На правах рукописи

Дитенберг Иван Александрович

ДЕФЕКТНАЯ СУБСТРУКТУРА И МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕДИ И СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ВАНАДИЯ

01.04.07 – физика конденсированного состояния

АВТОРЕФЕРАТ
диссертации на соискание ученой степени
кандидата физико-математических наук

Томск - 2004

Работа выполнена в Сибирском физико-техническом институте при Томском государственном университете и Институте физики прочности и материаловедения СО РАН.

Научный руководитель:	профессор, доктор физ.-мат наук, зав. лаб. физики структурных превращений Института физики прочности и материаловедения СО РАН Тюменцев А. Н
Официальные оппоненты:	профессор, доктор физ.-мат наук, зав. отделом сплавов и композиционных материалов Сибирского физико-технического института Дударев Е.Ф. кандидат физ.-мат. наук, зав. лаб. технологии модификации поверхности материалов Института физики прочности и материаловедения СО РАН Кашин О.А.
Ведущая организация:	Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа

Защита состоится “2” декабря 2004 г. в 14.30 часов на заседании диссертационного совета Д 212.267.07 при Томском государственном университете по адресу: 634050, г. Томск, пр. Ленина 36.

С диссертацией можно ознакомиться в научной библиотеке Томского государственного университета

Автореферат разослан “ “ октября 2004 г.

Учёный секретарь диссертационного совета
доктор физико-математических наук
ст. научн. сотрудник И. В. Ивонин

Общая характеристика работы

Актуальность работы. Наноструктурные (НС) материалы находятся в настоящее время в центре внимания материаловедов, благодаря характерным, перспективным для техники изменениям в этих состояниях физических и механических свойств кристаллов, в том числе обеспечивающих создание новых керамических и металлокерамических композиций с повышенным запасом пластичности, реализацию привлекательных в технологическом отношении явлений "высокоскоростной" и "низкотемпературной" сверхпластичности и т. д. [1]. Одним из перспективных направлений создания таких материалов является разработка разнообразных методов интенсивной пластической деформации (ИПД), таких как равноканальное угловое (РКУ) прессование, кручение в наковальнях Бриджмена, сверхглубокие деформации прокаткой и т.д.

Исследования последних лет показали [1], что важнейшим фактором, отвечающим за формирование в НС материалах необычных физических и механических свойств, являются особенности их высоконеравновесной структуры, в частности, дефектной субструктуры границ зерен, отличающихся высокой плотностью дефектов, структурной и термодинамической неравновесностью, наличием значительных полей локальных внутренних напряжений, изменением атомной плотности в приграничных зонах и т. д.

К настоящему времени накоплен достаточно большой экспериментальный материал о структурных особенностях НС материалов, полученных методами ИПД. Однако связать эти особенности с формированием особых физических и механических свойств в полной мере пока не удается. Кроме того до сих пор не выявлены механизмы формирования НС состояний в различных условиях ИПД. Последнее в значительной степени обусловлено чрезвычайно сложным (кооперативным) характером пластического течения и переориентации кристаллической решетки в условиях больших пластических деформаций.

Решение указанных выше вопросов - необходимые этапы выявления взаимосвязи микроструктуры с особыми свойствами НС материалов и разработки новых технологий их получения.

Целью диссертационной работы является: полная электронномикроскопическая аттестация зеренной и неравновесной дефектной субструктуры НС состояний в меди, полученной методами РКУ прессования и кручения под давлением, и ванадиевом сплаве V-4Ti-4Cr после холодной прокатки до сверхглубоких степеней деформации. Исследование закономерностей и механизмов деформации и переориентации кристалла в процессе формирования указанных выше НС материалов и их последующей пластической деформации.

Для достижения этой цели в работе решались **следующие задачи:**

1. Сравнительное электронномикроскопическое исследование зеренной структуры СМК меди, полученной методами РКУ – прессования и кручения в наковальнях Бриджмена, и ванадиевого сплава V-4Ti-4Cr после холодной прокатки до сверхглубоких степеней деформации. Определение размеров зерен и субзерен, относительной плотности мало- и высокоугловых границ разориентации; анизотропии зеренной структуры посредством ее изучения в различных сечениях образцов.
2. Изучение особенностей дефектной субструктуры объема и границ зерен субмикрокристаллических меди и ванадиевого сплава V-4Ti-4Cr, полученных различными методами ИПД (кручением под давлением, РКУ прессованием, прокаткой при комнатной температуре). Количественная аттестация характеристик высокодефектных структурных состояний с высокими значениями кривизны кристаллической решетки и континуальной плотностью дисклинаций в объеме субмикрокристаллов и высокой плотностью дисклинаций на их границах.
3. Разработка на этой основе моделей дефектной субструктуры полученных методами ИПД НС состояний. Анализ с использованием этих моделей и континуальной теории дефектов полей локальных внутренних напряжений на субмикронном масштабном уровне.

4. Электронномикроскопическое исследование эволюции дефектной субструктуры СМК меди в процессе ее активного растяжения при разных (293 и 473 К) температурах. Изучение кристаллогеометрических особенностей переориентации и тонкой дефектной субструктуры полос локализации деформации и формирующихся в процессе их образования мезоконцентраторов напряжений. Анализ на этой основе механизмов пластической деформации СМК меди при указанных выше температурах.

5. Анализ закономерностей и механизмов формирования НС состояний в меди и сплаве V-4Ti-4Cr в изученных в работе условиях ИПД. Выявление роли кооперативных мод деформации и переориентации кристаллической решетки в процессе образования мало- и высокоугловых границ разориентации.

Научная новизна

1. На основе электронномикроскопического исследования полученных методами ИПД наноструктурных меди и сплава V-4Ti-4Cr разработана структурная модель этих материалов, в которой неравновесные высокодефектные состояния предложено описывать как состояния с высокой континуальной плотностью дефектов (дислокаций и дисклинаций) в объеме субмикрокристаллов, высокой плотностью дисклинаций на межкристаллитных границах и высокими локальными внутренними напряжениями и их градиентами на субмикронном масштабном уровне.

2. Установлено, что результатом формирования этих состояний и низкой эффективности их релаксации дислокационными механизмами деформации является активизация в процессе формирования и последующей пластической деформации НС меди кооперативных механизмов переориентации кристалла: образование субструктур с высокой континуальной плотностью дефектов с их последующей релаксацией в дискретные границы разориентации; механическое двойникование; динамическая микрорекристаллизация; направленные потоки неравновесных точечных дефектов в полях градиентов напряжений.

3. В условиях активного растяжения НС меди при комнатной температуре обнаружен новый механизм локализации деформации путем квазипериодического формирования и релаксации мезоконцентраторов напряжений на фронте распространения мезополос локализации деформации указанными кооперативными механизмами деформации.

4. Показано, что в процессе деформации кручением в наковальнях Бриджмена следствием высокой анизотропии полей смещений и их градиентов является высокая анизотропия структурного состояния субмикрокристаллической меди: более интенсивное измельчение зеренной и субзеренной структуры в направлении оси кручения и более высокие значения непрерывных и дискретных разориентировок в нормальных этой оси направлениях.

