесообразна работа, цель которой – расчет напряженно-деформированного состояния обусловленного особенностями двойникования, связанными с его взаимодействием с разрушением, первичным двойникованием, скольжением и аустенитной фазой в Ni_2MnGa .

Для достижения этой цели были решены следующие задачи:

- разработка метода расчета напряжений у вершины трещины в монокристалле Ni_2MnGa при их релаксации перпендикулярными трещине клиновидными механическими двойниками, для выявления количественных характеристик напряженного состояния у трещины в Ni_2MnGa с эффектом запоминания формы при наличии релаксационных двойников;
- проведение расчета напряженно-деформированного состояния в Ni_2MnGa у границ клиновидных механических двойников при сопутствующем вторичном двойниковании;
- исследование напряженно-деформированного состояния в Ni_2MnGa при наличии двойниковых прослоек, стопоренных границей аустенитной фазы;
- расчет полей напряжений в системе перпендикулярных остаточных двойников в Ni_2MnGa .

Полученные результаты позволили расширить знания об особенностях поведения механических двойников в монокристаллах Ni_2MnGa при их взаимодействии со скольжением, двойникованием, разрушением и аустенитной фазой. Это дало возможность предложить метод расчета напряженно-деформированного состояния, обусловленного особенностями двойникования ферромагнитного сплава Ni_2MnGa с управляемыми магнитным полем бездиффузионными фазовыми превращениями.

1. Остриков О.М., Созинов А.Л., Сорока А.В. Исследование пластической деформации поверхности монокристалла Ni_2MnGa методом индентирования // Инженерно-физический журнал. – 2012. – Т. 85, № 5. – С. 1132–1141.
2. Остриков О.М., Шматок Е.В. Особенности механического двойникования, локального разрушения и формирования каналов Розе в монокристаллах Ni_2MnGa при индентировании их поверхности пирамидой Виккерса // Материалы. Технологии. Инструменты. – 2013. – Т. 18, № 3. – С. 5–10.

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В НИЗКОЛЕГИРОВАННОМ СПЛАВЕ СИСТЕМЫ Cu-Cr В ПРОЦЕССЕ ИПДК

Аксенов Д.А.¹, Фаизова С.Н.², Рааб Г.И.³, Лебедев Ю.А.¹, Фаизов И.А.⁴

¹Институт физики молекул и кристаллов УНЦ РАН, Уфа

²Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа

³Институт физики перспективных материалов при УГАТУ, Уфа

⁴Башкирский государственный университет, Уфа

Spirit13@bk.ru

В условиях интенсивной пластической деформации (ИПД) в дисперсионно-упрочняемых материалах происходят неравновесные фазовые превращения, а именно деформационно-стимулированный распад пересыщенного твердого раствора и растворение дисперсионно-упрочняющих частиц. Вследствие меняются кинетика фазовых превращений и и при предварительной и постдеформационной термообработки. Кроме того, на аморфных материалах были получены кривые соответствующие немонокотным изменениям свойств материала [1,2].

Для материала Cu-0,6%Cr-0,1%Zr были получены результаты механических испытаний имеющие немонокотный характер. Для того, чтобы разобраться в немонокотном характере получаемых свойств, был проведен специальный эксперимент, в котором за исходное состояние было принято состояние с полностью распавшимся пересыщенным твердым раствором. Таким образом, во время деформации исключался процесс деформационно-стимулированного распада пересыщенного твердого раствора.



Рис. 1. График изменения микротвердости сплава Cu-0,6%Cr-0,1%Zr в процессе обработки методом ИПДК

Однако полученные кривые механических свойств, электропроводности показали, что уже на 1 этапе деформации происходит процесс распада пересыщенного твердого раствора (рис.1).

В работе были рассмотрены причины немонокотных изменений свойств, а именно трансформация структуры и фазовые превращения. Результатом исследований поведения технической чистой меди после ИПДК, рентгеноструктурных анализов сплава, изучения характера изменения размера и плотности частиц в материале методами угольных экстракционных реплик и ПЭМ, были сделаны следующие выводы:

- трансформация структуры не ведет к немонокотному изменению свойств;
- поочередное доминирование процессов деформационно-стимулированного выделение и растворения дисперсных частиц, является одним из основных причин немонокотных изменений свойств.

Работа выполнена при поддержке РФФИ 14-08-31483 мол_а и РФФИ 13-08-01073 а.

1. Носова Г.И., Шалимова А.В., Сундеев Р.В., Глезер А.М., Панкова М.Н., Шеляков А.В. Кристаллография, 2009, т.54, №6, с. 1111-1118.
2. Глезер А.М., Сундеев Р.В., Шалимова А.В. Доклады академии наук, 2011, т.440, №1, с.39-41.

ЗАЩИТНЫЕ ПОКРЫТИЯ ДЛЯ ТОКОВЫХ КОЛЛЕКТОРОВ ТВЕРДООКСИДНЫХ ТОПЛИВНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ, ИЗГОТАВЛИВАЕМЫХ ИЗ СТАЛИ CROFER 22 APU

Деменева Н.В., Бредихин С.И.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики
твёрдого тела Российской академии наук, Черноголовка, Россия*
ladyn@issp.ac.ru

Ключевыми компонентами батарей твердооксидных топливных элементов (ТОТЭ) являются токовые коллекторы обеспечивающие токосъем с электродов и разделение газовых пространств анодной и катодной камер. Основными материалами для токопроводов и токовых коллекторов в батареях ТОТЭ, работающих в области умеренных (750–850°C) температур, являются ферритные нержавеющие стали. В окислительной атмосфере катодной камеры на поверхности ферритных сталей происходит образование плохопроводящих окислов Cr_2O_3 , Al_2O_3 и SiO_2 , приводящее к увеличению контактного сопротивления «токовый коллектор–катод» и ухудшающее характеристики ТОТЭ. Целью настоящей работы является создание методики, которая позволит формировать внутренний барьерный слой для диффузии хрома к поверхности токового коллектора из нержавеющей хромистой стали, в условиях работы катодной камеры ТОТЭ.

В работе изучено изменение приповерхностной микроструктуры и состава токового коллектора из стали Crofer 22 APU с защитным никелевым покрытием за счет взаимной диффузии компонентов стали и покрытия. Исследования профилей распределения элементов проводились в течение длительных испытаний в течение более 20000 часов при 850°C на воздухе и постоянной токовой нагрузке 0.5/см² через поперечное сечение с использованием сканирующей электронной микроскопии и энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии. Для детектирования возникновения фазы Cr_2O_3 использовался метод комбинационного рассеяния света с высоким пространственным разрешением. Анализ концентрационных профилей поперечного сечения перехода ферритная нержавеющая сталь – активный никелевый слой после тестирования на воздухе показал, что на глубине 6-8 мкм от поверхности стали образуется слой в виде островков неправильной формы толщиной 2–5 мкм, который состоит исключительно из Cr_2O_3 и толщина таких островков растет как функция времени. Формирование такого внутренне-окисленного слоя Cr подавляет формирование резистивной пленки Cr_2O_3 на поверхности токового коллектора.

Изучена временная зависимость изменения сопротивления перехода сталь Crofer 22 APU с никелевым покрытием – $\text{La}_{0.8}\text{Sr}_{0.2}\text{MnO}_3$ (LSM). Процесс переноса заряда описан в рамках модели барьера Шоттки [1,2] для перехода металл-полупроводник. Показано, что изменение во времени сопротивления перехода токовый коллектор- LSM определяется изменением барьера Шоттки, в результате изменения приповерхностного слоя токового коллектора из стали Crofer 22 APU.

Авторы выражают благодарность Российскому фонду фундаментальных исследований (проект РФФИ № 13-03-12408) и Министерству образования и науки Российской Федерации (Грант 14.В25.31.0018) за оказанную финансовую поддержку работы.

ДВУХУРОВНЕВАЯ МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ НЕУПРУГОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ СТАЛИ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ С УЧЕТОМ МАРТЕНСИТНЫХ ПЕРЕХОДОВ

Няшина Н.Д., Исупова И.Л.

*Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
Пермь, Россия,
nmd73@perm.ru*

Для получения необходимых рабочих характеристик стальных конструкций широко применяется термомеханическая обработка, в ходе которой в сталях происходят твердотельные фазовые переходы, в том числе – мартенситные превращения. Мартенситные переходы являются бездиффузионными и характеризуются высокой скоростью превращения, что объясняется наличием плоскости сопряжения фаз – габитусной плоскостью [1]. При мартенситном переходе изменяется тип решетки из ГЦК в ОЦТ, происходят процессы аккомодации мезонапряжений, вызванных появлением пластинок мартенсита, образование новой фазы существенно изменяет механические характеристики конструкции в целом. При этом физико-механические процессы, имеющие место при мартенситном превращении, затрагивают несколько масштабных уровней: уровень кристаллической решетки, отдельного металлического зерна, конструкции в целом. Поэтому для корректного описания неупругого деформирования стали с учетом мартенситного перехода необходимо рассмотрение нескольких масштабных уровней [2].

В работе предложена двухуровневая математическая модель неупругого деформирования поликристаллического материала, учитывающая твердотельные фазовые переходы, объединяющая рассмотрение мезоуровня (уровня кристаллита) и представительного объема макроуровня (совокупность зерен). На мезоуровне принимаются определяющие соотношения упруговязкопластичности в виде закона Гука в скоростной релаксационной форме, где скорости неупругой деформации определяются через ориентационный тензор и скорость сдвига для всех возможных систем скольжения в кристаллической решетке, а скорости трансформационной составляющей – из предположения о деформировании с инвариантной плоскостью. Уровни связаны между собой посредством введенных в определяющие соотношения на разных уровнях явных внутренних переменных, которые описывают деформирование и фазовые превращения на более глубоком масштабном уровне.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ № 14-01-00069, РФФИ-Урал № 13-01-96006.

Список литературы

1. Курдюмов Г. В., Утевский Л. М., Энтин Р. И. Превращения в железе и стали – М: Наука, 1977. – 240 с.
2. Исупова И.Л., Трусков П.В. Математическое моделирование фазовых превращений в сталях при термомеханической нагрузке // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2013. – № 3. – С. 126-156.

ВЗАИМОСВЯЗЬ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ И МАГНИТОСТРУКТУРНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Mn-Cu

Ростовцев Р.Н., Захарова С.И.

Тульский государственный университет, г. Тула, Россия
romarost@rambler.ru

Система марганец – медь характеризуется наличием в ней специфического магнитоструктурного ГЦК-ГЦТ превращения, по своим внешним проявлениям подобного термоупругому мартенситному превращению. Предварительная термообработка (закалка и отжиг) оказывают определенное влияние на протекание ГЦК-ГЦТ превращения. Необходимо подчеркнуть, что как закаленные, так и отожженные в области расщепления сплавы системы Mn-Cu при комнатных температурах являются метастабильными. В настоящей работе проведен анализ неравновесного состояния образцов, методом мгновенного фиксирования ЭДС определены термодинамические функции (изменения химических потенциалов и энергий Гиббса) сплавов с обоими типами кристаллических структур, проведен анализ магнитных и структурных характеристик. Результаты сводятся к следующим положениям [1].

1. Установлено, что в качестве дополнительных внутренних параметров, обеспечивающих применение методов термодинамики для описания неравновесного состояния сплавов системы марганец – медь, могут рассматриваться намагниченность антиферромагнитной подрешетки атомов марганца и степень тетрагональности кристаллической решетки.

2. Исследована относительная термодинамическая устойчивость сплавов с ГЦТ и ГЦК структурами при комнатной температуре в зависимости от химического состава и внутренних параметров. Установлено, что энергии Гиббса сплавов с ГЦК структурой ниже (их термодинамическая устойчивость выше), чем у образцов, обладающих ГЦТ структурой ($\Delta G^{k-t} = G^t - G^k > 0$). Показано, что это обусловлено существованием положительного «нехимического» вклада в энергию Гиббса тетрагональных сплавов, связанного с внутренними напряжениями и дефектами, возникающими в ходе ГЦК – ГЦТ превращения.

3. Температурная зависимость парциальной энергии Гиббса отожженного сплава $Mn_{60}Cu_{40}$ в области ГЦК – ГЦТ превращения имеет ступенчатый вид, что связано со стадийным характером фазового перехода и эволюцией структуры, когда система в ходе ГЦК – ГЦТ превращения «проходит» ряд промежуточных метастабильных состояний. Экспериментально определена температура метастабильного равновесия (T_0) ГЦК и ГЦТ фаз сплава $Mn_{60}Cu_{40}$.

4. Рассчитаны парциальные термодинамические функции сплавов системы марганец – медь. Повышенные значения парциальной энтропии сплава $Mn_{60}Cu_{40}$ в области ГЦК – ГЦТ превращения связаны с резким изменением магнитного и структурного вкладов в термодинамические свойства неравновесных образцов.

Список литературы

1. Удовенко В.А., Маркова Г.В., Ростовцев Р.Н. Сплавы системы Mn-Cu. Структура, свойства. – Тула: Гриф и К, 2005. – 152 с.

ДВОЙНИКОВАНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ В МОНОКРИСТАЛЛАХ РУБИНА ПРИ ВИБРАЦИОННОМ НАГРУЖЕНИИ

Босин М.Е., Рускин В.М., Омельченко Н.В.

Гуманитарно-педагогическая академия, г.Харьков, Украина,
bosin@yandex.ru

Известно, что монокристаллы рубина являются одними из наиболее перспективных материалов для производства активных элементов твердотельной лазерной техники. Известно также, что физико-механические свойства рубина являются структурно- и ориентационно-чувствительными. В реальных условиях эксплуатации лазерные элементы подвергаются различным термомеханическим воздействиям, в частности, вибрациям, которые приводят к образованию дефектов кристаллической решетки и потере работоспособности лазера. В данной работе представлены результаты исследования влияния вибрационных воздействий на структурное состояние монокристаллов рубина. Монокристаллы выращивались по методу Вернейля. Одна часть образцов не содержала макродефектов (двойников, границ, блоков, полос скольжения), а другая – имела отмеченные дефекты, которые образовывались при препарировании кристаллов. Структурное состояние изучалось методом избирательного химического травления плоскостей (0001), $(11\bar{2}0)$ и $\{10\bar{1}0\}$. Исходная (ростовая)

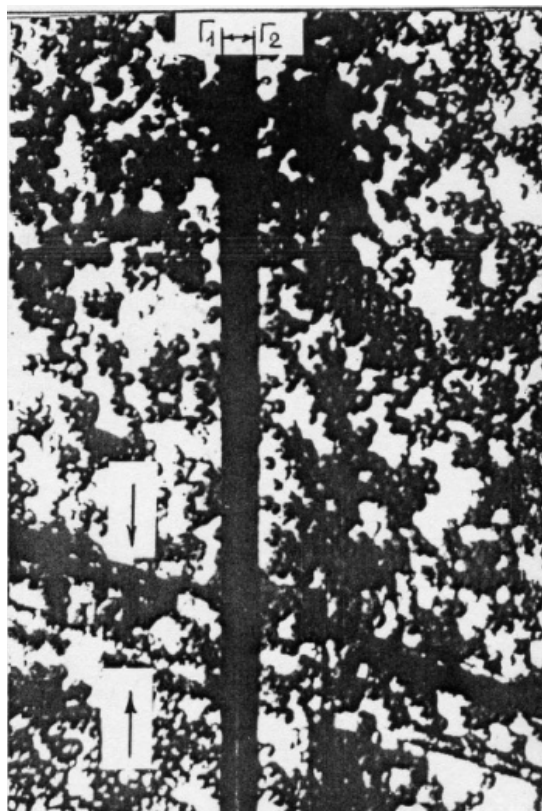


Рис. 1

плотность дислокаций составляла: $\rho_n = 10^5 \text{ см}^{-2}$ – призматических и $\rho_o = 10^6 \text{ см}^{-2}$ – базисных. Вибрационные испытания проводились на электроннодинамической установке 4В710/5000. Образцы жестко крепились к вибростенду. Амплитуда колебаний составляла 1,5мм при частоте $\nu = 10 \div 40 \text{ Гц}$. Ориентация образцов на вибростенде выбиралась таким образом, что сдвиговые напряжения, возникающие при действии вибрационных волн, в плоскости двойникования $\{10\bar{1}1\}$ были максимальными, в системе призматического скольжения $(10\bar{1}0)[11\bar{2}0]$ – существенными, а в базисной системе – практически отсутствовали. Нагружение проводилось при 300К. При вибрации в течение 5 часов в образцах образуются новые двойниковые прослойки, расширяются имеющиеся и образуются трещины. На рис.1 приведена картина травления образца на пл. (0001) после вибрационных испытаний. Двойник от исходной толщины $e_{исх} = 10 \text{ мкм}$ расширился до толщины 20 мкм. Стрелками отмечены два новых двойника, образовавшиеся в результате вибрации, расположенные под углом 120° к имеющемуся. Увеличилась на порядок плотность призматических дислокаций вблизи двойников. При увеличении частоты ν вибрации амплитуда уменьшается по закону $A \approx 1/\nu^2$. Оценки показывают, что величина сдвиговых напряжений в пл. двойникования $50 \div 80 \text{ МПа}$, что в $15 \div 30$ раз меньше критических сдвиговых напряжений для образования двойников в этих кристаллах.

Образование двойников связывается с локальной концентрацией напряжений в местах скоплений призматических дислокаций. Величины этих напряжений пропорциональны числу дислокаций в скоплении и достигают тысяч МПа. В окрестностях двойниковых границ образуются области аккомодации, вызванные локальным базисным скольжением, проходящим под действием напряжений, обусловленных скоплениями двойни-
кующих дислокаций на границах.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ОКСИДИРОВАННОГО АЛЮМИНИЯ ПОСЛЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ИМПУЛЬСА CO₂ ЛАЗЕРА

Рогалин В.Е.¹, Кугаенко О.М.²

¹ОАО «НЦЛСК «Астрофизика», Москва, Россия,

v-rogalin@mail.ru

²НИТУ МИСИС, Москва, Россия

crystal@misis.ru

Поверхность оксидированного промышленного листа (1 мм) алюминия после воздействия импульсом ($E \sim 500$ Дж) CO₂ лазера [2] (рис. 1) (Импульс имел лидирующий пик ~ 200 нс и «хвостовую» часть ~ 5 мкс. Площадь облучаемой зоны ~ 100 см².) исследовали на сканирующем электронном микроскопе SNE4500M (любезно предоставлен фирмой ОПТЭК) (рис. 2) и методами рентгеновской спектроскопии.

На поверхности наблюдаются следы крайне неравновесного испарения. Она испещрена мелкими кратерами с характерным размером 0,1 – 5 мкм. Визуально дефекты придают поверхности характерный матовый оттенок. Тем не менее, адгезия оксидированного слоя к поверхности Al сохранилась.



Рис. 1. След луча на поверхности Al после воздействия [2]

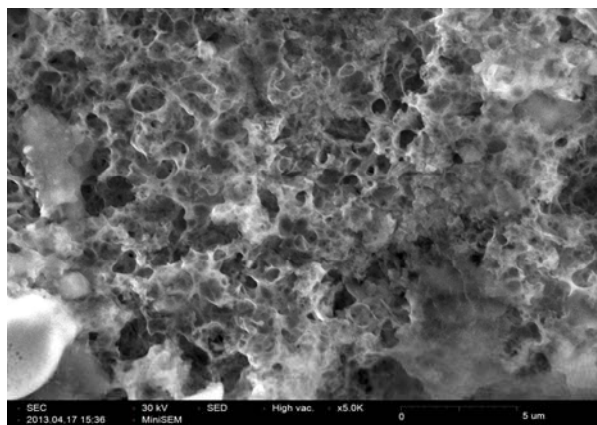


Рис. 2. Поверхность образца ($\times 2180$)

1. Барчуков А.И., Бункин Ф.В., Конов В.И., Любин А.А. Исследование низкопорогового про-
боя газов вблизи твёрдых мишеней излучением CO₂- лазера // ЖЭТФ. - 1974. - Т. 66, № 3. -
с. 965 - 982.
2. Аполлонов В.В., Васьковский Ю.М., Жаворонков М.И., Прохоров А.М., Ровинский Р.Е.,
Рогалин В.Е., Устинов Н.Д., Фирсов К.Н., Ценина И.С., Ямщиков В.А. Мощный электро-
разрядный CO₂-лазер с добавками в смесь легкоионизируемых веществ // Квантовая. Элек-
троника - 1985, Т. 12, № 1. - с. 5-9.

ВЛИЯНИЕ ПЛОТНОСТИ ДИСЛОКАЦИЙ НА ДЛИНУ ДИСЛОКАЦИОННОГО СОЕДИНЕНИЯ В ГЦК МОНОКРИСТАЛЛАХ

Куринная Р. И., Зголич М. В., Старенченко В.А.

ТГАСУ, Томск, Россия, riklaz@mail.ru

В результате дислокационных реакций, образуются дислокационные соединения, которые являются препятствиями для дальнейшего движения дислокаций. Авторами данной работы был предложен метод [1], позволяющий определить изменение дислокационной конфигурации, возникающей в результате дислокационной реакции, под действием приложенного напряжения для случая произвольного пересечения сегментов реагирующих дислокаций. Значения параметров $\gamma_g = QO : QP$ и $\gamma_f = NO : NM$, отражающих отношение длин сегментов реагирующих дислокаций, были рассмотрены в пределах $0,1 \div 0,9$. Длина дислокационного соединения EF , которое образовалось в результате дислокационной реакции между скользящей дислокацией PQ и дислокацией леса MN (рис.1) обозначена за ℓ_j .

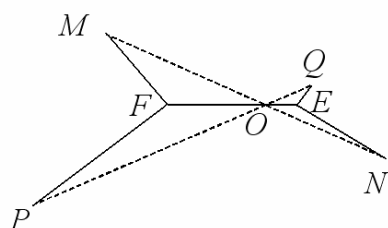


Рис. 1. Параметр $\gamma_g = QO : QP = 0,1$ отражает отношение длин сегментов скользящей дислокации. Параметр $\gamma_f = NO : NM = 0,4$ отражает отношение длин сегментов дислокации леса.

Нормированные гистограммы относительных частот длин дислокационных соединений (рис. 2) получены для следующих значений плотностей дислокаций от $\rho = 10^9 \text{ м}^{-2}$ до $\rho = 10^{16} \text{ м}^{-2}$. Для каждой предполагаемой плотности распределения вероятностей определены средние длины $\bar{\ell}_j$ дислокационных соединений.

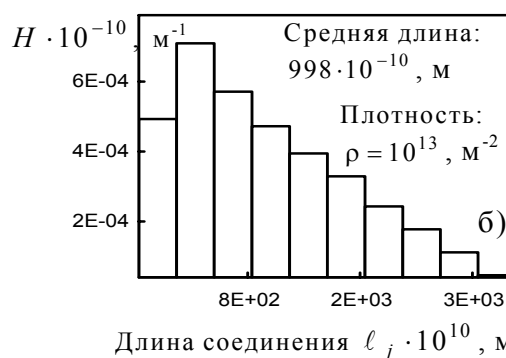
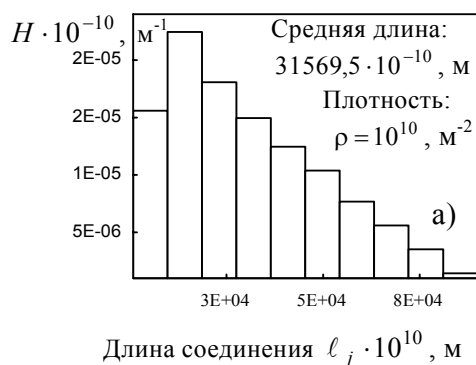


Рис. 2. Нормированные гистограммы относительных частот длин ℓ_j дислокационных соединений для значений плотности дислокаций: а) $\rho = 10^{10} \text{ м}^{-2}$; б) $\rho = 10^{13} \text{ м}^{-2}$.

По полученным результатам построена зависимость средней длины дислокационных соединений $\bar{\ell}_j(\rho) = 0,32\rho^{-1/2}$ от общей плотности дислокаций ρ и получена аппроксимация данной зависимости аналитической функцией.

1. Старенченко В.А., Зголич М.В., Куринная Р.И. Образование протяженных соединений и барьеров в результате междислокационных реакций в ГЦК кристаллах.// Изв. Вузов. Физика, 2009, № 3, С. 25-30.

ДВЕ ОЦЕНКИ ПОВЕРХНОСТНОГО НАТЯЖЕНИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В ЧИСТЫХ МЕТАЛЛАХ

Прокофьев С. И.

ИФТТ РАН, Черноголовка, Россия,
prokof@issp.ac.ru

Предложены две корреляции, позволяющие оценить поверхностное натяжение границ зерен в однокомпонентных металлах, $\gamma_{ГЗ}$.

Первое выражение

$$\gamma_{ГЗ}(T_{пл}) = 1.81 \cdot 10^{-7} \frac{T_{пл}}{(\Omega_{пл}^{ТВ})^{2/3}} \quad [\text{Дж/м}^2] \quad (1)$$

дает оценку зернограничного поверхностного натяжения при температуре плавления $T_{пл}$. Здесь $\Omega_{пл}^{ТВ}$ – молярный объем металла в твердом состоянии при $T_{пл}$. Уравнение (1) основывается на хорошо известной корреляции $\gamma_{ГЗ} \approx \gamma_{П} / 3$ [1,2]. Здесь $\gamma_{П}$ – поверхностное натяжение свободной поверхности твердого металла. Оно очень похоже на уравнение, выведенное Гуптой [3]. Оценки $\gamma_{ГЗ}$, полученные с помощью уравнения (1), хорошо согласуются с имеющимися экспериментальными значениями $\gamma_{ГЗ}$, которые, в большинстве своем, определены методом 0-ползучести при температуре близкой к $T_{пл}$.

Второе выражение

$$\gamma_{ГЗ}(T) = \frac{9.85 \cdot 10^{-8}}{(\Omega_{пл}^{ТВ})^{2/3}} \left[(0.456 + 1.119n_{ГЗ})T_{пл} - (1.119n_{ГЗ} - 0.627)T \right] \quad [\text{Дж/м}^2] \quad (2)$$

позволяет оценить температурное поведение $\gamma_{ГЗ}$. Оно основывается на представлении границы зерен в виде тонкого слоя переохлажденной жидкости [4]. Толщина слоя $n_{ГЗ}$ (в единицах межатомного расстояния в ГЗ) является подгоночным параметром модели. Обычно принимается, что $n_{ГЗ} = 2 \div 3$ при температуре не слишком близкой к $T_{пл}$. Уравнение (2) дает оценку $\gamma_{ГЗ}$ несколько ниже, чем экспериментальные значения $\gamma_{ГЗ}$. Возможно, это связано с использованием в расчетах линейной температурной зависимости вклада слоя переохлажденной жидкости в $\gamma_{ГЗ}$.

Список литературы

1. McLean D. Grain Boundaries in Metals. Oxford, Clarendon Press, 1957.
2. Tyson WR, Miller WA. Surf. Sci. 62, 267 (1977).
3. Gupta D. Interface Sci. 11, 7 (2003).
4. Bolling GF. Acta Metall. 16, 1147 (1968).

КОРРЕЛИРОВАННОЕ ТЕПЛОВОЕ ДВИЖЕНИЕ ДВУХ ВКЛЮЧЕНИЙ ЖИДКОГО СВИНЦА, СВЯЗАННЫХ С ОДНОЙ ЗАКРЕПЛЕННОЙ ДИСЛОКАЦИЕЙ В АЛЮМИНИИ

Прокофьев С. И.¹, Йонсон Э.^{2,3}, Дамен У.⁴

¹ ИФТТ РАН, Черноголовка, Россия,

prokof@issp.ac.ru

² Nano Science Center, NBI, University of Copenhagen, Denmark

³ Department of Wind Energy, Risø, DTU, Denmark

⁴ NCEM, LBNL, Berkeley, CA, USA,

Тепловое движение двух включений жидкого Pb диаметром 15 нм и 14 нм, связанных с одной закрепленной дислокацией, в сплаве Al – 0.65 ат. % Pb при 447°C исследовалось с помощью *in-situ* просвечивающей электронной микроскопии. Наблюдения записывались на видео. На каждом видеокadre определялись координаты проекций точек траекторий теплового движения включений на плоскость изображения.

Траектории показывают, что включения хаотически осциллируют вблизи линии дислокации. Это связано с отталкиванием включений друг от друга и от закрепленных концов дислокации, которое обусловлено ее линейным натяжением [1,2]. Осцилляции включений можно рассматривать как их тепловое движение в связанных потенциальных ямах.

Обнаружены пространственные корреляции теплового движения включений, которые вызваны их взаимодействием. Получены эффективные потенциалы, в которых включения движутся, а также эффективный потенциал их взаимодействия. Показано, что корреляции положения включений на дислокации определяются потенциалом их взаимодействия. Соответствие положений включений, усредненных по равным интервалам вдоль линии дислокации, показывает, что включения «двигаются» приблизительно синхронно вдоль своих усредненных траекторий.

1. S. Prokofjev, V. Zhilin, E. Johnson, et al., Def. Diff. Forum 237-240 (2005) 1072.
2. E. Johnson, S. Prokofjev, V. Zhilin, U. Dahmen, Z. Metallk. 96 (2005) 1171.

ОБЩИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЯВЛЕНИЯ ФРАГМЕНТАЦИИ ПРИ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ И ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ TiNi.

Лотков А.И., Гришков В.Н., Батурич А.А., Мейснер Л.Л., Мейснер С.Н.

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

lotkov@ispms.tsc.ru

Измельчение зёрненной структуры на поверхности или в объёме материалов существенно улучшает их механические и функциональные свойства. На основе собственных результатов и литературных данных в работе сделан обзор современного состояния исследований закономерностей и возможных механизмов измельчения зёрненной структуры при больших пластических деформациях и ионном облучении в сплавах на основе никелида титана.

Показано, что на ранних стадиях пластической деформации доминирует дислокационное скольжение, сменяющееся затем развитием микрополос локализованной де-

формации. Дальнейшая эволюция микроструктуры осуществляется механизмами геометрической и непрерывной динамической рекристаллизации внутри полос локализованной деформации и на их пересечениях. После формирования субзёрен с малоугловыми границами при продолжении деформации субзёрна продолжают вращение как целое относительно ориентации исходных зёрен. Это приводит к формированию ультрамелкозернистой структуры с большеугловыми границами зёрен.

С использованием метода дифракции обратно рассеянных электронов показано, что после облучения ионами кремния под ионно-модифицированной поверхностью никелида титана формируется фрагментированная микроструктура в слое толщиной 10-15 мкм, состоящая из измельчённых зёрен и субзёрен и находящимися в деформированном или рекристаллизованном состоянии. Показано, что фрагментируются в первую очередь зерна, в которых ориентация плотноупакованных плоскостей совпадает с направлением ионно-пучкового воздействия. Эти особенности позволяют предположить существование общего механизма формирования рекристаллизованных зёрен при больших пластических деформациях в объеме никелида титана и после ионно-пучковых воздействий на его поверхности.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы (проекты III.23.2.1. и III.23.2.2.) и поддержана проектом №21 программы №8 Президиума РАН.

ВЛИЯНИЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО РАВНОКАНАЛЬНО-УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА ЭВОЛЮЦИЮ МИКРОСТРУКТУРЫ И ДЕФЕКТОВ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СТРОЕНИЯ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ TiNi

**Батурин А.А.^{1,2}, Лотков А.И.¹, Лидер А.М.², Гришков В.Н.¹, Копылов В.И.³,
Лаптев Р.С.², Бордулёв Ю.С.²**

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

²*Томский политехнический университет, Томск*

³*Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск*

abat@ispms.tsc.ru

В данной работе изучены закономерности и механизмы формирования ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры, эволюция дефектов кристаллического строения в сплавах на основе никелида титана при изотермическом равноканально-угловом прессовании (РКУП). Закономерности формирования УМЗ структуры изучены в процессе РКУ-прессования (угол между каналами 90°) образцов сплава Ti₅₀Ni_{47.3}Fe_{2.7} (ат.%) при 723 К. В крупнозернистом состоянии сплав Ti(Ni,Fe) испытывают последовательность мартенситных превращений (МП) B2 → R → B19' (R фаза появляется при T < 278 К, а фаза B19' – при T < 213 К). Установлено, что уже после первого прохода РКУ-прессования наблюдается интенсивная мезофрагментация структуры сплава полосами локализации деформации, причем, как в мезообъемах, ограниченных этими полосами, так и внутри мезополос формируется СМК микроструктура со средним размером зёрен – субзёрен около 300 нм. После второго и третьего проходов в мезополосах локализации деформации возникает более тонкая фрагментация микроструктуры, и появляется наноструктурная фракция с размером зерен 50-100 нм. При этом последовательность МП не меняется (B2→R→B19'), температура МП B2→R остается практически постоянной, а температура начала МП R→B19' понижается на 15-20 градусов.

Экспериментально изучена эволюция вакансионных дефектов и их кластеров при накоплении деформации при РКУП образцов сплавов на основе TiNi. Показано, что ИПД вызывает значительное увеличение, как плотности дислокаций, так и концентрации вакансионных дефектов, которые имеют тенденцию к выходу на насыщение с ростом величины накопленной деформации. Показано, что концентрация вакансий достигает величины $\sim 10^{-6}$. Изучена термическая стабильность сформированной после ИПД дефектной структуры. Проводится сопоставление изменений, происходящих в микроструктуре и дефектной структуре при ИПД. Обсуждается роль дефектов кристаллического строения в механизмах формирования УМЗ структуры в сплавах на основе TiNi при ИПД.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы (проект III.23.2.2.) и поддержана проектом №21 программы №8 Президиума РАН.

ВЛИЯНИЕ ТРАНСФОРМАЦИИ СТРУКТУРЫ ОТ КРУПНОЗЕРНИСТОЙ ДО МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ НА ПРОЯВЛЕНИЕ НЕУПРУГОЙ МАРТЕНСИТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВЕ $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$ (ат.%)

Гришков В.Н., Лотков А.И., Батулин А.А., Кашин О.А., Тимкин В.Н., Жапова Д.Ю.

ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
grish@ispms.tsc.ru

Экспериментально изучено влияние трансформации зёрненной структуры двойного сплава $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$ (ат.%) от крупнозернистой до микрокристаллической в процессе тёплой изотермической (723К) прокатки с истинной деформацией до $e=1.8$ на проявления сверхэластичности (в изотермических циклах «нагрузка-разгрузка», τ - γ) и эффекта памяти формы, ЭПФ (при последующем нагреве разгруженных образцов), в широком диапазоне заданных деформаций кручения (вплоть до разрушения образцов). Используя принцип эквивалентности деформаций кручения и растяжения по Мизесу, показано, что кристаллографический ресурс мартенситной деформации, равный для двойного сплава с 50.8 ат.% Ni 10.7%, достигается в этих образцах при величине заданной деформации кручения от 17 до 26 % в условиях развития пластической деформации. Показано, что при более высоких заданных деформациях кручения величина обратимой неупругой деформации существенно превышает кристаллографический ресурс мартенситной деформации, а эквивалентная ей деформация «растяжения-сжатия» по Мизесу составляет от 16 до 13 % (уменьшается при переходе непосредственно в процессе прокатки (без последеформационных отжигов) от крупнозернистой к микрокристаллической структуре образцов).

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы (проект III.23.2.2.) и поддержана РФФИ (проект №13-08-90421 Укр_ф_а).

АНИЗОТРОПИЯ МИКРОТВЕРДОСТИ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ КРИСТАЛЛОВ СЕМЕЙСТВА ЛАНГАСИТА

Кугаенко О.М.¹, Торшина Е.С.¹, Бузанов О.А.², Сахаров С.А.², Петржик М.И.¹

¹ НИТУ «МИСиС», Москва

² ОАО «Фомос-Материалс», Москва

crystalxxi@misis.ru, zzzz158@ya.ru

Хрупкие многокомпонентные монокристаллы семейства лантан–галлиевого силиката изоструктурные кальций–галлиевому германату ($\text{Ca}_3\text{Ga}_2\text{GeO}_{14}$), принадлежат к классу симметрии 32, имеют уникальные пьезоэлектрические свойства. Актуальность работы определяется требованиями работоспособности пьезоэлектрических элементов в экстремальных условиях эксплуатации при высоких механических нагрузках и термодарах.

Оценку механических свойств кристаллов $\text{La}_3\text{Ga}_5\text{SiO}_{14}$ (ЛГС), $\text{La}_3\text{Ta}_{0,5}\text{Ga}_{5,5}\text{O}_{14}$ (ЛГТ), $\text{Ca}_3\text{TaGa}_3\text{Si}_2\text{O}_{14}$ (КТГС) проводили путем измерения анизотропии микротвердости по методу Кнупа (НК) и микрохрупкости по методу Виккерса (HV) при вдавливании алмазного индентора на полуавтоматическом микротвердомере Tukon® 2100В. Микрохрупкость оценивали по коэффициенту интенсивности напряжений K_{1c} . Методом измерительного индентирования (ИИ) на нанотвердомере измерена твердость и модуль упругости монокристаллов. Исследовано влияние отжига до 1000 °С на восстановление отпечатков индентора на атомно-силовом микроскопе (АСМ).

Обнаружена анизотропия микротвердости (полярная и ретикулярная) и микрохрупкости на базисной и призматических плоскостях монокристаллов ЛГТ и ЛГС, достигающая (10 - 20) %. Анизотропия микротвердости на монокристаллах КТГС не обнаружена. На полярной зависимости трещиностойкости анизотропия микрохрупкости монокристаллов достигает 20%. При одинаковой нагрузке на поверхностях кристалла ЛГС $(11\bar{2}0)$ и $(01\bar{1}0)$ образование трещин происходит легче, чем на поверхности (0001) , наиболее твердые поверхности имеют больший коэффициент интенсивности напряжений K_{1c} . Массоперенос при индентировании хрупких кристаллов связан с движением точечных дефектов.

Обнаружено влияние атмосферы (воздух, вакуум) высокотемпературного отжига на микротвердость и на уменьшение анизотропии микротвердости кристаллов ЛГТ, что связано с преобразованием дефектов в приповерхностном слое образца. Микротвердость кристаллов после отжига на воздухе ниже, чем на аналогичных плоскостях кристаллов после отжига в вакууме. При повышении температуры отжига происходит восстановление отпечатка индентора с уменьшением его глубины до 50 % за счет упругой деформации, а объем «отвала» вокруг отпечатка уменьшается в два раза путем движения точечных дефектов.

Предложена модель анизотропии механических свойств в монокристаллах ЛГС и ЛГТ и ее отсутствия в кристаллах КТГС: анизотропия микротвердости кристаллов обусловлена анизотропией модуля сдвига и анизотропией свойств дефектов при их движении в процессе массопереноса при индентировании. Анизотропия модуля сдвига $(C_{44} - C_{66})/C_{44}$ в монокристаллах ЛГТ и ЛГС составляет 21 %, тогда как в монокристаллах КТГС 2,4 %. Изотропия микротвердости монокристаллов КТГС связана с малой анизотропией модуля сдвига. Измеренные значения модуля Юнга подтверждают анизотропию упругих свойств исследуемых кристаллов.

Установленные эффекты необходимо учитывать в технологии обработки поверхности и при изготовлении пьезоэлектрических элементов для устройств акустоэлектроники.

ОСОБЕННОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЙ ИЗ ТАНТАЛА НА ПОВЕРХНОСТИ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

Остапенко М.Г.^{1,2}, Мейснер Л.Л.^{1,3}, Лотков А.И.¹, Гудимова Е.Ю.^{1,3},
Захарова М.А.²

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск,
Россия

³Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск,
Россия,

artifakt@ispms.tsc.ru

Известно, что при использовании сплавов в медицине к ним предъявляются повышенные требования к коррозионной стойкости, биосовместимости и рентгеноконтрастности. Одним из наиболее привлекательных материалов для медицины является тантал. Однако, в некоторых случаях его применение ограничивается его физико-механическими свойствами. Для решения некоторых задач в медицине используют не цельные конструкции из тантала, а осаждают его в виде покрытий на поверхность металлов и сплавов. Одним из таких сплавов является никелид титана, т.к. он является материалом, проявляющим уникальные физико-механические свойства, такие как эффект памяти формы и сверхэластичность. Однако при формировании покрытий на поверхности никелида титана необходимо учесть, что рельеф поверхности может изменяться в результате структурных мартенситных превращений, поэтому следует уделять особое внимание адгезионной прочности покрытий и способам ее повышения. Для решения данных задач может быть использован комплексный подход, который состоит из нанесения покрытия с последующей его обработкой низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками. Поэтому, целью данной работы является изучение закономерностей формирования структурных состояний фаз, сформировавшихся в покрытиях из тантала на поверхности никелида титана, их изменение после обработки импульсными электронными пучками.

В работе проведено исследование структурно-фазовых состояний фаз, сформировавшихся в покрытиях из тантала на поверхности никелида титана, их изменение после обработки импульсными электронными пучками. Выявлено, что после осаждения тантала на поверхность никелида титана наблюдаются рефлексы кубической α -Ta и тетрагональной β -Ta фаз, с преобладанием α -Ta фазы (~65 об.%). Модификация образцов с покрытиями электронными пучками при плотности энергии в пучке электронов $E = 15 \text{ Дж/см}^2$ приводит к формированию в поверхностном слое фазы со структурой мартенсита B19'. Установлено, что в результате осаждения между покрытием из тантала и основой из никелида титана формируется слой, состоящий из фазы с ОЦК структурой на основе Ta-O с концентрацией кислорода $C_{\text{Ti}} \approx 13 \text{ ат.}\%$. Обработка электронным пучком образцов с покрытиями приводит к тому, что на поверхности формируется слой толщиной ~500 нм, состоящий, преимущественно, из тантала, без четко выраженных границ раздела между покрытием и материалом основы из никелида титана.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы (проект № III.23.2.1) и при финансовой поддержке стипендиального фонда Президента Российской Федерации (СП-236.2012.4).

ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ НА КИНЕТИКУ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И МОРФОЛОГИЮ СТРУКТУРЫ ФЕРРОМАГНИТНЫХ МИКРОПРОВОДОВ В СТЕКЛЯННОЙ ИЗОЛЯЦИИ

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

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Россия,
honna@issp.ac.ru*

Исследовано влияние механических напряжений на эволюцию структуры, фазовые превращения и особенности морфологии структуры ферромагнитных микропроводов в стеклянной изоляции при термической обработке (изотермическом отжиге). Особенностью данных материалов является наличие высокого уровня напряжений, введенных в процессе получения за счет разницы коэффициентов термического расширения металла и стекла, и их неоднородное распределение по сечению провода. Исследовались образцы литых аморфных микропроводов, изготовленных методом Улитовско-Гейлора составов металлической сердцевины: $Fe_{73.9}B_{13.2}Si_{10.9}C_2$, $Co_{73.6}B_{11.2}Si_{13}C_2$, $Ni_{73.1}B_{13.5}Si_{11.4}C_2$. Диаметр проводов составлял 25 мкм. Толщина стеклянной оболочки 1–1,5 мкм. Методами рентгеноструктурного анализа и электронной микроскопии определены температуры начала кристаллизации, показано изменение фазового состава в интервале температур 400–600°C и морфология структуры на начальной стадии кристаллизации. В микропроводах данных составов кристаллизация начинается при температурах 400–420°C. Полученные значения на 10–100°C ниже, чем в аморфных лентах идентичного состава. Показано, что на начальной стадии кристаллизации образуются нанокристаллы размером 5–30 нм, в то время как в аморфных лентах идентичного состава на начальной стадии кристаллизации размер кристаллов, как правило, больше 100 нм. Ускорение процесса кристаллизации и малый размер кристаллических выделений на начальной стадии кристаллизации связан с компенсацией объемного эффекта кристаллизации за счет наличия высокого уровня растягивающих напряжений в металлической сердцевине микропровода. Аналогичный результат влияния уровня механических напряжений получен при сравнении кинетики кристаллизации и морфологии структуры на начальной стадии исходных микропроводов и микропроводов с пониженным уровнем остаточных напряжений (при химическом травлении стеклянной оболочки). В образцах микропроводов на основе Fe и Co в стеклянной оболочке кристаллизация начинается раньше, чем в образцах со снятой стеклянной оболочкой. Также показано, что имеет отличие и характерные размеры кристаллических выделений на начальной стадии кристаллизации. В образцах микропроводов в оболочке размер кристаллических выделений меньше, чем в образцах без оболочки.

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СИСТЕМЕ КАДМИЙ-РТУТЬ-ТЕЛЛУР В ПОЛЕ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

Щербаков К.А.¹, Кугаенко О.М.¹, Сенатулин Б.Р.¹, Карнаух И.М.¹, Петраков В.С.¹,
Астраускас Й.И.², Сахаров М.В.², Средин В.Г.²

¹ НИТУ «МИСиС», Москва, РФ

² Военная Академия РВСН им. Петра Великого, Москва, РФ
crystalxxi@misis.ru

Кристаллы КРТ ($\text{Hg}_{1-x}\text{Cd}_x\text{Te}$) представляют непрерывный ряд твердых растворов с изовалентным замещением, это узкозонный полупроводник, ширина запрещенной зоны которого зависит от x (соотношения кадмия и ртути в растворе). Применяется для создания высокоэффективных ИК-фотоприемников. Наиболее важными являются $x = 0,2$ (для работы в диапазоне длин волн 8–12 мкм) и $x = 0,3$ (для работы в диапазоне длин волн 3–5 мкм). Несмотря на технологическую сложность и высокую цену кристаллов подавляющее большинство современной оптико-электронной аппаратуры ИК диапазона создается с использованием фотоприёмников на основе КРТ.

Специфика функционирования приборов на основе КРТ предполагает их устойчивость к воздействию интенсивного облучения и как следствие – нагреву до высоких температур. Для обеспечения надежной работоспособности КРТ в условиях изменения тепловых условий в настоящей работе поставлена задача исследования влияния нагрева и воздействия лазерного излучения на свойства монокристаллов КРТ, что определяет актуальность направления исследований.

Исследовано влияние импульсного лазерного излучения при температуре 503 К и 300 К при длительности импульса 1 мс (АИГ:Nd, $\lambda = 1,064$ мкм) и 100 мкс (АИГ:Er, $\lambda = 2,94$ мкм) на структуру, элементный состав и рельеф поверхности монокристаллов $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ (КРТ). Микроструктура и рельеф поверхности были исследованы оптическим методом, в растровом микроскопе и методом атомно-силовой микроскопии. Элементный состав материала исследован методом рентгеноспектрального анализа.

Исследование нагрева монокристаллов КРТ показало, что химический состав КРТ устойчив при нагреве на воздухе до температуры 503 К. Результатом моноимпульсного лазерного воздействия при плотности энергии до 5 Дж/см² является частичный расплав приповерхностного слоя КРТ, а при более мощном воздействии до 30 Дж/см² – прожоги в виде кратеров с застывшим расплавом. В области расплава происходит распад исходного твердого раствора КРТ с образованием сегрегаций отдельных компонентов раствора с избытком теллура. Вокруг прожога обнаружены трещины на поверхности пластины вследствие высоких термомеханических напряжений.

Рентгеноспектральные исследования элементного состава и растровая микроскопия показали изменение фазового состава КРТ в облученных областях: изменение стехиометрии твердого раствора, уменьшение содержания ртути, выделения включений теллура, что указывает на деградацию свойств КРТ в поле лазерного облучения и невозможность дальнейшего использования кристаллов в качестве ИК-фотоприемника.

ДЕСТРУКЦИЯ И ОБРАЗОВАНИЕ ГАЗООБРАЗНЫХ УГЛЕВОДОРОДОВ ПРИ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОМ НАСЫЩЕНИИ УПРОЧНЕННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

¹Чуканов А.Н., ²Сергеев Н.Н., ¹Ростовцев Р.Н., ³Яковенко А.А. ¹Леонтьев И.М.,

¹Тульский государственный университет

²Тульский государственный педагогический университет

³ООО «МеталлургТуламаш», Тула, Россия

alexchukanov@yandex.ru

В окрестностях развивающихся при эксплуатации в водородсодержащих средах несплошностей (микротрещин) конструкционных низколегированных сталей фиксировали локализованное обезуглероживание [1,2]. Результаты испытаний на длительную прочность после электролитического насыщения водородом позволили связать обезуглероживание с изменением стабильности карбидной фазы, её диспергированием и диффузией углерода из объёма к развивающимся ювенильным поверхностям микронесплошностей. Водород создавал микрообъёмы с локально высоким уровнем напряжений, провоцирующих развитие микротрещин. Следствием было обезуглероживание перенапряжённых микрообъёмов. В бейнитной структуре формировались ферритные участки, прилегающие к концентраторам. Предположили возможность образования в несплошностях углеводородов. Параллельно, обезуглероживанию происходит газификация его продуктов с последующим удалением метана через жидкую или газообразную среду. Метан создаёт дополнительные напряжения в микропорах, ускоряющие их развитие [2].

В работе провели термодинамическую оценку возможности и вариантов развития реакций образования углеводородов в несплошностях упрочнённых низколегированных сталей со структурой перлита или бейнита в условиях электролитического контакта с водородсодержащей средой. Определили предпочтительную реакцию. При разработке кинетической схемы оценивали несколько вариантов превалирования разных реакций, определяющих обезуглероживание и накопление водорода и метана в коллекторах. Выбор варианта определялся способом насыщения (катодное, анодное). На всех этапах насыщения (абсорбции, адсорбции и диффузии водорода в объёме сталей) учитывали параллельные реакции образования молекул водорода и метана.

Выводы. Определены оптимальные реакции образования молекул метана из атомов (и молекул) водорода и атомов углерода при температурах 300-400 К и давлениях ~ 1 ат. Её реализация внутри и на поверхности поры постоянного объёма характеризуется большой по модулю убылью парциальной энергии Гиббса и ростом парциальных давлений метана и водорода. Разработана кинетическая схема, учитывающая изменение парциальной свободной энергии реакции. Её использовали в качестве термодинамической силы диффузионного потока углерода.

1. Леонтьев И.М., Чуканов А.Н., Сергеев Н.Н., Яковенко А.А. Обезуглероживание, водородная хрупкость и старение высокопрочных сталей в условиях электролитического наводороживания // Матер. межд. конф. «XXI Петербургские Чтения по проблемам прочности». (15–17.04. 2014 г., Санкт-Петербург, Россия, С. 194-197.
2. Сергеев Н.Н., Чуканов А.Н., Баранов В.П. Деструктивное обезуглероживание упрочнённых конструкционных низколегированных сталей // Сб. матер. V Межд. конф. «Деформация разрушения материалов и наноматериалов» (ДиРМН) Москва, 2013, ИМЕТ им. Байкова, С. 364-365.

ДИФФУЗИЯ ПРИМЕСЕЙ ВНЕДРЕНИЯ В УСЛОВИЯХ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО НАСЫЩЕНИЯ УПРОЧНЕННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

Леонтьев И.М.

Тульский государственный университет, Тула, Россия,
johnveendegoe@rambler.ru

Стресс-коррозионное поражение высокопрочных сталей при электролитическом контакте с водородсодержащими средами в диапазоне климатических температур контролируют водородное охрупчивание и старение сталей [1]. Их последствием является локализованное и общее обезуглероживание [2]. При низкотемпературном водородном охрупчивании обезуглероживание связывают с деструкцией, диспергированием структурных элементов [2]. Механизмы диффузионных процессов, деструктивного обезуглероживания, как место и роль старения при трещинообразовании и деградации свойств сталей, не определены.

В работе изучали механизмы диффузионного перераспределения примесей внедрения (С, N), в ходе электролитического насыщения водородом под нагрузкой. Объекты – стали марок 18ГС, 35ГС, 23Х2Г2Т, Ст520. Исходная структура упрочненных (ВТМО) сталей – бейнит или феррит-перлит. Деструктивное воздействие осуществляли статическим деформированием и электролитическим насыщением под нагрузкой.

Исследовали связь деструкции и деградации свойств сталей с обезуглероживанием в ходе испытаний на длительную прочность в среде раствора 5% H₂SO₄ с добавками 2,5 % NH₄CNS, $j = 3$ и 60 А/м². На основе субструктурных изменений (измерения внутреннего трения) уточняли изменение механизмов диффузионных процессов под влиянием ансамбля концентраторов напряжений, создаваемых в ходе внешнего воздействия. Обезуглероживание связывали с диффузией углерода к ювенильным несплошностям и образованием в них углеводородов.

Выявили наличие активного перераспределения атомов внедрения (прежде всего углерода) в феррите. Его фиксировали изменением концентрации углерода (высоты и площади максимума Снука) с увеличением интенсивности деструктивного воздействия. Установили увеличение диффузионной подвижности атомов внедрения в области концентраторов напряжения (микротрещин, пор), созданных деструктивным воздействием. Высказали гипотезу об увеличении диффузионной проницаемости атомами внедрения обезуглероженных участков феррита. Учитывая локализацию и морфологию трещин, фиксировавшихся в экспериментах, локальное обезуглероживание может быть так же связано с развитием старения. Влияние водорода ускоряет диффузию атомов внедрения, делая возможным образование комплексных сегрегаций на дислокациях и границах зерен.

1. Леонтьев И.М., Чуканов А.Н., Сергеев Н.Н., Яковенко А.А. Обезуглероживание, водородная хрупкость и старение высокопрочных сталей в условиях электролитического наводороживания // Матер. межд. конф. «XXI Петербургские Чтения по проблемам прочности». (15–17.04. 2014 г., Санкт-Петербург, Россия, С. 194-197.
2. Чуканов А.Н., Сергеев Н.Н., Леонтьев И.М. Локальное обезуглероживание и прочность конструкционных сталей при деструктивных воздействиях // «Фундаментальные и прикладные аспекты новых высокоэффективных материалов». Всеросс. науч. интернет-конф. с межд. участием: Матер. конф. (Казань, 29.10.13 г.). С 176-177.

ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЕ УГЛЕРОДА В УПРОЧНЕННЫХ ТРУБНЫХ СТАЛЯХ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ

¹Чуканов А.Н., ²Сергеев Н.Н., ¹Тихонова И.В., ³Яковенко А.А.
¹Леонтьев И.М.

¹Тульский государственный университет

²Тульский государственный педагогический университет

³ООО «МеталлургТуламаш», Тула, Россия

alexchukanov@yandex.ru

Одним из методов контроля концентрации углерода в феррите является её определение с использованием параметров неупругого эффекта Снука, являющегося следствием диффузии атомов внедрения под напряжением [1]. Этим методом фиксировали снижение концентрации углерода в процессе локализованного обезуглероживания [2], когда в бейнитной (и перлитной) структуре упрочнённых конструкционных сталей в ходе их электролитического контакта с водородсодержащими средами формируются ферритные участки, прилегающие к развивающимся микротрещинам. В ходе интенсификации деструктивного внешнего воздействия (степени деформации или длительности насыщения и плотности тока поляризации) наблюдали немонотонную зависимость концентрации углерода от интенсивности воздействия [3]. Её связывали с влиянием локальных полей развивающихся концентраторов напряжений (микротрещин). Они могли дополнительно стимулировать диффузионные «перескоки» атомов внедрения в энергетически выгодные позиции решетки феррита, что усиливало рассеяние и затрудняло объективную оценку концентрации углерода в феррите по данным эффекта Снука.

В работе изучали влияние эволюции ансамбля микротрещин на концентрацию углерода и его перераспределение по параметрам релаксационных эффектов Снука, Снука-Кёстера, Каннели-Вердини, деструкционного [3] в феррите стали 20 после её предварительного деформирования и электролитического насыщения в растворе 2,5 % H_2SO_4 + 2,5 % NH_4CNS при плотности тока 3-60 А/м².

Сопоставили зависимости концентрации и подвижности углерода (построенные по данным величин фона, высоты и площади максимумов температурных зависимостей внутреннего трения), плотности дислокаций, объёмных и локализованных микроискажений от степени предварительной деформации и длительности наводороживания с зависимостями вероятности распределения микротрещин по длинам. Фиксировали согласованное изменение всех параметров с количеством и геометрией микротрещин. Предположили диффузию C, N к ювенильным поверхностям растущих микротрещин. Высказали гипотезу, о необходимости учета влияния полей локальных концентраторов напряжений на релаксацию Снука, величину эффективного коэффициента диффузии и диффузионную проницаемость феррита.

1. Метод внутреннего трения в металловедческих исследованиях / Под ред. М.С. Блантера, Ю.В. Пигузова. М: Metallurgia, 1991.- 248 с.
2. Леонтьев И.М., Чуканов А.Н., Сергеев Н.Н., Яковенко А.А. Обезуглероживание, водородная хрупкость и старение высокопрочных сталей в условиях электролитического наводороживания // XXI Петербургские Чтения по проблемам прочности. Матер. межд. конф. (15–17.04. 2014 г., Санкт-Петербург, Россия, С. 194-197.
3. Chukanov A.N., Levin D.M., Yakovenko A.A. Use and Prospects for the Internal Friction Method in Assessing the Degradation and Destruction of Iron-Carbon Alloys // Bulletin of the Russian Academy of Sciences. Physics, 2011, Vol. 75, No 10, pp. 1340-1344.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ВЛИЯНИЯ ФЕМТОСЕКУНДНОГО ЛАЗЕРНОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА ТОПОГРАФИЮ ПОВЕРХНОСТИ, СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И ХАРАКТЕР ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ α И $\alpha+\beta$ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Голосов Е.В.^{1,2}, Колобов Ю.Р.^{1,3}, Вершинина Т.Н.¹, Жидков М.В.¹, Ионин А.А.⁴, Кудряшов С.И.⁴, Макаров С.В.⁴, Селезнев Л.В.⁴, Синицын Д.В.⁴, Лигачев А.Е.⁵

¹ Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Научно-образовательный и инновационный центр «Наноструктурные материалы и нанотехнологии», Белгород, Россия

² Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка, Россия

³ Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, Черноголовка, Россия

⁴ Физический институт им. П.Н. Лебедева РАН, Москва, Россия

⁵ Институт общей физики им. А.М. Прохорова РАН, Москва, Россия

golosov@icp.ac.ru

Особый интерес в последние годы в современной науке и технике вызывают модификация поверхности металлических материалов фемтосекундным лазерным облучением (ФЛО) и формируемые при таком воздействии пространственно-периодические структуры [1,2]. Преимуществом ультракоротких (фемтосекундных) лазерных импульсов является малая – суб- и около-микронная – глубина зоны теплового воздействия. В результате такого облучения возможно инициирование структурно-фазовых превращений в приповерхностных (суб- и около-микронных) слоях за счет сильнолокализованной модификации отдельных участков поверхности с их быстрым нагревом до температуры плавления и охлаждением с высокой скоростью.

В настоящей работе на примере α и $\alpha+\beta$ титановых сплавов (ВТ1-0, ВТ6 и ВТ16) показано, что фемтосекундное лазерное облучение (ИК-лазер, $\lambda = 744$ нм, $\tau \approx 120$ фс, $E \leq 8$ мДж) приводит к формированию на обработанной поверхности пространственно-периодической структуры, которая представляет собой достаточно равномерное чередование выступов (порогов) и впадин со средним периодом примерно 500 нм. При этом по данным просвечивающей электронной микроскопии при воздействии ФЛО формируется приповерхностный слой (0,2 – 1 мкм) с нанокристаллической структурой и тонкий поверхностный слой диоксида титана толщиной 50–70 нм. Использование рентгеноструктурного анализа позволило выявить резкое увеличение объемной доли β -фазы в приповерхностных слоях. На основании данных об уменьшении параметра кристаллической решетки сделано заключение о наличии в приповерхностных слоях сжимающих напряжений.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (грант Президента РФ №14.125.13.2470-МК, проект № 02.G25.31.0103) и РФФИ (проект № 12-02-97528-р_центр_а).

1. Golosov E. V., Emel'yanov V. I., Ionin A. A., Kolobov Y. R., Kudryashov S. I., Ligachev A. E., Novoselov Y. N., Seleznev L. V., Sinitsyn D. V. Femtosecond laser writing of subwave one-dimensional quasiperiodic nanostructures on a titanium surface, JETP Letters. - 2009. V. 90. №2. - P. 107-110.
2. A.A. Ionin, S.I. Kudryashov, S.V. Makarov, P.N. Seleznev, D.V. Sinitsyn, E.V. Golosov, Yu.R. Kolobov, A.E. Ligachev Sub-100-Nanometer Transverse Gratings Written by Femtosecond Laser Pulses on Titanium Surface, Laser physics letters. – 2013. – Vol. 10. – No 5, 056004.

СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ ВОЛОКОН, ПОЛУЧЕННЫХ НА ОСНОВЕ ОКСИДОВ АЛЮМИНИЯ И ГАДОЛИНИЯ

Кийко В.М., Курлов В.Н., Новохатская Н.И.

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

В работе представлены результаты получения, микроскопических исследований и механических испытаний эвтектических волокон двух составов $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{GdAlO}_3$ и $\text{Gd}_2\text{O}_3 - \text{Gd}_4\text{Al}_2\text{O}_9$, (см. рис. 1, [1]). Волокна предназначены для использования в качестве армирующих элементов жаропрочных композитных материалов [2] и получены из расплавов смесей оксидов Al_2O_3 и Gd_2O_3 методом внутренней кристаллизации [3].

