

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт машиноведения имени Э. С. Горкунова
Уральского отделения Российской академии наук

На правах рукописи

Веселова Валерия Евгеньевна

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА
СТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ХАРАКТЕРИСТИКИ
ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ23

2.6.1. Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov i spлавов

Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель:
доктор технических наук,
доцент,
Гладковский Сергей Викторович

Екатеринбург – 2023

Оглавление

ВВЕДЕНИЕ.....	5
ГЛАВА 1 ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР	11
1.1. Классификация, составы, структура и применение титановых сплавов, свойства титановых сплавов.....	11
1.1.1. Общая характеристика, классификация и применение титановых сплавов.....	11
1.1.2. Принципы легирования, основные марки и режимы обработки.....	13
1.1.3. Фазовый состав и структура	15
1.1.4. Превращения при нагреве и охлаждении	16
1.1.5. Структурные изменения при старении	17
1.1.6. Мартенситные превращения при деформации метастабильных титановых сплавов.....	19
1.2. Структура, реологические свойства, механические характеристики и трещиностойкость конструкционных β и $\alpha+\beta$ -титановых сплавов	20
1.2.1. Составы и структура $\alpha+\beta$ - и β -титановых сплавов	20
1.2.2. Эволюция структуры и фазового состава ($\alpha+\beta$)- и β -титановых сплавов в условиях термической обработки.....	22
1.2.2.1 Структура β и ($\alpha+\beta$)-титановых сплавов после закалки	22
1.2.2.2 Структура β и $\alpha+\beta$ -титановых сплавов после старения.....	24
1.2.3. Реологические свойства и структура $\alpha+\beta$ - и β -титановых сплавов	25
1.2.4. Механические характеристики ($\alpha+\beta$)- и β - титановых сплавов при испытаниях на растяжение и ударный изгиб	27
1.2.4.1 Механические характеристики при испытаниях на растяжение	27
1.2.4.2 Механические характеристики при испытаниях на ударный изгиб.....	30
1.2.5. Характеристики трещиностойкости и механизмы разрушения при различных условиях нагружения.....	33
1.2.5.1 Статическая трещиностойкость.....	33
1.2.5.2 Циклическая трещиностойкость	37
1.2.5.3 Механизмы разрушения.....	40
1.2.6. Особенности механического поведения конструкционных титановых сплавов в условиях проявления деформационной (механической) нестабильности β -фазы.....	41
1.2.7. Области и перспективы применения конструкционных $\alpha+\beta$ - и β -титановых сплавов....	47
ВЫВОДЫ ПО ОБЗОРУ	48
ГЛАВА 2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ.....	50
2.1. Материалы исследования.....	50
2.2. Режимы термической обработки.....	50

2.3.	Методы структурных исследований	51
2.3.1.	Рентгенофазовый анализ	51
2.3.2.	Оптическая микроскопия	51
2.3.3.	Просвечивающая электронная микроскопия	52
2.3.4.	Растровая электронная микроскопия	53
2.4.	Методы механических испытаний	53
2.4.1.	Реологические испытания	53
2.4.2.	Определение механических свойств при одноосном растяжении	54
2.4.3.	Определение характеристик ударной вязкости и динамической трещиностойкости.....	55
2.4.4.	Определение характеристик циклической и статической трещиностойкости	56
2.4.5.	Исследование строения поверхностей разрушения	57
ГЛАВА 3 РЕОЛОГИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ И СТРУКТУРА СПЛАВА VT23 ПРИ ГОРЯЧЕЙ ОСАДКЕ.....		58
3.1.	Испытания на осадку титанового сплава VT23.....	58
3.2.	Рентгенофазовый анализ образцов сплава VT23 после испытаний на осадку	61
3.3.	Микроструктура сплава VT23 после испытаний на осадку	62
Выводы по главе 3		64
ГЛАВА 4 ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ЗАКАЛКИ И СТАРЕНИЯ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СТРУКТУРУ СПЛАВА VT23		66
4.1.	Результаты рентгенофазового анализа	66
4.2.	Результаты металлографических исследований	70
4.3.	Результаты EBSD-анализа титанового сплава VT23	73
4.4.	Результаты ПЭМ-анализа	75
4.5.	Количественный фазовый анализ и обобщенные схемы фазовых превращений	80
Выводы к главе 4		82
ГЛАВА 5 МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА VT23 ПРИ СТАТИЧЕСКОМ И ДИНАМИЧЕСКОМ И НАГРУЖЕНИИ.....		84
5.1	Влияние режимов термической обработки на механические характеристики и механизмы разрушения при одноосном растяжении	84
5.2	Влияние режимов термической обработки на характеристики ударной вязкости и механизмы разрушения.....	93
Выводы по главе 5		102
ГЛАВА 6 ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ И МИКРОМЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВА VT23 ПРИ РАЗЛИЧНЫХ УСЛОВИЯХ НАГРУЖЕНИЯ.....		104

6.1 Влияние температуры закалки и старения на статическую трещиностойкость и микростроение изломов	104
6.2 Влияние температуры закалки и старения на циклическую трещиностойкость и микростроение усталостных изломов	113
Выводы по главе 6	129
ОБЩИЕ ВЫВОДЫ.....	131
ЛИТЕРАТУРА	134
ПРИЛОЖЕНИЕ А. Акт внедрения	153

ВВЕДЕНИЕ

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ, СТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ КОНСТРУКЦИОННЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Актуальность исследования

Титановые сплавы за последние десятилетия благодаря сочетанию высокой удельной прочности, сопротивлению хрупкому разрушению и коррозионной стойкости находят все более широкое применение в авиакосмической технике, химическом машиностроении и медицине. Дальнейшее улучшение физико-механических свойств данных сплавов развивается в направлении создания новых составов и проведения дополнительной деформационно-термической обработки. В группе конструкционных титановых сплавов наиболее высокий уровень прочностных свойств ($\sigma_B = 1300-1800$ МПа) достигается в сплавах с двухфазной ($\alpha+\beta$)-структурой. Вместе с тем повышение прочности металлических материалов, как правило, сопровождается снижением пластичности, ударной вязкости и трещиностойкости, что усиливает опасность хрупкого разрушения изделий и элементов конструкций. В связи с этим первостепенное значение при выборе оптимальных составов и режимов термической обработки титановых сплавов приобретает оценка их конструкционной прочности с использованием критериев механики разрушения применительно к различным условиям нагружения. В отечественной авиакосмической промышленности до настоящего времени широко востребованным остается высокопрочный двухфазный ($\alpha+\beta$)-сплав ВТ23. Однако несмотря на всестороннее исследование данного сплава взаимосвязь между характеристиками его статической и циклической трещиностойкости, механизмами разрушения и сформированной при различных режимах деформационно-термической обработки структурой систематически не изучалась. Малоизученным аспектом исследования этого сплава являются также особенности его механического поведения, связанные с развитием упруго-

обратимого $\beta \leftrightarrow \alpha''$ -мартенситного превращения при наличии в структуре метастабильной β -фазы.

Степень разработанности темы исследования

Фазовые и структурные превращения, механические свойства и характеристики трещиностойкости титановых сплавов конструкционного назначения подробно исследованы в работах отечественных и зарубежных учёных – Хорева А. И., Ильина А. А., Колачева Б. А., Дроздовского Б. А., Горынина И. В., Чечулина Б. Б., Польшкина И. С., Попова А. А., Томсинского В. С., Иванова А. С., Валиева Р. З., Семенов И. П., Колобова Ю.Р., Салищева Г. А., Швецова О. В., Контратьева С. Ю., Шереметьева В. А., Прокошкина С. Д., а также Williams J. C., Collings E. W, Paradkar A., Niinomi M., Chakraborty S. B., Richards N. L., Liang R., Ritchie R., Grosdidier T., Xu L., Li C..

Выявлены основные закономерности формирования структурно-фазового состава высокопрочных β - и $(\alpha+\beta)$ -титановых сплавов при деформационно-термическом воздействии. Рассмотрена возможность развития в метастабильных титановых сплавах деформационного $\beta \rightarrow \alpha''$ -превращения и его влияние на механическое поведение. Значительное количество работ посвящено изучению механических свойств и характеристик трещиностойкости конструкционных титановых сплавов, включая метастабильный сплав VT23. Для этого сплава в зависимости от режимов обработки в литературе указан очень широкий разброс значений $K_{1C} = 18...145 \text{ МПа} \times \text{м}^{1/2}$. Вместе с тем влияние фазового состава и морфологии фаз после различных режимов закалки и старения на механические свойства и сопротивление росту трещин в рамках подхода структурной механики разрушения для сплава VT23 остается малоизученным. В связи с вышесказанным была сформулирована следующая

Цель диссертационной работы –

- оптимизация структурно-фазового состава титанового сплава VT23 методом деформационно-термической обработки для повышения механических свойств

и комплекса характеристик трещиностойкости изделий авиакосмической техники с заданным уровнем прочности.

Для достижения поставленной цели было необходимо решить следующие **задачи**:

1. Изучить реологическое поведение и процессы структурообразования в сплаве ВТ23 при деформации осадкой в интервале температур 700...1200 °С.
2. Провести комплексное исследование эволюции фазового состава и структуры при различных температурах закалки и старения в исходном металле и зонах деформации и разрушения.
3. Выявить связанные с образованием α'' -мартенсита напряжения особенности механического поведения сплава в условиях проявления деформационной неустойчивости β -фазы при испытаниях на растяжение.
4. Изучить влияние температуры закалки и старения на механические свойства, характеристики трещиностойкости и механизмы разрушения при различных условиях нагружения во взаимосвязи с изменением фазового состава и структуры сплава.

Научная новизна:

1. Впервые на сплаве ВТ23 с метастабильной β -фазой установлен двухстадийный характер пластического течения (двойной предел текучести) и обнаружен эффект мартенситной сверхупругости, обусловленный развитием упруго-обратимого $\beta \leftrightarrow \alpha''$ -мартенситного превращения.
2. Методом ПЭМ и рентгенофазового анализа подтверждено образование при механическом нагружении сплава с метастабильной β -фазой α'' -мартенсита напряжения и выявлены различия в изменении фазового состава на поверхности статического и циклического излома.
3. Показано, что формирование в сплаве субмикроструктурной бимодальной структуры, состоящей из ультрамелкодисперсной смеси частиц α - и α'' -фаз (размер частиц 100-300 нм) после закалки от 800 °С и старения при 550

°С, 8 ч. обеспечивает наибольшие значения статической трещиностойкости и конструкционной прочности.

4. Установлено влияние соотношения между протяженностью пластической зоны ($r_{зпд}$) в вершине трещины и параметрами структуры сплава (длина α -пластин, ширина β -прослойки) на показатели статической и циклической трещиностойкости сплава.

Теоретическая значимость работы состоит в том, что с использованием подходов структурной механики разрушения определены регулируемые режимами термической обработки размеры структурных элементов состаренного сплава (длина α -частиц и расстояние между ними), обеспечивающие наибольшие показатели трещиностойкости и конструкционной прочности материала. Проанализировано соотношение между размерами структурных элементов и протяженностью зон статической и циклической пластической деформации в вершине трещины (зон предразрушения).

Практическая значимость работы:

1. На основании данных пластометрических испытаний в однофазной и двухфазной ($\alpha+\beta$)-областях рекомендованы режимы горячего деформирования сплава, обеспечивающие пониженное сопротивление пластической деформации и сохранение исходного размера β -зерна.

2. Предложен режим термической обработки сплава (закалка от 800 °С и старение 550 °С, 8ч.), позволивший получить наилучший комплекс механических свойств, статической и динамической трещиностойкости ($\sigma_{0,2} = 1050$ МПа, $\sigma_B = 1160$ МПа, $\delta = 9$ %, $KCV = 187$ кДж/м², $K_{1C} = 60,9$ МПа \times м^{1/2}, $J_{id} = 338$ кДж/м²).

3. Предложен режим термической обработки (закалка от 800 °С и старение 500 °С, 8 ч), обеспечивающий наибольшее сопротивление росту усталостной трещины в условиях циклического нагружения.

4. Показана эффективность использования инструментированных ударных испытания для определения составляющих энергии разрушения и динамической трещиностойкости сплава.

Результаты диссертационной работы внедрены в НИР по государственному контракту от 02.10.2019 г. № 19411.1770290019.18.015, заключенному между ФАУ «ЦАГИ» и Министерством промышленности и торговли РФ, в части рекомендаций по режимам термической обработки сплава ВТ23, обеспечивающим получение комплекса повышенных механических свойств, статической трещиностойкости и конструкционной прочности.

Методология и методы исследования.

Для решения поставленных задач использовались современные методики рентгенофазового, структурного и фрактографического анализа. Применялись стандартизованные и прецизионные методы механических испытаний на осадку, одноосное растяжение и ударный изгиб, а также на статическую, циклическую и динамическую трещиностойкость.

Положения, выносимые на защиту:

1. Влияние температуры деформации осадкой при пластометрических испытаниях в диапазоне 700...1200 °С на напряжение пластического течения и изменение структурно-фазового состава сплава.
2. Закономерности изменения фазового состава и морфологии упрочняющих фаз при температурах закалки 800 и 860 °С и старения 500 и 550 °С.
3. Эффекты двойной текучести и сверхупругости в сплаве с метастабильной β -фазой, вызванные развитием $\beta \rightarrow \alpha''$ мартенситного превращения при растяжении.
4. Установленное влияние сформированной после закалки от 800 °С и старения при 550 °С ультрамелкодисперсной смеси частиц α - и α'' -фаз размером 100...300 нм на повышение статической трещиностойкости и конструкционной прочности сплава.

5. Выявленные изменения механизма роста усталостной трещины в закаленном и состаренном сплаве с различным фазовым составом и структурой с ростом величины размаха ΔK .

Достоверность результатов работы обеспечена использованием современного метрологически поверенного оборудования, взаимодополняющих методов структурного анализа (оптическая, растровая и просвечивающая электронная микроскопия), апробированных методов определения механических свойств, а также соответствием полученных результатов с известными данными по структуре и свойствам высокопрочных конструкционных титановых сплавов.

Апробация работы. Материалы диссертации докладывались на следующих конференциях и школах-семинарах: LVIII Международной конференции «АПП» (Пермь, 2017), XX Международной научно-технической уральской школе-семинаре металловедов – молодых ученых (Екатеринбург, 2020); XV и XVI международных конференциях «МРДМК» (Екатеринбург, 2020, 2022), XXVI Уральской школе металловедов-термистов (Екатеринбург, 2022); 5 и 6 всероссийских научно-практических конференциях с международным участием «ИТММ» (Пермь, 2021-2023), XI Международной школе «Физическое материаловедение» (Тольятти, 2023).

Исследования, представленные в диссертационной работе, выполнены в соответствии с основными направлениями научной деятельности ИМАШ УрО РАН в рамках госбюджетных тем № ААААА18-118020790147-4, № АААА-А18-118020790148-1; проектов РФФИ № 14-08-31673 мол_а; № 16-08-01077.

Личный вклад автора состоит в участии в постановке задач исследования, пробоподготовке образцов, получении и обработке данных рентгенофазового анализа, структурных и фрактографических исследований, а также результатов определения механических характеристик. Вошедшие в диссертационную работу результаты и выводы были получены и

сформулированы совместно с научным руководителем и соавторами публикаций.

Публикации.

По теме диссертационной работы опубликовано 11 научных трудов, из них 7 статей в рецензируемых научных журналах из списка ВАК, 4 в рецензируемых научных журналах из списка WoS и Scopus.

Структура и объем диссертации.

Диссертационная работа состоит из введения, 6 глав, заключения, списка литературы, включающего 164 наименований. Общий объем диссертации – 154 страниц. Диссертация содержит 70 рисунков и 11 таблиц.

ГЛАВА 1 ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР

1.1. Классификация, составы, структура и применение титановых сплавов, свойства титановых сплавов

1.1.1. Общая характеристика, классификация и применение титановых сплавов.

Впервые металлический титан с примесями был выделен Берцелиусом в 1895 году [1]. Согласно данным [2] химический элемент титан располагается в IVA подгруппе периодической системы Д.И. Менделеева и относится к переходным металлам с недостроенной d-оболочкой. По данным [3] в зависимости от температуры и давления титан может иметь одну из трёх кристаллических структур: ГПУ α , ОЦК β и гексагональную ω . При атмосферном давлении и температуре ниже 882,5 °С – стабильная α -модификация титана, при более высоких температурах – β -модификация титана. При повышении давления возможно $\alpha \rightarrow \omega$ превращение, имеющее характер изотермического мартенситного превращения (рисунок 1.1).

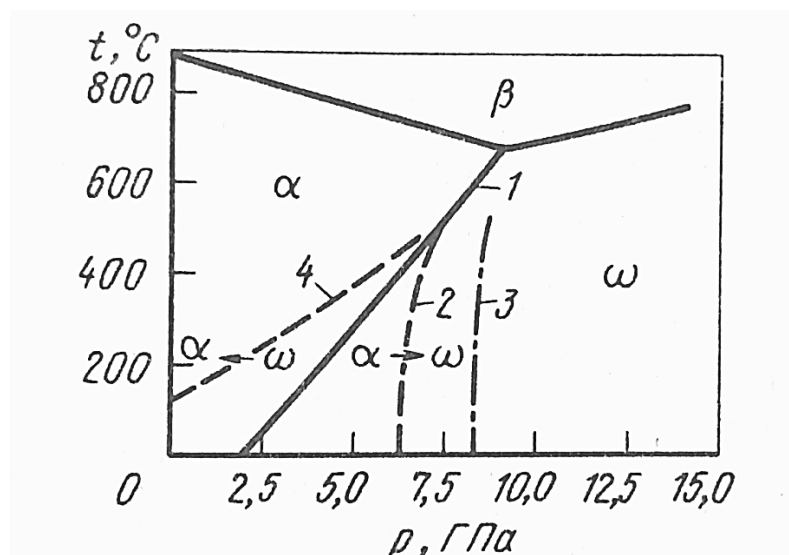


Рисунок 1.1 – t-p-диаграмма титана (1 – линии равновесия; 2,3 – линия $\alpha \rightarrow \omega$ превращения; 4 – линия $\alpha \rightarrow \omega$ превращения) [3]

Согласно [4] чистый титан характеризуется невысокой прочностью ($\sigma_b \approx 250 \dots 450$ МПа), высокой пластичностью ($\delta = 50 \dots 60$ %, $\psi = 70 \dots 90$ %) и технологичностью при обработке давлением. Титан отличается высокой коррозионной стойкостью, в том числе в агрессивных средах. Согласно [1] при комнатной температуре периоды решетки α -титана составляют: $a=0,29503$ нм, $c=0,46831$ нм, $c/a=1,5873$. Период решетки β -модификации, при 25 °С, полученный путем экстраполяции данных для β -сплавов, равен $0,328$ нм.

В результате исследований взаимодействия титана с металлами и неметаллами в работах [5, 6] были описаны 43 двойных и 43 тройных системы. Титановые сплавы принято классифицировать по различным признакам [7]:

- по фазовому составу: α -сплавы, псевдо- α -сплавы, $(\alpha+\beta)$ -сплавы, псевдо- β -сплавы, β -сплавы, сплавы на основе интерметаллидов;
- по технологии изготовления: деформируемые, литейные (допускается большее содержание примесей, чем в деформируемых);
- по уровню механических свойств: сплавы с невысокой прочностью, сплавы средней прочности, сплавы высокой прочности;
- по назначению: конструкционные, хладостойкие, жаропрочные и коррозионностойкие;

- по способности упрочняться ТО: упрочняемые (($\alpha+\beta$)- и β -сплавы) и неупрочняемые (α -сплавы).

Титан и его сплавы используются во многих отраслях промышленности [4, 7, 8, 9]. Они применяются в аэрокосмической отрасли [10, 11], медицине [12, 13], энергетике [14, 15] и нефтехимической промышленности [16; 17].

1.1.2. Принципы легирования, основные марки и режимы обработки

В зависимости от влияния на температуру β -перехода и на период решетки модификаций титана. легирующие элементы согласно [8, 18] классифицируются как нейтральные, α -стабилизаторы (алюминий, галлий, индий, углерод, азот и кислород), эвтектоидные и изоморфные β -стабилизаторы (ванадий, молибден, ниобий, тантал). В то же время легирующие элементы (как α -, так и β -стабилизаторы) можно разделить на две основные группы: элементы с неограниченной и ограниченной растворимостью в титане. Последние могут образовывать с титаном интерметаллиды, силициды и фазы внедрения. Легирующие элементы влияют на эксплуатационные свойства титана. Так, Fe, Al, Mn, Cr, Sn, V, Si повышают его прочность (σ_B), но снижают при этом пластичность и вязкость (KCU); Al, Zr, Mo увеличивают жаропрочность, а Mo, Zr, Nb, Ta, Pd — коррозионную стойкость.

В работе [7] приводятся схемы влияния типичных элементов сплавов на фазовые диаграммы титана (рисунок 1.2.).

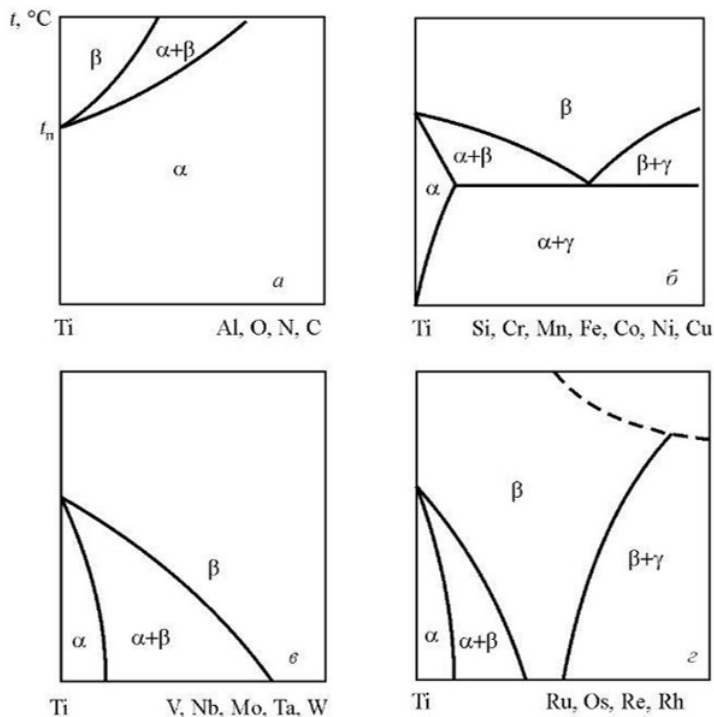


Рисунок 1.2 – Влияние легирующих элементов на полиморфное превращение в титановых сплавах [7].

Подбирая концентрацию легирующих элементов и термообработку можно формировать различные фазовые состояния при комнатной температуре. В зависимости от типа фаз и объемной доли, морфологии и расположения титановые сплавы будут обладать различными свойствами.

В зависимости от фазового состава титановые сплавы делятся на несколько категорий (таблица 1.1), которые в свою очередь определяют марку конечной продукции.

Таблица 1.1. Основные марки отечественных титановых сплавов

Группа сплавов	Марка сплава
α -сплавы	BT1-00, BT1-0, BT5, BT5-1, ПТ-7М
Псевдо α -сплавы	OT4-0, OT4-1, OT4, BT20, AT3
$(\alpha+\beta)$ -сплавы мартенситного класса	BT6С, BT6, BT8, BT9, BT14, BT16, BT23, BT3-1, BT43

($\alpha+\beta$)-сплавы переходного класса	BT22
Псевдо β -сплавы	BT15, BT35, BT19, BT32

Для титановых сплавов применяют такие виды термической обработки, как [19, 20] отжиг первого и второго рода, закалку с полиморфным превращением и без полиморфного превращения, а также старение и отпуск. При распаде β -твердого раствора используют термин «старение», при распаде мартенситных α' и α'' -фаз - «отпуск».

1.1.3. Фазовый состав и структура

Влияние деформационной и термической обработки на фазовый состав и структуру титановых сплавов подробно рассмотрено авторами [2, 4, 6, 7, 19]. В зависимости от легирующих элементов и режимов термической обработки титановые сплавы состоят из стабильных и метастабильных фаз. К стабильным фазам в титановых сплавах относят твердые растворы на основе α - и β -модификаций и промежуточные фазы (гидриды, интерметаллиды и др.). Твердые растворы могут быть внедрения (кислород, азот, водород, углерод) и замещения (атомы других металлов).

К метастабильным фазам в титановых сплавах следует относить α и β -фазы неравновесных составов (α_m и β_m), мартенситные фазы α' - и α'' -, а также ω -фазу. Считается, что β -фаза может быть нестабильна как термически при воздействии температуры, так и механически при деформационном воздействии [21]. Метастабильные фазы образуются при закалке легированных сплавов титана с переходными элементами (V, Nb, Ta, Cr, Mo, Mn, Fe).

Классификация типов структур титановых сплавов как правило основана на форме α -фазы [4, 22]. К известным типам структур сплавов титана относятся (рисунок 1.4): пластинчатая (игольчатая, β -превращенная,

перекристаллизованная, видманштеттова, мартенситная), глобулярная (также равноосная), корзиночного плетения и бимодальная.

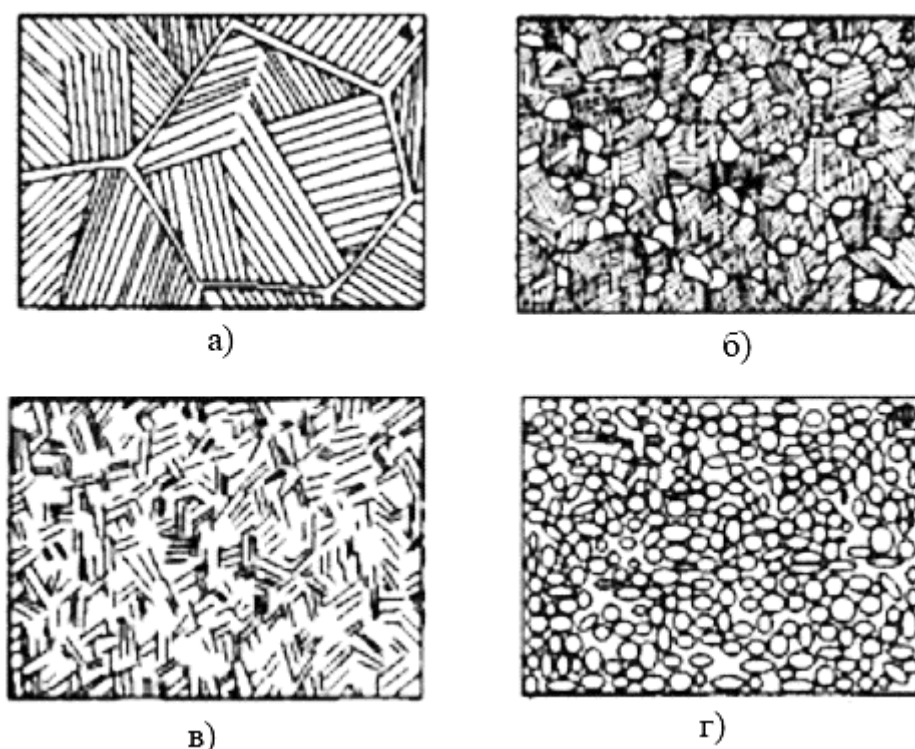


Рисунок 1.4 – Микроструктура титанового сплава VT3-1: а – пластинчатая (β -превращенная); б – смешанная (дулексная); в - «корзиночного плетения»; г – равноосная (глобулярная) [22]

Термин равноосная является весьма условным, она может быть сфероидальной, дискообразной, червеобразной, почти прямоугольной и т.д. [22].

Согласно [23] на примере сплава Ti17 показана возможность создания в титановых сплавах равноосной, пластинчатой и бимодальной структуры за счет различных деформационно-термических обработок.

1.1.4. Превращения при нагреве и охлаждении

Превращения при нагреве и охлаждении титановых сплавов подробно изучены авторами [2, 6 - 8]. В титане основным фазовым превращением является полиморфное $\alpha \leftrightarrow \beta$ превращение. При небольших скоростях нагрева или

охлаждения, это превращение осуществляется путем образования зародышей и роста новой фазы в виде полиэдрических зерен. При быстрых скоростях охлаждения во всех сплавах титана с малым содержанием легирующих элементов происходит мартенситное $\beta \rightarrow \alpha'$. Мартенситное превращение в титановых сплавах включает совместное перемещение атомов путем сдвига, что приводит к микроскопически однородному превращению из объемноцентрированной кубической β -фазы в гексагональную α' -фазу [24]. С увеличением содержания растворенных элементов гексагональная решётка искажается, α' -мартенсит теряет свою гексагональную симметрию, а затем переходит в орторомбическую кристаллическую структуру α'' -мартенсит [25].

Кроме того, для титановых сплавов характерно обратное мартенситное превращение. Возможны два варианта: диффузионный распад мартенсита с возникновением равновесных фаз и сдвиговое превращение мартенсита, обратное тому, при котором произошло его образование [26].

1.1.5. Структурные изменения при старении

Изучению эволюции фазового состава и структуры титановых сплавов при старении посвящены работы [2, 4, 6, 19, 20]. Согласно [20] отпуском в титановых сплавах принято называть распад мартенситных α' и α'' -фаз, полученных при закалке, старением распад метастабильной β -фазы. Поскольку на практике не применяют закалку из β -области, вследствие резкого снижения механических характеристик, то для титановых сплавов принято использовать термин старение. Эффекты старения титановых сплавов в значительной мере зависят от фазового состава, получающегося в сплаве после закалки. Показано [27], что с повышением температуры нагрева под закалку вплоть до температуры превращения увеличивается количество метастабильных фаз – α' , α'' и β_m . Согласно [28] для титановых сплавов распад α'' и β_m приводит к упрочнению, а α' к разупрочнению. Поэтому для повышения прочности применяют старение α''

и β_m -фаз. Для большинства промышленных титановых сплавов в результате завершения процессов старения или отпуска формируется структура, содержащая α - и β -фазы, близкие по составу к равновесному.

Согласно современным представлениям [29] процессы при старении можно разделить на отпуск мартенсита и разложение β_m . Мартенситная фаза в титановых сплавах трансформируются при нагревании посредством нескольких реакций (рисунок 1.4), характер которых зависит от кристаллической структуры мартенсита и состава сплава, реакции могут быть сложными.

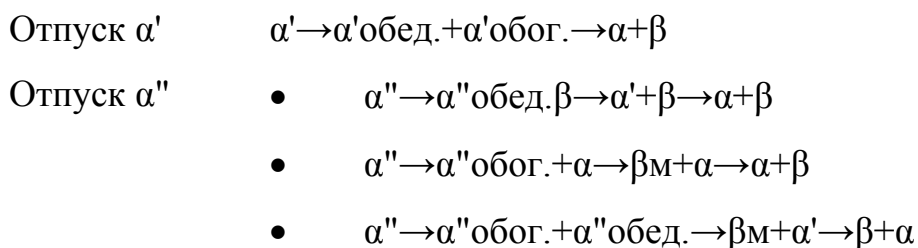


Рисунок 1.4 – Схемы распада мартенсита при отпуске титановых сплавов [29]
Разложение β -фазы происходит при относительно высоких температурах старения из-за трудности нуклеации ГПУ-решетки из ОЦК. Зачастую при распаде образуются промежуточные продукты разложения (рисунок 1.5).

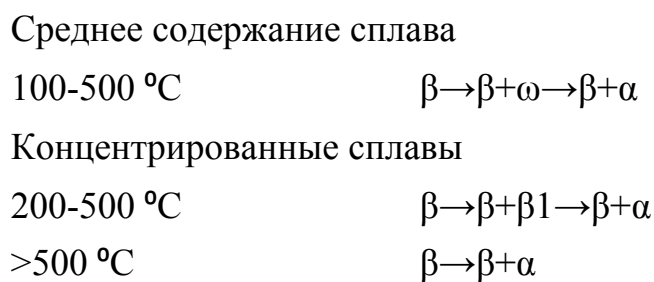


Рисунок 1.5 – Схемы распада β -фазы при старении титановых сплавов [29]

Электронно-микроскопическое наблюдение распада β -фазы [30] позволило выделить следующие стадии: образование ячеистой структуры, переход ячеистой структуры в бугристую с образованием выделений округлой формы, образование игольчатых выделений α -фазы.

1.1.6. Мартенситные превращения при деформации метастабильных титановых сплавов

Мартенситные превращения при деформации титановых сплавов описаны в основном на примере зарубежных титановых сплавов [31 - 34]. Механизмы деформации метастабильных титановых сплавов в основном включают скольжение, мартенситное превращение, вызванное напряжением – stress induced martensitic transformation (SIMT), деформационное двойникование или их комбинацию [31]. Активность четырех механизмов деформации зависит от стабильности β -фазы, количественно определяемой значением $MoE\beta$ микроструктуры или, более конкретно, от того, какие метастабильные фазы присутствуют после термической обработки (рисунок 1.6) [32].

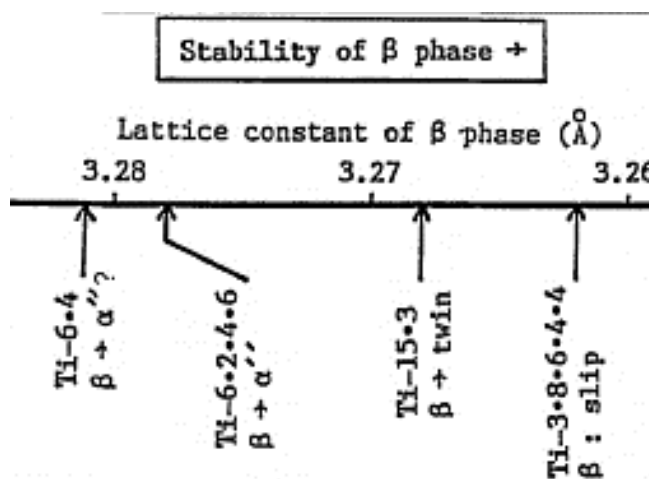


Рисунок 1.6 – Влияние стабильности β -фазы на SIMT [32]

Авторами [32] выявлена общая тенденция, заключающаяся в том, что по мере увеличения $MoE\beta$ механизмы деформации, вызванные напряжением, последовательно изменяются: образуются α' -мартенсит \rightarrow α'' -мартенсит \rightarrow ω -фаза + двойникование \rightarrow двойникование \rightarrow двойникование + скольжение \rightarrow скольжение. В литературе активно обсуждаются β -титановые сплавы с SIMT [35, 36] по причине возможности улучшения механических свойств при деформации. Так в работе [37] приводится краткий обзор работ по изучению взаимосвязи между фазовой стабильностью и вызванными напряжением превращениями в

метастабильных β -фазных титановых сплавах. В работе [38] изучалось влияние стабильности β -фазы на механизмы деформации в метастабильном сплаве Ti-10V-3Fe-3Al (мас. %), имеющем значение $MoEq = 12,4$, при сжатии после различной термической обработки. Было установлено, что деформационное двойникование, фазовое превращение при напряжении (образование α' -мартенсита и ω -фазы) и скольжение развивались в наименее стабильном β -сплаве. Было также определено триггерное напряжение, необходимое для инициирования фазового превращения, величина которого увеличивалась со стабильностью β -фазы.

В работе [39] на примере закалённого титанового сплава VT16 показана возможность $\alpha'' \rightarrow \alpha'$ -превращения в процессе деформации и, как следствие, снижению пластичности сплава.

1.2. Структура, реологические свойства, механические характеристики и трещиностойкость конструкционных β и $\alpha+\beta$ -титановых сплавов

1.2.1. Составы и структура $\alpha+\beta$ - и β -титановых сплавов

К сплавам мартенситного класса согласно [40] относят титановые сплавы на основе α и β -твердых растворов, содержащих в стабильном состоянии от 5 до 25 % β -фазы, при резком охлаждении из β -области обретающих структуру мартенсита α' и α'' -фаз. Этим сплавам соответствует $K_\beta=0,2 \dots 0,9$ (K_β – условный коэффициента стабилизации, который показывает отношение содержания β -стабилизирующего легирующего элемента к его содержанию в сплаве критического состава $s_{кр.}$). К этой группе относятся отечественные сплавы марок VT6, VT14, VT3-1, VT23, VT1 и зарубежные сплавы Ti-6Al-4V, Ti-4Al-3Mo-1V, 4Al-4Mn и др. Данные сплавы применяются в отожжённом состоянии, также их можно подвергать упрочняющей термической обработки, эффект которой возрастает по мере увеличения K_β . Двухфазные ($\alpha+\beta$)-сплавы могут быть в самых

различных состояниях: от равновесных твёрдых растворов до максимально пересыщенных и неравновесных [41].

Структура $(\alpha+\beta)$ -сплава ВТ23 исследована в работах [42 - 46]. В отожженном состоянии сплав ВТ23 представляет собой смесь α - и β -фаз, состав сплава после различных режимов обработки может быть представлен α -, β -, β_m - и α'' -фазами. Причем начиная с температуры закалки 750 °С фиксируется нестабильная β -фаза, далее при закалке 800 °С, помимо α -фазы, образуется мартенситная α'' -фаза, количество которой увеличивается с повышением температуры закалки. После закалки 950 и 1000 °С фиксируется одна крупногочечатая α'' -фаза. Показано, что после проведения старения происходит резкое упрочнение сплава: метастабильные β_m - и α'' -фазы распадаются с образованием вторичных высокодисперсных выделений α - и β -фаз. Авторами [43] показано, что в зависимости от скорости охлаждения в данном сплаве образуются помимо α'' , β_m -фаз также ω , α_m -фазы (рисунок 1.7).

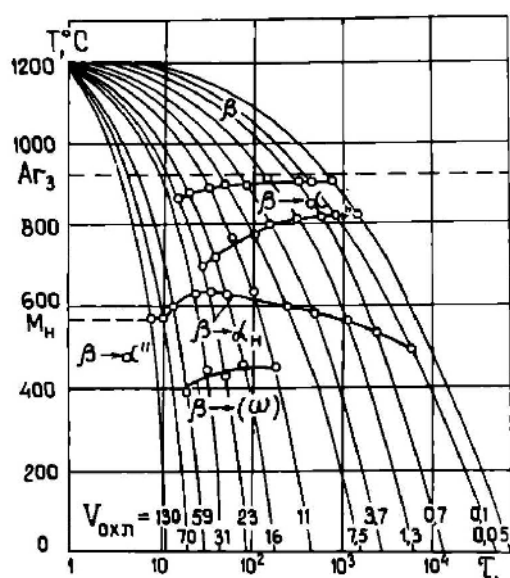


Рисунок 1.7 – Диаграмма фазовых превращений сплава ВТ23 при непрерывном охлаждении [43]

Однако в других работах [42, 44 - 46] не отмечается образование ω -фазы.

Структура высоколегированных β -стабилизирующими элементами титановых сплавов на основе β -твёрдого раствора в стабильном состоянии

представлена β -твердым раствором и некоторым количеством α -фазы. В литературе [40] имеются данные об использовании отечественных β -сплавов. Известен опытный β -титановый сплав марки 4201 с 33% Mo, применяемый после отжига, закалки и длительного старения. В зарубежной литературе [47] подобный сплав представлен как коррозионностойкий. Согласно [48] наиболее известными β -титановыми сплавами для использования в авиационной технике являются сплавы 10V-2Fe-3Al, метастабильный сплав Ti-15Mo-3Cr-3Al-3Sn или сплав B21S, Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-Сплав 4Zr, Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr и стабильный Ti-35V-15Cr. Механические свойства и микроструктура этих сплавов обычно оптимизируются путем термомеханической обработки с последующей закалкой и старением. Несмотря на свои преимущества и многообещающие перспективы, β -титановые сплавы нашли применение только в узких областях применения из-за повышенного содержания дорогостоящих легирующих элементов.

1.2.2. Эволюция структуры и фазового состава ($\alpha+\beta$)- и β -титановых сплавов в условиях термической обработки

1.2.2.1 Структура β и ($\alpha+\beta$)-титановых сплавов после закалки

Закалку β и ($\alpha+\beta$)-промышленных титановых сплавов проводят из ($\alpha+\beta$)-области, так как при закалке из β -области происходит резкое снижение пластичности [6, 7, 19, 21]. В результате закалки получают различные закалочные структуры — α' , α'' , ω , имеющие мартенситную природу, или фиксируют β -раствор, который может характеризоваться различной стабильностью. В работе [49] подчеркивается, что особый практический интерес представляют сплавы, способные при закалке образовывать структуру механически нестабильной β м-фазы; в этом случае после закалки можно получать пластичные, легко деформируемые сплавы с низким значением

предела текучести, что облегчает их холодную обработку давлением (штамповку и др.)

Влияние температуры нагрева под закалку на эволюцию структурных составляющих были изучены в ряде работ [6, 19, 20, 50 - 52]. Оптимальные температуры нагрева под закалку составляют $T = 0,90-0,94 \times T_{\text{шп}}$ ($T_{\text{шп}}$ – температура полиморфного превращения) (рисунок 1.8).

**РЕЖИМЫ УПРОЧНЯЮЩЕЙ
ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ**

Марка сплава	Температура, °С		Продолжительность старения, ч
	нагрева под закалку	старения	
BT3-1	840—900	500—620	1—4
BT6	850—930	450—600	2—6
BT6C	880—930	450—500	2—6
BT8, BT9	920—940	500—600	1—6
BT14	800—910	480—580	4—16
BT15	740—820	480—500	15—25
		550—570	0,25
BT16	810—830	500—580	4—10
BT22	720—780	480—600	4—10
BT23	780—800	450—550	6—10
BT30	720—740	490—510	5—8

Рисунок 1.8 – Режимы упрочняющей термической обработки титановых сплавов [20]

В ряде работ проведены кристаллографические исследования образующихся при закалке фаз, сделаны выводы о том, что данные фазы по механизму образования являются мартенситными и представляют продукты бездиффузионных превращений, чаще всего им соответствуют соотношения ориентировок В. Г. Бюргера, например, система Ti-Ni [51], Ti-Mo [52] и др.

Электронно-микроскопические исследования [53] (рисунок 1.9) на примере сплава Ti-3,8V показали, что при закалке образуется мартенсит, имеющий дислокационное строение. При увеличении степени легирования до Ti-3,8V происходит переход к α'' -мартенситу, количество двойникованных пластин возрастает. При степени легирования соответствующей Ti-11,4V,

структура полностью состоит из двойников α'' -мартенсита. Переход от дислокационного мартенсита к двойникованному наблюдался также в работе [54] на примере системы Ti-Mo.

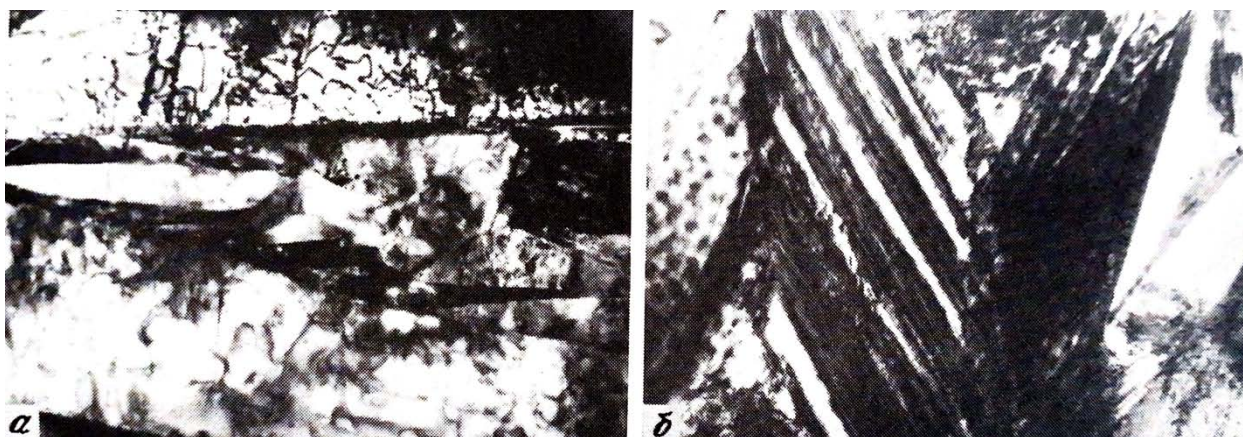


Рисунок 1.9 – Результаты электронно-микроскопических исследований структуры мартенсита закалённых сплавов Ti-3,8V (а), Ti-11,4V (б) x2400 [53]

Исследование β -фазы после закалки [49] показали, что метастабильная β -фаза по кристаллической структуре не отличается от стабильной. По сравнению с другими метастабильными фазами она отличается наименьшей твердостью и высокой пластичностью, связанной с большим различием пределов прочности.

1.2.2.2 Структура β и $\alpha+\beta$ -титановых сплавов после старения

Для большинства β и $\alpha+\beta$ -титановых сплавов в результате старения формируется структура, содержащая α - и β -фазы, близкие по составу к равновесному. Однако морфология и кристаллографические особенности образующихся фаз могут существенно отличаться в зависимости от режимов обработки и состава сплава, в частности от содержания β -стабилизаторов [18]. Форма α -частиц, образовавшихся при распаде β -фазы зависит от объемного эффекта $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения: большой объемный эффект способствует формированию α -фазы пластинчатой формы, а малый – глобулярной. Кроме того, отличается внутренне строение α -фазы: при высоких температурах старения образуется α -фаза первого типа (α_1), она монолитна, имеет простое

строение и выделяется в форме глобулей или игл; при низких температурах старения образуется α -фаза второго типа (α_{II}), представляет собой пластинчатые колонии, образованные тонкими пластинками, имеющие двойникованное строение [8].

Кроме того, на примере сплава Ti–10V–2Fe–3Al показано [55], что упрочнение сплава зависит не только от дисперсионного упрочнения за счет α -фазы, уровень которого обратно пропорционален размеру её частиц, но и твердорастворного упрочнения β -матрицы, которое растёт за счет ее обогащения ванадием и железом при перераспределении легирующих элементов (Al, V, Fe) в ходе старения между β , α_I , α_{II} .