5. В микрополосовых наноструктурных состояниях, формирующихся в условиях глубокой прокатки сплава V-4Ti-4Cr при комнатной температуре, обнаружен преимущественный характер переориентации вокруг направлений типа ⟨110⟩, высокая плотность высокоугловых границ с векторами переориентации $\theta = (50 - 60)^0$ ⟨110⟩ и наличие двойников деформации с плоскостями габитуса типа ⟨113⟩. В качестве одного из возможных механизмов деформации при формировании этих состояний предложен механизм прямых плюс обратных (по альтернативным системам) мартенситных превращений в полях высоких локальных напряжений.

Научная и практическая значимость

1. Результаты исследования закономерностей деформации и переориентации кристаллической решетки в условиях формирования НС материалов и их последующей деформации представляют большой интерес при разработке таких важных вопросов физики прочности и пластичности как физическая природа и механизмы кооперативных мод деформации и разрушения металлических материалов в различных условиях интенсивных внешних воздействий.

2. Предложенная в работе модель дефектной субструктуры НС материалов и представления о высоком уровне локальных внутренних напряжений на субмикронном

масштабном уровне имеют важное значение для анализа и физического обоснования особых физических и механических свойств этих материалов.

3. Выявленные в работе механизмы фрагментации кристалла при формировании НС состояний могут быть использованы при разработке новых технологий и режимов получения НС материалов методами ИПД.

4. Результаты исследования наноструктурных состояний, формирующихся при прокатке ванадиевого сплава, представляют значительный интерес для разработки новых методов повышения эксплуатационных свойств этих сплавов как перспективных материалов для новых поколений ядерных энергетических установок.

На защиту выносятся следующие положения:

1. Структурная модель полученных методами ИПД НС состояний как высокодефектных состояний с высокой континуальной плотностью дефектов (дислокаций и дисклинаций) в объеме субмикрокристаллов, высокой плотностью скоплений непрерывно распределенных частичных дисклинаций одного знака или дислокаций Сомилианы на межкристаллитных границах, высокими локальными (на субмикромасштабном уровне) внутренними напряжениями и их градиентами.
2. Активизация коллективных мод деформации в НС состояниях как результат формирования в этих состояниях высоких локальных внутренних напряжений и низкой эффективности их релаксации дислокационными механизмами деформации. Кооперативные механизмы переориентации кристалла при формировании НС состояний: образование субструктур с высокой континуальной плотностью дефектов и их последующая релаксация в дискретные границы разориентации; механическое двойникование; направленные потоки неравновесных точечных дефектов в полях градиентов напряжений; динамическая микрорекристаллизация.
3. Механизм локализации деформации в условиях активного растяжения НС меди при комнатной температуре путем квазипериодического формирования и релаксации мезоконцентраторов напряжений на фронте распространения мезополос локализации деформации указанными в п. 2 кооперативными механизмами деформации.
4. Характерные особенности зеренной и дефектной субструктуры НС меди, полученной кручением в наковальнях Бриджмена: более интенсивная, по сравнению с РКУ прессованием, фрагментация кристаллической решетки; более высокие значения континуальной плотности дефектов в объеме и на границах субмикрокристаллов; анизотропия зеренной и дефектной микроструктуры как следствие высокой анизотропии полей смещений и их градиентов.
5. Кристаллогеометрические особенности высокоугловых разориентировок в микрополосовых наноструктурных состояниях сплава V-4Ti-4Cr, полученных глубокой деформацией прокаткой при комнатной температуре: преимущественный характер переориентации вокруг направлений типа ⟨110⟩, высокая плотность высокоугловых границ с векторами переориентации $\theta = (50 - 60)°$ ⟨110⟩ и наличие границ микрополос с плоскостями габитуса типа ⟨113⟩. Механизм прямых плюс обратных (по альтернативным системам) мартенситных превращений в полях высоких локальных напряжений как один из возможных механизмов деформации при формировании этих состояний.

Апробация работы. Материалы работы доложены и обсуждены на: International Conference of Role of Mechanics for Development of Science and Technology, held at Xi′ an Jiaotong University, Xi′ an, China, June 13 –16, 2000. IX Международном семинаре "Дислокационная структура и механические свойства металлов и сплавов» ‘ДСМСМС-2002’. - Екатеринбург, Россия 18-22 марта 2002 г.; VI Всероссийской (международной) конференции «Физикохимия ультрадисперсных (нано-) систем», Томск, Россия, 19-23 августа 2002г.; 2nd International Conference on NANOMATERIALS BY SEVERE PLASTIC DEFORMATION “nano SPD_2”. Dec. 9-13, 2002, Vienna, Austria.; XV Международная конференция «Физика прочности и пластичности материалов», 30 сентября-3 октября 2003 г. Тольятти, Россия.; 11th International Conference on Fusion Reactor Materials. December 7-12,

2003, Kyoto, Japan.; Международная конференция по физической мезомеханике, компьютерному конструированию и разработке новых материалов, 23 – 28 августа 2004г., Томск, Россия. Опубликованы тезисы в сборниках информационных материалов этих конференций.

Публикации. По материалам диссертации в центральных научных журналах опубликовано восемь статей. Список основных публикаций приведён в конце автореферата.

Построение и объём диссертационной работы. Диссертация состоит из введения, пяти глав и заключения; содержит 62 рисунка, 7 таблиц и список цитируемой литературы из 176 наименований. Общий объём диссертации 197 страниц.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во **введении** дана краткая характеристика современного состояния проблемы, обоснована актуальность разрабатываемой темы, сформулирована цель работы, описана структура диссертации, и представлены положения, выносимые на защиту.

В **первой** главе **“Особенности микроструктуры субмикрокристаллических металлических материалов, полученных методами интенсивной пластической деформации”** проведен обзор литературы по наноструктурным материалам, полученным методами ИПД. Представлена принятая на сегодняшний день классификация НС материалов. Рассмотрены существующие методы ИПД, позволяющие получать объемные образцы в наноструктурном состоянии. Обобщены результаты экспериментальных данных о параметрах дефектной и зеренной субструктуры. Рассмотрены современные структурные модели и механизмы формирования этих материалов.

Обобщение литературных данных показало, что методами кручения в наковальнях Бриджмена и РКУ прессования, как в чистых металлах, так и в сплавах и интеметаллидах, удается формировать СМК материалы с размерами субмикрокристаллов (зерен) от нескольких десятков (~ 30) до нескольких сот нанометров. Эти размеры зависят как от режимов ИПД, так и природы материала. В частности, наблюдается тенденция заметного уменьшения размеров зерен при переходе от чистых металлов к металлическим сплавам или интерметаллидам и при снижении гомологической температуры деформации.

Характерной чертой микроструктуры объема субмикрозерен является ее высокая неоднородность с формированием в пределах одного образца субмикрозерен с разнообразными типами дефектных микроструктур: - с низкой (около 10^8 см$^{-2}$) и высокой (от 10^{10} до 10^{11} см$^{-2}$) скалярной плотностью дислокаций; - ячеистых (неразориентированных) структур; субзерен с малоугловыми разориентировками; - высокоэнергетических структурных состояний с высокой кривизной кристаллической решетки и высокими локальными внутренними напряжениями.

