

На правах рукописи



Хомская Ирина Вячеславовна

**ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ
В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА И МЕДИ ПРИ ИНТЕНСИВНЫХ
УДАРНО-ВОЛНОВЫХ И ДЕФОРМАЦИОННЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ**

Специальность 05.16.01 – металловедение и
термическая обработка металлов и сплавов

АВТОРЕФЕРАТ
диссертации на соискание ученой степени
доктора технических наук

Екатеринбург – 2014

Работа выполнена в Федеральном государственном бюджетном учреждении науки Ордена Трудового Красного Знамени Институте физики металлов Уральского отделения Российской академии наук (ИФМ УрО РАН)

Научный консультант – Зельдович Виталий Ильич,
доктор физико-математических наук, профессор

Официальные оппоненты:

Глезер Александр Маркович, доктор физико-математических наук, профессор, Федеральное государственное унитарное предприятие «Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина» (ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина»), директор Института металловедения и физики металлов им. Г.В. Курдюмова

Мирзаев Джалал Аминович, доктор физико-математических наук, профессор, Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение Высшего профессионального образования «Южно-Уральский государственный университет» (ФГБОУ ВПО «ЮУрГУ»), профессор кафедры физического металловедения и физики твердого тела

Копцева Наталья Васильевна, доктор технических наук, профессор, Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение Высшего профессионального образования «Магнитогорский государственный технический университет им. Г. И. Носова» (ФГБОУ ВПО «МГТУ им. Г. И. Носова») профессор кафедры литейного производства и материаловедения

Ведущая организация – Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук (ИПСМ РАН), г. Уфа

Защита состоится « 7 » ноября 2014 г в 11.00 часов на заседании диссертационного совета Д 004.003.01 при Федеральном государственном бюджетном учреждении науки Ордена Трудового Красного Знамени Институте физики металлов Уральского отделения Российской академии наук по адресу: 620990, г. Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18.

Отзывы на автореферат в двух экземплярах, заверенные печатью, просьба отправлять на имя ученого секретаря диссертационного совета.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке ИФМ УрО РАН и на сайте ИФМ УрО РАН <http://www.imp.uran.ru>

Автореферат разослан «___» _____ 2014 г.

Ученый секретарь диссертационного совета,
доктор физико-математических наук



Н.Н. Лошкарева

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы исследования и степень ее разработанности.

Одной из основных задач современного металловедения является совершенствование технологий обработки металлов и сплавов с целью создания конструкционных материалов с высоким уровнем физических, механических и эксплуатационных свойств. Научной основой для создания новых методов обработки материалов является изучение связи между их структурным состоянием и свойствами, а так же экспериментальный и теоретический анализ механизмов фазовых и структурных превращений в металлах и сплавах, происходящих при различных внешних воздействиях, в том числе экстремальных ударно-волновых и деформационных.

Исследование механизма $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения в сплавах железа является актуальной задачей не только теории фазовых превращений, но практики термической обработки, поскольку от особенностей развития этого процесса и от структуры формирующейся γ -фазы в значительной степени зависят конечные свойства изделий. Фундаментальные закономерности образования аустенита в сталях с кристаллографически упорядоченными структурами, мартенсита, бейнита и перлита (с упорядоченными выделениями избыточных фаз: феррита или цементита) установлены в работах В.Д. Садовского, К.А. Малышева, Б.К. Соколова, В.М. Счастливецца с соавторами, В.В. Сагарадзе с соавторами, Д.А. Мирзаева с соавторами, В.И. Зельдовича с соавторами и других. Процесс образования аустенита в сталях и сплавах со структурами феррит и феррит+зернистый цементит изучен значительно в меньшей степени, несмотря на то, что ферритная структура – более простой объект для исследования. Основные закономерности образования аустенита при нагреве стали с исходной феррито-цементитной структурой были сформулированы уже к 30-40 годам 20 века С.С. Штейнбергом и другими исследователями и получили дальнейшее развитие в работах А.А. Попова, И.Н. Кидина, М.А. Штремеля, В.Н. Гриднева, С.С. Дьяченко и других. К началу проведения данного исследования вопросы, связанные с влиянием скорости нагрева на механизм $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения в сталях с исходными структурами феррит и феррит + зернистый цементит, были практически не изучены. Исследования, посвященные влиянию статических и динамических давлений на процесс образования γ -фазы в сплавах на основе железа немногочисленны, несмотря на то, что высокое давление зачастую является более эффективным фактором, стимулирующим фазовые превращения, чем температура. В частности, давление оказывает влияние на кинетику и механизм фазовых превращений, что может привести к изменению морфологии, структуры и взаимных кристаллографических ориентировок исходной и образующихся фаз.

В связи с развитием технологических процессов, использующих интенсивные деформационные методы воздействия на конструкционные и

функциональные материалы с целью получения неравновесных состояний с высокими эксплуатационными свойствами, в том числе для работы в экстремальных условиях, изучение фазовых и структурных превращений в сплавах железа и меди при ударно-волновых и высокоскоростных деформационных воздействиях представляет актуальную и важную проблему. Известно, что нагружение ударными волнами является одним из наиболее эффективных высокоэнергетических методов упрочнения металлов и сплавов. Главное преимущество такого воздействия заключается в возможности получения значительного упрочнения при минимальном формоизменении. Структура металлов и сплавов при нагружении ударными волнами изменяется при практически одновременном действии нескольких факторов: высокого давления, специфической высокоскоростной деформации, растягивающих напряжений при разгрузке и повышения температуры. Высокое давление в ударной волне способствует протеканию фазовых превращений, происходящих с уменьшением удельного объема. В то же время, растягивающие напряжения в волнах разгрузки могут вызвать образование фаз с большим удельным объемом, чем исходная. Фазовые превращения в ударных волнах происходят из большого числа центров, в течение микросекундных интервалов времени, что создает условия для формирования чрезвычайно дисперсных структур. При нагружении мощными ударными волнами с давлениями 100 ГПа и выше существенное влияние на формирование структуры оказывает температура, развивающаяся при ударно-волновом воздействии. Остаточные температуры после разгрузки могут достигать сотен и даже тысяч градусов. При охлаждении нагруженных образцов происходят такие же фазовые и структурные превращения, как при обычной термической обработке, с той лишь разницей, что время действия температуры очень мало, а скорость охлаждения чрезвычайно велика.

В течение последних тридцати лет активно развиваются исследования, направленные на развитие деформационных методов получения субмикроструктурных (СМК) и нанокристаллических (НК) материалов с высокими физико-механическими свойствами. Можно отметить активно работающие в этом направлении коллективы и научные школы, как в России, так и за рубежом. Достаточно перечислить таких авторов, как В.В. Рыбин, В.М. Сегал, В.И. Копылов, В.И. Левит с сотр., Р.З. Валиев с сотр., Р.Р. Мулюков с сотр., Э.В. Козлов, Н.А. Конева с сотр., А.М. Глезер с сотр., С.В. Добаткин с сотр., В.Н. Чувильдеев с сотр., Г.А. Салищев с сотр., В.Н. Варюхин с сотр., А. Виноградов, T.G. Langdon, M. Furukawa, M. Nemoto, Z. Horita и других, то становится понятным масштаб проводимых исследований. Однако вопрос создания объемных СМК и НК материалов является практически важной задачей. Среди основных методов их получения можно выделить равноканальное угловое прессование (РКУП), всестороннюю изотермическую ковку, аккумулярованную прокатку,

винтовую экструзию. Тем не менее, актуальным остается поиск альтернативных методов внешнего воздействия на материалы, в том числе экстремальных. Новый метод динамического канально-углового прессования (ДКУП), предложенный в РФЯЦ-ВНИИТФ (г. Снежинск) Е.В. Шороховым, И.Н. Жгилевым и Р.З. Валиевым (Патент РФ, 2006 г.), является одним из таких методов. Новизна метода ДКУП, в основу которого положена схема РКУП, состоит в использовании высокоэнергетических импульсных источников – продуктов взрыва или горения пороха, что позволяет осуществлять деформирование материалов со скоростями на пять-шесть порядков больше, чем при РКУП. Метод ДКУП не требует дорогостоящего прессового оборудования и расхода электрической энергии. Первые исследования, выполненные в ИФМ УрО РАН совместно с авторами метода из ВНИИТФ, показали возможность получения СМК структуры в меди, титане и сплавах алюминия уже за один-два прохода ДКУП. Это предопределило необходимость дальнейшего детального изучения процессов, протекающих в макро- и микрообъемах металлов и сплавов, при комбинированном высокоэнергетическом ударно-волновом и деформационном воздействии, реализуемом в методе ДКУП, с целью создания научных основ новой высокопроизводительной технологии получения объемных СМК и НК материалов на базе метода ДКУП. Таким образом, данная задача исследования является актуальной и практически значимой в соответствии с Приоритетными направлениями развития науки, технологии и техники, а также Перечнем критических технологий Российской Федерации.

Исследования по теме диссертации проводились в соответствии с плановыми исследованиями ИФМ УрО РАН по теме: «Высокопрочные конструкционные и функциональные материалы с ультрадисперсными и нанокристаллическими структурами, фазовые и структурные превращения, физико-механические свойства, способы обработки сталей, интерметаллидов, композитов, сплавов цветных и благородных металлов» (шифр «Структура» № гос. рег. 01201064335) и при поддержке ряда Программ фундаментальных исследований Президиума РАН: "Теплофизика и механика интенсивных энергетических воздействий" (2003-2005 гг.); «Исследование вещества в экстремальных условиях» (2006-2008 гг.); «Теплофизика и механика экстремальных энергетических воздействий и физика сильно сжатого вещества" (проект № 09-П-2-1017) и «Вещество при высоких плотностях энергии» (проект № 12-П-2-1009); а также грантов Роснауки: (№№ НШ-778.2003.3; НШ5965.2006.3 и НШ643.2008.3); проектов РФФИ: (№№ 93-02-2762; 00-15-97419; 00-02-81017-Бел2000; 03-03-33028; 08-03-00106; 11-03-00047); в рамках проектов Президиума РАН (№ 12-П-2-1030), Президиума УрО РАН (№09-М-12-2002) и ОФИ_УрО РАН «Применение нового способа интенсивной пластической деформации для наноструктурирования металлов и сплавов конструкционного назначения,

используемых на предприятиях ядерного и аэрокосмического комплексов» (№ 11-2-11ЯЦ) при поддержке Госкорпорации «Росатом», Госконтракт № Н.2з.11.41.11.2047 от 14.02.2011 г. (договоры № 1/12 и № 40/12).

Цель и задачи исследования.

Целью настоящей работы являлось исследование фазовых и структурных превращений в сплавах на основе железа и меди при экстремальных ударно-волновых и деформационных воздействиях, и изучение закономерностей формирования субмикроструктурной и нанокристаллической структуры и свойств меди и сплавов меди при комбинированном высокоинтенсивном воздействии, реализуемом в новом методе динамического канально-углового прессования (ДКУП).

Для достижения указанной цели были поставлены следующие задачи:

1. Исследовать влияние внешних воздействий (температуры, скорости нагрева, высокого квазигидростатического давления и ударно-волнового нагружения) на механизм полиморфных превращений в сплавах железа с ферритной (феррито-цементитной) и мартенситной структурами.

2. Выявить взаимосвязь между параметрами нагружения мощными сходящимися ударными волнами (сверхвысоким давлением, высокоскоростной деформацией, растягивающими напряжениями при разгрузке и температурой) и структурными изменениями в сплавах на основе железа и меди.

3. Изучить деформационные и структурные изменения в преградах из меди и сплавов железа, нагруженных потоком порошковых частиц, сформированным кумулятивной струей направленного взрыва, и исследовать особенности взаимодействия микрочастиц с материалами преград.

4. Выяснить закономерности структурообразования в меди и сплавах меди при высокоскоростном деформировании методом ДКУП с использованием техники ударно-волнового нагружения, и определить режимы ДКУП для получения объемных субмикроструктурных и нанокристаллических металлов и сплавов с высокими физико-механическими свойствами.

Научная новизна.

1. Систематически исследовано влияние внешних воздействий (температуры, скорости нагрева, высокого статического и динамического давлений) на механизм $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения в железоникелевых сплавах с различными исходными структурами. В сплавах Fe-6%Ni-(0,01-0,2)%C со структурами феррит и феррит+зернистый цементит установлена смена механизма образования γ -фазы от неупорядоченного роста новых глобулярных зерен, реализующегося в широком диапазоне скоростей нагрева (от 8°C/мин до 5000°C/с), к ориентированному зарождению и росту видманштеттовых кристаллов при уменьшении скорости нагрева на два порядка (до 0,05°C/мин). Впервые обнаружено образование линзовидных

кристаллов γ -фазы при нагреве под давлением 8 ГПа в сплаве Fe–6%Ni с ферритной структурой. Формирование мартенситоподобной структуры γ -фазы происходит сдвиговым механизмом за счет значительного (на 220°C) снижения температуры начала превращения и увеличения роли упругой энергии. Показано, что в сплаве Fe–28% Ni со структурой реечного мартенсита при нагружении плоскими ударными волнами с давлением 30-39 ГПа происходит образование ГЦК мартенсита – структуры, состоящей из дисперсных кристаллов γ -фазы различной ориентировки, формирующихся под действием двух факторов: высокого давления и наклепа, вносимого высокоскоростной деформацией.

2. На основании экспериментальных результатов, полученных при нагружении шаровых и цилиндрических образцов из сталей и сплавов мощными сходящимися ударными волнами с $P=40-300$ ГПа по различным схемам, и анализа литературных данных предложена классификация типов локализованного течения: сдвиговое, струйное (кумулятивное) и турбулентное (вихревое) по характеру массопереноса в области течения. Показано, что явления локализованной деформации: полосы адиабатического сдвига, области локализованного течения и эффекты массопереноса в ударных волнах обусловлены воздействием первичных и отраженных волн напряжения, и не связаны с особенностями структуры нагруженных образцов. Явления локализованного разрушения: образование трещин, пор и т.д. обусловлены геометрическими условиями нагружения, макро- и микроструктурой материалов и их свойствами.

3. Показано, что структурные изменения в меди и сплавах железа при нагружении высокоскоростным (1 км/с) потоком порошковых частиц SiC и Cr (60 мкм), инициированы действием двух факторов: ударными волнами, возбуждаемыми при соударении потока частиц с преградами, и непосредственно движущимися частицами, формирующими в материале преград каналы. Показано, что опережающее действие ударной волны создает в образцах необходимые условия для проникания (на расстояния до нескольких десятков миллиметров) небольшой доли (0,1-1%) разогнанных частиц. Действие высокоскоростного потока частиц характеризуется значительной неоднородностью на макро- и микроуровне. Установлено, что размер частиц уменьшается на два-три порядка по сравнению с исходным, причем измельчение на один порядок происходит еще до их попадания в преграду за счет дробления при взрывной обработке. Обнаружено два типа каналов проникания, соответствующих двум механизмам взаимодействия частиц с материалом преград: упругому и упруго-пластическому.

4. Впервые изучена эволюция структуры и свойств меди и бронзы при интенсивной пластической деформации новым методом – ДКУП, представляющим собой комбинированное воздействие высокоскоростной деформации сдвига, ударно-волновой деформации сжатия и температуры. Установлены механизмы формирования субмикроструктурных (СМК) и

нанокристаллических (НК) структур в меди и сплавах на основе меди под действием высокоскоростной (10^4 - 10^5 с⁻¹) деформации методом ДКУП. Обнаружено, что структурообразование в меди при ДКУП происходит за счет закономерно повторяющихся высокоскоростных процессов фрагментации, динамической полигонизации и частичной динамической рекристаллизации. Структура Cu-0,09%Cr-0,08%Zr бронзы формируется в результате процессов фрагментации, динамической полигонизации и частичного деформационного старения с выделением наноразмерных частиц (~5 нм) вторых фаз.

Практическая значимость работы.

1. Полученные в работе экспериментальные результаты о смене механизма $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения в низкоуглеродистых железо-никелевых сплавах с ферритной и феррито-цементитной структурой при изменении скорости нагрева, а также результаты исследования $\alpha \rightarrow \gamma$ и $\alpha \rightarrow \epsilon$ превращений под действием высокого статического давления и нагружения ударными волнами развивают и дополняют существующие представления о механизмах полиморфных превращений в сплавах на основе железа и могут быть использованы в курсах лекций по теории фазовых превращений и теории термической обработки металлов и сплавов.

2. Результаты экспериментальных исследований закономерностей фазовых и структурных превращений в сплавах на основе железа и меди при интенсивных деформационных и ударно-волновых воздействиях внедрены в учебный процесс ФГБОУ ВПО «МГТУ им. Н.Э. Баумана» и используются при подготовке аспирантов и чтении лекций на факультете «Специальное машиностроение» по курсу «Взрывные устройства специального назначения» для студентов специальностей 170100 – «Боеприпасы и взрыватели» и 170107 – «Высокие технологии на основе взрыва и удара», а также на факультете «Машиностроительные технологии» для студентов кафедры «Материаловедение» по курсу «Механика разрушения материалов», специальность 150105 – «Материаловедение в машиностроении», что отражено в соответствующем акте внедрения.

3. Результаты детального изучения деформационных и структурных изменений, происходящих в сталях и сплавах на основе железа, нагруженных потоком порошковых частиц, сформированным кумулятивной струей направленного взрыва, могут быть использованы для совершенствования технологии взрывного напыления с целью создания функционально эффективных поверхностей изделий специального назначения с повышенными физико-механическими свойствами, в том числе, и для работы в экстремальных условиях. Исследование механизмов взаимодействия высокоскоростного потока порошковых микрочастиц различной природы с материалами металлических преград может быть полезно для решения одной из важных задач космического материаловедения: защиты внешних поверхностей материалов и элементов

космических аппаратов от проникновения высокоскоростных потоков микрометеорных частиц и космического «мусора».

4. Установлено, что высокоскоростное (10^4 - 10^5 с⁻¹) деформирование методом ДКУП позволяет существенно измельчить структуру меди и хромоциркониевой бронзы до НК и СМК уровня (50-350 нм) и увеличить твердость (в 1,8 и 2,4 раза) и прочность (в 1,4 и 2,8 раза), соответственно, без значительной потери пластичности по сравнению с исходным крупнозернистым состоянием уже после трех-четырех проходов ДКУП, в отличие от квазистатического метода РКУП, при котором СМК структуру в подобных материалах получали после восьми-двенадцати проходов. Показано, что медь чистотой с СМК+НК структурой, сформированной при высокоскоростном прессовании, термически устойчива до 150°C. Электротехническая бронза с СМК структурой, легированная микродобавками хрома (0,09%) и циркония (0,08%), термически стабильна при нагреве до 550-600°C.

5. Определен оптимальный режим ДКУП для получения объемных образцов меди и бронзы с СМК+НК и СМК структурами, обладающими высоким комплексом свойств и повышенной термической стабильностью. Показано, что при прессовании в матрице без закругления внутреннего угла каналов начальная скорость образцов не должна превышать 230-250 м/с, а количество циклов прессования составлять три-четыре. Результаты исследования использованы в разработках ФГУП «РФЯЦ-ВНИИТФ им. акад. Е.И. Забабахина» (Снежинск) для получения объемных конструкционных и функциональных наноматериалов специального назначения с высоким уровнем физико-механических свойств, а также для создания и внедрения в практику опытно-промышленной установки ДКУП, что подтверждено актом внедрения научно-исследовательских работ.

