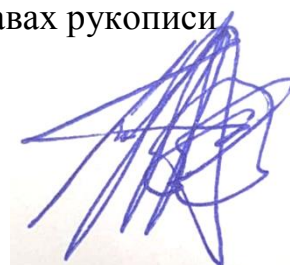


Министерство науки и высшего образования Российской Федерации  
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение  
высшего образования «Уфимский государственный авиационный  
технический университет»

УДК 620.186.5+620.17

На правах рукописи



БЕРДИН НИКОЛАЙ ВАЛЕРЬЕВИЧ

**ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ  
В ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ VT5-1  
ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКЕ**

Специальность 05.16.01 – Металловедение и термическая обработка  
металлов и сплавов

Диссертация на соискание ученой степени  
кандидата технических наук

Научный руководитель:  
д.т.н., профессор кафедры  
«Технология машиностроения»  
Смыслов Анатолий Михайлович

Уфа – 2020

## СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	4
<b>ГЛАВА 1. АНАЛИЗ СОСТОЯНИЯ ВОПРОСА И ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ ИССЛЕДОВАНИЯ.....</b>	<b>11</b>
1.1. Получение микрокристаллической структуры в титане и его сплавах методом термической обработки.....	13
1.2. Получение микрокристаллической структуры в титане и его сплавах при термоциклической обработке.....	15
1.3. Получение микрокристаллической структуры в титановых сплавах при деформационной обработкой.....	17
1.4. Роль напряженного состояния в механическом поведении и преобразовании структуры в промышленных титановых сплавах .....	22
1.5. Влияние деформированного состояния на эволюцию микроструктуры в титановых сплавах.....	27
1.6. Технологические приемы получения микрокристаллической структуры в Ti и его сплавах.....	30
1.7. Применение полуфабрикатов с микрокристаллической структурой в двигателестроительной промышленности.....	36
1.8. Постановка цели и задач исследования.....	38
<b>ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ.....</b>	<b>41</b>
2.1. Материал для исследования.....	41
2.2. Химический состав исследуемых сплавов.....	41
2.3. Исходная микроструктура.....	42
2.4. Методы проведения механических испытаний.....	45
2.5. Подготовка металлографических шлифов.....	48
2.6. Оптическая и электронная, качественная и количественная металлографии.....	49
2.7. Определение разориентировки зерен методом дифракции отраженных электронов (ДОЭ/EBSD).....	50
2.8. Рентгеноструктурный анализ.....	51
<b>ГЛАВА 3. ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В СПЛАВЕ VT5-1 ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ ТИПОВЫМИ ВИДАМИ НАГРУЖЕНИЯ.....</b>	<b>53</b>
3.1. Напряженное и деформированное состояния при одноосном растяжении, простом кручении и одноосном сжатии.....	53
3.2. Механическое поведение и микроструктурные изменения при горячей деформации одноосным растяжением.....	54
3.3. Механическое поведение и микроструктурные изменения при горячей деформации простым кручением.....	64
3.4. Механическое поведение и микроструктурные изменения при горячей деформации одноосном сжатии.....	72

ГЛАВА 4. НАПРЯЖЕННОЕ СОСТОЯНИЕ И ЭВОЛЮЦИЯ МИКРО-СТРУКТУРЫ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА VT5-1.....	84
4.1. Постановка эксперимента.....	84
4.2. КЭ моделирование и параметры напряженного состояния при одноосном сжатии.....	85
4.3. Механическое поведение сплава VT5-1 при горячей деформации.....	86
4.4. Изменение геометрических размеров в образцах при одноосном сжатии.....	90
4.5. Эволюция микроструктуры при горячей деформации одноосным сжатием.....	91
4.6. Текстура и структура границ зерен.....	96
4.7. Эволюция тонкой структуры.....	99
ГЛАВА 5. ВЕКТОР ДЕФОРМАЦИИ И ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В СПЛАВЕ VT5-1 ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ В УСЛОВИЯХ 2-Х КОМПОНЕНТНОГО (КРУЧЕНИЕ+РАСТЯЖЕНИЕ) НАГРУЖЕНИЯ.....	110
5.1. Исходная микроструктура, схема нагружения и параметры НДС.....	110
5.2. Виды 2-х компонентного нагружения и формирование напряженного и деформированного состояния.....	111
5.3. Механическое поведение сплава VT5-1 при горячей деформации в условиях 2-х компонентного нагружения.....	119
5.4. Эволюция микроструктуры.....	122
5.5. Кристаллографическая ориентировка и структура границ зерен.....	127
5.6. Формирование текстуры при горячей деформации 2-х компонентным нагружением.....	136
ГЛАВА 6. ПОЛУЧЕНИЕ ЗАГОТОВОК ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ VT5-1 И VT6 С РЕГЛАМЕНТИРОВАННОЙ МИКРОСТРУКТУРОЙ И ИЗГОТОВЛЕНИЕ ИЗ НИХ МНОГОСЛОЙНЫХ ЯЧЕЙСТЫХ КОНСТРУКЦИЙ МЕТОДОМ СПФ/ДС.....	141
6.1. Технологическая схема изготовления заготовок и фрагмента моноколеса из титанового сплава VT5-1.....	143
6.2. Технологическая схема изготовления заготовок и лопаток полый конструкции из титанового сплава VT6.....	146
ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ.....	152
СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ.....	155
ПРИЛОЖЕНИЕ.....	170

## **ВВЕДЕНИЕ**

В настоящее время наблюдается устойчивый интерес к использованию титана и его сплавов в авиационной, нефтегазовой и других отраслях промышленности для изготовления ответственных деталей и агрегатов. Это связано с их уникальными свойствами: высокой прочностью, низкой плотностью и высокой коррозионной стойкостью к агрессивным средам[1-5].

Если применение титана и его сплавов в авиационном двигателестроении не вызывает каких-либо сомнений в их эффективности, например при изготовлении полых широкохордных лопаток, то в нефтегазовой промышленности в последнее время их начали применять для изготовления рабочих моноколес в турбодетандерных агрегатах, там где традиционные нержавеющие стали уже не выдерживают экстремальных условий работы.

Основной проблемой, сдерживающей использование титановых сплавов в машиностроении, является их высокая стоимость и низкая природная пластичность, которая обусловлена наличием грубой пластинчатой микроструктуры в заготовках в исходном состоянии.

Вместе с тем известно, что сплавы титана с глобулярной морфологией структурных составляющих со средним размером менее 10 мкм имеют значительно, большую пластичность, которая достигает значений 1000 и более процентов при деформировании их в температурно - скоростных условия сверхпластичности [4] и прочность, превышающую 1000 МПа. Наряду с микрокристаллическим типом структуры, температурно-скоростные режимы сверхпластичности также являются оптимальными и для формирования диффузионного соединения большинства промышленных титановых сплавов [5]. Поэтому сочетание диффузионной сварки и сверхпластической формовки уже сегодня позволяет получать изделия с уникальными свойствами, с высокой технической и экономической эффективностью. Наиболее эффективными методами получения в заготовках из титановых сплавах регламентированного структурного состояния



является горячее пластическое деформирование. Из наиболее известных методов горячей деформационной обработки можно выделить горячее, изотермическое прессование, всестороннюю ковку, и др. В последнее время широкое развитие получили новые процессы интенсивной деформационной обработки, которые позволяют создавать материалы с размером структурных составляющих 100...500 нм, например, такие как : квази - гидростатический сдвиг, равноканальное угловое прессование, конформ – прессование и др. [7-9].

Следует отметить, что все эти методы основаны на механическом воздействии инструмента на заготовку при высоких температурах, что делает их энерго- и материалоемкими, с высокой долей использования ручного труда.

В последнее время проводятся работы по созданию новых методов горячей деформационной обработки [4], которые могут быть использованы в качестве базы для создания ресурсосберегающих технологий получения крупногабаритных заготовок из двухфазных титановых сплавов с заданным типом микроструктуры. Один из таких методов основан на горячем пластическом деформировании длинномерной заготовки в условиях сложного одно- и двухкомпонентного (кручение + растяжение) нагружения. [6]. Он позволяет вести обработку заготовок при отсутствии в горячей зоне деформирующего инструмента, что значительно снижает энергоемкость, повышает степень воспроизводимости результатов, способствует реализации полной автоматизации, открывая возможность осуществлять горячую обработку заготовок из сплавов титана в защитных средах, исключая насыщение заготовок вредными газовыми примесями.

Известно, что процесс трансформации пластинчатой структуры в глобулярную в двухфазных ( $\alpha+\beta$ ) -титановых сплавах протекает в результате развития динамической рекристаллизации и фазовых превращений, и в тоже время полностью контролируется структурными изменениями в  $\alpha$ -фазе. Однако до конца не ясно, каким образом температура и скоростные

параметры обработки, вид нагружения, определяющий напряженное и деформированное состояние в рабочей зоне, оказывают влияние на развитие процессов накопления, перераспределения и аннигиляции дефектов кристаллической структуры, отвечающих за развитие рекристаллизационных процессов в трудно деформированной  $\alpha$ -фазе.

Таким образом, проведение исследований в области получения новых материалов с заданным комплексом технологических и эксплуатационных свойств путем установления фундаментальных закономерностей влияния на них структурного состояния и технологии, и применению полученных знаний при разработке высокоэффективных и энергосберегающих технологий изготовления деталей и узлов современных газотурбинных двигателей представляет собой актуальную проблему. Актуальность темы диссертационной работы подтверждается еще и тем, что ее практическую основу составляют исследования, выполненные автором в рамках Государственного контракта №13G25.31.0019 по теме «Создание технологий и промышленного производства узлов и лопаток ГТД с облегченными высокопрочными конструкциями для авиационных двигателей новых поколений» в рамках реализации постановления Правительства РФ № 218 от 09.04.2010 года.

Цель настоящей работы.

Установить связь между температурно-скоростными условиями деформации и видом напряженного и деформированного состояния, обеспечивающие формирование микроструктуры в  $\alpha$ -титановом сплаве ВТ5-1 при горячей пластической деформации одно- и двух-компонентным нагружением и на этой основе разработать технологический процесс получения заготовок из сплава ВТ5-1 и ВТ6 с регламентированным типом микроструктуры для изготовления полых конструкций методом сверхпластической формовки и диффузионной сварки.

*Задачи* исследования, поставленные в настоящей работе.

1. Установить влияние температурно-скоростных условий горячей

деформации в однофазной  $\alpha$  – области и типовыми видами нагружения на формирование микроструктуры;

2. Изучить влияние основных параметров напряженного состояния, формируемого в материале при горячей деформации одноосным сжатием на диаграммы нагружения и изменение структуры в сплаве ВТ5-1;

3. Определить влияние деформированного состояния - траектории результирующего вектора деформации на механическое поведение сплава ВТ5-1 и эффективность трансформации микроструктуры в рабочем объеме образцов;

4. С учетом особенностей формирования микроструктуры в  $\alpha$ -фазе титанового сплава ВТ5-1 разработать технологические схемы изготовления фрагмента моноколеса из сплава ВТ5-1 и полых титановых лопаток авиационного газотурбинного двигателя из сплава ВТ6 от этапа получения заготовок с регламентированным типом микроструктуры до изготовления полых конструкций методом сверхпластической формовки и диффузионной сварки.

Выполненные исследования позволили получить *новые научные результаты*: деформации в сплаве ВТ5-1 в однофазной  $\alpha$ -области.

1. Установлена связь между температурно-скоростными условиями горячей деформации, типовыми видами (растяжение, сжатие, кручение) нагружения с формированием микроструктуры. Наибольшая интенсивность измельчения микроструктуры при одинаковой температуре  $T=900^{\circ}\text{C}$ , степени накопленной деформации  $\epsilon \sim 0,6$  наблюдается при следующих скоростях деформации. При одноосном растяжении со скоростью  $\dot{\xi}_0 \sim 1,0 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$  средний размер зерен был равен 15,5 мкм. При одноосном сжатии с начальной скоростью  $\dot{\xi}_0 \sim 1 \cdot 10^{-4} \text{ c}^{-1}$ ,  $\epsilon \sim 0,6$  средний размер зерен был равен 2...5 мкм. При простом кручении с начальной скоростью деформации  $\dot{\xi}_0 \sim 5,0 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$  средний размер зерен на боковой поверхности равен 15...20 мкм.

2. Разработана реологическая модель механического поведения титанового сплав ВТ5-1 на основе результатов горячего деформирования образцов в однофазной  $\alpha$  – области одноосным растяжением, учитывающая микроструктурные изменения для определения параметров НДС при одно- и 2-х компонентном нагружении методом конечно - элементного моделирования.

3. Показано влияние напряженного состояния, формируемого в материале при горячей пластической деформации образцов с одинаковым диаметром и различной высотой одноосным сжатием на механическое поведение, развитие динамической рекристаллизации и формирование микроструктуры в сплаве ВТ5-1. Уменьшение значения относительного гидростатического давления  $K_2$  с -1,7 до -9,0 при горячей деформации приводит к уменьшению темпов развития динамической рекристаллизации за счет уменьшения количества зародышей и скорости их роста, приводя к образованию  $\alpha$ -зерен размером  $\sim 2,0$  мкм и одновременному снижению объема рекристаллизованной структуры до  $V_{рек} = 30\%$ .

4. Установлено влияние деформированного состояния (траектории вектора деформации) при 2х-компонентном (кручение + растяжение) нагружении. При соотношении кручения к растяжению 0,47:0,2 начальной скорости деформации  $\xi_0 = 1,0 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  и значении модуля вектора деформации  $e = 0,5$  повышает эффективность преобразования крупнозернистой микроструктуры в мелкозернистую, формируя во всем рабочем объеме микроструктуру со средним размером зерна 5,0..7,0 мкм за счет распространения деформации вглубь исходных  $\alpha$ - зерен, образования устойчивых дислокационных скоплений, что интенсифицирует рекристаллизационные процессы и увеличивает объем превращенной микроструктуры в рабочей зоне образцов до значения  $V_{рек} = 80\%$ .

5. Дополнительная термическая и горячая деформационная обработка при выполнении формообразующих операций при изготовлении полых конструкций компенсируют увеличение среднего размера зерен при

диффузионной сварке и сверхпластической формовки за счет развития динамического возврата, рекристаллизации и фазовых превращений, обеспечивая получение в готовых изделиях высоких статических, динамических и циклических свойств.

Практическая значимость работы состоит в следующем:

1. Проведенные исследования доказали, практическую возможность эффективно управлять процессами формирования микроструктурной структуры в крупногабаритных заготовках из титановых сплавов ВТ5-1 и ВТ6 за счет выбора оптимальной совокупности температурно-скоростных условий деформации и схемы 2-х компонентного (кручение + растяжение) нагружения, которые предназначены для изготовления макетов лопаток авиационного газотурбинного двигателя и моноколеса центробежного насоса перекачки жидких сред при криогенной температуре.

2. Разработана технологическая схема получения заготовок макетов полых конструкций, получены заготовки, из которых изготовлены образцы с применением операций диффузионная сварка и сверхпластическая формовка.

3. Разработана и изготовлена установка для подготовки заготовок к диффузионной сварке в автоклаве (операция «сушка») и передана в ПАО «ОДК «УМПО» для последующего использования при изготовлении полых широкохордных лопаток современных ГТД.

В первой главе приведен обзор доступных источников информации по теме. Выполнен анализ состояния вопроса. Дана оценка актуальности. Сформулирована цель работы и задачи на проведение исследований.

Во второй главе представлены данные по выбранным объектам исследования. Обоснован выбор сплава ВТ5-1 в качестве модельного и ВТ6 в качестве технологического объекта исследования. Перечислены основные методы исследования и кратко описано используемое научно-исследовательское оборудование.

В третьей главе проведена горячая деформация образцов одноосным растяжением, сжатием и кручением, разработана математическая модель

упруго-вязкопластического механического поведения сплава BT5-1 для постановки в программный комплекс ABAQUS при решении задач КЭ моделирования процессов деформирования объектов в условиях простого и сложного нагружения, установлена связь микроструктурных изменений с видом нагружения.

В четвертой главе рассмотрен вопрос влияния параметров напряженного состояния:  $K_1$  - коэффициента Лодэ и  $K_2$ - относительного гидростатического давления на превращение пластинчатой крупнокристаллической структуры в глобулярную микрокристаллическую при деформировании заготовок типовыми видами нагружения. Для чего на основе результатов проведения механических испытаний была разработана математическая модель механического поведения модельного сплава BT5-1 с микроструктурными изменениями, выполнен конечно-элементный анализ в программном комплексе ABAQUS, определены параметры  $K_1$  и  $K_2$ , соответствующие температурно-скоростные режимы нагружения.

В пятой главе рассмотрено влияние деформированного состояния - траектории вектора деформации на превращение пластинчатой крупнокристаллической структуры в глобулярную микрокристаллическую при деформировании заготовок в условиях простого и сложного 2-х компонентного нагружения.

В шестой главе представлен технологический процесс горячей деформационной обработки крупногабаритных цилиндрических заготовок из титанового сплава BT5-1 и BT6 в изотермических условиях методом 2-х компонентного (кручение+растяжение) нагружения. На примере изготовления полрой лопатки первой ступени компрессора и рабочего колеса компрессора турбо-детандерного агрегата в системе перекачки природного газа показаны технические, экономические и др. преимущества использования нового технологического процесса получения заготовок с регламентированной структурой в цепочке «полуфабрикат - заготовка - деталь».

## ГЛАВА 1. АНАЛИЗ СОСТОЯНИЯ ВОПРОСА И ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ ИССЛЕДОВАНИЯ

Титан и его сплавы обладают уникальным комплексом физических и механических свойств - высокой удельной прочностью, коррозионной стойкостью, пластичностью, выносливостью, а также значительной прочностью при повышенных температурах [1-3]. Сплавы на титана привлекательны в тех отраслях техники, где выигрыш в массе при повышенных температурах играет важную роль, например в ракетостроении, авиации и авиационном двигателестроении. Применение титановых сплавов в авиационной и ракетной технике наиболее привлекательно, начиная с температур 250-600<sup>0</sup>С, когда алюминиевые и магниевые сплавы уже не могут выполнять своих функций, а стали и никелевые сплавы уступают по удельной прочности. Благодаря высокой коррозионной стойкости ко многим химически активным средам технически чистый титан имеет большие перспективы применения в химической, нефти- и газо- добывающей, а также в перерабатывающей промышленности.

Промышленные титановые сплавы, характеризуются высокой чувствительностью механических и эксплуатационных свойств к микроструктурному состоянию. Из-за многообразия возможных микроструктурных состояний механические свойства двухфазных титановых сплавов могут изменяться в широких пределах. Меняя микроструктурное состояние можно существенно повысить весь комплекс свойств или значимо увеличить один из наиболее важных показателей работоспособности изготавливаемых изделий. Влияние микроструктурного состояния на механические свойства титановых сплавов рассмотрены в целом ряде работ [4,5,8-11]. В отдельных работах сделана попытка классифицировать микроструктуру, встречающуюся в титановых сплавах. Выделяют три основных типа микроструктур, которые характеризуются следующим образом [8-9,12].

Равноосная (глобулярная), смешанная (переходная или бимодальная)

микроструктура;

Пластинчатая структура, состоящая из пластин  $\alpha$ - фазы, разделенных прослойками  $\beta$ - фазы.

Сплавы с пластинчатой структурой обладают высокой вязкостью разрушения, длительной прочностью. В тоже время - низкими показателями пластичности и сопротивления усталости [1,3,13].

Глобулярная структура в сплавах определяет их высокий уровень пластических свойств, прочности, сопротивления усталости. Показатели длительной прочности, вязкости разрушения и жаропрочности у сплавов значительно ниже, чем у материала с другими типами структур [1,13].

Сплавы со смешанным типом микроструктуры показывают, средние характеристики механических свойств [14-18].

Важной технологической характеристикой Ti- сплавов с определенным типом микроструктурой является их способность при определенной температуре, под действием небольших напряжений преодолевать значительные пластические деформации без разрушения. Наблюдаемая высокая чувствительность напряжений течения к скорости деформации позволяет относить такую деформацию к сверхпластической (СП) деформации [4,5,19,20].

Экспериментально установлено, что любой поликристаллический материал, может быть переведен в состояние СП путем соответствующей термической, деформационной, или деформационно-термической обработки, которая отвечает за получение однородной мелкозернистой микроструктуры с размером зерен  $<10,0$  мкм. Способы получения мелкозернистой структуры в большинстве титановых сплавов могут быть самыми разнообразными. Поэтому, разработка наиболее эффективных и экономически обоснованных способов получения мелкозернистой структуры в крупногабаритных заготовках, обеспечивающих заданный комплекс технологических и эксплуатационных свойств является одной из важных задач современного



металловедения титана и его сплавов.

Рассмотрим, как происходит, от чего зависит и какими средствами достигается превращение крупнозернистой грубой пластинчатой микроструктуры в мелкозернистую структуру в титановых сплавах, широко используемых в двигателестроении.

### **1.1 Получение микроструктурной структуры в титане и его сплавах методом термической обработки**

Одним из самых простых способов воздействия на материал с целью получить микроструктуру заданного типа, является термическая обработка. Обычно режим термической обработки титановых сплавов включают в себя нагрев заготовок в  $(\alpha+\beta)$  - область которой сопровождается  $(\alpha+\beta)\rightarrow\beta$  превращением. Это превращение протекает в результате диффузионного перемещения межфазной  $\alpha/\beta$  границы в сторону увеличения доли высокотемпературной  $\beta$ - фазы и сопровождается перераспределением легирующих элементов в  $\alpha$ - и  $\beta$ - фазах.

В работе [20] отмечено, что после нагрева до границ области  $(\alpha+\beta)\rightarrow\beta$  превращения с последующим охлаждением на воздухе в пластинах первичной  $\alpha$ - фазы сплавов ВТ23 и ВТ6 формируется развитая дислокационная структура. Высокая плотность дефектов кристаллической структуры в  $\alpha$ - фазе образуется в результате релаксации напряжений на межфазных границах, при протекании  $(\alpha+\beta)\rightarrow\beta$  превращений, которая вызвана разницей удельных объемов  $\alpha$ - и  $\beta$ - фаз [21]. В работах [22-27] описан другой механизм межфазной релаксации, связанный с образованием пограничных прослоек с кубической решеткой на примере термической обработки сплава ВТ6.

В ряде работ было показано, что в процессе отжига титанового сплава ВТ9 при температуре 950°C в течение 1, 25 и 50 часов пластинчатый характер исходной микроструктуры не претерпевает значимых изменений.

Можно наблюдать частичную фрагментированность  $\alpha$ -пластин после выдержки сплава при  $T=950^{\circ}\text{C}$  в течение часа, что связано с завершенностью протекания фазовых превращений в цикле: нагрев  $\leftrightarrow$  охлаждение. Авторы работы считают, что стабильность пластинчатой микроструктуры сплава ВТ9 и низкий эффект от обработки связаны с более низким значением межфазной энергией границ зерен, чем, например, в сталях [22,26,27].

В работе [22] установлено, что в процессе отжига сплава ВТ9 при  $T=950^{\circ}\text{C}$  наряду с делением зерен  $\alpha$ -фазы, мелкие частицы  $\alpha$ -фазы растворяются и растут крупные. По достижению равновесного соотношения  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз дальнейшего заметного деления пластинчатых  $\alpha$ -кристаллитов не наблюдается. Авторы объясняют стабильность пластинчатой структуры сплава ВТ9 малым углом разориентировки внутризеренных границ в пластинах  $\alpha$ -фазы. Локальное повышение внутренней энергии в месте выхода малоугловых границ на межфазную поверхность с низкоэнергетическим строением мало, в связи с чем процесс деления и сфероидизации  $\alpha$ -пластин протекает слабо.

Авторы в работе [27,28] изучали влияние предварительной закалки с высокими скоростями охлаждения на микроструктурные изменения при обратном  $\alpha \rightarrow \beta$  превращении в  $\alpha$ -титане. Было показано, что охлаждение образцов со скоростями более  $10^4$  град/с приводит к измельчению зерна при последующем отжиге в  $\beta$ - или  $\alpha$ -областях. Полученный эффект авторы объясняют фазовым наклепом, обусловленным снижением точки  $\beta \rightarrow \alpha$  перехода при быстром охлаждении. Подобное измельчение зерна в образцах из слитков промышленных титановых сплавов (ВТ1-0, ВТ5-1, ВТ25у, ВТ6, ВТ8, ВТ9, ВТ3-1), которое происходит при нагреве в  $\beta$ -область было исследовано в работах [29-31]. Показано, что перекристаллизация  $\beta$ -фазы улучшает деформируемость титановых сплавов в 2-х фазной области.

В работе [31] показано, что при длительном отжиге титанового сплава

BT5-1 с равноосной структурой в  $(\alpha+\beta)$ - области происходит увеличение доли особых межфазных границ с низкой энергией, а образование новых зерен при отжиге объясняется уменьшением межфазной энергии.

Известны работы, в которых рассматривалось влияние отжига на глобуляризацию пластин  $\alpha$ - фазы после высокотемпературной деформации [30, 32-34]. Показано, что в интервале температур  $T=900\dots955^\circ\text{C}$  скорость статической глобуляризации пластин  $\alpha$ - фазы в сплаве Ti-6Al-4V не зависит от температуры предварительной деформации образцов [30], а основное влияние оказывает степень предварительной деформации и температура последующего отжига. Понижение температуры отжига с  $955^\circ\text{C}$  до  $900^\circ\text{C}$  замедляет процессы глобуляризации. В работе [32] было установлено, что процесс статической глобуляризации в титановом сплаве Ti-6Al4V, осажденного на 50 %, состоит из двух стадий. Первая стадия характеризуется фрагментацией пластин  $\alpha$ - фазы, которая связана с образованием мало- и высокоугловых  $\alpha/\alpha$  границ и полос сдвига поперек пластин  $\alpha$ - фазы с последующим образованием  $\beta$ - фазы по этим поверхностям, завершающим их разделение. Эта стадия наблюдается во время предварительной деформации материала и в начальный момент отжига. При длительном отжиге отмечается вторая стадия глобуляризации, которая характеризуется увеличением размера ранее образовавшихся зерен [33,34].

Таким образом, представленные результаты свидетельствуют о том, что микроструктура в промышленных титановых сплавах обладает высокой термодинамической стабильностью, которая не зависит от времени высокотемпературной обработки и не способствует получению мелкозернистой структуры.

## **1.2. Получение микрокристаллической структуры в титане и его сплавах при термоциклической обработке.**

Известно, что одним из методов получения микрокристаллической или

мелкозернистой структуры в сплавах, имеющих фазовые превращения, является термоциклическая обработка (ТЦО) [35-42]. В результате ТЦО образуется субзеренная структура, а рост субзерен и миграция границ обуславливают формирование мелкозернистой структуры. Авторы работы [42] считают, что основными технологическими параметрами ТЦО Ti-сплавов являются: температура нагрева и охлаждения; скорость нагрева и охлаждения; оптимальное число циклов нагрева и охлаждения. В работе [40] авторы представили результаты того, что в двухфазных титановых сплавах VT3-1, VT8, VT9 и VT25 после ТЦО формируется структура типа корзиночного плетения. При дальнейшей термоциклической обработке в сплаве VT3-1 пластины  $\alpha$ - фазы дробятся, образуются субзерена с углами разориентировки  $> 3^\circ$ .

Многочисленные исследования [37-41] доказывают необходимость проведения дополнительной термической обработки после ТЦО. Отмечается, что она определяет степень завершенности процессов рекристаллизации. В работах [44] исследовали влияние ТЦО и последующей термической обработки на структуру сплава VT22. Показано, что образование субструктуры, обусловлено фазовым  $\alpha \leftrightarrow \beta$  превращением, которое приводит к возникновению локальных термических напряжений. Отмечено, что длительный отжиг приводит к распаду  $\beta$ - твердого раствора и образованию двухфазной  $\alpha + \beta$ - структуры. Также отмечается положительное влияние дополнительной термической обработки на ускорение развития рекристаллизации в технически чистом титане VT1- 0, а также в сплавах VT5 и VT16 [42].

Анализ литературы показал: формирование мелкозернистой структуры в титановых сплавах при термической обработке определяют процессы образования и аннигиляции дефектов кристаллического строения, которые зависят от внутренних напряжений, их перераспределения в результате скольжения и переползания дислокаций а также образования новых границ

зерен в результате возврата и рекристаллизации в низкотемпературной  $\alpha$ -фазе. По этой причине широкого применения ТЦО при получении мелкозернистой структуры в промышленных заготовках не нашла.

### **1.3 Получение микрокристаллической структуры в титановых сплавах при деформационной обработке**

Применение горячей деформационной обработки полуфабрикатов с целью получения в них однородной микрокристаллической структуры связано с учетом особенностей Ti и его сплавов [45]. Так низкотемпературная  $\alpha$ -фаза с гексагональной плотноупакованной кристаллической решеткой, как известно, имеет преимущественно призматическое скольжение с небольшим количеством, по сравнению с кубической решеткой  $\beta$ - фазы, вариантами возможных систем скольжения [3], что влияет на формирование в  $\alpha$ -фазе устойчивых дислокационных скоплений, необходимых для начала и дальнейшего развития рекристаллизационных процессов. С другой стороны, ограниченное количество возможных систем скольжения в сочетании с высоким значением энергии дефектов упаковки в  $\alpha$ - титане способствует интенсивному развитию процессов динамического возврата при горячей деформации материала в  $\alpha$ -области [45-47], затрудняя тем самым, протекание динамической рекристаллизации, смещая область деформационной обработки к более низким температурам и высоким скоростям деформации.

Другой особенностью титановых сплавов является их склонность к локализации пластического течения при высоких температурах, которая в сочетании с невысокой теплопроводностью возрастает с уменьшением температуры деформации, что ограничивает возможность получения мелкозернистой структуры в крупногабаритных заготовках.

Рассмотрим, как связаны эти особенности титановых сплавов с температурно - скоростными режимами горячей пластической деформации и

полнотой и интенсивностью преобразования крупнозернистой структуры в мелкозернистую.

В сплаве ВТ1-00 в ходе динамической рекристаллизации при температурах деформации 850-650°C формируется типичная для металлов с микроструктура матричного типа [46]. Динамическая рекристаллизация начинается с приграничных областей и далее переходит в тело исходных зерен. На начальных этапах пластического течения отдельные участки границ исходных зерен становятся извилистыми. В теле зерен начинает формироваться субструктура. При достижении степени деформации ~10...15% появляются новые зерна размером ~ 2..10 мкм. Дальнейшая деформация приводит к вытягиванию исходных зерен в направлении пластического течения материала, и увеличению объема рекристаллизованных зерен [47].

Изучение эволюции микроструктуры в сплаве ВТ30 при горячей деформации образцов в ( $\alpha+\beta$ ) - области показали, что трансформация крупнозернистой структуры в мелкозернистую структуру осуществляется путем образования высокоугловых границ при динамической рекристаллизации  $\beta$ - фазы [48]. При этом на формирование мелкозернистой структуры также влияет, сопровождающие деформацию полиморфные превращения. Авторы считают, что равномерность и дисперсность выделения частиц  $\alpha$ -фазы, их последующая сфероидизация определяют равномерность распределения и размер зерен вновь формирующейся микроструктуры.

В работе [49] был сделан вывод о том, что в титановых сплавах для успешной трансформации микроструктуры пластинчатого типа в микроструктуру с равноосной морфологией в результате выполнения горячей пластической деформации необходимо создать такие условия, которые бы приводили к увеличению энергии межфазных и межзеренных границ. Для

этого в межфазные и межзеренные границы должен быть обеспечен непрерывный подвод из тела зерен дислокаций и вакансий.

В работе [50] отмечается, что при горячем деформировании сплава ВТ9 до степени деформации  $\varepsilon \sim 30\%$ , существенных изменений в микроструктуре не наблюдается. Однако, при дальнейшем повышении степени  $\varepsilon$  до 50% в микроструктуре деформированных образцов начинают появляться равноосные зерна  $\alpha$ - и  $\beta$ - фаз, происходит интенсивное искривление пластин и их деление на отдельные фрагменты.

Горячая пластическая деформация контролируется внутризеренным дислокационным скольжением (ВДС) и процессами динамического возврата (ДВ), которое сопровождается образованием в  $\alpha$ - пластинах дислокационных стенок, которые разделяют  $\alpha$ - фазу на фрагменты. Увеличение величины пластической деформации приводит к перестройке границ образовавшихся фрагментов в  $\beta$ -фазе в высокоугловые границы, что стимулирует развитие зернограничного проскальзывания (ЗГП) и ускоряет протекание диффузионных процессов [51,52].

Известно, что наиболее эффективно трансформация крупнозернистой структуры в мелкозернистую протекает в температурно-скоростных условиях сверхпластической деформации (СП) [50]. Результаты исследований свидетельствуют о том, что развитие дислокационного скольжения в пластинах  $\alpha$ - фазы наблюдается уже на начальной стадии горячей деформации. Образование дислокационных скоплений приводит к фрагментации пластин и смещению их друг относительно друга. Увеличение степени деформации повышает вклад (ЗГП) в общую деформацию и уже при  $\varepsilon \sim 50\%$  в механическом поведении материала появляются признаки СП течения.

Известно, что полиморфное  $\alpha \leftrightarrow \beta$  превращения является частью изменения микроструктуры при горячей деформации титановых сплавов.

В работе [50] так же показано, что при горячей пластической деформации полиморфное  $\alpha \rightarrow \beta$  превращение также как и диффузионные процессы, может исполнять роль аккомодации ЗГП и ВДС.

Установлено [51], что преобразование пластинчатой структуры в равноосную в титановых сплавах, осуществляется в результате перестройки исходных полукогерентных межфазных границ в некогерентные. Показано, что полукогерентное строение межфазных  $\alpha/\beta$  границ в титановых сплавах с пластинчатой структурой обусловлена ориентационным соотношением фаз, образующимся в результате прямого  $\beta \rightarrow \alpha$  превращения из  $\beta$ -области. Взаимодействие межфазных границ с решеточными дислокациями в ходе деформации приводят к преобразованию полукогерентных межфазных границ в границы произвольного типа. В результате преобразований межфазных и межзеренных границ ускоряется диффузионный массоперенос. На межфазных границах  $\alpha$ - пластин формируются канавки, которые приводят к разделению фрагментов.

В работе [50] авторы связывают измельчение микроструктуры с развитием в  $\alpha$ - и  $\beta$ - фазах динамической рекристаллизации. Авторы выделили два механизма рекристаллизации - зарождение и рост новых  $\alpha$ - зерен в пределах исходных  $\alpha$ - пластин и деление  $\alpha$ - пластин на отдельные фрагменты по достижению разориентировки границ в  $\alpha$ - фазе значений  $\sim 10...15^\circ$ . Развитие того или иного механизма рекристаллизации в  $\alpha$ -фазе зависит от достигаемой величины деформации в  $\alpha$ - пластинах. Высокие степени деформации способствуют развитию рекристаллизационных процессов по механизму зарождения и роста новых  $\alpha$ -зерен. При небольших степенях деформации реализуется механизм рекристаллизации  $\alpha$ - зерен. При этом сохраняется направленность исходной пластинчатой структуры. В пластинах  $\alpha$ - фазы, ориентированных вдоль направления развития деформации, рекристаллизация затруднена и как следствие формируется полигональная микроструктура.



По результатам исследований в работах [50,52] предложены две схемы фрагментации  $\alpha$ -пластин. Одна основана на образовании поперечных  $\alpha/\alpha$  малоугловых границ, другая на образовании локализованных полос сдвига в процессе деформации. В обоих случаях результатом является деление пластин  $\alpha$ -фазы на короткие фрагменты и развитию по этим границам  $\alpha \rightarrow \beta$  превращений. В соответствии с первой схемой процесс деления начинается с образования выступов на границе с  $\beta$ -фазой и  $\alpha/\alpha$ -границ с высокой разориентацией, как результат уравнивания поверхностных энергий между межзеренными  $\alpha/\alpha$  и межфазными  $\alpha/\beta$  границами. Скорость образования выступов определяют процессы диффузионного массопереноса основных легирующих элементов (например, Al и V в сплаве Ti6Al4V) в объеме зерен и по поверхностям раздела.

В соответствии со второй схемой фрагментация  $\alpha$ -пластин происходит в результате образования локализованных полос сдвига поперек пластин  $\alpha$ -фазы, преимущественно по базисной плоскости (0001) с частичным или полным разделением деформированных  $\alpha$ -пластин на отдельные фрагменты, разделенные, как и в первом случае  $\beta$ -фазой.

Таким образом, при горячей пластической деформации, преобразование пластинчатой структуры в глобулярную представляет собой сложный процесс. Он включает в себя: зарождение, движение, аннигиляцию дефектов кристаллического строения (дислокаций, вакансий, границ зерен и фаз), а также перераспределение легирующих элементов сплава, протекание полиморфных фазовых превращений, динамической рекристаллизацией и ЗГП. Каждый из перечисленных выше процессов в той или иной степени может быть реализован при соблюдении определенных условий пластической деформации, или в определенном температурно-скоростном интервале деформирования.

Известно, что увеличение скорости деформации  $\alpha$ -титановых сплавов приводит к локализации пластического течения в полосах сдвига [52] и

формированию неоднородной деформированной структуры.

При уменьшении скорости деформации повышается роль диффузионных процессов. При деформации образцов с малыми скоростями происходит огрубление  $\alpha$ -пластин, что затрудняет развитие ЗГП, последующую их трансформацию и образование глобулярных зерен.

Технологические схемы получения крупногабаритных заготовок - это важный с практической точки зрения вопрос, который наряду с основными параметрами горячей пластической деформации: температурой, скоростью и степенью деформации [2, 5, 20, 52] отвечают за однородность распределения формируемой структуры в объеме обрабатываемой заготовки.

Известно, что главным недостатком поковок является разброс и анизотропия микроструктуры и механических свойств, которые увеличиваются с увеличением их габаритов. Особенно значительная разница в свойствах наблюдается в крупногабаритных поковках типа дисков [53]. В этом случае разброс в свойствах объясняется неоднородностью структуры в заготовках. В работах [54] в качестве основного недостатка отмечено неоднородное распределение микроструктуры в объеме крупногабаритных полуфабрикатах - билетах, поковках и штамповках из титановых сплавов. Микроструктурная неоднородность может передаваться далее изделиям в виде зон интенсивного течения материала, в которых сосредотачивается мелкое зерно и наоборот в виде зон затрудненной деформации в которых сохраняется микроструктура исходного состояния [53,54].

#### **1.4. Роль напряженного состояния в механическом поведении и преобразовании структуры в промышленных титановых сплавах**

Приложение к телу каких-либо внешних нагрузок формирует в нем соответствующее напряженное и деформированное состояние (НДС) [55-57]. Экспериментально установлено, что механическое поведение большинство кристаллических тел определяется не только исходным микроструктурным состоянием, но и возникающим напряженным (НС) и деформированным

состоянием (ДС). НС определяется симметричным тензором напряжений для выбранной системы координат. На практике используют параметры, которые не зависят от выбора систем координат, инвариантными величинами. Напряженное состояние характеризуется параметрами НС: гидростатическим давлением  $\sigma$ ; интенсивностью касательных напряжений  $T$ ; коэффициентом Лоде (показателем вида напряженного состояний  $K1$ ); и относительным гидростатическим давлением  $K2 = \sigma/T$ .

В работах [58-64] исследовали влияния гидростатического давления на механические свойства и формирование структуры различных материалов. Из результатов работ следует - высокое гидростатическое давление увеличивает степень неравновесности точечных дефектов дислокационной структуры материала, что приводит к микроструктурным изменениям, направленные на ее упорядочение. Установлено, что в структуре материала наблюдаются следующие изменения:

- уменьшается доля подвижных дислокаций вследствие увеличения концентрации стопоров;
- интенсифицируются процессы неконсервативного движения дислокаций, вследствие чего ускоряется развитие процесса полигонизации;
- уменьшается энергия дефектов упаковки;
- замедляются диффузионные процессы, с одной стороны, и увеличивается степень пересыщения точечными дефектами – с другой;
- интенсифицируется процесс размножения дислокаций по механизму двойного поперечного скольжения, приводящий с ростом деформации к формированию субзерен, свободных от дислокаций.

В работе [58] исследовали влияние гидростатического давления на механические свойства и структуру поликристаллического молибдена.

Деформирование молибдена в условиях давления всестороннего сжатия (5,0 ГПа) на кривых  $\sigma=f(\epsilon)$  наблюдалось увеличение предела текучести и коэффициента деформационного упрочнения на начальном этапе

деформирования  $\epsilon = 0...2\%$ . В тонкой структуре под влиянием гидростатического давления происходит упорядочение дислокационной структуры, которая приводит к интенсификации протекания процесса полигонизации.

В работе [59] отмечено, что всестороннее сжатие замедляет скорость увеличения рекристаллизованного объема, а также снижает скорость образования зародышей рекристаллизации и их рост. При этом отмечается, что поле гидростатического давления в большей степени влияет на скорость образования зародышей рекристаллизации. В результате чего далее при отжиге меди М-А1 под внешним давлением формируется более крупнозернистая структура.

В работе [60] изучалось влияния гидростатического давления сжатия на отжиг слабодеформированных металлов с ГЦК решеткой. Отмечается, что гидростатическое давление сжатия при отжиге деформируемого алюминия не влияет на перераспределение дислокационной структуры, образованной в результате предварительной пластической деформации. При отжиге деформированной меди давление всестороннего сжатия приводит к повышению температуры полигонизации и рекристаллизации. По утверждению авторов это связано с ограничением возможности поперечного скольжения дислокаций из-за увеличения ширины их расщепления, а также с замедлением скорости переползания дислокаций из-за низкой диффузионной подвижности точечных дефектов в поле сжимающего давления.

Авторы [61] обнаружили понижение температуры  $\alpha \rightarrow \gamma$  перехода в сплаве Fe-28%Ni при термообработке в условиях всестороннего сжатия. При давлении сжатия 8,0 ГПа происходит понижение на 300°C температуры начала образования аустенита в недеформированном и на 200 °C в деформированном сплаве, а также наблюдается изменение морфологии аустенита вследствие уменьшения доли термически активируемых процессов при понижении температуры фазового перехода. Кроме этого, давление

сжатия уменьшает объем системы, стабилизируя более плотноупакованную фазу с ГЦК решеткой, а напряжения при деформации, поставляют в систему механическую энергию превращения и ускоряют сдвиговой переход ОЦК-ГЦК. При этом отмечено, что сдвиг не вызывает разрушения образца, поскольку под сжимающим давлением затруднено образование трещин и несплошностей, а также не происходит изменение формы образца, что исключает геометрическое разупрочнение.

Высокие давления способствует появлению фаз с меньшим удельным объемом, а пластическая деформация приводит к созданию высоких внутренних напряжений [62,63]. Деформирование сдвигом под давлением при комнатной температуре сплава Г40 (40,5% Mn) и стали 70Г11 (0,71%С; 10,1%Mn) сопровождается интенсивным развитием мартенситного  $\gamma \rightarrow \epsilon$  превращения. В то время, как железомарганцевые сплавы с более 36% Mn, стабильны к  $\gamma \rightarrow \epsilon$  превращению при деформации даже в области криогенных температур.

В работах [64,68] обнаружено ускорение процессов образования субструктуры в СП материалах (ускорение ячеистой фрагментации) при деформировании в условиях значительных гидростатических давлений (прессование, прокатка). Объяснением этого является то, что в деформируемом объеме в условиях всестороннего сжатия активизируется неконсервативное движение дислокаций, способствуя формированию дислокационных ячеек. Развитию этих процессов способствует и более высокая подвижность дислокаций в условиях СП – деформации (за счет увеличения концентрации вакансий). Изменение схемы напряженного состояния (повышение значений шарового тензора напряжений) способствует не только раннему формированию субструктуры, но и образованию субзерен со значительной разориентировкой, что безусловно сказывается на механическом поведении материалов.

Влияние видов нагружения на параметры СП представлены в работах [67,68]. В некоторых из них было установлено, что переход от растяжения к сжатию приводит к смещению оптимального интервала СП – течения в сторону больших скоростей деформации, в других этот эффект установлен не был.

Падманабхан с сотрудниками в своих исследованиях эвтектического сплава Al-CuAl<sub>2</sub> [64] с исходным размером зерна 3,0...5,0 мкм при температуре 793К в интервале скоростей деформации  $2,0 \cdot 10^{-3} \dots 1,0 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ . обнаружили незначительное отличие температурно-скоростных условий СП при сжатии, кручении и растяжения. В тоже время было показано, что удельное давление при сжатии образцов с увеличением отношения диаметра к высоте растет тем сильнее, чем выше скорость деформации.

В работе [65] Бекофен на основе анализа результатов горячих испытаний на растяжение, сжатие и кручение сделал вывод о достаточно хорошем совпадении результатов механических испытаний.

В работе [66] автор исследовал закономерности ползучести в температурно-скоростных условиях СП трех сплавов: Амг 6, ВТ20 и ВЛ-1Д. Были выполнены эксперименты на растяжение, кручение и сжатие, а также на растяжение с кручением. Получено также удовлетворительное совпадение экспериментальных данных (диаграмм ползучести).

Представленные экспериментальные результаты механического поведения материалов в состоянии сверхпластичности в какой-то степени могут служить доказательством применимости гипотезы единой кривой для сверхпластичных материалов, для которых действует очень важное допущение – неизменность микроструктурного состояния в процессе деформации и изотропность среды. На практике это допущение может быть использовано в ограниченных случаях.

В других работах получены иные результаты. Так в работе [64] выполнены исследования механического поведения титанового сплава ВТ22

и алюминиево сплава Амгб при деформации в условиях СП. Результаты показали, что переход от растяжения к сжатию смещает оптимальную область СП в сторону более высоких температур и высоких скоростей деформации. Например, для Амгб оптимальный температурно-скоростной интервал при растяжении равен:  $T=400^{\circ}\text{C}$ ,  $\xi = 2,0 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ , а при сжатии:  $T=430^{\circ}\text{C}$ ;  $\xi = 5,0 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ .

В работе [67] выполнены исследования механического поведения титанового сплава ВТ9 с ультра мелкозернистой структурой (УМЗ) при одноосном растяжении и сжатии. Установлено, что при сжатии в отличие от растяжения диапазон сверхпластичности смещается в сторону больших скоростей. При сжатии оптимальный интервал СП меньше, чем при растяжении. Автор связывает этот эффект с особенностью протекания пластического течения в условиях развития так называемой «бегающей шейки». Автором также изучалось влияние высокого гидростатического давления (0,25...1,0) Гпа на механическое поведение образцов из сплавов Zn-0,4%Al и Zn-38%Al при одноосном растяжении, где также было установлено влияние высокого гидростатического давления на сверхпластичность в обоих сплавах.

В работе [68] авторы обнаружили явление, когда фактически происходило подавление развития сврхпластического течения материала после его обработки высоким гидростатическим давлением. Они связали это с формированием устойчивых к деформации полей дислокаций, которые оказывали тормозящее действие вновь образованным дислокациям, сформированным в процессе последующей деформации в оптимальных для СПФ температурно-скоростных условиях деформирования.

Тем не менее, не ясно, как и в какой степени гидростатическое давление сжатия влияет на механическое поведение металлических материалов, а также на процессы формирования структуры при горячей пластической деформации. Вместе с тем, однозначно установлено, что

напряжения всестороннего сжатия приводят к увеличению предела пластичности, в отличие от всесторонних растягивающих напряжений.

### **1.5. Влияние деформированного состояния на эволюцию микроструктуры в титановых сплавах**

Не менее важным, чем средний размер зерен, является вопрос получения равномерного распределения мелкозернистой структуры по всему объему деформируемых полуфабрикатов. Важную роль здесь играет деформированное состояние, а и. величина накопленной деформации, а также траектория результирующего вектора деформации.

Обзор литературы показал, что большинство авторов, изучающих превращение крупнозернистой структуры, выполняли исследования в основном, используя в качестве способа нагружения - одноосное сжатие [4,7, 9, 58-63,68 и др.]. Работ по изучению превращения крупнозернистой микроструктуры в титановых сплавах при горячей деформации, более сложными схемами нагружения, сравнительно мало.

Известны работы [69-79] в которых на примере 2-х фазных ( $\alpha+\beta$ )-титановых сплавов проводились исследования влияния различных способов горячей деформации на превращение пластинчатой структуры в глобулярную. Цель всех этих работ - определить наиболее эффективную схему деформационной обработки, которая бы обеспечивала более полную трансформацию структуры в объеме образцов при меньшей величине накопленной деформации.

Авторы работы [72,73] обратили внимание на возможность управлять формированием структуры в сплаве ВТ9 методами горячего деформирования в условиях сложного нагружения, отметив повышение эффективности преобразования грубой структуры за счет дисперсности пластин исходной крупнокристаллической структуры в образцах, прошедшей закалку из однофазной  $\beta$ - области.

При этом в зависимости от морфологии исходных пластин



грубозернистой структуры авторы показали, что при сложных схемах нагружения удастся не только повысить однородность распределения рекристаллизованных зерен и эффективность трансформации пластин  $\alpha$  – фазы но и существенно снизить средний размер зерен получаемой мелкозернистой структуры до уровня 1,0...2,0 мкм. В своих работах [72,73] авторы изучали влияние дисперсности пластинчатой микроструктуры в  $(\alpha+\beta)$  - сплаве ВТ9 на интенсивность фрагментации  $\alpha$ - пластин при горячей деформации. Было установлена связь дислокационного скольжения, которая определяется видом нагружения с перестройку межзеренных и межфазных границ. Авторы сделали вывод о том, что исходное структурное состояние оказывает влияние на средний размер формируемой УМЗ структуры, которая определяется величиной вектора результирующей деформации, а достижение больших значений степеней деформации определяется выбранной механической схемой деформирования.

В работе [73,77] показано, что двухкомпонентные схемы нагружения позволяют получать деформации превышающие величину  $\varepsilon = 20$  и более. Например, при осадке с кручением легко достичь значений деформации  $\varepsilon \sim 30$  при малых конечных размерах заготовки. В то же время, получить большие удлинения и полностью измельчить исходную крупнозернистую структуру при одноосном растяжении не удастся из-за локализованного характера развития деформации, которая сопровождается образованием шейки. Такая возможность существует только при волочении и прокатке. Однако из-за сильных изменений геометрических размеров деформируемого тела подобные способы достижения больших значений  $\varepsilon$  не во всех случаях можно использовать в качестве промышленных методов получения мелкозернистой структуры.

В работе [75] была установлено, что 2-х компонентное (кручение + растяжение) нагружение влияет не только на средний размер зерен и его распределение в рабочей зоне образцов, но и на формирование близкого к

изотропному бестекстурному состоянию материала.

Простое 2-х компонентное нагружение в работе [76] исследовали на предмет влияния соотношения растягивающей и крутящей компонент нагружения при неизменном модуле результирующего вектора деформации на преобразование крупнокристаллической структуры в мелкозернистую и на механическое поведение. Установлены оптимальные соотношения растягивающей к крутящей компоненте (3:7), которые позволили получить средний размер зерен порядка 5,0..6,0 мкм практически во всем деформируемом объеме образцов.

Авторы в работах [77-79] показали, возможность использовать 2-х компонентное нагружение для получения мелкозернистой структуры не только в сплаве ВТ9, но и в сплаве ВТ6. При этом, сочетая деформационную обработку кручением на начальном этапе и добавляя растягивающую составляющую позволили им получить равномерно распределенную структуру со средним размером 4,0...7,0 мкм в заготовках диаметром 120,0 мм и длиной 400,0 мм. Анализ механических характеристик показал, что основные параметры: предел прочности, пластичности и удлинение превышают эти значения в серийно обработанных заготовках.

### **1.6. Технологические приемы получения микрокристаллической структуры в Ti и его сплавах**

В настоящее время существует большое количество методов получения в заготовках, прежде всего из 2-х фазных ( $\alpha+\beta$ ) - титановых сплавов, с регламентированным типом микрокристаллической структуры, которые опробованы не только на сплавах Ti, но и на других материалах [6,7,23,80-90].

Например, в работах [6,7,23,91] отмечается, что при формировании субмикрокристаллической и нанокристаллической (СМК и НК) структуры вместо схем с компонентной растяжкой применяют схемы, в которых преобладают сжимающие напряжения, подавляющие преждевременное

разрушение образцов. В основном используют два метода нагружения: кручение заготовок (в виде тонких шайб) на наковальне Бриджмена [6,7,80-84] и равноканальное угловое (РКУ) прессование [84-86]. Эти методы позволяют реализовать в деформируемых заготовках из различных металлов и сплавов развитие интенсивной пластической деформация (ИПД) и получение СМК и НК структуры [6,7]. Однако, в силу технических причин, этими методами можно обрабатывать заготовки только небольших размеров.

При деформации кручением в условиях квази- гидростатического сдвига [6,7,80-84] образец (рисунок 1.1а) устанавливают между двумя бойками и сжимают усилием  $P$ . Один из двух бойков, при этом вращают. Образец начинает деформироваться сдвигом в условиях квазигидростатического сдвига, достигая больших деформаций без разрушения. Основным недостатком метода является возможность обработки заготовок только малых размеров – шайбы диаметром 10 ... 20 мм и толщиной 0,2 – 0,5 мм, и невозможность контроля степени деформации в процессе самой деформации.

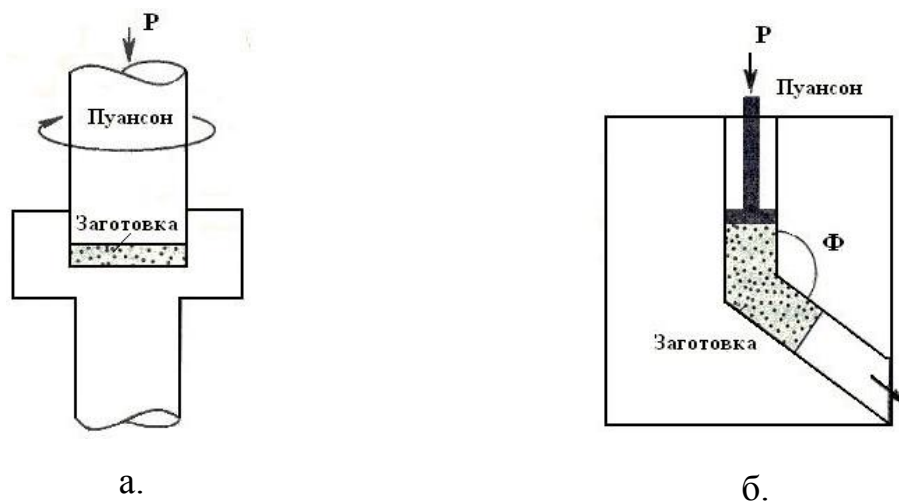


Рисунок - 1.1 Методы интенсивной пластической деформации:

а- кручение под высоким давлением [6,7,80-84]; б- РКУ-прессование [6,7,11,23,85-87].

