

Министерство образования и науки Российской Федерации
Федеральное государственное автономное образовательное учреждение
высшего образования
**«НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ
ТОМСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ»**

Институт - Физико-технический
Направление подготовки - Физика
Кафедра - Общей физики

МАГИСТЕРСКАЯ ДИССЕРТАЦИЯ

Тема работы

**ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОГО СОСТОЯНИЯ СТАЛИ 06МБФ НА ОСОБЕННОСТИ
УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ, ФОРМИРУЕМОЙ ПРИ КРУЧЕНИИ
ПОД ДАВЛЕНИЕМ В НАКОВАЛЬНЯХ БРИДЖМЕНА**

УДК 669.14:539.4

Группа	ФИО	Подпись	Дата
ОБМ41	Кошовкина Вера Сергеевна		

Руководители

Должность	ФИО	Ученая степень, звание	Подпись	Дата
в.н.с. ИФПМ СО РАН	Астафурова Елена Геннадьевна	д.ф.-м.н., доцент		
м.н.с. ИФПМ СО РАН	Майер Галина Геннадьевна	к.ф.-м.н.		

КОНСУЛЬТАНТЫ:

По разделу «Финансовый менеджмент, ресурсоэффективность и ресурсосбережение»

Должность	ФИО	Ученая степень, звание	Подпись	Дата
Доцент каф. менеджмента	Верховская Марина Витальевна	к.э.н.		

По разделу «Социальная ответственность»

Должность	ФИО	Ученая степень, звание	Подпись	Дата
Профессор каф. ЭБЖ	Федорчук Юрий Митрофанович	д.т.н.		

ДОПУСТИТЬ К ЗАЩИТЕ:

Зав. кафедрой	ФИО	Ученая степень, звание	Подпись	Дата
Общей физики	Лидер Андрей Маркович	к.ф.-м.н., доцент		

Томск – 2016 г.

Планируемые результаты обучения

по основной образовательной программе высшего профессионального
образования, направление подготовки 03.04.02 Физика,
квалификация - магистр

Код результата	Результат обучения (Выпускник должен быть готов)	Требования ФГОС, критериев и/или заинтересованных сторон
<i>Общекультурные (универсальные) компетенции</i>		
P1	Понимает необходимость самостоятельного обучения и повышения квалификации в течение всего периода профессиональной деятельности.	Требования ФГОС (ОК-7), критерий 5 АИОР
P2	Проявляет способность эффективно работать самостоятельно в качестве члена команды по междисциплинарной тематике, быть лидером в команде, консультировать по вопросам проектирования научных исследований, а также быть готовым к педагогической деятельности.	Требования ФГОС (ОК-6, ПК-11), критерий 5 АИОР
P3	Умеет находить зарубежных и отечественных партнеров, владеет иностранным языком, позволяющим работать с зарубежными партнерами с учетом культурных, языковых и социально-экономических условий.	Требования ФГОС (ОК-2, ОК-4), критерий 5 АИОР
P4	Проявляет понимание используемых методов, области их применения, вопросов безопасности и здравоохранения, юридических аспектов, ответственности за профессиональную деятельность и ее влияния на окружающую среду.	Требования ФГОС (ОК-3), критерий 5 АИОР
P5	Следует кодексу профессиональной этики, ответственности и нормам научно-исследовательской деятельности.	Требования ФГОС (ОК-5), критерий 5 АИОР
<i>Профессиональные компетенции</i>		
P6	Проявляет глубокие естественнонаучные, математические профессиональные знания в проведении научных исследований в перспективных областях профессиональной деятельности.	Требования ФГОС (ОК-1, ПК-1), критерий 5 АИОР
P7	Принимает участие в фундаментальных исследованиях и проектах в области физики низких температур, конденсированного состояния и материаловедения, а также в модернизации современных и создании новых методов изучения механических, электрических, магнитных и тепловых свойств твердых, жидких и газообразных веществ.	Требования ФГОС (ПК-2), критерий 5 АИОР
P8	Способен обрабатывать, анализировать и обобщать научно-техническую информацию, передовой	Требования ФГОС (ПК-4), критерий 5 АИОР

	отечественный и зарубежный опыт в профессиональной деятельности, осуществлять презентацию научной деятельности.	
P9	Способен применять полученные знания для решения нечетко определенных задач, в нестандартных ситуациях, использует творческий подход для разработки новых оригинальных идей и методов исследования в области физики конденсированного состояния, низких температур и сжижения природного газа.	Требования ФГОС (ПК-3), критерий 5 АИОР
P10	Способен планировать проведение аналитических имитационных исследований по профессиональной деятельности с применением современных достижений науки и техники, передового отечественного и зарубежного опыта в области научных исследований, умеет критически оценивать полученные теоретические и экспериментальные данные и делает выводы, знает правовые основы в области интеллектуальной собственности.	Требования ФГОС (ОК-4, ПК-6, ПК-7, ПК-8, ПК-9), критерий 5 АИОР
P11	Умеет интегрировать знания в различных и смежных областях научных исследований и решает задачи, требующие абстрактного и креативного мышления и оригинальности в разработке концептуальных аспектов проектов научных исследований.	Требования ФГОС (ОК-5, ПК-10), критерий 5 АИОР

Министерство образования и науки Российской Федерации
Федеральное государственное автономное образовательное учреждение
высшего образования
**«НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ
ТОМСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ»**

Институт – Физико-технический

Направление – Физика

Кафедра – Общей физики

УТВЕРЖДАЮ:

Зав.кафедрой

(Подпись)

(Дата)

Лидер А.М.

ЗАДАНИЕ

на выполнение выпускной квалификационной работы

Студенту:

Группа	ФИО
ОБМ41	Кошовкина Вера Сергеевна

Тема работы:

Влияние исходного состояния стали 06МБФ на особенности ультрамелкозернистой структуры, формируемой при кручении под давлением в наковальнях Бриджмена	
Утверждена приказом директора (дата, номер)	

Срок сдачи студентом готовой работы

ТЕХНИЧЕСКОЕ ЗАДАНИЕ:

Исходные данные к работе	Образцы из стали 06МБФ в трех исходных состояниях: феррито-бейнитном (нормализация от 920°C, 30 мин.), мартенситном (закалка от 920°C, 30 мин.) и ферритном (закалка от 920°C, 30 мин. и отпуск при температуре 670°C, 1 ч.) и после кручения под высоким давлением
Перечень подлежащих исследованию, проектированию и разработке вопросов	1. Изучить литературные данные по теме работы; 2. Изучить микроструктуру стали 06МБФ в исходных состояниях и в состояниях после кручения под высоким давлением; 3. Установить влияние кручения под высоким давлением на микротвердость и характер ее распределения по диаметру образца в стали

	06МБФ; 4. Проанализировать влияние исходной термической обработки на характер формирующейся при кручении под высоким давлением структуры, микротвердость и термическую стабильность стали 06МБФ; 5. Экспериментально определить температурный интервал термической стабильности ультрамелкозернистой структуры и высоких значений микротвердости, сформированных при кручении под высоким давлением в стали 06МБФ.
Перечень графического материала (с точным указанием обязательных чертежей)	1. Оптическая металлография и электронно-микроскопические изображения структуры стали 06МБФ в исходных состояниях; 2. Электронно-микроскопические изображения структуры стали 06МБФ после кручения под высоким давлением и отжигов; 3. Гистограммы распределения элементов субструктуры по размерам в стали 06МБФ после кручения под высоким давлением; 4. Графики распределения микротвердости по диаметру образца стали 06МБФ в исходных состояниях и после кручения под высоким давлением; 5. График зависимости значений микротвердости стали после кручения под высоким давлением от температуры отжига; 5. EBSD-карты зеренной структуры стали 06МБФ после отжигов;
Консультанты по разделам выпускной квалификационной работы (с указанием разделов)	
Раздел	Консультанты
Литературный обзор (раздел 1)	Астафурова Елена Геннадьевна, Майер Галина Геннадьевна
Постановка задач, материалы и методика исследования (раздел 2)	Астафурова Елена Геннадьевна, Майер Галина Геннадьевна
Влияние кручения под высоким давлением на структуру и микротвердость стали 06МБФ (раздел 3)	Астафурова Елена Геннадьевна, Майер Галина Геннадьевна
Термическая стабильность ультрамелкозернистой структуры и микротвердости, сформированных при кручении	Астафурова Елена Геннадьевна, Майер Галина Геннадьевна

под высоким давлением в стали 06МБФ (раздел 4)	
Финансовый менеджмент, ресурсоэффективность и ресурсосбережение (раздел 5)	Верховская Марина Витальевна
Социальная ответственность (раздел 6)	Федорчук Юрий Митрофанович
Название разделов, которые должны быть написаны на русском и иностранном языках:	
Влияние кручения под высоким давлением на структуру и микротвердость стали 06МБФ (раздел 3)	

Дата выдачи задания на выполнения выпускной квалификационной работе по линейному графику	
---	--

Задание выдали руководители:

Должность	ФИО	Ученая степень, звание	Подпись	Дата
в.н.с. ИФПМ СО РАН	Астафурова Елена Геннадьевна	д.ф.-м.н., доцент		
м.н.с. ИФПМ СО РАН	Майер Галина Геннадьевна	к.ф.-м.н.		

Задание принял к исполнению студент:

Группа	ФИО	Подпись	Дата
06М41	Кошовкина Вера Сергеевна		

**ЗАДАНИЕ ДЛЯ РАЗДЕЛА
«ФИНАНСОВЫЙ МЕНЕДЖМЕНТ, РЕСУРСОЭФФЕКТИВНОСТЬ И
РЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЕ»**

Студенту:

Группа	ФИО
ОБМ41	Кошовкина Вера Сергеевна

Институт	Физико-технический	Кафедра	Общей физики
Уровень образования	Магистратура	Направление/специальность	Физика

Исходные данные к разделу «Финансовый менеджмент, ресурсоэффективность и ресурсосбережение»:

1. Стоимость ресурсов научного исследования (НИ): материально-технических, энергетических, финансовых, информационных и человеческих	Работа с информацией, представленной в российских и иностранных научных публикациях, аналитических материалах, статистических бюллетенях и изданиях, нормативно-правовых документах
2. Нормы и нормативы расходования ресурсов	
3. Используемая система налогообложения, ставки налогов, отчислений, дисконтирования и кредитования	

Перечень вопросов, подлежащих исследованию, проектированию и разработке:

1. Оценка коммерческого и инновационного потенциала НТИ	1. Потенциальные потребители результатов исследования 2. Анализ конкурентных технических решений с позиции ресурсоэффективности и ресурсосбережения 3. SWOT-анализ 4. Оценка готовности проекта к коммерциализации
2. Разработка устава научно-технического проекта	
3. Планирование и формирование бюджета научных исследований	Бюджет научно – технического исследования (НТИ) 1. Расчет материальных затрат НТИ 2. Расчет амортизационных выплат 3. Основная заработная плата исполнителей темы 4. Отчисления на социальные нужды 5. Накладные расходы 6. Формирование бюджета затрат научно – исследовательского проекта
Определение ресурсной, финансовой, экономической эффективности	Оценка научно-технического уровня проекта

Перечень графического материала (с точным указанием обязательных чертежей):

Иерархическая структура работ по проекту

Дата выдачи задания для раздела по линейному графику	
---	--

Задание выдал консультант:

Должность	ФИО	Ученая степень, звание	Подпись	Дата
Доцент	Верховская Марина Витальевна	кандидат экономических наук		

Задание принял к исполнению студент:

Группа	ФИО	Подпись	Дата
ОБМ41	Кошовкина Вера Сергеевна		

ЗАДАНИЕ ДЛЯ РАЗДЕЛА «СОЦИАЛЬНАЯ ОТВЕТСТВЕННОСТЬ»

Студенту:

Группа	ФИО
06М41	Кошовкина Вера Сергеевна

Институт	Физико-технический	Кафедра	Общей физики
Уровень образования	магистратура	Направление/специальность	Физика

Тема дипломной работы: "Влияние исходного состояния стали 06МБФ на особенности ультрамелкозернистой структуры, формируемой при кручении под давлением в наковальнях Бриджмена"

Исходные данные к разделу «Социальная ответственность»:	
1. Описание рабочего места (рабочей зоны, технологического процесса, механического оборудования) на предмет возникновения: – вредных проявлений факторов производственной среды (метеоусловия, вредные вещества, освещение, шумы, вибрации, электромагнитные поля, ионизирующие излучения) – опасных проявлений факторов производственной среды (механической природы, термического характера, электрической, пожарной и взрывной природы) – негативного воздействия на окружающую природную среду (атмосферу, гидросферу, литосферу) – чрезвычайных ситуаций (техногенного, стихийного, экологического и социального характера)	Лаборатория Физического материаловедения ИФПМ СО РАН оснащена современными компьютерами и установками. В разделе «Социальная ответственность» рассмотрен микроклимат и освещение на рабочем месте, а также защита в чрезвычайных ситуациях и организационные мероприятия. В качестве вредных и опасных факторов на рабочем месте рассмотрен шум и вибрация в рабочей зоне.
Перечень вопросов, подлежащих исследованию, проектированию и разработке:	
1. Анализ выявленных вредных факторов проектируемой производственной среды в следующей последовательности: 1.1 Шум 1.2 Освещение на рабочем месте 1.3 Метеоусловия 1.4 Вибрация	Лаборатория с нормальным уровнем освещения (люминесцентные лампы с суммарным уровнем освещенности не ниже 300 люкс в соответствии со СНиП 23-05-95). Возможен повышенный уровень шума при превышении номинального режима работы вентиляции.
2. Анализ выявленных опасных факторов проектируемой произведённой среды в следующей последовательности: 2.1 Электрическая безопасность 2.2 Пожаробезопасность	При выполнении работ на компьютере возможно короткое замыкание электропроводок. В связи с этим в электрическую цепь установлены автоматические выключатели, имеющие все необходимые механизмы для разрыва цепи, а также в помещении имеется углекислотный огнетушитель. Вся электрическая цепь помещения оснащена заземлительным контуром, выполненным в соответствии с ГОСТ 12.2.020-76.
3. Охрана окружающей среды: - бытовой мусор - выбросы в процессе шлифования	В качестве источника влияния на окружающую среду рассмотрена утилизация бытового мусора и выбросы в процессе шлифования.
4. Защита в чрезвычайных ситуациях: – перечень возможных ЧС на объекте; – выбор наиболее типичной ЧС; – разработка превентивных мер по предупреждению ЧС; – разработка мер по повышению устойчивости объекта	Приводятся возможные для Сибири ЧС; -Возможные ЧС: морозы, диверсия разрабатываются превентивные меры по предупреждению ЧС; -разработка мер по повышению устойчивости объекта к данной ЧС;

к данной ЧС; – разработка действий в результате возникшей ЧС и мер по ликвидации её последствий	-разработка действий в результате возникшей ЧС и мер по ликвидации её последствий
5. Правовые и организационные вопросы обеспечения безопасности: – специальные (характерные для проектируемой рабочей зоны) правовые нормы трудового законодательства; – организационные мероприятия при компоновке рабочей зоны	Рабочее место соответствует требованиям ГОСТ12.2.032-78.
Перечень графического материала:	
При необходимости представить эскизные графические материалы к расчётному заданию (обязательно для специалистов и магистров)	- схема размещения светильников - план эвакуации из рабочей зоны при ЧС

Дата выдачи задания для раздела по линейному графику	
---	--

Задание выдал консультант:

Должность	ФИО	Ученая степень, звание	Подпись	Дата
Профессор каф.ЭБЖ	Федорчук Юрий Митрофанович	доктор технических наук		

Задание принял к исполнению студент:

Группа	ФИО	Подпись	Дата
ОБМ41	Кошовкина Вера Сергеевна		

Министерство образования и науки Российской Федерации
 Федеральное государственное автономное образовательное учреждение
 высшего образования
**«НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ
 ТОМСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ»**

Институт – Физико-технический
 Направление – Физика
 Кафедра – Общей физики
 Уровень образования – Магистратура
 Период выполнения – Весенний семестр 2015/2016 учебного года

Форма представления работы:

Магистерская диссертация

КАЛЕНДАРНЫЙ РЕЙТИНГ-ПЛАН
выполнения выпускной квалификационной работы

Срок сдачи студентом выполненной работы:

Дата контроля	Название раздела (модуля) / вид работы (исследования)	Максимальный балл раздела (модуля)
11.04.2016 г.	Литературный обзор (раздел 1) – подбор литературы	20
21.04.2016 г.	Постановка задач, материалы и методика исследования (раздел 2)	20
28.04.2016 г.	Влияние кручения под высоким давлением на структуру и микротвердость стали 06МБФ (раздел 3)	20
05.05.2016 г.	Термическая стабильность ультрамелкозернистой структуры и микротвердости, сформированных при кручении под высоким давлением в стали 06МБФ (раздел 4)	20
03.06.2016 г.	Финансовый менеджмент, ресурсоэффективность и ресурсосбережение (раздел 5)	15
06.06.2016 г.	Социальная ответственность (раздел 6)	10
07.06.2016 г.	Приложение (А) на иностранном языке	15

Составил преподаватель:

Должность	ФИО	Ученая степень, звание	Подпись	Дата
Ассистент КОФ	Лаптев Роман Сергеевич	к.т.н		

СОГЛАСОВАНО:

Зав. кафедрой	ФИО	Ученая степень, звание	Подпись	Дата
Общей физики	Лидер Андрей Маркович	к.ф.-м.н., доцент		

РЕФЕРАТ

Выпускная квалификационная работа содержит пояснительную записку на 125 с., 18 рисунков, 31 таблицу, 41 источник, 1 приложение.

Ключевые слова – сталь, ультрамелкозернистая структура, кручение под высоким давлением, микротвердость, термическая стабильность.

Объектом исследования является – сталь 06МБФ (Fe-0,1Mo-0,6Mn-0,8Cr-0,2Ni-0,3Si-0,2Cu-0,1V-0,06Nb-0,09C, мас. %) в трех исходных состояниях: феррито-бейнитном, мартенситном и ферритном, после кручения под высоким давлением ($P=4-6$ ГПа, 5 оборотов, $T_{КВД}=20^{\circ}\text{C}$) и последующих отжигов ($400\div 700^{\circ}\text{C}$, 1ч).

Цель работы – установить влияние исходной термической обработки на особенности структурного состояния, механические свойства (микротвердость) и термическую стабильность стали 06МБФ, полученной методом кручения под высоким давлением.

В процессе исследования изучали влияние интенсивной пластической деформации кручением под высоким давлением в различных исходных состояниях на структуру и микротвердость стали 06МБФ. Исследовали термическую стабильность ультрамелкозернистой структуры и высоких значений микротвердости, сформированных при кручении под высоким давлением в стали 06МБФ.

В результате исследования установлено, что независимо от исходного состояния при кручении под высоким давлением в стали 06МБФ формируются ультрамелкозернистые состояния с близким размером структурных элементов: 91 нм для феррито-бейнитного состояния, 98 нм для мартенситного и 102 нм для ферритного состояний. Кручение под высоким давлением приводит к повышению средних значений микротвердости по сравнению с исходными состояниями: от 1,6 до 7,0 ГПа для феррито-бейнитного состояния, от 3,2 до 7,7 ГПа для мартенситного и от 2,0 до 6,0 ГПа для ферритного состояний.

Сформированные УМЗ состояния обладают высокой термической стабильностью до 400°C для феррито-бейнитного и мартенситного состояний, и до 500°C для ферритного состояния. Высокая термическая стабильность сформированной при КВД структуры в стали 06МБФ обусловлена, в первую очередь, дисперсионным твердением.

Основные конструктивные, технологические и технико-эксплуатационные характеристики:

- Исходные состояния стали – феррито-бейнитное (нормализация от 920°C , 30 мин.), мартенситное (закалка от 920°C , 30 мин.) и ферритное (закалка от 920°C , 30 мин. и отпуск при температуре 670°C , 1 ч.);

- Микротвердость стали 06МБФ в исходных состояниях до интенсивной пластической деформации составляет: 1,6 ГПа для феррито-бейнитного состояния, 3,2 ГПа для мартенситного и 2,0 ГПа – ферритного состояний;

- Ультрамелкозернистые состояния в стали (средний размер структурных элементов: 91 нм для феррито-бейнитного состояния, 98 нм для мартенситного и 102 нм для ферритного состояний) полученные кручением под высоким давлением при $P = 4 - 6$ ГПа, при комнатной температуре на пять полных оборотов;

- Микротвердость образцов стали в ультрамелкозернистых состояниях после деформации составляет: 7,0 ГПа для феррито-бейнитного состояния, 7,7 ГПа для мартенситного и 6,0 ГПа – ферритного состояний после холодного и 5,7 ГПа после теплого кручения под давлением;

- Термическая стабильность ультрамелкозернистых состояний, сформированных методом кручения под высоким давлением – до 400°C для феррито-бейнитного и мартенситного состояний, и до 500°C для ферритного состояния.

Степень внедрения: научно-исследовательская работа.

Область применения: мелкие крепежные изделия и детали для строительства, медицины и прочих отраслей промышленности.

Экономическая эффективность/значимость работы – развитие техники привело к миниатюризации продукции, при производстве которой главным является не размер заготовки, а ее уникальные физико-механические свойства. Производство малоразмерных элементов конструкций на основе сталей методом интенсивной пластической деформации обеспечит снижение металлоемкости (использование рудных ресурсов обуславливает снижение денежных затрат на продукцию) в сравнении с используемыми на сегодняшний день материалами. Исследуемая сталь содержит малую долю дорогостоящих легирующих элементов, что обеспечивает ее низкую себестоимость в сравнении с высоколегированными системами. Предполагается увеличить прочностные свойства не за счет введения в сталь дорогостоящих элементов, а за счет формирования нанокристаллической микроструктуры методом кручения под высоким давлением, что обеспечит снижение себестоимости товара (необходимые минимальные затраты: электроэнергия, амортизация прессы).

Обозначения и сокращения

В данной работе использовали следующие обозначения и сокращения:

1. Интенсивная пластическая деформация: ИПД
2. Равноканальное угловое прессование: РКУП
3. Кручение под высоким давлением: КВД
4. Ультрамелкозернистые материалы: УМЗ
5. Метод дифракции обратнорассеянных электронов: EBSD, ДОО
6. Просвечивающая электронная микроскопия: ПЭМ
7. Параметр решетки: a , нм
8. Область когерентного рассеяния: ОКР, нм
9. Микродеформация кристаллической решетки: $\Delta d/d$

Примечание: d – межплоскостное расстояние

10. Плотность дислокаций: ρ , см⁻²
11. Полуширина рентгеновской линии: β
12. Микротвердость: H_v , ГПа

Оглавление

Введение.....	15
1 Методы получения ультрамелкозернистых металлических материалов, особенности их структуры и свойства.	18
1.1 Структура и свойства материалов после интенсивной пластической деформации.....	22
1.2 Термическая стабильность материалов с ультрамелкозернистой структурой.....	25
2 Постановка задач, материалы и методика исследования.....	34
2.1 Постановка задач исследования.....	34
2.2 Материалы и методика исследования.....	35
3 Влияние кручения под высоким давлением на структуру и микротвердость стали 06МБФ.....	39
4 Термическая стабильность ультрамелкозернистой структуры и микротвердости, сформированных при кручении под высоким давлением в стали 06МБФ.....	49
5 Финансовый менеджмент, ресурсоэффективность и ресурсосбережение..	59
6 Социальная ответственность.....	78
Заключение.....	106
Список публикаций.....	108
Список использованных источников.....	113
Приложение А.....	118

Введение

Развитие современных отраслей машиностроения предъявляет все более высокие требования к качеству конструкционных материалов. В связи с этим одной из главных задач современного материаловедения стало создание новых высокопрочных металлических сплавов и разработка новых методов упрочняющей обработки промышленных сталей и сплавов [1-3]. Но при любом способе упрочнения возникает острая дилемма - взаимоисключаемость высокой прочности и конструкционной надежности материала, то есть повышение прочностных свойств материала неизбежно влечет за собой снижение его эксплуатационных свойств, в частности, способности сопротивляться хрупкому разрушению. Поэтому предпочтение отдается именно тем методам, которые свободны от указанных недостатков, например, различным методам дислокационного упрочнения [4-5] и упрочнения за счет уменьшения размера зерна [5].

Из всех известных механизмов упрочнения металлов и сплавов, только лишь зерногранично-субструктурный механизм, заключающийся в диспергировании структуры материала, позволяет одновременно повысить как уровень прочности, так и уровень сопротивления хрупкому разрушению [6].

Наиболее высокий уровень характеристик механических свойств конструкционных сталей при изготовлении изделий и конструкций можно достигнуть в случае получения структурного состояния с высокой плотностью таких дефектов кристаллического строения, как дислокации, границы (суб)зерен, но при этом также необходимо получить еще и минимально возможный масштаб структурной неоднородности по размеру и форме структурных составляющих. Чем более неравновесное состояние при обработке механическим или термическим воздействием конструкционной стали для изготовления изделий будет реализовано, тем более широкий спектр механизмов их последующей релаксации при приближении к равновесию будет доступен для реализации – это даст больше возможностей управлять процессом

структурообразования в таких материалах. Такие состояния достигаются в процессе механического и термического воздействий или при совмещении этих операций. Таким образом, большинство методов получения высокопрочного состояния или повышения плотности дефектов кристаллического строения в современных материалах основаны на реализации в них ряда неравновесных состояний [7] – аморфное состояние, высокий уровень напряжений первого, второго или третьего рода, которые образуются при пластическом, фазовом или термическом наклепе [6].

Перспективными и активно развивающимися направлениями получения материалов с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой являются методы интенсивной пластической деформации (ИПД) [1-3, 5, 8]: кручение под высоким давлением (КВД), равноканальное угловое прессование (РКУП), винтовая экструзия, всесторонняя ковка и др. Методы ИПД, еще недавно рассматривающиеся лишь как лабораторные и опытные разработки [1-3, 9], в настоящее время находят достаточно широкое опытно-промышленное применение на производстве машиностроительных и металлургических предприятий [10]. Однако существующие методы ИПД обладают рядом конструктивно-технологических недостатков, ограничивающих возможности их широкого применения, прежде всего – высокая стоимость, малые размеры получаемых образцов, нестабильность структуры при нагреве [9-11]. Таким образом, существует потребность как в совершенствовании схем и оснастки ИПД, так и в развитии традиционных технологий обработки металлов с целью приближения их результатов к методам ИПД [9-11, 12].

Работа посвящена изучению влияния исходной термической обработки на особенности структурного состояния, механические свойства (микротвердость) и термическую стабильность стали 06МБФ, полученной методом кручения под высоким давлением.

На защиту выносятся следующие положения:

– Влияние исходной термической обработки на формирование УМЗ структуры и механические свойства (микротвердость) стали 06МБФ, полученные методом кручения под высоким давлением.

– Экспериментально установленные температурные границы отжига стали 06МБФ в феррито-бейнитном, мартенситном и ферритном состояниях, при которых сталь сохраняет УМЗ структуру и повышенные прочностные свойства.

1 Методы получения ультрамелкозернистых металлических материалов, особенности их структуры и свойства

Весьма привлекательным способом получения компактных ультрамелкозернистых (УМЗ) материалов является интенсивная пластическая деформация (ИПД). В основе этого метода лежит формирование сильно фрагментированной и разориентированной структуры с большеугловыми (высокоугловыми) границами между зернами, имеющей признаки рекристаллизованного аморфного состояния. ИПД применима в основном к пластически деформируемым материалам. Для достижения больших деформаций материала используются различные методы: кручение под высоким давлением (КВД), равноканальное угловое прессование (РКУП), прокатка, всесторонняя ковка. Сущность этих методов заключается в многократной интенсивной пластической деформации сдвига обрабатываемых материалов, при этом достигается истинная логарифмическая степень деформации ϵ от 4 до 7. Использование интенсивной пластической деформации позволяет наряду с уменьшением среднего размера зерен получить массивные образцы с практически беспористой структурой материала [1-2, 13-16].

Для этих методов существует ряд требований: преимущественное формирование УМЗ структур с большеугловыми границами между зернами (именно в этом случае наблюдаются качественные изменения свойств материалов), необходимость обеспечения стабильности свойств материала за счет однородного формирования наноструктур по всему объему материала, отсутствие механических повреждений и трещин, несмотря на интенсивное пластическое деформирование материала. Эта группа методов позволяет получать объемные беспористые металлические наноматериалы. Структура, получаемая при ИПД, отличается сильной неравновесностью из-за малой плотности свободных дислокаций и преимущественно большеугловым характером границ зерен. Поэтому для обработанных изделий применяют дополнительную термообработку или дополнительное пластическое

деформирование при повышенных температурах и большой степени деформации [1-2, 13-15, 16].

