

На правах рукописи



**Фаизов Ильшат Альбертович**

**Фазовые превращения «растворение-выделение» в низколегированных  
сплавах системы Cu-Cr-Zr при интенсивной пластической деформации**

Специальность

01.04.07 – физика конденсированного состояния

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени  
кандидата физико-математических наук

Уфа - 2017

Работа выполнена в Федеральном государственном бюджетном образовательном учреждении высшего образования «Уфимский государственный авиационный технический университет»

**Научный руководитель: Рааб Георгий Иосифович**

доктор технических наук,  
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Уфимский государственный авиационный технический университет», ведущий научный сотрудник

**Официальные оппоненты: Глезер Александр Маркович**

доктор физико-математических наук,  
Федеральное Государственное Унитарное Предприятие «Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина», Институт материаловедения и физики металлов им. Г.В. Курдюмова в составе ЦНИИчермет, г.Москва,  
директор ИМФМ

**Горностырев Юрий Николаевич**

доктор физико-математических наук,  
Федеральное государственное бюджетное учреждение науки «Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН», г. Екатеринбург,  
главный научный сотрудник, лаборатория теоретической физики

**Ведущая организация:** Институт проблем машиностроения РАН - филиал Федерального государственного бюджетного научного учреждения «Федеральный исследовательский центр Институт прикладной физики Российской академии наук» (ИПМ РАН), г. Нижний Новгород.

Защита состоится «5» октября 2017 г. в 16.30 часов на заседании диссертационного совета Д 002.080.03 по защите диссертаций на соискание ученой степени кандидата наук, на соискание ученой степени доктора наук на базе Федерального государственного бюджетного учреждения науки Института проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук по адресу: г. Уфа, ул. Степана Халтурина, 39 (6 этаж, конференц-зал).

Отзывы на автореферат в 2-х экземплярах, заверенные печатью, просим высылать по адресу: 450001, г. Уфа, ул. Степана Халтурина, 39

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке ИПСМ РАН (г. Уфа, ул. Степана Халтурина, 39) и на сайте <http://www.imspp.ru>

Автореферат разослан «    »                    2017 г.

Ученый секретарь

диссертационного совета, д.ф.-м.н.

Имаев Марсель Фаниревич

## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

**Актуальность.** Низколегированные дисперсионно-упрочняемые медные сплавы, в частности, системы Cu-Cr-Zr, обладают высокой электро- и теплопроводностью и при этом способны выдерживать большие механические нагрузки в условиях повышенных температур. История использования и изучения таких сплавов насчитывает около 100 лет, и к настоящему времени возможности традиционных подходов к улучшению их свойств можно считать исчерпанными. В последнее время продемонстрирована возможность существенного улучшения физико-механических свойств в наноструктурированных дисперсионно-упрочняемых медных сплавах, полученных методами интенсивной пластической деформации (ИПД). Известны работы в этом направлении таких исследователей, как Виноградов А.Ю., Мулюков Р.Р., Рааб Г.И., Добаткин С.В., Страумал Б.Б., Чувильдеев В.Н., Нохрин А.В., Валиев Р.З., Исламгалиев Р.К., Беляков А.Н., Александров И.В. и др.

Главной особенностью ИПД, по сравнению с традиционными методами деформации, является возможность накопления в материале больших деформаций (при использовании равноканального углового прессования истинная деформация порядка 8-12). Как результат, в материале формируется ультрамелкозернистая структура, и материал приобретает уникальное сочетание функциональных свойств – высокую прочность при сохранении электропроводности. Интенсивное деформационное воздействие обеспечивает очень высокую плотность дислокаций и точечных дефектов. Также возникает ряд новых явлений, связанных с фазовыми превращениями, что нетипично при использовании традиционной холодной обработки. Такие фазовые превращения происходят как в металлических, так и аморфных материалах (работы Сагарадзе В.В., Шабашова В.А., Глезера А.М., Мурашкина М.Ю., Маркушева М.В., Гундерова Д.В. и др.).

В случае медных сплавов эти превращения влияют на концентрацию твердого раствора легирующих элементов в медной матрице, сложным образом изменяют распределение частиц вторых фаз по размерам и среднее расстояние между ними.

Характер эволюции ансамбля частиц указывает на существование процессов массопереноса легирующих элементов между частицами разных размеров и составов и позволяет предположить, что наряду с известным процессом деформационно-стимулированного распада твердого раствора (ТР) в этих условиях реализуется процесс деформационно-индуцированного растворения вторых фаз, которые являются интерметаллидами разной степени метастабильности.

Как следует из самого названия «дисперсионно-упрочняемые», определяющую роль в формировании свойств этих сплавов играет именно ансамбль частиц вторых фаз. Поэтому

результаты исследований найдут приложение для выработки научно-обоснованных подходов к применению ИПД для достижения повышенных функциональных свойств в сплавах системы Cu-Cr-Zr. Результаты исследования представляют интерес и с фундаментальной точки зрения, поскольку процесс деформационно-индуцированного растворения не может быть объяснен прямым применением квазинеравновесной термодинамики и, следовательно, включает нетривиальные механизмы взаимодействия фазовых превращений и деформации на микроуровне.

**Степень разработанности темы исследований.** Явление деформационно-индуцированного растворения при ИПД обнаружено в целом ряде материалов. В подавляющем большинстве из них равновесная концентрация твердого раствора при температуре эксперимента довольно высока, и растворение частиц приводит лишь к ее небольшому относительному изменению. Наиболее изученным классом материалов являются сплавы на основе железа, у которых ряд физических характеристик, в частности – температура Кюри, чувствительны к концентрации растворенных легирующих элементов, что делает такие сплавы удобным объектом исследования.

Равновесная концентрация раствора хрома и циркония в меди при температурах близких к комнатной пренебрежимо мала, что является существенной особенностью данного класса сплавов и, поэтому, требует применения специальных подходов к его исследованию. Кроме того, представляющий особый интерес случай, когда твердый раствор в начальном состоянии является пересыщенным, осложняется присутствием процесса деформационно-стимулированного распада. В силу этих факторов, до настоящего времени проблематика фазовых переходов, индуцированных ИПД, в данном классе сплавов остается малоизученной.

**Основной целью диссертационной работы** является поиск экспериментальных доказательств деформационно-индуцированного растворения вторых фаз в низколегированных сплавах системы Cu-Cr-Zr в процессе РКУП, а также изучение его роли в комплексе структурно-фазовых превращений, происходящих в сплавах, и влияния на формирование физико-механических свойств.

В соответствии с целью работы были поставлены следующие **основные задачи** кандидатской диссертации:

1. Детально исследовать изменение структуры и свойств низколегированного сплава Cu-0,6Cr-0,1Zr с предельно низкой концентрацией твердого раствора в исходном состоянии в ходе РКУП для получения доказательств повышения концентрации ТР.

2. Оценить влияние высокой исходной концентрации ТР на процесс деформационно-индуцированного растворения в сплаве Cu-1Cr-0,2Zr-0,7Al.

3. Экспериментально исследовать комплекс явлений при протекании двух кинетически разнонаправленных процессов: деформационно-индуцированного растворения частиц вторых фаз и деформационно-стимулированного распада ТР в условиях РКУП низколегированного медного сплава Cu-1Cr-0,2Zr-0,7Al.

4. Проанализировать влияние фазовых превращений «растворение – выделение» на прочность материала путем расчета вкладов различных механизмов упрочнения сплавов системы Cu-Cr-Zr.