При выполнении РКУ прессования (рисунок 1.1б) заготовка неоднократно продавливается в специальной оснастке с пересекающимися двумя каналами, которые имеют одинаковые поперечные сечения. [7,6,11, 85-87] В плоскости пересечения каналов возникает деформация простого сдвига высокой интенсивности. При реализации РКУ- прессования образуется локальный очаг сдвиговой деформации, который перемещается при обработке вдоль оси заготовки. Таким образом обеспечивается получение равномерно распределенной деформации примерно во всем объеме заготовки. К недостаткам метода РКУ - прессования можно отнести небольшую деформацию заготовки за один цикл(или проход), ей также, как и при кручении нельзя активно управлять [86].

Метод деформационной обработки, рассмотренный в работе [11,87] является дальнейшим улучшением традиционного РКУ - прессования. Метод получил название «Конформ» – процесс (рисунок 1.2). Он позволяет приблизить процесс получения СМК структуры к промышленному применению для упрочнения медных и алюминиевых сплавов в сортаменте длинномерных прутков.

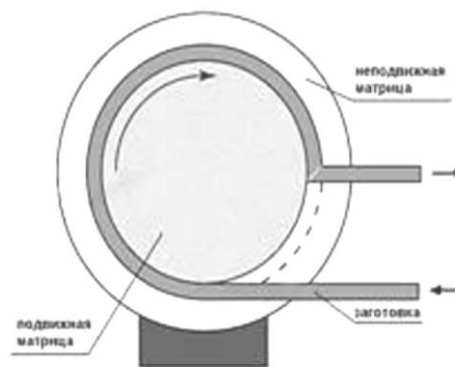


Рисунок -1.2 Схема «Конформ» процесса [86,87].

Анализ литературных данных показывает, что ИПД обработка заготовок на начальных стадиях развития деформации обеспечивает

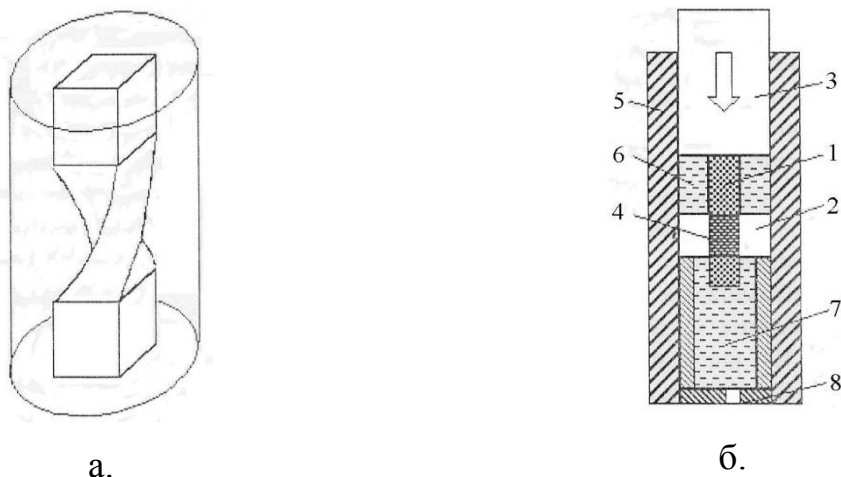


Рисунок - 1.3 Винтовое гидропрессование [87,88]:

а - матрица с винтовым каналом; б- схема винтового гидропрессования.

формирование микроструктуры материала с повышенной плотностью дислокаций. Увеличение степени накопленной деформации приводит к существенному изменению структуры материала. Исчезают первоначальные границы зерен. Наблюдается дробление зерен исходной структуры на фрагменты. При достижении больших степеней деформации в материале начинает формироваться СМК-структура с фрагментами менее 1,0 мкм с большеугловыми границами.

Авторы работы [87,88] предлагают схему накопления деформации при ИПД, при которой происходит гидромеханическое прессование с противодействием и кручением. Схема метода изображена на рисунке 1.3. Высокое гидростатическое давление в заготовке повышает технологическую пластичность материала и способствует накоплению больших пластических деформаций без разрушения. Как утверждают авторы, в материале при такой обработке формируется дислокационная структура, устойчивая к дальнейшей деформационной обработке.

В работах [5,89,90] предложена схема комплексной деформации, включающая в себя многократную штамповку с изменением оси приложения нагрузки, которая позволяет повысить эффективность деформационной

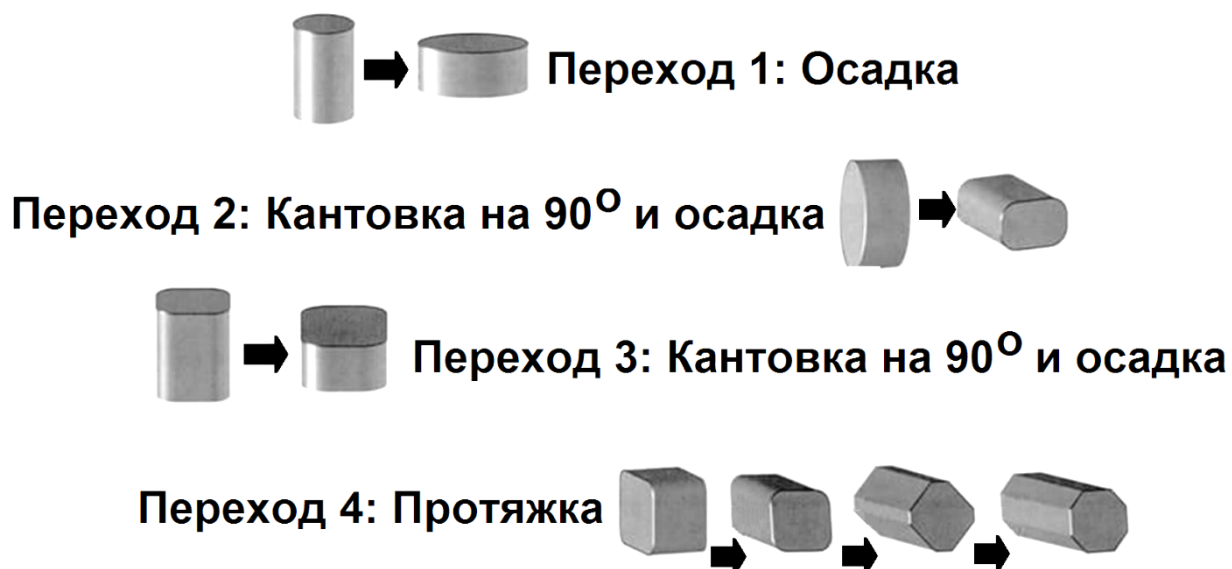


Рисунок - 1.4 схема всесторонней ковки [5,89,90].

обработки, а и. уменьшить неоднородность распределения формируемой структуры в 2-х фазных титановых сплавах по всему объему заготовок и снизить тем самым анизотропию механических свойств (рисунок 1.3).

В настоящее время заготовки из  $(\alpha+\beta)$  - титановых сплавов с СМК и УМЗ структурой в опытно - промышленных масштабах получают именно этим методом. Известно, что заготовки в виде биллетов, проката и штамповок используют в опытных разработках при изготовлении лопаток в авиационном двигателестроении.

Тем не менее следует отметить, что стоимость одного килограмма материала с регламентируемым типом микроструктуры превышает стоимость традиционного сортамента полуфабрикатов в 2 – 3 раза.

Наиболее перспективным, с точки зрения промышленного получения полуфабрикатов из  $(\alpha+\beta)$  - титановых сплавов с регламентируемой микроструктурой, технологическими и эксплуатационными свойствами при разумной трудоемкости и себестоимости производства, является метод горячей деформационной обработки заготовок 2-х компонентным (кручение + растяжение), простым и сложным нагружением, который был запатентован в 2003 году [91].

Двух компонентное (кручение + растяжение) нагружение обеспечивает последовательное и одинаковое деформационное воздействие на материал большей части длинны обрабатываемых заготовок, что приводит к однородному распределению деформируемой структуры во всем объеме деформируемых слитков.

Горячее деформирование, при котором в рабочей зоне отсутствует прямой контакт деформирующего инструмента и заготовки значительно снижают технологические затраты на нагрев инструмента. Только эти два перечисленных фактора уже определяют высокую перспективность метода простого и сложного 2-х компонентного нагружения при обработке трудно деформируемых сплавов на основе Ti, Ni, интерметаллидных и современных высоко энтропийных сплавов [91-93].

В известных работах [70-78], посвященных изучению возможности получения в образцах мелкозернистой структуры в основном акцент сделан на ее получение наиболее эффективным сочетанием исходного типа микроструктуры, температурно-скоростными условиями горячего деформирования и соотношением компонентов кручения и растяжения результирующего вектора деформации.

Из представленных работ следует, что при монотонном нагружении (растяжение, кручение и сжатие) степень измельчения микроструктуры определяется преимущественно величиной накопленной деформации и практически не зависит от схем главных напряжений и деформаций. При этом получить микроструктуру с преимущественно глобулярной формой частиц  $\alpha$ - фазы можно при относительно больших значениях накопленной деформации ( $\epsilon > 1,2$ ).

Установлено, что при монотонных процессах деформирования, трансформация пластинчатой микроструктуры в глобулярную проходит быстрее. При этом наилучший результат получен при пропорциональном нагружении (растяжение + кручение). Худший результат получен в случае

многократной, повторной осадке. В работе сделано предположение о том, что изломы траектории деформации не способствуют накоплению дислокаций и замедляет развитие динамической рекристаллизации и фрагментации пластин крупнозернистой микроструктуры.

При сложном нагружении (растяжение с последующим циклическим кручением и многократная осадка с изменением направления приложения нагрузки), глобулярная структура формируется при значении накопленной деформации  $\epsilon \sim 0,4$ .

Из других работ следует, что чем большей изломов содержит траектория деформации, тем большая величина деформации, необходима для достижения одной и той же степени «проработки» материала.

Вывод авторов работ о неэффективности немонотонной деформации противоречит результатам других работ. Ступенчатая деформация титановых сплавов путем многократной всестороннейковки, позволяет получать микрокристаллическую структуру. Однако, реальные условияковки не обеспечивают равномерность деформации и постоянство температуры во всем деформируемом объеме. Для снижения этого негативного эффекта обычно повышают число переходов. При этом растут трудозатраты и процесс становится экономически неэффективным.

Авторы работы [83] продолжили исследования с применением более широкого набора параметров исходной структуры, а также других траекторий деформации [84-86].

Ввиду того, что схем сложного нагружения множество, делать окончательное заключение о предпочтительности применения простого или сложного нагружения для преобразования пластинчатой микроструктуры двухфазных титановых сплавов довольно сложно.

Анализ результатов исследований показал, что схема деформирования влияет на механическое поведение, материалов при горячей деформации. При деформации титановых сплавов отмечено также влияние видов



нагружения на интенсивность и полноту трансформации грубой пластинчатой структуры в микрокристаллическую.

Тем не менее, не выясненным остался вопрос о предпочтительности применения той или иной схемы нагружения для решения задач формирования однородной мелкозернистой структуры в объеме обрабатываемой заготовки.

### **1.7. Применение полуфабрикатов с микрокристаллической структурой в двигателестроительной промышленности**

Титановые заготовки с регламентированным типом микроструктуры широко применяют в двигателестроительной промышленности для изготовления узлов и отдельных деталей газотурбинных двигателей (ГТД).

Задача получения крупногабаритных заготовок с требуемой микроструктурой и свойствами в настоящее время становится вновь актуальной в связи с созданием турбовентиляторных двигателей ПД14 и ПД35. Одним из основных узлов двигателей этой конструкции, который определяет облик двигателя, является вентилятор первой ступени компрессора низкого давления с широкохордной лопаткой полый конструкции. Лопатка изготавливается из  $(\alpha+\beta)$  – титанового сплава ВТ6 методом диффузионной сварки (ДС) и сверхпластической формовки (СПФ) и моноколесо с полыми лопатками, полученное методом диффузионной сварки. Существует множество публикаций по этой теме, следует отметить лишь некоторые из них: [94-96].

Из работ следует, что лопатка полый конструкции может быть изготовлена из материала с предварительно подготовленной структурой, которая позволит ему при оптимальных температурно-скоростных условиях деформироваться в условиях сверхпластической деформации до значительных удлинений, и что самое главное под действием малых напряжений течения менее 10,0 МПа.

Изготовление лопатки осуществляют путем горячей обработки, выполняя следующие операции: диффузионную сварку при  $T \sim 930^{\circ}\text{C}$  в течение 3...4 часов; гибку замка и закрутку пера при  $T=750^{\circ}\text{C}$  в течение 1,5...2,0 часа; калибровку перед СПФ при  $T=750^{\circ}\text{C}$  в течение  $\sim 1,5$  часа; СПФ при температуре  $T=930^{\circ}\text{C}$  в течение 3,5 часа, со скоростью деформации  $5,0 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$  и последующую термическую правку при  $T=650^{\circ}\text{C}$  в течение 2,5 часа. Между операциями предусмотрено охлаждение заготовки лопатки на воздухе. Очевидно, что эту сложную схему деформационной и термической обработки можно согласовать с задачей получения микроструктуры заданного типа не в заготовке лопатки, а уже в штамповке (в заготовке для механической обработки).

При этом необходимо понимать, что в понятие регламентируемой структуры также входят и дефекты ДС : поры, несплошности , химический и фазовый состав, которые эволюционируют в процессе динамической рекристаллизации, а также прямых и обратных фазовых  $\alpha \leftrightarrow \beta$  превращений.

### **1.8 Постановка задачи исследования**

Анализ литературных данных свидетельствует о том, что к настоящему времени накопился достаточно большой объем информации по влиянию, как отдельных термических, механических и термомеханических операций, так и исходной морфологии пластинчатой микроструктуры на полноту и интенсивность трансформации пластинчатой микроструктуры в глобулярную в сплавах на основе Ti.

Кроме того, созданы модели деления пластин  $\alpha$ -фазы, которые позволяют ясно представить и понять процесс трансформации микроструктуры в титановых сплавах.

В основе существующих сегодня эффективных способов получения регламентированной микроструктуры в титановых сплавах, доведенных до промышленного использования, лежит однородная и интенсивная горячая

пластическая деформация. Всесторонняя ковка – один из типичных и ярких представителей данной группы технологических процессов.

Этот метод позволяет получать заготовки практически любой геометрической формы и размеров. Однако ему присущи серьезные недостатки. Эта высокая трудоемкость и энергоемкость процесса при производстве крупногабаритных заготовок, вызванная необходимостью применения мощных прессов и длительных промежуточных нагревов под последующие операции осадки.

Рассматривая вопрос о создании эффективного технологического процесса подготовки структуры в крупногабаритных титановых полуфабрикатах, предлагается ввести классификацию на конечные продукты по их форме: Это - заготовки в виде валов и заготовки в виде шайб, технологии получения которых могут быть различны. Одними из возможных способов получения крупногабаритных валов может быть деформирование по схеме кручение или растяжение, или совместное кручение и растяжение.

Вместе с тем, остается неясным вопрос влияния основных параметров напряженного и деформированного состояния (НДС), на трансформацию крупнозернистой микроструктуры в мелкозернистую, в результате развития динамической рекристаллизации при горячей деформации сплава ВТ5-1 в однофазной  $\alpha$ - области

Поэтому, актуальным является задача определения влияния температурно-скоростных режимов горячей деформации, а также параметров напряженного и деформированного состояний на формирование дислокационной структуры, развитие динамической рекристаллизации в  $\alpha$ - фазе титанового сплава ВТ5-1, и разработка на этой основе технологического процесса получения заготовок из сплава ВТ5-1 и ВТ6 с регламентированной структурой, и изготовления из них макетов полых конструкций методом сверхпластической формовки и диффузионной сварки обеспечивая требуемый комплекс механических свойств.

На основании выше изложенного, цель настоящей работы заключается в следующем.

Установить связь между температурно-скоростными условиями деформации и видом напряженного и деформированного состояния, обеспечивающие формирование мелкозернистой структуры в  $\alpha$ -титановом сплаве ВТ5-1 при горячей пластической деформации одно- и двух-компонентным нагружением и на этой основе разработать технологический процесс получения заготовок из сплава ВТ5-1 и ВТ6 с регламентированным типом микроструктуры для изготовления полых конструкций методом сверхпластической формовки и диффузионной сварки.

Для достижения поставленной цели в работе решались следующие задачи:

1. Установить влияние температурно - скоростных условий горячей деформации в однофазной  $\alpha$  – области и типовыми видами нагружения на формирование мелкозернистой структуры;
2. Изучить влияние основных параметров напряженного состояния, формируемого в материале при горячей деформации одноосным сжатием на диаграммы нагружения и изменение структуры в сплаве ВТ5-1;
3. Определить влияние деформированного состояния - траектории результирующего вектора деформации на механическое поведение сплава ВТ5-1 и эффективность трансформации микроструктуры в рабочем объеме образцов;
4. С учетом особенностей формирования мелкозернистой структуры в  $\alpha$ -фазе титанового сплава ВТ5-1 разработать технологическую схему получения полуфабрикатов для изготовления макетов полых титановых лопаток авиационного газотурбинного двигателя из сплава ВТ6 от этапа получения заготовок с регламентированным типом микроструктуры до изготовления полых конструкций методом сверхпластической формовки и диффузионной сварки.

## ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

### 2.1. Материал для исследования.

В качестве материала для исследования были использованы два конструкционных титановых сплава ВТ5-1 и ВТ6.

Титановый  $\alpha$ -сплав ВТ5-1 использован в качестве модельного сплава для изучения процессов рекристаллизации и получения мелкозернистой структуры в лабораторных образцах при их горячей деформации в однофазной  $\alpha$  - области, а также для разработки технологических рекомендаций получения регламентированной микроструктуры в крупногабаритных заготовках из титанового сплава ВТ6.

Сплав ВТ6 является промышленным 2-х фазным ( $\alpha+\beta$ ) – титановым сплавом у которого содержание Al примерно такое же, как в сплаве ВТ5-1. Он применяется для изготовления деталей и узлов планера летательных аппаратов, а также деталей современных газотурбинных двигателей. Благодаря своим технологическим свойствам сплав широко используют для выполнения диффузионной сварки и сверхпластической формовки [4,5, 94-96].

### 2.2. Химический состав исследуемых сплавов

Сплавы ВТ5-1 и ВТ6 имеют близкий химический состав по содержанию Al (5,6 % и 6,0% соответственно) - основного элемента, стабилизирующего низкотемпературную  $\alpha$ - фазу (таблица 2.1).

Таблица 2.1 - Химический состав и температура полиморфного превращения ( $T_{\text{пн}}$ ), использованных в работе титановых сплавов (по ГОСТ19807-91).

Сплав	Химический состав								$T_{\text{пн}}$ , °C
	Ti	Al	Sn	Zr	V	Fe	N	O	
ВТ5-1	осн.	4,3..6,0	2,0..3,0	<0,3	<1,0	<0,3	0,05	0,15	950
ВТ6	осн.	6,0	–	–	4,0	–	–	–	970

В состоянии поставки сплав ВТ5-1 представлял собой прутки диаметром 50,0 мм и 30,0 мм. Длина прутков равна 150,0 мм. Из прутков вырезали образцы для анализа исходной микроструктуры, а также для проведения экспериментов по изучению влияния механических схем горячей деформации на эволюцию микроструктуры.

Для уточнения химического состава из исходных прутков сплава ВТ5-1 были изготовлены образцы диаметром 30,0 мм и толщиной 3,0 мм для проведения дополнительного анализа химического состава методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (*Energy-dispersive X-ray spectroscopy, EDX*), используя детектор X-Max<sup>N</sup> и программное обеспечение INCA Energy. Результаты анализа представлены в таблице 2.2.

Таблица 2.2 - Химический состав сплава ВТ5-1.

№ измерения	Основа	Легирующие элементы					Примеси		
	<i>Ti</i>	<i>Al</i>	<i>Sn</i>	<i>Zr</i>	<i>Mo</i>	<i>V</i>	<i>N</i>	<i>O</i>	<i>Fe</i>
1	91,34	5,40	2,71	0,00	0,00	0,48	0,00	0,10	0,07
2	91,60	5,29	2,51	0,00	0,00	0,43	0,00	0,00	0,08
3	91,15	5,65	2,63	0,00	0,00	0,37	0,00	0,11	0,09
4	91,80	5,23	2,76	0,00	0,00	0,46	0,00	0,08	0,14
5	91,53	5,50	2,54	0,00	0,00	0,28	0,00	0,10	0,05
6	91,43	5,45	2,72	0,00	0,00	0,40	0,00	0,00	0,04
Ст-е отклонение	0,18	0,09	0,12	0,00	0,00	0,12	0,00	0,04	0,07
ГОСТ19807-91	-	4,3..6,0	2,0..3,0	<0,3	-	<1,0	0,05	0,15	<0,3

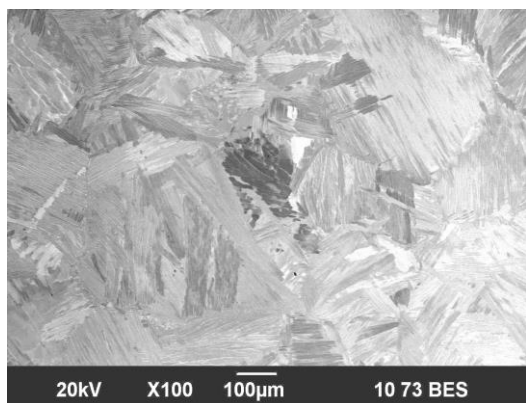
Из результатов таблицы следует, что химический состав, используемого в работе сплава ВТ5-1, соответствует значениям, регламентированным ГОСТ-ом 19807-91, с учетом ошибки измерений.

Для выполнения технологических экспериментов использовали горячекатаные прутки из двухфазного титанового сплава ВТ6 диаметром 100,0мм, химический состав которого представлен в таблице 2.1.

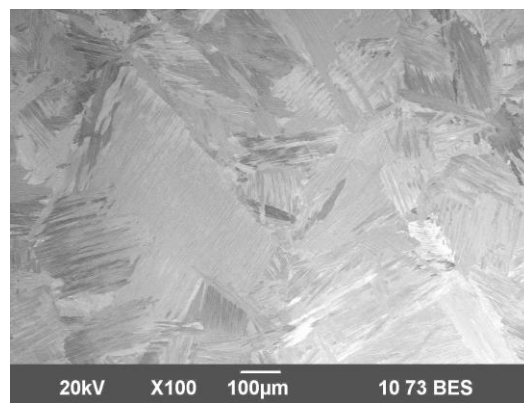
### 2.3. Исходная микроструктура.

Образцы из сплава ВТ5-1 для проведения экспериментов по схемам одноосное растяжение и одноосное сжатие изготавливали из прутков диаметром 50,0 мм. Для выполнения горячей деформации по механическим

схемам 2-х компонентного (кручение + растяжение) нагружения образцы изготавливали из прутков диаметром 30,0 мм. Микроструктура в прутках в исходном состоянии представлена на рисунке 2.1а,б. Это крупные зерна  $\beta$ -превращенного зерна со средним размером  $d_{cp} \sim 200 - 400$  мкм. Внутри которых расположены пластины  $\alpha$ -фазы толщиной  $t_{\alpha} \sim 5..10$  мкм с коэффициентом формы  $K_{\alpha} = 21,1$ .



а.

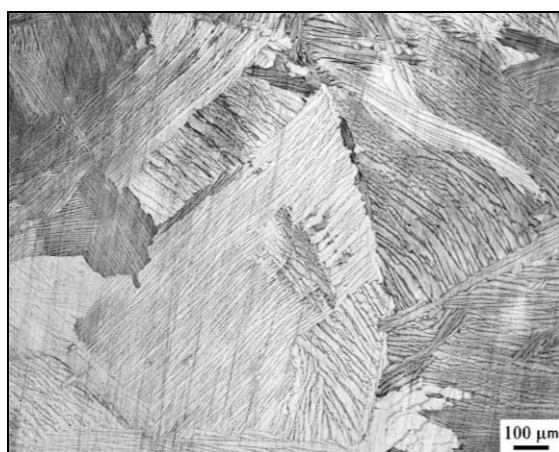


б.

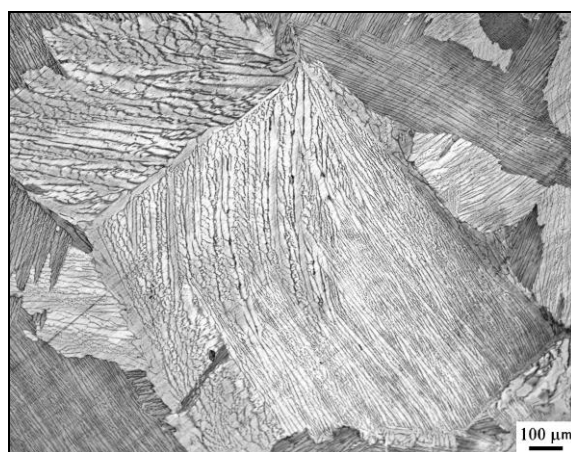
Рисунок 2.1 - Исходная микроструктура титанового сплава VT5-1:

а- плоскость перпендикулярна оси прутка; б- плоскость параллельна оси прутка.

На рисунке 2.2 а, б представлена микроструктура прутков из сплава VT5-1 диаметром 30,0 мм, из которых были изготовлены образцы для



а.



б.

Рисунок 2.2 - Исходная микроструктура сплава VT5-1 в образцах для кручения и растяжения: а- плоскость перпендикулярна оси прутка; б- плоскость параллельна оси прутка.

проведения горячих испытаний в условиях 2х компонентного (кручение +растяжение) нагружения. Параметры микроструктуры следующие: размер  $\beta$  - превращенного зерна  $D_\beta=500,0$  мкм; длина  $\alpha$  - пластин  $l_\alpha=420,0$  мкм; толщина  $\alpha$  - пластин  $b_\alpha=10,0..15,0$  мкм; коэффициент формы частиц  $\alpha$ - фазы  $K_\alpha\sim 25,0$ .

#### 2.4. Методы проведения механических испытаний.

В работе использованы три основных метода горячего деформирования: одноосное растяжение; кручение; одноосное сжатие, и пропорциональное 2-х компонентное (растяжение + кручение) нагружения.

*Деформирование цилиндрических образцов одноосным растяжением.*

Одноосное растяжение осуществляли на универсальном динамометре фирмы “INSTRON”, модель 1185.

При испытании образцов одноосным растяжением исходными данными были усилие  $P_i$  и перемещение подвижной траверсы машины  $\Delta l_i$ .

Строили зависимость  $\sigma_i = f(\epsilon_i)$ .

Интенсивность напряжений  $\sigma_i$  определяется по формуле:

$$\sigma_i = \frac{P_i}{F_i} \quad \dots(1)$$

Текущее значение усилия  $P_i$  находили из диаграммы  $P_i - \Delta l$ , а текущее значение  $F_i$  вычисляли исходя из закона сохранения объема:

$$F_i = \frac{F_0 \cdot l_0}{l_0 + \Delta l} \quad \dots(2)$$

Где:  $F_0$ —начальная площадь сечения образца, мм<sup>2</sup>;

$F_i$  – текущая площадь сечения образца, мм<sup>2</sup>;

$l_0$ – начальная длина образца, мм;

$l_i$ – текущая длина образца, мм;

$\Delta l$  – удлинение образца, мм.



Текущее значение пластической деформации оценивали истинной деформацией  $e_i$ :

$$e_i = \ln\left(\frac{l_i}{l_0}\right), \quad \dots(3)$$

*Деформирование цилиндрических образцов кручением.*

Истинное сопротивление сдвигу, отражающее действительное распределение напряжений по сечению закручиваемого образца, определяли по формуле Людвика - Кармана (или Людвика - Надаи), как максимальное касательное напряжение :

$$\tau = \frac{1}{\pi R^3} \cdot (3M + \theta \cdot \frac{dM}{d\theta}), \quad \dots(4)$$

где  $\tau$  – максимальное касательное напряжение, МПа;

$\theta$  – относительный угол закручивания, рад;

$R$  – радиус образца, мм.

Накопленную деформацию  $e$  при кручении образца рассчитывали по следующей формуле:

$$e = \frac{\varphi \cdot R_0}{\sqrt{3} \cdot L_0}, \quad \dots(5)$$

*Деформирование цилиндрических образцов одноосным сжатием.*

Одноосное сжатие осуществляли на универсальном динамометре фирмы «Shenck Trable».

При испытании образцов одноосным сжатием исходными данными, как и при растяжении были усилие  $P_i$  и перемещение подвижной траверсы машины.

Строили зависимость истинных напряжений от истинной деформации  $\sigma_i = f(e_i)$ .

Интенсивность напряжений  $\sigma_i$  определяли по формуле:

$$\sigma_i = \frac{P_i}{F_i} \quad \dots(6)$$

Текущее значение усилия  $P_i$  находили из диаграммы  $P_i - \Delta h$ , а текущее значение  $F_i$  вычисляли исходя из закона сохранения объема:

$$F_i = \frac{F_0 h_0}{h_i} \quad \dots(7)$$

Где:  $F_0$  – начальная площадь сечения образца, мм<sup>2</sup>;

$F_i$  – текущая площадь сечения образца, мм<sup>2</sup>;

$h_0$  – начальная высота образца, мм;

$h_i$  – текущая высота образца, мм;

$\Delta h_i$  – укорочение образца, мм.

Текущее значение пластической деформации оценивали истинной деформацией  $e_i$ :

$$e = \int_h^{h_0} \frac{dh}{h} = \ln\left(\frac{h_0}{h_i}\right) \quad \dots(8)$$

*Деформирование цилиндрических образцов 2-х компонентным (растяжение + кручение) простым нагружением.*

Горячую пластическую деформацию осуществляли в изотермических условиях при различных температурах и скоростях деформации по следующим схемам:

- 1- кручение (0,5:0);
- 2 - кручение + растяжение (0,2 : 0,47);
- 3 - кручение + растяжение (0,35 : 0,35);
- 4 - кручение + растяжение (0,47 : 0,2);
- 5 – растяжение.

После деформации образцы охлаждали на воздухе. 2-х компонентное деформирование, а также деформирование кручением было проведено с применением испытательной машины сложного нагружения СНТ 10БД [93,97].

При проведении испытаний при одновременном наложении растягивающих напряжений и крутящего момента записываются диаграммы

усилие–перемещение подвижной траверсы машины и момент кручения– относительный угол закручивания. Обе диаграммы связаны между собой временем процесса.

В этом случае значение деформации определяется следующим образом:

$$e = \sqrt{e_i^2 + \left(\frac{\gamma_i}{\sqrt{3}}\right)^2}, \quad \dots(9)$$

Где:  $e_i$  – истинная деформация при растяжении;

$\gamma_i$  – относительный сдвиг при кручении.

Модуль вектора напряжений определяли из выражения:

$$s = \sqrt{\sigma_i^2 + (\sqrt{3}\tau_i)^2}, \quad \dots(10)$$

Где :  $s$  – суммарное напряжение, кг/мм<sup>2</sup>;

$\sigma_i$  – истинное напряжение при растяжении, МПа;

$\tau_i$  – касательное напряжение при кручении, МПа.

*Образцы для проведения горячего деформирования.*

Образцы для проведения экспериментов по горячему деформированию одноосным растяжением и одноосным сжатием изготавливали из прутка диаметром 50,0 мм (рисунок 2.3). Схема образцов и их основные размеры представлены на рисунке 2.4 и рисунке 2.5.

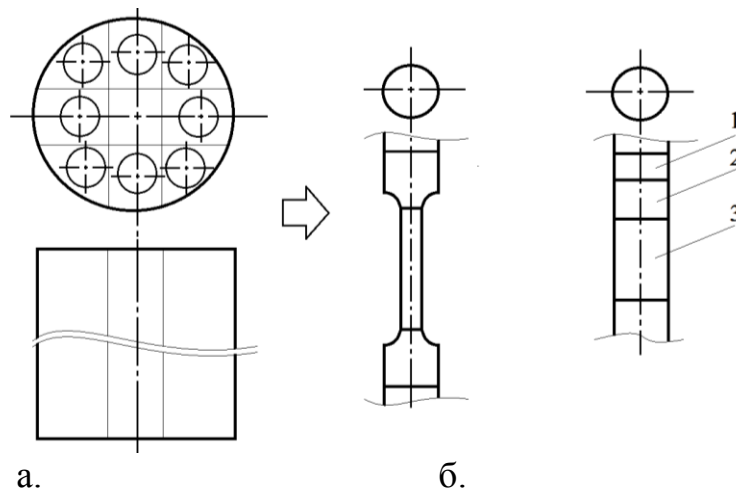


Рисунок 2.3 - Схема вырезки образцов из прутка диаметром 50,0 мм: а- исходный пруток; б- образцы для одноосного растяжения; в- образцы для одноосного сжатия.

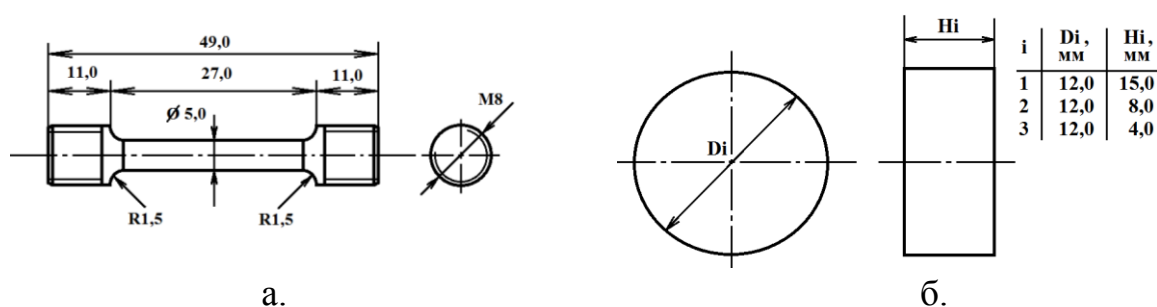


Рисунок 2.4 - Образцы для горячих испытаний в условиях простого нагружения: а- образец для одноосного растяжения; б- образец для одноосного сжатия.

Образцы для горячей деформации в условиях 2-х компонентного нагружения изготавливали из прутка диаметром 30,0 мм. Схема образцов и их размеры представлены на рисунке 2.8.

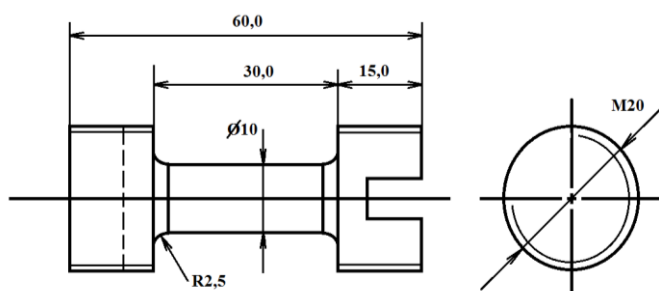


Рисунок 2.5 - Образец для горячих испытаний в условиях 2-х компонентного простого (растяжение + кручение) нагружения.

## 2.5. Подготовка металлографических шлифов

Подготовку металлографических шлифов выполняли в соответствии с рекомендациями, изложенными в работах [98,99].

*Шлифовка.* Исследуемый материал обрабатывали на наждачной бумаге различной зернистости с постепенным переходом от более грубого к более тонкому абразиву. Затем образцы полировали на алмазных пастах А С М 10/7, 7/5, 5/3 таким же методом. Для удаления остатков алмазной пасты образцы промывались в ацетоне.

*Полировка.* Исследуемый образец обрабатывали электрохимическим методом. Электролитическое полирование осуществлялось в электролите состава 30 мл хлорной кислоты + 150 мл уксусного ангидрида [98] при постоянном напряжении и непрерывном охлаждении и перемешивании. Катод – нержавеющая сталь, напряжение 50-70 В. После электрополировки образцы промывались в дистиллированной воде и сушились фильтровальной бумагой. Качество полировки проверялось на оптическом микроскопе

*Химическое травление.* Химическое травление осуществлялось реактивом состава 3 мл плавиковой кислоты + 18 мл глицерина + 3 мл уксусного ангидрида [98] погружением на 15-30 секунд и общей продолжительностью травления не более 2 минут. После травления образцы тщательно промывались в дистиллированной воде, затем сушили в струе сухого горячего воздуха.

## **2.6. Оптическая и электронная, качественная и количественная металлография**

*Оптической металлографии.* Микроструктурные исследования проводились методом оптической микроскопии, с использованием оптического микроскопа «*Nikon Eclipse MA-100*» в обычном свете при увеличениях  $\times 500$ , а также с использованием растрового электронного микроскопа *JEOL-6490LV* при увеличениях  $\times 500$ ,  $\times 2000$ .

*Количественная металлография.* Полученные снимки были обработаны на компьютере с использованием программного обеспечения *Image – Pro Plus 6.0*. Для снимков, сделанных на периферии образцов из поперечного сечения, был произведен расчет среднего размера рекристаллизованных зерен методом секущих. Полученные данные были преобразованы с помощью программного обеспечения *Sigma Plot v 11.0* в гистограммы распределения количества зерен в зависимости от их размера, с использованием Гаусовского распределения [100].

*Дифракционная электронная микроскопия.* Структуру образцов в поперечном центральном сечении изучались с помощью электронной микроскопии при использовании электронного просвечивающего микроскопа JEOL-2000EX TEM с двухплоскостным гониометром при ускоряющем напряжении 160 кV. Для этого нарезались тонкие образцы (заготовки для фольг) на электроискровом станке толщиной 0,5 мм. Затем устранялись механические дефекты на поверхности отрезанных заготовок. Далее заготовки утоняли : в начале на наждачной бумаге, затем на алмазной пасте таким же методом как при приготовлении шлифов.

Приготовление фольг осуществлялось электролитически, струйным методом, электролитом, в состав которого входит 600 мл метанола и 340 мл *n*-бутил. спирта, 30 мл HClO<sub>4</sub>. При этом электролит охлаждался жидким азотом до температуры  $-40^{\circ}$  C.

Режим приготовления фольг на установке Struers Tenupol-3– двух струйном полирующем устройстве: напряжение 30 В; сила тока 0,35-0,45 мА; напор струи электролита 5 единиц по шкале прибора ; фото чувствительность 4 единиц по шкале прибора. Приготовленные фольги промывали в ацетоне.

## **2.7. Определение разориентировки зерен методом дифракции отраженных электронов (ДОЭ/EBSD).**

Анализ дифракции отраженных электронов осуществляли на использовании растрового электронного микроскопа *JEOL-6490LV* с использованием детектора HKLNordlysNano и программ для анализа текстуры и структуры материалов AZTEC HKL и Channel 5.

Образцы для ДОЭ анализа подготавливались шлифовкой и электрохимической полировкой.

Режим съемки был следующим: угол наклона образца относительно горизонтали  $70^{\circ}$ , ускоряющее напряжение 15 кВ, увеличение  $\times 500$ , ширина

mean *BC* – контрастность Кикучи - линий, mean *BS* – угловой коэффициент Кикучи-линий, mean *MAD*-погрешность измерения электронного пучка 100нм, область сканирования 1200x600 точек, шаг сканирования 0,2 мкм, погрешности съемки в центре и на периферии цилиндрических образцов.

Таблица 2.3 – Погрешность съемки при ДОЭ анализа.

Вид нагружения	% идентификации	Mean <i>BC</i>	Mean <i>BS</i>	Mean <i>MAD</i>
Исходное	87,63	147,3	197,0	0,682
Кручение	80,93	133,7	210,3	0,6761
70%кр+30%раст	84,78	141,8	216,2	0,6486
50%кр+50%раст	73,95	129,2	212,5	0,7114
30%кр+70%раст	82,09	142,5	208,3	0,6835
Растяжение	82,86	144,9	225,6	0,6101

количество точек съемки 720000. Погрешности результатов проведенного исследования приведены в таблице 2.2 и 2.3.

## 2.8. Рентгеноструктурный анализ.

Для изучения влияния разворота вектора деформации на параметры гексагональной плотноупакованной решетки  $\alpha$ -титанового сплава VT5-1 на эволюцию текстуры был проведен рентгеноструктурный анализ. При этом использовали следующее оборудование: *Rigaku Ultima IV x-ray Diffractometer*, программное обеспечение *Rigaku PDXL ver.1.1.0.0*, база данных по элементам *International Center for Diffraction Data, Powder Diffraction File<sup>TM</sup> (ICDD PDF-2)*. Рентгенограммы снимали методом Брегга-Брентано [101], используя следующие параметры съемки: медная рентгеновская трубка, напряжение 40 В, сила тока 40 мА,  $\kappa$ - $\beta$  фильтр (на основе Ni), графитовый монохроматор, диапазон углов съемки от 30° до 120°, шаг съемки 0,05°, время набора спектра на шаге съемки 90 секунд, щели Соллера 5°, горизонтальная и вертикальная щель 5мм, устанавливаемые перед отражением от образца рентгеновских лучей. Не полные полюсные фигуры получали методом Шульца, с использованием следующих параметров съемки: медная рентгеновская трубка, напряжение 40 В, сила

тока 40 мА,  $\kappa$ - $\beta$  фильтр (на основе Ni), углы съемки от  $15^\circ$  до  $90^\circ$ , шаг съемки  $0,2^\circ$ , время набора спектра на шаге съемки 60 секунд, диапазон вращения от  $0^\circ$  до  $360^\circ$  с шагом  $0,2^\circ/\text{сек.}$ , диапазон наклона от  $15^\circ$  до  $90^\circ$  с шагом  $0,2^\circ/\text{сек.}$ , щели Соллера  $5^\circ$ , горизонтальная и вертикальная щель 5,0 мм, устанавливаемые перед отражением от образца рентгеновских лучей [101].



### **ГЛАВА 3. ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В СПЛАВЕ ВТ5-1 ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ ТИПОВЫМИ ВИДАМИ НАГРУЖЕНИЯ.**

Преобразование структуры в материале заготовки в процессе горячей пластической деформации определяется видом нагружения, температурой, скоростью и степенью деформации. Для каждого вида нагружения температурно-скоростные режимы деформирования по-своему влияют на механизмы пластического течения, динамического возврата и рекристаллизации, что в сочетании с исходной микроструктурой позволяет формировать в деформированных объектах микроструктуры регламентированного типа.

В данном разделе рассматривается вопрос влияния температурно-скоростных условий нагружения на механическое поведение и превращение крупнокристаллической структуры в микро - кристаллическую при горячей деформации цилиндрических образцов из сплава ВТ5-1 одноосным растяжением, сжатием и кручением.

#### **3.1. Напряженное и деформированное состояния при одноосном растяжении, простом кручении и одноосном сжатии.**

Напряженное состояние, возникающее в цилиндрических образцах при растяжении, сжатии и кручении принято описывать скалярными параметрами - показателем напряженного состояния  $K_1$  и показателем вида напряженного состояния  $K_2$  [55-57]. При этом деформированное состояние обычно определяют величиной вектора результирующей деформации –  $e_{эк}$

Учитывая гипотезу «единой кривой» и область допустимых значений деформации в которых пластическое течение можно считать равномерным, в главных осях значения параметров напряженного  $K_1$ ,  $K_2$  и деформированного состояний  $e_{эк}$ , рассчитанные по стандартным формулам механики деформированного твердого тела представлены в таблице 3.1 [55-57]. Из результатов таблицы 1 следует, что значения  $K_1$  и  $K_2$  постоянны в процессе деформации и не зависят от текущего значения напряжений течения. При

одноосном растяжении и сжатии значения показателя напряженного состояния равны по абсолютной величине  $K_2 \sim 0,58$ , но различны по знаку, а при кручении  $K_1 = 0$ . Значения показателя вида напряженного состояния,  $K_1$  равно:  $-1$ ,  $0$  и  $+1$  соответственно для одноосного растяжения, кручения и одноосного сжатия.

Таблица 3.1. Параметры напряженного и деформированного состояний различных видов нагружения.

Вид нагружения	$\sigma_1$	$\sigma_2$	$\sigma_3$	$\sigma_{ср}$	$\Gamma$	$\sigma_{эк}$	$K_1$	$K_2$	$\Gamma$	$e_{эк}$
Одноосное растяжение	$\sigma_1$	0	0	$\sigma_1/3$	$1/\sqrt{3} \sigma_1$	$\sqrt{3}\sigma_1$	$1/\sqrt{3}$	-1	$\Gamma/\sqrt{3}$	$\varepsilon_1$
Кручение	$\sigma_1$	0	$-\sigma_1$	0	$\Gamma$	$\sigma_1/\sqrt{3}$	0	0	$\Gamma$	$\sqrt{3}\varepsilon_1$
Одноосное сжатие	0	0	$-\sigma_1$	$-\sigma_1/3$	$1/\sqrt{3} \sigma_1$	$\sqrt{3}\sigma_1$	$-1/\sqrt{3}$	1	$\Gamma/\sqrt{3}$	$ \varepsilon_1 $

Таким образом, напряженное состояние при деформировании цилиндрических образцов типовыми видами нагружения может быть определено в рамках принятых допущений о равномерности развития пластического течения. Поэтому допуская незначительной разницу в значениях параметра  $K_2$ , и возможность обеспечения равенства результирующего вектора деформации и начальной скорости деформации при монотонном нагружении типовыми видами оценим влияние типовых видов нагружения на механическое поведение и микроструктурные изменения в титановом сплаве ВТ5-1 при горячей деформации в однофазной  $\alpha$ - области.

Экспериментальные результаты механических испытаний цилиндрических образцов одноосным растяжением, сжатием и кручением представлены в виде зависимостей  $\sigma=f(e)$ , используя данные таблицы 1 и расчетные формулы, рассмотренные в предыдущей главе.

### **3.2. Механическое поведение и микроструктурные изменения при горячей деформации одноосным растяжением.**

#### ***Механическое поведение***

Зависимости  $\sigma=f(e)$  в диапазоне температур однофазной  $\alpha$ - области сплава ВТ5-1 представлены на рисунке 3.1. Практически все кривые,

начиная с момента начала развития пластического течения материала, представляют собой «падающие» диаграммы, которые характеризуются деформационным разупрочнением  $d\sigma/de$ . Уменьшение скорости деформации, также как и повышение температуры деформации приводит к понижению величины деформационного упрочнения (рисунки 3.1,3.2).

Деформированное состояние в цилиндрических образцах при одноосном растяжении характеризуется локализованным пластическим течением материала. Образцы, деформируются с образованием «шейки». Точка  $\varepsilon^*$  (рисунок 3.1) является точкой перехода от равномерного течения к локализованному до момента разрушения, точка  $\varepsilon^{**}$ . Степень локализации деформации и предельная пластичность сплава ВТ5-1 с крупнокристаллической структурой изменяются в зависимости от температуры и скорости деформации по-разному.

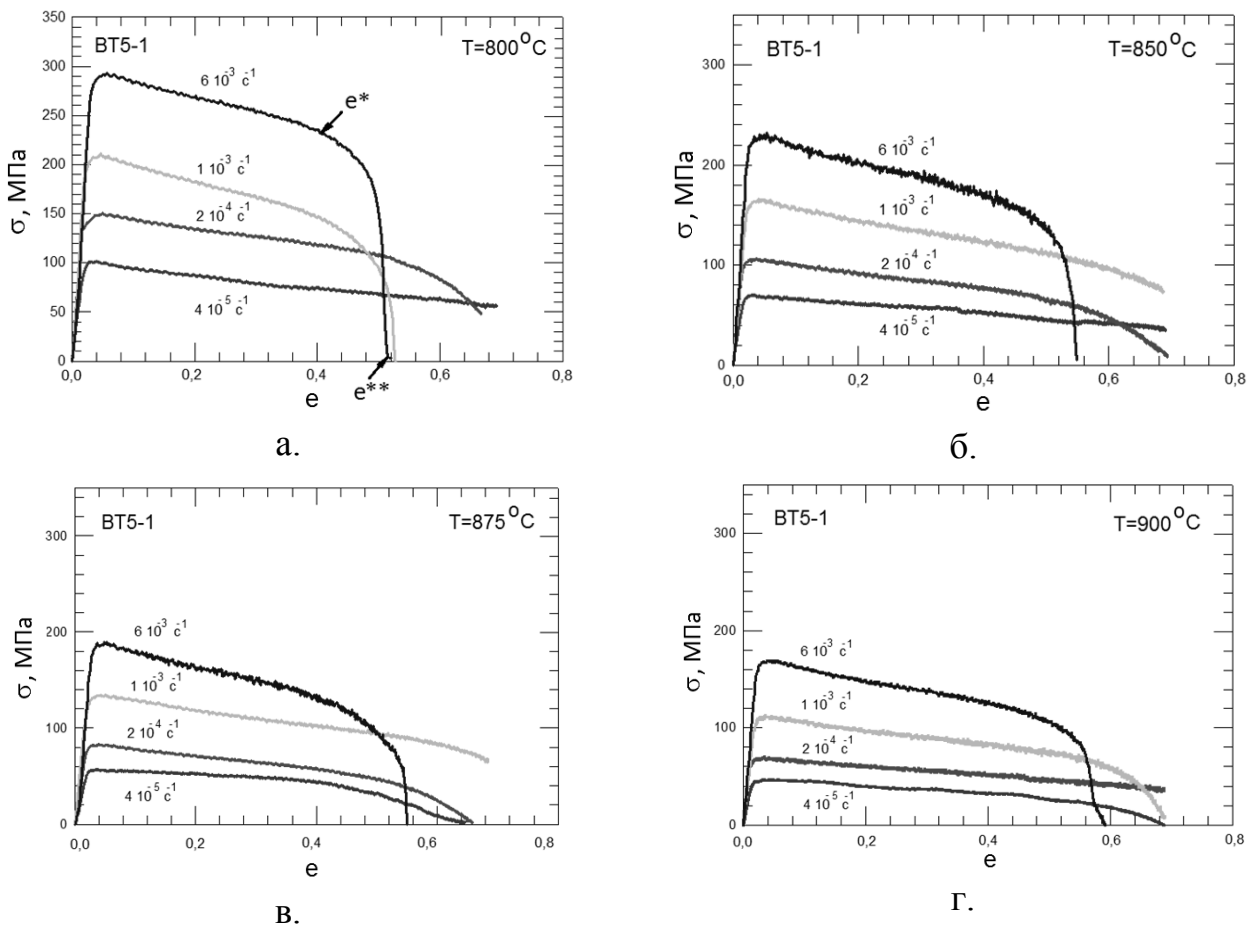
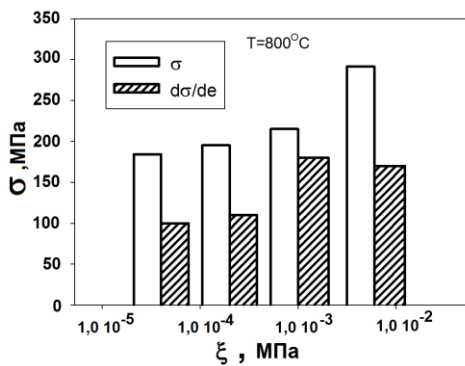


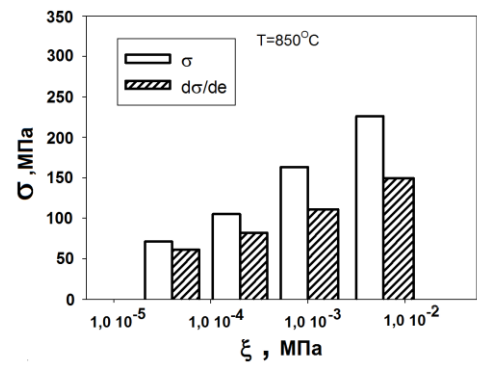
Рисунок 3.1 – Зависимость напряжений течения от степени деформации при различной температуре и скорости деформации: а-  $T=800^\circ\text{C}$ ; б-  $T=850^\circ\text{C}$ ; в-  $875^\circ\text{C}$ ; г-  $900^\circ\text{C}$ .

Таблица 3.2. Параметры кривых деформации  $\sigma=f(\dot{\epsilon})$  сплава ВТ5-1 при одноосном растяжении

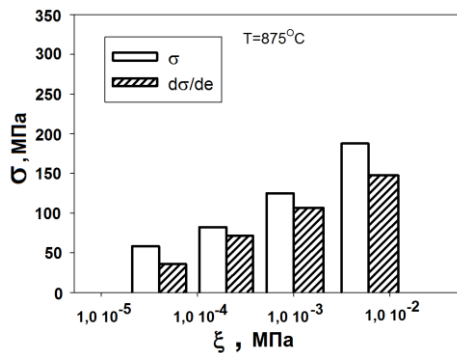
T, °C	Начальная скорость деформации $\xi$ , $\text{с}^{-1}$	Начальные напряжения течения $\sigma_{02}$ , МПа	Деформационное разупрочнение $d\sigma/d\epsilon$ , МПа	Пластичность, $e^*/e^{**}$
800	$4,0 \cdot 10^{-5}$	184,2	100,0	0,69 / 0,69
	$2,0 \cdot 10^{-4}$	195,3	107,1	0,50 / 0,68
	$1,0 \cdot 10^{-3}$	215,1	180,1	0,41 / 0,56
	$6,0 \cdot 10^{-3}$	291,6	170,2	0,39 / 0,54
850	$4,0 \cdot 10^{-5}$	71,20	60,89	0,69 / 0,69
	$2,0 \cdot 10^{-4}$	105,1	82,10	0,49 / 0,69
	$1,0 \cdot 10^{-3}$	163,3	111,1	0,6 / 0,69
	$6,0 \cdot 10^{-3}$	226,1	149,4	0,44 / 0,57
875	$4,0 \cdot 10^{-5}$	58,10	35,70	0,43 / 0,65
	$2,0 \cdot 10^{-4}$	82,30	71,40	0,50 / 0,65
	$1,0 \cdot 10^{-3}$	125,0	106,3	0,53 / 0,66
	$6,0 \cdot 10^{-3}$	187,5	147,4	0,40 / 0,55
900	$4,0 \cdot 10^{-5}$	43,30	22,2	0,58 / 0,69
	$2,0 \cdot 10^{-4}$	74,20	45,0	0,69 / 0,69
	$1,0 \cdot 10^{-3}$	112,3	94,4	0,58 / 0,69
	$6,0 \cdot 10^{-3}$	167,1	122,2	0,48 / 0,59



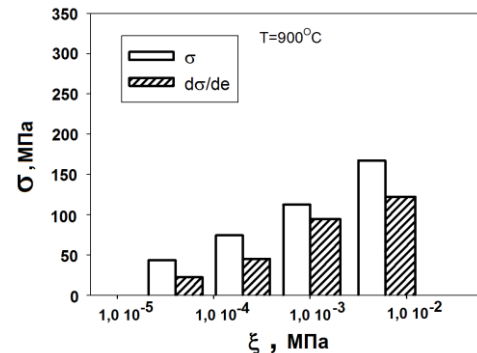
а.