Важной особенностью микроструктуры полученных методами ИПД СМК материалов является высокая, по сравнению с крупнокристаллическим состоянием, дефектность их границ зерен, формирование приграничных зон с высоким уровнем локальных искажений кристаллической решетки и локальных внутренних напряжений. Указанные особенности обсуждаются в настоящее время на основе концепции *неравновесных границ* нано- или субмикрозерен, играющих важную роль в формировании особых физических и механических свойств НК и СМК материалов. Предложены дислокационные и дисклинационные модели дефектной микроструктуры таких границ.

Среди предложенных к настоящему время механизмов переориентации кристаллической решетки, в том числе при формировании высокоугловых границ зерен, можно выделить, во-первых, увеличение угла разориентации малоугловых границ субзерен путем накопления и последующей перестройки в них избыточной плотности дислокаций одного знака; во-вторых, образование и эволюция частичных дисклинаций на поздних стадиях деформации; в-третьих, механизм типа динамической рекристаллизации

(микрорекристаллизации).

На основе анализа представленных в работе литературных данных сделано заключение о *недостаточном количестве работ* по экспериментальному исследованию НС состояний с их *полной структурной аттестацией* с применением современных электронномикроскопических методов такой аттестации и определением количественных параметров СМК структуры, таких как размеры зерен и субзерен; векторы переориентации (θ); доля мало- и высокоугловых границ субмикрокристаллов; количественные параметры дефектной субструктуры в объеме и, в особенности, на границах зерен; уровень локальных внутренних напряжений и т. д.

Во **второй** главе ***"Постановка задач. Материалы и методики исследований"*** на основе анализа литературных данных ставятся конкретные задачи исследований, обосновывается выбор материалов, и описывается методика проведения экспериментов.

Для решения поставленных задач использовали образцы СМК меди высокой (99,98%) чистоты, полученные методами РКУ прессования и кручения в камере Бриджмена, и ванадиевый сплав V-4%Ti-4%Cr (V–4,36Cr–4,21Ti–0,013C–0,011N–0,02O (вес. %)) после прокатки при комнатной температуре.

Медь является хорошей моделью металла с ГЦК решеткой, высокой фазовой стабильностью и пластичностью. Кроме того, к настоящему времени существует достаточно обширная литература по исследованию этого материала после РКУ прессования и кручения в наковальнях Бриджмена. Это является благоприятным фактором для более глубокого и всестороннего анализа результатов диссертационной работы. Сплав V-4Ti-4Cr принадлежит к группе тугоплавких материалов имеющих ОЦК решетку, традиционно используемых для создания жаропрочных сплавов.

Кручению в наковальнях Бриджмена подвергали образцы в форме дисков толщиной h $\approx$ 0,2 мм и диаметром 10 мм. Деформацию осуществляли под давлением ~ 5 ГПа при числе оборотов диска N = 5. Величины сдвиговой ($\gamma \approx 2\pi NR/h$) и истинной логарифмической ($e \approx \ln\gamma$) деформаций в зависимости от расстояния от центра деформируемого диска (R = 1,5 – 3,5 мм) изменяются при этом в пределах от $\gamma \approx 233$, $e \approx 5{,}4$ при R = 1,5 мм до $\gamma \approx 544$, $e \approx 6{,}3$ при R = 3,5 мм. В процессе РКУ прессования образцы в форме стержней длиной 100 мм и диаметром $\approx$ 20 мм продавливали через два канала с одинаковым сечением, пересекающихся под углом 90^0. Исследовали образцы после четырёх проходов при комнатной температуре. Величина сдвиговой деформации составляет при этом $\gamma \approx 4$. Образцы ванадиевого сплава V-Ti-Cr деформировались прокаткой при комнатной температуре до $e \approx 2{,}56$ и 6,9.

В качестве основного метода структурных исследований использовали метод просвечивающей электронной микроскопии. Для изучения особенностей высокодефектных структурных состояний использовали специальный метод анализа высоких непрерывных разориентировок, позволяющий проводить количественную оценку компонент тензоров плотности дислокаций и дисклинаций в объеме зерен и эффективной планарной плотности частичных дисклинаций, локализованных в границах. Электронномикроскопические исследования проводили в различных сечениях деформированных образцов (перпендикулярных и параллельных плоскости прокатки, поверхности наковален или оси РКУ прессования) на электронных микроскопах ЭМ–125 и CM30 (фирмы Philips).

В **третьей** главе **"Микроструктура СМК меди после РКУ прессования и деформации в наковальнях Бриджмена"** представлены результаты структурной аттестации субмикрокристаллической меди, полученной указанными выше методами. Определены количественные параметры зеренной и дефектной субструктуры объема и границ зерен, высоконеравновесных структурных состояний с высокой кривизной кристаллической решётки. С использованием полученных данных проведён анализ упруго-напряжённого состояния.

В **разделе 3.1** приведены результаты электронномикроскопического исследования зеренной и субзеренной структуры. Показано, что ***после РКУ прессования меди*** размеры зерен в сечении образцов, параллельном оси прессования, достигают в длину (в направлении

оси прессования) значений от 0,5 мкм до нескольких мкм; в ширину - десятые (от 0,2 до 0,5 мкм) доли микрона. Эти зерна, как правило, разбиты на более мелкие субзёрна размерами от 0,1 до 0,5 мкм. В сечении, перпендикулярном оси прессования, наблюдается более равноосная зёренная структура с характерными значениями размеров зерен в интервале от 0,2 до 0,5 мкм. Доля высокоугловых границ в сечениях, параллельном и перпендикулярном оси прессования, практически одинакова и составляет около 50%, при этом встречаются участки, где эта доля не превышает 25%.

После кручения меди в наковальнях Бриджмена при электронно-микроскопическом исследовании обнаружены следующие характерные особенности зеренной (субзеренной) структуры.

Во-первых, более интенсивная, по сравнению с РКУ прессованием, фрагментация материала. Размер зёрен (с высокоугловыми границами) в сечении, параллельном плоскости наковален, изменяется при этом в пределах от 0,05 до 0,6 мкм при наиболее вероятных значениях этой величины в интервале 0,1–0,25 мкм и среднем значении $d \approx 0{,}28$ мкм. Более крупные зёрна размерами 0,3–0,6 мкм, как правило, фрагментированы на субзёрна размерами не более 0,2 мкм, разделённые малоугловыми границами.

Во-вторых, значительное, по сравнению с РКУ прессованием, увеличение плотности высокоугловых границ разориентации, относительная доля которых составляет не менее 85%.

В-третьих, высокая анизотропия зеренной и субзеренной структуры - более интенсивная фрагментация кристаллической решетки в направлении, перпендикулярном плоскости наковален. В этом направлении наблюдается более чем трехкратное (от $d_{||ср.} \approx 0{,}28$ мкм (сечение, параллельное плоскости наковален) до $d_{\perp ср.} \approx 0{,}08$ мкм (сечение, перпендикулярное плоскости наковален)) уменьшение среднего значения размеров зерен и (6÷7)-кратное (от 0,2 до 0,03 мкм) снижение наиболее вероятных значений этой величины. Схематически указанная анизотропия представлена на рис. 1.