**Методология и методы исследования.** Для выполнения работы применялись апробированные методы исследования, такие как дифференциальная сканирующая калориметрия (ДСК), просвечивающая и растровая электронная микроскопия (ПЭМ и РЭМ), оптическая металлография (ОМ), рентгеноструктурный анализ (РСА), механические испытания на растяжение, измерение микротвердости и электропроводности. Интенсивная пластическая деформация проводилась методом равноканального углового прессования. Исследования среднего размера и характера распределения частиц легирующих элементов проводились с использованием метода экстракционных реплик. Методологической основой исследований послужили научные труды отечественных и зарубежных научных школ в области металловедения, физики конденсированного состояния и физики прочности и пластичности.

#### **Научная новизна:**

1. Впервые проведены эксперименты по доказательству деформационно-индуцированного растворения частиц вторых фаз при РКУП дисперсионно-упрочняемых сплавов Cu-0,6Cr-0,7Zr и Cu-1Cr-0,2Zr-0,7Al в состоянии с минимальной концентрацией ТР и в состоянии с пересыщенным ТР.

2. Экспериментально показано, что при РКУП сплава Cu-1Cr-0,2Zr-0,7Al в состоянии пересыщенного твердого раствора одновременно происходят два разнонаправленных процесса: деформационно-индуцированное растворение дисперсных частиц и деформационно-стимулированный распад твердого раствора и выделение частиц вторых фаз.

3. Продемонстрировано, что в ходе РКУП процесс деформационно-индуцированного растворения дисперсных частиц вторых фаз в сплаве Cu-1Cr-0,2Zr-0,7Al доминирует над деформационно-стимулированным распадом твердого раствора, что играет существенную роль в формировании свойств сплава при пост-деформационном старении.

**Теоретическая и практическая значимость.** Обнаруженное в работе деформационно-индуцированное растворение частиц вторых фаз в низколегированных хромо-циркониевых

бронзах при интенсивном деформировании придает новую актуальность проблеме исследования механизмов этого явления. Результаты работы могут быть использованы для решения исследовательских и прикладных задач в области физического материаловедения при изучении взаимосвязи структурных и фазовых превращений в металлических материалах.

Изученные в работе фазовые превращения в дисперсионно-упрочняемых сплавах системы Cu-Cr-Zr являются существенно новым явлением, отличающим ИПД от менее интенсивных методов деформирования (прокатка, волочение, кузнечная протяжка и др.). Учет их вклада в формирование свойств сплавов является необходимой частью научно-обоснованного подхода к разработке перспективных технологий на основе ИПД.

**На защиту выносятся следующие положения:**

1. В условиях интенсивной пластической деформации происходит деформационно-индуцированное растворение частиц вторых фаз в низколегированном сплаве Cu-0,6Cr-0,1Zr.

2. При РКУП в низколегированном сплаве Cu-1Cr-0,2Zr-0,7Al наряду с измельчением зеренной структуры одновременно происходят два разнонаправленных процесса:

- деформационно-индуцированное растворение дисперсных частиц вторых фаз, не растворившихся при длительной высокотемпературной термообработке;
- деформационно-стимулированный распад ТР легирующих элементов в медной матрице.

Средние размеры частиц фаз  $ZrAl_3$ ,  $Zr_2Al_3$ ,  $Al_3Zr_5$ ,  $Cu_5Zr$ ,  $CuCr$ , Cr при РКУП увеличиваются, а размеры частиц  $AlCrZr$  и  $CuCr_4$  – уменьшаются.

3. В процессе РКУП сплава Cu-1Cr-0,2Zr-0,7Al в состоянии пересыщенного твердого раствора деформационно-индуцированное растворение дисперсных частиц вторых фаз доминирует над деформационно-стимулированным распадом твердого раствора, что при последующем отжиге играет существенную роль в формировании ансамбля частиц и, как следствие, свойств сплава данного класса.

4. Анализ и количественный расчет вкладов различных механизмов упрочнения сплава Cu-1Cr-0,2Zr-0,7Al на разных этапах формирования высокопрочного состояния показал, что вклад дисперсионного упрочнения в суммарный предел текучести материала после ИПД и отжига достигает ~50 % и по абсолютной величине (210 МПа) в два раза больше, чем при традиционной обработке (110 МПа).

**Степень достоверности и апробация результатов.** Достоверность полученных результатов определялась тщательным сопоставлением экспериментальных результатов с литературными данными; многоуровневым анализом микроструктуры, включающим

определение среднего размера зерен/фрагментов, исследованием характера распределения частиц легирующих элементов методом экстракционных реплик, а также значительными статистическими выборками для анализируемых параметров размера и плотности распределения частиц (до 1500 частиц); сопоставлением структурных и фазовых изменений с физическими свойствами материала.

**Вклад автора.** Соискатель принимал участие в изготовлении образцов для исследования, планировании экспериментов, проводил исследования микроструктуры, оценивал физические свойства материала, проводил и интерпретировал результаты калориметрических исследований. Также принимал непосредственное участие в постановке задач исследования, обсуждении и интерпретации экспериментальных результатов, формулировании основных положений, выводов, подготовке статей и научных докладов.

**Диссертационная работа проводилась в рамках выполнения следующих проектов:** проекта РФФИ №10-08-01106-а «Неравновесная кинетика превращений в твердом растворе в дисперсионно-упрочняемых медных сплавах при наноструктурировании методами ИПД и ее связь с физико-механическими свойствами», проекта РФФИ №13-08-01073 «Исследование параметров термодинамически неравновесных фазовых превращений в низколегированных медных сплавах в условиях интенсивной пластической деформации», проекта Минобрнауки РФ № 2540 «Закономерности фазовых превращений в дисперсионно-твердеющих сплавах в ходе измельчения структуры методами интенсивной пластической деформации».

**Апробация работы.** Результаты диссертационной работы представлены на следующих конференциях и семинарах: XXI Уральская школа металловедов–термистов «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов» (Магнитогорск, 2012), Ультрамелкозернистые и наноструктурные материалы (Уфа, 2012), VII международная конференция «Фазовые превращения и прочность кристаллов» (Черноголовка, 2012), VI Международная школа с элементами научной школы для молодежи «Физическое материаловедение» (Тольятти, 2013), XIII международная конференция «Дислокационная структура и механические свойства металлов и сплавов – ДСМСМС-2014» (Екатеринбург, 2014), Ультрамелкозернистые и наноструктурные материалы (Уфа, 2014), Международная конференция «Бернштейновские чтения» (Москва, 2014), Международная конференция. Перспективные материалы с иерархической структурой для новых технологий и надежных конструкций (Томск, 2015), The 5th International Symposium on Bulk Nanostructured Materials: from fundamentals to innovations BNM-2015 (Уфа, 2015).

**Публикации.** Основное содержание диссертации отражено в 15 публикациях, включая 5 статей, из них 4 в рецензируемых журналах из перечня ВАК, 1 в журнале из перечня SCOPUS, и 10 работ в материалах всероссийских и международных конференций и

симпозиумов. Список основных публикаций приведен в конце автореферата.

**Структура и объем работы.** Диссертация состоит из введения, 5 глав, выводов и списка литературы. Работа изложена на 158 страницах, содержит 49 рисунков и 14 таблиц. Библиография включает 194 наименования.

### КРАТКОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

**Во Введении** обоснована актуальность выбранной темы диссертации, сформулированы цель и задачи работы, научная новизна и практическая значимость, приведены основные положения, выносимые на защиту.

**Первая глава** посвящена литературному обзору современных знаний об особенностях фазового состава сплавов системы Cu-Cr-Zr, методах ИПД, о структурных особенностях и фазовых превращениях, протекающих при ИПД в кристаллических материалах.

Описаны особенности легирования сплавов на основе меди. Оценены преимущества низколегированных высокоэлектропроводных сплавов системы Cu-Cr-Zr. Приведены работы по фазовому составу сплавов системы Cu-Cr-Zr, где показано, что, наряду со стабильными фазами, присутствует большое количество различных метастабильных фаз, отличающихся по морфологии и составу. На основании исследований кинетики роста хромосодержащих метастабильных фаз установлено, что метастабильные хромовые фазы, зарождаясь, имеют ГЦК решетку, затем, по мере роста, происходит их трансформация в частицы с ОЦК решеткой, имеющей ориентационное соотношение Нишияма-Вассермана. Дальнейший рост хромовых частиц приводит к смене ориентационного соотношения на соотношение Курдюмова-Закса. Одновременно с хромосодержащими частицами наблюдаются интерметаллиды  $\text{Cu}_5\text{Zr}$ ,  $\text{Cu}_{51}\text{Zr}_{14}$ ,  $\text{Cu}_8\text{Zr}_3$ , которые либо частично, либо полностью когерентны медной матрице.

Кратко обсуждены достоинства и недостатки основных методов получения ультрамелкозернистых (УМЗ) материалов. Проанализированы методы интенсивной пластической деформации (ИПД). Самоорганизация систем дислокаций и других дефектов в ходе ИПД приводит к фрагментации кристаллической структуры (работы Рыбина В.Н., Виноградова А.Ю., Рааба Г.И., Добаткина С.В., Тюменцева А.Н., Чувильдеева В.Н., Нохрина А.В., Валиева Р.З., Исламгалиева Р.К., Сагарадзе В.В., Шабашова В.А. и др.). Кроме того, в сплавах, подвергнутых ИПД, наблюдаются фазовые превращения и процессы массопереноса, не описываемые равновесными фазовыми диаграммами (Сагарадзе В.В., Шабашов В.А. и др.). Особое внимание в данной главе уделяется работам, посвященным процессам деформационно-индуцированного растворения частиц вторых фаз. Представлены результаты по растворению карбидов, оксидов, нитридов и интерметаллидов в железоникелевой матрице. Наблюдаемые процессы деформационно-индуцированного растворения

протекают при использовании методов ИПД таких как кручение под давлением (ИПДК) или же помол в шаровой мельнице. Анализ закономерностей деформационно-индуцированного растворения интерметаллидных фаз в изученных случаях показал, что кинетика растворения и формирования фаз зависит от дисперсности структуры, температуры деформации, термодинамической активности и сил связи атомов в частицах и матрицах металлов. Исследования сплавов системы Cu-Cr-Zr после обработки методами ИПД в основном направлены на изучение влияния получаемой УМЗ структуры на различные свойства сплавов. Наличие в системе частиц вторых фаз рассматривается только в контексте стабилизации УМЗ структуры при пост-деформационном отжиге (Виноградов А.Ю., Добаткин С.В., Чувильдеев В.Н., Нохрин А.В., Валиев Р.З., Исламгалиев Р.К. и др.). При этом подробного изучения фазовых превращений во время ИПД, связанных с частицами вторых фаз, в таких системах нет. На основе анализа литературных данных сформулированы цель и задачи диссертационной работы.

**Во второй главе** изложены материалы и методики исследования. В качестве материала исследования были выбраны два сплава: модельный сплав Cu-0,6Cr-0,1Zr и промышленный сплав Cu-1Cr-0,2Zr-0,7Al. Предварительная высокотемпературная и пост-деформационная термообработки (старение) проводились в электропечи KS-600. Интенсивная пластическая деформация проводилась методом равноканального углового прессования (РКУП) на установке с углом пересечения каналов равным  $90^\circ$  по маршрутам Вс и А при температурах 25 и  $150^\circ\text{C}$ , количество циклов от 1 до 8. Комплексная ИПД включала РКУП и дополнительные методы деформационной обработки - кузнечную протяжку и волочение.

Структурные исследования проводились на оптическом микроскопе «Epiquant», растровом и просвечивающем электронном микроскопах (Jeol JSM-6390 и JEM-2100). Для идентификации частиц вторых фаз, получения их количественных характеристик – размеров и расстояния между ними – использовали метод экстракционных реплик и фольг (ПЭМ). Рентгеноструктурный анализ выполнялся на приборе DRON-4-07 с излучением Cu  $K_\alpha$  при съемке с шагом  $0,05^\circ$  в интервале от 10 до  $100^\circ$  градусов в углах  $2\theta$  и экспозицией 10 секунд. Для калориметрических исследований использовалась установка NETZSCH DSC 204 F1 Phoenix, нагрев образцов осуществлялся до температуры  $500^\circ\text{C}$  со скоростью  $40^\circ\text{C}/\text{мин}$  при постоянном давлении. Механические испытания на растяжение образцов проводили на установке INSTRON 1114. Микротвердость по Виккерсу измерялась на оптическом микроскопе Micromet 5101, а электропроводность – на приборе ВЭ-27НЦ6 вихретоковым методом в относительных международных единицах IACS – International Annealed Copper Standard. 100% IACS соответствует электропроводности чистой отожженной меди в 58 МСм/м.

**В третьей главе** описывается эксперимент, направленный на обнаружение деформационно-индуцированного растворения частиц вторых фаз в ходе ИПД сплава, в котором в медной матрице отсутствуют растворенные элементы (или концентрация ТР минимальна).

В эволюцию системы частиц вторых фаз в сплавах системы Cu-Cr-Zr, подвергаемых ИПД, потенциально вносят вклад три процесса: механическая фрагментация, деформационно-стимулированный распад твердого раствора (ТР) с выделением частиц и деформационно-индуцированное растворение частиц вторых фаз. Процессы деформационно-стимулированного распада ТР и деформационно-индуцированного растворения частиц вторых фаз кинетически противоположны. Для отдельного изучения процесса деформационно-индуцированного растворения вторых фаз в процессе ИПД сплава необходимо исключить обратный процесс распада ТР. Это возможно при условии, когда в исходном состоянии концентрация ТР близка к нулю.

Определение концентрации ТР в сплавах исследуемой системы представляет собой непростую задачу. Прямые методы измерения – например, масс-спектрометрия паров, крайне сложны и дорогостоящи. Большинство исследований полагается на косвенные подходы – измерения электропроводности, микротвердости и термический анализ. В описываемом эксперименте применяются все эти перечисленные методы. Дополнительно, для получения согласованной картины явления, исключая неучтенные существенные факторы, проводились наблюдения структурных превращений в представленных фазах на разных масштабных уровнях.

Исследования проводились на образцах сплава Cu-0,6Cr-0,1Zr. С целью снижения концентрации ТР проводился отжиг закаленных образцов в течение 4,5 часов при температуре 450° С оптимальной для обеспечения распада ТР с приемлемо низкой концентрацией. Приближение к стабильному состоянию контролировалось периодическими измерениями микротвердости и электропроводности. Окончательно практическое достижение равновесного значения подтверждено калориметрическими измерениями, а именно, отсутствием каких-либо особенностей в спектре ДСК в области 400–500° С, где активизируются процессы образования интерметаллидных частиц из ТР.

