

Национальная академия наук Украины
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина



ВЫСОКИЕ ДАВЛЕНИЯ – 2010
Фундаментальные и прикладные аспекты

26–30 сентября 2010 г.

ТЕЗИСЫ

Судак, Крым, Украина

B367.1
T30

Тезисы 11-й Международной конференции «Высокие давления – 2010. Фундаментальные и прикладные аспекты». – Донецк: ДонФТИ им. А.А. Галкина НАН Украины, 2010. – 219 с.

В сборнике представлены тезисы докладов, вошедших в программу 11-й Международной конференции «Высокие давления – 2010. Фундаментальные и прикладные аспекты».

В конце книги помещен алфавитный указатель участников конференции, выступающих с докладами, и приведена краткая информация о них.



НАНОСТРУКТУРНЫЕ СОСТОЯНИЯ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ, ПОДВЕРГНУТЫХ ИНТЕНСИВНЫМ ПЛАСТИЧЕСКИМ ДЕФОРМАЦИЯМ: ВЛИЯНИЕ НА СВОЙСТВА

Р.З. Валиев

*Институт физики перспективных материалов,
Уфимский государственный авиационный технический университет,
Уфа, Россия, rzvaliev@mail.rb.ru*

Исследования последнего десятилетия дают убедительные свидетельства широкого использования интенсивных пластических деформаций (ИПД) для получения ультрамелкозернистых (УМЗ) металлов и сплавов с размером зерен менее 1 мкм. Вместе с тем при ИПД-обработке металлических сплавов и сталей часто происходит растворение или выделение вторых фаз, формирование аморфных фаз, образование сегрегационных кластеров и других структурных элементов наномасштаба. Формирование таких наноструктурных особенностей в УМЗ-сплавах может кардинально влиять на их механические и физические свойства.

В докладе рассматривается ряд новых примеров такого рода, а именно явление суперпрочности, обнаруженное в некоторых наноструктурных легких сплавах, проявление сверхпластичности в УМЗ–Al-сплавах уже при комнатной температуре и ряд других уникальных особенностей физического и механического поведения нанометаллов. Обнаружение подобного рода необычных свойств представляет большой научный интерес с точки зрения изучения новых механизмов деформаций и фазовых превращений в УМЗ-материалах. Практическая значимость этих работ заключается в разработке металлических материалов нового поколения, что также обсуждается в докладе.



ПРОСТОЙ СДВИГ МЕТАЛЛОВ: ЧТО ЭТО ТАКОЕ?

Я.Е. Бейгельзимер

*Донецкий физико-технический институт им. А.А.Галкина НАН Украины,
Р.Люксембург 72, Донецк 831146 Украина, yanbeygel@gmail.com*

Испытание на простой сдвиг осуществляется путем кручения цилиндрических образцов и широко используется для определения кривых течения металлов. Есть две проблемы, связанные с распространением результатов этих испытаний на другие виды деформации. Первая проблема состоит в выборе меры эквивалентной деформации, позволяющей свести к «единой кривой течения» результаты испытаний на сдвиг и растяжение. В литературе нет однозначного ее решения. Наиболее известны следующие два соотношения для эквивалентной деформации:

$$\varepsilon = \frac{\gamma}{\sqrt{3}}, \quad \varepsilon = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \left[\left(1 + \frac{\gamma^2}{4} \right)^{1/2} + \frac{\gamma}{2} \right]$$

где $\gamma = r\varphi/h$ – деформация сдвига; r – расстояние от оси образца до точки, в которой определяется деформация; h – его высота; φ – угол закручивания. Первое из этих соотношений получено путем интегрирования по времени скорости деформации, второе – на основе соотношений нелинейной механики, учитывающей удлинение и повороты материальных волокон образца. При $\gamma < 1$ отличие между двумя указанными мерами не более 4%, но уже при $\gamma = 10$ разница превышает 100%.

Вторая, еще более серьезная проблема, была вскрыта Р. Bridgman в экспериментах по деформации образцов под высоким давлением. Он обнаружил, что при больших деформациях кривые растяжения и сдвига резко расходятся, причем первая все время возрастает, а вторая выходит на насыщение. Такое качественно разное поведение кривых течения Р. Bridgman объяснил разным характером движения атомов твердого тела при простом сдвиге и растяжении.

В докладе на основе представлений физики больших пластических деформаций показано, что простой сдвиг принципиально не эквивалентен растяжению по своему воздействию на металлы. В связи с этим такие понятия, как «единая кривая течения» и «эквивалентная деформация», имеют условный смысл и могут применяться лишь при сравнительно малых деформациях. Для описания кинематики больших пластических деформаций на микроуровне в работе используется ее аналогия с турбулентным течением жидкости. Представление о турбулентности металлов позволило с единых позиций дать объяснение таким, казалось бы, не связанным друг с другом явлениям как: существование стадий упрочнения и течения в классических экспериментах А. Tresca предел упрочнения металлов при их обработке методами кручения под давлением, равноканальным угловым пресованием и винтовой экструзией; аномально быстрая диффузия в пластически деформируемых металлах; Swift effect (удлинение образцов при кручении со свободными концами) и его исчезновение на субмикроструктурных материалах; выравнивание свойств металлов по различным направлениям при большом числе проходов методом винтовой экструзии.



PRESSURE EFFECT ON THE SPIN CROSSOVER BEHAVIOR OF THE MOLECULAR AND SUPRAMOLECULAR COMPOUNDS

G.G. Levchenko

*Donetsk Physical & Technical Institute NAS of Ukraine named after A.A. Galkin,
e-mail: g-levch@ukr.net*

This talk is devoted to our study of the pressure influence on the temperature induced (HL) transition in mononuclear molecular and one, two- and three-dimensional polymeric compounds. For beginning, here is demonstrated the state of these kind of investigations before our starting. It is shown that there were some well recognized statements; like that the transition pressure always increases with pressure increase according to expression:

$$T_{1/2} = (T_0)_{1/2} + (P\Delta V_{HL}) / \Delta S(1)$$

where $T_{1/2}$ is a transition temperature under pressure, $(T_0)_{1/2}$ is a transition temperature at atmospheric pressure, P – external pressure, ΔV_{HL} – change of the volume at transition and ΔS – change of the entropy under transition. Second statement was that the hysteresis under pressure always decreases and there exists the critical pressure above which the transition becomes gradual. The main conclusion of these investigations was that if one needs to receive compound with a big hysteresis at room temperature this can not be achieved using high pressure for increasing the transition temperature

We have designed and produced high pressure cells (HPC) for study of magnetic properties of the soft materials under pressure which can be used for measurements of the magnetization on vibrating magnetometer and also on SQUID magnetometer. Using these HPC we have determined the pressure influence on HL transition for many compounds with nanodimensions in one, two or three directions. The result is that the HL transition temperature can be increased or decreased by pressure, according to equation:

$$T_{1/2} = (T_0)_{1/2} + (P\Delta V_{HL} + \Delta_{elast} - \Gamma) / \Delta S(2)$$

where Δ_{elast} is an elastic energy and Γ is an interaction energy.

The hysteresis width can also be increased or decreased by pressure and we never have observed transformation of the abrupt transition with hysteresis at atmospheric pressure into gradual one under pressure. Equations (2) and (1) contradict each other, because in accordance to (1) the interaction parameter does not influence the transition temperature under pressure, however according to (2) the Γ influences the transition temperature and with increase under pressure can decrease the transition temperature, what one can observe in experiments.



СТРУКТУРНО-МАСШТАБНЫЕ УРОВНИ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ И РАЗРУШЕНИЯ

В.Е. Панин, Л.С. Деревягина, Т.Ф. Елсукова

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
634021, Томск, Россия, e-mail: paninve@ispms.tsc.ru*

Известно, что большие пластические деформации, повышая предел текучести и прочность материала, обуславливают снижение его пластичности, трещиностойкости и характеризуются резким спадом кривой σ – ϵ при растяжении образцов выше предела прочности. Традиционно все эти эффекты описываются на основе теории дефектов в деформируемом твёрдом теле. При этом неявно предполагается, что кристалл сохраняет все свои характеристики основного состояния. Однако в условиях больших пластических деформаций и разрушения необходимо учитывать сильную неравновесность материала.

Стадия падения кривой σ – ϵ связана не просто с возникновением шейки в деформируемом образце, как это принято считать. Эта стадия определяется деградацией структуры материала в зоне шейки, которая завершается его разрушением. Фрагментация материала в шейке, описываемая теорией дисклинаций, вызывает повышение его термодинамического потенциала Гиббса, обусловленное сильно выраженными эффектами кривизны кристаллической решётки. Это приводит к ослаблению межатомного взаимодействия в кристалле и завершается его структурно-фазовым распадом кристалл–несплошность материала. Первая стадия несплошности связана с образованием нано- и микропор в локальных зонах гидростатического растяжения. На завершающей стадии в нано-, микропористом материале развивается трещина как более высокий масштабный уровень структурно-фазового распада деформируемого кристалла вблизи нуля его термодинамического потенциала Гиббса. Описать корректно большие пластические деформации и разрушения на основе традиционной теории дефектов, развитой для основного состояния кристалла, в принципе невозможно. Это можно сделать только с привлечением физической мезомеханики и неравновесной термодинамики деформируемого твёрдого тела [1,2].

Приводятся экспериментальные данные по обоснованию структурно-фазового распада кристаллического материала на стадии падения кривой σ – ϵ для традиционных поликристаллов и наноразмерных материалов при растяжении, в условиях запредельных деформаций фольг, циклически нагружаемых в композитах фольга–твёрдая подложка, в зонах сильных концентраторов напряжений, генерирующих локальную интенсивную пластическую деформацию и образование трещины.

1. Панин В.Е., Егорушкин В.Е. Физическая мезомеханика и неравновесная термодинамика как методологическая основа наноматериаловедения // Физ. мезомех. – 2009. – Т. 12. – № 4. – С. 7–26.

2. Панин В.Е., Сурикова Н.С., Елсукова Т.Ф., Егорушкин В.Е., Почивалов Ю.И. Наноструктурированные фазовые границы в алюминии при циклической интенсивной пластической деформации // Физ. мезомех. – 2009. – Т. 12. – № 6. – С. 5–15.



КОНСОЛИДАЦИЯ ОКСИДНЫХ НАНОЧАСТИЦ В УСЛОВИЯХ НАГРЕВА И ГИДРОСТАТИЧЕСКОГО СЖАТИЯ

Т.Е. Константинова, И.А. Даниленко, В.А. Глазунова

*Донецкий физико-технический институт им. А.А.Галкина НАН Украины,
г.Донецк, Украина, matscider@aim.com*

Известно, что качество керамики тем лучше, чем выше дисперсность исходного порошка. С появлением возможности получать наноразмерные порошки вероятность повысить свойства керамики существенно возросла. Однако при спекании происходит ряд процессов, которые не позволяют реализовать эту возможность: значительный рост частиц и неоднородность распределения зерен по размерам, обусловленная высокой степенью агрегации и агломерации нанопорошков, а также сегрегация стабилизирующего элемента по границам зерен.

В работе рассмотрены особенности консолидации наночастиц в процессе их прокаливания, одноосного и гидростатического обжатия, а также спекания на примере системы нанопорошков ZrO_2 –3мол.% Y_2O_3 . Нанопорошки получали по разработанной в ДонФТИ НАН Украины технологии, основанной на методе совместного осаждения и обеспечивающей узкое распределение частиц в пределах заданного размера (отклонение ± 10 –20% от среднего размера) и отсутствие жестких агрегатов с сильной связью между частицами. Размер исследуемых частиц изменяли дискретно в диапазоне 7–31 нм.

Установлено, что плотность компактов, подвергнутых обжатию ВГД, и керамики, полученной спеканием компактов, немонотонным образом зависит от исходного размера частиц.

Для понимания причин такого поведения нанопорошковой системы рассмотрены механизмы роста наночастиц в зависимости от температуры нагрева, начиная от момента превращения из гидроксида в оксид вплоть до температур спекания. Установлено, что в процессах роста слабосвязанных наночастиц в интервале 400–600°C основным механизмом увеличения их размера является их подстройка и присоединение кристаллографически одинаковыми плоскостями. С повышением температуры до 1000°C доля присоединенных частиц с одинаковой ориентировкой уменьшается, но увеличивается доля специальных границ при объединении частиц. Здесь дополнительно к ориентированным поворотам частиц, обусловленным потенциалом межатомного взаимодействия и градиентом распределения заряда на поверхности пор подключается диффузионный эффект консолидации, который обеспечивается кислородно-вакансионным механизмом (диффузионная подвижность циркония при этих температурах очень мала). Высокие давления способствуют росту доли специальных границ, что обусловлено увеличением межатомного взаимодействия при уплотнении нанопорошков. Однако степень этого эффекта сложным образом зависит от размера частиц, что обусловлено изменением состояния поверхности частиц с повышением температуры и давления.

Полноценное спекание в интервале 1000–1350°C происходит за счет включения в процесс диффузии циркония в уже подготовленном «сшивании» кислородом конгломератном состоянии системы.

Благодаря достижению хорошей однородности по размеру зерна и сравнительно невысокой температуре спекания сегрегационные процессы не развиваются, что в сочетании с достаточно малым зерном обеспечивает высокий комплекс физико-механических и эксплуатационных свойств керамики.



СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ С ПОВЫШЕННЫМИ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫМИ СВОЙСТВАМИ

С.В. Добаткин

*Учреждение Российской академии наук Институт металлургии
и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,
Москва, Россия, dobatkin@imet.ac.ru*

Возможности измельчения зеренной структуры в ходе интенсивной пластической деформации (ИПД) при пониженных температурах и повышенных давлениях продемонстрированы на многих классах металлических материалов. Такое уменьшение размера зерен до нано- и субмикронного уровня приводит к необычному повышению прочностных характеристик.

В работе показано, что основной эффект субмикрокристаллических ИПД-материалов заключается не только в значительном повышении прочности при достаточной пластичности, но и в одновременном повышении эксплуатационных свойств, таких как усталостная прочность, хладо-, огне- и коррозионная стойкость, сверхпластичность, биосовместимость и т.д. Показаны примеры одновременного повышения прочностных и эксплуатационных свойств на низкоуглеродистых феррито-перлитных и мартенситных сталях, аустенитных коррозионно-стойких сталях, титановых сплавах, Ti–Ni-сплавах с памятью формы, алюминиевых и медных сплавах. Рассматриваются возможности практического использования субмикрокристаллических ИПД-материалов.



МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛИСТОВ НЕКОТОРЫХ ГЦК-, ОЦК- И ГП-МЕТАЛЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ РКУП, МУЛЬТИОСЕВОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СОЧЕТАНИИ С ПРОКАТКОЙ

Г.А. Салищев¹, С.В. Жеребцов¹, Н.В. Лопатин¹, Г.С. Дьяконов¹, А.В. Кузнецов¹, Н.Д. Степанов¹, Г.И. Рааб², М.Ю. Мурашкин², Р.З. Валиев²

¹*Белгородский государственный университет,
г. Белгород, Россия, salishchev@bsu.edu.ru*

²*Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа, Россия*

Технологии получения массивных наноструктурных полуфабрикатов на базе процессов интенсивной пластической деформации (ИПД) получили в последние годы значительное развитие. При этом масштабирование остается одной из ключевых задач изготовления полуфабрикатов, удовлетворяющих по размерам потребности промышленности. Одним из возможных путей получения наноструктурных полуфабрикатов требуемых размеров прутков, листов, фольг является применение комбинированных методов, сочетающих, например, равноканальное угловое прессование (РКУП) или мультиосевую деформацию с прокаткой. В работе проведено исследование структуры и механических свойств тонких листов меди, алюминия, никеля, ниобия, титана, а также двухфазного титанового сплава ВТ6, изготовленных комбинированными методами РКУП, мультиосевой деформации с прокаткой. Степень деформации при РКУП изменяли от 5 до 10, при прокатке степень деформации была равна 2,8. Двухфазный титановый сплав ВТ6 перед прокаткой подвергали мультиосевой деформации. Размеры полученных тонких листов составили 500×250×0,3 мм.

Сравнение методов показало, что для получения наноструктурных продуктов из малопрочных металлов и сплавов наиболее эффективно РКУП и прокатка. Стойкость оснастки является критическим моментом для деформации высокопрочных сплавов, включая случаи использования изотермических условий обработки для температур выше 600–650°C. В отличие от РКУП, в котором сдвиг распределяется достаточно равномерно в объеме заготовки, мультиосевая деформация имеет очевидные ограничения для обработки металлов, так как деформация в объеме распределяется неравномерно из-за трения между заготовкой и инструментом, приводя к локализации пластического течения и неоднородности микроструктуры. Для устранения неоднородности требуется значительное число циклов обработки, что существенно увеличивает его трудоемкость. Мультиосевая деформация эффективна для сплавов с большим количеством второй мягкой фазы, например, двухфазных титановых сплавов. В этом случае обработка ведется при температурах теплой деформации, обеспечивающих достаточную диффузионную активность, необходимую для релаксации напряжений, а присутствие второй фазы сдерживает рост зерен, что благоприятствует формированию однородной микроструктуры. Однако прокатка такого высокопрочного сплава может проводиться также только при температурах теплой деформации.

Показано, что одним из важных факторов является устойчивость деформационной структуры, созданной при ИПД, когда изменяется направление деформирования при переходе к прокатке. Установлено, что после прокатки по оптимальным режимам в исследуемых материалах формируется однородная микроструктура со средним размером, не превышающим 500 нм.



ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ

Ю.В. Мильман

*Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины,
Киев, Украина, milman@ipms.kiev.ua*

Фазовое превращение при индентировании было описано впервые в работе [1]. При изучении температурной зависимости твердости монокристаллических полупроводников Si, Ge, InSb и алмаза было обнаружено, что при снижении температуры наблюдается резкий рост твердости, как и в других кристаллах со значительной ковалентной составляющей в межатомной связи. Однако при некоторой критической температуре рост твердости прекращался и вплоть до 0 К наблюдался практически атермический участок. Известно, что обычно твердость пропорциональна критическому напряжению сдвига τ_c , а τ_c в ковалентных кристаллах с высоким напряжением Пайерлса-Набарро в соответствии с теоретическими представлениями должно резко и монотонно возрастать при снижении температуры. Оказалось, что твердость на атермических участках примерно совпадала с давлением фазового перехода полупроводник $\rightarrow$ металл (переход из решетки алмаза в более плотноупакованную фазу β -олова). В условиях чистого гидростатического сжатия переход полупроводник $\rightarrow$ металл в кремнии начинается при давлении $P_c = 11,3$ ГПа и завершается при 12,5 ГПа, тогда как твердость по Мейеру на атермическом участке НМ ≈ 11 ГПа. Это и дало основание предположить, что на атермическом участке на первых стадиях внедрения индентора давление под индентором превышает давление фазового перехода P_c и происходит переход полупроводник $\rightarrow$ металл. Индентор внедряется в более мягкую металлическую фазу, размер отпечатка растет, а давление падает до тех пор, пока не сравняется с давлением фазового перехода.

Таким образом, твердость на атермическом участке соответствует давлению фазового перехода P_c , а не τ_c . Удельное электросопротивление полупроводникового кремния примерно на 8 порядков превышает его сопротивление в металлической фазе. Поэтому в [1] методом электросопротивления удалось подтвердить фазовый переход при индентировании в кремнии.

Впоследствии фазовый переход при индентировании полупроводниковых кристаллов, алмаза и керамики был подтвержден в большом количестве исследований, включая прямые исследования методом ТЕМ. Кристаллографическая структура формирующихся при индентировании фаз была изучена методом рамановской спектроскопии [2]. Особенно быстро в последние годы развивается исследование процесса фазового перехода при наноиндентировании с записью кривой нагрузка P – перемещение индентора h [3]. Фазовое превращение было обнаружено также при пробивании керамических мишеней баллистическим ударником (процесс во многом подобен индентированию) [4]. В этом процессе фазовый переход может быть эффективной модой поглощения энергии.

1. I.V. Gridneva, Yu.V. Milman, I.V. Trefilov. Phys.Status Solidi (a). – 1972. – V. 14. – P. 177–182.
2. A. Kailer, K.G. Nickel, Yu.G. Gogotsi. J. Raman Spectrosc. – 1999. – V. 30. – P. 939–946.
3. Н.В. Новиков, С.Н. Дуб, Ю.В. Мильман и др. Сверхтвердые материалы. – 1996, № 3. – С. 36–45.
4. Yu.V. Milman, S.I. Chugunova, I.I. Timofeeva. Int. J of Impact Engineering. – 2001. – V. 26. – p.533-542.



ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЙ СПЕКТР ЭЛЕКТРОНОВ ЛЕГИРОВАННЫХ ПОЛУПРОВОДНИКОВ $\text{Ge}\langle\text{Au}^{2-}, \text{Sb}\rangle$, HgTe , CdTe , ZnO , InSb , InAs , $\text{InAs}\langle\text{Mn}\rangle$ И $\text{CdSnAs}_2\langle\text{Cu}\rangle$ ПРИ АТМОСФЕРНОМ И ВСЕСТОРОННЕМ ДАВЛЕНИЯХ

М.И. Даунов, И.К. Камилов, А.Ю. Моллаев, С.Ф. Габибов

*Институт физики Дагестанского научного центра Российской академии наук,
Махачкала, Россия, i.daunov@mail.ru*

По результатам количественного анализа данных о магнито-, электрополевых, температурных (2–300 К) и барических (в диапазоне всестороннего давления до 7 ГПа) зависимостей коэффициента Холла и удельного электросопротивления в объемных кристаллах полупроводников $\text{Ge}\langle\text{Au}^{2-}, \text{Sb}\rangle$, CdTe , ZnO , HgTe , InSb , InAs , $\text{InAs}\langle\text{Mn}\rangle$, $\text{CdSnAs}_2\langle\text{Cu}\rangle$ определены уровни энергии водородоподобных «мелких», глубоких и глубоких резонансных примесных центров относительно краев собственных зон при атмосферном и всестороннем давлениях; выяснено, что эксперимент согласуется с концепцией независимости энергии глубоких примесных центров от давления относительно абсолютного вакуума [1,2]; определены константы абсолютных объемных деформационных потенциалов экстремумов собственных зон [2]; определены коэффициенты давления статической диэлектрической проницаемости; исследовано влияние гибридизации примесных состояний с состояниями зонного континуума на кинетические свойства полупроводников и электронные фазовые переходы металл–изолятор [3]; выяснено, что величины энергетических зазоров, в частности коэффициент давления ширины запрещенной зоны, рассчитанные согласно известным законам дисперсии, с понижением температуры и увеличением давления аномально завышаются или занижаются ввиду усиливающегося влияния флуктуационного потенциала на энергетический спектр носителей заряда [1,4]; выяснено, что в сильнолегированном компенсированном полупроводнике с глубокой примесной зоной, расположенной на хвосте плотности состояний собственной зоны, при неравных значениях концентраций доноров и акцепторов под всесторонним давлением реализуется состояние типа сильнолегированного полностью компенсированного полупроводника (квазибесщелевые полупроводники $\text{CdSnAs}_2\langle\text{Cu}\rangle$, InAs и др. [5]); получен уточненный критерий перехода металл–изолятор в сильно легированных компенсированных полупроводниках [6].

Таким образом, всестороннее давление является уникальным внешним воздействием, позволяющим исследовать примесный энергетический спектр полупроводников, определить степень влияния хаотического потенциала на энергетический спектр носителей заряда и оценить адекватность интерпретации экспериментальных данных.

1. Даунов М.И., Камилов И.К., Магомедов А.Б. ЖЭТФ **111**, вып. 2. – 1997. – С. 562.
2. Даунов М.И., Камилов И.К., Габибов С.Ф. ФТТ **46**, вып. 10. – 2004. – С. 1766.
3. Камилов И.К., Даунов М.И., Елизаров В.А., Магомедов А.Б. Письма в ЖЭТФ **54**, вып. 10. – 1991. – С. 589.
4. Даунов М.И., Камилов И.К., Габибов С.Ф. Доклады РАН **419**, № 1 – 2008. – С. 35.
5. Даунов М.И., Камилов И.К., Елизаров В.А., Магомедов А.Б., Данилов В.И. ДАН РАН **357**, № 5. – 1997. – С. 612.
6. Даунов М.И., Камилов И.К., Елизаров В.А. ФТТ **37**, № 8. – 1995. – С. 2277.



СТРУКТУРНАЯ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТЬ ПАРАМЕТРОВ УПРОЧНЕНИЯ

Ю.Н. Подрезов

*Институт проблем материаловедения НАН Украины им. И.Н. Францевича,
Киев, Украина, podrezov@materials.kiev.ua*

Хорошо известно, что управлять механическими свойствами деформированного материала можно путем создания необходимой деформационной структуры. Однако не менее важно и обратное утверждение: управлять деформационной структурой можно путем правильного выбора условий деформирования, варьируя внешние факторы (температура и скорость деформирования), внутренние факторы (исходная структура материала) и схему деформации. Несомненно, что эти две проблемы взаимосвязаны, поэтому по результатам исследования структурной чувствительности параметров деформационного упрочнения можно судить о влиянии исходной структуры материала (тип кристаллической решетки, размер зерна, кристаллографическая ориентация структурных элементов) на формирование деформационной наноструктуры.

Данная работа посвящена анализу влияния различных структурных факторов на закономерности формирования кривых упрочнения в ОЦК-металлах. Проанализировано влияние размера зерна, дисперсных частиц второй фазы, пористости на параметры упрочнения в ОЦК-металлах, а также объемного содержания углерода на закономерности деформационного упрочнения сталей. Проведено сопоставление структурной чувствительности механизмов упрочнения на пределе текучести и на различных стадиях деформационного упрочнения. Обсуждается роль структурных факторов в формировании деформационной субструктуры. Рассматривается их влияние на коллективные процессы взаимодействия между дефектами.

На стадии развитой деформации особое внимание обращается на роль структурной и кристаллографической текстур. Показано, что влияние этих факторов особенно сильно проявляется при использовании схем интенсивной пластической деформации.

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ НА РЕЛАКСАЦИОННЫЕ ЭФФЕКТЫ В МЕТАЛЛАХ

**А.Н. Бабушкин, Г.В. Суханова, И.В. Суханов,
О.В. Савина, А.Н. Трефилова**

*Уральский государственный университет им. А.М. Горького,
Екатеринбург, Россия, alexey.babushkin@usu.ru*

Кинетика инициированных давлением фазовых превращений изучена по барическим зависимостям термоэлектродвижущей силы (термоэдс) в интервале давлений 10–50 ГПа при комнатной температуре. Для генерации давлений использована камера высокого давления с наковальнями типа «закругленный конус-плоскость».

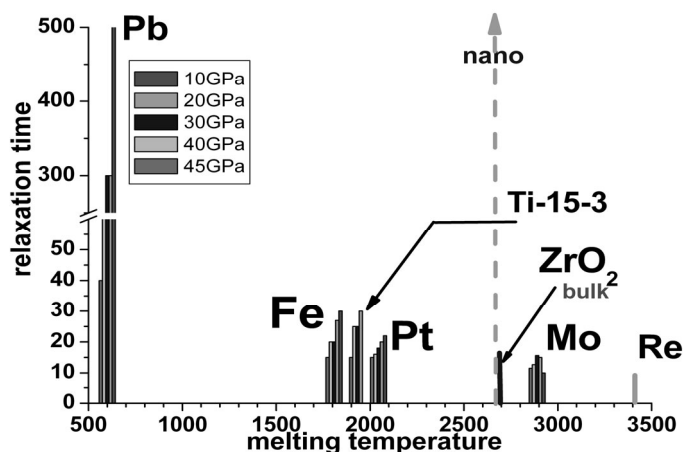
Исследовано влияние давления на свойства свинца, вольфрама, рения, молибдена, титана, платины, сплава титана ВТ-35, железа разной степени чистоты, а также диоксида циркония разной степени дисперсности.

Показано, что при обработке высокими давлениями термоэдс всех изученных материалов существенно зависит от предыстории нагружения образца. Обнаружено, что вблизи структурных переходов времена релаксации термоэдс резко возрастают.

В платине – металле, в котором в изученной области давлений фазовые превращения отсутствуют, установление равновесного состояния требует существенного времени. Эти данные имеют существенное практическое значение, т.к. платина используется в физике высоких давлений в качестве внутреннего эталона для определения давления.

При исследовании процессов установления равновесных состояний в тугоплавких металлах (рений, вольфраме и молибдене) обнаружено, что при статическом нагружении в металле через некоторое время после приложения нагрузки включается новый релаксационный механизм, отличающийся большими временами релаксации.

Выявлены общие закономерности, устанавливающие связь между временами релаксации термоэдс металла с температурой плавления, то есть – энергией химической связи. В то же время обнаружено, что эти закономерности проявляются в диоксиде циркония с дисперсностью в несколько микрон, но для нанокристаллического диоксида циркония – не выполняется (см. рисунок). Это связано, вероятно, с высокой степенью неравновесности нанокристаллической системы.



МАГНИТООБЪЕМНЫЙ ЭФФЕКТ И МАГНИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В РАЗБАВЛЕННОМ МАГНИТНОМ ПОЛУПРОВОДНИКЕ $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{GeAs}_2$ ПРИ ВЫСОКОМ ДАВЛЕНИИ

А.Ю. Моллаев¹, И.К. Камиллов¹, Р.К. Арсланов¹, В.М. Новоторцев²,
С.Ф. Маренкин², У.З. Залибеков¹, Т.Р. Арсланов¹

¹Учреждение РАН Институт физики им. Х.И.Амирханова
Дагестанского научного центра РАН,
367003 Махачкала, Россия, e-mail: arslanovr@gmail.com

²Учреждение РАН Институт общей и неорганической химии им. Н.С. Курнакова
РАН, 119991, Москва, Россия

Измерены зависимости относительного объема $\Delta V(P)/V_0$ от давления при комнатной температуре в разбавленном магнитном полупроводнике (РМП) $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{GeAs}_2$ с ($x = 0.06, 0.18, 0.24$ и 0.30). Гидростатическое давление генерировалось в аппарате высокого давления типа «тороид» [1]. Измерение относительного объема $\Delta V(P)/V_0$ образцов проводилось тензометрическим методом, как в [2]. Результаты измерения относительного объема $\Delta V/V_0$ от давления показаны на рис. 1, на рис. 2 приведены зависимости объемного модуля $B(P)$ от давления, полученные дифференцированием из рис.1. Как видно из рис. 1, изменение относительного объема $\Delta V/V_0$ от давления происходит почти линейно до $P \sim 4$ ГПа, при $P > 1.5$ ГПа наблюдается излом кривой, который, вероятно, обусловлен метамагнитным переходом.

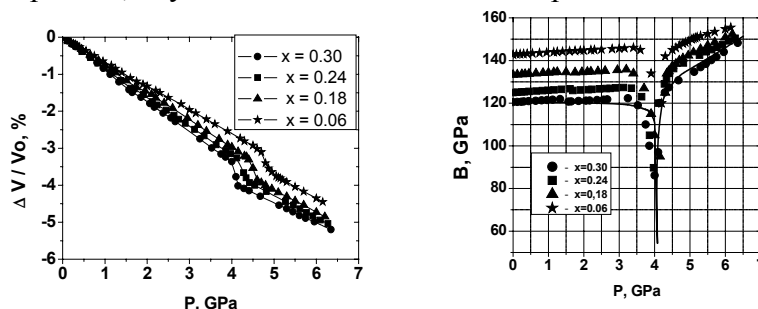


Fig. 1. Pressure dependence of the relative volume change of $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{GeAs}_2$

Fig. 2. Pressure dependence of the bulk modulus $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{GeAs}_2$

Объемный модуль в исследованных образцах начинает размягчаться при $P > 4$ ГПа, и это смягчение становится значительным при дальнейшем увеличении давления. Вообще зависимость объемного модуля проявляется как типичная λ – аномалия, которая происходит, очевидно, из-за магнитного превращения (исчезновение ферромагнитного состояния) при давлении $P > 4.1$ ГПа. В результате компьютерной обработки получено скейлинговое выражение

$$B = k \left| 1 - \frac{P}{P_c} \right|^{-b} + c,$$

применяемое для анализа критических явлений, где $b_f = 0.84$, $b_p = 0.8$, $P_{cf} = 4.04$ ГПа и $P_{cp} = 4.05$ ГПа – критические параметры и критическое давление для ферромагнитной и парамагнитной фаз соответственно.

1. Khvostantsev L.G. et al. Phys. Status Solidi. – 1981. – V. A64. – P. 379.
2. Tsiok O.B., Bredikhin V.V., Sidorov V.A. and Khvostantsev L.G. High Pressure Research. – 1992. – V. 10. –P. 523.



АТОМНО-ЗОНДОВЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ НАНОМАТЕРИАЛОВ

В.А. Ивченко

*Институт электрофизики Уральского отделения РАН
Екатеринбург, Россия, ivchenko@ier.uran.ru*

Представлены результаты оригинальных исследований атомно-пространственной структуры твердых тел после интенсивных внешних воздействий (радиационного, сильных пластических деформаций, механического сплавления), полученные с помощью методов полевой ионной микроскопии (ПИМ) и атомных зондов полевого ионного микроскопа (АЗПИМ), времяпролетного и томографического (ТАЗ).

Потенциальные возможности ПИМ позволяют исследовать реальное строение кристаллической решетки твердых растворов на уровне отдельных атомов, работать с атомно-чистой поверхностью при криогенных температурах и в то же время анализировать атомную структуру объекта в объеме путем управляемого последовательного удаления поверхностных атомов электрическим полем. Привлечение ТАЗ для изучения наноструктурных состояний обусловлено тем, что с его помощью можно не только различать атомы разных элементов в структуре материала (имеются в виду многофазные системы), но и реконструировать объем объекта исследования с атомно-пространственным разрешением.

Цель доклада – продемонстрировать эффективность использования атомно-зондовых методов для изучения наноструктурных состояний, возникающих в объемах металлов и сплавов, как при модификации атомной структуры различных материалов интенсивными пластическими деформациями, так и в результате облучения. Показать, как наряду с нарушениями решетки, типичными для термомеханических, тепловых, мощных деформационных и др. воздействий (имеются в виду точечные, линейные, дислокационные и другие дефекты кристаллической решетки), в исследованных материалах наблюдаются такие радиационные нарушения, как: вакансионные кластеры, аморфизованные участки, наносегрегации атомов одного из компонентов в упорядоченных сплавах и т.д.

Особое внимание в докладе уделено атомно-пространственному изучению планарных дефектов, а именно различных по своей природе интерфейсов, возникающих в результате неадекватных интенсивных внешних воздействий.

Микроструктурные особенности нанокристаллических компаундов $\text{Cu}_{80}\text{Co}_{20}$, полученных механическим сплавлением, исследовались с помощью АЗПИМ и ТАЗ.

И, наконец, одна из задач доклада – проинформировать о возможностях нового сканирующего томографического атомного зонда или атомного зонда с локальным электродом (LEAP 3000X Metrology System). Эта метрологическая система способна обеспечить пространственное атомное разрешение, определить композиционный состав и провести анализ реконструированного объема не только металлических, но и полупроводниковых и даже керамических материалов. Недавно проведенные эксперименты показали, что LEAP при поле зрения 100 нм в диаметре обеспечивает сбор информации с материала-образца со скоростью 20 миллионов ионов в час. Другими словами, 3-мерная реконструкция элементного состава объекта изучения в атомной шкале регистрации происходит с объема образца, имеющего 100 нм в диаметре и 50 нм в глубину, в течение часа.

Работа выполнена при поддержке Уральского отделения Российской академии наук (Программа ОФН РАН № 5 «Физика новых материалов и структур») и поддержана Федеральной целевой программой «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 годы, № контракта П831.

PRESSURE EFFECT ON ELECTRONIC STRUCTURE AND MAGNETIC PROPERTIES OF IRON-BASED HIGH T_c SUPERCONDUCTORS**G.E. Grechnev¹, V.A. Desnenko¹, A.V. Fedorchenko¹, A.S. Panfilov¹,
S.L. Gnatchenko¹, O.S. Volkova², A.N. Vasiliev², V. Tsurkan³**¹*B. Verkin Institute for Low Temperature Physics and Engineering of NAS of Ukraine,
47 Lenin ave., Kharkov 61103, Ukraine, grechnev@ilt.kharkov.ua*²*Department of Low Temperature Physics and Superconductivity, Physics Faculty,
M.V. Lomonosov Moscow State University, Moscow 119899, Russia*³*Institute of Applied Physics, Academy of Sciences of Moldova,
MD-2028 Chisinau, Moldova*

The discovery of Fe based high T_c superconductors has initiated considerable interest to electronic structure and magnetic properties of these systems. Here we report results of theoretical and experimental studies of pressure effects on electronic spectra and magnetic properties of LaFeAsO and FeSe(Te) based systems. Magnetic properties of LaFeAsO_{1-x}F_x and FeSe_{1-x}Te_x systems were initially examined by studies of dc magnetization with a SQUID magnetometer at different values of the magnetic field, $H = 0.02, 1.0$ and 2.0 T, in the temperature range $4.2\text{--}300$ K. The superconducting behavior was found for LaFeAsO_{1-x}F_x, FeSe, and FeSe_{0.5}Te_{0.5} below the temperatures 26 K, 7 K and 13 K, correspondingly. The pressure effect on the magnetic susceptibility was measured under helium gas pressure up to 2 kbar at two fixed temperatures, 78 and 300 K, using a pendulum-type magnetometer placed into the nonmagnetic pressure cell.

Ab initio calculations of the volume dependent electronic structure were performed by employing a full-potential LMTO method for non-magnetic and magnetic configurations of iron-based high T_c compounds. In order to shed light on the magnetic instability of the LaFeAsO and FeSe(Te) based systems, the DFT calculations of magnetic susceptibility were carried out in an external magnetic field.

The band structure calculations revealed that the filling of conduction band near the hybridization “pseudo-gap” is predominantly responsible for magnetic properties of LaFeAsO and FeSe(Te) systems. It is shown that a V-shaped peculiarity in the density of electronic states in a close vicinity of the Fermi level can govern magnetic properties of LaFeAsO under pressure, fluorine doping and/or oxygen deficiency. The magnetic susceptibility χ was found to vary strongly with the pressure and the unit cell volume. Also, the internal structural parameter, corresponding to the height of pnictide of chalcogen planes over the Fe planes, is affected by pressure and related to the substantial pressure dependence of magnetic susceptibility.

Distinct peculiarities in the low-field dependence of the magnetic susceptibility $\chi(T)$ were clearly observed in LaFeAsO(F) and FeSe(Te) systems, which resemble a weak ferromagnetic response with a small saturation moment. These transitions are presumably not governed by magnetic impurities but rather correlated with the antiferromagnetic transitions in the undoped LaFeAsO and FeTe compounds. We suggest that the observed pressure dependent magnetic peculiarities are related to small clusters of the undoped LaFeAsO and FeTe AFM phases, inherent in our samples.

For the FeSe_{1-x}Te_x systems the initial effect of applied hydrostatic pressure is found to push up coordination unit elongation. We found that magnetic properties and phases of FeSe(Te) are very sensitive to the height of chalcogen planes from the Fe plane. While the system close to FeTe with the maximum Te height exhibit the antiferromagnetic ordering and no superconductivity, the reduced chalcogen height on the Se side (or under applied pressure) provides the paramagnetic ground state.



ИЗМЕНЕНИЕ ФОРМ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛОВ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ДАВЛЕНИЯ ЭЛЕКТРОСТАТИЧЕСКИХ И ЛАПЛАСОВЫХ СИЛ

О.Л. Голубев

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,
Санкт-Петербург, Россия O.Golubev@mail.ioffe.ru

Если к острым монокристаллам малого радиуса кривизны $r \sim 0.1\text{--}1\text{ }\mu\text{m}$ приложено напряжение U порядка нескольких киловольт, то эти острия оказываются под воздействием внешнего электрического поля напряженностью F от нескольких единиц до нескольких десятков вольт на нанометр (V/nm). Приложенное внешнее электрическое поле независимо от его знака порождает растягивающее давление пондеромоторных сил поля $P_F = F^2/8\pi$ или $P_F = 0.443F^2\text{ kg/mm}^2$ если напряженность поля F измерять в V/nm. При величинах $F = 5\text{--}60\text{ V/nm}$ значения P_F будут порядка $10\text{--}1600\text{ kg/mm}^2$. Кроме того, такие острия находятся под давлением лапласовых сил поверхностного натяжения $P_\gamma = \gamma(1/r_1 + 1/r_2)$ (где γ – коэффициент поверхностного натяжения, а r_1 и r_2 – главные радиусы кривизны поверхности), и если $r_1 = r_2$, то $P_\gamma = 2\gamma/r$. Если кристалл нагрет до достаточных температур ($T = 800\text{--}2000\text{ K}$ для большинства металлов), то полевое давление P_F вызывает поток атомов с боковой поверхности на вершину острия, а лапласово давление P_γ вызывает обратный поток атомов с вершины на боковую поверхность. Если величины P_F и P_γ равны, то форма кристалла меняться не будет, если $P_\gamma > P_F$, то поток с вершины будет больше потока на вершину и острие будет просто тупиться, если же величина $P_F > P_\gamma$, то преобладающий поток на вершину эмиттера будет вызывать изменение формы кристалла. Наблюдать подобные изменения можно с помощью полевого электронного микроскопа (разрешение $3\text{--}5\text{ nm}$) либо полевого ионного микроскопа (разрешение атомарное).

Вначале при малых T и F будет наблюдаться превращение исходно скругленного кристалла в многогранник за счет разрастания плотноупакованных граней кристалла – так называемая стадия перестройки в электрическом поле. Увеличение T и F выше некоего порога вызывает рост весьма острых наноразмерных выступов пирамидальной формы с локальными величинами $r \sim 1\text{--}10\text{ nm}$. Появляясь спонтанно, нановыступы быстро растут, все более заостряясь. Этот рост заканчивается одной из двух ситуаций: 1) нарастающее давление P_γ компенсирует P_F и получается равновесный нановыступ или 2) рост F и соответственно уменьшение r при данной T вызывают механизм полевого испарения, и приток атомов на вершину уравнивается оттоком атомов с вершины вследствие испарения – стационарный нановыступ.

Стационарные и равновесные нановыступы можно применять как эффективные точечные источники электронов, используя явление полевой электронной (автоэлектронной) эмиссии. Стационарные нановыступы могут также служить точечными источниками ионов, используя явление высокотемпературного полевого испарения атомов кристалла-эмиттера. Равновесные нановыступы, впрочем как и другие равновесные формы подобных кристаллов, могут использоваться для определения многих интересных параметров кристаллов. Например, получив равновесную форму и легко определив величину P_F , можно, зная P_γ , определить величину коэффициента поверхностного натяжения в твердой фазе γ для многих интересных металлов.

1. Ю.А. Власов, О.Л. Голубев, В.Н. Шредник. Рост кристаллов. – М.: Наука, 1991. – Т. 19. – С.5–21.



ПРИМЕСНЫЙ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЙ СПЕКТР АРСЕНИДА ИНДИЯ ПРИ АТМОСФЕРНОМ И ВСЕСТОРОННЕМ ДАВЛЕНИИ

М.И. Даунов, И.К. Камилов, А.Ю. Моллаев, С.Ф. Габибов

*Институт физики Дагестанского научного центра Российской академии наук,
Махачкала, Россия, i.daunov@mail.ru*

По данным о зависимостях коэффициента Холла и удельного сопротивления от гидростатического давления до $P = 7$ ГПа при $T = (77-300)$ К в монокристаллах р-InAs [1], n-InAs [2] и р-InAs<Mn> [3] с концентрацией избыточных доноров и акцепторов соответственно $\sim 10^{16}$ см⁻³ выяснено:

- коэффициенты давления энергетических зазоров между краем зоны проводимости и глубоким акцепторным и резонансным донорным уровнями, расположенными на расстоянии $\varepsilon_d = 0.13$ эВ ниже дна зоны проводимости и на расстоянии $\varepsilon_d = 0.35$ эВ выше дна зоны проводимости при $T = 300$ К, определяются движением зоны проводимости;
- энергия глубоких уровней относительно абсолютного вакуума от давления не зависит: коэффициенты давления $d\varepsilon/dP = |d\varepsilon_d/dP| = d\varepsilon_g/dP \approx 95$ мэВ/ГПа (ε_g – ширина запрещенной зоны);
- в р-InAs на хвосте плотности состояния зоны проводимости располагается глубокая акцепторная зона, и при низких температурах реализуется состояние типа сильно легированного полностью компенсированного полупроводника;
- акцепторный центр марганца является мелким с $d\varepsilon/dP = 39$ мэВ/ГПа относительно потолка валентной зоны;
- рост энергии ионизации марганца с давлением обусловлен убыванием статической диэлектрической проницаемости $\Delta\chi/\chi \cong -0.08$ (эффект барического «вымораживания» [4–5]).

Работа выполнена при финансовой поддержке Президиума РАН (Программа «Физика и механика сильно сжатого вещества и проблема внутреннего строения Земли и планет»).

1. Даунов М.И., Камилов И.К., Магомедов А.Б., Киракосян А.Ш. ФТП **33**, 1999. – С. 59.
2. Моллаев А.Ю., Арсланов Р.К., Сайпулаева Л.А., Габибов С.Ф., Маренкин С.Ф. ФТВД **11**, № 4, 2001. – С. 61.
3. Моллаев А.Ю., Камилов И.К., Арсланов Р.К., Габибов С.Ф. ФТВД, **12**, № 4, 2002. – С. 25.
4. Даунов М.И., Арсланов Р.К., Гаджигалиев М.М., Картунова Е.В., Хохлачев П.П., Шванский П.П. ФТП **40**, 11. – 2006. – С.1289.
5. Gadjialiev M.M., Kamilov I.K., Dzhamamedov R.G., Daunov M.I., Magomedov A.B. Book of Abstract Joint 21st AIRAPT and 45th EHPRG International Conference on High Pressure Science and Technology. – Catania, Italy, 2007. – P. 283.

**ДІАГРАМА СТАНУ СИСТЕМИ В–BN–В₂О₃ ПРИ 5 ГПа:
ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНЕ ВИВЧЕННЯ І ТЕРМОДИНАМІЧНЕ
ОБРАХУВАННЯ****В.З. Туркевич¹, В.Л. Соложенко², О.О. Куракевич², І.А. Петруша¹, Д.В. Туркевич¹**¹*Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України,
Київ, Україна, vturk@ism.kiev.ua*²*Лабораторія термодинамічних та механічних властивостей матеріалів
Національного центру наукових досліджень, Вільтаньоз, Франція*

Сполуки бору характеризуються малою довжиною ковалентного зв'язку, мають унікальні кристалографічні та фізико-хімічні властивості, високу твердість. Вказані властивості притаманні субоксиду В₆О і субнітриду бору В₁₃Н₂, які синтезують в результаті взаємодії бору, нітриду бору і оксиду бору під високим тиском. Діаграма плавкості системи В–BN–В₂О₃ при 5 ГПа побудована в роботі [1] методом термодинамічного розрахунку в наближенні ідеальних розчинів. В даній роботі експериментально уточнено розташування лінії перетину ліквідусів графітоподібного нітриду бору та субоксиду бору В₆О на площині концентраційного трикутника при 5 ГПа.

Уточнення виконано у серії експериментів, в яких суміші субоксиду бору В₆О та гексагонального нітриду бору BN із вмістом азоту 5, 10 і 15 ат. % під тиском 5 ГПа в апараті високого тиску типу тороїд були нагріті до 2600 К та загартовані. Результати металографічного аналізу загартованих зразків приведені на рис. 1. Твердість субоксида бору В₆О на порядки перевищує твердість графітоподібного BN. Тому після полірування спеченого зразка в фокусі металографічного мікроскопа площини зерен В₆О займають найвище положення, і великі світлі зерна на знімку рис. 1,*a* відповідають цій речовині. Відносна кількість зерен В₆О зменшується на рис. 1,*b*, і, нарешті, на рис. 1,*c* спостерігається повне зникнення зерен В₆О, що відповідає виходу з області первинної кристалізації субоксида бору. Таким чином, на перерізі В₆О–BN точка перетину ліквідусів графітоподібного BN і В₆О знаходиться при вмісті азоту 12,5 ± 2,5 ат. %.

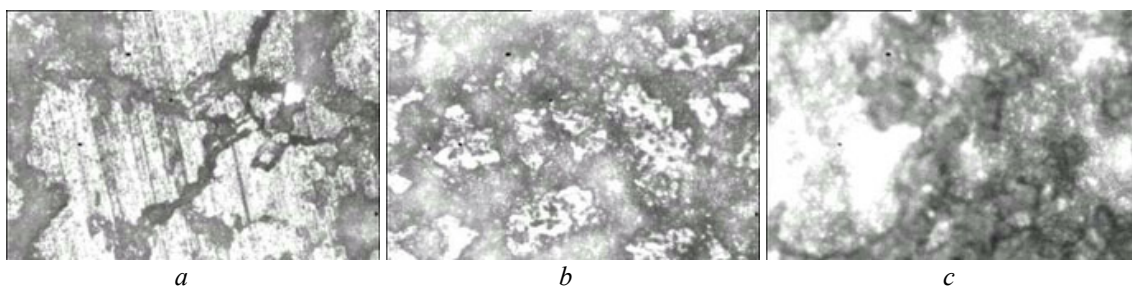


Fig. 1. Metallographic picture (X500) of В₆О–BN quenched mixtures sintered at 5 GPa and 2500 K: *a* – 5 ат. % N, *b* – 10, *c* – 15

Для визначення температури плавлення зразка з перерізу В₆О–BN з вмістом азоту 12,5 ± 2,5 ат. % суміш BN і В₆О відповідного складу була розплавлена під тиском 5 ГПа в багатопуансонному апараті високого тиску на синхротроні DESY в Гамбурзі. Подія плавлення ідентифікована по зникненню зі спектра дифракційних ліній В₆О. Температура плавлення становила 2530 ± 40 К.

1. Туркевич В.З., Соложенко В.Л., Пріхна Т.О., Туркевич Д.В. Діаграма плавкості потрійної системи В–BN–В₂О₃ при 5 ГПа // Доповіді НАН України, сер. Хімія. – 2009. – №9. – С. 156–159.

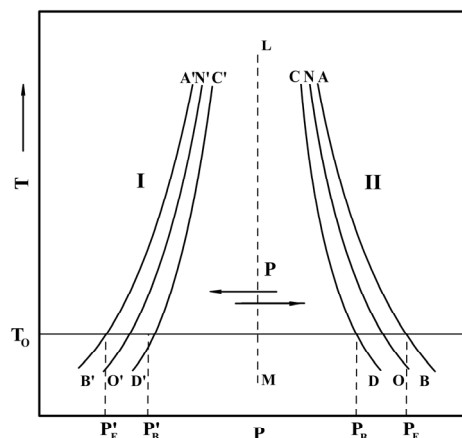
THERMODYNAMICS AND THE QUANTITATIVE DESCRIPTION OF POLYMORPHIC AND SUPERCONDUCTING TRANSITIONS IN DISORDERED MEDIA

I.K. Kamilov, M.I. Daunov, R.R. Bashirov

*Institute of Physics, Daghestan Scientific Center, Russian Academy of Sciences,
367003, M. Yaragskii str., 94, Makhachkala, Russia*

The analysis of the polymorphous phase transitions under uniform external conditions (pressure, temperature etc.) based on thermodynamics of composites, X-ray data and data on kinetic effects in semiconductors^[1], testifies the presence of an extended interval in which initial and final states coexist. This interval increases in the presence of disorder; moreover, the second-order phase transitions in disordered systems, for example in high-temperature superconductors (HTSC), also occur in some extended interval around a ‘pure’ critical point. Typical T-P diagram of a reversible polymorphic transformation in solids is presented in the figure. Here: LM – line of balance, NO – line of metastable balance, AB – boundary of the area where extended transition from state 1 to state 2 takes place when pressure increases. The similar area of extended transition from state 2 to state 1 for the case of pressure decrease is presented to the left of LM, specifying the presence of a pressure hysteresis.

To investigate the issue of phase transitions in real imperfect solids, the modified effective media approximation with inclusions of percolation theory has been developed^[2]. Proposed model describes phase transitions covering both the vicinity of the percolation threshold as well the area far from critical point. The expressions for effective values of resistivity ρ , thermo-emf Q and thermal conductivity λ have been derived, allowing calculation of the phase composition, threshold values of external parameters and critical indices. Data on some porous ceramized glass materials saturated by fluids at $T = 300$ K and $P = 0.1$ MPa have been used for verification of λ . Experimental results for bulk n -InAs, n -GaAs and n -ZnO single crystals, n -GaAs nanocrystals, and HTSC $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_x$ ceramics in the area of polymorphic and superconducting phase transitions under hydrostatic pressure have been analyzed on the basis of the proposed approach. It is found that prior to phase transitions into metal or superconducting states, the ratio is held: $\rho/\rho_1 \cong Q/Q_1$.



1. J.Z. Jiang, Olsen J. Staun, L. Gervard, S. Steensrup, High Press. Res. **22**, 2002, 395.
2. M.I. Daunov, I.K. Kamilov, R.K. Arslanov, D.M. Daunova and S.F. Gabibov, J. Phys.:Condens. Matter. **15**, 2003, 2335.



ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ ИСКАЖЕНИЙ НА МАГНИТНУЮ АНИЗОТРОПИЮ КОМПЛЕКСОВ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ

К.В. Ламонова, С.М. Орел, Ю.Г. Пашкевич

*Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,
Донецк, Украина, lamonova@fti.dn.ua*

Магнитная анизотропия является важной характеристикой индивидуального атома, поскольку лежит в основе многих свойств магнетиков. Возможность измерять данную величину имеет важные технологические аспекты, так как она определяет способность атома к хранению информации. Кроме того, магнитная анизотропия отдельного атома является составной и иногда определяющей частью анизотропии магнитной структуры кристалла. В связи с тем, что энергия анизотропии, как правило, меньше обменной энергии, она может быть легко изменена под влиянием внешних воздействий, таких как температура и давление.

В данной работе теоретически исследовано влияние гидростатического давления и одноосного сжатия на магнитную анизотропию комплексов переходных металлов. В качестве модельных объектов рассмотрены координационные комплексы как крамеровских $[\text{CrO}_6]^{9-}$, так и некрамеровских $[\text{FeO}_6]^{10-}$ ионов. Предложены схемы для определения анизотропии координационных комплексов, содержащих переходные металлы в качестве комплексообразователей, в основе которых лежит модифицированный метод кристаллического поля, учитывающий спин-орбитальное и зеемановское взаимодействия [1,2].

Схема для определения анизотропии координационных комплексов, содержащих крамеровские ионы, предполагает расчет (измерение методом ЭПР) величин g -факторов в шести произвольных направлениях и восстановление значений g -тензора с его последующей диагонализацией. Сравнение величин диагональных компонент g -тензора позволяет сделать вывод о наиболее предпочтительном направлении магнитного момента иона, а также оценить величину магнитной анизотропии. Например, в случае аксиальной симметрии, параметр D , который характеризует магнитную одноионную анизотропию переходного металла, можно оценить с помощью формулы: $D = \lambda/2(g_{\perp} - g_{\parallel})$, где λ – константа спин-орбитальной связи, $g_{\perp}$ и $g_{\parallel}$ – компоненты g -тензора.

Определение магнитной анизотропии комплексов, содержащих некрамеровские ионы, проводится на основе расчета и последующего сравнения зависимостей проекций спинового и орбитального моментов от внешнего магнитного поля. Направления в кристалле, которые допускают наиболее резкий рост собственного и орбитального моментов, являются «легкими» в смысле анизотропии.

Рассмотрены ситуации, когда направление анизотропии меняется под влиянием внешних воздействий, другими словами, исследована возможность изменения углов погиба или радикальной спиновой переориентации магнитной структуры.

1. Zhitlukhina E.S., Lamonova K.V., Orel S.M., Lemmens P., Pashkevich Yu.G. J. Phys.: Condens. Matter **119**, 156216 (2007).
2. Babkin R Yu, Lamonova K V, Orel S.M., Pashkevich Yu.G. Optics and Spectroscopy **107**, 9 (2009).



МАГНИТНЫЕ, СТРУКТУРНЫЕ И ЭЛЕКТРОННЫЕ ПЕРЕХОДЫ В ОКСИДАХ 3d-МЕТАЛЛОВ ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ

И.С. Любутин

*Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова РАН,
Москва 119333, Россия, E-mail: lyubutin@ns.crys.ras.ru*

Оксиды переходных металлов представляют очень широкий класс соединений с разнообразными физическими свойствами, важными как для фундаментальной науки, так и для практических применений. Смешанные оксиды железа и перовскиты чрезвычайно важны для геофизики. Свойства и поведение оксидов переходных металлов в основном определяются сильными электронными корреляциями, которые ответственны и за диэлектрические свойства этих материалов. В магнитных системах с сильными электронными корреляциями многие теории предсказывают индуцированный давлением фазовый переход диэлектрик-металл, который сопровождается коллапсом локализованного магнитного момента и структурным фазовым переходом. Однако величины давлений, при которых должны наблюдаться эти эффекты, очень велики и трудно доступны для эксперимента. В докладе представлены результаты экспериментальных исследований влияния высокого давления на транспортные свойства, на магнитную и кристаллическую структуры, на электронные и спиновые состояния в оксидах 3d-металлов с различной кристаллической структурой [1]. Изучены монокристаллы оксида никеля NiO, манезио-вюстита (Mg,Fe)O и феррита-граната иттрия $Y_3Fe_5O_{12}$ с кубической кристаллической структурой, перовскитоподобные редкоземельные ортоферриты $RFeO_3$ ($R = Nd, Lu, Y$) и мультиферроик $BiFeO_3$, гематит $\alpha-Fe_2O_3$ со структурой корунда, ромбоэдрический $FeBO_3$ и тригональный $GdFe_3(BO_3)_4$ бораты железа. Высокие и сверхвысокие давления до 240 ГПа создавались в камерах с алмазными наковальнями. Проведены комплексные исследования с применением нескольких экспериментальных методик, включая прямые измерения электросопротивления, ядерно-резонансные и рентгеновские методы с использованием синхротронного излучения, оптическую спектроскопию поглощения и рамановскую спектроскопию комбинационного рассеяния. В области давлений 40-55 ГПа во всех исследованных кристаллах обнаружен резкий переход из магнитного в немагнитное состояние (магнитный коллапс). Установлено, что магнитный коллапс сопровождается преобразованиями электронной и спиновой структур ионов железа. В большинстве случаев это связано со спиновым кроссовером 3d-электронных состояний и переходом ионов Fe^{3+} из высокоспинового состояния $S = 5/2$ ($^6A_{1g}$) в низкоспиновое $S = 1/2$ ($^2T_{2g}$). Из поведения края оптического поглощения и из прямых измерений электросопротивления установлено, что в критической области давлений в кристаллах $FeBO_3$, $RFeO_3$ и $GdFe_3(BO_3)_4$ происходит переход типа диэлектрик-полупроводник. Переходы диэлектрик-металл (ИМТ) обнаружены в кристаллах $Y_3Fe_5O_{12}$ и $BiFeO_3$. Обсуждаются теоретические подходы для объяснения эффектов подавления сильных d-d-электронных корреляций при воздействии высоких и сверхвысоких давлений. Предложен новый механизм ИМ-переходов в мотт-хаббардовских диэлектриках.

Работа поддерживается грантом РФФИ № 08-02-00897-а и Программой ОФН РАН «Сильно коррелированные электронные системы».

1. И.С. Любутин, А.Г. Гаврилюк, УФН **179**, № 10, 1047–1078 (2009).

СТАТИСТИЧЕСКОЕ ОБОСНОВАНИЕ НЕРАВНОВЕСНОЙ ЭВОЛЮЦИОННОЙ ТЕРМОДИНАМИКИ

Л.С. Метлов

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,
Донецк, Украина, lsmet@fti.dn.ua

В последнее время интенсивно развиваются методы неравновесной эволюционной термодинамики, основанные на привлечении в качестве термодинамических потенциалов внутренней и некоторой модифицированной свободной энергии к описанию кинетики структурных дефектов и производства энтропии [1]. Состояние твердого тела, например, с вакансиями определяется функцией распределения вероятности (ФРВ):

$$f(n) = CW \exp\left(-\frac{U(n)}{k_B T}\right), \quad (1)$$

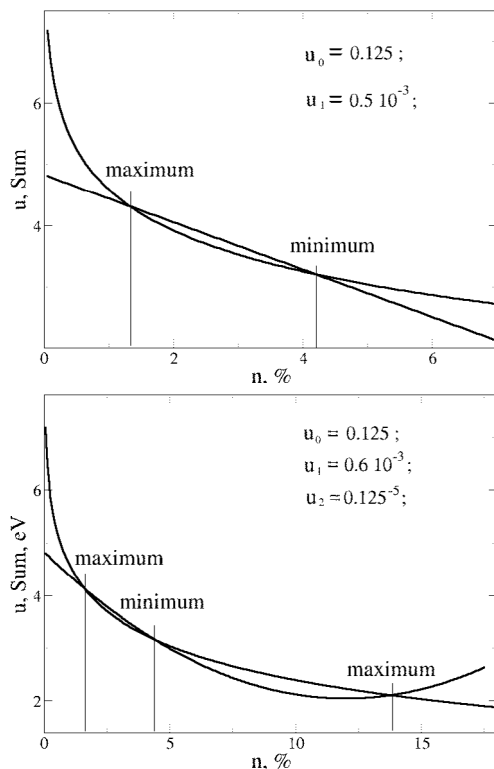


Figure 1. Solution for PDF extremes

где C – нормирующий множитель, $U(n)$ – внутренняя энергия, зависящая от числа структурных дефектов, k_B – постоянная Больцмана и W – термодинамическая вероятность.

Максимум ФРВ определяет равновесное состояние системы. Условие экстремума (1) состоит из двух вкладов – производной от термодинамической вероятности W'_n и от производной внутренней энергии $u = U'_n(n)$ (энергия вакансии), нормированной на энергию тепловых колебаний $k_B T$. Первый вклад не зависит от параметров материала, а только слабо зависит от размера системы. Эта фундаментальная часть ФРВ изображена на fig. 1 (верхняя кривая). Эта кривая стремится к бесконечности в области малых значений n и к нулю – в области больших значений n . Второй вклад зависит от параметров материала.

В линейном приближении энергия вакансии – величина постоянная, и соответствующая ей прямая линия пересекает «фундаментальную линию» один, и только один раз, что дает только одно решение с максимумом ФРВ. В квадратичном приближении график энергии вакансии имеет постоянный отрицательный наклон и может пересекать «фундаментальную кривую» в двух точках, соответствующих максимуму и минимуму ФРВ. В кубическом приближении возможно существование двух максимумов, соответствующих двум устойчивым равновесным состояниям системы.

1. Metlov L.S. Phys. Rev. E. – 2010. – V. 81. – P. 1023(9).



ЭЛЕКТРО- И МАГНЕТОТРАНСПОРТ ПРИ ВСЕСТОРОННЕМ СЖАТИИ В ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ФЕРРОМАГНИТНЫХ ПОЛУПРОВОДНИКАХ $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{GeAs}_2$

А.Ю. Моллаев, Р.К. Арсланов

*Учреждение РАН Институт физики им. Х.И.Амирханова
Дагестанского научного центра РАН,
367003 Махачкала, Россия, E-mail: a.mollaev@mail.ru*

Проведены комплексные исследования высокотемпературных ферромагнитных полупроводников $\text{p-Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{GeAs}_2$ ($x = 0-30$). Измерены удельное электросопротивление ρ , коэффициент Холла R_H , поперечное $\Delta\rho_{xx}/\rho_0$ и продольное ρ_{zz}/ρ_0 магнетосопротивление и магнетообъемный эффект (магнитострикция) $\Delta V/V_0$. Измерения проводились комплексно с применением нескольких методик: измерения барических зависимостей – в аппарате высокого давления типа «тороид» до 9 ГПа, помещенном в многovitковый соленоид $H \leq 5$ кЭ (более подробно методика описана в работах [1,2]), магнитной восприимчивости – частотным методом, измерение магнитострикции – тензометрическим методом [3]. В данном сообщении приводятся результаты для поликристаллического образца $\text{p-Cd}_{0.94}\text{Mn}_{0.06}\text{GeAs}_2$. На барических зависимостях удельного электросопротивления ρ и коэффициента Холла R_H обнаружены обратимые структурные фазовые переходы при подъеме ($P = 5.4$ ГПа) и сбросе ($P = 2.7$ ГПа) давления. На барических зависимостях поперечного и продольного магнетосопротивления $(\Delta\rho_{xx}/\rho_0)(P)$ и $(\Delta\rho_{zz}/\rho_0)(P)$ обнаружено индуцированное высоким давлением отрицательное магнетосопротивление, которое объясняется ориентацией спинов ионов марганца при высоком давлении. На барической зависимости $(\chi/\chi_0)(P)$ обнаружен при $P = 1.6$ ГПа пик, который может быть объяснен как метамагнитный фазовый переход – переход из состояния с низкой намагниченностью в состояние с высокой намагниченностью [4,5]. Методом интерактивных графических построений из магнетополевых зависимостей холловского сопротивления при различных температурах рассчитаны температурные зависимости нормального и аномального коэффициентов Холла. В образце $\text{p-Cd}_{0.94}\text{Mn}_{0.06}\text{GeAs}_2$ исследован также магнетообъемный эффект. По зависимостям $(\Delta V/V)(P)$ рассчитаны коэффициенты изотермической сжимаемости K_t и спонтанной намагниченности ω_S .

1. Khvostantsev L.G. et al. Phys. Status Solidi. – 1981. – V. A64. – P. 379.
2. Моллаев А.Ю. и др. Неорган. материалы. – 2001. – Т. 37. – С. 405.
3. Tsiok O.B., Bredikhin V.V., Sidorov V.A. and Khvostantsev L.G. High Pressure Research. – 1992. – V. 10. – P. 523.
4. Лобановский Л.С., Новоторцев В.М., С.Ф.Маренкин, Трухан В.М., Шелковая Т.В. Письма в ЖЭТФ. – 2009. – Т. 89. – Вып. 7. – С. 391.
5. Моллаев А.Ю., Камилов И.К., Арсланов Р.К., Арсланов Т.Р., Залибеков У.З., Новоторцев В.М., Маренкин С.Ф. Письма в ЖЭТФ. – 2010. – Т. 91. – Вып. 9. – С. 396.



АКТИВАЦИОННЫЕ ПАРАМЕТРЫ ПЛАСТИЧНОСТИ И ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ Ni–Fe ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

**Е.Д. Табачникова¹, А.В. Подольский¹, В.З. Бенгус¹,
С.Н. Смирнов¹, Х. Ли², П.К. Лиав², Х. Чу², К. Чах³, Й. Мишкуф³**

¹Физико-технический институт низких температур им. Б.И. Веркина НАН Украины
пр. Ленина, 47, г. Харьков, 61103, Украина, e-mail: tabachnikova@ilt.kharkov.ua

²Department of Materials Science and Engineering, University of Tennessee, 37996, USA

³Institute of Experimental Physics, SAS, Watsonova 47, 043 53 Kosice, Slovakia

Целью данной работы было изучение механических свойств нанокристаллических сплавов Ni–20%Fe и Ni–18%Fe со средним размером зерна ~ 20 нм, полученных методом электроосаждения, измерение скоростной чувствительности деформирующего напряжения в процессе пластической деформации путем одноосного сжатия этих сплавов, вычисление величины активационного объема, а также изучение поверхностей разрушения НК-сплава Ni–20%Fe.

Подробное описание методики получения НК-сплавов, а также исследование их микроструктуры дано в работе [1]. Исследовались образцы размером $1.5 \times 1.5 \times 3$ мм при температурах 300, 170 и 77 К. В процессе деформирования измерялась скоростная чувствительность деформирующего напряжения при увеличении скорости деформирования от $3 \cdot 10^{-4}$ до $2 \cdot 10^{-3}$ с⁻¹ и вычислялась величина активационного объема процесса термоактивируемой пластической деформации на основе модели Зегера [2]. Для изучения поверхности разрушения часть образцов деформировалась сжатием до разрушения при температурах 300, 170, 77 и 4,2 К. Фрактографические исследования проведены с помощью сканирующего электронного микроскопа JSM 7000F.

Установлено, что понижение температуры от 300 до 77 К приводит к уменьшению значений активационного объема от 20 до $8 b^3$, причем его величина не зависит от деформации. Такие малые величины активационного объема и отсутствие зависимости этой величины от деформации, могут свидетельствовать, что механизмом, контролирующим термоактивированную пластическую деформацию, является эмиссия (и аннигиляция) частичных и полных дислокаций от концентраторов напряжений на границах зерен.

Анализ поверхностей разрушения образцов, деформированных при разных температурах, позволил обнаружить следующие характерные черты: «ямочная» морфология, наблюдаемая при 300 К при понижении температуры до 4,2 К, постепенно заменяется гладкими поверхностями, на которых наблюдаются углубления разных размеров, а также отдельные зерна и их конгломераты размером 200–600 нм, вытолкнутые из своих первоначальных мест. Такое выталкивание может являться следствием декогезии вдоль границ зерен, которая, по-видимому, вызвана сегрегацией примеси серы на границах зерен.

При температурах ниже комнатной на поверхности разрушения наблюдаются вытянутые тяжи, капли, свидетельствующие о высокой локальной температуре в полосе катастрофического сдвига в процессе разрушения образца при низких температурах.

1. Hongqi Li, Fereshteh Ebrahimi, Hahn Choo, Peter K. Liaw, J Mater. Sci. **41**. – P. 7636–7642 (2006).

2. A.G. Evans, R.D. Rawlings, Phys. Status Solidi **34**. – P. 9–31 (1969).



ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В УГЛЕРОДНЫХ МАТЕРИАЛАХ ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ, ПРОЯВЛЯЮЩИЕСЯ В ПРОВОДИМОСТИ

Г.В. Тихомирова, Я.Ю. Волкова, А.Н. Бабушкин

*Уральский государственный университет,
620000, Екатеринбург, пр. Ленина, 51*

Исследовано сопротивление предварительно необработанных образцов фуллерена C_{60} и одностенных углеродных нанотрубок (ОУНТ) при давлениях 20–50 ГПа в интервале температур 77–450 К. Изучена кинетика релаксации сопротивления C_{60} при изменении давления. Данные для C_{60} и ОУНТ сопоставлены с проводимостью графита, исследованной при тех же условиях.

В процессе обработки давлением и температурой фуллерен испытывает последовательность фазовых превращений. Эти фазы сильно отличаются как по величине сопротивления (от сотен Ом до сотен МОм), так и по его температурной зависимости. Идентифицированы особенности, соответствующие известным из литературы фазовым превращениям фуллерена. Предложена схема последовательности фазовых превращений фуллерена под действием высоких давлений и/или температур: молекулярный кристалл C_{60} (ГЦК-структура) $\rightarrow$ полимерные 2D- и 3D-проводящие фазы $\rightarrow$ смесь полимерных и аморфных фаз $\rightarrow$ аморфная фаза. Определено время релаксации сопротивления фуллерена после изменения давления: оно составляет ~ 140 мин и не зависит от давления. Зависимость критических давлений от условий и длительности предварительной обработки фуллерена давлением и температурой, а также размытый характер фазовых переходов связываются с большой длительностью этих переходов.

Исследованы электрические свойства (проводимость на постоянном токе, термоэдс и импеданс) графита при давлениях 15–50 ГПа, в области температур 77–450 К. При измерениях на постоянном токе обнаружено две особенности в области 15–20 ГПа (при первом нагружении образца) и около 30 ГПа, которые могут быть связаны с фазовыми переходами в графите при этих давлениях [1–2]. Из результатов исследований термоэдс и импеданса получили, что в графите в области давлений от ~ 16 до ~ 30 ГПа при этих методах исследования наблюдаются особенности, указывающие на переход в другое состояние, что коррелирует с данными для измерений на постоянном токе.

Исследованы образцы ОУНТ, полученные тремя способами: термического распыления графита (содержание ОУНТ $\sim 40\%$), газофазного химического осаждения (содержание ОУНТ $\sim 80\%$) и методом HiPco (содержание ОУНТ $\sim 90\%$). Обнаружен ряд особенностей в поведении электрических характеристик образцов (электросопротивления и активационной энергии) в интервале давлений 27–42 ГПа. Наблюдаемые изменения электрических свойств необратимы. Процентное содержание ОУНТ в образце влияет на характер изменения его электрических свойств под действием высоких давлений. В образцах с большим содержанием ОУНТ эти особенности выражены сильнее. Установлено, что наблюдаемые особенности отражают поведение электрических характеристик непосредственно компакта ОУНТ, а не примесей, содержащихся в образце.

Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ №°09-02-01316 и 10-02-96036-р_урал.

1. Schindler T.L., Vohra Y.K., J.Phys.: Condens. Matter **7**, 637 (1995).
2. Quan Li et al., Phys. Rev. Letters **102**, 175506 (2009).

БАРИЧЕСКИЕ ЗАВИСИМОСТИ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО СОПРОТИВЛЕНИЯ В СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛАХ $\text{Sn}_2\text{P}_2\text{S}_6$ ДО 8 GPa

Yu. Tyagur¹, V. Shchennikov², I. Tyagur³

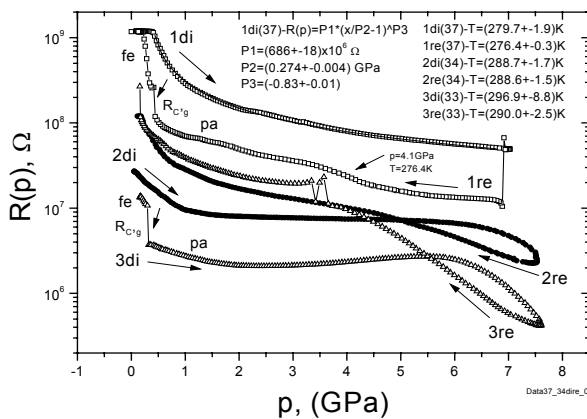
¹*Uzhgorod National Universiti,*

46 Pidhirna str., UA-88000 Uzhgorod, Ukraine, e-mail: tyagur@mail.uzhgorod.ua

²*High Pressure Group, Institute of Metal Physics of Russian Academy of Sciences, Urals Division, 18 S. Kovalevskaya Street, GSP-170, Yekaterinburg 620041, Russian Federation*

³*International Center for Piezoelectric Research, Technical University of Liberec, 6 Halkova str., CZ-461 17 Liberec 1, Czech Republic*

Известно [1–5], что при атмосферном давлении в кристалле $\text{Sn}_2\text{P}_2\text{S}_6$ происходит сегнетоэлектрический фазовый переход (СЭФП) второго рода, близкий к трикритической точке при температуре $T_0 = 337$ К. При увеличении давления температура СЭФП уменьшается [3]. Вблизи давления СЭФП зависимости $R(p)$ исследованы и описаны в



работе [6]. В этой работе приведены исследования зависимостей $R(p)$ вблизи СЭФП, а также в глубокой параэлектрической фазе с целью поиска новых структурных фазовых переходов в $\text{Sn}_2\text{P}_2\text{S}_6$. Исследования проводились на маленьких неориентированных (естественных) кристалликах $\text{Sn}_2\text{P}_2\text{S}_6$ в алмазной камере до давлений 8 ГПа. Методика эксперимента и точность измерения величины давления описаны в работах [7–9]. Установлено, что зависимость $R(p)$

уменьшается с увеличением давления и может быть описана степенным уравнением (рис., кривая 1di). Из экспериментальных зависимостей $R(p)$ найдены и проанализированы перечисленные ниже соотношения: $R(p)/R_0$, $\ln(R(p)/R_0)$, прироста ширины запрещенной зоны – $\Delta E_{gR}(T, p) = 2kT \ln(R(p)/R_0)$, eV, ширины запрещенной зоны – $E_{gR}(T, p) = 2kT \ln(R(p)/R_0) + E_g(T, 0)$, барического коэффициента ширины запрещенной зоны – $dE_{gR}(T, p)/dp = d(2kT \ln(R(p)/R_0)/dp)$, относительной величины барического коэффициента ширины запрещенной зоны – $G(T, p) = [1/E_{gR}(T, p)] \times [dE_{gR}(T, p)/dp]$, 1/GPa, относительной величины барического коэффициента электрического сопротивления – $\alpha_T(T, p) = [1/R(p)] \times [dR(p)/dp]$ и его обратной величины – $(\alpha_T(T, p))^{-1}$.

1. R. Nitsche, P. Wild, Mat. Res. Bull **5**, N6, 419–424 (1970).
2. Y.I. Tyagur, Ferroelectrics **345**, 91–101 (2006).
3. Y.I. Tyagur, J.Jun, Ferroelectrics **192**, 187–195 (1997).
4. Y.I. Tyagur, Ferroelectrics **211**, 299–308 (1998).
5. Vysochanskii Yu., et al. Phase transitions in phosphorus chalcogenide crystals. – Vilnius U. P. H., 2006, – 453 p.
6. Y. Tyagur, I. Tyagur, An Int. Journal. High Pressure Research **28**, Is. 4, 179–185, (2008).
7. Ovsyannikov S.V., Shchennikov V.V. Appl. Phys. Lett. **90**, 122 103 (2007).
8. Ovsyannikov S.V., Shchennikov V.V. J. Phys.: Cond. Matter **18**, L 551 (2006).
9. Shchennikov V.V., Ovsyannikov S.V., Dereveskov S.V., Shchennikov S.V. J. Phys. Chem. Sol. **67**, 2203 (2006)

$\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{GeAs}_2$ IS A PROSPECTIVE PRESSURE TRANSDUCER**A.Yu. Mollaev¹, I.K. Kamilov¹, R.K. Arslanov¹, T.R. Arslanov¹, U.Z. Zalibekov¹,
V.M. Novotortsev², S.F. Marenkin²**¹*Institute of Physics, Daghestan Scientific Center of the Russian Academy of Sciences,
367003, Makhachkala, Russian, e-mail: arslanovr@gmail.com*²*Institute of common and inorganic chemistry of the Russian Academy of Sciences,
119991, Moscow, Russian*

The searching researches of semiconducting materials – pressure transducers were carried out. A search was carried out in two directions: the first is to reveal the semiconducting materials, which can supplement a set of pressure transducers and calibrators for high pressure devices, synthesis of ultra-hard materials, and scientific researches; and the second is to discover new grade materials, which can be offered as command elements in technological processes of obtaining the ultra-hard materials and precious stone materials.

