



МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ
УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«МОСКОВСКИЙ АВИАЦИОННЫЙ ИНСТИТУТ
(национальный исследовательский университет)»

На правах рукописи

МИТРОПОЛЬСКАЯ НАТАЛИЯ ГЕОРГИЕВНА

**ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И СТРУКТУРЫ НА
ОБРАБАТЫВАЕМОСТЬ РЕЗАНИЕМ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ
ВСТ2К И ВТ6**

Специальность 05.16.01 - Металловедение и термическая обработка металлов

ДИССЕРТАЦИЯ

на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель: академик РАН, доктор
технических наук, профессор
Ильин Александр Анатольевич

Москва – 2017

СОДЕРЖАНИЕ

	Стр.
Введение	4
Глава 1 Состояние вопроса и постановка задач исследований	9
1.1 Сплавы на основе титана	9
1.1.1 Классификация титановых сплавов	9
1.1.2 Принципы легирования титановых сплавов	15
1.1.3 Термическая обработка титановых сплавов	19
1.2 Применение титана и его сплавов в медицине	28
1.2.1 Металлические материалы, применяемые в медицине ...	28
1.2.2 Биологическая и механическая совместимость	32
1.2.3 Коррозионная стойкость и износостойкость	37
1.3 Обрабатываемость резанием титановых сплавов	42
1.3.1 Параметры, определяющие обрабатываемость металлов и сплавов резанием	42
1.3.2 Свойства титановых сплавов и условия, создающиеся в зоне резания	44
1.3.3 Механизм образования стружки при обработке резанием титановых сплавов	52
1.3.4 Способы улучшения обрабатываемости резанием титановых сплавов	59
1.4 Комплексные технологии для обработки титановых сплавов ...	62
1.4.1 Термоводородная обработка	62
1.4.2 Химико-термическая обработка	73
1.5 Заключение по литературному обзору и постановка задач исследований	82
Глава 2 Объекты и методы исследования	85
2.1 Объекты исследования	85
2.2 Методы исследования	86

Глава 3	Влияние режимов термической обработки на структуру и физико-механические свойства сплава ВСТ2К	96
3.1	Формирование фазового состава и структуры в сплаве ВСТ2К в зависимости от температуры нагрева и скорости охлаждения.	97
3.2	Исследование влияния химического состава и структуры на коррозионную стойкость сплава ВСТ2К при электрохимической коррозии	124
	Выводы по главе 3	128
Глава 4	Влияние химического состава и структуры на обрабатываемость резанием титанового сплава ВСТ2К	130
4.1	Исследование влияния химического состава сплава ВСТ2К на термосиловые параметры резания	132
4.2	Исследование влияния параметров структуры сплава ВСТ2К на термосиловые параметры резания	144
4.3	Исследование влияния структуры и химического состава сплава ВСТ2К на параметры стружки	148
4.4	Исследование влияния дополнительного легирования водородом на термосиловые параметры резания сплава ВСТ2К	153
	Выводы по главе 4	153
Глава 5	Влияние содержания алюминия на качество полированной поверхности заготовок из титанового сплава ВТ6	154
	Выводы по главе 5	166
	Общие выводы по работе.....	167
	Литература.....	170
	Приложение. Акт внедрения.....	182

Введение

Актуальность темы исследования

Благодаря сбалансированному сочетанию физико-механических и технологических свойств титановый сплав ВТ6 (Ti-6Al-4V) является одним из наиболее часто используемых материалов для изготовления изделий ответственного назначения, в частности, высоконагруженных медицинских имплантатов. Производство изделий из титана от выплавки слитков и получения деформированных полуфабрикатов до готовой продукции является энергозатратным и дорогостоящим процессом. Поэтому, несмотря на преимущества титана по биологической совместимости, удельной прочности и коррозионной стойкости в биологической среде, зачастую использование нержавеющей стали для изготовления имплантируемых медицинских изделий экономически предпочтительнее.

Перспективным способом снижения стоимости титановой продукции является вовлечение в производство вторичных отходов, что позволяет удешевить вторичные сплавы на 30% и более при сохранении основных конструкционных свойств, присущих титановым сплавам. Такой сплав, впоследствии названный ВСТ2К, был создан в ОАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА (патент РФ №2425164).

Однако, вследствие непредсказуемого сочетания отходов, имеющихся в наличии на момент плавки, трудно получить составы слитков с точно регламентированной структурой и свойствами. Это может приводить к большому разбросу механических и технологических свойств полуфабрикатов, изготовленных из разных плавок. Поэтому разработка технологии обработки полуфабрикатов из сплава ВСТ2К, полученных из слитков с разным химическим составом, обеспечивающей формирование однотипной структуры и, соответственно, стабильного уровня свойств, является актуальной задачей.

Известно, что титановые сплавы трудно обрабатываются резанием. Применение фасонного литья для изготовления деталей из титановых сплавов зачастую неприемлемо вследствие формирования

крупнопластинчатой структуры, в несколько раз снижающей ресурс их работы при знакопеременных нагрузках. А применение изотермической штамповки целесообразно только при массовом производстве. Одним из вариантов решения данной проблемы является создание специальных сплавов с улучшенной обрабатываемостью. Однако полностью решить проблему таким путем не удастся, т.к. эти сплавы не всегда могут обеспечить требуемый комплекс свойств.

На обрабатываемость резанием влияют не только режимы обработки и материал режущего инструмента, но и химический состав сплава и его структурное состояние.

Однако данный аспект проблемы практически не изучен. Поэтому исследование влияния химического состава и структуры $(\alpha+\beta)$ -сплавов на термосиловые параметры резания и качество обрабатываемой поверхности является актуальной задачей.