Для титановых сплавов применяются низко- и высокотемпературное старение [19, 29]. Применение просвечивающей электронной микроскопии [56] на примере титанового сплава ВТ6 позволило отличить строение α -фазы, образовавшейся при низкотемпературном старении от строения α -фазы, образовавшейся при старении выше 550 °С. Так, α -фаза, образовавшаяся при старении ниже 500 °С характеризуется сложным строением: выделения α -фазы дискообразной формы состоят из пластин, проходящих через весь диск, между которыми имеются тонкие прослойки. Сделано предположение, что причина сложного строения α -фазы – наличие двойникованных ориентировок внутри одного выделения, при этом имеет место многократное двойникование. При температурах выше 550 °С происходит перестройка сложной α -фазы в α -фазу более простого строения без внутренних двойников, происходит огрубление частиц и упрощение их внутреннего строения. Сложное строение самой α -фазы, тонкая дисперсность ее выделения при старении приводит, как правило, к получению наряду с высокой прочностью весьма низкой пластичности.

1.2.3. Реологические свойства и структура $\alpha+\beta$ - и β -титановых сплавов

В связи с возможностью целенаправленного воздействия на фазовый состав, структуру и механические характеристики титановых сплавов

значительное внимание в литературе уделяется описанию результатов высокотемпературных испытаний на растяжение, сжатие/осадку, в том числе полученных с использованием кулачковых пластометров. Известно [6], что титан может пластически деформироваться как в гексагональной модификации, так и в кубической. Кубическая модификация титана в большинстве случаев обладает более высокой деформационной способностью [57].

Авторами [58] выявлена высокая эффективность пластометрических испытаний для выбора рациональных температурно-деформационных и скоростных режимов обработки давлением ряда титановых сплавов. На примере сплава ВТ22 показано, что изменение скорости деформации с 2 до 20 с⁻¹ приводит к значительному увеличению сопротивления деформации (σ_{sc}) и эта разница возрастает с увеличением температуры деформации во всем исследованном диапазоне температур от 750 до 900 °С (рисунок 1.10).

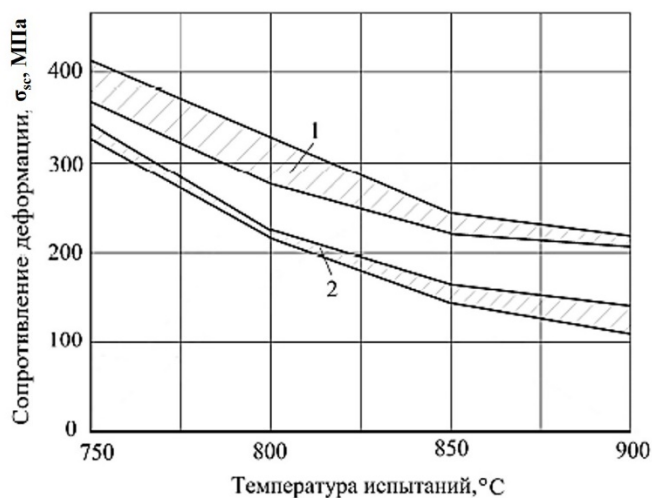


Рисунок 1.10 – Зависимость σ_{sc} от температуры и скорости деформации сплава ВТ22: 1 – $U_c=20 \text{ с}^{-1}$, 2 – $U_c=2 \text{ с}^{-1}$, $\epsilon=0,4$ [58]

Результаты изучения механических свойств при испытаниях на растяжения образцов листового сплава ВТ23 при температурах 700-750-800-850-900 °С при постоянной скорости деформации $\xi=3 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$, представленные в

работе [59], указывают на снижение сопротивления пластической деформации ($\sigma_{0,2}$) с 20,2 до 5,4 МПа с повышением температуры испытания.

В работах [60, 61] описано влияние исходной микроструктуры на реологическое поведение титановых сплавов и установлено, что исходная равноосная структура α -фазы оказывает меньшее влияние на кривые течения данного сплава по сравнению с пластинчатой. Авторами [62] определены оптимальные параметры горячего деформирования β -титановых сплавов, в том числе рассмотрены условия проявления сверхпластичности. Описанные закономерности изменения структуры справедливы для мало- и среднелегированных ($\alpha+\beta$)-титановых сплавов (ОТ4, ВТ6, ВТЗ-1, ВТ8, ВТ9, ВТ14), а также для высоколегированных ($\alpha+\beta$)-титановых сплавах (например, в сплавах ВТ23, ВТ22, ВТ16).

1.2.4. Механические характеристики ($\alpha+\beta$)- и β - титановых сплавов при испытаниях на растяжение и ударный изгиб

1.2.4.1 Механические характеристики при испытаниях на растяжение

Из работ [7, 20, 63 - 65] известно, что механические свойства титановых сплавов определяются содержанием легирующих элементов, а также фазовым и структурным составом, регулируемым режимами термической и деформационно-термической обработки. В группе титановых сплавов различного структурного класса: α -, ($\alpha+\beta$)-, ($\alpha+\beta$)- переходного класса, псевдо- α и псевдо- β наиболее высокие значения временного сопротивления разрыву $\sigma_B = 900-1300$ МПа, соизмеримые по уровню с легированными конструкционными сталями, при удовлетворительных характеристиках пластичности достигаются в титановых сплавах с двухфазной ($\alpha+\beta$)-структурой после закалки и упрочняющего старения. Упрочняющая термическая (закалка и старение) и термомеханическая обработка позволяют существенно повысить прочностные

свойства до более высокого уровня [65]. В работе [66] выделяется 3 уровня прочности $(\alpha+\beta)$ -титановых сплавов: низкая прочность (300...600 МПа), высокая прочность (900...1300 МПа) и сверхвысокая прочность (1300...1800 МПа). Предельно высокий уровень прочности ($\sigma_B \geq 2100$ МПа) согласно [67] был достигнут на сплаве ВТ43 после комплексной упрочняющей обработки. При этом отечественные титановые сплавы данного структурного класса превосходят упрочняемые закалкой и старением $(\alpha+\beta)$ - и β - зарубежные сплавы IMI318, IMI680, Бета III, ETimetal 21S ($\sigma_B=945-1390$ МПа) и содержат меньшее количество дорогостоящих легирующих элементов [29, 48, 68]. Показатели пластичности двухфазных $(\alpha+\beta)$ -титановых сплавов по данным [69] в зависимости от состава и сформированной при различных режимах обработки структуры меняются по относительному удлинению в пределах $\delta = 8...40$ %, а по относительному сужению составляют $\psi = 5...43$ %. Наиболее высокие пластические свойства у данных сплавов достигаются в отожженном состоянии. Уровень пластических свойств титановых сплавов переходного класса и псевдо β -сплавов в зависимости от состава и режимов обработки также варьируется в довольно широких пределах ($\delta = 7...34$ %, $\psi = 14...74$ %).

Для конструкционных титановых сплавов отмечается резкое снижение наиболее структурно-чувствительного показателя пластичности ψ при образовании пластинчатой превращенной β -структуры, получившее название β -охрупчивания [20].

Исследования двухфазных титановых сплавов выявили взаимосвязь между фазовым составом после закалки и механическими характеристиками [70, 71]. Установлены следующие закономерности влияния типа и параметров макро- и микроструктуры на механические свойства титановых сплавов [7]: глобулярная микроструктура оказывает положительное влияние на прирост прочности, пластичности и отрицательное на ударную вязкость, пластинчатая микроструктура повышает ударную вязкость, снижает прочность и пластичность, а регулируя параметры бимодальной структуры, в частности долю

α -фазы в превращенной β -матрице можно получить комплекс свойств, характерный как для глобулярной, так и пластинчатой структуры.

Влияние температуры закалки и термообработки на механические характеристики изучено в работе [7], было показано, что значение σ_B после деформации и термообработки в β -области, как правило, несколько меньше, чем после деформации и обработки в $(\alpha+\beta)$ -области, удлинение и, особенно, поперечное сужение после деформации и обработки в β -области меньше, чем после проведения этих операций в $(\alpha+\beta)$ -области.

Механические свойства сплава двухфазного титанового сплава ВТ23 при испытаниях на одноосное растяжение после различных режимов термической обработки представлены в работах [7, 42, 72]. Так, по данным [42] значения σ_B данного сплава с повышением температуры закалки от 775 до 875 °С меняются в пределах $\sigma_B=950\dots1040$ МПа, а в зависимости от температуры предварительной закалки максимальная прочность ($\sigma_B=1530\dots1700$ МПа при минимальной пластичности ($\delta = 1\dots4$ %) достигаются после старения при 450 °С.

Отмечается [72], что для сплава ВТ23 существенное влияние на механические свойства оказывает температура нагрева под закалку и температура старения. При этом максимальные показатели прочности закаленного от температур 800 и 850 °С достигаются после старения при 450 °С, а более высокие пластические свойства и ударная вязкость после старения при повышенной температуре 550 °С (рисунок 1.11).

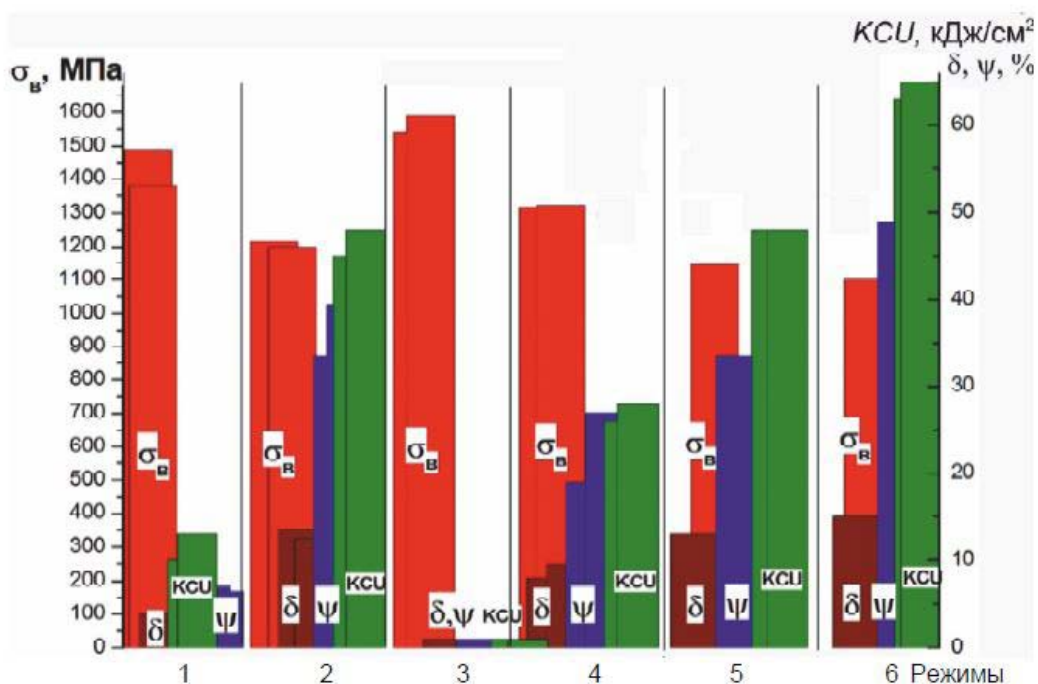


Рисунок 1.11 – Механические свойства листа $t=10$ мм сплава ВТ23 после термической обработки по различным режимам: 1 - $t_{зак} = 800$ °C; $T_{ст} = 450$ °C; 2 - $t_{зак} = 800$ °C; $T_{ст} = 550$ °C; 3 - $t_{зак} = 850$ °C; $T_{ст} = 450$ °C; 4 - $t_{зак} = 850$ °C; $T_{ст} = 550$ °C; 5 - $T_{ст} = 450$ °C; 6 - $T_{ст} = 550$ °C [72]

1.2.4.2 Механические характеристики при испытаниях на ударный изгиб

В связи с тем, что изделия авиакосмической техники из легких сплавов в процессе эксплуатации подвергаются воздействию динамических (ударных) нагрузок [73, 74] значительный интерес представляет изучение характеристик ударной вязкости конструкционных титановых сплавов. Влияние состава и режимов деформационно-термической обработки на показатели ударной вязкости широко используемых на практике титановых сплавов различного фазового и структурного состава подробно изучено в работах [7, 40, 75, 76, 78]. Оценка сопротивления титановых сплавов хрупкому разрушению в указанных работах производится, в основном, с использованием характеристик ударной

вязкости КСУ, в меньшей степени КСV и значительно реже КСТ. При этом значения КСТ титановых сплавов примерно в 2...5 раз ниже по сравнению со значениями КСУ. Согласно [7] ударная вязкость известных титановых сплавов ВТ1-00, ВТ3-1, ВТ8, ОТ4, ВТ6-1, ВТ18, ВТ14, ВТ25, ВТ36 после оптимальной термической обработки варьируется в пределах $КСУ = 14...185 \text{ Дж/см}^2$. При этом максимальные значения КСУ достигаются в технически чистом титане марки ВТ1-00 ($КСУ = 120...185 \text{ Дж/см}^2$) и ВТ14 ($КСУ = 50...118 \text{ Дж/см}^2$), а минимальные на сплаве ВТ36 ($КСУ = 14...25 \text{ Дж/см}^2$).

Среди структурных факторов, оказывающих влияние на ударную вязкость и работу разрушения образцов с трещиной в работе [40] указаны величины первичных β -зерен, а также размеры и толщины α -пластин. По данным [75] дополнительное старение псевдо- β сплава ВТ15 при температуре 480 °С (24 ч.) приводит к снижению значений КСУ и КСТ в 1,8...5,8 раз. К факторам, способствующим снижению ударной вязкости титановых сплавов, можно отнести предварительную горячую деформацию с суммарным уковом от 40 до 79%, а также увеличение первичного размера β -зерна [40, 76].

Отмечается снижение ударной вязкости ($\alpha+\beta$)-титановых сплавов с уровня $КСУ \approx 2,0 \text{ МДж/м}^2$ до $КСУ \approx 0,5 \text{ МДж/м}^2$ с повышением условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ от 200 до 1000 МПа. При этом наиболее высокие значения ударной вязкости достигаются на образцах с мелкозернистой β -фазой. Как показано в работе [76] у α - и ($\alpha+\beta$)-титановых сплавов ударная вязкость с понижением температуры испытаний снижается плавно и даже при низких температурах значения КСУ сохраняются на достаточно высоком уровне. При этом ударная вязкость α - и ($\alpha+\beta$)-сплавов в интервале температур 20...100 °С не превышает значений $КСУ \approx 1,0 \text{ МДж/м}^2$.

Аномальный рост ударной вязкости (V-образный надрез) с понижением температуры испытаний ниже комнатной и вплоть до температуры жидкого азота наблюдался авторами [77] в коммерчески чистом титане после

наноструктурирующей обработки, включающей РКУП, холодную прокатку и низкотемпературный отжиг (рисунок 1.12).

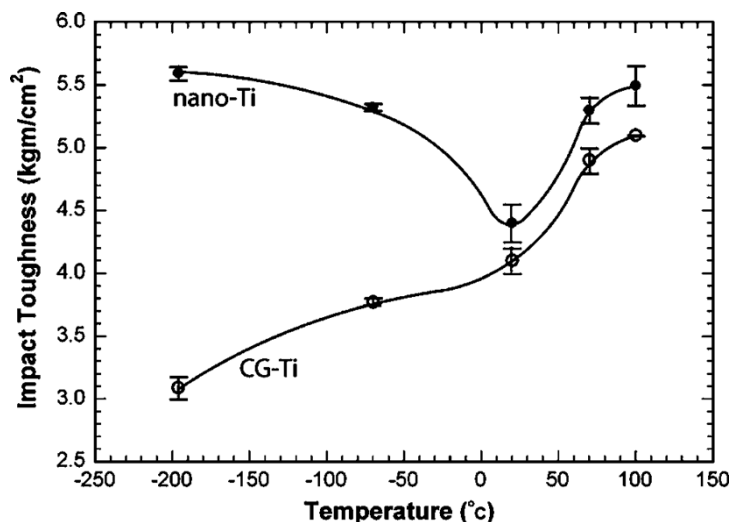


Рисунок 1.12 – Ударная вязкость наноструктурированного и крупнозернистого титана в зависимости от температуры испытания [77]

Повышенные значения ударной вязкости KCV наблюдали авторы [78] при температуре испытания 250 °С для ультрамелкозернистого (до 300 нм) титана Grade 4 после РКУП по сравнению с отожженным состоянием. Напротив, в работе [79] в температурном интервале испытаний 500...-196 °С не выявлено преимуществ в ударной вязкости сплава ВТ6 с полученной равноканальным угловым прессованием ультрамелкозернистой структурой по сравнению с крупнозернистой. В научной литературе практически отсутствует информация о результатах инструментированных ударных испытаниях титановых сплавов. Исключение составляет работа [80], в которой на примере высокопрочного метастабильного сплава Ti-5Cr-4Al-4Zr-3Mo-2W-0.8Fe показано, что смена типа структуры от бимодальной к пластинчатой вызывает повышение составляющих ударной вязкости и вида диаграммы ударного нагружения (рисунок 1.13).

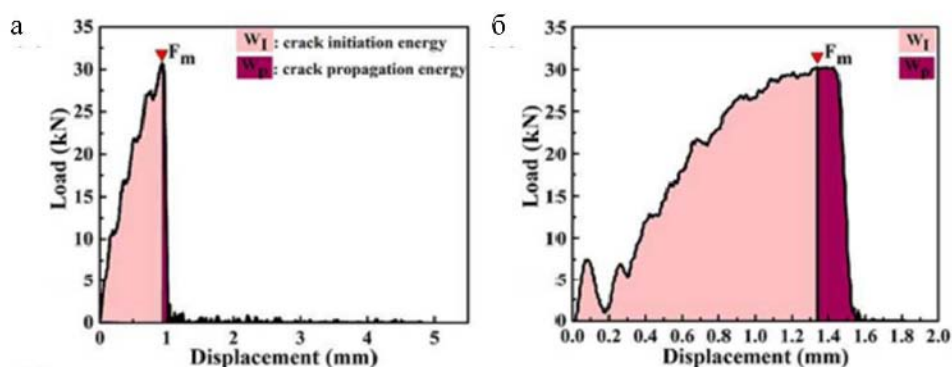


Рисунок 1.13 – Диаграмма нагрузка-смещение сплава Ti-54432 с бимодальной (а) и пластинчатой (б) структурой при испытаниях на ударный изгиб [80]

1.2.5. Характеристики трещиностойкости и механизмы разрушения при различных условиях нагружения

1.2.5.1 Статическая трещиностойкость

Результаты изучения характеристик статической трещиностойкости (вязкости разрушения) широкой группы титановых сплавов в научно-технической литературе представлены достаточно подробно [8, 75, 81 - 83]. В зависимости от химического состава, технологии получения, уровня прочностных свойств, типа и размера заготовок значения показателя трещиностойкости K_{1C} конструкционных титановых сплавов варьируются в очень широких пределах $K_{1C} = 11...156 \text{ МПа} \times \text{м}^{1/2}$.

К факторам, определяющим статическую трещиностойкость сплавов титана, наряду с содержанием основных легирующих элементов (V, Co, Mo, Cr, Nb, Zr) и примесей (O, H, N, Si), оказывает микроструктура этих сплавов, сформированная в результате проведения деформационно-термической обработки по различным режимам [7, 9]. Общая тенденция влияния микроструктуры титановых сплавов на сопротивление хрупкому разрушению представлена на диаграмме конструкционной прочности, определяющей связь

между показателем трещиностойкости K_{1C} и величиной условного предела текучести (рисунок 1.14).

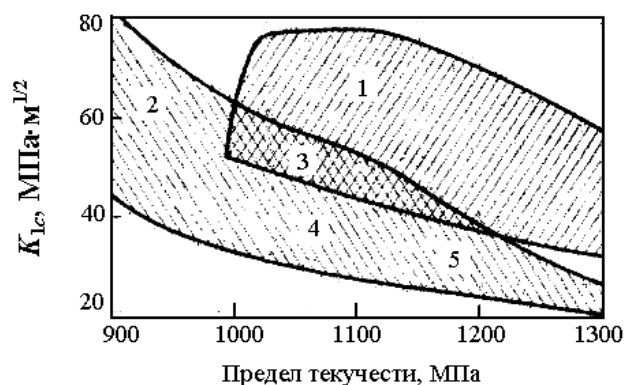


Рисунок 1.14 – Схематическая диаграмма конструктивной прочности титановых сплавов с различной структурой [84]: 1 – сплавы со структурой метастабильной β -фазы (ОЦК); 2 – сплавы, близкие к структуре α -фазы; 3 – сплавы со структурой игольчатой α -фазы; 4 – сплавы со структурой равноосной α -фазы; 5 – сплавы с двухфазной ($\alpha+\beta$) структурой.

Как видно из рисунка 1.14, титановые сплавы с метастабильной β -фазой, расположенные в верхней части диаграммы, характеризуются наилучшим сочетанием значений K_{1C} и $\sigma_{0,2}$, и соответственно, наиболее высоким показателем конструкционной прочности T ($T = \sigma_{0,2} \times K_{1C}$) [85], обеспечивающей более высокую надежность работы материала в изделиях и конструкциях при наличии трещин.

Согласно [7, 75, 82] титановые сплавы с пластинчатой структурой обладают большей вязкостью разрушения по сравнению со свойствами материала с равноосной глобулярной структурой. Существенное увеличение статической трещиностойкости и снижение скорости роста усталостной трещины β - и особенно ($\alpha+\beta$)-сплавов может быть достигнуто предварительной термической обработкой и, особенно, деформацией с высокими степенями в β -области, приводящей к получению пластинчатой структуры с оптимальным

размером α -пластин, по сравнению с деформацией в $(\alpha+\beta)$ -области, формирующей равноосную α -фазу. Прирост значений K_{1C} при этом достигает 25% (таблица 1.2) [7, 76].

Таблица 1.2. Вязкость разрушения титановых сплавов после $(\alpha+\beta)$ - и β -деформации [7]

Сплав	Область обработки давлением	σ_s , МПа	K_{1C} , МПа $\sqrt{м}$
Ti-6Al-4V	$\alpha+\beta$	1050	50,0
	β	1020	66,4
Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo	$\alpha+\beta$	1120	35,4
	β	1020	57,5
Ti-8Al-1Mo-1V	$\alpha+\beta$	1000	37,3
	β	880	63,2
Ti-6Al-6V-2Sn	$\alpha+\beta$	1250	36,3
	β	1190	42,0
BT5-1	$\alpha+\beta$	855	99,9
	β	846	117,6
BT9	$\alpha+\beta$	1137	63,8
	β	1068	84,8
BT6	$\alpha+\beta$	946	80,9
	β	825	102,4
BT3-1	$\alpha+\beta$	1080	74,4
	β	1015	107,8
IMI 679	$\alpha+\beta$	1049	27,6
	β	960	33,4

Повышенное сопротивление росту трещин титановых сплавов с пластинчатой структурой по сравнению со сплавами с равноосной структурой обусловлено тем, что трещина в пластинчатой структуре проходит более извилистый путь и даже ветвится, в то время как в глобулярной структуре она распространяется почти без ветвления.

Аналогичные данные о преимуществе в трещиностойкости сплава Ti-4%Al-3%-1%V, прокатанного или отожженного в β -области, приведены авторами [75]. Повышение трещиностойкости $(\alpha+\beta)$ -титановых сплавов BT23 и BT43 с высокой температурой полиморфного превращения (920 °C) связана с формированием в структуре в процессе охлаждения крупных полиэдров α -фазы, способных максимально изменять направление трещины и приводить к ее ветвлению [86].

Дополнительное низкотемпературное старение вызывает снижение характеристик вязкости разрушения, что в наибольшей степени проявляется на сплавах с $(\alpha+\beta)$ -структурой. Повышение трещиностойкости титановых сплавов типа VT22 после высокотемпературного старения в $(\alpha+\beta)$ -области связывается [87] с формированием структуры, характеризующейся размером колоний 200-400 мкм, расстоянием между α -пластинами 1...4 мкм, шириной α -оторочки по границам β -зерен 4...8 мкм. По данным [88] для титановых сплавов Ti-6Al-5Zr-4Mo-1Cu-0,2Si и Ti-6Al-4V установлена прямая пропорциональная зависимость между параметром K_{IC} и размером α -частиц (толщиной и длиной) и обратно пропорциональная между значениями K_{IC} и расстоянием между этими частицами (beta spacing) (рисунок 1.15).

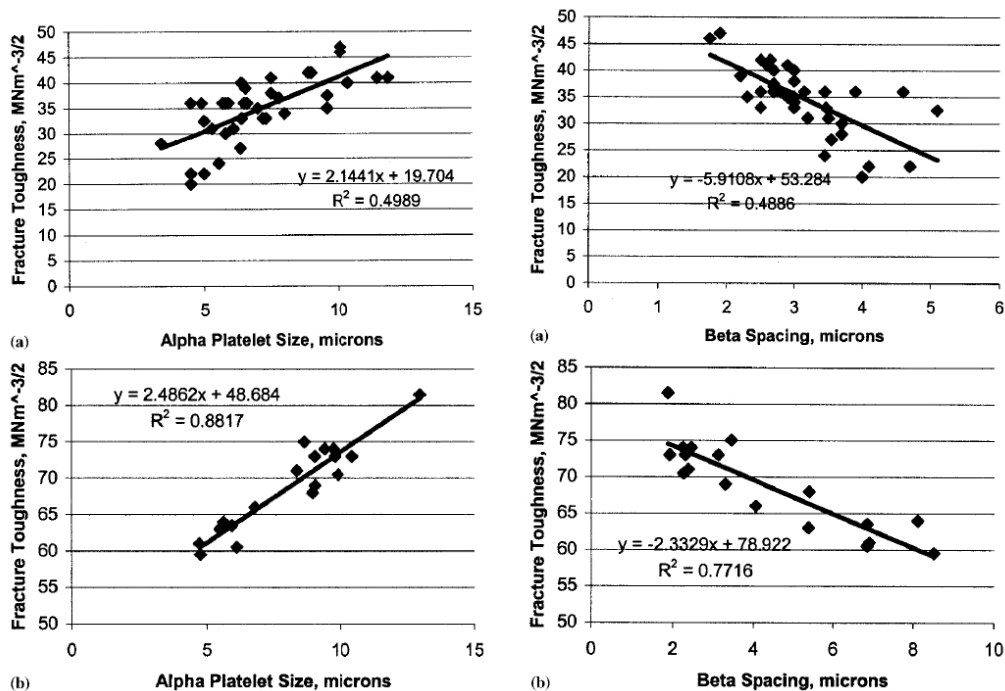


Рисунок 1.15 – Зависимость параметра K_{IC} от размера α -частиц и расстояния между ними: а - Ti-6Al-5Zr-4Mo-1Cu-0,2Si, б - Ti-6Al-4V [88]

Важная роль при оценке влияния структурных параметров на значения K_{IC} титановых сплавов отводится соотношению размеров β -зерна и пластической зоны в вершине трещины. Считается [32], что статическая трещиностойкость заметно снижается, если размер пластической зоны оказывается меньше, чем

размер β -зерна. Авторы [79, 89] на примере $(\alpha + \beta)$ -титановых сплавов установили линейную зависимость между значениями показателя K_{IC} сплав ВТ6 и величиной равномерного удлинения при растяжении, а также между статической трещиностойкостью и разницей между значениями временного сопротивления разрыву и условным пределом текучести сплава Т21.

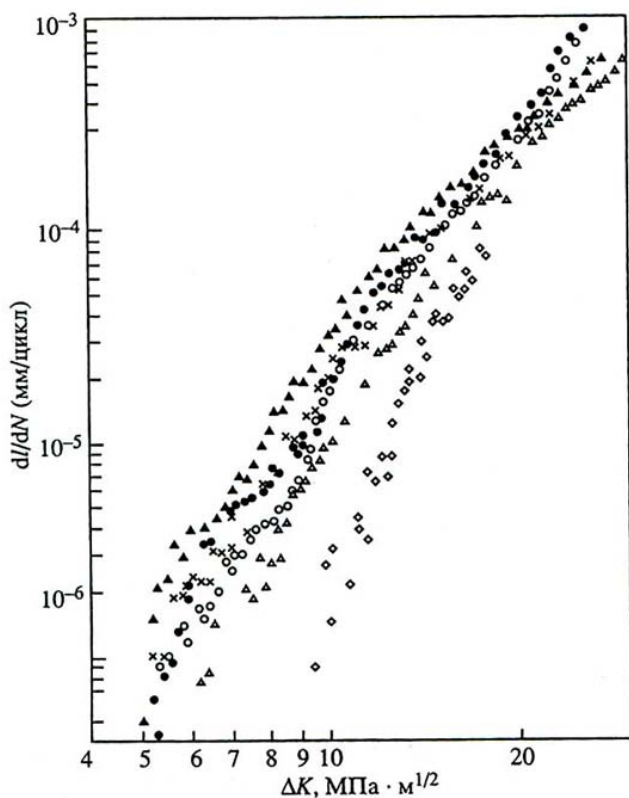
Обобщенное влияние параметров структуры двухфазных $(\alpha + \beta)$ -титановых сплавов на сопротивление хрупкому разрушению и возможности прогнозирования значений K_{IC} с помощью различных микромеханических моделей разрушения (Краффта, Томасона, Броберга, Хана и Розенфильда, Броберга, Ричардса) рассмотрены в работе [88]. Показано, что наилучшее приближение расчетных и экспериментальных значений K_{IC} для титановых сплавов типа Ti-6Al-5Zr-4Mo-1Cu-0,2Si и Ti-6Al-4V достигнуто при использовании для первого сплава моделей Краффта и Ричардса, а для второго – моделей Ричардса, Хана и Розенфильда.

Для метастабильного титанового сплава ВТ23 имеющиеся в литературе данные по статической трещиностойкости K_{IC} очень сильно различаются и в зависимости от режимов деформационно-термической обработки находятся в области значений $K_{IC} = 18 \dots 131 \text{ МПа} \times \text{м}^{1/2}$. Однако за исключением работы [72] влияние изменений фазового состава сплава ВТ23 при использовании различных режимов закалки и упрочняющего старения на комплекс механических свойств, характеристик трещиностойкости изучено недостаточно. По данным [72] наиболее низкие значения $K_{IC} = 18 \text{ МПа} \times \text{м}^{1/2}$ сплава ВТ23 были получены после закалки $850 \text{ }^\circ\text{C}$ и старения при $450 \text{ }^\circ\text{C}$, 10ч. Повышение температуры старения до $550 \text{ }^\circ\text{C}$ независимо от температуры предварительной закалки (800 и $850 \text{ }^\circ\text{C}$) приводит к росту значений K_{IC} более, чем в 2 раза.

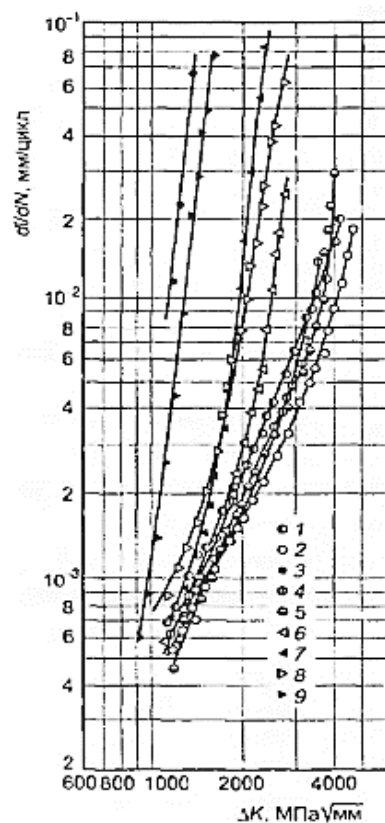
1.2.5.2 Циклическая трещиностойкость

Согласно [90] на скорость роста усталостной трещины (dl/dN) в зависимости от величины размаха коэффициента интенсивности напряжения в ее вершине (ΔK) в титановом сплаве Ti-33Al-3,53Mo-1,92Zr-0,29Si с α - и $(\alpha + \beta)$ -

структурой существенное влияние оказывает морфология α -фазы, а также деформационная стабильность β -фазы. Как видно из рисунка 1.16, а, наибольшая циклическая трещиностойкость (нижние кривые) достигается в сплаве с видманштеттовой α -фазой и со смешанной структурой равноосной α -фазы и метастабильной β -фазы. Наименьшая циклическая трещиностойкость (верхняя кривая) соответствует сплаву со смешанной структурой равноосной α -фазы и стабильной β -фазы.



а



б

Рисунок 1.16 – а - Кинетические диаграммы усталостного разрушения (КДУР) титанового сплава в зависимости от структурного состояния: \circ - вытянутая α + метастабильная β ; Δ - равноосная α + метастабильная β ; \bullet - вытянутая α + стабильная β ; \blacktriangle – равноосная α + стабильная β , \times - равноосная α + стабильная β ; \diamond - видманштеттова α [90]; б - КДУР титановых сплавов: 1 – OT4-1, $\sigma_{\text{в}}=650$ МПа; 2, 3 – VT14, $\sigma_{\text{в}}=880$ и 1370 МПа; 4 – VT20, $\sigma_{\text{в}}=1080$ МПа, 5 – VT22, $\sigma_{\text{в}}=1100$ МПа, 6, 7 – VT30, $\sigma_{\text{в}}=1180$ и 1280 МПа, 8, 9 – VT23, $\sigma_{\text{в}}=1260$ и 1320 МПа [82]

Результаты испытаний ряда отечественных титановых сплавов ОТ4-1, ВТ14, ВТ20, ВТ22, ВТ23, ВТ30, приведенные на рисунке 1.16, б, указывают на то, что повышение их прочности вызывает снижение циклической трещиностойкости. Авторами данной работы на основании проведенных испытаний на циклическую трещиностойкость сплавов ВТ6, ВТ8, ВТ22 и ВТ23 отмечается положительное влияние пластинчатого типа структуры по сравнению с равноосной на сопротивление росту усталостной трещины [82].

На примере титанового сплава Ti17 (Ti- 5%Al-2% Sn-2%Zr-4%Mo-4%Cr) установлено, что сплав с пластинчатой (lamellar) структурой обладает более высокой циклической трещиностойкостью по сравнению с бимодальной структурой (рисунок 1.17) [23].

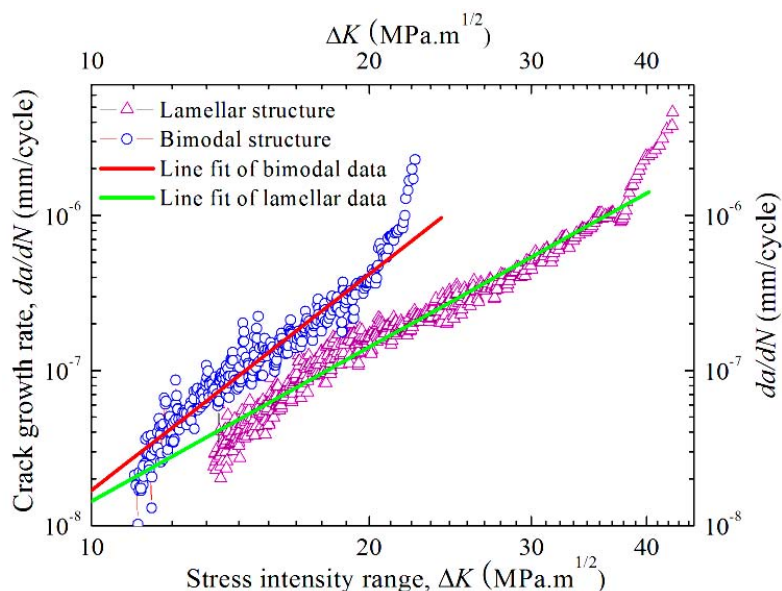


Рисунок 1.17 – КДУР титанового сплава Ti17 в зависимости от структурного состояния [23]

Авторами [91] на примере метастабильных β Ti-V-сплавов (V=24, 28 и 32 вес.%) показано, что дополнительно состаренные сплавы по сравнению с закаленными обладают более низкой циклической трещиностойкостью, что в наибольшей степени проявляется в области более низких значений размаха ΔK . По данным [75] для группы титановых сплавов системы Ti-Al-V наибольшее сопротивление росту усталостных трещин имеет сплав Ti-6Al-4V (ВТ6 в состоянии после отжига).

1.2.5.3 Механизмы разрушения

Фрактографические особенности строения поверхностей изломов и механизмы разрушения титановых сплавов подробно рассмотрены в работах [40, 23, 82, 92, 93]. Отмечается сложный характер формирования рельефа поверхности разрушения данных материалов. Так, на примере сплава ВТЗ-1 выявлено ямочное строение изломов образцов с мелкозернистой α -фазой. Напротив, в крупнозернистых образцах с тонкопластинчатой структурой в изломе наблюдаются участки скола, который развивается по отдельным колониям α -пластин [40]. Установлено, что смена типа структуры в сплаве Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Cr (Ti17) от бимодальной к пластинчатой вызывает изменение микростроения излома разрывных образцов от типично равноосного ямочного к излому с вытянутыми ямками [23].

Более сложный рельеф поверхности разрушения титановых сплавов формируется при росте трещины в условиях циклического нагружения. Так, в работе [94] показано, что формирование поверхности усталостного роста трещины в образцах сплава ВТЗ-1 происходит с образованием фасеток квазискола, вытянутых в направлении деформации. При дальнейшем циклическом нагружении наблюдается соединение фасеток с образованием усталостных бороздок или ямочного рельефа. При этом форма фасеток квазискола зависит от формы и размеров частиц первичной α -фазы. При изучении рельефа поверхности циклического роста трещин в образцах метастабильных- β Ti-V сплавов ($V = 24, 28$ и 32 вес. %) авторами [91] установлено 3 области роста усталостной трещины (рисунок 1.18): 1. Мультифасеточная – наблюдается в области низких скоростей роста трещины порядка 1×10^{-9} м/цикл; 2. Фасеточная – наблюдается в области средних/поромежуточных скоростей трещины порядка 1×10^{-8} м/цикл и характеризующаяся ориентировкой фасеток циклического квазискола близкой к

плоскостям $\{100\}$ и $\{122\}$. 3 Некристаллографический рост трещины – наблюдаются при высоких скоростях роста трещины порядка $2,5 \times 10^{-7}$ м/цикл. В этой области достаточно плоские элементы поверхности разрушения содержат усталостные бороздки и микропоры, а рост трещины не имеет кристаллографической направленности.

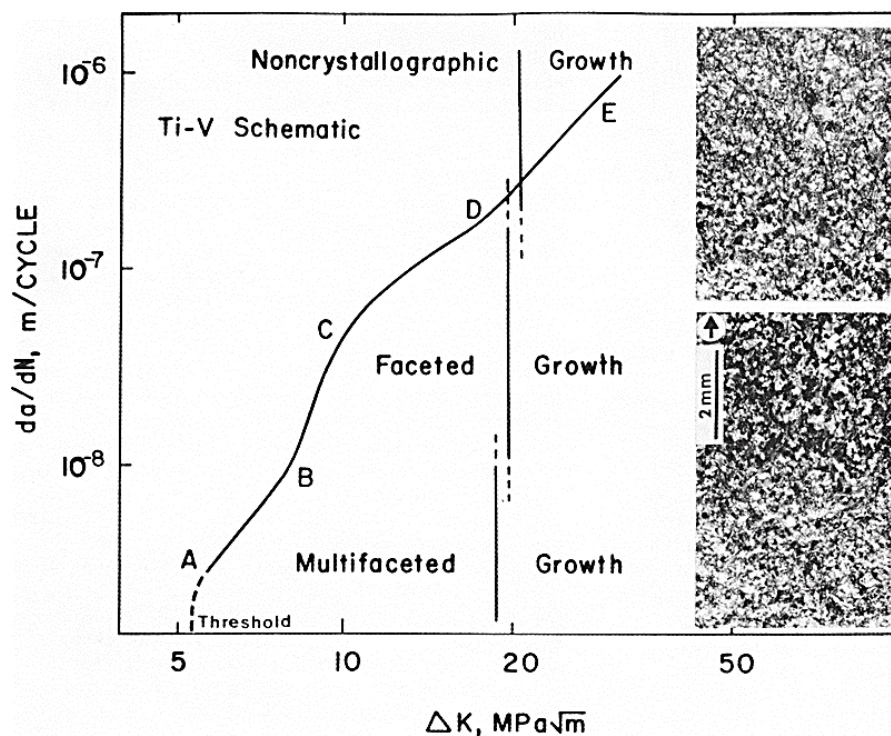


Рисунок 1.18 – КДУР титанового сплава Ti-V [91]

Изменение микромехазма роста усталостной трещины с ростом размаха ΔK приводит к появлению заметных перегибов на КДУР (рисунок 1.18). При этом установлено, что выделившиеся при старении дисперсные частицы не охрупчивают сплав, а усталостные бороздки образуются как вокруг, так и внутри этих выделений.

1.2.6. Особенности механического поведения конструкционных титановых сплавов в условиях проявления деформационной (механической) нестабильности β -фазы

Значительное количество зарубежных работ относится к изучению структуры и свойств деформационно-метастабильных титановых β -сплавов [36,

95, 96]. В частности, установлено, что в титановых сплавах систем Ti-Al-Nb, Ti-V-Fe-Al-O, Ti-Nb-Zr, Ti-Nb-Ta благодаря развитию упруго-обратимого $\beta \rightarrow \alpha''$ -мартенситного превращения при нагружении в области упругих и малых пластических деформаций наблюдаются такие аномалии механического поведения как двойная текучесть (наличие двух пределов текучести) [95, 97; 98], эффекты сверхупругости [99], сверхпластичности [36] и памяти формы [100].

Авторами [34, 101, 102] введено понятие триггерного напряжения (trigger stress), соответствующее началу образования α'' -мартенсита напряжения. Установлено, что величина этого напряжения для титановых сплавов с метастабильной β -фазой определяется такими параметрами как Mo (молибденовый эквивалент) [103, 104], размер β -зерна и скорость нагружения [104]. По аналогии со сплавами с эффектом памяти формы на основе системы Ni-Ti [105] первый условный предел текучести принято обозначать как «фазовый», т.к. обусловленный фазовым (мартенситным) превращением, а второй более высокий – как «дислокационный» [106]. Мартенситное превращение, вызванное напряжением в таких сплавах двойной текучестью проявляется на графике зависимости напряжения от деформации при испытания на растяжение (рисунок 1.19) в виде типичного плато на кривой деформации), о чем также указано в работах на сплаве Ti-10V-2Fe-3Al [107, 33], в Ti-4Mo-2Cr-1Fe-5Al-5Zr-2Sn (b-Cez), [36, 108], в Ti-Mo-Al [109] и других.

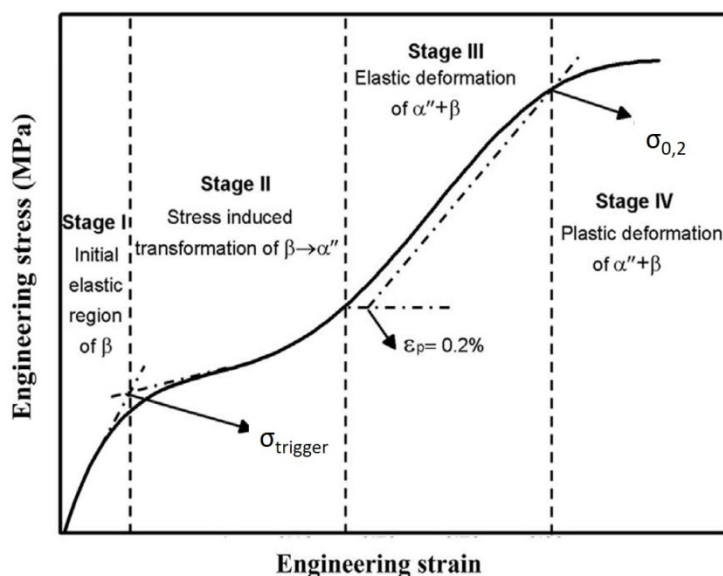


Рисунок 1.19 – Схематическая кривая напряжения –деформации титанового сплава[110]

Согласно [2] для закаленных титановых сплавов с деформационно-нестабильной β -фазой с повышением температуры закалки наблюдается снижение значений $\sigma_{0,2}$ и увеличение разницы между значениями σ_B и $\sigma_{0,2}$ (рисунок 1.20). Причем такой характер изменения прочностных свойств (увеличение разницы σ_B и $\sigma_{0,2}$ более, чем на 100 МПа) может служить критерием проявления механической нестабильности β -фазы и указывать на развитие в сплаве $\beta \rightarrow \alpha'$ мартенситного превращения при механическом нагружении.

