

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РФ
ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ
УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«УФИМСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ НАУКИ И ТЕХНОЛОГИЙ»

На правах рукописи



СТОЦКИЙ Андрей Геннадиевич

ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ И СОПРОТИВЛЕНИЕ ПОЛЗУЧЕСТИ
ДВУХФАЗНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ8М-1 С МИКРОВОЛОКНИСТОЙ
СТРУКТУРОЙ, ПОЛУЧЕННОЙ РОТАЦИОННОЙ КОВКОЙ

Специальность 2.6.1 – Металловедение и термическая обработка металлов и
сплавов

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:
доктор технических наук
И. П. Семенова

Уфа – 2026

ОГЛАВЛЕНИЕ

Список условных обозначений	5
Введение.....	7
ГЛАВА 1. ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР.....	17
1.1 Титан и его сплавы.....	17
1.2 Молибденовый и алюминиевый эквивалент	19
1.3 Жаропрочность титановых сплавов	20
1.4 Зависимость механических свойств, длительной прочности и ползучести от температуры.....	23
1.5 Способы повышения механических свойств и жаропрочности титановых сплавов.....	27
1.6 Ползучесть ультрамелкозернистых металлов и сплавов	31
1.6.1 Алюминий и его сплавы	31
1.6.2 Медь и её сплавы.....	33
1.6.3 Циркониевый сплав Zr-2,5%Nb	35
1.6.4 Стали.....	36
1.6.5 Титан и его сплавы.....	40
1.7 Постановка задач исследования	43
ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ.....	46
2.1 Материалы исследования	46
2.2 Режим деформации методом ротационнойковки и изотермической штамповки	47
2.3 Методики исследования	48
2.3.1 Статические отжиги	48
2.3.2 Методика подготовки поверхности для исследования микроструктуры.....	49
2.3.3 Методика травления поверхности	49
2.3.3 Методика сканирующей электронной микроскопии	50
2.3.4 Методика просвечивающей электронной микроскопии	50
2.3.5 Методика анализа кристаллографической текстуры.....	51

2.3.6 Методика проведения механических испытаний на растяжение	51
2.3.7 Методика определения микротвердости	52
2.3.8 Методика проведения испытаний на ползучесть	52
ГЛАВА 3. МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT8M-1 ПОСЛЕ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ	53
3.1 Особенности формирования микроструктуры сплава VT8M-1 при ротационной ковке.....	53
3.2 Кристаллографическая текстура сплава VT8M-1 после ротационной ковки ...	56
3.3 Микроструктурные особенности сплава VT8M-1 после ротационной ковки ..	59
3.4 Механические свойства сплава VT8M-1 после ротационной ковки	65
Выводы по ГЛАВЕ 3	68
ГЛАВА 4. ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МИКРОВОЛОКНИСТОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT8M-1	70
4.1 Оценка термостабильности микроволокнистого сплава VT8M-1 при 500–750 °С	70
4.2 Механические свойства сплава VT8M-1 на растяжение в интервале температур 300–550 °С.....	73
4.3 Изменение микроструктуры и механических свойств титанового сплава VT8M- 1 после длительного температурного воздействия.....	75
4.3.1 Исследование микроструктуры микроволокнистого и крупнозернистого сплава VT8M-1 после длительных отжигов	76
4.3.2 Исследование механических свойств микроволокнистого и крупнозернистого сплава VT8M-1 после длительных отжигов	77
4.4 Исследование особенностей микроструктуры микроволокнистого и крупнозернистого сплава VT8M-1 после длительных отжигов	80
Выводы по ГЛАВЕ 4.....	87
ГЛАВА 5. АНАЛИЗ СОПРОТИВЛЕНИЯ ПОЛЗУЧЕСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT8M-1 В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР 350–450 °С.....	89
5.1 Сопротивление ползучести сплава VT8M-1 в крупнозернистом и микроволокнистом состоянии.....	90

5.2 Микроструктурные исследования сплава BT8M-1 в КЗ и МВ состоянии при ползучести.....	101
5.3 Роль третичной α -фазы в сплаве BT8M-1 при испытаниях на ползучесть.....	110
5.4 Роль силицидов S_2 в сплаве BT8M-1 при испытаниях на ползучесть.....	113
Выводы по ГЛАВЕ 5.....	115
ГЛАВА 6. ВЛИЯНИЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ШТАМПОВКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МИКРОВОЛОКНИСТОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА BT8M-1.....	117
6.1 Эволюция микроструктуры микроволокнистого сплава BT8M-1 при изотермической штамповке	117
6.2 Кристаллографическая текстура сплава BT8M-1 после изотермической штамповки.....	119
6.3 Микроструктурные изменения в сплаве BT8M-1 после изотермической штамповки.....	122
6.4 Механические свойства сплава BT8M-1 после изотермической штамповки.	125
6.5 Моделирование вальцовки лопаток из сплава BT8M-1	127
Выводы по ГЛАВЕ 6.....	129
Заключение	130
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ	132
Приложение А	148
Приложение Б.....	149
Приложение В.....	150

СПИСОК УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ

ГТД – газотурбинный двигатель

ТО – термическая обработка

ТМО – термомеханическая обработка

ДТО – деформационно-термическая обработка

ИШ – изотермическая штамповка

ВТМО – высокотемпературная термомеханическая обработка

КНД – компрессор низкого давления

КВД – компрессора высокого давления

ИПД – интенсивная пластическая деформация

УМЗ – ультрамелкозернистый

КЗ – крупнозернистый

БУГ – большеугловые границы

МУГ – малоугловые границы

РК – ротационная ковка

СВД – скольжение под высоким давлением

ИПДК – интенсивная пластическая деформация кручением

МВ – микроволокнистый

СЭМ – сканирующая электронная микроскопия

ПЭМ – просвечивающая электронная микроскопия

EBSD – electron backscatter diffraction (дифракция обратно рассеянных электронов)

TKD – transmission kikuchi diffraction (просвечивающая дифракция отраженных электронов)

КАМ – kernel average misorientation (карта локальной разориентации кристаллической решётки)

ППФ – прямая полюсная фигура

ОС – ориентационное соотношение

FFT – Fast Fourier Transform (быстрое преобразование Фурье)

α_I – первичная альфа-фаза

α_{II} – вторичная альфа-фаза

α_{III} – третичная альфа-фаза

σ_B – временное сопротивление разрыву / предел прочности на растяжение

$\sigma_{0.2}$ – условный предел текучести

δ – относительное удлинение после разрыва

δ_p – равномерное удлинение при растяжении

σ_V^T – условный предел ползучести

$\dot{\epsilon}$ – линейная скорость ползучести

Q – кажущаяся энергия активации

σ_0 – пороговое напряжение

p – истинный степенной показатель напряжения

n – степенной показатель напряжения

T_{Π} – температура плавления

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы исследования

Жаропрочные титановые сплавы, являющиеся одним из основных материалов для изделий в авиации, применяются в качестве дисков и лопаток газотурбинных двигателей (ГТД) [1, 2]. Их применимость обоснована повышенной удельной прочностью и высоким сопротивлением ползучести при температурах 300–550 °С по сравнению со сталью или никелевыми сплавами [1-8]. Однако создание новых двигателей или повышение эффективности существующих ГТД, как правило, связано с разработкой новых сплавов, либо применением к уже известным сплавам методов термической (ТО) или деформационно-термической обработки (ДТО) с целью повышения их эксплуатационных свойств [2, 6, 9, 10-12]. При этом традиционные подходы по изготовлению лопаток компрессора низкого или высокого давления (КНД, КВД) связаны с деформацией при температурах не ниже 900 °С из-за низкой деформируемости титановых сплавов [13, 14], либо фрезеровкой лопаток из материала с дуплексной структурой после закалки и старения, в результате чего в обоих случаях в изделии формируется крупнозернистая структура с прочностью около 1000 МПа.

Ранее было показано, что применение ДТО, включая методы интенсивной пластической деформации (ИПД), значительно повышает механические свойства металлических материалов за счет измельчения структуры до ультрамелкозернистого (УМЗ) состояния [15-20]. К тому же такой материал может проявлять низкотемпературную сверхпластичность, что позволяет снизить температуру последующего формообразования деталей по сравнению с традиционной штамповкой и тем самым сохранить повышенную прочность (на 20–25 %) и сопротивление усталости по сравнению с традиционными крупнозернистыми (КЗ) структурами, что уже было показано на примере изготовления опытных лопаток ГТД из УМЗ титанового сплава ВТ6

изотермической штамповкой [21, 22]. Однако длительное воздействие повышенной температуры и нагрузки при эксплуатации деталей из сплавов после ИПД может негативно влиять на стабильность микроструктуры, в частности, приводить к ускоренным нежелательным фазовым превращениям, деградации структурных элементов и эксплуатационных свойств. [23, 24]. Обширных исследований на ползучесть подвергнутых ИПД титановых сплавов, которые бы однозначно определили границу их применимости, практически не проводилось. Например, в работе [25] по титановому сплаву Ti-6Al-4V (BT6) было проведено сравнение между КЗ и УМЗ состояниями при температуре 400 °С в диапазоне напряжений 300–600 МПа, которое показало, что классическая УМЗ структура обладает меньшей жаропрочностью по сравнению с КЗ. Исследования на ползучесть других УМЗ металлов и их сплавов также ограничены в рамках определенных задач исследования. Таким образом, в связи с отсутствием систематических исследований ползучести УМЗ титановых сплавов оценка их сопротивления ползучести и последующий анализ изменения микроструктуры остается актуальным и необходимым. Это обусловлено тем, что в сплавах, обладающих повышенной прочностью за счет формирования большого количества большеугловых и малоугловых границ (БУГ, МУГ), могут происходить ускоренные процессы диффузии [20]. Особенно это актуально для жаропрочных титановых сплавов, применяемых в авиации.

Известно, что формирование объемных заготовок из труднодеформируемых титановых сплавов с измельчением структуры и значительным повышением прочности возможно такими методами как винтовая экструзия, abc-ковка, радиально-сдвиговая прокатка. Перспективным методом ДТО, который позволяет изготавливать длинномерные заготовки для дальнейшего формообразования изделий, является ротационная ковка (РК). Она позволяет вносить значительные степени деформации как при ИПД, приводит к однородной проработке структуры, повышению механических характеристик, формированию металлографической

текстуры и сильно вытянутых зерен в сочетании с их частичным измельчением [26–28]. Данный тип структуры, в подвергаемых деформации сплавах, может оказать положительное влияние на жаропрочность при повышенных температурах, как это было показано на примере литых жаропрочных никелевых сплавов с направленной кристаллизацией. В результате в таких структурах снижается зернограничное проскальзывание (ЗГП) за счет того, что большая часть границ зерен находится под минимальными касательными напряжениями [29].

Объектом исследования является двухфазный сплав ВТ8М-1 (Ti-5,7Al-3,8Mo-1,2Zr-1,3Sn-0,2Si) с дуплексной крупнозернистой структурой, который в последние 10 лет широко применяется для изготовления рабочих лопаток компрессора авиационных ГТД взамен сплава ВТ6 с более низкой жаропрочностью. В рамках настоящей работы предлагается решение научно-технической задачи повышения механических характеристик и сопротивления ползучести при эксплуатационных температурах титанового сплава ВТ8М-1 путем формирования микроволокнистой структуры с УМЗ составляющей (МВ) за счет использования технологической схемы, включающей ротационную ковку.

Степень разработанности темы исследования

Исследованиями, позволяющими повысить прочностные характеристики, сопротивление ползучести и сохранить термостабильность титановых сплавов, занимаются как российские так и иностранные ученые: Валиев Р. З., Столяров В. В., Найденкин Е. В., Скворцова С. В., Жеребцов С. В., Салищев Г. А., Кашапов О. С., Павлова Т. В., Семенова И. П., Попов А. А., Дьяконов Г. С., Dvorak J., Kostka A., Kral P., Krapilova M., Langdon T., Sklenicka V., Svoboda M. и др. Научно-исследовательские работы российских и зарубежных ученых основываются на анализе взаимосвязи микроструктуры и механизмов ползучести металлов и сплавов в УМЗ или наноструктурном состоянии в сравнении их с КЗ аналогом. При этом результаты исследований показывают, что механизмы деформации в УМЗ и КЗ структурах могут иметь подобный характер и некоторые различия в

зависимости от условий деформации. В целом, по имеющимся публикациям в данной области отсутствует однозначный вывод о том, что УМЗ сплавы имеют более низкое сопротивление ползучести в широком интервале температур по сравнению с КЗ состоянием.

Цель работы: повысить эксплуатационные свойства двухфазного титанового сплава ВТ8М-1 за счет формирования микроволокнистой структуры с ультрамелкозернистой составляющей методом ротационнойковки для изготовления лопаток компрессора низкого давления перспективных газотурбинных двигателей.

Для достижения поставленной цели решались следующие задачи:

1. Изучить фазовые и структурные превращения при формировании микроволокнистой структуры в титановом сплаве ВТ8М-1 методом ротационнойковки, способствующей повышению его механических свойств.
2. Экспериментально исследовать закономерности изменения термической стабильности титанового сплава ВТ8М-1 с микроволокнистой структурой при термических и механических воздействиях в интервале температур эксплуатации КНД.
3. Обосновать метод повышения сопротивления ползучести титанового сплава ВТ8М-1 в интервале температур эксплуатации лопаток КНД на основе формирования в сплаве микроволокнистой структуры с ультрамелкозернистой составляющей.
4. Разработать технологические рекомендации по изготовлению лопаток КНД методом изотермической штамповки из титанового сплава ВТ8М-1 с микроволокнистой структурой и показать обеспечение повышенных эксплуатационных свойств по сравнению со стандартной производственной технологией.

Научная новизна:

1. Сформированная впервые в титановом сплаве BT8M-1 микроволокнистая структура методом ротационной ковки, характеризующаяся вытянутыми вдоль оси прутка зернами первичной α -фазы, отличается от подобной структуры в других титановых сплавах вытянутыми и равноосными ультрамелкими зернами со средним размером 0,25 мкм и выделением на границах наноразмерных силицидов $(\text{Ti,Zr})_6\text{Si}_3$, что позволяет повысить механические свойства сплава в осевом направлении.

2. Экспериментально показано, что титановый сплав BT8M-1 с микроволокнистой структурой с ультрамелкозернистой составляющей сохраняет термическую стабильность вплоть до 450 °С и отличается от сплава с дуплексной крупнозернистой структурой повышенными на 20% пределом прочности и текучести в диапазоне температур 300–450 °С, что позволяет повысить механические свойства лопаток КНД.

3. Новизна метода повышения сопротивления ползучести титанового сплава BT8M-1 заключается в формировании направленной вдоль оси нагружения микроволокнистой структуры с ультрамелкозернистой составляющей методом ротационной ковки, отличающейся уменьшением поперечного и увеличением продольного размера зерен со средним соотношением 1 к 25, а также вытягиванием границ зерен вдоль оси нагружения, что позволяет повысить эксплуатационные характеристики лопаток КНД вплоть до 350 °С.

4. Новизна технологических рекомендаций заключается в возможности проводить низкотемпературную изотермическую штамповку лопаток КНД из титанового сплава BT8M-1 с микроволокнистой структурой при температуре 750 °С, отличающуюся от традиционной горячей штамповки, проводимой при температуре выше 900 °С тем, что позволяет обеспечить повышенные эксплуатационные свойства сплава.

Теоретическая значимость работы заключается в том, что уточнены механизмы ползучести и определена энергия активации титанового сплава ВТ8М-1 с микроволокнистой структурой в интервале эксплуатационных температур 350–450 °С, что позволило обосновать метод повышения сопротивления ползучести данного сплава. Установлено, что, согласно методу, формирование микроволокнистой структуры способствует повышению сопротивления ползучести титанового сплава ВТ8М-1 за счет уменьшения размера зерен в поперечном сечении и формирования вытянутых границ зерен, подавляющих зернограничное проскальзывание при растягивающих напряжениях. Выявлены такие фазовые превращения, как выделение силицидов S_2 , образующихся при деформации методом ротационнойковки, и третичной α -фазы, имеющей деформационно-индуцированную природу в условиях ползучести, которые способствуют повышению термической стабильности и сопротивления ползучести титанового сплава ВТ8М-1 при его эксплуатации в компрессоре низкого давления ГТД.

Практическая значимость работы:

1. Формирование микроволокнистой структуры с ультрамелкозернистой составляющей в титановом сплаве ВТ8М-1 методом ротационнойковки позволяет повысить предел прочности и условный предел текучести на 20–25 % по сравнению со сплавом с дуплексной крупнозернистой структурой при сохранении пластичности на уровне 9 %.
2. Установлено, что титановый сплав ВТ8М-1 с микроволокнистой структурой с ультрамелкозернистой составляющей сохраняет термическую стабильность при температурах 300–450 °С при термических и механических воздействиях и обладает повышенными на 20 % механическими свойствами по сравнению со сплавом с дуплексной крупнозернистой структурой.
3. Практическая значимость метода повышения сопротивления ползучести в титановом сплаве ВТ8М-1 с микроволокнистой структурой

заключается в повышении на 20 % сопротивления ползучести при температуре 350 °С по сравнению со сплавом с дулексной крупнозернистой структурой. Также установлено, что в ходе эксплуатации происходит выделение деформационно-индуцированной третичной α -фазы в титановом сплаве BT8M-1 с микроволокнистой структурой с ультрамелкозернистой составляющей, что дополнительно повышает сопротивление ползучести на 10 %.

4. Предложены технологические рекомендации, позволяющие изготавливать из титанового сплава BT8M-1 лопатки компрессора низкого давления с повышенными на 10–15 % эксплуатационными свойствами за счет термдеформационного воздействия методом ротационной ковки (при температуре 750 °С) и низкотемпературной изотермической штамповки при 750 °С.

Результаты диссертационной работы были использованы при разработке опытной технологии изготовления заготовок лопаток из ультрамелкозернистых титановых сплавов в рамках выполнения НИОКР между ПАО «ОДК-УМПО», НПА «Технопарк авиационных технологий» и ФГБОУ ВО «УГАТУ», а также в учебном процессе кафедры материаловедения и физики металлов Уфимского университета науки и технологий при подготовке лабораторного практикума, чтении лекций и проведения практических занятий по дисциплине «Физика ползучести и сверхпластичности» при подготовке бакалавров по направлению 22.03.01 «Материаловедение и технологии материалов. Дизайн и цифровые технологии перспективных материалов», что подтверждено тремя актами использования результатов.

Методология и методы исследования

Работа выполнена с использованием теоретических и экспериментальных методов исследования. Применялись стандартизированные методики проведения механических испытаний. Для формирования микроволокнистой структуры применялась деформация методом ротационной ковки при температуре 750 °С. Для

сохранения заданной структуры в изделиях применялась низкотемпературная изотермическая штамповка. В работе для решения поставленных задач использовались современные методы исследования на аттестованном и поверенном оборудовании: сканирующая электронная микроскопия (СЭМ), просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ), рентгеновская дифрактометрия, а также оборудование для механических испытаний на растяжение и ползучесть.

Положения, выносимые на защиту:

1. Закономерности фазовых и структурных превращений при формировании микроволокнистой структуры в титановом сплаве ВТ8М-1 методом ротационнойковки, обосновывающие повышение его механических свойств (соответствует п. 2 паспорта специальности 2.6.1).

2. Закономерности изменения термической стабильности титанового сплава ВТ8М-1 с микроволокнистой структурой от термических и механических воздействий (соответствует п. 4 паспорта специальности 2.6.1).

3. Метод повышения сопротивления ползучести титанового сплава ВТ8М-1 в условиях эксплуатации лопаток КНД на основе формирования микроволокнистой структуры с ультрамелкозернистой составляющей (соответствует п.8 паспорта специальности 2.6.1).

4. Технологические рекомендации по изготовлению лопаток компрессора низкого давления методом изотермической штамповки из титанового сплава ВТ8М-1 с микроволокнистой структурой, позволяющие обеспечить повышенные механические свойства сплава (соответствует п. 6 паспорта специальности 2.6.1).

Степень достоверности результатов диссертационной работы обеспечивается использованием независимых, современных методов исследования, которые применяются в материаловедении, значительного объема полученных данных и современного аналитического оборудования. Полученные результаты не противоречат исследованиям других авторов и позволяют дополнить

общую картину исследования и области применения жаропрочных сплавов, подвергаемых деформационно-термическим обработкам.

Апробация основных результатов работы осуществлялась в виде публикаций в отечественных научных изданиях ВАК, а также международных базах научных данных Web of Science и Scopus. Результаты научных исследований диссертационной работы представлены на 14ой Международной конференции по титану «Titanium-2019» (г. Нант, Франция, 2019 г.), Международной конференции «Объемные наноматериалы: от науки к инновациям BNM-2019» (г. Уфа, 2019 г.), Международной конференции по обработке и производству современных материалов: обработка, изготовление, свойства, применение «Thermec 2021» (г. Вена, Австрия, 2021 г.), Всероссийской научной конференции с международным участием IV Байкальский материаловедческий форум (г. Улан-Удэ, 2022г.), Международной конференции «Физическая мезомеханика. Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой и интеллектуальные производственные технологии» (г. Томск, 2023г.), Открытой школе-конференции стран СНГ «Ультрамелкозернистые и наноструктурные материалы - 2024» (г. Уфа, 2024г.), Международной научно-практической конференции «Материаловедение, металлургия цветных, редких и благородных металлов: последние тенденции, современные методы, новые технологии ICMSM 2025» (2025 г.).

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ № 18-79-10158; РФФИ № 20-38-70105; РФФИ № 23-79-00074; госзадания проектная часть № 11.1235.2017/ПЧ «Ультрамелкозернистые титановые сплавы с повышенными усталостными свойствами для деталей перспективных газотурбинных двигателей»; НИОКР №40/10-43453 «Разработка технологического процесса изготовления рабочих лопаток компрессора ГТД из сплава BT8M-1 с ультрамелкозернистой структурой и повышенными усталостными свойствами под линейную сварку трением»; государственного задания №FRRR-2026-0005 «Исследование новых материалов покрытий, полученных методом ассистированного вакуумно-дугового

осаждения, для упрочнения металлорежущих инструментов из твердого сплава применяемых для обработки материалов авиадвигателестроительной отрасли».

Личный вклад автора

Автором работы был проведен анализ литературы по теме прочности и ползучести металлов и сплавов, подвергнутых ДТО и/или ИПД в том числе титановых сплавов. Автор работы непосредственно участвовал в постановке цели, задач исследования и плана диссертационной работы. Соискатель принимал участие в выполнении всех экспериментальных исследований, проводил анализ полученных результатов. Автор совместно с научным коллективом участвовал в подготовке статей к публикации в научных журналах.

Автор выражает признательность научному руководителю И. П. Семеновой за наставничество и консультативную помощь. Автор выражает признательность Г. С. Дьяконову, В. В. Астанину, О. В. Голубеву, Е. В. Парфенову за консультативную помощь. Автор выражает благодарность сотрудникам ЦКП «Нанотех» Рамазанову И. А. и Хайбулиной Н. А. за проведение испытаний на ползучесть.

Публикации. По теме диссертации опубликовано 18 научных работ, из них 1 работа в рецензируемых журналах, входящих в перечень ВАК РФ, 6 работ входят в международные базы цитирования Web of Science и/или Scopus, 11 публикаций в сборниках трудов конференций.

Структура и объем диссертации. Диссертация изложена на 150 страницах, включает 66 рисунков и 11 таблиц. Список использованной литературы содержит 118 наименований. Работа состоит из введения и шести глав с выводами, заключения и списка литературы.

ГЛАВА 1. ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР

1.1 Титан и его сплавы

Титан как более легкий и коррозионностойкий материал по сравнению со сталями стал активно применяться в различных отраслях промышленности. В зависимости от назначения легирование титана будет связано не только с повышением физико-механических характеристик, но и с особенностями технологических обработок для наилучшего формообразования изделий, например, деформируемостью, свариваемостью и др.

Существует несколько классификаций титана и его сплавов. Но всех их объединяет то, как легирующие элементы будут влиять на полиморфизм титана [30-32]. Существует 3 группы химических элементов (рисунок 1.1):

1) α -стабилизаторы, приводящие к повышению температуры полиморфного превращения. Ими являются Al, In, Ga, O, C, N;

2) β -стабилизаторы, добавление которых понижает температуру полиморфного превращения сплавов:

— эвтектоидообразующие стабилизаторы (Mn, Cr, Fe, Si, Co, Ni, Cu).

С данными химическими элементами при низкой температуре происходит распад β -фазы на $\alpha + \gamma$.

— изоморфные β -стабилизаторы (V, Mo, Nb, Ta, W). Они образуют непрерывные твердые растворы с β -титаном.

— квазиизоморфные β -стабилизаторы (Re, Rh, Os, Ir). Они не образуют непрерывных твердых растворов с β -титаном.

3) нейтральные упрочнители (Sn, Zr, Hf, Ge, Th). Они мало влияют на температуру полиморфного превращения.



Рисунок 1.1 – Классификация химических элементов при легировании титана [31]

Другой классификацией титановых сплавов, но не менее важной и распространенной является классификация по фазовому составу [8, 31, 33]:

- 1) α -сплавы: структура состоит только из α -фазы (ГПУ решетка).
- 2) псевдо- α -сплавы: структура представляет собой α -фазу с наличием малого количества β -фазы ($< 5\%$).
- 3) $(\alpha + \beta)$ -сплавы: структура состоит из α - и β -фаз со значительной вариацией их объемных долей.
- 4) псевдо- β -сплавы: после закалки или нормализации из β -области структура содержит только β -фазу. Их химический состав превышает вторую критическую концентрацию $C''_{кр}$. В отожженном состоянии структура этих сплавов представлена α -фазой и большим количеством β -фазы.
- 5) β -сплавы: структура представляет собой термодинамически стабильную β -фазу.
- 6) сплавы на основе интерметаллидов.

1.2 Молибденовый и алюминиевый эквивалент

В титановых сплавах полиморфное и мартенситное превращения являются основными превращениями. Мартенситное превращение протекает в диапазоне температур M_H и M_K . При увеличении количества β -стабилизатора в сплавах температуры начала и конца превращения M_H и M_K снижаются. При первой и второй концентрациях ($C'_{кр}$, $C''_{кр}$) данные температуры понижаются до $T_{комн}$ (рисунок 1.2). Наиболее важной является $C''_{кр}$, при которой мартенситное превращение подавляется и при закалке остается только β -фаза (% масс.): 15 % – V, 36 % – Nb, 45 % – Ta, 6,5 % – Cr, 11 % – Mo, 22 % – W, 6,5 % – Mn, 4,5 % – Fe, 9,5 % – Co, 8,5 % – Ni [30, 31].

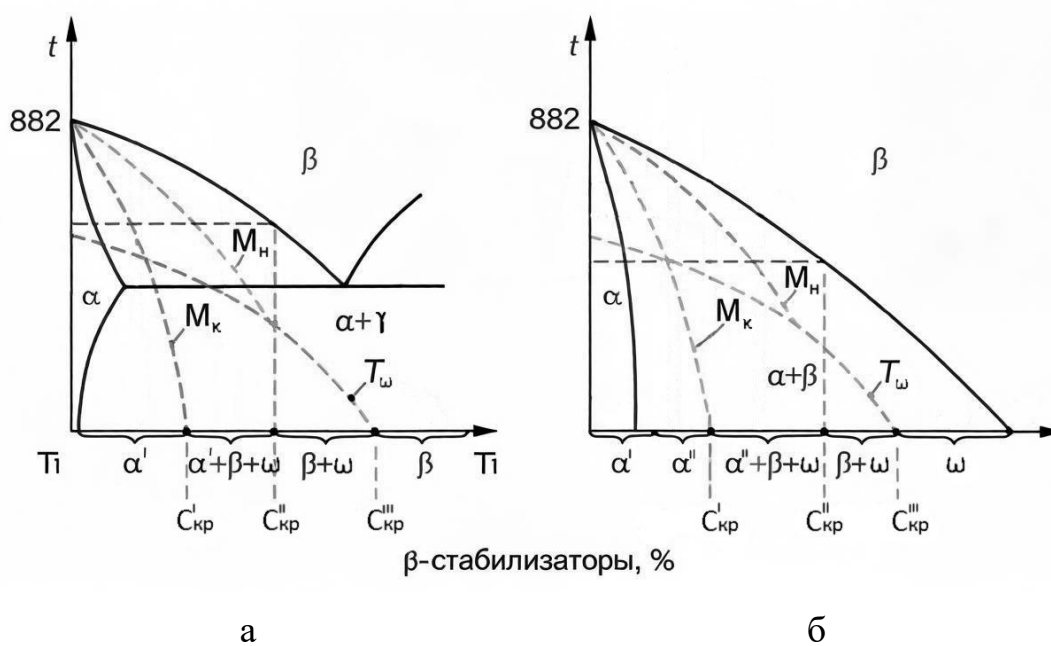


Рисунок 1.2 – Фазовый состав титановых сплавов с эвтектойдобразующими (а) и изоморфными (б) β -стабилизаторами после закалки из β -области [31]

Соответственно в многокомпонентных сплавах, содержащих до 5–6 химических элементов и более, для сопоставления титановых сплавов по структуре, термическому упрочнению и механическим свойствам после различных

ТО ввели такой параметр как молибденовый эквивалент. Действия всех β -стабилизаторов считают аддитивным и выражают суммарным эквивалентным содержанием молибдена $[Mo]_{\text{экв}}$:

$$[Mo]_{\text{экв}} = \%Mo + \%Ta/4 + \%Nb/3.3 + \%W/2 + \%V/1.4 + \%Cr/0.6 + \%Ni/0.8 + \%Mn/0.6 + \%Fe/0.4 \quad (1.1)$$

Также для оценки влияния β -стабилизаторов был введен относительный коэффициент β -стабилизации сплавов K_β , который отражает способность к мартенситному превращению при закалке:

$$K_\beta = \sum C_i / C_{i \text{ кр}} = [Mo]_{\text{экв}} / C_{\text{кр } Mo} = [Mo]_{\text{экв}} / 11 \quad (1.2)$$

В соответствии с этим титановые сплавы распределяются в такой последовательности: α -сплавы – $K_\beta = 0$; псевдо- α -сплавы – $K_\beta < 0.25$; $(\alpha + \beta)$ -сплавы – $K_\beta = 0.3–0.9$; переходный класс – $K_\beta = 1.1–1.4$; псевдо- β -сплавы – $K_\beta = 1.5–2.4$; β -сплавы – $K_\beta = 2.5–3.0$.

При разработке жаропрочных псевдо- α -сплавов был введен эквивалент α -стабилизаторов и нейтральных упрочнителей по алюминию, который связан с потерей термической стабильности из-за процессов упорядочения в α -фазе, приводящих к выделению интерметаллидов Ti_3Al [30]:

$$[Al]_{\text{экв}} = \%Al + \%Sn/3 + \%Zr/6 + 10[\%O + \%C + 2(\%N)] \quad (1.3)$$

Таким образом, по Розенбергу условие термической стабильности для титановых α -сплавов выполняется при $[Al]_{\text{экв}} \leq 9 \%$.

1.3 Жаропрочность титановых сплавов

Под жаропрочностью понимают способность материала работать под нагрузкой при повышенных температурах без заметной остаточной деформации и

разрушения [31]. Для повышения жаропрочности титан подвергают легированию, что в свою очередь приводит к увеличению его кратковременных прочностных характеристик при повышенных температурах (рисунок 1.3) [30, 31]. Например, титан и малолегированные сплавы теряют прочность при достаточно низких температурах (1–4 кривые). Более легированные сплавы обладают высокими прочностными свойствами при повышенных температурах (5–13 кривые). При этом несмотря на то, что наблюдается значительное упрочнение титана при температурах до 600 °С, основными свойствами, отражающими жаропрочность, являются только длительная прочность и предел ползучести. Кратковременная прочность не может предсказать поведение жаропрочных сплавов в условиях повышенных температур и постоянного нагружения.

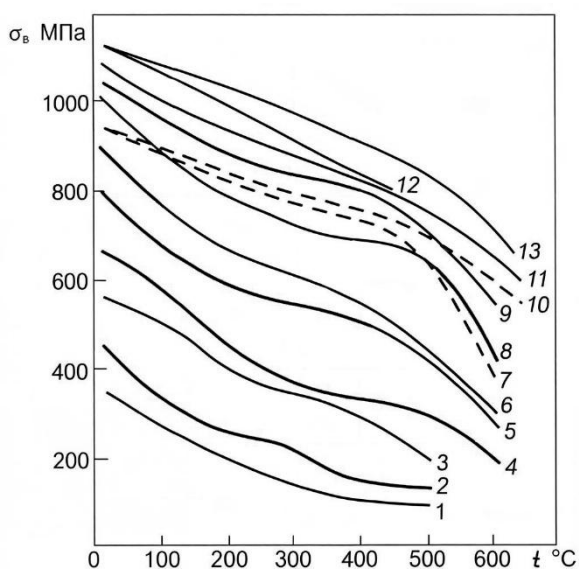


Рисунок 1.3 – Влияние температуры на временное сопротивление разрыву титановых сплавов в отожженном состоянии: 1 – BT1-00, 2 – BT1-0, 3 – OT4-0, 4 – OT4-1, 5 – OT4, 6 – BT5-1, 7 – BT6/BT14, 8 – BT20, 9 – BT3-1, 10 – BT18Y, 11 – BT8, 12 – BT22, 13 – BT9 [31]

На рисунке 1.4 представлены 100-часовая длительная прочность и предел ползучести (0,2 % за 100 часов) отечественных жаропрочных титановых сплавов.

В соответствии с данными титановые сплавы располагаются в порядке их жаропрочности следующим образом: ВТ6 – ВТ3-1 – ВТ8 – ВТ8-1 – ВТ9 – ВТ22 – ВТ18У – ВТ36 [30].

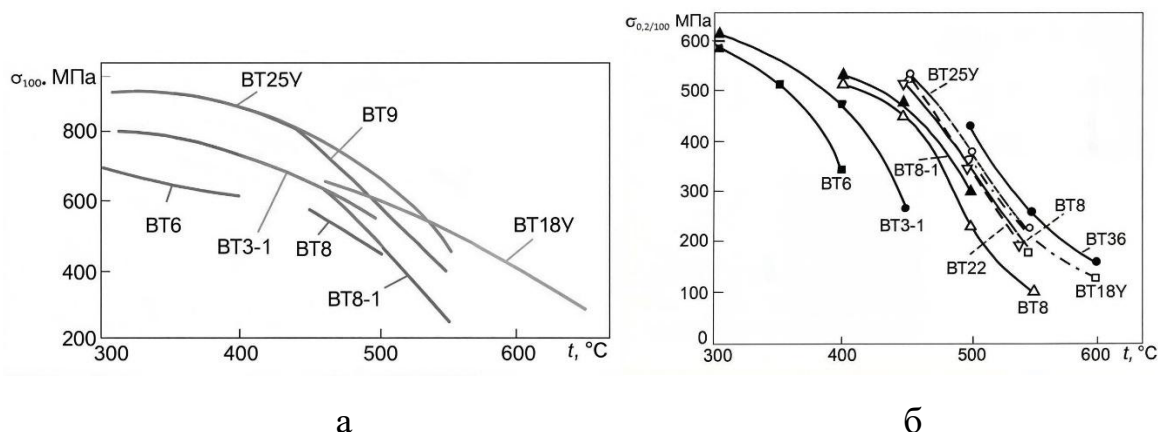


Рисунок 1.4 – Влияние температуры на 100-часовую длительную прочность (а) и на предел ползучести (б) жаропрочных титановых сплавов [30]

В соответствии с условиями эксплуатации титановые сплавы рекомендуют для применения согласно таблице 1.1 [30, 31]. Так для дисков и лопаток компрессора ГТД при 350–450 °С используют сплавы ВТ8-1 и ВТ8М-1, а для военной авиации ВТ22 как более прочный, но обладающий малой трещиностойкостью. Для дисков и лопаток, которые работают при 450–550 °С – сплав ВТ25У. При температурах 550–600 °С используют сплав ВТ18У [30].

Таблица 1.1 – Титановые сплавы, рекомендуемые для применения в новых отечественных авиадвигателях

Детали авиадвигателя	Рекомендуемые температуры применения сплавов, °С			
	50–350	300–500	450–550	550–600
	Вентилятор, КВД	КНД	КВД	КВД
Диски компрессора	ВТ6, ВТ8-1, ВТ22	ВТ8-1	ВТ25У	—

Продолжение таблицы 1.1

Детали авиадвигателя	Рекомендуемый температурный интервал применения сплавов, °С			
	50–350	300–500	450–550	550–600
	Вентилятор, КВД	КНД	КВД	КВД
Лопатки ротора компрессора	BT6, BT8M-1, BT22	BT8M-1	BT25Y	BT18Y
Детали статора, кожух	BT6	BT20	–	–

1.4 Зависимость механических свойств, длительной прочности и ползучести от температуры

Для титановых сплавов выявлено, что зависимость механических свойств от температуры будет подобной другим металлам. Однако при сравнении со сталями у титановых сплавов при температурах до 150–250 °С прочность снижается значительно – разупрочнение составляет 25–40 % [34, 35]. А в области температур от 150 до 400 °С наблюдается наименьшее изменение прочностных характеристик. Кроме того, у титановых сплавов с повышением температуры изменяется отношение предела текучести к пределу прочности ($\sigma_{0,2}^t / \sigma_B^t$). На рисунке 1.5 представлена зависимость изменения отношения ($\sigma_{0,2}^t / \sigma_B^t$) с увеличением температуры для серийных и опытных сплавов. Если при комнатной температуре $\sigma_{0,2}^t / \sigma_B^t$ составляет $\approx 0,9$, то при 300 °С и выше $\approx 0,8$, что становится подобным соотношению $\sigma_{0,2}^t / \sigma_B^t$ для конструкционных сталей средней прочности [34].

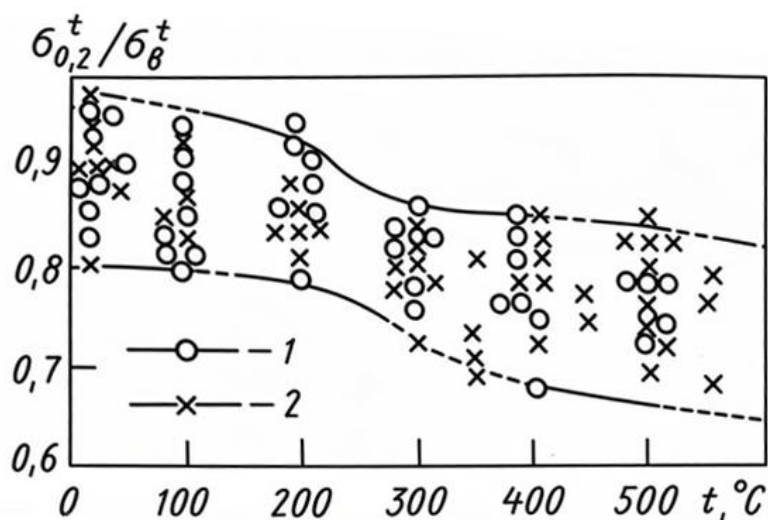


Рисунок 1.5 – Влияние температуры испытаний на отношение $\sigma_{0,2}^t / \sigma_B^t$ для титановых сплавов. 1 – опытные сплавы, 2 – серийные сплавы [34]

Для оценки жаропрочности титановых сплавов анализируют отношение между кратковременной и длительной прочностью $\sigma_{дл}^t / \sigma_B^t$ [34, 35]. Данное соотношение претерпевает изменение с повышением температуры испытаний и имеет максимум в диапазоне температур 200–400 $^\circ\text{C}$ (рисунок 1.6). При данных

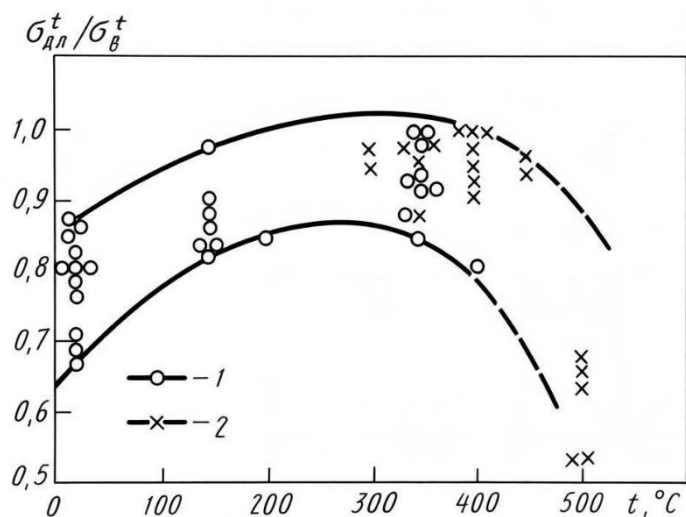


Рисунок 1.6 – Зависимость отношения длительной прочности к временному сопротивлению при разных температурах: 1 – база испытаний 1000 ч, 2 – база испытаний 100 ч [34]

температурах предел длительной прочности находится на уровне предела текучести или выше. Поэтому для титановых сплавов расчет прочности при 200–350 °С ведется по пределу текучести.

Для титана и его сплавов было предложено разделение явления ползучести на 3 диапазона: низкотемпературная ползучесть (< 200 °С), среднетемпературная ползучесть (200–400 °С), высокотемпературная ползучесть (> 400 °С).

У титановых сплавов при низкотемпературной ползучести проявляется начальная деформация, происходящая в начале нагружения. Так кривые ползучести при длительности испытаний в 2000 ч представляют собой два участка: начальный (неустановившийся) при длительности 100–200 ч и прямолинейный с постоянной скоростью ползучести. По кривым ползучести можно определить условно-начальную деформацию ($\delta_{\text{усл}}$) и всю деформацию ползучести δ в виде уравнения:

$$\delta = \delta_{\text{усл}} + v\tau \quad (1.1)$$

где v – скорость установившейся ползучести;

τ – время.

На рисунке 1.7 представлен пример зависимости $\delta_{\text{усл}}$ от σ/σ_v для сплава ВТ5 [34]. По ним оценивают степень нагруженности, когда $\delta_{\text{усл}}$ будет очень малым, что является критерием расчета сопротивляемости ползучести.

Поскольку при напряжениях выше $\sigma_{0,2}$ стадия установившейся ползучести отсутствует, и ползучесть переходит сразу в третью стадию, то испытание на ползучесть оценивают при напряжениях в интервале $0,5 \times \sigma_{0,2} < \sigma < \sigma_{0,2}$. Таким образом при низкотемпературной ползучести установлено, что для α - и $(\alpha+\beta)$ -титановых сплавов предел длительной прочности составляет $(0,9–0,95) \times \sigma_{0,2}$, а предел ползучести – $(0,5–0,7) \times \sigma_{0,2}$.