Цель и задачи

Цель настоящей работы состояла в установлении влияния химического состава и структуры сплавов ВСТ2К и ВТ6 на комплекс механических свойств и термосиловые параметры резания и разработке на этой основе технологий их обработки, обеспечивающих регламентированный уровень физико-механических свойств.

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

1. Установить влияние химического состава, температуры нагрева и скорости охлаждения на формирование структуры и свойства горячекатаных плит из сплава ВСТ2К.

2. Разработать режимы термической обработки, обеспечивающие формирование регламентированной структуры и уровень свойств в горячекатаных полуфабрикатах из сплава ВСТ2К.

3. Провести сравнительную оценку коррозионной стойкости сплавов ВСТ2К, ВТ6, медицинской стали и кобальт-хром-молибденового сплава.

4. Установить влияние химического состава и структуры сплава ВСТ2К на термосиловые параметры резания.

5. Оценить влияние химического состава и структуры сплава ВСТ2К на структуру стружки.

6. Исследовать влияние дополнительного легирования водородом на обрабатываемость резанием сплава ВСТ2К.

7. Изучить влияние химического состава сплава ВТ6 на качество полированной поверхности заготовок.

Научная новизна работы:

1. Показано, что в качестве критерия обрабатываемости резанием сплава возможно использовать расстояние между полосами сдвига (L_c), образующимися в структуре стружки. Установлено, что чем меньше это расстояние, тем лучше обрабатываемость резанием: ниже усилие резания и температура в зоне резания. Установлено, что сравнение данного параметра можно проводить только для сплава одного состава в разных структурных состояниях. При изменении химического состава сплава закономерность изменения L_c сохраняется, но абсолютные значения могут существенно отличаться.

2. Установлено, что для сплава ВСТ2К минимальные усилие резания и температуру в зоне резания обеспечивает структура с глобулярной морфологией частиц α -фазы размером 3-7 мкм и твердостью 35-37 ед.НРС.

3. Показано, что при содержании алюминия 6,0-6,3% в сплаве ВТ6 обеспечивается стабильно высокое качество полированной поверхности заготовки с шероховатостью $Ra \leq 0,04$ мкм. Установлено, что при содержании алюминия менее 6,0% механическое полирование не позволяет получить чистоту поверхности менее 0,05 мм вследствие «наволакивания» металла, а при содержании алюминия более 6,3% в процессе полировки наблюдается «выкрашивание» частиц металла с поверхности, а значение параметра Ra нестабильно и может изменяться от 0,02 до 0,1 мкм.

Теоретическая и практическая значимость:

1. Доказана возможность улучшения термосиловых характеристик резания за счет изменения структурного состояния материала.

2. Разработаны режимы отжига горячекатаных полуфабрикатов из сплава ВСТ2К разного химического состава, обеспечивающие формирование однотипной структуры и стабильных свойств. Определены температуры нагрева и скорость охлаждения в зависимости от содержания β -стабилизаторов. Для сплавов с $[Mo]_{экв}=4,0\div 5,0$ отжиг необходимо проводить при температуре $880^{\circ}C$ ($T_{пп} - 100^{\circ}C$), для сплава с $[Mo]_{экв}=5,0\div 6,0$ – при $920^{\circ}C$ ($T_{пп} - 60^{\circ}C$), а для сплава с $[Mo]_{экв}\geq 6,0$ – при $880^{\circ}C$ ($T_{пп} - 90^{\circ}C$). Последующая изотермическая выдержка в течение 1 часа и охлаждение со скоростью $0,04$ К/с до комнатной температуры позволяют сформировать однотипную структуру и примерно одинаковый уровень свойств. Разработанные режимы отжига обеспечивают не только требуемый уровень свойств, но и лучшую обрабатываемость резанием.

3. Даны рекомендации по химическому составу прутков из сплава ВТ6, предназначенных для изготовления шаровых головок эндопротезов тазобедренного сустава: для уменьшения времени обработки и обеспечения стабильно высокого качества полированной поверхности содержание алюминия в полуфабрикате должно лежать в интервале $6,0 - 6,3$ масс.%.

Методология и методы исследования

Методологической основой исследования послужили работы ведущих российских и зарубежных ученых, государственные стандарты РФ.

При выполнении работы были использованы современные методы исследования: металлографический, рентгеноструктурный и микрорентгеноспектральный анализы, испытания на растяжение и сжатие, измерение твердости.

Положения, выносимые на защиту:

1. Закономерности формирования структуры в сплаве ВСТ2К разного химического состава при термическом воздействии.
2. Изменение термосиловых параметров резания в зависимости от химического состава сплава и структуры сплава ВСТ2К.
3. Изменение термосиловых параметров резания в зависимости от содержания водорода в сплаве ВСТ2К.
4. Закономерности изменения шероховатости поверхности (Ra) в зависимости от содержания алюминия в сплаве ВТ6.

Степень достоверности результатов

Все результаты получены на поверенном оборудовании с использованием лицензионного программного обеспечения, испытания и измерения проводились в соответствии с требованиями ГОСТ, достоверность результатов подтверждается хорошим совпадением экспериментальных данных и теоретических расчетов, использованием методов математической статистики при обработке результатов.