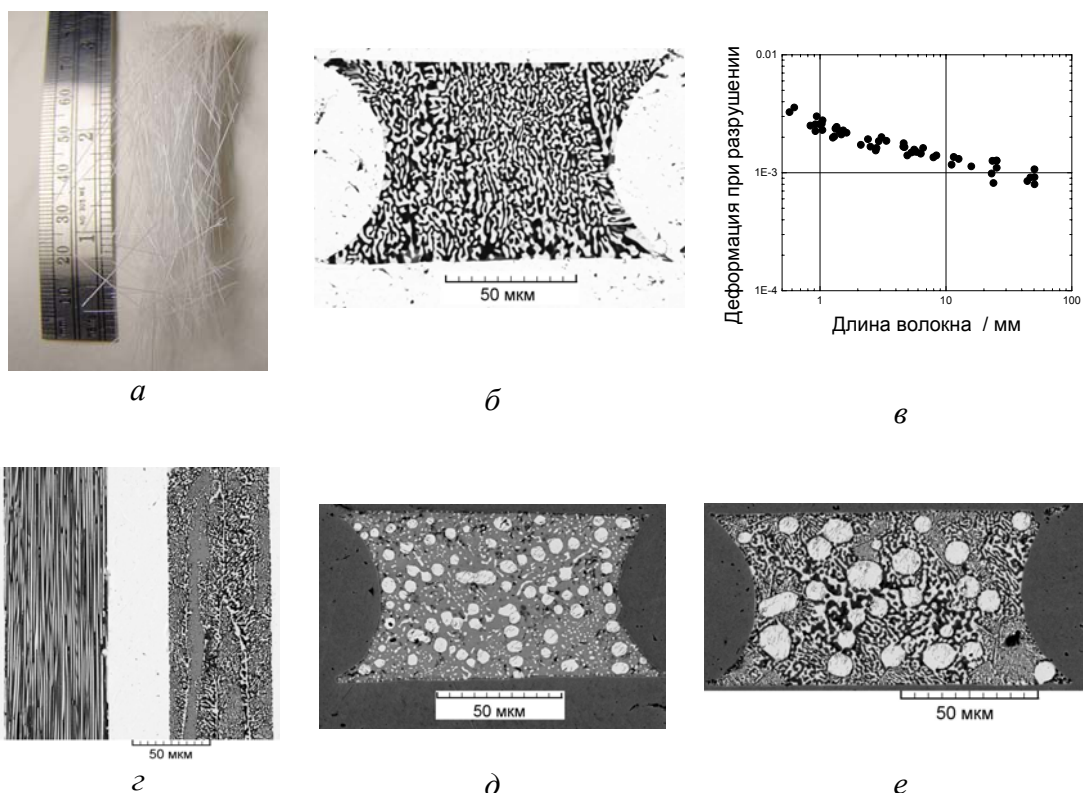


Рис.1. Эвтектические волокна $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{GdAlO}_3$: *a* – внешний вид, *б*, *г* – поперечное и продольные сечения волокон, соответственно (светлая фаза – GdAlO_3 , черная – Al_2O_3), *в* – результаты испытаний волокон на изгиб. Волокна $\text{Gd}_2\text{O}_3 - \text{Gd}_4\text{Al}_2\text{O}_9$: *д*, *е* – поперечные сечения волокон (светлая фаза – Gd_2O_3 , серая – $\text{Gd}_4\text{Al}_2\text{O}_9$, черная – Al_2O_3).

Список литературы

1. Phase Equilibria Diagrams. CD-ROM Database. Version 3. ACerS – NIST, 2004.
2. В.М. Кийко, А.Н. Толстун, В.Н. Курлов, А.А. Колчин, Н.И. Новохатская, Н.С. Саркисян, М.Ю. Старостин, С.Т. Милейко. Микроструктура и механические свойства эвтектических оксидных волокон, получаемых методом внутренней кристаллизации. Наука производству. 2007, № 6(99), с. 5-14.
3. С.Т., Милейко, В.И. Казьмин. Получение композитов методом внутренней кристаллизации. Механика композитных материалов. 1991, 5, с. 898-908.

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ С УПРОЧНЕНИЕМ ИНТЕРМЕТАЛЛИДАМИ Ni–Al

Коржов В.П., Кийко В.М.

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

Высокий интерес к интерметаллидам при разработке конструкционных материалов связан в значительной степени с возможностью повышения жаропрочности последних. В настоящее время широко используются направленно кристаллизованные сплавы на основе интерметаллида Ni_3Al с рабочей температурой до $1100 - 1150^\circ C$ [1]. Представляется перспективным, сохранив достоинства указанных сплавов, с целью повышения рабочей температуры материала включить в их структуру и другие интерметаллиды системы Ni–Al [2], как, например, NiAl, который имеет более высокую температуру плавления, а также более низкую плотность, чем Ni_3Al . Поскольку изделия из жаропрочных материалов эксплуатируются в широком диапазоне температур и содержат в своей структуре хрупкие компоненты – интерметаллиды, то возникает проблема повышения их трещиностойкости при низких температурах. Эта задача в рамках настоящей работы решается путем организации слоистой структуры, в которой чередование хрупких интерметаллидных слоев и нехрупких слоев твердого раствора алюминия в никеле нацелено на получение необходимых механических характеристик [3], [4]. На рис.1 показаны два примера возможностей формирования структуры слоистого композита, получаемого из чередующихся алюминиевых и никелевых фольг с образованием различных интерметаллидов при диффузионной сварке под давлением.

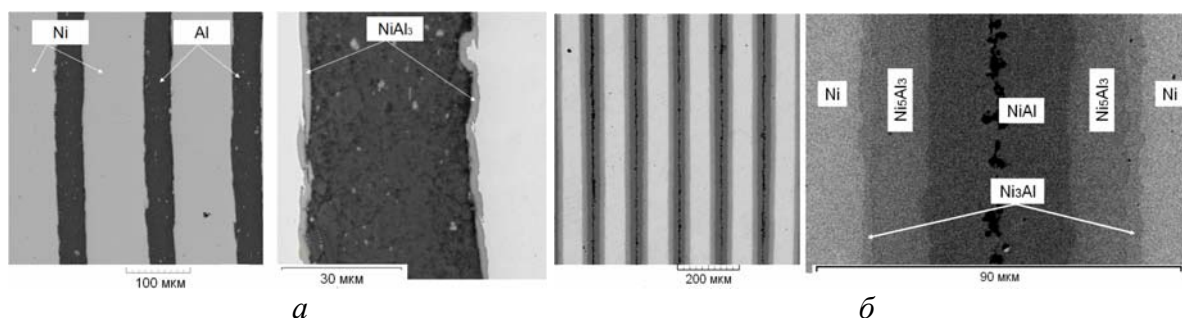


Рис. 1. Поперечные сечения слоистых Ni–Al композитов (исходный состав Ni:Al~2:1), полученных методом диффузионной сварки в режимах: *a* – ($600^\circ C$, 1 час, 20 МПа), *б* – ($460^\circ C$, 1 час, 15 МПа) + ($1000^\circ C$, 1 час, 0.7 МПа).

1. Б.А. Гринберг, М.А. Иванов. Интерметаллиды Ni_3Al и $TiAl$: микроструктура, деформационное поведение. Екатеринбург, УрО РАН, 2002, 360 с.
2. T.V. Massalski, H. Okamoto, P.R. Subramanian, and L. Kacprzak, Eds. Binary Alloy Phase Diagrams. The Mater. Inform. Soc., 2nd Ed., Ohio: Materials Park, 1992.
3. В.П. Коржов, В.М. Кийко Т.С. М.И. Карпов. Структура многослойного композита Ni/Al-микрокомпозита, полученного диффузионной сваркой. Материаловедение, 2011, 12, 34-37.
4. М.И. Карпов, В.П. Коржов, В.М. Кийко, Д.В. Прохоров А.Н. Толстун. Влияние термообработки под давлением на структуру слоистых композитов Ni/Al. Перспективные материалы, 2011, 13, 704-711

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ЖАРОПРОЧНЫХ $Y_3Al_5O_{12}$ ВОЛОКОН, ПОЛУЧАЕМЫХ МЕТОДОМ ВНУТРЕННЕЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Кийко В.М., Новиков И.В., Новохатская Н.И.

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

Требования, предъявляемые к армирующим волокнам жаропрочных композитов, достаточно высоки: в широком диапазоне температур они должны обладать высокой прочностью, жесткостью, сопротивлением ползучести, жаростойкостью, кроме того, обладать характеристиками, обеспечивающими необходимую совместимость с матрицей, а стоимость их получения должна быть приемлемой для использования в конструкционных материалах. В значительной степени этим требованиям отвечают монокристаллические волокна иттрий-алюминиевого граната $Y_3Al_5O_{12}$, получаемые разработанным в ИФТТ РАН методом внутренней кристаллизации [1]. Однако, формирование монокристаллических волокон иттрий-алюминиевого граната в каналах, определяемых способом их получения, представляет собой непростую задачу [2]. Неоднородность нестационарного температурного поля, в котором формируется волокно из расплава $Y_3Al_5O_{12}$, может приводить как к получению монокристаллических волокон, так и волокон с неоднородной структурой (рис.1). Экспериментально установлено, что формирование структуры волокон при кристаллизации определяется не только внешними условиями для образца и его структурой на уровне поперечного размера волокна, но также геометрией образца.

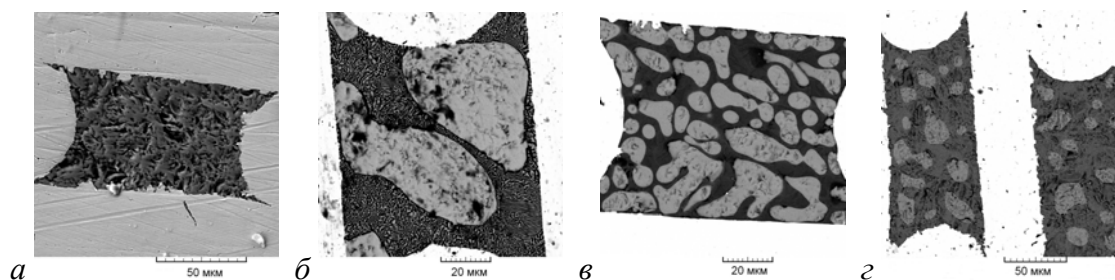


Рис.1. Поперечные сечения волокон, полученных из расплава иттрий-алюминиевого граната: *а* – монокристаллического волокна $Y_3Al_5O_{12}$; *б*, *в*, *з* – сечения волокон, имеющих неоднородную структуру, где светлые фазы имеют отношение атомов $Y/Al > 3/5$, темные фазы – $Y/Al < 3/5$, фаза черного цвета – Al_2O_3 .

Учет указанных факторов во многих случаях позволяет получать монокристаллические волокна иттрий-алюминиевого граната.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, грант № 12-08-00910-а.

1. С.Т., Милейко, В.И. Казьмин. Получение композитов методом внутренней кристаллизации. Механика композитных материалов. 1991, 5, с. 898-908.
2. С.Т. Милейко, В.М. Кийко, Н.И. Новохатская, А.Н. Толстун, А.А. Колчин. Монокристаллические волокна иттрий-алюминиевого граната: микроструктура и прочность при комнатной температуре. Деформ. и разруш. материалов, 2008, 5, с. 2-7.

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ АЗОТСОДЕРЖАЩЕЙ СТАЛИ

Федосеев М.Л., Дроздова Н.Ф., Ямпольский В.Д.

ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», СПб, Россия,
mail@crism.ru

В азотсодержащих неферромагнитных аустенитных сталях реализуем высокий уровень характеристик статической прочности и ударной вязкости путем введения в технологию производства теплой прокатки при 600°C, см [1].

С целью определения закономерностей появления повышенных свойств стали были проведены исследования структурного состояния группы образцов с различными режимами термообработки в более широком диапазоне теплой прокатки (600 – 800°C). Дилатометрические исследования образцов с постоянной скоростью нагрева 1°/сек в интервале температур 20 – 1100°C, выявили отклонение от линейного хода кривой.

Для определения типа и механизма зафиксированных изменений были проведены исследования фазового состава образцов *in situ* с применением метода высокотемпературной дифрактометрии в интервале температур, соответствующих отклонению от прямой при нагреве в ходе дилатометрического исследования, при этом скорость нагрева составляла не менее 5°/мин, а температура исследования менялась в широком диапазоне: порядка 6 значений с кратностью 50°C и с выдержкой в течение часа при исследуемой температуре. В ходе высокотемпературных испытаний в процессе выдержки при заданной температуре зафиксировано изменение дифракционной картины исследуемых образцов. Было обнаружено расщепление дифракционных максимумов аустенита на два, отвечающих исходному и пониженному значениям параметра кристаллической решетки. Одновременно с этим происходило уменьшение ПШПВ (полная ширина на половине высоты дифракционного максимума), обусловленное совершенствованием кристаллической решетки γ -Fe, и соответствующая этому релаксация микроискажений, обнаруженная также в этом исследовании.

Данное исследование позволяет создать модель изменения структурного состояния стали, на основании которой можно скорректировать технологию изготовления стали для достижения максимального комплекса физико-механических свойств.

1. Сагарадзе В. В., Уваров А. И., Печеркина Н. Л., Малышевский В. А., Калинин Г. Ю., Ямпольский В. Д. Структура и механические свойства толстолистовой азотсодержащей аустенитной стали 04X20H6Г11АМ2БФ. ФММ 2006 т. 102 №2. С. 250–256.

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ИКОСАЭДРИЧЕСКИХ МАЛЫХ ЧАСТИЦАХ МЕДИ В ПРОЦЕССЕ ИХ ОТЖИГА В РАЗЛИЧНЫХ ГАЗОВЫХ СРЕДАХ

Абрамова А.Н.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия
ang-aan@yandex.ru

Икосаэдрические малые частицы (ИМЧ) меди (рис. 1) имеют шесть осей симметрии пятого порядка, специфическую огранку из двадцати плоскостей типа {111}, содержат дисклинации и двойниковые границы, вставки и прослойки, обладают огромной запасенной в объеме упругой энергией [1]. Особенности строения и большая упругая энергия является причиной целого ряда релаксационных процессов, протекающих в ИМЧ в температурных и силовых полях. В частности, при отжиге ИМЧ в различных

средах происходит потеря огранки, на поверхности ИМЧ растут нановискеры и образуются нанопоры, внутри частиц образуются полости, меняется структура, происходят фазовые превращения. Это хорошо фиксируется сочетанием методов дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) и электронной микроскопии.

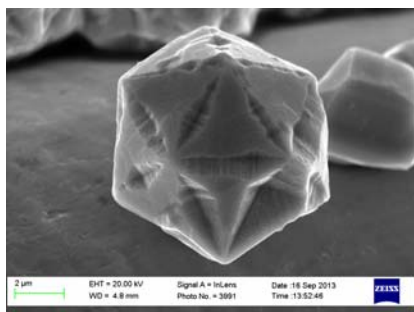


Рис. 1. ИМЧ меди, полученная методом электроосаждения

В ходе работы детально исследовано поведение ИМЧ меди в температурных полях, эволюция структуры частиц, изменение морфологии поверхности и фазовые изменения. Найдены оптимальные режимы отжига ИМЧ, обеспечивающие развитую поверхность в виде нановискерных и нанопористых структур.

Проведенные исследования важны для создания из икосаэдрических малых частиц эффективных нанокатализаторов и сорбирующих материалов.

Работа выполнена при поддержке гранта Министерства образования и науки Российской Федерации, постановление № 220, в ФГБОУ ВПО «Тольяттинский государственный университет», договор № 14.В25.31.0011.

1. Gryaznov V.G., Heidenreich J., Karpelov A.M. et al. Pentagonal symmetry and disclinations in small particles // *Crystal Research and Technology*. 1999. V. 34, №9. P. 1091-1119.

СПЕЦИФИКА ДИНАМИЧЕСКОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ДЕФЕКТОВ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ

Малашенко В.В.^{1,2}, Малашенко Т.И.²

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

²*Донецкий национальный технический университет, Донецк, Украина
malashenko@fti.dn.ua*

Высокоскоростная пластическая деформация является одним из эффективных методов улучшения механических свойств кристаллов (обработка металлов взрывным воздействием, лазерными импульсами высокой мощности, динамическое канально-угловое прессование). При этом механические свойства кристаллов в значительной степени определяются динамическими эффектами в дислокационных ансамблях и взаимодействием этих ансамблей с неподвижными структурными несовершенствами, в частности, с примесями. В работе получено аналитическое выражение примесного вклада в величину динамического предела текучести и показано, что при высокой концентрации примесей он может составлять десятки процентов.

ВЛИЯНИЕ НА ВИД РАЗМЕРНЫХ ЗАВИСИМОСТЕЙ ТЕМПЕРАТУРЫ ПЛАВЛЕНИЯ И УДЕЛЬНОЙ ПОЛНОЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ЭНЕРГИИ ПОВЕРХНОСТНЫХ И ОБЪЕМНЫХ ДЕФЕКТОВ В НАНОЧАСТИЦАХ АЛЮМИНИЯ

Сдобняков Н.Ю., Соколов Д.Н., Новожилов Н.В., Андрийчук А.П.,
Карташов И.В.

Тверской государственной университет, Тверь, Россия, nsdobnyakov@mail.ru

В настоящее время степень влияния объемных (поверхностных) дефектов (вакансий) на термодинамические характеристики наночастиц, остается малоизученной. В работе [1] показано, что нанокристаллы одного и того же размера в разных системах могут быть как бездефектными, так и содержать значительное количество дефектов; следовательно, размерный фактор не является универсальной величиной. Согласно [2] в компактированных нанокристаллических материалах могут содержаться три типа дефектов: отдельные вакансии, вакансионные агломераты или нанопоры, образующиеся в тройных стыках кристаллитов и большие поры на месте отсутствующих кристаллитов. Кроме того, моделирование поверхностных вакансий актуально с точки зрения изучения взаимодействия зонда сканирующего туннельного микроскопа с образцом [3]. Таким образом, проблема исследования причин появления дефектов и их влияния, в том числе на термодинамические характеристики наночастиц, остается, безусловно, актуальной и требует дополнительного исследования.

В рамках настоящей работы нами произведено исследование влияния объемных (поверхностных) дефектов вакансий на термодинамические характеристики в нанокластерах алюминия (температура плавления и удельная полная поверхностная энергия). В целях реализации компьютерного эксперимента нами была разработана компьютерная программа, в основу работы которой был положен метод Монте-Карло [4]. Для описания взаимодействия между атомами в кластере использовался многочастичный потенциал Гупта [5]. В результате моделирования процесса плавления для нанокластеров алюминия, содержащих объемные (поверхностные) дефекты (вакансии), получены следующие результаты:

1. Рассчитаны калорические зависимости потенциальной части удельной внутренней энергии, анализ которых позволил получить размерные зависимости для температур плавления и установлена степень влияния концентрации объемных (поверхностных) дефектов (вакансий).
2. На основе метода поверхностных фаз Гиббса с использованием распределения энергии атомов для нанокластеров алюминия с различным числом частиц в зависимости от расстояния до центра инерции определены размерные зависимости удельной полной поверхностной энергии и установлена степень влияния концентрации объемных (поверхностных) дефектов (вакансий).
3. Несмотря на наличие объемных (поверхностных) дефектов (вакансий), размерная зависимость удельной полной поверхностной энергии при малых размерах имеет линейный участок, отвечающий аналогу формулы Русанова для поверхностного натяжения наночастиц.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 13-03-00119-а).

1. Абросимова Г.Е., Аронин А.С. // ФТТ. 2008. Т. 50. Вып. 1. С. 154-158.
2. Гусев А.И. Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии. М.: Физматлит, 2005. 415 с.
3. Соколов Д.Н. и др. // Тезисы докладов IX Международной научно-практической конференции «Нанотехнологии производству», 2013. С. 29-30.
4. Metropolis N. et al. // Journal of Chemical Physics. 1953. V. 21. № 16. P. 1087-1092.
5. Gupta R.P. // Physical Review B. 1981. V. 23. №. 12. P. 6265-6570.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ НА СТЕПЕНЬ ФОРМОВОССТАНОВЛЕНИЯ ПРИ РАЗРАБОТКЕ ВНУТРИСОСУДИСТЫХ МЕДИЦИНСКИХ ИМПЛАНТАТОВ ИЗ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Лотков А.И., Кашин О.А., Гришков В.Н., Мейснер Л.Л.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
okashin@ispms.tsc.ru

При разработке саморасширяющихся внутрисосудистых медицинских имплантатов из сплавов на основе никелида титана (окклюдеры, стенты, кава-фильтры, сердечные клапаны) полнота формовосстановления имплантата при его установке в организм человека является одним из необходимых условий эффективности применения имплантата для лечения или профилактики сердечно-сосудистой патологии. Установку таких имплантатов в организм человека осуществляют транскатетерным путём: в кровеносный сосуд (например, в бедренную артерию) вводят катетер (полимерную трубку) с помещённым внутри его концевой части имплантатом, который находится в свёрнутом состоянии. После доставки имплантата к месту установки происходит раскрытие имплантата, и он принимает заданную при термообработке форму. Восстановление заранее заданной формы имплантата осуществляется за счёт эффекта сверхэластичности, который наблюдается в сплавах никелида титана, испытывающих термоупругие мартенситные превращения (МП) из высокотемпературной кубической В2 фазы в мартенситные фазы с ромбоэдрической R или моноклинной В19' структурами, либо последовательные МП В2→R→В19'.

Величина эффекта сверхэластичности (и, соответственно, степень формовосстановления) в заданном температурном интервале (в рассматриваемом случае - при температуре человеческого тела) зависит от температур и последовательности мартенситных превращений, величины температурного интервала прямого мартенситного превращения. Указанные характеристики определяются химическим и фазовым составом материала имплантата, однородностью химического состава по объёму материала, наличием внутренних напряжений, что зависит от технологии выплавки материала и его передела.

На основании анализа литературных данных и результатов собственных исследований сделан вывод, что уменьшение температурного интервала и повышение полноты прямого мартенситного превращения материала имплантата будет благоприятным фактором для увеличения полноты формовосстановления. Целенаправленно изменять характеристики мартенситных превращений можно путём термообработок. При термообработках происходит изменение химического состава материала за счёт выделения обогащённой никелем фазы, снижается уровень внутренних напряжений.

В работе на примере конкретного сплава на основе никелида титана, который используется при изготовлении сосудистых стентов, разработан режим термообработки, позволивший одновременно с заданием формы изделия добиться высокой степени формовосстановления – не менее 97 %.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП (Соглашение № 14.604.21.0031 от 17.06.2014 г. о предоставлении субсидии).

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЭВОЛЮЦИИ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК СПЛАВА Ti–50,7 ат. %Ni В ЗАВИСИМОСТИ ОТ РАЗМЕРА СТРУКТУРНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

Рыклина Е.П., Прокошкин С.Д., Вачиян К.А.

НИТУ "МИСиС", Россия, Москва

ryklina@tmo.misis.ru

Исследовано влияние размера зерна в рекристаллизованной структуре и субзерна в полигонизованной субструктуре сплава Ti–50,7 ат.%Ni на величину обратимой деформации, полной обратимой деформации, обратимого эффекта памяти формы и остаточную деформацию. Исследования проводили на проволоке диаметром 0.3 мм, полученной холодным волочением с истинной деформацией $e = 0.6$. Последеформационный отжиг (ПДО) проводили при температуре 430 °С (1–10 ч) для получения полигонизованной субструктуры с разными размерами частиц фазы Ti_3Ni_4 , выделяющейся при старении. Рекристаллизационный отжиг проводили при температурах 600, 700 и 800 °С для получения разного размера зерна. Структурные исследования образцов с полигонизованной субструктурой проводили на просвечивающем электронном микроскопе JEOL 2100, а образцов с рекристаллизованным зерном – на растровом электронном микроскопе JSM-6460LV.

Наведение эффекта памяти формы (ЭПФ) и обратимого ЭПФ (ОЭПФ) осуществляли изгибом в диапазоне деформаций 12–19 %, используя схему нагружения через $R \rightarrow B19'$ –превращение (деформирование в области существования R –фазы с последующим охлаждением под нагрузкой до температуры жидкого азота).

Увеличение времени выдержки при 430 °С с 1 до 10 ч сопровождается увеличением среднего размера полигонизованного субзерна с 60 до 90 нм. Размер рекристаллизованного зерна увеличивается с 5 до 15 мкм при повышении температуры с 600 до 800 °С.

Размер зерна оказывает выраженное влияние на все параметры ЭПФ и ОЭПФ. Наибольшую величину обратимой деформации ЭПФ (15,5 %) в сплаве Ti –50,7 ат.%Ni при наведении эффекта в области $R \rightarrow B19'$ –превращения обеспечивает рекристаллизованная структура с размером зерна 5 мкм. 10 ч. Наибольший ОЭПФ (2,2%) реализуется в наносубзеренной структуре после ПДО при 430°С, 10 ч и рекристаллизованной структуре после закалки от 700°С.

Результаты работы применены при разработке оригинального клипирующего устройства для сосудов и трубчатых органов. Разработка выполнялась в рамках совместного проекта с компанией «GLOBETEK» (г. Мельбурн, Австралия) В соответствии с медико-техническими требованиями разработаны клипсы разных типоразмеров для сосудов разного диаметра и разным кровяным давлением. Для проведения стендовых испытаний разработан фантом бедренной артерии, который позволяет варьировать давление жидкости в катетере (сосуде) при температуре тела (крови) человека. Клинические испытания, проведенные в центральной клинической больнице № 2 им. Семашко ОАО «РЖД» позволяют рекомендовать разработанное устройство к внедрению в клиническую практику.

Разработанное устройство не имеет мировых аналогов и является конкурентоспособным на международном рынке.

ИЗЫСКАНИЕ НЕТРАДИЦИОННЫХ ВОЗМОЖНОСТЕЙ РЕГУЛИРОВАНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ НИКЕЛИДА ТИТАНА ДЛЯ ДОСТИЖЕНИЯ ПРЕДЕЛЬНО ВЫСОКИХ ЭФФЕКТОВ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Вачиян К.А., Рыклина Е.П., Прокошкин С.Д.

НИТУ "МИСиС", Россия, Москва

ryklina@tmo.misis.ru

Анализ многочисленных работ, посвященных исследованию функциональных свойств СПФ позволяет констатировать, что реализуемые предельные величины обратимой деформации ЭПФ и обратимого ЭПФ (ОЭПФ) не превышают 7,5 и 2% соответственно. Традиционно наведение ЭПФ и ОЭПФ осуществляют в состоянии мартенсита охлаждения. Дополнительные резервы повышения ФС заключаются в совместном варьировании исходного фазового состояния, структурного состояния аустенита и температурно-деформационных параметров при наведении ЭПФ и ОЭПФ в диапазоне высоких степеней деформации.

Исследовали сплав Ti – 50,7 %Ni (проволока диаметром 0,3 мм), подвергнутый низкотемпературной термомеханической обработке (НТМО) с накопленной степенью деформации 44%. Последеформационную обработку (ПДО) осуществляли при температуре 430°C, 10 ч, в результате которой была получена полигонизованная структура аустенита с наноразмерными выделениями фазы Ti₃Ni₄. В качестве контрольной обработки применяли закалку от 700°C (20 мин) с последующим отжигом при 430°C, 10 ч для получения рекристаллизованной структуры аустенита.

При наведении параметров ЭПФ и ОЭПФ были использованы шесть схем: изотермические – с нагружением и разгрузкой при фиксированной температуре в B2-аустените; в R – фазе; в B19'–мартенсите; и неизотермические – с деформированием и охлаждением в нагруженном состоянии через B2→R – превращение; через B2→R→B19'– превращение и через R → B19' – превращение. Характеристические температуры мартенситных превращений определяли методом дифференциальной сканирующей калориметрии. Деформирование осуществляли по схеме изгиба в диапазоне деформаций 12 – 19 %.

Проанализированы закономерности изменения параметров ЭПФ и ОЭПФ в исследованных структурных состояниях. Исходное фазовое состояние и структура сплава оказывают выраженное влияние на параметры ЭПФ и ОЭПФ при деформации изгибом.

Аномально высокую величину обратимой деформации ЭПФ после НТМО в сплаве Ti–50,7 %Ni ($\epsilon_f = 14,2\%$) обеспечивает полигонизованная структура при наведении через R→B19'– превращение при полной наводимой деформации $\epsilon_t = 15,2\%$. Максимальные значения ОЭПФ $\epsilon_{TW} = 3,3\%$ обеспечивает рекристаллизованная структура с использованием двух различных схем наведения: (1) при изотермическом деформировании в R– фазе при $\epsilon_t = 19,2\%$ и (2) деформировании в B2-аустените и охлаждении в заневоленном состоянии через B2→R→B19 – превращение при $\epsilon_t = 15\%$.

Варьирование температурно-деформационных параметров (исходного фазового состояния и степени наводимой деформации) при наведении ЭПФ позволяет достигать предельно высоких параметров функциональных характеристик для сплавов Ti–Ni, а кроме того осуществлять их прецизионное регулирование в соответствии с поставленными конкретными задачами.

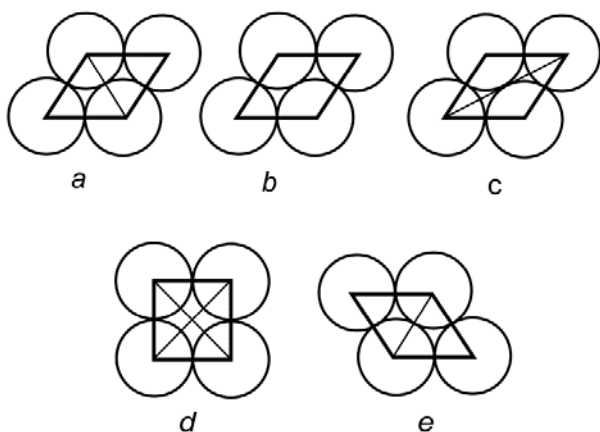
АТОМИСТИЧЕСКИЙ МЕХАНИЗМ МАРТЕНСИТНЫХ (ПОЛИМОРФНЫХ) ПРЕВРАЩЕНИЙ В РАМКАХ КОМБИНАТОРНОГО ПОДХОДА

Крапошин В.С.¹, Талис А.Л.²

¹МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва, Россия, kraposhin@gmail.com

²ИНЭОС им. А.Н. Несмеянова, Москва, Россия, talishome@mail.ru

Классическая кристаллография, основанная на 3-мерных Федоровских группах, в общем случае не описывает ни структуру кристаллов, ни их взаимные превращения: она описывает лишь симметрию бесконечных трехмерных структур (решеток). Поэтому общепринятые теории мартенситных превращений, основанные на искусственной концепции инвариантной плоскости, не могут описать основной совокупности экспериментальных данных, относящихся к этим превращениям. Предложенный авторами ранее полнотопный (4-мерный) подход [1] рассматривает в качестве элементарного акта любого полиморфного превращения переброжку диагоналей в ромбе (рисунок, от *a* до *e*), т.е. действие дисклинаций, меняющих число ребер, сходящихся в вершине. В работах [2,3] показано, что выполнение совокупности таких перебросок на поверхности координатных полиэдров кристалла обеспечивает переходы между всеми известными полиморфными модификациями металлов, а также взаимное преобразование между структурами металла и его карбида (борида). В настоящей работе для описания мартенситных превращений впервые используется некристаллографическая группа Матье M_{11} , широко применяемая в комбинаторике. Симметрии, определяемые этой группой, предсказывают существование 11-вершинного тетраэдрического атомного кластера, а также (показанные на рисунке) переброжки его ребер. Эти переброжки трансформируют данный кластер в кластеры ОЦК- ГЦК- и ГПУ-структур металлов, и их карбидов (боридов, фосфидов). Данные кластеры обладают симметрией



M_{11} , а под действием операций соответствующей Федоровской группы охватывают все вершины указанных структур. Предложенный подход хорошо согласуется с экспериментом: 11-вершинный кластер является фрагментом многих кристаллических структур, а также предсказывает все экспериментально наблюдаемые габитусные плоскости мартенсита в сталях [1], включая необъяснимый ранее габитус (225), все наблюдаемые ориентационные соотношения при превращениях аустенита сталях и в сплавах титана. В предлагаемой трактовке перлит, бейнит и мартенсит в сталях представляют собой однотипные композитные структурные образования и отличаются толщинами металлической и карбидоподобной прослоек.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ (проект № 14-19-01726) через ЦНИИЧермет им. И.П.Бардина и РФФИ (проект № 14-02-00079а).

1. V.S.Kraposhin, M.N.Pankova, A.L.Talis, Y.A.Freiman: J.Phys. IV France, 112(2003) 119-122.
2. V.S.Kraposhin, I.L.Jakovleva, L.E.Karkina, G.A.Nuzhny, T.A.Zubkova, A.L.Talis: Journal of Alloys and Compounds, 577S (2013) 30-36.
3. A.L. Talis, V.S. Kraposhin: Acta Cryst. A70 (2014) in press.

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ФАЗООБРАЗОВАНИЕ В НИКЕЛЕВОМ СУПЕРСПЛАВЕ A718

Fedorova T., Rösler J.

Technische Universität Braunschweig, Germany
t.fedorova@tu-braunschweig.de

Никелевый жаропрочный сплав Alloy 718 в течение многих лет используется в авиационной промышленности как материал дисков газотурбинных двигателей (ГТД) вследствие его уникальных механических свойств и хорошей технологичности, в особенности при ковке и штамповке. Предел эксплуатационных температур этого сплава ограничен областью термической стабильности основной упрочняющей фазы γ'' $\text{Ni}_3(\text{Nb}, \text{Ti}, \text{Al})$ и составляет около 650°C . Однако, разработка ГТД новых поколений предполагает повышение рабочей температуры газа, а следовательно, и повышение температуры деталей двигателя, в частности, дисков.

Было сделано множество попыток повысить эксплуатационную температуру сплавов типа Alloy 718. Подход, обычно, заключался в выборе легирования, обеспечивающего повышение термической стабильности γ' -фазы, т.е. температуры полного ее растворения (сольвус) $T_{\gamma',s}$. Это, однако, ухудшало технологичность сплава, так как при неизменном сольвусе δ -фазы температурное окно горячей деформации $T_{\delta,s} - T_{\gamma',s}$, в котором возможно достичь мелкозерновой структуры, сокращается. Мелкозерновая структура достигается за счетковки материала в области существования δ -фазы, которая сдерживает рост зерна при высоких температурах, и за счет отсутствия упрочняющих фаз, которые сильно увеличивают сопротивление деформации материала и тем самым усложняют процессковки.

В настоящей работе представлены результаты исследований, целью которых была разработка на основе Alloy 718 нового более высокотемпературного сплава с широким окном горячей деформации. Механические свойства разрабатываемого сплава должны были быть уровне таковых для Alloy 718, но не ухудшаться при температурах выше 650°C , что должно было быть достигнуто за счет γ'/γ'' -микроструктуры, стабильной до 800°C . Данная задача была решена путем легирования кобальтом в комбинации с повышением концентрационного соотношения Al/Ti . Ключевая роль кобальта заключается в повышении термической стабильности δ -фазы. Введение в сплав 17-30% кобальта позволило повысить сольвус δ -фазы выше 1100°C . Концентрационное соотношение Al/Ti было повышено выше 5.0 путем увеличения содержания алюминия до 1.6–2.0% и уменьшения содержания титана. Понижение концентрации титана требуется для предотвращения образования η -фазы $(\text{Ni}, \text{Co})_3(\text{Ti}, \text{Al}, \text{Nb})$.

Список литературы

1. X. Xie, J. Dong, M. Zhang, *Materials Science*, **539-543**: 262-269 (2007)
2. W.-D. Cao, R. Kennedy, *Acta Metallurgica*, **18**: 39-46 (2005)
3. H. Yuan, W.C. Liu, *Materials Science and Engineering: A*, **408**: 281-289 (2005)
4. W.-D. Cao, R. Kennedy, *Superalloys TMS*, 91-99 (2004)
5. R. L. Kennedy, *Superalloys 718, 625, 706 and Derivaties TMS*, (2005)
6. X. Xie, G. Wang, J. Dong, C. Xu, W.-D. Cao and R. Kennedy, *Superalloys 718, 625, 706 and Derivaties TMS*, 179-191 (2005)

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ 1-ГО И 2-ГО РОДА В МАГНЕТИКАХ

Каманцев А.П.^{1,2}, Коледов В.В.^{1,2}, Маширов А.В.^{1,2}, Дильмиева Э.Т.¹,
Шавров В.Г.¹, Цвик Я.², Терешина И.С.^{2,3}, Ховайло В.В.⁴

¹*Институт радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН,
Москва, Россия,*

²*Международная лаборатория сильных магнитных полей и низких температур,
Вроцлав, Польша,*

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

⁴*НИТУ «МИСиС», Москва, Россия,
kama@cplire.ru*

В последние годы во всем мире создается и исследуется большое количество новых магнитоупорядоченных соединений с магнитными, метамагнитными и структурными фазовыми переходами (ФП) 1-го и 2-го рода, которым сопутствуют яркие аномалии магнитных, тепловых и механических свойств [1]. И, несмотря на то, что ФП в магнетиках давно исследуются как теоретически, так и экспериментально [2], в настоящий момент отсутствует достаточно глубокое понимание кинетических явлений, сопровождающих магнитные ФП.

Теоретически рост зародышей новой фазы при ФП 1-го рода описывается кинетическим уравнением типа уравнения Фоккера-Планка [3], а релаксационные процессы вблизи ФП 2-го рода описываются уравнением Ландау-Халатникова [3]. Однако до сих пор применимость данных уравнений для магнитных ФП не подвергалась глубокой проверке.

В данной работе мы представляем две новые методики для исследования кинетики магнитных ФП. Первая заключается в измерении магнитной восприимчивости тонкого пластинчатого образца при резком изменении его температуры. Для Gd вблизи $T_C = 20$ °С время релаксации параметра порядка (намагниченности) составляет около 50 мс [4]. Вторая методика заключается в измерении магнитокалорического эффекта (МКЭ) в Биттеровском магните (140 кЭ) при резком изменении магнитного поля (экстракционная методика), которая также позволяет получать информацию о кинетике протекания магнитоиндуцированных ФП. В образце сплава Гейслера $Ni_{2,18}Mn_{0,81}Ga$ с ФП 1-го рода по сравнению с Gd, в котором МКЭ обусловлен ФП 2-го рода, наблюдается существенно большая задержка по времени в установлении температуры образца при резком изменении магнитного поля. Интерполяция релаксационных «хвостов» температуры для образцов с ФП 1-го и 2-го рода дает значения времени релаксации 4 сек и 2 сек, соответственно. Механизм этого эффекта можно качественно объяснить, если учесть наличие границы структурных фаз аустенита и мартенсита, движущихся при изменении магнитного поля вместе с потоком тепла.

1. A. Planes et al. Magnetocaloric effect and its relation to shape-memory properties in ferromagnetic Heusler alloys. J.Phys.: Condens. Mater, 2009, v. 21, 233201 (29).
2. Камиров И.К., Алиев Х.К., Фазовые переходы второго рода в ферромагнетиках в слабых магнитных полях вблизи точки Кюри, УФН, 1983, т.140, вып.4, 639-670.
3. Лифшиц Е.М., Питаевский Л.П., Физическая кинетика, М., Наука, 1979, 527 с.
4. A.P. Kamantsev, V.V. Koledov, V.G. Shavrov, I.S. Tereshina. Thermodynamic and relaxation processes near curie point in gadolinium. Solid State Phenomena, 2014, v. 215, 113-118.

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ УСТОЙЧИВОСТЬ ФАЗОВОГО СОСТАВА КРИСТАЛЛОВ $\text{La}_3\text{Ga}_5\text{SiO}_{14}$, $\text{La}_3\text{Ta}_{0.5}\text{Ga}_{5.5}\text{O}_{14}$, $\text{Ca}_3\text{TaGa}_3\text{Si}_2\text{O}_{14}$

Кугаенко О.М., Базалевская С.С., Сагалова Т.Б., Петраков В.С., Бузанов О.А.,
Сахаров С.А.

НИТУ «МИСиС», Москва, Россия, Crystalxxil@misis.ru

Пьезоэлектрические элементы на основе кристаллов семейства лангасита в настоящее время применяются в датчиках давления и вибрации в интервале температур от комнатной до 600 °С. Для расширения температурного интервала применения кристаллов в высокотемпературной современной сенсорной акусто- и пьезотехнике в работе методом высокотемпературной рентгеновской дифрактометрии при нагреве в вакууме и на воздухе исследуется термостабильность фазового состава монокристаллов семейства лантан-галлиевых силикатов – лангасита ($\text{La}_3\text{Ga}_5\text{SiO}_{14}$), лангатата ($\text{La}_3\text{Ta}_{0.5}\text{Ga}_{5.5}\text{O}_{14}$), катангасита ($\text{Ca}_3\text{TaGa}_3\text{Si}_2\text{O}_{14}$).

Монокристаллы выращены по методу Чохральского на предприятии ОАО «Фомос - Материалс». Высокотемпературные рентгенодифракционные исследования температурной устойчивости фазового состава проведены на измельченных в порошок монокристаллах $\text{La}_3\text{Ga}_5\text{SiO}_{14}$, $\text{La}_3\text{Ta}_{0.5}\text{Ga}_{5.5}\text{O}_{14}$, $\text{Ca}_3\text{TaGa}_3\text{Si}_2\text{O}_{14}$, насыпанных в специальный контейнер, максимальный размер частиц порошка не превышает 200 мкм.

Измерения проводились на рентгеновском дифрактометре D8 Advance фирмы Бруккер при симметричной съемке θ - 2θ с использованием монохроматического CuK_α излучения ($\lambda = 1,54178 \text{ \AA}$), в вакууме 10^{-3} мм.рт.ст. в процессе ступенчатого нагрева от 25 до 1200 °С с шагом 100–200 °С со скоростью нагрева $0,5 \text{ }^\circ\text{C сек}^{-1}$ и с изотермической выдержкой через каждые 200 °С в течение 1 часа и затем съемкой дифрактограммы, которая занимала 0,5 часа, в интервале углов $\theta/2\theta=10\text{-}70^\circ$ с шагом 0,1 град и временем накопления импульса 3сек. Параметр решетки кристаллов при температурах 25, 400, 600, 700 °С определялся по закону Вульфа-Брегга по отражениям ($\overline{4220}$) и (0002). Проведено сравнение температурной зависимости параметра решетки кристаллов по расчетным данным с учетом теплового расширения и экспериментальным данным.

При нагреве порошков обнаружена рекристаллизация с преобладанием зерен Z ориентации и уменьшение дефектов и напряжений с отжигом.

Методом высокотемпературной рентгеновской дифрактометрии при температурах выше 1000 °С при нагреве в вакууме обнаружено частичное разложение исходной фазы кристаллов с образованием окислов основных элементов, обедненных галлием, что связано с процессом образования летучей закиси галлия и потерей галлия в приповерхностном слое кристаллов. Отжиг в вакууме при температуре 1200 °С приводит к появлению на рентгеновских фазовых дифрактограммах, наряду с пиками основной фазы, дополнительных отражений, связанных с образованием обедненных галлием двойных и тройных фаз элементов, входящих в состав исследованных кристаллов (La_2O_3 , LaGaO_3 , TaO_2 , LaTaO_4 и др.). В результате отжига до 1000 °С в вакууме происходит изменение параметра a кристаллической решетки кристаллов согласно тепловому расширению в соответствии с измеренным коэффициентом термического расширения.

При нагреве на воздухе до температуры 1200 °С образование летучей закиси галлия на поверхности кристаллов подавляется высоким парциальным давлением кислорода. Распада основной фазы и появления других фаз до 1200 °С не обнаружено, в отличие от отжига в вакууме, что указывает на более высокую температурную стабильность кристаллов на воздухе.

Установлено, что фазовый состав кристаллов семейства лангасита ($\text{La}_3\text{Ga}_5\text{SiO}_{14}$, $\text{La}_3\text{Ta}_{0.5}\text{Ga}_{5.5}\text{O}_{14}$, $\text{Ca}_3\text{TaGa}_3\text{Si}_2\text{O}_{14}$) устойчив при отжиге в вакууме до температуры 1000 °С и при отжиге на воздухе до 1200 °С.

ВЛИЯНИЕ СВЕРХБЫСТРОЙ ЗАКАЛКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ ЭКВИАТОМНЫХ СПЛАВОВ AlCrFeCoNiCu

Ивченко М.В., Пушин В.Г., Уксусников А.Н.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

MVIVchenko@yandex.ru

В последние годы исследователи все большее внимание обращают на так называемые высокоэнтропийные сплавы. При наличии по крайней мере четырех- пяти металлических элементов с близкими атомными радиусам эти сплавы состава, близкого к эквиатомному, способны образовать фазы на основе твердых растворов замещения с ОЦК или ГЦК кристаллической структурой и отличаются благоприятным комплексом свойств (таких, как твердость, прочность, жаропрочность, термическая устойчивость метастабильных дисперсионно упрочненных структурных состояний).

Высокоэнтропийные шестикомпонентные эквиатомные сплавы состава AlCoCrCuFeNi были получены для исследования методами сверхбыстрой закалки расплава (БЗР) сплэтингованием и спиннингованием. Образцы для исследования представляли собой плоские тонкие фрагменты пластин или лент.

Анализы структуры сплавов выполняли методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, атомной томографии, рентгенодифрактометрии. Кроме того измеряли их физико-механические свойства.

Установлено, что применение БЗР (методом сплэтинга) обеспечивает в полученных поликристаллических сплавах образование атомноупорядоченного по типу В2 твердого раствора с однородным распределением всех элементов в пределах зерен. При дальнейшей термообработке (отпуске $T = 550$ °С, 2 и 5 часов и $T = 600$ °С, 2 часа) сплавы испытывают распад с выделением нанофаз с упорядоченной по типу В2 и неупорядоченной А2 решеткой. Применение БЗР (методом спиннинга) и последующая термообработка в виде отпуска ($T = 300$ °С, $T = 500$ °С и $T = 650$ °С в течение 2 часов) также обеспечивает образование нанофаз, однако, фазы имели кристаллические решетки фаз типа В2 и $L1_2$, а также А1.

Таким образом, установлено, при затвердевании в условиях сверхбыстрого охлаждения по методу сплэтинга ($V_{\text{quench}} \approx 10^6$ К/с) в сплаве формируется однородная ультрамелкая субмикроструктурная зеренная ОЦК-структура без образования дендритов или фаз с иным, кроме ОЦК, структурным типом. При закалке из расплава методом спиннинга ($V_{\text{quench}} \approx 10^5$ К/с) образуется промежуточная по своей морфологии и типу структура, тогда как механические свойства более близки к БЗР-сплаву, полученному методом сплэтинга. Ранее формирование таких фаз и структурных составляющих в данных сплавах, полученных обычными методами кристаллизации, не наблюдалось.

Обнаружено, что твердость и модуль упругости БЗР (методом сплэтинга) высокоэнтропийного сплав после отпуска при 550°С возрастают в два раза, в отличие от исходного быстрозакаленного, а БЗР (методом спиннинга) даже после термообработки незначительно изменяется. Кроме того, обнаружено, что сплав обладает низкой ползучестью после отпуска.

Работа выполнена при частичной поддержке гранта РФФИ 13-02-96012

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И АТОМНОЕ УПОРЯДОЧЕНИЕ В СПЛАВАХ Cu_3Pd И Cu_3Au

Гохфельд Н.В., Буйнова Л.Н., Пилюгин В.П., Пушин В.Г.

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

Структура атомноупорядочивающегося сплава определяет его прочностные и электрические свойства. Мегапластическая деформация (МПД), направленная на наноструктурирование сплава занимает важное место среди упрочняющих обработок, которая кроме измельчения зерна позволяет повысить энтропию и коэффициент диффузии, способствуя тем самым ускорению кинетики процесса атомного упорядочения в сплаве [1]. Получение заданных прочностных и электрических характеристик требует детального изучения данных процессов, с целью оптимизации структуры и свойств сплавов.

Влияние различной степени деформации, а также температуры и времени последующих отжигов на структуру, прочностные и электрические свойства, кинетику и степень атомного упорядочения сплавов Cu_3Pd и Cu_3Au было изучено методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, рентгенодифрактометрии и дюрометрии.

Метод кручения под высоким давлением позволяет накопить в сплаве высокую степень деформации и обеспечить существенное измельчение зеренно-субзеренной структуры сплава до наноструктурного состояния. Кратковременный отжиг активизирует процесс атомного упорядочения, не увеличив в значительной степени размер зерна (см. рис. 1).

Таким образом, удалось перевести сплав в наноструктурное состояние и ускорить кинетику упорядочения за счет предварительной мегапластической деформации, что согласуется с результатами, полученными в работе [1]. В работе оцениваются механические свойства, структура, кинетика и степень упорядочения двух сплавов в зависимости от разной степени деформации и различных температур последующих изотермических отжигов, построены гистограммы распределения размера зерна в зависимости от термообработки.

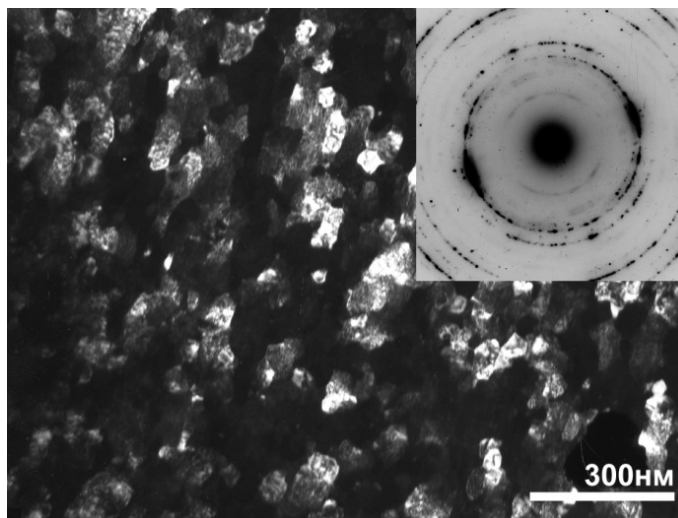


Рис. 1. Микроструктура сплава системы Cu-Au после отжига ниже T_C на атомное упорядочение по ступенчатому режиму и соответствующая электронограмма.

Работа выполнена при частичном финансировании программы интеграционных исследований УрО РАН № 12-И-2-2031.

1. Буйнова Л.Н., Гохфельд Н.В., Коуров Н.И., Пилюгин В.П., Пушин В.Г. Особенности упорядочения при отжиге наноструктурных сплавов систем CuPd и CuAu , полученных в результате деформации кручением под высоким давлением. // Деформация и разрушение материалов. №10. 2013. С. 40-46

СОЗДАНИЕ РАЗВИТОЙ ПОВЕРХНОСТИ МЕДИ МЕТОДОМ МЕХАНОАКТИВАЦИИ

Мальцев А.В., Грызунова Н.Н., Викарчук А.А., Грызунов А.М.

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

Материалы в высокой удельной поверхностью используются в качестве эффективных катализаторов и адсорбентов. В данной работе предлагается способ получения материалов с развитой поверхностью на основе меди. Показано, что активация катода инертными частицами (например, оксидом кремния и (или) оксидом алюминия) в процессе электрокристаллизации меди из сернокислых электролитов позволяет увеличить удельную поверхность медных покрытий в десятки и сотни раз. В экспериментах содержание активатора не превышало 10 % от общего объема сернокислого электролита. Электроосаждение меди проводилось на сетчатом носителе из нержавеющей стали в потенциостатическом режиме осаждения. Активация осуществлялась путем перемешивания электролита с частицами. В результате активации медный осадок на сетчатом носителе приобрел весьма развитую поверхность (рис. 1 а). Проведенные рентгеноспектральные исследования медного покрытия показали, что инертные частицы активатора в медное покрытие в процессе электроосаждения не включаются. После электроосаждения носитель с медными кристаллами (рис. 1 б) подвергли отжигу при температуре 400 С° в течение 4 часов, в результате чего на поверхности медного осадка сформировались нановискерные структуры (рис. 1 б, в), что позволило увеличить удельную поверхность покрытия еще в несколько раз.

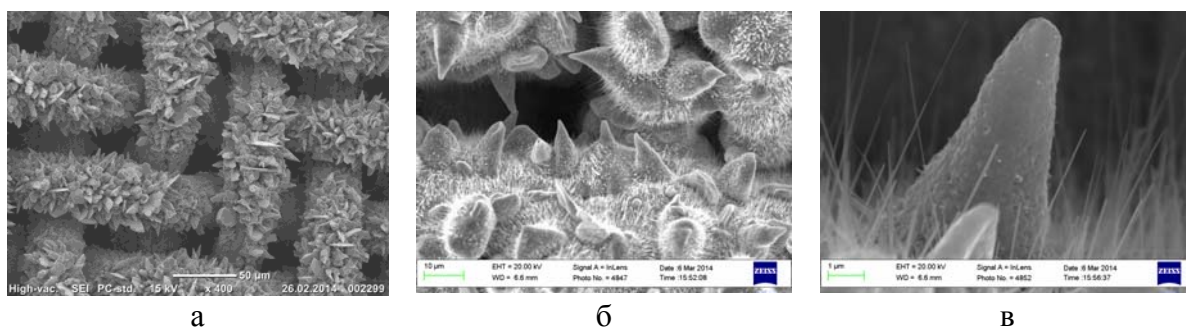


Рис. 1. Сетчатый носитель с электролитическим медным осадком: (а) осаждение в электролите с активацией катода; (б и в) – электроосаждение в электролите с активацией катода и после термообработки

Электронно-микроскопические снимки и рентгеноспектральный анализ медного покрытия после отжига показали, что в процессе термообработки, на поверхности кристаллов меди образовался пористый слой Cu_2O , на котором растут вискеры из CuO (рис. 1 б, в). Таким образом, активация инертными частицами катода, способствует формированию медных кристаллов с дефектной структурой, а последующая их термообработка обеспечивает формирование нановискерных структур, специфического рельефа и особенного фазового состава покрытия.

Работа выполнена при поддержке гранта Министерства образования и науки Российской Федерации, постановление № 220, в ФГБОУ ВПО "Тольяттинский государственный университет", договор № 14.В25.31.0011.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ПРОЦЕСС ФОРМИРОВАНИЯ НА ПОВЕРХНОСТИ МЕДНЫХ ЧАСТИЦ ВИСКЕРОВ ОКСИДА МЕДИ II

Довженко О.А., Викарчук А.А., Прохоров П.Э., Тюрьков М.Н.

Тольяттинский государственный университет, Россия
oadov@mail.ru

В последнее время внимание исследователей привлекают одномерные металлооксидные наноструктуры, интерес к которым обусловлен их уникальными физическими и химическими свойствами, открывающими возможности для разнообразных потенциальных применений. В частности, нанопроволоки CuO уже были применены в полевых транзисторах, фотоэлектрических элементах, химических датчиках газов [1–3]. Такие структуры получают электрохимическим, гидротермальным методом, золь-гель технологией и другими способами.

В данной работе для получения оксид медных нановискеров использовался метод термического окисления. Медные частицы размером 6 – 8 мкм получали электроосаждением из раствора сернокислого электролита на стальную или никелевую микросетку. Исследовалось влияние термической обработки на процесс образования вискеро CuO на поверхности икосаэдрических медных частиц в форме звездчатых многогранников (рис. 1 а). Для этого перед проведением отжига проводилась электронно-микроскопическая съемка определенных частиц и повторная съемка тех же самых частиц, но после термической обработки. Отжиг проводился в воздушной атмосфере муфельной печи SNOL 8,2/1100 в интервале температур от 200 °С до 700 °С. Проведенные экспериментальные исследования позволили выявить температурные и временные интервалы формирования и зависимость от них размеров вискеро CuO, а также оптимальные для получения нановискеров режимы термообработки (рис. 1 б).

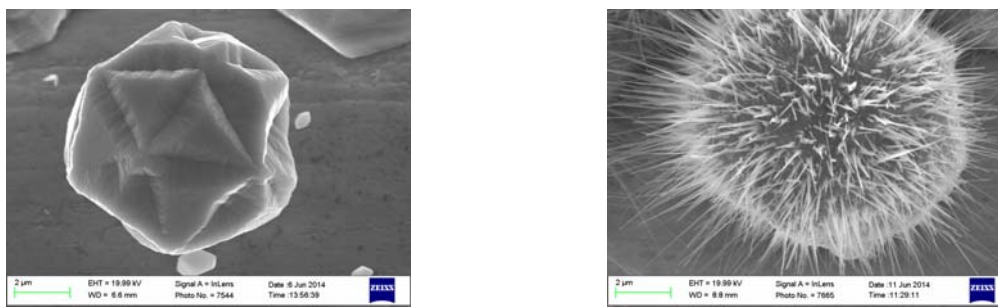


Рис.1 Медная икосаэдрическая частица до отжига (а) и после отжига при $T = 400$ °С (б)

Работа выполнена при поддержке гранта Министерства образования и науки Российской Федерации, постановление № 220, в ФГБОУ ВПО «Тольяттинский государственный университет», договор № 14.В25.31.0011.

1. Sumikura S, Mori S, Shimizu S, Usami H, Suzuki E: Photoelectrochemical characteristics of cells with dyed and undyed nanoporous p-type semiconductor CuO electrodes. J Photochem Photobiol A 2008, 194:143-147.
2. Hsueh HT, Hsueh TJ, Chang SJ, Hung FY, Tsai TY, Weng WY, Hsu CL, Dai BT: CuO nanowire-based humidity sensors prepared on glass substrate. Sens Actuator B-Chem 2011, 156:906-911.
3. Kim YS, Hwang IS, Kim SJ, Lee CY, Lee JH: CuO nanowire gas sensors for air quality control in automotive cabin. Sens Actuators B 2008, 135:298-303.

ОПТИМИЗАЦИЯ РЕЖИМОВ СТАРЕНИЯ ДЛЯ ПРОЯВЛЕНИЯ ДВУСТОРОННЕГО ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ В $[\bar{1}23]$ -МОНОКРИСТАЛЛАХ ФЕРРОМАГНИТНОГО СПЛАВА CoNiAl

Ефтифеева А. С., Панченко Е. Ю., Чумляков Ю. И.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, Россия
anna.eftimeeva@rambler.ru*

В настоящей работе впервые проведено исследование влияния старения при $(573\div 673)$ К, $(1\div 0,5)$ ч под растягивающей нагрузкой 100 МПа и термоциклирования через температурный интервал В2- L_{10} мартенситных превращений (МП) под действием внешних сжимающих/растягивающих напряжений на односторонний и двусторонний эффект памяти формы (ЭПФ и ДЭПФ) в монокристаллах $\text{Co}_{40}\text{Ni}_{33}\text{Al}_{27}$ и $\text{Co}_{35}\text{Ni}_{35}\text{Al}_{30}$, ориентированных вдоль $[\bar{1}23]$ -направления.

В закаленных от 1613 К в воду монокристаллах сплавов $\text{Co}_{40}\text{Ni}_{33}\text{Al}_{27}$, $\text{Co}_{35}\text{Ni}_{35}\text{Al}_{30}$ в В2-матрице наблюдаются крупные частицы γ -фазы размером от 50 мкм, с объемной долей $f = 5\div 8\%$, $f = 1\div 2\%$, соответственно. Выделение дисперсных частиц ε -Со размером до 20 нм с ГПУ решеткой, вытянутых вдоль $\sim\langle 111 \rangle_{\text{В2}}$ -направления, при старении при $(573\div 673)$ К позволяет создавать нанокмозиты, в которых матрица испытывает МП, а частицы ($f \sim 20\%$), не испытывают превращения и в состаренных под нагрузкой вдоль $[\bar{1}23]$ -направления кристаллах располагаются ориентированно, создавая внутреннее поле напряжений.

В закаленных кристаллах $\text{Co}_{40}\text{Ni}_{33}\text{Al}_{27}$ при исследовании развития МП под действием внешних растягивающих напряжений экспериментальные значения обратимой деформации $\varepsilon_{\text{ЭПФ}} = 4,3 (\pm 0,3)\%$ близки к теоретически рассчитанной деформации решетки $\varepsilon_0 = 4,7\%$ при В2- L_{10} МП. Величина ЭПФ $\varepsilon_{\text{ЭПФ}}$ в состаренных монокристаллах CoNiAl уменьшается на $\sim 20\%$ по сравнению с закаленным состоянием. Частицы вторичных фаз не испытывают МП и, следовательно, уменьшается объемная доля материала, в котором происходит превращение.

В закаленных и состаренных без нагрузки кристаллах ДЭПФ без дополнительных тренировок не наблюдается. Экспериментально показано, что инициировать ДЭПФ с обратимой деформацией $\sim 1\%$ можно в закаленных монокристаллах $\text{Co}_{40}\text{Ni}_{33}\text{Al}_{27}$ за счет циклических термомеханических тренировок охлаждение/нагрев через интервал МП под действием внешних растягивающих напряжений. Физической причиной появления ДЭПФ в закаленных кристаллах является переориентация вариантов остаточного мартенсита вблизи частиц γ -фазы при развитии МП под нагрузкой.