б.



в.



г.

Рисунок 3.2 – Зависимость напряжений течения и коэффициента деформационного разупрочнения от скорости и температуры деформации: а -  $T=800^{\circ}\text{C}$ ; б -  $T=850^{\circ}\text{C}$ ; в -  $875^{\circ}\text{C}$ ; г-  $900^{\circ}\text{C}$ .

Предельная пластичность в образцах повышается с повышением температуры и уменьшается с увеличением скорости деформации. При этом, равномерность пластического течения материала в зависимости от температуры и скорости деформации изменяется немонотонно (таблица 3.2 и рисунок 3.3). Так при низких температурах  $800^{\circ}\text{C}$  и  $850^{\circ}\text{C}$ , близких к температуре рекристаллизации сплава ВТ5-1, однородность пластического течения (равенство деформаций  $e^*=e^{**}$ ) наблюдалась только при минимальной начальной скорости деформации  $\xi = 4,0 \cdot 10^{-5} \text{c}^{-1}$ . В тоже время при температуре  $850^{\circ}\text{C}$  и скорости  $1,0 \cdot 10^{-3} \text{c}^{-1}$  также можно наблюдать повышение степени равномерности пластического течения материала. При повышенных температурах, близких к температуре обратного фазового  $\alpha \rightarrow (\alpha+\beta)$  перехода однородность пластического течения приобретает более яркую зависимость от скорости деформации. При температуре  $875^{\circ}\text{C}$  равномерность течения материала становится наибольшей при  $\xi=1,0 \cdot 10^{-3} \text{c}^{-1}$ ,

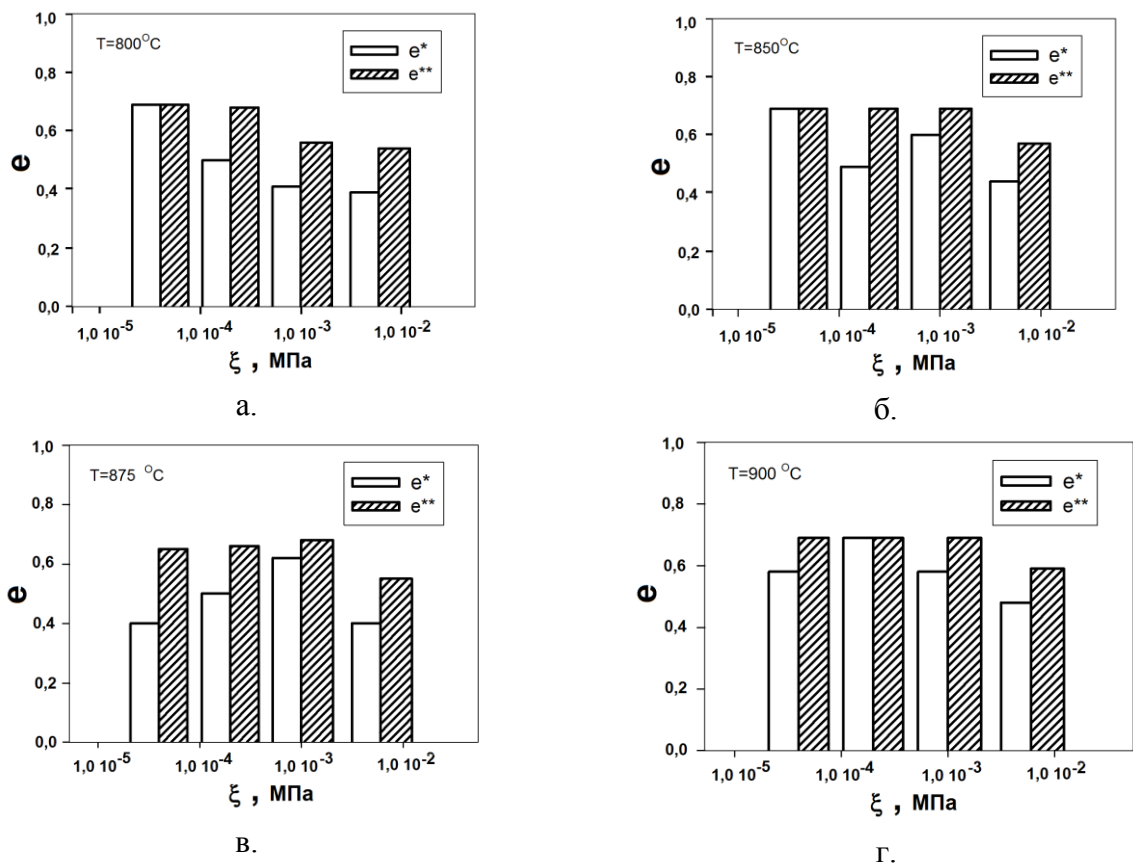


Рисунок 3.3 – Зависимость деформации локализованного  $e^*$  и равномерного  $e^{**}$  течения материала: а-  $T=800^{\circ}\text{C}$ ; б-  $T=850^{\circ}\text{C}$ ; в-  $875^{\circ}\text{C}$ ; г-  $900^{\circ}\text{C}$ .

а при  $T = 900^{\circ}\text{C}$  материал деформируется без образования шейки до завершения деформирования при  $\epsilon=0,69(100\%)$ . Обнаруженные особенности механического поведения  $\alpha$ -титанового сплава ВТ5-1 при горячей деформации одноосным растяжением в однофазной  $\alpha$ -области в скоростном интервале  $10^{-5}\dots 10^{-2}$  с $^{-1}$  позволяют говорить о том, что оно определяется термически активируемыми микро- механизмами пластической деформации, которые влияют изменение исходной микроструктуры

***Эволюция микроструктуры в сплаве ВТ5-1 при горячей пластической деформации одноосным растяжением.***

Исследования микроструктурных изменений в материале образцов после горячей деформации при температуре  $T=875^{\circ}\text{C}$  и  $T=900^{\circ}\text{C}$  в интервале скоростей деформации  $\dot{\xi} = 10^{-5}\dots 10^{-2}$  с $^{-1}$  были проведены с учетом обнаруженной особенности пластического течения материала, описанной в предыдущем разделе, а также одинаковой величины достигаемой деформации  $\epsilon=0,69(100\%)$ . Изучали две области: «а»- зону локализации деформации и «б» - зону равномерного течения материала (рисунок 3.4). На рисунках 3.5 и 3.6 представлены микроструктуры образцов, в точках «а» и «б» после деформации. Наблюдаемая микроструктура характеризуется

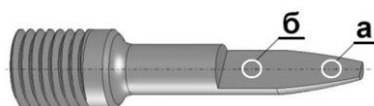


Рисунок 3.4 – Области изучения микроструктуры, локализованной (а) и равномерной (б) деформации.

разнообразием морфологии. В областях «а» и «б» одновременно присутствуют вытянутые зерна исходной  $\alpha$ - фазы (зерна колоний  $\alpha$ - фазы) с размером 150...200 мкм, а также зерна рекристаллизованной  $\alpha$ - фазы с размером 2-20 мкм глобулярной формы. Внутри исходных зерен  $\alpha$ - фазы можно видеть искривленные в процессе деформации  $\alpha$ - пластины. Если, наблюдаемое искривление  $\alpha$ - пластин совпадает с направлением течения

«а» - локализованная деформация

«б» - равномерная деформация

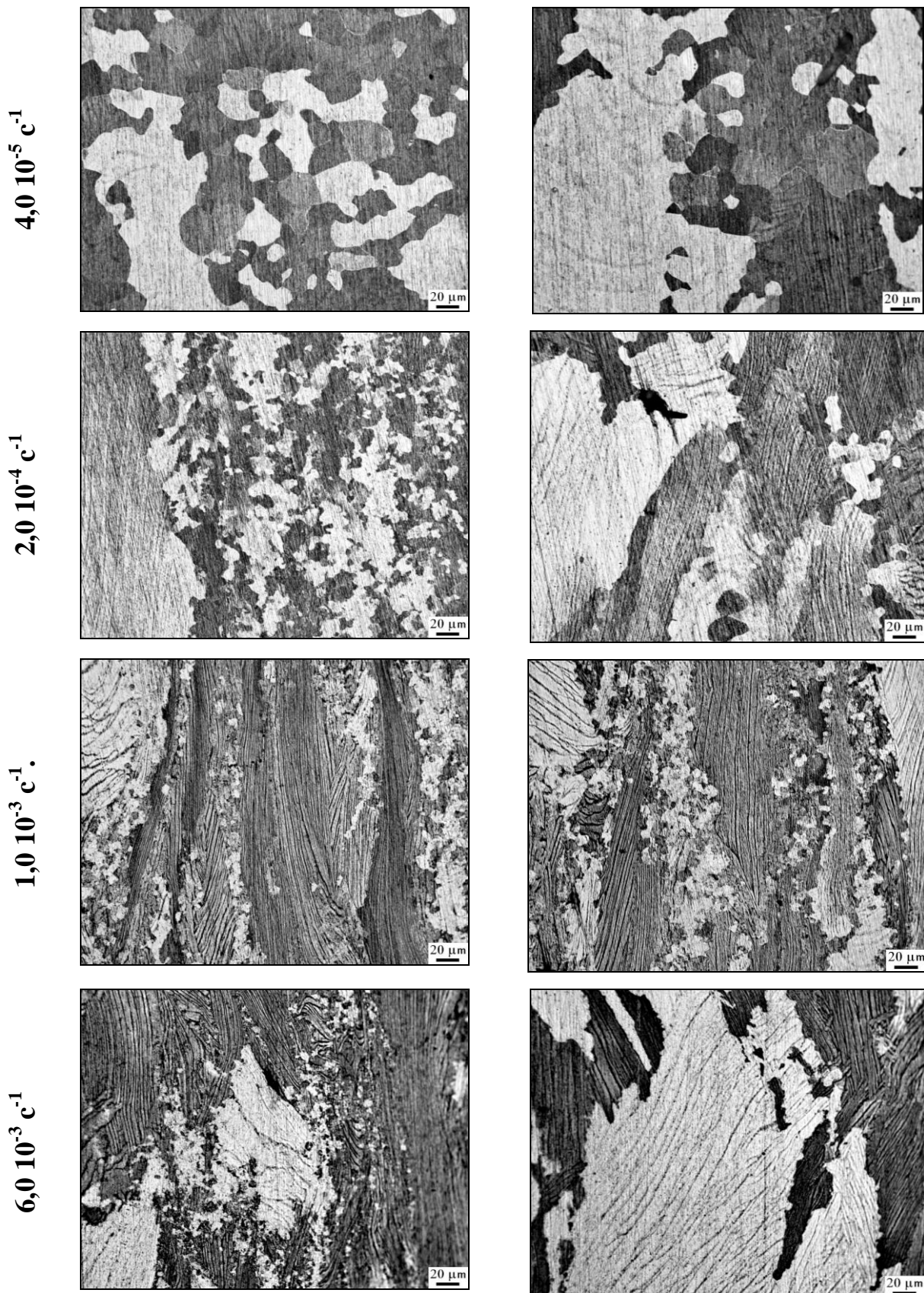


Рисунок 3.5 – Изменение микроструктуры в образцах после одноосного растяжения при температуре  $T=875^{\circ}\text{C}$ .



«а»- локализованная деформация

«б»- равномерная деформация

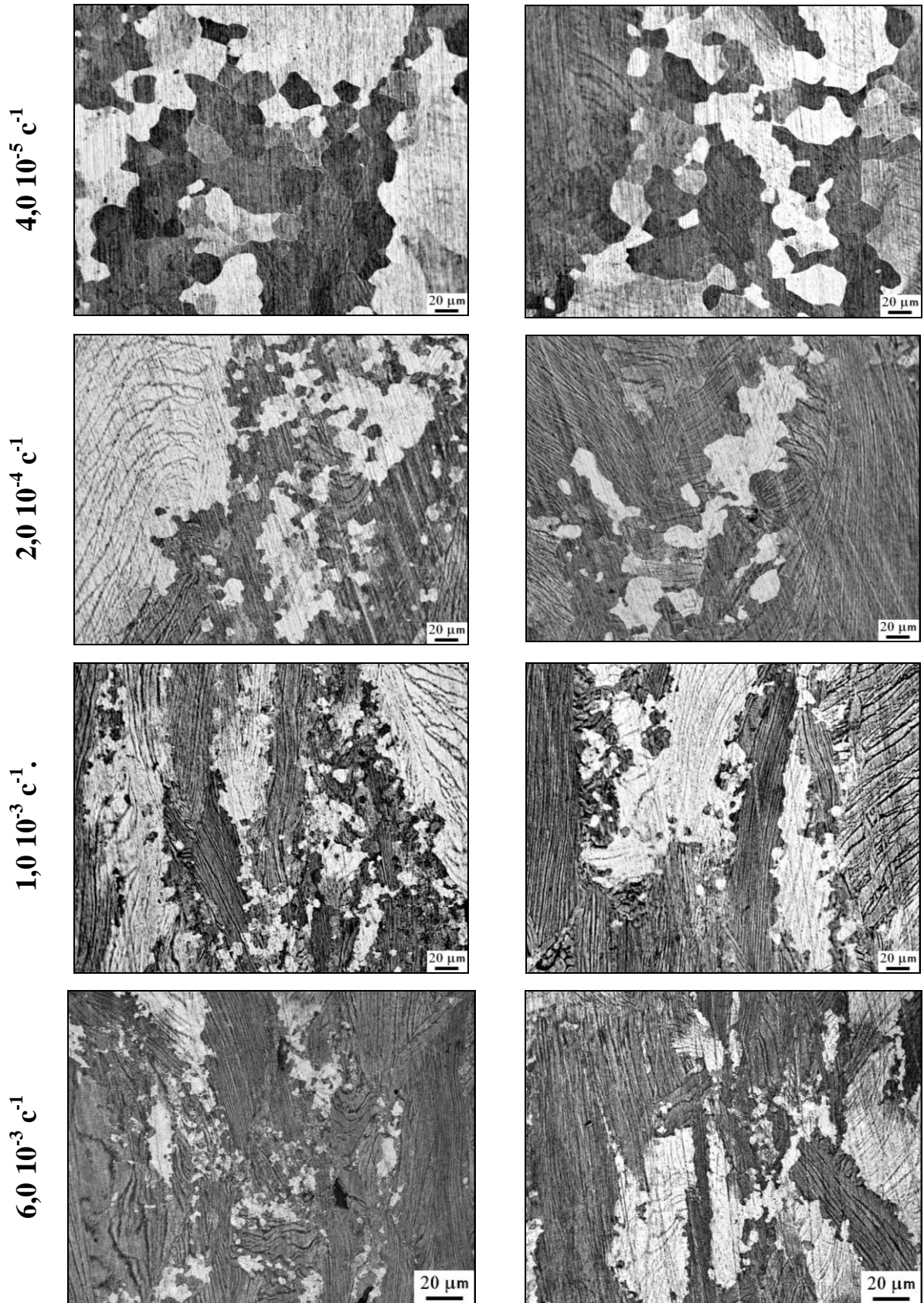


Рисунок 3.6 – Изменение микроструктуры в образцах после одноосного растяжения при температуре  $T = 900^{\circ}\text{C}$ .



Таблица 3.3. Средний размер зерен рекристаллизованной структуры при одноосном растяжении.

Скорость деформации $\xi$ , $\text{с}^{-1}$	Температура деформации			
	875 $^{\circ}\text{C}$		900 $^{\circ}\text{C}$	
	$d_a$ , * мкм	$d_b$ , ** мкм	$d_a$ , мкм	$d_b$ , мкм
$4,0 \cdot 10^{-5}$	12,94	16,71	15,16	18,46
$2,0 \cdot 10^{-4}$	5,26	9,15	8,32	10,23
$1,0 \cdot 10^{-3}$	2,85	3,51	3,63	4,11
$6,0 \cdot 10^{-3}$	1,50	2,23	2,39	2,45

\* - область локализованной деформации

\*\* - область равномерной деформации

материала при растяжении, то вытянутость деформированных исходных  $\alpha$ -зерен совпадает с осью растяжения образцов. Скопления рекристаллизованных  $\alpha$ - зерен в основном располагаются по границам исходных  $\alpha$ - зерен ( $\alpha$ - колоний). Внутри которых наряду искривлением, можно наблюдать и фрагментацию  $\alpha$ -пластин.

Типичная микроструктура, соответствующая этому описанию, представлена на рисунке 3.5, где изображена микроструктура в зонах «а» и «б» после деформации на величину  $\epsilon=0,69(100\%)$  при температуре  $T=875^{\circ}\text{C}$  с начальной скоростью деформации  $\xi = 1,0 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ .

Режимы деформирования, а и. скорость и температура деформации влияют на параметры деформированной микроструктуры: на форму и размер исходных  $\alpha$ -зерен; на структуру границ и форму  $\alpha$ -пластин, а также на размер рекристаллизованных зерен и объем рекристаллизованной микроструктуры.

Увеличение скорости деформации с  $1,0 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  до  $6,0 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  приводит к понижению размера рекристаллизованных зерен с 2,85 мкм до 1,50 мкм в зоне локализованной деформации и с 3,5 мкм до 2,2 мкм - в зоне равномерного течения материала. При обоих случаях рекристаллизованные зерна сосредоточены вблизи границ исходных  $\alpha$ -зерен. При этом кривизна  $\alpha$ -пластин и их фрагментация растут, а границы между  $\alpha$ -пластинами

становятся более четкими.

При понижении скорости деформации с  $1,0 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  до  $4,0 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$  наблюдается противоположная картина. Кривизна  $\alpha$ -пластин уменьшается, границы между пластинами  $\alpha$ -зерен становятся менее четкими, размер зерен рекристаллизованной структуры увеличивается до значения 12,9 мкм в области «а»- локализованного течения материала и до значения 16,7 мкм – в области «б»- равномерного течения. Отметим, что при всех скоростях деформации средний размер рекристаллизованных зерен в зоне «а» всегда остается ниже, чем в зоне «б».

Повышение температуры деформации с  $875^{\circ}\text{C}$  до  $900^{\circ}\text{C}$  не оказывает влияния на характер изменения микроструктуры в зонах с локализованным и равномерным течением материала при изменении скорости деформации (рисунок 3.5). Однако, эффект влияния на микроструктуру изменения скорости деформации становится ярче.

При наименьшей в данном эксперименте скорости деформации образцов  $\xi = 4,0 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$  в зоне «а» и «б» практически всю наблюдаемую поверхность занимает рекристаллизованная структура с равноосной формой зерен, без каких либо следов исходной пластинчатости внутри зерен. Разница в размере вновь образованных зерен в области «а» и «б» минимальна, и составляет величину порядка 5...6%, при этом размер зерен соответственно равен 15,2 мкм и 18,5 мкм.

Увеличение скорости деформации до  $\xi = 2,0 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ , приводит к искривлению  $\alpha$ -пластин внутри исходных  $\alpha$ -зерен, усилению их фрагментации. Контраст на границах  $\alpha$ -пластин повышается. Динамическая рекристаллизация сосредотачивается по границам исходных  $\alpha$ -зерен с сильно искривленными и фрагментированными  $\alpha$ -пластинами. При высоких значениях скорости деформации  $\xi = 1,0 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  и  $6 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ .

Искривленность  $\alpha$ -пластин уменьшается, однако появляется вытянутость исходных  $\alpha$ -зерен, а также областей с рекристаллизованной структурой в

направление оси растяжения образцов. Отметим, что в области «а» и «б» микроструктурные изменения схожи. При этом средний размер рекристаллизованных зерен продолжает уменьшаться и становится равным в зоне «а»-3,6 мкм, в зоне «б» -4,1 мкм (при скорости деформации  $1,0 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ ).

Наименьшее значение среднего размера рекристаллизованных зерен было зафиксировано при скорости деформации  $6,0 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ . Размер зерен в зоне локализованной и равномерной деформации соответственно равны 2,39 мкм и 2,45 мкм, т.е. становятся примерно равными (таблица 3.3, рисунок 3.7).

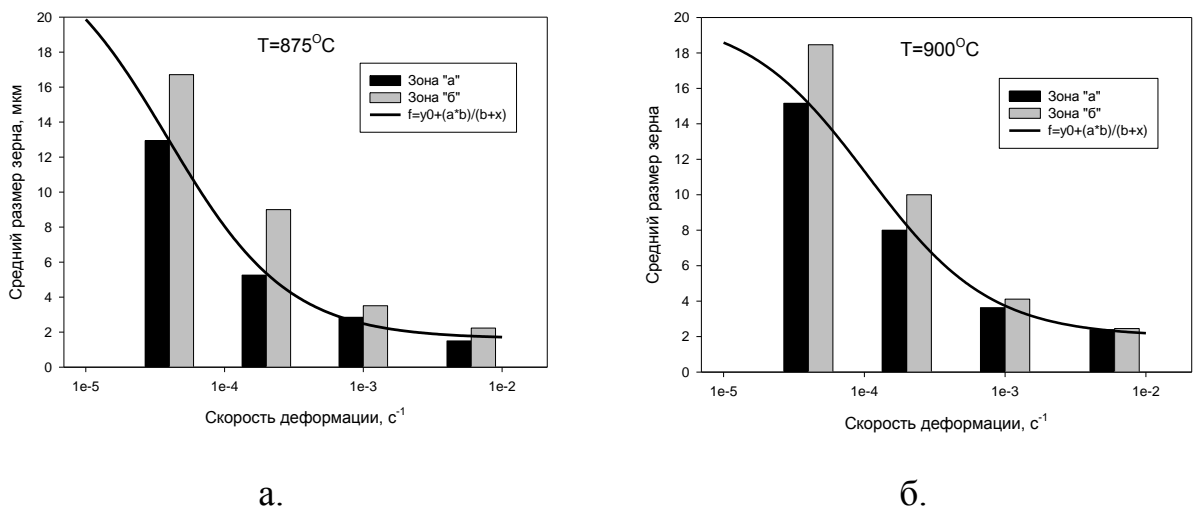


Рисунок 3.7 – Средний размер рекристаллизованных зерен в зависимости от скорости и температуры деформации: а –  $T=875^{\circ}\text{C}$ ; б –  $T=900^{\circ}\text{C}$ .

При малых скоростях деформации, температура деформации оказывает существенно большее влияние на изменение размера зерен рекристаллизованной структуры, по сравнению с высокими скоростями. Тем не менее, зависимость изменения размера зерен при деформации от скорости деформации носит монотонный характер и хорошо аппроксимируется гиперболической функцией и при температуре деформации  $T=875^{\circ}\text{C}$ , и при  $T=900^{\circ}\text{C}$  (зона «а» рисунок 3.7а,б).

Анализ полученных результатов механических испытаний и микроструктурных изменений подтверждает связь режимов нагружения с изменением параметров исходной микроструктуры, которая обусловлена развитием двух конкурирующих процессов: динамического возврата внутри первичных  $\alpha$ - зерен и динамической рекристаллизацией вблизи их границ.

### 3.3. Механическое поведение и микроструктурные изменения при горячей деформации простым кручением

#### *Механическое поведение*

Механическое поведение сплава ВТ5-1 с исходной крупнокристаллической структурой при горячей деформации кручением изучали в диапазоне скоростей  $\dot{\epsilon} = 4,0 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1} \dots 6,0 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  и температуры деформации  $800^{\circ}\text{C} \dots 900^{\circ}\text{C}$ . На рисунке 3.9 представлены результаты исследования в виде кривых зависимостей эквивалентных напряжений  $\sigma$  от эквивалентных деформаций  $\epsilon$ . Пересчет исходных кривых  $\tau=f(\gamma)$  выполнен с использованием известных формул, подробно рассмотренных в главе 2. На кривых нагружения  $\sigma=f(\epsilon)$ , на этапе пластического течения материала наблюдаются два участка (рисунок 3.9).

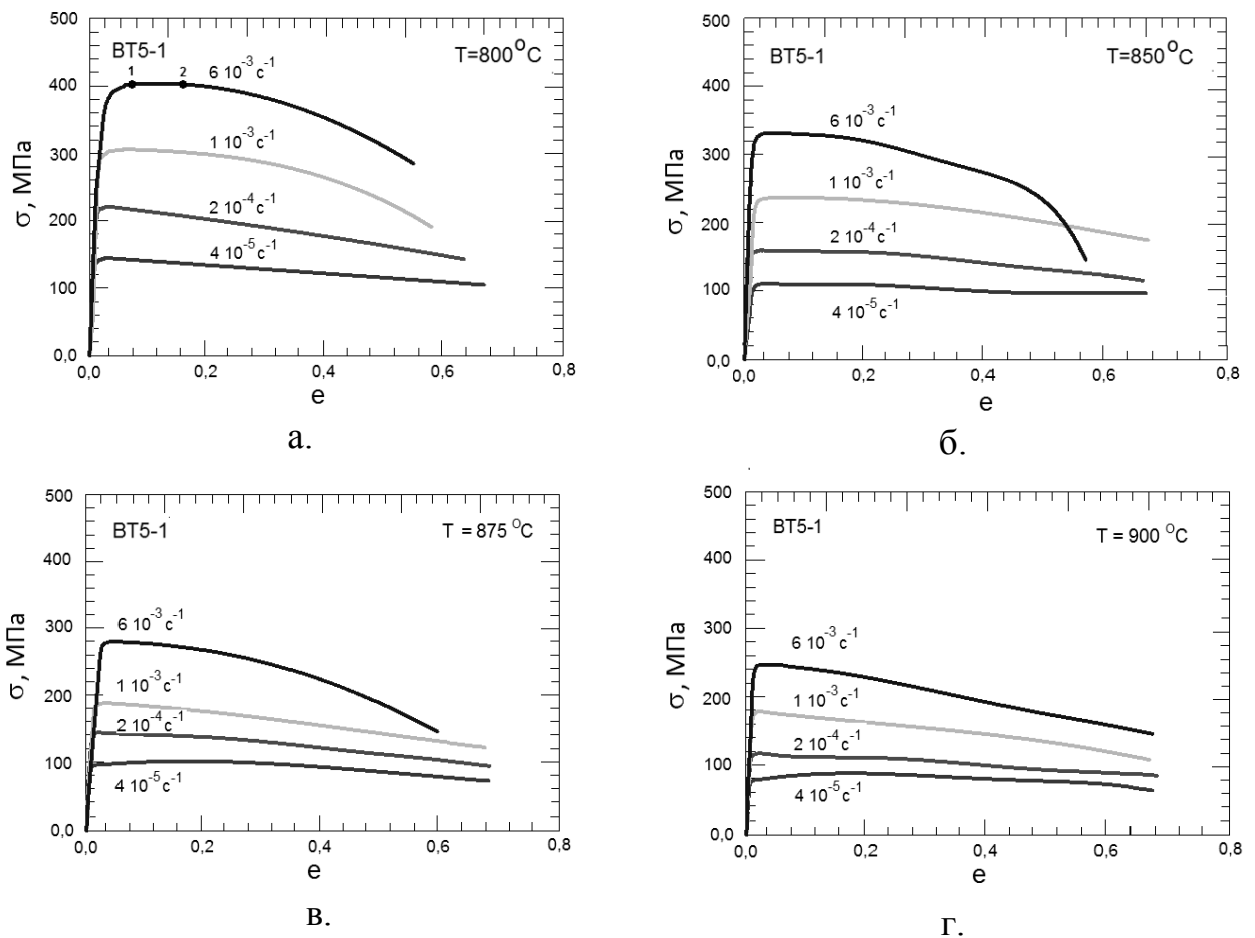
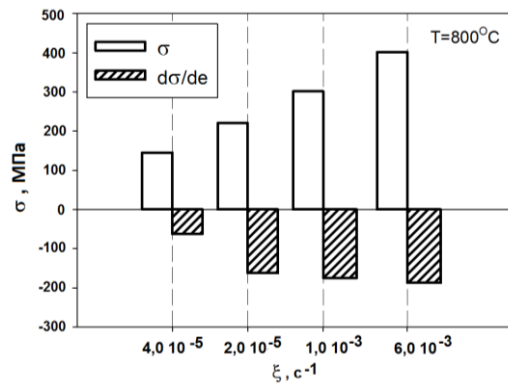


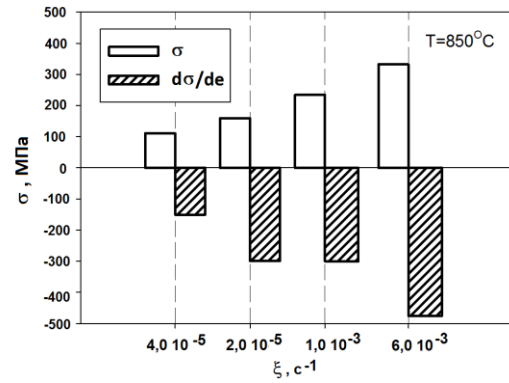
Рисунок 3.8 - Зависимость напряжений течения от температуры, степени и скорости деформации:  $T = 800^{\circ}\text{C}$ ;  $T = 850^{\circ}\text{C}$ ;  $T = 875^{\circ}\text{C}$ ;  $T = 900^{\circ}\text{C}$ .

Таблица 3.4. Параметры кривых деформации  $\sigma=f(\epsilon)$  сплава ВТ5-1 при кручении.

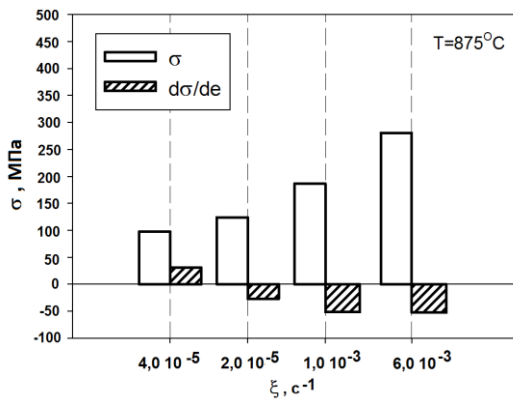
T, °C	Начальная скорость деформации $\xi$ , с <sup>-1</sup>	Начальные напряжения течения $\sigma$ , МПа	Деформационное упрочнение ( $d\sigma/d\epsilon$ ), МПа
800	$4,0 \cdot 10^{-5}$	145,2	- 62,5
	$2,0 \cdot 10^{-4}$	220,1	-162,7
	$1,0 \cdot 10^{-3}$	301,5	-175,1
	$6,0 \cdot 10^{-3}$	402,0	-187,5
850	$4,0 \cdot 10^{-5}$	110,3	-150,5
	$2,0 \cdot 10^{-4}$	259,5	-299,1
	$1,0 \cdot 10^{-3}$	234,2	-300,3
	$6,0 \cdot 10^{-3}$	332,1	-476,1
875	$4,0 \cdot 10^{-5}$	97,6	+31,3
	$2,0 \cdot 10^{-4}$	124,1	-27,2
	$1,0 \cdot 10^{-3}$	186,6	-51,5
	$6,0 \cdot 10^{-3}$	280,4	-52,6
900	$4,0 \cdot 10^{-5}$	78,5	+72,2
	$2,0 \cdot 10^{-4}$	119,6	-71,3
	$1,0 \cdot 10^{-3}$	178,7	-76,3
	$6,0 \cdot 10^{-3}$	226,6	-87,5



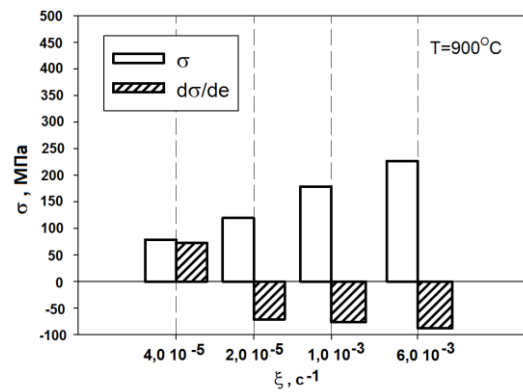
а.



б.



в.



г.

Рисунок 3.9 – Зависимость напряжений течения и коэффициента деформационного упрочнения от скорости и температуры деформации : а - T=800°C; б - T=800°C; в - T=800°C; г - T=800°C.

На начальном участке «1-2» пластическая деформация происходит без изменения значений напряжений течение материала. После точки «2» на кривых  $\sigma=f(\epsilon)$  появляется участок разупрочнения, интенсивность которого повышается с увеличением степени деформации. В ряде экспериментов участок снижения напряжений течения завершается разрушением образцов.

Протяженность участка развития пластического течения материала без упрочнения «1-2» при деформации образцов со скоростью  $6,0 \cdot 10^{-3} \text{c}^{-1}$  уменьшается с увеличением температуры. При температуре  $900^\circ\text{C}$  деформация материала практически сразу начинает развиваться со стабильным разупрочнением.

Пластическая деформация образцов со скоростями деформации  $6 \cdot 10^{-2} \text{c}^{-1}$  и  $1,0 \cdot 10^{-3} \text{c}^{-1}$  за пределами точки «2» происходит с увеличением интенсивности разупрочнения. Деформация локализуется в отдельных сечениях и завершается срезом по этим сечениям. Повышение температуры деформации повышает равномерность развития сдвиговой деформации, снижая интенсивность деформационного разупрочнения. Однако по сравнению с температурой деформации скорость деформации в большей мере способствует равномерному развитию пластического течения материала (рисунки 3.8, 3.9).

Одновременное повышение температуры и снижение скорости деформации приводит к появлению на кривых деформации (Рисунок 3.8) заметной осцилляции на фоне снижением интенсивности разупрочнения. При скорости деформации образцов  $4,0 \cdot 10^{-5} \text{c}^{-1}$  и температурах  $875^\circ\text{C}$  и  $900^\circ\text{C}$  на начальном этапе деформации на кривых  $\sigma=f(\epsilon)$  появляется незначительное деформационное упрочнение (рисунок 3.8,3.9).

Влияние температуры и скорости деформации на параметры деформированного состояния сплава ВТ5-1 при кручении цилиндрических образцов в выбранном диапазоне режимов нагружения предсказуемо сопровождается повышением пластичности материала с повышением температуры и уменьшением скорости деформации. Развитие пластического

течения материала при кручении в выбранных температурно-скоростных условиях оказывает влияние на протекание динамического возврата, а также на развитие динамической рекристаллизацией и преобразование крупнокристаллической структуры в микрокристаллическую.

***Эволюция микроструктуры в сплаве ВТ5-1 при горячей пластической деформации кручением.***

Известно, что пластическая деформация в цилиндрическом образце при кручении развивается на периферии и затухает к центру. Поэтому преобразование крупнокристаллической структуры при кручении изучали в двух областях: «а» - участок образца вблизи боковой поверхности и «б»- в центре образца (рисунок 3.10).

На рисунках 3.11 и 3.12 представлены микроструктуры в точках «а» и «б» после деформирования образцов кручением при температурах 875<sup>0</sup>С и 900<sup>0</sup>С в интервале скоростей деформации  $4,0 \cdot 10^{-5} \dots 6,0 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ . Данные значения температуры деформации были выбраны неслучайно. При этих

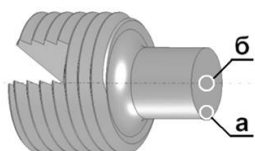


Рисунок 3.10 – Области изучения микроструктуры, периферийная область образца - а, центр образца - б.

температурах и малых значениях скоростей деформации на кривых  $\sigma=f(\epsilon)$  одновременно наблюдаются участки с деформационным упрочнением и разупрочнением материала (рисунок 3.8,3.9).

Микроструктура на периферийной части образца после их деформации при температуре 875<sup>0</sup>С со скоростью  $\xi = 4,0 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$  практически полностью представлена областью рекристаллизованных зерен с глобулярной морфологией и средним размером, равным 8,0...15,0 мкм (рисунок 3.10, таблица 3.5). Оставшиеся участки представлены колониями сильно искривленных  $\alpha$ -пластин с толщиной пластин соизмеримой с размером

«а» - периферия образца

«б» - центр образца

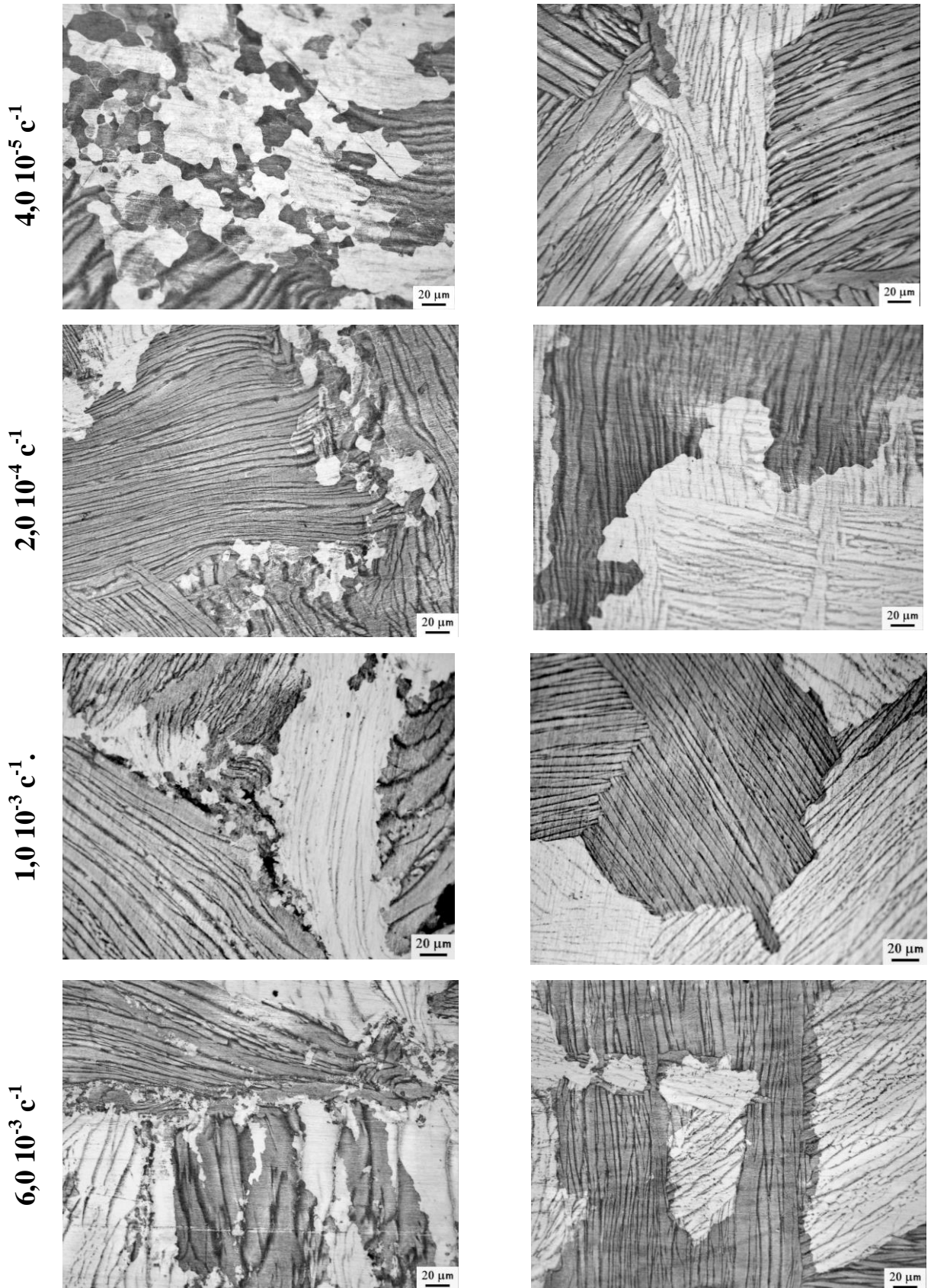


Рисунок 3.11 – Изменение микроструктуры при горячей деформации кручением. Температура деформации  $T=875^{\circ}\text{C}$ .



«а» - периферия образца

«б» - центр образца

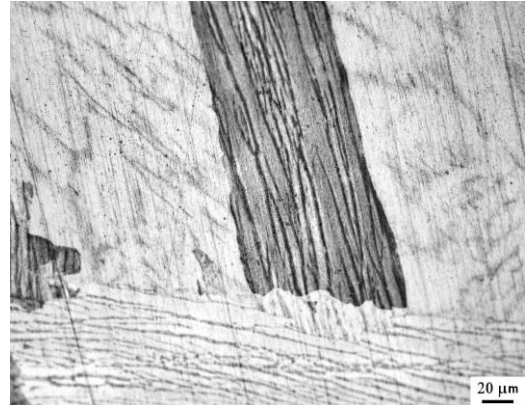
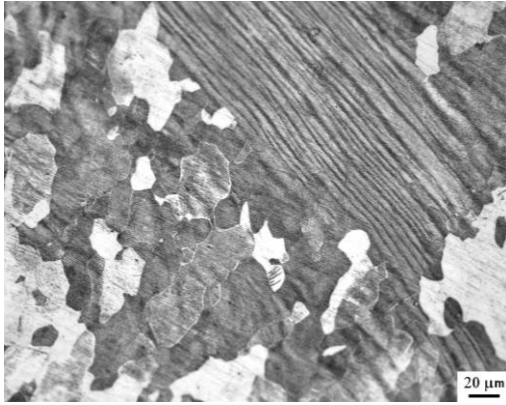
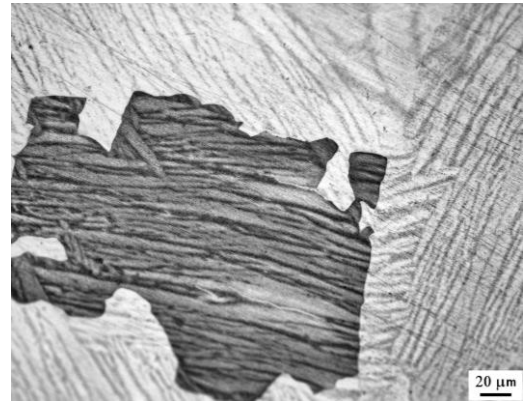
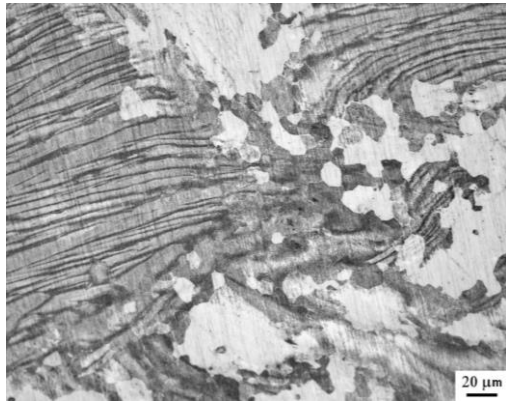
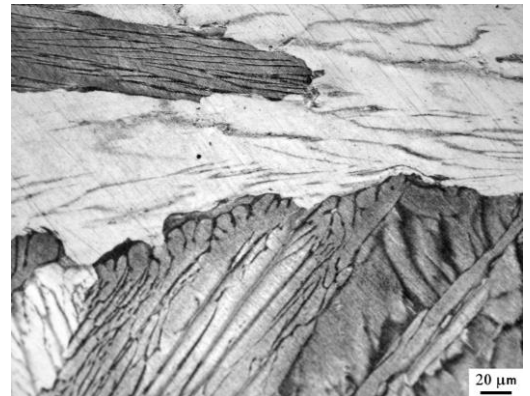
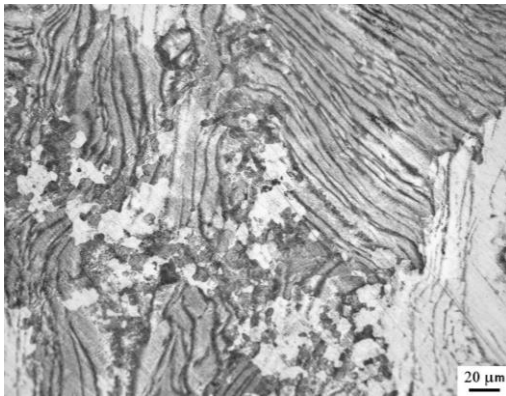
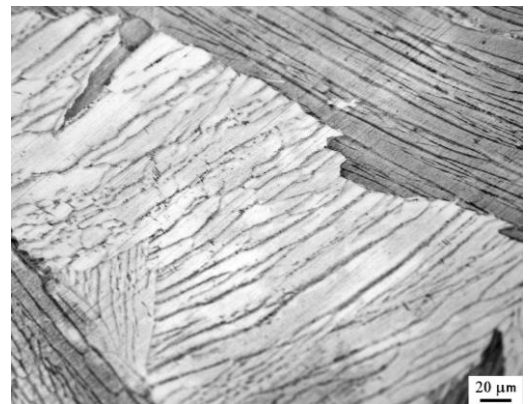
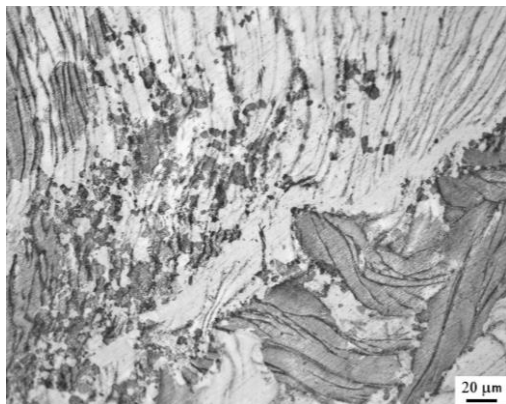
 $4,0 \cdot 10^{-5} \text{ c}^{-1}$  $2,0 \cdot 10^{-4} \text{ c}^{-1}$  $1,0 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$  $6,0 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ 

Рисунок 3.12 – Изменение микроструктуры при горячей деформации кручением. Температура деформации  $T=900^{\circ}\text{C}$ .

рекристаллизованных зерен. Границы вновь образованных зерен по сравнению с границами  $\alpha$ -пластин исходной структуры тонкие и прямые. Границы между пластинами после приготовления шлифов выглядят сильно растравленными. Микроструктура в центре образца не имеет следов микроструктурных изменений.

Таблица 3.5. Средний размер зерен структуры при горячей деформации кручением.

Скорость деформации $\xi, \text{c}^{-1}$	Температура деформации			
	875 <sup>o</sup> C		900 <sup>o</sup> C	
	$d_a, *$ мкм	$d_b, **$ мкм	$d_a, *$ мкм	$d_b, **$ мкм
$4,0 \cdot 10^{-5}$	10,79	349,1	16,76	374,2
$2,0 \cdot 10^{-4}$	8,68	341,3	9,85	372,1
$1,0 \cdot 10^{-3}$	4,41	340,1	5,37	364,7
$6,0 \cdot 10^{-3}$	1,87	339,5	3,56	359,6

\*- размер зерен рекристаллизованной структуры на периферии образца,  $d_a$

\*\* - размер зерен структуры в центре образца,  $d_b$

Увеличение скорости деформации до  $2,0 \cdot 10^{-4} \text{c}^{-1}$  приводит к снижению размера зерен рекристаллизованной микроструктуры до величины 5,0...9,0 мкм. Рекристаллизационные процессы в основном протекают вблизи границ, колоний  $\alpha$ -фазы, распространяясь вглубь зерен на расстояние 30,0...50,0 мкм.

При скорости деформации  $\xi = 1,0 \cdot 10^{-3} \text{c}^{-1}$  наблюдается резкое снижение размера зерен рекристаллизованной структуры до  $d_{cp} = 4,4$  мкм. Также резко снижается объем рекристаллизованных зерен.

Рекристаллизованные зерна можно видеть вблизи границ колоний  $\alpha$ -зерен, а также по границам  $\alpha$ -пластин, расположенные вдоль пластин на расстоянии от границ зерен  $\alpha$ -колоний более, чем 50,0 мкм. Внутри  $\alpha$ -пластин размер рекристаллизованных зерен ограничен шириной  $\alpha$ -пластин и составляет величину  $\sim 2,0 \dots 3,0$  мкм.

Увеличение скорости деформации до  $6,0 \cdot 10^{-3} \text{c}^{-1}$  приводит к

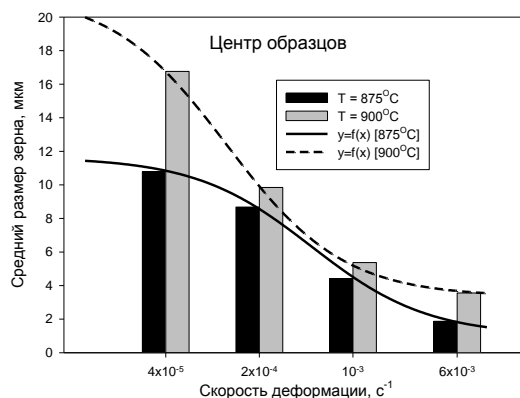


Рисунок 3.13 – Средний размер зерен рекристаллизованной структуры в зависимости от температуры и скорости деформации.

дальнейшему снижению среднего размера рекристаллизованных зерен до значения 1,0..2,0 мкм. При этом новые зерна преимущественно располагаются в границах  $\alpha$ -пластин и распространяются вдоль  $\alpha$ -пластин и вглубь зерен  $\alpha$ -колоний на величину до 100 мкм (рисунок.3.11).

Повышение температуры деформации образцов с 875°C до 900°C приводит к повышению среднего размера рекристаллизованных  $\alpha$ -зерен. В большей степени увеличение среднего размера зерен наблюдается при малой  $4,0 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$  и высокой  $6,0 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  скоростях и деформации порядка 40...50%. В наименьшей степени средний размер рекристаллизованной структуры изменяется при скорости деформации  $1,0 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  в среднем на 10...15%. При всех скоростях деформации рекристаллизованная структура формируется преимущественно в теле зерен  $\alpha$  – колоний.

Зависимость изменения среднего размера рекристаллизованных зерен достаточно хорошо аппроксимируется гиперболической функцией вида  $f = y_0 + (a \cdot b) / (b + x)$ , где  $a$  и  $b$  – константы, которые зависят от температуры и скорости деформации, с точкой перегиба в интервале изменения аргумента  $\xi = 10^{-4} \dots 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ .

Вне зависимости от температуры и скорости деформации значимых изменений микроструктуры в центре зерен обнаружено не было.

Полученные результаты показывают, что при горячей деформации цилиндрических образцов из сплава ВТ5-1 кручением исходная

крупнокристаллическая структура трансформируется в микрокристаллическую в соответствии особенностью формируемого НДС при приложении к образцу крутящего момента. Наиболее интенсивно формирование микрокристаллической структуры наблюдается вблизи боковой поверхности и практически отсутствует в центре образцов. Наибольшая активность рекристаллизационных процессов наблюдается по границам  $\alpha$ -зерен, наименьшая по границам  $\alpha$ -колоний.

### **3.4. Механическое поведение и микроструктурные изменения при горячей деформации одноосном сжатием.**

#### *Механическое поведение*

Механическое поведение сплава ВТ5-1 с исходной крупнокристаллической структурой при горячей деформации одноосным сжатием цилиндрических образцов изучали в диапазоне скоростей  $\dot{\xi}=4 \cdot 10^{-5} \text{c}^{-1} \dots 6 \cdot 10^{-3} \text{c}^{-1}$  и температур деформации  $800^{\circ}\text{C} \dots 900^{\circ}\text{C}$ . Учитывая влияние деформирующего инструмента на формирование НДС образцы деформировали на степень высотной деформации  $\ln(H_k/H_0) \sim 0,6 \dots 0,7$ .

Диаграммы зависимости напряжений течения от степени деформации  $\sigma=f(\epsilon)$  представлены на рисунке 3.14. Параметры кривых сведены в таблице 3.6. На кривых  $\sigma=f(\epsilon)$ , описывающих механическое поведение сплава ВТ5-1 в выбранных температурно-скоростных условиях прослеживается отличная от предыдущих видов нагружения стадийность. Упругая область деформации начальный момент сменяется областью течения материала (точки «0-1») перехода пластического течения материала в устойчивую стадию упрочнения «1-2». Далее следует стадия «2-3» легкого разупрочнения, либо развития деформации без упрочнения. При дальнейшем развитии пластического течения (за точкой 3) вновь появляется деформационное упрочнение материала, которое в большей степени вызвано изменением геометрических размеров образца.

Скорость деформации и температура влияют на механическое

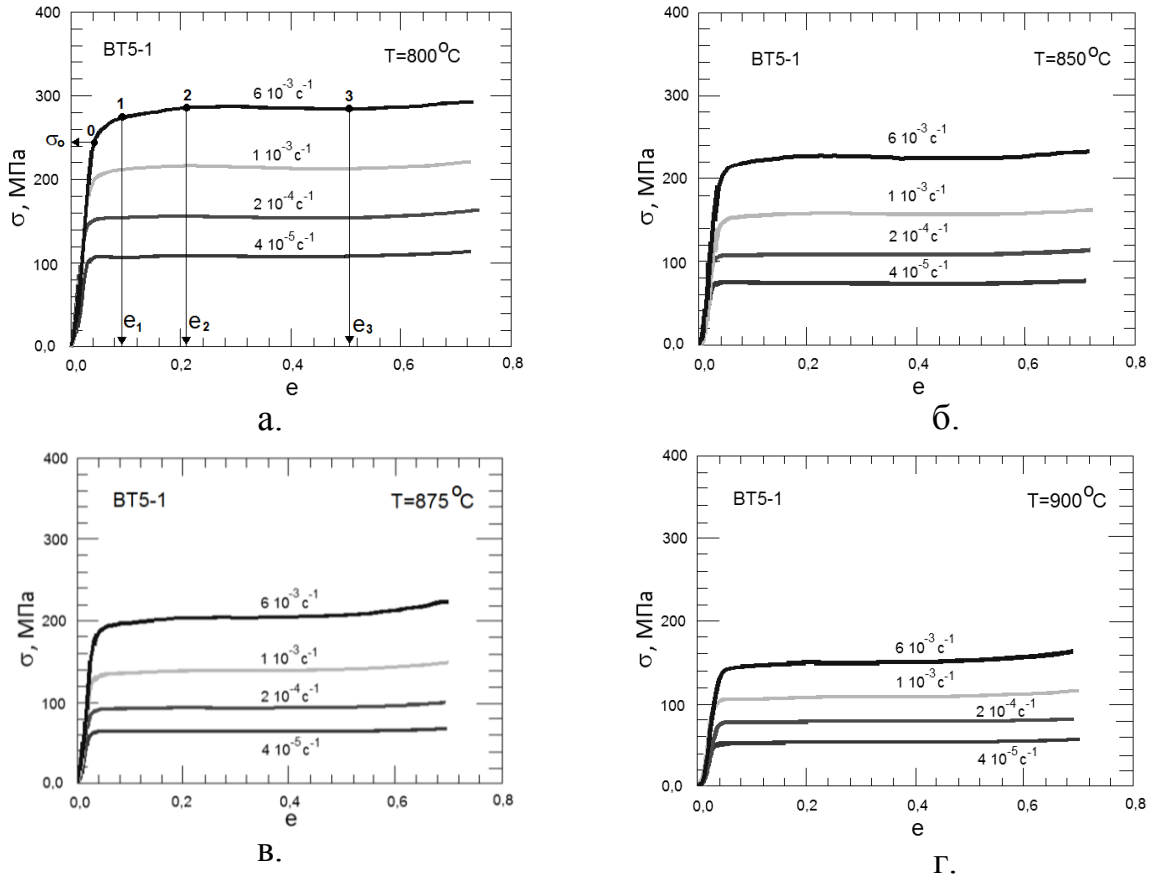
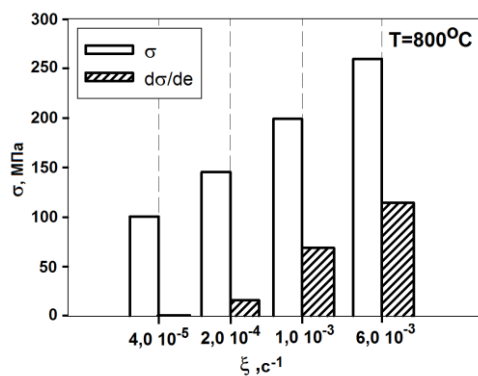


Рисунок 3.14 - Зависимость напряжений течения от температуры, степени и скорости деформации:  $T=800^{\circ}\text{C}$ ;  $T=850^{\circ}\text{C}$ ;  $T=875^{\circ}\text{C}$ ;  $T=900^{\circ}\text{C}$ .