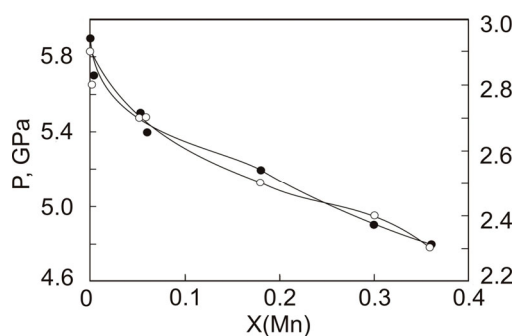


Fig. 1. The pressure dependence of location of phase transition point for $x = 0-0.36$

The earlier investigations on high-temperature ferromagnetic materials [1, 2] revealed a number of materials, which can be used as pressure transducers – command elements for synthesis of ultra-hard materials. The $\text{p-Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{GeAs}_2$ was offered as a material for pressure transducer. We researched the base sample p-CdGeAs_2 and samples p-CdGeAs_2 doped by Mn $x = 0-0.36$. The resistivity and Hall coefficient were chosen as indicator of characteristics. The resistivity and Hall coefficient were measured at pressure rising and fall in a region of room temperatures in high-pressure device of “Toroid” type. In all studied samples ($x = 0, 0.003, 0.053, 0.06, 0.18, 0.3$ and 0.36) were found structural phase transitions at pressure rising $P = 5.9; 5.7; 5.5; 5.4; 5.2; 4.9; 4.8$ GPa and $P = 2.9; 2.8; 2.6; 2.5; 2.4; 2.3$ GPa at pressure fall. The pressure dependence of location of phase transition point for $x = 0-0.36$ is presented in Figure (filled circles mean a pressure rise, unfilled circles are pressure fall).

The offered material p-CdGeAs_2 Mn-doped can be a pressure transducer as command elements in pressures range $P = 4.8-5.9$ GPa at pressure rising and $P = 2.3-2.9$ GPa at pressure fall.

1. Mollaev A.Yu., Kamilov I.K., Arslanov R.K., Zalibekov U.Z., Marenkin S.F., *Fizika*, 2007. – V. 8, № 1–2. – P. 320.

2. Mollaev A.Yu., Kamilov I.K., Arslanov R.K., Zalibekov U.Z., Marenkin S.F., Novotortsev V.M., Varnavskiy S.A., *High Pressure Research*, 2006. – V. 26, № 2. – P. 387.



ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК ПОД ДАВЛЕНИЕМ

В.Г. Бутько, А.А. Гусев, Т.Н. Шевцова

*Донецкий физико-технический институт им. А. А. Галкина НАН Украины,
ул. Розы Люксембург, 72, Донецк, 83114, Украина, shev@teor.fti.ac.donetsk.ua*

Наряду со спектрами комбинационного рассеяния, оптические спектры поглощения содержат информацию о структурных параметрах однослойных углеродных нанотрубок, что позволяет однозначно определять их хиральные индексы (m,n) [1]. Связь между оптическим спектром поглощения углеродной нанотрубки и ее структурными параметрами обусловлена взаимозависимостью между структурой и электронным строением и характеризуется величинами оптических переходов E_{ii} .

Методами теории функционала плотности [2] для различных степеней сжатия нанотрубки вдоль ее оси нами были выполнены неэмпирические расчеты электронной структуры однослойных углеродных нанотрубок типа «зигзаг» (8,0) и (6,0). Первая нанотрубка является полупроводником с запрещенной щелью 0.62 eV, а вторая – металлом с плотностью состояний на уровне Ферми 2,9 states/eV.

Далее мы рассчитали для обоих случаев мнимую часть диэлектрической функции ϵ_2 , которая пропорциональна оптическому поглощению, и получили величины оптических переходов E_{ii} при различных степенях сжатия нанотрубки. Они приведены в таблице. Существенные изменения значений E_{ii} показывают, что под давлением электронная структура углеродных нанотрубок претерпевает значительную перестройку. Об этом же свидетельствует и расщепление пика E_{11} нанотрубки (8,0).

Таблица
Оптические переходы E_{ii} углеродных нанотрубок (8,0) и (6,0) под давлением

$V/V_0 \backslash (m,n)$	(8,0)				(6,0)		
	E_{11}, eV	E'_{11}, eV	E_{22}, eV	E_{33}, eV	E_{11}, eV	E_{22}, eV	E_{33}, eV
1	1.51	-	2.517	4.04	1.27	1.78	4.01
0.98	1.65	-	2.41	4.15	-	1.57	4.12
0.96	1.16	2.0	2.16	4.29	-	1.35	4.23
0.94	0.99	1.95	2.6	4.37	1.08	1.67	4.28
0.92	0.72	1.84	2.49	4.48	0.75	1.89	4.37
0.9	-	1.43	2.87	4.50	0.69	2.14	4.53

1. O. Jost et al. Appl. Phys. Lett, **75**. – 2217 (1999).
2. P. Blaha, K. Schwarz, P.I. Sorantin, S.B. Trickey, Comp. Phys. Commun. **59**, 399 (1990).

**БИКРИТИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ
В $R_{0.55}Sr_{0.45}MnO_3$ МАНГАНИТАХ ВБЛИЗИ ПЕРЕХОДА МЕТАЛЛ–
ДИЭЛЕКТРИК, ОБУСЛОВЛЕННОЕ ДЕФОРМАЦИЯМИ РЕШЕТКИ****Ф.Н. Буханько***Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,
Донецк, Украина, buhanko@mail.fti.ac.donetsk.ua*

Целью данной работы было исследование фазовых превращений в манганитах $R_{0.55}Sr_{0.45}MnO_3$ ($R = Nd, Sm, Gd$) с почти половинным заполнением зоны проводимости, индуцированных изовалентным замещением лантана редкоземельными ионами с меньшим радиусом и внешним магнитным полем. В парамагнитной фазе системы $(Nd_{1-x}Sm_x)_{0.55}Sr_{0.45}MnO_3$ манганитов с почти половинным заполнением зоны проводимости обнаружены для критических концентраций $Sm\ x > 0.5$ индуцированные сильным магнитным полем обратимые фазовые переходы первого рода в упорядоченное ферромагнитное состояние спинов Mn. Предполагается, что индуцированные фазовые переходы связаны с разрушением состояния с короткодействующим упорядочением зарядов ионов Mn^{3+} и Mn^{4+} в антиферромагнитных кластерах, размеры которых растут при увеличении содержания Sm. Полевые зависимости $M(H)$ намагниченности всех образцов, снятые в статических полях при 77 К, соответствуют стабилизации в низкотемпературной фазе $(Nd_{1-x}Sm_x)_{0.55}Sr_{0.45}MnO_3$ однородного металлического FM-состояния. Резкий скачок $M(T)$ вблизи $T_c \sim 130$ К в $Sm_{0.55}Sr_{0.45}MnO_3$ свидетельствует о том, что замещение Nd ионом с меньшим радиусом (Sm) приводит к трансформации плавного FM-фазового перехода второго рода к скачкообразному FM-переходу первого рода при приближении к бикритической точке. Результаты измерения ac магнитной восприимчивости керамики $(Sm_{0.5}Gd_{0.5})_{0.55}Sr_{0.45}MnO_3$ свидетельствуют о формировании антиферромагнитного состояния при температурах ниже температуры Нееля $T_N \cong 47,5$ К в нулевом внешнем магнитном поле. Увеличение внешнего магнитного поля при 4,2 К привело к необратимому индуцированию ферромагнитной фазы, свойства которой не изменялись в течение длительного времени. Метамагнитный фазовый переход в упорядоченное ферромагнитное состояние осуществляется в критическом поле $H_{c1} \cong 25$ kOe, которое остаётся постоянным с ростом температуры до 60 К. Об устойчивости индуцированной ферромагнитной фазы в области температур 4,2–60 К свидетельствует также температурная зависимость ac магнитной восприимчивости. В парамагнитной фазе $(Sm_{0.5}Gd_{0.5})_{0.55}Sr_{0.45}MnO_3$ в интервале температур 60–150 К был исследован индуцированный сильным импульсным магнитным полем переход парамагнетик ферромагнетик. В интервале температур 60–150 К наблюдается обратимый фазовый переход из парамагнитной фазы в ферромагнитную, с критическими полями и температурным гистерезисом, почти линейно зависящими от температуры измерения. Предполагается, что индуцированные сильным магнитным полем при температурах, меньших T_N , необратимые фазовые переходы в ферромагнитное состояние в $(Sm_{0.5}Gd_{0.5})_{0.55}Sr_{0.45}MnO_3$ образцах вызваны делокализацией самозахваченных e_g -электронов, которая сопровождается исчезновением локальных ян-теллеровских деформаций кристаллической решётки. С ростом концентрации Gd система удаляется от бикритической точки, что приводит к росту критического поля H_{c1} необратимого метамагнитного фазового перехода и появлению признаков спин-стеклового состояния в $Gd_{0.55}Sr_{0.45}MnO_3$ образцах, что согласуется с теоретическими моделями.

**ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИЙ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ
 $\text{La}_{1-y}\text{R}_y\text{MnO}_{3+\delta}$ ($\text{R} = \text{Pr}, \text{Nd}$) МАНГАНИТОВ НА СТРУКТУРНЫЕ,
ЭЛЕКТРОННЫЕ И МАГНИТНЫЕ ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ****Ф.Н. Буханько***Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,
Донецк, Украина, buhanko@mail.fti.ac.donetsk.ua*

Целью данной работы было исследование фазовых превращений в самодопированных манганитах, индуцированных изовалентным замещением лантана редкоземельными ионами с меньшим радиусом. Детальное исследование структурных, транспортных и магнитных свойств серии самодопированных образцов $\text{La}_{1-y}\text{Pr}_y\text{MnO}_{3+\delta}$ ($0 \leq y \leq 1$, $\delta \leq 0,1$) с фиксированной концентрацией носителей заряда позволило установить прямую связь между критической температурой T_c и средним ионным радиусом La позиции $\langle r_A \rangle$, который линейно уменьшается при замещении La ионами Pr. Для серии из 11 образцов были получены зависимости параметров кристаллической решетки при 300 К и температур фазовых переходов в системе спинов Mn в ферромагнитное состояние T_c и состояние скошенного ферромагнетика $T_{\text{CFM}} < T_c$ от концентрации Pr и среднего ионного радиуса $\langle r_A \rangle$. Линейное уменьшение T_c с ростом y объясняется уменьшением вероятности прыжков носителей заряда, вызванного уменьшением угла между Mn–O–Mn связями при небольших вращениях MnO_6 октаэдров вокруг [010]-оси. Для значений $y \leq y_c = 0,6$ наблюдается повышение температуры T_{CFM} с ростом концентрации Pr и ее сближение с T_c , что согласно теории фазового перехода в неколлинеарное состояние связано с уменьшением интеграла перескока носителей заряда между ионами Mn. Для концентраций Pr, больших критического значения y_c , обнаружено возникновение и рост когерентного ян-теллеровского искажения псевдокубической решетки, который сопровождается резким падением T_{CFM} вследствие роста межслойного антиферромагнитного обмена. Таким образом, из измерений намагниченности следует, что в манганитах $\text{La}_{1-y}\text{Pr}_y\text{MnO}_{3+\delta}$ с низким уровнем самодопирования $\delta \leq 0,1$ при замещении La редкоземельным ионом меньшего радиуса существуют два магнитных фазовых перехода: переход из парамагнитной фазы в ферромагнитную с критической температурой T_c , линейно уменьшающейся с ростом концентрации Pr, и переход в состояние скошенного ферромагнетика при температурах ниже критической T_{CFM} . Установлена корреляция между магнитными свойствами образцов в низкотемпературной фазе скошенного ферромагнетика и концентрационной зависимостью параметров кристаллической решетки, полученной при 300 К. Согласно концентрационным зависимостям структурных, электронных и магнитных свойств твердых растворов $\text{La}_{1-y}\text{Nd}_y\text{MnO}_{3+\delta}$ ($0 \leq y \leq 1$, $\delta \approx 0,1$) в интервале концентраций $0 \leq y \leq y_c \approx 0,4$ в образцах сохраняется однородное ферромагнитное состояние с шириной фазового перехода парамагнетик-ферромагнетик $\Delta T_c \approx 35$ К. Для $y > y_c$ наблюдается резкий рост ширины FM-перехода до значения $\Delta T_c \approx 70$ К для $y = 0,9$, которое сопровождается появлением характерных признаков сильной конкуренции между ферромагнитным двойным обменом и антиферромагнитным суперобменом, что приводит к концентрационному фазовому переходу от ферромагнитного состояния с малой степенью неоднородности в исходном $\text{LaMnO}_{3+\delta}$ образце к сильно неоднородному антиферромагнитному состоянию в $\text{NdMnO}_{3+\delta}$. В основе этого фазового превращения, по-видимому, лежит зарядово-орбитальное упорядочение ионов Mn вблизи критической концентрации Nd $y_c \approx 0,4$.

ОСОБЕННОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ СВЕРХПРОВОДЯЩЕГО ПЕРЕХОДА СПЛАВОВ Mo–Re–Nb ПОД ДАВЛЕНИЕМ

А.Н. Великодный

*Институт физики твердого тела, материаловедения и технологий ННЦ ХФТИ,
Харьков, Украина, velikodnyi@kipt.kharkov.ua*

В сплавах Mo–Re, Mo–Re–Nb при исследовании сверхпроводящих характеристик было обнаружено изменение топологии поверхности Ферми – электронный топологический переход (ЭТП) [1]. Критерием ЭТП есть наличие экстремума производной $T_c^{-1} dT_c/dP$ в зависимости от некоторого параметра внешнего воздействия, который изменяет зазор между энергией Ферми и критической энергией в электронном спектре металла $z = \varepsilon_k - \varepsilon_F$.

В качестве объектов исследования использовались образцы, вырезанные из монокристаллов, выращенных методом электронно-лучевой зонной плавки. В силу различных технологических причин ряд выращенных монокристаллов состоял из нескольких зерен. Причем некоторые зерна имели повышенную концентрацию дефектов (дислокаций, двойников). Как было показано в [2], наличие дислокаций слабо влияет на изменение плавной части термодинамических величин, но может заметно проявиться в аномальной добавке, связанной с ЭТП. В присутствии дислокаций плотность состояний приобретает дислокационную добавку, значение которой на уровне Ферми $\nu_d(\varepsilon_F)$ является осциллирующей функцией параметра z . Поскольку температура сверхпроводящего перехода экспоненциально чувствительна к плотности электронных состояний $\nu(\varepsilon)$, добавка ν_d может привести к осцилляциям температуры сверхпроводящего перехода с изменением z . Период осцилляций, соответствующий интервалу между дискретными уровнями, может составлять $\Delta z \approx z^2/\varepsilon_F$.

На рис. 1 представлены зависимости температуры сверхпроводящего перехода от приложенного давления для одного из «дефектных» образцов, которые имеют немонотонный характер. Здесь давление P играло роль внешнего параметра, сдвигающего ε_F . С учетом данных [1] Δz может составлять около 10^{-5} эВ, или ≈ 1 кбар по шкале давлений, что качественно согласуется с приведенными данными.

Следует отметить, что масштаб и качество осцилляционной зависимости в значительной мере понижаются вследствие размытия электронного спектра и его особенностей, обусловленного большим содержанием легирующих примесей. Поэтому представляет интерес изучение $T_c(P)$ деформированных чистых металлов, имеющих малый зазор $\varepsilon_k - \varepsilon_F$.

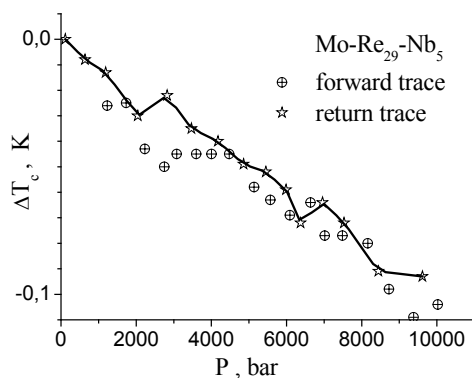


Fig. 1. Superconducting transition temperature as a function of pressure

1. Игнатъева Т.А., Ганн В. В., Великодный А.Н. ФНТ **20**, 1133 (1994).
2. Нацик В.Д., Потемина Л.Г. ФНТ **4**, 173 (1978); ЖЭТФ **79**, 2398 (1980).

О ВЛИЯНИИ ТОКА НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ

А.Р. Велиханов

Институт физики ДагНЦ РАН, Махачкала, Россия, e-mail: art677@mail.ru

Задача формирования нового материала на основе создания внутри объемного кристалла преимущественно ориентированных дислокаций является одним из важных направлений в изучении фундаментальной зависимости физико-механических свойств от его внутренней структуры. Пластичность, близкая к металлической, указанная в [1], наступала в кремнии при температуре выше $0,6T_{\text{пл}}$ (горячая пластическая деформация – ГПД), где $T_{\text{пл}}$ – температура плавления. В новом способе деформирования воздействие теплового поля наряду с прохождением постоянного электрического тока высокой плотности 80 А/см^2 через образец (комбинированная пластическая деформация – КПД) позволяет проводить испытания уже при $0,5T_{\text{пл}}$. В качестве объекта исследования служили образцы монокристаллов кремния, легированных бором, p -типа с удельным сопротивлением $\rho = 18 \text{ }\Omega\cdot\text{см}$ в виде параллелепипедов размером $14 \times 8 \times 5 \text{ мм}^3$, ребра которых совпадали с кристаллографическими направлениями $[101]$, $[100]$, $[110]$ соответственно. В данной работе, помимо выявления преимуществ КПД перед ГПД, проведен сравнительный анализ полученных дислокационных структур в высокоомном кремнии. Преимуществом КПД является то, что этот метод позволяет значительно снизить предел пластического течения как по температуре, так и по приложенному напряжению. Использование направленного потока электронов в качестве управляющего параметра воздействия на дислокационную систему кристалла, как показывают исследования, позволяет влиять на ориентацию и распределение дислокационной структуры. Генерируемые при электропластической деформации дислокации имеют более упорядоченную и однородно ориентируемую структуру, чем получаемые другими методиками. Снятие теплового поля в процессе КПД (то есть, когда через образец течет только постоянный ток) приводит к повышению пластичности, и в этом случае происходит замедление протекания диффузионных процессов в монокристаллическом кремнии. Это облегчает перемещение дислокаций через кристалл, после чего деформацию можно обнаружить «невооруженным глазом». Сохранение теплового поля быстрее приводит монокристаллический кремний к понижению пластичности (то есть растет прочность кристалла). Приведенные на рис. 1 электронно-микроскопические снимки поверхностных структур подтверждают эту разницу. Измерения электрических свойств показали, что удельное сопротивление вдоль оси сжатия после КПД оказывается меньше удельного сопротивления, измеренного в поперечном направлении, в несколько раз, что указывает на анизотропные свойства такого кристалла.

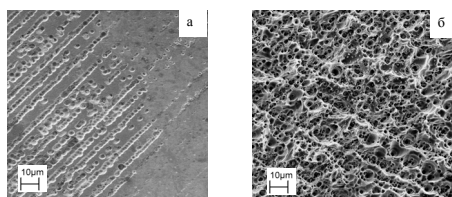


Рис. 1. Изображение дислокационной структуры кремния при температуре испытания 750°C и величине деформации 1,2%: *а* – ГПД, *б* – КПД

1. Горелик С.С., Дашевский М.Я. Материаловедение полупроводников и диэлектриков. – М: Металлургия, 1988. – с. 574.

МАГНИТНЫЕ, ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И МАГНИТНО-НЕОДНОРОДНОЕ СОСТОЯНИЕ МОНОКРИСТАЛЛА МАНГАНИТА $\text{Nd}_{0.5}\text{Sr}_{0.5}\text{MnO}_3$. ЭФФЕКТЫ ДАВЛЕНИЯ

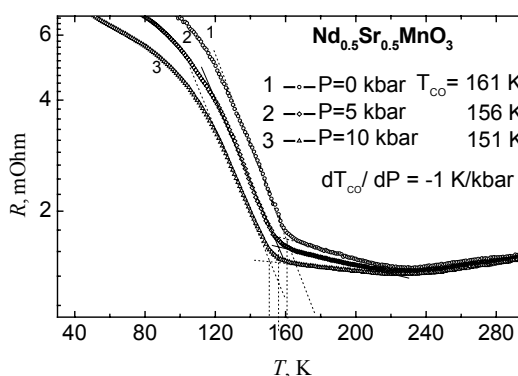
В.Т. Довгий, А.И. Линник, В.И. Каменев, В.Ю. Таренков, С.Л. Сидоров, Б.М. Тодрис, В.И. Михайлов, Н.В. Давыдейко, Т.А. Линник, В.Н. Спиридонов

*Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,
83114, г.Донецк, ул.Р.Люксембург, 72, Украина*

Редкоземельные манганиты интенсивно исследуются в связи с наблюдаемым в них эффектом колоссального магнитосопротивления, выяснением природы этого явления, возможностью его практического применения в магнитных сенсорах, элементах считывания в устройствах сверхплотной магнитной записи. Манганиты с половинным замещением проявляют спиновое, зарядовое и орбитальное упорядочение, которое может изменяться при воздействии магнитного поля и температуры.

В работе проведены исследования структурных, магнитных и транспортных свойств монокристаллов состава $\text{Nd}_{0.5}\text{Sr}_{0.5}\text{MnO}_3$ в широкой области температур (6–400 К), квазистатическом магнитном поле до 90 кОе, импульсном магнитном поле до 250 кОе. Исследовано влияние гидростатического давления до 10 кбар на фазовые переходы зарядового и орбитального упорядочения (T_{co}) и парамагнетик – ферромагнетик (T_c).

На рисунке представлены температурные зависимости сопротивления R исследуемого монокристалла при внешнем гидростатическом давлении P , равном 0, 5 и 10 кбар. Видно, что с ростом давления электро-сопротивление уменьшается, а экстремумы $R(T)$ смещаются в сторону низких температур и T_{co} уменьшается со скоростью $dT_{co}/dP \approx -1$ К/кбар. Отметим, что манганиты с малым замещением La^{3+} на Sr^{2+} или Ca^{2+} , в которых также наблюдается зарядовое и орбитальное упорядочение, демонстрируют смещение T_{co} в область высоких температур при воздействии внешнего гидростатического давления.



Установлено, что монокристаллы состава $\text{Nd}_{0.5}\text{Sr}_{0.5}\text{MnO}_3$ при охлаждении от комнатной температуры испытывают следующие преобразования: парамагнитный изолятор – ферромагнитный металл (255 К), ферромагнитный металл (255–150 К) – антиферромагнитный изолятор (< 150 К). Полевые зависимости сопротивления и намагниченности, измеренные при 10 К, демонстрируют гистерезисный характер, резкое уменьшение сопротивления в магнитном поле 90 кОе и существование этого высокопроводящего состояния в нулевом магнитном поле. Исследован процесс релаксации данного эффекта.



ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СПЛАВОВ $\text{Mn}_{2-x}\text{Fe}_x\text{Sb}$ ($0 \leq x \leq 1$), ПОДВЕРГНУТЫХ ТЕРМОБАРИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

В.С. Гончаров, В.М. Рыжковский

*Государственное научно-производственное объединение
«Научно-практический центр Национальной академии наук Беларуси
по материаловедению», г. Минск, Беларусь, goncharov@iftp.bas-net.by*

Пниктид марганца Mn_2Sb кристаллизуется в тетрагональной структуре типа Cu_2Sb (пр. гр. $P4/nmm$) с двумя структурно-неэквивалентными положениями катионов I и II. Соединение является ферримagnetиком, что обусловлено антипараллельной ориентацией магнитных моментов ферромагнитных подрешеток Mn I и Mn II. Введение в матрицу Mn_2Sb других элементов приводит, как правило, к существенным изменениям ее магнитного состояния. Поэтому исследование твердых растворов на основе Mn_2Sb , в том числе подвергнутых воздействию высокого давления и температуры, вызывает значительный научный и практический интерес.

Исходные сплавы $\text{Mn}_{2-x}\text{Fe}_x\text{Sb}$ ($0 \leq x \leq 1$) были получены методом прямого сплавления исходных компонентов в вакуумированных кварцевых ампулах. Рентгенофазовый анализ показал, что твердые растворы $\text{Mn}_{2-x}\text{Fe}_x\text{Sb}$ с тетрагональной кристаллической структурой типа Cu_2Sb образуются при замещении марганца железом до $x = 0.7$, что находится в хорошем соответствии с литературными данными [1].

Ранее нами было показано [2], что подвергнутый термобарической обработке при давлении 4–8 ГПа и температуре 1200–2500 К сплав Mn_2Sb состоит из двух фаз: кубической и гексагональной. При этом кубическая фаза – соединение Mn_3Sb [3], гексагональная – фаза переменного состава Mn_{1+x}Sb с $x = 0,5$ [4].

Термобарическая обработка ($P = 7$ ГПа, $T = 1800$ К) в течение 5 мин сплавов $\text{Mn}_{2-x}\text{Fe}_x\text{Sb}$ ($0 \leq x \leq 1$) приводит к тому, что по мере увеличения содержания железа количество гексагональной фазы в термобарически обработанных образцах увеличивается при одновременном уменьшении количества кубической фазы; сплав MnFeSb является практически однофазным с гексагональной кристаллической структурой. При этом параметр решетки кубической фазы остается постоянным для всех составов, а параметры решетки гексагональной фазы изменяются практически линейно.

1. Рыжковский В.М., Дымонт В.П., Ерофеев З.Л., Некрашевич Е.М. Доклады Академии наук Беларуси, 1996, Т. 40, № 3, С. 66–69.

2. Рыжковский В.М., Гончаров В.С., Кичанов С.Е., Козленко Д.П., Савенко Б.Н. Актуальные проблемы физики твердого тела: сборник докладов Междунар. науч. конф., Минск, 26–28 октября 2005. – В 2-х тт. Т. 1 / редкол.: Н.М. Олехнович (пред) [и др.]. – Минск: издат. центр БГУ, 2005. – Т. 1 – С. 120–122.

3. Гончаров В.С., Рыжковский В.М. / Неорганические материалы, 2005, Т. 41, № 6, С. 647–649.

4. Рыжковский В.М., Гончаров В.С. ФТВД. – 2007. – Т. 17, № 2. – С. 53–58.



AB INITIO РАСЧЕТЫ КВАНТОВЫХ ЭФФЕКТОВ В ЛЕГКИХ КРИСТАЛЛАХ ИНЕРТНЫХ ГАЗОВ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Е.Е. Горбенко², Е.П. Троицкая¹, В.В. Чабаненко¹, И.В. Жихарев^{1,2}

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

²Луганский национальный университет им. Тараса Шевченко,
Луганск, Украина, e_g81@mail.ru

Ne и Ar относятся к легким кристаллам инертных газов (КИГ) и образуют группу “Low-Z materials” (LZM) – веществ, содержащих элементы с малым атомным номером наряду с гелием, водородом, их твердыми растворами (Ar–He, H₂–Ne и др.). Эта группа выделена исследователями, занимающимися высоким давлением, так как LZM обладают высокой сжимаемостью, что приводит к большому изменению постоянной решетки под давлением. Структурная простота делает эти кристаллы незаменимыми объектами при тестировании теории и изучении квантовых эффектов, которые в LZM играют существенную роль [1].

Энергия нулевых колебаний в гармоническом приближении описывается известной формулой $E_{zp} = \frac{1}{2} \frac{\Omega}{(2\pi)^3} \sum_{\lambda,i} \hbar \omega_{\lambda}(\mathbf{k}_i)$, где $\hbar \omega_{\lambda}(\mathbf{k}_i)$ – энергия фононов в

точках главного значения Чади-Коэна [2,3], $\Omega = 2a^3$ – объем элементарной ячейки КИГ в ГЦК-фазе, a – параметр решетки, равный половине ребра куба.

В работах [3,4] рассчитаны характеристики нулевых и тепловых колебаний всего ряда Ne–Xe при $p \neq 0$: энергия нулевых колебаний E_{zp} , среднеквадратичные смещения $\langle u^2 \rangle_0$ при $T = 0$ и $T = T_{m0}$, параметр Линдемана $\delta(T_{m0})$, равный отношению среднеквадратичного смещения вдоль одной из осей куба к половине межатомного расстояния в точке плавления при $p = 0$, и вклад в него нулевых колебаний. Значения энергии E_{zp} и $\langle u^2 \rangle_0$ (при $p = 0$) находятся в хорошем согласии с экспериментальными данными. Кроме того, значения $\langle u^2 \rangle_0$ хорошо согласуются с вычисленными в модели Дебая (MD) для всех кристаллов, за исключением Ne.

В [4] представлена рассчитанная нами зависимость температуры Дебая от объема до давления $p \leq 15.6$ ГПа в хорошем согласии с экспериментом.

Интересно отметить, что для КИГ (кроме Ne) критерий плавления Линдемана, т.е. постоянство $\delta(T_{m0})$, выполнен с удивительной точностью (параметр Линдемана равен 0.102 для Ar, Kr и Xe), хотя постоянная решетки изменяется на 20% при переходе от Ar к Xe. С другой стороны, постоянство $\delta(T_{m0})$ не может быть достигнуто без учета нулевых колебаний, хотя сам их вклад δ_0 в ряду Ar, Kr, Xe изменяется значительно и очень велик для Ne.

1. Hemley R.J., Mao H.K. J. Phys.: Cond. Matter **10**, 11157 (1998).
2. Chadi D.J., Cohen M.L. Phys. Rev. B **8**, 12, 5747 (1973).
3. Троицкая Е.П., Чабаненко В.В., Горбенко Е.Е. ФТТ **51**, 10, 1999 (2009).
4. Троицкая Е.П., Чабаненко В.В., Горбенко Е.Е., Кузовой Н.В. ФНТ **35**, 10, 1041 (2009).



ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА МНОВОЛОКНИСТЫХ СВЕРХПРОВОДНИКОВ НА ОСНОВЕ СПЛАВА НИОБИЙ–ТИТАН

В.А. Белошенко¹, В.Ю. Дмитренко¹, Н.И. Матросов¹, В.В. Чишко¹,
В.П. Дьяконов^{1,2}, D. Gajda³, J. Piętoza², S. Piechota²

¹Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,
Донецк, Украина, dmitrenko_v@ukr.net

²Institute of Physics PAS, 02-668 Warsaw, Poland

³International Laboratory of High Magnetic Fields and Low Temperatures,
53-421 Wrocław, Poland

В настоящей работе исследована зависимость электромагнитных свойств многоволоконистых (211 ; 211^2 ; $55 \cdot 211^2$; 211^3 волокон) сверхпроводящих проводов на основе сплава Nb + 50 вес. % Ti в медной матрице от количества и диаметра сверхпроводящих волокон.

Показано, что использование известных математических моделей оценки плотности критического тока по данным измерений намагниченности не позволяет получить достоверную информацию о транспортных свойствах многоволоконистых проводов с числом волокон $n_f > 200$. Требуется уточнения, учитывающие размер сверхпроводящих волокон. Разработана методика оценки транспортных свойств сверхпроводника на различных стадиях технологического передела от полуфабриката до провода малого диаметра по полевым зависимостям намагниченности, и определены коэффициенты для расчета плотности критического тока, позволяющие получить достаточно близкую сходимость расчетных и экспериментальных значений. Установлено, что наиболее высокими транспортными свойствами характеризуется провод с количеством сверхпроводящих волокон $n_f = 211^3$ диаметром $d_f = 64$ нм.

Для многоволоконистых сверхпроводников исследуемых пяти конструкций диаметром 0.5 мм произведена оценка гистерезисных потерь (потерь на перемагничивание) по площади гистерезисных петель намагниченности. Установлено, что зависимость гистерезисных потерь от диаметра и количества сверхпроводящих волокон имеет немонотонный характер с минимумом, соответствующим конструкции многоволоконистого сверхпроводящего провода с $n_f = 211^2$ и $d_f = 1.12$ мкм. В указанном сверхпроводнике величина потерь в 17.5 раз меньше потерь на перемагничивание, наблюдающихся в биметаллическом сверхпроводнике. При этом гистерезисные потери сверхпроводника, характеризующегося наиболее высокой плотностью критического тока, лишь в 1.35 раза превышают минимальные.

Температура перехода в сверхпроводящее состояние с увеличением количества волокон от 1 до 211^3 и уменьшением их диаметра от 700 мкм до 64 нм снижается с 9 К до 7 К. При этом область перехода становится «размытой», что связывается с увеличением объемного содержания меди при уменьшении диаметра сверхпроводящих волокон и неоднородностью их структурного состояния.

Работа была выполнена при частичной поддержке Ministry of Science and Higher Education (Poland) (проект NN 508 392035).

ОЦЕНКА ВАРИАЦИИ ЛОКАЛЬНОЙ СПИНОВОЙ ПЛОТНОСТИ В MnAs ПОД ДАВЛЕНИЕМ

И.Ф. Грибанов

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,
Донецк, Украина, gribanig@mail.ru

Интерес к исследованию магнитного поведения MnAs под давлением в настоящее время обусловлен обнаруженным в этом соединении колоссальным магнитокалорическим эффектом (МКЭ), сопровождающим индуцированный магнитным полем магнитоструктурный фазовый переход из парамагнитного (ПМ B31) в ферромагнитное (ФМ B8₁) состояние [1]. При этом сжатие кристаллической решетки приводит к резкому увеличению скачка энтропии ΔS при таком переходе, причем зависимость ΔS от параметров, вызывающих сжатие решетки (давления или концентрации легирующих элементов) немонотонна. Очевидно, что для выяснения механизмов подобного поведения и оптимизации функциональных характеристик материала требуется объективная информация о влиянии внешних воздействий, в частности давления, на его магнитное поведение. Именно такая задача решалась в настоящей работе. В ней проведена оценка вариации локальной спиновой плотности (ЛСП) $S_L = \langle S_j^2 \rangle^{1/2}$ или локальных магнитных моментов $M_L = g\mu_B S_L$ (здесь S_j – оператор ЛСП на узле j) магнитоактивных атомов в MnAs под давлением с помощью развитого ранее эмпирического метода, позволяющего детектировать изменения M_L путем сравнительного анализа магнитообъемных эффектов в изучаемом соединении и близком к нему опорном материале [2]. Следует отметить, что имеющиеся на сегодня данные нейтронографических исследований, касающиеся рассматриваемой проблемы, весьма малочисленны и противоречивы, что диктует необходимость использования альтернативных возможностей изучения магнитного поведения под давлением.

Для анализа использовались результаты определения скачка удельного объема $\Delta V/V_0$ кристаллической решетки при индуцированном давлением фазовом переходе ФМ B8₁ – ПМ B31, полученные в [3] для разных температур, а также другие имеющиеся в литературе данные по изменению параметров решетки при ее сжатии. Константы магнитообъемной связи для разных вариантов сжатия решетки определяли в соответствии с [2]. Зная их и используя обоснованный в [2] подход к анализу магнитообъемных эффектов, получили зависимости скачка M_L при фазовом переходе ФМ B8₁ – ПМ B31 от скачка объема (а значит, от давления, однозначно связанного с $\Delta V/V_0$ и соответствующей точкой Кюри T_C [3]) и изменения M_L при дальнейшем повышении давления в фазе B31. Основной вывод, следующий из работы, – увеличение с ростом давления скачка объема при рассматриваемом фазовом переходе сопровождается увеличением скачка амплитуды ЛСП, что приводит в конце концов к стабилизации в фазе ПМ B31 низкоспинового состояния атомов Mn с магнитным моментом около $2\mu_B$ (в отсутствие давления парамагнитный момент вблизи точки Кюри не меньше $3\mu_B$ [2]). Повышение давления в фазе B31 приводит к дальнейшему уменьшению величины магнитных моментов атомов Mn (например, при $T = 15$ К и $P = 38$ кбар $M_L \cong 1,3\mu_B$).

1. S. Gama, A.A. Coelho, A. de Campos et al. Phys. Rev. Lett. **93**. – 2004. – 237202.
2. И.Ф. Грибанов. ФТТ **31**. – 1989, №1. – С. 181.
3. Г.А. Говор, В.М. Добрянский. Изв. АН БССР, сер. физ.-мат. наук. – 1975. – №6 – С. 101.

ИЗМЕНЕНИЕ ОБМЕННЫХ ПАРАМЕТРОВ В Cr_2As ПОД ДАВЛЕНИЕМ

В.И. Вальков, А.В. Головчан

Донецкий физико-технический институт НАН Украины им. А.А. Галкина,
Донецк, Украина, golovchan1@yandex.ru

Интерметаллические соединения 3d-металлов с As или Sb привлекают внимание исследователей разнообразием магнитных структур и физических свойств. Антиферромагнетик Cr_2As ($T_N = 393$ К) выделяется двумя аспектами: малыми магнитными моментами атомов Cr ($0.4\mu_B$ и $1.34\mu_B$ для Cr_I и Cr_{II} соответственно [1]) и своей магнитной структурой (рис. 1). Особенность последней состоит во взаимокompенсации эффективного молекулярного поля между Cr_I и Cr_{II} , что обеспечивает существование двух температур переходов [1]. Таким образом, между этими узлами существует только анизотропное обменное взаимодействие. Для оценки величины этого взаимодействия нами был проведен расчет электронной структуры FM и коллинеарных AF-фаз этого соединения полностью релятивистским методом KKR [2]. Использовалось приближение атомной сферы для кристаллического потенциала и локальное приближение для обменно-корреляционного потенциала [3]. Параметры кристаллической структуры взяты из эксперимента [1]. Межатомные обменные интегралы рассчитывались по методике [4] для FM-фазы и приведены на рис. 2. Обмен между Cr_I и Cr_{II} составляет $4.5 \cdot 10^{-3}$ eV в первой координационной сфере и быстро убывает в последующих координационных сферах. Отрицательное обменное взаимодействие между ближайшими атомами Cr_I ($-3.5 \cdot 10^{-3}$ eV) обеспечивает существование «необычной» АФ-структуры (в немагнитном кристалле атомы Cr_I симметрично тождественны). Наложение внешнего давления уменьшает величины обменных интегралов (рис. 3), что должно приводить к уменьшению температуры Нееля, однако поведение J_4 указывает на возможность существования сложной магнитной структуры под давлением.

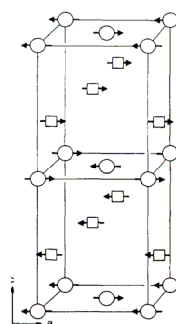


Fig. 1. Magnetic structure of Cr_2As . $\circ$ and $\square$ indicate Cr_I and Cr_{II} , respectively. Only metal atoms are shown

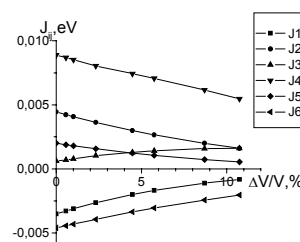
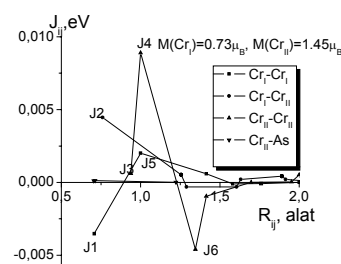


Fig. 3. Volume dependence of exchange integrals in Cr_2As .

Fig. 2. Interatomic exchange in Cr_2As .

1. K. Ishimoto, M. Okonogi, K. Ohoyama et al. *Physica* **B213**. – 1995. – P. 336.
2. The Munich SPR-KKR package, version 3.6, H. Ebert et al, <http://olymp.cup.uni-muenchen.de/ak/ebert/SPRKKR>
3. S.H. Vosko, L. Wilk, M. Nusair, *Can. J. Phys* **58**. – 1980. – P. 1200.
4. A.I. Liechtenstein, M.I. Katsnelson et al. *JMMM*. **67**. – 1987. – P.65.

ОСОБЕННОСТИ НАМАГНИЧИВАНИЯ MnCoSi ПОД ДАВЛЕНИЕМЮ.Д. Заворотнев, Б.М. Тодрис*Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины**E-mail: zavorotnev.yurii@gmail.com*

Соединение MnCoSi привлекает внимание исследователей наличием магнитокалорического эффекта (МКЭ), обусловленного фазовым переходом первого рода порядок-порядок в магнитных полях порядка 200 кЭ. При таком переходе имеют место значительные гистерезисные явления, которые уменьшают величину МКЭ. Потому важно выяснить механизмы, с помощью которых можно уменьшить величину гистерезиса.

С этой целью были проведены измерения намагниченности поликристаллического MnCoSi в импульсных магнитных полях до 250 кЭ в отсутствии и при гидростатическом давлении 1,2 и 1,8 кбар. Показано, что кривые намагниченности в районе полей в 200 кЭ имеют скачок с сильным гистерезисом.

Для описания такого поведения MnCoSi была предложена феноменологическая модель со сферической симметрией, в которой отсутствуют выделенные направления. Инвариантами такой симметрии являются только квадраты модулей неприводимых векторов. Плотность простейшего функционала, описывающего такую систему, можно представить в виде

$$\Phi = a_1 F^2 + a_2 F^4 + a_3 F^6 + a_4 F^8 + a_5 F^{10} + \dots - FH,$$

где H – напряженность магнитного поля, a_i – феноменологические коэффициенты, которые вследствие сильной магнитострикции зависят от величины ферромагнитного (ФМ) вектора F .

Обработка экспериментальных данных осуществлялась в два этапа. На первом строились регрессионные кривые. На втором этапе с помощью программы MathCad 14 проводился подбор коэффициентов a_i последовательно в узких интервалах полей порядка 5–10 кЭ для наилучшего совпадения теоретической и регрессионной кривых, что позволило учесть влияние магнитострикции. В результате теоретического анализа получены следующие результаты.

1. При любом значении температуры и любом давлении коэффициент a_1 увеличивается и в больших полях всегда положителен. Т.к. $a_1 \sim (T - T_{\text{кр}})$, где $T_{\text{кр}}$ – характеристическая температура, то с ростом поля увеличивается фиктивная температура образца. Поскольку в ряду коэффициентов функционала нет отрицательных, то имеет место только вынужденное упорядочение по полю. После перехода в состояние с большим значением F коэффициент a_1 остается положительным, но его величина резко уменьшается, что свидетельствует о падении температуры. При уменьшении поля в районе $H = 0$ этот коэффициент становится отрицательным, т.е. появляется остаточная намагниченность и гистерезис в слабых полях. Наиболее вероятной причиной появления этого гистерезиса является торможение ФМ-вектора на дефектах.

2. При низких температурах в районе 40 кЭ наблюдаются аномалии поведения всех коэффициентов, которые, кроме a_1 , имеют локальные максимумы. Коэффициент a_1 в этом районе имеет локальный минимум. При наложении давления экстремумы смещаются в сторону более слабых полей. Природа этой аномалии неясна. Возможно, такое поведение намагниченности вызвано упорядочением ионов с малой величиной ФМ-вектора.

3. Состояние с большим значением F появляется благодаря изменению знака коэффициента a_4 .



ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГРАФИТА И СМЕСЕЙ ГРАФИТА С ОКСИДОМ ЦИРКОНИЯ ПРИ ДАВЛЕНИЯХ 15–50 ГПа

А.И. Истомин¹, Г.В. Тихомирова¹, А.Н. Бабушкин¹, А.А. Лещук²

¹Уральский государственный университет,
Екатеринбург, Россия, fantom_1986@rambler.ru

²Институт сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины,
г. Киев, Украина

Целью работы было исследование электрических свойств (проводимости на постоянном токе, термоэдс и импеданса) графита марки ГМЗ ОСЧ и смесей графита с оксидом циркония при давлениях до 50 ГПа.

Измерения проводились в камере высокого давления (КВД) с алмазными наковальнями из синтетических поликристаллических алмазов «карбонадо» [1]. Эти наковальни хорошо проводят электрический ток и могут быть использованы в качестве электрических контактов к образцу.

Исследована проводимость графита и смесей на постоянном токе при давлениях 15–50 ГПа в области температур 77–450 К. Обнаружено, что барический гистерезис сопротивления отсутствует. Температурные зависимости сопротивления графита имели разный характер для различных циклов увеличения-уменьшения давления: при первом нагружении образца наблюдался минимум в зависимости $R(T)$ (при $T \approx 330$ К), а после обработки несколькими последовательными циклами увеличения-уменьшения давления зависимости $R(T)$ становились монотонными. Различие температурных зависимостей при давлениях до 20 ГПа при первом нагружении образца и при более высоких давлениях (а также в следующем цикле увеличения-уменьшения давления) может быть связано с фазовым переходом в графите при давлениях 15–20 ГПа [2].

Измерение термоэдс производили с шагом $\sim 0,5$ –10 ГПа. На каждом этапе снимали зависимость термоэдс от времени до установления постоянного значения. И так до максимального давления ~ 47 ГПа. Затем проводили аналогичные измерения, уменьшая давление с тем же шагом, что и при повышении нагрузки. В диапазоне давлений от ~ 16 до ~ 30 ГПа наблюдается скачкообразное изменение величины ТЭДС для всех образцов, что может говорить о возможном переходе в них в данном диапазоне давлений при комнатной температуре и подтверждает данные, полученные из измерений проводимости на постоянном токе. Этот переход является необратимым (при снижении давления термоэдс не возвращается в первоначальное состояние).

Исследования импеданса проводили на измерителе-анализаторе импеданса RLC-2000 при комнатной температуре в области частот 1–200 кГц. Обнаружены особенности поведения при давлении от ~ 18 до ~ 32 ГПа, что также подтверждает наличие перехода в этой области давлений. Подобно предыдущим данным, переход является необратимым.

Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ №09-02-01316 и 10-02-96036-р_урал, госконтракта № П645 Министерства образования и науки Российской Федерации ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009 – 2013 годы.

1. Vereschagin L.F., Yakovlev E.N., Vinogradov B.V., Stepanov G.N., Bibaev K.Kh., Alaeva T.J., Sakun V.P. High Temperatures, High Pressures **6**, 99 (1974).
2. Schindler T.L., Vohra Y.K. J. Phys.: Condens. Matter **7**, 637 (1995).



БАРИЧЕСКИЕ ЗАВИСИМОСТИ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НОВЫХ ПЕРОВСКИТОПОДОБНЫХ ФАЗ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ $\text{CaMCu}_2\text{V}_4\text{O}_{12}$ ($M = \text{Co}, \text{Fe}$)

**Н.И. Кадырова¹, Н.В. Мельникова², И.С. Устинова², Ю.Г. Зайнулин¹,
А.Н. Бабушкин²**

¹*Институт химии твердого тела УрО РАН,
Екатеринбург, Россия kadyrova@ihim.uran.ru*

²*Уральский государственный университет им. А. М. Горького,
Екатеринбург, Россия, nvm.melnikova@gmail.com*

Перовскитоподобные соединения с общей формулой $\text{CaMCu}_2\text{V}_4\text{O}_{12}$ являются интересными объектами исследований в связи с особыми электрическими и магнитными свойствами [1–4]. Цель работы – высокобарический синтез оксидов $\text{CaCoCu}_2\text{V}_4\text{O}_{12}$ и $\text{CaFeCu}_2\text{V}_4\text{O}_{12}$ и исследование влияния низких температур и высоких давлений на электрические свойства.

Синтез материалов проводили при давлении 7 ГПа, температуре 1100°C в течение 15–30 мин в ячейке высокого давления типа «тороид». В качестве исходных компонентов для синтеза использовали чистые $\text{Ca}(\text{VO}_3)_2$, Co, Fe, V_2O_5 , Cu_2O и ультрадисперсную электролитическую медь. Соединения $\text{CaCoCu}_2\text{V}_4\text{O}_{12}$ и $\text{CaFeCu}_2\text{V}_4\text{O}_{12}$ кристаллизуются в кубической симметрии (пр. гр. $Im\bar{3}$, $Z = 2$) со структурой перовскита, параметры решеток соответственно равны $a = 7.3015(5)$ Å и $a = 7.3137(5)$ Å.

Электрические свойства исследовали на постоянном токе и методом импедансной спектроскопии в области частот 1–200 кГц, при температуре 10–300 К, в интервале давлений 12–50 ГПа. Для проведения исследований в интервале температур 10–300 К использовали автономный гелиевый криостат замкнутого цикла. Высокие давления 12–50 ГПа создавали с помощью камеры высокого давления (КВД) с алмазными наковальнями типа «закругленный конус – плоскость». Искусственные алмазы типа «карбонадо» хорошо проводят электрический ток, что позволяет исследовать электрические свойства образцов, помещенных в КВД. Установлен металлический тип электропроводности в соединениях. В соединении $\text{CaCoCu}_2\text{V}_4\text{O}_{12}$ около 25 К наблюдали гистерезис проводимости. Анализ барических зависимостей импеданса, адмиттанса, тангенса угла потерь при увеличении и уменьшении давления позволил установить области давлений, в которых наблюдаются заметные изменения в поведении электрических характеристик.

Исследования выполнены при частичной финансовой поддержке гранта РФФИ 10-03-00163-а и Федеральной целевой программы «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 гг.

1. Hiroshi Shiraki, Takashi Saito, Masaki Azuma, Yuichi Shimakawa, J. of the Physical Society of Japan, 2008, **77**, 064705.

2. Kadyrova N. I., Zakharova G. S., Zainulin Y.G. et.al., Dokl. Chem., 2003, 392, 251.

3. Kadyrova N.I., Melnikova N.V., Ustinova I. S. et.al., Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics, 2009, 73, 1539.

4. Мельникова Н.В., Кадырова Н.И., Устинова И.С., Зайнулин Ю.Г., Бабушкин А.Н. Физика и техника высоких давлений 2009, том 19, № 2. С.54.



ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ZnSe. ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА ИМПЕДАНСНОЙ СПЕКТРОСКОПИИ ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ

Ю.А. Кандрина, А.Н. Бабушкин

*Уральский государственный университет им. А.М. Горького,
620083, Екатеринбург, Россия, Yulia_Kandrina@mail.ru*

Один из широко применяемых подходов к изучению электрических свойств неоднородных материалов является использование метода полного комплексного сопротивления (импедансной диэлектрической спектроскопии), позволяющего из отклика материала на внешнее электрическое поле извлечь вклады, связанные с электропроводностью разных фаз, границами между фазами, электродными процессами, электрической поляризацией в объеме, вкладом измерительной ячейки и т.п.

Цель работы – применение метода импедансной диэлектрической спектроскопии для изучения электрофизических свойств ZnSe при высоких давлениях 20–50 ГПа, выявление корреляций барических зависимостей исследованных характеристик с известными фазовыми превращениями.

Для генерации давлений использовалась камера высокого давления с наковальными типа «закругленный конус–плоскость», выполненными из искусственных поликристаллических алмазов «карбонадо», впервые предложенными Е.Н. Яковлевым и Л.Ф. Верещагиным с соавторами. Измерения полной проводимости проводили в диапазоне частот 1 Гц–100 кГц при комнатной температуре. Используемая методика позволяет изучать один и тот же образец при последовательном увеличении и снижении давления, выдерживать под нагрузкой длительное время. Образец имели диаметр ≈ 2 мм, толщину ≈ 20 мкм.

В селениде цинка из измерений на постоянном токе известно, что энергия активации проводимости уменьшается с ростом давления в интервале 20–35 ГПа, при давлениях выше 35 ГПа энергия активации проводимости исчезает. При давлениях выше 35 ГПа резко уменьшается ширина запрещенной зоны, но перекрытия валентной зоны и зоны проводимости не происходит. В ZnSe при давлениях 35–50 ГПа наблюдается металлоподобная фаза.

Из анализа годографов импеданса можно определить, что образец описывается эквивалентной электрической схемой, содержащей элемент с постоянным фазовым углом. Показатель степени элемента с постоянным фазовым углом уменьшается с давлением до 45 ГПа, а потом немного растет. Мы наблюдаем быстрый рост емкости при давлениях выше 40 ГПа. Рост емкости свидетельствует об увеличении распределенного емкостного вклада в полную проводимость образца, что может быть связано с увеличением площади межзеренных границ, то есть диспергированием материала в пределах одной кристаллической фазы. Вероятно, в образце ZnSe происходит изменение внутренней электрической поляризации, противодействующей движению носителей заряда.

Работа выполнена при частичной поддержке гранта РФФИ № 09-02-01316.



ПРОВОДЯЩИЙ ЦИЛИНДР С КОАКСИАЛЬНЫМ РАСПОЛОЖЕНИЕМ РАЗНОРОДНЫХ КОМПОНЕНТ В ПЕРЕМЕННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ

Р.И. Коштовный, С.М. Орел

*Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,
83114, г. Донецк, ул. Р. Люксембург, 72, Украина*

В проводящем композите конечной длины, полученном прессованием под высоким давлением, и в окружающем его пространстве найдено распределение радиальной и продольной компонент низкочастотного электромагнитного поля [1]. Компоненты образца различаются по электрическим и магнитным свойствам. Расчеты проведены для различных положений границ раздела между разнородными компонентами. Исследовано влияние размеров компонент и их взаимного положения на характер распределения и степень неоднородности магнитного поля.

В случае образца с немагнитным сердечником наблюдается проникновение продольной составляющей магнитного поля во внутреннюю компоненту, тем большее, чем меньше размеры внешней магнитной его части. Радиальная составляющая поля в основном сосредоточена в пространстве над магнитной областью образца и имеет локальные максимумы вблизи границ раздела разнородных компонент. С увеличением размеров внутренней компоненты происходит уменьшение глубины проникновения радиальной компоненты в магнитную область. С увеличением размеров магнитной компоненты наблюдается существенное увеличение области распределения радиальной составляющей в пространстве над магнитной областью композита и расширение области повышенных значений при приближении к боковой поверхности. В случае образца с магнитным сердечником поле слабо проникает в магнитную компоненту, а с увеличением размеров последней поле в узкой области пространства вблизи торцевой поверхности становится резко неоднородным и изменяется от максимального значения практически до нуля.

1. Коштовный Р.И., Орел С.М., Переменное магнитное поле в проводящем композите с магнитными волокнами, ФММ, 2010, Т. 109, № 4, С. 339–343.



ВЛИЯНИЕ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЙ И НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУР НА ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СЕЛЕНИДОВ МЕДИ

Н.В. Мельникова¹, О.Л. Хейфец¹, А.Ю. Моллаев², К.В. Курочка¹,
Л.А. Сайпулаева², А.Г. Алибеков², Ф.С. Габибов², Р.М. Ферзалиев²,
Г.С. Ахмедов², А.Н. Бабушкин¹

¹Уральский государственный университет им. А. М. Горького, Екатеринбург,
Россия, kirill.k@el.ru

²Институт физики ДНЦ РАН, Махачкала, Россия

С целью поиска перспективных для функционирования в условиях высоких давлений и низких температур материалов исследованы электрические и фотоэлектрические свойства селенидов меди CuInAsSe_3 , CuSnAsSe_3 и CuSnSbSe_3 . В диапазоне частот 0.2–200 кГц в интервале давлений 10–45 ГПа изучено поведение диэлектрической проницаемости, комплексного сопротивления, тангенса угла потерь. В области температур 10–400 К исследованы электрические характеристики, спектральные и температурные зависимости фотопроводимости.

При атмосферном давлении материалы обладают сегнетоэлектрическими свойствами [1,2]. Фотоэлектрические исследования были направлены на выяснение влияния неравновесных носителей на сегнетоэлектрические свойства и фазовые переходы, установление спектральной области fotocувствительности. Температурные зависимости темнового тока в CuSnSbSe_3 и CuSnAsSe_3 в интервале 90–300 К носят активационный характер. Измерения спектров фотопроводимости выполнялись методом модуляции падающего на образец излучения при напряжениях из области линейности вольт-амперной характеристики.

Установлены барические области существенных изменений в поведении свойств материалов. В соединении CuInAsSe_3 особенности электрических свойств наблюдаются в том же барическом интервале (35–37 ГПа), что и в соединении CuSnAsSe_3 , что может быть связано с близкими значениями атомных радиусов индия и олова. Из-за различия кристаллических структур [1,2] второй барической области изменения поведения свойств, характерной для CuSnAsSe_3 [3], в соединении CuInAsSe_3 не наблюдали. Это согласуется с результатами исследования при высоких давлениях соединения CuInAsS_3 (оно кристаллизуется в тетрагональной сингонии с близкими значениями параметров элементарной ячейки к параметрам ячейки для соединения CuInAsSe_3), где частично обратимые изменения в поведении электрических свойств наблюдали также в области давлений 35–37 ГПа [4].

Исследования выполнены при частичной финансовой поддержке гранта РФФИ 09-02-01316-а и Федеральной целевой программы «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 годы.

1. Н.В. Мельникова, О.Л. Хейфец, О.А. Шабашова и др. Сб. трудов ОМА-11, 2008, 2, С. 58.

2. О.Л. Хейфец, Л.Я. Кобелев, Н.В. Мельникова, Л.Л. Нугаева, ЖТФ, 2007, 77, № 1, С. 90.

3. О.Л. Хейфец, Н.В. Мельникова, А.Ю. Моллаев и др. Физика и техника высоких давлений, 2009, 19, № 4, С. 29.

4. O.L. Kheifets, N.V. Melnikova et al. Book of Abs. 46 th EHPRG, 2008, P. 117.

О БАРИЧЕСКОЙ ЭКЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ФРАГМЕНТАЦИИ ЖЕЛЕЗА

М.Н. Магомедов

УРАН Институт проблем геотермии Дагестанского научного центра РАН,
Махачкала, Россия, mahmag@dinet.ru

На основе метода, представленного в [1], рассчитана зависимость удельной поверхностной энергии σ ОЦК-железа от приведенного объема V/V_0 при различных температурах T . Потенциал межатомного взаимодействия брали в виде функции Ми-Леннарда-Джонса с параметрами, определенными в [2].

Показано, что при сжатиях, где $V/V_0 < (V/V_0)_{fr}$, функция $\sigma(V/V_0)$ переходит в отрицательную область значений: $\sigma(V/V_0)_{fr} = 0$, причем величина $(V/V_0)_{fr}$ линейно растет с температурой: $(V/V_0)_{fr} = 0.58505 + 3.51921 \cdot 10^{-6} T$. Таким образом, при $V/V_0 < (V/V_0)_{fr}$ реализуется экзотермический процесс фрагментации кристалла на дендритные осколки с максимально возможной удельной площадью поверхности.

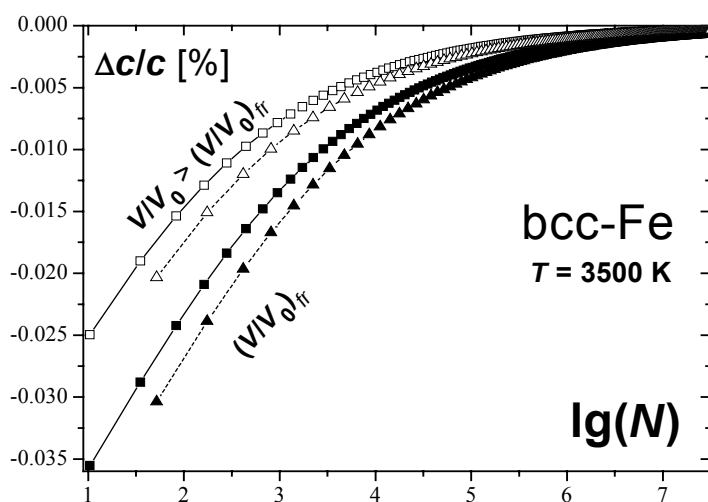


Fig. 1. The isothermal ($T = 3500$ K) dependency of the size compression of the distance between the centers of nearest atoms (in %) vs of the number of atoms into the nanocrystal of BCC-Fe along two isochors: along $(V/V_0)_{fr} = 0.597334415$ and along $V/V_0 = 0.675$. The solid lines with squares are "cubic" ($f = 1$) isomorphous, and the dotted lines with triangles are "rod-like" ($f = 5$) isomorphous

При нанофрагментации возникает поверхностное давление P_{sf} , которое приводит к самоуплотнению образующихся нанокристаллов. Изучена зависимость функций $\sigma(V/V_0)$ и $P_{sf}(V/V_0)$ от размера и формы нано-ОЦК-Fe при различных значениях температуры: $T = 1500\text{--}3500$ К. Изучено размерное сжатие и удельное (на единицу объема) количество тепла, выделяющееся при фрагментации макро-ОЦК-Fe при высоких P – T -условиях. Указано, что наблюдающиеся на границе нижней мантии и внешнего ядра Земли эффекты (резкое увеличение плотности и элект-

тропроводности с одновременным падением скорости сейсмических волн и вязкости) можно объяснить переходом вещества в нанодисперсное состояние под давлением, присущим внешнему «жидкоподобному» ядру Земли.

Работа выполнена при финансовой поддержке Программы Президиума РАН (проект № 2.1.19) и РФФИ (гранты № 09–08–96508-р-юг-а и № 10–02–00085-а).

1. Магомедов М.Н. О поверхностных свойствах наноалмаза // Физика твердого тела. – 2010. – Т. 52, № 6. – С. 1206–1214.

2. Магомедов М.Н. О вычислении параметров потенциала Ми-Леннарда-Джонса // Теплофизика высоких температур. – 2006. – Т. 44, № 4. – С. 518–533.

СКОЛЬЖЕНИЕ ДИСЛОКАЦИОННЫХ ПАР В ГИДРОСТАТИЧЕСКИ СЖАТЫХ КРИСТАЛЛАХ СО СТРУКТУРНЫМИ НЕСОВЕРШЕНСТВАМИ

В.В. Малащенко^{1,2}, Т.И. Малащенко²

¹Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
Донецк, Украина, E-mail: malashenko@kinetic.ac.donetsk.ua

²Донецкий национальный технический университет, Донецк, Украина

Как известно, краевые дислокации одного знака, расположенные в параллельных плоскостях скольжения, способны образовывать устойчивые конфигурации, выстраиваясь одна над другой [1]. Этот процесс является основой полигонизации, в результате которой в кристаллах возникают дислокационные стенки, являющиеся границами субзерен. Наличие небольших групп и стенок дислокаций весьма характерно для структуры, образующейся в ходе легкого скольжения, особенно при больших деформациях или при локальном действии изгибающих моментов. Такие группы дислокаций экспериментально наблюдались в алюминии, меди, цинке, фтористом литии. При чистом сдвиге или растяжении они могут скользить под действием скалывающего напряжения. При деформировании мягких металлов даже приложение сравнительно невысоких напряжений приводит к тому, что дислокации преодолевают барьеры без помощи термических флуктуаций. Динамическое взаимодействие дислокаций с точечными дефектами исследовалось в работах [2–4]. В работе [5] теоретически исследовалось движение одиночной винтовой дислокации через систему параллельных ей винтовых дислокаций. В настоящей работе анализируется скольжение пары краевых дислокаций, взаимодействующих с параллельными им одиночными закрепленными дислокациями. Дислокационная пара является линейным гармоническим осциллятором, колебания которого возбуждаются благодаря взаимодействию с закрепленными дислокациями. В гидростатически сжатом кристалле согласно [6] сила взаимодействия дислокаций возрастает. Это приводит к увеличению собственной частоты колебаний диполя $\omega(p) = (c/a)(1 + \beta p)$, где c – скорость поперечных звуковых волн, a – расстояние между дислокациями диполя, p – гидростатическое давление, β – коэффициент, зависящий от упругих модулей кристалла. В результате сила торможения дислокационной пары неподвижными дислокациями значительно возрастает при гидростатическом сжатии

$$F(p) = F(0)(1 + \beta p)^{\frac{3}{2}}; \quad F(0) = \frac{nb^4\mu^2a}{16mc(1 - \gamma)^2v} \approx n_0\mu a \frac{c}{v}. \quad (1)$$

Здесь μ – модуль сдвига, n – плотность закрепленных дислокаций, m – масса дислокации, b – модуль вектора Бюргерса, γ – коэффициент Пуассона. При давлении 10^9 Па в кристаллах KI сила торможения возрастает в 2 раза, NaCl – в полтора.

1. Фридель Ж. Дислокации. – М: Мир. – 1967. – 644 с.
2. Malashenko V.V. // Physica B: Phys. Cond. Mat. – 2009. – V. 404, № 2. – P. 3890.
3. Malashenko V.V. // Modern Phys. Lett. B. – 2009. – V. 23, № 16. – P. 2041.
4. Малащенко В.В. // ФТТ. 2009. – Т. 51, № 4. – С. 703.
5. Нацик В.Д., Миненко Е.В. // ФТТ. – 1970. – Т. 12. – С. 2099.
6. Токий В.В., Зайцев В.И. // ФТТ. – 1973. – Т. 15, № 8. – С. 2460.

РОЛЬ МАГНИТОСТАТИЧЕСКОГО ДАВЛЕНИЯ ПРИ ИЗУЧЕНИИ ОСОБЕННОСТЕЙ ДОМЕННОЙ СТРУКТУРЫ

Ю.А. Мамалуй, Ю.А. Сирюк

Донецкий национальный университет, Донецк, Украина

Феррит-гранатовые пленки обладают большим многообразием доменной структуры (ДС). Пленка – это термодинамическая система, в которой каждый домен можно рассматривать как отдельную частицу. ДС очень чувствительна к внешним воздействиям и отражает все изменения магнитных характеристик пленки. При изменении температуры T или магнитного поля H в ДС наблюдаются фазовые переходы (ФП). Нами изучено сосуществование разных ДС и фазовые переходы в них. Для объяснения экспериментальных результатов мы применяли как термодинамический подход с использованием химпотенциала, т.е. энергии, приходящейся на один домен, так и концепцию магнитостатического давления. Поэтому появилась возможность провести сравнительную характеристику этих двух методов.

Пример 1. Сосуществование спирального домена (СПД) и решетки ЦМД (РЦД). Импульсным магнитным полем, перпендикулярным плоскости пленки, создается гигантский домен, окруженный решеткой ЦМД, затем поле выключается. Такая двухфазная система является равновесной при отсутствии поля смещения. Условие равновесия фаз – равенство их магнитостатических давлений: $P_{СПД} = P_{РЦД}$. Магнитостатическое давление ДС – это величина, численно равная силе, действующей на единицу площади поверхности, окружающей ДС. Это сила магнитостатического происхождения, направленная наружу по нормали к этой поверхности.

Если на ДС наложить поле смещения H , направление которого антипараллельно намагниченности внутри ЦМД, то диаметр ЦМД уменьшается. Уменьшается давление РЦД, нарушается равновесие между спиралью и решеткой. В результате внешний конец спирали отрывается, и она начинает раскручиваться. Уменьшается давление спирали, и равновесие восстанавливается. При этом РЦД занимает освободившееся место. Благодаря оптической прозрачности пленки с помощью эффекта Фарадея можно визуально наблюдать процесс уравнивания давлений. Это наглядный пример роли магнитостатического давления в сосуществовании ДС.

Пример 2. ФП в решетке ЦМД при изменении T . РЦД, созданная импульсным полем при определенной T , сохраняется в некотором температурном интервале, на обоих концах которого происходят ФП I рода. При этом наблюдается скачок магнитостатического давления решетки, благодаря которому можно точно определить температуру фазового перехода.

Пример 3. ФП в РЦД под влиянием H при $T = \text{const}$. При наложении на ДС H , совпадающего с направлением намагниченности внутри ЦМД, увеличивается диаметр ЦМД, т.е. увеличивается давление решетки. При определенном H ЦМД приобретает форму шестиугольника, т.е. появляется сотовая структура. Происходит ФП II рода. При этом давление увеличивается незначительно. Магнитостатическое давление при фазовых переходах в РЦД позволяет определить род ФП. Итак, магнитостатическое давление оказалось результативным как при изучении сосуществования разных доменных фаз, так и при фазовых переходах в ДС.



МАГНЕТОСОПРОТИВЛЕНИЕ, ТЕРМОЭДС И ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЕ CuInS_2 И CuInSe_2 ПРИ ДАВЛЕНИЯХ ДО 50 ГПа

**Н.В. Мельникова, Г.В. Суханова, А.В. Тебеньков, О.Л. Хейфец,
А.Н. Бабушкин, К.В. Курочка**

Уральский государственный университет им. А.М. Горького, Екатеринбург, Россия, nvm.melnikova@gmail.com

В работе представлены результаты исследования влияния высоких давлений на электрические и термоэлектрические свойства поликристаллических соединений CuInS_2 и CuInSe_2 . Объемные образцы (CuInS_2 n -типа и CuInSe_2 p -типа) синтезированы сплавлением исходных компонент в кварцевых, заполненных сверхчистым аргоном, кварцевых контейнерах. Аттестация соединений проводилась с помощью дифрактометра *Shimadzu XRD 7000*. Соединения кристаллизуются в тетрагональной структуре халькопирита (пр. гр. $I\bar{4}2d$) с параметрами решеток $a = 5,5227 \text{ \AA}$, $c = 11,1329 \text{ \AA}$ и $a = 5,7820 \text{ \AA}$, $c = 11,6217 \text{ \AA}$ для CuInS_2 и CuInSe_2 соответственно.

Высокие давления 10–50 ГПа создавали в камерах высокого давления (КВД) с наковальнями из искусственных алмазов типа «карбонадо», которые являются хорошими проводниками, что позволяет исследовать электрические свойства образцов, помещенных в КВД [1]. Для измерений электросопротивления, магнетосопротивления и термоэдс использовали три разные КВД. Электрические свойства исследовали на постоянном токе и методом импедансной спектроскопии в области частот 10 Гц – 200 кГц. Магнетосопротивление измеряли в поперечном магнитном поле ($B=1 \text{ Т}$). При измерении термоэдс для создания температурного градиента одну из наковален нагревали.

Анализ барических зависимостей термоэдс, магнетосопротивления, электросопротивления в постоянном электрическом поле, импеданса, адмиттанса и тангенса угла потерь при увеличении и уменьшении давления позволил установить области давлений, в которых происходят заметные изменения в поведении всех исследованных характеристик. Такими областями для соединения CuInS_2 являются: 9.5 ГПа, 20–25 ГПа и 32–34 ГПа; для CuInSe_2 – около 8 ГПа, 20–25 ГПа и 30–34 ГПа. В соединении CuInSe_2 происходит смена знака термоэдс в области 25–26 ГПа. В обоих соединениях максимальные значения времен релаксации наблюдали в интервале 20–25 ГПа. Эти изменения могут быть связаны со структурными переходами и изменениями электронной структуры. Наблюдаемые особенности свойств при 9.5 ГПа и 8 ГПа для соединений CuInS_2 и CuInSe_2 соответственно согласуются с данными о переходе от структуры халькопирита к структуре NaCl при указанных давлениях [2–4].

Исследования выполнены при частичной финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 годы и гранта РФФИ № 09-02-01316-а.

1. *Vereshchagin L.F. et al.* High Temperatures – High Pressures, 1974, 6. – P. 499.
2. *Tinoco T. Polian A, Gómez D., Itié J. P.* Phys. Status Solidi B, 1996, 198, 1, P. 433.
3. *J. Gonzalez, M. Quintero, C. Rincon,* Phys. Rev. B, 1992, 45, P. 7022.
4. *Francisco Javier Manjón, Daniel Errandonea,* PSS, 2009, B 246, P. 9.



ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ СИСТЕМЫ $\text{Mn}_{2-x}\text{Zn}_x\text{Sb}$ ВБЛИЗИ ЭКВИАТОМНОГО СОСТАВА В УСЛОВИЯХ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЙ И ТЕМПЕРАТУР

В.М. Рыжковский, В.И. Митюк

*ГО "НПЦ НАН Беларуси по материаловедению",
Минск, Беларусь, mitsiuk@physics.by*

При замещении марганца цинком в соединении Mn_2Sb изоструктурные твердые растворы образуются до эквиатомного состава MnZnSb . Известно, что термобарическая обработка может расширить область однофазности. С целью увеличения пределов растворимости, а также установления влияния термобарического воздействия на структурное состояние сплавов $\text{Mn}_{2-x}\text{Zn}_x\text{Sb}$ ($x \geq 1.0$) была выполнена их термобарическая обработка.

Термобарическая обработка проводилась с использованием установки, оснащенной аппаратами высокого давления типа «наковальня с лункой» и графитовыми нагревателями, обеспечивающими условия до $P = 10$ ГПа и $T = 2600$ К. Исходные образцы подвергались воздействию высокого давления 7 ГПа при температуре 2000 К в течение 5 мин с последующей закалкой в камере. Первичные сплавы были получены по технологии, апробированной ранее в [1]. Технология термобарической обработки и идентификация реализующихся фаз описаны в [2].

Рентгенографическая аттестация показала, что исходный сплав $\text{Mn}_{0.9}\text{Zn}_{1.1}\text{Sb}$ является двухфазным, состоящим из основной тетрагональной фазы состава MnZnSb и примесной гексагональной фазы типа Zn_4Sb_3 . Этот результат подтверждает вывод о существовании взаимной растворимости только в пределах системы Mn_2Sb – MnZnSb . Была сделана попытка расширить пределы растворимости при $x > 1.0$ с помощью термобарической обработки первичных сплавов соответствующих составов при температуре 2000 К с приложением постоянного квазигидростатического давления 7 ГПа. Применение термобарической обработки к вышеуказанным объектам не привело к желаемым результатам – увеличить растворимость Zn в матрице Mn_2Sb сверх эквиатомного состава MnZnSb не удалось.

Данные рентгенофазового анализа показывают, что термобарическая обработка ($P = 7$ ГПа, $T = 2000$ К) эквиатомного сплава MnZnSb не вызывает структурных изменений в нем в отличие от сплава MnCuSb [3], что свидетельствует о его большей кристаллохимической устойчивости.

1. Рыжковский В.М., Митюк В.И. Тезисы международной конференции «Актуальные проблемы физики твердого тела–2005». – Минск, 2005. – С. 126–128.
2. Рыжковский В.М., Гончаров В.С. ФТВД, 2007, Т. 17, № 2, с. 53–58.
3. Рыжковский В.М., Митюк В.И. ФТВД, 2007, Т. 17, № 1, с. 137–140.

МАГНИТНЫЕ ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В ОРИЕНТИРОВАННЫХ
МОНОКРИСТАЛЛАХ $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{GeAs}_2$

А.Ю. Моллаев¹, И.К. Камилов¹, Р.К. Арсланов¹, В.М. Новоторцев²,
С.Ф. Маренкин², У.З. Залибеков¹, Т.Р. Арсланов¹

¹Учреждение РАН Институт физики Дагестанского научного центра РАН,
367003 Махачкала, Россия, e-mail: a.mollaev@mail.ru

²Учреждение РАН Институт общей и неорганической химии
им. Н.С.Курнакова РАН, 119991 Москва, Россия

Измерена магнитная восприимчивость χ в ориентированных монокристаллах магнитных полупроводников $p\text{-Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{GeAs}_2$, вырезанных по кристаллографическим направлениям [001] и [100] ($x = 0.053$). Измерения барической зависимости проводилось на монокристаллических образцах $\text{Cd}_{0.947}\text{Mn}_{0.053}\text{GeAs}_2$ в аппаратах высокого давления типа «Тороид» при подъеме и сбросе давления в области комнатных температур [1,2].

Измерение динамической магнитной проницаемости проводилось путем регистрации изменения частоты резонансного контура, в катушку индуктивности которого помещен образец.

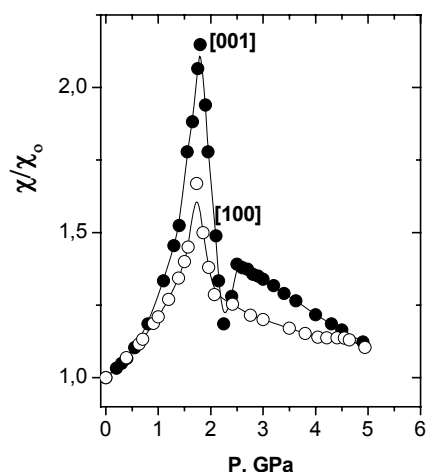


Рис. 1. Барические зависимости относительной магнитной восприимчивости $(\chi/\chi_0)/(P)$ по различным кристаллографическим направлениям для монокристаллического образца $\text{Cd}_{0.947}\text{Mn}_{0.053}\text{GeAs}_2$

На рис. 1 представлена барическая зависимость относительной магнитной восприимчивости $(\chi/\chi_0)/(P)$ для ориентированных образцов $\text{Cd}_{0.947}\text{Mn}_{0.053}\text{GeAs}_2$. Из рисунка видно, что магнитная восприимчивость растет и при $P_c = 1.7$ GPa достигает максимума. Положение пиков магнитной восприимчивости на шкале высоких давлений P_c для образцов, вырезанных вдоль оси [001] и поперек оси [100], одинаково и отличается по высоте пика. Наблюдаемый максимум на зависимости $(\chi/\chi_0)/(P)$ можно интерпретировать как метамгнитный фазовый переход из состояния с низкой намагниченностью в состояние с высокой намагниченностью. При сбросе давления наблюдается значительный гистерезис $(\chi/\chi_0)/(P)$. Сравнительный анализ для двух образцов, вырезанных по кристаллографическим направлениям $\langle 100 \rangle$ и $\langle 001 \rangle$, позволяет сделать вывод, что положение структурных и магнитных фазовых переходов при подъеме и сбросе давления в образцах $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{GeAs}_2$ не зависит от кристаллографической ориентации образцов.

1. Моллаев А.Ю., Арсланов Р.К., Сайтулаева Л.А., Маренкин С.Ф. Неорганические материалы, 2001. Т. 37. С. 405.

ABOUT APPLICATION OF n -CdAs₂ SAMPLE AS REPER AND CALIBRATOR OF PRESSURE

A.Yu. Mollaev, L.A. Saypulaeva, A.G. Alibekov

*Institute of physics of Dagestan Scientific centre of RAS, Makhachkala, Russia,
e-mail: a.mollaev@mail.ru*

n -CdAs₂ monocrystals ($n=10^{14}$ – 10^{15} cm⁻³) oriented in different crystallographic directions have been investigated. The measurements were made at rise (compression) and fall (decompression) of pressure that was measured by manganine manometer graduated towards reper point in all process of investigations. The error of pressure measurements was about 3 %. Hydrostatic pressure up to $P \leq 9$ GPa was created in teflon capsule [1] whose effective volume was ≈ 80 mm³ by the method described in work that was partially improved.

Monocrystal samples had the form of rectangular parallelepiped with the dimensions of $2.5 \times 0.6 \times 0.5$ mm. The change of electroresistance with pressure which is easily measured with perfect exactness was chosen as indicator of properties. Cadmium diarsenide (CdAs₂) is one of the least studied semiconductor junctions A^2B^5 that crystallized in tetragonal singonia. The samples were made in parallelepiped form and oriented in such a way that their edges coincided with [100] and [001] crystallographic directions.

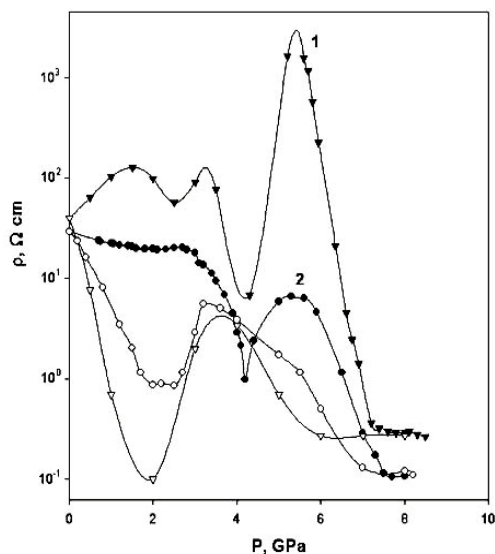


Fig. 1. Baric dependences of specific electroresistance $\rho(P)$ for samples of CdAs₂ at compression and decompression

Baric dependences of specific electroresistance $\rho(P)$ for samples of CdAs₂ at compression and decompression are shown in fig. 1. According to the figure, one can see, that there are three maxima at $P = 1.8$; 3; 5.5 GPa observed on curve 1 and two maxima at $P = 3$ and 5.5 GPa on curve 2. Probably, the maxima at $P = 1.8$ and 3 GPa are connected with peculiarities of band structure of CdAs₂, maximum at $P = 3.2$ GPa is stipulated by structural phase transition but at $P = 3.2$ GPa is observed at decompression. Thus the presence of maxima at $P = 1.8$; 3 and 5.5 GPa at compression, and presence of maximum at $P = 3.6$ GPa at decompression allows to recommend n -CdAs₂ as a promising material for making reference point of pressure.