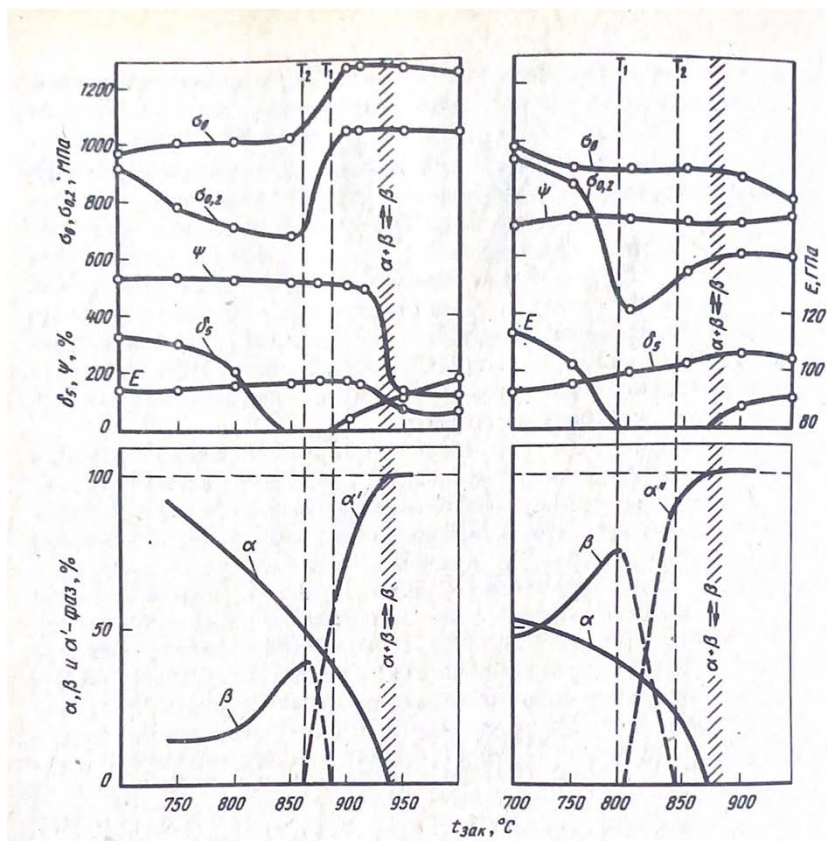


Рисунок 1.20 – Зависимость фазового состава и механических свойств титановых сплавов Ti-4Al-4Mo (а) и Ti-3Al-7Mo (б) от температуры закалки (пруток 12 мм) T1 и T2 – температуры начала и конца мартенситного превращения [2]

Проявление эффекта сверхупругости за счет развития упруго-обратимого $\beta \leftrightarrow \alpha$ мартенситного превращения при однократном растяжении с последующей разгрузкой образцов, выраженного в возврате значительной упругой деформации, рассмотрено авторами [99] на примере метастабильных сплавов системы Ti-Nb-Zr и Ti-Nb-Ta, параметры сверхупругого поведения определялись по схеме нагрузки-разгрузки при циклических испытаниях (рисунок 1.21). Отмечается, что проведение термомеханической обработки данных сплавов может существенно усилить проявление эффекта сверхупругости.

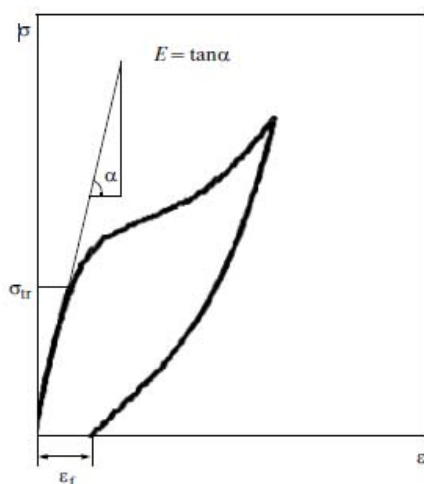


Рисунок 1.21 – Схема определения параметров сверхупругого поведения по диаграмме нагрузки-разгрузки [99]

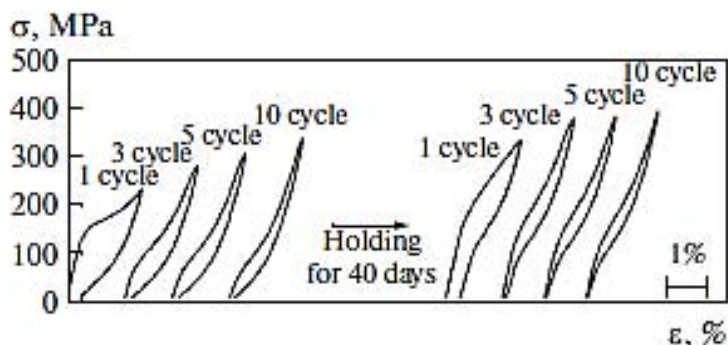


Рисунок 1.22 – Изменения в диаграмме нагрузки-разгрузки при циклических испытаниях сплавов Ti-Nb-Ta после постдеформационного старения при (а) 600°C в течение 30 мин [99]

При повторном нагружении по схеме повторного знакопостоянного нагружения с ростом числа циклов до 10 удается зафиксировать полностью замкнутую петлю упругого гистерезиса, которая вновь повторяется после вылеживания образца в течение 40 дней (рисунок 1.22).

Возможность проявления ТРИП-эффекта в титановых сплавах, на примере Ti-10V-2Fe-3Al, заключающийся, по аналогии с метастабильными

аустенитными сталями [111, 112], в аномальном приросте относительного удлинения с понижением температуры испытаний за счет образования мартенсита напряжения рассматривается авторами [113] и связывается с образованием при естественном или искусственном старении наноразмерной ω -фазы. По данным [32] в закаленном титановом сплаве Ti-15.3 (Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr) зафиксирован TWIP-эффект, вызванный развитием процесса деформационного двойникования β -фазы (рисунок 1.23).

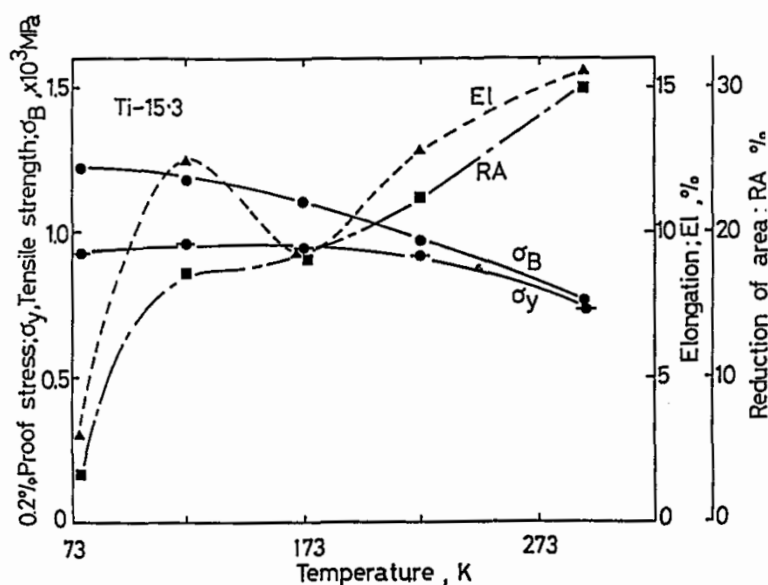


Рисунок 1.23 – Зависимость механических свойств титанового сплава Ti-15.3 от температуры испытаний [32]

По данным этих же авторов в сплаве Ti-6.4 (Ti-6Al-4V) развитие инициированного упругими напряжениями мартенситного превращения приводит к появлению аномального максимума на температурной зависимости характеристик статической (J_c) и динамической (J_d) трещиностойкости. Причем максимум статической трещиностойкости достигается при более низкой температуре (рисунок 1.24).

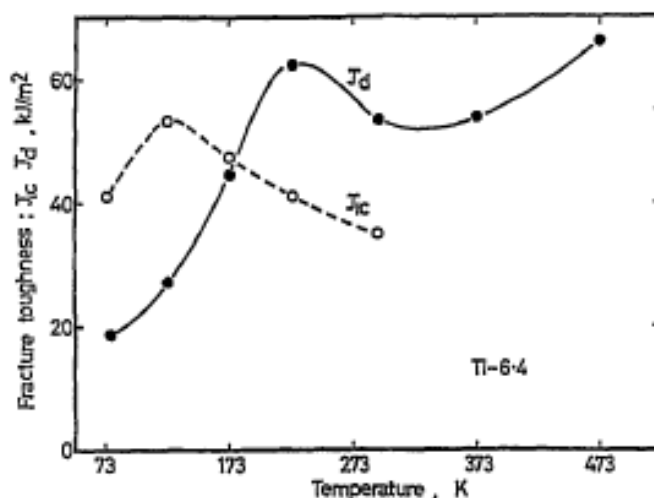


Рисунок 1.24 – Зависимость J_c и J_d титанового сплава Ti-6.4 от температуры испытаний [32]

Авторами [93] на основе изучения строения поверхности излома разрывных образцов метастабильного сплава VT16 выявлена смена направления роста трещины, вызванная образованием α'' -мартенсита напряжения.

Прогиб и разветвление трещины вследствие образования в ее вершине трехмерной зоны с упругой областью [114] и формированием извилистой траектории трещины способствуют снижению эффективного коэффициента интенсивности напряжений (ΔK_{eff}) в вершине трещины и увеличению порогового коэффициента интенсивности напряжений (ΔK_{th}) (рисунок 1.25) [115].

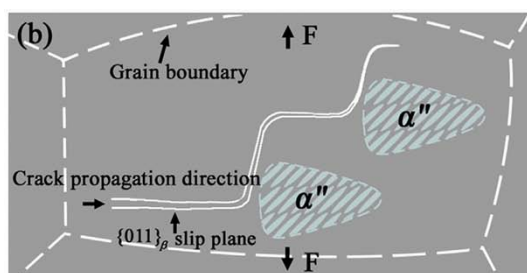


Рисунок 1.25 – Схематическое изображение прогибов трещин в сплаве b-Ti2448 [115]

В работе [116] отмечается эффективное влияние развития $\beta \rightarrow \alpha''$ -мартенситного превращения на сопротивление усталости β -титанового сплава

Ti-24Nb-4Zr-7,9Sn, вызванное отклонением направления трещины при огибании α'' -пластин и возникновением в вершине растущей трещины остаточных сжимающих напряжений.

1.2.7. Области и перспективы применения конструкционных $\alpha+\beta$ - и β -титановых сплавов

В работах [67, 117] показано существенное преимущество новых высокопрочных ($\alpha+\beta$)-сплавов, ВТ23 ВТ43 по сравнению с близким по составу, прочности и пластичности зарубежным сплавом Ti-10-2-3 (США) как по комплексу механических свойств, так и по стоимостным показателям производства и обработки. Кроме того, в отличие от зарубежных β -титановых сплавов в отечественных сплавах с двухфазной ($\alpha+\beta$)-структурой ВТ23 и ВТ43 сварной шов после термического упрочнения не теряет запаса пластичности и благодаря этому данные сплавы могут применяться в сварных авиационных конструкциях.

Титановые сплавы данной группы ВТ23, ВТ6, ВТ14 и ВТ16 широко использовались при создании ракетно-космического комплекса «Энергия-Буран», космических и спускаемых аппаратов «Луна» и «Марс», а также в элементах конструкций самолетов Бе-200, Су-26, Су-31, Як-55. Сплавы ВТ23 и ВТ14 нашли применение в качестве высокопрочных слоев в сочетании с высокопластичными из сплава ОТ-4 при получении многослойных композиционных материалов. К перспективному направлению современного материаловедения можно отнести разработку и исследование структуры и свойств новых титанополимерных композитов авиационного назначения со слоями из сплава ВТ23 как заменителей известных материалов типа СИАЛ и GLARE [118, 119].

Титановые сплавы в последние десятилетия широко используются в медицине в качестве материалов для эндопротезирования и изготовления

стоматологических имплантатов [120, 121] Однако содержащиеся в составе используемых в медицине титановых сплавах типа ВТ6 ванадий и алюминий, накапливаясь в тканях живых организмов, оказывают на него негативное токсикологическое воздействие. В этом отношении в настоящее время наметилась тенденция разработки и исследования новых менее токсичных титановых сплавов на основе систем Ti-Nb-Ta и Ti-Nb-Zr [122], обладающих повышенным комплексом механических свойств и проявляющих эффект сверхупругости. Согласно [123] метастабильный β - титановый сплав Ti-33Nb-4Sn обладает аномально низким модулем упругости ($E = 50...80$ ГПа) близким к значениям модуля костных тканей ($E \sim 30$ ГПа), в то время как модуль упругости ($\alpha+\beta$)-сплава типа Ti-6Al-4V составляет $E \sim 110$ ГПа.

ВЫВОДЫ ПО ОБЗОРУ

Анализ научно-технической литературы по тематике диссертационной работы выявил следующее:

1. Титановые сплавы различных систем легирования благодаря сочетанию высоких физико-механических и функциональных свойств за последние 50-60 лет по настоящее время находят все более широкое применение в авиакосмической технике, химическом машиностроении и в медицине.
2. В многочисленных работах отечественных и зарубежных ученых установлены принципы легирования α -, ($\alpha+\beta$)-, псевдо- β и β -титановых сплавов, определены их фазовые составляющие и выявлены основные закономерности формирования структуры в зависимости от химического состава и режимов деформационно-термической обработки. Показан многоэтапный характер фазовых превращений при нагреве и охлаждении и их влияние на механические характеристики данных сплавов.
3. При определенных режимах термической обработки ряд фаз в титановых сплавах (α , α' , α'' , ω , β м) могут переходить в термически и деформационно-

метастабильное состояние. Наибольший интерес в этом отношении представляет метастабильная β -фаза, превращение которой при механическом нагружении в α'' -мартенсит напряжения может способствовать повышению характеристик трещиностойкости и проявлению аномального механического поведения (эффекты сверхупругости, памяти формы и «двойной текучести»). Однако указанные результаты исследований в литературе представлены только для зарубежных метастабильных титановых сплавов Ti-(12-18)Al-(8-12)Nb, Ti-2,7Al-15V-2,9Sn-2,8Cr, Ti-20Nb-6Ta и Ti-22Nb-6Zr.

4. Значительное количество работ относится к изучению влияния химического состава и сформированной при различных видах обработки структуры титановых сплавов на характеристики статической, циклической и динамической трещиностойкости. В отдельных работах на примере сплавов TC21, T17, Ti-6Al-5Zr-4Mo-1Cu Ti-6Al-4V (аналог ВТ6) проанализировано влияние на трещиностойкости типа структуры и размерных параметров глобулярных α -частиц. Вместе с тем результаты исследований отечественных конструкционных ($\alpha+\beta$)-сплавов в этой области очень фрагментарны.

5. В литературе достаточно широко представлены результаты исследований структуры и механических характеристик свойств востребованного в отечественной промышленности высокопрочного ($\alpha+\beta$)-сплава ВТ23. Однако влияние деформационного $\beta \leftrightarrow \alpha''$ -мартенситного превращения на механическое поведение сплава в метастабильном состоянии, а также изменений фазового состава и структуры при различных режимах закалки и старения на параметры трещиностойкости и механизмы разрушения при различных условиях нагружения изучены недостаточно.

ГЛАВА 2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1. Материалы исследования

В качестве исходных материалов был использован двухфазный титановый сплав ВТ23, производства Корпорации ВСМПО-АВИСМА. Химический состав титанового сплава ВТ23 определен с помощью рентгено-флуоресцентного спектрометра NITON XL 2 980 GOLDD (таблица 2.1), соответствует ОСТ 1-90013 – 81 [124].

Таблица 2.1. Химический состав сплава ВТ23

Элемент	Ti	V	Al	Mo	Cr	Fe	Si	Zr
Содерж., мас. %	85,87	4,78	4,855	1,865	1,305	0,80	0,15	0,025

2.2. Режимы термической обработки

Заготовки из титанового сплава ВТ23 в состоянии поставки после предварительного отжига для снятия напряжений при температуре 750 °С нагревались в печи до температур 800 и 860 °С, соответствующих верхней части ($\alpha+\beta$)-области, и закаливались в воду. Вырезка образцов для механических испытаний проводилась из заготовок в закаленном состоянии. Часть образцов после закалки подвергалась дополнительному упрочняющему старению при температурах 500 и 550 °С в течение 8 часов. Выбор данных температур нагрева под закалку основан на данных [42, 44, 46], согласно которым $T_{\text{пп}}$ исследуемого сплава составляет 890-930 °С и нагрев выше этой температуры будет соответствовать переходу в β -область и росту β -зерна, что является нежелательным для данного вида сплавов. Нагрев под закалку на более низкую температуру малоперспективен, так как β -твёрдый раствор будет достаточно стабилен. Выбор температур и длительности старения основан на данных

структурного анализа и результатах испытаний, представленных в работах [20, 42, 72] с целью формирования различной морфологии и дисперсности α -фазы.

2.3. Методы структурных исследований

2.3.1. Рентгенофазовый анализ

Рентгенофазовый анализ образцов выполнен на дифрактометрах ДРОН-3 и Shimadzu XRD-7000 в Cu, Cr и Co K α -излучении, в диапазоне углов 25 – 100 с шагом 0,05 ° при комнатной температуре для определения фазового состава в монолитных образцах после закалки от температур 800 и 860 °С и старения при 500 и 550 °С, а также в зоне шейки разрывных образцов и на поверхности излома после испытаний на одноосное растяжение и трещиностойкость.

Индексирование рентгенограмм проведено с помощью квадратичных форм [125] по формуле 1 – соотношение между $\sin^2\theta_{(hkl)}$, длиной волны рентгеновского излучения λ , периодами решётки a, b, c и индексами h, k, l:

для кубической системы (β - фаза) (формула 2.1):

$$\sin^2 \theta = \frac{\lambda^2}{4a^2}(h^2 + k^2 + l^2) \cdot (2.1)$$

Погрешность рассчитана по формуле (2.2): $\Delta a = \sqrt{\sum_{i=1}^n \frac{(a_i - a_0)^2}{n(n-1)}} \cdot (2.2)$,

где n – число рефлексов, i- номер линии и составила $\Delta a = 0,000953$ нм.

2.3.2. Оптическая микроскопия

Структуру материалов исследовали металлографическим методом с помощью оптического микроскопа НЕОРНОТ-21 по ГОСТ 26492. Диапазон увеличений составлял от 100 до 1000 крат. В качестве объектов исследования использовали металлографические шлифы, приготовленные по стандартной методике. Методика приготовления шлифов, включала три операции:

- механическую шлифовку образцов на абразивной бумаге (маркировка P150-P2500 в соответствии с ISO-6344);
- полирование на алмазных пастах различной дисперсности (60/40, 40/28, 28/20, 20/14, 14/10, 10/7, 5/3);
- полирование с помощью суспензии Struers OP-AN Suspension на основе оксида алюминия, дисперсность $\sim 0,02$ мкм.

Для выявления микроструктуры образцов из титанового сплава BT23 химическое травление в реактиве 20 мл HF + 20 мл HNO₃+60 мл H₂O, погружение на 15 с.

2.3.3. Просвечивающая электронная микроскопия

Электронно-микроскопический анализ структуры титанового сплава BT23 осуществляли на просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) JEOL JEM-2100 plus при ускоряющем напряжении 80 кэВ и ЭМВ-100Л при ускоряющем напряжении 100 кэВ. Фольги для ПЭМ были вырезаны из образцов после закалки и упрочняющего старения, а также после испытаний на растяжение в зоне пластической деформации (шейка).

Подготовка фольг для ПЭМ-анализа осуществлялась следующим образом:

- изготовление тонких образцов до ~ 500 мкм на электроискровой установке FANUC;
- утонение образцов с помощью абразивов до 100 мкм;
- электрополирование в электролите (CH₃OH – 10 частей, C₄H₉OH – 6 частей, HClO₄ – 1 часть), при T < -50 °С.

Исследование ПЭМ-изображений проводили методами светлопольного и темнопольного анализа изображений, а также картин микродифракции [126, 127]. Идентификацию фаз осуществляли с помощью расчёта межплоскостных расстояний на микроэлектроннограммах.

2.3.4. Растровая электронная микроскопия

Изучение микроструктуры титанового сплава ВТ23 проводили с применением метода автоматического анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD-анализ) на микроскопе TESCAN VEGA II XMU. Поверхность образцов для EBSD-анализа подготавливалась путем шлифовки на абразивной бумаге различной дисперсности. Затем проводилось ионное травление на установке SEMPrep 2 (LINDA Technoorg) в два этапа: при ускоряющем напряжении 10 кВ в течение 40 мин. и при ускоряющем напряжении 1 кВ в течение 10 мин. Сканирование готовой поверхности проводилось при ускоряющем напряжении 10 кВ. При анализе готовых изображений проводилось разделение границ разориентировки соседних зерен на 2 типа: малоугловые (МУГ) (с разориентировкой $2...15^\circ$) и высокоугловые (БУГ) (с разориентировкой $>15^\circ$), подсчет количества МУГ и БУГ осуществлялся автоматически с помощью программы для обработки картин дифракции обратно рассеянных электронов Tango.

2.4. Методы механических испытаний

2.4.1. Реологические испытания

Испытания на осадку проводились на пластометре кулачкового типа при температурах ($\alpha+\beta$)-области (700 – 900 °С) и β -области (900 – 1200 °С). Скорость деформации во время испытаний была постоянной благодаря профилю кулачка и автоматизированному регулируемому электроприводу и составила $\xi = 1,0 \text{ с}^{-1}$, нагрузка – $P_{\text{max}} = 1500 \text{ кН}$. Рассчитанная степень деформации ($e = \ln(h_0/h_k)$, где h_0 и h_k – исходная и конечная толщина образца) находилась в пределах 0,6...1,0. Дополнительно применялась смазка (состав: 0,55SiO₂, 0,21Al₂O₃, 0,07BO₂, 0,14CaO), способствующая сохранению равномерного одноосного сжатия. Образцы перед испытанием предварительно нагревались в электропечи в

специальном контейнере, который устанавливался по центру деформирующих бойков, изготовленных из жаропрочного сплава. После нагрева образцов до заданной температуры контейнеры устанавливали в рабочее пространство пластометра на месдозу строго по её оси, после чего проводились испытания на осадку с автоматической регистрацией параметров процесса осадки с использованием программного обеспечения. Записанные данные использовали для построения кривых упрочнения. Расчет сопротивления деформации проводили по формуле $\sigma_s = P/F$, где F – расчётная площадь поперечного сечения.

2.4.2. Определение механических свойств при одноосном растяжении

Для испытаний на одноосное растяжение использовали цилиндрические пропорциональные образцы типа IV №8 толщиной 4 мм в соответствии с требованиями ГОСТ 1497-84. Испытания на одноосное растяжение проводили при комнатной температуре на сервогидравлической универсальной испытательной машине INSTRON 8801 при скорости перемещения подвижного захвата 1 мм/мин. Полученные значения усреднялись по результатам испытаний не менее 3 идентичных образцов. Разброс значений механических свойств не превышал 2,5 %. Наряду со стандартными испытаниями на растяжения с записью деформации по перемещению активной траверсы проводились также однократные и повторные (до 100 циклов) испытания на знакопостоянное растяжение при записи деформации рабочей части образца с помощью навесного экстензометра INSTRON Cat. № 2620-601.

Определения значения триггерного напряжения при испытаниях на растяжение образцов титанового сплава BT23 после закалки от 860 °С с метастабильной β -фазой осуществлялось по методике, описанной в работе [101]. Величина триггерного напряжения (σ_{trigger}) определялась как точка пересечения касательной к кривой нагружения в упругой области на стадии I и касательной к кривой нагружения образца на стадии II, соответствующей развитию

инициированного напряжением $\beta_M \rightarrow \alpha''$ мартенситного превращения (рисунок 1.19).

2.4.3. Определение характеристик ударной вязкости и динамической трещиностойкости

Испытания на ударный изгиб проводили при температуре 20 °С на стандартных образцах с V-образным надрезом тип 11 по ГОСТ 9454 с использованием инструментированных копров вертикального удара Instron CEAST 9350 и маятникового Tinius Olsen IT542M, обеспечивающих запись диаграмм ударного нагружения в координатах «нагрузка–перемещение». Разделение общей работы разрушения (A) при ударных испытаниях на составляющие ударной вязкости: работу зарождения (A_3) и работу распространения трещины (A_p) было выполнено на основе изучения экспериментальных диаграмм ударного нагружения в соответствии с рекомендациями ГОСТ 22848-77 (рисунок 2.1.).

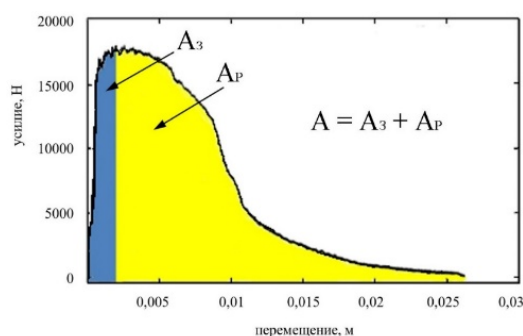


Рисунок 2.1 – Схема разделения общей энергии разрушения на составляющие

Показатель динамической трещиностойкости (J_{id}) рассчитывался в соответствии с методикой, описанной в работе [128], по формуле 2.3:

$$J_{id} = \frac{2A_3}{B \times (W-a)} \quad (2.3)$$

где A_3 – работа зарождения трещины; B – ширина образца; W – высота образца; a – длина концентратора напряжений (надреза или усталостной

трещины).

Значения механических характеристик усреднялись по результатам испытаний не менее 3 идентичных образцов. Разброс экспериментальных данных не превышал 2,5 %.

2.4.4. Определение характеристик циклической и статической трещиностойкости

Наведение усталостных трещин на компактных СТ-образцах тип 3 по ГОСТ 25.506-85 с целью последующего определения на них статической трещиностойкости осуществлялось на универсальной сервогидравлической испытательной машине INSTRON 8801 в условиях знакопостоянного циклического нагружения с частотой 5 Гц с коэффициентом асимметрии цикла $R = 0,1$. Контроль за длиной усталостной трещины на предварительно подготовленной боковой поверхности образца осуществлялся визуально с помощью цифровой фотокамеры. Наряду с методом визуального контроля для определения момента появления в вершине надреза и страгивания усталостной трещины была использована методика лазерной спекл-интерферометрии, описанная в наших работах [129, 130]. Применение данной методики основано на регистрации изменений спекловых изображений боковой поверхности исследуемых объектов, связанных с формированием характерного рельефа, обусловленного сложным напряженно-деформированным состоянием в вершине усталостной трещины. Циклическая трещиностойкость сплава оценивалась в соответствии с рекомендациями РД 50-345-82 с помощью построенных по результатам проведенных циклических испытаний кинетических диаграмм усталостного разрушения (КДУР) в координатах «скорость роста усталостной трещины da/dN (мм/цикл) – размах коэффициента интенсивности напряжений ΔK (МПа \times м^{1/2})».

Статические испытания на трещиностойкость проводили при комнатной температуре по ГОСТ 25.506-85 на компактных СТ-образцах с предварительно созданными кондиционными усталостными трещинами с использованием съемного датчика раскрытия трещины (COD) фирмы INSTRON cat. № 2670 с базовой длиной 10 мм и максимальным перемещением 4 мм. Скорость перемещения активного захвата при испытаниях на статическую трещиностойкость составляла 1 мм/мин. Проверка экспериментальных показателей статической трещиностойкости сплава значениям K_{IC} , соответствующим условиям плоской деформации, осуществлялась по критерию Брауна-Сроули (формула (2.4)) [81, 128]

$$B \geq 2,5 \left(K_Q / \sigma_{0,2} \right)^2 \quad (2.4),$$

где B толщина образца; K_Q -предполагаемая (кажущаяся) трещиностойкость; $\sigma_{0,2}$ – условный предел текучести.

Значения показателя статической трещиностойкости K_{IC} усреднялись по результатам испытаний не менее трех идентичных образцов. Отклонение всех изученных механических характеристик K_{IC} от усредненных значений не превышало 2,5 %.

2.4.5. Исследование строения поверхностей разрушения

Фрактографический анализ изломов образцов после испытаний на одноосное растяжение, ударный изгиб, циклическую и статическую трещиностойкость сплавов проводился на растровом электронном микроскопе TESCAN VEGA II XMU при величине ускоряющего напряжения 15 кВ при увеличении 100-2000 крат.

ГЛАВА 3 РЕОЛОГИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ И СТРУКТУРА СПЛАВА VT23 ПРИ ГОРЯЧЕЙ ОСАДКЕ

В связи с тем, что процесс горячей и теплой пластической деформации широко используются для улучшения механических характеристик титановых сплавов за счет направленного изменения их фазового состава и структуры в рамках настоящей работы с целью определения реологических свойств были проведены изотермические испытания на осадку на пластометре кулачкового типа в интервале температур 700...1200 °С и скорости деформации $\xi = 1,0 \text{ с}^{-1}$, изучены фазовый состав и микроструктура деформированных образцов сплава VT23. Полученные результаты изучения реологических свойств и эволюции структуры сплава VT23 представлены в наших работах [131, 132].

3.1. Испытания на осадку титанового сплава VT23

На приведенных на рисунке 3.1 кривых напряжения-деформации образцов, испытанных при температурах 700...900 °С можно выделить, согласно классификации [133] четыре различные области: упругая (область I), упрочнение (область II), разупрочнение (область III) и насыщение напряжениями течения (область IV). На начальной стадии деформации (область I) дислокации быстро распространяются, перемещение дислокаций замедляется, и напряжение течения быстро возрастает с увеличением деформации, что приводит к упрочнению материала при обработке. Далее, кривые напряжения-деформации демонстрируют достижение выраженного пикового напряжения при степени деформации близкого к 0,1. В области III, занимающей большую площадь на кривой, после достижения пикового напряжения, напряжения течения уменьшаются с увеличением деформации, поскольку скорость динамической рекристаллизации выше скорости упрочнения при обработке. Когда устанавливается равновесие между динамической рекристаллизацией и упрочнением кривая напряжение–деформация переходит на установившуюся

стадию течения. Пиковое напряжение уменьшается с повышением температуры деформации, что также наблюдается в других титановых сплавах [134 - 136].

Интенсивное упрочнение на начальной стадии деформации в температурном диапазоне $(\alpha+\beta)$ -области объясняется тем, что деформация происходит в исходной α -фазе, имеющей ГПУ-решетку, характеризующуюся ограниченным количеством плоскостей скольжения, что и вызывает дополнительное упрочнение [137]. Последующая замедленная стадия разупрочнения является следствием действия таких факторов как динамическая полигонизация и динамическая рекристаллизация.

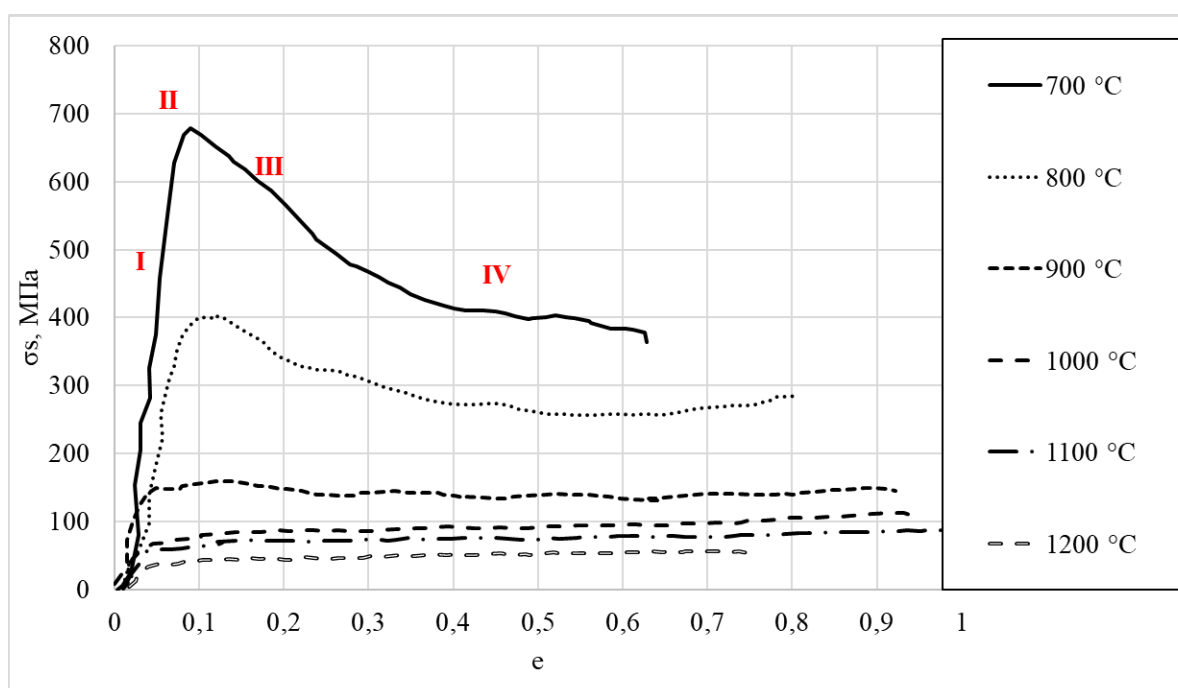


Рисунок 3.1 – Кривые напряжение-деформация при испытаниях на сжатие в диапазоне температур 700 – 1200 °C

При температуре пластометрических испытаний 900 °C (рисунок 3.1.) и выше, сопротивление деформации сплава в процессе осадки практически находится на установившемся уровне без ярко выраженных пиковых значений. Это связано с протеканием деформации сплава ВТ23 преимущественно в β -фазе, имеющей большее число плоскостей скольжения и проявляющую большую деформационную способность, а также с более активным развитием процессов динамической полигонизации и рекристаллизации [6, 138, 139].

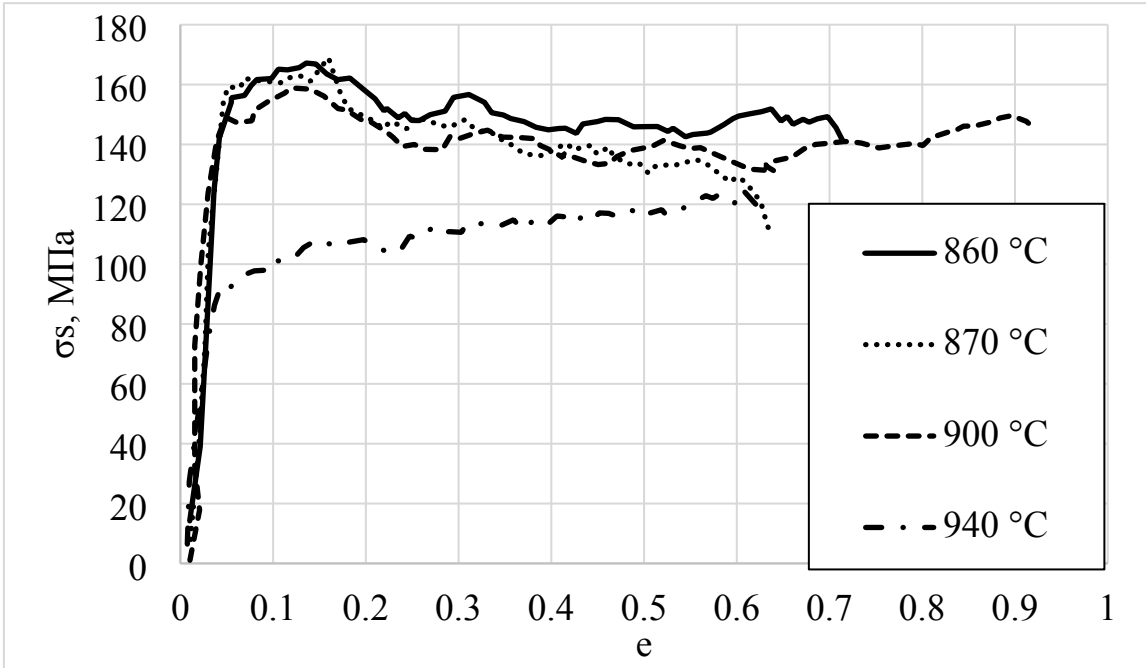


Рисунок 3.2 – Кривые напряжение-деформация при испытаниях на сжатие в диапазоне температур 860 – 940 °С

Наличие пика напряжения в образцах данного сплава при температурах деформации 860, 870, 900 °С, т.е. при деформации в $(\alpha+\beta)$ -области, является слабо выраженным (рисунок 3.2).

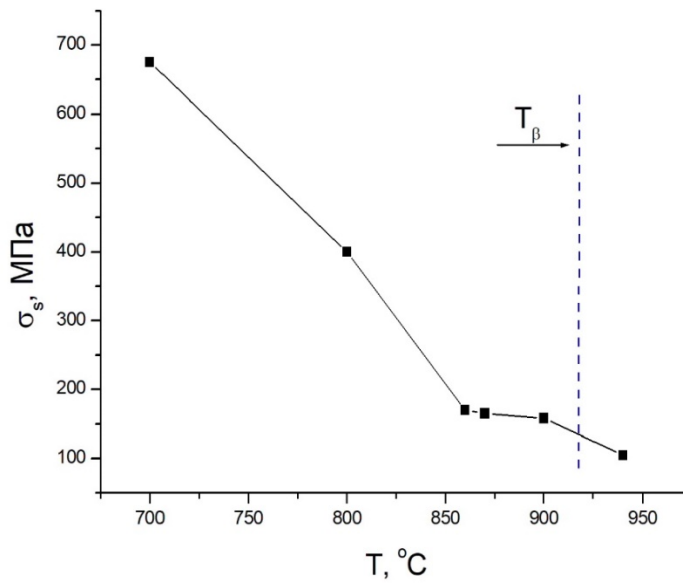


Рисунок 3.3 – Зависимость пикового значения напряжения течения от температуры испытания

Согласно рисунку 3.3 пиковое напряжение уменьшается с повышением температуры деформации. Значение пикового напряжения течения является наиболее высоким при деформировании при более низкой температуре в двухфазной ($\alpha+\beta$)-области и относительно низким в однофазной β -области.

3.2. Рентгенофазовый анализ образцов сплава ВТ23 после испытаний на осадку

Согласно рентгенофазовому анализу (рисунок 3.4) образцы, деформированные в двухфазной области, состоят из β -фазы с ОЦК решёткой, исходной α -фазы с ГПУ-решёткой, и атермической α'' -фазы с орторомбической решеткой, образовавшейся при охлаждении в воду образцов после осадки по схеме $\beta \rightarrow \alpha''$. Образцы, деформированные в однофазной области, состоят из β и α'' -фазы.

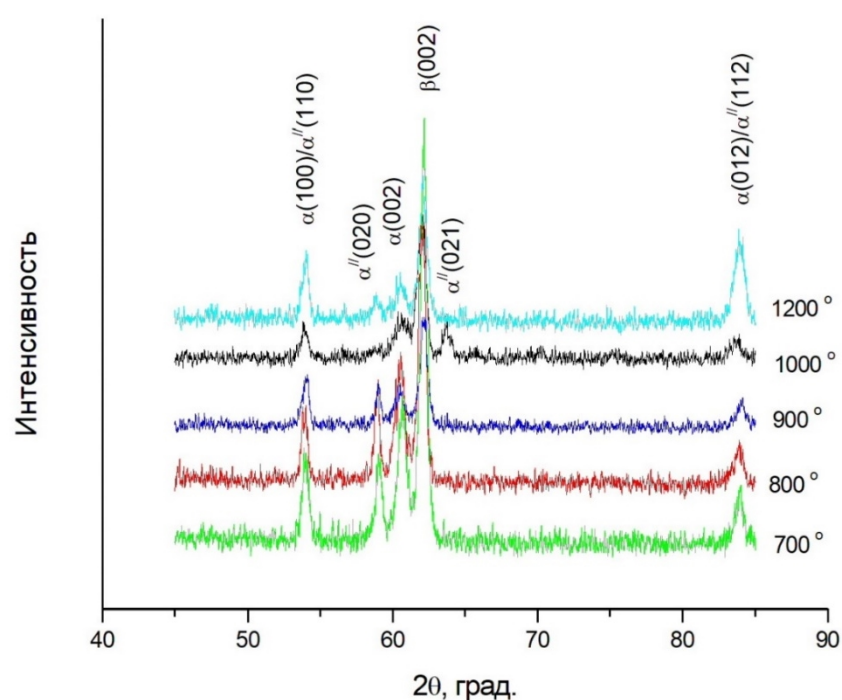


Рисунок 3.4 – Дифрактограммы образцов сплава ВТ23 после деформации на пластометре при температурах 700...1200 °С.

С увеличением температуры осадки от 700 °С до 1000 °С происходит снижение количества β -фазы. Это связано с образованием атермического α'' -

мартенсита в результате охлаждения нагретого образца в воде по схеме $\beta \rightarrow \alpha''$, а также уменьшением исходной α -фазы.

3.3. Микроструктура сплава ВТ23 после испытаний на осадку

Микроструктура сплава в состоянии поставки (рисунок 3.5, а) представлена полиэдрическими β -зёрнами (средний размер 250...300 мкм), внутри которых находятся пакеты пластин α -фазы под углом друг к другу, с толщиной α -пластин 1 мкм и длиной 10...40 мкм. Соотношение α и β -фаз составило 70% к 30% соответственно. При нагреве до температуры деформации происходит растворение α -фазы в β -матрице, чем выше температура деформации, тем меньшее количество α -фазы остается в структуре сплава.

После высокотемпературной деформации в верхней части ($\alpha+\beta$)-области (п. 2.4.1) (рисунок 3.5, б, в.) границы бывшего β -зерна сильно искривлены в результате деформации. Внутри деформированных β -зерен располагаются фрагменты пластин исходной α -фазы, а также более тонкие пластины атермического α'' -мартенсита. При повышении температуры деформации в верхней части двухфазной области количество α -пластин внутри β -зерна снижается (рисунок 3.5, в), а на границах остается в виде α -оторочки. В образцах, деформированных в β -области (рисунок 3.5., г-е), α -фаза остается только в виде оторочки бывшего β -зерна. Количество атермической мартенситной α'' -фазы напротив увеличивается.

В ходе осадки в неблагоприятно ориентированных для деформации α -пластинах наблюдаются изгибы в местах наибольшей деформации. При увеличении степени деформации протекают процессы динамической полигонизации и динамической рекристаллизации и в этих участках появляются равноосные α -частицы. Это происходит, согласно работе [140], следующим образом: в α -фазе дислокации перестраиваются с формированием поперечных субграниц, далее разориентировка субграниц увеличивается, и они становятся

высокоугловыми и происходит разделение α -пластин на равноосные зёрна. Подобным образом деформация протекает в β -фазе. Кроме того, имеет место сфероидизация и динамическая рекристаллизация α и β -фаз.

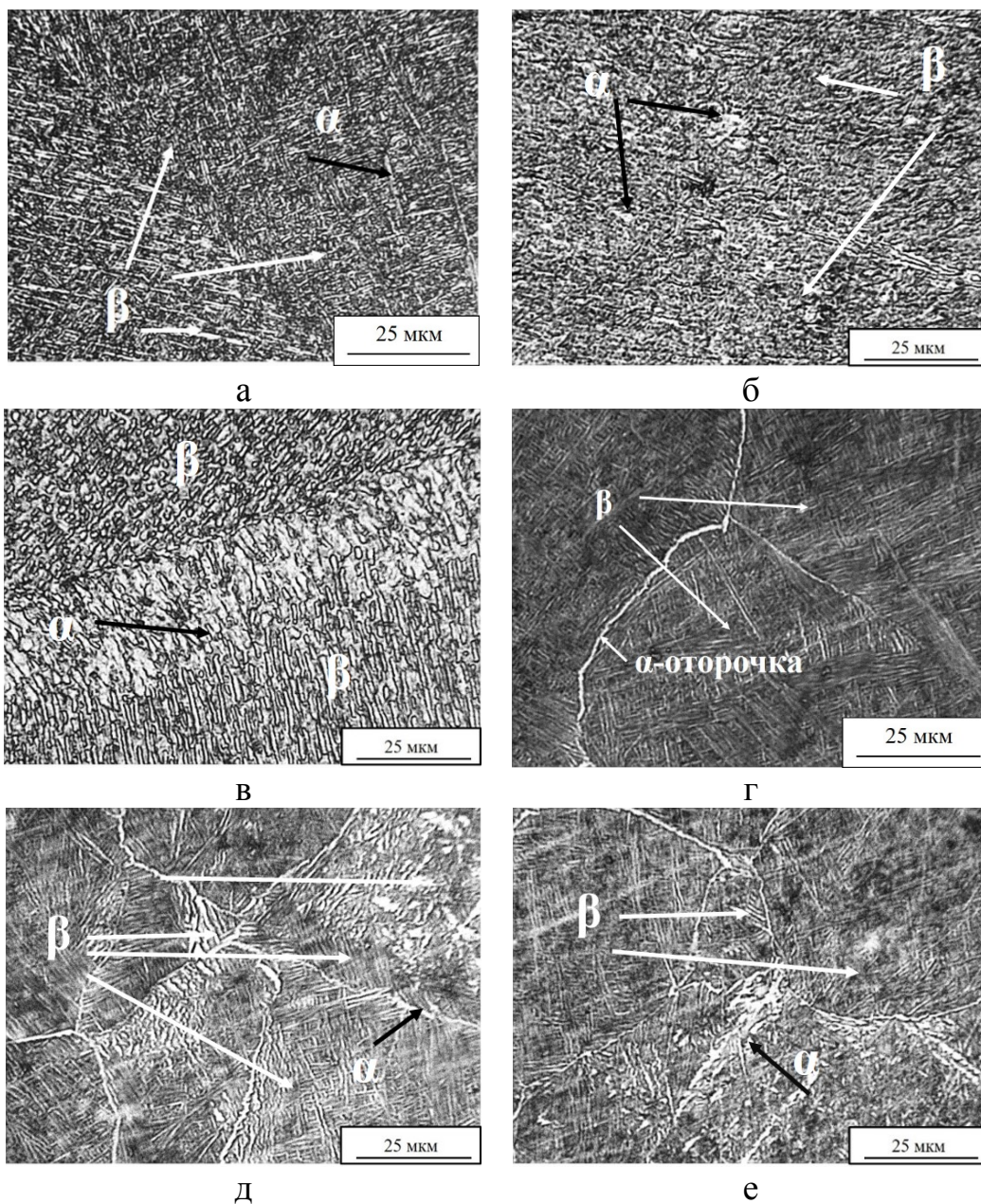


Рисунок 3.5 – Микроструктура титанового сплава ВТ23 после испытаний на осадку: а – исходное состояние; б – 800 °С; в – 860 °С; г – 940 °С; д – 1000 °С; е – 1200 °С

Пластины α'' -фазы при охлаждении образцов после сжатия образуются преимущественно на извилистых границах исходного β -зерна и прорастают внутрь и вдоль границ. Однако мартенситная α'' -фаза, образовавшаяся в

результате охлаждения образцов после осадки, не вносит свой вклад в сопротивление деформации при реологических испытаниях. В образцах, испытанных при температуре 1000 и 1200 °С (рисунок 3.5. г, е) наблюдаются равноосные рекристаллизованные β -зерна размером 10...50 мкм, в процессе образования которых происходит разупрочнение металла.