Апробация результатов

Материалы работы доложены на 8 научно-технических конференциях и семинарах, в том числе: на Международных конференциях «Ti в СНГ» (Львов, 2011 г.; Киев, 2012 г., Киев, 2013 г., Санкт-Петербург, 2016), на VII Международном Аэрокосмическом Конгрессе IAC'12 (Москва, 2012), на Международных молодежных научных конференциях «Гагаринские чтения» (Москва, МАТИ, 2012 г., Москва, МАТИ, 2014)

ГЛАВА 1. СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА И ПОСТАНОВКА ЗАДАЧ ИССЛЕДОВАНИЙ

1.1. СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ ТИТАНА

1.1.1. Классификация титановых сплавов

Для чистого титана характерна невысокая прочность ($\sigma_B \approx 250-450$ МПа) в сочетании с высокой пластичностью ($\delta = 50-60\%$, $\psi = 70-90\%$) и технологичностью при обработке давлением, включая холодную штамповку [1]. В связи с невысокой плотностью ($\rho \approx 4,5$ г/см³) он обладает преимуществами перед многими материалами по удельным прочностным характеристикам. Титан обладает высокой коррозионной стойкостью как в агрессивных средах (щелочные, кислотные среды), так и в естественных (морская вода, морская атмосфера). Эффективность применения титана во многих назначениях можно значительно повысить легированием и методами термической обработки. В значительной мере это определяется его полиморфизмом: до температуры 882,5°С титан обладает ГПУ-структурой (α -фаза), выше 882,5°С до температуры плавления – ОЦК-структурой (β -фаза).

Титановые сплавы классифицируют по различным признакам. Одной из наиболее распространенных является классификация по фазовому составу [2]:

1. α -сплавы, структура которых представлена α -фазой, при этом возможно существование небольших прослоек β -фазы не более 1-2% (титан ВТ1-0, сплавы ВТ5-1, ВТ5Л);
2. псевдо- α -сплавы, структура которых представлена в основном α -фазой и небольшим количеством β -фазы до 5% (ВТ20, ОТ4-1);
3. ($\alpha+\beta$)-сплавы, структура которых представлена в основном α - и β -фазами в различных соотношениях и различной формы выделений (ВТ6, ВТ16, ВТ23, ВТ9);
4. псевдо- β -сплавы, в которых основу составляет β -фаза с включениями

α -фазы; закалкой или нормализацией (вместо отжига) с температур β -области в этих сплавах можно легко получить однофазную β -структуру (BT22, BT35, TC6);

Эти сплавы в закаленном состоянии характеризуются высокой технологической пластичностью, хорошо обрабатываются давлением, обладают малой склонностью к водородной хрупкости. К недостаткам можно отнести невысокую термическую стабильность; неудовлетворительная свариваемость, обусловленная ростом зерна в околошовной зоне; большой разброс механических свойств, вызванный химической неоднородностью сплавов в связи с высокой степенью их легирования и большой чувствительностью процесса старения к содержанию примесей внедрения.

5. β -сплавы представлена термодинамические стабильной β -фазы.

6. Сплавы переходного класса, которые по структуре и протекающим в них превращениям занимают промежуточное положение между $(\alpha+\beta)$ - и псевдо-сплавами [87].

Однофазные α -сплавы и псевдо- α -сплавы содержат небольшие количества алюминия и малые концентрации β -стабилизаторов, что позволяет сохранить при обработке давлением высокую технологичность, близкую к технологичности чистого титана. Эти сплавы хорошо свариваются всеми видами сварки, термически не упрочняются – их применяют в отожженном состоянии. Общие недостатки сплавов данных групп – сравнительно невысокая прочность и большая склонность к водородной хрупкости [87].

Сплавы $(\alpha+\beta)$ -класса обладают широким диапазоном свойств, так как они включают в себя материалы, содержащие в отожженном состоянии примерно от 5 до 60% β -фазы. Эти сплавы отличаются большим разнообразием структуры и свойств, благодаря возможности при легировании изменять в широком интервале соотношение α - и β -фаз в отожженном состоянии, и благодаря применению не только отжига, но и закалки со старением. Значительное количество β -фазы обуславливает высокую технологическую пластичность $(\alpha+\beta)$ -сплавов и малую

склонность к водородной хрупкости [3].

Хотя $(\alpha+\beta)$ -сплавы в отожженном состоянии обладают высокой прочностью при температурах, близких к комнатной, их временное сопротивление разрыву с повышением температуры снижается более интенсивно, чем у псевдо- α -сплавов, так что они оказываются менее жаропрочными. Высокие прочностные свойства $(\alpha+\beta)$ -сплавов в термически упрочненном состоянии сохраняются до сравнительно невысоких температур, так что дисперсионное твердение не может быть эффективно использовано для повышения жаропрочности $(\alpha+\beta)$ -сплавов. Механические свойства сплавов этого класса изменяются в довольно широких пределах. К тому же эти сплавы упрочняются путем закалки и старения, что позволяет получить в них высокопрочное состояние, но при пониженных характеристиках пластичности. Механические свойства сплавов $(\alpha+\beta)$ -класса очень чувствительны к типу и параметрам микроструктуры.

Классификацию титановых сплавов по структуре в закаленном состоянии включает в себя:

1. Сплавы мартенситного класса, структура которых после закалки с температур β -области представлена α' - или α'' -мартенситом;
2. Сплавы переходного класса, структура которых после закалки с температур β -области представлена α' (α'') и β -фазой;
3. β -сплавы, структура которых после закалки представлена β - или β (ω^1)-фазами.

К мартенситного класса относят большую группу титановых сплавов на основе α - и β - твердых растворов. Общим для этих сплавов является хорошее соотношение прочности и пластичности в отожженном состоянии. Их в большей или меньшей степени можно подвергать упрочняющей термической обработке, эффект которой возрастает по мере увеличения K_β сплава. Поэтому большинство

1 ω -фаза – это особый вид мартенсита (имеет искаженную гексагональную решетку). Реализация превращения $\beta \rightarrow \omega$ ограничена $C''_{кр}$ β -стабилизатора

титановых сплавов мартенситного типа используется в промышленности как в отожженном, так и в термически упрочненном состоянии.