Впервые экспериментально показано, что старение при $(573\div 673)$ К, $(0,5\div 1)$ ч под растягивающей нагрузкой 100 МПа монокристаллов CoNiAl приводит к повышению температуры начала прямого МП на $\Delta M_s \sim 30\text{-}35$ К, по сравнению с состаренными без нагрузки кристаллами и создает условия для проявления ДЭПФ с величиной обратимой деформации до $2,4 (\pm 0,3)\%$. Самопроизвольное увеличение линейных размеров образца вдоль $[\bar{1}23]$ -направления при охлаждении вызвано действием внутренних далекодействующих полей напряжений $|\langle \sigma_G \rangle| \sim 63\text{-}74$ МПа. Термоциклирование через интервал прямых и обратных МП под действием противодействующих сжимающих напряжений до 250 МПа не приводит к подавлению ДЭПФ в состаренных под растягивающей нагрузкой $[\bar{1}23]$ -монокристаллах $\text{Co}_{35}\text{Ni}_{35}\text{Al}_{30}$.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 13-03-98024.

ВЛИЯНИЕ ПОДВИЖНОСТИ ДИСЛОКАЦИЙ НА ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И РАЗМЕР КРИСТАЛЛИТОВ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПРИ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Пилюгин В.П.

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

В работе на основе обширного экспериментального материала проведено обобщение путей формирования, видов фрагментных структур, конечных размеров и формы кристаллитов диссипативных деформационных структур, формирующихся в условиях деформаций мегапластических (МПД) степеней. На большем количестве чистых переходных $3d-5d$ - металлов и сплавов на их основе установлено влияние подвижности дислокаций, определяемой фундаментальной природой: соотношением типов связи ионов, типом решётки, само- и гетеродиффузией; так и внешними параметрами обработки: схемой деформации, величиной температуры, давления, на пути фрагментации структуры, конечный размер и форму кристаллитов при больших пластических деформациях.

В качестве основных путей изменения подвижности дислокаций металла, выбраны пути его легирования и изменение, как правило, снижение температуры до криогенной. Среди обширного множества имеющихся данных, приводятся и анализируются результаты по палладию и титану при их насыщении водородом, большому ряду чистых металлов, деформированных при различных значениях гомологической температуры Mo, Fe, Ni и их сравнение при переходе от металлов с ярко выраженной металлической связью Fe, Co, Ni, Cu к металлам с высокой долей ковалентной связи - Mn.

Для предельно деформированного чистого палладия установлено, что при комнатной температуре в нём формируется разориентированная высокоугловая структура со средним размером нанокристаллитов 60 нм, снижение температуры обработки до 78 К при прочих равных условиях снижает средний размер кристаллитов до 40 нм. Насыщение палладия водородом до состояния ГЦК α - твёрдого раствора внедрения α -PdH и последующая идентичная обработка при 293 К приводит к образованию структуры с размером кристаллитов около 20 нм. Повышение содержания водорода до β -PdH ГЦК гидрида палладия при идентичных условиях обработки МПД приводит к формированию структуры с 3-5 нм размером кристаллитов. После полной дегазации палладия многочасовой выдержкой при н.у., полученная в гидриде палладия наноструктура сохраняется в чистом металле. Аналогичная структура получается при вакуумном осаждении кластеров и атомов палладия на холодную подложку. Таким образом, снижение подвижности дислокаций в палладии за счет снижения подвижности дислокаций изменением температуры и химического легирования приводит к существенному уменьшению кристаллитов деформационной наноструктуры в последовательности: 60 нм, 40 нм, 20 нм, 5 нм. Аналогичные результаты получены на чистом титане и его гидридах. На последних, МПД вызывает столь значительные структурные изменения, что происходит их аморфизация.

Особый интерес представляют результаты, полученные на марганце, металле с высокой долей ковалентности по типу связи атомов. Марганец как хрупкий металл в условиях МПД под высоким давлением при комнатной температуре фрагментируется до средних размеров кристаллитов 10-15 нм. Снижение температуры МПД обработки до 78 К вызывает его аморфизацию. Пожалуй, это единственный чистый металл, который переходит в аморфное состояние при МПД. Аналогичный эффект следует ожидать на технеице, но учитывая его искусственное происхождение и радиоактивность проверка данного предположения весьма затруднительна на эксперименте.

Работа выполнена в рамках проекта Президиума УрО РАН 12-П-2-1016.

ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ТЕРМООБРАБОТКИ НА СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МАНГАНИТЕ ЛАНТАНА $\text{La}_{0.95}\text{Ba}_{0.05}\text{MnO}_3$ СТЕХИОМЕТРИЧЕСКОГО СОСТАВА

Седых В.Д.¹, Русаков В.С.², Кведер В.В.¹, Абросимова Г.Е.¹, Кулаков В.И.¹,
Курицына И.Е.¹

¹ Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия

² МГУ им. М.В. Ломоносова, Москва, Россия

sedykh@issp.ac.ru

Методом мессбауэровской спектроскопии (введено 2%⁵⁷Fe) и рентгеновской дифрактометрии исследованы структурные переходы в соединении $\text{LaMnO}_{3+\delta}$, легированном 5 ат.%Ba, отожженном в вакууме и охлажденном при разных условиях (очень быстрое (закалка в жидкий азот), быстрое и медленное охлаждение до комнатной температуры). Марганец в манганитах лантана находится в смешанном валентном состоянии: Mn^{3+} (ян-теллеровский ион) и Mn^{4+} . Экспериментально показано, что ромбоэдрическая структура ($\delta > 0$) соединения, синтезированного золь-гель методом, при вакуумном отжиге с последующим быстрым охлаждением сначала переходит в смесь из трех орторомбических фаз $PnmaI$, $PnmaII^*$ и $PnmaII$ со стехиометрическим составом по кислороду ($\delta = 0$). Из иодометрического титрования следует, что в легированном соединении стехиометрического состава количество ионов Mn^{4+} равно количеству легирующего элемента Ba. Наличие трех сосуществующих фаз означает, что исследуемая система является термодинамически неравновесной [1,2]. Затем в зависимости от длительности вакуумного отжига с последующим быстрым охлаждением наблюдается ярко выраженное флуктуационное изменение парциального соотношения фаз. Такое поведение является необычным для соединения со стехиометрическим составом по кислороду ($\delta = 0$). Ранее на примере базового соединения нами было показано, что LaMnO_3 со стехиометрическим составом является стабильным и сохраняет структурное состояние без изменения при вакуумном отжиге вплоть до распада на окислы [3].

Флуктуации исчезают при медленном охлаждении и закалке образца после вакуумного отжига. Медленное охлаждение приводит систему к квазиравновесному состоянию, в котором присутствует три орторомбические фазы $PnmaI$, $PnmaII^*$ и $PnmaII$. При закалке от температуры выше ян-теллеровской температуры (орбитальный порядок-беспорядок), когда разрушается орбитальный порядок, обусловленный эффектом Яна-Теллера, формируется одна орторомбическая фаза $PnmaI$.

В работе обсуждаются причины необычного флуктуационного поведения структурных превращений в легированном манганите лантана $\text{La}_{0.95}\text{Ba}_{0.05}\text{MnO}_3$.

Список литературы

1. И.М. Шмытько, Е.А. Кудренко, Г.К. Струкова. ФТТ 51(9), 1834 (2009).
2. A.V. Beznosov, E.L. Fertman, V.A. Desnenko, A. Feher, M. Kajnakova, C. Ritter, D. Khalyavin. Low Temperature Physics 35(6), 571 (2009).
3. V. Sedykh, G.E. Abrosimova, V.Sh. Shekhtman, I.I. Zver'kova, A.V. Dubovitskii, V.I. Kulakov. Physica C 418(3-4), 144 (2005).

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОНСТРУКЦИОННОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ НИТРИДА КРЕМНИЯ

Лукьянова О.А., Сирота В.В., Красильников В.В.

НИУ БелГУ, Белгород, Россия,
sokos100@mail.ru

На сегодняшний день одним из наиболее перспективных направлений в порошковой металлургии [1] является исследование керамических материалов на основе нитрида кремния. Конструкционная керамика на основе нитрида кремния выгодно отличается от других видов технической керамики удачным сочетанием механических, химических, термических и электрических характеристик. А именно, данный вид керамики обладает высокой прочностью, твердостью, термостойкостью и коррозионной стойкостью, износоустойчивостью, высокими показателями теплопроводности и электросопротивления а так же низким коэффициентом температурного расширения [2]. Совокупность перечисленных свойств объясняет крайне широкий спектр областей применения данного вида технической керамики. Керамика на основе Si_3N_4 широко применяется в производстве авиатехники и космической промышленности, в двигателестроении, в производстве двигателей внутреннего сгорания, в атомной, химической промышленности, а так же металлургии.

Для получения композиционного керамического материала на основе нитрида кремния применялась керамическая технология, включающая приготовление шихты, ХИП прессование, спекание в атмосфере азота, конечную механическую обработку [3]. Механические испытания (одноосное сжатие, трехточечный изгиб) были проведены с помощью универсальной гидравлической испытательной машины для статических испытаний, Satec LX300, Instron. Модуль Юнга, модуль сдвига и коэффициент Пуассона были измерены с помощью прибора Grindosonic Mk5I. Кроме того, модуль Юнга был измерен с помощью механических испытаний при четырехточечном изгибе (Zwick/Roell Z005) с применением тензодатчиков. Микротвердость была измерена с применением прибора «Indenter test – Device: construction and software self-made» методом Виккерса и Кнуппа.

Предел прочности при одноосном сжатии не ниже 2000 МПа, Модуль Юнга варьируется в диапазоне 214–240 ГПа. Модуль сдвига составляет 90 ГПа. Модуль индентирования составляет 244 ГПа. Микротвердость полученного материала не ниже 1380 $\text{HV}_{0,5}$ и 970 $\text{HK}_{2,5}$. Пикнометрическая плотность полученной керамики составляет 2,97 г/см^3 . Кроме того, полученный материал характеризуется крайне низкой открытой пористостью (0,1%)

Совокупность высоких прочностных характеристик, а так же высокой плотности и отсутствия пористости свидетельствует о том, что данный способ получения керамики является перспективным в широком диапазоне потенциальных областей применения.

1. М.Н. Bocanegra-Bernal, В. Matovic, Dense and near-net-shape fabrication of Si_3N_4 ceramics // Materials Science and Engineering A 500 – 2009, P. 130–149
2. С. Guedes-Silva, F. Machado de Souza Carvalho, Effect of rare-earth oxides on properties of silicon nitride obtained by normal sintering and sinter-HIP // journal of rare earths, Vol. 30, No. 11, 2012, P. 1177
3. Красильников В.В., Сирота В.В., Иванов А.С., Козлова Л.Н., Лукьянова О.А., Иванисенко В.В. Исследование структуры керамики на основе Si_3N_4 с добавками Al_2O_3 и Y_2O_3 // Стекло и керамика. – 2014. – № 1. С. 17-19.

ДЕФОРМАЦИЯ И ТЕРМООБРАБОТКА СПЛАВА $Al_{90}Y_{10}$: РАЗЛИЧИЯ В СТРУКТУРЕ

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

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

Столь высокий интерес к аморфным сплавам систем Al–RE и Al–Ni(Fe)–RE (RE – редкоземельный элемент) объясняется их высокими механическими характеристиками при сравнительно малом удельном весе. Однако возможно и дальнейшее улучшение механических свойств таких сплавов: путем создания в них частично нанокристаллической структуры.

Один из распространенных способов получения такой композитной структуры – термообработка при определенных температуре и длительности. Наряду с ним в последнее время распространение получил такой метод нанокристаллизации сплавов как интенсивная пластическая деформация (ИПД). Преимущество методов ИПД заключается в том, что они позволяют получить наноструктуру в сплавах, в которых ее не удастся создать термообработкой. Однако несмотря на широкое применение ИПД к сплавам на основе Al на сегодняшний день в литературе сравнительно немного данных о структуре сплавов системы Al-RE после деформации кручением под высоким давлением и различии структуры и свойств сплавов системы Al-RE после такой деформации и после термообработки.

В связи с этим в данной работе исследовался двойной аморфный сплав $Al_{90}Y_{10}$ после ИПД методом кручения под высоким давлением и после нагрева. Основной интерес представляли различия в структуре данного сплава после указанных обработок. Структура и фазовый состав образцов анализировались методами дифференциальной сканирующей калориметрии, рентгеноструктурного анализа, просвечивающей и высокоразрешающей электронной микроскопии.

Показано, что и ИПД, и термообработка приводят к частичной кристаллизации сплава $Al_{90}Y_{10}$. В обоих случаях формируются нанокристаллы алюминия. Средний размер кристаллов после ИПД меньше (~ 9 нм), чем после нагрева (~ 15 нм). При этом форма кристаллов, образовавшихся в результате ИПД, более правильная. Кроме этого, согласно диаграмме состояния сплава Al–Y после нагрева помимо фазы Al должна также образовываться фаза Al_3Y . Однако, в наших экспериментах наличие данной фазы в достаточном количестве не подтвердилось.

Также было посчитано распределение кристаллов Al по размерам после ИПД и после нагрева. Показано, что соответствующие кривые принципиально отличаются. Предложено возможное объяснение причин, обуславливающих столь существенное различие в распределении по размерам.

Работа выполнена частично при финансовой поддержке РФФИ (проект 13-02-00232 А, 12-02-00537-а).

ВЛИЯНИЕ ТЕПЛОЙ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩИХ ОТЖИГОВ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И МИКРОТВЕРДОСТЬ ВЫСОКОМАРГАНЦЕВЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

Тукеева М.С.¹, Мельников Е.В.¹, Майер Г.Г.¹, Кошовкина В.С.², Астафурова Е.Г.¹

¹ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия

²ФГБАОУ ВПО «Национальный исследовательский Томский политехнический университет», г. Томск, Россия

tms@ispms.tsc.ru

В работе методами просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа, микроиндентирования исследовали влияние тепловой интенсивной пластической деформации (ИПД) и последующих отжигов на структурно-фазовые превращения и микротвердость монокристаллов высокомарганцевых аустенитных сталей с разной энергией дефекта упаковки $\gamma_{ДУ}$: Fe–13Mn–1,3C (I, $\gamma_{ДУ} = 0,030$ Дж/м²), Fe–13Mn–2,7Al–1,3C (II, $\gamma_{ДУ} = 0,045$ Дж/м²) и Fe–28Mn–2,7Al–1,3C (III, $\gamma_{ДУ} = 0,060$ Дж/м²) (мас. %). ИПД проводили методом кручения под квазигидростатическим давлением (КГД) $P = 5–6$ ГПа при температуре 400°C (0,4 $T_{пл}$) на $N = 1, 3, 5$ оборотов. Для изучения термической стабильности полученных структур образцы после КГД подвергали отжигам в интервале температур 400÷800°C с выдержкой 1 час и последующей закалкой в воду.

Теплое КГД приводит к формированию ультрамелкозернистой структуры в исследуемых высокомарганцевых сталях. В стали I основными механизмами деформации при КГД выступают деформационное двойникование и образование полос локализованной деформации. Развитие двойникования происходит в структуре, искаженной предшествующим скольжением, поскольку критические напряжения двойникования растут при повышении температуры деформации. Помимо этого деформация при повышенных температурах способствует процессам диффузии: в стали I наблюдается выделение феррита (~15%) и ультрамелкодисперсных карбидов Me_3C размером ~ 5 нм при $N = 5$.

Фрагментация структуры стали II при теплом КГД происходит за счет образования полос локализованной деформации, кристаллитов, ограниченных мало- и большеугловыми границами общего типа, и двойниками деформации. Макро- и микрополосы локализации, двойники деформации также наблюдаются в стали III, двойниковая сетка менее искажена, по сравнению со сталью II. Доля феррита после кручения уменьшается при увеличении $\gamma_{ДУ}$. В стали II после КГД ($N = 5$) она не превышает 10%, а в стали III структура полностью аустенитная. Карбиды в сталях II и III не обнаружены.

Теплое КГД приводит к росту микротвердости исследуемых сталей, при этом H_u слабо зависит от состава стали и возрастает с деформацией: от 2,5 ГПа в исходном состоянии до 8,2 ГПа в стали I и до 7,5 ГПа в сталях II, III после КГД на 5 полных оборотов. Высокие значения микротвердости исследуемых сталей сохраняются до температуры отжига 500°C, что обусловлено сохранением двойников деформации в аустените и формированием ультрамелкодисперсной α' -фазы при температуре отжига 500°C.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (№ 14-08-31239 мол_а).

ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ВЫСОКОМАРГАНЦЕВЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Пилюгин В.П., Солодова И.Л., Виноградова Н.И., Пацелов А.М.

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

В работе исследовали структурно-фазовое состояние высокомарганцевых аустенитных сталей 110Г13 (Гадфильда), 70Г11 и 120Г4. Деформацию дисковых по форме образцов проводили сдвигом под давлением $P = 12\text{--}14$ ГПа при 300 К и 80 К на накопительных Бриджмена из ВК-6 в диапазоне величины деформации от 0,5 до 7 ед. Структурные исследования проводили методами оптической металлографии, просвечивающей электронной микроскопии, ЯГР-спектроскопии и рентгеноструктурного анализа в $K\alpha$ Cr и в СИ-излучении.

После отжига и закалки от 1100°C стали имели поликристаллическую аустенитную структуру. Сталь 110Г13 различных плавок имела поли- или моно-кристаллическое состояние. Начальная деформация при $e < 2$ вызывает появление в структуре сталей 110Г13 и 70Г11 двойников деформации и дефектов упаковки. В структуре стали 120Г4 происходит формирование ячеистой дислокационной структуры, а двойники деформации и дефекты упаковки не обнаружены. Отсутствие двойников деформации и дефектов упаковки в стали 120Г4 можно объяснить более высокой подвижностью дислокаций, вследствие больших значений ее ЭДУ по сравнению со сталями 110Г13 и 70Г11. Монотонная деформация, близкая к $e = 3,5\text{--}4,0$ приводит к формированию в исследуемых сталях нанокристаллических структур. Средний размер кристаллитов в 110Г13 составляет 10 нм, в сталях 120Г4 и 70Г11 – 10–15 нм и 20 нм соответственно. Уровень твердости наноструктур стали 110Г13 достигает 10,3 ГПа (при исходной твердости 2 ГПа), стали 120Г4 – 10,4 ГПа (2,8 ГПа), стали 70Г11 – 8,9 ГПа (2,6 ГПа).

Анализ фазового состава аустенитных сталей, подвергнутых интенсивной деформации, показал, что стали 120Г4 и 70Г11, содержащие меньше марганца или углерода по сравнению с 110Г13, испытали фазовые переходы. После деформации $e = 5,5\text{--}6$ под давлением $P = 12$ ГПа сталь 120Г4 имела в своем составе до 40% α -мартенсита, а сталь 70Г11 перешла в двухфазное состояние (80% $\varepsilon + 20\%$ α). Сталь Гадфильда после равных и больших деформаций по данным ПЭМ и РСА имеет однофазное γ -состояние, при этом данные ЯГРС свидетельствуют о присутствии в мессбауэровских спектрах синглет-пика, отвечающего парамагнитной ε -фазе. Это противоречие можно объяснить присутствием в деформированной стали Гадфильда многочисленных дефектов упаковки, которые метод ЯГРС, дающий информацию о локальном окружении атомов Fe^{57} , идентифицирует как ε -ГПУ фазу. Необходимо отметить, что локальный РСА в СИ-излучении, выполненный на обжатых давлением и разгруженных литых монокристаллических образцах стали Гадфильда, показал малое количество α -мартенсита. Причем, мартенситная α -фаза обнаруживалась лишь в единичных случаях в устье трещин образца одной из выплавок стали, а в соседних с ними областях не обнаруживалась. Причинами появления α -фазы в стали 110Г13 являются ликвационное уменьшение содержания марганца по сравнению с классическим ее составом и растягивающие напряжения при снятии высокого давления.

Работа выполнена в рамках проекта программы Президиума РАН 12-П-2-1053.

ВЛИЯНИЕ ОРИЕНТАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВА СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ L_{12} НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СУБСТРУКТУРЫ ПРИ СЖАТИИ

Теплякова Л.А., Куницына Т.С., Конева Н.А.

Томский государственный архитектурно-строительный университет,
г. Томск, Россия
lat168@mail.ru

В работе представлены результаты экспериментального исследования закономерностей формирования и эволюции дислокационной субструктуры в $[1.8.12]$, $[011]$, $[\bar{1}11]$ и $[001]$ -монокристаллах упорядоченного сплава Ni_3Fe при сжатии. Интервал изученных степеней пластической деформации для всех монокристаллов соответствовал стадиям II и III кривой течения. Начало стадии II кривой $\tau(\epsilon)$ исследованного сплава связано со скольжением сверхдислокаций, которые в большинстве своем уже значительно расщеплены. При этом величина расщепленности существенно зависит от ориентации монокристалла.

В $[1.8.12]$ -монокристаллах эволюция дислокационной субструктуры происходит в условиях существенного преобладания в объеме образца одной из систем скольжения - первичной в пределах всей стадии линейного упрочнения. Установлено, что в тех локальных объемах кристалла, где это условие выполняется (фрагменты с *несимметричным* сдвигом), субструктура эволюционирует следующим путем: хаос \rightarrow то же + сгущения \Rightarrow то же + сплетения \Rightarrow то же + сгущения и сплетения с избыточной плотностью сверхдислокаций (ρ_{\pm}). Во фрагментах с *симметричным* сдвигом в хаосе первичных дислокаций, образованном в начале пластической деформации, зарождаются сплетения без ρ_{\pm} , а затем и с избыточным дислокационным зарядом. В результате на стадии II в дислокационном хаосе возникают две подсистемы неоднородностей: сгущения и сплетения. Подсистема сплетений образует сравнительно "жесткий" и до достижения определенного напряжения неподвижный каркас; подсистема сгущений, по-видимому, выполняет аккомодационную функцию.

К концу стадии линейного упрочнения во всех исследованных в работе монокристаллах сплава Ni_3Fe с дальним атомным порядком формируется субструктура, основным упрочняющим компонентом которой являются дислокационные сплетения (клубки), содержащие избыточную плотность дислокаций. Клубки-сплетения с ρ_{\pm} , как правило, вытянуты вдоль плотноупакованных направлений, а их поперечные размеры близки к значению 0,1 мкм и имеют разную «пропускную» способность для пересекающих их вторичных дислокаций, а именно: к концу стадии II только каждый четвертый-пятый клубок тормозит скользящие дислокации. Отдельный дислокационный клубок локализован в объеме, имеющем форму близкую к цилиндру с радиусом порядка 0,1 мкм и длиной образующей цилиндра, сопоставимой с длиной следов скольжения на мезоуровне (~ 10 мкм в начале и ~ 2 мкм в конце стадии II). Если клубок содержит избыточный дислокационный "заряд", то он создает асимметричное поле дальнедействующих упругих напряжений, а их система – суммарное поле, характер которого зависит от конкретного распределения заряженных клубков с учетом знака "заряда" каждого клубка. Изменение ориентации оси нагружения монокристалла от $[1.8.12]$ к $[001]$ приводит к увеличению числа систем параллельных клубков, формирующихся в объеме образца, от одной до четырех.

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СПЛАВА НА ОСНОВЕ Ni-Al-Co

Никоненко Е.Л., Попова Н.А., Чернышева Н.А., Конева Н.А., Козлов Э.В.

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Томский государственный архитектурно-строительный университет», Томск, Россия
vilatomsk@mail.ru

Настоящая работа посвящена исследованию сплава на основе Ni–Co–Al в двух структурных состояниях: 1) после направленной кристаллизации (НК) и 2) после НК и последующей ползучести при 900 °С 100 ч., 10 кг/мм². Поэлементный состав сплава представлен в таблице 1. Основу исследуемых сплавов составляют Ni, Co и Al, остальные элементы находятся в небольшом количестве и не оказывают значительного влияния на фазовый состав. Структурными исследованиями установлено, что в исходном состоянии, полученном методом НК, основой сплава является γ' фаза – многокомпонентная интерметаллидная фаза со сверхструктурой L1₂. Доля этой фазы составляет 0,78. Фаза γ' всегда хорошо упорядочена.

Таблица 1. Элементный состав сплава

элементы	Ni	Co	Al	Cr	Mo	Ti	Nb
ат. %	48,4	27,1	18,6	2,1	0,5	2,1	1,1

Второй по объему фазой является γ - ГЦК твердый раствор с ближним порядком в расположении атомов. Он присутствует в количестве 0,15. Основу этого твердого раствора составляют Ni и Co. Алюминий, согласно литературным данным, присутствует в количестве не более 10 ат.%. В исходном состоянии в малых количествах присутствуют еще две упорядоченных фазы: β (сверхструктура B2) и ϵ (сверхструктура DO₂₄). Количественный фазовый состав исследуемых сплавов представлен в таблице 2.

Таблица 2. Фазовый состав исследуемого сплава, в различных структурных состояниях

Состояние	Доля фазы, $\delta \pm 0,05$			
	γ'	γ	β	ϵ
НК	0,78	0,15	0,05	0,02
НК+ползучесть 900°С, 100 ч, 10 кг/мм ²	0,79	0,05	0,15	0,01

Образцы сплавов после (НК) были подвергнуты ползучести. Характерной особенностью процессов, протекающих при ползучести, является уменьшение объемной доли двухфазной смеси $\gamma - \gamma'$. В процессе ползучести имеет место фазовая перекристаллизация, которая является одним из механизмов ползучести. Фазовая перекристаллизация носит незавершенный характер, имеет место распад γ -фазы с образованием β -фазы. Равновесие фаз $\gamma' - \gamma$ смещается в сторону большей доли γ' -фазы. Основным механизмом ползучести является дислокационная ползучесть, в которую активно включается γ' -фаза. Плотность дислокаций в частицах γ' -фазы после испытания на ползучесть - $3,1 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$. Это высокое значение свидетельствует, с одной стороны, о значительной степени деформации в γ' -фазе и, с другой стороны, о большом сопротивлении ползучести этой фазы.

Работа выполнена в рамках гос. задания Минобрнауки России № 3.295.2014/К

ОСОБЕННОСТИ АМОРФИЗАЦИИ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА, ПОДВЕРГНУТЫХ БЫСТРОЙ ЗАКАЛКЕ ИЗ РАСПЛАВА, МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ТЕРМООБРАБОТКЕ

Кунцевич Т.Э., Куранова Н.Н., Пушин А.В., Пушин В.Г.

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

Сверхбыстрая закалка из расплава или мегапластическая деформация позволяют получить сплавы на основе никелида титана в аморфном состоянии. При этом последующая термообработка по определенным режимам приводит к их нанокристаллизации. В работе представлен сравнительный анализ особенностей формирования аморфизированного состояния после быстрой закалки из расплава (БЗР) или мегапластической деформации (МПД), а также структурного состояния после последующей термообработки (ПТО). Были выполнены исследования структуры бинарных и тройных сплавов никелида титана ($Ti_{50,5}Ni_{49,5}$, $Ti_{50}Ni_{50}$, $Ti_{49,5}Ni_{50,5}$, $Ti_{50}Ni_{49}Fe_1$, $Ti_{60}Ni_{40}$, $Ti_{58}Ni_{42}$, $Ti_{55}Ni_{45}$, $Ti_{40}Ni_{60}$, $Ti_{32}Ni_{50}Hf_{18}$, $Ti_{32}Hf_{18}Ni_{25}Cu_{25}$ и $TiNiCu$ с содержанием меди $25 \leq Cu \leq 40$ ат.%), методами электронной микроскопии, структурной дифрактометрии, а также измерения физико-механических свойств и эффектов памяти формы.

Рентгеноструктурные исследования показали, что некоторые изученные сплавы после БЗР и МПД являлись аморфными. Структурные и сверхструктурные брэгговские пики, обычно наблюдаемые в дифракционных исследованиях кристаллических сплавов на основе никелида титана, отсутствовали. Микроэлектроннограммы представляли собой набор убывающих по интенсивности концентрических диффузных колец вблизи положений структурных отражений $\{110\}_{B2}$, $\{200\}_{B2}$, $\{211\}_{B2}$ и т.д. с уширенным центральным пятном. Электронномикроскопические снимки имели типичный для аморфного состояния слабо выраженный контраст типа "соль-перец" и содержали изображения отдельных редких включений кристаллических фаз. Однако, на темнопольных изображениях в первом сильном гало обнаруживался "светящийся" контраст от наноструктурных областей размером до 2–4 нм. ПТО аморфных сплавов приводил к их кристаллизации, начиная с 200°C после МПД или от 450°C после БЗР. Затем происходила тотальная нанокристаллизация с образованием однородного нанокристаллического или бимодального нано-, субмикроструктурного состояния. Установлено, что предварительная БЗР, обеспечивая аморфизацию и химическую однородность исходных сплавов, способствовала формированию после МПД и ПТО более равномерной нанокристаллической структуры, ее большей дисперсности при ПТО сплава, и, как следствие, приводила к сужению температурного гистерезиса мартенситных $B2 \leftrightarrow B19$ (в сплавах, содержащих Cu) и $B2 \leftrightarrow B19'$ (в бинарных и содержащих Hf) превращений по сравнению с исходными поликристаллическими сплавами-прототипами после таких же МПД и ПТО. Существенным фактором для формирования высокодисперсной зеренной структуры в быстрозакаленных сплавах как в исходном состоянии, так и при последующей термообработке являлась возможность подавления в них структурных и фазовых превращений при сверхбыстром затвердевании, а в сплавах после МПД – их химическая гомогенизация.

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ №14-02-00379, Президиума РАН 12-П-2-1060.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И ТЕРМОУПРУГИХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ТРОЙНЫХ КВАЗИБИНАРНЫХ СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Ni–Mn–Me (Al, Ti, Ga)

Белослудцева Е.С., Куранова Н.Н., Марченкова Е.Б.,
Пушин В.Г., Уксуеников А.Н

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия
ebelosludceva@mail.ru

Известно, что термоупругое мартенситное превращение в бинарных сплавах Ni₅₀Mn₅₀ и Ni₄₉Mn₅₁ происходит при высоких температурах. Это является их важной практически значимой особенностью. Нами ранее были подробно изучены тонкая структура и мартенситные превращения, установлены критические температуры термоупругого мартенситного превращения для данных сплавов: $M_s = 970$ К, $M_f = 920$ К, $A_s = 970$ К, $A_f = 1020$ К, $M_s = 940$ К, $M_f = 930$ К, $A_s = 990$ К, $A_f = 1000$ К, соответственно [1,2]. В данной работе исследовано влияние легирования третьим компонентом (алюминием, титаном или галием) на особенности структуры и термоупругие мартенситные превращения, их критические точки прямых (M_s , M_f) и обратных (A_s , A_f). Критические точки определены методом двух касательных по кривым зависимости электросопротивления или магнитной восприимчивости от температуры. По результатам рентгеноструктурного анализа и расшифровки электронограмм установлен фазовый состав исследуемых сплавов при комнатной температуре. Методами оптической и электронной (просвечивающей и растровой) микроскопии, EBSD-анализа подробно изучена микроструктура исследуемых сплавов. Обнаружено, что по мере легирования изменяются структурный тип, микроструктура и морфологическая иерархия пакетного мартенсита. В низколегированных сплавах обнаружена пакетная пластинчатая внутренне двойникованная морфология кристаллов L1₀ - мартенсита. Толщина тонких внутренних двойников не превышает нескольких десятков нанометров. Можно заключить, что в результате двойникования аккомодируются упругие напряжения, возникшие при мартенситном переходе. В среднелегированных сплавах формируется пакетный длиннопериодный NM-мартенсит (N = 8, 10, 14), о чем свидетельствуют экстрарефлексы на электронограммах, расположенные эквидистантно на 1/4, 1/5 и 1/7 между основными рефлексами, а также сателлиты на рентгенограммах, возникающие в результате образования длиннопериодного мартенсита. Это, по-видимому, также является результатом аккомодации упругих напряжений, возникающих при фазовом переходе

Структура сплавов исследовалась в ЦКП ИФМ УрО РАН.

Работа выполнена при поддержке молодежного проекта ФАНО 14-2-НП-30, РФФИ (№ 14-02-00379) и Президиума РАН (№ 12-П-2-1060).

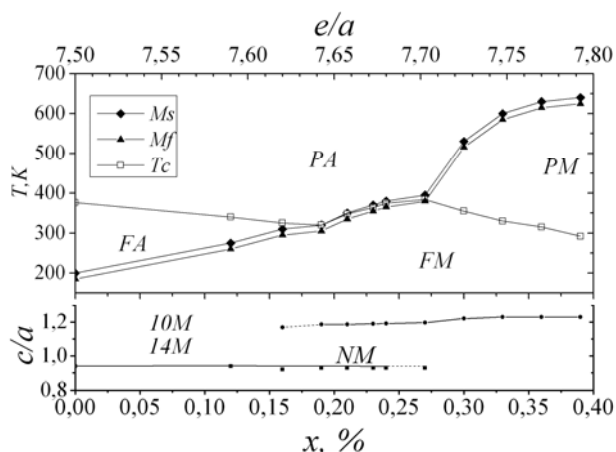
1. В.Г. Пушин, Е.С. Белослудцева, В.А. Казанцев, Н.И. Коуров Особенности мартенситного превращения и тонкая структура интерметаллического соединения Ni₅₀Mn₅₀ // Материаловедение, 2012. №11. С. 3-10.
2. В.Г. Пушин, Н.Н. Куранова, Е.Б. Марченкова, Е.С. Белослудцева, В.А. Казанцев, Н.И. Коуров Высокотемпературный эффект памяти формы и термоупругое мартенситное превращение B2-L1₀ в интерметаллическом соединении NiMn // Журнал технической физики, 2013. Т. 83, Вып. 6. С. 104-113.

СТРУКТУРНЫЕ И МАГНИТНЫЕ ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В КВАЗИБИНАРНЫХ СПЛАВАХ $Ni_{2+x}Mn_{1-x}Ga$

Марченкова Е.Б., Белослудцева Е.С., Королев А.В.,
Коуров Н.И. Куранова Н.Н., Пушин В.Г.

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

Сплавы на основе интерметаллических соединений целого ряда цветных металлов (Ti, Mn, Ni и ряда других) обладают уникальными физико-механическими свойствами. Термоупругие мартенситные превращения (ТМП) определяют появление в них эффектов памяти формы (ЭПФ), контролируемых температурными и деформационными воздействиями, в ряде случаев внешним магнитным полем. Сплавы Гейслера типа Ni_2MnGa и ряд других хорошо изучены в исходном поли- и монокристаллическом состояниях, но до сих пор не нашли какого-либо возможного практического использования, в отличие от сплавов на основе TiNi. В работе изучено влияние нестехиометрии и легирования квазибинарных сплавов $Ni_{2+x}Mn_{1-x}Ga$, а также внешних воздействий на структуру, фазовые магнитный и мартенситные превращения, их температуры и последовательность, а также на физико-механические свойства. Легирование исследованных сплавов в широких пределах обеспечивает контролируемое изменение критических температур магнитного перехода (T_C), ТМП (M_s , M_f , A_s , A_f) и ЭПФ, при этом сохраняется магнитный переход, каскад высокообратимых ТМП $L2_1 \leftrightarrow 10M \leftrightarrow 14M$ и связанные с ними ЭПФ, меняется на одноступенчатое ТМП $L2_1 \leftrightarrow L1_0$ ($c/a \approx 1,2$). В этом случае T_C становится меньше температур ТМП (см. рисунок). Чрезвычайно эффективным оказалось применение мегапластической деформации (МПД), в результате чего была впервые получена аморфнокристаллическая (АК) структура сплавов. Обнаружено также,



что при МПД кручением происходит индуцированное интенсивной деформацией под высоким давлением образование новой ранее неизвестной кубической фазы ГЦК (А1). Данное превращение наряду с собственно МПД обеспечивает формирование высокооднородного АК состояния. В дифракционных экспериментах *in situ* установлено, что кубическая атомнонеупорядоченная фаза чрезвычайно термически устойчива, сохраняясь до 300°C. Такая структура при охлаждении обладает повышенной, вплоть до температуры кипения жидкого азота, стабильностью по отношению к МП. Отпуск данных сплавов приводит к однородному нанокристаллическому состоянию с образованием $L2_1$ -фазы. Средний размер зерна можно регулировать в пределах (10–200) нм и более, варьируя условия низкотемпературного отпуска. В нанозернах, начиная от размеров (20-100) нм, вновь происходят ТМП при охлаждении. Обнаружено регулируемое размером нанозерен изменение температур, при сохранении высокой обратимости последовательности ТМП в таких сплавах.

что при МПД кручением происходит индуцированное интенсивной деформацией под высоким давлением образование новой ранее неизвестной кубической фазы ГЦК (А1). Данное превращение наряду с собственно МПД обеспечивает формирование высокооднородного АК состояния. В дифракционных экспериментах *in situ* установлено, что кубическая атомнонеупорядоченная фаза чрезвычайно термически устойчива, сохраняясь до 300°C. Такая структура при охлаждении обладает повышенной, вплоть до температуры кипения жидкого азота, стабильностью по отношению к МП. Отпуск данных сплавов приводит к однородному нанокристаллическому состоянию с образованием $L2_1$ -фазы. Средний размер зерна можно регулировать в пределах (10–200) нм и более, варьируя условия низкотемпературного отпуска. В нанозернах, начиная от размеров (20-100) нм, вновь происходят ТМП при охлаждении. Обнаружено регулируемое размером нанозерен изменение температур, при сохранении высокой обратимости последовательности ТМП в таких сплавах.

Использовалась поддержка гранта РФФИ 14-02-00379, проекта Президиума РАН 12-П-2-1060.

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ КРЕМНИСТЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ФАЗОВОМ ПЕРЕХОДЕ АУСТЕНИТ-БЕЙНИТ

Калетин А. Ю., Калетина Ю. В.

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

Исследованы особенности структуры низколегированных кремнистых сталей после фазового перехода в интервале температур бейнитного превращения.

Показано, что в конструкционных сталях 38ХС и 70С2 бейнитное превращение в широком температурном интервале имеет двухстадийный характер. На первой стадии образуется структура бескарбидного бейнита, состоящая из смеси бейнитного феррита с 15–45 % остаточного аустенита и представляющая собой феррито-аустенитный комплекс практически без выделения карбидной фазы. При увеличении времени изотермической выдержки развивается вторая стадия бейнитного превращения – распад непревращенного аустенита с выделением карбидов.

Структура бескарбидного бейнита, образующаяся на первой стадии, обеспечивает получение высокой ударной вязкости стали. Развитие второй стадии бейнитного превращения и появление в структуре заметного количества карбидов приводит к существенному снижению уровня ударной вязкости при сохранении примерно одинакового уровня твердости.

Влияние температуры и времени выдержки на количество остаточного аустенита ($A_{ост}$) и содержания в нем углерода в стали 70С2

Режим изотермической выдержки		$A_{ост}$ при 20 °С, %	Относительная устойчивость остаточного аустенита, $(A_{ост}^{-196^{\circ}C} / A_{ост}^{20^{\circ}C}) \cdot 100, \%$	Содержание углерода в $A_{ост}$, %	Доля углерода в $A_{ост}$ относительно его содержания в стали, %
$T, ^{\circ}C$	τ, min				
300	5	21	43	0.90	26
350	5	30	63	1.52	63
400	5	45	88	1.58	98
400	10	42	100	1.71	99

Термическая стабильность остаточного аустенита зависит от режимов термической обработки и связана с обогащением его углеродом. В случае образования бескарбидного бейнита наблюдается высокая термическая стабильность остаточного аустенита (отсутствие его превращения вплоть до температуры жидкого азота).

Остаточный аустенит в бескарбидном бейните существенно обогащен по углероду и содержит значительную часть от общего содержания углерода в стали (вплоть до 99 %). Доля углерода в остаточном аустените относительно его содержания в стали может характеризовать морфологические особенности структурных составляющих фазовых превращений (бескарбидный бейнит или бейнит с карбидами) и уровень ударной вязкости стали.

ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ, СТРУКТУРА И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ФЕРРОМАГНИТНЫХ СПЛАВОВ Ni-Mn-In

Калетина Ю. В., Счастливцев В. М., Герасимов Е. Г., Фокина Е. А.

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

Интерес к нестехиометрическим сплавам на основе Ni-Mn-X (X = In, Sn, Sb) связан с наличием в них управляемого магнитным полем структурного перехода, который может сопровождаться гигантским магнитокалорическим эффектом и изменением магнитосопротивления, а также комплексом других практически важных свойств. Последовательность фазовых превращений и магнитных переходов в ферромагнитных сплавах Гейслера на основе системы Ni-Mn, легированной индием зависит от состава.

Экспериментально исследовано влияния замещения атомов никеля атомами марганца в синтезированных сплавах Ni-Mn-In новых составов на фазовые и магнитные превращения, а также магнитные свойства [1, 2].

В высокотемпературном, аустенитном, состоянии сплавы имеют кубическую структуру типа L2₁. При охлаждении во всех сплавах наблюдали фазовый переход мартенситного типа. Мартенситная структура представляет собой пакеты тонких пластин с плоскими когерентными границами разделов. Мартенситные кристаллы в соседних пакетах располагаются под углом 80–100 градусов относительно друг друга. Электронно-микроскопические исследования показали, что мартенсит имеет модулированную структуру.

Аустенит при $T = 323$ К испытывает магнитное превращение и переходит из парамагнитного в ферромагнитное состояние. Ферромагнитное превращение наблюдали и в низкотемпературной мартенситной фазе.

Установлено, что в сплавах системы Ni-Mn-In при замещении атомов никеля атомами марганца и постоянной концентрации индия (11 ат. %) температура мартенситного превращения понижается.

Показано, что температуры магнитных превращений в аустените и мартенсите практически не зависят от соотношения никеля и марганца в сплавах. Обнаружено, что в исследованных сплавах температура мартенситного превращения находится ниже температуры Кюри аустенита.

Выявлены температурные зависимости спонтанной намагниченности аустенита и мартенсита. Установлено, что во всех сплавах спонтанная намагниченность мартенсита значительно меньше спонтанной намагниченности аустенита. Определены концентрационные области существования разного магнитного и структурного состояния тройных сплавов системы Ni-Mn-In.

Работа выполнена по теме «Структура», а также при частичной поддержке проекта РФФИ 12-03-00050-а.

1. Yu.V. Kaletina, V.M. Schastlivtsev, E.A. Fokina. Technical Physics Letters. 2013. Vol. 39, No. 6. P. 529-532.
2. Yu.V. Kaletina, E.G. Gerasimov, V.M. Schastlivtsev, E.A. Fokina, P.B. Terent'ev The Physics of Metals and Metallography. 2013. Vol. 114, No. 10. P. 911-918.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ФЕРРОМАГНИТНОГО СПЛАВА Ni-Fe-Ga

Тагильцев А. И., Тимофеева Е. Е., Панченко Е. Ю., Чумляков Ю. И.

Томский Государственный Университет, Томск, Россия,
antontgl@gmail.com

В данной работе представлены результаты влияния термомеханической обработки на температурный интервал развития высокотемпературной сверхэластичности (СЭ) в [001]- и [011]-монокристаллах сплава Ni₅₄Fe₁₉Ga₂₇ (ат. %) при деформации сжатием. Показано, что при сжатии монокристаллов Ni₅₄Fe₁₉Ga₂₇ температурный интервал развития СЭ $\Delta T_{SE} = T_{SE2} - T_{SE1}$ независимо от ориентации начинается при $T_{SE1} \sim A_f$ (конец обратного мартенситного превращения (МП)). Температура T_{SE2} зависит от ориентации, что определяет величину интервала развития СЭ ΔT_{SE} : 180 К и 130 К для [001]- и [011]-монокристаллов NiFeGa, соответственно. Обнаружено, что при деформации сжатием интервал развития СЭ ΔT_{SE} меньше, чем интервал развития МП под нагрузкой $M_s < T < M_d$, при этом $T_{SE2} \ll M_d$ и $\sigma_{cr}(T_{SE2}) \ll \sigma_{cr}(M_d)$ в отличие от деформации растяжением [1]. Причиной, по которой температурный интервал развития высокотемпературной СЭ ограничен со стороны высоких температур, являются низкие значения предела текучести L1₀-мартенсита (рис. 1 а), которые так же зависят от ориентации и для [001]- и [011]-монокристаллов при $T \sim T_{SE2}$ равны 785 МПа и 400 МПа, соответственно.

Для увеличения предела текучести мартенсита, и соответственно, температурного интервала развития СЭ, была проведена термомеханическая обработка (ТМО), заключающаяся в предварительной пластической деформации материала на величину $\varepsilon = (1,1-1,3)\varepsilon_0$ (ε_0 – деформация решетки при L2₁-L1₀ МП) и последующем отжиге при температурах 673–773 К. Выяснено, что после ТМО значительно возросли интервалы прямого и обратного превращений, в 3–6 раз по сравнению с исходным состоянием, что свидетельствует о значительном накоплении упругой энергии.

Показано, что после ТМО в [001]- и [011]-кристаллах увеличивается предел текучести мартенсита на 55% (до 1208 МПа) и 20% (до 530 МПа), соответственно (рис. 1б). В [011]-монокристаллах это не приводит к изменению интервала развития вследствие значительного роста коэффициента деформационного упрочнения $\theta = d\sigma/d\varepsilon$. В [001]-монокристаллах значительное увеличение предела текучести мартенсита способствует увеличению интервала развития СЭ в 1,5 раза по сравнению с исходным состоянием до ТМО. И таким образом, после ТМО СЭ наблюдается от 298 К до 523 К (рис. 1б).

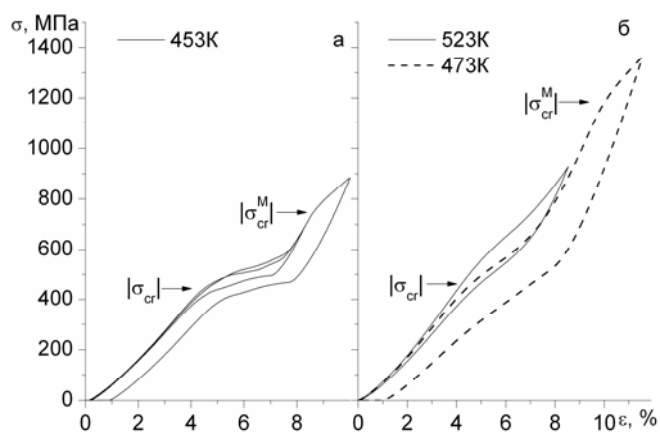


Рис. 1. Кривые $\sigma(\varepsilon)$ для [001]-кристаллов Ni₅₄Fe₁₉Ga₂₇ (ат. %) при деформации сжатием до (а) и после (б) ТМО

Работа выполнена при финансовой поддержке стипендии Президента РФ, СП-6909.2013.3 и гранта РФФИ 12-08-00573.

1. Yu. Chumlyakov, I. Kireeva, E. Panchenko, I. Karaman, H.J. Maier, E. Timofeeva // Journal of Alloys and Compounds. 2013. V. 577. P. S393–S398.

ОСОБЕННОСТИ ПОВЕДЕНИЯ ГЦК И ОЦК МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ В УСЛОВИЯХ КВАЗИГИДРОСТАТИЧЕСКОГО СЖАТИЯ

Филиппова В.П., Томчук А.А.,
Перлович Ю.А.*, Крымская О.А.*

*Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии
им.И.П. Бардина, Москва, Россия*
varia.filippova@yandex.ru

** Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия*
yuperl@mail.ru, olgakrym@mbox.ru

Методом рентгеновской дифрактометрии исследовано влияние мегапластической деформации кручением в условиях квазигидростатического сжатия (в наковальнях Бриджмена, при комнатной температуре) на изменение периода кристаллической решетки ряда ГЦК (Cu, Ni) и ОЦК (Fe, Cr, Mo) металлов и сплавов на основе альфа-железа.

На основании ранее проведенных исследований был предложен механизм, объясняющий изменения периода кристаллической решетки по сравнению с недеформированным состоянием сплавов на основе альфа-железа взаимодействием между растворенными атомами разного сорта, вызывающими сжимающие (P, S) или растягивающие (Mo, Ni, Cr, Al, Sn, V) искажения, и между атомами и вакансиями, образующимися в процессе деформации [1,2].

Установленные закономерности указывают, что в чистых металлах и сплавах при одинаковых внешних условиях действуют различные внутренние механизмы деформации.

Наблюдаются также принципиальные различия в поведении ОЦК и ГЦК чистых металлов. Для ГЦК металлов определяющим механизмом деформации при мегапластической деформации в исследуемых условиях является скольжение по плотноупакованным атомным плоскостям. В ОЦК чистых металлах работает механизм, связанный с генерацией и взаимодействия дефектов (скоплений вакансий и атомов внедрения).

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 13-02-00382.

Список литературы

1. В.П. Филиппова, А.М. Глезер, А.А. Томчук, Ю.А. Перлович, О.А. Крымская. – «Поведение растворенных атомов в поликристаллах α -Fe при мегапластической деформации кручением в условиях квазигидростатического давления».- Деформация и разрушение материалов. №4, 2014, с.21-27.
2. V.P. Filippova. Considering the Body-Centered Cubic Lattice Parameter of α -Fe Alloys versus Concentrations of Solved Elements. - Journal of ASTM International.V.6, No 5, (2009), 9 p.

ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА ПРОЯВЛЕНИЕ ЭФФЕКТА ПОРТЕВЕНА-ЛЕ ШАТЕЛЬЕ В СПЛАВЕ 1545К

¹Юзбекова Д. Ю., ²Могучева А. А.

НИУ «БелГУ», г. Белгород, Россия,
¹tagirovadiana@mail.ru, ²mogucheva@bsu.edu.ru

Известно, что для ряда металлических материалов характерно появление в определенном диапазоне условий деформации прерывистого пластического течения (эффект Портевена-Ле Шателье (ПЛШ)). Прерывистое течение характеризуется появлением на кривой деформации повторяющихся зубцов различного типа. Эффект ПЛШ вызывает локализацию деформации и появление большого числа деформационных полос, в результате чего гладкая поверхность становится шероховатой. Эти факторы являются важными в формировании процессов листовых сплавов в частности, в автомобильной промышленности.

Влияние микроструктуры на проявление эффекта ПЛШ изучали в сплаве системы Al–Mg–Sc с первоначально нерекристаллизованной структурой. Этот сплав был подвергнут равноканальному угловому прессованию (РКУП) при 300°C до степени деформации ~ 4 и ~ 12 , которые обеспечивали формирование частично и полностью рекристаллизованных микроструктур, соответственно, со средним размером мелких зерен около 0,8 мкм.

Измельчение зерна приводит к переходу от зубчатости типа A+B к D+C. Частота и амплитуда зубчатости имеет тенденцию к увеличению, а критическое напряжение, к уменьшению с увеличением доли мелких зерен. Исследование поверхности (рис. 1) показали, что исходная микроструктура сильно влияет на особенности скольжения. Измельчение зерна приводит к уменьшению длины линий скольжения и увеличению их плотности. Полностью рекристаллизованная структура плохо показала особенности скольжения, в то время как в исходной состоянии хорошо видны грубые полосы деформации. Увеличение плотности дислокаций в результате РКУП приводит к увеличению интенсивности прерывистой текучести. Был сделан вывод, что проявление эффекта ПЛШ слабо зависит от деформационных полос и объясняется взаимодействием подвижных дислокаций и растворенных веществ.

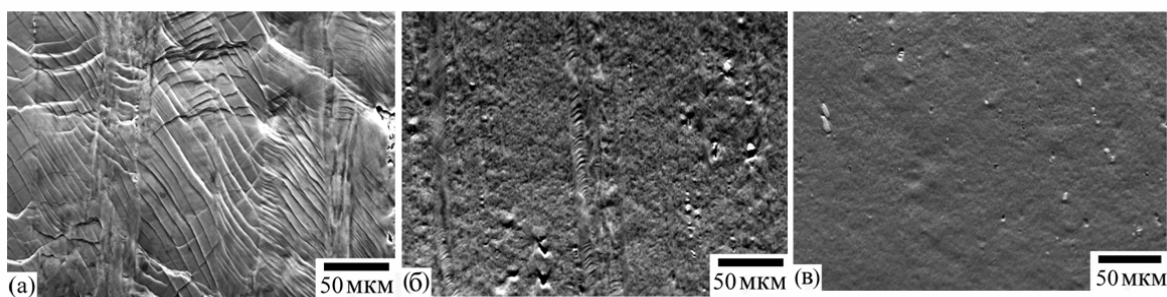


Рис. 1. Микрорельеф поверхности образца сплава 1545К в исходном состоянии (а), после РКУП до $\varepsilon \sim 4$ (б) и после РКУП до $\varepsilon \sim 12$ (в) после испытаний на растяжение при температуре 25°C и скорости деформации $\sim 1 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$

Работа выполнена на оборудовании ЦКП НИУ «БелГУ» при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации, государственный контракт № 02.740.11.0510.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМОМАГНИТНОЙ ОБРАБОТКИ НА ДЕМПФИРУЮЩУЮ СПОСОБНОСТЬ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe–Cr–Al

Мельчаков М. А., Скворцов А. И.

ФГБОУ ВПО «ВятГУ», г. Киров, Россия
melchakov-m@yandex.ru

В работах [1, 2] показано, что применение терромагнитной обработки после отжига двойных сплавов Fe–Cr, Fe–Al с магнитомеханической природой внутреннего трения может приводить, как к повышению, так и к снижению демпфирующей способности. Терромагнитная обработка крупнозернистых сплавов Fe–4%Al и Fe–6%Al при температуре 450 °С приводила к повышению демпфирующей способности за счет перераспределения атомов Al в твердом растворе. Дальнейшее повышение температуры терромагнитной обработки привело к снижению демпфирующих свойств, за счет упорядочения по типу Fe₃Al.

В результате воздействия терромагнитной обработки при температуре свыше 730 °С на сплав Fe–15,4%Cr наблюдается существенный прирост демпфирующей способности за счет снижения степени расслоения твердого раствора [2]. Однако, при температурах терромагнитной обработки 350–450 °С заметного изменения демпфирующих свойств не наблюдалось.

Исследование влияния терромагнитной обработки на демпфирующие свойства двойных сплавов показало перспективность этого метода. В связи с этим представляет научный и практический интерес изучение влияния терромагнитной обработки на демпфирующие свойства тройных сплавов Fe–Cr–Al.

Анализ результатов исследований показал, что эффект влияния терромагнитной обработки на демпфирующую способность предварительно отожженных тройных сплавов зависит от соотношения содержания в сплаве Cr и Al. Например, терромагнитная обработка при 300 °С дает прирост максимума логарифмического декремента на его амплитудной зависимости сплава с относительно низким содержанием Cr и высоким содержанием Al (Fe–5%Cr–4%Al) на 0,9% и снижение этой характеристики для сплава с относительно высоким содержанием Cr и низким содержанием Al (Fe–11%Cr–1%Al) на 0,8%.

Анализируется структурная обусловленность изменения демпфирующих свойств исследуемых сплавов системы Fe–Cr–Al в результате воздействия терромагнитной обработки.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 14-08-31329 мол_а.

Список литературы

1. Влияние термической и терромагнитной обработок на свойства высокодемпфирующих сплавов железо–алюминий / М.А. Мельчаков, А.И. Скворцов, И.Б. Чудаков // Технология металлов. – 2011. – №11. – С. 28–32.
2. Демпфирующая способность и структура сплава Fe–15,4% Cr при различных температурах терромагнитной обработки и предварительного отжига / А.И. Скворцов, М.А. Мельчаков // Деформация и разрушение материалов. – 2012. – №4. – С. 22–25.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ПРОКАТКЕ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 08X18H10T, ЛЕГИРОВАННОЙ ВОДОРОДОМ

Мельников Е.В.¹, Козлова Т.А.², Тулеева М.С.¹, Майер Г.Г.¹,
Астафурова Е.Г.^{1,3}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Россия

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия

³Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия

melnickow-jenya@yandex.ru

Методами рентгенофазового и рентгеноструктурного анализа, просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и дифракции обратнорассеянных электронов (ДОЭ), микроиндентирования и одноосного растяжения исследовали влияние прокатки, комбинированной с обратимым легированием водородом, на структурно-фазовые превращения, механизмы деформации и механические свойства метастабильной аустенитной нержавеющей стали 08X18H10T. Электролитическое насыщение образцов (пластины размером 10×15×1 мм) водородом проводили в 1N растворе серной кислоты (H₂SO₄) с добавлением тиомочевины (CH₄N₂S) при комнатной температуре и плотностях тока 10, 100, 200 мА/см² в течение 5 часов. Пластическую деформацию проводили непосредственно после насыщения водородом методом плоской прокатки с обжатием на 25, 50, 75 и 90% при комнатной температуре. Образцы на растяжение вырезали из пластинок, предварительно обработанных по различным режимам, и растягивали при комнатной температуре со скоростью 4.2×10⁻⁴ с⁻¹.

В образцах, прокатанных без введения водорода, зерно измельчается по сравнению с исходным состоянием, а также реализуется наведенное деформацией γ-α'-фазовое превращение. Объемная доля α'-фазы нелинейно возрастает при увеличении степени деформации. Структура приобретает ориентированный характер, реализуется деформация механическим двойникованием и происходит формирование полос локализованного течения различного масштаба. Рост внутренних напряжений и измельчение зерен приводят к повышению микротвердости стали, пределов текучести и прочности.

Анализ рентгенограмм после электролитического насыщения водородом и последующей пластической деформации показал, что при степенях осадки <90% с повышением плотности тока увеличивается объем α'-фазы по сравнению с образцами, прокатанными без наводороживания. После прокатки до ε = 90% независимо от режима обработки структура состоит преимущественно из α'-фазы. По данным ДОЭ-анализа и ПЭМ зеренная структура измельчается и носит ориентированный характер, наблюдаются двойники деформации и ε-мартенсит. Дополнительное легирование образцов водородом перед прокаткой не изменяет микротвердость образцов принципиальным образом и слабо зависит от режима наводороживания. Электролитическое насыщение водородом перед прокаткой приводит к небольшому понижению механических свойств (при растяжении) по сравнению с прокаткой без наводороживания.

Таким образом, проведенные исследования показали, что прокатка приводит к измельчению структуры, формированию двойниковых границ, а также γ-α'-фазовому превращению. Объемная доля α'-фазы увеличивается при повышении плотности тока при наводороживании и степени деформации. Введение водорода перед прокаткой также способствует появлению ε-мартенсита. Электролитическое насыщение водородом перед прокаткой не приводит к принципиальному изменению механических свойств образцов стали по сравнению с образцами, прокатанными без наводороживания.

СТРУКТУРА И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА

Co–19ат.%Al–6 ат. %W

Казанцева Н.В., Степанова Н.Н., Ригмант М.Б., Давыдов Д.И.,
Шишкин Д.А., Романов Е.П.

ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия

kazantseva-11@mail.ru

Трудность получения сплавов с большим различием в температурах плавления и с разным удельным весом компонентов заключается в том, что наряду с дендритной структурой, возникает большая неоднородность в распределении химических элементов по высоте слитка. Именно к таким материалам относятся сплавы системы Co–Al–W. Повысить однородность образцов пытаются различными видами механической обработки в сочетании с высокотемпературным отжигом. Бинарная система Co–W достаточно хорошо изучена. Известно, что легирование вольфрамом снижает температуру Кюри твердого раствора на основе α -кобальта до 865°C при содержании 6 ат.% вольфрама в сплаве. Бинарная система Co–Al также хорошо изучена. Алюминий оказывает сильное влияние на магнитные свойства кобальта, снижая температуру Кюри твердого раствора на основе α -кобальта до 840°C при содержании 7 ат.% алюминия. Известно, что в системе Co–Al присутствуют интерметаллидные фазы как парамагнитные (B2–CoAl), так и ферромагнитные (γ твердый раствор кобальта). Система Co–Al–W содержит как твердый раствор на основе α -кобальта, так и многочисленные интерметаллидные соединения. Однако данные по исследованию магнитных превращений тройной системы Co–Al–W практически отсутствуют.

В работе представлены результаты исследования сплава Co–19 ат.%Al–6 ат. %W, полученного двумя способами плавки в инертной среде: дуговая плавка с разливкой в медную водоохлаждаемую изложницу и плавка в индукционной печи в разливкой в керамическую изложницу (Al_2O_3). По данным РСА и СЭМ фазовый состав сплава зависит от скорости охлаждения слитка после плавки. После дуговой плавки сплав в литом состоянии имеет трехфазный состав γ твердый раствор на основе Co, интерметаллидные фазы типа CoAl (B2) и типа Co_3W (DO_{19}). После плавки в индукционной печи фазовый состав сплава $\gamma + CoAl + Co_7W_6$.

В отличие от бинарных систем Co–Al и Co–W, в изученном тройном сплаве все фазы при комнатной температуре находятся в ферромагнитном состоянии. Определены температуры Кюри всех обнаруженных фаз. Образцы сплава имеют удельную намагниченность насыщения σ (emu/g) = 37–63, при этом индукция насыщения составляет $B_S = 0,5–0,82$ Тл. Значения коэрцитивной силы (при $\sigma = 0$), составляют $H_C = 8–10$ Э. Петля гистерезиса узкая, что характерно для магнитомягких материалов.

В зависимости от последующих термомеханических обработок слитков обнаружено изменение фазового состава и магнитных свойств. Увеличение количества фазы Co_7W_6 приводит к существенному увеличению коэрцитивной силы H_C в сочетании со снижением намагниченности насыщения σ в полтора раза.

Работа выполнена по бюджетной теме ИМФ УрО РАН «Кристалл» с частичной поддержкой гранта РФФИ № 14-08-00108.