Личный вклад автора. Общая стратегия и постановка работ выполнена совместно с В.И. Зельдовичем. Личный вклад автора состоит в инициативе проведения исследования, постановке общей цели исследования, проблем и задач в работах, составляющих основу диссертации, анализе и интерпретации результатов, формулировании основных научных положений и выводов. Все результаты, изложенные в диссертации, получены автором или при активном участии автора. Большая часть экспериментальных работ выполнялась в соавторстве, личный вклад автора заключался в постановке задачи исследования, обосновании выбора материала, исходной структуры, режимов термических обработок и параметров различных экстремальных воздействий. Нагрев под давлением $P=8$ ГПа проводили в ИФМ УрО РАН К.М. Демчук и А.Н. Мартемьянов. Нагружение плоскими ударными волнами с $P=8$ -39 ГПа выполняли в Институте гидродинамики СО РАН (Новосибирск) под руководством А.А. Дерибаса (А.Н. Киселев, Т.М. Соболенко) и в МГТУ им Н.Э. Баумана (Москва) Е. Ф. Грязнов. Уникальные эксперименты по нагружению мощными сходящимися

ударными волнами с $P=40-300$ ГПа проводили в Российском федеральном ядерном центре –ВНИИТФ (Снежинск) под руководством академика Б.В. Литвинова (Н.П. Пурыгин, В.И. Бузанов). Обработку потоком порошковых частиц, ускоренных взрывом, выполняли в НИИ импульсных процессов НПК порошковой металлургии (Минск, Белорусь) С.М. Ушеренко и О.А. Дыбов. Динамическое канально-угловое прессование (ДКУП) выполняли в РФЯЦ–ВНИИТФ (Снежинск) под руководством Е.В. Шорохова (И.Н. Жгилев, П.А. Насонов). Автором и при непосредственном участии автора проведены все структурные исследования, локальные микроанализы и измерения физических и механических свойств нагруженных образцов. Автором выполнена обработка и анализ полученных данных на основе имеющихся теоретических представлений и экспериментальных наблюдений, обобщение результатов работы в статьях и научных отчетах по проектам и договорам, а также представление приглашенных и устных докладов на международных и всероссийских конференциях. В обсуждении результатов принимали участие соавторы публикаций Б.В. Литвинов, В.И. Зельдович, Н.Ю. Фролова, А.Э. Хейфец, Н.П. Пурыгин, Е.В. Шорохов.

Новые научные результаты и положения, выносимые на защиту.

1. Обнаружены новые структурные механизмы образования γ -фазы в сплавах на основе железа под действием высокого статического и динамического давления. При нагреве под давлением 8 ГПа в сплаве Fe–6%Ni с ферритной структурой обнаружено образование мартенситоподобных (линзовидных) кристаллов γ -фазы и показано, что сдвиговый механизм $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения реализуется вследствие значительного (на 220°C) снижения температуры начала $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения и увеличения роли упругой энергии. При нагружении ударными волнами с давлением 39 ГПа в сплаве Fe–28% образуется структура ГЦК мартенсита, состоящая из кристаллов γ -фазы различной ориентировки, возникающих под действием двух факторов: высокого давления в сжимающем импульсе и наклепа, вносимого высокоскоростной деформацией.
2. Установлена взаимосвязь между параметрами нагружения мощными сходящимися ударными волнами (сверхвысоким давлением – 40-300 ГПа, высокоскоростной деформацией 10^6-10^7 с⁻¹, растягивающими напряжениями при разгрузке и температурой) и структурными изменениями в сплавах на основе железа и меди, основные из которых – эффекты локализованной деформации, полиморфные $\alpha \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$; $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$, $\beta \rightarrow \alpha \rightarrow \beta$ превращения, плавление и кристаллизация.
3. Предложена классификация типов локализованного течения при нагружении ударными волнами по характеру массопереноса в области течения: сдвиговое, струйное (кумулятивное) и турбулентное (вихревое). Установлено, что явления локализованной деформации обусловлены воздействием первичных и отраженных волн напряжения, и не связаны с

особенностями структуры. Показано, что эффекты локализованного разрушения обусловлены геометрическими условиями ударно-волнового нагружения, свойствами материалов образцов, их макро- и микроструктурой.

4. Впервые произведено разделение действия высокоскоростного (1 км/с) потока порошковых частиц SiC и Cr (60 мкм) на преграды из меди и сплавов на основе железа на два фактора: действие ударной волны, возбуждаемой соударением потока с преградой, и собственно проникновение микрочастиц в преграды на глубину до нескольких десятков миллиметров. Обнаружено два типа каналов проникновения, соответствующих двум видам взаимодействия микрочастиц с материалом преграды: упругому и упруго-пластическому.
5. Установлены закономерности трансформации крупнокристаллической структуры меди и сплавов меди в субмикрокристаллическую и нанокристаллическую новым методом ДКУП, отличительной особенностью которого является комбинированное воздействие высокоскоростной деформации простого сдвига, ударно-волновой деформации сжатия и температуры. Показано, что структурообразование в меди при ДКУП происходит в результате закономерно повторяющихся процессов фрагментации и динамической рекристаллизации, в Cu–0,09%Cr–0,08Zr бронзе проходит фрагментация и деформационное старение с выделением наноразмерных частиц (<5 нм) вторых фаз. При этом прочность этих материалов повышается в 1,4-2,8 раза, соответственно, при сохранении удовлетворительной пластичности.

Степень достоверности результатов. Достоверность и обоснованность результатов работы обеспечены большим объемом выполненных экспериментов на аттестованных образцах с применением комплекса стандартных и современных методов исследования, проведением исследований в широком интервале температур и динамических давлений на аттестованных приборах и установках, а также воспроизведением результатов при совместном использовании нескольких методов. Полученные результаты сопоставлены с известными экспериментальными данными других исследователей и не противоречат им.

Соответствие диссертации паспорту специальности, по которой она рекомендуется к защите. Содержание диссертации соответствует формуле специальности 05.16.01 – металловедение и термическая обработка металлов и сплавов и пунктам 2 и 9 Паспорта специальности: 2. Теоретические и экспериментальные исследования фазовых и структурных превращений в металлах и сплавах, происходящих при различных внешних воздействиях. 9. Разработка новых принципов создания сплавов, обладающих заданным комплексом свойств, в том числе для работы в экстремальных условиях.

Апробация результатов. Результаты, изложенные в диссертации, доложены автором и обсуждены на следующих конференциях: IX, X, XI, XIV, XIV, XVII, XVIII, XIX, XX Уральских школах металловедов–термистов (Свердловск 1985, 1989 гг., Ижевск 1987 г., 1998 гг., Екатеринбург 2000, 2008 гг., Уфа 2002г., Киров 2004г., Тольятти 2006 г., Пермь 2010 г.); I, II республиканских семинарах «Динамическая прочность и трещиностойкость конструкционных материалов при однократном импульсном нагружении» (Киев 1985, 1988 гг.); I, VII, XI, X Международных конференциях Ударные волны в конденсированных средах (С.-Петербург 1994, 2006 гг., Новгород – С.-Петербург, 2010 г., Киев 2012 .г.); IV, V, VI, VII, VIII, IX, X, XI Международных конференциях “Забабахинские научные чтения по физике высоких плотностей энергии”(Снежинск 1995, 1998, 2001, 2003, 2005, 2007, 2010, 2012 гг.); VII, X, XII Международных семинарах «Дислокационная структура и механические свойства металлов и сплавов» (Екатеринбург 1996, 2005, 2012 гг.); Бернштейновских чтениях по термомеханической обработке материалов (Москва 2002, 2006, 2008 гг.); VII Международной школе-семинаре «Эволюция дефектных структур в конденсированных средах» (Усть-Каменогорск, Казахстан 2003г.); XVIII, XX Международных конференциях «Воздействие интенсивных потоков энергии на вещество» (Эльбрус, 2003, 2005 гг.); III и IV Международных конференциях «Фазовые превращения и прочность кристаллов» (Черноголовка, 2004, 2006 гг.); XVII, XVIII Петербургских чтениях по проблемам прочности (С.-Петербург, 2007, 2008 гг.); III Международной школе «Физическое материаловедение. Наноматериалы технического и медицинского назначения» (Тольятти- Самара-Ульяновск-Казань, 2007г.); I, II, III Открытой школе-конференции стран СНГ «Ультрамелкозернистые и наноструктурные материалы» (Уфа, 2008, 2010, 2012 гг.); III, IV Всероссийских конференциях по наноматериалам НАНО-2009 и НАНО-2011, (Екатеринбург, 2009 г., Москва, 2011 г.); I, II Московских чтениях по проблемам прочности материалов (Москва, 2009 г., Черноголовка, 2011 г.); 54-й Международной конференции Актуальные проблемы прочности (Екатеринбург, 2013г.); V Международной конференции Деформация и разрушение материалов и наноматериалов» (Москва, 2013 г.); XIV Международной конференции Харитоновские тематические научные чтения "Экстремальные состояния вещества. Детонация. Ударные волны" (Саров, 2013 г.).

Публикации. Основное содержание диссертации изложено в 41 научной статье, в том числе в 40 статьях в рецензируемых научных журналах, определенных Перечнем ВАК РФ.

Структура и объем работы. Диссертация состоит из введения, пяти глав, заключения, списка литературы и приложений. Работа изложена на 299 страницах, включая 127 рисунков, 16 таблиц и 2 приложения (акты внедрения). Библиографический список цитируемой литературы содержит 340 наименований.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении обоснована актуальность темы исследования, сформулированы цель, задачи диссертационной работы и основные положения, выносимые на защиту, изложены научная новизна, теоретическая и практическая значимость, степень достоверности и апробация полученных результатов.

В первой главе «Фазовые превращения при нагреве в сплавах железа с ферритной и мартенситной структурами» приведены экспериментальные данные по влиянию скорости нагрева на изменение механизма $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения в сплавах железо-никель и железо-никель-углерод с ферритной (феррито-цементитной) структурой. Исследованы морфологические и кристаллографические особенности образующейся γ -фазы и рассмотрены сопутствующие концентрационные изменения. Полученные результаты сопоставлены с данными о влиянии скорости нагрева на процесс образования γ -фазы в этих же сплавах с мартенситной структурой. Результаты опубликованы в работах [2, 4, 5, 8, 30].

Исследование выполнено на сплавах Н6 (Fe-5,8 мас.% Ni-0,01 мас.% C), 10Н6 (Fe-6,0Ni-0,1C) и 20Н6 (Fe-5,9Ni-0,2C) и стали типа 0Н6 (Fe-0,1% C-6,9% Ni) с двумя типами исходных структур. После закалки от 1250°C сплавы и сталь имели структуру пакетного (речного) мартенсита; после деформации на 20-25% и отжига в α -состоянии при 600-630°C, в течение 2- 6 час – структуру феррита (сплав Н6) или феррита +зернистого цементита (10Н6, 20Н6 и сталь 0Н6) Образцы с полученными таким образом двумя типами исходных структур нагревали со скоростями (V_n) от 0,05° C/мин до 5000° C/с до температур $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения, после чего немедленно охлаждали в воде. При повышении температуры нагрева сплав Н6 проходит последовательно фазовые области $\alpha \rightarrow \alpha + \gamma \rightarrow \gamma$, сплавы 10Н6, 20Н6 и сталь 0Н6 – $\alpha + \alpha \rightarrow \alpha + \alpha + \gamma \rightarrow \alpha + \gamma \rightarrow \gamma$. Для определения температурных интервалов $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения был использован dilatометрический метод. Измерения проводились при $V_n = 0,05; 0,4$ и $8^\circ\text{C}/\text{мин}$. Определено, что температура начала $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения в исследованных сплавах зависит от скорости нагрева, содержания углерода и исходного состояния сплава. Контроль фазового состава осуществлялся баллистическим методом в поле напряженностью 120 и 160 кА/м, ошибка измерений составляла $\pm 1\%$. Структурные исследования выполнены методами металлографии и электронной микроскопии. Фольги для просмотра на микроскопах Tesla BS-540 и JEM-100CX приготавливали из тех же образцов, на которых проводили металлографическое исследование. Перераспределение никеля между фазами в ходе $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения изучены с помощью локальных рентгеноспектрального и энергодисперсионного анализов на приборе Superprob-733 и микроскопе TEMSCAN-100CX.

Результаты проведенного исследования указывают на определяющее

влияние скорости нагрева и исходной структуры на процесс образования γ -фазы в исследованных сплавах и стали. На рисунке 1 представлена структура γ -фазы, формирующаяся в сплаве 10Н6 с исходными структурами феррит + зернистый цементит (рисунки 1а, б, г, д) и мартенсит (рисунки 1 в, е) при нагреве с различными скоростями. Аустенит, возникший при нагреве, превращается при охлаждении в мартенсит, и имеет вид темнотравящихся участков (см. рисунок 1). Первые участки γ -фазы появляются на границах ферритных и исходных аустенитных зерен при всех скоростях нагрева (рисунок 1), что согласуется с общими представлениями теории фазовых превращений, но в остальном процесс структурообразования резко отличается.

При нагреве сплава со структурой феррит+цементит до $T_n=700-720^\circ\text{C}$ со скоростями от $8^\circ\text{C}/\text{мин}$ до $300^\circ\text{C}/\text{с}$ зернограницные участки γ -фазы растут в одно или оба соседних ферритных зерна, образуя зерна γ -фазы неправильной формы, возникают новые зерна γ -фазы на границах и внутри ферритных зерен (рисунки 1 а, б). Подавляющее число цементитных частиц не принимает участия в зарождении зерен γ -фазы, и на месте одного ферритного зерна образуется лишь несколько новых зерен γ -фазы (рисунок 1б). Новые зерна аустенита растут без изменения содержания никеля (подтверждено локальным рентгеноспектральным анализом), но с концентрационными изменениями по углероду, об этом свидетельствуют результаты измерения микротвердости. Микротвердость новых зерен γ -фазы в сплаве 10Н6 составляет $H_v=6100$ МПа (при охлаждении они превращаются в мартенсит), что существенно превышает микротвердость мартенсита, полученного после закалки из однофазной γ -области не только этого же сплава 10Н6 ($H_v=3530$ МПа), но и сплава 20Н6 ($H_v=4570$ МПа). То есть новые зерна, значительно обогащены углеродом по сравнению с его содержанием в сплаве. Кристаллографический анализ показал, что зерна γ -фазы могут иметь ориентационную связь с ферритным зерном, в которое они растут, но могут и не иметь. Таким образом, образование γ -фазы происходит диффузионным неупорядоченным или «нормальным» механизмом.

При быстром нагреве ($\sim V_n=5000^\circ\text{C}/\text{с}$) сплава 10Н6 со структурой феррит+цементит аустенит образуется, также как и при нагреве со $V_n=8^\circ\text{C}/\text{мин}$ «нормальным» механизмом. Однако при электронно-микроскопическом исследовании ранних стадий превращения удалось наблюдать зарождение дисперсных кристаллов γ -фазы (толщиной $\sim 0,1$ и длиной $\sim 0,3$ мкм) возле частиц цементита. Пластинчатая форма свидетельствует о сдвиговом механизме зарождения кристалла γ -фазы, других доказательств мартенситного механизма обнаружить не удалось. Нагрев до температур конца $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения приводит к получению мелкозернистой структуры, происходит перекристаллизация. Таким

образом, существенное повышение V_n до $5000\text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ не привело к смене механизма $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения, но размер аустенитного зерна уменьшился в 10-15 раз, по сравнению с $V_n=8^\circ\text{C}/\text{мин}$. Это наблюдение согласуется с общими положениями теории фазовых превращений.

Иная картина образования γ -фазы наблюдается при существенном уменьшении V_n до 0,4 (сплав Н6) и $0,05^\circ\text{C}/\text{мин}$ (10Н6, 20Н6, сталь 0Н6). Зернограничные участки γ -фазы при повышении T_n до 700°C не растут, внутри ферритных зерен образуются отдельные видманштеттовы кристаллы γ - фазы (рисунок 1г). В сплавах 10Н6 и 20Н6 и стали 0Н6 кристаллы γ -фазы, имеющие форму стержней с правильной огранкой, возникают около частиц цементита (рисунок 1г). Число зарождающихся кристаллов γ -фазы чрезвычайно велико, хотя не возле каждой частицы

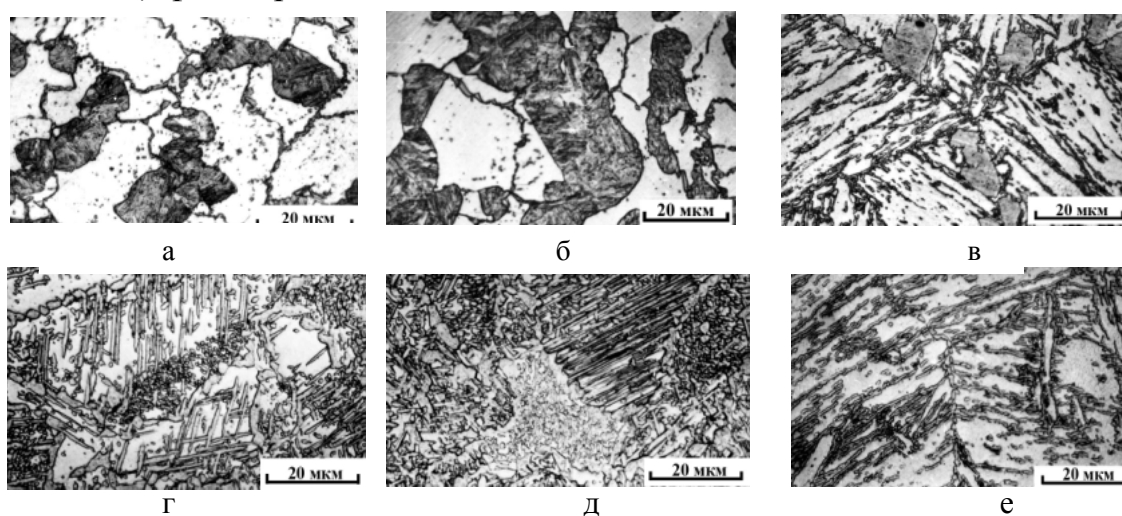
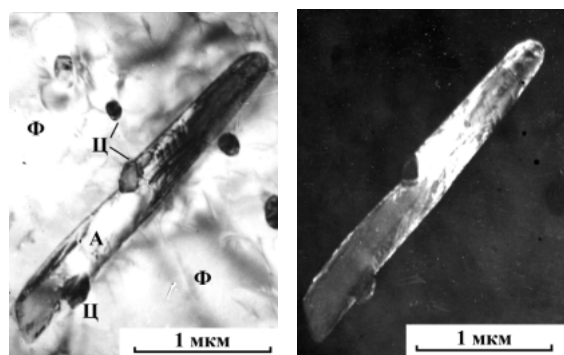


Рисунок 1. Образование γ -фазы в сплаве 10Н6 с двумя типами исходных структур:
 а, б, г, д – феррит+цементит; в, е – мартенсит; нагрев до температур:
 а – 700°C , б – 720°C , в – 670°C ($V_n=8^\circ\text{C}/\text{мин}$) ; г – 700°C , д – 730°C ($V_n=0,05^\circ\text{C}/\text{мин}$);
 е – 680°C ($V_n=0,4^\circ\text{C}/\text{мин}$)