Метод кручения под высоким давлением

В настоящее время КВД применяют преимущественно для изучения физики интенсивной пластической деформации (рисунок 1.1). КВД при комнатной температуре или при более низких температурах используют для получения УМЗ структуры в металлах, сплавах и др. материалах. КВД чистых металлов приводит к формированию равноосной структуры со средним размером зерен от 50 до 100 нм. В сплавах получаемый размер зерен может быть значительно меньше. Механизм интенсивной деформации зависит от многих факторов, в частности, от типа кристаллической решетки и энергии дефекта упаковки. Процесс формирования УМЗ структуры носит ярко выраженный стадийный характер [1-2, 16-17].



Рисунок 1.1 – Схема интенсивной пластической деформации методом КВД [1,17]

В чистых ОЦК-металлах с высокой энергией дефекта упаковки последовательность структурных превращений следующая. По мере увеличения деформации кручением до n около 0,1 (n -число оборотов подвижного бойка) дислокации сосредотачиваются в границах субзерен (ячеек), которые представляют собой области зерен произвольной формы, свободные от дислокаций и отделенные от других областей малоугловыми

границами. При дальнейшем увеличении деформации до n около 1 размеры субзерен уменьшаются, а степень разориентировки между ними увеличивается. При этом происходит постепенный переход от субзеренной (ячеистой) структуры к зеренной, содержащей преимущественно большеугловые границы зерен [1-5, 16-17].

Интенсивная пластическая деформация сплавов, наряду с формированием УМЗ структуры, может приводить к формированию метастабильных состояний, например, пересыщенных твердых растворов и метастабильных фаз [17].

Наноматериалы, полученные ИПД, обладают, как правило, высокими прочностными свойствами при относительно низких температурах и высокой пластичностью и сверхпластичностью при повышенных температурах [1-2, 17].

С помощью метода КВД можно достигать больших пластических деформаций с истинными степенями, равными 10 и более, без разрушения образцов [1-2, 16-17]. Наиболее существенным недостатком данного метода является слишком малый размер получаемых заготовок. В связи с этим, для решения прикладных задач, связанных с осуществлением больших пластических деформаций в массивных заготовках, в работах [1-2, 18-20] описывают способ деформирования металлов простым сдвигом, реализуемом в процессе РКУП [17].

Равноканальное угловое прессование

При равноканальном угловом прессовании заготовка неоднократно продавливается в специальной оснастке через два канала с одинаковым поперечным сечением, пересекающимся под углом 90° (Рисунок 1.2 а). В случае труднодеформируемых материалов увеличивают угол пересечения каналов и проводят деформацию при повышенных температурах [1-2, 17].

Существуют различные маршруты РКУП (Рисунок 1.2 б):

а) ориентация заготовки остается неизменной при каждом проходе (маршрут А);

б) после каждого прохода заготовка поворачивается вокруг своей оси на 90° (маршрут *В*);

с) после каждого прохода заготовка поворачивается вокруг своей оси на 180° (маршрут *С*) [1].

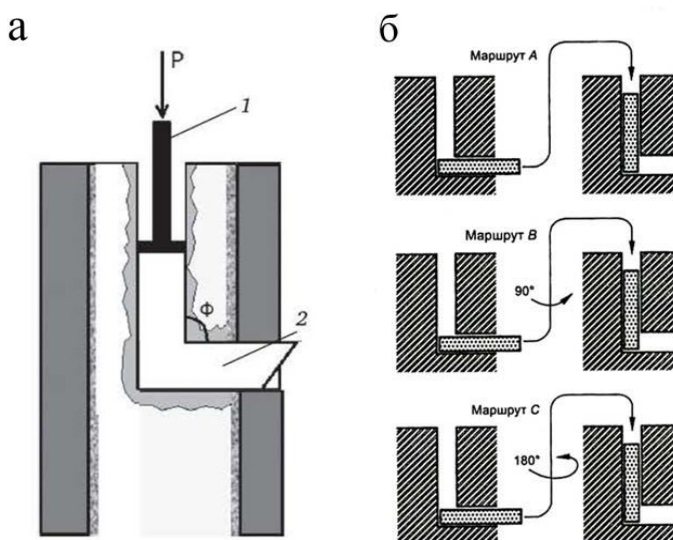


Рисунок 1.2 – Схема интенсивной пластической деформации РКУП: (1 – пуансон, 2 – заготовка, Φ – внутренний угол) (а) и варианты РКУП (б) [1, 17]

Данные маршруты различаются направлениями сдвига при повторных проходах заготовки через пересекающиеся каналы и приводят к формоизменению сферической ячейки в теле заготовки в ходе РКУП. В ходе первого прохода в результате простого сдвига при РКУП в месте пересечения каналов ячейка приобретает форму эллипсоида. Последующие проходы приводят к удлинению оси и эллипсоид вытягивается. При этом направление сдвига поворачивается на угол 2φ вокруг оси, перпендикулярной продольному сечению каналов (маршрут *А*). Повторный проход при маршруте *В* приводит к изменению направления сдвига. В ходе реализации деформации по маршруту *С* повторный проход приводит к сдвигу в той же плоскости, но в противоположном направлении [1-2, 17, 21].

Использование каждого из трех маршрутов приводит к быстрому росту пределов текучести и прочности обрабатываемого материала, которые уже после нескольких проходов достигают насыщения [1-2, 17, 21].

Метод применяется для получения высокопрочных наноструктурированных материалов с высокой морфологической однородностью зерна из массивных пластически деформируемых заготовок. Сдвиговая деформация образца происходит при пересечении им области контакта между каналами. При неоднократном повторении процедуры РКУП происходит систематическое увеличение деформации, приводящее к последовательному уменьшению размера зерна за счет формирования сетки сначала малоугловых, а затем и большеугловых границ. Эта особенность метода позволяет подвергать ИПД не только пластичные, но и труднодеформируемые металлы и сплавы. РКУП может использоваться и для управления кристаллографической текстурой объемных конструкционных материалов [17].

1.1 Структура и свойства материалов после интенсивной пластической деформации

Структура УМЗ материалов

К настоящему времени с использованием методов ИПД получены УМЗ структуры в объемных образцах из различных материалов (чистых металлов, сплавов и сталей, полупроводников и композитов) [1-2, 13]. Размер и форма зерен, однородность структуры в УМЗ материалах, структура границ зерен являются важными характеристиками металлических материалов, необходимыми для достижения новых свойств. Характер формирующихся структур зависит не только от вида исследуемого материала, но и от выбранного метода ИПД и режимов обработки, использованных для получения образцов [1-2, 13]. Структуры после ИПД отличаются высокими плотностями решеточных и зернограницных дислокаций в сравнении с крупнокристаллическими структурами [1-2, 13]. Исследования УМЗ структур в

сталиях методами электронной просвечивающей микроскопии, демонстрируют неравновесность границ зерен после ИПД. На светлопольных электронно-микроскопических снимках часто наблюдают сложный дифракционный контраст, который затрудняет выявление особенностей УМЗ структуры. Такой дифракционный контраст в зернах неоднороден и часто изменяется сложным путем, указывая на высокий уровень внутренних напряжений и упругие искажения кристаллической решетки. Для субмикроструктурных (СМК) структур электронограммы обычно представлены одиночными рефлексами, расположенными по концентрическим окружностям, при этом наблюдается некоторое размытие рефлексов из-за фрагментации зерен малоугловыми границами [1-2, 13].

При формировании нанокристаллических (НК) структур (с размером структурных элементов < 100 нм) наблюдается более существенное увеличение внутренних напряжений. В этом случае контуры границ становятся настолько размытыми, что размер зерен можно измерить только по темнопольным изображениям [1-2, 13]. Электронограммы, полученные с НК структуры, состоят из большого числа рефлексов, распределенных по дифракционному кольцу [1]. Такая дифракционная картина типична для НК металлов, у которых переход от зерна к зерну характеризуется высокоугловыми разориентировками. Необходимо также отметить, что многочисленные рефлекссы обычно имеют азимутальное размытие, что также свидетельствует о значительных упругих напряжениях внутри зерен [1-2, 13].

Было установлено, что при ИПД кручением и РКУП металлов и сплавов происходит существенное изменение вида рентгенограмм. Наблюдается уширение и смещение пиков, увеличение интегральной интенсивности диффузного фона рассеяния рентгеновских лучей [1-2, 13].

Методы ИПД успешно используют для формирования УМЗ состояний в различных материалах. Сформированные при ИПД УМЗ состояния характеризуются малым размером зерна и большой протяженностью границ зерен, и, как следствие, высокими накопленными внутренними напряжениями,

что отличает УМЗ материалы от крупнозернистых материалов, и обеспечивает их новыми фундаментальными характеристиками [1-2, 13, 22].

Свойства УМЗ материалов

Из-за малого размера зерен и специфической структуры УМЗ материалов их физические свойства существенно отличаются от свойств крупнокристаллических материалов. При наноструктурировании изменяются даже те фундаментальные свойства и параметры материалов, которые до этого считались не зависящими от структуры: магнитные свойства, упругость и внутреннее трение, электросопротивление и др. [1-2].

Особый интерес представляют механические свойства УМЗ материалов. Как известно, прочностные свойства УМЗ материалов определяются в основном размером зерна d и состоянием границ зерен. Предел текучести УМЗ материалов существенно зависит от способа получения как нанокристаллического, так и исходного (крупнокристаллического) состояния [22].

Увеличение прочностных свойств материалов в УМЗ состояниях установлено многими авторами [1-2, 13, 22]. Но проблема влияния измельчения структуры до сверхмелких размеров не является однозначной. Экспериментальные исследования свидетельствуют, что характер этих изменений, по-видимому, зависит от гомологической температуры сплава и методов приготовления [22].

В области малых размеров зерен обнаружено изменение наклона зависимости Холла – Петча (1) [1, 22]:

$$\sigma_y = \sigma_0 + k\sqrt{d}, \quad (1)$$

где σ_y - предел текучести, σ_0 – напряжение решеточного трения, k - постоянная для данного структурного состояния, характеризующая сопротивление межзеренных границ движению дислокаций.

Основная причина наблюдаемых эффектов, по предположению авторов [22], это ускорение диффузии в ультрамелкозернистых материалах, следствием чего является активизация зернограницного проскальзывания и изменение

условий распространения деформации через границы зерен. Многие авторы утверждают, что все отклонения от соотношения Холла-Петча в УМЗ материалах связаны с различным структурным состоянием границ зерен в материале после получения (то есть после деформационной обработки) и после последующих отжигов с целью увеличения размера зерна [22].

Пластичность УМЗ структур чистых металлов и сплавов в большинстве случаев при низких температурах испытания меньше, чем обычных поликристаллов. При исследовании поведения СМК материалов при повышенных температурах были обнаружены признаки сверхпластичности при температурах на $\sim 200^{\circ}\text{C}$ ниже температуры сверхпластичности этих сплавов с традиционной крупнозернистой структурой. Это явление получило название низкотемпературной сверхпластичности. Природа этого явления связана со значительным увеличением скорости диффузии при деформации СМК материалов, когда коэффициент зернограницной диффузии повышается в 1,5 раза по сравнению с крупнозернистым состоянием [22].

Таким образом, создание в материалах УМЗ структур является перспективным способом управления их механическими и физическими свойствам, и позволяет улучшать свойства промышленных сплавов и сталей.

1.2 Термическая стабильность материалов с ультрамелкозернистой структурой

Процессы разупрочнения металлов и сплавов, связанные с их структурной стабильностью при термической обработке или во время эксплуатации при повышенных температурах, имеют существенное значение при определении долговечности конструкций. Наиболее важную роль при этом играет рекристаллизация, поскольку приводит к изменениям в структуре, связанным с зарождением и ростом нового зерна [23].

При нагреве металла эволюция структуры происходит в несколько этапов в зависимости от температуры и времени выдержки при заданной

температуре, которые разделяются на несколько стадий: возврат, полигонизация и рекристаллизация [23].

Под рекристаллизацией понимают процесс полной или частичной замены в поликристаллических телах одних зерен данной фазы, содержащих те или иные структурные несовершенства, другими, более совершенными, зернами той же фазы. Процесс осуществляется образованием, или образованием и движением или только движением высокоугловых границ [23-24].

Процессы рекристаллизации возврат и полигонизация представляют собой наиболее распространенный вид структурных изменений, совершающихся при нагреве в металлах и сплавах [24].

Возврат – самая низкотемпературная стадия перераспределения и уменьшения концентрации при нагреве структурных несовершенств, созданных предшествующей обработкой, требующая минимальной энергии активации [23-24].

Основными механизмами и следствием процессов, идущих при возврате, являются:

- Встреча и аннигиляция точечных дефектов, противоположных по знаку создаваемых ими микронапряжений (вакансии и межузельные атомы);
- Образование скоплений (кластеров) из точечных дефектов одного или разных типов [24, 25];

В процессе возврата различают две стадии. При более низких температурах (ниже $0,2 T_{пл}$) протекает первая стадия возврата, вследствие которой происходят уменьшение точечных дефектов (вакансий) и небольшая перестройка дислокаций, при этом не наблюдается образования новых субзерен [24].

Вторая стадия возврата – полигонизация, наблюдается при нагреве до более высоких температур и характеризуется фрагментацией кристаллитов на субзерна с малоугловыми границами [24].

Процесс полигонизации описывает следующий дислокационный механизм. При деформации кристалла, например, путем изгиба возникают

дислокации, неупорядоченно распределенные в плоскостях скольжения (Рисунок 1.3 а). При нагреве, достаточном для протекания самодиффузии, дислокации различных знаков аннигилируют, а избыточные дислокации одного знака выстраиваются в дислокационные стенки, что приводит к образованию в монокристалле или в зернах поликристалла субграниц, ограничивающих субзерна, свободные от дислокаций (Рисунок 1.3 б). Процесс полигонизации протекает после небольших деформаций при нагреве до $(0,25-0,3) T_{пл}$ [24].

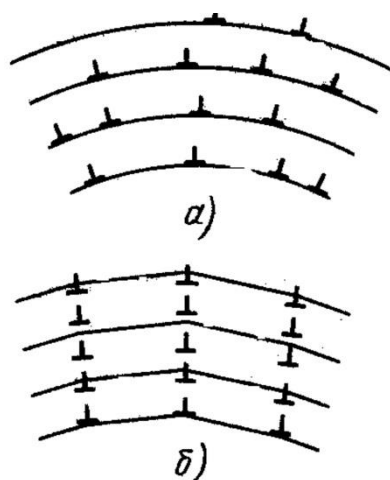


Рисунок 1.3 – Схема процесса полигонизации: а – распределение дислокаций после деформаций; б – образование блоков [23-24]

Укрепление субзерен при увеличении времени или повышении температуры и очищение их объема от дислокаций приводят к снижению прочности [24].

При дальнейшем повышении температуры подвижность атомов возрастает и при достижении определенной температуры образуются новые равноосные зерна [24].

При нагреве наклепанного металла не восстанавливается старое, а появляется совершенно новое зерно, размеры которого могут существенно отличаться от исходного. Образование новых, равноосных зерен вместо ориентированной волокнистой структуры деформированного металла называется рекристаллизацией обработки, или первичной рекристаллизацией [24].

Образование новых зерен и резкое снижение плотности дислокаций приводит к высвобождению основной доли накопленной в процессе холодной пластической деформации энергии в объеме металла. Это является термодинамическим стимулом рекристаллизации обработки [24].

После завершения первичной рекристаллизации в процессе последующего нагрева происходит рост одних рекристаллизованных зерен за счет других. Процесс роста новых рекристаллизованных зерен называют собирательной рекристаллизацией. Основной причиной собирательной рекристаллизации является стремление к уменьшению зернограницной энергии благодаря уменьшению протяженности границ при росте зерна. Дисперсные частицы второй фазы тормозят рост зерна. При повышении температуры пластичность может уменьшаться, что объясняется сильным ростом зерна – явление перегрева при рекристаллизации [23-24].

Если какие-то из новых зерен имеют предпочтительные условия для роста, то эту стадию рекристаллизации называют вторичной.

Зерна, растущие с большой скоростью, можно условно рассматривать как зародышевые центры, и поэтому процесс их роста получил название вторичной рекристаллизации. В результате вторичной рекристаллизации образуется множество мелких зерен и небольшое число очень крупных зерен. Вторичная рекристаллизация, вызывающая образование крупного зерна и разнотернистости, способствует снижению механических свойств металлов [24].

Отличие вторичной рекристаллизации от собирательной и сходство ее с первичной заключается в том, что при вторичной рекристаллизации имеются зерна – «центры рекристаллизации», которые способны к интенсивному росту, тогда как основная масса зерен практически не растет. Сходство с первичной рекристаллизацией заключается еще в том, что в обоих случаях рост «центров» начинается после определенного инкубационного периода [23-24].

Особенности процессов рекристаллизации

Как было отмечено в предыдущем параграфе, рекристаллизация является одним из основных технологических процессов, с помощью которого

воздействуют на структуру металлов и тем самым формируют необходимый уровень механических, физических и иных свойств [24].

Величина рекристаллизованного зерна оказывает большое влияние на свойства металла. Металлы и сплавы, имеющие мелкое зерно, обладают повышенной прочностью и вязкостью. Однако в некоторых случаях необходимо, чтобы металл имел крупное зерно. Так, трансформаторная сталь или техническое железо имеют наиболее высокие магнитные свойства при крупном зерне. Величина зерна после холодной пластической деформации и рекристаллизации может быть больше или меньше величины исходного зерна. Величина зерна зависит от температуры рекристаллизационного отжига (Рисунок 1.4 а), его продолжительности (Рисунок 1.4 б), степени предварительной деформации (Рисунок 1.4 в), химического состава сплава, величины исходного зерна, наличие нерастворимых примесей и т.д. При данной степени деформации с повышением температуры и при увеличении продолжительности отжига величина зерна возрастает [23-24].

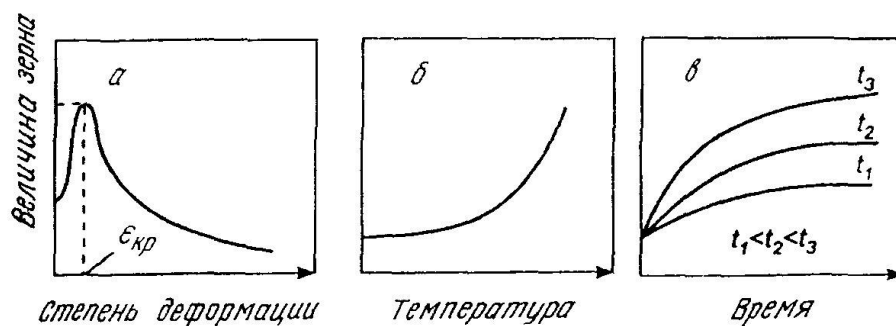


Рисунок 1.4 – Влияние температуры, продолжительности нагрева и степени деформации на величину рекристаллизованного зерна [24]

Зависимость величины рекристаллизованного зерна от температуры и степени деформации часто изображают в виде диаграмм рекристаллизации (Рисунок 1.5). Эти диаграммы дают возможность в первом приближении выбрать режим рекристаллизационного отжига. Диаграммы рекристаллизации не учитывают влияние примесей, скорости нагрева и величины зерна до деформации. Чем быстрее нагрев, тем мельче зерно. При уменьшении

величины исходного зерна повышается критическая степень деформации и рекристаллизованное зерно (при данной степени деформации) оказывается мельче [24].

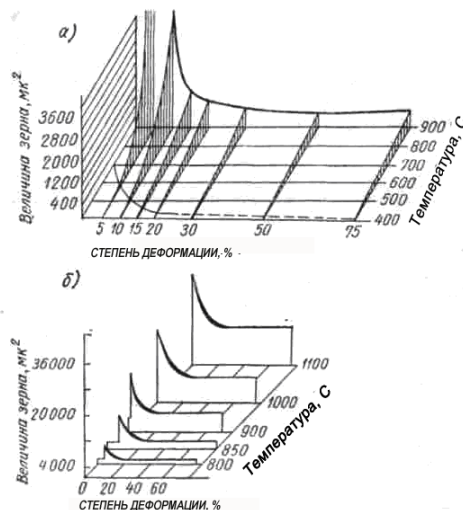


Рисунок 1.5 – Диаграммы рекристаллизации: а – для меди; б – для железа [24]

После высоких степеней предшествующей деформации возникает текстура, которая нередко является причиной образования при последующем нагреве текстуры рекристаллизации. В этом случае новые кристаллизованные зерна имеют преимущественную кристаллографическую ориентацию. Характер текстуры рекристаллизации определяется условиями проведения отжига, видом предшествующей обработки давлением (прокатка, волочение и т.д.), а также количеством и природой примесей. При низких температурах отжига металлов с ГЦК решеткой текстура рекристаллизации так же, как и текстура деформации, а при высоких температурах она отличается от текстуры деформации или отсутствует. Текстуру рекристаллизации можно наблюдать в меди, алюминии, железе и других металлах [24].

Структура и свойства крупнокристаллических металлов и сплавов изучены довольно широко, при этом понимание фундаментальных процессов, протекающих при отжиге УМЗ материалов, полученных методами ИПД, остаются недостаточно изученными и требуют особого внимания, так как такие

материалы обладают высокой запасенной энергией и при нагреве могут терять свои высокие прочностные характеристики.

Термическая стабильность материалов с ультрамелкозернистой структурой

Ультрамелкозернистая структура, формирующаяся в ходе интенсивной пластической деформации, характеризуется большой протяженностью границ зерен и их неравновесным состоянием, т.е. повышенной дефектностью [1-2, 13, 24].

Под термической устойчивостью материала понимают стабильность величины зерна при нагреве или устойчивость упрочнения. В общем случае рост величины зерна приводит к уменьшению прочности. Возможны случаи, когда при росте зерна упрочнение возрастает за счет выделения второй фазы при нагреве, т.е. упрочнение за счет роста зерна [23-24].

Основные закономерности изменения структуры металлических материалов при нагреве после интенсивной пластической деформации изучены в работах Р.З. Валиева, М.В. Дегтярева и др. Во-первых, это снижение температуры рекристаллизации t_p'' на $0,1 \dots 0,2 T_m$ по сравнению с обычными металлами. При изучении зависимости t_p'' от степени деформации в УМЗ металлах было обнаружено, что при повышении степени деформации t_p'' сначала, как обычно, понижается, а затем, при достижении определенной степени деформации, наблюдается ее повышение [23].

Во-вторых, это необычный характер роста зерна в УМЗ металлах при отжиге. Экспериментальные исследования показали, что процесс рекристаллизации в УМЗ металлах имеет двухстадийный характер. На первой стадии при температурах, близких t_p'' , наблюдается аномальный рост зерен. По мере того, как крупные зерна охватывают весь объем материала, аномальный рост сменяется обычной собирательной рекристаллизацией [23].

Большинство исследователей считают рост зерен с большеугловой разориентировкой при нагреве УМЗ металлов после ИПД первичной

рекристаллизацией, в основном, из-за наличия инкубационного периода при таком росте. Но вероятнее, рост зерен УМЗ металлов соответствует собирательной рекристаллизации, а формирование зерен с большеугловой разориентировкой в ходе пластической деформации - есть первичная рекристаллизация [23].

Рост зерен при нагреве УМЗ структуры зависит от однородности такой структуры, которая, в свою очередь, определяется степенью деформации. Формирование смешанной субзеренной структуры при недостаточно высокой степени деформации может являться причиной аномального роста отдельных зерен и сильного понижения t_p^n . Увеличение степени ИПД в определенных пределах приводит к формированию однородной зеренной структуры, более стабильной к последующим нагревам [23].

Высокая степень размерной однородности микrokристаллической структуры и отсутствие текстуры в сильно деформированном сдвигом под давлением материале затрудняют рост отдельных микrokристаллитов при нагреве. В этом случае повышение равновесности структуры происходит за счет совершенствования границ и формы микrokристаллитов в условиях низкой скорости роста. Полученная совершенная однофазная структура проявляет высокую термическую стабильность при повышении температуры и увеличении длительности изотермического отжига, что может обеспечить высокий комплекс свойств такого микrokристаллического материала [23].

Существуют несколько путей повышения термической устойчивости УМЗ материалов, полученных интенсивной пластической деформации:

- Легирование обычно способствует повышению термической устойчивости из-за: замедления диффузии, уменьшения энергии дефектов упаковки, инициирования фазовых превращений. Увеличение легирования может приводить к фазовым превращениям, в частности, к выделению второй фазы, способствующей повышению термической устойчивости.
- Распад пересыщенного твердого раствора можно создать, во-первых, быстрым охлаждением высокотемпературной фазы, во-вторых —

растворением частиц второй фазы в ходе низкотемпературной пластической деформации.

- Высокотемпературная интенсивная пластическая деформация. Зеренная структура, сформированная при горячей интенсивной пластической деформации, должна быть устойчива при кратковременных повторных нагревах на те же температуры деформации. Размер зерна при этом переходит из нано- в субмикронный масштаб.
- Формирование УМЗ структуры. Если в поликристаллическом материале получить структуру сотового типа с одинаковыми размерами кристаллитов и уравновешенными тройными стыками, то система может находиться в квазистабильном состоянии. В работах Дегтярева М.В. [30] при пластической сдвиговой деформации кручением под гидростатическим давлением на чистом железе зонной плавки получена однородная микрокристаллическая структура с размером зерна 150 нм. Последующий низкотемпературный нагрев (200°C, 64 ч) привел к возврату границ зерен и формированию равновесной зеренной структуры.

Рекристаллизация многофазных сплавов представляет довольно сложный процесс, в котором на зарождении и росте новых зерен сказываются различия свойств фазы, характер структуры. При этом особое значение имеют размер частиц второй фазы и среднее расстояние между частицами [23].

2 Постановка задач, материалы и методика исследования

2.1 Постановка задач исследования

В настоящее время интерес исследователей направлен на изучение ультрамелкозернистых структур, сформированных методами интенсивной пластической деформации (ИПД). Создание УМЗ структуры методами ИПД открывает перспективы улучшения исходных характеристик и создания материалов с новым комплексом физико-механических свойств [1, 13-14].

Как известно, исследование УМЗ состояний, полученных методами ИПД в недорогих сплавах, таких как стали, которые позволят расширить класс конструкционных материалов благодаря созданию повышенных прочностных свойств в них [26-29].

В работах, посвященных ИПД сталей, авторы ограничивались, в основном, одним исходным состоянием из-за удобства деформирования. Систематических сравнительных исследований и анализа структурно-фазовых состояний при ИПД сталей с различной исходной структурой проведено не было. При этом обработка исходного состояния может способствовать получению однородного распределения карбидов в структуре сталей после ИПД, повышая тем самым прочность и устойчивость УМЗ структур к высокотемпературным отжигам. В этой связи, систематические и комплексные исследования структуры, механических свойств и темостабильности стали при ИПД дают уникальную возможность рассмотреть процессы формирования УМЗ структуры в зависимости от фазового и структурного состояния, а также получить представления о влиянии основных упрочняющих факторов, таких как размер (суб)зерна, микротвердость и термическая стабильность УМЗ структур к высокотемпературным отжигам.

Цель работы: установить влияние исходной термической обработки на особенности структурного состояния, механические свойства (микротвердость) и термическую стабильность стали 06МБФ, полученной методом кручения под высоким давлением.

В связи с выше изложенным в работе были поставлены следующие **задачи исследования**:

1. Изучить микроструктуру стали 06МБФ в исходных состояниях (феррито-бейнит, мартенсит, феррит) и после кручения под высоким давлением.
2. Установить влияние исходной термообработки и КВД на микротвердость и характер её распределения вдоль диаметра образца в стали 06МБФ.
3. Экспериментально определить температурный интервал стабильности ультрамелкозернистой структуры и высоких значений микротвердости, сформированных при КВД в стали 06МБФ.

2.2 Материалы и методика исследования

В качестве объекта исследования была выбрана сталь 06МБФ (состав исследуемой стали приведен в Таблице 2.1.) в трех исходных состояниях: феррито-бейнитном (нормализация от 920°C, 30 мин.), мартенситном (закалка от 920°C, 30 мин.) и ферритном (закалка от 920°C, 30 мин. и отпуск при температуре 670°C, 1 ч.).

Таблица 2.1 – Химический состав стали 06МБФ

Сталь	Легирующий элемент, мас. % (Fe – ост.)												
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	Al	Ti	Nb	V
06МБФ	0,09	0,32	0,63	0,007	0,004	0,79	0,20	0,16	0,08	0,03	0,03	0,03	0,06

Сталь подвергали интенсивной пластической деформации методом КВД. Деформацию проводили под давлением 4-6 ГПа при температуре T=20°C на пять полных оборотов. После КВД получали диски диаметром 10 мм и толщиной 0,2 мм (Рисунок 2.1).