Проведенные в изотермических условиях пластометрические испытания в интервале температур 700...1200 °С показали, что реологические свойства сплава титанового сплава ВТ23 определяются исходным и формирующимся при различных температурах деформации фазовым и структурным составом. Полученные данные по сопротивлению пластической деформации данного сплава могут быть использованы при выборе режимов его деформационной обработки.

Выводы по главе 3

1. Повышение температуры осадки меняет форму кривых деформирования и снижает напряжения пластического течения. Наиболее заметно реологическое поведение сплава меняется в интервале повышения температуры деформирования от 700 до 900 °С. При деформации сплава ВТ23 в ($\alpha+\beta$)-области зафиксированы выраженные пиковые напряжения при степенях деформации, близких к 0,1, за которыми следуют участки разупрочнения. Значения пиковых напряжений снижаются с повышением температуры деформации от 700 до 160 МПа. При деформации в β -области величина σ_s находится на установившемся уровне 50...150 МПа, в зависимости от температуры испытаний.
2. Повышение температуры осадки с 700 до 900 °С способствует снижению количества α и β -фаз и появлению в структуре атермического α'' -мартенсита, который образуется при охлаждении образцов. При температуре испытаний 1000...1200 °С в структуре сплава фиксируется только β и α'' -фаза.
3. При нагреве до температуры деформации α -фаза постепенно растворяется в β -матрице, степень растворения увеличивается при повышении температуры испытаний. На начальной стадии деформации в сплаве происходит

деформационное упрочнение за счет увеличения плотности дислокаций в пластинах фаз. В ходе дальнейшей деформации, вследствие динамического возврата и динамической рекристаллизации, влияние упрочнения снижается.

4. Высокотемпературная деформация в $(\alpha+\beta)$ -области приводит одновременно к искривлению границ полиэдрических β -зерен, измельчению исходных α -пластин, снижению количества исходных α -пластин внутри бывших β -зерен и при их частичном сохранении на границах. При испытаниях в β -области происходит только измельчение, возврат, рекристаллизация и сфероидизация β -зерен. При охлаждении в воду атермический α'' -мартенсит образуется в виде тонких пластин, направленных от границ β -зерна в центр.

5. Наличие пикового напряжения при испытаниях в $(\alpha+\beta)$ -области связано с протеканием деформации преимущественно по α -фазе, имеющей меньшее число плоскостей скольжения, чем β -фаза, а снижение пикового напряжения с увеличением температуры испытаний связано с растворением α -фазы в β -матрице.

6. С целью снижения энергетических затрат при горячем пластическом деформировании сплава ВТ23 и предотвращения роста β -зерна рекомендуется первые этапы обработки давлением проводить в интервале температур 950 – 1200 °С, а заключительный этап – при температуре не выше 900 °С.

ГЛАВА 4 ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ЗАКАЛКИ И СТАРЕНИЯ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СТРУКТУРУ СПЛАВА ВТ23

Фазовый состав и структура исследуемого сплава ВТ23 после различных режимов деформационно-термической обработки ранее был всесторонне изучен в работах [7, 19, 42, 44, 46, 66, 72]. Авторами [19, 20, 42, 44] выявлены закономерности формирования структуры α -, β - фаз и α'' -фазы атермического типа, а также, образующегося из метастабильной β -фазы при деформационном воздействии α'' -мартенсита напряжения. Однако большинство данных структурного анализа сплава получено методами металлографии и рентгенофазового анализа. В связи с этим в данной главе приведены результаты сравнительного исследования структурных состояний сплава ВТ23 при различных температурах закалки и старения взаимно дополняющими методами исследований (рентгенофазовый-, металлографический-, EBSD- и ПЭМ-анализ), подробно представленные в наших работах [141 - 145] Кроме того, новым элементом работы представляется изучение фазового состава и структуры в зонах деформации в шейке разрывного образца и на поверхности разрушения образцов из сплава ВТ23 при различных условиях нагружения.

4.1. Результаты рентгенофазового анализа

Проведенный рентгенофазовый анализ сплава ВТ23 в закалённом и состаренном состоянии, а также после испытаний на растяжение, выявил наличие трехфазной структуры: α -фаза с ГПУ решёткой, β -фаза с ОЦК решёткой и α'' -фаза с орторомбической решёткой (рисунки 4.1-4.4). На дифрактограммах образцов сплава ВТ23 после закалки от температур 800 °С (рисунок 4.1) зафиксирована β -фаза с рефлексами (110), (200), (211), α -фаза с рефлексами (100), (002), (102), (110), α'' -фаза с рефлексами (110), (112), (221), (041). С повышением температуры закалки до 860 °С интенсивность линий α и β -фаз

снизилась, появились дополнительные рефлексы α'' -фазы: (020) (111), (130), (131), (004), (222).

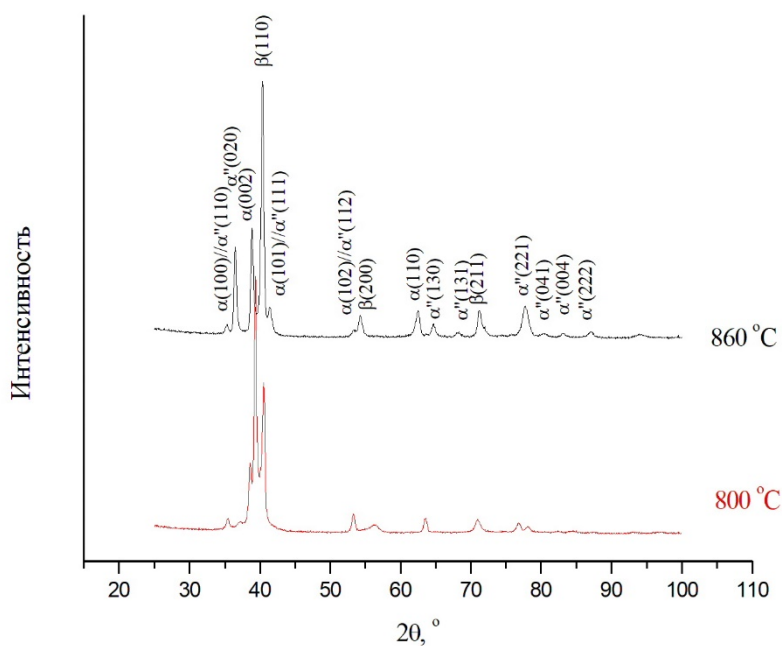


Рисунок 4.1 – Дифрактограммы образцов сплава VT23 после закалки от температур 800 и 860 °C

На дифрактограммах образцов сплава VT23, после закалки и последующего старения (рисунок 4.2), было зафиксировано также трёхфазное ($\alpha+\beta+\alpha''$)-состояние, однако интенсивность рефлексов α'' , а также количество линий значительно снизилось.

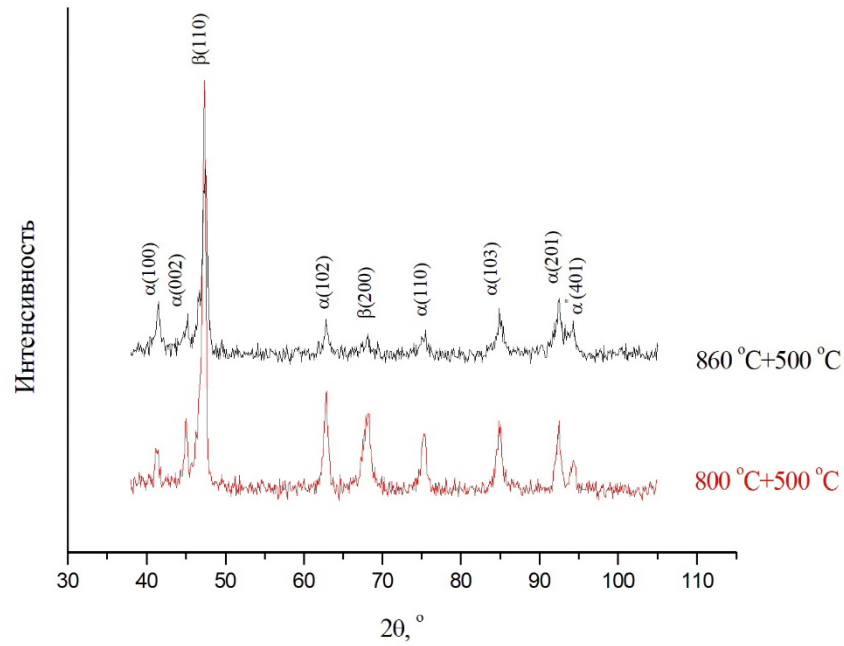


Рисунок 4.2 – Дифрактограммы образцов сплава VT23 после закалки от температур 800 и 860 °C и старения 500 °C

После повышения температуры старения до 550 °C (рисунок 4.3) количество линий в диапазоне углов 60-80 градусов, соответствующее α - и β -фазам снижается. Происходит преимущественный рост кристаллов α -фазы.

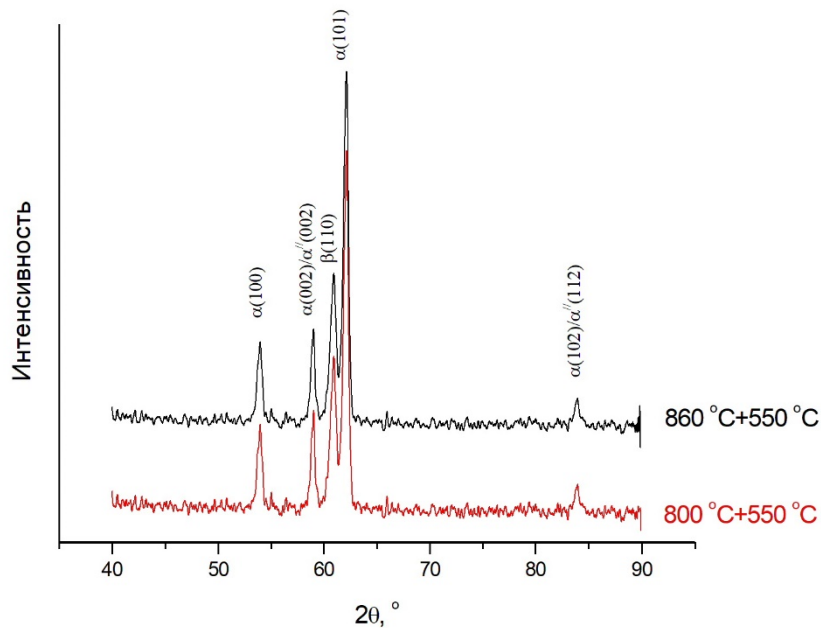


Рисунок 4.3 – Дифрактограммы образцов сплава ВТ23 после закалки от температур 800 и 860 °С и старения 550 °С

По данным рентгенофазового анализа (рисунок 4.4) после закалки от температур 800 и 860 °С и последующего растяжения, в сплаве сохраняется зафиксированная закалкой трёхфазная ($\alpha+\beta+\alpha''$)-структура, однако на образце, закалённом от температуры 860 °С появляется дополнительная линия орторомбической фазы α'' (020).

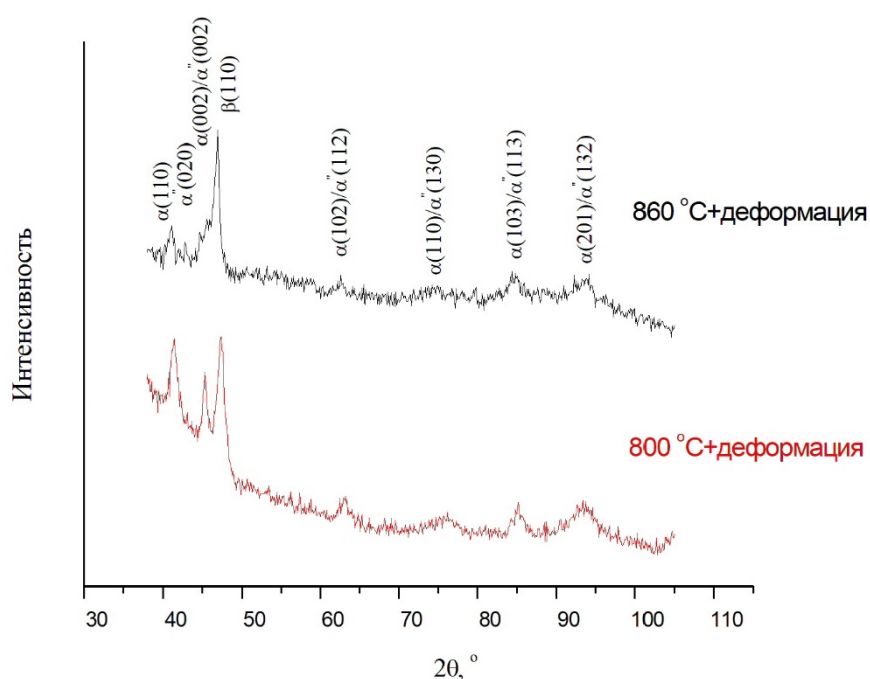


Рисунок 4.4 – Дифрактограммы образцов сплава ВТ23 после закалки от температур 800 и 860 °С в зоне шейки после испытаний на растяжение

Расчёт параметра решётки β -фазы показал (таблица 4.1), что при закалке от температуры 800 °С, параметр решётки β -фазы составляет $a=0,321$ нм. При закалке от температуры 860 °С зафиксирован увеличенный параметр решётки, $a=0,328$ нм, характерный для высокотемпературной β -фазы тогда как, в стабильном низкотемпературном состоянии легированная β -фаза имеет период решетки 0,321 нм [66]. Пониженные значения периода решетки сплава в состаренном состоянии $a=0,314-0,319$ нм (таблица 4.1.) указывают на то, что

после всех изученных режимов термической обработки (закалки с последующим старением) содержащаяся в структуре β -фаза сохраняет деформационную стабильность.

Таблица 4.1. Параметр решётки β -фазы после различных режимов термической обработки

Режим термической обработки	Параметр решётки β -фазы, нм
Недеформированный образец	
Закалка 800 °С	0,321
Закалка 860 °С	0,328
Закалка 800 °С и старение 500 °С	0,315
Закалка 860 °С и старение 500 °С	0,314
Закалка 800 °С и старение 550 °С	0,319
Закалка 860 °С и старение 550 °С	0,319
Зона шейки разрывного образца	
Закалка 800 °С	0,315
Закалка 860 °С	0,318

Известно, что в твёрдых растворах замещения период решётки может уменьшаться или увеличиваться в зависимости от размера растворённого компонента. Радиус атомов ванадия и молибдена, являющихся β -стабилизаторами составляет 134 и 139 пм, соответственно, что меньше радиуса атома титана, равного 147 пм. При повышении температуры закалки в результате активизации диффузионных процессов происходит обеднение β -фазы β -стабилизаторами (Mo, V), в результате чего параметр решётки увеличивается, и β -фаза приобретает деформационно-метастабильное состояние.

4.2. Результаты металлографических исследований

Результаты металлографического анализа закалённых образцов от температур 800 и 860 °С (рисунок 4.5, а, б, таблица 4.2) показали, что размер β -зерна составляет 250-300 мкм, при этом с увеличением температуры закалки не наблюдается роста зерна, благодаря сохранению α -оторочки на его границах.

Внутреннее строение бывших β -зерен в сплаве, закаленном от температуры 800 °С, при увеличении в 1000 крат (рисунок 4.5, в), характеризуется комплексом фрагментов колоний первичной α -фазы, а также более тонкими пакетами пластин α'' -мартенсита, растущего от границы бывших β -зерен внутрь зерна, а также между пластинами α -фазы. Пластины α и α'' -фаз расположены в виде пакетов, под углом друг к другу, β -фаза находится в прослойках между пластинами. С увеличением температуры закалки (рисунок 4.5, г) до 860 °С количество более дисперсных пластин α'' -мартенсита значительно увеличивается.

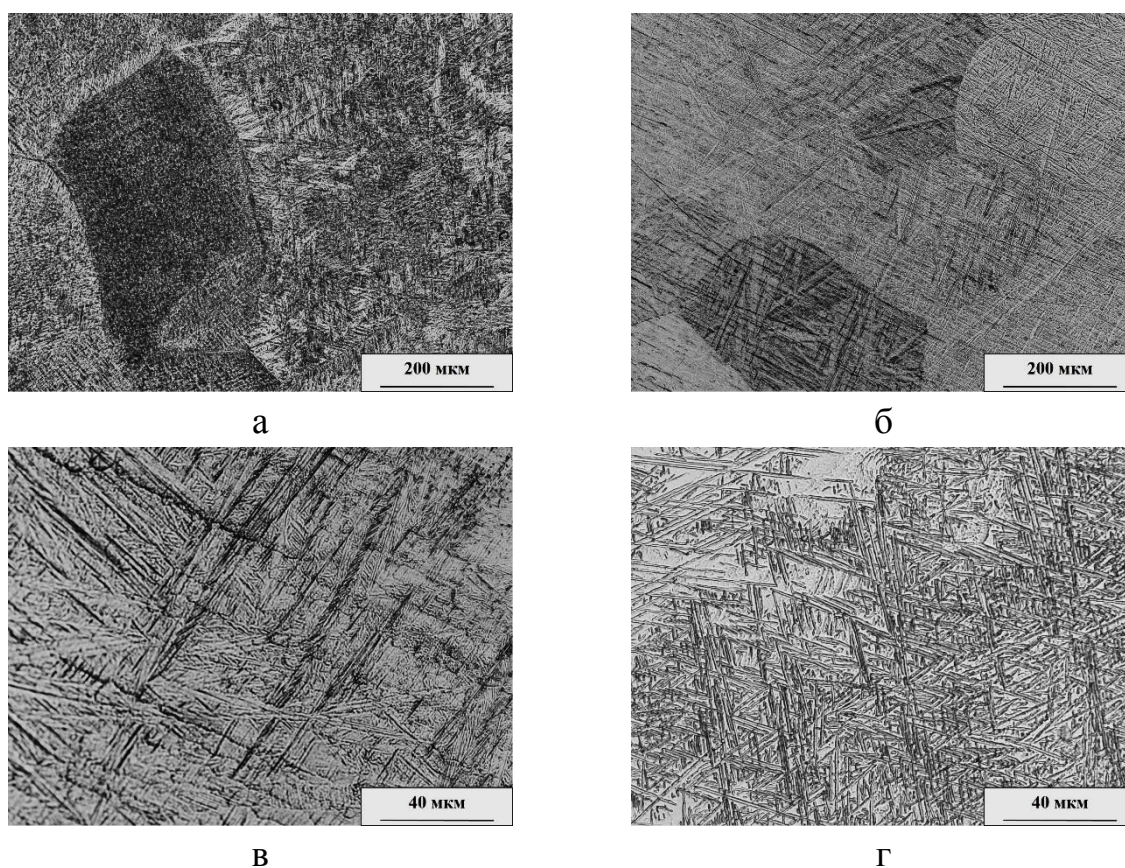


Рисунок 4.5 – Микроструктура сплава VT23 после закалки: а – закалка 800 °С, увеличение $\times 200$; б – закалка 860 °С, увеличение $\times 200$; в – закалка 800 °С, увеличение $\times 1000$; г – закалка 860 °С, увеличение $\times 1000$

После старения при температуре 500 °С микроструктура образцов, закалённых от обеих температур представляют собой равномерно

распределённые вытянутые (эллипсоподобные) α -частицы, равномерно распределённые в β -матрице (рисунок 4.6, а, б). Структура с соотношением сторон менее 2,5 обычно определяется как глобулярная структура [146]. Границы бывшего β -зерна не четкие. Размер дисперсных α -частиц (рисунок 4.6, в, г, таблица 4.2) с повышением температуры предварительной закалки уменьшается: толщина от 2...4 мкм до 1...2 мкм, длина от 7...10 мкм до 4...7, а расстояние между ними увеличивается от 1...3 до 3...6 мкм. Такие частицы расположены под разными углами друг к другу, поэтому на поверхности шлифа представлены также их профильные плоскости в виде равноосных α -частиц.

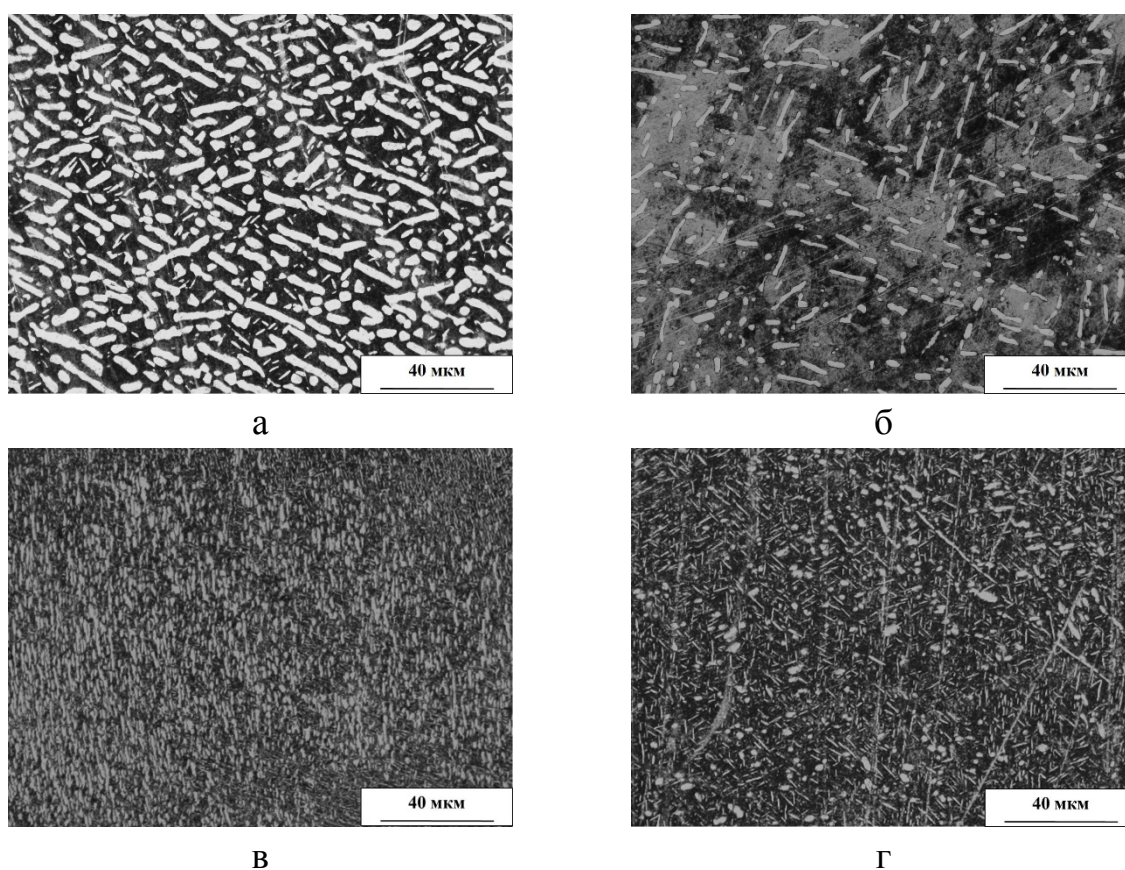


Рисунок 4.6 - Микроструктура сплава ВТ23 после закалки и старения: а – закалка 800 °С и старение 500 °С; б – закалка 860 °С и старение 500 °С; в – закалка 800 °С и старение 550 °С; г – закалка 860 °С и старение 550 °С

Таблица 4.2. Размер фазовых составляющих титанового сплава ВТ23 после старения от температур 500 и 550 °С

Режим термической обработки	Бывшее β -зерно, мкм	Толщина β -прослойки	Толщина α -частицы, мкм	Длина α -частицы, мкм
Закалка 800 °С и старение 500 °С	250...300	1...3	2...4	7...10
Закалка 860 °С и старение 500 °С	250...300	3...6	1...2	4...7
Закалка 800 °С и старение 550 °С	250...300	0,2...0,8	0,5...1,5	2...6
Закалка 860 °С и старение 550 °С	250...300	1...5	0,5...1	1...5

Микроструктура образцов после старения при температуре 550 °С представлена также вытянутыми α -частицами, равномерно расположенными в β -матрице (рисунок 4.6, в, г). Однако данные частицы имеют пластинчатое строение (отношение параметров $>2,5$ раз), толщина частиц составляет не более 0,5...1,5 мкм (предварительная закалка 800 °С), 0,5...1 мкм (предварительная закалка 860 °С), длина частиц – 2...6 мкм и 1...5 мкм для закалок 800 и 860 °С и старения 550 °С соответственно. При этом толщина β -прослойки увеличивается: для образца, предварительно закаленного от температуры 800 °С, она составляет 0,2...0,8 мкм, для образца, закаленного от 860 °С – 1...5 мкм.

4.3. Результаты EBSD-анализа титанового сплава ВТ23

EBSD-анализ (рисунок 4.7) подтвердил наличие в титановом сплаве ВТ23 трёхфазного состава после закалки от температур 800 и 860 °С. После старения при температуре 500 °С микроструктура состоит из вытянутых частиц α -фазы (рисунок 4.7, в, г) распределенных в β -матрице. вытянутые зерна α -фазы разделены малоугловыми границами. Вероятно, глобуляризация α -фазы происходит в соответствии с механизмом расщепления границ, вызванным образованием новых границ раздела в пластинчатой α -фазе. Пластинчатая структура разделяется для снижения поверхностного натяжения. В настоящее время механизм расщепления границ используется для объяснения механизма глобуляризации пластинчатой α -фазы в сплавах титана при термомеханической

обработки [147], однако исследования подобного эффекта для сплавов после закалки и старения в литературе не встречается.

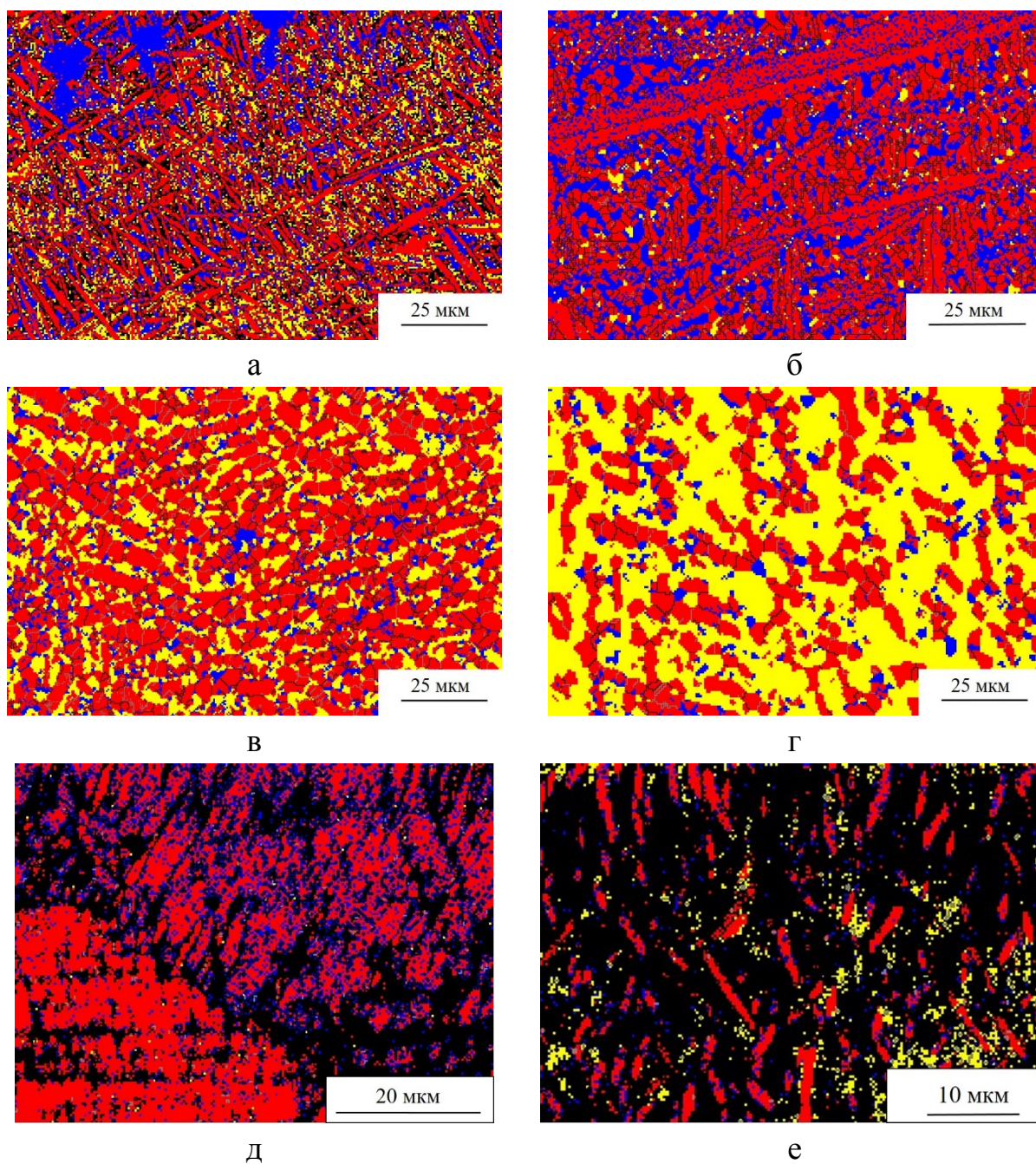


Рисунок 4.7 – Карты фаз сплава VT23 (● - α -фаза, ● - β -фаза, ● - α'' -фаза): а – закалка 800 °С; б – закалка 860 °С; в – закалка 800 °С и старение 500 °С; г – закалка 860 °С и старение 500 °С; в – закалка 800 °С и старения 550 °С; г – закалка 860 °С и старения 550 °С

После старения от более высокой температуры 550 °С (рисунок 4.7, д) морфология вторичной α -фазы претерпевает значительные изменения, причиной

этого является то, что при старении происходит несколько параллельных процессов. Образуется крупнопластинчатая α -фазы, аналогичная старению при 500 °С. При этом положение вытянутых α -частиц не хаотическое, а имеет преимущественную ориентацию, что ранее было обнаружено рентгенофазовым анализом (рисунок 4.3) и внутри частиц не зафиксировано малоугловых границ. С повышением температуры предварительной закалки расстояние между пластинами α -фазы увеличивается (рисунок 4.7, е). Матрица, в которой расположены α -пластины, в обоих сплавах не однородна, представляет собой мелкодисперсную смесь частиц, размер которых менее 300 нм (частицы размером менее 300 нм меньше размера зонда микроскопа, поэтому определяются нулевыми решениями, дальнейшее исследование их состава и морфологии было реализовано методами просвечивающей электронной микроскопии).

4.4. Результаты ПЭМ-анализа

Исследование образцов методом ПЭМ после закалки (рисунок 4.8, а, б) показало наличие α -пластин в β -матрице, соответствующих кристаллографическому соотношению $[110]\beta||[001]\alpha$. Наблюдаемые α -пластины имеют повышенную плотность дислокаций. На микродифрактограммах закаленного образца выявлены слабые отражения α'' -фазы. Наблюдаемые тонкие и отчетливые межфазные границы указывают на высокую степень когерентности этих фаз после закалки. После закалки от температуры 860 °С (рисунок 4.8, б) в β -матрице обнаружен сложный твидовый контраст, который, согласно [148], указывает на пониженную стабильность β -фазы по отношению к мартенситным превращениям, вызванным напряжением. Повышение температуры закалки сплава также приводит к увеличению количества α'' -фазы, образующейся либо в β -матрице, либо на границах зерен. В то же время, по мере повышения температуры закалки количество α -пластин значительно уменьшается.

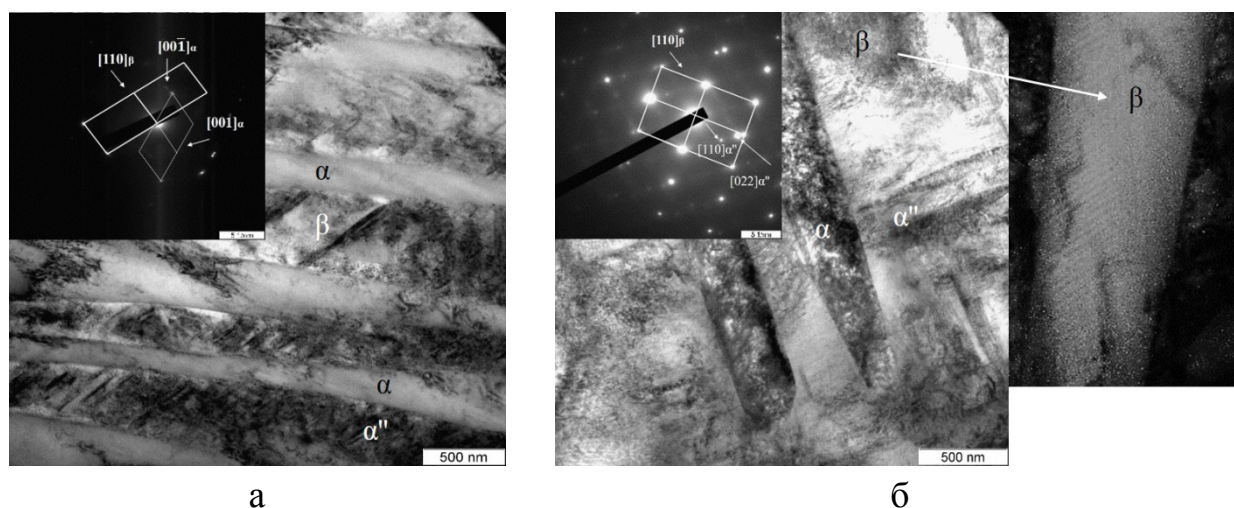


Рисунок 4.8 – ПЭМ-изображение микроструктуры сплава VT23 после закалки: а - от температуры 800°C; б – от температуры 860 °С

Микроструктура образца, закаленного от температуры 800 °С, в зоне шейки образца после испытаний на одноосное растяжение (рисунок 4.9, а) представлена крупными пластинами α-фазы и мелкодисперсными пластинами α''-фазы в β-матрице, как в аналогичных закалённых образцах (рисунок 4.8, а), однако пластинчатая α-фаза имеет более диспергированное строение, происходит измельчение α-пластин. Кроме того, наблюдаются вытянутые α-частицы без дислокационного контраста, такие частицы образовались в результате низкотемпературной динамической рекристаллизации, когда, согласно [149] процессы диффузии и самодиффузии атомов замещения, необходимые для образования зародышей рекристаллизации и их последующего роста, могут быть успешно реализованы при относительно низких температурах в титане и а также сплавах на его основе. Количество точечных отражений на дифракционных картинах после испытаний на растяжение увеличивается, что указывает на наличие высоких внутренних напряжений [150]. На ПЭМ-изображениях образцов, закаленных при температуре 860 °С (рисунок 4.9, б), после одноосного растяжения в зоне шейки образца был обнаружен игольчатый орторомбический α''-мартенсит. Неоднородный деформационный контраст на

изображениях и размытие рефлексов на электронном изображении указывают на деформационный механизм образования α'' -фазы [151].

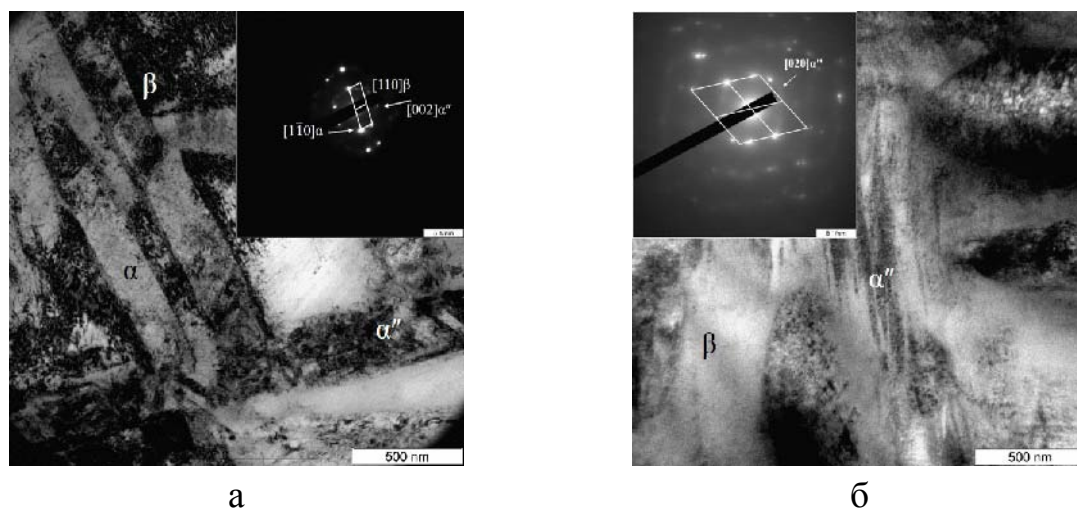


Рисунок 4.9 – ПЭМ-изображение микроструктуры сплава ВТ23 после закалки в зоне шейки после испытаний на одноосное растяжение: а - от температуры 800°C; б – от температуры 860 °С

Эти мартенситные иглы расположены в центральной части β -матрицы. Толщина этих микроструктурных элементов не превышает 100 нм. Мартенсит, образовавшийся под действием напряжения, гораздо более диспергирован, чем атермический мартенсит. Иглы α'' -мартенсита, образующиеся в поле внешних напряжений, характеризуются одинаковым направлением отдельных кристаллов.

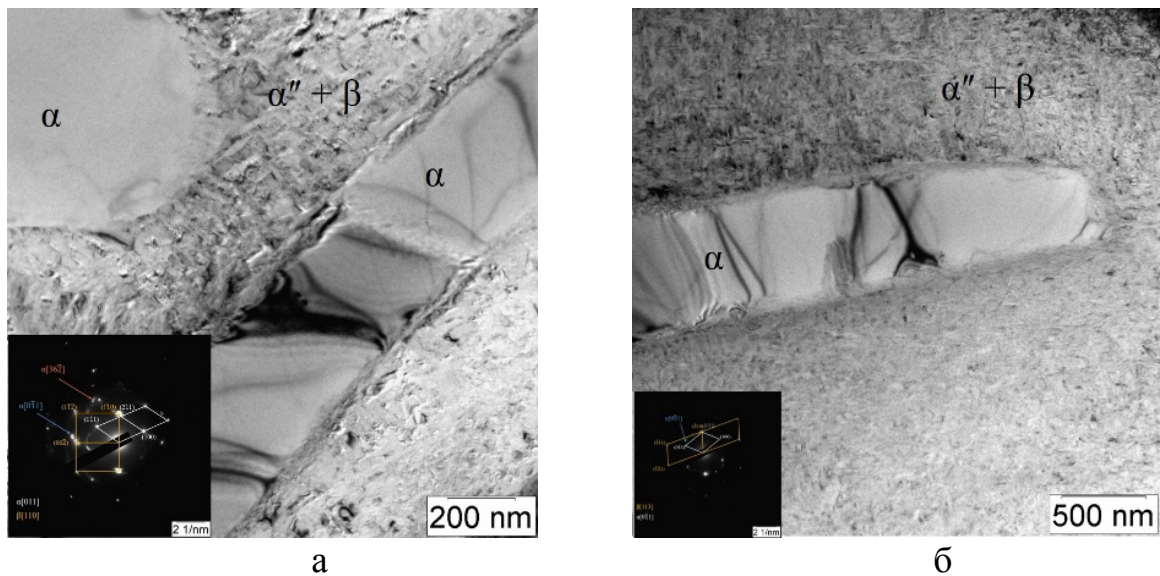


Рисунок 4.10 - ПЭМ-изображение сплава VT23: а – закалка 800 °С и старение 500 °С, б – закалка 860 °С и старение 500 °С

Микроструктура сплава после старения при 500 °С представлена α -частицами, расположенными в β -матрице (рисунок 4.10, а, б). Внутри вытянутых α -частиц видны контрастные полосы. Кроме того, в структуре наблюдаются бездефектные равноосные частицы, образовавшиеся в результате статической рекристаллизации. β -матрица имеет однородное строение, однако небольшое количество атермического мартенсита расположено в β -матрице. С повышением температуры предварительной закалки размер частиц α -фазы уменьшается (что было описано в п. 4.2 и 4.3), однако морфология их не меняется.

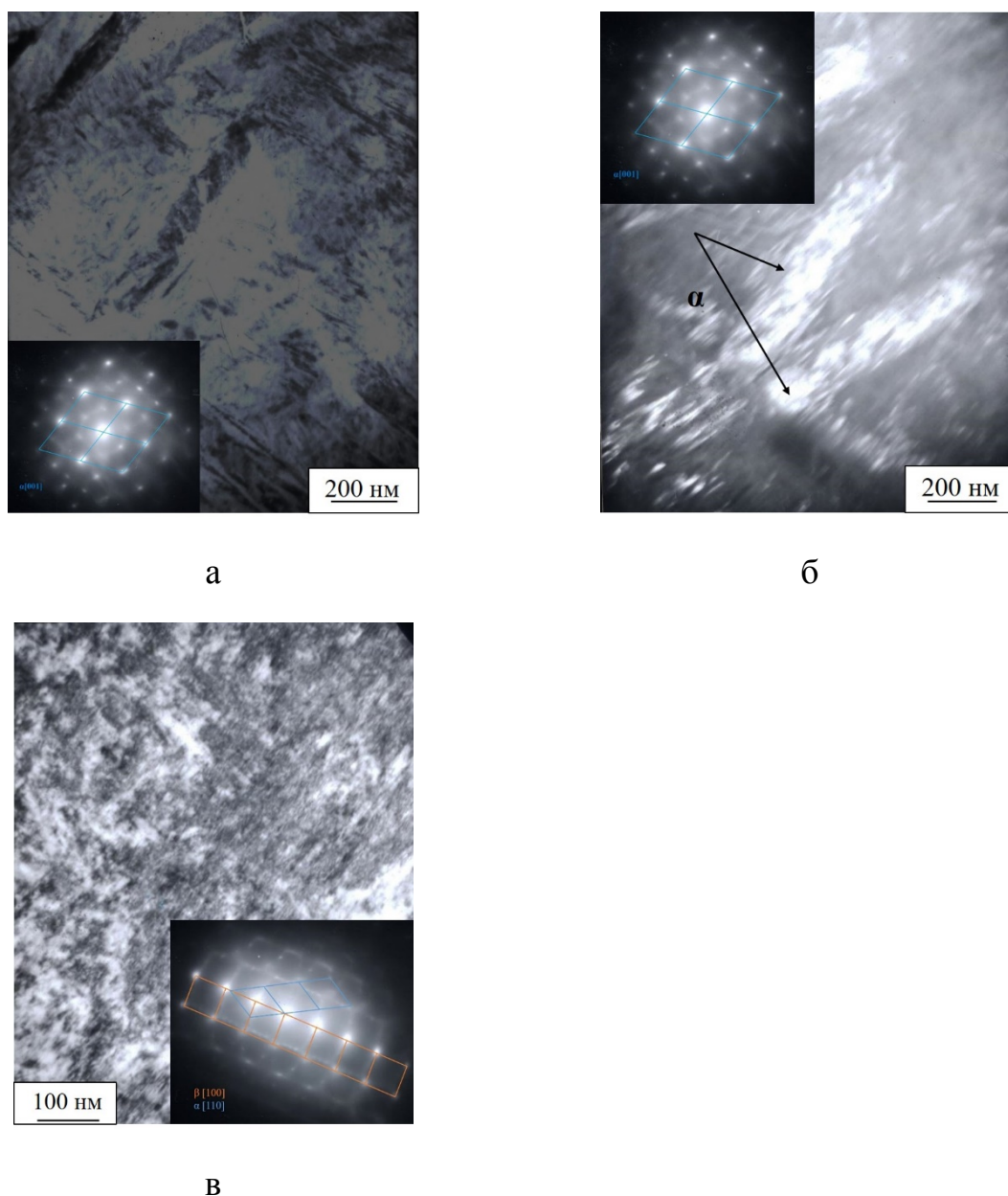


Рисунок 4.11 – ПЭМ-структура сплава VT23: а – закалка 800 °С и старение 550 °С; б – в рефлексе α -фазы; в в рефлексе β -фазы

После повышения температуры старения до 550 °С в микроструктуре также наблюдаются вытянутые α -частицы (рисунок 4.11, а, б), при съемке в рефлексе α -фазы (рисунок 4.11, б), наблюдается невысокая плотность дислокаций. Вторичная α -фаза имеет кристаллографическое соотношение к β -фазе $\beta[111]||\alpha[100]$. Расшифровка электроннограммы матрицы (рисунок 4.11, в), в которой расположены α -пластины, показала, что она состоит из

мелкодисперсной α и α'' -фазы с кристаллографическим соотношением $\beta[100]||\alpha[110]$. Кроме того, на электроннограмме зафиксированы тяжи, проходящие через каждый узел, что свидетельствует о том, что когерентные β -фазе частицы имеют форму стержня [127]. Таким образом ПЭМ-исследование подтверждает бимодальную структуру титанового сплава ВТ23 после закалки от температуры 800 °С и старения 550 °С, в которой пластины α -фазы служат каркасом, а ультрамелкодисперсная смесь частиц α и α'' -фаз (размер частиц менее 100-300 нм), расположенные в β -матрице – упрочнителем.

4.5. Количественный фазовый анализ и обобщенные схемы фазовых превращений

На основе обобщения полученных результатов количественного EBSD-анализа (п. 4.3) с привлечением литературных данных [19, 29, 152, 153] нами была предложена обобщенная схема фазовых превращений, последовательно развивающихся в сплаве ВТ23 после исходного отжига, закалки от температур 800 и 860 °С и упрочняющего старения при 500 °С и 550 °С (рисунок 4.12).