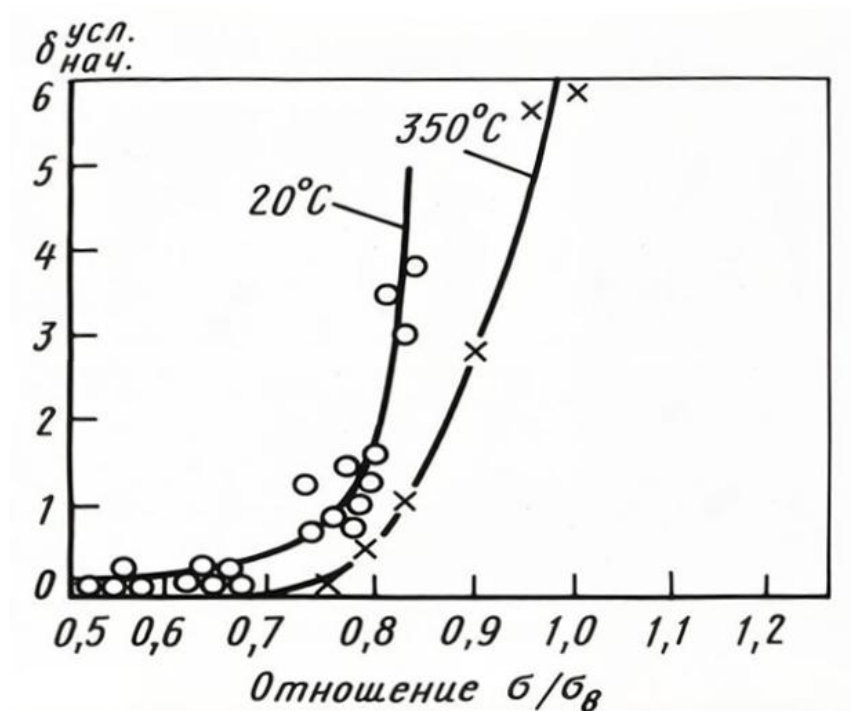


Рисунок 1.7 – График зависимости условно-начальной деформации сплава ВТ5 от относительной нагруженности [34]

При среднетемпературной ползучести в титановых сплавах несмотря на снижение сопротивления деформации относительный уровень нагруженности, когда начинают развиваться процессы ползучести, возрастает. На рисунке 1.8 представлена зависимость отношения предела ползучести к временному сопротивлению от температуры. Видно, что при низкотемпературной ползучести, это отношение равно 0,45–0,7, тогда как при 350 °С для сплавов оно становится 0,65–0,8. Таким образом, при среднетемпературной ползучести предел ползучести остается на уровне предела текучести и расчет конструкций можно вести по пределу текучести. Однако в сложных сплавах при длительных выдержках при повышенных температурах появляется вероятность термической неустойчивости и возможных фазовых превращений.

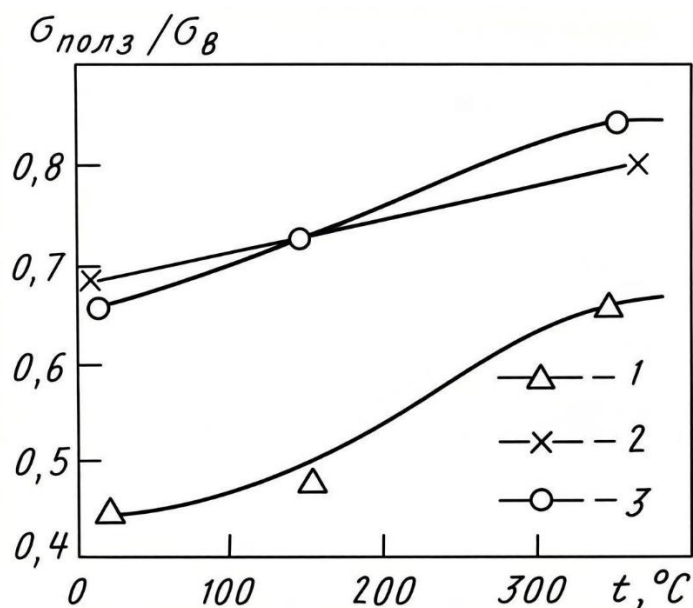


Рисунок 1.8 – Зависимость отношения предела ползучести (база 1% за 10 000 ч) к временному сопротивлению от температуры: 1 – ВТ1-0; 2 – ВТ5; 3 – ПТ7М [34]

При высокотемпературной ползучести титановых сплавов при температурах выше 350–400 °С ползучесть наблюдается даже при низкой нагруженности $(0,1–0,15) \times \sigma_B$ и будет схожей с другими металлами при температурах выше $(0,4–0,5) \times T_n$ [34]. При температурах до 600–650 °С возможно применение некоторых титановых сплавов с достаточно высокой жаропрочностью, но ресурс работы таких сплавов остается небольшим.

1.5 Способы повышения механических свойств и жаропрочности титановых сплавов

Жаропрочность титановых сплавов является структурно-чувствительной характеристикой. Для ее повышения используют различные ТО. Так, для $\alpha+\beta$ сплавов, подвергаемых ТО в виде закалки и старения, свойства жаропрочности выше по сравнению с отожженным состоянием. Однако с повышением

температуры и времени характеристики жаропрочности начинают снижаться сильнее чем для отожженного состояния [6, 31]. Кроме того, установлено, что повышение сопротивления ползучести и длительной прочности титановых сплавов можно достичь за счет формирования определенного типа структур [30, 31]. Например, повышение жаропрочности глобулярной структуры при 450–500 °С достигается за счет укрупнении всех структурных составляющих и увеличения доли более толстых пластин вторичной α -фазы [6]. Если сплав имеет пластинчатую структуру, то сопротивление ползучести повышается с увеличением диаметра β -зерен. При температурах выше 300–400 °С длительная прочность и сопротивление ползучести титановых сплавов с пластинчатой структурой выше, чем с глобулярной. При более низких температурах глобулярная структура обладает либо такими же характеристики жаропрочности, либо более высокими. В таблице 1.2 представлены результаты длительной прочности ($\alpha+\beta$)-титановых сплавов с разным типом микроструктуры. Наиболее высокую длительную прочность/сопротивление ползучести имеют сплавы со структурой корзиночного плетения, средней – с пластинчатой структурой, а наименьшей – с мелкозернистой равноосной структурой [30].

Таблица 1.2 – Длительная прочность 100 ч ($\alpha+\beta$)-титановых сплавов с разным типом микроструктуры

Сплав	Термическая обработка	Температура испытаний, °С	Длительная прочность σ_{100} , МПа		
			I	II	III
BT3-1	Изотермический Отжиг	450	530	650	600
	Закалка+старение	450	—	700	630

Продолжение таблицы 1.2

Сплав	Термическая обработка	Температура испытаний, °С	Длительная прочность σ_{100} , МПа		
			I	II	III
BT8	Двойной отжиг	500	510	615	590
BT9	—	500	608	666	627

I – мелкозернистая равноосная микроструктура, II - микроструктура корзиночного плетения, III – пластинчатая микроструктура

Кроме ТО для повышения механических характеристик титановых сплавов применяют различные термомеханические обработки (ТМО). Так, при высокотемпературной термомеханической обработке (ВТМО) подавляются процессы рекристаллизации, измельчается структура и происходит высокодисперсный ориентированный распад, в результате чего возрастают прочностные и пластические свойства, вязкость разрушения, долговечность и длительная прочность при повышенных температурах [6, 36, 37]. Как правило, ВТМО включает в себя деформацию на 40 % и более при температурах ($\alpha+\beta$)-области (850–920 °С), закалку и старение. НТМО титановых сплавов также приводит к значительному повышению механических свойств, однако ее применяют для листовых изделий, труб, проволоки [38]. Для жаропрочных сплавов большее распространение получила ВТМО. Так, в [39] показано, что применение ВТМО в виде горячего прессования и комплексного старения для сплавов BT14, BT15, BT16 позволяет не только значительно повысить прочность и сохранить пластичность, но и способствует интенсивному и равномерному распаду твердого раствора, что является важным для структурной однородности сплавов. Например, ТМО и двойной отжиг сплава BT3-1 позволяет повысить механические свойства и сопротивление ползучести за счет дополнительного распада метастабильной β -фазы и частичного наклепа α -фазы [6]. В исследовании [9] был проведен анализ

микроструктуры и механических характеристик сплава ВТ6 методом стандартной объемной штамповки, ТМО (совмещение операции калибровки с высокотемпературной ступенью отжига и последующим старением) и ВТМО в виде высадки, предварительной и окончательной штамповки с последующей калибровкой и закалкой в воде за один нагрев при температурах двухфазной области с последующим старением (рисунок 1.9). Сравнение показывает, что несмотря на повышение прочности на 7–10 %, сохранение пластичности и ударной вязкости, предел ползучести незначительно изменяется в сравнении со значениями, полученными ранее – 550 против 588 МПа [31]. При этом стоит отметить преимущество ВТМО перед стандартной штамповкой, которое заключается в отсутствии коробления изделий при окончательной ТО. При исследовании штамповок лопаток габаритов «М», «С» и «К», изготовленных методом ТМО, из сплавов ВТ3-1, ВТ8, ВТ8М-1, ВТ9 и ВТ20 и экспериментального сплава псевдо- α -класса было показано, что данный метод либо сохраняет механические свойства сплавов на исходном уровне, либо позволяет их повысить на 5 – 8 %, в частности, кратковременную прочность и предел выносливости [40, 41].

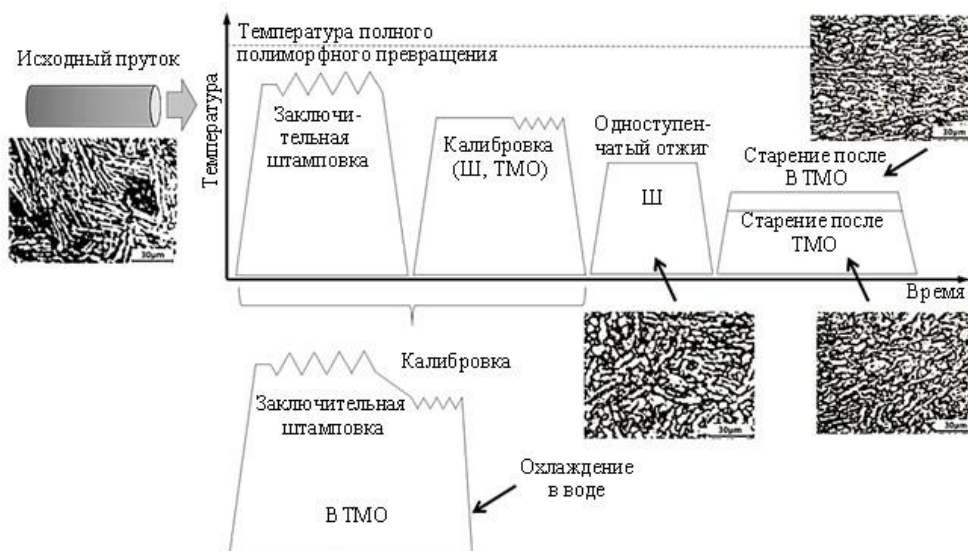


Рисунок 1.9 – Схемы изготовления штамповок лопаток методами объемной штамповки, ТМО и ВТМО [9]

1.6 Ползучесть ультрамелкозернистых металлов и сплавов

Несмотря на попытки применения ВТМО для получения лопаток с высокими механическими характеристиками из титановых сплавов ВТ6, ВТ3-1, ВТ8М-1 данный метод не позволяет значительно повысить прочность, сопротивление многоциклового усталости, жаропрочность и др. В качестве перспективного метода повышения прочностных характеристик можно рассматривать методы ИПД. Формирование УМЗ и нано-структурированных металлов и сплавов действительно позволяет повысить прочность и предел выносливости в 1,5–2 раза по сравнению с КЗ состоянием. К тому же проявление в них низкотемпературного эффекта сверхпластичности облегчает формообразование деталей и сохраняет повышенные механические свойства. Однако проблема повышения ползучести данных материалов остается актуальной по сей день и вызывает широкий интерес науки и промышленности, поскольку не установлено однозначных выводов о влиянии сформированных структур, обладающих высокой плотностью границ зерен, на жаропрочность материала. В данной подглаве представлен литературный обзор по ползучести УМЗ металлов и сплавов.

1.6.1 Алюминий и его сплавы

Исследования алюминия (99,99 %) и сплавов Al-3%Mg-0,2%Sc и Al-0,2%Sc в УМЗ состоянии представлены в [42-48]. В качестве метода деформации применялось РКУП 1–12 проходов. Результаты исследования ползучести при 473 К ($0,5 T_p$) чистого алюминия показывают значительное повышение сопротивления ползучести по сравнению с крупнозернистым состоянием (рисунок 1.10а). Как отмечено авторами, механизмы ползучести УМЗ и КЗ алюминия идентичны, то есть внутризеренное скольжение и переползание дислокаций как доминирующие

процессы деформации. При этом в УМЗ материале скольжение по границам зёрен начинает играть всё большую роль при ползучести при низких приложенных напряжениях по сравнению с КЗ состоянием. Также был проведен анализ термической стабильности УМЗ микроструктуры Al при температуре 473 К. Для этого был проведён отжиг без нагрузки при температуре 473 К в течение разного времени. В результате установлено, что после 0,5–1 ч происходит заметный рост зерна с 0,9 до 4,5 мкм, что делает микроструктуру нестабильной.

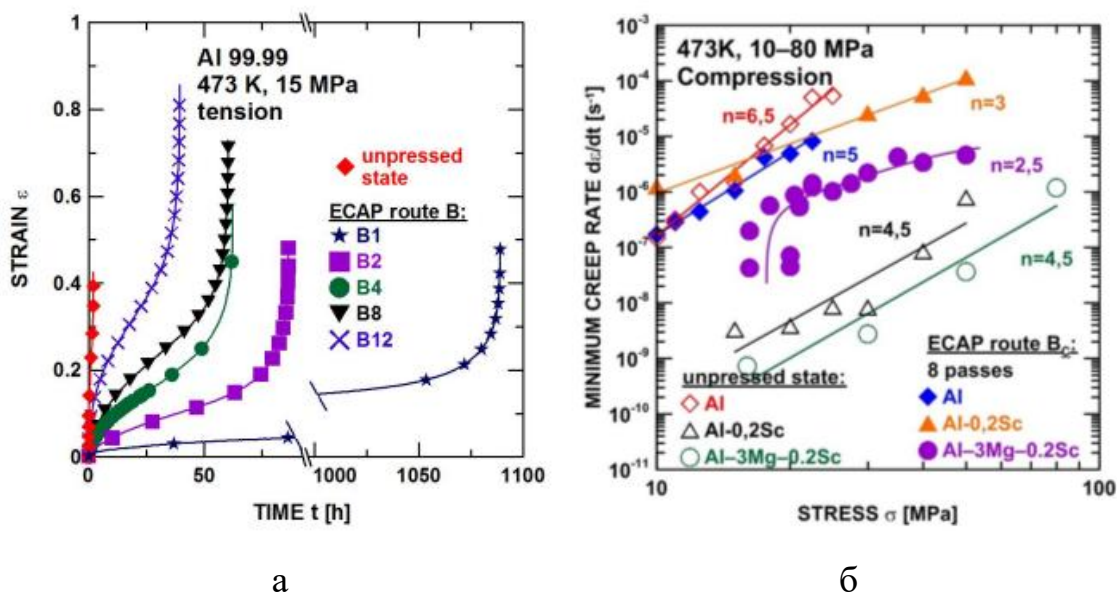


Рисунок 1.10 – Кривые ползучести алюминия до и после деформации РКУП (а) и зависимость минимальной скорости ползучести от напряжения для алюминия и его сплавов в исходном состоянии и после РКУП

В Al сплавах происходит более интенсивное измельчение структуры до 0,4 мкм после РКУП. При этом статические отжиги показывают более высокую термостабильность по сравнению с чистым алюминием за счет наличия в структуре дисперсных частиц, которые стабилизируют структуру и ограничивают движение дислокаций. Однако проведенные испытания на ползучесть для сплавов Al-3%Mg-0,2%Sc и Al-0,2%Sc, несмотря на выделение частиц, показали более высокие скорости ползучести для УМЗ, чем для КЗ состояния. Значения показателей напряжения n для КЗ и УМЗ сплавов также отличаются – 4,5 против 3. Если при

ползучести крупнозернистых сплавов Al-0,2%Sc и Al-3%Mg-Sc доминирующим механизмом является переползание дислокаций в присутствии упругих взаимодействий между дислокациями и когерентными выделениями Al_3Sc , то более низкое значение показателя степени напряжения для УМЗ сплавов отражает синергетический эффект переползания дислокаций и более интенсивного скольжения по границам зёрен при ползучести. Так для чистого УМЗ алюминия вклад ЗГП в деформацию разрушения при ползучести составлял около 30 %.

1.6.2 Медь и её сплавы

Исследование ползучести меди и малолегированного сплава Cu-0,2Zr проводилось при 473 К (0,35 T_n) и 673 К (0,5 T_n) соответственно [46, 49-51]. Как и в случае чистого Al, скорость ползучести для УМЗ Cu примерно на один-два порядка ниже, чем для её КЗ аналога в зависимости от числа проходов РКУП (рисунок 1.11). В УМЗ сплаве Cu-0,2Zr минимальные скорости ползучести после одного и двух проходов РКУП меньше скорости ползучести КЗ состояния. Однако при большем интенсивном измельчении структуры минимальные скорости ползучести, наоборот, становятся более высокими по сравнению с КЗ состоянием. По мере увеличения числа проходов РКУП происходило постепенное увеличение количества БУГ, что коррелировало со снижением сопротивления ползучести. Поскольку после первых двух циклов границы зерен были преимущественно малоугловыми, то они создавали значительные препятствия для движения дислокаций внутри зерен и не вносили значительный вклад в деформацию ползучести. Соответственно при последующих циклах прессования доля БУГ значительно увеличивалась, что, как и в случае с Al сплавами, приводило к ухудшению сопротивления ползучести. К тому же, как отмечено авторами работы, увеличение относительного удлинения с ростом числа проходов РКУП указывает

на то, что БУГ оказывают меньший упрочняющий эффект при ползучести, чем МУГ.

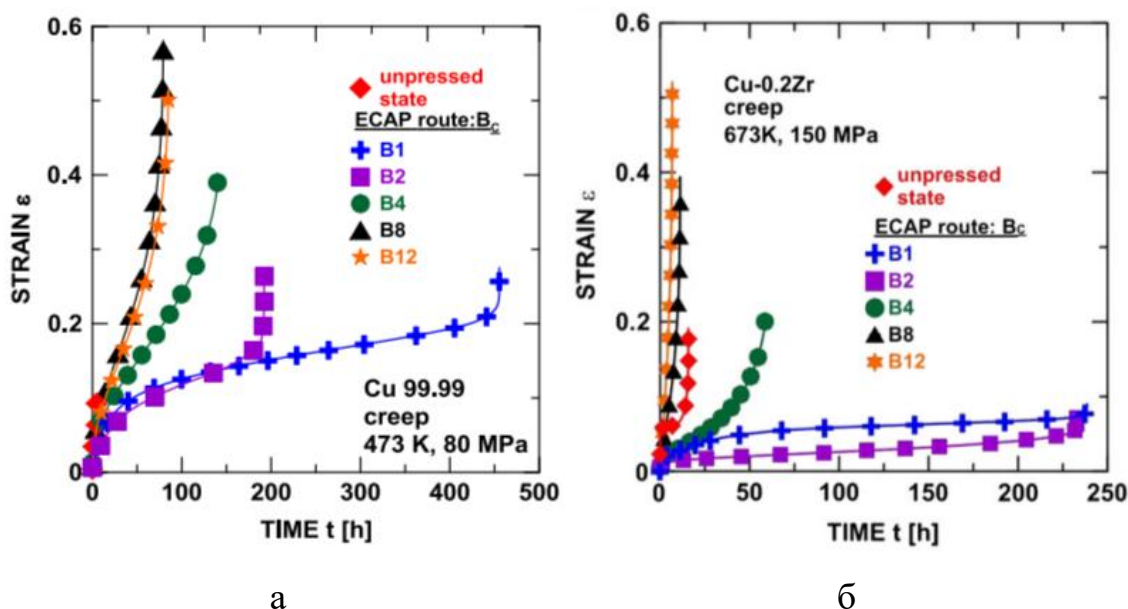


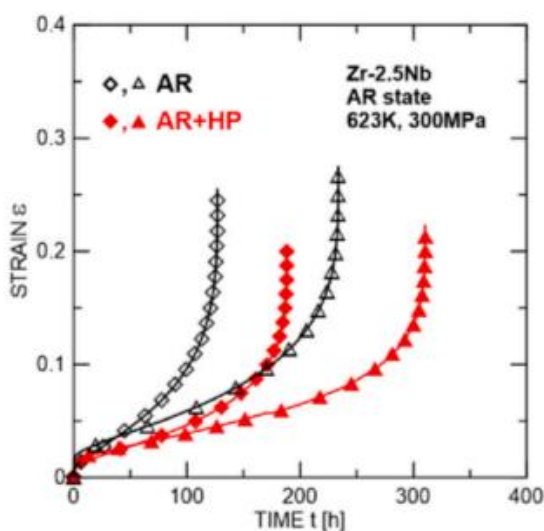
Рисунок 1.11 – Кривые ползучести меди (а) и сплава Cu-0,2Zr (б) до и после деформации РКУП

Напротив, в исследовании [52] авторами был проведен анализ ползучести меди и композита Cu-0.5%Al₂O₃. Оба материала подвергались деформации методом интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК). Результаты показали ряд отличительных особенностей деформационного поведения по сравнению с их крупнозернистыми аналогами. Во-первых, это высокое сопротивление ползучести в УМЗ состоянии и резкое снижение сопротивления ползучести после дорекристаллизационных отжигов при 423 и 523 К, которые приводят к восстановлению неравновесных границ зерен. Во-вторых, это низкие кажущиеся энергии активации ползучести, которые могут быть связаны с ростом вклада ЗГП в общую деформацию при ползучести (20–30 %), что также подтверждается прямыми экспериментальными методами. Данные результаты показывают, что состояние границ зерен (ГЗ) может играть значительную роль в сопротивлении ползучести. Вероятно, при неравновесных ГЗ процесс возврата

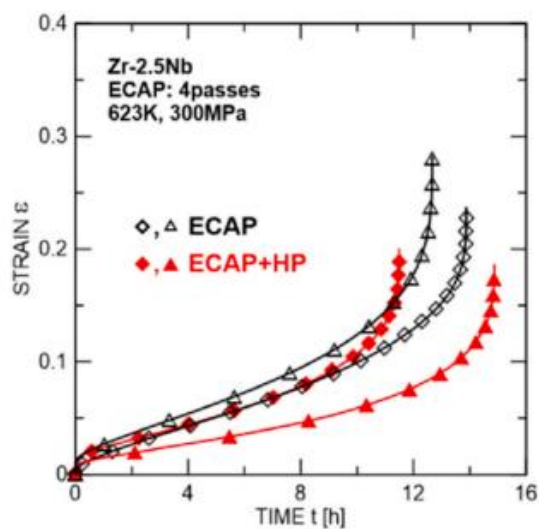
дислокаций затрудняется, что повышает сопротивление ползучести, однако, здесь наблюдается и обратный эффект, а именно, при формировании мелких зерен с размером 0,2 мкм происходит активизация ЗГП и тем самым повышение деформации ползучести.

1.6.3 Циркониевый сплав Zr-2,5%Nb

Дисперсионно-твердеющий циркониевый сплав Zr-2,5%Nb был подвергнут испытанию на ползучесть при 623 К ($0,3T_n$) в диапазоне от 120 до 300 МПа [53]. Для деформации применялось РКУП. В результате анализа было показано, что сплав в обоих состояниях имеет обычную степенную ползучесть с показателем степени напряжения $n > 3$, что согласуется с внутризеренным дислокационным процессом, включающим скольжение и переползание дислокаций. При этом было установлено, что измеренные скорости ползучести в сплаве с измельченной структурой были значительно выше, чем в том же сплаве в крупнозернистом состоянии. Более высокие скорости ползучести в УМЗ сплаве объясняются



а



б

Рисунок 1.12 – Кривые ползучести сплава Zr-2,5%Nb в исходном состоянии (а) и после деформации РКУП (б)

повышенной диффузией в неравновесных границах зерен, увеличением скорости накопления дислокаций на границах зерен, более быстрым возвратом на границах зерен и прямым вкладом скольжения границ зерен в деформацию ползучести [53, 54].

1.6.4 Стали

Аустенитная нержавеющая сталь 304L (хром-никелевая сталь) в работе [55] была подвергнута деформации методом ИПДК при комнатной температуре. Испытания на термическое воздействие и ползучесть при растяжении под постоянной нагрузкой были проведены при 923 К и напряжениях от 50 до 150 МПа. ИПД привела не только к уменьшению размера зерна, но и к фазовым превращениям аустенита в феррит. Термостабильность структуры при 873 и 923 К в течение 10 ч показала, что при 923 К происходит рост зерен с 0,37 до 0,45 мкм. При таком высокотемпературном статическом отжиге УМЗ ферритная микроструктура нестабильна и превращается обратно в аустенитную. При этом ИПДК приводит также к фазовым превращениям в виде образования σ -фазы в структуре, что в принципе можно наблюдать для разных металлов при ИПД. Во время испытания на ползучесть ультрамелкозернистая микроструктура укрупняется до 0,5–0,8 мкм в зависимости от напряжений испытания, однако остается в УМЗ диапазоне, что несомненно позволяет говорить о повышенной термостабильности структуры жаропрочных сплавов при ползучести. Однако сравнение полученных результатов с данными для стандартной крупнозернистой стали 304L показало, что сопротивление ползучести УМЗ стали значительно ниже по сравнению с КЗ сталью (рисунок 1.13). Анализ микроструктуры после ползучести показывает, что процессы ползучести, такие как зернограничное скольжение и ускоренный возврат дислокаций в области БУГ, сочетаются с

динамической рекристаллизацией, о чем свидетельствует значительное изменение преимущественной ориентации зёрен, происходящее во время ползучести.

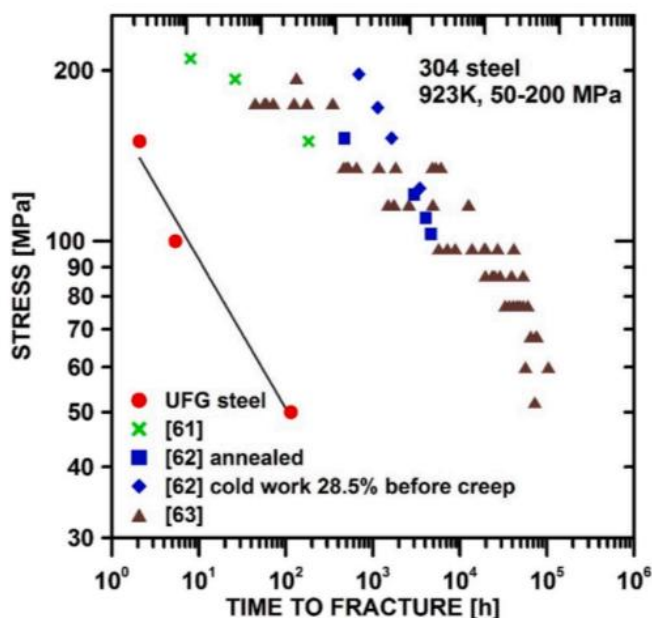


Рисунок 1.13 – Сравнение экспериментальных зависимостей с опубликованными ранее результатами для стали 304L

Серия работ [23, 56-58] была посвящена исследованию ползучести усовершенствованной жаропрочной 9 % Cr стали P92. В качестве методов деформации были выбраны ИПДК, скольжение под высоким давлением (СВД) и ротационная ковка (РК) (рисунок 1.14). Испытания на ползучесть при постоянной нагрузке проводились при температурах 600 и 500 °С. Характерным результатом является то, что при 600 °С минимальная скорость ползучести в КЗ состоянии была на два-три порядка ниже по сравнению с образцами после ИПДК и СВД. Деформация методом РК приводит к несколько лучшему сопротивлению ползучести относительно КЗ состояния. Оценка показателя степени n при высоких и низких напряжениях для КЗ и УМЗ состояний показала, что поведение ползучести в КЗ сплаве контролируется внутризерненным переползанием дислокаций ($n = 16$). Высокие значения n могут быть связаны как с выраженным

эффектом упрочнения, обусловленного выделениями MX , M_{23}C_6 и/или фазой Лавеса, так и влиянием пороговых напряжений, которые свойственны для жаропрочных сплавов. ИПДК образцы демонстрируют высокое значение показателя степени n (≤ 11) в области высоких напряжений, что также предполагает механизм внутризеренной дислокационной ползучести. Однако при низких напряжениях (< 100 МПа) УМЗ состояния показывают низкие значения $n = 3,8$ для ИПДК и $4,6$ для СВД. Уменьшение этих значений n авторы данных работ связывают с измельчением размера зерна, увеличением доли БУГ и, тем самым, с переходом к процессам зернограничного скольжения, ускоренного возврата дислокаций в БУГ, и диффузионной ползучести. Также проведенная оценка термостабильности структуры показывает, что после статического отжига при $650^\circ\text{C} / 500$ ч и ползучести при 600°C УМЗ структура подвергается активной рекристаллизации с последующим ростом зерен с $0,3$ до 1 мкм. Соответственно, можно сделать вывод о низкой термостабильности УМЗ сплава Р92 при температурах $600\text{--}650^\circ\text{C}$.

Снижение испытаний ползучести до 500°C в диапазоне напряжений $300\text{--}900$ МПа и сравнение КЗ состояния со сплавом после деформации методами РК и СВД показало обратную тенденцию (рисунок 1.14г) [57]. При этом данные методы приводят к заметным различиям в формировании структуры. Применение метода РК с эквивалентной деформацией $1,4$ привело к формированию гетерогенной микроструктуры с большим количеством МУГ, в то время как метод СВД с эквивалентной деформацией $7,8$ привел к формированию однородной УМЗ микроструктуры с размером зерен $0,25\text{--}0,35$ мкм со значительным преобладанием БУГ. После испытаний на ползучесть микроструктура стали Р92 остается достаточно стабильной с небольшим укрупнением субзерен и зерен. Оценка показателя степени напряжения n показала для КЗ состояния $n \sim 24$, РК состояния $n \sim 18$, а для СВД состояния до 500 МПа – $n = 11$, выше 500 МПа – $n = 7$.

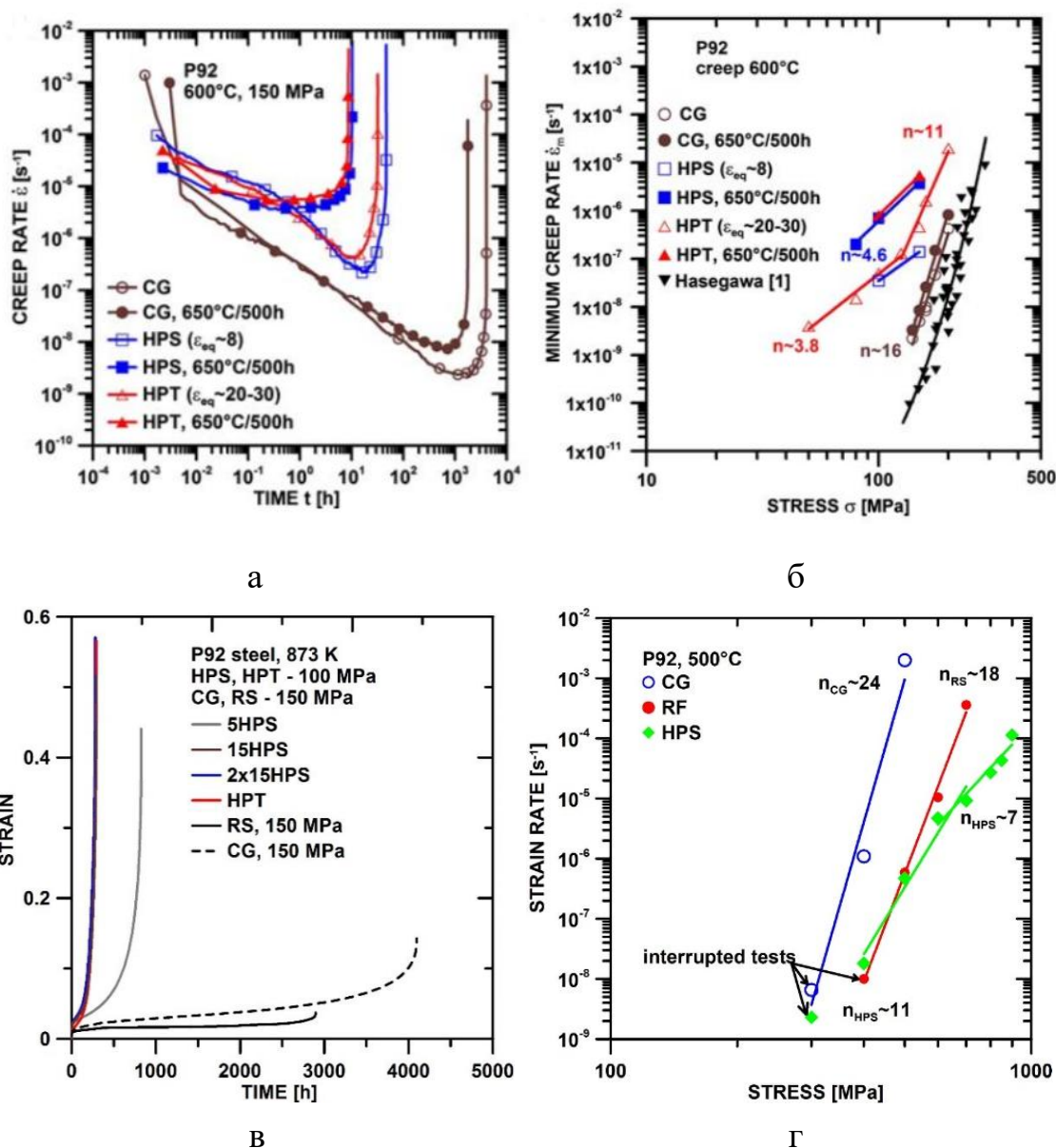


Рисунок 1.14 – Экспериментальные кривые и зависимости сопротивления ползучести сплава P92 при 600 °С (а, б, в) и при 500 °С (г)

Близкие значения n для КЗ и РК состояний могут быть связаны с тем, что структура после РК подвергается определенному измельчению, однако, в основном обладает сильновытянутой (волокнистой) структурой с большой долей МУГ внутри зерен. Из данного исследования можно сделать предположение о более высоком сопротивлении ползучести стали после РК, которое связано с образованием высокой плотности дислокаций при РК и усложнением движения

дислокаций из-за развитой сети МУГ. К тому же формирование зерен в виде волокон также может способствовать торможению дополнительного механизма ползучести (ЗПП) из-за малых сдвиговых напряжений вдоль границ зерен, параллельных растяжению.

Анализ стали Р92 после СВД показал, что она имеет УМЗ структуру с преимущественной долей БУГ, и поэтому механизмы ползучести, связанные с границами зерен, должны иметь значительное влияние на деформацию ползучести. Это выражается в значительно более низких значениях показателя степени напряжения $n = 7-11$. Однако ЗПП в стали Р92 после СВД вероятно проявляется незначительно из-за сохранения текстуры после ползучести и выделения фаз Лавеса и карбидов на границах зерен, что осложняет ЗПП.

1.6.5 Титан и его сплавы

По исследованиям ползучести титана и его сплавов, подвергнутых ИПД и обладающих значительным повышением механических характеристик, имеются ограниченные результаты. В данном литературном обзоре представлены исследования технически чистого титана и двухфазного титанового сплава ВТ6 [59, 60].

В исследовании [59] был взят технически чистый титан для анализа ползучести. Материал был подвергнут ИПД, состоящей из двух этапов: горячей прокатки (сочетание спиральной и продольной прокаток при 673 К) и заключительного этапа спиральной прокатки при температуре окружающей среды. Испытания на ползучесть были проведены при температуре 673 К ($0,35 \times T_n$) и одноосном напряжении в 200 МПа. Данный метод деформации приводит к образованию неоднородной микроструктуры с небольшими субмикронными вытянутыми зёрнами вдоль направления прокатки со средним размером зёрен

около 0,2 мкм. Средний размер зёрен КЗ состояния составил около 1,2 мкм. После ползучести происходит увеличение размера зёрен до 1,75 мкм и 1,45 мкм в УМЗ состояниях. В КЗ состоянии также наблюдается рост среднего размера зерна до 2 мкм.

Анализ кривых ползучести показал, что УМЗ материал имеет более высокую устойчивость к ползучести по сравнению с КЗ состоянием (рисунок 1.15). При этом авторами было выдвинуто предположение, что срок службы при ползучести при температуре 673 К увеличивается при наличии в микроструктуре крупных вытянутых зёрен, которые формируются в результате значительной деформации на последних холодных этапах деформации, а также более высокой плотности дислокаций. При увеличении количества вытянутых зёрен в микроструктуре общая площадь ГЗ в постоянном объёме уменьшается, и это может повысить устойчивость к ползучести за счёт снижения активности процессов деформации на границах зёрен.

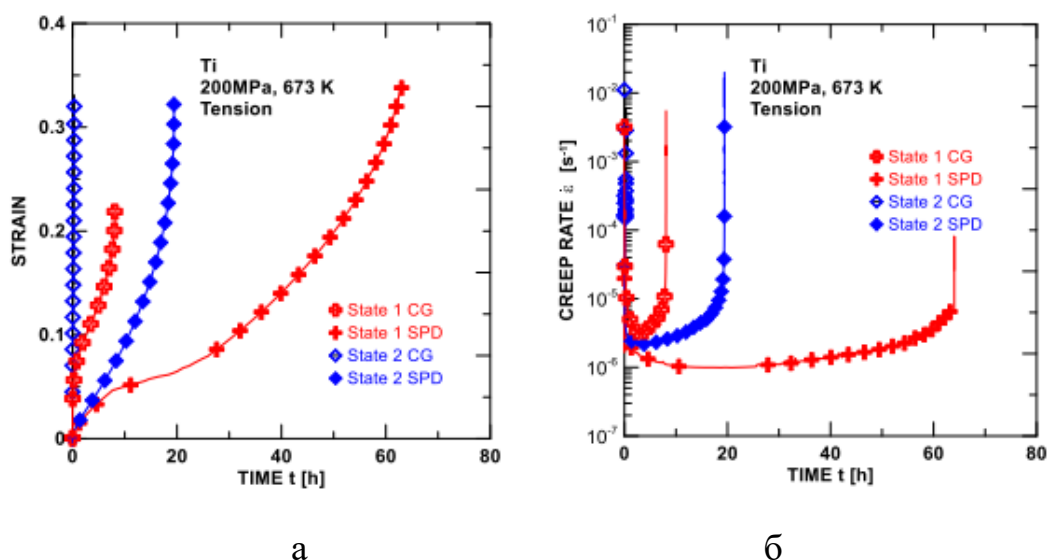


Рисунок 1.15 – Кривые ползучести титана в исходном состоянии и после ИПД: зависимость деформации от времени (а) и скорости ползучести от времени (б)

Во втором исследовании [60] рассматривалось влияние ИПД в виде многооснойковки на поведение ползучести сплава Ti-6Al-4V. Сформированная УМЗ структура обладала средним размером зерна ~ 150 нм. Испытания на ползучесть проводились для УМЗ и КЗ состояний при 400°C в интервале напряжений 300-600 МПа. В результате было показано, что УМЗ состояние имеет скорости ползучести выше более чем на один или два порядка, по сравнению с КЗ состоянием (рисунок 1.16). Показатели степени n для КЗ состояния составили 17, а для УМЗ сплава – 4. При низких нагрузках сопротивление ползучести УМЗ состояния заметно ниже, чем у КЗ. С увеличением нагрузки и скорости ползучести разница между КЗ и УМЗ состояниями значительно уменьшается. Несмотря на значительную разницу в коэффициенте n в исследовании предполагается, что в УМЗ сплаве основным механизмом ползучести является скольжение и переползание дислокаций, при этом активизация дополнительных механизмов ползучести, таких как кооперативная диффузия границ зёрен, кавитация и более интенсивные диффузионные процессы могут ускорять ползучесть сплава ВТ6. Расчет энергии активации также показал, что для УМЗ состояния она ниже в сравнении с КЗ сплавом, что также может указывать на активацию дополнительных механизмов ползучести и ускорение ползучести.

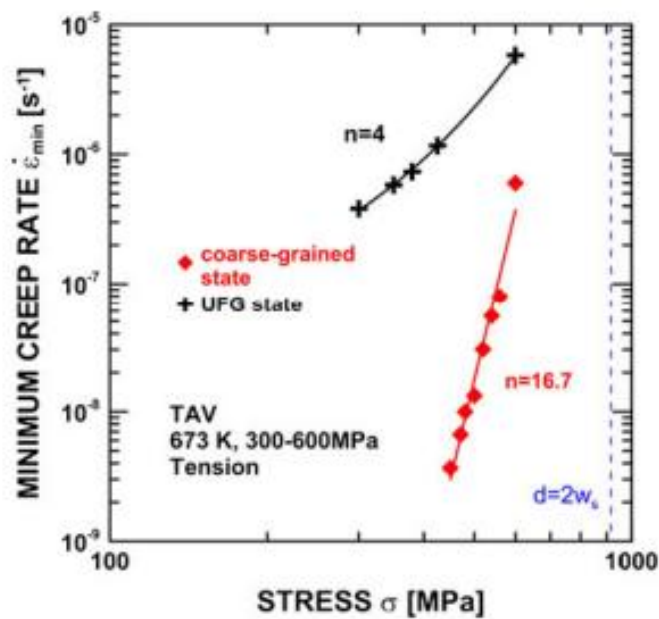


Рисунок 1.16 – Зависимость напряжения от установившейся скорости ползучести сплава Ti-6Al-4V

1.7 Постановка задач исследования

Анализ литературы показывает, что для повышения механических характеристик титановых сплавов применяют различные методы ДТО, включая ТМО и ИПД. Данные результаты относятся не только к титану, но и другим металлам, в частности Al, Cu, Zr, Fe и др. Преимуществами описанных выше методов деформации является, то, что прочность и сопротивление усталости могут значительно повыситься не только за счет измельчения структуры, но и определенных фазовых превращений. Однако в случае применения жаропрочных сплавов остается нераскрытым их поведение при ползучести. Так ТМО не всегда способствует повышению сопротивления ползучести, как было показано на примере лопаток из сплава ВТ6. Применение методов ИПД помимо значительного повышения прочности, также способствует проявлению низкотемпературной и/или высокоскоростной сверхпластичности металлов, что несомненно облегчает

формообразование сложных изделий. Однако измельчение структуры до равноосного УМЗ состояния для большинства металлов и сплавов приводит к снижению сопротивления ползучести. В тоже время в исследованиях в данной области не было установлено однозначного вывода в том, что УМЗ материалы имеют более низкое сопротивление ползучести в широком интервале температур по сравнению с КЗ состоянием. Как правило, исследования проводились в ограниченных условиях испытаний, а именно, выбор одной температуры и вариация нагрузок, что не позволяет установить в полной мере динамику сопротивления ползучести УМЗ материала. К тому же единичные исследования говорят о преимуществе УМЗ сплавов над КЗ сплавами при определенных температурных условиях.