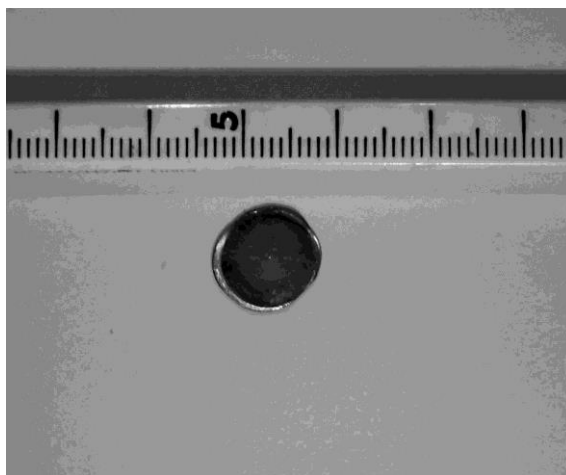


Рисунок 2.1 – Внешний вид заготовки стали после КВД

Отжиги выполняли с использованием электропечи СУОЛ 0,16/11 при температурах 400, 500, 600 и 700°C. Отжиги проводили в кварцевой трубке в среде гелия с выдержкой при заданной температуре $t=1$ час, затем трубку вынимали из печи и образцы остывали в закрытой трубке до комнатной температуры, время охлаждения от температуры 700 до 300°C составляло не более 15 мин. Аттестацию структуры проводили при комнатной температуре.

Металлографические исследования структуры стали проводили с использованием оптического микроскопа Olympus GX-71, оснащенного высокоразрешающей цифровой фотокамерой. Поверхность образцов готовили стандартным металлографическим методом. Травление металлографических шлифов для выявления структуры проводили в растворе: 25 г FeCl_3 + 250 мл H_2O .

Анализ микроструктуры проводили с помощью просвечивающих электронных микроскопов Technai G2 FEI и JEM 2100, при ускоряющем напряжении 200 кВ. Образцы, вырезанные в виде дисков диаметром ~ 3 мм, утоняли механически до толщины ~ 150 мкм и готовили электролитически струйной полировкой на приборе Tipurol-5 в охлажденном электролите (95% ледяной уксусной (CH_3COOH) + 5% хлорной кислоты (H_3ClO_4)) до получения тонких участков, пригодных для электронно-микроскопического анализа. В качестве окончательной обработки фольг производили удаление окислов с

помощью электролитической полировки в пересыщенном растворе хромового ангидрида в ортофосфорной кислоте (25 г CrO_3 + 210 мл H_3PO_4).

Средний размер структурных элементов определяли методом секущих [31] по оптическим и электронно-микроскопическим снимкам. Средний размер элементов зеренно-субзеренной структуры стали в ультрамелкозернистом (УМЗ) состоянии рассчитывали по темнопольным электронно-микроскопическим изображениям [32]. В каждом случае измеряли не менее 150 зерен. Микродифракционные картины снимали с площади 0,95 $\mu\text{м}^2$. Индицирование электронограмм проводили стандартным способом, подробно изложенным в [31, 32].

Для рентгеновских исследований использовали дифрактометр Shimadzu XRD-6000 (с монохроматором) на Cu K_α излучении в интервале углов $2\theta=40\div120^\circ$, с шагом $0,02^\circ$ и временем экспозиции в точке 1,2 с. (с вращением). При расшифровке рентгенограмм для количественного фазового анализа и расчета параметров решеток фаз с точностью $\pm 0,0001$ нм использовали компьютерную программу PowderCell 2.4. Расчет параметров тонкого кристаллического строения – микродеформации кристаллической решетки и размеров блоков когерентного рассеяния, выполнен методом аппроксимации [33]. Оценку плотности дислокаций проводили на основе анализа профилей Брегговских максимумов по формуле [33]:

$$\rho_{hkl} = 2\sqrt{3}\langle \varepsilon_{hkl}^2 \rangle^{1/2} / (D_{hkl}b), \quad (2)$$

где D_{hkl} и $\langle \varepsilon_{hkl}^2 \rangle^{1/2}$ – усредненные по объему величины размеров областей когерентного рассеяния и микронапряжений в направлении перпендикулярном к плоскости (hkl) , b – вектор Бюргерса дислокации (для α -железа $b=0,248$ нм).

Анализ структуры и текстуры отоженной стали дополнительно к ПЭМ и рентгеноструктурному анализу, изучали методом анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD-анализ) на ионно-электронных растровых микроскопах Quanta 200 3D и Quanta 600 FEG при ускоряющем напряжении 30 кВ с гексагональной постановкой точек и шагом 0,03-0,15 $\mu\text{м}$.

Кикучи-картины, формируемые обратно рассеянными электронами, автоматически индцировали с помощью программы «TSL OIM Data Collection». Обработку массивов данных, полученных при сканировании, проводили с использованием программного обеспечения «TSL OIM Analysis». Для EBSD-анализа поверхность образцов готовили механическим шлифованием и электрополировкой в растворе 25 мл CrO_3 + 210 мл H_3PO_4 при комнатной температуре.

Прочностные свойства стали до и после КВД оценивали путем измерения микротвердости по методу Виккерса с использованием микротвердомера Duramin 5 при нагрузке на индентор 200 г., время нагружения 10 сек. Измеряли среднее значение на середине радиуса дисков. Для анализа однородности структуры стали после КВД микротвердость измеряли также вдоль диаметра образца с шагом 0,2 мм.

Работа выполнена с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования, Новосибирского государственного технического университета и ЦКП «Нанотех» (ИФПМ СО РАН).

Авторы выражают благодарность профессору Добаткину С.В., д.т.н. Одесскому П.Д., д.ф.-м.н. Найденкину Е.В. за помощь в организации исследований.

3 Влияние кручения под высоким давлением на структуру и микротвердость стали 06МБФ

В настоящей главе представлены результаты исследования по влиянию интенсивной пластической деформации кручением под высоким давлением в различных исходных состояниях на структуру и микротвердость стали 06МБФ. Проведены оптические, электронно-микроскопические и рентгеновские исследования микроструктуры стали до и после КВД.

Изучение микроструктуры стали 06МБФ в исходных состояниях и после кручения под высоким давлением

На рисунке 3.1 представлены оптическая металлография и электронно-микроскопические изображения стали 06МБФ в исходных состояниях. Нормализация приводит к формированию феррито-бейнитного состояния с содержанием бейнита около 6% (Рисунок 3.1 а, б). Средний размер зерна феррита составляет 10 мкм (Рисунок 3.1 а). После закалки структура имела морфологию мартенсита самоотпуска со средней толщиной пластин 0,37 мкм (Рисунок 3.1 в, г). Закалка и последующий высокотемпературный отпуск привели к формированию ферритного состояния сложной морфологии. Отпуск стали привел к распаду мартенсита, образованного после закалки, формированию глобулярного феррита с размером зерна 2,4 мкм и феррита, унаследовавшего морфологию пакетного мартенсита с толщиной пластин $\sim 0,4$ мкм (Рисунок 3.1 д, е).

В результате кручения под высоким давлением при комнатной температуре происходит интенсивное диспергирование структурных составляющих и формирование ультрамелкозернистых состояний стали (Рисунок 3.2).

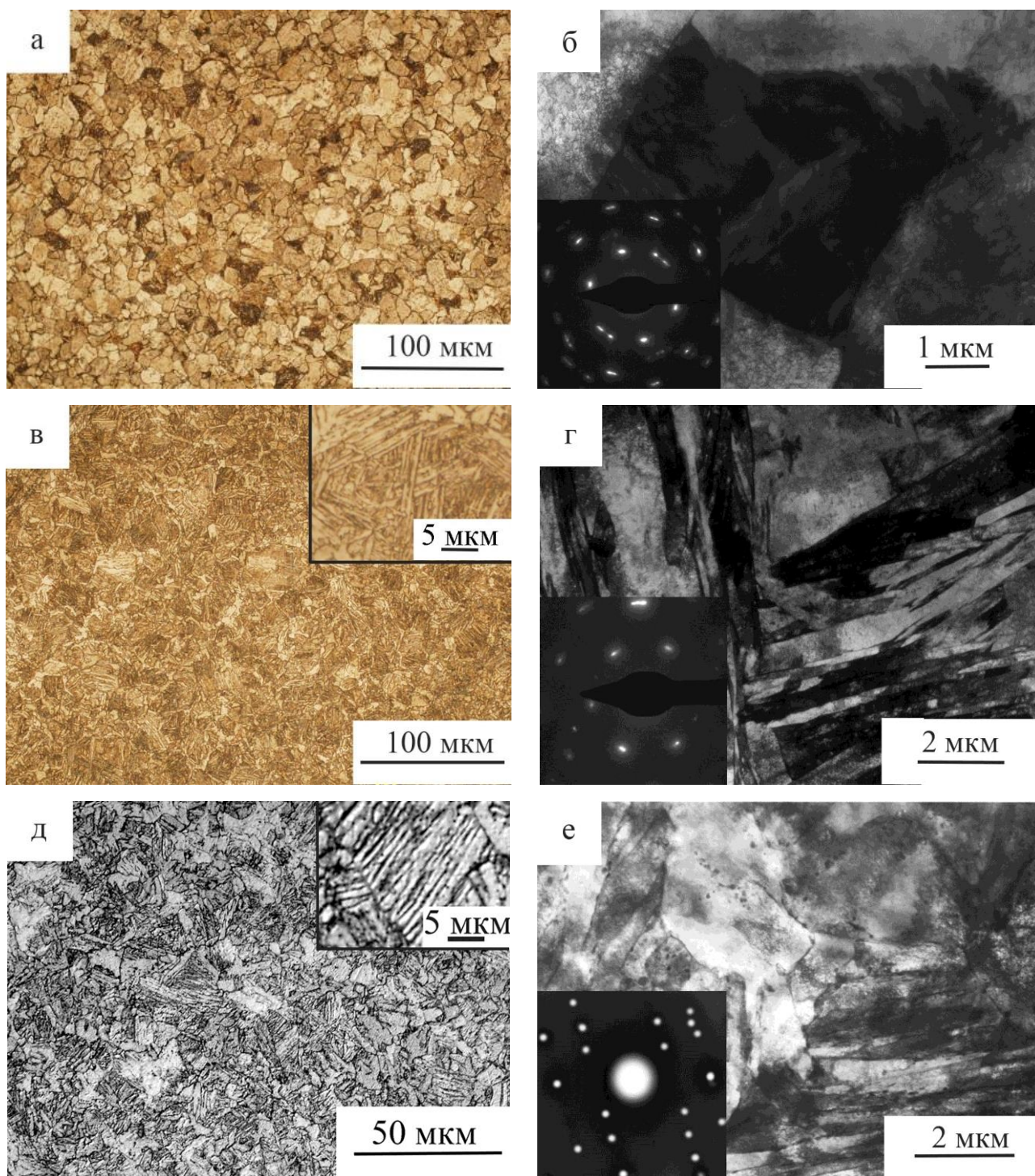


Рисунок 3.1 – Оптическая металлография (а, в, д) и электронно-микроскопические изображения (б, г, е) структуры стали 06МБФ в исходных состояниях: а, б – феррито-бейнитное состояние; в, г – мартенситное состояние; д, е – ферритное состояние

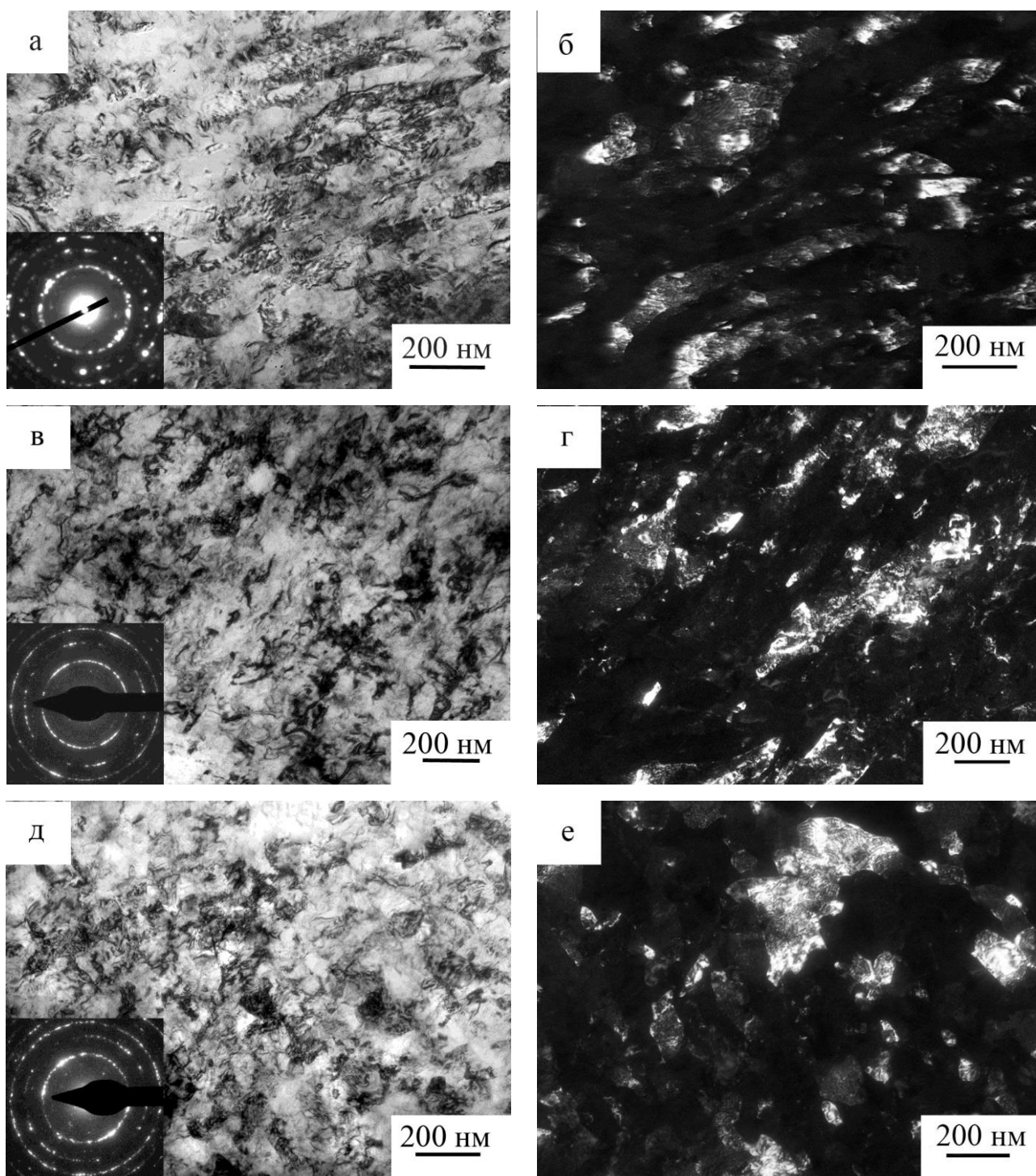


Рисунок 3.2 – Электронно-микроскопические изображения структуры стали 06МБФ после КВД: а, б – феррито-бейнитное состояние; в, г – мартенситное состояние; д, е – ферритное состояние: а, в, д – светлопольные изображения и микродифракционные картины; б, г, е – темнопольные изображения к (а, в, д), полученные в рефлексах α -Fe (микродифракционные картины сняты с участков фольг площадью $S=0,95 \text{ мкм}^2$)

Границы элементов структуры после КВД размытые, наблюдаются изгибные контуры экстинкции, свидетельствующие о деформации кристаллической решетки внутри элементов структуры и вблизи их границ. Все это свидетельствует о высоком уровне внутренних напряжений в (суб)зернах (Рисунок 3.2). Электронограммы для данных УМЗ структур представлены системой рефлексов, расположенных на концентрических окружностях и имеющих значительные азимутальные размытия (Рисунок 3.2 а, в, д, вклейки). Отмеченные особенности свидетельствуют о наличии мало- и большеугловых разориентаций между структурными элементами. На микродифракционных картинах наблюдаются диффузные кольца, указывающие на присутствие мелкогазмерных карбидов в структуре стали. Карбиды цементитного типа и с кубической решеткой различной дисперсности (15-90 нм в исходных состояниях и менее 5 нм после КВД) выявляются методом просвечивающей электронной микроскопии на границах и внутри элементов структуры, их расположение в структуре квазиоднородно [34]. Анализ темнопольных изображений (Рисунок 3.2 б, г, е) показал, что средний размер элементов зеренно-субзеренной структуры составляет 91 ± 57 нм для феррито-бейнитного, 98 ± 72 нм для мартенситного и 102 ± 54 нм для ферритного состояний.

На рисунке 3.3 представлены гистограммы распределения элементов субструктуры по размерам для стали 06МБФ после КВД. Распределения одномодальные и описываются логнормальной функцией (Рисунок 3.3). Для анализа гистограмм рассчитывали средний размер субструктурных элементов ($d_{cp.}$) и коэффициент вариации линейных размеров (k) зерен, как отношение среднеквадратичного отклонения к $d_{cp.}$. Значения коэффициента вариации линейных размеров УМЗ структур в стали 06МБФ составляют $k=0,63$, $k=0,73$ и $k=0,54$ для феррито-бейнитного, мартенситного и ферритного состояний (Таблица 3.1). Высокая степень однородности распределения элементов по размерам после КВД наблюдалась в ферритном состоянии, чем в феррито-бейнитном и мартенситном состояниях, так как коэффициент вариации, характеризующий однородность размерно-однородной структуры,

соответствует значению 0,5-0,6 [35]. Возможные причины меньшей однородности распределения после КВД для феррито-бейнитного и мартенситного состояний по сравнению с ферритным состоянием являются различные исходные состояния стали и приложения давления во время деформации. Исходный меньший размер (суб)зерна может приводить к более быстрому измельчению структуры стали по сравнению со структурами с большими размерами во время больших деформаций. Согласно данным [1, 36] деформация простым сдвигом (реализован, в частности, при КВД) характерно образованием полос сдвига, и увеличение степени деформации могут привести к локальной неоднородности сформированной структуры.

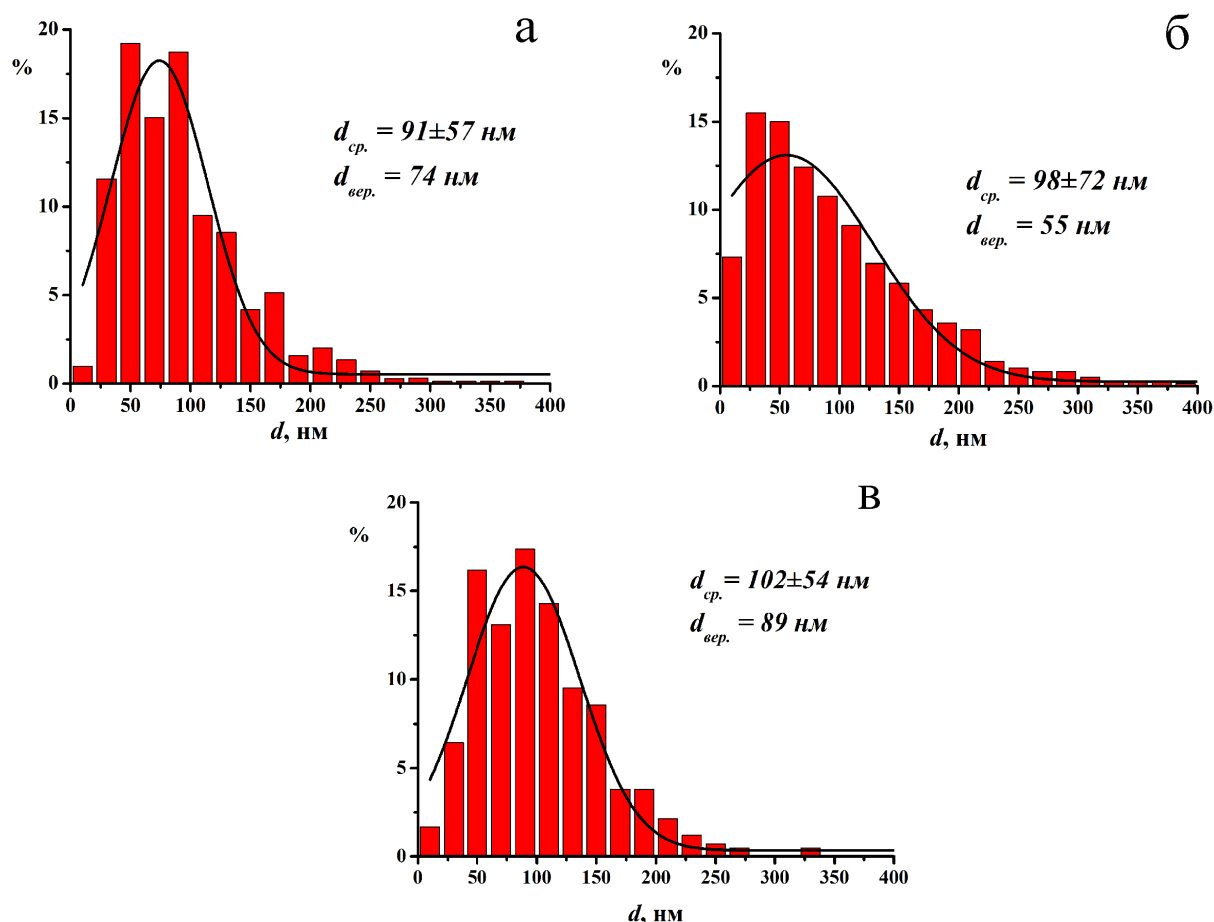


Рисунок 3.3 – Гистограммы распределения элементов субструктуры по размерам в стали 06МБФ после КВД: а) феррито-бейнитное состояние; б) мартенситное состояние; в) ферритное состояние

Анализ распределения зерен по размерам показал, что при близком среднем размере элементов зеренно-субзеренной структуры наблюдаются отличия в значения наиболее вероятного размера (суб)зерна после КВД: $d_{вер}=74$ нм – для феррито-бейнитного состояния, $d_{вер}=55$ нм и 89 нм для мартенситного ферритного состояний (Таблица 3.1).

Таблица 3.1 – Влияние КВД на средний размер структурных элементов (d_{cp} , нм), вероятный размер зерна ($d_{вер}$, нм), ширину пика (FWHT) и значения коэффициента вариации (k) в стали 06МБФ

Состояние	d_{cp} , нм	$d_{вер}$, нм	FWHT, нм	k
Феррито-бейнитное	91±57	74±3,3	95,11	0,63
Мартенситное	98±72	55±6,0	171,73	0,73
Ферритное	102±54	89±3,2	111,53	0,54

Методом рентгеноструктурного анализа установлено, что независимо от исходной состояния стали 06МБФ КВД вызывает уменьшение интенсивности и увеличение ширины рентгеновских линий (Рисунок 3.4). Данные о размере областей когерентного рассеяния (ОКР) и значения микродеформации кристаллической решетки ($\Delta d/d$) в исходных состояниях и после КВД представлены в Таблице 3.2.

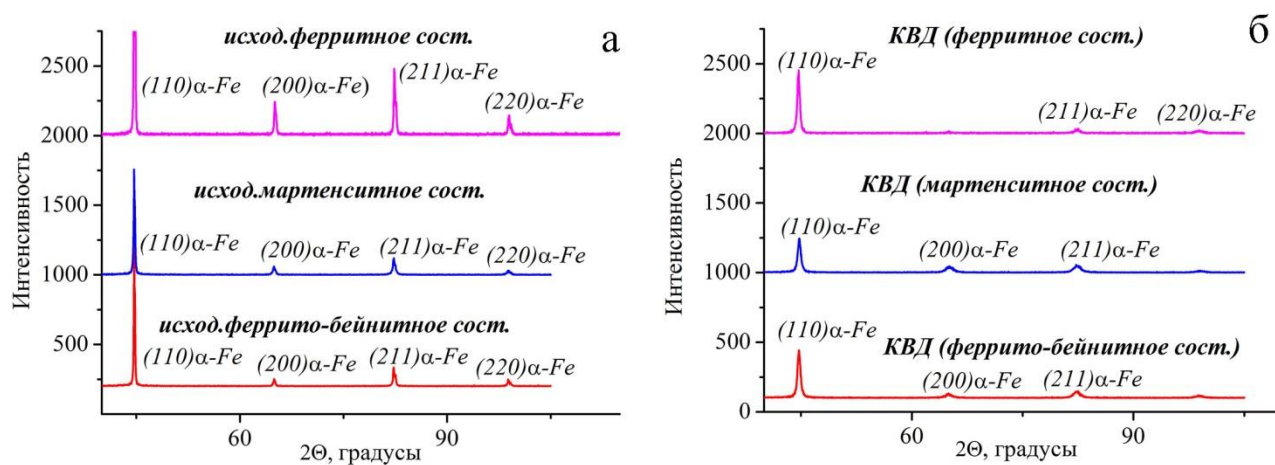


Рисунок 3.4 – Влияние КВД на интенсивность и ширину рентгеновских линий для стали 06МБФ: а) исходные состояния; б) после КВД

Значения микродеформации кристаллической решетки ($\Delta d/d$) увеличиваются на порядок от $\sim 10^{-4}$ (в исходных состояниях) до 10^{-3} после КВД. Размеры областей когерентного рассеяния (ОКР) уменьшаются при КВД до 46 нм для феррито-бейнитного состояния, 25 нм – для мартенситного состояния и до 80 нм – для ферритного состояния (Таблица 3.2), это свидетельствует о сильной фрагментации микроструктуры и о больших внутренних микронапряжениях после КВД (микронапряжения второго рода $\sigma^{\text{II}} \sim 750$ МПа). Наблюдается увеличение плотности дислокаций (ρ) в стали 06МБФ независимо от исходной термической обработки. Значения плотности дислокаций (ρ) после КВД, рассчитанные по уширению рентгеновских линий, составляют $\sim 10^{10} \div 10^{11} \text{ см}^{-2}$, что на порядок выше плотности дислокаций в исходных состояниях $\sim 10^9 \div 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (Таблица 3.2).

Таблица 3.2 – Влияние КВД на значения ОКР, микродеформации кристаллической решетки ($\langle \varepsilon_{hkl}^2 \rangle^{1/2} = \Delta d/d$) и плотность дислокаций (ρ) в стали 06МБФ

	<i>Феррито-бейнитное состояние</i>		<i>Мартенситное состояние</i>		<i>Ферритное состояние</i>	
	исходное	после КВД	исходное	после КВД	исходное	после КВД
$D_{hkl}, \text{ нм}$	110	46	80	25	>200	80
$\langle \varepsilon_{hkl}^2 \rangle^{1/2} = \Delta d/d$	$3,0 \times 10^{-4}$	$3,5 \times 10^{-3}$	$8,0 \times 10^{-4}$	$3,1 \times 10^{-3}$	$4,4 \times 10^{-4}$	$3,5 \times 10^{-3}$
$\rho, \text{ см}^{-2}$	$4,0 \times 10^9$	$1,0 \times 10^{10}$	$1,0 \times 10^{10}$	$2,0 \times 10^{11}$	$3,0 \times 10^9$	$6,0 \times 10^{10}$

Таким образом, независимо от исходной термической обработки, КВД приводит к формированию неравновесной УМЗ структуры в стали 06МБФ с близким размером структурных элементов ~ 100 нм. В пользу данного утверждения говорят следующие факторы: рефлексy на электронограммах размытые, наблюдается уширение рентгеновских линий после КВД. Данные

рентгеноструктурного анализа полностью коррелирует с микроструктурными исследованиями стали после КВД.

Исследование микротвердости стали 06МБФ в исходных состояниях и после кручения под высоким давлением

Интенсивная пластическая деформация методом КВД стали 06МБФ в различных исходных состояниях приводит к повышению средних значений микротвердости в сравнении с исходными значениями: более чем в 4 раза для феррито-бейнитного состояния, в 2,5 раза для мартенситного и в 3 раза для ферритного состояний (Таблица 3.3).

Таблица 3.3 – Средние значения микротвердости (H_{μ} , ГПа) стали 06МБФ в исходных состояниях и после КВД (измерения после КВД проводили на середине радиуса дисков)

	<i>Феррито-бейнитное состояние</i>		<i>Мартенситное состояние</i>		<i>Ферритное состояние</i>	
	исходное	после КВД	исходное	после КВД	исходное	после КВД
H_{μ} , ГПа	1,6±0,3	7,0±0,3	3,2±0,3	7,7±0,3	2,0±0,3	6,0±0,3

На рисунке 3.5 представлены распределения значений микротвердости стали 06МБФ вдоль диаметра дисков в исходных состояниях и после КВД. Изучение микротвердости показало, что после КВД распределения микротвердости вдоль диаметров дисков для мартенситного состояния более однородное (6,5 ГПа в центре диска) по сравнению с феррито-бейнитным (5 ГПа в центре диска) и ферритным (3,7 ГПа в центре диска) состояниями. Это означает, что центральная часть дисков при КВД также подвергается значительному деформационному воздействию и диспергированию структуры. С удалением от центра диска для феррито-бейнитного и ферритного состояний микротвердость повышается, что свидетельствует о формировании

неоднородной структуры в стали 06МБФ после КВД.