ПОДАВЛЕНИЕ ЭФФЕКТА ПОРТЕВЕНА-ЛЕ ШАТЕЛЬЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКИМ ТОКОМ

Шибков А.А.

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

Наиболее известным и изученным эффектом влияния электрического тока на механические свойства металлов является электропластический эффект, состоящий в резком падении напряжения при пропускании через деформируемый образец последовательности коротких, длительностью $\sim 30\text{--}100$ мкс, импульсов тока плотностью $\sim 1\text{--}10$ кА/мм² [1, 2]. В результате деформационная кривая приобретает вид, похожий на низкотемпературную скачкообразную деформацию металлов или эффект Портевена-Ле Шателье (ПЛШ). Принято считать, что «электрический ток... вызывает скачкообразную деформацию металлов» (см. [1] с. 66), которые в отсутствие импульсов тока демонстрируют гладкие (без скачков) кривые деформации. В докладе представлены результаты экспериментального исследования феноменологически «обратного» эффекта: подавления постоянным током низкой плотности ($\sim 10\text{--}50$ А/мм²) скачков напряжения в авиационных алюминиевых сплавах систем Al–Mg, Al–Li, Al–Zn–Mg–Cu, демонстрирующих явно выраженную прерывистую деформацию ПЛШ в отсутствие импульсов тока. Наиболее подробно исследован эффект подавления током прерывистой деформации в сплавах системы Al–Mg, содержащих от 2 до 6% Mg [3]. Эффект состоит в увеличении критической деформации ϵ_c появления первого скачка напряжения на деформационной кривой с увеличением плотности тока выше некоторого критического значения j_c , которое зависит от химического состава сплава. При $j > j_c$ происходит переход от прерывистого к монотонному пластическому течению. Подавление прерывистого течения электрическим током сопровождается ростом напряжения течения. Установлено, что критическая деформация и упрочнение током возрастают с увеличением плотности тока и содержанием Mg в сплавах системы Al–Mg. Предполагается, что обнаруженный эффект связан с подавлением процесса динамического деформационного старения дислокаций из-за изменения подвижности примесных ионов Mg, вызванного электромиграцией. Другой возможный сценарий состоит в том, что стимулированное током растворение малых преципитатов (ГП-зон) может вызвать подавление прерывистой деформации в рамках преципитатной модели инверсного поведения критической деформации.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 13-08-00861-а)

Список литературы

1. Спицын В.И., Троицкий О.А. Электропластическая деформация металлов. М.: Наука, 1985. 160 с.
2. Троицкий О.А., Баранов Ю.В., Авраамов Ю.С., Шляпин А.Д. Физические основы и технологии обработки современных материалов. Теория, технология, структура и свойства. Т. 1. Институт компьютерных исследований. 2004. 592 с.
3. Shibkov A.A., Denisov A.A., Zheltov M.A. et al. // Mat. Sci. Eng. A. 2014. V. 610. P. 338-343.

ПРЕРЫВИСТАЯ ПОЛЗУЧЕСТЬ И ДИНАМИКА ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПОЛОС В СПЛАВЕ АМг6

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

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

Комплексом высокоскоростных *in situ* методов [1] исследовали нелинейную динамику деформационных полос в условиях прерывистой ползучести алюминий-магниевого сплава АМг6 при комнатной температуре. Обнаружены макроскопические скачки пластической деформации амплитудой несколько процентов на кривой ползучести этого сплава. Установлено, что макроскопический скачок деформации возникает в результате спонтанного зарождения и развития сложной пространственно-временной структуры полос макролокализованной деформации, которые сопровождаются нелинейными колебаниями в силовом отклике $\sigma(t)$ механической системы машина-образец [2,3]. Обнаруженные пространственно-временные (диссипативные) структуры деформационных полос представляют собой яркое нелинейное явление в физике прочности и пластичности; они возникают в результате внезапного развития каскада пластических неустойчивостей в динамически определенной системе. На основе проведенного спектрального, статистического и динамического анализа силового отклика на развитие деформационного скачка при высоком напряжении $\sigma_0 \sim 0.8\sigma_B$ выявлена тенденция к состоянию самоорганизующейся критичности по ряду основных признаков: по фликкершумовой структуре сигнала $\sigma(t)$ и почти его монофрактальности, а также степенному распределению амплитуд скачков напряжения. Кроме того, обнаружено спонтанное кратковременное возникновение флаттера пластических неустойчивостей, которое связано с почти гармоническими процессами зарождения и расширения деформационных полос в структуре макрополосы типа А [4]. Условия возникновения «пластического» флаттера при ползучести и степень его опасности для развития «катастрофы» – макроскопического разрушения материала – являются предметом дальнейших исследований.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 12-08-33052-мол_а-вед)

Список литературы

1. Шибков А. А., Желтов М.А., Лебедин М.А. и др. // Заводская лаборатория. 2005. Т. 71. № 7. С. 20-27.
2. Шибков А.А., Золотов А.Е., Желтов М.А. и др. // ЖТФ. 2014. Т. 84. № 4. С. 40-46.
3. Шибков А.А., Золотов А.Е., Желтов М.А. и др. // Физика твердого тела. 2014. Т. 56. № 5. С. 848-855.
4. Шибков А.А., Золотов А.Е., Желтов М.А. и др. // Физика твердого тела. 2014. Т. 56. № 5. С. 856-860.

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ВЫРАЩИВАНИИ КРИСТАЛЛОВ CrNb₃S₆ МЕТОДОМ ГАЗОВОГО ТРАНСПОРТА

Колесников Н. Н., Борисенко Е. Б., Гартман В. К., Матвеев Д. В.

ФГБУН Институт Физики твердого тела Российской академии наук,
Черноголовка, Россия, borisenk@issp.ac.ru

Соединения, представляющие собой слоистый дисульфид ниобия с интеркалированными вдоль оси *c* переходными 3*d* металлами от Mn до Ni вызывают интерес благодаря своим магнитным свойствам, меняющимся от ферромагнитного до антиферромагнитного состояния при замене металла в ряду от Mn до Ni.

В данной работе методом газового транспорта получены кристаллы Cr_{1/3}NbS₂ и изучен их фазовый и химический состав.

Насколько нам известно, существование фазы такого состава не было обнаружено традиционными методами рентгенофазового анализа. В то же время, методом дифракции нейтронов в [1] было показано, что в ряду составов Co_xNbS₂ с содержанием Co $x \leq 0.5$ возникает упорядоченная структура дающая дифракционные максимумы только при содержании Co = 1/3. Имеются сведения об аналогичных фазах FeNb₃S₆, MnNb₃S₆, полученные методом рентгеновской дифракции. В [2] методом малоуглового рассеяния нейтронов было показано, что при выращивании из поликристалла стехиометрического состава Cr_{1/3}NbS₂, синтезированного спеканием из чистых компонентов Cr, Nb, S, монокристаллов методом химического транспорта в потоке газа I₂ при температурном градиенте в печи от 950 до 800°C, получен интеркалированный хромом гексагональный кристалл (2H типа) аналогичный по структуре FeNb₃S₆ (22-0350 JCPDS).

В настоящей работе для выращивания кристаллов Cr_xNbS₂ методом газового транспорта был предварительно синтезирован порошок, полученный в результате отжига в течение недели при температуре 800 °C смеси синтезированных соединений NbS₂ и CrS. По результатам рентгенофазового анализа порошок состоял из фазы CrNb₃S₆ и следов гексагональной фазы Cr₆S₇, с пространственной группой P (09-0273 JCPDS). По результатам микрорентгеноспектрального анализа (MAP) химический состав этого порошка был неоднородным и содержал, в основном области, по составу близкие к 1/3CrNbS₂, а в отдельных точках CrS. Из порошка методом химической транспортной реакции, используя газообразный I₂ в качестве носителя, в откачанной ампуле, при градиенте температуры в печи 850—900°C в две стадии были выращены кристаллы. На первой стадии в горячей зоне после испарения оставался порошок, состоящий, в основном, из фазы CrNb₃S₆. Параметры решетки этой фазы, рассчитанные с помощью программы Powder Cell, составляют $a = 5.763 \text{ \AA}$, $c = 12.002 \text{ \AA}$, что хорошо согласуется с результатами [2]. Помимо этой фазы, в порошке присутствовало около 3% фазы CrNb₄S₈ (анализ проведен по аналогии с фазой MnNb₄S₈ 030–0819) с гексагональной решеткой. При этом в процессе реакции образовывались йодиды хрома, которые мгновенно окислялись на воздухе. В дальнейшем порошок из горячей зоны снова помещали в ампуле в печь и проводили вторую стадию транспортной реакции. В результате в холодной зоне выростали кристаллы размерами несколько миллиметров, толщиной несколько десятых миллиметра, состоящие практически только из фазы CrNb₃S₆. Химический состав, измеренный MAP, соответствовал фазовому составу и был однороден по всей площади кристаллов.

Впервые изучены все стадии газотранспортной реакции выращивания кристаллов Cr_{1/3}NbS₂ в парах йода и методами рентгенофазового анализа исследованы фазовые превращения в ходе роста кристаллов.

Авторы благодарят О.Ф. Шахлевич за съемку и анализ дифрактограмм.

Список литературы

1. T. Ueno, K. Yamamoto, H. Matsukura, T. Kusawake, and K. Ohshima, Science and Technology of Advanced Materials, No. 6, 684 (2005);
2. T. Miyadi, K. Kikuchi, H. Kondo, S. Sakka, M. Arai, and Y. Ishikawa, J. of the Phys. Society of Japan, **52** (4), 1394 (1983).

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ ДЕФЕКТОВ ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ В УСЛОВИЯХ БЫСТРОГО ОХЛАЖДЕНИЯ НА ПРИМЕРЕ ДВУМЕРНОЙ МОДЕЛИ НИКЕЛЯ

Полетаев Г.М., Мартынова Е.В., Кайгородова В.М., Сосков А.А.

Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, Барнаул, Россия, gmpoletaev@mail.ru

В последнее время большое внимание уделяется металлическим материалам с очень малым размером зерен – ультрамелкозернистым материалам со средним размером зерен от 10 до 100 нм. Повышенный интерес к ним вызван из-за их уникальных физико-механических свойств, которые обусловлены, как считает большинство исследователей, относительно высокой плотностью границ зерен и тройных стыков.

Настоящая работа посвящена исследованию методом молекулярной динамики атомной структуры Ni, получающейся в результате быстрого охлаждения, приводящего к образованию поликристаллической структуры со средним размером зерен порядка нескольких нанометров. Исследования проводились на примере двумерной модели, в частности из-за того, что для получения кристаллического состояния при затвердевании из расплава в трехмерной модели требуются значительно более продолжительные компьютерные эксперименты (в противном случае образуется аморфная структура).

Двумерный расчетный блок содержал 10000 атомов. Межатомные взаимодействия описывались парным потенциалом Морза, параметры которого были взяты из работы [1], где они были рассчитаны по параметру решетки, модулю всестороннего сжатия, энергии сублимации.

При моделировании быстрого охлаждения двумерного Ni со скоростью около 10^{15} К/с формировалась поликристаллическая структура. При изучении статистики угла ориентации границ зерен было выяснено, что на начальном этапе большая доля границ – большеугловые. При последующей структурной релаксации при температуре 300 К они трансформировались интенсивнее по сравнению с малоугловыми границами: в результате этих трансформаций их общая длина уменьшалась, длина малоугловых границ изменялась медленнее. В процессе кристаллизации и роста зерен, помимо миграции границ, участвовал дополнительный механизм – вращение зерен. Вращались, как правило, относительно небольшие зерна.

В процессе структурообразования при кристаллизации в расчетном блоке образовывались многочисленные дефекты: точечные дефекты, поры, дислокации, дисклинации. Было выяснено, что тройные стыки границ зерен на атомном уровне не обладают относительно высокой сорбционной способностью по отношению к дефектам по сравнению с границами зерен – плотность различных дефектов в области тройных стыков не превышала плотности дефектов в области границ. Было также замечено, что поры и дисклинации обладают значительным притяжением – оба этих дефекта зачастую наблюдались вместе.

1. Полетаев Г.М., Юрьев А.Б., Громов В.Е., Старостенков М.Д. Атомные механизмы структурно-энергетических превращений вблизи границ зерен наклона в ГЦК металлах и интерметаллиде Ni₃Al. - Новокузнецк: изд-во СибГИУ, 2008. - 160 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ДВУСТОРОННЕГО ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ В СПЛАВАХ $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$

Ветошкина Н. Г., Тимофеева Е. Е., Панченко Е. Ю., Чумляков Ю. И.

Томский Государственный Университет, Томск, Россия,
Vetoshkina23011991@mail.ru

В данной работе представлены исследования одностороннего и двустороннего эффекта памяти формы (ДЭПФ) в однофазных и гетерофазных [001]-монокристаллах сплава $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$ (ат.%) при деформации сжатием. Экспериментально показано, что, в однофазных монокристаллах (I) при охлаждении/нагреве в свободном состоянии реализуется термоупругие мартенситные превращения (МП) первого типа по классификации Тонга-Вэймана ($A_s > M_s$), которые не сопровождаются значительным накоплением упругой энергии, и температурные интервалы прямого и обратного МП малы ($\Delta_1, \Delta_2 \rightarrow 0$). В гетерофазных монокристаллах, прошедших термообработку (отжиг 1373К, 25 мин в свободном состоянии и старение 673К, 4 ч под нагрузкой (II)), наблюдается выделение крупных частицы γ -фазы размером 5-10 мкм и наночастиц γ' -фазы размером 10-50 нм [1]. Частицы способствуют значительному накоплению обратимой энергии в кристаллах II, о чем свидетельствует увеличение Δ_1 и Δ_2 в 3–4 раза по сравнению с исходными кристаллами, и развивается МП второго типа ($A_s < M_s$).

Известно, что для возникновения ДЭПФ необходимо сформировать влияющие на отбор мартенситных вариантов при охлаждении внутренние поля напряжений, создать которые возможно за счет старения под нагрузкой (при возникновении ориентированного роста частиц) или механических тренировок [2]. Однако объёмная доля дисперсных частиц, сформированных при старении под нагрузкой в $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$ (ат.%), мала [1], и дальнедействующих внутренних полей напряжений недостаточно для образования ориентированного варианта мартенсита охлаждения и проявления ДЭПФ. Поэтому в гетерофазных, как и в однофазных, монокристаллах $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$ (ат. %) ДЭПФ без дополнительных тренировок не наблюдается: при охлаждении/нагреве без нагрузки образуется самоаккомодирующая структура и изменений размеров образца не происходит. Приложение нагрузки при охлаждении/нагреве вызывает обратимую деформацию (односторонний ЭПФ), величина которой возрастает с ростом внешних приложенных напряжений и в кристаллах I достигает максимальных значений $5.0(\pm 0.3)\%$ при 40 МПа, а в кристаллах II – $4.4(\pm 0.3)\%$ при 80 МПа. Впервые выяснены условия возникновения ДЭПФ в монокристаллах $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$ (ат.%), которые заключаются в предварительной тренировке: термоциклировании через интервал МП под действием постоянной нагрузки или изотермических циклах нагрузка/разгрузка. С ростом напряжений тренировок величина ДЭПФ возрастает. Максимальные значения ДЭПФ $4.7(\pm 0.3)\%$ обнаружены в монокристаллах II после термоциклирования (1-2 цикла) при 80 МПа, что превышает значения ДЭПФ в состоянии I – $3.9(\pm 0.3)\%$.

Таким образом, эффективным способом получения ДЭПФ с максимальной величиной обратимой деформации в монокристаллах $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$ (ат.%) при деформации сжатием является проведение старения под нагрузкой и механических тренировок.

Работа выполнена при финансовой поддержке стипендии Президента РФ, СП-6909.2013.3 и гранта РФФИ 14-08-00946.

1. Е.Ю. Панченко, Е.Е. Тимофеева, Л.П. Казанцева, Ю.И. Чумляков, Н. Маier // Известия ВУЗов. Физика. 2010. №11. С. 96-98.
2. Материалы с эффектом памяти формы: Справ. Изд./Под ред. Лихачева В.А. – Т. 2. – СПб: Изд-во НИИХ СПбГУ, 1998. – 374с.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ЗАВИСИМОСТЬ ТВЕРДОСТИ ОТ СТЕПЕНИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ ЦА23 И ЦА39

Толстобров А.К., Скворцов А.И.

Вятский государственный университет, Киров, Россия,
TolstobrovAK@gmail.com

Особенностью закаленных Zn–Al-сплавов монотектоидного типа является возможность их разупрочнения при последующей пластической деформации при комнатной температуре. Например, увеличение степени пластической деформации при комнатной температуре предварительно закаленного сплава Zn–23%Al уменьшает твердость, повышает демпфирующую способность сплава, уменьшает ширину рентгеновских линий α - и β -фаз и [1–3].

Цель настоящей работы – определение влияния различных видов предварительной перед пластической деформацией термической обработки на зависимость твердости от степени пластической деформации при комнатной температуре сплавов с монотектоидным превращением: монотектоидного сплава ЦА23 и сплава ЦА39, соответствующего по составу двухфазной высокотемпературной α -области на диаграмме состояния системы Zn–Al.

Исследовано влияние предварительной термической обработки (отжига при 300 °С, закалки от 360 °С, старения до температуры 250 °С) на зависимость твердости сплавов ЦА23 и ЦА39 от степени пластической деформации осадкой при комнатной температуре. Обнаружена стадийность этой зависимости, характеризующаяся процессами разупрочнения и упрочнения.

Для оценки вклада α - и β -фаз в формирование твердости сплавов исследованы зависимости $HV - \epsilon$ для чистых отожженных Al и Zn.

Проанализирована связь полученных результатов для сплавов ЦА23 и ЦА39 с исходной структурой.

Список литературы

1. Скворцов А.И., Веселов Н.Н., Скворцов А.А., Обухова Ю.Б. Зависимость свойств и кристаллической структуры сплава Zn–23% Al от степени пластической деформации // Деформация и разрушение материалов. 2013. № 7. С. 22–25.
2. Толстобров А.К., Скворцов А.И. Влияние пластической деформации на твердость монотектоидного и легированного сплава на основе цинк–алюминий // Всероссийская научно-практическая конференция «Общество, наука, инновации» 15 – 26 апреля 2013 г. / Сб. материалов (Электронный ресурс). Киров: Изд. ВятГУ, 2013. Секция «Материаловедение и технологии сварки. Наноматериалы и нанотехнология». Статья 16. 3 с.
3. Скворцов А.И. Явление разупрочнения сплавов на основе цинк–алюминий с увеличением степени пластической деформации при комнатной температуре // Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов / Материалы XXII Уральской школы металловедов-термистов. Орск: Издательство ОГТИ (филиала) ОГУ, 2014. С. 43.

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АНОМАЛЬНЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ Ni_3Ge В УСЛОВИЯХ УМЕРЕННОЙ И ИНТЕНСИВНОЙ ДЕФОРМАЦИИ И НАГРЕВА

Соловьева Ю.В.¹⁾, Пилюгин В.П.²⁾, Гринберг Б.А.²⁾, Плотников А.В.²⁾,
Власова А.М.²⁾, Старенченко С.В.¹⁾, Старенченко В.А.¹⁾

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

²⁾ *Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия*
pilyugin@imp.uran.ru

Интерметаллиды со сверхструктурой $L1_2$ обладают аномальной температурной зависимостью предела текучести и коэффициентов деформационного упрочнения. В ряде случаев при возрастании температуры наблюдается увеличение этих параметров деформации более чем на порядок. Аномально зависит от температуры и ресурс пластичности (степень деформации до разрушения), который в данных сплавах снижается с увеличением температуры. Настоящее исследование выполнено на монокристаллах Ni_3Ge , имеющих упорядоченную $L1_2$ структуру, которая при умеренных деформациях сохраняется до температуры плавления. Характерным свойством монокристаллов Ni_3Ge является значительная температурная аномалия и ориентационная зависимость предела текучести [1], наибольшая среди интерметаллидов с $L1_2$ сверхструктурой. Особенностью работы является проведение сравнительного анализа деформационного поведения упомянутого выше сплава в условиях умеренной деформации квазистатическим сжатием и при интенсивной деформации кручением (метод Бриджмена) под квазигидростатическим давлением.

В условиях квазистатического сжатия для монокристаллов сплава Ni_3Ge , имеющих ориентацию оси деформации $[0\ 0\ 1]$, проведено экспериментальное исследование механических свойств (предел текучести, коэффициент деформационного упрочнения, пластичность) в широком интервале температур от 4.2 К до 1000 К. Детально изучены особенности деформационного и термического упрочнения, которые связываются с закономерностями эволюции дислокационной структуры, определены количественные параметры дислокационной структуры и их изменение в зависимости от температуры и степени деформации.

При интенсивной деформации кручением под давлением 8,0 ГПа изучены особенности механического поведения, структуры и разрушения монокристаллов сплава Ni_3Ge в интервале температур от 77 К до 673 К. Методами рентгеновской дифрактометрии анализируется состояние дальнего атомного порядка сплава при росте степени деформации.

По результатам сравнительного анализа сделаны выводы об особенностях проявления температурной аномалии механических свойств монокристаллов Ni_3Ge в условиях умеренной одноосной деформации сжатия и большой деформации под давлением. Установлен эффект барического снижения температурного минимума ресурса пластичности на 350–400 К при давлении 8,0 ГПа. Обсуждаются механизмы действия давления на снижение минимума пластичности по температурной шкале.

1. Starenchenko V.A., Solovjeva Yu.V., Abzaev Yu. A., Kozlov E.V., Koneva N.A. Orientation dependence of yield stress and work hardening rate of Ni_3Ge at different temperatures // Materials science & engineering A. – 2008. – V. 483-484. – P.602-606.

ОСОБЕННОСТИ РОСТА ЗЁРЕН В ТОНКИХ ПЛЁНКАХ СЕРЕБРА

Сурсаева В.Г.

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

Основная закономерность роста зёрен носит название параболического закона. Он гласит, что при изотермическом отжиге квадрат размера зерна растёт линейно со временем отжига. Закон работает, если выполняется целый ряд дополнительных требований: все границы имеют одинаковую подвижность и поверхностное натяжение, возмущения со стороны поверхности, дислокаций, частиц второй фазы, примеси не существенны, начальное состояние забыто, тройные стыки не тормозят движение границ. В реальных экспериментальных ситуациях эти требования часто нарушаются, что приводит к существенным отклонениям от параболического закона. Каждое из этих требований имеет свою силу. Цель нашей работы проверить влияние начального состояния на рост зёрен. В качестве объектов нами выбраны тонкие плёнки серебра, а в качестве изучаемого процесса – рост зёрен в свободных от подложки плёнках.

В данной работе представлены экспериментальные результаты изучения роста средней площади зерна в плёнках чистого серебра. Для измерения размера зерна использовалась просвечивающая электронная микроскопия с применением методики тёмного поля. Образцы представляли собой плёнки серебра толщиной 10^{-5} м, полученные термическим напылением на кварцевые подложки с подслоем сахара. Плёнки отжигали на вольфрамовых сеточках в специально сконструированной печи в вакууме, нагрев и охлаждение до нужной температуры 400–600С осуществлялись за 100 секунд.

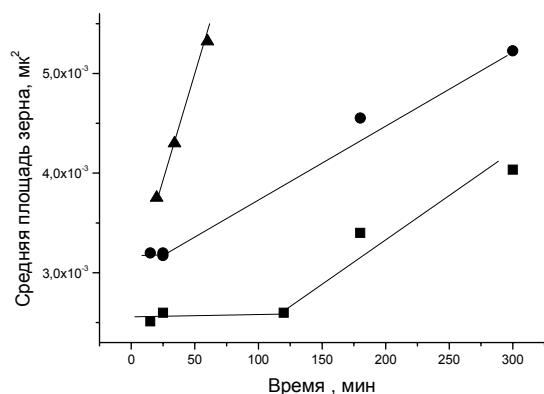


Рис.1. Зависимость средней площади зерна от времени отжига для разного начального размера зерна при 450С

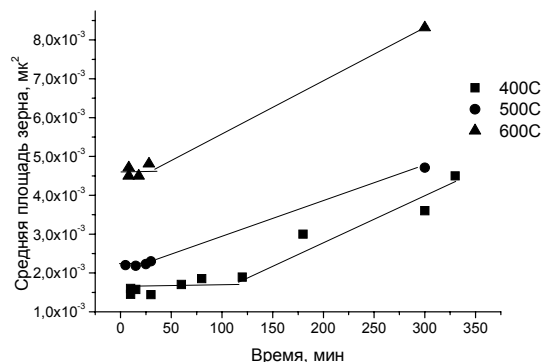


Рис.2. Зависимость средней площади зерна от времени отжига для разных температур отжига

1. При исследуемых температурах в интервале 400–600С наблюдается непрерывный рост зерна со временем.
2. В начале отжига наблюдается инкубационный период, где скорость роста мала.
3. Величина инкубационного периода зависит от размера зерна. Рис.1. Чем выше размер зерна, тем меньше инкубационный период.
4. Величина инкубационного периода зависит от температуры отжига. Рис.2. Чем выше температура отжига, тем меньше инкубационный период

ОЦЕНКА ПАРАМЕТРОВ ПЛАСТИЧНОСТИ И ПРОЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ С ПОМОЩЬЮ АКУСТИЧЕСКИХ ВОЛН

Кустов А.И. *, Мигель И.А., Зеленов В.М.

* Воронежский государственный педагогический университет, Россия
ВУНЦ ВВС ВВА им. Проф. Н.Е.Жуковского и Ю.А.Гагарина, Воронеж, Россия
akvor@yandex.ru

В данной работе объектами изучения были стали, подвергнутые различным внешним воздействиям. Для них рассчитывались значения физических свойств с помощью сканирующего акустического микроскопа САМ [1]. В работе [2] было продемонстрировано, что режим визуализации с относительным сканированием поверхности образца и акустической линзы позволяет получить акустическое изображение структуры объекта. При этом, изменяя расстояние (Z) линза-поверхность объекта, можно получать изображения 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, $\sigma_{0,2}$.

Другим базовым методом акустической микроскопии является метод $V(Z)$ -кривых. Он позволяет рассчитывать значения скоростей акустических волн (например, поверхностных v_R). Сканируя поверхность образца при ее перемещении в x - y -плоскости в режиме $V(Z)$ -кривых, получали профили зависимостей от координат, то есть определяли значения в конкретных, пространственно ограниченных областях.

На рис.1 показано, что каждому размеру зерна соответствует определенная v_R . Следовательно, разработанная методика обеспечивает экспрессный расчет d_3 , который подтверждается данными акустической визуализации.

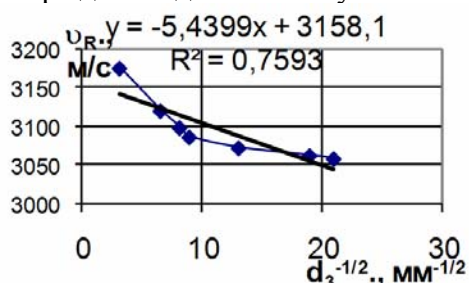


Рис.1. Зависимость скорости ПАВ (v_R) от размера зерна стали 18ХГТ

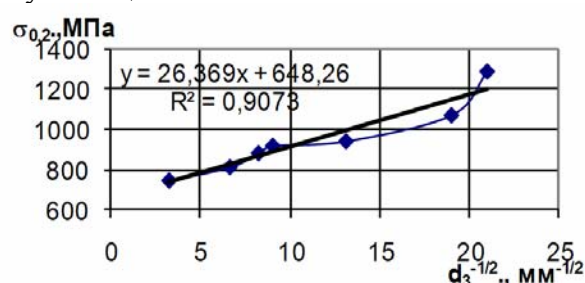


Рис.2. Зависимость предела текучести от размера зерна стали 18ХГТ

Одной из 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 σ_0 и k . По экспериментальной кривой определяли $\sigma_{0,2}$ для выбранных значений d_3 . Экспериментальная кривая представлена на рис.2.

1. Кулаков М.А., Морозов А.И. // Акуст. Журнал. Т. XXXI. вып.6. 1985.С.817-820.
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.

АНАЛИЗ ПРОЦЕССОВ СПЕКАНИЯ И ДИФФУЗИИ АМД-МЕТОДАМИ

Кустов А.И. *, Мигель И.А

* Воронежский государственный педагогический университет, Россия
ВУНЦ ВВС ВВА им. Проф. Н.Е.Жуковского и Ю.А.Гагарина, Воронеж, Россия
akvor@yandex.ru

Первый этап исследований посвящен изучению керамик, получаемых по технологии спекания. Они содержат структурированную систему пор, оказывающих существенное воздействие на свойства. Взаимосвязь таких параметров пьезокерамических материалов как размер зерна, плотность (ρ), пористость (θ_p), пьезомодуль (d_{31}), диэлектрическая проницаемость (ϵ) носит для ЦТС-керамики универсальный характер [1,2]. Из результатов этих работ следует, что существует линейная зависимость упругости, пьезомодуля и диэлектрической проницаемости от пористости внутри практически важного диапазона ($\theta_p \leq 10\%$). Для подтверждения действенности АМД-методов для контроля пьезокерамики проводились эксперименты по выяснению связи v_R с T_0 и T_c . В качестве образцов для измерения v_R с помощью САМ в пьезокерамических материалах использовались пластины из ЦТС-35 с размерами $6 \times 6 \times 0,35$ мм³ и ЦТС-22, ЦТС-23 диаметром 10 мм и толщиной 0,8 мм. Были получены (рис.1) экспериментальные кривые $V(Z)$ с характерными максимумами (до 4–5 шт.).

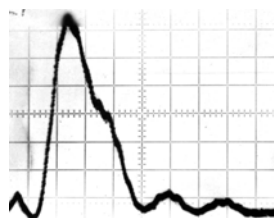


Рис.1. Экспериментальная кривая для ЦТС-22 (масштаб по горизонтали 5,2 мкм / дел., $\Delta Z_N = 10,09$ мкм, $v_R = 2,29 \cdot 10^3$ м/с).

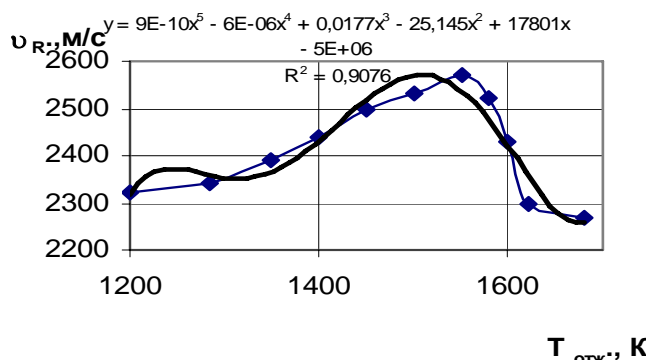


Рис.2. Зависимость v_R от $T_{отж}$ ЦТС-22

Расчитанная скорость ПАВ для образцов, обработанных по стандартному режиму, составила для ЦТС-22 $(2,28 - 2,30) \cdot 10^3$ м/с, и $(2,37 - 2,39) \cdot 10^3$ м/с для ЦТС-35, что близко к значениям, приводимым в литературных источниках [2,3]. Точность для спеченных ЦТС материалов ниже, чем для монокристаллов, однако обычно не превышает 2–3%. изучали зависимости v_R (и θ_p) от T_0^0 отжига (рис. 2).

Другая наша цель - изучение влияния явлений переноса на структурные параметры приповерхностных слоёв. Расчет влияния диффузии на структуру материалов АМД-методами позволил определить значения параметров, входящих в урав-

нения, описывающие стадии ХТО. Коэффициент диффузии определяется по распределению концентрации диффундирующего элемента по толщине слоя $s(x, \tau)$, либо находится из анализа количества диффундирующего вещества в образцы в зависимости от времени. Для практических расчетов его можно определить для стационарных условий ХТО по толщине диффузионного слоя. Выражение $D = x_\tau^2 / k \cdot \tau$ позволяет оценить D , если суметь измерить толщину слоя.

В качестве параметров диффузионного процесса нами были выбраны значения скорости ПАВ (v_R), уровень затухания этих волн ($\Delta V/V\%$). По их значениям получали зависимости толщины слоя с измененными свойствами от концентрации вещества-диффузанта, от температуры и времени проведения процесса. Толщина диффузионного

слоя оценивалась и по другому параметру – $\Delta V/V\%$. Используя полученные зависимости $\Delta V/V\%$ и v_R определяли глубину слоя диффузии. Определив экспериментально k и τ , рассчитывали величину коэффициента диффузии.

1. Окадзак К. Технология пьезоэлектрических диэлектриков//М., Энергия., 1976, 336 с.
2. Скорород В.В. Физико-механические свойства пористых материалов // Киев., Наук. дум., 1977, 120с.

ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ

Когтенкова О.А.¹, Страумал Б.Б.¹, Страумал А.Б.¹, Колесникова К.И.¹,
Чеппе Т.³, Земба П.³

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

² *Московский государственный институт стали и сплавов, г. Москва, Россия*

³ *Институт металлургии и материаловедения ПАН, г. Краков, Польша*

koololga@issp.ac.ru

Формирование тонких прослоек второй фазы на границах зерен и в тройных стыках в результате фазовых переходов “смачивания” в поликристаллических материалах, может привести к кардинальным изменениям свойств сплавов [1, 2]; особенно с ультрамелкозернистой структурой, поскольку свойства материалов с ультрамелкозернистой структурой критически зависят от поведения и параметров внутренних границ раздела, объемная доля которых существенно выше, чем в крупнозернистых поликристаллах.

Объектами наших исследований были выбраны сплавы алюминия (Al–Mg, Al–Zn, Al–Mg–Zn) в литом состоянии с крупным размером зерен и с ультрамелкозернистой структурой, полученной одним из методов интенсивной пластической деформации – кручением под высоким давлением. Целью работы было изучить условия формирования и структуру зернограницных прослоек в результате фазового перехода “смачивания” второй твердой фазой в низкотемпературной двухфазной области объемных фазовых диаграмм алюминиевых сплавов.

Предварительные исследования показали, что на кривых дифференциальной сканирующей калориметрии всех алюминиевых сплавов наблюдался эндотермический пик при температуре примерно 100°C. Согласно литературным данным, эти пики могут быть связаны с растворением зон Гинье-Престона [3]. Был проведен рентгеноструктурный анализ сплавов; было показано, что в сплавах Al–Mg и Al–Mg–Zn при температуре 100°C происходит образование метастабильных фаз.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ 14-03-31510.

1. B. Straumal, O. Kogtenkova, P. Zieba. Acta. Mater. 56 (2008) 925–933.
2. B. Straumal, R. Valiev, O. Kogtenkova, P. Zieba, T. Czeppe, E. Bielanska, M. Faryna. Acta Mater. 56 (2008) 6123–6131.
3. M. Schoenitz, E.L. Dreizin. J. Mater. Res., Vol. 18, No. 8 (2003) 1827–1836.

СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ НИТРИДА ТИТАНА

Овчинников С.В. *, Коротаев А.Д.***, Пинжин Ю.П.*

**Институт Физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия,*

ovm@spti.tsu.ru

***Национальный исследовательский Томский государственный университет, г. Томск, Россия, korotaev@phys.tsu.ru*

В докладе представлены полученные с использованием электронно-микроскопического темнопольного метода анализа изгиба-кручения кристаллической решётки результаты изучения изменения микроструктуры в зонах деформации и разрушения при индентировании, скрэтч и трибологических испытаниях однослойных и градиентно-слоистых, в том числе гетерофазных, наноструктурированных покрытий системы Ti–Al–Si–Cu–N. Осаждение покрытий выполнено магнетронным распылением мишеней Ti, сплава Al–Si и Cu, изменением мощности которого в процессе синтеза получены покрытия переменного по толщине элементного и фазового состава.

Для однослойных однофазных покрытий установлено значительное (десятки %) уменьшение толщины под вершиной индентора при неизменной форме подложки, что свидетельствует о пластической деформации покрытия, которая на микроскопическом уровне выражается в росте плотности, величин разориентировок и неравновесности состояния мало и высокоугловых границ столбчатых кристаллов. Определены эффекты макроскопических деформации и разрушения таких покрытий при скрэтч-тестировании, обусловленные соотношением твёрдости подложки и покрытия, их адгезионной и когезивной прочности, выраженные в локализации деформации и разрушения в покрытии на твёрдом сплаве и существенном влиянии деформации мягкой подложки на макро и микро неоднородный характер деформации покрытия. Установлено, что в участках разрушения покрытия может наблюдаться резкая неоднородность структурного состояния на расстояниях до 1–2 мкм.

Показано формирование тонких (20–30 нм) полос локализации деформации градиентно-слоистых нанокристаллических покрытий с ростом размеров (в 3–4 раза) нанокристаллов в полосах. Преимущественными местами развития указанных полос являются зоны деформации и разрушения подложки (подслоя) и поверхностные концентраторы напряжений (например, область вершины отпечатка индентирования). Установлено, что границы раздела слоевой структуры и нанокристаллический поверхностный слой являются местами преимущественного торможения радиальных трещин вдоль границ столбчатых кристаллов и распространения наклонных трещин, интенсивное ветвление которых наблюдается в нанокристаллическом слое. Факторами, способствующими повышению прочности (вязкости разрушения) покрытий при переходе от однослойных к градиентно-слоистым покрытиям являются: упрочнение поверхностного слоя за счёт перевода его в нанокристаллическое состояние; ветвление мелкодисперсных трещин в поверхностном слое; градиентно-слоистая структура с протяжёнными границами раздела, тормозящими распространение трещин вглубь материала; развитие полос локализованной деформации в градиентно-слоистом нанокристаллическом покрытии с высоким содержанием меди.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013–2020 годы, программы повышения конкурентоспособности Томского государственного университета и финансовой поддержке гранта РФФИ № 13-08-00502.

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ГИДРОСТАТИЧЕСКИМ ДАВЛЕНИЕМ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ТВЕРДОСТЬ СПЛАВА Zr-1%Nb

Рогачев С.О., Рожнов А.Б., Чжен В.Г.

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
г. Москва, Россия,
csaap@mail.ru*

В работе изучено влияние числа оборотов при интенсивной пластической деформации (ИПД) кручением под гидростатическим давлением (КГД) на микроструктуру, фазовый состав и твердость промышленного циркониевого сплава Zr-1%Nb (Э110).

КГД проводили при комнатной температуре, давлении $P = 4$ ГПа, числе оборотов $N = 0,5; 1; 3; 5$ и 10 на образцах диаметром 10 мм и толщиной $0,5$ мм, вырезанных из прутка в рекристаллизованном состоянии.

Однородность деформации при КГД проверяли путем измерения микротвердости по Виккерсу образцов на двух взаимно-перпендикулярных диаметрах. Для установления зависимости изменения микротвердости от центра к краю образца измерения проводили в нескольких точках: в центре образца, на расстоянии $2,5$ мм от центра образца (на середине радиуса) и на расстоянии 1 мм от края образца. Также построены карты распределения микротвердости по всей поверхности образцов, подвергнутых КГД.

Электронномикроскопический анализ показал, что КГД сплава Zr-1%Nb с $N = 10$ формирует структуру с размером зерен в наноразмерном диапазоне. При этом формируется не полностью рекристаллизованная структура с низкой разориентировкой и большим количеством малоугловых границ. Видно большое число зерен, окруженных слабо различимыми границами. Средний размер зерна составил около 65 нм.

Микротвердость в плоскости сечения дискообразного образца после КГД, перпендикулярной его оси, неоднородна: она минимальна в центре и максимальна на краях образца. Микротвердость сплава после КГД, измеренная на середине радиуса образца, повышается в $2,3$ – $2,8$ раза (в зависимости от числа оборотов). Уже при числе оборотов $N = 1$ значение микротвердости на середине радиуса образца достигает значений 352 ± 17 HV (в исходном состоянии 140 ± 4 HV) и при дальнейшем увеличении числа оборотов повышается не столь существенно (до 385 ± 13 HV). После КГД с числом оборотов $N = 1$ микротвердость, измеренная вблизи края образца, повышается до 380 – 390 HV и при увеличении числа оборотов не изменяется.

Рентгеновским фазовым анализом выявлено прохождение превращений α -Zr \rightarrow β -Zr и α -Zr \rightarrow ω -Zr в ходе КГД сплава Zr-1%Nb (в исходном состоянии в структуре сплава помимо α -Zr была выявлена фаза β -Nb с объемной долей около 1 %). При увеличении числа оборотов при КГД уменьшается количество α -Zr и увеличивается количество ω -Zr и β -Zr, при этом количество ω -Zr увеличивается в большей степени по сравнению с β -Zr. После КГД с числом оборотов $N=10$ в структуре наблюдаются только фазы β -Zr и ω -Zr. Количество фазы β -Nb уменьшается с увеличением числа оборотов при КГД.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ (Договор №14.A12.31.0001).

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЭНЕРГИИ АКТИВАЦИИ ЗЕРНОГРАНИЧНОЙ ДИФФУЗИИ ПРИ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОМ ПЛАЗМЕННОМ СПЕКАНИИ ПОРОШКОВ СИСТЕМЫ $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2/\text{Ti}(\text{C},\text{N})$

Болдин М.С., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н.

*Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,
г. Н.Новгород, Россия,
boldin@nifti.unn.ru*

В работе описаны результаты исследования кинетики электроимпульсного плазменного спекания (ЭИПС) порошков системы $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2/\text{Ti}(\text{C},\text{N})$.

В качестве объекта исследования выступала композиционная смесь 95%об. Al_2O_3 +5%об. ZrO_2 и различные составы на ее основе, полученные добавлением в оксидную матрицу порошков $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ в количествах: 17%об., 26%об., и 35 %об. Исходные порошки Al_2O_3 , ZrO_2 и $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ имели размеры 0.6 мкм, 0.03 мкм и 0.8 мкм соответственно.

Спекание проводилось на установке «DR. SINTER model SPS-625 Spark Plasma Sintering System» (SPS SYNTEX INC. Ltd., Япония) при скорости нагрева $V_{\text{н}}=50$ °C/мин. Величина приложенной нагрузки составляла $P = 35$ МПа, уровень вакуума - 6 Па. Температура окончания спекания определялась по окончанию процесса усадки.

Поскольку процессы, происходящие в материале при спекании, являются термически активируемыми, и могут контролироваться диффузионными процессами в работе была предпринята попытка связать макроскопические экспериментально определяемые в процессе спекания величины (усадку, которая в свою очередь эквивалентна изменению плотности) с диффузионными параметрами материала (энергией активации диффузии). Анализ был ограничен стадией интенсивного уплотнения, на которой доминирует зернограничная диффузия.

Предположив, что процесс роста плотности материала связан исключительно с процессом диффузионного растворения пор энергия активации была определена из уравнения:

$$\frac{Q}{kT_m} = \frac{\partial \ln \ln \left(\frac{\bar{\rho}}{1 - \bar{\rho}} \right)}{\partial \left(\frac{T_m}{T} \right)} \quad (1)$$

где Q – энергия активации, k – постоянная Больцмана, T_m – температура плавления материала, $\bar{\rho}$ – значение плотности при температуре T .

Полученные результаты свидетельствует о том, что энергия активации процесса спекания керамики не зависит от количества «введенного» карбонитрида титана в указанных концентрациях и составляет $\sim 18 kT_m$.

Это означает, то уже при объемной доле зерен $\text{Ti}(\text{C},\text{N}) \sim 17\%$ с учетом неизбежности соприкосновения граней $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$, можно говорить о выполнении условий перколяции для диффузии по межфазным границам и стыкам $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}(\text{C},\text{N})$.

Это означает, что при всех исследуемых концентрациях частиц $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ практически все границы в системе могут содержать диффузионно-активный катион Ti , что может быть причиной независимости Q от концентрации $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ ТИТАНА В ПРОЦЕССЕ ФОРМИРОВАНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ

Грабовецкая Г.П., Раточка И.В., Мишин И.П.

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

Проведены сравнительные исследования эволюции структурно-фазового состояния в закаленных промышленных сплавах титана ВТ6 (система Ti–Al–V) и ВТ16 (система Ti–Al–V–Mo) в процессах отжига и формирования ультрамелкозернистой структуры методом всестороннего прессования со сменой оси деформации и постепенным снижением температуры в интервале 1023–723 К.

Установлено, что в процессе закалки от температур 1068 и 1173 К в указанных сплавах формируется пластинчатая структура, в которой размеры пакетов параллельных пластин существенно меньше размера исходных зерен. Ширина пластин в пакетах колеблется от 0,5 до 2 мкм. Средние размеры пакетов и ширина пластин увеличиваются с повышением температуры закалки. В результате закалки фазовый состав сплавов в соответствии с температурой закалки изменяется от состояния $(\alpha + \beta)$ до состояний $(\alpha'' + \alpha + \beta)$ или (α'') .

Показано, что в указанных сплавах, закаленных из $(\alpha + \beta)$ состояния до состояния $(\alpha'' + \alpha + \beta)$ в процессах быстрого нагрева до температуры прессования и первого цикла прессования (скорость нагрева 100 град/мин и выдержка слитка при температуре прессования 1023 К 5 мин.) происходит расслоение и полный распад α'' с образованием нестабильной β фазы и небольшого количества α фазы. В то же время быстрый нагрев до температуры прессования и выдержка при температуре 1023 К 1 час не приводит к полному распаду α'' фазы. При последующих циклах прессования при температурах 923–723 К наблюдается постепенное превращение нестабильной β фазы в α фазу, что сопровождается перераспределением легирующих элементов и образованием β и α фаз, по составу близких к равновесному состоянию.

В процессе прессования сплавов, содержащих только α'' фазу, уже в процессе быстрого нагрева и первого цикла прессования происходит расслоение и полный распад α'' с образованием α и β фаз, близких по составу к равновесному. При последующих циклах прессования с постепенным понижением температуры наблюдается уменьшение объемной доли β фазы и увеличение объемной доли α фазы. После четырех циклов прессования объемная доля β фазы в сплавах в обоих исследуемых сплавах снижается до значений меньших по сравнению с исходным крупнозернистым состоянием. Дополнительное перед закалкой легирование сплава ВТ6 водородом в интервале концентраций 0,2–0,3 мас.% качественно не изменяет эволюцию фаз в процессе формирования ультрамелкозернистой структуры.

Установлено, что в процессах быстрого нагрева и первого цикла прессования пластинчатая структура, сформированная при закалке, постепенно превращается в глобулярно-пластинчатую с размытыми границами. При этом существенного уменьшения размеров элементов структуры не наблюдается. Формирование ультрамелкозернистой структуры происходит при последующих циклах прессования с постепенным замедлением скорости измельчения структуры и повышением ее однородности. При этом в сплавах, закаленных до состояния $(\alpha'' + \alpha + \beta)$, дисперсность и однородность сформированной и ультрамелкозернистой структуры выше по сравнению с состоянием, содержащим перед ИПД только α'' фазу.

ЭВОЛЮЦИЯ СПЕКТРА РАЗОРИЕНТИРОВОК ГРАНИЦ ЗЕРЕН В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОМ НИКЕЛЕ В ПРОЦЕССЕ ДЕФОРМАЦИИ

Мишин И. П., Грабовецкая Г. П., Раточка И. В.

ИФПМ СО РАН, Томск, Россия, mip@ispms.tsc.ru

В деформируемом поликристалле границы зерен являются источниками и стоками различных видов деформационных дефектов. Накопление дефектов в границах зерен может привести к изменению разориентации границ зерен и, как следствие, их кинетических характеристик. В этой связи представляется важным изучение эволюции спектра разориентировок границ зерен в рекристаллизационных и деформационных процессах объемных субмикроструктурных поликристаллов, получаемых методами интенсивной пластической деформации.

В настоящей работе на примере ультрамелкозернистого никеля исследовано влияние отжига и деформации на эволюцию структуры и спектра разориентировок границ зерен, формируемых интенсивной пластической деформацией методом равноканального углового прессования (РКУП).

В результате РКУП в никеле формируется ультрамелкозернистая структура. В объеме зерен наблюдается высокая плотность дислокаций, которая увеличивается вблизи границ зерен. Спектр разориентировок границ зерен субмикроструктурного никеля в состоянии после РКУП имеет один максимум в области малоугловых границ. Общая доля малоугловых границ ($\theta < 15^\circ$) в спектре разориентировок границ зерен достигает 44%.

Исследование зернограницных ансамблей ультрамелкозернистого никеля показало, что после отжига при температурах 423–523 К, при неизменном среднем размере элементов зеренно-субзеренной структуры, спектры разориентировок границ зерен ультрамелкозернистого никеля практически не изменяются. Это свидетельствует о том, что процессы возврата и перехода границ зерен в равновесное состояние не влияют на разориентацию границ зерен ультрамелкозернистого никеля. Отжиг при температуре 573 К, вызывающий развитие процесса рекристаллизации, приводит к существенному изменению соотношения долей мало- и большеугловых границ в зернограницном ансамбле никеля. Рост доли большеугловых границ в никеле в процессе отжига при температуре 573 К происходит в основном за счет увеличения доли двойниковых границ.

В случае деформации ультрамелкозернистого никеля при комнатной температуре на ~20% прокаткой и растяжением в спектре разориентировок границ зерен наблюдается увеличение доли малоугловых границ. При этом доля специальных границ зерен изменяется незначительно. В условиях деформации ползучестью при температуре 423 К доля специальных границ зерен в спектре разориентировок границ зерен субмикроструктурного никеля также практически не изменяется. Однако в этом случае при деформации ~20% соотношение долей мало- и большеугловых границ изменяется в пользу большеугловых границ. При этом, напряжения не вызывающие при ползучести заметной деформации не изменяют спектр разориентировки границ зерен.

Полученные данные позволяют констатировать, что при небольших деформациях эволюция спектра разориентировок границ зерен ультрамелкозернистого никеля зависит от температуры и скорости деформации. Причиной установленного различия в изменениях спектра разориентировок границ зерен в процессе деформации при растяжении (прокатке) и ползучести является, по-видимому, различие в механизмах деформации.

Работа выполнена с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования при частичной финансовой поддержке РФФИ (проект № 13-01-00444).

ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СОСТОЯНИЯ, СФОРМИРОВАННОГО ПРИ ХОЛОДНОМ И ТЕПЛОМ КРУЧЕНИИ ПОД ДАВЛЕНИЕМ В СТАЛИ 06МБФ

Майер Г.Г.¹, Астафурова Е.Г.^{1,2}, Кошовкина В.С.³, Хомякова Г.В.², Тукеева М.С.¹, Мельников Е.В.¹, Найденкин Е.В.¹, Одесский П.Д.⁴, Добаткин С.В.⁵

¹ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения, Томск, Россия,
galinazg@yandex.ru

²Томский государственный университет, Томск, Россия

³Томский политехнический университет, Томск, Россия

⁴ЦНИИ строительных конструкций, Москва, Россия

⁵ФГБУН Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия

Изучена термическая стабильность ультрамелкозернистых (УМЗ) состояний, сформированных методом кручения под давлением (КГД) ($P = 4$ ГПа, 5 оборотов, при температурах $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($0,16T_{\text{пл}}$) и $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($0,4T_{\text{пл}}$)) в низкоуглеродистой стали 06МБФ (Fe–0,1Mo–0,6Mn–0,8Cr–0,2Ni–0,3Si–0,2Cu–0,1V–0,06Nb–0,09C). Образцы стали перед КГД закаливали от $920\text{ }^{\circ}\text{C}$ (30 мин) в воду и отпускали при $670\text{ }^{\circ}\text{C}$ (1 ч). Термическую стабильность изучали после отжига в интервале температур $500\div 700\text{ }^{\circ}\text{C}$ (1 ч)

Обнаружено, что в результате КГД происходит интенсивное диспергирование структурных составляющих и формирование УМЗ состояний со средним размером элементов зеренно-субзеренной структуры (d) 100 и 120 нм после холодной и теплой деформации соответственно. После КГД структура представляет собой ферритно-карбидную смесь (карбиды цементитного типа с размерами < 5 нм).

На основе анализа электронно-микроскопических изображений показано, что отжиг при $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ не вызывает роста элементов структуры исследуемой стали, величины d составляют 110 и 120 нм после холодного и теплого КГД соответственно. После отжига при $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ величина d возрастает до 290–315 нм, а после отжига при $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ структура стали трансформируется в мелкокристаллическую с $d = 4$ мкм независимо от температуры кручения. Наряду с ростом элементов зеренно-субзеренной структуры наблюдали укрупнение карбидов. Отжиги приводят к релаксации структуры, уменьшению величины уширения рентгеновских линий, росту ОКР (70–80 нм после отжига при $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ и более 200 нм после отжигов при 600 и $700\text{ }^{\circ}\text{C}$), спаду значений плотности дислокаций ($\sim 10^{-10}\text{ см}^{-2}$ после КГД и отжига при $500\text{ }^{\circ}\text{C}$; $\sim 10^{-9}\text{ см}^{-2}$ после отжигов при 600 и $700\text{ }^{\circ}\text{C}$) и значений микродеформации кристаллической решетки от $\sim 10^{-3}$ (состояние после КГД) до $\sim 10^{-4}$ (после отжигов 600–700 $^{\circ}\text{C}$) для обеих температур кручения.

Показано, что вплоть до $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ сохраняются высокие значения микротвердости (5,7–6,0 ГПа), сформированные в стали 06МБФ при КГД. Последующее увеличение температуры отжига до 600–700 $^{\circ}\text{C}$ сопровождается спадом значений микротвердости.

Установлено, что при отжигах выше границы термической стабильности ($500\text{ }^{\circ}\text{C}$) сформированных УМЗ состояний, после холодного КГД рост элементов структуры и уменьшение плотности дислокаций происходит быстрее в сравнении с теплым КГД, что, по-видимому, связано с различными уровнем внутренних напряжений, типом зернограничного ансамбля и эффективностью дисперсионного твердения в состояниях, сформированных при теплом и холодном КГД.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Программы фундаментальных исследований СО РАН на 2013–2016 гг. (проект III.23.2.2.) и стипендии Президента РФ (СП-4682.2013.1).

РАСЧЕТ ВЯЗКОСТИ РАЗРУШЕНИЯ С УЧЕТОМ ПОВЕРХНОСТНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ВЕРШИНЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ТРЕЩИНЫ

Карпинский Д.Н., Санников С.В.

Южный федеральный университет, г. Ростов-на-Дону, Россия
karp@math.rsu.ru

Поверхностные напряжения в твердых телах возникают из-за различия условий равновесия поверхностных слоев атомов и атомов в объеме тела (см., например, [1]). Расчеты влияния поверхностного напряжения основываются на модели тонкой пленки - мембраны с натяжением σ^s [2]. В [3] впервые получены оценки влияния поверхностных напряжений на распределение напряжений у вершины трещины, а в [4] получено аналитическое решение для трещины эллиптической формы. Влияние поверхностных напряжений на равновесное положение дислокации у вершины трещины исследовано в [5]. Расчеты [4], [5] показали, что поверхностные напряжения, распределенные по берегам трещины, влияют лишь на ближайшую окрестность вершины (несколько радиусов вершины трещины). В связи с этим представляется актуальной задача расчета распределения напряжения и деформации у вершины трещины с учетом испускания дислокаций из нее. Эмиссия дислокации приводит к их взаимодействию с дислокациями, существующими в пластической зоне за счет источников Франка-Рида, которые равномерно расположены в ней.

В данной работе выполнен расчет эволюции пластической деформации у вершины трещины в ОЦК кристалле. Пластическая деформация обусловлена движением дислокаций по плоскостям легкого скольжения при совместном действии тепловых флуктуаций и сдвигового напряжения. Расчет выполнен для различных плоскостей скола, систем легкого скольжения и соотношений внешних нагрузок растяжения и сдвига. В результате расчета получены временные распределения пластической деформации, эффективного сдвигового напряжения и КИН при монотонном нагружении кристалла до заданного предела и дальнейшего процесса релаксации до установления равновесия распределений при постоянной величине внешней нагрузки. Расчет выполнен для различных плоскостей скола, систем легкого скольжения, соотношений внешних нагрузок растяжения и сдвига. Расчет дополняет [6] учетом влияния эмиссии дислокаций из вершины трещины на дислокации в пластической зоне. Численные расчеты выполнены для кристалла α -Fe.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 14-08-00142_a.

1. Hamilton J.C., Wolfer W.G. Theories of surface elasticity for nanoscale objects. // Surface Science, 2009. V.603, p.1284–1291.
2. Gurtin M.E., Murdoch A.I. Surface stress in solids. //Int. J. Solids Struct., 1978. V.14. p. 431-440.
3. Thomson R., Chuang T.J., Lin I.H. The role of surface stress in fracture. //Acta Metall., 1986. V.34. p. 1133-1143.
4. Wang G. F., Wang T. J. Deformation around a nanosized elliptical hole with surface effect. //Appl. Phys. Lett., 2006. V.89, 161901.
5. Fang Q.H., Liu Y., Liu Y.W., Huang B.Y. Dislocation emission from an elliptically blunted crack tip with surface effects. //Physica B, 2009. V.404. p.3421 - 3426.
6. Карпинский Д.Н., Санников С.В. Эволюция пластической деформации у вершины трещины в кристалле. //Заводская лаборатория, 2012. Т.78. №5. С.52-59.

ВЛИЯНИЕ ФОРМЫ КРИСТАЛЛИТОВ В ПРОМЕЖУТОЧНОЙ ОБЛАСТИ МЕЖДУ НАНО- И МИКРОРАЗМЕРАМИ НА РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ИНТЕНСИВНОСТИ РЕНТГЕНОВСКИХ РЕФЛЕКСОВ YVO_3

Шмытько И.М., Ганеева Г.Р.

Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Московская обл.

shim@issp.ac.ru

В настоящее время большое внимание уделяется изучению структурного состояния и фазовых трансформаций наноскопических систем при изменении размера кристаллитов. При этом используются стандартные методы, основанные на кинематической дифракции, которые по определению предполагают падающую на объект исследования рентгеновскую волну плоской. Влияние сферичности волны обычно учитывается в динамической теории дифракции при исследовании высокосовершенных монокристаллов. Оказывается, что сферичность рентгеновских волн может также оказывать существенное влияние и на распределение интенсивностей рентгеновских рефлексов для поликристаллических объектов, содержащих кристаллиты в промежуточной области между нано и микро размерами.

В настоящем исследовании на примере ортобората иттрия (YVO_3), полученного твердофазным синтезом из аморфных прекурсоров, показано, что из-за сферичности рентгеновских волн на распределение интенсивности рефлексов значительное влияние оказывает форма кристаллитов. Так, при низкотемпературных отжигах ($T < 1000^0 \text{ C}$) аморфных прекурсоров образующиеся кристаллиты имеют шарообразную форму и дают распределение интенсивностей рентгеновских рефлексов, соответствующее низкотемпературной фатеритной модификации $R\bar{6}3/m$ (176). Повышение температуры отжига до 1200^0 C приводит к значительному росту кристаллитов и преобразованию шарообразной формы кристаллитов в гантелеобразную. Это приводит к существенному перераспределению интенсивностей рентгеновских рефлексов, измеренных при комнатной температуре. Новое распределение рефлексов соответствует высокотемпературной фатеритной модификации с пространственной группой симметрии $R\bar{6}3/mmc$ (194) с параметрами решетки низкотемпературной фазы. В то же время высокотемпературная фаза, образующаяся при температуре выше 1000^0 C , при комнатной температуре существовать не может. Калориметрические измерения показали, что даже при быстром охлаждении образца обратный фазовый переход из высокотемпературной фазы в низкотемпературную происходит при температуре не ниже 600^0 C . Полученный результат может быть объяснен при учете сферичности рентгеновских волн на основе таких понятий как зоны Френеля и спираль Корню.

Экспериментами, проведенными *in situ* в высокотемпературной рентгеновской камере выше 1000^0 C , установлено, что реальная высокотемпературная фаза YVO_3 имеет распределение интенсивностей рентгеновских рефлексов, близкое к распределению, полученному при комнатной температуре после высокотемпературных отжигов образца, но низкотемпературная гексагональная решетка трансформируется в моноклинную.

ВЛИЯНИЕ МЕЖКРИСТАЛЛИТНЫХ ГРАНИЦ НА ОБРАЗОВАНИЕ НОВЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ В BaTiO₃

Фролов Д.Д., Аронин А.С., Шмытько И.М.

Институт физики твёрдого тела РАН, Черноголовка, Московская обл.
shim@issp.ac.ru

Проведены исследования изменения структуры нанокристаллического порошка BaTiO₃ после прессования его в таблетки при максимальной нагрузке 6.4×10^3 кг/см.² и последующих высокотемпературных отжигов. Показано, что, начиная с некоторой температуры, отжиг полученных таблеток приводят к образованию в них нового фазового состояния. На рис.1 в качестве примера образования такого состояния приведены дифракционные спектры титаната бария при разных условиях отжига таблетки. Спектр (a) на рисунке отвечает исходному состоянию нанопорошка.