1. Khvostantsev L.G., Sidorov V.A. Phys. Stat. Sol. (a). – 1991. – V. 64. – P. 379.

СИСТЕМА УГОЛЬ–МЕТАН В УСЛОВИЯХ ВЫСОКИХ ГАЗОВЫХ ДАВЛЕНИЙ

А.Д. Алексеев, Т.А. Василенко, А.К. Кириллов, А.Н. Молчанов,
Г.А. Троицкий, А.В. Дончук*Институт физики горных процессов НАН Украины,
Донецк, Украина, an_mol@list.ru*

В естественных условиях залегания угольного пласта угольное вещество содержит в своем составе метан. Часть метана в свободном состоянии заполняет пористую структуру угля под геостатическим давлением. Кроме того, известно [1], что значительное количество метана находится в адсорбированном состоянии и растворено в угле по типу твердого раствора. Количество метана в этих фазовых состояниях зависит от давления, при котором уголь находился в пласте. При добыче угля, после отторжения его от пласта, начинается процесс десорбции метана, внедренного в угольное вещество. Скорость и объем газовыделения зависят как от общего количества метана в угле, так и от соотношения свободного и сорбированного метана. Знание этих характеристик необходимо для организации безопасного проведения горных работ.

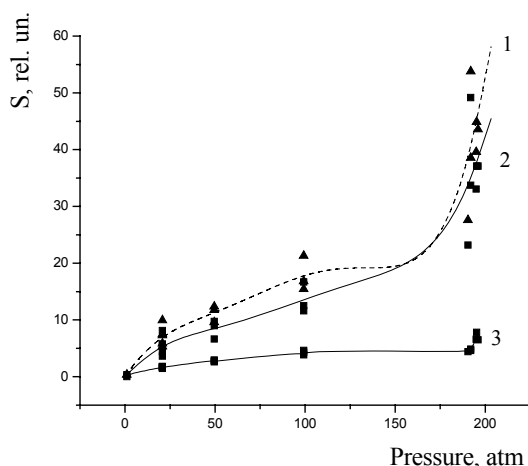


Figure 1. The amount of methane in the coal substance: total (1), in the free (2) and adsorbed (3) state, depending on the saturation pressure according to the ^1H NMR

Нами проведены исследования системы уголь – метан методом ЯМР ^1H в условиях высоких газовых давлений с целью выяснения закономерностей поглощения метана углем при различных давлениях насыщения и перераспределения количества свободного и связанного метана в угольном веществе в зависимости от давления. Полученный вид [2] зависимости количества поглощенного углем CH_4 (пропорционального площадям резонансных линий) от давления (fig.1) свидетельствует не только о наличии сорбированного метана (как на поверхности, так и в объеме) в образце, но и о сложной системе пор различного размера – от микропор до макропор.

По виду графика можно получить распределение пор по размерам и вклад каждого из видов пористости в общий объем.

1. A.D. Alexeev, V.V. Pudak, V.E. Zaidenvarg, V.V. Sinolitskiy, E.V. Ul'yanova, T.A. Vasilenko, Methane phase in fossil coals under pressure. – ФТВД. – 1993. – Т. 3, № 2. – С. 3–10.

2. С. Грег, К. Синг, Адсорбция. Удельная поверхность. Пористость. – М.: «Мир», 1984. – 306 с.



ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КРЕМНИЯ n -ТИПА ПРИ ВСЕСТОРОННЕМ ДАВЛЕНИИ ДО 35 GPa

М.И. Даунов, А.М. Мусаев, П.П. Хохлачев, А.Б. Магомедов

*Институт физики ДагНЦ РАН им Х.И. Амирханова,
Махачкала, Россия, akhmed-musaev@yandex.ru*

Ранее [1–3] по экспериментальным данным о барических зависимостях коэффициента Холла и удельного сопротивления $\rho(P)$ прямозонных полупроводников $A^{II}B^{IV}C_2^V$, p -InAs<Mn>, n -ZnO было выяснено, что изотропное сжатие кристаллической решетки приводит к увеличению ширины запрещенной зоны ($\partial E_g / \partial P > 0$) и соответственно к убыванию статической диэлектрической проницаемости χ . С ростом E_g зависимость $\chi(P)$ ослабляется. В слабо легированных полупроводниках наблюдается рост энергии ионизации мелких примесных центров, обусловленное характером зависимости $\chi(P)$.

В данном сообщении представлены результаты исследования электрофизических свойств объемных кристаллов n -Si<P> с концентрацией примесей $N_D = 3.0 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$ при гидростатическом и квазигидростатическом давлениях до $\sim 35 \text{ GPa}$.

При квазигидростатическом сжатии образцы с размерами $\sim 0,3 \times 0,3 \times 0,15 \text{ мм}^3$ помещались в контейнер из катлинита, выполняющего роль среды, передающей давление, и установленного в камере с алмазными наковальнями.

Выяснено, что в отличие от прямозонных полупроводников удельное сопротивление в кремнии n -типа в области примесной проводимости убывает с ростом давления до полиморфного перехода. Это обусловлено ростом $\chi(P)$ и соответственно убыванием энергии ионизации мелких примесных центров. При $P \gg P_{ф.п.}$ наблюдается скачкообразное убывание удельного сопротивления на несколько порядков.

1. Даунов М.И., Магомедов А.Б., Рамазанова А.Э. Известия ВУЗов (физика), 1986, № 8. – С. 98.

2. Камилов И.К., Даунов М.И., Моллаев А.Ю., Арсланов Р.К. Труды 12-го межд. симпозиума ОДРО-12. – Ростов на Дону. – 2009. – С. 246.

3. Kamilov I.K., Daunov M.I., Bashirov R.R., Gadjaliev M.M., Musaev A.M., Khokhlachev P.P. Phys. St. Sol. **B246**. – 2009, № 3. – P. 664.



ЭВОЛЮЦИЯ АТОМНОЙ, МАГНИТНОЙ СТРУКТУР И МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ АМОΡФНЫХ МИКРОПРОВОДОВ В СТЕКЛЯННОЙ ИЗОЛЯЦИИ НА ОСНОВЕ Fe, Co И Ni ПРИ ОТЖИГЕ

Н.Н. Орлова, Г.А. Абросимова, А.С. Аронин, Ю.П. Кабанов

*Учреждение Российской Академии наук Институт физики твердого тела РАН,
г. Черноголовка, Россия, honna@mail.issp.ac.ru*

В работе исследуются аморфные ферромагнитные микропровода трех составов $\text{Fe}_{73.9}\text{B}_{13.2}\text{Si}_{10.9}\text{C}_2$, $\text{Co}_{73.6}\text{B}_{11.2}\text{Si}_{13}\text{C}_2$ и $\text{Ni}_{73.1}\text{B}_{13.5}\text{Si}_{11.4}\text{C}_2$ в стеклянной изоляции, полученные методом Улитовского–Тейлора.

Благодаря композиционной структуре и уникальным магнитным свойствам данные материалы нашли широкое применение в приборостроении в качестве элементов интегральных схем, датчиков магнитного поля, температуры, давления, магнитных штрих-кодах и др. Так как магнитные свойства ферромагнетиков являются структурночувствительными, то для оптимизации их свойств важное значение имеет сопоставление структуры и свойств данных материалов. Определение корреляции структуры и свойств позволяет получать материалы с заданными характеристиками. В случае микропроводов существует множество работ по исследованию их магнитных свойств, однако работы по структурным исследованиям и связи их свойств со структурой крайне немногочисленны, это в первую очередь связано с методической трудоемкостью данной задачи.

Особенностью микропроводов является высокий уровень остаточных напряжений, обусловленных контактом стеклянной изоляции и металлической сердцевины и различием в коэффициентах термического расширения металла и стекла. Растягивающие напряжения оказывают непосредственное влияние на кинетику фазовых превращений.

В работе исследовались эволюция атомной и магнитной структур данных составов микропроводов в зависимости от условий обработки, влияние стеклянной оболочки на морфологию кристаллизации микропроводов при изотермических отжигах, а также их магнитные свойства. Исследования структуры проводились с помощью методов рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии. Магнитная структура и свойства исследовались методом магнитооптических индикаторных пленок и методом вибрационного магнитометра. Получены изображения структуры микропроводов на начальных этапах кристаллизации. Показано, что при изотермическом отжиге при температурах, близких к температуре начала кристаллизации, в условиях растягивающих напряжений происходит ускорение процесса кристаллизации. Так, в микропроводе на основе Co эффект более выражен, чем в микропроводе на основе Fe и Ni. Это можно объяснить различным объемным эффектом кристаллизации.

Получены данные по магнитным свойствам в зависимости от длины провода и температуры обработки, а также по магнитной структуре. Обнаружено увеличение размера доменов в микропроводе на основе Fe после отжига.

Авторы выражают благодарность РФФИ за финансовую поддержку (проект 09-02-00529-а, 10-02-00195-а).

УПРУГИЕ И НЕУПРУГИЕ ЯВЛЕНИЯ
В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ ПОСЛЕ
КОМБИНИРОВАННОЙ ДЕФОРМАЦИИВ.В. Токий, А.Н. Пилипенко, А.А. Давиденко, Н.Е. ПисьменоваДонецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,
Донецк, Украина, pilipenko-@ukr.net

Медь с наноструктурой является интересным объектом исследований ввиду необычных механических и физических свойств [1,2].

Известным методом формирования нано- и ультрамелкозернистой структуры в металлических материалах является равноканальное угловое прессование (РКУП) [3]. Такую же структуру можно получить методом гидроэкструзии (ГЭ) и волочения (В).

Целью настоящей работы является изучение влияния способа формирования наноструктуры материала на обратимые и необратимые процессы, влияющие на упругие и неупругие характеристики меди.

В качестве исходного материала был использован промышленный горяче-прессованный пруток из меди Cu-FRTP (99,95%) диаметром 60 мм. Пруток был обработан методами ГЭ со степенью логарифмической деформации $\epsilon = 5.0$ и В ($\epsilon = 1.8$) до диаметра 2 мм. Измерения внутреннего трения и модуля сдвига G осуществляли с помощью автоматизированной системы релаксационной спектроскопии (АСРС) в режиме свободно затухающих крутильных колебаний в диапазонах частот $f = 2.5\text{--}60$ Гц, температур – 250–750 К и скоростей изменения температуры – 0.3–2 К/мин.

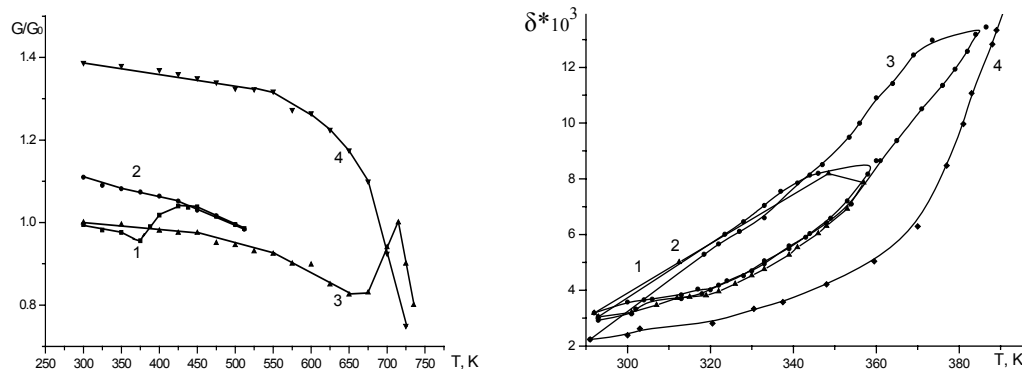


Fig. 1. Temperature dependency of shear modulus G normalized by its level at room temperature G_0 after first and two sequential heating. 1, 2 – ECAP, $f = 45$ Hz [2]; 3, 4 – HE+D, $f = 60$ Hz

Fig. 2. Variation of the logarithmic decrement during four sequential heating runs of ECAP-processed copper after HE + D, $f = 2.5$ Hz

Обнаружен переход от обратимой релаксации к необратимой в диапазоне температур 360–380 К. Установлено, что увеличение модуля сдвига в меди FRTP, обработанной по схеме ГЭ + В, после нагрева до 750 К в три раза больше по сравнению с обнаруженным в [2] увеличением модуля сдвига после РКУП.

1. W.N. Weins, J.D. Makinson, R.J. de Angelis et al. Nanostruct. Mater. 9 (1997) 509.
2. Kobelev N., Kolyvanov E., Estrin Y. Acta Materialia 56 (2008) 1473–1481.
3. Segal V.M. Mater. Sci. Eng. A 1995; 197:157

CURRENT-VOLTAGE CHARACTERISTIC OF *n*-GaAs/*p*-Ge HETEROJUNCTION UNDER UNIFORM PRESSURE

M.M. Gadjialiev, Z.Sh. Pirmagomedov

*Institute of Physics, Dagestan Scientific Center of Russian Academy of Sciences,
367003, Makhachkala, Russia, e-mail: ziyav@yandex.ru*

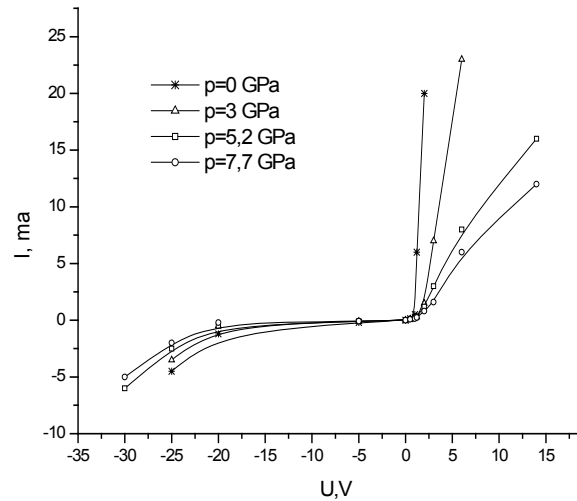
According to the theory, uniform pressure leads to growth of resistance of the homo-junction caused by increase of a band gap.

As shown [1], the energies of a bottom of conduction band E_C and a top of valence band E_V vary with increase of pressure. In [2], the simple experimental method to obtain pressure coefficient for conduction band and valence band from measurements of a heterojunction (HJ) under uniform pressure is offered. In the case of *p-n* HJ, according to [2], the product of electron charge and diffusion voltage (V_D) change with the pressure (the voltage at *p-n* boundary) consists of a difference between pressure coefficient for a top of the valence band in the *p*-type semiconductor and pressure coefficient for a bottom of the conduction band in the *n*-type semiconductor is given by following expression

$$e(\Delta V_D/\Delta P) = (\Delta E_{V1}/\Delta P) - (\Delta E_{C2}/\Delta P) \quad (1)$$

where, ΔE_{V1} – change of a top of the valence band in the hole semiconductor with pressure, ΔE_{C2} – change of the bottom of a conduction band in the electronic semiconductor with pressure, ΔV_D – change of a diffusion (contact) voltage with pressure.

With the purpose of calculation of pressure coefficient of a top of the valence band $\gamma_{V1} = (\Delta E_{V1}/\Delta P)$ in Ge, current-voltage characteristics (CVC) have been measured for abrupt *p*-Ge/*n*-GaAs HJ with the sizes $0,8 \times 2 \times 2$ mm³ depending on hydrostatic pressure up to 8 GPa at 300 K. Results of measurement of the HJ CVC are presented in the figure.



Diffusion voltage V_D has been found as a value of the cut-off voltage when extrapolating the direct branch of the CVC to zero current. The V_D change with the pressure has been found as the cut-off voltage shift.

Using the found value $\Delta V_D = -0.33$ V with the pressure increase of $\Delta P = 3$ GPa, we have obtained $e(\Delta V_D/\Delta P) = -110$ meV/GPa. Using the obtained value of $\Delta V_D/\Delta P$ and $\gamma_{C2} = 100$ meV/GPa taken from [1], one can find the pressure coefficient for the top of the valence band in Ge: $\gamma_V = -10$ meV/GPa.

The found value of γ_V coincides in the order of magnitude with value quoted in the literature.

1. M. I. Daunov, I. K. Kamilov and S. F. Gabibov. Physics of the Solid State, 46, 1825 (2004).

2. Y.Kanda. Phys. Letters, 14, 289 (1965).

EFFECT OF PRESSURE ON VIBRATIONAL SPECTRA IN QUASI-CRYSTALS AlPdMn AND AlPdRe SYSTEMS

Yu.S. Ponosov*, N.I. Shchegolikhina, A.F. Prekul

*Institute of Metal Physics UD RAS, 620041,
S. Kovalevskaya str. 18, Ekaterinburg, Russia, *ponosov@imp.uran.ru*

Recent temperature measurements of linear thermal expansion and heat capacity in icosahedral AlPdMn and AlCuFe quasi-crystals [1, 2] have shown the existence of inconsistencies between low-temperature behavior of heat capacity and low-energy phonon dispersion estimated from sound velocity measurements. The low-temperature dependences of the Gruneisen parameter in both systems have been interpreted as the occurrence of the strong dispersion effects for the phonons corresponding to nonmajor symmetry directions or the presence of the localized electron levels near the Fermi level.

High-pressure Raman measurements of the quasi-crystalline vibrational spectra may help to estimate the Gruneisen parameters for different frequencies because a lack of

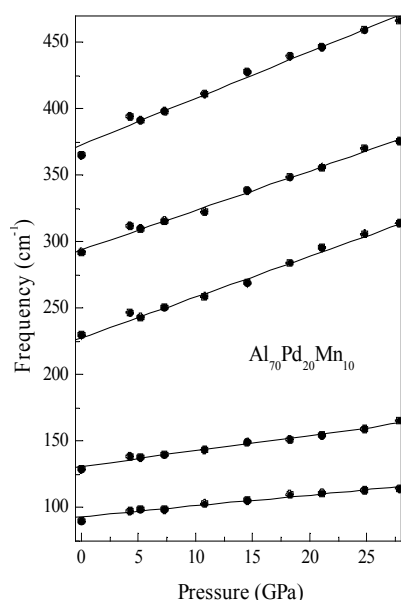


Fig. 1. Pressure dependences of the vibrational energies in icosahedral AlPdMn crystal

momentum conservation in quasi-crystals is the reason that the Raman scattering provides the information on the whole vibrational spectra [3]. Here we present the results of the Raman study of the vibrational spectra in AlPdMn and AlPdRe systems at pressures up to ~ 25 GPa. All spectral features were found both to harden and broaden by ~ 20 – 30 % up to highest pressures. The pressure behavior of different vibrational frequencies in icosahedral $\text{Al}_{70}\text{Pd}_{20}\text{Mn}_{10}$ is shown in Fig. 1. All of them are linear in pressure providing the estimates of the Gruneisen parameters in the range 1.1–1.3. These values are smaller than value 1.88 obtained in the heat capacity and thermal expansion experiments [1]. The magnitude of the lattice Gruneisen parameters obtained for AlPdRe quasi-crystal is approximately 2 and it is the first estimate of the Gruneisen coefficient for this system. The temperature shifts of the vibrational energies measured in both systems were found to be larger than it follows from the pressure data confirming the existence of the temperature dependent contributions.

This research was partially supported by RFBR grant No. 08-02-00437.

1. C.A. Swenson *et al.*, Phys.Rev. **B65**, 184206 (2002); **B66**, 184206 (2002)
2. A.F. Prekul, N.I. Shchegolikhina, and C.M. Podgornykh, Low Temp. Phys. **35**, 536 (2009)
3. Yu.S. Ponosov, N.I. Shchegolikhina, A.F. Prekul. <http://arxiv.org/pdf/cond-mat/0908.4535>

HIGH PRESSURE EQUIPMENT FOR PHYSICAL EXPERIMENTS

**P.N. Postol, L.V. Berejnaya, G.V. Bukin, I.M. Makmak, S.A. Terekhov,
V.F. Drobotko, A.I. Kasyanov, G.G. Levchenko**

*Donetsk Physical & Technical Institute NAS of Ukraine,
Donetsk, Ukraine, e-mail: g-levch@ukr.net*

Here the high pressure cells (HPC) for measurements of different properties of the solid and liquid samples are presented:

– HPC for Mossbauer spectroscopy measurements (fig. 1). This HPC can be mounted in cryostat with vertical disposition of the vibrator and with one window on the bottom of cryostat. The technical parameters of this HPC are: upper pressure 1,4 GPa; temperature range 2,2–330 K; sample space – $\varnothing 4$ mm, thickness 3 mm; distance between upper and bottom windows 27,5 mm.

– HPC for electrical transport measurements attached to QD PPMS (fig. 2). Cell is attached to the PPMS connector. Technical characteristics: pressure up to 1 GPa; sample space – $\varnothing 6$ –7 mm and length 20 mm.

– HPC for optical measurements (fig. 3): pressure up to 1 GPa; temperature range 5–100°C; sample space – 5000 mm³.

– HPC for X-ray measurements (fig. 4): pressure up to 10 kbar; temperature range 78–300 K. Beryllium windows – $\varnothing 8$ mm, thickness 4 mm.

– HPC for magnetic measurements on SQUID magnetometer (fig. 5): pressure up to 1,4 GPa. Sample space – $\varnothing 1.2$ –2 mm and length – 10 mm.



Fig. 1.

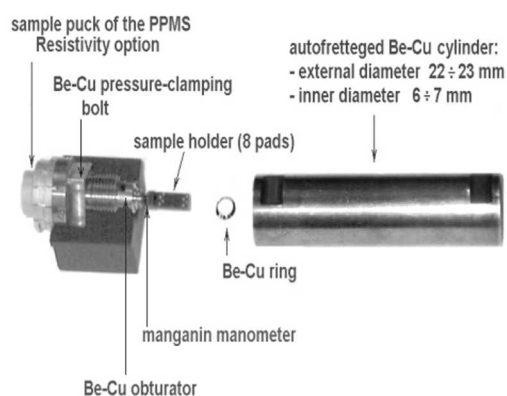


Fig. 2.



Fig. 3.



Fig. 4.



Fig. 5.

**ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОГО ОТЖИГА И ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ
НА СПЕКТРАЛЬНО-ЛЮМИНЕСЦЕНТНЫЕ СВОЙСТВА
ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ СИСТЕМ Si-SiO_x И Si-SiH_y****Р.В. Шалаев¹, А.М. Прудников¹, В.Н. Варюхин¹, Б.М. Эфрос¹, А. Misiuk²,
В.В. Бурховецкий¹**¹*Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,
Донецк, Украина*²*Institute of Electron Technology, Al. Lotnikow 46, 02-668 Warsaw, Poland*

Полупроводниковые нанокристаллы, внедренные в широкозонную диэлектрическую матрицу, привлекают большой интерес как с фундаментальной точки зрения, так и ввиду возможности их практического применения в нано- и оптоэлектронных приборах. При этом, как показали данные фотолюминесценции, одиночные нанокристаллы кремния обладают дельта-функциональным энергетическим спектром. В работе изучалось формирование и модификация нанокластеров в пленках SiO_x и SiH_y под воздействием гидростатического давления (ГД) и лазерного отжига.

В качестве образцов служили (100)-ориентированные подложки Si *n*-типа, на которых были выращены (кислород, 1000°C) пленки SiO₂ толщиной 500 нм. Пленки подвергались имплантации ионами Si⁺ и H⁺ с величинами энергии 100 и 200 кэВ. Значения доз составляли от 1,2·10¹⁶ до 6,3·10¹⁶ см⁻². В течение имплантации плотность тока пучка сохранялась в диапазоне 0,5–1 мкА·см⁻², а температура образца поддерживалась в интервале 120–130 К. После имплантации образцы подвергались термическому отжигу при $T_{\text{отж}} = 400$ и 450°C в течение 10 ч в условиях атмосферного давления (АД) и ГД (до 1,5 ГПа).

Как показывают спектры фотолюминесценции (ФЛ) в полеченных образцах наблюдаются две интенсивные полосы ($\lambda \approx 360$ и 460 нм), а также слабая в области $\lambda \approx 600$ нм. Термический отжиг (400°C, 10 ч) при АД ведет к уменьшению интенсивности ФЛ. В условиях ГД (1,2 ГПа) интенсивность ФЛ увеличивается от 1,5 до 2 раз с сохранением их положения по шкале длин волн λ . С ростом ГД интенсивность ФЛ увеличивается по логарифмической зависимости в интервале ГД до 1,5 ГПа.

Таким образом, в данной работе показано, что использование ГД в течение термического отжига приводит к заметному усилению интенсивности ФЛ для имплантированных SiO_x пленок. В случае относительно низких $T_{\text{отж}}$ (400–450°C) ГД не приводит к образованию нового типа светоизлучающих центров по сравнению с теми, которые уже сформировались после отжига при АД, а скорее всего, способствует росту количества зародышей люминесцентных центров. Можно предположить, что природа этих люминесцентных центров связана с вакансией нейтрального кислорода и с нанокристаллами, обогащенными атомами Si.

Особенностью спектров ФЛ в имплантированных образцах SiH_y после воздействия гидростатического давления и лазерного отжига является наличие сложной картины интерференции, которая приводит к расщеплению отдельных полос ФЛ на серию узких линий в области 350–750 нм. Наличие в спектре ФЛ дополнительных полос указывает на образование дополнительных люминесцентных центров после лазерного отжига.

**ФОРМИРОВАНИЕ НАНОКОМПОЗИТНОЙ СТРУКТУРЫ
В ПРОЦЕССЕ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНОГО СПЛАВА
 $\text{Al}_{86}\text{Ni}_2\text{Co}_6\text{Gd}_6$**

**С.Г. Рассолов¹, В.В. Максимов¹, В.И. Ткач¹, А.С. Аронин², В.В. Попов¹,
Е.А. Свиридова¹**

¹Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,
Донецк, Украина, rass@depfti.ac.donetsk.ua

²Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка Московской области

Кристаллизация аморфных сплавов (АС) на основе алюминия (Al-ПМ-РЗМ) является объектом многочисленных исследований, поскольку прочностные характеристики нанокompозитных (НК) структур (нанокристаллы Al, диспергированные в аморфной матрице), формирующихся в частично закристаллизованных сплавах, более чем в два раза превышают предел прочности промышленных Al сплавов. Ранее в работе [1] было показано, что частичная замена Ni на Co в группе АМС $\text{Al}_{86}(\text{Ni},\text{Co})_8\text{Gd}_6$ приводит к значительному повышению термической устойчивости аморфной фазы и к существенному изменению кинетики формирования НК-структуры (увеличению показателя Аврами с $n \approx 2.5$ в сплаве с 6% Ni до $n > 4.5$ в сплаве с 6% Co). Учитывая, что АС на основе Al являются перспективными материалами для получения объемных нанокристаллических образцов [2], необходимо установить основные факторы, определяющие их термическую устойчивость и кинетику нанокристаллизации. Для выяснения механизма формирования НК-структуры в АС $\text{Al}_{86}\text{Ni}_2\text{Co}_6\text{Gd}_6$ методами рентгеноструктурного анализа и ПЭМ были проведены исследования структуры нанофазного композита, образующегося на первой стадии превращения. Установлено (Fig. 1), что в исследуемых образцах наряду с формированием нанокристаллов Al со средним размером 16–30 nm образуются относительно крупные эвтектические колонии (~ 300–600 nm), имеющие характерную пластинчатую структуру со средними межпластинчатыми расстояниями 20–50 nm. Проведенные методом резистометрии исследования кинетики изотермической нанокристаллизации показали, что кинетические кривые образцов исследуемого сплава имеют относительно простую форму. Предложено аналитическое уравнение кинетики двухфазной кристаллизации и показано, что экспериментальные кинетические кривые хорошо аппроксимируются предложенной моделью в предположении, что нанокристаллы Al образуются по механизму нестационарного гомогенного зарождения и первичного роста, в то время как эвтектические колонии формируются путем контролируемого диффузией на межфазной границе роста «закаленных» центров.

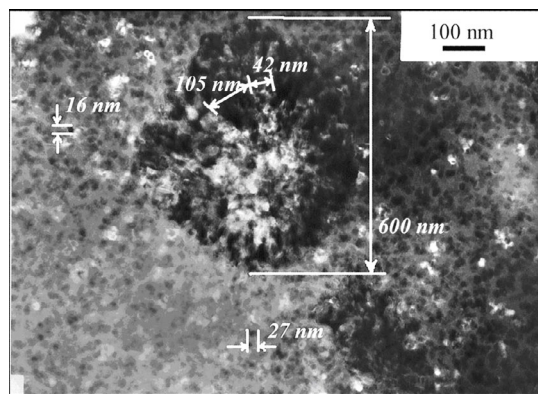


Fig. 1. TEM dark field image of the nanocomposite structure in $\text{Al}_{86}\text{Ni}_2\text{Co}_6\text{Gd}_6$ alloy formed at first crystallization stage

1. Ткач В.И., Попов В.В. и др. ФТВД **19**. – 2009, № 2. – С. 76.
2. A.P. Shpak, V.N. Varyukhin, V.I. Tkatch et al. Mater. Sci. Eng. **A425**. – 2006. – P. 172.



ВПЛИВ ГІДРОСТАТИЧНОГО ТИСКУ НА ДІЕЛЕКТРИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ШАРУВАТИХ КРИСТАЛІВ $\text{CuMe}^{\text{III}}\text{P}_2\text{S}_6$ ($\text{Me}^{\text{III}} - \text{In, Cr}$)

О.В. Шуста, О.Г. Сливка, П.П. Гуранич, В.С. Шуста

*Ужгородський національний університет
Ужгород, Україна, optics@univ.uzhgorod.ua*

Дослідження шаруватих кристалів типу $\text{CuM}^{\text{III}}\text{P}_2\text{S}_6$ ($\text{Me}^{\text{III}} - \text{In, Cr}$) представляють значний інтерес завдяки наявності у них різних типів спонтанного дипольного упорядкування, що зумовлює реалізацію фазових переходів в сегнето-, сегнети-, антисегнетоелектричні та неспівмірні фази.

При атмосферному тиску і кімнатній температурі в кристалах CuInP_2S_6 при $T = 315$ К має місце фазовий перехід (ФП) першого роду типу “порядок-безпорядок”. У полярній сегнетоелектричній фазі CuInP_2S_6 має нецентросиметричну структуру моноклінної сингонії (просторова група Cc з центрованими основами), в неполярній параелектричній фазі – центросиметричну просторову групу $C2/c$. В кристалах CuCrP_2S_6 реалізуються два фазові переходи при 155 і 190 К. Нижче температури $T = 155$ К реалізується антисегнетоелектрична фаза симетрії Pc і вище $T = 190$ К – параелектрична симетрії $C2/c$. Проміжкова фаза, що займає інтервал $150 < T < 190$ К, є квазі-антиполярною [1].

Діелектричні вимірювання виконано на частоті 1 МГц за допомогою вимірювача ємності Е7-12. Використовувалися зразки у формі пластинок товщиною 50–100 мкм з електродами із срібної пасту, нанесеними на великі площини.

В даній роботі досліджено поведінку діелектричних властивостей кристалів CuInP_2S_6 і CuCrP_2S_6 в температурному інтервалі $77 < T < 400$ К при дії високих гідростатичних тисків $p < 600$ МПа.

За результатами експериментальних досліджень діелектричних властивостей встановлено їх фазові p, T -діаграми, обговорюються їхні особливості.

1. *Low-temperature calorimetric study of phase transition in CuCrP_2S_6 / Moriya K., Kariya N., Inaba A., Matsuo T., Pritz I., Vysochanskii Yu. // Solid State Communications. – 2005. – 136. – P. 173–176.*



ДВОПРОМЕНЕЗАЛОМЛЕННЯ КРИСТАЛІВ TlInS_2 ПРИ ВИСОКИХ ГІДРОСТАТИЧНИХ ТИСКАХ

Р.Р. Росул¹, П.П. Гуранич¹, О.О. Гомоннай¹, О.Г. Сливка¹, В.С. Шуста¹,
І.Ю. Роман²

¹Ужгородський національний університет,
88000, Ужгород, вул.Підгірна, 46, optics@univ.uzhgorod.ua

²Інститут електронної фізики НАН України,
88000, Ужгород, вул.Університетська, 21

Кристали TlInS_2 є сегнетонапівпровідниками з неспівмірною фазою, що належать до класу халькогенідних матеріалів $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{III}}\text{C}^{\text{VI}}$ (A – Tl, B – In, Ga, C – S, Se), властивості яких обумовлені квазідвовимірністю та сильною структурною анізотропією.

Дослідження двоприменезаломлення проводилось методом Сенармона на довжинах світлової хвилі 650 нм та 532 нм на зразках монокристалів TlInS_2 , вирощених методом Бріджмена. Для досліджень використовувалась оптична камера високого гідростатичного тиску. Двоприменезаломлення досліджено вздовж фазової p, T -діаграми даних кристалів в діапазоні температур 170–300 К та тисків до 580 МПа.

На температурних залежностях двоприменезаломлення кристалів TlInS_2 виявлено аномалії при температурах $T_i = 216$ К, $T_c = 193$ К і атмосферному тиску, які пов'язуються з фазовими переходами параелектрична – неспівмірна та неспівмірна – сегнетоелектрична фази. Збільшення гідростатичного тиску призводить до зміщення аномалій двоприменезаломлення в область вищих температур відповідно до фазової p, T -діаграми [1].

Виявлено особливості поведінки двоприменезаломлення вздовж фазової p, T -діаграми кристалів TlInS_2 при наближенні до полікритичної області, яка реалізується при тисках $p > 580$ МПа [1].

1. O.O. Gomonnai, P.P. Guranich, M.Y. Rigan, I.Y. Roman and A.G. Slivka / Effect of hydrostatic pressure on phase transitions in ferroelectric TlInS_2 // High Pressure Research. – 2008. – V. 28, N4. – P. 615–619.



ВНУТРЕННЕЕ СТРОЕНИЕ И ЭПР В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АЛМАЗНЫХ КОМПАКТАХ

С.Н. Самсоненко

*Донбасская национальная академия строительства и архитектуры
Украина, 86123, Донецкая обл., г. Макеевка, ул. Державина 2,
E-mail: snsamsonenko@mail.ru*

Известно, что поликристаллические алмазные компакты (ПАК) широко используются в инструментах для обработки различных твердых тел. Но для современной электроники представляют интерес и электронные свойства ПАК.

Известно также, что ПАК изготавливают путем спекания синтетических алмазных частиц при высоких температурах (1270–2070 К) и под действием высоких давлений (5–10 ГПа), в результате чего алмазные частицы подвергаются пластической деформации. Они становятся мозаичными с дислокационными границами между блоками мозаики (БМ). Согласно свойствам полупроводниковых алмазов типа IIb и типа Ic разорванные связи в ядре дислокаций с краевой компонентой могут образовать дислокационные акцепторные центры (ДАЦ), которые одновременно являются и парамагнитными центрами. Но присутствие в синтетических алмазах (СА) большого количества парамагнитного азота, его спектр ЭПР маскирует спектр ЭПР от разорванных связей в ядре дислокаций. Для характеристики спектра ЭПР от ДАЦ необходимо знать его параметры, в частности g -фактор. Для этих целей необходимо было получить спектр ЭПР от разорванных связей в «чистом» виде. Такой ЭПР-спектр от разорванных связей в ядре дислокаций был получен в пластически деформированных монокристаллах СА с размерами от 0,8–1,2 мм. Для уменьшения спектра ЭПР от примесного азота в исходную шихту вводили 1% алюминия, который связывал большую часть парамагнитного азота. В результате после пластической деформации были выявлены два спектра: ЭПР от примесного азота с узкой линией ΔH меньше 0,3 Э и спектр ЭПР с широкой линией $\Delta H = 2$ –3 Э. Это позволило определить g -фактор спектра ЭПР от разорванных углеродных связей в ядре дислокаций. Его значение равно 2,0027.

Приготовление образцов ПАК проходило в 2 этапа: 1) обдавливание при комнатной температуре и 2) нагрев до температуры спекания. Спекание проводилось в камере высокого давления при 5–10 кбар и при температурах 1270–2070 К.

Поскольку «азотная» линия при $I = 0$ находится при $g = 2,0024$, а спектральная линия от разорванных связей имеет $g = 2,0027$, то они накладываются друг на друга.

Для получения «чистого» спектра ЭПР от разорванных углеродных связей производилось вычитание «азотного» спектра из общего спектра. В результате в наших образцах был получен спектр ЭПР от разорванных связей углерода в ядре дислокаций. Он имеет следующие параметры: $g = 2,0027$ и $\Delta H \approx 2$ –3 Э. Концентрация спинов, обусловленных этим спектром, увеличивается с повышением температуры спекания образцов ПАК. Это указывает на то, что концентрация дислокационных акцепторных центров возрастает с ростом температуры спекания. Следовательно, можно ожидать, что электропроводность образцов ПАК будет возрастать, а их удельное сопротивление будет уменьшаться. Такая картина имеет место и в природных полупроводниковых алмазах типа IIb и типа Ic.



ОДНОМЕРНАЯ ДИСЛОКАЦИОННАЯ ЭЛЕКТРИЧЕСКАЯ ПРОВОДИМОСТЬ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АЛМАЗНЫХ КОМПАКТОВ

С.Н. Самсоненко

*Донбасская национальная академия строительства и архитектуры,
Украина, 86123, Донецкая обл., г. Макеевка, ул. Державина 2,
E-mail: snsamsonenko@mail.ru*

Поликристаллические алмазные компакты (ПАК) применяются в промышленности для обработки твердых и сверхтвердых материалов, нами же исследуются их электронные свойства, которые найдут применение в современной электронной технике. Поскольку ПАК спекают из алмазных частиц под большим давлением и при высоких температурах, то нами были проведены исследования внутреннего строения отдельных синтетических монокристаллов алмаза размером от 0,8–1,2 мм, пластически деформированных при больших давлениях (6–9 ГПа) и высоких температурах (1270–2070 К). Проведенные нами исследования показали, что указанные алмазные частицы являются мозаичными, а границы между блоками мозаики (БМ) состоят из рядов дислокаций.

Как известно, в полупроводниковых алмазах типа IIb и типа Ic дислокации с краевой компонентой являются основой их электронных свойств.

Для структурных исследований образцов ПАК нами применялся метод рентгеновской дифракции, который позволил определить средние размеры БМ и микроискажений. Из этих данных нами проведена оценка плотности дислокаций в образцах ПАК.

Измерения удельного сопротивления ρ были осуществлены с помощью высокочувствительных цифровых приборов.

На основе результатов наших исследований нами получено выражение, связывающее удельное сопротивление с плотностью дислокаций:

$$\rho = \frac{\rho_0}{\Gamma^q},$$

где ρ_0 – удельное сопротивление ПАК с одной проводящей нитью между контактами, Γ – плотность дислокаций, $q \approx 6,17$.

Полученный нами результат сравнивается с таким же выражением зависимости $\rho(\Gamma)$ в пластически деформированных природных алмазах.

Поскольку ρ является величиной, обратной к удельной проводимости σ , то удельное сопротивление ПАК также является функцией подвижности u и концентрации носителей тока. В нашем случае $\sigma = eu_p p$, где u_p – подвижность дырок, а p – концентрация дырок, которые обусловлены дислокационными акцепторными центрами (ДАЦ).

Из температурной зависимости электропроводности компактов определена энергия активации ДАЦ $\sim 0,3$ эВ. Это значение близко к энергии активации ДАЦ в полупроводниковых алмазах.

Таким образом, можно полагать, что основные электронные свойства образцов ПАК подобны электронным свойствам полупроводниковых алмазов, которые формируются протяженными структурными дефектами – дислокациями. А дислокационную проводимость можно представить, как проводимость одномерной проводящей нити с полупроводниковыми характеристиками.



СВОЙСТВА КОМПОЗИТА АЛМАЗ–КАРБИД ВОЛЬФРАМА НА ОСНОВЕ АЛМАЗНОГО ПОРОШКА АСМ 1/0

С.Н. Назарчук, Е.А. Свирид, Л.А. Романко, В.С. Гаврилова, А.А. Бочечка

*Институт сверхтвердых материалов им. В.М. Бакуля НАН Украины,
ул. Автозаводская, 2, Киев-74, 04074, sviridkat@rambler.ru*

При воздействии высокой температуры и высокого давления на порошки алмаза происходит графитизация алмазных частиц. Графитизация препятствует прочной взаимосвязи алмазных частиц и формированию прочного и твердого поликристалла в процессе спекания.

Введение в рабочий объем добавки препятствует графитизации и приводит к образованию сплошных границ между частицами композита путем реакции между алмазом и добавкой. Проблема гомогенности структуры спеченных композиций – равномерного распределения добавки по объему – решается при введении добавки в алмазные порошки химическим путем.

В настоящей работе представлена зависимость физико-механических и электрофизических свойств образцов композита, спеченных на основе алмазного порошка с введенной химическим путем добавкой вольфрама, от ее количества и термобарических параметров спекания.

Для приготовления образцов использовали алмазный микропорошок статического синтеза АСМ 1/0 в состоянии поставки. В порошок химическим путем вводили вольфрам в разных массовых соотношениях.

Спекание проводили в АД типа «тороид» с диаметром центрального углубления 20 мм при давлении 8 ГПа в течение 20 с при температуре 1750°C.

Определение сопротивления образцов осуществляли методом измерения вольт-амперных характеристик (ВАХ) на постоянном токе с использованием специально разработанной измерительной ячейки. Величина сопротивления определялась на омическом участке ВАХ.

Спекание алмазного порошка с добавлением вольфрама приводит к реакционному взаимодействию. Происходит химическая реакция, во время которой вольфрам с углеродом образует карбид вольфрама, который заполняет промежутки между алмазными частицами, что влияет на электрофизические свойства материала.

При добавлении вольфрама в алмазный порошок АСМ 1/0 во всем исследуемом интервале температур плотность образцов увеличивается с повышением температуры спекания. Плотность поликристаллов, спеченных из алмазного порошка АСМ 1/0 без добавки, максимальная при температуре $T = 1800^\circ\text{C}$, уменьшается с повышением температуры спекания.

Твердость образцов, спеченных с добавлением вольфрама в алмазный порошок АСМ 1/0, снижается при более высокой температуре по сравнению с поликристаллами, полученными из этого порошка без добавки.

При оптимальных параметрах спекания и концентрации добавки в полученном композите сочетаются высокие твердость и трещиностойкость. Такие образцы имеют высокое удельное электросопротивление (10^6 Ом·см). При недостатке добавки происходит графитизация композитов, в результате снижается сопротивление образцов, при высоком содержании добавки проводником выступает непрореагировавший вольфрам.



CHANGES OF STRUCTURAL PARAMETRES OF NANOCOMPOSITES IN $\text{Al}_{86}(\text{Ni},\text{Co})_8(\text{Gd},\text{Y},\text{Tb})_6$ AMORPHOUS ALLOYS DETERMINED BY SAXS METHOD

**K.A. Svyrydova^{1,2}, S.G. Rassolov^{1,2}, V.I. Tkatch¹, S.A. Kostyrya¹,
V.I. Krysov¹, V.V. Maksimov¹**

¹*Donetsk Institute of Physics & Engineering of the NAS of Ukraine,
72 R. Luxemburg St., Donetsk, 83114, Ukraine*

²*Lugansk Taras Shevchenko National University,
2 Oboronna str., Lugansk, 91011, Ukraine e-mail: kasv@i.ua*

Technical progress requires strong and light materials. Al-based amorphous alloys, containing 8–20 at.% rare earths (RE) and transition metals (TM) possess high tensile strength as well as high specific strength due to low density of Al and hence attract increasing interest for a large number of technical applications as light and high-strength structural materials, for example for aerospace applications and so on. Moreover, it has been shown that the mechanical properties of amorphous alloys can be essentially improved (about 2.5 times) by partial crystallization, which results in formation of Al particles with diameter in the range 10–50 nm, the particle separation of 10–100 nm, and the Al volume fraction about 10–30%. The main goals of these studies are to obtain information concerning the effect of alloying on the structural parameters of partially crystallized alloys as well as to develop the technique for estimation of the main factors responsible for nanoscale microstructure formation.

The changes of structural parameters of nanophase composites in Al-based amorphous alloys $\text{Al}_{86}(\text{Ni},\text{Co})_8(\text{Gd},\text{Tb},\text{Y})_6$ during continuous heating with the rate 5 K/min estimated by both XRD and SAXS methods in the range of temperatures 470–620 K were investigated. It was established that a pronounced increase of the SAXS intensity has been observed after heating of amorphous $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{Gd}_6$ and $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{Gd}_3\text{Y}_2\text{Tb}_1$ alloys up to temperatures of the nanocrystallization onset, while the amorphous $\text{Al}_{86}\text{Ni}_2\text{Co}_6\text{Gd}_6$ alloy had the non-zero SAXS intensity in as-quenched state. Analysis of SAXS data showed that a Guinier approximation [1] could not be used for estimation of the gyration radii of scattering particles due to strong interparticle interference.

The analysis of the small-angle Porod function [2] with $n = 2$ (scattering particles had a form of ellipsoid of revolution) allowed identifying of four maxima with different intensity. In turn, the angle positions of these maxima correspond to average particle diameters of 100–80, 60–50, 40–25 and 20–10 nm, respectively for the alloys investigated in the partially crystallized state. The later values well correlate with nanocrystals sizes estimated from the XRD and TEM data.

The spherically averaged autocorrelation function of electron density $\gamma(r)$ and the related distance distribution function $p(r)$ [3] were derived from the experimental SAXS spectra.

1. A. Guinier, G. Fournet Small-angle scattering of x-rays. (New York-London: J. Wiley and Sons. Chapman and Hall Ltd. 1955).
2. A.I. Slutsker, V.I. Betehtin, A.G. Kadomtsev, O.V. Tolochko, O.V. Amosova Sol. State Phys. vol. **50**. No **2**, 280, (2008) (in Russian).
3. J. Antonowicz, M. Kedzierski, E. Jezierska, J. Latuch, A.R. Yavari et al. Journal of Alloys and Compounds **483**,116,(2009)

ВПЛИВ СТИСКАЮЧИХ НАПРУЖЕНЬ НА СТРУКТУРУ І МАГНІТНІ ВЛАСТИВОСТІ КОМПАКТІВ В ПРОЦЕСІ СПІКАННЯ АМОРФНИХ ЛУСОЧОК СКЛАДУ $\text{Nd}_{33}\text{Fe}_{63,34}\text{B}_{1,1}\text{Cu}_{1,5}\text{Ti}_{1,0}\text{C}_{0,06}$

Г.П. Брехаря¹, Т.В. Гуляєва², Т.В. Калниш¹

¹Дніпродзержинський державний технічний університет, м. Дніпродзержинськ

²Запорізький національний технічний університет,
м. Запоріжжя, Україна, brekharya@ukr.net

Використання наноматеріалів для створення постійних магнітів дає можливість виготовляти потужні магніти малих розмірів за рахунок значного підвищення залишкової магнітної індукції та коерцитивної сили. Для виробництва постійних магнітів використовують сплави типу RT_5 , R_2T_{17} , $\text{R}_2\text{T}_{14}\text{B}$. Найбільш поширеними сплавами для виготовлення постійних магнітів є сплави системи Nd-Fe-B , у яких основною магнітною фазою є сполука $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$.

В даній роботі запропоновано використати продукти гартування з рідкого стану для виготовлення постійних магнітів з високою магнітною енергією. Для цього лусочки пресували у прес-формі і спікали у вакуумі, не знімаючи стискаючих напружень.

Для дослідження було обрано сплав складу $\text{Nd}_{33}\text{Fe}_{63,34}\text{B}_{1,1}\text{Cu}_{1,5}\text{Ti}_{1,0}\text{C}_{0,06}$, wt.%. Комплексне легування вуглецем, титаном та міддю сплаву «Neo-mach» застосовували для збільшення магнітної анізотропії фази $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$, диспергації первинних кристалів (модифікації титаном) та утворення парамагнітної фази, що дає змогу використати ефект пінінгу. Зі злиwkів вихідного сплаву шляхом закалювання з рідкого стану було отримано лусочки. Лусочки були використані для виготовлення компактів. Для цього їх було укладено у прес-форму шарами, спресовано і у зафіксованому стані спечено у вакуумі 10^{-5} ат при температурі 1323 К під дією тисків 5, 30 і 95 ат протягом 1800 с. А у другому досліді – при тиску 120 ат, час спікання 5400 с і температурі спікання 973 К.

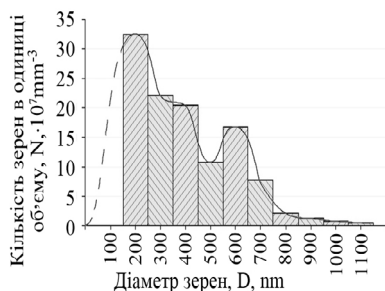


Рис. 1. Діаграма розподілу частинок x -фази за розмірами

За допомогою рентгеноструктурного аналізу встановлено, що до фазового складу аморфно-кристалічних лусочок входять наступні фази: $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$, Nd , $\text{Nd}_{1,1}\text{Fe}_4\text{B}_4$ та складна фаза, яка ізоструктурна фазі NdCu_2 і до складу якої входять елементи Nd , Fe , B , Cu , Ti (умовно назовемо її x -фазою).

З результатів металографічних досліджень можна зробити висновок, що із збільшенням тиску, при якому спікалися компакти, розмір часток x -фази зменшується, середній діаметр зерен x -фази залежить від тиску, при якому спікався компакт, обернено пропорційно. Значення H_c від тиску майже не залежить і коливається у проміжку 1,9–2,1 кОе. В компакт, який було отримано спіканням аморфних лусочок під тиском 120 ат, значення $H_c = 8400$ Ое. Для цього компакту було проведено статистичні розрахунки розподілу зерен x -фази за розмірами

(рис. 1) за формулою $n_i = n_1 \left(\sqrt{2\delta \cdot iD - \delta^2 i^2} - \sqrt{2\delta(i-1)D - \delta^2(i-1)^2} \right) / \sqrt{2\delta D - \delta^2}$.

На основі результатів розрахунків, а також формул Салтикова, було обчислено кількість зерен x -фази в одиниці об'єму, середній діаметр зерен, найбільш імовірний діаметр зерен, а також оцінено середню швидкість росту і зародкоутворення.

На основі експериментальних даних дійшли висновку, що оптимізація термодинамічних параметрів (P , T , V) та режимів спікання аморфно-кристалічних лусочок, можна отримати зерна парамагнітної фази розміром < 100 nm та досягти високих значень H_c за рахунок ефекту спінінгу та B_r за рахунок щільності зразка.

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЙ И ТЕМПЕРАТУР НА КРИСТАЛЛИЧЕСКУЮ СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА BiMnO_3 В НАНОРАЗМЕРНОМ СОСТОЯНИИ

**Т.Н. Тарасенко¹, З.Ф. Кравченко¹, В.И. Каменев¹, А.И. Галяс²,
О.Ф. Демиденко², О.В. Игнатенко², Г.И. Маковецкий², К.И. Янушкевич²**

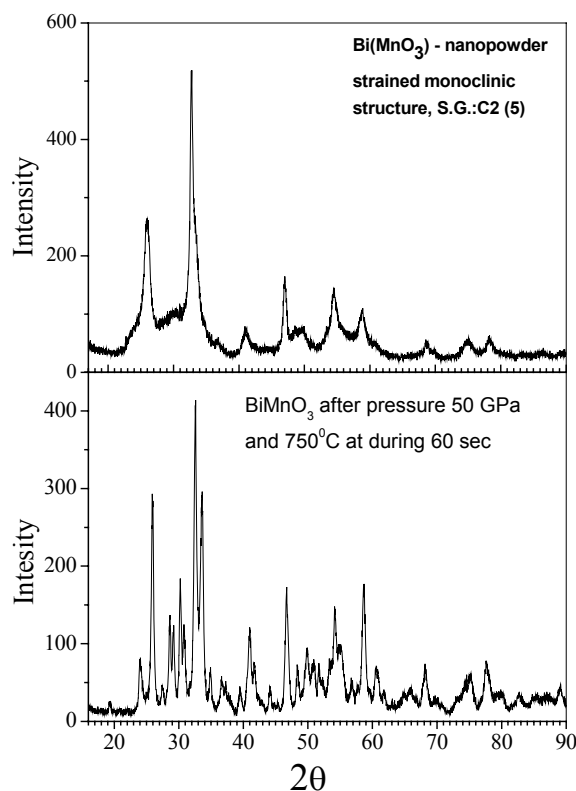
¹Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,
Донецк, Украина, ntar@fti.dn.ua

²ГО «НПЦ НАН Беларуси по материаловедению», Минск, Беларусь

Манганит висмута BiMnO_3 представляет интерес вследствие обладания магнитными (при $T_C \sim 100$ К) и ферроэлектрическими (при комнатных температурах) свойствами [1]. Низкотемпературный синтез поликристаллических порошков BiMnO_3 осуществлен методом совместного осаждения гидроокисей. Для синтеза

использованы компоненты: металлический марганец, оксид висмута Bi_2O_3 , соляная кислота и гидроокись натрия высокой степени чистоты. Получен порошок BiMnO_3 с размером зерна дисперсностью до ~ 90 нм.

Рентгенодифракционным исследованием в $\text{Cu } K_\alpha$ -излучении при комнатной температуре (рис.) установлено, что структура полученного порошка BiMnO_3 относится к моноклинной сингонии (S.G.:C2). Магнитные измерения показали, что полученные таким образом нанопорошки имеют небольшие значения удельной намагниченности вследствие малого размера частиц. Компактирование нанопорошка BiMnO_3 осуществлено в аппаратах высокого давления на протяжении 60 с при $T \sim 750^\circ\text{C}$ и $P \sim 50$ ГПа. На нижней рентгенограмме порошка



после воздействий высоких давлений и температур присутствуют практически все рефлексы структуры BiMnO_3 , соответствующие пространственной группе C2. Проведены измерения удельной намагниченности и магнитной восприимчивости BiMnO_3 после воздействия высоких давлений. Выявлено увеличение удельной намагниченности при температуре жидкого азота примерно в 2,5 раза. С использованием компактов BiMnO_3 методом “flash” получены тонкие слои BiMnO_3 (~ 50 и ~ 200 нм) на оптическом стекле. Изучены спектры поглощения оптического излучения в диапазоне длин волн 200–3000 нм.

Работа выполнена при поддержке ГФФИ Украины, проект № 29.1/009 и БРФФИ, проект № Ф09К-022.

1. E.Montanari et al. Phys. Rev. B75. – 2007. – 220101(R).

СЕЛЕКТИВНОЕ ТРАВЛЕНИЕ КРИСТАЛЛОВ p -InP С НАНЕСЕННЫМИ НА НИХ ЦАРАПИНАМИ

Я.А. Сычикова¹, В.В. Кидалов¹, Г.А. Сукач², А.С. Балан¹, А.А. Коноваленко¹

¹*Бердянский государственный педагогический университет,
ул. Шмидта 4, Бердянск, 71118, Украина, E-mail-yanasuchikova@mail.ru*

²*Институт физики полупроводников им. В. Е. Лашкарёва НАН Украины,
Проспект Науки 41, Киев, 03028, Украина*

Интерес к изучению дефектов кристаллов и их влияния на формирование пористого слоя полупроводников возрос ввиду требований, предъявляемых к чистоте и совершенству кристаллов. Внешние условия являются определяющим фактором, благодаря которому поверхность кристалла во время травления изменяет свою форму, морфологию, что выражается на гранях в виде штриховки, фигур травления и т.д. Таким образом, дефект – это информация о событиях, происшедших с данным кристаллом, и о факторах, определяющих поведение кристалла во время анодного травления.

Для изучения влияния дефектов на формирование пористой поверхности InP на образцы воздействовали механически – вручную наносили царапины с неровными «рваными» краями. Толщина царапин 100 мкм. Такие обширные дефектные области использовались для наблюдения процессов порообразования внутри царапин.

На рис. 1 представлен фрагмент морфологии поцарапанного образца p -InP после электрохимической обработки в электролите, содержащем 5% HCl. Видны поры, проросшие внутри царапины, которые являются областью, наиболее «богатой» дефектами. Видно, что поры очень плотно упакованы, размер их составляет от единиц до сотен нанометров. Такой разбег пор по диаметру может свидетельствовать подтверждением факта первостепенного влияния дефектов на процесс порообразования во время селективного травления кристалла. Ядрами пор могут служить точечные дефекты, дислокации, ростовые дефекты, микротрещины и неровности поверхности полупроводника. Это приводит к образованию пор различного диаметра (в зависимости от типа дефекта, ответственного за образование данного ядра поры).

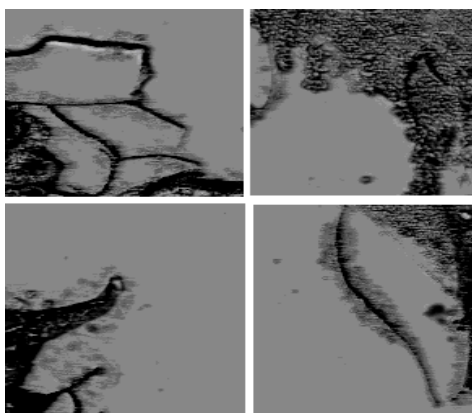


Рисунок также демонстрирует поры, образовавшиеся вокруг микроцарапины. Это свидетельствует о том, что уже образовавшиеся поры служат местами зарождения для новых пор. По-видимому, вокруг каждой поры образуется область концентрации напряжений, что может служить толчком для образования новой вблизи данной и так дальше. Другими словами, происходит цепная реакция, в результате чего пористая структура локализуется в определенных дефектных областях, обусловленных внешним воздействием на образцы.

Рис. 1. Морфология пористого слоя с нанесенными царапинами

**ОСОБЕННОСТИ НЕРАВНОВЕСНОЙ ДОМЕННОЙ СТРУКТУРЫ
ПРИ СПИН-ПЕРЕОРИЕНТАЦИОННОМ ФАЗОВОМ ПЕРЕХОДЕ
В ПЛЕНКЕ СО СЛАБОЙ ОСЕВОЙ АНИЗОТРОПИЕЙ****Ю.А. Мамалуй, Ю.А. Сирюк, А.В. Безус***Донецкий национальный университет, Донецк, Украина*

Эпитаксиальные феррит-гранатовые пленки имеют смешанную анизотропию: наряду с кристаллографической кубической ростовую одноосную. Соотношение констант анизотропии K_U/K_1 зависит от температуры T , что отражается на особенностях доменной структуры (ДС).

Цель работы – изучение механизма спин-переориентационного фазового перехода (СПФП). Исследования проведены на пленке состава $(YBi)_3(FeGa)_5O_{12}$: развитая поверхность $\langle 111 \rangle$, температура Нееля $T_N = 421$ К, точка компенсации $T_K = 223$ К и намагниченность насыщения при комнатной температуре $4\pi M_S = 110$ Гс. СПФП наблюдались по обе стороны от T_K на неравновесной ДС, т.е. без действия магнитного поля. Исследование на неравновесной ДС позволяет наглядно увидеть механизм СПФП, т.к. спиновая переориентация вызвана одним лишь температурным изменением K_U/K_1 . Предложены соответствующие эксперименту модели ДС.

В области высоких T (~ 350 К) СПФП наблюдался на решетке ЦМД, которая создавалась импульсным магнитным полем, перпендикулярным плоскости пленки, т.е. параллельно кристаллографической оси $\langle 111 \rangle$. Формирование ЦМД свидетельствует о наличии в этой области T осевой анизотропии. При $T > 350$ К наблюдаются на оранжевом поле темно-зеленые ЦМД – фазы $\Phi_1^{ось} \langle 111 \rangle$ и $\bar{\Phi}_1^{ось} \langle \bar{1} \bar{1} \bar{1} \rangle$. Доменная граница (ДГ) – 180-градусная блоховская. При 350 К некоторые участки ДГ уширяются, и от этих участков в обе стороны наблюдается изменение цвета поля (от оранжевого к желтому) и ЦМД (от темно-зеленого к зеленому). Это угловые фазы $\Phi_1 \langle \bar{1} 11 \rangle$ и $\bar{\Phi}_1 \langle 1 \bar{1} \bar{1} \rangle$. В этом случае блоховская ДГ является зародышем угловой фазы. При этом между осевой и угловой фазами граница не наблюдается. Интервал сосуществования угловой и осевой фаз 15° . ДГ 180-градусная, шире блоховской. Предположительно она имеет скрученный характер. Итак, в интервале $\Delta T = 15^\circ$ произошел СПФП из осевой фазы в угловую. Одновременно произошел фазовый переход (ФП) в ДГ: из 180° блоховской ДГ перешла в 180° скрученную. В области низких T (178-173 К) наблюдается поэтапное изменение цвета доменов и ширины ДГ: зеленый цвет ($\bar{\Phi}_1 \langle 1 \bar{1} \bar{1} \rangle$) переходит в желтый ($\Phi_2 \langle 11 \bar{1} \rangle$), а ДГ из 180° скрученной в широкую 60° ; затем желтый цвет ($\Phi_1 \langle \bar{1} 11 \rangle$) переходит в зеленый ($\bar{\Phi}_1 \langle 1 \bar{1} \bar{1} \rangle$), а ДГ преобразуется из 60° в 120° градусную. Таким образом, фазовый переход в доменной границе вызывает СПФП из одной угловой фазы в другую. СПФП происходит без зародышеобразования, путем поворота вектора M_S всего домена в энергетически более выгодное состояние.

Изучены два вида СПФП. Из сравнения их механизмов можно сделать следующие выводы. В обоих случаях фазовый переход в доменной границе вызывает спин-переориентационный фазовый переход. При высокой T СПФП происходит из осевой фазы в угловую фазу путем зародышеобразования. При низких температурах СПФП происходит из одной угловой фазы в другую угловую фазу путем поворота вектора M_S домена.

ВЛИЯНИЕ ПОПЕРЕЧНОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ
НА ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЕ CdAs_2 И ZnAs_2
ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХА.В. Тебенков¹, Р.Р. Мирзагалямов¹, А.Н. Бабушкин¹, А.Ю. Моллаев²¹Уральский госуниверситет им. Горького,
Екатеринбург, Россия, Aleksandr.Tebekov@usu.ru²Институт физики им. Х.И.Амирханова Дагестанского научного центра РАН,
Махачкала, Россия

При давлениях 20–45 ГПа и комнатной температуре в камере Верещагина-Яковлева из синтетических алмазов АСПК [1] исследовано поперечное магнетосопротивление полупроводниковых соединений CdAs_2 и ZnAs_2 . Сопротивление оценивали по падению напряжения, контактами к образцу служили наковальни. Максимальная величина поперечного магнитного поля 1 Тл.

В отсутствие магнитного поля CdAs_2 и ZnAs_2 переходят в низкоомное состояние при давлении порядка 25–30 ГПа (рис.1,2). Приложение поперечного магнитного поля величиной 1 Тл приводит к смещению перехода в низкоомное состояние в область давлений 35–40 ГПа. После снижения давления сопротивление образцов не возвращается в исходное состояние, что связано с необратимыми изменениями в структуре материалов.

При давлениях 25–35 ГПа барическая зависимость сопротивления CdAs_2 в магнитном поле имеет особенность. Известно [2], что CdAs_2 имеет особенности в энергии активации в диапазоне давлений 35–40 ГПа.

Наибольшее падение сопротивления при включении магнитного поля наблюдается в образцах в области давлений 35–40 ГПа и достигает примерно 15%. Этот диапазон давлений соответствует обнаруженным ранее особенностям электрофизических свойств [2,4]. Причины, вызывающие подобные аномалии в магнетосопротивлении, требуют дальнейших исследований.

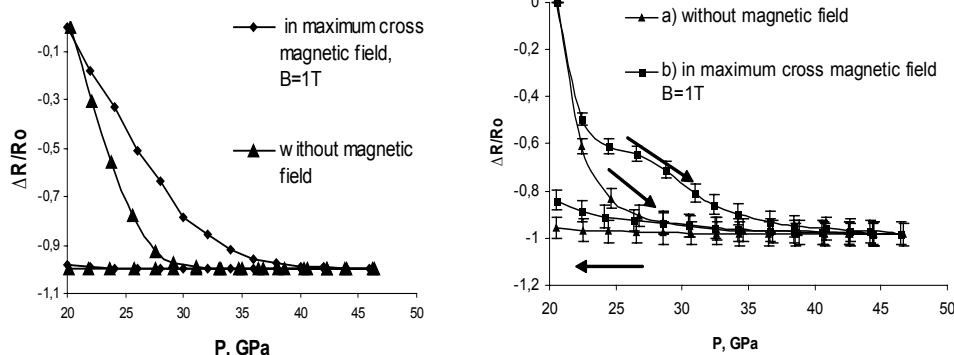


Fig. 1. The baric dependences of the resistance of ZnAs_2 . a) without magnetic field, b) in maximum cross magnetic field. R_0 – resistance at 20 GPa

Fig. 2. The baric dependences of the resistance of CdAs_2 . a) without magnetic field, b) in maximum cross magnetic field. R_0 – resistance at 20 GPa

1. Л.Ф.Верещагин, Е.Н.Яковлев и др. Письма в ЖЭТФ 1. – N 4. – 240 (1972).
2. Моллаев А.Ю., Арсланов Р.К., Сайпулаева Л.А. Фазовые превращения в CdAs_2 и ZnAs_2 при высоком давлении // ФТВД. – 2005, Т. 15, № 1. – С. 102–105.
3. А.Ю. Моллаев, Л.А. Сайпулаева, А.Г. Алибеков. Фазовые превращения в полупроводниках АПВ при высоком давлении // Физика и техника полупроводников. – 2009. – Т. 43, вып. 6.
4. Mollaev A., Arslanov R., Saypulaeva L., Babushkin A., Tatur S., Marenkin S., Vol'fkovich A. Phase transitions of p-type ZnAs_2 at very high pressures. Materials, V. 41, № 2, 2005, P. 95–97.

PRESSURE-INDUCED HIGH SPIN-LOW SPIN PHASE TRANSITION IN 2D COMPOUNDS $\text{Fe(3-Fpy)}_2\text{M(CN)}_4$, WHERE M – Pd, Ni, Pt

S.A. Terekhov¹, G.V. Bukin¹, A.B. Gaspar², J.A. Real², G.G. Levchenko¹

¹Donetsk Physical & Technical Institute NAS of Ukraine,
83114, Donetsk, st. R. Luxemburg, 72, g-levch@ukr.net

²Institut de Ciencia Molecular/Departament de Química Inorgànica Universitat de Valencia,
Valencia, Spain, jose.a.real@uv.es

Pressure induced HL-transitions of the divalent iron ions in high-molecular 2D compounds with general formula $\text{Fe(3-Fpy)}_2[\text{M}^{\text{II}}(\text{CN})_4]$, where 3-Fpy – halogen derivatives pyridine, M^{II} – doping metals Ni, Pd and Pt, have been analyzed visible light absorption experimental method. The experiments were done using a Carl Zeiss PGS-2 type spectrometer at room temperature with discrete changes of pressure. The pressure dependence of low-spin phase quantity (γ_{LS}) has been analyzed basing on the absorption band relating to transitions and $^1\text{A}_1 \rightarrow ^1\text{T}_2$ in the wave length range where the optical density change is proportional to γ_{LS} .

Fig. 1 illustrates dependences of a share of low-spin phase γ_{LS} on discretely increasing and decreasing pressure for 3 compounds, and Table 1 lists the experimental results of pressure- and temperature- induced spin transition.

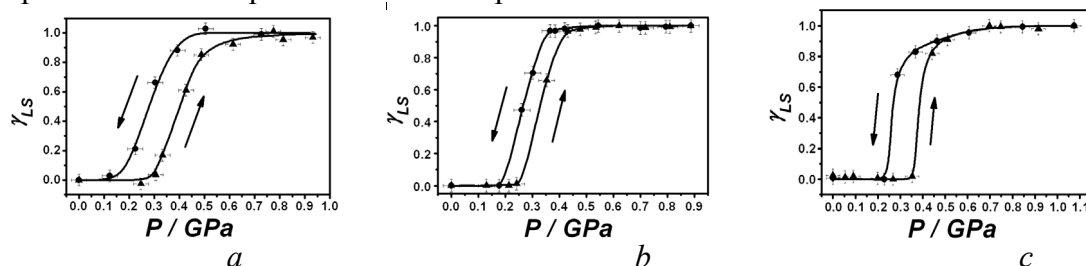


Fig. 1. Experimental curves $\gamma_{\text{LS}}(P)$ for three samples: *a* – $\text{Fe(3-Fpy)}_2\text{Ni(CN)}_4$, *b* – $\text{Fe(3-Fpy)}_2\text{Pt(CN)}_4$, *c* – $\text{Fe(3-Fpy)}_2\text{Pd(CN)}_4$

Table 1

3D Complex	$R_a, \text{\AA}$	HS-LS pressure-induced transition				HS-LS temperature-induced transition		
		$P_{1/2}, \text{GPa}$	$\Delta P_{1/2}, \text{GPa}$	$\Delta H, \text{K}$	Γ, K	$P_{1/2}, \text{GPa}$	$\Delta H, \text{K}$	Γ, K
$\text{Fe(3-Fpy)}_2\text{Ni(CN)}_4$	1.62	0.3352	0.0974	−71.69	952.60	0.3	−7.697	907.02
$\text{Fe(3-Fpy)}_2\text{Pd(CN)}_4$	1.79	0.3282	0.1175	−104.76	940.81			
$\text{Fe(3-Fpy)}_2\text{Pt(CN)}_4$	1.83	0.3041	0.0697	14.07	816.89	0.3	417.23	953.92

It is seen from fig.1 that for pressure increasing from the atmospheric to 8–10 kbar the compounds demonstrate the completed direct transitions from high- to low-spin state, and at pressure release the completed inverse HL-transitions are observed.

It has also been found that the HL-transition pressure decreases with the increase of the width doping-metals atomic radius, and presence of piezohysteresises having the width $\sim 0.16 \text{ GPa}$ points to strong cooperative interactions resulting from strong covalent and coordination bonds.

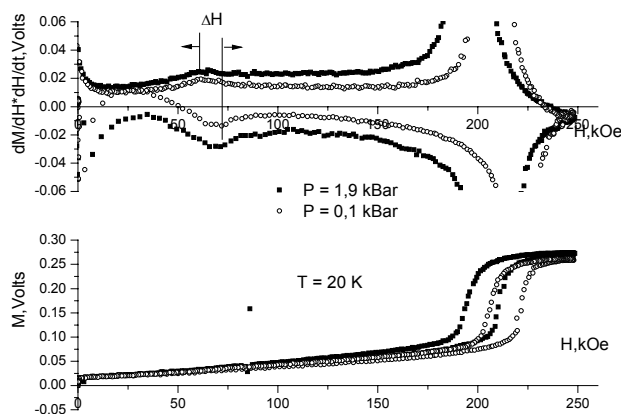
The comparative analysis of such parameters as the elastic energy and the interaction energy Γ determined from the temperature-induced HL-transitions under pressure and pressure-induced HL-transitions at the room temperature has shown that the interaction parameters obtained from the two experiments, are identical and the elastic energies are different. The difference in values of the elastic energy parameters allows to assume that the two thermodynamic parameters T and P are not entirely independent, however the problem need be studied more.

ОСОБЕННОСТИ НАМАГНИЧИВАНИЯ СПИРАЛЬНОЙ
СТРУКТУРЫ В MnCoSi ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Б.М. Тодрис, Е.А. Дворников, В.И. Вальков

*Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,
Донецк, Украина, E-mail: valkov@dpms.fti.ac.donetsk.ua*

Гигантский магнитокалорический эффект, усиленный магнитным фазовым переходом порядок-порядок, обусловлен существенным изменением энтропии в относительно узком интервале магнитных полей H вследствие значительной разницы в степени магнитного разупорядочения каждой из конкурирующих магнитоупорядоченных фаз или как результат дополнительного вклада от магнитоупругого взаимодействия [1]. Для определения изменения энтропии при индуцировании полем H фазовых переходов измеряется серия изотерм намагничивания $M(H)$ при последовательном повышении температуры (с малым шагом ΔT) вблизи точки фазового перехода [2]. Поэтому чрезвычайно актуальным являются исследования особенностей кривых $M(H)$ под давлением P в сплавах переходных металлов с сильным магнитоупругим взаимодействием. К таким сплавам относятся ряд силицидов $\text{Mn}_{2-x}\text{Co}_x\text{Si}$, в которых переходы из низкотемпературного геликоидального в ферромагнитное состояние одинаково сильно смещаются H и P . В процессе измерений в импульсных магнитных полях до 250 кЭ в диапазоне давлений $0 \leq P \leq 1.9$ кбар были обнаружены две особенности изменения $M(H)$ и ее производной



по полю. Как видно из рисунка, первая проявляется в поле порядка 50–75 кЭ. Она обусловлена намагничиванием спиральной фазы, сопровождается полевым гистерезисом ΔH , и заметна только на производной. Вторая особенность наблюдается в значительно больших полях. Ее наличие связано с магнитокалорическим переходом первого рода порядок–порядок. Установлено, что увеличение P не оказывает влияния на характер

намагничивания геликоидального состояния, но приводит к существенному смещению индуцированных переходов первого рода в область более низких полей H и, что наиболее важно, к возрастанию намагнитченности насыщения индуцированной фазы. Анализ полученных результатов позволяет сделать следующие выводы. Наличие первой низкополевой особенности косвенно подтверждает относительную индивидуальность спиралей, образованных магнитными моментами марганца и кобальта. Резкое возрастание намагнитченности насыщения индуцированной фазы под давлением может свидетельствовать о сохранении свойств антиферромагнитной структуры для индуцированного состояния.

1. Kanomata T., Shirakawa K., Kaneko T. Phys. Lett. **124**. – P. 100 (1987).
2. Sandeman K.G., Daou R., Ozcan S. and al. Phys. Rev. **B74**, 224436 (2006).



БАРИЧЕСКАЯ И ДЕФОРМАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТИ СОПРОТИВЛЕНИЯ СДВИГУ ГЦК- (Cu, Ag, Au, Fe–Ni) МЕТАЛЛОВ

**Т.П. Толмачёв^{1,2}, Д.А. Брытков¹, В.П. Пилюгин^{1,2}, А.В. Судакова^{1,2},
А.А. Ярославцев²**

¹Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

²Уральский государственный университет, Екатеринбург, Россия timpt@mail.ru

Изучено влияние сильного сжатия и деформации сдвигом на структуру и механические свойства (микротвёрдость H_μ , сопротивление сдвиговой деформации S) благородных ГЦК-металлов и железоникелевого сплава Н32. Структуру металлов исследовали комплексно методами оптической металлографии, электронной микроскопии, рентгеновской дифрактометрии на отражение и дифрактометрии в синхротронном излучении на просвет. Деформацию дисковых образцов диаметром 5–10 мм и начальной толщиной 0,30 мм проводили на твёрдосплавных наковальнях Бриджмена методом сдвига под давлением от 1 до 15 ГПа в диапазоне температур 80–293 К. Момент силы сопротивления образцов измеряли электронным динамометром АЦДС-1И-1. Установили зависимости момента вращения от угла поворота наковален. Для получения деформационной кривой использовали следующие соотношения [1,2]:

$$S = \frac{3}{4\pi a^3} M, \quad \gamma = \frac{rv}{h} t,$$

где S – напряжение сдвига, a – радиус наковальни, γ – деформация сдвига, r – радиус, на котором подсчитывается деформация, v – скорость вращения нижней наковальни, h – высота цилиндра, t – время кручения, M – момент вращения.

Экспериментально полученные кривые « H_μ – γ » и « S – γ » состоят из двух частей. Первая – параболического вида соответствует стадии упрочнения в металле, что соответствует увеличению концентрации дислокаций и формированию дислокационной ячеистой структуры, далее эта структура совершенствуется, что в конечном итоге приводит к формированию разориентированной на большие углы нанокристаллической структуры (НК). Вторая соответствует выходу НК-структуры на насыщение и достижению диссипативного состояния, когда подводимая механическая энергия практически полностью диссипирует в тепловую. При этом доминирующим механизмом деформации является механизм взаимного проскальзывания кристаллитов, известный как механизм зернограничного проскальзывания. Деформационные кривые низкотемпературного деформирования качественно повторяют вид деформационных кривых при комнатной температуре, но отличаются от них более высокими значениями сдвиговых напряжений. Измерены барические зависимости Cu, Ag, Au, Pt в диапазоне давлений 2–15 ГПа при 300 К. Выше критического давления «непроскальзывания» образцов зависимость напряжения сдвига от давления имеет линейный вид.

1. Л.Ф. Вережагин. Синтетические алмазы и гидроэкструзия. – М.: Наука, 1982. – 328 с.

2. R. E. Riecker, L. C. Towle. Shear Strength of Grossly Deformed Cu, Ag, and Au at High Pressures and Temperatures. J. Appl. Phys. **38**, 13, 1967.

**ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРОВ КРИСТАЛЛИТОВ НА ДАВЛЕНИЕ
ПЕРЕХОДА В ПРОВОДЯЩЕЕ СОСТОЯНИЕ В ZrO_2** **А.Н. Трефилова, Е.Г. Мальцева, А.Н. Бабушкин***Уральский государственный университет им. А.М. Горького,
Екатеринбург, Россия, trefilova@mail.ru*

Исследованы закономерности изменения электрофизических характеристик нанокристаллического диоксида циркония при давлениях 20–50 ГПа. Показано, что исходный размер кристаллитов влияет на величину давления фазового перехода.

Полученные сведения об электрических свойствах нанокристаллических порошков диоксида циркония, а также их температурных зависимостях могут быть использованы в разработке и развитии технологий по получению компактированных материалов.

Измерения сопротивления ZrO_2 на постоянном токе проводились в камере высокого давления с наковальнями типа «закругленный конус-плоскость».

При повышении давления в интервале 30–37 ГПа сопротивление всех образцов уменьшается на 3–4 порядка. Это давление соответствует известному фазовому переходу в орторомбическую фазу.

На рис. 1 представлена зависимость величин давлений переходов в высокопроводящее состояние от размеров кристаллитов. Точки переходов взяты по давлениям, соответствующим половине скачка сопротивления.

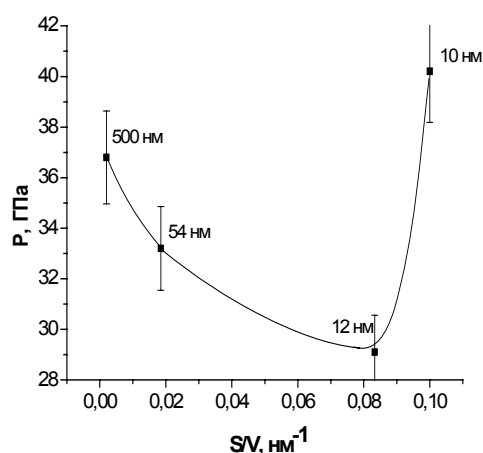


Рис. 1. Зависимость давлений переходов в высокопроводящее состояние от отношения площади поверхности к объему кристаллитов при температуре 290 К

При уменьшении размеров кристаллитов от 500 до 12 нм давление фазового перехода понижается. Однако при размере образца 10 нм давление перехода резко возрастает. Очевидно, что влияние поверхностных характеристик наиболее существенно для образцов с размером кристаллитов 10 нм.

Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России», Гос. контракт № П1231 от 27.08.2009.

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ НА КРИСТАЛЛИЧЕСКУЮ И МАГНИТНУЮ СТРУКТУРЫ АНИОН-ДЕФИЦИТНОГО МАНГАНИТА $\text{La}_{0.70}\text{Sr}_{0.30}\text{MnO}_{2.80}$

С.В. Труханов^{1*}, А.В. Труханов¹, Д.П. Козленко², А.Н. Васильев³

¹Научно-практический центр НАН Беларуси по материаловедению, Минск, Белоруссия (e-mail: truhanov@iftt.bas-net.by)

²Объединенный институт ядерных исследований, Дубна, Россия

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

Методом нейтронной дифракции исследована магнитная и кристаллическая структура анион-дефицитного манганита $\text{La}_{0.70}\text{Sr}_{0.30}\text{MnO}_{2.85}$ в диапазоне высоких давлений (0–5 ГПа) и температур (10–300 К). Установлено, что ниже ($T_f \sim 50$ К) наблюдается магнитное фазовое расслоение, которое характеризуется сосуществованием АФМ-областей С-типа с областями спинового стекла [1].

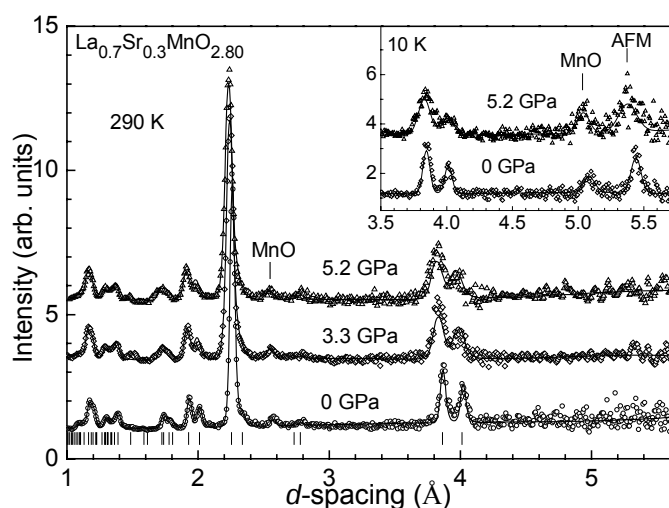


Рис. 1. Дифракционные спектры $\text{La}_{0.70}\text{Sr}_{0.30}\text{MnO}_{2.80}$, измеренные при $P = 0, 3.3$ и 5.2 ГПа, при $T = 290$ и 10 К, обработанные по методу Ритвельда

Характерное расщепление дифракционного пика в области $d \sim 3.9$ Å с ростом давления становится существенно более выраженным (рис. 1). Анализ показал, что в образце $\text{La}_{0.70}\text{Sr}_{0.30}\text{MnO}_{2.80}$ имеется чистая тетрагональная фаза ($I4/mcm$). Полученные значения параметров элементарной ячейки при комнатной температуре, $a_t = 5.459(3)$ Å и $c_t = 8.027(6)$ Å, согласуются с ранними результатами [2]. С понижением температуры $T < 50$ К наблюдалось появление нового магнитного рефлекса (100) на $d = 5.43$ Å, при этом дополнительного вклада в

ядерные пики не появлялось. Такое изменение дифракционных спектров является характерным для появления АФМ-состояния С-типа [3]. В АФМ-структуре С-типа магнитные моменты Mn формируют ферромагнитно упорядоченные цепочки, ориентированные вдоль тетрагональной оси c , при этом направление магнитных моментов меняется на противоположное в соседних цепочках. Характерная особенность этого состояния – упорядочение $d(3z^2 - r^2) e_g$ орбиталей ионов Mn. Рассчитанное значение упорядоченного магнитного момента ионов Mn составляет $\mu = 1.4(1)$ μ_B при 10 К. Оно существенно меньше ожидаемого для $\text{La}_{0.70}\text{Sr}_{0.30}\text{MnO}_{2.80}$ значения 4.1 μ_B . Малая величина μ указывает на наличие магнитного фазового расслоения, проявляющегося в сосуществовании наноскопических АФМ-областей дальнего порядка с областями спинового стекла, с объемным соотношением этих фаз 15% : 85%. Анализируются причины формирования кристаллической и магнитной структур.

1. В. Труханов, И.О. Троянчук, А.В. Труханов и др. Письма в ЖЭТФ **83**, 36 (2006).
2. D.P. Kozlenko, S.V. Trukhanov, E.V. Lukin et al. The Eur. Phys. J. **B58**, 361 (2007).
3. С.В. Труханов, Д.П. Козленко, А.В. Труханов, ФТВД **19**, 25 (2009).



ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИОННЫХ ПРОВОДНИКОВ СИСТЕМЫ Cu–Ag–Ge–As–Se ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ

А.Л. Филиппов, Н.В. Мельникова, О.Л. Хейфец, А.Н. Бабушкин

*Уральский государственный университет им. А.М. Горького,
Екатеринбург, Россия, afilippov@bk.ru*

Исследование влияния высоких давлений на электрические свойства ионных проводников методом импедансной спектроскопии является одним из направлений, развиваемых на кафедре физики низких температур Уральского университета. При исследовании электрических свойств существенное влияние на экспериментальные результаты оказывают процессы, происходящие на границе электрод-образец. Наиболее полно решить поставленную задачу позволяет метод импедансной спектроскопии. Этот метод позволяет получить данные как о свойствах самого материала, так и о его однородности, влиянии электродов, вкладах разных фаз в электрофизические свойства материала [1].

Измерение в широком диапазоне частот позволяет выделить вклады в электрические части от объемной части образца, поверхности и измерительной ячейки. Решение этих проблем особенно интересно для изучения поведения материалов при сверхвысоком сжатии.

Ранее авторами были исследованы электрические свойства ряда четырехкомпонентных соединений, обладающих проводимостью по ионам Cu^+ и Ag^+ [2]. Настоящая работа посвящена исследованию электрических свойств аморфных соединений $\text{Cu}_{(1-x)}\text{Ag}_x\text{GeAsSe}_3$ ($x = 0.7, 0.75, 0.8$) при давлениях 15–45 ГПа. Интерес к соединениям такого состава обусловлен возможностью создания ионной проводимости как по ионам Ag^+ , так и Cu^+ . При нормальном давлении эти соединения являются электронно-ионными проводниками.

Для генерации давлений до 50 ГПа использовали камеру высокого давления с наковальнями типа «закругленный конус–плоскость» из искусственных поликристаллических алмазов «карбонадо». Такие камеры были впервые предложены для создания статических давлений Л.Ф. Верещагиным и Е.Н. Яковлевым [3]. Из-за особенностей синтеза алмазы «карбонадо» хорошо проводят электрический ток, поэтому могут быть использованы в качестве контактов к образцу. Электрические свойства образцов исследовались с помощью измерителя-анализатора RLC в области частот 1–200 кГц.

Получены годографы импеданса указанных соединений при давлениях 15–45 ГПа и температуре 300 К, исследованы барические зависимости проводимости при разных частотах. Анализ вида годографов, барических зависимостей сопротивления и тангенса угла диэлектрических потерь позволил определить области существенных изменений электрических свойств в исследованных материалах.

Исследования выполнены при частичной финансовой поддержке гранта РФФИ 09-02-01316-а и Федеральной целевой программы «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 гг.

1. Укше Е.А., Букун Н.Г. Твердые электролиты. – М.: «Наука» 1977.
2. Хейфец О.Л., Кобелев Л.Я., Мельникова Н.В., Нугаева Л.Л. ЖТФ 77, вып. 1, 90 (2007).
3. Верещагин, Л.Ф., Яковлев Е.Н., Степанов Т.Н., Бибаев К.Х., Виноградов Б.В. Письма в ЖЭТФ 16, № 4, 240 (1972).



ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ И ДАВЛЕНИЯ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ИОННОГО ПРОВОДНИКА AgGeAsS_3

О.Л. Хейфец, А.И. Истомин, Н.В. Мельникова, А.Н. Бабушкин, К.С. Пинигина

*Уральский государственный университет им. А.М.Горького,
Екатеринбург, Россия, olga.kobeleva@usu.ru*

В последние годы в Лаборатории физики экстремальных воздействий на вещество УрГУ были синтезированы и проведены исследования разнообразных многокомпонентных халькогенидов серебра и меди. Среди исследованных халькогенидов обнаружены ионные проводники с низкими температурами начала ионного переноса, сегнетоэлектрики и т.д., однако свойства сложных халькогенидов при высоких давлениях практически не изучены.

В настоящей работе проведены исследования сопротивления AgGeAsS_3 при давлениях 10–50 ГПа в области температур 78–400 К. Соединение AgGeAsS_3 при нормальном давлении является ионным проводником с областью температур начала ионного переноса 120–150 К и долей ионного переноса 99,7% [1].

Давления создавали с помощью камеры высокого давления (КВД) с алмазными наковальнями типа «закругленный конус–плоскость», изготовленными из синтетических поликристаллических алмазов «карбонадо» [2]. Наковальни хорошо проводят электрический ток и могут быть использованы в качестве электрических контактов к образцу. Сопротивление короткозамкнутых наковален (~ 10 Ом) слабо меняется с температурой. Погрешность определения давления не превышает 10% в области давлений 10–50 ГПа. Используемая методика позволяет изучать один и тот же образец при последовательном увеличении и снижении давления, выдерживать длительное время под нагрузкой. Исследованные образцы, полученные сжатием в КВД, имели диаметр $\sim 0,2$ мм и толщину 10–30 мкм. Измерения проводили в линейной части вольт-амперной характеристики. Напряжение на КВД для исключения электрического пробоя не превышало 10 мВ. Температуру КВД регистрировали термопарой медь–константан.

Изучено влияние давления на области температур начала ионного переноса, исследован гистерезис сопротивления при нагружении и снятии нагружения с образца. Определены барические области существования в образце фазовых переходов, проанализировано изменение энергии активации проводимости с увеличением давления. Исследована временная релаксация сопротивления при разных давлениях. Проведено сравнение полученных результатов со свойствами ионного проводника AgGeSbS_3 при низких температурах и высоких давлениях.

Исследования выполнены при частичной финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 гг.

1. Baranova E.R., Kobelev V.L., Kobeleva O.L. et.al., Solid State Ionics **124**, 255–261 (1999)

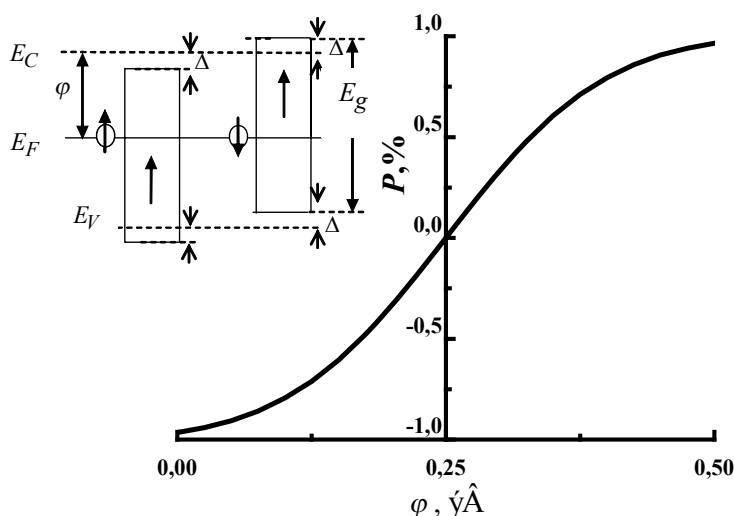
2. Верещагин Л.Ф., Яковлев Е.Н., Степанов Т.Н., Бибаев К.Х., Виноградов Б.В., Письма в ЖЭТФ **16**, № 4, 240 (1972)

ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ НА СПИНЗАВИСИМОЕ ТУННЕЛИРОВАНИЕ В ТУННЕЛЬНЫХ КОНТАКТАХ С МАГНИТНЫМ ДИЭЛЕКТРИКОМ

Т.А. Хачатурова¹, М.А. Белоголовский, А.И. Хачатуров

¹Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,
Донецк, Украина, khach@fti.dn.ua

Магниторезистивные туннельные контакты металл–магнитный диэлектрик–металл (М–МД–М), где роль магнитного диэлектрика играют халькогениды EuX (X = Te, Se, S, O), привлекают к себе всевозрастающее внимание [1]. Достоинство таких структур состоит в том, что в них легко достигается почти стопроцентная поляризация туннельного тока. Расчеты показывают, что устройства на основе такого почти идеального фильтра должны обладать необычайно высокими магниторезистивными свойствами [2]. Первые попытки создания таких структур не принесли желаемого результата [3]. Нам представляется, что причины этих относительных неудач заключены в традиционно упрощенном подходе, при котором диэлектрический слой в твердотельном туннельном контакте моделируется потенциальной ступенькой (однозонная модель). На самом деле диэлектрический слой представляет собой для туннелирующих электронов запрещенную энергетическую полосу, верхний край которой – дно зоны проводимости E_C , а нижний –



потолок валентной зоны диэлектрика E_V . E_G – ширина запрещенной зоны диэлектрика (см. вставку к рис.).

Расчеты в рамках двухзонной модели для туннельного контакта металл–EuS–металл с толщиной диэлектрика $d = 35 \text{ Å}$ и шириной щели $E_G = 1.6 \text{ эВ}$ показали, что в зависимости от расположения уровня Ферми в запрещенной зоне диэлектрика спиновая поляризация изменяет свой знак.

Актуальность использования высоких давлений при исследовании свойств М–МД–М связана с тем, что они приводят к значительному росту температуры Кюри T_c . Так, например, T_c EuS возрастает от 16 К до 320 К [4]. Нами проведен детальный анализ того, какие изменения должны при этом происходить в туннельных и магниторезистивных характеристиках исследуемых структур.

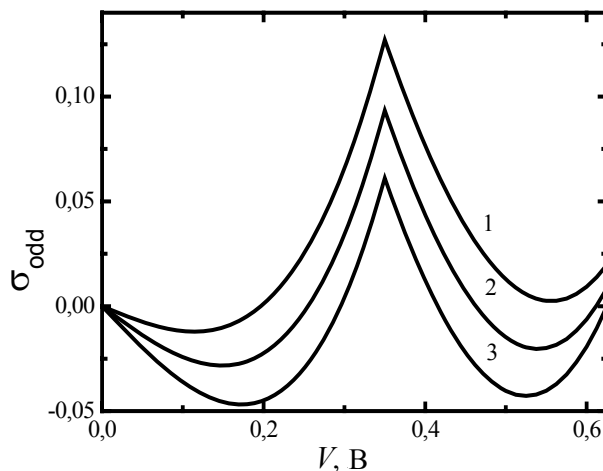
1. J.M. Teresa // Physics – 2009. – V.2. – P. 13.
2. D.C. Worledge and T.H. Geballe // J.Appl.Phys. – 2000. – V. 88. – P. 5277.
3. G.-X. Miao, M. Muller, and J.S. Muderer // Phys. Rev. Lett. – 2009. – V. 102 – P. 076601
4. K. Rupprecht // Ph.D. thesis Universitat Paderborn. – 2004.

ИЗМЕНЕНИЯ В НЕЧЕТНОЙ ЧАСТИ ДИФФЕРЕНЦИАЛЬНОЙ ПРОВОДИМОСТИ КОНТАКТОВ Fe–I–Fe ПРИ СЖАТИИ ДИЭЛЕКТРИЧЕСКОГО БАРЬЕРА

Т.А. Хачатурова¹, А.В. Василенко, А.И. Хачатуров

¹Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,
Донецк, Украина, khach@fti.dn.ua

В [1] были проведены первопринципные расчеты, уточнившие строение электронной структуры железа. В ходе этих исследований также было установлено, что в магниторезистивных туннельных контактах с ферромагнитными электродами из железа в туннельном процессе принимают участие две зоны: одна – со спином вверх (энергия Ферми $E_{F_1} = 2.25$ эВ), а вторая – со спином вниз ($E_{F_2} = 0.35$ эВ). Известно, что наличие малой зоны в электронном спектре одного из электродов может оказать существенное влияние на общий вид барьерных характеристик. В настоящей работе в широком диапазоне напряжений проведены расчеты зависимости дифференциальной туннельной проводимости $\sigma(V) = dI/dV$ от напряжения смещения V туннельного контакта М–I–Fe (где М – немагнитный металл с энергией Ферми в несколько электрон-вольт) и установлено, что особенности, связанные с краями малой зоны, остаются незаметными на фоне вклада в проводимость, который дает большая зона. Показано, что искомые эффекты находят свое отражение в так называемой нечетной части проводимости



$\sigma^1(V) = [\sigma(V) - \sigma(-V)]/2$, расчет которой позволяет избавиться от всех симметричных по напряжению эффектов. Для устранения несимметричных эффектов, связанных с асимметрией потенциального барьера, мы удалили из $\sigma^1(V)$ линейное слагаемое и получили характеристику $\sigma(V)$, весьма чувствительную к зонным особенностям туннельных электродов. Кривые, приведенные на рисунке, рассчитаны

для туннельных барьеров с одинаковой высотой $\phi = 4$ эВ, но разной толщиной (1 – $d = 18$ Å, 2 – $d = 19$ Å, 3 – $d = 20$ Å). Расчеты показывают, что изменение барьерных параметров, вызванное высоким давлением, влияет лишь на величину пика, поэтому изменение местоположения соответствующего пика в экспериментальных кривых дало бы возможность определить, как изменяется под давлением значение энергии Ферми малой зоны.

1. W.H. Butler, J.M. MacLaren, X.-G. Zhang, T.C. Shulthess, D.M. Nicholson, and A.B. Oparin, J.Appl.Phys **85**. – 5834 (1999).

ВИБІР ПОКРИТТІВ В МІКРОУДАРНИХ УМОВАХ КАВІТАЦІЇ

С.М. Чернега, М.А. Красовський

*Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут»,
smchernega@mail.ru*

Розроблено критерій вибору покриттів на основі аналізу фізичних процесів, що відбуваються в умовах високошвидкісних ударних явищ при кавітації. Обґрунтовано вибір кавітаційностійких одно- і багатошарових покриттів в умовах високошвидкісних ударних явищ шляхом врахування характеристик матеріалу: щільності (ρ), модуля пружності Юнга, швидкості звуку (C) в матеріалі, товщини покриття (h_c). Показано, що в умовах кавітації покриття виконують захисну функцію, коли акустичний опір покриття ($\rho_c \cdot c_c$) більший за акустичний опір матеріалу матриці ($\rho_m \cdot c_m$), та кавітуючої рідини ($\rho_l \cdot c_l$). Встановлено, що дифузійні покриття на основі карбідів перехідних металів і боридів заліза забезпечують високий ступінь захисту металевої матриці за умов кавітації. Теоретично обґрунтовано та експериментально підтверджено критерій вибору товщини захисних покриттів. Встановлено, що високу кавітаційну стійкість мають гомогенні покриття або багатошарові покриття з товщинами, що задовольняють рівнянню: $h_c > 2d(C_c/C_l)$, де d – діаметр мікроструменя рідини, який виникає при гідравлічному ударі, C_c та C_l – швидкості поширення звуку в матеріалі покриття та кавітуючої рідини відповідно. При менших товщинах шарів багатошарового покриття, необхідно враховувати перерозподіл напруг на границі фаз. При значній перевазі акустичного опору верхнього шару над нижнім майже всі напруження зосереджуються у верхньому шарі. Показано, що умовою високої кавітаційної стійкості в двофазових шарах карбідів хрому Cr_{23}C_6 та Cr_7C_3 є близьке значення їх акустичних опорів.

Вперше запропоновано критерій оцінки прогнозування стійкості матеріалів в умовах кавітаційного зношування, заснований на принципах теорії зношування. Стійкість матеріалів до кавітаційного зношування визначається комбінацією параметрів мікротвердості H_μ і тріщиностійкості K_{Ic} . Отримано співвідношення між характеристиками мікротвердості, тріщиностійкості і кавітаційним зношуванням $\frac{dV}{dt} = \frac{dE/dt}{K_{Ic}^m H_\mu^n}$. Визначено, що $n = 0,3$; $m = 0,7$. Запропонована залежність дозволяє оцінювати та прогнозувати кавітаційне зношування різних класів покриттів за параметрами мікротвердості і тріщиностійкості.

Кінетика кавітаційного руйнування дифузійних покриттів на початковій стадії описується поліноміальною залежністю, коефіцієнти доданків поліному визначаються характеристиками покриттів: мікротвердістю, тріщиностійкістю, величиною залишкових напружень стиснення, напруженням сколювання, пористістю. На стадії самоорганізації механізму зношування спостерігається лінійна залежність втрати маси від часу. Проведено розрахунок параметрів моделі для кавітаційностійких покриттів на основі карбідів хрому, ванадію і титана на всіх досліджених вуглецевих сталях і боридних покриттів, легованих хромом, ванадієм і титаном на сталі 45. Кавітаційна стійкість сталей 20, 45 і У8А з карбідними покриттями на основі перехідних металів зростає в ряді: $(\text{V-Nb})\text{C} \rightarrow \text{NbC} \rightarrow \text{ZrC} \rightarrow (\text{Si-Cr})\text{C} \rightarrow (\text{Cr-Ti-V})\text{C} \rightarrow (\text{V-Cr})\text{C} \rightarrow \text{TiC} \rightarrow (\text{Nb-Cr})\text{C} \rightarrow \text{VC} \rightarrow (\text{Zr-Cr})\text{C} \rightarrow \text{Cr}_m\text{C}_n$. Найбільш високу стійкість мають покриття на основі карбідів хрому і ванадію. Формування таких покриттів дозволяє підвищити в 5–10 разів термін служби виробів, що працюють в умовах інтенсивного кавітаційного руйнування.

Серед дифузійних легованих боридних покриттів найбільш стійкими є покриття, леговані Cr та V, які підвищують кавітаційну стійкість вуглецевих сталей в 2–3 рази.



НАВЕДЕННЫЙ ДАВЛЕНИЕМ ФОТОЭЛЕКТРЕТНЫЙ ЭФФЕКТ В ПЬЕЗОЭЛЕКТРИКЕ-ПОЛУПРОВОДНИКЕ ГЕРМАНОСИЛЛЕНИТА – ПРИЧИНА ОПТОПЬЕЗОЗАРЯДОВОГО ЯВЛЕНИЯ

В.И. Чмырев, В.М. Скориков, Г.А. Ермаков, Э.В. Ларина

*Институт общей и неорганической химии им. Н.А. Курнакова РАН
e-mail: vikchmyrev@rambler.ru*

В шестидесятых годах прошлого века были открыты многие уникальные физические свойства монокристаллов со структурой силленита $\text{Bi}_{12}\text{EO}_{20}$, где E – элементы Si, Ge, Ti, Al, Ga и т.д. (структура была установлена в 1937 г. Силленом, в честь которого эти материалы и называют силленитами). Низкие скорости объемных и поверхностных УЗ-волн позволили создать линии задержки. Высокая фоточувствительность, фоторефрактивные, оптические и электрооптические свойства были применены в оптоэлектронике для создания активных элементов пространственно-временных модуляторов света для записи голограмм.

В [1] сообщалось об открытии в монокристаллах $\text{Bi}_{12}\text{GeO}_{20}$ оптопьезозарядового эффекта, заключающегося в изменении величины пьезомодуля – эффективного пьезомодуля d_λ – под действием света. Из монокристалла, выращенного по методу Чохральского, приготавливались образцы в виде шайб, ориентированных по плоскости (111). После полировки на часть образцов с обеих сторон на эти плоскости наносились полупрозрачные покрытия из серебра и никрома напылением в вакууме; другая часть образцов была покрыта с обеих сторон пленками SnO_2 , приготовленными методом пиролиза [2]. Свет снизу через интерференционный светофильтр, прозрачную опору и полупрозрачный электрод попадал на образец. Сверху через пуансон плавно прикладывалось давление, а затем с помощью электромагнита быстро снималось. По первому отбросу луча баллистического гальванометра рассчитывался заряд, прошедший через него, согласно методике [3]. Фиксируемый заряд Q линейно зависел от величины приложенного давления P только для образцов, покрытых двуокисью олова. dQ/dP зависел от длины волны света λ . По этим данным рассчитывался эффективный пьезомодуль d_λ . Оказалось, что освещение образца с двух различных сторон А и В приводит к различным спектральным зависимостям d_λ . При освещении контакта А, на котором в темноте индуцируется при нагрузке положительный пьезозаряд, d_λ падает от темнового d_T до $\sim 0,5d_T$ ($\lambda = 630$ нм). При освещении контакта В, на котором в темноте при нагрузке индуцируется отрицательный заряд, d_λ оказывается больше темнового при $\lambda < 452$ нм и меньше темнового при $\lambda > 452$ нм.

Оптопьезозарядовый эффект объясняется взаимодействием фотоэлектретных зарядов с пьезоэлектрическими – при приложении давления P в образце появляется внутреннее пьезополе E , направленное от А к В и, соответственно, поверхностный потенциал А ниже такового В на величину пьезопотенциала, тем большего, чем больше приложенное давление, что приводит к перераспределению отрицательных зарядов, возникших за счет внутреннего фотоэффекта, инжектируемых контактом А контакту В с образованием фотоэлектретных зарядов. Отметим, что это интересное явление до конца не понято. Необходимы дополнительные исследования влияния давления на фотоэлектретный эффект, однако уже на этом этапе отметим возможность определения типа основных фотоносителей и их концентрации с помощью наблюдаемого эффекта.

1. Чмырев В.И., Скориков В.М., Ермаков Г.А. ФТТ, 1980, с.3164.
2. Глоzman И. А. Пьезокерамика. М.: Энергия, 1967, с. 272.
3. Чмырев В.И., Скориков В.М., Субботин М.И. Неорг. Мат. 1983, Т. 19, № 2, с. 269.



ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ НА ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ХАЛЬКОГЕНИДОВ СИСТЕМЫ Ag–Sn–Sb–Se₃

Э.Ф. Шакиров, О.Л. Хейфец, Н.В. Мельникова, А.Н. Бабушкин

*Уральский государственный университет им. А.М. Горького,
Екатеринбург, Россия, shakirov.eldar@gmail.com*

Настоящая работа посвящена исследованию электрических свойств синтезированных сложных халькогенидов $(\text{SnSe})_x(\text{AgSbSe}_2)_{1-x}$ ($x = 0.1, 0.3$) и изучению влияния состава на их свойства при высоких давлениях. Исследования таких соединений при высоких давлениях представляет интересную задачу, поскольку приложение давления приводит к принципиальным изменениям электрических свойств соединений и появлению фазовых переходов.

Для генерации давлений до 50 GPa использовали камеру высокого давления с наковальнями типа «закруглённый конус–плоскость» из искусственных поликристаллических алмазов «карбонадо». Эти наковальни вследствие особенностей синтеза обладают хорошей проводимостью и могут быть использованы в качестве электродов к образцу [1]. Электрические свойства полученных образцов исследовались с помощью измерителя-анализатора импеданса RLC-2000 в области частот 1–200 kHz методом импедансной спектроскопии.

Синтез соединений осуществлялся сплавлением исходных компонент в кварцевых ампулах в режиме ступенчатого нагрева. Полученные материалы имеют металлический цвет и блеск. Проведена рентгеноструктурная аттестация, получены дифрактограммы соединений на дифрактометре Bruker D8.

В результате исследований при высоких давлениях получены и проанализированы годографы импеданса, барические зависимости сопротивления и тангенса угла диэлектрических потерь, оценены времена релаксации электросопротивления. Обнаружены области существенных изменений электрических свойств образцов.

Исследования выполнены при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» 2009-2013.

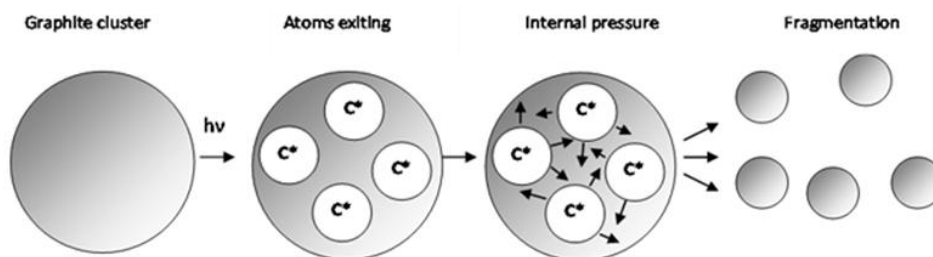
1. Вережагин Л.Ф., Яковлев Е.Н. ЖЭТФ 16, № 4 (1972).

РАДИАЦИОННЫЕ ЭФФЕКТЫ ПРИ РОСТЕ АЛМАЗОПОДОБНЫХ ПЛЕНОК НИТРИДА УГЛЕРОДА

Р.В. Шалаев, А.М. Прудников, Д.В. Распорня*Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,
Донецк, Украина, sharos@mail.ru*

Как известно, особенности взаимодействия электромагнитного излучения с материалом зависят как от параметров излучения, так и от физико-химических свойств облучаемой среды. Для алмазоподобных углеродных пленок соответствующие процессы возбуждения могут быть разделены на относящиеся к диэлектрической матрице и графитоподобным нанокластерам. Воздействие электромагнитного излучения на ростовую поверхность пленок и на газовую фазу вблизи поверхности роста оказывает исключительно большое влияние на протекание процессов роста. Также облучение является причиной **возникновения локальных внутренних давлений** в материале, которые, в частности, могут вести к структурным изменениям получаемых пленок.

При электромагнитном облучении основная часть энергии поглощается графитоподобными нанокластерами, а прозрачная матрица не успевает нагреться. Поэтому в графитоподобных кластерах возникает локальное повышение температуры и давления. Тогда для подобных условий распределения поглощенной энергии в композиционном материале, которым является алмазоподобная пленка, может наблюдаться уменьшение размеров графитоподобных нанокластеров, обусловленное процессом фотофрагментации (рис.1). Активное поглощение электромагнитного излучения кластерами графитоподобного углерода приводит к возбуждению углеродных атомов, входящих в состав кластеров. В возбужденном атоме электронные орбитали занимают более высокое положение, т.е. формально радиус атома увеличивается. Это приводит к возникновению внутреннего давления в кластерах и их дальнейшему разрушению.

**Рис. 1.** Фотофрагментация графитных кластеров

В представленной работе магнетронным способом распыления графитной мишени получены алмазоподобные пленки нитрида углерода CN_x в условиях облучения ростовой поверхности электромагнитным излучением (УФ- и видимого диапазона спектра). Изучены оптические свойства пленок и выявлены основные закономерности воздействия излучения на ростовые процессы алмазоподобных углеродных пленок.

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ НА ЭЛЕКТРОННУЮ СТРУКТУРУ УГЛЕРОДНОЙ НАНОТРУБКИ ЗИГЗАГ (8,0)

В.Г. Бутько, А.А. Гусев, Т.Н. Шевцова, Ю.Г. Пашкевич

Донецкий физико-технический институт им. А. А. Галкина НАН Украины,
ул. Розы Люксембург, 72, Донецк, 83114, Украина, shev@teor.fti.ac.donetsk.ua

В рамках теории функционала плотности неэмпирическим методом LAPW (линеаризованных присоединенных плоских волн) [1] проведены расчеты электронных свойств углеродной нанотрубки (8,0) при различных степенях сжатия вдоль оси нанотрубки.

Без сжатия углеродная нанотрубка (8,0) представляет собой типичный полупроводник с прямой запрещенной щелью, равной 0,62 eV [2]. Потолок валентной зоны, как и дно зоны проводимости, расположены в точке Г. Нестандартные изменения ширины запрещенной щели при повышении давления представлены на рисунке. Вначале ширина запрещенной щели увеличивается и становится максимальной при сжатии, равном 3,1%, а затем уменьшается, и при сжатии 9,9% запрещенная щель исчезает. Тип проводимости меняется с полупроводникового на металлический. На уровне Ферми плотность электронных состояний при таком сжатии равна 0.617 states/eV.

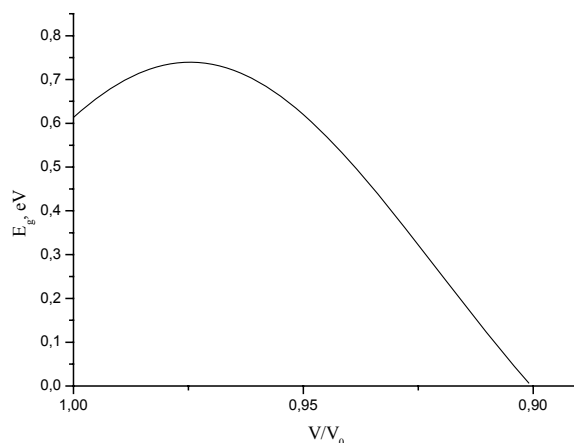


Рис. Зависимость ширины запрещенной щели E_g от степени сжатия углеродной нанотрубки (8,0)

1. P. Blaha, K. Schwarz, P.I. Sorantin, S.B. Trickey, Comp. Phys. Commun. **59**, 399 (1990).
2. В.Г. Бутько, А.А. Гусев, Т.Н. Шевцова, Ю.Г. Пашкевич, ФНТ **35**, 183 (2009).



ОСОБЕННОСТИ ТЕРМИЧЕСКО-БАРИЧЕСКОЙ ЗАВИСИМОСТИ ТЕПЛОЕМКОСТИ И ПЛОТНОСТИ ВЫСОКОСПИНОВЫХ СОСТОЯНИЙ МЕТАЛЛСОДЕРЖАЩИХ ВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СО СПИНОВЫМИ ПЕРЕХОДАМИ

В.В. Шелест, А.В. Христов, Г.Г. Левченко

*Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,
Донецк, Украина, e-mail: efbji@list.ru*

Рассматриваются термическо-барические зависимости металлоорганических соединений, реализующих спиновые переходы (СП) высокий спин (ВС) – низкий спин (НС). Для целого ряда высокомолекулярных соединений, обнаруживающих термический и обусловленный давлением СП, характеризуемый изменением спинового состояния системы ($BC \leftrightarrow HC$), наблюдается несовпадение положения максимума на графике теплоемкости $C_p(T)$ и точки перегиба кривой приведенной доли высокоспиновой фазы $\rho_H(T)$. Подобное несоответствие калориметрических зависимостей наглядно демонстрируют многие СП-соединения, например $Fe(phen)_2(NCS)_2$ [1–3], $[Fe(abpt)_2(NCX)_2]$ ($X = S, Se$) [4] и др.

Предполагаемое объяснение природы данного различия в предложенном иллюстративно-аналитическом рассмотрении основывается на учете дополнительных каналов, дающих вклад в теплоемкость, обычно определяемую как аддитивную величину и обычно не учитывающую вклада электрон-фононного ангармонизма [5]. В реальности электронное и спиновое распределения могут как оставаться неизменными, так и меняться в зависимости от изменения интервалов между электронными уровнями системы (изменении объема) и, наоборот, – изменение объема может привести (может и не привести – приближение) к перераспределению электронной и спиновой плотности подсистем. Присутствие в исследуемых системах локального и решеточного линейного и нелинейного ангармонизма с известной существенной кооперативностью системы и приводит к данному несоответствию, реально проявляемому на графиках кривых $C_p(T)$ и $\rho_H(T)$ [5].

Предполагается, что в изотермическом случае с ростом давления направление изменения вышеуказанного несоответствия ведет либо к его уменьшению, возможно, вплоть до его уничтожения, либо к его росту или к появлению в случае его начального отсутствия. Рассмотренное несоответствие и варианты последующего развития событий в результате воздействия термодинамических сил (T, P) и других возмущающих систему факторов (например, внешнее статикодинамическое магнитное поле), обусловлены, очевидно, особенностями структуры решетки, ее квазиразмерностью, анизотропией, спецификой геометрии и электронного строения комплексов, наличием легко поляризуемых межатомных элементов и, несомненно, спецификой электронной и фононной подсистем, непосредственно влияющих на спиновую плотность высокомолекулярного СП-соединения.

1. M. Sorai, Bull. Chem. Soc. Jpn., **74**, 2223 (2001).
2. A. Bousseksou, N. Negre, M. Goiran, L. Salmon, J.-P. Tuchagues, M.-L. Boillot, K. Boukheddaden and F. Varret, Eur. Phys. J. **B13**, 451 (2004).
3. E.W. Müller, H. Spiering, P. Gülich, Chem. Phys. Lett., **93**, 567 (1982).
4. N. Moliner, M. C. Muñoz, S. Létard et al., Inorg. Chimica Acta, **291**, 279 (1999).
5. В.В. Шелест, А.В. Христов, Г.Г. Левченко, ФТВД, **18**, 42, (2008).

**ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ОБЩЕГО И ОСТАТОЧНОГО РЕСУРСОВ
АППАРАТОВ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ ДЛЯ СИНТЕЗА АЛМАЗОВ
И ДРУГИХ СВЕРХТВЕРДЫХ МАТЕРИАЛОВ****С.И. Шестаков**¹*Институт сверхтвердых материалов им. В.Н.Бакуля НАН Украины,
Киев, Украина, lsmet@kinetic.ac.donetsk.ua*

Общий ресурс работы основного элемента аппаратов высокого давления (АВД) – твердосплавной матрицы – можно представить как $N = N_1 + N_2$, где N_1 – часть ресурса матрицы, характеризующаяся накоплением в материале усталостных повреждений и ростом микродефектов до размера макротрещины; N_2 – число циклов нагружения, в течение которого происходит рост магистральной трещины до критического размера.

Определение ресурса N_1 проведено на основе ранее предложенного подхода, согласно которому напряженное состояние материала в процессе циклического нагружения описывается тензорами σ_1 и σ_2 , вычисляемыми МКЭ и соответствующими рабочему режиму и состоянию разгрузки АВД. Тогда основные соотношения для определения числа циклов нагружения твердосплавных изделий до образования макродефекта выглядят как:

$$\begin{aligned} |\sigma_1 - \sigma_2| &= (2|\sigma_+| - |\sigma_1 + \sigma_2|\eta)(1 - m_N \lg N_{11}), \\ |\sigma_1 - \sigma_2| &= (2|\sigma_-| + |\sigma_1 + \sigma_2|\eta)(1 - m_N \lg N_{12}). \end{aligned} \quad (1)$$

Ресурс определяется как $N_1 = \min(N_{11}, N_{12})$ после подстановки в уравнения (1) амплитудных σ_a и средних σ_m напряжений цикла, пределов прочности твердого сплава на растяжение σ_+ и сжатие σ_- , определенных с учетом масштабного фактора и сложного напряженного состояния АВД. В соотношениях (1) m_N – коэффициент, характеризующий угол наклона усталостной прямой в координатах $\sigma_{-1} - \lg N$, η – параметр, учитывающий взаимную ориентацию в пространстве напряжений векторов σ_+ и σ_m [1], σ_{-1} – предел усталости материала при гармоническом нагружении.

Определение остаточного ресурса АВД проведено путем расчета долговечности матрицы, содержащей трещину на внутренней рабочей поверхности в зоне действия максимальных растягивающих напряжений. Длина исходной трещины задавалась таким образом, чтобы она более чем на порядок превышала размеры структурных элементов твердых сплавов, что дало возможность решать задачу в рамках линейной механики разрушения. Учитывался смешанный вид разрушения матрицы, характеризующийся двумя коэффициентами интенсивности напряжений (КИН) K_I и K_{II} . Последние рассчитывались по методу виртуального роста трещины. Для учета совместного действия двух типов развития разрушения вводился в рассмотрение эффективный КИН $K_{эф}$, определяемый по методике, предложенной Эрдоганом и Си. Для оценки остаточного ресурса твердосплавной матрицы использовалось уравнение Париса

$$N_2 = C \int_{l_{th}}^{l_{fc}} K_{эф}^{-n}(l) dl, \quad (2)$$

где C , n – константы, определяемые экспериментально, l_{th} , l_{fc} – начальная и критическая длина трещины.

Показано, что прогнозируемый согласно разработанной методике ресурс работы АВД типа «наковален» хорошо согласуется с результатами их промышленных испытаний.

**УСЛОВИЯ СОВМЕСТИСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ
И ПРЕДЕЛЬНОГО ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ ЗЕРЕН В МЕТАЛЛАХ****Ф.З. Утяшев***Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, ufz1947@mail.ru*

В работе показано, что способность фрагментироваться – образовывать при деформации области разориентации – является непосредственным следствием условия совместности пластической деформации металлических материалов, которое, как известно, вытекает из фундаментального закона сохранения вещества. В теории обработки металлов давлением это условие обычно представляют в виде шести уравнений, полученных дифференцированием соотношений Коши и исключением из них компонент вектора перемещения.

Однако такое представление условия совместности не достаточно для металлических материалов, структура которых зависит не только от деформации, но и от поворота (ротаций) ее элементов, и, следовательно, от дисторсии кристаллической решетки. По определению тензор дисторсии $\hat{\beta} = \hat{e} + \hat{\omega}$, где соответственно $\hat{e}$ и $\hat{\omega}$ тензоры деформации и поворота. Для крупнозернистого металла условие совместности можно записать в виде:

$$\sum_1^N \nabla \times (\hat{e} + \hat{\omega}) = \sum_1^N \nabla \times \left(\sum \rho_k \lambda_k \hat{T}_k + \sum \rho_k \lambda_k \hat{R}_k \right) = 0,$$

где после символа оператора Гамильтона ∇ использованы выражения и обозначения, приведенные в работе [1]: $\hat{T}_k = 0,5(\vec{n}\vec{b} \times \vec{b}\vec{n})_k$ и $\hat{R}_k = 0,5(\vec{n}\vec{b} - \vec{b}\vec{n})_k$ – симметричная и несимметричная части двухвалентного тензора для k -й системы скольжения; ρ_k – плотность дислокаций; λ_k – средняя длина пробега дислокаций; $\vec{n}$, $\vec{b}$ – нормаль к плоскости скольжения и вектор Бюргерса для k -й системы скольжения в зерне; N – число зерен.

В иных формах, основанных на важных свойствах основных носителей деформации в металлах – решеточных дислокаций, условия совместности деформации имеют вид:

$$\text{div} \hat{\alpha} = \nabla \cdot \hat{\alpha} = 0,$$

$$\iiint_V \nabla \cdot \vec{b} \, dV = \iint_A \vec{b} \, dA,$$

где $\hat{\alpha}$ – тензор плотности дислокаций; V и A – соответственно объем и площадь поверхности деформируемого металла.

Решение и анализ представленных уравнений позволил конкретизировать условия совместности больших и интенсивных деформаций металлов на макро-, мезо- и микроуровнях и формирования в них предельно измельченных зерен. Для ряда методов интенсивной пластической деформации рассмотрены также условия, обеспечивающие материалам эквивалентные степени деформации и деформированные состояния с учетом тензора поворота.

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

2. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: структура и свойства. – М.: ИКЦ, Академкнига, 2007. – С. 398.

**ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ
НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$** **А.И. Коршунов, А.А. Смоляков, Т.Н. Кравченко, И.И. Каганова***ФГУП «Российский федеральный ядерный центр – Всероссийский научно-исследовательский институт экспериментальной физики»,
г. Саров, Россия, alex.i.korshunov@gmail.com*

Механические свойства сплава $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$ исследовались в исходном, закаленном состоянии и после равноканального углового прессования (РКУП). Восемь проходов РКУП сплава позволили измельчить зерно примерно на два порядка и, как следствие, привели к повышению всех прочностных характеристик. Фазовый предел текучести увеличился на 50%, условный предел текучести – практически в 2 раза, а предел прочности – более чем на 20%. Более чем в два раза увеличился модуль упрочнения. Практически не изменилась величина площадки, соответствующая фазовому пределу текучести, но после РКУП в конце площадки появился характерный зуб текучести. Как и для обычных конструкционных материалов, после РКУП для сплава $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$ произошло значительное (более чем в 3 раза) снижение относительного удлинения.

Анизотропия механических свойств при растяжении для сплава $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$ после РКУП полностью отсутствует. Свойства материала вдоль и поперек прутка практически одинаковы, небольшие различия укладываются в пределы внутрипартийного разброса.

Имеет место небольшой масштабный эффект для всех прочностных характеристик. Фазовый и условный пределы текучести, а также предел прочности для образцов с диаметром 1,5 мм выше на 5–7%, чем для образцов с диаметром 4 мм. Изменение характеристик пластичности более значительно. Для микрообразцов относительное удлинение после разрыва в полтора раза ниже, а относительное сужение в полтора раза выше, чем те же характеристики для стандартных образцов. Также для микрообразцов примерно в полтора раза меньше, чем для стандартных, площадка, соответствующая фазовому пределу текучести. Модули упрочнения примерно одинаковы.

Для исследования влияния формы были изготовлены плоские и цилиндрические образцы с примерно одинаковым объемом рабочей части. Сравнивая полученные значения механических свойств, видим, что для сплава $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$ после РКУП форма образца существенно влияет только на характеристики пластичности. Для плоских образцов относительное удлинение больше на 50%, чем та же характеристика для цилиндрических образцов. Также в два раза выше деформация разрушения и величина площадки фазового предела текучести. Изменения прочностных характеристик и модуля упрочнения незначительны, учитывая, что сравниваемые образцы изготовлены из разных заготовок.

В то же время независимо от формы образцов есть устойчивая корреляция между величиной поверхности рабочего участка образцов и характеристиками пластичности. Все характеристики пластичности (кроме относительного сужения) растут с увеличением поверхности рабочего участка образца, подчиняясь экспоненциальной зависимости.

РКУП сплава $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ увеличивает значение коэффициента Пуассона и уменьшает значения модулей упругости более чем на 15%.



ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ Al–Cu–Mg–Si

М.А. Никитина¹, Р.К. Исламгалиев², А.Ф. Камалов³

*Уфимский государственный авиационный технический университет,
Уфа, Россия,*

¹m.bard@mail.ru, ²saturn@mail.rb.ru, ³dominick1@bk.ru

Известно, что измельчение зеренной структуры методами интенсивной пластической деформации (ИПД) ведет к повышению механических свойств в различных металлах и сплавах. Вместе с тем ультрамелкозернистые (УМЗ) структуры в алюминиевых сплавах характеризуются невысокой термической стабильностью. В частности, при нагреве выше температур 150°C в них начинается заметный рост зерен, который сопровождается снижением прочностных свойств.

В настоящей работе для повышения термической стабильности УМЗ-структур в алюминиевых сплавах использован новый научный подход, который базируется на контролируемом выделении сегрегаций и частиц по границам зерен. Присутствие таких сегрегаций и частиц должно сдерживать миграцию границ зерен при нагреве до повышенных температур.

Для выполнения поставленной задачи был выбран сплав АК4-1 системы Al–Cu–Mg–Si, который является жаропрочным алюминиевым сплавом, широко используемым в промышленности. Было исследовано влияние интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК) выполненной при различных температурах, на структуру и термическую стабильность УМЗ-образцов сплава АК4-1.

Перед деформацией заготовки сплава АК4-1 подвергали обработке на твердый раствор, при температуре 530°C, 40 мин с последующей закалкой в воду. ИПДК образцов диаметром 20 мм и толщиной 1,5 мм осуществляли под давлением 6 ГПа, в интервале температур 20–250°C. Для изучения термической стабильности УМЗ-структуры проводили отжиги при температурах 50, 100, 150, 175, 200, 225, 250, 275 и 300°C.

Методом просвечивающей электронной микроскопии было установлено, что в результате ИПДК в заготовках сплава АК4-1 сформирована УМЗ-структура со средним размером зерен 0,2 мкм, тогда как в крупнозернистом состоянии после закалки в воду размер зерна составлял 40 мкм. По данным рентгеноструктурного анализа УМЗ-образцы характеризовались высоким уровнем внутренних напряжений, достигающих 0,18%, а также малым размером областей когерентного рассеяния, составляющим примерно 60 нм.

При нагреве УМЗ-образцов до температуры 200°C обнаружено начало выделения частиц упрочняющей фазы Al₂CuMg, а после отжига при температуре 250°C выявлен заметный рост зерен до размера 0,9 мкм.

УМЗ-образцы сплава АК4-1 продемонстрировали повышенную микротвердость 2600 МПа, которая примерно в 2,5 раза выше по сравнению с микротвердостью исходного крупнозернистого состояния. Повышенные значения микротвердости ИПДК-образцов сохранились после отжига при температуре 250°C.

Применение оптимальных режимов ИПДК и последующего отжига при 180°C позволило увеличить предел прочности при комнатной температуре до 750 МПа при сохранении пластичности 5%.

THE MISORIENTATION CHANGES OF GRAIN BOUNDARIES IN TITANIUM DURING PLASTIC DEFORMATION

G. Salishchev¹, S. Mironov², S. Zharebtsov¹, A. Belyakov³

¹Laboratory of Bulk Nanostructured Materials, Belgorod State University,
85 Pobeda Str., Belgorod, 308015, Russia

²Department of Materials Processing, Graduate School of Engineering, Tohoku University,
6-6-02 Aramaki-aza-Aoba, Sendai 980-8579, Japan

³Laboratory of Mechanical Properties of Nanoscale Materials and Superalloys, Belgorod State University, 85 Pobeda Str., Belgorod, 308015, Russia

The changes in grain boundary misorientations during plastic deformation of titanium were studied by means of the EBSD technique. The misorientation of all types of the grain boundaries including low- and high-angle boundaries, coincident site lattice (twin) and arbitrary boundaries, deformation-induced boundaries and the boundaries of the original grains was found to change during deformation. It was shown that the deformation may result in either increasing or lowering of the boundaries misorientation and different segments of the same grain boundary may develop principally differently. The most significant changes of the boundary misorientation were found to be associated with the boundary junctions (Fig. 1). The change in misorientations during deformation was discussed in terms of the interaction of a boundary with dislocations and/or with other boundaries. The formation of the deformation-induced boundaries adjoined to an original grain boundary was shown to enhance the mutual crystallographic rotation of the adjoined grains and thus cause local misorientation changes that vary spatially across the original grain boundary. Consequently the interaction between slip process and grain boundaries affects the formation of high-angle boundaries and, hence, structure refinement during severe plastic deformation. The misorientation of any type of boundaries (“new” deformation-induced and “old” boundaries of initial grains, low- and high-angle, coincident site lattice and arbitrary) can be changed by this way.

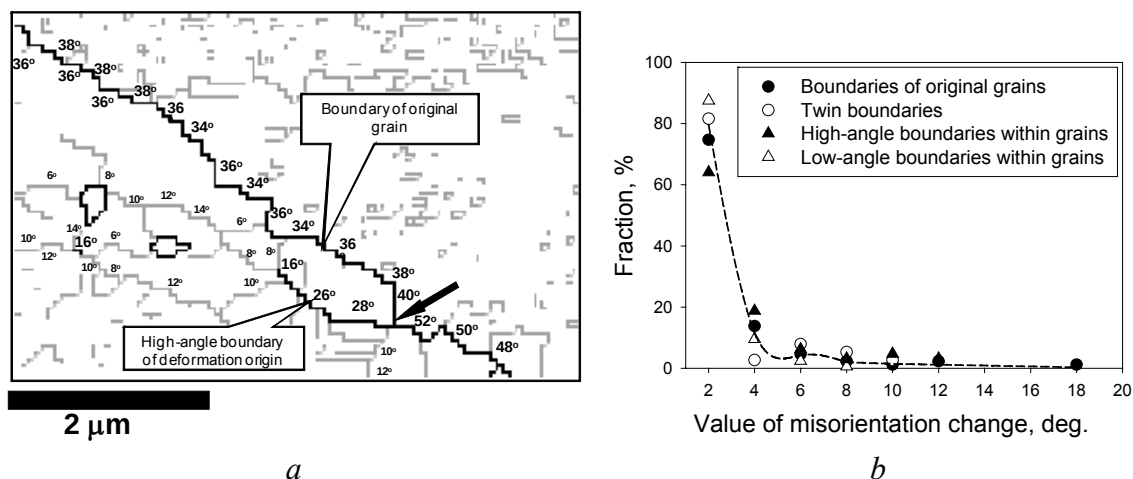


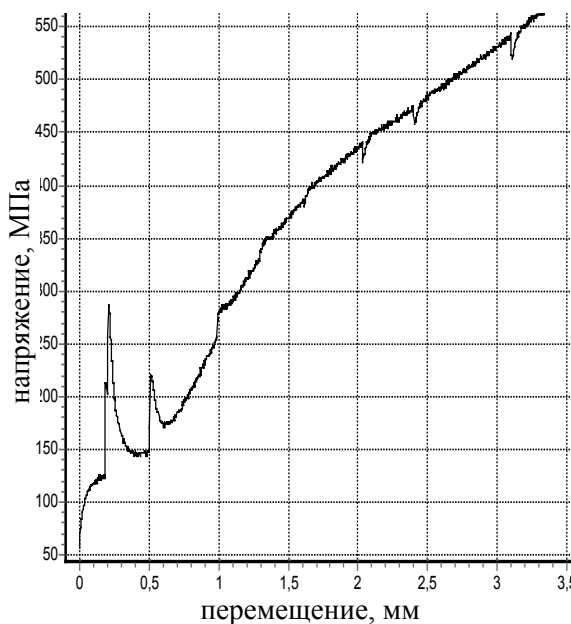
Fig. 1. Typical EBSD map of deformed microstructure; misorientation along original and deformation-induced boundaries is shown (a) and distributions of misorientation changes (b)

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ С ИМПУЛЬСНЫМ ТОКОМ

В.В. Столяров

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

Ранее было показано, что электропластический эффект (ЭПЭ) повышает деформируемость и обеспечивает формирование наноструктуры, например, в сплавах TiNi [1–4]. В работе исследуется феноменология ЭПЭ при растяжении с импульсным током в ультрамелкозернистых (УМЗ) Ti-сплавах, полученных методом ЭПД. На кривых растяжения с током для сплава TiNi с эффектом памяти формы появляются скачки напряжения, соответствующие одиночным импульсам тока (рисунок). Направление (вверх–вниз) и амплитуда скачка (25–500 МПа) зависят от структурного состояния сплава и типа импульсов. Скачки напряжения вниз наблюдались только в крупнозернистом (КЗ) сплаве. Скачки вверх наблюдались в КЗ- и наноструктурном состоянии.



Кривая растяжения с током для КЗ-сплава TiNi

Переход от единичных к множественным импульсам резко повышает амплитуду скачка напряжения до 500 МПа.

Таким образом, введение импульсного тока при растяжении вызывает скачки напряжений «вверх–вниз», связанные либо с фазовым превращением (TiNi), либо с эффектом электропластичности (Ti). ЭПЭ является структурно-чувствительным свойством, величина которого уменьшается при измельчении структуры и даже исчезает в нанокристаллическом состоянии.

Работа поддержана РФФИ (гранты 08-08-00497-а, 08-08-92202) и Рособразовани-ем (проекты 2.1.2./385 и ПЗ40).

1. В. Столяров, У. Угурчиев, И. Трубицына и др. // ФТВД, **4**, 16, (2006) 64.
2. V. Stolyarov // Trans Tech Publications, Switzerland Mater. Sci. Forum 584–586, (2008) 507.
3. V. Stolyarov // Mater. Sci. Eng. A, **503**, 15, (2009) 18.
4. В. В. Столяров, Е. А. Прокофьев, С. Д. Прокошкин и др. ФММ, **100**, 6 (2005) 91–102.



НАУЧНЫЕ И ИННОВАЦИОННЫЕ ПЕРСПЕКТИВЫ МЕТОДА ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Г.И. Рааб

*Уфимский государственный авиационный технический университет,
Институт физики перспективных материалов Уфа, Россия, giraab@mail.ru*

Развитие метода ИПД, включающего равноканальное угловое прессование (РКУП), винтовое прессование (ВП), всестороннюю ковку (ВК), как эффективного инструмента получения высокопрочных образцов, полуфабрикатов и изделий из металлических материалов за счет формирования устойчивых структур с размером зерен менее одного микрона переходит в стадию промышленного освоения. Однако следует отметить, что методы РКУП, ВП, ВК по эффективности измельчения структуры имеют свои ограничения. Как правило, после накопления деформации в пределах $\epsilon = 3-4$ при постоянной температуре интенсивность измельчения резко снижается. Дальнейшая деформация до значений $\epsilon = 8-12$ увеличивает разориентировки и приводит к формированию преимущественно зеренного типа структуры, незначительно повышая прочностные показатели ультрамелкозернистых (УМЗ) материалов. В качестве аргумента такого поведения среди материаловедов и физиков существует утверждение, что при ИПД протекает динамическая полигонизация и даже рекристаллизация, которая приводит к формированию УМЗ-структур зеренного типа и релаксации напряжений. Также есть утверждения, что в процессе ИПД после достижения предела измельчения происходит постепенное изменение уже сформированных границ фрагментов (субзерен) за счет ротационных явлений, приводящих к увеличению разориентировок и релаксации внутренних напряжений. Однако эти факты требуют уточнения, более прецизионных исследований и обоснованности материаловедческих и физических аспектов происходящих процессов. Анализ с позиций ОМД показывает, что представленные выше разновидности метода ИПД имеют постоянные параметры очага деформации (площадь, объем) в условиях многоциклового обработки и это обстоятельство, по существующим утверждениям, является сдерживающим фактором дальнейшего измельчения структуры. Также утверждается, что за эффективность формирования зеренного типа структуры отвечает не только уровень накопленной деформации, но и ее характер: чем выше немонотонность деформации, тем быстрее формируется зеренная структура. Такой подход согласуется с экспериментом, однако требуется более строгая концепция связи с физикой процесса. Приведенные примеры говорят о том, что научные аспекты метода ИПД, направленные на выявление закономерностей формирования УМЗ-структур, требуют более тщательного научного анализа.

Инновационные аспекты метода ИПД. Основной нерешенной проблемой является неподготовленность рынка к потреблению подобной продукции. Изменить эту ситуацию возможно за счет использования следующих подходов:

– давления на рынок уже готовой продукцией. При успехе такой подход даст большой резонанс и привлечение средств к данному направлению. Однако привлечь большие средства в этом случае довольно сложно, так как недостаточно высок уровень технической подготовки разработок, создаваемые технологии довольно затратные, поэтому ведутся разработки не очень значительных проектов, при реализации которых возможно создание образцов продукции или мелкосерийных и малотоннажных производств;

– разработки технологий массового производства. Для таких проектов необходимы концентрация научного, технического потенциала и финансов, создание продуманных бизнес-планов, высокий уровень кооперации, определение устойчивых потребителей. Как правило, научные коллективы не готовы к созданию таких крупных проектов в силу недостаточной квалификации в практической области и низкой кооперации со смежниками технической и производственной направленности.



КОМБИНИРОВАННОЕ ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕТОДОВ ИПД И ОМД ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ МЕДНОЙ ПРОВОЛОКИ С РЕКОРДНЫМ УРОВНЕМ СВОЙСТВ

**А.А. Давиденко¹, В.З. Спусканюк¹, А.Л. Березина², А.Н. Гангало¹,
М.А. Тихоновский³**

¹*Донецкий физико-технический институт им.А.А.Галкина НАН Украины,
Донецк, Украина, dav76@ukr.net*

²*Институт металлофизики им. Г.В.Курдюмова НАН Украины, Киев, Украина*

³*Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт
НАНУ, Харьков, Украина*

Чистая бескислородная медь имеет высокую электрическую проводимость – в эталонном отожженном состоянии 100% IACS (International Annealed Copper Standard), но не очень высокую прочность (порядка 300–400 МПа). Для обеспечения высокой прочности медных проводников используют разные сплавы с медью. При таком подходе можно достичь максимальной прочности порядка 800 МПа. Однако при этом резко падает электрическая проводимость до 10–35% IACS в разных сплавах. Выходом из имеющейся ситуации является использования субмикро- или наноструктурной технически чистой меди. В этом случае возможно достижение значительного упрочнения меди при незначительном падении ее электропроводных свойств.

Для формирования субмикро- и наноструктурного состояния материалов в объемных заготовках наиболее широкое применение получил метод равноканального углового прессования. Недостатком этого метода являются высокие давления прессования, которые существенным образом ограничивают его технологические возможности, в частности обработку длинномерных заготовок. В Донецком физико-техническом институте предложен и разработан метод угловой гидроэкструзии (УГЭ), при котором выдавливание прутка из контейнера осуществляется через угловую матрицу с помощью жидкости высокого давления. Вследствие предотвращения трения заготовки о стенки контейнера существенным образом снижается уровень давлений выдавливания, открывается возможность обработки более прочных материалов, прутковых заготовок неограниченной длины, снижаются к минимуму отходы. Это делает данный метод привлекательным для коммерческого использования, поскольку появляется возможность включения УГЭ в технологическую цепочку производства высококачественной продукции, например медной проволоки с повышенными физико-механическими характеристиками.

Наивысший комплекс физико-механических свойств обработанных медных заготовок получен при комбинированном использовании методов ИПД и ОМД: после многократного чередования методов УГЭ и прямой гидроэкструзии (ГЭ). Комбинированная ИПД-технология, включающая УГЭ, ГЭ и волочение, обеспечила в медной (М1) проволоке диаметром 0,5 мм предел прочности $\sigma = 686$ МПа, относительное удлинение $\delta = 2\%$ и электрическую проводимость $\omega = 86.4\%$ IACS; в проволоке диаметром 0,5 мм из меди М0б – $\sigma = 576$ МПа, $\delta = 2\%$ и $\omega = 96.7\%$ IACS. Эффект такой обработки обусловлен чередованием схем деформаций и обеспечением благоприятных условий для протекания в материале процессов релаксации и динамической рекристаллизации. Важным условием достижения максимального эффекта обработки являются дробный режим и оптимальные степени деформации обоими методами.



ТВЕРДОФАЗНАЯ ЭКСТРУЗИЯ АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОЛИМЕРОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ДЕФОРМАЦИИ ПРОСТЫМ СДВИГОМ

В.А. Белошенко, А.В. Возняк, Ю.В. Возняк

*Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,
Донецк, Украина, bel@hpress.fti.ac.donetsk.ua*

В последние годы значительный интерес проявляется к методам интенсивной пластической деформации (ИПД) полимеров, которые позволяют формировать в материалах ориентированную структуру при сохранении размеров и формы обрабатываемых заготовок. Наиболее широко используемым из них является равноканальная угловая экструзия (РКУЭ), которая осуществляется путем продавливания полимерной заготовки через два взаимопересекающихся канала одинакового сечения [1,2].

В Донецком физико-техническом институте имени А.А. Галкина НАН Украины разработаны модификации РКУЭ – равноканальная многоугольная экструзия (РКМУЭ) и равноканальная Т-образная экструзия (РКТЭ). В данной работе на примере полиэтилена высокой плотности, полиамида-6 и политетрафторэтилена изучены возможности применения указанных вариантов твердофазной экструзии, а также комбинированных методов, включающих экструзию через коническую фильеру (ЭФ) и РКМУЭ для структурной модификации аморфно-кристаллических полимеров.

Установлен рациональный температурно-скоростной режим процессов ИПД. Показано, что увеличение интенсивности и величины накопленной деформации приводит к усилению упрочняющего эффекта экструзии и способствует более однородной деформации по сечению экструдатов. Выявлено, что РКМУЭ по сравнению с РКУЭ является более эффективным методом структурной модификации, позволяющим за один цикл накапливать значительную пластическую деформацию и существенно улучшать комплекс свойств аморфно-кристаллических полимеров. Для РКМУЭ обнаружено нетрадиционное поведение величины анизотропии микротвердости ΔH , характеризующей разницу в прочностных свойствах в продольном и поперечном сечениях экструдатов. С ростом накопленной деформации ΔH уменьшается. Использование РКТЭ обуславливает формирование сильно неоднородной ориентированной структуры в объеме экструдата. Как результат, достигаются сравнительно невысокие интегральные характеристики получаемых ориентированных полимеров.

Установлено, что использование комбинированных методов твердофазной экструзии позволяет повысить деформационно-прочностные характеристики аморфно-кристаллических полимеров по сравнению с одностадийными процессами. Наилучшее сочетание упругих, прочностных и пластических характеристик наблюдается для схемы ЭФ–РКМУЭ.

1. J. Ma, G.P. Simon, G.H. Edward, *Macromolecules* **41**, 409 (2008).
2. R. Boulahia, J.M. Gloaguen, F. Zairi et al., *Polymer* **50**, 5508 (2009).



СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЦИРКОНИЕВЫХ СПЛАВАХ

С.А. Никулин¹, С.В. Добаткин^{1,2}, В.И. Копылов³, С.О. Рогачев¹

¹ФГОУ ВПО Национальный исследовательский технологический университет
«МИСиС», Москва, nikulin@isis.ru

²Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва

³Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси, Минск

В работе изучены структура и свойства промышленных циркониевых сплавов Zr–2,5% Nb и Zr–1% Nb–0,3% Fe–1,2% Sn после интенсивной пластической деформации кручением под гидростатическим давлением (КГД) 4 ГПа при комнатной температуре с $N = 5$ (оборотов), что соответствует истинной деформации ~ 6 , и их термическая стабильность при последующем нагреве в вакууме до температуры 550°C (выдержка 1 ч, охлаждение на воздухе).

КГД осуществляли на сплавах в двух состояниях: сплав Zr–2,5% Nb после закалки из однофазной области (920°C, выдержка 30 мин, охлаждение в воде) и двухфазной области (860°C, выдержка 30 мин, охлаждение в воде); сплав Zr–1% Nb–0,3% Fe–1,2% Sn после закалки из однофазной β -области (950°C, выдержка 30 мин, охлаждение в воде) и двухфазной области (860°C, выдержка 30 мин, охлаждение в воде).

Однородность деформации 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 и на расстоянии 1 мм от края образца. Интенсивная пластическая деформация КГД сплавов Zr–2,5% Nb и Zr–1% Nb–0,3% Fe–1,2% Sn приводит к структуре с примерно одинаковым размером зерен в наноразмерном диапазоне. Меньшие значения размеров зерен наблюдали при исходной структуре, закаленной из двухфазной области, по сравнению с закаленной из однофазной области структурой: 20–30 нм и 40–50 нм соответственно.

Показано, что микротвердость обоих сплавов после КГД повышается в 2,0–2,5 раза. Причем это повышение выше в сплавах с исходно закаленной из однофазной области структурой за счет большего пересыщения твердого раствора и несмотря на несколько больший размер зерна.

Нагрев на 350°C (выдержка 1 ч) приводит к незначительному росту зерна в нанокристаллической матрице, причем меньший размер зерна 40–60 нм соответствует сплавам, исходно закаленным из двухфазной области, по сравнению с закаленными из однофазной области, где размер зерна после КГД составил 70–80 нм. Деформационное упрочнение сплавов Zr–2,5% Nb и Zr–1% Nb–0,3% Fe–1,2% Sn после КГД сохраняется при нагреве до температур 350–400°C за счет выделения частиц β_{Nb} и несмотря на некоторый рост зерен. Выявлено прохождение $\alpha'_{\text{Zr}} \rightarrow \omega_{\text{Zr}}$ превращения в ходе КГД сплава Zr–2,5% Nb. Обратное превращение $\omega_{\text{Zr}} \rightarrow \alpha_{\text{Zr}}$ происходит при нагреве.



МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СИЛЬНОДЕФОРМИРОВАННЫХ МИКРО- И НАНОКОМПОЗИТОВ МЕДЬ–НИОБИЙ

М.А. Тихоновский

Институт физики твердого тела, материаловедения и технологий

ІНЦ ХФТИ НАН України

Украина, 61108, г. Харьков, ул. Академическая 1, tikhonovsky@kipt.kharkov.ua

«Естественные» композиты (ЕК) медь–ниобий, формируемые путем контролируемой кристаллизации сплавов и их последующей интенсивной пластической деформации, обладают сочетанием высоких прочностных свойств и низкого электросопротивления. Это обуславливает перспективы практического использования таких материалов при создании высокополевых импульсных магнитных систем, а также при разработке высокопрочных технических сверхпроводников.

В докладе представлены результаты исследования особенностей микроструктуры и механических свойств «естественных» композиционных материалов, которые по степени дисперсности фазовых составляющих можно условно отнести к микрокомпозитам (толщина d волокон Nb несколько сотен нанометров) и нанокомпозитам ($d < 100$ нм). Микрокомпозиты получали экструзией, прокаткой или волочением двухфазных слитков Cu–Nb. В результате деформации ниобиевые дендриты вытягиваются в тонкие ленты (при прокатке) или лентообразные волокна (при волочении). Для получения нанокомпозитов использовали сборки из микрокомпозитных стержней или лент, которые подвергали интенсивной пластической деформации.

Особенностью структуры ниобиевых волокон является наличие в них «ножевых» продольных границ, которые разбивают волокна на фрагменты с углом разориентации 10–20 градусов. Интенсивность фрагментирования увеличивается при снижении температуры деформации, при этом плотность дислокаций внутри фрагментов невелика. Еще одной особенностью является возникновение высоких внутренних упругих деформаций растяжения в ниобиевых волокнах (в медной матрице наблюдаются небольшие деформации сжатия). При предельных исследованных вытяжках упругая деформация растяжения в волокнах достигает 1%. Установлено, что для микрокомпозитов механические свойства определяются как дисперсностью фазовых составляющих, так и структурой самих фаз. При переходе к нанокомпозитам практически единственным фактором становится дисперсность фаз. Показано, что прочность нанокомпозитов сильно зависит от степени деформации и достигает очень высоких значений (до 2300 МПа). Зависимость микротвердости от расстояния между фазовыми составляющими соответствует соотношению Холла–Петча. Предел прочности ведет себя аналогично, однако при самых больших степенях деформации наблюдаются существенные отклонения от указанного соотношения. Обнаружено и обсуждается явление дискретного изменения предела текучести нанокомпозитов в зависимости от степени пластической деформации волочением.



ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ВЫСОКОПРОЧНЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ Al–РЗМ–ПМ В ПРОЦЕССЕ РЕЛАКСАЦИИ И НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ

**В.И. Ткач¹, В.В. Маслов², С.Г. Рассолов¹, С.Г. Сынков¹, В.К. Носенко²,
В.В. Максимов¹, Ю.С. Сынков¹**

¹*Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,
ул. Р. Люксембург, 72, 83144, Донецк, Украина*

²*Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины,
бульв. акад. Вернадского, 36, 03680, Киев-142, Украина*

Рекордно высокие значения предела прочности (до ~ 1,5 ГПа) сплавов на основе алюминия с добавками редкоземельных (РЗМ) и переходных (ПМ) металлов с аморфной и нанокомпозитной структурами обусловили большой интерес к созданию на их основе высокопрочных конструкционных материалов. Основная задача проводимых исследований заключается в разработке методов и режимов процессов консолидации быстроохлажденных порошков и лент, обеспечивающих получение объемных образцов с высокими прочностными свойствами и пластичностью. Вследствие малого (≤ 20 К) различия температур стеклообразного перехода и начала кристаллизации термомеханические процессы, происходящие при консолидации дисперсных аморфных сплавов на основе Al, неизбежно сопровождаются формированием кристаллических фаз и соответственно изменением механических свойств. Кроме того, при выборе перспективных для консолидации аморфных сплавов необходимо учитывать изменения их свойств, обусловленные процессами структурной релаксации.

Для изучения механизмов процессов структурной релаксации и нанокристаллизации и их влияния на механические свойства были проведены исследования изменений структуры (дифракция рентгеновских лучей под малыми и большими углами) и свойств (испытания на загиб, измерения микротвердости и электросопротивления) ленточных образцов аморфных сплавов Al–(Ni,Co,Fe)–(Gd,Y) после нагрева до различных температур. Установлено, что аморфные сплавы, содержащие только Ni, охрупчиваются в процессе нанокристаллизации, которая сопровождается значительным (~ в 1,5 раза) повышением микротвердости, в то время как дополнительно легированные кобальтом или железом сплавы теряют пластичность после нагрева в область температур структурной релаксации.

Установлено, что наиболее вероятными релаксационными процессами, которые приводят к охрупчиванию аморфных сплавов, содержащих Fe и Co, являются потеря избыточного свободного объема и формирование концентрационных неоднородностей (фазовое расслоение), а потеря пластичности сплавов в процессе формирования нанокристаллов Al обусловлена обогащением легирующими элементами остаточной аморфной матрицы.

Обсуждены методы и перспективы получения объемных высокопрочных пластичных образцов алюминиевых сплавов и предложена технологическая схема консолидации волокон чистого Al с добавлением аморфной ленты сплава Al₈₇Ni₈La₅ в качестве упрочняющей фазы. Показано, что добавки до 40 об.% аморфной ленты приводят к четырехкратному повышению предела прочности композита при сохранении пластичности на уровне 12%.

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПО ОБЪЕМУ ТИТАНОВОЙ ЗАГОТОВКИ, ОБРАБОТАННОЙ МЕТОДОМ ВИНТОВОЙ ЭКСТРУЗИИ

**А.В. Решетов¹, А.И. Коршунов², А.А. Смоляков², И.И. Каганова²,
А.С. Морозов²**

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

²*ФГУП «Российский федеральный ядерный центр – Всероссийский научно-исследовательский институт экспериментальной физики», Саров, Россия*

Одним из перспективных направлений использования методов интенсивной пластической деформации (ИПД) является формирование высоких механических свойств в заготовках из биосовместимого технически чистого титана. Такой материал востребован в медицине для изготовления имплантов с улучшенными эксплуатационными характеристиками. В частности, нелегированный биосовместимый титан с повышенными механическими свойствами может быть использован в ряде изделий вместо легированных сплавов систем Ti-Al-V и Ti-Al. При этом такие импланты обладают намного лучшей биологической совместимостью, т.к. не содержат легирующих элементов, окисляющихся в организме человека.

В работе исследованы свойства технически чистого титана, обработанного методом теплой винтовой экструзии (ВЭ). Для исследования распределения механических свойств по сечению заготовки ее разрезали в продольном направлении. В результате были исследованы свойства в 31 точке поперечного сечения. Твердость измеряли в поперечном сечении заготовки с шагом 0,5 мм. Исследовано влияние противодавления и числа циклов ВЭ на распределение и абсолютные значения твердости.

Показано, что теплая ВЭ приводит к формированию в заготовках высоких прочностных свойств в сочетании с высокой пластичностью. Пределы прочности и текучести заготовки, обработанной двумя циклами ВЭ, выросли по сравнению с исходным состоянием на 30 и 60% соответственно. Величина относительного сужения ψ осталась на уровне исходного значения, что говорит о высокой технологической пластичности материала, т.е. его способности к дальнейшей формообразующей обработке.

Механические свойства практически однородны по сечению образца уже после второго прохода ВЭ. Последующие два цикла ВЭ не дали существенного прироста прочностных свойств. После ВЭ неравномерность распределения свойств незначительно возросла: показатель неоднородности свойств увеличился на 1–2%; среднеквадратичное отклонение прочностных свойств находится в пределах 18–22 МПа. То, что в абсолютном выражении разброс свойств не настолько значителен, как этого можно было ожидать, объясняется эффектом перемешивания, а также выходом свойств на насыщение.

Таким образом, для формирования оптимального уровня механических свойств в заготовках из технически чистого титана достаточно двух циклов ВЭ при противодавлении порядка 200 МПа и температуре 350°C. После обработки материала методом ВЭ желательно использовать последующую обработку процессами с монотонной схемой деформации (прокатка, обычное прямое прессование) для большего увеличения прочностных свойств и придания заготовке необходимой формы.



КИНЕТИКА МЕХАНОИНДУЦИРОВАННОГО КОНЦЕНТРАЦИОННОГО РАССЛОЕНИЯ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

**Л.И. Стефанович¹, В.М. Юрченко¹, Ю.В. Терехова¹, А.Н. Артемов¹,
Н.Б. Эфрос¹, А.И. Дерягин²**

¹Донецкий физико-технический институт НАН Украины им. А.А. Галкина,
Донецк, Украина, listef@mail.fti.ac.donetsk.ua

²Институт физики металлов УрО РАН,
620041, Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18

Известно [1], что сильная холодная деформация, как и радиационное воздействие, также может порождать большое количество точечных дефектов, в частности вакансий и междоузельных атомов. При этом возможно интенсивное движение деформационных вакансий на стоки (дислокации, границы зерен, субзерен и фаз), что может вызвать перемещение атомов легирующих элементов и тем самым индуцировать «расслоение» твердого раствора. И такое явление экспериментально обнаружено по изменению магнитных свойств аустенитных хромоникелевых сталей (Fe–Cr–Ni) [2]. Подобные процессы важны при различных интенсивных внешних воздействиях на сплав, в частности при ИПД. Однако ответственные за расслоение механизмы недостаточно ясны.

В связи с этим в данной работе теоретически рассмотрена кинетика расслоения вышеуказанных сталей при холодной пластической деформации. В отличие от более ранних теорий, проанализированы случаи нестационарной генерации точечных дефектов как при пространственно-однородной, так и пространственно-неоднородной деформации нанозерна. Показано, что при резком прекращении процесса ИПД наблюдается некоторая инерционность процесса сегрегации Ni на границы нанозерна. Из-за наличия объемных стоков дефектов в последующем происходит частичная десеграция Ni в объем нанозерна. Этот процесс лимитируется мощностью объемных стоков дефектов.

При несимметричной неоднородной пластической деформации нанозерна наблюдается сегрегация никеля не только к границе, где действует источник дефектов, но и на свободную границу нанозерна.

В случае же симметричной пространственно-неоднородной пластической деформации нанозерна порождаемое ею поле точечных дефектов не распространяется в глубь нанозерна, а локализуется в окрестности его границ, порождая пространственно-неоднородную сегрегацию никеля на эти границы.

1. А.И. Дерягин и др. ФММ **89**, № 6. – 82 (2000).

2. В.А. Завалишин, А.И. Дерягин, В.В. Сагарадзе, ФММ **75**, № 2. – 90 (1993).

**ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В КВАРЦЕ
ПОД ДЕЙСТВИЕМ СФЕРИЧЕСКИ СХОДЯЩИХСЯ УДАРНЫХ ВОЛН****А.В. Добромислов¹, Н.И. Талуц¹, Е.А. Козлов², В.М. Гундырев¹,
Ю.С. Поносов¹**¹*Институт физики металлов УрО РАН,
Екатеринбург, Россия, Dobromyslov@imp.uran.ru*²*Российский федеральный ядерный центр – ВНИИ технической физики
им. акад. Е.И. Забабахина, Снежинск, Россия*

Изучение фазовых превращений, протекающих в кварце под действием высоких давлений, является исключительно важным для различных проблем физики твердого тела и материаловедения. Под действием ударных волн в кварце могут образовываться фазы высокого давления, а также различные модификации аморфного кварца. Целью данного исследования являлось изучение фазового и структурного состояний кварца после нагружения сферически сходящимися ударными волнами.