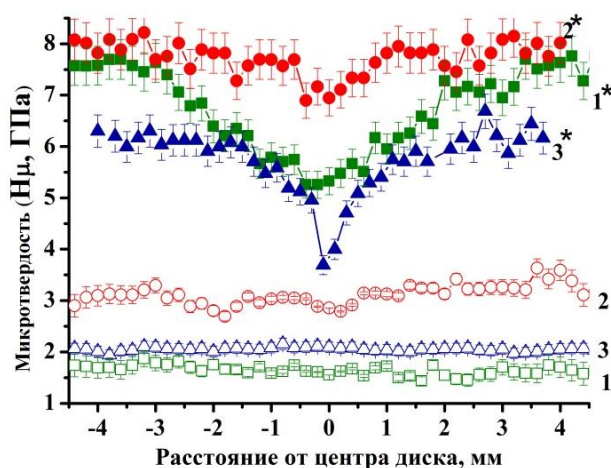


Рисунок 3.5 – Распределения значений микротвердости по диаметру образцов стали 06МБФ до и после КВД: 1, 2, 3 – исходные состояния; 1*, 2*, 3* – после КВД; 1, 1* – феррито-бейнитное состояние; 2, 2* – мартенситное состояние; 3, 3* – ферритное состояние

Неоднородность в распределении микротвердости по диаметру дисков достаточно часто наблюдается в материалах, деформированных методом КВД, и обусловлена зависимостью степени деформации ϵ при КВД от расстояния от центра диска r : $\epsilon \sim \ln r$ [1, 16]. Степень неоднородности распределения микротвердости по образцу меньше в мартенситном состоянии стали H_{μ} (край)/ H_{μ} (центр) = 1,2 в сравнении с феррито-бейнитным H_{μ} (край)/ H_{μ} (центр) = 1,4 и ферритным состояниями H_{μ} (край)/ H_{μ} (центр) = 1,7. Это является следствием исходной термической обработки стали до КВД и различием в приложенном давлении при деформации (6 ГПа для феррито-бейнитного и мартенситного состояний, 4 ГПа для ферритного состояния).

Таким образом, КВД стали 06МБФ за счет достижения больших степеней деформации позволяет сформировать УМЗ структуру с высокой микротвердостью. Более высокие значения микротвердости, плотности дислокаций, деформации кристаллической решетки и меньший размер структурных элементов после КВД в мартенситном состоянии по сравнению с феррито-бейнитным и ферритным состояниями обусловлены большей

исходной плотностью дислокаций и дисперсностью структуры из-за фазового наклепа после закалки. Микротвердость стали 06МБФ после КВД выше значений, полученных кручением армко-железа при комнатной температуре (4,5-4,6 ГПа, $P=7$ ГПа, $N=3-10$ [37]; $\approx 3,8-4,8$ ГПа, $P=6-10$ ГПа, $N=1-15$ [38]; ≈ 4 ГПа, $P=1,5$ ГПа, $N=1$ [39]), что является следствием легирования. Последнее способствует формированию более мелких кристаллитов при глубоком деформировании по сравнению с армко-железом [40] и дисперсионному твердению. Близкие к обнаруженным значения микротвердости и размера элементов структуры были получены при кручении сталей 09Г2С и 10Г2ФТ из исходного феррито-перлитного и мартенситного состояний ($P=6$ ГПа, $N=5$, $T_{\text{КВД}}=20^\circ\text{C}$, $d=90$ нм, $H\mu=6,0$ ГПа – сталь 09Г2С; $P=6$ ГПа, $N=5$, $T_{\text{КВД}}=20^\circ\text{C}$, $d=95$ нм, $H\mu=6,4$ ГПа – сталь 10Г2ФТ) [36, 37]. При этом кручение исходно закаленной стали обеспечивает формирование высокопрочного состояния со значениями $H\mu=8,6$ ГПа и более мелким размером микрокристаллитов ($d=50-70$ нм в зависимости от температуры закалки – 950 и 1180°C , $P=6$ ГПа, $N=5$, $T_{\text{КВД}}=20^\circ\text{C}$), чем в стали 06МБФ, и в стали 09Г2С и 10Г2ФТ, подвернутых КВД [36, 37].

4 Термическая стабильность ультрамелкозернистой структуры и микротвердости, сформированных при кручении под высоким давлением в стали 06МБФ

В разделе представлены данные по влиянию отжигов в интервале температур $T=400\div 700^{\circ}\text{C}$ (1ч.), в различных исходных состояниях на ультрамелкозернистую структуру и микротвердость стали 06МБФ, полученную методом кручения под высоким давлением.

Изучение термической стабильности структуры, сформированной при кручении под высоким давлением в стали 06МБФ

Изучение влияния отжигов на ультрамелкозернистую структуру стали 06МБФ, сформированную при КВД, показало, что независимо от исходной обработки стали отжиг при температуре 400°C не вызывает роста элементов структуры, но приводит к ее частичной релаксации. Средний размер (суб)зерна, определенный по темнопольным электронно-микроскопическим изображениям, составляет 85 ± 52 нм для феррито-бейнитного состояния, 85 ± 53 нм – для мартенситного и 95 ± 32 для ферритного состояний (Рисунок 4.1). Электроннограммы для данных структур, по-прежнему, носят кольцевой характер (Рисунок 4.1 а, в).

Отжиг при 500°C приводит к протеканию процессов возврата. Размеры элементов структуры стали возрастают до 152 ± 81 нм для феррито-бейнитного состояния (Рисунок 4.2 а, б), до 148 ± 90 нм для мартенситного и до 111 ± 63 нм – для ферритного состояний (Рисунок 4.2 в, г). Границы зерен становятся равновесными, о чем свидетельствует полосчатый контраст на границах, внутри зерен уменьшается плотность дислокаций, наблюдается большое количество контуров экстинкции (Рисунок 4.2).

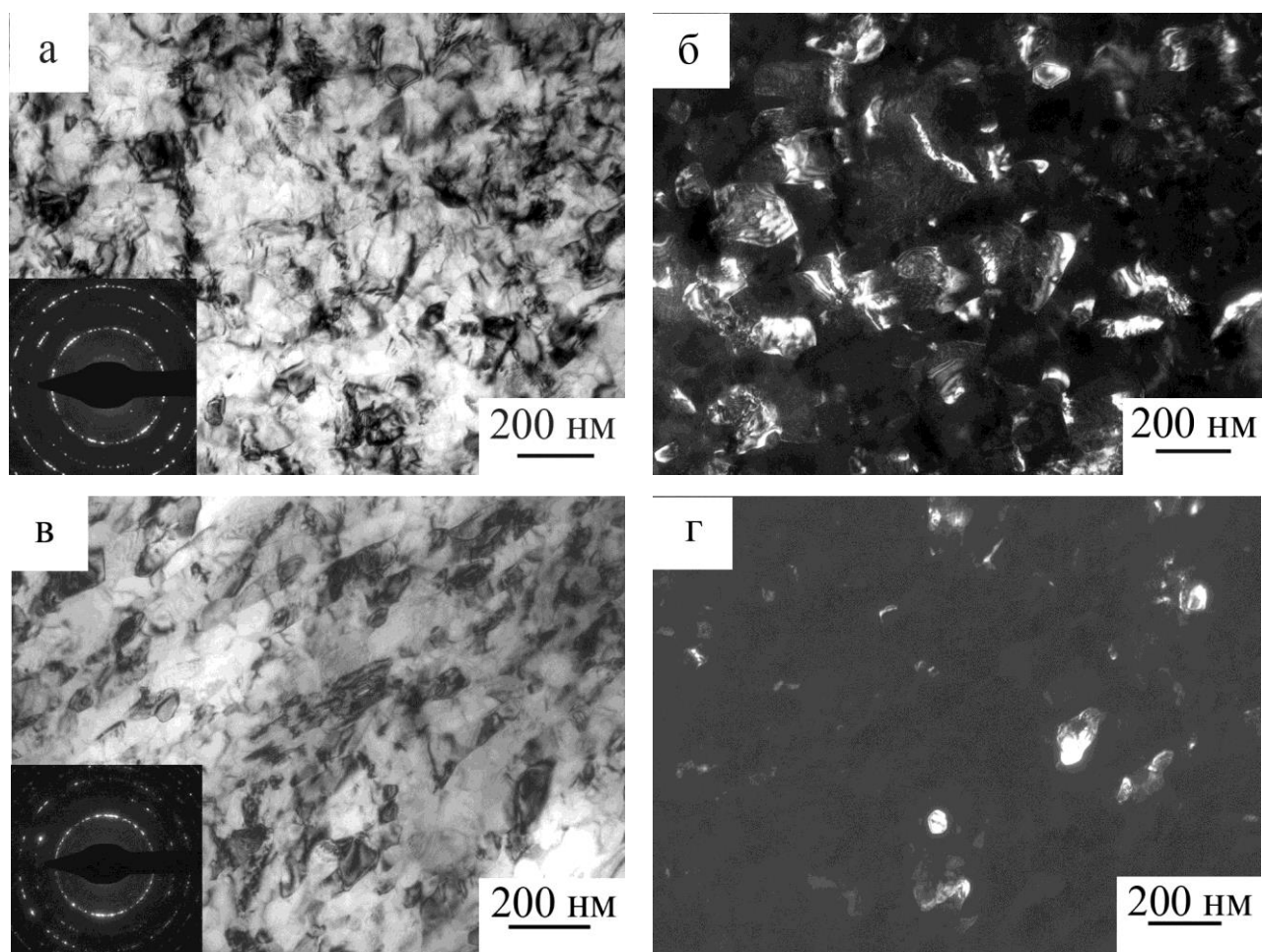


Рисунок 4.1 – Электронно-микроскопические изображения структуры стали 06МБФ после КВД и отжига 400°С: а, б – феррито-бейнитное состояние; в, г – мартенситное состояние: а, в – светлопольные изображения и микродифракционные картины; б, г – темнопольные изображения к (а, в), полученные в рефлексах α -Fe (микродифракционные картины сняты с участков фольг площадью $S=0,95 \text{ мкм}^2$)

Исследования структуры стали после КВД и отжигов при температурах 600°С и 700°С показывают, что при данных температурах начинают действовать процессы рекристаллизации и наблюдается интенсивный рост зерен. Средний размер зерна после отжига 600°С составляет $588 \pm 268 \text{ нм}$ – для феррито-бейнитного состояния (Рисунок 4.3 а), $930 \pm 410 \text{ нм}$ для мартенситного (Рисунок 4.3 б) и $316 \pm 137 \text{ нм}$ для ферритного состояний (Рисунок 4.2 д).

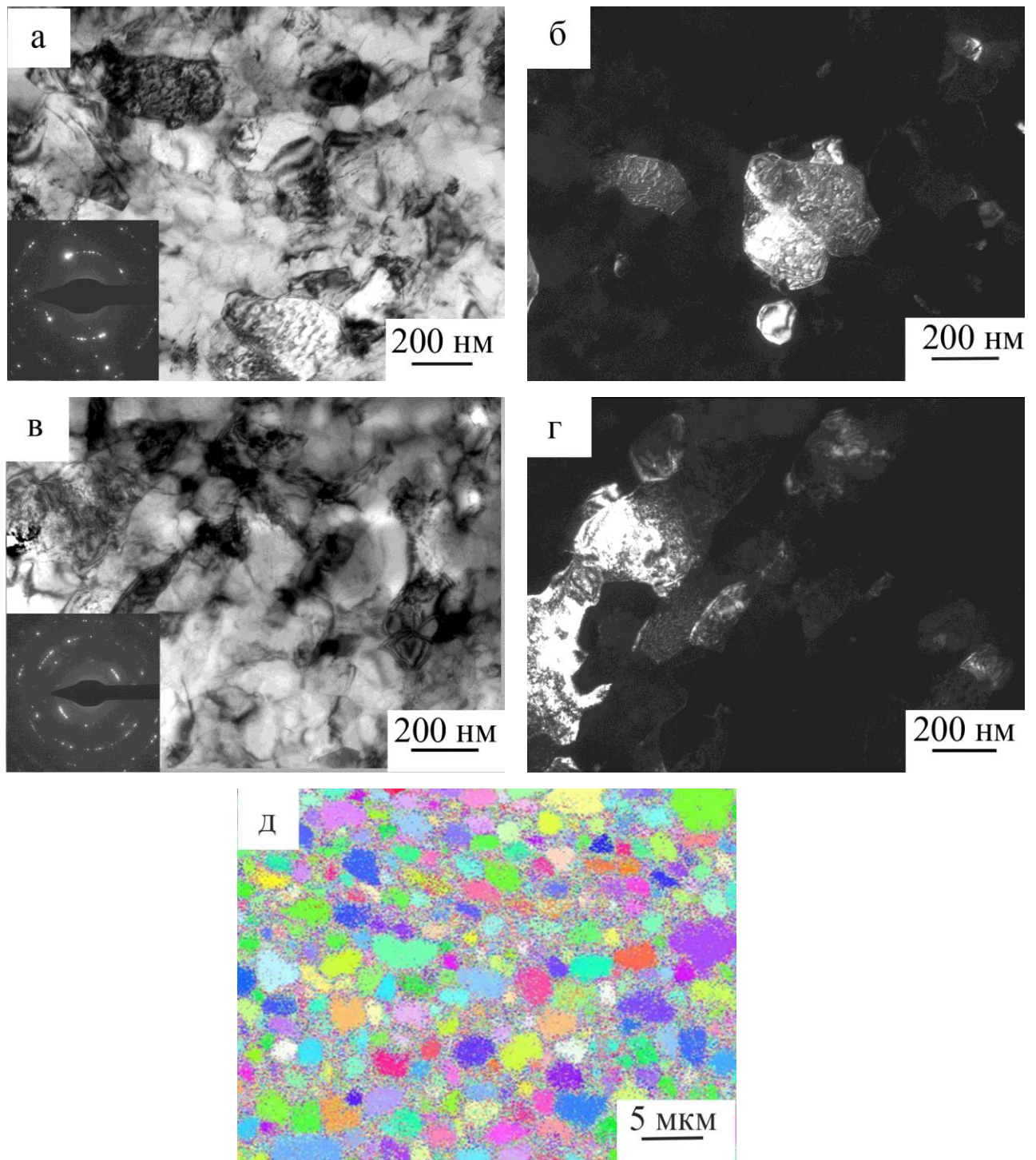


Рисунок 4.2 – Электронно-микроскопические изображения структуры стали 06МБФ после КВД и последующих отжигов при 500°C (а-г), 600°C (д): а, б – феррито-бейнитное состояние; в, г – мартенситное состояние; а, в – светлопольные изображения и микродифракционные картины; б, г – темнопольные изображения к (а, в), полученные в рефлексах α -Fe (микродифракционные картины сняты с участков фольг площадью $S=0,95 \text{ мкм}^2$); д) EBSD (IPF)-карта зеренной структуры (ферритное состояние)

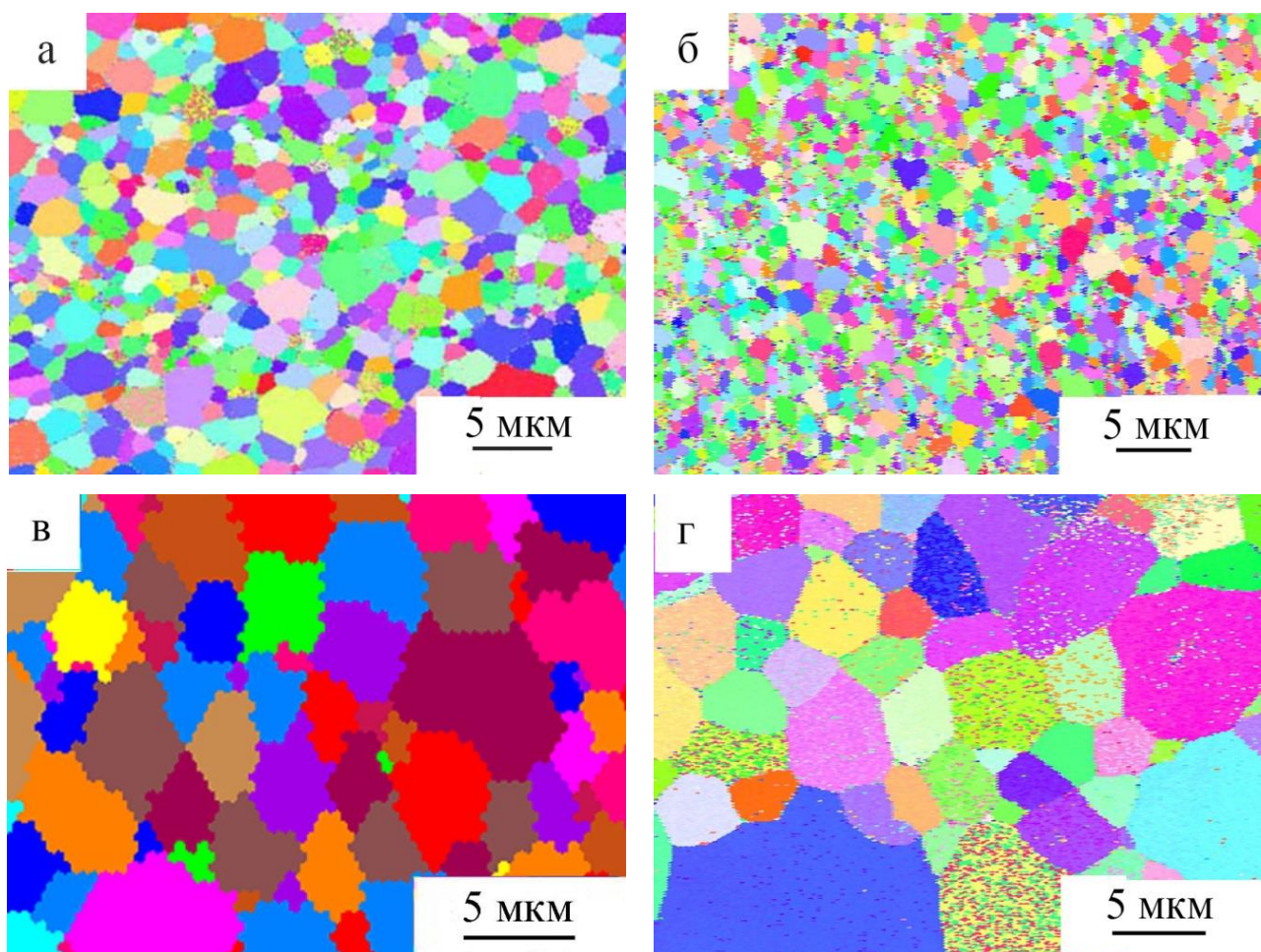


Рисунок 4.3 – EBSD-карты зеренной структуры стали 06МБФ после КВД и отжигов при 600°C (а, б), 700°C (в, г): а) феррито-бейнитное состояние, б, г) мартенситное состояние и в) ферритное состояние

После отжига при 700°C структура стали трансформируется в мелкокристаллическую с размером зерна $1,9 \pm 0,9$ мкм для феррито-бейнитного состояния, $5,4 \pm 4,1$ мкм для мартенситного и $4 \pm 2,7$ мкм для ферритного состояний (Рисунок 4.3 в, г).

Анализ размеров и расположения карбидов в структуре стали после КВД и отжигов показал, что карбидная подсистема состоит из относительно крупных и ультрадисперсных сферических карбидов M_3C и MC (Таблица 4.1).

В стали с феррито-бейнитной и ферритной структурой основная часть углерода до КВД находилась в цементите. В процессе КВД за счет приложенного давления происходит измельчение карбидов и их перераспределение по структуре за счет переноса углерода на дефектах

Таблица 4.1 – Влияние КВД и последующих отжигов на значения среднего размера (суб)зерна (d , нм), средних размеров крупных ($\langle D_{круп} \rangle$, нм) и мелких ($\langle D_{мел} \rangle$, нм) карбидов в стали 06МБФ

Состояние	КВД				
		отжиг 400°С	отжиг 500°С	отжиг 600°С	отжиг 700°С
Феррито- бейнитное	$\langle d \rangle$, нм	85±52	152±81	558±268	1910±970
	$\langle D_{круп} \rangle$, нм	-	31,2±12,3	59,8±29,3	91,2±52,4
	$\langle D_{мел} \rangle$, нм	-	3,5±1,5	7,8±3,7	16,2±9,5
Мартенситное	$\langle d \rangle$, нм	85±53	148±90	930±410	5400±4100
	$\langle D_{круп} \rangle$, нм	-	23,5±9,3	-	146,3±70,1
	$\langle D_{мел} \rangle$, нм	-	3,8±1,6	-	24,9±13,1

кристаллического строения и выделения новых частиц в процессе деформации. Более однородное распределение как крупных, так и мелких карбидов после КВД наблюдается в образцах с мартенситной структурой, что обусловлено исходной термической обработкой стали. При отжигах частицы дисперсных фаз увеличиваются в размерах независимо от исходной обработки стали до КВД (Таблица 4.1), и, очевидно, с увеличением температуры отжига слабее препятствуют миграции границ зерен.

Методом рентгеноструктурного анализа установлено, что отжиги приводят к релаксации структуры, уменьшению величины уширения рентгеновских линий после КВД стали 06МБФ для трех исходных состояний (Рисунок 4.4). Значения микродеформации кристаллической решетки ($\Delta d/d$) после отжигов снизились на порядок от $\sim 10^{-4}$ (после КВД) до 10^{-3} (после отжигов). Размеры областей когерентного рассеяния (ОКР) уменьшаются после КВД и отжига 400°С до 43÷46 нм для мартенситного и феррито-бейнитного состояний, до 70 нм – для ферритного состояния (Таблица 4.1). После отжига при температуре 500°С размеры ОКР увеличились до 70÷75 нм для

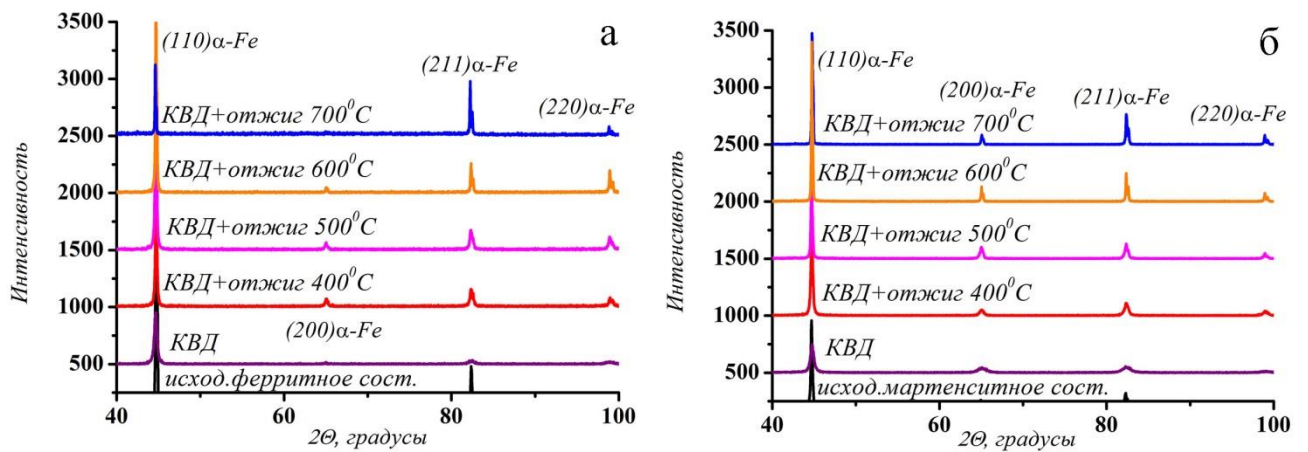


Рисунок 4.4 – Влияние КВД и последующих отжигов на интенсивность и ширину рентгеновских линий для стали 06МБФ: а – феррито-бейнитное состояние; б – мартенситное состояние

мартенситного состояния, феррито-бейнитного и ферритного состояний. А после отжигов 600°C и 700°C величина ОКР составила более 200 нм (для исходных состояний стали до КВД), что связано с активацией процессов возврата и рекристаллизации (Таблица 4.2). Отжиги сопровождаются уменьшением плотности дислокаций в стали 06МБФ после КВД в трех исходных состояниях (Таблица 4.2).

Таблица 4.2 – Влияние КВД и последующих отжигов на значения размеров областей когерентного рассеяния (D_{hkl} , нм), микродеформацию кристаллической решетки ($\langle \varepsilon_{hkl}^2 \rangle^{1/2} = \Delta d/d$), плотность дислокаций (ρ , см⁻²) в стали 06МБФ

Состояние	D_{hkl} , нм	$\langle \varepsilon_{hkl}^2 \rangle^{1/2} = \Delta d/d$	ρ , см ⁻²
<i>Феррито-бейнитное состояние</i>			
КВД	46	$3,5 \times 10^{-3}$	$1,0 \times 10^{10}$
Отжиг 400°С	46	$0,5 \times 10^{-3}$	$1,5 \times 10^{10}$
Отжиг 500°С	75	$0,5 \times 10^{-3}$	$0,9 \times 10^{10}$
Отжиг 600°С	154	$1,2 \times 10^{-4}$	$1,0 \times 10^9$
Отжиг 700°С	>200	$2,7 \times 10^{-4}$	$0,1 \times 10^9$
<i>Мартенситное состояние</i>			
КВД	25	$3,1 \times 10^{-3}$	$2,0 \times 10^{11}$
Отжиг 400°С	43	$1,6 \times 10^{-3}$	$0,5 \times 10^{11}$
Отжиг 500°С	70	$1,6 \times 10^{-4}$	$0,3 \times 10^{10}$
Отжиг 600°С	>200	$0,8 \times 10^{-4}$	$0,6 \times 10^9$
Отжиг 700°С	>200	$0,3 \times 10^{-4}$	$0,2 \times 10^9$
<i>Ферритное состояние</i>			
КВД	80	$3,5 \times 10^{-3}$	$6,0 \times 10^{10}$
Отжиг 400°С	75	$1,5 \times 10^{-3}$	$2,9 \times 10^{10}$
Отжиг 500°С	70	$1,2 \times 10^{-3}$	$2,3 \times 10^{10}$
Отжиг 600°С	200	$4,8 \times 10^{-3}$	$3,3 \times 10^9$
Отжиг 700°С	200	$0,6 \times 10^{-4}$	$0,4 \times 10^9$

Изучение микротвердости, полученной при кручении под высоким давлением стали 06МБФ

Несмотря на исходную термическую обработку стали 06МБФ значения микротвердости образцов, деформированных кручением под высоким давлением при комнатной температуре, после отжига температуре 400°C происходит незначительное повышение микротвердости: $H_{\mu}=7,3 \div 7,6$ ГПа для феррито-бейнитного и мартенситного состояний, $H_{\mu}=6,4$ ГПа – ферритное состояние (Таблица 4.3, Рисунок 4.5).

Таблица 4.3 – Влияние КВД и последующих отжигов на значения микротвердости (H_{μ} , ГПа) в стали 06МБФ

<i>Состояние</i>	<i>Без отжига</i>	<i>Отжиг 400°C</i>	<i>Отжиг 500°C</i>	<i>Отжиг 600°C</i>	<i>Отжиг 700°C</i>
Феррито-бейнитное	7,0±0,3	7,3±0,3	5,4±0,3	3,2±0,3	1,9±0,3
Мартенситное	7,7±0,3	7,6±0,3	5,2±0,3	2,6±0,3	0,9±0,3
Ферритное	6,0±0,3	6,4±0,3	6,4±0,3	4,4±0,3	1,8±0,3

Последующее увеличение температуры отжига до 500°C сопровождается понижением значений микротвердости до $H_{\mu}=5,4$ ГПа для феррито-бейнитного и до $H_{\mu}=5,2$ ГПа для мартенситного состояний, а для ферритного состояния значения микротвердости не изменяются (Таблица 4.3, Рисунок 4.5). А после отжига 600°C значения микротвердости снижаются до $H_{\mu}=3,2$ ГПа для феррито-бейнитного состояния, до $H_{\mu}=2,6$ ГПа для мартенситного и до $H_{\mu}=4,4$ ГПа для ферритного состояний (Рисунок 4.5). После отжига при температуре 700°C значения микротвердости приближаются к значению для исходной (крупнокристаллической) стали 06МБФ: $H_{\mu}=1,9$ ГПа для феррито-бейнитного, до $H_{\mu}=0,9$ ГПа для мартенситного и до $H_{\mu}=1,8$ ГПа – для ферритного состояний (Рисунок 4.5).