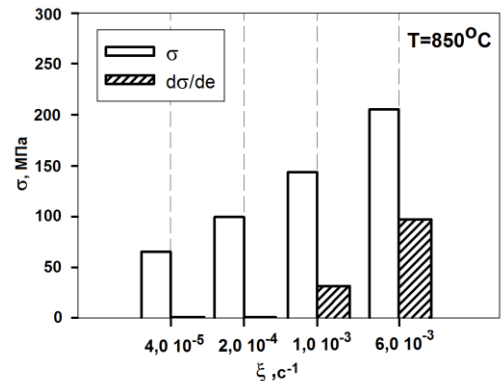
Таблица 3.6. Параметры кривых деформации  $\sigma=f(e)$  сплава BT5-1.

T, °C	Начальная скорость деформации $\xi_0$ , $\text{c}^{-1}$	Начальные напряжения течения $\sigma_0$ , МПа	Деформационное упрочнение ( $d\sigma/dt$ ), МПа			Деформация		
			«1-2»	«2-3»	«>3»	$e_1$	$e_2$	$e_3$
800	$4,0 \cdot 10^{-5}$	100,5	0	0	15,3	0,040	0,210	0,520
	$2,0 \cdot 10^{-4}$	145,3	16,1	0	33,1	0,050	0,210	0,520
	$1,0 \cdot 10^{-3}$	198,9	68,7	0	40,2	0,079	0,210	0,520
	$6,0 \cdot 10^{-3}$	259,3	114,1	0	79,7	0,080	0,210	0,520
850	$4,0 \cdot 10^{-5}$	65,10	0	0	37,6	0,026	0,185	0,385
	$2,0 \cdot 10^{-4}$	99,30	0	0	39,0	0,026	0,185	0,385
	$1,0 \cdot 10^{-3}$	143,4	31,4	0	35,1	0,040	0,185	0,385
	$6,0 \cdot 10^{-3}$	205,2	96,9	0	80,2	0,040	0,185	0,385
875	$4,0 \cdot 10^{-5}$	62,10	0	0	9,4	0,040	0,190	0,570
	$2,0 \cdot 10^{-4}$	124,3	0	0	39,1	0,041	0,190	0,560
	$1,0 \cdot 10^{-3}$	135,1	19,7	0	47,6	0,060	0,190	0,440
	$6,0 \cdot 10^{-3}$	183,0	90,4	5,1	72,1	0,075	0,190	0,420
900	$4,0 \cdot 10^{-5}$	51,30	0	0	21,5	0,040	0,200	0,544
	$2,0 \cdot 10^{-4}$	75,50	0	0	20,4	0,045	0,200	0,541
	$1,0 \cdot 10^{-3}$	105,2	14,2	0	38,1	0,046	0,200	0,455
	$6,0 \cdot 10^{-3}$	139,3	41,4	0	86,9	0,050	0,200	0,430

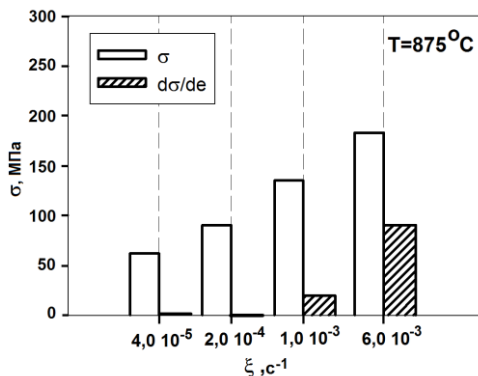
поведение материала при одноосном сжатии. Повышение скорости деформации приводит к монотонному и нелинейному повышению начальных значений напряжений течения (рисунок 3.15, таблица 3.6). При этом в протяженность стадии устойчивого деформационного упрочнения «1-2» остается неизменной при увеличении скорости и температуры деформации (рисунок 3.16, таблица 3.6). Деформационное упрочнение материала на стадии «2-3» практически отсутствует и не зависит от скорости и температуры деформации. Деформационное упрочнение сплава



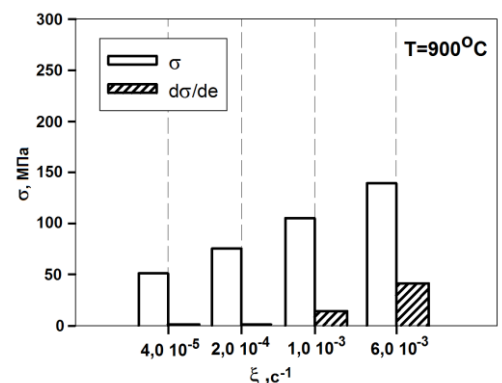
а.



б.



в.



г.

Рисунок 3.15 – Зависимость напряжений течения и коэффициента деформационного упрочнения на первой стадии пластического течения сплава ВТ5-1 от скорости и температуры деформации: а -  $T=800^{\circ}\text{C}$ ; а -  $T=850^{\circ}\text{C}$ ; а -  $T=875^{\circ}\text{C}$ ; а -  $T=900^{\circ}\text{C}$ .

ВТ5-1 на заключительной стадии за точкой «3» также увеличивается с уменьшением температуры и увеличением скорости деформации. Протяженность стадий развития пластического течения сплава ВТ5-1 (рисунок 3.16) с учетом ошибки измерения остается неизменным при деформировании образцов по выбранным режимам. Прежде всего - это

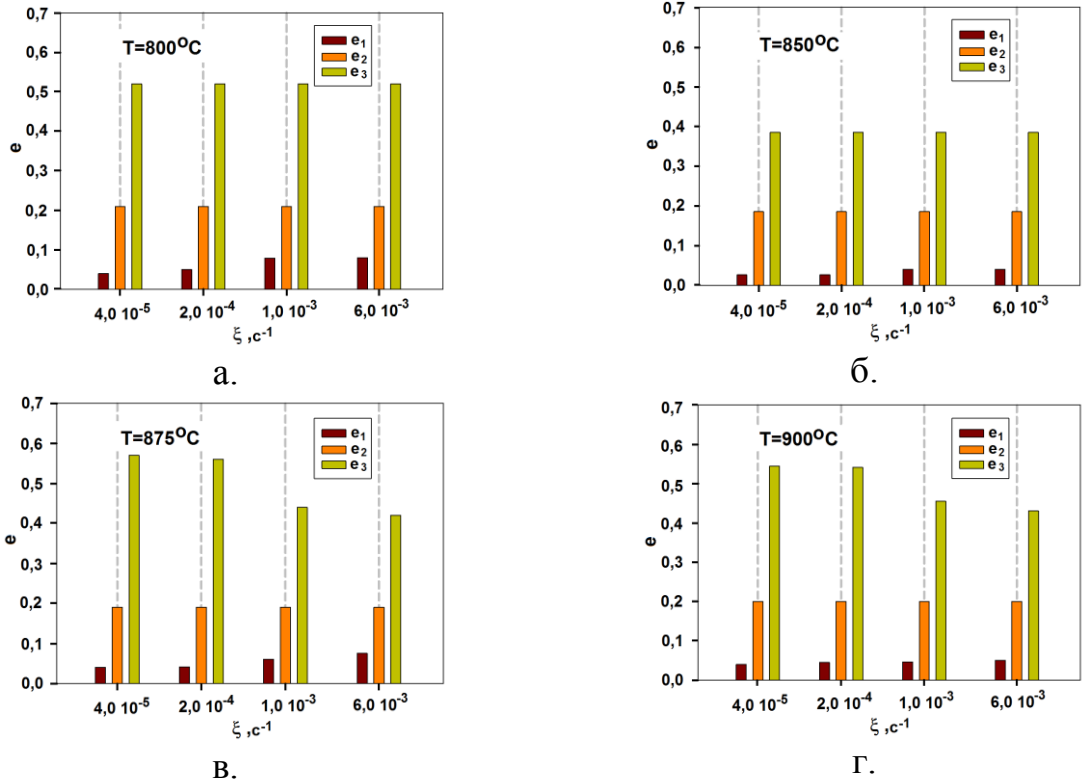


Рисунок 3.16 – Протяженность стадий развития пластического течения сплава ВТ5-1 от температуры и скорости деформации: а -  $T=800^{\circ}C$  ; б -  $T=850^{\circ}C$  ; в -  $T=875^{\circ}C$  ; г -  $900^{\circ}C$ .

относится к точке «1» - точке начала первой стадии устойчивого деформационного упрочнения.

***Эволюция микроструктуры в сплаве ВТ5-1 при горячей пластической деформации одноосным сжатием.***

Механическая схема деформирования цилиндрических образцов одноосным сжатием отличается от схем одноосного растяжения и кручения присутствием вблизи очага деформации инструмента, который совместно с геометрическими размерами образца определяет неоднородность развития пластического течения материала. Поэтому рассмотрим микроструктурные

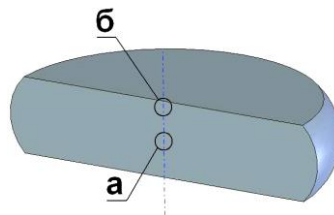


Рисунок 3.17 – Изучаемые области эволюции микроструктуры максимальной деформации (а) и «застойной» зоны(б).



## Локализованная деформация

## Застойная зона

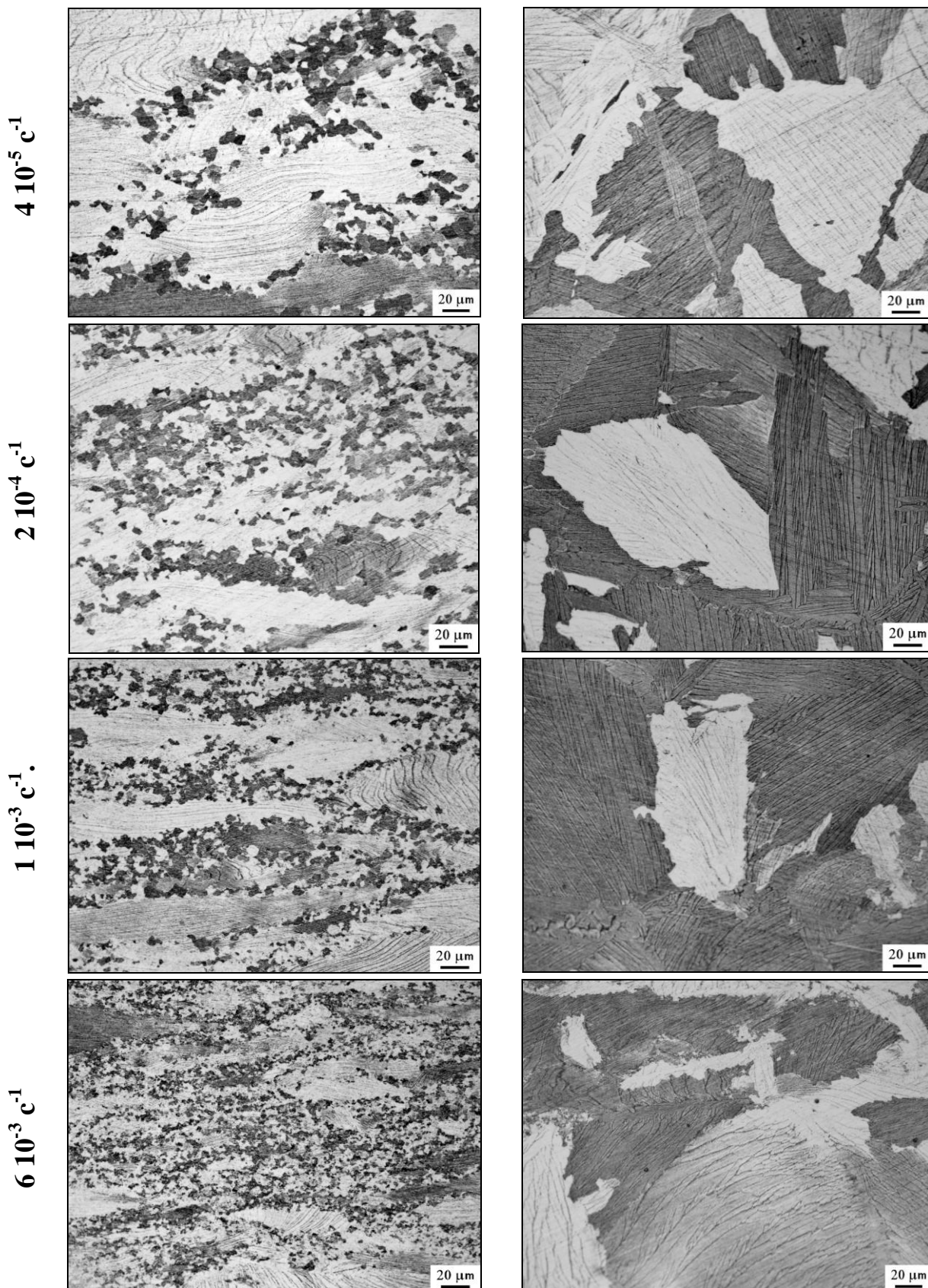


Рисунок 3.18 – изменение микроструктуры при горячей деформации одноосным сжатием. Температура деформации  $T=800^{\circ}\text{C}$ .



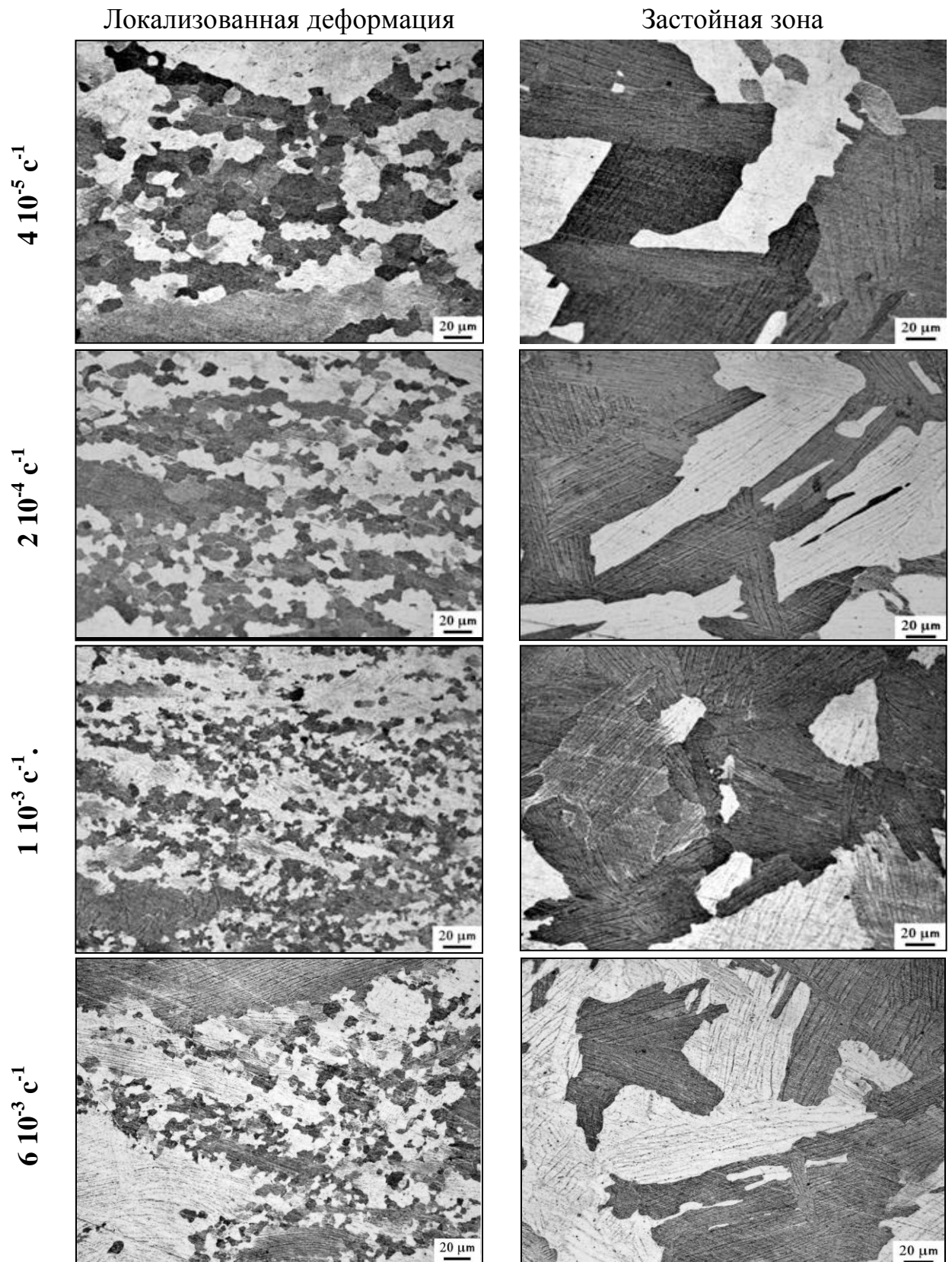


Рисунок 3.19 – Изменение микроструктуры при горячей деформации одноосным сжатием. Температура деформации  $T=900^{\circ}\text{C}$

изменения после горячей деформации в двух точках. В центре образца – в точке «а», где деформация максимальна и под инструментом - в точке «б», где деформация минимальна (рисунок 3.17).

На рисунках 3.17 и 3.18 представлена микроструктура в продольном сечении образцов в точках «а» и «б» после деформирования образцов при  $T=800^{\circ}\text{C}$  и  $T=900^{\circ}\text{C}$ , в интервале скоростей деформации  $4,0 \cdot 10^{-5} \dots 6,0 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ . При низкой температуре  $T=800^{\circ}\text{C}$  и малой скорости деформации  $4,0 \cdot 10^{-5} \text{ c}^{-1}$  рекристаллизационные процессы в центре образца протекают в основном по границам и вблизи границ первичных  $\alpha$ - зерен.

Таблица 3.7. Средний размер зерен рекристаллизованной структуры.

Скорость деформации $\xi, \text{ c}^{-1}$	Температура деформации			
	$800^{\circ}\text{C}$		$900^{\circ}\text{C}$	
	$d_a, *$ мкм	$d_b, **$ мкм	$d_a, *$ мкм	$d_b, **$ мкм
$4,0 \cdot 10^{-5}$	2,53	309,7	12,88	340,6
$2,0 \cdot 10^{-4}$	1,65	301,1	5,53	342,1
$1,0 \cdot 10^{-3}$	1,15	300,2	3,67	341,3
$6,0 \cdot 10^{-3}$	0,91	309,3	2,10	335,5

\*- размер зерен в области максимальной деформации,  $d_a$

\*\* - размер зерен в области минимальной деформации,  $d_b$

Средний размер зерен в центре образца равен 2,53 мкм. Под бойком, в застойной зоне никаких микроструктурных изменений замечено не было. Средний размер зерен под бойком оставался равным размеру зерен исходной микроструктуры  $d \sim 300 \dots 310$  мкм (рисунок 3.18, таблица 3.7).

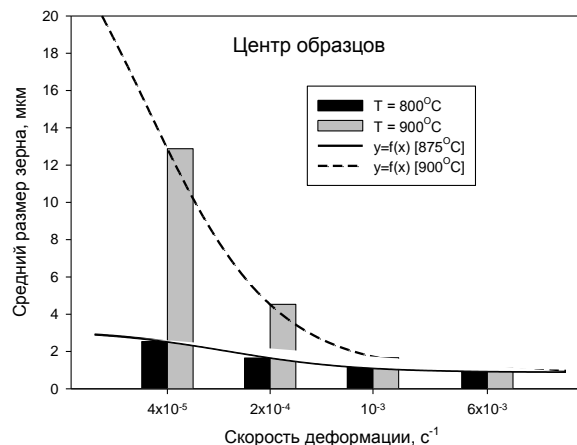


Рисунок 3.20 – Средний размер зерен рекристаллизованной структуры в зависимости от температуры и скорости деформации.

При увеличении скорости деформации средний размер зерен рекристаллизованной микроструктуры уменьшается с 2,53 мкм при скорости деформации  $4 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$  до 0,9 при скорости деформации  $6 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  (рисунок.3.18, таблица 3.7). Повышение температуры деформации образцов усиливает эффект влияния скорости деформации на размер рекристаллизованной микроструктуры (рисунок 3.20). Если при наименьшей скорости деформации средний размер зерен равен 12...13 мкм, то при скорости деформации  $6 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  он уменьшается до значения 1,1 мкм. Отметим, что при увеличении скорости деформации уменьшается влияние температуры деформации на размер рекристаллизованной микроструктуры (рисунок 3.20, таблица 3.5).

Анализ результатов влияния видов нагружения и температурно-скоростных условий деформирования на формирование микрокристаллической структуры в результате развития динамического возврата и рекристаллизации позволяет дать предварительную оценку вклада перечисленных факторов на процесс преобразования крупнокристаллической в микрокристаллическую структуру при горячем деформировании цилиндрических образцов одноосным растяжением, сжатием и кручением.

При одноосном растяжении (таблица 3.1) течение материала происходит в условиях напряженного состояния всестороннего растяжения, а деформированное состояние характеризуется равномерным распределением деформации вдоль радиуса образца и неравномерным распределением деформации вдоль оси [102,103]. Кроме этого пластическое течение материала в очаге деформации сопровождается изменением формы рабочей части : длина образца увеличивается, а диаметр уменьшается.

Перечисленные факторы не могут не оказывать влияния на работу микро-механизмов пластического течения материала. Поле напряжений всестороннего растяжения повышает равновесную плотность вакансий, стимулируя развитие диффузионных процессов ускоряющих процессы дислокационного скольжения, а изменение формы рабочей зоны

стимулирует развитие зернограничного проскальзывания за счет создания благоприятных условий для их разворота, который, совместно с диффузионной ползучестью выступают в качестве аккомодационных механизмов сохранения сплошности материала. При этом вклад микро-механизмов пластической деформации и кинетика определяются температурно-скоростными условиями деформации.

В этих условиях вблизи границ  $\alpha$ -колоний повышается плотность дислокаций различных систем скольжения, и создаются наиболее благоприятные условия для зарождения новых зерен критического размера, и их последующего роста в процессе развития деформации. Внутри зерен  $\alpha$ -пластин деформационные процессы затруднены ввиду отсутствия зернограничного проскальзывания по протяженно-ориентированным межзеренным  $\alpha$ -границам пластин  $\alpha$ -колоний, которые в подавляющем большинстве имеют малые углы разориентировки, сформированные при прямом  $\beta \rightarrow \alpha$  превращении. В процессе деформации образцов  $\alpha$ -пластины в отдельных зернах сильно изгибаются. В результате изгиба пластин внутри  $\alpha$ -пластин, присутствующие и вновь образованные дислокации одинаковых систем скольжения выстраиваются в дислокационные стенки и выходя на поверхность границ  $\alpha$ -пластин запускают механизм их фрагментации. При этом температурно-скоростные условия деформации также определяют интенсивность и полноту протекания динамического возврата.

Одноосное сжатие цилиндрического образца происходит в условиях действия поля гидростатического давления всестороннего сжатия (таблица 3.1) [55]. Присутствие в очаге деформации деформирующего инструмента приводит к сильной зависимости распределения значений напряженного и деформированного состояния по радиусу образца и по его высоте от значения высотной деформации  $\ln(h_0/h_i)$ . При этом достаточно однородное распределение деформации, а также неизменность показателя напряженного состояния и показателя вида напряженного состояния сохраняются только в

центре образцов при их деформации на величину не более  $\epsilon = 0,6 \dots 0,7$ .

Пластическое течение материала сплава ВТ5-1 при одноосном сжатии также как и при одноосном растяжении обеспечивается соответствующим сочетанием механизмов деформации, контролирующих упрочнение и разупрочнение материала. Более высокая интенсивность искажения формы пластин  $\alpha$ -фазы при сжатии по сравнению с растяжением из-за присутствия в рабочей зоне инструмента стимулирует множественное скольжение в  $\alpha$ -пластинах вблизи границ  $\alpha$ -колоний, что способствует развитию динамической рекристаллизации и образованию в приграничных областях мелких зерен, в которых запускаются механизмы зернограничного проскальзывания и внутриверного скольжения, что в сочетании с дислокационной ползучестью приводит к их развороту. Наличие поля гидростатического давления сжатия понижает равновесную концентрацию вакансий, замедляет поперечного скольжения дислокаций и создает условия для образования зерен с меньшим критическим размером. Поэтому при равных температурно - скоростных условиях средний размер наблюдаемых рекристаллизованных зерен при одноосном сжатии ниже, чем при одноосном растяжении образцов.

Вдали от границ  $\alpha$ -колоний пластическое течение материала в  $\alpha$ -пластинах обусловлено единичным скольжением. Изгиб пластин в поле напряжений гидростатического сжатия приводит к накоплению дислокаций одних систем скольжения, образованию дислокационных стенок, мало- и далее высоко-угловых границ, которые обеспечивают увеличение кривизны пластин и в конечном счете приводят к их фрагментации.

При кручении образцов пластическое течение материала осуществляется посредством сдвиговой деформации. По сравнению с одноосным растяжением и сжатием форма образца и его размеры остаются неизменными на всем протяжении процесса деформирования. Величина сдвиговой деформации в соответствии с гипотезой о плоских сечениях [56],

в рабочей зоне распределена равномерно вдоль оси образца, и линейно увеличивается вдоль радиуса от нуля - в центре, до максимального значения - на его боковой поверхности. При этом материал деформируется в поле напряжений, с нулевым значением параметра относительного гидростатического давления  $K_2$ .

В этих условиях внешнего воздействия формирование микрокристаллической структуры начинается вблизи боковой поверхности цилиндрического образца, там, где значение накопленной деформации максимально. Также как, и при растяжении, или сжатии пластическая деформация сдвигом осуществляется посредством множественного скольжения в  $\alpha$ -пластинах вблизи границ с  $\alpha$ -оторочкой, последующим развитием динамической рекристаллизации и образованием в этих областях микрокристаллической структуры. Отсутствие геометрического стимулирования разворота зерен ввиду неизменности формы образца при пластической деформации создают условия для распространения множественного скольжения вдоль пластин вглубь  $\alpha$ -колоний и протекание динамической рекристаллизации уже вблизи границ  $\alpha$ -пластин в центре  $\alpha$ -колоний.

В отличие от кручения при растяжении и сжатии рекристаллизационные процессы по границам  $\alpha$ -колоний стимулируют релаксацию напряжений в результате разворота рекристаллизованных зерен, что наряду с температурой и скоростью деформации, обеспечивается геометрическим фактором – изменением формы рабочей части образцов. Это все замедляет распространение динамической рекристаллизации вглубь пластин  $\alpha$ -колоний, сосредотачивая ее развитие в торцевых участках с более высоким уровнем энергии границ зерен.

Рассмотренные особенности типовых видов горячего деформирования, соответствующие им схемы напряженного и деформированного состояний, характер пластического течения материала, соотношение вклада механизмов

деформации и структурообразования при динамической рекристаллизации и динамического возврата в  $\alpha$ -титановых сплавах достаточно сложная задача. Успешное решение этой задачи возможно при отдельном изучении влияния напряженного и деформированного состояния на процесс горячего пластического течения титанового сплава VT5-1 с исходной крупнокристаллической структурой в однофазной  $\alpha$ -области и формирование при деформации регламентированного типа микроструктуры.

## ГЛАВА 4. НАПРЯЖЕННОЕ СОСТОЯНИЕ И ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА ВТ5-1.

В главе рассмотрен вопрос влияния относительного гидростатического давления на механическое поведение, развитие рекристаллизационных процессов и измельчение исходной крупнокристаллической структуры в титановом сплаве ВТ5-1 при горячей деформации в однофазной  $\alpha$ - области, одноосным сжатием цилиндрических образцов одинакового диаметра и различной высотой.

### 4.1. Постановка эксперимента

В качестве образцов использовали  $\alpha$  - титановый сплав ВТ5-1 (Ti-5,0Al-2,5Sn) в виде прутка диаметром 50,0 мм.

Параметры напряженного состояния в деформируемых образцах были определены при выполнении конечно-элементного (КЭ) моделирования процесса одноосного сжатия цилиндрических образцов в учебной версии программного комплекса ABAQUS(SE) [102]. Реологическую модель сплава ВТ5-1 «смешанного типа» [103-105] была построена по результатам механических испытаний образцов одноосным растяжением, представленным в главе 3. При этом допускали применимость к полученным результатам гипотезы единой кривой [55-57].

Крупнозернистая (КЗ) микроструктура имела средний размер зерен превращенной  $\beta$ -фазы  $D_{\beta} = 430,0$  мкм (рисунок 4.1).

После термической обработки из прутка изготовили цилиндрические образцы диаметром 12,0 мм. Высота образцов была различной :  $h_1=16,0$  мм;  $h_2=8,0$ мм и  $h_3=4,0$  мм. Ось образцов совпадала с осью прутка.

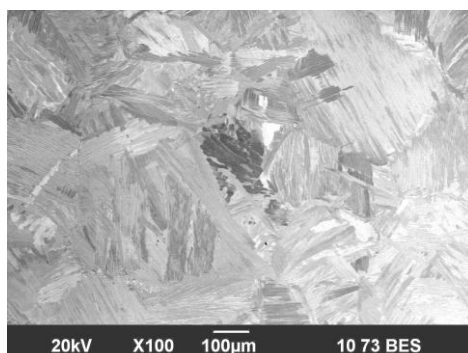


Рисунок 4.1 - Исходная микроструктура титанового сплава ВТ5-1.



Образцы деформировали в изотермических условиях в диапазоне температур  $T=(800\dots950)\pm 5^\circ\text{C}$  на плоских бойках.. Скорость перемещения траверсы рассчитывали из условия равенства начальной скорости деформации в центральной части образцов  $\xi_0 = 1,0 \cdot 10^{-3} \text{c}^{-1}$ . Деформирование завершали при значении высотной деформации  $e_k = \ln(H_0/H_k) = 0,5$ .

#### 4.2. КЭ моделирование и параметры напряженного состояния при одноосном сжатии.

Напряженное состояние (НС), формируемое в образцах при их деформации, наряду с тензором напряжений принято описывать скалярными величинами – показателем вида напряженного состояния  $K1$  (коэффициент Лодэ):

$$K1 = 2 \frac{\sigma_2 - \sigma_3}{\sigma_1 - \sigma_3} - 1 \quad \dots(4.1)$$

и показателем напряженного состояния  $K2$  (относительное гидростатическое давление):

$$K2 = \sqrt{\frac{2}{3}} \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{\sqrt{(\sigma_1^2 - \sigma_2^2)(\sigma_2^2 - \sigma_3^2)(\sigma_3^2 - \sigma_1^2)}} \quad \dots(4.2)$$

где  $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$  – главные напряжения [55-57].

Анализ результатов моделирования процесса одноосного сжатия показал, что в центральной точке образцов показатель напряженного состояния  $K2$  можно изменять за счет изменения их геометрических размеров (Рисунок 2а,б) при неизменном значении вида напряженного состояния  $K1$  [104-106].

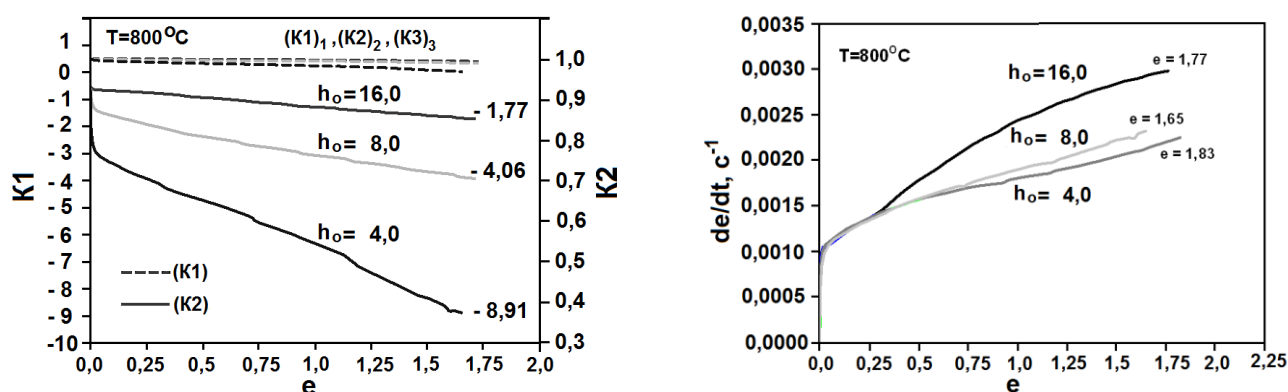
Установлено, что при деформировании образцов с различной высотой на равную величину высотной деформации  $e = 0,69$  за время  $900\dots1000 \text{c}$ , величина эквивалентной деформации  $e_i$  в центральной точке образцов остается практически одинаковой (таблица 4.1) и равной  $1,7\dots1,8$ . Начальная скорость деформации материала в центре образцов для выбранных условий на начальном этапе нагружения также одинакова и равна  $1,0 \times 10^{-3} \text{c}^{-1}$ , а в процессе деформации изменяется в интервале  $(1,0\dots3,0) \cdot 10^{-3} \text{c}^{-1}$  в зависимости от исходной высоты (рисунок 4.2 б).

Из перечисленных параметров НДС при деформировании образцов с

Таблица 4.1 - Расчетные параметры напряженного и деформированного состояний в цилиндрических образцах при одноосном сжатии.  $T=800^{\circ}\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon} = 1 \cdot 10^{-3} \text{c}^{-1}$ .

N	Геометрические параметры образцов: $h_0, d_0$ , мм		Высотная деформация, $e = \ln(H_0/H_k)$	Накопленная деформация, $e_i$	Показатель напряженного состояния, $k_i$	Коэффициент Лодэ, $\eta_i$
	$h_0$	$d_0$				
1	$h_0 = 16,0$	$d_0 = 12,0$	0,67	1,77 / 0,0003	-1,77 / -2,7	0,99 / 0,92
2	$h_0 = 8,0$	$d_0 = 12,0$	0,67	1,83 / 0,003	-4,06 / -4,78	0,99 / 0,94
3	$h_0 = 4,0$	$d_0 = 12,0$	0,67	1,65 / 0,022	-8,97 / -10,97	0,97 / 1,02

\* в числителе – центр образца, в знаменателе – центр под бойком



а.

б.

Рисунок 4.2 - Изменение расчетных параметров напряженного и деформированного состояний в центральной точке образцов при одноосном сжатии на одинаковую величину  $e_k = 0,67$ : а - изменение K2 и K1 от e ; б - изменение параметра  $de_i/dt$  от e.

одинаковым диаметром и переменной высотой в значительной степени изменяется только показатель напряженного состояния K2: от -1,77 до -8,97 (таблица 4.1), который количественно показывает вклад гидростатического давления в схему напряженного состояния при пластической деформации образцов. Таким образом, коэффициент K1, описывающий вид напряженного состояния, степень накопленной деформации  $e$  и начальную скорость деформации  $\xi = de_i/dt$  в дальнейших экспериментах можно принять не зависящими от исходной высоты образцов параметрами (рисунок 4.2б).

#### 4.3. Механическое поведение сплава ВТ5-1 при горячей деформации.

Зависимости напряжений течения от степени  $\sigma=f(e)$  и начальной скорости  $\xi_0$  пластической деформации образцов при температурах  $800^{\circ}\text{C}$  и  $900^{\circ}\text{C}$

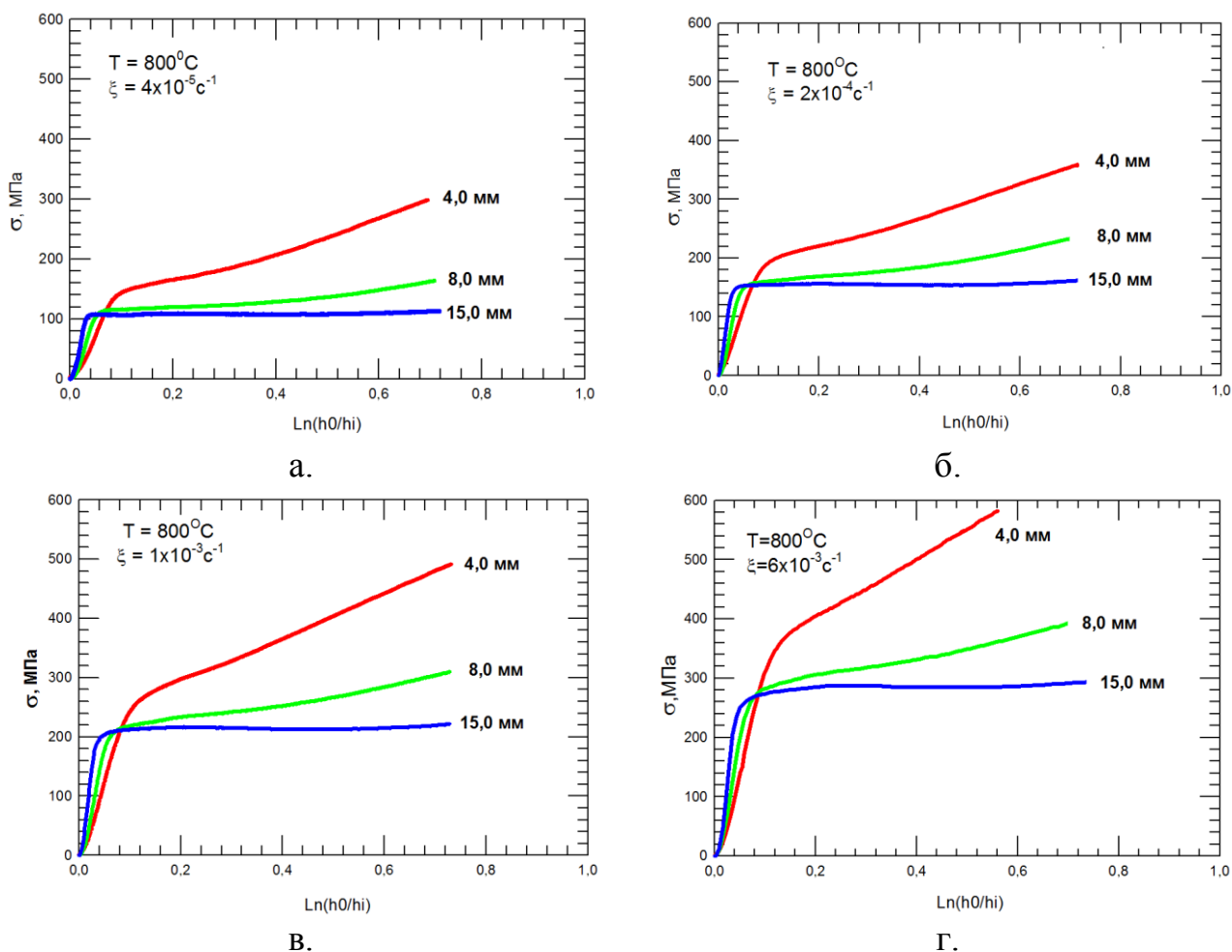


Рисунок 4.3 - Зависимость напряжений течения от степени деформации при температуре  $T=800^\circ\text{C}$ . а -  $\xi_0 = 4,0 \times 10^{-5} \text{c}^{-1}$ . б -  $\xi_0 = 2,0 \times 10^{-4} \text{c}^{-1}$ . в -  $\xi_0 = 1,0 \times 10^{-3} \text{c}^{-1}$ . г -  $\xi_0 = 6,0 \times 10^{-3} \text{c}^{-1}$ .

представлены на рисунках 4.2 и 4.3, параметры диаграмм в таблицах 4.2 и 4.3.

Все кривые имеют типичный вид, характерный для диаграмм деформирования цилиндрических образцов одноосным сжатием. Можно выделить два участка деформационного упрочнения: начальный – от 0 до точки  $e_k$  и

Таблица 4.2 - Параметры диаграмм нагружения при  $T=800^\circ\text{C}$ .

$\xi_0, \text{c}^{-1}$	Исходная высота образцов $h_0$ , мм								
	15,0			8,0			4,0		
	$\sigma_0$ , МПа	$d\sigma/de$ , МПа	$e_k$	$\sigma_0$ , МПа	$d\sigma/de$ , МПа	$e$	$\sigma_0$ , МПа	$d\sigma/de$ , МПа	$e_k$
$4,0 \cdot 10^{-5}$	109,5	0,0 / 95,0	0,6	109,9	42,2 / 133,0	0,36	140,2	163,2 / 228,3	0,3
$2,0 \cdot 10^{-4}$	150,2	0,0 / 69,4	0,6	150,4	74,0 / 162,1	0,35	199,3	188,6 / 264,0	0,26
$1,0 \cdot 10^{-3}$	210,3	0,0 / 67,6	0,39	210,5	91,1 / 186,9	0,32	275,2	325,7 / 307,4	0,23
$6,0 \cdot 10^{-3}$	270,1	0,0 / 64,6	0,41	270,3	229,4 / 217,4	0,29	370,1	407,1 / 500,6	0,21

\*- в числителе - до  $e_k$  в знаменателе - после  $e_k$ .

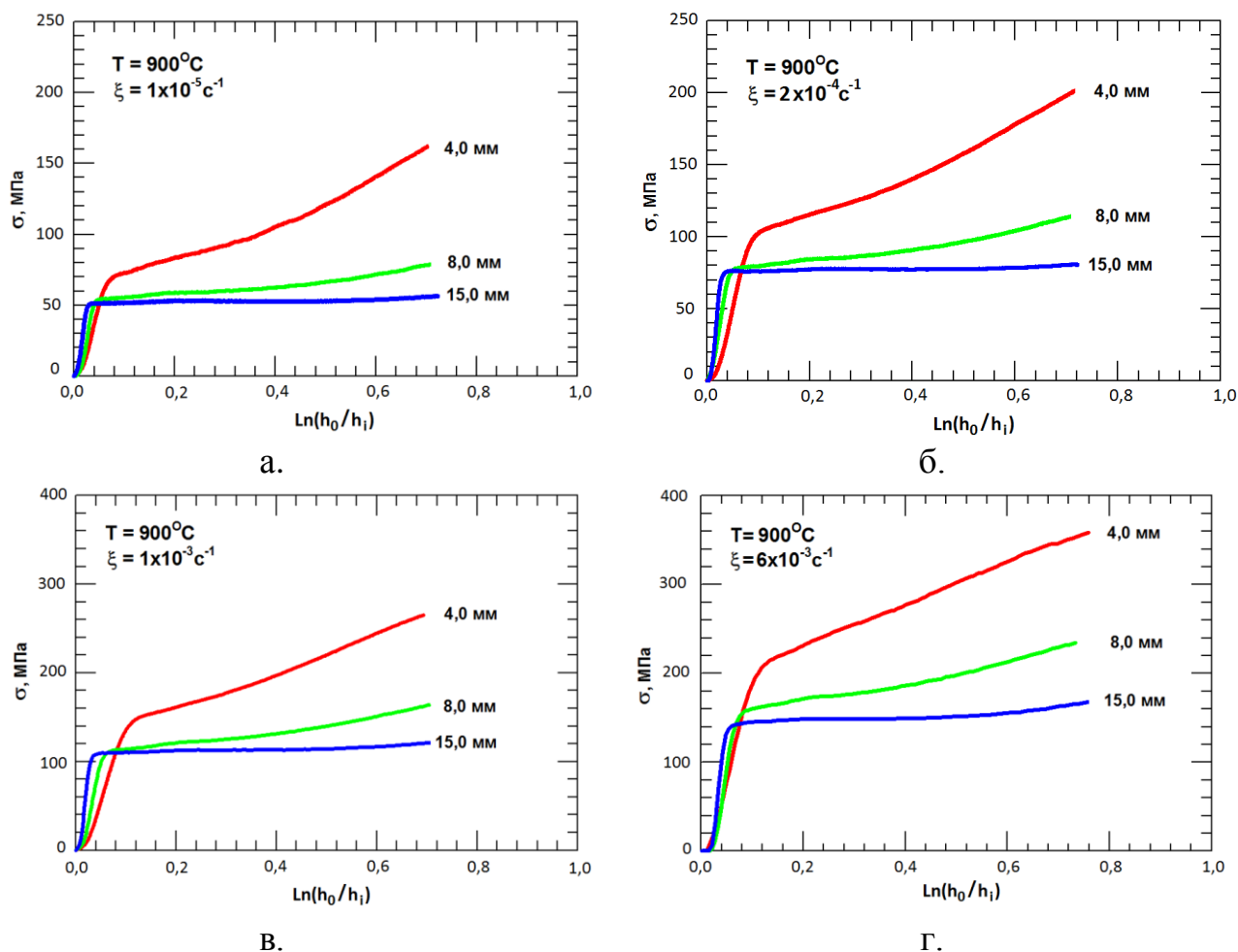


Рисунок 4.4 - Зависимость напряжений течения от степени высотной деформации при температуре  $T = 900^{\circ}\text{C}$ : а -  $\xi_0 = 4,0 \cdot 10^{-5} \text{c}^{-1}$ ; б -  $\xi_0 = 2,0 \cdot 10^{-4} \text{c}^{-1}$ ; в -  $\xi_0 = 1,0 \cdot 10^{-3} \text{c}^{-1}$ ; г -  $\xi_0 = 6,0 \cdot 10^{-3} \text{c}^{-1}$ .

завершающий. Для обеих температур при деформировании образцов высотой 16,0 мм и 8,0 мм различий в напряжениях течения на начальном участке не наблюдается (рисунок 1 и 2). Однако на кривых  $\sigma_1=f(e)$  при деформировании

Таблица 4.3 - Параметры диаграмм нагружения при  $T=900^{\circ}\text{C}$ .

$\xi_0, \text{c}^{-1}$	Исходная высота образцов, мм								
	15,0			8,0			4,0		
	$\sigma_0$ , МПа	$d\sigma_i/de_i$ ,* МПа	$e_k$	$\sigma_0$ , МПа	$d\sigma_i/de_i$ ,* МПа	$e$	$\sigma_0$ , МПа	$d\sigma_i/de_i$ ,* МПа	$e_k$
$4,0 \cdot 10^{-5}$	51,4	0,0 / 38,6	0,4	52,1	26,1 / 85,7	0,4	72,5	105,2 / 195,4	0,32
$2,0 \cdot 10^{-4}$	75,1	5,1 / 43,3	0,28	76,3	54,2 / 98,1	0,27	102,3	107,2 / 212,2	0,25
$1,0 \cdot 10^{-3}$	109,1	18,8 / 69,3	0,26	109,8	68,2 / 123,9	0,26	150,3	168,6 / 247,1	0,21
$6,0 \cdot 10^{-3}$	140,2	28,6 / 158,1	0,22	150,4	80,3 / 176,4	0,23	218,3	190,3 / 255,1	0,18

\*- в числителе – до  $e_k$  в знаменателе - после  $e_k$

напряжений течения в среднем на ~20% по сравнению с образцами с  $h_0 = 16,0$  и  $h_0=8,0$  мм соответственно.

На кривых  $\sigma=f(e)$ , где  $(e=\ln_0/h_i)$  образцов с исходной высотой 16,0 мм в рассмотренном диапазоне скоростей деформации можно выделить два участка деформационного упрочнения, начальный – до точки  $e < e_k$  и завершающий  $e > e_k$ . При деформировании образцов высотой 16,0 мм и 8,0 мм в выбранном диапазоне скоростей деформации различий в напряжениях течения на упрочнения  $d\sigma/de \sim 0$ . Они характеризуются незначительным упрочнением в начале деформации, стабильным участком в середине и незначительным упрочнением на завершающем этапе деформации.

На кривых деформации образцов  $\sigma = f(e)$  с исходной высотой 8,0 мм уже на начальном этапе нагружения значение  $d\sigma/de$  становится равным 300,0 МПа. С увеличением степени деформации оно увеличивается до 400,0 МПа. Аналогичным образом ведет себя и кривая нагружения образцов с начальной высотой 4,0 мм. С увеличением скорости деформации начальные значения напряжений течения и деформационное упрочнение увеличиваются (таблицы 4.1,4.2).

Повышение температуры деформирования образцов не приводит к изменению вида кривых в целом. Можно отметить, понижение начальных значений напряжений течений примерно в два раза в зависимости от высоты образцов. При этом значения коэффициентов деформационного упрочнения  $d\sigma/de$  на начальном и заключительном участке также увеличивается при увеличении начальной скорости деформации образцов в диапазоне от  $4,0 \cdot 10^{-5}$  до  $6,0 \cdot 10^{-3}$  (рисунок 4.1, таблица 4.2,4.3). Протяженность начального участка  $e_k$  кривых  $\sigma_i = f(e_i, \xi)$  при температуре  $900^\circ\text{C}$  уменьшается с увеличением скорости деформации  $\xi_0$  и исходной высоты  $h_0$  гораздо сильнее, чем в случае деформирования образцов при температуре  $T=800^\circ\text{C}$ .

Из результатов анализа кривых механического поведения следует, что при равном исходном диаметре образца его исходная высота оказывает значительное влияние на механическое поведение сплава ВТ5-1, а и. на начальное значение

напряжений течения  $\sigma_0$ , коэффициент деформационного упрочнения  $d\sigma_i / de_i$  и протяженность начального участка  $e_k$  кривых зависимости  $\sigma_i = f(e_i, \xi, T)$ .

#### 4.4. Изменение геометрических размеров в образцах при одноосном сжатии.

Деформация всех образцов в процессе сжатия происходит неоднородно. Отмечается интенсивное «бочко-образование»  $\nu$  при всех температурно-

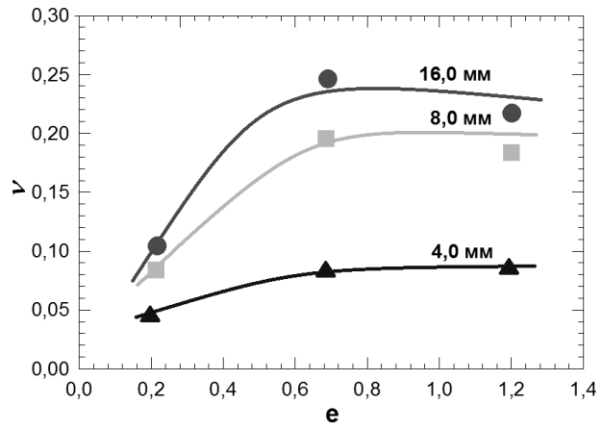


Рисунок 4.5 - «Бочко-образование»  $\nu$  от степени высотной деформации  $e$  при температуре  $900^{\circ}\text{C}$  и скорости деформации  $1,0 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ .

скоростных режимах деформационной обработки. Характер изменения геометрии во всех случаях идентичен друг другу.

В качестве примера на рисунке 4.5 представлена зависимость  $\nu$  от степени деформации в процессе деформации образцов с исходной высотой 16,0 мм, 8,0 мм и 4,0 мм при температуре деформации  $900^{\circ}\text{C}$  и скорости деформации  $1,0 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ . Можно видеть, что величина  $\nu$  снижается с уменьшением высоты исходного образца  $h_0$  при всех степенях деформации. Наиболее значительная неоднородность диаметра по высоте отмечается для образцов с исходной высотой 16 мм. Образцы высотой 4,0 мм деформируются практически без образования бочки. При увеличении степени деформации с  $e = 0,22$  до  $e = 0,69$  интенсивность бочкообразования для всех размеров образцов увеличивается, тогда, как после 0,69 до 1,20 наблюдается некоторое уменьшение  $\nu$  для образцов высотой 8,0 и 16,0 мм (рисунок 4.6).

Анализ результатов позволяет сделать предварительный вывод о том, что с

уменьшением высоты образцов равномерность деформации растёт. Этот вывод коррелирует с результатами КЭ моделирования.

#### 4.5. Эволюция микроструктуры при горячей деформации одноосным сжатием

Изучение эволюции крупнозернистой микроструктуры в процессе деформации образцов из сплава ВТ5-1 с различной геометрией проводилась в центральной области их поперечного сечения [107,108].