Обладая значительным преимуществом перед псевдо- α -сплавами (высокая прочность при хорошей пластичности, способность упрочняться путем термической обработки), сплавы мартенситного типа имеют некоторые недостатки. К ним относятся: чувствительность к термическому воздействию, что создает определенные трудности при сварке, горячей деформации и некоторых других операциях; пониженная термическая стабильность при использовании для их легирования повышенных количеств эвтектоидообразующих элементов или при использовании этих сплавов в недостаточно стабилизированном состоянии, например, после охлаждения на воздухе с температур отжига; повышенная чувствительность служебных свойств к типу структуры, особенно в термически упрочненном состоянии, и некоторые другие. Тем не менее титановые сплавы мартенситного типа весьма интересны как конструкционный материал, поскольку они отличаются большей удельной прочностью по сравнению с псевдо- α -сплавами [4].

Существует также классификация по способу производства – деформируемые и литейные. С практической точки зрения представляет интерес классификация по назначению – конструкционные, жаропрочные, криогенные, коррозионно-стойкие, функциональные. Применительно к производственным задачам титановые сплавы целесообразно классифицировать по уровню прочности; малопрочные ($\sigma_b < 700$ МПа), средней прочности ($\sigma_b = 700-1000$ МПа) и высокопрочные ($\sigma_b > 1000$ МПа) [5, 6, 7].

Так как при практическом использовании классификации титановых сплавов по структуре в отожженном состоянии возникают затруднения, обусловленные тем, что меняя режим отжига, можно получить разнообразные структуры были введены понятия о коэффициенте β -стабилизации (K_β) и молибденовом эквиваленте $[Mo]_{\text{экв}}$ (табл. 1.1). Молибденовый эквивалент и

коэффициент β -стабилизации показывает, насколько данный сплав близок по составу ко второй критической концентрации ($C''_{кр}$). $[Mo]_{экр}$ даёт абсолютные эквивалентные значения, а K_{β} - относительные. Эти коэффициенты дают лишь приблизительную оценку β -стабилизации титановых сплавов, так как при расчёте не учитывается влияние α -стабилизаторов и нейтральных упрочнителей, а действие β -стабилизаторов считается аддитивным [8].

Влияние алюминия и нейтральных упрочнителей на структуру и свойства многокомпонентных титановых сплавов оценивают с помощью эквивалента по алюминию $[Al]_{экр}$. Данный эквивалент оценивает условия образования упорядоченной α_2 -фазы, которая снижает термическую стабильность сплавов. Двойные сплавы Ti-Al теряют термическую стабильность в интервале концентраций от 8 до 9% масс [87]. При дополнительном легировании их оловом и цирконием содержание алюминия, при котором термическая стабильность становится неудовлетворительной, смещается к меньшим концентрациям (табл. 1.1).

Таблица 1.1. - Эквиваленты легирующих элементов по молибдену и алюминию и коэффициент β -стабилизации для отечественных промышленных титановых сплавов разных классов [5, 6, 9, 87].

Класс сплавов	Марка сплава	K_{β}	$[Mo]_{экр}$	$[Al]_{экр}$
α -сплавы	BT1-0, BT5	0	0	0,8 - 7
Псевдо- α -сплавы	OT4, BT18У, BT20	$\leq 0,25$	$\leq 2,75$	2 - 9
$(\alpha+\beta)$ -сплавы	BT6, BT9, BT23	0,3 - 0,9	3,3 - 10	4 - 8,5
Псевдо β -сплавы	BT22, BT35, TC6	1,4 - 2,4	15,5 - 26,5	4 - 5
β -сплавы	4201	$\geq 2,5$	$\geq 27,5$	≥ 1

Одним из представителей этого класса является среднепрочный ($\alpha+\beta$)-сплав ВТ6. Отечественный сплав ВТ6 содержит в своём составе 5,3 - 6,8% V и ванадием в количестве 3,5 - 5,3% Al и является модификацией широко известного сплава Ti-6Al-4V. Он относится к двухфазным ($\alpha+\beta$)-сплавам мартенситного класса с небольшим количеством β -фазы, наличие которой обуславливает их способность к упрочняющей термической обработке. Это самый универсальный по применению (включая протезы в хирургии) титановый сплав, из которого получают все виды полуфабрикатов.

Легирование алюминием сплава ВТ6 упрочняет и стабилизирует α -фазу, повышает прочностные и жаропрочные свойства, температуру A_{c3} , а также снижает удельный вес сплава. Ванадий являющийся β -стабилизатором, снижает температуру $\alpha+\beta\leftrightarrow\beta$ - перехода. С повышением его содержания увеличивается количество β -фазы, более пластичной при высоких температурах по сравнению с α -фазой, что способствует улучшению технологичности при температурах горячей деформации [4, 10]. Ванадий относится к числу тех немногих легирующих элементов в титане, которые повышают не только прочностные свойства, но и пластичность. Благоприятное влияние ванадия на пластические свойства связано с его специфическим влиянием на параметры решетки α -титана. Большинство легирующих элементов в титане увеличивают соотношение осей c/a и приближают его к теоретическому значению 1,633, что затрудняет скольжение по призматическим плоскостям и снижает пластичность. Ванадий, наоборот уменьшает соотношение осей c/a и тем самым повышает способность α -фазы к пластической деформации. Кроме того, ванадий затрудняет образование сверхструктуры α_2 , поэтому в сплавах системы Ti-Al-V можно допускать большое количество алюминия, чем в двойных сплавах Ti-Al, без опасения охрупчивания материала при длительной эксплуатации [11].