возникает отдельный кристалл. Растущий кристалл γ -фазы не обволакивает частицу цементита, как это установлено для низкоуглеродистых сталей со структурой феррит+зернистый цементит, а растет вдоль отдельного участка поверхности раздела феррит/цементит (рисунок 2а), это оставляет возможность для диффузионного подвода атомов углерода от растворяющейся частицы цементита к фронту роста кристалла γ -фазы через феррит. Оценка времени, необходимого для диффузионного переноса атомов в феррите показала, что при $V_n=0,05^\circ\text{C}/\text{мин}$ ($T_n=700^\circ$) успевают происходить диффузионный подвод к растущему кристаллу γ -фазы не только атомов углерода, но и никеля; при $V_n=8^\circ\text{C}/\text{мин}$ (при образовании новых зерен γ -фазы) — только углерода. С помощью микроанализа на микроскопе TEMSCAN-100CX (диаметр пучка $\sim 0,2\text{ мкм}$) установлено, что содержание никеля в кристаллах γ -фазы (рисунок 2) не менее чем в 2,2 раза превышает его содержание в окружающем феррите (в сплаве Н6 при $V_n=0,4^\circ\text{C}/\text{мин}$ до $T_n=730^\circ\text{C}$ – в 1,3 раза). Новые видманштеттовы кристаллы γ -фазы возникают

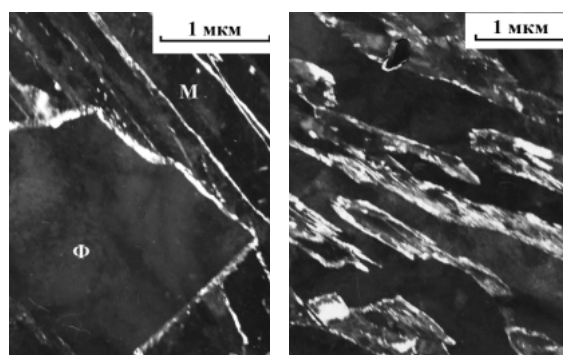
на некотором удалении от ранее образовавшихся вследствие образования в прилегающих к ним объемах феррита обедненного никелем так называемого “буферного” слоя. По этой же причине прекращается рост зернограницных участков γ -фазы (рисунок 1г). Кристаллы γ -фазы, образующиеся на начальных стадиях $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения, при охлаждении не превращаются в α -фазу (рисунок 2б), что обусловлено их обогащением углеродом и никелем. При повышении T_n кристаллы γ -фазы растут, степень обогащения их легирующими элементами уменьшается, и при охлаждении они претерпевают мартенситное превращение. Остаточный аустенит располагается не только по границам мартенситных кристаллов, что характерно для пакетного мартенсита, но и в виде каймы вдоль межфазных границ аустенит/феррит, существовавших при нагреве (рисунок 3а).



а

б

Рисунок 2. Видманштеттов кристалл аустенита (А) и частицы цементита (Ц) в сплаве 20Н6; $T_n=650^\circ\text{C}$; $V_n=0,05^\circ\text{C}/\text{мин}$; а – светлопольное; б – темнопольное изображение в рефлексе 200_γ ; Ф- феррит



а

б

Рисунок 3. Локализация остаточного аустенита в сплаве 10Н6 с двумя типами исходных структур: а – феррит+цементит; $T_n=730^\circ\text{C}$; $V_n=0,05^\circ\text{C}/\text{мин}$ б – мартенсит; $T_n=680^\circ\text{C}$; $V_n=0,4^\circ\text{C}/\text{мин}$; темнопольные изображения в рефлексе 200.

Кристаллографический анализ показал, что видманштеттовы кристаллы γ -фазы связаны с ферритом ориентационными соотношениями Курдюмова–Закса или близкими к ним. При $T_n = 730-740^\circ\text{C}$ кристаллы, имеющие одинаковую ориентацию, смыкаются друг с другом, образуя одну или несколько аустенитных областей, занимающих целиком исходное ферритное зерно (рисунок 1д). То есть на месте исходного зерна образуется кристаллографически упорядоченный комплекс кристаллов аустенита (своеобразный псевдомонокристалл), размеры которого соответствуют размерам исходного ферритного зерна. Кристаллы других направлений прекращают рост, но сохраняются внутри этих областей до температур конца $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения, выполняя при дальнейшем нагреве роль центров рекристаллизации.

При нагреве сплава 10Н6 с мартенситной структурой образование γ -фазы может осуществляться упорядоченным и неупорядоченным механизмами. При быстром нагреве ($V_n=2500-5000^\circ\text{C}/\text{с}$) на месте каждого исходного аустенитного зерна образуется единое зерно аустенита,

воспроизводящее первоначальное по величине и ориентировке. При нагреве со скоростями от $8^{\circ}\text{C}/\text{мин}$ до $300^{\circ}\text{C}/\text{с}$ происходит параллельное протекание двух типов превращений: неупорядоченного и упорядоченного. На границах и внутри исходных аустенитных зерен образуются новые зерна γ -фазы, кроме того, на границах мартенситных реек возникают тонкие прерывистые прослойки γ -фазы (рисунок 1в). Нагрев до температур конца $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения приводит, к получению мелкозернистой структуры, происходит перекристаллизация. При нагреве сплавов со структурой феррит+зернистый цементит в широком диапазоне скоростей нагрева от $8^{\circ}\text{C}/\text{мин}$ до $5000^{\circ}\text{C}/\text{с}$ имеет место неупорядоченный процесс образования γ -фазы в виде новых зерен.

При медленном нагреве ($V_{\text{н}}=0,4^{\circ}\text{C}/\text{мин}$) сплава 10Н6 с мартенситной структурой γ -фаза зарождается из большого числа центров на границах мартенситных кристаллов и исходных аустенитных зерен, и при повышении $T_{\text{н}}$ дисперсные кристаллы γ -фазы растут, объединяясь в участки междуречной γ -фазы (рисунок 1е). Зарождение и рост γ -фазы осуществляется кристаллографически упорядоченным механизмом с выполнением ориентационных соотношений Курдюмова–Закса. При охлаждении γ -фаза претерпевает мартенситное превращение. Остаточный аустенит сохраняется в виде каймы вдоль межфазных границ α/γ , существовавших при нагреве и в виде тонких прослоек на границах новых мартенситных кристаллов (рисунок 3б). Для реализации подобного диффузионного упорядоченного механизма образования γ -фазы в сплаве 10Н6 со структурой феррит+цементит необходимо снизить скорость нагрева на порядок до $V_{\text{н}}=0,05^{\circ}\text{C}/\text{мин}$ (см. рисунок 1 г). Таким образом, влияние скорости нагрева на механизм образования γ -фазы в сплаве со структурой феррит+зернистый цементит принципиально не отличается от установленного ранее для сталей и сплавов с мартенситной структурой. Однако, мартенситная структура, вследствие особенностей своего строения (наличия многочисленных границ мартенситных кристаллов, остаточного аустенита, внутренних напряжений) облегчает реализацию упорядоченного механизма $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения.

Исследование свойств стали 0Н6 с различными морфологическими типами двухфазных структур, полученными при межкритической закалке, показало, что уровень механических свойств при комнатной и криогенных температурах зависит от исходной структуры, скорости и температуры нагрева в двухфазную ($\alpha+\gamma$)-область. Установлено, что сталь 0Н6 с видманштеттовой ферритно-мартенситной структурой, подобной приведенной на рисунке 1 г, обладает более благоприятным сочетанием прочностных ($\sigma_{\text{в}}=900-1300$ МПа; $\sigma_{0,2}=500-800$ МПа) и пластических ($\delta=24\%$, $\psi=60\%$;) свойств, чем сталь 0Н6 с глобулярной структурой, подобной приведенной на рисунке 1б, ($\sigma_{\text{в}}=800-1000$ и $\sigma_{0,2}=400-600$ МПа; $\delta=20\%$,

$\psi=40\%$); Сталь с пластинчатой дуплексной структурой, содержащей ~30% «нового» мартенсита (см. рисунок 1 е), имеет более высокий уровень ударной вязкости (до 4 раз) и пластичности (до 1,5 раз), при сохранении прочностных свойств ($\sigma_B=800-1100$, $\sigma_{0,2}=500-800$ МПа), чем сталь с видманштеттовой ферритно-мартенситной структурой, имеющей такое же количество мартенсита (см. рисунок 1 г).

Таким образом, результаты настоящего исследования показали, что изменяя механизм $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения за счет изменения скорости нагрева в сплавах с одной и той же исходной ферритно-цементитной структурой (с одинаковым распределением частиц цементита) можно получить различные морфологические разновидности аустенита: при нагреве со скоростями от $8^\circ\text{C}/\text{мин}$ до $5000^\circ\text{C}/\text{с}$ – новые зерна «неправильной» формы, при $V_n=0,05^\circ\text{C}/\text{мин}$ – видманштеттову структуру. Этот вывод меняет существующее представление о том, что при межкритическом отжиге низкоуглеродистых сталей со структурой феррит+зернистый цементит распределение и морфология аустенита зависит от расположения частиц цементита относительно границ зерна.

Вторая глава «Мартенситные превращения в железоникелевых сплавах, вызванные действием высоких статических и динамических давлений», посвящена исследованию фазовых превращений в низкоуглеродистых железоникелевых сплавах с различными исходными структурами при нагреве под квазигидростатическим давлением и при нагружении плоскими ударными волнами. Результаты исследования опубликованы в работах [1, 3, 6, 7, 24, 41].

Исследование выполнено на сплавах Fe-Ni, содержащих 6 и 28 мас.% Ni, с ферритной и мартенситной структурами. Структуры феррит и феррит+зернистый цементит в сплавах: Н6 (Fe-5,8Ni-0,01C) и 20Н6 (Fe-5,9Ni-0,2C) были получены по режимам, описанным в первой главе. Структуру реечного мартенсита в сплаве Н28 (Fe-28,1Ni-0,01C) получали закалкой от 1050°C и последующим охлаждением до -196°C . Плоские ударные волны с амплитудой давления (P) от 7,6 до 39 ГПа создавали при соударении метаемой пластины (ударника) с пластинами (2x55x55мм) исследованных сплавов, последние располагали в массивной матрице для исключения влияния разгрузки. Остаточная деформация не превышала 2-5 %. Нагружение ударными волнами проводили в ИГ СО РАН и МГТУ им. Н.Э.Баумана. Метаемую пластину разгоняли скользящей детонационной волной при детонации пластического взрывчатого вещества (ВВ). Длительность импульса сжатия ~1 мкс. Температура на фронте ударной волны при $P=7,6-39$ ГПа составляла $50-260^\circ\text{C}$, после разгрузки - $30-130^\circ\text{C}$. Квазигидростатическое $P=8$ ГПа получали в аппарате типа «наковальня с лункой—тороид». Опыты проведены в отделе высоких давлений ИФМ УрО РАН. Образцы в виде дисков диаметром ~0,5 мм и толщиной ~0,3 мм

нагревали ($V_n=100^\circ\text{C}/\text{мин}$) до температур $440\text{--}550^\circ\text{C}$ (Н6) и $100\text{--}600^\circ\text{C}$ (Н28) под давлением, выдерживали 3 мин -15 мин, охлаждали, затем давление снижали до атмосферного.

В первой главе было показано, что в сплавах Fe-6%Ni-(0,01-0,2)%C со структурами феррит и феррит+зернистый цементит не удается реализовать мартенситный механизм $\alpha\rightarrow\gamma$ -превращения даже при быстром нагреве ($V_n=5000^\circ\text{C}/\text{с}$). Для осуществления такой возможности применили нагрев под давлением, снижающем температуру $\alpha\rightarrow\gamma$ превращения. Исследование проводили на сплаве Н6 с ферритной структурой. Величина $P=8$ ГПа выбрана с таким расчетом, чтобы исключить возможность $\alpha\rightarrow\varepsilon$ превращения. На рисунке 4 представлена схема T—P диаграммы исследованного сплава, построенная на основании литературных сведений о положении тройной точки на T—P диаграмме железа ($T=502^\circ\text{C}$; $P=11,5$ ГПа), данных о влиянии легирования никелем на изменение давления $\alpha\rightarrow\varepsilon$ - перехода и результатов настоящего исследования. Линия 1 на рисунке 4 показывает изменение давления и температуры в опытах по нагреву под давлением.

Морфология γ -фазы, образующейся в сплаве Н6 при нагреве под давлением, отличается от морфологии γ -фазы, образующейся без давления (рисунок 5). При нагреве без давления образование γ -фазы начинается при

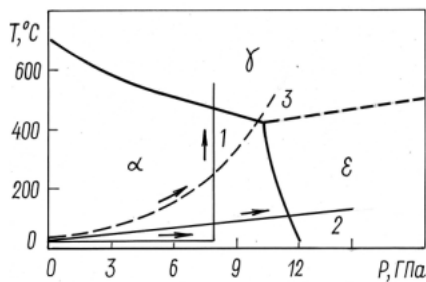


Рисунок 4. Схема T—P диаграммы сплава Н6 (Fe-5,8Ni-0,01C) 1—линия изменения P и T в опытах при нагреве под давлением; 2, 3—при нагружении ударными волнами.

$T_n=700^\circ\text{C}$ и происходит путем роста новых зерен неправильной формы (см. А на рисунке 5 а). Приложение $P=8$ ГПа понижает T_n $\alpha\rightarrow\gamma$ превращения до 480°C . Это снижение изображено на рисунке 4 положением границы существования α - и γ - фаз. При нагреве под давлением γ -фаза образуется в виде кристаллов линзовидной формы (рисунок 5 б, в). Кристаллы располагаются либо параллельно друг другу, либо группируются в фермообразные ансамбли. Структура аустенита аналогична

структуре линзовидного мартенсита по морфологии кристаллов, их группировке и взаимодействию между собой и с границами зерен. Образованию мартенситоподобной структуры γ -фазы способствует замедление диффузионных процессов под давлением, что обусловлено снижением T_n и уменьшением равновесной концентрации вакансий. Мартенситный механизм образования γ -фазы при нагреве под $P=8$ ГПа можно объяснить повышением роли упругой энергии в условиях всестороннего давления и затруднением конкурирующих механизмов роста.

При охлаждении под $P=8$ ГПа γ -кристаллы превращаются в α -фазу. Установлены три механизма превращения линзовидных кристаллов γ -фазы в α -фазу. Первый механизм соответствует образованию эпитаксиальных

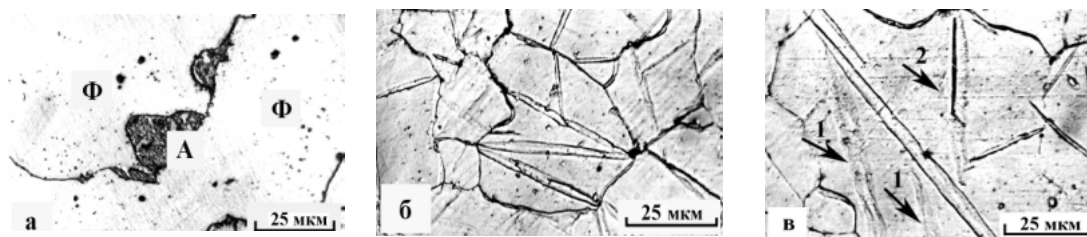


Рисунок 5. Микроструктура сплава Nb после нагрева до 730°C без давления (а) и нагрева до 480°C под $P=8$ ГПа (б, в): а-новые зерна аустенита (А); Ф-феррит; б, в- линзовидные кристаллы аустенита (после охлаждения α -фазы).

кристаллов α -фазы (см. стрелки 1 на рисунке 5 в), имеющих ориентацию, совпадающую с исходной (рисунок 6 а). Повышенная плотность дислокаций в кристаллах является характерным признаком фазового наклепа γ - и α -фаз, образующихся при последовательных сдвиговых $\alpha \rightarrow \gamma$ и $\gamma \rightarrow \alpha$ превращениях. Второй – образованию кристаллов с внутренней пластиной (стрелка 2, рисунок 6 в) и периферийной частью (рисунок 6 б). Дислокационная периферийная часть (П) имеет ориентацию, совпадающую с исходной, внутренняя пластина (В) - иную ориентацию, иногда двойниковую по отношению к ориентации периферийной части кристалла. Третий механизм связан с образованием мартенситной структуры внутри линзовидных

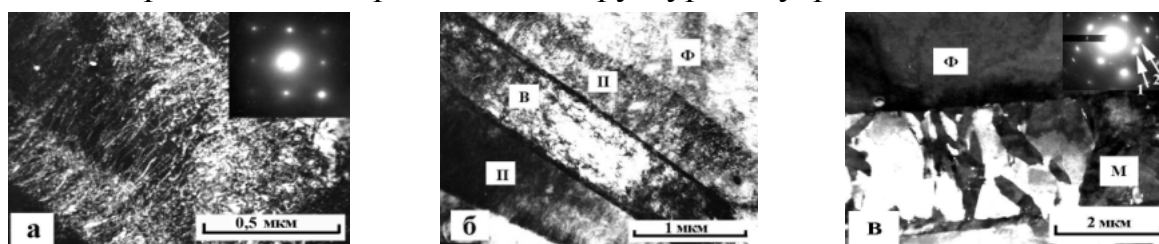
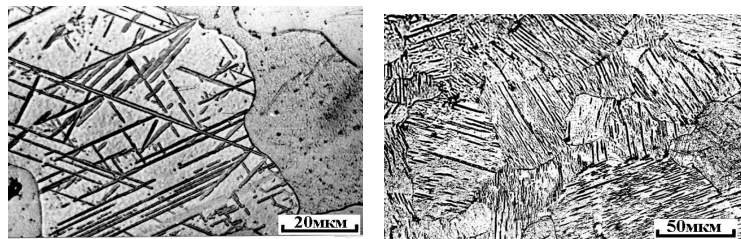


Рисунок 6. Структура линзовидных кристаллов в сплаве Nb после $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения: а – эпитаксиальный кристалл; б – внутренняя пластина (В) и дислокационная периферийная часть (П); в – рейки мартенсита (М); Ф – исходный феррит; б – светлопольное; а, в – темнопольные изображения в рефлексах 110_{α} . На электронограмме (в) указаны рефлексы: 1- Ф (110), о.з. $[001]_{\alpha}$ и 2 - М (101), о.з. $[111]_{\alpha}$

кристаллов (рисунок 6 в). Проведенный аналитический расчет преобразования направлений при последовательных фазовых $\alpha \rightarrow \gamma$ и $\gamma \rightarrow \alpha$ превращениях, с использованием матриц преобразования направлений для ориентационных соотношений Курдюмова-Закса, подтвердил наличие ориентационной связи исходной (Ф) и конечной (М) фаз (рисунок 6 в).