Анализ микроструктуры в застойной зоне под бойком во всех образцах не выявил значимых изменений исходной крупнокристаллической структуры с размером зерен превращенной  $\alpha$  – фазы  $d_{cp} \sim 250,0$  мкм (рисунок 4.6). поэтому далее рассмотрены результаты эволюции микроструктуры только в

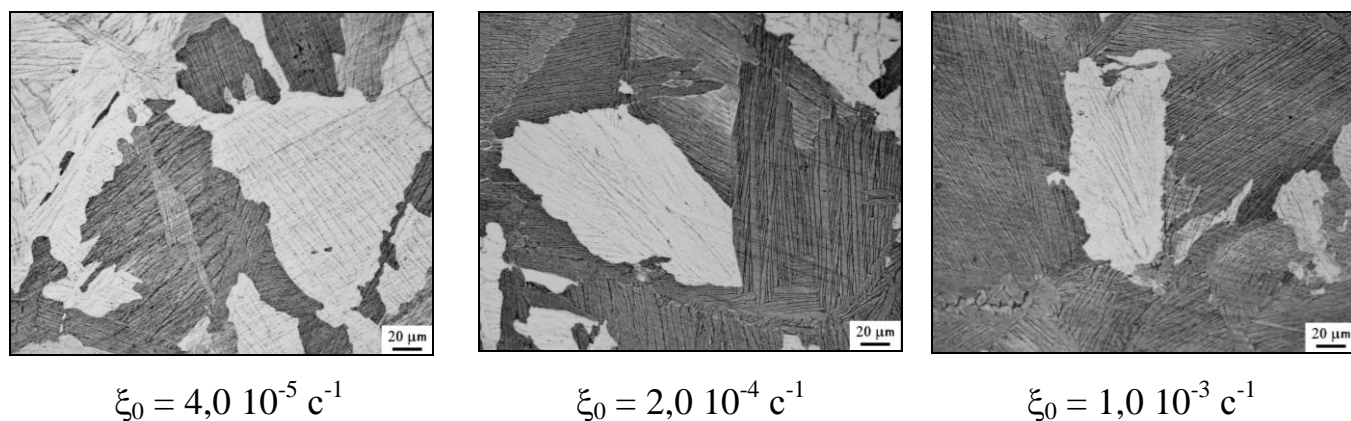


Рисунок 4.6 - Микроструктура образцов с исходной высотой 15,0 мм в застойной зоне после деформации на 60% по высоте при температуре 800°C.

центральной части поперечного сечения образцов с исходной высотой  $h_0 = 16,0$  мм,  $h_0 = 8,0$  мм и  $h_0 = 4,0$  мм, деформированных с начальными скоростями деформации  $\xi_0 = 4,0 \cdot 10^{-5} \text{ c}^{-1}$ ,  $\xi_0 = 2,0 \cdot 10^{-4} \text{ c}^{-1}$  и  $\xi_0 = 1,0 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$  на степень высотной деформации  $\sim 60\%$  при  $T = 800^\circ\text{C}$  и  $T = 900^\circ\text{C}$ .

Установлено, что при деформировании образцов в выбранном температурно-скоростном интервале пластическая деформация сплава ВТ5-1 сопровождается развитием динамической рекристаллизацией исходной крупнокристаллической структуры превращенной  $\beta$  – фазы в микрокристаллическую структуру  $\alpha$ -фазы со значительным уменьшением среднего размера рекристаллизованных зерен до  $d_{cp} = 0,92$  мкм.

Результаты изменения микроструктуры после деформации образцов при температуре  $T = 800^{\circ}\text{C}$  представлены на рисунках 4.6, 4.7 и в таблице 4.4. Анализ результатов показал, что в образцах с исходной высотой 15,0 мм повышение скорости деформации с  $4,0 \cdot 10^{-5} \text{ c}^{-1}$  до  $1,0 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$  приводит к уменьшению размера

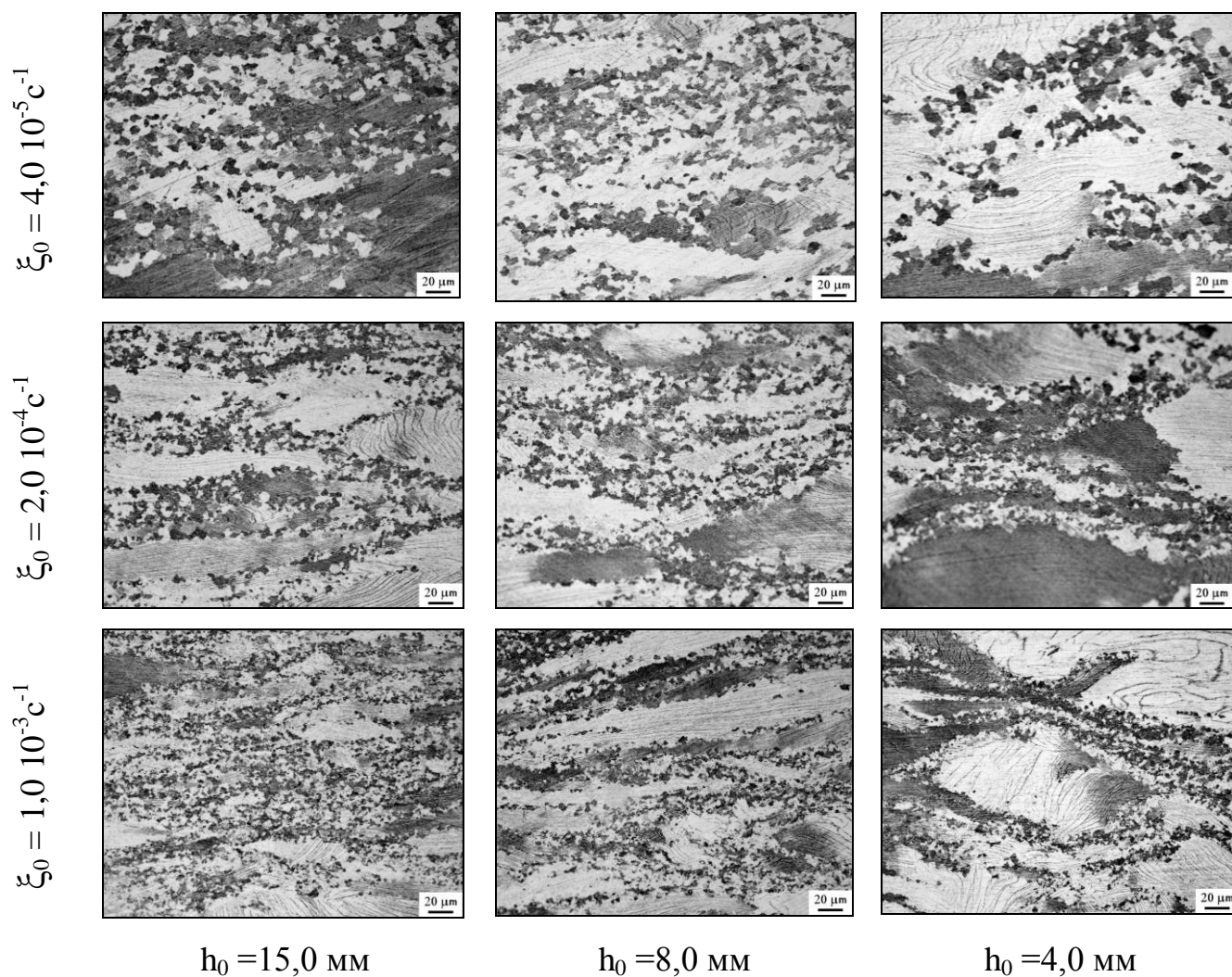


Рисунок 4.7 – Микроструктура в центральной части образцов после горячей деформации сжатием при  $T = 800^{\circ}\text{C}$  до степени высотной деформации  $\sim 60\%$ .

рекристаллизованных зерен с 2,5 мкм до 0,9 мкм. При этом деформирование образцов с исходной высотой 16,0 мм 8,0 мм и 4,0 мм при постоянной скорости деформации, например  $4,0 \cdot 10^{-5} \text{ c}^{-1}$  приводит к незначительному изменению размера зерен 2,53 мкм, 2,52 мкм и 2,14 мкм соответственно. Тоже наблюдается при деформации образцов с другими скоростями деформации.



Размер рекристаллизованных зерен хорошо аппроксимируется Гауссовским распределением (рисунок 4.8). Анализ результатов показал, что исходная высота образцов оказывает влияние на процентную долю среднего размера выборке. Эта тенденция сохраняется для всех скоростных режимов обработки образцов с различной высотой. Таким образом, полученные результаты соответствует тому, что протекающие в образцах процессы преобразования структуры носят общие закономерности. Оценка изменения объемной доли рекристаллизованной микроструктуры  $V$  в образцах с различной исходной высотой, деформированных с различной скоростью деформации показала, что объем микроструктуры с увеличением скорости деформации с  $4,0 \cdot 10^{-5} \text{ c}^{-1}$  до  $1,0 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$  при неизменной

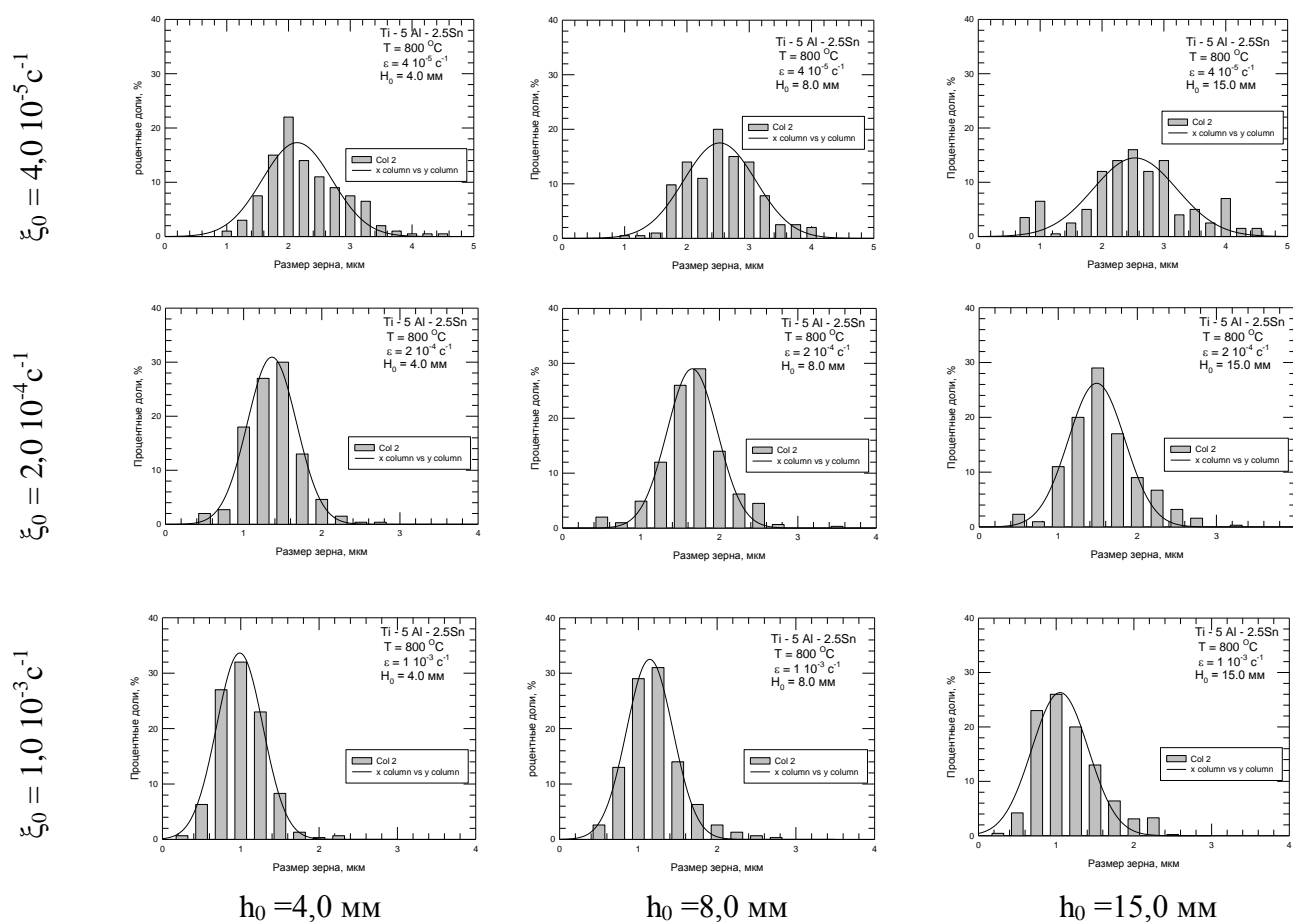


Рисунок 4.8 – Распределение зерен микроструктуры в центральной части образцов после сжатия на степень высотной деформации  $\sim 60\%$  при  $T = 800^\circ\text{C}$ .

высоте увеличивается с 42% до 50%. В тоже время уменьшение исходной высоты с 16,0 мм до 4,0 мм приводит к уменьшению объемной доли рекристаллизованной структурой с 42% до 21% при скорости деформации  $4,0 \cdot 10^{-5} \text{ c}^{-1}$ ; с 45% до 29% при

скорости деформации  $2,0 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$  и с 50% до 33% при скорости деформации  $1,0 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ , т.е. примерно вдвое (таблица 4.4).

Таблица 4.4 - Параметры микроструктуры после горячей деформации образцов на степень высотной деформации 50...60% при  $T=800^{\circ}\text{C}$ .

$\xi_0, \text{ с}^{-1}$	Исходная высота образцов, мм					
	15,0		8,0		4,0	
	dcp, мкм	V, %	dcp, мкм	V, %	dcp, мкм	V, %
$4,0 \cdot 10^{-5}$	2,53	42	2,52	33	2,14	21
$2,0 \cdot 10^{-4}$	1,65	45	1,49	35	1,36	29
$1,0 \cdot 10^{-3}$	0,91	50	1,05	45	0,99	33

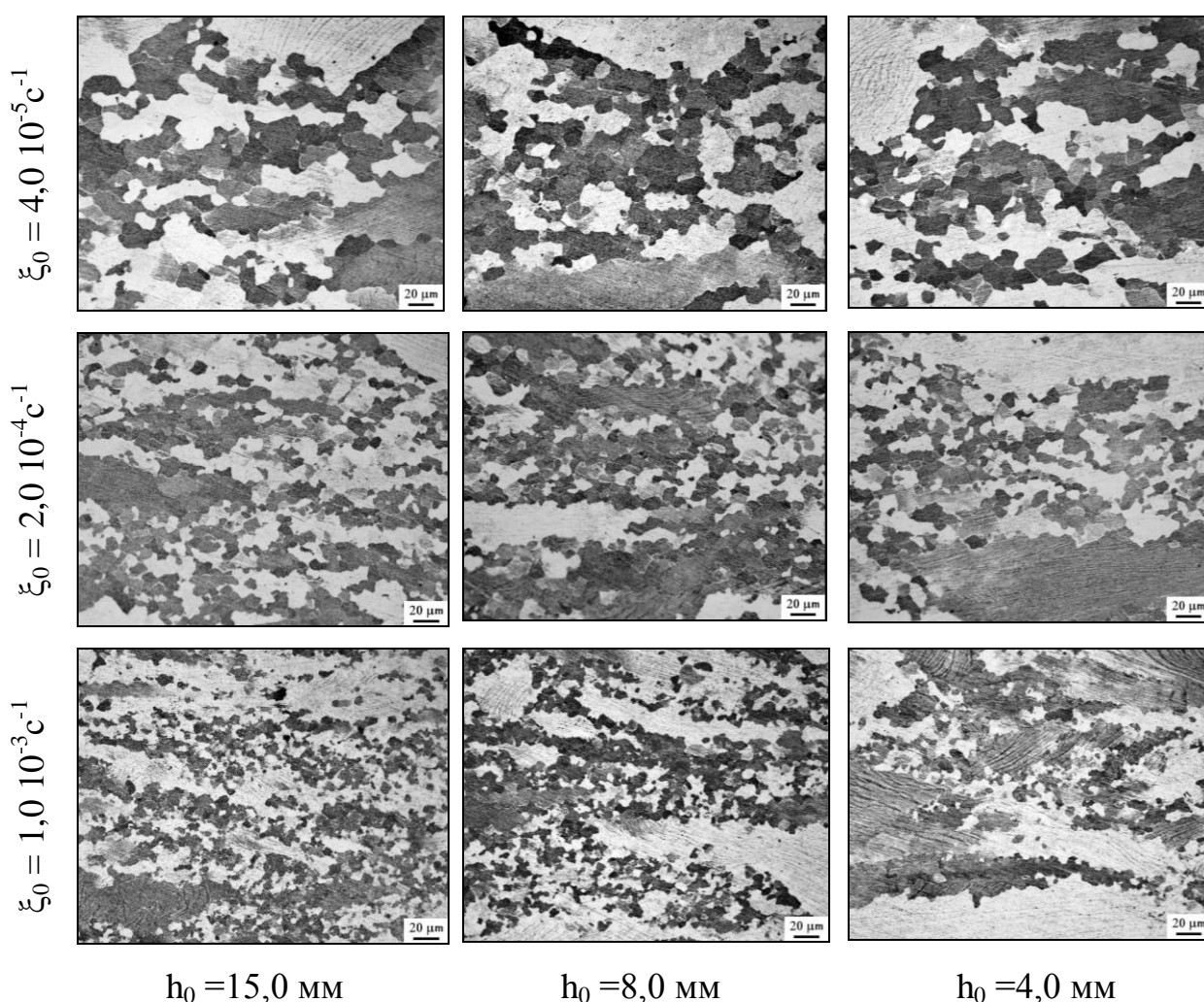


Рисунок 4.9 – Изменение микроструктуры в центре образца после горячей деформации сжатием при  $T=900^{\circ}\text{C}$  на степень высотной деформации  $\sim 60\%$ .

Повышение температуры деформации с  $800^{\circ}\text{C}$  до  $900^{\circ}\text{C}$  при прочих равных условиях не приводит к значимым изменениям в зависимостях среднего размера зерен  $d_{cp}$  и объема  $V$  рекристаллизованной микроструктуры.

Таблица 4.5 - Параметры микроструктуры после горячей деформации образцов на степень высотной деформации  $\sim 60\%$  при  $T = 900^\circ\text{C}$ .

$\xi_0, \text{c}^{-1}$	Исходная высота образцов, мм					
	15,0		8,0		4,0	
	dcp, мкм	V, %	dcp, мкм	V, %	dcp, мкм	V, %
$4,0 \times 10^{-5}$	15,2	81	14,61	79	13,7	78
$2,0 \times 10^{-4}$	5,28	75	5,04	65	4,53	61
$1,0 \times 10^{-3}$	2,67	72	2,57	43	1,67	32

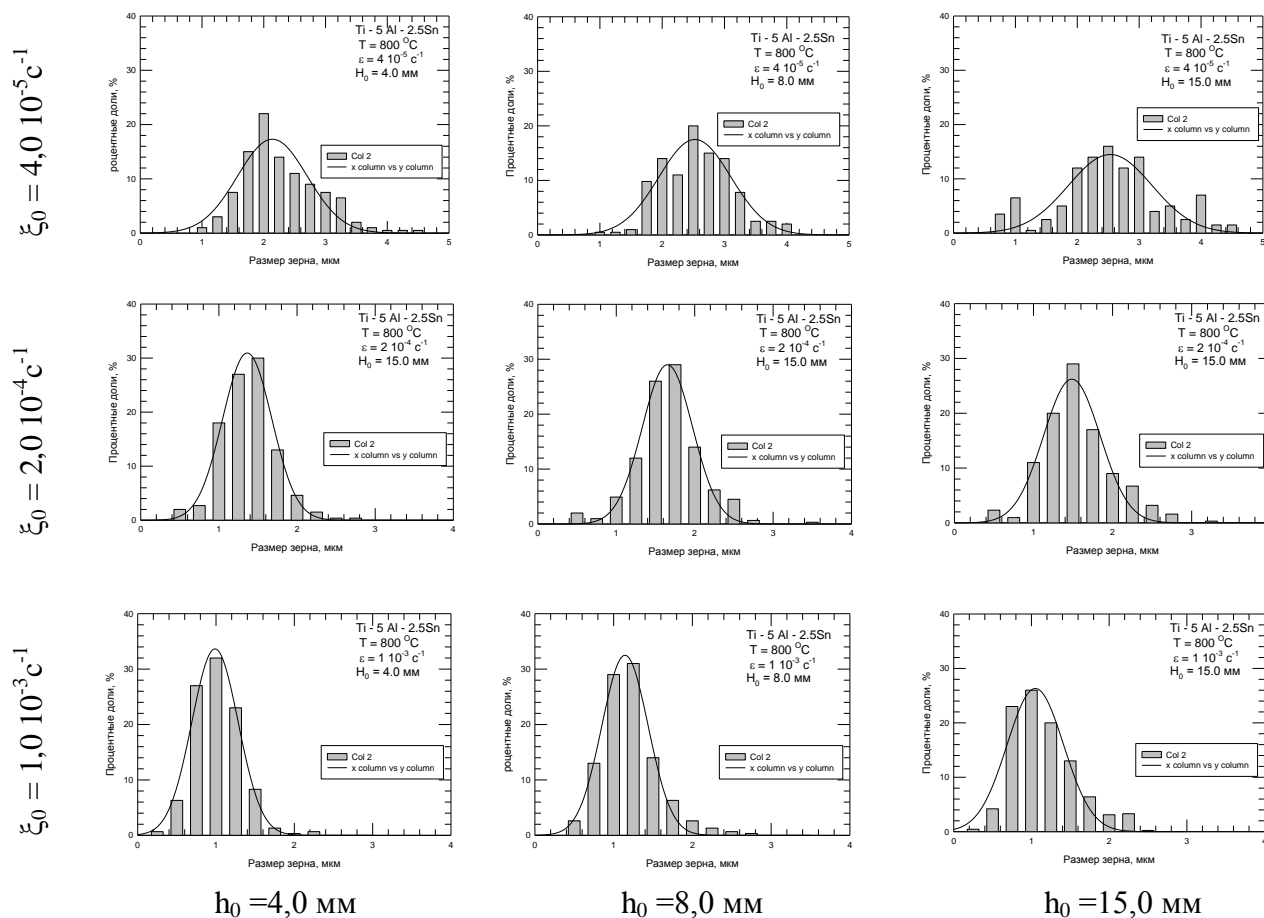


Рисунок 4.10 – Распределение размеров зерен в центре образца после сжатия на степень высотной деформации 50...60% при  $T = 800^\circ\text{C}$ .

Однако значительными являются количественные изменения (рисунок 4.8, 4.9, таблица 4.5). Из рисунка 4.8 следует, что в деформированных образцах с исходной высотой 16,0 мм скоростью деформации  $4,0 \cdot 10^{-5} \text{c}^{-1}$  с уменьшением исходной высоты объем уменьшается только с 81% до 78%. При увеличении скорости деформации до  $1,0 \cdot 10^{-3} \text{c}^{-1}$  изменение среднего размера зерен уменьшается с 15,2 мкм до 2,7 мкм с увеличением скорости деформации с  $4,0 \cdot 10^{-5} \text{c}^{-1}$  до  $1,0 \cdot 10^{-3} \text{c}^{-1}$ . В то время как уменьшение высоты образцов с 16,0 мм до 4,0 приводит к

снижению  $d_{ср}$  только с 15,2 до 13,2 мкм. Объемная доля рекристаллизованных зерен в деформированных образцах, с исходной высотой 4,0 мм приводит к более значительному уменьшению объема рекристаллизованной структуры: с 72% до 32%. Каких либо отличий в процентном распределении размера рекристаллизованных зерен в зависимости от скорости деформации и исходной высоты с увеличением температуры деформаций не обнаружено (рисунок 4.10, 4.11).

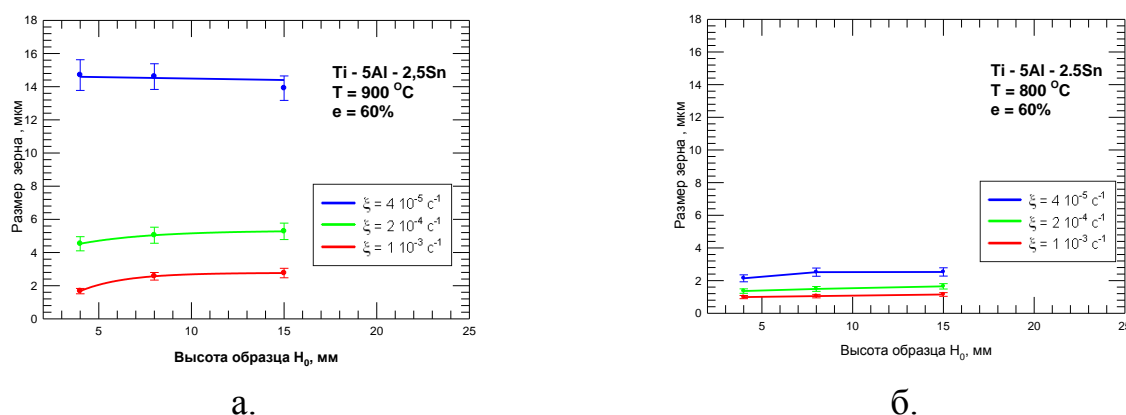


Рисунок 4.11 - Зависимость размера рекристаллизованного зерна от формы образца при различных скоростях деформации и температуры. а-  $T = 900^\circ\text{C}$ . б-  $T = 800^\circ\text{C}$

Полученные результаты показывают, что в процессе горячей деформации происходит изменение микроструктуры в зависимости от скорости деформации и исходной высоты. Первоначальная крупнокристаллическая структура претерпевает изменения размеров и формы колоний  $\alpha$  - фазы, сопровождаемое искривлением  $\alpha$  - пластин и появлением рекристаллизованных  $\alpha$ - зерен. Увеличение температуры деформации усиливает этот эффект [107,108].

#### 4.6. Текстура и структура границ зерен

Изучение кристаллографической текстуры, а также структуры границ зерен проведено для детализации развития рекристаллизационных процессов в  $\alpha$  - фазе и последующего ее измельчения в результате горячего деформирования. Исследовали объекты, вырезанные из образцов (рисунок 4.12) в двух зонах: зоне «а» - центр образца, где пластическая деформация имеет наибольшее значение и в

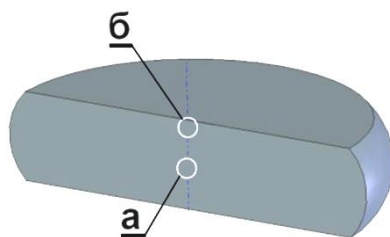


Рисунок 4.12 - Схема съемки.

зоне «б» - застойная зона, где пластическая деформация отсутствует (таблица.1). Образцы с исходной высотой 16,0мм, 8,0 мм, и 4,0 мм деформировали с начальной скоростью деформации  $1,0 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ , при температуре  $800^{\circ}\text{C}$  до степени высотной деформации  $\varepsilon = 60\%$ .

На рисунке 4.13 представлено распределение зерен с нормальными к плоскостям (001), (010), (120) ГПУ решетки, выходящими на поверхность шлифа в центре образца «а» и в застойной зоне «б» в мерах обратной полюсной фигуры.

Из полученных результатов следует – в центре образцов «а» вне зависимости от исходной высоты наблюдается области с мелкозернистой структурой с различной кристаллографической ориентировкой по отношению к изучаемой

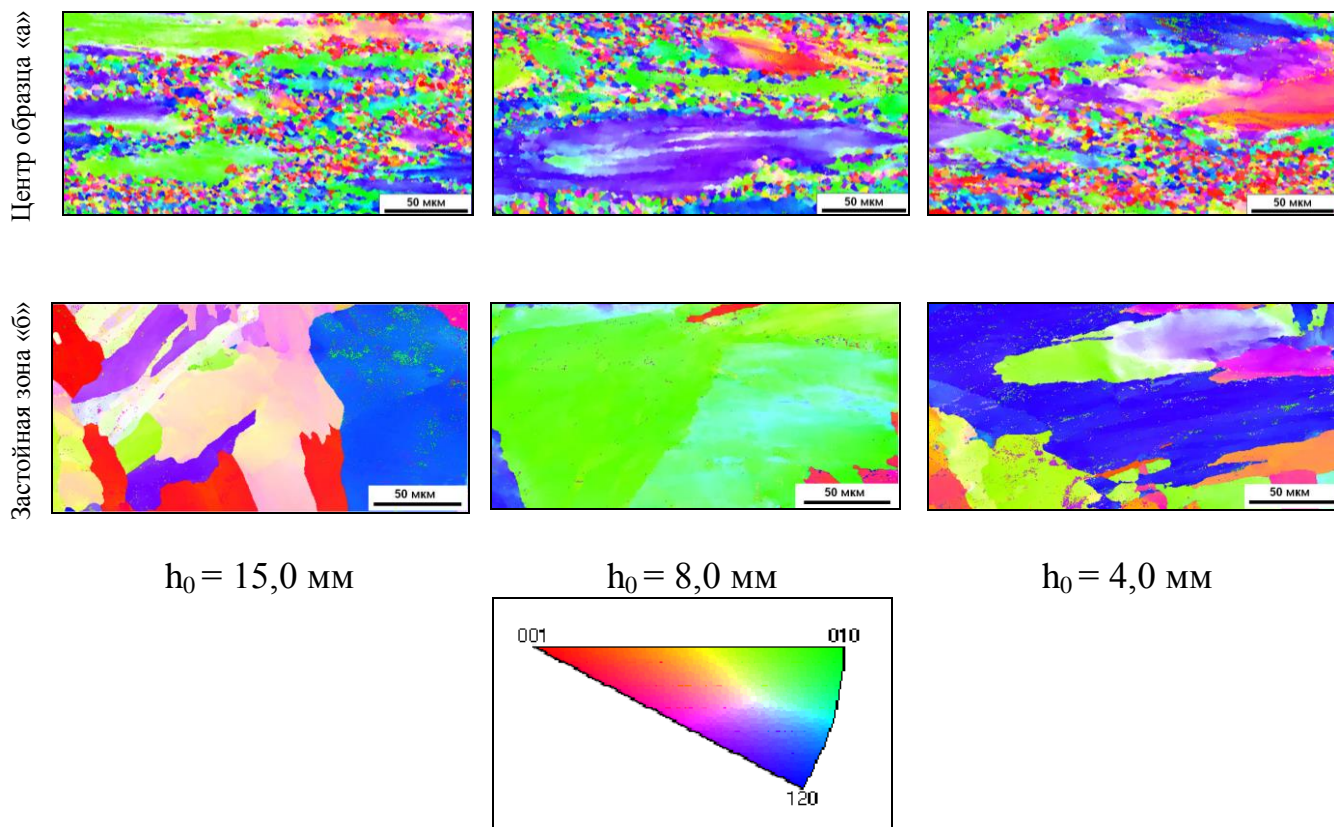


Рисунок 4.13 – Кристаллографическая текстура, после горячей деформации  $T=800^{\circ}\text{C}$ ,  $\xi = 1 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ ,  $\varepsilon = 60\%$ . Шаг 0,2 мкм. Область 1200 x 600.

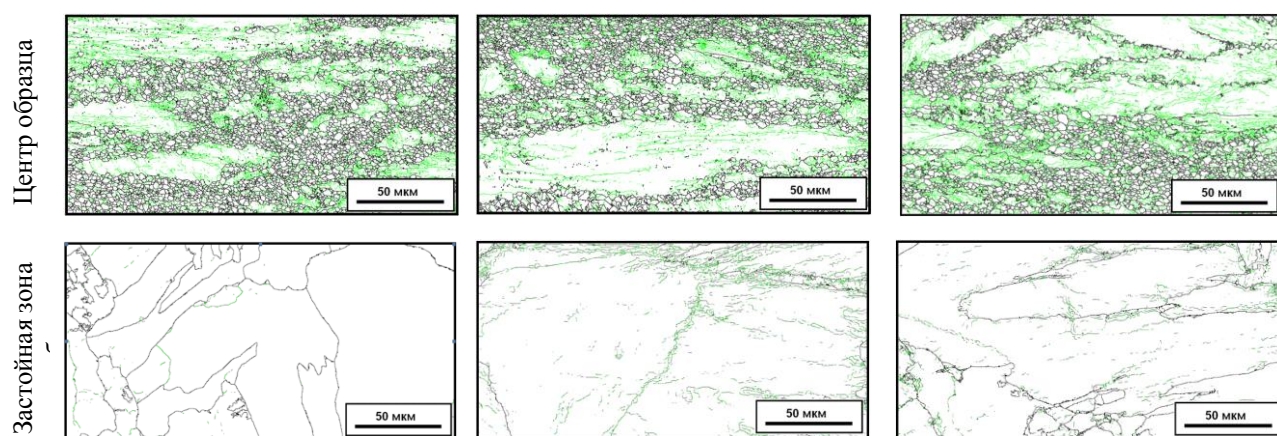


плоскости шлифа. Области с мелкозернистой структурой в которых вновь образованные зерна хаотично ориентированы в пространстве окружают области в которых превращений нет. Форма таких областей определяется течением материала в радиальном направлении цилиндрических образцов при осевом сжатии.

В застойной зоне «б» - новые зерна не образуются, форма и размер  $\alpha$ -колоний до и после деформации остается практически неизменными. При этом цвет зерен в пределах колонии один. Дополнительно следует отметить, что в застойной зоне в границах зерна одной  $\alpha$ -колонии разориентировки  $\alpha$ -пластин не обнаружена (рисунок 4.13). Появляется лишь небольшая искривленность первоначально прямолинейных границ  $\alpha$ -колоний

Результаты анализа границ зерен представлены на рисунке 4.14. Зеленым цветом обозначены границы с углами разориентации  $1^\circ < \theta < 15^\circ$ . Черным цветом указаны границы с углами разориентации  $\theta > 15^\circ$ . Количественные данные по границам зерен сведены в таблице 4.6.

Полученные результаты показывают, что вне зависимости от исходной высоты, в центре образцов происходит образование новых зерен, как с



$h_0=15,0$  мм

$h_0=8,0$  мм

$h_0=4,0$  мм

Рисунок 4.14 - Распределение высоко- и мало - угловых границ зерен в образцах после горячей деформации,  $T=800^\circ\text{C}$ ,  $\xi = 1,0 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ ,  $\varepsilon = 60\%$ . Шаг съемки 0,2 мкм. Область съемки 1200 x 600 пикс.

малоугловыми (МУГ), так и с высокоугловыми (ВУГ) границами. В центре образцов протяженность МУГ с уменьшением высоты образцов увеличивается с

16% до 35% от общей доли МУГ и ВУГ, а протяженность ВУГ уменьшается соответственно с 84% до 64% (Таблица 4.6). В застойных зонах «б» во всех образцах микроструктурных изменений не обнаружено. Тем не менее, в исследуемых объектах также присутствуют зерна и с малоугловыми, и с

Таблица 4.6 - Протяженность высоко угловых (ВУГ,  $\theta > 15^\circ$ ) и малоугловых (МУГ,  $1^\circ < \theta < 15^\circ$ ) границ зерен в образцах с различной высотой.  $T=800^\circ\text{C}$ ,  $\xi = 1,0 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ ,  $\varepsilon=60\%$ .

Место съемки*	h <sub>0</sub> , мм	Протяженность границ, мкм			Доля, %		Рекр. объем, %
		ВУГ	МУГ	Общая	ВУГ	МУГ	
Центр. зона «а»	16,0	21776,0	4142,0	25918,0	84,0	16,0	56
	8,0	19622,6	5141,2	24763,8	79,2	20,8	44
	4,0	13577,0	7424,4	21001,4	64,6	35,4	31
Застойная зона «б»	16,0	1998,8	114,2	2113,0	94,6	5,4	0
	8,0	1991,4	407,0	2398,4	87,2	16,9	0
	4,0	1316,2	1538,8	2855,0	46,1	53,9	0

\*- область съемки  $0,72 \cdot 10^6$  рих, шаг съемки- 0,2 мкм

высокоугловыми границами. Внутри областей, окруженных превращенной структурой присутствуют малоугловые границы. С уменьшением исходной высоты образцов в застойной зоне наблюдается увеличение протяженности малоугловых границ зерен и незначительное уменьшение протяженности высокоугловых границ. Объем рекристаллизованной структуры в центре образцов с исходной высотой 16,0 мм, 8,0 мм и 4,0 мм соответственно равен 56%, 44% и 31%. В застойной зоне образцов рекристаллизация полностью отсутствует.

#### 4.7. Эволюция тонкой структуры.

Исследования тонкой структуры проводили на образцах, деформированных по режиму:  $T=900^\circ\text{C}$ ;  $\xi = 1 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ ,  $\varepsilon = 60\%$ . На рисунке 15 показана схема вырезки фольг.

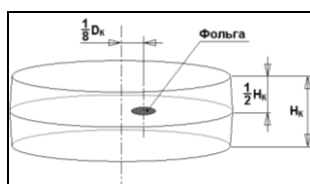


Рисунок 4.15 - Схема вырезки объектов для исследования.

На рисунке 4.16 представлены результаты исследования. В исходном состоянии тонкая структура представляет собой пластинчатую структуру  $\alpha$ - зерен, одинаковым образом ориентированных друг относительно друга в пределах колоний.

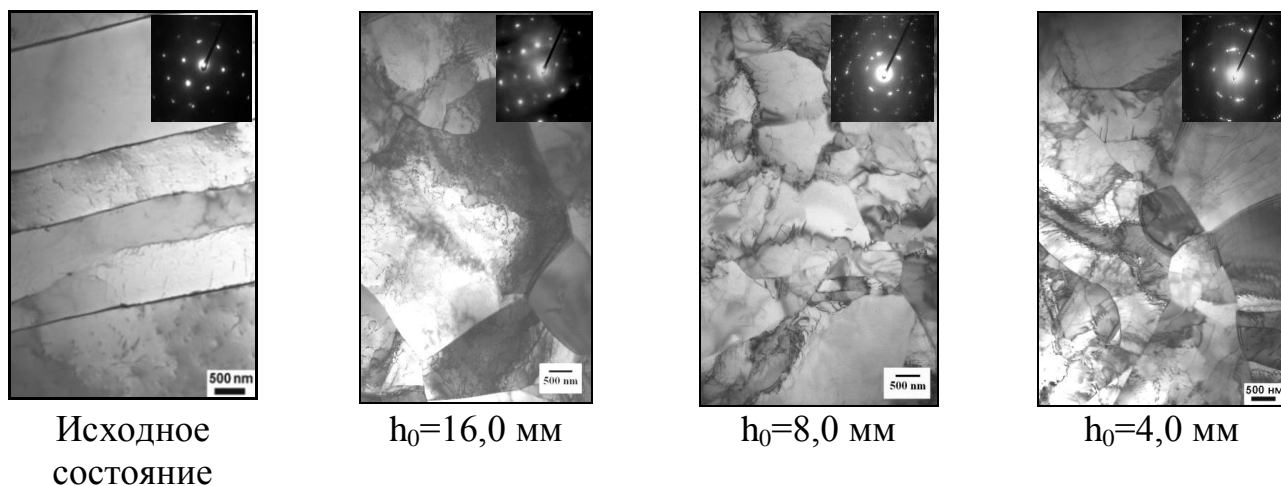


Рисунок 4.16 – Тонкая структура в центре образцов после горячей деформации,  $T=900^{\circ}\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon}=1 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ ,  $\epsilon=60\%$ .

После деформационной обработки тонкая структура кардинально изменяется. Пластинчатость исчезает. Новые зерна в целом приобретают округлую форму.

В деформированных образцах с исходной высотой  $h_0=16,0$  мм средний размер новых зерен примерно в  $\sim 3,0 \dots 4,0$  раза превышает толщину исходных  $\alpha$ -пластин и становится равным  $\sim 100 \dots 200$  Нм.

В образцах с исходной высотой  $8,0$  мкм наряду с крупными ( $d_{\text{cp}}=1,0 \dots 2,0$  мкм) зернами по границам можно видеть присутствие зерен со средним размером менее  $0,5$  мкм. Внутри крупных зерен начинают появляться субзерна, с четкими границами.

В образцах с исходной высотой  $4,0$  мм тонкая структура становится более неоднородной. В структуре присутствуют как крупные  $\alpha$ - зерна с четкими границами, мелкие зерна, расположенные по вновь образованным границам крупных зерен, а также появляются области с несовершенными границами, ширина которых примерно равна  $100 \dots 150$  Нм. Одновременно с этим внутри вновь образованных зерен, практически по всему их объему формируется субструктура с



четкими границами. В зернах с исходным крупным размером можно также наблюдать субструктуру. При этом границы субзерен размыты.

При горячей пластической деформации формирование микроструктурной структуры в металлических материалах происходит в результате образования, накопления, и аннигиляции дефектов кристаллического строения [1,3,4,]. В двух фазных ( $\alpha+\beta$ )- титановых сплавах к перечисленным выше механизмам добавляются процессы  $\alpha\leftrightarrow\beta$  фазовые переходы [1-3].

Внешнее воздействие на деформируемый объект формирует в нем напряженно-деформированное состояние, соответствующее, методу, режимам обработки, а также исходному структурному состоянию материала и определяет процессы структурообразования, протекающие при пластической деформации. [108].

Особенностью исходного состояния - крупнозернистой микроструктуры исследуемого материала является пластинчатая форма  $\alpha$ -фазы (рисунок 1а,б) толщиной  $t = 0,5...3,0$  мкм в пределах одной колонии с малым углом разориентировки пластин (рисунки 4.11, 4.12), практически свободных от внутренних дефектов. Колонии в пределах превращенной  $\beta$ - фазы имеют форму, близкую к равноосной со средним размером 100...300 мкм.

Как показали результаты математического моделирования процесса деформирования образцов цилиндрической формы с реологическими свойствами исследуемого материала с одинаковым диаметром 16,0 мм и различной высотой методом одноосного сжатия формирует в характерных точках (а) и (б) (рисунок.4.10) особый тип напряженного состояния, близкий к состоянию квази-гидростатического сжатия. Причиной этому является наличие силы трения на поверхности контакта инструмента и деформируемого образца.

В результате изменения геометрических размеров образцов, а и их начальной высоты с 16,0 мм до 4,0 мм практически на порядок со значения  $k=-1,7$  (при  $H_0=16,0$ мм) до  $k=-10,7$ (при  $H_0=4,0$ мм) повышается показатель относительного гидростатического давления (таблица 4.1). При этом показатель вида нагружения –

коэффициент  $K_1$  остается на уровне величины, равной  $\sim 1,0$ , соответствующий одноосному сжатию.

Деформированное состояние в точках (а) и (б) также с изменением исходной высоты практически не изменяется. Значение эквивалентной деформации в точке (б) равно  $e_{\text{экв}} \sim 0,001 \dots 0,02$ , а в точке (а)  $e_{\text{экв}} = 1,67 \dots 1,83$  при одинаковой величине высотной деформации  $e=0,6$ .

Выбранные режимы нагружения: начальная скорость и время деформирования также позволяют осуществлять пластическую деформацию с практически одинаковой скоростью деформации: в начальный момент времени  $\xi_0 = 1,0 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-3}$ . Увеличивая ее в конце деформирования до  $\xi_k = 3,0 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ .

Таким образом, в рассматриваемой многофакторной системе только один параметр напряженного и деформированного состояния – показателя напряженного состояния или коэффициент жесткости  $K_2$  может быть принят в качестве единственной переменной величины, оказывающей влияние на формирование микроструктурной структуры в сплаве ВТ5-1 при его деформационной обработке. Данное допущение основано на том, что модель трения на поверхности контакта образцов и инструмента в процессе деформации постоянна и описывается моделью трения по «Зибелю» Аналогичные выводы сделаны в работах [21-23].

Механическое поведение материала при одноосном сжатии в выбранном диапазоне скоростей и температур деформации предсказуемо. До тех пор, пока значение  $k$  в процессе деформации меняется незначительно  $-0,7 \dots -1,77$  (для образцов с  $h_0=15,0$  мм) кривые  $\sigma_i=f(e_i)$  практически не имеют деформационного упрочнения вне зависимости от скорости деформации, хотя два этапа упрочнения, разделенное значением  $e \sim 0,2$  на кривой все же присутствуют. Увеличение температуры деформации с  $800^\circ\text{C}$  до  $900^\circ\text{C}$  приводит к росту напряжений с момента начала течения до  $e = 0,2$  и далее после деформации  $e > 0,4$ .

Дальнейшее повышение значения  $k$  от 0 до  $-4,06$  (для образцов с  $h_0=8,0$  мм) приводит к появлению на кривых  $\sigma_i=f(e_i)$  явного 2-х этапного деформационного упрочнения, величина которого меняется с изменением степени деформации.

Важно отметить, что в тех случаях, когда  $K_2$  изменяется в интервале  $-(1,2...4,06)$ , т.е. при сжатии образцов с  $h_0=15,0$  мм и  $h_0=0,8$  мм начальные значения напряжений течения остаются одинаковыми и не зависят от скорости деформации (рисунок 3). И только при температуре  $900^{\circ}\text{C}$  и высокой скорости деформации  $\xi = 6,0 \cdot 10^{-3} \text{c}^{-1}$  начальные значения напряжений течения повышаются на  $10..20$  МПа по сравнению с деформацией образцов с  $h_0 = 15,0$  мм.

Механическое поведение образцов с начальной высотой  $h_0=4,0$  мм у которых в процессе деформации  $K_2$  изменяется в диапазоне  $-(3,0...8,91)$  иное.

По сравнению с образцами у которых начальная высота больше ( $8,0$  и  $15,0$  мм), пластическое течение образцов с  $h_0 = 4,0$  мм начинается при напряжениях на  $15..20\%$  выше и зависит от скорости деформации. Форма кривых зависимости  $\sigma_i = f(e_i)$  отражает явное присутствие деформационного упрочнения. При этом этап разупрочнения между первой и второй стадиями деформационного упрочнения на кривых не наблюдается. При наибольшей скорости деформации  $\xi = 6,0 \cdot 10^{-3} \text{c}^{-1}$  коэффициент первая стадия деформационного упрочнения исчезает. Особенно это заметно при деформировании образцов при температуре  $900^{\circ}\text{C}$ .

Очевидно, что деформирование одноосным сжатием образцов с различной исходной высотой происходит в различных условиях напряженного состояния, которое характеризуется показателем жесткости системы  $K_2$ , который оказывает существенное влияние на механическое поведение сплава ВТ5 с исходной крупнокристаллической структурой при деформационной обработке в однофазной  $\alpha$ -области. Причиной этого является то, что показатель жесткости  $k$  является также мерой квази-гидростатического давления сжатия, показывая насколько гидростатическое давление сжатия превышает напряжения течения материала в данных температурно-скоростных условиях. Известны факты влияния относительного гидростатического сжатия на ресурс пластичности и формирование структуры [4,7,8,10,20,52] из которых следует, что наведенное поле напряжений влияет на развитие динамического возврата и на процессы динамической рекристаллизации, которые отражают кривые механического поведения.

Рассмотрим формирование микрокристаллической структуры в сплаве ВТ5 с точки зрения влияния показателя напряженного состояния  $k$  на однородность формирования структуры, а также на ее основные параметры: размер зерен, структуру границ и кристаллографическую текстуру.

Преобразование крупнокристаллической структуры (рисунок 4.6) в микрокристаллическую в сплаве ВТ5-1 начинают происходить с момента начала пластического течения. О чем можно судить по кривым  $\sigma_i=f(\epsilon_i)$  (рисунок 4.3,4.4).

Первый этап упрочнения на кривых характеризует этап деформирования пластин колоний  $\alpha$ - фазы, который сопровождается их изгибом в направлении течения материала. Очевидно, что процесс пластического течения сопровождается образованием и аннигиляцией дефектов кристаллического строения. При этом образование дислокаций в поле напряжений, который характеризуется значениями параметра  $K_2$ ,  $-(0,7...1,77)$  и  $-(1,2...4,06)$  не влияет на начальные значения напряжений течения материала в образцах с  $h_0 = 15,0$  мм и  $8,0$  мм в диапазоне скоростей деформации  $4,0 \cdot 10^{-5}...1,0 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  при температурах  $800^\circ$  и  $900^\circ\text{C}$ . И только при скорости деформации  $6,0 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  начальное значение  $\sigma_i$  в образцах с  $h_0=8,0$  мм становится больше (рисунки 4.3,4.4).

Можно предположить, что на начальном этапе упрочнения в пределах зерна  $\alpha$ - колоний  $\alpha$ - пластины деформируются, как одно зерно, т.е. деформация, начавшаяся в одной пластине, легко переходит в другую и т.д. Работа различных систем скольжений при деформации способствует преобразованию исходных малоугловых границ  $\alpha$ - пластин. Они распадаются с образованием решеточных дислокаций, которые при дальнейшей деформации участвуют в образовании новых зерен в полосах интенсивного течения материала.

Иначе трудно представить образование зерен с размером в  $3...4$  раза большим, чем исходная толщина пластин  $\alpha$ -фазы (рисунок 4.8,4.14).

Увеличение скорости деформации смещает процесс накопления и аннигиляции дислокаций в сторону их накопления. Результатом чего является снижение среднего размера зерен со рекристаллизованной  $\alpha$ - фазы, и дальнейшая локализация процессов рекристаллизации в полосах интенсивной деформации. При

этом уменьшение размера рекристаллизованных зерен подавляет деформационное упрочнение на кривых  $\sigma_i=f(\epsilon_i)$  (рисунки 4.3,4.4) в диапазоне скоростей деформации  $4,0 \cdot 10^3 \dots 1,0 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ .

Повышение значений параметра K2 до уровня -1,2...-4,06 ( $h_0=8,0 \text{ мм}$ ) приводит к локализации рекристаллизационных процессов в областях интенсивного течения материала, к уменьшению среднего размера рекристаллизованных зерен и объема рекристаллизованной структуры (рисунок 4.7, таблица 4.4). Обнаруженные микроструктурные изменения свидетельствуют о том, что наложение квази- гидростатического давления на процесс пластического течения материала начинает в большей степени влиять на процессы разупрочнения, чем на процесс упрочнения, что также отражается на кривых  $\sigma_i=f(\epsilon_i)$  (Рисунок 3,4): повышение начальных значений  $\sigma_i$  при скорости деформации  $6,0 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  и появление деформационного упрочнения, которое начинает зависеть от скорости деформации.

Пластическая деформация образцов с  $h_0 = 4,0 \text{ мм}$  происходит в условиях наибольших значений показателя жесткости системы  $K2 = -(3,0 \dots 8,9)$  и сопровождается дальнейшим усилением локализации процесса рекристаллизации в областях с интенсивным течением материала, которые в этом случае расположены под углом  $45^\circ$  к оси сжатия. В этих областях значения сдвиговой компоненты напряжений и деформации имеют наибольшие величины. При этих условиях деформации средний размер  $\alpha$ - зерен и объем рекристаллизованной структуры становится в большей степени зависим от скорости деформации. По завершению деформации образцов при среднем размере рекристаллизованных зерен уменьшается со значения  $d_{cp}=2,14 \text{ мкм}$  при  $\xi = 4,0 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$  до значения  $d_{cp}= 0,99 \text{ мкм}$  при  $\xi=1,0 \cdot 10^{-1} \text{ с}^{-1}$ . Однако рекристаллизованный объем увеличивается с 21% до 33% соответственно [107,108].

Микроструктурные изменения в образцах высотой  $h_0=4,0 \text{ мм}$  в сочетании с данными механического поведения материала подтверждают утверждение о том, что показатель жесткости системы K2 оказывает влияние на процессы разупрочнения, сопровождающие горячую пластическую деформацию сплава

BT5-1, смещая начало преобразование микроструктуры в сторону больших значений напряжений течения. Зависимость структурных изменений от коэффициента  $k$  можно отнести к термически активируемым процессам, т.к. явно прослеживается ее влияние температуры деформации. При увеличении температуры деформации с  $800^{\circ}\text{C}$  до  $900^{\circ}\text{C}$  наряду с увеличением среднего размера зерен рекристаллизованной микроструктуры  $d_{\text{ср}}$  и рекристаллизованного объема  $V_{\text{рекр}}$ , наблюдается очень сильная зависимость от скорости деформации. По завершению деформации образцов средний размер рекристаллизованных зерен уменьшается со значения  $d_{\text{ср}}=13,7$  мкм при  $\xi=4,0 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$  до значения  $d_{\text{ср}}=7$  мкм при  $\dot{\epsilon}=1,0 \cdot 10^{-1} \text{ с}^{-1}$ . Вместе с тем уменьшается рекристаллизованный объем  $V_{\text{рекр}}$  с 78% до 32% соответственно.

Непосредственного влияния показателя жесткости системы K2 на формирование кристаллографической ориентировки во вновь образованных зернах обнаружено не было. Вне зависимости от ориентировки исходных зерен после рекристаллизации ориентировка новых зерен становится хаотичной (рисунок 4.11), что может качественно свидетельствовать о завершенности процесса рекристаллизации в полосах интенсивной деформации. Количественную оценку можно получить после сравнения доли мало- и высоко- угловых границ в общей протяженности границ новых зерен.

Анализа структуры границ зерен (рисунок 4.12, таблица 4.6) показал, что наведенное гидростатическое давление сжатие при пластической деформации оказывает влияние не только на формирование мало- и высоко- угловых границ но и на эволюцию внутризеренной структуры, которая не охвачена рекристаллизацией деформированных и недеформированных зерен.

При деформации образцов с исходной высотой  $h_0 = 15,0$  мм границы зерен  $\alpha$ -колоний в застойной зоне где пластическая деформация отсутствует ( расчетное значение  $\epsilon_i \sim 0,001$ ) представляют собой четкие линии (рисунок 4.12) внутри которых можно наблюдать следы оставшихся межзеренных малоугловых границ  $\alpha$ -пластин. Доля высокоугловых границ - 84% значительно превышает долю малоугловых границ - 16% (таблица 4.6).

В центре образца, где расчетная деформация равна  $\epsilon_1 \sim 1,7$  деформированная структура состоит из зерен с высокоугловыми ( $>15^\circ$ ) границами, сосредоточенными в полосах сдвига, между которых расположены области материала со слабо деформированной структурой - зерна  $\alpha$ - колоний с высокой плотностью малоугловых ( $<15^\circ$ ) границ. По всей видимости, невысокое значение  $k$  наведенного гидростатического давления сжатия ( $-0,7 \dots 1,7$ ) не существенно влияет на процессы образование и перераспределение дислокаций, а также на образование и рост рекристаллизованных зерен. При этом малоугловые границы в процессе деформации, являются источником и стоком решеточных дислокаций, которые определяют кинетику развития рекристаллизационных процессов.

При деформации образцов с исходной высотой  $h_0 = 8,0$  мм границы зерен  $\alpha$ - колоний в застойной с расчетным значением  $\epsilon_1 \sim 0,003$  начинают искривляться. На границе начинают появляться участки со вновь образованными зернами (рисунок 4.12,  $h_0 = 8,0$  мм). Внутри  $\alpha$ - колоний плотность малоугловых границ повышается. Соотношение высокоугловых / малоугловых границ становится :  $\sim 79\% / 21\%$  (таблица 4.6).

В центральной части образца, с наибольшим значением  $\epsilon_1 \sim 1,7$  деформированная структура также состоит из зерен с высокоугловыми ( $>15^\circ$ ) границами, сосредоточенными в полосах сдвига, между которых расположены области материала со слабо деформированной структурой - зерна  $\alpha$ - колоний с несколько меньшей плотностью малоугловых ( $<15^\circ$ ) границ. Очевидно, что повышение гидростатического давления сжатия до значения  $K_2 = -0,7 \dots -1,7$  усиливает влияние на процессы образования и рост рекристаллизованных зерен, а также на перераспределение дислокаций в  $\alpha$ - зернах.