Проведенный анализ литературы по ползучести позволяет сделать два утверждения. Во-первых, формирование волокнистых структур способствует повышению сопротивления ползучести материала, как показано на примере стали Р92 и чистого титана. Во-вторых, необходим подбор температур, при которых металлы и сплавы, подвергнутые упрочняющей ДТО/ИПД, будут показывать свое преимущество перед классическими структурами. Поэтому на основе вышеизложенного можно сказать, что формирование структур в жаропрочных сплавах, которые обладают как высокими прочностными характеристиками, так и повышенным сопротивлением ползучести, остается актуальным.

Материалом исследования в данной работе являлся титановый сплав ВТ8М-1, который широко применяется в авиации, в частности, для изготовления лопаток ГТД. Формирование микроволокнистой структуры осуществлялось методом ротационнойковки. Для последующего изготовления лопатки применялась низкотемпературная изотермическая штамповка. Поскольку сплав ВТ8М-1 работает при температурно-нагруженных условиях, соответственно, в диссертации основное внимание было уделено термостабильности структуры, анализу

механических характеристик при рабочих температурах и сопротивлению ползучести.

Таким образом, была сформулирована цель – повысить эксплуатационные свойства двухфазного титанового сплава ВТ8М-1 за счет формирования микроволокнистой структуры с ультрамелкозернистой составляющей методом ротационнойковки для изготовления лопаток компрессора низкого давления перспективных газотурбинных двигателей.

Для достижения поставленной цели в работе решались следующие основные задачи:

1. Изучить фазовые и структурные превращения при формировании микроволокнистой структуры в титановом сплаве ВТ8М-1 методом ротационнойковки, способствующей повышению его механических свойств.
2. Экспериментально исследовать закономерности изменения термической стабильности титанового сплава ВТ8М-1 с микроволокнистой структурой при термических и механических воздействиях в интервале температур эксплуатации КНД.
3. Обосновать метод повышения сопротивления ползучести титанового сплава ВТ8М-1 в интервале температур эксплуатации лопаток КНД на основе формирования в сплаве микроволокнистой структуры с ультрамелкозернистой составляющей.
4. Разработать технологические рекомендации по изготовлению лопаток КНД методом изотермической штамповки из титанового сплава ВТ8М-1 с микроволокнистой структурой и показать обеспечение повышенных эксплуатационных свойств по сравнению со стандартной производственной технологией.

ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1 Материалы исследования

Материалом исследования являлся титановый сплав ВТ8М-1. Химический состав сплава представлен в таблице 2.1. В состоянии поставки материал представлял собой горячекатаные прутки диаметром 70 мм. Материал изготовлен ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА» (Верхняя Салда, Россия).

Таблица 2.1 – Химический состав сплава ВТ8М-1, согласно сертификату производителя (вес. %)

Ti	Al	Mo	Zr	Sn	Si	Fe	C	N	O	H	Примеси
87,86	5,27	4,00	1,20	1,26	0,20	0,034	0,007	<0,003	0,085	0,0021	0,1094

Микроструктура сплава ВТ8М-1 в крупнозернистом состоянии представляет собой глобулярно-пластинчатую структуру (рисунок 2.1), состоящую из глобуль первичной α -фазы и пластинчатой смеси вторичной α -фазы и β -прослоек. В КЗ состоянии средний размер зерен первичной α -фазы составляет около 3 мкм, а ее объемная доля $\alpha_1 \approx 60\text{--}65\%$.

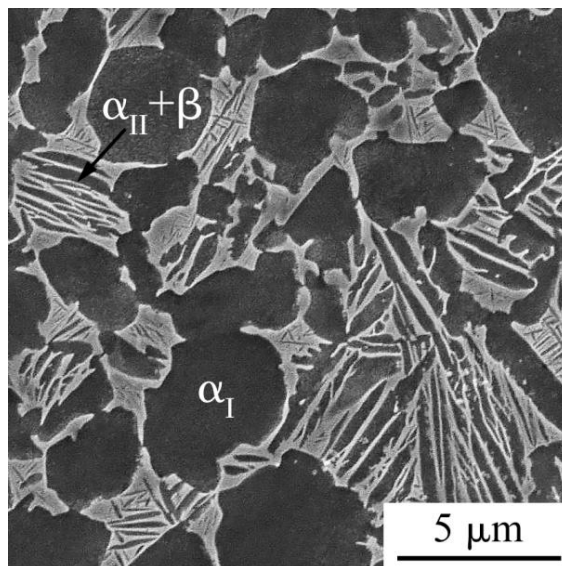


Рисунок 2.1 – Микроструктура сплава VT8M-1 в КЗ состоянии

2.2 Режим деформации методом ротационнойковки и изотермической штамповки

Ротационная ковка проводилась при температуре 750 °С с постепенным обжатием по диаметру с 70 до 32 мм. Это позволило внести в материал истинную деформацию равную 1,56. Степень деформации рассчитана согласно соотношению:

$$e = \ln(S_0/S_1) \quad (2.1)$$

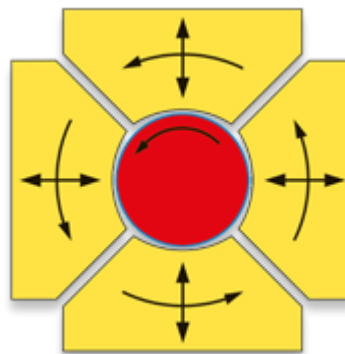
где S_0 и S_1 – площадь поперечного сечения заготовки до и после деформации, соответственно.

Процесс деформации методом ротационнойковки заключается в том, что заготовка в виде прутка деформируется путём периодического обжатия вращающимися бойками с последовательным обжатием до диаметров 60, 50, 40 и 32 мм и промежуточным отжигом, что обеспечивает равномерное деформирование материала по окружности (рисунок 2.2). В результате были получены длинномерные цельные прутки. Последующая изотермическая

низкотемпературная штамповка прутка для формирования экспериментальной лопатки проводилась при температуре 750 °С.



а



б

Рисунок 2.2 – Процесс получения прутков из сплава ВТ8М-1 радиально ковочной машиной РКМ SXP-16 (а), схема ротационнойковки (б)

2.3 Методики исследования

2.3.1 Статические отжиги

Для исследования термостабильности, образцы сплава ВТ8М-1 в крупнозернистом состоянии и после ротационнойковки выдерживались в печи при температуре 450 °С. Длительные отжиги проводились непрерывно в печах фирмы «Nabertherm». Время выдержки составило 50, 100, 200, 300, 400, 500 часов.

Для коротких статических отжигов в течение 1 часа образцы сплава ВТ8М-1 после ротационнойковки выдерживались при температурах 550, 600, 700, 750 °С в печах фирмы «Nabertherm».

2.3.2 Методика подготовки поверхности для исследования микроструктуры

Для микроструктурных исследований образцы вырезались на электроэрозионном станке АРТА 453ПРО. Объемные образцы подвергали механической полировке на шлифовальном кругах с уменьшением зернистости от P100 до P4000. Финальная полировка осуществлялась на сукне с суспензией, содержащей SiO_2 , до зеркальной блеска.

Фольги для просвечивающей электронной микроскопии механически утонялись до толщины 100 мкм, а затем подвергались электрополировке с использованием установки TenuPol-5 в растворе, содержащем 5 % хлорной кислоты, 35 % бутанола и 60 % метанола в диапазоне температур 25–30 °С. Для дифракции обратно рассеянных электронов поверхности фольг дополнительно готовили на установке ионного утонения Ion-Beam Milling and Polishing Machine AL-2200 с газом аргон чистотой 99,99 %. Режим полировки для фольг: 3 кВ, 0,3 мА, 20 минут.

2.3.3 Методика травления поверхности

Поверхность образцов подвергали химическому травлению перед исследованием на сканирующем электронном микроскопе. Травители для выявления микроструктуры были на основе воды и глицерина [6]:

- 1) травитель 2 % HF + 2 % HNO_3 + 96 % H_2O
- 2) травитель 16 % HF + 16 % HNO_3 + 68 % $\text{C}_3\text{H}_8\text{O}_3$

2.3.3 Методика сканирующей электронной микроскопии

Исследование микроструктуры проводилось с использованием сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) с полевой эмиссией Tescan Mira 3, оснащенный системой дифракция обратно рассеянных электронов (в англоязычной литературе этот метод известен как Electron Backscatter Diffraction (EBSD)) Oxford C-NANO+. При расшифровке дифракционных картин использовалось до 9 полос Кикучи для уменьшения ошибок индексации. Данные EBSD анализировались с помощью программного обеспечения Aztec Crystal. В работе была применена методика съемки EBSD на просвет (в англоязычной литературе этот метод известен как Transmission Kikuchi Diffraction (TKD)) с углом наклона минус 20° и соответствующими параметрами пучка: напряжение 30 кВ и ток 20 нА. Для всех состояний была произведена съемка карты размером $18,4 \times 18,4$ мкм с шагом сканирования 0,04 мкм. Также исследование микроструктуры проводилось с использованием СЭМ с вольфрамовым катодом JEOL JSM 6390 при ускоряющем напряжении 20 кВ.

2.3.4 Методика просвечивающей электронной микроскопии

Микроструктура образцов была исследована с помощью просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) Titan Themis с ускоряющим напряжением 200 кВ. Анализ химического состава частиц выполнен при помощи энергодисперсионной спектроскопии (ЭДС), реализованной на просвечивающем электронном микроскопе Titan Themis. Также микроструктура образцов была исследована с помощью ПЭМ JEOL JEM-2100 с ускоряющим напряжением 200 кВ.

2.3.5 Методика анализа кристаллографической текстуры

Анализ кристаллографической текстуры осуществлялся путем съемки неполных прямых полюсных фигур (ППФ) методом наклона с использованием отражений для α -фазы и β -фазы. Съемку проводили на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3 с медным излучением.

2.3.6 Методика проведения механических испытаний на растяжение

Механические испытания растяжением проводились на универсальной испытательной машине фирмы «Instron» 5982 со скоростью деформации $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ при комнатной температуре согласно ГОСТ 1497-2023 «Металлы. Методы испытаний на растяжение» и при температурах 300–550 °С согласно ГОСТ 9651-84 «Металлы. Методы испытаний на растяжение при повышенных температурах». Для испытаний использовались цилиндрические образцы с диаметром базы 3 мм из прутков после РК (рисунок 2.3а) и плоские образцы из лопатки с поперечным сечением 3×2,5 мм (рисунок 2.3б).

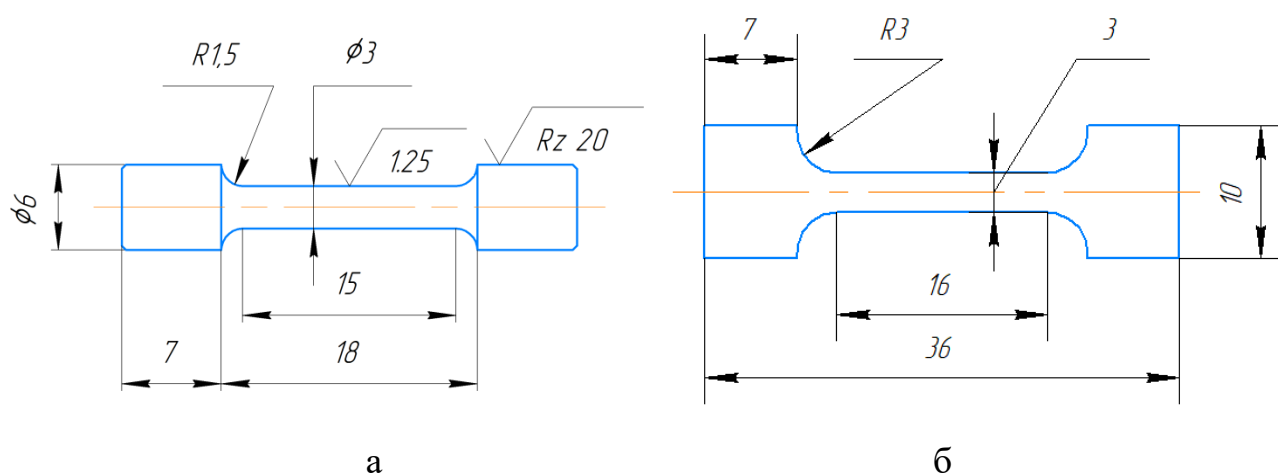


Рисунок 2.3 – Чертеж цилиндрических (а) и плоских (б) образцов на растяжение

2.3.7 Методика определения микротвердости

Микротвердость образцов по Виккерсу определяли на микротвердомере EmcoTest DuraScan-50 с нагрузкой 500 грамм в течение 10 секунд.

2.3.8 Методика проведения испытаний на ползучесть

Цилиндрические образцы диаметром 3 мм из титанового сплава ВТ8М-1 в КЗ и МВ состояниях были подвергнуты испытанию на ползучесть в интервале температур 350-450 °С на машине для ползучести СТМ105-В1 с применением тензометра на основе ГОСТ 3248–81 «Металлы. метод испытания на ползучесть». Время испытаний образцов составляло 100 часов при каждой температуре и напряжении. Для построения логарифмической зависимости «линейная скорость ползучести – напряжение» образцы испытывались при заданной температуре и 3–4 уровнях напряжений (рисунок 2.4).

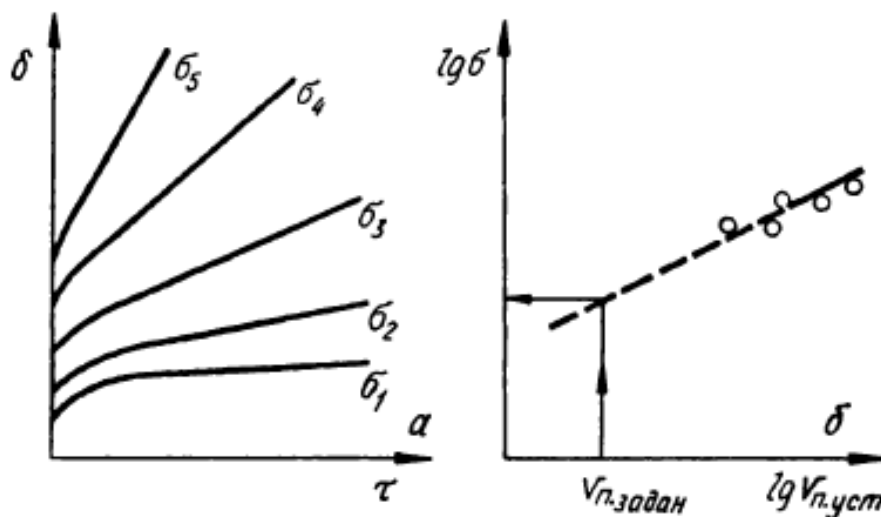


Рисунок 2.4 – Схема определения предела ползучести [61]

ГЛАВА 3. МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ8М-1 ПОСЛЕ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ

В главе 3 приведен анализ трансформации глобулярно-пластинчатой структуры титанового сплава ВТ8М-1 и микроструктурных особенностей, которые проявляются при деформации методом ротационнойковки. Рассмотрены изменения в металлографической и кристаллографической текстурах и их влияние на механические свойства.

3.1 Особенности формирования микроструктуры сплава ВТ8М-1 при ротационнойковке

Применение схемы деформации РК с постепенным обжатием по радиусу заготовки с 70 до 32 мм приводит к равномерной проработке структуры в сплаве ВТ8М-1. Сравнение микроструктур в конечной заготовке в поперечном сечении представлено на рисунке 3.1, где видно, что с краю заготовки, в середине радиуса и в её центре структура практически идентична.

Деформация методом РК при 750°С сплава ВТ8М-1 приводит к значительной трансформации микроструктуры и повышению его прочностных свойств. В структуре наблюдается неравномерность деформации и измельчения бимодальной микроструктуры сплава. Так ВТ8М-1 после РК сохраняет дуплексную структуру, однако зерна первичной α -фазы вытягиваются вдоль оси прутка и искривляются в поперечном сечении, что в первом приближении можно описать как сплюснутый эллипсоид, а пластинчатая смесь ($\alpha+\beta$) фаз вытягивается или фрагментируется с образованием равноосных или удлиненных мелких зерен (рисунок 3.2). В результате формируется микроволокнистая структура с равноосной и вытянутой УМЗ составляющей, далее именуемая как МВ состояние [62]. Поскольку первичная α -фаза формируется в виде волокна, то было оценено среднее соотношение длины

к ширине волокон, которое составило около 25:1. Таким образом, за счет схемы деформации методом РК, когда осуществляется обжатие по радиусу прутка и вытягивание вдоль оси прутка, происходит формирование острой металлографической текстуры, что отображено на кубе микроструктуры в трех сечениях на рисунке 3.3 [63].

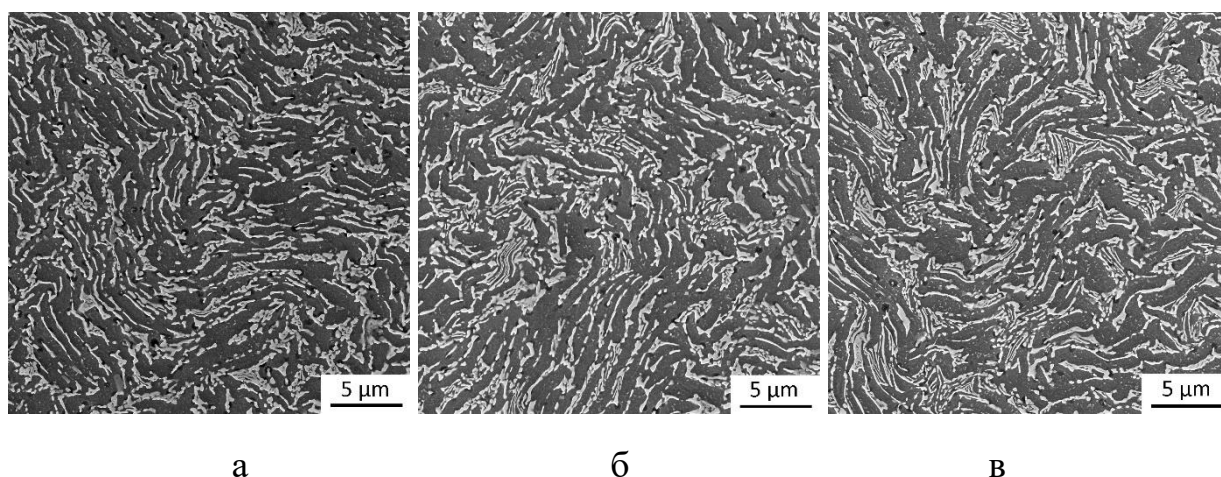
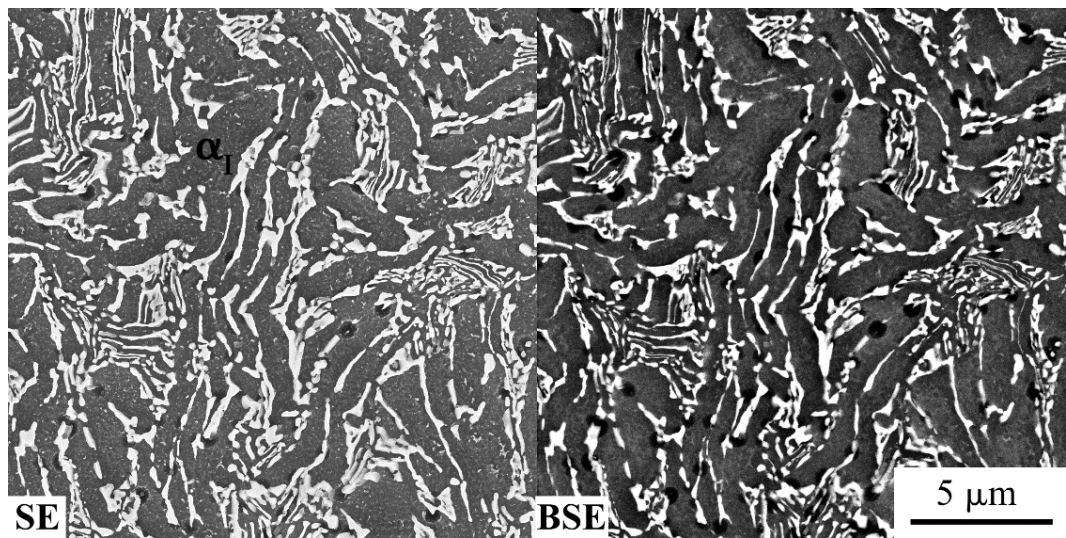
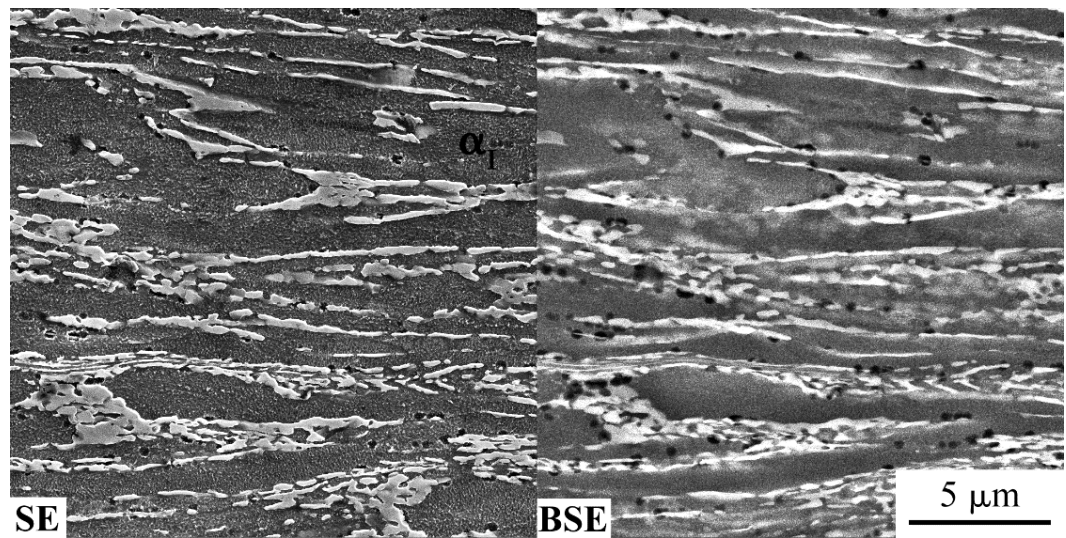


Рисунок 3.1 – Микроструктура сплава VT8M-1 в поперечном сечении после РК (СЭМ): край заготовки (а), середина радиуса заготовки (а), середина заготовки (в)



a



б

Рисунок 3.2 – Микроструктура сплава ВТ8М-1 после РК (СЭМ): поперечное сечение (а), продольное сечение (б)

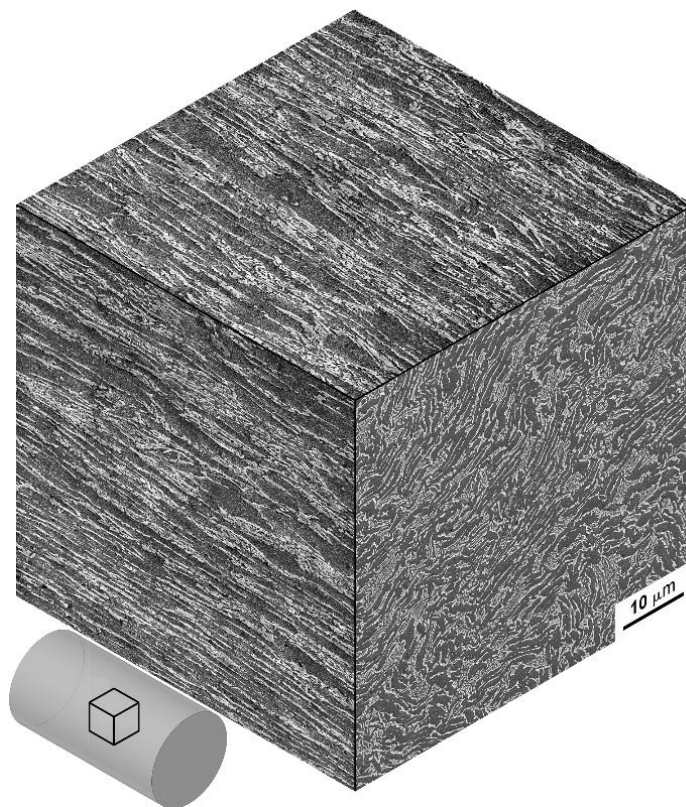


Рисунок 3.3 – Трехмерное представление микроструктуры сплава VT8M-1 после РК (СЭМ)

3.2 Кристаллографическая текстура сплава VT8M-1 после ротационнойковки

На рисунках 3.4 и 3.5 приведены ППФ (0001) , $\{11.0\}$ и $\{10.0\}$ для α -фазы и ППФ $\{100\}$, $\{110\}$ и $\{111\}$ β -фазы, дающие представление о преимущественной ориентации зерен α - и β -фаз в образцах, подвергнутых ротационной ковке. При РК основными внешними направлениями являются осевое направление (ОН) цилиндрической заготовки, вдоль которого происходит её удлинение, и радиальное, вдоль которого происходит воздействие внешнего сжимающего усилия. Поскольку вращающаяся кованая заготовка подвергается сжатию вдоль радиуса, то введена полярная система координат с обозначением угла φ в 0 и 90° .

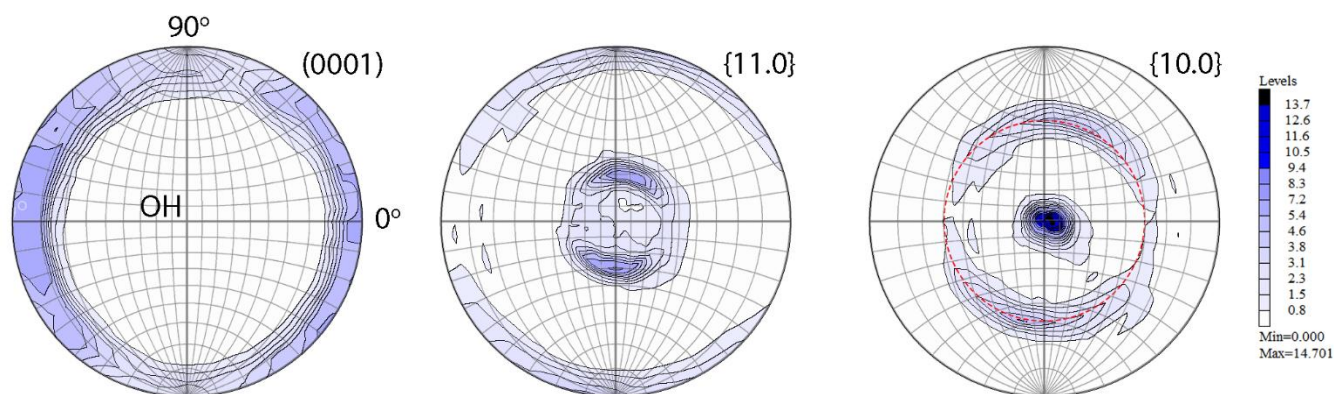


Рисунок 3.4 – ППФ (0001), {11.0} и {10.0} α -фазы поперечного сечения заготовки после ротационнойковки. Возле ППФ указаны внешние направления

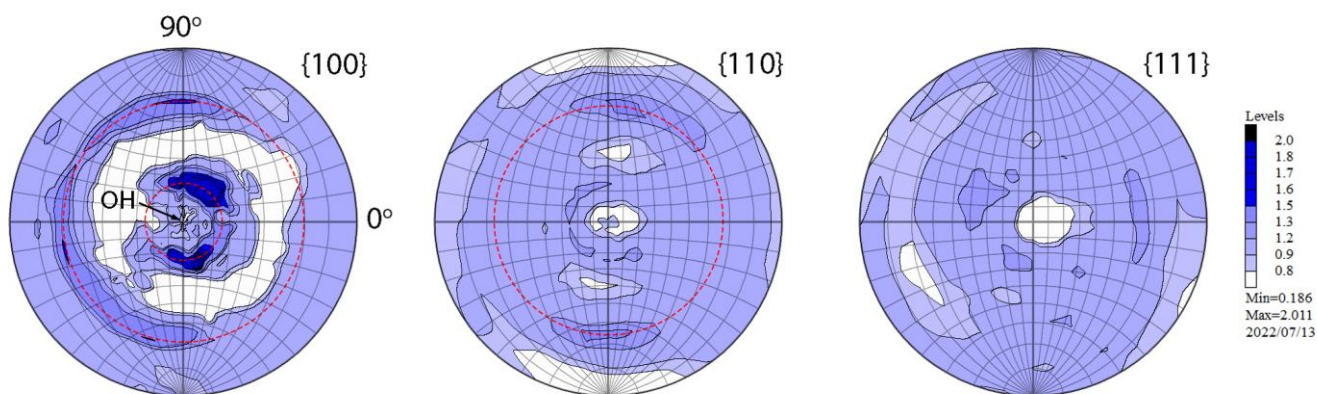


Рисунок 3.5 – ППФ {100}, {110} и {111} β -фазы поперечного сечения заготовки после ротационнойковки. Возле ППФ указаны внешние направления

Данная кристаллографическая текстура в первом приближении близка к текстуре аксиального типа – направление $\langle 210 \rangle$ в ГПУ решетке сохраняется параллельно оси прутка, а базисные нормали ориентируются в плоскости, перпендикулярной оси цилиндрической заготовки. На рисунке 3.6 показано схематичное изображение кристаллографической текстуры α -фазы в виде расположения ГПУ-решетки относительно оси прутка. В титановом сплаве ВТ6, который близок по деформационной способности к ВТ8М-1, при одноосной осадке

происходит формирование базисно-поперечной текстуры, при которой нормали базиса поперечны оси деформации, либо радиальной текстуры, где нормали базиса выстраиваются под углом $30-70^\circ$ к оси деформации [32, 64, 65]. При таких типах текстур призматическое скольжение является доминирующим, что, видимо, обеспечивает облегченное пластическое течение материала. В сплаве ВТ8М-1 при РК формирующаяся аксиальная текстура показывает, что при сжатии по радиусу вращающегося прутка для сохранения его деформационной способности призматическая и базисная системы скольжения, вероятно, равнозначны. Для вытягивания зерен вдоль оси деформации призматическое скольжение является доминирующим. ППФ по плоскостям $\{10.0\}$ показывает, что нормали плоскостей с углами $50-70^\circ$ к ОН имеют высокий фактор Шмидта (ФС) $\sim 0,4$. Красная штриховая линия показывает идеальную область в 60° , где для плоскостей $\{10.0\}$ ФС составляет 0,43. В поперечном сечении для формоизменения зерен доминирующим становится базисная система скольжения, поскольку при такой ориентации ГПУ решетки призматические системы скольжения не способны обеспечить достаточную пластическую деформацию.

В β -фазе не наблюдается формирования типичной кристаллографической текстуры, когда одно семейство направлений кристаллической решетки выстраивается параллельно какому-либо из RD, ND или TD направлений [66, 67]. Поскольку схема РК подразумевает только два направления: осевое и направление вдоль радиуса с поворотом ϕ вокруг ОН (полярная система координат), то в первом приближении на основе более сильных пиков, которые схематично показаны на ППФ в виде красных пунктирных кругов, можно сказать о формировании преимущественного типа текстуры называемого как θ -волокно (кристаллографическая ось $\langle 001 \rangle$ параллельна нормали, включая основные компоненты: $\{001\} \langle 100 \rangle$). Поскольку при схеме РК направление ND и TD заменяются на радиус с углом ϕ вокруг ОН, а RD будет параллельно ОН, то в таком случае направление $\langle 001 \rangle$ будет параллельно радиусу.

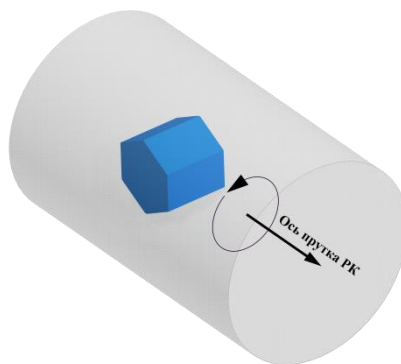


Рисунок 3.6 – Схематичное представление кристаллографической текстуры α -фазы после ротационнойковки

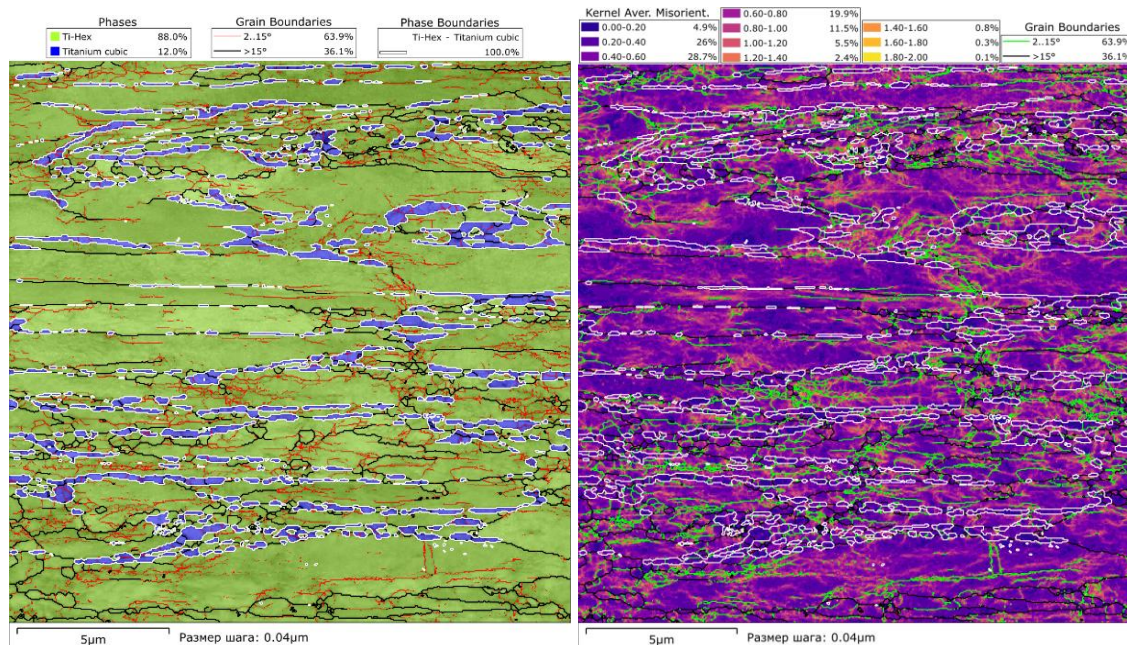
3.3 Микроструктурные особенности сплава ВТ8М-1 после ротационнойковки

Анализ TKD-карты показал неравномерность деформации и измельчения бимодальной микроструктуры титанового сплава ВТ8М-1. Пластинчатая составляющая вытягивается и подвергается фрагментации с формированием равноосных или вытянутых зерен. Крупная первичная α -фаза также значительно вытягивается вдоль оси прутка с образованием внутри малоугловых границ (рисунок 3.7). Основная доля МУГ приходится на первичную α -фазу и составляет около 64 % от общего количества МУГ. Доля МУГ, БУГ и межфазных границ представлена в таблице 3.1. Если анализировать соотношение всех границ в подвергшейся изменению пластинчатой доле структуры, то соотношение между МУГ и остальными типами границ составляет около 1:4, что указывает на трансформацию $(\alpha+\beta)$ -пластин в структуре при РК в УМЗ составляющую с равноосными и вытянутыми зернами, содержащую в основном высокоугловые границы.

Карта локальной разориентации кристаллической решётки – kernel average misorientation (КАМ) показывает, что в первичной α -фазе при РК происходят

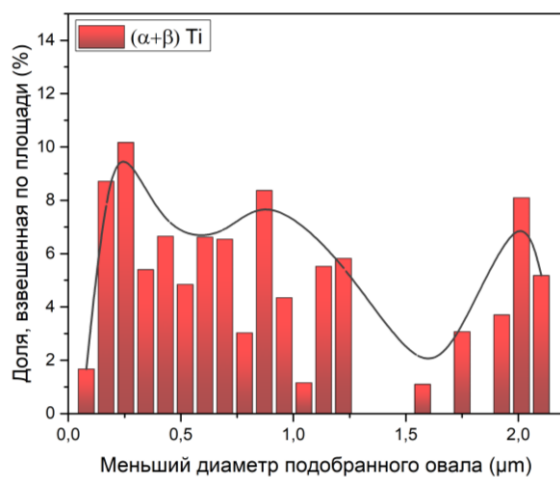
значительные процессы деформации, приводящие к накоплению дислокаций и локальным разворотам решетки в зернах, вследствие чего наблюдается формирование МУГ, либо частично ее фрагментация. Средняя величина искажения кристаллической решетки по карте КАМ составляет около $0,6^\circ$.

Вследствие того, что структура имеет острую металлографическую текстуру был оценен меньший диаметр подобранного овала, который описывает форму зерен. На рисунке 3.7в, г представлены диаграммы распределения доли зерен от их размера для всей структуры и только для β -фазы. На диаграмме 3,7в можно отметить 3 максимума. Первый максимум $\sim 0,25$ мкм связан с формированием мелких зерен обеих фаз. Диаграмма β -фазы по размеру показывает мономодальное распределение с максимумом 0,15 мкм. Два других максимума 0,85 и 2,0 мкм связаны с особенностями формирования первичной α -фазы при РК. Как было отмечено в подглаве 3.1, первичная α -фаза представляет собой сплюснутый эллипсоид, случайным образом повернутый относительно оси прутка, соответственно, оба максимума связаны с расположением крупных α -зерен в структуре. Также анализ TKD-карты по распределению размера зерен показал, что структура сплава ВТ8М-1 до 0,8 мкм представляет собой мелкие вытянутые и равноосные зерна и доля такой структуры может достигать 50 %. Зерна с размером больше 0,8 мкм являются крупной вытянутой первичной α -фазой. В сравнении со структурой после деформацией методом РКУП, где преобладание сдвиговых деформаций способствует заметному измельчению первичной α -фазы и более полному развитию глобуляризации пластинчатой $(\alpha+\beta)$ -составляющей, структура сплава ВТ8М-1 после РК становится бимодальной микроволокнистой с частичным сохранением крупных α -зерен и формированием мелких зерен из α и β -фаз [68].

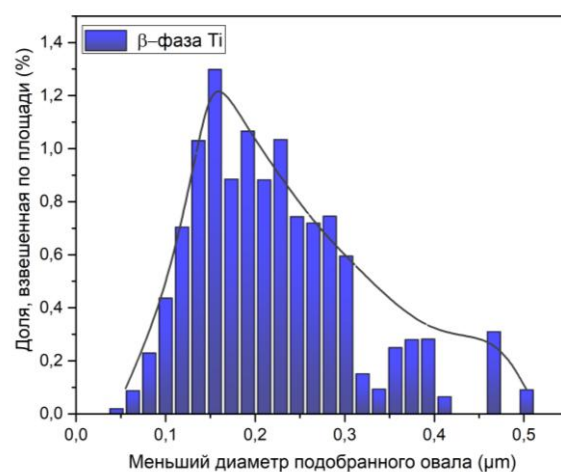


а

б



в



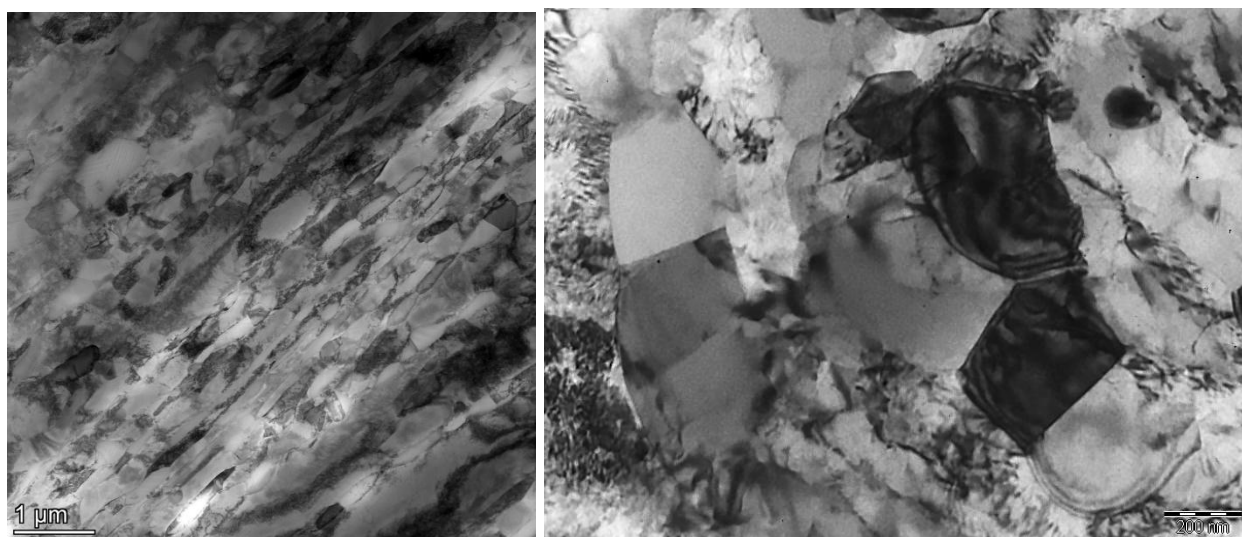
г

Рисунок 3.7 – Карта фаз (а) и КАМ-карта (б) сплава VT8M-1 после РК, взвешенное по площади распределение размера зерен для всей структуры (в) и β -фазы (г) (СЭМ)

Таблица 3.1 – Расчет типов границ в сплаве ВТ8М-1 после РК

	Общая длина, мкм	Доля от всех типов границ, %	α -фаза, мкм		β -фаза, мкм
			Вся α -фаза	$\alpha_{\text{перв}}$	
МУГ	743,2	41,7	698,2	474,1	45,0
БУГ	419,6	23,6	389,1	—	30,5
Межфазные границы	617,0	34,7	—	—	—

Исследование на ПЭМ двухфазного ($\alpha+\beta$) титанового сплава ВТ8М-1, подвергнутого РК, показало, что структура имеет выраженную направленность и состоит преимущественно из вытянутых α -зёрен, перемежающихся с частично фрагментированными прослойками β фазы с размером $\sim 250\text{--}300$ нм (рисунок 3.8), а также большие вытянутые зерна сохранившейся первичной α -фазы с размером в поперечном сечении около 1 мкм и больше [62, 69, 70]. При этом зёрна α -фазы характеризуются высокой плотностью дислокаций.