Согласно схеме (рисунок 4), увеличение давления приводит к реализации $\alpha \rightarrow \epsilon$ превращения (рисунок 4, кривая 2). Такие условия были созданы при нагружении плоскими ударными волнами с $P=10-39$ ГПа сплавов Nb и 20Nb со структурами феррит и феррит+зернистый цементит. Исследование показало, что нагружение с $P=12$ ГПа приводит к образованию протяженных пластинчатых кристаллов в отдельных ферритных зернах. При увеличении P до 15–20 ГПа количество пластинчатых кристаллов увеличивается. В пределах одного зерна пластины ϵ -фазы вытянуты вдоль

четырёх-шести и направлений (рисунок 7а), при этом частицы цементита в



а б
Рисунок 7. Влияние амплитуды давления (P) на полноту $\alpha \rightarrow \epsilon$ превращения в сплаве Nb с ферритной структурой при ударном нагружении: а- P=15; б - P=39 ГПа

сплаве 20Nb не являются препятствиями для их роста. При повышении давления до 39 ГПа образующиеся кристаллы заполняют весь объем ферритного зерна, $\alpha \rightarrow \epsilon$ -превращение завершается (рисунок 7 б). После прохождения ударной волны сдвиговые пластины ϵ -фазы превращаются в α -фазу, с ориентацией, отличающейся от исходной, не двойниковой по отношению к ней. На рисунке 8а представлена структура сплава Nb после нагружения с P=39 ГПа. Видны α -пластины шириной 0,5-2 мкм, имеющие сложную внутреннюю структуру. Темнопольный анализ показал, что пластины состоят из двух типов α -кристаллов. Кристаллы-«молнии» толщиной 0,1-0,2 мкм имеют ориентацию, отличающуюся от исходной, не двойниковую по отношению к ней (рисунок 8б). Короткие α -пластины толщиной $\sim 0,2$ мкм (рисунок 8в),

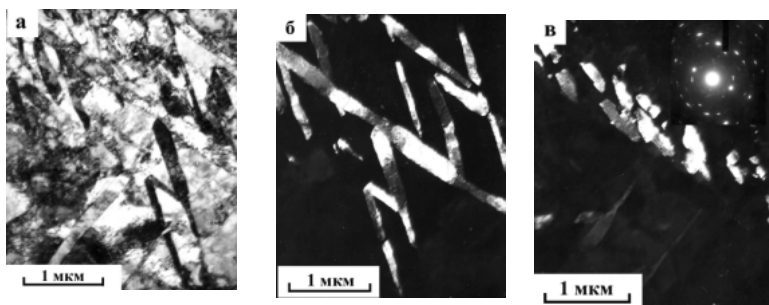


Рисунок 8. Структура сплава Nb после нагружения с P=39 ГПа: а – светлоспольное; б – темнопольные изображения в рефлексе $002\alpha_2$; в - в рефлексе $110\alpha_d$ и дифракция.

заполняющие промежутки между более протяженными кристаллами (рисунок 8б), имеют двойниковую ориентацию по отношению к ориентации исходной α -фазы. Ось зоны двойников и матрицы – $[113]_\alpha$, плоскость двойникования – $\{112\}_\alpha$.

При нагружении с P=12 ГПа в сплаве 20Nb возле частиц цементита были обнаружены кристаллы иной формы и размеров. Один из случаев такого зарождения представлен на рисунке 9а. Участок вытянутой формы – А представляет собой кристалл γ -фазы размером 0,15-0,25 мкм, после прохождения ударной волны превратившийся в α -фазу, имеющую ориентацию, отличающуюся от ориентации исходного феррита Ф (рисунок 9 б). Видно, что кристалл γ -фазы (А) не обволакивает цементитную частицу Ц, а растет в одну сторону от межфазной границы феррит/цементит. Образование отдельных подобных кристаллов в этом сплаве наблюдали, как описано в первой глава на ранних стадиях $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения при $V_H=5000$ °C/с. По-видимому, при нагружении возле частиц цементита имеет место локальное повышение температуры, вызванное неоднородностью распределения деформаций, достаточное для

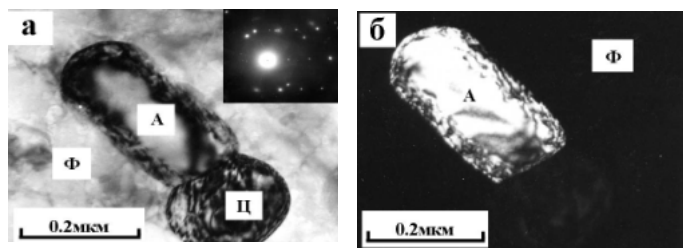


Рисунок 9. Кристалл γ -фазы (А), образовавшийся на границе феррит (Ф)/цементит (Ц), в сплаве 20Н6 при нагружении с $P=12$ ГПа: а – светлопольное; б – темнопольное изображение в рефлексе 110_n .

зарождения кристалла γ -фазы (рисунок 9 а). На рисунке 4 штриховой линией 3 показано изменение P и T_n , приводящее к $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращению. Таким образом, нагружение ударными волнами исследуемых сплавов приводит к фазовым превращениям двух типов. В ферритной матрице образуются сдвиговые пластины

ε -фазы, на границах феррит/цементит возникают кристаллы γ -фазы.

В отличие от сплавов Н6 и 20Н6, в которых ε - и γ -фазы не фиксируются в разгруженном состоянии, в Fe-Ni сплавах с содержанием около 30% Ni возникает γ -фаза, сохраняющаяся после снятия давления. Следовательно, идентификация возникающего структурного состояния может быть выполнена однозначно. Исследование проводили на сплаве Н28 со структурой речного мартенсита. В исходном состоянии сплав содержал 10% γ -фазы. Изменение количества γ -фазы с увеличением давления в ударной волне показано на рисунке 10 а. Так повышение P с 7,6 до 14,2 ГПа способствует формированию 58% γ -фазы. Рост P до 20,2 и 29,5 ГПа не увеличивает количества γ -фазы, а при $P=39$ ГПа количество γ -фазы возрастает до 79% (рисунок 10 а). Таким образом, $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение в сплаве Н28 при нагружении ударными волнами происходит в две ступени, но не завершается даже при $P=39$ ГПа.

С увеличением амплитуды давления в сплаве происходят существенные структурные изменения. В исходном состоянии сплав имел структуру речного мартенсита (рисунок 11 а). После нагружения с $P=29,5$ ГПа структура сплава неоднородна, но можно выделить два преобладающих типа: речные кристаллы γ -и α -фаз толщиной $\sim 0,1$ мкм (рисунок 11 б) и кристаллы γ -фазы $\sim 0,05$ мкм одного-двух направлений, равномерно распределенные в исходных рейках мартенсита (рисунок 11 в). После нагружения с $P=39$ ГПа структура сплава в основном состоит из дисперсных речных разнонаправленных кристаллов γ -фазы (0,05-0,1 мкм), которые получили название ГЦК-мартенсит (рисунок 11 г). Кристаллографический анализ показал, что кристаллы γ -фазы образуются с выполнением ориентационных соотношений Курдюмова-Закса или близких к ним.

Высокая дисперсность γ -фазы, формирующейся в сплаве после нагружения с $P=29,5$ и 39 ГПа, обеспечивает более высокий уровень упрочнения сплава (рисунок 10 б), хотя количество γ -фазы возрастает с 55 до 79% (рисунок 10 а). Сравним упрочнение, полученное после нагружения с $P=39$ ГПа (3100 МПа), с упрочнением после пластической деформации.

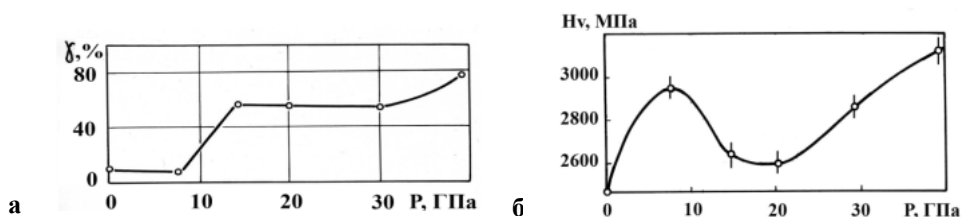


Рисунок 10. Зависимость количества образующейся γ -фазы (а) и твердости (б) сплава Н28 (Fe-28%Ni-0,01C) от амплитуды давления (P)

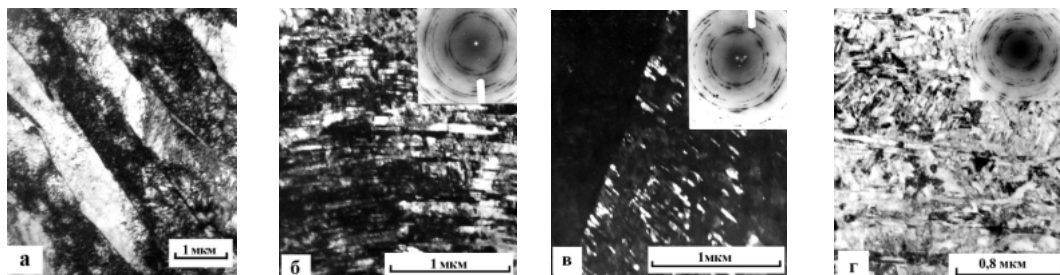


Рисунок 11. Структура сплава Н28 в исходном состоянии (а) и после нагружения ударными волнами с: P=29,5 (б,в); и 39 ГПа (г); б – реечная $\gamma+\alpha$ -структура; в – кристаллы γ -фазы, темнопольное изображение в рефлексе 200_{γ} ; г – ГЦК-мартенсит.

Деформированный на 98% аустенит имеет твердость 2100 МПа. Деформация мартенсита на 98% и $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение на ту же степень, что при взрывном нагружении, дает твердость 2500 МПа. Таким образом, нагружение сплава Н28 ударными волнами способствует большему (в 1,5-1,3 раза) упрочнению, чем обычная пластическая деформация. Более высокий уровень упрочнения обусловлен возникновением особого структурного состояния, характеризующегося высокой дисперсностью образующейся γ -фазы (ГЦК-мартенсита).

Поскольку структура при $\alpha \rightarrow \gamma$ превращении, вызванном ударно-волновой обработкой, формируется под действием высокого давления, высокоскоростной деформации и повышения температуры, представляло интерес разделить влияние этих факторов. С этой целью был исследован процесс образования γ -фазы при нагреве под $P=8$ ГПа в сплаве Н28 с исходной мартенситной структурой и после пластической деформации. Результаты исследования представлены на рисунке 12. В исходном состоянии сплав содержал 10% γ -фазы, после деформации на 98,6% γ -фаза отсутствовала (рисунок 12). $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение без давления в сплаве Н28, как отмечалось выше, начинается при 400°C (кривые 3, 4; рисунок 12). Приложение $P=8$ ГПа понижает температуру начала $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в недеформированном состоянии на 300°C , в деформированном – на 200°C (кривые 1, 2; рисунок 12). После нагрева под $P=8$ ГПа в сплаве Н28 как в недеформированном состоянии, так и после деформации на 98,6%, не образуются дисперсные кристаллы γ -фазы, подобные представленным на рисунках 11 в, г.

Таким образом, в сплаве Н28 при нагружении ударными волнами зарождение дисперсных кристаллов γ -фазы различной ориентации из

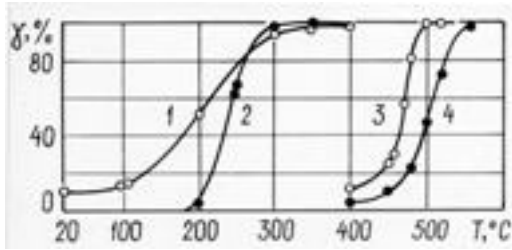


Рисунок 12. Зависимость количества образующейся γ -фазы в сплаве H28 от температуры нагрева под $P=8$ ГПа (1,2) и без давления (3,4) в недеформированном (1,3) и деформированном на 98,6% (2,4) состояниях.

мартенситной структуры, способствует возникновению центров γ -фазы с различной ориентацией и одновременно препятствует их росту, из-за потери когерентной связи между γ -кристаллами и мартенситом. Эти изменения обуславливают нарушение кристаллографической обратимости $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения, в результате образуется чрезвычайно большое количество дисперсных кристаллов γ -фазы с ориентациями, отличающимися от исходной (ГЦК-мартенсит).

В третьей главе «Деформационные эффекты, структурные и фазовые превращения в сталях и сплавах при нагружении мощными ударными волнами» изложены результаты исследования влияния различных факторов, сопровождающих действие мощных сходящихся ударных волн: высокого давления, высокоскоростной деформации (равномерной и локализованной), растягивающих напряжений при разгрузке и повышения температуры, на структурные превращения в сталях и сплавах. Выявлена взаимосвязь между давлением и температурой при нагружении сходящимися ударными волнами с возрастающей амплитудой давления от 36 до 300 ГПа и микроструктурными изменениями, происходящими в сталях и сплавах вследствие деформационных явлений и фазовых превращений. Изучены эффекты взаимодействия сходящихся ударных волн, при нагружении по различным схемам, и связанные с ними явления локализации пластической деформации, разрушения и массопереноса. Результаты опубликованы в работах [9, 10, 14, 18-21, 25-27, 31-33].

В качестве объектов исследования выбраны стали и сплавы, испытывающие фазовые превращения в твердом состоянии, с исходными двухфазными или пластинчатыми структурами, благодаря которым можно наиболее отчетливо выявить деформационные и температурные эффекты, связанные с ударно-волновым воздействием. Исследование проводилось на углеродистых сталях (сталь 45 и Ст 3) с исходной феррито-перлитной структурой; титановом сплаве ВТ3-1 (Ti-5,5%Al-2%Mo-1%Cr) с

большого числа центров внутри мартенситных реек обусловлено не только высоким давлением и повышением температуры до 260°C (в течение $\sim 10^{-6}$ с), но и действием высокоскоростной деформации. Высокое давление в сжимающем импульсе приводит к мгновенному образованию большого числа центров зарождения γ -фазы. Наклеп, вносимый высокоскоростной деформацией, изменяет напряженное состояние исходной

пластинчатой двухфазной ($\alpha+\beta$)-структурой; дюралюминии Д16 (Al-4,4%Cu-1,5%Mg-0,6%Mn) со структурой, состоящей из зерен α фазы и частиц интерметаллидов; латуни Л63 (Cu-37%Zn) с двухфазной ($\alpha+\beta$) структурой и бронзе (Cu-12,5%Al) с пластинчатой структурой β_1' -мартенсита.

Были проведены две серии взрывных экспериментов. В первой серии цилиндрические образцы ($d=20$ и 60 мм и $h=30$ мм) нагружали плоскими сходящимися ударными волнами. Давление (P) на поверхности образцов – $42\text{--}56$ ГПа, в центре при столкновении ударных волн – $100\text{--}130$ ГПа. Во второй серии сплошные и составные шаровые образцы ($d=40$ и 60 мм) нагружали при помощи сферических зарядов взрывчатых веществ (ВВ), толщиной 10 и 20 мм, инициируемых в двух, четырех и двенадцати точках, равномерно расположенных на поверхности заряда, с несинхронностью, не превышающей 10^{-7} с. После фокусировки ударных волн в центре шаров от центра наружу распространяется расходящаяся ударная волна. Разгрузка осуществляется изоэнтропически в волне разрежения, распространяющейся с поверхности образца. На поверхности шаров $P=36\text{--}70$ ГПа, в центре – $100\text{--}300$ ГПа. Заметим, что эти величины достигаются через ~ 5 мкс от момента инициирования взрыва. Для предохранения от разрушения растягивающими напряжениями, возникающими в процессе разгрузки, образец и заряд помещали в массивный стальной корпус. Шаровой образец из Ст 3 $d=80$ мм был нагружен из шести точек с использованием кубического заряда ВВ. Этот опыт проводился с применением менее мощного заряда ВВ без использования корпуса. Ударно-волновые эксперименты проводили в РФЯЦ–ВНИИТФ (г. Снежинск).

После нагружения образцы были слегка деформированы, но сохранили форму, близкую к исходной. На поверхности шаров наблюдали линии столкновения детонационных волн, образующие геометрические фигуры, позволяющие сопоставить геометрию опыта с изменением структуры материала образцов. В случае 2, 4, 6 и 12 точек инициирования это были окружность, треугольники, четырехугольники и пятиугольники. В результате взрывного воздействия шары представляли собой квазиэллипсоид, квазитетраэдр, квазикуб и квазидодекаэдр, соответственно. Для исследования макро- и микроструктуры образцы были разрезаны пополам: цилиндры – по плоскости, проходящей через ось. В шарах плоскость разреза проходила через центр шара, проекции точек инициирования и линии столкновения детонационных волн.

Высокоскоростная деформация, которую можно условно считать равномерной, вводит в нагружаемый материал различные дефекты кристаллического строения: вакансии, междоузельные атомы, дислокации, дефекты упаковки, двойники, что приводит к его упрочнению. На основании комплексных исследований показано, что в сплавах железа и меди при нагружении с $P=30\text{--}100$ ГПа преобладающим механизмом деформации, является двойникование. На рисунке 13 представлены типы двойников,

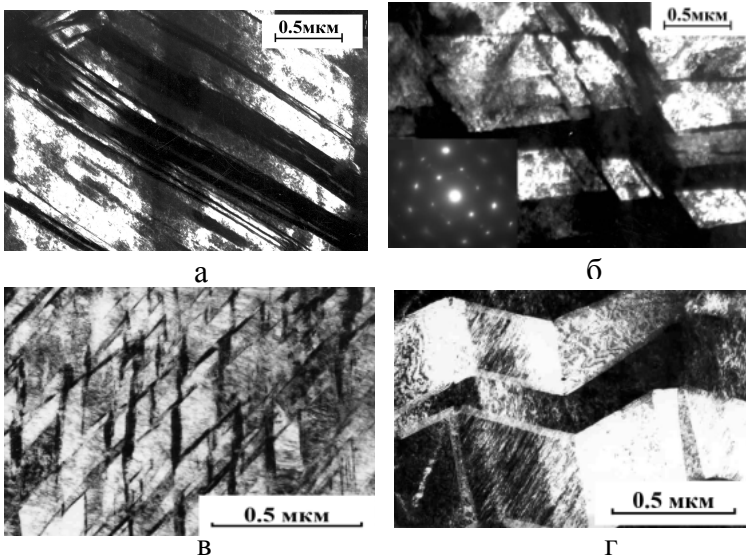


Рисунок 13. Двойникование в латуни Cu-37%Zn (а, б) и бронзе Cu-12,5%Al (в, г) при нагружении с $P=50-70$ ГПа: а–двойники одной; б, в – двух систем; г–однотипное двойникование нескольких исходных мартенситных кристаллов; а, б – темнопольные изображения в рефлексах 111_{α} ; г – в рефлексе 220_{α} ;

образующихся в латуни (а, б) и бронзе (в, г) после ударно-волнового нагружения с $P= 50-70$ ГПа. Высокая скорость нагружения вызывает действие нескольких систем двойникования одновременно (см. рисунки 13 б, в). На темнопольных снимках хорошо видно, что образовавшиеся при ударном нагружении двойники неоднородны – внутри них присутствует тонкая субструктура, возникновение которой обусловлено действием высоких локальных напряжений (рисунки 13 б, г).