При деформации образцов с исходной высотой  $h_0 = 4,0$  мм границы зерен  $\alpha$ - колоний в застойной зоне с расчетным значением пластической деформации  $\epsilon_1 \sim 0,02$  искривляются в большей по сравнению с предыдущими случаями степенью. Их ширина увеличивается также сильнее, больше мелких зерен можно наблюдать как в границах, так и вблизи их. Внутри  $\alpha$ - колоний плотность малоугловых границ

повышается. Соотношение высокоугловых / малоугловых границ становится примерно одинаковым ~ 46% / 54% (таблица 4.6).

В центральной части образца с исходной высотой 4,0 мм где пластическая деформация максимальна, деформированная структура также состоит из зерен с высокоугловыми границами, сосредоточенными в полосах сдвига, между которых расположены области с менее деформированной структурой где наблюдается наибольшая плотность малоугловых ( $<15^\circ$ ) границ. Соотношение высокоугловых к малоугловым границам смещается в сторону повышения протяженности малоугловых границ: 65% / 35% (таблица 4.6).

Анализ тонкой структуры (рисунок 4.14) в образцах с высотой: 15,0; 8,0 и 4,0 мм по режиму:  $T=900^\circ\text{C}$ ,  $\xi = 1,0 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$  и  $e=60\%$  подтверждает влияние параметра  $R_2$  на формирование необходимой дислокационной структуры для образования новых зерен в деформируемом материале.

Из рисунка следует, что в центральной части образца с исходной высотой 15,0 мм, в области максимальной деформации деформированная тонкая структура кардинально отличается от исходной. Пластинчатая морфология исходных  $\alpha$ -зерен полностью трансформируется в глобулярную (рисунок 4.14) с размером 0,5...2,5 мкм. Границы новых зерен – четкие, прямые с углами при вершине близкими к  $120^\circ$ . При этом внутри зерен наблюдается достаточно высокая плотность дислокаций, которые выстраиваются в дислокационные скопления шириной 100...200 Нм.

В образцах с исходной высотой 8,0 мм, увеличение параметра  $k$  приводит к еще большим изменениям в тонкой структуре. Границы новых зерен перестают быть прямыми. Их размер становится уже равным 0,5 ...1,0 мкм. Практически на протяжении всей линии границ зерен наблюдаются новые зерна, размер которых достигает величин 20..50 Нм – зерна повторной рекристаллизации. Внутри некоторых зерен просматривается субзеренная структура. При этом скоплений дислокаций внутри зерен не наблюдается.

Тонкая структура образцов с исходной высотой 4,0 мм сформированная в процессе пластической деформации в условиях наибольшего значения показателя



жесткости К2 характеризуется структурой в которой по границам рекристаллизованных зерен отсутствуют более мелкие зерна повторной рекристаллизации. Их место занимают метастабильные границы с шириной 50...100 Нм с незначительным количеством двойниковой структурой. Наблюдаемые особенности тонкой структуры являются следствием развития рекристаллизационных процессов в условиях повышенного квази-гидростатического давления, которое подавляет дислокационную подвижность внутри зерен, одновременно создавая условия для уменьшения способности границ активно выступать в роли центров рекристаллизации.

Таким образом, влияние квази-гидростатического давления, определяемого параметром  $k$  становится понятным с точки зрения его влияния на торможение развития релаксационных процессов, связанных с замедлением диффузионных процессов определяющих движение, переползание и аннигиляцию решеточных и зернограничных дислокаций, замедляя процессы динамической рекристаллизации.

Повышение гидростатического давления при одноосном сжатии образцов из титанового сплава VT5-1 приводит к локализации рекристаллизационных процессов вблизи границ  $\alpha$ - зерен с последующим подавлением их способности формировать центры рекристаллизации [107,108].

## ГЛАВА 5. ВЕКТОР ДЕФОРМАЦИИ И ФОРМИРОВАНИЕ ИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В СПЛАВЕ ВТ5-1 ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ В УСЛОВИЯХ 2-х КОМПОНЕНТНОГО ( КРУЧЕНИЕ + РАСТЯЖЕНИЕ ) НАГРУЖЕНИЯ

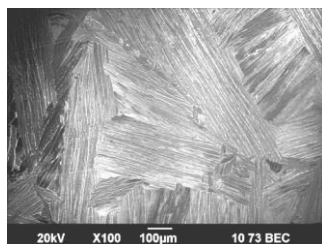
В предыдущих главах установлено, что формирование микроструктуры в титановом сплаве ВТ5-1 при горячей деформировании, зависит от температурно-скоростных условий нагружения и параметров напряженного состояния. Не менее важную роль в получении микрокристаллической, или мелкозернистой структуры играют параметры деформируемого состояния - (величина накопленной деформации) и траектория результирующего вектора деформации [97, 103-105,107-114].

Поэтому в данной главе рассмотрен процесс формирования регламентируемой микроструктуры в титановом сплаве ВТ5-1 при горячем деформировании в условиях 2-х компонентного (кручение + растяжение) нагружения, а также дана оценка однородности развития рекристаллизационных процессов и интенсивности измельчения структуры в деформируемом объеме при изменении соотношения компонентов векторов кручения и растяжения результирующего вектора деформации.

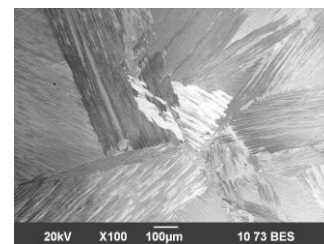
### 5.1. Исходная микроструктура, схема нагружения и параметры НДС.

#### *Исходное состояние.*

С целью исключения влияние на структуру наследственной метастабильности в структуре  $\alpha$ -пластин, сплава ВТ5-1, вызванной предшествующей деформационной и термической обработками при



а.



б.

Рисунок 5.1– Микроструктура сплава ВТ5-1: а- поперек оси образца; б- вдоль оси образца.

получении исходных полуфабрикатов, прутки дополнительно термически обрабатывали по режиму:  $T=1050^{\circ}\text{C}$ ; время выдержки 1,0 час; охлаждение на воздухе. Микроструктура образцов представлена на рисунке 5.1.

## 5.2. Виды 2-х компонентного нагружения и формирование напряженного и деформированного состояния.

Схематично виды 2-х компонентного нагружения представлены на рисунке 5.2. Цилиндрические образцы одновременно деформировали кручением и растяжением на величину деформации  $\varepsilon_1$  и  $\varepsilon_2$  соответственно. Использованы 5 видов нагружения в которых соотношение компонент результирующего вектора деформации изменялось следующим образом:

1 - соотношение компонент деформации  $\varepsilon_1:\varepsilon_2 = 0,5:0,0$  что соответствует деформированию образца кручением;

2 - соотношение компонент деформации  $\varepsilon_1:\varepsilon_2 = 0,47:0,20$ , что соответствует добавлению к компоненте кручения компоненты одноосного растяжения;

3 - соотношение компоненты деформации кручением и растяжением равны  $\varepsilon_1:\varepsilon_2 = 0,35:0,35$ ;

4 - соотношение  $\varepsilon_1:\varepsilon_2 = 0,20:0,47$  при котором компонента растяжения становится больше, чем компонента кручения;

5 - соотношения  $\varepsilon_1:\varepsilon_2 = 0,0:0,5$  предусматривает деформирование образца только одноосным растяжением.

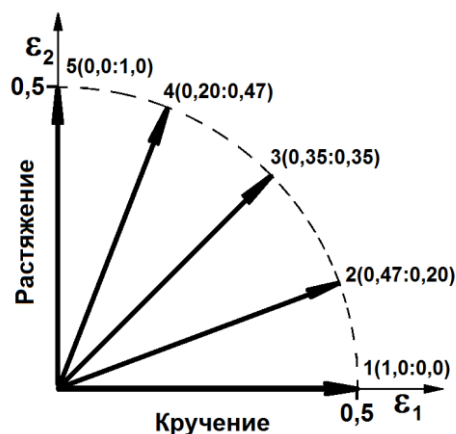


Рисунок 5.2 – Схема горячего деформирования цилиндрических образцов 2-х компонентным нагружением.

Значения результирующей деформации и начальной скорости деформации во всех видах нагружения были постоянны и равны  $e = 0,5$ ,  $\xi = 1,0 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ . Исходя из этих условий рассчитывали соответствующие

Таблица 5.1 – Параметры нагружения

Вид нагружения	$\varepsilon_1$	$\varepsilon_2$	e	$\xi, \text{ с}^{-1}$	$\tau, \text{ с}$
1 (1:0) - кручение	0,5	0,0	0,5	$1 \cdot 10^{-3}$	500
2 (9:4) - кручение + растяжение	0,2	0,47	0,5	$1 \cdot 10^{-3}$	470
3 (1:1) - кручение + растяжение	0,35	0,35	0,5	$1 \cdot 10^{-3}$	450
4 (4:9) - кручение + растяжение	0,47	0,2	0,5	$1 \cdot 10^{-3}$	470
5 (0:1) - растяжение	0,0	0,5	0,5	$1 \cdot 10^{-3}$	500

значения начальной скорости деформации, величину компонент кручения  $d\varepsilon_1/dt$  и растяжения  $d\varepsilon_2/dt$ , а также время деформации  $\tau$ . Соответствующие им расчетные значения удлинений  $\Delta l$ , и углы закручивания  $\varphi$  являются контрольными величинами и в таблице не указаны.

Перед тем как приступить к изучению влияния видов нагружения на преобразование крупнокристаллической  $\alpha$ - фазы пластинчатого типа в микрокристаллическую глобулярную структуру, рассмотрим формирование напряженного и деформированного состояния (НДС) в рабочей зоне деформируемых образцов. Отметим, что именно НДС в исследуемой материальной точке образца под воздействием внешнего воздействия создают условия для преобразования крупнозернистой микроструктуры в мелкозернистую [105,108,109].

Формирование НДС в рабочей части образцов исследовали методом конечно-элементного (КЭ) анализа процесса горячего деформирования цилиндрических образцов. Граничные условия задавали в соответствие с пятью выбранными видами нагружения (рисунок 5.2).

Для повышения степени достоверности расчетных результатов в математической модели использованы диаграммы физического эксперимента  $\sigma=f(e)$ , в которых уже учтено влияние микроструктурных изменений на механическое поведение сплава ВТ5-1 при горячей деформации в однофазной  $\alpha$ - области, при  $T=900^\circ\text{C}$  (данные взяты из главы 3).

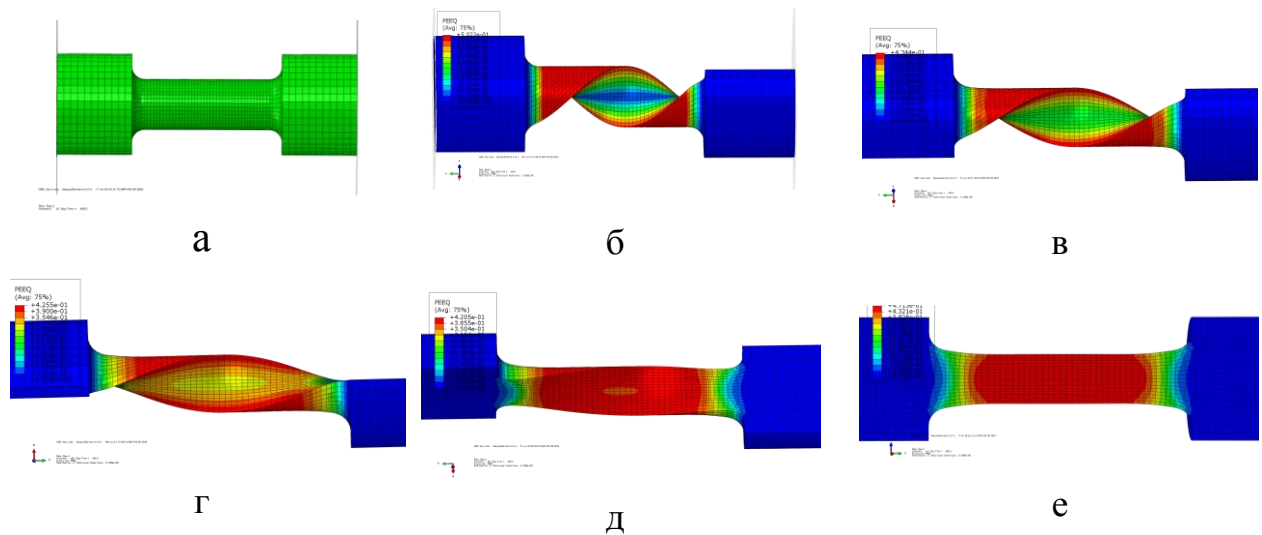


Рисунок 5.3 – Эпюры распределения эквивалентной деформации: а – исходное состояние; б – 1 (0,5:0) ; в – 2 (0,47:0,2) ; г – 3 (0,35:0,35) ; д – 4 (0,2:0,47) ; е – 5 (0:0,5).

В качестве характеристик НДС рассмотрим изменения скалярных величин напряженного состояния (НС) - параметров  $K1$  и  $K2$ , а также деформированного состояния (ДС) - величины эквивалентной деформации  $\epsilon$ , и соотношение векторов  $\epsilon_1$  и  $\epsilon_2$  результирующего вектора деформации  $\epsilon$ .

На рисунке 5.3 представлена КЭ модель образца и эпюры распределения эквивалентных деформаций  $\epsilon$  в рабочей зоне образцов. Для лучшего восприятия результатов вычислений на рисунке представлена лишь одна половина образца. Вторая половина не показана.

Из полученных результатов следует, что распределение эквивалентной деформации в рабочей зоне образцов сильно зависит от выбранного вида нагружения.

При кручении (вариант 1) деформация изменяется вдоль радиуса от 0 до 0,5 по линейному закону (рисунок 5.4а). При этом вдоль оси образца в пределах рабочей зоны значение эквивалентной деформации остается неизменным.

При растяжении (вариант 5) наблюдается обратная картина (рисунок 5.4б). Вдоль радиуса образца деформация не изменяется, а вдоль оси в пределах рабочей зоны распределение деформации носит локализованный характер.

В случае сочетания кручения и растяжения (рисунок 5.4в) добавление к компоненте кручения компоненты растяжения вариант 2(0,47:0,2) повышает однородность распределения деформации в рабочей зоне образца.

При дальнейшем увеличении значения компоненты растяжения  $\varepsilon_2$  степень локализации пластической деформации снижается (рисунок 5в).

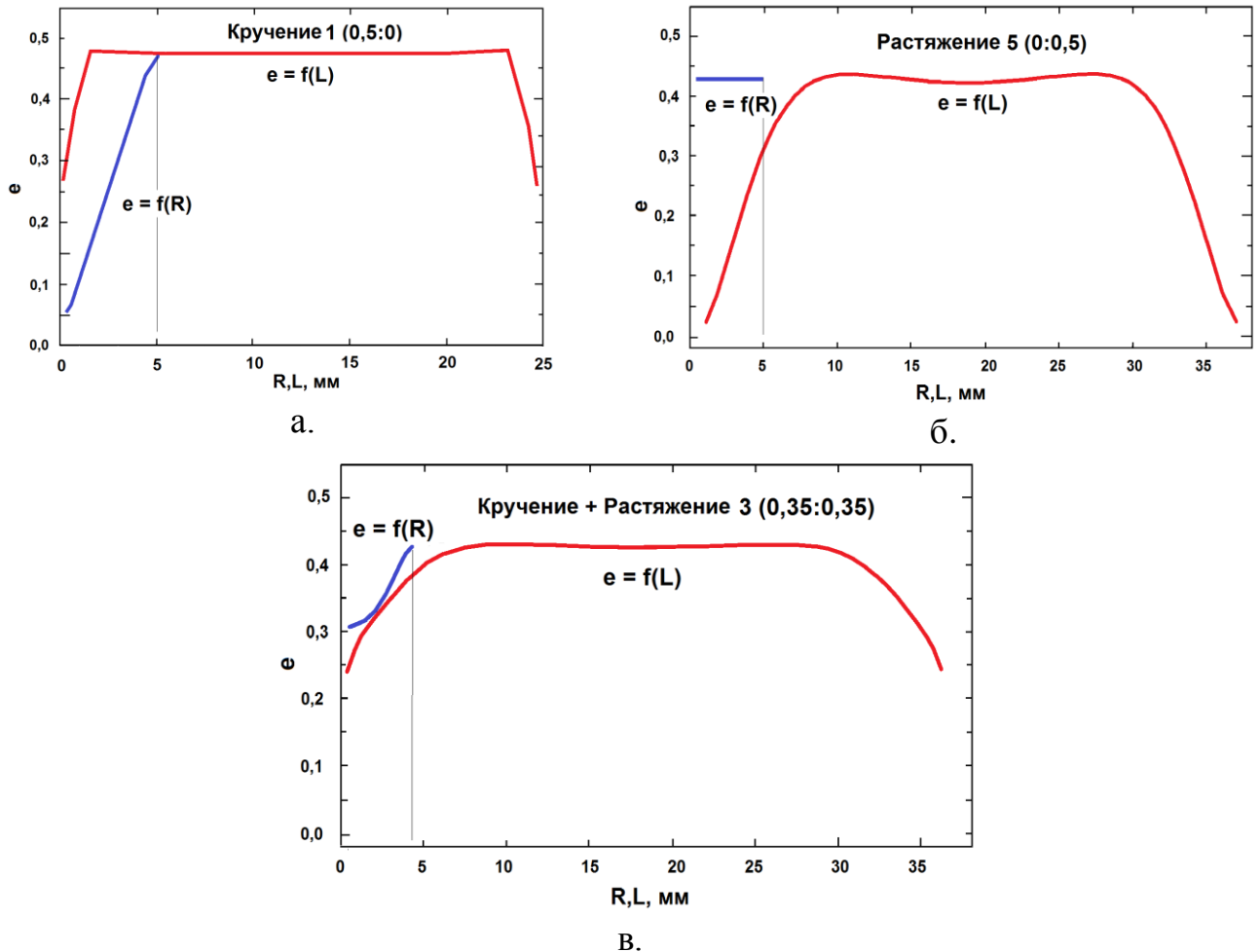


Рисунок 5.4 – Распределение эквивалентной деформации вдоль радиуса  $R$  и вдоль длины  $L$  рабочей части образца: а – кручение 1 (0,5:0) ; б – растяжение, 5 (0:0,5) ; в – кручение + растяжение 2 (0,47:0,2).

На рисунке 5.5 представлены расчетные зависимости эквивалентных напряжений от эквивалентной деформации в центре рабочей зоны образца, вблизи его боковой поверхности. Из представленных графиков следует, что все кривые укладываются в область между кривой кручения и растяжения.

Такое поведение кривых  $\sigma=f(e)$  связано с реологическими свойствами выбранной модели механического поведения материала, учитывающей

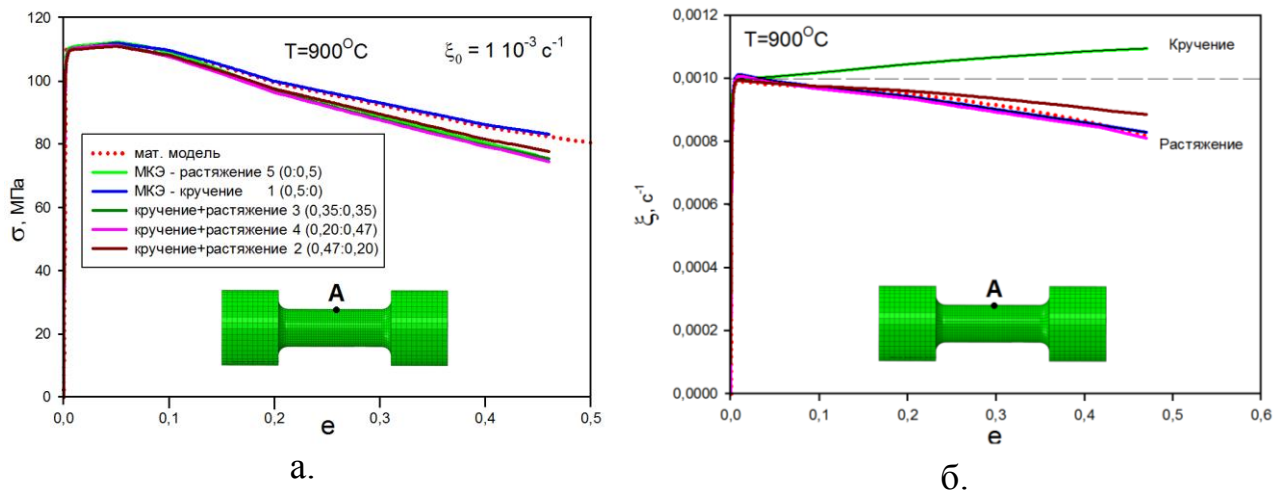


Рисунок 5.5 – Зависимость эквивалентных напряжений  $\sigma$  и скорости расчетной деформации  $de/dt$  от эквивалентной деформации  $e$  в рабочей зоне образца, в точке «А»: а –  $\sigma=f(e)$ ; б –  $de/dt = f(e)$ .

микроструктурные изменения с одной стороны и характером распределения эквивалентной деформации в эффективном сечении деформируемых образцов в зависимости от вида нагружения (рисунок.5.4 а,б,в). При этом, если учитывать что результирующий вектор деформации имеет одинаковую величину, а также то, что создание модели механического поведения материала основывалось на данных, полученных из результата испытания образцов одноосным растяжением (на основании гипотезы единой кривой [55-57]), то кривые зависимости  $\sigma=f(e)$  также не должны зависеть от вида нагружения, и как следствие – все кривые должны совпасть. Из результатов вычисления этого не следует. Обнаруженное противоречие можно объяснить неточным определением зависимости  $\sigma=f(e)$  для случая деформирования образцов кручением из материала, напряжения течения у которого чувствительны к скорости деформации для точки, находящейся на боковой поверхности деформируемого образца.

Таблица 5.2 – Параметры НС при различных величинах эквивалентной деформации в зависимости от вида нагружения.

$\epsilon$	Вид нагружения	$\sigma_1$ , МПа	$\sigma_2$ , МПа	$\sigma_3$ , МПа	K2	K1
0,1	1 - (0,5:0)	62,65	-0,159	-63,03	-0,01	0,00
	2 - (0,47:0,2)	83,38	-0,12	-38,2	0,2415	-0,37
	3 - (0,35:0,35)	96,75	-0,07	-19,03	0,4168	-0,67
	4 - (0,2:0,47)	104,79	-0,28	-5,54	0,5301	-0,91
	5 - (0:0,5)	106,8	0,014	-0,01	0,5774	-1,00
0,25	1 - (0,5:0)	54,86	-0,82	-56,5	-0,02	0,00
	2 - (0,47:0,2)	72,53	-0,61	-33,3	0,2376	-0,38
	3 - (0,35:0,35)	83,4	-0,35	-15,75	0,4204	-0,69
	4 - (0,2:0,47)	89,55	-0,11	-4,34	0,5349	-0,91
	5 - (0:0,5)	93,56	0,07	-0,02	0,5778	-1,0
0,4	1 - (0,5:0)	44,42	-3,4	-51,1	-0,07	0,00
	2 - (0,47:0,2)	60,8	-2,3	-29,3	0,2105	-0,40
	3 - (0,35:0,35)	70,74	-0,97	-13,5	0,4127	-0,71
	4 - (0,2:0,47)	76,45	-0,26	-3,39	0,5366	-0,92
	5 - (0:0,5)	77,37	0,03	-0,019	0,5775	-1,00

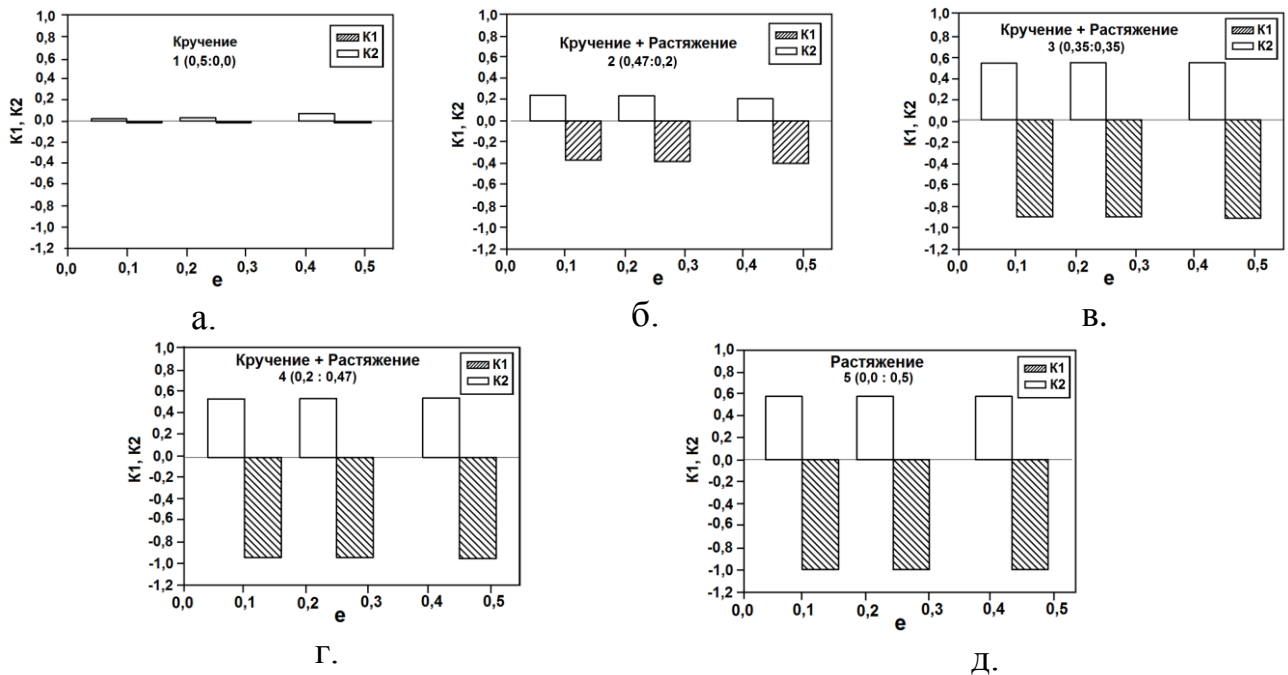


Рисунок 5.6 – Параметры НС при различных величинах деформации и видах нагружения: а- кручение 1(0,5:0). б- кручение + растяжение 2(0,47:0,2). в- кручение + растяжение 3(0,35:0,35). г- кручение + растяжение 2(0,2:0,47) д -



растяжение 5(0:0,5).

При деформировании образцов из материала, механическая модель которого описана упруго-вязкопластическим поведением, неравномерность деформации по радиусу понижает суммарное значение эквивалентных напряжений. Поэтому кривая зависимости  $\sigma=f(\epsilon)$  для кручения располагается ниже, чем кривая растяжения при условии допущения равенства скоростей деформации в поперечном сечении деформирования образцов кручением и растяжением.

Анализ НС был выполнен на основе изучения изменений главных напряжений; показателя напряженного состояния и показателя вида напряженного состояния от  $K_1$  и  $K_2$  (глава 2) в зависимости от степени деформации и вида нагружения.

Значения главных напряжений  $\sigma_1$ ,  $\sigma_2$  и  $\sigma_3$  представлены в таблице 5.2. По этим значениям были построены диаграммы Мора для наглядного представления о том, как меняется вид напряженного состояния в зависимости от соотношения компонент кручения и растяжения в конце их

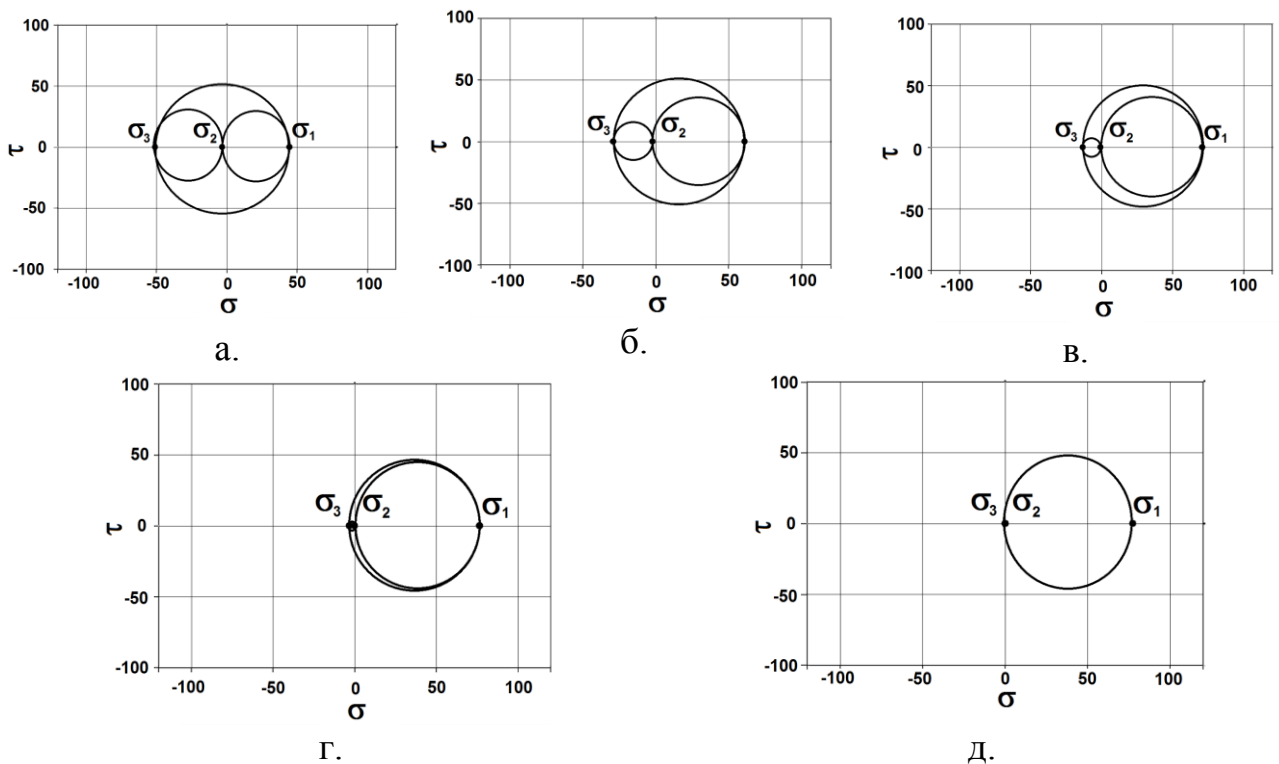


Рисунок 5.7 - Диаграммы Мора в рабочей зоне образца в точке А :

а – 1 (0,5:0); б – 2 (0,47:0,2); в – 3 (0,35:0,35); г – 4 (0,2:0,47) ; д – 5(0:0,5).

деформирования, а также графики изменения показателя напряженного состояния  $K_2$  и показателя вида нагружения  $K_1$  от степени деформации (рисунок 5.6). На рисунке 5.7 представлены диаграммы Мора для последнего шага нагружения. Результаты показывают, что напряженное состояние изменяется при изменении соотношения крутящей и растягивающей компонент. В образце напряженное состояние остается соответствующим кручению только для случая кручения. При добавлении растягивающей компоненты во всем объеме сразу же дополнительно формируется напряженное состояние, соответствующее 2-х компонентному нагружению. Максимальные значения параметра вида напряженного состояния  $K_1$  в зависимости от выбранной схемы нагружения изменяется предсказуемо - в пределах от 0 при кручении до -1 при одноосном растяжении. В свою очередь, значения параметра напряженного состояния  $K_2$  на всем протяжении деформирования, для всех выбранных схем нагружения изменяется слабо, укладываясь в пределах 0 (при кручении) до -0,57 при растяжении.

Математические расчеты показывают, что найденные параметры нагружения для рассмотренных схем, обеспечивают постоянство значений начальной скорости деформации  $\xi$  на уровне  $1,0 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  и накопленной деформации на уровне  $\epsilon \sim 0,53 - 0,56$  (таблица 5.2).

Распределение деформации по объему образца также не одинаково. При кручении цилиндрического образца накопленная деформация вдоль радиуса изменяется от 0 до максимального значения по линейному закону, а вдоль оси – распределена равномерно. При 2-х компонентном нагружении добавление к кручению компоненты растяжения повышает степень равномерности распределения эквивалентной деформации в рабочем объеме деформируемого образца, что соответствует выводам, сделанным в работах [109, 110-112 ].

### 5.3. Механическое поведение сплава ВТ5-1 при горячей деформации в условиях 2-х компонентного нагружения.

Влияние видов нагружения на механическое поведение сплава ВТ5-1 с исходной крупнокристаллической микроструктурой оценивали по результатам анализа зависимости  $\sigma=f(\epsilon)$ , изменения внешней формы и размеров деформируемых образцов при выполнении физического эксперимента.

Образцы деформировали кручением и растяжением при температуре  $900^{\circ}\text{C}$  с начальными скоростями  $\xi_1$  и  $\xi_2$ , до степени соответствующих компонент деформации  $\epsilon_1$  и  $\epsilon_2$  (таблица 5.1), в зависимости от выбранного вида нагружения (рисунок 5.2).

На рисунке 5.8 представлены образцы после их деформирования. Можно видеть, что форма образцов коррелирует с видом нагружения.

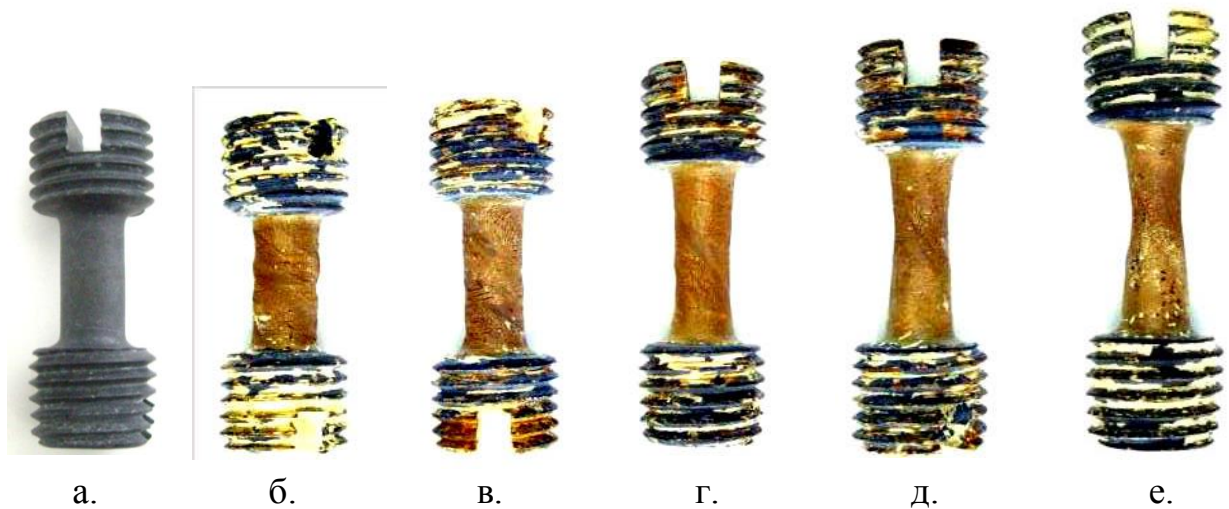


Рисунок 5.8. Форма образцов после горячей деформации в условиях 2-х компонентного (кручение + растяжение) нагружения: а - исходное состояние; б - вид нагружения 1; в - вид нагружения 2; г - вид нагружения 3; д - вид нагружения 4; е - вид нагружения 5.

При кручении (рисунок 5.8б) исходная длина образца и исходный диаметр в процессе деформирования не меняются. На поверхности появляются следы деформационных полос, закрученных по спирали. При добавлении к кручению растягивающей компоненты, деформирования (рисунок 5.8 в) интенсивность деформационных полос снижается. При этом

рабочая часть образца остается цилиндрической до завершения деформирования при соотношении компонент деформации 0,35:0,35 (рисунок 5.8.г). Дальнейшее увеличение вклада в деформацию растягивающей компоненты (рисунок 5.8 д) приводит к незначительной локализации деформации, а при одноосном растяжении (рисунок 5.8.е) неоднородность развития пластического течения усиливается, о чем свидетельствует образования шейки. Результаты механических испытаний показывают, что зависимость  $\sigma=f(e)$ , а также параметры кривых деформации, как и форма образцов, после деформирования зависят от соотношения растягивающей и крутящей компоненте нагружения (рисунок 5.6, 5.7, таблица 5.2). На всех кривых нагружения течение материала начинается при одинаковых значениях напряжений  $\sigma \sim 115,0$  МПа ( $e \sim 0,04$ ). По - завершению цикла нагружения значения напряжения течения во всех случаях уменьшаются. Наименьшее снижение напряжений течения ( $\sigma_{0,6}=96,4$  МПа) наблюдается при деформировании образцов одноосным растяжением. При кручении напряжения течения в конце деформации становятся ниже, чем

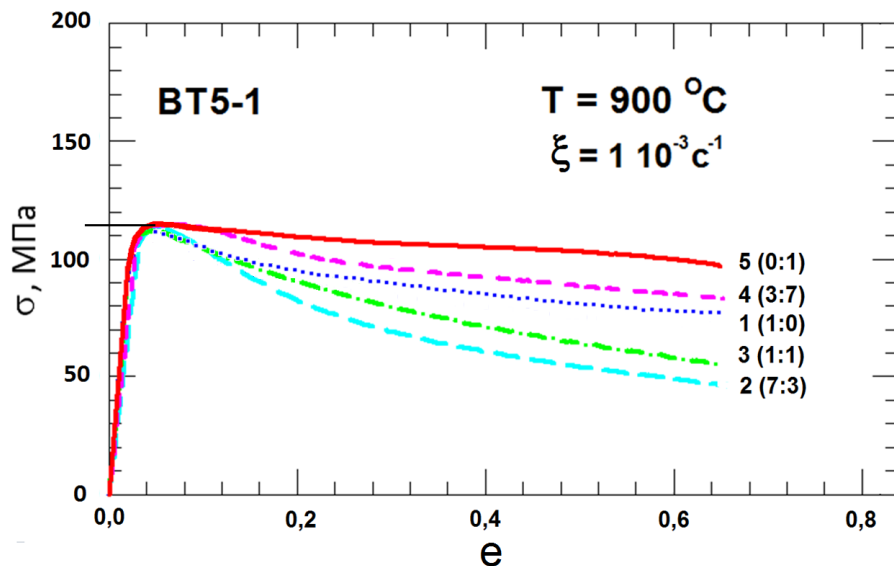


Рисунок 5.9– Зависимость истинных напряжений от истинных деформаций при различных видах 2-х компонентного (кручение + растяжение) нагружения.

при растяжении  $\sigma_{0,6}= 56,1$  МПа. При добавлении к растяжению небольшой части крутящей компоненты (вид нагружения 4) приводит к

небольшому снижению напряжений течения  $\sigma_{0,6} = 63,4$  МПа в конце деформирования. Это несколько ниже, чем при растяжении, но выше по сравнению с кручением. Наибольшее снижение напряжений течения материала  $\sigma_{0,6} = 63,4$  МПа наблюдается при добавлении к кручению небольшой части растягивающей компоненты нагружения (вид нагружения 2), а при дальнейшем повышении растягивающей компоненты (вид нагружения 3) интенсивность снижения напряжений уменьшается  $\sigma_{0,6} = 63,4$  МПа (таблица 5.3).

Таблица 5.3. Основные параметры кривых зависимости  $\sigma=f(e)$ .

Вид нагружения	Напряжения течения, МПа		Деформационное разупрочнение $d\sigma/de$ , МПа	
	при $e = 0,02$	при $e = 0,6$	при $e = 0,2$	при $e = 0,6$
1– Кручение	115,0	56,1	-114,0	-35,1
2– Кручение+Растяжение	115,0	45,3	-182,9	-65,3
3– Кручение+Растяжение	115,0	54,2	-142,9	-65,1
4– Кручение+Растяжение	115,0	63,4	-74,00	-25,2
5– Растяжение	115,0	96,4	-34,30	-25,2

Темп снижения напряжений течения при деформации материала в зависимости от видов нагружения рассмотрим на примере изменения деформационного разупрочнения в начале ( $e=0,2$ ) и в конце ( $e=0,6$ ) деформации образцов (рисунок 5.10). Во всех случаях разупрочнение

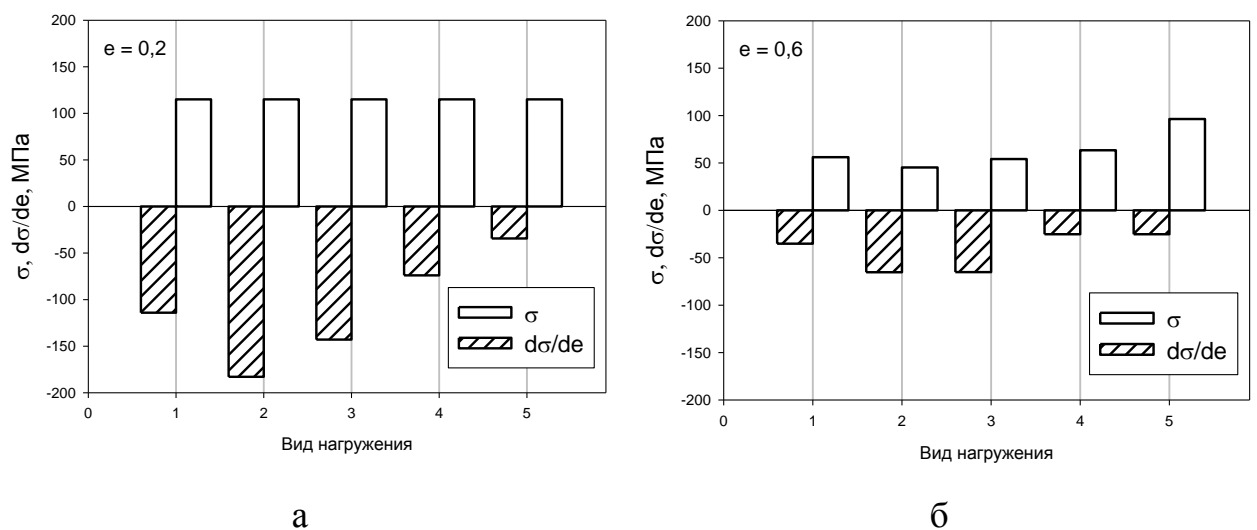


Рисунок 5.10 - Параметры кривых деформационного поведения сплава VT5-1 при различных видах нагружения: а–  $e = 0,2$ . б –  $e = 0,6$ .

материала начинается уже на начальной стадии пластического течения материала. При этом наиболее интенсивно материал разупрочняется при добавлении к кручению образцов небольшой доли растяжения. При последующем увеличении растягивающей компоненты разупрочнение достигает минимума в случае деформирования образцов одноосным растяжением. На заключительном этапе деформирования (при  $\epsilon \sim 0,6$ ) характер изменения интенсивности разупрочнения в зависимости от выбранного вида нагружения сохраняется. Снижаются лишь значения интенсивности разупрочнения материала. Сравнительно высокий уровень разупрочнения при одноосном растяжении объясняется макро- локализацией деформации и образованием шейки (рисунок 5.8е).

Очевидно, что разупрочнение материала, форма образцов после деформирования являются следствием развития пластического течения материала, которое приводит к изменению микроструктуры в процессе деформации. В связи с чем рассмотрим микроструктурные изменения в образцах при горячей пластической деформации в условиях 2-х компонентного ( кручение + растяжение ) нагружении.

#### 5.4. Эволюция микроструктуры.

При выполнении микроструктурных исследований оценивали интенсивность и однородность преобразования структуры в рабочей зоне образца в поперечном (а) и продольном (б), сечениях, в центре 1 и на периферии 2 (рисунок 5.11а,б) .

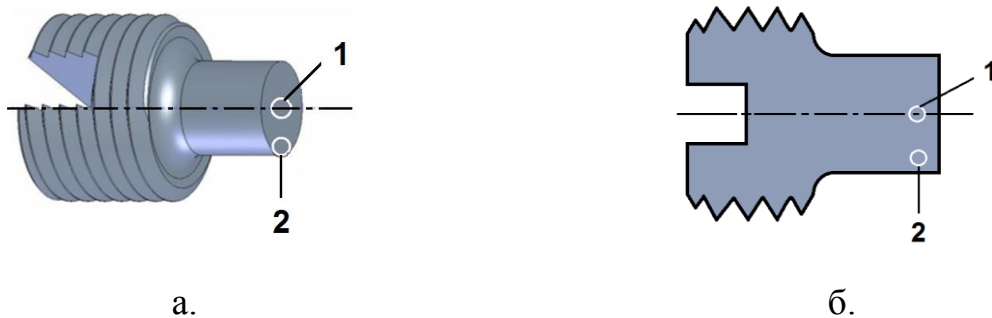


Рисунок 5.11 – Схема вырезки образцов для микроструктурных исследований: а – поперечное сечение; б – продольное сечение.



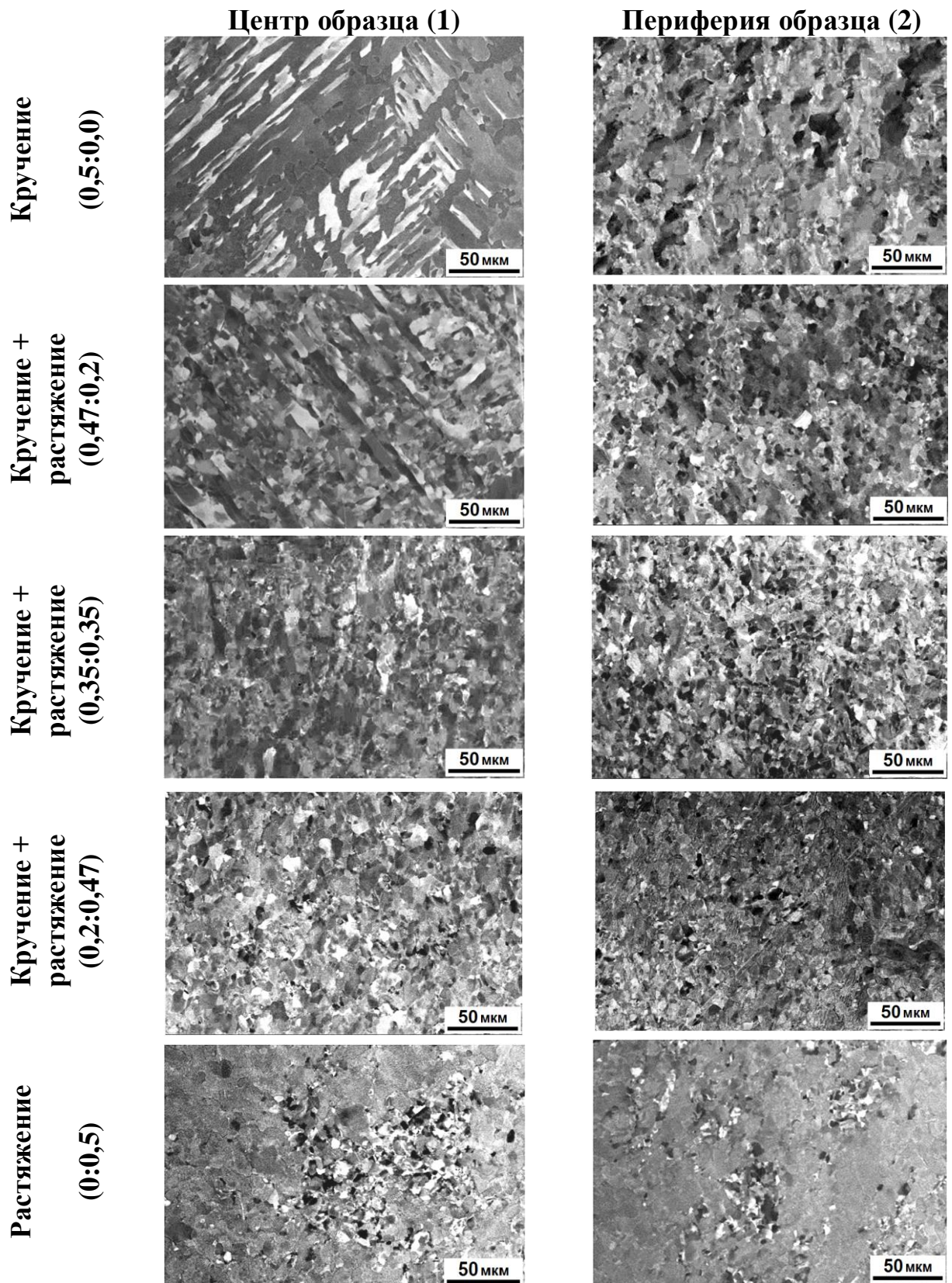


Рисунок 5.12 – Микроструктура в поперечном сечении образцов после горячей деформации.

Микроструктура после деформации образцов различными видами нагружения в поперечном и продольном сечениях, в центральной части (1) и на периферии (2) представлена на рисунках 5.12 и 5.13 соответственно. После всех пяти видах горячего нагружения в поперечном сечении образцов (рисунок 5.12) в целом наблюдается трансформация исходной крупнозернистой структуры в мелкозернистую.

При этом после кручения примерно на 100% наблюдаемой в центре образца поверхности шлифа изменение структуры происходит не полностью. В центре форма зерен похожа на исходную, хотя  $\alpha$ - пластины и разбиты на фрагменты. Часть границ зерен имеют извилистую форму, на другой отчетливо наблюдаются ступеньки - следы от полос сдвига.

На периферии поперечного сечения образца в отличие от центра форма  $\alpha$ - зерен из пластинчатой трансформировалась в равноосную, сохраняя при этом наследственную полосчатость от исходной грубой пластинчатой микроструктуры. При этом, форма зерен после деформации не соответствует равновесной.

При добавлении к крутящей компоненте нагружения растягивающей, заметно изменяется размер и форма зерен превращенной структуры.

В центре образца  $\alpha$ - зерна окончательно теряют свою пластинчатую форму. Преобладающую роль в этом, судя по угловатой форме зерен, вероятно играют полосы сдвига. В тоже время микроструктура на периферии поперечного сечения становится в большей степени глобулярной. При этом можно наблюдать уменьшение среднего размера зерен за счет образования мелких в результате развития динамической рекристаллизации.

Дальнейшее увеличение доли растягивающей и одновременно уменьшение крутящей компоненты приводит к полной проработке микроструктуры в поперечном направлении от центра к периферии образца.

В таблице 5.4. и на рисунке 5.14 представлены результаты количественного анализа изменения микроструктуры после горячей



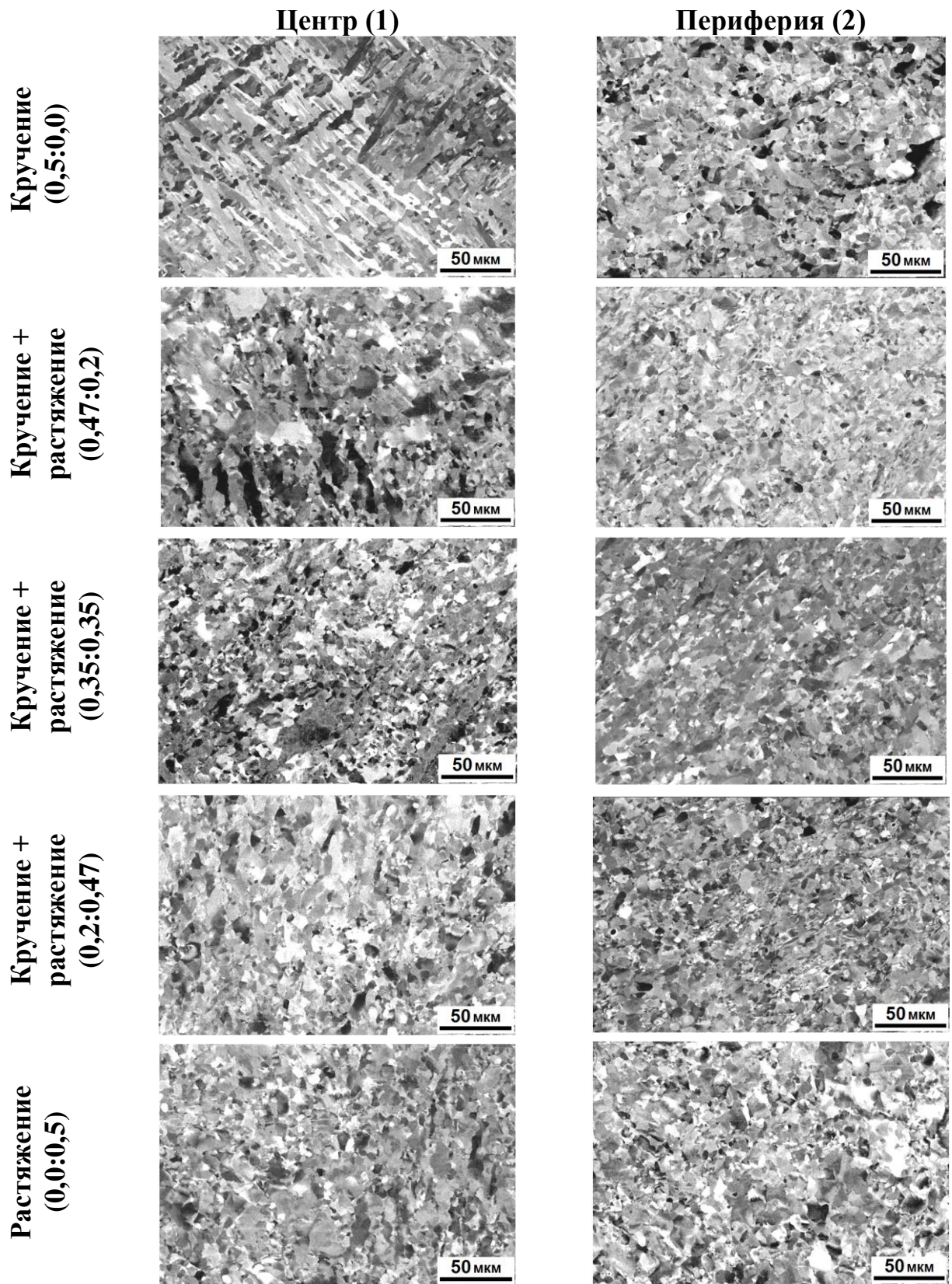
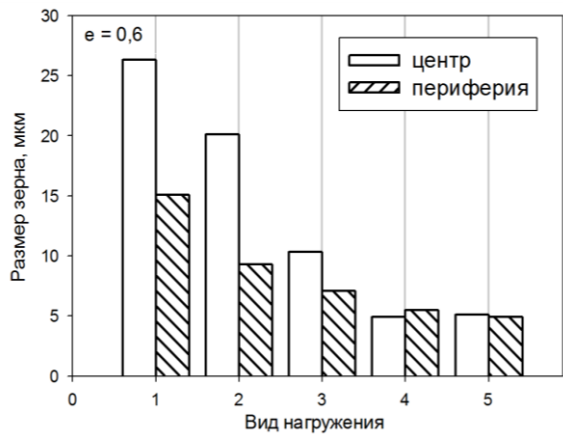


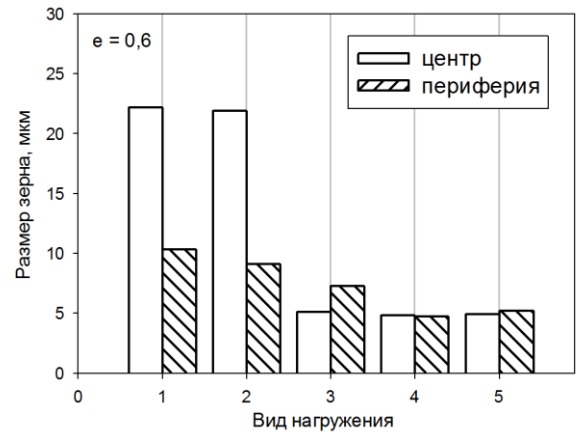
Рисунок 5.13 – Микроструктура сплава VT5-1 после деформации в продольном сечении образцов.