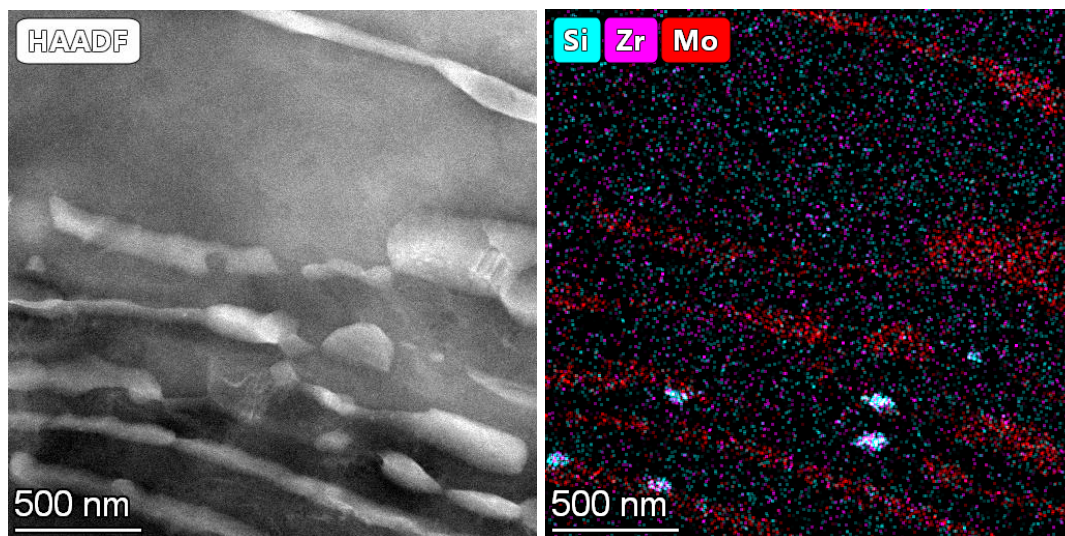


а

б

Рисунок 3.8 – Микроструктура сплава ВТ8М-1 после РК (ПЭМ)

В результате было обнаружено, что на границах зёрен и вдоль межфазных границ наблюдаются как одиночные, так и цепочки сложных силицидов титана с цирконием (рисунки 3.9, 3.10), также возможно их присутствие внутри α -фазы (обозначено стрелками на рисунке 3.10). Данные результаты подтверждаются картированием по площади методом ЭДС. Данные частицы имеют в основном эллипсоидную форму со средними размерами осей 68 ± 5 и 126 ± 10 нм. Анализ электронограмм, полученных с частиц силицидов (рисунок 3.11), показывает, что данные силициды принадлежат к типу S_2 со стехиометрическим составом $(Ti,Zr)_6Si_3$ и гексагональной кристаллической решёткой с параметрами $a = 7,05 \text{ \AA}$, $c = 3,67 \text{ \AA}$ [69, 71, 72]. Элементный анализ, выполненный методом рентгеновской энергодисперсионной спектроскопии, также подтверждает близкое соответствие составу S_2 -силицидов. Химический состав S_2 силицидов, рассчитанный по частицам, не перекрывающимся с окружающей матрицей, приведён в таблице 3.2.



а

б

Рисунок 3.9 – Изображение в HAADF-режиме(а) и карта распределения химических элементов в сплаве VT8M-1 (ПЭМ)

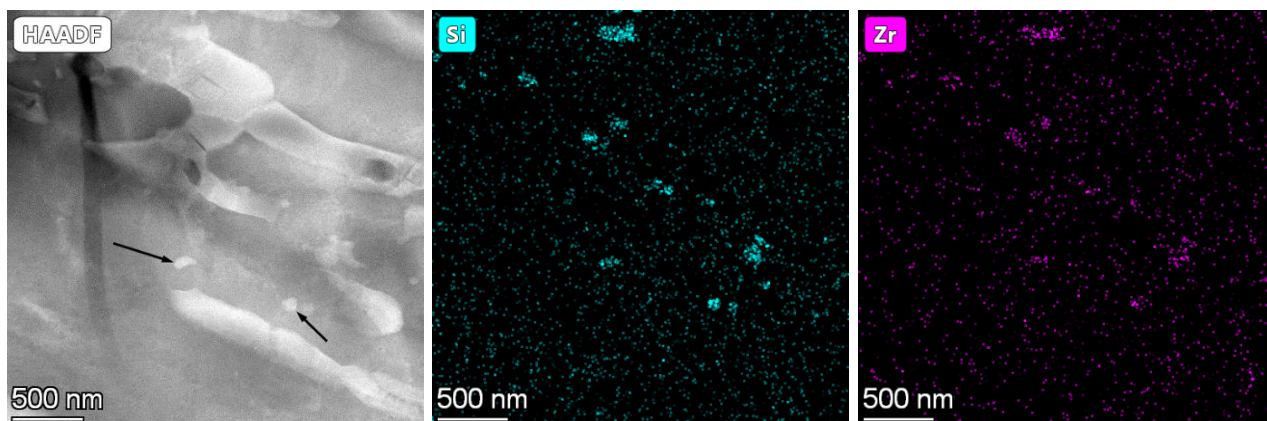


Рисунок 3.10 – Карта распределения элементов Si и Zr в сплаве BT8M-1 (ПЭМ)

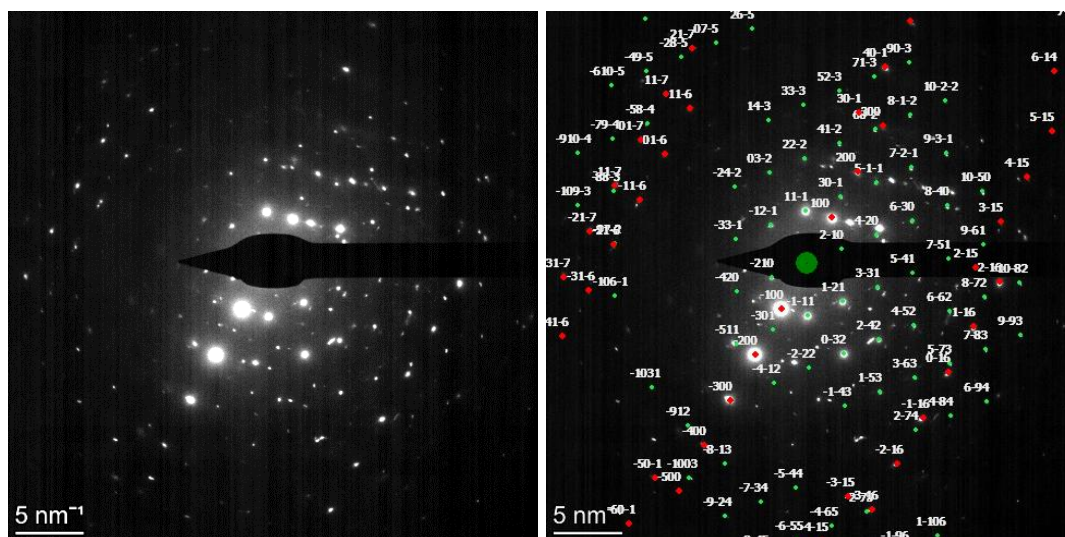


Рисунок 3.11 – Экспериментальная и расчётная электронограммы от отдельной частицы S_2 силицида в α -матрице (ПЭМ). Ось зоны $[123]_{S_2} + [061]_{\alpha}$. Красные рефлекссы – α -фаза; зелёные – S_2 силицид

Таблица 3.2 – Химический состав силицида S_2 в сплаве BT8M-1 в РК состоянии

Химический элемент	Атомная доля, %	Весовая доля, %
Si	$28,87 \pm 2,40$	$15,16 \pm 1,34$
Ti	$45,00 \pm 4,44$	$40,27 \pm 4,64$
Zr	$26,13 \pm 3,13$	$44,57 \pm 4,33$

3.4 Механические свойства сплава ВТ8М-1 после ротационнойковки

По результатам механических испытаний на растяжение сплава ВТ8М-1 в КЗ и МВ состояниях при комнатной температуре можно отметить, что предел прочности после РК в зависимости от направления повысился на 20–25 % в сравнении с КЗ сплавом. Так в продольном сечении предел прочности и текучести составили 1290 и 1195 МПа, а в поперечном сечении около 1323 и 1288 МПа соответственно. Как видно из рисунка 3.12 удлинение в продольном и поперечном сечении снизилось по сравнению с КЗ аналогом и составило $\delta = 9,0$ и $5,8$ % соответственно (таблица 3.3) [62, 63]. При этом стоит отметить, что после РК равномерное удлинение по сравнению с КЗ состоянием ($4,5$ %) незначительно изменилось и составило около $3,7$ %, а в поперечном сечении равномерное удлинение стало значительно ниже – $1,5$ % (рисунок 3.12), что связано с растяжением поперек волокнистой структуры, в которой к тому же средний размер структурных элементов значительно меньше по сравнению с продольным сечением. При этом в сравнении с другим методом деформации, таким как РКУП, не наблюдается быстрой локализации деформации, которая типична для многих металлов, подвергнутых ИПД. Такое механическое поведение, как высокая прочность в сочетании с удовлетворительной пластичностью, может показать повышенные эксплуатационные свойства, в частности, сопротивление усталости и удовлетворительную вязкость разрушения материала.

Таблица 3.3 – Механические свойства ВТ8М-1 в КЗ и МВ состояниях при T_k

Состояние	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	$\delta_{\text{равн}}$, %
КЗ	1070±8	1020±9	14,5±0,4	4,4±0,8
МВ, продольное сечение	1290±7	1195±11	9,0±0,8	3,7±0,4
МВ, поперечное сечение	1323±12	1288±14	5,8±0,4	1,5±0,2

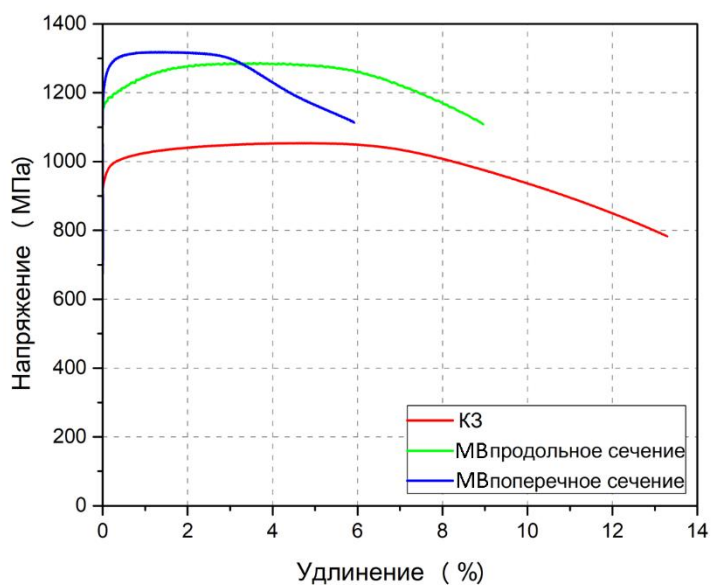


Рисунок 3.12 – Кривые растяжения сплава ВТ8М-1 в состоянии КЗ и МВ при комнатной температуре

Значительная разница в механическом поведении сплава после РК в двух сечениях связана, прежде всего, с формированием ярко выраженной металлографической текстуры при РК, которая представляет собой сильно вытянутую первичную α -фазу вдоль оси прутка, и кристаллографической текстуры, показывающей переориентирование ГПУ решетки таким образом, что базисная плоскость становится параллельной оси прутка. В результате чего в поперечном сечении сформированная структура может сложнее деформироваться, во-первых, из-за меньшего среднего размера структурных элементов, то есть большей плотности границ зерен и соответственно затруднения для движения дислокаций, во-вторых, влияния образованной кристаллографической текстуры. Так пластическая деформация на растяжение на начальном этапе будет отличаться в обоих сечениях. Для этого был проанализирован фактор Шмидта в диапазоне 0,4–0,5 для систем скольжения (СС) $\{10\text{-}10\}$ и $\{0001\}$. В продольном сечении облегченное скольжение будет обеспечиваться до 45 % СС $\{10\text{-}10\}$, а СС $\{0001\}$ подавлено. В поперечном сечении облегченное скольжение будет только за счет 15% СС $\{10\text{-}10\}$ и 12% СС $\{0001\}$ (рисунок 3.13). Распределение фактора Шмидта,

представленное на рисунке 3.13, показывает, что в продольном сечении основными системами скольжения будут призматические. В поперечном сечении – базисная и призматические системы скольжения.

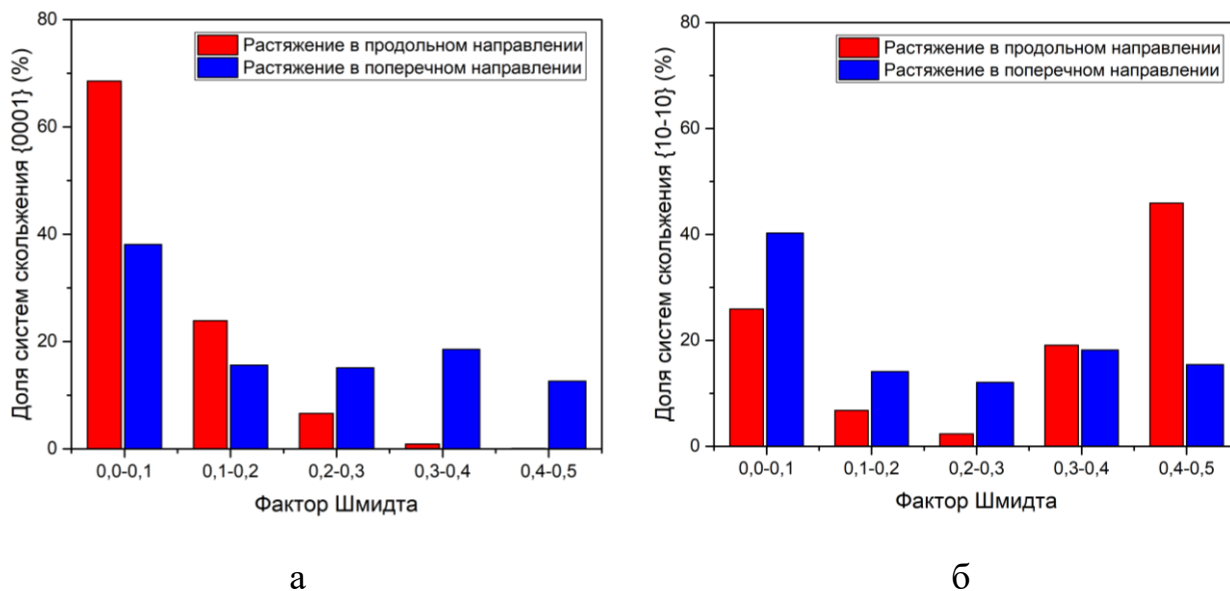


Рисунок 3.13 – Доля систем скольжения {0001} (а) и {10-10} (б) при начальной деформации растяжением в зависимости от фактора Шмидта в структуре сплава ВТ8М-1 после РК

Таким образом применение деформации методом РК позволяет трансформировать структуру из глобулярно-пластинчатой в микроволокнистую, состоящую из сильно вытянутых крупных и мелких зерен, а также мелких равноосных зерен. Такой тип структуры обеспечивает повышение прочности и формирование двух видов текстур одновременно – металлографической и кристаллографической.

Выводы по ГЛАВЕ 3

Анализ микроструктуры и механических свойств титанового сплава BT8M-1, подвергнутого деформации методом РК, показал, что происходит значительное изменение структуры, выражающееся в формировании микроволокнистой структуры с высокими прочностными характеристиками:

1. Деформация методом ротационнойковки приводит к вытягиванию и измельчению структуры сплава BT8M-1. Часть пластин α - и β -фаз подвергается фрагментации и глобуляризации. Первичная α -фаза достаточно сильно формоизменяется и вытягивается в виде волокон вдоль оси прутка. Ротационнаяковка формирует в сплаве BT8M-1 острую металлографическую текстуру вдоль оси прутка, а также кристаллографическую текстуру аксиального типа.

2. Анализ микроструктуры BT8M-1 после РК показал, что процессы деформации в бимодальной структуре происходят неравномерно. Первичная α -фаза либо сохраняет свою целостность, либо подвергается частичной фрагментации, также происходит формирование большого количества МУГ в α_1 -зернах. Пластинчатая составляющая либо вытягивается вдоль оси деформации, либо фрагментируется с образованием мелких зерен со средним размером 0,25 мкм.

3. Ротационнаяковка способствует интенсификации выделения силицидов типа $(\text{TiZr})_6\text{Si}_3$ со средним размером до 100 нм в сплаве BT8M-1, что вероятно, связано с активизацией процессов диффузии циркония и кремния к α/α или α/β границам. Также показано, что силициды S_2 могут формировать цепочки вдоль границ зерен и фаз.

4. Механические свойства BT8M-1 после РК показывают повышение прочностных характеристик на 20–25 % по сравнению с КЗ состоянием с сохранением удовлетворительной пластичности. Анизотропия механических свойств в продольном и поперечном сечениях обусловлена как формированием

острой металлографической, так и кристаллографической текстуры. Также оценка фактора Шмидта показала, что в продольном сечении призматическое скольжение будет доминирующим, в то время как в поперечном сечении облегченное скольжение на начальном этапе деформации будет происходить по СС $\{10\text{-}10\}$ и $\{0001\}$.

ГЛАВА 4. ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МИКРОВОЛОКНИСТОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ8М-1

После анализа микроструктуры, текстуры и механических характеристик микроволокнистого титанового сплава ВТ8М-1 в главе 4 установлено влияние температуры на сформированную микроволокнистую структуру и механические свойства сплава. Исследовано длительное воздействие максимальной рабочей температуры на стабильность микроволокнистой структуры сплава ВТ8М-1.

4.1 Оценка термостабильности микроволокнистого сплава ВТ8М-1 при 500–750 °С

Для оценки термостабильности МВ структуры была проведена серия коротких отжигов в течение часа при 500, 550, 600, 700, 750 °С [73, 74]. Для данного сплава были выбраны температуры выше рабочих поскольку необходимо понимать динамику деградации микроструктуры и механических характеристик и при какой температуре начнутся необратимые изменения, что является важным аспектом в случае температурных забросов при работе ГТД. По результатам часовых отжигов видно, что в структуре после 500 и 550 °С каких-либо изменений не наблюдалось, что свидетельствует о термической стабильности МВ структуры при данных температурах (рисунок 4.1 а-в). Вероятно, миграция межфазных границ в МВ структуре может определяться не только стабильностью β -фазы, но и выделившимися силицидами S_2 по межфазным границам. После отжига при 600 °С в МВ структуре наблюдали единичные укрупнения частиц β -фазы и небольшой прирост объемной доли β -фазы в результате начала процесса собирательной рекристаллизации (рисунок 4.1г).

При 700 и 750 °С происходит рост и глобуляризация частиц β -фазы во всей структуре. Так средний размер частиц составил 0,3 и 0,4 мкм, соответственно (рисунок 4.2). Однако объемная доля с отжигами растет только до 700 °С, далее при 750 °С значение не изменяется и остается около 30 %. При достижении равновесной доли β -фазы в структуре МВ-сплава ВТ8М-1 после отжигов 700 и 750 °С происходит только глобуляризация и рост частиц. Остаточные тонкие пластины после РК, не подвергшиеся дроблению, с повышением температуры либо утолщаются, либо растворяются в пользу укрупняющихся равноосных частиц.

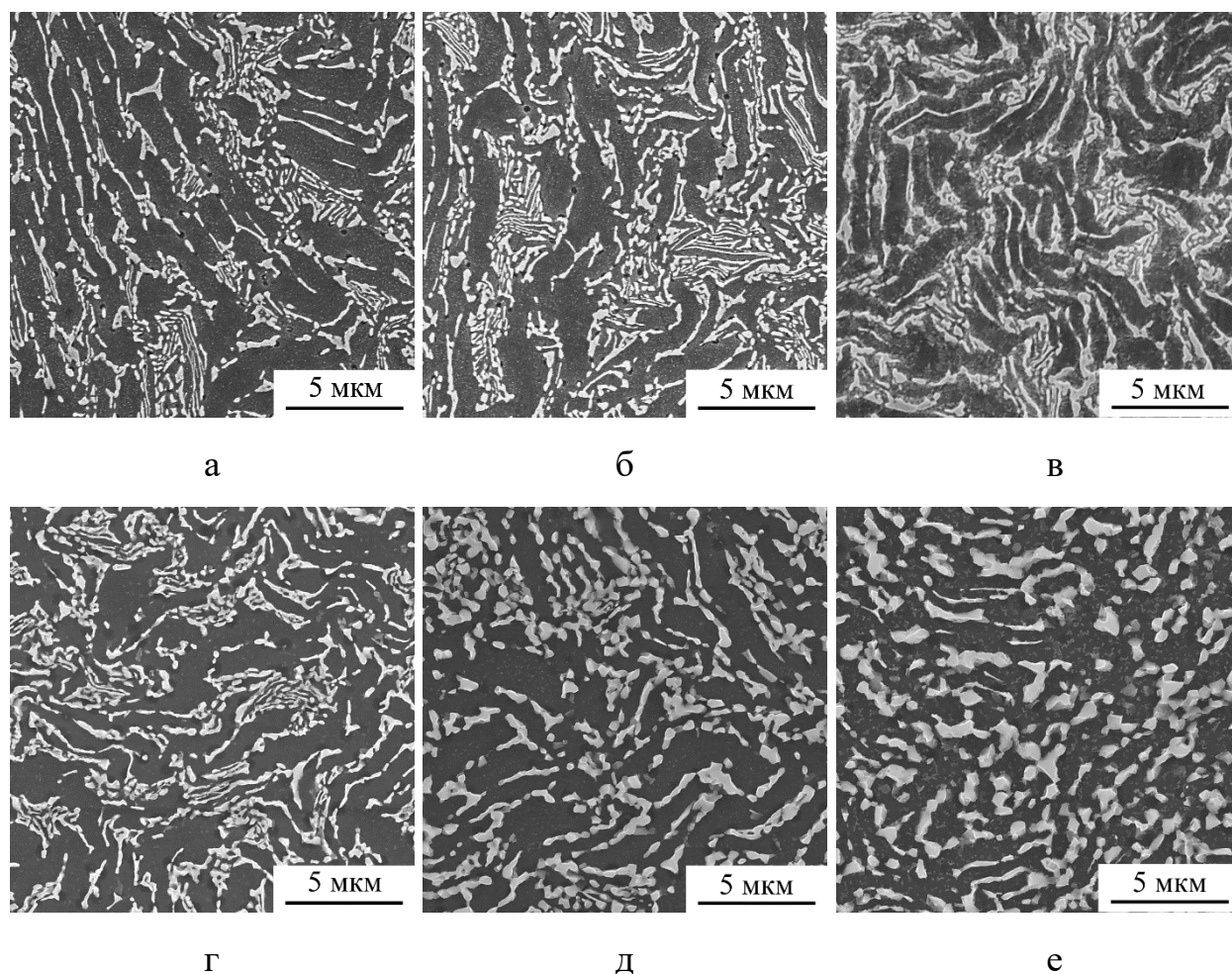


Рисунок 4.1 – Микроструктура сплава ВТ8М-1 после ротационной ковки (а) и отжигов в течение 1 часа (СЭМ): 500 °С (б), 550 °С (в), 600 °С (г), 700 °С (д), 750 °С (е)

Таким образом в МВ структуре сплава ВТ8М-1 при нагреве на 600–750 °С наблюдаются процессы собирательной рекристаллизации, которые приводят к укрупнению β -фазы, что позволяет говорить о начале миграции межфазных границ и диффузии молибдена в оставшуюся β -фазу, что указывает на нестабильность сформированного МВ состояния при достижении 600 °С и выше. Измерение микротвердости состояния РК после отжигов указывает на то, что вплоть до 600 °С не происходит значительных изменений в структуре, связанных с рекристаллизацией, в то время как при 700 °С и выше происходит значительное разупрочнение материала из-за роста структурных элементов. Результаты коротких отжигов для оценки термостабильности МВ структуры показали, что данный сплав без изменения структурных составляющих может сохранять повышенную твердость и выдерживать забросы температур вплоть до 550 °С.

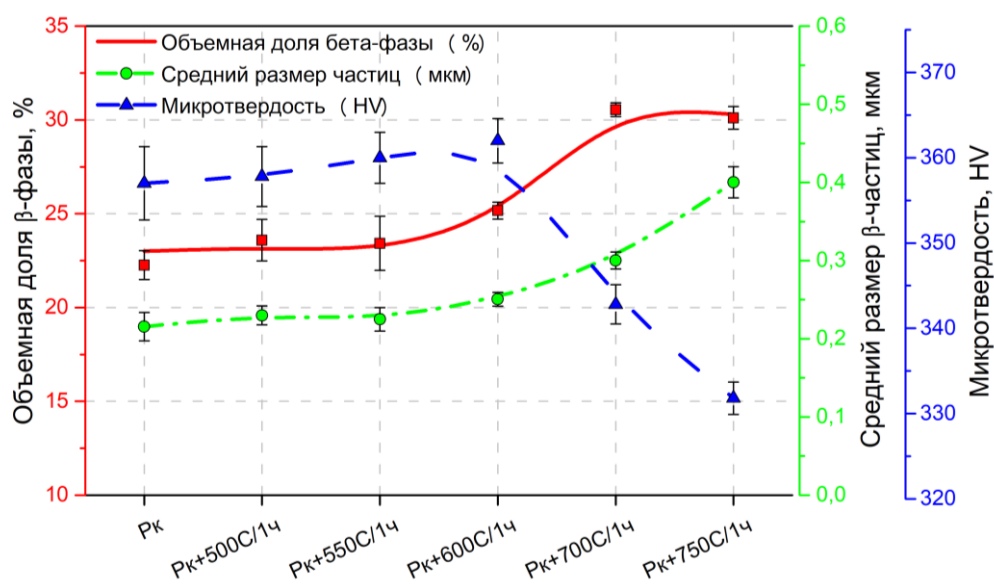
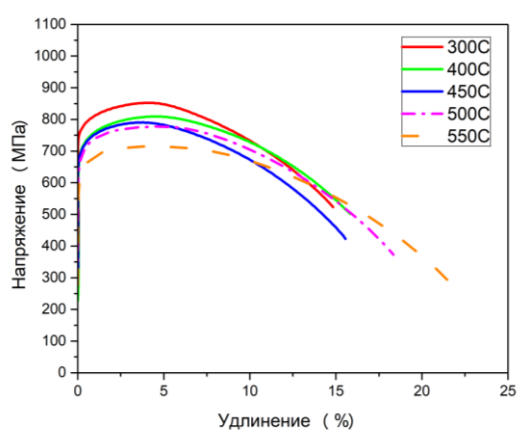


Рисунок 4.2 – Изменение объемной доли, размера частиц β -фазы и твердости после отжигов при 500–750 °С в течение 1 часа в МВ сплаве ВТ8М-1

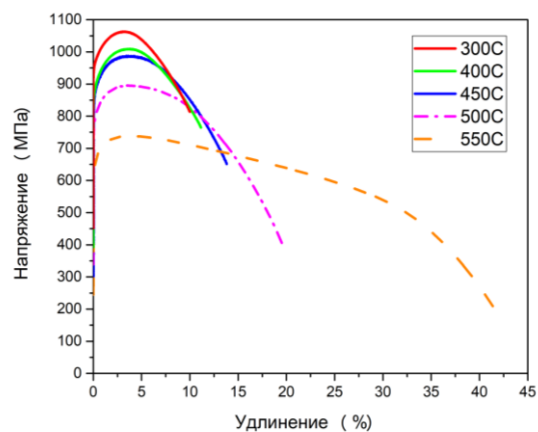
4.2 Механические свойства сплава ВТ8М-1 на растяжение в интервале температур 300–550 °С

Поскольку выше было показано, что вплоть до 550 °С МВ структура не подвергается изменениям при статических часовых отжигах, то для оценки поведения сплава ВТ8М-1 при напряженно-температурных условиях были проведены механические испытания на растяжение в интервале температур 300–550 °С, результаты которых для обоих состояний представлены на рисунке 4.3 [73, 75]. Видно, что МВ сплав ВТ8М-1 обладает более высокими значениями σ_b и $\sigma_{0,2}$ почти на 200 МПа вплоть до 450 °С по сравнению с исходным КЗ состоянием. Далее при температурах 500–550 °С МВ сплав начинает существенно разупрочняться в сравнении с КЗ состоянием. Если при 500 °С разница в прочности сохраняется и составляет 130 МПа между обоими состояниями, то при 550 °С пределы прочности и текучести становятся близкими, при этом заметно возрастает удлинение МВ сплава по сравнению с КЗ сплавом (40 и 20 %, соответственно). По-видимому, создание напряжений при деформации растяжением может способствовать развитию динамической рекристаллизации и более интенсивному укрупнению структурных элементов. Таким образом, ВТ8М-1 после ротационнойковки имеет повышенные прочностные характеристики при температурах до 500 °С, что в случае температурных забросов при эксплуатации является преимуществом перед КЗ сплавом.

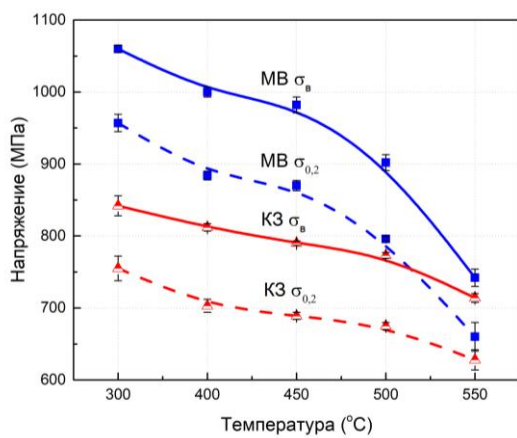
Также было оценено равномерное удлинение с повышением температуры обоих состояний (рисунок 4.3д). Так, в КЗ состоянии $\delta_{\text{равн}}$ незначительно уменьшается в пределах погрешности. Однако для МВ состояния $\delta_{\text{равн}}$ имеет тенденцию роста с 3,1 до 4 %. С одной стороны, увеличение равномерного удлинения $\delta_{\text{равн}}$ повышает вязкость материала при эксплуатации [76, 77], что



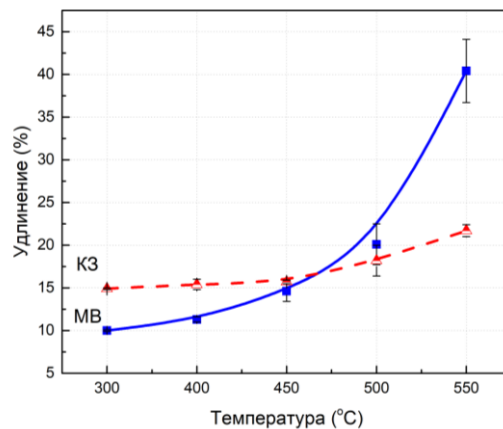
а



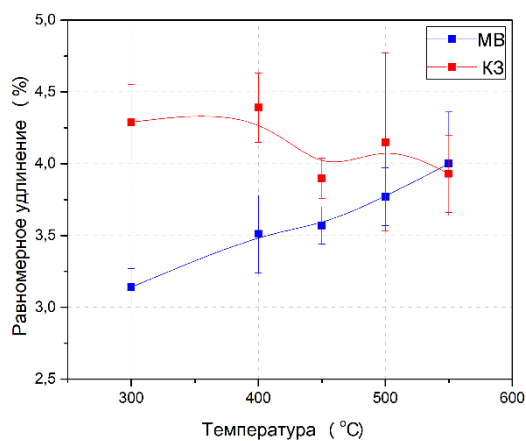
б



в



г



д

Рисунок 4.3 – Кривые растяжения сплава ВТ8М-1 при температурах 300–550 °С в КЗ (а) и МВ (б) состоянии; зависимость прочности (в), удлинения (г) и равномерного удлинения (д) от температуры испытаний

увеличивает надежность изделия с точки зрения распространения трещин, с другой стороны, повышается степень равномерной деформации до локализации деформации в материале. Можно предположить, что повышается подвижность дефектов в структуре и усиливаются процессы возврата, что может повлиять на сопротивление ползучести в сторону его снижения.

Таким образом, измельчение и вытягивание зерен в структуре сплава BT8M-1 высокоскоростной ротационной ковкой приводит к повышению прочности BT8M-1 при температурах 300–500 °С, то есть в температурном диапазоне эксплуатации деталей ГТД [3]. Полученные результаты исследования дают основания прогнозировать повышенную прочность МВ сплава в условиях длительно приложенных напряжений при эксплуатационных температурах.

4.3 Изменение микроструктуры и механических свойств титанового сплава BT8M-1 после длительного температурного воздействия

В титановых сплавах длительная термостабильность микроструктуры связана с тем, что структура не должна подвергаться значительным изменениям, например, рекристаллизации или фазовым превращениям, которые приводят к снижению механических характеристик. Поэтому титановый сплав BT8M-1 подвергался нагревам при максимальной рабочей температуре 450 °С в течение 500 часов в обоих состояниях. Далее оценивалось изменение в микроструктуре и механических свойствах после времени выдержки 50, 100, 200, 300, 400 и 500 часов.

4.3.1 Исследование микроструктуры микроволокнистого и крупнозернистого сплава ВТ8М-1 после длительных отжигов

На рисунках 4.4 и 4.5 представлены микроструктуры сплава ВТ8М-1 в КЗ и МВ состояниях после отжигов в 50–500 ч. Результаты не показывают каких-либо изменений структурных элементов, в частности, в МВ сплаве не происходит рекристаллизации структуры, а β -фаза не подвергается коагуляции и сохраняет свою форму. КЗ состояние также не показывает изменений в микроструктуре [62, 78]. Данные испытания указывает на стабильность микроструктуры сплава в обоих состояниях при 450 °С вплоть до 500 ч.

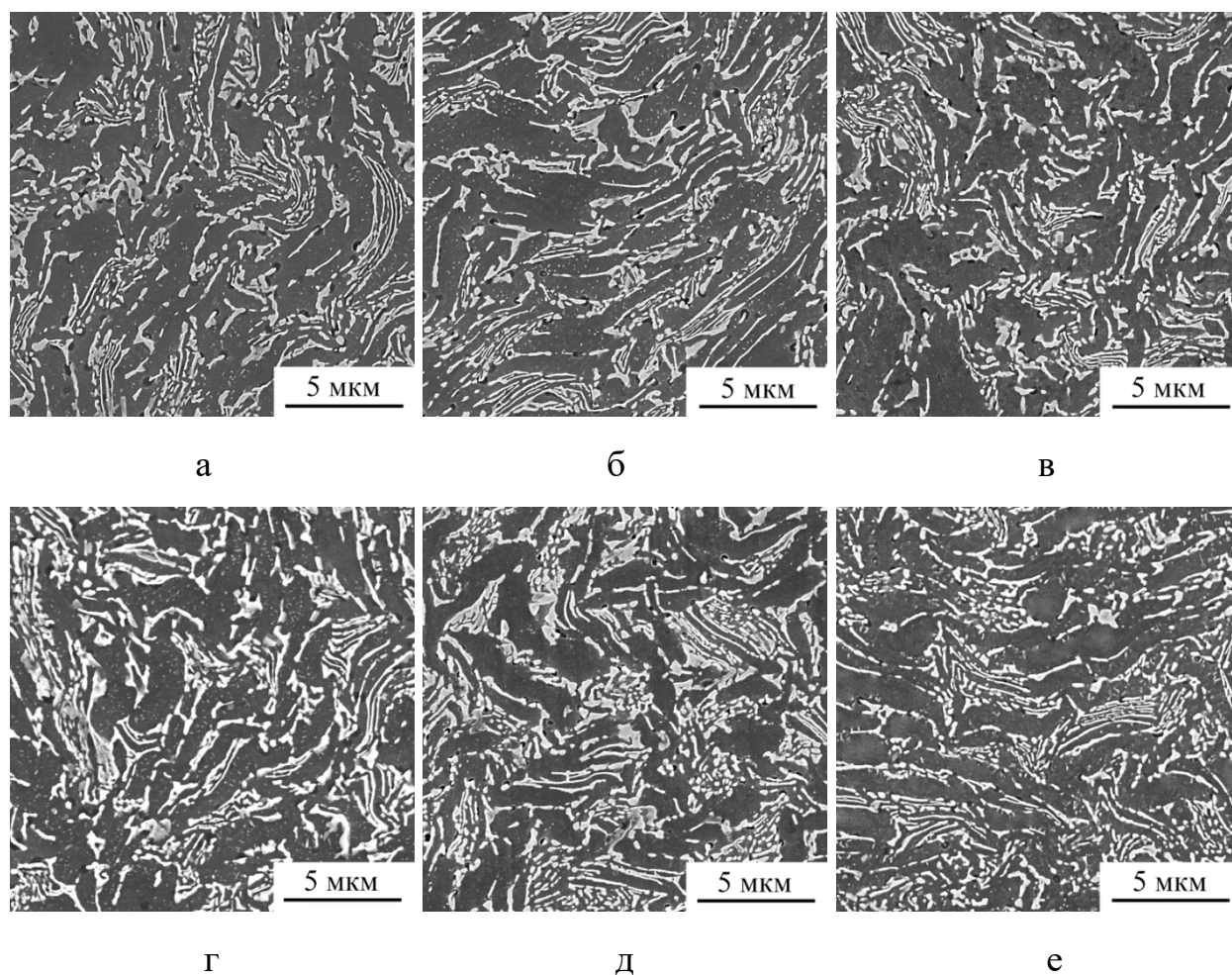


Рисунок 4.4 – Микроструктура МВ сплава ВТ8М-1 после длительных отжигов при 450 °С (СЭМ): 50 ч (а), 100 ч (б), 200 ч (в), 300 ч (г), 400 ч (д), 500 ч (е)

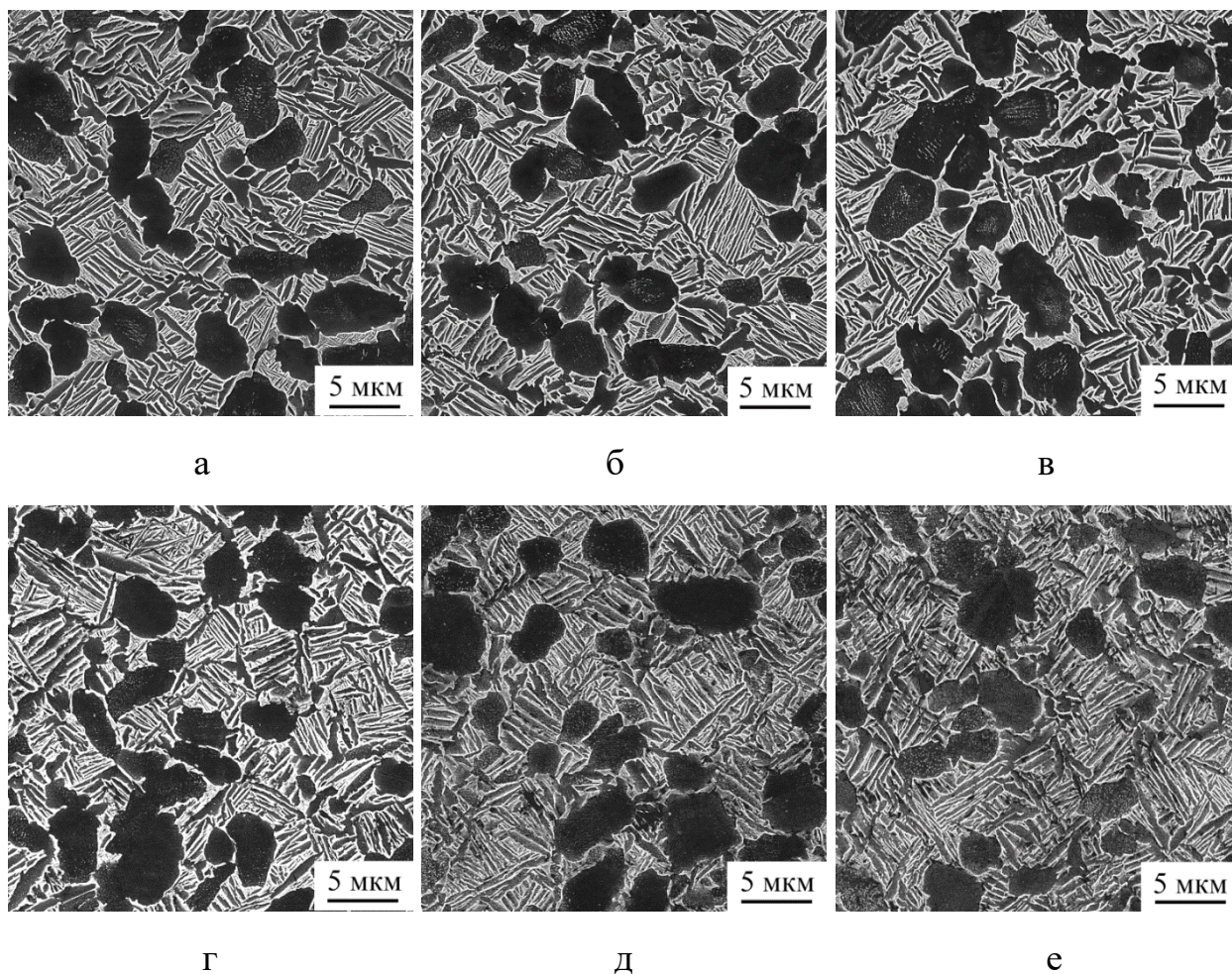
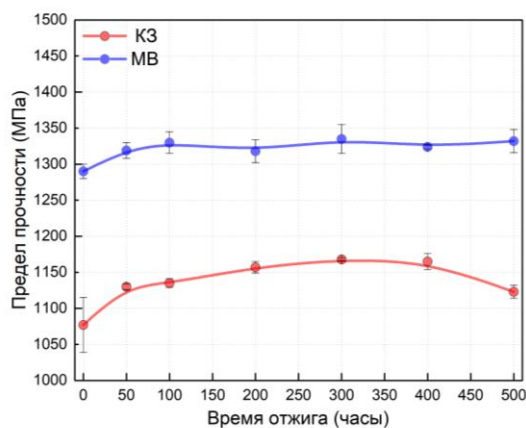


Рисунок 4.5 – Микроструктура КЗ сплава VT8M-1 после длительных отжигов при 450 °С (СЭМ): 50 ч (а), 100 ч (б), 200 ч (в), 300 ч (г), 400 ч (д), 500 ч (е)

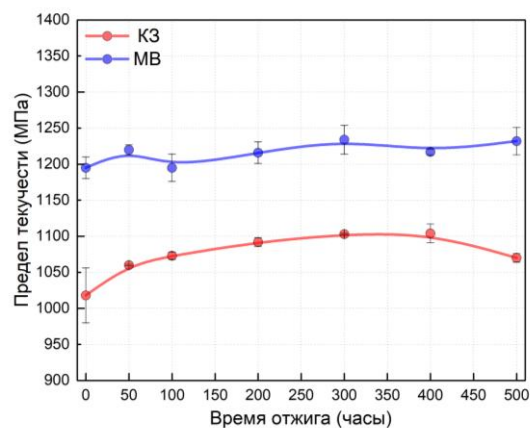
4.3.2 Исследование механических свойств микроволокнистого и крупнозернистого сплава VT8M-1 после длительных отжигов

После длительных нагревов образцы в КЗ и МВ состояниях были подвергнуты механическим испытаниям на растяжение. Длительный отжиг КЗ состояния с увеличением времени выдержки вплоть до 300 часов показал рост прочности, дальнейшая выдержка приводит к снижению прочностных характеристик сплава (рисунок 4.6 и таблица 4.1). После 300 часов отжига предел прочности повышается на 100 МПа по сравнению с исходным состоянием

(рисунок 4.6а, б). В то же время относительное удлинение до разрушения и равномерное удлинение начинают снижаться только после 100 часов выдержки и имеют минимальное значение после 300 часов отжига (рисунок 4.7). При выдержке в течение 400 и 500 часов наблюдалось разупрочнение. Такое поведение можно объяснить низкотемпературным процессом распада $\beta_0 \rightarrow \alpha + \beta_2$ при длительном нагреве при 450 °С: начальное повышение прочности и снижение пластичности обусловлено выделением мелкой дисперсной третичной α -фазы, затем происходит рост и уширение α_{III} , что приводит к обратному эффекту. Упрочнение в МВ сплавe наблюдается только после 50–100 ч на 30 МПа. Дальнейший отжиг не приводит к подобным КЗ сплаву изменениям в прочности [62, 75].