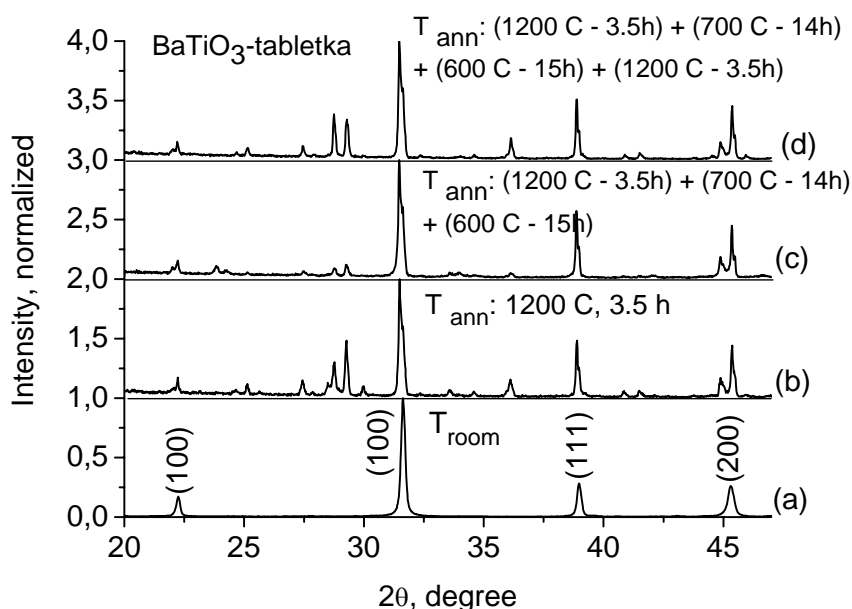


Рис.1. Дифракционные спектры титаната бария, подвергнутого различным температурным и барическим обработкам.

На спектре (б), соответствующего отожженной таблетке при 1200° С в течение 3.5 часов, наряду с отражениями BaTiO₃ видно образование серии новых рефлексов. Анализ показал, что они соответствуют отражениям от фазы другого стехиометрического состава, а именно Ba₂TiO₄. Можно предполагать, что эта фаза является равновесной - при понижении температуры отжига до 700–600° С она практически исчезает, см. спектр (с), а при повторном повышении температуры отжига до 1200° С снова возрастает фактически до исходного состояния., см. спектр (д). Следует подчеркнуть, что параллельные отжижки порошкообразных образцов к образованию новых фазовых состояний не приводят. С дополнительным отжигом растет только размер их кристаллитов. Полученный результат наряду с аналогичными результатами прессования и отжига порошков простых оксидов РЗМ явно указывает на заметное влияние энергии межкристаллитных границ на фазовые состояния нанокристаллических систем.

ВЛИЯНИЕ МЕЖКРИСТАЛЛИТНЫХ ГРАНИЦ НА ОБРАЗОВАНИЕ НОВЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ В ПРОСТЫХ ОКСИДАХ РЗМ

Шмытько И.М., Ганеева Г.Р.

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

Проведены исследования изменения структуры нанокристаллических порошков Y_2O_3 , Gd_2O_3 и Eu_2O_3 после прессования их в таблетки и последующего высокотемпературного отжига. Показано, что, начиная с некоторого размера и совершенства структуры кристаллитов порошкообразных образцов, определяемых температурой и временем отжига, последующее прессование при максимальной нагрузке 6.4×10^3 кг/см.² и дополнительный отжиг полученных таблеток приводят к образованию в них новых фазовых состояний. На рис.1 в качестве примера образования новых структурных состояний, см. спектр (b), приведены дифракционные спектры Y_2O_3 , при разных условиях отжига. Если предварительный отжиг порошков приводит к заметному росту кристаллитов, образования новых фазовых состояний после прессования и последующего отжига образцов не происходит, см. спектр (c). Более того, последующий длительный отжиг прессованных образцов после образования в них новых фаз, также сопровождающийся ростом кристаллитов, приводит к исчезновению образовавшегося нового фазового состояния. Полученный результат явно указывает на заметное влияние энергии межкристаллитных границ на фазовые состояния нанокристаллических систем для простых оксидов редкоземельных элементов.

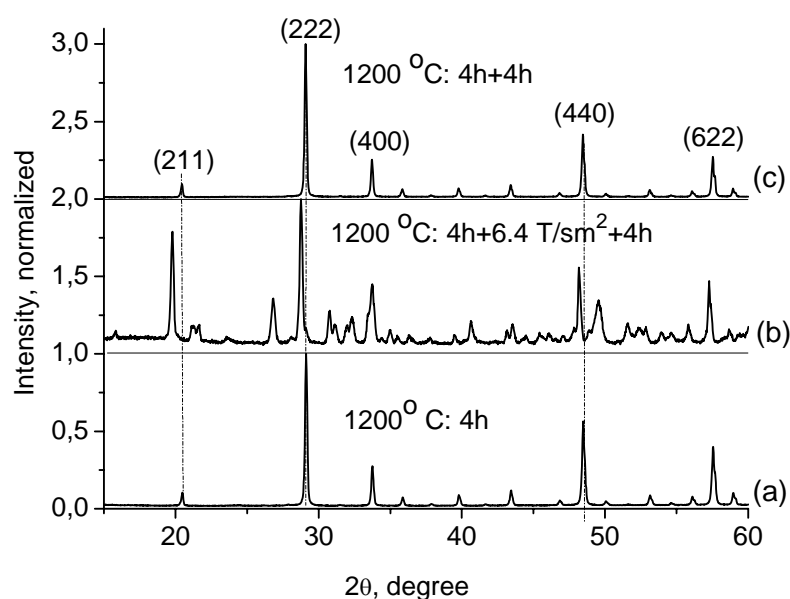


Рис.1. Дифракционные спектры Y_2O_3 : (a) – после отжига при 1200° С в течение 4-х часов, (b) – после предварительного отжига при 1200° С в течение 4-х часов, прессования при максимальной нагрузке 6.4×10^3 кг/см.² и дополнительного отжига при 1200° С в течение 4-х часов, (c) – образец после предварительного отжига при 1200° С в течение 4-х часов дополнительно отожжен при 1200° С в течение 4-х часов

СТРУКТУРНЫЕ И МОРФОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ КРИСТАЛЛОВ НЕКОТОРЫХ СЕГНЕТОЭЛЕКТРИКОВ, СИНТЕЗИРОВАННЫХ В ТОНКИХ СЛОЯХ БОРАТНЫХ ОКСИДНЫХ СТЕКОЛ

Кедров В.В., Шмытько И.М.

Институт физики твёрдого тела РАН, Черноголовка, Московская обл.

shim@issp.ac.ru

Методами рентгеновской дифрактометрии и электронной сканирующей микроскопии изучено влияние тонких слоев расплавов некоторых свинцово- и натриево-боратных оксидных стёкол на нанокристаллиты BaTiO_3 . Показано, что расплавы свинцово-боратных ($0.69\text{PbO}-\text{B}_2\text{O}_3$) и натриево-боратных ($\text{Na}_2\text{O}+1.8\text{B}_2\text{O}_3$) стекол приводят к растворению нанокристаллитов BaTiO_3 и последующей кристаллизации в стекле уже титаната свинца (PbTiO_3) и, соответственно, натрий-титанового оксида (Na_2TiO_3). Обнаружено сильное ориентирующее влияние тонких слоёв (2,5–20 мкм) расплавов этих стёкол на кристаллиты вновь синтезированных из титаната бария соединений PbTiO_3 and Na_2TiO_3 . Результатом ориентирующего действия этих слоев стекла является образование ярко выраженной текстуры кристаллитов титаната свинца вдоль направлений $[100]$, $[101]$ и $[001]$, нормальных к подложке, и ориентации плоскостей $(21-1)$ натрий-титанового оксида параллельно поверхности подложки.

В качестве примера на рис.1 показаны дифрактограммы исходного порошка титаната бария (рис.1а), дифрактограмма PbTiO_3 полученного в свинцово-боратном стекле (рис.1б), отображающая оси текстуры $[100]$, $[101]$ и $[001]$, а на рис. 1 с - SEM изображение кристаллитов PbTiO_3 , образованных в стекле из нанопорошка BaTiO_3 . Полученная текстура должна приводить к значительному увеличению диэлектрической проницаемости в направлении осей текстуры. Последнее может иметь важное прикладное значение таких стеклокристаллических материалов в практической электронике.

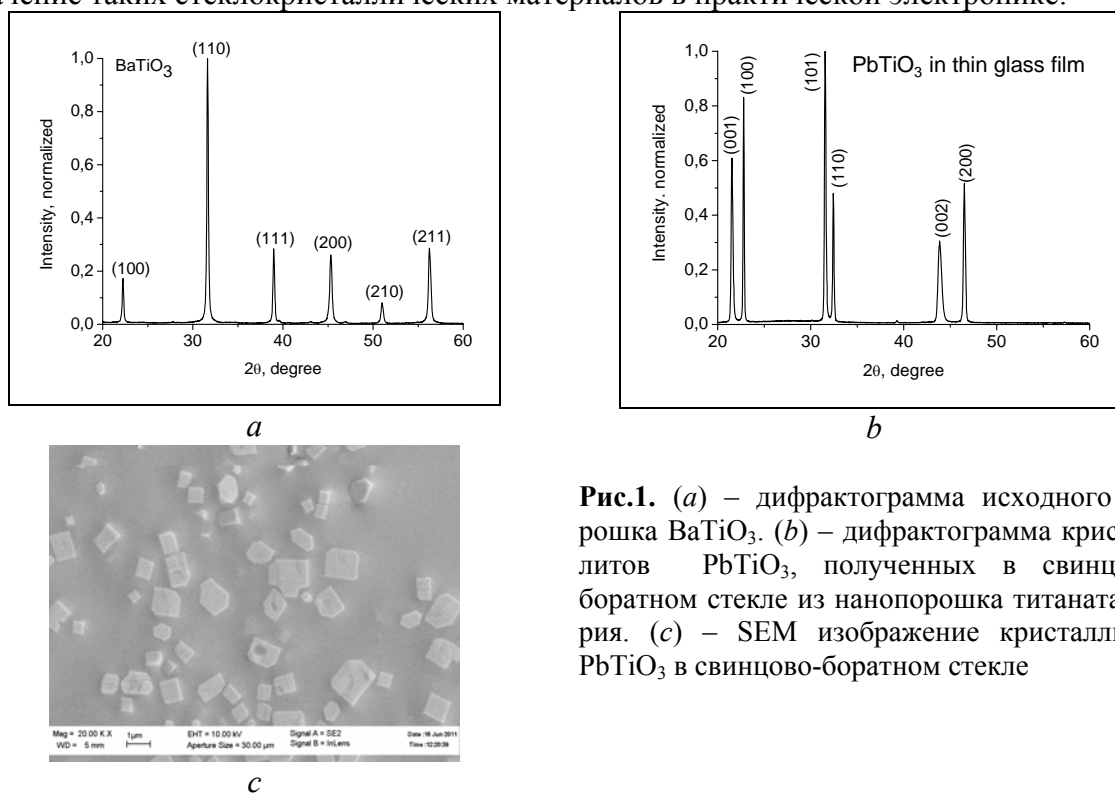


Рис.1. (а) – дифрактограмма исходного порошка BaTiO_3 . (б) – дифрактограмма кристаллитов PbTiO_3 , полученных в свинцово-боратном стекле из нанопорошка титаната бария. (с) – SEM изображение кристаллитов PbTiO_3 в свинцово-боратном стекле

ИЗМЕНЕНИЕ АМОРФНОЙ ФАЗЫ В ЛЕГКИХ СПЛАВАХ ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ И ДЕФОРМАЦИИ

Абросимова Г.Е., Аронин А.С.

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

Методами рентгенографии и просвечивающей электронной микроскопии исследовано изменение структуры аморфной фазы в сплавах на основе алюминия при нагреве и деформации. Исследования проводились на группе аморфных сплавов алюминий – переходный металл (Ni) – редкоземельный металл (Al–Ni–RE), в качестве редкоземельного компонента использовались Y, La и Gd. При изотермическом отжиге аморфного сплава $Al_{87}Ni_8La_5$ при температуре $150^{\circ}C$ обнаружено изменение структуры аморфной фазы: в процессе термообработки происходит образование областей, различающихся по химическому составу, после отжига аморфная фаза является неоднородной. Радиусы первой координационной сферы, определенные по уравнению Эренфеста, составляют $2,98 \text{ \AA}$ и $2,54 \text{ \AA}$. Разное положение диффузных максимумов, соответствующих каждой из этих аморфных фаз, указывает на то, что образующиеся при отжиге аморфные фазы различаются по концентрации компонентов. Максимум, расположенный при меньших углах, соответствует аморфной фазе с большим радиусом первой координационной сферы (или наибольшим расстоянием между атомами в аморфной фазе.). Поскольку в исследованной системе самыми крупными атомами являются атомы лантана (радиусы атомов в исследуемом образце составляют $R_{Ni} = 0,124 \text{ нм}$, $R_{Al} = 0,143 \text{ нм}$, $R_{La} = 0,188 \text{ нм}$), эта аморфная фаза обогащена лантаном. Соответственно, правое гало (диффузный максимум, расположенный при больших углах) характеризует аморфную фазу с меньшим радиусом первой координационной сферы. Кратчайшее расстояние между атомами в этой фазе меньше, следовательно, она обогащена никелем и/или обеднена лантаном. Таким образом, образование двух максимумов указывает на расслоение аморфной фазы на две, имеющие разный химический состав.

При отжиге образца длительностью до 13 часов разница в положении максимумов заметно увеличивается, затем изменения становятся незначительными, что свидетельствует о прекращении процесса расслоения. Важно отметить, что если факт расслоения аморфной фазы при нагреве наблюдался и раньше, то процесс расслоения (изменение радиусов координационных сфер со временем) удалось наблюдать впервые.

После нагрева образцов со скоростью 20 К/мин (нагрев в калориметре) до температур, соответствующих началу, вершине и окончанию пика на термограмме, отвечающего первой стадии кристаллизации, помимо появления нанокристаллов Al, было также обнаружено изменение степени расслоения аморфной фазы. Изменение расслоения происходило по мере протекания процесса кристаллизации: при выделении нанокристаллов алюминия аморфная матрица не просто меняла состав, как это происходит при первичной кристаллизации, а процесс кристаллизации сопровождался формированием неоднородной аморфной матрицы (областей разного химического состава). В сплавах Al–Ni–RE, содержащих Y и Gd, расслоение аморфной матрицы происходит уже на ранних стадиях кристаллизации и в процессе кристаллизации не меняются, в то время как в сплаве с лантаном этот процесс оказывается растянутым во времени.

Аналогичные изменения в структуре аморфной фазы наблюдались и при пластической деформации образцов при комнатной температуре.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ (гранты № 12-02-00537 и 13-02-00232).

ВЛИЯНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ СТАЛИ 10

Клевцов Г.В.¹, Валиев Р.З.², Клевцова Н.А.¹, Кушнаренко В.М.³, Мерсон Е.Д.¹, Ганеев А.В.², Караваева М.В.², Пигалева И.Н.¹

¹⁾Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,

Klevtsov11948@mail.ru

²⁾Институт физики перспективных материалов УГАТУ, Уфа, Россия,

RZValiev@mail.rb.ru

³⁾Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия,

ymkushnarenko@mail.ru

Целью настоящей работы является установление закономерностей коррозионного повреждения наноструктурированной углеродистой стали 10.

В исходном состоянии (горячекатаное состояние) сталь 10 (0,11 % С) имела средний размер зерна $d_{\text{ср.}}=20$ мкм. Субмикроструктурное состояние было получено путем равноканального углового прессования (РКУП) при 200 °С, 4 прохода, маршрут Вс ($d_{\text{ср.}}=300$ нм). Наносостояние получено путем кручения под квазигидростатическим давлением (ИПДК) при $P=6$ ГПа, 10 оборотов при 350°С ($d_{\text{ср.}}=30$ нм).

Определение скорости коррозии образцов проводили согласно ГОСТ 9.908-85. Для каждого их исследуемых состояний стали 10 использовали по 5 образцов. В качестве коррозионной среды применяли водный раствор НАСЕ: 5% NaCl + 0,5% CH₃COOH, насыщенный H₂S, pH ≤ 3,5, температура раствора $T=24 \pm 3$ °С. Скорость коррозии определяли путем взвешивания образцов до и после коррозионного воздействия на аналитических весах с точностью до 4-го знака. Исследование поверхности образцов после коррозионного воздействия проводили с помощью лазерного конфокального сканирующего микроскопа (ЛКСМ) LextOLS4000, позволяющего выделять такие виды коррозионного повреждения стали (ГОСТ 9.908-85) как: общую коррозию, коррозию пятнами и язвенную коррозию.

Полученные результаты позволили сделать следующие выводы.

1. Скорость коррозии стали 10 после РКУП незначительно (в 1,1 раза) увеличивается по сравнению с исходным состоянием.

2. Общая площадь образцов из стали 10 нарушенной всеми видами коррозии (общая коррозия, коррозия пятнами, язвенная коррозия) во всех случаях составляет больше 90-94 %. Причем, площадь поверхности, нарушенная данными видами коррозии, меньше в образцах из стали после РКУП, по сравнению с исходным состоянием.

3. Сталь 10 после РКУП больше подвержена коррозией пятнами по сравнению с исходным состоянием, а в исходном состоянии сталь больше подвержена язвенной коррозией. Причем, наибольшая глубина язв в данных случаях практически одинакова.

4. В периферийной области дисковых образцов из стали 10 после ИПДК, совместное воздействие коррозией пятнами и язвенной коррозией находится на уровне коррозии стали после РКУП и понижается в процессе приближения к центру образца. Причем, в периферийной области образцов имеет место самая большая относительная площадь, занимаемая язвенной коррозией. Наибольшая глубина язв также понижается от периферии образцов к их центру.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 14-08-00301).

К РАСЧЕТУ КРИТИЧЕСКОЙ ТЕМПЕРАТУРЫ ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА ПОРЯДОК-БЕСПОРЯДОК В СПЛАВАХ Cu-Au

Энхтор Л., Силонов В.М.

Московский Государственный Университет им. М.В. Ломоносова,

Линии на фазовых диаграммах, ограничивающие различные фазы твердого раствора, имеют важное значение и в экспериментальном, и теоретическом аспекте. Фазовый переход порядок – беспорядок в твердых двойных металлических растворах напрямую связан поведением параметров дальнего порядка S и ближнего порядка α_i при T_c критической температуре перехода. Параметр дальнего порядка S при переходе порядок-беспорядок должен стремиться к нулю, а параметры ближнего порядка при установлении сверхструктуры принимают предельные значения, что учитывалось при выводе выражений T_c критической температуры двойных металлических сплавов из формул Ж.М.Каули [1]. В выражении T_c входили значения энергии упорядочения на первой и второй координационных сферах V_1 и V_2 , а также значение параметра дальнего порядка S_c . Ж.М.Каули показал возможности предсказания T_c для сплавов Cu-Au с произвольным содержанием меди и для сплава CuAu получил значение $T_c = 460^\circ\text{C}$, которое близко к экспериментальному значению $T_c = 410^\circ\text{C}$ [2].

Согласно методике, описанной Ж.М.Каули [1], мы вывели выражение для расчета критической температуры T_c для сплав Cu–25 ат.% Au:

$$T_c = -\frac{3}{8k_B} \left(-4V_1 + 6V_2 - \frac{20}{3}V_3 + 8V_4 - \frac{16}{3}V_5 + 4V_6 - 8V_7 + V_8 \right) \quad (1)$$

где k_B – постоянная Больцмана и через V_j ($j = 1, \dots, 8$) обозначены энергии упорядочения на первых восьми координационных сферах. С использованием значений параметров ближнего порядка сплава Cu₃Au [3] по формулам Ж.М.Каули [1] мы рассчитали значения энергии упорядочения на первых восьми координационных сферах, после чего по (1) оценили критическую температуру фазового перехода порядок-беспорядок. В таблице 1 приведены рассчитанные значения энергии упорядочения и критической температуры сплава Cu₃Au. Там же для сравнения приведено экспериментальное значения критической температуры этого сплава [2]. Видно, что результат расчета удачно согласуется с экспериментом.

Таблица 1. Значения энергии упорядочения (в ед. k_B) и критической температуры сплава Cu₃Au

	V_1/k_B	V_2/k_B	V_3/k_B	V_4/k_B	V_5/k_B	V_6/k_B	V_7/k_B	V_8/k_B	T_c	T_c [2]
Cu-25ат.%Au	340.3	-29.6	-49.6	-61.1	12.2	-22.2	-6.8	17.4	394°C	390°C

По формуле (1) можно оценить значения критической температуры сплавов системы Cu-Au с использованием литературных данных об энергии упорядочения [4-6]. Результаты подобных оценок при сравнении с экспериментальными данными [2] приведены в таблице 2.

Таблица 2. Значения энергии упорядочения (в ед. k_B) и критической температуры сплавов Cu-Au

Сплав	Cu ₃ Au [1]	Cu ₃ Au [4]	Cu ₃ Au [5]	Cu-23ат.%Au[6]	CuAu [5]	CuAu ₃ [5]
V_1	358	223.2	336.1	394.6	94.1	20.6
V_2	-34	-247.7	-77.3	46.4	-183.5	-144.2
V_3	-19	-14.6	-5.0	69.6	18.8	51.5
T_c	293°C	581°C	393°C	391°C	398°C	211°C
T_c эксп. [2]	390°C			≈390°C	410°C	≈200°C

Из данных таблицы 2 можно заключить, что имеется возможность проверки достоверности значений энергии упорядочения сплавов системы Cu–Au путем оценки

критической температуры фазового перехода порядок-беспорядок по формуле (1) и сравнения с экспериментальными данными.

1. Cowley J.M.// Phys.Rev. 1950. 77, N. 5, P.669
2. Okamoto H., Chakrabarti D.J., Laughlin D.E., Massalski T.B.//Bulletin of Alloy Phase Diagrams.
3. Cowley J.M.//J. Appl. Phys. Phys. 1950. 21.P.24; Phys.Rev. 1960. 120. P.1648
4. Moss S.C.,Clapp P.C.// Phys. Rev. 1968. 171, N.3, P.764.
5. Wu D.S., Tahir-Kheli R.A.// Journal of The Physical Society of Japan. 1971.31. N.3, P.641
6. Sutcliffe C.H., Jaumot F.E.// Acta Met. 1953.1.P. 725

КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ ЦЕОЛИТА ЛЕВИНА В ПРИРОДНОЙ СИСТЕМЕ ГАЛЛУАЗИТ-ДОЛОМИТ-ОБСИДИАН

Мамедова Г.А.

*Нахчыванское Отделение Национальной Академии Наук Азербайджана Институт
Природных Ресурсов, г. Нахчывань, Азербайджан, chinashka89@yahoo.com*

В качестве исходных компонентов для синтеза цеолита типа левина были взяты глинистый минерал – галлуазит (Г), вулканическое стекло – обсидиан (Об) и доломит (Д). Соотношение исходных компонентов Г:Об:Д = 1:2:1.

Эксперименты по гидротермальному синтезу намеченного цеолита проводили в автоклавах типа «Мори» с объемом 20 см³ при температуре 200⁰С. Оптимальной концентрацией растворителя КОН для синтеза оказалось 4 N. Кристаллизацию вели с коэффициентом заполнения автоклавов F=0,8 в течение 100 часов.

Фазовый и химический состав исходных и конечных продуктов определяли рентгенографическим (ДРОН-3,5; CuK_α – излучение, Ni - фильтр), термографическим (дериватограф Q-1500D), рентгеноспектральным (СРМ-18) и электронно-микроскопическим (Hitachi ТМ 3000) методами анализа.

Цеолитный характер образца определен вычислением кислородного объема (V_0), изучением дегидратационной-регидратационной, катионообменной способности. Вычисленное значение V_0 для полученного впервые в данной системе левина составляет $V_0 = 21,98 \text{ \AA}$, что хорошо согласуется с постоянной величиной $V_0 = 21,66 \text{ \AA}$, характерной для цеолитов.

Электронно-микроскопический анализ показал, что из природных минералов гидротермальным методом была получена нано-структура редкого цеолита левина (рис.).

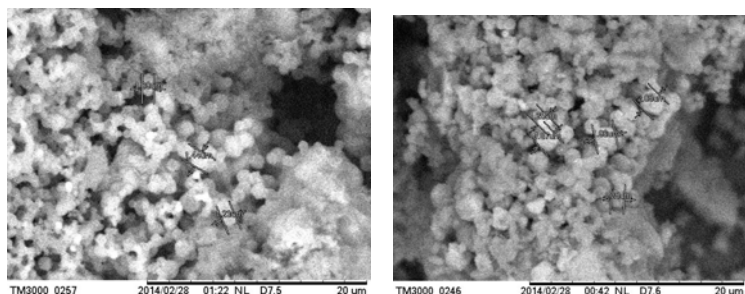


Рис. Микрофотография продукта гидротермальной обработки - левина

Цеолитный характер полученного продукта изучен ионообменными свойствами. Установлено, что обмен исходного катиона K^+ на катионы Na^+ , Ca^{2+} и Sr^{2+} происходит полностью, то есть происходит полное замещение, что еще раз доказывает получение цеолита. Установлено, что дегидратированный продукт полностью регидратируется, то есть носит цеолитный характер.

ДИНАМИКА НАСЛЕДОВАНИЯ МАРТЕНСИТНЫМИ КРИСТАЛЛАМИ ХАРАКТЕРИСТИК УПРУГОГО ПОЛЯ В ОБЛАСТЯХ ЗАРОЖДЕНИЯ

Кащенко М.П.^{1,2}, Латыпов И.Ф.², Чашина В.Г.^{1,2}

¹Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия

²Уральский государственный лесотехнический университет, Екатеринбург, Россия
mpk46@mail.ru

Мартенситные превращения (МП) относятся к традиционным эффективным способам модификации свойств металлических материалов. Главная особенность МП – кооперативный характер смещений атомов, указывающий на существование процесса, управляющего перестройкой структуры. Как правило, это превращения I рода, связываемые с гетерогенным зарождением. В рамках новой парадигмы динамической теории МП [1–4] начальной стадии превращения (при отклонении от температуры равновесия фаз) соответствует появление начального возбужденного состояния (НВС). НВС возникает в определенных областях упругих полей дислокационных центров зарождения (ДЦЗ) и носит колебательный характер, порождающий волновой процесс, управляющий ростом мартенситного кристалла. Описание управляющего волнового процесса (УВП) в приближении суперпозиции пары продольных волновых пучков, бегущих в ортогональных направлениях, ограничивало возможности количественного анализа наблюдаемых морфологических признаков и установления степени полноты их генетической связи с особенностями упругого поля ДЦЗ в области старта роста мартенситного кристалла. В представленном докладе показано, что, при учете квазипродольного характера волновых пучков, имеется возможность наследования основных характеристик тензора деформации упругого поля ДЦЗ в области локализации НВС управляющим волновым процессом. Результатом подобного наследования может быть полное совпадение ориентаций габитусных плоскостей с ориентациями слабоискаженных плоскостей упругого поля ДЦЗ. Найдены формулы, связывающие отношение величин деформаций растяжения и сжатия с отношением скоростей квазипродольных волн, которые переходят в равенства указанных отношений для случая чисто продольных волн. На основе информации о тензоре деформации, сопоставляемом УВП (впервые введенном в [5, 6]), предлагаются эксперименты по инициации МП парой источников ультразвука, позволяющие подтвердить предсказания динамической теории.

1. Кащенко М.П., Чашина В.Г. // УФН. 2011. Т. 181. № 4. С. 345-364.
2. Kashchenko M.P., Chashchina V.G. // Materials Science Forum. 2013. V. 738-739. P. 3–9.
3. Кащенко М. П. Волновая модель роста мартенсита при γ - α превращении в сплавах на основе железа. Изд. 2-е. испр. и дополн. – М. – Ижевск: НИЦ “Регулярная и хаотическая динамика”, Ижевский институт компьютерных исследований. 2010. 280 с.
4. Кащенко М.П., Летучев В.В., Коновалов С.В., Нескоромный С.В. // ФММ. 1993. Т.76, вып.1. С. 90-101.
5. Кащенко М.П., Чашина В.Г. Динамическая модель формирования двойникованных мартенситных кристаллов при γ - α превращении в сплавах железа. Екатеринбург: УГЛТУ, 2009. 98с.
6. Kashchenko M., Chashchina V. Dynamic theory of γ - α martensitic transformation in iron-based alloys. Solving the problem of the formation of twinned martensite crystals. Saarbrücken, Germany: LAMBERT Academic Publishing, 2012. 120 p.

СТОХАСТИЧЕСКИЙ ХАРАКТЕР ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВЕ Pd-25.5 ат.% Ni ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО ГИДРИРОВАНИЯ

Левин И.С., Авдюхина В.М., Акимова О.В., Пеганов А.А.

Физический факультет МГУ имени М.В. Ломоносова, Москва, Россия
vmaphys@gmail.com

Представлены результаты рентгендифракционного исследования исходно деформированного однофазного образца сплава Pd–25.5ат.%Ni, который электролитически насыщался водородом при плотности тока 80 мА/см² в течение 30 минут, в процессе его 300-часовой релаксации.

После гидрирования линии богатой водородом β-фазы обнаружены не были. Однако на дифрактограммах рефлексов (111), (200), (220) и (311) для различных времен релаксации наблюдали вместо одной – несколько дифракционных линий, которые соответствовали фазам Pd-Ni с разной концентрацией, как атомов никеля, так и вакансий в них, поступивших в матрицу сплава при гидрировании. Для всех дифракционных линий были рассчитаны периоды решетки, по которым, используя фазовую диаграмму системы Pd–Ni–H для α-фазы, были определены концентрация фаз, а также проведен расчет долей фаз.

Не смотря на то, что в матрицу исследованного сплава поступило небольшое количество водорода (наблюдались только линии α-фазы), было установлено, что временная зависимость структурно-фазовых превращений в нем после гидрогенизации являлась немонотонной и нерегулярной. За счет большого количества вакансий, поступивших в матрицу сплава при гидрировании, существенно увеличилась диффузионная подвижность атомов металла. Трансформирование системы Pd–Ni при релаксации после гидрирования то в многофазную, то практически в однофазную продолжалась не менее 300 часов.

Качественная картина обнаруженных трансформаций формы и положения дифракционных максимумов может быть суммирована следующим образом.

1. Установлено, что гидрирование деформированного образца сплава Pd–25.5 ат.%Ni (при вышеуказанных режимах насыщения) не привело к образованию в нем богатой водородом β-фазы. Возможная причина этого – большое количество дефект-металл – комплексов в исходном состоянии образца.

2. После гидрирования установлены небольшие по величине перемещения (в том числе колебания) положений составляющих дифракционных максимумов как в сторону больших, так и меньших углов дифракции, которые могут быть объяснены кооперативными перемещениями в процессе релаксации атомов никеля и вакансий между ловушками (дефектными комплексами) и матрицей сплава.

3. Обнаружены процессы трансформации формы дифракционных линий (111), (200), (220) и (311) в более сложные, которые в процессе релаксации после гидрирования трансформируются то в одиночные, то в «многопиковые».

4. Превращения, указанные выше, носят аперриодический (стохастический) характер.

5. Стохастический характер наблюдаемых процессов обусловлен появлением в системе различного рода флуктуаций. Поскольку эволюция системы должна происходить путем перехода от фаз с одними структурными характеристиками к другим, заметно отличающихся от первых, то эти переходы должны носить прыжковый (скачкообразный) характер, что и наблюдалось в эксперименте.

ВЛИЯНИЕ КВАЗИГИДРОЭКСТРУЗИИ ПРИ 77К НА СОДЕРЖАНИЕ ВОДОРОДА И АКУСТИЧЕСКУЮ ЭМИССИЮ В СПЛАВЕ ВТ1-0

Хаймович П.А.¹, Полянский А.М.², Полянский В.А.³, Черняева Е.В.⁴,
Шульгин Н.А.¹

¹ННЦ «Харьковский физико-технический институт», г.Харьков, Украина

²ООО «НПК Электронные и Пучковые Технологии», Санкт-Петербург, Россия

³Санкт-Петербургский государственный политехнический университет, Санкт-Петербург, Россия, vapol@electronbeamtech.com

⁴Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург
lena@smel.math.spbu.ru

Всестороннее сжатие оказывает существенное влияние как на физико-механические свойства твердого тела, так и на структурные изменения при деформировании в таких условиях. Однако до настоящего времени недостаточно данных, имеют ли место остаточные изменения структуры металлов в случаях, когда гидростатическое (квазигидростатическое) давление прикладывалось, но пластического деформирования не осуществлялось. И как при этом изменяется содержание водорода в металле.

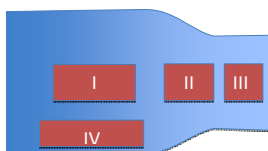


Рис.1.

Цилиндрическая заготовка диаметром 10 мм была частично продавлена через матрицу, после чего из нее был вырезан образец в виде пластины в продольном осевом сечении (рис. 1). Материал в широкой части не испытал пластической деформации при прохождении через матрицу, однако находился под действием сил всестороннего сжатия при 77 К. Материал узкой части испытал деформацию порядка 40 %.

Образец индентировали твердосплавным индентором с записью сигналов акустической эмиссии (АЭ) в зонах I–IV (рис.1), после чего измеряли концентрацию водорода в этих же областях. Аналогичные исследования были проведены на материале в исходном состоянии. Результаты измерений приведены в таблице.

Частичное продавливание				
Область	Q , нсм/100	N	E , у.е.	F_{med} , кГц
I	23,439	230	1910	129
II	26,604	153	723	126
III	22,394	131	350	132
IV	16,876	329	3105	132
Исходное состояние				
Центр	18,33	320	1600	132
Край	33,17	290	2100	129

Здесь Q – содержание водорода, N – количество сигналов АЭ, E и F_{med} – соответственно, энергия и медианная частота сигналов АЭ.

Как видно из таблицы, в исходном материале количество водорода в центральной части образца почти вдвое меньше, чем в приповерхностных областях, что свидетельствует о неоднородности материала заготовки. Параметры АЭ также различаются в исследованных областях. Действие всестороннего сжатия приводит к перераспределению водорода в образце: резко снижается его содержание в приповерхностных областях и увеличивается его количество в центре. При этом наблюдается также изменение акустических свойств титана: увеличивается количество сигналов на краях образца и уменьшается в центральных областях. При приближении к деформированной области III уменьшается также энергия сигналов АЭ. При этом медианная частота сигналов меняется мало.

Таким образом, материал, побывавший под действием высокого давления при криогенных температурах, но не прошедший деформирование, уже претерпевает изменения с точки зрения параметров АЭ, что свидетельствует о структурных изменениях. Это же подтверждают и измерения водорода в металле. Под действием всестороннего сжатия водород как бы «уходит» вглубь заготовки.

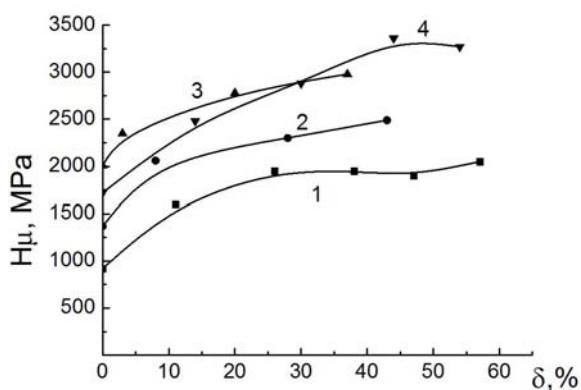
БАРОКРИОДЕФОРМИРОВАНИЕ ЖЕЛЕЗА С РАЗНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА

Хаймович П.А., Черняева Е.В.*, Шульгин Н.А.

Национальный научный центр “Харьковский физико-технический институт”,
Харьков, Украина, pavel.41@bk.ru

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

Возможности существенного повышения физико-механических характеристик барокриодеформированием (пластическим деформированием при криогенных температурах в условиях всестороннего сжатия) показаны как на ряде металлов с ГЦК и ГПУ решеткой [1, 2], так на таком широко распространенном сплаве на основе железа, как сталь X18H10T [3], в исходном гомогенизированном состоянии тоже являющимся ГЦК материалом, хотя основным компонентом этой стали является железо, в чистом виде обладающее ОЦК решеткой. Как известно, наличие углерода в железе играет большую роль, даже небольшие его концентрации позволяют получить из железа прочный кон-



Зависимость микротвердости от степени деформации при БКД (77 К)
1 – Fe 99,97%, 2 – ст20, 3 – ст45,
4 – сталь У7

струкционный материал. Однако информация о степени влияния деформирования в указанных выше условиях на свойства железа с различным уровнем содержания углерода отсутствовала.

Барокриодеформированию путем квазигидроэкструзии при 77 К были подвергнуты заготовки чистого железа (0,03% углерода) и сталей ст20, ст45 и У7, содержащих соответственно 0,2%, 0,45% и 0,7% углерода. Значения микротвердости таблеток, вырезанных в поперечном сечении полученных экструдатов, приведены на рисунке. На опыте предыдущих исследований существенный рост упрочнения при увеличении степени деформации был ожидаем. Но

важным следствием деформирования именно в таких условиях оказалось (по измерениям на стали У7) как сохранение пластичности практически на исходном уровне, так и хорошая термоустойчивость полученного упрочнения.

1. И.А. Гиндин, Я.Д. Стародубов, П.А. Хаймович. Особенности пластической деформации никеля при квазигидроэкструзии в диапазоне температур 20-300К. *Металлофизика*, 1988, т.10, с.97-101.
2. E. D. Tabachnikova, A. V. Podolskiy, S. N. Smirnov, V. Z. Bengus, M. A. Tikhonovski, P.A. Khaimovich, N.I. Danilenko, S. A. Firstov, I. V. Aleksandrov, V. V. Latysh. Low Temperature Mechanical Characteristics of Nanostructured Ti Grade2 Obtained by Different Modes of Intensive Plastic Deformation. 18th International Symposium on Metal Stable, Amorphous and nanostructured Materials, ISMANAM 2011, Gijon, Spain, June 26th – July 1st, 2011, Book of Abstracts, p.187.
3. А.В. Мац, П.А. Хаймович. Барокриодеформирование стали X18H10T. *Физика и техника высоких давлений*, 2009, т.19, №1, с.69-77.

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНЫХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АУСТЕНИТНО-ФЕРРИТНОЙ СТАЛИ

Мальцева Т.В., Мальцева Л.А., Левина А.В., Озерец Н.Н.,
Шарапова В.А., Демидов С.А.

УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург, Россия
mla44@mail.ru

Изучены особенности формирования структуры и физико-механических свойств сложнолегированной аустенитно-ферритной стали с различным исходным состоянием, подвергнутой большим деформациям при высоком давлении с кручением (сдвигом) на наковальнях Бриджмена.

Применение ИПД при высоких давлениях показало, что аустенит в исследуемой стали претерпевает мартенситное превращение. Увеличение деформации приводит к повышению микротвердости стали. Наибольший прирост микротвердости происходит при деформации со сдвигом, и чем больше оборотов закручивания, тем больше деформационная метастабильность аустенита в стали. Упрочнение стали складывается как из деформационного упрочнения аустенита и δ -феррита, так и за счет фазового $\gamma \rightarrow \alpha$ – превращения и деформации новой ОЦК фазы – мартенсита. Последующее деформационное старение приводит к дополнительному повышению микротвердости, при этом прирост тем больше, чем выше дефектность структуры и количество ОЦК составляющей.

Деформация только давлением $P = 5 \text{ ГПа}$ ($e = 0,675$) и $P = 8 \text{ ГПа}$ ($e = 0,734$) приводит к разбиению кристаллов обеих фаз на более мелкие кристаллиты, разориентированные относительно друг друга. Проведение ИПД при давлениях 5 и 8 ГПа со сдвигом на $n = 5$ оборотов ($\epsilon = 30$) привело к интенсивному протеканию $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения с образованием мартенсита деформации. С повышением величины давления до 8 ГПа в структуре наблюдаются микродвойники и дефекты упаковки. При повышении давления до 8 ГПа в структуре превалирует α -фаза.

В δ -феррите видны выделения ранее выделившейся интерметаллидной фазы (Fe,Ni)Al, которые сохраняют свою четкую огранку, которая зависит от величины приложенной деформации и предварительной обработки стали.

При ИПД сдвигом под давлением и последующем последеформационном старении на электронно-микроскопических снимках наблюдается резкое измельчение фрагментированной структуры со средним размером до 20 нм. Электронно-микроскопическое исследование аустенитно-ферритной стали свидетельствует об образовании в структуре мартенсита деформации, являющегося результатом сдвиговой перестройки аустенита. Образование мартенсита в аустенитной матрице, искаженной вследствие ее значительной деформации перед мартенситным превращением, приводит к наследованию им дефектов аустенита. На микродифракционных картинах с кристалла α -фазы видно радиальное расщепление рефлексов, которое свидетельствует о фрагментации кристаллов и увеличении азимутального угла разориентировки. Следует отметить, что на микродифракционных картинах мартенсита не наблюдается появления сверхструктурных рефлексов, последний является продуктом сдвиговой перестройки γ -фазы не испытавшей распада с выделением интерметаллидов. В кристаллах же δ -феррита хорошо видны равноосные выделения упорядоченной интерметаллидной фазы (Fe,Ni)Al.

ОБЩИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ КАЛОРИМЕТРИЧЕСКИХ ЭФФЕКТОВ ПРИ НАГРЕВЕ СПЛАВОВ МЕТАЛЛ Va ГРУППЫ – ВОДОРОД

Спивак Л.В.¹, Куликова М.А.²

¹Пермский государственный национальный исследовательский университет,
Пермь, Россия, lspivak@psu.ru

²Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
Пермь, Россия,
m.kulikova.89@mail.ru

Методом высокоразрешающей калориметрии были обнаружены общие необычные закономерности калориметрических эффектов при нагреве и охлаждении полученных электролитическим насыщением водородом сплавах Va группы (V, Nb, Ta).

Данные дифференциальной сканирующей при нагреве сплавов Va группы металл-водород имеют много общих элементов, позволяющих выделить на них две области: низкотемпературную и высокотемпературную.

Низкотемпературная область простирается примерно до 200 °С и описывается фазовое превращение первого рода при растворении или трансформации гидридных фаз. С увеличением концентрации водорода низкотемпературный эндотермический пик смещается в область более высоких температур, а также увеличивается тепловой эффект превращения.

Увеличение концентрации водорода усложняет структуру эндотермического пика и его можно представить как суперпозицию нескольких подпиков с характерными для каждого из них температурными интервалами реализации.

Предполагалось, что при нагреве выше 300 °С содержащего водород сплава в среде с низким парциальным давлением водорода (аргона) должна наблюдаться постепенная эвакуация водорода из сплава без каких либо особенностей в изменении хода калориметрических и термогравитационных зависимостей. Однако это предположение не оправдалось. Высокотемпературная область наблюдается при нагреве сплавов выше температур 400 °С и отражает развитие интенсивного эндотермического процесса. В этом температурном интервале наблюдается ускоренная потеря веса образца, обусловленная выходом водорода из сплава. Эти Превращения в этом температурном интервале обладают чертами фазового перехода первого рода, но имеют необратимый характер. Установлено, что развитие эндотермического пика начинается при тем более низкой температуре, чем больше концентрация водорода в сплаве. Также как и низкотемпературный процесс при увеличении концентрации водорода эндотермический пик усложняется и носит мультиплетный характер.

Такой характер изменения сигнала DSC весьма близок к изменению DSC сигнала при диссоциации гидридной фазы и при нагреве содержащих водород сплавов TiNiCu.

Предполагается, что наблюдаемые высокотемпературные явления связаны с переходом частично упорядоченных по водороду структур квазигомогенного твердого раствора в полностью разупорядоченную по водороду α - фазу, с одновременной эвакуацией водорода в окружающую среду с низким его парциальным давлением. Температурный интервал наблюдения этого эффекта связан с резким повышением водородопроницаемости окружающей образец поверхностной пленки.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРНОГО ПЕРЕХОДА В МАЛЫХ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ НАНОЧАСТИЦАХ НА ОСНОВЕ МЕДИ

Мясниченко В.С.¹, Сдобняков Н.Ю.²

¹ЗАО «Научно-производственная компания «Катрен», Новосибирск, Россия

²Тверской государственный университет, Тверь, Россия

virtson@gmail.com

В мире наблюдается возрастающий интерес к пониманию процессов, управляющих формированием внутреннего строения биметаллических наносплавов и наноразмерных интерметаллидов. С помощью метода молекулярной динамики исследован процесс нагревания наночастиц Au_nCu_{55-n} и Au_nCu_{55-n} со структурой «ядро-оболочка» при $n \leq 13$. Рассмотрено магическое число атомов $N = 55$, при которых ГЦК кластер имеет форму кубооктаэдра. Данная форма является одной из наименее стабильных для монометаллических кластеров. В работе [1] была показана возможность улучшения термической стабильности медного кластера путем замещения атома Cu металлическим атомом большего радиуса. При этом данный эффект требует значительного размерного несоответствия и не проявляется при использовании единичного атома Au ($r_0 < 0,3 \text{ \AA}$). Для вычисления сил, действующих между атомами, использовался модифицированный tight-binding потенциал [2] с параметрами межатомного взаимодействия из [3]. В данном методе общая энергия системы рассчитывается как сумма зонной энергии (вклад, отвечающий притяжению атомов) и энергии отталкивания атомов. Начальное расположение атомов кластера определялось в виде блока ГЦК кристалла кубооктаэдрической формы. Затем модельную систему нагревали (при $\Delta T = 0,6 \text{ \AA/K/ps}$) от 1 К до температуры структурно-фазового превращения T_{cr} , при которой ГЦК фаза переходила в икосаэдрическую. Проведенные нами предварительные исследования позволяют делать вывод о существенном влиянии количества n атомов замещения в ядре биметаллического кластера с медной оболочкой на температуру его структурно-фазового превращения. В центре кластера всегда располагался атом металла-заместителя. Для существенного увеличения параметра T_{cr} требуется использование не менее $n = 9$ атомов золота (серебра) в наночастице из 55 атомов. Результаты моделирования приведены на рис. 1.

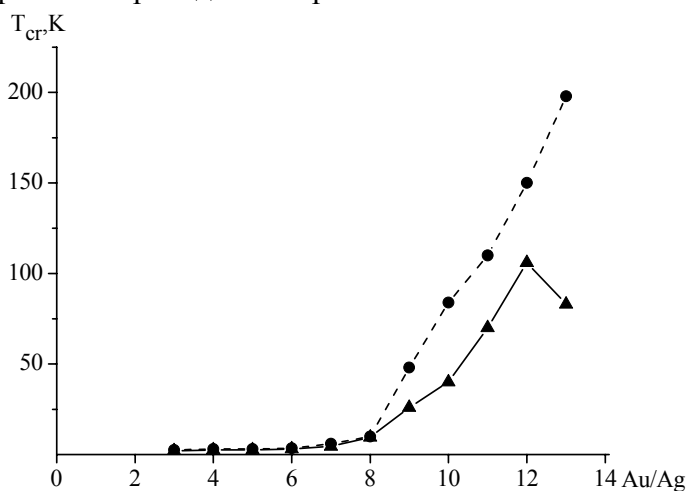


Рис 1. Зависимость температуры структурного перехода T_{cr} от количества и сорта атомов замещения: ● – золотосодержащие наночастицы, ▲ – серебросодержащие наночастицы. Указана минимальная температура для всех рассмотренных изомеров определенного состава.

1. Мясниченко В.С. и др. // ФПСМ. 2013. Т. 10, № 4. С. 459–463.
2. Gupta R.P. // Physical Review B. 1981. V. 23. №. 12. P. 6265–6670.
3. Cleri F., Rosato V. // Physical Review B. 1993. V. 48. № 1. P. 22–33.

ПОЛЕВЫЕ ЗАВИСИМОСТИ ЭФФЕКТА ФАРАДЕЯ В ФЕРРИТЕ-ГРАНАТЕ $Tb_{0,2}Y_{2,8}Fe_5O_{12}$ ВБЛИЗИ ТЕМПЕРАТУРЫ СПИНОВОЙ ПЕРЕОРИЕНТАЦИИ

Шарипов М.З.¹, Соколов Б.Ю.²

¹Бухарский инженерно-технологический институт, Узбекистан,

m.z.sharipov@rambler.ru

²Национальный университет Узбекистана им. М.Улугбека, Ташкент, Узбекистан

В области спиновой переориентации, где доменная структура становится неустойчивой, а магнитная анизотропия уменьшается, внешнее поле H должно вызывать наиболее интенсивное смещение доменных границ и наиболее быстрый разворот вектора M_s в сторону H . Очевидно, что поведение магнитных свойств кристалла вблизи T_0 будет зависеть от того, какой из этих процессов является доминирующим. Это важно знать как с точки зрения перспективы технического использования материала, так и для выбора адекватной теоретической модели ориентационного фазового перехода.

На рис. 1 показаны полевые зависимости эффекта Фарадея в феррите -гранате $Tb_{0,2}Y_{2,8}Fe_5O_{12}$, полученные при частоте перемагничивающего поля 25 Гц при $H \parallel [111]$ в температурной области перестройки его доменной структуры (как следует из результатов, полученных в [1], вне этой области вид кривой $\Phi_F(H)$ в пределах экспериментальной ошибки не зависит от T и соответствует зависимости $\Phi_F(H)$ при $T = 130$ К).

Как видно из рис. 1, вблизи температуры ориентационного фазового перехода $\Phi_{111} \leftrightarrow \Phi_{100}$ петля гистерезиса сужается (уменьшается коэрцитивная сила H_c), а зависимость $\Phi_F(H)$ вдали от насыщения – приближается к линейной. Известно, что безгистерезисная кривая намагничивания характерна для процесса вращения M_s . Поэтому в [1] был сделан вывод, что вблизи точки спиновой переориентации магнитные свойства феррита-граната $Tb_{0,2}Y_{2,8}Fe_5O_{12}$ определяются в основном поворотом вектора M_s к направлению намагничивания.

В точке ориентационного фазового перехода, где K_{eff} минимальна, величина $\partial\Phi_F/\partial H$ должна пройти через максимум, а величина H_c – через минимум, что наблюдается экспериментально при $T = 110$ К (рис. 1). Это означает, что $T \approx 110$ К – температура фазового перехода $\Phi_{111} \rightarrow \Phi_{100}$, и соответственно $T \approx 115$ К – температура фазового перехода $\Phi_{100} \rightarrow \Phi_{111}$, что хорошо согласуется со значениями T_0 этих переходов, полученными при исследованиях эффекта Фарадея.

Таким образом, за исключением температурного гистерезиса, сопровождающего процесс спиновой переориентации и температурные зависимости основных магнитооптических характеристик феррита-граната $Tb_{0,2}Y_{2,8}Fe_5O_{12}$, существующая теория ориентационного фазового перехода, развитая в [2,3], позволяет описать (по крайней мере, на качественном уровне) всю совокупность экспериментальных результатов, полученных в [1] при исследованиях спонтанной переориентации направления оси легкого намагничивания в этом ферритмагнетике.

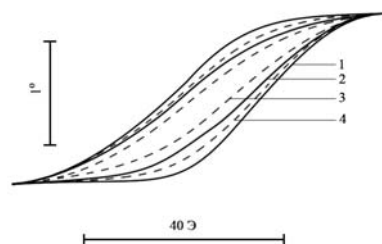


Рис. 1. Осциллограммы петель магнитного гистерезиса эффекта Фарадея в феррите-гранате $Tb_{0,2}Y_{2,8}Fe_5O_{12}$, полученные при 130 (1), 112 (2), 110 (3) и 100 К (4) при перемагничивании вдоль оси $[111]$ [1].

1. Б.Ю. Соколов. ФТТ **53**, 8,(2011).
2. К.П.Белов, А.К.Звездин и др. ЖЭТФ **68**, 3, (1975).
3. В.А.Бородин, В.Д.Дорошев и др. ЖЭТФ **70**. 4, (1976).

ЭВОЛЮЦИЯ КРИВИЗНЫ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ И МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ И ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НАНОКРИСТАЛЛОВ

Тюменцев А.Н.^{1,2}, Дитенберг И.А.^{1,3}

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*

²*Томский государственный университет, Томск, Россия*

³*Сибирский физико-технический институт, Томск, Россия*

tyuments@phys.tsu.ru

Характерной особенностью нанообъектов размерами несколько нанометров является их способность к формированию структурных состояний с высокими (сотни град/мкм) значениями упругой кривизны кристаллической решетки. Показано, что эта особенность является результатом чисто масштабного фактора – значительного уменьшения при уменьшении размеров нанообъектов связанных с этой кривизной локальных внутренних напряжений.

Обнаружено явление локализации деформации в области упругих дисторсий кристаллической решетки, приводящее к формированию нанополос локализованной упругой деформации с указанной выше высокой кривизной кристаллической решетки, ограниченных нанодиполями частичных дисклинаций, представляющих собой зоны заторможенных упругих сдвигов и поворотов. Особенностью упруго-напряженного состояния в зоне нанодиполей являются очень высокие ($\approx (10-20)E$ мкм⁻¹) локальные градиенты давления, обеспечивающие интенсивные процессы пластической релаксации упругой кривизны кристаллической решетки. Рассмотрены возможности такой релаксации с участием квазивязких механизмов пластической деформации потоками неравновесных точечных дефектов в полях указанных выше градиентов.

Реализация этих механизмов обеспечивает дополнительные возможности наноструктурирования дефектной субструктуры при пластической деформации металлических материалов и приводит к формированию широкого спектра наноструктурных состояний:

- двухуровневые наноструктурные состояния – нанозерна размерами около 100 нм, содержащие разориентированные фрагменты размерами от нескольких до нескольких десятков нанометров с дипольным и мультипольным характером разориентировок и высокой упругой кривизной кристаллической решетки;
- микрообъемы нанокристаллической структуры с размерами нанокристаллов несколько нанометров;
- мезополосы деформации вихревого типа, представляющие собой пачки нанополос с дипольным характером разориентировок, формирующихся в процессе группового движения нанодиполей частичных дисклинаций.

Обсуждается возможность 2-стадийного варианта зарождения и распространения дефектов при формировании и пластической деформации нанокристаллов: 1 – стадия зарождения и распространения волны локализации упругой дисторсии (сдвига с поворотом); 2 – стадия пластической релаксации формирующихся на фронте этой волны высоких локальных напряжений и их градиентов.

ПРОЯВЛЕНИЕ ЭФФЕКТА СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ ПРИ НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Забелин С.Ф., Зеленский В.А.

Забайкальский государственный университет, г. Чита, Россия, metal@zabspu.ru
Институт металлургии и материаловедения РАН, г. Москва, zelensky55@bk.ru

Эксперименты по оценке высокотемпературной пластичности и прочности проведены на испытательной машине ТМ-М ("Инстрон"), позволяющей осуществлять испытания образцов в широком диапазоне температур, нагрузок и скоростей деформации [1]. Деформацию образцов начинали с температуры, ограничивающей воздействие структурной релаксации на пластичность. Дилатометрический анализ аморфных сплавов проводили на установке по методике [1], а определение температуры стеклования T_g и кристаллизации T_k аморфных сплавов АММ проводили методом дифференциального термического анализа (ДТА) и их значения устанавливали по положению начала и конца эндотермических реакций на термограммах ДТА [2]. Измерения проводили на дифференциальных термовесах модели "TGD- 1500RH", которые позволяют проводить микро-ДТА для незначительного количества материала.

Анализ зависимостей пластичности δ и предела текучести σ от температуры (T) и скорости деформации ($\dot{\epsilon}$) для сплава 71КНСП показал, что при постоянной скорости деформации по мере приближения к $T_{\text{опт}}$ пластичность возрастает сначала плавно, а затем – резко и достигает максимума при $T = T_{\text{опт}}$, затем пластичность материала резко падает. Зависимость δ при постоянной температуре от скорости деформации также не монотонна. При $\dot{\epsilon}_{\text{опт}}$ материал обладает наивысшей пластичностью. Предел текучести при постоянной $\dot{\epsilon}$ по мере приближения к $T_{\text{опт}}$ уменьшается, достигает минимума при $T = T_{\text{опт}}$, а затем увеличивается. С ростом скорости деформации при постоянной температуре предел текучести возрастает немонотонно: вблизи $\dot{\epsilon}_{\text{опт}}$ наблюдается сильная зависимость σ - ($\dot{\epsilon}$). $T_{\text{опт}}$ и $\dot{\epsilon}_{\text{опт}}$ для сплава 71КНСП соответственно равны 836 К и $1,7 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$.

Термограмма ДТА сплава имеет хорошо выраженные эндотермический пик и кристаллизационный экзотермический пик. Наличие первого свидетельствует о том, что началу процесса кристаллизации сплава предшествует процесс стеклования (в интервале 800–842 К). Сопоставление данных показало, что резкое увеличение пластичности наблюдается в интервале стеклования, а максимумы зависимостей $\delta(T)$ (минимумы $\sigma(T)$) приходятся на $T \sim 0,95T_k$. При $T > T_k$ происходит резкое снижение пластичности, обусловленное интенсивным процессом кристаллизации.

По результатам исследований установлено, что если нанокристаллизация аморфного сплава не начинается раньше достижения фазы стеклования, которая фиксируется ДТА или дилатометрическим измерением, то в температурной области этой фазы материал проявляет сверхпластическое поведение. В любом случае, интенсивная кристаллизация является лимитирующим пластичность фактором, а ее начало вызывает сильное деформационное упрочнение и разрушение материала.

1. Забелин С.Ф., Зеленский В.А. Особенности кинетики нанокристаллизации аморфных металлических материалов при нестационарных режимах термического воздействия // Ученые записки ЗабГГПУ. 2012, № 3 (44). С. 62-72.
2. Забелин С.Ф., Зеленский В.А. Деформация и пластичность аморфных металлических материалов при нанокристаллизации. // Труды международной научно-технической конференции «Современные металлические материалы и технологии». СПб.: Изд-во СПбГПУ. 2013. С. 178-183.

ПАРАМЕТРЫ УПРАВЛЕНИЯ ДИФФУЗИОННОЙ КИНЕТИКОЙ С УЧЕТОМ ТЕРМОДИФФУЗИИ И ТЕРМОНАПРЯЖЕНИЙ

Власов Н.М., Челябинина О.И.

Подольский институт (филиал) Университета Машиностроения, Подольск, Россия,
chelyapina@pochta.ru

Диффузионная кинетика точечных дефектов в различных системах зависит от неоднородного распределения температуры. Физический смысл подобной зависимости обусловлен влиянием термодиффузии и термонапряжений [1-3]. В качестве иллюстративного примера рассматривается водородная проницаемость цилиндрических оболочек тепловыделяющих элементов ядерных реакторов. Диффузионный поток атомов водорода вследствие градиентов концентрации, температуры и термонапряжений имеет вид

$$\vec{j} = -D \left(\nabla C + \frac{C \nabla V}{kT} + \frac{C Q \nabla T}{kT^2} \right), \quad (1)$$

где D – коэффициент диффузии атомов водорода, V – энергия связи атома водорода с первым инвариантом тензора термонапряжений, Q – теплота переноса, k – постоянная Больцмана, T – абсолютная температура. Первый инвариант тензора термонапряжений зависит от распределения температуры.

Градиенты температуры и термонапряжений подчиняются одинаковой функциональной зависимости с точностью до постоянных. Это позволяет ввести безразмерные параметры для управления водородной проницаемостью цилиндрической оболочки. Параметрическое уравнение диффузионной кинетики при соответствующих начальном и граничных условиях имеет вид

$$\begin{aligned} \frac{1}{D} \frac{\partial C}{\partial t} &= \frac{\partial^2 C}{\partial r^2} + \frac{1 - \beta_1 - \beta_2}{r} \frac{\partial C}{\partial r}, \quad r_0 < r < R, \\ C(r, 0) &= 0, \quad C(r_0, t) = C_0, \quad C(R, t) = 0, \\ \beta_1 &= \frac{2\alpha E(T_1 - T_2)\delta v}{3kT_0(1 - \nu) \ln R/r_0}, \quad \beta_2 = \frac{Q(T_1 - T_2)}{kT_0^2 \ln R/r_0}, \end{aligned} \quad (2)$$

где T_0 – средняя температура цилиндрической оболочки, T_1 и T_2 – температуры внутренней и внешней поверхностей оболочки ($T_1 > T_2$), δv – изменение объема кристалла при размещении атома водорода, β_1 и β_2 – безразмерные параметры.

Таким образом, диффузионная кинетика атомов водорода с учетом термонапряжений и термодиффузии определяется безразмерными параметрами β_1 (термонапряжения) и β_2 (термодиффузия). Отсюда появляется возможность осуществлять параметрическое управление диффузионной кинетикой в системах с неоднородным распределением температуры.

1. Власов Н.М., Зазноба В.А. Термодиффузия водорода в цирконии с учетом термонапряжений. ЖТФ, 2009, т.79, в.5, с. 49-53.
2. Власов Н.М., Звягинцева А.В. Математическое моделирование водородной проницаемости металлов. Воронеж, ВГТУ, 2012, 247 с.
3. Власов Н.М., Драгунов Ю.Г. Диффузионная проницаемость оболочек тепловыделяющих элементов (ТВЭЛ). Проблемы машиностроения и автоматизации, 2012, №3, с. 124-129.