Примеси - элементы внедрения - кислород, азот и углерод - аналогично алюминию упрочняют α - фазу и повышают температуру $\alpha+\beta\leftrightarrow\beta$ -перехода, а

примеси замещения, в частности железо - снижает. Примеси железа (до 0,6%) и кремния (до 0,20 %) не влияют на структуру сплава ВТ6 [4].

Температура $\alpha+\beta\leftrightarrow\beta$ -перехода сплава ВТ6 970 - 1010°C. Изотермическое сечение диаграммы состояния системы Ti-Al-V при 1100, 800 и 550°C показывают, что при достаточно высоких температурах структура сплава ВТ6 представлена β -фазой, при 800°C примерно равным количеством α - и β -фаз, а при 550°C в структуре сплава должно быть всего около 5% β -фазы. Однако равновесия при температурах ниже 600°C устанавливаются очень долго и поэтому в реальных условиях в сплаве ВТ6 в отожженном состоянии содержится около 10% β -фазы [11].

1.1.2. Принципы легирования титановых сплавов

Все легирующие элементы по влиянию на полиморфизм титана подразделяются на три группы (рисунок 1.1) [5 - 7, 12]:

Первая группа представлена α -стабилизаторами – элементами, повышающими стабильность α -фазы. Из металлов к числу α -стабилизаторов относятся алюминий и, возможно, галлий и индий.

Алюминий. Практически все титановые сплавы, за редким исключением, легируют алюминием, который имеет следующие преимущества перед остальными легирующими компонентами:

- алюминий распространен в природе, доступен и сравнительно дешев;
- плотность алюминия значительно меньше плотности титана, и поэтому введение алюминия повышает удельную прочность сплавов;
- алюминий эффективно упрочняет α -, ($\alpha+\beta$)- и β -сплавы при сохранении удовлетворительной пластичности и технологичности (рис 1.2);
- с увеличением содержания алюминия повышаются характеристики жаропрочности сплавов титана;

- алюминий повышает модули упругости;
- с увеличением содержания алюминия в сплавах уменьшается их склонность к водородной хрупкости.

Вместе с тем содержание алюминия не должно быть чрезмерно большим из-за снижения пластичности, обусловленного образованием α_2 -фазы, уменьшения технологической пластичности и усиления склонности к солевой коррозии и коррозионному растрескиванию [5, 7, 9? [87]. Кроме алюминия наиболее распространенными легирующими элементами в титановых сплавах являются молибден, олово, цирконий, марганец, хром, железо, кремний и в меньшей степени ниобий и вольфрам.

Вторая группа – это β -стабилизаторы – элементы, повышающие стабильность β -фазы (рис. 1.1). Эти элементы в свою очередь можно разбить на две подгруппы.

– В сплавах титана с элементами первой подгруппы при достаточно низкой температуре происходит эвтектоидный распад β -фазы; к числу таких элементов относятся хром, марганец, железо, медь, никель, свинец, бериллий, кобальт – их называют β -эвтектоидными стабилизаторами.

– В сплавах титана с элементами второй подгруппы при достаточно высокой их концентрации β -твердый раствор сохраняется до комнатной температуры, не претерпевая эвтектоидного распада. Такие элементы называют изоморфными β -стабилизаторами. К числу этих элементов принадлежат: ванадий, молибден, ниобий, тантал, вольфрам.

Ванадий значительно повышает прочностные свойства, при сохранении хорошей пластичности. Уменьшает соотношение осей c/a и тем самым повышает способность α -фазы к пластической деформации. Затрудняет образование сверхструктуры α_2 , и поэтому в сплавах системы Ti-Al-V можно допускать большое количество алюминия без охрупчивания материала при дальнейшей эксплуатации, чем в двойных сплавах Ti-Al [5, 6, 9, 12].

Молибден увеличивает прочностные и жаропрочные свойства сплавов, но и затрудняет эвтектоидный распад β -фаза, повышая термическую стабильность.

Большинство β -стабилизаторов повышают прочность, жаропрочность и термическую стабильность титановых сплавов и уменьшают их пластичность (рис 1.2). Изоморфные β -стабилизаторы используются в качестве легирующих элементов в промышленных сплавах. Они способствуют сохранению β -фазы в непревращенном состоянии при комнатной температуре. Добавка в сплавы титана таких β -стабилизаторов, как V, Mo, Nb уменьшает склонность к образованию хрупкой упорядочной структуры. В этом случае интерметаллидная α_2 -фаза образуется при большем содержании алюминия. Кроме того, в структуре появляется β -фаза, которая заметно улучшает технологическую пластичность сплавов.

Третья группа – нейтральные упрочнители. Она представлена легирующими элементами, мало влияющими на устойчивость α - и β -фаз. К числу таких элементов относятся: олово, цирконий, германий, гафний и торий.