а



б

Рисунок 4.6 – Зависимость механических свойств сплава ВТ8М-1 при растяжении в КЗ и МВ состояниях от длительности выдержки в интервале от 0 до 500 часов при температуре 450 °С: предел прочности (а), предел текучести (б)

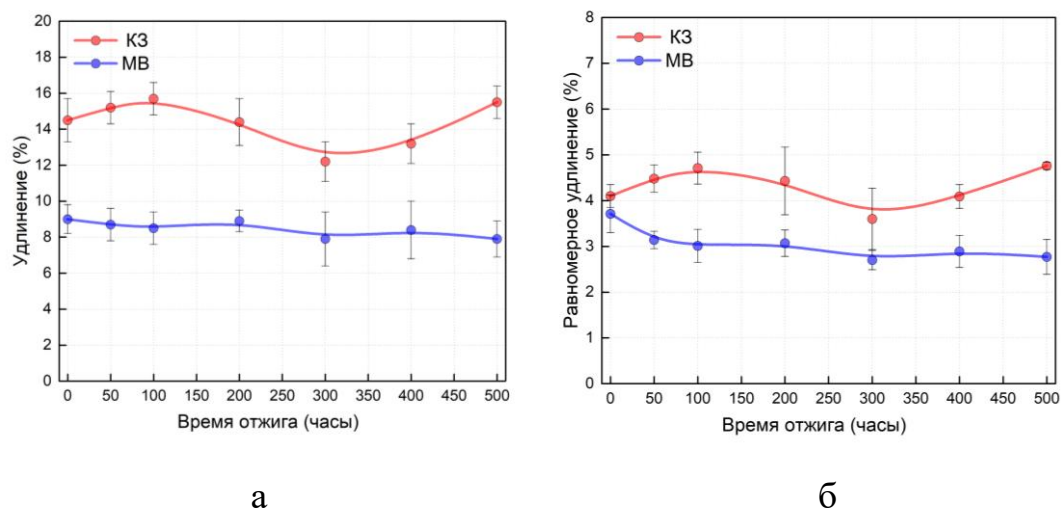


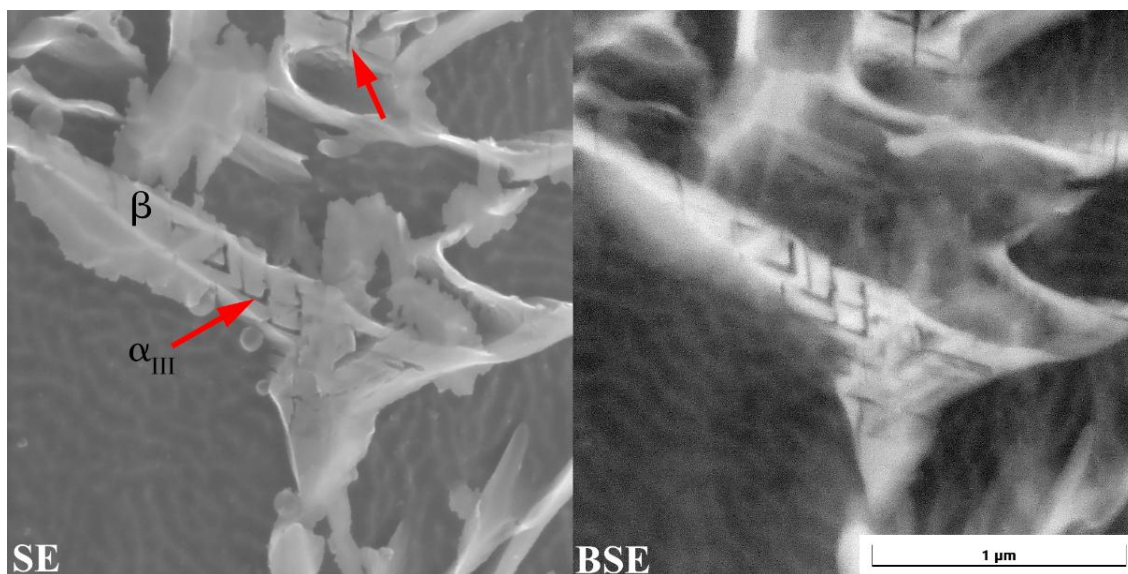
Рисунок 4.7 – Зависимость механических свойств сплава VT8M-1 при растяжении в КЗ и МВ состояниях от длительности выдержки при температуре 450 °С: удлинение до разрушения (а), равномерное удлинение (б)

Таблица 4.1 – Механические свойства титанового сплава VT8M-1 в КЗ и МВ состояниях после длительного отжига при 450 °С

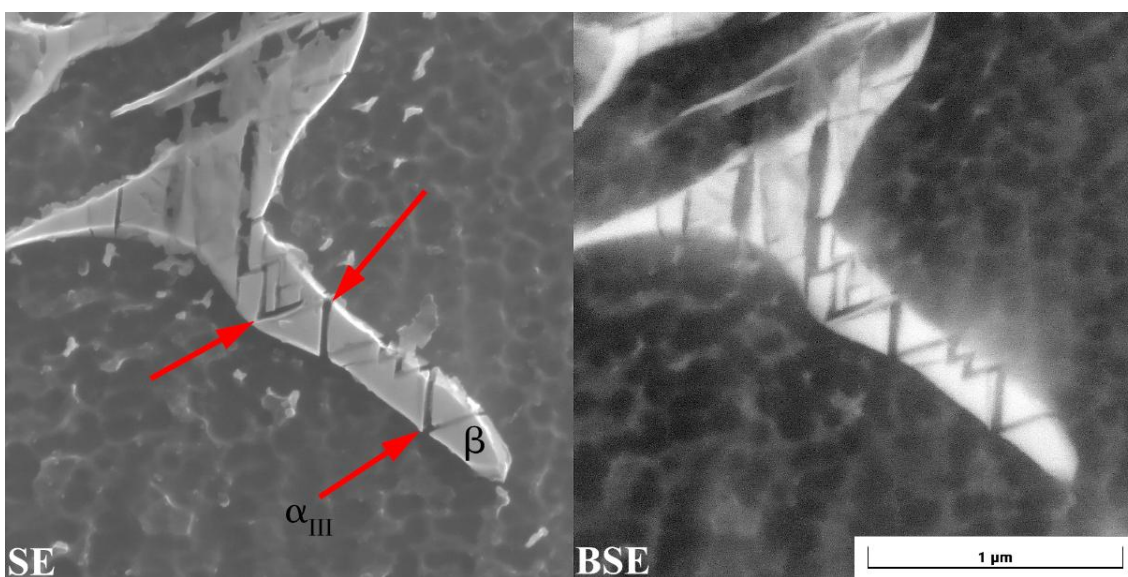
Состояние	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	$\delta_{\text{равн}}$, %
КЗ, 50 ч	1130±4	1060±1	15,2±0,9	4,48±0,30
КЗ, 100 ч	1135±6	1073±6	15,7±0,9	4,71±0,35
КЗ, 200 ч	1155±8	1093±6	14,4±1,3	4,43±0,74
КЗ, 300 ч	1169±2	1103±1	12,2±1,1	3,60±0,67
КЗ, 400 ч	1165±11	1104±13	13,2±1,1	4,09±0,26
КЗ, 500 ч	1123±9	1070±6	15,5±0,9	4,76±0,08
МК, 50 ч	1319±11	1220±7	8,7±0,9	3,14±0,19
МК, 100 ч	1330±15	1195±19	8,5±0,9	3,01±0,36
МК, 200 ч	1319±16	1216±16	8,9±0,6	3,07±0,29
МК, 300 ч	1335±20	1234±20	7,9±1,4	2,70±0,21
МК, 400 ч	1324±4	1217±4	8,4±1,6	2,89±0,35
МК, 500 ч	1332±16	1232±19	8,0±1,0	2,77±0,38

4.4 Исследование особенностей микроструктуры микроволокнистого и крупнозернистого сплава ВТ8М-1 после длительных отжигов

На рисунке 4.8 показана α_{III} -фаза в тонкой вытянутой β -фазе в КЗ сплаве после 300 и 500 ч отжига. Если после 300 ч в основном наблюдается тонкая α_{III} -фаза шириной около 17 нм, то после 500 ч появляются более широкие укрупненные пластины α_{III} -фазы с размером 25–30 нм, некоторые из них достигают размеров 40–50 нм. Исследование термостабильности МВ состояния не показывает значительных скачков в прочности и пластичности по сравнению с КЗ состоянием. Предел текучести и относительное удлинение изменяются незначительно при длительных отжигах. Также образование α_{III} -фазы в сплаве после РК отличается от КЗ сплава. В МВ состоянии формирование мелких пластин α_{III} -фазы практически подавлено [72]. Их образование в мелких частицах β -фазы носит единичные случаи, как показано на рисунке 4.9. Таким образом, кинетика выделения и роста третичной α -фазы при температурном воздействии с различной длительностью выдержки показывает, что в КЗ сплаве происходит выделение тонкопластинчатой наноразмерной α_{III} -фазы в прослойках β -фазы размером от 200 нм и выше. Сначала происходит образование тонких пластин α_{III} -фазы с размером до 20 нм. Длина данных пластин ограничена границами β -фазы либо уже образованными α_{III} -пластинами. Далее с увеличением времени выдержки до 500 ч начинается уширение отдельных пластин до 25–35 нм. Оценка изменения механических свойств, таких как прочности и пластичности, также показала корреляцию с кинетикой выделения α_{III} -фазой. Достаривание β -фазы за счет выделения мелкопластинчатой α_{III} -фазы приводит к дополнительному упрочнению сплава.

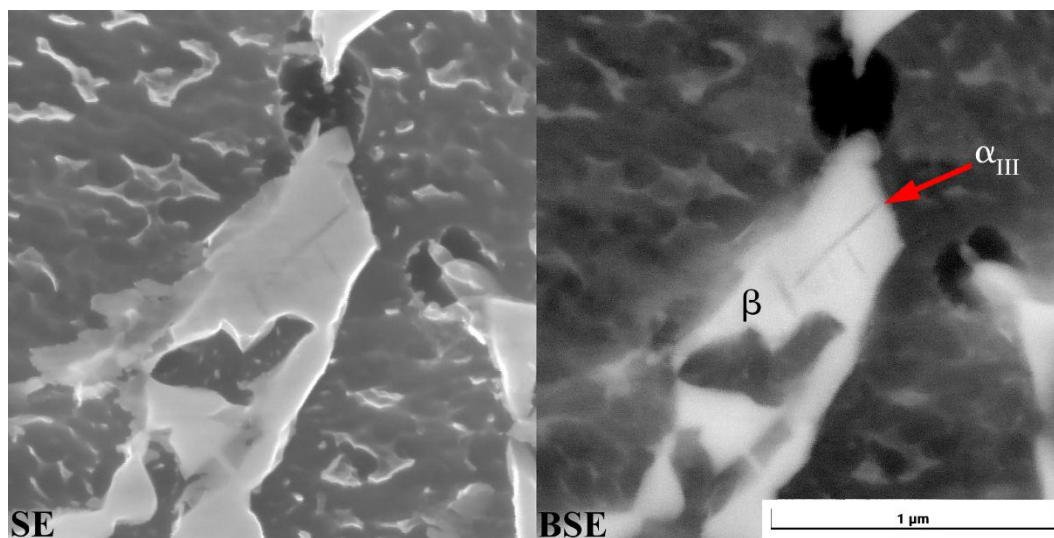


а

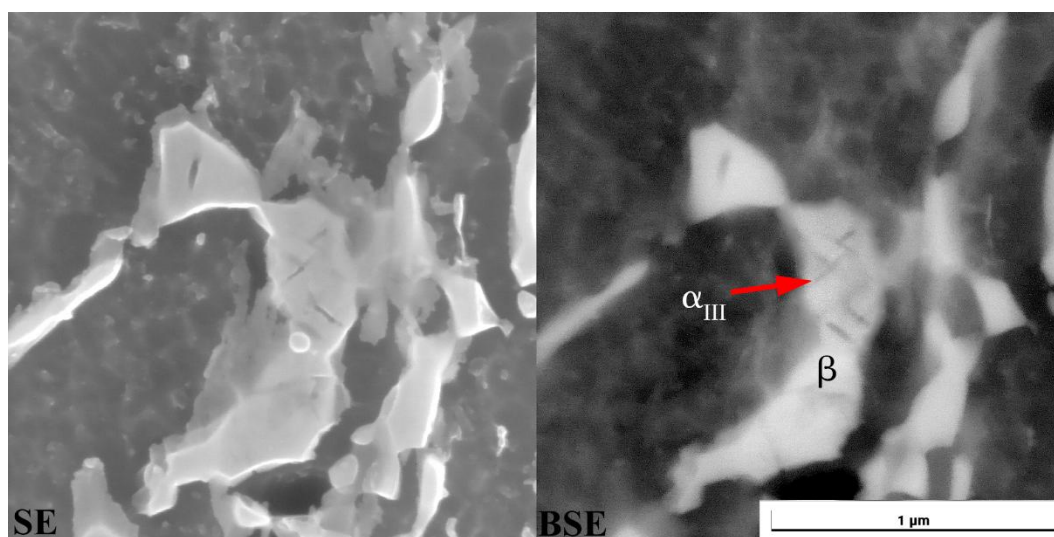


б

Рисунок 4.8 – Микроструктура КЗ сплава ВТ8М-1 после отжига при 450 °С в 300 ч (а) и 500 ч (б) (СЭМ)



а



б

Рисунок 4.9 – Микроструктура МВ сплава ВТ8М-1 после отжига при 450 °С в 50 ч (а) и 500 ч (б) (СЭМ)

Далее была исследована микроструктура МВ и КЗ сплавов после длительного отжига при 450 °С в течение 500 ч на ПЭМ. В МВ состоянии до и после отжигов не наблюдается значительных изменений в структуре. Границы зерен стали более четкими, произошел частичный возврат, что видно по свободным от дислокаций зернам. Структура также представляет из себя вытянутые крупные зерна первичной α -фазы и смесь мелких зерен $\alpha+\beta$ с размером 200–300 нм

(рисунок 4.10а). Наблюдаются не фрагментированные прослойки β -фазы (рисунок 4.10б). В результате отжига в 500 ч β -фаза осталась без изменений, то есть не происходило коагуляции частиц и не наблюдалось выделений третичной α -фазы. В тоже время в КЗ состоянии в достаточно широких областях, состоящих из β -фазы, с размерами от 0,3 мкм и выше происходит образование мелкой α_{III} -фазы (рисунок 4.11). На рисунке 4.11 в, г представлена карта распределения молибдена в β -фазе, где четко показаны пластины α_{III} -фазы с низким содержанием молибдена.

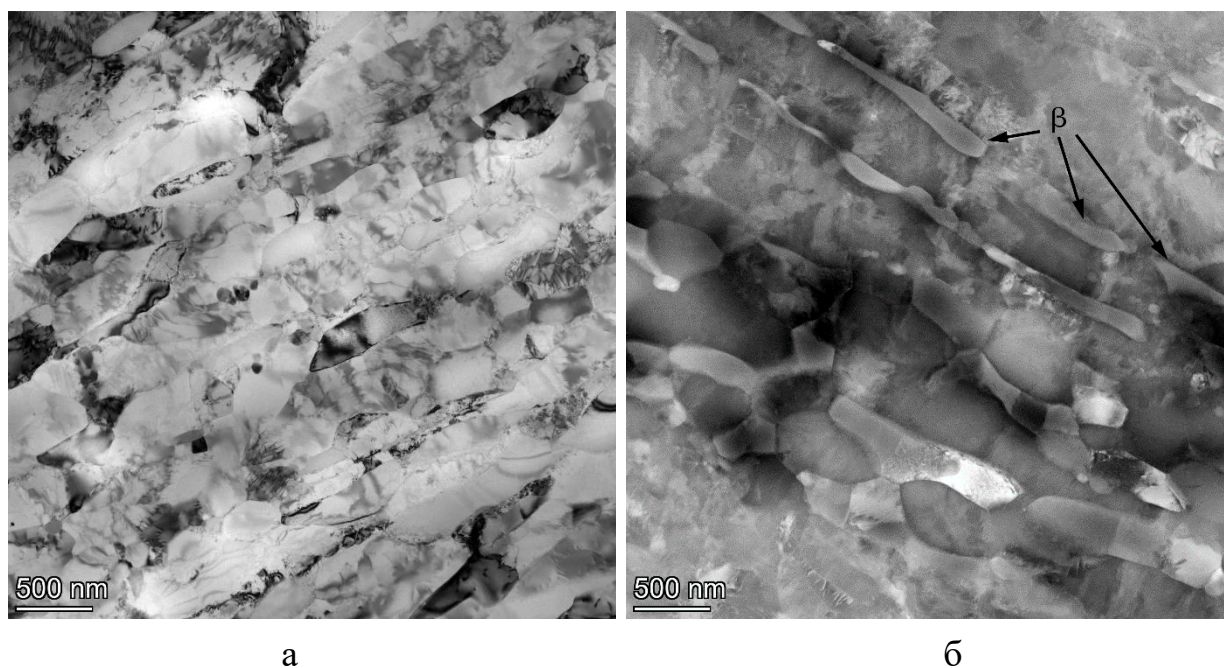


Рисунок 4.10 – Микроструктура МВ сплава VT8M-1 после 500 ч: светлое поле (а), HAADF-режим (б) (ПЭМ)

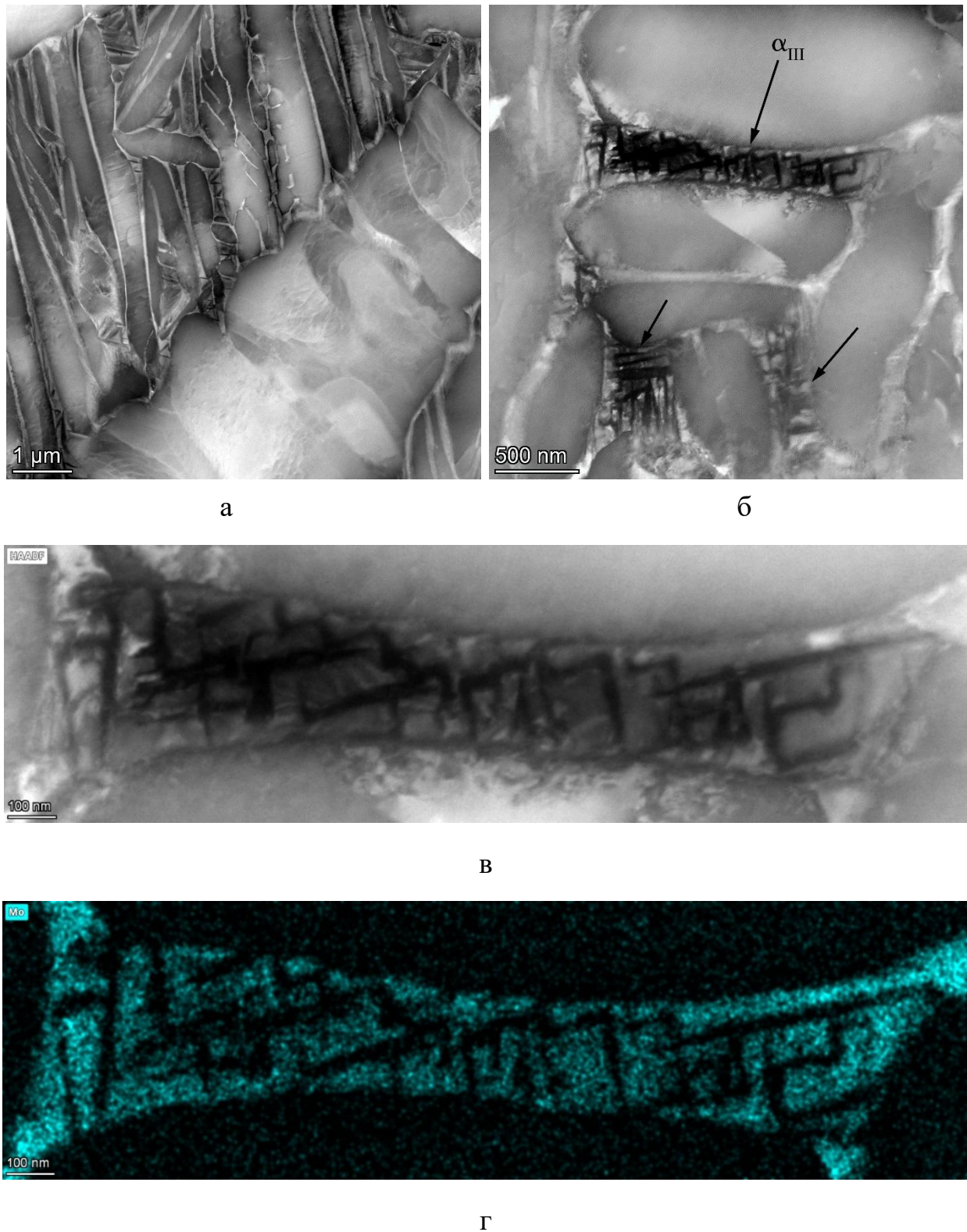


Рисунок 4.11 – Микроструктура КЗ сплава ВТ8М-1 после 500 ч (ПЭМ): светлое поле (а), HAADF-режим (б) и карта распределения молибдена в β -фазе (в, г)

Поскольку в МВ сплаве выделение α_{III} -фазы в β -фазе при длительных отжигах при 450 °С не происходит в отличие от стандартной КЗ структуры, то был проведен отжиг сплава, подвергнутого РК, при температуре старения двухфазных титановых сплавов. Традиционное старение титановых сплавов проводится в диапазоне температур 550–700 °С с длительностью 2–8 часов [13, 34]. В данном случае отжиг проводился при 600 °С с длительностью 6 ч.

Результаты исследования микроструктуры МВ состояния после отжига при 600 °С показали, что в сплаве проходит несколько процессов, а именно, активно начинает протекать рекристаллизация (рисунок 4.12а, б), то есть формируются равноосные зерна свободные от дислокаций и происходит полигонизация с образованием ячеистых дислокационных структур (рисунок 4.12в). В тоже время в структуре β -фаза не подвергается старению, то есть остается сплошной без выделения тонкопластинчатой α_{III} -фазы. В некоторых областях образца наблюдается направленная структура, обусловленная расположением фрагментированных прослоек β -фазы. Подобная направленность структуры была в сплаве уже после ротационнойковки, что обусловлено направлением пластического течения металла при деформировании.

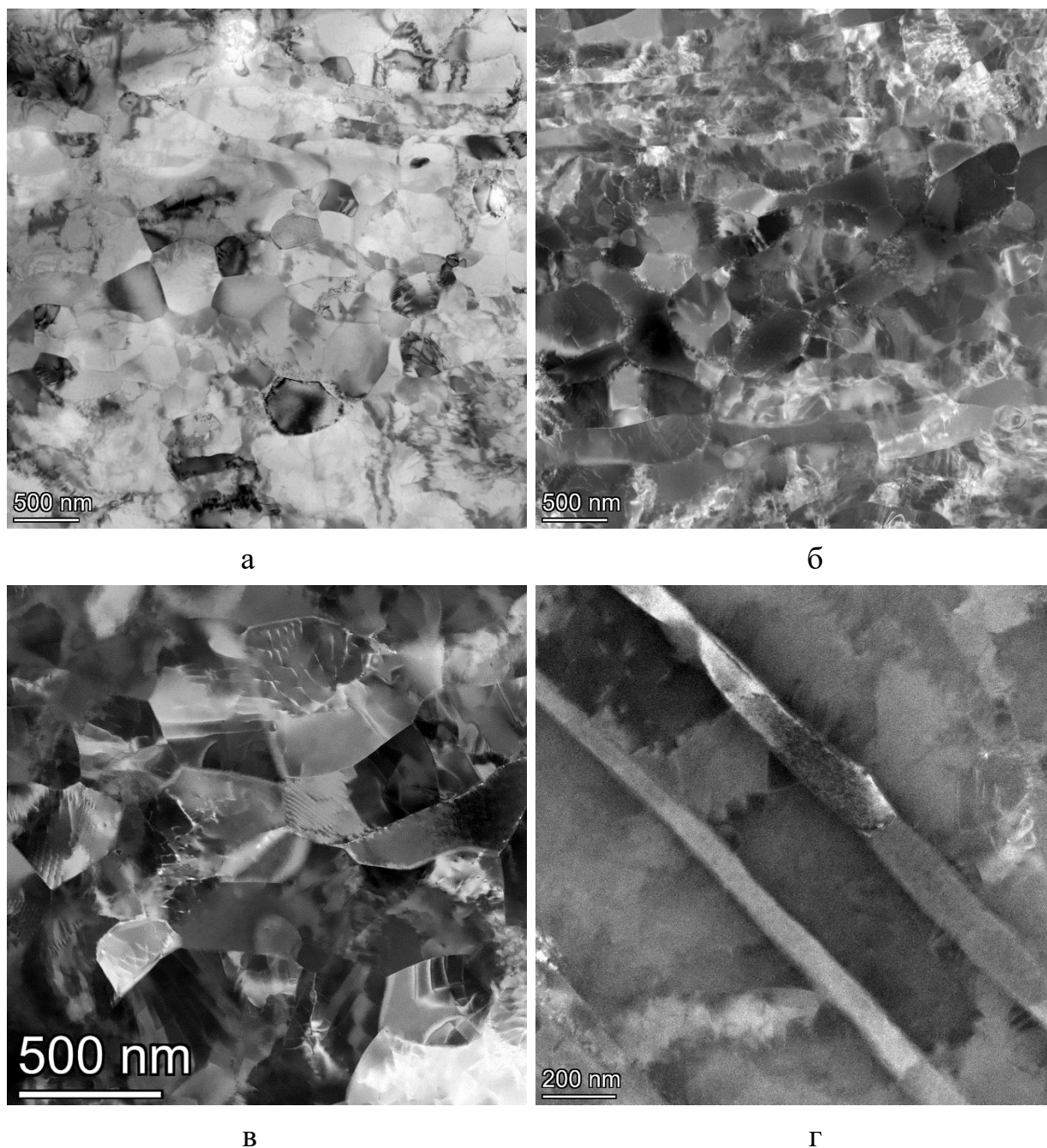


Рисунок 4.12 – Микроструктура МВ сплава ВТ8М-1 после 600 °С 6 ч (ПЭМ): светлое поле (а), HAADF-режим (б, в, г)

Результаты отжигов сплава ВТ8М-1 показывают, что в КЗ состоянии образование α_{III} -фазы может происходить при низкотемпературном отжиге. В тоже время в МВ состоянии старение сплава подавлено как при длительном статическом отжиге в 450 °С, так и при стандартных условиях старения. Для определения возможной причины такого разного поведения между обоими состояниями была

оценена объемная доля β -фазы в структуре. Так, в КЗ сплаве доля β -фазы составляет 27–29 %, а в сплаве после РК ее доля уменьшается до 21–23 %. Поскольку деформация методом РК значительно фрагментирует β -пластины, то вполне вероятно, что в местах зарождения канавок на межфазной поверхности происходит частичное растворение β -пластин и вследствие этого их сфероидизация. При этом, молибден как β -стабилизатор, скорее всего, будет перераспределяться в оставшейся β -фазе, тем самым, в ней будет повышаться концентрация молибдена. Следовательно образование третичной α -фазы может быть затруднено в β -фазе в МВ состоянии из-за более высокой концентрации молибдена и, соответственно, большей стабильности самой β -фазы.

Выводы по ГЛАВЕ 4

1. Оценка термической стабильности сплава ВТ8М-1 с МВ структурой при температурах 500–750 °С в течение 1 часа показала, что вплоть до 550 °С структура сплава сохраняется неизменной. При 600 °С начинается локальный рост β -фазы, что связано с началом рекристаллизации структуры и миграцией межфазных границ. При 700–750 °С во всей структуре происходит собирательная рекристаллизация. Наблюдается рост β -фазы до 0,4 мкм и увеличение ее объемной доли до 30 %.

2. Механические испытания на растяжение в интервале температур 300–550 °С показали, что МВ сплав ВТ8М-1 обладает повышенными значениями прочности на 200 МПа вплоть до 450 °С по сравнению с КЗ состоянием. Далее при температурах 500–550 °С МВ сплав начинает разупрочняться в сравнении с КЗ сплавом. Вплоть до 500 °С сохраняются повышенные на 130 МПа прочностные характеристики между обоими состояниями, что в случае температурных забросов при эксплуатации является преимуществом перед КЗ сплавом.

3. Проведенные длительные статические отжиги с временем выдержки в интервале 50–500 часов при температуре 450 °С для обоих состояний показали, что КЗ и МВ структуры имеют высокую термостабильность вплоть до 500 часов отжига. Выявлено, что в КЗ состоянии происходит низкотемпературный распад β -фазы с выделением мелкопластинчатой третичной α -фазы в β -прослойках. В МВ состоянии достаривание сплава за счет выделения третичной α -фазы остается подавленным.

4. Испытания на растяжение образцов сплава ВТ8М-1 после длительных статических отжигов с временем выдержки 50–500 часов при температуре 450 °С выявили разницу между КЗ и МВ состояниями. Так, длительный отжиг КЗ состояния приводит к росту прочности на 100 МПа до 300 часов выдержки, дальнейший отжиг до 500 часов приводит к снижению прочностных характеристик сплава. Относительное удлинение до разрушения и равномерное удлинение имеют схожую тенденцию с изменением прочности сплава при отжиге. Механические характеристики РК состояния после длительных статических отжигов практически не изменяются, что связано с отсутствием фазовых превращений в структуре в отличие от КЗ состояния.

ГЛАВА 5. АНАЛИЗ СОПРОТИВЛЕНИЯ ПОЛЗУЧЕСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ8М-1 В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР 350–450 °С

Исследование термической стабильности сплава ВТ8М-1 показало, что сформированная МВ структура способна выдерживать длительные статические испытания при температуре 450 °С без каких-либо значительных изменений или деградации микроструктуры и механических свойств. Такие результаты указывают на то, что МВ состояние, полученное методом РК, имеет высокую термическую стабильность. Кроме того, механические испытания на растяжение в интервале температур 300–550 °С, которые приводятся в главе 4 и демонстрируют сохранение повышенных механических характеристик вплоть до 500 °С МВ состояния по сравнению с КЗ сплавом, также доказывают, что сплав ВТ8М-1 после РК сохраняет термическую стабильность и способен работать под нагрузкой при температуре. Однако для полноценного понимания того, как будет изменяться микроструктура в МВ сплаве ВТ8М-1, и насколько он будет термостабилен при испытаниях близких к эксплуатационным, результатов, представленных в предыдущих главах диссертации, недостаточно. Необходимо, прежде всего, определить его предельные условия эксплуатации и прогнозировать механическое поведение сплава при температуре. Для этого в главе 5 представлены результаты исследования сопротивления ползучести сплава в МВ и КЗ состояниях и микроструктурные изменения, которые происходят при условиях близких к эксплуатационным.

5.1 Сопротивление ползучести сплава ВТ8М-1 в крупнозернистом и микроволокнистом состоянии

При анализе зависимостей «напряжение–линейная скорость ползучести» были определены показатели напряжения n (формула 5.1). В классическом представлении данная зависимость имеет вид:

$$\dot{\varepsilon} = A\sigma^n e^{\left(-\frac{Q}{RT}\right)}, \quad (5.1)$$

где A – константа;

R – универсальная газовая постоянная, 8,31 Дж/(моль·К);

n – степенной показатель напряжения;

Q – кажущаяся энергия активации.

Степень напряжения n определялась на графике $\log \dot{\varepsilon} - \log \sigma$ как линейный коэффициент наклона кривой. Однако показатель степени напряжения n часто имеет завышенные значения для двухфазных и жаропрочных сплавов (> 7) по сравнению с чистыми металлами и однофазными сплавами [24, 48, 80-82]. Для этого можно применить модифицированную зависимость с учетом пороговых напряжений:

$$\dot{\varepsilon} = A(\sigma - \sigma_0)^p e^{\left(-\frac{Q^*}{RT}\right)}, \quad (5.2)$$

где σ_0 – пороговое напряжение, МПа;

p – истинный степенной показатель напряжения;

Q^* – кажущаяся энергия активации, кДж/моль.

Пороговое напряжение можно оценить графически путем построения зависимости $\dot{\varepsilon}^{1/p} - \sigma$ в линейных координатах [79, 82-84]. Коэффициент p подбирается в диапазоне 4–6 для наилучшего соответствия линейной аппроксимации с минимальным разбросом. График экстраполируется линейно и

далее находится напряжение при нулевой скорости деформации. Эта точка пересечения является пороговым напряжением σ_0 .

Для определения энергии активации были построены зависимости $\ln(\dot{\epsilon}) - \frac{1}{R \times T}$ при постоянном напряжении и вычислен коэффициент наклона:

$$Q^* = -R \times \frac{\partial \ln(\dot{\epsilon})}{\partial (\frac{1}{T})_{\sigma - \sigma_0}}, \quad (5.3)$$

Расчет активационного объема производился по формуле [29, 85, 86]:

$$V = kT \times \frac{\partial \ln(\dot{\epsilon})}{\partial (\sigma - \sigma_0)} \quad (5.4)$$

где k – постоянная Больцмана.

По результатам испытаний на ползучесть сплава ВТ8М-1 для обоих состояний были построены кривые «напряжение – линейная скорость ползучести» $\log \dot{\epsilon} - \log \sigma$ для трех температур – 450, 400 и 350 °С.

Испытания при максимальной рабочей температуре 450 °С показали, что сплав с МВ структурой имеет более низкое сопротивление ползучести, то есть при идентичном нагружении обоих состояний скорость ползучести сплава в МВ состоянии выше, что говорит о более активных процессах возврата и диффузии в сравнении с КЗ аналогом [71, 87]. Так, при 450 °С разница в напряжениях между обоими состояниями может достигать 50 МПа и более при одинаковой линейной скорости. Определение коэффициента напряжения показало, что МВ состояние имеет немного пониженное значение n равное 16,5 против 17,4 в КЗ сплаве. Данные отличия могут быть связаны с активацией дополнительных механизмов ползучести, таких как зёрнограничное проскальзывание и более интенсивные диффузионные процессы на границах зерен, поскольку МВ структура кроме сильно вытянутых зерен имеет УМЗ составляющую в виде равноосных и удлиненных зерен. Как было отмечено ранее, жаропрочные сплавы могут показывать завышенные коэффициенты напряжения, ВТ8М-1 при 450 °С также имеет степень напряжения n значительно больше 7, хотя при таком основном механизме

деформации при ползучести, как внутризеренная дислокационная ползучесть, где поведение ползучести контролируется скольжением и переползанием дислокаций, коэффициент n должен находиться в диапазоне 4–7 [47, 88, 89]. При построении зависимости $\dot{\epsilon}^{1/p} - \sigma$ был найден оптимальный истинный коэффициент напряжения p равный 5 для обоих состояний, что говорит о доминирующем механизме ползучести, основанном на дислокационном скольжении и переползании. Новая зависимость $\log \dot{\epsilon} - \log(\sigma^{450^\circ\text{C}} - \sigma_0)$ имеет вид, представленный на рисунке 5.2а.

При 400 °С можно отметить обратную тенденцию на кривых $\log \dot{\epsilon} - \log \sigma$. Сплав с МВ структурой проявляет небольшое превышение сопротивления ползучести по сравнению с КЗ состоянием. Разница между ними составляет около 50 МПа. Также как и в случае 450 °С коэффициент n для МВ состояния оказывается ниже, чем в КЗ сплаве – 9,5 против 11,1. Такое поведение МВ структуры также можно рассматривать с точки зрения влияния той доли УМЗ составляющей, которая была сформирована при РК, на диффузионные процессы на границах УМЗ зерен. Для зависимости $\dot{\epsilon}^{1/p} - \sigma$ истинный коэффициент напряжения p равен 4 для обоих состояний, что также говорит о доминирующем дислокационном механизме ползучести. Зависимость $\log \dot{\epsilon} - \log(\sigma^{400^\circ\text{C}} - \sigma_0)$ имеет вид, представленный на рисунке 5.2б.

Испытание на ползучесть сплава ВТ8М-1 с МВ структурой при 350 °С показывает усиление тенденции в повышении сопротивления ползучести по сравнению КЗ сплавом. Так при сопоставимых линейных скоростях ползучести МВ сплав способен выдержать нагрузки как минимум на 130 МПа больше, чем КЗ аналог. Вероятно, при понижении температуры и, соответственно, снижении процессов диффузии на границах зерен в МВ структуре из-за большого количества границ зерен, повышенной плотности дислокаций и наличия волокнистой первичной α -фазы могут усложняться процессы аннигиляции дислокаций внутри зерен и на границах зерен. Также такой дополнительный механизм деформации,

как ЗГП, в микроволокнистой структуре будет затруднен из-за наличия границ зерен, которые расположены параллельно оси растяжения, поскольку для ЗГП нужны сдвиговые напряжения [29, 90], которые в таких границах будут минимальны. Например, анизотропия ЗГП некоторых сплавов показала, что при низких скоростях деформации вертикальная составляющая смещения зерен на границах, перпендикулярных оси растяжения, больше, чем на границах, параллельных оси растяжения, и на границах, расположенных под углом 45° . При оптимальных и высоких скоростях деформации эта разница уменьшается, и максимальное смещение происходит вдоль границ, расположенных под углом 45° [91]. Таким образом, формирование МВ структуры может способствовать повышению жаропрочности за счет сильно вытянутых границ зерен и межфазных границ. Приблизительная оценка доли таких границ зерен составляет 20 %, что позволяет говорить о их значительном влиянии на сопротивление ползучести.

Так же, как и при 400–450 °С, степенной показатель напряжения n во время испытаний при температуре 350 °С для обоих состояний оказался значительно выше 7. Коэффициент был практически одинаковым и составил 14 и 13,7 для МВ и КЗ состояния соответственно. Нахождение истинного коэффициента напряжения p по зависимости $\dot{\epsilon}^{1/p} - \sigma$ показало значение равное 5 для обоих состояний, что говорит о доминирующем механизме ползучести, основанном на дислокационном скольжении и переползании. Новая зависимость $\log \dot{\epsilon} - \log(\sigma^{350^\circ\text{C}} - \sigma_0)$ имеет вид, представленный на рисунке 5.2в.

После установления зависимостей $\log \dot{\epsilon} - \log \sigma$ в температурном интервале 350–450 °С было оценено соотношение между напряжением ползучести при скорости 10^{-3} %/ч (далее обозначаемом как σ_v^T) и пределом прочности для обоих состояний. Для КЗ сплава отношение σ_v^T/σ_B плавно снижается с 0,77 до 0,72 с повышением температуры в диапазоне 350–450 °С, в то время как МВ состояние имеет более резкое изменение данного параметра. Так, при 450 °С и 400 °С σ_v^T/σ_B

показывает относительно низкое значение, равное 0,53 и 0,61, соответственно. Однако при 350 °С σ_v^T/σ_B становится равным 0,74, что сопоставимо с результатами КЗ состояния. Как известно [34], для жаропрочных титановых сплавов в их рабочем температурном диапазоне данное соотношение σ_v^T/σ_B находится в пределах 0,65-0,8. Таким образом, результаты оценки кривых $\log \dot{\epsilon} - \log \sigma$ и соотношения σ_v^T/σ_B указывают на то, что сплав ВТ8М-1, подвергнутый деформации методом РК, обладает жаропрочными свойствами вплоть до температур 350 °С, далее начинается достаточно быстрое снижение сопротивления к ползучести. Таким образом, преимущество при эксплуатации сплава с МВ структурой по сравнению с бимодальной крупнозернистой структурой будет проявляться при температурах до 350 °С.