SEM МЕТОД ИССЛЕДОВАНИЯ МЕЖФАЗНЫХ ДИСЛОКАЦИЙ В НИКЕЛЕВЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВАХ

Епишин А.И.¹, Линк Т.¹, Нольце Г.²

¹Берлинский технический университет,

²Федеральный институт исследования и испытания материалов,

Берлин, Германия

alex_epishin@yahoo.de

Для исследования дислокаций в кристаллах был предложен ряд методов, например, селективное травление, выявляющее точки выхода дислокаций на поверхность кристалла, декорирование дислокационных линий мелкими выделениями, просвечивающая электронная микроскопия (ТЕМ) и др. Наиболее универсальным является метод ТЕМ, позволяющий визуализировать дислокации, определять их направление и вектор Бюргерса. В тоже время, метод ТЕМ имеет ряд недостатков: малая площадь наблюдения, что критично для неоднородных материалов, контуры изгиба и толщины, искажающие ТЕМ изображение, сложность трехмерного анализа дислокационных конфигураций, высокая трудоемкость ТЕМ исследований и др. В настоящей работе представлен новый метод исследования межфазных дислокаций в сканирующем электронном

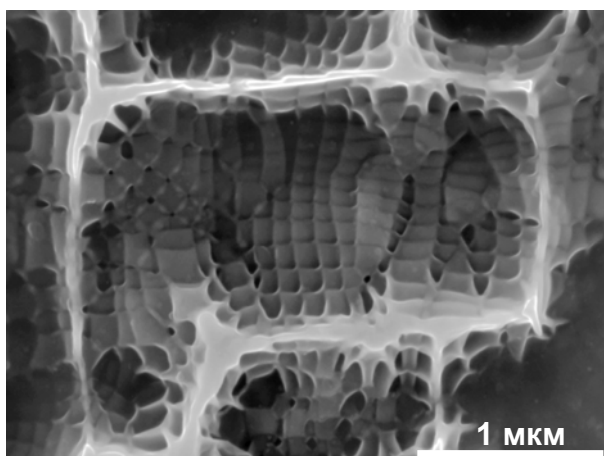


Рис. 1. Межфазные дислокации в сплаве SRR99 после отжига 1100°C/300 час. SEM.

микроскопе (SEM), свободный от вышеуказанных недостатков. Данный метод был использован для исследования межфазных дислокаций в никелевых жаропрочных сплавах, упрочненных интерметаллидными выделениями γ' -фазы [1]. При охлаждении этих сплавов с высоких температур на межфазной границе γ/γ' образуется нанотопография [2], являющаяся отпечатком сеток межфазных дислокаций на поверхность межфазной границы. Данную нанотопографию можно наблюдать в SEM высокого разрешения если селективно вытравить γ' -фазу вплоть до межфазной

границы, см. рис. 1. С помощью метода SEM можно наблюдать большие площади поверхности образца, получать трехмерные изображения дислокационных сеток, определять плотность сеток и направление дислокационных отрезков. Метод отличается простотой и может быть использован для экспресс проверки когерентности межфазной границы. Недостатком метода является неоднозначность определения вектора Бюргерса. Поэтому при проведении детальных исследований дислокационной структуры предлагаемый SEM метод следует использовать в сочетании с ТЕМ.

1. Epishin A., Link T., Nolze G., SEM investigation of interfacial dislocations in nickel-base superalloys, *J. of Microscopy*, Vol. 228 (2007) p. 110.
2. Link T., Epishin A., Paulisch M., May T., Topography of semicoherent γ/γ' -interfaces in superalloys: Investigation of the formation mechanism, *Mater. Sci. Eng.*, Vol. A 528 (2011) p. 6225.

СТРУКТУРНАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ КОБАЛЬТОВОГО ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА, УПРОЧНЕННОГО ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМИ ВЫДЕЛЕНИЯМИ γ' -ФАЗЫ

Епишин А.И.¹, Петрушин Н.В.², Линк Т.¹, Нольце Г.³, Лощинин Ю.В.², Герштейн Г.⁴

¹Берлинский технический университет, Берлин, Германия,

²Всероссийский институт авиационных материалов (ВИАМ), Москва, Россия,

³Федеральный институт исследования и испытания материалов, Берлин, Германия,

⁴Университет Лейбница, Ганновер, Германия

alex_epishin@yahoo.de

В последние годы ведутся интенсивные исследования целью которых является разработка кобальтовых жаропрочных сплавов со структурой γ/γ' , подобной таковой никелевых жаропрочных сплавов. Предполагается, что эти сплавы могут быть использованы для изготовления ряда деталей газовых турбин, например, жаровых труб, дисков и крупногабаритных лопаток. Однако, принципиальной проблемой для промышленного использования этих сплавов является низкая термическая стабильность их микроструктуры, а именно, низкий γ' -солвус и деградация микроструктуры при длительных высокотемпературных выдержках. В настоящей работе исследовали структуру стабильность экспериментального кобальтового жаропрочного сплава, разработанного в ВИАМ. Сплав легирован следующими элементами Al, Ni, Mo, Ta, W и Re, и в исходном состоянии имеет двухфазную микроструктуру γ/γ' , см. рис. 1а. Температуры γ' -солвуса, солидуса и ликвидуса сплава, соответственно составляют 1005, 1389 и 1439°C.

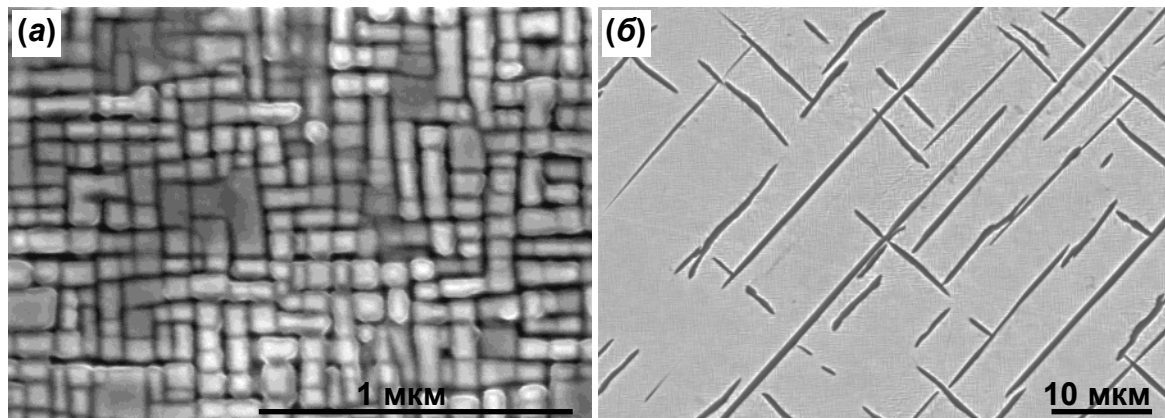


Рис. 1. Микроструктура исследованного кобальтового жаропрочного сплава. (а) исходное состояние, (б) после отжига 800°C/1000 часов. SEM.

Термическую стабильность микроструктуры сплава исследовали путем изотермических отжигов при температурах 700 и 800°C. После отжигов образцы исследовали методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии, а также измеряли микротвердость. Были получены кинетические зависимости огрубления упрочняющей γ' -фазы и изменения микротвердости при 700 и 800°C. Обнаружено, что в процессе отжига при 800°C происходит интенсивное выделение игольчатых частиц β -фазы со стехиометрией $\approx \text{Co}_5\text{Al}_3\text{Ni}_2$, см. рис. 1б.

ЛЕНТЫ-ПОДЛОЖКИ С ОСТРОЙ КУБИЧЕСКОЙ ТЕКСТУРОЙ ИЗ БИНАРНЫХ И ТРОЙНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ

Хлебникова Ю.В., Родионов Д.П., Гервасьева И.В., Суаридзе Т.Р., Егорова Л.Ю.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

Yulia_kh@imp.uran.ru

Сплавы медь–железо попали в сферу интересов создателей лент-подложек с кубической текстурой рекристаллизации в первую очередь потому, что на них может быть получена совершенная биаксиальная кубическая текстура, близкая к монокристалльной $\{100\}$. Использование железа в качестве легирующего элемента в медных сплавах связано также с упрочняющей способностью этой легирующей добавки. Практический интерес могут также представлять сплавы Cu–Cr, несмотря на крайне ограниченную растворимость хрома в меди. Эти сплавы обладают высокой электропроводностью, коррозионной стойкостью, кроме того, хром существенно повышает механические свойства медных сплавов. Учитывая, что в подложках из Cu–Ni сплавов достаточно успешно реализуется острая кубическая текстура во всем концентрационном интервале, появляется возможность создания тройных сплавов на Cu–Ni основе дополнительно легированных Fe или Cr.

В работе исследован процесс текстурообразования в лентах из бинарных Cu–Fe, Cu–Cr и тройных Cu–Ni–Fe, Cu–Ni–Cr сплавов с целью получения лент-подложек, используемых в пленочных многослойных композициях, в том числе и при создании сверхпроводников второго поколения. Проведен анализ степени совершенства кубической текстуры методом дифракции обратно отраженных электронов.

Для исследования были выплавлены бинарные сплавы Cu–Me и тройные сплавы Cu–Ni–Me на основе чистой, бескислородной меди 99.95%. Для выплавки лабораторных сплавов использовали никель чистотой 99.99%, другие легирующие элементы имели чистоту не ниже 99.94%. Все сплавы выплавлялись в алундовых тиглях в атмосфере аргона в вакуумной индукционной печи. Послековки и шлифовки получали заготовки для холодной прокатки. Холодную деформацию заготовок осуществляли до толщины 100–80 мкм (98.6–99%).

В бинарных сплавах Cu–1.2% Fe, Cu–1.6% Fe и Cu–0.4% Cr сплавах после соответствующих технологических процедур реализуется острая биаксиальная кубическая текстура рекристаллизации. Показана принципиальная возможность создания многокомпонентных сплавов на базе бинарного Cu–30% Ni, дополнительно легированного элементами, упрочняющими ГЦК-матрицу, такими как железо или хром. Определены оптимальные режимы отжига, позволяющие получить в сплавах CuMe и Cu30NiMe (Me=Fe или Cr) совершенную биаксиальную текстуру с содержанием кубических зерен $\{001\}\langle 100\rangle$ более 97%.

В лентах из сплавов меди с железом или хромом в процессе охлаждения после рекристаллизационного отжига происходит выделение дисперсных частиц, что способствует повышению механических свойств подложки. Оценка механических свойств текстурованных лент из исследованных бинарных и тройных медных сплавов демонстрирует превышение предела текучести текстурованной ленты из чистой меди в 2.5–4.5 раза.

Работа выполнена по программе РАН (тема «Структура», № гос. регистр. 01201064335), при частичной финансовой поддержке гранта № 12-П-2-1015 Программы Президиума РАН.

СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ А5083 ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ ПРЕССОВАНИИ

Петрова А.Н.¹, Бродова И. Г.¹, Астафьев В.В.¹, Шорохов Е.В.²,
Гранский А.А.², Насонов А.П.², Гаан К.В.², Веретенникова И.А.³

¹ *Институт физики металлов УрО РАН, Россия, г. Екатеринбург*

² *РФЯЦ-ВНИИТФ, Россия, г. Снежинск*

³ *Институт машиноведения УрО РАН*

petrovanastya@yahoo.com

Работа посвящена исследованию процессов структурообразования в алюминиевом сплаве системы Al–Mg–Mn – А5083 при высокоскоростной деформации сдвигом методом динамического канально-углового прессования (ДКУП). Важной характеристикой данной технологии является высокая (до 10^6 с⁻¹) скорость деформации образцов в режиме близком к простому сдвигу в условиях высокого давления. Влияние скорости деформации изучалось на серии образцов после одного цикла прессования. В этом эксперименте изменяли начальную скорость движения образца в каналах $V = 150, 300, 400$ м/с. Для исследования влияния накопленной деформации сравнивали структурные состояния образцов, полученных при фиксированной скорости $V = 250–300$ м/с после одного и двух циклов прессования.

Микроструктуру сплава исследовали с помощью световой оптики, просвечивающей (ПЭМ) и сканирующей электронной микроскопии. Рентгеноструктурный анализ проводили на дифрактометре ДРОН 3М в CuK α излучении. Твердость определяли по методике Оливера-Фарра при квазистатическом индентировании на приборе T1950 Triboindenter™

Электронно-микроскопические исследования показали, что в образцах после одного цикла прессования структура представляет собой микро-полосы сдвига, разделенные малоугловыми границами. Внутри полосы сдвига состоят из вытянутых слабоориентированных ячеек. Средний размер элементов субструктуры уменьшается в 8 раз по сравнению с исходным крупнокристаллическим сплавом. Средний размер кристаллитов составил 180, 240, 300 нм для $V = 150, 300, 400$ м/с, соответственно. Сильное уширение дифракционных пиков свидетельствует о высоком уровне внутренних напряжений.

В образце после двух циклов ДКУП при $V = 250$ м/с, формируется ультрамелкокристаллическая структура. Кольцевая дифракция отражает формирование структуры с большеугловыми границами между кристаллитами. Средний размер кристаллитов составляет 460 нм. Второй цикл прессования не приводит к увеличению внутренних напряжений, что может быть следствием частичного динамического возврата. Об этом можно судить по ПЭМ снимкам областей равновесной структуры с четко разрешающимися границами, с отсутствием контуров экстинкции и внутри свободные от дислокаций. Подобные результаты были получены на сплаве АМц (системы Al–Mn), где при $V = 300$ м/с после 4-х циклов активизируются релаксационные процессы – динамический возврат и динамическая рекристаллизация. Твердость сплава после ДКУП повышается в среднем на 47 %.

Работа выполнена при финансовой поддержке Программы фундаментальных исследований Президиума РАН (проект №12-П-2-1009) и гранта РФФИ для молодых ученых №14-02-31341.

СОПРОТИВЛЕНИЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОМУ ДЕФОРМИРОВАНИЮ И РАЗРУШЕНИЮ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ДИНАМИЧЕСКОГО КАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Бродова И.Г.¹, Петрова А.Н.¹, Разоренов С.В.^{2,3}, Шорохов Е.В.⁴

¹ Институт физики металлов УрО РАН, Россия, г. Екатеринбург,

² Институт проблем химической физики РАН, Россия, г. Черноголовка

³ Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Россия, г. Томск

⁴ РФЯЦ-ВНИИТФ, Россия, г. Снежинск

Целью данной работы является исследование влияния внутренней структуры поликристаллических алюминиевых сплавов на их сопротивление деформированию и разрушению при субмикросекундных длительностях нагрузки. Определены динамические пределы упругости, текучести и критические разрушающие напряжения (откольная прочность) при ударно-волновом нагружении алюминиевых сплавов А7, АМц и В95 в исходном крупнокристаллическом состоянии и после динамического канального углового прессования (ДКУП).

Метод ДКУП относится к методам высокоскоростной деформации и сочетает в себе воздействие ударных волн и механического сдвига [1]. При ДКУП образец продавливается в матрице с пересекающимися каналами за счет давления пороховых газов на поршень или за счет запасенной при разгоне кинетической энергии, при этом достигаются скорости деформации порядка 10^4 – 10^5 с⁻¹.

Все исходные крупнокристаллические образцы имели субзёрненную структуру с размером кристаллитов 2–2,5 мкм. Интенсивная пластическая деформация образцов методом ДКУП приводит к формированию смешанной субмикрокристаллической структуры со средним размером зерен-субзерен 200–650 нм.

Импульсы ударной нагрузки амплитудой до ~5 ГПа создавались в образцах толщиной ~2 мм при соударении с плоскими алюминиевыми ударниками, разогнанными с помощью взрывных устройств [2] до скорости 600–650 м/с. Толщина образцов примерно в 5 раз превышала толщину ударников. Скорость деформирования вещества перед разрушением в проведенных экспериментах составляла немного больше 10^5 с⁻¹. Характеристики процесса деформации и разрушения определяли из анализа профилей скорости свободной поверхности образцов, регистрируемых с помощью лазерного Допплеровского измерителя скорости “VISAR” с высокой точностью и временным разрешением [3].

Исследования показали, что уменьшение размера зерна приводит к увеличению динамического предела упругости и предела текучести примерно на 40% для всех исследованных алюминиевых сплавов. Откольная прочность субмикрокристаллических образцов сплава В95 уменьшается на 25 %, сплава А7 - на 7%, а сплав АМц демонстрирует большую, примерно на 7%, откольную прочность по сравнению с крупнокристаллическим состоянием.

Работа выполнена в рамках проекта РФФИ для молодых ученых №14-02-31341 мол_а и Программы Президиума РАН №12-П-2-1009.

1. Brodova I.G., Petrova A.N., Shirinkina I.G., Shorokhov E.V., Minaev I.V., Zhgilev I.N., Abramov A.V. Fragmentation of the structure in Al-based alloys upon high speed effect // Reviews on Advanced Materials Science. 2010. V. 25. №2. P. 128-135.
2. Г.И. Канель, С.В. Разоренов, А.В. Уткин, В.Е. Фортов. Ударно-волновые явления в конденсированных средах М.: «Янус-К» 1996 г. С. 408.

3. Barker L.M. and R.E.Hollenbach. Laser interferometer for measuring high velocities of any reflecting surface // J. Appl. Phys. 1972. V. 43(11). P. 4669-4675.

ПОЛУЧЕНИЕ СОЕДИНЕНИЙ $\text{Cu}_2\text{Sn}_3\text{S}_7$ И Cu_4SnS_4 В СРЕДЕ ЭТИЛЕНГЛИКОЛЯ

Гусейнов Г.М.

*Нахчыванское Отделение Национальной Академии Наук Азербайджана Институт
Природных Ресурсов, г. Нахчывань, Азербайджан*
qorxmazhuseynli@rambler.ru

Методами дифференциально-термического (ДТА), рентгенофазового (РФА) и микроструктурного (МСА) анализов исследованы условия получения, структура и свойства соединений $\text{Cu}_2\text{Sn}_3\text{S}_7$ и Cu_4SnS_4 .

В синтезе соединений $\text{Cu}_2\text{Sn}_3\text{S}_7$ и Cu_4SnS_4 в среде этиленгликоля в качестве исходных компонентов использовали хлорид меди (CuCl) и сульфид олова (SnS_2). Сначала SnCl_2 окислили до SnCl_4 в среде соляной кислоты пероксидом водорода, затем при взаимодействии SnCl_4 с $\text{CH}_3\text{CS}(\text{NH}_2)$ получили SnS_2 .

Для синтеза соединения $\text{Cu}_2\text{Sn}_3\text{S}_7$ перемешали CuCl с SnS_2 в среде этиленгликоля в мольных соотношениях, соответственно 4:7, а для синтеза соединения Cu_4SnS_4 использована смесь $\text{CuCl}/\text{SnS}_2=2:1$. Полученный осадок промыли с этанолом, затем высушили при 353 К в вакууме в течении 1 часа. Сначала провели микроструктурный анализ (НИТАСНИ ТМ3000) и установили, что синтезированные соединения находятся в наноструктурном состоянии. В зоне 5 мк размеры частиц изменяются в интервале 285–387 нм. В зависимости от концентрации компонентов и температуры получают частицы разных размеров и форм.

Методами ДТА и РФА была доказана индивидуальность полученных соединений.

Кристаллографические исследования образцов были проведены в рентгенодифрактометре 2D PHASER “Bruker” ($\text{Cu } K_\alpha$, 2θ , 20–80 град.). По данными РФА установлено, что при 423 К полученные соединения $\text{Cu}_2\text{Sn}_3\text{S}_7$ и Cu_4SnS_4 в основном находятся в аморфном состоянии. После термической обработки (500 ч. при 760 К) интенсивность дифракционных линий соединений $\text{Cu}_2\text{Sn}_3\text{S}_7$ и Cu_4SnS_4 согласуются с литературными данными [1, 2]. Соединение $\text{Cu}_2\text{Sn}_3\text{S}_7$ кристаллизуется в моноклинной структуре и параметры решетки составляют: $a = 12,59$; $b = 7,346$; $c = 12,801 \text{ \AA}$ и $\beta = 109,60^\circ$, а соединение Cu_4SnS_4 является в орторомбической: $a = 13,48$; $b = 7,67$; $c = 6,401 \text{ \AA}$.

По данными ДТА и РФА установлено, что соединение Cu_4SnS_4 разлагается выше 773 К и получается смесь состава $\text{Cu}_2\text{S}+\text{SnS}+\text{Cu}_2\text{SnS}_3+\text{Cu}_5\text{Sn}_2\text{S}_7$.

1. Wu. Daqing, R. Charles, Y. Knovles. Mineralogical magazine, 1986, v.50, p.323-325.
2. P.S. Jaulmes, J. River, P. Lruelle. Acta Crystallogr., 1977, B33, p.540-542/

О ФОРМИРОВАНИИ МНОГОУРОВНЕВЫХ СТРУКТУР В ДЕФОРМИРУЕМЫХ КРИСТАЛЛАХ

Хон Ю.А., Каминский П.П.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
Khon@ispms.tsc.ru

Образование многоуровневых структур является отличительной особенностью больших и мегапластических деформаций кристалла. Определяющую роль при этом играют недислокационные моды деформации (фрагментация [1], фазовые и структурные превращения [2], вязкая мода [3] и пр.) Эти особенности были выявлены в основном при экспериментальном исследовании пространственных размеров структур, наблюдаемых, как правило, в разгруженных образцах. Вопросы о физических причинах, механизмах возбуждения многоуровневых структур и недислокационных мод деформации в процессе деформации рассмотрены в меньшей степени. Предлагаемый доклад посвящен обсуждению указанных вопросов.

Прежде всего, деформируемый кристалл рассматривается как неравновесная система, в которой под действием внешней силы возбуждаются те степени свободы, которые обеспечивают требуемое граничными условиями и условиями деформирования изменение формы кристалла. Рассмотрены типы возбуждающихся степеней свободы и связанные с ними изменения структуры кристалла на разных стадиях деформации. В качестве количественных характеристик структурных образований выступают характерные времена и характерные длины. Последние определяют характерный размер образующихся структурных элементов.

Далее, обсуждаются механизмы формирования многоуровневых пространственно-временных структур, связанные с потерей устойчивости упруго деформированного состояния относительно возмущений различного типа. Получена система связанных нелинейных уравнений для амплитуд неустойчивых мод, описывающих кинетику динамической системы на произвольном числе масштабных уровней. Показано, что на каждом шаге деформирования кристалла его эволюция определяется всей совокупностью неустойчивых мод.

И, наконец, в качестве примера рассмотрен случай, когда деформация одноосным растяжением кристалла протекает за счет возбуждения трех неустойчивых мод. Рассмотрены различные сценарии эволюции такой системы. Показано, что в этом случае деформация кристалла протекает либо формированием пространственно-временных структур, наблюдаемых на стадиях I-III пластического течения, либо разрушением с самого начала неупругой деформации. В частности, при пластической деформации могут возбуждаться моды с длиной когерентности порядка межатомных расстояний, не связанные со сдвигом. Диффузия, фазовые превращения принадлежат к числу таких мод. Неудивительно поэтому, что при больших пластических деформациях роль таких недислокационных мод становится существенной, а в ряде случаев и определяющей.

1. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. – М.: Металлургия, 1986. – 224 с.
2. Глезер А.М., Метлов Л.С. Физика мегапластической (интенсивной) деформации твердых тел// ФТТ. – 2010. – Т. 52. – В. 6. – С. 1090-1097.
3. Альшиц В.И. Бережкова Г.В. О природе локализации пластической деформации в твердых телах// Физическая кристаллография. – М.: Наука, 1992. – С. 129-151.

НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫЕ УГЛЕРОДОСОДЕРЖАЩИЕ КОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ И МЕДИ

¹Ваганов В.Е., ²Евдокимов И.А., ¹ Решетняк В.В., ³Щетинин Ю.В.

¹ ФГБОУ ВПО «Владимирский государственный университет, г. Владимир.

² ФГБОУ ВПО Технологический институт сверхтвердых новых углеродных материалов, г. Троицк

³ ОАО «Конструкторское бюро химавтоматики, г. Воронеж

Одним из наиболее перспективных способов повышения свойств материалов и возможностью их регулирования в широком диапазоне является разработка и создание композиционных материалов (КМ), в том числе на металлической основе (МКМ), получаемые методами порошковой металлургии. К числу наиболее перспективных упрочняющих фаз МКМ относятся углеродные наноматериалы, обладающие уникальными свойствами.

В качестве матричных материалов использовали алюминий марки АД-0 и порошковую медь ПМС-1 (размер частиц до 63 мкм. Для получения МКМ в качестве упрочняющей фазы использовали: фуллерен C₆₀, многостенные углеродные нанотрубки (УНТ), ультрадисперсные наноалмазы (УДА), луковичные структуры – онионы (OLC) и природный графит марки ГСМ-2. Прессование образцов НКМ системы алюминий-наноуглерод осуществлялось на прессе с последующим спеканием при контролируемых температурах ниже температур образования карбидной фазы. Порошки на основе меди также консолидировали в матрицах одноосным прессованием и в газостате.

Исследование фазового состава порошков МКМ после МА проводилось с помощью методов структурно-фазового анализа. Согласно результатам исследований, фазовый состав получаемых порошков представляет собой совокупность нескольких фаз – чистая матрица, металлоуглеродные комплексы, аморфный углерод и структурный углерод. Данные спектроскопии комбинационного рассеяния говорят о том, что после МА произошла некоторая деструкция УНС, а так же их взаимодействие с матрицей.

Методами квантово-химического моделирования изучена природа формирующихся комплексов, рассчитаны энергии связей атомов металла с поверхностями различных углеродных наноструктур. Изучено влияние функциональных групп на поверхности УНС на их взаимодействие с атомами металлов.

На полученных консолидированных заготовках ММК определены механические свойства. Проанализированы структурные факторы обуславливающие повышение прочностных и пластических свойств, при введении в состав композита углеродных наноструктур.

Особенностью МКМ, упрочненных УНС, является то, что они служат не только упрочняющей фазой, но и влияют на процессы, протекающие в трибоконтакте, изменяя их характер. В условиях трения, при механическом воздействии контртела на образец КМ, УНС частично претерпевают деструкцию до отдельных углеродных кластеров, представляющих собой фрагменты, состоящие из нескольких графеновых слоев. Такие фрагменты могут работать как сухая смазка, снижая коэффициент трения и величину износа. Показано, что введение УНС в количестве 5–8 об % в металлическую матрицу снижает износ до 1,5 раз. Наибольший эффект снижения коэффициента трения и интенсивности изнашивания алюмоматричных КМ наблюдается при использовании фуллеренов C₆₀ и графита.

СМЕЩЕНИЕ СПЕКТРАЛЬНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ЦИКЛИРОВАНИИ ТЕРМОУПРУГИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА

Грязнов А.С., Плотников В.А Харламов И.В.

Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия

plotnikov@phys.asu.ru

Характерной особенностью частотного спектра сигналов акустической эмиссии при мартенситных превращениях является его дискретный вид, представляющий собой совокупность низкочастотных пиков спектральной плотности, расположенных в частотном диапазоне примерно 10–100 кГц [1]. Наибольший интерес представляет область от 78 до 96 кГц, где расположены пики спектра, которые можно связать с формированием резонансов в резонаторе (образце), линейный размер которого равен 16 мм. Линейный размер резонатора связан с длиной стоячей волны соотношением

$$2l = k\lambda, \quad (1)$$

где λ – длина стоячей волны, k – целые числа 1, 2 и тд.

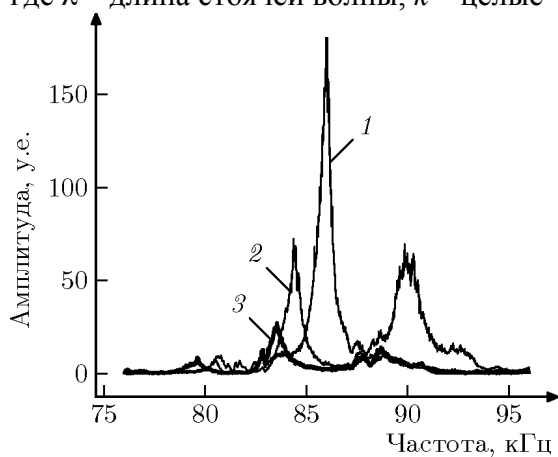


Рис. 1. Область спектра 78-96 кГц в 1-3 циклах мартенситных превращений (1,2,3 – номер спектра как функция цикла)

щениях, так и к появлению кристаллической мартенситной среды, характеризующейся низкими упругими модулями. Снижение объема мартенситных кристаллов, участвующих в прямом и обратном превращениях приводит к снижению плотности потока сигналов акустической эмиссии, а появление среды с низкими упругими модулями приводит к появлению колебательных мод в низкочастотной области.

Как следует из данных рис. 1, при циклировании мартенситных превращений наблюдается смещение пиков спектральной плотности в низкочастотную область и снижение амплитуды резонансных максимумов в этой области. Очевидно, смещение спектральной плотности сигналов акустической эмиссии обусловлено снижением скорости звука в никелиде титана в связи с аномальным снижением упругих модулей в интервале мартенситных превращений и действием фактора стабилизации мартенситной фазы в ходе фазового наклепа [2].

Фактор стабилизации мартенситной фазы приводит как к снижению объема кристаллов мартенситной фазы, участвующих в прямом и обратном мартенситных превращениях,

Список литературы

1. Спектральных характеристики сигналов акустической эмиссии при термоупругих мартенситных превращениях в никелиде титана / Харламов И.В., Грязнов А.С., Плотников В.А. // Международная конференция «Сплавы с эффектом памяти формы: свойства, технологии, перспективы». 26 -30 мая 2014 года. Витебск, Беларусь : материалы конференции / УО «ВГТУ» – Витебск, 2014 – С. 154-156.
2. Потекаев, А. И. Акустическая диссипация энергии при термоупругих мартенситных превращениях. / А. И. Потекаев, В. А. Плотников. — Томск: Из-во НТЛ. — 2004. — 196 с.

ВОЛНОВЫЕ ЭФФЕКТЫ КОРРЕЛЯЦИИ ЭЛЕМЕНТАРНЫХ ДЕФОРМАЦИОННЫХ АКТОВ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ АЛЮМИНИЯ

Плотников В.А., Макаров С.В.

Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия

Plotnikov@phys.asu.ru

В настоящее время не вызывает сомнения тот факт, что акустическая эмиссия является активным фактором, влияющим протекание структурных и фазовых превращений, например, на процессы пластической деформации. Установлено, что в условиях термомеханического нагружения на протяжении всего процесса нагрева наблюдается накопление деформации, сопровождающееся акустической эмиссией. Характерны два варианта накопления деформации – монотонное и скачкообразное и два варианта проявления акустической эмиссии – монотонный и импульсный (дискретный). Показано, что амплитуда акустического сигнала, может характеризовать корреляцию в ансамбле элементарных излучателей, то есть в ансамбле элементарных деформационных актов.

Анализ скачкообразной деформации и акустической эмиссии приводит к выводу об акустической активации, а главное синхронизации элементарных деформационных актов в макроскопическом масштабе. Макроскопический масштаб корреляции обусловлен волновой природой синхронизации элементарных актов в поле напряжений, формирующей слабоустойчивое состояние кристаллической решетки деформируемого материала. В этой связи определяющую роль играет интерференция волновых пакетов акустической эмиссии, приводящая к макроскопическому распределению критических колебательных смещений по естественным резонаторам в слабоустойчивой кристаллической среде.

Были получены спектры сигналов акустической эмиссии для монотонного и скачкообразного накопления деформации в ходе нагрева образца алюминия в условиях нагружения сдвиговой нагрузкой [1]. Характерной особенностью спектра для монотонной деформации является его дискретный вид, представляющий собой совокупность низкочастотных пиков спектральной плотности сигналов акустической эмиссии, расположенных в частотном диапазоне примерно 10–100 кГц. Для скачкообразной деформации характерной особенностью спектра является перераспределение спектральной плотности в частотную область 60–100 кГц.

Проведенный анализ низкочастотного спектра акустической эмиссии при высокотемпературной пластической деформации алюминия свидетельствует, что его дискретный вид обусловлен перераспределением колебательной энергии первичного акустического сигнала по резонансным колебаниям стоячих волн резонаторов. В слабоустойчивой кристаллической среде колебания стоячей волны активируют элементарные деформационные сдвиги в некотором объеме, связанном с длиной стоячей волны, определяющей макроскопический масштаб корреляции. В то же время коррелированные деформационные сдвиги генерируют акустические сигналы, отвечающие условию когерентности, в результате интерференции которых формируется единичный акустический сигнал аномально высокой амплитуды

1. Макаров С.В., Плотников В.А., Потекаев А.И. Спектральная плотность сигналов акустической эмиссии и макроскопическая корреляция деформационных актов в слабоустойчивом состоянии кристаллической решетки при высокотемпературном нагружении алюминия // Известия вузов. Физика. 2014. № 4. С.14-18.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕЛЕНИЯ ЛАТЕНТНЫХ ТРЕКОВ В ГЦК КРИСТАЛЛЕ УДАРНЫМИ ВОЛНАМИ С ПОСЛЕДУЮЩИМ ОБРАЗОВАНИЕМ КАПИЛЛЯРНОЙ СТРУКТУРЫ

Маркидонов А.В.¹, Старостенков М.Д.²

¹*Филиал Кузбасского государственного технического университета
в г. Новокузнецке, Россия*

²*Алтайский государственный технический университет, Барнаул, Россия
markidonov_artem@mail.ru*

Наиболее интересным из возможных результатов прохождения высокоэнергетического иона через твердое тело является образование латентного трека. Изучение подобного рода дефектов вызывает интерес в связи с тем, что материал, содержащий протяженные поры цилиндрической формы, может широко применяться при создании фильтров, детекторов, охлаждающих элементов в наноэлектронике и т.д. В результате травления матрицы по трекам кислотой (щелочью) размер пор увеличивается и уменьшается поверхностная пористость, что снижает разделительную способность будущей мембраны. Поэтому разработка новых методов получения трековых мембран является актуальной задачей.

Ранее авторами были получены результаты, свидетельствующие о том, что мощным инструментом, способным модифицировать дефектные структуры в кристаллах, являются высокоскоростные кооперативные атомные смещения. При радиационном облучении подобные смещения проявляются в виде ударных послекаскадных волн [1]. Цель настоящей работы – определить влияние ударных волн на структурные изменения латентных треков.

Рассматриваемые в работе явления отличает малый размер исследуемых областей, что затрудняет прямые наблюдения. Поэтому наиболее рациональным видится использование методов компьютерного моделирования. В качестве метода компьютерного моделирования был выбран метод молекулярной динамики. Исследование проводилось с помощью пакета МД-моделирования авторской разработки [2].

Компьютерные эксперименты показали, что в результате воздействия ударных волн наблюдалась зарождение сдвоенных тетраэдров дефектов упаковки. При этом стартовая температура расчетной ячейки была не достаточна для начала термоактивации данного процесса. При увеличении начальной скорости волны может наблюдаться отщепление части вакансий от «родительской» поры. Количество отщепляемых вакансий зависит от частоты генерации волн. Кроме этого при определенных условиях возможно даже деление «родительской» поры на две изолированные друг от друга «дочерние» поры.

Таким образом, в результате прохождения ударных волн через кристаллическую матрицу возможно разделение цилиндрических пор, которыми могут являться скрытые треки, на более мелкие капилляры.

1. Овчинников В.В. Радиационно-динамические эффекты. Возможности формирования уникальных структурных состояний и свойств конденсированных сред // Успехи физических наук, 2008. - Т.178. - №9. - С.991-1001.
2. Маркидонов А.В., Яшин А.В., Чаплыгина А.А., Сеница Н.В. Моделирование распространения ударных волн в нанобъектах методом молекулярной динамики (ВОЛНА). Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2013661857 от 17.12.2013.

СПОСОБ ПРЕОБРАЗОВАНИЯ АМПЛИТУДЫ ПРЯМОЛИНЕЙНОГО ПЕРЕМЕЩЕНИЯ, ВЫЗВАННОГО ФОРМОИЗМЕНЕНИЕМ МАТЕРИАЛА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ПРИ БЕЗДИФФУЗИОННЫХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В БИМЕХАНИЧЕСКИХ СИСТЕМАХ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ

Остриков О. М., Острикова М. Я.

Учреждение образования «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого», г. Гомель, Республика Беларусь
ГНУ «Институт леса НАН Беларуси», г. Гомель, Республика Беларусь
omostrikov@mail.ru

Максимальная амплитуда линейного перемещения ферромагнитного сплава с памятью формы Ni_2MnGa составляет 12 %. Для использования данного материала в технических системах нового поколения этого может быть недостаточно. Поэтому целесообразна разработка таких устройств, которые позволяли бы увеличить амплитуду линейного перемещения, вызванного материалом с памятью формы.

На рисунке представлена схема одного из таких устройств рычажного типа.

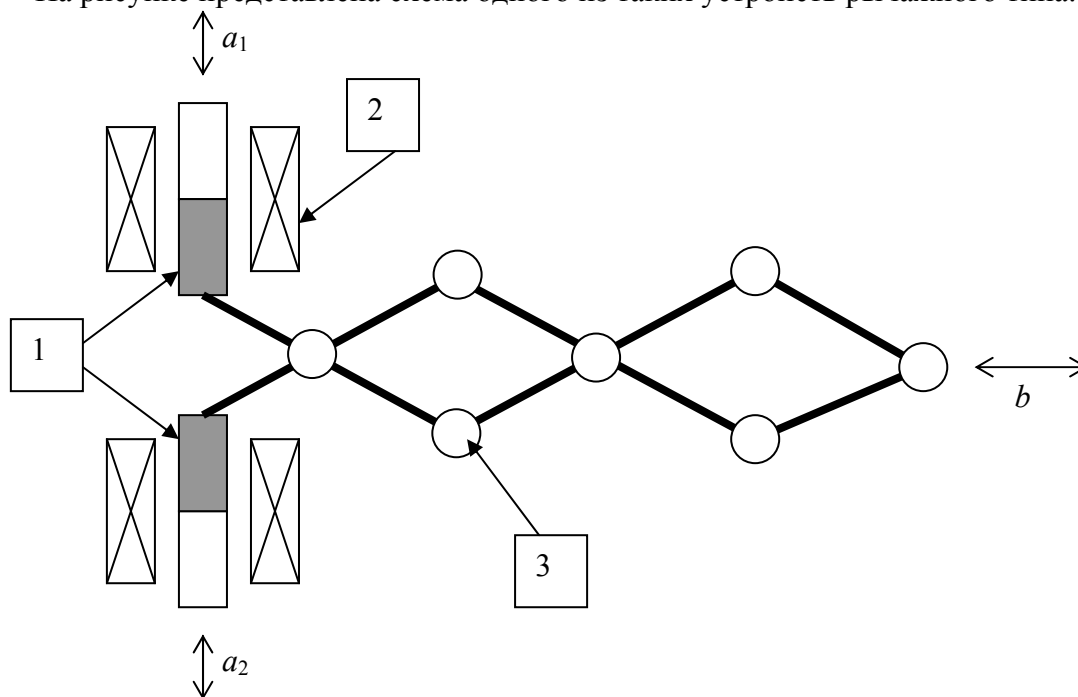


Схема устройства для увеличения амплитуды линейного перемещения, вызванного ферромагнитным материалом с эффектом памяти формы:
1 – ферромагнитный сплав с памятью формы; 2 – магнит; 3 – шарнир

С помощью данного устройства возможно преобразование амплитуды смещения, обусловленного изменением формы сплава Ni_2MnGa под действием магнитного поля, в соответствии с формулой: $b = k(a_1 + a_2)$, где b – преобразованная амплитуда; k – коэффициент преобразования амплитуды, зависящий от геометрических параметров элементов представленного на рисунке устройства; a_1 и a_2 – амплитуды перемещения сплавов с памятью формы.

Предлагается использование приведенного на рисунке амплитудного преобразователя в биомеханических системах нового поколения.

ОСОБЕННОСТИ ПОВЕДЕНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВА ТИТАН-ЖЕЛЕЗО В ДВУХФАЗНОЙ ОБЛАСТИ ($\alpha+\beta$) ФАЗОВОЙ ДИАГРАММЫ

Горнакова А.С., Страумал Б.Б.

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

Целью данной работы было исследовать поведение микроструктуры сплава титан-железо в двухфазной области ($\alpha + \beta$). Для исследования микроструктуры методом индукционного плавления в вакууме были приготовлены двухкомпонентные сплавы Ti–1 вес.% Fe, Ti–2.8 вес.% Fe, Ti–4.3 вес.% Fe, Ti–6.5 вес.% Fe и Ti–9 вес.% Fe. Из полученных стержней были нарезаны шайбы толщиной 3 мм. Затем поликристаллические образцы запаивались в кварцевые ампулы ($P = 4 \cdot 10^{-4}$ Па) и отжигались в двухфазной области ($\alpha + \beta$) фазовой диаграммы Ti–Fe. Температуры отжига: 595, 655, 695, 735 и 815°C, продолжительность отжига не менее 720 часов. После закалки в воду микроструктуру поликристаллических образцов исследовали с помощью оптического и сканирующего электронного микроскопов.

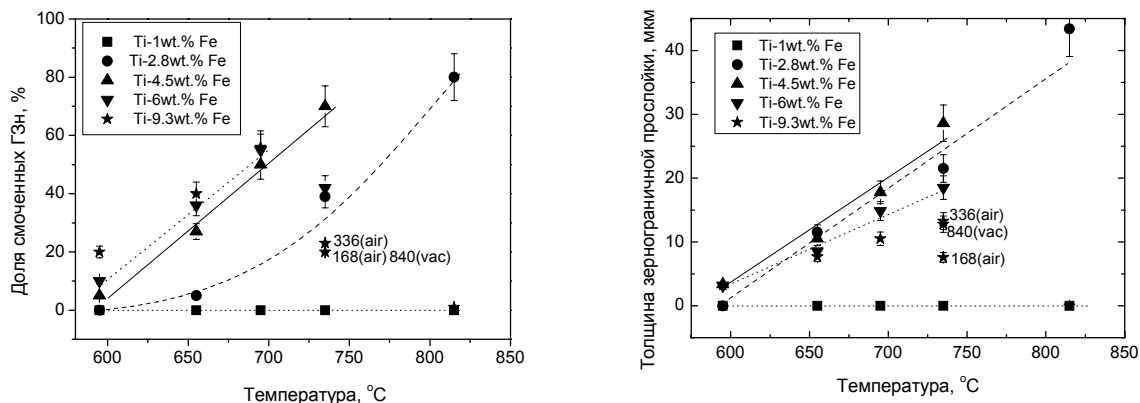


Рис. 1. Температурные зависимости: (а) доли смоченных границ зерен ($\beta\text{Ti, Fe}/\beta\text{Ti, Fe}$) фазой (αTi); (б) толщины зернограничной прослойки (αTi).

На рис. 1 представлены температурные зависимости: (а) доли смоченных границ зерен ($\beta\text{Ti, Fe}/\beta\text{Ti, Fe}$) фазой (αTi) и (б) толщины зернограничной прослойки (αTi). Обозначения: 168(air) – продолжительность отжига 168 часов на воздухе (336(air) и 840(vac) по аналогии).

Результаты: 1. Во всех исследованных сплавах Ti–Fe было обнаружено зернограничное смачивание. 2. Мы показали, что чем больше доля второй фазы, тем ниже температура, при которой появляются первые смоченные ГЗн. 3. Экспериментально показали на сплаве Ti–9 масс.% Fe, что доля смоченных границ зерен не зависит от атмосферы, в которой происходит отжиг (в вакууме или на воздухе), а так же не зависит от продолжительности отжига (не менее 168 часов). 4. Толщина зернограничной прослойки растет с температурой отжига, заметная разница между 168 и 336 часами отжига, но более продолжительный отжиг существенного результата не дает (840 часов).

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 12-03-00894).

ИССЛЕДОВАНИЕ РОСТА ЗЕРНОГРАНИЧНОЙ ПРОСЛОЙКИ (α Ti) ИЗ ПЕРЕСЫЩЕННОГО ТВЕРДОГО РАСТВОРА (β Ti) В СПЛАВАХ Co-Ti

Горнакова А.С., Страумал Б.Б., Прокофьев С.И.

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

Образование зернограничных (ЗГ) прослоек второй фазы сильно влияет на механические свойства многофазных материалов и, в частности, сплавов на основе титана, которые часто подвергаются закалке и старению для достижения высокой механической прочности. В данной работе исследовался рост ЗГ прослоек в сплавах Ti-Co.

Методом индукционного плавления в вакууме были приготовлены сплавы Ti-2 вес.% Co и Ti-4 вес.% Co. Из слитков были нарезаны шайбы толщиной 3 мм, которые запаивались в кварцевые ампулы, откачивались ($4 \cdot 10^{-4}$ Па) и отжигались в области (α Ti) + (β Ti) при температурах 690, 720, 750, 780 и 810°C, в течение 720, 720, 816, 864 и 720 часов, соответственно, после чего закаливались в воде. На приготовленных шлифах с помощью оптической микроскопии, сканирующей электронной микроскопии, электронно-зондового рентгеновского микроанализа и рентгеновской диффрактометрии исследовалась микроструктура и ее фазовый состав. Вдоль границ зерен, присутствовавших в (β Ti) матрице во время отжига, были обнаружены прослойки (α Ti), рис. 1. На всех образцах определялись средняя толщина ЗГ прослойки и средний размер зерна.

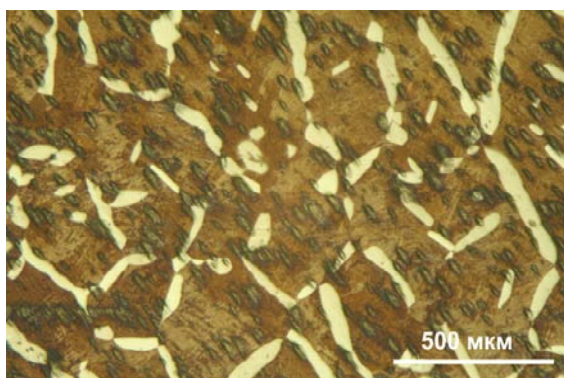


Рис. 1. Микроструктура сплава Ti-4 вес.% Co, отожженного при температуре 780°C

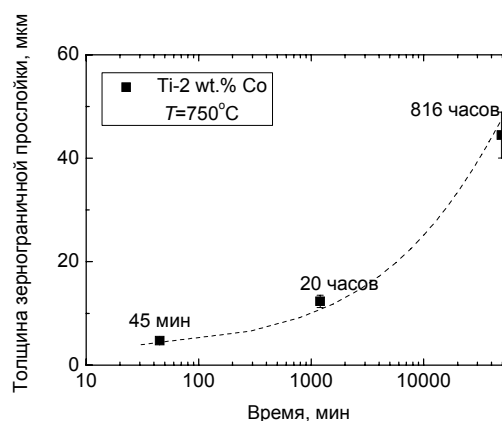


Рис. 2. Кинетика роста ЗГ прослойки (α Ti) в сплаве Ti-2 вес.% Co при температуре 750°C

Для изучения кинетики роста прослоек (α Ti) на сплаве 2 вес. % Co были проведены два дополнительных отжига при 750°C продолжительностью 45 минут и 20 часов. Полученная кинетическая зависимость приведена на Рис. 2.

В рамках модели, предполагающей гетерогенное зарождение ЗГ прослойки (α Ti) фазы на границе сферического зерна, дано математическое описание ее последующего диффузионно-контролируемого роста, что позволило определить из экспериментальных данных температурную зависимость средних коэффициентов взаимной диффузии сплавов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 12-03-00894).

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ НА УСТАЛОСТНУЮ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ И ИХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Острижная А.С., Почивалов Ю.И., Панин В.Е.

*НИТПУ, ИФПМ СО РАН, г. Томск, Россия,
nasO@mail2000.ru*

Одним из главных требований, предъявляемых к конструкционным материалам, авиационной техники является обеспечение высоких значений их усталостной прочности и долговечности. Особую значимость это требование имеет применительно к сварным соединениям. Сварной шов, как сильная структурная неоднородность, является протяженным концентратором напряжений. При внешнем нагружении он генерирует в зоны термического влияния ассиметричные мезополосы пластической деформации, что обуславливает появление ротационных мод пластической деформации. Под их воздействием на поверхности сварного соединения образуются трещины критических размеров. Их рост и дальнейшее распространение приводит к разрушению всей конструкции. Высокой скорости распространения трещины способствуют и значительные растягивающие напряжения, которые формируются в сварном шве и зонах термического влияния при охлаждении конструкций после сварки.

Традиционно для повышения усталостной прочности сварных соединений применяют дополнительные виды механической обработки: обработку дробью, обкатку роликом и другие. Исследования последних лет показали, что наноструктурирование поверхностных слоев сварных соединений по эффективности в разы превосходит все традиционные виды их обработки. Формирование наноструктурированного слоя с высокими механическими свойствами и высокой демпфирующей способностью на поверхности сварных соединений позволяет диспергировать концентраторы напряжений по всей зоне сварного соединения. Это предотвращает опасную локализацию пластической деформации в зоне термического влияния. Тем самым резко повышается критическое напряжение для зарождения трещины.

В настоящей работе исследовано влияние наноструктурирования поверхностных слоев методом ультразвукового пластического деформирования на структуру и механические свойства сварных соединений ВТ18У, ВТ23, ВТ8-1, титанового сплава ВТ1-0 и ВТ6. Показано, что в поверхностном слое сварного соединения в результате наноструктурирования поверхностного слоя формируется градиентная, сильно неравновесная структура с плотностью дефектов, монотонно снижающейся с увеличением расстояния от поверхности вглубь материала. Непосредственно у поверхности в слое толщиной 7-10 мкм обнаружена наноструктура с размером зерна 50-90 нм и высокими внутренними напряжениями. Под слоем наноструктуры до глубины 20-30 мкм наблюдаются полосовые дислокационные структуры. Полосовые структуры переходят в области с высокой плотностью дислокаций, которая уменьшается с увеличением расстояния от поверхности образца и на глубине 200-250 мкм становится сопоставимой с плотностью дислокаций исходного материала.

Наноструктурирование поверхностных слоев оказалось очень эффективным для повышения усталостных характеристик сварных соединений высокопрочных сплавов авиационного назначения и обеспечило повышение усталостной долговечности сварных соединений титанового сплава ВТ 18У более, чем в десять раз, сварных соединений титанового сплава ВТ8-1 - более, чем в 2,5-7,5 раз, титановых сплавов ВТ6 в 1,4-раза.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДВИЖЕНИЯ ФРОНТА ДИФфуЗИОННОЙ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Красильников В.В.¹, Савотченко С.Е.²

¹ Белгородский государственный национальный исследовательский университет,
Белгород, РФ,
kras@bsu.edu.ru

² Белгородский институт развития образования, Белгород, РФ,
savotchenko@hotbox.ru

Одной из важнейших задач материаловедения и физики твёрдого тела является создание новых материалов и управление процессом формирования их структуры и свойств. Широкие возможности в этом направлении открываются в использовании современных методов модифицирования уже существующих материалов. Процесс взаимодействия потоков частиц с различными материалами изучен достаточно хорошо, но некоторые частные вопросы, касающиеся эволюции кристаллической субструктуры и развития рекристаллизации поликристаллических материалов и роли в этих процессах диффузии, в частности, зернограничной, требуют дополнительного изучения.

К настоящему времени существует много теоретических моделей зернограничной диффузии и рекристаллизации. Однако, в известных моделях зернограничная диффузия не рассматривается с учетом движения фронта рекристаллизации.

В данной работе предложены новые модели, учитывающие как конечную ширину диффузионной границы зерен, так и движение фронта рекристаллизации, а также влияние внешнего потока частиц. Сформулированные модели представляют собой согласованные начально-краевые задачи, одна из которых является задачей с подвижной границей, с краевым условием стефановского типа на подвижной границе, а другая – задачей на полуоси. Для поставленных начально-краевых задач получены решения в явном аналитическом виде, которые описывают распределения концентрации примесей, диффундирующих с поверхностного покрытия, как в границе зерна, так и в самих зернах. В аналитическом виде указаны закон и скорость движения фронта рекристаллизации, которые согласуются с наблюдаемыми в экспериментах видами соответствующих кинетических зависимостей. Следует отметить, что предложенные в данной работе модели дают качественное согласие с экспериментальной зависимостью глубины рекристаллизованного слоя при достаточно больших временах.

В рамках сформулированных моделей показано, что скорость фронта рекристаллизации возрастает с увеличением интенсивности потока примесей с поверхности, а также она убывает с увеличением среднего размера рекристаллизованных зерен. На характер изменений скорости рекристаллизации существенно влияет соотношение между коэффициентами зернограничной диффузии примесей в рекристаллизованной области и перед фронтом рекристаллизации. Через физические параметры микроструктуры определен коэффициент пропорциональности в условии стефановского типа, описывающего скачок градиента зернограничной концентрации примесей в районе фронта рекристаллизации. Установлено, что закон движения фронта рекристаллизации определяется такими эмпирическими параметрами, как средний размер рекристаллизованных зерен, скачок средней концентрации примесей в зоне фронта и долей стационарных границ зерен.

МЕХАНИЗМ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В СПЛАВАХ С ДВОЙНИКОВАННЫМ МАРТЕНСИТОМ

Гундырев В.М., Зельдович В.И.

*Институт физики металлов, Екатеринбург, Россия,
zeldovich@imp.uran.ru*

Деформация формы F при мартенситном превращении (МП) может быть представлена как $F = PB$, где B – деформация решетки аустенита в решетку мартенсита, P – деформация мартенсита при инвариантной решетке. В феноменологической теории мартенситных превращений (ФТМП) [1] исходят из того, что реальную однородную деформацию решетки при МП можно разложить на «чистую» деформацию («pure» distortion) и вращение. Поэтому деформация формы F представлена как $F = RPB_1$, где B_1 – чистая деформация решетки, которая рассчитывается из параметров решеток аустенита и мартенсита, R – вращение мартенситной пластины. R и P находят расчетным путем из условия существования плоскости габитуса у мартенситной пластины, при заданном механизме деформации мартенсита. Далее определяются все кристаллографические характеристики МП: плоскость габитуса, ориентационные соотношения, направление и величина макросдвига. Таким образом получается, что для описания МП достаточно знать параметры исходной и конечной решеток и механизм деформации мартенсита. Реального механизма деформации решетки знать не обязательно.

Однако ФТМП можно использовать не только для определения кристаллографических параметров МП, но и для оценки реальности предлагаемых механизмов деформации решетки при МП, если вместо чистой деформации использовать предлагаемые модели деформации решетки при МП. Наиболее реальная модель потребует минимального вращения R . Впервые такая работа была выполнена нами на никелиде титана [2]. В дальнейшем аналогичные расчеты были выполнены для МП ГЦК→ОЦК в железоникелевом сплаве с двойникованным мартенситом [3] и для МП ГЦК→ОЦТ в высокоуглеродистой стали [4]. Общим для всех трех анализируемых МП является образование двойникованного мартенсита. Выяснилось, что для каждого случая [2–4] наиболее реалистичной является одна и та же модель однородной деформации решетки при МП, состоящая из двух этапов. На первом этапе происходит сдвиг по плоскости, совпадающей с плоскостью двойникового в решетке аустенита, в направлении, параллельном направлению двойникового. Этот сдвиг при ГЦК→ОЦК превращении в железе совпадает с основным сдвигом в двухсдвиговой схеме Курдюмова-Закса [5]. На втором этапе происходит чистая деформация, главные оси которой совпадают с направлением сдвига, с нормалью к плоскости сдвига и с поперечным направлением.

Работа выполнена по плану РАН (тема «Структура» № г. р. 01.2.006 13392), в рамках Программы УрО РАН 12-У-2-1022.

1. Wechsler M.S., Lieberman D.S., Read T.A. On the Theory of the Formation of Martensite // Trans. AIME. 1953. V.197. P.1503.
2. Гундырев В.М., Зельдович В.И. Известия РАН. Серия физическая. 2012. Т.76. №1. С.24-27.
3. Гундырев В.М., Зельдович В.И. Известия РАН. Серия физическая. 2013. Т.77. №11. С.1638-1643.
4. Гундырев В.М., Зельдович В.И. ФММ. 2014. Т.115. № 9.
5. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. М. Наука. 1977. 238 с.

ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ ПОД ВЛИЯНИЕМ РАСТЯЖЕНИЯ С ТОКОМ

Столяров В.В.

Институт машиноведения им. Благонравова РАН, Москва, Россия
vlstol@mail.ru

Известно, что совместное действие деформации и тока приводит к явлению снижения приложенных напряжений, называемому электропластическим эффектом (ЭПЭ). Феноменология ЭПЭ полно исследована в моно и традиционных поликристаллических металлах, однако слабо изучена в современных сплавах. Особый интерес представляет влияние на ЭПЭ таких структурных факторов как размер зерен, плотность дислокаций, фазовый состав. В работе делается попытка восполнить этот пробел демонстрацией экспериментальных данных, полученных при деформации растяжением в условиях введения импульсного тока в материалах с разной микроструктурой (аморфных, нанокристаллических), а также в сплавах с памятью формы, испытывающих мартенситные превращения.

Исследуемыми материалами были: технически чистый титан ВТ1-0, сплавы с памятью формы на основе TiNi в аустенитном ($Ti_{49,3}Ni_{50,7}$) и мартенситном ($Ti_{50}Ni_{50}$) состояниях, с крупнозернистой (до 50 мкм), нанокристаллической (менее 100 нм) структурой. Кроме того, исследовались быстрозакаленные сплавы (БЗС) ($Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$, $Fe_{75}Ni_5B_{20}$ и $Fe_{85}B_{15}$, $Fe_{78}Si_{13}B_9$) с аморфной структурой. Образцы сплавов подвергались растяжению без тока и с импульсным током с различной плотностью и длительностью.

Обнаружено, что в кристаллических сплавах на диаграммах растяжения присутствуют связанные с ЭПЭ скачки напряжения вниз (рис. 1а), амплитуда которых уменьшается с уменьшением размера зерен, а в аморфном состоянии даже полностью исчезает (рис. 1б). Кристаллизация аморфных БЗС вызывает восстановление скачков напряжения (рис. 1в).

В аустенитном сплаве с ЭПФ образующийся при растяжении мартенсит при пропуске тока переходит в аустенит, чем вызывает повышение напряжений течения и способствует появлению скачков напряжения вверх (рис. 1 в).

Обсуждается роль фазового состояния в соотношении ЭПЭ и ЭПФ в аморфных и кристаллических сплавах.

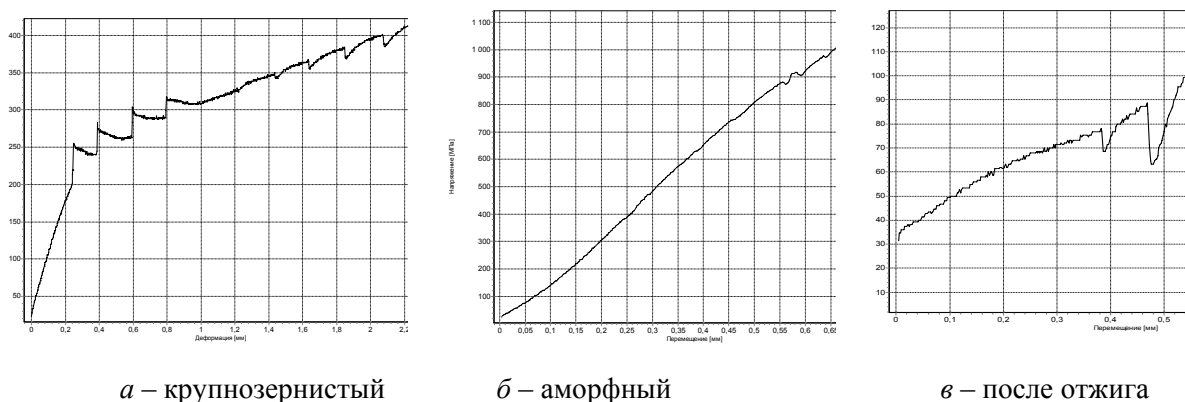


Рис.1. Вид диаграмм растяжения с током в кристаллическом $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ (а) и БЗС $TiNiCu$ (б, в)

СРАВНЕНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ЛЕГКИХ СПЛАВОВ ПРИ НАГРЕВЕ И ДЕФОРМАЦИИ

Абросимова Г.Е., Аронин А.С.

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

Методами рентгенографии и просвечивающей электронной микроскопии исследована эволюция структура легких аморфных сплавов при термическом и деформационном воздействии. Аморфные сплавы системы Al–Ni–RE (RE = Y, Gd, La) получены скоростной закалкой расплава в виде лент, нагрев образцов осуществлялся со скоростью 20 К/мин, деформация – многократной прокаткой или кручением под давлением. Деформация обоими методами проводилась при комнатной температуре. Образцы для электронной микроскопии готовились ионным утонением.

Согласно данным дифференциальной сканирующей калориметрии, кристаллизация морфной фазы во всех исследованных сплавах происходит в несколько стадий, структура образцов исследовалась после нагрева до температур, соответствующих началу, вершине и концу первого пика на термограммах. После окончания первой стадии кристаллизации образцы содержат нанокристаллы алюминия и оставшуюся аморфную фазу. Аналогичная структура (аморфная фаза + нанокристаллы алюминия) наблюдается после деформации кручением. В образцах, подвергнутых деформации многократной прокаткой, образования нанокристаллов не наблюдалось, однако прокатка приводит к появлению в аморфной фазе областей неоднородности электронной плотности, т.е. образованию областей, различающихся по химическому составу. Анализ структуры образцов после нагрева до температур, указанных выше, и деформации кручением под давлением, показал, что и при этих обработках образование нанокристаллов алюминия сопровождается изменением структуры аморфной фазы и появлению различающихся по составу областей.