Локализованная деформация, приводящая к образованию полос адиабатического сдвига (ПАС) и областей локализованного течения, является нежелательным результатом ударно-волнового воздействия и приводит к структурной неоднородности. Участки локализованной деформации зачастую являются местами возникновения очагов разрушения: пор, трещин отрыва и сдвига. Эффекты локализованной деформации и разрушения обусловлены либо возникновением значительных сдвиговых напряжений, существенно превышающих критические напряжения сдвига, либо взаимодействием ударных волн и волн разрежения, создающим гигантские напряжения отрыва. В исследованных сплавах эффекты, связанные с локализацией деформации, отчетливо выявляются по удлинению фазовых и структурных составляющих или по характерному изгибу пластин. Показано, что ПАС в виде протяженных, чаще прямолинейных, иногда извилистых не травящихся полос шириной 10–15 мкм (рисунки 14 а, б, г), возникают в местах наибольших касательных напряжений. В бронзе наблюдали ПАС, свободно распространяющиеся через мартенситные кристаллы (рисунок 14 б). Тип локализованного течения в этом случае сдвиговый. Обнаружили и более сложные виды локализованного течения, когда направление течения непрямолинейное и наряду со сдвиговой компонентой присутствуют элементы турбулентного, вихревого течения (рисунок 14 в).

Показано, что в титановом сплаве ПАС могут служить местами зарождения трещин сдвигового происхождения, трещины растут в ПАС и являются их продолжением (рисунок 14 г).

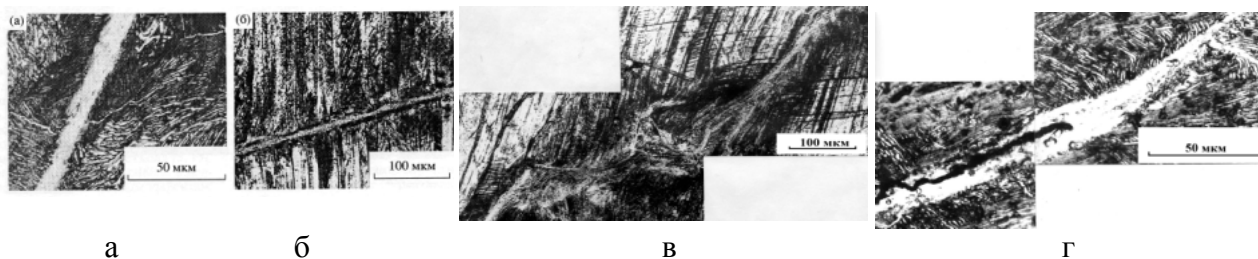


Рисунок 14. Прямолинейные ПАС (а, б); вихревое (турбулентное) течение (в) трещина и ПАС (г); а, г – сплав Ti-5,5%Al-2%Mo-1%Cr; б, в – бронза Cu-12,5%Al.

На основании полученных результатов и анализа литературных данных, предложена классификация типов течения по характеру массопереноса в

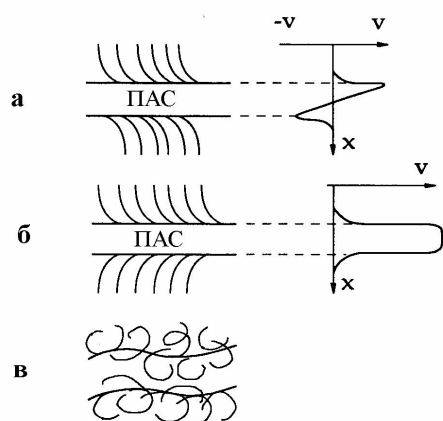


Рисунок 15. Три типа локализованного течения при нагружении ударными волнами и профили скорости частиц вещества: а– сдвиговое; б– струйное (кумулятивное); в– вихревое (турбулентное) течение.

области течения: сдвиговое, обусловленное деформацией сдвига одной области образца относительно другой (рисунок 15 а); струйное (кумулятивное), связанное с переносом частиц вещества внутри некоторой полосы (рисунок 15 б); и турбулентное (вихревое), если вектор скорости частиц вещества непрерывно изменяется (рисунок 15 в).

Наиболее наглядно различные типы локализованного течения выявлены при изучении эффектов массопереноса в сходящихся ударных волнах с $P=40-100$ ГПа. Исследование проводилось на шаровом образце $d=60$ мм, составленном из нескольких

сферических слоев латуни, стали и латунного цилиндра ($d=8$ мм) в центре. На рисунке 16 а приведена схема структурных изменений в центральной части составного шарового образца после нагружения; цифрами 1-4 обозначены области, структура которых изучена при помощи металлографического и локального рентгеноспектрального анализа. Установлено проникновение участков латуни Л63 (Л) и нержавеющей стали (НС) в узкие каналы стыка сферического слоя Ст3 – С (см. области 1 и 2 на рисунке 16 а); и внедрение «капли» стали (С) и «уса» латуни (Л) друг в друга (см. область 4 на рисунке 16 а и рисунок 16 в). Массоперенос происходил от поверхности к центру образца, и в обратном направлении (см. стрелки на рисунке 16 а). Показано, что проникновение материала в узкие каналы (рисунок 16 б) связано с переносом материала за счет кумулятивного (струйного) течения (см. рисунок 15 б). Установлено, что наблюдение участков одного материала в другом (рисунки 16 в-д) свидетельствуют о механическом перемешивании, обусловленным неоднородным вихревым течением (см. рисунок 15 в). Глубина проникновения в каналы составляет

0,6–3,2 мм, в сплошной материал – 0,1–0,3 мм. Эффективный коэффициент массопереноса (D) в сплошной материал $\sim 10^2$, в каналы $D \sim 10^4$ см²/с. Если пренебречь силами вязкого трения и сжатием материалов в ударных волнах (считая плотность постоянной), то оценка глубины проникновения по уравнению Бернулли для $P=100$ ГПа, действующего в течение 0,5 мкс, дает $\sim 2,5$ мм, что согласуется с данными металлографического и локального микроанализа. На основании этого можно считать, что обнаруженные эффекты массопереноса имеют гидродинамическое происхождение.

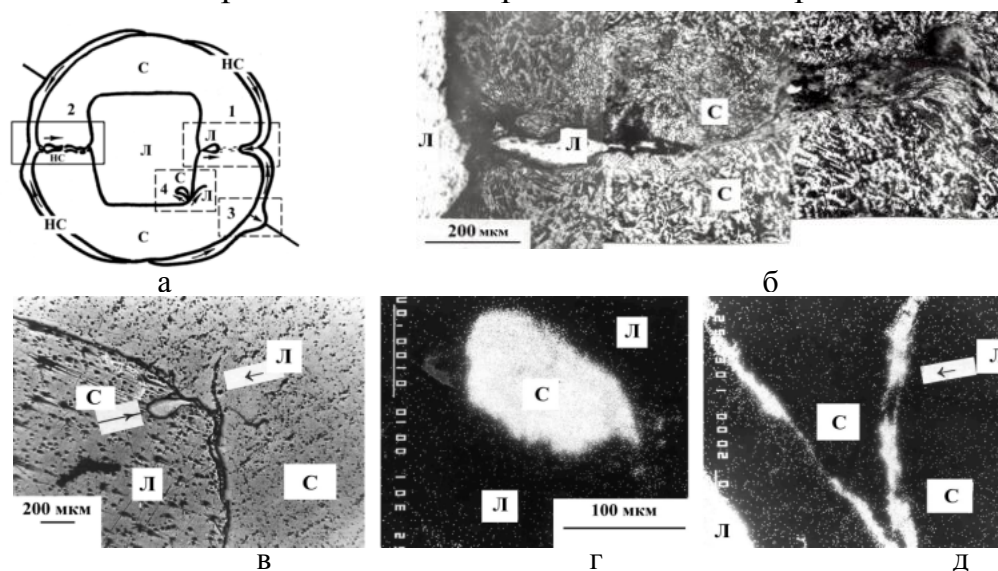


Рисунок 16. Составной шар после нагружения: а - схема центральной части плоскости разреза; б - проникновение латуни (Л) в канал и участки локализованного течения в стали (С), область 1; в - проникновение «капли» стали (С) и «уса» латуни (Л) друг в друга (макроструктура области 4); г - изображение «капли»С в K_{α} -излучении Fe; д - изображение «уса»Л в K_{α} -излучении Cu. С – Ст3; Л – латунь Л63; НС - нержавеющая сталь типа X18H8

При исследовании явлений локализованного разрушения установлено, что зарождение и рост трещин, пор и образование центральной полости (в шаровых образцах) определяется условиями ударно-волнового нагружения (воздействием первичных и отраженных волн напряжения), свойствами материала образцов, их макро- и микроструктурой. Так, обнаружена существенная разница в деформационном поведении стали (Ст 3) и титанового сплава (ВТЗ-1) при нагружении цилиндрических образцов сходящимися ударными волнами ($P=50-130$ ГПа) по осесимметричной схеме. В образце из сплава ВТЗ-1 релаксация напряжений, возникающих в результате воздействия первичных ударных волн и вторичных волн сжатия, происходит за счет деформации сдвига - образуются ПАС, по которым начинается разрушение. В стальном образце трещины образуются под действием растягивающих напряжений, то есть преобладают откольные явления.

При нагружении шаровых образцов из разных материалов с использованием 2, 4, 6 и 12 точек инициирования заряда ВВ по остаточным изменениям микроструктуры были изучены особенности несферической

кумуляции энергии, эффекты взаимодействия ударных волн и связанные с ним явления локализации деформации и локализованного разрушения. В шаровых образцах $d=60$ мм из стали 45 и Ст3, нагруженных из 2 и 4-х точек (квазиэллипсоид и квазитетраэдр), обнаружены протяженные радиальные трещины и участки локализованного течения, возникшие в местах столкновения ударных волн в соответствии с геометрией опытов. В шаре $d=60$ мм из Ст3, нагруженном из 12 точек (квазидодекаэдр), следов локализованного разрушения не наблюдали, однако в областях взаимодействия ударных волн, идущих от соседних точек инициирования, обнаружили следы $\alpha \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ превращений различной степени полноты. Образование подобных структур в сплаве Nb описано выше (см. рисунок 7). Давления в этих областях, оцененные по результатам расчетов изэнтроп разгрузки и сопоставленные со следами $\alpha \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ превращений, составляют от 12 до 40 ГПа. То есть в исследованных стальных шарах обнаруженные изменения структуры свидетельствуют об отсутствии радиального повышения температуры $T \geq 700^\circ\text{C}$ и давления $P \geq 100$ ГПа а, следовательно, при данных условиях нагружения кумуляции энергии не было.

Иную картину структурных изменений наблюдали в шаре ($d=60$ мм) из дюралюминия Д16, нагруженном из 4-х точек (квазитетраэдр). В центре шара образовалась полость (квазитетраэдр) размером 4-6 мм с гладкими краями (рисунок 17 а), ее форма и форма светлотравящейся области вокруг полости наследует геометрию опыта (квазитетраэдр), что указывает на сохранение трехмерного движения на протяжении всего воздействия (рисунок 17 а). Область вокруг полости неправильной формы (рисунок 17 а) имеет дендритную структуру. В сферическом слое, находящемся на расстоянии $\sim 6-15$ мм от центра образца, обнаружены участки с рекристаллизованной структурой, а также области локализованного течения и волосовидные трещины (см. схему на рисунке 17 а), ориентированные в радиальном направлении, в соответствии с геометрией опыта. При этом наличие следов плавления и последующей кристаллизации в области вокруг центральной полости свидетельствует о существенном повышении давления $P \geq 90$ ГПа и остаточной $T \geq 660^\circ\text{C}$, а, следовательно, о кумуляции энергии. Таким образом, в отличие от стального шара, нагруженного из 4-х точек, в дюралюминиевом шаре, помимо следов локализованной деформации и разрушения, обнаружили микроструктурные доказательства радиального повышения P и T . Все описанные выше закономерности структурообразования дают основание заключить, что возможность протекания кумуляции энергии при одинаковых схемах нагружения зависит от материала образца.

Установлено, что корреляция между макро- и микроструктурными изменениями в шаровых образцах и геометрией опыта еще более явно просматривается в случае постановки взрывного эксперимента без использования корпуса (шар $d=80$ мм из Ст3, 6 точек нагружения, квазикуб).

Отсутствие массивного корпуса позволило увеличить роль растягивающих напряжений и наглядно выявить эффекты локализованной деформации и разрушения, связанные с разгрузкой. В шаре образовалась полость (размером 20-30 мм) в форме октаэдра, полностью соответствующая геометрии опыта, и протяженные радиальные трещины (рисунок 17 б). Следов плавления и кристаллизации в слоях материала, примыкающих к полости, не обнаружено, то есть она образовалась в твердофазном состоянии. Подобные закономерности формирования центральной полости

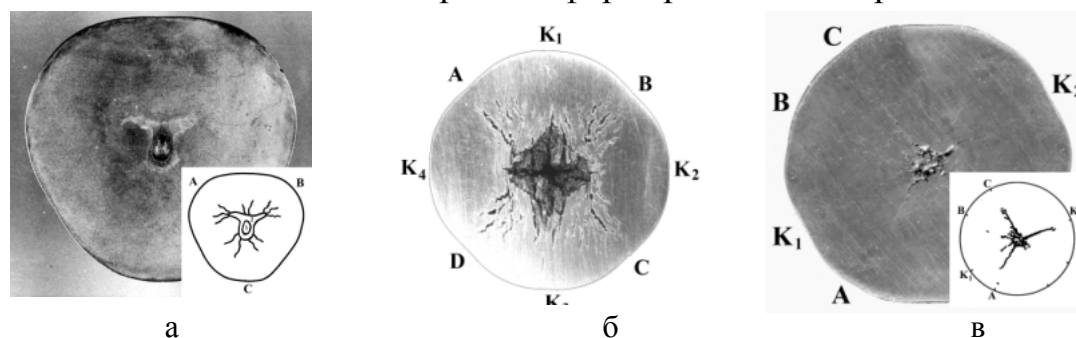


Рисунок 17. Вид диаметральных плоскостей разреза шаровых образцов: а – Д16, 4 точки (квазитетраэдр); б – Ст3, 6 точек (квазикуб); в – Л63, 12 точек (квазидодекаэдр); K_1, K_2, K_3, K_4 – проекции точек инициирования, А, В, С, D – места столкновения детонационных волн.

наблюдали и в латунном шаре $d=60$ мм, нагруженном из 12 точек (рисунок 17 в). Полость (размером 5-7 мм), частично наследующая симметрию опыта, образовалась под действием всесторонних растягивающих напряжений. Радиальные трещины, ориентированные в соответствии с геометрией опыта, возникли при разгрузке от внешней поверхности на расстоянии $\sim 0,5$ радиуса (см. схему на рисунке 17 б). Появление радиальных трещин означает, что высокоскоростная (с характерным временем $\sim 10^{-6}$ с) деформация всестороннего растяжения достаточна для разрушения латуни. Величина развиваемых при этом растягивающих напряжений, оцененная по экстраполяции кривой холодного сжатия меди в область отрицательных давлений, составляет $\sim 1,3$ ГПа, т.е. близка к установленной ранее откольной прочности латуни (1,75 ГПа), измеренной при $V_{\text{деф.}}=5 \cdot 10^5 \text{ с}^{-1}$, и в пять раз превосходит ее статический предел прочности (0,25 ГПа).

При повышении $P \geq 100$ ГПа существенное влияние на формирование структуры оказывает температура, развивающаяся при ударно-волновом нагружении. После разгрузки остаточная температура может достигать сотен и даже тысяч градусов. При охлаждении нагруженных образцов происходят такие же фазовые и структурные превращения, как при обычной термической обработке, с той лишь разницей, что время действия температуры мало (5-10 мкс), а скорость охлаждения чрезвычайно велика. Проявление совместного действия двух параметров - давления и температуры можно проиллюстрировать структурными и фазовыми превращениями в латунных шарах $d=40$ и 60 мм, нагруженных из 12 точек (квазидодекаэдр). Давление на поверхности шара $d=60$ мм составляло

40 ГПа, в центре –150 ГПа. Структурные изменения, связанные с локальным повышением P и T , обнаружены только в центре шара (рисунок 17 в). В узкой зоне вокруг центральной полости сложной формы и в перемычках, соединяющих отдельные ее части обнаружили рекристаллизованные зерна α -фазы, начальные стадии распада β -фазы с образованием кристаллов размером ≤ 1 мкм (рисунок 18 а) и дисперсную ($\alpha+\beta$)-структуру (рисунок 18 б). В участках, расположенных на расстоянии 7-10 мм от центра шара, обнаружили структуру, состоящую из кристаллов β - и α - фаз толщиной

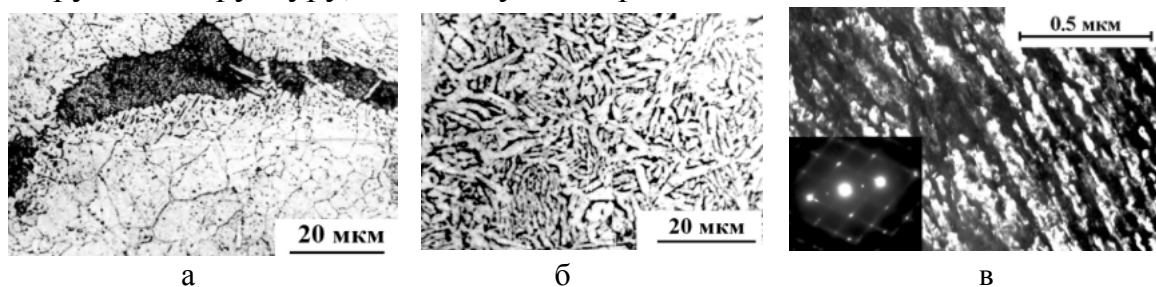


Рисунок 18. Структура шара $d=60$ мм из латуни Л63 (Cu-37%Zn), нагруженного из 12 точек (квазидодекаэдр): а - рекристаллизация α - фазы и начальные стадии распада β -фазы; б, в –дисперсная ($\alpha+\beta$)–структура; в –темнопольное изображение в 112_{β} , ось зоны $[110]_{\text{ошк}}$.

$\sim 0,05$ мкм (рисунок 18 в), подобную по морфологии структуру наблюдали в сплаве Fe-28%Ni (рисунок 11 в). Значение T и P в этих участках шара по расчету, сопоставленному со следами $\beta \rightarrow \alpha$ и $\alpha \rightarrow \beta$ превращений, составляют $T=800^{\circ}\text{C}$ и $P=130\text{--}150$ ГПа.

Таким образом, существенного повышения P и T вблизи центра фокусировки ударных волн в латунном шаре $d=60$ мм не происходит.

Установлено, что структурные изменения в латунном шаре $d=40$ мм, (квазидодекаэдр, см. рисунок 19 а), в значительной степени обусловлены температурными изменениями. Давление на поверхности шара - 70 ГПа, в центре возросло до 280-300 ГПа. Одновременно с давлением значительно повышалась и температура. Наблюдаемые структурные изменения свидетельствуют о кумуляции энергии в данном образце. В центре шара образуется полость, размером 8-12 мм (рисунок 19 б), вокруг нее слой с дендритной структурой (рисунок 19 в), микротвердость которой – 750 МПа. В этих участках по расчету $T=1800\text{--}2000^{\circ}\text{C}$; $P=175\text{--}255$ ГПа. В соседней с дендритами «кольцевой» зоне (толщиной 2-5 мм) в пределах вытянутых вследствие локализации деформации участков β -фазы происходит частичное $\beta \rightarrow \alpha$ превращение (рисунок 19 г). т.е. в этой зоне $T=800^{\circ}\text{C}$; $P=130\text{--}150$ ГПа. Превращение происходит из большого числа центров и создается дисперсная ($\alpha+\beta$)-структура с высокой твердостью – 1050 МПа (в исходном состоянии – 750 МПа). Такая структура (рисунок 19 г), также как ($\alpha+\beta$)-структура, обнаруженная в шаре $d=60$ мм (рисунок 18 в), не могут быть получены за счет термической обработки латуни Cu-37%Zn и являются результатом совместного действия температуры и давления.