В таблице 5.1 представлены значения пороговых напряжений, определенных по описанной выше методике. Известно, что пороговое напряжение при ползучести – это предельный уровень напряжения, ниже которого скорость деформации ползучести материала становится пренебрежимо малой [79, 81]. Такие напряжения еще называют «напряжениями трения» за счет того, что структуры жаропрочных сплавов создают значительные препятствия на пути движения дислокаций и, тем самым, затрудняют пластическую деформацию.

Если в КЗ состоянии величина σ_0 изменяется незначительно, то в МВ состоянии оценка σ_0 показала увеличение порогового напряжения со снижением температуры испытаний. Близкую тенденцию имеет зависимость σ_v^T/σ_B от температуры, которая отражает степень жаропрочности сплава. Так, если в сплаве с КЗ структурой это соотношение изменяется очень слабо, то для МВ структуры видно, что жаропрочность повышается со снижением температуры. Увеличение пороговых напряжений может указывать на повышение сопротивления ползучести сформированной микроволокнистой структуры, вероятно, из-за ее особенностей в виде сильно вытянутых первичных α -зерен, которые усложняют деформацию

дополнительных механизмов при ползучести в виде ЗГП, и УМЗ равноосных и вытянутых α - и β -зерен, которые дают вклад в прочность материала.

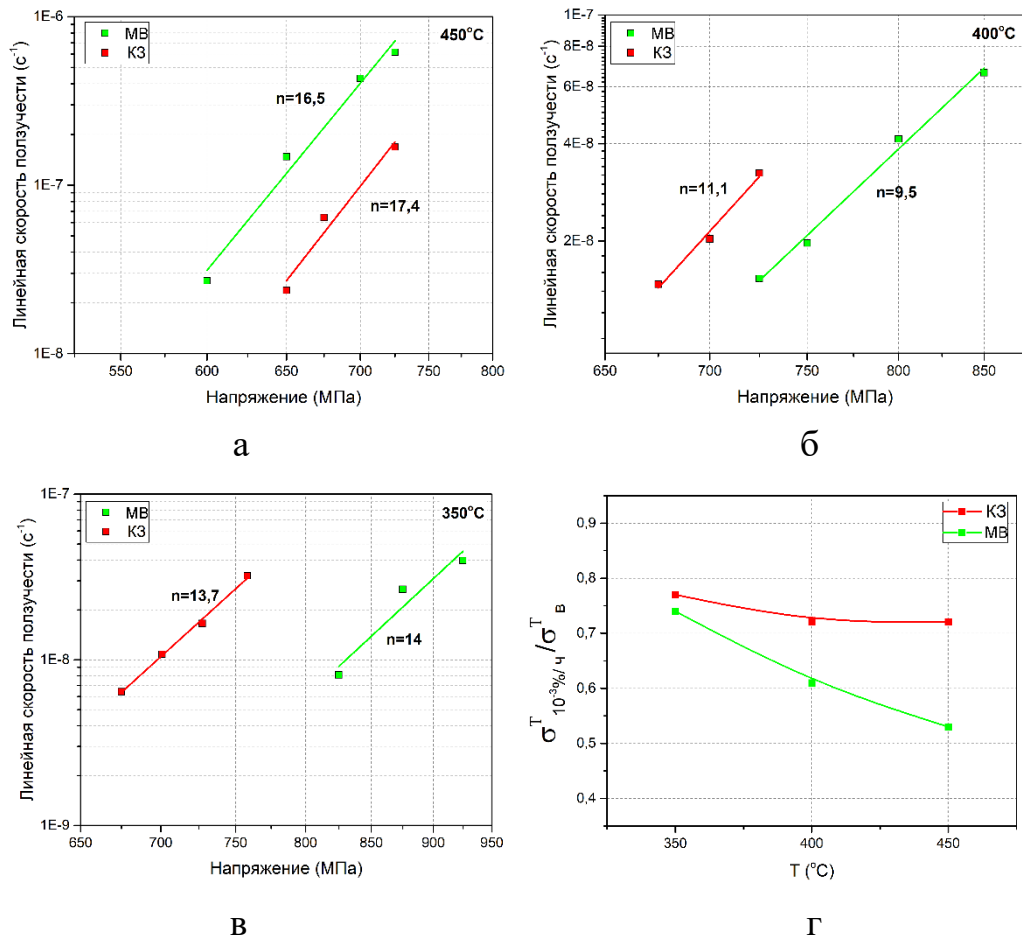


Рисунок 5.1 – Зависимости $\log \dot{\epsilon} - \log \sigma$ сплава BT8M-1 при температурах 450 °С (а), 400 °С (б), 350 °С (в) и соотношение предела ползучести к пределу прочности в исследуемом интервале температур (г)

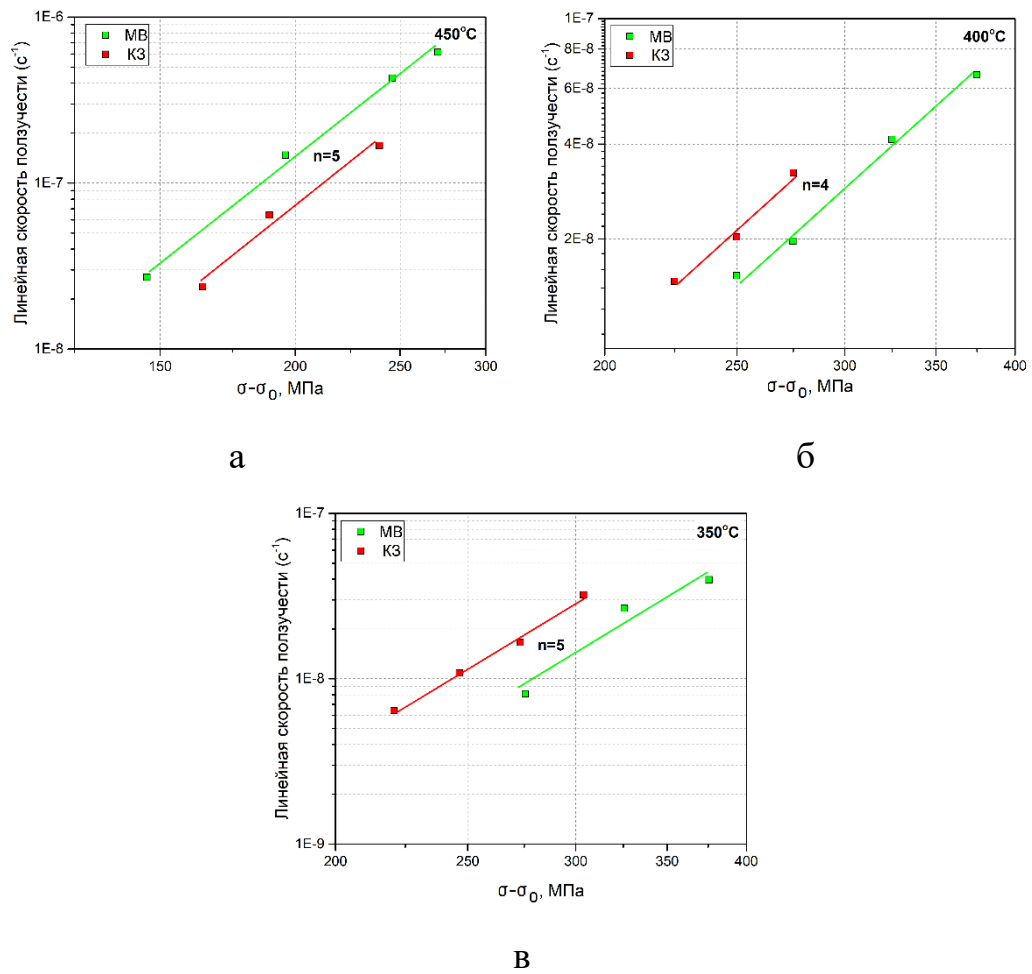


Рисунок 5.2 – Зависимости линейной скорости ползучести от напряжения сплава BT8M-1 при температурах 450 °С (а), 400 °С (б), 350 °С (в) с учетом пороговых напряжений

Таблица 5.1 – Пороговые напряжения в температурном диапазоне 450–350 °С

	σ_0 при 450 °С, МПа	σ_0 при 400 °С, МПа	σ_0 при 350 °С, МПа
КЗ состояние	485	450	455
МВ состояние	455	475	550

Далее были построены зависимости $\ln(\dot{\epsilon}) - \frac{1}{R \times T}$ и определен наклон линейной аппроксимации точек данных (рисунок 5.3). Линейная скорость ползучести

определялась при напряжении 250 МПа во всех температурных испытаниях из графиков на рисунке 5.2. Данное эффективное напряжение соответствует абсолютным величинам напряжений в 700-750 МПа. Результаты расчета кажущейся энергии активации Q^* показали, что для КЗ состояния она равна 109 кДж/моль, а для МВ состояния – 163 кДж/моль (рисунок 5.3). Также был оценен активационный объем для обоих состояний при всех температурах. Результаты представлены в таблице 5.2. Видно, что для обоих состояний порядок величины активационного объема одинаковый, значения также отличаются слабо. При 350 и 400 °С порядок соответствует 10^0 – $10^1 \times b^3$, что приравнивается к механизму переползания дислокаций. При 450 °С порядок величин активационного объема начинает стремиться к 10^1 – $10^2 \times b^3$, что может рассматриваться как механизм скольжения и поперечного скольжения дислокаций. Поскольку величины активационного объема в зависимости от температуры изменяются не значительно, то можно предположить, что механизмом ползучести для ВТ8М-1 в обоих состояниях может являться как переползание, так и скольжение дислокаций.

Таблица 5.2 – Значения активационного объема для обоих состояний

	V при 450 °С	400 °С	350 °С
КЗ состояние	$10,2 \times b^3$	$5,6 \times b^3$	$6,4 \times b^3$
МВ состояние	$10 \times b^3$	$4,9 \times b^3$	$5,2 \times b^3$

Энергия активации ползучести обычно сравнивается с энергией активации для самодиффузии, диффузией элементов сплава и зернограничной диффузией. Измерение энергии активации, проводимое множеством исследователей, показывает, что значения энергии самодиффузии находятся в широком диапазоне (100–350 кДж/моль) для многих условий напряжений и многих типов титановых сплавов [80, 88, 92-98]. Энергия самодиффузии α -Ti также имеет широкий разброс от 123 до 242 кДж/моль [88, 99]. Так, установленная зависимость между энергией

активации при ползучести и энергией активации для самодиффузии показывает, что они имеют прямую корреляцию и фактически равны между собой для большого класса материалов [88]. Расчет энергии зернограницной диффузии показывает еще меньшие значения, чем для самодиффузии альфа-титана – 82–97 кДж/моль [100, 101].

Для сплава ВТ6, который относительно близок по свойствам к ВТ8М-1, при температуре выше 400 °С энергия активации составила около 188 кДж/моль и 250 кДж/моль в зависимости от типа структуры [96] или 185 кДж/моль [97]. Исследование на примере анализа энергии активации с учетом пороговых напряжений показывает, что в случае двухфазных сплавов значения n и Q , как правило, значительно выше, чем для чистых металлов и однофазных сплавов. Однако расчет Q по формулам 5.2 и 5.3, то есть с учетом вклада пороговых напряжений, дает значения близкие к значениям для самодиффузии внутри материала [81].

Таким образом, определение кажущейся энергии активации Q^* для обоих состояний показало, что их величины находятся в удовлетворительной корреляции со значениями энергии активации для самодиффузии титана и ВТ6, что согласуется с утверждением о том, что ползучесть, как диффузионно-активируемый процесс, контролируется дислокационным механизмом деформации в рассматриваемом интервале температур. В отличие от УМЗ / нано-структурированных материалов, у которых энергия Q оказывается меньше значений чем у КЗ состояния и приближается к величине энергии зернограницной диффузии, для МВ структуры наблюдается обратная тенденция, что, во-первых, может говорить о меньшей активизации ЗГП при деформации во время ползучести, а во-вторых, о замедлении/усложнении диффузионных процессов при ползучести за счет формирования такого типа структуры, что в конечном итоге приводит к повышению жаропрочности сплава ВТ8М-1.

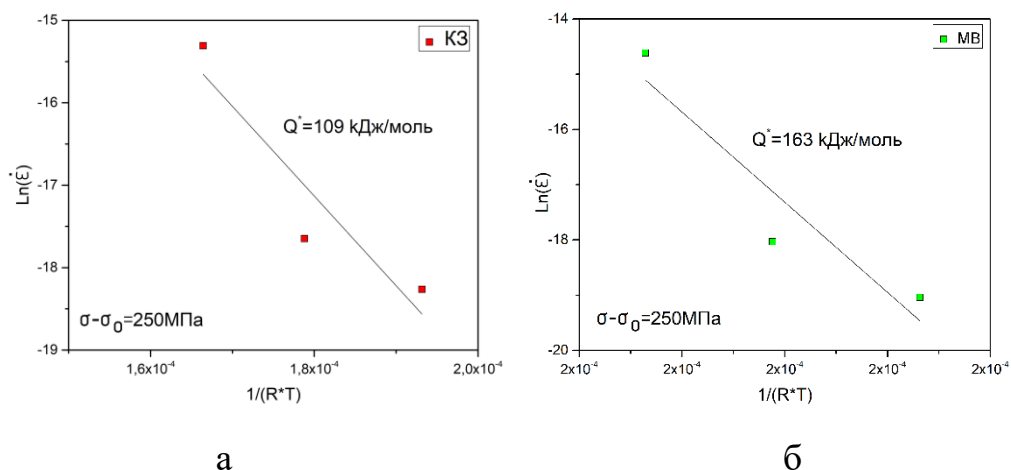


Рисунок 5.3 – Кажущаяся энергия активации сплава VT8M-1 в КЗ (а) и МВ (б) состояниях

Основными способами создания жаропрочных сплавов являются легирование с целью затруднить движение дислокаций. Это может быть упрочнение твёрдого раствора атомами замещения или внедрения, образование вторичных избыточных фаз внутри зерен, на их границах и другие способы [61], как показано на рисунке 5.4а с условной схемой КЗ структуры цифрами 1, 2, 3 (далее обозначаемой как схема 1). Из-за большого размера зерен доля границ невелика и их влияние на ползучесть также остается незначительным, то есть основным фактором повышения жаропрочности являются внутризеренные процессы затормаживания движения дефектов структуры. При измельчении структуры зарождение и движение дислокаций наоборот затрудняется за счет высоких внутренних напряжений, однако доля границ зерен становится значительной для облегченного взаимодействия с образующими дислокациями и активации дополнительного механизма деформации в виде ЗГП, при котором осуществляется согласованный сдвиг вдоль объединенных границ зерен за счет выгибания в тройном стыке границ для обеспечения сдвига и это обеспечивает высокую однородность деформации (рисунок 5.4б) [90]. Структура на рисунке 5.4б далее будет именоваться как схема 2.

В тоже время формирование микроволокнистой структуры позволяет использовать преимущества обоих указанных структур. В образованных волокнах зарождение и движение дислокаций контролируется так же, как по схеме 1, но из-за сужения зерен в поперечном сечении и образования большого количества МУГ, как показано в α_1 -фазе на рисунке 5.4в, скольжение и переползание дислокаций усложняется, что повышает жаропрочность сплава. Так в вытянутой вторичной α -фазе и β -фазе из-за малого поперечного размера (средний размер 0,25 мкм) и нарушения ориентационного соотношения между α - и β -фазами движение дислокаций усложняется еще больше. Второй особенностью является то, что из-за формирования сильно вытянутых зерен образование скооперированных полос из мелких зерен, как в случае УМЗ или нано-структур, становится невозможным и, соответственно, механизм ЗГП будет малоактивным при ползучести. На пути любой полосы сдвига всегда будут появляться крупные и мелкие волокна. Для дальнейшего развития кооперированного ЗГП необходимо создавать напряжения на границе зерна для активации источников дислокаций внутри этого зерна, чтобы сдвиг мог продолжаться по границам зерен и образованной полосы внутризеренного скольжения [29]. К тому же образование цепочек силицидов на границах зерен может создавать дополнительные трудности для локальных актов ЗГП. В-третьих, в β -фазе при ползучести выделяется третичная α -фаза, которая также является препятствием для движения дефектов и приводит к повышению сопротивления ползучести (данный эффект будет рассмотрен в следующих подглавах). Таким образом, формирование микроволокнистой структуры в сплаве ВТ8М-1 способствует повышению его жаропрочности за счет уменьшения размеров зерен при вытягивании, тем самым повышения его прочности, образования множества МУГ, подавлении дополнительного механизма ползучести в виде ЗГП и выделения упрочняющей фазы.

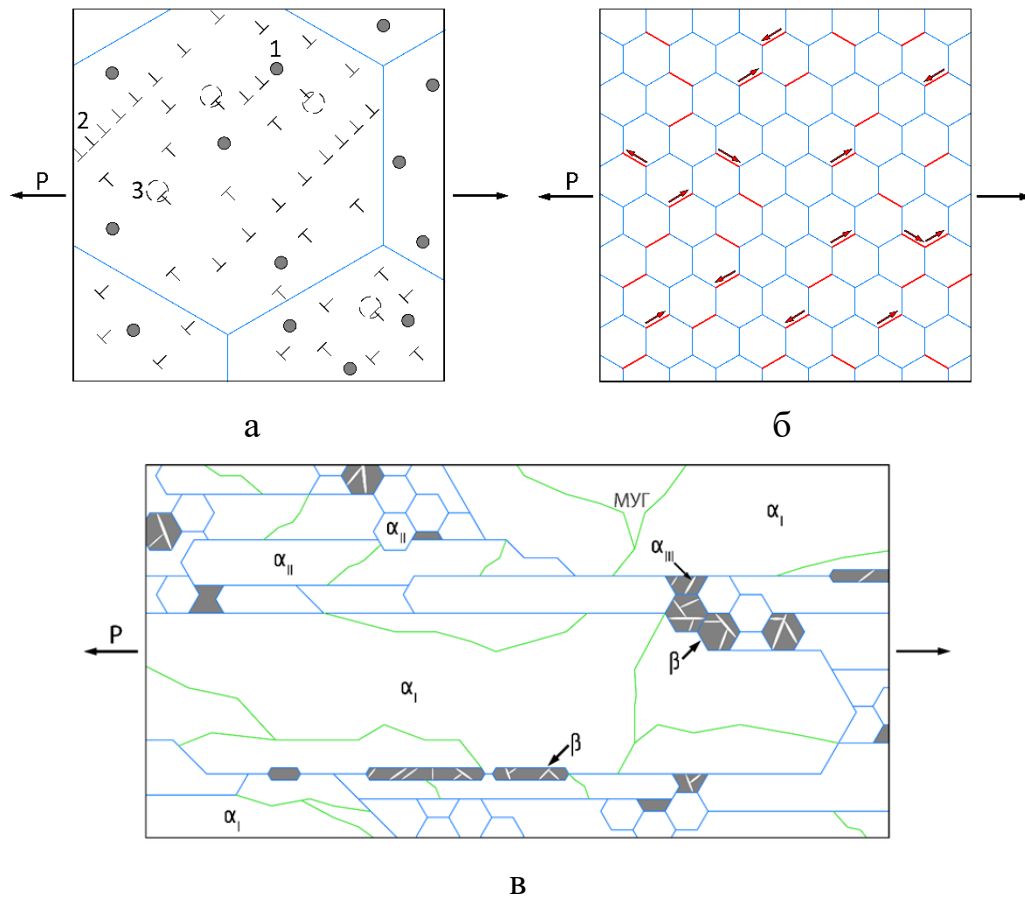


Рисунок 5.4 – Схема крупнозернистой жаропрочной структуры (а), классической УМЗ структуры (б) и микроволокнистой структуры в титановом сплаве ВТ8М-1

5.2 Микроструктурные исследования сплава ВТ8М-1 в КЗ и МВ состоянии при ползучести

После выполнения длительных испытаний на ползучесть и определения зависимостей $\log \dot{\epsilon} - \log \sigma$ были проведены микроструктурные исследования на ПЭМ сплава ВТ8М-1 на предмет структурно-фазовых превращений. При выбранных температурах ползучести в данном стареющем сплаве возможно низкотемпературное выделение третичной α -фазы. Перед подробным исследованием МВ состояния было проанализировано КЗ состояние после ползучести при 450 °С, поскольку при этой температуре диффузионные процессы

будут проявляться активнее чем при 400 и 350 °С. На рисунке 5.5 можно наблюдать выделение тонкопластинчатой α -фазы внутри β -фазы. Так, на рисунке 5.5а в достаточно широких областях β -фазы видно образование как широких, так и узких пластин. Как было показано в главе 4 в КЗ сплавe третичная α -фаза выделялась при низкотемпературном достаривании в подобных широких областях β -фазы. В то же время после ползучести внутри некоторых тонких прослоек β -фазы наблюдается образование третичной α -фазы (рисунок 5.5б). Размер α_{III} -пластин после ползучести составил $18,7 \pm 1,3$ нм. По их морфологии видно, что они выделяются либо параллельно друг другу, либо являются источником зарождения последующих пластин, что приводит к образованию пластин внутри β -прослойки в виде ступенек (рисунок 5.5б). Такое поведение объясняется процессами аккомодации при выделении α -фазы в β -фазе, что позволяет снизить суммарное поле упругой деформации между близкими вариантами ориентационного соотношения α -фазы [102].

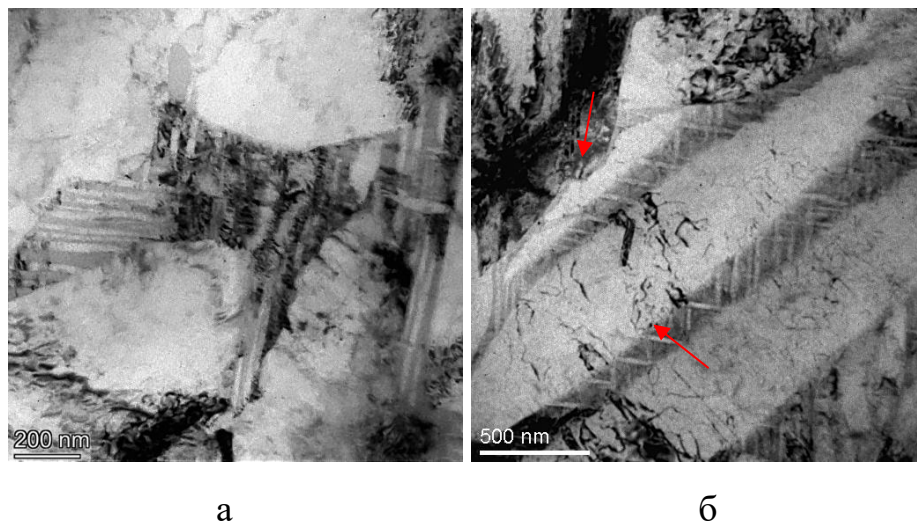


Рисунок 5.5 – Микроструктура титанового сплава VT8M-1 в КЗ состоянии после испытаний на ползучесть при температуре 450 °С (ПЭМ)

Как было отмечено в главе 4 МВ структура является стабильной по отношению к фазовым превращениям, а именно, образование мелкодисперсной

α_{III} -фазы внутри β -фазы в сплаве ВТ8М-1 при низкотемпературном достаривании подавлено в отличие от КЗ состояния. Известно, что третичная α -фаза может образоваться при термической обработке или во время эксплуатации жаропрочных двухфазных титановых сплавов с молибденовым эквивалентом от 2,1 до 5,5 % [103]. Выделение α_{III} -фазы связывали с распадом пересыщенного твердого раствора β -фазы. Механизм образования α_{III} -фазы объясняется диффузионными превращениями при относительно низких температурах для жаропрочных титановых сплавов.

В ходе испытаний на ползучесть сплава, подвергнутого РК, был обнаружен подобный эффект. Исследования микроструктуры МВ состояния после ползучести в диапазоне 350–450 °С показали выделение α_{III} -фазы. Так во время испытаний на ползучесть при 350 °С в β -пластинах наблюдается выделение очень тонкой линзообразной α_{III} -фазы (рисунок 5.6а). Ширина этих пластин меньше 10 нм. С повышением температуры испытаний до 400 °С в МВ-состоянии мелкодисперсная α_{III} -фаза образуется практически во всей β -фазе (рисунок 5.6б). Также отмечается, что α_{III} -фаза имеет линзовидную форму и толщину около 12 нм. При этом отдельные пластины могут достигать размеров 25–30 нм в ширину. Так же, как и в КЗ сплаве, морфология третичной α -фазы в МВ состоянии близка, а именно, пластины либо параллельно друг другу, либо являются источником зарождения пластин меньшего порядка (рисунок 5.6в). Однако МВ сплаве размер третичной α -фазы меньше, что можно объяснить облегченным образованием большого количества зародышей в сильно деформированном сплаве. К тому же в главе 3 на карте КАМ было показано, что в сплаве наблюдается повышенный угол внутризеренной разориентации, что явно указывает на накопление дефектов кристаллической решетки в зернах.

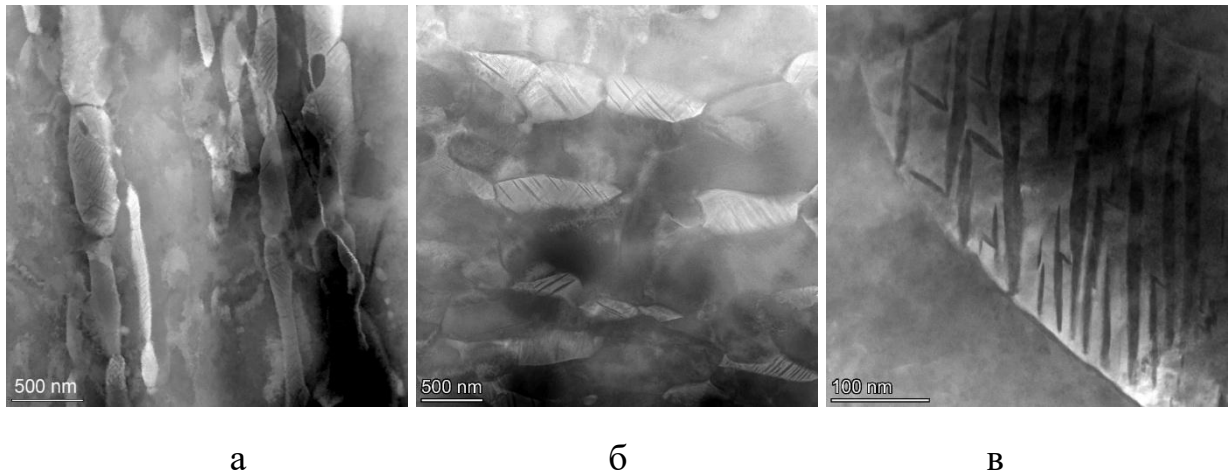


Рисунок 5.6 – Микроструктура титанового сплава VT8M-1 в МВ состоянии после испытаний на ползучесть при температурах 350 °С (а) и 400 °С (б, в) (ПЭМ)

После испытаний при 450 °С происходит формирование пластин со средним размером $13,3 \pm 1,2$ нм. При этом единичные пластины могут достигать толщины в 40 нм. В отличие от представленных выше результатов по ползучести при 350 и 400 °С данные пластины уже не имеют линзообразную форму. Видно, что форма самих пластин неровная, и некоторые из них становятся изогнутыми, вероятно, из-за активных процессов деформации при ползучести (рисунок 5.7б). Кроме того, как показано на рисунке 5.7в на границах β -пластин и вторичной α -фазы происходит деформация вблизи границ зерен, стрелкой указано направление общего искривления краев пластин третичной α_{III} -фазы. Такая морфология пластин α_{III} -фазы после ползучести указывает на сильную деформацию сплава, и следовательно низкое сопротивление ползучести при данной температуре. Вероятно, высокая плотность дефектов, межфазных и межзеренных границ при 450 °С могут способствовать ускорению диффузии при длительных напряженных испытаниях несмотря на то, что выше было показано преимущество МВ структуры над КЗ структурой.

Анализ микроструктуры МВ сплава позволяет утверждать, что образование третичной α -фазы в данном типе структуры является деформационно-индуцированным. В главе 4 было показано, что ни длительный отжиг при 450 °С с

выдержкой в 500 ч, ни отжиг при температуре достаривания в течение 6 часов практически не приводят к выделению третичной α -фазы в сравнении с КЗ состоянием. В то же время во время испытаний на ползучесть во всем температурном интервале наблюдается выделение α_{III} -пластин. Динамика образования α_{III} -фазы такова, что при самой низкой температуре испытаний (350 °C) начинают образовываться зародыши α_{III} -фазы, которые формируются в очень мелкие пластины. С повышением температуры испытаний до 400 °C видно, что часть пластин имеет преимущество, которое отражается в их утолщении и прорастании сквозь всю β -фазу. В обоих случаях пластины имеют классический вид с острыми концами, растут в нескольких эквивалентных направлениях, образуя структуру неплотного корзинчатого плетения внутри объёмов β фазы. С дальнейшим повышением температуры испытаний на ползучесть (450 °C) третичная α -фаза теряет свою линзообразную форму и имеет форму пластины с равномерной шириной со сглаженными концами, пересекает прослойки β фазы от границы до границы, образуя структуру плотного корзинчатого плетения и занимая максимальный объём β фазы. Уширение некоторых пластин третичной α -фазы может превышать размеры 30–40 нм. Таким образом, деформационно-термическое воздействие стимулирует образование более крупных пластин α_{III} в МВ сплаве с повышением температуры испытаний во всей β -фазы за счет активизации диффузионных процессов, что способствует более активному расслоению твердого раствора, обогащенного бета-стабилизатором Мо, и, следовательно, росту α_{III} -фазы.

Для определения ориентационного соотношения (ОС) между сформированной третичной α фазой и β фазой после ползучести были получены изображения прямого разрешения и проанализированы границы «матрица – β -частица – α_{III} » (рисунок 5.8 а, б). Анализ изображений высокого разрешения позволяет утверждать, что ОС между третичной α фазой и β фазой в точности удовлетворяют ОС Бюргерса: $[010]_{\alpha} // [1\bar{1}1]_{\beta}$; $(001)_{\alpha} // (\bar{1}01)_{\beta}$. На рисунке 5.8а

представлены как FFT изображение с цветовым разделением рефлексов по трём фазам, так и схематичное отображение кристаллических решеток всех фаз с обозначенными осями зон. Данный результат позволяет утверждать, что при классическом состаривании и при деформационно-индуцированном образовании α_{III} -фаза формируется по одному и тому же принципу.

Подробные исследования по $\alpha \rightarrow \beta$ превращению показывают, что ОС между α и β фазами соответствует ориентации Бюргерса $(0001)\alpha // (110)\beta$ и $[11-20]\alpha // [111]\beta$ [104]. ОС влияет не только на ориентацию α -фаз, но и на их морфологию. Как известно из одного β -зерна могут образоваться двенадцать возможных вариантов α -фазы, однако, как показывают исследования, в β -зерне сохраняется только несколько определённых соотношений осей и углов α -фазы [105]. И вероятность образования одного или нескольких конкретных вариантов α -фазы намного выше, чем вероятность образования других вариантов. Например, в [106] было показано, что первичная α -фаза, граница β -зерна и дислокации в β -фазе являются основными факторами, влияющими на выбор варианта. Так in-situ исследования по фазовым превращениям $\beta \rightarrow \alpha$, проведенные на титановом сплаве ВТ6, позволяют говорить о том, что первично-образованный аллотриоморф вдоль границ β -зерен и/или первичные пластины, образующие каркас будущих колоний, стимулируют образование пластин более мелкого порядка с той же ориентацией [107].

Рисунок 5.7 – Микроструктура титанового сплава ВТ8М-1 в МВ состоянии после ползучести при температуре 450 °С (ПЭМ)

Исследования показывают, что разные варианты α -фазы обладают разной степенью упругой самоаккомодации при контакте друг с другом, а также разной межфазной энергией при взаимодействии с границами зёрен. В статье [108] проанализировали влияние кристаллографической разориентации между двумя соседними β -зернами на выбор варианта. Результаты показывают, что α -фаза на границе зерна имеет когерентное ОС с β -зёрнами с обеих сторон и даже имеет ту же кристаллографическую ориентацию, что и α -колонии в обоих соседних

β -зёрнах. Таким образом, формирование α -колоний в обоих соседних β -зёрнах зависит от ОС α -фазы на границе зёрен, что может говорить о влиянии сформированной α -фазы на последующее образование α -фазы более мелкого порядка в β -фазе. В частности, выделение третичной альфа-фазы в β -прослойках, вероятно, зависит от ОС β -фазы и окружающей ее α -фазы.

Однако в МВ состоянии выделение α_{III} -фазы происходит только при деформационно-термическом воздействии. Первой причиной может являться предположение, упомянутое в главе 4, а именно, во время деформации РК уменьшение объемной доли β -фазы может способствовать перераспределению молибдена в оставшейся β -фазе, тем самым повышается его концентрация в β -фазе. Отсюда повышение стабильности самой β -фазы приводит к подавлению дополнительного выделения третичной α -фазы в МВ структуре. Второй вероятной причиной может являться то, что при РК активно проходят процессы фрагментации и глобуляризации пластин α - и β -фаз, поворот кристаллических решеток. Соответственно ОС Бюргерса между α - и β -фазами перестает выполняться. Из-за чего при статических отжигах выделение третичной α -фазы в мелких частицах β -фазы затрудняется, что было отображено в главе 4. Однако при ползучести происходит увеличение количества дефектов в структуре и процессы диффузии под напряжением усиливаются, что может приводить к локальному перераспределению Al и Mo в β -фазе и тем самым зарождению третичной α -фазы на дефектах структуры и ее последующему росту.

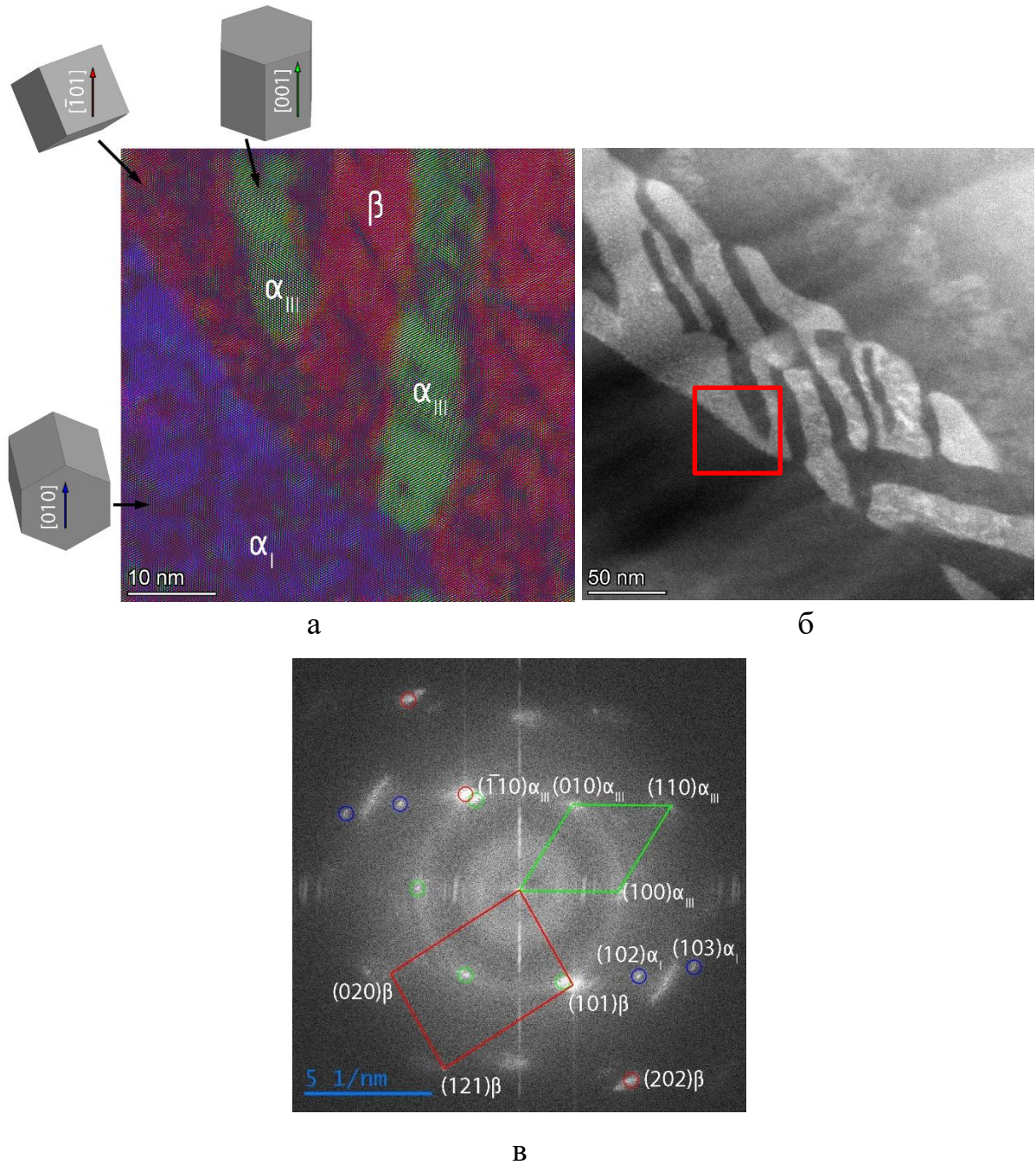


Рисунок 5.8 – Сплав VT8M-1 в MB состоянии после ползучести при температуре 450 °C (ПЭМ): IFFT изображение, полученное как сумма трёх Фурье-фильтрованных изображений (а), ПЭМ-изображение в HAADF-режиме фрагментированной β -фазы (б), FFT изображение с цветовым разделением рефлексов по трём фазам (в)

5.3 Роль третичной α -фазы в сплаве ВТ8М-1 при испытаниях на ползучесть

Формирование большого количества мелкодисперсных пластин третичной альфа-фазы при температурно-напряженных испытаниях должно обеспечить дополнительное упрочнение сплава за счет формирования новых межфазных границ. Для оценки влияния образующейся α_{III} -фазы на сопротивление ползучести были проанализированы скорости ползучести образцов, которые отстояли 100 часов и имели выраженный линейный участок ползучести, далее напряжение повышалось для повторного испытания на ползучесть. В результате была построена дополнительная зависимость при 350 °С $\log \dot{\epsilon} - \log \sigma$ образцов, которые проходили такие ступенчатые испытания. На рисунке 5.9 данная зависимость обозначена как МВ*. Приблизительная оценка упрочнения за счет выделения третичной α -фазы составила 10 %, а в абсолютных значениях повышение напряжения было на 75–85 МПа при одинаковой скорости ползучести. Данные результаты указывают на дополнительную роль мелкопластинчатой α_{III} -фазы в повышении сопротивления ползучести сплава ВТ8М-1 при эксплуатации. Выделение α_{III} -фазы свойственно многим титановым сплавам [103]. Однако, в отличие от ранее наблюдаемых результатов, в сформированной МВ структуре образование третичной α_{III} -фазы в β -зернах происходит интенсивно и многочисленно, поскольку дополнительное выделение дисперсной третичной α -фазы в β -фазе может являться препятствием для движения дефектов в структуре, соответственно, это будет способствовать повышению сопротивления ползучести, так как известно, что бета-фаза является более пластичной из-за большего количества систем скольжения и пониженного модуля упругости чем альфа-фаза. Таким образом, МВ* состояние имеет повышенную жаропрочность на 215 МПа по сравнению с КЗ состоянием, что является несомненным преимуществом при эксплуатации сплава ВТ8М-1 подвергнутого ДТО в виде ротационнойковки.

Исследования микроструктуры и дополнительные тесты на ползучесть показывают, что из-за деформационно-индуцированного выделения третичной альфа-фазы в МВ состоянии происходит повышение сопротивления ползучести. Также не менее важным является оценка эффекта упрочнения от образования третичной альфа-фазы в МВ структуре. В главе 4 было показано, что в данном состоянии не происходит низкотемпературного достаривания как в случае КЗ сплава. Для этого были проведены испытания на растяжение при комнатной температуре образцов, которые испытывались на ползучесть при температурах 350 и 400 °С с общим временем выдержки для каждого образца не менее 200 ч (рисунок 5.10). Результаты показывают, что оба образца имеют повышенную прочность – 1417 и 1426 МПа против 1290 МПа для МВ состояния. То есть повышение прочности составило 10 %, что коррелирует с результатами ступенчатых испытаний на ползучесть. Такое упрочнение, несомненно, позволит повысить также и сопротивление усталости, поскольку этот параметр связан с пределом прочности через соотношение $(0,4-0,6) \times \sigma_B$. Отсюда следует, что дополнительное достаривание титановых сплавов за счет выделения третичной альфа-фазы приводит к повышению сопротивления ползучести, прочности и предела выносливости, что является несомненным преимуществом при эксплуатации данного типа материалов.