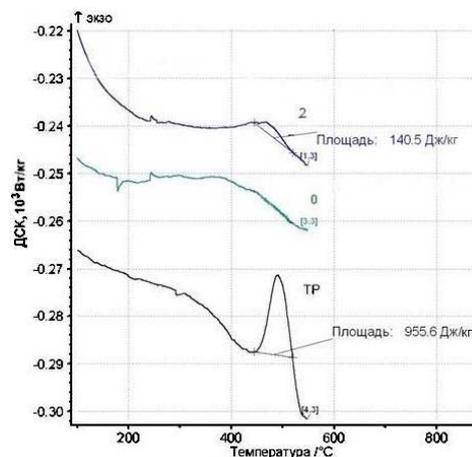


Рисунок 1 – Зависимость выделяемой энергии на единицу массы вещества от температуры нагрева: кривая ТР – эталонный образец в состоянии пересыщенного ТР, кривая 0 – образец в состоянии предельно низкой концентрации ТР, кривая 2 – образец после двух циклов РКУП

Образцы с полученной предельно низкой концентрацией ТР подвергались РКУП с числом циклов от одного до восьми. ДСК спектры образцов после ИПД на фоне образцов в состоянии с предельно низкой концентрацией ТР обнаруживают экзопик в области температур 450–470 °С и площадью 141 Дж/кг (рисунок 1).

Из литературы известно, что уменьшение размера зерен или фрагментов при холодной деформации приводит к увеличению протяженности границ различных типов и, соответственно, процессы диффузии в материале ускоряются. Согласно работам Чувильдеева В.Н., Нохрина А.В., Мулюкова Р.Р. для УМЗ меди с размером фрагментов 200-250 нм температура начала рекристаллизации находится в области 200 °С. Поэтому наблюдаемый пик не может быть связан с процессами рекристаллизации и возврата структуры.

Для выяснения его природы был снят ДСК спектр эталонного крупнозернистого образца, закаленного с температуры 1050° С с целью создания в нем структуры с минимальной плотностью дислокаций и пересыщенным ТР. В этом спектре присутствует экзопик площадью 956 Дж/кг в той же области 440–470° С. Его происхождение однозначно связано с распадом ТР, поскольку для крупнозернистого образца эффекты дислокационного возврата, рекристаллизации и других возможных экзотермических процессов перестройки структуры пренебрежимо малы. Соответственно, идентично расположенный пик в спектре деформированного образца не может быть результатом трансформации дефектной структуры и связан с фазовыми превращениями.

Таким образом, результаты термического анализа однозначно свидетельствуют о возрастании концентрации ТР в ходе ИПД.

В исходном состоянии с предельно низкой ТР образцы сплава имели проводимость 84% IACS (International Annealed Copper Standard), микротвердость 1830 МПа и предел прочности 560 МПа (Рисунок 2). По мере накопления деформации в ходе ИПД происходит снижение проводимости, и после 8 циклов РКУП она составляет 78%. В контрольном эксперименте на меди марки М1 после такой же обработки проводимость снизилась только на два процента при сопоставимом исходном значении 88%.

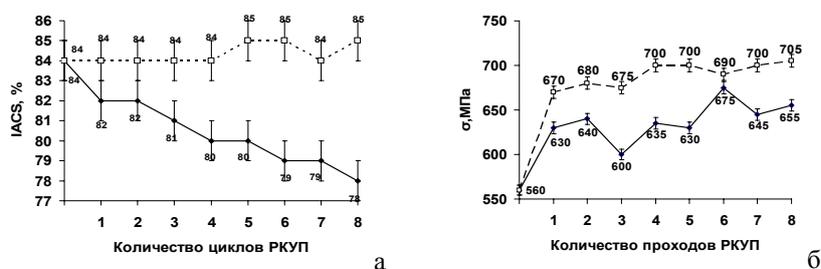


Рисунок 2 – Изменение электропроводности (а) и предела прочности (б) в зависимости от количества циклов РКУП: сплошная прямая – образцы после РКУП, пунктирная прямая – образцы после РКУП и пост-деформационного отжига.

Пост-деформационный отжиг проводился в течение 1 ч при 450° С. В результате

проводимость образцов восстановилась практически до исходного значения (рисунок 2). Значительное повышение электросопротивления сплава после ИПД нельзя объяснить возрастанием плотности дислокаций и границ фрагментов – вклад дефектов такого масштабного уровня в сопротивление при комнатной температуре невелик, что подтверждается результатами эксперимента на меди. Восстановление проводимости сплава после отжига, сохранившего в нем УМЗ структуру и, следовательно, значительную плотность границ, доказывает, что повышение сопротивления могло быть вызвано только искажениями кристаллической решетки и, как следствие, уменьшением длины свободного пробега электронов в результате увеличения концентрации растворенных атомов легирующих элементов.

При отжиге также произошло увеличение предела прочности со значения 655 МПа, наблюдаемого после 8 циклов РКУП, до 705 МПа. При повышении температуры в образце, предварительно подвергнутом ИПД, должно происходить уменьшение плотности дислокаций и небольшое возрастание размеров фрагментов, приводящие к снижению прочности. Однако наблюдаемое повышение прочности доказывает наличие эффективного механизма упрочнения, которым в данных условиях может быть только дисперсионное упрочнение, т.е. увеличение плотности частиц упрочняющих фаз.

С этим утверждением согласуется и наблюдаемая картина изменений микроструктуры образцов и распределения частиц в них. РКУП приводит к формированию ультрамелкозернистой структуры после первого цикла с размером фрагментов  $110 \pm 15$  нм. На мезоуровне (РЭМ) с увеличением накопленной деформации среднее расстояние между частицами уменьшается с 18 до 12 мкм, что соответствует увеличению плотности частиц примерно в два раза. При этом на микроуровне (ПЭМ) среднее расстояние между частицами уменьшается в два раза с 120 до 60 нм, т.е. плотность в четыре раза (Рисунок 3).

Как на мезо-, так и на микроуровнях пики плотности распределения смещаются в сторону более мелких частиц. Наиболее вероятным процессом, приводящим к такой эволюции, является механическая фрагментация. Более крупные частицы испытывают большие внутренние напряжения в ходе деформирования, поскольку огибание их дислокациями затруднено, и заторможенные ими дислокационные скопления имеют большую мощность. Таким образом, можно предположить, что дополнительные мелкие частицы являются фрагментами более крупных.

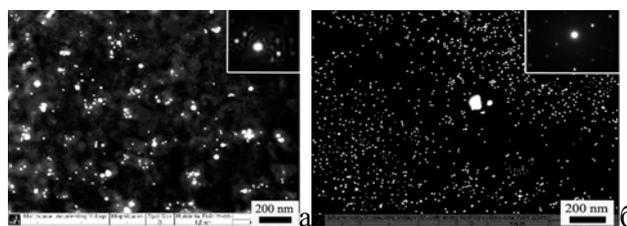


Рисунок 3 – Микрофотографии частиц вторых фаз, наблюдаемых на микроуровне (ПЭМ): а – исходное состояние с предельно низкой концентрацией ТР, б – после восьми циклов РКУП

Однако для всех исследуемых состояний после пост-деформационного отжига наблюдается уменьшение среднего расстояния между частицами, что эквивалентно повышению плотности частиц размерами менее 10 нм – для образцов после 2 и 5 циклов РКУП – примерно в 2 раза, а после 8 циклов – в 9 раз. Единственным объяснением такого увеличения плотности частиц (появления большого количества именно мелких частиц) после пост-деформационного отжига является увеличение концентрации твердого раствора в результате деформационно-индуцированного растворения частиц при РКУП.