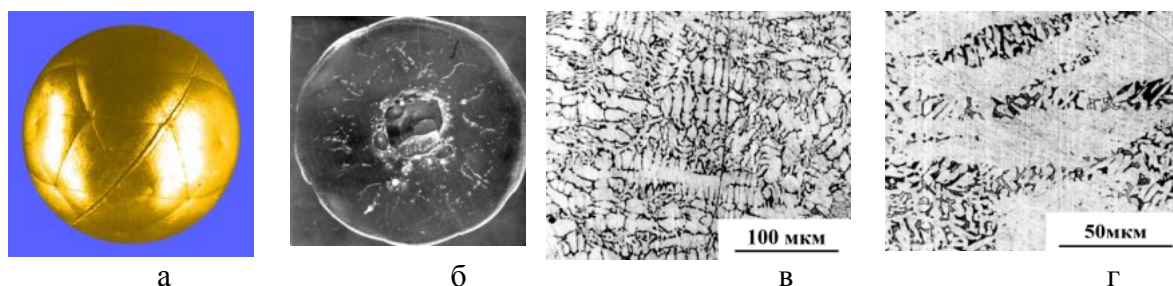


Рисунок 19. Внешний вид (а), диаметрального сечения (б) и микроструктура (в, г) шара $d=40$ мм из латуни Л63 (Cu-37%Zn), нагруженного из 12 точек (квазидодекаэдр); в – дендритная структура; г – $\beta \rightarrow \alpha$ превращение в участках локализованного течения.

Таким образом, установлена корреляция макро- и микроструктурных изменений в нагруженных образцах с геометрическими условиями нагружения. Участки локализованного течения возникают при взаимодействии ударных волн и располагаются в соответствии с геометрией нагружения. Зарождение радиальных трещин в шаровых образцах происходит там, где величина растягивающих напряжений при разгрузке начинает превышать динамический предел прочности материала. Квазисферическое нагружение латунных шаров позволило изучить воздействие ударных волн с возрастающей амплитудой давления от 40 до 300 ГПа. Обнаружена сложная последовательность фазовых и структурных превращений вдоль радиуса образцов. Выявлена взаимосвязь между давлением и температурой при ударно-волновом нагружении и структурными изменениями в образцах. Установлено, что структура латуни изменяется вследствие явлений локализованной деформации и фазовых $\alpha \rightarrow \beta$ и $\beta \rightarrow \alpha$ превращений, плавления и кристаллизации.

Четвертая глава «Структурные изменения в меди и сплавах железа, вызванные действием потока порошковых частиц, ускоренных взрывом» посвящена исследованию деформационных эффектов и фазовых превращений, обусловленных действием ударных волн, возникающих при соударении высокоскоростного потока порошковых частиц с преградами (образцами) из сплавов железа и меди; и изучению строения каналов сверхглубокого проникания порошковых частиц и прилегающих к ним микрообъемов материала образцов. Результаты исследований опубликованы в работах [11-13,15-17].

Сверхглубоким прониканием называют внедрение порошковых частиц различной природы (металлы, окислы, карбиды и др.) в металлические преграды на расстояния, превышающие размер частиц в 100-1000 раз. Это на два-три порядка больше, чем в случае проникания твердых ударников в металлические мишени. Условия реализации этого явления были определены С.М. Ушеренко с сотрудниками: размер частиц - 10-100 мкм, скорость – 0,5-2,5 км/с, время воздействия – 100-200 мкс, плотность потока ~ 1 г/см³. Поток порошковых частиц, разогнанных взрывом, ударяется о преграду (образец) и возбуждает в ней ударные волны. Однако для

понимания природы явления и установления его механизма, необходимо было разделить эффекты, связанные с действием ударной волны, и структурные изменения, обусловленные собственно прониканием частиц. Для решения этой задачи, в работе были исследованы структурные изменения в материалах преград, вызванные действием ударных волн, и по остаточным изменениям микроструктуры оценены некоторые параметры ударно-волнового нагружения при данном способе воздействия.

Материалами преград были Fe-Ni и Fe-Ni-C сплавы (Н6, 10Н6, 20Н6, 45Н24 и Н32), содержащие 6, 24 и 32 Ni и 0,01-0,45 С (мас.%); сталь 30 и медь (Cu- 99,97%) с различными кристаллическими структурами (ОЦК и ГЦК) и микроструктурами (феррит, феррит+цементит, речный мартенсит, аустенит, смесь линзовидного мартенсита и аустенита). Исследование проводилось на сплавах, в которых деформационные изменения и структурные превращения при ударно-волновом нагружении были изучены ранее и описаны во второй и третьей главах. Выбор чистой меди обусловлен возможностью достоверной идентификации проникших микрочастиц различными методами анализа. Нагружение образцов проводили в НИИ ИП (г. Минск) С.М. Ушеренко и О.А. Дыбов. Образцы размерами $\sim 50 \times 10 \times 10$ мм из различных материалов (до 12 штук) помещали в стальную обойму с внутренним диаметром 50 мм. Поток дисперсных (~ 60 мкм) частиц SiC или Cr, распространялся параллельно длинной стороне образцов. Скорость потока ~ 1 км/с, длительность воздействия – 100-200 мкс. Структура нагруженных образцов была исследована методами металлографии, дифракционной электронной микроскопии, локального рентгеноспектрального анализа и комбинационного рассеяния света на шлифах и фольгах, вырезанных вдоль и поперек направления распространения потока частиц.

Анализ полученных экспериментальных результатов подтвердил предположение о том, что опережающее воздействие ударных волн создает в материале образцов необходимые условия для сверхглубокого проникания частиц. Воздействие ударных волн, возникающих при соударении потока порошковых частиц с образцами, сопровождается высокоскоростной деформацией (равномерной и локализованной) и образованием фаз высокого давления. Так в сплавах Н6, 10Н6 и 20Н6 обнаружены следы $\alpha \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$ превращений, в сплавах 45Н24 и Н32 - $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение, следовательно, величина давления в ударной волне составляла 8-12 ГПа. Локальное давление в отдельных участках образцов может достигать еще больших величин. Образование участков с ячеистой дислокационной структурой, двойниками деформации, субзеренной структурой и областями локализованного течения обусловлены возникновением в образцах меди и железоникелевых сплавов локальных напряжений ударного сжатия. Таким образом, все обнаруженные структурные изменения, аналогичны деформационным эффектам, наблюдаемым в этих материалах при

нагружении ударными волнами. В качестве примера, на рисунке 20 приведена ячеистая дислокационная структура (а) и двойники (б) в меди после обработки высокоскоростным потоком частиц SiC: размер ячеек (0,1-0,5 мкм), вид стенок ячеек и сложное строение двойников деформации свидетельствует том, что такие структуры сформировались при нагружении

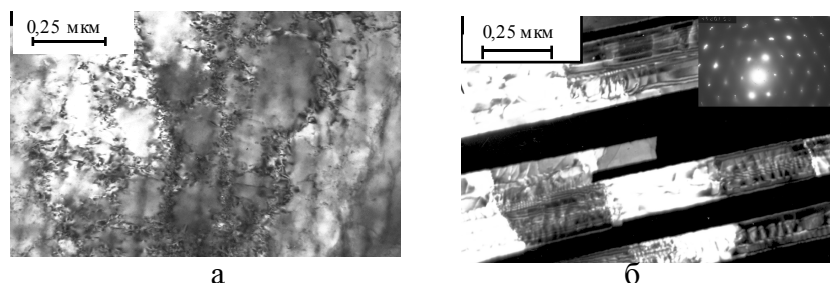


Рисунок 20. Ячеистая дислокационная структура (а) и двойники в меди, нагруженной потоком частиц SiC (б): а – светлопольное изображение; б – темнопольное изображение в рефлексе $002_{гцк}$

ударными волнами с давлением 5-20 и 17-30 ГПа, соответственно.

При исследовании структурных изменений, связанных с прониканием частиц установлено, что проникшие частицы измельчаются

на два-три порядка по сравнению с исходными (~ 60 мкм), причем измельчение на один порядок происходит еще до попадания частиц в материал преграды за счет дробления при взрывной обработке. Микрочастицы (0,6-0,06 мкм), внедрившиеся в образец, взаимодействуют с материалом образца. Анализ структурных изменений показал, что перемещение частиц по образцу сопровождается локализацией деформации и локальным повышением давления и температуры. Например, в образце стали 30, вблизи крупных (~ 5 мкм) проникших частиц Cr обнаружили сфероидизацию цементитных пластин, что свидетельствует о локальном повышении давления до ~ 100 ГПа и остаточной температуры до $700-720^\circ\text{C}$. После прохождения частиц происходит снижение давления в области позади частиц и релаксация напряжений, за счет полного или частичного залечивания каналов. Наблюдали два типа каналов проникания, соответствующих двум видам взаимодействия материала преграды с частицами: упругому (полное залечивание канала) и упруго-пластическому (формирование частично залеченных каналов). На упругий характер проникания по первому типу указывает отсутствие значительной деформации преграды и полное схлопывание канала. Вблизи каналов второго типа не обнаружено следов аморфизации и дисперсных структур, соответствующих предельным степеням деформации материала преград, ранее описанных С.М. Ушеренко с сотрудниками. Важно отметить, что доля упругой составляющей во взаимодействии материалов с частицами обычно весьма велика. При упруго-пластическом взаимодействии проникших частиц с материалом образца окружающие микрообъемы материала (0,5-1 мкм) претерпевают значительную пластическую деформацию и обогащаются материалом частиц. На рисунке 21 а представлен участок частично

залеченного канала проникания в меди, нагруженной потоком частиц SiC, и

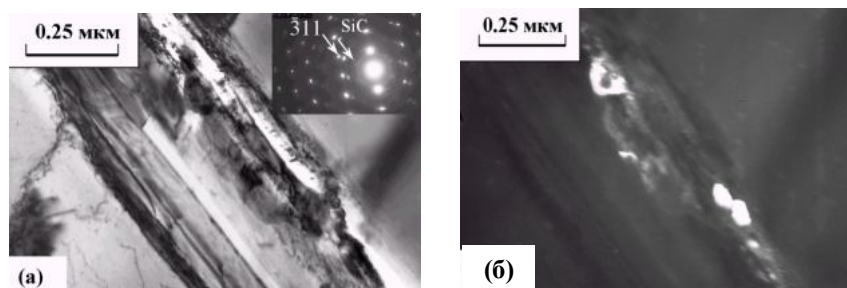


Рисунок 21. Участок канала сверхглубокого проникания в меди: а – светлопольное изображение и электронограмма; б – темнопольное изображение частиц SiC в рефлексах 015_{SiC} и 014_{SiC} .

более дисперсных частиц, образовавшихся в результате разрушения частицы SiC при ее взаимодействии со стенками канала. Для определения химического состава и структуры проникших микрочастиц применялись локальный рентгеноспектральный анализ и метод комбинационного

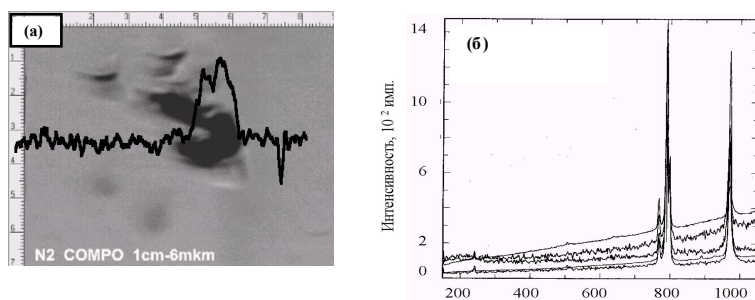


Рисунок 22. Частицы SiC в меди: а - изображение группы частиц в обратно отраженных электронах и распределение Si вдоль линии сканирования; б - спектры КРС, полученные от исходного порошка SiC и четырех частиц SiC, проникших в образец

рассеяния света. Анализ проникших частиц SiC показал, что частицы и окружающие их микрообъемы ($\sim 0,5$ мкм) меди, имеют высокую концентрацию кремния (рисунок 22 а). Сравнение Рамановских спектров, полученных от частиц SiC, проникших в медную матрицу на глубину 10-18 мм, и частиц исходного порошка однозначно показало, что проникшие частицы SiC, сохраняют 6H структуру, которую имел исходный порошок. Таким образом, структурные изменения в металлах и сплавах при нагружении высокоскоростным потоком частиц инициированы действием двух факторов: ударными волнами, возбуждаемыми при соударении высокоскоростного потока порошковых частиц с образцом, и непосредственно движущимися микрочастицами, формирующими в материале образцов каналы проникания. Действие высокоскоростного потока частиц характеризуется значительной неоднородностью на макро- и микроуровне. Обнаружено два типа каналов проникания, соответствующих двум механизмам взаимодействия частиц с материалом преград (образцов): упругому (полное залечивание каналов) и упруго-пластическому (частичное залечивание каналов).

и примыкающая к каналу область, состоящая из двойников (0,05-0,12 мкм).

Снимок получен на продольной фольге на расстоянии 9-10 мм от поверхности нагружения. На снимке (рисунок 21 б), полученном в реф-
~0,03 мкм) и несколько

более дисперсных частиц, образовавшихся в результате разрушения частицы SiC при ее взаимодействии со стенками канала. Для определения химического состава и структуры проникших микрочастиц применялись локальный рентгеноспектральный анализ и метод комбинационного рассеяния света. Анализ проникших частиц SiC показал, что частицы и окружающие их микрообъемы ($\sim 0,5$ мкм) меди, имеют высокую концентрацию кремния (рисунок 22 а). Сравнение Рамановских спектров, полученных от частиц SiC, проник-

Пятая глава «Формирование субмикроструктурной и нанокристаллической структуры меди и сплавов меди при высокоскоростной деформации» посвящена исследованию закономерностей деформационного поведения и эволюции структуры меди и сплавов на основе меди при высокоскоростном деформировании методом динамического канально-углового прессования (ДКУП). Изучено влияние параметров ДКУП на структурные изменения и определены оптимальные режимы прессования для получения субмикроструктурных (СМК) и нанокристаллических (НК) структур в объемных образцах меди и сплавов меди. Исследован механизм структурообразования в меди и хромоциркониевой бронзе при ДКУП. Изучены физико-механические свойства и термическая стабильность СМК и НК меди и хромоциркониевой бронзы, полученных высокоскоростной интенсивной пластической деформацией. Результаты исследования опубликованы в работах [22, 23, 28, 29, 34-40].

Образцы меди чистотой 99,8%; латуни Л63 (Cu–36,6%Zn) и бронзы (Cu–0,09%Cr–0,08%Zr) диаметром 16 и длиной 65 мм, подвергали предварительным термическим обработкам по режимам, описанным ниже, высокоскоростному деформированию методом ДКУП, затем часть образцов отжигали. Прессование образцов выполняли во РФЯЦ-ВНИИТФ (Снежинск). Метод ДКУП, принципиальная схема которого приведена на рисунке 23, представляет собой высокоскоростной (10^4 - 10^5 с⁻¹) вариант РКУП. Преимущество метода ДКУП, по сравнению с РКУП, заключается в кратковременности (~500 мкс) процесса деформирования и использовании энергии пороховых газов вместо дорогостоящего и энергоемкого прессового оборудования. Исследования показали, что деформация простого сдвига, которая формирует структуру при РКУП, в случае ДКУП является высокоскоростной, кроме того, на образец при ДКУП действует высокоскоростная ударно-волновая деформация сжатия, что создает

добавочный источник деформационного наклепа. Образцы разгоняли в специальной пушке и направляли в матрицу, содержащую два канала 16 и 14 мм, пересекающихся под углом 90°. Начальную скорость образцов (V) варьировали от 100 до 500 м/с при помощи массы порохового заряда и марки

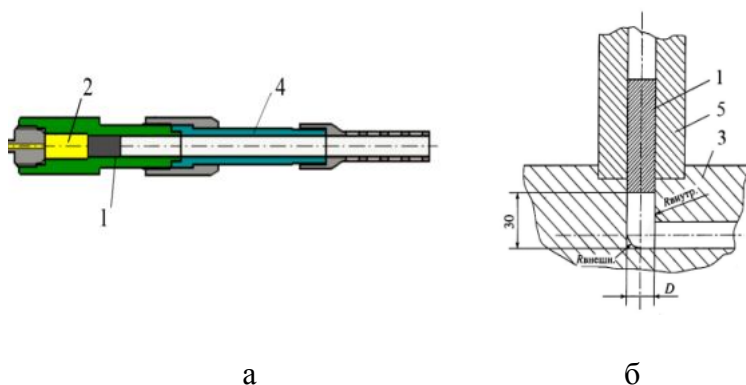


Рисунок 23. Схема установки ДКУП: а - устройство для разгона образцов, б - матрица; 1 - образец; 2 - пороховой заряд; 3 - матрица; 4 - ствол; 5 - направляющая втулка.

пороха. Прессование проводили в двух матрицах с разным радиусом закругления внутреннего угла каналов $R_{\text{внутр.}}=0$ и 7мм (см. рисунок 23), далее обозначенных как $R=0$ и $R=7\text{мм}$. Количество проходов (n) составляло от 1 до 4 с поворотом образца вокруг продольной оси после 1-го прохода на 180° , после 2-го – на 90° , после 3-го – на 180° , для того, чтобы задействовать все четыре плоскости сдвига. Скорость деформации материала $\sim 10^5 \text{ с}^{-1}$, длительность одного прохода ~ 500 мкс, давление в области угла поворота ≤ 2 ГПа. Влияние параметров ДКУП: начальной скорости образцов ($V=215\text{-}500$ м/с), геометрии матриц ($R=7\text{мм}$ и $R=0$), и количества проходов ($n=1\text{-}4$), на деформационные и структурные изменения подробно изучено на примере меди. На основании экспериментальных данных и оценки напряженно-деформированного состояния нагружаемых образцов установлено, что нижний порог V , при которой медный образец полностью проходит зону пересечения каналов за счет запасенной кинетической энергии, составляет 230 м/с. Увеличение V до 400-500 м/с и добавочное вращение образцов с частотой 5×10^3 рад/с до попадания в матрицу, не оказывает существенного влияния на степень дисперсности структуры, формирующейся при ДКУП, но может привести к возникновению участков сильной локализованной деформации, образованию ПАС и очагов разрушения в образцах, что нежелательно. Таким образом, оптимальная скорость разгона образцов составляет 230-250 м/с. Анализ экспериментальных результатов, полученные на образцах меди, показал, что (при $V=230\text{-}250$ м/с) наибольшее влияние на дисперсность и однородность формирующейся структуры оказывает изменение величины деформации, зависящей от количества проходов ($n=1\text{-}4$) и изменение геометрии каналов матрицы, а именно радиуса внутреннего угла закругления каналов от $R=7\text{мм}$ до 0 (см. $R_{\text{внутр}}$ на рисунке 23).