Легирование титановых сплавов нейтральными элементами не меняют их фазового состава, но дают определенное фазовое упрочнение. Из этой группы наибольшее практическое значение представляют олово и цирконий. Они повышают термическую стабильность и жаропрочность, увеличивают прочность и предел ползучести, улучшают свариваемость титановых сплавов

Фазовый состав и эксплуатационные (механические и др.) свойства титановых сплавов сильно зависят от присутствия постоянных примесей. По взаимодействию с твердым раствором их делят на две группы: примеси внедрения (кислород, углерод, азот) и примеси замещения (железо, кремний). Примеси

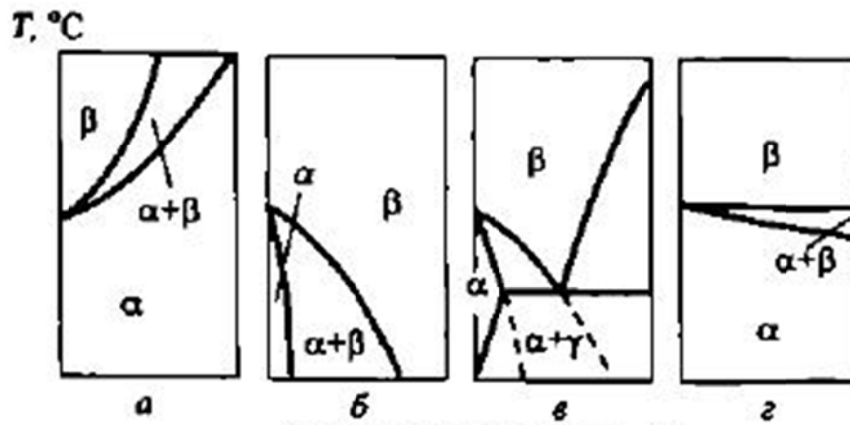


Рисунок 1.1 – Классификация легирующих элементов в титановых сплавах [5].

а) α -стабилизаторами; б) β -эвтектоидными стабилизаторами;
в) изоморфными β -стабилизаторами; г) нейтральные упрочнители

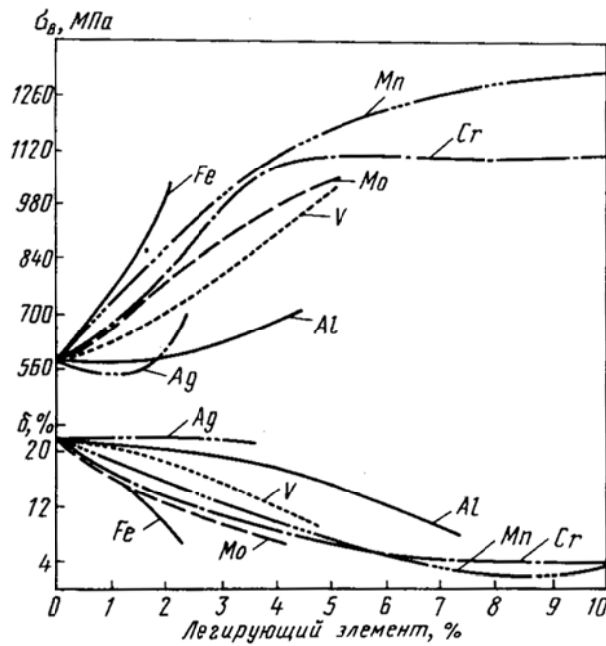


Рисунок 1.2 – Влияние легирующих элементов на комплекс механические свойства двойных сплавов титана при комнатной температуре: [5, 6].

повышают прочностные свойства и снижают пластические. Примеси внедрения (O, N, C) оказывают более сильное влияние на свойства титана, чем примеси замещения (рис. 1.3). Поэтому их содержание обычно ограничивают концентрациями не более 0,015%Н, 0,05%N, 0,2%O, 0,1%С. Примеси замещения (Si, Fe) снижают пластичность меньшей степени., поэтому их содержание допускается до 0,15-0,20%.

В небольших количествах кремний и железо используются в качестве легирующих элементов. Примеси – элементы внедрения– аналогично алюминию упрочняют α - фазу и повышают температуру полиморфного превращения, а примеси замещения, в частности железо – снижают ее [5, 6, 9, 12].

1.1.3. Термическая обработка титановых сплавов

В титане основным превращением является полиморфное: $Ti_{\alpha} \leftrightarrow Ti_{\beta}$. Полиморфное превращение в титане происходит в соответствии с принципом ориентационного и размерного соответствия. Согласно этому принципу, форма и ориентация зародышей новой фазы при кристаллизации в анизотропной среде должны соответствовать принципу минимальной поверхностной энергии в данном объеме, а минимум поверхностной энергии достигается при максимальном сходстве в расположении атомов на соприкасающихся гранях старой и новой фаз. В сплавах титана полиморфное $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение в отличие от титана протекает в интервале температур. Верхняя температура полиморфного превращения, соответствует переходу от $\alpha + (\alpha + \beta)$ -структуре, которую обозначают T_{III} (температура полного полиморфного превращения) или A_{c3} .