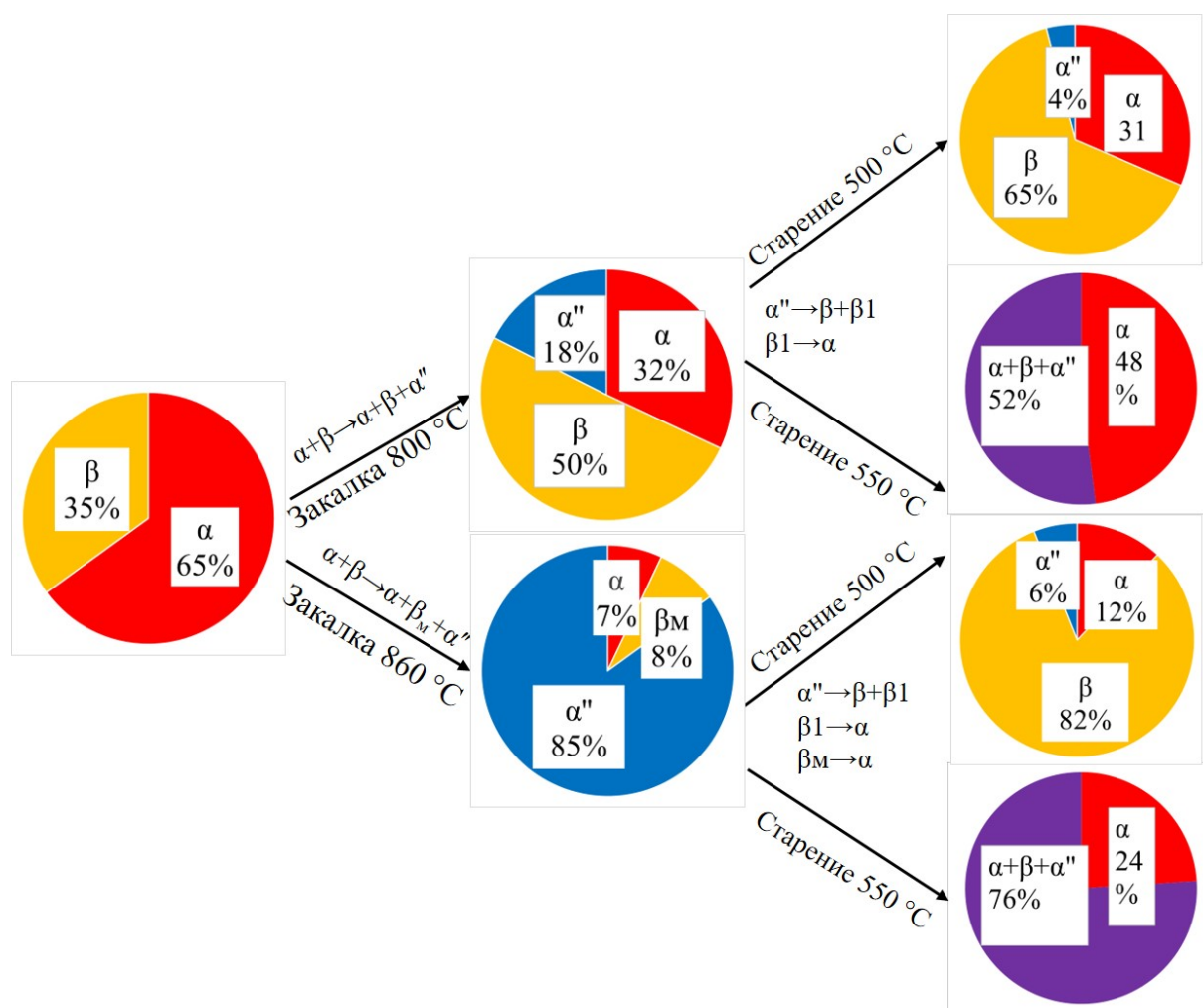


Рисунок 4.12 – Общая схема фазовых превращений при термической обработке сплава VT23: а – закалка и старение 500 °С, закалка и старение 550 °С

Согласно данной схеме (рисунок 4.12) при нагреве под закалку образцов происходит частичное растворение α -фазы в β -матрице с сохранением исходных пластин α -фазы. При закалке сплава в воду происходит распад β -фазы: $\beta_M \rightarrow \alpha''$ с частичным сохранением исходной β -фазы. При повышении температуры закалки до 860 °С количество β -фазы снижается с 50 до 8 %, однако она приобретает метастабильное состояние вследствие диффузионного перераспределения легирующих элементов. Количество α'' -мартенсита при закалке от температуры 860 °С было выше в 4,7 раза по сравнению с образцом, закалённым от температуры 800 °С. Согласно [29] присутствие в структуре сплава α'' -мартенсита обеспечивает более однородное распределение частиц α -фазы при последующем старении.

Процессы при старении связаны с распадом метастабильных β - и α'' -фаз, зафиксированных закалкой [21] и образованием мелкодисперсной α -фазы в β -матрице. Температура старения оказывает влияние не только на морфологию, но и на объемную долю фазовых составляющих. Так после старения при температуре 500 °С (рисунок 4.12, а) образцы, закалённые от температур 800 и 860 °С состоят преимущественно из α (31 и 12 %) и β -фаз (65 и 82 %), с сохранением небольшого количества атермического мартенсита (4 и 6 %). А после старения при температуре 550 °С (рисунок 4.12, б) количество крупнопластинчатой α -фазы составило 48 и 24 %. В β -матрице располагается мелкодисперсная смесь α и α'' -мартенсита, размером ~ 100 -300 нм. При этом, провести количественную оценку фазовых составляющих в β -матрице использованными методами структурного анализа не представилось возможным.

Выводы к главе 4

1. Рентгенофазовым анализом в сплаве ВТ23 после закалки от температур 800 и 860 °С и старения при температурах 500 и 550 °С выявлено наличие трехфазного ($\alpha+\beta+\alpha''$)-состояния. Определен рост параметра решетки β -фазы закаленного сплава с повышением температуры закалки от 0,321 до 0,328 нм, что указывает на формирование метастабильного состояния после закалки при 860 °С по отношению к механическому нагружению.
2. Методом ПЭМ в закалённых образцах сплава в β -матрице обнаружены фрагменты пакетов α -пластин и дисперсные пакеты пластины атермического α'' -мартенсита. В образце, закалённом от 860 °С β -фаза приобретает твидовый контраст, свидетельствующий о её метастабильности по отношению к механическому нагружению. Впервые в зоне шейки разрывных образцов, закаленных от 860 °С, обнаружен тонкоигольчатый α'' -мартенсит напряжения

толщиной не более 100 нм, образовавшийся из метастабильной β -фазы при механическом нагружении.

3. Дополнительное старение при температуре 500 °С способствует образованию глобулярных (эллипсообразных) частиц α -фазы в β -матрице, длиной 4...10 мкм с расстоянием между ними 1...6 мкм. Эти частицы разделены малоугловыми границами с сохранением небольшого количества атермического α'' -мартенсита. Повышение температуры предварительной закалки с 800 до 860 °С для этого режима старения приводит к уменьшению длины и толщины α -частиц и увеличению расстояния между ними.

4. Повышение температуры старения до 550 °С после закалки от 800 °С способствует формированию бимодальной структуры с крупными пластинами α -фазы, длина и толщина которых уменьшается при повышении температуры закалки, в качестве мягкого каркаса, и ультрамелкодисперсной смеси упрочняющих частиц α - и α'' -фаз (размер частиц менее 100...300 нм), расположенных в β -матрице. При повышении температуры предварительной закалки число пластин α -фазы снижается, расстояние между ними увеличивается, а объем субмикроструктурной смеси α и α'' -фаз в β -матрице растет.

5. На основании результатов, проведенных разными методами структурных исследований (металлография, ПЭМ, рентгенофазовый и EBSD-анализ), количественно определен фазовый состав сплава VT23 и предложена общая схема развития в нем фазовых превращений при закалке и старении по различным режимам.

ГЛАВА 5 МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА ВТ23 ПРИ СТАТИЧЕСКОМ И ДИНАМИЧЕСКОМ И НАГРУЖЕНИИ

5.1 Влияние режимов термической обработки на механические характеристики и механизмы разрушения при одноосном растяжении

Согласно представленным в наших работах [141, 144, 145] результатам (таблица 5.1.) стандартные механические свойства при испытаниях на одноосное растяжение при $T = 20$ °С сплава ВТ23 существенно меняются в зависимости от изученных температур закалки (800 и 860 °С) и дополнительного упрочняющего старения (500 и 550 °С). Наиболее высокий уровень прочностных свойств ($\sigma_{0,2} = 1130...1407$ МПа и $\sigma_B = 1252...1576$ МПа) при наименьших значениях относительного удлинения ($\delta = 5...1,5$ %) достигается после предварительной закалки от 800 и 860 °С и последующего старения при 500 °С. Значения твердости сплава по шкале Роквелла после различных режимов термической обработки хорошо согласуются с изменением прочностных свойств.

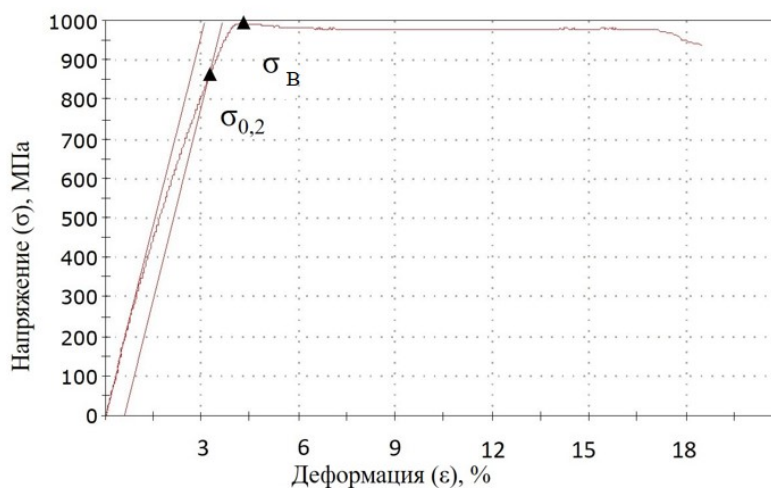
Таблица 5.1 Механические свойства при испытаниях на одноосное растяжение и твердость сплава ВТ23 в зависимости от режимов термической обработки ($T_{исп.} = 20$ °С)

Режим термической обработки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	HRC
Закалка 800 °С	870	990	17	45
Закалка 860 °С	375/960*	1050	11	42
Закалка 800 °С + старение 500 °С	1130	1252	5	54
Закалка 860 °С + старение 500 °С	1407	1576	1,5	58
Закалка 800 °С + старение 550 °С	1050	1160	9	42
Закалка 860 °С + старение 550 °С	1200	1360	4	44

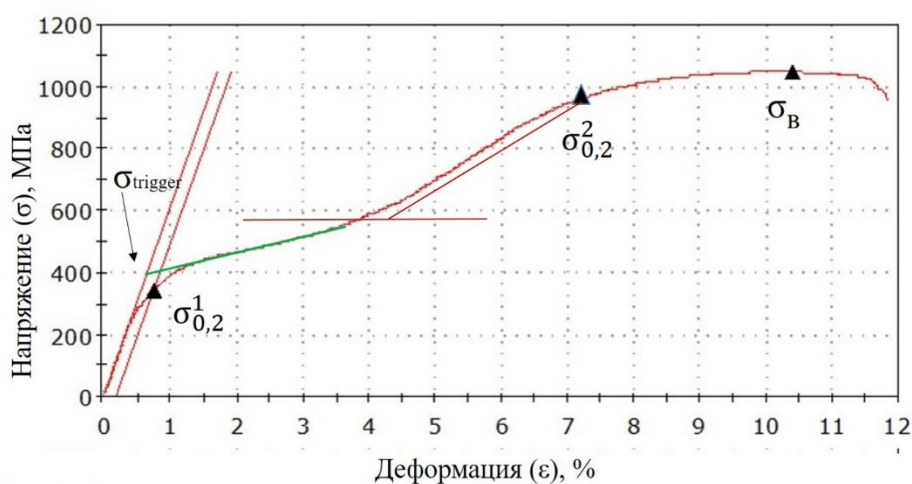
*приведенное значение первого условного предела текучести (в числителе) было зафиксировано в сплаве ВТ23 после закалки от 860 °С при достижении $\beta \rightarrow \alpha'$ -мартенситного превращения, значение второго условного предела текучести (в знаменателе) зафиксировано в начале пластической деформации в трехфазном превращенном сплаве.

Где $\sigma_{0,2}$ – условный предел текучести [МПа]; σ_B – временное сопротивление разрыву [МПа]; δ – относительное удлинение, %; HRC - твердость по Роквеллу (по шкале С).

Проведенные прецизионные испытания закаленного сплава на растяжение позволили выявить некоторые особенности его механического поведения после закалки от 860 °С, характерные для титановых сплавов с деформационно-метастабильной β -фазой [101]. Как видно из рисунка 5.1 повышение температуры закалки с 800 до 860 °С приводит к значительному изменению вида кривых растяжения несостаренных образцов.



а



б

Рисунок 5.1 – Кривые напряжение-деформация для титанового сплава ВТ23 после закалки: а – от температуры 800 °С; б – от температуры 860 °С

Нагрузка на кривой растяжения образца, закаленного от температуры 800 °С (рисунок 5.1, а) интенсивно возрастает до достижения величины σ_B , а затем плавно снижается в области локализованной пластической деформации вплоть до разрушения образца. Кривая растяжения образца, закаленного от температуры 860 °С (рисунок 5.1, б), в отличие от образца, закаленного при 800 °С (рисунок 5.1, а), имеет несколько участков и характеризуется типичным для титановых сплавов с метастабильной по отношению к механической нагрузке β -фазой «двойным пределом текучести» [98]. Согласно [105], первый «фазовый» предел текучести образца, закаленного при температуре 860 °С ($\sigma^1_{0,2}=375$ МПа), обусловлен развитием $\beta \rightarrow \alpha''$ -мартенситного превращения под напряжением в закалённом сплаве. Второй «дислокационный» предел текучести соответствует началу пластической деформации в превращенном сплаве. Величина триггерного напряжения (σ_{trigger}) для сплава, закаленного от 860 °С, и соответствующего началу развития превращения в малоупругой области, определенная по методике работы [101], составляла $\sigma_{\text{trigger}} = 400$ МПа. Более высокое значение второго (дислокационного) предела текучести $\sigma^2_{0,2}=960$ МПа сплава после закалки от 860 °С по сравнению с величиной $\sigma_{0,2} = 870$ МПа после закалки от 800 °С, а также повышенная интенсивность деформационного упрочнения сплава, оцениваемого по различию напряжений ($\Delta\sigma = \sigma_B - \sigma^1_{0,2} = 1050 - 375 = 675$ МПа) и ($\Delta\sigma = \sigma_B - \sigma_{0,2} = 990 - 870 = 120$ МПа) определяется особенностями механического поведения сплава в трехфазном ($\alpha''+\alpha+\beta$)-состоянии, после достижения триггерного напряжения начала образования деформационного α'' -мартенсита. Наблюдаемый рост второго условного предела текучести $\sigma^2_{0,2}$ до 960 МПа с ростом температуры нагрева под закалку до 860 °С (таблица 5.1) связан с тем, что при повышении температуры нагрева под закалку происходит более полное растворение первичной α -фазы в β -матрице, выравнивание ее по химическому составу и как следствие образование атермического α'' -мартенсита, насыщенного легирующими элементами [72]. Для несостаренных образцов повышение температур закалки с 800 до 860 °С

приводит также к заметному росту временного сопротивления разрыву с 990 до 1050 МПа. Это также вызвано более полным растворением первичной α -фазы в β -матрице, насыщение β -фазы стабилизаторами и выравнивание ее по химическому составу (таблица 5.1). В то же время относительное удлинение с повышением температуры закалки до 860 °С снижается с 17 до 11 %, что связано с уменьшением содержания исходной α -фазы. (рисунок 4.12).

Механические испытания разрывных образцов по схеме знакопостоянного отнулевого «нагружения-разгрузки» с записью диаграммы в координатах «нагрузка-деформация» с помощью экстензометра INSTRON Cat. № 2620-601 показали, что линии нагрузки и разгрузки образца сплава ВТ23 после закалки от 800 °С со стабильной β -фазой имеют одинаковый наклон (рисунок 5.2). Дополнительные 10 и 100 циклов отнулевого «нагружения-разгрузки» не позволили зафиксировать замкнутую петлю механического гистерезиса. Это указывает на отсутствие упруго-обратимых мартенситных превращений при механическом нагружении сплава после закалки от 800 °С.

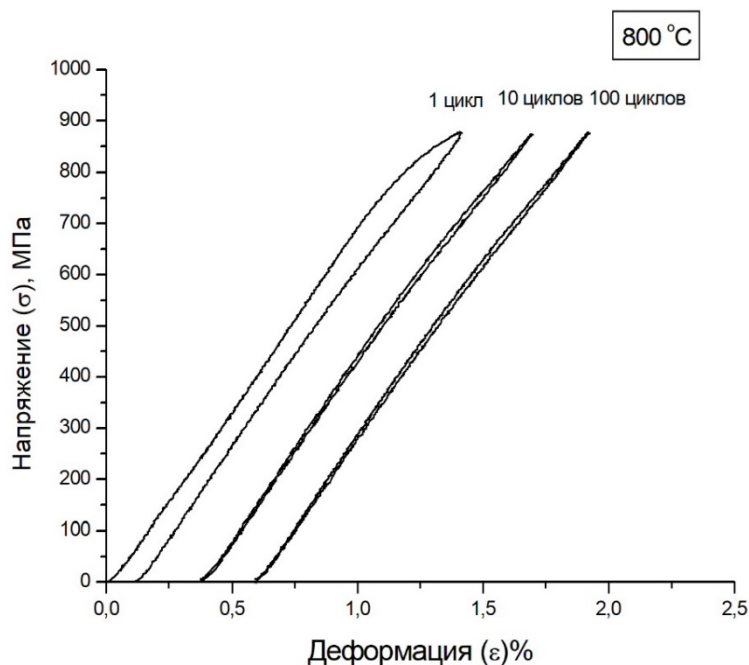


Рисунок 5.2 – Диаграммы нагрузки-разгрузки титанового сплава ВТ23 закалённого от температуры 800 °С при 1, 10 и 100 циклах нагружения

Напротив, прецизионные испытания на растяжение сплава в метастабильном состоянии после закалки от 860 °С на первом цикле нагружения (рисунок 5.3) выявили пониженное значение предела пропорциональности $\sigma_{пр} \approx 100-110$ МПа. При этом после дополнительных 3 циклов нагружения-разгрузки до напряжения $\sigma = 500$ МПа, превышающего триггерное напряжение образования α'' -мартенсита напряжения ($\sigma_{trigger} = 400$ МПа) наблюдается частичное замыкание петли упругого гистерезиса, связанная развитием упруго-обратимого мартенситного $\beta \leftrightarrow \alpha''$ мартенситного превращения под действием упругих напряжений [99].

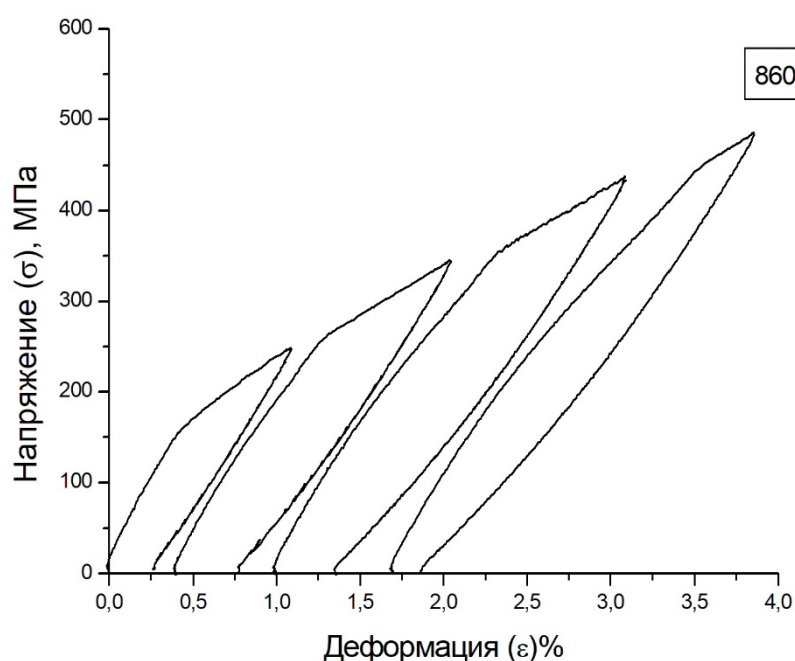


Рисунок 5.3 – Диаграммы нагрузки-разгрузки титанового сплава ВТ23 закалённого от температуры 860 °С при 1, 2, 3 и 4 циклах нагружения

При исходном напряжении цикла 600 МПа увеличение количества циклов нагружения-разгрузки до 10 и далее до 100 циклов приводит к появлению полностью замкнутой петли механического гистерезиса (рисунок 5.4), что хорошо согласуется полученными при аналогичном режиме нагружения на образцах метастабильных однофазных β -титановых сплавов [99]. Степень

возвращаемой упругопластической деформации образца после нагружении до значения $\sigma = 600$ МПа и разгрузки составляла $\varepsilon \approx 0,8$ %.

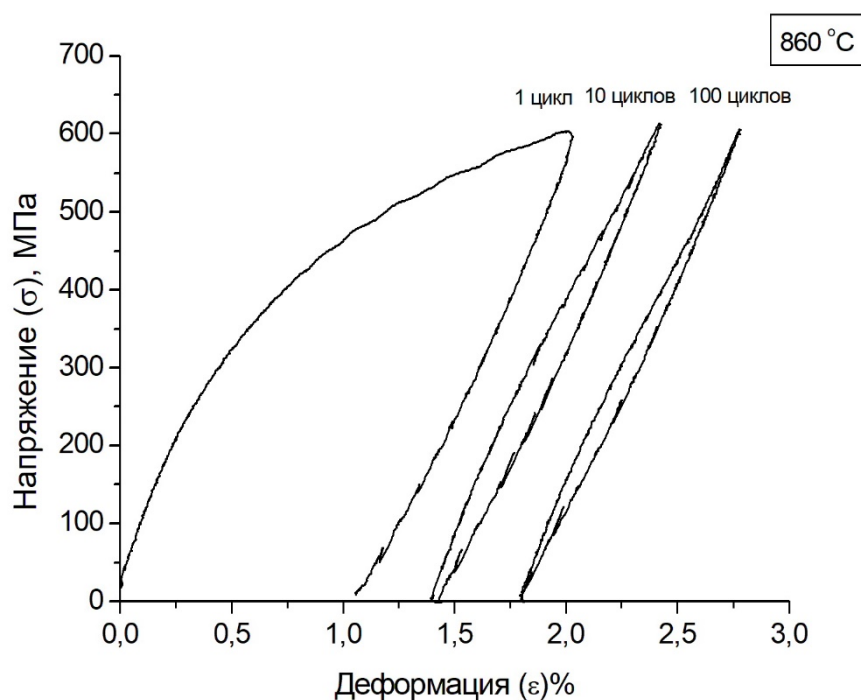


Рисунок 5.4 – Диаграммы нагрузки-разгрузки титанового сплава ВТ23 закалённого от температуры 860 °C при 1, 10 и 100 циклах нагружения

Дополнительное упрочняющее старение при температуре 500 °C приводит к существенному росту прочностных свойств сплава, что сопровождается снижением относительного удлинения до уровня $\delta = 1,5...5$ %. Наибольшие прочностные свойства сплава ($\sigma_{0,2} = 1407$ МПа, $\sigma_B = 1576$ МПа) при минимальной пластичности ($\delta = 1,5$ %) достигнуты после закалки от температуры 860 °C и старения 500 °C, что может быть связано с изменением структуры сплава при старении, как результат распада пересыщенного твердого раствора с выделением дисперсных частиц α -фазы, а также обратного мартенситного превращения $\alpha'' \rightarrow (\alpha + \beta)$ (Глава 4), вызывающих упрочнение сплава. Согласно результатам структурных исследований (Глава 4) упрочнение сплава ВТ23 при старении связано с формированием мелкодисперсных α -частиц, равномерно расположенных в β -матрице. При этом снижение прочностных свойств сплава с

ростом температуры старения до 550 °С, вызвано увеличением толщины β -прослойки, а также уменьшением толщины α -частиц.

С повышением температуры старения от 500 до 550 °С прочностные свойства сплава для образцов, закаленных от температур 800 и 860 °С снижаются на 7 и 13 % соответственно (таблица 5.1), оставаясь на достаточно высоком уровне. При этом прочностные свойства образцов, закаленных от 800 и 860 °С после старения при 550 °С различаются незначительно. Повышение температуры старения с 500 до 550 °С способствует росту относительного удлинения. При этом более высокое значение $\delta = 11\%$ достигается в случае предварительной закалки от 800 °С. Наблюдаемые изменения механических свойств сплава в зависимости от режимов старения могут быть связаны с коагуляцией α -частиц при более высокой температуре закалки.

Согласно представленным на рисунок 5.5 кривым растяжения и данным таблицы 5.1 наибольшая интенсивность деформационного упрочнения состаренного сплава наблюдается после закалки от 860 °С и старения при 500 °С. Наиболее высокое относительное удлинение до разрушения ($\delta = 9\%$) достигается в сплаве после закалки от 800 °С и старения при 500 °С.

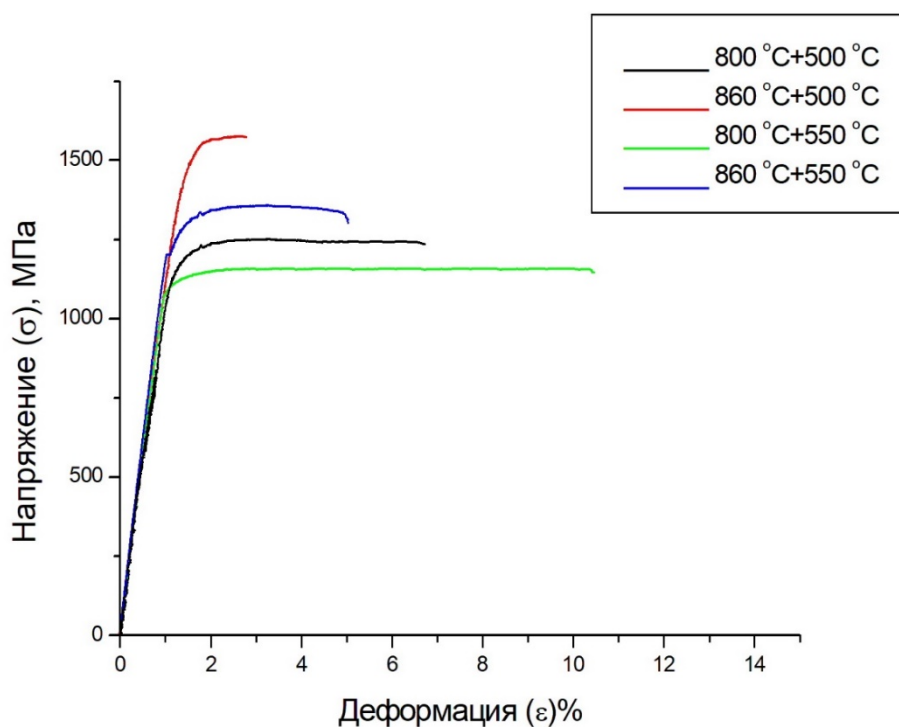


Рисунок 5.5 – Кривые напряжение-деформация для титанового сплава ВТ23 после закалки и старения по различным режимам

Поверхность разрушения образцов, закалённых от температуры 800 °С на микроуровне ($\times 1000$) состоит из неглубоких равноосных ямок диаметром 5...10 мкм (рисунок 5.6, а). Разрушение проходило по межфазной границе бывшего β -зерна и α -частиц, а также по β -зерну. При увеличении температуры закалки до 860 °С (рисунок 5.6, б) в вязких ямках на поверхности разрушения появляются диаметрально расположенные параллельные гребни (указано стрелками), образовавшиеся в результате развития мартенситного $\beta_M \rightarrow \alpha''$ превращения под действием напряжения.

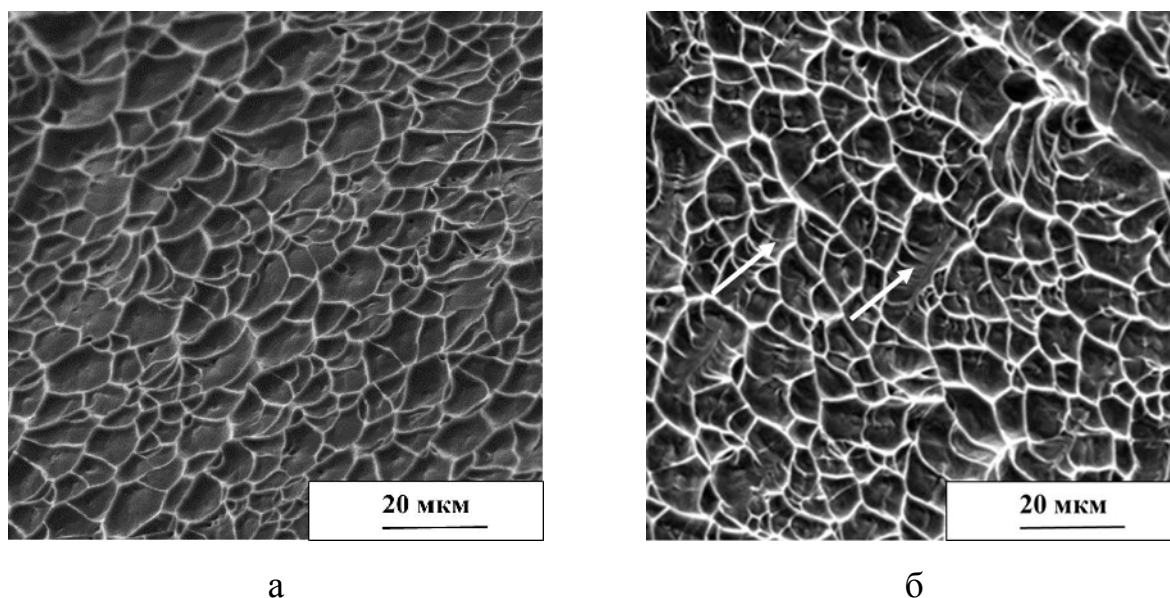


Рисунок 5.6 – Микростроение изломов разрывных образцов сплава ВТ23: а – закалка 800 °С; б – закалка 860 °С

Микростроение излома образца, закалённого от температуры 800 °С и состаренного при 500 °С, представляет собой вязкий ямочный излом (рисунок 5.7, а). Ямки мелкие и неглубокие, размер их соответствует мелкодисперсной α -фазе, образовавшейся при старении (рисунок 4.6). Повышение температуры закалки до 860 °С и последующее старение приводит к формированию квазискольного микрорельефа поверхности разрушения (рисунок 5.7, б) с

небольшими участками вязкого ямочного излома. В первом случае разрушение проходило по мелкодисперсной α -фазе, а во втором – по β -матрице и по границе раздела бывшего β -зерна и мелкодисперсной α -фазы.

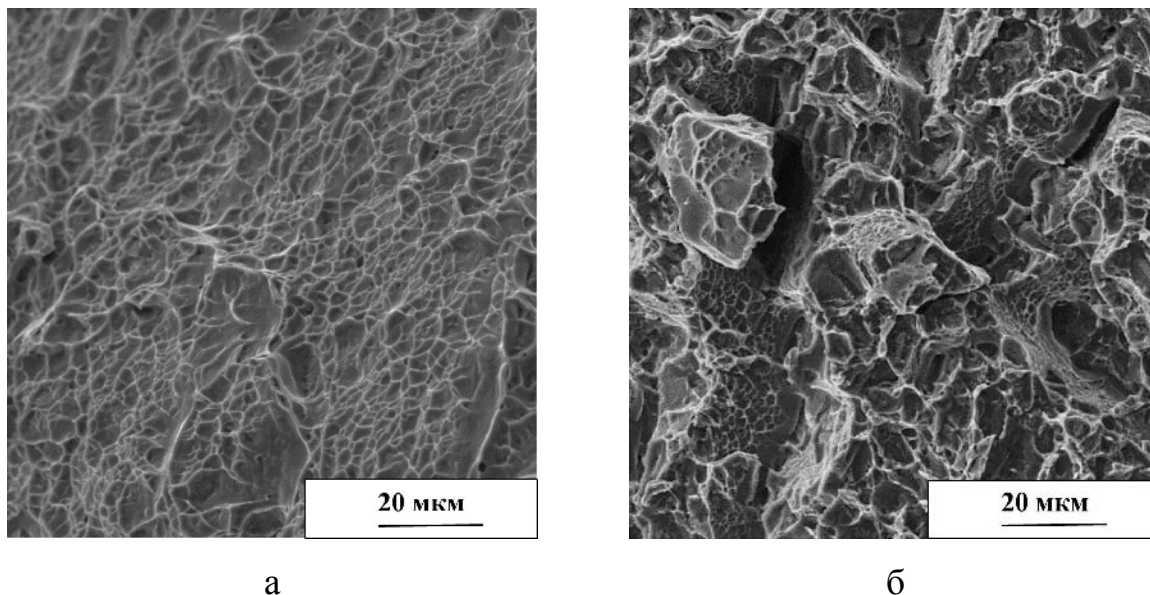


Рисунок 5.7 – Микростроение изломов разрывных образцов сплава VT23: а – закалка 800 °С и старение 500 °С; б – закалка 860 °С и старение 500 °С

Микростроение излома образца, закалённого от температуры 800 °С и состаренного при 550 °С, представлен мелкими вязкими ямками, как равноосными, так и вытянутыми (рисунок 5.8, а). Очевидно разрушение образца проходило преимущественно по межфазной границе β -матрицы и дисперсных вытянутых α -частиц, при этом форма ямок менялась в зависимости от положения α -частиц по отношению к фронту распространяющейся трещины. Излом разрывного образца после закалки от 860 °С и старения при 550 °С содержит незначительную долю мелких вязких ямок и участки квазискола (рисунок 5.8, б).

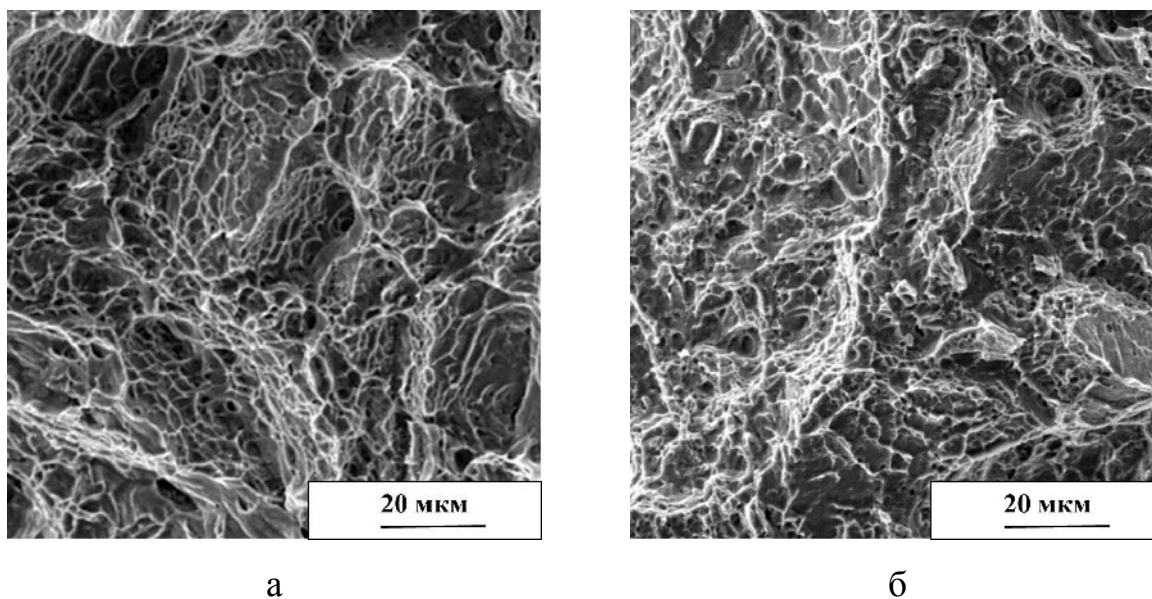


Рисунок 5.8 – Микростроение изломов разрывных образцов сплава ВТ23: а, б – закалка 800 °С и старение 550 °С; в, г – закалка 860 °С и старение 550 °С

Таким образом, фрактографический анализ выявил изменения строения изломов разрывных образцов в зависимости от режимов термической обработки и, в частности, смену механизма разрушения от характерного для большинства образцов вязкого ямочного к преимущественно квазискольному после старения при 500 °С с предварительной закалкой от 860 °С.

5.2 Влияние режимов термической обработки на характеристики ударной вязкости и механизмы разрушения

В связи с тем, что изделия и элементы конструкций из высокопрочного титанового сплава ВТ23 в процессе эксплуатации испытывают существенные динамические (ударные) нагрузки, представляло интерес изучить влияние использованных режимов термической обработки (закалки и упрочняющего старения) на характеристики ударной вязкости и особенности макро- и микростроения изломов.

Как видно из таблицы 5.2, повышение температуры закалки сплава ВТ23 от 800 до 860 °С приводит к заметному росту ударной вязкости KCV с 238 до 276

кДж/м². С ростом температуры закалки до 860 °С наблюдается повышение энергии на распространение трещины (A_p) с 2,8 до 6,8 Дж и ее доля в общей энергии ударного разрушения возрастает с 14,7 до 30,8 % при незначительном снижении значений энергии на зарождение трещины (A_z) и динамической трещиностойкости J_{id} примерно на 6,1 %. Как видно из рисунка 5.9, энергия A_z независимо от температуры закалки существенно выше по сравнению с A_p . Наблюдаемое повышение характеристик ударной вязкости (KCV и A_p) с увеличением температуры закалки связано с диссипацией энергии разрушения в результате развития в метастабильном титановом сплаве ВТ23 при ударном нагружении деформационного $\beta \rightarrow \alpha''$ мартенситного превращения [154], снижением количества исходных α - и β - фаз, а также увеличения количества атермического α'' -мартенсита (п. 4.5).

Таблица 5.2. Характеристики ударной вязкости сплава ВТ23 после различных режимов термической обработки

Режим термической обработки	A_z , Дж	A_p , Дж	A_p/A_z	KCV, кДж/м ²	J_{id} , кДж/м ²
Закалка 800 °С	16,3	2,8	0,2	238	408
Закалка 860 °С	15,3	6,8	0,44	276	383
Закалка 800 °С + старение 500 °С	10,8	1,6	0,15	125	270
Закалка 860 °С + старение 500 °С	1,6	0,3	0,1	18	40
Закалка 800 °С + старение 550 °С	13,5	1,8	0,2	187	338
Закалка 860 °С + старение 550 °С	8,5	1,3	0,15	121	213

Где A_z – энергия на зарождение трещины, [Дж]; A_p – энергия на распространение трещины, [Дж]; KCV – ударная вязкость, [кДж/м²]; J_{id} – динамическая трещиностойкость [кДж/м²].

Старение сплава при температуре 500 °С после предварительной закалки от 800 °С вызывает почти двукратное снижение ударной вязкости, а после

закалки от 860 °С происходит ее наиболее резкое снижение до уровня KCV = 18 кДж/м², что в 15 раз меньше по сравнению с закаленным состоянием.

Старение при более высокой температуре 550 °С также вызывает снижение ударной вязкости по сравнению с закаленным состоянием, но в значительно меньшей степени, чем после старения при температуре 500 °С. Так, ударная вязкость сплава после старения при 550 °С сохраняется на уровне KCV = 187 кДж/м² (закалка 800 °С) и KCV = 121 кДж/м² (закалка 860 °С), что соответственно в 1,3 и 2,3 раза ниже по сравнению с закаленным состоянием. На изменение характеристик ударной вязкости состаренного сплава оказывают влияние описанные выше (пп. 4.2 – 4.5) структурные и фазовые составляющие. Образование при старении вытянутых глобулярных α -частиц (рисунок 4.7, в, г), равномерно распределённых в β -матрице вызывает снижение уровня KCV. Это связывается с менее резким изменением направления движения трещин в глобулярной структуре после старения по сравнению с пластинчатой в закалённых образцах [4].

Наибольший уровень KCV достигается в закаленных от 860 °С образцах с преобладающим вязким ямочным изломом, а наименьший – в состаренных при 500 °С после предварительной закалки от 860 °С с преобладающим квазискольным микростроением излома.

При этом методом инструментированных ударных испытаний установлено, что с ростом температуры нагрева под закалку существенно меняется вид диаграмм ударного нагружения (рисунок 5.9) и определенные по результатам их обработки характеристики ударной вязкости (A_z , A_p , J_{id}). Так, повышение температуры закалки от 800 до 860 °С одновременно с уменьшением разрушающей нагрузки вызывает ее более плавное снижение и способствует достижению большего перемещения в точки приложения нагрузки ($\approx 2,25$ мм) до наступления момента полного разрушения образца. При этом величина перемещения, соответствующего вертикальной линии хрупкого скачка трещины

[155] для образца, закаленного от температуры 860 °С, примерно на 0,3 мм больше, чем у закалённого от температуры 800 °С.

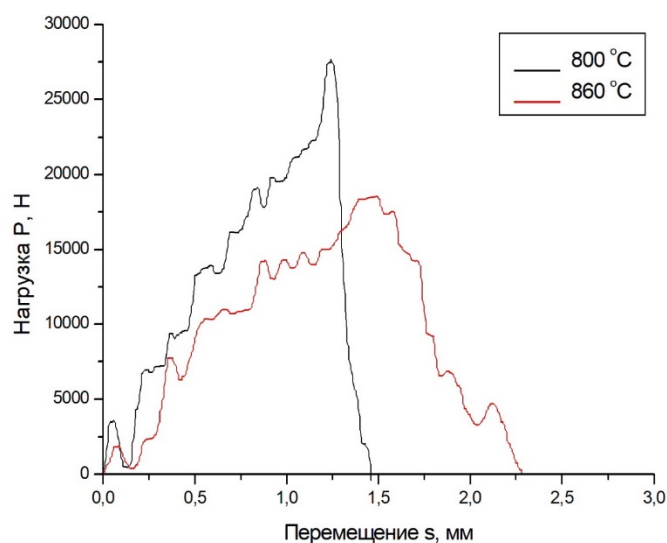


Рисунок 5.9 – Диаграммы ударного нагружения закаленного сплава ВТ23 в координатах «нагрузка-перемещение»

Анализ приведенных на рисунке 5.10 диаграмм ударного нагружения состаренных образцов показал, что при всех изученных режимах термической обработки на осциллограммах удара наблюдаются типичные хрупкие скачки нагрузки. При этом наибольшие значения разрушающей нагрузки ($P_{\max} \approx 23000$ Н) и перемещения ($s \approx 1,3$ мм) достигаются после закалки при 800 °С и старения при 550 °С, а минимальные значения $P_{\max} \approx 6200$ Н и $s \approx 0,6$ мм соответствуют образцам, закаленным от 860 °С и состаренным при 500 °С. В состаренных образцах наблюдаются наиболее низкие значения показателя A_p (0,55...1,8 Дж) при соотношении энергии на распространение и зарождение трещины $A_p/A_z = 0,1...0,2$ (таблица 5.2). Следует отметить, что для всех изученных режимов термической обработки ударных образцов энергия зарождения трещины A_z в 2,25...7,5 раз выше, чем энергия ее распространения A_p . Это хорошо согласуется с результатами [156], в которых для высокопрочного метастабильного титанового β -сплава Ti-5Cr-4Al-4Zr-3Mo-2W-0,8Fe на диаграммах ударного

нагрузки выявлена более низкая энергия распространения трещины по сравнению с ее зарождением.

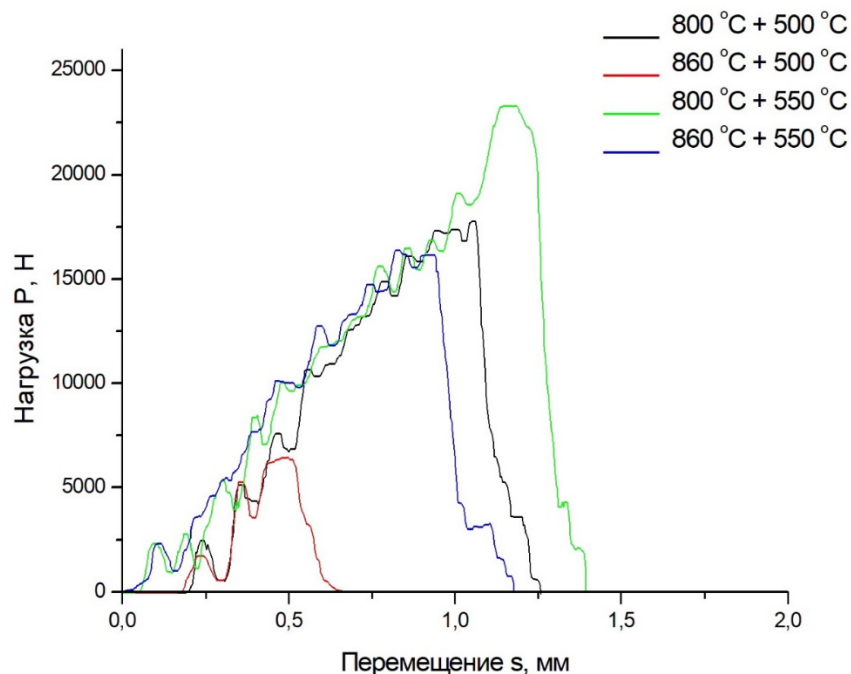


Рисунок 5.10 – Диаграммы ударного нагружения закаленного и состаренного сплава ВТ23 в координатах «нагрузка-перемещение»

Значения определенных по результатам инструментированных ударных испытаний характеристик A_z , A_r и J_{id} всех состаренных образцов после закалки от различных температур существенно отличаются между собой, но при этом хорошо согласуются с данными по ударной вязкости KCV и динамической трещиностойкости (таблица 5.2).

Согласно приведенным на рисунках 5.11, а, г и 5.13, а, г результатам фрактографического анализа закаленных и состаренных при 550 °С ударных образцов на макроуровне при наименьших увеличениях ($\times 22-23$) изломы титанового сплава ВТ23 имеют полностью или частично зернограничный вид.