Появление экзопика на кривой ДСК, снижение электропроводности с последующим ее восстановление при отжиге, повышение предела прочности при отжиге и наблюдаемая эволюция частиц вторых фаз доказывают повышение концентрации ТР при РКУП сплава. Единственным источником этой добавочной концентрации является растворение частиц вторых фаз.

По существующим представлениям о возможном механизме деформационно-индуцированного растворения, разрушение частиц может играть в нем существенную роль. Фрагменты частиц после разрушения имеют участки поверхности с очень высокой кривизной, следовательно, в их окрестности локальная равновесная концентрация ТР согласно уравнению Гиббса-Томсона может значительно превышать объемную, что и делает возможным частичное растворение.

Согласно этому уравнению, средняя концентрация ТР может оказаться существенным фактором, способным повлиять на растворение частиц. В эксперименте, описанном в предыдущем разделе, начальная концентрация была выбрана низкой, что позволило наблюдать эффекты ее повышения максимально ясно. Однако после него остается открытым вопрос, не было ли наблюдавшееся растворение частиц обусловлено именно практическим отсутствием растворенных атомов легирующих элементов в начале процесса.

**В четвертой главе** описывается эксперимент, в котором начальное состояние образцов промышленного сплава  $\text{Cu-1Cr-0,2Zr-0,7Al}$  было приготовлено путем закалки в воду после выдержки в течение 5 часов при температуре  $1050^\circ\text{C}$ . Эта процедура создает в сплаве пересыщенный ТР. Часть приготовленных таким способом образцов подвергалась ИПД методом РКУП (8 циклов), а остальные использовались в качестве контрольных.

Далее все образцы подвергались отжигу, но, в отличие от предыдущего эксперимента, исследовался большой диапазон температур и времен выдержки, чтобы найти оптимальные значения параметров и для деформированных, и для контрольных образцов.

В исходном состоянии проводимость образцов составляла  $50\pm 2\%$ . Столь низкое значение объясняется высокой концентрацией ТР. Тем не менее, ИПД вызвала дальнейшее снижение проводимости, для деформированных образцов она равнялась  $31\pm 1\%$ . Пост-

деформационный отжиг при оптимальных параметрах увеличил проводимость контрольных и деформированных образцов до одинакового в пределах погрешности значения  $68 \pm 2\%$ . Более низкое, чем в предыдущем эксперименте, значение обусловлено примесью алюминия, имеющего значительную растворимость в меди при низких температурах. Подвергнутые ИПД образцы после отжига остались ультрамелкозернистыми. Следовательно, можно утверждать, что изменения электропроводности данного сплава при закалке, ИПД и последующем отжиге связаны, прежде всего, с изменениями концентрации ТР, и, что эта концентрация в ходе ИПД возрастает.

РКУП привело к повышению микротвердости с 800 до 1740 МПа для образцов после 5 часов выдержки предварительной высокотемпературной ТО. Последующий отжиг обеих групп образцов привел к повышению микротвердости за счет процесса дисперсионного упрочнения. Максимальное увеличение микротвердости в результате отжига в контрольных образцах составило 70 МПа, а в деформированных – в диапазоне 370-400 МПа. Существенно большее повышение микротвердости деформированных образцов по сравнению с контрольными также не может быть объяснено без предположения о возрастании концентрации ТР (растворения частиц) непосредственно при ИПД. При этом разницу в величине эффекта дисперсного упрочнения не следует целиком относить лишь различию в концентрации ТР. Образцы двух групп имеют существенные структурные различия. В образцах контрольной группы из-за длительности предварительной ТО плотность структурных дефектов и, соответственно, плотность мест зарождения частиц вторых фаз снижена, и при отжиге формируются частицы бóльшего размера с бóльшим расстоянием между ними. Образцы после ИПД обеспечивают высокую плотность мест зарождения частиц вторых фаз вследствие высокой плотности структурных дефектов, что вызывает образование близко расположенных мелких частиц, дающих большее упрочнение.

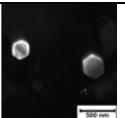
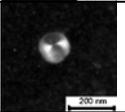
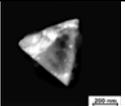
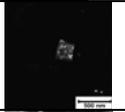
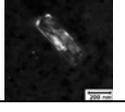
ИПД увеличивает плотность вакансий, дислокаций и других дефектов, что приводит к ускорению диффузии и, как следствие, выделению частиц из пересыщенного ТР. Этот процесс известен как деформационно-стимулированный распад. Таким образом, при наличии неравновесной избыточной концентрации ТР в ходе ИПД кроме деформационно-индуцированного растворения имеет место и кинетически обратный процесс выделения частиц. Поскольку в исследуемом сплаве присутствуют частицы вторых фаз различного химического состава, вследствие разницы в механических и термодинамических свойствах обмен атомами легирующих элементов между индивидуальными фазами и ТР может иметь разную интенсивность и даже знак. Процессы "растворения-выделения" в данном случае вызовут не только уменьшение или увеличение числа (суммарного объема) частиц,

присутствующих в сплаве, но также приведут к массопереносу между индивидуальными фазами.

**В пятой главе** исследуется влияние одновременного протекания превращений «растворения-выделения» на эволюцию отдельных фаз с различным химическим составом в ходе предварительной высокотемпературной ТО, комплексной ИПД (РКУП, кузнечная протяжка и волочение) и пост-деформационного отжига.

В таблице 1 приведены составы частиц каждой из морфологических групп.

Таблица 1 – Состав и морфологические признаки частиц вторых фаз.

Форма частиц	Состав частиц	Темное поле	Состояние поставки	Закалка	Комплексная ИПД	Пост-деформационный отжиг
	Cu <sub>3</sub> Al; Cu <sub>4</sub> Al; CuAl; Al <sub>2</sub> Zr		125±4	—	155±5	32±3 ↓
	Al <sub>3</sub> Zr <sub>5</sub> ; Cu <sub>5</sub> Zr; CuCr		60±4	35±3 ↓	60±5 ↑	38±3 ↓
	AlCrZr		83±4	53±3 ↓	38±4 ↓	18±3 ↓
	ZrAl <sub>2</sub> Cu <sub>51</sub> Zr <sub>14</sub>		88±5	67±4 ↓	69±3	27±4 ↓
	CuCr <sub>4</sub>		96±5	52±4 ↓	37±4 ↓	8±4 ↓
	ZrAl <sub>3</sub> ;Zr <sub>2</sub> Al <sub>3</sub> ; Cr		98±4	37±4 ↓	62±5 ↑	40±4 ↓

\*Стрелками показано направление изменений.

Состав частиц вторых фаз сплава Cu-1Cr-0,2Zr-0,7Al был идентифицирован по электронограммам и методом локального энергодисперсионного анализа в ПЭМ. По морфологическим признакам частицы разделяются на несколько групп, в каждую из которых входят частицы определенных составов. Основываясь на морфологических признаках, проведен статистический анализ изменений размеров частиц и среднего расстояния между ними. Статистическая выборка превышала 1000 частиц. Для достоверности определения морфологии индивидуальных частиц, в частности, круглых и овальных, наблюдение экстракционных реплик проводилось в нескольких положениях гониометра.