ДКУП в матрице с $R=7\text{мм}$. В исходном состоянии (после отжига при 450°C) средний размер зерна меди составлял 100 мкм, микротвердость – 780 МПа. В нагруженных образцах меди, подвергнутых ДКУП в 1 и 2 прохода, образуется неоднородная по длине СМК структура с повышенной твердостью (1450 и 1600 МПа). При увеличении количества проходов до 4-х структура становится более однородной по длине образцов. В средней части образца (составляющей $\sim 3/4$ длины) возникает тонкая волокнистая структура (0,5-5 мкм) с полосами локализованного сдвига шириной 50-150 мкм (рисунок 24 а). Внутри полос (2) и волокон (1) обнаружена тонкая (1-5 мкм) полосчатость (3). Волокнистая структура (1) образовалась при 3-м проходе; Полосы (2) и тонкая полосчатость (3) возникшие при 4-м проходе, располагаются под углом $30\text{-}35^\circ$ к продольной оси образца, что согласуется с результатами РКУП и соответствует геометрии нагружения при ДКУП. Полосы (2) разделяют волокна (1) на крупные фрагменты, тонкие полосы (3) – на более дисперсные. Внутри дисперсных фрагментов волокон обнаружили зерна-субзерна размерами от 100 до 450 нм (рисунок 24 б).

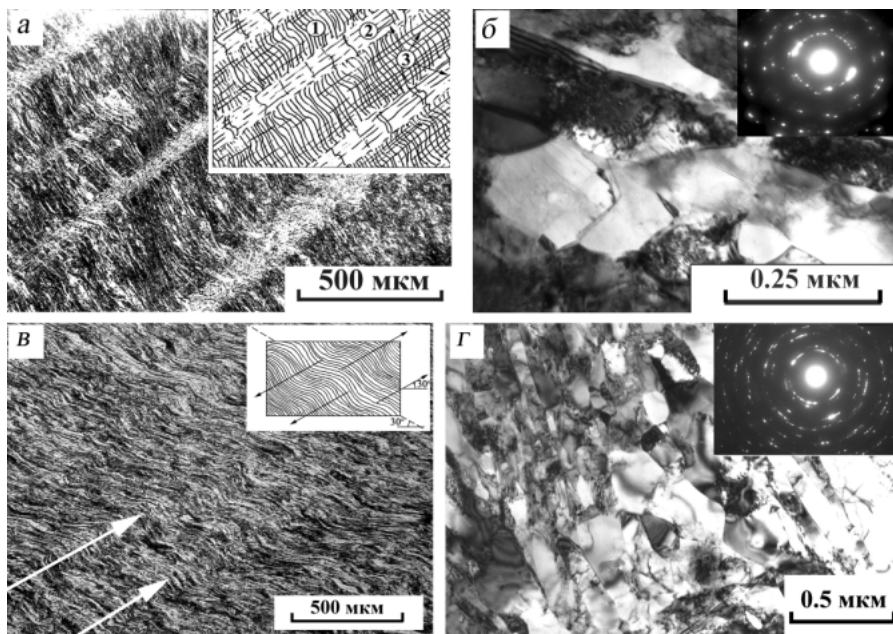


Рисунок 24. Структура образца меди чистотой 99,8% после ДКУП ($n=4$) с использованием матриц с $R = 7$ мм (а, б) и $R = 0$ (в, г): а, в – волокнистая структура; б, г – зерна-субзерна внутри волокон меди; на а: 1 – волокнистая структура; 2 – широкие полосы локализованного сдвига; 3 – тонкая полосчатость; на в: стрелками белого цвета показаны гребни волн, стрелками на схеме – направления локализованных сдвигов

ДКУП в матрице с $R = 0$. После прессования в 4 прохода практически по всей длине образца сформировалась тонкая (0,5-1 мкм) волокнистая структура с необычной волнообразной формой волокон (с приблизительно одинаковым значением микротвердости 1530-1550 МПа). Гребни волн (см. стрелки на рисунке 24 в) расположены под углом 30-35° к продольной оси образца. Внутри волокон обнаружена неравновесная СМК+НК структура, состоящая из зерен-субзерен размерами от 50 до 350 нм (рисунок 24 г). Сложный дислокационный контраст в субзеренах и изгибные контуры экстинкции в зернах свидетельствует о высоком уровне внутренних напряжений, а присутствие зерен с небольшой плотностью дислокаций указывает на частичное протекание релаксационных процессов в ходе ДКУП, в том числе динамической полигонизации и динамической рекристаллизации. На рисунке 25 а представлена межзеренная граница, сформировавшаяся в СМК меди при ДКУП. Подобные границы ранее наблюдали в СМК металлах и сплавах, полученных КГД и РКУП. Однако внутри зерен-субзерен обнаружены участки размером 3-7 нм (рисунок 25 б). Образование таких наночастиц в меди чистотой 99,8% при ДКУП можно объяснить двумя причинами: формированием наночастиц вторичных фаз и возникновением «зародышей» динамической рекристаллизации. Статистический анализ показал, что полученная неравновесная СМК+НК структура, состоящая из зерен-субзерен размером 50-350 нм, неоднородна по типу границ и размеру кристаллитов. Количество зерен-субзерен размером

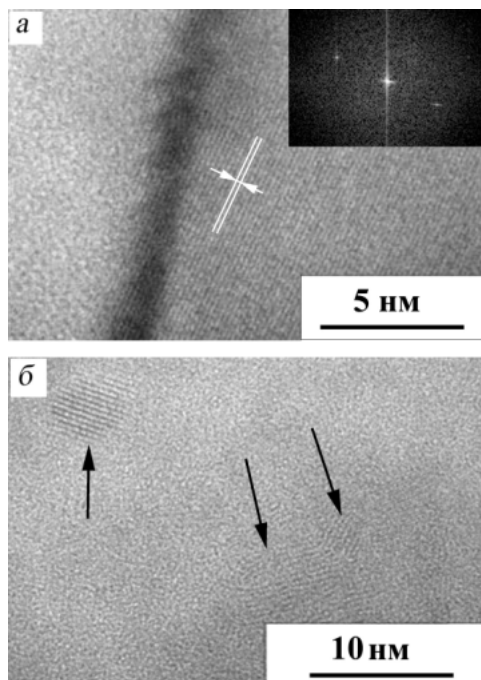


Рисунок 25. Участок межзеренной границы в СМК+НК меди и Фурье-изображение, полученное с правого зерна (а); и внутризеренные наночастицы показаны стрелками (б); ВРЭМ

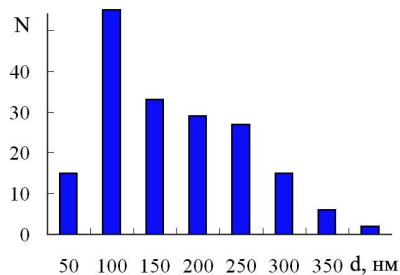


Рисунок 26. Гистограмма распределения зерен-субзерен по размерам в СМК+НК меди; ДКУП ($n=4$) в матрице с $R=0$

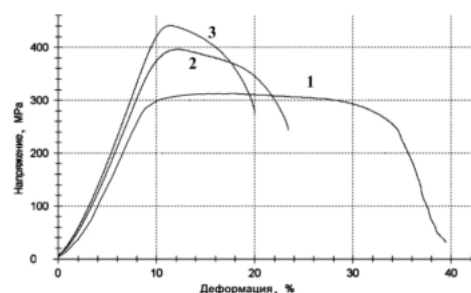


Рисунок 27. Диаграммы растяжения образцов меди:

- 1 – исходное состояние;
- 2 – ДКУП ($n=1$) в матрице с $R=0$;
- 3 – ДКУП ($n=4$) в матрице с $R=0$.

50-100 и 110-350 нм составляет 35 и 65%, соответственно; средний размер - 145 нм (рисунок 26). Результаты измерения механических свойств СМК+НК меди показали, что ДКУП заметно (в 1,2-1,4 раза) повышает прочностные свойства меди (рисунок 27): предельное сопротивление (σ_B) увеличивается с 312 МПа в исходном состоянии до 396 и 440 МПа после $n=1$ и $n=4$, соответственно; предел текучести ($\sigma_{0,2}$) – с 304 МПа до 362 и 414 МПа. При этом сохраняется достаточно высокий уровень пластичности: относительное удлинение (δ) составляет 22 и 19% после ДКУП $n=1$ и $n=4$. То есть уже после одного прохода ДКУП можно получить медный образец с высокой прочностью без большой потери пластичности, подобные результаты невозможно достичь при деформации прокаткой.

Для объяснения влияния геометрии каналов на эффект измельчения структуры, проведены оценки напряженно-деформированного состояния нагружаемых образцов и изменения величины сдвига вдоль поперечного сечения образца при ДКУП, объясняющие преимущество прессования в матрице с $R=0$. Показано, что при нулевом значении радиуса происходит наиболее частая релаксация накапливаемых напряжений при деформировании, что может способствовать получению однородной и дисперсной структуры по всей длине образца. На основании картины гидродинамического течения материала при ДКУП, изученной на примере образца латуни с естественными реперными линиями - продольными

цепочками неметаллических включений, определено, что величина сдвига вдоль поперечного сечения образца при ДКУП в матрице с $R=0$ составляет 1,8–2,0; и не превышает 1,65 в случае использования матрицы с $R = 7$ мм. Микроструктура материалов, которая формируется как реакция на внешнее воздействие, различается, но картина течения одинакова для всех материалов. Поскольку напряжения, возникающие при деформировании методом ДКУП, существенно превышают модуль сдвига, роль материала становится незначительной, и динамика процесса полностью определяется геометрией нагружения и энергией воздействия – материал течет через каналы при ДКУП, как вязкая жидкость.

Известно, что легирование меди хромом и цирконием (0,5-1 мас %) незначительно снижая электропроводность меди, деформированной прокаткой и РКУП, повышают ее прочностные свойства и увеличивают температуру рекристаллизации. Представляло интерес сравнить упрочнение и структуру меди и бронзы, легированной микродобавками (до 0,1%) хрома и циркония, подвергнутой ДКУП. В исходном закаленном (от 990°C) состоянии размер зерна $\text{Cu-0,09\%Cr-0,08\%Zr}$ бронзы составлял 200-400 мкм. После ДКУП в образцах бронзы формируется волокнисто-полосовая структура, подобная наблюдаемой в меди (см. рисунок 24 а). Полосы локализованного сдвига располагаются под углом $\sim 30^\circ$ к продольной оси образцов. Между полосами выявлены тонкие продольные волокна. Внутри волокон обнаружена структура, состоящая из субзерен размером 0,2-0,4 мкм с внутренней дислокационной структурой (рисунок 28 а). При большем увеличении внутри субзерен можно различить чрезвычайно дисперсные частицы (≤ 5 нм) вторых фаз. В полосах сдвига выявлены двойники деформации толщиной 10-100 нм, что также приводит к существенному диспергированию структуры бронзы при ДКУП (рисунок 28 б). Микротвердость СМК бронзы после трех проходов ДКУП составляет 1560-1680 МПа (в исходном состоянии - 680 МПа).

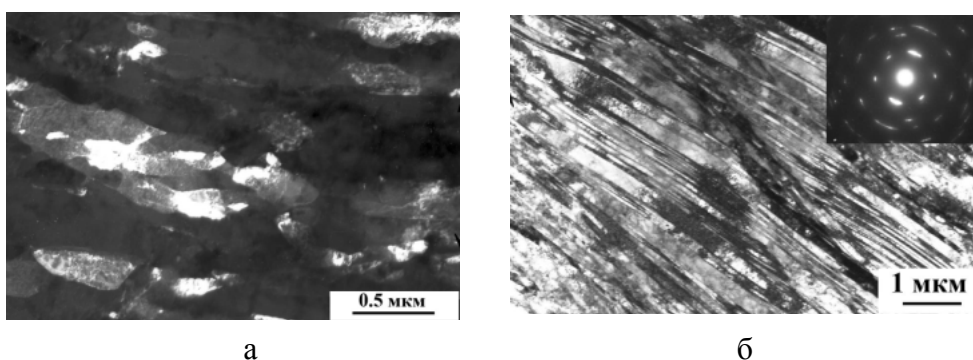


Рисунок 28. Структура образца бронзы $\text{Cu-0,09\%Cr-0,08\%Zr}$ после ДКУП: а - субзерна внутри волокон; б - двойники в полосах локализованного сдвига.

Поскольку низколегированные Cu-Cr-Zr бронзы используются для электродов машин контактной сварки, представляло интерес методами

микродюротрии и кинетического микроиндентирования провести измерения твердости, удельной контактной твердости и величины упругого восстановления СМК бронзы, а также сравнить полученные результаты с аналогичными характеристиками СМК+НК меди. Показано, что деформирование меди методом ДКУП обеспечивает увеличение твердости по Виккерсу, Мартенсу и твердости вдавливания в 1,4-1,5 раза по сравнению с исходным крупнокристаллическим состоянием. Более значительный рост указанных характеристик прочности (в 2,4-2,8 раза) достигается при ДКУП бронзы. Сравнительное исследование структуры показало, что существенное упрочнение СМК-бронзы, по сравнению с СМК+НК медью, обусловлено выделением наноразмерных (≤ 5 нм) частиц вторых фаз в бронзе при частичном деформационном старении в процессе ДКУП. Таким образом, установлена повышенная способность СМК+НК меди и, особенно, СМК-бронзы выдерживать механические контактные нагрузки без пластического деформирования по сравнению с исходным крупнокристаллическим состоянием.

При исследовании постдеформационных процессов, протекающих в материалах, деформированных методом ДКУП, определено, что СМК+НК медь чистотой 99,8% с неравновесной смешанной структурой, состоящей из зерен-субзерен (50-350 нм), то есть неоднородная по размеру и типу границ, устойчива к длительному (более трех лет) вылеживанию при комнатной температуре и термически устойчива до 150°C (рисунок 29, кривая 1). В частности установлено существенное (в 5 раз) увеличение удельного электросопротивления (ρ/ρ_0) СМК+НК меди, измеренное при температуре 4,2 К, по сравнению с ρ/ρ_0 меди в отожженном крупнозернистом состоянии

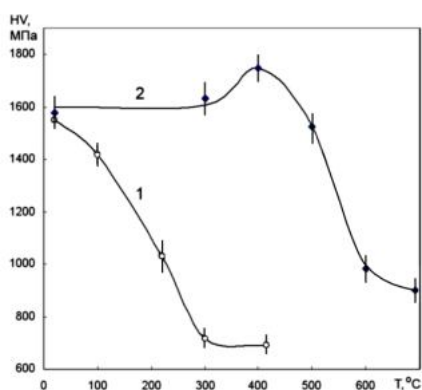


Рисунок 29. Зависимости микро-твердости СМК+НК меди и СМК бронзы, от температуры отжига (старения): 1- медь, ДКУП, 4 прохода; 2- Cu-0,09Cr-0,08Zr, ДКУП, 3 прохода

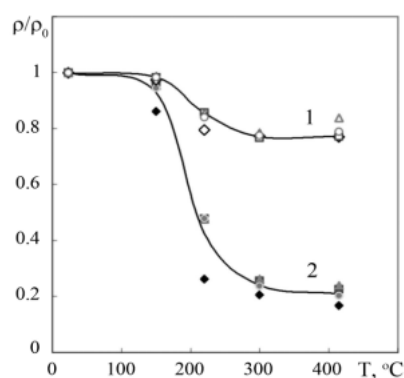


Рисунок 30. Зависимости удельного электросопротивления СМК+НК меди, от температуры отжига; измерения выполнялись при: 1- 77К (жидкий азот); 2 - 4,2 К (гелий)

(рисунок 30, кривая 2). Этот эффект обусловлен существенным (до 100-350 нм) уменьшением размера зерна меди при ДКУП. В этом случае, определяющим становится вклад от рассеяния электронов на границах тех

зерен-субзерен меди, размер которых сравним со средней длиной свободного пробега электронов проводимости при температуре 4,2К (≤ 300 нм). Температурная область возврата электросопротивления СМК+НК меди, полученной методом ДКУП (рисунок 30, кривая 2), полностью совпадает с температурным интервалом падения микротвердости (рисунок 29, кривая 1) и характеризует степень протекания релаксационных процессов.

Сравнительное исследование термической устойчивости полученных при ДКУП неравновесных СМК и НК структур показало, что зависимости микротвердости меди и бронзы, от температуры отжига качественно различные (рисунок 29). Увеличение температуры отжига приводит к снижению микротвердости СМК+НК-меди (рисунок 29, кривая 1), что обусловлено развитием релаксационных процессов возврата (при 100-150°C), рекристаллизации (150-220°C) и переходу в крупнозернистое состояние (300-400°C). Иная картина наблюдается при нагреве СМК-бронзы (рисунок 29, кривая 2). Нагрев до 350°C не изменяет, а отжиг (старение) при 400°C несколько повышает микротвердость (на 150–180 МПа) по сравнению с деформированным состоянием, за счет дополнительного выделения наноразмерных (≤ 10 нм) частиц упрочняющих фаз Cr и Cu_5Z (Cu_3Z), которые, выделяясь на дислокациях, задерживают начало рекристаллизации.

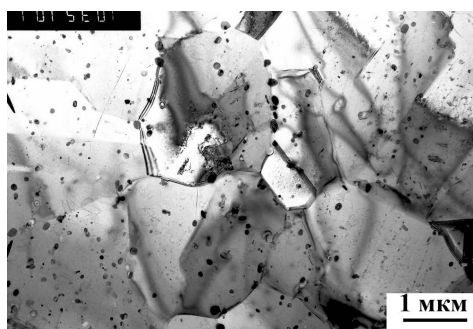


Рисунок 31. Структура бронзы Cu-0,09Cr-0,08Zr после ДКУП ($n=3$) и отжига при 650°C, 1 час.

Рекристаллизация СМК-бронзы, полученной при ДКУП ($n=3$), начинается при 500°C и заканчивается при 600°C. В результате в бронзе формируется дисперсная структура, состоящая из зерен (размером 1-3 мкм), содержащих большое количество наноразмерных (10-100 нм) частиц вторых фаз. Отметим, что нагрев до 650-700°C не приводит к росту зерна (рисунок 31) и разупрочнению бронзы, как это наблюдали при нагреве меди до 300-400°C (ср. кривые 1 и 2 на рисунке 29).

Таким образом, на результирующую структуру меди и сплавов на основе меди при ДКУП оказывают влияние высокоскоростная деформация сдвига, ударно-волновая деформация сжатия и повышение температуры. Установлено, что формирование СМК+НС структуры в меди (99,8%Cu) при ДКУП происходит в результате высокоскоростных закономерно повторяющихся процессов фрагментации, динамической полигонизации и динамической рекристаллизации. Структурообразование в бронзе (Cu-0,09%Cr-0,08%Zr) при ДКУП происходит за счет фрагментации, динамической полигонизации и частичного распада пересыщенного α -твердого раствора с выделением наноразмерных ≤ 5 нм частиц вторых фаз.