Для исследования был изготовлен шар из природного кварца. Нагружение осуществлялось сходящейся детонационной волной сферического слоя взрывчатого вещества. Послойный анализ фазового состава, сохраненного после ударного нагружения образца, был осуществлен с использованием рентгеноструктурного анализа, оптической микроскопии и рамановского рассеяния. Образец, сохраненный после нагружения, является монолитным. На его меридиональном сечении наблюдаются две зоны: периферийная, имеющая серый цвет, и центральная зона темного цвета в форме сферы диаметром 15,5 мм (рис. 1,а). Изучение фазового состава периферийной зоны показывает, что она сохраняет структуру исходного кварца. С увеличением глубины залегания слоя по радиусу дифракционные отражения на рентгенограммах размываются, и при этом уменьшается их интенсивность, что свидетельствует о появлении больших искажений в кварце. Существенное изменение дифракционной картины происходит при переходе в центральную зону. Все дифракционные отражения от исходного α -кварца полностью исчезают, а вместо них в области углов $2\theta = 18\text{--}24^\circ$ появляется интенсивное диффузное гало, свидетельствующее о переходе кварца в аморфное состояние (рис. 1,б).

Рентгеновские данные полностью подтверждаются результатами, полученными с помощью рамановского рассеяния. От аморфной области, находящейся в центре шара, вместо дискретного спектра, характерного для гексагонального кварца, регистрируется непрерывный спектр частот с максимумом в интервале $400\text{--}500\text{ см}^{-1}$, что согласуется с литературными данными.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, грант № 08-05-00165.

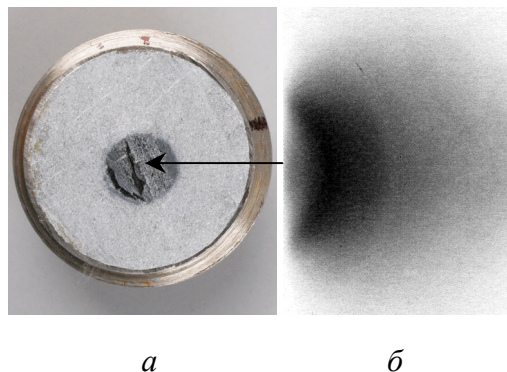


Рис. 1. Общий вид меридионального сечения шара из кварца после ударного нагружения (а) и диффузное гало на рентгенограмме, полученной от центральной зоны (б)



ВЛИЯНИЕ НАПРЯЖЕНИЙ НА СТРУКТУРУ АМОРФНОЙ ФАЗЫ СПЛАВА $\text{Pd}_{40}\text{Ni}_{40}\text{P}_{20}$

Г.Е. Абросимова

Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия,

E-mail: gea@issp.ac.ru

Исследовано влияние пластической деформации на структуру аморфного сплава $\text{Pd}_{40}\text{Ni}_{40}\text{P}_{20}$. Сплав получен методом скоростной закалки расплава в виде ленты, деформация осуществлялась путем многократной прокатки при комнатной температуре. Структура исходных и деформированных образцов изучалась методом рентгенографии вдоль и поперек направления прокатки с использованием Co K_α - и Mo K_α -излучений.

В результате исследований обнаружено:

- различие (анизотропия) в рассеянии рентгеновских лучей деформированными образцами вдоль и поперек направления прокатки, что проявляется в смещении диффузного максимума на рентгенограммах;
- уменьшение наблюдаемого эффекта при использовании более жесткого излучения (Mo K_α);
- ослабление наблюдаемого эффекта со временем.

Обнаруженное различие в рассеянии рентгеновских лучей деформированными образцами вдоль и поперек направления деформации аналогично наблюдавшемуся ранее [1,2] и обусловлено разным средним расстоянием между атомами вдоль и поперек направления прокатки в деформированном образце, т.е. эллипсоидальной формой первой координационной «сферы». Однако в проведенных нами исследованиях в отличие от [1,2] образцы деформировались не упруго, а пластически, и анизотропия структуры сохранялась после снятия пластической деформации.

Проанализированы возможные изменения структуры аморфной фазы как в зонах локализации пластической деформации (полосах сдвига), так и в свободной от полос сдвига аморфной матрице. Показано, что смещение диффузных пиков при съемке деформированных образцов вдоль направления прокатки не может быть обусловлено изменением состояния материала в полосах сдвига, а связано с неупругой деформацией основной части образца. Обусловленность изменений структуры неупругой деформацией аморфной матрицы подтверждается и ослаблением эффекта при вылеживании деформированного образца (при котором происходит релаксация): искажение первой координационной сферы уменьшается.

Зависимость степени искажения первой координационной сферы аморфной фазы от расстояния от поверхности исследована путем использования излучения с разной длиной волны (разной глубиной проникновения рентгеновских лучей в образец). Установлено, что изменения структуры аморфной фазы при прокатке наиболее значительны в приповерхностном слое, поскольку наблюдаемые изменения дифракционной картины в большей степени выражены при использовании более мягкого излучения.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 10-02-00195).

1. M. Stoica, J. Das, J. Bednarcik et al. J. Appl. Phys. **104**, 013522 (2008).
2. X.D. Wang, J. Bednarcik et al. Appl. Phys. Lett. **94**, 011911 (2009).



СТРУКТУРА НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ДЕФОРМАЦИЕЙ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ

А.С. Аронин

Институт физики твердого тела РАН, 142432, Черноголовка Московской области, Россия, E-mail: aronin@issp.ac.ru

Методами просвечивающей и высокоразрешающей электронной микроскопии и рентгенографии исследованы структура, фазовый состав, морфология кристаллов, полученных путем интенсивной пластической деформации (ИПД) аморфных сплавов на основе Fe. Деформация сплавов осуществлялась при комнатной и повышенных температурах методом кручения под давлением. Деформация приводит к образованию в аморфной матрице нанокристаллов размером 5–15 нм в зонах локализации пластической деформации. Размер и форма зон зависят от величины и температуры деформации. Зоны могут иметь протяженную форму шириной до десятых долей микрона или более равномерно распределяться по образцу, образуя в аморфной матрице вытянутые области с электронно-микроскопическим контрастом, отличающимся от контраста соседних областей аморфной матрицы. Размер таких областей составляет 5–50 нм. Методом высокоразрешающей электронной микроскопии показано, что подобные области являются местами облегченного зарождения нанокристаллов. Повышение степени деформации приводит к увеличению объемной доли нанокристаллической фазы. Средний размер нанокристаллов не зависит от величины деформации, но зависит от температуры деформации. Общей закономерностью, наблюдающейся во всех исследованных сплавах, является немонотонная зависимость среднего размера нанокристаллов от температуры деформации. Минимальный средний размер наблюдается после деформации при 200°C.

ИПД приводит к изменению последовательности образования фаз при девитрификации аморфных сплавов. В сплавах систем Fe–B и Fe–B–Si эвтектического состава вместо кристаллизации по эвтектическому механизму с одновременным образованием нескольких фаз при ИПД происходит первичная кристаллизация с образованием нанокристаллов железа или твердого раствора кремния в железе.

Методом высокоразрешающей электронной микроскопии исследована тонкая структура нанокристаллов. Обнаружено, что нанокристаллы железа могут иметь сложное строение, в них под действием деформации может происходить переход $\alpha_{\text{Fe}} \rightarrow \gamma_{\text{Fe}}$ (обратное мартенситное превращение). Определены ориентационные соотношения между решетками фаз. Эти ориентационные соотношения являются соотношениями Нишиямы-Вассермана $(11-1)_{\gamma} \parallel (01-1)_{\alpha}$; $[1-12]_{\gamma} \parallel [011]_{\alpha}$. Такой фазовый переход приводит к дополнительному измельчению наноструктуры.

Финансовая поддержка РФФИ (проект 09-02-00529) с благодарностью подтверждается.



***IN SITU* ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ В УСЛОВИЯХ ФАЗОВОЙ НЕСТАБИЛЬНОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ**

В.Н. Варюхин, Н.Н. Белоусов

*Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,
Донецк, Украина, bil@hpress.fti.ac.donetsk.ua*

Одной из актуальных задач физического наноматериаловедения является формирование нанокристаллической структуры в композиционных материалах при механическом стимулировании (механоактивация) фазовых превращений. Совмещение *in situ* методов исследования кинетики структурно-фазовых изменений с одновременной регистрацией деформационно-силовых параметров твердофазного баросинтеза, является необходимым условием получения композиционных наноматериалов с заданными свойствами.

Материалом исследования выбран порошкообразный композит состава, ат%: Cr – 18, Mn – 10, Ni – 16 (аналог стали X18Г10Н16). После предварительного размола и смешивания в шаровой мельнице осуществлялась ультразвуковая дезинтеграционная обработка ($W = 1$ кВт, $f = 20$ кГц, $\Delta l = 5$ мкм, $t = 3$ ч). Окончательная дисперсность порошков композита была в пределах 0.08–5 мкм. Продольное компактирование с кручением осуществлялось с использованием усовершенствованных наковален (метод 3d-NPT) в условиях $P = 1\text{--}5$ ГПа, $n = 1\text{--}5$ об. Материал наковален: ВК-6, ВК-8, алмазы, сапфиры.

Методами РСА (без фильтра) и ОМ (косое освещение) до давления $P \leq 5$ ГПа зафиксировано развитие процесса двойникования, начало фрагментации зеренной структуры и образование СМК- и НК-структуры. Кроме этого, обнаружено монотонное уменьшение с ростом давления параметра кристаллической решетки композита и изменение уширения и интенсивности линий $(111)_\gamma$, $(220)_\gamma$, $(200)_\gamma$. Исследовано влияние кручения на структурно-фазовый состав композита. Показано, что без кручения композит оставался однофазным (γ -фаза) вплоть до давления $P \leq 10$ ГПа. При осуществлении деформации сдвигом ($P = 1$ ГПа, $n = 0.5$ об) обнаружена остаточная намагнитченность композита – до 15% магнитной фазы (в пересчете на α -Fe). При увеличении деформации сдвигом ($P = 2$ ГПа, $n = 5$ об) рядом с линией $(111)_\gamma$ фазы обнаружены две новые линии на фоне повышенного уровня диффузного рассеяния. Эти линии идентифицированы как $(110)_\alpha$ и $(110)_\beta$ линии α -фазы (K_α - и K_β -дублеты). Показано, что протекание пластической деформации при сдвиге под давлением на стадии фазового ($\gamma \rightarrow \alpha$ и $\alpha \rightarrow \gamma$) превращения сопровождается структурными изменениями. Обнаружено, что количество α -фазы зависит как от величины давления, так и от деформации сдвига. Показано, что механоактивация фазового превращения в наноструктурированной матрице композита (γ -фаза) способствует формированию нанокристаллической структуры в новой α -фазе с различным законом распределения размеров ОКР. Спекание под давлением готового компакта осуществлялось в атмосфере проточной газовой Ar–H₂ смеси ($P = 100$ МПа, $T = 1150^\circ\text{C}$, $t = 3$ ч) с последующей прокаткой ($\varepsilon = 45\%$, $T = 250^\circ\text{C}$) и отпуском ($T = 370^\circ\text{C}$). Свойства полученных лент ($\sigma_B = 250\text{--}450$ МПа, $\delta = 2\text{--}5\%$ (при растяжении); $\sigma_B = 800\text{--}1050$ МПа (при сжатии), $HV = 600\text{--}850$ МПа) сравнивались со свойствами литой стали. В докладе приводится анализ наблюдаемых различий и технологические пути их устранения.



ОСОБЕННОСТИ ДИСПЕРСИОННОГО ТВЕРДЕНИЯ УМЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al–Mg–Si

Е.В. Бобрук, М.Ю. Мурашкин, В.У. Казыханов, Р.З. Валиев

*Институт физики перспективных материалов,
Уфимский государственный авиационный технический университет,
450000, г. Уфа, ул. К. Маркса, 12, Россия, e-bobruk@yandex.ru, maxmur@mail.rb.ru*

В последние десятилетия одним из перспективных подходов, гарантирующих повышение свойств металлических материалов, является измельчение их зеренной структуры (ИС) до нанометрических размеров во время интенсивной пластической деформации (ИПД). Цель настоящего исследования – установить возможности повышения прочности термически упрочняемых алюминиевых сплавов системы Al–Mg–Si на примере сплава АД31 за счет формирования в них ультрамелкозернистых (УМЗ) состояний, используя термомеханическую обработку, включающую такие методы ИПД, как равноканальное угловое прессование (РКУП) и равноканальное угловое прессование в параллельных каналах (РКУП-ПК) [1].

Электронно-микроскопический анализ показал, что как после 12 циклов обработки РКУП, так и после 4 циклов РКУП-ПК при температуре 100°C в заготовках исследуемого сплава формируется однородная УМЗ-структура с размером зерен около 500 нм. Исследования тонкой структуры также позволили установить, что в сплаве в процессе обработки ИПД образуются наноразмерные частицы вторичной упрочняющей фазы Mg_2Si размером менее 10 нм.

В результате исследования механических свойств установлено, что, во-первых, уже после 1 цикла обработки РКУП-ПК прочность сплава выше, чем после стандартной упрочняющей обработки Т1. Во-вторых, упрочнение заготовок сплава после 12 циклов РКУП и 4 циклов РКУП-ПК при идентичных температурных условиях отличается незначительно (разница в упрочнении не превышает ~ 6 %).

Опираясь на ранее полученные данные [2,3] о возможности дальнейшего упрочнения УМЗ-алюминиевых сплавов за счет дополнительного искусственного старения (ИС), часть заготовок сплава АД31 после РКУП и РКУП-ПК подвергли ИС, проведенному в температурном интервале 100–160°C.

В результате исследования влияния режимов ИС на механические свойства было установлено, что одновременное улучшение характеристик прочности и пластичности достигается в заготовках исследуемого сплава, УМЗ-состояние в котором было сформировано обработкой методом РКУП-ПК. После ИС УМЗ-заготовок, полученных РКУП, подобного улучшения механических свойств не было обнаружено.

Используя такие методы исследований структуры, как просвечивающая электронная микроскопия высокого разрешения и рентгеноструктурный анализ, выявили причины, обуславливающие различия в механическом поведении исследуемого УМЗ-материала.

1. R.Z. Valiev, T.G. Langdon // Prog. Mater. Sci. (2006) 51, P. 881–981;
2. Kim W.J., Kim J.K. et al. // Metal. Mater. Trans. A, V. 33A (2002) P. 3155–3164;
3. Murashkin M.Yu., Markushev M.V., Ivanisenko Yu.V., Valiev R.Z. // Sol. State Phenomena (2006) V.14, P. 91–96.



ОЦЕНКА ПОВРЕЖДЕННОСТИ МЕТАЛЛА ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МОДЕЛИ РАЗРУШЕНИЯ *COKROFT & LATHAM*

А.В. Боткин

*Уфимский государственный авиационный технический университет,
Уфа, Башкортостан, botkinav@mail.ru*

При моделировании процессов холодной обработки металлов давлением с использованием различных современных программных комплексов большое значение имеют заложенные в них условия разрушения.

Программные комплексы, за редким исключением, удовлетворительны в части расчета разрушения металлов.

Программный комплекс DEFORM 3D для прогнозирования разрушения металла при холодной пластической деформации предусматривает выбор модели разрушения по усмотрению исследователя.

В данной работе предложены методика расчета поврежденности металла и экспериментально расчетная методика определения предельных значений показателя *Cokroft & Latham* для условий холодной интенсивной пластической деформации (ИПД) и изменяющегося напряженного состояния.

Для этой цели получена формула для расчета поврежденности металла, опробована оснастка для ИПД методом РКУП и определено предельное значение показателя *Cokroft & Latham*, соответствующее постоянному в опыте значению отношения σ_1/σ_i .

Проведен эксперимент по деформированию заготовки из Al-сплава, соответствующий тестовой задаче, с фиксацией места и времени появления трещины в заготовке.

Показано, что расчетная поврежденность с приемлемой для практического использования точностью позволяет прогнозировать разрушение металла при ИПД и изменяющемся напряженном состоянии материальной точки.



СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ЛОПАТКАХ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ-6 С УМЗ-СТРУКТУРОЙ

Р.Р. Валиев, Ю.М. Дыбленко, А.В. Ганеев

*Уфимский государственный авиационный технический университет,
Институт физики перспективных материалов,
РФ, Уфа, ул. К. Маркса 12, rovaliev@gmail.com*

Действующие требования к повышению надежности и ресурса эксплуатации современных турбомашин обуславливают постоянное совершенствование и разработку новых способов обработки наиболее ответственных деталей двигателей, лопаток компрессора ГТД. Одним из наиболее перспективных методов повышения ресурса и надежности лопаток компрессора ГТД из титановых сплавов является использование защитных покрытий, полученных ионно-имплантационной и вакуумно-плазменной обработкой. Особое внимание здесь уделяется разработке и применению многослойных покрытий из нитрида титана.

Дальнейшее совершенствование процесса упрочнения лопаток связано также с повышением уровня механических свойств основного материала путём измельчения его микроструктуры интенсивной пластической деформацией.

В настоящей работе исследовали структуру и свойства TiN-покрытий на образцах из титанового сплава ВТ-6 с ультрамелкозернистой структурой. Защитные наноструктурные покрытия были получены электродуговым распылением катода многокомпонентного состава. Из используемых заготовок изготавливали образцы в виде кругов диаметром 22 мм и толщиной 3 мм с допусками на размеры по 7 классу точности и шероховатостью рабочей поверхности 0,16–0,32 Ra. Различные варианты многослойных вакуумно-плазменных покрытий были получены с помощью двух электродуговых испарителей со сменными катодами из титанового сплава ВТ-1-0 (Ti) и многокомпонентного сплава TiAlZrMoV (η Ti). Сформированные покрытия отличались количеством слоёв и режимами нанесения. Общая толщина покрытий составила 15 ± 2 мкм, промежуточных слоёв – от 10 до 50 нм.

Для дальнейшего исследования изготавливались фольги из покрытий путём ионного травления на установке JEOL Ion Slicer EM-09100IS. Поверхность обрабатывалась потоком ионов по всей поверхности с напряжением 8кВ. Для исследования структуры покрытий использовали просвечивающий электронный микроскоп JEOL JEM-2100, что позволило выявить особенности их дислокационной структуры. На основании исследования адгезионной прочности покрытий сформулированы требования к их структуре, обеспечивающие повышенные эксплуатационные свойства изделий.



МИКРОСТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ЙОДИДНОГО ТИТАНА ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ ПО СХЕМЕ ОСАДКА–ВЫДАВЛИВАНИЕ–ВОЛОЧЕНИЕ ПРИ 77 К

**О.И. Волчок, В.В. Калиновский, И.Ф. Кисляк, К.В. Кутний, В.С. Оковит,
В.И. Соколенко, Г.Е. Сторожилов, М.А. Тихоновский, Л.А. Чиркина**

*Национальный научный центр
«Харьковский физико-технический институт» НАН Украины,
ул. Академическая, 1, 61108, г. Харьков, Украина; e-mail: kislyak@kipt.kharkov.ua*

Ранее было установлено, что реализация интенсивной пластической деформации (ИПД), обеспечивающей измельчение субструктуры до наноразмерного масштаба, достигается путем последовательного сочетания разных способов деформирования [1].

При этом необходимо, чтобы каждый из применяемых этапов деформации обеспечивал различные эпюры внутренних напряжений. Как известно, дополнительным фактором измельчения структуры являются низкотемпературные (криогенные) условия деформации [2]. Задачи настоящей работы предусматривали проведение сравнительных исследований микроструктуры йодидного титана после деформации волочением при 77 и 300 К, осуществляемой на финишном этапе обработки.

Использовались методы трансмиссионной электронной микроскопии и измерения температурной зависимости низкочастотного (1 Гц) внутреннего трения (ВТ) $\delta(T)$. Деформацию путем волочения в различных температурных условиях ($e = 1,25$) проводили после обработки по схеме: осадка – выдавливание ($e = 7,02$).

Установлено, что в результате волочения имеет место дальнейшее измельчение субзерен, причем для случая деформирования при 77 К это проявляется в большей степени. Так, например, средний размер субзерен после осадки и выдавливания составлял 142 нм, после волочения при 300 К – 110 нм, а после волочения при 77 К – 72 нм. Обращает на себя внимание, что этап низкотемпературного деформирования существенно повышает однородность субзерен, что следует из статистического анализа результатов электронно-микроскопических исследований микроструктуры (коэффициент вариации после осадки и выдавливания $k = 0,46$, а после низкотемпературного волочения $k = 0,29$).

Измерения $\delta(T)$ показали, что примененная схема ИПД приводит к появлению широкого низкотемпературного (в области 110–170 К) пика ВТ, который ниже после деформации волочением при 77 К, чем после деформации при 300 К. На зависимости $\delta(T)$ в области температур $T > 250$ К наблюдается резкое повышение декремента затухания, что можно рассматривать как восходящую ветвь второго пика ВТ. Согласно [3] пики при 110–170 К и при $T > 250$ К обусловлены образованием и движением двойных перегибов на краевых и винтовых дислокациях соответственно. Полученные результаты анализируются в рамках рассмотрения механизмов ВТ, обусловленных соотношением концентрации винтовых и краевых дислокаций, возникающих при деформациях волочением при 77 и 300 К, а также вкладом при этом механического двойникования.

1. И.М.Неклюдов, О.И.Волчок, В.В.Калиновский и др. Вопросы атомной науки и техники. Серия: вакуум, чистые материалы, сверхпроводники, 2009, №6(18), с. 141–145.

2. И.А. Гиндин, Я.Д.Стародубов, В.К.Аксенов. Металлофизика, 1980, том 2, №2, с. 49–67.

3. В.П.Кетова, Н.Л.Печеркина, В.А.Павлов // В сб. «Внутреннее трение и тонкое строение металлов и неорганических материалов», Москва, «Наука», 1985, с. 62–65.

**ВЛИЯНИЕ РЕЛАКСАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ,
СОПРОВОЖДАЮЩИХ ДЕФОРМАЦИЮ ПОД ВЫСОКИМ
ДАВЛЕНИЕМ, НА ТЕРМИЧЕСКУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ
СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ****Л.М. Воронова, М.В. Дегтярев, Т.И. Чашухина***Институт физики металлов УрО РАН,
г. Екатеринбург, Россия, highpress@imp.uran.ru*

Эволюция структуры при деформации имеет стадийный характер, каждой стадии соответствует характерный тип структуры, зависящий как от степени деформации, так и от релаксационных процессов, реализующихся в материале в соответствии с условиями деформации (давлением, температурой и скоростью). В результате большой пластической деформации под высоким давлением формируются структуры с размером элементов порядка 10^2 нм, но размерный фактор не обеспечивает их однотипность и единообразие поведения при нагреве.

Исследовали материалы, в которых деформация при комнатной температуре приводит: 1) к холодному наклепу – железо и конструкционные стали, 2) к динамическому возврату – никель, 3) к динамической рекристаллизации (ДР) – медь. По размерному фактору к ультрадисперсной структуре в железе и конструкционных сталях, в никеле можно отнести субмикрокристаллическую (СМК) структуру, образованную микрокристаллитами с высокоугловыми границами, и структуру смешанного типа, в которой есть как высоко-, так и малоугловые границы. В меди, где тип структуры определяется степенью развития ДР, выделены стадия отдельных ДР-зерен и стадия, на которой ДР охватывает весь объем материала (стадия развитой ДР).

Образование микрокристаллитов при деформации приводит к развитию низкотемпературной рекристаллизации (протекающей ниже температуры образования термически активируемых зародышей). В железе и конструкционных сталях формирование СМК-структуры меняет кинетику первичной рекристаллизации – изменение размера зерна соответствует кинетическому закону нормального роста, а температуры ее начала и завершения совпадают. Первичная рекристаллизация СМК-структуры заключается в одновременном совершенствовании границ и формы микрокристаллитов в условиях низкой скорости их роста и формирует субмикрозернистую структуру. В структуре смешанного типа первичная рекристаллизация протекает путем роста отдельных центров в сильно наклепанной матрице, что приводит к быстрой деградации ультрадисперсной структуры. В условиях динамического возврата СМК-структура неоднородна: зерна, в которых возврат пошел в большей степени, получают преимущество в росте при последующем нагреве, поскольку представляют собой идеальные зародыши рекристаллизации. Подобные зародыши могут возникнуть и в результате коалесценции соседних субзерен. При низкотемпературной рекристаллизации, когда не хватает термодинамической силы роста, такие центры, еще не столкнувшись, уже имеют размеры, значительно большие, чем окружающие их микрокристаллиты. В меди на стадии развитой ДР размерно однородная структура сохраняет геометрическую и дислокационную неоднородность зерен, приводящую при небольшом нагреве к быстрому росту отдельных зерен. На стадии отдельных ДР-зерен при малой плотности центров уже при комнатной температуре в результате постдинамической рекристаллизации образуются отдельные крупные (до нескольких мкм) зерна.

Работа выполнена при частичной поддержке программы Уральского отделения РАН № 09-М-23-2009 и гранта РФФИ 08-03-00370.



ИССЛЕДОВАНИЕ СКОРОСТИ ДЕФОРМАЦИИ ЗАГОТОВОК ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ МЕТОДОМ КОНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

В.З. Спусканюк, А.Н. Гангало, А.А. Давиденко

*Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,
83114, г. Донецк, ул. Р. Люксембург, 72, Украина*

Равноканальное угловое прессование (РКУП) является одним из наиболее перспективных методов для производства массивных заготовок с субмикроструктурной структурой [1]. В большинстве случаев в известных публикациях, посвященных этому методу, основное внимание уделено исследованию влияния свойств материала и факторов процесса на достигаемые деформации, напряженное состояние заготовки, температуру. И только в некоторых работах исследовалось влияние параметров процесса на скорость деформации [2, 3]. В [2] получена оценка скорости деформации для частного случая, когда зона деформации представляет собой узкую полосу. В других работах исследовался процесс РКУП в матрице с внешним углом закругления. До настоящего времени недостаточное внимание было уделено распределению скорости деформации в случае РКУП с образованием застойной зоны.

Методом конечных элементов исследованы особенности распределения скорости деформации при РКУП заготовок с образованием застойной зоны. Получена оценка степени влияния таких факторов, как упрочнение, трение и геометрия матрицы, на уровень и распределение скорости деформации в зоне пластической деформации.

При РКУП идеально пластичного (ИП) материала увеличение фактора трения и уменьшение угла пересечения каналов до $\phi = 90^\circ$ приводит к увеличению зоны пластической деформации (ЗПД). В развитой ЗПД можно выделить следующие участки: входную поверхность, основную часть и выходную поверхность, причем на входной и выходной поверхностях интенсивность скорости деформации одинакова. Ширина входной и выходной поверхностей ЗПД составляет 0.2 ширины канала.

При РКУП упрочняемого материала увеличение фактора трения и уменьшение угла пересечения каналов до $\phi = 90^\circ$ приводит к увеличению ЗПД, как и в случае ИП-материала. Размер ЗПД упрочняемого материала больше, чем у ИП. Интенсивность скорости деформации на входной поверхности ЗПД значительно меньше, чем на выходной. При увеличении фактора трения максимальные значения скоростей деформации повышаются и достигают предельных значений в случае деформации ИП-материала при заполнении зазора между заготовкой и инструментом у внешнего угла канала, а при деформации упрочняемого материала – накануне заполнения. При превышении этого критического значения фактора трения происходит резкое уменьшение максимальной скорости деформации.

1. *Процессы пластического структурообразования* / В.М. Сегал, В.И. Резников, В.И. Копылов и др. – Минск: Навука і тэхніка, 1994. – 232 с.

2. *V.M Segal. Engineering and commercialization of equal channel angular extrusion (ECAE) / Materials Science and Engineering A. – 2004. – V. 386. – P. 269–276.*

3. *H.S. Kim, M.H. Seo, S.I. Hong. Finite element analysis of equal channel angular pressing of strain rate sensitive metals. / Journal of Materials Processing Technology. – 2002. – V. 130–131. – P. 497–503.*



ИССЛЕДОВАНИЕ SWIFT-ЭФФЕКТА НА СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ

Я.Е. Бейгельзимер, В.Д. Бахмацкий, Ю.В. Гусар

*Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,
Донецк, Украина, yanbeygel@gmail.com*

Swift-эффект состоит в необратимом удлинении цилиндрического образца при кручении со свободными концами. Первые подробные исследования этого эффекта были выполнены W. Swift на различных металлах и сплавах [1]. В последующем Swift-эффект тщательно исследовался (см., напр., работы [2,3] и указанные там ссылки). Причин тому, как минимум, две. Во-первых, возможность удлинения при скручивании необходимо учесть при расчете конструкций на прочность. Во-вторых, Swift-эффект связывают с образованием текстур, поэтому он является хорошим тестом для теоретических моделей.

В представленном докладе высказывается гипотеза, что Swift-эффект является следствием того, что в отожженных металлах невозможен простой сдвиг. Поэтому при кручении возникает поле скоростей с осевой составляющей, которая и приводит к изменению длины образца. В данной работе субмикроструктурная (СМК) структура была получена методом винтовой экструзии [4].

Невозможность простого сдвига в отожженных металлах обусловлена тем, что для его осуществления внутри представительного объема материала необходимо обеспечить вихрь, по модулю равный скорости деформации сдвига [5]. Такой вихрь реализуется посредством зернограницного проскальзывания, которого нет в крупнокристаллических материалах. В отличие от них, СМК-материалы, полученные методами интенсивной пластической деформации, имеют высокоугловые неравновесные границы фрагментов, допускающие проскальзывание. Это приводит к тому, что на СМК-материалах величина Swift-эффекта должна быть существенно ниже, чем на крупнокристаллических. В докладе приведены результаты экспериментов, подтверждающие сделанный вывод.

1. *Swift H.W.* Length changes in metals under torsional overstrain. Engineering 163, 253–257 (1947).

2. *Toth L. S., Jonas J.J., Daniel D., and Bailey J.A.* Texture Development and Length Changes in Copper Bars Subjected to Free End Torsion, Textures Microstruct., 19, 245–262 (1992).

3. *Beausir B., Toth L., Qods F., Neale K. W* Texture and Mechanical Behavior of Magnesium During Free-End Torsion Journal of Engineering Materials and Technology JAN., 131 (2009).

4. *Бейгельзимер Я.Е., Варюхин В.Н., Орлов Д.В., Сынков С.Г.* Винтовая экструзия – процесс накопления деформаций, ТЕАН, Донецк (2003).

5. *Бейгельзимер Я.Е.* Некоторые соображения по поводу больших пластических деформаций, основанные на их аналогии с турбулентностью // ФТВД 18, 4, 77–86 (2008).



РЕАЛИЗАЦИЯ БАРОКРИОДЕФОРМИРОВАНИЯ С ПРОТИВОДАВЛЕНИЕМ (ОБЩИЙ СЛУЧАЙ БКД)

Е.Г. Замлер, П.А. Хаймович

*Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»,
Украина, 61108, г. Харьков, ул. Академическая, 1, pavel.41@bk.ru*

Исследования процесса пластического деформирования широкого круга металлов и сплавов, в том числе низкопластичных, обнаруживают зависимость их пластичности от уровня сил всестороннего сжатия, приложенных к деформируемому объекту, причем в общем случае эта зависимость нелинейна [1]. Важнейший практический вывод из этих исследований состоит в том, что, имея возможность управлять уровнем гидростатического давления среды, в которой осуществляется деформирование объекта, можно пластически продеформировать практически любые металлы и сплавы. В то же время при традиционной гидроэкструзии [2], находящей сейчас широкое применение (во многом благодаря отечественным разработкам [3,4]), управление этим параметром не предусмотрено, уровень действующего на объект давления однозначно определяется характеристиками деформируемого материала, что ограничивает применимость метода. Но эти ограничения были сняты приложением усилий противодействия в специально разработанных гидроэкструзионных устройствах [5].

Осуществление в последнее время деформирования металлов, аналогичного гидроэкструзии, но осуществляемого при криогенных температурах с использованием в качестве передающей давление среды не жидкости, а твердого тела, достаточно пластичного при этих температурах [6], также поставило вопрос о необходимости управления уровнем всестороннего сжатия объекта, предназначенного для барокриодеформирования (деформирования в условиях всестороннего сжатия при криогенных температурах). Первая краткая информация о том, как была решена эта задача [7], предполагала последующее описание разработанных устройств и способов реализации БКД с противодавлением (общего случая БКД), что и призвано выполнить настоящее сообщение. Применение в качестве передающей давление среды не жидкости, а твердого тела, с одной стороны, налагает особые требования к экструзионным устройствам, с другой, однако, – снимает присущие жидкостным устройствам проблемы с удержанием среды под высоким давлением в каналах контейнеров, не требует тех мер защиты, которые необходимы при работе с жидкостью под высоким давлением. Оказывается возможным не только деформирование низкопластичных металлов, но и существенное улучшение свойств широко распространенных конструкционных материалов.

1. Лившиц Л.Д., Рябинин Ю.Н., Береснев Б.И. // Журнал технической физики. – 1965. – Т.36, вып. 2. – С. 348-354.
2. Бриджмен П. Исследования больших пластических деформаций и разрыва. – М.: Изд-во иностранной литературы, 1955. – 444 с.
3. Береснев Б.И., Трушин Е.В. Процесс гидроэкструзии. – М.: Наука, 1976. – 200 с.
4. Белошенко В.А., Варюхин В.Н., Спусканюк В.З. Теория и практика гидроэкструзии. – Киев: Наукова думка, 2007. – 248 с.
5. В.З. Спусканюк, В.А. Богданов, Я.Е. Бейгельзимер, И.М. Коваленко, В сб.: Физика и техника высоких давлений. – Вып. 32. – Киев: Наукова думка. – 1989. – С. 72–76.
6. Хаймович П.А. На пути к барокриодеформированию. В кн.: Перспективные материалы, Т. 3. – ТГУ, МИСиС. – 2009. – С. 363–406.
7. Хаймович П.А. Низкотемпературная квазигидроэкструзия. // Физика и техника высоких давлений. – 2007. – Т. 17, №2. – С. 12–19.



ФОРМИРОВАНИЕ ГРАДИЕНТНОЙ НАНОСТРУКТУРЫ ПРИ ДОРНОВАНИИ

**Н.И. Даниленко¹, В.Ф. Горбань¹, С.А. Фирстов¹, Г.А. Кривов²,
В.А. Матвиенко², В.А. Резников², В.Н. Шулепов²**

¹*Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины,
Киев, Украина, nick@ipms.kiev.ua*

²*Украинский научно-исследовательский институт авиационной технологии,
Киев, Украина*

Методы интенсивной пластической деформации, такие как равноканальное угловое прессование (РКУП), винтовая экструзия (ВЭ) и другие, позволяют получить объемные наноструктурированные материалы с высоким комплексом механических характеристик. Эти методы могут быть использованы для получения сверхмелкозернистой структуры и упрочнения мягких и малолегированных материалов.

В то же время методы поверхностной интенсивной обработки (дорнование, протяжка) могут быть использованы для упрочнения сложнолегированных промышленных сплавов и композитов. При дорновании в материале реализуется два вида деформации:

- объемная деформация растяжения, в результате которой увеличивается внутренний диаметр изделия;
- поверхностная деформация сдвига, которая локализуется в приповерхностном слое и постепенно уменьшается от стенки детали.

Если объемная деформация (изменение диаметров до и после прохождения инструмента) составляет несколько процентов, то поверхностная деформация может достигать несколько сотен процентов, что проявляется в наклоне вытянутых зерен текстуры на металлографических шлифах.

После обработки отверстия в листах из титанового сплава типа ВТ-6 дорнованием на его стенке была сформирована градиентная наноструктура. Твердость обработанной поверхности достигала 5,3–5,5 ГПа. Испытания на усталость показали, что увеличение натяга (диаметра инструмента) при дорновании повышает усталостные характеристики образцов по сравнению с образцами с необработанными отверстиями. В приповерхностных слоях, толщина которых достигает 50 мкм, были обнаружены ячейки размером ~ 100 нм с толщиной проработанного слоя около 1000 мкм.

PREPARATION AND CHARACTERIZATION OF ALUMINUM-FULLERENE COMPOSITE WITH THE USE OF SEVERE PLASTIC DEFORMATION TECHNIQUE

**V.V. Milyavskiy¹, S.V. Dobatkin², A.S. Soldatov³, T.I. Borodina¹,
O.P. Chernogorova², E.I. Drozdova², G.E. Valino¹, S. You³**

¹*Joint Institute for High Temperatures of RAS, Moscow, Russia, vlvn@ihed.ras.ru*

²*A.A.Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Moscow, Russia*

³*Department of Applied Physics and Mechanical Engineering, Lulea University of Technology, SE - 97187 Lulea, Sweden*

Al-C₆₀ fullerene composites were produced with the use of severe plastic deformation (SPD) through high-pressure torsion. Consolidation of Al ASD-6 and C₆₀ powders was successfully performed at room temperature at a pressure of 4 GPa. Mass fraction of C₆₀ fullerene in the composites was up to 20%. Microstructure of the specimens was characterized with the use of X-ray diffraction, atomic force microscopy, electron microscopy (Fig. 1) and Raman spectroscopy. Spatial-resolved maps of chemical composition of the specimens were studied too.

Microhardness of the specimens (Fig. 2) was above 1.5 GPa and seems to be determined by the properties of the metal matrix (microhardness of the specimen consolidated by SPD from the Al powder is 1.3 GPa at the middle of the radius). SPD-induced phase change of C₆₀ fullerene to the linear-chain C₆₀ polymer was observed. The work was supported by the Swedish Institute (00906/2009).

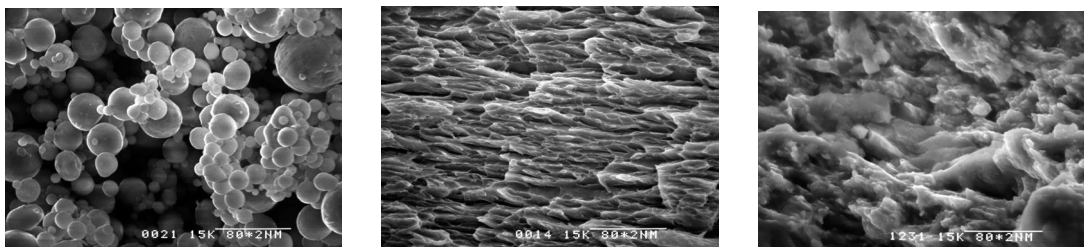


Fig. 1. Images of: starting ASD-6 Al powder (left); broken surface of the Al powder consolidated by SPD (center); broken surface of the Al powder consolidated with the 10% C₆₀ powder by SPD (right). The length of the scale segments is 8 micrometers

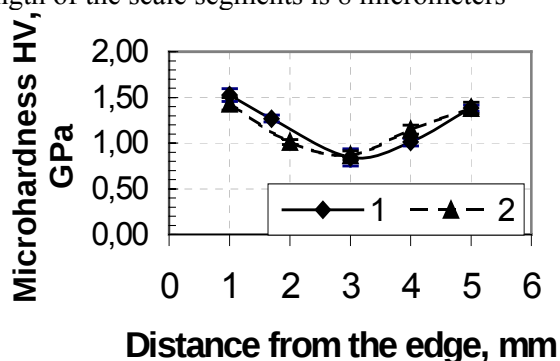


Fig. 2. Microhardness of the specimen (Al + 20% C₆₀) versus distance from the edge of the specimen (the diameter of the specimen is 6 mm). Measurement was performed with the use of both surfaces of the specimen



ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ Cu–0,18% Zr-СПЛАВА ПОСЛЕ СДВИГА ПОД ДАВЛЕНИЕМ

С.В. Добаткин¹, Н.Р. Бочвар¹, М. Янечек², С.Б. Григорьева¹, Д.В. Шаньгина¹

¹Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, dobatkin@imet.ac.ru

²Карлов университет, Прага, Чешская Республика

В настоящее время уже надежно показана возможность получения нано- (размер зерна менее 100 нм) и субмикrokристаллической (размер зерна в диапазоне 100–1000 нм) структуры при реализации различных схем интенсивной пластической деформации (ИПД), таких как кручение под гидростатическим давлением, равноканальное угловое прессование, мультиосевая деформация, винтовая экструзия, аккумулируемая прокатка с соединением и др.

Медные сплавы, легированные цирконием в количествах до 1% (по массе), составляют группу низколегированных дисперсионно-твердеющих сплавов, характеризующихся хорошим сочетанием тепло- и электропроводности с прочностными свойствами и жаростойкостью. Они широко используются в промышленности в качестве электродов контактной сварки.

В последнее время достаточно большое внимание уделяется изучению структуры и свойств медных сплавов после ИПД с целью использования их в электротехнической промышленности. Но практически все работы были посвящены равноканальному угловому прессованию (РКУП) медных сплавов, а РКУП дает возможность получать относительно большие заготовки, но при невысоких давлениях. На наш взгляд, представляется целесообразным изучение предельных структурных состояний промышленных медных сплавов и их механического поведения. Для получения такого предельного состояния требуются высокие давления и степени деформации, реализуемые, в частности, при кручении под гидростатическим давлением (КГД) на наковальне Бриджмена.

Целью работы является изучение закономерности структурообразования Cu–0,18% Zr-сплава при КГД.

КГД сплава Cu–0,18% Zr приводит к формированию субмикrokристаллической структуры с размером зерна 200–250 нм. С увеличением степени деформации с $N=3$ до $N=15$ ориентированная субзеренная структура трансформируется в относительно равноосную субзеренную, на месте которой формируются зерна с большеугловыми границами. Размеры структурных элементов уменьшаются. Повышение давления ускоряет эти процессы.

Изучение удельного электросопротивления сплава Cu–0,18% Zr показало, что в ходе КГД при давлениях 2 и 4 ГПа оно увеличивается по сравнению с недеформированным состоянием, причем тем больше, чем выше степень деформации. Это может быть связано с изменением зеренной и субзеренной структур, а также с процессами растворения частиц второй фазы Cu_5Zr в ходе деформации.

Уменьшение значений удельного электросопротивления сплава Cu–0,18% Zr после КГД при нагреве в интервале температур 250–400°C и сохранение или повышение значений микротвердости после КГД в этом температурном интервале свидетельствуют о протекании процессов старения с выделением частиц Cu_5Zr .

Работа поддержана грантом РФФИ № 10-08-00594_а.



ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТАЛЕЙ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Е.Г. Пашинская, В.В. Гришаев, А.В. Завдовеев, К.В. Неумывако

*Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,
Донецк, Украина, avzavdoveev@gmail.com*

Известно, что применение специальных методов деформирования, в частности интенсивной пластической деформации (ИПД), позволяет сформировать структурные особенности, обеспечивающие материалу высокую пластичность при сохранении высокой прочности. В работе рассматривается прокатка со сдвигом (ПС), которая разработана с учетом современных представлений о механизмах формирования структуры при ИПД. В случае применения технологии ПС появляется возможность получения катанки из малоуглеродистой стали с высоким комплексом физико-механических свойств. Это обеспечивает возможность волочения проволоки до малых диаметров без промежуточных отжигов.

В данной работе изучено наследственное влияние структуры катанки на структуру и физико-механические свойства проволоки на примере стали 08Г2С, изготовленной по ПС-технологии, в сравнении с традиционной технологией ОАО «Миттал стил Кривой Рог». Целью ставили улучшение качества и снижение энергозатрат производства проволоки. Проводили исследования микроструктуры, определение плотности, микротвердости и механических свойств.

Результаты механических испытаний катанки и проволоки показали, что катанка из партии ПС имеет заметно большие значения временного сопротивления разрыва, чем катанка, изготовленная по СТ-технологии. При волочении катанки в обоих случаях наблюдается рост ее прочности. В отличие от стандартной технологии волочения ПС-технология обеспечивает рост плотности по мере прохождения маршрута технологии и коррелирующих с ним уменьшения размеров зерна, роста микротвёрдости и прочности материала проволоки.

Таким образом, катанка, полученная по ПС-технологии, в процессе волочения в проволоку показала возможность исключить промежуточный смягчающий отжиг, продемонстрировала высокую технологичность и низкую обрывность.



АНАЛИЗ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ ВОЗМОЖНОСТИ ПРОЦЕССА РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ ШХ15

Р.Р. Галлямова¹, Р.Р. Акбашев^{2,3}, М.В. Караваева^{1,3}, Н.Г. Зарипов^{1,3},
Р.З. Валиев^{2,3}

*Уфимский государственный авиационный технический университет,
г. Уфа, Россия*

¹*Кафедра материаловедения и физики металлов*

²*Кафедра нанотехнологий*

³*Институт физики перспективных материалов*

В последнее время возрос интерес к ультрамелкозернистым низко- и среднедеформированным сталям в связи с тем, что развитие методов интенсивной пластической деформации (ИПД) дает новые возможности для значительного повышения свойств, что позволит расширить круг их применения. Однако применение методов ИПД, например равноканального углового прессования (РКУП), для заэвтектоидных сталей типа подшипниковой стали ШХ15 осложняется тем, что, во-первых, их пластичность обычно ограничена; во-вторых, прочностные свойства таких сталей в определенных условиях могут быть равны или даже выше, чем у некоторых инструментальных материалов, из которых традиционно изготавливают технологическую оснастку. В этих случаях неоспоримым преимуществом обладают методы математического моделирования технологических процессов, которые позволяют оценить уровень напряжений как в самой заготовке, так и в матрице без проведения физического эксперимента.

В работе рассмотрено деформационное поведение подшипниковой стали ШХ15 (Fe–C–1,5Cr) при осадке цилиндрических образцов в различных температурно-скоростных условиях: температурах $T_1 = 400^\circ\text{C}$ и $T_2 = 500^\circ\text{C}$ и скоростях деформации $\xi_1 = 5,2 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$, $\xi_2 = 5,4 \cdot 10^{-3}$, $\xi_3 = 1,1 \cdot 10^{-2}$. Реологические данные, полученные при осадке, использованы при разработке математической модели процесса РКУП с углом сопряжения между каналами $\Phi = 120^\circ$ методом математического моделирования в среде DEFORM 3D. Анализ изменения напряженно-деформированного состояния заготовки и матрицы в процессе РКУП показал, что условие прочности оснастки выполняется.

Для анализа адекватности разработанной модели была проведена деформация цилиндрической заготовки длиной 60 мм на опытной лабораторной установке для РКУП с диаметром канала 10 мм и углом сопряжения между каналами $\Phi = 120^\circ$ при температуре 500°C . Сопоставление зависимости силы деформирования от хода инструмента, полученной из физического и математического моделирования, показало хорошую сходимость результатов.

Проведенное исследование механических свойств при растяжении показало, что прочность и пластичность стали после 4 проходов РКУП значительно превышают уровень свойств, полученных на этой стали при улучшении.



ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА БЕРИЛЛИЯ

А.В. Бабун, А.А. Васильев, М.П. Старолат, С.П. Стеценко,
О.В. Трембач, С.В. Ховрич, К.В. Ковтун

*Национальный научный центр “Харьковский физико-технический институт”,
61108, г. Харьков, Украина, ул. Академическая 1, e-mail: kkovtun@kipt.kharkov.ua*

В последние годы интенсивно развиваются различные методы интенсивной пластической деформации (ИПД), направленные на получение субмикрозернистых и наноструктурных материалов. Эти методы достаточно хорошо разработаны при использовании их применительно к металлам, обладающим достаточной пластичностью и сравнительно низкими температурами плавления. В работе [1] метод ИПД был использован авторами для обработки при температуре 950°C такого хрупкого материала, как бериллий, и были изучены его структура и механические свойства.

Целью данной работы является изучение влияния температуры интенсивной пластической деформации бериллия на структуру, механические свойства и электрическое сопротивление металла.

Деформацию бериллия выдавливанием под углом 90° проводили в диапазоне температур 950–680°C. Исследована температурная зависимость (20–600°C) механических свойств бериллия в деформированном состоянии, а также после рекристаллизационного отжига при 750°C в течение 2 ч. Изучено влияние температуры деформационной обработки и последующих отжигов на эволюцию микроструктуры и электрическое сопротивление металла при комнатной температуре и температуре кипения жидкого азота.

Рекристаллизационный отжиг деформированного металла при 750°C приводит к незначительному снижению прочностных характеристик при существенном увеличении относительного удлинения до значений 36–56% в области температур испытаний 200 и 400°C соответственно. Снижение температуры ИПД от 950 до 680°C не влияет значительно на прочностные свойства, позволяя в то же время повысить относительное удлинение испытываемых образцов бериллия после отжига.

Микроскопические исследования показали, что в процессе интенсивной деформации в металле формируется субзеренная структура с размером блоков от 0,5 до 2 мкм, внутри отдельных блоков наблюдаются выделения мелкодисперсных частиц, плотность дислокаций при этом составляет около $1 \times 10^8 \text{ см}^{-2}$. Сделана оценка вклада дислокаций в электрическое сопротивление бериллия в деформированном состоянии и после отжига.

1. А.В. Бабун, А.А. Васильев, К.В. Ковтун, М.П. Старолат, С.П. Стеценко, О.В. Трембач, С.В. Ховрич. Интенсивная пластическая деформация бериллия – структура и механические свойства // ФТВД. – 2010. – №2. – С133–142.

МНОГОСЛОЙНЫЕ ОДНО- И ДВУХКОМПОНЕНТНЫЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ МИКРО- И НАНОКОМПОЗИТЫ. ИХ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРА

В.П. Коржов, М.И. Карпов

Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Московская обл., Россия

Исследовали многослойные композиты из чередующихся слоёв двух разнородных металлов – меди и железа, меди и ниобия, ниобия и титана – и многослойные ленты, состоящие из слоёв одного металла. Толщина отдельного слоя изменялась в пределах от микро- до наноразмерного диапазона. Ленты получали методом 3-кратной прокатки многослойных пакетов. При такой технологии каждая фольга испытывала колоссальную суммарную деформацию. Поэтому прокатку многослойных пакетов можно отнести к разряду методов интенсивной пластической деформации

Для композита $Nb/NbTi$ твердость HV и предел текучести $\sigma_{0,1}$ в интервале толщины слоев Nb и $NbTi$ -сплава от ~ 140 до 5 нм описывались зависимостями Холла–Петча (Х–П), в которой вместо размера зерна использовалась толщина слоя t : $HV[ГПа] = 1,62 + 2,15t^{-0,5}$ и $\sigma_{0,1}[МПа] = 584 + 1032t^{-0,5}$ соответственно. Значения $\sigma_{0,2}$ и σ_b приближенно описывались зависимостью Х–П.

Композиты Cu/Nb , Cu/Fe и Nb/Ti . Твердость этих композитов измерялась в зависимости от толщины слоев, которая уменьшалась в процессе прокатки в первом, втором или третьем циклах как непосредственно после деформации, так и после деформации и последующих отжигов, которые проводились для снятия наклепа поверхности. В качестве примера на рис. 1 такие зависимости представлены для композитов Cu/Nb при деформации во втором цикле.

На завершающей стадии прокатки твердость после достижения максимального значения немного падала. Зависимости HV от $t^{-0,5}$ для этих композитов, если и подчинялись соотношению Х–П, то после отжига.

Микрокомпозит из 120 слоев титана толщиной ~ 2 мкм имел высокую твердость, равную $3,4$ ГПа, при сохранении хорошей пластичности (рис. 2).

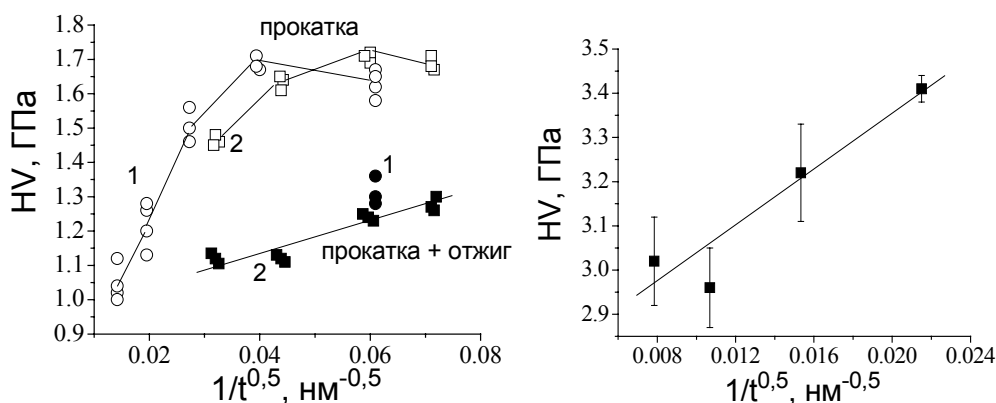


Рис. 1. Зависимость HV от $t^{-0,5}$ для композитов Cu/Nb в состоянии «после прокатки» и «после прокатки + отжиг» (t – средняя толщина слоев меди и ниобия, интервал изменения t – от 5 до 270 нм и от ~ 1 мкм до 200 нм для композитов 1 и 2 соответственно)

Рис. 2. Зависимость HV многослойного микрокомпозита из титана от $t^{-0,5}$ (t – толщина одного Ti -слоя)



ИЗМЕНЕНИЕ ВЗАИМНОЙ ОРИЕНТИРОВКИ ФАЗ В СПЛАВЕ ВТ6 В ХОДЕ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ

Е.А. Кудрявцев, С.В. Жеребцов

*Белгородский государственный университет,
Лаборатория объемных наноструктурных материалов»,
Белгород, Россия, kudryavtsev@bsu.edu.ru, Zherebtsov@bsu.edu.ru*

В современной промышленности широкое распространение получили титановые сплавы, имеющие в исходном состоянии двухфазную пластинчатую структуру. В то же время для практического применения наиболее оптимальны сплавы с равноосной структурой. Формирование равноосной структуры происходит в условиях горячей либо теплой деформации. В исходном состоянии ориентация фаз в сплаве ВТ6 подчиняется ориентационному соотношению (ОС) Бюргерса. Однако в ходе деформации может наблюдаться отклонение от ОС Бюргерса, что может приводить к ускорению процесса глобуляризации, а также к формированию в сплаве наноструктуры.

Материалом исследования был выбран титановый сплав ВТ6 (Ti-6Al-4V). Образцы были подвергнуты осадке на 25, 50 и 75% при температуре 800°C со скоростью деформации 10^{-3} с^{-1} . Анализ микроструктуры производился в центре образцов по оси осадки. Микроструктура образцов была исследована с помощью оптической, растровой и просвечивающей электронной микроскопии. Фольги для просвечивающей электронной микроскопии вырезались из центра образца с максимальной степенью деформации. Для оценки отклонения от ОС Бюргерса применялся метод одиночных рефлексов, который позволяет установить ориентировку кристаллитов обеих фаз, а также углы между заданными направлениями и плоскостями. Для обработки данных, полученных при помощи метода одиночных рефлексов, была разработана программа в среде Maple 13.

По данным растровой электронной микроскопии, в процессе деформации наблюдается разворот пластин по направлению течения металла, а также трансформация пластинчатой структуры в глобулярную. При осадке на 70% в образце наблюдалась частично глобуляризованная структура. Также было установлено, что активный разворот пластин совпадает со стадией разупрочнения на кривой σ – ϵ , что можно объяснить разворотом пластин, активизирующим действие новых систем скольжения, и процессами динамического возврата и/или рекристаллизации, также приводящими к глобуляризации сплава. Среднее отклонение от ОС Бюргерса, по данным метода одиночных рефлексов, в исходном состоянии составило $0,8^\circ$. При достижении деформации в 75% среднее отклонение составляло уже 27° .

В то же время кинетика отклонения от ОС Бюргерса в ходе деформации хорошо соответствует изменению доли глобулярных зерен и длины пластин альфа- и бета-фазы. Это позволяет предполагать, что отклонение от ориентационного соотношения и, возможно, потеря когерентности межфазных границ может интенсифицировать процесс глобуляризации, что позволит создавать в материале однородную равноосную наноструктуру.



ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКАЯ ТЕОРИЯ РАСЧЕТА ШТАМПОВ ДЛЯ ОБРАБОТКИ МАТЕРИАЛОВ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ

С.В. Мирошниченко¹, В.Г. Сынков²

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

²*Институт физики горных процессов НАН Украины,
Донецк, Украина, vasy41@mail.ru*

Новые технологии в обработке металлов, направленные на формирование суб-микроструктурных структур, требуют значительного расширения диапазона силовых параметров обработки, повышения температуры, применения смазок и увеличения числа переходов, что приводит к преждевременному выходу из строя штамповой оснастки. Обеспечение стойкости деформирующего инструмента возможно за счет выбора оптимальных конструктивных параметров инструмента и очага деформации, а также создания наиболее благоприятной схемы напряженного состояния путем бандажирования.

В настоящей работе представлена концепция прогноза предельного состояния деформирующего инструмента, опирающаяся на результаты численно-экспериментального исследования НДС двухслойного штампового узла при осесимметричных схемах обработки материала. В основе прогноза лежит вычисление напряженного состояния, определяющего условие перехода материала инструмента в предельное состояние.

При анализе предельного состояния штампа, нагруженного осесимметричной нагрузкой, локализованной на части длины, использование расчетов, базирующихся на моделях плоской деформации толстых труб [1], может привести к ошибочному выбору вариантов его конструктивного исполнения и параметров бандажирования. Поэтому в выражения для определения главных напряжений модели плоской деформации предложено ввести поправочные коэффициенты, учитывающие осесимметричный характер нагружения штампа, использование которых позволяет увеличить его несущую способность в 1,2–2 раза.

В работе продемонстрирован эффект снижения интенсивности напряжений в опасной зоне штампа на основе выбора оптимальных параметров бандажирования внутреннего слоя.

1. *Мирошниченко С.В., Сынков В.Г., Лебедев А.А. Предельное состояние камер высокого давления // Проблемы прочности. – 2002. – № 4. – С. 32–38.*



СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПРУТКОВ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ТИТАНА, ПОЛУЧЕННЫХ ПРОКАТКОЙ

Н.В. Лопатин, Г.С. Дьяконов, С.В. Жеребцов, Г.А. Салищев

*Белгородский государственный университет,
г. Белгород, Россия, lopatin@bsu.edu.ru*

Нанокристаллическим материалам и методам их получения уделяется повышенное внимание современных исследователей. Во многом это связано с их уникальными механическими свойствами, в том числе сочетанием высокой прочности, усталостной долговечности, износостойкости и деформируемости в режиме низкотемпературной и сверхскоростной сверхпластичности. Для измельчения структуры используются методы интенсивной пластической деформации, такие как равноканальное угловое прессование, всесторонняя ковка, винтовая экструзия и др. Формирование наноструктуры протекает за счет развития фрагментации, которая может быть интенсифицирована в ряде металлов механическим двойникованием. Данное обстоятельство позволяет предположить возможность использования при наноструктурировании таких металлов обычных методов прокатки, что представляется весьма важным при получении длинномерных прутков или листов. Радиально-сдвиговая (РСП) и сортовая прокатки широко используются для изготовления горячекатаных титановых прутков. Известно, что характер локализации деформации в этих процессах обратный: при РСП значение пластической деформации максимально на поверхности, а при сортовой прокатке – в центральной части. Причем в случае РСП гидростатическая компонента в поверхностном слое существенно выше, чем в центральной части при сортовой прокатке. Можно предположить, что комбинация этих процессов повысит однородность формирующейся микроструктуры. Однако влияние комбинированной обработки с использованием РСП и сортовой прокатки в интервалах теплой деформации на структуру и свойства титана пока еще исследовано недостаточно.

Целью настоящей работы является исследование напряженно-деформированного состояния в прутке при комбинированной термомеханической обработке на станах РСП и сортовой прокатки и его влияния на структуру и механические свойства титана ВТ1-0. Исходная заготовка представляла собой горячекатаный пруток титана марки ВТ1-0 диаметром 20 мм. Пруток был предварительно прокован, затем прокатан на станах радиально сдвиговой прокатки РСП 14-40 и сортовой прокатки ТРИО-180 до диаметра 10 мм за 6 проходов в интервале температур 450–350°C. Окончательную прокатку до диаметра 6 мм проводили при комнатной температуре. Было проведено математическое моделирование методом конечных элементов процессов РСП и сортовой прокатки. Показано что сочетание этих процессов позволяет увеличить однородность распределения значений интенсивности деформации по сечению прутка. Анализ микроструктуры деформированного прутка показал, что в результате обработки сформирована однородная структура со средним размером зерен 120 нм и долей высокоугловых границ 60%. При этом механические свойства полученных наноструктурных прутков титана составляют: предел прочности 1084 МПа предел текучести 964 МПа при равномерном удлинении 3,2%, относительном удлинении 7% и сужении 48%. Проведено сопоставление результатов исследования степени измельчения структуры и изменения механических свойств с использованием других методов ИПД.

НЕРАВНОВЕСНАЯ ЭВОЛЮЦИОННАЯ ТЕРМОДИНАМИКА
СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

Л.С. Метлов¹, А.В. Хоменко², Я.А. Ляшенко², М.М. Мышляев³,
Е.Г. Пашинская¹

¹Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,
Донецк, Украина, lsmet@fti.dn.ua

²Сумской государственный университет, Сумы, Украина

³Институт металлургии и материаловедения РАН, Москва, Россия

Проскальзывание по границам зерен (ГЗ) может играть важную роль в пластической деформации наноматериалов, в том числе существенно влиять на закон упрочнения. Одно из направлений развития теории сверхпластической деформации базируется на представлениях плавления ГЗ [1]. Для алюминиевых сплавов эффект локального плавления связывается с сегрегацией на межкристаллитных и межфазных границах магния, кремния и некоторых других элементов, что приводит к смещению точки солидуса. Эта концепция может быть естественно дополнена концепцией плавления сдвигом [2]. В таком ракурсе ГЗ можно рассматривать как сверхтонкую смазку, которая разделяет два зерна, проскальзывающих одно относительно другого. Известно, что в таких системах наблюдаются разные режимы проскальзывания, в том числе и режим прерывистого сухого трения *stick-slip*. Если допустить, что в зоне ГЗ возможно плавление сдвига, то в результате теплового обмена с объемами зерен возможно также затвердевание «смазки». Периодическое повторение этого процесса приведет к прерывистому режиму проскальзывания *stick-slip* по ГЗ (fig. 1).

Полная система определяющих соотношений, записанная из принципов неравновесной эволюционной термодинамики [3], включает в себя кинетические уравнения для избыточного объема по ГЗ и для производства энтропии. При низких температурах реализуется один максимум внутренней (эффективной) энергии $u(f)$, который отвечает стационарному состоянию с малым значением f (твердоподобная смазка). В промежуточной области температур существует два максимума $u(f)$, однако система не может перейти в соответствующее второму максимуму состояние, поскольку эти максимумы разделяет потенциальный барьер. При последующем росте температуры барьер исчезает, и ГЗ переходит в состояние, которое отвечает единственному максимуму при большом значении f , т.е. плавится. Если начать снижать температуру, то с исчезновением потенциального барьера смазка скачкообразно твердеет.

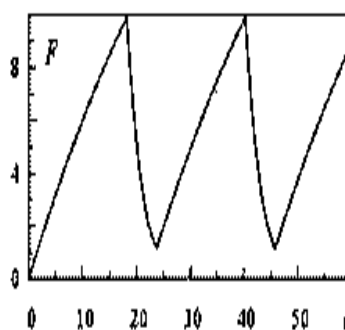


Fig. 1. Time evolution of slide force

1. Перевезенцев В.Н., Свирина Ю.В., Угольников А.Ю. // ЖТФ. – 2002. – Т. 72, вып. 4. – С. 11–14.
2. Хоменко А.В., Ляшенко Я.А. // ЖТФ. – 2005. – Т. 75, вып. 11. – С. 17–25.
3. Metlov L.S., Khomenko A.V., Lyashenko Ya.A., e-print arXiv:cond-mat/0903.5031.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА РАВНОКАНАЛЬНОГО
УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЗАГОТОВОК**Е.Н. Денисов, В.З. Спусканюк, А.Н. Гангало***Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,
Донецк, Украина*

Установление закономерностей процесса равноканального углового прессования (РКУП) биметаллических заготовок актуально в связи с возможным практическим использованием его при изготовлении материалов с высоким комплексом свойств. В [1] показано, что метод РКУП обеспечивает возможности многоциклового обработки сплошных, составных и волокнистых композиционных заготовок с формированием равноосной СМК-структуры во всех составных элементах. Процесс РКУП биметаллических заготовок эффективно использован для повышения свойств ниобий-титанового сплава [2]. Однако до настоящего времени закономерности процесса равноканального углового прессования биметаллических заготовок исследованы еще недостаточно. В то же время известно, что метод компьютерного моделирования использован для определения параметров процессов прямого прессования биметаллических заготовок [3].

Целью данной работы являлось исследование методом компьютерного моделирования влияния геометрических факторов и свойств материалов биметаллической заготовки на характер течения и параметры напряженно-деформированного состояния компонентов.

Результаты получены при моделировании процесса РКУП биметаллических заготовок с варьированием угла матрицы $2\Phi = 90\text{--}120^\circ$ (рис. 1). При этом соотношение пределов текучести материала оболочки к материалу сердечника k принималось равным 0,9 и 0,45.

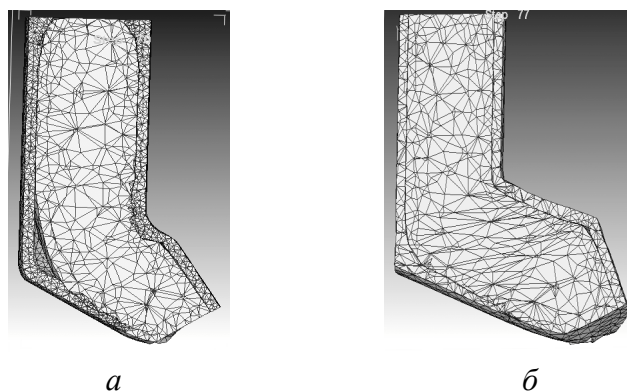


Рис. 1. Характер течения компонентов биметаллической заготовки при РКУП с соотношением их прочностных свойств $k = 0,45$: *а* – $2\Phi = 120^\circ$, *б* – $2\Phi = 110^\circ$.

1. Особенности равноканальной многоугловой экструзии / В.З. Спусканюк, А.Б. Дугадко, И.М. Коваленко и др. // ФТВД. – 2003. – Т. 13, № 3. – С. 85–96.
2. Equal-channel multi-angle pressing effect on the properties of NbTi alloy / V.A. Biloshenko, T.E. Konstantinova, N.I. Matrosov et. al. // J. Supercond. Nov. Magn. – 2009. – V. 22. – P. 505–510.
3. S. Berski, G. Banaszek, H. Dya. Determination of geometry of bimetal charge for direct extrusion process / Удосконалення процесів і обладнання обробки тиском в металургії і машинобудуванні: Тематич. зб. наук. пр. – Краматорськ: ДДМА. – 2007. – С. 100–103.

АНАЛИЗ ПРОЦЕССОВ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ОСНОВЕ RVA-МОДЕЛИ

Р.Ю. Кулагин, О.В. Прокофьева

*Донецкий физико-технический институт НАН Украины им. А.А. Галкина,
Донецк, Украина, rkulagin@gmail.com*

Важнейшей задачей в области исследований и технологических разработок по интенсивной пластической деформации (ИПД) является создание расчетных модулей для FEM-пакетов, позволяющих прогнозировать характеристики структуры, текстуры и механические свойства получаемых субмикроструктурных материалов. В настоящее время уже известны попытки создания модулей для расчета текстур, основанных на моделях самосогласованного поля.

В представленном докладе описана прикладная программа для прогноза удельной площади высокоугловых границ (по сути, размер фрагментов) и величины микроскопической пористости, характеризующей поврежденность металла, которую он получает в процессе ИПД (рис. 1). Программа основана на RVA-модели, предложенной в работе [1]. Использование программы позволяет извлечь больше информации из моделирования процессов ИПД в FEM-пакетах, а также корректно расшифровать экспериментальные данные.

В основе модели лежит принцип взаимного дополнения процессов фрагментации и разрушения поликристаллов: снижение интенсивности одного из них влечёт за собой повышение интенсивности другого, и наоборот. Структура металла описывается суммарной площадью границ фрагментов и суммарным объемом микропор на единицу объема материала. Для указанных переменных на основе физических представлений и ряда допущений получены кинетические уравнения.

Анализ модели показывает, что она учитывает основные закономерности пластических деформаций металлов с высокой энергией дефектов упаковки. Параметры модели определяются в тестовых испытаниях. Показана адекватность прогноза путем сравнения расчетных значений структурных параметров с экспериментальными результатами.

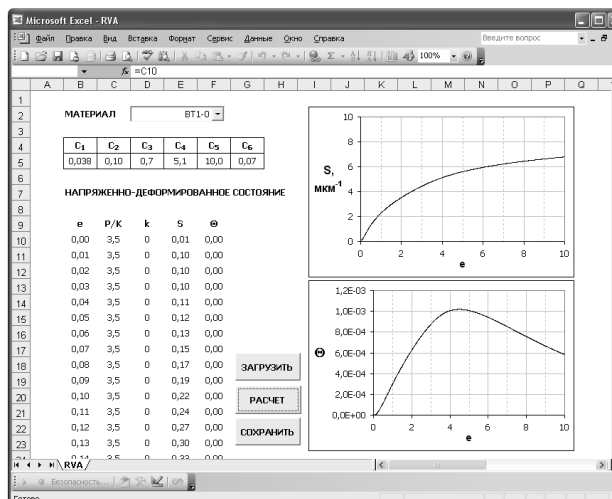


Fig. 1. Interface of a program implementing the RVA-model

1. *Beygelzimer Y.* Grain Refinement versus Voids Accumulation during Severe Plastic Deformation of Polycrystal: Mathematical Simulation // *Mech. Mater.* – V. 37 (2005) P. 753–767.

ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ ДЕФОРМАЦИИ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА 1545**А.А. Могучева, П.В. Соколовский***Белгородский государственный университет,
Белгород, Россия, mogucheva@bsu.edu.ru*

В процессе деформации исходные зерна вытягиваются в направлении РКУ-прессования. После первого прохода заготовки через каналы РКУ-матрицы в теле некоторых исходных зерен появляются новые границы, которые расположены под углом 45° к оси прессования. При дальнейшей деформации количество этих границ увеличивается. Вблизи исходных зеренных границ появляются новые мелкие зерна. После четырех проходов РКУ-прессования в сплаве формируется неоднородная структура, состоящая из областей новых мелких зерен и вытянутых исходных зерен.

Однако микроструктура сплава, формирующаяся в процессе РКУ-прессования при температуре 300°C , неоднородная и состоит из двух структурных компонентов с бимодальным распределением размера зерен. Один из них – полосы мелких зерен, вытянутые в направлении РКУ-прессования области. Видно, что размер кристаллитов в полосах составляет порядка 1 мкм. Другой компонент – крупные, вытянутые зерна. Стоит отметить, что при всех степенях деформации в структуре сплава также присутствуют области крупных деформированных зерен.

EBSP-анализ микроструктур, формирующихся в процессе РКУ-прессования при температуре 300°C , также показал, что в сплаве развивается неоднородная деформация, приводящая к формированию сильно разориентированных областей, а также новых зерен и субструктур как с малым, так и большим углом разориентировки.

Диаграммы деформации растяжением при комнатной температуре образцов сплава 1545 в крупнозернистом (КЗ) и УМЗ-состояниях приведены на рис. 1. Видно, что РКУ-прессование при 300°C приводит к измельчению зерен до 1 мкм и существенному повышению прочностных свойств при комнатной температуре. Анализ изменения среднего размера и объемной доли мелких зерен, формирующихся в процессе РКУ-прессования, показал, что данные параметры микроструктуры выходят на стадию «насыщения» после 4 проходов заготовки через каналы матрицы и практически не изменяются или слабо зависят от степени деформации после 8 проходов РКУ-прессования. Следовательно, 8 проходов РКУ-прессования при температуре 300°C являются оптимальным режимом получения ультрамелкозернистой структуры.

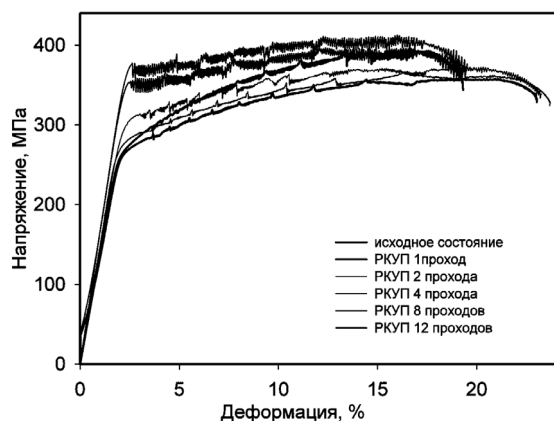


Fig. 1. The engineering stress-strain curves of the 1545 Al alloy at room temperature



ВПЛИВ ПОВЕРХНЕВОЇ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ НА РОЗСІЯННЯ МЕХАНІЧНОЇ ЕНЕРГІЇ В СТАЛІ 07X12H2МБФ

О.В. Мозговий¹, А.В. Тітов²

¹*Вінницький державний педагогічний університет ім. Михайла Коцюбинського,
Вінниця, Україна, mozgovyj@yandex.ua*

²*Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут»,
Київ, Україна*

Для підвищення експлуатаційних властивостей деталей газотурбінних двигунів (ГТД) широко використовуються методи поверхневого пластичного деформування. Загальні закономірності формування фізико-механічних властивостей поверхневого шару авіаційних деталей зі сталей і сплавів, зміна їх мікроструктури під впливом механічної обробки викладено в роботі [1]. Під впливом пластичної деформації змінюються межа міцності й текучості, пластичність, магнітні і електричні властивості, а також можливість розсіювати механічну енергію.

Одним із ефективних видів поверхневого пластичного деформування є алмазне вигладжування, яке дозволяє сформувати в тонкому пластично-деформованому шарі залишкові стискуючі напруги і сприятливий мікрорельєф поверхні. Зміцнення металу при алмазному вигладжуванні полягає в концентрації дислокацій навколо ліній зсуву.

Досліджувались зразки із сталі 07X12H2МБФ, які взяті із валу ГТД, що пройшов повний технологічний цикл виготовлення з різною величиною прикладеної сили притиску алмазного наконечника від 50 до 300 Н. Визначення втрат механічної енергії проводили методом внутрішнього тертя при крутильних затухаючих коливаннях з частотою біля 1,5 Гц. Амплітуда зсувної деформації при крученні змінювалась від $5 \cdot 10^{-5}$ до $5 \cdot 10^{-3}$.

Амплітудна залежність внутрішнього тертя виявила вплив величини попередньої деформації на величину гістерезису кривих при збільшенні і зменшенні амплітуди деформації, інтенсивність розсіяння механічної енергії. Це дало можливість встановити оптимальні режими (сила притискування алмазного наконечника у 150 і 200 Н), які дають найбільшу величину межі втомленості матеріалу.

Розсіяння механічної енергії при зміні температури різко зростає після 673 К. При цих температурах, в залежності від величини попередньої пластичної деформації, спостерігається невеликий гістерезис кривих. Величина попередньої пластичної деформації впливає на нахил високотемпературної вітки внутрішнього тертя до шкали температур, величину його фону і температуру початку значного розсіяння механічної енергії при збільшенні температури. Збільшення зусилля притиску алмазного наконечника викликало зростання розсіяння механічної енергії до величини сили притиску у 200 Н, а потім спостерігається її зменшення.

Показано можливість дослідження впливу пластичної деформації на величину та інтенсивність розсіяння механічної енергії сталю 07X12H2МБФ методом вільних затухаючих коливань, що дало можливість визначити оптимальні режими фінішної механічної обробки досліджуваних матеріалів.

1. Богуслаев В.А., Яценко В.К., Притченко В.Ф. Технологическое обеспечение и прогнозирование несущей способности деталей ГТД. – К.: Манускрипт, 1993. – 333 с.



ВЛИЯНИЕ ТЕХНИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ НА ФОРМИРОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ

А.И. Назмиев, А.В. Боткин, М.Ю. Мурашкин, Р.З. Валиев

Уфимский государственный авиационный технический университет,
Россия, 450000, г. Уфа, ул. Карла Маркса 12, nazmievai@mail.ru

Интенсивная пластическая деформация кручением под квазигидростатическим давлением (ИПДК) (основанная на использовании метода наковален Бриджмена [1]) к настоящему времени является одним из наиболее эффективных методов интенсивной пластической деформации (ИПД), позволяющим формировать в образцах металлов и сплавов наиболее мелкодисперсную структуру с зернами нанокристаллического диапазона (~ 100 нм и менее). Однако актуальной остаётся проблема масштабирования образцов при ИПДК. Обычно данный метод позволяет получать образцы диаметром до 10 мм и толщиной 0,5 мм.

В настоящей работе исследовано влияние нескольких технических параметров (приложенного давления, степени и скорости деформации, геометрии формы канавки бойка) на увеличение диаметра и толщины образца.

В процессе исследований проводили компьютерное моделирование процесса ИПДК в программном продукте «DEFORM 3D» [2] и натурный эксперимент.

В ходе данной работы для оценки влияния исследованных параметров ИПДК на изменения размеров образцов из алюминиевого сплава 1570 на структуру и механические свойства было проведено сравнение образцов *типа а* и *б*, которое осуществляли при давлении $P = 6$ ГПа и количестве оборотов $n = 5-10$.

Тип а – образцы, имеющие после ИПДК одинаковую толщину 0,3 мм и диаметр 10 и 20 мм.

Тип б – образцы, имеющие после ИПДК одинаковый диаметр – 20 мм и разную высоту (толщину) – 0,3, 0,5 и 1,5 мм.

С помощью моделирования оценивалась интенсивность накопленной деформации, неравномерность распределения деформации, а также среднее напряжение по сечению заготовки в зависимости от формы и размеров канавки бойка. Об измельчении микротвердости судили по измерению микротвердости. Показано, что варьируя параметры ИПДК, удается получать однородную ультрамелкозернистую структуру в сплаве на образцах диаметром 20 мм и толщиной до 1,5 мм.

1. Бриджмен П.В. Исследование больших пластических деформаций и разрыва. Влияние высокого гидростатического давления на механические свойства материалов. – М.: Иностранная литература, 1955. – 444 с.

2. Лицензия Р.С. SFTS. Key#9190/Ufa,Russia.



СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕДНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Cu–Cr–Ag, ПОДВЕРГНУТОГО ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ

К.М. Нестеров², Р.К. Исламгалиев¹, Р.З. Валиев³

*Уфимский государственный авиационный технический университет,
Уфа, Россия*

¹saturn@mail.rb.ru, ²nesterov.k.m@gmail.com, ³rzvaliev@mail.rb.ru

Известно, что методы интенсивной пластической деформации (ИПД) позволяют проводить деформирование объемных заготовок в условиях высоких приложенных давлений при относительно низких температурах без заметного изменения формы образцов. Этот подход позволяет накапливать большие степени деформации сдвигом, которые ведут к сильному измельчению зеренной структуры в различных металлах и сплавах. Вместе с тем применение методов ИПД к крупнозернистой чистой меди не позволяет измельчить зеренную структуру до среднего размера менее 150 нм.

В настоящей работе для дальнейшего измельчения зеренной структуры в меди предложен новый подход, который базируется на консолидации методами ИПД микронных порошков, которые были предварительно подвергнуты шаровому размолу при температуре жидкого азота. Применение предварительного шарового размола способствовало формированию внутри микронных порошков наноструктурного состояния со средним размером зерен 30–40 нм. Консолидация микронных порошков методом интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК), проведенная при комнатной температуре, позволила получить монолитные наноструктурные образцы со средним размером зерен 80–90 нм.