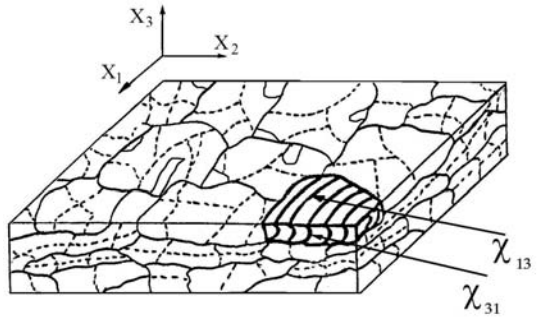

Рис. 1. Анизотропия дискретных и непрерывных разориентировок в НС меди после кручения в наковальнях Бриджмена.

В процессе электронномикроскопического анализа сечений, перпендикулярных плоскости наковален, обнаружена высокая плотность параллельных этой плоскости микрополос переориентации и микродвойников деформации. Предполагается, что указанные особенности играют важную роль при формировании как высокой анизотропии зеренной структуры (высокой плотности высокоугловых границ, параллельных плоскости наковален), так и ее высокой разнозернистости.

В **<u>разделе 3.2</u>** показано, что общими особенностями СМК меди, формирующейся в различных условиях ИПД, являются высокие (до $\chi_{ij} \approx 30$ град/мкм), значения кривизны кристаллической решетки и высокая плотность межзеренных границ с переменными векторами разориентации $\partial\boldsymbol{\theta}/\partial r \leq 30$ град/мкм, дефектная структура которых представлена плоскими скоплениями непрерывно распределенных частичных дисклинаций одного знака.

При исследовании различных сечений СМК меди после кручения под давлением установлено, что компоненты кривизны в направлениях, параллельных оси кручения (χ_{13} на рис. 1), не превышают значений ≈ 5 град/мкм, что значительно ниже, чем значения компонент тензора кривизны в направлениях, перпендикулярных этой оси (χ_{21} и $\chi_{31} \approx 10$ - 30 град/мкм). Помимо указанной выше анизотропии непрерывных разориентировок, для кручения под давлением характерна и анизотропия дискретных разориентировок, которая экспериментально выявляется, во-первых, по повышенной плотности высокоугловых границ в направлении оси кручения; во-вторых, по более высокой плотности дифракционных

максимумов на электронограммах, полученных в сечениях, перпендикулярных плоскости наковален.

Таким образом, для наноструктурных состояний, полученных кручением под давлением, характерна не только анизотропия размеров зёрен, но и высокая анизотропия как непрерывных, так и дискретных (мало- и высокоугловых) разориентировок. Проведенный в работе анализ антисимметричной части тензора дисторсии показал, что анизотропия поля поворотов связана с анизотропией полей смещений и их градиентов в условиях деформации кручением.

Исследование меди после РКУ прессования показало, что обнаруженные в работе максимальные значения кривизны кристаллической решетки в данном состоянии не превышают величины $\chi_{ij} \approx 10$ град/мкм. Последнее заметно ниже, нежели после кручения в наковальнях Бриджмена. По нашему мнению, это связано со значительно более высокими величинами деформации в условиях кручения под давлением.

В **<u>разделе 3.3</u>** на основе анализа структурных состояний с высокой кривизной кристаллической решетки показано (рис. 2), что эти состояния являются структурными состояниями с ненулевыми компонентами ротора кривизны, пластические составляющие которых представляют собой компоненты тензора континуальной плотности дисклинаций:

$$\vec{\Omega} = -\nabla \times \vec{\chi}^{Pl}.$$

На рис. 2 компоненты этого тензора достигают значений:

$$\Omega_{31} = -(\partial\chi_{21}/\partial x_1 - \partial\chi_{11}/\partial x_2) \approx 37 \text{ град/мкм}^2,$$

$$\Omega_{21} = -(\partial\chi_{31}/\partial x_1 - \partial\chi_{11}/\partial x_3) \approx 40 \text{ град/мкм}^2.$$

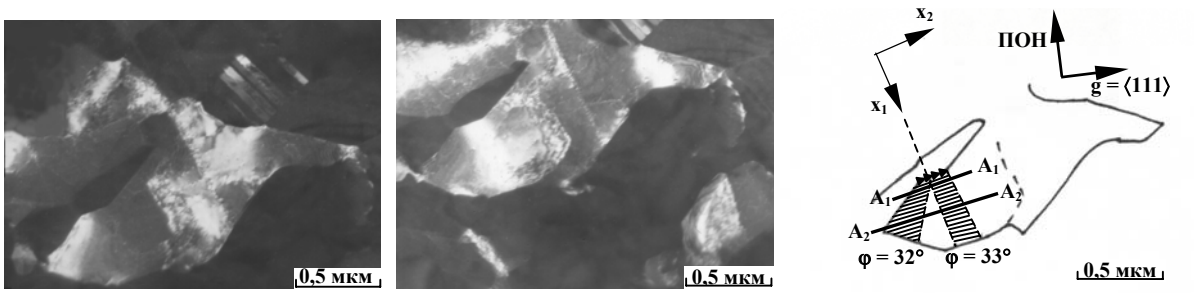

Рис. 2. Пример темнопольного анализа разориентировок в области высокой континуальной плотности дисклинаций

Указанные выше значения Ω_{ij} свидетельствуют о формировании в СМК меди структурных состояний с ***<u>высокой</u>*** континуальной плотностью дисклинаций [2]. Модели формирования этого состояния, а также границы с переменным вектором переориентации представлена на рис. 3. С использованием этих моделей проведена оценка величины

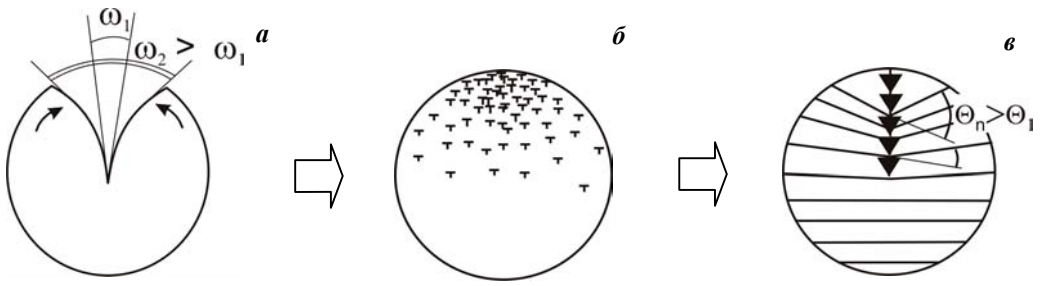

Рис. 3. Модели формирования структурного состояния с высокой континуальной плотностью дисклинаций (*а*, *б*) и границы разориентации с переменным θ (*а* - *в*).