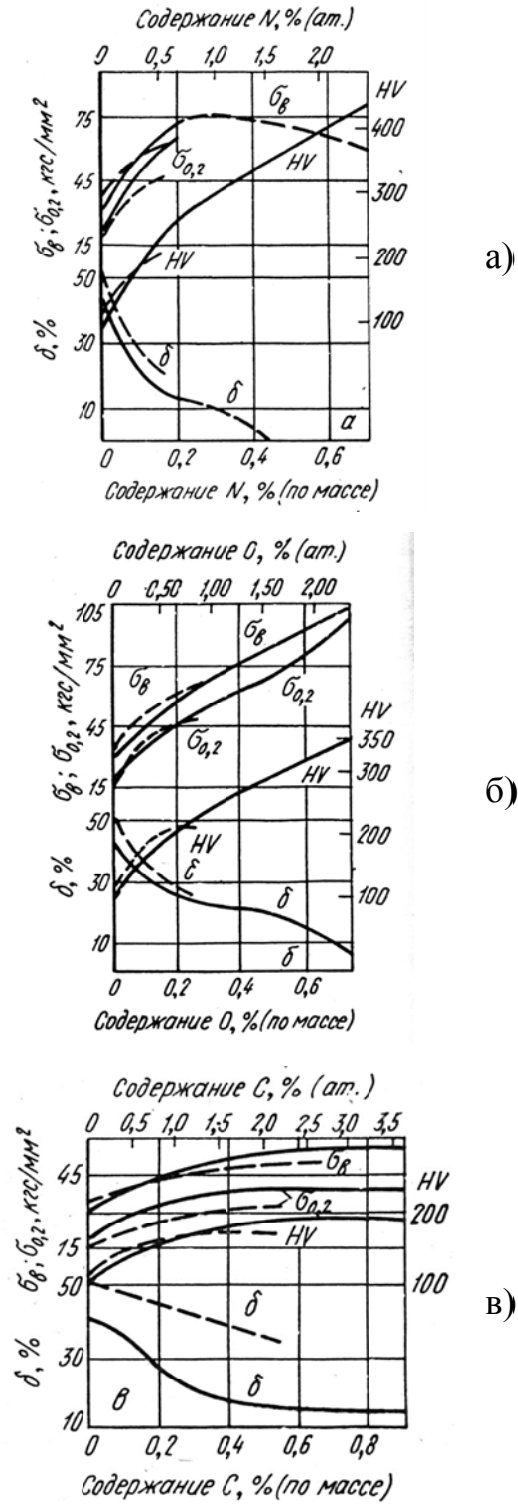


Рисунок 1.3 – Влияние примесей внедрения на механические свойства титана:

а) азот, б) кислород, в) углерод

При небольших скоростях охлаждения ($V < V_{кр}^1$) это превращение происходит путем образования зародышей новой фазы и роста зерен. При быстром охлаждении ($V > V_{кр}^1$) переход $T_{i\beta} \rightarrow T_{i\alpha}$ происходит по типу мартенситных превращений. При всех скоростях охлаждения превращение доходит до конца.

Мартенситное превращение в титановых сплавах протекает в интервале температур $M_k - M_n$. Эти температуры понижаются с увеличением содержания легирующих компонентов и в сплавах с переходными элементами при концентрациях $C'_{кр}$ и $C''_{кр}$ достигают комнатной температуры (рис. 1.4), которые называются первой и второй критической концентрацией. Помимо этого, в титановых сплавах ниже температуры T_ω происходит мартенситное превращение особого рода $\beta \rightarrow \omega$, реализация которого ограничена третьей критической концентрацией $C'''_{кр}$. Превращение $\beta \rightarrow \omega$ не доходит до конца, так что ω -фаза сосуществует с β -фазой. Алюминий и нейтральные упрочнители (олово и цирконий) подавляют образование ω -фазы при закалке [1, 2].

Температура начала мартенситного превращения не зависит от скорости охлаждения и определяется лишь природой легирующих элементов. Так с увеличением их концентрации, выше критической, температуры начала и конца мартенситного превращения резко снижаются (рис. 1.5).

При закалке из β - области в сплавах с концентрацией легирующего элемента меньше C_1 и в интервале концентраций $C_1 - C'_{кр}$ мартенситное превращение доходит до конца и в структуре фиксируется только α' - или α'' - мартенсит.

Мартенситная α' - фаза, как и α - титан, имеет гексагональную кристаллическую структуру и типичную игольчатую микроструктуру. Рентгенографически она выражается размытием характерных интерференционных линий, что связано с возникновением внутренних напряжений в кристаллической решётке.

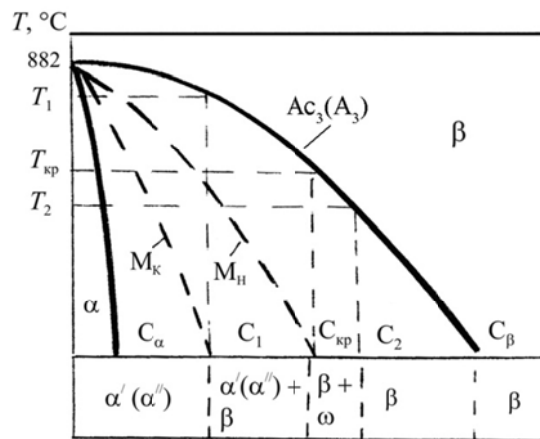


Рисунок. 1.4. – Схема изменения фазового состава сплавов «Ti-β-стабилизатор» после закалки [1]

A_{c3} – температура полиморфного превращения

$T_{кр}$ – максимальная температура, при закалке с которой в структуре не образуется мартенсита.

$M_{н}$ – температура начала мартенситного превращения

$M_{κ}$ – температура начала мартенситного превращения

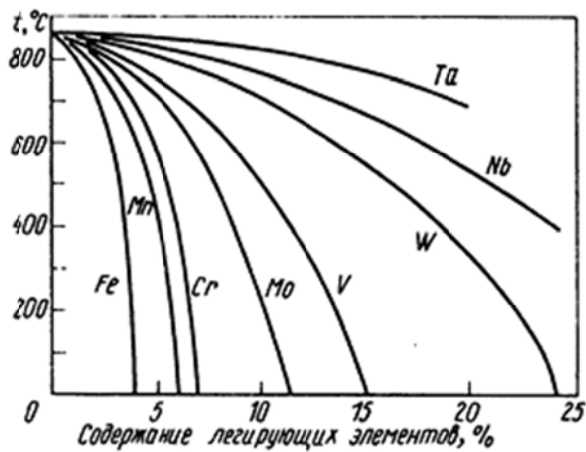


Рисунок 1.5. – Влияние легирующих элементов на температуру начала мартенситного превращения в титане

Мартенсит α'' имеет ромбическую кристаллическую решётку. Переход от α' - к α'' - структуре рентгенографически проявляется в том, что некоторые линии мартенситной фазы на дифрактограммах начинают раздваиваться. Переход от α' - к α'' - структуре сопровождается уменьшением прочности и твёрдости сплавов и повышением пластичности [5, 6, 12]. Мартенсит α' обычно образуется в титане (BT1-0) и малолегированных титановых (BT5, OT4, BT20) сплавах. Мартенсит α'' наблюдается в структуре сильно легированных титановых сплавах (BT6, BT23, BT3-1). В некоторых сплавах возможно образование мартенсита обоих типов. Мартенситные фазы имеют пластинчатую структуру.