После закалки размер частиц всех идентифицированных групп уменьшился. Уменьшилась и общая плотность частиц – увеличивается среднее расстояние между частицами. В этом состоянии не наблюдаются медно-алюминиевые частицы,

присутствовавшие в состоянии поставки. После ИПД средняя плотность распределения всех групп частиц уменьшилась, а их средние размеры изменились по-разному. Вновь появляются содержащие алюминий шестигранные частицы, причем достаточно крупных размеров, ~ 160 нм, что свидетельствует о активном протекании деформационно-стимулированного распада ТР. В этом состоянии увеличился средний размер частиц, имеющих стержневидную и круглую формы. Средние размеры частиц оставшихся морфологических групп уменьшились. В целом эволюция ансамбля частиц сложна для интерпретации, но главным установленным фактом является разнонаправленность изменения размеров частиц, что свидетельствует о массопереносе между частицами разного состава и твердым раствором.

Отжиг увеличил плотность частиц всех составов более чем на порядок за счет выделения большого количества мелких при термостимулированном распаде ТР. По этой же причине во всех группах уменьшился средний размер.

Другим проявлением процессов «растворения-выделения» являются изменения величины параметра решетки медной матрицы сплава, определенного методом РСА. В состоянии поставки параметр решетки близок к значению для чистой отожженной меди – 3,615 Å. После высокотемпературной обработки он увеличился и составил 3,617(7) Å. Поскольку структурное состояние сплава при этом существенно не изменилось, это возрастание объясняется увеличением концентрации ТР легирующих элементов, атомные радиусы которых равны или превосходят радиус меди. После четырех циклов РКУП параметр решетки уменьшился и составил 3,614(2) Å, а после восьми циклов вновь увеличился до 3,616(1) Å. Последующая деформация привела к дальнейшему увеличению до 3,617(2) Å. В ряде работ отмечается уменьшение параметра решетки в чистых металлах при формировании УМЗ структуры. По-видимому, этот эффект наряду с деформационно-стимулированным распадом ТР объясняет снижение значения параметра после первых циклов РКУП, при которых происходит основное измельчение структуры. В дальнейшем деформационно-индуцированное растворение вновь повышает концентрацию ТР и параметр решетки. После отжига параметр решетки уменьшился до 3,614(5) Å – величины, характерной для меди с УМЗ структурой.

Режимы и последовательность обработки образцов сплава Cu-1Cr-0,2Zr-0,7Al, использованные в этом эксперименте, близки к оптимальным для создания в нем высокопрочного состояния. Поэтому полученные здесь данные о структуре и свойствах образцов были использованы для анализа механизмов обеспечивающих формирование такого состояния.

Расчеты вкладов различных механизмов упрочнения проведены с использованием полученных экспериментальных результатов и известных из литературы. Согласно Оровану,

вклады всех механизмов упрочнения можно считать аддитивными. В качестве параметра, характеризующего прочность материала, используется условный предел текучести, равный сумме:  $\Delta\sigma_T = \Delta\sigma_0 + \Delta\sigma_D + \Delta\sigma_3 + \Delta\sigma_C + \Delta\sigma_{T.P.} + \Delta\sigma_{D.Y.}$  (1), где  $\Delta\sigma_0$  – напряжение трения решетки ГЦК (для меди  $\sigma_0=6$  МПа), а остальные слагаемые означают составляющие прироста предела текучести:  $\Delta\sigma_D$  – за счет дислокационного упрочнения,  $\Delta\sigma_3$  – за счет зернограничного упрочнения,  $\Delta\sigma_C$  – за счет субструктурного упрочнения,  $\Delta\sigma_{T.P.}$  – за счет твердорастворного упрочнения,  $\Delta\sigma_{D.Y.}$  – за счет дисперсионного упрочнения.

Дислокационное упрочнение рассчитывается по формуле:  $\Delta\sigma_D = \alpha \cdot m \cdot G \cdot b \cdot \sqrt{\rho_D}$  (2), где  $G$  – модуль сдвига матрицы,  $\alpha$  – безразмерный коэффициент, зависящий от типа кристаллической решетки металла,  $m$  – ориентационный множитель, характеризующий взаимное расположение направления скольжения дислокации в зерне и направления приложенной нагрузки,  $b$  – вектор Бюргерса дислокации,  $\rho_D$  – плотность дислокаций.

В УМЗ структуре разделение вкладов в упрочнение большеугловых и малоугловых границ, то есть вкладов зернограничного и субструктурного упрочнений, является достаточно сложной и специальной задачей. Поэтому подсчет среднего размера зерен или фрагментов проводился без определения типов границ. В этом случае принято рассчитывать вклад субструктурного и зернограничного упрочнений по соотношению Холла–Петча:  $\Delta\sigma_3 = k_3 \cdot d_3^{-1/2}$  (3), где  $d_3$  – средний размер зерен или фрагментов,  $k_3$  – коэффициент зернограничного упрочнения; характеризующий материал и состояние границ.

Для расчета твердорастворного упрочнения используется выражение:  $\Delta\sigma_{T.P.} = G \cdot \delta_L^2 \cdot C_L$  (4), где  $C_L$  – атомная концентрация растворенного элемента,  $\delta_L$  – параметр размерного несоответствия, равный:  $\delta_L = (r_L - r_M) / r_M$  (5), где  $r_L$  – атомный радиус растворенного элемента,  $r_M$  – атомный радиус матричного металла.

Дисперсионное упрочнение определяется формулой Орована:  $\Delta\sigma_{D.Y.} = m \cdot 0,85 \cdot \frac{G \cdot b}{2 \cdot \pi \cdot (l - D)} \cdot \Phi \cdot \ln\left(\frac{l - D}{2 \cdot b}\right)$  (6), где  $D$  – средний диаметр частиц вторых фаз,  $l$  – среднее расстояние между частицами,  $\Phi$  – коэффициент, учитывающий тип дислокаций:  $\Phi = 0,5 \cdot \left(1 + \frac{1}{1 - \nu}\right)$  (7), где  $\nu$  – коэффициент Пуассона.

Расчеты проводились для состояний после трех последовательных этапов обработки: закалки, комплексной ИПД и пост-деформационного отжига. Для сравнения проведен аналогичный расчет вкладов различных упрочняющих механизмов для сплава в состоянии

поставки. Экспериментальный условный предел текучести ( $\sigma_{0,2}$ ) составил: в состоянии после закалки 170 МПа, после комплексной ИПД – 430 МПа, после комплексной ИПД и пост-деформационного отжига– 490 МПа, в состоянии поставки – 203 МПа. В таблице 2 приведены константы, использованные для расчета.

Таблица 2 – Параметры, используемые в расчетах вкладов механизмов упрочнения

Параметр	Значение	Параметр	Значение	Параметр	Значение
$\sigma_0$	6 МПа	$b$	$2,56 \cdot 10^{-10}$ м	$\nu$	0,34
$G$	$42,1 \cdot 10^3$ МПа	$r_{Cu}$	$128 \cdot 10^{-12}$ м	$m$	3,1
$C_{Cr}$	0,89 % ат.	$r_{Cr}$	$130 \cdot 10^{-12}$ м	$\alpha$	0,15
$C_{Zr}$	0,105 % ат.	$r_{Zr}$	$139 \cdot 10^{-12}$ м	$k_3$	$0,1 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$

В таблице 3 приведены экспериментальные данные, используемые в расчетах. Значения плотности дислокаций взяты из литературы.