Показано, что медь с СМК+НК структурой термически стабильна до 150°C; бронза, легированная микродобавками хрома (0,09%) и циркония (0,08%), с СМК-структурой термически устойчива при нагреве до 500-600°C.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Выяснена детальная картина изменения фазовых и структурных состояний в сплавах на основе железа и меди при экстремальных ударно-волновых и деформационных воздействиях, и установлены закономерности формирования субмикроструктурной и нанокристаллической структуры и свойств меди и сплавов на основе меди при комбинированном воздействии высокоскоростной деформации сдвига, ударно-волновой деформации сжатия и температуры, реализуемом при динамическом канально-угловом прессовании.

Получены следующие наиболее важные результаты:

1. Установлено влияние внешних воздействий (температуры, скорости нагрева, высокого квазигидростатического давления) на механизм $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения в низкоуглеродистых сплавах на основе Fe-6%Ni с ферритной (феррито-цементитной) структурой. Определено, что реализующийся в широком диапазоне скоростей нагрева (от 8°C/мин до 5000°C/с) нормальный механизм образования γ -фазы, при котором происходит неупорядоченный рост новых глобулярных зерен, при существенном (на три порядка) уменьшении скорости нагрева до 0,05°C/мин может быть изменен на диффузионный ориентированный процесс образования видманштеттовых кристаллов γ -фазы. Впервые при нагреве под квазигидростатическим давлением 8 ГПа обнаружено образование линзовидных кристаллов γ -фазы и показано, что сдвиговый механизм $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения реализуется вследствие значительного (на 220°C) снижения температуры начала $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения и увеличения роли упругой энергии.

2. Обнаружены два типа субмикроструктурных (СМК) и нанокристаллических (НК) структур, образующихся в сплаве Fe-28% Ni при нагружении ударными волнами с давлением 30-39 ГПа: реечная ($\gamma + \alpha$) СМК структура с пластинчатыми одинаково ориентированными кристаллами γ -фазы и НК структура ГЦК-мартенсита, с высокой (3100 МПа) твердостью, состоящая из кристаллов γ -фазы с различной ориентацией. Установлен механизм образования ГЦК-мартенсита в ударных волнах: высокое давление в сжимающем импульсе приводит к мгновенному (в течение 10^{-6} с) возникновению большого числа центров зарождения γ -фазы; наклеп, вносимый высокоскоростной деформацией, способствует образованию γ -кристаллов с различной ориентацией и одновременно препятствует их росту, из-за потери когерентной связи между γ -кристаллами и исходным мартенситом.

3. Экспериментально установлена взаимосвязь между параметрами нагружения мощными сходящимися ударными волнами (сверхвысоким давлением – 40-300 ГПа, высокоскоростной деформацией – 10^6 - 10^7 с⁻¹, растягивающими напряжениями при разгрузке и температурой) и структурными изменениями в сплавах на основе железа и меди, основные из которых – эффекты локализованной деформации, полиморфные $\alpha \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$; $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$, $\beta \rightarrow \alpha \rightarrow \beta$ превращения, плавление и кристаллизация.

4. На основании экспериментальных исследований явлений локализованной деформации при различных схемах ударно-волнового нагружения предложена классификация типов локализованного течения по характеру массопереноса в области течения: сдвиговое, струйное (кумулятивное) и турбулентное (вихревое). Установлено, что явления локализованной деформации: полосы адиабатического сдвига, каналы локализованного течения и эффекты массопереноса обусловлены геометрией ударно-волнового нагружения (воздействием первичных и отраженных волн напряжения), и не связаны с особенностями структуры нагружаемых образцов. Показано, что явления локализованного разрушения обусловлены геометрическими условиями ударно-волнового нагружения, свойствами материалов образцов, их макро- и микроструктурой.

5. Впервые произведено разделение на два фактора действия потока порошковых частиц, сформированного кумулятивной струей направленного взрыва, на преграды из меди и сплавов железа. Первый фактор – это действие ударной волны, возбуждаемой соударением потока с преградой, второй – собственно проникновение микрочастиц в преграды на глубину до нескольких десятков миллиметров. Показано, что под действием высоких локальных напряжений ударного сжатия в меди и сплавах железа образуются участки с высокой плотностью дислокаций, ячеистой дислокационной структурой, двойниками деформации и областями локализованного течения; в сплавах Fe-6 %Ni и Fe-32%Ni происходят $\alpha \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ и $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения. Перемещение микрочастиц по образцу сопровождается локализацией деформации и локальным повышением давления. Обнаружено два типа каналов сверхглубокого проникновения, соответствующих двум видам взаимодействия микрочастиц с материалом образцов: упругому и упруго-пластическому, соответствующих полному или частичному залечиванию каналов.

6. Установлены закономерности трансформации крупнокристаллической структуры меди и Cu-Cr-Zr бронзы в СМК и НК структуру под действием динамического канально-углового прессования (ДКУП), отличительной особенностью которого является комбинированное воздействие высокоскоростной деформации простого сдвига, ударно-волновой деформации сжатия и температуры. Показано, что структурообразование в меди при высокоскоростном (10^4 - 10^5 с⁻¹) деформировании происходит за счет закономерно повторяющихся процессов

фрагментации, динамической полигонизации и частичной динамической рекристаллизации, в бронзе протекают процессы фрагментации, динамической полигонизации и частичного деформационного старения с выделением наноразмерных (~5 нм) частиц вторых фаз. Обнаружено, что измельчение структуры этих материалов на три порядка (от 100-200 до 0,1-0,2 мкм), и повышение характеристик прочности в 1,4 и 2,8 раза при сохранении удовлетворительной пластичности может быть достигнуто уже при трех-четырех проходах ДКУП. Определено, что медь и бронза с СМК и НК структурой, полученной методом ДКУП, обладают повышенной по сравнению с крупнокристаллическим состоянием способностью выдерживать контактные механические нагрузки без пластического деформирования. Результаты исследования использованы в разработках ФГУП «РФЯЦ-ВНИИГФ им. акад. Е.И. Забабахина» (г. Снежинск) для получения объемных конструкционных и функциональных наноматериалов специального назначения с высоким уровнем физико-механических свойств, а также для создания и внедрения в практику опытно-промышленной установки ДКУП, что подтверждено актом внедрения научно-исследовательских работ (Приложение № 2).

СПИСОК ОСНОВНЫХ РАБОТ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

Статьи в рецензируемых научных журналах, определенных Перечнем ВАК:

1. Особенности $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения в сплаве Fe-28,1%Ni при нагружении ударными волнами / В.И. Зельдович, И.В. Хомская, А.А. Дерibas, А.Н. Киселев // Физика металлов и металловедение. – 1985. – Т. 60, № 1. – С. 101-108.
2. Зельдович, В. И. Особенности образования аустенита при непрерывном нагреве в железоникелевом сплаве с ферритной структурой / В.И. Зельдович, И.В. Хомская // Физика металлов и металловедение. – 1986. – Т.62, №. 3. – С. 547–555.
3. Зельдович, В.И. Влияние всестороннего давления на образование аустенита в сплаве Fe-28% Ni / В.И. Зельдович, В.А.Теплов, И.В. Хомская, К.М. Демчук, А.Н. Мартемьянов // Физика металлов и металловедение. – 1987. – Т.64, №1. – С.113-118.
4. Зельдович, В. И. Влияние скорости нагрева и исходной структуры на процесс образования аустенита в низкоуглеродистых сплавах Fe-6% Ni / В.И. Зельдович, И.В. Хомская // Физика металлов и металловедение. – 1988. – Т. 65, № 2. – С. 365–374.
5. Зельдович, В.И. Образование видманштеттовой структуры аустенита / В.И. Зельдович, И.В. Хомская, В.Д. Садовский // Доклады Академии наук СССР. – 1988. – Т.299, №1. – С. 119-122.
6. Зельдович, В.И. Образование линзовидных кристаллов аустенита при нагреве под давлением / В.И. Зельдович, И.В. Хомская, К.М. Демчук, А.Н. Мартемьянов // Доклады академии наук СССР. – 1989. – Т.305, № 5. – С. 1116—1120.
7. Мартенситные превращения, вызванные действием высоких статических и динамических давлений / В.И. Зельдович, И.В. Хомская, Е.Ф. Грязнов, К.М. Демчук, А.Н. Мартемьянов, Т.М. Соболенко, Т.С. Тесленко // Физика металлов и металловедение – 1990. – № 1. – С. 151 – 158.

8. Зельдович, В.И. Образование аустенита в низкоуглеродистых железоникелевых сплавах / В.И. Зельдович, И.В. Хомская, О.С. Ринкевич // Физика металлов и металловедение. – 1992. – №3 – С. 5-28.
9. Фазовые и структурные превращения в латуни при квазисферическом импульсном нагружении / В.И. Зельдович, И.В. Хомская, Б.В. Литвинов, Н.П. Пурыгин, В.И. Бузанов // Физика металлов и металловедение. – 1994. – Т.78, № 3. – С.77-86.
10. Воздействие мощной импульсной нагрузки на массивные металлические диски / В.И. Зельдович, Н.П. Пурыгин, Б.В. Литвинов, И.В. Хомская, Г.А. Собянина, Н.Д. Матушкин, В.В. Медведенко // Химическая физика. – 1995. – Т.14, №2 – 3. – С.112-116.
11. Структурные изменения в железоникелевых сплавах, вызванные действием высокоскоростного потока порошковых частиц. 1. Эффекты ударноволнового нагружения / В.И. Зельдович, Н.Ю. Фролова, И.В. Хомская, А.Э. Хейфец, С.М.Ушеренко, О.М. Дыбов // Физика металлов и металловедение. – 2001. – Т. 91, № 6. – С. 72-79.
12. Структурные изменения в железоникелевых сплавах, вызванные действием высокоскоростного потока порошковых частиц. 2. Эффекты сверхглубокого проникания / В.И. Зельдович, И.В. Хомская, Н.Ю. Фролова, А.Э. Хейфец, С.М.Ушеренко, О.М. Дыбов // Физика металлов и металловедение. – 2002. – Т. 93, № 5. – С. – 86 – 94.
13. Эффекты высокоскоростной деформации и сверхглубокого проникания ускоренных взрывом частиц порошка в сплавы железа / В.И. Зельдович, Л.Г. Коршунов, И.В. Хомская, Н.Ю. Фролова, А.Э. Хейфец, Н.Л.Черненко // Металлы. – 2003. – № 3 – С. 62– 69.
14. Эффекты локализации деформации в сплавах на основе меди, титана и железа при нагружении сходящимися ударными волнами / И.В. Хомская, В.И. Зельдович, Б.В. Литвинов, Н.П. Пурыгин // Физика металлов и металловедение. – 2004. – Т.98, №4.– С. 88-95.
15. Эффекты высокоскоростной деформации и сверхглубокого проникания, вызванные действием ускоренного взрывом потока порошковых частиц, в медную преграду / И.В. Хомская, В.И. Зельдович, Н.Ю. Фролова, Ю.С. Поносов, А.Э. Хейфец, Л.В. Елохина // Физика металлов и металловедение. – 2005. – Т. 100, № 1. – С. 85– 95.
16. Воздействие высокоскоростного потока порошковых частиц на преграды из сплавов на основе железа и меди / В.И. Зельдович, И.В. Хомская, Л.Г. Коршунов, Н.Ю. Фролова, А.Э. Хейфец, С.М.Ушеренко // Деформация и разрушение материалов. – 2005. - №2. – С. 26 – 32.
17. Структурные превращения и эффекты локализации деформации в меди под действием высокоскоростного потока порошковых частиц / И.В. Хомская, В.И. Зельдович, Н.Ю. Фролова, Ю.С. Поносов, А.Э. Хейфец, Ю.С. Поносов, С.М.Ушеренко // Известия РАН Серия Физическая. – 2006. – Т. 70, №7. – С. 1054-1056.
18. Структурные изменения и кумуляция энергии в Fe-Ni сплаве при квазисферическом взрывном нагружении / В.И. Зельдович, И.В. Хомская, Н.Ю. Фролова, А.Э. Хейфец, В.М. Гундырев, Б.В. Литвинов, Н.П. Пурыгин // Физика металлов и металловедение. – 2006. – Т. 101, №2. – С. 184-192.
19. Влияние импульсного нагружения на деформационное поведение и фазовые превращения в сплавах на основе меди, титана и железа / И.В. Хомская, В.И. Зельдович, Б.В. Литвинов, Н.П. Пурыгин // Известия РАН Серия Физическая – 2005. – Т. 69, №9. – С. 1357–1363.
20. Structural Change and Energy Cumulation in Iron-Nickel upon Quasi-Spherical Explosive Loading / V.I. Zel'dovich, I.V. Khomskaya, N.Yu. Frolova, A.E. Kheifets, B.V. Litvinov, N.P. Purygin // AIP Conference Proceedings. New York: Melville, 2006. – Vol. 849. – P. 62-67.
21. Хомская, И.В. Структурные превращения и деформационные эффекты в меди и сплавах на ее основе при динамическом нагружении / И.В. Хомская, В.И. Зельдович, Н.Ю. Фролова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2007. – № 3. – С.28-34.

22. Электронно-микроскопическое исследование деформационного поведения и структуры меди после динамического канально-углового прессования / И.В. Хомская, В.И.Зельдович, Н.Ю., Фролова, Е.В.Шорохов, И.Н. Жгилев, А.Э. Хейфец // Химическая физика. - 2007. - Т. 26, № 12. - С. 64-68.
23. Особенности формирования структуры в меди при динамическом канально-угловом прессовании / И.В. Хомская, В.И.Зельдович, Е.В.Шорохов Н.Ю., Фролова, И.Н. Жгилев, А.Э. Хейфец // Физика металлов и металловедение. – 2008. – Т.105, №6. – С. 621– 629.
24. Хомская, И.В. Образование аустенита под действием высоких статических и динамических давлений в сплавах железа с ферритной и мартенситной структурами /И.В. Хомская // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2008. – № 9. – С. 47-55.
25. Исследование эффектов массопереноса при квазисферическом нагружении составного шарового образца / И.В. Хомская, В.И. Зельдович, Б.В. Литвинов, Н.П. Пурыгин // Химическая физика. – 2008. – Т.27, №3. – С.98-103.
26. Зельдович, В.И. Исследование дисперсных структур в металлах и сплавах, подвергнутых действию мощных ударных волн / В.И. Зельдович, И.В. Хомская, Н.Ю. Фролова // Металловедение и термическая обработка металлов.–2008.– №12 –С.16-20.
27. Исследование структурных превращений и эффектов локализации деформации при неоднородном взрывном нагружении металлических шаров / И.В. Хомская, В.И. Зельдович, А.Э. Хейфец, Б.В. Литвинов, Н.П. Пурыгин // Физика металлов и металловедение. – 2008. – Т.106, №3. – С. 312-321.
28. Структура меди после динамического канально-углового прессования / И.В. Хомская, В.И.Зельдович, Е.В.Шорохов Н.Ю., Фролова, И.Н. Жгилев // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2008. – №5. –С. 38– 43.
29. Ультрамелкозернистые и нанокристаллические структуры в меди, полученные методом динамического канально-углового прессования / И.В. Хомская, В.И. Зельдович, Е.В. Шорохов, Н.Ю. Фролова, И.Н. Жгилев, А.Э. Хейфец // Перспективные материалы. – 2009. – Спец. вып. №7. – С. 352– 357.
30. Хомская, И.В. Структура, формирующаяся в двухфазной ($\alpha+\gamma$)_области, и механические свойства криогенного сплава 10Н7 / И. В. Хомская // Физика металлов и металловедение– 2010. – Т.110, №2. – С. 197 – 208.
31. Электронно-микроскопическое исследование деформационных эффектов и фазовых превращений в сплавах меди при нагружении ударными волнами / И.В. Хомская, В.И. Зельдович, Н.Ю. Фролова, А.Э. Хейфец // Известия РАН Серия Физическая. – 2010. – Т. 74, №11. – С. 1609-1613.
32. Хомская, И.В. Образование микро-, субмикро-и нанокристаллических структур в металлах и сплавах при нагружении ударными волнами / И.В. Хомская // Перспективные материалы. – 2011. –Спец. вып. № 12. –С. 551-558.
33. Эффекты локализации деформации и массопереноса в ударных волнах / И.В. Хомская, В.И. Зельдович, А.Э. Хейфец, Б.В. Литвинов // Известия РАН Серия Физическая. – 2012. – Т. 76, №11. – С. 1364-1369.
34. Исследование структуры и свойств субмикрокристаллической и нанокристаллической меди, полученной высокоскоростным прессованием / И.В. Хомская, Е.В. Шорохов, В.И.Зельдович, А.Э. Хейфец, Н.Ю. Фролова, П.А. Насонов, А.А. Ушаков, И.Н. Жгилев // Физика металлов и металловедение. – 2011. – Т.111, №6. – С. 639– 650.
35. Получение субмикрокристаллических и нанокристаллических структур в меди при высокоскоростном деформировании / И.В. Хомская, Е.В. Шорохов, В.И.Зельдович, А.Э. Хейфец, Н.Ю. Фролова, П.А. Насонов // Перспективные материалы. – 2011. – Спец. вып. №12. – С. 559-564.
36. Эволюция структуры при нагреве субмикрокристаллической и нанокристаллической меди, полученной высокоскоростным деформированием / И.В. Хомская, В.И.Зельдович, А.Э. Хейфец, Н.Ю. Фролова, В.П. Дякина, В.А. Казанцев // Физика металлов и металловедение. – 2011. – Т.111, №4. – С. 383–390.
37. Применение динамического канально-углового прессования для получения наноструктурированных меди и латуни / И.В. Хомская, Е.В. Шорохов,

- В.И.Зельдович, А.Э. Хейфец, Н.Ю. Фролова, И.В. Минаев, А.В.Абрамов, Е.В. Шорохов, И.Н. Жгилев // Деформация и разрушение материалов. - 2012. - № 1. - С. 17-24.
38. Структура и свойства субмикроструктурной и нанокристаллической меди, полученной методом канально-углового прессования / И.В. Хомская, Е.В. Шорохов, В.И.Зельдович, А.Э. Хейфец, Н.Ю. Фролова // *Металлы*. – 2012. – №6. – С. 56–62.
39. Структура хромоциркониевой бронзы, подвергнутой динамическому канально-угловому прессованию и старению / В.И.Зельдович, И.В. Хомская, Н.Ю. Фролова, А.Э. Хейфец, Е.В. Шорохов, П.А. Насонов // *Физика металлов и металловедение*.– 2013. – Т.114, №5. – С. 449–456.
40. Исследование структуры, физико-механических свойств и термической стабильности наноструктурированных меди и бронзы, полученных методом ДКУП / И.В. Хомская, В.И. Зельдович, А.В. Макаров, А.Э. Хейфец, Н.Ю. Фролова, Е.В. Шорохов // *Письма о материалах*. – 2013. –Т.3, №2. –С.150–154.

Другие публикации

41. Хомская, И.В. Образование аустенита под действием высоких статических и динамических давлений / И.В. Хомская // Развитие идей академика В.Д. Садовского; под ред. М.А. Филиппова, Ю.В. Калетиной.– Екатеринбург: ИФМ УрО РАН, 2008. – С.273–294. ISBN 5–9000474–58–5.