В работе обсуждаются возможные механизмы роста зерен в наноструктурных образцах в процессе консолидации методом ИПДК при комнатной температуре.

Особое внимание уделено сравнительному исследованию механических свойств (микротвердости, прочности, пластичности) и электропроводности полученных наноструктурных образцов меди в сравнении со свойствами соответствующих ультрамелкозернистых и крупнозернистых образцов.



ВЛИЯНИЕ ДВОЙНИКОВАНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ЦИРКОНИЯ ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

**А.В. Подольский¹, Е.Д. Табачникова¹, Б. Бонарски², К. Манглер², В.З. Бенгус¹,
С.Н. Смирнов¹, А.Н. Великодный³, М.А. Тихоновский³, М.Й. Цехетбауер²**

¹Физико-технический институт низких температур им. Б.И. Веркина НАН Украины,
пр. Ленина, 47, г. Харьков, 61103, Украина; e-mail: podolskiy@ilt.kharkov.ua

²Physics of Nanostructured Materials, Faculty of Physics, University of Vienna, Boltz-
mannngasse 5, A-1090 Wien, Austria.

³Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»,
ул. Академическая, 1, г. Харьков, 61108, Украина.

К настоящему времени некоторый прогресс достигнут в изучении механических свойств ультрамелкозернистых (УМЗ) ГПУ-металлов, однако эволюция микроструктуры в ходе деформации, определяющая наблюдаемые механические свойства, изучена слабо. Это особенно относится к области низких температур, где должно быть активно двойникование – дополнительный к дислокационному скольжению механизм пластичности.

Таким образом, цель данной работы – изучение механических свойств и соответствующей эволюции микроструктуры УМЗ-циркония методами ТЭМ и рентгеновской дифракции. УМЗ-структура в цирконии получена комбинацией экструзии, отжига и волочения.

Механические характеристики УМЗ- и крупнозернистых (КЗ) образцов изучали при температурах 300, 170, 77 и 4.2 К путем сжатия вдоль оси образца со скоростью относительной деформации $5 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$. Микроструктура образцов, подвергнутых одноосному сжатию до значений деформации 0.02, 0.06, 0.12, 0.18 при разных температурах, была изучена в поперечных сечениях на ТЭМ Philips CM200. Измерения текстуры исходных и деформированных образцов проводились с использованием рентгеновского дифрактометра высокого разрешения Bruker-AXS D 8.

Основные экспериментальные результаты данной работы и их интерпретация для УМЗ- и КЗ-циркония состоят в следующем:

- комбинация экструзии, волочения и отжига позволила получить в цирконии УМЗ-структуру со средним размером зерен порядка 0.2 мкм, что привело к повышению прочности в 2.5–3 раза по сравнению с КЗ-цирконием (размер зерен 10 мкм) в широком интервале низких температур, при этом пластичность осталась на очень хорошем уровне;

- установлено, что призматическое скольжение дислокаций и двойникование – основные механизмы пластичности УМЗ-циркония,

- в работе получены количественные оценки активности двойникования в УМЗ- и КЗ-цирконии при разных температурах и скоростях деформации, установлено, что объемная часть двойников ниже в УМЗ-цирконии по сравнению с КЗ цирконием при температуре 300 К, однако при низких температурах (4.2 К) наблюдается обратный эффект – увеличение активности двойникования при уменьшении размеров зерен;

- показано, что двойникование определяет наблюдаемое увеличение коэффициентов упрочнения УМЗ-циркония при низких температурах.

ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ РКУ-ПРЕССОВАНИЕМ НА ЭВОЛЮЦИЮ СТРУКТУРЫ МЕДИ ПРИ СДВИГЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Д.К. Покрышкина¹, М.В. Дегтярев¹, В.И. Копылов², А.Б. Кутын¹

¹Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия,

²Физико-технический институт НАНБ, г. Минск, Беларусь, highpress@imp.uran.ru

Медь марки М06 деформировали равноканальным угловым прессованием (РКУП) по режиму «Б» с числом циклов $N = 16$ и углом пресечения каналов 90° . Часть деформированного материала рекристаллизовали при 873 К, 1 ч. Как деформированные, так и отожженные образцы подвергли деформации сдвигом под давлением 6 ГПа с углом поворота от $1/24$ до 10 оборотов, а также осадке под тем же давлением без поворота наковальни ($e = 0.5$). Образцы для осадки и деформации сдвигом вырезали поперек направления последнего сдвига при РКУП. Для данной схемы РКУП деформация простого сдвига составляет $\Gamma = 32$, эквивалентная деформация $e_{\text{экв}} = 16$, истинная логарифмическая деформация $e = 3.5$. При сдвиге под давлением расчетная логарифмическая деформация не превышала $e = 12$. Скорость деформации при РКУП составляла $\dot{\epsilon} \sim 1 \text{ с}^{-1}$, а при сдвиге под давлением уменьшалась от 10^{-1} до 10^{-4} с^{-1} с увеличением поворота наковальни от 15° до 10 оборотов. В меди в ходе большой пластической деформации при комнатной температуре возможно протекание динамической рекристаллизации (ДР). Постдинамическая рекристаллизация (ПДР), развивающаяся при последующей длительной вылежке, может существенно изменить структуру. Поэтому время после деформации сдвигом под давлением до измерения твердости и исследования структуры не превышало 2 суток.

После РКУП структура образована дислокационными ячейками, субзернами и рекристаллизованными зернами, характеризуется средним размером элементов 0.4–0.5 мкм и коэффициентом формы, равным 2, как в направлении последнего сдвига, так и в поперечном направлении, что говорит о малом развитии рекристаллизации. После рекристаллизационного отжига (в дальнейшем – крупнокристаллическое состояние, КК) средний размер зерна составляет 60 мкм, т.е. превышает средний размер элементов структуры после РКУП на 2 порядка.

Твердость после РКУП в 1.5 раза превышает твердость КК меди, однако после деформации осадкой твердость становится практически одинаковой и при последующей деформации сдвигом не зависит от исходного состояния материала. После деформации осадкой структура исходно деформированной меди меняется слабо, а в КК формируется слабоориентированная ячеистая структура.

Элементы структуры, сформированной при РКУП, при деформации сдвигом дополнительно измельчаются до 0.2 мкм, коэффициент их формы уменьшается до 1, возрастает доля зеренной структуры, часть зерен содержит двойники отжига, что свидетельствует о протекании ДР и ПДР. После большой деформации сдвигом ($e > 8$) структура не зависит от исходного состояния материала: исходное крупное зерно также измельчается до 0.2 мкм. Вплоть до предельно достигнутой деформации, независимо от исходного состояния, в структуре присутствуют субзерна с малоугловыми разориентировками.

Работа выполнена при частичной поддержке программы Президиума РАН № 09-П-2-1025 и гранта РФФИ 08-03-00370.



СТРУКТУРА И СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА В 95 ПОСЛЕ ДИНАМИЧЕСКОГО СЖАТИЯ

А.Н. Петрова, И.Г. Ширинкина, И.Г. Бродова

*Институт физики металлов УрО РАН,
г. Екатеринбург, Россия, petrovanastya@yahoo.com*

Целью данной работы является изучение влияния масштаба структуры на поведение материала в процессе динамического сжатия.

Исходными образцами служили прутки из сплава В95 с различным масштабом структурных единиц, полученные разными методами прессования. Сформированная горячим прессованием субзеренная структура имела размер 2 мкм, а после динамического канально-углового прессования (ДКУП) сформировалась ультрамелкокристаллическая (УМК) структура со средним размером кристаллитов, разделенных большеугловыми границами, 200–250 нм. Такая дисперсная структура формируется уже после первого цикла ДКУП, увеличение числа циклов до двух способствует росту объемной доли кристаллитов с размером менее 100 нм. По данным ПЭМ, структура, образованная после двух циклов ДКУП, характеризуется сильной неравновесностью, размытыми границами, содержит большое количество решёточных дислокаций.

Результаты квазистатических испытаний на разрыв образцов показали, что временное сопротивление разрыву УМК-образцов увеличивается на 30 % по сравнению с крупнокристаллическим, а модуль сдвига возрастает в 2 раза.

Динамические испытания на сжатие были выполнены на установке РГС-25, реализующей метод Кольского. Скорость деформации образца в экспериментах составляла $5 \cdot 10^3 \text{ с}^{-1}$. Для записи поля температуры использовалась инфракрасная камера. Динамические характеристики определялись на основе анализа отраженного и прошедшего импульсов с учетом конечной величины деформации образцов. Механические свойства УМК- и крупнокристаллического образцов, определенные при динамическом сжатии, различаются очень незначительно. Некоторое упрочнение материала (на 10% по сравнению с нагруженным исходным образцом) наблюдается в образце после одного цикла ДКУП, а образец после двух циклов ДКУП несколько разупрочняется. Существенные изменения выявлены при анализе термодинамических характеристик. Установлено, что уровень поглощенной энергии сильно зависит от дисперсности материала и степени дефектности его структуры. Так, в образце после двух циклов ДКУП была зафиксирована температура, в два раза превышающая нагрев исходного образца. А после одного цикла ДКУП – в 1,5 раза. Эти результаты свидетельствуют о том, что УМК-материал обладает вдвое большей диссипативной способностью. Изучены изменения уровня напряженного состояния, структуры и твердости образцов после динамического сжатия с различной предысторией. Крупнокристаллический образец претерпевает пластическую деформацию, его твердость возрастает на 20%, УМК-образцы, наоборот, становятся менее напряженными, их твердость уменьшается на 20–30%. Такое неоднозначное поведение материала свидетельствует о различиях в механизмах пластической деформации и структурной релаксации крупнокристаллического и УМК-состояний.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Программы фундаментальных исследований Президиума РАН «Теплофизика и механика экстремальных энергетических воздействий и физика сильно сжатого вещества» (Проект №5) и проекта РФФИ №08-03-00106.



ВЛИЯНИЕ ЧИСЛА ПРОХОДОВ ПРИ РКУП–CONFORM НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ТИТАНА

А.В. Поляков, Д.В. Гундеров, Е.П. Сошникова, Г.И. Рааб

*Институт физики перспективных материалов
НИЧ Уфимского государственного авиационного технического университета,
Уфа, Россия, Deathex@mail.ru*

Благодаря своим специфичным физическим и химическим характеристикам (высокая биосовместимость, модуль упругости, коррозионная стойкость и др.) титан является весьма перспективным материалом для биомедицинского применения в травматологии, ортопедии, стоматологии [1]. Основанная на равноканальном угловом прессовании по схеме «Conform» (РКУП-С) высокопроизводительная технология перспективна для получения полуфабрикатов наноструктурного (НС) титана с высокой прочностью и биосовместимостью для производства медицинских имплантатов с повышенными служебными свойствами [2]. На сегодняшний день отработана схема получения прутков-полуфабрикатов НС-титана длиной до 3 м, диаметром 5–7 мм с качеством точности h9, которые являются готовой продукцией для современных предприятий по изготовлению имплантатов [3].

В работе исследовалось влияние количества проходов при РКУП-С на структуру и механические свойства титана. В качестве исходного материала использовался СР Ti Grade 4. Пруток был подвергнут 1, 2, 4, 6 и 8 проходам РКУП-С, после чего проводилась аттестация и анализ микроструктуры и механических свойств при растяжении. Результаты показали, что один проход РКУП-С приводит к значительному увеличению предела прочности материала. С дальнейшим изменением числа проходов рост прочности также происходит, но менее интенсивно, и после 8 проходов достигает 1090 МПа. При этом относительное удлинение, установившееся после первого прохода на уровне 12%, не опускается ниже. Структура измельчается до размера зерен/субзерен около 300 нм.

Механические свойства титана Grade4 при растяжении после РКУП-С

Состояние	σ_b , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ_p , %	δ , %	ψ , %
Исходный	750	590	16	27	52
РКУП-С 8 прох.	1090	1000	3,0	12	51

1. Иголкин А.И. // Титан в медицине. – Титан. – 1993. – № 1. – С. 86.
2. Р.З. Валиев, И.П. Семенова, В.В. Латыш, А.В. Щербаков, Е.Б. Якушина. Российские нанотехнологии. – Т. 3, № 9. – 10. – 2008.
3. Г.И. Рааб, А.В. Поляков, Д.В. Гундеров, Р.З. Валиев. Формирование наноструктуры и свойств титановых прутков в процессе равноканального углового прессования «Conform» с последующим волочением // Металлы. – 2009. – № 5. – С. 57–62.

РАЗВИТИЕ ПРОЦЕССА ПЛОСКОЙ ВИНТОВОЙ ЭКСТРУЗИИ

Д.В. Прилепо, В.В. Гришаев

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,
Донецк, Украина, e-mail: prilepo@pisem.net

В работе [1] показаны интенсивное перемешивание материала при винтовой экструзии (ВЭ) и его гомогенизация, а также предложено использовать этот метод для обработки заготовок из вторичных алюминиевых сплавов с целью повышения их технологической пластичности.

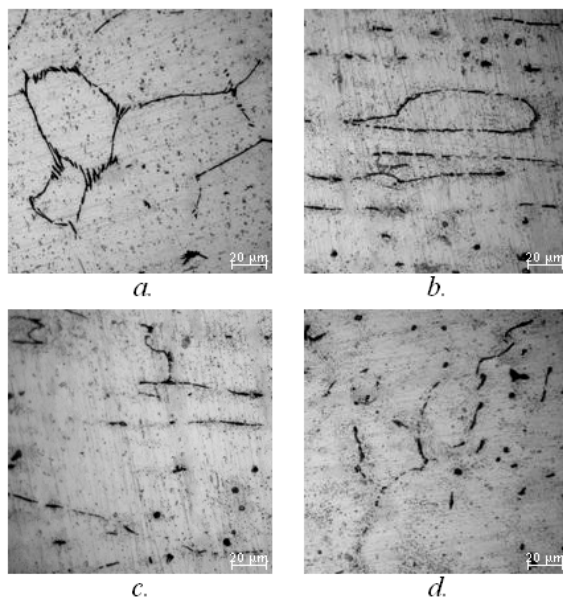


Рис. 1. Микроструктура алюминиевого сплава в литом состоянии (a), промежуточное (b) и конечное (c) сечения после ПВЭ, сечение после ВЭ (d)

Процесс ВЭ в своем первоначальном виде не позволяет обрабатывать заготовки длиной более 100 мм (при сечении 25×40 мм). Это связано с потерей устойчивости штока и ограниченной высотой рабочей зоны пресса.

В [2] была предложена модификация ВЭ в канале с плоскопараллельными стенками – плоская винтовая экструзия (ПВЭ), позволяющая обрабатывать длинномерные заготовки. Главное отличие ПВЭ от ВЭ в том, что в ПВЭ две противоположные стенки матрицы плоские, которые могут быть как подвижными, так и неподвижными.

Целью работы является исследование процесса ПВЭ в прямоугольном канале с подвижными стенками. Основное внимание работы уделено изучению возможности гомогенизации сплавов методом ПВЭ.

На рис. 1 приведены структуры вторичного алюминиевого сплава в литом состоянии и после одного прохода ПВЭ и ВЭ. В работе использован вторичный алюминиевый сплав (Al–0.05Cu–0.65Si–0.65Fe–0.05Mg–0.06Zn–0.03Mn–0.01Ni–0.01Ti).

Хорошо видно, что в литой структуре имеется четко выраженный каркас из хрупких интерметаллических фаз, выделившихся по границам зерен сплава. В результате деформации методом ПВЭ каркас оказался раздробленным. Это повысило прочность и пластичность материала. Если в литом состоянии относительное сужение при разрыве $\psi = 17\%$, то после одного прохода ПВЭ $\psi = 28\%$.

1. Y. Beygelzimer, V. Varyukhin, S. Synkov, D. Orlov. Useful properties of twist extrusion, Materials Science and Engineering **A503** (2009) P. 14–17.

2. Бейгельзимер Я.Е., Прилепо Д.В. Деформирование длинномерных заготовок путем простого сдвига в плоскости, параллельной их оси. – Краматорск, ДГМА. – 2007. – С. 43–46.

О КОРРЕКТНОСТИ ПАРАМЕТРОВ ПЛАСТИЧНОСТИ НАНОМАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧАЕМЫХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ

Я.Е. Бейгельзимер, О.В. Прокофьева, Р.Ю. Кулагин

Донецкий физико-технический институт им. А.А.Галкина НАН Украины, Донецк,
Украина, prokofok@mail.ru

Пластичность определяется, как способность материала пластически деформироваться до разрушения, и её количественной мера – это степень деформации, накопленная материалом до разрушения. Из стандартных параметров, принятых в материаловедении и машиностроении для оценки пластичности, используют относительное удлинение до разрыва δ и относительное сужение в шейке образца ψ . Параметр равномерного удлинения до образования шейки δ_u , который иногда ошибочно связывают с пластичностью, в действительности не является её характеристикой, так как не связан с разрушением материала. Он характеризует момент потери устойчивости конструкций и определяется интенсивностью деформационного упрочнения.

Для оценки пластических свойств крупнокристаллических материалов параметры ψ и δ могут использоваться в равной степени. Однако различие между ними становится существенным, когда речь заходит о наноматериалах, получаемых методами интенсивной пластической деформации. Невнимание к вопросу корректности используемой меры пластичности привело к противоречивым оценкам пластических свойств наноматериалов в публикациях последних лет.

В докладе на основе модельного представления растяжения стандартного цилиндрического образца получено соотношение взаимосвязи между упомянутыми параметрами в виде: $\delta = \delta_u + f(\delta_u, \psi)$. Численный анализ соотношения показал, что параметр δ в значительной степени определяется величиной параметра δ_u и слабо зависит от значений ψ . Это говорит о том, что для материалов с малой интенсивностью деформационного упрочнения (следовательно, малым δ_u) пластичность по δ всегда будет низкой.

В силу разных причин, параметр δ получил наибольшее распространение для оценки пластических свойств материалов. При этом легко показать, что именно ψ однозначно определяет эквивалентную деформацию, которую материал может накопить до разрушения: $e = -\ln(1 - \psi)$ и, другими словами, является количественной мерой пластичности по определению.

Для металлов в наноструктурном состоянии характерно слабое деформационное упрочнение, так как их прочностные свойства, как правило, уже вышли на насыщение. Это приводит к значениям δ_u гораздо меньшим, чем в крупнокристаллическом состоянии, и корректная оценка пластичности наноматериала может быть получена только с использованием параметра относительного сужения в шейке ψ .

Эксперименты по винтовой экструзии титанового сплава ВТ1-0 подтвердили, что эффект повышения пластичности по параметру ψ после определённого числа проходов, практически не индексируется показателями δ и δ_u .



НА ПУТИ К ПЕРСПЕКТИВНЫМ ПРИМЕНЕНИЯМ НАНОСТРУКТУРНОГО ТИТАНА В МЕДИЦИНЕ

**Н.А. Решетникова, М.Р. Салахова, Л.Т. Хакимова, З.А. Сафаргалина,
А.В. Щербаков**

*Институт физики перспективных материалов,
Уфимский государственный авиационный технический университет,
Уфа, Россия, nare@mail.rb.ru*

Объемные наноструктурные материалы привлекают все больше и больше внимания как научного сообщества, так и представителей промышленности и бизнеса по всему миру. Результаты проектов, осуществленных ИФПМ УГАТУ и их партнерами, показывают, что характеристики технически чистого титана, наноструктурированного методом интенсивной пластической деформации, являются довольно привлекательными для применения в области медицины.

Улучшенные прочностные свойства наноструктурного титана позволяют сократить объем используемого материала в различных конструкциях и при этом увеличить эффективность их эксплуатации. Было также выявлено еще одно преимущество наноструктурного титана. Оно заключается в том, что при его применении выживает большее количество клеток биологической ткани по сравнению с использованием металлов, обработанных традиционными способами [1].

На протяжении последних 5 лет УГАТУ активно расширяет свой инновационный фонд. Основными компонентами этого фонда являются научный потенциал, рыночный капитал, инновационность. В результате развития данного направления было создано первое в мире опытно-промышленное производство полуфабрикатов из наноструктурного титана для медицинского применения.

Изделия из наноструктурного титана используются в лечебной практике на территории Российской Федерации и в Европе [2]. Эти изделия наглядно демонстрируют преимущества нового материала перед традиционными. В настоящее время в условиях создания рынка потребления наноструктурного титана появляется уникальная возможность роста коммерческого потенциала в сфере медицины. В данном докладе детально рассматриваются достигнутые результаты и дальнейшие шаги для широкого практического применения нанотитана в медицине. Особое внимание уделено результатам интеллектуальной деятельности, разработке выхода на рынок, преодолению препятствий. Одним из эффективных путей решения данных задач является международная кооперация.

1. R.Z. Valiev, I.P. Semenova, V.V. Latysh, H. Rack, T.C. Lowe, J. Petruzelka, L. Dluhos, D. Hrusak, J. Sochova. Nanostructured titanium for biomedical applications, Adv. Eng. Mater., 10, No. 8 (2008), pp.B15-B17.

2. <http://www.timplant.cz/ru/>



ТЕРМОЭДС ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ ПРИ ВЫСОКИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ

О.В. Савина, А.Н. Бабушкин

Уральский государственный университет,
г. Екатеринбург, Россия, Savina_olga@rambler.ru, Alexey.Babushkin@usu.ru

Цель работы – исследование термоэдс тугоплавких металлов рения, молибдена и вольфрама при высоких пластических деформациях.

Для создания высоких давлений использована камера высокого давления с синтетическими поликристаллическими алмазами «карбонадо». Установка позволяет одновременно регистрировать создаваемое усилие, температуры наковален и электрический сигнал от образца.

В качестве образцов использованы фольги платины, железа и свинца (толщина исходного материала около 0,1 мм). После обработки давлением область, подверженная сжатию, имеет диаметр 0,2 мм и толщину около 20 мкм. При первоначальных исследованиях было обнаружено необратимое изменение термоэдс железа и свинца после обработки давлением.

Выявлено, что не существует барической зависимости термоэдс рения, вольфрама и молибдена (при снятии нагрузки), что доказывает отсутствие структурных превращений в данных материалах в исследуемом интервале давлений [1,2].

Зависимость термоэдс тугоплавких металлов от времени воздействия на образец высоким давлением описывается (коэффициент корреляции $\sim 0,95$) экспоненциальной зависимостью вида:

$$S = S(P) + A \exp(-t/t_1),$$

где t_1 – время релаксации, A – коэффициент, показывающий вклад вариативной части термоэдс при фиксированном давлении.

Во всех исследуемых металлах существует несколько механизмов деформации с различными временами релаксации, что свидетельствует о сложном характере пластического деформирования. Время релаксации зависит от модуля упругости и температуры плавления металла. То есть чем выше модуль упругости (чем жёстче кристаллическая решетка), тем меньше время релаксации. Подобное поведение наблюдается и в зависимости времени релаксации от температуры плавления металла: с увеличением энергии связи время релаксации снижается. Две эти зависимости коррелируют между собой.

Обнаружено, что в рении, молибдене и вольфраме отсутствуют метастабильные состояния, так как время релаксации при увеличении давления больше, чем при снижении давления, т.е. время установления состояния, превышает время его существования.

1. Verman A.K., Ravindran P., Rao R.S., Godwal B.K. and Jeanloz R. On the stability of rhenium up to 1 TPa pressure against transition to the bcc structure // Bull. Mater. Sci. – 2003. – V. 26, № 1. – P. 183–187.

2. Moriarty John A. Ultrahigh-pressure structural phase transitions in Cr, Mo, and W // Physical Review B. – 1992. – V. 45, № 5. – P. 2004–2014.



ИССЛЕДОВАНИЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ ДВУХФАЗНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ BT6 И BT8

Г.А. Салищев, С.В. Жеребцов, Н.В. Лопатин, Г.С. Дьяконов, Е.А. Кудрявцев

*Белгородский государственный университет,
г. Белгород, Россия, salishchev@bsu.edu.ru*

Перевод двухфазных титановых сплавов методами интенсивной пластической деформации в наноструктурное состояние ведет к существенному росту их статической и циклической прочности, а также к более значительному (на 250–300°C) снижению температуры проявления сверхпластичности, чем в обычном микрокристаллическом состоянии. Закономерности низкотемпературной сверхпластичности в основном подобны наблюдаемым при обычной структурной сверхпластичности. Также наблюдаются три стадии сверхпластичности. Между тем механическое поведение отличается особенностями: сплавы показывают заметно более низкие значения относительного удлинения при более высоких напряжениях течения, чем при обычной высокотемпературной сверхпластической деформации. При этом кривая деформации характеризуется более протяженной стадией упрочнения. Однако объяснения этому факту в литературе пока еще дано не было. При этом практически отсутствуют надежные данные о наименьших температурах проявления эффекта, равно как о зависимостях показателей сверхпластичности в широком температурно-скоростном диапазоне. С другой стороны, крайне мало систематических данных о структурных изменениях при сверхпластическом течении: в частности, росте зерен, эволюции текстуры, формировании пористости, величине внутренних напряжений, возможном развитии фазовых превращений, а также его термоактивационных параметрах. Часть из этих данных просто отсутствует. Между тем получение такой информации не только является важным для фундаментального понимания процессов, обеспечивающих развитие сверхпластичности при экстремально низких температурах, но также имеет большое значение для развития технологий.

В настоящей работе на примере двухфазных титановых сплавов BT6 и BT8, незначительно отличающихся по легированию стабилизатором альфа-фазы алюминием, но легированных соответственно разными стабилизаторами бета-фазы ванадием и молибденом, проведено исследование особенностей механического поведения в условиях низкотемпературной сверхпластичности. Легирование сплавов разными бета-стабилизаторами, имеющими разный коэффициент диффузии, предполагает их влияние на стабильность микроструктуры и соответственно на показатели сверхпластичности. Наноструктурирование сплавов было выполнено методом всесторонней изотермическойковки: в обоих сплавах был получен средний размер зерен около 100 нм. Показано, что показатели сверхпластичности в сплаве BT8 существенно выше, чем в сплаве BT6. Определены нижние температурные границы проявления сверхпластичности в сплавах. Установлено, что с повышением температуры испытания в обоих сплавах наблюдается резкий рост показателей сверхпластичности – коэффициента скоростной чувствительности напряжения течения m и относительного удлинения, но наиболее значительный в сплаве BT8, имеющем более стабильную структуру. Анализируются скоростные зависимости относительного удлинения и коэффициента m в широком температурном диапазоне.

Работа осуществлялась при финансовой поддержке гранта ФАО РФ шифр заявки НК-717П/3.



МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПОЛУЧЕНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В МЕТАЛЛАХ

А.И. Коршунов, А.А. Смоляков, В.П. Соловьев, М.Ф. Абдуллин

*Российский федеральный ядерный центр – ВНИИ экспериментальной физики,
Саров, Россия*

Про моделирован процесс интенсивной пластической деформации с помощью программы вариационно-разностного кода ДРАКОН. Получено хорошее согласие с экспериментальными данными. Построена модель, учитывающая как макро-, так и мезоуровень.



ИССЛЕДОВАНИЕ МАСШТАБНОГО ФАКТОРА ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ ЗАГОТОВОК С КРУГЛЫМ И КВАДРАТНЫМ СЕЧЕНИЯМИ

П.С. Стёпин, Г.И. Рааб

*Уфимский государственный авиационный технический университет,
Институт физики перспективных материалов,
Уфа, Россия, peterstepin@mail.ru*

В последние годы наиболее активно ведутся исследования в области создания объемных наноструктурных металлических материалов, что связано с получением уникального комплекса механических и пластических свойств. Сотни лабораторий во всем мире занимаются этой проблемой. Наиболее разработанным методом получения таких материалов является метод интенсивной пластической деформации (ИПД). Из способов обработки, реализующих этот метод, большое распространение получил метод равноканального углового прессования (РКУП).

Исследования, направленные на эффективность измельчения структуры этим методом, показывают, что масштабный фактор оказывает влияние на размер формирующихся зерен при прочих равных параметрах обработки. Так, в работе [1] показано, что при увеличении геометрических параметров образца одного материала с диаметра 10 до 40 мм увеличиваются размеры зерна в среднем с 300 до 400 нм.

Целью проведенной работы было исследование наиболее значимых факторов параметра очага деформации, которые могут оказывать влияние на процесс измельчения структуры.

В качестве инструмента для исследования был использован программный продукт DEFORM-3D. Исследовали особенности напряженно-деформированного состояния и изменение удельной поверхности очага деформации для заготовок круглого и квадратного сечений из титанового сплава с размерами поперечного сечения 10 и 55 мм при температуре 700°C.

В результате проведенных исследований установлено:

- значение коэффициента Лодэ в заготовках квадратного сечения со стороной 10 и 55 мм находится в интервале от $-0,2$ до $0,1$ и $-0,2$ до $0,2$ соответственно. Значение коэффициента Лодэ в заготовках круглого сечения $\varnothing 10$ и $\varnothing 55$ мм находится в интервале от $-0,2$ до $0,35$ и $-0,25$ до $0,3$ соответственно. Полученные результаты свидетельствуют, что при использовании квадратного сечения схема деформации ближе к сдвиговой и сама деформация более однородная;
- интенсивность скоростей деформаций в средней зоне очага деформаций на стадии устойчивого течения при использовании заготовок круглого и квадратного сечений ($\square \varnothing$)55 мм снижается примерно в 7 раз по сравнению с заготовками с размерами сечений ($\square \varnothing$)10 мм;
- удельная поверхность очага деформации в заготовках с поперечным сечением ($\square \varnothing$)55 мм в ~ 5 раз меньше удельной поверхности очага деформации в заготовках с поперечным сечением ($\square \varnothing$)10 мм.

1. Утяшев Ф.З., Рааб Г.И. Влияние очага деформации на измельчение структуры в металлах // Физика металлов и металловедение. – 2007. – № 6. – С. 104–109.

ПРОЦЕССЫ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В СВЕРХПРОВОДЯЩЕМ СПЛАВЕ Nb-Ti-50 ПРИ КОМБИНИРОВАННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДОВ ИПД И ТЕРМООБРАБОТОК**Г.Е. Сторожилов¹, Н.Ф. Андриевская¹, М.А. Тихоновский¹, М.П. Старолат¹,
И.Н. Шаповал¹, Н.И. Матросов², В.В. Чишко²**¹*Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»,
г. Харьков, Украина, e-mail: tikhonovsky@kipt.kharkov.ua*²*Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,
г. Донецк, Украина, e-mail: bel@hpress.fti.donetsk.ua*

Изучено влияние различных схем интенсивной пластической деформации (ИПД) и последующих термообработок на формирование структуры сверхпроводящего сплава Nb-Ti-50. ИПД осуществляли различными методами немонокотной и монокотной деформации. Немонотонную деформацию проводили методом многократовой «осадки – выдавливания» (МОВ), равноканальным многоугловым прессованием (РКМУП) и их комбинацией. В качестве монокотной деформации применялись гидроэкструзия (ГЭ) и волочение (В). После создания в материале указанными методами ультрамелкозернистой структуры осуществляли многократную термообработку сплава с целью распада пересыщенного твердого раствора с выделением частиц α -фазы, которые являются основными центрами пиннинга в данном сплаве.

Установлено, что метод МОВ более эффективен для измельчения зеренной структуры в Nb-Ti-сплаве. При 6 циклах МОВ ($T = 20^\circ\text{C}$, истинная деформация $\varepsilon = 10,5$) получена ультрадисперсная однородная структура со средним размером субзерен $d_{\text{ср}} = 180$ нм и коэффициентом вариации субзерен по размерам $k_v = 0,37$. Метод РКМУП меньше измельчает зерно, однако при его использовании формируется более однородная структура. Так, при 12 циклах РКМУП ($T = 20^\circ\text{C}$, $\varepsilon = 9,8$) параметры субструктуры составили: $d_{\text{ср}} = 450$ нм, $k_v = 0,32$. Показано, что использование комбинации двух этих методов (4 цикла МОВ+4 цикла РКМУП, $\varepsilon = 12,3$) позволяет получить высокооднородную ультрамелкозернистую структуру сплава ($d_{\text{ср}} = 130$ нм, $k_v = 0,27$).

Исследовано выделение частиц α -фазы в процессе многократной термообработки сплава, деформированного МОВ и РКМУП. Установлена корреляция функции плотности распределения (ФПР) размеров выпадений α -фазы после термообработки с ФПР размеров субзеренной структуры до термообработки. Состояние сплава перед отжигом после 6 циклов МОВ+ГЭ+В ($\varepsilon = 15,6$) характеризуется сильно измельченной ($d_{\text{ср}} = 82$ нм) и относительно однородной ($k_v = 0,4$) субзеренной структурой. Начальная термообработка приводит к выделению частиц α -фазы плотностью $\sim 4,3 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$, средним диаметром ~ 50 нм и коэффициентом вариации $\sim 0,6$. Структурное состояние, характеризующееся высокой плотностью и малым размером частиц α -фазы, перспективно для повышения токонесущей способности сплава в высоких магнитных полях. При последующих термообработках из-за ускоренного распада метастабильной β -фазы в наноструктурном материале объем выпавшей α -фазы выше, чем в материале, не подвергнутому немонотонной ИПД. Этот фактор является определяющим для роста плотности критического тока в малых и средних полях.



ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МЕДИ М1 ПРИ ВИНТОВОЙ ЭКСТРУЗИИ И ДАЛЬНЕЙШИХ ТЕРМИЧЕСКИХ И ДЕФОРМАЦИОННЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

В.Н. Варюхин¹, Е.Г. Пашинская¹, В.М. Ткаченко¹, М.М. Мышляев²

¹Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,
Донецк, Украина, v.tkachenko@mail.ru

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

Материалы с нано- и субмикроструктурной (СМК) структурами, полученные методами интенсивных пластических деформаций (ИПД), имеют малый размер зерен и неравновесные границы с высокоугловой разориентировкой. Благодаря структурным свойствам эти материалы обладают уникальными физическими и механическими характеристиками. Одним из методов ИПД является винтовая экструзия (ВЭ), которая позволяет накапливать большие пластические деформации в массивных материалах. Поэтому представляет интерес исследовать эволюцию структуры и свойств при накоплении деформации, изучить термическую стабильность при отжиге материалов, подвергнутых ВЭ, и проследить за изменением структуры и свойств при дальнейшей холодной прокатке.

Для исследования была выбрана медь М1 как модельный материал, поскольку она способна накапливать большие степени деформации при комнатной температуре с минимальными повреждениями и является одним из наиболее исследованных материалов после ИПД. ВЭ осуществлялась в контейнере с углом наклона винтовой линии к оси экструзии, равным 60°. Исследования структуры и свойств после 1–4 проходов ВЭ проводились методами измерения плотности, микротвердости, рентгеноструктурного анализа, оптической и электронной микроскопии.

Проведенные исследования показали, что основные изменения структуры и свойств происходят после 1 прохода ВЭ. Наблюдается сильное измельчение зерен с образованием структурных элементов размером 0.1–0.7 мкм с преимущественно малоугловой разориентировкой, повышение твердости примерно в 2 раза, предела текучести – в 3 раза, предела прочности – в 2 раза, уменьшение относительного удлинения – примерно в 2 раза. Увеличение количества проходов ВЭ приводит к поэтапному развитию фрагментации и динамической рекристаллизации, постепенному увеличению количества высокоугловых границ, формированию СМК-зерен средним размером 0.3 мкм и сохранению значений механических свойств на том же уровне.

Показано уменьшение температуры рекристаллизации на $0.14T_{пл}$ в сравнении с материалом в крупнозернистом состоянии. Выявлено две стадии изменения микротвердости от времени отжига. На первой стадии энергия активации $E_{акт}$ составляет 73 кДж/моль, что характерно для миграции неравновесных границ зерен, сопровождаемой релаксацией напряжений на границах. На второй стадии $E_{акт} = 99$ кДж/моль и соответствует энергии активации процесса рекристаллизации и роста зерен.

Показано, что осуществление прокатки после ВЭ приводит к дальнейшему измельчению зерен на 25%, увеличению твердости, предела текучести и предела прочности – на 20–30%, уровень пластичности остается постоянным.

МАГНИТНАЯ ТЕКСТУРА ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРОВАННОГО ЦИРКОНИЯ

**А.В. Федорченко¹, В.А. Десненко¹, И.В. Свечкарев¹, В.М. Ажажа²,
А.Н. Великодний², И.В. Колодий², Л.С. Ожигов², М.А. Тихоновский²**

¹Физико-технический институт низких температур им. Б.И. Веркина НАНУ,
пр. Ленина, 47, г. Харьков, 61103, Украина, fedorchenko@ilt.kharkov.ua

²Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт» НАНУ,
ул. Академическая, 1, г. Харьков, 61108, Украина

Исследовано влияние интенсивной пластической деформации при выдавливании и волочении на анизотропию магнитных свойств поликристаллического циркония. Магнитная восприимчивость измерялась квантовым магнитометром с чувствительностью по магнитному моменту не хуже 0.1 дему при температурах 4.2–300 К в поле 0.03 Т с относительной погрешностью $\sim 0.5\%$ (при погрешности в абсолютных значениях восприимчивости $\pm 2\%$) на образцах объемом $\sim 30 \text{ mm}^3$ в продольном и поперечном направлениях относительно оси деформации образцов. Магнитные измерения были дополнены данными рентгенографического анализа.

В результате проведенного исследования установлены следующие факты:

- при пластической деформации циркония выдавливанием до $\varepsilon \approx 4$ образуются близкие к насыщению аксиальная текстура [110] и связанная с ней текстура базисных плоскостей (001) вдоль направления деформации (последней соответствует планарная текстура гексагональных осей в поперечном направлении);
- при пластической деформации выдавленных стержней циркония волочением до значений $\varepsilon \approx 2$ указанная текстура базисных плоскостей (001) насыщается, в системе призматических плоскостей происходит переход к текстуре [100], которая также достигает насыщения; сочетание обеих текстур обеспечивает наилучшее взаимное скольжение кристаллитов и пластичность микрокристаллического циркония в направлении волочения по крайней мере до деформаций $\varepsilon \sim 6$;
- рекристаллизационный отжиг не влияет на насыщенную текстуру;
- в насыщенной планарной текстуре кристаллиты имеют заметную вероятность радиальной ориентации гексагональных осей относительно оси стержня;
- при интенсивной пластической деформации индивидуальные микрокристаллиты циркония сохраняют магнитные свойства исходного совершенного монокристалла.

Из работы следует, что магнитная восприимчивость как средство интроскопии может служить полезным дополнительным инструментом для картографии преимущественной ориентации зерен и использоваться для анализа ведущих механизмов пластической деформации анизотропных поликристаллических металлов на различных стадиях и при различных способах деформирования.



ФОРМИРОВАНИЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В СПЛАВЕ 1461

И.Г. Ширинкина, И.Г. Бродова, А.Н. Петрова

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

Материалом служил гомогенизированный слиток следующего химического состава: Al – основа; Cu – 2,9; Li – 1,7; Mn – 0,26; Mg – 0,59; Zn – 0,5; Si – 9,04; Fe – 0,07; Ti – 0,025; Zr – 0,08; Sc – 0,08; Ce – 0,027; Na – 0,0009. РКУП проводили в оснастке с углом пересечения двух каналов 120° . Исходные заготовки имели форму цилиндра диаметром 20 мм и длиной 100 мм и перед деформацией нагревались до температуры 525°C (выдержка 1 ч) и закалывались в воду. Такая обработка предотвращала распад пересыщенного твердого раствора, а отсутствие вылеживания позволяло избежать эффекта естественного старения, т.к. именно в свежезакаленном состоянии сплавы такого типа проявляют наилучшую технологическую пластичность. Прессование проводили при разных температурах: 100, 240 и 300°C . Критерием выбора количества циклов N по режиму B_c было появление на поверхности заготовок глубоких трещин.

Металлографические исследования структуры показали, что в процессе РКУП¹ сохраняется многофазность сплава. По границам и в объеме зерен находятся частицы интерметаллидов разной морфологии и сложного состава: тройные фазы, содержащие Li, Mg и Cu, а также алюминиды типа $\text{Al}_6(\text{Mn}, \text{Fe})$. С ростом числа циклов они фрагментируются и более равномерно распределяются по сечению образца. Изменения в макроструктуре наблюдаются уже после одного цикла РКУП. Равноосные зерна (размером 1300 мкм), являющиеся структурной единицей в исходной заготовке, вытягиваются в направлении прокатки (коэффициент анизотропии формы 2,4). Второй цикл при $T = 100^\circ\text{C}$ по режиму B_c незначительно изменяет макроструктуру. Она остается неравномерной, однако, наряду с крупными зернами, появляется много мелких образований, размер которых не превышает 500–800 мкм. РКУП при повышенных температурах привело к созданию более равноосной структуры. После 6 проходов при $T = 240^\circ\text{C}$ степень измельчения макрозерен практически не изменилась. С ростом числа циклов до 8 при $T = 300^\circ\text{C}$ формируется однородная макроструктура с размером зерна в 5 раз мельче исходного. Внутри зерен выявляется субструктура с размером фрагментов ~ 20 мкм. Результаты ПЭМ показали, что происходит распад пересыщенного твердого раствора, образовавшегося в процессе закалки. После закалки в сплаве сохраняются образовавшиеся при кристаллизации интерметаллиды $\text{Al}_6(\text{Mn}, \text{Fe}, \text{Cu})$ в форме протяженных реек 500 нм. Кроме того, выявлены равномерно распределенные дисперсоиды с упорядоченной $L1_2$ структурой. Согласно данным микротвердости наибольшее упрочнение до 1500 МПа достигнуто после низкотемпературных режимов РКУП. Повышение температуры испытаний и числа циклов вызывает понижение микротвердости. Повышение температуры РКУП приводит к снижению твердости до 110 НВ при $T = 240^\circ\text{C}$ ($N = 6$) и до 80 НВ при $T = 300^\circ\text{C}$ ($N = 8$).

Работа выполнена в Центре электронной микроскопии ИФМ УрО РАН при частичной финансовой поддержке Программы фундаментальных исследований Президиума РАН «Теплофизика и механика экстремальных энергетических воздействий и физика сильно сжатого вещества» (Проект №5) и проекта РФФИ №08-03-00106

¹ Образцы продеформированы в УГАТУ-ИФПМ г. Уфа.

Трибологические свойства нанокристаллических хромомарганцевых сплавов

Н.Б. Эфрос¹, Л.В. Лоладзе¹, С.Б. Эфрос², Л.Г. Коршунов², Б.М. Эфрос¹

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

²ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия

Ранее было показано, что как присутствие ε -мартенсита в структуре железо-марганцевых сплавов, так и их легирование азотом обуславливают значительное снижение коэффициента трения и интенсивности адгезионного изнашивания данных сплавов. Кроме того, было показано, что изменение параметров испытания (скорость и температура), а также магнитное состояние γ -фазы влияет на прочностные и трибологические характеристики.

Поскольку ε -мартенсит (как и атомы азота) присутствует и в хромомарганцевых метастабильных и стабильных аустенитных сплавах, представляет определенный научный и практический интерес вопрос влияния данных факторов на трибологические свойства технически важных материалов. При этом очень важно проанализировать также влияние частиц карбидно-нитридных фаз на поведение сплавов данного класса при трении и абразивном воздействии.

Известно, что фрикционное воздействие может приводить к образованию нанокристаллических структур в поверхностном слое различных металлических материалов. Формирование нанокристаллических структур обусловлено интенсивной пластической деформацией материала, которая осуществляется по ротационному механизму.

Уровень прочности возникающих при трении нанокристаллических структур определяется не только их высокой дефектностью, но и способностью нанокристаллических структур к дальнейшему деформированию. Прочность сильно зависит от химического и фазового состава контактирующих материалов и, следовательно, может быть повышена с помощью оптимального легирования и предварительной термопластической обработки.

В работе рассмотрено влияние легирования на контактную прочность нанокристаллических структур, формируемых с помощью низкотемпературного фрикционного воздействия, на поверхности различных хромомарганцевых сплавов в зависимости от их структурно-фазового состояния.

Трибологические исследования данных материалов проводили как в условиях сухого трения скольжения по схеме цилиндр–плоскость, так и в условиях абразивного изнашивания. Проведен анализ прочностных (микротвердость, сопротивление сдвигу и др.) и трибологических (коэффициент трения, интенсивность изнашивания и др.) свойств нанокристаллических структур металлических материалов.

Рассмотрены структурные механизмы, объясняющие полученные результаты. В частности, предположено, что снижение коэффициента трения у нанокристаллических структур ГЦК-материалов с низкой энергией дефектов упаковки связано с уменьшением числа систем скольжения в нанокристаллах ($n \rightarrow 3$), которое обеспечивает более легкое прохождение дислокаций к границам нанокристаллов.

ON THE ROLE OF DEFORMATION MODE AND DYNAMIC RECRYSTALLISATION IN ULTRAFINE GRAIN REFINEMENT OF IRON SUBJECTED TO SEVERE PLASTIC DEFORMATION

A.I. Yurkova^{1,2}, A.V. Byakova², Yu. V. Milman²

¹*National Technical University of Ukraine "Kiev Polytechnic Institute",
Kiev, Ukraine, yurkova@list.ru*

²*Institute for Problems of Material Science, National Academy of Sciences of Ukraine,
Kiev, Ukraine*

This study is primarily addressed to the problem for grain refinement of ferrite subjected to severe plastic deformation (SPD). Besides state-of-the art processes effective for ultra fine grain refinement of bulk metallic materials and those developed for creation of nanocrystalline structure in surface layers, severe plastic deformation with friction (SPDF) was shown to be realistic [1] and valuable for understanding the role of deformation mode and underlying mechanism operating the grain refinement of α -Fe. Four structural sections of different scale regimes affected by different levels of strain and strain rate and consisted of the grains from twenty nanometres at the top surface to several micrometres in the region adjacent to the strain-free matrix were found to be formed in assistance of multidirectional deformation mode. Structural revolution induced by SPD processes being assisted by multidirectional deformation mode and governed simultaneously by high level of strain rate and temperature control was adequately described using Zener-Hollomon parameter, Z , the same as that for SPD processes supported by unidirectional mode. Ultra grain refinement of ferrite down to sub-micrometer–nanometer scale regimes was found to be available when parameter Z exceeds the critical value Z_c roughly about 10^{16} s^{-1} (Fig. 1). As parameter Z increases up to the value Z_c in assistance of multidirectional deformation mode controlling effect on

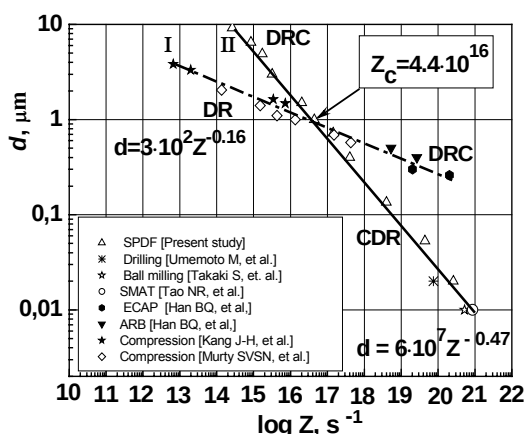


Fig. 1. Variation of grain size, d , of ferrite vs parameter Z for (I) unidirectional deformation and (II) multidirectional deformation mode

under unidirectional deformation mode. The results of the present study justified the fact that multidirectional deformation mode assisted by CDR process is of great efficiency for grain refinement of ferrite down to nanometre scale level.

1. Yurkova A.I., Byakova A.V., Belots'ky A., et al. // Materials Science Forum. – 2006. – V. 503–504. – P. 645–650.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

В.П. Пилюгин^{1,2}, В.Г. Козлов¹, Т.П. Толмачев^{1,2}, А.А. Ярославцев²,
Б.М. Эфрос³, С.В. Гладковский⁴, Д.А. Брытков¹

¹Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

²Уральский государственный университет, Екатеринбург, Россия

³Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,
Донецк, Украина

⁴Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия

При обработках материала давлением в современных высокотехнологических методах часто невозможно визуальное наблюдение его поведения. Но для определения степени деформации, характера течения, интенсивности процесса и характера развития течения в очаге деформации при интенсивных деформационных обработках необходимо прямое наблюдение. На сплошных пластичных средах, идентичных по механическим свойствам, но контрастных по цвету и поэтому удобных для непосредственного визуального контроля проведено моделирование ряда деформационных процессов. Исходно геометрически правильные по форме элементы с чёткими границами подвергали действию интенсивной пластической деформации (ИПД) в различных схемах и режимах деформирования: 1 – экструзии, 2 – равноканального углового прессования (РКУП), 3 – многоугольного РКУП и 4 – сдвига под давлением (камера Бриджмена). Для выяснения влияния геометрических отношений в очаге деформации в различных методах на степень деформации и характер течения проведены серии измерений для:

- метода 1 – по соотношению исходного и конечного диаметров;
- метода 2 – от угла поворота и числа повторов;
- метода 3 – от значения угла, числа колен и отношения ширины канала к величине ступени;
- метода 4 – от толщины слоя, радиуса и угла поворота.

Вывявлены оптимальные геометрические параметры для проработки материала. Экспериментально смоделировано близкое к однородному по цвету состояние, отвечающее реальным деформационно-инициированным субмикро- и нанокристаллическим структурам в ранее исследованных металлах и сплавах.

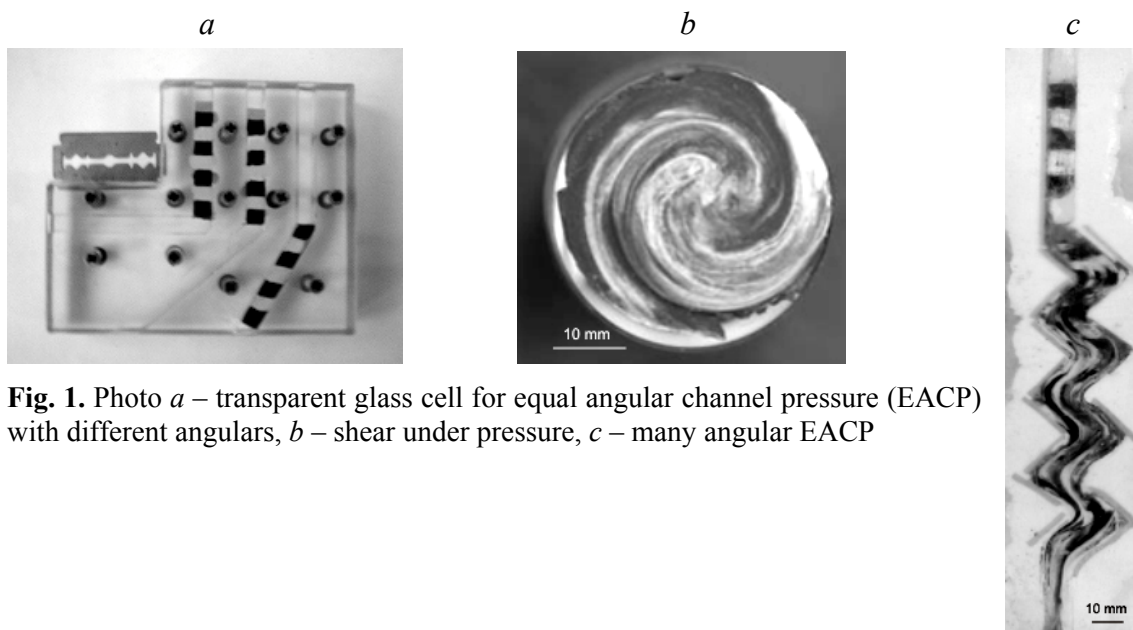


Fig. 1. Photo *a* – transparent glass cell for equal angular channel pressure (EACP) with different angulars, *b* – shear under pressure, *c* – many angular EACP



DEFECTS IN HIGH TEMPERATURE–PRESSURE PROCESSED Si:N REVEALED BY DEUTERIUM PLASMA TREATMENT

A. Misiuk¹, A. Barcz^{1,2}, A. Ulyashin³, M. Prujarczyk¹, J. Bak-Misiuk²

¹*Institute of Electron Technology,*

Al. Lotnikow 46, 02-668 Warsaw, Poland, e-mail: misiuk@ite.waw.pl

²*Institute of Physics, PAS, Al. Lotnikow 32/46, 02-668 Warsaw, Poland*

³*SINTEF, P.O. Box 124 Blindern, NO-0314, Oslo, Norway*

Silicon-on-insulator (SOI) structures prepared by silicon implantation with N_2^+ (Si:N) present the dislocated SiN_x/Si interface and contain nitrogen-filled bubbles [1].

Enhanced hydrostatic pressure (HP) applied at processing of Si:N and of similar structures can result in improved quality of the SiN_x/Si interface [1,2].

Buried defect layers in Si getter hydrogen from hydrogen plasma. This effect is now investigated for Si:N preliminary processed under HP [1–3].

Czochralski grown silicon (Cz–Si) wafers with interstitial oxygen concentration equal to $9 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$, were implanted with N_2^+ (N doses, $D_N = 1\text{--}1.8 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-2}$, $E = 140 \text{ keV}$; N_2^+ projected range, $R_{pN} = 180 \text{ nm}$). The Si:N samples were annealed for 5 h at $HT \leq 1400 \text{ K}$ under $HP \leq 1.2 \text{ GPa}$. At annealing, implantation-induced amorphous Si is subjected to Solid Phase Epitaxial Re-growth (SPER). Depending on processing conditions, the stoichiometric or substoichiometric (composed of SiN_x) layers or/and precipitates were formed near R_{pN} .

Finally the samples were treated in RF deuterium plasma for 2 h and investigated by Secondary Ion Mass Spectrometry (SIMS), TEM, X-Ray and related methods.

In the case of as implanted Si:N ($D_N = 1.8 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-2}$), the plasma treatment leads to accumulation of deuterium up to $c_{D1} = 2 \cdot 10^{21} \text{ cm}^{-3}$ at a depth, $d = 50 \text{ nm}$, while, at $d = 80\text{--}250 \text{ nm}$, the deuterium concentration is practically constant with $c_{D2} = 1 \cdot 10^{21} \text{ cm}^{-3}$. Deuterium accumulation in the near-surface area of Si:N,D, processed preliminarily at 1270 K, remained practically the same while c_{D2} decreased to $4 \cdot 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ and $3 \cdot 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ in the samples processed, respectively, under 10^5 Pa and 1.1 GPa. The Si:N,D samples prepared by processing at 1400 K under 10^5 Pa and 1.1 GPa, indicated similar distribution of deuterium, with c_{D2} equal to $5 \cdot 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ and $3 \cdot 10^{20} \text{ cm}^{-3}$, respectively. It suggests dominating accumulation of deuterium within the bubble-containing areas.

Specific character of SPER and of deuterium interaction with defects and implanted atoms in as implanted and processed Si:N has been stated. Determination of the deuterium depth profiles in Si:N,D can contribute to revealing the implantation-induced and other structural defects in the SOI-like structures prepared from Si:N.

1. I.V. Antonova, A. Misiuk, C.A. Londos, J. Appl. Phys. **99** (2006) 033506.
2. V. Melnik, A. Misiuk, V. Popov, O. Oberemok, B. Romanyuk, G. Gamov, P. Formanek, Ukr. J. Phys. **52** (2007) 34.
3. A. Misiuk, A. Ulyashin, A. Barcz, P. Formanek, Solid State Phen. **156–158** (2010) 319.

СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУРНОЙ КЕРАМИКИ, ИЗГОТОВЛЕННОЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ХОЛОДНОГО ИЗОСТАТИЧЕСКОГО ПРЕССОВАНИЯ

Г.Я. Акимов

*Донецкий физико-технический институт им. А.А.Галкина НАН Украины,
Донецк, Украина, gencer47@ukr.net*

Холодное изостатическое прессование (ХИП) является эффективным инструментом, позволяющим изготавливать из керамических порошков нанокристаллическую керамику. Это обусловлено тем, что при условии правильно подготовленного порошка и ХИП в оптимальном режиме можно существенно снизить температуру спекания, что, естественно, приведет к значительному уменьшению размера зерна, но, что особенно важно, это уменьшение размера зерна будет сопровождаться кардинальным изменением структуры, состава и размеров границы зерна.

Из нанокристаллических порошков ZrO_2-3 мол.% Y_2O_3 , ZrO_2-5 мол.% Y_2O_3 и $La_{0.6}Mn_{1.4}O_{3\pm\delta}$ (средний размер кристаллита в порошках равнялся 5–8 нм), полученных в отделе технической керамики ДонФТИ НАНУ, были изготовлены с использованием ХИП образцы для исследования.

В случае ZrO_2-3 мол.% Y_2O_3 порошок после ХИП спекался при температурах от 1000 до 1500°C. На полученных таким образом образцах измерялись плотность, прочность, трещиностойкость, краевая вязкость, истирание при сухом трении о сталь, фазовый состав и РЭМ-структура сколов. Показано, что спеканием при температуре 1350°C получается керамика с размером зерна порядка 180–200 нм, плотностью 6 г/см³, прочностью 900–1250 МПа, трещиностойкостью 15–19 МПа·м^{1/2} и величиной краевой вязкости, равной 750. Перечисленные показатели превышают соответствующие значения для керамики, спеченной при 1500°C, размер зерна которой был равен 800–900 нм. Также было установлено, что износ керамики с размером зерна 180–200 нм при прочих равных характеристиках в 5–6 раз меньше износа керамики, спеченной при 1500°C. Главным механизмом, определяющим все перечисленные свойства, было хрупкое разрушение керамики. При этом разрушение во всех случаях было интеркристаллитное. Следовательно, изменение свойств границы главным образом определило комплекс механотрибологических свойств керамики.

Керамика состава ZrO_2-5 мол.% Y_2O_3 , изготовленная так же, как и керамика состава ZrO_2-3 мол.% Y_2O_3 , с размером зерна порядка 200 нм, продемонстрировала значительно большую объемную проводимость, чем керамика с размером зерна 600–800 нм. Этот эффект скорее всего обусловлен тем, что с уменьшением зерна увеличился объем поверхностных слоев, в которых, как известно, диффузионные процессы протекают легче, а проводимость данной керамики осуществляется диффузией ионов кислорода.

Материал на основе $La_{0.6}Mn_{1.4}O_{3\pm\delta}$ исследовался по другой схеме в связи с тем, что было важно изучение его магнитных свойств, зависимость которых от размера кристаллита можно изучать на скомпактированных, но не спеченных образцах. Нанокристаллический порошок по специально разработанной технологии компактировался с использованием ХИП в образцы для исследования. Проведенные измерения при температуре 77 К показали, что компакт, состоящий из кристаллитов размером 5–7 нм, имеет нулевую коэрцитивную силу. В то время как компакт из кристаллитов размером 70 нм при тех же условиях показал коэрцитивную силу, равную 80 Э. Анализ данного результата позволил предположить, что кристаллит размера 5–7 нм при данной температуре измерения не имеет ферромагнитного ядра и состоит из антиферромагнитной поверхности.



ПОЛУЧЕНИЕ НАНОДИСПЕРСНОГО wBN ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ И СДВИГОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Н.В. Новиков¹, Л.К. Шведов¹, Ю.Н. Кривошия¹, В.Ф. Бритун², В.Н. Ткач¹

¹Институт сверхтвердых материалов НАН Украины,
Киев, Украина, shvedov@kv.chereda.net

²Институт проблем материаловедения НАН Украины, Киев, Украина

Сдвиговые деформации и фазовые превращения (ФП) – это явления, широко распространенные в природе, физических экспериментах и современных технологиях, например таких, как синтез материалов и обработка давлением. При этом под действием высокого давления, температуры и сдвиговой деформации происходит пластическое деформирование исходного материала, которое приводит к ФП и необходимым физико-механическим свойствам этого материала.

Хорошо известно, что сдвиговые деформации вызывают уменьшение давления ФП; формирование новых фаз, которые не могут быть получены без сдвига; замену обратимого ФП на необратимый; формирование аморфных или наноструктурных материалов и некоторые другие явления [1–3].

Нами получен фазовый переход hBN → wBN при комнатной температуре, давлении около 10 ГПа и сдвиговой деформации с использованием сдвигового аппарата высокого давления с алмазными наковальнями (SDAC). Проведены исследования полученного образца в SDAC in situ на автоматическом рентгеновском дифрактометре и отдельно – с помощью просвечивающего электронного микроскопа. Анализ показал почти полное превращение графитоподобного гексагонального образца нитрида бора в твердую вюрцитную фазу с размером зерен в диапазоне 5–50 нм.

Кроме того, на поверхности алмазных наковален в зоне наиболее сильной сдвиговой деформации образовалось соединение с очень сильной связью с алмазом. Не удалось полностью убрать пятна этого соединения с поверхности алмазных наковален обычными механическими (наждачная бумага, лезвие бритвы) или химическими способами с использованием нагрева в среде серной кислоты или щелочи. Исследование его элементного состава с помощью отражательного электронного микроскопа показало наличие только углерода, бора и азота. Рамановская спектроскопия зарегистрировала лишь мощную линию алмаза на длине волны 1337 см⁻¹, что может указывать на аморфную структуру этого соединения.

1. Bridgman P.W. Studies in large plastic flow and fracture. – New York, 1952.
2. Александрова М.М., Бланк В.Д., Голобоков А.Э., Коняев Ю.С. ФТТ **30**, 577 (1988).
3. Новиков Н.В., Полотняк С.Б., Шведов Л.К., Левитас В.И. Сверхтвердые материалы **21**, № 3, 36 (1999).

**OPTICAL SPECTRA AND THE ELECTRONIC STRUCTURE
OF NANOMATERIALS BASED ON OXIDES OF 3d-METALS****B.A. Gizhevskii, Yu.P. Sukhorukov, N.N. Loshkareva, L.V. Nomerovannaya,
A.A. Makhnev, E.V. Mostovshchikova, A.V. Telegin***Institute of Metal Physics, Ural Division of Russian Academy of Sciences,
Ekaterinburg, Russia, gizhevskii@imp.uran.ru*

The investigation of the optical properties of oxide materials in nanostructured state is of large current scientific and applied interest. The features of the electronic structure of nanostructured oxides remain unclear, which hampers the construction of the entire pattern of the physical state of nanocrystalline materials and complicates their applications. It is known the effect of increase in the forbidden gap for classical wide-gap semiconductors in the nanostate (blue shift of the fundamental absorption edge E_g). This effect is well described in the framework of the simplest one-electron band model as a consequence of the quantum confinement. In the case of nanostructured strongly correlated compounds such as oxides of 3d-metals the problem is more complicated because it is necessary to take into account correlation effects and phase separation. Optical spectroscopy is one of the most effective and informative tools for studying the electronic structure in nanostate. However optical measuring of nanopowders don't make sure reliable information about electronic properties of nanomaterials. For this reason we used high density nanoceramics based on oxides of transition metals.

We study experimentally the optical absorption and reflectance spectra of nanostructured oxides of 3d-metals in IR region. We carried out ellipsometric measuring of nanoceramics in wide spectral interval in order to find new peculiar manifestation of the strongly correlated state of the initial compound. For this purpose, we compare the spectra of nanostructured materials prepared by various methods with the spectra of corresponding single crystals. Nanoceramics with optical quality were prepared by high pressure torsion and shock-wave loading methods from coarse-grain powders of initial oxides. We find anomalous red shift of E_g of nanostructured strongly correlated CuO oxide and blue shift of E_g in the case of classical semiconductor Cu_2O in comparison with corresponding single crystals [1]. Phase separation gives rise to origin of metal-like droplets in the bare insulating medium that result in surface plasmon resonances [2]. High concentration of the specific defects (oxygen vacancies on crystallite boundaries, mix-valency clusters) produces absorption bands near E_g that smear the fundamental absorption edge of nano-oxides. Optical properties of nano-oxides of 3d-metals depend on not only crystallite sizes but concentration defects and microdeformations [1,3].

In conclusion, nanostructured oxides of 3d-metals demonstrate pronounced changes of optical spectra near fundamental absorption edge and redistribution of spectral density from region of fundamental absorption to IR region.

The work is supported by RFBR (grant 08-03 99071), Program of the Department of Physical Sciences of Russian Academy of Sciences "Physics of new materials and structures", Integration project Ural Division – Siberian Division of Russian Academy of Sciences.

1. Gizhevskii B.A., Sukhorukov Yu.P., Moskvina A.S., et al., JETP **102**, 297 (2006).
2. Gizhevskii B.A., Sukhorukov Yu.P., Loshkareva N.N., et al., J. Phys.: Cond. Matter. **17**, 499 (2005).
3. A.A. Makhnev, B.A. Gizhevskii, L.V. Nomerovannaya, JETP Letters **91**, 76 (2010).



МЕТОД СНИЖЕНИЯ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ ЗАГОТОВОК ИЗ ПОРОШКОВЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ

В.А. Гейкин, О.И. Самойлов, И.А. Бурлаков, Ф.Е. Артемов

*НИИД ФГУП ММПП «Салют»
105118, г. Москва, пр. Буденного, 16*

Многолетний опыт США и России в получении заготовок дисков газотурбинных двигателей (ГТД) указывает на то, что заготовки после горячего изостатического прессования (ГИП) необходимо подвергать деформации. При этом снижается объем заготовки и увеличивается пластичность. С учетом прочностных свойств сплавов типа ЭП741НП давление, которое необходимо для деформации, должно находиться на уровне 1600 МПа. Если учесть, что температурный интервал такой деформации находится на уровне 1150–1170°C, то возникает необходимость создания специальной установки с пресс-оснасткой, вес которой может достигать 0,5 т и выше. С учетом стоимости материала общие расходы на деформирование заготовок превысят эффект от экономии жаропрочного материала и увеличения ресурса диска.

Нами была использована свободная осадка материала без бокового подпора. Предыдущий опыт показал, что свободная осадка материала, имеющего порошковую структуру, уже при степени деформации 4–5% разрушает материал.

В 80-е годы в НИИД была разработана технология жидкофазного спекания (ЖС) жаропрочных сплавов типа ВЖ136, ЭП741П, ЭП741НП, ВЖ122, ЭП 976. В результате осуществления такого процесса структура меняется, и деформация осуществляется не только в результате межчастичного проскальзывания, но и по кристаллографическим плоскостям.

Заготовка в виде цилиндра диаметром 200 мм, весом 50–70 кг после ГИП подвергалась ЖС, после чего осаживалась до диаметра 570 мм. В процессе осадки формировалась мелкозернистая структура с размером зерна до 15 мкм. Во время осадки напряжение течения материала плавно снижалось, достигая 70% от исходного.

В конечной детали пластичность составила 20–21,4% (при норме $\geq 13\%$), а временное сопротивление разрыву – 1500 МПа.

Полученные результаты положены в основу разрабатываемой промышленной технологии изготовления дисков ГТД из жаропрочных порошковых сплавов.



ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ НА НАНОАЛМАЗЫ ДЕТОНАЦИОННОГО СИНТЕЗА

Ф.М. Шахов¹, С.В. Кидалов¹, А.Я. Вуль¹, А.Н. Озерин²

¹Учреждение Российской академии наук
Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,
Санкт-Петербург, Россия fedor.shakhov@mail.ioffe.ru

²Институт синтетических полимерных материалов им. Н.С. Ениколопова,
Москва, Россия

Самоорганизация частиц наноразмерного диапазона привлекает в последнее время большой интерес.

Детонационные наноалмазы (ДНА) подвергались спеканию при высоком давлении до 7 ГПа и температуре до 2200 °С в камере высокого давления типа «тороид».

Рассеянием рентгеновских лучей была определена область когерентного рассеяния (ОКР) рентгеновских лучей, равная у исходных наноалмазов 4,5 нм. ДНА представляли собой порошок с размером агрегатов ~ 100 нм. Размер агрегатов определялся методом динамического лазерного рассеяния в водных суспензиях. Исследованы как чистые ДНА, так и модифицированные фуллеренами.

В качестве характеристики получаемых спеков использовалось исследование теплопроводности композитов методом стационарного теплового потока при температуре ~70 °С.

Показано, что спекание ДНА при высоком давлении и температуре приводит к росту теплопроводности композитов с 5 до 40 Вт/м·К [1]. При этом также происходит увеличение и ОКР с 4,5 до 12 нм.

Исследование теплопроводности композитов ДНА позволило вычислить величину тепловой проводимости границ между единичными частицами наноалмаза, которая достигает 3 ГВт/м²·К, что на два порядка выше, чем между микрокристаллическими алмазами [2].

Это позволяет надеяться на возможность получения высокотеплопроводящих границ в алмазных композитах для теплоотводов на основе ДНА. Такую малую величину теплового сопротивления границ между ДНА можно объяснить наличием 1–3 графеновых слоев на поверхности каждой частицы ДНА. При температуре более 1850°С происходит графитизация ДНА, а теплопроводность при этом возрастает до 100 Вт/(м·К).

Математическая обработка спектров дифракции рентгеновских лучей спеченных ДНА позволила сделать заключение, что увеличение размера частиц происходит по механизму ориентированного присоединения.

Можно надеяться, что путем изменения параметров синтеза можно получить алмазы микрокристаллического размера путем ориентированного присоединения ДНА.

1. S.V. Kidalov, F.M. Shakhov, A.Ya. Vul'. Thermal conductivity of sintered nanodiamonds and microdiamonds. *Diamond and Related Materials* **17** (2008) 844–847.

2. S.V. Kidalov, F. M. Shakhov, A.Ya. Vul', A.N. Ozerin. Grain-boundary heat conductance in nanodiamond composites. *Diamond and Related Materials*.doi: 10.1016/j.diamond.2010.03.004

ПОЛУЧЕНИЕ ПОРОШКОВЫХ ЗАГОТОВОК С ВЫСОКИМ УРОВНЕМ СВОЙСТВ МЕТОДОМ ВИНТОВОЙ ЭКСТРУЗИИ

А.С. Сынков

¹Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,
Донецк, Украина, asynkov@mail.ru

В порошковой металлургии процесс формования должен обеспечить решение двух основных задач. Первая задача – это необходимость обеспечения высокой плотности и равномерного ее распределения по длине и сечению заготовки, подвергающейся последующему спеканию. В противном случае при спекании форма и размеры заготовок будут искажаться. Вторая задача – обеспечение необходимой прочности в случаях, когда процесс спекания не предусмотрен.

Существует многообразие методов формования порошков, позволяющих в той или иной степени решать эту задачу. Авторами данной работы предложено применить метод винтовой экструзии (ВЭ) для консолидации порошковых материалов и получения заготовок с теоретической плотностью (относительная плотность – 97–99,6%) и необходимой эксплуатационной прочностью. Следует отметить, что метод ВЭ пока не применяется в промышленных масштабах и не позволяет получать крупнотоннажные заготовки и изделия. Но для решения отдельных задач, где требуются повышенные свойства изделий и заготовок, метод показывает хорошие результаты. В работе [1] впервые были получены объемные образцы из аморфного сплава $Al_{86}Ni_6Co_2Gd_6$ с нанокompозитной структурой. Здесь метод ВЭ позволил управлять термомеханическими процессами с целью создания уникального конструкционного материала. Авторы [2] применили метод ВЭ для консолидации гетерогенных композиционных порошковых смесей с целью изготовления заготовок для облицовок кумулятивных зарядов. Были получены опытные образцы с необходимыми эксплуатационными свойствами. В работе [3] проведены исследования устойчивости процесса полунепрерывной ВЭ, которые позволили сделать вывод о возможности применения данного метода для получения длинномерных порошковых заготовок и изделий и разработки технологии, позволяющей реализовать этот процесс.

Автором настоящей работы разработана технология получения порошковых заготовок из гетерогенных медно-вольфрамовых смесей, магниевой стружки и титановой губки с требуемыми эксплуатационными характеристиками. Показана перспективность применения данного метода для производства порошковых облицовок кумулятивных зарядов, длинномерных расходоуемых электродов из титановой губки для электрошлакового переплава титана, для переработки вторичных порошков и стружек цветных металлов с целью их дальнейшего переплава и т.д.

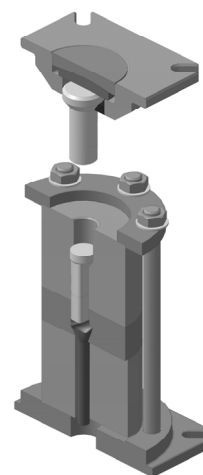


Рис. 1. Технологическая схема установки ВЭ порошков

1. V.N. Varyukhin, V.I. Tkach, V.V. Maslov et al. // Materials science forum. V. 503–504. – 2006. – P. 699–704.

2. Бейгельзимер Я.Е., Штерн М.Б., Епифанцева Т.А., Сынков А.С. // Физика и техника высоких давлений. – 2009. – Т. 19. – № 3. – С. 120–124.

3. Я.Е. Бейгельзимер, А.С. Сынков // Удосконалення процесів і обладнання обробки тиском в металургії і машинобудуванні. Тематич. зб. наук. пр. – Краматорск, 2007, с. 276–278.

НОВЫЕ СТРУКТУРНЫЕ СОСТОЯНИЯ ПОЛЯ ДЕФОРМАЦИИ
ФРАКТАЛЬНОЙ ДИСЛОКАЦИИ

В.С. Абрамов

*Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,
Донецк, Украина, vsabramov@mail.ru*

На основе данных рентгеновской дифракции в [1] показано, что аморфное состояние сплавов на Со-основе после предварительной обработки импульсами гидростатического давления в целом сохраняется, однако его тонкая структура изменяется. Тонкая структура гало свидетельствует о возникновении новых структурных состояний или о появлении наночастиц равновесной кристаллической фазы. Методом низкочастотного дислокационного внутреннего трения в [2] получены кинетические кривые с особенностями типа локальных экстремумов после воздействия импульсами микропластической деформации и слабого магнитного поля. Наличие таких особенностей свидетельствует о перестройке структуры примесно-дефектных комплексов типа дислокация-стопоры или о возникновении динамических неравновесных метастабильных структурных состояний, которые далее в ходе структурной релаксации стремятся к квазиравновесным состояниям.

В данной работе объектом исследования является фрактальная дислокация [3]. Моделируется поведение поля деформации на прямоугольной решетке с размерами $N_1 \times N_2 = 30 \times 40$. В отличие от действительного поля смещений из [3] здесь показано, что поле смещений дислокации является комплексным и стохастическим, имеет две ветви решений $u_{\varepsilon 1}$, $u_{\varepsilon 2}$. Зависимости реальных частей этих функций от целых индексов n , m (fig. 1) демонстрируют новые структурные состояния поля деформации фрактальной дислокации. Мнимые части функций смещения свидетельствуют о наличии эффективного затухания.

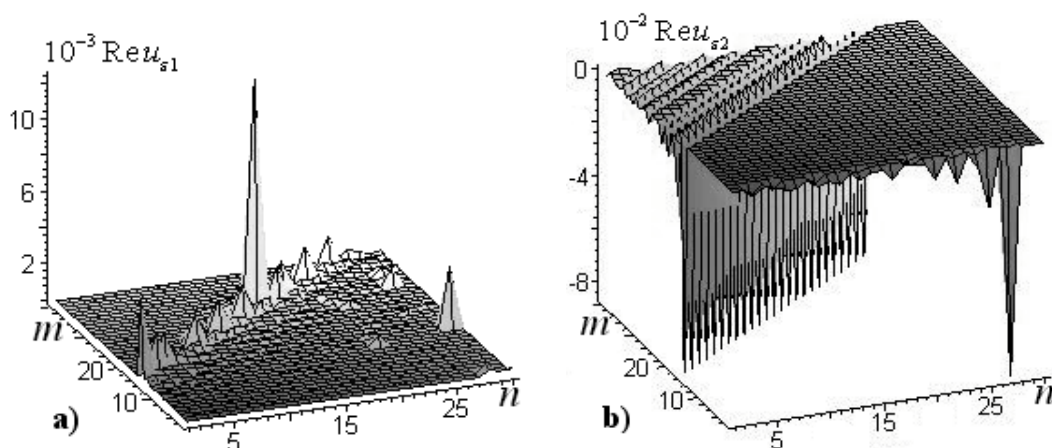


Fig. 1. Dependences of functions of displacement on the latticed indexes n , m

1. Варюхин В.Н., Мороз Т.Т., Абрамов В.С., Сынков В.Г., Кравченко В.П. // ФТВД. – 2003. – Т. 13, № 2. – С. 7–21.

2. Дацко О.И., Абрамов В.С., Дмитренко В.Ю., Чашко В.В. // Конденсир. среды и межфазные границы. – 2005. – Т. 7, № 3. – С. 268–272.

3. Абрамова О.П., Абрамов В.С. // Вісн. Донец. ун-ту. Сер. А: Природн. науки. – 2008. – Вип. 1, Ч. 1. – С. 189–194.



ТВЕРДЫЕ РАСТВОРЫ В СИСТЕМАХ $c\text{BN}-\text{Al}$ И $c\text{BN}-\text{Al}-\text{TiB}_2$, ПОЛУЧЕННЫЕ ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ И ТЕМПЕРАТУРАХ

Н.П. Беженар¹, С.М. Коновал¹, Т.А. Гарбуз¹, С.А. Божко, Н.Н. Белявина²

¹*Институт сверхтвёрдых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины,
Киев, Украина, bezhenar@ukr.net*

²*Киевский национальный университет им. Тараса Шевченко,
Киев, Украина, nbelyavina@bigmir.net*

Ранее структурными исследованиями композитов кубического нитрида бора, получаемых реакционным спеканием $c\text{BN}$ с Al при высоких давлениях (4,2–7,7 ГПа) и температуре (1750–2300 К), было установлено, что альтернативой образованию AlB_2 является образование твердого раствора на базе кристаллической решетки AlN –вюрцит с внедрением атомов бора в межузлия и образованием вакансий в правильных позициях Al , причем содержание бора в твердом растворе изменялось в связи с изменением концентрации Al в исходной шихте [1]. Исследованиями кристаллической структуры композитов, полученных в таких же условиях из шихты $c\text{BN}$ –5% TiB_2 –10% Al , установлено, что в их составе, кроме $c\text{BN}$ и твердого раствора бора в AlN , образуется твердый раствор замещения $\text{Ti}_x\text{Al}_{1-x}\text{B}_2$, в котором позиции металла заполнены, в отличие от отдельных диборидов, содержащих вакансии в подрешетках металлов [2].

В настоящих тезисах представлены результаты структурных исследований в развитии [1–2]. В зависимости от условий получения при высоком давлении композитов $c\text{BN}-\text{Al}$ возможны два варианта расположения бора в решетке AlN : замещение алюминия бором в позиции $2(b)$ (0,333 0,667 0) и внедрение бора в межузлия (позиция $12(h)$ (0,333 0 $z \approx 0,56$) с образованием вакансий в позициях Al . Тенденция изменения состава и типа твердого раствора при увеличении продолжительности спекания — от $\text{Al}_x\text{B}_{1-x}\text{N}$ до $\text{Al}_x\text{B}_y\text{N}$ ($x + y > 1$) при росте общего количества бора в кристаллической решетке AlN . При этом значимое увеличение периодов кристаллических решеток $c\text{BN}$ и Al может свидетельствовать о взаимодиффузии бора и алюминия, следствием чего становится образование твердых растворов: изовалентного замещения алюминия бором в решетке $c\text{BN}$ и внедрение бора в межузлия кристаллической решетки Al . С увеличением содержания в шихте TiB_2 (10–25%) и Al (10–20%) после спекания при $p = 7,7$ ГПа, $T = 1750\text{--}2100$ К отмечался значимый рост периода кристаллической решетки $c\text{BN}$, при этом действие указанных добавок было аддитивным. Расчетные оценки остаточных термических деформаций в двухфазных структурах $c\text{BN}-\text{TiB}_2$ и $c\text{BN}-\text{Al}$ показали, что увеличение периода решетки $c\text{BN}$ не связано с такими деформациями. Этот результат, а также подтвержденный экспериментами массоперенос титана в расплаве алюминия могут свидетельствовать об образовании твердого раствора Al и Ti в приповерхностных слоях зерен $c\text{BN}$, контактирующих с расплавом алюминия и зёрнами диборида титана–алюминия. Это могло бы объяснить наблюдаемый в [2] механизм образования нанодисперсных выделений боронитрида титана $\text{Ti}_{68}\text{B}_{10}\text{N}_{22}$ как результат дисперсионного твердения.