Таким образом, высокие значения микротвердости, сформированные в стали 06МБФ методом КВД, сохраняются до температуры отжига 400°C для

феррито-бейнитного и мартенситного состояний, и до 500°C для ферритного состояния (Рисунок 4.5), что коррелирует с эволюцией зеренно-субзеренной структуры и карбидной подсистемы при отжигах.

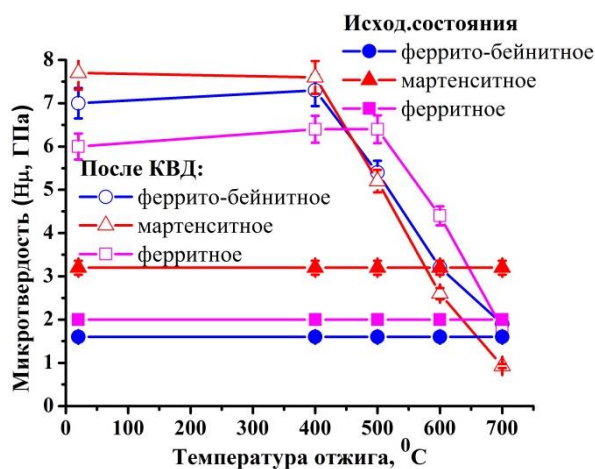


Рисунок 4.5 – Зависимость средних значений микротвердости (H_{μ}) стали 06МБФ в исходных состояниях и после КВД от температуры отжига

Исследование термической стабильности ультрамелкозернистого состояния, полученного методом КВД ($P=1,5$ ГПа, $N=1$) в армко-железе, показало, что рост элементов структуры и уменьшение плотности дислокаций происходит в нем после отжига при 300°C [39]. Высокая термическая стабильность УМЗ состояния в стали 06МБФ по сравнению с армко-железом обусловлена стабилизацией сформированной при КВД структуры легирующими элементами и карбидами, которые препятствуют миграции границ при отжигах [41]. Термическая стабильность наноструктурных состояний, сформированных из ферритно-перлитного ($d=95$ нм) и мартенситного состояний ($d=50$ нм) в сталях 10Г2ФТ и 09Г2С при КВД ($P=6$ ГПа, $N=5$, $T_{\text{КВД}}=20^{\circ}\text{C}$) составляет 400°C [36, 37]. При отжиге свыше 400°C наблюдается уменьшение прочностных характеристик, связанное с возвратом границ зерен, увеличением доли зерен и их ростом, что полностью коррелирует с нашими данными, для феррито-бейнитного и мартенситного состояний.

Термическая стабильность УМЗ состояния в стали 06МБФ оказывается выше на 100°C – для ферритного состояния, в сравнении с феррито-перлитным,

мартенситным и феррито-бейнитым состояний. При этом состояния, сформированные при КВД (ферритно-перлитного и мартенситного состояний), обладают близкими размерами структурных элементов после КВД – 100 и 95 нм. Эти различия обусловлены несколькими факторами. Во-первых, стали деформировали при разных давлениях и из различных структурных состояний (за счет различной термической обработки до КВД), что привело к формированию различного уровня внутренних напряжений, долей мало- и большеугловых границ, размеров элементов структуры и распределения дисперсных частиц после КВД. Во-вторых, это можно связать с присутствием в составе стали 06МБФ молибдена, который в незначительных количествах повышает температуру рекристаллизации стали [41].

5 Финансовый менеджмент, ресурсоэффективность и ресурсосбережение

5.1 Предпроектный анализ

5.1.1 Потенциальные потребители результатов исследования

Целевой рынок. Исследования, применяемые в дипломной работе, а также полученные результаты будут очень интересны машиностроительным, судостроительным и прочим предприятиям использующим в своем производстве детали из стали, а также интерес к данным исследованиям, возможно, будет интересен Российскому фонду фундаментальных исследований (РФФИ).

5.1.2 Анализ конкурентных технических решений с позиции ресурсоэффективности и ресурсосбережения

В качестве конкурентных разработок рассмотрим изучение влияния исходной микроструктуры стали 06МБФ на особенности ультрамелкозернистого состояния, сформированного разными методами интенсивной пластической деформации.

Оценочная карта для сравнения конкурентных технических решений представлена в таблице 5.1.

Таблица 5.1 – Оценочная карта для сравнения конкурентных технических решений (разработок)

Критерии оценки	Вес критерия	Баллы			Конкурентоспособность		
		Б _ф	Б _{к1}	Б _{к2}	К _ф	К _{к1}	К _{к2}
1	2	3	4	5	6	7	8
Технические критерии оценки ресурсоэффективности							
1. Простота эксплуатации	0,1	5	3	5	0,5	0,3	0,5
2. Безопасность	0,2	4	3	5	0,8	0,6	1
3. Функциональная мощность	0,08	5	4	5	0,4	0,32	0,4
4. Доступность	0,12	5	4	3	0,6	0,48	0,36
5. Качество полученных образцов	0,18	5	4	5	0,9	0,72	0,9

Экономические критерии оценки эффективности							
1. Конкурентоспособность метода	0,05	5	5	4	0,25	0,25	0,2
2. Уровень проникновения на рынок	0,05	3	3	4	0,15	0,15	0,2
3. Цена	0,1	5	5	3	0,5	0,5	0,3
4. Предполагаемый срок эксплуатации	0,12	5	5	4	0,6	0,6	0,48
Итого	1				4,7	3,92	4,34

Позиция разработки и конкурентов оценивается по каждому показателю экспертным путем по пятибалльной шкале, где 1 – наиболее слабая позиция, а 5 – наиболее сильная. Веса показателей, определяемые экспертным путем, в сумме должны составлять 1.

Анализ конкурентных технических решений определяется по формуле:

$$K = \sum B_i \cdot B_i, \quad (5.1)$$

где K – конкурентоспособность научной разработки или конкурента;

B_i – вес показателя (в долях единицы);

B_i – балл i -го показателя.

Из анализа оценочной карты можно сделать вывод, что предложенный подход, который заключается в выявлении закономерностей формирования УМЗ состояния в зависимости от метода ИПД и исходного состояния стали, позволит получать высокодисперсные состояния с уникальным комплексом механических свойств. Это, в свою очередь, откроет возможности управления характеристиками прочности и пластичности при использовании исследуемых сталей в практических целях, а также при создании новых материалов с набором заданных свойств. Предложенный подход особенно актуален сегодня, когда среди приоритетных направлений развития экономики России важнейшее место отводится освоению природных ресурсов северных регионов страны, где необходимы высокопрочные материалы, которые сохраняют пластические свойства при низких температурах испытания. Метод является надежным, полученные образцы высокого качества, что является важной составляющей в

конкурентоспособности проекта, а так же невысокая стоимость реализации метода благоприятно сказывается на общей картине конкурентоспособности.

5.1.3 SWOT-анализ

С помощью комплексного SWOT-анализа научно-исследовательского проекта были выявлены сильные и слабые стороны проекта, а так же были обнаружены угрозы для нашего проекта. Анализ реализации проекта SWOT представлен в таблице 5.2.

Таблица 5.2 – Матрица SWOT–анализа

	Сильные стороны научно-исследовательского проекта: С1.Простота использования метода. С2.Доступность сырья (стали 06МБФ, электролита и жидкого азота); С3.Есть спрос по разрабатываемой теме; С4.Экологичность технологии. Не несет каких-либо вредных воздействий на окружающую среду С5.Невысокая стоимость исходного сырья.	Слабые стороны научно-исследовательского проекта: Сл1. Необходимо четко следовать инструкции; Сл2.Небольшое количество потенциальных потребителей; Сл3. Для точности и подтверждения полученных данных и последующей верной интерпретации необходимо подготавливать несколько образцов, что делает процесс исследования немного дольше.
Возможности: В1.Использование инновационной инфраструктуры ТПУ. В2.Использование современного оборудования ИФПМ СО РАН. В3.Возможность выхода	Результаты анализа интерактивной матрицы полей «Сильные стороны и возможности» 1.Возможность использования инновационной	Результаты анализа интерактивной матрицы полей «Слабые стороны и возможности» 1.Для более полного анализа возможно использование

на рынок В4.Возможность поддержания проекта РФФИ	инфраструктуры ТПУ и оборудования ИФПМ СО РАН позволяет соответствовать заявленной экономичности и энергоэффективности. 2.Современное оборудование не наносит вредных воздействий на окружающую среду. 3.Использованная методика позволяет получать образцы высокого качества; 4.Возможность использования оборудования для других проектов, нет каких-либо ограничений; 5.Дополнительное государственное финансирование.	вспомогательного оборудования; 2.Использование инфраструктуры ТПУ и ИФПМ СО РАН позволяет снизить расходы к минимуму; 3. Для выхода на рынок необходима мощная маркетинговая группа и хорошая рекламная кампания.
Угрозы: У1.Появление новых конкурентов; У2.Появление производителей с более развитыми технологиями и низкими издержками; У3.Несвоевременное финансовое обеспечение научного исследования со стороны государства; У4.Изменения направления работы лаборатории.	Результаты анализа интерактивной матрицы проекта полей «Сильные стороны и угрозы» 1.Небольшие издержки изготовления образцов; 2.Благодаря государственному финансированию затраты компенсируются; 3.Высокое качество полученных образцов и подробный анализ, а также трактовка механизмов протекающих в них, повышают	Результаты анализа интерактивной матрицы проекта полей «Слабые стороны и угрозы» 1.Несвоевременное финансовое обеспечение исследования со стороны государства может усложнить процесс перехода к массовому производству; 2.Угроза несвоевременной поставки необходимых материалов; 3.Дорогостоящий ремонт оборудования.

	конкурентоспособность нашего проекта; 4.Высокая компетентность и выполнение поставленных задач в срок позволяет привлечь дополнительное финансирование.	
--	---	--

Результаты научно-исследовательской работы будут еще долгое время актуальны. Изучение закономерностей формирования высокопрочных состояний при разных методах ИПД (кручение под высоким давлением, равноканальное угловое прессование, всесторонней ковке и др.), при изменении исходного состояния стали и температурных воздействиях на них, является оригинальным, обладает новизной, и позволит дифференцированно подходить к выбору исходной структуры и метода деформационно-термической обработки для достижения требуемого комплекса свойств при ИПД.

Таблица 5.3 – Интерактивная матрица проекта. Сильные стороны и возможности проекта

Сильные стороны проекта						
Возможности проекта		C1	C2	C3	C4	C5
	B1	+	+	+	0	+
	B2	+	+	+	+	0
	B3	+	+	0	+	+
	B4	+	+	-	-	+
	B5	+	+	-	0	+

B1C1C2C3C5; B2C1C2C3C4; B3C1C2C4C5, B4C1C2C5; B5C1C2C5.

Таблица 5.4 – Интерактивная матрица проекта. Сильные стороны и угрозы проекта

Сильные стороны проекта						
Угрозы проекта		C1	C2	C3	C4	C5
	Y1	-	+	+	+	+
	Y2	+	0	-	+	+
	Y3	-	+	0	-	+
	Y4	-	+	0	+	+
	Y5	+	+	+	0	+

Y1C2C3C4C5; Y2C1C4C5; Y3C2C5, Y4C2C4C5; Y5C1C2C3C5.

Таблица 5.5 – Интерактивная матрица проекта. Слабые стороны и возможности проекта

Слабые стороны проекта						
Возможности проекта		Сл1	Сл2	Сл3	Сл4	Сл5
	B1	-	-	+		
	B2	+	-	-		
	B3	0	+	+		
	B4	+	+	-		
	B5	+	-	-		

B1Сл3; B2Сл1; B3Сл2Сл2Сл3; B4Сл1Сл2; B5Сл1.

Таблица 5.6 – Интерактивная матрица проекта. Слабые стороны и угрозы проекта

Слабые стороны проекта						
Угрозы проекта		Сл1	Сл2	Сл3	Сл4	Сл5
	Y1	+	0	-		
	Y2	+	-	-		
	Y3	+	+	+		
	Y4	-	+	+		
	Y5	+	+	0		

Y1Сл1; Y2Сл1; Y3Сл1Сл2Сл3; Y4Сл2Сл3; Y5Сл1Сл2.

5.1.4 Оценка готовности проекта к коммерциализации

На какой бы стадии жизненного цикла не находилась научная разработка полезно оценить степень ее готовности к коммерциализации и

выяснить уровень собственных знаний для ее проведения (или завершения). Для этого необходимо заполнить специальную форму, содержащую показатели о степени проработанности проекта с позиции коммерциализации и компетенциям разработчика научного проекта. Перечень вопросов приведен в таблице 5.7.

Таблица 5.7 – Оценка степени готовности научного проекта к коммерциализации

№ п/п	Наименование	Степень проработанности научного проекта	Уровень имеющихся знаний у разработчика
1.	Определен имеющийся научно-технический задел	5	5
2.	Определены перспективные направления коммерциализации научно-технического задела	3	4
3.	Определены отрасли и технологии (товары, услуги) для предложения на рынке	4	4
4.	Определена товарная форма научно-технического задела для представления на рынок	4	5
5.	Определены авторы и осуществлена охрана их прав	4	4
6.	Проведена оценка стоимости интеллектуальной собственности	5	5
7.	Проведены маркетинговые исследования рынков сбыта	3	3
8.	Разработан бизнес-план коммерциализации научной разработки	2	3
9.	Определены пути продвижения научной разработки на рынок	3	4
10.	Разработана стратегия (форма) реализации научной разработки	3	4
11.	Проработаны вопросы международного сотрудничества и выхода на зарубежный рынок	3	3

12.	Проработаны вопросы использования услуг инфраструктуры поддержки, получения льгот	5	5
13.	Проработаны вопросы финансирования коммерциализации научной разработки	3	4
14.	Имеется команда для коммерциализации научной разработки	3	3
15.	Проработан механизм реализации научного проекта	4	4
	ИТОГО БАЛЛОВ	54	60

Из таблицы можно сделать вывод, что степень проработанности научного проекта выше среднего, такой средний показатель вызван в основном из-за того, что работа больше выполняется, как научно-исследовательская и не нацелена на реализацию полученных результатов для рынка, но большой интерес представляется со стороны РФФИ. Уровень знаний у разработчика выше среднего, но для успешной реализации на ранке необходима дополнительная проработка всех аспектов связанных с коммерческой стороной проекта.

5.2 Инициация проекта

а. Цели и результат проекта

Таблица 5.8 – Заинтересованные стороны проекта

Заинтересованные стороны проекта	Ожидания заинтересованных сторон
НИ ТПУ	Установление границ термической стабильности УМЗ состояний, сформированных методами ИПД и анализ эволюции зеренно-субзеренной и карбидной подсистем при отжигах в зависимости от исходной микроструктуры стали 06МБФ
ИФПМ СО РАН	Выполнение в указанные сроки

	запланированной работы
РФФИ	Исследование закономерности влияния исходной морфологии структуры и фазового состава на характер УМЗ состояний, сформированных в стали 06МБФ при ИПД, получение гранта.

Таблица 5.9 – Цели и результат проекта

Цели проекта:	Установление закономерностей формирования ультрамелкозернистых состояний и физико-механических свойств при интенсивной пластической деформации промышленной конструкционной стали 06МБФ в зависимости от ее исходной термической обработки и поиск путей управления ее структурно-фазовым состоянием и механическими свойствами при деформационно-термических воздействиях
Ожидаемые результаты проекта:	Получение запланированных результатов испытаний
Критерии приемки результата проекта:	Соответствие с заявленными и согласованными целями исследования
Требования к результату проекта:	Образцы необходимого качества и толщины
	Уникальность
	Выполнение работы в сроки

б. Организационная структура проекта

Таблица 5.10 – Рабочая группа проекта

№ п/п	ФИО, основное место работы, должность	Роль в проекте	Функции	Трудозатраты, дни
1	Руководитель 1	Научный руководитель	Теоретическая помощь в выполнении	78

			проекта, анализ и обсуждение полученных данных	
2	Руководитель 2	Научный руководитель	Теоретическая помощь, подготовка образцов и проведении исследований	105
3	Аспирант	Инженер-технолог	Помощь в проведении исследований	14
4	Магистрант	Инженер-технолог (дипломник)	Предварительная подготовка образцов к исследованию, проведение испытаний, анализ полученных результатов	119

в. Ограничения и допущения проекта

Таблица 5.11 – Ограничения проекта

Фактор	Ограничения / допущения
1. Бюджет проекта	Ограничение бюджетного софинансирования
1.1. Источник финансирования	РФФИ
2. Сроки проекта:	Февраль – июнь 2016
2.1. Дата утверждения плана управления проектом	Февраль 2016
2.2. Дата завершения проекта	Июнь 2016
3. Прочие ограничения и допущения	Ограничения по трудовому законодательству

5.3 Планирование управления научно–техническим проектом

5.3.1 Иерархическая структура работ проекта

Иерархическая структура работ (ИСР) – детализация укрупненной структуры работ. В процессе создания ИСР структурируется и определяется содержание всего проекта.

5.3.2 Контрольные события проекта

Таблица 5.12 – Контрольные события проекта

№ п/п	Контрольное событие	Дата	Результат (подтверждающий документ)
1	Утверждение ТЗ	Февраль	ТЗ
2	Подготовка образцов к исследованиям	Февраль-Март	50 образцов
3	Проведение испытаний и исследований	Март-Май	Необработанные данные по каждому виду исследования
4	Составление отчетной документации, текстовых материалов проекта и графиков с рисунками	Май, Июнь	Итоговые выводы об исследованиях



1.2 Анализ условий проведения работ (цель, назначение, область использования, изучение литературы)	2.2 Проведение консультации с научным руководителем о проведении эксперимента	3.2 Проведение испытаний	4.2 Составление отчетной документации, исследуемых материалов проекта
1.3 Анализ технических требований технологии (материалы, оборудование)		3.3 Проведение исследований (рентген, ДОЭ, ПЭМ, измерение микротвердости, магнитнофазовый анализ) дования, определение свойства материала)	4.3 Сдача проекта

5.3.3 План проекта

Таблица 5.13 – Календарный план проекта

Код работы (из ИСР)	Название	Длительность, дни	Дата начала работ	Дата окончания работ	Состав участников (ФИО ответственных исполнителей)
1.1	Постановка задачи (выбор объекта исследования)	2	08.02.16	09.02.16	Руководитель 1
1.2	Анализ условий проведения работ (цель, назначение, область использования, изучение литературы)	17	10.02.16	26.02.16	Руководитель 1 Руководитель 2 Магистрант

1.3	Анализ технических требований технологии (материалы, оборудование)	2	29.02.16	01.03.16	Руководитель 1 Руководитель 2 Магистрант
2.1	Разработка и утверждение технического задания (ТЗ)	3	02.03.16	04.03.16	Руководитель 1 Руководитель 2 Магистрант
2.2	Проведение консультаций с научным руководителем о проведении эксперимента	4	07.03.16	10.03.16	Руководитель 2 Магистрант
3.1	Подготовка образцов к испытаниям	21	11.03.16	31.03.16	Руководитель 2 Аспирант Магистрант
3.2	Проведение испытаний	14	01.04.16	14.04.16	Руководитель 2 Магистрант
3.3	Проведение исследований	27	15.04.16	11.05.16	Руководитель 2 Магистрант
4.1	Обработка полученных экспериментальных данных	14	12.05.16	25.05.16	Магистрант
4.2	Составление отчетной документации, текстовых материалов проекта	15	26.05.16	09.06.16	Руководитель 1 Руководитель 2 Магистрант
4.3	Сдача проекта	1	10.06.16	10.06.16	Руководитель 1 Руководитель 2 Магистрант
ИТОГО:		120			

5.3.4 Бюджет научного исследования

При планировании бюджета научного исследования должно быть обеспечено полное и достоверное отражение всех видов планируемых

расходов, необходимых для его выполнения. В процессе формирования бюджета, планируемые затраты группируются по статьям, представленным в таблице 5.14.

Таблица 5.14 – Группировка затрат по статьям

Сырье, материалы покупные изделия и полуфабрикаты	Основная заработная плата	Дополнительная заработная плата	Отчисления на социальные нужды	Накладные расходы	Затраты на электроэнергию	Итого плановая себестоимость
3171	238 925,72	28 671,09	80 288,043	240 864,129	1 284,18	1 053 954,63

Таблица 5.15 – Сырье, материалы, комплектующие изделия и покупные полуфабрикаты

Наименование	Кол-во	Цена за единицу, руб.	Сумма, руб.
Сталь 06МБФ	1 т.	35 000	35 000
Шлифовальная бумага	50 шт.	10	500
Кислоты	4 вида	50	200
Жидкий азот	10 л.	45	450
Канцелярские пакеты	1 уп.	150	150
Бумага для печати	2 пачки	200	400
Канцелярские принадлежности (ручки)	5 шт.	50	250
Канцелярские принадлежности (блокноты)	5 шт.	70	350
Всего за материалы			37 300
Транспортно-заготовительные расходы (5%)			1 865
Итого по статье С_м			39 165

Таблица 5.16 – Перечень необходимого спецоборудование для научных работ

Наименование оборудования	Цена ед., (руб.)	Ежегодная амортизация	Остаточная стоимость на данный момент (руб.)
Микротвердомер Duramin-5	1 046 000	68 300	340 500
Оптический микроскоп Olympus GX-71	1 370 000	50 500	377 500
Электронный микроскоп Technai G2 FEI	5 277 500	263 875	1 458 125
Дифрактометр Shimadzu XRD–6000	9 000 000	450 000	6 750 000
Сканирующий электронный микроскоп Quanta 200 3D	5 000 000	250 000	3 750 000
Электронный микроскоп JEM–2100	7 250 000	362 500	5 437 500
Итого	28 943 500	1 445 175	18 113 625

Так как все оборудование уже закуплено, то посчитаем ежегодную амортизацию каждого, для исходных данных возьмем, что закуплено было 5 лет назад, а срок службы примем 20 лет произведем расчет по формуле: $A = C_{\text{перв}}/n$, где A – ежегодная сумма амортизационных отчислений; $C_{\text{перв}}$ – первоначальная стоимость объекта; n – срок полезного использования объекта

Расчет основной заработной платы.

$$Z_{\text{осн}} = Z_{\text{дн}} \cdot T_{\text{р}}, \quad (5.2)$$

где $Z_{\text{осн}}$ – основная заработная плата одного работника;

$T_{\text{р}}$ – продолжительность работ, выполняемых научно-техническим работником, раб. дн.; $Z_{\text{дн}}$ – среднедневная заработная плата работника, руб.

Руководитель 1: $Z_{\text{осн}} = 1\,453,17 \cdot 78 = 113\,347,26$ руб.

Руководитель 2: $Z_{\text{осн}} = 720,50 \cdot 105 = 75\,652,5$ руб.

Аспирант: $Z_{\text{осн}} = 840,19 \cdot 14 = 11\,762,66$ руб.

Магистрант (дипломник): $Z_{\text{осн}} = 320,70 \cdot 119 = 38\,163,3$ руб.

Дополнительная заработная плата научно-производственного персонала.

В данную статью включается сумма выплат, предусмотренных законодательством о труде, например, оплата очередных и дополнительных отпусков; оплата времени, связанного с выполнением государственных и общественных обязанностей; выплата вознаграждения за выслугу лет и т.п. (в среднем – 12 % от суммы основной заработной платы).

Дополнительная заработная плата рассчитывается исходя из 10–15% от основной заработной платы, работников, непосредственно участвующих в выполнении темы:

$$Z_{\text{доп.з/п}} = K_{\text{доп}} Z_{\text{осн}}, \quad (5.3)$$

где $Z_{\text{доп}}$ – дополнительная заработная плата, руб.;

$K_{\text{доп}}$ – коэффициент дополнительной зарплаты;

$Z_{\text{осн}}$ – основная заработная плата, руб.

Руководитель 1: $Z_{\text{доп.з/п}} = 0,12 \cdot 113\,347,26 = 13\,601,67$ руб.

Руководитель 2: $Z_{\text{доп.з/п}} = 0,12 \cdot 75\,652,5 = 9\,078,30$ руб.

Аспирант: $Z_{\text{доп.з/п}} = 0,12 \cdot 11\,762,66 = 1\,411,52$ руб.

Магистрант (дипломник): $Z_{\text{доп.з/п}} = 0,12 \cdot 38\,163,3 = 4\,579,60$ руб.

В таблице 5.17 приведена форма расчёта основной и дополнительной заработной платы.

Таблица 5.17 – Заработная плата исполнителей НТИ

Заработная плата	Руководитель 1	Руководитель 2	Аспирант	Магистрант (дипломник)
Основная зарплата	113 347,26	75 652,5	11 762,66	38 163,3
Дополнительная зарплата	13 601,67	9 078,30	1 411,52	4 579,60
Зарплата исполнителя	126 978,93	84 730,8	13 174,18	42 742,9
Итого по статье $C_{\text{зн}}$			267 626,81	

Отчисления на социальные нужды.

Статья включает в себя отчисления во внебюджетные фонды.

$$C_{\text{внеб}} = K_{\text{внеб}} \cdot (З_{\text{осн}} + З_{\text{доп}}), \quad (5.4)$$

где $K_{\text{внеб}}$ - коэффициент отчислений на уплату во внебюджетные фонды (пенсионный фонд, фонд обязательного медицинского страхования и пр.).

$$C_{\text{внеб}} = 0,3 \cdot 267\,626,81 = 80\,288,043 \text{ руб.}$$

Накладные расходы.

В эту статью включаются затраты на управление и хозяйственное обслуживание, которые могут быть отнесены непосредственно на конкретную тему. Кроме того, сюда относятся расходы по содержанию, эксплуатации и ремонту оборудования, производственного инструмента и инвентаря, зданий, сооружений и др. В расчетах эти расходы принимаются в размере 70 - 90 % от суммы основной заработной платы научно- производственного персонала данной научно-технической организации.

Накладные расходы составляют 80–100% от суммы основной и дополнительной заработной платы, работников, непосредственно участвующих в выполнение темы.

Расчет накладных расходов ведется по следующей формуле:

$$C_{\text{накл.}} = k_{\text{накл}} (З_{\text{оснз/п}} + З_{\text{допз/п}}), \quad (5.5)$$

где $k_{\text{накл}}$ – коэффициент накладных расходов.

$$C_{\text{накл.}} = 90 \% \cdot 267\,626,81 = 240\,864,129 \text{ руб.}$$

Расчет затрат на электроэнергию.

Затраты на электроэнергию из затрат на электроэнергию при работе оборудования во время разработки проекта, и из затрат на электроэнергию, потраченную на освещение.

Затраты на электроэнергию при работе оборудования для технологических целей рассчитывают по формуле:

$$Э_{\text{об}} = P_{\text{об}} \cdot Ц_{\text{э}} \cdot t_{\text{об}}, \quad (5.6)$$

где $Э_{\text{об}}$ – затраты на электроэнергию потребляемую оборудованием, руб.;

$P_{об}$ – мощность, потребляемая оборудованием, кВт;

$\Pi_э$ – тарифная цена за 1кВт·час, $\Pi_э = 4,36$ руб.;

$t_{об}$ – время работы оборудования, час.

Мощность, потребляемая оборудованием, определяется по формуле:

$$P_{об} = P_{уст. об} \cdot K_c, \quad (5.7)$$

где $P_{об}$ – мощность, потребляемая оборудованием, кВт;

$P_{уст. об}$ – установленная мощность оборудования, кВт;

K_c – коэффициент спроса, зависит от количества загрузки групп электроприемников, для технологического оборудования малой мощности, $K_c = 1$.

Затраты на электроэнергию для технологических целей приведены в таблице 5.18.

Таблица 5.18 – Затраты на электроэнергию для технологических целей

Наименование оборудования	Время работы оборудования, час, $t_{об}$	Потребляемая мощность, $P_{об}$, кВт	Затраты, $\mathcal{E}_{об}$, руб.
Микротвердомер Duramin-5	12	0,5	26,16
Оптический микроскоп Olympus GX-71	3	0,7	9,16
Электронный микроскоп Technai G2 FEI	11	2,8	134,29
Дифрактометр Shimadzu XRD-6000	17	3	222,36
Сканирующий электронный микроскоп Quanta 200 3D	31	3,2	432,51
Электронный микроскоп JEM-2100	31	4,4	549,70
Итого			1 284,18

5.4 Определение ресурсной (ресурсосберегающей), финансовой, бюджетной, социальной и экономической эффективности исследования

5.4.1 Оценка сравнительной эффективности исследования

Интегральный показатель финансовой эффективности научного исследования получают в ходе оценки бюджета затрат трех (или более) вариантов исполнения научного исследования (таблица 5.19).