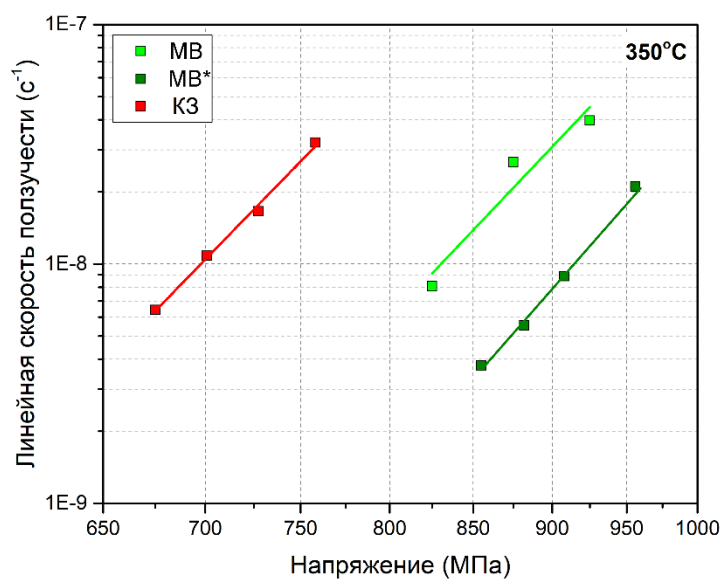


Рисунок 5.9 – Зависимость линейной скорости ползучести от напряжения сплава ВТ8М-1 при температуре 350 °C с учетом упрочнения мелкопластинчатой α_{III} -фазой

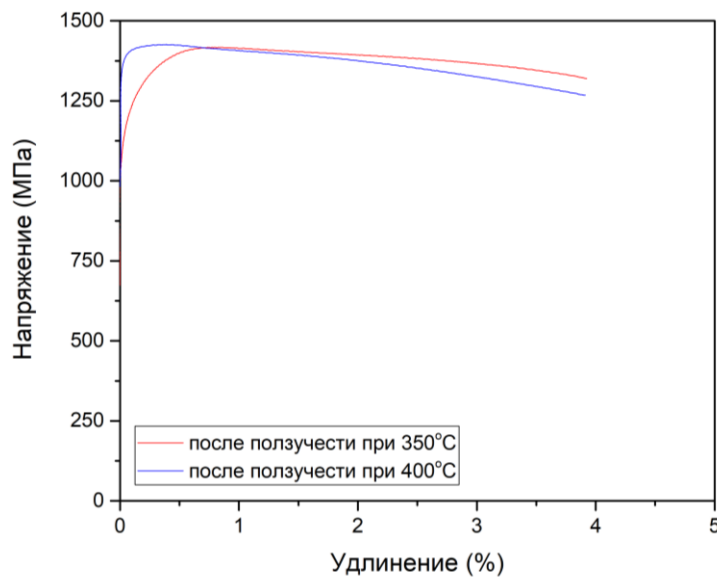


Рисунок 5.10 – Кривые на растяжение сплава ВТ8М-1 с МВ структурой после испытаний на ползучесть при температурах 350 и 400 °C

5.4 Роль силицидов S_2 в сплаве ВТ8М-1 при испытаниях на ползучесть

После ползучести было проанализировано изменение размеров и морфологии частиц S_2 . Исследования микроструктуры на ПЭМ показали, что после испытаний на ползучесть размер частиц увеличивается в 1,4–1,6 раз при температурах 400 и 450 °C (рисунок 5.11). Такое поведение связанное с ростом силицидных частиц, может говорить об обеднении твердого раствора элементами Zr и Si. Как известно Zr и Si обеспечивают улучшение жаропрочных свойств титановых сплавов. Добавки Zr обеспечивают упрочнение альфа и бета фазы двухфазных титановых сплавов, а добавление Si улучшает сопротивление ползучести [13, 109] за счет образования скоплений атомов кремния на дислокациях.

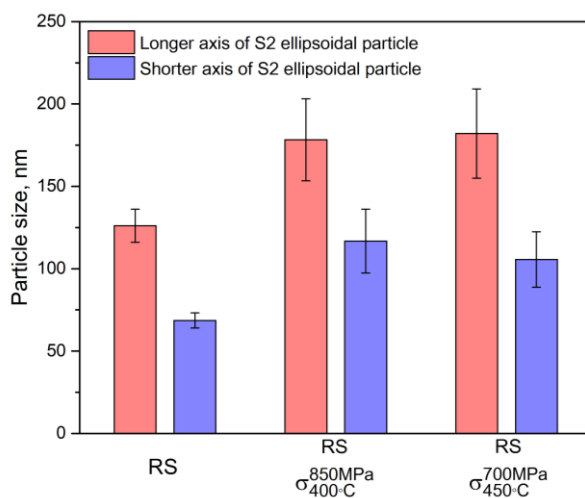


Рисунок 5.11 – Размер частиц S_2 после РК, после испытаний на ползучесть по режимам: 400 °C и $\sigma = 850$ МПа; 450 °C и $\sigma = 700$ МПа

С другой стороны, исследование дислокационной структуры α фазы выявило, что вблизи межфазной границы между α зерном и S_2 -силицидами образуется область шириной 10–20 нм с повышенной плотностью дислокаций. На ПЭМ изображениях высокого разрешения приграничной области α/S_2 (рисунок 5.12)

прослеживается характерный твидовый контраст в α фазе, сформированный многочисленными искажениями её кристаллической решётки. Фурье-фильтрация ПЭМ изображения с цветовым разделением по кристаллическим решёткам α фазы и S_2 силицида позволяет более наглядно обозначить зону искажений. Фильтрация только по плоскостям $(100)_\alpha$, перпендикулярным межфазной границе, позволяет визуализировать отдельные дислокации в α фазе вблизи границы с силицидом. Таким образом, частицы S_2 силицидов в процессе деформации материала играют роль барьеров, не позволяя дислокациям скользить далее, и накапливая их вблизи своей границы, что отлично видно на изображениях высокого разрешения (рисунок 5.12).

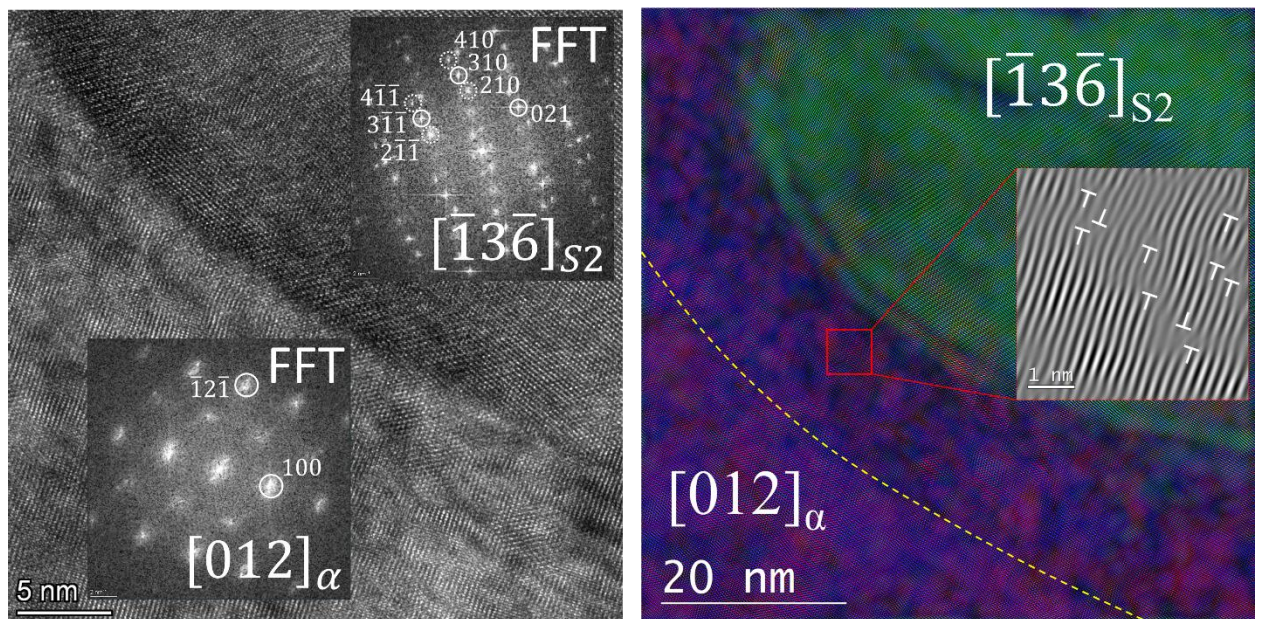


Рисунок 5.12 – Сплав VT8M-1 в МВ состоянии после ползучести при 400 °С:

ПЭМ изображение высокого разрешения с соответствующими FFT изображениями (а), композиционное IFFT изображение (б)

Таким образом, результаты микроструктурных исследований указывают на то, что образование силицидов в титановом сплаве VT8M-1 приводит к двух конкурирующим процессам при эксплуатационном воздействии. С одной стороны,

укрупнение силицидных частиц, приводящее к снижению жаропрочности сплава. С другой стороны, формирование силицидных частиц может обеспечивать дисперсионное упрочнение за счет образования дислокационных барьеров. Это указывает на то, что выделение дисперсных частиц вторичных фаз в структуре сплава при термическом и деформационном воздействии, а также при последующей эксплуатации может оказать значительное влияние на термостабильность и жаропрочность сплава ВТ8М-1 при рабочих температурах.

Выводы по ГЛАВЕ 5

1. Проведенная оценка сопротивления ползучести сплава ВТ8М-1 при температурах 300, 400 и 450 °С показала, что МВ сплав при 450 °С имеет более низкие характеристики сопротивления ползучести чем в КЗ состоянии. При 400 °С наблюдает небольшое преимущество МВ состояния над КЗ состоянием. В то же время при 350 °С сплав с МВ структурой показывает значительное превышение сопротивления ползучести над КЗ сплавом на 130 МПа при одинаковых скоростях ползучести.

2. Оценка соотношения σ_v^T/σ_B показала, что в КЗ сплаве данный параметр изменяется незначительно и лежит в диапазоне 0,72–0,77. Подобный анализ для МВ состояния установил, что со снижением температуры испытаний соотношение σ_v^T/σ_B растет с 0,53 до 0,74. Данный результат показывает, что МВ структура обладает высокими жаропрочными свойствами при температурах вплоть до 350 °С.

3. Определение кажущейся энергии активации Q^* показало, что для обоих состояний их величины находятся в удовлетворительной корреляции со значениями энергии активации для самодиффузии титана и ВТ6. При этом было установлено, что сплав с МВ структурой имеет более высокие значения энергии активации по сравнению с КЗ состоянием, что говорит о замедлении

диффузионных процессов при ползучести и, тем самым, повышении жаропрочности сплава ВТ8М-1 в МВ состоянии.

4. Исследование структуры сплава ВТ8М-1 после испытаний на ползучесть показало, что происходит деформационно-индуцированное выделение третичной альфа-фазы в бета-фазе в виде тонкопластинчатых ламелей с размером в поперечном сечении в диапазоне 10–40 нм. Дополнительное выделение дисперсной третичной α -фазы в β -фазе повышает прочность сплава и является препятствием для движения дефектов в структуре, что способствует повышению сопротивления ползучести на 10 %.

5. Результаты исследований эволюции силицидных частиц указывают на то, что сочетание температурного и термического воздействия на структуру сплава способствует укрупнению силицидных частиц при температурах 400 и 450 °С до 200–250 нм. Образование и последующее увеличение размера частиц при эксплуатации в сплаве ВТ8М-1 может приводить к обеднению твердого раствора по цирконию и кремнию. Однако S_2 также играют роль барьеров для дислокаций, что усложняет их скольжение в матрице сплава.

ГЛАВА 6. ВЛИЯНИЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ШТАМПОВКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МИКРОВОЛОКНИСТОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ8М-1

Сплав ВТ8М-1, подвергаемый деформации методом РК, показал повышенные эксплуатационные свойства до 350 °С по сравнению с КЗ состоянием. Однако после широкого анализа структуры и механических свойств РК-заготовок остается вопрос формирования готового изделия из МВ сплава ВТ8М-1, поскольку необходимо сохранить повышенные механические характеристики в будущем изделии. Традиционные режимы штамповки для титановых сплавов с температурой 900 °С и выше приведут к деградации МВ структуры и, соответственно, снижению механических свойств. Если в случае изготовления лопаток методом фрезеровки, например, для ГТД вертолетного типа, механические характеристики МВ сплава останутся неизменными в готовых изделиях то для изготовления более крупных лопаток необходимо применять изотермическую штамповку при пониженных температурах, либо использовать технологическую схему с применением вальцовки для формообразования лопаток. Как известно [20-22, 110, 111] металлы и сплавы, подвергнутые ИПД, обладают повышенной деформируемостью из-за эффекта низкотемпературной сверхпластичности. Соответственно, в главе 6 приведены результаты изотермической штамповки (ИШ) при температуре 750 °С сплава ВТ8М-1 с микроволокнистой структурой.

6.1 Эволюция микроструктуры микроволокнистого сплава ВТ8М-1 при изотермической штамповке

После ИШ сохраняется бимодальность структуры (рисунок 6.1). Первичная α -фаза также имеет форму вытянутого расплющенного эллипсоида, однако в силу изменения схемы деформации с обжатия по радиусу при РК к одноосевому сжатию

при ИШ крупная α -фаза в одном продольном сечении также остается сильно вытянутой в форме волокна как и после РК, а в другом продольном сечении зерна первичной α -фазы приобретают эллипсную форму с уширением вдоль малой оси эллипса (рисунок 6.2) [112-115]. В поперечном сечении наблюдается частичное переориентирование первичной α -фазы вдоль направления течения сплава при ИШ. Фрагменты мелкой вытянутой и глобулярной формы $(\alpha+\beta)$ -фаз подрастают в результате собирательной рекристаллизации до размеров $\sim 0,55$ мкм. К тому же после ИШ мелкая $(\alpha+\beta)$ -составляющая становится более равноосной и ее количество превалирует над вытянутыми мелкими зернами. Таким образом, ИШ приводит к частичному размытию острой металлографической текстуры, сформированной РК, и образованию более равноосной структуры сплава [63].

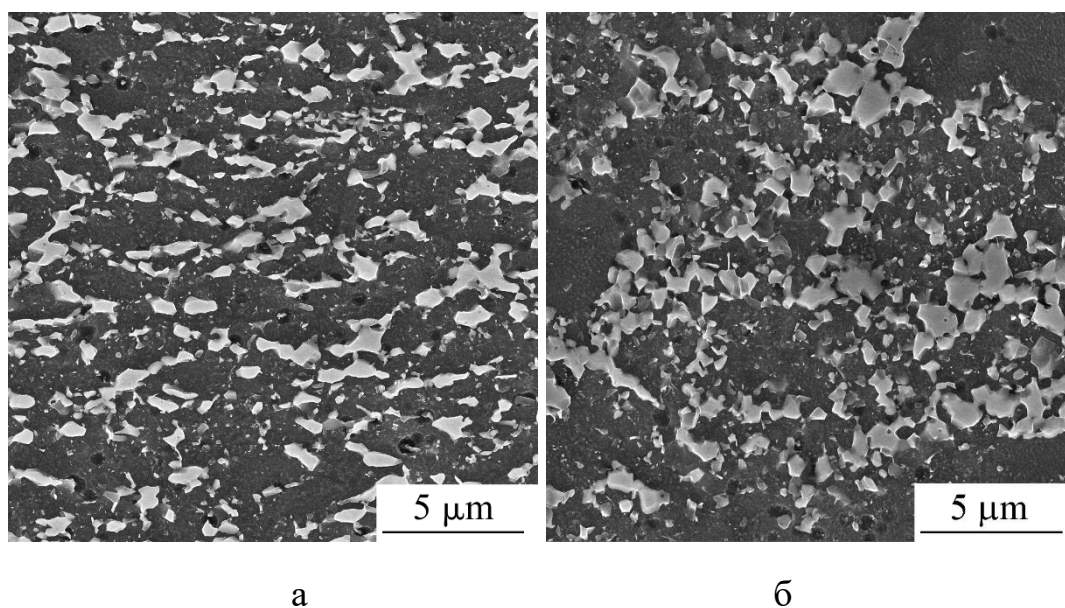


Рисунок 6.1 – Микроструктура сплава ВТ8М-1 после ИШ (СЭМ): поперечное (а) и продольное (б) сечение

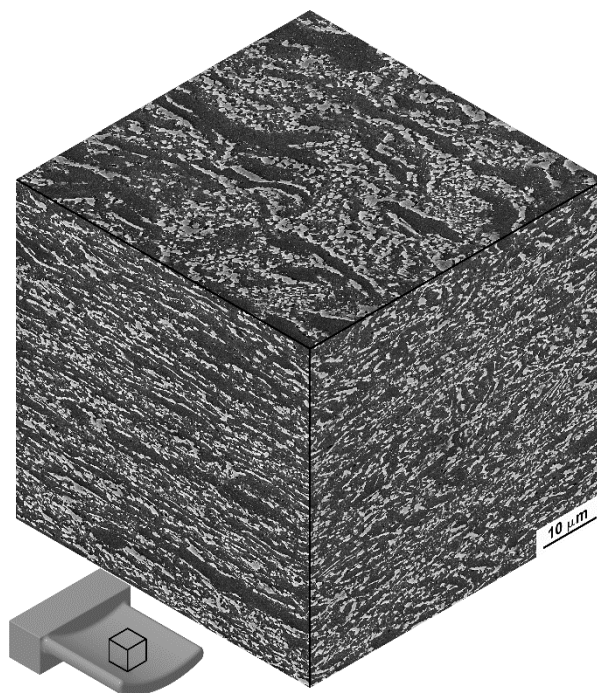


Рисунок 6.2 – Трехмерное представление структуры сплава VT8M-1 после ИШ (СЭМ)

6.2 Кристаллографическая текстура сплава VT8M-1 после изотермической штамповки

На рисунках 6.3 и 6.4 приведены ППФ $\{0001\}$, $\{11.0\}$ и $\{10.0\}$ для α -фазы и ППФ $\{100\}$, $\{110\}$ и $\{111\}$ β -фазы, дающие представление о преимущественной ориентации зерен α - и β -фаз в образцах после дополнительной ИШ [63]. При штамповке основными внешними направлениями являются осевое направление (ОН) цилиндрической заготовки, направление штамповки (НШ), вдоль которого происходит воздействие внешнего сжимающего усилия, и направление течения материала при ИШ (НТ).

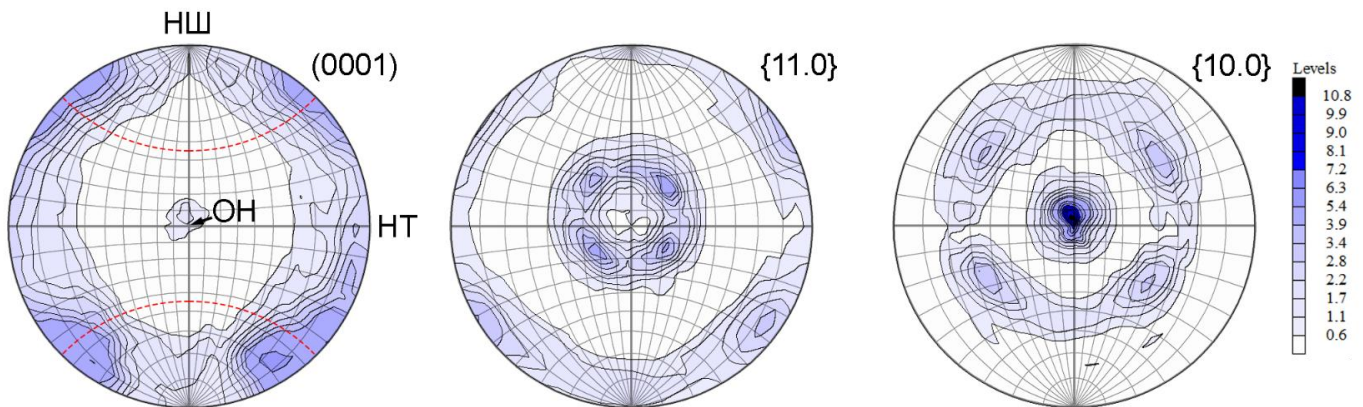


Рисунок 6.3 – ППФ (0001), {11.0} и {10.0} α -фазы поперечного сечения заготовки после ротационнойковки. Возле ППФ указаны внешние направления

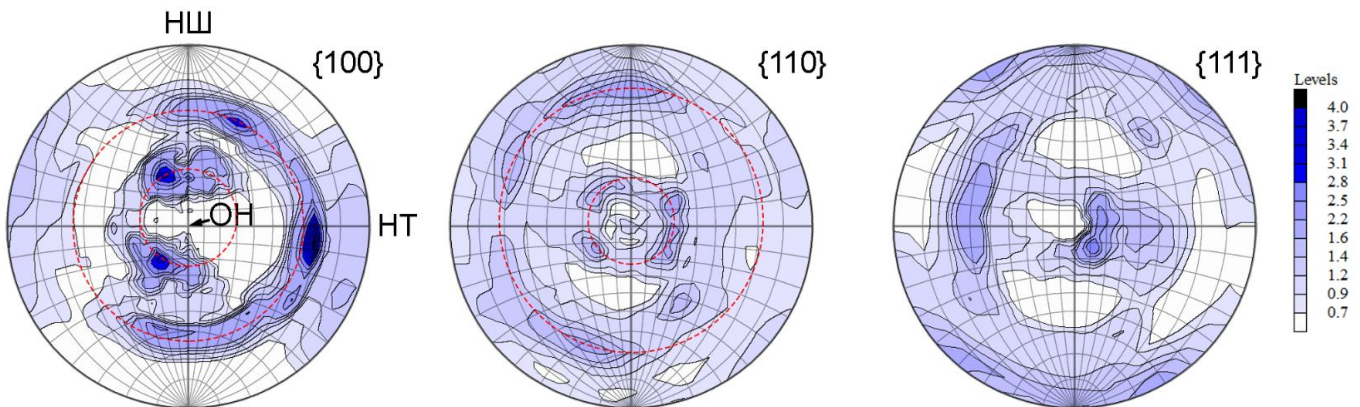


Рисунок 6.4 – ППФ {100}, {110} и {111} β -фазы поперечного сечения заготовки после ротационнойковки. Возле ППФ указаны внешние направления

Как было показано в главе 3 при РК формируется кристаллографическая текстура аксиального типа с направлением $\langle 210 \rangle$ параллельным оси прутка и нормальми базисной плоскости, которые параллельны радиусу цилиндрической заготовки. На рисунках 6.3 и 6.4 представлены ППФ α - и β -фазы после ИШ. Так, при штамповке наблюдается переориентация базисных нормалей α -фазы в направлении сжимающих усилий (рисунок 6.3). Видно, что образуется подобие креста в диапазоне $30-60^\circ$ от сжимающего направления при штамповке (обозначение НШ на полюсной фигуре), что связано с деформацией по базисным

системам скольжения. Красная штриховая линия показывает идеальную область в 45° , где для плоскостей $\{0001\}$ фактор Шмидта составляет 0,5. Одноосное сжатие в виде ИШ приводит к расплющиванию зерен вдоль направления течения материала и тем самым повороту нормалей $\{0001\}$ ГПУ решетки в направлении осадки. На рисунке 6.5 отображено схематичное представление преимущественной сформированной текстуры в сплаве после ИШ.

Сравнение ППФ для плоскостей $\{0001\}$ после РК и РК+ИШ показывает, что происходит ослабление сформированной аксиальной текстуры. Если после РК аксиальная текстура находилась в диапазоне $75\text{--}90^\circ$ от ОН, то после ИШ – $65\text{--}90^\circ$ от ОН. Проходящая в сплаве частичная рекристаллизация не стирает образованную кристаллографическую текстуру после РК. В области креста текстура усиливается, что может быть связано как с переориентацией ГПУ решетки, так и уменьшением разброса ориентаций внутри зерен при рекристаллизации. Также в других исследованиях отмечается [32, 116], что в титановых сплавах после рекристаллизации может происходить сохранение кристаллографической текстуры, а также уменьшение ее разброса. Также помимо частичного сохранения кристаллографической текстуры на полюсной фигуре наблюдается появление слабого пика в области ОН после штамповки, что указывает на процесс рекристаллизации в сплаве, так как это приводит к появлению зерен с отличной от остальных зерен ориентировкой.

Кристаллографическая текстура β -фазы остается подобной текстуре, образованной при РК. Также наблюдается преимущественный тип текстуры, называемый как θ -волокно (кристаллографическая ось $\langle 001 \rangle$ параллельна нормали, включая основные компоненты: $\{001\} \langle 100 \rangle$). Однако ППФ показывает, что при штамповке происходит рекристаллизация зерен β -фазы. Это выражается в исчезновении слабых ориентировок, которые наблюдались после РК, общем уменьшении разброса на ППФ и усилении преимущественных направлений, которые были сформированы при РК.

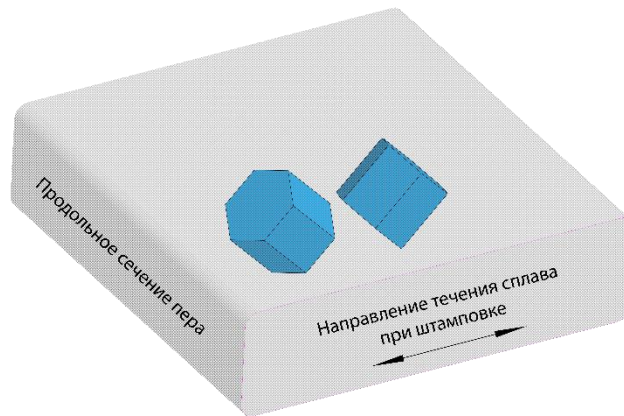


Рисунок 6.5 – Схематичное представление кристаллографической текстуры α -фазы после ротационной ковки

6.3 Микроструктурные изменения в сплаве ВТ8М-1 после изотермической штамповки

Проведенный анализ микроструктуры по TKD-карте сплава ВТ8М-1 после дополнительной штамповки показал, что зерна становятся более равноосными (рисунок 6.6 а). При этом сохраняется бимодальность структуры с характерными крупными первичными α -зернами и мелкими α - и β -зернами. Средний размер УМЗ смеси зерен составляет около 0,6 мкм (рисунок 6.6 в). На рисунке 6.6 в, г представлены диаграммы распределения доли зерен от их размера для всей структуры и только для β -фазы. На диаграмме 6,6в первый максимум $\sim 0,6$ мкм связан с вкладом мелких зерен обеих фаз. Второй максимум – 2,2 мкм образован вкладом первичных α -зерен. Для β -фазы диаграмма показывает уже не мономодальное распределение, как было представлено в главе 3 после деформации методом РК, а бимодальное с двумя максимумами $\approx 0,5$ и 0,8 мкм. Очевидно, что в β -фазе проходит собирательная рекристаллизация, приводящая к росту зерен. По КАМ карте можно отметить, что часть УМЗ зерен практически не имеет искажений кристаллической решетки, что может указывать на динамическую рекристаллизацию при изотермической штамповке. Также оценка средней

величины искажений кристаллической решетки по карте КАМ показывает ее снижение до $0,5^\circ$ по сравнению с МВ состоянием, что указывает на проходящие в структуре процессы возврата и рекристаллизации при ИШ.

Крупная первичная α -фаза остается деформированной с сохранением внутри нее малоугловых границ. По анализу КАМ карты также можно отметить высокие микроискажения кристаллической решетки в первичной α -фазе, что говорит об отсутствии каких-либо процессов рекристаллизации в ней. Доля МУГ, приходящаяся на первичную α -фазу, составляет около 25 % от общего количества МУГ. Также можно оценить перераспределение доли МУГ, БУГ и межфазных границ в таблице 6.1 по сравнению с МВ состоянием. Видно, что доля БУГ после штамповки становится 42,5 % от общего количества границ, что значительно больше, чем после РК.

Таким образом, общая оценка эволюции микроструктуры, которая была подвергнута двухэтапной деформации методами ротационнойковки и изотермической штамповки при температуре 750°C , показывает, что пластинчатая составляющая ($\alpha+\beta$)-фаз сначала подвергается вытягиванию вдоль оси деформации и фрагментации с формированием МУГ и БУГ, далее на втором этапе применение ИШ частично приводит к формированию относительно равноосных зерен за счет рекристаллизации. Первичная α -фаза значительно формоизменяется, но также представляет собой волокно, направленное вдоль оси прутка при деформации методом РК. Последующая ИШ приводит к частичному расплющиванию α -волокон, однако первичные α -зерна сохраняют свою целостность. В них сохраняется повышенная плотность МУГ и высокие искажения кристаллической решетки несмотря на то, что в остальной структуре проходят процессы рекристаллизации. В итоге в сплаве ВТ8М-1 после РК и ИШ сохраняется микроволокнистая структура с образованием УМЗ равноосных зерен.

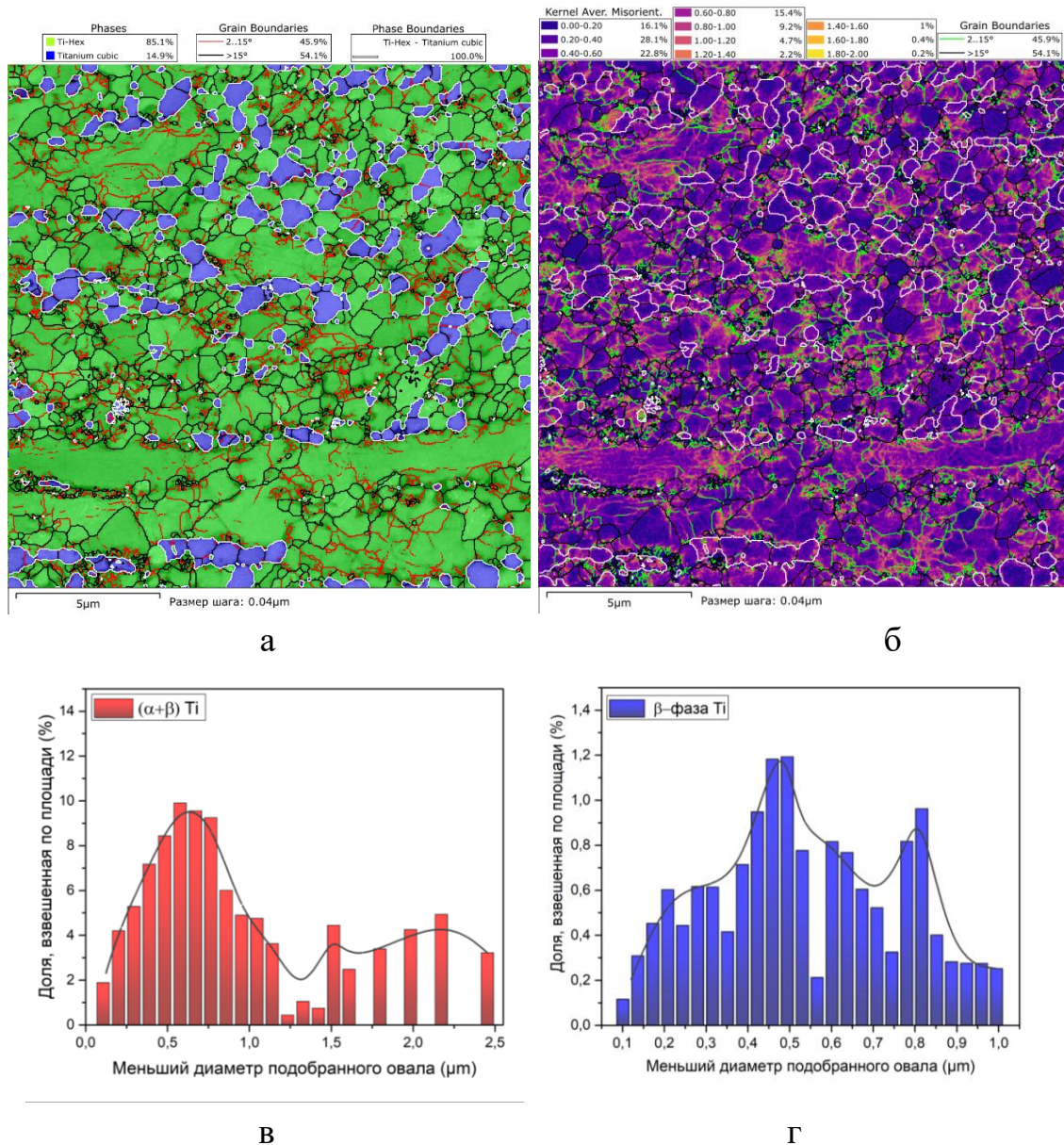


Рисунок 6.6 – EBSD-карта (а) и KAM-карта (б) МВ сплава BT8M-1 после ИШ, распределение размера зерен от доли, взвешенной по площади для всей структуры (в) и β-фазы (г)

Таблица 6.1 – Расчет типов границ в МВ сплаве BT8M-1 после ИШ

	Общая длина, мкм	Доля от всех типов границ, %	α-фаза, мкм
			α ₁
МУГ	618,9	36%	156,4
БУГ	730,1	42,5%	-
Межфазные границы	368,9	21,5%	-

6.4 Механические свойства сплава ВТ8М-1 после изотермической штамповки

Проведение дополнительной штамповки показывает, что кристаллографическая и металлографическая текстуры изменяются незначительно. Соответственно, в продольном и поперечном сечениях должна оставаться подобная анизотропия по прочности. Результаты механических испытаний на растяжение сплава ВТ8М-1 после ИШ показывают, что предел прочности в продольном сечении также несколько ниже, чем в поперечном сечении. При этом видно, что пластичность в обоих сечениях в пере практически выровнялась (таблица 6.2, рисунок 6.7), что непосредственно связано с укрупнением структуры и рекристаллизацией в сплаве. Прочность РК+ИШ по сравнению с РК состоянием снизилась на 10–12 %, однако данный показатель остается выше КЗ сплава [63, 113, 114, 117]. Механические свойства были оценены также в замке лопатки. Результаты имеют достаточно близкие значения к свойствам в пере лопатки.

Таблица 6.2 – Механические свойства ВТ8М-1 в КЗ, РК и РК+ИШ состояниях

	КЗ	*МВ	ВТ8М-1 РК+штамповка	
			*Перо	Замок
σ_B , МПа	1070±8	$\frac{1290 \pm 7}{1323 \pm 12}$	$\frac{1142 \pm 3}{1195 \pm 10}$	1156±10
$\sigma_{0,2}$, МПа	1020±9	$\frac{1195 \pm 11}{1288 \pm 14}$	$\frac{1135 \pm 2}{1185 \pm 8}$	1155±9
δ , %	14,5±0,4	$\frac{9,0 \pm 0,8}{5,8 \pm 0,4}$	$\frac{9,5 \pm 0,5}{9,8 \pm 0,9}$	9,0±0,4

* $\frac{\text{Продольное сечение}}{\text{Поперечное сечение}}$

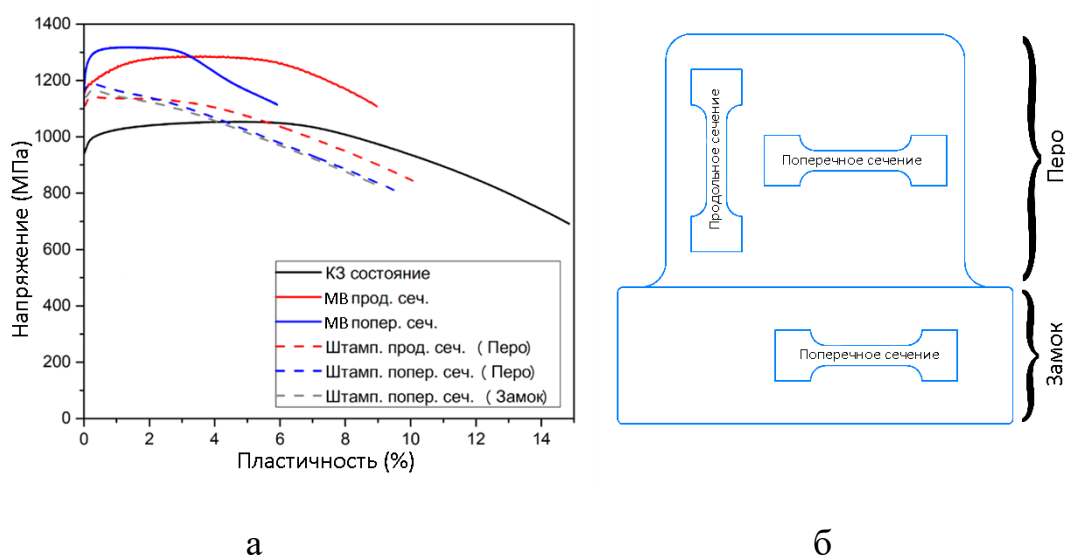


Рисунок 6.7 – Кривые растяжения сплава ВТ8М-1 в КЗ, РК и РК+ИШ состояниях (а), схема оценки механических свойств в экспериментальной лопатке (б)

Далее из лопаток, полученных изотермической штамповкой, были подготовлены образцы имитаторов лопаток и произведена оценка усталостной долговечности. Результаты показывают, что МВ сплав ВТ8М-1 имеет повышенный предел выносливости по сравнению КЗ сплавом – 610 против 540 МПа, соответственно (рисунок 6.8), что подтверждает взаимосвязь прочности и предела выносливости титановых сплавов [16].

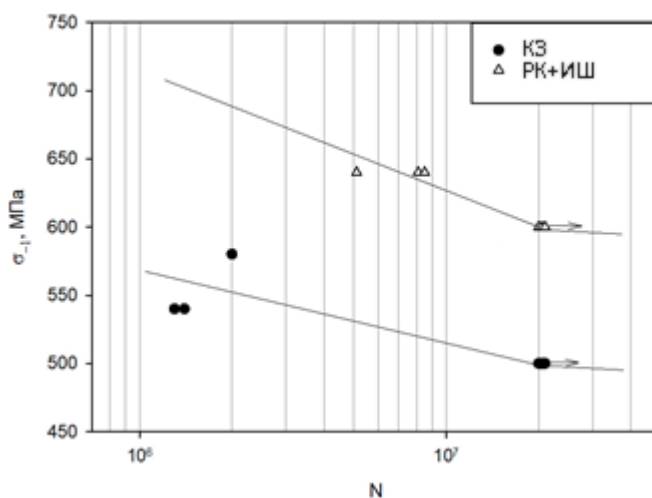


Рисунок 6.8 – Кривые многоциклового усталости сплава ВТ8М-1 в КЗ состоянии и после РК+ИШ

6.5 Моделирование вальцовки лопаток из сплава ВТ8М-1

На примере сплава ВТ8 в литературе [118] было показано, что простое фрезерование и полирование лопаток обладает более низким пределом выносливости (на 10–30 %) по сравнению с другими технологическими схемами, такими как точная штамповка (ТШ) и механическая обработка или ТШ, вальцевание и поверхностное упрочнение. К тому же применение первого подхода приводит к высокому расходу материала. Соответственно, предпочтительным будет являться применение технологий с использованием штамповки и/или вальцовки. К тому же ВТ8М-1 был разработан как сплав, обладающий повышенной технологической пластичностью, под возможность проведения холодного вальцевания [7].

При использовании технологии штамповки лопаток заготовки можно формировать индивидуально из прутков, либо с применением периодической продольной прокатки, позволяющей получать из прутка периодический прокат заготовок лопаток с последующей их вырубкой, дальнейшей точной штамповкой и вальцеванием. По такой технологии обжатие по перу заготовки для титановых сплавов находится на уровне 50–60 %, а степень вытяжки 2–3 [118].

Применение предварительной деформации в виде ротационнойковки и технологии периодического проката позволит, во-первых, снизить температуру деформации, как было показано в подглаве 6.1, а во-вторых, направленная деформация вдоль оси прутковой заготовки сохранит или даже усилит металлографическую текстуру. В качестве примера было проведено упрощенное моделирование вальцовки для оценки направленности деформации в формирующемся пере лопатки (рисунок 6.9). Вальцовка пера производилась с 4,2 до 3 мм. Так основная деформация в пере при вальцевании будет по направлениям X и Z – 0,26 и 0,29. В направлении Y, то есть поперечное направление, степень деформации будет на порядок меньше и составит около 0,03.

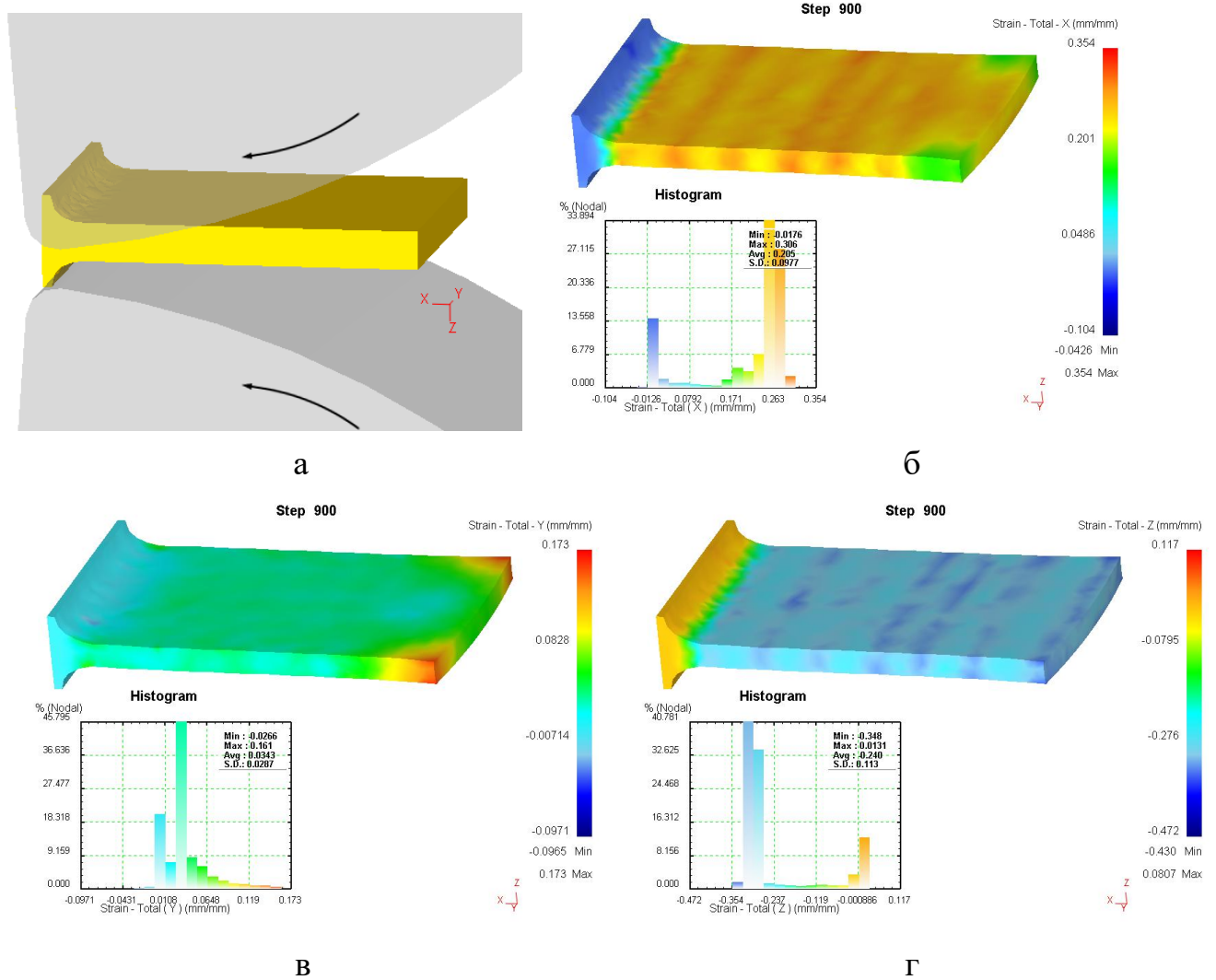


Рисунок 6.9 – Моделирование вальцовки: условная 3d-модель (а), распределение деформации по направлению X (б), Y (в), Z (г)

Такое течение материала при конечной операции формообразования будет способствовать сохранению микроволокнистости структуры титанового сплава BT8M-1, что позволит также сохранить жаропрочность на уровне МВ состояния.