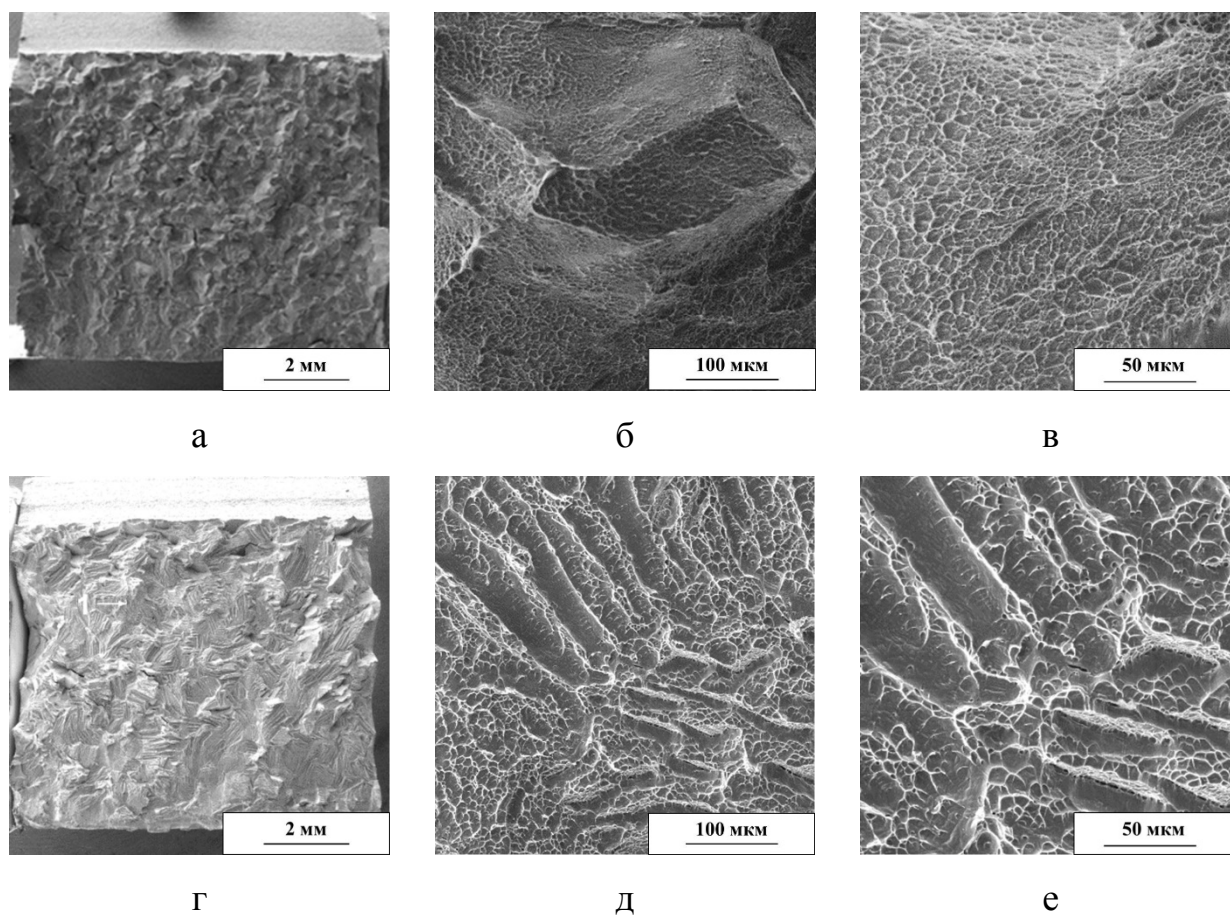


Рисунок 5.11 – Поверхность разрушения сплава VT23 после испытаний на ударный изгиб: а, б, в – закалка 800 °С; в, г, д – закалка 860 °С

Размеры элементов строения (граней) таких изломов примерно соответствуют размеру исходного β -зерна (250...300 мкм) и напоминает «камневидный» излом конструкционных сталей [92, 157]. При этом зернограничный вид изломов наблюдается также после закалки от 800 °С и после дополнительного старения при 500 °С (рисунок 5.12, а). Изломы образцов, состаренных при 500 °С на макроуровне имеют плоский рельеф (рисунок 5.12, а, г) по сравнению с изломами остальных состаренных образцов.

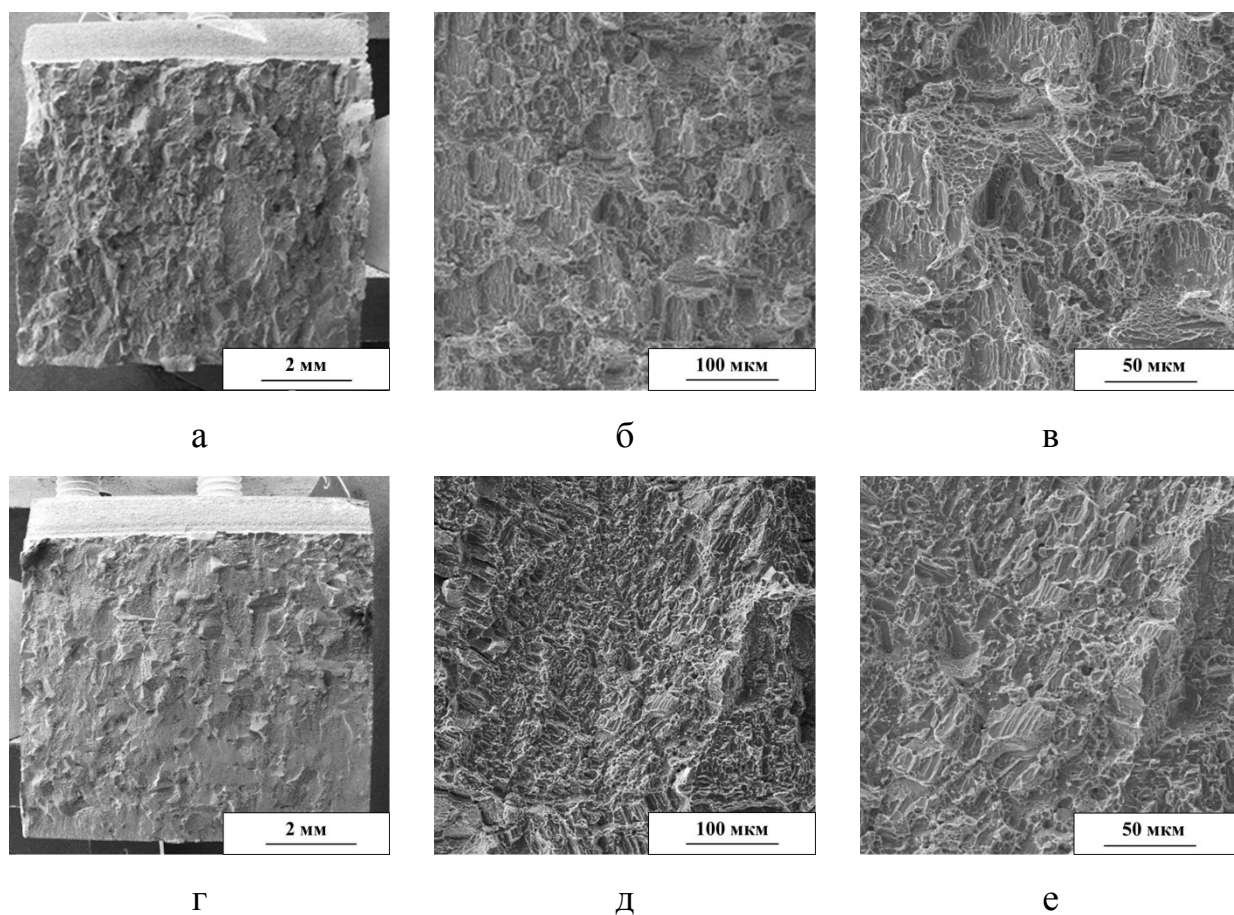


Рисунок 5.12 – Поверхность разрушения сплава VT23, после испытаний на ударный изгиб: а, б, в – закалка 800 °С и старение 500 °С; в, г, д – закалка 860 и старение 500 °С

На более высоком масштабном уровне при увеличении $\times 500$ межзеренный характер разрушения отчетливо просматривается и в изломах ударных образцов после закалки от 800 °С (рисунок 5.11, б, в) и в изломах образцов, состаренных при 550 °С после предварительной закалки от 800 и 860 °С (рисунок 5.13, б, в, д, е).

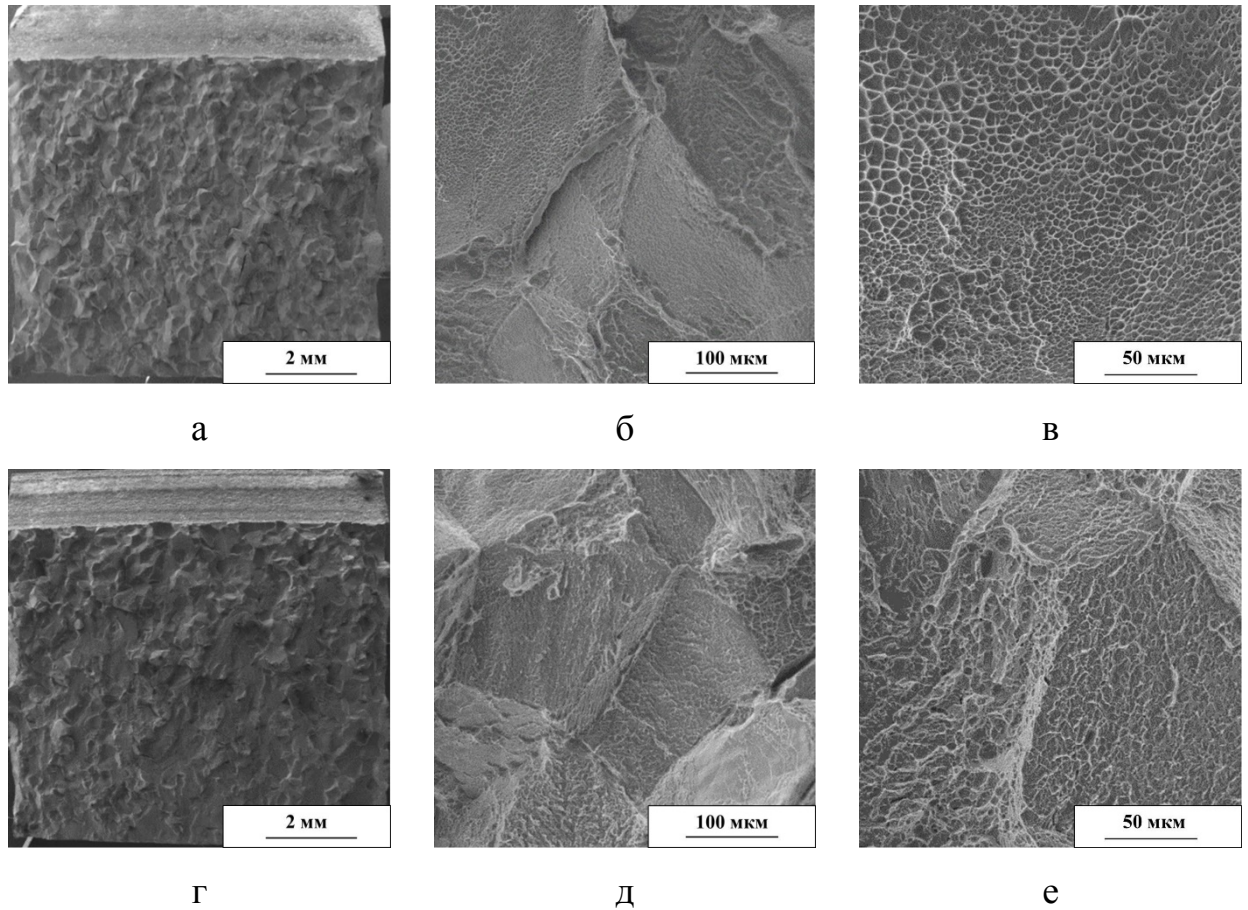


Рисунок 5.13 – Поверхность разрушения сплава ВТ23, после испытаний на ударный изгиб: а, б, в – закалка 800 °С и старение 550 °С; в, г, д – закалка 860 и старение 550 °С

Повышение температуры закалки от 800 до 860 °С приводит к изменению характера разрушения на макро- ($\times 23$) и мезоуровне ($\times 500$) от межзеренного к преимущественно внутрезеренному (рисунок 5.11, а, б, г, д). При этом микроизломы данных образцов, полученные при увеличении $\times 1000$ (рисунок 5.11, в, е), содержат мелкие плоские ямки, что указывает на вязкий микромеханизм разрушения и хорошо согласуется с повышенными значениями $KCV = 238...276$ кДж/м² (таблица 5.2). Следует отметить специфическое строение микроизлома образцов после закалки от 860 °С (рисунок 5.11, е), на которых был зафиксированы наибольшие значения показателей KCV и A_p . Данный излом на микроуровне представляет собой чередование полос с равноосными ямками размером около 5 мкм и бесструктурных площадок.

Наблюдаемое строение излома связано с реализацией процесса разрушения образца по границам мартенситных пластин и их пачек.

Поверхность излома образца после закалки от температуры 800 °С и последующего старения при 500 °С (рисунок 5.12, в) состоит из неглубоких равноосных и вытянутых вязких ямок, размер которых составляет 4...5 мкм, что в 2-4 раза больше ширины α -частиц (рисунок 4.7, в), а также из вытянутых бесструктурных участков и плоских фасеток. Ямки имеют меньшую глубину, по сравнению с изломами в закалённом состоянии (рисунок 5.11, в) и, как следствие, пониженную энергоёмкость вязкого разрушения. Разрушение образца осуществлялось по границам дисперсных α -частиц, образовавшихся при старении сплава. Наличие в изломе бесструктурных полос указывает на распространение трещины по телу бывшего β -зерна и границам его раздела с α -частицами. Излом образца на микроуровне после закалки от температуры 860 °С и старения 500 °С, содержит небольшие участки, представляющие собой параллельные вытянутые гребни (рисунок 5.12, е), а также элементы квазискола и бесструктурные полосы, количество которых существенно меньше, чем в изломе состаренного образца после предварительной закалки от температуры 800 °С (рисунок 5.12, в). При этом распространении трещины происходило преимущественно по β -матрице.

Поверхность разрушения ударных образцов, состаренных при 550 °С после закалки от 800 °С (рисунок 5.13, в), имеет типичный вязкий рельеф и состоит из мелких равноосных ямок, а после предварительной закалки от более высокой температуры (860 °С) (рисунок 5.13, е) при незначительной количестве очень мелких ямок содержит гребни и фасетки квазискола. Повышение температуры старения до 550 °С увеличивает долю вязких ямок в изломе и способствует повышению ударной вязкости сплава. Таким образом, по результатам проведенного исследования установлена связь между изменением характеристик ударной вязкости сплава ВТ23 при различных режимах термической обработки и эволюцией макро- и микростроения изломов образцов.

Выводы по главе 5

1. Повышение температуры закалки с 800 до 860 °С в результате изменения фазового состава сплава ВТ23 приводит к заметному повышению прочностных свойств $\sigma_{0,2}$ и σ_B при одновременном снижении относительного удлинения, а также способствует изменению макростроения излома ударных образцов от межзеренного к преимущественно внутрезеренному.
2. Дестабилизация β -фазы после закалки от 860 °С по отношению к образованию α'' -мартенсита деформации вызывает появление на кривой растяжения второго «дислокационного» предела текучести и образование на кривых повторного «нагружения- разгрузки» при напряжениях выше триггерного напряжения начала упруго-обратимого мартенситного $\beta \leftrightarrow \alpha''$ превращения ($\sigma_{\text{trigger}} = 400$ МПа) петли упруго гистерезиса, свидетельствующей о проявлении эффекта мартенситной сверхупругости.
3. Дополнительное старение закаленного сплава при температуре 500 °С, 8 ч. способствующее формированию равномерно расположенных в β -матрице мелкодисперсных α -частиц, вызывает существенный прирост твердости и прочностных свойств при снижении относительного удлинения и показателей ударной вязкости. Наиболее высокие прочностные свойства ($\sigma_{0,2} = 1407$ МПа и $\sigma_B = 1576$ МПа) и твердость сплава (HRC = 58 ед.) при очень низком относительном удлинении ($\delta = 1,5\%$) и ударной вязкости (KCV = 18 кДж/м²) достигаются после закалки от 860 °С и старения при 500 °С. При этом в изломе ударных образцов преобладает квазискольный рельеф разрушения.
4. Повышение температуры старения до 550 °С приводит к снижению прочности, повышению пластичности и ударной вязкости, что связано с коагуляцией дисперсных α -частиц, расположенных в β -матрице, снижению объемной доли β -фазы. Наилучший комплекс механических свойств при испытаниях на растяжение ($\sigma_{0,2} = 1050$ МПа, $\sigma_B = 1160$ МПа) и ударную вязкость (KCV = 187 кДж/м²), а также вязкий ямочный микромеханизм разрушения

разрывных и ударных образцов наблюдаются после закалки от 800 °С и старения 550 °С.

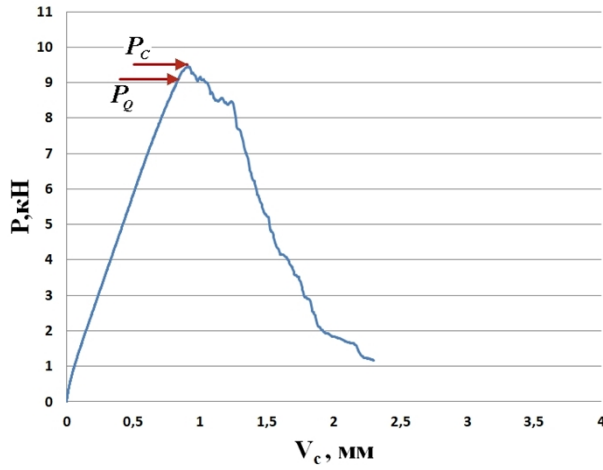
5. Выявленный на макро- мезоуровне (увеличении $\times 23$ и $\times 500$ соответственно) зернограничный характер строения изломов ударных образцов после старения при 550 °С не вызывает резкого падения ударной вязкости как после старения при 500 °С. Так, после закалки от 800 °С и старения при 550 °С при выраженном зернограничном макроизломе с развитым ямочным микростроением в сплаве достигаются наибольшие значения ударной вязкости для состаренного состояния.

6. По результатам инструментированных ударных испытаний определены составляющие ударной вязкости A_z – энергия зарождения трещины и A_p – энергия распространения трещины, а также значения показателя динамической трещиностойкости (J_{id}). Установлено, что для большинства режимов обработки значения A_z были в 6-7,5 раза выше по сравнению с A_p . Исключение составила закалка от 860 °С, обеспечившая формирование метастабильного состояния сплава, после которой было получено наиболее высокое значение $A_p = 6,8$ Дж и его соотношение с A_z ($A_p/A_z = 0,4$).

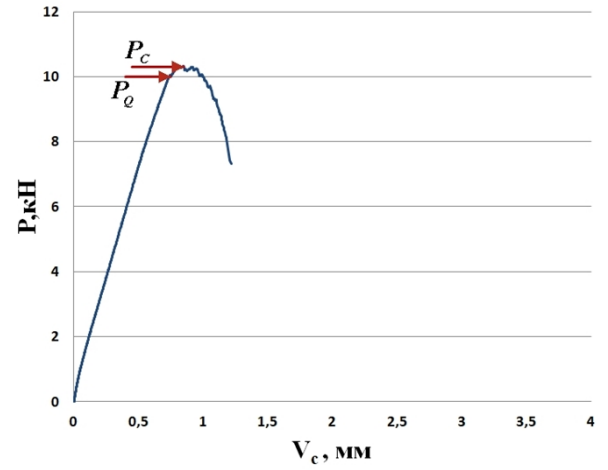
ГЛАВА 6 ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ И МИКРОМЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВА ВТ23 ПРИ РАЗЛИЧНЫХ УСЛОВИЯХ НАГРУЖЕНИЯ

6.1 Влияние температуры закалки и старения на статическую трещиностойкость и микростроение изломов

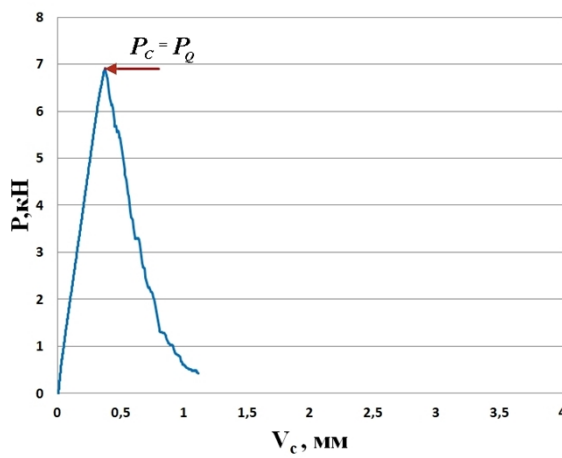
Результаты испытаний компактных СТ-образцов из сплава ВТ23 с предварительно наведенной усталостной трещиной при комнатной температуре на статическую трещиностойкость (вязкость разрушения) в зависимости от использованных режимов термической обработки (закалки и старения) представлены в нашей работе [143]. Значения показателей статической трещиностойкости K_{1C} и K_C , определенные по ГОСТ 25.506-85, приведены в таблице 6.1., а соответствующие достижению нагрузки страгивания усталостной трещины (P_Q) и максимальной нагрузки в момент разрушения образца (P_C) – на рисунке 6.1. Проверка выполнения условий плоской деформации по критерию Брауна-Сроули (формула 2.4) показала, что толщина компактных СТ-образцов (12 мм) позволила получить корректные значения показателя K_{1C} в условиях плоской деформации. Как видно из приведенных на рисунке 6.1, а – е типичных диаграмм нагружения образцов с трещинами в координатах P (нагрузка) – f (раскрытие трещины), страгивание трещины при достижении нагрузки P_Q при испытаниях большинства образцов происходило в области малых упругопластических деформации. Разрушение образца после предварительной закалки от 800 и 860 °С и старения при 500° С наблюдалось в линейной области нагружения. В этом случае страгивание трещины и полное разрушение образца происходило при достижении одной и той же нагрузки ($P_Q = P_C$).



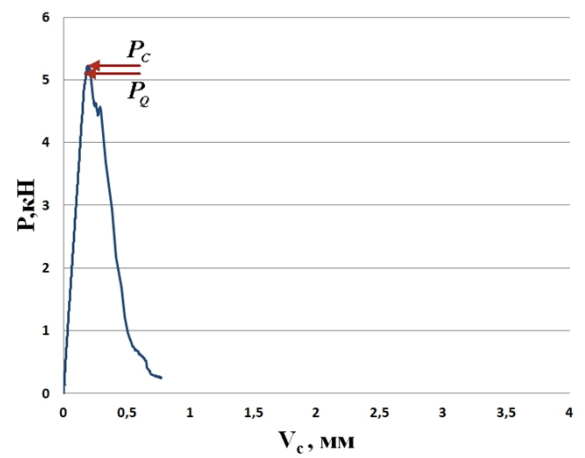
а



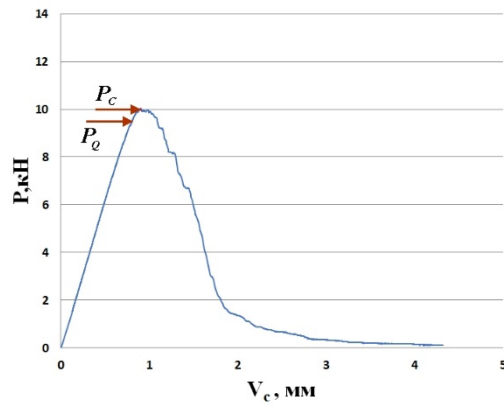
б



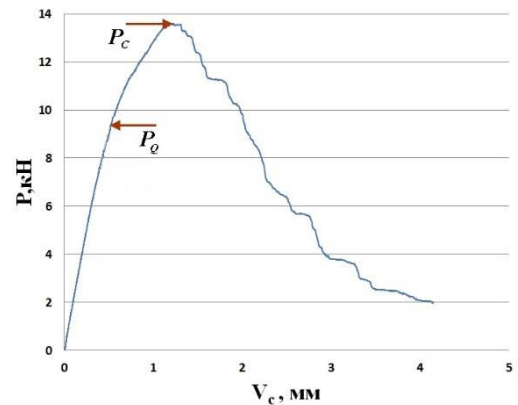
в



г



д



е

Рисунок 6.1 – Типичные диаграммы нагружения образцов при испытаниях на статическую трещиностойкость в координатах «Нагрузка (P) – раскрытие трещины (V_c)»: а – закалка 800 °С; б – закалка 860 °С; в – закалка 800 °С и старение 500 °С; г – закалка 860 °С и старение 500 °С; д – закалка 800 °С и старение 550 °С; е – закалка 860 °С и старение 550 °С.

Результаты статических испытаний на трещиностойкость, значения условного предела текучести, расчетные значения показателя конструкционной прочности T сплава ВТ23 в зависимости от режима термической обработки представлены в таблице 6.1.

Таблица 6.1. Сопротивление пластической деформации, статическая трещиностойкость, конструкционная прочность и размер пластической зоны в вершине трещины СТ-образцов сплава ВТ23 ($T_{исп.} = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$)

Режим термической обработки	K_{1C} , МПа \times м ^{1/2}	K_C МПа \times м ^{1/2}	$\sigma_{0,2}$, МПа	T , МПа ² \times м ^{1/2} $\times 10^3$	$r_{зпд}$, мм
Закалка 800 °С	56,1	59,2	870	48,8	0,23
Закалка. 860 °С*	58,9	60,6	960	56,5	0,21
Закалка. 800 °С + старение. 500 °С, 8 ч.	39,3	40,9	1130	44,4	0,07
Закалка. 860 °С + старение 500 °С, 8 ч.	24,8	25,5	1406	34,9	0,02
Закалка. 800 °С + старение. 550 °С, 8 ч.	60,9	64,1	1050	63,9	0,18
Закалка. 860 °С + старение 550 °С, 8 ч.	47,9	67,1	1200	57,5	0,09

*Для расчета показателя T после дестабилизирующей β -фазу закалки от 860 °С использовалось значение верхнего «дислокационного» условного предела текучести $\sigma_{0,2}$

В таблице 6.1 приведены также рассчитанные по формуле (6.1) значения размера зоны пластической деформации в вершине усталостной трещины ($r_{зпд}$)

$$r_{зпд} = \frac{1}{6\pi} \times \left(\frac{K_{1C}}{\sigma_{0,2}} \right)^2 \quad (6.1) [158],$$

где K_{1C} – статическая трещиностойкость, $\sigma_{0,2}$ – условный предел текучести, в зависимости от режимов термической обработки сплава варьировались в пределах 0,02...0,23 мм. Сопоставление расчётных размеров пластической зоны с размерами структурных элементов сплава ВТ23 после изученных режимов термической обработки (таблица 4.2, Глава 4) показало, что размер зоны статической пластической деформации ($r_{зпд}$) в вершине усталостной трещины

для всех режимов термической обработки сплава находится в пределах исходной β -фазы (250...300 мкм). В то же время протяженность ($r_{зпд} = 20$ мкм) для образцов, состаренных при 500 °С после закалки от 860 °С соизмерима с длиной α -частиц и превышает её примерно в 2...4 раза.

Повышение температуры закалки с 800 до 860 °С вызывает заметный прирост статической трещиностойкости K_{1C} , примерно на 5 %, при увеличении второго («дислокационного») предела условного текучести с 870 до 960 МПа, что может быть связано с развитием мартенситного $\beta \rightarrow \alpha''$ -превращения в дестабилизированной β -фазе, снижением содержания β -фазы (рисунок 4.12, Глава 4).

Выявленный рост условного предела текучести и снижение статической трещиностойкости сплава ВТ23 при упрочняющем старении (таблица 6.1) обуславливаются описанными выше (рисунок 4.12, Глава 4) изменениями фазового состава сплава ВТ23: формированием мелкодисперсной глобулярной α -фазы, равномерно распределённой в β -матрице, а также частичным сохранением в состаренном состоянии термической α'' -фазы.

Наиболее высокий условный предел текучести $\sigma_{0,2} = 1406$ МПа при минимальной величине $K_{1C} = 24,8$ МПа \times м^{1/2} в состаренном состоянии достигается в образцах, предварительно закаленных от 860 °С. Повышение температуры старения до 550 °С приводит к существенному росту показателя трещиностойкости K_{1C} после предварительной закалки от 860 и, особенно, после 800 °С. В последнем случае достигается наиболее высокое значение показателя статической трещиностойкости $K_{1C} = 60,9$ МПа \times м^{1/2} для всех изученных режимов термической обработки сплава. Повышенное сопротивление хрупкому разрушению после закалки. 800 °С и старения 550 °С по сравнению со старением при 500 °С можно связать с существенным снижением толщины α -частиц и уменьшением расстояния между ними (толщина β -прослойки) (таблица 4.2, Глава 4), что согласуется с результатами [88], полученными для титанового сплава Ti-6Al-4V.

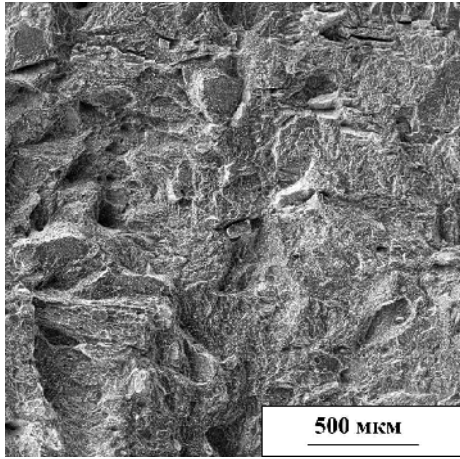
Следует отметить, что возможность безаварийной работы металлов и сплавов в изделиях и элементах конструкций с учетом наличия дефектов в виде усталостных трещин в инженерной практике может оцениваться с помощью двухпараметрического критерия конструкционной прочности T (формула 6.2) по В.С. Ивановой [85]

$$T = K_{1C} \times \sigma_{0,2} \quad (6.2)$$

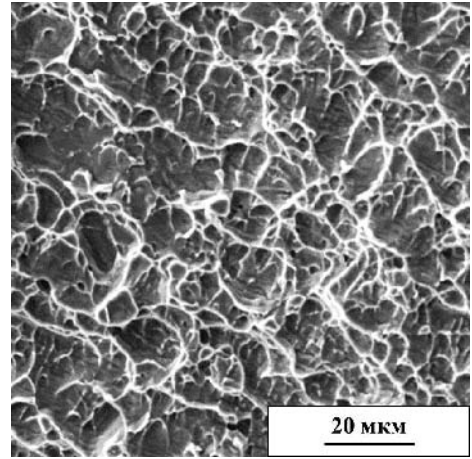
Расчитанные для сплава ВТ23 значения критерия конструкционной прочности T (таблица 6.1) показали, что повышение температуры закалки дает заметное преимущество в конструкционной прочности сплава. При этом показатель конструкционной прочности сплава T с повышением температуры закалки вырос почти на 10 %. Наблюдаемое изменение механических характеристик может быть связано с описанными выше структурными изменениями в сплаве ВТ23, закаленном от различных температур и, главным образом, мартенситным фазовым превращением метастабильной β -фазы под действием напряжения по схеме $\beta \rightarrow \alpha''$. Дополнительное старение приводит к снижению значений показателя T для образцов, предварительно закаленных от 800 и 860 °С в 1,1 и в 1,4 раза соответственно (таблица 6.1). Однако с учетом существенного прироста значений $\sigma_{0,2}$ показатели конструкционной прочности T состаренных сплавов сохраняются на достаточно высоком уровне.

Благоприятные структурные изменения при повышении температуры старения с 500 до 550 °С позволяют получить в упрочненном старением сплаве после предварительной закалки от 800 °С наилучшее сочетание значений сопротивления пластической деформации ($\sigma_{0,2} = 1050$ МПа и $\sigma_{0,2} = 1200$ МПа) и статической трещиностойкости ($K_{1C} = 47,9$ МПа \times м^{1/2} и $K_{1C} = 60,9$ МПа \times м^{1/2}). Следует отметить, что старение при 550 °С после предварительной закалки от 800 °С обеспечивает достижение в сплаве при всех изученных режимах термической обработки наиболее высокий уровень показателя конструкционной прочности $T = 63,9 \times 10^3$ МПа² \times м^{1/2}.

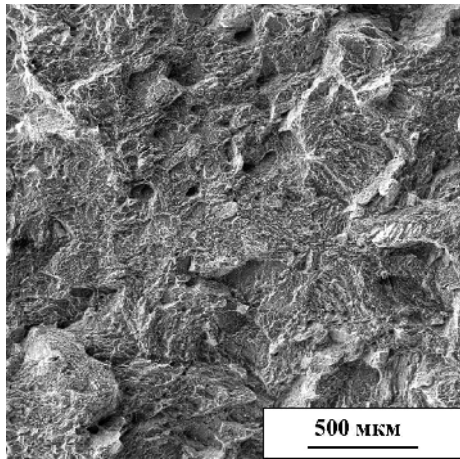
Полученные данные по механическим свойствам и характеристикам статической трещиностойкости разрушению хорошо согласуются с результатами фрактографического анализа изломов компактных СТ-образцов, проведенного на различном масштабном уровне (рисунок 6.2).



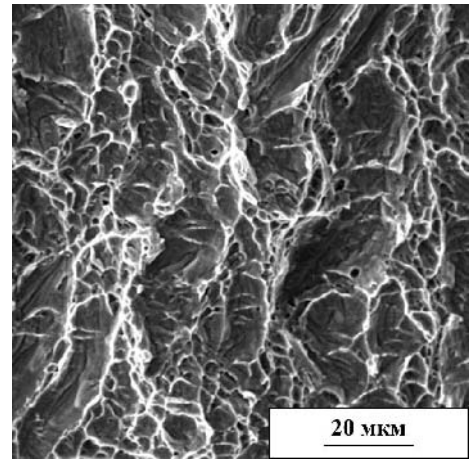
а



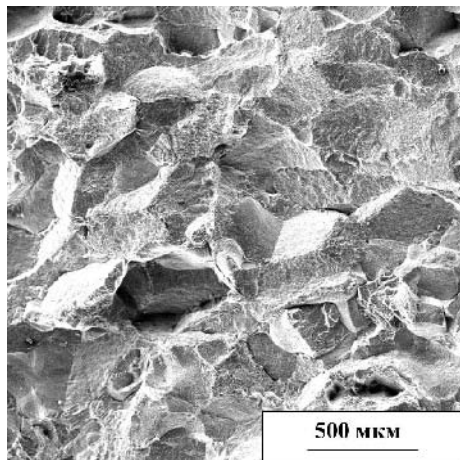
б



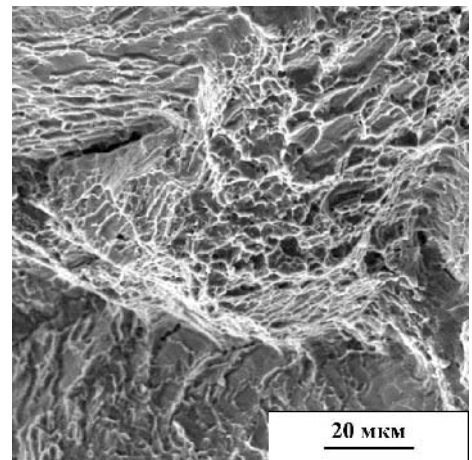
в



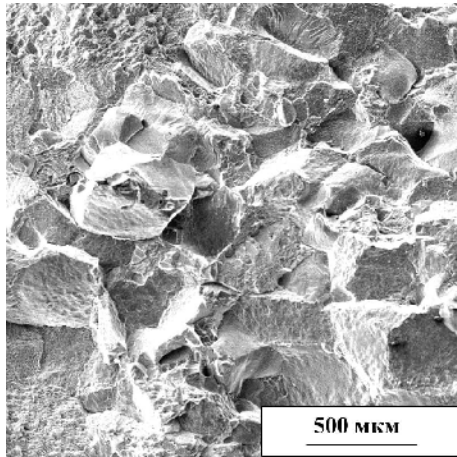
г



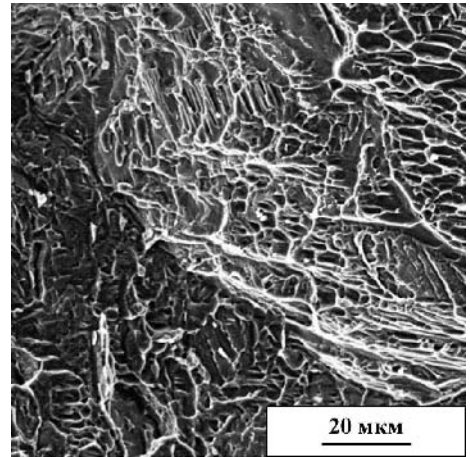
д



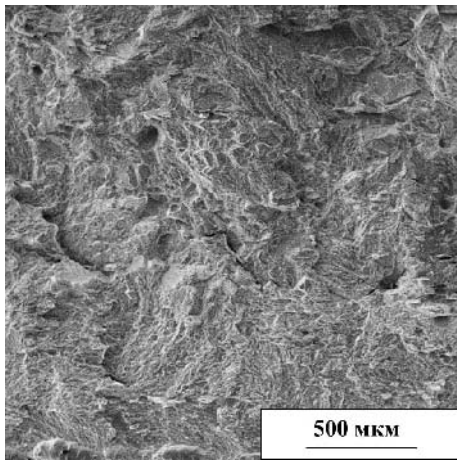
е



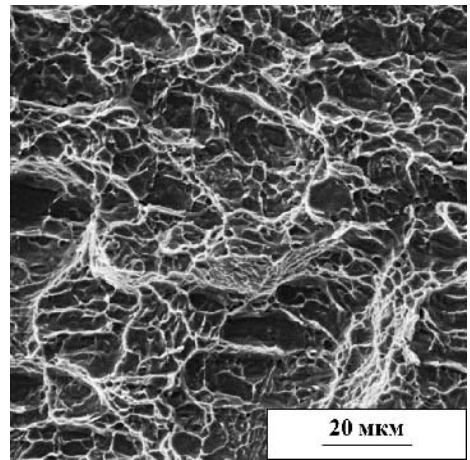
Ж



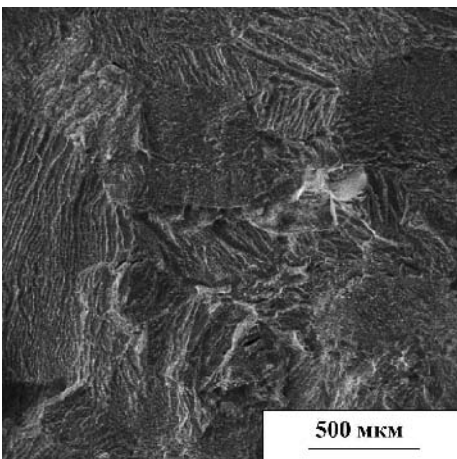
З



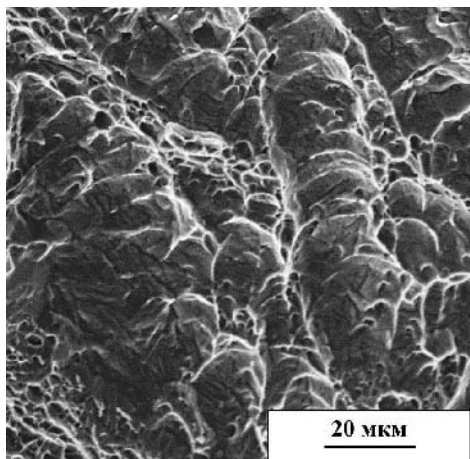
И



К



Л



М

Рисунок 6.2 – Поверхность разрушения компактных СТ-образцов титанового сплава BT23 после испытаний на статическую трещиностойкость: а, б – закалка 800 °С; в, г – закалка 860 °С; д, е – закалка 800 °С и старение 500 °С; ж, з – закалка 860 °С и старение 500 °С; и, к – закалка 800 °С и старение 550 °С; л, м – закалка 860 °С и старение 550 °С

Фрактографический анализ на минимальном изученном масштабном уровне ($\times 100$) не выявил существенных различий в макростроении изломов образцов, закаленных от разных температур (рисунок 6.2, а, в). Разрушение закаленных образцов носит как внутри-, так и межкристаллитный характер. При этом фрагменты интеркристаллитного излома (рисунок 6.2, а, в) по своим размерам хорошо совпадают с исходными β -зернами (рисунок 4.5, а, в, Глава 4). На макроизломе закаленных образцов наблюдаются также отдельные мелкие поры и вторичные трещины. Дополнительное старение образцов при температуре 500 °С независимо от температуры предварительной закалки на макроуровне ($\times 100$) существенно увеличивает долю межзеренного разрушения в изломе, развивающегося по границам β -зерен (рисунок 6.2, д, ж). Повышение температуры старения до 550 °С существенно меняет макростроение изломов сплава с межзеренного на преимущественно внутризеренный, что в наибольшей степени проявляется в изломах образцов, закаленных от температуры 800 °С (рисунок 6.2, и, л).

Изучение поверхности разрушения в зоне статического роста трещины на более высоком масштабном уровне ($\times 2000$) выявило заметное различие в строении изломов, закаленных от различных температур образцов. Так, излом образца, закаленного от температуры 800 °С (рисунок 6.2, б) состоит из неглубоких вязких ямок диаметром от 2 до 10 мкм. Распространение трещины в этом случае осуществлялось преимущественно по границам пакетов пластин α -фазы, а также термического α'' -мартенсита. Пластинчатое строение α -фазы закаленных двухфазных титановых сплавов согласно [115] увеличивает извилистость фронта трещины и этим повышает сопротивление материала хрупкому разрушению.

В образце, закаленном от температуры 860 °С (рисунок 6.2, г), поверхность разрушения при увеличении $\times 2000$ представляет собой чередование вытянутых участков с развитым внутренним строением, содержащих мелкие ямки и бесструктурные полосы. Распространение в таком образце трещины

осуществлялось по границам пачек пластин α'' -мартенсита. Это вполне согласуется с большим содержанием α'' -мартенсита после закалки от температуры 860 °С (рисунок 4.12, Глава 4), а также с развитием мартенситного $\beta \rightarrow \alpha''$ -превращения в вершине распространяющейся трещины, способствующего повышению статической трещиностойкости материала.

Полученные при увеличении $\times 2000$ фрактограммы изломов состаренных СТ-образцов, закаленных от различных температур, имеют существенные отличия (рисунок 6.2, е, з). Поверхность разрушения образца, закалённого от температуры 800 °С, представлена вязкими ямками различного размера (рисунок 6.2, е). Распространение трещины в данном образце при статическом нагружении осуществлялось по мелкодисперсной α -фазе, в β -матрице или на границах β -зерна. Напротив, поверхность разрушения состаренного образца, закалённого от температуры 860 °С, содержит плоские вытянутые углубления с элементами гребенчатого рельефа и квазискола (рисунок 6.2, з). Изменение характера микростроения излома связано с более низким содержанием мелкодисперсной α -фазы и увеличением расстояния между α -зернами, являющимися преградами на пути распространения трещины.

Поверхность разрушения компактных образцов после старения при 550 °С, предварительно закаленных от 800 °С (рисунок 6.2, к), имеет выраженное вязкое строение и содержит четко проработанные мелкие равноосные и крупные вытянутые ямки. В изломе состаренных при данной температуре образцов после закалки от 860 °С на фоне крупных ямок просматриваются поверхности гладкого расслоения, не имеющие видимого рельефа.

Таким образом, полученные данные фрактографических исследований о более вязком строении изломов образцов после старения при 550 °С по сравнению с изломами образцов, состаренных при 500 °С, хорошо согласуются с результатами испытаний на статическую трещиностойкость сплава ВТ23.

6.2 Влияние температуры закалки и старения на циклическую трещиностойкость и микростроение усталостных изломов

Результаты испытаний на циклическую трещиностойкость закалённых образцов, представленные в нашей работе [145], указывают на то, что после закалки от 860 °С сопротивление усталостному разрушению несостаренного сплава ВТ23 при значениях $\Delta K \leq 25 \text{ МПа} \times \text{м}^{1/2}$ оказывается несколько выше, а при повышенных значениях $\Delta K > 25 \text{ МПа} \times \text{м}^{1/2}$ ниже по сравнению с состоянием после закалки от 800 °С (рисунок 6.3). Улучшение циклической трещиностойкости сплава с метастабильной β -фазой после закалки от температуры 860 °С в области значений $\Delta K \leq 25 \text{ МПа} \times \text{м}^{1/2}$ при повышенном содержании ускоряющего рост трещины атермического α'' -мартенсита в количестве 85 % (таблица 4.12, Глава 4), может быть связано с развитием деформационного мартенситного $\beta \rightarrow \alpha''$ -превращения в вершине усталостной трещины под действием упругих напряжений, способствующее увеличению извилистости фронта роста трещины и ее отклонению от магистрального направления на границах образовавшегося в ее вершине пакетов α'' -мартенсита [116]. Так как резерв дополнительного прироста новых порций деформационного α'' -мартенсита ограничен в связи с невысоким содержанием в структуре закаленного от 860 °С сплава метастабильной β -фазы (8%), при дальнейшем увеличении размаха $\Delta K > 25 \text{ МПа} \times \text{м}^{1/2}$ благоприятное влияние мартенситного превращения на торможение усталостной трещины при $\Delta K > 25 \text{ МПа} \times \text{м}^{1/2}$ ослабевает. В этом случае основное влияние на сопротивление росту усталостной трещины оказывает наличие в сплаве исходной α -фазы пластинчатого строения. Это позволяет объяснить более низкую скорость роста усталостной трещины в интервале размаха $\Delta K > 25 \text{ МПа} \times \text{м}^{1/2}$ после закалки от 800 °С в сплаве, содержащем в структуре повышенное количество исходной α -фазы (32 %), что почти в 5 раз выше, чем после закалки от 860 °С.