Таблица 5.19 – Сравнительная оценка характеристик вариантов исполнения проекта

ПО Критерии	Весовой коэффициент параметра	Текущий проект	Аналог 1	Аналог 2
1. Сложность технологии	0,1	3	3	3
2. Качество полученных изделий	0,4	5	4	5
3. Энергосбережение	0,3	5	5	5
4. Материалоемкость	0,2	5	5	4
ИТОГО	1			

$$I_{\text{тп}} = 3 \cdot 0,1 + 5 \cdot 0,4 + 5 \cdot 0,3 + 5 \cdot 0,2 = 4,8$$

$$\text{Аналог 1} = 3 \cdot 0,1 + 4 \cdot 0,4 + 5 \cdot 0,3 + 5 \cdot 0,2 = 4,4$$

$$\text{Аналог 2} = 3 \cdot 0,1 + 5 \cdot 0,4 + 5 \cdot 0,3 + 4 \cdot 0,2 = 4,6$$

Исходя из всех выше проведенных расчетов, можно сделать вывод, про проект выгоден и является перспективным, но т.к. проект является только научной разработкой, то интегральный финансовый показатель рассчитать на данном этапе невозможно. Проект является конкурентоспособным и имеет отличные показатели с точки зрения ресурсоэффективности.

6 Социальная ответственность

Введение. В данном разделе рассмотрены вопросы, связанные с организацией рабочего места в соответствии с нормами производственной санитарии, техники производственной безопасности и охраны окружающей среды.

В данной главе рассмотрено рабочее место на предприятии институт физики прочности материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук (ИФПМ СО РАН), на котором проводились научно-исследовательские работы по теме магистерской диссертации.

Под проектированием рабочего места понимается целесообразное пространственное размещение в горизонтальной и вертикальной плоскостях функционально взаимосвязанных средств производства (оборудования, оснастки, предметов труда и др.), необходимых для осуществления трудового процесса.

При проектировании рабочих мест должны быть учтены освещенность, температура, влажность, давление, шум, наличие вредных веществ и другие санитарно-гигиенические требования к организации рабочих мест, а также необходимо уделить внимание охране окружающей среды, а именно, организации безотходного производства и учитывать возможность чрезвычайных ситуаций.

6.1 Анализ выявленных вредных факторов

Научно-исследовательская работа выполняется за персональным компьютером, а так же проводятся испытания в лаборатории и необходимо учитывать возможность появления опасных и вредных факторов, которые могут возникнуть при работе с оборудованием и непосредственно привести к травмам, а в некоторых случаях и к летальному исходу.

На производительность труда инженера-разработчика, находящегося на рабочем месте, влияют следующие опасные и вредные производственные факторы (О и В ПФ ГОСТ 12.0.003-74): недостаточная освещённость, высокий

уровень шума, пониженная или повышенная температура воздуха, отклонение от нормативных значений влажности воздуха.

6.1.1 Шум

Может возникать при работе вытяжки и персонального компьютера. Предельно допустимый уровень (ПДУ) шума – это уровень фактора, который при ежедневной (кроме выходных дней) работе, но не более 40 часов в неделю в течение всего рабочего стажа, не должен вызывать заболеваний или отклонений в состоянии здоровья, обнаруживаемых современными методами исследований в процессе работы или в отдаленные сроки жизни настоящего и последующих поколений. Соблюдение ПДУ шума не исключает нарушения здоровья у сверхчувствительных лиц. Допустимый уровень шума ограничен ГОСТ 12.1.003-83. Согласно ему уровни шума в лаборатории не должны превышать значений 50 дБА.

При значениях выше допустимого уровня необходимо предусмотреть СКЗ и СИЗ.

СКЗ:

- Устранение причин шума или существенное его ослабление в источнике образования;
- Изоляция источников шума от окружающей среды средствами звуко- и виброизоляции, звуко- и вибропоглощения;
- Применение средств, снижающих шум и вибрацию на пути их распространения;

СИЗ:

- Применение спецодежды, спецобуви и защитных средств органов слуха: наушники, беруши, антифоны.

Снизить уровень шума в помещении можно использованием звукопоглощающих материалов с максимальными коэффициентами звукопоглощения в области частот 63 – 8000 Гц для отделки помещений (разрешенных органами и учреждениями Госсанэпиднадзора России),

подтвержденных специальными акустическими расчетами. Дополнительным звукопоглощением служат однотонные занавеси из плотной ткани, гармонирующие с окраской стен и подвешенные в складку на расстоянии 15 – 20 см от ограждения. Ширина занавеси должна быть в 2 раза больше ширины окна.

Оборудование применяемое в наших исследованиях удовлетворяет нормам.

6.1.2 Освещение на рабочем месте

Согласно СНиП 23-05-95 разряд зрительной работы принят равным IVб. На рабочем месте применена система общего равномерного освещения.

В качестве источников света для искусственного освещения помещения используются люминесцентные лампы, которые обладают большим сроком службы и высокой световой отдачей.

Благодаря этому, на рабочей поверхности отсутствуют резкие тени, которые создавали бы неравномерное распределение поверхностей с различной яркостью в поле зрения, искажало бы размеры и формы объектов различия, в результате чего повышалась бы утомляемость и снижалась производительность труда.

Расчёт общего равномерного искусственного освещения горизонтальной рабочей поверхности выполнен методом коэффициента светового потока, учитывающим световой поток, отражённый от потолка и стен. Длина помещения $A = 5$ м, ширина $B = 4$ м, высота $H = 3$ м. Высота рабочей поверхности над полом $h_{рп} = 0,8$ м. Согласно СП 52.13330.2011 необходимо создать освещенность не ниже $E = 200$ Лк, в соответствии с разрядом зрительной работы.

Коэффициент отражения для стен оклеенных светлыми обоями $\rho_{ст} = 30$ %, чистого бетонного потолка $\rho_{п} = 50$ %. Коэффициент запаса, учитывающий загрязнение светильника для помещений со средним выделением

пыли, равен $K_z = 1,8$. Коэффициент неравномерности для люминесцентных ламп $Z = 1,1$.

Рабочее место оснащено светильниками с люминесцентными лампами типа ОДОР–2–40. Этот светильник имеет две лампы мощностью 40 Вт каждая, длина светильника равна 1227 мм, ширина – 265 мм.

Интегральным критерием оптимальности расположения светильников является величина λ , которая для люминесцентных светильников с защитной решёткой лежит в диапазоне 1,1 – 1,3. Принимаем $\lambda = 1,1$, расстояние светильников от перекрытия (свес) $h_c = 0,5$.

Высота светильника над рабочей поверхностью определяется по формуле:

$$h = H - h_{pn} - h_c = 3 - 0,8 - 0,5 = 1,7 \text{ м.}$$

Расстояние между соседними светильниками или рядами определяется по формуле:

$$L = \lambda \cdot h = 1,1 \cdot 1,7 \approx 1,9 \text{ м}$$

Число рядов светильников в помещении:

$$Nb = \frac{B}{L} = \frac{4}{1,9} \approx 2$$

Число светильников в ряду:

$$Na = \frac{A}{L} = \frac{5}{1,9} \approx 2$$

Общее число светильников:

$$N = Na \cdot Nb = 2 \cdot 2 = 4$$

Расстояние от крайних светильников или рядов до стены определяется по формуле:

$$l = \frac{L}{3} = \frac{1,9}{3} \approx 0,6 \text{ м.}$$

Размещаем светильники в два ряда. На рисунке 5.1 изображен план помещения и размещения светильников с люминесцентными лампами.

Индекс помещения определяется по формуле:

$$i = \frac{A \cdot B}{h \cdot (A + B)} = \frac{5 \cdot 4}{1,7 \cdot (5 + 4)} = 1,3$$

Коэффициент использования светового потока, показывающий какая часть светового потока ламп попадает на рабочую поверхность, для светильников типа ОДОР с люминесцентными лампами при $\rho_{cm} = 30 \%$, $\rho_n = 50 \%$, и индексе помещения $i = 1,3$ равен $\eta = 0,41$.

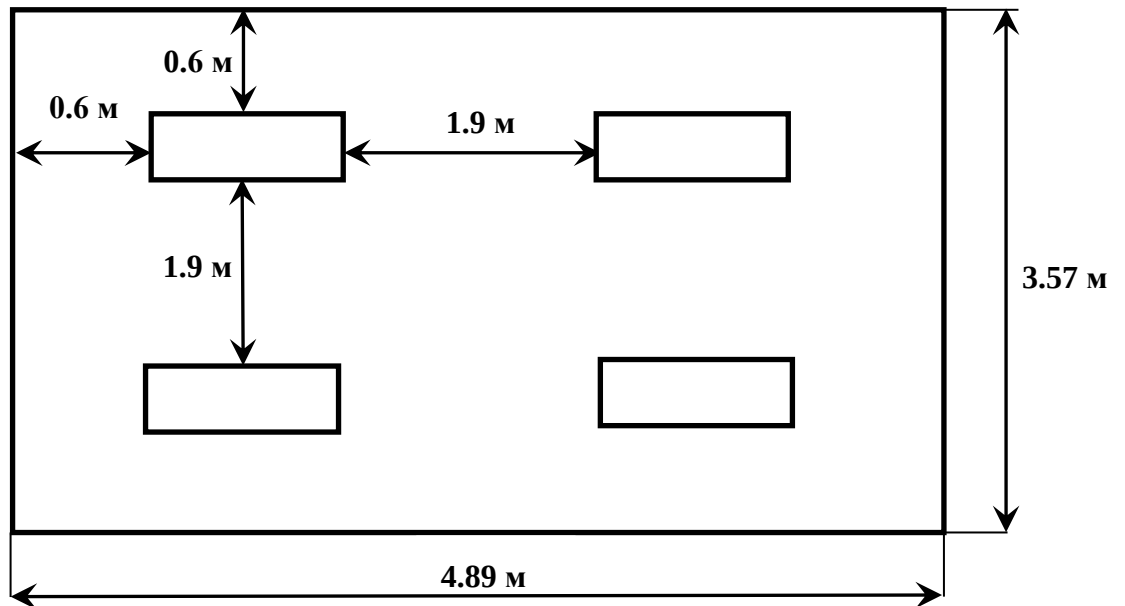


Рисунок 6.1 – План помещения и размещения светильников с люминесцентными лампами

Потребный световой поток одной люминесцентной лампы светильника определяется по формуле:

$$\Phi_{\Pi} = \frac{E \cdot A \cdot B \cdot K_3 \cdot Z}{N \cdot \eta} = \frac{200 \cdot 5 \cdot 4 \cdot 1,8 \cdot 1,1}{8 \cdot 0,41} = 2414,6 \text{ Лм.}$$

Люминесцентная лампа ЛТБ имеет световой поток равный $\Phi_{ЛТБ} = 2850 \text{ Лм.}$

Делаем проверку выполнения условия:

$$\begin{aligned} -10\% &\leq \frac{\Phi_{ЛТБ} - \Phi_{\Pi}}{\Phi_{ЛТБ}} \cdot 100\% \leq 20\%; \\ -10\% &\leq \frac{2850 - 2414,6}{2850} \cdot 100\% \leq 20\% \\ -10\% &\leq 15,2\% \leq 20\% \end{aligned}$$

Таким образом, необходимый световой поток светильника не выходит за пределы требуемого диапазона.

6.1.3 Метеоусловия

Микроклимат производственных помещений – это метеорологические условия внутренней среды помещений, которые определяются действующими на организм сочетаниями температуры, влажности и скорости движения воздуха, а также температуры окружающих поверхностей. Оптимальные микроклиматические условия обеспечивают общее и локальное ощущение теплового комфорта в течение 8-часовой рабочей смены, не вызывают отклонений в состоянии здоровья и создают предпосылки для высокой работоспособности.

Нормы оптимальных и допустимых метеорологических условий устанавливает СанПиН 2.2.4.548-96, ГОСТ 12.1.005-88(2000) и руководство по гигиенической оценке факторов рабочей среды и трудового процесса утвержденное главным санитарным врачом – 2.2.2006-05 от 29 июля 2005 года. Все категории работ разграничиваются на основе интенсивности энергозатрат организма в ккал/ч (Вт). Работа инженера-разработчика относится к категории 1а - работа с интенсивностью энергозатрат до 120 ккал/ч (до 139 Вт), производимая сидя и сопровождающаяся незначительным физическим напряжением.

Для помещения без избытка выделения тепла для работ категории тяжести 1а оптимальные параметры микроклимата должны соответствовать требованиям таблицы 6.1.

Таблица 6.1 – Допустимые нормы микроклимата в рабочей зоне производственных помещений

Период года	Категория работы	Температура воздуха, °С		Относительная влажность, %		Скорость движения воздуха, м/сек	
		Оптим. знач.	Доп. знач.	Оптим. знач.	Доп. знач.	Оптим. знач.	Доп. знач.
Холодный	Ia	(22÷24)	(21÷25)	(40÷60)	(15÷75)	(0.01÷0.1)	0,1
Теплый	Ia	(23÷25)	(22÷28)	(40÷60)	(15÷75)	(0.01÷0.1)	0,2

Из таблицы 6.1 видно, что анализируемых помещениях параметры микроклимата соответствуют нормам.

Микроклимат помещения должен поддерживаться на оптимальном уровне системой водяного центрального отопления, естественной вентиляцией, а также искусственным кондиционированием и дополнительным прогревом в холодное время года, что имеется в нашей лаборатории.

6.1.4 Вибрация

Аналогично шуму возникает вследствие работы оборудования. Нормы и допустимые значения вибрации должны соответствовать требованиям представленным в нормативном документе ГОСТ 12.4.012–83.

Воздействие производственной вибрации на человека вызывает изменения как физиологического, так и функционального состояния организма человека. Изменения в функциональном состоянии организма проявляются в повышении утомляемости, увеличении времени двигательной и зрительной реакции, нарушении вестибулярных реакций и координации движений. Все это ведет к снижению производительности труда. Изменения в физиологическом состоянии организма – в развитии нервных заболеваний, нарушении функций сердечно-сосудистой системы, нарушении функций опорно-двигательного аппарата, поражении мышечных тканей и суставов, нарушении функций органов внутренней секреции. Все это приводит к возникновению вибрационной болезни.

Допустимые уровни вибрации. Различают гигиеническое и техническое нормирование вибраций. Гигиенические – ограничивают параметры вибрации рабочих мест и поверхности контакта с руками работающих исходя из физиологических требований, исключающих возможность возникновения вибрационной болезни. Технические – ограничивают параметры вибрации не только с учетом указанных требований, но и исходя из достижимого на сегодняшний день для данного типа оборудования уровня вибрации.

Таблица 6.2 – Влияние вибрации на организм человека

Амплитуда колебаний вибрации, мм	Частота вибрации, Гц	Результат воздействия
До 0,015	Различная	Не влияет на организм
0,016-0,050	40-50	Нервное возбуждение с депрессией
0,051-0,100	40-50	Изменение в центральной нервной системе, сердце и органах слуха
0,101-0,300	50-150	Возможное заболевание
0,101-0,300	150-250	Вызывает виброболь

Разработаны нормативные документы, устанавливающие допустимые значения и методы оценки характеристик вибраций, к которым относится специальный ГОСТ ССБТ (Система стандартов безопасности труда).

Санитарные нормы СанПиН 2.2.4/2.1.8.566–96 устанавливают предельно допустимые величины вибрации в производственных помещениях предприятий (таблица 6.3).

Таблица 6.3 – Допустимые величины вибрации в производственных помещениях предприятий

Амплитуда колебаний вибрации, мм	Частота вибрации, Гц	Скорость колебательных движений, см/с	Ускорение колебательных движений, см/с ²
0,6-0,4	До 3	1,12-0,76	22-14
0,4-0,15	3-5	0,76-0,46	14-15
0,15-0,05	5-8	0,46-0,25	15-13
0,05-0,03	8-15	0,25-0,28	13-27
0,03-0,009	15-30	0,28-0,17	27-32
0,009-0,007	30-50	0,17-0,22	32-70
0,007-0,005	50-75	0,22-0,23	70-112
0,005-0,003	75-100	0,23-0,19	112-120
* 1,5-2	45-55	1,5-2,5	25-40

* При таких параметрах вибрации даже сверхпрочные клепочные конструкции до полного своего разрушения выдерживают не более 30 минут

К способам борьбы с вибрацией относятся снижение вибрации в источнике (улучшение конструкции машин, статическая и динамическая балансировка вращающихся частей машин), виброгашение (увеличение эффективной массы путем присоединения машины к фундаменту), виброизоляция (применение виброизоляторов пружинных, гидравлических, пневматических, резиновых и др.) вибродемпфирование (применение материалов с большим внутренним трением), применение индивидуальных средств защиты (виброзащитные обувь, перчатки со специальными упруго-демпфирующими элементами, поглощающими вибрацию).

Оборудование применяемое в наших исследованиях удовлетворяет нормам.

6.2 Анализ опасных вредных факторов

1 Электрическая безопасность

Электробезопасность представляет собой систему организационных и технических мероприятий и средств, обеспечивающих защиту людей от вредного и опасного воздействия электрического тока, электрической дуги, электромагнитного поля и статистического электричества.

Электроустановки классифицируют по напряжению: с номинальным напряжением до 1000 В (помещения без повышенной опасности), до 1000 В с присутствием агрессивной среды (помещения с повышенной опасностью) и свыше 1000 В (помещения особо опасные).

В отношении опасности поражения людей электрическим током различают:

1. Помещения без повышенной опасности, в которых отсутствуют условия, создающие повышенную или особую опасность.

2. Помещения с повышенной опасностью, которые характеризуются наличием в них одного из следующих условий, создающих повышенную опасность: сырость, токопроводящая пыль, токопроводящие полы (металлические, земляные, железобетонные, кирпичные и т.п.), высокая температура, возможность одновременного прикосновения человека к имеющим соединение с землей металлоконструкциям, технологическим аппаратам, с одной стороны, и к металлическим корпусам электрооборудования - с другой.

3. Особо опасные помещения, которые характеризуются наличием оборудования свыше 1000 В и одного из следующих условий, создающих особую опасность: особой сырости, химически активной или органической среды, одновременно двух или более условий повышенной опасности. Территории размещения наружных электроустановок в отношении опасности поражения людей электрическим током приравниваются к особо опасным помещениям.

По условиям производственной среды помещение, в котором находится рабочее место, по степени опасности поражения электрическим током относится к категории без повышенной опасности, так как отсутствуют условия, создающие повышенную или особую опасность.

Источниками поражения током являются состояние электропроводки, выключателей, штепсельных розеток, при помощи которых оборудование включается в сеть, и заземления.

В помещении применяются следующие меры защиты от поражения электрическим током: недоступность токоведущих частей для случайного прикосновения, все токоведущие части изолированы и ограждены, а ограждение имеет блокировку, отключающую подачу электроэнергии в случае снятия ограждения. Токоведущие части надежно изолированы, применены защитные ограждения (кожухи, крышки, сетки и т.д.), токоведущие части расположены на недоступной высоте. В установках напряжением до 1000 В достаточную защиту обеспечивает применение изолированных проводов.

Применение индивидуальных электрозащитных средств. Их подразделяют на основные и дополнительные изолирующие защитные средства, а также на вспомогательные приспособления.

Основные изолирующие защитные средства имеют изоляцию, способную длительно выдерживать рабочее напряжение электроустановки, обеспечивая безопасность человека при контакте с токоведущими частями. К таким средствам относят:

- в электроустановках с напряжением до 1000 В - диэлектрические перчатки, изолирующие штанги, изолирующие и токоизмерительные клещи, слесарно-монтажный инструмент с изолированными рукоятками, а также указатели напряжения;
- в электроустановках с напряжением свыше 1000 В - изолирующие штанги, изолирующие и электроизмерительные клещи, указатели напряжения.

Дополнительные защитные средства не могут самостоятельно защитить человека от поражения электрическим током, но при совместном

использовании они усиливают изолирующее действие основных защитных средств. К дополнительным средствам защиты при работе:

- в электроустановках до 1000 В относят диэлектрические галоши, коврики, подставки и площадки;
- в электроустановках свыше 1000 В - диэлектрические перчатки, боты и коврики, а также диэлектрические основания.

Необходимо отметить, что при отсутствии какого-либо дополнительного средства защиты (например, диэлектрического коврика) нельзя применять ни одно из основных. Вспомогательные приспособления предназначены для защиты людей от сопутствующих опасных и вредных производственных факторов при работе с электрооборудованием и, кроме того, от падения с высоты. К ним относят экранирующие комплекты и устройства для защиты от воздействия электрического поля, противогазы, защитные каски, страховочные канаты, монтерские когти, предохранительные монтерские пояса и т. п.

Заземляют все электроустановки, работающие при номинальном напряжении переменного тока более 50 В, постоянного и выпрямленного тока более 120 В (кроме светильников, подвешенных в помещениях без повышенной опасности поражения электрическим током на высоте не менее 2 м при условии изоляции крючка для подвески светильника пластмассовой трубкой).

Область применения защитного заземления:

- сети напряжением до 1000 В - трехфазные трехпроводные с изолированной нейтралью, однофазные двухпроводные, изолированные от земли, а также двухпроводные постоянного тока с изолированной средней точкой обмоток источника тока;
- сети переменного и постоянного тока с любым режимом нейтральной или средней точки обмоток источников тока напряжением свыше 1000 В.

2 Пожарная безопасность

Согласно Техническому регламенту «О пожарной безопасности» по пожарной и взрывопожарной опасности помещение относится к категории пожароопасное (В). К категориям В относятся помещения, в которых

находятся (обращаются) горючие и трудногорючие жидкости, твердые горючие и трудногорючие вещества и материалы (в том числе пыли и волокна), вещества и материалы, способные при взаимодействии с водой, кислородом воздуха или друг с другом только гореть, при условии, что помещения, в которых они находятся (обращаются).

Категории помещений по пожарной и взрывопожарной опасности определяются исходя из вида находящихся в помещениях горючих веществ и материалов, их количества и пожароопасных свойств, а также исходя из объемно-планировочных решений помещений и характеристик проводимых в них технологических процессов.

Причины возникновения пожара неэлектрического характера:

- а) халатное неосторожное обращение с огнем (оставленные без присмотра нагревательные приборы, использование открытого огня);
- б) утечка метана (при концентрации в воздухе от 4,4 % до 17 % метан взрывоопасен).

Причины возникновения пожара электрического характера: короткое замыкание, перегрузки по току, искрение и электрические дуги, статическое электричество и т. п.

Для устранения причин возникновения и локализации пожаров в помещении лаборатории должны проводиться следующие мероприятия:

- а) использование только исправного оборудования;
- б) проведение периодических инструктажей по пожарной безопасности;
- в) отключение электрооборудования, освещения и электропитания при предполагаемом отсутствии обслуживающего персонала или по окончании работ;
- г) курение в строго отведенном месте;
- д) содержание путей и проходов для эвакуации людей в свободном состоянии.

Для локализации или ликвидации загорания на начальной стадии используются первичные средства пожаротушения. Первичные средства пожаротушения обычно применяют до прибытия пожарной команды.

Огнетушители водо-пенные (ОХВП-10) используют для тушения очагов пожара без наличия электроэнергии. Углекислотные (ОУ-2) и порошковые огнетушители предназначены для тушения электроустановок, находящихся под напряжением до 1000 В. Кроме того, порошковые применяют для тушения документов.

В общественных зданиях и сооружениях на каждом этаже должно размещаться не менее двух переносных огнетушителей. Огнетушители следует располагать на видных местах вблизи от выходов из помещений на высоте не более 1,35 м. Размещение первичных средств пожаротушения в коридорах, переходах не должно препятствовать безопасной эвакуации людей.

Для тушения токоведущих частей и электроустановок на рабочем месте имеется в наличии переносной, порошковый, закачиваемый огнетушитель ОП-3. Зарядку порошковых огнетушителей производится один раз в пять лет.

Здание соответствует требованиям пожарной безопасности, а именно: есть охранно-пожарная сигнализация, план эвакуации, порошковый огнетушитель с поверенным клеймом, таблички с указанием направления к запасному (эвакуационному) выходу (Рисунок 6.2).

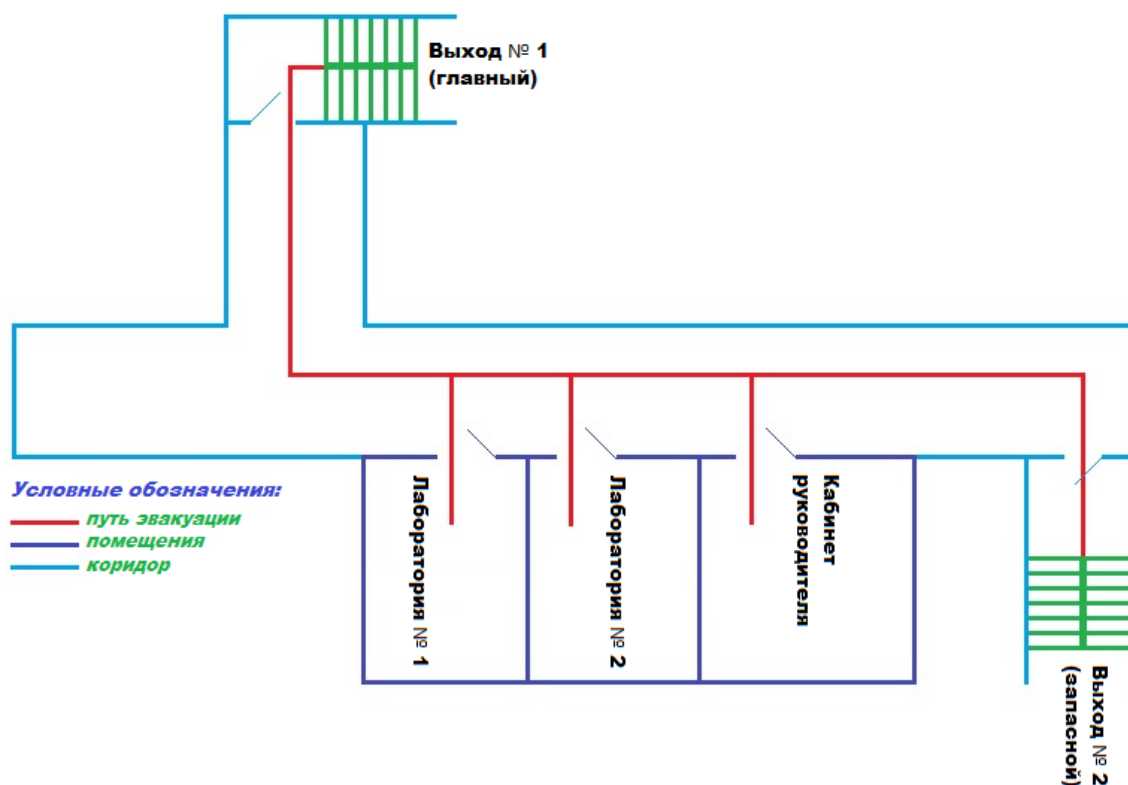


Рисунок 6.2 - План эвакуации из лаборатории физического материаловедения

Основные правила работы в лаборатории:

1. Работать в лаборатории необходимо в халатах;
2. Работающие должны уметь пользоваться средствами тушения пожара, знать места расположения средств пожаротушения;
3. При проведении работ необходимо строго соблюдать методику выполнения анализа;
4. Запрещается оставлять действующий прибор или установку без надзора;
5. Категорически запрещается хранить и принимать пищу в лаборатории;
6. Запрещается выливать в раковины остатки кислот, щелочей и органических жидкостей;
7. Рабочее место должно быть всегда чистым. На нем не должны находиться лишние предметы, не используемые в опыте;

8. По окончании работы нужно выключить на рабочем месте электроприборы, закрыть газ и водопроводные краны и убрать рабочее место;

9. Все работающие в лаборатории должны уметь оказывать доврачебную помощь при ожогах, отравлениях, поражении электрическим током и в других несчастных случаях;

10. Нельзя пользоваться неисправными электрооборудованием, приборами;

11. На всех бутылках, банках и другой таре для хранения реактивов и материалов должны иметься четкие и прочные надписи.

Правила безопасной работы с огне- и взрывоопасными веществами:

1. Легковоспламеняющиеся и горючие жидкости, за исключением веществ, имеющих низкую температуру кипения, должны храниться в вентилируемом металлическом ящике с плотно закрывающейся крышкой, стенки и дно которого выложены асбестом, в толстостенной посуде с притертыми пробками.

2. В лаборатории категорически запрещается хранение низкокипящих веществ (петролейный эфир, дивинил, изопрен и т. д.). По окончании работы эти вещества должны быть вынесены в специальное помещение на хранение.

3. Этиловый эфир следует хранить изолированно от других веществ в холодном и темном помещении, так как при хранении этилового эфира на свету образуется взрывчатое вещество - перекись этила. Во избежание взрыва запрещается выпаривать эфир досуха. Перед употреблением эфира следует провести пробу на отсутствие перекиси.

4. Все работы с легковоспламеняющимися веществами и горючими жидкостями должны производиться в вытяжном шкафу при работающей вентиляции и обязательно при выключенных электроприборах и газовых горелках.