Таблица 3 – Экспериментальные данные, используемые в расчетах

Параметр	Закалка	ИПД	ИПД+ пост-деформационный отжиг	состояние поставки
$\rho_d$	$10^{12} \text{ м}^{-2}$	$10 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$	$7 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$	$33 \cdot 10^{-6} \text{ м}^{-2}$
$d_z$	$33 \cdot 10^{-6}$ м	$0,2 \cdot 10^{-6}$ м	$0,22 \cdot 10^{-6}$ м	$33 \cdot 10^{-6}$ м
$l$	$440 \cdot 10^{-9}$ м	$680 \cdot 10^{-9}$ м	$160 \cdot 10^{-9}$ м	$400 \cdot 10^{-9}$ м
$D$	$30 \cdot 10^{-9}$ м	$25 \cdot 10^{-9}$ м	$10 \cdot 10^{-9}$ м	$80 \cdot 10^{-9}$ м

Теоретический расчет по формуле (1) условного предела текучести для состояния после закалки показал хорошее совпадение с полученным экспериментальным значением. Рассчитанное значение предела текучести составило 169 МПа, а экспериментальное - 170 МПа.

Существенный вклад в упрочнение в состоянии после закалки и комплексной ИПД дают границы и субграницы. Поэтому для расчетов взято суммарное субструктурное и зернограничное упрочнение для чистой меди с таким же размером зерна, что и исследуемый сплав, равное 136 МПа. Концентрация твердого раствора, сформированного в сплаве после обработки комплексной ИПД, неизвестна, что затрудняет прямой расчет вклада твердорастворного упрочнения. Поэтому вклад твердорастворного упрочнения находился как разность экспериментального значения условного предела текучести и теоретически рассчитанных вкладов от других механизмов упрочнения.

В таблице 4 приведены сравнительные результаты расчетов вкладов различных механизмов упрочнения. После ИПД происходит уменьшение вклада дисперсионного упрочнения с 92 до 62 МПа и увеличение вклада твердорастворного упрочнения с 42 до

68 МПа, то есть повышается концентрация легирующих элементов в ТР. Такое поведение говорит о том, что процесс деформационно-индуцированного растворения частиц вторых фаз протекает более интенсивно, чем деформационно-стимулированный распад ТР. Пост-деформационный отжиг после комплексной ИПД приводит к частичному снижению вкладов дислокационного и зернограничного упрочнений до 133 и 128 МПа, соответственно. Термостимулированный распад ТР приводит к выделению большого количества мелких плотнорасположенных частиц, что, с одной стороны, уменьшает вклад твердорастворного упрочнения практически до нуля, а с другой стороны, значительно увеличивает вклад дисперсионного упрочнения (до 214 МПа). Таким образом, показано, что дисперсионное упрочнение становится определяющим в достижении улучшенных показателей упрочнения сплава системы Cu-Cr-Zr.

Таблица 4 – Сравнительные данные абсолютных и относительных значений вкладов механизмов упрочнения на разных этапах обработки

Механизм упрочнения	Вид обработки			
	закалка	ИПД	пост-деформационный отжиг	состояние поставки
Трение решетки, МПа / %	6 / 4	6 / 1	6 / 1	6 / 3
Дислокационный, МПа / %	12 / 7	159 / 37	133 / 28	67 / 33
Зернограничный, МПа / %	17 / 10	136 / 32	128 / 27	17 / 9
Твердорастворный, МПа / %	42 / 25	68 / 16	0 / 0	0 / 0
Дисперсионный, МПа / %	92 / 54	62 / 14	214 / 44	113 / 55
Условный предел текучести, МПа / %	170 / 100	430 / 100	490 / 100	203 / 100

Как при промышленной обработке, так и при обработке с использованием интенсивной пластической деформации относительный вклад дисперсионного упрочнения одинаков и составляет около 50%. Однако благодаря структурно-фазовым превращениям, происходящим в условиях ИПД, абсолютная величина вклада дисперсионного упрочнения в два раза больше, чем при промышленной обработке.

## ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. В результате РКУП образцов сплава системы Cu-Cr-Zr, в исходном состоянии имеющего минимальную концентрацию твердого раствора (ТР) легирующих элементов, в ДСК спектре появляется экзопик, соответствующий увеличению концентрации ТР. Одновременно происходит снижение электропроводности с 84 до 78% IACS. Пост-деформационный отжиг при 450°C восстанавливает электропроводность до исходного

значения, сохраняя УМЗ структуру. Этот факт, а также сравнительный эксперимент на чистой меди, демонстрируют, что снижение электропроводности не связано со структурными дефектами и объясняется повышением концентрации ТР. При РКУП пик распределения плотности частиц наблюдаемых как в РЭМ, и в ПЭМ смещается в сторону более мелких частиц, при этом происходит увеличение их общего числа. Пост-деформационный отжиг увеличивает число частиц упрочняющих фаз, выделяющихся из ТР повышенной концентрации, что сопровождается возрастанием предела прочности.

Совокупность всех этих результатов доказывает, что РКУП образцов сплава Cu-0,6Cr-0,1Zr приводит к повышению концентрации ТР за счет деформационно-индуцированного растворения частиц вторых фаз.

2. Сплав Cu-1Cr-0,2Zr-0,7Al исходно содержащий пересыщенный ТР и имеющий в этом состоянии электропроводность 50% IACS, испытывает дальнейшее ее снижение до 31% в процессе РКУП. Отжиг увеличивает значение электропроводности до одинакового уровня 68 % как для образцов, подвергнутых РКУП, так и для контрольных в исходном состоянии. Поскольку деформированные образцы сохраняют УМЗ структуру, равенство значений свидетельствует о том, что структурные дефекты слабо влияют на величину электропроводности, и доказывает, что концентрация ТР в ходе РКУП возросла. Этот вывод также подтверждается значительной разницей (на 70 и 400 МПа, соответственно) в увеличении микротвердости деформированных и контрольных образцов в результате отжига.

3. Последовательное увеличение накопленной деформации при РКУП закаленного сплава Cu-1Cr 0,2Zr-0,7Al, имеющего в исходном состоянии параметр решетки 3,617 Å, приводит после 4 циклов к уменьшению параметра до значения 3,614 Å в результате деформационно-стимулированного распада, а после 8 циклов к его повышению до 3,617 Å вследствие деформационно-индуцированного растворения частиц и повышения концентрации ТР. При пост-деформационном отжиге происходит термостимулированный распад ТР, что обеспечивает восстановление параметра решетки до значения 3,614 Å.

4. Изменения плотности и средних размеров групп частиц вторых фаз разного состава в сплав Cu-1Cr-0,2Zr-0,7Al на всех этапах обработки – предварительной ТО, комплексной ИПД и пост-деформационном отжиге – подтверждают одновременное протекание процессов растворения и выделения, приводящих к массопереносу легирующих элементов между различными по составу частицами и ТР. После ИПД средние размеры частиц фаз ZrAl<sub>3</sub>, Zr<sub>2</sub>Al<sub>3</sub>, Al<sub>3</sub>Zr<sub>5</sub>, Cu<sub>5</sub>Zr, Cr увеличиваются, а размеры частиц AlCrZr и CuCr<sub>4</sub> – уменьшаются.