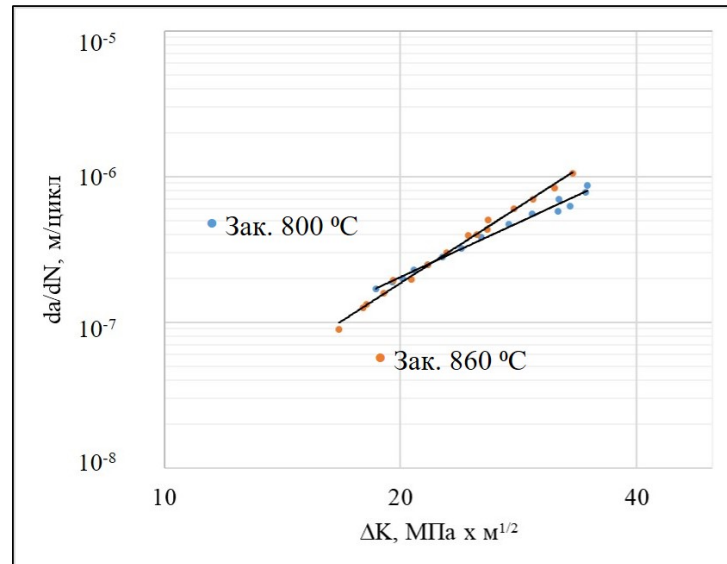
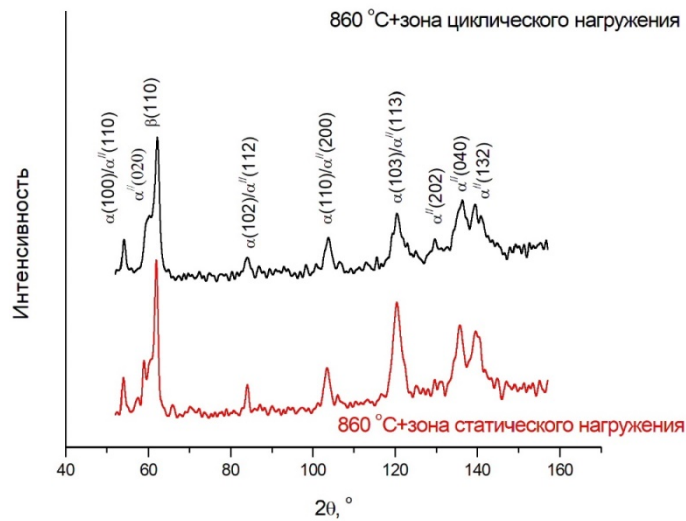


Рисунок 6.3 – КДУР сплава VT23 после закалки от 800 и 860 °C

Для подтверждения возможности развития в изученном сплаве в вершине усталостной трещины деформационного $\beta \rightarrow \alpha''$ -мартенситного превращения под действием упругих напряжений [44] был проведен сравнительный локальной рентгенофазовый анализ поверхности статического и циклического роста трещины закаленных образцов с различной стабильностью β -фазы. Как видно из рисунка 6.4, а, в зоне циклического и статического распространения трещины образца, закаленного от температуры 800 °C, сплав сохраняет трехфазное состояние. В то же время увеличение числа линий α'' -мартенсита в зоне циклического и статического распространения трещины в образце, закаленном от температуры 860 °C, свидетельствуют об образовании в вершине развивающейся трещины α'' -мартенсита напряжения (рисунок 6.4, б). На рентгенограмме закаленного от 860 °C образца (рисунок 6.4, б) наблюдаются более широкие пики α'' -мартенсита по сравнению с таковыми у β - и α -фаз. Эта особенность отмечалась ранее для α' и α'' -мартенсита в сплаве Ti-1023 [159] и связывалось с более дисперсным строением мартенсита напряжения по сравнению с атермическим мартенситом.



а



б

Рисунок 6.4 – Участки дифрактограмм поверхности разрушения титанового сплава VT23: а – закалка 800 °С; б – закалка 860 °С

Интенсивность линий $\beta(110)$ и $\alpha(103)/\alpha''(113)$ в зоне циклического разрушения образца, закалённого от температуры 800 °С (рисунок 6.4, а) значительно (на 50 %) превосходит одноименные линии в зоне статического разрушения. В то время как в образце с метастабильной β -фазой (рисунок 6.4., б)

значения интенсивности одноименных линий в зоне статического и циклического нагружения близки. Это можно объяснить появлением преимущественной ориентации кристаллов при статическом нагружении в образце, закалённом от более низкой температуры, в то время как в образце с метастабильной β -фазой мартенситное превращение нивелирует образование текстуры под поверхностью излома.

Как видно из рисунка 6.5 для режимов термической обработки с предварительной закалкой от 800 °С наименьшей циклической трещиностойкостью, соответствующей более высокой скорости роста усталостной трещины при одинаковых значениях размаха ΔK , сплав ВТ23 обладает в закаленном состоянии, а наибольшей – после дополнительного старения при 500 °С. КДУР состаренного при 550 °С сплава занимает промежуточное положение между состоянием непосредственно после закалки и после старения при 500 °С. При этом тенденция роста циклической трещиностойкости развивается в направлении повышении прочностных свойств сплава, достигающих максимума после старения при 500 °С (таблица 5.1, Глава 5). Незначительное ухудшение циклической трещиностойкости закаленного от 800 °С сплава с повышением температуры старения с 500 до 550 °С при повышении содержания мелкодисперсной α -фазы с 32 до 48 %, вероятно, связано с уменьшением толщины α -частиц, а также с формированием в структуре сплава субмикроструктурной смеси α и α'' -фаз в β -матрице между пластинами α -фазы (рисунок 4.12, Глава 4).

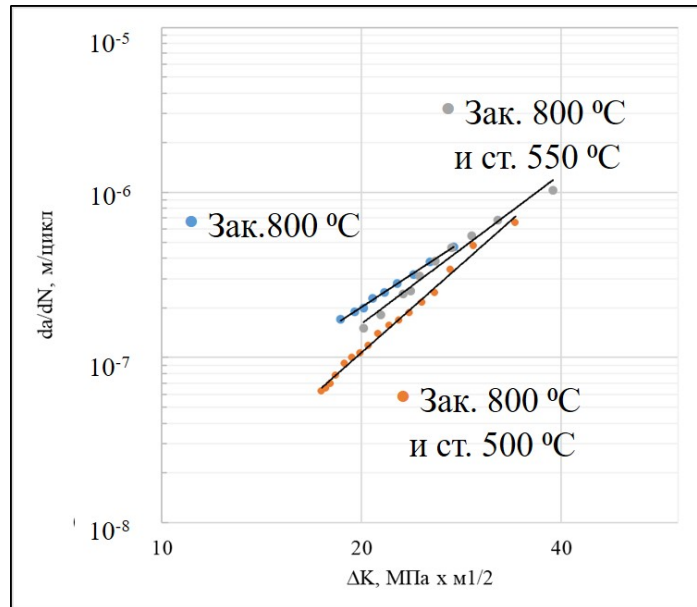


Рисунок 6.5 – КДУР сплава VT23 после закалки от 800 и дополнительного старения при 500 и 550 °C

После предварительной закалки от 860 °C наименьшая трещиностойкость, напротив, соответствуют упрочняющему старению на максимальную прочность при 500 °C, а наибольшая достигается после старения при температуре 550 °C (рисунок 6.6). Следует отметить, что КДУР сплава после старения при 500 °C лежит значительно левее и выше остальных и свидетельствует о более высокой скорости роста усталостной трещины при значениях $\Delta K < 20 \text{ МПа} \times \text{м}^{1/2}$. Наблюдаемое снижение сопротивления росту усталостной трещины состаренного при 500 °C с повышением температуры предварительной закалка от 800 до 860 °C связано с уменьшением длины α -частиц и увеличением расстояния между ними, а также с уменьшением содержания β -фазы с 64 до 82 % (рисунок 4.7, г, е; рисунок 4.12).

Резкое снижение циклической трещиностойкости состаренного при 500 °C сплава с повышением температуры предварительной закалки с 800 до 860 °C в наибольшей степени проявляющееся в интервале значений $\Delta K = 13 \dots 18 \text{ МПа} \times \text{м}^{1/2}$. Полученные результаты хорошо согласуются с данными [82], указывающими на то, что с повышением уровня прочности титановых сплавов

выше определенной величины их циклическая трещиностойкость уменьшается. Вероятно, рост прочностных свойств состаренного сплава облегчает реализацию процесса разрушения по механизму низкоэнергетического циклического квазискола [160] при усталостном разрушении титановых сплавов. Таким образом, более высокий достигнутый уровень прочностных свойств состаренного сплава ВТ23 после закалки от 860 °С и последующего старения при 500 °С ($\sigma_{0,2} = 1406$ МПа и $\sigma_B = 1575$ МПа) по сравнению с закалкой от 800 °С ($\sigma_{0,2} = 1130$ МПа и $\sigma_B = 1252$ МПа) способствует снижению циклической трещиностойкости с ростом температуры предварительной закалки.

Улучшение циклической трещиностойкости закаленного от 860 °С сплава (рисунок 6.6) с повышением температуры старения с 500 до 550 °С с позиций структурной механики разрушения можно объяснить расположением пластин α -фазы в одном направлении (не под углом друг к другу) а также формированием субмикроструктурной смеси α и α'' -частиц в β -матрице между α -пластинами (рисунок 4.12, Глава 4).

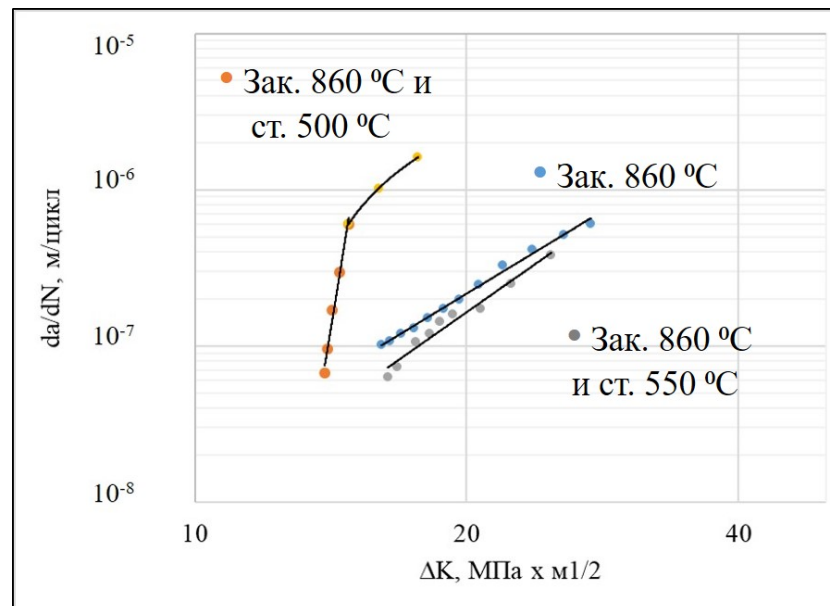


Рисунок 6.6 – КДУР сплава ВТ23 после закалки от 860 °С и дополнительного старения при 500°С и 550°С

Сравнительные результаты испытаний на циклическую трещиностойкость всех состаренных образцов, приведенные на рисунке 6.7, показали, что повышение температуры предварительной закалки с 800 до 860 °С вызывает снижение циклической трещиностойкости сплава в состаренном состоянии, что в наибольшей степени происходит после старения при температуре 500 °С.

Следует отметить, что циклическая трещиностойкость сплава после закалки от 800 °С, а также дополнительного старения при 500 и 550 °С различается не так значительно, как после закалки от 860 °С при аналогичных режимах старения (рисунок 6.7). Как видно из рисунка 6.7 в состаренном состоянии наибольшей циклической трещиностойкостью сплав ВТ23 обладает после закалки от 800°С и старения при 500 °, а в наименьшей – после обработки на максимальную прочность, т.е. после закалки от 860 °С и старения при 500 °С.

Наблюдаемое максимальное различие в сопротивлении росту усталостной трещины сплава после указанных режимов обработки можно объяснить существенным изменением его фазового состава и структуры: снижение содержания α -фазы при увеличении расстояния между α -частицами в 2...3 раза, а также повышением количества менее пластичной матричной β -фазы (рисунок 4.12, Глава 4).

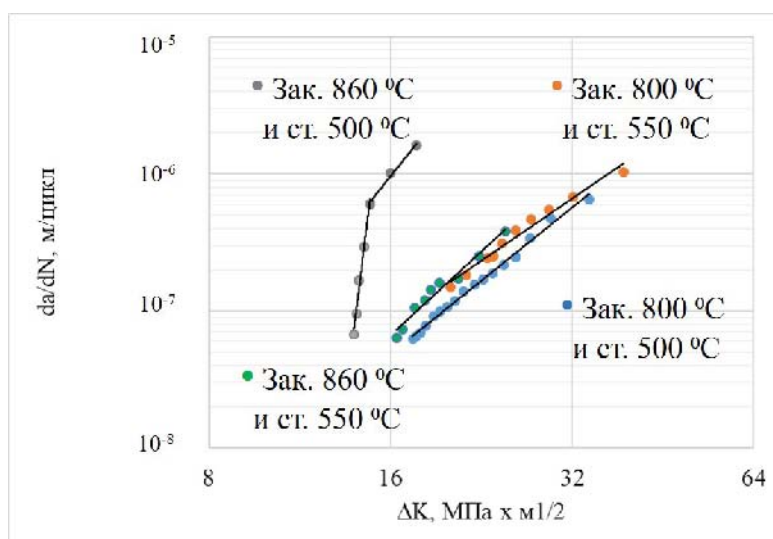


Рисунок 6.7 – КДУР сплава ВТ23 после различных режимов упрочняющей обработки (закалки от 800 и 860 °С и старения при 500 и 550 °С)

Учитывая большое различие в циклической трещиностойкости состаренного при 500 °С сплава на образцах, закаленных от температур 800 и 860 °С (рисунок 6.7) представляло интерес сравнить зафиксированный фотометодом профиль излома в зоне роста усталостных трещин для состаренных образцов, закалённых от температур 800 и 860 °С. Как видно из рисунка 6.8, траектория трещины образца после закалки от температуры 800 °С и старение 500 °С, имеет незначительные отклонения, в пределах бывшего β -зерна. Фронт трещины образца после закалки от температуры 860 °С и старения 500 °С резко меняет свое направление через 150...350 мкм, что близко к значениям бывшего β -зерна (250...300 мкм).

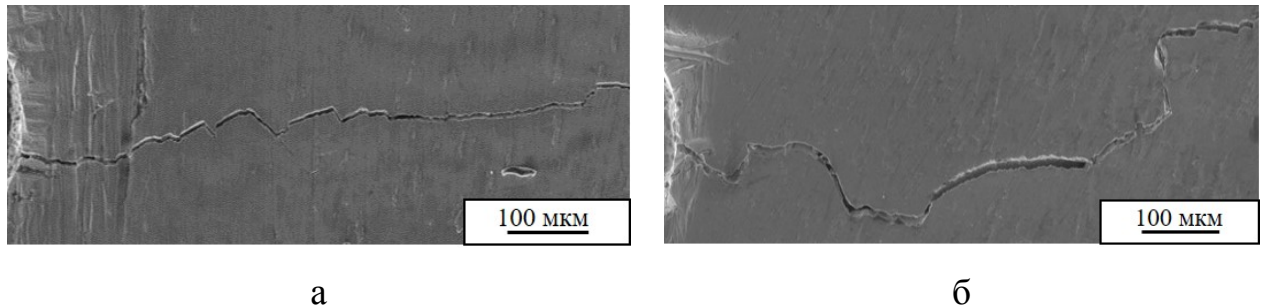


Рисунок 6.8 – Профиль трещины в зоне роста усталостной трещины: а – образец после закалки от 800 °С и старения 500 °С; б – образец после закалки от 860 °С и старения 500 °С

Согласно рисунку 6.9. профиль трещины образца после закалки от 800 и старения при 550 °С имеет зигзагообразное строение, траектория трещины образца, закалённого от 860 °С и состаренного при 550 °С, напротив прямая.

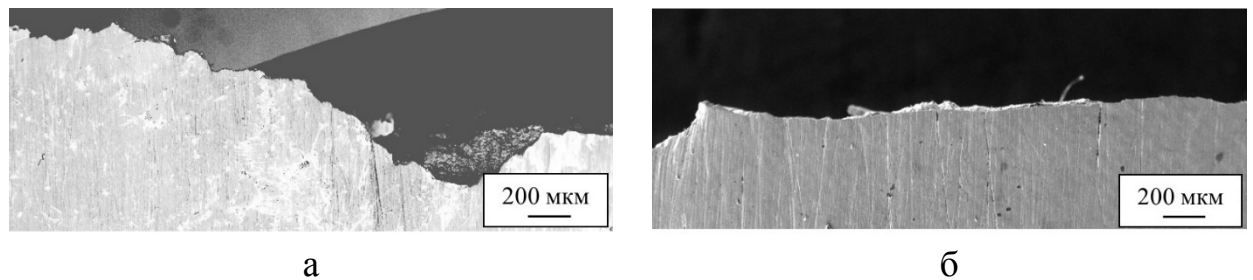


Рисунок 6.9 – Профиль трещины в зоне роста усталостной трещины: а – образец после закалки от 800 °С и старения 550 °С; б – образец после закалки от 860 °С и старения 550 °С

Для оценки влияния регулируемых режимами термической обработки параметров структуры сплава ВТ23 на его циклическую трещиностойкость с использованием представлений структурной механики разрушения [3, 161] по формуле Э. Хорнбогена (6.3) [158] была рассчитана протяженность зоны циклической пластической деформации (рисунок 6.9),

$$r_{\text{зпдц}} = \frac{1}{8\pi} \times \left(\frac{\Delta K}{\sigma_{0,2}} \right)^2 \quad (6.3),$$

где ΔK – размах коэффициента интенсивности напряжений; $\sigma_{0,2}$ – условный предел текучести, значения которых приведены в таблице 6.2.

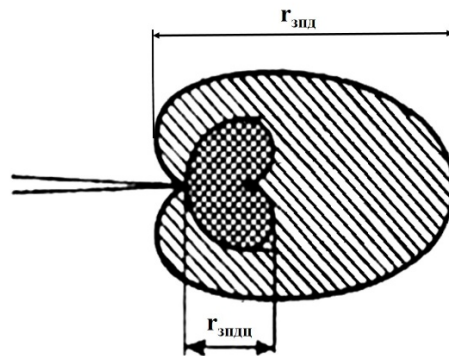


Рисунок 6.10 – Области деформации в окрестностях вершины магистральной трещины

Таблица 6.2. Расчетные значения размера циклической зоны пластической деформации ($r_{\text{зпдц}}$) в вершине усталостной трещины

Режим термической обработки	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	$r_{\text{зпдц}}$, мм			
		ΔK , МПа \times м ^{1/2}			
		13	18	20	35
Закалка 800 °С	870	-	-	0,022	0,067
Закалка 860 °С	960*	-	-	0,018	0,055

Закалка 800 °С + старение 500 °С	1130	-	-	0,013	0,040
Закалка 860 °С + старение 500 °С	1407	0,0035	0,007	-	-
Закалка 800 °С + старение 550 °С	1050	-	-	0,015	0,046
Закалка 860 °С + старение 550 °С	1200	-	0,009	0,011	-

*Расчетные значения $r_{зпдц}$ получены при использовании в уравнении Хорнбогена (6.3) и верхнего условного предела текучести

Усредненные значения размаха ΔK соответствовали зонам 2 и 3 на изученной фрактографическим методом поверхности роста усталостных трещин (рисунок 6.11). Согласно представленным в таблице 6.2 данным размер $r_{зпдц}$ в зависимости от режима термической обработки и величины ΔK варьировались в довольно широких пределах $r_{зпдц} = 0,0035...0,067$ мм. Минимальное значения $r_{зпдц} = 0,0035...0,007$ мм (3,5...7 мкм) соответствовали термической обработке по режиму закалка от 860 °С и старение при 500 °С. В этом случае размеры циклической пластической зоны (зоны «предразрушения») хорошо совпадают с длиной α -частиц в состаренном сплаве (2...10 мкм) и расстоянием между ними (3...6 мкм) в соответствии с полученными ранее результатами структурного анализа (таблица 4.2, Глава 4). Согласно [158] наблюдаемое совпадение размера зоны $r_{зпдц}$ и параметров частиц α -фазы усиливает негативное влияние неблагоприятных структурных изменений при обработке на максимальную прочность, что вызывает резкое снижение циклической трещиностойкости сплава ВТ23 по сравнению с другими изученными режимами термической обработки.

Микрорельеф поверхности циклического роста трещины после закалки от температуры 800 °С при $\Delta K \approx 20$ МПа \times м^{1/2} (рисунок 6.11, б) имеет плохо оконтуренные фасетки квазискола со средним диаметром ≈ 20 мкм, что значительно меньше, чем у бывшего β -зерна (250...300 мкм). Распространение трещины осуществляется по границам пачек пластин α'' -фазы и остаточной α -фазы. Излом включает плоские участки ступенчатого строения и не содержит

усталостных бороздок. Это характерно для «мультифасеточного» строения излома, образующегося в титановых сплавах на начальных участках роста усталостной трещины [91]. Последующая область усталостного излома, сформированная при более высоком уровне $\Delta K \approx 35 \text{ МПа} \times \text{м}^{1/2}$ (рисунок 6.11, в) имеет выраженные параллельные усталостные бороздки с регулярным строением. Кроме бороздок на поверхности разрушения имеются также ступеньки, вторичные трещины и характерный «фасеточный рельеф» с ориентировкой фасеток по плоскостям $\{100\}$ и $\{112\}$ [91]. Наличие в усталостном изломе квазискольных фасеток указывает на частичную реализацию статической моды разрушения [128].

Несмотря на близкое расположение кривых КДУР для закаленных от различных температур образцов (рисунок 6.3) повышение температуры закалки до $860 \text{ }^\circ\text{C}$ привело к существенному изменению микрорельефа усталостного разрушения с увеличением ΔK (рисунок 6.11, д, е). При малых значениях $\Delta K \approx 20 \text{ МПа} \times \text{м}^{1/2}$ (рисунок 6.11, д) грани мультифасеток образца после закалки от $860 \text{ }^\circ\text{C}$ выражены ярче и на них заметны острые углы. Наблюдаются небольшие (длиной до 10-15 мкм.) бесструктурные области, которые, вероятно, являются боковыми поверхностями α'' -пластин. Наблюдаемый характер строения излома зависит от ориентации пакетов мартенситных пластин по отношению к направлению развития усталостной трещины. При повышенных значениях $\Delta K \approx 35 \text{ МПа} \times \text{м}^{1/2}$ (рисунок 6.11, е) в изломе образцов, закаленных от температур $860 \text{ }^\circ\text{C}$, также, как и в изломе образцов после закалки от $800 \text{ }^\circ\text{C}$, на участках ступенчатого «фасеточного» рельефа выявляются усталостные бороздки регулярного строения и отдельные вторичные трещины.

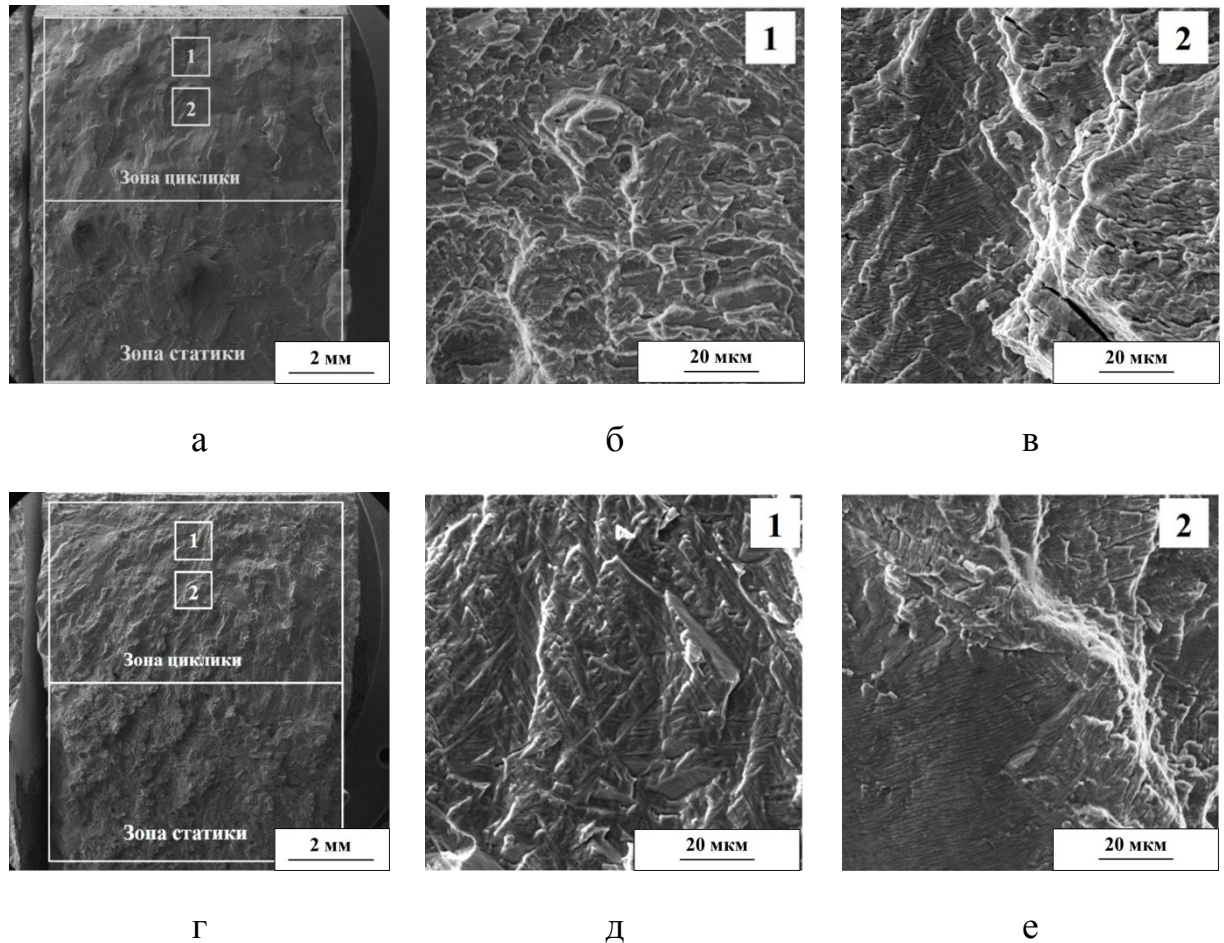
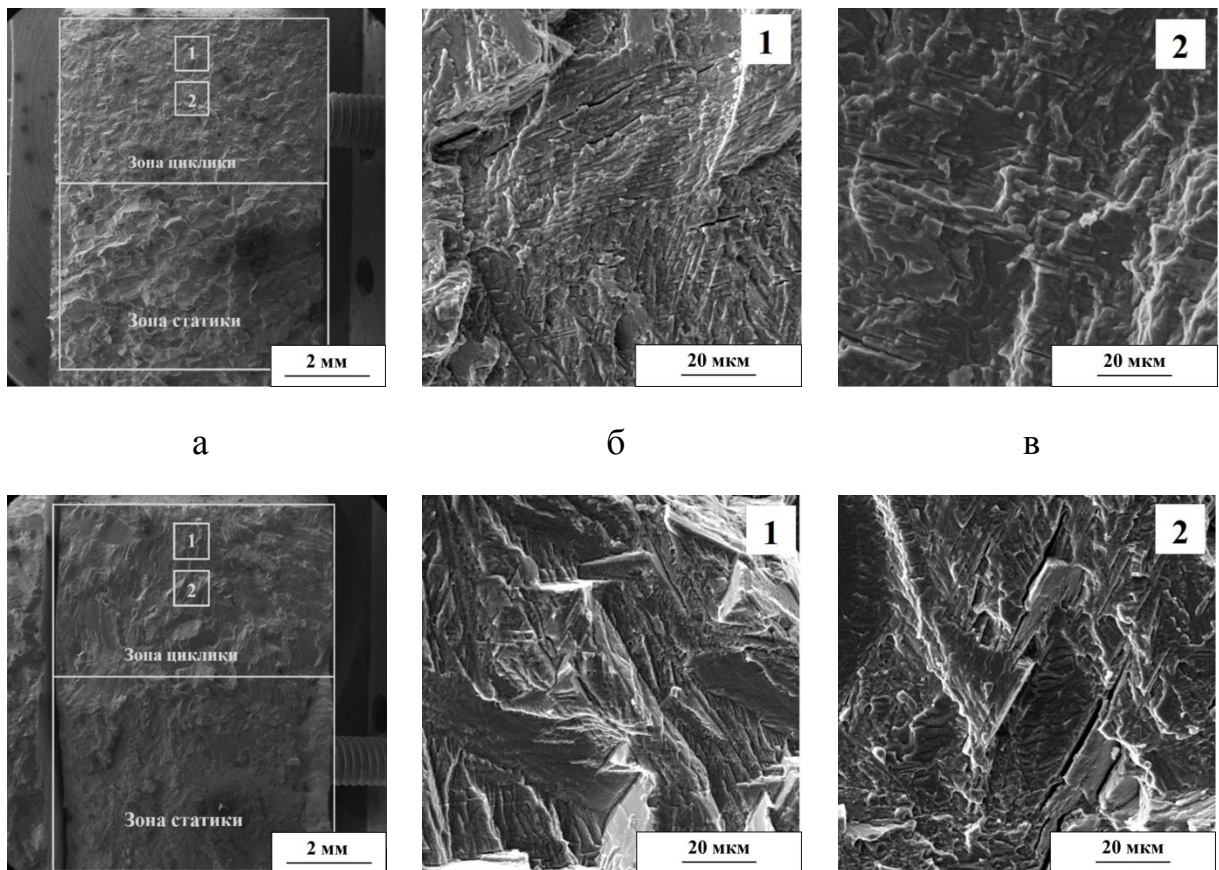


Рисунок 6.11 – Поверхность разрушения компактных СТ-образцов после испытаний на циклическую трещиностойкость: а (общий вид поверхности излома), б (ΔK 18 МПа \times м^{1/2}), в (ΔK 35 МПа \times м^{1/2}) – закалка 800 °С; г (общий вид поверхности излома), д (ΔK 18 МПа \times м^{1/2}), е (ΔK 35 МПа \times м^{1/2}) – закалка 860 °С

Поверхность разрушения образца после закалки от температуры 800 °С и последующего старения при температуре 500 °С уже при малых значениях $\Delta K \approx 20$ МПа \times м^{1/2} (рисунок 6.12, б) содержит усталостные бороздки. Наблюдаются локальные изменения направления роста трещины. Причиной формирования такого рельефа усталостного излома является присутствие вытянутых плотнорасположенных мелкодисперсных зерен α -фазы (рисунок 4.6, Глава 4), меняющих направление распространяющейся трещины и обеспечивающих пониженную скорость ее роста. При более высоких значениях $\Delta K \approx 35$ МПа \times м^{1/2} (рисунок 6.12, в) поверхность разрушения представлена нерегулярными

усталостными бороздками, вторичными трещинами и ступеньками, образующимися в результате перехода магистральной трещины в другие плоскости.

Поверхность усталостного разрушения образца, закаленного от температуры 860 °С с последующим старением при 500 °С при значениях $\Delta K \approx 13 \text{ МПа}\times\text{м}^{1/2}$ (рисунок 6.12, д), существенно отличается от приведенного на рисунке 6.12, б излома для режима обработки закалка от 800 °С и старение при 500 °С и содержит гладкие фасетки циклического скола, расположенные под углом друг к другу, а также параллельные ступени. Авторы [88, 162] связывают формирование такого рельефа разрушения с увеличенным расстоянием между α -частицами, что наблюдается в изученном сплаве ВТ23 (рисунок 4.6, Глава 4). При значениях $\Delta K \approx 18 \text{ МПа}\times\text{м}^{1/2}$ (рисунок 6.12, е) в изломе появляются глубокие вторичные трещины, вероятно, образовавшиеся на границе бывшего β -зерна, а также хаотично расположенные крупные фасетки циклического квазискола.



г

д

е

Рисунок 6.12 – Поверхность разрушения компактных СТ-образцов после испытаний на циклическую трещиностойкость: а (общий вид поверхности излома), б ($\Delta K \approx 20 \text{ МПа} \times \text{м}^{1/2}$), в ($\Delta K \approx 35 \text{ МПа} \times \text{м}^{1/2}$) – закалка $800 \text{ }^\circ\text{C}$ и старение $500 \text{ }^\circ\text{C}$; г (общий вид поверхности излома), д ($\Delta K \approx 13 \text{ МПа} \times \text{м}^{1/2}$), е ($\Delta K \approx 18 \text{ МПа} \times \text{м}^{1/2}$) – закалка $860 \text{ }^\circ\text{C}$ и старение $500 \text{ }^\circ\text{C}$

На поверхности разрушения образца после закалки от температуры $800 \text{ }^\circ\text{C}$ и последующего старения при температуре $550 \text{ }^\circ\text{C}$, полученной при значениях $\Delta K \approx 20 \text{ МПа} \times \text{м}^{1/2}$, также присутствуют усталостные бороздки (рисунок 6.13, б) как и в образце после старения при $500 \text{ }^\circ\text{C}$. При этом рельеф становится более сглаженным, вследствие того, что пластины α -фазы расположены преимущественно в одном направлении и оказывают меньшее влияние на искривление фронта трещины. При повышенных значениях $\Delta K \approx 35 \text{ МПа} \times \text{м}^{1/2}$ (рисунок 6.13, в) на поверхности разрушения видны усталостные бороздки, вторичные трещины и элементы сдвигового разрушения по вытянутым частицам α -фазы.

В образце, закаленном от температуры $860 \text{ }^\circ\text{C}$ и состаренном при $550 \text{ }^\circ\text{C}$, при малых значениях $\Delta K \approx 20 \text{ МПа} \times \text{м}^{1/2}$ (рисунок 13, д) усталостные бороздки не наблюдаются, а поверхность разрушения представлена фасетками циклического скола [88] и элементами сдвигового разрушения по частицам α -фазы. Согласно данным [163] разрушение сколом при низких значениях ΔK не является следствием присутствия примесей (кислорода, азота, углерода, водорода) или наличия пор, а развивается в результате разрушения сколом α -фазы. Бесструктурные участки (или участки со слабовыраженным рельефом) образовались в результате проскока трещины по субмикроструктурной смеси α и α'' -частиц в β -матрице, расположенной между более крупными α -пластинами. При ускоренном росте трещины в области $\Delta K \approx 35 \text{ МПа} \times \text{м}^{1/2}$ на

поверхности разрушения появляются фрагменты усталостных бороздок, а количество хрупких фасеток снижается.

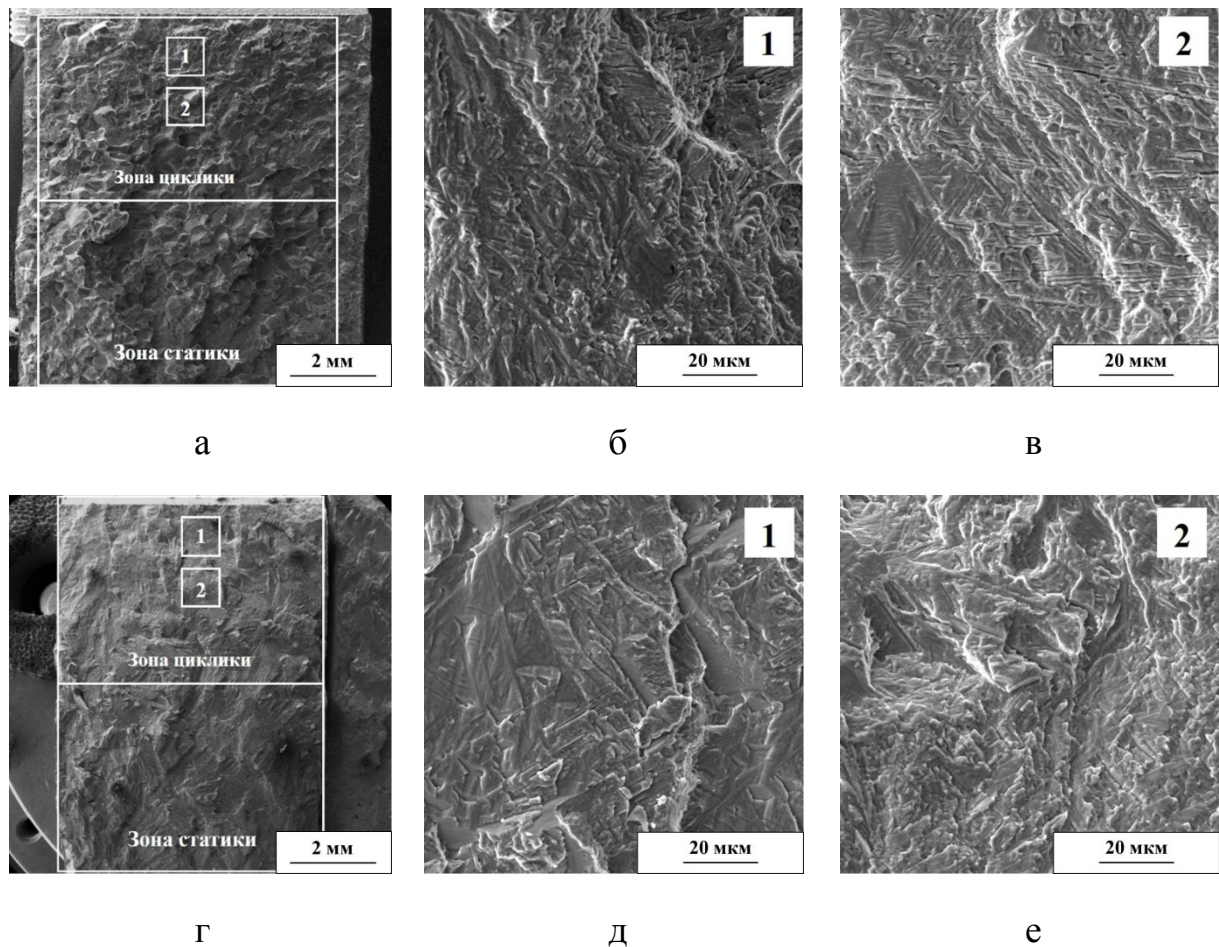


Рисунок 6.13 – Поверхность разрушения компактных СТ-образцов после испытаний на циклическую трещиностойкость: а (общий вид поверхности излома), б (ΔK 20 МПа \times м^{1/2}), в (ΔK 35 МПа \times м^{1/2}) – закалка 800 °С и старение 550 °С; г (общий вид поверхности излома), д (ΔK 20 МПа \times м^{1/2}), е (ΔK 35 МПа \times м^{1/2}) – закалка 860 °С и старение 550 °С

Таким образом, на основании проведенных испытаний на циклическую трещиностойкость установлено, что для всех изученных режимов термической обработки наиболее высоким сопротивлением росту усталостной трещины сплав ВТ23 обладает после закалки от 800 С и старения при 500 °С, а самым низким после обработки на максимальную прочность (закалки от 860 °С и старения при 500 С), что хорошо согласуется с результатами фрактографического анализа

строения поверхности зоны усталостного роста трещины. Так, наиболее высокому показателю циклической трещиностойкости соответствует излом с характерными усталостными бороздками при всех изученных значениях ΔK (рисунок 6.12, б, в), а квазискольный механизм разрушения (рисунок 6.12, д, е) характерен для низких значений показателя циклической трещиностойкости в изученных режимах термической обработки.

Изменение микромеханизма разрушения при уменьшении сопротивления росту усталостной трещины оказывает влияние на рассчитанный по экспериментальным данным параметр m в уравнения Париса (6.4) [128]:

$$dl/dN=C\Delta K^m \quad (6.4),$$

где C , m – постоянные материала, связывающего скорость распространения трещины с размахом коэффициента интенсивности напряжений в ее устье (таблица 6.3).

Таблица 6.3. Значения параметра m в уравнения Париса для сплава ВТ23 после различных режимов термической обработки

Режим термической обработки	m
Закалка 800 °С	2,49
Закалка 860 °С	3,47
Закалка 800 °С + старение 500 °С	3,6
Закалка 860 °С + старение 500 °С	5,51
Закалка 800 °С + старение 550 °С	3,02
Закалка 860 °С + старение 550 °С	4,05

Как видно из приведенной выше таблицы, увеличению значений m сплава в закаленном и дополнительно состаренном состоянии способствует повышение температуры закалки от 800 до 860 °С. Отмечается тенденция роста значений m состаренного сплава с уменьшением его циклической трещиностойкости в условиях частичной реализации статической моды хрупкого разрушения. Это хорошо согласуется с приведенными авторами [164] данными о том, что более

хрупкое состояние металлов и сплавов при циклическом нагружении характеризуется повышенными значениями показателя m в уравнении Париса.

Выводы по главе 6

1. Повышение температуры закалки с 800 до 860 °С напряжения приводит к росту статической трещиностойкости закаленного сплава ВТ23 и улучшает его циклическую трещиностойкость в области значений $\Delta K \leq 25 \text{ МПа} \times \text{м}^{1/2}$. В изломе закаленных образцов в зоне усталости содержатся ступеньки, плоские фасетки и усталостные бороздки, а в зоне долома – вязкие ямки различного размера.
2. Упрочняющее старение при температуре 500 °С, способствующее формированию равномерно распределённой в β -матрице мелкодисперсной глобулярной α -фазы, вызывает резкое снижение статической трещиностойкости сплава до уровня $K_{1C} = 24,8 \dots 39,3 \text{ МПа} \times \text{м}^{1/2}$ по сравнению с закаленным состоянием и появление в изломе элементов межзёренного разрушения и квазискола. Наименьшие показатели статической и циклической трещиностойкости сплава достигаются после предварительной закалки от 860 °С и старения при 500 °С, что связано с достижением минимального для состаренного состояния содержания частиц α -фазы (12%) и наибольшего расстояния между ними (3...6 мкм).
3. Для всех изученных режимов термической обработки сплава наибольшие значения статической трещиностойкости ($K_{1C} = 60,9 \text{ МПа} \times \text{м}^{1/2}$) и показателя конструкционной прочности ($T = 63,9 \text{ МПа}^2 \times \text{м}^{1/2} \times 10^3$) реализуются после старения при 550 °С с предварительной закалкой от 800 °С. Повышение сопротивления хрупкому разрушению сплава закаленного от 800 °С с ростом температуры старения от 500 до 550 °С, связано с формированием бимодальной структуры, содержащей ультрамелкодисперсную смесь частиц α и α'' -фаз размером 100...300 нм, расположенные в β -матрице. Процесс разрушения упрочненных старением образцов при статическом нагружении реализуется с

образованием ступенчатого и ямочного рельефа после закалки от 800 °С и по механизму квазискола после закалки от 860 °С.

4. Установлено, что формирующийся при циклическом нагружении рельеф поверхности роста трещины определяется как режимом термической обработки сплава ВТ23, так и усредненным значением размаха ΔK в вершине трещины. Для всех режимов обработки повышение размаха ΔK при испытаниях на циклическую трещиностойкость приводит к смене микромеханизма роста трещины от фасеточного к мультифасеточному, усиливает нерегулярность усталостных бороздок и интенсивность образования вторичных трещин.

5. Излом образцов с наименьшей циклической трещиностойкостью после закалки от 860 °С и старения при 500 °С в зоне усталости при низких значениях ΔK характеризуется отсутствием усталостных бороздок, а ускоренный рост трещины при $\Delta K > 14 \text{ МПа} \times \text{м}^{1/2}$ сопровождается появлением на поверхности разрушения глубоких вторичных трещин и гладких фасеток циклического скола в результате частичной реализации статической моды разрушения.

6. Наиболее высокая циклическая трещиностойкость сплава, достигнутая после предварительной закалки от 800 °С и старения при 500 °С, связывается с повышенным содержанием (32%) удлиненных частиц α -фазы (7...10 мкм). Распространение усталостной трещины после такой обработки осуществляется по границам раздела α - и β -фаз, что способствует ее торможению за счет ветвления и формирования извилистого профиля излома. При этом скорость роста усталостной трещины состаренного сплава оказывается ниже, чем в закаленном состоянии.

ОБЩИЕ ВЫВОДЫ

1. Установлен различный характер влияния повышения температуры пластометрических испытаниях сплава ВТ23 на осадку в $(\alpha+\beta)$ -области и в β -области на форму кривых деформирования, напряжения пластического течения (σ_s) и фазовый состав. Повышение температуры деформации с 700 до 900 °С способствует снижению количества α - и β -фаз и появлению в структуре атермического α'' -мартенсита.
2. Повышение температуры закалки сплава до 860 °С приводит к увеличению количества атермического α'' -мартенсита и дестабилизации β -фазы по отношению к механическому нагружению, что подтверждается увеличенным параметром решетки $a=0,328$ нм, наличием твидового контраста на ПЭМ-изображениях и появлением в зоне деформации игольчатых частиц α'' -мартенсита напряжения.
3. При испытаниях на растяжение в сплаве с метастабильной β -фазой определено значение триггерного напряжения ($\sigma_{\text{trigger}}= 400$ МПа) начала образования α'' -мартенсита напряжения, выявлен двойной предел текучести и обнаружен эффект мартенситной сверхупругости, вызванный развитием упруго-обратимого $\beta \leftrightarrow \alpha''$ -превращения.
4. Изменение фазового состава сплава и дестабилизация β -фазы при повышении температуры закалки до 860 °С приводит к росту значений σ_B , KCV и, особенно, Ar (в 2,4 раза), а также способствует увеличению параметра K_{1C} и улучшению циклической трещиностойкости в интервале значений размаха $\Delta K \leq 25$ МПа \times м^{1/2}.
5. Старение сплава при температуре 500 °С, 8 ч. способствует образованию глобулярных частиц α -фазы в β -матрице длиной 4...10 мкм, с расстоянием между ними 1...6 мкм, что вызывает прирост прочности до уровня $\sigma_B = 1369...1576$ МПа при резком снижении относительного удлинения, ударной вязкости и характеристик статической и циклической трещиностойкости. Повышение

температуры закалки до 860 °С усиливает прирост прочностных свойств и темп снижения показателей δ , KCV и K_{1C} состаренного при температуре 500 °С сплава.