5. Перегонять и нагревать низкокипящие огнеопасные вещества (ацетон, бензол, эфиры, спирты и т. д.) следует в круглодонных колбах из тугоплавкого стекла, на банях, заполненных соответствующим теплоносителем

(вода, масло), в зависимости от температуры кипения данного вещества. Нагревать колбы с горючими жидкостями на открытом огне запрещено.

6. При нагревании свыше 0,5 л легковоспламеняющейся жидкости необходимо под прибор ставить кювету достаточной емкости для предотвращения разлива жидкости по столу в случае аварии.

7. Сосуды, в которых проводились работы с горючими жидкостями, после окончания опыта необходимо немедленно промыть.

8. При случайных проливах огнеопасных жидкостей необходимо немедленно выключить все нагревательные приборы и пролитую жидкость засыпать песком. Загрязненный песок следует собрать деревянным или пластмассовым совком; применение стального совка запрещается.

В случае воспламенения горючей жидкости необходимо:

а) немедленно выключить газовые горелки, электронагревательные приборы и вентиляцию;

б) применить соответствующие эффективные средства пожаротушения;

в) при возникновении пожара вызвать пожарную охрану;

г) вынести из помещения все сосуды с огнеопасными веществами и баллоны со сжатыми газами.

9. Горючие жидкости нельзя сливать в канализацию. Их нужно регенерировать или уничтожать (например, сжигать) в специально отведенном месте при соблюдении соответствующих правил безопасности.

10. В сушильных шкафах нельзя испарять горючие жидкости или сушить содержащие их осадки.

Правила безопасной работы с едкими и токсичными веществами. В лабораториях приходится работать с едкими (кислоты, щелочи) и токсическими веществами (фенол, бром, ртуть, метиловый спирт, дихлорэтан и т. д.). Обращаться с этими веществами следует очень осторожно. Для предупреждения ожогов при работе с едкими веществами все работающие обязаны пользоваться предохранительными очками и резиновыми перчатками,

а в отдельных случаях - резиновым фартуком. Переливать кислоты и щелочи из бутылей в мелкую тару необходимо при помощи сифона. Водный аммиак, бром, концентрированные кислоты (азотная, соляная и др.) следует переливать только под тягой. Для приготовления растворов серной кислоты ее необходимо приливать в воду тонкой струей при непрерывном перемешивании. Растворять щелочи следует путем медленного прибавления к воде небольших количеств при непрерывном размешивании. Пролитые кислоты или щелочи необходимо немедленно засыпать песком, нейтрализовать и лишь после этого проводить уборку.

Работы с жидкими ядовитыми веществами следует производить под тягой в резиновых перчатках, защитных очках и при необходимости в противогазах. Измельчать твердые ядовитые вещества нужно в специальных закрытых ступках и взвешивать в посуде под тягой. По окончании работы надо тщательно вымыть руки с мылом, прополоскать рот водой. Химическую посуду, которая употреблялась при работе с токсическими веществами, тщательно промывают, принимая все меры предосторожности. Нельзя переносить склянки с едкими, ядовитыми или горючими веществами, держа их за горлышко. Склянку всегда надо поддерживать и снизу.

При электролитической полировке и травлении образцов вдыхание паров реактивов может привести к отравлению. Электролиты и химические реактивы необходимо хранить в специально предназначенном месте, в закрытых банках с этикетками. Остатки и отходы химических веществ перед сливом следует нейтрализовать. Категорически запрещается работать с концентрированными веществами (кислотами, щелочами) без очков, перчаток. Если кислота будет разлита, то ее необходимо засыпать песком, который ее впитает. После уборки песка это место засыпать известью или содой, затем залить водой и вытереть. Хранить пищу в лаборатории запрещается во избежание отравления.

6.3 Охрана окружающей среды

Охрана окружающей среды – это комплексная проблема и наиболее активная форма её решения – это сокращение вредных выбросов промышленных предприятий через полный переход к безотходным или малоотходным технологиям производства.

Исследования, проводимые в ходе написания магистерской диссертации оказывают негативное влияние на окружающую среду. Так как при реализации данного проекта образуются отходы бытового характера.

Пыль технологического происхождения характеризуется большим разнообразием по химическому составу, размеру частиц, их форме, плотности, характеру краев частиц и т. д. Соответственно разнообразно воздействие пыли на организм человека и окружающую среду.

Пыль причиняет вред организму в результате механического воздействия (повреждение органов дыхания острыми краями пыли), химического (отравление ядовитой пылью), бактериологического (вместе с пылью в организм проникают болезнетворные микроорганизмы).

По мнению гигиенистов пылевые частицы размером 5 мкм и меньше способны глубоко проникать в легкие вплоть до альвеол. Пылинки размером 5...10 мкм в основном задерживаются в верхних дыхательных путях, почти не проникая в легкие. Пыль оказывает вредное действие на органы дыхания, зрение, кожу, а при проникновении в организм человека – также на пищеварительный тракт.

Наиболее тяжелые последствия вызывает систематическое вдыхание пыли, содержащей свободный диоксид кремния SiO_2 . В результате возникает силикоз. Это одна из форм болезни легких, связанной с вдыханием запыленного воздуха – пневмокониоза. Воздействие пыли на орган зрения вызывает конъюнктивиты, на кожу – дерматиты.

Пыль в производственных помещениях оказывает неблагоприятное воздействие на оборудование, вызывая, например, его интенсивный износ. Осаждение пыли на поверхность нагрева и охлаждения ухудшает условия

теплообмена и т. д. Осаждение пыли на электрическом оборудовании может привести к нарушению его работы, к авариям.

Органические пыли, например, мучная, могут быть питательной средой для развития микроорганизмов. Пылевые частицы могут быть ядром конденсации для паров жидкостей. Вместе с пылью в помещение могут проникать вещества, вызывающие интенсивную коррозию металлов и т. д. С воздухом многие пыли образуют взрывоопасные смеси.

Металлы. Сейчас наряду с широко известными металлами (свинец, ртуть, цинк, марганец, хром, никель и др.) все шире применяются для получения сплавов со специальными свойствами, в качестве катализаторов, для изготовления отдельных деталей, конструкций и т. д. редкие рассеянные металлы (бериллий, литий, ванадий, титан, цирконий, вольфрам, таллий, селен и др.).

Технологии переработки отходов

Технологии переработки металлических отходов, в виде опилок и металлической пыли с использованием магнитных свойств железа. Стальные стружки притягиваются магнитом и отделяются от других металлических элементов. Металлическая стружка отмывается от масел, размалывается до нужной степени, замешивается на растворе искусственного каучука и прессуется. Полученный полуфабрикат далее спекается в вакууме. Это способ получения порошковой стали с возможностью ввода практически любых легирующих добавок.

При этом около 70% отходов металлургической промышленности можно применять для производства многих практичных стройматериалов, таких как щебень, асфальт, битум, шлакобетон и пр.

В качестве вредных веществ в атмосферном воздухе металлы могут быть в виде аэрозолей дезинтеграции и конденсации, а также в виде паров.

Методы и средства защиты от пыли:

- внедрение непрерывных технологий с закрытым циклом (использование закрытых конвейеров, трубопроводов, кожухов);

- автоматизация и дистанционное управление технологическими процессами (особенно при погрузо-разгрузочных и фасовочных операциях);
- замена порошкообразных продуктов брикетами, пастами, суспензиями, растворами;
- смачивание порошкообразных продуктов при транспортировке (душевание);
- переход с твердого топлива на газообразное или электроподогрев;
- применение общей и местной вытяжной вентиляции помещений и рабочих мест;
- применение индивидуальных средств защиты (очков, противогазов, респираторов, спецодежды, обуви, мазей).

В помещении отсутствуют отдельные контейнеры для отходов бытового характера: отдельные мусорные баки для бумаги, стекла, металлических частей, пластика. Поэтому рекомендовано заключить договор с компанией, вывозящей мусор, чтобы она обеспечивала доставку разделенных отходов фирмам, занимающимся переработкой отходов. В процессе шлифования происходит выброс мелкой стальной пыли. Для решения этой проблемы на всех вытяжках установлены фильтры.

6.4 Защита при возникновении чрезвычайных ситуаций

Производство находится в городе Томске с континентально-циклоническим климатом. Природные явления (землетрясения, наводнения, засухи, ураганы и т. д.), в данном городе отсутствуют.

Возможными ЧС на объекте в данном случае, могут быть сильные морозы и диверсия.

Для Сибири в зимнее время года характерны морозы. Достижение критически низких температур приведет к авариям систем теплоснабжения и жизнеобеспечения, приостановке работы, обморожениям и даже жертвам среди населения. В случае переморозки труб должны быть предусмотрены

запасные обогреватели. Их количества и мощности должно хватать для того, чтобы работа на производстве не прекратилась.

Чрезвычайные ситуации, возникающие в результате диверсий, возникают все чаще.

Зачастую такие угрозы оказываются ложными. Но случаются взрывы и в действительности.

Для предупреждения вероятности осуществления диверсии предприятие необходимо оборудовать системой видеонаблюдения, круглосуточной охраной, пропускной системой, надежной системой связи, а также исключения распространения информации о системе охраны объекта, расположении помещений и оборудования в помещениях, системах охраны, сигнализаторах, их местах установки и количестве. Должностные лица раз в полгода проводят тренировки по отработке действий на случай экстренной эвакуации.

6.5 Промышленная санитария

Под промышленной санитарией понимают производственно-гигиенические мероприятия, направленные на создание для рабочих наиболее благоприятных и безопасных условий труда.

Промышленная санитария призвана создать в лаборатории нормальные, с точки зрения медицины, условия труда путем применения санитарно-технических средств, лечебных и профилактических мероприятий.

Промышленная санитария представляет собой систему социальных, технических и гигиенических мероприятий, целью которых является обеспечение в лаборатории безопасных и здоровых условий труда.

Задачи промышленной санитарии:

- 1) соблюдение норм и правил промышленной санитарии в лаборатории является обязанностью администрации каждого производственного участка;
- 2) разрабатывать и практически проводить мероприятия, направленные на устранение или уменьшение неблагоприятных воздействий в лаборатории;

3) создать благоприятные условия труда, следить за чистотой производственных помещений, что повышает культуру производства, способствует снижению травматизма и профессиональных заболеваний;

4) разработка и внедрение мер защиты, предохраняющих рабочих от профессиональных заболеваний, связанных с различного рода вредными производствами или влиянием неблагоприятных условий работы;

5) охрана атмосферного воздуха от загрязнения его промышленными выбросами. Загрязнение воздуха создает угрозу здоровью людей и приносит значительный ущерб народному хозяйству.

Промышленная санитария предусматривает создание наиболее благоприятных медико-санитарных условий в лаборатории с целью охраны здоровья трудящихся. К числу таких условий относятся надлежащая температура в производственных местах, хорошая вентиляция, достаточная освещенность рабочих мест, отсутствие сквозняков, наличие необходимых вспомогательных и бытовых помещений.

Промышленная санитария осуществляет различные мероприятия по созданию здоровых условий труда, устранению возможных профессиональных вредностей и предупреждению несчастных случаев.

Промышленная санитария включает в себя комплекс мероприятий по оздоровлению и улучшению условий труда, созданию оптимальной производственной среды и санитарно-бытового обслуживания рабочих и служащих.

Мероприятия по промышленной санитарии обеспечивают снижение вредного воздействия на организм человека промышленных ядов, газов, пыли, производственного шума и вибрации, а также рациональное устройство отопления, вентиляции и освещения.

Гигиена труда и промышленная санитария разрабатывают и внедряют также мероприятия, уменьшающие вредность условий труда. К ним относятся: всемерная механизация производственных процессов; применение рациональных методов производства; внедрение кондиционирования воздуха

для устранения ненормальной температуры и влажности в помещениях; замена применяемых вредных материалов безвредными; установка нормального освещения рабочих мест; рациональные режимы работы и отдыха; ослабление производственных шумов; внедрение и применение средств индивидуальной защиты и многое другое.

Перечень химических веществ и соединений

Перечень химических веществ и соединений используемые в работе: хлор, серная кислота, азотная кислота, соляная кислота, аммиак, уксусная кислота, ортофосфорная кислота. Каждому веществу соответствует определённый класс опасности и показатель предельно допустимой концентрации (ПДК).

Существуют следующие классы опасности по степени негативного воздействия на окружающую среду представленные в таблице 6.4.

Классы опасности вредных веществ зависят от норм и показателей предельно допустимой концентрации (ПДК). Отнесение вредного вещества к классу опасности производят по показателю ПДК, значение которого соответствует наиболее высокому классу опасности (Таблица 6.4.).

Таблица 6.4 - Классы опасности по степени негативного воздействия на окружающую среду и показатели ПДК

Класс опасности отхода для окружающей природной среды	Степень вредного воздействия опасных отходов на окружающую природную среду	Критерии отнесения опасных отходов к классу опасности для окружающей природной среды	ПДК в окружающей среде, мг/м ³
I класс (чрезвычайно опасные)	очень высокая	Экологическая система необратимо нарушена. Период восстановления отсутствует	менее 0,1
II класс (высокоопасные)	высокая	Экологическая система сильно нарушена. Период восстановления не менее 30 лет после полного устранения источника вредного воздействия	0,1—1,0
III класс (умеренно опасные)	средняя	Экологическая система нарушена. Период восстановления не менее 10 лет после снижения вредного воздействия от существующего источника	1,1—10,0
IV класс (малоопасные)	низкая	Экологическая система нарушена. Период самовосстановления не менее 3 лет	более 10,0
V класс (практически неопасные)	очень низкая	Экологическая система практически не нарушена	-

Используемые химические вещества и соединения в работе относятся к следующим классам опасностей с показателями предельно допустимой концентрации в окружающей среде, которые представлены в таблице 6.5.

Таблица 6.5 - Классы опасности и ПДК химических веществ и соединений

Химическое вещество, соединение	Класс опасности	ПДК в окружающей среде, мг/м ³
хлор	II класс (высокоопасные)	1
серная кислота	II класс (высокоопасные)	1
азотная кислота	III класс (умеренно опасные)	2
соляная кислота	III класс (умеренно опасные)	5
аммиак	IV класс (малоопасные)	20
уксусная кислота	III класс (умеренно опасные)	5
ортофосфорная кислота	II класс (высокоопасные)	0,4

Существуют коллективные и индивидуальные средства защиты от различных факторов химических веществ и соединений.

СКЗ:

1) средства нормализации воздушной среды производственных помещений и рабочих мест, локализации вредных факторов, отопления, вентиляции;

2) средства нормализации освещения помещений и рабочих мест (источники света, осветительные приборы и т.д.);

3) средства защиты от ионизирующих излучений (оградительные, герметизирующие устройства, знаки безопасности и т.д.);

4) средства защиты от вибрации (виброизолирующие, виброгасящие, вибропоглощающие устройства и т.д.);

5) средства защиты от высоких и низких температур (ограждения, термоизолирующие устройства, обогрев и охлаждение);

6) средства защиты от воздействия химических факторов (устройства для герметизации, вентиляции и очистки воздуха, дистанционного управления и т.д.);

7) средства защиты от воздействия биологических факторов (ограждение, вентиляция, знаки безопасности и т.д.).

СИЗ:

- 1) Одежда специальная защитная (тулупы, пальто, полупальто, накидки, халаты и т. д.);
- 2) Средства защиты рук (рукавицы, перчатки, наплечники, нарукавники и т. д.);
- 3) Средства защиты ног (сапоги, ботинки, туфли, балахоны, тапочки и т. д.);
- 4) Средства защиты глаз и лица (защитные очки, щитки лицевые и т. д.);
- 5) Средства защиты органов дыхания (противогазы, СИЗОД, самоспасатели и т. д.);
- 6) Средства защиты органов слуха (защитные наушники, вкладыши, шлемы и т. д.);
- 7) Средства защиты кожных покровов.

6.6 Правовые и организационные вопросы обеспечения безопасности

1. ГОСТ 12.4.154-85 “ССБТ. Устройства экранирующие для защиты от электрических полей промышленной частоты”.
2. ГН 2.2.5.1313-03 Предельно допустимые концентрации (ПДК) вредных веществ в воздухе рабочей зоны.
3. СанПиН 2.2.4.548-96. Гигиенические требования к микроклимату производственных помещений.
4. СанПиН 2.2.1/2.1.1.1278-03. Гигиенические требования к естественному, искусственному и совмещенному освещению жилых и общественных зданий.
5. СН 2.2.4/2.1.8.562-96. Шум на рабочих местах, в помещениях жилых, общественных зданий и на территории жилой застройки.
6. ГОСТ Р 12.1.019-2009. Электробезопасность. Общие требования и номенклатура видов защиты.
7. ГОСТ 12.1.030-81. Электробезопасность. Защитное заземление. Зануление.

8. ГОСТ 12.1.004-91. Пожарная безопасность. Общие требования.
9. ГОСТ 12.2.037-78. Техника пожарная. Требования безопасности.
10. СанПиН 2.1.6.1032-01. Гигиенические требования к качеству атмосферного воздуха.
11. ГОСТ 30775-2001 Ресурсосбережение. Обращение с отходами. Классификация, идентификация и кодирование отходов.
12. СНиП 21-01-97. Противопожарные нормы.
13. ГОСТ 12.4.154. Система стандартов безопасности труда. Устройства экранирующие для защиты от электрических полей промышленной частоты. Общие технические требования, основные параметры и размеры.
14. СНиП 23-05-95 Естественное и искусственное освещение.
15. ГОСТ 12.1.005-88. Общие санитарно-гигиенические требования к воздуху рабочей зоны.

Заключение

В работе изучали влияние исходной термической обработки на особенности микроструктуры, микротвердость и термическую стабильность УМЗ состояния в стали 06МБФ, полученного методом кручения под высоким давлением.

Было установлено, что независимо от исходного состояния при кручении под высоким давлением в стали 06МБФ формируются ультрамелкозернистые состояния с близким размером структурных элементов: 91 нм для феррито-бейнитного состояния, 98 нм для мартенситного и 102 нм для ферритного состояний.

Кручение под высоким давлением приводит к повышению средних значений микротвердости по сравнению с исходными состояниями: от 1,6 до 7,0 ГПа для феррито-бейнитного состояния, от 3,2 до 7,7 ГПа для мартенситного и от 2,0 до 6,0 ГПа для ферритного состояний. Степень неоднородности распределения микротвердости по образцу меньше в мартенситном состоянии стали $H_{\mu}(\text{край})/H_{\mu}(\text{центр}) = 1,2$ в сравнении с феррито-бейнитным $H_{\mu}(\text{край})/H_{\mu}(\text{центр}) = 1,4$ и ферритным состояниями $H_{\mu}(\text{край})/H_{\mu}(\text{центр}) = 1,7$. Это является следствием исходной термической обработки стали до КВД и различием в приложенном давлении при деформации (6 ГПа для феррито-бейнитного и мартенситного состояний, 4 ГПа для ферритного состояния).

Сформированные при кручении под высоким давлением стали 06МБФ высокопрочные состояния обладают высокой термической стабильностью до 400°C для феррито-бейнитного и мартенситного состояний, и до 500°C для ферритного состояния. Высокая термическая стабильность сформированной при КВД структуры в стали 06МБФ обусловлена, в первую очередь, дисперсионным твердением. Исследуемые УМЗ состояния обладают разным уровнем прочностных свойств и термической стабильностью, что обусловлено

различиями в исходных микроструктурах, фазовом составе и приложенных давлениях при ИПД.

Список публикаций

№ п/п	Наименование работы	Форма работы	Выходные данные	Объем в страницах	Фамилии соавторы
1	2	3	4	5	6
Публикации в ведущих российских и зарубежных научных изданиях (журналы ВАК)					
1	The effect of annealing within a thermal stability interval on peculiar properties of structure formed in steel Fe-Mo-V-Nb-0.08C by high-pressure torsion	Печатная	Письма о материалах. - 2015 - Т. 5 - №. 4. - С. 432-436	5	E.G. Astafurova, G.G. Maier, E.V. Melnikov, E.V. Naydenkin, A. I. Smirnov, V. A. Bataev, P.D. Odessky, S.V. Dobatkin,
2	Формирование ультрамелкозернистой структуры в низкоуглеродистой стали 06МБФ методом холодного кручения под давлением	Печатная	Деформация и разрушение материалов. – 2014. – №6., С.19–24.	6	Г.Г. Майер, Е.Г. Астафурова, Е.В. Найденкин, А.И. Смирнов, В.А. Батаев, А.А. Батаев, П.Д. Одесский, С.В. Добаткин
3	The influence of initial heat treatment of low-carbon steel Fe-Mo-Nb-V-C on peculiarities of ultrafine-grained structure in high-pressure torsion	Печатная	AIP Conference Proceedings. - 2015 - Vol. 1683, Article number 020133. - p. 1-5	5	Mayer G. G. , Astafurova E. G. , Melnikov E. V. , Naydenkin E. V. , Smirnov A. I. , Bataev V. A. , Odessky P. D. , Dobatkin S. V.
4	The Influence of Heat Treatment on Homogeneity of Strength Properties and Structural Peculiarities of Low-Carbon Steel Fe-Mo-Nb-V-C Processed by High-Pressure Torsion	Печатная	AIP Conf. Proc.: International conference on physical mesomechanics of multilevel systems 2014. 1623, 19-22 (2014); doi: 10.1063/1.4898872.	3	E.G. Astafurova, G.G. Maier, G.V. Chomyakova, M.S. Tukeeva, E.V. Melnikov, E.V. Naydenkin, S.V. Dobatkin, P.D. Odessky
5	The influence of temperature on microstructure and microhardness in high-pressure torsion of low-carbon steel	Печатная	IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 63 (2014) 012133.	3	G.G. Maier, E.G. Astafurova, G.V. Chomyakova, E.V. Naydenkin, P.D. Odessky, S.V. Dobatkin
Материалы и тезисы конференций					
6	Исследование термической стабильности структуры и	Печатная	Физическое материаловедение: сборник конкурсных докладов VII	5	Г.Г. Майер, Е.Г. Астафурова

	микротвердости стали 06МБФ в различных исходных состояниях после кручения под высоким давлением		Международной школы с элементами научной школы для молодежи, Тольятти, 31 Января-5 Февраля 2016. - Тольятти: ТГУ, 2016 - С. 64-69		
7	Влияние кручения под давлением и равноканального углового прессования на структуру и термическую стабильность стали 06МБФ	Печатная	Уральская школа молодых металлосведов : сборник материалов и докладов XVI Международной научно-технической Уральской школы-семинара металлосведов – молодых ученых: в 2 т., Екатеринбург, 7-11 Декабря 2015. - Екатеринбург: УрФУ, 2015 - Т. 1 - С. 107-110	4	Г.Г. Майер, Е.В. Мельников
8	Влияние отжигов на структуру и микротвердость стали 06МБФ после кручения на наковальнях Бриджмена	Печатная	Современные техника и технологии: сборник трудов XXI Международной научной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых: в 2 т., Томск, 5-9 Октября 2015. - Томск: ТПУ, 2015 - Т. 1 - С. 376-378	3	Е.В. Мельников, В.А. Москвина
9	Влияние исходной термической обработки на особенности ультрамелкозернистой структуры, сформированной в стали 06МБФ методом кручения под давлением	Печатная	Сборник научных трудов XII Международной конференции студентов и молодых ученых - Томск, 21-24 апреля 2015 г. – Томск: ТПУ, 2015. – с.137-139.	3	Е.В. Мельников, Т.А. Козлова, Г.Г. Майер, Е.Г. Астафурова
10	Термическая стабильность ультрамелкозернистой структуры, сформированной в	Печатная	Сборник научных трудов VI Всероссийской научно-технической конференции	6	Г.Г. Майер, Е.Г. Астафурова

	стали 06МБФ при кручении на наковальнях Бриджмена		молодых ученых, аспирантов и студентов с международным участием. – Томск, 21–24 апреля 2015 г. – Томск: ТПУ, 2015. – с.102-106.		
11	Microstructure and microhardness homogeneity of the low-carbon steel Fe-Mo-Nb-V-C processed by high-pressure torsion	Печатная	Сборник Международного симпозиума «Перспективные материалы и технологии». – Витебск, Беларусь, 25-27 мая 2015 г. – УО «ВГТУ»: Витебск, 2015. – с.89.	1	G.G. Maier, E.G. Astafurova, E.V. Melnikov, E.V. Naydenkin, P.D. Odessky, S.V. Dobatkin
12	Структура и микротвердость низкоуглеродистой стали 06МБФ после кручения под давлением	Печатная	III Всероссийский конкурс научных докладов студентов «Функциональные материалы: разработка, исследование, применение»: Сборник тезисов докладов - Томск, 26-27 мая 2015 г. – Томск: ТПУ, 2015. – с.16.	1	Г.Г. Майер, Е.Г. Астафурова
13	Термическая стабильность ультрамелкозернистой структуры, сформированной методом кручения под давлением в низкоуглеродистой стали 06МБФ	Печатная	Сборник тезисов докладов XIX Международной конференции «Физика прочности и пластичности материалов». – Самара, Россия, 8-11 июня 2015 г. – Самара: СамГТУ, 2015. – с.82.	1	Г.Г. Майер, Е.Г. Астафурова, Е.В. Мельников, Т.А. Козлова, Е.В. Найденкин, П.Д. Одесский, С.В. Добаткин
14	The effect of initial treatment of low-carbon steel Fe-Mo-Nb-V-C on structural peculiarities in high-pressure torsion	Печатная	Book of abstracts 17th International Conference on the Strength of Materials (ICSMA 17), August 9-14, 2015, Brno, Czech Republic, p. 211.	1	G.G. Maier, E.G. Astafurova, G.V. Chomyakova, M.S. Tukeeva, E.V. Melnikov, E.V. Naydenkin, S.V. Dobatkin, P.D Odessky

15	Исследование структуры и микротвердости стали 06МБФ в различных исходных состояниях после кручения под давлением и отжигов	Печатная	Международная конференция «Перспективные материалы с иерархической структурой для новых технологий и надежных конструкций»: Сборник тезисов докладов. – Томск, Россия, 21-25 сентября 2015 г. – Томск: ИФПМ СО РАН, 2015. – с.137-138.	2	Г.Г. Майер, Е.В. Мельников, В.А. Москвина, Е.Г. Астафурова, Е.В. Найденкин
16	Влияние отжигов на особенности зеренно-субзеренной структуры в стали 06МБФ сформированной методом кручения на наковальнях Бриджмена	Печатная	Международная конференция «Перспективные материалы с иерархической структурой для новых технологий и надежных конструкций»: Сборник тезисов докладов. – Томск, Россия, 21-25 сентября 2015 г. – Томск: ИФПМ СО РАН, 2015. – с.156-157.	2	Г.Г. Майер, Е.Г. Астафурова, Е.В. Мельников, Е.В. Найденкин, П.Д. Одесский, С.В. Добаткин
17	Особенности структуры и термическая стабильность стали 06МБФ после кручения под давлением	Печатная	Перспективные материалы в строительстве и технике (ПМТС-2015). Материалы Международной научной конференции молодых ученых. – Томск, Россия, 06-09 октября 2015 г. – Томск: ТГАСУ, 2015. – с.277-280.	4	Г.Г. Майер, Е.В. Мельников, В.А. Москвина, Е.Г. Астафурова
18	The influence of high pressure torsion on microstructure and microhardness of low-carbon steel	Печатная	Abstracts of 6 th International conference on nanomaterials by severe plastic deformation, June 30 – July 04, 2014, Metz,	1	G.G. Maier, E.G. Astafurova, M.S. Tukeeva, E.V. Melnikov, E.V. Naydenkin, P.D. Odessky, S.V. Dobatkin

			France, p. 259.		
19	Влияние исходной обработки на особенности ультрамелкозернистого состояния, формируемого в стали 06МБФ при кручении под давлением	Печатная	Сборник тезисов докладов XIII Международной конференции «Дислокационная структура и механические свойства металлов и сплавов – ДСМСМС-2014». Екатеринбург: ФГБУН ИФМ УрО РАН. 7- 11 сентября 2014г., с. 73-74.	2	Г.Г. Майер, Е.Г. Астафурова, Г.В. Хомякова, М.С. Тулеева, Е.В. Мельников, Е.В. Найденкин, П.Д. Одесский, С.В. Добаткин
20	Исследование структуры низкоуглеродистой стали 06МБФ в различных исходных состояниях после кручения на наковальнях Бриджмена	Печатная	Тезисы докладов Международной конференции «Физическая мезомеханика многоуровневых систем-2014. Моделирование, эксперимент, приложения» 3-5 сентября 2014г., Томск, Россия. – Томск: ИФПМ СОРАН, 2014. с. 261-262.	2	Г.Г. Майер, Е.Г. Астафурова, Г.В. Хомякова, М.С. Тулеева, Е.В. Мельников, Е.В. Найденкин, П.Д. Одесский, С.В. Добаткин
21	Влияние холодного и теплого кручения под давлением на термическую стабильность низкоуглеродистой стали 06МБФ	Печатная	Сборник тезисов докладов Открытой школы-конференции стран СНГ – Уфа, 6-10 октября 2014г. – Уфа: РИЦ БашГУ, 2014. – с.59.	1	Г.Г. Майер, Е.Г. Астафурова, Г.В. Хомякова, М.С. Тулеева, Е.В. Мельников, Е.В. Найденкин, П.Д. Одесский, С.В. Добаткин

Список использованных источников

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. – М.: ИКЦ Академкнига, 2007. – 397 с.
2. Утяшев Ф.З., Рааб Г.И. Деформационные методы получения и обработка ультрамелкозернистых и наноструктурных материалов. – Уфа: Гилем, НИК Башкирская энциклопедия, 2013. – 376 с.
3. Плошкин В.В. Материаловедение: Учебное пособие. – М.: Изд-во Юрайт, 2011. – 463 с.
4. Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М. Металлофизика высокопрочных сплавов: учебное пособие для вузов. – М.: Металлургия, 1986. – 312 с.
5. Гуляев А.П., Гуляев А.А. Материаловедение: Учебное пособие для вузов. – М.: Издательский дом Альянс, 2011. – 644 с.
6. Балахин А.Н. Формирование структуры и свойств закаленных конструкционных сталей при холодной радиальной ковке и последующем термическом воздействии: диссертация кандидата технических наук, Пермь. – 2015. – 158 с.
7. Капуткин Д.Е. Неравновесные состояния структуры закаленных многокомпонентных сплавов железа и их приближение к равновесию // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2007. – Т. 4.– № 1. – С. 58-65.
8. Кочанов Д.И. Наноматериалы и нанотехнологии для машиностроения: состояние и перспективы применения // Арматуростроение. – 2011. – №. 4. – С. 55-61.
9. Бейгельзимер Я.Е. Интенсивная пластическая деформация – метод создания в металлах ультрамелкозернистых структур // Восточно-Европейский журнал передовых технологий. – 2005. – № 2/1 (14). – С. 28-31.
10. Алтухов А.В., Тарасов А.Ф., Периг А.В. Систематизация процессов интенсивного пластического деформирования для формирования

ультрамелкозернистых и нанокристаллических структур в объемных заготовках // Письма о материалах. – 2012. – Т. 2. – С. 54-59.