1. Беженар Н.П., Коновал С.М., Божко С.А., Белявина Н.Н., Маркив В.Я. – ФТВД. – 2009. – Т. 19, №2. – С. 41–47.

2. Беженар Н.П., Божко С.А., Гарбуз Т.А., Белявина Н.Н., Маркив В.Я., Олейник Г.С. ФТВД. – 2009. – Т. 19, №1. – С. 102–115.

EFFECT OF NANOPARTICLE SIZE OF THE RARE-EARTH MANGANITE PEROVSKITES ON STRUCTURE AND MAGNETORESISTIVE PROPERTIES OF COMPACTS FORMED BY HIGH HYDROSTATIC PRESSURE

**A.V. Pashchenko, V.P. Pashchenko, Yu.F. Revenko, V.Ya. Sycheva,
A.A. Shemyakov, V.A. Glazunova, V.A. Turchenko, S.Yu. Prilipko, Yu.M. Gufan***

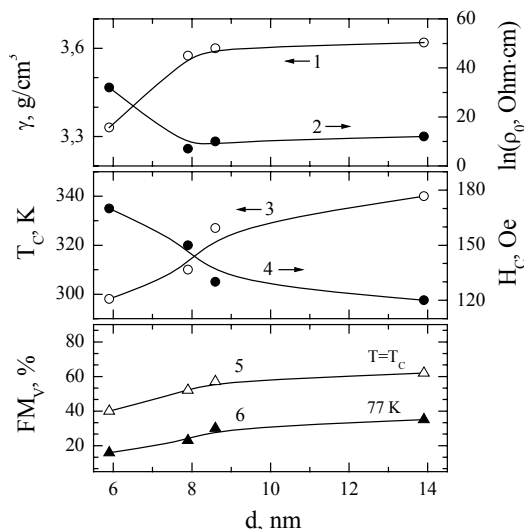
Donetsk Institute for Physics and Engineering named after O.O. Galkin of NAS of Ukraine, Donetsk, Ukraine, e-mail: alpash@mail.ru

**Southern Federal University, Research Institute of Physics, Rostov-on-Don, Russia*

Nanopowders of rare-earth manganite perovskites formed by high hydrostatic pressure (HHP) belong to promising nanostructured metal-oxides with magnetoresistive (MR) and baroresistive (BR) effects of debatable nature [1,2].

The manganite-lanthanum nanopowders $\text{La}_{0.6}\text{Sr}_{0.3}\text{Mn}_{1.1}\text{O}_{3\pm\delta}$ have been produced by the advanced “Sol-gel” technology after the synthesizing annealing at different temperatures ($t_{\text{ann}} = 550\text{--}900^\circ\text{C}$). The nanopowder compacts formed by HHP of 1 GPa have been studied by gravimetric, X-ray diffraction, low-temperature absorption of Ar (BET), electron microscopy (EM), resistive (ρ), magnetic (χ_{ac} , ^{55}Mn NMR) and magnetoresistive ($\text{MR} = \Delta\rho/\rho_0 = (\rho_0 - \rho_H)/\rho_0$) methods.

According to the BET method, with t_{ann} increase from 550 to 900°C , the specific surface (S_{sp}) of nanopowders decreased from $S_{\text{sp}} = 27.2 \text{ m}^2/\text{g}$ to $1.9 \text{ m}^2/\text{g}$, and by the X-ray diffraction data single-phase nanopowders had the cubic perovskite structure with $a = 3.675\text{--}3.678 \text{ \AA}$ for $t_{\text{ann}} = 550\text{--}800^\circ\text{C}$, and rhombohedral ($R\bar{3}c$) structure with $a = 7.768 \text{ \AA}$ and $\alpha = 89.67^\circ$ for $t_{\text{ann}} = 900^\circ\text{C}$. The nanoparticle size increased from 6 nm to 14 nm with increasing t_{ann} from 550 to 800°C .



The influence of d on density of compacts (γ , curve 1), resistivity for $T = 77 \text{ K}$ (ρ_0 , curve 2), Cure temperature (T_c , curve 3), coercive force for $T = 77 \text{ K}$ (H_c , curve 4), ferromagnetic-fraction content by volume (FM_v) for T_c (curve 5) and for $T = 77 \text{ K}$ (curve 6) is illustrated in figure. The increase in nanoparticle size from 6 nm to 14 nm results in γ increase by 23%, a $\sim 10^{17}$ times decrease of ρ_0 , T_c increase by 44 K, and a 1.7 times decrease in H_c . FM_v content increases noticeably: by 26% for T_c and 34% for 77 K. Changes in nanoparticle size affect the value of the tunnel-type MR, to within 15–20% for 77 K. A faint MR peak in the vicinity of T_c

($T_p = 297 \text{ K}$) was observed for nanopowders synthesized at 900°C which contain several single crystals. Thus, changes in size of nanopowders compacted by high hydrostatic pressure results in changes of structure, resistive and magnetic properties of manganite-lanthanum perovskites.

1. Dagotto E., Hotta T., Moreo A. Phys. Rep. **344**, 1 (2001).
2. Kucherenko S.S., Pashchenko V.P., Polyakov P.I. et al. Techn. Phys. Lett. **27**, 451 (2001).

УПРАВЛЕНИЕ ПОВЕРХНОСТНОЙ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ В УСЛОВИЯХ КОМПЛЕКСНОГО ДЕЙСТВИЯ СТАТИЧЕСКОЙ И ДИНАМИЧЕСКОЙ НАГРУЗКИ

Н.Н. Белоусов, И.А. Кулик

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,
Донецк, Украина, bil@hpress.fti.ac.donetsk.ua

Получение поверхностных наноструктур, влияющих на свойства объемных порошковых материалов, является актуальной задачей современного наноматериаловедения. Для формирования поверхностных деформационных наноструктур применяли комплексное действие статических и динамических нагрузок. Статические нагрузки создавались в наковальнях Бриджмена в режиме экстремального контактного трения: $P = 0.1\text{--}0.8$ МПа, $\theta = 0.1\text{--}100$ рад; динамические нагрузки – в условиях воздействия ультразвукового (УЗ) ударника: $W = 0.1\text{--}1.5$ кВт, $f = 10\text{--}20$ кГц, $\Delta l = 0.5\text{--}10$ мкм.

Основным материалом исследования выбраны порошкообразные композиты: Fe–Cu, Fe–Cu–Al, Fe–Al₂O₃, Fe–Cu–Al₂O₃, Fe–Cr–Mn–Ni. Размол и смешивание порошков осуществляли в планетарной мельнице с ускорением мелющих тел более 20g, частота вращения барабанов $\nu = 1450$ об/мин. Соотношение массы шаров ($\varnothing 2\text{--}6$ мм) и порошка 10:1. Время размола $t = 8$ ч. Для диспергирования конгломератов использовалась УЗ дезинтеграционно–активационная установка: $W = 1.2$ кВт, $f = 20$ кГц, $t = 1\text{--}5$ ч в этаноле. Окончательная дисперсность порошков была в пределах 0.2–2 мкм.

В процессе экспериментов обнаружено, что применение статической нагрузки на различных этапах поверхностной деформации (в режиме экстремального трения), приводит к формированию метастабильной структуры. Применение динамического УЗ-воздействия способствует стабилизации структуры и дальнейшему уширению рентгеновских линий с изменением их интенсивности. Количественная обработка дифрактограмм от статически деформированного поверхностного слоя показала наличие наноразмерных элементов поверхностной структуры трения – порядка 30–100 нм (по величине ОКР), занимающих около 60% от общего количества структурных элементов. Применение динамической УЗ-обработки приводит к изменению закона распределения ОКР по размерам и увеличивает их количество до 80%. *In-situ* методами кинетического микроиндентирования показано, что физико-механические свойства поверхностных слоев являются неоднородными по толщине их формирования. По мере утонения поверхностного слоя наблюдается увеличение размеров ОКР вплоть до параметров СМК- и МК-структуры. Это свидетельствует о формировании градиентной поверхностной структуры по глубине деформированного слоя. Применение динамической нагрузки способствует увеличению наноструктурного слоя по толщине деформированной поверхности. Показано, что в процессе сухого трения происходит переход от механизма двойникования (при сжатии) к ротационному механизму поверхностной пластической деформации (при кручении). При УЗ-воздействии обнаружено, что в локальных зонах фактической площади контакта УЗ-ударника с поверхностью происходит механоактивация мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, что сопровождается увеличением микротвердости поверхностного слоя вследствие локального фазового наклепа.

**ФОРМИРОВАНИЕ ФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КЕРАМИКИ
89 мол.% ZrO_2 –10 мол.% Sc_2O_3 –1 мол.% CeO_2 ,
ПОЛУЧЕННОЙ С ПОМОЩЬЮ ХОЛОДНОГО
ИЗОСТАТИЧЕСКОГО ПРЕССОВАНИЯ****Г.Я. Акимов, Ю.А. Комыса***Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
ул. Р. Люксембург-72, 83114, г. Донецк-114, Украина, gencer47@ukr.net*

Среди бинарных оксидных систем на основе ZrO_2 наибольшей проводимостью обладает керамика состава $ZrO_2 + Sc_2O_3$ (8–11 мол.%). Использование данного материала в качестве электролита топливных элементов позволяет снизить рабочую температуру с 1000 до 700 °С. Однако авторы многих работ указывают на высокую чувствительность проводимости данной керамики к содержанию Sc_2O_3 , а также к предыстории создания образца. В настоящей работе приведены результаты исследования влияния холодного изостатического прессования (ХИП) на формирование электропроводных свойств керамики 89 мол.% ZrO_2 –10 мол.% Sc_2O_3 –1 мол.% CeO_2 , изготовленной из порошка фирмы DKKK (Япония).

Образцы прессовали в бумажной пресс-форме давлением ХИП 0.2, 0.6 и 1 ГПа. Спекание образцов проводилось при температуре 1550 °С на воздухе в течение 3 ч. Плотность образцов измерялась геометрическим методом. Размер зерен керамики определялся на изломе с помощью сканирующего микроскопа JSM-6490LV (Япония). Электропроводность измерялась по двухзондовой схеме с помощью RLC-метра E7-13 с рабочей частотой 1 кГц.

В таблице приведены данные о плотности ρ , размере зерен d , а также электропроводности σ образцов при температуре 670 °С.

$P_{\text{ХИП}}$, ГПа	ρ , г/см ³	$\langle d \rangle$, 10 ^{–6} м	σ , Ом ^{–1} ·см ^{–1}
0.2	5.3	5.11	0.021
0.6	5.26	11.21	0.030
1.0	5.0	8.18	0.028

Для объяснения полученных результатов предлагается следующая модель, в которой использование разных значений давления ХИП при компактировании образцов приводит к образованию различных каркасных структур материала сырца. При низких давлениях происходит формирование слабого каркаса кристаллитов, и спекание осуществляется за счет обычной диффузии ионов циркония и скандия. При более высоком $P_{\text{ХИП}}$ формирование каркаса сопровождается как более плотной упаковкой, так и сильнейшей деформацией кристаллитов, при которой в объеме кристаллита, возможно, образуется большое число дислокаций. Спекание такого материала происходит более интенсивно за счет более высокой подвижности ионов циркония и скандия. Наконец, при очень высоком давлении уплотнение происходит по схеме плотная упаковка–разрушение кристаллитов–повторная упаковка, и процесс спекания происходит по аналогии с первым случаем.

Более высокое значение проводимости образца 0.6 ГПа есть следствие большого размера зерен, поскольку при идентичном количестве сопутствующих примесей решающую роль в диффузии ионов кислорода будет играть зернограницная составляющая проводимости (данное утверждение не справедливо для материалов с размером зерен не более 100 нм).



ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ НАНОПОРОШКОВ И ПОСЛЕДУЮЩИХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ОПЕРАЦИЙ НА СВОЙСТВА КОМПАКТОВ И КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ

А.И. Кузнецов, И.А. Даниленко, Л.А. Ахкозов, Г.К. Волкова, В.А. Глазунова

*Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,
Донецк, Украина, matscidep@aim.com*

Среди материалов, привлекающих в настоящее время внимание ученых и технологов, особое место занимают оксидные нанопорошки на основе диоксида циркония. Последний обладает уникальным сочетанием разнородных свойств: высокой прочностью, трещино-, износо- и термостойкостью, биологической совместимостью и т.д.

Использование диоксида циркония как материала для создания керамики предоставляет широкие возможности получения изделий с улучшенными физико-механическими свойствами. Вместе с тем компактирование оксидных нанопорошков вызывает значительные трудности, поскольку они обладают низкой насыпной плотностью и, как следствие, не технологичны в исходном состоянии.

Качество керамики определяется качеством порошков, которое, в свою очередь, зависит от метода их получения, метода приготовления пресс-порошков, способа компактирования и режима спекания.

В данной работе проведен сравнительный анализ характеристик нанопорошков на основе диоксида циркония, полученного по нитратной и хлоридной технологии совместным соосаждением. Нанопорошки получали методом обратного соосаждения из растворов с использованием физических воздействий [1].

Компактирование образцов для испытаний проводилось в металлической разборной пресс-форме методом одноосного двустороннего прессования. Давление формования составляло от 50 до 250 МПа. Часть образцов уплотнялась в условиях высокого гидростатического воздействия в диапазоне давлений $P = 100\text{--}1000$ МПа. После этого образцы помещались в печь и спекались в интервале температур $T = 1250\text{--}1500^\circ\text{C}$.

Характеристики синтезированного порошка определялись методом РСА, ПЭМ, измерялась удельная поверхность. На спрессованных и спеченных образцах проводилось измерение плотности, твердости по Виккерсу, коэффициента трещиностойкости, предела прочности на изгиб, а также был проведен рентгеноструктурный анализ, SEM.

Сделан вывод о преимуществах и недостатках используемых методов получения диоксида циркония по нитратной и хлоридной технологиям.

Установлено немонотонное влияние исходного размера частиц и давления прессования на плотность компактов и свойства керамики. При этом положения экстремумов на зависимостях существенно отличаются для образцов, полученных по нитратной и хлоридной технологиям.

1. Константинова Т. Е., Даниленко И. А., Токий В. В. и др. Нанопорошки на основе диоксида циркония: получение, исследование, применение // Наносистемы, наноматериалы, нанотехнології. – 2004. – 2. – Вип. 2. – Академперіодика (Київ). – С. 609–632.



МАТЕРИАЛЫ ИНСТРУМЕНТА ДЛЯ ГОРЯЧЕГО ПРЕССОВАНИЯ ПОРОШКОВ С НАГРЕВОМ ПУЛЬСИРУЮЩИМ ТОКОМ

А.М. Лаптев, Я.Ю. Ткаченко

*Донбасская государственная машиностроительная академия,
Краматорск, Украина, laptev@dgma.donetsk.ua*

Горячее прессование порошковых материалов с нагревом пульсирующим током открывает новые перспективы получения изделий с уникальными свойствами. В отличие от традиционных процессов горячего прессования нагрев порошка в этом случае осуществляется пропусканием тока непосредственно через слой порошка и/или через проводящую матрицу. Особенности этого процесса приводят к специальным требованиям к материалам для инструмента. Такие материалы должны обладать высокой прочностью при высоких температурах, быть по возможности электропроводными и не взаимодействовать с атмосферой и материалом порошка. В данной работе обобщены данные по применению таких материалов на основе литературных источников, а также собственного опыта авторов.

Для изготовления инструмента чаще всего используют высокоплотный конструкционный графит, который сохраняет прочность при температуре 2000°C. Однако прочность графита относительно невелика, и поэтому давление при горячем прессовании в графитовой оснастке ограничивают величиной 50 МПа. При температуре прессования ниже 1400°C для изготовления пуансонов возможно применение сплава на основе молибдена TZM. При этом давление прессования можно увеличить до 250 МПа. При дальнейшем повышении температуры начинается рекристаллизация и охрупчивание этого сплава. Применение сплавов на основе никеля типа IN-100 возможно до температуры примерно 1000°C. Более дешевый никелевый сплав Inconel-718 можно применять при температурах прессования до 760°C [1]. Жаропрочные стали, разработанные для горячей штамповки, и твердые сплавы применяются при температурах прессования до 400–450°C [2]. Для изготовления матриц можно использовать корунд, карбид кремния, а также бориды и карбиды переходных металлов. Однако эти материалы трудно обрабатывать, они обладают низкой термостойкостью и могут реагировать с прессуемыми порошками. Для предотвращения взаимодействия прессуемого материала и материала штампа внутреннюю поверхность последнего иногда покрывают какими-либо инертными составами (жидким стеклом, эмалью, нитридом бора). Но чаще всего для уменьшения электрического и термического сопротивления между прессуемым материалом и элементами инструмента помещают тонкую графитовую фольгу.

Для предохранения инструмента из графита от выгорания, а прессуемого материала – от взаимодействия с воздухом горячее прессование с нагревом пульсирующим током обычно осуществляют в вакууме или в защитной атмосфере.

1. Metals Handbook, 9-th Edition, vol. 14, Forming and Forging, Metals Park, Ohio, 1976.

2. Sastry K.Y., Froyen L., Vleugels J., Van der Biest O., Schattevoy R., Hummert K. Characterization of hot pressed rapidly solidified melt-spun multi-component Al-Ni-Fe-X flakes. – Proceedings of Powder Metallurgy World Congress & Exhibition (Vienna, Austria, 17–21 October 2004). – V. 1, P. 443–448.



МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ КОНТАКТНЫХ ДАВЛЕНИЙ

Ю.А. Цеханов¹, Е.А. Балаганская², Э.Ш. Джемилов³

¹*Воронежский государственный архитектурно-строительный университет,
Воронеж, Россия, tsekhanov@yandex.ru*

²*Воронежский государственный технический университет,
Воронеж, Россия, elena_ba@mail.ru*

³*Крымский государственный педагогический университет,
Симферополь, Украина, eshreb@rambler.ru*

Для исследования многих задач обработки давлением важно знать закономерности распределения контактных давлений между инструментом и заготовкой. Теоретическое решение такой задачи с учетом полной реологии обрабатываемого материала сложно. Поэтому экспериментальное изучение контактных давлений в реальном процессе интенсивного пластического деформирования является наиболее эффективным способом.

Для этого разработана экспериментально-расчетная методика, основанная на следующих положениях. Определение контактных давлений p осуществляется с помощью тензометрии с дальнейшей математической обработкой данных.

Разобьем длину линейного или осесимметричного контакта на N равных по длине участков длиной $\Delta l = l_k/N$. Заменим в пределах каждого участка переменное давление p на статически эквивалентную постоянную $p_i = \text{const}$ и приведем p_i к сосредоточенной равнодействующей

$$P_i = p_i \Delta l.$$

По поверхности инструмента, максимально близкой к контактной, наклеивается N тензодатчиков, каждый из которых выдает свой сигнал α_i , зависящий от величины и характера изменения нагрузки p . По закону Гука α_i пропорционален всем P_i :

$$\alpha_j = a_{j1}P_1 + a_{j2}P_2 + \dots + a_{ji}P_i + \dots + a_{jN}P_N.$$

В результате предварительного тарирования всей измерительной системы определяются коэффициенты a_{ji} . В процессе нагружения измеряют все α_i . Если коэффициенты a_{ji} известны, то имеем систему N уравнений с N неизвестными P_i , решая которую определяем все P_i и значения $p_i = P_i/\Delta l$. По полученным p_i строим эпюру распределения контактных давлений.

Разработанная экспериментальная методика позволяет в процессе реального пластического деформирования в автоматическом режиме снимать показания всех тензодатчиков, обрабатывать эти показания на компьютере, определять величину и характер распределения контактных давлений между инструментом и заготовкой в любой момент технологической операции. Методика прошла проверку на нескольких операциях пластического деформирования. Погрешность определения контактных давлений не превышает 8%.

1. Джемилов Э.Ш., Иззетов Н.А., Цеханов Ю.А., Якубов Ф.Я. Определение контактных давлений. – Вісник Хмельницького національного університету, 2006, № 6, с. 14–17.

ПОЛУЧЕНИЕ ПРИ ВЫСОКОМ ДАВЛЕНИИ КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ НАНОПОРОШКОВ АЛМАЗА И ВОЛЬФРАМА

С.Н. Назарчук¹, А.А. Бочечка¹, А.Е. Перекос², А.Д. Рудь², Л.И. Александрова¹, В.С. Гаврилова¹, Л.А. Романко¹

¹Институт сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины,
г. Киев, Украина, e-mail: nazarchuk_s@ukr.net

²Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины,
г. Киев, Украина

Получение из алмазных нанопорошков композитов с высоким уровнем физико-механических свойств, используемых в качестве рабочих элементов лезвийного инструмента для чистовой обработки широкого класса материалов, является актуальной задачей.

Для исследования использовали смеси алмазного нанопорошка статического синтеза АСМ5 0,1/0 с нанопорошками вольфрама, синтезированными электроискровым методом в различных средах. Для очистки от примесей проведена химико-термическая обработка и вакуумная дегазация порошков.

Эксперименты были проведены в аппарате высокого давления типа «тороид» при давлении 8 ГПа и температуре 1600–1900°C.

Определены оптимальные состав и параметры спекания композита на основе нанопорошков алмаза и вольфрама. Он имеет высокие значения твердости и трещиностойкости (табл.). Такое сочетание удалось достичь за счет формирования сплошных границ между наночастицами алмаза и карбида вольфрама, образованного в результате взаимодействия алмаза и вольфрама в процессе спекания.

Свойства алмазных нанокompозитов, спеченных при 1800–1850°C

Добавка	ρ , г/см ³	HV5, ГПа	K_{Ic} , МПа·м ^{1/2}
W-I	4,6	23,0	6,0
W-II	3,9	24,5	7,0
W-III	3,7	24,5	5,0
W	3,8	21–23	5,3–5,7

КИНЕТИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ В УСЛОВИЯХ СОЧЕТАНИЯ КРУЧЕНИЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ С ДЕЙСТВИЕМ УЛЬТРАЗВУКА

Н.Н. Белоусов, И.А. Кулик, В.Н. Саяпин, Т.Ф. Белоусова

*Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,
Донецк, Украина, bil@hpress.fti.ac.donetsk.ua*

Получение наноструктурных композиционных материалов с контролируемыми свойствами является актуальной задачей современной порошковой нанотехнологии. Разработана и изготовлена камера твердофазного синтеза композиционных порошковых материалов в условиях сочетания кручения под давлением (НРТ) с действием ультразвука (US-НРТ). Камера позволяет: 1) осуществлять прессование порошков в условиях дробления частиц и регулирования сил межчастичного трения путем воздействия периодических колебаний регулируемой частоты; 2) проводить наноструктурирование порошковых компактов при кручении под давлением в условиях действия мощного ультразвука. Ультразвуковое (УЗ) воздействие осуществлялось вдоль направления прессования с регулированием параметров в пределах: $W = 0.1\text{--}1.5$ кВт, $f = 10\text{--}20$ кГц, $\Delta l = 0.5\text{--}10$ мкм. УЗ-ударник являлся источником периодических воздействий и одновременно пуансоном при продольном сжатии. Основным материалом исследования были выбраны порошкообразные металлы: Fe, Ni, Cr, Cu, Al, Mn, V, их окислы и композиты Fe–Cu, Fe–Cu–Al, Fe–Al₂O₃, Fe–Cu–Al₂O₃, Fe–Cr–Mn–Ni, Fe–Cr–Mn–Ni–V. После предварительного размола и смешивания в шаровой мельнице осуществлялась ультразвуковая дезинтеграционно-активационная обработка частиц порошка на УЗ-установке. Окончательная дисперсность порошков была в пределах 0.1–2 мкм.

Показано, что кривая зависимости напряжения сдвига от давления в условиях действия периодических колебаний для всех исследуемых металлокерамических композитов имеет стадийный характер. Для получения наноструктурного состояния (до 60% ОКР с $d = 30\text{--}120$ нм) на различных стадиях наноструктурирования необходимо применение следующих деформационно-силовых параметров при постоянном УЗ-воздействии ($W = 0.8$ кВт, $f = 20$ кГц, $\Delta l = 2$ мкм): а) стадия внешнего трения при $P \leq 0.8\text{--}1$ ГПа, $\theta = 16$ рад (поверхностная наноструктура); б) стадия внутреннего трения и пластической деформации при $P \geq 1\text{--}2$ ГПа, $\theta = 5$ рад; в) стадия фрагментации элементов структуры и наноструктурного упрочнения при $P \geq 2\text{--}5$ ГПа, $\theta = 1$ рад. Количественная обработка дифрактограмм Fe–Cu–Al₂O₃ композита показала наличие наноразмерных элементов (по величине ОКР с $d = 20\text{--}100$ нм) при $P \geq 2\text{--}5$ ГПа, $\theta = 1$ рад, $W = 0.6$ кВт, $f = 18$ кГц, $\Delta l = 5$ мкм. Для порошковых Fe–Cu, Fe–Cu–Al₂O₃, Fe–Cr–Mn–Ni композитов показано, что сформированные наноструктуры являются метастабильными. Для Fe–Cu–Al₂O₃ композита исследована кинетика релаксационных процессов изменения предела текучести в процессе отжига под давлением в условиях постоянного воздействия УЗ. Выявлено три стадии возврата наноструктуры в этом композите. Средние значения энергий активации на первой и третьей стадиях равны $E = 55 \pm 2$ кДж/м² и $E = 92 \pm 2$ кДж/м² соответственно, что удовлетворительно согласуется с энергией активации динамического возврата и термической рекристаллизации Fe и Cu. После компактирования композиты подвергались резистивному и электроимпульсному спеканию с последующей прокаткой.

HIGH HYDROSTATIC PRESSURE EFFECT ON MAGNETORESISTIVE PROPERTIES OF MANGANITE NANOPOWDERS PREPARED BY ATOMIZATION HYDROLYSIS

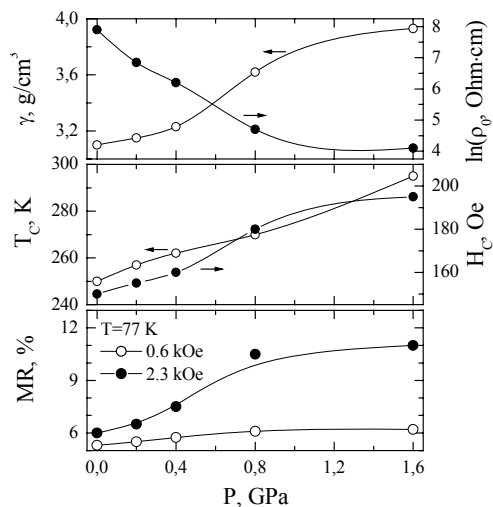
A.V. Pashchenko¹, Yu.F. Revenko¹, V.P. Pashchenko^{1,2}, S.Yu. Prilipko¹,
N.G. Kasatka¹, Yu.S. Prilipko², V.A. Turchenko¹

¹Donetsk Institute for Physics and Engineering named after O.O. Galkin of NAS of Ukraine, R. Luxemburg str., 72, Donetsk, 83114, Ukraine, e-mail: alpash@mail.ru

²Donetsk Scientific and Technologic Center "Reactivelectron" of NAS of Ukraine, Bakinskih Komisariv str. 17-a, Donetsk, 83096, Ukraine

Investigation of nanostructured materials influenced by different factors (T , H , P) is of high scientific and practical interest. The effect of high hydrostatic pressure (HHP) on structure and properties of the nanopowder manganite-lanthanum-strontium perovskites with a debatable nature of colossal magneto- and baroresistive effect has been not enough studied [1,2].

An original technology of atomization hydrolysis of co-precipitated nitrite salts has been used to prepare $\text{La}_{0.6}\text{Sr}_{0.3}\text{Mn}_{1.1}\text{O}_3$ nanopowders which were synthesized at 650°C (6 hours) and repressed by HHP ($P = 0\text{--}1.6$ GPa). The investigations were made by X-ray diffraction, low-temperature absorption of Ar (BET), resistive (ρ), magnetic (χ_{ac}), ^{55}Mn NMR and magnetoresistive methods. Single-phase nanopowders had the rhombohedral ($R\bar{3}c$) perovskite structure with $a = 7.756$ Å, $\alpha = 90.30^\circ$. The nanoparticle size calculated from BET and X-ray diffraction data was 19 nm and 20 nm, respectively.



The figure illustrates the influence of HHP on density of compacts (γ) and $\ln(\rho_0)$, temperature T_c (temperature of maximum on $\chi_{ac}(T)$ dependences) and coercive force (H_c), and on magnetoresistance $\text{MR} = \Delta\rho/\rho_0 = (\rho_0 - \rho_H)/\rho_0$ for $H = 0.6$ kOe and 2.3 kOe. HHP increase to 1.6 GPa results in nanoparticle densification γ by 27% and in a 4.8% decrease of $\ln(\rho_0)$, T_c increase by 45 K and H_c decrease of 30%. The increase in MR with pressure points to the presence of baroresistive effect. The relative value of $\Delta\text{MR}/\Delta P$ is maximum (1.25%/GPa) for 0.6 kOe and $P = 0.2\text{--}0.4$ GPa, while for $H = 2.3$ kOe it makes 8.7%/GPa for $P = 0.4\text{--}0.8$ GPa. In low fields, the interval $P = 0.2\text{--}0.4$ GPa is optimal

for the attaining of maximal sensitivity of MR to pressure, whereas in higher fields the interval makes $P = 0.4\text{--}0.8$ GPa.

1. Nagaev E.L. Phys. Rep. **346**, 387 (2001).
2. Pashchenko V.P., Shtaba V.A., Varyukhin V.N. et al. High-Press. Phys. and Technology **14**, 25 (2004).

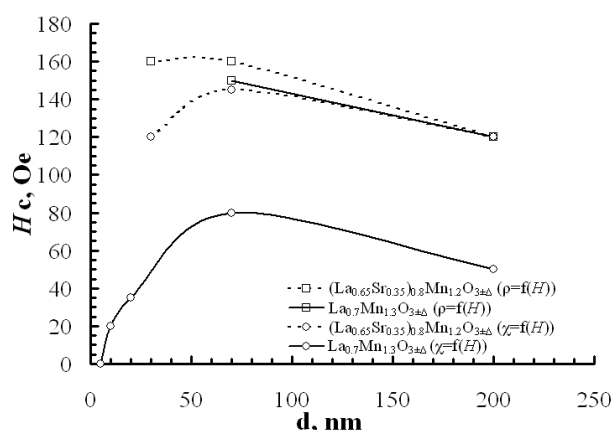
КОЭРЦИТИВНАЯ СИЛА НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПАКТОВ МАНГАНИТОВ

С.Ю. Прилипко, Г.Я. Акимов, Ю.Ф. Ревенко, А.А. Новохацкая, В.Н. Варюхин

*Донецкий физико-технический институт НАН Украины им. А.А. Галкина,
Донецк, Украина, suprilipko@mail.ru*

Зависимость коэрцитивной силы от размера частиц достаточно хорошо изучена на примере металлических систем [1,2]. В то же время экспериментальное изучение размерного эффекта керамических материалов ограничено из-за большей сложности их получения в нанокристаллическом состоянии. Однако результаты, полученные для металлов и сплавов, не позволяют [3,4] количественно предсказать критические размеры (однодоменности и суперпарамагнетизма) в сложных оксидных системах. Причиной этого может быть как существенное различие кристаллических решеток, так и внутреннее строение нанокристаллита, которое связано с принципиально разными подходами к получению металлических и оксидных наноматериалов.

С использованием холодного изостатического прессования давлением 1 ГПа получены образцы $\text{La}_{0.7}\text{Mn}_{1.3}\text{O}_{3\pm\Delta}$ и $(\text{La}_{0.65}\text{Sr}_{0.35})_{0.8}\text{Mn}_{1.2}\text{O}_{3\pm\Delta}$ со средними размерами частиц от 5 до 200 нм. Из полевых зависимостей сопротивления ($\rho = f(H)$) и динамической магнитной восприимчивости ($\chi = f(H)$) определены значения коэр-



Dependence of coercive force on crystallite size (at 77 K)

цитивной силы всех образцов. С использованием этих двух методик было установлено, что вклад поверхностного слоя в магнитные характеристики мanganитов различен для разных составов. Экспериментально показано, что максимальные значения коэрцитивной силы достигаются при размере частиц порядка 70 нм для обоих составов и полностью исчезают для мanganита лантана с частицей ~ 6 нм вследствие достижения суперпарамагнитного состояния.

1. А.И. Гусев, Нанокристаллические материалы: методы получения и свойства, УрО РАН, Екатеринбург (1998).
2. Ю. Стародубцев, В. Белозеров, Компоненты и технологии. 4, 240 (2007).
3. С.В. Комогорцев, Т.Н. Патрушева, Д.А. Балаев, Е.А. Денисова, И.В. Пономаренко, Письма в ЖТФ 35, 6 (2009).
4. В.В. Скороход, А.В. Рагуля, Наноструктурная керамика и нанокompозиты: достижения и перспективы // Прогресивні матеріали і технології: У 2-х т., Академперіодика, Киев, Т.2, 7 (2003).



СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ ПРОНИЦАЕМОГО ПОРОШКОВОГО МАТЕРИАЛА С ГРАДИЕНТНОЙ СТРУКТУРОЙ

Н.А. Руденко, А.М. Лаптев

*Донбасская государственная машиностроительная академия
Краматорск, Украина, RudenkoNataliia@gmail.com*

Эффективным способом повышения проницаемости порошковых фильтров и увеличения продолжительности их работы до очистки является создание градиентных структур, в которых размер пор уменьшается в направлении фильтрации. В таких фильтрах слои с большими порами играют роль фильтра грубой очистки, а слои с мелкими порами осуществляют тонкую очистку. Грязеемкость таких фильтров в 2–4 раза выше, а срок службы в 2–3 раза выше, чем у однослойных [1].

В настоящей работе предложен способ изготовления двухслойных фильтров, состоящих из слоя грубой очистки и слоя тонкой очистки. Способ включает послойную засыпку порошков, образующих слои, их совместное прессование и последующее спекание. В качестве основного материала использовался порошок железа с размером частиц 63–125 мкм. Для повышения пористости и размера пор слоя грубой очистки к железному порошку предложено добавлять порообразователь. В данной работе в качестве порообразователя использовался порошок бикарбоната аммония с размерами частиц 63–125 мкм в количестве 50% от общего объема порошка в слое. При формировании слоя тонкой очистки порообразователь не добавлялся.

Образцы получали односторонним прессованием при давлении 500 МПа. Спекание осуществляли в контейнере при температуре 1150°C с выдержкой в течение 1 ч в восстановительной атмосфере СО. Одноступенчатый нагрев проводили со скоростью 7°C/мин. Образцы охлаждали вместе с контейнером в печи спекания. В результате были получены образцы фильтров диаметром 16,8 мм и толщиной 10 мм. Толщина слоя грубой очистки составляла 7 мм при пористости 60%, а слоя тонкой очистки – 3 мм при пористости 25%. Образцы имели хороший внешний вид и удовлетворительную прочность.

Таким образом, применение порообразователей в перспективе позволяет изготавливать высококачественные многослойные порошковые фильтры с заданными количеством слоев и пористостью и с контролируемым размером пор при минимальном гидравлическом сопротивлении.

1. Витязь П.А., Капцевич В.М., Шелег В.К. Пористые порошковые материалы и изделия из них. – Минск: Вышэйшая школа, 1987. – 164 с.

2. Шибряев Б.Ф. Пористые проницаемые спеченные материалы. – М.: Металлургия, 1982. – 168 с.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ВГД ДЛЯ ФОРМИРОВАНИЯ ПОРИСТЫХ НАНОЧАСТИЦ СИСТЕМЫ ZrO_2 –3 мол.% Y_2O_3

С.А. Синякина¹, О.А. Горбань¹, Ю.О. Кулик², Г.К. Волкова¹,
С.В. Горбань³, В.А. Глазунова¹, Т.Е. Константинова¹

¹ Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,
Донецк, Украина e-mail: synyakina@ukr.net

² Львовский национальный университет Ивана Франка, Львов, Украина

³ Донецкий национальный университет экономики и торговли
им. М. Туган-Барановского, Донецк, Украина

В современном материаловедении пористые материалы на основе диоксида циркония занимают ведущее место в технологии получения катализаторов, рабочих элементов фильтров различного назначения, теплоизоляционных конструкций, благодаря таким своим структурным особенностям, как развитая структура пор, высокая химическая стойкость и полифункциональная активная поверхность. К тому же инертность керамики на основе диоксида циркония к биологической среде позволяет успешно использовать пористый материал как основу различных конструкций медицинского назначения, в том числе и имплантируемых в организм. В связи с этим актуальными становятся задачи разработки методов синтеза пористых наноматериалов и их комплексного исследования.

В настоящей работе изучена возможность использования приема ВГД в диапазоне 100–1000 МПа для формирования пористых наночастиц системы ZrO_2 –3 мол.% Y_2O_3 . Структурные характеристики и состояние поверхности порошковых систем изучены методами МУРР, ЭПР, ИК фурье-спектроскопии, РСА и ТЭМ.

Анализ морфологии полученных систем показал, что наночастица является поликристаллом и имеет пористую структуру. Оценка размеров наночастиц и составляющих их первичных кристаллитов показала, что размер наночастиц увеличивается с повышением величины приложенного давления, тогда как на средний размер первичных кристаллитов в этой системе приложенное давление влияет незначительно. Размер первичных кристаллитов определяет температура отжига порошка. Согласно данным РСА для всех исследуемых систем наблюдается немонокотная зависимость количества тетрагональной фазы в оксидном нанопорошке от его температуры отжига с экстремумом при 850°C. Изучение поверхности исследуемых наночастиц показало, что она представляет собой совокупность активных центров кислотного и основного типов, которые определяют ее функциональность. Согласно данным спектрофотометрии использование ВГД на стадии формирования оксидных наночастиц приводит к увеличению количества кислотных центров на поверхности оксидных наночастиц при сохранении ее полифункциональности. Проведенные ЭПР-исследования показали также увеличение концентрации вакансий в порошковых системах, при синтезе которых был использован прием ВГД.

Показано, что полученные порошки можно применять для создания пористой керамики, свойства и структурные особенности которой зависят от характеристик порошков.

Таким образом, варьируя величину ВГД в диапазоне 100–1000 МПа, используемого в процессе синтеза оксидных наночастиц, можно получить керамику с различной плотностью и пористостью.

ПАРАМЕТРИ СТРУКТУРИ
НАНОПОРОШКОВОЇ ВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІМ.П. Гадзира¹, П.В. Гель², А.Ф. Недибалюк³, В.І. Солоненко³, О.М. Шмулян³¹Інститут проблем матеріалознавства ім. М. Францевича НАН України,
Київ, Україна²Вінницький аграрний університет, Вінниця, Україна³Вінницький державний педагогічний університет ім. М. Коцюбинського,
Вінниця, Україна

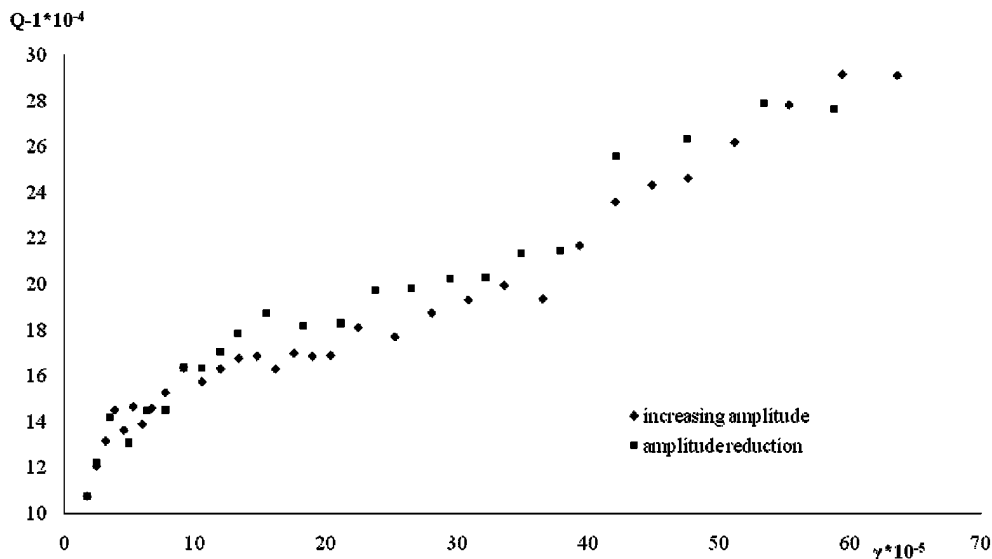
В роботі приведено результати дослідження структури методами непружного розсіву механічної енергії. Для дослідження було вибрано вуглецеву сталь, яка отримана з використанням сучасних нанотехнологій.

Зразки отримувались за наступною схемою: пресування нанопорошку при високих тисках, спікання в індукційних печах, електронно-променевиї переплав після спікання.

Дослідження механічних характеристик вказують на їх відмінність від таких же характеристик зразків, отриманих звичайними технологіями. Вони мають більш високі значення. Це свідчить про те, що в зразках, отриманих із застосуванням нанотехнологій, відбувається структурна перебудова. Тому визначення структурних параметрів є актуальною задачею.

Зауважимо, що методи непружного розсіву механічної енергії є неруйнівним методом, що дає змогу дослідити вплив температурних і силових полів на структуру матеріалу досліджуваного зразка.

На рисунку приведено зведений результат дослідження амплітудно-залежного розсіву механічної енергії в низькотемпературній області (291–296 К).



Amplitude dependence of internal friction 20nerg6C

СТРУКТУРА И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СМЕСИ ПОРОШКОВ КВАРЦА И МЕДИ, ПОДВЕРГНУТЫХ НАГРУЖЕНИЮ СФЕРИЧЕСКИ СХОДЯЩИМИСЯ УДАРНЫМИ ВОЛНАМИ

Н.И. Талуц¹, А.В. Добромыслов¹, Е.А. Козлов²

¹Институт физики металлов УрО РАН,
Екатеринбург, Россия, NinaTaluts@imp.uran.ru

²Российский федеральный ядерный центр –
ВНИИ технической физики им. акад. Е.И. Забабахина, Снежинск, Россия

Изучение особенностей протекания химических реакций между различными металлами и окислами в условиях высоких давлений и температур принадлежит к числу наиболее важных задач материаловедения, минералогии и геохимии. В большинстве случаев при нормальном давлении и комнатной температуре скорость таких реакций крайне низка, однако при высоких давлениях и температурах она существенно возрастает. В случае нагружения материала сферически сходящимися ударными волнами в процессе их распространения на фронте ударной волны происходит непрерывное повышение давления и температуры, поэтому при таких условиях нагружения возможно как химическое взаимодействие исходных компонентов друг с другом, так и образование фаз высокого давления.

Для эксперимента использовали смесь порошков меди и кварца в соотношении 1:1. Порошковая смесь предварительно была спрессована до необходимой плотности статическим давлением. Нагружение образца осуществлялось сходящейся детонационной волной сферического слоя взрывчатого вещества на основе октогена толщиной 10 мм. Послойный анализ структуры и фазового состава образца был осуществлен с использованием рентгеноструктурного анализа, оптической и сканирующей электронной микроскопии.

После ударного нагружения компакт меди и кварца сохраняет монолитное строение. На меридиональном сечении образца вокруг полости были обнаружены четыре концентрические зоны, отличающиеся друг от друга контрастом. В приповерхностном слое толщиной ~ 6 мм формируется высокоплотная керамика, состоящая из исходных частиц кварца и меди (рис. 1,а). Плавление меди началось на удалении ~ 14 мм от поверхности нагружения, а плавление кварца – на расстоянии 15,5 мм. Медь и кварц полностью переходили в жидкое состояние в на расстояниях больших 17 мм от поверхности нагружения, (рис. 1,б). В области плавления образовалась закись меди.

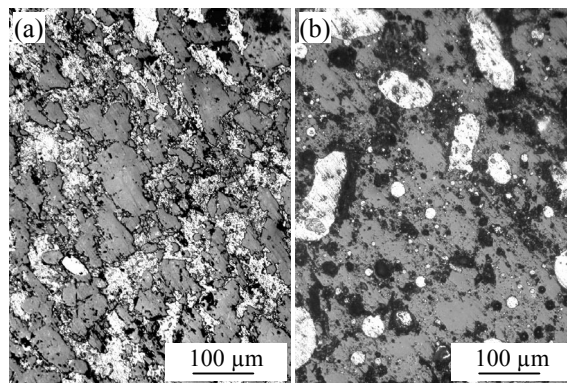


Fig. 1. Structure of the sample at various distances from the ball surface: (a) 1.5 mm; (b) 19 mm

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, грант № 08-05-00165.

АТОМИСТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ТРЕНИЯ
МЕТАЛЛИЧЕСКИХ НАНОЧАСТИЦА.В. Хоменко, Н.В. Проданов*Сумский государственный университет, Сумы, Украина, khom@mss.sumdu.edu.ua*

Трение на нанометровом масштабе является предметом интенсивного экспериментального и теоретического изучения вследствие его практической и фундаментальной важности. При исследовании трения на атомарном уровне часто используется графит, поскольку он предоставляет атомарно-плоские поверхности, а также проявляет интересные трибологические свойства [1]. В нескольких работах для поверхности графита указана возможность скольжения фактически без трения – так называемая суперсмазываемость [2]. Недавние эксперименты, в которых рассматривалось трение наночастиц сурьмы, выращенных на поверхности высокоориентированного пиролитического графита, показали существование фрикционной дуальности, при которой некоторые частицы проявляли конечное трение, возрастающее линейно с увеличением площади поверхности контакта, а для других имело место скольжение без трения [2]. Авторы в [2] предположили, что наблюдаемое поведение определяется степенью загрязнения поверхности. Однако в литературе отсутствует детальное теоретическое рассмотрение трения металлических наночастиц по поверхности графита, и в частности объяснение фрикционной дуальности.

Указанный факт стимулировал реализацию компьютерных экспериментов, описанных в данной работе. Трение никелевых и медных наночастиц, скользящих по слою графена, исследовано методом молекулярной динамики. Несмотря на то, что графит состоит из множества слоев графена, рассмотрение одного слоя может быть полезным в качестве первого приближения. Взаимодействие между атомами металла описывается с использованием аналитической формы потенциала, основанного на методе погруженного атома для сплавов [3]. Силы в слое графена выводятся из пружинного потенциала [4], и для взаимодействий между двумя граничащими материалами используется потенциал Леннарда-Джонса с параметрами из работы [4]. Рассмотрены наночастицы различных размеров. Сдвиг происходит путем приложения постоянной силы к атомам, расположенным левее центра масс относительно направления движения частицы. Для всех наночастиц полученные зависимости силы трения, действующей на наночастицу, от времени и от латеральной координаты центра масс имеют пилообразную форму, что может указывать на прерывистое движение атомов, расположенных у поверхности контакта. Амплитуда пиков на зависимостях силы трения имеет большее значение для никелевых наночастиц.

1. *A.V. Khomenko, N.V. Prodanov, Carbon* **48** (2010) 1234.
2. *D. Dietzel, C. Ritter, T. Mönnighoff et al., Phys. Rev. Lett.* **101** (2008) 125505.
3. *X.W. Zhou, H.N.G. Wadley, R.A. Johnson et al., Acta Mater.* **49** (2001) 4005.
4. *N. Sasaki, K. Kobayashi, M. Tsukada, Phys. Rev.* **B54** (1996) 2138.



ИЗГОТОВЛЕНИЕ ЗАГОТОВКИ ТИПА «КЛАПАН» ИЗ СМК-АЛЮМИНИЯ РАДИАЛЬНЫМ ВЫДАВЛИВАНИЕМ

**Е.А. Абрамова¹, Т.К. Ткаченко¹, Я.Г. Жбанков², В.В. Гришаев¹,
А.А. Терменжи³**

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

²*Донбасская государственная машиностроительная академия,
Краматорск, Украина*

³*Донецкий национальный технический университет, Донецк, Украина*

Материалы с субмикроструктурной (СМК) структурой (размер зерна от 100 до 1000 нм) обладают высокой прочностью, пластичностью, хорошей текучестью. Получают их методами интенсивной пластической деформации (ИПД) [1,2]. В настоящее время стало актуальным использование их в промышленном производстве.

Целью данной работы является изучение особенностей радиального выдавливания (РВ) и изготовление изделия типа «клапан» из алюминиевого сплава Al-4,45Mg-0,3Sc-0,1Zr с СМК-структурой. Этот сплав перспективен в авиастроении. Для создания в материале СМК-структуры он был обработан винтовой экструзией (ВЭ). Проведено сравнение с радиальным выдавливанием крупнокристаллического (КК) сплава.

Средний размер фрагментов материала с СМК-структурой составлял 300 нм. КК-структуру получали горячим прессованием с последующим отжигом. Средний размер зерна составлял 50 мкм. Осадкой определили кривую течения исследуемых материалов. Исходные цилиндрические заготовки для РВ имели диаметр 15 мм и высоту 45 мм.

РВ производили в полость высотой 5,5 мм. В качестве смазки использовали бараний жир. Скорость деформирования составляла 1 мм/с.

Процесс РВ вели до начала разрушения образцов. Образец с КК структурой начал разрушаться, когда фланец достиг диаметра 20,5 мм, а с СМК-структурой – когда диаметр фланца достиг 25,4 мм. Второй образец проявил лучшую заполняемость полости штампа, что означает его более высокую текучесть и пластичность. Также было отмечено, что для деформирования образца с СМК-структурой при прочих равных условиях требуются более высокие усилия выдавливания.

С целью оценки ресурса пластичности сделали расчет напряженно-деформированного состояния заготовки методом конечных элементов с помощью пакета Deform3D. Далее рассчитали историю деформирования при РВ и использовали модель В.Л. Колмогорова. В частности, расчет показал существенное повышение ресурса пластичности при наличии противодействия, что позволит получать изделия типа «диск».

Полученные результаты позволяют рекомендовать ВЭ как заготовительную операцию перед обработкой давлением сплава Al-4.45Mg-0.3Sc-0.1 Zr, например перед РВ, для повышения пластических и механических свойств заготовки и готового изделия.

1. Валиев Р.З. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией / Р.З. Валиев, И.В. Александров. – М.: ЛОГОС, 2000. – 272 с.

2. Бейгельзимер Я.Е. Винтовая экструзия – процесс накопления деформаций / Я.Е. Бейгельзимер, В.Н. Варюхин, Д.В. Орлов, С.Г. Сынков – Донецк: ТЕАН, 2003. – 87 с.

СРАВНИТЕЛЬНЫЕ СТРУКТУРНО-МЕХАНИЧЕСКИЕ, ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИЕ И ДИФфуЗИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПСФ-КОМПОЗИТОВ ЖИДКО- И ТВЕРДОФАЗНОЙ ЭКСТРУЗИИ

**Г.С. Баронин¹, А.М. Столин², В.М. Дмитриев¹, А.Г. Дивин¹, Д.Е. Кобзев¹,
П.В. Комбарова¹, А.К. Разинин¹**

¹Тамбовский государственный технический университет,
Тамбов, Россия, E-mail: profnoctt@mail.tstu.ru, Baronings@yandex.ru

²Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН,
ИСМАН, Черноголовка, Россия

В настоящее время одной из наиболее динамично развивающихся отраслей промышленности является переработка полимеров и композитов. Твердофазная технология – новый и перспективный технологический метод переработки широкого класса материалов, в том числе полимеров и композитов. Настоящая работа посвящена изучению особенностей структурно-механических, теплофизических и диффузионных характеристик полисульфона (ПСФ) и композитов на его основе, полученных жидкофазной (ЖФЭ) и твердофазной (ТФЭ) экструзией.

В качестве модифицирующих добавок ПСФ использовали:

1. Диборид (TiB_2) и карбид (TiC) титана – продукты самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС-технология) (ИСМАН, г. Черноголовка).
2. Углеродный наноматериал (УНМ) «Таунит» (ООО «Нанотехцентр», г. Тамбов).

Оценивая физико-механические показатели в условиях напряжений среза, ударной вязкости с надрезом и микротвердости полимерных композитов, прошедших плунжерную ТФЭ, в сравнении с ЖФЭ-полимером, следует отметить существенное повышение прочностных характеристик материала в направлении, перпендикулярном ориентации. Наибольшее повышение прочности в условиях среза наблюдается после обработки ПСФ-композита при температуре ТФЭ, равной $(0,75 \pm 0,15)T_c$, по сравнению с материалом, полученным ЖФЭ. Установлено, что введение в ПСФ малых добавок УНМ в количестве 0,1–1 масс. част. повышает значение ударной вязкости композита на 40%. Применение ТФЭ приводит к анизотропии в распределении микротвердости, связанной с формированием ориентированной структуры. Средняя величина микротвердости в продольном сечении выше, чем в поперечном.

Исследования усадочных процессов и диффузионных свойств по оценке влагосодержания композитов коррелируют с данными физико-механических испытаний: наблюдается повышение деформационной теплостойкости, снижение остаточных напряжений и влагосодержания в композитах, прошедших ТФЭ; отмечаются характерные изменения теплофизических свойств композитов, связанные с формированием ориентационного порядка.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках аналитической ведомственной Программы «Развитие научного потенциала высшей школы», код РНП.2.2.1.1.5207 и Американского фонда гражданских исследований и развития (CRDF), проект «НОЦ-019 «Твердофазные технологии»».



РАЗДЕЛЕНИЕ НАНОДИСПЕРСНЫХ АЛМАЗНЫХ ПОРОШКОВ В МАГНИТНОМ ПОЛЕ

**Г.П. Богатырева, М.А. Маринич, Г.Д. Ильницкая, Г.А. Базалий, Г.К. Козина,
Л.А. Фролова**

*Институт сверхтвердых материалов им.В.Н.Бакуля НАН Украины,
Киев, Украина e-mail: bogatyreva@ism.kiev.ua*

В настоящее время в мире возрос интерес к нанопорошкам, среди которых особое место занимают нанопорошки алмаза, получаемые методом детонационного синтеза.

Объектом нашего исследования явились порошки алмаза, синтезированные украинской фирмой «АЛИТ» путем детонации взрывчатых веществ с отрицательным кислородным балансом.

Частица УДА, как кластерное образование, состоит из упорядоченного кристаллического ядра и химически лабильной и разрыхлённой поверхности. Алмазное ядро – носитель основных «алмазных» свойств УДА. Первичные частицы УДА с размером 4 нм образуют фрактальные кластерные структуры с размером кластеров 30–40 нм, которые, в свою очередь, формируют агрегаты порядка сотен нанометров. Граница кластеров стабилизирована продуктами взаимодействия поверхностных атомов углерода с веществом окружающей среды: продуктами окисления, модифицирующими реагентами и компонентами воздуха. Следовательно, структура поверхности кластера ответственна за знак и величину заряда, адсорбцию и хемосорбцию, химический состав поверхности, седиментационную устойчивость. Такие порошки используются для изготовления различных наноалмазных порошковых изделий, таких как полирующие суспензии, пасты, адсорбенты, катализаторы окисления монооксида углерода, электроды для химических генераторов тока. Однако при изготовлении этих материалов и изделий из них большое значение имеет создание порошков, которые имели бы одинаковый размер зерна и одинаковый состав функционального покрова их поверхности.

В настоящей работе исследовано разделение наноалмазных порошков в магнитном поле. Получены две фракции порошков: магнитная и немагнитная. Магнитная фракция нанодисперсных алмазных порошков имела удельную магнитную восприимчивость (χ), равную $1,0 \cdot 10^{-8}$ м³/кг и средний диаметр кластеров 5,375 мкм. Немагнитная фракция нанодисперсных алмазных порошков имела $\chi = -0,41 \cdot 10^{-8}$ м³/кг и средний диаметр кластеров 7,2 мкм. Для интенсификации процесса разделения нанодисперсных алмазных порошков в магнитном поле была применена специальная обработка сортировки. На поверхность нанодисперсных алмазных порошков наносились из раствора хлорида железа ионы железа в концентрации 0,5%. Разделение проводилось в магнитном поле при силе тока, равной 1 А. Установлено, что магнитная фракция имеет $\chi = 4,2 \cdot 10^{-8}$ м³/кг и средний диаметр кластеров 2,8 мкм. Немагнитная фракция имеет $\chi = 0$ и средний диаметр кластеров 5,8 мкм.

Таким образом, разделение нанодисперсных алмазных порошков в магнитном поле позволило разделить нанодисперсные алмазные порошки по удельной магнитной восприимчивости и по среднему диаметру кластеров.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ШЛИФПОРОШКОВ СИНТЕТИЧЕСКОГО АЛМАЗА

**Г.П. Богатырева, Г.Д. Ильницкая, М.А. Маринич, Г.А. Петасюк,
И.Н. Зайцева, Г.С. Грищенко**

*Институт сверхтвердых материалов им.В.Н.Бакуля НАН Украины,
Киев, Украина, e-mail: bogatyreva@ism.kiev.ua*

Одним из важнейших путей достижения более высокого класса обрабатываемой поверхности и увеличения износостойкости алмазного инструмента является повышение размерной однородности зернового состава и формы зерен порошка алмаза, применяемого в инструменте. Применение химической овализации при обработке зерен алмаза расплавом твердофазного окислителя позволяет устранить острые углы и кромки на поверхности зерен алмазов, что способствует повышению коэффициента однородности шлифпорошков алмаза по линейным размерам. Эффект овализации происходит за счет окислительного действия атомарного кислорода. Взаимодействие атомарного кислорода с поверхностью алмаза в первую очередь происходит на активированных центрах, которые появляются на выступах, где скапливается максимум дислокаций. Для усиления эффекта химической овализации при окислении зерен алмаза применяются катализаторы в виде оксидов меди, никеля, марганца, железа.

Исследование кинетики и механизма окисления шлифпорошков алмаза кислородом воздуха в присутствии катализаторов проводили при температуре 900°C на алмазах марки AC50 зернистостью 400/315 и 160/125, синтезированных в системе Ni–Mn–C. В качестве катализаторов использовали порошки оксида железа и никеля с размерами частиц меньше 40 мкм. Нанесение на поверхность алмазных шлифпорошков частиц оксида железа и никеля осуществляли путем избирательного адгезионного закрепления тонких твердых частиц катализаторов на поверхность их зерен. Сравнение результатов экспериментов по газофазному окислению алмазов после разных обработок выполняли по изменениям скорости окисления алмазов при 10% потери их массы. На приборе DialInspect.OSM была выполнена диагностика размерных, геометрических и морфологических характеристик алмазных шлифпорошков марки AC50 зернистостью 400/315.

Показано, что скорость газофазного окисления алмазных шлифпорошков зернистостей 160/125 и 400/315 в присутствии на поверхности зерен металлических катализаторов в виде оксидов железа и никеля возрастает по сравнению со скоростью окисления исходных порошков. При этом скорость окисления алмазных шлифпорошков обеих зернистостей как 160/125, так и 400/315 более значительно возрастает в присутствии частиц никеля на поверхности зерен алмаза, обладающего более высоким термодинамическим потенциалом. Таким образом, разработан способ химической овализации, который позволяет увеличить содержание основной фракции алмазных порошков на 14–20% и коэффициент однородности по линейным размерам на 20%, что приводит к увеличению износостойкости кругов в 1,5 раза и снижению шероховатости обрабатываемой поверхности R_a на 25%.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СИЛУМИНА АК7пч ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ ГОРЯЧИМ ИЗОСТАТИЧЕСКИМ ПРЕССОВАНИЕМ В ЖИДКОЙ ФАЗЕ

Е.В. Иванова, Р.О. Кайбышев, Д.В. Тагиров

Белгородский государственный университет

На сегодняшний день для производства автомобильных деталей необходимо иметь высокоэффективную технологию, позволяющую производить детали низкой стоимости с высоким уровнем механических свойств. Наибольшие перспективы имеет технология литья в землю или кокиль с последующей обработкой жидкофазным горячим изостатическим прессованием (ЖГИП) [1]. Данный метод заключается в размещении предварительно нагретой детали в изотермическом сосуде, содержащем расплавленную среду. Последующее приложение давления обеспечивает уплотнение детали, находящейся при высокой температуре.

В данной работе исследовано влияние жидкофазного горячего изостатического прессования на механические свойства модельных образцов из сплава АК7пч (Al–6.85%Si–0.24Mg–0.14Cu–0.06Ti–0.36Fe–0.021Mn–0.057Zn), полученных литьем в землю. Все образцы были подвергнуты гомогенизации при температуре 535°C и выдержке 12 ч. Часть образцов после гомогенизации прошли закалку в воду и последующее старение при температуре 154°C в течение 4 ч (сокращенно ГО+З+С). Остальные образцы непосредственно после гомогенизации были подвергнуты обработке методом ЖГИП. Затем прошли закалку в воду с последующим старением при 154°C в течение 4 ч (сокращенно ГО+ЖГИП+З+С). В качестве рабочей жидкости при ЖГИП использовали расплав хлорсодержащих солей. Процесс осуществляли с использованием изотермического штампа, установленного на гидравлических прессах с усилием 4000 кН. Блок, оснащенный резисторным нагревателем, нагревали до 520°C. Давление в сосуде достигало 120 МПа и поддерживалось постоянным в течение 60 с.

Металлографические исследования при помощи автоматизированного анализа изображений “SIAMS Photolab” выявили значительное снижение пористости материала, подвергнутого жидкофазному горячему изостатическому прессованию. У образцов в состоянии после стандартной термической обработки объемная доля пор составляет 2.4%, а после обработки ЖГИП – 0.14%.

Получены статические свойства образцов каждого состояния. После обработки ЖГИП наблюдается увеличение напряжений течения с 200 до 228 МПа, предела прочности – с 204 до 255 МПа и удлинения до разрушения – с 0.3 до 1.7% (рис. 1).

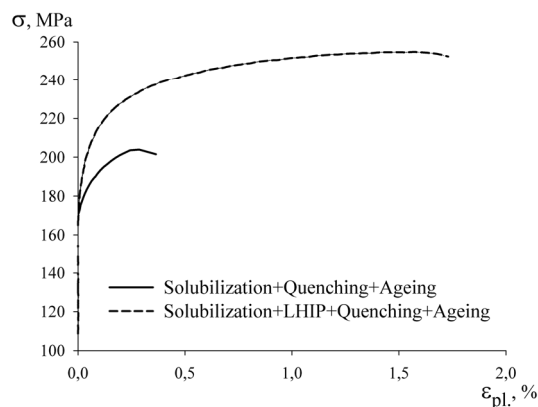


Fig. 1. Results of tensile tests in the LHIP and not LHIP conditions

1. Кайбышев Р.О., Фархутдинов К.Г., Тагиров Д.В. Патент RU2278766, 27 июня 2006. Способ уплотнения изделия и устройство для его осуществления.



ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ МЕТОДОВ ДЕФОРМАЦИИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ТЕРМИЧЕСКИ НЕСТАБИЛЬНЫХ ГИДРИДОВ

**Н.В. Казанцева, А.Г. Попов, Н.В. Мушников, П.Б. Терентьев, А.В. Скрипов,
А.В. Солонинин, Б.А. Алексахин, В.И. Новоженев, В.А. Сазонова**

*Институт физики металлов УрО РАН,
620041, г. Екатеринбург, ул. С. Ковалевской 18*

В докладе представлены результаты исследования водородемкости и кинетики процессов абсорбции/десорбции в сплавах на основе интерметаллида Ti_3Al с небольшими добавками ниобия ($x = 0; 0,7; 1,3$ и $2,1$ ат.%). Гидрирование проводили с помощью метода механической активации в атмосфере водорода при комнатной температуре и начальном давлении газа 775 мм рт. ст. Для исследования структуры и фазового состава гидридов были использованы растровая микроскопия и рентгеноструктурный анализ. Компактирование порошковых образцов было выполнено с помощью ручного гидравлического пресса ГГПР. Измерения времени спин-решеточной релаксации на ядрах водорода (протонах) выполнены с использованием импульсного спектрометра ЯМР фирмы “Bruker” на частотах $\omega/2\pi = 23$ и 90 МГц в температурном интервале 80–344 К, с применением метода насыщение–восстановление.

Показано, что применение метода механоактивации в атмосфере водорода позволяет получать термически нестабильные гидриды алюминидов титана Ti_3Al с высоким содержанием водорода (до 2,6 мас.%) при комнатной температуре и нормальном давлении без повышенных требований к чистоте подаваемого водорода. Обнаружено, что термически нестабильные наноструктурированные гидриды алюминидов титана Ti_3Al обладают более высокой подвижностью водорода по сравнению с гидридами в микрокристаллическом состоянии. Установлено, что малые добавки ниобия (до 4 ат.%) незначительно снижают водородемкость, при этом улучшают кинетику поглощения водорода на начальной стадии, снижают температуру десорбции и уменьшают степень окисления гидридов алюминидов титана. Проведены опыты по созданию массивных образцов из полученных гидридных порошков.



ОБСЛУГОВУЮЧІ ОСОБЛИВОСТІ ПРОГРАМИ ЕРА

Н.Н. Грималовський¹, В.А. Панибрацький¹, В.М. Свєшников²,
І.В. Солоненко¹

¹Державний науково-дослідний інститут «Гелій», Україна, Вінниця

²Інститут обчислювальної математики й математичної геофізики СБ РАН,
Новосибірськ

В сучасній металургії широкого застосування набувають технології електронно-променевого переплаву різних матеріалів. Для ефективного використання цих технологій необхідно створити програмне забезпечення керування цими процесами. Однією з таких програм є пакет ЕРА [1]. Розробці обслуговуючого інструментарію цієї програми присвячена дана робота. Обслуговуючі інструменти пакету ЕРА являють собою дві програмні оболонки: перша є графічним інтерфейсом для введення вихідної інформації про крайові завдання, пучок заряджених часток і параметри дискретизації, друга містить набір обслуговуючих засобів наочного відображення результатів розрахунків. Графічний інтерфейс містить у собі зручні інструменти для побудови геометрії розрахункової області, що представляється у вигляді відрізків прямих і дуг окружностей, завдання крайових умов і різницевої сітки, на якій вирішується вихідне завдання. Передбачено можливість виділення й детального розгляду вузла, що цікавить, розрахункової області. При завданні геометрії вказуються куски границі, що становлять катод електронно-оптичної системи. Для введення інформації про пучок відкривається спеціальне діалогове вікно, у якому задається тип пучка (релятивістський, нерелятивістський), сорт заряджених часток, режим роботи катода (задані струм або обмеження струму об'ємним зарядом), параметри дискретизації пучка. Уведена інформація може бути піддана як графічному, так і чисельному редагуванню. Інструментарій другої частини сервісних програм містять засоби контролю уведеної інформації й висновку результатів у наочній формі. До засобів контролю ставиться висновок картини сіткової області, що дозволяє візуально оцінити вірність завдання геометричних і сіткових параметрів. Для аналізу властивостей розрахованої електронно-оптичної системи виводяться: еквіпотенціальні лінії електричного й магнітного поля на осі системи, траєкторії заряджених часток, фазові портрети й щільність струму пучка в заданих перетинах. Особливістю розробленої програмної оболонки є можливість побудови тривимірної моделі досліджуваної електронно-оптичної системи, починаючи з етапу побудови геометрії розрахункової області і закінчуючи візуальним тривимірним поданням результатів розрахунку досліджуваної електронно-оптичної системи з відображенням електричного поля й траєкторій руху заряджених часток. Можливі вирізи різного об'єму в розрахунковій області, зміна кута огляду для більш наочного фізичного аналізу й інтерпретації результатів розрахунків, а також експорт отриманої тривимірної картини моделі електронно-оптичної системи в інші додатки.

1. Ильин В.П., Панибрацкий В.А., Поляков Г.Г., Рапацкий Л.А., Свешников В.М. Пакет прикладных программ ЭРА для решения задач электронной оптики на персональных ЭВМ // Тр. Междунар. симпозиума INFO-89. – Минск, 1989. – С. 690–693.



ВЗАИМОСВЯЗЬ СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И НЕУПРУГИХ ЭФФЕКТОВ ПРИ ПЕРЕХОДЕ СТАЛИ ШХ15 В БОЛЕЕ СТАБИЛЬНОЕ СОСТОЯНИЕ

А.Ф. Недыбалюк, В.В. Атаманюк

*Винницкий государственный педагогический университет им. М. Коцюбинского,
Украина, e-mail: AFNedibalyuk@gmail.com*

Длительность работы элементов машин в значительной мере определяется износостойкостью материалов подшипников. Поиск новых технологий повышения их эксплуатационных характеристик не возможен без всестороннего исследования физико-механических свойств и структурных превращений, происходящих в материале под действием различного рода обработок [1].

В настоящей работе приведены результаты исследований стали ШХ15 методом механической спектроскопии в сочетании с дифференциальным магнитным, рентгеноструктурным и металлографическим анализами. Испытания проводились на деформированных и отожженных образцах, прошедших адекватную термическую обработку. Режим азотирования: азот – 75%, аргон – 25%, давление – 0,5 мм. рт. ст., температура – 833–853 К.

На основании проведенных теоретических и экспериментальных исследований можно сделать следующие выводы.

Метод механической спектроскопии дает возможность получить информацию о протекании различных процессов на основании измерения температурных, временных, амплитудных зависимостей внутреннего трения (ВТ) и динамического модуля упругости. Температурный спектр может характеризоваться набором нескольких времен релаксации, что свидетельствует о наложении разных процессов, которые происходят в материале при измерениях.

Эффективными методами разделения спектра на составляющие являются графический метод, а также методы обработки на компьютере. Разделение дает возможность определить энергию активации отдельных процессов.

Результаты металлографических исследований и измерение температурных зависимостей ВТ после гидропрессования стали ШХ15 указывают на то, что нагрев гидропрессованного материала ведет к полигонизации и рекристаллизации, при этом практически не происходит дробление карбидов. Пик внутреннего трения, который наблюдается при нагревании материала при $T \approx 580^\circ\text{C}$, соответствует температуре, при которой заканчиваются процессы первичной рекристаллизации.

Закалка от 1133 К в масло образца стали ШХ15 формирует на температурной зависимости ВТ сложный расширенный неупругий эффект в интервале температур 290–600 К, который является суперпозицией ряда максимумов при 463, 493, 523, 543, 593 К.

Из анализа результатов экспериментальных и литературных данных можно сделать вывод о том, что пик ВТ, который наблюдается в интервале температур 280–340 К, вызван известной релаксацией Снука. Наблюдаются также неупругие эффекты, связанные с распадом и образованием отдельных фаз и магнитными превращениями.

1. Недибалюк А.Ф. Вплив відпуску на мікропластичність та відпускну крихкість сталі 15Х2МФА // Наукові записки НПУ ім. М.П. Драгоманова. Фізико-математичні науки. – К. – 2002. В. 3. – С. 88–95.



ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СВОЙСТВА ПЛЕНОК Fe–Pt, ПОЛУЧЕННЫХ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫМ НАПЫЛЕНИЕМ

С.И. Рябцев, В.Ф. Башев, Ф.Ф. Доценко, П.С. Гусевик

*Днепропетровский национальный университет им. О. Гончара,
Днепропетровск, Украина, siryabts@mail.ru*

К числу привлекательных тонкопленочных сплавов с улучшенными физическими свойствами относится большая группа сплавов, в состав которых входят как ферромагнитные (Co, Ni, Fe), так и парамагнитные элементы (Sn, Mg, Pt и т.д.). Такие сплавы перспективны с точки зрения разработки миниатюрных магнитов и устройств для магнитной записи информации повышенной плотности.

Цель данной работы заключалась в: 1) исследовании фазового состава пленок Fe–(21–90) ат.% Pt в свеженапыленном и термообработанном состояниях, полученных модернизированным методом трехэлектродного ионно-плазменного распыления [1]; 2) изучении стабильности и физических свойств пленок.

Сплавы Fe–Pt отвечают типу диаграмм с открытой γ -фазовой областью. При понижении температуры в области твердого раствора последовательно образуются три упорядоченные фазы Fe₃Pt (γ_1), FePt (γ_2), FePt₃ (γ_3) со следующими областями гомогенности: γ_1 – 19–33 ат.% Pt, γ_2 – 35–59 ат.% Pt, γ_3 – 59–83 ат.% Pt при 600°C.

После закалки из парообразного состояния фазовый состав свеженапыленных пленок с содержанием 11–21% Pt характеризовался образованием аморфной фазы FePt с размерами областей когерентного рассеяния $\sim 3,4$ – $3,5$ нм. В пленках с содержанием 25–31% Pt формируется смесь аморфных фаз FePt и γ -Fe с размерами областей когерентного рассеяния $\sim 1,9$ нм.

Установлены границы термической устойчивости полученных метастабильных структур. Фазовые превращения в пленках с 11, 21, 31 ат.% Pt начинаются соответственно при 620, 320 и 310°C. Дальнейшее увеличение содержания Pt от 30% до 90% приводит к повышению температуры начала фазовых превращений от 390°C до 540°C.

Установлено, что выдержка пленок Fe + 21% Pt при комнатной температуре в течение 4 месяцев приводит к частичному распаду аморфной фазы и изменению размеров области когерентного рассеяния (ОКР) с 1,9 до 3,6 нм, а в течение 2,5 лет – к полному распаду аморфной фазы и появлению упорядоченной фазы FePt с размером ОКР 4,3 нм и периодом решетки $a = 0,3790$ нм.

Термический коэффициент сопротивления в пленках с содержанием от 11 до 21% Pt изменяется в пределах от $6,5 \cdot 10^{-4}$ до $18,8 \cdot 10^{-4} \text{ K}^{-1}$.

Установлено, что коэрцитивная сила возрастает более чем в 10 раз после нагрева до 650°C свеженапыленных пленок, достигая максимума в 36 кА/м в пленках Fe–43% Pt. По своим характеристикам термообработанные пленки превосходят промышленные постоянные магниты типа АЛЬНИ 1 в 1,5 раза.

1. Башев В.Ф., Мирошниченко И.С., Доценко Ф.Ф. Структура и электрические свойства пленок Ag–W в метастабильных состояниях. – ФММ. – 1992. – т. 78. – № 2. – С. 66–73.

МНОГОСЛОЙНЫЙ КОМПОЗИТ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ, АРМИРОВАННЫЙ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМИ СЛОЯМИ

В.П. Коржов, М.И. Карпов, В.М. Кийко

Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Московская обл., Россия

Никель и алюминий образуют соединения Ni_3Al и NiAl . Первый из них является основной упрочняющей фазой жаропрочных никелевых сплавов. Необходимость повышать рабочие температуры инициировала разработку жаропрочных сплавов на основе NiAl как более тугоплавкого и легкого (плотность – $5,9 \text{ г/см}^3$), чем Ni_3Al , и не нуждающегося в защите от окисления. Целью настоящей работы является исследование возможности получить композит, состоящий из Ni -матрицы, армированной слоями Ni_3Al или NiAl .

Плоские микрокомпозиты Ni/Al получали диффузионной сваркой многослойных пакетов под давлением при температурах, не превышавших температуру плавления алюминия. Пакет собирался из Ni - и Al -фольг.

Уже после диффузионной сварки на границе между слоями образовывался слой интерметаллида NiAl_3 толщиной $\sim 2 \text{ мкм}$.

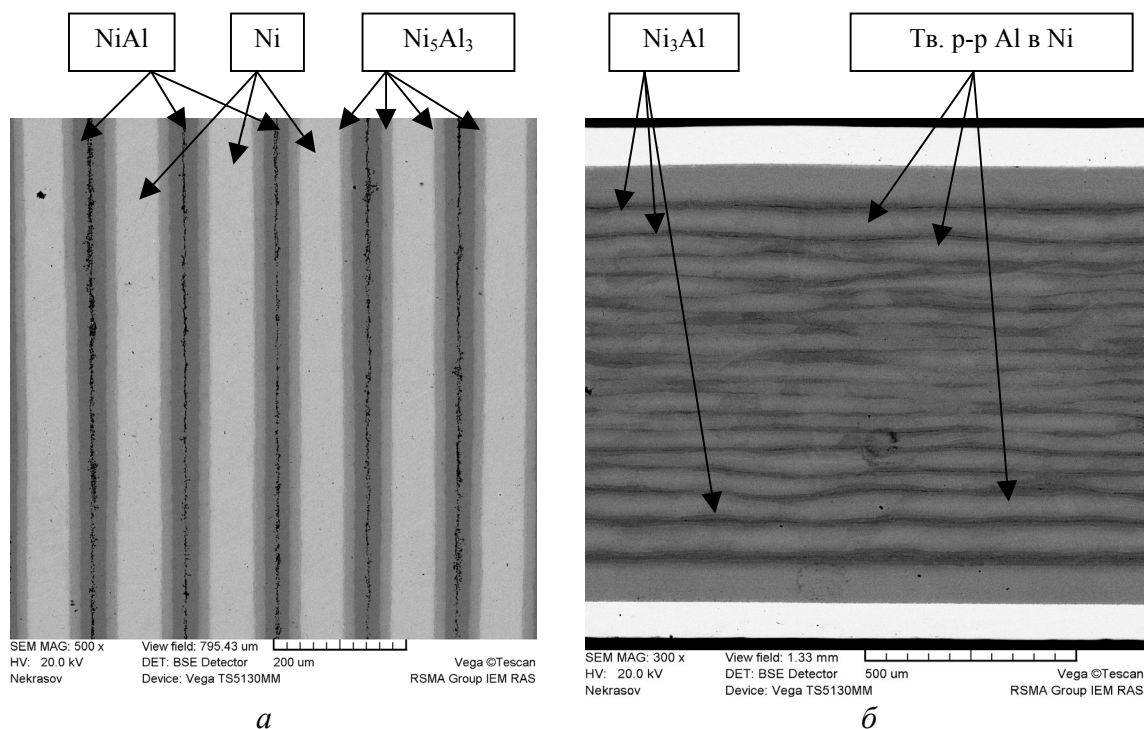


Рис. 1. Микроструктура отожженных композитов Ni/Al

Термообработка при 1000°C приводила к образованию диффузионной зоны из слоя интерметаллида NiAl (рис. 1,а) толщиной около 30 мкм и двух слоёв из Ni_5Al_3 толщиной $\sim 16 \text{ мкм}$, граничащих через тонкий Ni_3Al -слой (здесь он не показан) с чистым никелем.