5. Проведен анализ и количественный расчет вкладов различных механизмов упрочнения сплава Cu-1Cr-0,2Zr-0,7Al на разных этапах обработки. Доказано, что в процессе

комплексной ИПД (РКУП в сочетании с кузнечной протяжкой и волочением) деформационно-индуцированное растворение частиц вторых фаз доминирует над процессом деформационно-стимулированного распада ТР. Вклад дисперсионного упрочнения после пост-деформационной термообработки в данном классе материалов достигает 50% от величины условного предела текучести как при обработке с использованием РКУП, так при использовании традиционных методов обработки. Однако абсолютная величина вклада дисперсионного упрочнения при применении РКУП в два раза больше и составляет 210 МПа по сравнению с 110 МПа.

Полученные в ходе данной работы данные о характере фазовых превращений при ИПД следует учитывать при выработке научно-обоснованных подходов к разработке соответствующих технологий.

#### **Основное содержание диссертации опубликовано в следующих работах:**

1. Фаизова, С.Н. Неоднородность деформации при РКУП и влияние геометрии оснастки на пластическое течение / С.Н. Фаизова, Г.И. Рааб, Д.А. Аксенов, И.А. Фаизов, Н.Г. Зарипов, В.И. Семенов, Р.А. Фаизов // Деформация и разрушение материалов. – 2015. – №1. – С. 15–20.
2. Faizova, S.N. Physical Modelling as a Method to Estimate Plastic Flow Homogeneity During ECAP / S.N. Faizova, G.I. Raab, D.A. Aksenov, I.A. Faizov, N.G. Zaripov, V.I. Semenov, R.A. Faizov // Journal of Engineering Science and Technology Review. – 2014. – V.7, №5. – P. 16-19.
3. Фаизова, С.Н. Влияние размера частиц вторых фаз на характер разрушения ультрамелкозернистого сплава Cu - 0.1 % Sn / С.Н. Фаизова, Г.И. Рааб, И.А. Фаизов и др. // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2016. – Т.59, №1. – С. 98–101.
4. Фаизов, И.А. Растворение частиц вторых фаз сплава системы Cu-Cr-Zr в условиях равноканального углового прессования / И.А. Фаизов, Г.И. Рааб, С.Н. Фаизова, Д.А. Аксенов, Н.Г. Зарипов, Д.В. Гундеров, О.В. Голубев // Вестник Тамбовского университета. Серия Естественные и технические науки. Физика. – 2016, – Т.21, №3. – С. 1387–1391.
5. Фаизов, И.А. // Роль фазовых превращений в эволюцию дисперсных частиц в хромовых бронзах при равноканальном угловом прессовании / И.А. Фаизов, Г.И. Рааб, С.Н. Фаизова, Н.Г. Зарипов, Д.А. Аксенов // Письма о материалах. – 2016. – Т.6, №2. – С. 132–137.

#### **Публикации в других изданиях**

6. Фаизова, С.Н. Трансформация структуры медных материалов и особенности процессов «растворения-выделения» дисперсных частиц при РКУП / С.Н. Фаизова, Г.И. Рааб, Д.А.

Аксенов, И.А. Фаизов // Сборник тезисов докладов Открытой школы-конференции стран СНГ – УМЗНМ–2014, Уфа. – 2014.

7. Faizova, S.N. Deformation induced dissolution of the second phase particles in chromium-zirconium bronze during equal channel angular pressing / S.N. Faizova, G.I. Raab, N.G. Zaripov, I.A. Faizov // The 5th International Symposium on Bulk Nanostructured Materials: form fundamentals to innovations BNM-2015, Ufa. – 2015. – P. 19.

8. Фаизов, И.А. Эволюция частиц вторичных фаз в хромовых бронзах при РКУП / И.А. Фаизов и др. // XXI Уральская школа металловедов-термистов «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов», Магнитогорск. – 2012. – С. 213–214.

9. Фаизов, И.А. Структура и свойства низколегированной хромовой бронзы при различных режимах обработки/ И.А. Фаизов, А.Н. Чувывров, Г.И. Рааб, С.Н. Фаизова, С.В. Дмитриев, Н.Н. Биккулова // Ультрамелкозернистые и наноструктурные материалы, Уфа. – 2012. – С. 191.

10. Фаизова, С.Н. Процессы деформационно-стимулированного растворения и выделения частиц вторичных фаз в высокоэлектропроводных хромовых бронзах в процессе равноканального углового прессования / С.Н. Фаизова, Г.И. Рааб, И.А. Фаизов, А.Н. Чувывров, Н.Н. Биккулова // Фазовые превращения и прочность кристаллов, Черноголовка. – 2012. – С. 91.

11. Фаизова, С.Н. Процессы деформационно-стимулированного растворения и выделения дисперсных частиц при РКУП низколегированных сплавов системы Cu-Cr / С.Н. Фаизова, Г.И. Рааб, Д.А. Аксенов, И.А. Фаизов // Сборник конференции. 6 Международная школа с элементами научной школы для молодежи «Физическое материаловедение», Тольятти. – 2013. – С. 155.

12. Фаизова, С.Н. Фазовые и структурные превращения в низколегированной хромовой бронзе в условиях интенсивной пластической деформации / С.Н. Фаизова, Г.И. Рааб, Д.А. Аксенов, И.А. Фаизов // Сборник тезисов докладов XIII международной конференции Дислокационная структура и механические свойства металлов и сплавов – ДСМСМС–2014, Екатеринбург. – 2014.

13. Фаизова, С.Н. Нетипичные фазовые превращения в сплавах системы Cu-Cr при обработке методами ИПД / С.Н. Фаизова, Г.И. Рааб, Д.А. Аксенов, И.А. Фаизов // Сборник тезисов докладов Открытой школы-конференции стран СНГ – УМЗНМ–2014, Уфа. – 2014.

14. Фаизов, И.А. Структурные и фазовые превращения в низколегированной хромовой бронзе в условиях интенсивной пластической деформации / И.А. Фаизов, С.Н. Фаизова, Г.И.

Рааб, Д.А. Аксенов // Сборник тезисов Международной конференции «Бернштейновские чтения», Москва. – 2014.

15. Фаизова, С.Н. Эволюция распределения частиц вторых фаз при наноструктурировании низколегированных хромовых бронз / С.Н. Фаизова, Г.И. Рааб, И.А. Фаизов и др. // Международная конференция. Перспективные материалы с иерархической структурой для новых технологий и надежных конструкций, Томск. – 2015.

**Фаизов Ильшат Альбертович**

Фазовые превращения «растворение-выделение» в низколегированных сплавах  
системы Cu-Cr-Zr при интенсивной пластической деформации

Специальность 01.04.07 – Физика конденсированного состояния

**АВТОРЕФЕРАТ**

диссертации на соискание ученой степени  
кандидата физико-математических наук

Подписано в печать Формат 60x84 1/16.

Бумага офсетная. Печать ризографическая. Тираж 150 экз. Заказ

Гарнитура «TimesNewRoman». Отпечатано в типографии

«ПЕЧАТНЫЙ ДОМЪ» ИП ВЕРКО.

Объем 1 п.л. Уфа, Карла Маркса, 12 корп. 5/1,

т/ф: 27-27-600, 27-29-123