11. Ковтун Г.Л., Веревкин А.Л. Наноматериалы: технологии и материаловедение. – Харьков: ННЦ ХФТИ, 2010. – 73 с.

12. Митрохович Н.Н. Технологичность и конструкционная прочность низкоуглеродистых сталей с мартенситной структурой: Учебное пособие. – Пермь: Изд-во Перм. гос. техн. ун-та, 2004. – 123 с.

13. Носкова Н.И., Мулюков Р.Р. Субмикрокристаллические и нанокристаллические металлы и сплавы. – Екатеринбург: УрО РАН, 2003. – 279с.

14. Сегал В.М., Резников В.И., Копылов В.И. и др. Процессы пластического структурообразования металлов. – Минск: Наука и техника, 1994. – 232 с.

15. Бриджмен П.В. Исследование больших пластических деформаций и разрыва. М.: ИЛ, 1994. – 444 с.

16. Zhilyaev A.P., Langdon T.G. Using high-pressure torsion for metal processing: Fundamentals and applications// Progress in Materials Science. – 2008. – V. 53. – P. 893-979.

17. Ремпель А.А., Валиева А.А. Материалы и методы нанотехнологий. – Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2015. – 136 с.

18. Закирова А.А., Садикова Э.И. Влияние температуры интенсивной пластической деформации на структуру и свойства коррозионно-стойкой стали// Письма о материалах. – 2012. – Т.2. – С.235-239.

19. Макрушев М.В. К вопросу об эффективности некоторых методов интенсивной пластической деформации, предназначенных для получения объемных наноструктурных материалов// Письма о материалах. – 2011. – Т.1. – С.36-42.

20. Валиев Р.З. Создание наноструктурных металлов и сплавов с уникальными свойствами, используя интенсивные пластические деформации// Российские нанотехнологии. – 2006. – Т.1, №1-2 – С.208-216.

21. Перспективные материалы. Т.2: Конструкционные материалы и методы управления их качеством// Учебное пособие. Под ред. Д.Л.Меерсона. ТГУ, МИСиС, 2007. – 468 с.
22. Мулюков Р.Р., Имаев Р.М. Деформационные методы получения, многоуровневая структура и свойства наноструктурных материалов// Вопросы материаловедения. – 2008. - №2(54). – С.20-32.
23. Горелик С.С., Добаткин С.В., Капуткина Л.М. Рекристаллизация металлов и сплавов. – М.: МИСиС, 2005. – 432 с.
24. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Металловедение: Учебник для высших технических заведений. – М.: Издательский дом Альянс, 2009. – 528с.
25. Травин О.В., Травина Н.Т. Материаловедение. – М.: Металлургия, 1989. – 383 с.
26. Иванов А.М., Платонов А.А. Обработка низкоуглеродистой стали методами интенсивной пластической деформации// Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2015. – Т.12. – №2. – С.188-192.
27. Глезер А.М., Пермьяков И.Е. Нанокристаллы, закаленные из расплава. – М.: Физматлит, 2012. – 360 с.
28. Ширинкина И.Г., Петрова А.Н., Бродова И.Г., и др. Фазовые и структурные превращения в алюминиевом сплаве АМц при разных методах пластической деформации// Физика металлов и материаловедения. – 2012. – Т.133. – №2. – С.181-186.
29. Добаткин С.В. Особенности наноструктурных сталей и возможности их применения// «НАНО 2009». – 2009.– С.710.
30. Дегтярев М.В., Воронова Л.М., Чашухина Т.И. Рост зерна при отжиге армко-железа с ультрадисперсной структурой различного типа, созданной деформацией сдвигом под давлением// Физика металлов и материаловедение. – 2005. – Т.99. – №3. – С.58-68.
31. Эндрюс К., Дайсон Д., Киоун С. Электронограммы и их интерпретация. – М: Мир, 1971. – 256с.

32. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. – М: Metallurgia, 1973. – 584с.
33. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. – М: МИСиС, 2002. – 360с.
34. Maier G.G., Koshovkina V.S., Astafurova E.G., Melnikov E.V., Naydenkin E.V., Smirnov A.I., Bataev V.A., Odessky P.D., Dobatkin S.V. The influence of initial heat treatment of low-carbon steel Fe-Mo-Nb-V-C on peculiarities of ultrafine-grained structure in high-pressure torsion // AIP Conference Proceedings. – 2015. – V. 1683.– P. 1-5.
35. Новиков В.Ю. Вторичная рекристаллизация. – М: Metallurgia, 1986. – 128с.
36. Астафурова Е.Г., Добаткин С.В., Найденкин Е.В. и др. Структурные и фазовые превращения в наноструктурной стали 10Г2ФТ в ходе холодной деформации кручением под давлением и последующего нагрева// Российские нанотехнологии. – 2009. – Т.4. – №1-2. – С.162-174.
37. Добаткин С.В., Шагалина С.В., Слепцов О.И. и др. Влияние исходного состояния низкоуглеродистых сталей на формирование наноразмерной структуры при пластической деформации кручением с большими степенями и давлением// Металлы. – 2006. – №5. – С.95-104.
38. Дегтярев М.В., Чашухина Т.И., Воронова Л.М. и др. Деформационное упрочнение и структура конструкционной стали при сдвиге под давлением// Физика металлов и металловедение. – 2000. – Т.90. – №6. – С.83-90.
39. Mine Y., Tsumagari T., Horita Z. Hydrogen trapping on lattice defects produced by high pressure torsion in Fe-0.01 mass% C alloy// Scripta Materialia. – 2010. – V.63. – P. 552-555.
40. Valiev R.Z. Ivanisenko Yu.V., Rauch E.F., Baudelet B. Structure and deformation behavior of Armco iron subjected to severe plastic deformation// Acta Materialia. – 1996. – V.44. – No.12. – P. 4705-4712.

41. Вязников Н.Ф. Легированная сталь. М: Металлургиздат, 1963. – 271с.

Приложение (А)

Раздел 3

The influence of initial heat treatment of low-carbon steel Fe-Mo-Nb-V-C on peculiarities of ultrafine-grained structure in high-pressure torsion

Студент:

Группа	ФИО	Подпись	Дата
0БМ41	Кошовкина Вера Сергеевна		

Консультант – лингвист кафедры ИЯФТ:

Должность	ФИО	Ученая степень, звание	Подпись	Дата
Старший преподаватель	Демьяненко Наталия Владимировна			

The Influence of Initial Heat Treatment of Low-Carbon Steel Fe-Mo-Nb-V-C on Peculiarities of Ultrafine-Grained Structure in High-Pressure Torsion

Galina Maier¹, Vera Koshovkina², Elena Astafurova¹, Eugene Melnikov¹,
Eugene Naydenkin¹, Alexander Smirnov³, Vladimir Bataev³,
Pavel Odessky⁴, and Sergey Dobatkin⁵

¹Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, 634055 Russia

²National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, 634050 Russia

³Novosibirsk State Technical University, Novosibirsk, 630073 Russia

⁴Central Research Institute of Building Structures, Moscow, 109428 Russia

⁵A.A. Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science RAS, Moscow, 119991
Russia

Abstract. The effect of initial heat treatment on peculiarities of ultrafine-grained structure and on homogeneity of strength properties (microhardness) through the specimens was studied in low-carbon steel Fe-Mo-Nb-V-C processed by high-pressure torsion. Three initial states, i.e. (I) normalized, (II) quenched and (III) quenched and tempered, with different morphologies and grain sizes were used. A noticeable effect of the initial state on characteristics of ultrafine-grained structure processed by high-pressure torsion was observed: decrease in the initial grain size causes more effective grain refinement and formation of higher value of microhardness in the middle part of disk radii ($d_{av} = 91$ nm and 700 HV for normalized state, $d_{av} = 98$ nm and 770 HV for quenched state and $d_{av} = 100$ nm and 600 HV for initial quenched and tempered state).

Introduction

High-pressure torsion (HPT) is a well-known method of severe plastic deformation, and it is capable for refining the grain size to ultrafine-grained (UFG) range and significant increasing of the yield strength and hardness in most metallic materials [1–4]. One of the feature of the method is the high degree of inhomogeneity of the structure and strength properties along the diameter of the disc after torsion,

which is caused by the dependence of the strain on the distance to the center of the disc [1, 2]. The effect of the different processing parameters on the refinement during HPT (such as strain and the applied pressure, strain path, temperature and alloying) was investigated to improve the homogeneity of the structure, but the influence of initial state of low-carbon steel on homogeneity of microstructure and microhardness distribution was not considered enough [5–7].

This work aims to investigate the influence of the initial heat treatment of low-carbon steel Fe-Mo-Nb-V-C on the features of the structure and uniformity of the strength properties (microhardness) along the specimens processed by HPT.

Materials and methods

The low-carbon steel used in this study had the chemical composition: 0.09 C, 0.01 N, 0.007 P, 0.32 Si, 0.79 Cr, 0.16 Cu, 0.032 Al, 0.63 Mn, 0.20 Ni, 0.08 Mo, 0.026 Ti, 0.03 Nb, 0.06 V, balance Fe, wt %.

The first part of specimens was normalized- annealed at 920°C for 0.5 h and cooled with a furnace (state I); the second one was quenched after 920°C for 0.5 h into the cold water (state II); and the third one was annealed at 920°C for 0.5 h, quenched, and then tempered at 670°C for 1 h (state III). The unconstrained HPT [1, 2] was conducted under a pressure of $P = 6$ GPa (states I, II), $P = 4$ GPa (state III) for 5 revolutions at room temperature.

Analysis of the microstructure of the initial and deformed samples was carried out by means of transmission electron microscopy (TEM, Philips CM 200, Tecnai 20 G2 TWIN) at an accelerating voltage of 200 kV. The average sizes of the (sub)grains (d_{av}) were determined using dark-field TEM images [8]. On the basis of these results a (sub)grain size distributions were constructed, and the most probable (sub)grain size (d_{pr}) corresponding to the maximum in the distribution curve, and variation coefficient for the linear dimensions (K) (the ratio of the standard deviation to d_{av}) [6] were analyzed.

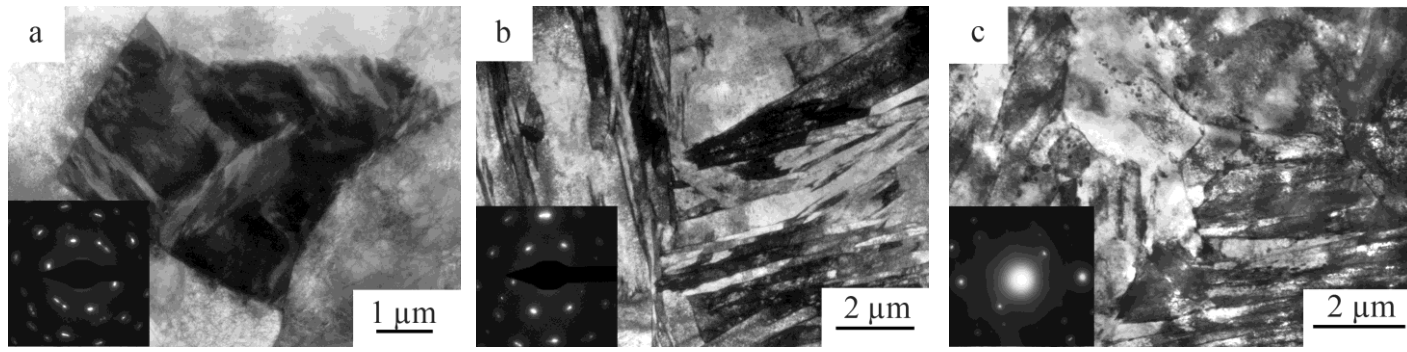


Figure 1. TEM micrographs of initial structures of the steel: a) state I; b) state II; c) state III. Selected area selected area electron diffraction (SAED) patterns were evaluated from an area of $0.95 \mu\text{m}^2$

X-ray diffraction studies were performed on a Shimadzu XRD 6000 X-ray diffractometer (with a monochromator) using Cu-K_α radiation. The scalar dislocation density was determined on the basis of X-ray diffraction using the method described in [9]. The strength properties of the steel were analyzed using microhardness tests (HV20) on Duramin 5 device.

Results and discussion

After normalization (state I) steel had an average grain size of ferrite of $10 \mu\text{m}$ (the volume fraction of bainite was about 6%). After quenching, structure of steel presented by a lath ferrite with an average plate thickness of $0.4 \mu\text{m}$ (state II). The microstructure of steel after quenching and tempering (state III) was composed of lath ferrite, with an average plate thickness of $0.4 \mu\text{m}$, and globular ferrite, with a grain size of $\approx 2.4 \mu\text{m}$ (Fig. 1). Analysis of TEM-images and diffraction patterns revealed the spherical carbides in the initial states. X-ray analysis yielded an average dislocation density (ρ) of $\sim 1.3 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$; $3.3 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ and 10^9 cm^{-2} prior to HPT for initial states I, II, III respectively. The detailed description of structural peculiarities of steel in initial states is given in [10, 11].

After HPT, steel specimens were highly deformed, and their structures were fragmented into small (sub)grains with the mean size of $91 \pm 57 \text{ nm}$ for state I, $98 \pm 72 \text{ nm}$ for state II, and $100 \pm 73 \text{ nm}$ for state III as measured using TEM dark-field images (Fig. 2). The extinction contours inside of grains are clearly visible in

structures after HPT, the grain boundaries are distorted and diffused. This confirms that structures formed by HPT are non-equilibrium. Examination of the SAED patterns indicates that formed structures are ultrafine-grained ones, as these patterns are shaped close to circles independently on initial states (Fig. 2a–c, inserts). The character and distribution of reflections on SAED patterns imply the presence of both low- and high-angle boundaries between structural elements. Figure 2 shows that the majority of ultrafine ferrite (sub)grains has slightly elongated shape, it can be caused by formation of shear bands during deformation [1–2, 7].

Figure 2 (d, e, f, inserts) represents the distributions of (sub)grain size for the HPT-processed low-carbon steel. After HPT, the (sub)grain size distributions are strongly dependent on initial state of steel: it is noticeably narrower for states I and III compared to samples after HPT of state II. Nevertheless, the most probable grain size (d_{pr}) for HPT-processed state II is lower (55 nm) than that for state I (74 nm) and state III (89 nm). The statistic parameters of variation coefficient (K) for the linear dimensions which is characteristic of homogeneity of distribution of (sub)grain sizes were also analyzed.

Coefficient K is corresponded to 0.63, 0.73 and 0.54 for states I, II and III respectively. Therefore, the most homogeneous structure was observed after HPT of state III in comparison with HPTed states I and II. The initial smaller grain size leads to faster refinement of the steel structure in comparison with the structures with the larger sizes during large strain deformation [12]. According to [2, 7] the simple shear deformation (realized, in particular, after HPT) is characterized by formation of shear bands, so that the increasing in strain can lead to a local inhomogeneity of the structure. The additional reason for the decreasing of homogeneity after HPT of state I and II in comparison with HPTed state III are increased applied pressure during HPT and differences in initial steel states.

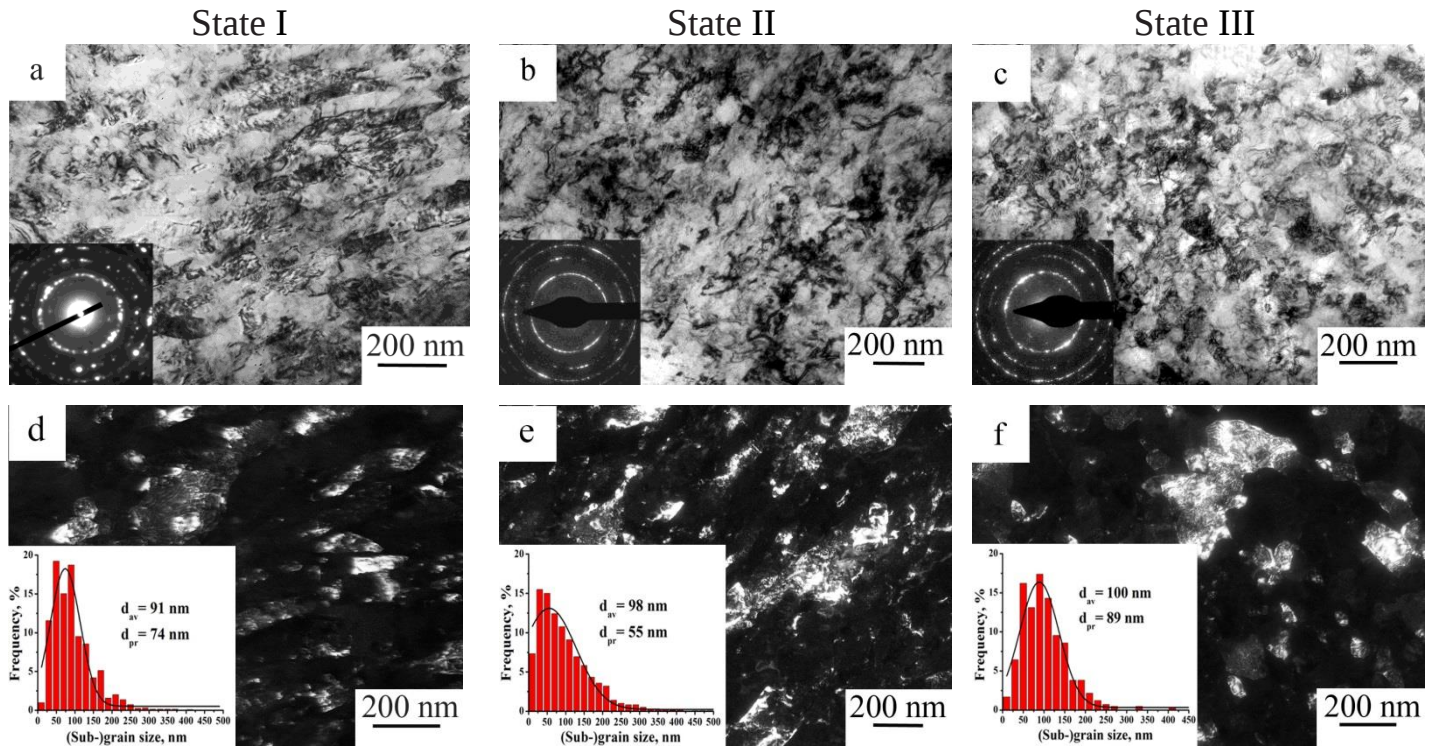


Figure 2. TEM bright-field (a, c, e) and dark-field (b, d, f) images, SAED patterns (inserts on a, c, e) and (sub)grain size distributions (inserts on b, d, f) for low-carbon steel after HPT: (a, b) state I; (c, d) state II and (e, f) state III. SAED patterns were evaluated from the areas of $0.95\mu\text{m}^2$. Dark-field images obtained in reflections of α -Fe (indicated on SAED)

X-ray analysis also identifies the differences between widths and intensities of lines for specimens in three different initial states subjected to HPT. The sizes of coherent-scattering regions (D_{hkl}) for HPTed specimens decrease down to 45 nm (state I) and 25 nm (state II), and 80 nm (state III). Independently on initial treatment, the values of a microstrain of a crystal lattice ($\Delta d/d$) change from $\sim 10^{-4}$ in initial states to $\sim 10^{-3}$ after HPT, which indicates the presence of the large internal microstresses σ^{II} of ≈ 700 MPa in structures after HPT. The values of dislocation density after HPT calculated from the broadening of X-ray lines are of $\sim 10^{11} \text{ cm}^{-2}$, which are much higher than that for the initial states.

According to X-ray analysis, investigated steel in as-received and as-deformed states does not contain a significant quantity of interstitial atoms in a solid solution, the lattice parameters are close to the value for pure α -iron (0.2866 nm). The

carbon atoms are in the carbides, which volume fraction is small and cannot be identified by X-ray analysis. The carbides of cementite type or with a cubic lattice (15 nm in size in initial states and <5 nm after HPT) at the grain boundaries and inside the structural elements were revealed by TEM, their location in the structure were quasihomogeneous. Analysis of TEM images and diffraction patterns allows to judge about refinement of carbides and increasing contribution of precipitation hardening after HPT.

Different location of carbon (solid solution or carbides) can move the boundary of formation of uniform ultra-fine grained structure after HPT to lower strains as it was reported in [13]. Differences in distribution of carbides in initial states can lead to differences in values and distributions of microhardness along disk diameter after HPT. The issue about carbides requires individual consideration under a separate publication.

The distributions of microhardness (HV) along the radial directions of the non-deformed and HPT-processed disks are shown in Fig. 3.

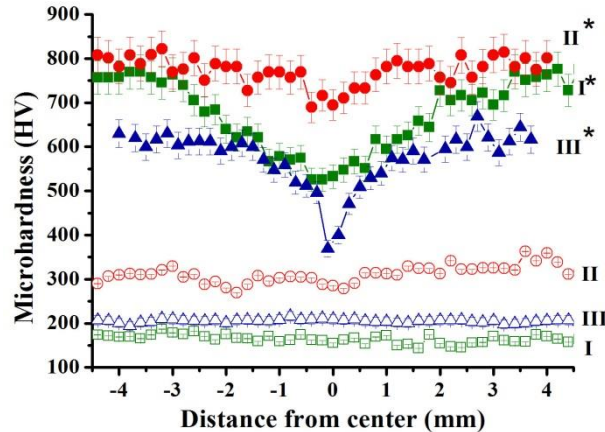


Figure 3. The Vickers microhardness (HV) versus the distance from the center of the disk for low-carbon steel in initial states (I, II, III) and after HPT (I*, II*, III*)

These distributions of microhardness are inhomogeneous, and saturation effect apparently does not appear. The alloying elements present in this steel can reduce the saturation grain size [14], but nevertheless the steel has not reached the saturation microstructure to obtain homogeneity in microhardness [15]. After HPT, the increase of microhardness up to 700 HV (state I) and 770 HV (state II) and 600

HV (state III) was observed compared to initial states (160 HV for state I, 320 HV for state II and 200 HV for state III). The distribution of microhardness is more homogeneous in the case of deformation of the samples in states I and II ($HV(\text{edge}) / HV(\text{center}) = 1.4$ and $HV(\text{edge}) / HV(\text{center}) = 1.2$) in comparison with the state III ($HV(\text{edge}) / HV(\text{center}) = 1.7$). That is a result of both differences in the applied pressures (6 GPa- states I and II, 4 GPa- state III) and initial state of steel prior to HPT. The states I and II were deformed at the same conditions, and HPTed state II demonstrates more homogenous distribution of microhardness due to high initial dispersion of the structure.

Summary

The present study demonstrates that the final ultrafine-grained microstructure of low-carbon steel processed by high-pressure torsion strongly depends on its initial state. Decrease in the initial size of structural elements leads to superior grain refinement under high-pressure torsion: average (sub)grain size is 98 nm for initial state I, 91 nm for initial state II, and 100 nm for initial state III. The different increase in average values of microhardness (in the middle part of disk radii) up to 700, 770, 600 HV for states I, II and III respectively, and various homogeneity of distribution of microhardness for states investigated after HPT were also observed. These differences are caused by high initial dispersion of the structure due to phase hardening in the quenched state compared to the states after normalization and quenching and tempering.

Acknowledgments

This research was partially supported by the Fundamental Research Program of RAS 2013–2016 (III.23.2.2.) and a grant of President of Russian Federation (project No. SP-4682.2013.1).

The authors are grateful to the personnel of the Scientific Research Center «Nanotechnology», Novosibirsk State University and the Joint Research Centre, Belgorod State University, for their assistance with instrumental analysis.

References

1. R. Z. Valiev, R. K. Islamgaliev, and I. V. Alexandrov, [Prog. Mater. Sci.](#) 45, 103–189 (2000).
2. A. P. Zhilyaev and T. G. Langdon, [Prog. Mater. Sci.](#) 53, 893–979 (2008).
3. R. Z. Valiev, Y. Estrin, Z. Horita, T. G. Langdon, M. J. Zehetbauer, and Y. T. Zhu, *J. Mater.* 58, 33–39 (2006).
4. *Nanomaterials by Severe Plastic Deformation*, edited by J. T. Wang, R. B. Figueiredo, T. Langdon (Trans. Tech. Publications Ltd., Switzerland, 2011).
5. S. V. Dobatkin, S. V. Shagalina, O. I. Sleptsov, and N. A. Krasilnikov, [Rus. Metall.](#) 5, 445–452 (2006).
6. M. V. Degtyarev, T. I. Chashchukhina, L. M. Voronova, L. S. Davydova, and V. P. Pilyugin, *Phys. Met. Metall.* 90(6), 604–611 (2000).
7. E. G. Astafurova, S. V. Dobatkin, E. V. Naydenkin, S. V. Shagalina, G. G. Zakharova, and Y. F. Ivanov, [Nanotechnol. Rus.](#) 4(1–2), 109–120 (2009).
8. D. B. Williams and C. B. Carter, *Transmission Electron Microscopy* (Springer, USA, 2009).
9. G. K. Williamson and R. E. Smallman, [Phil. Mag.](#) 1, 34–46 (1956).
10. G. G. Maier, E. G. Astafurova, H. J. Maier, E. V. Naydenkin, G. I. Raab, P. D. Odessky, and S. V. Dobatkin, [Mater. Sci. Eng. A](#) 581, 104–107 (2013).
11. E. G. Astafurova, G. G. Maier, V. S. Koshovkina, G. V. Chomyakova, M. S. Tukeeva, E. V. Melnikov, E. V. Naydenkin, S. V. Dobatkin, and P. D. Odessky, *The Influence of Heat Treatment on Homogeneity of Strength Properties and Structural Peculiarities of Low-Carbon Steel Fe–Mo–Nb–V–C Processed by High-Pressure Torsion*, *Physical Mesomechanics of Multilevel Systems-2014*, AIP Conference Proceedings 1623, edited by V. E. Panin, et al. (American Institute of Physics, Melville, NY, 2014), pp. 19–22.
12. A. Belyakov, K. Tsuzaki, H. Miura, and T. Sakai, [Acta Mater.](#) 51, 847–861 (2003).
13. M. V. Degtyarev, T. I. Chashchukhina, L. M. Voronova, A. M. Patselov, and V. P. Pilyugin, [Acta Mater.](#) 55, 6039–6050 (2007).

14. R. Pippan, S. Scheriau, A. Taylor, M. Hafok, A. Hohenwarter, and A. Bachmaier, [Ann. Rev. Mater. Res.](#) 40, 319–343 (2010).
15. R. Pippan, F. Wetscher, M. Hafok, A. Vorhauer, and I. Sabirov, [Adv. Eng. Mat.](#) 8(11), 1046–1056 (2006).