локальных внутренних напряжений. Для варианта границы с переменным θ (рис. 3 *б*, *в*) эти напряжения можно оценить по формулам [3]:

$$\sigma_{\varphi\varphi}(r) \approx E\omega(r)/2\pi,$$
$$\omega(r) = r\times(\partial\theta/\partial r),$$
$$\partial\sigma_{\varphi\varphi}/\partial r \approx (E/2\pi)\times(\partial\theta/\partial r).$$

Для обнаруженных в работе экспериментальных значений до $\partial\theta/\partial r \approx (5 \div 30)$ град./мкм,

$$\sigma_{\varphi\varphi}(r) \sim (E/120 \div E/20),$$
$$\partial\sigma_{\varphi\varphi}/\partial r \sim (E/60 \div E/12)\ \text{мкм}^{-1}.$$

Наличие таких напряжений нашло прямое подтверждение путем электронномикроскопического обнаружения значительных (2-3%) эффектов упругой деформации кристаллической решетки в зонах ее высокой кривизны.

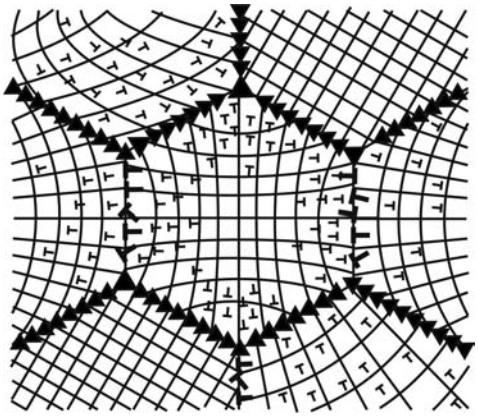

Рис. 4. Модель дефектной субструктуры объема и границ зерен НС состояния.

Исходя из представленных выше результатов, предложена модель дефектной субструктуры НС состояний (рис. 4) как состояний с высокой континуальной плотностью дефектов (дислокаций и дисклинаций) в объеме зерен и высокой плотностью скоплений непрерывно распределенных частичных дисклинаций одного знака на межзеренных границах. На наш взгляд, эта модель может быть использована для анализа вопроса о физической природе особых свойств НС материалов.

В **четвёртой** главе **“Закономерности и механизмы пластической деформации и переориентации кристаллической решетки в СМК меди, полученной методом РКУ прессования”** приведены результаты электронномикроскопического анализа полос (мезополос) локализации деформации формирующихся в зоне шейки и области однородного удлинения в процессе активного растяжения СМК меди при комнатной температуре. Проведен анализ механизмов деформации в этих полосах.

В **разделах 4.1 и 4.2** с использованием специальных методов электронномикроскопического анализа проведено исследование закономерностей формирования и микроструктуры мезополос в области шейки и в зоне однородного удлинения, где деформация не превышает 2%.

В результате исследования установлено, что главной особенностью пластической деформации СМК меди является интенсивная локализация деформации практически с самого начала растяжения образцов. Характерной особенностью формирующихся при этом полос локализации деформации является высокая неоднородность их микроструктуры (рис. 5). При этом вдоль полос наблюдается чередование двух типов дефектных субструктур:

1. Относительно узкие (шириной 0,2-0,3 мкм и длиной около 1 мкм) полосы, которые окаймлены в несколько раз более крупными, по

Рис. 5. Полоса локализации деформации в СМК меди после РКУ прессования и последующего растяжения при комнатной температуре. Зона однородного удлинения $\varepsilon \approx 2\%$.

сравнению с исходными, зёрнами, содержащими на порядок более низкую плотность дислокаций.

2. Области с очень высокой дефектностью, которые невозможно исследовать электронномикроскопически, так как запасённая в них энергия деформации столь велика, что в процессе приготовления тонких фольг они практически всегда растравливаются до дырок. Эти области окаймлены участками высокодефектной субструктуры, содержащими более мелкие, по сравнению с исходными, микрокристаллиты.

Структура мезополос в области шейки и в области однородной деформации качественно подобны. Различаются лишь их количественные характеристики. В шейке длина полос локализации деформации достигает десятков микрон, зоны неустойчивости ультрамелкозернистой структуры обнаруживаются на расстоянии до 10 мкм от центра полос, а длина составляющих их микрополос находится в пределах от 3 до 5 мкм. В случае полосы в области однородного удлинения эти величины составляют около 5, 1-2 и 1 мкм, соответственно.

Проведенный в работе анализ позволил сделать заключение о том, что развитие полос типа приведенной на рис. 5 может быть представлено как квазипериодическая последовательность актов формирования и релаксации мезоконцентраторов напряжений на фронте продвижения полосы.

Электронномикроскопическое исследование особенностей тонкой структуры в зонах мезоконцентраторов напряжений свидетельствует о том, что для этих зон характерно высокодефектное структурное состояние с высокой (до 30 град/мкм) кривизной кристаллической решётки, высокой континуальной плотностью дисклинаций в объёме субмикрокристаллитов и высокой эффективной плотностью этих дефектов в границах зёрен. На основе экспериментальных данных проведены оценки локальных внутренних напряжений и их градиентов. Показано, что эти величины достигают значений $\sigma \sim E/30$ и $\partial\sigma/\partial r \sim E/20$ мкм$^{-1}$.

В зонах между концентраторами наблюдаются более крупные, по сравнению с исходными, субмикрозерна с более низкой плотностью дислокаций. Образование таких зерен свидетельствует о протекании в зонах локализации деформации процессов типа динамической рекристаллизации. Анализ микрополос внутри представленной на рис. 5 мезополосы, показал, что эти микрополосы являются микродвойниками деформации.

В **разделе 4.3** представлены результаты электронномикроскопического исследования микроструктуры СМК меди после деформации при повышенной (Т = 453 К) температуре. При этом обнаружены интенсивные процессы возврата и рекристаллизации всего объёма образца с формированием зёрен размерами до 10 мкм. В данном случае пластическая деформация может осуществляться зарождением и распространением в этих зернах индивидуальных дислокаций, о чём свидетельствует характерная для этого механизма деформации дислокационная структура с однородным распределением дислокаций, дислокационными клубками при средней плотности дислокаций, не превышающей 10^{10} см$^{-2}$.

Как видно, повышение температуры привело к снижению масштабного (от мезо- к микро-) уровня деформации и развитию дислокационного механизма деформации на микроуровне. Высказано предположение, что с этим связано и обнаруженное при $T_{деф}$ = 453 К значительное повышение пластичности при одновременном повышении (по сравнению с рекристаллизованными образцами) прочности.

Раздел 4.4 посвящен анализу кооперативных механизмов деформации и переориентации кристаллической решетки в НС меди. Анализ особенностей микроструктуры этого материала после ИПД по разным режимам и последующей активной деформации растяжением при комнатной температуре показал, что эти механизмы являются не только механизмами деформации в мезополосах ее локализации, но и механизмами переориентации кристалла при формировании НС состояния в ходе ИПД. Рассмотрены следующие механизмы:

Дисклинационный механизм деформации и переориентации кристалла, которых заключается в образовании субструктур с высокой континуальной плотностью дефектов и их последующей релаксации в дискретные границы разориентации. Основанием для этого механизма служат многочисленные границы с переменными θ, наблюдаемые в структурных состояниях с высокой континуальной плотностью дисклинаций.