При исследовании структуры частично-кристаллических образцов обнаружен ряд закономерностей, характерных для всех исследованных систем:

- с увеличением степени деформации доля нанокристаллической фазы возрастает, причем это увеличение наиболее быстро происходит на самых ранних этапах деформации;
- размер нанокристаллов в деформированных образцах существенно меньше, чем в образцах после нагрева (например, для сплава с гадолинием размер нанокристаллов составляет 9 и 26 нм, соответственно);
- доля нанокристаллической фазы после деформации больше, чем после нагрева до температуры окончания первой стадии кристаллизации.

Кроме того, размер нанокристаллов и доля нанокристаллической фазы зависят от типа редкоземельного компонента.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ (грант № 12-02-00537 и 13-02-00232).

ВЛИЯНИЕ НИТРАТА НАТРИЯ НА ЛЮМИНЕСЦЕНЦИЮ СУЛЬФАТА ТЕРБИЯ ПРИ МЕХАНОАКТИВАЦИИ

Тухбатуллин А. А., Шарипов Г. Л.

ФГБУН Институт нефтехимии и катализа РАН, Уфа, Россия,
glus@anrb.ru

Во время механолюминесценции (МЛ, свечения, возникающего при механодеструкции твердых веществ) сульфата тербия в спектре наблюдается совместное излучение газовой (эмиттер N_2) и твердотельной (эмиттер Tb^{3+}) компонент [1, 2]. В этих работах также показано, что при механодеструкции неорганических солей лантанидов в атмосфере одноатомных и многоатомных газов имеет место активация или тушение МЛ этими газами, к тому же в спектре наблюдаются линии некоторых газов. В свою очередь в литературе до настоящего времени не было данных о влиянии на МЛ различных твердотельных добавок, что позволило бы более подробно разобраться с механизмами возникновения свечения во время механодеструкции твердых веществ. В связи с этим было проведено исследование МЛ механической смеси нитрата натрия и сульфата тербия.

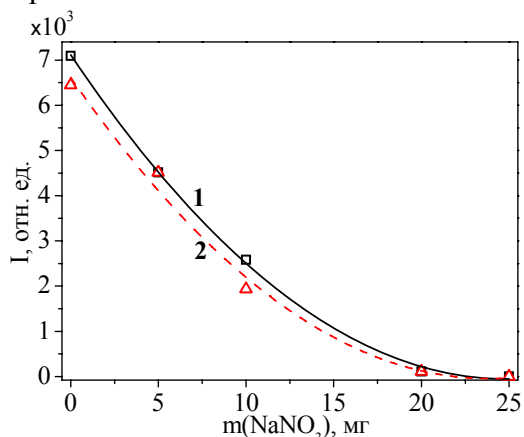


Рис. 1. Зависимость интенсивностей газовой (1) и твердотельной (2) компонент МЛ $Tb_2(SO_4)_3 \cdot 8H_2O$ (200 мг) при добавлении $NaNO_3$.

На рис.1 приведены кривые тушения газовой и твердотельной компонент МЛ в механической смеси сульфата тербия и нитрата натрия. При соотношении сульфата тербия к нитрату натрия 20 к 1 интенсивность как твердотельной, так и газовой компонент МЛ уменьшается в 2 раза, практически полное подавление МЛ наблюдается при соотношении 8 к 1. На фотолюминесценцию (ФЛ) сульфата тербия нитрат натрия практически не влияет. Следует отметить, что во время механодеструкции солей нитрата тербия МЛ не наблюдается [1]. Однако, интенсивности ФЛ нитрата и сульфата тербия при возбуждении в области 365 нм сравнимы, что свидетельствует об отсутствии истинного

тушения люминесценции иона Tb^{3+} анионом NO_3^- . Так как электрическая теория возникновения свечения при деструкции лежит в основе МЛ, можно предположить, что действие нитрата натрия связано с электрофизическими свойствами смеси солей. По-видимому, при добавлении нитрата натрия происходит снижение электропроводности и величины накапливаемого на поверхности сульфата тербия эффективного заряда. Далее, спад скорости эмиссии электронов приводит к уменьшению заселения возбужденных состояний центров люминесценции в сульфате тербия – иона Tb^{3+} , следствием этого является уменьшение выхода свечения.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (гранты № 14-02-97015, № 14-02-31019)

1. G.L. Sharipov, et. al. // Prot. Met. Phys. Chem. Surf. 2011, V. 47, p. 13.
2. А.А. Тухбатуллин и др. // Опт. и спектр. 2014, Т. 116, с. 40.

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ В ДИФФЕРЕНЦИРОВАННО ЗАКАЛЕННЫХ РЕЛЬСАХ

Громов В.Е.¹, Иванов Ю.Ф.^{2,3}, Алсараева К. В.¹, Морозов К.В.¹, Коновалов С.В.¹

¹ Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,
gromov@physics.sibsiu.ru

² Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск,
Россия, yufi55@mail.ru

³ Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия,

Цель настоящей работы – анализ структуры, фазового состава и дефектной субструктуры образцов рельсов ДТ350 из стали типа Э76ХФ, подвергнутых дифференцированной закалке сжатым воздухом. Исследование структуры, дефектной субструктуры и фазового состава осуществляли методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии (ПЭМ) тонких фольг в слоях, расположенных на поверхности катания и на расстоянии 2 мм и 10 мм от поверхности, вдоль двух направлений: катания по центральной оси и на выкружке.

Методами ПЭМ установлено, что структура исследуемой стали, независимо от расстояния исследуемого слоя до поверхности катания, представлена зернами перлита пластинчатой морфологии, зернами структурно свободного феррита (зернами феррита, не содержащими в объеме частиц карбидной фазы) и зернами феррита, в объеме которых наблюдаются частицы цементита (зерна феррито-карбидной смеси) преимущественно в виде коротких пластинок и частиц глобулярной формы. Относительное содержание выявленных типов структуры зависит от глубины залегания исследуемых слоев. Просматривается некоторая закономерность в изменении структуры стали в зависимости от расположения анализируемого слоя. А именно, независимо от расстояния до поверхности катания на выкружке доля зерен пластинчатого перлита ниже, а зерен феррито-карбидной смеси выше, чем на центральной оси. На глубине ~10 мм эти различия в структуре стали нивелируются. Следовательно, процессы фазовых превращений, имеющие место при дифференцированной закалке, протекают по несколько различающимся термокинетическим диаграммам относительно объема стали по центральной оси и на выкружке.

Особенностью структуры на выкружке является присутствие в слое толщиной ~2 мм наноразмерных (5...10 нм) частиц карбидной фазы, выявленных исключительно в ферритных пластинах перлитных колоний. Этот факт указывает на повторный распад твердого раствора на основе α -железа, имеющий место после формирования перлитной структуры. Отсутствие подобных наноразмерных частиц в структуре стали на центральной оси свидетельствует о более высокой скорости охлаждения поверхностного слоя выкружки.

Ферритная составляющая структуры стали (зерна структурно свободного феррита, ферритная составляющая зерен перлита и зерен феррито-карбидной смеси) дефектна. Методами ПЭМ выявлена дислокационная субструктура в виде хаотически распределенных дислокаций и сетчатая дислокационная субструктуры. Скалярная плотность дислокаций в исследуемой стали изменяется в пределах от $4 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ до $5,5 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$. При этом в зернах феррито-карбидной смеси величина скалярной плотности дислокаций несколько выше, чем в ферритной составляющей зерен перлита не зависимо от расположения (по центральной оси или на выкружке) и расстояния исследуемого слоя от поверхности катания.

О ЛОКАЛИЗОВАННЫХ КОЛЕБАНИЯХ АТОМОВ В КРИСТАЛЛЕ Pt₃Al

Захаров П.В.¹, Старостенков М.Д.², Медведев Н.Н.², Ерёмин А.М.¹

¹Алтайская государственная академия образования имени В.М. Шукшина,
Бийск, Россия

²Алтайский государственный технический университет имени И.И. Ползунова,
Бийск, Россия, zakharovpv1@rambler.ru

Проблемы локализованных состояний в различных кристаллах изучается довольно давно. В середине прошлого века активно изучались возбуждения, носителями которых являлись точечные дефекты, например, атомы замещения. В данный момент локализованные колебания активно изучаются многими исследователями, но вектор исследований сместился в направлении возможности локализации колебаний в бездефектных кристаллах. Такие локализованные колебания называются дискретными бризерами (ДБ) [1].

Возможность локализации энергии в бездефектных дискретных упорядоченных структурах, которая впервые предсказана авторами работы [2], получила экспериментальное подтверждение. Дискретные бризеры были обнаружены в различных областях: в нелинейной оптике, джозефсоновских сверхпроводящих контактах, в аниферромагнетиках. Экспериментальные доказательства существования ДБ в кристалле NaI в состоянии теплового равновесия было получено в США в 2009 г. [3]. Отметим, что существование ДБ в этом кристалле было предсказано методом молекулярной динамики [4]. Возможность возбуждения ДБ в трехмерном кристалле со структурой NaCl исследовалась методом молекулярной динамики в работах [5,6].

В тоже время в работе [7] отмечается, что наличие мод с частотами, лежащими в щели плотности фононных состояний биатомных кристаллов, не является признаком спонтанного возбуждения ДБ. К тому же в реальных кристаллах в состоянии термодинамического равновесия даже при низких температурах возможно наличие большого количества дефектов в виде межузельных атомов, дислокаций, вакансий.

Изучение методом молекулярной динамики взаимодействия нелинейных локализованных мод с единичными вакансиями и их комплексами в кристалле Pt₃Al выявило ряд особенностей. Вакансионные комплексы оказывают существенное влияние на нелинейные локализованные моды в случае близкого к ним расположения. Воздействие проявляется в разрушение высокоамплитудных локализованных колебаний с последующим рассеиванием энергии по кристаллу. Однако стоит отметить, что в процессе деградации колебаний большой амплитуды, рассеивание преимущественно происходит в подрешетку Al, где энергии остается локализованной за счет наличия запрещенной зоны в фононном спектре кристалла Pt₃Al в течение продолжительного времени.

1. Flach, S., Gorbach A.V. Discrete breathers advancer in theory and application // Phys. Rep. - 2008. - 467. - P. 1 - 116.
2. Sievers A.J., Takeno S. Intrinsic Localized Modes in Anharmonic Crystals // Phys. Rev. Lett. - 1988. - v. 61. - № 8. - P. 970 - 973.
3. Manley M.E., Sievers A.J., Lynn J.W., Kiselev S.A., Agladze N.I., Chen Y., Llobet A., Alatas A. Intrinsic Localized Modes Observed in the High Temperature Vibrational Spectrum of NaI // Phys. Rev. - 2009, B 79 (13), 134304.
4. Kiselev S.A., Sievers A.J. Phys. Rev. - 1997, B 55, 5755.
5. Eisenberg H.S., Silberberg Y., Morandotti R., Boyd R. and Aitchison J.S. Discrete Spatial Solitons in Waveguide Arrays // Phys. Rev. Lett. - 1998. - V.81. - P. 3383.
6. Kivshar Yu.S., Agrawal G.P. Optical solitons // Academic Press. Amsterdam. - 2003. - 540 p.
7. Medvedev N.N., Starostenkov M.D. and Manley M.E. Energy Localization on the sublattice of Pt₃Al with L₁ order // Journal of Applied Physics. - 2013. - V.114. - P. 213506(4).

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ В ВЫСОКОЛЕГИРОВАННОЙ ТРИП – СТАЛИ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ И ЦИКЛИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ

Терентьев В.Ф., Слизов А.К., Просвирнин Д.В., Сиротинкин В.П., Ашмарин А.А.

ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия,
fatig@mail.ru

Исследования проводились на холоднодеформированных тонколистовых образцах (толщина 0,28 мм, рабочая часть 20x7 мм) из трип – стали ВНС 9-Ш (0,22С; 15Сг; 5,2Ni; 0,29Мо; 1,0Mn; 0,6Si; 0,05N; 0,01S; 0,015P, вес.%). Испытания на статическое растяжение проводились на сервогидравлической машине Инстрон 8801 (максимальная нагрузка 10 т) при скорости деформирования в интервале от $8,3 \cdot 10^{-5} \text{с}^{-1}$ до $25 \cdot 10^{-3} \text{с}^{-1}$ (от 0,1 до 30 мм /мин). Испытания на усталость осуществлялись при повторном растяжении (при постоянном $\sigma_{\min} = 100 \text{ МПа}$) с применением настольной механической машины Instron Electropuls E 3000 с частотой нагружения 40Гц. Рентгенофазовый анализ образцов из трип – стали проводили на вертикальном рентгеновском дифрактометре «SIMADZU» XRD-6000 в монохроматизированном Cu – излучении. Также использовался рентгеновский дифрактометр «Ultima IV» фирмы Rigaku (Япония). На рис. 1 и 2 представлены основные результаты исследования.

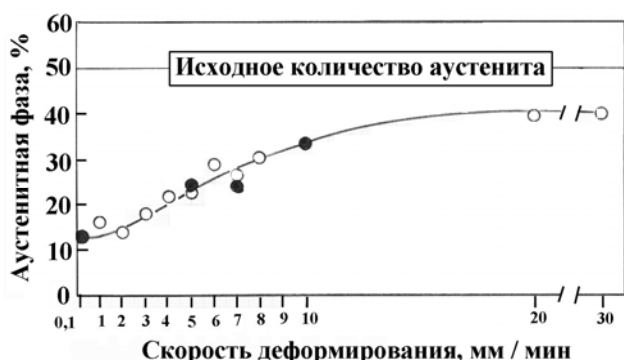


Рис. 1. Влияние скорости деформирования при статическом растяжении на количество аустенита в трип – стали ВНС 9 – Ш: светлые кружочки, результаты, полученные на аппарате «SIMADZU» XRD-6000, а черные – Rigaku



Рис. 2. Изменение содержания мартенсита в зависимости от уровня максимального циклического напряжения; при напряжении 700 МПа экспериментальная точка определялась по двум образцам

Видно, что с увеличением скорости деформирования количество аустенита в структуре стали ВНС 9-Ш непрерывно увеличивается. В условиях циклического деформирования наблюдается сложная зависимость изменения фазового состава стали, связанная с наличием периодов зарождения и распространения трещин (Терентьев В.Ф., Бецофен С.Я., Кораблева С.А. Терентьев В.Ф., Слизов А.К., Ашмарин А.А. Анализ структурных изменений трип – стали ВНС 9 – Ш при циклическом деформировании // Деформация и разрушение материалов, 2013, № 6, С. 16 – 20).

ПО ПУТИ СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ СТРУКТУРНО-МЕХАНИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ЭВТЕКТОИДНОЙ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНОЙ СТАЛИ

Барахтин Б.К., Варгасов Н.Р.* , Пташник А.В., Федосеев М.Л.

*ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей»,
СПб ГПУ, Санкт-Петербург, Россия

В условиях интенсивного роста объемов грузоперевозок не вызывает сомнений актуальность проблемы обеспечения транспортной системы сталью для нужд железных дорог.

Целью представленной работы является сопоставительный анализ структурно-обусловленных механических свойств рельсовых сталей разного химического состава, образцы которых подвергались горячему сжатию по режимам, имитирующим термомеханическую обработку реального производства.

Имитация производственных режимов осуществлялась на образцах из рельсовой стали марки К76Ф (Р65) и опытной стали (ОП) с измененным составом микролегирования. Производилось сжатие образцов в интервале температур 800 – 1200 °С со скоростями от 10 до 10⁻³ с⁻¹. После образцы охлаждались со скоростью 1 °С/с путем обдува струей инертного газа.

О кинетике структурно-фазовых превращений судили по виду термокинетических диаграмм, которые строились по данным дилатометрии для одинаковых условий нагрева и охлаждения образцов. Вид термокинетических диаграмм показал, что в исследованных сталях структурно-фазовые превращения однотипны и завершаются формированием ферритно-перлитного структурного состояния в массивах равноосных зерен размером 20±10 мкм (8 балл по шкалам ГОСТ 5639). В зависимостях от скорости охлаждения в образцах стали ОП обнаружена более широкая область бейнитной реакции, обусловленная, большим содержанием углерода. В стали Р65 на границах некоторых зерен замечены тонкие прослойки феррита.

Механические свойства сталей оценивались по диаграммам σ – ϵ , которые автоматически строились в истинных координатах по мере деформирования образцов до деформации $\epsilon=0,3$. По результатам механических испытаний зафиксировано, что сталь ОП характеризуется большим сопротивлением сжатию, чем сталь Р65, при всех температурах испытания.

Особенности, выявленные в диаграммах σ – ϵ , позволяют предположить, что кинетика изменения сопротивления деформации обусловлена отличиями во вкладах механизмов упрочнения с участием микролегирующих добавок в стали, если в стали ОП наиболее вероятно упрочнение выделениями на основе хрома и ванадия, то в стали Р65 упрочнителем является только ванадий.

Структурные исследования выполненные с применением современных методов световой и электронной сканирующей микроскопии показали что, после деформации стали Р65 в зернах зафиксирована большая доля малоугловых границ, характерная для нестабильной структуры на стадии активной фрагментации. В структуре стали ОП доминируют границы с разориентировками 20-30 градусов, типичными в зернах после динамической рекристаллизации и полигонизации.

По результатам исследования сформулированы следующие выводы:

1) Для нужд железнодорожного транспорта стали ОП, содержащие до 0,8% углерода и модифицированные ванадием в количестве не более 0,03%, обладают лучшим комплексом прочностных свойств по сравнению со сталями распространенной марки К76Ф (Р65).

2) Изготовление рельсов по технологии ТМО при $T = 1000$ °С и $\dot{\epsilon} = 1$ с⁻¹ позволяет в стали ОП сформировать равноосную мелкозернистую динамически рекристаллизованную и полигонизованную стабильную структуру.

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ФОЛЬГАХ СПЛАВА ПАЛЛАДИЙ –ИНДИЙ-РУТЕНИЙ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ВОДОРОДА

Акимова О.В., Авдюхина В.М., Левин И.С

*Физический факультет МГУ им. М. В. Ломоносова, Ленинские горы,
Москва, Россия.*

Методами рентгеноструктурного анализа проведено исследование фольги сплава Pd–5.3ат.%In–0.5ат.%Ru, полученной в ИМЕТ РАН. Фольги данного состава хорошо зарекомендовали себя при извлечении водорода высокой степени чистоты из продуктов плазмохимического пиролиза метана, однако работа фольг приводила к изменению их прочностных характеристик[1]

Изучались контрольный образец, не подвергавшийся гидрированию и образец, который насыщался водородом дважды. Первый раз – в ИМЕТ РАН, где фольга работала в качестве диффузионного фильтра при определении ее водородопроницаемости [2], второй – в нашей лаборатории электролитическим методом [3]. Дифракционные линии контрольного образца были узкими. В соответствии с тем, как второй (рабочий) образец помещался в установку для определения водородопроницаемости фольги, в образце различали сторону, в которую входил водород, называемую стороной насыщения («А»), противоположную ей – стороной «В».

Результаты эксперимента свидетельствуют об увеличении диффузионной подвижности атомов индия в результате воздействия водорода и о их немонотонном перемещении преимущественно из глубины образца к поверхности с обеих сторон фольги.

Для двух состояний длительной релаксации установлено существенное увеличение уширения (β) дифракционных максимумов, более сильно выраженное со стороны «А». Определено, что для данного сплава этот эффект вызван возрастанием ширины функции распределения атомов индия по концентрации. Для определения вида распределения в фольге легирующего компонента применена методика моделирования дифракционных максимумов[4]. Получено хорошее согласие смоделированных дифракционных кривых с экспериментальными.

Для состояния длительной релаксации после электролитического гидрирования выявлены фазы чистого палладия, концентрация вакансий в которых составляет от 1 до 6%.

Выявленные изменения фазового состава фольги могут влиять на водородопроницаемость мембраны и ее прочностные характеристики.

1. Г.С. Бурханов, Н.Л. Кореновский, Н.Е. Ключева, А.В. Гусев, Р.А. Корнев// Перспективные материалы, № 3, с. 62-67 (2007).
2. Г.С. Бурханов Н.Б. Горина, Н.Б. Кольчугина, Н.Р. Рошан // Рос. Хим. Журнал (Ж. Рос. хим. об-ва им. Д.И. Менделеева) т. L, №4, с.36 (2006).
3. В.М Авдюхина., Г.П Ревкевич., О.В Акимова., И.С. Левин // Металлы., № 4. с. 50-53. (2011)
4. О.В Акимова, В.М [Авдюхина](#), И.С. [Левин](#), Г.П. [Ревкевич](#) // Сборник докладов научной конференции «Ломоносовские чтения», секция физика, физический факультет МГУ, с.34-37.(2014)

ФАЗООБРАЗОВАНИЕ В СИСТЕМЕ $\text{EuGa}_2\text{S}_4\text{-LaGaS}_3$

Мамедов А.Н., Бахтиярлы И.Б., Курбанова Р.Д., Исмаилова Э.Н.

*Институт Химических Проблем им. акад. М.Ф. Нагиева НАНА
Азербайджан, г.Баку,
asif.mammadov.47@mail.ru*

Система $\text{EuGa}_2\text{S}_4\text{-LaGaS}_3$ является частично квазибинарным разрезом тройной системы $\text{La}_2\text{S}_3\text{-Ga}_2\text{S}_3\text{-EuS}$. В системе $\text{EuGa}_2\text{S}_4\text{-LaGaS}_3$ образуется одно конгруэнтно-плавящееся ($T_{\text{пл}} = 1290$ К) соединение переменного состава. При стехиометрическом составе соединение имеет формулу $\text{EuLaGa}_3\text{S}_7$.

Максимальная область гомогенности $44.5\div 55.5$ моль% LaGaS_3 имеет место в температурном интервале $700\text{--}1200$ К. При комнатной температуре область гомогенности сужается и находится в пределе $47.5\div 52.5$ моль LaGaS_3 .

Полученное соединение кристаллизуется в тетрагональной сингонии пр.гр. $P\bar{4}2_1mc$ параметрами $a = 9,51$; $c = 6,17\text{\AA}$ $z = 2$. Методом МСА установлено, что образец соединения имеет однофазную структуру, микротвердость равен 2620 МПа, плотность $4,4$ г/см³.

Сведения для термодинамических функций соединения $\text{EuLaGa}_3\text{S}_7$ отсутствуют. Энтропия этого соединения рассчитана суммированием инкрементов [1]: $S_{298}^0(\text{EuLaGa}_3\text{S}_7) = S_{298}^0(\text{Eu}^{+2}) + S_{298}^0(\text{La}^{+3}) + 3S_{298}^0(\text{Ga}^{+3}) + S_{298}^0(\text{S}^{-2}) = 417$ Дж/(моль·К), где $S_{298}^0(\text{Eu}^{+2}) = 75.7$, $S_{298}^0(\text{La}^{+3}) = 52.8$, $S_{298}^0(\text{Ga}^{+3}) = 49.35$, $S_{298}^0(\text{S}^{-2}) = 20.0$ Дж/(моль·К).

Энтропия образования $\Delta S_{298}^0(\text{EuLaGa}_3\text{S}_7) = -67.6$ Дж/(моль·К). Энтальпия образования $\text{EuLaGa}_3\text{S}_7$ определена на основании энтальпии образования двойных соединений с учетом отклонения от аддитивности: $\Delta H_{298}^0(\text{EuLaGa}_3\text{S}_7) = \Delta H_{298}^0(\text{EuS}) + 0,5 \Delta H_{298}^0(\text{La}_2\text{S}_3) + 1,5 \Delta H_{298}^0(\text{Ga}_2\text{S}_3) + mA = -1908$ кДж/моль. m – число атомов в молекуле, A – отклонение от аддитивности. Для сульфидов $A = -12$ кДж.

Свободная энергия образования вычислена по уравнению Гиббса-Гельмгольца:

$$\Delta G_{298}^0(\text{EuLaGa}_3\text{S}_7) = \Delta H_{298}^0(\text{EuLaGa}_3\text{S}_7) - 298 \Delta S_{298}^0(\text{EuLaGa}_3\text{S}_7) = -1888 \text{ кДж/моль.}$$

Температурная зависимость свободной энергии образования (кДж/моль) соединения, вычисленная по уравнению Гиббса-Гельмгольца, имеет вид:

$$\Delta G_T^0(\text{EuLaGa}_3\text{S}_7) = -1908 + 67.6T \cdot 10^{-3} - 18.5 \cdot 10^{-3} T [\ln(T/298 + 298/T) - 1]$$

Термодинамические функции образования $\text{EuLaGa}_3\text{S}_7$, а также других фаз области гомогенности соединения характеризуются достаточно высокими отрицательными значениями, что свидетельствует о силе химической связи между атомами серы и металлов в кристаллических решетках соединения.

В работе также изучена кинетика кристаллизации соединения $\text{EuLaGa}_3\text{S}_7$ переменного состава. При определенной скорости охлаждения стехиометрического состава соединения $\text{EuLaGa}_3\text{S}_7$ обнаружено явление когерентного выделения слоистых доменов с чередующимся составом твердых растворов с модуляцией состава с макроскопическими периодами. Это объясняется тем, что твердые растворы, помимо химической свободной энергии, обладают и упругой свободной энергией.

1. Бахтиярлы И.Б., Курбанова Р.Д., Мамедов А.Н. и др. Х Межд. Курнаков.сов. по физ.-хим. анализу, т. 2, Самара 2013, т.2, с. 239-243

СТРОЕНИЕ ПО ГЛУБИНЕ ИЗНОСОСТОЙКОЙ НАПЛАВКИ, ПОЛУЧЕННОЙ ЭЛЕКТРОДУГОВЫМ МЕТОДОМ НА СТАЛИ

Райков С.В.¹, Капралов Е.В.¹, Соснин К.В.¹, Ващук Е.С.¹, Будовских Е.А.¹,
Иванов Ю.Ф.^{2,3}, Громов В.Е.¹

¹ Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк, Россия, gromov@physics.sibsiu.ru

² Институт сильноточной электроники Сибирского отделения Российской академии наук (ИСЭ СО РАН), г. Томск, Россия;

³ Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Национальный исследовательский Томский политехнический университет»
yufi55@mail.ru

Целью работы явился анализ структуры и фазового состава наплавки, сформированной на низкоуглеродистой слаболегированной стали сварочным методом.

В качестве материала исследования использовали сталь Хардокс 400. В качестве материала исследования использовали сталь Хардокс 400, элементный состав которой приведен в таблице 1. На поверхности стали сварочным методом формировали толстые (до 10 мм) наплавочные слои. Элементный состав сварочной проволоки, использованной для формирования наплавленного слоя, приведен в таблице 1. Наплавку проводили в среде защитного газа состава Ar 82 %, CO₂ 18 % при сварочном токе 250...300 А и напряжением на дуге 30...35 В.

Таблица 1. – Химический состав наплавки (остальное Fe, вес. %)

Химический элемент	C	Si	Mn	P	N	B	S	Mo	Cr	Nb
Сталь Hardox 400	0,18	0,70	1,6	0,01	0,004	0,025	0,01	0,25	-----	
Сварочная проволока SK A 70-G	2,6	0,6	1,7	-----	-----	2,2	-----	-----	14,8	4,7

Исследования структуры и фазового состава наплавленного слоя осуществляли методами сканирующей (прибор Philips SEM-515 с микроанализатором EDAX ECON IV) и просвечивающей (прибор ЭМ-125) электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа (дифрактометр ДРОН-7).

Сформированная на низкоуглеродистой слаболегированной стали Hardox 400, является многофазным материалом и представлена зернами твердого раствора на основе α -железа, субмикро- и наноразмерными частицами карбидов железа (Fe₃C), ниобия (NbC) и хрома (Cr₃C₂, Cr₇C₃), боридов железа (FeB, Fe₃B), боросилицидов железа (B(Fe, Si)₃) и карбоборидов хрома (Cr₇BC₄). Следует ожидать, что формирование субмикро- и наноразмерной структуры кристаллизации α -фазы и выделение большого объема (~40%) высокопрочных частиц карбидных и боридных фаз будет способствовать формированию высоких значений твердости и износостойкости системы «наплавка / сталь».

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 13-02-12009 офи_м, госзадания Минобрнауки 2708ГЗ.

МЕХАНИЗМ И КИНЕТИКА КРИСТАЛЛИЗАЦИИ СТАЛИ Р6М5

Ульшин В.И., Ульшин С.В.

Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича, Киев, Украина
ulshin@ipms.kiev.ua

Изучение первичной кристаллизации стали Р6М5 в высокотемпературном интервале перитектической кристаллизации позволило установить, что при кристаллизации в условиях резко отличающихся от равновесных, скорость охлаждения кристаллизующегося металла и перегрев над температурой ликвидуса становятся главными факторами управляющими процессом структурообразования.

Показано, что скорость охлаждения, являясь стимулом изменения знака термодинамической активности компонентов в неоднородном расплаве, при превышении 0,4 °С/с становится критической [1, 2]. В процессе протекания кристаллизации она определяет границу перехода между зонами с объемной и последовательной кристаллизацией ($L \rightarrow \delta$ и $L \rightarrow \gamma$), и границу смены механизма кристаллизации от диффузионного к бездиффузионному, и переход от стабильного равновесного состояния к метастабильному равновесию. При скорости охлаждения ниже 0,4 °С/с в процессе перитектической реакции ($L+\delta \rightarrow \gamma$) образуется аустенит перитектический вторичный, а при увеличении скорости охлаждения выше 0,4 °С/с непосредственно из переохлажденного расплава ($L \rightarrow \gamma$) образуется аустенит первичный. При больших скоростях охлаждения $\gg 10^3$ °С/с наблюдается раздельная кристаллизация двух первичных метастабильных твердых растворов $L \rightarrow \delta + \gamma$. Показано, что вопросы, связанные с изучением закономерностей первичной кристаллизации стали Р6М5 в каждой зоне отливки при больших и сверхбольших скоростях охлаждения, следует решать только с одновременным учетом всех взаимосвязанных основных условий [3].

Данные сравнения причин образования первичного и вторичного аустенита сведены в таблицу.

Основные условия кристаллизации	Характеристика причины образования аустенита		
	Вторичный	Первичный	
Термодин. состояние	Стабильное	Метастабильное	
Механизм кристалл.	Диффузионный	Бездиффузионный	
Характер кристаллиз. Скорость кристаллиз.	Объемная, ниже 0,4 °С/с ($L+\delta \rightarrow \gamma$)	Последовательн., 0,5 – 10 ³ °С/с ($L \rightarrow \gamma$)	Объемная, 10 ⁴ – 10 ⁷ °С/с ($L \rightarrow \delta + \gamma$)
Форма кристалла Морфология	Равноосная, крупная Дендритная	Столбчатая Дендритная	Равноосн. мелкая Ячеистая

1. Нижниковская П.Ф., Калинушкин Е.П., Аршава Е.В., Якушев О.С. Влияние скорости охлаждения на механизм и кинетику фазовых превращений при затвердевании W – Мо – быстрорежущих сталей. // МиТОМ. 1987. № 9. С. 7 – 11.
2. Калинушкин Е.П., Аршава Е.В., Якушев О.С. Влияние скорости охлаждения при кристаллизации порошковых быстрорежущих сталей на формирование их первичной структуры.// МиТОМ. 1987. № 9. С. 13 – 17.
3. Ульшин В.И., Лук'ячук В.В., Мінаков Н.В., Ульшин С.В., академік НАН України Фірстов С.О. Фази і стани в розплаві чавуну.// Доповіді Національної академії наук України, 2010, № 4, С. 103 – 108.

ОБ ИНТЕРФЕРЕНЦИОННЫХ ЭФФЕКТАХ ПРИ КОЛЕБАНИЯХ СОСЕДНИХ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СЕГМЕНТОВ

Батаронов И.Л., Дежин В.В.

Воронежский государственный технический университет, Воронеж, Россия
viktor.dezhin@mail.ru

В работе рассмотрены два смежных отрезка бесконечной прямолинейной дислокации, совершающие колебания под действием внешней силы. При этом смещение точек дислокационной линии $\xi(z, t) = 0$ при $z \in (-\infty, -L_1] \cup \{0\} \cup [L_2, \infty)$, где t – время, L_1 и L_2 – длины дислокационных сегментов, ось z расположена вдоль линии дислокации. Для решения задачи смещение дислокации представлялось в виде ряда с учетом условий закрепления:

$$\xi(z, \omega) = \sum_{n=1}^{\infty} Q_n^{(1)}(\omega) \varphi_n^{(1)}(z) \theta(L_1/2 - |z + L_1/2|) + \sum_{n=1}^{\infty} Q_n^{(2)}(\omega) \varphi_n^{(2)}(z) \theta(L_2/2 - |z - L_2/2|),$$

где ω – частота, $\theta(x)$ – функция Хевисайда, обозначение 1 относится к сегменту $[-L_1, 0]$, а обозначение 2 – к сегменту $[0, L_2]$. Получено уравнение колебаний двух смежных дислокационных сегментов

$$\sum_n \left[Q_n^{(1)}(\omega) \int_{-L_1}^0 dz' G_0(z - z', \omega) \varphi_n^{(1)}(z') + Q_n^{(2)}(\omega) \int_0^{L_2} dz' G_0(z - z', \omega) \varphi_n^{(2)}(z') \right] = f(z, \omega). \quad (1)$$

Здесь $f(z, \omega)$ – величина внешней силы на единицу длины дислокации. Уравнение (1) было умножено на $\varphi_m^{(1)}(z)$ и проинтегрировано по z в пределах $[-L_1, 0]$, а затем умножено на $\varphi_m^{(2)}(z)$ и проинтегрировано по z в пределах $[0, L_2]$. Получено равенство

$$\sum_{s=1}^2 \sum_n Q_n^{s'}(\omega) B_{mn}^{ss'}(\omega) = F_m^s(\omega) \quad (s = 1, 2),$$

где $B_{mn}^{ss'}$ – матричные элементы дислокационных осцилляторов, которые в случае $L_1 = L_2 = L$ запишутся следующим образом:

$$B_{mn}^{(1,1)} = B_{mn}^{(2,2)} = \frac{4\pi^2 mn}{L^3} \int_{-\infty}^{\infty} \frac{dq}{2\pi} G_0(q, \omega) \frac{1 - (-1)^m \cos qL}{\left[q^2 - (\pi m/L)^2 \right] \left[q^2 - (\pi n/L)^2 \right]}, \quad (2)$$

если m и n – одновременно четные или нечетные, в противном случае интеграл в (2) равен нулю;

$$B_{mn}^{(1,2)} = B_{mn}^{(2,1)} = -\frac{2\pi^2 mn}{L^3} \int_{-\infty}^{\infty} \frac{dq}{2\pi} G_0(q, \omega) \frac{1 - \left[(-1)^n + (-1)^m \right] \cos qL + (-1)^{m+n} \cos 2qL}{\left[q^2 - (\pi m/L)^2 \right] \left[q^2 - (\pi n/L)^2 \right]}. \quad (3)$$

Ненулевой результат расчетов (3) свидетельствует о наличии взаимодействия при колебаниях двух соседних дислокационных сегментов.

ИЗОТЕРМИЧЕСКАЯ КИНЕТИКА ПОЛИМОРФНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЯХ

Захаров В.В.¹, Чуканов Н.В.¹, Червонный А.Д.¹, Возчикова С.А.¹,
Корсунский Б.Л.¹, Калмыков П.И.²

¹ ИПХФ РАН, г. Черноголовка.

² ФГУП «ФНПЦ «Алтай»», г. Бийск, Россия

vzakh@icp.ac.ru

На протяжении ряда лет гексанитрогексаазаизовюрцитан (ГНИВ) служил моделью для изучения кинетики и механизмов полиморфных превращений (ПП) в энергоёмких соединениях. α - и ε -Модификации ГНИВ метастабильны при нормальных условиях, вследствие чего их ПП в низкоплотную γ -модификацию при нагревании являются необратимыми. Установлено, что ПП в ГНИВ, в зависимости от температуры, однородности и размеров кристаллов, могут протекать в одном из двух кинетических режимов – импульсном, или непрерывном [1].

В данной работе исследованы особенности кинетики обратимых ПП в изотермических условиях на примере мощного, но при этом относительно низкочувствительного ВВ 1,1-диамино-2,2-динитроэтилена (ДАДНЭ) и октогена, с применением методов дифференциальной изотермической и сканирующей калориметрии, а также инфракрасной спектроскопии.

Кинетика ПП в поликристаллическом ДАДНЭ протекает с индукционным периодом, величина которого уменьшается с ростом температуры. Скорость ПП $\alpha \rightarrow \beta$ в ДАДНЭ описывается кинетическим уравнением автокатализа 1-ого порядка $d\alpha/dt = k(1 - \alpha)(A + \alpha)$, где k – константа скорости, α – степень превращения, A – параметр. Полученные данные хорошо описываются уравнением Аррениуса ($r = 0.99$) в котором предэкспоненциальный множитель равен $10^{(13.45 \pm 1.05)} \text{ с}^{-1}$, а энергия активации составляет $110.2 \pm 7.6 \text{ кДж/моль}$.

Кинетика обратного ПП ($\beta \rightarrow \alpha$) в ДАДНЭ изучена методом ИК-спектроскопии. ПП $\beta \rightarrow \alpha$ протекает без самоускорения, и кинетика процесса хорошо описывается уравнением $\alpha = 1 - Ce^{-k_1 t} - (1 - C)e^{-k_2 t}$, где α – степень превращения, k_1 и k_2 – константы скорости двух параллельных процессов, протекающих по кинетическому закону первого порядка, C и $(1 - C)$ – доля α -ДАДНЭ, превращение которых происходит с константами скорости k_1 и k_2 соответственно. Интенсивное растирание образца приводит к значительному возрастанию константы скорости медленного процесса k_2 . Отсутствие макрокинетического периода индукции может объясняться либо предшествовавшим диспергированием кристаллов в результате прямого ПП, либо отсутствием стадии зародышеобразования при обратном ПП вследствие существования зародышей α -полиморфа в продукте ПП $\alpha \rightarrow \beta$.

Аналогичные закономерности обнаружены для обратимых ПП $\beta \leftrightarrow \delta$ в октогене: прямой ПП протекает с индукционным периодом, величина которого уменьшается с номером цикла нагрева-охлаждения, а обратный переход подчиняется кинетическому уравнению первого порядка. Обратный ПП в октогене протекает по кинетическому закону 1 порядка с константой скорости, равной $(1.68 \pm 0.01) \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ при температуре 121°C . Как и в случае необратимых ПП, процесс $\beta \rightarrow \delta$ в октогене может протекать как в импульсном, так и в непрерывном режимах.

1. Чуканов Н.В., Захаров В.В., Корсунский Б.Л. и др. // ЖФХ. 2009. Т.83. №1. С. 37.

РЕНТГЕНДОЗИМЕТРИЯ МОНОКРИСТАЛЛА AgGaS_2

Асадов М.М.¹, Мустафаева С.Н.²

¹Институт катализа и неорганической химии НАНА,
Баку, Азербайджан

²Институт физики НАНА, Баку,
mirasadov@gmail.com

Монокристаллы AgGaS_2 являются перспективными материалами для изготовления рентгенодетекторов, преобразователей лазерного излучения в среднем ИК-диапазоне, параметрических квантовых генераторов, предназначенных к применению в нелинейной оптике, спектроскопии, связи.

Целью данной работы являлось получение оптически однородных монокристаллов тиогаллата серебра AgGaS_2 , обеспечивающих высокую рентгеночувствительность. Соединение AgGaS_2 синтезировано из элементарных компонентов Ag (марки ОСЧ), Ga (квалификации 5N), S (марки “ОСЧ 15-3” ТУ 6-09-2546-77).

При синтезе исходные компоненты брали в стехиометрическом соотношении, соответствующем формуле $\text{Ag}_2\text{S} - 50.1-50.5$ мол.% и $\text{Ga}_2\text{S}_3 - 49.5-49.9$ мол.%. Синтез вещества проводили в горизонтальной печи, увеличивая температуру в ней со скоростью 50 К/ч до 1275 К. Реакция между компонентами проходила в течение 4 ч.

После синтеза ампулу с веществом переносили в двухзонную вертикальную печь для роста. Рост монокристаллов осуществляли методом Бриджмена–Стокбаргера. Температура плавления составляла $T_{\text{пл}} = 1272$ К. Тепловой режим поддерживали высокоточными регуляторами температуры ВРТ-3; градиент температуры на фронте кристаллизации в печи составлял 2 К/мм. Ампулу с расплавом вещества опускали вертикально и охлаждали со скоростью 0,5 мм/ч. После кристаллизации печь выключали и охлаждали вместе с образцом до комнатной температуры.

Рентгеновские исследования при комнатной температуре показали, что монокристаллы тиогаллата серебра на основе соединения AgGaS_2 ($\text{Ag}_2\text{S} - 50.1-50.5$ мол.% и $\text{Ga}_2\text{S}_3 - 49.5-49.9$ мол.%), кристаллизуются в структуре халькопирита с параметрами кристаллической решетки $a = 5.7571-5.7572$ Å, $c = 10.3110-10.3036$ Å, плотность $\rho_x = 4,58-4.56$ г/см³.

Показано, что коэффициент рентгеночувствительности (K) AgGaS_2 варьируется в пределах $1.3 \times 10^{-11} - 1.4 \times 10^{-10}$ (А·мин)/(В·Р) при эффективной жесткости излучения $V_a = 25-50$ кэВ мощностью дозы $E = 0.75-78.05$ Р/мин.

Установлено, что значение K увеличивается по мере увеличения дозы рентгеновского излучения. Из рентгенамперных характеристик монокристалла AgGaS_2 установлено, что зависимость стационарного рентгенотока от дозы рентгеновского излучения носит степенной характер: $\Delta I_{E,0} \sim E^\alpha$.

Обнаружено, что рентгенамперные характеристики AgGaS_2 по мере увеличения V_a стремились к линейности ($\alpha \rightarrow 1$), что позволяет рекомендовать полученные материалы для создания на их основе различного рода неохлаждаемых и практически безинерционных рентгенорегистрирующих приборов и устройств.

РОЛЬ ГИДРОСТАТИЧЕСКОГО НАПРЯЖЕНИЯ В ЧИСЛЕННОМ МОДЕЛИРОВАНИИ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ АНИЗОТРОПНЫХ СРЕД

Кривошеина М.Н.¹, Туч Е.В.¹, Кобенко С.В.², Козлова М.А.¹

¹*Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, Томск, Россия, marina_nkr@mail.ru*

²*Нижевартовский государственный университет, Нижневартовск, Россия*

При построении моделей для численного моделирования процессов деформирования анизотропных материалов очень важно как будет определено напряженное состояние материала в условиях его равномерного деформированного состояния. В области упругих деформаций возможно три варианта: нахождение зависимости компонент тензора полных напряжений от компонент полных деформаций, зависимости компонент шаровой части тензора напряжений от компонент шаровой части тензора деформаций или зависимости компонент квазিশаровой части тензора напряжений от компонент шаровой части тензора деформаций. В первом и третьем случаях неравномерность напряженного состояния анизотропного материала определяется анизотропией упругих характеристик материала, во втором – предполагается соответствие равномерного напряженного состояния анизотропного материала равномерному деформированному в области упругих деформаций. При моделировании пластических деформаций анизотропного материала возникает необходимость использования в модели уравнения состояния. В первом случае предполагают, что гидростатическому напряжению соответствует равномерное деформированное состояние, а других равномерному деформированному состоянию соответствуют квазিশаровые части тензора напряжений, полученные с помощью уравнения состояния и характеристик упругости и пластичности. В работах авторов Лукуанов А.А., Панов В. в качестве безопасного состояния, не приводящего к возникновению пластических деформаций, предлагается использовать обобщенное давление, как функцию от гидростатического напряжения и компонент тензора упругих постоянных или упругих податливостей. В качестве гидростатического напряжения при переходе от упругой деформации к пластической используют давление, полученное с помощью закона Гука, при пластической деформации – с помощью уравнения состояния. Тензор полных напряжений разлагают на обобщенное давление и девиатор напряжений, при этом тензор полных деформаций разлагают на шаровую и девиаторную части. В этих работах условие пластичности записано через обобщенные девиаторы напряжений, связанные с девиаторами деформаций. Тензор полных напряжений разлагается на 2 части, одна из которых отвечает только за объемную деформацию, а вторая – только за деформации сдвига. Для металлов и сплавов, характеризующихся анизотропией механических свойств, как правило, анизотропия упругих свойств менее выражена, чем анизотропия пластических и прочностных. В настоящей работе полагается, что равномерному напряженному состоянию соответствует равномерное деформированное состояние. Такое допущение возможно для материалов с невысокой степенью анизотропии. В работе показано совпадение конечных размеров цилиндров из анизотропного алюминиевого сплава 2024, полученных в натурном эксперименте [1] и численном расчете, что подтверждает правомерность такого допущения при численном моделировании ударного нагружения материалов, характеризующихся невысокой степенью анизотропии.

1. Vignjevic R., Djordjevic N., Panov V. Modelling of dynamic behavior of orthotropic metals including damage and failure. *International Journal of Plasticity*. №38. 2012. P.47–85

TRANSITION FROM INCOMPLETE TO COMPLETE WETTING IN Cu-In SYSTEM AND GRAIN BOUNDARY CHARACTER

Straumal A.B.^{1,2,3}, **Rodin A.O.**², **Yardley V. A.**¹, **Eggeler G.**¹

¹*Ruhr University Bochum, Bochum, Germany*

²*National University of Science and Technology «MISIS», Moscow, Russia*

³*Institute of Solid State Physics RAS, Chernogolovka, Russia*

Alexander.straumal@rub.de

This work describes the dependence of the liquid/solid grain boundary (GB) wetting phase transition on the GB character in the Cu-rich side of the Cu-In system. The investigation was done by means of a scanning electron microscope LEO 1530 VP with electron back scatter diffraction (EBSD) and back scatter (BSD) detectors.

The EBSD method allowed us to make spatially coupled crystallographic analyses of the polycrystalline sample surface showing the crystallographic orientation of each grain (Fig. 1). The orientation difference between the grains was measured to determine the character of the GB. The chosen EBSD measurement resolution is required to see thin twins but is not enough for examining of wetting structure on each GB. The BSD picture shows the In-rich wetting phase clearly due to strong phase contrast but does not show twin contrast. That is why the final data was calculated by correlation between the EBSD and the BSD picture (Fig. 2).

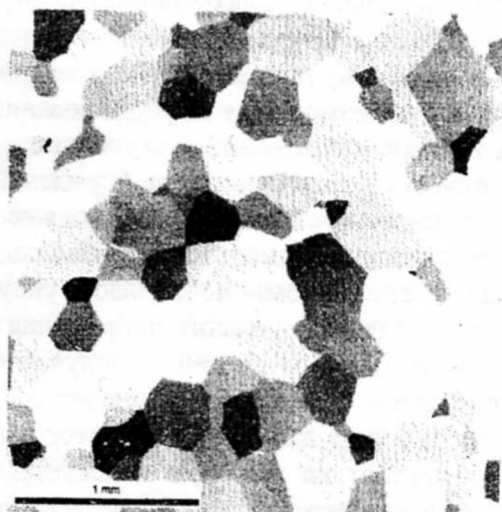


Fig. 1 – EBSD picture
Cu – 16wt.% In 712°C

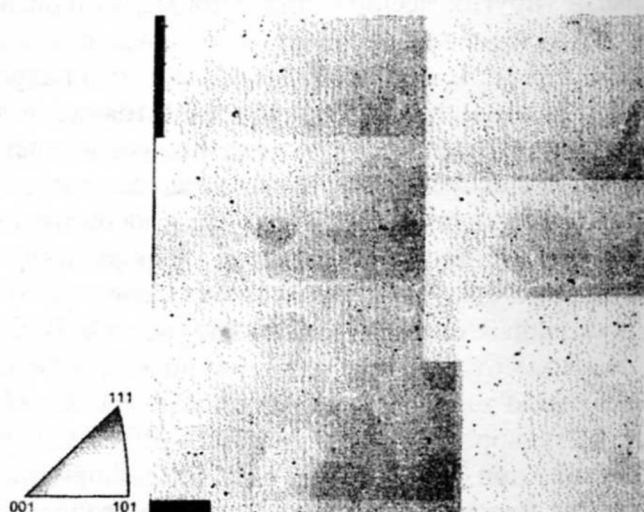


Fig. 2 – BSD picture
Cu – 16wt.% In 712°C

The GB character distribution encountered in the polycrystalline sample was identified. The classification of the GB is based on the coincidence site lattice (CSL) model and applies the Brandon criterion. As expected, the fraction of high angle random GB is bigger than the fraction of low angle random GB and special CSL GB. The wetting temperatures were calculated for the most found types of GB in the polycrystal. Based on the wetting temperatures and on the idea that the energy of the solid/liquid interface boundary is constant a relative estimation of the energy of different GB types was made. This shows that the $\Sigma 3$ CSL GB and the low angle GB have a significantly lower energy than the high angle GB as their full wetting does not even occur in the temperature range of the two-phase area examined.

ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ

Абрамова А.Н.	101	Валиев Р.З.	158
Абросимова Г.Е.	92, 117, 119, 157, 190	Варгасов Н.Р.	195
Авдюхина В.М.	162, 196	Вачиян К.А.	105, 106
Акимова О.В.	162, 196	Ващук Е.С.	198
Акопян К.Э.	50	Велигжанин А.А.	29, 40
Аксенов Д.А.	79	Веретенникова И.А.	175
Алексеев А.А.	26	Вершинина Т.Н.	30, 97
Алексеев М.А.	73, 74	Ветошкина Н.Г.	139
Алсараева К.В.	192	Викарчук А.А.	113, 114
Андреев В.А.	50	Виноградова Н.И.	121
Андриевский Р.А.	5	Вирясова Н.Н.	68, 71
Андрійчук А.П.	103	Власов Н.М.	171
Антонова О.В.	28	Власова А.М.	28, 141
Аронин А.С.	92, 119, 154, 157, 190	Внуков В.И.	22-24
Асадов М.М.	202	Возчикова С.А.	201
Астафурова Е.Г.	120, 133, 151	Волкова А.Ю.	27
Астафьев В.В.	175	Вьюненко Ю.Н.	60
Астраускас Й.И.	93		
Ашмарин А.А.	194	Гаан К.В.	175
		Гаврилюк В.Г.	15
Базалевская С.С.	110	Ганеев А.В.	158
Баранов Г.В.	67	Ганеева Г.Р.	153, 155
Барахтин Б.К.	195	Гартман В.К.	137
Баретцки Б.	47	Гасанов М.Ф.	136
Батаронов И.Л.	200	Гатина С.А.	62
Батурин А.А.	87-89	Герасимов Е.Г.	128
Бахметьев А.М.	74, 75	Гервасьева И.В.	174
Бахтиярлы И.Б.	197	Герштейн Г.	173
Белов В.Ю.	67	Гетманова М.Е.	37
Белослудцева Е.С.	125, 126	Глезер А.М.	4, 17, 29, 43, 58
Белоусов А.В.	37	Головин Д.Ю.	35
Белоусов Г.С.	37	Головин И.С.	51
Бетехтин В.И.	16, 30	Головин Ю.И.	35
Благовещенский Ю.В.	67, 69	Голосов Е.В.	97
Блантер М.С.	13, 14	Голосова О.А.	30
Блинова Е.Н.	42	Горбань В.Ф.	19, 20
Бобров А.А.	64-66, 72, 73, 75	Горнакова А.С.	184, 185
Болдин М.С.	67, 69-72, 148	Гохфельд Н.В.	112
Бондарева С.А.	50	Грабовецкая Г.П.	34, 149, 150
Бордулёв Ю.С.	88	Гранский А.А.	175
Борисенко Е.Б.	137	Грибановский С.Л.	35
Борисова П.А.	13	Гринберг Б.А.	25, 27, 28, 141
Бородако К.А.	57	Гринберг Е.М.	26
Босин М.Е.	83	Гриншпон А.С.	37
Брагов А.М.	67	Гришков В.Н.	87-89, 104
Бражкин В.В.	13	Громов В.Е.	192, 198
Браиловский В.	59	Грызунов А.М.	113
Бредихин С.И.	80	Грызунова Н.Н.	113
Бродова И.Г.	175, 176	Грязнов А.С.	180
Будовских Е.А.	198	Грязнов М.Ю.	65, 67-69, 74, 75
Бузанов О.А.	90, 110	Гудимова Е.Ю.	91
Буйнова Л.Н.	112	Гундырев В.М.	188
Бутусова Е.Н.	71, 72, 74, 75	Гусак А.М.	47
		Гусейнов Г.М.	177
Ваганов В.Е.	179		

Давыдов Д.И.	134	Исмаилова Э.Н.	197
Дамен У.	87	Исупова И.Л.	81
Дежин В.В.	200	Йонсон Э.	87
Деменева Н.В.	80	Кабанов А.В.	35
Демидов С.А.	165	Кадомцев А.Г.	16, 30
Демидова М.А.	73-75	Казанцева Н.В.	134
Демченко А.А.	48	Кайгородова В.М.	138
Демченко М.В.	48	Калетин А.Ю.	127
Денисов А.А.	136	Калетина Ю.В.	127, 128
Дильмиева Э.Т.	109	Калмыков П.И.	201
Дитенберг И.А.	169	Каманцев А.П.	109
Дмитриев В.В.	14	Каминский П.П.	178
Добаткин С.В.	151	Капралов Е.В.	198
Довженко О.А.	114	Капуткина Л.М.	56
Дроздова Н.Ф.	101	Караваева М.В.	158
Дубинский С.М.	59	Кардашев Б.К.	16, 30
Дьяконов Д.Л.	44	Каризин А.В.	52
Дьяконова Н.Б.	44, 45	Карнаух И.М.	93
Евдокимов И.А.	179	Карпинский Д.Н.	152
Егорова Л.Ю.	174	Карпов М.И.	18-20, 22-24
Епишин А.И.	172, 173	Карташов И.В.	103
Ерёмин А.М.	193	Кашин О.А.	89, 104
Ершов А.Е.	21	Кащенко М.П.	161
Ефтифеева А.С.	115	Кведер В.В.	117
Жапова Д.Ю.	89	Кедров В.В.	156
Жарков Е.А.	69, 70	Кийко В.М.	24, 98-100
Желтов М.А.	136	Кильмаметов А.Р.	47
Желтякова И.С.	22, 23	Киселева С.Ф.	32
Жидков М.В.	97	Клевцов Г.В.	158
Забелин С.Ф.	170	Клевцова Н.А.	158
Зайченко С.Г.	17	Ключник П.А.	42
Захаров В.В.	201	Клячко Н.Л.	35
Захаров П.В.	192	Кобенко С.В.	203
Захарова М.А.	91	Когтенкова О.А.	47, 145
Захарова С.И.	82	Козлов Э.В.	31, 32, 123
Зголич М.В.	85	Козлова М.А.	203
Зеленев В.М.	143	Козлова Н.А.	68, 72-75
Зеленский В.А.	170	Козлова Т.А.	133
Зельдович В.И.	188	Коледов В.В.	109
Земба П.	145	Колесников Н.Н.	137
Золотов А.Е.	136	Колесникова К.И.	145
Золоторевский Н.Ю.	11	Колобов Ю.Р.	30, 97
Зубавичус Я.В.	29, 40	Колупаева С.Н.	49
Иванисенко Ю.Г.	47	Конева Н.А.	31, 32, 122, 123
Иванов А.А.	58	Коновалов С.В.	192
Иванов М.А.	25	Коплак О.В.	36
Иванов М.Б.	30	Копылов В.И.	63-66, 68, 72-75, 88
Иванов Ю.Ф.	192, 198	Коржов В.П.	19-24, 98
Ивченко М.В.	111	Королев А.В.	126
Илюхин Д.С.	37	Коротаев А.Д.	146
Иноземцев А.В.	25, 27	Коротицкий А.В.	59
Ионин А.А.	97	Корсунский Б.Л.	201
Исаева Н.В.	67, 69	Корячко М.В.	52
		Коуров Н.И.	126
		Кошовкина В.С.	120, 151
		Крапивка Н.А.	19, 20

Крапошин В.С.	107	Маркова Г.В.	51
Красильников В.В.	118, 187	Мартынова Е.В.	138
Крейцберг А.Ю.	59	Марченкова Е.Б.	125, 126
Кривошеина М.Н.	203	Матвеев Д.В.	119, 137
Крымская О.А.	130	Маширов А.В.	109
Кугаенко О.М.	84, 90, 93, 110	Медведев Н.Н.	192
Кудря А.В.	39	Мейснер Л.Л.	87, 91, 104
Кудряшов С.И.	97	Мейснер С.Н.	87
Кузеев И.Р.	48	Мелехин Н.В.	64,66,67, 74, 75
Кулаков В.И.	117	Мельников Е.В.	120, 133, 151
Куликова М.А.	166	Мельчаков М.А.	132
Куницына Т.С.	122	Менушенков А.П.	57
Кунцевич Т.Э.	124	Мерсон Е.Д.	158
Куранова Н.Н.	124-126	Мигель И.А.	143, 144
Курбанова Р.Д.	197	Михайлов А.С.	74, 75
Куриная Р.И.	85	Мишин И.П.	149, 150
Курицына И.Е.	117	Могучева А.А.	131
Курлов В.Н.	98	Моргунов Р.Б.	36
Кустов А.И.	143, 144	Морозов К.В.	192
Кушнарченко В.М.	158	Москвичев А.А.	68
Лабзова Л.В.	51	Мустафаева С.Н.	202
Лаптев Р.С.	88	Мышляев М.М.	64, 65
Латыпов И.Ф.	161	Мясниченко В.С.	167
Лебедев Ю.А.	79	Найденкин Е.В.	33, 34, 151
Левин Д.М.	51	Нарыкова М.В.	16, 30
Левин И.С.	162, 196	Насонов А.П.	175
Левина А.В.	165	Никоненко Е.Л.	123
Легкоступов С.А.	53	Новиков И.В.	100
Леонтьев И.М.	94-96	Новожилов Н.В.	103
Лесота А.В.	53	Новохатская Н.И.	98, 100
Либман М.А.	6	Нольце Г.	172, 173
Лигачев А.Е.	97	Нохрин А.В.	64-75, 148
Лидер А.М.	88	Няшина Н.Д.	81
Линк Т.	172, 173	Овчинников С.В.	146
Лопатин Ю.Г.	64-75	Одесский П.Д.	151
Лотков А.И.	87-89, 91, 104	Озерец Н.Н.	165
Лоцинин Ю.В.	173	Омельченко Н.А.	83
Лукьянова О.А.	118	Орлова Н.Н.	92
Лыкова О.Н.	34	Остапенко М.Г.	91
Лясоцкий И.В.	44, 45	Острижная А.С.	186
Мажуга А.Г.	35	Остриков О.М.	76-78, 183
Мазанко В.Ф.	15	Острикова М.Я.	183
Мазилкин А.А.	47	Панин В.Е.	186
Майер Г.Г.	120, 133, 151	Панченко Е.Ю.	115, 129, 139
Макаров С.В.	97, 181	Пацелов А.М.	121
Макушев С.Ю.	42	Пеганов А.А.	162
Малашенко В.В.	102	Перкас М.М.	50
Малашенко Т.И.	102	Перлович Ю.А.	130
Малухина О.А.	59	Пермякова И.Е.	43, 58
Мальцев А.В.	113	Першина Е.А.	119
Мальцева Л.А.	165	Петелин А.Е.	49
Мальцева Т.В.	165	Петелина Ю.П.	49
Мамедов А.Н.	197	Петраков В.С.	93, 110
Мамедова Г.А.	160	Петржик М.И.	90
Маркидонов А.В.	182		