6. Увеличение температуры старения до 550 °С после закалки от 800 °С за счет формирования бимодальной ультрамелкозернистой структуры с крупными пластинами α -фазы и упрочняющими частицами α - и α'' -фаз размером 100...300 нм обеспечивает наилучшее сочетание механических свойств, показателей статической трещиностойкости и конструкционной прочности ($\sigma_{0,2} = 1050$ МПа, $\sigma_B = 1160$ МПа, $\delta = 9\%$, KCV = 187 кДж/м², $K_{1C} = 60,9$ МПа \times м^{1/2} и $T = 63,9$ МПа² \times м^{1/2} \times 10³).

7. Наиболее высокая циклическая трещиностойкость сплава достигается после предварительной закалки от 800 °С и старения при 500 °С, что обусловлено повышенным содержанием (32%) удлиненных частиц α -фазы (7...10 мкм) и преимущественным распространением усталостной трещины по границам раздела α - и β -фаз, способствующим ее торможению за счет формирования извилистого профиля излома.

8. Статический рост трещины в сплаве с минимальным значением K_{1C} развивается по механизму квазискола с формированием межзеренного излома камневидного типа. Увеличение значений K_{1C} после старения при 550 °С сопровождается восстановлением ямочного внутриверенного механизма разрушения. С повышением циклической трещиностойкости сплава после закалки от 800 °С и старения при 500 °С в изломе формируются более выраженные усталостные бороздки, уменьшается доля фасеток циклического скола.

Автор выражает большую благодарность за помощь в проведении исследований и обсуждение результатов работы научному руководителю д.т.н. С.В. Гладковскому, к.ф.-м.н. А.М. Пацелову (ИФМ УрО РАН), О.А. Елкиной (ИФМ УрО РАН), к.т.н. М.С. Хадыеву (УрФУ), д.т.н. В.А. Хотинovu (УрФУ), к.т.н. Луговой К.И. (УрФУ), к.т.н. Салихянову Д.Р. (УрФУ), С.Н. Сергееву (ИПСМ

РАН), Ковалеву Н.И. (ФАУ «ЦАГИ»). Кулемину А.В. (ФАУ «ЦАГИ»), а также сотрудникам ИМАШ УрО РАН: к.т.н. Вичужанину Д.И., д.т.н. Владимирову А.П., к.т.н. Каманцеву И.С., к.т.н. Волкову А. П., Горулевой Л.С.

ЛИТЕРАТУРА

1. Корнилов, И.И. Титан [Текст] – М.: Наука, 1975. 310 с.
2. Белов, С. П. Металловедение титана и его сплавов [Текст] / С. П. Белов, М. Я. Брун, С. Г. Глазунов и др.; Отв. ред. С. Г. Глазунов, Б. А. Колачев. – М.: Металлургия, 1992. – 351 с.
3. Перспективные материалы, том II, глава 5: Конструкционные материалы и методы управления их качеством. Учеб. пособие [Текст] / Под. ред. Д.Л. Мерсона. ТГУ, МИСиС, 2007. – 468 с.
4. Аношкин, Н.Ф. Титановые сплавы. Metallographia титановых сплавов [Текст]. – М.: Металлургия, 1980. – 464 с.
5. Атлас диаграмм состояния титановых сплавов [Текст] / Е. К. Молчанова, С. Г. Глазунов; ред. С. Г. Глазунов. – М.: Машиностроение, 1964. – 392 с.
6. Цвиккер, У. Титан и его сплавы [Текст] / Пер. с нем. под ред. О.П. Елютина и С.Г. Глазунова. – М.: Металлургия, 1979. – 511 с.
7. Ильин, А. А. Титановые сплавы: состав, структура, свойства: справочник [Текст] / А. А. Ильин, Б. А. Колачев, И. С. Польшкин. – М.: ВИЛС-МАТИ, 2009. – 519 с.
8. Колачев, Б. А. Механические свойства титана и его сплавов [Текст] / Б. А. Колачев, В. А. Ливанов, А. А. Буханова. – М.: Металлургия, 1974. – 543 с.
9. Banerjee, D., Perspectives on titanium science and technology [Текст] / D. Banerjee, J. C. Williams // Acta Materialia. – 2013. – V. 61(3). –P. 844-879.
10. Иноземцев, А.А. Основы конструирования авиационных двигателей и энергетических установок: учебник для вузов [Текст] / А. А. Иноземцев, М. А. Нихамкин, В. Л. Сандрацкий. – М.: Машиностроение, 2008. – Т. 2. – 366 с.
11. Peters, M. Titanium Alloys for Aerospace Applications [Текст] / M. Peters, J. Kumpfert, C. H. Ward, C. Leyens // Advanced engineering materials. – 2003. V. 5. – P. 419-427

12. Коллеров, М.Ю. Проблемы и перспективы применения титановых сплавов в медицине [Текст] / М.Ю. Коллеров, В.С. Спектор, А.М. Мамонов, С.В. Скворцова, Д.Е. Гусев, Г.В. Гуртовая // Титан. – 2015. – №2. – С. 43-53.
13. Niinomi, M. Recent metallic materials for biomedical applications [Текст] // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2002. – №33. – 477-486
14. Орыщенко, А.С. Современное состояние производства и применение труб из титановых сплавов в атомной энергетике и судостроении [Текст] / А. С. Орыщенко, В. П. Леонов, Л. П. Ртищева, В. Н. Копылов, К. Г. Мартынов // Титан. – 2018. – №3. – С. 21-32.
15. Schutz, R.W. Recent developments in titanium alloy application in the energy industry [Текст] / R. W. Schutz, H. B. Watkins // Materials Science and Engineering: A. – 1998. – 243. – P. 305–315.
16. Шашкова, Ю.Е. Проекты, технологии и оборудование из титановых сплавов для освоения месторождений нефти и газа на шельфе [Текст] / Ю. Е. Шашкова, В.Г. Смирнов // Освоение шельфа. – 2008. – №6/Н (78). – С. 8-10.
17. Leyens, C. Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications [Текст] / C. Leyens, M. Peters/ - Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2003. – 532 p.
18. Глазунов, С.Г. Титановые сплавы. Конструкционные титановые сплавы [Текст] / С. Г. Глазунов, В. Н. Моисеев – М.: Metallurgy, 1974. – 368 с.
19. Польшкин, И.С. Упрочняющая термическая обработка титановых сплавов [Текст]. – М.: Metallurgy, 1984. – 96 с.
20. Александров, В.К. Полуфабрикаты из титановых сплавов [Текст] // В. К. Александров, Н. Ф. Аношкин (редактор), Г. А. Бочвар, М. Я. Брун. – М: Metallurgy, 1979. – 512 с.
21. Вульф, Б.К. Термическая обработка титановых сплавов [Текст]. – М.: Metallurgy, 1969. - Год: 1969. – 376 с.

22. Торянников, А. Ю. Микроструктура и свойства титановых сплавов [Текст] / А. Ю. Торянников, А. А. Барышников // Молодой ученый. – 2021. – № 49 (391). – С. 47-51.
23. Liang, R. Effect of Microstructure on Fracture Toughness and Fatigue Crack Growth Behavior of Ti17 [Текст] / R. Liang, Y. Ji, Sh. Wang, Sh. Liu // Metals. – 2016. – №6.
24. Yan, J. TRIP Titanium Alloy Design [Текст] // Ph.D. Dissertation, Northwestern University, Evanston, Illinois, USA, 2014.
25. Williams, J. C. Titanium Science and Technology [Текст]. – New York: Plenum PressA, 1973.
26. Гриднев, В. Н. 1988 Фазовые и структурные превращения и метастабильные состояния в металлах [Текст] / В. Н. Гриднёв, В. И. Трефилов. – Киев: Наук. думка, 1988. – 264 с.
27. Каганович, И.Н. Некоторые причины нестабильности механических свойств штамповок из сплава ВТ22 и возможности их устранения [Текст] / И. Н. Каганович, М. Ф. Ефимова // Технология легких сплавов. – 1972. – № 2. – С. 84-90.
28. Маквиллэн, М.К. Фазовые превращения в титане и его сплавах [Текст]. – М.: Металлургия, 1967. – 75с.
29. Полмеар, Я. Легкие сплавы. От традиционных до нанокристаллов [Текст]. – М.: Техносфера, 2008. – 464 с.
30. Польшкин, И.С. Термическая и термомеханическая обработка сплава ВТ15 [Текст]. Автореферат канд.дисс. М., 1966
31. Zhang, Y. Evolution of the microstructure and mechanical properties during fabrication of mini-tubes from a biomedical β -titanium alloy [Текст] / Y. Zhang, D. Kent, G. Wang, D. St John, and M. Dargusch // Journal of the mechanical behavior of biomedical materials. – 2015. – №42, P. 207-218.
32. Niinimi M. The effect of Deformation-Induced Transformation on the Fracture Toughness of Commercial Titanium Alloys [Текст] / M. Niinimi, T. Kobayashi, I.

- Inagaki, A.W. Thompson // Metallurgical transactions A. – 1990. - V. 21A. P. 1733-1744.
33. Duerig, T. Formation and reversion of stress induced martensite in Ti-10V-2Fe-3Al [Текст] / T. Duerig, J. Albrecht, D. Richter, P. Fischer // Acta Metallurgica – 1982. V. 30 (12). – P. 2161-2172.
34. Li, C. Tuning the stress induced martensitic formation in titanium alloys by alloy design [Текст] / C. Li, J. H. Chen, X. Wu, W. Wang, S. van der Zwaag // Journal of materials science. – 2012. - № 47. – P. 4093-4100.
35. Ramesh, A. The effect of grain size on the ambient temperature creep deformation behavior of a beta Ti-14.8 V alloy [Текст] / A. Ramesh, S. Ankem // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2002. – №33. – P. 1137–1144.
36. Grosdidier, T. Effect of microstructure variations on the formation of deformation-induced martensite and associated tensile properties in a β metastable Ti alloy [Текст] / T. Grosdidier, Y. Combres, E. Gautier, M.-J. Philippe // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2000. – №31 – P. 1095–1106.
37. Kolli, R.P. Stability and Stress-Induced Transformations in Beta Titanium Alloys [Текст] / R. P. Kolli, W. J. Joost, S. Ankem // JOM. – 2015. – №67. – P. 1273-1280.
38. Ahmed, M. The influence of β phase stability on deformation mode and compressive mechanical properties of Ti-10V-3Fe-3Al alloy [Текст] / M. Ahmed, D. Wexler, G. Casillas, O. M. Ivasishin, E. V. Pereloma // Acta Materialia. – 2015. – №84. № P. 124–135.
39. Ли С. Исследование способности к деформации сжатием закалённого титанового сплава VT16 [Текст] / Ли С., Ша М., Чу И. // МИТОМ 2009. - №12 (654). – С. 27 – 32.
40. Борисова, Е.А. Титановые сплавы. Металлография титановых сплавов [Текст] / Е.А. Борисова, Г.А. Бовчар, М.Я. Брун, С.Г. Глазунов, Б.А. Колачев, О.С. Коробов, А.В. Мальков, В.Н. Моисеев, А.Б. Ноткин, Н.З. Перцовский, И.С.

- Полькин, Н.М. Семенова, О.П. Солонина, Г.В. Шаханова. – М.:Металлургия, 1980. – 464 с.
41. Чечулин, Б.Б. Титановые сплавы в машиностроении [Текст] / Б. Б. Чечулин, С. С. Ушков, И. Н. Разуваева, В. Н. Гольдфайн, под. ред. Г. И. Капырина. – Л.: Машиностроение, 1977. – 248 с.
42. Томсинский, В.С. Упрочняющая термическая обработка некоторых титановых сплавов [Текст] / В.С. Томсинский //Межвуз. сб. научн. тр. “Прогрессивная технология обработки стали и титановых сплавов. – 1983. – С. 90-99.
43. Лясоцкая, В.С. Фазовые превращения при непрерывном охлаждении в сплавах ВТ6ч и ВТ23 [Текст] / В. С. Лясоцкая, И. В. Лясоцкий, В. Н. Мещеряков, Н. Ю. Равдоникас, С. И. Надточий, Н. Н. Фаустов // Известия высших учебных заведений. Цветная металлургия. – 1986. – №2. – С. 88-93.
44. Дьякова, М.А. Фазовые превращения, происходящие под действием пластической деформации в титановых сплавах [Текст] / М. А. Дьякова, Е. А. Львова, В. Г. Черемных // Термическая и химико-термическая обработка сталей и титановых сплавов: межвуз. сб. науч. тр. – 1987. – С. 73-80.
45. Ивасишин, О.М. Влияние деформации на фазовые и структурные превращения в титановом сплаве ВТ23 [Текст] / О.М. Ивасишин, В.В. Мартынов, А.В. Теруков [и др.] // ФММ. – 1994. – Т. 77, вып. 5. – С. 83-88.
46. Демаков, С.Л. Зависимости изменения периодов орторомбической решетки мартенсита в титановом сплаве ВТ23 [Текст] / С.Л. Демаков, Я.А. Семкина, С.И. Степанов, Е.Н. Попова // XVII Междунар. науч.-техн. Урал. шк.-семинара металлосведов – молодых ученых, г. Екатеринбург, 5-9 декабря 2016. – Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2016. – Ч. 1. – С. 219-223.
47. Meenakshi, K. Sh. Corrosion resistant behaviour of titanium – Molybdenum alloy in sulphuric acid environment [Текст] / K. Sh. Meenakshi, S. A. Kumar // Materials Today: Proceedings. – 2022. – №65 (8). – P. 3282-3287.

48. Kolli, R. P. Review of Metastable Beta Titanium Alloys [Текст] / R. P. Kolli, A. Devaraj // *Metals*. – 2018, – V. 8(7). – №506. – P. 1-41.
49. Блантер, М. Е. *Металловедение и термическая обработка металлов* [Текст]. – М.: Машгиз, 1963. – 398 с.
50. Козлова, И.Р. Влияние термической обработки на формирование структуры и уровень механических свойств высоколегированного титанового сплава [Текст] / Козлова И.Р., Чудаков Е.В., Третьякова Н.В., Маркова Ю.М., Васильева Е.А. // *Вопросы материаловедения*. – 2019. – № 4 (100). – С. 28-41.
51. Liu, Y. C. Martensitic transformations in binary Ti alloys [Текст] // *The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society*. – 1956. – V. 8. – 1036–1040.
52. Gaunt, P. The crystallography of the $\alpha \rightarrow \beta$ transformation in Zr and two Ti-Mo alloys [Текст] // P. Gaunt, J. W. Christian. // *Acta Metallurgica*. – 1959. – V. 7. - P. 534-543.
53. Bywater, K.A. Martensitic transformation in titanium-titanium alloy [Текст] / K. A. Bywater, J. W. Christian J.W. // *Philosophical Magazine*. – 1972. – V. 25. – № 6. – P.1249-1274.
54. Davis, R. Martensitic transformation in Ti-Mo alloys [Текст] / R. Davis, H. M. Flower, D. R. R.West // *Journal of Materials Science*. – 1979. – V. 14. – P. 712-722.
55. Желнина, А.В. Трансформация структуры, параметров фаз при старении сплава титана Ti–10V–2Fe–3Al и их связь упрочнением [Текст] / А. В. Желнина, М. С. Калиенкоа, А. Г. Илларионов, Н. В. Щетников // *Физика металлов и материаловедение*. – 2020. – т. 121. – № 12. – с. 1324-1330.
56. Семенова, Н.М. Электронномикроскопическое исследование процессов распада β -фазы титановых сплавов [Текст] // Автореф. канд.дис. М., 1972.
57. Lunsford, J. Relative high temperature propoties of the hexagonal close-packed and body-centered cubic structure in iodide Ti [Текст] / J. Lunsford, N. J. Crant // *Ti transfction ASM*. – 1957. – №49. – P.328-338.

58. Крайнов, В.И. Технологическая деформируемость титановых сплавов [Текст] / В. И. Крайнов, В. С. Кропачев // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». - 2015. - Т. 15. - № 2. - С. 115–119.
59. Яковлев, С.С. Механические характеристики титанового сплава ВТ23 при различных температурно-скоростных режимах деформирования [Текст] / С. С. Яковлев, С. Н. Ларин, Я. А. Соболев, О. В. Пилипенко // Известия ТулГУ. Технические науки. – 2012. – В. 1. – С. 225-230.
60. Robertson, D. G. Isothermal hot deformation behavior of metastable beta titanium alloy Ti–10V–2Fe–3Al [Текст] / D. G. Robertson, H. B. McShane // Materials Science and Technology. – 1997. – V. 13. – P. 575-583.
61. Jackson, M. The microstructural evolution of near beta alloy Ti-10V-2Fe-3Al during subtransus forging [Текст] / M. Jackson, R. Dashwood, H. Flower, L. Christodoulou // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2005. – №36. – P. 1317–1327.
62. Qiu, Q. Hot deformation behavior and processing parameters optimization of SP700 titanium alloy [Текст] / Q. Qiu, K. Wang, X. Li, J. Wang, X. Gao, K. Zhang // Journal of Materials Research and Technology. – 2021. – V. 15. – P. 3078-3087.
63. Капырин, Г.И. Титановые сплавы в машиностроении [Текст]. – Л.: Машиностроение, 1977. – 248 с.
64. Илларионов, А. Г. Технологические и эксплуатационные свойства титановых сплавов: учебное пособие [Текст] // А. Г. Илларионов, А. А. Попов. – Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2014. – 137 с.
65. Хорев, А.И. Легирование и термическая обработка ($\alpha+\beta$)-титановых сплавов высокой и сверхвысокой прочности [Текст] // Технология машиностроения. - 2009. - №12. - С. 5–13.
66. Хорев, А.И. Теория легирования и термической обработки конструкционных ($\alpha+\beta$)-титановых сплавов высокой и сверхвысокой прочности [Текст] // Вестник машиностроения. – 2010. - № 7,. – С. 32-39.

67. Хорев, А.И. Теоретические и практические основы получения сверхпрочных титановых сплавов [Текст] // Вестник машиностроения. – 2009. – № 9. С. 22-28.
68. Хорев, А. И. Титановые сплавы, их применение и перспективы развития [Текст] / А. И. Хорев, М. А. Хорев // Материаловедение. – 2005. – №7. – С. 25-34
69. Польшкин, И.С. Статистическая оценка свойств титановых сплавов [Текст] / И. С., Польшкин, Ю. Б. Егорова, Л. В. Давыденко // Технология легких сплавов. – 2015. – № 1. – С. 27-36.
70. Титан. Труды III Международной конференции по титану [Текст]. М.: ВИЛС. 1978. Т.1, 484 с.; т.2, 738 с.; т.3, 590 с.
71. Попов, А. А. Влияние температуры закалки на структуру и свойства титанового сплава. Физико-механические свойства [Текст] / А. А. Попов, И. Г. Илларионов, С. И. Степанов, О. М. Ивасишин // ФММ. – 2014. – Т. 115. – №5. – С. 549-554.
72. Швецов, О.В. Влияние режимов закалки и старения на эксплуатационные свойства сплава ВТ23 [Текст] / О. В. Швецов, С. Ю. Кондратьев // Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки. – 2018. – Т. 24. – № 2. – С. 119–133.
73. Наставление по технической эксплуатации и ремонту авиационной техники в гражданской авиации России (НТЭРАТ ГА – 93) [Текст]. – М., 1994.
74. Жорняк, Г.Н. Авиатехника, ее обслуживание и ремонт [Текст] / Г. Н. Жорняк, Н. Н. Смирнов – М.: МИИГА, 1995. – 80 с.
75. Микляев, П. Г. Кинетика разрушения [Текст] / П. Г. Микляев, Г. С. Нешпор, В. Г. Кудряшов. – М.: Металлургия, 1979. – 279 с.
76. Горынин, И.В. Титан в машиностроении [Текст] / И. В. Горынин, Б. Б. Чечулин – М.: Машиностроение, 1990. – 400 с.
77. Stolyarov, V.V. Enhanced low-temperature impact toughness of nanostructured Ti [Текст] / V. V. Stolyarov, R. Z. Valiev // Applied physics letters. – 2009. – V. 88. – 041905.

78. Валиев, Р.З. Прочности и механизм ударного разрушения титана Grade 4 и титанового сплава ВТ6 в исходном и субмикроструктурном состояниях [Текст] / Р. З. Валиев, Г. В. Клевцов, И. П. Семенова, Н. А. Клевцова, Д. В. Гундеров, М. В. Фесенюк, М. Р. Кашапов // Деформация и разрушение материалов. – 2012. – № 11. – С. 32–37.
79. Semenova, I.P. Charpy absorbed energy of ultrafine-grained Ti-6Al-4V alloy at cryogenic and elevated temperatures [Текст] / I.P. Semenova, J.M. Modina, A.V. Polyakov, G. V. Klevtsov, N. A. Klevtsova, I. N. Pigaleva, R. Z. Valiev // Materials Science and Engineering A. – 2019. – V. 743. – P. 581-589.
80. Wang J. Comparison on Impact Toughness of High-Strength Metastable Titanium Alloy with Bimodal and Lamellar Microstructures [Текст] / J. Wang, Y. Zhao, Q. Zhao, Ch. Lei, W. Zhou, W. Zeng // Metals, – 2022. – V. 12. – 271.
81. Панасюк, В.В. Методы оценки трещиностойкости конструкционных материалов [Текст] // В. В. Панасюк, А. Е. Андрейкив, С. Е. Ковчик. – Киев: Наукова думка, 1977. – 279 с.
82. Дроздовский, Б.А. Трещиностойкость титановых сплавов [Текст] // Б. А. Дроздовский, Л. В. Проходцева, Н. И. Новосильцева. – М.: Металлургия, 1983. – 191 с.
83. Нотт, Дж. Ф. Основы механики разрушения [Текст]. – М.: Металлургия, 1978. – 256 с.
84. Херцберг, Р.В. Деформация и механика разрушения конструкционных материалов [Текст]. – М.: Металлургия, 1989. – 576 с.
85. Шпайдель, М. О. Новые азотосодержащие аустенитные нержавеющие стали с высокими прочностью и пластичностью [Текст] // МиТОМ. – 2005. – № 11 (605). – С. 9-13.
86. Хорев, А.И. Результаты фундаментальных и прикладных работ по титановым сплавам и перспективы их развития [Текст] // Вестник машиностроения. – 2012. – №5. – С. 47-49.

87. Шевельков, В.В. Влияние параметров структуры на трещиностойкость и пластические свойства высокопрочных титановых сплавов [Текст] // Вестник науки и образования Северо-Запада России. – 2015. – Т.1. – № 1. С. 1-6.
88. Richards, N. L. Quantitative evaluation of fracture toughness-microstructural relationships in alpha-beta titanium alloys [Текст]// Journal of Materials Engineering and Performance. – 2004. – V. 13. – P. 218–225.
89. Shao H. Accordance between fracture toughness and strength difference in TC21 titanium alloy with equiaxed microstructure [Текст] / H. Shao, D. Shan, Y. Zhao , P. Ge, W. Zeng // MaterialsScience&Engineering. – 2016. – A664. – P. 10-16.
90. Saxena, V.K. Effect of phase morphology on fatigue crack growth behavior of α - β titanium alloy – a crack closure rationale [Текст] / V. K. Saxena, V. Radhakrishnan // Metallurgical and Materials Transactions A. – 1998. – V.29. – № 1. – P. 245-261.
91. Chakraborty, S. B. Fatigue crack propagation of metastable beta titanium-vanadium alloys [Текст] / S. B. Chakraborty, E. A. Starke // Metallurgical Transactions A. – 1979. – V. 10. – P. 1901–1911.
92. Феллоуз, Дж. Фрактография и атлас фрактограмм. Справочное издание [Текст] / Перевод с англ. Шур Е.А. под ред. Бернштейна М.Л. – М.: Металлургия, 1982. – 489 с.
93. Illarionov, A. G. Fracture surface analysis of a quenched (α + β)-metastable titanium alloy [Текст] / A. G. Illarionov, S. I. Stepanov, S. L. Demakov // AIP Conference Proceedings. – 2017. – V. 1915. – 40021.
94. Проходцева, Л. В. Влияние формы цикла на усталостные свойства и микростроение изломов титанового сплава ВТЗ-1 [Текст] / Л. В. Проходцева, В. С. Ерасов, О. Ю. Лаврова, А. В. Лавров // Авиационные материалы и технологии. – 2012. – № 2. – С. 54–59.
95. Paradkar, A. Effect of Al and Nb on the trigger stress for stress-induced martensitic transformation during tensile loading in Ti-Al-Nb alloys [Текст] / A. Paradkar, S. V. Kamat, A. K. Gogia., B. P. Kashyap. // Materials Science and Engineering: A. – 2008. – V. 487. – № 1–2. – 2008. – P. 14-19.

96. Li, C. Influence of a morphology and volume fraction on the stress-induced martensitic transformation in Ti-10V-2Fe-3Al [Текст] / C. Li, X. Wu, J. H. Chen, S. van der Zwaag // *Materials Science and Engineering: A*. – 2011. - №528. - P. 5854-5860.
97. Ahmed, M. Strain rate dependence of deformation-induced transformation and twinning in a metastable titanium alloy [Текст] / M. Ahmed, D. Wexler, G. Casillas, D. G. Savvakina, E. V. Pereloma // *Acta Materialia*. – 2016. – V. 104. – P. 190-200.
98. Zhao, Z. The observation of the orthorhombic α'' and FCC titanium in deformed commercially pure titanium compressed at elevated temperature [Текст] / Z. Zhao, G. Zhu, Y. Kang, X. Li, L. Peng // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2020. – 815. - 152298.
99. Sheremetyev, V. A. Investigation of the structure stability and superelastic behavior of thermomechanically treated Ti–Nb–Zr and Ti–Nb–Ta shape memory alloys [Текст] / V. A. Sheremetyev, S. D. Prokoshkin, V. Brailovski, S. M. Dubinskiy, A. V. Korotitskiy, M. R. Filonov, M. I. Petrzhik // *Physics of Metals and Metallography*. - 2015. – V. 116 (4). – P. 413-422.
100. Inaekyan, K. Comparative study of structure formation and mechanical behavior of age-hardened Ti–Nb–Zr and Ti–Nb–Ta shape memory alloys [Текст] / K. Inaekyan, V. Brailovski, S. Prokoshkin, V. Pushinc, S. Dubinskiy, V. Sheremetyev // *Materials Characterization*. – 2015. – V. 103. – P. 65-74.
101. Paradkar, A. Trigger Stress for Stress-Induced Martensitic Transformation during Tensile Deformation in Ti-Al-Nb Alloys: Effect of Grain Size [Текст] // A. Paradkar, S. V. Kamat, Ash. Gogia, B. P. Kashyap // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2008. –V. 39(3). P. 551-558.
102. Xiao, J.F. Role of stress-induced martensite on damage behavior in a metastable titanium alloy [Текст] / J. F. Xiao, X. K. Shang, J. H. Hou, Y. Li, B. B. // *International Journal of Plasticity*. – 2021. – V. 146.

103. Zhu, Ch. Effects of Mo and Cr contents on microstructures and mechanical properties of near β -Ti alloy [Текст] / Ch. Zhu, G. Peng, Y. C. Lin, X.-Y. Zhang, Ch. Liu, K. Zhou // *Materials Science and Engineering: A*. – 2021. – V. 825. –
104. Paradkar, A. The effect of strain rate on trigger stress for stress-induced martensitic transformation and yield strength in Ti-18Al-8Nb alloy [Текст] / A. Paradkar, S. V. Kamat // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2010. – V. 496. – V. 1–2. – P. 178-182.
105. Карабасов, Ю.С. Новые материалы [Текст]/ под науч. ред. Ю.С. Карабасова, – М.: МИСИС, 2002 – 738 с.
106. Lukashovich K.E. Effect of forging temperature on the structure [Текст] / К.Е. Lukashovich, V.A. Sheremetyev. A.A. Kudryashova et al. // *Letters on Materials*. – 2022. – V.12. – P. 54-58.
107. Duerig, T. W. Phase transformations and tensile properties of Ti-10V-2Fe-3Al [Текст] / T. W. Duerig, G. T. Terelinde, J. C. Williams // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 1980. – № 11. – P. 1987–1998.
108. Grosdidier, T. The deformation mechanisms in the β -metastable β -Cez titanium alloy [Текст] / T. Grosdidier, C. Roubaud, M.-J. Philippe, Y. Combres // *Scripta Materialia*. – 1997. – V. 36. P. 21–28.
109. Sasano, H. Titanium: Science and Technology, Proceedings of the 5th International Conference on Titanium [Текст] / H. Sasano, T. Suzuki, Eds. G. Lutjering, et. al.. – Germany: Deutsche Gesellschaft fur Metallkunde E.V. – 1985. – P.1667.
110. Ma, X. Strain rate effects on tensile deformation behaviors of Ti-10V-2Fe-3Al alloy undergoing stress-induced martensitic transformation [Текст] // X. Ma, F. Li, J. Cao, J. Li, Zh. Sun, G. Zhu, Sh. Zhou // *Materials Science & Engineering A*. – 2018. – V. 710. – P. 1-9.
111. Филиппов, М. А. Стали с метастабильным аустенитом [Текст] / М. А. Филиппов, В. С. Литвинов, Ю. Р. Немировский. – М.: Metallurgy, 1988. – 256 с.

112. Tamura, I. Deformation-induced martensitic transformation and transformation-induced plasticity in steels [Текст] // Metal Science. – 1982. – V. 16. – P.245-253.
113. Ellyson, B. Tuning the strength and ductility balance of a TRIP titanium alloy [Текст] / B. Ellyson, J. Klemm-Toole, K. Clarke, R. Field, M. Kaufman, A. Clarke // Scripta Materialia. – 2021. V. 194. – 113641.
114. Zhang S. Damage adaptive titanium alloy by in-situ elastic gradual mechanism [Текст] / S. Zhang, J. Liu, H. Zhang, J. Sun, L. Ch. Damage // Materials (Basel). – 2020. –V. 13(2). – P. 406.
115. Sun, Q. Y. Toughening of titanium alloys by twinning and martensite transformation [Текст] / Q. Y. Sun, S. J. Song, R. H. Zhu, H. C. Gu // Journal of Materials Science. – 2002. – V. 37. –P. 2543–2547.
116. Song M. / Transformation induced crack deflection in a metastable titanium alloy and implications on transformation toughening [Текст] / M. Song, S. Y. He, K. Du, Z. Y. Huang, T. T. Yao, Y. L. Hao, S. J. Li, R. Yang, H. Q. Ye // Acta Materialia. – 2016. – V. 118. – P. 120-128.
117. Хорев, А.И. Теория и практика применения свариваемого высокопрочного титанового сплава ВТ23 в РКК "Буран" и самолете Т-50 [Текст] // Сварочное производство. – 2014. - №3. – С. 51-54.
118. Арисланов, А.А. Перспективы использования титановых сплавов в слоистых композиционных материалах [Текст] / А. А. Арисланов, Л. Ю. Гончарова, Н. А. Ночовная, В. А. Гончаров // Труды ВИАМ. – 2015. – №10. – С. 20 – 23.
119. Железина Г. Ф. Демпфирующие свойства гибридных слоистых металлополимерных материалов на основе алюминиевых, титановых сплавов и слоев органопластика [Текст] / Г.Ф. Железина, А.С. Колобков, Г.С. Кулагина, А.Ч. Кан // Труды ВИАМ. – 2021. – №2 (96). – С.10-19.
120. Валиев, Р.З. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства [Текст] / Р. З. Валиев, И. В. Александров. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. – 398 с.

121. Гриб, С.В. Разработка и исследование структуры, физико-механических свойств низкомодульных сплавов системы Ti-Zr-Nb [Текст] / С. В. Гриб, А. Г. Илларионов, А. А. Попов, О. М. Ивасишин // Физика металлов и металловедение. – 2014. – Т.115. – № 6. – С. 638.
122. Шереметьев, В.А. Исследование стабильности структуры и сверхупругого поведения термомеханически обработанных сплавов с памятью формы Ti-Nb-Zr и Ti-Nb-Ta [Текст] / В. А. Шереметьев, С. Д. Прокошкин, В. Браиловский, С. М. Дубинский, А. В. Коротыцкий, М. Р. Филонов, М. И. Петржик // ФММ. – 2014. – Т. 116. – № 4. – С. 437–448.
123. Guo, Sh. Design and fabrication of a metastable β -type titanium alloy with ultralow elastic modulus and high strength [Текст] / Sh. Guo, Q. Meng, X. Zhao, Q. Wei, H. Xu // Scientific Reports. – 2015. – V. 5. – №14688. – P. 1-8.
124. Сплавы титановые. Марки. ОСТ 1-90013 – 81. ФГУП «ВИАМ». 2009. 7 с.
125. Горелик, С. С. Рентгенографический и электроннооптический анализ [Текст] / С. С. Горелик, Л. Н. Расторгуев, Ю. А. Скаков. – М.: Металлургия, 1970 г. – 366 с.
126. Утевский, Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении [Текст] / Л.М. Утевский. – М.: Металлургия, 1973. – 584 с.
127. Хирш, П. Электронная микроскопия тонких кристаллов [Текст] / П. Хирш, А. Хови, Р. Николсон, Л. Пэшли, М. Уэлан; под. общ. ред. Л.М. Утевского. – М.: Мир, 1968. – 573 с.
128. Ботвина, Л.Р. Основы фрактодиагностики [Текст]. – М.: Техносфера, 2022. – 394 с.
129. Владимиров, А. П. Использование динамической спекл-интерферометрии для бесконтактной диагностики зарождения усталостной трещины и определения скорости ее роста [Текст] / А. П. Владимиров, И. С. Каманцев, В. Е. Веселова, Э. С. Горкунов, С. В. Гладковский // Журнал технической физики. – 2016. – Т. 86. – № 4. – С. 85-90.

130. Гладковский, С. В. Изучение процессов образования и роста усталостных трещин в монолитных и слоистых металлических материалах физическими методами неразрушающего контроля [Текст] / С. В. Гладковский, А. П. Владимиров, Э. С. Горкунов, И. С. Каманцев, В. Е. Веселова, Н. А. Друкаренко // В сборнике: Механика, ресурс и диагностика материалов и конструкций. Сборник материалов. – 2016. – С. 106.
131. Гладковский С. В. Реологическое поведение сплава ВТ23 при деформировании в широком интервале температур [Текст] / С. В. Гладковский, В. П. Волков, Д. Р. Салихьянов, В. Е. Веселова, А. М. Пацелов Деформация и разрушение материалов. – 2020. – № 5. – С. 18-21.
132. Веселова, В. Е. Реологические свойства двухфазного титанового сплава ВТ23 при горячей деформации в широком температурном диапазоне [Текст] / В. Е. Веселова, С. В. Гладковский, В. П. Волков, Д. Р. Салихьянов // В сб.: Уральская школа молодых металловедов. Сборник материалов XX Международной научно-технической Уральской школы-семинара металловедов-молодых ученых. – 2020. – С. 270-273.
133. Bibhanshu, N. Hot deformation and softening response in boronmodified two-phase titanium aluminide Ti-48Al-2V-0.2B [Текст] / N. Bibhanshu, G. Shankar, S. Suwas // Journal of Materials Research. – 2021. – V. 36. – P. 311–321.
134. Ghavam, M.H. Flow behavior modeling of IMI834 titanium alloy during hot tensile deformation [Текст] / M.H. Ghavam, M. Morakabati, S.M. Abbasi, H. Badri // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2015. – V. 25. P. 748-758.
135. Liying, Z. Processing map of one kind of metastable β titanium alloy [Текст] / Z. Liying, Y. Guanjun, G. Peng, M. Xiaonan, Z. Yongqing, Z. Lian // Rare Metal Materials and Engineering. – 2010. – V. 39 P. 1505-1508.
136. Li, M.Q. Effect of hydrogen on processing maps in isothermal compression of Ti-6Al-4V titanium alloy [Текст] / M.Q. Li, W.F. Zhang // Materials Science and Engineering: A. – 2009. V. 502. - P. 32-37.

137. Guan R.G. Effect of microstructure on deformation behavior of Ti–6Al–4V alloy during compressing process [Текст] / R.G. Guan, Y.T. Je, Zh.Y. Zhao, Ch.S. Lee // Materials and Design. – 2012. - V. 36. P. 796–803.
138. Илларионов, А. Г. Деформация и термическая обработка труб из титановых сплавов: учебное пособие [Текст] / А. Г. Илларионов, Я. И. Космацкий, Е. А. Горностаева, Ф. В. Водолазский, ред: И. Ю. Пышминцев. – Екатеринбург: Издательство уральского университета, 2019. – 144 с.
139. Добаткин, С. В. Рекристаллизация металлов и сплавов [Текст] / С. С. Горелик, С. В. Добаткин, Л. М. Капуткина. 3-е изд. М.: МИСИС, 2005. – 432 с.
140. Кудрявцев, Е.А. Эволюция микроструктуры и механическое поведение сплава ВТ6 при 550 и 800°C [Текст] / Е.А. Кудрявцев, С.В. Жеребцов, С.А. Костюченко, Г.А. Салищев // Научные ведомости Серия: Математика. Физика. - 2011. - №23(118). - Вып. 25.
141. Гладковский, С. В. Влияние деформационной стабильности β -фазы в титановом сплаве ВТ23 на фазовый состав, структуру и механические свойства при растяжении и ударном изгибе [Текст] / С. В. Гладковский, В. Е. Веселова, А. М. Пацелов, В. А. Хотинов // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2019. – Т. 21. – № 4. С. 26-33.
142. Веселова, В. Е. Влияние режимов термической обработки на структуру и механические свойства метастабильного титанового сплава ВТ23 [Текст] // В. Е. Веселова, С. В. Гладковский, Н. И. Ковалев // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2021. – Т. 23. № 4. – С. 31-39.
143. Гладковский, С. В. Влияние режимов термической обработки на структуру и статическую трещиностойкость $(\alpha+\beta)$ -титанового сплава ВТ23 [Текст] / С. В. Гладковский, В. Е. Веселова, Д. И. Вичужанин, М. Ч. Зиченков, С. В. Дубинский, Н. И. Ковалев, А. В. Кулемин, И. Е. Ковалев // Деформация и разрушение материалов. – 2022. -№9. – С. 19-27.

144. Gladkovsky, S. V. Influence of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Characteristics of the Titanium Alloy Ti-5Al-5 V-2Mo-Cr with Metastable β -Phase [Текст] / S. V. Gladkovsky, V. E. Veselova, S. N. Sergeev, A. M. Patselov // Transactions of the Indian Institute of Metals. – 2023. – V. 76. – P. 2091–2097.
145. Гладковский, С. В. Влияние режимов термической обработки на характеристики трещиностойкости и механизмы разрушения метастабильного титанового сплава ВТ23 [Текст] / С. В. Гладковский, В. Е. Веселова, С. В. Дубинский, Р. В. Воронков, Н. И. Ковалев, А. В. Кулемин, И. Е. Ковалев // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2023. – Т. 25. № 1. С. – 16-26.
146. Xu, J. Effect of microstructure evolution of the lamellar alpha on impact toughness in a two-phase titanium alloy [Текст] / J. Xu, W. Zeng, Y. Zhao, Z. Jia // Materials Science and Engineering: A. 2016. – V. 676. – P.434 – 440.
147. Xu, L. Static Globularization Behavior and Artificial Neural Network Modeling during Post-Annealing of Wedge-Shaped Hot-Rolled Ti-55511 [Текст] / L. Xu, Sh. Shi, B. Kong, D. Luo, X. Zhang, K. Zhou // Alloy Materials. – 2023. – V. 16(3). – P. 1031.
148. Brilier, F. Analysis of the different slip systems activated by tension in a α/β titanium alloy in relation with local crystallographic orientation [Текст] / F. Brilier, P. Villechaise, J. Mendez // Acta Materialia. – 2005. V. 53. P. 555-567.
149. Глезер, А. М. Физика мегапластической (интенсивной) деформации твердых тел [Текст] / А.М. Глезер, Л.С. Метлов // Физика твердого тела. – 2010. – т. 52. – № 6. – С. 1094.
150. Andrade, A. Deformation and fracture of an alpha/beta titanium alloy [Текст] / A. Andrade, A. Morcelli, R. Lobo // Materia-Rio de Janeiro. – 2010. V. 15(2). P. 364-370.
151. Castany, P. In situ transmission electron microscopy deformation of the titanium alloy Ti-6Al-4V: Interface behavior [Текст] / P. Castany, F. Pettinari-Sturmel, J.

- Douin, A. Coujou // *Materials Science and Engineering: A*. – 2008. - V. 483-484. – P. 719-722.
152. Ильин, А.А. Механизм и кинетика фазовых и структурных превращений в титановых сплавах [Текст]. Издательство: М.: Наука, 1994. 304 с
153. Илларионов, А.Г. Фазовые и структурные превращения при холодной пластической деформации сплавов титана с метастабильной β -фазой [Текст] // В сб.: Прочность неоднородных структур. Материалы 1-ой Евразийской научно-практической конференции. – 2002. – С. 190.
154. Lee, B.-S. Stress-Induced α'' Martensitic Transformation Mechanism in Deformation Twinning of Metastable β -Type Ti-27Nb-0.5Ge Alloy under Tension [Текст] / B.-S. Lee, Y.-D. Im, H.-G.n Kim, K.-H. Kim, W.-Y. Kim, S.-H.n Lim // *Materials transactions*. – 2016. – V. 57. - P. 1868-1871.
155. Перспективные материалы, том IV, Глава 6 [Текст]// Книга “Перспективные материалы”. – Монография. – Под редакцией Д.Л. Мерсона. – Тольятти: Изд-во ТГУ. 2021. Том IX. – 336 с.
156. Wang, J. Comparison on Impact Toughness of High-Strength Metastable β Titanium Alloy with Bimodal and Lamellar Microstructures [Текст] / J. Wang, Y. Zhao, Q. Zhao et al. // *Metals*. – 2022. – V. 12. P. 271.
157. Энгель, Л. Растровая электронная микроскопия (Разрушение) [Текст]/ Л. Энгель, Г. М. Клингеле. - М.: "Металлургия", 1986. - 232 с.
158. Hornbogen, E. Martensitic transformation at a propagating crack [Текст]// *Acta Metallurgica*. – 1978. – № 26 (1). – P. 147-152.
159. Li, C. Effect of strain rate on stress-induced martensitic formation and the compressive properties of Ti–V–(Cr, Fe)–Al alloys [Текст] / C. Li, J. H. Chen, X. Wu, S. van der Zwaag // *Materials Science and Engineering: A*. – 2013. – V. 573. – P. 111.
160. Терентьев, В. Ф. Усталость металлических материалов [Текст]. - М: Наука, 2002. - 248 с.
161. Ritchie, R.O. Mechanisms of fatigue-crack propagation in ductile and brittle solids [Текст] // *International journal of fracture*. – 1999. – №100. – P. 55-83.

162. Bhattacharjee, A. Influence of β grain size on tensile behavior and ductile fracture toughness of titanium alloy Ti-10V-2Fe-3Al [Текст] / A. Bhattacharjee, V.K. Varma, S.V. Kamat, A. K. Gogia, S. Bhargava // Metallurgical and Materials Transactions A. - 2006. - №37. - P. 1423–1433.
163. Heal, D.F. Internal fatigue origins in titanium alloys [Текст] / D. F. Heal, P. A. Blenkinsop // Acta Metallurgica. - 1976. – V. 24. - №1. P. 59-63
164. Пестриков, В.М. Механика разрушения [Текст] / Пестриков В.М., Морозов Е.Н.. – Спб.: Профессия, 2012. – 525 с.

ПРИЛОЖЕНИЕ А. Акт внедрения

Заместитель Генерального директора
ФАУ «ЦАГИ»

М.Ч. Зиченков

« 21 »

2023



АКТ

внедрения результатов диссертационной работы в НИР

Результаты диссертации Веселовой В.Е. на тему «Влияние деформационно-термической обработки на структуру, механические свойства и характеристики трещиностойкости титанового сплава ВТ23» получены в рамках работы по договору от 02.08.2021г. №17705596339190002180/0721//НИР-21 (шифр-Порыв-2021), выполненной Федеральным государственным бюджетным учреждением науки «Институт машиноведения имени Э.С.Горкунова» Уральского отделения Российской академии наук (ИМАШ УрО РАН), и внедрены в НИР по государственному контракту от 02.10.2019 г. № 19411.1770290019.18.015, заключенному между ФАУ «ЦАГИ» и Министерством промышленности и торговли Российской Федерации.

По результатам металлографических и электронномикроскопических исследований выявлены основные закономерности формирования фазового состава и структуры титанового сплава ВТ23 при различных режимах закалки и старения.

Данные проведенных в ИМАШ УрО РАН исследований позволили решить следующие задачи:

1. Провести оценку влияния деформационного $\beta \rightarrow \alpha''$ мартенситного превращения на аномалии механического поведения сплава с метастабильной β -фазой сплава и повышение его прочности, ударной вязкости и статической трещиностойкости.

2. Определить режим термической обработки сплава, обеспечивающий получения комплекса повышенных механических свойств и показателей статической трещиностойкости и конструкционной прочности.

3. Установить связь между механическими свойствами, показателями сопротивления хрупкому разрушению и стросием изломов образцов титанового сплава ВТ23 на различном масштабном уровне после проведения статических и динамических испытаний.

От ФАУ «ЦАГИ»

Начальник управления научной
деятельностью

 И.Е.Ковалев

От ИМАШ УрО РАН

Зав. лабораторией деформирования и
разрушения

 С.В. Гладковский

М.н.с. лаборатории и
деформирования и разрушения

 В.Е. Веселова