Зерна *динамической рекристаллизации*, являющиеся характерным структурным элементом всех изученных в работе полос локализации деформации, свидетельствуют об очень важной роли этого явления (механизма) в процессе деформации и переориентации кристалла как в ходе ИПД кручением, так и при пластической деформации НС меди растяжением при комнатной температуре.

Механическое двойникование, как следует из анализа микроструктуры полос локализации деформации (рис. 5), является одним из важнейших механизмов продвижения этих полос. По нашему мнению, важную роль в реализации этого механизма играет динамическая микрорекристаллизация, субмикрозерна которой являются зонами облегченного двойникования. Наличие значительного количества двойниковых границ непосредственно после ИПД свидетельствует о важной роли этого механизма и как механизма формирования НС состояния в ходе ИПД.

Высокая концентрация неравновесных точечных дефектов в зонах динамической микрорекристаллизации (зонах мезоконцентраторов напряжений) и высокие локальные градиенты напряжений в этих зонах свидетельствуют о возможности реализации *квазивязкого механизма переориентации потоками неравновесных точечных дефектов в полях градиентов напряжений*. По-видимому, этот механизм, совместно с дисклинационным механизмом переориентации играет важную роль в формировании более дисперсной фрагментированной структуры в зоне мезоконцентратора (показано стрелкой на рис. 5).

Подчеркнем, что кооперативный характер деформации и переориентации кристалла при формировании СМК состояний предполагает не только преимущественную реализацию кооперативных механизмов деформации, но и возможность одновременного действия нескольких таких механизмов. Наиболее ярко это иллюстрируется на примере механизмов формирования мезополос локализации деформации в ходе активного растяжения СМК меди при комнатной температуре. В процессе их распространения путем квазипериодической последовательности актов формирования и релаксации мезоконцентраторов напряжений эта релаксация осуществляется всеми представленными выше механизмами.

Пятая глава **“Особенности наноструктурного состояния и механизмы его формирования в сплаве V-4Ti-4Cr после сверхглубокой деформации прокаткой при комнатной температуре”** посвящена электронномикроскопическому исследованию микроструктуры сплава V-4Ti-4Cr после глубокой прокатки при комнатной температуре, обсуждению механизмов формирующегося при этом микрополосового наноструктурного состояния.

В **разделах 5.1 и 5.2** рассмотрены результаты структурной аттестации указанного выше состояния. Установлено, что после глубокой ($\varepsilon > 93$ %) пластической деформации прокаткой при комнатной температуре в сплаве V- 4Ti- 4Cr формируется микрополосовая структура. Характерные значения ширины микрополос с высокоугловыми границами лежат в пределах от 0,1 до 0,4 мкм, при максимальных значениях этой величины ~ 1 мкм. Ширина микрополос с малоугловыми границами может меняться от нескольких десятков нанометров до 0,2 мкм при их наиболее вероятных значениях около 0,1 мкм.

В микрополосах, как и в образцах НС меди, наблюдаются структурные состояния с высокими значениями кривизны кристаллической решетки и высокой плотностью границ с переменными векторами разориентации. Наиболее вероятные значения χ_{ij} составляют при этом $\approx$ (10 – 15) град/мкм. Максимальные значения $\chi_{ij} \approx 20$ град/мкм. Эти структурные состояния занимают около (40 - 50) % объема материала. Доля высокоугловых границ с переменными векторами θ составляет около 60 %. Величины локальных внутренних

напряжений и их градиентов, соответствующие указанным выше параметрам дефектной субструктуры, достигают значений $\sigma_{лок} \sim (E/60 \div E/30)$ и $\partial\sigma_{лок}/\partial r \sim (E/40 \div E/20)$ мкм$^{-1}$.

Как видно, указанные выше параметры высокодефектной субструктуры и упруго-напряженного состояния соизмеримы с полученными в СМК меди. Они несколько выше, чем после РКУ прессования меди, и ниже, чем после кручения в наковальнях Бриджмена.

Проведен кристаллогеометрический анализ особенностей высокоугловых разориентаций на границах микрополос. Обнаружены следующие важные особенности, представляющие значительный интерес для анализа механизмов их формирования.

1. В большинстве (60 – 70%) проанализированных высокоугловых границ микрополос направление вектора разориентации совпадает с направлением типа ⟨110⟩. При этом на электронограммах, содержащих достаточно симметричные дифракционные максимумы двух или нескольких разориентированных зон, эта особенность выявляется по наличию общих рефлексов типа ⟨110⟩.
2. Большое количество полос с углами разориентации в интервале $\theta = (50 – 60)°$ ⟨110⟩.
3. Наличие микрополос и двойников деформации с плоскостями габитуса типа {113}.

В **разделе 5.3** обсуждаются возможные механизмы формирования наноструктурного микрополосового состояния в сплаве V-4Ti-4Cr.

Наличие в микрополосовой структуре прокатанных образцов сплава V-4Ti-4Cr структурных состояний с высокой кривизной кристалла и тесно связанных с этим состоянием границ с переменными θ свидетельствует о том, что одним из механизмов переориентации кристалла в процессе сверхглубокой деформации прокаткой сплава V-4Ti-4Cr является, как и в случае ИПД меди, дисклинационный механизм переориентации – формирование структурного состояния с высокой континуальной плотностью дефектов и его последующая релаксация в дискретные границы разориентации, в том числе, с переменными векторами θ. Необходимо отметить, что этот механизм в настоящее время является, по-видимому, одним из наиболее универсальных механизмов переориентации кристаллической решетки в ходе ИПД большого класса металлических материалов. Однако с привлечением этого механизма относительно легко можно описать лишь формирование малоугловых границ разориентации. Значительно более сложной является задача разработки механизмов формирования микрополос с высокоугловыми (десятки градусов) границами.

В работе [4] для объяснения аналогичных представленным выше особенностей высокоугловых разориентировок в ПЛД аустенитных сталей и двойниках деформации в TiNi сплавах предложен механизм деформации и переориентации кристаллической решетки путем прямых плюс обратных мартенситных превращений с осуществлением обратных превращений по альтернативным системам.

Проведен анализ возможности реализации этого механизма при формировании микрополос с высокоугловыми границами. Показано, что с учетом различных вариантов ориентационных соотношений (Курдюмова – Закса и Нишиямы – Вассермана) и возможности многократной (в одном и том же месте) реализации прямых плюс обратных мартенситных превращений удается объяснить не только образование {113} двойников деформации, но и большинство более сложных вариантов переориентации вокруг направлений типа ⟨110⟩.

Существенно, что в материалах с относительно высокой фазовой стабильностью, к которым принадлежит исследуемый ванадиевый сплав, мартенситная фаза, через которую осуществляется деформация и переориентация кристалла, существует лишь непосредственно в ходе деформации в полях высоких локальных напряжений. Поэтому прямое экспериментальное доказательство реализации прямого плюс обратного мартенситного превращения часто оказывается невозможным. В связи с этим в работе подчеркнуто, что предложенный механизм является пока гипотетическим, требующим дополнительного экспериментального обоснования.