Таблица 5.4. Размер зерна после деформации образца.

Вид нагружения	Размер зерна (мкм)				
	Поперечное сечение		Продольное сечение		Средний размер
	Центр	Периферия	Центр	Периферия	
1-Кручение (0,5:0)	26,3	15,1	22,2	10,3	18,5
2-Кручение+растяжение (0,47:0,2)	20,1	8,3	21,9	9,1	14,9
3-Кручение+растяжение (0,35:0,35)	10,3	5,1	9,8	6,30	7,9
4-Кручение+растяжение (0,2:0,47)	4,9	4,8	4,8	4,7	4,8
5-Растяжение (0:0,5)	5,1	4,9	4,9	5,2	5,0



а.



б.

Рисунок 5.14 - Размер зерна в сплаве ВТ5-1 после горячей деформации различными видами нагружения: а – поперечное сечение; б – продольное сечение.

деформации. Анализ результатов показал, что горячая деформация простым кручением приводит к уменьшению среднего размера зерен с 300,0...400,0 мкм до 26,3 мкм в центре и до 15,1 мкм на периферии образцов. Добавление компоненты растяжения и уменьшение доли компоненты кручения повышает интенсивность измельчения зерен. После горячей деформации образцов по схеме 4 (0,2:0,47) средний размер зерен становится равным порядка ~ 5,0 мкм (рисунок 5.14, таблица 5.4), как при одноосном растяжении. В качестве отличия можно выделить то, что при одноосном растяжении видны следы динамической рекристаллизации по границам крупных зерен, а при кручении целые области новых зерен выстраиваются в параллельные полосы.

Микроструктура зерен в продольном направлении представлена на рисунке 5.14. Из рисунков следует, что средний размер зерен не сильно отличается от среднего размера зерен в поперечном сечении. Характер

расположения первичных и рекристаллизованных зерен также сохраняется. Ярче проявляется только полосчатость формируемой структуры, которая уменьшается с увеличением вклада в деформацию растягивающей компоненты. Размер зерен в продольном сечении несколько меньше чем в поперечном: в центре образца  $d_{cp} = 22,2$  мкм на периферии  $d_{cp} = 10,3$ . Очевидно, это связано с тем, что в исходной структуре крупные зерна  $\alpha$ -фазы состоят из набора линзообразных пластин, деление которых и определяет некоторую анизотропию размеров зерен после деформации. Отметим, что 4 схема деформирования сопровождается интенсивными микроструктурными изменениями, во всем деформируемом объеме образца (рисунок 5.14 а,б, таблица 5.4), что повышает однородность развития пластического течения материала образца (рисунок 5.8д).

### 5.5 Кристаллографическая ориентировка и структура границ зерен

Рассмотрим структуру границ зерен после деформации по выбранным схемам, используя *EBSD* – анализ.

В данном разделе с учетом схемы нагружения и результатов предыдущего раздела рассмотрим эволюцию микроструктуры в продольном сечении образца. Прежде всего, оценим реальную структуру в образце непосредственно перед деформационной обработкой образцов.

Схема съемки образцов представлена на рисунке 5.15. Разориентировка

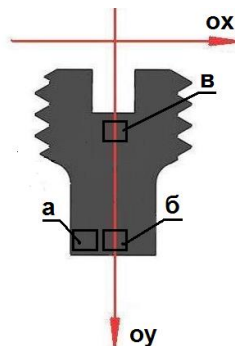


Рисунок 5.15 – Схема съемки образцов при рентгеноструктурном анализе: *a* – периферия рабочей зоны образца; *б* – центр рабочей зоны образца; *в* – головка образца.



точке «а» представлена на рисунке 5.16 и рисунке 5.17 соответственно.

Анализ результатов исследований показал, что в процессе выполнения термической обработки образцов в точке «в», при отсутствии пластической деформации исходная микроструктура материала изменяется. В исходном состоянии микроструктура материала представляет собой крупные  $\alpha$ -зерна состоящие из пластин, создающие рельеф после травления (рисунок 5.1). Результаты *EBSD* – анализа (рисунок 5.16 а, в) показывая структуру границ крупных  $\beta$  – превращенных зерен, не фиксируют наличие границ между  $\alpha$ -пластинами, которые образуют колонии  $\beta$ - превращенных зерен с точки

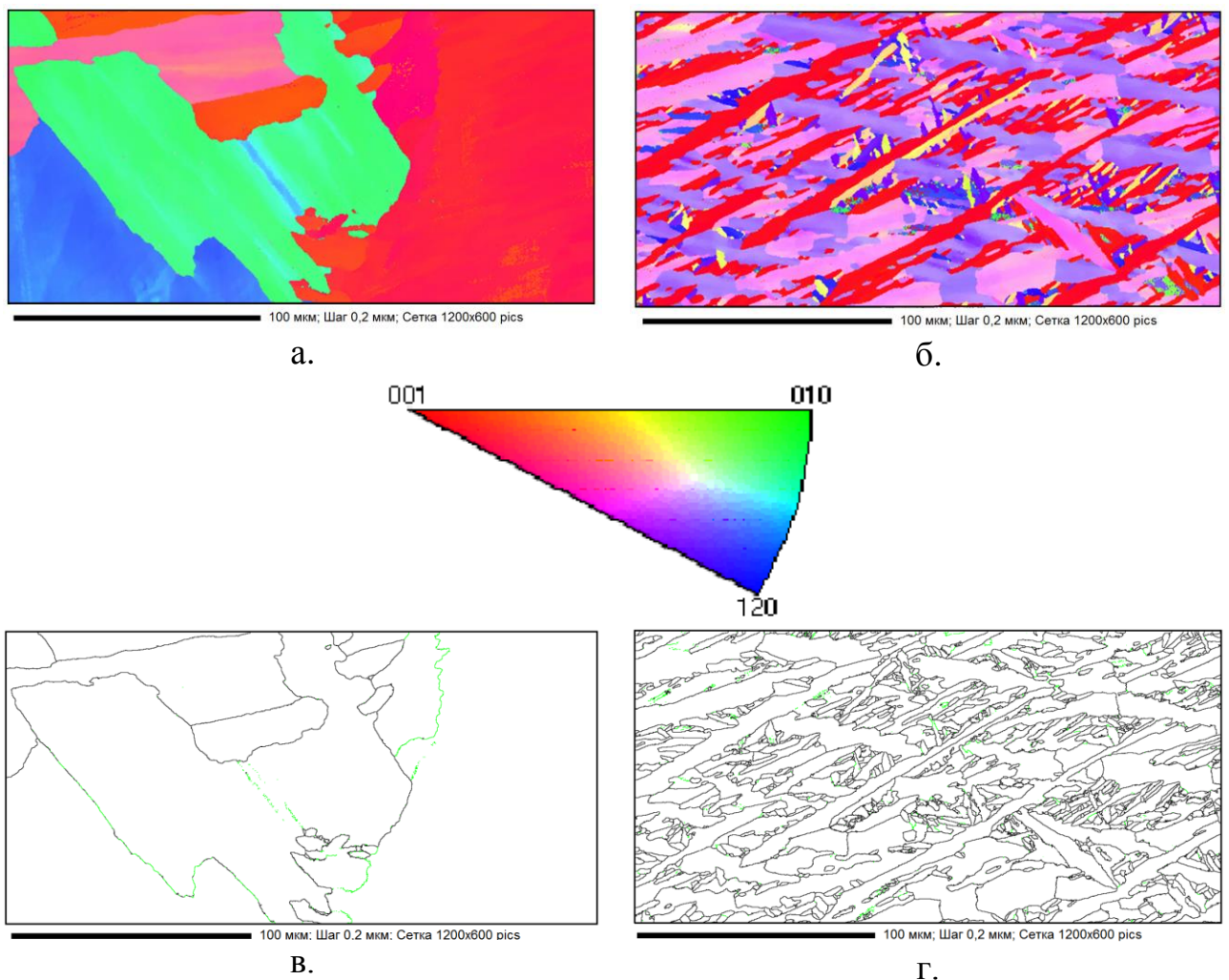


Рисунок 5.16 - Кристаллографическая ориентировка расположение высоко- (черный цвет) и мало- (зеленый цвет) угловых границ зерен в продольном сечении образца (точка «в»): а, в – исходное состояние; б, г – после термического цикла нагрева имитирующего режим деформационной обработки цилиндрического образца.

зрения их кристаллографической ориентировки относительно плоскости шлифа.

После термической обработки, соответствующей температурно-временному циклу деформационной обработки происходят значительные морфологические изменения микроструктуры. Крупные зерна размером 100...200 мкм превращаются в пластины, длиной 100...150 мкм и толщиной 20...30 мкм (рисунок 5.16 а,в).

Количественный анализ результатов *EBSD*- анализа (таблица 5.5, рисунок 5.17) показал повышение доли высокоугловых границ (ВУГ) с 80% до 98% и одновременное понижение доли малоугловых границ (МУГ) с 20,0% до 2,0%.

Таблица 5.5 – Протяженность малоугловых и высокоугловых границ зерен после термической обработки, соответствующей схеме 1 горячей деформации в продольном сечении периферийной части образца.

Вид обработки	Площадь съемки, $\mu\text{m}^2$	Шаг съемки, $\mu\text{m}$	Протяженность ВУГ		Протяженность МУГ		Общая протя-ть ГЗ, $\mu\text{m}$	Доля ВУГ, %	Доля МУГ, %
			$\mu\text{m}$	$\mu\text{m}$	$\mu\text{m}$	$\mu\text{m}$			
Исх. сост.	720000	0,2	11886	2377,2	3000	600,0	2977,2	80	20
Исх. сост. +ТО*	720000	0,2	72714	14542,8	1512	302,4	14845,2	98	2

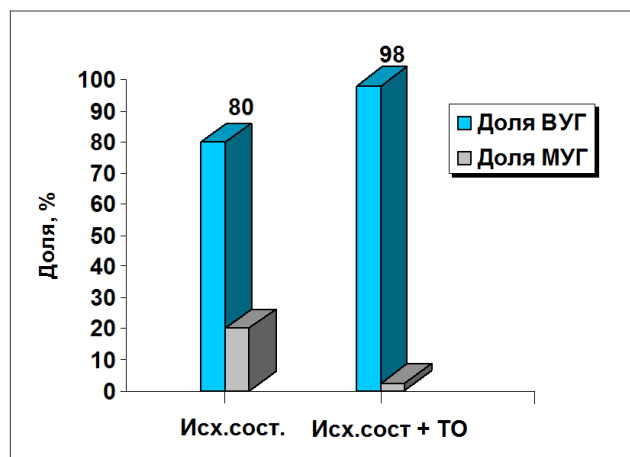


Рисунок 5.17 – Доля малоугловых и высокоугловых границ после термического цикла горячей деформации, соответствующей схеме 1 в продольном сечении цилиндрического образца.

По всей видимости, под влиянием температуры  $\alpha$  – пластины колоний превращенных  $\beta$ –зерен меняют свою форму. Пластины преобразуются в грубые иглы с увеличением угла разориентировки границ в результате скольжения, переползания дислокаций и выстраивания их в дислокационные стенки в процессе развития возврата. Сформированные дислокационные стенки внутри игл затем взаимодействуют с первичными малоугловыми границами самих игл, увеличивая углы разориентировки между  $\alpha$ –зернами, и образуя ступеньки. Следствием этих процессов является фрагментация пластин и образование игл с одновременным увеличением угла разориентировки и формированием высокоугловых границ, что отражается на результатах *EBSD* – анализа (рисунок 5.16 б,г.)

Отметим, что эксперимент по горячей двух компонентной деформационной обработке поставлен так, что в центре образцов, деформируемых пропорциональным нагружением, во всех из 5 схемах нагружения, деформация от компоненты кручения равна  $\sim 0$ . Поэтому сравнительный анализ экспериментальных данных эволюции микроструктуры в центре деформируемых образцов и на периферии дает однозначное представление о вкладе компонентов растяжения и кручения в процесс формирования мелкозернистой структуры.

Горячая деформация образцов кручением с одновременным растяжением оказывает на процесс преобразования крупнозернистой микроструктуры в мелкозернистую сильное влияние. Это связано с дополнительной активацией процессов изменения структуры за счет пластической деформации. Об этом можно судить по результатам металлографического анализа (рисунки 5.12 , 5.13) и карт кристаллографической разориентации зерен  $\alpha$ – фазы (рисунки 5.18 , 5.19).

При простом кручении пластическая деформация распределяется линейно - неравномерно от 0 в центре (точка «б») и до максимальных значений на периферии (точка «а») поперечного сечения образцов. Поэтому в



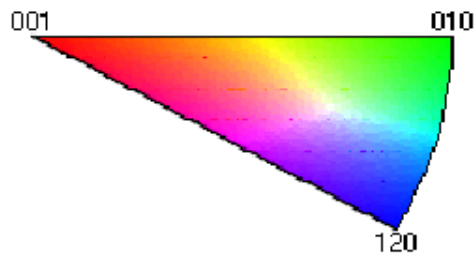
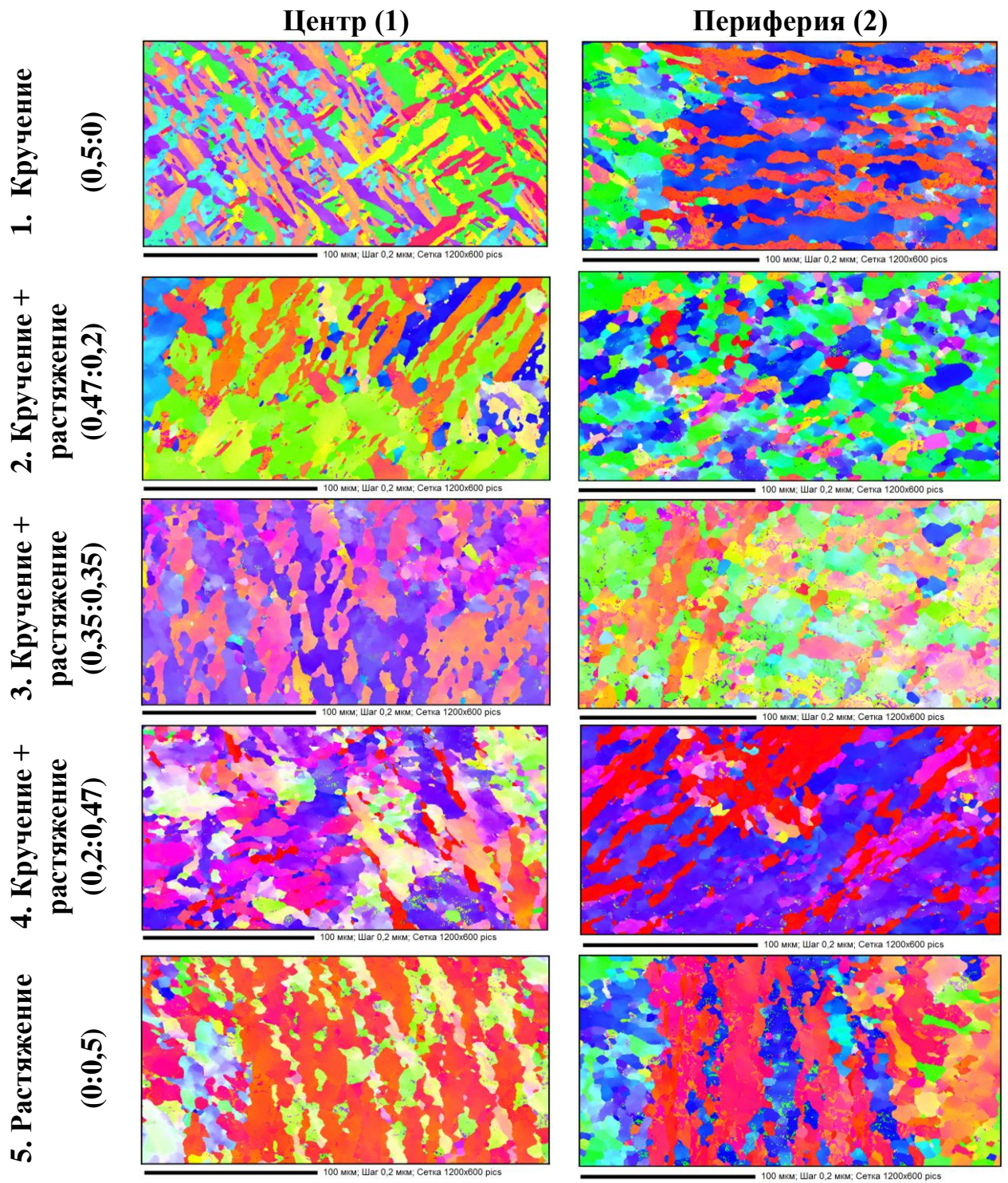


Рисунок 5.18 – Микроструктура сплава ВТ5-1 после деформации. Центр образцов, продольное сечение.



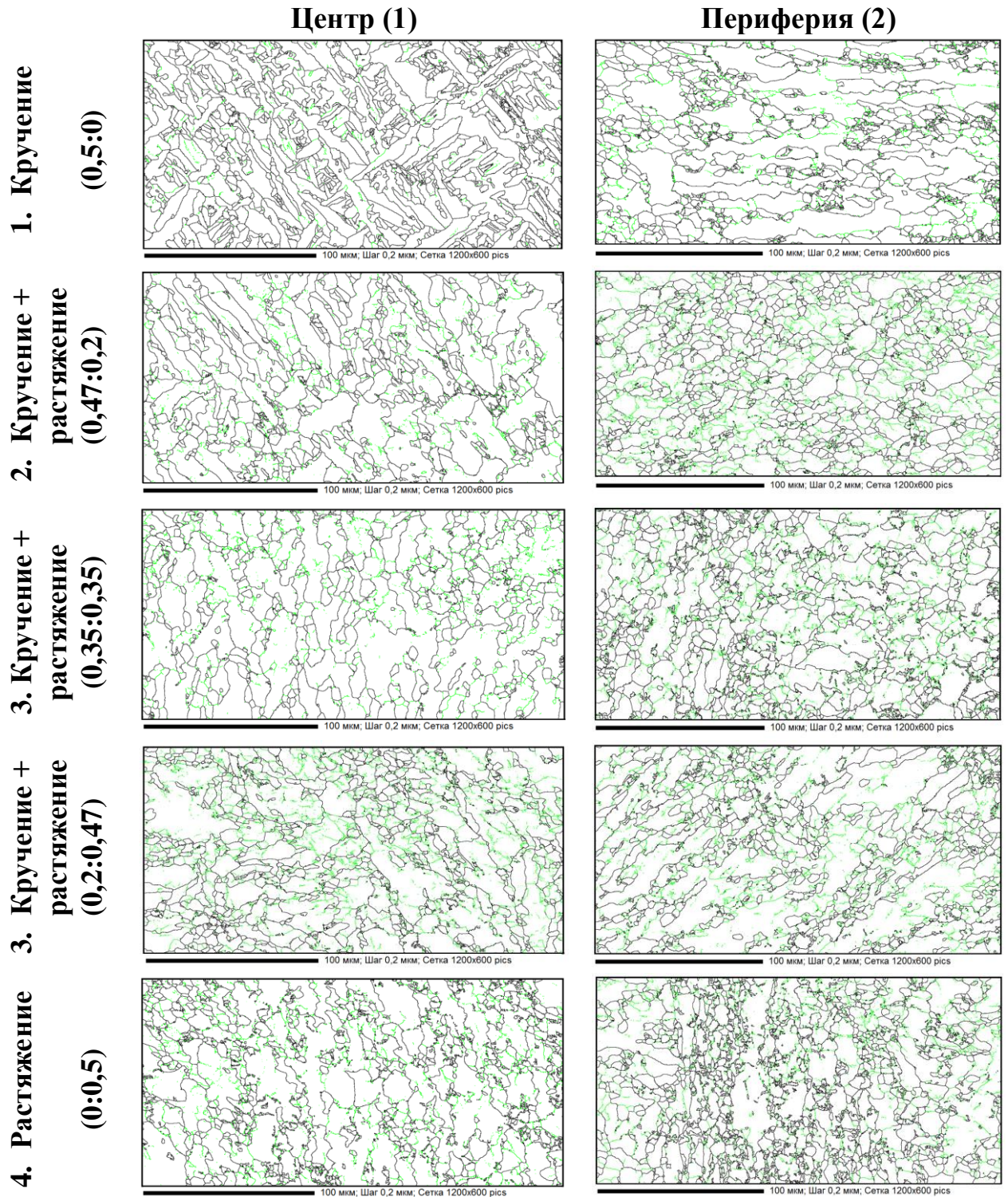


Рисунок 5.19 – Структура сплава VT5-1 после деформации в продольном сечении образцов.

центре (рисунок 5.18, 5.19) наблюдается микроструктура подобная микроструктуре недеформированной части образца «в» (рисунок 5.15, 5.16 б,г). Вместе с тем из результатов КЭ - анализа в центре образцов происходит небольшое повышение значения гидростатического давления. Поэтому на



процессы преобразования пластин в структуру грубой игольчатой формы накладывается процесс их поперечной фрагментации. Это подтверждается искривленной формой границ  $\alpha$ -зерен (рисунок 5.18, кручение, центр).

На периферии поперечного сечения образца, в точке «а», где величина деформация наибольшая, игольчатость в структуре исчезает, а на ее месте появляются параллельные цепочки зерен округлой формы с практически одинаковой ориентировкой (рисунок 5.19 и 5.19, кручение, периферия).

Характерной особенностью пластического течения материала при простом кручении является ее сдвиговой характер. В сочетании с отсутствием удлинения образца это создает условия для интенсификации внутризеренного скольжения, как основного механизма деформации и подавления зернограницного проскальзывания, переводя его в категорию аккомодационного процесса, наряду с диффузионной ползучестью. Это объясняет преобладание параллельной строчности в микроструктуре и ступенек на  $\alpha$ - $\alpha$  границах после горячей деформации образцов простым кручением, что самое главное – одинаковую кристаллографическую ориентацию зерен в строчках. Этот наблюдаемый факт является прямым доказательством подавления зернограницного проскальзывания и увеличения вклада внутризеренного скольжения в механизм деформации при кручении. И как видно из рисунка 5.18, не способствует исчезновению наследственной текстуры при деформировании образцов простым кручением. В таблицах 5.6, 5.7, а также на рисунках 5.20 а,б представлены количественные результаты эволюции структуры границ зерен. Из чего следует, что при простом кручении относительная протяженность высокоугловых границ, наблюдаемых в центре и на периферии продольного сечения образца наибольшая: 96% и 86% соответственно, а малоугловых границ – наименьшая: 4% и 14%.

Добавление компоненты растяжения с одновременным уменьшением компоненты кручения (в соотношении 0,47:0,2) интенсифицирует появление

изолированных зерен равноосной формы, как в центре, так и на периферии, а также приводит к появлению зерен с различной кристаллографической ориетацией их друг относительно друга.

Таблица 5.6 – Протяженность малоугловых и большеугловых границ зерен после горячей деформации различными видами нагружения в центре образца.

Вид горячей деформации.	Площадь съемки, $\mu\text{m}^2$	Шаг съемки, $\mu\text{m}$	Протяженность ВУГ		Протяженность МУГ		Общая Прот.ГЗ, $\mu\text{m}$	Доля ВУГ, %	Доля МУГ, %
			$\mu\text{m}$	$\mu\text{m}$	$\mu\text{m}$	$\mu\text{m}$			
Кручение 1 (0,5:0)	720000	0,2	75304	15060,8	2945	589,0	15649,8	96	4
Кручение + Растяжение 2 (0,47:0,2)	720000	0,2	51353	10270,6	6906	1381,2	11651,8	88	12
Кручение + Растяжение 3 (0,35:0,35)	720000	0,2	39271	7854,2	11519	2303,8	10158,0	77	23
Кручение + Растяжение 4 (0,2:0,47)	720000	0,2	51466	10293,2	18662	3732,4	14025,6	73	27
Растяжение 5 (0:0,5)	720000	0,2	56541	11308,2	13357	2671,4	13979,6	81	19

Таблица 5.7 - Протяженность малоугловых и высокоугловых границ зерен после горячей деформации различными видами нагружения на периферии образца.

Вид обработки	Площадь съемки, $\mu\text{m}^2$	Шаг съемки, $\mu\text{m}$	Протяженность ВУГ		Протяженность МУГ		Прот-ть ГЗ, $\mu\text{m}$	Доля ВУГ, %	Доля МУГ, %
			$\mu\text{m}$	$\mu\text{m}$	$\mu\text{m}$	$\mu\text{m}$			
Кручение 1 (0,5:0)	720000	0,2	56380	11276,0	9545	1909,0	13185,0	86	14
Кручение + Растяжение 2 (0,47:0,2)	720000	0,2	54862	10972,4	22544	4508,8	15481,2	71	29
Кручение + Растяжение 3 (0,35:0,35)	720000	0,2	63100	12620,0	15582	3116,4	15736,4	80	20
Кручение + Растяжение 4 (0,2:0,47)	720000	0,2	51735	10347,0	16300	3260,0	13607,0	76	24
Растяжение 5 (0:0,5)	720000	0,2	73363	14672,6	12592	2518,4	17191,0	85	15

Анализ карты распределения зерен (рисунок 5.19) показал изменение морфологии  $\alpha$ -пластин в центре образцов. Пластины становятся толще, длина их уменьшается. На периферии образцов добавление осевой составляющей деформации до значения 0,2 и снижение крутящей

компоненты до 0,47 приводит резкому измельчению зерен (рисунок 5.18,5.19). В общей протяженности границ зерен повышается доля малоугловых и некоторое снижение высокоугловых границ (рисунок 5.19,5.20 а,б).

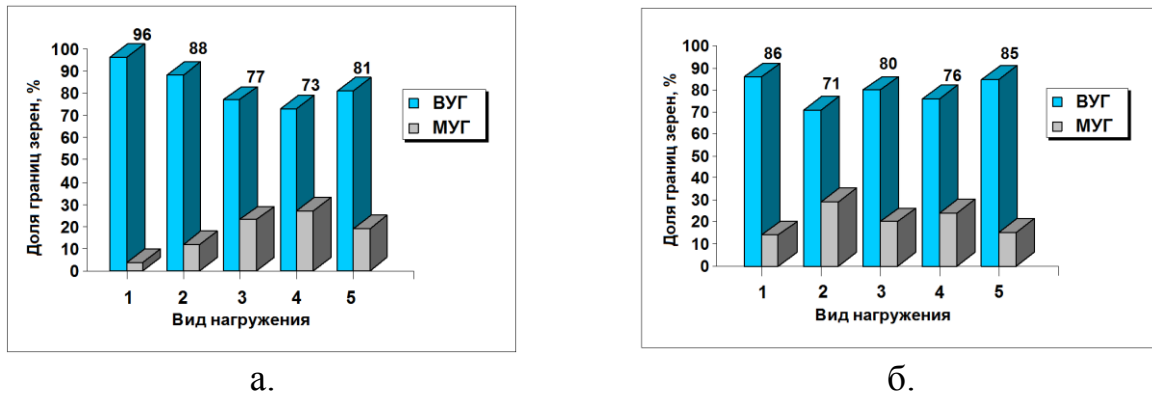


Рисунок 5.20 – Относительная протяженность ВУГ и МУГ в продольном сечении образцов при различных видах нагружения: а - центр образца; б - периферия образца.

Дальнейшее увеличение доли растягивающей и снижение крутящей компоненты деформации (3 схема 0,35:0,35) приводит практически к исчезновению пластинчатости в морфологии зерен в центре образца. Зерна приобретают форму, близкую к округлой с коэффициентом формы, близкой к 1,0...2,0. При этом растет различие в размерах зерен. Максимальный размер ~50...60 мкм, минимальный ~ 10...15 мкм. На периферии продольного сечения четко прослеживается образование цепочек зерен малого ~ 5 мкм размера, свидетельствующие о развитии динамической рекристаллизации. Протяженность высокоугловых границ в центре с увеличением растягивающей компоненты продолжает снижаться, а на периферии продольного сечения образца растет.

Микроструктурные изменения после деформирования образцов по схеме 4 и 5 в, которых превалирует составляющая растягивающей компоненты, практически одинаковы и аналогичны случаю одноосного растяжения. Доля высокоугловых границ в центре образца и на периферии стабилизируется и остается на уровне 77...85 %, а протяженность

малоугловых границ растёт до уровня 20...30%. Учитывая особенность физических принципов, заложенных в метод *EBSD*- анализа, результаты в большей степени описывают качественную картину микроструктурных изменений, поэтому требуется дополнительное использование интегральных методов исследований, а.и. текстурных исследований.

Таким образом, с увеличением степени деформации вклад квази-статического и динамического возврата в деление пластин снижается. Интенсивность деления пластин повышается за счет развития пластичкой деформации по полосам сдвига, который далее сменяется динамической рекристаллизацией с увеличением роли зернограничного проскальзывания в процессе пластического течения материала.

### 5.6. Формирование текстуры при горячей деформации 2-х компонентным нагружением.

Выполнение текстурного анализа проводили на тех же объектах, с той же ориентацией, как и в случае с *EBSD* – анализом (рисунок 5.15). Съёмку вели с двух областей: зона вблизи головки образца (зона «в», рисунок 5.15) в которой деформация отсутствует (рисунок 5.3). и в центре рабочей части образца между его осью и боковой поверхностью (зона «а», рисунок 5.15).

На рисунке 5.21 представлены прямые, неполные полюсные фигуры (ППФ) [101] в продольном сечении образца из сплава ВТ5-1 в исходном состоянии (рисунок 5.1б и 5.16а,в). Установлено, что в образцах перед

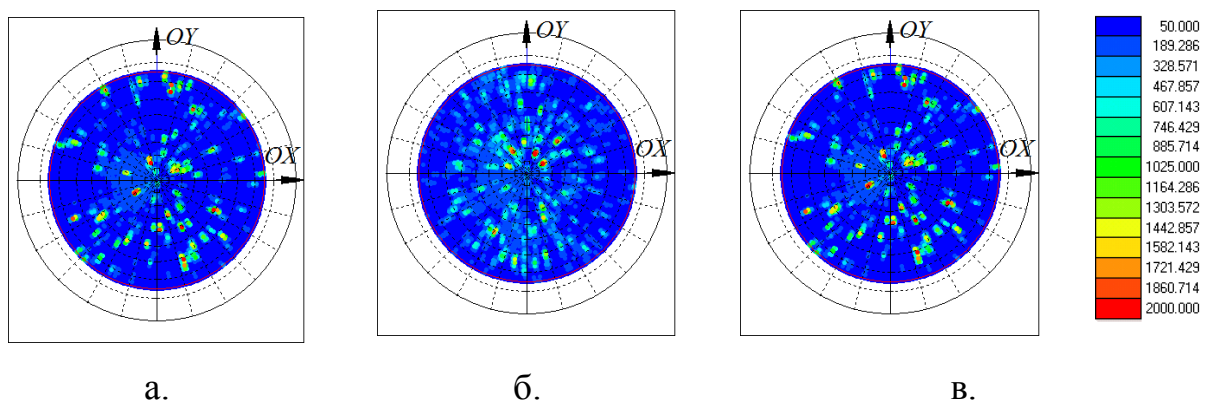


Рисунок 5.21- Прямые полюсный фигуры в продольном сечении образца в исходном состоянии: а- (0001); б- (10-10); в- (11-20).

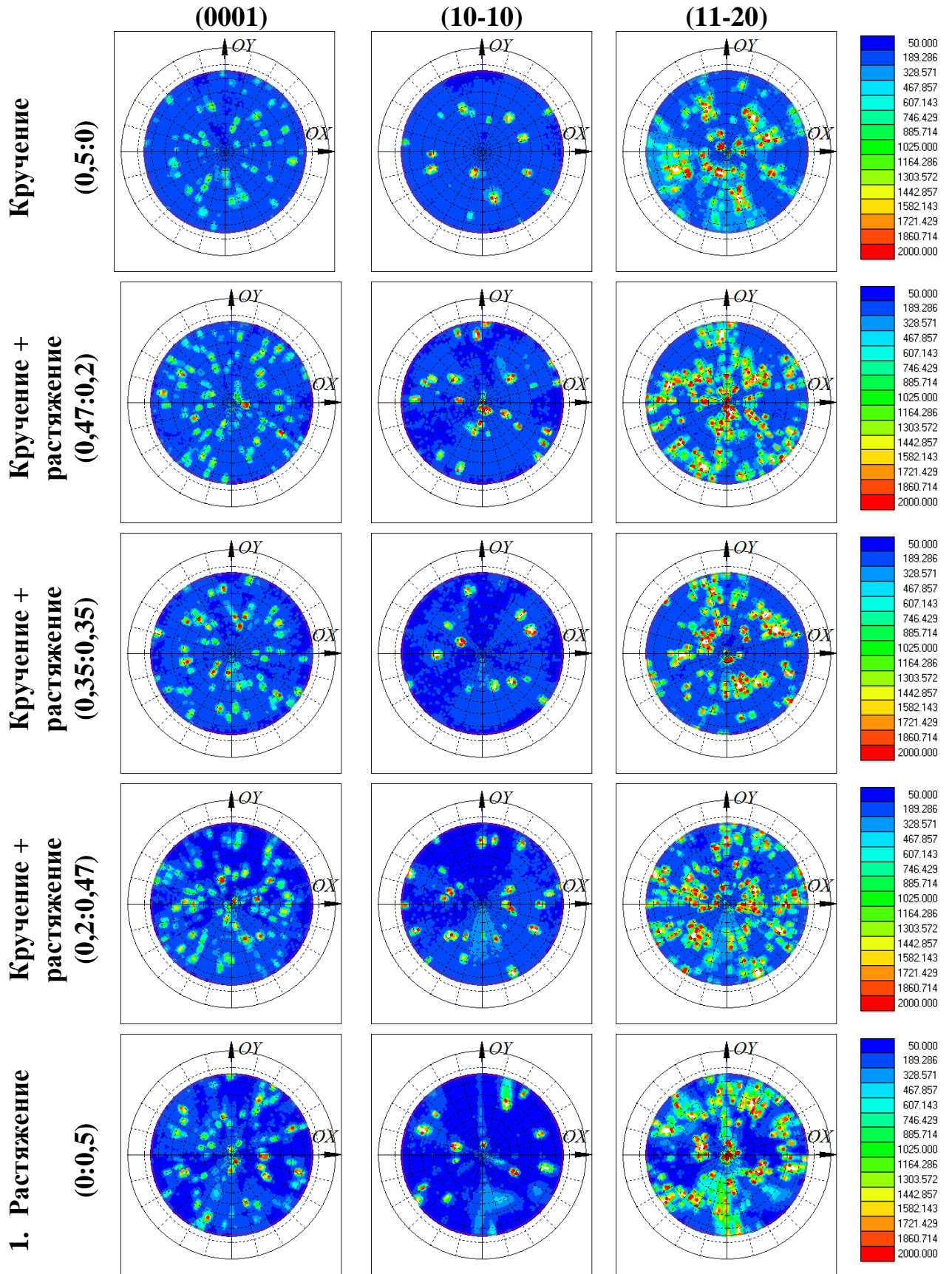


Рисунок 5.22 - Прямые полюсный фигуры в продольном сечении, в головке образца (зона «в») после горячей деформации 2-х компонентным нагружением.

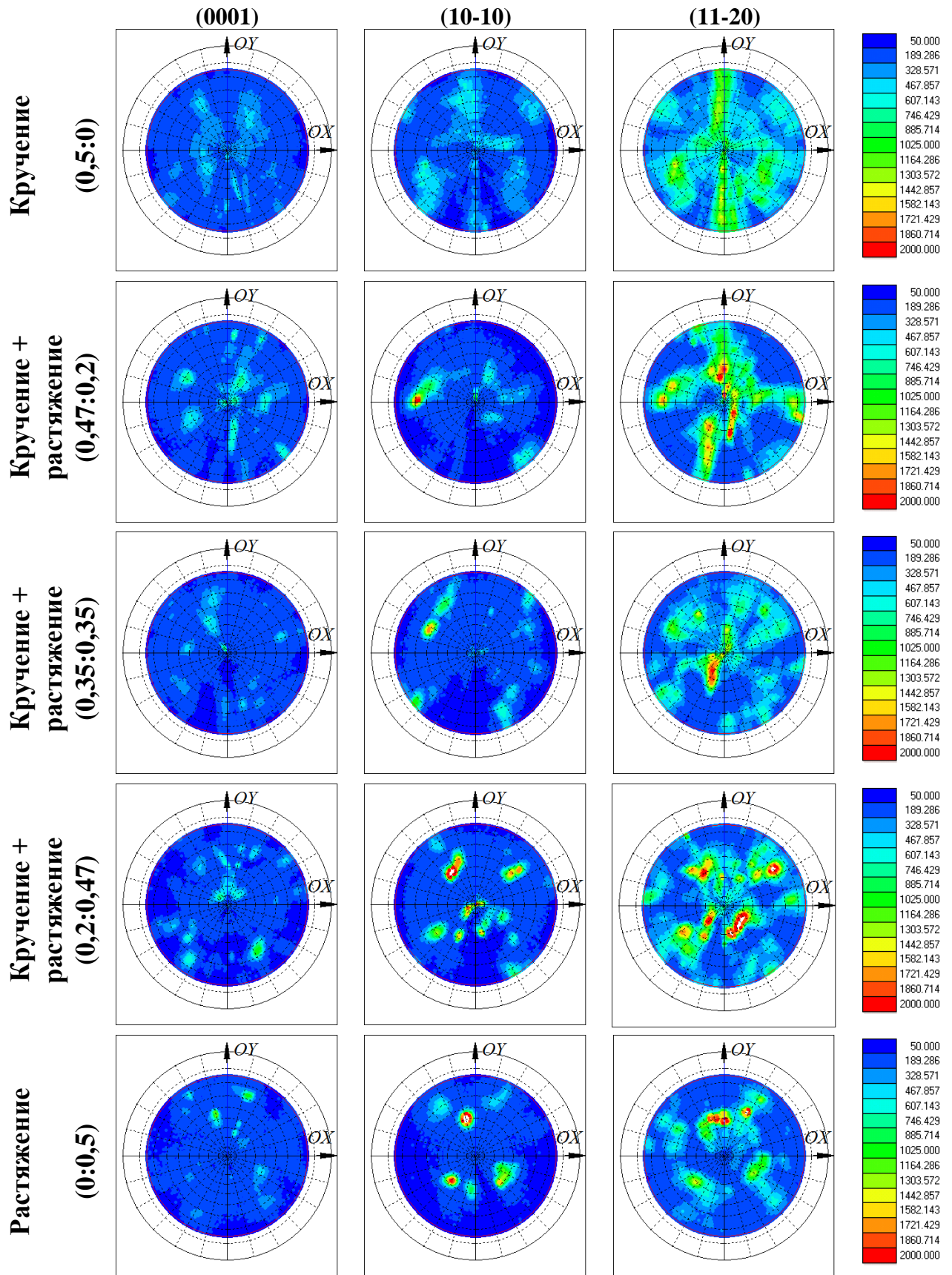


Рисунок 5.23 - Прямые полюсные фигуры в продольном сечении, в центре рабочей зоны образца «б» после горячей деформации 2-х компонентным нагружением.

деформационной обработкой плотность и равномерность распределения дифракционных максимумов от базисной, призматической и пирамидальной плоскостям в области съемки примерно одинакова.

После деформации образцов в области головки (зона «в») характер текстурных максимумов не изменяется (рисунок 5.22) вне зависимости от выбранной схемы нагружения. Соотношение интенсивности дифракционных максимумов  $I_d$  от плоскостей: (0001);(10-10) и (10-20) также сохраняется. При этом наибольшее значение интенсивности  $I_d$  наблюдается от базисной плоскости, затем от пирамидальной, и далее от призматической плоскостей. Вероятнее всего это связано с наследственной кристаллографической ориентировкой зерен (рисунок 5.1в, 5.16а,в) и их преобразованием при нагреве по режимам горячей деформации (рисунок 5.12,5.13 и 5.16 б,г).

Таблица 5.8 - Интенсивность дифракционных максимумов от основных плоскостей отражения при съемке прямых полюсных фигур.

Соотношение (кручение/растяжение)	Головка образца			Рабочая часть образца		
	(0001)	(10-10)	(10-11)	(0001)	(10-10)	(10-20)
1 Кручение (0,5:0)	24213	6028	19148	681	485	1363
2 Кручение+растяжение (0,47:0,2)	17616	2790	12497	1989	937	1956
3 Кручение+растяжение (0,35:0,35)	20188	3014	11031	1764	701	1923
4 Кручение+растяжение (0,2:0,47)	33874	5122	19257	3500	1067	4234
5 Растяжение (0:0,5)	9982	1500	6938	9700	1484	3357

Результаты текстурных исследований образцов после горячей деформации в рабочей зоне представленные на рисунке 5.23 и в таблице 5.8. свидетельствуют о значительных изменениях в структуре деформированных образцов. В зависимости от выбранной схемы нагружения изменяется не только вид текстур, также сильно изменилась интенсивность дифракционных максимумов. Для того, чтобы понять эти изменения, отметим, что при съемке текстур образцов в которых при 2-х компонентном (кручение+растяжение) нагружении происходят микроструктурные изменения, необходимо рассмотреть систему: источник излучения X-ray – объект – регистратор отраженного излучения X-ray с двух точек зрения. Во-первых - это глобальная система координат, в которой ведется съемка выбранного участка

образцов, во-вторых - это локальная система координат в которой происходят микроструктурные изменения, связанные с горячей деформационной обработкой образцов.

Анализ результатов текстурных исследований в зоне захватов образцов «в», где деформация отсутствует, где, поэтому неизменным в пространстве является положение места съемки, во многом и объясняет подобие текстур и подобное изменение дифракционных максимумов от выбранных отражающих плоскостей при нагреве образцов по схемам 2-х компонентного нагружения.

Рассмотрим одноосное растяжение. При одноосном растяжении также как и в головке образцов не происходит изменение положения участка съемки относительно глобальной системы координат. Поэтому в результатах исследования текстуры присутствуют только вклад деформационной составляющей текстуры и составляющая преобразования исходных пластин в результате процессов динамической рекристаллизации и разворота вновь образованных зерен при зернограницном проскальзывании. Поэтому при одноосном растяжении образцов в рабочей зоне характер изменения текстур и интенсивности дифракционных максимумов объяснят образование деформационной текстуры (рисунок 5.18, 1 (0,0:0,5) и фрагментации пластин  $\alpha$ - фазы.

При простом кручении образцов результаты текстурных исследований можно объяснить суммарным вкладом интенсивной сдвиговой деформации относительно локальной (или подвижной) системы координат и ее разворотом относительно глобальной системы координат.

Тем не менее, анализ результатов текстурных исследований также свидетельствует о том, что при сочетании кручения, при схеме 3 с соотношением 3(0,35:0,35) и 4 с соотношением 4(0,2:0,47) приводит к наиболее интенсивному дроблению пластин первичной  $\alpha$ -фазы и образованию мелкозернистой структуры.



## **ГЛАВА 6. ПОЛУЧЕНИЕ ЗАГОТОВОК ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ВТ5-1 И ВТ6 С РЕГЛАМЕНТИРОВАННОЙ МИКРОСТРУКТУРОЙ И ИЗГОТОВЛЕНИЕ ИЗ НИХ МНОГОСЛОЙНЫХ ЯЧЕЙСТЫХ КОНСТРУКЦИЙ МЕТОДОМ СПФ/ДС.**

Литературные данные и экспериментальные исследования, выполненные в предыдущих разделах работы показали, что напряженное и деформированное состояния, которые формируются в образцах при горячем пластическом деформировании, наряду с исходным типом микроструктуры определяют получение в заготовках регламентированного типа микроструктуры [110-115].

Также отмечено, что в крупнокристаллической структуре 2-х фазных титановых сплавов с пластинчатой морфологией  $\alpha$ - и  $\beta$ - фаз процессы фрагментации пластин в  $\alpha$ - фазе в сочетании с обратным  $\alpha \rightarrow \beta$  переходом определяет формирование в полуфабрикатах мелкозернистой структуры необходимого, с точки зрения технологических и эксплуатационных свойств типа.

Однако, полученная микроструктура в заготовках, предназначенных для получения сложно профильных изделий, в процессе изготовления типовых деталей может изменяться, изменяя их эксплуатационные свойства. Это, безусловно необходимо учитывать, согласуя форму деталей с типовой формой заготовок, режимы получения типовых заготовок, с режимами изготовления типовых деталей.

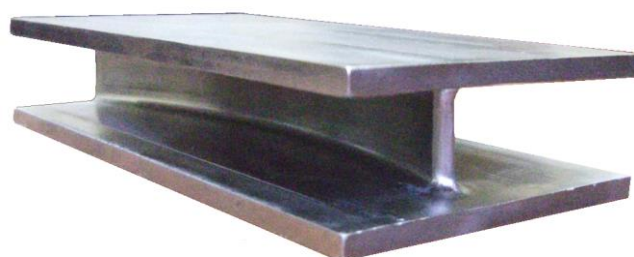
В настоящем разделе рассмотрены примеры реализации данного комплексного подхода к выбору формы заготовок деформационно-термических режимов их получения с учетом технологических схем и режимов выполнения операций получения типовых деталей.

На рисунке 6.1а,б представлено моноколесо, из титанового сплава и его полномасштабный фрагмент из сплава ВТ5-1, изготовленный с применением

диффузионной сварки и газовой формовки в температурно-скоростном интервале сверхпластичности. Отличительной особенностью моноколеса сварной конструкции является возможность получения сбалансированной конструкции с учетом радиуса перехода диск-лопатка и кривизна и толщина лопатки, состояние поверхности трактовой части, которые предварительно рассчитывали с использованием программного комплекса ABAQUS.



а.



б.

Рисунок 6.1 – Моноколесо : а- общий вид; полноразмерный сектор из титанового сплава BT5-1.

На рисунке 6.2 а представлена лопатка газотурбинного двигателя из титанового сплава BT6 полый конструкции из титанового сплава BT6, изготовленная также с применением диффузионной сварки и сверхпластической формовки [116-119]. Лопатку изготавливали из трех листовых заготовок. Конструкция наполнителя полый лопатки была оптимизирована с целью снижения напряжений в области перехода полое перо-замок с применением расчетных программ FiSafe и ABAQUS [119,120].

На примере изготовления макетов деталей рассмотрены технологические схемы и изготовлены лопатки с наполнителем двух типов: лопатки с наполнителем ферменной конструкции (рисунок 6.2б) и лопатки с наполнителем ферменной конструкции (рисунок 6.2в)

Рассмотренные детали относятся к многослойным конструкциям, при изготовлении которых традиционно применяют интегральную технологию сверхпластической формовки/диффузионной сварки [116,118].

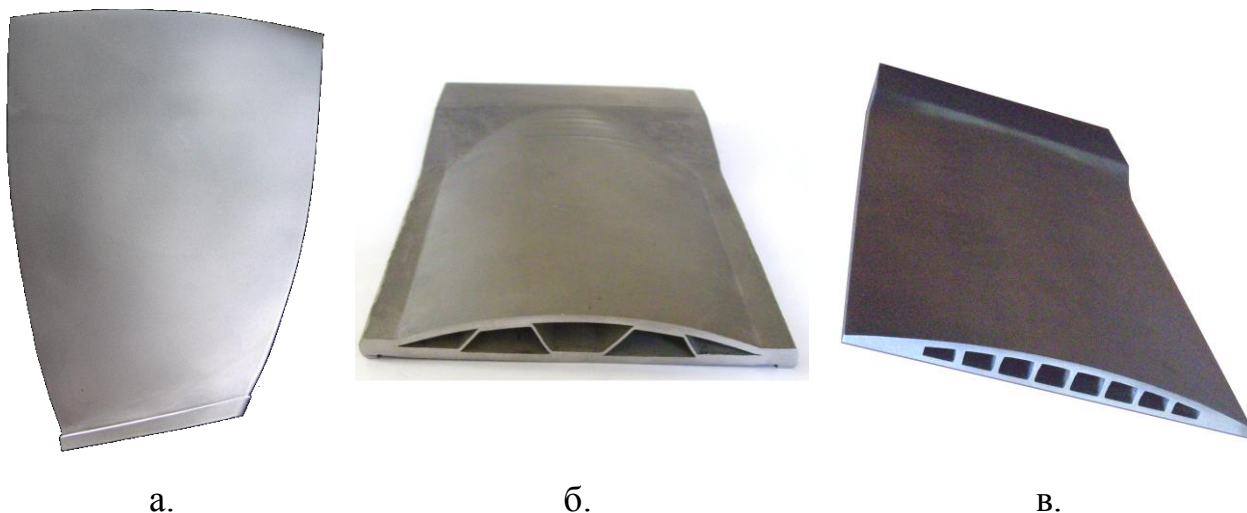


Рисунок 6.2 – Конструкторско-технологические решения изготовления полых лопаток из сплава ВТ6: а – готовая лопатка полый конструкции; б – макет лопатки с наполнителем ферменного типа; в- макет лопатки с наполнителем стрингерного типа.

### **6.1. технологическая схема изготовления заготовок и фрагмента моноколеса из титанового сплава ВТ5-1.**

Рассмотрим технологическую схему изготовления заготовок для получения деталей «моноколесо» и технологическую схему получения из заготовок его полноразмерного фрагмента. На рисунке 6.3 представлена структурная схема изготовления заготовок фрагмента «моноколеса» - это две шайбы, из которых точением получали плиту толщиной 20,0 мм и диаметром 120 мм. Для изготовления заготовок был использован пруток диаметром 50,0 мм и длиной 300,0 мм из  $\alpha$ - титанового сплава ВТ5-1. Перед началом деформационной обработки первого передела (рисунок 6.3) исходная микроструктура в прутке представляла собой крупные 200...500 мкм зерна  $\alpha$ - фазы, состоящие из пластин толщиной 10...30 мкм (рисунок 6.4).

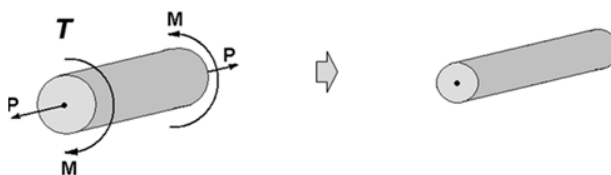
Из исходного прутка были изготовлены заготовки. Конструкция заготовок позволяла передавать крутящий момент и компенсировала неравномерное распределение температуры вдоль прутка из-за градиента температуры в центральной части образца и концевых участках.

Первый передел включал в себя двух компонентное деформирование

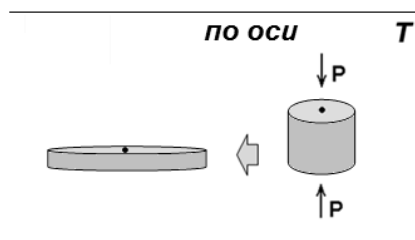
**Исходная заготовка**  
*Длинномерный пруток*



**Первый передел**  
*Горячее деформирование 2-х компонентным нагружением*



**Второй передел**  
*Горячая осадка*

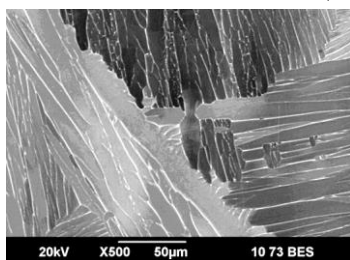


**Заготовка**

*для изготовления рабочего колеса*



Рисунок 6.3 - Технологическая схема получения заготовок для полых ячеистых конструкций методом СПФ/ДС.



а.



б.

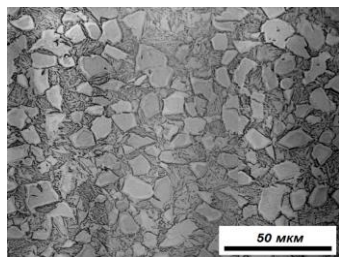
Рисунок 6.4 - Исходная микроструктура сплава VT5-1 перед деформационной обработкой первого передела: а-микроструктура; б-тонкая структура.

цилиндрической заготовки при температуре  $T=950^{\circ}\text{C}$  пропорциональным: кручение + растяжение нагружением. Соотношение кручение : растяжение было равным 1:1. Общая величина деформации  $\epsilon = 2,0$ . Начальная скорость деформации равна  $\dot{\xi} = 5,0 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ . После завершения деформирования пруток охлаждали на воздухе. Из полученного прутка далее изготавливали цилиндрическую заготовку для выполнения второго передела. Размеры цилиндрической заготовки следующие: диаметр - 45,0мм; длина - 140,0 мм.

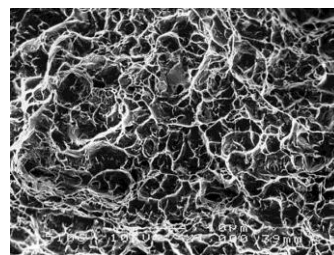
Второй переход – это одноосное сжатие вдоль оси прутка. Режим деформирования следующий  $T= 900^{\circ}\text{C}$  . Начальная скорость деформации равна

$1,0 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  до высоты 20,0 мм.