Петрова А.Н.	175, 176	Селезнев Л.В.	97
Петрушин Н.В.	173	Семенова И.П.	62
Петухов Б.В.	41	Семенычева А.В.	67, 69, 70
Пещаев Р.М.	71	Сенатулин Б.Р.	93
Пигалева И.Н.	158	Сергеев Н.Н.	94, 96
Пилюгин В.П.	28, 112, 116, 121, 141	Силонов В.М.	159
Пинжин Ю.П.	146	Синицын Д.В.	97
Пирожникова О.Э.	64-66, 68	Сирота В.В.	118
Пискунов А.В.	64, 65, 68, 72	Сиротинкин В.П.	194
Плотников А.В.	141, 180, 181	Сисанбаев А.В.	48
Полетаев Г.М.	138	Ситников Н.Н.	57
Полянский А.М.	163	Скворцов А.А.	52
Полянский В.А.	163	Скворцов А.И.	132, 140
Попов А.А.	67, 69, 70, 72	Слизов А.К.	194
Попова Н.А.	32, 123	Смирнова Е.С.	64, 71
Почивалов Ю.И.	186	Соколов Б.Ю.	168
Прокофьев С.И.	86, 87, 185	Соколов Д.Н.	103
Прокошкин С.Д.	50, 59, 105, 106	Соловьева Ю.В.	141
Просвирнин В.В.	50	Солодова И.Л.	121
Просвирнин Д.В.	194	Соменков В.А.	13
Прохоров Д.В.	21-23	Сосков А.А.	138
Прохоров П.Э.	114	Соснин К.В.	198
Пташник А.В.	195	Спивак Л.В.	166
Пушин А.В.	124	Средин В.Г.	93
Пушин В.Г.	10, 111, 112, 124-126	Старенченко В.А.	85, 141
Рааб Г.И.	79	Старенченко С.В.	141
Разоренов С.В.	176	Старостенков М.Д.	182, 192
Райков С.В.	198	Степанов С.П.	71
Раточка И.В.	34, 149, 150	Степанова Н.Н.	134
Решетняк В.В.	179	Столяров В.В.	189
Ригмант М.Б.	134	Страумал А.Б.	145
Рогалин В.Е.	84	Страумал Б.Б.	47, 145, 184, 185
Рогачев С.О.	147	Строганова Т.С.	19-24
Родионов Д.П.	174	Суаридзе Т.Р.	174
Рожнов А.Б.	147	Суворов Э.В.	40
Романов Е.П.	134	Сундеев Р.В.	29, 40, 44
Ростовцев Р.Н.	82, 94	Сурсаева В.Г.	142
Рубан А.В.	14	Счастливец В.М.	4, 128
Рубаник В.В.	53-55	Тагильцев А.И.	129
Рубаник В.В.мл.	53-55	Талис А.Л.	107
Русаков С.В.	117	Теплякова Л.А.	122
Русаненко В.В.	42	Терентьев В.Ф.	194
Рускин В.М.	83	Терешина И.С.	109
Рыбин В.В.	11	Теус С.М.	15
Рыклина Е.П.	105, 106	Тимкин В.Н.	89
Савотченко С.Е.	187	Тимофеева Е.Е.	129, 139
Сагалова Т.Б.	110	Тихонова И.В.	96
Сандлер Н.Г.	74, 75	Толстобров А.К.	140
Санников С.В.	152	Томчук А.А.	130
Сахаров М.В.	93	Торшина Е.С.	90
Сахаров Н.В.	64-70	Тришкина Л.И.	31
Сахаров С.А.	90, 110	Тряев П.В.	74, 75
Свяжин А.Г.	56	Тукеева М.С.	120, 133, 151
Сдобняков Н.Ю.	103, 167	Туч Е.В.	203
Седых В.Д.	117	Тухбатуллин А.А.	191
		Тюменцев А.Н.	169

Тюрков М.Н.	114	Шибков А.А.	135, 136
Уксуеников А.Н.	111, 125	Шилин А.Д.	55
Ульшин В.И.	199	Шилина М.В.	55
Ульшин С.В.	199	Шишкин Д.А.	134
Ушанова Э.А.	11	Шматок Е.В.	78
Фаизов А.И.	79	Шмытько И.М.	153-156
Фаизова С.Н.	79	Шорохов Е.В.	175, 176
Федосеев М.Л.	101, 195	Шотин С.В.	69
Филиппов Г.А.	37	Штейнман Э.А.	36
Филиппов В.Г.	38	Шуйцев А.В.	51
Филиппова В.П.	42, 130	Шульгин Н.А.	163, 164
Филоненко В.П.	13	Шурыгина Н.А.	43
Фирстов С.А.	19, 20	Щербаков К.А.	93
Фокина Е.А.	128	Щетинин Ю.В.	179
Фролов Д.Д.	154	Энхтор Л.	159
Хаймович П.А.	163, 164	Эстрин Э.И.	6
Харламов И.В.	180	Юзбекова Д.Ю.	131
Хлебникова Ю.В.	174	Юсупов В.С.	50
Хмелевская И.Ю.	50	Яковенкова А.А.	94, 96
Ховайло В.В.	109	Яковлева И.Л.	4
Хомякова Г.В.	151	Ямпольский В.Д.	101
Хон Ю.А.	178		
Хрущов М.М.	46	Brailovski V.	9
Хусаинов М.А.	59	Dubinskiy S.	9
Цвик Я.	109	Dvorak J.	16
Чащина В.Г.	161	Eggeler G.	204
Чевская О.Н.	38	Fedorova T.	108
Чегуров М.К.	68, 71-75	Filippova V.P.	12
Челяпина О.И.	171	Gottstein G.	6, 7
Чеппе Т.	145	Grätz K.	6
Червонный А.Д.	201	Lee M.K.	54
Черкасова Т.В.	31	Linevich A.V.	54
Чернышева Н.А.	123	Molodov D.A.	8
Чернышов А.А.	29, 40	Nechaev Yu.S.	12
Черняева Е.В.	163, 164	Nolze G.	9
Чжен В.Г.	147	Prokoshkin S.	9
Чувильдеев В.Н.	63-75, 148	Rhee C.K.	54
Чуканов А.Н.	94, 96	Rösler J.	108
Чуканов Н.В.	201	Shvindlerman L.S.	7
Чумляков Ю.И.	115, 129, 139	Simoneau C.	9
Шабалов И.П.	38	Sklenicka V.	16
Шавров В.Г.	109	Straumal A.B.	204
Шалимова А.В.	29, 40	Rodin A.O.	204
Шарапова В.А.	165	Terriault P.	9
Шарипов Г.Л.	191	Tomchuk A.A.	12
Шарипов М.З.	168	Yardley V.A.	204
Шейфер Д.В.	57	Veziroglu T.N.	12
Шелест А.Е.	50	Yürüm A.	12
Шеляков А.В.	57, 58	Yürüm Y.	12
		Zhukova Y.	9

СОДЕРЖАНИЕ

Предисловие	3
Глезер А.М. КОНСТРУКЦИОННЫЕ НАНОМАТЕРИАЛЫ	4
Счастливцев В.М., Яковлева И.Л. ТОНКОПЛАСТИНЧАТЫЙ ПЕРЛИТ – ПЕРВЫЙ ОБЪЕМНЫЙ НАНОМАТЕРИАЛ	4
Андриевский Р.А. ПОВЕДЕНИЕ НАНОМАТЕРИАЛОВ ПРИ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ	5
Либман М.А., Эстрин Э.И. МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ПРОБЛЕМА СОЗДАНИЯ МАТЕРИАЛОВ С НЕОДНОРОДНЫМИ ФИЗИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ	6
Gottstein G., Grätz K. PHYSICAL ASPECTS OF DYNAMIC RECRYSTALLIZATION	6
Shvindlerman L.S., Gottstein G. CAPILLARITY OF 1D STRUCTURAL ELEMENTS IN POLYCRYSTALS	7
Molodov D.A. PLASTIC DEFORMATION BY GRAIN BOUNDARY MOTION: MODEL EXPERIMENTS ON BICRYSTALS	8
Brailovski V., Prokoshkin S., Terriault P., Simoneau C., Dubinskiy S., Zhukova Y. SUPERELASTIC NICKEL-FREE POROUS MATERIALS FOR LOAD-BEARING MEDICAL IMPLANTS: FABRICATION, MODELING AND IN-VITRO CHARACTERIZATION	9
Nolze G. INVESTIGATION OF ORIENTATION RELATIONSHIPS BY EBSD	9
Пушин В.Г. ТЕРМОУПРУГИЕ МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ЭФФЕКТЫ ПАМЯТИ ФОРМЫ. К 65-ЛЕТИЮ ОТКРЫТИЯ КУРДЮМОВА-ХАНДРОСА	10
Рыбин В.В., Золоторевский Н.Ю., Ушанова Э.А. ФУНДАМЕНТАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ИПД: КАК И ПОЧЕМУ ПРОИСХОДИТ ФРАГМЕНТАЦИЯ КРИСТАЛЛОВ НА СТАДИИ РАЗВИТОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	11
Nechaev Yu. S., Filippova V. P., Tomchuk A.A., Yürüm A., Yürüm Y., Veziroglu T.N. ON GRAPHENE WALLS' DEFORMATION & HYDROGEN PHASE CHANGES IN HYDROGENATED GRAPHITE NANOFIBERS	12
Борисова П.А., Блантер М.С., Бражкин В.В., Соменков В.А., Филоненко В.П. ПРЕВРАЩЕНИЯ АМОРФНОГО Фуллерита при термобарическом воздействии	13
Блантер М.С., Дмитриев В.В., Рубан А.В. ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ВНЕДРЕННЫХ АТОМОВ И УПОРЯДОЧЕНИЕ В ТВЕРДЫХ РАСТВОРАХ V–O и V–N: КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ	14

Теус С.М., Мазанко В.Ф., Гаврилюк В.Г. ЗЕРНОГРАНИЧНАЯ ДИФФУЗИЯ АТОМОВ ВНЕДРЕНИЯ И ЗАМЕЩЕНИЯ В α -ЖЕЛЕЗЕ	15
Бетехтин В.И., Sklenicka V., Dvorak J., Кадомцев А.Г., Кардашев Б.К., Нарыкова М.В. ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ ДЕФОРМАЦИИ НА ДЕФЕКТНУЮ СТРУКТУРУ, ДЛИТЕЛЬНОСТЬ И СТАТИЧЕСКУЮ ПРОЧНОСТЬ УБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ	16
Зайченко С.Г., Глезер А.М. ВЛИЯНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ЗЕРЕН ПО РАЗМЕРАМ НА ПЕРЕХОД К ОБРАТНОЙ ЗАВИСИМОСТИ ХОЛЛА-ПЕТЧА В НАНОКРИСТАЛЛАХ	17
Карпов М.И. ФИЗИЧЕСКИЕ МОДЕЛИ НОВЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ	18
Фирстов С.А., Карпов М.И., Коржов В.П., Горбань В.Ф., Крапивка Н.А., Строганова Т.С. СЛОИСТАЯ СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНОГО КОМПОЗИТА ИЗ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ С ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКИМ УПРОЧНЕНИЕМ.	19
Фирстов С.А., Карпов М.И., Коржов В.П., Горбань В.Ф., Крапивка Н.А., Строганова Т.С. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СЛОИСТОГО КОМПОЗИТА ИЗ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА С КАРБИДНЫМ И ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКИМ УПРОЧНЕНИЕМ	20
Коржов В.П., Ершов А.Е., Строганова Т.С., Прохоров Д.В. МНОГОСЛОЙНЫЙ КОМПОЗИТ ИЗ НИОБИЯ С КАРБИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ, ПОЛУЧЕННЫЙ ДИФфуЗИОННОЙ СВАРКОЙ	21
Прохоров Д.В., Карпов М.И., Коржов В.П., Внуков В.И., Желтякова И.С., Строганова Т.С. ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА И НЕКОТОРЫЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИОБИЙ АЛЮМИНИЕВЫХ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ	22
Желтякова И.С., Карпов М.И., Коржов В.П., Внуков В.И., Строганова Т.С., Прохоров Д.В. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И НЕКОТОРЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ Ti/Al	23
Карпов М.И., Строганова Т.С., Коржов В.П., Кийко В.М., Внуков В.И. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА СИСТЕМЫ Nb-Si	24
Гринберг Б. А., Иванов М.А., Иноземцев А.В. РЕЛЬЕФ ПОВЕРХНОСТИ РАЗДЕЛА ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ: ВСПЛЕСКИ И ВОЛНЫ	25
Гринберг Е.М., Алексеев А.А. ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ЗАКАЛОЧНОГО ОХЛАЖДЕНИЯ НА КИНЕТИКУ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО РАСПАДА МАРТЕНСИТА УГРЕРОДСОДЕРЖАЩИХ СТАЛЕЙ	26
Иноземцев А.В., Волкова А.Ю., Гринберг Б.А. НЕОДНОРОДНОСТИ ПОВЕРХНОСТИ РАЗДЕЛА ВБЛИЗИ НИЖНЕЙ ГРАНИЦЫ	27

СВАРИВАЕМОСТИ (СВАРКА ВЗРЫВОМ)	
Власова А.М., Гринберг Б.А., Пилюгин В.П., Антонова О.В. СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ МАГНИИ В УСЛОВИЯХ СДВИГА ПОД ДАВЛЕНИЕМ	28
Шалимова А.В., Велигжанин А.А., Сундеев Р.В., Зубавичус Я.В., Глезер А.М., Чернышов А.А. СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ АМОРФНЫХ ФАЗ, ПОЛУЧЕННЫХ РАЗЛИЧНЫМИ СПОСОБАМИ, В СПЛАВЕ Ti ₅₀ Ni ₂₅ Cu ₂₅ .	29
Голосова О.А., Бетехтин В.И., Колобов Ю.Р., Кардашев Б.К., Кадомцев А.Г., Нарыкова М.В., Иванов М.Б., Вершинина Т.Н. ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ НА УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИЗКОМОДУЛЬНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ	30
Конева Н.А., Тришкина Л.И., Черкасова Т.В., Козлов Э.В. ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРЕН НА НАКОПЛЕНИЕ И РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ДЕФЕКТОВ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ГЦК ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ	31
Конева Н.А., Киселева С.Ф., Попова Н.А., Козлов Э.В. РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ИЗБЫТОЧНОЙ ПЛОТНОСТИ ДИСЛОКАЦИЙ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ	32
Найдёнкин Е.В. ПОВЫШЕНИЕ СТАБИЛЬНОСТИ СТРУКТУРЫ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО НИКЕЛЯ ПУТЕМ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ СЕГРЕГАЦИИ МЕДИ ПО ГРАНИЦАМ ЗЕРЕН	33
Раточка И.В., Лыкова О.Н., Грабовецкая Г.П., Найденкин Е.В. ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В α-β ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ В ПРОЦЕССЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ОТЖИГОВ	34
Головин Ю.И., Грибановский С.Л., Головин Д.Ю., Клячко Н.Л., Мажуга А.Г., Кабанов А.В. НАНОМЕХАНИЧЕСКИЕ МОДЕЛИ УПРАВЛЕНИЯ БИОХИМИЧЕСКИМИ ПРОЦЕССАМИ НА МОЛЕКУЛЯРНОМ И КЛЕТОЧНОМ УРОВНЕ	35
Коплак О.В., Штейнман Э.А., Моргунов Р.Б. ИЗОТОПНО-ИНДУЦИРОВАННАЯ ГЕНЕРАЦИЯ ПАРАМАГНИТНЫХ ДЕФЕКТОВ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ КРИСТАЛЛОВ ²⁹ Si	36
Белоусов Г.С., Филиппов Г.А., Белоусов А.В. ВЛИЯНИЕ АЗОТА НА СТАЛИ ДЛЯ ПОДШИПНИКОВ КАЧЕНИЯ	37
Гриншпон А.С., Гетманова М.Е., Илюхин Д.С., Филиппов Г.А. СТАЛИ СО СТРУКТУРОЙ БЕЙНИТА И МАРТЕНСИТА ДЛЯ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЁС	37
Шабалов И.П., Филиппов В.Г., Чевская О.Н. СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВЕРХНИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ	38
Кудря А.В. О ДОСТОВЕРНОСТИ И ВОСПРОИЗВОДИМОСТИ РЕЗУЛЬТАТОВ ПРИ РЕШЕНИИ	39

НЕКОТОРЫХ МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКИХ ЗАДАЧ	
Велигжанин А.А., Зубавичус Я.В., Чернышов А.А., Сундеев Р.В., Шалимова А.В. ОЦЕНКА ЧИСЛЕННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК СРЕДНЕЙ ЛОКАЛЬНОЙ СТРУКТУРЫ ДЛЯ МАТЕРИАЛА В АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИИ	40
Суворов Э.В. РЕНТГЕНОВСКАЯ ТОМОГРАФИЯ И ЕЕ ПРИМЕНЕНИЕ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ СОВЕРШЕНСТВА СТРУКТУРЫ МОНОКРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ	40
Петухов Б.В. КИНКОВАЯ МОДЕЛЬ ПЕРЕКЛЮЧЕНИЯ СОСТОЯНИЙ КВАЗИОДНОМЕРНЫХ СИСТЕМ	41
Ключник П.А. ПРИМЕСНОЕ УПРОЧНЕНИЕ КРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ	42
Русаненко В.В., Филиппова В.П., Блинова Е.Н., Макушев С.Ю. ФОРМИРОВАНИЕ ВЫСОКОПРОЧНЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ В МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СТАЛЯХ	42
Шурыгина Н.А., Глезер А.М., Пермязова И.Е. ЭФФЕКТ СТАБИЛИЗАЦИИ РАЗМЕРОВ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ ФАЗЫ ПРИ ОТЖИГЕ АМОФНЫХ СПЛАВОВ	43
Лясоцкий И.В., Дьяконова Н.Б., Дьяконов Д.Л., Сундеев Р.В. СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПОД ДЕЙСТВИЕМ РАЗНЫХ ВИДОВ ИНТЕН- СИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВЕ FeCONBSiB С АПЕРИО- ДИЧЕСКОЙ ФАЗОЙ В ИСХОДНОМ СОСТОЯНИИ	44
Лясоцкий И.В., Дьяконова Н.Б. К ВОПРОСУ О СТРУКТУРЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ	45
Хрущов М.М. ВАКУУМНЫЕ ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ ФАЗ ХРОМА, ПОЛУЧАЕМЫЕ РЕАК- ТИВНЫМ НАПЫЛЕНИЕМ. КОМПОЗИТНАЯ СТРУКТУРА И ТРИБОЛОГИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ	46
Страумал Б.Б., Мазилкин А.А., Когтенкова О.А., Кильмаматов А.Р., Иванисенко Ю.Г., Баретцки Б., Гусак А.М. ЭКВИФИНАЛЬНОЕ СОСТОЯНИЕ И ЭФФЕКТИВНАЯ ТЕМПЕРАТУРА ПРИ ИН- ТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	47
Демченко М.В., Сисанбаев А.В., Демченко А.А., Кузеев И.Р. МЕТОДИКИ ОЦЕНКИ СТЕПЕНИ ПОВРЕЖДЕННОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПО ИЗМЕНЕНИЮ ДЕФОРМАЦИОННОГО РЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ	48
Колупаева С.Н., Петелин А.Е., Петелина Ю.П. МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ ЗОНЫ КРИСТАЛ- ЛОГРАФИЧЕСКОГО СДВИГА С УЧЕТОМ УПРУГОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ДИС- ЛОКАЦИЙ В МЕДИ И АЛЮМИНИИ	49
Андреев В.А., Юсупов В.С., Перкас М.М., Просвирнин В.В., Шелест А.Е., Акопян К.Э., Прокошкин С.Д., Хмельевская И.Ю., Бондарева С.А. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ НИКЕЛИДА ТИТАНА, ПОЛУЧЕН- НОГО С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	50

Маркова Г.В., Левин Д.М., Шуйцев А.В., Лабзова Л.В., Головин И.С. ИЗУЧЕНИЕ КИНЕТИКИ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ МЕТОДОМ ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ	51
Скворцов А.А., Каризин А.В., Корячко М.В. ВЛИЯНИЕ ПОСТОЯННЫХ МАГНИТНЫХ ПОЛЕЙ НА ДИФФУЗИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В КРЕМНИИ	52
Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Легкоступов С.А., Лесота А.В. ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКАЯ ЭДС ПРИ ПРЯМОМ ФАЗОВОМ ПРЕВРАЩЕНИИ В TiNi	53
Lee M.K., Rhee C. K., Rubanik V.V., Rubanik V.V.jr, Linevich A.V. COATINGS BASED ON B ₄ C OBTAINED BY COLD GAS-DYNAMIC SPRAYING METHOD FOR NEUTRON SHIELDING	54
Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Шилин А.Д., Шилина М.В. ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ МЕХАНОАКТИВАЦИИ ПОРОШКОВ НА ФАЗОВЫЙ ПЕРЕХОД В СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ КЕРАМИКЕ	55
Капуткина Л.М., Свяжин А.Г. ВЛИЯНИЕ АЗОТА НА ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЕ УПРОЧНЕНИЕ, СОПРОТИВЛЕНИЕ КОРРОЗИИ И СТАБИЛЬНОСТЬ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ТИПА X18AN10	56
Шеляков А.В., Ситников Н.Н., Менушенков А.П., Бородако К.А., Шейфер Д.В. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ ЛЕНТЫ ИЗ СПЛАВА TiNiCu С ЭФФЕКТОМ ОБРАТИМОЙ ПАМЯТИ ФОРМЫ	57
Пермякова И.Е., Глезер А.М., Шеляков А.В., Иванов А.А. МОДИФИКАЦИЯ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ ПРИ ЛАЗЕРНОМ ОБЛУЧЕНИИ	58
Прокошкин С.Д., Браиловский В., Коротицкий А.В., Дубинский С.М., Крейцберг А.Ю. РЕАЛИЗАЦИЯ РЕСУРСА ОБРАТИМОЙ ДЕФОРМАЦИИ В НАНОСТРУКТУРНЫХ СПЛАВАХ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ	59
Хусаинов М.А., Малухина О.А. ФУНКЦИОНАЛЬНО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫПУКЛЫХ СЕГМЕНТОВ ИЗ СПЛАВОВ TiNi С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ	59
Вьюненко Ю.Н. ОСОБЕННОСТИ ХАРАКТЕРИСТИК УПРУГОСТИ МАТЕРИАЛОВ С ЭПФ И МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ	60
Гатина С.А., Семенова И.П. ПОВЫШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ И УСТАЛОСТНЫХ СВОЙСТВ СПЛАВА Ti-15Mo МЕТОДОМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	62
Чувильдеев В.Н., Копылов В.И. ВЛИЯНИЕ НЕРАВНОВЕСНЫХ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НА СТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНО- И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	63
Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Смирнова Е.С., Нохрин А.В., Пискунов А.В., Мелехин Н.В., Лопатин Ю.Г., Сахаров Н.В., Пирожникова О.Э., Бобров А.А., Мышляев М.М. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ КОГЕРЕНТНОГО РАСПАДА ТВЕРДОГО РАСТВОРА В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АЛЮМИНИЕВЫХ И МЕДНЫХ	64

СПЛАВАХ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ	
Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Нохрин А.В., Пирожникова О.Э., Грязнов М.Ю., Лопатин Ю.Г., Сахаров Н.В., Пискунов А.В., Бобров А.А., Мышляев М.М. О ВЛИЯНИИ ТЕМПЕРАТУРЫ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ДИФфуЗИОННЫЕ СВОЙСТВА ГРАНИЦ ЗЕРЕН СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	65
Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Мелехин Н.В., Лопатин Ю.Г., Сахаров Н.В., Бобров А.А., Пирожникова О.Э. ЭФФЕКТ АНОМАЛЬНОГО УПРОЧНЕНИЯ ПРИ ОТЖИГЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ИНТЕНСИВНОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ	66
Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Баранов Г.В., Благовещенский Ю.В., Белов В.Ю., Сахаров Н.В., Болдин М.С., Лопатин Ю.Г., Мелехин Н.В., Грязнов М.Ю., Брагов А.М., Исаева Н.В., Попов А.А., Семенычева А.В. ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА И СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ МЕЖФАЗНЫХ ГРАНИЦ НА ПЛОТНОСТЬ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВОЛЬФРАМОВЫХ СПЛАВОВ	67
Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Козлова Н.А., Чегуров М.К., Грязнов М.Ю., Пирожникова О.Э., Лопатин Ю.Г., Сахаров Н.В., Пискунов А.В., Вирясова Н.Н., Москвичев А.А. ВЛИЯНИЕ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ И ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА	68
Болдин М.С., Сахаров Н.В., Чувильдеев В.Н., Благовещенский Ю.В., Исаева Н.В., Нохрин А.В., Шотин С.В., Лопатин Ю.Г., Семенычева А.В., Попов А.А., Грязнов М.Ю., Жарков Е.А. РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА С ВЫСОКОЙ ТВЕРДОСТЬЮ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ	69
Болдин М.С., Сахаров Н.В., Чувильдеев В.Н., Нохрин А.В., Попов А.А., Лопатин Ю.Г., Семенычева А.В., Жарков Е.А. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ И УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ НИТРИДА КРЕМНИЯ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ «SPARK PLASMA SINTERING»	70
Бутусова Е.Н., Чувильдеев В.Н., Нохрин А.В., Вирясова Н.Н., Чегуров М.К., Лопатин Ю.Г., Болдин М.С., Пещаяев Р.М., Степанов С.П., Смирнова Е.С. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМА ЗАРОЖДЕНИЯ ТРЕЩИН КОРРОЗИОННОЙ УСТАЛОСТИ В МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ ТРУБНЫХ СТАЛЯХ	71
Бутусова Е.Н., Лопатин Ю.Г., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Чегуров М.К., Пискунов А.В., Болдин М.С., Бобров А.А., Попов А.А., Козлова Н.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДИФфуЗИОННОЙ СВАРКИ ПОД ДАВЛЕНИЕМ НА СТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	72
Козлова Н.А., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Нохрин А.В., Чегуров М.К., Лопатин Ю.Г., Демидова М.А., Алексеев М.А., Бобров А.А. ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ	73

Козлова Н.А., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Нохрин А.В., Бахметьев А.М., Сандлер Н.Г., Тряев П.В., Чегуров М.К., Бутусова Е.Н., Грязнов М.Ю., Михайлов А.С., Лопатин Ю.Г., Демидова М.А., Алексеев М.А., Мелехин Н.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ И ОТЖИГА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 08X18N10T	74
Козлова Н.А., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Нохрин А.В., Бахметьев А.М., Сандлер Н.Г., Тряев П.В., Чегуров М.К., Бутусова Е.Н., Михайлов А.С., Грязнов М.Ю., Лопатин Ю.Г., Демидова М.А., Мелехин Н.В., Бобров А.А. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ И КОРРОЗИОННЫХ СВОЙСТВ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti-4Al-2V, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ	75
Остриков О.М. АНАЛОГИИ И РАЗЛИЧИЯ В ТЕОРИЯХ МЕХАНИЧЕСКОГО ДВОЙНИКОВАНИЯ И БЕЗДИФфуЗИОННЫХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В МАТЕРИАЛАХ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ	76
Остриков О.М. НОВЫЙ МЕХАНИЗМ ЭЛЕКТРО- И МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТОВ ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ ДВОЙНИКОВАНИИ ДЕФОРМИРУЕМЫХ ТВЕРДЫХ ТЕЛ	77
Остриков О.М., Шматок Е.В. РАСЧЕТ ЛОКАЛИЗОВАННОГО НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ, ОБУСЛОВЛЕННОГО ОСОБЕННОСТЯМИ МЕХАНИЧЕСКОГО ДВОЙНИКОВАНИЯ ФЕРРОМАГНИТНОГО СПЛАВА Ni ₂ MnGa С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ	78
Аксенов Д.А., Фаизова С.Н., Рааб Г.И., Лебедев Ю.А., Фаизов А.И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В НИЗКОЛЕГИРОВАННОМ СПЛАВЕ СИСТЕМЫ Cu-Cr В ПРОЦЕССЕ ИПДК	79
Деменева Н.В., Бредихин С.И. ЗАЩИТНЫЕ ПОКРЫТИЯ ДЛЯ ТОКОВЫХ КОЛЛЕКТОРОВ ТВЕРДОКСИДНЫХ ТОПЛИВНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ, ИЗГОТАВЛИВАЕМЫХ ИЗ СТАЛИ CROFER 22 APU	80
Няшина Н.Д., Исупова И.Л. ДВУХУРОВНЕВАЯ МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ НЕУПРУГОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ СТАЛИ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ С УЧЕТОМ МАРТЕНСИТНЫХ ПЕРЕХОДОВ.	81
Ростовцев Р.Н., Захарова С.И. ВЗАИМОСВЯЗЬ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ И МАГНИТОСТРУКТУРНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Mn-Cu	82
Босин М.Е., Русскин В.М., Омельченко Н.А. ДВОЙНИКОВАНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ В МОНОКРИСТАЛЛАХ РУБИНА ПРИ ВИБРАЦИОННОМ НАГРУЖЕНИИ	83
Рогалин В.Е., Кугаенко О.М. ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ОКСИДИРОВАННОГО АЛЮМИНИЯ ПОСЛЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ИМПУЛЬСА CO ₂ ЛАЗЕРА	84
Куридная Р.И., Зголич М.В., Старенченко В.А. ВЛИЯНИЕ ПЛОТНОСТИ ДИСЛОКАЦИЙ НА ДЛИНУ ДИСЛОКАЦИОННОГО СОЕДИНЕНИЯ В ГЦК МОНОКРИСТАЛЛАХ	85

Прокофьев С.И. ДВЕ ОЦЕНКИ ПОВЕРХНОСТНОГО НАТЯЖЕНИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В ЧИСТЫХ МЕТАЛЛАХ	86
Прокофьев С.И., Йонсон Э., Дамен У. КОРРЕЛИРОВАННОЕ ТЕПЛОВОЕ ДВИЖЕНИЕ ДВУХ ВКЛЮЧЕНИЙ ЖИДКОГО СВИНЦА, СВЯЗАННЫХ С ОДНОЙ ЗАКРЕПЛЕННОЙ ДИСЛОКАЦИЕЙ В АЛЮМИНИИ	87
Лотков А.И., Гришков В.Н., Батурин А.А., Мейснер Л.Л., Мейснер С.Н. ОБЩИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЯВЛЕНИЯ ФРАГМЕНТАЦИИ ПРИ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ И ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ TiNi.	87
Батурин А.А., Лотков А.И., Лидер А.М., Гришков В.Н., Копылов В.И., Лаптев Р.С., Бордулёв Ю.С. ВЛИЯНИЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО РАВНОКАНАЛЬНО-УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА ЭВОЛЮЦИЮ МИКРОСТРУКТУРЫ И ДЕФЕКТОВ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СТРОЕНИЯ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ TiNi	88
Гришков В.Н., Лотков А.И., Батурин А.А., Кашин О.А., Тимкин В.Н., Жапова Д.Ю. ВЛИЯНИЕ ТРАНСФОРМАЦИИ СТРУКТУРЫ ОТ КРУПНОЗЕРНИСТОЙ ДО МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ НА ПРОЯВЛЕНИЕ НЕУПРУГОЙ МАРТЕНСИТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВЕ Ti49.2Ni50.8(ат.%)	89
Кугаенко О.М., Торшина Е.С., Бузанов О.А., Сахаров С.А., Петржик М.И. АНИЗОТРОПИЯ МИКРОТВЕРДОСТИ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ КРИСТАЛЛОВ СЕМЕЙСТВА ЛАНГАСИТА	90
Остапенко М.Г., Мейснер Л.Л., Лотков А.И., Гудимова Е.Ю., Захарова М.А. ОСОБЕННОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЙ ИЗ ТАНТАЛА НА ПОВЕРХНОСТИ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ	91
Орлова Н.Н., Аронин А.С., Абросимова Г.Е. ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ НА КИНЕТИКУ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И МОРФОЛОГИЮ СТРУКТУРЫ ФЕРРОМАГНИТНЫХ МИКРОПРОВОДОВ В СТЕКЛЯННОЙ ИЗОЛЯЦИИ	92
Щербаков К.А., Кугаенко О.М., Сенатулин Б.Р., Карнаух И.М., Петраков В.С., Астраускас Й.И., Сахаров М.В., Средин В.Г. ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СИСТЕМЕ КАДМИЙ–РТУТЬ–ТЕЛЛУР В ПОЛЕ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ	93
Чуканов А.Н., Сергеев Н.Н., Ростовцев Р.Н., Яковенкова А.А., Леонтьев И.М. ДЕСТРУКЦИЯ И ОБРАЗОВАНИЕ ГАЗООБРАЗНЫХ УГЛЕВОДОРОДОВ ПРИ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОМ НАСЫЩЕНИИ УПРОЧНЕННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ	94
Леонтьев И.М. ДИФфуЗИЯ ПРИМЕСЕЙ ВНЕДРЕНИЯ В УСЛОВИЯХ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО НАСЫЩЕНИЯ УПРОЧНЕННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ	95
Чуканов А.Н., Сергеев Н.Н., Тихонова И.В., Яковенкова А.А., Леонтьев И.М. ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЕ УГЛЕРОДА В УПРОЧНЕННЫХ ТРУБНЫХ СТАЛЯХ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ	96

Голосов Е.В., Колобов Ю.Р., Вершинина Т.Н., Жидков М.В., Ионин А.А., Кудряшов С.И., Макаров С.В., Селезнев Л.В., Сеницын Д.В., Лигачев А.Е. ЗАКОНОМЕРНОСТИ ВЛИЯНИЯ ФЕМТОСЕКУНДНОГО ЛАЗЕРНОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА ТОПОГРАФИЮ ПОВЕРХНОСТИ, СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И ХАРАКТЕР ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ α и $\alpha+\beta$ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ	97
Кийко В.М., Курлов В.Н., Новохатская Н.И. СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ ВОЛОКОН, ПОЛУЧЕННЫХ НА ОСНОВЕ ОКСИДОВ АЛЮМИНИЯ И ГАДОЛИНИЯ	98
Коржов В.П., Кийко В.М. СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ С УПРОЧНЕНИЕМ ИНТЕРМЕТАЛЛИДАМИ Ni-Al	99
Кийко В.М., Новиков И.В., Новохатская Н.И. ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ЖАРОПРОЧНЫХ $Y_3Al_5O_{12}$ ВОЛОКОН, ПОЛУЧАЕМЫХ МЕТОДОМ ВНУТРЕННЕЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ	100
Федосеев М.Л., Дроздова Н.Ф., Ямпольский В.Д. ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ АЗОТСОДЕРЖАЩЕЙ СТАЛИ	101
Абрамова А.Н. ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ИКОСАЭДРИЧЕСКИХ МАЛЫХ ЧАСТИЦАХ МЕДИ В ПРОЦЕССЕ ИХ ОТЖИГА В РАЗЛИЧНЫХ ГАЗОВЫХ СРЕДАХ	101
Малашенко В.В., Малашенко Т.И. СПЕЦИФИКА ДИНАМИЧЕСКОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ДЕФЕКТОВ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ	102
Сдобняков Н.Ю., Соколов Д.Н., Новожилов Н.В., Андрийчук А.П., Карташов И.В. ВЛИЯНИЕ НА ВИД РАЗМЕРНЫХ ЗАВИСИМОСТЕЙ ТЕМПЕРАТУРЫ ПЛАВЛЕНИЯ И УДЕЛЬНОЙ ПОЛНОЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ЭНЕРГИИ ПОВЕРХНОСТНЫХ И ОБЪЕМНЫХ ДЕФЕКТОВ В НАНОЧАСТИЦАХ АЛЮМИНИЯ	103
Лотков А.И., Кашин О.А., Гришков В.Н., Мейснер Л.Л. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ НА СТЕПЕНЬ ФОРМОВОССТАНОВЛЕНИЯ ПРИ РАЗРАБОТКЕ ВНУТРИСОСУДИСТЫХ МЕДИЦИНСКИХ ИМПЛАНТАТОВ ИЗ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА	104
Рыклина Е.П., Прокошкин С.Д., Вачиян К.А. ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЭВОЛЮЦИИ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК СПЛАВА Ti-50,7 ат. %Ni В ЗАВИСИМОСТИ ОТ РАЗМЕРА СТРУКТУРНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ	105
Вачиян К.А., Рыклина Е.П., Прокошкин С.Д. ИЗЫСКАНИЕ НЕТРАДИЦИОННЫХ ВОЗМОЖНОСТЕЙ РЕГУЛИРОВАНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ НИКЕЛИДА ТИТАНА ДЛЯ ДОСТИЖЕНИЯ ПРЕДЕЛЬНО ВЫСОКИХ ЭФФЕКТОВ ПАМЯТИ ФОРМЫ	106
Крапошин В.С., Талис А.Л. АТОМИСТИЧЕСКИЙ МЕХАНИЗМ МАРТЕНСИТНЫХ (ПОЛИМОРФНЫХ) ПРЕВРАЩЕНИЙ В РАМКАХ КОМБИНАТОРНОГО ПОДХОДА	107
Fedorova T., Rösler J.	108

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ФАЗООБРАЗОВАНИЕ В НИКЕЛЕВОМ СУПЕРСПЛАВЕ А718	
Каманцев А.П., Коледов В.В., Маширов А.В., Дильмиева Э.Т., Шавров В.Г., Цвик Я., Терешина И.С., Ховайло В.В. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ 1-ГО И 2-ГО РОДА В МАГНЕТИКАХ.	109
Кугаенко О.М., Базалевская С.С., Сагалова Т.Б., Петраков В.С., Бузанов О.А., Сахаров С.А. ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ УСТОЙЧИВОСТЬ ФАЗОВОГО СОСТАВА КРИСТАЛЛОВ $La_3Ga_5SiO_{14}$, $La_3Ta_{0.5}Ga_{5.5}O_{14}$, $Ca_3TaGa_3Si_2O_{14}$	110
Ивченко М.В., Пушин В.Г., Укусников А.Н. ВЛИЯНИЕ СВЕРХБЫСТРОЙ ЗАКАЛКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ ЭКВИАТОМНЫХ СПЛАВОВ $AlCrFeCoNiCu$	111
Гохфельд Н.В., Буйнова Л.Н., Пилюгин В.П., Пушин В.Г. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И АТОМНОЕ УПОРЯДОЧЕНИЕ В СПЛАВАХ Cu_3Pd и Cu_3Au	112
Мальцев А.В., Грызунова Н.Н., Викарчук А.А., Грызунов А.М. СОЗДАНИЕ РАЗВИТОЙ ПОВЕРХНОСТИ МЕДИ МЕТОДОМ МЕХАНОАКТИВАЦИИ	113
Довженко О. А., Викарчук А. А., Прохоров П. Э., Тюрьков М.Н. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ПРОЦЕСС ФОРМИРОВАНИЯ НА ПОВЕРХНОСТИ МЕДНЫХ ЧАСТИЦ ВИСКЕРОВ ОКСИДА МЕДИ II	114
Ефтифеева А.С., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И. ОПТИМИЗАЦИЯ РЕЖИМОВ СТАРЕНИЯ ДЛЯ ПРОЯВЛЕНИЯ ДВУСТОРОННЕГО ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ В $[112\bar{3}]$ -МОНОКРИСТАЛЛАХ ФЕРРОМАГНИТНОГО СПЛАВА $CoNiAl$	115
Пилюгин В.П. ВЛИЯНИЕ ПОДВИЖНОСТИ ДИСЛОКАЦИЙ НА ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И РАЗМЕР КРИСТАЛЛИТОВ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПРИ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	116
Седых В.Д., Русаков С.В., Кведер В.В., Абросимова Г.Е., Кулаков В.И., Курицына И.Е. ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ТЕРМООБРАБОТКИ НА СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МАНГАНИТЕ ЛАНТАНА $La_{0.95}Ba_{0.05}MnO_3$ СТЕХИОМЕТРИЧЕСКОГО СОСТАВА	117
Лукьянова О.А., Сирота В.В., Красильников В.В. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОНСТРУКЦИОННОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ НИТРИДА КРЕМНИЯ	118
Першина Е.А., Аронин А.С., Абросимова Г.Е., Матвеев Д.В. ДЕФОРМАЦИЯ И ТЕРМООБРАБОТКА СПЛАВА $Al_{90}Y_{10}$: РАЗЛИЧИЯ В СТРУКТУРЕ	119
Тукеева М.С., Мельников Е.В., Майер Г.Г., Кошовкина В.С., Астафурова Е.Г. ВЛИЯНИЕ ТЕПЛОЙ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩИХ ОТЖИГОВ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И МИКРОТВЕРДОСТЬ ВЫСОКОМАРГАНЦЕВЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ	120

Пилюгин В.П., Солодова И.Л., Виноградова Н.И., Пацелов А.М. ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ВЫСОКОМАРГАНЦЕВЫХ АУ- СТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ ПОД ДАВЛЕНИЕМ	121
Теплякова Л.А., Куницына Т.С., Конева Н.А. ВЛИЯНИЕ ОРИЕНТАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВА СО СВЕРХСТРУКТУ- РОЙ L_{12} НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СУБСТРУКТУРЫ ПРИ СЖАТИИ	122
Никоненко Е.Л., Попова Н.А., Чернышева Н.А., Конева Н.А., Козлов Э.В. ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СПЛАВА НА ОСНОВЕ Ni–Al–Co	123
Кунцевич Т.Э., Куранова Н.Н., Пушин А.В., Пушин В.Г. ОСОБЕННОСТИ АМОРФИЗАЦИИ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА, ПОДВЕРГНУТЫХ БЫСТРОЙ ЗАКАЛКЕ ИЗ РАСПЛАВА, МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ТЕРМООБРАБОТКЕ	124
Белослудцева Е.С., Куранова Н.Н., Марченкова Е.Б., Пушин В.Г., Укусников А.Н. ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И ТЕРМОУПРУГИХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ТРОЙНЫХ КВАЗИБИНАРНЫХ СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Ni–Mn–Me (Al, Ti, Ga)	125
Марченкова Е.Б., Белослудцева Е.С., Королев А.В., Коуров Н.И. Куранова Н.Н., Пушин В.Г. СТРУКТУРНЫЕ И МАГНИТНЫЕ ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В КВАЗИБИНАРНЫХ СПЛАВАХ $Ni_{2+x}MnGa$	126
Калетин А.Ю., Калетина Ю.В. ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ КРЕМНИСТЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ФАЗОВОМ ПЕРЕХОДЕ АУСТЕНИТ–БЕЙНИТ	127
Калетина Ю.В., Счастливец В.М., Герасимов Е.Г., Фокина Е.А. ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ, СТРУКТУРА И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ФЕРРОМАГ- НИТНЫХ СПЛАВОВ Ni–Mn–In	128
Тагильцев А. И., Тимофеева Е. Е., Панченко Е. Ю., Чумляков Ю. И. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ В МО- НОКРИСТАЛЛАХ ФЕРРОМАГНИТНОГО СПЛАВА Ni–Fe–Ga	129
Филиппова В.П., Томчук А.А., Перлович Ю.А., Крымская О.А. ОСОБЕННОСТИ ПОВЕДЕНИЯ ГЦК И ОЦК МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПРИ ДЕ- ФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ В УСЛОВИЯХ КВАЗИГИДРОСТАТИЧЕСКОГО СЖА- ТИЯ	130
Юзбекова Д. Ю., Могучева А. А. ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА ПРОЯВЛЕНИЕ ЭФФЕКТА ПОРТЕВЕНА-ЛЕ ШАТЕЛЬЕ В СПЛАВЕ 1545К	131
Мельчаков М.А., Скворцов А.И. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМОМАГНИТНОЙ ОБРАБОТКИ НА ДЕМПФИ- РУЮЩУЮ СПОСОБНОСТЬ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe–Cr–Al	132
Мельников Е.В., Козлова Т.А., Тукеева М.С., Майер Г.Г., Астафурова Е.Г. СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ПРОКАТКЕ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 08X18N10T, ЛЕГИРОВАННОЙ ВОДОРОДОМ	133
Казанцева Н.В., Степанова Н.Н., Ригмант М.Б., Давыдов Д.И., Шишкин Д.А.,	134

Романов Е.П. СТРУКТУРА И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Co–19ат.%Al–6 ат. %W	
Шибков А.А. ПОДАВЛЕНИЕ ЭФФЕКТА ПОРТЕВЕНА-ЛЕ ШАТЕЛЬЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКИМ ТОКОМ	135
Шибков А.А., Желтов М.А., Золотов А.Е., Денисов А.А., Гасанов М.Ф. ПРЕРЫВИСТАЯ ПОЛЗУЧЕСТЬ И ДИНАМИКА ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПОЛОС В СПЛАВЕ АМг6	136
Колесников Н. Н., Борисенко Е. Б., Гартман В. К., Матвеев Д. В. ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ВЫРАЩИВАНИИ КРИСТАЛЛОВ CrNb ₃ S ₆ МЕТОДОМ ГАЗОВОГО ТРАНСПОРТА	137
Полетаев Г.М., Мартынова Е.В., Кайгородова В.М., Сосков А.А. КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ ДЕФЕКТОВ ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ В УСЛОВИЯХ БЫСТРОГО ОХЛАЖДЕНИЯ НА ПРИМЕРЕ ДВУМЕРНОЙ МОДЕЛИ НИКЕЛЯ	138
Ветошкина Н. Г., Тимофеева Е. Е., Панченко Е. Ю., Чумляков Ю. И. ИССЛЕДОВАНИЕ ДВУСТОРОННЕГО ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ В СПЛАВАХ Ni ₄₉ Fe ₁₈ Ga ₂₇ Co ₆	139
Толстобров А.К., Скворцов А.И. ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ЗАВИСИМОСТЬ ТВЕРДОСТИ ОТ СТЕПЕНИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ ЦА23 И ЦА39	140
Соловьева Ю.В., Пилюгин В.П., Гринберг Б.А., Плотников А.В., Власова А.М., Старенченко С.В., Старенченко В.А. СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АНОМАЛЬНЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ Ni ₃ Ge В УСЛОВИЯХ УМЕРЕННОЙ И ИНТЕНСИВНОЙ ДЕФОРМАЦИИ И НАГРЕВА	141
Сурсаева В.Г. ОСОБЕННОСТИ РОСТА ЗЁРЕН В ТОНКИХ ПЛЁНКАХ СЕРЕБРА	142
Кустов А.И., Мигель И.А., Зеленев В.М. ОЦЕНКА ПАРАМЕТРОВ ПЛАСТИЧНОСТИ И ПРОЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ С ПОМОЩЬЮ АКУСТИЧЕСКИХ ВОЛН	143
Кустов А.И., Мигель И.А. АНАЛИЗ ПРОЦЕССОВ СПЕКАНИЯ И ДИФФУЗИИ АМД-МЕТОДАМИ	144
Когтенкова О.А., Страумал Б.Б., Страумал А.Б., Колесникова К.И., Чеппе Т., Земба П. ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ	145
Овчинников С.В., Коротаяев А.Д., Пинжин Ю.П. СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ НИТРИДА ТИТАНА	146
Рогачев С.О., Рожнов А.Б., Чжен В.Г. ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ГИДРОСТАТИЧЕСКИМ ДАВЛЕНИЕМ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ТВЕРДОСТЬ СПЛАВА Zr–1%Nb	147

Болдин М.С., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЭНЕРГИИ АКТИВАЦИИ ЗЕРНОГРАНИЧНОЙ ДИФФУЗИИ ПРИ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОМ ПЛАЗМЕННОМ СПЕКАНИИ ПОРОШКОВ СИСТЕМЫ $Al_2O_3/ZrO_2/Ti(C,N)$	148
Грабовецкая Г.П., Раточка И.В., Мишин И.П. СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ($\alpha+\beta$) СПЛАВАХ ТИТАНА В ПРОЦЕССЕ ФОРМИРОВАНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ	149
Мишин И.П., Грабовецкая Г.П., Раточка И.В. ЭВОЛЮЦИЯ СПЕКТРА РАЗОРИЕНТИРОВОК ГРАНИЦ ЗЕРЕН В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОМ НИКЕЛЕ В ПРОЦЕССЕ ДЕФОРМАЦИИ.	150
Майер Г.Г., Астафурова Е.Г., Кошовкина В.С., Хомякова Г.В., Тукеева М.С., Мельников Е.В., Найденкин Е.В., Одесский П.Д., Добаткин С.В. ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СОСТОЯНИЯ, СФОРМИРОВАННОГО ПРИ ХОЛОДНОМ И ТЕПЛОМ КРУЧЕНИИ ПОД ДАВЛЕНИЕМ В СТАЛИ 06МБФ	151
Карпинский Д.Н., Санников С.В. РАСЧЕТ ВЯЗКОСТИ РАЗРУШЕНИЯ С УЧЕТОМ ПОВЕРХНОСТНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ВЕРШИНЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ТРЕЩИНЫ	152
Шмытько И.М., Ганеева Г.Р. ВЛИЯНИЕ ФОРМЫ КРИСТАЛЛИТОВ В ПРОМЕЖУТОЧНОЙ ОБЛАСТИ МЕЖДУ НАНО- И МИКРО-РАЗМЕРАМИ НА РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ИНТЕНСИВНОСТИ РЕНТГЕНОВСКИХ РЕФЛЕКСОВ YVO_3 .	153
Фролов Д.Д., Аронин А.С., Шмытько И.М. ВЛИЯНИЕ МЕЖКРИСТАЛЛИТНЫХ ГРАНИЦ НА ОБРАЗОВАНИЕ НОВЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ В $BaTiO_3$	154
Шмытько И.М., Ганеева Г.Р. ВЛИЯНИЕ МЕЖКРИСТАЛЛИТНЫХ ГРАНИЦ НА ОБРАЗОВАНИЕ НОВЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ В ПРОСТЫХ ОКСИДАХ РЗМ	155
Кедров В.В., Шмытько И.М. СТРУКТУРНЫЕ И МОРФОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ КРИСТАЛЛОВ НЕКОТОРЫХ СЕГНЕТОЭЛЕКТРИКОВ, СИНТЕЗИРОВАННЫХ В ТОНКИХ СЛОЯХ БОРАТНЫХ ОКСИДНЫХ СТЕКОЛ	156
Абросимова Г.Е., Аронин А.С. ИЗМЕНЕНИЕ АМОРФНОЙ ФАЗЫ В ЛЕГКИХ СПЛАВАХ ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ И ДЕФОРМАЦИИ	157
Клевцов Г.В., Валиев Р.З., Клевцова Н.А., Кушнарченко В.М., Мерсон Е.Д., Ганеев А.В., Караваева М.В., Пигалева И.Н. ВЛИЯНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ СТАЛИ 10	158
Энхтор Л., Силонов В.М. К РАСЧЕТУ КРИТИЧЕСКОЙ ТЕМПЕРАТУРЫ ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА ПОРЯДОК-БЕСПОРЯДОК В СПЛАВАХ $Cu-Au$	159
Мамедова Г.А. КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ ЦЕОЛИТА ЛЕВИНА В ПРИРОДНОЙ СИСТЕМЕ ГАЛЛУАЗИТ-ДОЛОМИТ-ОБСИДИАН	160

Кащенко М.П., Латыпов И.Ф., Чащина В.Г. ДИНАМИКА НАСЛЕДОВАНИЯ МАРТЕНСИТНЫМИ КРИСТАЛЛАМИ ХАРАКТЕРИСТИК УПРУГОГО ПОЛЯ В ОБЛАСТЯХ ЗАРОЖДЕНИЯ	161
Левин И.С., Авдюхина В.М., Акимова О.В., Пеганов А.А. СТОХАСТИЧЕСКИЙ ХАРАКТЕР ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВЕ Pd–25.5 ат.% Ni ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО ГИДРИРОВАНИЯ	162
Хаймович П.А., Полянский А.М., Полянский В.А., Черняева Е.В., Шульгин Н.А. ВЛИЯНИЕ КВАЗИГИДРОЭКСТРУЗИИ ПРИ 77К НА СОДЕРЖАНИЕ ВОДОРОДА И АКУСТИЧЕСКУЮ ЭМИССИЮ В СПЛАВЕ ВТ1-0	163
Хаймович П.А., Черняева Е.В., Шульгин Н.А. БАРОКРИОДЕФОРМИРОВАНИЕ ЖЕЛЕЗА С РАЗНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА	164
Мальцева Т.В., Мальцева Л.А., Левина А.В., Озерец Н.Н., Шарапова В.А., Демидов С.А. ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНЫХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АУСТЕНИТНО-ФЕРРИТНОЙ СТАЛИ	165
Спивак Л.В., Куликова М.А. ОБЩИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ КАЛОРИМЕТРИЧЕСКИХ ЭФФЕКТОВ ПРИ НАГРЕВЕ СПЛАВОВ МЕТАЛЛ Va ГРУППЫ–ВОДОРОД	166
Мясниченко В.С., Сдобняков Н.Ю. КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРНОГО ПЕРЕХОДА В МАЛЫХ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ НАНОЧАСТИЦАХ НА ОСНОВЕ МЕДИ	167
Шарипов М.З., Соколов Б.Ю. ПОЛЕВЫЕ ЗАВИСИМОСТИ ЭФФЕКТА ФАРАДЕЯ В ФЕРРИТЕ-ГРАНАТЕ Tb _{0,2} Y _{2,8} Fe ₅ O ₁₂ ВБЛИЗИ ТЕМПЕРАТУРЫ СПИНОВОЙ ПЕРЕОРИЕНТАЦИИ	168
Тюменцев А.Н., Дитенберг И.А. ЭВОЛЮЦИЯ КРИВИЗНЫ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ И МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ И ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НАНОКРИСТАЛЛОВ	169
Забелин С.Ф., Зеленский В.А. ПРОЯВЛЕНИЕ ЭФФЕКТА СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ ПРИ НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	170
Власов Н.М., Челяпина О.И. ПАРАМЕТРЫ УПРАВЛЕНИЯ ДИФфуЗИОННОЙ КИНЕТИКОЙ С УЧЕТОМ ТЕРМОДИФфуЗИИ И ТЕРМОНАПРЯЖЕНИЙ.	171
Епишин А.И., Линк Т., Нольце Г. SEM МЕТОД ИССЛЕДОВАНИЯ МЕЖФАЗНЫХ ДИСЛОКАЦИЙ В НИКЕЛЕВЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВАХ	172
Епишин А.И., Петрушин Н.В., Линк Т., Нольце Г., Лощинин Ю.В., Герштейн Г. СТРУКТУРНАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ КОБАЛЬТОВОГО ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА, УПРОЧНЕННОГО ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМИ ВЫДЕЛЕНИЯМИ γ'-ФАЗЫ	173
Хлебникова Ю.В., Родионов Д.П., Гервасьева И.В., Суаридзе Т.Р., Егорова Л.Ю. ЛЕНТЫ-ПОДЛОЖКИ С ОСТРОЙ КУБИЧЕСКОЙ ТЕКСТУРОЙ ИЗ БИНАРНЫХ И ТРОЙНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ	174

Петрова А.Н., Бродова И. Г., Астафьев В.В., Шорохов Е.В., Гранский А.А., Насонов А.П., Гаан К.В., Веретенникова И.А. СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ А5083 ПРИ ДИНА- МИЧЕСКОМ ПРЕССОВАНИИ	175
Бродова И.Г., Петрова А.Н., Разоренов С.В., Шорохов Е.В. СОПРОТИВЛЕНИЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОМУ ДЕФОРМИРОВАНИЮ И РАЗРУ- ШЕНИЮ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ДИНАМИЧЕСКОГО КАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ	176
Гусейнов Г.М. ПОЛУЧЕНИЕ СОЕДИНЕНИЙ $Cu_2Sn_3S_7$ И Cu_4SnS_4 В СРЕДЕ ЭТИЛЕНГЛИКОЛЯ	177
Хон Ю.А., Каминский П.П. О ФОРМИРОВАНИИ МНОГОУРОВНЕВЫХ СТРУКТУР В ДЕФОРМИРУЕМЫХ КРИСТАЛЛАХ	178
Ваганов В.Е., Евдокимов И.А., Решетняк В.В., Щетинин Ю.В. НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫЕ УГЛЕРОДОСОДЕРЖА- ЩИЕ КОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ И МЕДИ	179
Грязнов А.С., Плотников В.А Харламов И.В. СМЕЩЕНИЕ СПЕКТРАЛЬНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ЦИКЛИРОВАНИИ ТЕРМОУПРУГИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕ- ВРАЩЕНИЯХ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА	180
Плотников В.А., Макаров С.В. ВОЛНОВЫЕ ЭФФЕКТЫ КОРРЕЛЯЦИИ ЭЛЕМЕНТАРНЫХ ДЕФОРМАЦИОННЫХ АКТОВ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ АЛЮМИНИЯ	181
Маркидонов А.В., Старостенков М.Д. КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕЛЕНИЯ ЛАТЕНТНЫХ ТРЕКОВ В ГЦК КРИСТАЛЛЕ УДАРНЫМИ ВОЛНАМИ С ПОСЛЕДУЮЩИМ ОБРАЗОВАНИЕМ КАПИЛЛЯРНОЙ СТРУКТУРЫ	182
Остриков О. М., Острикова М. Я. СПОСОБ ПРЕОБРАЗОВАНИЯ АМПЛИТУДЫ ПРЯМОЛИНЕЙНОГО ПЕРЕМЕЩЕ- НИЯ, ВЫЗВАННОГО ФОРМОИЗМЕНЕНИЕМ МАТЕРИАЛА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ПРИ БЕЗДИФФУЗИОННЫХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В БИОМЕХАНИЧЕ- СКИХ СИСТЕМАХ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ	183
Горнакова А.С., Страумал Б.Б. ОСОБЕННОСТИ ПОВЕДЕНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВА ТИТАН-ЖЕЛЕЗО В ДВУХФАЗНОЙ ОБЛАСТИ ($\alpha+\beta$) ФАЗОВОЙ ДИАГРАММЫ	184
Горнакова А.С., Страумал Б.Б., Прокофьев С.И. ИССЛЕДОВАНИЕ РОСТА ЗЕРНОГРАНИЧНОЙ ПРОСЛОЙКИ (αTi) ИЗ ПЕРЕСЫ- ЩЕННОГО ТВЕРДОГО РАСТВОРА (βTi) В СПЛАВАХ Co–Ti	185
Острижная А.С., Почивалов Ю.И., Панин В.Е. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ НА УСТАЛОСТНУЮ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕ- РИАЛОВ И ИХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ	186
Красильников В.В., Савотченко С.Е. ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДВИЖЕНИЯ ФРОНТА ДИФФУЗИОННОЙ РЕКРИСТАЛЛИ- ЗАЦИИ	187

Гундырев В.М., Зельдович В.И. МЕХАНИЗМ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В СПЛАВАХ С ДВОЙНИКОВАННЫМ МАРТЕНСИТОМ	188
Столяров В.В. ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ ПОД ВЛИЯНИЕМ РАСТЯЖЕНИЯ С ТОКОМ	189
Абросимова Г.Е., Аронин А.С. СРАВНЕНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ЛЕГКИХ СПЛАВОВ ПРИ НАГРЕВЕ И ДЕФОРМАЦИИ	190
Тухбатуллин А. А., Шарипов Г. Л. ВЛИЯНИЕ НИТРАТА НАТРИЯ НА ЛЮМИНЕСЦЕНЦИЮ СУЛЬФАТА ТЕРБИЯ ПРИ МЕХАНОАКТИВАЦИИ	191
Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Алсараева К. В., Морозов К.В., Коновалов С.В. ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ В ДИФФЕРЕНЦИРОВАННО ЗАКАЛЕННЫХ РЕЛЬСАХ	192
Захаров П.В., Старостенков М.Д., Медведев Н.Н., Ерёмин А.М. О ЛОКАЛИЗОВАННЫХ КОЛЕБАНИЯХ АТОМОВ В КРИСТАЛЛЕ Pt ₃ Al	193
Терентьев В.Ф., Слизов А.К., Просвирнин Д.В., Сиротинкин В.П., Ашмарин А.А. ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ В ВЫСОКОЛЕГИРОВАННОЙ ТРИП-СТАЛИ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ И ЦИКЛИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ	194
Барахтин Б.К., Варгасов Н.Р., Пташник А.В., Федосеев М.Л. ПО ПУТИ СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ СТРУКТУРНО-МЕХАНИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ЭВТЕКТОИДНОЙ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНОЙ СТАЛИ	195
Акимова О.В., Авдюхина В.М., Левин И.С. ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ФОЛЬГАХ СПЛАВА Pd-In-Ru ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ВОДОРОДА	196
Мамедов А.Н., Бахтиярлы И.Б., Курбанова Р.Д., Исмаилова Э.Н. ФАЗООБРАЗОВАНИЕ В СИСТЕМЕ EuGa ₂ S ₄ -LaGaS ₃	197
Райков С.В., Капралов Е.В., Соснин К.В., Ващук Е.С., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. СТРОЕНИЕ ПО ГЛУБИНЕ ИЗНОСОСТОЙКОЙ НАПЛАВКИ, ПОЛУЧЕННОЙ ЭЛЕКТРОДУГОВЫМ МЕТОДОМ НА СТАЛИ	198
Ульшин В.И., Ульшин С.В. МЕХАНИЗМ И КИНЕТИКА КРИСТАЛЛИЗАЦИИ СТАЛИ Р6М5	199
Батаронов И.Л., Дежин В.В. ОБ ИНТЕРФЕРЕНЦИОННЫХ ЭФФЕКТАХ ПРИ КОЛЕБАНИЯХ СОСЕДНИХ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СЕГМЕНТОВ	200
Захаров В.В., Чуканов Н.В., Червонный А.Д., Возчикова С.А., Корсунский Б.Л., Калмыков П.И. ИЗОТЕРМИЧЕСКАЯ КИНЕТИКА ПОЛИМОРФНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЯХ	201

Асадов М.М., Мустафаева С.Н. РЕНТГЕНДОЗИМЕТРИЯ МОНОКРИСТАЛЛА AgGaS ₂	202
Кривошеина М.Н., Туч Е.А., Кобенко С.В., Козлова М.А. РОЛЬ ГИДРОСТАТИЧЕСКОГО НАПРЯЖЕНИЯ В ЧИСЛЕННОМ МОДЕЛИРОВАНИИ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ АНИЗОТРОПНЫХ СРЕД	203
Straumal A.B., Rodin A.O., Yardley V.A., Eggeler G. TRANSITION FROM INCOMPLETE TO COMPLETE WETTING IN Cu-In SYSTEM AND GRAIN BOUNDARY CHARACTER	204
Именной указатель	205
Содержание	210

Научное издание

Фазовые превращения и прочность кристаллов

Сборник тезисов VIII Международной конференции
(27-31 октября 2014г., Черноголовка)

Публикуется в авторской редакции

*Техническое редактирование и
компьютерная верстка Е.В. Черняевой*