В качестве одного из косвенных свидетельств реализации этого механизма в работе обсуждается достаточно редкая для тугоплавких материалов способность сплава V-4Ti-4Cr к

чрезвычайно большим (до 99,9% и более) пластическим деформациям в процессе их холодной (при комнатной температуре) прокатки без каких-либо промежуточных термообработок. Предполагается, что эта способность является прямым следствием реализации механизма прямых плюс обратных мартенситных превращений. Последнее следует из того, что, во-первых, в ходе указанных превращений в ОЦК решетке исследуемого сплава основной модой деформации является деформация Бейна, для которой дефекты кристаллического строения нанополосовой структуры не являются сколько-нибудь эффективными препятствиями. Во-вторых, процесс ″перекристаллизации″ материала через неравновесную мартенситную фазу может быть эффективным механизмом релаксации высокодефектных структурных состояний и связанных с ними высоких внутренних напряжений.

Выводы

1. С применением специальных методов анализа высоких непрерывных разориентировок, позволяющих выделить ″структурную″ (присущую объемным образцам) кривизну кристаллической решетки, проведено сравнительное электронномикроскопическое исследование особенностей дефектной субструктуры СМК меди, полученной методами РКУ прессования и кручения в наковальнях Бриджмена, и сплава V-4Ti-4Cr в наноструктурном состоянии, полученном в процессе глубокой деформации прокаткой при комнатной температуре. Установлено, что общими особенностями структурных состояний, формирующихся во всех указанных выше условиях деформации, являются высокие (до $\chi_{ij} \approx$ 30 град/мкм) значения кривизны кристаллической решетки, ротора этой кривизны (до $-\nabla\times\chi \sim 40$ град/мкм^2) и высокая плотность межзеренных границ с переменными векторами разориентации $\partial\theta/\partial r \leq 30$ град/мкм.

С привлечением представлений континуальной теории дефектов предложена структурная модель полученных методами ИПД СМК состояний как высокодефектных состояний с высокой континуальной плотностью дефектов (дислокаций и дисклинаций) в объеме субмикрокристаллов и высокой плотностью скоплений непрерывно распределенных частичных дисклинаций одного знака или дислокаций Сомилианы на межкристаллитных границах.

2. С использованием предложенной модели и результатов электронно-микроскопического измерения параметров дефектной субструктуры проведен анализ упруго-напряженного состояния в указанных выше высокодефектных субструктурах. Показано, что последние являются источниками высоких (до $\sigma_{лок} \approx E/30$) локальных внутренних напряжений. В СМК меди наличие таких напряжений подтверждено путем электронномикроскопического обнаружения значительных (2-3%) эффектов упругой деформации кристаллической решетки в зонах ее высокой кривизны. Дисклинационная природа дефектной субструктуры определяет наличие высоких (~ E/20 мкм$^{-1}$) локальных (на субмикронном масштабном уровне) градиентов напряжений. Сравнительный анализ локальных внутренних напряжений в материалах разного класса показал, что их величина, помимо степени пластической деформации, определяется свойствами материала, контролирующими эффективность дислокационной релаксации этих напряжений. Максимальные значения $\sigma_{лок}$ могут при этом изменяться в пределах от E/60 (чистая медь) до E/20 (высокопрочный Ni_3Al), а значения $\partial\sigma_{лок}/\partial r$ – от E/7 до E/30 мкм$^{-1}$.

3. Электронномикроскопически изучены особенности зеренной структуры СМК меди, полученной методами РКУ прессования и кручения в наковальнях Бриджмена. Обнаружена, во-первых, высокая разнозернистость СМК состояний с более чем десятикратным (от 0,06 до 0,6 мкм) разбросом размеров зерен. Во-вторых, формирование, наряду с равноосными, микрополосовых субмикрокристаллических структур. Показано, что указанные особенности являются результатом активизации в ходе ИПД явлений механического двойникования,

локализации пластического течения с образованием микрополос переориентации и динамической микрорекристаллизации.

4. Установлено, что в СМК меди, полученной кручением в наковальнях Бриджмена, результатом значительно более высоких, по сравнению с РКУ прессованием, величин пластической деформации являются: гораздо более интенсивная фрагментация кристаллической решетки (увеличение относительной доли высокоугловых границ фрагментов и уменьшение их размеров); более высокие значения параметров континуальной плотности дефектов в объеме субмикрозерен и эффективной плотности частичных дисклинаций на межкристаллитных границах.

5. Методом исследования микроструктуры в различных сечениях образцов, деформированных в наковальнях Бриджмена, впервые обнаружена высокая анизотропия дефектной микроструктуры НС состояния. При этом можно выделить несколько типов такой анизотропии: анизотропия субмикрокристаллической структуры – более эффективное измельчение зерен и субзерен в направлении оси кручения и анизотропия дискретных и непрерывных разориентировок с более интенсивной переориентацией кристалла в указанном выше направлении. Проведенный анализ показал, что это обусловлено, во-первых, характерной для деформации кручением высокой анизотропией полей смещений и их градиентов, во-вторых, формированием полос локализации и микродвойников деформации в направлениях максимальных сдвиговых напряжений, лежащих в плоскости наковален.

6. Показано, что формирование в процессе ИПД высокодефектных структурных состояний с высокими локальными напряжениями и низкая дислокационная активность в этих состояниях определяют активизацию коллективных механизмов деформации и переориентации кристалла. Формирование СМК состояний является при этом результатом последовательного или одновременного действия нескольких таких механизмов:

- образования субструктуры с высокой континуальной плотностью дисклинаций и ее коллективной перестройки в дискретные границы разориентации;
- механического двойникования;
- квазивязкого механизма переориентации потоками неравновесных точечных дефектов в полях высоких градиентов локальных напряжений;
- динамической микрорекристаллизации.

7. Установлено, что важным механизмом пластического течения СМК меди в процессе активной деформации растяжением при комнатной температуре является механизм квазипериодического формирования и релаксации мезоконцентраторов напряжений на фронте распространения мезополос локализации деформации указанными выше (см. п. 5) кооперативными механизмами деформации. В основе его реализации лежат два принципиальных момента: во-первых, эффективное подавление в СМК состоянии дислокационных механизмов микроуровня деформации, определяющее формирование мезоконцентраторов напряжений с самого начала деформации; во-вторых, структурная неустойчивость в зонах мезоконцентраторов при достижении критических значений плотности запасённой энергии деформации и локальных напряжений.

8. Повышение температуры деформации до T = 453 K приводит к структурной неустойчивости и интенсивной динамической рекристаллизации во всём объёме образцов, подавляет формирование мезоконцентраторов напряжений и мезополос локализации деформации и снижает её масштабный (от мезо- к микро-) уровень. Предполагается, что последнее определяет значительное повышение пластичности УМЗ меди при повышении температуры деформации.