Из штамповки далее изготавливали заготовку в виде плиты размером 50,0 x 100,0 мм и толщиной 10,0 мм. В полученной плите средний размер зерен был равен  $d_{\text{ср}}=10\text{...}15 \text{ мкм}$ . На рисунке 6.5.а,б представлена микроструктура в заготовке перед выполнением операции диффузионной сварки.



а.



б.

Рисунок 6.5 – Микроструктура сплава VT5-1 перед выполнением операции диффузионная сварка / сверхпластическая формовка: а- микроструктура; б- поверхность излома.

Далее плиты механически обрабатывали и получали заготовки для диффузионной сварки (рисунок 6.6а,б.), а затем макеты (рисунок 6.6.б).



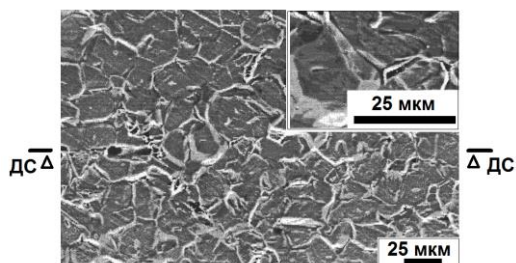
а.



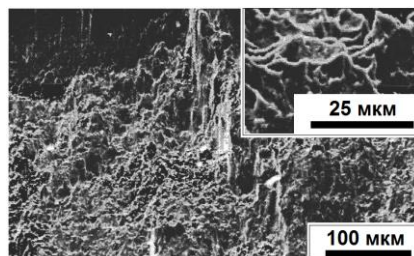
б.



Рисунок 6.6 - Элементы конструкции фрагмента моноколеса из титанового сплава VT5-1: а - заготовки; б – полученные фрагменты моноколеса.



а.



б.

Рисунок 6.7 – Участок околошовной зоны сплава VT5-1: а – микроструктура ; б – поверхность излома.

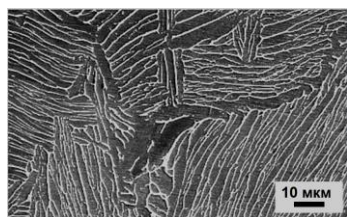
## 6.2. Технологическая схема изготовления заготовок и лопаток полый конструкции из титанового сплава ВТ6.

На примере изготовления лопаток полый конструкции из титанового сплава ВТ6 покажем возможность применения 2-х компонентного (кручение + растяжение) нагружения для изготовления заготовок лопаток с регламентированным типом микроструктуры и самих лопаток методом сверхпластической формовки и диффузионной сварки..

В качестве исходных полуфабрикатов были использованы горячекованные прутки, которые прошли следующую термическую и деформационную обработку.

1. Гомогенизирующий отжиг при  $T = 1100^{\circ}\text{C}$  в течение 5 ч с целью выравнивания химического состава слитков.

2.  $\beta$ - деформационная обработка по следующему режиму: : нагрев заготовки до  $1100^{\circ}\text{C}$ , температура бойков  $900^{\circ}\text{C}$ , протяжка на квадрат 200 мм, охлаждение на воздухе; повторный нагрев заготовки до  $1100^{\circ}\text{C}$ , температура бойков  $900^{\circ}\text{C}$ , протяжка на круг 100 мм с последующим охлаждением на воздухе. Микроструктура в прутке в состоянии поставки представлена на рисунке 6.8. Размер  $\beta$ - превращенного зерна материала заготовки составил 1,0-1,5 мм.



а.



б.

Рисунок 6.8 - Микроструктура заготовки сплава ВТ6 после деформации в  $\beta$ -области : а-микроструктура; б- тонкая структура.

Внутри первичных  $\beta$ -зерен в процессе охлаждения из однофазной области сформировалась микроструктура пластинчатого типа с толщиной пластин  $\alpha$ -фазы 2-3 мкм (рисунок 6.7.а) и с выраженной  $\alpha$ -оторочкой по граница исходных  $\beta$ -зерен. Электронно-микроскопическое исследование показало, что в  $\alpha$ -



пластинах отмечаются наличие дислокационных образований (рисунок 6.8.б).

Учитывая полученные в предыдущих главах результаты влияния 2-х компонентного нагружения на преобразование пластин  $\alpha$ -фазы, для первого передела (рисунок 6.9.) были выбраны следующие температурно-скоростные режимы деформационной обработки заготовок из сплава ВТ6: температура обработки  $900^{\circ}\text{C}$ , и скорость кручения подвижной траверсы испытательной машины 2,5 об/мин, величина осевой  $\epsilon \sim 10 \dots 15\%$ .

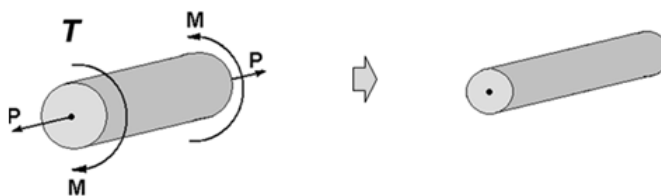
### Исходная заготовка

*Длинномерный пруток*



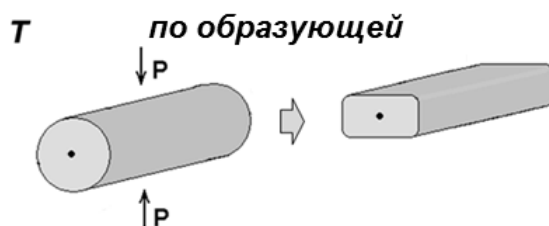
### Первый передел

*Горячее деформирование 2-х компонентным нагружением*



### Второй передел

*Горячая осадка*



### Заготовка

*для изготовления  
полой лопатки*



Рисунок 6.9 - Технологическая схема получения заготовок для полых ячеистых конструкций методом СПФ/ДС.

Проверка выбранных режимов горячего деформирования, выполненная на образцах диаметром 20,0 мм и длиной 60,0 мм, подтвердила возможность равномерного измельчения структуры в рабочей части образцов (рисунок 6.8).



Рисунок 6.10 – Макроструктура образца из сплава ВТ6 после кручения с одновременным растяжением.

Основной эксперимент был проведен на заготовках из титанового сплава ВТ6 с диаметром рабочей части 100 мм и длиной 350 мм

Заготовку деформировали на степень итоговой деформации на боковой поверхности равной  $\epsilon = 5,0...5,2$  (число оборотов  $N=6,5$  с одновременным удлинением  $\Delta L \sim 35$  мм).

Внешний вид заготовки после деформационной обработки представлен на рисунке 6.11. Затем из заготовки вырезали цилиндрический образец для последующего перехода.

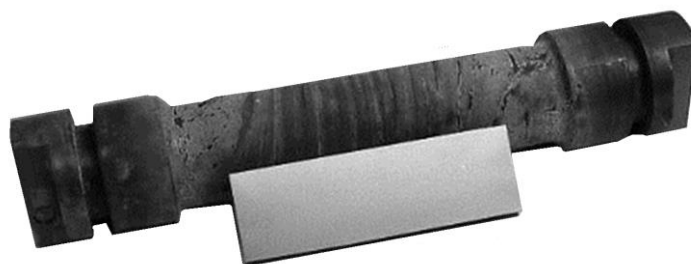


Рисунок 6.11 - Внешний вид заготовки из сплава ВТ6 после 2-х компонентного нагружения.

На втором переходе цилиндрический образец деформировали по образующей до толщины 20,0 мм, далее фрезеровали, получая заготовку спинки и корыта для выполнения операций изготовления полый лопатки.

Микроструктура в цилиндрическом образце представлена на рисунке 6.9а,в.

Размер зерен  $\alpha$ - фазы сплава ВТ6, посчитанный по межфазным границам, составил величину  $d \approx 10,0$  мкм. Анализ тонкой структуры (рисунок 6.12 б) титанового сплава ВТ6 показал, что зерна  $\alpha$ -фазы разделены на фрагменты межзеренными границами и характеризуются высокой плотностью дислокаций.

Значения механических свойств (таблица 6.1.) в материале заготовок из сплава ВТ6 полностью удовлетворяет требованиям, предъявляемым к поковкам



валов диаметром  $>50$  мм, и не уступают механическим свойствам этого же сплава с микрокристаллической структурой со средним размером зерен  $d = 10,0$  мкм, обработанного методом всесторонней ковки [115].

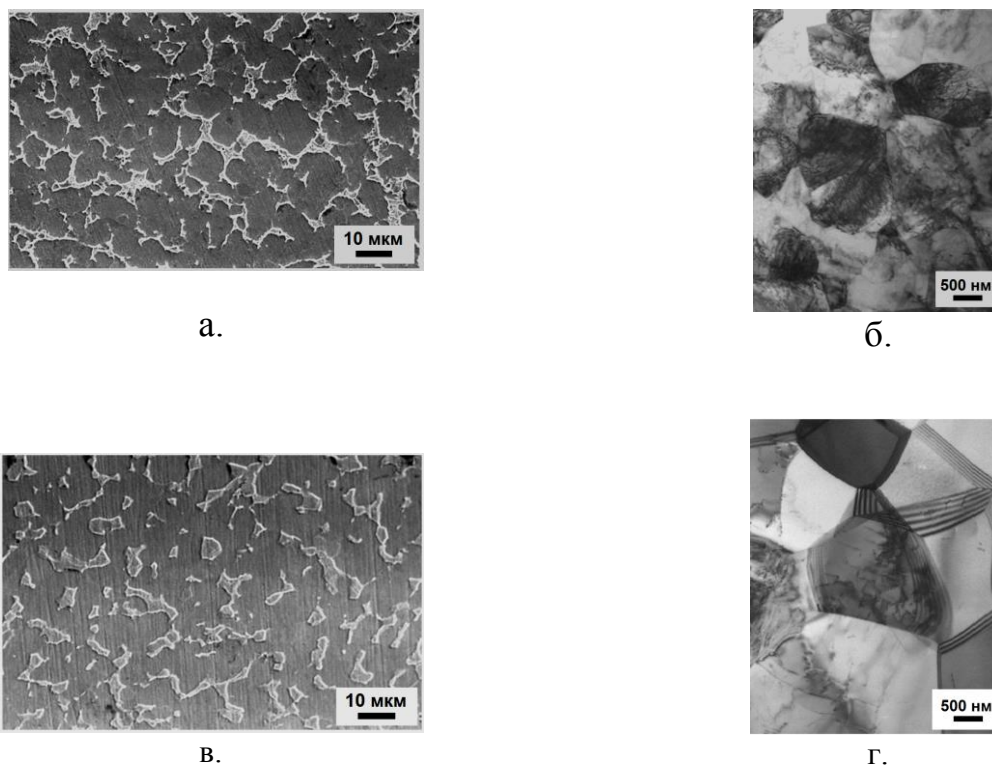


Рисунок 6.12 - Микроструктура рабочей зоны заготовки из сплава ВТ6: а-микроструктура после деформационной обработки; б-тонкая структура после деформационной обработке. в) микроструктура после изготовления лопатки; б) тонкая структура после изготовления макета лопатки.

Таблица 6.1. Механические свойства материала заготовок после всего цикла деформационной обработки

Сплав и способ обработки	$\sigma_{в}$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	КСУ, Дж/см <sup>2</sup>	Источник
ВТ6, Кручение+растяжение	1020,0	965,0	17,7	48,0	45,2	Настоящая работа
ВТ6, Всесторонняя ковка	962,0	910,0	15,4	29,8	-	[115]

Таким образом, результаты опробования технологии получения в заготовках спинка и корыто мелкозернистой структуры методом 2-х компонентного (кручение + растяжение) горячего нагружения доказали

возможность данный метод на начальных переделах подготовки микрокристаллической структуры в двухфазных титановых сплавах.

Далее из полученных плит изготавливали заготовки спинка и корыто для получения макетов полых лопаток ферменной (рисунок 6.2б) и стрингерной (Рисунок 6.2в) конструкции [122], которые далее собирали и герметично сваривали по контуру в пакет [123].

Перед диффузионной сваркой пакет сушили, удаляя из внутренней полости продукты распада анти диффузионного покрытия при помощи специального оборудования и технологии [126].

В настоящий момент оборудование и технология для выполнения операции «Сушка пакета» переданы на НПО«ОДК УМПО», где используется в том числе и при изготовлении полый широкохордной лопатки колеса первой ступени вентилятора турбовентиляторного двигателя ПД14.

После окончательной герметизации пакета его помещали в автоклав и диффузионно сваривали аналогично способам [125,126] используя режимы, представленные в работе [126].

В таблице 6.2 представлены механические свойства образцов – свидетелей, с помощью которых определяли механические свойства основного материала.

Таблица 6.2. Механические свойства образцов-свидетелей..

Изделие, материал	Размер зерна, мкм	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{02}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %
Макет моноколеса, ВТ5-1	15,0...20,0	963,0	943,0	17,3	40,1
Макет лопатки, ВТ6	5,0...10,0	1010,3	947,0	15,6	35,0

Следует отметить, что диффузионная сварка позволяет получать сварные соединения с микро дефектами в виде пор и несплошностей, которые, наряду с микроструктурой основного материала, в процессе выполнения горячих операций изготовления лопатки: диффузионная сварка; гибка замка и закрутка

пера; сверхпластическая формовка и окончательная калибровка определяют механические свойства лопаток полрой конструкции.

На рисунке 6.13а представлена микроструктура сварного соединения, а на рисунке 6.13б излом сварного соединения, полученного на образцах свидетелях, конструкция которых была специально разработана так, чтобы разрушение происходило по сварному соединению [127].

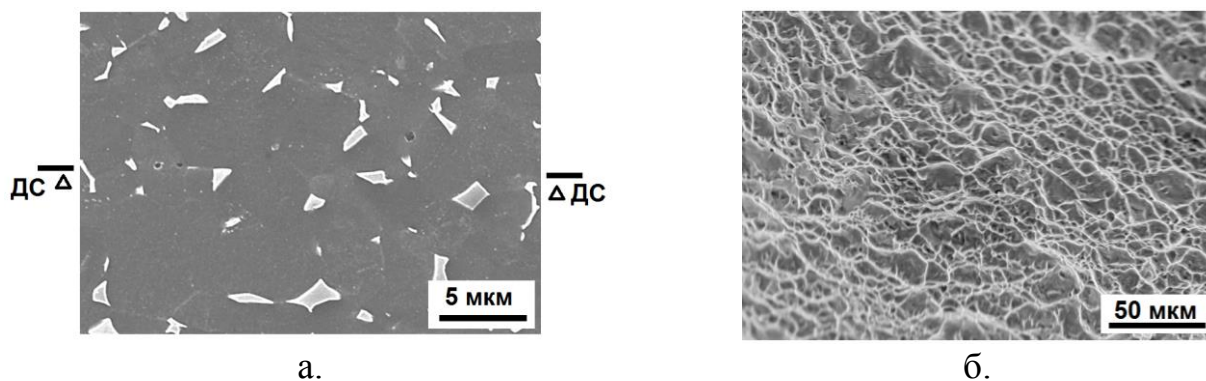


Рисунок 6.13 - Микроструктура зоны сварного соединения: а- микроструктура; б- поверхность излома сварного соединения.

Полученные результаты показали, что использованный в работе подход получения регламентируемой микроструктуры и остаточных дефектов диффузионно сваренного соединения, учитывающий их эволюцию при получении заготовок и далее при изготовлении изделий, позволяет не только обеспечить требуемый комплекс механических свойств в изделиях, но и существенно снизить трудоемкость их изготовления, себестоимость получения, и повысить свойства за счет реализации в получаемых заготовках однородности структуры, равномерности химического и фазового состава, а также уменьшения плотности дефектов сварного соединения.

В заключение отметим, что основная часть трудоемкости получения заготовок с мелкозернистой структурой снижается на первом переделе т.к. метод исключает нахождение в горячей зоне деформирующего инструмента, а также выполнение деформационной и термической обработок за один цикл нагрева.

Эффективность процесса повышается при получении мелкозернистой структуры в длинномерных заготовках с увеличением их длины.

## ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ

Результаты проведенных исследований показали наличие связи между видами нагружения, формируемым напряженно-деформированным состоянием и эволюцией микроструктуры при горячей пластической деформации в сплаве BT5-1 в однофазной  $\alpha$ -области.

1. Установлена связь между температурно-скоростными условиями горячей деформации, типовыми видами (растяжение, сжатие, кручение) нагружения с формированием мелкозернистой структуры. Наибольшая интенсивность измельчения микроструктуры при одинаковой температуре  $T=900^{\circ}\text{C}$ , степени накопленной деформации  $e\sim 0,6$  наблюдается при следующих скоростях деформации. При одноосном растяжении со скоростью  $\dot{\xi}_0 \sim 1,0 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$  средний размер зерен был равен 4...5 мкм. При одноосном сжатии с начальной скоростью  $\dot{\xi}_0 \sim 1 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ ,  $e\sim 0,6$  средний размер зерен был равен 2..3 мкм. При простом кручении с начальной скоростью деформации  $\dot{\xi}_0 \sim 1,0 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$  средний размер зерен на боковой поверхности равен 5...6 мкм.

2. Разработана реологическая модель механического поведения титанового сплав BT5-1 на основе результатов горячего деформирования образцов в однофазной  $\alpha$  – области одноосным растяжением, учитывающая микроструктурные изменения для определения параметров НДС при одно- и 2х- компонентном нагружении методом конечно-элементного моделирования.

3. Показано влияние напряженного состояния, формируемого в материале при горячей пластической деформации образцов с одинаковым диаметром и различной высотой одноосным сжатием на механическое поведение, развитие динамической рекристаллизации и формирование микроструктуры в сплаве BT5-1. Уменьшение значения относительного гидростатического

давления  $K2$  с  $-1,7$  до  $-9,0$  при горячей ( $T=800^{\circ}\text{C}$ ) деформации со скоростью  $10^{-3}\text{c}^{-1}$  приводит к уменьшению темпов развития динамической рекристаллизации за счет уменьшения количества зародышей и скорости их роста, приводя к образованию  $\alpha$ -зерен размером  $1,0\dots 2,0$  мкм и одновременному снижению объема рекристаллизованной структуры до  $V_{\text{рек}}=30\%$ . Напротив, повышение температуры деформации до  $900^{\circ}\text{C}$  при скорости деформации  $10^{-3}\text{c}^{-1}$  увеличивает чувствительность развития рекристаллизационных процессов к значениям  $K2$ , приводя к формированию структуры с  $d_{\text{cp}} 15$  мкм при  $K2=-1,7$  ( $H_0=15$  мм) и  $d_{\text{cp}}=2,0$  мкм при  $K2=-9$  ( $H_0=4,0$  мм).

4. Установлено влияние деформированного состояния (траектории вектора деформации) при 2х-компонентном (кручение + растяжение) нагружении. При соотношении кручения к растяжению  $0,47:0,2$  начальной скорости деформации  $\xi_0=1,0 \cdot 10^{-3}\text{c}^{-1}$  и значении модуля вектора деформации  $e=0,5$  повышает эффективность преобразования крупнозернистой микроструктуры в мелкозернистую, формируя во всем рабочем объеме микроструктуру со средним размером зерна  $5,0\dots 7,0$  мкм за счет распространения деформации вглубь исходных  $\alpha$ - зерен, образования устойчивых дислокационных скоплений, что интенсифицирует рекристаллизационные процессы и увеличивает объем превращенной микроструктуры в рабочей зоне образцов до значения  $V_{\text{рек}}=70\%$ .

5. Дополнительная термическая и горячая деформационная обработка при выполнении операций СПФ и ДС при изготовлении полых конструкций компенсируют увеличение размера зерен при диффузионной сварке и сверхпластической формовки за счет развития динамического возврата, рекристаллизации и фазовых превращений для сплава ВТ5-1 и ВТ6, обеспечивая получение в готовых изделиях высоких эксплуатационных свойств. Прочность основного материала макетов моноколеса из сплава ВТ5-1 со средним размером зерен  $d_{\text{cp}}=15\dots 20$  мкм:  $\sigma_{\text{в}}= 963$  МПа;  $\sigma_{\text{в}}= 943$  МПа;

$\delta=14\%$   $\psi=40\%$ . Прочность основного материала полых лопаток из сплава ВТ6 со средним размером зерен 6...10 мкм:  $\sigma_B= 1010$  МПа, 947 МПа;  $\delta=15,6\%$   $\psi=35\%$ .

**СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ**

1. Колачев Б.А. Физико-механические свойства легких конструкционных сплавов / Б.А. Колачев, С.Я. Бецофен, Л.А. Бунин, В.А. Володин // - М.: Металлургия - 1995. – 288 с.
2. Колачев Б. А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: учебник для вузов / Б. А. Колачев, В. И. Елагин, В.А. Ливанов // – М.: МИСИС - 1999. – 416 с.
3. Коллингз Е.В. Физическое металловедение титановых сплавов: Пер. с англ./ Под редакцией: Б.И. Веркина, В.А.Москаленко//-М.:Металлургия -1988. - 224 с.
4. Kaibyshev O.A. Superplasticity of Alloys, Intermetallides and Ceramics / O.A. Kaibyshev - Berlin: Springer – Verlag -1992.- P.317.
5. Каракозов Э.С. Сварка металлов давлением. -М.: Машиностроение , 1986.- 280 с.
6. Berdin V.K. Effect of Hot Deformation under Complex loading on the Transformation of Lamellar Type Microstructure in Ti-6.5Al-3.5Mo-1.6Zr-0.27Si Alloy / O.A.Kaibyshev, V.K. Berdin, M.V. Karavaeva, R.M. Kashaev, L.A.Syutina // Superplasticity in Advanced Materials ICSAM-2000, Proceedings of the International Conference, Orlando, USA, Aug. 1-4, 2000. Materials Science Forum.: Trans Tech Publications, Switzerland - Vols. 357-359. -2001.- pp.225-230.
7. Валиев Р.З. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией / Р.З. Валиев, И.В. Александров - М.: Логос – 2000.– 272 с.
8. Сегал В. Процессы обработки металлов интенсивной пластической деформацией / В. Сегал // Металлы.– 2006. – №5. - С.130-141.
9. Крайнов В.И. Технологическая деформируемость титановых сплавов / В.И. Крайнов, В.С. Кропачев // Вестник ЮУрГУ, Серия «Металлургия». – 2015. – Т.15. – №2. – С.115-119.
10. Анташов В. Г. Тенденции развития жаропрочных титановых сплавов для авиадвигателестроения/ В. Г. Анташов, Н. А.Ночовная, В.И. Иванов // Технология легких сплавов. – 2002. – №4. – С. 72-76.

11. Raab G.J. Continuous processing of ultrafine grained Al by ECAP-Conform / G.J. Raab, R.Z. Valiev, T.C.Lowe et al. // Material Science and Engineering A. - 2004.- Vol.382. – P.30-34.
12. Колачев Б. А. О принципах построения шкал микроструктур титановых сплавов / Б. А.Колачев, А. В. Мальков, Л. Н. Гуськова // Металлы. –1982. – № 5. – С. 192-195.
13. Анисимова Л.И. Связь характера разрушения с микроструктурой и свойствами ( $\alpha+\beta$ )- титановых сплавов. / Л.И. Анисимова, А.А. Попов // Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallor. – 1985. – № 12. – С. 45-49.
14. Листвин Г. П. Изучение режимов деформации и термической обработки ( $\alpha+\beta$ )- титановых сплавов, обеспечивающих получение регламентированной глобулярно - пластинчатой структуры / Г. П. Листвин [ и др. ] // Технология легких сплавов. – 1988. – №1. – С. 57-61.
15. Yi-Gang Zhou An Investigation the Temperature Deformation Strengthening of Titanium Alloy /Yi-Gang Zhou, Wei-Dong Zeng, Han-Qing Yu // In: Titanium‘95: Science and Technology, 22-26 October 1995. / International Convention Centre. – Birmingham, UK, 1995. – Vol.2. – P. 1235-1242.
16. Листвин Г. П. Влияние условий деформации и термической обработки на формирование структуры и механические свойства полуфабрикатов из сплава ВТ6 / Г. П. Листвин, М. В. Саблина // Технология легких сплавов. – 1989. – №12. – С. 55-59.
17. Styczynski A. Mechanical Properties of Duplex Microstructure in Ti-2,5Cu. In: Titanium‘95: Science and Technology, 22-26 October 1995. / A. Styczynski, L. Wagner // International Convention Centre. – Birmingham, UK, 1995. – 1995. – Vol.2. – P. 1363-1370.
18. Солонина О. П. Жаропрочные титановые сплавы / О. П. Солонина, С. Г. Глазунов – М.: Металлургия - 1976. – 448 с.
19. Федотов А. С. Закономерности разрушения двухфазных титановых сплавов с различной микроструктурой // Metallovedenie i termicheskaya obrabotka



металлов. – 1984. – № 5. – С. 55-57.

20. Кайбышев О.А. Сверхпластичность, измельчение структуры и обработка труднодеформируемых сплавов / О.А. Кайбышев, Ф.З. Утяшев – М.: Наука – 2002. – 438 с.

21. Ильин А.А. Механизм и кинетика фазовых и структурных превращений в титановых сплавах./ Ильин А.А. – М.: Наука –1994. –304 с.

22. Лутфуллин Р. Я. Микроструктурные изменения при термической обработке и горячей деформации титанового сплава ВТ9 с пластинчатой микроструктурой / О. А. Кайбышев, Р. Я. Лутфуллин, Г.А. Салищев // Физика металлов и металловедение. – 1985. – Том 59. – Вып. 3. – С. 578–583.

23. Лутфуллин Р. Я. Трансформация пластинчатой микроструктуры в равноосную в титановом сплаве ВТ9 / О. А. Кайбышев, Р. Я. Лутфуллин, Г. А. Салищев // Физика металлов и металловедение. – 1988. – Том 66. – Вып. 5. – С. 966-972.

24. Гриднев В. Н. Структура альфа-фазы в двухфазных титановых сплавах / В. Н. Гриднев, О.М. Ивасишин, В. Л. Свечников // Физика металлов и металловедение. – 1982. – Том 54. – Вып. 2. – С. 302-306.

25. Rhodes C.G. Observations of an Interface Phase in the  $\alpha/\beta$  Boundaries in Titanium Alloys / C.G. Rhodes, J.C. Williams // Metallurgical Transactions A. – 1975 – Vol. 6A. – P. 1670-1671.

26. Rhodes C. G. Formation Characteristics of the  $\alpha/\beta$  Interface Phase in Ti-6Al-4V / C. G. Rhodes, N. E. Paton // Metallurgical Transactions A. – 1979. Vol. 10A. – P. 209-216.

27. Banerjee D. On the  $\alpha/\beta$  Interface Phase in Ti alloys / D. Banerjee, V.S. Arunachalam // Acta Metallurgica. – 1981. – Vol. 29. – P. 1685-1694.

28. Banerjee D. Resolution of the Interface Phase Problem in Titanium Alloys / D. Banerjee, C.G. Shelton, B. Ralph, J.C. Williams // Acta Metallurgica. – 1988. – Vol. 36. – №1.– P. 125-141.

29. Мирзаев Д. А. О структурной перекристаллизации в титане / Д. А. Мирзаев, В. М. Счастливец, М. М. Штейнберг, В. Г. Ульянов // Физика металлов и

- металловедение. – 1984. – Том 58. – Вып. 1. – С. 69-75.
30. Новиков И. И. Структурная перекристаллизация при нагреве титановых сплавов в  $\beta$ -области / Новиков И. И. [и др.] // Физика металлов и металловедение. – 1989. – Том 68. – Вып. 1. – С. 156-160.
31. Мазурский М. И. Трансформация пластинчатой микроструктуры в равноосную при горячей деформации титанового сплава BT5-1/ Г. А. Салищев, Р. Я. Лутфуллин, М.И. Мазурский // Металлы.– 1990. – №3. – С. 113-119.
32. Stefansson N. The Kinetics of Static Globularization of Ti-6Al-4V / N. Stefansson, S. L. Semiatin, D. Eylon // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2002. – Vol. 33A. – P. 3527-3534.
33. Stefansson N. Mechanisms of Globularization of Ti-6Al-4V during Static Heat Treatment / N. Stefansson, S. L. Semiatin // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2003. – Vol. 34A. – P. 691– 698.
34. Semiatin S. L., Kirby B. C., Salischev G. A. Coarsening behaviour of an alpha-beta titanium alloy / S. L. Semiatin, B. C. Kirby, G. A. Salischev // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2004. –Vol. 35A, P. 2809-2819.
35. Баранов А. А. Структурные изменения при термоциклической обработке металлов / А. А. Баранов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1983. – №12. – С. 2-10.
36. Лясоцкая В. С. Особенности термоциклической обработки титановых сплавов / В.С. Лясоцкая, Н.Ю. Равдоникас И.А. Лебедев // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1985. – №12. – С. 41-45.
37. Бокштейн С. З. Термоциклическая обработка титановых сплавов / С. З. Бокштейн, Н. П. Зюлина, Л. М. Мирский // Известия АН СССР. Металлы. – 1978. – №6. – С. 200-203.
38. Лариков Л. Н. Структурные изменения в титане и сплавах на его основе в процессе термоциклической обработки / Л. Н. Лариков, В. Ф. Мазанко, И. В. Стеченко // Известия АН СССР. Металлы. – 1980. – №5. – С. 218-222.
39. Давиденков Н. Н. Необратимые формоизменения при циклическом тепловом воздействии. / Н. Н. Давиденков – Л.: Металлургия - 1962. – 329 с.

40. Лясоцкий И. В. Структурные изменения при нагреве сложнолегированного титанового сплава / И. В. Лясоцкий [и др.] // Физика металлов и металловедение. – 1980. – Т. 49. – Вып.6. – С.1307-1311.
41. Мальков А.В. Взаимосвязь механических свойств крупногабаритных полуфабрикатов из  $(\alpha+\beta)$  – титановых сплавов в исходном состоянии со структурой, преобразованной термической обработкой / А. В. Мальков, В. А. Колачев, Е. В. Молодчинин // Технология легких сплавов. – 1985.–№1.– С.38-43
42. Ануфриев В. П. Влияние термоциклирования на изменение свойств титановых сплавов / В. П. Ануфриев, И. Н. Богачев, Ю. Т. Векслер // Известия Вузов. Цветная металлургия. – 1980. – №2. – С.118.
43. Бокштейн С. З., Мирский Л. М., Зюлина Н. П. Получение субзеренной структуры в титановом  $\alpha+\beta$ -сплаве в процессе многократного  $(\alpha+\beta)\leftrightarrow\beta$ -превращения // Известия АН СССР. Металлы. – 1976. – С. 118-123.
44. Лясоцкая В. С. Структура и свойства сплава ВТ22 после термоциклической обработки и отжига / В.С. Лясоцкая [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. –1983. – №11. – С. 54-56.
45. Мазурский М. А. Условия и роль рекристаллизации в процессе преобразования пластинчатой микроструктуры в титановых сплавах / М. А. Мазурский, Г. А. Салищев // Металлы. – 1990. – №6. – С. 83-87.
46. Салищев Г. А. Динамическая рекристаллизация титана / Г.А. Салищев, Р.М. Галеев, О.Р. Валиахметов // Известия АН СССР. Металлы. – 1994. – №1. – С. 125-129.
47. Salishchev G. Dynamic Recrystallization of Titanium and Ti-6Al-4V Alloy / G. Salishchev, R. Galeev, S. V. Zherebtsov // Recrystallization and Grain Growth Proceedins of the First International Conference Eds. G. Gottstein and D. A. Molodov, Springer - Verlag. – 2001. – P. 961-966.
48. Галеев Р. М. Динамическая рекристаллизация крупнозернистого титанового сплава ВТ30 в  $(\alpha+\beta)$  - области / Р. М. Галеев, О. Р. Валиахметов, Г. А. Салищев // Металлы. – 1990. – №4. – С. 97-103.

49. Галеев Р. М. Пластичность крупнозернистого титанового сплава ВТ30 в  $\beta$ -области / О. А. Кайбышев Р.М. Галеев, Г.А. Салищев // Физика металлов и металловедение. – 1984. –Том 57. – Вып. 4. – С. 789-794.
50. Кайбышев О. А. Влияние условий сверхпластической деформации на трансформацию пластинчатой микроструктуры в титановом сплаве ВТ9 / О. А. Кайбышев, Р. Я. Лутфуллин, Г. А. Салищев // Физика металлов и металловедение. – 1988. – Том 66. – Вып. 6. – С. 1163-1171.
51. Салищев Г. А. Трансформация пластинчатой микроструктуры в равноосную при горячей деформации титанового сплава ВТ5-1 / Г. А. Салищев, Р. Я. Лутфуллин, М. И. Мазурский // Металлы. – 1990. – №3. – С. 113-119.
52. Салищев Г. А. Формирование субмикроструктурной структуры в титане и титановых сплавах и их механические свойства / Г. А. Салищев, Р.М. Галеев, С.П. Малышева, С.В. Жеребцов, С.Ю. Миронов, О.Р. Валиахметов, Э.В. Иванисенко // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2006. – №2. – С. 19-26.
53. Караваева М. В. Использование эффекта сверхпластичности для получения оптимальных свойств крупногабаритных деталей из двухфазных титановых сплавов / А.Г. Ермаченко, М.В. Караваева // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1999. – №2. – С. 36-39.
54. Коршунов А. А. Влияние способа высокотемпературного нагружения на преобразование пластинчатой структуры в титановом сплаве ВТ9 / А.В. Муравлев, А.А. Коршунов, Ф.У. Еникеев, М.И. Мазурский, Г.А. Салищев, П.В. Чистяков, О.В. Дмитриев // Металлы. – 1994.– №3. – С. 121-126.
55. Колмогоров В. Л. Механика обработки металлов давлением / В. Л. Колмогоров – М.: Металлургия - 1986. – 688 с.
56. Казакевич Г. С. Механика сплошных сред. Теория упругости и пластичности / Г. С., Казакевич, А. И. Рудской – СПб,,: Изд-во СПбГПУ - 2003. –264 с.
57. Зубчанинов В. Г. Основы теории упругости и пластичности: Учеб. для машиностроит. спец. Вузов / В. Г. Зубчанинов -М.:Высш. Шк. - 1990.-368 с.

58. Кувалдин Д. А. Влияние гидростатического давления на механические свойства и структуру поликристаллического молибдена / Д.А. Кувалдин, В.П. Алехин, С.И. Булычев, С.Н. Каверина, С.И. Алтынов // *Металлы*. – 1987. – №4. – С. 118-121.
59. Сиренко А. Ф. Влияние всестороннего давления на кинетику рекристаллизации меди/ А. Ф. Сиренко, Г. П. Клинишев, В. Н. Зубов, Ву Тхе Хой // *Физика металлов и металловедение*. – 1973. – Том 35. – Вып. 4. – С. 767-772.
60. Омельченко А. В., Изотов В. И. Влияние давления на отжиг слабдеформированных металлов с ГЦК решеткой // *Физика металлов и металловедение*. – 1978. – Том 45. – Вып. 1. – С. 213-215.
61. Зельдович В. И. Влияние всестороннего давления на образование аустенита в сплаве Fe-28%Ni / В. И., Зельдович, В.А. Теплов, И.В. Хомская, К.М. Демчук, А.Н. Мартемьянов // *Физика металлов и металловедение*. – 1987. – Том 64. – Вып.1. – С. 113-118.
62. Ершова Т. П., Понятовский Е. Г. Диаграмма фазовых превращений системы Fe-Mn при высоких всесторонних давлениях / Т. П. Ершова, Е. Г. Понятовский // *Известия АН СССР, Металлы*. – 1967. – № 4. – С. 156-167.
63. Теплов В. А. Структурные превращения высокомарганцовистых аустенитных сталей при деформировании сдвигом под давлением / В.А. Теплов, Л.Г. Коршунов, В.П. Пилюгин, В.М. Шабашов, Р.И. Кузнецов, Д.И. Тупица, // *Физика металлов и металловедение*. – 1988. – Том 66. – Вып. 3. – С. 563-571.
63. Теплов В. А. Фазовый ОЦК-ГЦК переход вызываемый деформацией под давлением сплава железо-никель /В.А. Теплов, В.П. Пилюгин, Р.И. Кузнецов, Д.И. Тупица, В.А. Шабашов, В.М. Гундырев // *Физика металлов и металловедение*. – 1987. – Том 64. – Вып.1. – С. 93-100.
64. Padmanabhan K.A., Davies G.J. Superplasticity, Springer-Veriage. - Berlin,

Germany. -1980. - 314 p.

65. Бекофен В. Процессы деформации / В. Бекофен - М.: Металлургия - 1977. – 231с.

66. Смирнов О.М. Обработка металлов в состоянии сверхпластичности .– М.: Металлургия 1979. с.184.

67. Грешнов В. М. Влияние механической схемы деформации на механические свойства и структуру сверхпластичных сплавов Zn+22%Al и VT9 / В. М. Грешнов // Металлы. – №6. – 1983. – С. 158-162.

68. Папилов И.И. Явление подавления сверхпластичности после обработки материалов высоким гидростатическим давлением / Папилов И.И. , Пикалов А.И., Стоев П.И. [и др.] // ДАН СССР. –1985.–Т.267,–№2.–С.616-618.

69. Коршунов А. А. Влияние способа высокотемпературного нагружения на преобразование пластинчатой структуры в титановом сплаве VT9 / А.В. Муравлев, А.А. Коршунов, Ф.У. Еникеев, М.И. Мазурский, Г.А. Салищев, П.В. Чистяков, О.В. Дмитриев // Металлы. – 1994.– №3. – С. 121-126.

70. Быля О.И. О корреляции истории нагружения материала и эволюции структуры в режиме сверхпластичности / А.В. Муравлев, О.И. Быля, Р.А. Васин, А.Г. Ермаченко, М.В. Караваева, П.В. Чистяков // Труды IX конференции по прочности и пластичности, 22-26 января 1996. – Москва, 1996. – Т. 2. – С. 33-38.

71. Бердин В.К. Влияние напряженного состояния на структурные изменения в титановом сплаве VT9 при горячей деформации / В.К. Бердин, М.В. Караваева, А.Х. Ахунова, С.К. Нуриева // Материаловедение.–2008.–№2–С. 28-34.

72. Бердин В. К. Влияние дисперсности пластинчатой микроструктуры на фрагментацию  $\alpha$ -пластин при горячей деформации титанового сплава VT9 / В. К. Бердин, М. В. Караваева, С. К. Нуриева // Материаловедение. - 2002. - №12. - С. 47-53.

73. Караваева М.В. Влияние исходной микроструктуры на механическое поведение и эволюцию структуры при высокотемпературном растяжении титанового сплава VT9. / М.В. Караваева В.К. Бердин С.К. Нуриева, А.Х.

Ахунова // *Металловедение и термическая обработка металлов.* –2005. – №9(603). – С. 21-25.

74. Бердин В.К. Эволюция пластинчатой микроструктуры и механические свойства при горячей деформации кручением титанового сплава ВТ9/ В.К. Бердин, М.В. Караваева // *Металлы.* – 2001.–№3– С. 35-40.

75. Бердин В.К. Влияние видов нагружения на эволюцию микроструктуры и кристаллографической текстуры в титановом сплаве ВТ9 / В.К. Бердин, М.В. Караваева, Л.А. Сютина // *Металловедение и термическая обработка металлов.*– 2003.–№11.–С19-23.

76. Бердин В.К. Зависимость механического поведения и эволюции пластинчатой микроструктуры сплава ВТ9 от соотношения осевой и сдвиговой компонент горячей деформации / В.К. Бердин, М.В. Караваева, Л.А. Сютина, С.К. Нуриева // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 2004.– №2.–С.7-13.

77. Нуриева С.К. Формирование мелкозернистой структуры в титановых сплавах при горячей деформации в условиях двухкомпонентного нагружения / С.К. Нуриева, В. К. Бердин, М. В. Караваева, А.Х. Ахунова // *Деформация и разрушение материалов.* –2008. –№9.– С.40-46.

78. Бердин В.К. Формирование микрокристаллической структуры в двухфазном титановом сплаве ВТ6 при сложном нагружении / В.К. Бердин, М.В. Караваева, Л.А. Сютина // *Технология легких сплавов.* –2004. –№ 4. –С. 41-47.

79. Бердин В.К. Формирование микрокристаллической структуры в титановом сплаве ВТ6 при горячей деформации двухкомпонентным нагружением / В.К. Бердин // *Вестник Уфимского государственного авиационного технического университета.* –2011.–Т15.–№4(44). –С.175-180.

80. Леванов А.Н. Технологическая эффективность осадки и штамповки с активным действием сил трения. / А.Н. Леванов // *Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением.* – 1995. –№9. –С.6-8.

81. Арчаков А.Т. Распределение деформаций в цилиндрическом образце после осадки с кручением. / А.Т. Арчаков, В.А. Некрасов // *Кузнечно – штамповочное*

- производство. Обработка материалов давлением. – 2002. – №9. – С.6-9.
82. Zhilyaev A.P. Using high-pressure torsion for metal processing: Fundamentals and applications / A.P. Zhilyaev, T.G. Langdon // *Progr. Mater. Sci.* - 2008 - vol. 53 - p.893.
83. Stolyarov V.V. Grain refinement and properties of pure Ti processed by warm ECAP and cold rolling / V.V. Stolyarov, Y.T.Zhu, I.V. Aleksandrov, N.C. Lowe, R.Z.Valiev, // *Mater. Sci. Eng.* - A 343, - 2003 – P.43-50.
84. Stolyarov V.V. Production of ultrafine-grained alloys by equal-channel angular pressing / V.V. Stolyarov, R.Z.Valiev // *Russian Metallurgy (Metally)* - Issue 2, 2004 - P.110-115.
85. Бердин В.К., Смоляков А.А., Ахунова А.Х. Численное моделирование интенсивного пластического деформирования меди равноканальным угловым прессованием. // *Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением.* – 2006.–№4.– С17-22.
86. Рааб Г.И. К вопросу создания ультрамелкозернистых объемных материалов, используя ИПД / Г.И. Рааб, Р.З. Валиев // *Вестник УГАТУ.*– 2004.– Т.5.– №2(10).– С 9-16.
87. Zherebtsov S. Effect of hydrostatic extrusion at 600–700<sup>0</sup>C on the structure and properties of Ti-6Al-4V alloy / S. Zherebtsov, A. Masur, G. Salishchev, W. Lojkowski // *Material Science and Engineering A.* –Vol.485.(1-2).–2008. – P.39–45.
88. Бейгельзимер Я.Е. Винтовая экструзия – процесс накопления деформации / Я.Е. Бейгельзимер, В.Н. Варюхин, Д.В. Орлов С.Г. Сынков // – Донецк : Б.И.– 2003.– 84 с. – 966-7507–16–5.
89. Патент RU 2134308, МПК C22F 1/18 Способ обработки титановых сплавов / О.К. Кайбышев, Г.А. Салищев, Р.М. Галеев и др.// 10.08.1999.Бюл.№22.
90. Жеребцов С.В. Формирование субмикроструктурной структуры в титановых сплавах интенсивной пластической деформацией / С.В. Жеребцов, [и др.] // *Кузнечно- штамповочное производство. Обработка материалов давлением.*–1999.– №7.–С.17-22
91. Патент RU. 2203975, Способ обработки металлов и сплавов / О.А.



- Кайбышев, В.К. Бердин // 10.05.2003, Бюл.№13.
92. Васин Р. А. О материалах с падающей диаграммой / Р. А. Васин, Ф. У. Еникеев, М. И. Мазурский // Механика твердого тела. – 1995. – №2. – С.181-182.
93. Патент RU. 2208063, Метод получения полуфабрикатов из металлов и сплавов псевдопорошковой металлургией / О.А. Кайбышев, В.К. Бердин // 10.07. 2003, Бюл. № 19.
94. EP2223767 (A1) A method of manufacturing an article by diffusion bonding and superplastic forming — 2010-09-01
95. Патент RU 2640 692. Способ изготовления полой лопатки газотурбинного двигателя / А.М.Смыслов, Н.К.Криони, А.Д.Мингажев, М.К.Смыслова, В.К. Бердин, И.П. Семенова Оpub. 11.01.2018. Бюл. №2
96. Патент RU 2464450 25 Способ изготовления многослойной лопатки турбомашины Смыслов А.М., Лисянский А.С., Мингажев А.Д., Бердин В.К., Смыслова М.К. Оpub. 20.10.2012 Бюл. № 29
97. Кайбышев О. А. Установка для изучения больших пластических деформаций материалов в условиях сложного нагружения / О. А. Кайбышев, Р. А. Васин, В. К. Бердин, Р. М. Кашаев // Кузнечно-штамповочное производство. – 1999. – №4. – С. 8-11.
98. Борисова Е. А. Титановые сплавы. Металлография титановых сплавов / Е. А. Борисова, А. А. Бочвар, М. Я. Брун – М.: Металлургия. – 1980.– 464 с.
99. Беккерт М. Способы металлографического травления: пер. с нем./ М. Беккерт – М.: Металлургия - 1988. – 400 с.
100. Салтыков С. А. Стереометрическая металлография / С. А. Салтыков – М.: Металлургия - 1976. – 271 с.
101. Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А. Рентгенографический и электронно-микроскопический анализ / Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А. М.: Металлургия –1970.–356 с.
102. ABAQUS User Manuals, Version 12.1, DassaultSystems; 20012.

103. Бердин Н.В. Эволюция структуры в сплаве ВТ5-1 при одноосном сжатии/ Бердин Н.В. Смыслов А.М. // «Будущее авиации за молодой Россией»: Материалы Международного молодежного форума. г. Рыбинск: РГАТА/ - 2009. - С.18-21.
104. Бердин Н.В. Моделирование одноосного сжатия цилиндрических образцов с различной исходной высотой / Н.В. Бердин, В.К. Бердин // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением - 2011. - №3. - С.33-39.
105. Бердин В.К. Упруго-вязкопластическое поведение материала в задачах численного моделирования одноосного сжатия, растяжения и чистого сдвига / В.К. Бердин, Н.В. Бердин, В.В. Лукьянов // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением – 2015. – №3. – С. 33-42.
106. Бердин Н.В. Динамическая рекристаллизация в титановом сплаве ВТ5-1 при горячей деформации одноосным сжатием В.К. Бердин, А.М. Смыслов, Н.В. Бердин //«X Международная уральская школа-семинар металлургов - молодых ученых». Материалы семинара, г. Екатеринбург, ГОУ ВПО УГТУ-УПИ. – 2009. – С.16-18.
107. Бердин Н.В. Формирование микрокристаллической структуры деформацией сжатием сплава ВТ5-1 при 800<sup>0</sup>С и 900<sup>0</sup>С / Н.В. Бердин, С.Я. Бецофен А.М. Смыслов, И.А. Грушин // Деформация и разрушение материалов. – 2019. –№11. – С. 20-31.
108. Бердин Н.В. Формирование микрокристаллической структуры в сплаве ВТ5-1 при горячей деформации сжатием в однофазной  $\alpha$ - области. / Н.В. Бердин, С.Я. Бецофен, А.М. Смыслов, И.А. Грушин // Структура и свойства высокоэнтропийных сплавов и покрытий: Техническая программа и тезисы школы молодых ученых. – Белгород: НИУ БелГУ. – 2019. – С.28.
109. Бердин Н.В. Модель упруго - вязкопластического поведения материала «Perice» в задачах конечно-элементного моделирования одноосного растяжения, сжатия и чистого сдвига / А.М. Смыслов, В.К. Бердин, Н.В. Бердин, В.В. Лукьянов // «Титан». – 2015. – №2(48). – С. 16 - 24.

110. Бердин Н.В. Влияние соотношения осевой и сдвиговой компонент горячей деформации на механическое поведение и эволюцию пластинчатой микроструктуры в сплаве ВТ5-1/ В.К.Бердин, И.М. Калинина И.М., Н.В. Бердин // «XI Международная научно-техническая Уральская школа-семинар молодых ученых – материаловедов»: Сборник научных статей. г. Екатеринбург: УрФУ–2010. – С. 196–198.

111. Бердин Н.В. Изучение формирования тонкой структуры в промышленном, однофазном  $\alpha$ - титановом сплаве ВТ5-1 при двухкомпонентном нагружении / Н.В. Бердин, В.К. Бердин, А.М.Смыслов // «Материаловедение и металлофизика легких сплавов». Международная научная школа для молодежи: сборник научных статей. г. Екатеринбург: УрФУ–2010. – С. 48 - 50.

112. Бердин Н.В. Изучение формирования структуры в промышленном, однофазном,  $\alpha$ - титановом сплаве ВТ5-1 при одно- и двухкомпонентном нагружении / Н.В. Бердин, А.М. Смыслов, В.К. Бердин //«XXXIX ГАГАРИНСКИЕ ЧТЕНИЯ». Научные труды Международной молодежной научной конференции в 9 томах. М.: МАТИ,–Т.1. –2013. – С.11-13.

113. Бердин В.К. Формирование микрокристаллической структуры в крупногабаритных заготовках из титанового сплава ВТ6 при горячей деформации двухкомпонентным нагружением / В.К. Бердин, М.В. Караваева, С.К. Нуриева Кузнечно-штамповочное производство: перспективы и развитие (сб. научных трудов) – Екатеринбург: ГОУ ВПО «УГТУ-УПИ». –2005.–С.26-32.

114. Илларионов , А.Г. Технологические и эксплуатационные свойства титановых сплавов : учебное пособие / А.Г. Илларионов , А.А. Попов. – Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2014. –137 с.

115. Zherebtsov S.V. Fine Grain Processing of Titanium Alloys / G.A. Salishev, R.M.Galeev, O.R.Valiahmetov, S.V. Zherebtsov, M.F.X. Gligliotti, B.P. Bewlay // In Titanium“99: Science and Technology. – 1999. – Vol.1. – P. 1563-1568.

116. Бердин Н.В. Моделирование сверхпластической формовки многослойных ячеистых конструкций в программном комплексе ABAQUS / В.К. Бердин, Н.В.

Бердин, В.В. Лукьянов, А.В. Колесников // «Кузнечно-штамповочное производство. ОМД». – 2014. – №1. – С. 32 - 38.

117. Бердин В.К. Моделирование изготовления многослойных ячеистых конструкций из титанового сплава ВТ6 методом СПФ/ДС. Кузнечно-штамповочное производство: перспективы и развитие (сб. научных трудов) – Екатеринбург: ГОУ ВПО «УГТУ-УПИ».–2005.– С. 211- 217.

118. Бердин Н.В. Особенности формирования НДС при сверхпластической формовке многослойной ячеистой конструкции / А.М. Смыслов, В.К. Бердин, Н.В. Бердин, В.В. Лукьянов // «Вестник УГАТУ». – 2014. – №4(65). – Т.4. – С. 53 - 60.

119. Бердин Н.В. Анализ напряженного состояния в зоне перехода «замок» – «перо» полых широкохордных лопаток / А.М. Смыслов, В.К. Бердин, Н.В. Бердин, В.В. Лукьянов // «Известия ВУЗов. Авиационная техника». – 2016. – №1. – С. 123 - 125.

120. Berdin N.V. Analysis of stress state in a root-airfoil transition zone of hollow wide chord fan blades / A.M. Smyslov, V.K. Berdin, N.V. Berdin, V.V. Luk'yanov // «Russian aeronautics». – 2016 – №1. С. 134 - 137.

122. Патент RU 2525010, Заготовка для изготовления полрой лопатки турбомашины способом сверхпластической формовки / Бердин В.К., Бердин Н.В., 10.08.2014, Бюл. №22.

123.Патент RU 2570714, Пакет для изготовления полого многослойного ячеистого изделия способом диффузионной сварки и сверхпластической формовки / Бердин В.К., Фомичев А.В., Заикин П.Б., Бердин Н.В., Лукьянов В.В., Никонов В.В. 10.12.2015, Бюл. № 34.

124. Бердин Н.В. Методы контроля в производстве заготовок полых широкохордных лопаток современных газотурбинных двигателей/ Бердин В.К., Бердин Н.В., Лукьянов В.В, Смыслов А.М., Международный форум двигателестроения. Научно-технический конгресс по двигателестроению НТК-201. Первая часть 15-17 апреля 2014 г. - С.54-56.

125.Патент RU 117516, Лопатка регулируемого входного аппарата / Бердин

В.К., Бердин Н.В., Лукьянов В.В. 28.02.2018, Бюл. № 7.

126. Патент RU 2687855, Способ изготовления моноколеса газотурбинного двигателя / Бердин В.К., Бердин Н.В., Лукьянов В.В. Манапов И.У. 16.05.2019, Бюл. №14.

127. Патент RU 2490613, Образец для испытания диффузионного соединения листовых заготовок на сдвиг, способ его изготовления и испытания / Бердин В.К., Бердин Н.В, 20.08.2013, Бюл. № 23.

128. Патент RU №2711697, Способ изготовления упрочняющей накладки передней кромки лопатки вентилятора / Астанин В.В., Бердин Н.В., Лукьянов В.В., Старовойтов С.В., Уткин А.Ю., Каримбаев Т.Д., Чернышов А.А.21.01.2020, Бюл. №3.

## ПРИЛОЖЕНИЕ



Публичное акционерное общество «ОДК – Уфимское моторостроительное производственное объединение» (ПАО «ОДК – УМПО») ул. Ферина, 2, г. Уфа, Республика Башкортостан, Российская Федерация, 450039  
Телетайп/телекс: 162340, «RICA RU», тел.: +7 (347) 238-33-66, 238-18-63, факс: +7 (347) 238-37-44, http:// www.umpo.ru, e-mail: umpo@umpo.ru  
ОГРН 1020202388359, ИНН 0273008320, КПП 027301001

08.09.2020 № 02/08-25  
на № \_\_\_\_\_ от \_\_\_\_\_

## АКТ

о применении результатов диссертации Бердина Николая Валерьевича «Формирование мелкозернистой структуры в титановом сплаве BT5-1 при горячей деформационной обработке», представленной на соискание ученой степени кандидата технических наук по специальности 05.16.01 - «Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов».

Результаты диссертационной работы Бердина Н.В., в частности, технологические решения для промышленного производства, обеспечивающие получение микроструктуры заданного типа и соответствующих технологических свойств в заготовках для изготовления деталей из титановых сплавов BT5-1 и BT6, могут быть использованы в технологическом процессе получения лопаток компрессора ГТД с повышенным комплексом эксплуатационных свойств.

По результатам исследований разработана конструкторско – технологическая документация изготовления лопаток полый конструкции. В том числе разработана, изготовлена и передана в производство установка для выполнения операции подготовки заготовок полый лопатки к диффузионной сварке (операция «Сушка»), а также предложена к использованию в серийном производстве операция «Термическая правка» после операции «Сверхпластическая формовка» полых лопаток вентилятора двигателя ПД14, обеспечивающая формирование заданной геометрии и эксплуатационных свойств.

Заместитель управляющего директора –  
технический директор



С.А.Симонов