Таким образом, применение промышленных методов деформации, таких как ротационная ковка с последующими технологическими операциями в виде низкотемпературной изотермической штамповки или точной штамповки с вальцеванием позволяет повысить эксплуатационные характеристики титанового сплава BT8M-1 при температурах вплоть до 350 °С с короткими забросами до 500 °С для перспективного применения в ГТД.

Выводы по ГЛАВЕ 6

1. Дополнительная деформация методом изотермической штамповки сохраняет близкую к МВ состоянию металлографическую и кристаллографическую текстуру. Первичная α -фаза сохраняет свою целостность, а УМЗ составляющая α и β фаз подвергается собирательной рекристаллизации с формированием относительно равноосных зерен. Средний размер мелких зерен после ИШ составил 0,6 мкм.

2. Анализ микроструктуры ВТ8М-1 методом ТКД показал, что доля БУГ увеличивается по сравнению с МВ состоянием. Можно отметить, что часть УМЗ зерен практически не имеет искажений кристаллической решетки или МУГ согласно карте КАМ, что может указывать на динамическую рекристаллизацию при изотермической штамповке. Также снижение до $0,5^\circ$ средней величины искажений кристаллической решетки по карте КАМ указывает на проходящие в структуре процессы возврата и рекристаллизации при ИШ.

3. Механические свойства ВТ8М-1 после ИШ показывают снижение прочностных характеристик на 10–12 % по сравнению с РК состоянием. При этом происходит выравнивание пластичности в разных сечениях. Сравнение прочности сплава после ИШ и в КЗ состоянии показывает, что МВ сплав имеет преимущество перед КЗ сплавом. Оценка предела выносливости обоих состояний также указывает на повышенные усталостные свойства МВ сплава перед КЗ.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В соответствии с целью и задачами диссертационной работы установлено, что применение ротационнойковки и низкотемпературной изотермической штамповки позволяет повысить эксплуатационные свойства титанового сплава ВТ8М-1 при рабочих температурах лопаток компрессора низкого давления в перспективных газотурбинных двигателях.

1. Установлено, что сформированная в титановом сплаве ВТ8М-1 методом ротационнойковки микроволокнистая структура с ультрамелкозернистой составляющей, характеризующаяся вытянутыми вдоль оси прутка зернами первичной α -фазы, ультрамелкими зернами со средним размером 0,25 мкм и наноразмерными силицидами $(\text{Ti,Zr})_6\text{Si}_3$ на границах, способствует повышению на 20–25 % предела прочности и условного предела текучести (при комнатной температуре) при сохранении пластичности на уровне 9 %.

2. Установлено, что титановый сплав ВТ8М-1 с микроволокнистой структурой с ультрамелкозернистой составляющей сохраняет термическую стабильность вплоть до 450 °С при термических и механических воздействиях и обеспечивает повышенные на 20 % механические свойства при температурах 300–450 °С по сравнению со сплавом с дуплексной крупнозернистой структурой за счет большой плотности межфазных границ и наличия частиц силицидов $(\text{Ti,Zr})_6\text{Si}_3$ по границам вытянутых ультрамелких зерен.

3. Обоснован метод повышения сопротивления ползучести титанового сплава ВТ8М-1 за счет формирования направленной вдоль оси нагружения микроволокнистой структуры с ультрамелкозернистой составляющей методом ротационнойковки, который обеспечивает повышенное на 20 % сопротивление ползучести при температуре 350 °С по сравнению со сплавом с дуплексной крупнозернистой структурой. Установлено, что деформационно-индуцированное выделение третичной α -фазы в титановом сплаве ВТ8М-1 с микроволокнистой

структурой при эксплуатации дополнительно повышает сопротивление ползучести на 10 %.

4. Разработаны технологические рекомендации по изготовлению лопаток КНД методом изотермической штамповки при 750 °С из титанового сплава BT8M-1 с микроволокнистой структурой, получаемой методом ротационнойковки при температуре 750 °С, что обеспечивает повышенные на 10–15 % эксплуатационные свойства по сравнению со стандартной производственной технологией.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Жаропрочные титановые сплавы / В. Г. Анташев, Н. А. Ночовная, Т. В. Павлова, В. И. Иванов // Все материалы. Энциклопедический справочник. – 2007. – № 3. – С. 7-8.
2. Состояние, проблемы и перспективы создания жаропрочных титановых сплавов для деталей ГТД / О. С. Кашапов, А. В. Новак, Н. А. Ночовная, Т. В. Павлова // Труды ВИАМ. – 2013. – № 3. – Ст. 2.
3. Павлова, Т. В. Титановые сплавы для газотурбинных двигателей / Т. В. Павлова, О. С. Кашапов, Н. А. Ночовная // Все материалы. Энциклопедический справочник. – 2012. – № 5. – С. 8-14.
4. Иноземцев, А. А. Титановые сплавы в изделиях разработки ОАО «Авиадвигатель». Современные титановые сплавы и проблемы их развития: Сборник / А. А. Иноземцев, И. Г. Башкатов, А. С. Коряковцев. – М.: ВИАМ, 2010. – С. 43-46.
5. Жаропрочные титановые сплавы / В. Г. Анташев, Н. А. Ночовная, Т. В. Павлова, В. И. Иванов // Все материалы. Энциклопедический справочник. – 2007. – № 3. – С. 7-8.
6. Титановые сплавы. Металлография титановых сплавов / Е. А. Борисова, Г. А. Бочвар, М. Я. Брун [и др.]; под редакцией Н. Ф. Аношкина. – М: Металлургия, 1980. – 464 с.
7. Moiseyev, V. N. Titanium alloys in Russia: Russian Aircraft and Aerospace Applications / V. N. Moiseyev. – Boca Raton: CRC Press, 2005. – 216 p.
8. Leyens, C. Titanium and Titanium Alloys. Fundamentals and Applications / Leyens C., Peters M. – Weinheim: Wiley-VCH Verlag GmbH, 2003. – 513 p.
9. Сравнительный анализ механических свойств материала штамповок из сплава ВТ6, изготовленных различными методами, а также в различных

производственных условиях / Т.В. Павлова, О.С. Кашапов, О.В. Чучман, Л.Ю. Гончарова // Труды ВИАМ. – 2025. – № 5 (147). – Ст. 2.

10. Сравнительный анализ характеристик отечественных сплавов марок BT8, BT8M, BT8M-1, BT9 и сплава Ti6242S (США) применительно к лопаткам компрессора высокого давления авиационных газотурбинных двигателей / М. С. Оглодков, О.С. Кашапов, В.С. Калашников, А.Р. Кондратьева // Авиационные материалы и технологии. – 2024. – № 3 (76). – С. 35–50.

11. Хорев, А. И. Фундаментальные и прикладные работы по конструкционным титановым сплавам и перспективные направления их развития / А. И. Хорев // Труды ВИАМ. – 2013. – № 2. – Ст. 04.

12. Опыт ВИАМ в области разработки и исследования экономнолегированных титановых сплавов нового поколения / Н. А. Ночовная, П. В. Панин, А. С. Кочетков, К. А. Боков // Труды ВИАМ. – 2016. – № 9 (45). – Ст. 05.

13. 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.

14. Авиационно-космические материалы и технологии: учебник для студентов вузов / В. А. Богуслаев, А. Я. Качан, Н. Е. Калинина [и др.]; под общ. ред. В. А. Богуслаева. – Запорожье: Мотор Сич, 2007. – 382 с.

15. Huang, Y. Advances in ultrafine-grained materials / Y. Huang, T. G. Langdon // Materials Today. – 2013. – Vol. 16. – № 3. – P. 85-93.

16. Fatigue Properties of Ti Alloys with an Ultrafine Grained Structure: Challenges and Achievements / I. P. Semenova, Y. M. Modina, A. G. Stotskiy [et al.] // Metals. – 2022. – Vol. 12. – № 2. – P. 312.

17. Meyers, M. A. Mechanical properties of nanocrystalline materials / M. A. Meyers, A. Mishra, D. J. Benson // Progress in Materials Science. – 2006. – Vol. 51. – № 4. – P. 427-556.

18. Nanomaterials by severe plastic deformation: review of historical developments and recent advances / K. Edalati, A. Bachmaier, V. A. Beloshenko [et al.] // *Materials Research Letters*. – 2022. – Vol. 10. – № 4. – P. 163-256.

19. Nanostructuring of Ti-alloys by SPD processing to achieve superior fatigue properties / I. P. Semenova, E. B. Yakushina, V. V. Nurgaleeva, R. Z. Valiev // *International Journal of Materials Research*. – 2009. – Т. 100. – № 12. – С. 1691-1696.

20. Valiev, R. Z. Bulk nanostructured materials: Fundamentals and applications / R. Z. Valiev, A. P. Zhilyaev, T. G. Langdon. – Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons, 2013. – 436 с.

21. Семенова, И. П. Формирование ультрамелкозернистых структур и повышенных механических свойств в малолегированных титановых сплавах комбинированными методами интенсивной пластической деформации: специальность 05.16.01 «Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов»: автореферат диссертации на соискание ученой степени доктора технических наук/ Семенова Ирина Петровна; Уфимский государственный авиационный технический университет. – Уфа, 2011. – 40 с. – Место защиты: Южно-Уральский государственный университет.

22. Жеребцов, С. В. Структурные изменения в ходе большой пластической деформации и развитие методов получения ультрамелкозернистой структуры в полуфабрикатах из сплавов на основе титана: специальность 05.16.01 «Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов»: автореферат диссертации на соискание ученой степени доктора технических наук/ Жеребцов Сергей Валерьевич; Белгородский государственный национальный исследовательский университет. – Екатеринбург, 2013. – 43 с. – Место защиты: Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина.

23. Effects of Grain Refinement and Predeformation Impact by Severe Plastic Deformation on Creep in P92 Martensitic Steel / V. Sklenicka, P. Kral, J. Dvorak [et al.] // *Advanced Engineering Materials*. – 2020. – Vol. 22. – № 1. – P. 1900448.

24. Creep Resistance of S304H Austenitic Steel Processed by High-Pressure Sliding / P. Kral, J. Dvorak, V. Sklenicka [et al.] // *Materials*. – 2022. – Vol. 15. – № 1. – P. 331.

25. Effect of severe plastic deformation on creep behaviour of a Ti–6Al–4V alloy / P. Kral, J. Dvorak, S. Zharebtsov [et al.] // *Journal of Materials Science*. – 2013. – Vol. 48. – № 13. – P. 4789-4795.

26. Semiatin, S. L. *ASM Handbook, Volume 14A, Metalworking: Bulk Forming* / S. L. Semiatin. – Materials Park, Ohio: ASM International. Handbook Committee, 2005. – 888 p.

27. Та, Д. С. Исследование и разработка технологического процесса получения прутков мелких сечений из биосовместимых сверхупругих сплавов нового поколения системы Ti-Zr-Nb с применением радиально-сдвиговой прокатки и ротационнойковки: специальность 05.16.05 «Обработка металлов давлением»: диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук/ Та Динь Суан; Национальный исследовательский технологический университет МИСИС. – Москва, 2020. – С. 145.

28. Мартыненко, Н. С. Высокопрочные коррозионностойкие ультрамелкозернистые магниевые сплавы для медицинского применения: специальность 05.16.01 «Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов»: диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук/ Мартыненко Наталья Сергеевна; Национальный исследовательский технологический университет МИСИС. – Москва, 2019. – С. 161.

29. Астанин, В. В. Физика ползучести и сверхпластичности материалов / В. В. Астанин. – Уфа: Уфимский университет науки и технологий, 2025. – 158 с.

30. Титановые сплавы в конструкциях и производстве авиадвигателей и авиационно-космической техники / Б. А. Колачев, Ю. С. Елисеев, А. Г. Братухин, В. Д. Талалаев. – М.: МАИ, 2001. – 412 с.
31. Ильин, А. А. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства.: Справочник / А. А.Ильин, Б. А. Колачев, И. С. Полькин. – М.: ВИЛС-МАТИ, 2009. – 520 с.
32. Boyer, R. Materials Properties Handbook: Titanium Alloys / R. Boyer, G. Welsch, E. W. Collings. – Materials Park, OH: ASM International, 1994. – 1048 p.
33. Материаловедение цветных металлов и сплавов: учебное пособие / А.А. Попов, М.А. Филиппов, В.Р. Бараз, М. А. Гервасьев; М-во науки и высш. образования РФ. – 2-е изд., перераб. и доп. — Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2023.— 312 с.
34. Горынин, И.В. Титан в машиностроении / И.В. Горынин, Б.Б. Чечулин. – М.: Машиностроение, 1990. – 400 с.
35. Титановые сплавы для морской техники / И. В. Горынин [и др.]. – Санкт-Петербург: Политехника, 2007. – 387 с.
36. Вульф, Б. К. Термическая обработка титановых сплавов / Б. К. Вульф. – М.: Металлургия, 1969. – 377 с.
37. Бараз, В.Р. Назначение и выбор металлических материалов: учебное пособие / В. Р. Бараз, М.А. Филиппов, М.А. Гервасьев. — Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2016.— 192 с.
38. Бобрук, Е. В. Современные методы деформационно-термической обработки: от традиционных материалов до наноструктурных: учебное пособие / Е. В. Бобрук, И. П. Семенова, Р. З. Валиев. – Уфа: УГАТУ, 2015. – 112 с.
39. Современные титановые сплавы и проблемы их развития: сборник статей / Федеральное гос. унитарное предприятие "Всероссийский науч.-исслед. ин-т авиационных материалов"; под общ. ред. Е. Н. Каблова. – Москва: Всероссийский науч.-исслед. ин-т авиационных материалов, 2010. – 106 с.

40. Характеристики прочности и выносливости прутков и штамповок лопаток из серийных жаропрочных титановых сплавов и нового титанового сплава псевдо- α -класса / В.С. Калашников, Л.П. Решетило, О.В. Чучман, С.А. Наприенко // Труды ВИАМ. – 2022. – № 2 (108). – Ст. 02.

41. Сравнительный анализ характеристик отечественных сплавов марок BT8, BT8M, BT8M-1, BT9 и сплава Ti6242S (США) применительно к лопаткам компрессора высокого давления авиационных газотурбинных двигателей / М.С. Оглодков, О.С. Кашапов, В.С. Калашников, А.Р. Кондратьева // Авиационные материалы и технологии. – 2024. – №3 (76). – Ст. 4.

42. Král, P. Microstructural Evolution and Creep of an Al-0.2wt.%Sc Alloy after Equal-Channel Angular Pressing / P. Král, J. Dvořák, V. Sklenička // Materials Science Forum. – 2008. – Vol. 584-586. – pp. 846-851.

43. Effect of Equal-Channel Angular Pressing (ECAP) on Creep in Aluminium Alloys / V. Sklenička, J. Dvořák, M. Kvapilová [и др.] // Materials Science Forum. – 2007. – Vol. 539-543. – pp. 2904-2909.

44. Characterization of creep properties and creep textures in pure aluminum processed by equal-channel angular pressing / M. Kawasaki, I. J. Beyerlein, S. C. Vogel, T. G. Langdon // Acta Materialia. – 2008. – Vol. 56. – № 10. – pp. 2307-2317.

45. The Characteristics of Creep in Metallic Materials Processed by Severe Plastic Deformation / P. Kral, J. Dvorak, V. Sklenicka, T. G. Langdon // MATERIALS TRANSACTIONS. – 2019. – Vol. 60. – № 8. – pp. 1506-1517.

46. Effect of Equal-Channel Angular Pressing on the Creep Resistance of Precipitation-Strengthened Alloys / V. Sklenička, P. Král, J. Dvořák [и др.] // Materials Science Forum. – 2010. – Vol. 667-669. – pp. 897-902.

47. Creep in Nanostructured Materials / V. Sklenicka, P. Kral, J. Dvorak [et al.] // MATERIALS TRANSACTIONS. – 2023. – Vol. 64. – № 7. – pp. 1566-1574.

48. Equal-Channel Angular Pressing and Creep in Ultrafine-Grained Aluminium and Its Alloys / V. Sklenicka, J. Dvorak, M. Svoboda [et al.]. – Text : electronic //

Aluminium Alloys - New Trends in Fabrication and Applications / ed. Z. Ahmad. – InTech, 2012. – URL: <http://www.intechopen.com/books/aluminium-alloys-new-trends-in-fabrication-and-applications/equal-channel-angular-pressing-and-creep-in-ultrafine-grained-aluminium-and-its-alloys> (date accessed: 09.09.2026).

49. Sklenicka, V. Creep Behaviour of Pure Aluminium Processed by Equal-Channel Angular Pressing / V. Sklenicka, J. Dvorak, M. Svoboda. – Text : electronic // Nanomaterials by Severe Plastic Deformation / eds. M. Zehetbauer, R. Z. Valiev. – Wiley, 2004. – P. 200-206. – URL: <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/10.1002/3527602461.ch30> (date accessed: 09.09.2026).

50. Microstructure Stability and Creep Behaviour of a Cu-0.2wt.%Zr Alloy Processed by Equal-Channel Angular Pressing / J. Dvořák, P. Král, M. Kvapilová [et al.] // Materials Science Forum. – 2010. – Vol. 667-669. – pp. 821-826.

51. Factors influencing creep flow and ductility in ultrafine-grained metals / V. Sklenicka, J. Dvorak, P. Kral [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2012. – Vol. 558. – P. 403-411.

52. Grabovetskaya, G. P. Creep features of nanostructured materials produced by severe plastic deformation / G. P. Grabovetskaya, K. V. Ivanov, Y. R. Kolobov // Annales de Chimie Science des Matériaux. – 2002. – Vol. 27. – № 3. – pp. 89-98.

53. Creep behavior of a zirconium alloy processed by equal-channel angular pressing / V. Sklenicka, J. Dvorak, P. Kral [et al.] // Acta Physica Polonica A. – 2012. – Vol. 122(3). – pp. 485–489.

54. Influence of a prior pressurization treatment on creep behaviour of an ultrafine-grained Zr-2.5%Nb alloy / V. Sklenicka, J. Dvorak, P. Kral [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2021. – Vol. 820. – P. 141570.

55. Effect of ultrafine-grained microstructure on creep behaviour in 304L austenitic steel / P. Kral, J. Dvorak, V. Sklenicka [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2020. – Vol. 785. – P. 139383.

56. The Effect of Ultrafine-Grained Microstructure on Creep Behaviour of 9% Cr Steel / P. Kral, J. Dvorak, V. Sklenicka [et al.] // *Materials*. – 2018. – Vol. 11. – № 5. – P. 787.

57. Influence of High Pressure Sliding and Rotary Swaging on Creep Behavior of P92 Steel at 500 °C / P. Kral, J. Dvorak, V. Sklenicka [et al.] // *Metals*. – 2021. – Vol. 11. – № 12. – P. 2044.

58. Influence of severe plastic deformation and subsequent annealing on creep behaviour of martensitic 9% Cr steel / P. Král, J. Dvořák, V. Sklenička [et al.] // *METAL*. – 2021. – pp. 429-434. – URL: <https://www.confer.cz/metal/2021/4147-influence-of-high-pressure-torsion-and-subsequent-annealing-on-creep-behaviour-of-martensitic-9-cr-steel> (дата обращения: 09.09.2026).

59. Creep behaviour of ultrafine-grained CP titanium processed by multi-pass rolling / J. Dvorak, A. G. Kadomtsev, V. I. Betekhtin [et al.] // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2021. – Vol. 1178. – № 1. – P. 012013.

60. Effect of severe plastic deformation on creep behaviour of a Ti–6Al–4V alloy / P. Kral, J. Dvorak, S. Zharebtsov [et al.] // *Journal of Materials Science*. – 2013. – Vol. 48. – № 13. – P. 4789-4795.

61. Золоторевский, В. С. Механические свойства металлов : учебник для студентов вузов / В. С. Золоторевский. — 3-е изд., перераб. и доп. — Москва : МИСИС, 1998. — 400 с.

62. Thermal Stability of Titanium Alloy VT8M-1 with Ultrafine-Grained Structure / A. G. Stotskiy, A. V. Polyakov, G. S. Dyakonov, I. P. Semenova // *The 14th World Conference on Titanium*. – MATEC Web of Conferences. – 2020. – Vol. 321. – № 11026.

63. Стоцкий, А. Г. Двухэтапная деформация титанового сплава ВТ8М-1 с формированием ультрамелкозернистой структуры в деталях для авиации / А. Г. Стоцкий // *Materials.Technologies.Design*. – 2026. – Т. 8. – № 2(25). – с. 58-66.

64. Tracking microstructure, texture and boundary misorientation evolution of hot deformed and post-deformation annealed Ti–6Al–4V alloy / S. C. V. Lim, K. V. Yang, Y. Yang [et al.] // *Materials Science and Engineering: A*. – 2016. – Vol. 651. – P. 524-534.
65. Roy, S. Crystallographic texture and microstructure evolution during hot compression of Ti–6Al–4V–0.1B alloy in the ($\alpha + \beta$)-regime / S. Roy, R. Madhavan, S. Suwas // *Philosophical Magazine*. – 2014. – Vol. 94. – № 4. – P. 358-380.
66. Texture in ultra-strength Ti–25Ta–25Nb alloy strips / V. D. Cojocaru, D. Raducanu, D. M. Gordin, I. Cinca // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2013. – Vol. 576. – P. 170-176.
67. Sander, B. Texture inhomogeneity in a Ti–Nb-based β -titanium alloy after warm rolling and recrystallization / B. Sander, D. Raabe // *Materials Science and Engineering: A*. – 2008. – Vol. 479. – № 1-2. – P. 236-247.
68. Microstructure of the Advanced Titanium Alloy VT8M-1 Subjected to Rotary Swaging / G.S. Dyakonov, T.V. Yakovleva, S.Y. Mironov, A.G. Stotskiy, [et al.] // *Materials*. – 2023. – 16. – № 6851.
69. The Effect of Long-Term Heating on Thermal Stability of Ultra-Fine Grained Titanium Alloy VT8M-1 Processed by Rotary Swaging / A. Stotskiy, T. Yakovleva, G. Dyakonov [et al.] // *Materials Science Forum*. – 2020. – Vol. 1016. – pp. 1398-1403.
70. Механическое поведение титанового сплава ВТ8М 1 при повышенных температурах после ротационнойковки / А. Г. Стоцкий, Т. В. Яковлева, Г. С. Дьяконов [и др.] // XX Международная научно-техническая Уральская школа-семинар металлосведов — молодых ученых. – 2020. – С. 160-163. Уральская школа молодых металлосведов: сборник материалов XX Международной научно-технической Уральской школы-семинара металлосведов — молодых ученых. — Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2020. — 625 с.

71. Investigation of the Role of Intermetallic Phases in Microstructure of UFG Titanium VT8M-1 Alloy / T. Yakovleva, G. Dyakonov, A. Stotskiy [et al.] // Materials Science Forum. – 2020. – Vol. 1016. – pp. 1659-1663.

72. Стоцкий, А.Г. Образование силицидов и низкотемпературный распад в жаропрочном титановом сплаве VT8M-1 / А. Г. Стоцкий, Г. С. Дьяконов // Ультрамелкозернистые и наноструктурные материалы: Сборник трудов открытой школы-конференции стран СНГ (г. Уфа, 30 сентября – 4 октября 2024 г.) / отв. ред. А.А. Назаров. – Уфа: РИЦ УУНит, 2024. – с. 288-289.

73. Mechanical behavior at elevated temperatures of the ultrafine-grained titanium alloy VT8M-1 processed by rotary / A. G. Stotskiy, T. V. Yakovleva, Yu. M. Modina [et al.] // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – IOP Publishing. – 2019. – Vol. 672. – № 1. – P. 012060.

74. Стоцкий, А.Г. Влияние отжигов на эволюцию микроструктуры ультрамелкозернистого титанового сплава VT8M-1, полученного ротационной ковкой / А. Г. Стоцкий, Г. С. Дьяконов // Материалы VI Всероссийской научно-практической конференции с международным участием Инновационные технологии в метариаловедении и машиностроении (г. Пермь, 10 – 14 октября 2022 г.) – Пермь: Изд-во ПНИПУ, 2022. – с. 581-586.

75. Стоцкий, А.Г. Механическое поведение титанового сплава VT8M 1 при повышенных температурах после ротационнойковки / А. Г. Стоцкий, Т. В. Яковлева, Г. С. Дьяконов, А. В. Поляков, И. П. Семёнова // Уральская школа молодых металлосведов: сборник материалов XX Международной научно-технической Уральской школы-семинара металлосведов — молодых ученых. — Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2020. — с. 160–163.

76. Fracture toughness at cryogenic temperatures of ultrafine-grained Ti-6Al-4V alloy processed by ECAP / I. P. Semenova, J. M. Modina, A. V. Polyakov [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2018. – Vol. 716. – pp. 260-267.

77. Трещиностойкость и длительная прочность ультрамелкозернистых двухфазных титановых сплавов / Ю. М. Модина, А. Г. Стоцкий, Т. В. Яковлева [и др.] // Материалы всероссийской научной конференции с международным участием «IV Байкальский материаловедческий форум». – Улан-Удэ: Изд-во БНЦ СО РАН, 2022. – с. 542-543.

78. Термическая стабильность и механические свойства ультрамелкозернистого титанового сплава BT8M-1 / Г. С. Дьяконов, Т. В. Яковлева, А. Г. Стоцкий [и др.] // Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов: сборник тезисов докладов XXV Уральской школы металловедов-термистов. — Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2020. — 270 с.

79. Evans, W. J. Power law steady state creep in α/β titanium alloys / W. J. Evans, G. F. Harrison // Journal of Materials Science. – 1983. – Vol. 18. – pp. 3449-3455.

80. Creep behavior of Ti-6Al-4V from 450 °C to 600 °C / L. Badea, M. Surand, J. Ruau, B. Viguier // U.P.B. Sci. Bull., Series B. – 2014. – Vol. 76 (№ 1). – pp.185-196.

81. Williams, K. R. On the Stress- and Temperature-Dependence of Creep of Nimonic 80A / K. R. Williams, B. Wilshire // Metal Science Journal. – 1973. – Vol. 7. – № 1. – P. 176-179.

82. High Temperature Creep Behaviour of Cast Nickel-Based Superalloys INC 713 LC, B1914 and MAR-M247 / M. Kvapilova, P. Kral, J. Dvorak, V. Sklenicka // Metals. – 2021. – Vol. 11. – № 1. – P. 152.

83. Creep behavior of Ti-6Al-4V and a comparison with titanium matrix composites / M. J. R. Barboza, E. A. C. Perez, M. M. Medeiros [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2006. – Vol. 428. – № 1-2. – P. 319-326.

84. Kim, H.-K. Low-temperature creep behavior of ultrafine-grained 5083 Al alloy processed by equal-channel angular pressing / H.-K. Kim // Journal of Mechanical Science and Technology. – 2010. – Vol. 24. – № 10. – pp. 2075-2081.

85. Петров, А. И. Влияние внутренних напряжений на ползучесть меди / А. И. Петров, М. В. Разуваева // ЖТФ. – 2026. – Т.96(вып. 3). – с. 549–556.
86. Shi, L. The mechanical behavior of an aisi type 310 stainless steel / L. Shi, D. O. Northwood // *Acta Metallurgica et Materialia*. – 1995. – Vol. 43. – № 2. – pp. 453-460.
87. Creep Resistance of Ultrafine-Grained VT8M-1 Alloy / Iu. Modina, A. Polyakov, G. Dyakonov [et al.] // *Materials Science Forum*. – 2020. – Vol. 1016. – pp. 922-927.
88. Kassner, M. E. *Fundamentals of Creep in Metals and Alloys* / M. E. Kassner. — 2nd ed. — Amsterdam: Elsevier, 2009. — 288 p.
89. Langdon, T. G. An Analysis of Flow Mechanisms in High Temperature Creep and Superplasticity / T. G. Langdon // *Materials transactions*. – 2005. – Vol. 46. – № 9. – pp. 1951-1956.
90. Жилияев, А. П. Сверхпластичность и границы зерен в ультрамелкозернистых материалах / А. П. Жилияев, А. К. Пшеничнюк. — Москва: ФИЗМАТЛИТ, 2008. — 324 с.
91. Kaibyshev, O. A. *Superplasticity of Alloys, Intermetallides and Ceramics* / O. A. Kaibyshev. — Berlin ; Heidelberg : Springer-Verlag, 1992. — 317 p.
92. Neumann, G. *Self-diffusion and Impurity Diffusion in Pure Metals: Handbook of Experimental Data* / G. Neumann, C. Tuijn. — 1st ed. — Amsterdam; Oxford: Pergamon, 2008. — Vol. 14. — 349 p.
93. Intrinsic self-diffusion and substitutional Al diffusion in α -Ti / M. Köppers, Chr. Herzig, M. Friesel, Y. Mishin // *Acta Materialia*. – 1997. – Vol. 45. – № 10. – pp. 4181-4191.
94. Es-Souni, M. Primary, secondary and anelastic creep of a high temperature near α -Ti alloy Ti6242Si / M. Es-Souni // *Materials Characterization*. – 2000. – Vol. 45. – № 2. – pp. 153-164.

95. Effect of environment on the creep behavior of the Ti-6Al-4V alloy / D. A. P. Reis, C. R. M. Silva, M. C. A. Nono [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2005. – Vol. 399. – № 1-2. – P. 276-280.
96. Rosen, A. The effect of high temperature exposure on the creep resistance of Ti-6Al-4V alloy / A. Rosen, A. Rottem // Materials Science and Engineering. – 1976. – Vol. 22. – pp. 23-29.
97. Creep properties and effect factors of hot continuous rolled Ti-6Al-4V alloy / X. Li, T. Sugui, B. Xianyu, C. Liqing // Materials Science and Engineering: A. – 2011. – Vol. 529. – P. 452-458.
98. Malakondaiah, G. On the evaluation of activation energy for viscous creep through temperature change tests / G. Malakondaiah, N. Prasad, P. Rama Rao // Scripta Metallurgica. – 1982. – Vol. 16. – № 4. – P. 421-426.
99. Malakondaiah, G. Creep of Alpha-Titanium at low stresses / G. Malakondaiah, P. Rama Rao // Acta Metallurgica. – 1981. – Vol. 29. – № 7. – P. 1263-1275.
100. Липницкий, А. Г. Молекулярно-динамическое исследование зернограницной самодиффузии в ГПУ- и ОЦК-фазах нанокристаллического титана / А. Г. Липницкий, И. В. Неласов, Ю. Р. Колобов // Физическая мезомеханика. — 2013. — Т. 16. — № 1. — С. 67–73.
101. Semenycheva, A. V. A theoretical model of grain boundary self-diffusion in metals with phase transitions (case study into titanium and zirconium) / A. V. Semenycheva, V. N. Chuvil'deev, A. V. Nokhrin // Physica B: Condensed Matter. – 2018. – Vol. 537. – pp. 105-110.
102. Radhakrishnan, B. Phase Field Simulations of Autocatalytic Formation of Alpha Lamellar Colonies in Ti-6Al-4V / B. Radhakrishnan, S. Gorti, S. S. Babu // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2016. – Vol. 47. – № 12. – P. 6577-6592.
103. Явление образования и низкотемпературного распада метастабильных твердых растворов с выделением дисперсных частиц третичной α -фазы в

жаропрочных титановых сплавах / О. С. Кашапов, Т. В. Павлова, В. С. Калашников, А. В. Заводов // Труды ВИАМ. – 2018. – № 8 (68). – с. 3-22.

104. Phase transformation in titanium alloys: A review / C. Liu, Y. Li, J. Gu, M. Song // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2024. – Vol. 34. – Phase transformation in titanium alloys. – № 10. – P. 3093-3117.

105. Fabricating a single-crystal-like β grain structure of a near- β Ti alloy with unique variant selection by laser powder bed fusion / T. Kitashima, T. Hiroto, D. E. Jodi, M. Watanabe // Materials & Design. – 2024. – Vol. 243. – P. 113039.

106. Texture heterogeneities induced by subtransus processing of near α titanium alloys / L. Germain, N. Gey, M. Humbert [et al.] // Acta Materialia. – 2008. – Vol. 56. – № 16. – P. 4298-4308.

107. In-situ observation of single variant α colony formation in Ti-6Al-4V / A. E. Davis, J. Donoghue, J. R. Kennedy [et al.] // Acta Materialia. – 2021. – Vol. 220. – P. 117315.

108. Bhattacharyya, D. Crystallographic and morphological relationships between β phase and the Widmanstätten and allotriomorphic α phase at special β grain boundaries in an α/β titanium alloy / D. Bhattacharyya, G. B. Viswanathan, H. L. Fraser // Acta Materialia. – 2007. – Vol. 55. – № 20. – P. 6765-6778.

109. Lütjering, G. Titanium / G. Lütjering, J. C. Williams. — 2nd ed. — Berlin; Heidelberg: Springer-Verlag, 2007. – 442 p.

110. Zhherebtsov, S. Production, Properties and Application of Ultrafine-Grained Titanium Alloys / S. Zhherebtsov, G. Salishchev // Materials Science Forum. – 2016. – Vol. 838-839. – C. 294-301.

111. Superplastic Behavior and Microstructural Features of the VT6 Titanium Alloy with an Ultrafine-Grained Structure during Upsetting / G. S. Dyakonov, A. G. Stotskiy, I. M. Modina, I. P. Semenova // Materials. – 2023. – Vol. 16. – № 4. – P. 1439.

112. Evolution of the Microstructure and Mechanical Properties of the Ultrafine-Grained VT8M-1 during Isothermal Die Forging and Thermal Treatment / G. Dyakonov, T. Yakovleva, A. Stotskiy [et al.] // Materials Science Forum. – 2020. – Vol. 1016. – pp. 418-422.

113. Микроструктура и механические свойства жаропрочного титанового сплава с УМЗ структурой после изотермической штамповки / А. Г. Стоцкий, Ю. М. Модина, Г. С. Дьяконов, И. П. Семенова // Материалы всероссийской научной конференции с международным участием «IV Байкальский материаловедческий форум». – Улан-Удэ: Изд-во БНЦ СО РАН, 2022. – с. 570-571.

114. Механическое поведение, микроструктурные и текстурные особенности титанового УМЗ сплава VT8M-1 / А. Г. Стоцкий, Г. С. Дьяконов, Ю. М. Модина, И. П. Семенова // Тезисы докладов международной конференции «Физическая мезомеханика. Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой и интеллектуальные производственные технологии», Томск, Россия. – 2023г. – с. 194-195.

115. Модина, Ю.М. Влияние микроструктурных и текстурных особенностей в ультрамелкозернистом титановом сплаве VT8M-1 на механические свойства / Ю. М. Модина, А. Г. Стоцкий, Г. С. Дьяконов // Ультрамелкозернистые и наноструктурные материалы: Сборник трудов открытой школы-конференции стран СНГ // Уфа: РИЦ УУНиТ, 2024. – с. 198-199.

116. Tracking microstructure, texture and boundary misorientation evolution of hot deformed and post-deformation annealed Ti–6Al–4V alloy / S. C. V. Lim, K. V. Yang, Y. Yang [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2016. – Vol. 651. – pp. 524-534.

117. Microstructure and mechanical properties of workpieces of the ultrafine-grained two-phase Ti alloy produced by die forging / T. V. Yakovleva, G. S. Dyakonov, A. G. Stotskiy, I. P. Semenova // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – IOP Publishing. – 2019. – Vol. 672. – № 1. – P. 012065.

118. Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик деталей ГТД. Лопатки компрессора и вентилятора. Часть 1 / В. А. Богуслаев, П. Д. Жеманюк, А. Я. Качан [и др.]. – изд. 2-ое, переработанное и дополненное. – Запорожье: АО «Мотор Сич», 2017. – 500с.

ПРИЛОЖЕНИЕ А

РӨСӘЙ ФЕДЕРАЦИЯҢЫ ФӘН ҺӘМ
ЮҒАРЫ БЕЛЕМ БИРЕҮ МИНИСТРЛЫҒЫ
ЮҒАРЫ БЕЛЕМ БИРЕҮ
ФЕДЕРАЛЬ ДӘҮЛӘТ БЮДЖЕТ МӘҒАРИФ
УЧРЕЖДЕНИЕҢЫ

«ӨФӨ ФӘН ҺӘМ ТЕХНОЛОГИЯЛАР
УНИВЕРСИТЕТЫ»
(Өфө университеты)

Заки Валиди урамы, 32, Өфө калаһы, БР, 450076

тел.: 8 (347) 272-63-70 e-mail: rector@uust.ru https://uust.ru

ОКПО 79067778 ОГРН 1220200037474 ИНН/КПП 0274975591/027401001



МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО
ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ
БЮДЖЕТНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ
УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ

«УФИМСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ НАУКИ И
ТЕХНОЛОГИЙ»

(Уфимский университет, УУНТ)

Заки Валиди ул., 32, Уфа, РБ, 450076

от _____ 20____ г. № _____
на № _____ от _____

УТВЕРЖДАЮ

Проректор по развитию образования

Ю.В. Рахманова

«16» сентября 2026 г.



Акт

о внедрении результатов диссертационной работы

Стоцкого Андрея Геннадиевича на тему: «Термическая стабильность и сопротивление
ползучести двухфазного титанового сплава ВТ8М-1 с микроволокнистой структурой,
полученной ротационной ковкой»

Комиссия в составе: директора Института технологий и материалов Хусаинова Ю.Г. и
зав. кафедрой материаловедения и физики металлов Парфенова Е.В. составила настоящий акт,
которым подтверждается, что научные результаты указанной диссертации использованы в
учебном процессе кафедры материаловедения и физики металлов Уфимского университета
науки и технологий при подготовке лабораторного практикума, чтении лекций и проведения
практических занятий по дисциплине «Физика ползучести и сверхпластичности» при подготовке
бакалавров по направлению 22.03.01 «Материаловедение и технологии материалов. Дизайн и
цифровые технологии перспективных материалов».

Директор ИТМ, д.т.н., доцент

Хусаинов Ю. Г.

Зав. кафедрой МиФМ, д.т.н., профессор

Парфенов Е. В.

010435

ПРИЛОЖЕНИЕ Б



ОДК

УМПО



ПУБЛИЧНОЕ АКЦИОНЕРНОЕ ОБЩЕСТВО «ОДК-УФИМСКОЕ
МОТОРОСТРОИТЕЛЬНОЕ ПРОИЗВОДСТВЕННОЕ ОБЪЕДИНЕНИЕ»

«УТВЕРЖДАЮ»

Зам. генерального конструктора-

директор ОКБ «Мотор»

С.В. Кузьмин

2026 г.



использования результатов диссертации на соискание ученой степени
кандидата наук Стоцкого Андрея Геннадиевича

«ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ И СОПРОТИВЛЕНИЕ ПОЛЗУЧЕСТИ
ДВУХФАЗНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА BT8M-1 С
МИКРОВОЛОКНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ, ПОЛУЧЕННОЙ РОТАЦИОННОЙ
КОВКОЙ»

Экспериментальные результаты по определению сопротивления ползучести сплава BT8M-1 с микроволокнистой (МВ) ультрамелкозернистой структурой интервале 350-450 °С, представленные в диссертационной работе, были получены Стоцким А.Г. в рамках выполнения НИОКР по договору №40/10-43453 между ПАО «ОДК-УМПО», НПА «Технопарк авиационных технологий» и ФГБОУ ВО «УГАТУ». Было показано, что сплав BT8M-1 с МВ структурой при рабочих температурах до 400 °С имеет сопротивление ползучести не ниже, чем КЗ сплав. При температуре 350 °С МВ сплав обладает повышенным на 20% сопротивлением ползучести по сравнению с обычным крупнозернистым состоянием.

Данные результаты в диссертационной работе систематизированы, развиты в научные положения и позволяют предсказывать механическое поведение сплава с МВ ультрамелкозернистой структурой в эксплуатационных условиях.

Научные результаты и технологические рекомендации были отражены в инструкции 30.02-0100.026И «Лопатки из титановых сплавов, полученных методом изотермической штамповки, с ультрамелкозернистой структурой», а также использованы при разработке опытной технологии изготовления лопаток из ультрамелкозернистых титановых сплавов. По данной технологии была изготовлена партия опытных заготовок-штамповок лопаток из сплава BT8M-1, полученного ротационной ковкой. Результаты механических испытаний образцов из штамповок сплава BT8M-1 с МВ структурой показали повышенную прочность и предел выносливости примерно на 15. % по сравнению со штамповками, полученных традиционной технологией.

Главный конструктор

О.И. Болдырев

Начальник ОТМ_М ОКБ «Мотор»

С.Р. Иргалин

ПРИЛОЖЕНИЕ В

450112, г. Уфа, ул. Трамвайная, 5, корп. 1
Тел.: (347) 284-09-32, (347) 246-04-16,
(347) 291-22-71
E-mail: tpat@tp-at.ru



ТЕХНОПАРК
Авиационных Технологий

Научно-производственная ассоциация

ОГРН 1070200000133
ИНН: 0273061330, КПП: 027301001
Башкирское отделение № 8598 ПАО Сбербанк
р/с: 40703810706000104558
к/с 30101810300000000601
БИК: 04807360

Исх. № 1374 от «17» 09 2026 г.
На № _____ от _____

АКТ

использования результатов диссертации **Стоцкого Андрея Геннадиевича** на тему
«ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ И СОПРОТИВЛЕНИЕ ПОЛЗУЧЕСТИ
ДВУХФАЗНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ8М-1 С МИКРОВОЛОКНИСТОЙ
СТРУКТУРОЙ, ПОЛУЧЕННОЙ РОТАЦИОННОЙ КОВКОЙ»

Научные результаты и технологические рекомендации по получению лопаток из ультрамелкозернистых титановых сплавов с микроволокнистой (МВ) структурой, включающие применение промышленного метода ротационнойковки (РК) прутковых полуфабрикатов, последующую низкотемпературную изотермическую штамповку, были использованы при отработке опытной технологии изготовления заготовок лопаток из ультрамелкозернистых титановых сплавов (ТП 110.01.0.012-023Ш) в рамках выполнения НИОКР по договору №40/10-43453 между ПАО «ОДК-УМПО», НПА «Технопарк авиационных технологий» и ФГБОУ ВО «УГАТУ».

Механические испытания образцов опытной партии штамповок из сплава ВТ8М-1 после ротационнойковки показали, что прочностные характеристики сплава повышаются на 20 % по сравнению с крупнозернистым состоянием с сохранением удовлетворительной пластичности. Оценка длительной прочности и сопротивления ползучести МВ сплава ВТ8М-1 позволяет обеспечить повышенные механические свойства и сопротивление ползучести на 20 % по сравнению со стандартной технологией при рабочей температуре КНД 350 °С.

Директор

И.В. Кандаров

Исп.: Салимгареева Г.Х.
Тел.: 8(347)284-09-32

Подпись: Салимгареева Г.Х. заверено.
Подпись: Кандаров И.В. заверено.
17.09.2026