На рис. 1,б показана структура композита, составленного из 20 Ni - и 19 Al -фольг с начальной толщиной соответственно $0,1$ и $0,05 \text{ мм}$ после термообработки под давлением $\sim 830 \text{ МПа}$ по режиму: $600^\circ\text{C}/2 \text{ ч} + 1100^\circ\text{C}/30 \text{ мин}$. Объемное соотношение Ni и Al в было таким, чтобы в конечном итоге в качестве армирующей составляющей оставался только Ni_3Al . Материал имел слоистую структуру, состоящую из чередующихся Ni_3Al -фазы (темные прослойки) и твердого раствора Al в Ni (светлые слои) с содержанием алюминия до $15 \text{ ат.}\%$.



О СОСТОЯНИИ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ДЕТАЛЕЙ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ BT1-0 И BT22 ПРИ ОБРАБОТКЕ ОБКАТЫВАНИЕМ ИНСТРУМЕНТОМ ИЗ АКТМ

С.Е. Шейкин, Д.В. Ефросинин, И.Ю. Ростоцкий

*Институт сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины,
г. Киев, Украина, sheykin2003@ukr.net*

Применение методов холодного поверхностного пластического деформирования (ХППД), в которых преобладает трение скольжения, для обработки деталей из титановых сплавов без предварительного нанесения экранирующих покрытий невозможно [1].

Без предварительного нанесения покрытий для обработки деталей из титановых сплавов могут использоваться методы ХППД, в которых преобладает трение качения. Например, накатывание роликами и шарами [2, 3]. При этом накатывание шарами является предпочтительным вследствие меньшей доли трения скольжения и, как следствие, меньшей вероятности брака.

Вследствие того, что деформирующие инструменты из закаленных сталей имеют низкую стойкость при обработке титановых сплавов, что может привести к увеличению шероховатости обработанной поверхности и браку при обработке длинномерных деталей, создание таких инструментов из сверхтвердых материалов является актуальной задачей.

При накатывании деталей из BT1-0 и BT22 инструментом из алмазного композиционного термостойкого материала (АКТМ) Ø5 мм можно отметить следующие закономерности:

1. При исходной шероховатости обрабатываемой поверхности R_a 5–7 мкм, возможно получить шероховатость R_a 0,15 мкм – для BT1-0 и 0,25 мкм – для BT22.
2. В исследованном диапазоне технологических режимов минимальные значения шероховатости достигаются после трех проходов. Увеличение количества проходов более 3 приводит к повышению значений шероховатости вследствие перенаклепа и шелушения.
3. При накатывании BT1-0 с подачей менее 0,14 мм/об изменение силы прижима инструмента в диапазоне 200 – 600 Н на величину шероховатости практически не влияет. При накатывании BT 22 – в диапазоне 300–600 Н.
4. При накатывании сплава BT1-0 возможно получить увеличение поверхностной микротвердости (HV/HV_0) в 1,6 раза и глубину упрочненного слоя до 400 мкм, при накатывании сплава BT22 – $HV/HV_0 = 1,1$ и глубину упрочненного слоя до 100 мкм.
5. Стойкость рабочего элемента из АКТМ при обкатывании титановых сплавов, как минимум, в 5 раз превышает стойкость рабочего элемента из ШХ15.

1. *Повышение несущей способности деталей машин поверхностным упрочнением* / Л. А. Хворостухин, С.В. Шишкин, И.П. Ковалев, Р.А. Ишмаков. – М.: Машиностроение, 1988. – 144 с.

2. *Смелянский В.М.* Механика упрочнения деталей поверхностным пластическим деформированием. – М.: Машиностроение, 2002. – 300 с.

3. *Горохов В.А.* Чистовая обработка титановых сплавов. – М.: Машиностроение, 1975. – 110 с.



Участники конференции, выступающие с докладами

Докладчик	№ страницы
Misiuk Andrzej Institute of Electron Technology Al. Lotnikow, 46, 02-668, Warsaw, Poland +4822 5487792 misiuk@ite.waw.pl	149
Абрамов Валерий Сергеевич Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины Донецк, Украина ул. Р. Люксембург, 72, г. Донецк, 83114, Украина (062) 3342994 vsabramov@mail.ru	156
Абрамова Елена Анатольевна Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины 83114, Украина, г. Донецк, ул. Розы Люксембург, 72 095-429-79-03 fiztec_la@mail.ru	173
Абросимова Галина Евгеньевна Институт физики твердого тела РАН 142432, г. Черноголовка Московской обл., Россия +7 496 5224685 gea@iswsp.ac.ru	103
Акимов Геннадий Яковлевич Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины ул. Р. Люксембург, 72, г. Донецк, 83114, Украина 0972260329 gencer47@ukr.net	150
Аронин Александр Семенович Институт физики твердого тела РАН 142432, г. Черноголовка Московской обл., ул. Институтская, 2 +7(496)5224689 aronin@issp.ac.ru	104



- Арсланов** 14, 28
Расул Качалаевич
Учреждение РАН Институт физики им. Х.И. Амирханова
Дагестанского научного центра РАН
367003, г.Махачкала, ул. М. Ярагского, 94
88722628900
arslanovr@gmail.com
- Артёмов** 153
Федор Евгеньевич
ФГУП ММПІ САЛЮТ
105118, г. Москва, пр-т Буденного, д.16
84997858159
burlakov@salut.ru
- Бабушкин** 13
Алексей Николаевич
Уральский государственный университет им. А.М. Горького
620000, Россия, Екатеринбург, пр. Ленина, 51
+7 343 2616885
alexey.babushkin@usu.ru
- Баронин** 174
Геннадий Сергеевич
Тамбовский государственный технический университет
392032, г. Тамбов, ул. Мичуринская, 112, корпус Е
+7(4752)63-03-95
BaroninGS@yandex.ru
- Беженар** 157
Николай Павлович
Институт сверхтвёрдых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины
04074, г. Киев, ул. Автозаводская, 2
(044) 379-14-45
bezhenar@ukr.net
- Бейгельзимер** 4
Ян Ефимович
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
83114, Украина, г. Донецк, ул. Розы Люксембург, 72
(062)337-76-08
yanbeygel@gmail.com
- Белоусов** 105, 165
Николай Николаевич
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
83114, Украина, г. Донецк, ул. Розы Люксембург, 72
342-97-08
bil@hpress.fti.ac.donetsk.ua



- Бобрук** 106
Елена Владимировна
ИФПМ УГАТУ
г. Уфа, ул. К. Маркса, 12, корпус 3, комната 111
8-347-273-44-49
e-bobruk@yandex.ru
- Богатырева** 175, 176
Галина Павловна
Институт сверхтвёрдых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины
Украина, 04074, г. Киев, ул. Автозаводская, 2
+38(044) 468-85-99
bogatyreva@ism.kiev.ua
- Боткин** 107
Александр Васильевич
УГАТУ
450000, г. Уфа, ул. К. Маркса, 12
+7(347)273-08-71
botkinav@yandex.ru
- Брехаря** 68
Григорий Павлович
Днепродзержинский государственный технический университет
г. Днепродзержинск, ул. Днепростроевская, 2а, 51918
8 056 955 13 07
brekharya@ukr.net
- Бутько** 29
Виктор Григориевич
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
ул. Р. Люксембург, 72, Донецк, 83114, Украина
(062) 294-49-37
tshev@teor.fti.ac.donetsk.ua
- Буханько** 30, 31
Федор Николаевич
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
ул. Р. Люксембург, 72, Донецк, 83114, Украина
342-92-05
buhanko@mail.fti.ac.donetsk.ua
- Валиев** 3
Руслан Зуфарович
Институт физики перспективных материалов,
Уфимский государственный авиационный технический университет
450000 Россия, г. Уфа, ул. К. Маркса, 12
+7 347 2733422
rzvaliev@mail.rb.ru



- Валиев** 108
Роман Русланович
УГАТУ
Российская Федерация, 450000, г. Уфа, ул. К. Маркса
+7 347-2733422
rovaliev@gmail.com
- Великодный** 32
Алексей Николаевич
Институт физики твердого тела, материаловедения и технологий ННЦ
ХФТИ
ННЦ ХФТИ, ул. Академическая, 1, г. Харьков, 61108, Украина
38 (057) 335-62-61
velikodnyi@kipt.kharkov.ua
- Велиханов** 33
Артур Рауфович
Институт физики ДагНЦ РАН
367003, Россия, г. Махачкала, ул. М. Ярагского, 94
+7(988)2928786
art677@mail.ru
- Возняк** 96
Юрий Васильевич
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
ул. Р. Люксембург, 72, г. Донецк, 83114, Украина
0623864889
woznyak@mail.ru
- Волчок** 109
Олег Иосифович
Национальный научный центр
«Харьковский физико-технический институт»
ул. Академическая, 1, г. Харьков, 61108
0504019553
kalinovsky@kipt.kharkov.ua
- Воронова** 110
Людмила Мееровна
Институт физики металлов УрО РАН
620990, г. Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18
(343) 378-38-18
highpress@imp.uran.ru
- Гангало** 111
Александр Николаевич
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
83114, Украина, г. Донецк, ул. Розы Люксембург, 72
0632667819
al-gangalo@yandex.ru



- Гижевский** 152
Борис Александрович
Институт физики металлов УрО РАН
620990 Россия, г. Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18
+7 343 3783564
gizhevskii@imp.uran.ru
- Головчан** 39
Алексей Витальевич
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
83114, Украина, г. Донецк, ул. Розы Люксембург, 72
3110045
golovchan@gmail.com
- Голубев** 17
Олег Лазаревич
Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН
194021, г. Санкт-Петербург, ул. Политехническая, д. 26
+7(812)292-79-48
O.Golubev@mail.ioffe.ru
- Гончаров** 35
Владимир Сергеевич
ГО "НПЦ НАН Беларуси по материаловедению"
Республика Беларусь, 220072, г. Минск, ул. П. Бровки, 19
(375 17) 284 11 78
goncharov@ifttp.bas-net.by
- Горбенко** 36
Евгений Евгеньевич
Луганский национальный университет им. Т. Шевченко
91011, Украина, г. Луганск, ул. Оборонная, 2
+380663664626
e_g81@mail.ru
- Гречнев** 16
Геннадий Евгеньевич
Физико-технический институт низких температур им. Б.И. Веркина
НАН Украины
Проспект Ленина, 47, г. Харьков, 61103
+380-057-3410828
grechnev@ilt.kharkov.ua
- Грибанов** 38
Игорь Федорович
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
ул. Р. Люксембург, 72, г. Донецк, 83114, Украина
311-52-87
gribanig@mail.ru



- Гусар** 112
Юрий Валериевич
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
ул. Р. Люксембург, 72, г. Донецк, 83114, Украина
0633057175
rumin99@mail.ru
- Давиденко** 95
Александр Анатольевич
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
83114, Украина, г. Донецк, ул. Розы Люксембург, 72
311-11-23
dav76@ukr.net
- Даниленко** 114
Николай Иванович
Институт проблем материаловедения НАН Украины
03680, Киев-142, ул. Кржижановского, 3,
(044) 424-0294
nick@ipms.kiev.ua
- Даунов** 11, 18, 20
Менаш Иосифович
Институт физики Дагестанского научного центра РАН
367000, Республика Дагестан, г. Махачкала, ул. М. Ярагского, 94
+7(8722)628900
i.daunov@mail.ru
- Денисов** 125
Евгений Николаевич
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
ул. Р. Люксембург, 72, г. Донецк, 83114, Украина
0504702881
trezor@bigmir.net
- Дмитренко** 37
Виктория Юрьевна
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
83114, Украина, г. Донецк, ул. Розы Люксембург, 72
311-68-05
dmitrenko_v@ukr.net
- Добаткин** 8, 116
Сергей Владимирович
Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
119991, г. Москва, Ленинский проспект, 49
+74991357743
dobatkin@ultra.imet.ac.ru



- Добромыслов** 102
Аркадий Васильевич
Институт физики металлов УрО РАН
ул. С. Ковалевской, 18, г. Екатеринбург, 620990, Россия
+7 343 3783824
Dobromyslov@imp.uran.ru
- Довгий** 34
Владимир Тимофеевич
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
83114, Украина, г. Донецк, ул. Розы Люксембург, 72
062-311-52-63
linnikal@mail.ru
- Жеребцов** 92
Сергей Валерьевич
Белгородский государственный университет
Россия, 308015, г. Белгород, ул. Победы, 85
(4722) 585416
zherebtsov@bsu.edu.ru
- Завдовеев** 117
Анатолий Викторович
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
83114, Украина, г. Донецк, ул. Розы Люксембург, 72
0661667595
avzavdoveev@gmail.com
- Заворотнев** 40
Юрий Демьянович
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
83114, Украина, г. Донецк, ул. Розы Люксембург, 72
096-489-62-08
zavorotnev.yurii@mail.ru
- Иванова** 177
Елена Вячеславна
Белгородский государственный университет
308015, г. Белгород, ул. Победы, 85
89050409633
ivanova_e@bsu.edu.ru
- Ивченко** 15
Владимир Александрович
Институт электрофизики УрО РАН
620016, г. Екатеринбург, ул. Амундсена, 106
(343) 267 86 53
ivchenko@iep.uran.ru



- Исламгалиев** 91, 130
Ринат Кадыханович
Уфимский государственный авиационный технический университет
450000, Россия, г. Уфа, ул. К. Маркса, 12
8-347-273-52-44
saturn@mail.rb.ru
- Истомин** 41
Александр Игоревич
Уральский Государственный Университет
Россия, г. Екатеринбург, 620000, ул. Ленина, 51
+79120320404
fantom_1986@rambler.ru
- Кадырова** 42
Надежда Ивановна
Институт химии твердого тела УрО РАН
91, ул. Первомайская, г. Екатеринбург, 620219, Россия
+7(343)3623525
kadyrova@ihim.uran.ru
- Казанцева** 178
Наталья Васильевна
Инстит, г. Екатеринбург, ГСП-170, ул. С. Ковалевской, 18
7(343)3783670
kazantseva@imp.uran.ru
- Кандрина** 43
Юлия Александровна
Уральский государственный университет им. А.М. Горького
620083, Россия, г. Екатеринбург, пр. Ленина, 51
+7 343 261 74 41
yulia_kandrina@mail.ru
- Караваева** 118
Марина Владимировна
Уфимский государственный авиационный технический университет
450000, Россия, г. Уфа. ул. К. Маркса, 12
(347) 2737732
Karavaeva_M@inbox.ru
- Ковтун** 119
Константин Васильевич
Научно-технологический центр "Бериллий" НАН Украины
ул.Академическая,1, г. Харьков, 63108, Украина
+38 057 335 65 01
kkovtun@kipt.kharkov.ua



- Комыса** 160
Юрий Александрович
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
ул. Р. Люксембург-72, 83114, г. Донецк-114, Украина
yurcom@inbox.ru
- Константинова** 7
Татьяна Евгеньевна
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
83114, Украина, г. Донецк, ул. Розы Люксембург, 72
(062) 337-75-13
matscidep@aim.com
- Коржов** 120, 182
Валерий Поликарпович
Институт физики твердого тела РАН
142432, Московская обл., г. Черноголовка, ул. Институтская, 2
8-49652-25611
korzhov@issp.ac.ru
- Коршунов** 90
Александр Иванович
ФГУП «Российский федеральный ядерный центр – Всероссийский
научно-исследовательский институт экспериментальной физики»
607190, просп. Мира, д. 37, г. Саров Нижегородской обл., Россия
+7 (831-30) 236-06
alex.i.korshunov@gmail.com
- Коштовный** 44
Роман Иванович
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
83114, Украина, г. Донецк, ул. Розы Люксембург, 72
0953488993
koshta83@ukr.net
- Кудрявцев** 121
Егор Алексеевич
Белгородский государственный университет
308015, Россия, г. Белгород, ул. Победы, 85
8 4722 58-54-16
kudryavtsev@bsu.edu.ru
- Кузнецов** 161
Александр Игоревич
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
ул. Р. Люксембург, 72, г. Донецк, 83114, Украина
38 (062) 311 11 21
matscidep@aim.com



- Кулагин** 126
Роман Юрьевич
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
83114, Украина, г. Донецк, ул. Розы Люксембург, 72
(062) 337-76-08
rkulagin@gmail.com
- Кулик** 159
Игорь Александрович
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
ул. Р. Люксембург, 72, г. Донецк, 83114, Украина
342-97-08
- Курочка** 45
Кирилл Викторович
Уральский государственный университет им. А.М. Горького
пр. Ленина, 51, г. Екатеринбург, 620083, Россия
+7(343) 261-7441
kirill.k@el.ru
- Ламонова** 21
Карина Валентиновна
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
83114, Украина, г. Донецк, ул. Розы Люксембург, 72
8 062 311 53 48
lamonova@fti.dn.ua
- Лаптев** 162
Александр Михайлович
Донбасская государственная машиностроительная академия
ул. Шкадинова, 72, 84313, Краматорск, Украина
(06264)16721
laptev@dgma.donetsk.ua
- Левченко** 5
Георгий Георгиевич
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
ул. Р. Люксембург, 72, Донецк, 83114, Украина
0623429699
g-levch@ukr.net
- Лопатин** 123
Николай Валерьевич
Белгородский государственный университет
Россия, 308015, г. Белгород, ул. Победы, 85,
(4722)585416
lopatin@bsu.edu.ru



- Любути́н** 22
Игорь Савельевич
Институт кристаллографии РАН
Россия, 119333, г. Москва, Ленинский пр-т, 59, ИК РАН
+7(499) 135 62 50
lyubutin@ns.crys.ras.ru
- Магомедов** 46
Махач Насрутдинович
УРАН Институт проблем геотермии Дагестанского научного центра РАН
367003, Россия, Республика Дагестан, г. Махачкала, п/о N 03, а/я N 19
8(8722)634217
mahmag@dinet.ru
- Малашенко** 47
Вадим Викторович
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
83114, Украина, г. Донецк, ул. Розы Люксембург, 72
311-37-66
malashenko@kinetic.ac.donetsk.ua
- Мамалуй** 48
Юлия Александровна
Донецкий Национальный Университет
83001 ул. Университетская, 24, г. Донецк, Украина
+380623029268
uam@mail.donbass.com
- Мельникова** 49
Нина Владимировна
Уральский государственный университет им. А.М. Горького
620083, Россия, г. Екатеринбург, пр. Ленина, 51
+73432617441
nvm.melnikova@gmail.com
- Метлов** 23, 124
Леонид Семенович
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
83114, Украина, г. Донецк, ул. Розы Люксембург, 72
334-6165
lsmet@fti.dn.ua
- Мильман** 10
Юлий Викторович
Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины
ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина
38(044)424-31-84
milman@ipms.kiev.ua



- Милявский** 115
Владимир Владимирович
Объединенный институт высоких температур РАН
125412, г. Москва, ул. Ижорская, дом 13, строение 2
+7 (495) 4832295
vlvm@ihed.ras.ru
- Мирошниченко** 122
Светлана Вадимовна
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
83114, Украина, г. Донецк, ул. Розы Люксембург, 72
3115273
svmiro@mail.ru
- Митюк** 50
Виктор Иосифович
ГО "НПЦ НАН Беларуси по материаловедению"
220072, г. Минск, ул. П. Бровки, 19.
+375-17-284-11-95
mitsiuk@physics.by
- Могучева** 127
Анна Алексеевна
Белгородский государственный университет
308015, г. Белгород, ул. Победы, 85
(4722) 585456
mogucheva@bsu.edu.ru
- Мозговой** 128
Александр Васильевич
Винницкий государственный педагогический университет им. Михайла
ул. Острожского, 32, г. Винница, Украина, 27100
(0432)276973
mozgovyj@yandex.ru
- Моллаев** 24, 51, 52
Ахмедбек Юсуфович
Институт физики Дагестанского научного центра РАН
367003, г. Махачкала, ул. М. Ярагского, 94
88722628900
a.mollaev@mail.ru
- Молчанов** 53
Александр Николаевич
ИФГП НАН Украины
ул. Р. Люксембург, 72, г. Донецк, 83114, Украина
311-52-85
an_mol@list.ru



- Мусаев** 54
Ахмед Магомедович
Институт физики ДагНЦ РАН им Х.И. Амирханова
367003, Россия, р-ка Дагестан, г. Махачкала, ул. Ярагского, 94
8(8722)62-66-50
akhmed-musaev@yandex.ru
- Назарчук** 164
Сергей Николаевич
Институт сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины
ул. Автозаводская, 2, г. Киев, 04074, Украина
044 430-35-06
nazarchuk_s@ukr.net
- Назмиев** 129
Альберт Ирекович
УГАТУ
Россия, Респ. Башкортостан. г. Уфа, ул. Карла Маркса, 12, 450000
+73472733422
nazmievai@mail.ru
- Недыбалюк** 180
Анатолий Федорович
Винницкий государственный педагогический университет
им. М. Коцюбинского
21037, г. Винница, ул. Пирогова, 146, кв. 42
(098) 941 68 40
AFNedibalyuk@gmail.com
- Никулин** 97
Сергей Анатольевич
НИТУ "МИСиС"
119040, Россия, г. Москва, Ленинский проспект, 4
+7-495-955-00-91
nikulin@misis.ru
- Орлова** 55
Надежда Николаевна
ИФТТ РАН
Россия, Московская обл., Ногинский р-н, г. Черноголовка,
ул. Институтская, д. 2
+7(496)5225494
honna@issp.ac.ru
- Панин** 6
Виктор Евгеньевич
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
634021, г. Томск, пр. Академический, 2/1
(3822)-492-481
paninve@ispms.tsc.ru



- Пашенко** 166
Валентин Павлович
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
ул. Р. Люксембург, 72, г. Донецк, 83114, Украина
+380504793909
alpash@mail.ru
- Пашенко** 158
Алексей Валентинович
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
83114, Украина, г. Донецк, ул. Розы Люксембург, 72
+380503472200
alpash@mail.ru
- Петрова** 133
Анастасия Николаевна
Институт физики металлов УрО РАН
620041, Россия, г. Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18
+7(343) 3783854
petrovanastya@yahoo.com
- Пилипенко** 56
Андрей Николаевич
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
ул. Р. Люксембург, 72, Донецк, 83114, Украина
pilipenko-@ukr.net
- Пирмагомедов** 57
Зияутдин Шахмурадович
Институт физики Дагестанского научного центра РАН
367003, г. Махачкала, ул. М. Ярагского, 94, Россия
8(8722) 62-66-50
ziyav@yandex.ru
- Подольский** 131
Алексей Владимирович
Физико-технический институт низких температур им. Б.И. Веркина
НАН Украины
пр. Ленина, 47, г. Харьков, 61103, Украина
+38 057 3410831
podolskiy@ilt.kharkov.ua
- Подрезов** 12
Юрий Николаевич
Институт проблем материаловедения НАН Украины
г. Киев, ул. Кржижановского, 3, отд. 8
4240051
podrezov@materials.kiev.ua



- Покрышкина** 132
Дарья Константиновна
ИФМ УрО РАН
620990, г. Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18
(343)3783818
highpress@imp.uran.ru
- Поляков** 134
Александр Вадимович
Институт физики перспективных материалов
Уфимский государственный авиационный технический университет
Россия, г. Уфа, 450000, ул. К. Маркса, д. 12, корп. 3
2734449
Deathex@mail.ru
- Поносов** 58
Юрий Сергеевич
ИФМ УрО РАН
г. Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18, 620041
89122845167
ponosov@imp.uran.ru
- Постол** 59
Павел Николаевич
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
ул. Р. Люксембург, 72, Донецк, 83114, Украина
062-311-54-83
sergey_terehov@mail.ru
- Прилепо** 135
Денис Вячеславович
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
ул. Р. Люксембург, 72, Донецк, 83114, Украина
050-212-83-16
prilepo@pisem.net
- Прилипко** 167
Сергей Юрьевич
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
83114, Украина, г. Донецк, ул. Розы Люксембург, 72
0664314613
suprilipko@mail.ru
- Прокофьева** 136
Оксана Викторовна
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
83114, Украина, г. Донецк, ул. Розы Люксембург, 72
(062) 337-76-08
prokofok@mail.ru



- Прудников** 60
Анатолий Михайлович
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
ул. Р. Люксембург, 72, Донецк, 83114, Украина
3116801
prud@hpress.fti.ac.donetsk.ua
- Рааб** 94
Георгий Иосифович
УГАТУ, ИФПМ
450000, г. Уфа, ул. К.Маркса, 12
+73472729877
giraab@mail.ru
- Рассолов** 61
Сергей Геннадиевич
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
83114, Украина, г. Донецк, ул. Розы Люксембург, 72
8-062-311-52-89
rass@depn.fti.ac.donetsk.ua
- Решетов** 100
Алексей Валериевич
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
ул. Р. Люксембург, 72, Донецк, 83114, Украина
+38-095-6901937
a_reshetov@yahoo.com
- Росул** 63
Роман
Ужгородський національний університет, Фізичний факультет, кафедра
"Оптики"
88000, Ужгород, вул.Підгірна, 46
(03122)34408
rosul@ukr.net
- Руденко** 168
Наталья
Донбасская государственная машиностроительная академия
Краматорск, Украина
RudenkoNataliia@gmail.com
- Рябцев** 181
Сергей Иванович
Днепропетровский национальный университет
49050, г. Днепропетровск, пр. Гагарина, 72
0954688534
siryabts@mail.ru



- Савина** 138
Ольга Васильевна
Уральский государственный университет им. А.М. Горького
620083, Россия, г. Екатеринбург, пр. Ленина, 51, физический факультет
(343) 261-74-41
Savina_olga@rambler.ru
- Салахова** 137
Миляуша Рафаэловна
Институт физики перспективных материалов,
Уфимский государственный авиационный технический университет
Уфа, Россия
+7-347-2733422
mil@mail.rb.ru
- Салищев** 9, 139
Геннадий Алексеевич
Белгородский государственный университет
Белгород, Россия
308015, г. Белгород, ул. Победы 85
+7 4722585416
salishchev@bsu.edu.ru
- Самсоненко** 64, 65
Сергей Николаевич
ДонНАСА
г. Макеевка, ул. Державина, 2
095-365-11-44
snsamsonenko@mail.ru
- Свирид** 66
Екатерина
Институт сверхтвердых материалов им. В.М. Бакуля НАН Украины
Украина, 04074, г. Киев, ул. Автозаводская, 2
0443791447
sviridkat@rambler.ru
- Свиридова** 67
Екатерина Антоновна
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
ул. Р. Люксембург, 72, Донецк, 83114, Украина
062-311-52-89
kasv@i.ua
- Синякина** 169
Сусанна Ашотовна
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
83114, Украина, г. Донецк, ул. Розы Люксембург, 72
38 (062) 311 11 21
synyakina@ukr.net



- Сирюк** 71
Юлия Андреевна
Донецкий национальный университет
83001 ул. Университетская, 24, Донецк, Украина
+380623029268
juliasiryuk@gmail.com
- Смоляков** 140
Андрей Анатольевич
РФЯЦ ВНИИЭФ
РФ, г. Саров Нижегородской обл., Радищева, 13-3
+7(83130)28605
a.a.smolyakov@gmail.com
- Солоненко** 179
Игорь Владимирович
Государственный научно-исследовательский институт «Гелій»,
г. Винница, Украина
(067) 433-89-88
- Солоненко** 170
Владимир Иванович
Винницкий государственный педагогический университет
г. Винница, ул. Острозского, 32
660462
solonenko2007@list.ru
- Стёпин** 141
Пётр Сергеевич
УГАТУ, ИФПМ
450000, г. Уфа, ул. К. Маркса, 12
+73472729877
peterstepin@mail.ru
- Стефанович** 101
Леонид Ильич
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
83114, Украина, г. Донецк, ул. Розы Люксембург, 72
311-52-91
listef@mail.fti.ac.donetsk.ua
- Столяров** 93
Владимир Владимирович
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН
г. Москва, 101990, Малый Харитоньевский пер., 4
8(495)623-42-37
vlstol@mail.ru



- Сторожилов Геннадий** 142
Национальный научный центр "Харьковский физико-технический институт"
ул. Академическая, 1, г. Харьков, 61108
80507326514
storozhilov@kipt.kharkov.ua
- Сынков Александр Сергеевич** 155
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
ул. Р. Люксембург, 72, г. Донецк, 83114, Украина
050 2872282
asynkov@mail.ru
- Сычикова Яна Александровна** 70
Бердянский государственный педагогический университет
ул. Баха, 45, кв. 39, г. Бердянск, Запорожская обл., Украина, 71100
0663387864
yanasuchikova@mail.ru
- Табачникова Елена Дмитриевна** 25
Физико-технический институт низких температур им. Б.И. Веркина НАН Украины
просп. Ленина, 47, г. Харьков, 61103
(057) 341-08-31
tabachnikova@ilt.kharkov.ua
- Талуц Нина Иосифовна** 171
Институт физики металлов УрО РАН
ул. С. Ковалевской, 18, г. Екатеринбург, 620990, Росси
+7 343 378-38-01
NinaTaluts@imp.uran.ru
- Тарасенко Татьяна Николаевна** 69
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
83114, Украина, г. Донецк, ул. Розы Люксембург, 72
(062)3116798
tntar@fti.dn.ua
- Тебеньков Александр Владимирович** 72
Уральский государственный университет им. А.М. Горького
620083, Россия, г. Екатеринбург, пр. Ленина, 51
(343)-261-74-41
Aleksandr.Tebekov@usu.ru



- Терехов** 73
Сергей Александрович
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
83114, Украина, г. Донецк, ул. Розы Люксембург, 72
062-311-54-83
sergey_terehov@ukr.net
- Тихомирова** 26
Галина Владимировна
Уральский государственный университет им. А.М. Горького
пр. Ленина, 51, г. Екатеринбург, Россия
+7(343)2616885
galina.tikhomirova@usu.ru
- Тихоновский** 98
Михаил Андреевич
ННЦ ХФТИ
ул. Академическая, 1, 61108, г. Харьков, Украина
057-3356528
tikhonovsky@kipt.kharkov.ua
- Ткач** 99
Виктор Иванович
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
83114, Украина, г. Донецк, ул. Розы Люксембург, 72
8-062-311-52-89
vit@depn.fti.ac.donetsk.ua
- Ткаченко** 143
Виктор Михайлович
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
83114, Украина, г. Донецк, ул. Розы Люксембург, 72
062 3429608
v.tkachenko@mail.ru
- Тодрис** 74
Борис Михайлович
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
83114, Украина, г. Донецк, ул. Розы Люксембург, 72
3115287
valkov@dpms.fti.ac.donetsk.ua
- Толмачёв** 75
Тимофей Павлович
ИФМ УрО РАН
620990, Россия, г. Екатеринбург, ул. Софьи Ковалевской, 18
8(343)783805
timpt@mail.ru



- Трефилова** 76
Анна Николаевна
Уральский государственный университет им. А.М. Горького
г. Екатеринбург, ул. Ленина, 51
343-261-68-85
trefilova@mail.ru
- Труханов** 77
Сергей Валентинович
Научно-практический центр НАН Беларуси по материаловедению
ул. П. Бровки, 19, Минск, 220072, Белоруссия
284-03-36
truhanov@iftp.bas-net.by
- Туркевич** 19
Владимир Зиновьевич
Институт сверхтвердых материалов
2, Автозаводская, г. Киев, 04074, Украина
+380444675681
vturk@ism.kiev.ua
- Тягур** 27
Юрий Ильич
Ужгородский национальный университет
ул. Пидгирна, 46, г. Ужгород, 88000, Украина.
8 031 22 51675
tyagur@mail.uzhgorod.ua
- Утяшев** 89
Фарид Зайнуллаевич
ИПСМ РАН
г. Уфа, 4500001, ул. С. Халтурина, ИПСМ РАН
8 (3472) 82 38 19
ufz1947@mail.ru
- Федорченко** 144
Алексей Витальевич
Физико-технический институт низких температур
им. Б.И. Веркина НАН Украины
пр-т Ленина, 47, г. Харьков, 61103, Украина
057-341-08-28
fedorchenko@ilt.kharkov.ua
- Филиппов** 78
Алексей Леонидович
Уральский государственный университет им. А.М. Горького
620083, Екатеринбург, пр. Ленина, 51
+7 950 644 17 92
afilippov@bk.ru



- Хаймович** 113
Павел Александрович
Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»
61108, Харьков, ул. Академическая, 1
335-28-55, 757-64-28
pavel.41@bk.ru
- Хачатурова** 80, 81
Татьяна Александровна
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
83114, Украина, г. Донецк, ул. Розы Люксембург, 72
0997415112
khach@fti.dn.ua
- Хоменко** 172
Алексей Витальевич
Сумский государственный университет,
ул. Римского-Корсакова, 2, 40007, Сумы, Украина
(542) 64-0668, 33-3155
khom@phe.sumdu.edu.ua
- Цеханов** 163
Юрий Александрович
Воронежский государственный архитектурно-строительный университет (ВГАСУ)
Россия, 394018, г. Воронеж, Свободы, 25, кв.4
8-920-415-13-86
tsekhanov@yandex.ru
- Чернега** 82
Светлана Михайловна
Національний технічний університет України "Київський політехнічний інститут"
smchernega@mail.ru
- Чмырев** 83
Виктор Иванович
ИОНХ РАН
119991, г. Москва, Ленинский пр., 31
+7 495 9554802
vikchmyrev@rambler.ru
- Шакиров** 84
Эльдар Фидаритович
Уральский государственный университет им. А.М.Горького
620083, Россия, г. Екатеринбург, пр. Ленина, 51
+73432617441
shakirov.eldar@gmail.com



- Шалаев** 85
Ростислав Валериевич
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
83114, Украина, г. Донецк, ул. Розы Люксембург, 72
342-92-25
sharos@mail.ru
- Шахов** 154
Федор Михайлович
Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН
194021, г. Санкт-Петербург, ул. Политехническая, д. 26
+7(812)2927917
fedor.shakhov@mail.ioffe.ru
- Шведов** 151
Леонид Константинович
ИСМ НАН Украины
04074, г. Киев, ул. Автозаводская, 2
(044) 4675690
shvedov@kv.chereda.net
- Шевцова** 86
Татьяна Николаевна
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
83114, Украина, г. Донецк, ул. Розы Люксембург, 72
099-706-99-48
tshev@teor.fti.ac.donetsk.ua
- Шелест** 87
Валерий Викторович
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
83114, Украина, г. Донецк, ул. Розы Люксембург, 72
311-52-77
efbj@list.ru
- Шейкин** 183
Сергей Евгеньевич
Институт сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины
04074, г. Киев, ул. Автозаводская, 2
(044) 467 5822
sheykin2003@ukr.net
- Шестаков** 88
Сергей Игоревич
Институт сверхтвердых материалов им. В.Н.Бакуля НАН Украины
04074, г. Киев, ул. Автозаводская, 2
(044) 432-95-44
ishest@bigmir.net



Ширинкина 145

Ирина Геннадьевна

Институт физики металлов УрО РАН

620041, Россия, г. Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18

+7(343) 3783854

shirinkina@imp.uran.ru

Шуста 62

Олександр Володимирович

Ужгородський національний університет

Підгірна, 46, Ужгород, 88000, Україна

3-44-08

optics@univ.uzhgorod.ua

Эфрос 146

Борис Михайлович

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины

83114, Украина, г. Донецк, ул. Розы Люксембург, 72

(062) 311-52-91

b_efros@mail.ru

Юркова 147

Александра Ивановна

Национальный технический университет Украины «Киевский
политехнический институт»

03056, г. Киев, пр. Победы, 37, корпус 9, Инженерно-физический

факультет

454-97-73

yurkova@list.ru; yurkova@kpm.kpi.ua

Ярославцев 148

Алексей

УрГУ

620083, г. Екатеринбург, пр. Ленина, 51

8 912 65 36 095

yaroslavtce.a@mail.ru

**Материалы конференции, представленные в виде статей, после рецензирования
будут опубликованы в журнале «Физика и техника высоких давлений».**

Адрес редакции:

83114, Донецк, ул. Р. Люксембург, 72

Донецкий физико-технический институт

им. А.А. Галкина НАН Украины

e-mail:

pashinska@mail.ru

Ответственный секретарь редколлегии

Пашинская Елена Генриховна

тел: (062) 342-96-08

Заведующая редакцией

Фомина Светлана Семеновна

тел.: (062) 311-22-02, (066) 064-65-66



СОДЕРЖАНИЕ

ПЛЕНАРНЫЕ ДОКЛАДЫ	3
ВАЛИЕВ Р.З. Наноструктурные состояния и фазовые превращения в металлических сплавах, подвергнутых интенсивным пластическим деформациям: влияние на свойства	3
БЕЙГЕЛЬЗИМЕР Я.Е. Простой сдвиг металлов: что это такое?	4
LEVCHENKO G.G. Pressure effect on the spin crossover behavior of the molecular and supramolecular compounds	5
ПАНИН В.Е., ДЕРЕВЯГИНА Л.С., ЕЛСУКОВА Т.Ф. Структурно-масштабные уровни больших пластических деформаций и разрушения	6
КОНСТАНТИНОВА Т.Е., ДАНИЛЕНКО И.А., ГЛАЗУНОВА В.А. Консолидация оксидных наночастиц в условиях нагрева и гидростатического сжатия	7
ДОБАТКИН С.В. Субмикроструктурные металлические материалы с повышенными эксплуатационными свойствами	8
САЛИЩЕВ Г.А., ЖЕРЕБЦОВ С.В., ЛОПАТИН Н.В., ДЬЯКОНОВ Г.С., КУЗНЕЦОВ А.В., СТЕПАНОВ Н.Д., РААБ Г.И., МУРАШКИН М.Ю., ВАЛИЕВ Р.З. Микроструктура и механические свойства листов некоторых ГЦК-, ОЦК- и ГП-металлов, полученных комбинированными методами РКУП, мультиосевой деформации в сочетании с прокаткой	9
МИЛЬМАН Ю.В. Фазовые превращения под давлением при индентировании	10
ДАУНОВ М.И., КАМИЛОВ И.К., МОЛЛАЕВ А.Ю., ГАБИБОВ С.Ф. Энергетический спектр электронов легированных полупроводников $\text{Ge} < \text{Au}^{2+}, \text{Sb} >$, HgTe , CdTe , ZnO , InSb , InAs , $\text{InAs} < \text{Mn} >$ и $\text{CdSnAs}_2 < \text{Cu} >$ при атмосферном и всестороннем давлениях	11
ПОДРЕЗОВ Ю.Н. Структурная чувствительность параметров упрочнения	12
Секция 1. ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТВЕРДЫХ ТЕЛ ПОД ДАВЛЕНИЕМ	13
БАБУШКИН А.Н., СУХАНОВА Г.В., СУХАНОВ И.В., САВИНА О.В., ТРЕФИЛОВА А.Н. Влияние высоких пластических деформаций на релаксационные эффекты в металлах	13
МОЛЛАЕВ А.Ю., КАМИЛОВ И.К., АРСЛАНОВ Р.К., НОВОТОРЦЕВ В.М., МАРЕНКИН С.Ф., ЗАЛИБЕКОВ У.З., АРСЛАНОВ Т.Р. Магнитообъемный эффект и магнитные превращения в разбавленном магнитном полупроводнике $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{GeAs}_2$ при высоком давлении	14
ИВЧЕНКО В.А. Атомно-зондовые исследования структуры наноматериалов	15
GRECHNEV G.E., DESNENKO V.A., FEDORCHENKO A.V., PANFILOV A.S., GNATCHENKO S.L., VOLKOVA O.S., VASILIEV A.N., TSURKAN V. Pres-	



sure effect on electronic structure and magnetic properties of iron-based high T_c superconductors	16
ГОЛУБЕВ О.Л. Изменение форм металлических кристаллов под действием давления электростатических и лапласовых сил	17
ДАУНОВ М.И., КАМИЛОВ И.К., МОЛЛАЕВ А.Ю., ГАБИБОВ С.Ф. Примесный энергетический спектр арсенида индия при атмосферном и всестороннем давлении	18
ТУРКЕВИЧ В.З., СОЛОЖЕНКО В.Л., КУРАКЕВИЧ О.О., ПЕТРУША И.А., ТУРКЕВИЧ Д.В. Діаграма стану системи В–ВN–В ₂ O ₃ при 5 ГПа: експериментальне вивчення і термодинамічне обґрунтування	19
KAMILOV I.K., DAUNOV M.I., BASHIROV R.R. Thermodynamics and the quantitative description of polymorphic and superconducting transitions in disordered media	20
ЛАМОНОВА К.В., ОРЕЛ С.М., ПАШКЕВИЧ Ю.Г. Влияние структурных искажений на магнитную анизотропию комплексов переходных металлов	21
ЛЮБУТИН И.С. Магнитные, структурные и электронные переходы в оксидах 3d-металлов при высоких давлениях	22
МЕТЛОВ Л.С. Статистическое обоснование неравновесной эволюционной термодинамики	23
МОЛЛАЕВ А.Ю., АРСЛАНОВ Р.К. Электро- и магнетотранспорт при всестороннем сжатии в высокотемпературных ферромагнитных полупроводниках Cd _{1-x} Mn _x GeAs ₂	24
ТАБАЧНИКОВА Е.Д., ПОДОЛЬСКИЙ А.В., БЕНГУС В.З., СМЕРНОВ С.Н., ЛИ Х., ЛИАО П.К., ЧУ Х., ЧАХ К., МИШКУФ Й. Активационные параметры пластичности и особенности разрушения нанокристаллических сплавов Ni–Fe при низких температурах	25
ТИХОМИРОВА Г.В., ВОЛКОВА Я.Ю., БАБУШКИН А.Н. Фазовые превращения в углеродных материалах при высоких давлениях, проявляющиеся в проводимости	26
TYAGUR Yu., SHCHENNIKOV V., TYAGUR I. Барические зависимости электрического сопротивления в сегнетоэлектрических кристаллах Sn ₂ P ₂ S ₆ до 8 GPa	27
MOLLAEV A.Yu., KAMILOV I.K., ARSLANOV R.K., ARSLANOV T.R., ZALIBEKOV U.Z., NOVOTORTSEV V.M., MARENKIN S.F. Cd _{1-x} Mn _x GeAs ₂ is a prospective pressure transducer	28
БУТЬКО В.Г., ГУСЕВ А.А., ШЕВЦОВА Т.Н. Оптические свойства углеродных нанотрубок под давлением	29
БУХАНЬКО Ф.Н. Бикритическое поведение фазовых превращений в R _{0.55} Sr _{0.45} MnO ₃ манганитах вблизи перехода металл–диэлектрик, обусловленное деформациями решетки	30
БУХАНЬКО Ф.Н. Влияние деформаций кристаллической решетки La _{1-y} R _y MnO _{3+δ} (R = Pr, Nd) манганитов на структурные, электронные и магнитные фазовые превращения	31



ВЕЛИКОДНЫЙ А.Н. Особенности изменения температуры сверхпроводящего перехода сплавов Mo–Re–Nb под давлением	32
ВЕЛИХАНОВ А.Р. О влиянии тока на физико-механические свойства монокристаллического кремния	33
ДОВГИЙ В.Т., ЛИННИК А.И., КАМЕНЕВ В.И., ТАРЕНКОВ В.Ю., СИДОРОВ С.Л., ТОДРИС Б.М., МИХАЙЛОВ В.И., ДАВЫДЕЙКО Н.В., ЛИННИК Т.А., СПИРИДОНОВ В.Н. Магнитные, электрические свойства и магнитно-неоднородное состояние монокристалла манганита $\text{Nd}_{0.5}\text{Sr}_{0.5}\text{MnO}_3$. Эффекты давления	34
ГОНЧАРОВ В.С., РЫЖКОВСКИЙ В.М. Фазовый состав сплавов $\text{Mn}_{2-x}\text{Fe}_x\text{Sb}$ ($0 \leq x \leq 1$), подвергнутых термобарической обработке	35
ГОРБЕНКО Е.Е., ТРОИЦКАЯ Е.П., ЧАБАНЕНКО В.В., ЖИХАРЕВ И.В. <i>Ab initio</i> расчеты квантовых эффектов в легких кристаллах инертных газов под давлением	36
БЕЛОШЕНКО В.А., ДМИТРЕНКО В.Ю., МАТРОСОВ Н.И., ЧИШКО В.В., ДЬЯКОНОВ В.П., GAJDA D., RIETOZA J., RIESNOTA S. Электромагнитные свойства многоволоконных сверхпроводников на основе сплава ниобий–титан	37
ГРИБАНОВ И.Ф. Оценка вариации локальной спиновой плотности в MnAs под давлением	38
ВАЛЬКОВ В.И., ГОЛОВЧАН А.В. Изменение обменных параметров в Cr_2As под давлением	39
ЗАВОРОТНЕВ Ю.Д., ТОДРИС Б.М. Особенности намагничивания MnCoSi под давлением	40
ИСТОМИН А.И., ТИХОМИРОВА Г.В., БАБУШКИН А.Н., ЛЕЩУК А.А. Электрические свойства графита и смесей графита с оксидом циркония при давлениях 15–50 ГПа	41
КАДЫРОВА Н.И., МЕЛЬНИКОВА Н.В., УСТИНОВА И.С., ЗАЙНУЛИН Ю.Г., БАБУШКИН А.Н. Барические зависимости электрических свойств новых перовскитоподобных фаз высокого давления $\text{CaMCo}_2\text{V}_4\text{O}_{12}$ ($\text{M} = \text{Co}, \text{Fe}$)	42
КАНДРИНА Ю.А., БАБУШКИН А.Н. Электрофизические свойства ZnSe. Применение метода импедансной спектроскопии при высоких давлениях	43
КОШТОВНЫЙ Р.И., ОРЕЛ С.М. Проводящий цилиндр с коаксиальным расположением разнородных компонент в переменном магнитном поле	44
МЕЛЬНИКОВА Н.В., ХЕЙФЕЦ О.Л., МОЛЛАЕВ А.Ю., КУРОЧКА К.В., САЙПУЛАЕВА Л.А., АЛИБЕКОВ А.Г., ГАБИБОВ Ф.С., ФЕРЗАЛИЕВ Р.М., АХМЕДОВ Г.С., БАБУШКИН А.Н. Влияние высоких давлений и низких температур на физические свойства многокомпонентных селенидов меди	45
МАГОМЕДОВ М.Н. О барической экзотермической фрагментации железа	46
МАЛАШЕНКО В.В., МАЛАШЕНКО Т.И. Скольжение дислокационных пар в гидростатически сжатых кристаллах со структурными несовершенствами	47
МАМАЛУЙ Ю.А., СИРЮК Ю.А. Роль магнитостатического давления при изучении особенностей доменной структуры	48



МЕЛЬНИКОВА Н.В., СУХАНОВА Г.В., ТЕБЕНЬКОВ А.В., ХЕЙФЕЦ О.Л., БАБУШКИН А.Н., КУРОЧКА К.В. Магнетосопротивление, термоэдс и электросопротивление CuInS_2 и CuInSe_2 при давлениях до 50 ГПа	49
РЫЖКОВСКИЙ В.М., МИТЮК В.И. Фазовое состояние системы $\text{Mn}_{2-x}\text{Zn}_x\text{Sb}$ вблизи эквипотенциального состава в условиях высоких давлений и температур	50
МОЛЛАЕВ А.Ю., КАМИЛОВ И.К., АРСЛАНОВ Р.К., НОВОТОРЦЕВ В.М., МАРЕНКИН С.Ф., ЗАЛИБЕКОВ У.З., АРСЛАНОВ Т.Р. Магнитные фазовые переходы в ориентированных монокристаллах $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{GeAs}_2$	51
MOLLAEV A.Yu., SAYPULAEVA L.A., ALIBEKOV A.G. About application of $n\text{-CdAs}_2$ sample as reper and calibrator of pressure	52
АЛЕКСЕЕВ А.Д., ВАСИЛЕНКО Т.А., КИРИЛЛОВ А.К., МОЛЧАНОВ А.Н., ТРОИЦКИЙ Г.А., ДОНЧУК А.В. Система уголь–метан в условиях высоких газовых давлений	53
ДАУНОВ М.И., МУСАЕВ А.М., ХОХЛАЧЕВ П.П., МАГОМЕДОВ А.Б. Электрофизические свойства кремния n -типа при всестороннем давлении до 35 ГПа	54
ОРЛОВА Н.Н., АБРОСИМОВА Г.А., АРОНИН А.С., КАБАНОВ Ю.П. Эволюция атомной, магнитной структур и магнитных свойств аморфных микропроводов в стеклянной изоляции на основе Fe, Co и Ni при отжиге	55
ТОКИЙ В.В., ПИЛИПЕНКО А.Н., ДАВИДЕНКО А.А., ПИСЬМЕНОВА Н.Е. Упругие и неупругие явления в нанокристаллической меди после комбинированной деформации	56
GADJALIEV M.M., PIRMAGOMEDOV Z.Sh. Current-voltage characteristic of $n\text{-GaAs}/p\text{-Ge}$ heterojunction under uniform pressure	57
PONOSOV Yu.S., SHCHEGOLIKHINA N.I., PREKUL A.F. Effect of pressure on vibrational spectra in quasi-crystals AlPdMn and AlPdRe systems	58
POSTOL P.N., BEREJNAYA L.V., BUKIN G.V., МАКМАК I.M., TEREKHOV S.A., DROBOTKO V.F., KASYANOV A.I., LEVCHENKO G.G. High pressure equipment for physical experiments	59
ШАЛАЕВ Р.В., ПРУДНИКОВ А.М., ВАРЮХИН В.Н., ЭФРОС Б.М., МИСИУК А., БУРХОВЕЦКИЙ В.В. Влияние лазерного отжига и высокого давления на спектрально-люминесцентные свойства полупроводниковых систем Si-SiO_x и Si-SiH_y	60
РАССОЛОВ С.Г., МАКСИМОВ В.В., ТКАЧ В.И., АРОНИН А.С., ПОПОВ В.В., СВИРИДОВА Е.А. Формирование нанокомпозитной структуры в процессе кристаллизации аморфного сплава $\text{Al}_{86}\text{Ni}_2\text{Co}_6\text{Gd}_6$	61
ШУСТА О.В., СЛИВКА О.Г., ГУРАНИЧ П.П., ШУСТА В.С. Вплив гідростатичного тиску на діелектричні властивості шаруватих кристалів $\text{CuMe}^{\text{III}}\text{P}_2\text{S}_6$ ($\text{Me}^{\text{III}} - \text{In, Cr}$)	62
РОСУЛ Р.Р., ГУРАНИЧ П.П., ГОМОННАЙ О.О., СЛИВКА О.Г., ШУСТА В.С., РОМАН І.Ю. Двопроменезаломлення кристалів TlInS_2 при високих гідростатичних тисках	63
САМСОНЕНКО С.Н. Внутреннее строение и ЭПР в поликристаллических алмазных компактах	64



САМСОНЕНКО С.Н. Одномерная дислокационная электрическая проводимость поликристаллических алмазных компактов	65
НАЗАРЧУК С.Н., СВИРИД Е.А., РОМАНКО Л.А., ГАВРИЛОВА В.С., БОЧЕЧКА А.А. Свойства композита алмаз–карбид вольфрама на основе алмазного порошка АСМ 1/0	66
SVYRYDOVA K.A., RASSOLOV S.G., TKATCH V.I., KOSTYRYA S.A., KRYSOV V.I., MAKSIMOV V.V. Changes of structural parametres of nanocomposites in $\text{Al}_{86}(\text{Ni},\text{Co})_8(\text{Gd},\text{Y},\text{Tb})_6$ amorphous alloys determined by SAXS method	67
БРЕХАРЯ Г.П., ГУЛЯЄВА Т.В., КАЛНИШ Т.В. Вплив стискаючих напружень на структуру і магнітні властивості компактів в процесі спікання аморфних лусочок складу $\text{Nd}_{33}\text{Fe}_{63,34}\text{B}_{1,1}\text{Cu}_{1,5}\text{Ti}_{1,0}\text{C}_{0,06}$	68
ТАРАСЕНКО Т.Н., КРАВЧЕНКО З.Ф., КАМЕНЕВ В.И., ГАЛЯС А.И., ДЕМИДЕНКО О.Ф., ИГНАТЕНКО О.В., МАКОВЕЦКИЙ Г.И., ЯНУШКЕВИЧ К.И. Влияние высоких давлений и температур на кристаллическую структуру и свойства BiMnO_3 в наноразмерном состоянии	69
СЫЧИКОВА Я.А., КИДАЛОВ В.В., СУКАЧ Г.А., БАЛАН А.С., КОНОВАЛЕНКО А.А. Селективное травление кристаллов $p\text{-InP}$ с нанесенными на них царапинами	70
МАМАЛУЙ Ю.А., СИРЮК Ю.А., БЕЗУС А.В. Особенности неравновесной доменной структуры при спин-переориентационном фазовом переходе в пленке со слабой осевой анизотропией	71
ТЕБЕНЬКОВ А.В., МИРЗАГАЛЯМОВ Р.Р., БАБУШКИН А.Н., МОЛЛАЕВ А.Ю. Влияние поперечного магнитного поля на электросопротивление CdAs_2 и ZnAs_2 при высоких давлениях	72
TEREKHOV S.A., BUKIN G.V., GASPARD A.B., REAL J.A., LEVCHENKO G.G. Pressure-induced high spin–low spin phase transition in 2D compounds $\text{Fe}(\text{3-Fpy})_2\text{M}(\text{CN}_4)$, where M – Pd, Ni, Pt	73
ТОДРИС Б.М., ДВОРНИКОВ Е.А., ВАЛЬКОВ В.И. Особенности намагничивания спиральной структуры в MnCoSi под давлением	74
ТОЛМАЧЁВ Т.П., БРЫТКОВ Д.А., ПИЛЮГИН В.П., СУДАКОВА А.В., ЯРОСЛАВЦЕВ А.А. Барическая и деформационная зависимости сопротивления сдвигу ГЦК- (Cu, Ag, Au, Fe–Ni) металлов	75
ТРЕФИЛОВА А.Н., МАЛЬЦЕВА Е.Г., БАБУШКИН А.Н. Влияние размеров кристаллитов на давление перехода в проводящее состояние в ZrO_2	76
ТРУХАНОВ С.В., ТРУХАНОВ А.В., КОЗЛЕНКО Д.П., ВАСИЛЬЕВ А.Н. Влияние высокого давления на кристаллическую и магнитную структуры анион-дефицитного манганита $\text{La}_{0,70}\text{Sr}_{0,30}\text{MnO}_{2,80}$	77
ФИЛИППОВ А.Л., МЕЛЬНИКОВА Н.В., ХЕЙФЕЦ О.Л., БАБУШКИН А.Н. Электрические свойства ионных проводников системы Cu–Ag–Ge–As–Se при высоких давлениях	78
ХЕЙФЕЦ О.Л., ИСТОМИН А.И., МЕЛЬНИКОВА Н.В., БАБУШКИН А.Н. ПИНИГИНА К.С. Влияние температуры и давления на сопротивление ионного проводника AgGeAsS_3	79



ХАЧАТУРОВА Т.А., БЕЛОГОЛОВСКИЙ М.А., ХАЧАТУРОВ А.И. Влияние давления на спинзависимое туннелирование в туннельных контактах с магнитным диэлектриком	80
ХАЧАТУРОВА Т.А., ВАСИЛЕНКО А.В., ХАЧАТУРОВ А.И. Изменения в нечетной части дифференциальной проводимости контактов Fe–I–Fe при сжатии диэлектрического барьера	81
ЧЕРНЕГА С.М., КРАСОВСЬКИЙ М.А. Вибір покриттів в мікроударних умовах кавітації	82
ЧМЫРЕВ В.И., СКОРИКОВ В.М., ЕРМАКОВ Г.А., ЛАРИНА Э.В. Наведенный давлением фотоэлектретный эффект в пьезоэлектрике-полупроводнике германосилленита – причина оптопьезозарядового явления	83
ШАКИРОВ Э.Ф., ХЕЙФЕЦ О.Л., МЕЛЬНИКОВА Н.В., БАБУШКИН А.Н. Влияние высокого давления на электрические свойства халькогенидов системы Ag–Sn–Sb–Se ₃	84
ШАЛАЕВ Р.В., ПРУДНИКОВ А.М., РАСПОРНЯ Д.В. Радиационные эффекты при росте алмазоподобных пленок нитрида углерода	85
БУТЬКО В.Г., ГУСЕВ А.А., ШЕВЦОВА Т.Н., ПАШКЕВИЧ Ю.Г. Влияние высокого давления на электронную структуру углеродной нанотрубки зигзаг (8,0)	86
ШЕЛЕСТ В.В., ХРИСТОВ А.В., ЛЕВЧЕНКО Г.Г. Особенности термическо-барической зависимости теплоемкости и плотности высокоспиновых состояний металлсодержащих высокомолекулярных соединений со спиновыми переходами	87
ШЕСТАКОВ С.И. Прогнозирование общего и остаточного ресурсов аппаратов высокого давления для синтеза алмазов и других сверхтвердых материалов	88
Секция 2. ИНТЕНСИВНЫЕ ПЛАСТИЧЕСКИЕ ДЕФОРМАЦИИ	89
УТЯШЕВ Ф.З. Условия совместности пластической деформации и предельного измельчения зерен в металлах	89
КОРШУНОВ А.И., СМОЛЯКОВ А.А., КРАВЧЕНКО Т.Н., КАГАНОВА И.И. Влияние равноканального углового прессования на механические свойства сплава Ti _{49,4} Ni _{50,6}	90
НИКИТИНА М.А., ИСЛАМГАЛИЕВ Р.К., КАМАЛОВ А.Ф. Термическая стабильность ультрамелкозернистой структуры в алюминиевом сплаве Al–Cu–Mg–Si	91
SALISHCHEV G., MIRONOV S., ZHEREBTSOV S., BELYAKOV A. The misorientation changes of grain boundaries in titanium during plastic deformation ...	92
СТОЛЯРОВ В.В. Деформационное поведение титановых сплавов при растяжении с импульсным током	93
РААБ Г.И. Научные и инновационные перспективы метода интенсивной пластической деформации	94
ДАВИДЕНКО А.А., СПУСКАНИЮК В.З., БЕРЕЗИНА А.Л., ГАНГАЛО А.Н., ТИХОНОВСКИЙ М.А. Комбинированное использование методов ИПД и ОМД для получения медной проволоки с рекордным уровнем свойств	95



БЕЛОШЕНКО В.А., ВОЗНЯК А.В., ВОЗНЯК Ю.В. Твердофазная экструзия аморфно-кристаллических полимеров с использованием деформации простым сдвигом	96
НИКУЛИН С.А., ДОБАТКИН С.В., КОПЫЛОВ В.И., РОГАЧЕВ С.О. Структурные и фазовые превращения в нанокристаллических циркониевых сплавах	97
ТИХОНОВСКИЙ М.А. Микроструктура и механические свойства сильно-деформированных микро- и нанокомпозитов медь–ниобий	98
ТКАЧ В.И., МАСЛОВ В.В., РАССОЛОВ С.Г., <u>СЫНКОВ С.Г.</u> , НОСЕНКО В.К., МАКСИМОВ В.В., СЫНКОВ Ю.С. Изменения структуры и свойств высокопрочных аморфных сплавов Al–PЗМ–ПМ в процессе релаксации и нанокристаллизации	99
РЕШЕТОВ А.В., КОРШУНОВ А.И., СМОЛЯКОВ А.А., КАГАНОВА И.И., МОРОЗОВ А.С. Распределение механических свойств по объему титановой заготовки, обработанной методом винтовой экструзии	100
СТЕФАНОВИЧ Л.И., ЮРЧЕНКО В.М., ТЕРЕХОВА Ю.В., АРТЕМОВ А.Н., ЭФРОС Н.Б., ДЕРЯГИН А.И. Кинетика механоиндуцированного концентрационного расслоения хромоникелевых сталей при интенсивной пластической деформации	101
ДОБРОМЫСЛОВ А.В., ТАЛУЦ Н.И., КОЗЛОВ Е.А., ГУНДЫРЕВ В.М., ПОНОСОВ Ю.С. Особенности фазовых превращений в кварце под действием сферически сходящихся ударных волн	102
АБРОСИМОВА Г.Е. Влияние напряжений на структуру аморфной фазы сплава $Pd_{40}Ni_{40}P_{20}$	103
АРОНИН А.С. Структура нанокристаллических материалов, полученных деформацией аморфных сплавов	104
ВАРЮХИН В.Н., БЕЛОУСОВ Н.Н. <i>In situ</i> исследование процесса наноструктурирования в условиях фазовой нестабильности деформационного происхождения	105
БОБРУК Е.В., МУРАШКИН М.Ю., КАЗЫХАНОВ В.У., ВАЛИЕВ Р.З. Особенности дисперсионного твердения УМЗ алюминиевых сплавов системы Al–Mg–Si ...	106
БОТКИН А.В. Оценка поврежденности металла при интенсивной пластической деформации с использованием модели разрушения <i>Cockroft & Latham</i>	107
ВАЛИЕВ Р.Р., ДЫБЛЕНКО Ю.М., ГАНЕЕВ А.В. Структура и свойства защитных покрытий на лопатках титанового сплава BT-6 с УМЗ-структурой	108
ВОЛЧОК О.И., КАЛИНОВСКИЙ В.В., КИСЛЯК И.Ф., КУТНИЙ К.В., ОКОВИТ В.С., СОКОЛЕНКО В.И., СТОРОЖИЛОВ Г.Е., ТИХОНОВСКИЙ М.А., ЧИРКИНА Л.А. Микроструктурные исследования йодидного титана после обработки по схеме осадка–выдавливание–волочение при 77 К	109
ВОРОНОВА Л.М., ДЕГТЯРЕВ М.В., ЧАЩУХИНА Т.И. Влияние релаксационных процессов, сопровождающих деформацию под высоким давлением, на термическую стабильность субмикроструктурной структуры	110



СПУСКАНИЮК В.З., ГАНГАЛО А.Н., ДАВИДЕНКО А.А. Исследование скорости деформации заготовок при равноканальном угловом прессовании методом конечных элементов	111
БЕЙГЕЛЬЗИМЕР Я.Е., БАХМАЦКИЙ В.Д., ГУСАР Ю.В. Исследование Swift-эффекта на субмикроструктурных сплавах	112
ЗАМЛЕР Е.Г., ХАЙМОВИЧ П.А. Реализация барокриодеформирования с противодавлением (общий случай БКД)	113
ДАНИЛЕНКО Н.И., ГОРБАНЬ В.Ф., ФИРСТОВ С.А., КРИВОВ Г.А., МАТВИЕНКО В.А., РЕЗНИКОВ В.А., ШУЛЕПОВ В.Н. Формирование градиентной наноструктуры при дорновании	114
MILYAVSKIY V.V., DOBATKIN S.V., SOLDATOV A.S., BORODINA T.I., CHERNOGOROVA O.P., DROZDOVA E.I., VALINO G.E., YOU S. Preparation and characterization of aluminum-fullerene composite with the use of severe plastic deformation technique	115
ДОБАТКИН С.В., БОЧВАР Н.Р., ЯНЕЧЕК М., ГРИГОРЬЕВА С.Б., ШАНЬГИНА Д.В. Особенности структуры Cu-0,18% Zr-сплава после сдвига под давлением	116
ПАШИНСКАЯ Е.Г., ГРИШАЕВ В.В., ЗАВДОВЕЕВ А.В., НЕУМЫВАКО К.В. Изменение структуры и физико-механических свойств сталей при интенсивной пластической деформации	117
ГАЛЛЯМОВА Р.Р., АКБАШЕВ Р.Р., КАРАВАЕВА М.В., ЗАРИПОВ Н.Г., ВАЛИЕВ Р.З. Анализ напряженно-деформированного состояния и технологической возможности процесса равноканального углового прессования конструкционной стали ШХ15	118
БАБУН А.В., ВАСИЛЬЕВ А.А., СТАРОЛАТ М.П., СТЕЦЕНКО С.П., ТРЕМБАЧ О.В., ХОВРИЧ С.В., КОВТУН К.В. Влияние температуры интенсивной пластической деформации на структуру и свойства бериллия	119
КОРЖОВ В.П., КАРПОВ М.И. Многослойные одно- и двухкомпонентные металлические микро- и нанокомпозиты. Их механические свойства и структура	120
КУДРЯВЦЕВ Е.А., ЖЕРЕБЦОВ С.В. Изменение взаимной ориентировки фаз в сплаве ВТ6 в ходе горячей деформации	121
МИРОШНИЧЕНКО С.В., СЫНКОВ В.Г. Феноменологическая теория расчета штампов для обработки материалов интенсивной пластической деформацией	122
ЛОПАТИН Н.В., ДЬЯКОНОВ Г.С., ЖЕРЕБЦОВ С.В., САЛИЩЕВ Г.А. Структура и свойства прутков нанокристаллического титана, полученных прокаткой	123
МЕТЛОВ Л.С., ХОМЕНКО А.В., ЛЯШЕНКО Я.А., МЫШЛЯЕВ М.М., ПАШИНСКАЯ Е.Г. Неравновесная эволюционная термодинамика сверхпластичности	124
ДЕНИСОВ Е.Н., СПУСКАНИЮК В.З., ГАНГАЛО А.Н. Моделирование процесса равноканального углового прессования биметаллических заготовок	125



КУЛАГИН Р.Ю., ПРОКОФЬЕВА О.В. Анализ процессов интенсивной пластической деформации на основе RVA-модели	126
МОГУЧЕВА А.А., СОКОЛОВСКИЙ П.В. Влияние степени деформации РКУ-прессования на структуру и механические свойства сплава 1545	127
МОЗГОВИЙ О.В., ТИТОВ А.В. Вплив поверхневої пластичної деформації на розсіяння механічної енергії в сталі 07X12H2МБФ	128
НАЗМИЕВ А.И., БОТКИН А.В., МУРАШКИН М.Ю., ВАЛИЕВ Р.З. Влияние технических параметров интенсивной пластической деформации кручением на формирование ультрамелкозернистой структуры в алюминиевом сплаве	129
НЕСТЕРОВ К.М., ИСЛАМГАЛИЕВ Р.К., ВАЛИЕВ Р.З. Структура и свойства медного сплава системы Cu–Cr–Ag, подвергнутого интенсивной пластической деформации кручением	130
ПОДОЛЬСКИЙ А.В., ТАБАЧНИКОВА Е.Д., БОНАРСКИ Б., МАНГЛЕР К., БЕНГУС В.З., СМЕРНОВ С.Н., ВЕЛИКОДНЫЙ А.Н., ТИХОНОВСКИЙ М.А., ЦЕХЕТБАУЕР М.Й. Влияние двойникования на механические свойства ультрамелкозернистого циркония при низких температурах	131
ПОКРЫШКИНА Д.К., ДЕГТЯРЕВ М.В., КОПЫЛОВ В.И., КУТЫН А.Б. Влияние предварительной деформации РКУ-прессованием на эволюцию структуры меди при сдвиге под давлением	132
ПЕТРОВА А.Н., ШИРИНКИНА И.Г., БРОДОВА И.Г. Структура и свойства алюминиевого сплава В 95 после динамического сжатия	133
ПОЛЯКОВ А.В., ГУНДЕРОВ Д.В., СОШНИКОВА Е.П., РААБ Г.И. Влияние числа проходов при РКУП–Conform на структуру и свойства титана	134
ПРИЛЕПО Д.В., ГРИШАЕВ В.В. Развитие процесса плоской винтовой экструзии	135
БЕЙГЕЛЬЗИМЕР Я.Е., ПРОКОФЬЕВА О.В., КУЛАГИН Р.Ю. О корректности параметров пластичности наноматериалов, получаемых интенсивной пластической деформацией	136
РЕШЕТНИКОВА Н.А., САЛАХОВА М.Р., ХАКИМОВА Л.Т., САФАРГАЛИНА З.А., ЩЕРБАКОВ А.В. На пути к перспективным применениям наноструктурного титана в медицине	137
САВИНА О.В., БАБУШКИН А.Н. Термоздс тугоплавких металлов при высоких пластических деформациях	138
САЛИЩЕВ Г.А., ЖЕРЕБЦОВ С.В., ЛОПАТИН Н.В., ДЬЯКОНОВ Г.С., КУДРЯВЦЕВ Е.А. Исследование низкотемпературной сверхпластичности двухфазных титановых сплавов ВТ6 и ВТ8	139
КОРШУНОВ А.И., СМОЛЯКОВ А.А., СОЛОВЬЕВ В.П., АБДУЛЛИН М.Ф. Моделирование процесса получения нанокристаллической структуры в металлах	140
СТЁПИН П.С., РААБ Г.И. Исследование масштабного фактора при равнональном угловом прессовании заготовок с круглым и квадратным сечениями	141
СТОРОЖИЛОВ Г.Е., АНДРИЕВСКАЯ Н.Ф., ТИХОНОВСКИЙ М.А., СТАРОЛАТ М.П., ШАПОВАЛ И.Н., МАТРОСОВ Н.И., ЧИШКО В.В. Процессы	



структурообразования в сверхпроводящем сплаве НТ-50 при комбинированном воздействии различных видов ИПД и термообработок	142
ВАРЮХИН В.Н., ПАШИНСКАЯ Е.Г., ТКАЧЕНКО В.М., МЫШЛЯЕВ М.М. Эволюция структуры и свойств меди М1 при винтовой экструзии и дальнейших термических и деформационных воздействиях	143
ФЕДОРЧЕНКО А.В., ДЕСНЕНКО В.А., СВЕЧКАРЕВ И.В., АЖАЖА В.М., ВЕЛИКОДНЫЙ А.Н., КОЛОДИЙ И.В., ОЖИГОВ Л.С., ТИХОНОВСКИЙ М.А. Магнитная текстура пластически деформированного циркония	144
ШИРИНКИНА И.Г., БРОДОВА И.Г., ПЕТРОВА А.Н. Формирование субмикрокристаллической структуры в сплаве 1461	145
ЭФРОС Н.Б., ЛОЛАДЗЕ Л.В., ЭФРОС С.Б., КОРШУНОВ Л.Г., ЭФРОС Б.М. Трибологические свойства нанокристаллических хромомарганцевых сплавов ...	146
YURKOVA A.I., BYAKOVA A.V., MILMAN Yu.V. On the role of deformation mode and dynamic recrystallisation in ultrafine grain refinement of iron subjected to severe plastic deformation	147
ПИЛЮГИН В.П., КОЗЛОВ В.Г., ТОЛМАЧЕВ Т.П., ЯРОСЛАВЦЕВ А.А., ЭФРОС Б.М., ГЛАДКОВСКИЙ С.В., БРЫТКОВ Д.А. Экспериментальное моделирование процессов интенсивной пластической деформации	148
Секция 3. КОНСОЛИДАЦИЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ	149
MISIUK A., BARCZ A., ULYASHIN A., PRUJSZCZYK M., BAK-MISIUK J. Defects in high temperature-pressure processed Si ₃ N ₄ revealed by deuterium plasma treatment	149
АКИМОВ Г.Я. Свойства наноструктурной керамики, изготовленной с использованием холодного изостатического прессования	150
НОВИКОВ Н.В., ШВЕДОВ Л.К., КРИВОШИЯ Ю.Н., БРИТУН В.Ф., ТКАЧ В.Н. Получение нанодисперсного wBN при комнатной температуре и сдвиговой деформации	151
GIZHEVSKII B.A., SUKHORUKOV Yu.P., LOSHKAREVA N.N., NOME-ROVANNAYA L.V., MAKHNEV A.A., MOSTOVSHCHIKOVA E.V., TELIGIN A.V. Optical spectra and the electronic structure of nanomaterials based on oxides of 3d-metals	152
ГЕЙКИН В.А., САМОЙЛОВ О.И., БУРЛАКОВ И.А., АРТЕМОВ Ф.Е. Метод снижения высокого давления при деформировании заготовок из порошковых жаропрочных сплавов	153
ШАХОВ Ф.М., КИДАЛОВ С.В., ВУЛЬ А.Я., ОЗЕРИН А.Н. Влияние высокого давления на нанодисперсные детонационного синтеза	154
СЫНКОВ А.С. Получение порошковых заготовок с высоким уровнем свойств методом винтовой экструзии	155
АБРАМОВ В.С. Новые структурные состояния поля деформации фрактальной дислокации	156



БЕЖЕНАР Н.П., КОНОВАЛ С.М., ГАРБУЗ Т.А., БОЖКО С.А., БЕЛЯВИНА Н.Н. Твердые растворы в системах $c\text{BN}-\text{Al}$ и $c\text{BN}-\text{Al}-\text{TiB}_2$, полученные при высоких давлениях и температурах	157
PASHCHENKO A.V., PASHCHENKO V.P., REVENKO Yu.F., SYCHEVA V.Ya., <u>SHEMYAKOV A.A.</u> , GLAZUNOVA V.A., TURCHENKO V.A., PRILIPKO S.Yu., GUFAN Yu.M. Effect of nanoparticle size of the rare-earth manganite perovskites on structure and magnetoresistive properties of compacts formed by high hydrostatic pressure	158
БЕЛОУСОВ Н.Н., КУЛИК И.А. Управление поверхностной структурой и свойствами порошковых материалов в условиях комплексного действия статической и динамической нагрузки	159
АКИМОВ Г.Я., КОМЫСА Ю.А. Формирование физических свойств керамики 89 мол.% ZrO_2 –10 мол.% Sc_2O_3 –1 мол.% CeO_2 , полученной с помощью холодного изостатического прессования	160
КУЗНЕЦОВ А.И., ДАНИЛЕНКО И.А., АХКОЗОВ Л.А., ВОЛКОВА Г.К., ГЛАЗУНОВА В.А. Влияние технологии получения нанопорошков и последующих технологических операций на свойства компактов и керамики на основе диоксида циркония	161
ЛАПТЕВ А.М., ТКАЧЕНКО Я.Ю. Материалы инструмента для горячего прессования порошков с нагревом пульсирующим током	162
ЦЕХАНОВ Ю.А., БАЛАГАНСКАЯ Е.А., ДЖЕМИЛОВ Э.Ш. Методика исследования контактных давлений	163
НАЗАРЧУК С.Н., БОЧЕЧКА А.А., ПЕРЕКОС А.Е., РУДЬ А.Д., АЛЕКСАНДРОВА Л.И., ГАВРИЛОВА В.С., РОМАНКО Л.А. Получение при высоком давлении композита на основе нанопорошков алмаза и вольфрама	164
БЕЛОУСОВ Н.Н., КУЛИК И.А., САЯПИН В.Н., БЕЛОУСОВА Т.Ф. Кинетические особенности получения композиционных наноматериалов в условиях сочетания кручения под давлением с действием ультразвука	165
PASHCHENKO A.V., REVENKO Yu.F., PASHCHENKO V.P., PRILIPKO S.Yu., KASATKA N.G., PRILIPKO Yu.S., TURCHENKO V.A. High hydrostatic pressure effect on magnetoresistive properties of manganite nanopowders prepared by atomization hydrolysis	166
ПРИЛИПКО С.Ю., АКИМОВ Г.Я., РЕВЕНКО Ю.Ф., НОВОХАЦКАЯ А.А., ВАРЮХИН В.Н. Коэрцитивная сила нанокристаллических компактов мanganитов	167
РУДЕНКО Н.А., ЛАПТЕВ А.М. Способ получения проницаемого порошкового материала с градиентной структурой	168
СИНЯКИНА С.А., ГОРБАНЬ О.А., КУЛИК Ю.О., ВОЛКОВА Г.К., ГОРБАНЬ С.В., ГЛАЗУНОВА В.А., КОНСТАНТИНОВА Т.Е. Использование ВГД для формирования пористых наночастиц системы ZrO_2 –3 мол.% Y_2O_3	169
ГАДЗИРА М.П., ГЕЛЬ П.В., НЕДИБАЛЮК А.Ф., СОЛОНЕНКО В.І., ШМУЛЯН О.М. Параметри структури нанопорошкової вуглицевої сталі	170



ТАЛУЦ Н.И., ДОБРОМЫСЛОВ А.В., КОЗЛОВ Е.А. Структура и фазовый состав смеси порошков кварца и меди, подвергнутых нагружению сферически сходящимися ударными волнами	171
ХОМЕНКО А.В., ПРОДАНОВ Н.В. Атомистическое исследование трения металлических наночастиц	172
Секция 4. ТЕХНОЛОГИИ ОБРАБОТКИ ДАВЛЕНИЕМ ПЕРСПЕКТИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ	173
АБРАМОВА Е.А., ТКАЧЕНКО Т.К., ЖБАНКОВ Я.Г., ГРИШАЕВ В.В., ТЕРМЕНЖИ А.А. Изготовление заготовки типа «клапан» из СМК-алюминия радиальным выдавливанием	173
БАРОНИН Г.С., СТОЛИН А.М., ДМИТРИЕВ В.М., ДИВИН А.Г., КОБЗЕВ Д.Е., КОМБАРОВА П.В., РАЗИНИН А.К. Сравнительные структурно-механические, теплофизические и диффузионные характеристики ПСФ-композитов жидко- и твердофазной экструзии	174
БОГАТЫРЕВА Г.П., МАРИНИЧ М.А., ИЛЬНИЦКАЯ Г.Д., БАЗАЛИЙ Г.А., КОЗИНА Г.К., ФРОЛОВА Л.А. Разделение нанодисперсных алмазных порошков в магнитном поле	175
БОГАТЫРЕВА Г.П., ИЛЬНИЦКАЯ Г.Д., МАРИНИЧ М.А., ПЕТАСЮК Г.А., ЗАЙЦЕВА И.Н., ГРИЩЕНКО Г.С. Влияние термических воздействий на физико-химические свойства шлифпорошков синтетического алмаза	176
ИВАНОВА Е.В., КАЙБЫШЕВ Р.О., ТАГИРОВ Д.В. Механические свойства силумина АК7пч после обработки горячим изостатическим прессованием в жидкой фазе	177
КАЗАНЦЕВА Н.В., ПОПОВ А.Г., МУШНИКОВ Н.В., ТЕРЕНТЬЕВ П.Б., СКРИПОВ А.В., СОЛОННИН А.В., АЛЕКСАШИН Б.А., НОВОЖЕНОВ В.И., САЗОНОВА В.А. Использование высокоэнергетических методов деформации для получения термически нестабильных гидридов	178
ГРИМАЛОВСЬКИЙ Н.Н., ПАНИБРАЦЬКИЙ В.А., СВЄШНИКОВ В.М., СОЛОНЕНКО І.В. Обслуговуючі особливості програми ЕРА	179
НЕДЫБАЛЮК А.Ф., АТАМАНЮК В.В. Взаимосвязь структурных превращений и неупругих эффектов при переходе стали ШХ15 в более стабильное состояние	180
РЯБЦЕВ С.И., БАШЕВ В.Ф., ДОЦЕНКО Ф.Ф., ГУСЕВИК П.С. Фазовый состав и свойства пленок Fe–Pt, полученных ионно-плазменным напылением	181
КОРЖОВ В.П., КАРПОВ М.И., КИЙКО В.М. Многослойный композит на основе никеля, армированный интерметаллидными слоями	182
ШЕЙКИН С.Е., ЕФРОСИНИН Д.В., РОСТОЦКИЙ И.Ю. О состоянии поверхностного слоя деталей из титановых сплавов BT1-0 и BT22 при обработке обкатыванием инструментом из АКТМ	183
Участники конференции, выступающие с докладами	184

Подписано к печати 17.08.10. Формат 70×108/16
Усл. печ. л. 13,89. Бумага офс. Офсетная печать. Тираж 160 экз.

**Отпечатано в ООО «Цифровая типография»
г. Донецк, ул. Челюскинцев, 291а**