9. Изучены кристаллогеометрические особенности высокоугловых разориентировок в микрополосовых наноструктурных состояниях сплава V-4Ti-4Cr, полученных глубокой деформацией прокаткой при комнатной температуре. Показано, что важной особенностью этих состояний является преимущественный характер переориентации вокруг направлений типа ⟨110⟩, высокая плотность высокоугловых границ с векторами переориентации $\theta = (50 – 60)°$ ⟨110⟩ и наличие границ микрополос с плоскостями габитуса типа ⟨113⟩. Высказано

предположение, что указанные особенности, а также возможность глубокой деформации сплава прокаткой при комнатной температуре, являются результатом фрагментации и переориентации кристаллической решетки механизмами динамических (прямых плюс обратных мартенситных) фазовых переходов в полях высоких локальных напряжений.

Основные результаты диссертации представлены в следующих публикациях:

1. Тюменцев А.Н., Панин В.Е., Деревягина Л.С. Валиев Р.З., Дубовик Н.А., Дитенберг И.А. Механизм локализованного сдвига на мезоуровне при растяжении ультрамелкозернистой меди. // Физическая мезомеханика. –1999. –Т.2. –№6. –С. 115-123.
2. Тюменцев А.Н., Панин В.Е., Дитенберг И.А. Пинжин Ю.П., Коротаев А.Д., Деревягина Л.С., Шуба Я.В., Валиев Р.З. Особенности пластической деформации ультрамелкозернистой меди при разных температурах. // Физическая мезомеханика. –2001. –Т.4. –№6. –С. 77-85.
3. Тюменцев А.Н., Пинжин Ю.П., Коротаев А.Д., Дитенберг И.А., Валиев Р.З., Исламгалиев Р.К. Микроструктура ультрамелкозернистой меди, полученной интенсивной пластической деформацией кручением под давлением. // Труды всероссийской научно-практической конференции, Перспективные технологии физико-химической размерной обработки и формирования эксплуатационных свойств металлов и сплавов. 11- 14 сентября, Уфа. 2001. С. –337-342.
4. Тюменцев А.Н., Дитенберг И.А., Пинжин Ю.П., Коротаев А.Д., Валиев Р.З. Особенности микроструктуры и механизмы формирования субмикрокристаллической меди, полученной методами интенсивной пластической деформации. // ФММ –2003. –Т.96. –№4. –С. 33-43.
5. Tyumentsev A.N., Korotaev A.D., Pinzhin Yu.P., Ditenberg I.A., Litovchenko I.Yu., Surikova N.S., Ovchinnikov S.V., Shevchenko N.V., Valiev R.Z. Structural models and mechanisms for the formation of high-energy nanostructures under severe plastic deformation. // Nanomaterials by Severe Plastic Deformation. Proceedings of the Conference “Nanomaterials by Severe Plastic Deformation – NANOSPD2”, December 9-13, 2002, Vienna, Austria. – P. 381-386.
6. Пинжин Ю.П., Тюменцев А.Н., Литовченко И.Ю., Овчинников С.В., Дитенберг И.А., Шевченко Н.В., Коротаев А.Д., Потапенко М.М., Чернов В.М.. Влияние режимов термомеханической обработки на закономерности формирования гетерофазной и зеренной структуры сплавов V-4Ti-4Cr // Физическая мезомеханика. –2004. –Т.7(Спец. выпуск). –Ч. 2. –С. 223-226
7. Tyumentsev A. N., Korotaev A. D., Pinzhin Yu. P., Ditenberg I. A., Litovchenko S. V., Shuba Ya. V., Shevchenko N. V., Drobishev V. A., Potapenko M. M., and Chernov V. M. Effect of the modes of thermomechanical treatment on the formation of the heterophase and grain structure of V–4Ti–4Cr alloys // Journal of Nuclear Materials. – 329-333 (2004) p. 429-433.
8. Тюменцев А.Н., Коротаев А.Д., Пинжин Ю.П., Дитенберг И.А., Дробышев В.А., Потапенко М.М., Чернов В.М. Влияние режимов термомеханической обработки на закономерности формирования гетерофазной и зеренной структуры сплавов V-4Ti-4Cr // Вопросы атомной науки и техники. Сер. Материаловедение и новые материалы, 2004, 2(63).
9. A. N. Tyumentsev, Yu. P. Pinzhin, M. V. Tretjak, A. D. Korotaev, I. A. Ditenberg, R. Z. Valiev, R. K. Islamgaliev, A. V. Korznikov.// Evolution of substructure of metal alloys at microscopic and mesoscopic level under tension. Proceedings of an International Conference of Role of Mechanics for Development of Science and Technology, held at Xi′ an Jiaotong University, Xi′ an, China, June 13 –16, 2000. p. 91.
10. Дитенберг И. А., Шуба Я. В., Тюменцев А. Н., Пинжин Ю. П., Коротаев А. Д., Панин В. Е., Валиев Р. З. Особенности пластической деформации ультрамелкозернистой меди при разных температурах. // Тезисы докладов IX Международного семинара "Дислокационная структура и механические свойства металлов и сплавов» ‘ДСМСМС-2002’, 18-22 марта 2002 г.Екатеринбург, Россия, с. 178-179.

11. Дитенберг И.А., Шуба Я.В., Тюменцев А.Н., Пинжин Ю.П., Коротаев А.Д., Панин В.Е., Валиев Р.З. Особенности локализации деформации в процессе активного растяжения ультрамелкозернистой меди при комнатной температуре // Материалы VI Всероссийской (международной) конференции «Физикохимия ультрадисперсных (нано-) систем», Томск, Россия, 19-23 августа 2002г., с. 169.
12. Тюменцев А.Н., Коротаев А.Д., Пижин Ю.П., Дитенберг И.А., Шуба Я.В., Дробышев В.А., Потапенко М.М., Чернов В.М.. Механизмы пластической деформации и переориентации кристаллической решетки при глубоких пластических деформациях сплавов Mo-47%Re и V-Ti-Cr. // Тезисы XV Международной конференции «Физика прочности и пластичности материалов», 30 сентября-3 октября 2003 г. Тольятти, Россия.
13. Tyumentsev A. N., Korotaev A. D., Pinzhin Yu. P., Ditenberg I. A., Drobyshev V. A., Potapenko M. M., Chernov V. M. Effect of the modes of thermomechanical treatment on the formation of the heterophase and grain structure of V-4Ti-4Cr alloys // 11th International Conference on Fusion Reactor Materials. December 7-12, 2003, Kyoto, Japan.

Список цитируемой литературы:

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. – М.: Логос, 2000, –272 с.
2. Лихачев В.А., Волков А.Е., Шудегов В.Е. Континуальная теория дефектов. – Ленинград: Изд. Ленинградского университета, 1986. – 232 с.
3. Тюменцев А.Н, Коротаев А.Д., Пинжин Ю.П. Высокодефектные структурные состояния, поля локальных внутренних напряжений и кооперативные механизмы мезоуровня деформации и переориентации кристалла в наноструктурных металлических материалах. // Физическая мезомеханика. –2004. –Т. 7. –№ 4. –С. 35-53.
4. Тюменцев А.Н., Коротаев А.Д., Пинжин Ю.П. И др. Механизмы локализации деформации и механического двойникования в условиях фазовой нестабильности кристалла в полях напряжений. // Изв. Вузов. Физика. – 2004. – №8. С. –28-48.