При концентрации легирующих элементов от $C'_{кр}$ до $C''_{кр}$ мартенситное превращение не доходит до конца. Вместе с тем ниже температуры T_{ω} внутри β -фазы формируется ω -фаза и структура таких сплавов представлена α'' - и $\beta(\omega)$ - фазами. Металлографии ω -фаза практически не обнаруживается, так как она когерентна с решеткой β -фазой и очень дисперсная.

Если концентрация β -стабилизатора превышает вторую критическую ($C''_{кр}$), то мартенситное превращение подавляется, но условия образования ω -фазы сохраняются. В связи с этим структура закаленных из β -области сплавов с концентрацией β -стабилизаторов от $C''_{кр}$ до $C'''_{кр}$ представлена $\beta(\omega)$ - фазами. При концентрациях свыше $C'''_{кр}$ ω -фаза при закалке не образуется и структура сплавов становится однофазной (β).

В зависимости от требований прочности, пластичности или вязкости разрушения ($\alpha+\beta$)-сплавы могут подвергаться: неполному, простому, двойному и изотермическому отжигу и упрочняющей термической обработке, состоящей из закалки и старения.

Неполный отжиг сплава BT6 предназначен для снятия остаточных напряжений и восстановления предела прочности после различных технологических операций – формообразования, механической обработки и др (табл. 1.2). Обычно для этой цели применяют нагрев при 600 - 650°C (ниже T_p) с

выдержкой в течение 1 часа с последующим охлаждением на воздухе [13].

Простой отжиг снимает горячий наклеп, возникающий в процессе деформации, стабилизирует структуру и механические свойства сплава. Режим такого отжига заключается в нагреве до температур достаточных для полного разупрочнения (для ВТ6 - 800°C). Охлаждение после отжига обычно производят на воздухе [13].

Таблица 1.2 – Механические свойства 40 мм плиты из сплава ВТ6 после различных видов отжига [13].

Режим термической обработки	K_{Ic} , МПа мм ^{1/2}	$\sigma_{0,2}$, МПа	ψ , %	δ , %	KCU, МДж/см ²
Неполный отжиг: 590°C, 3ч, воздух	2680	854	37	13,5	0,92
Простой отжиг: 730°C, 2ч, воздух	2500	826	34	12,5	0,70
Изотермический отжиг: 800°C, 2ч, охл. с печью до 500°C, 30 мин, воздух	2820	866	36	13,5	0,11
Отжиг в $\alpha+\beta$ -области: 900°C, 10ч, охл. с печью	3470	798	33	29,0	0,80
β -отжиг: 1050°C, 30 мин, воздух +730°C, 2ч, воздух	3010	895	31	12,0	0,55

Для полуфабрикатов небольшого сечения быстрое охлаждение на воздухе может привести к некоторому повышению прочности. Медленное охлаждение с печью до 600°C и затем охлаждение на воздухе может устранить эти явления [4]. Медленное охлаждение особенно полуфабрикатов больших сечений может предотвратить коробление.

Изотермический отжиг состоит из нагрева сплава при сравнительно высоких температурах, достаточных для прохождения полигонизации или рекристаллизации, обеспечивающих высокую стабильность β -фазы (ниже T_p), и выдержке при этой температуре с последующим охлаждением на воздухе. Для перехода от первой ступени ко второй полуфабрикаты или охлаждают с печью, или их переносят в другую печь. Такой вид обработки обеспечивает высокую термическую стабильность, жаропрочность, длительную прочность и пластичность.

Двойной отжиг отличается от изотермического тем, что после отжига на первой ступени сплав охлаждают до комнатной температуры на воздухе, а затем снова нагревают до температуры второй ступени [13]. После охлаждения сплава с высокотемпературной ступени в нем фиксируется метастабильная β -фаза, которая при последующем нагреве до температуры второй ступени распадается, вызывая упрочнение сплава. В итоге двойной отжиг обеспечивает более высокую прочность при пониженной пластичности [11]. В этом заключается отличие двойного отжига от простого и изотермического, приводящих к разупрочнению сплавов. Двойной отжиг несколько улучшает вязкость разрушения и сопротивление росту трещин в морской воде (табл. 1.2.)

Для повышения вязкости разрушения может применяться также отжиг при температурах выше $\alpha+\beta \Leftrightarrow \beta$ - перехода на 40 - 50°C, так называемый β -отжиг, приводящий к рекристаллизации первичного β -зерна и появлению пластинчатой структуры [4]. Толщина пластин α -фазы сильно зависит от скорости охлаждения после отжига в β -области – чем быстрее охлаждение тем тоньше образуются

пластины. Что в свою очередь оказывает влияние на механизм распространения трещины. При формировании тонкопластинчатой структуры α -фазы происходит сильное ветвление трещины, что приводит к притуплению магистральной трещины и релаксации напряжений в ее вершине. В результате энергия, необходимая для начального скачка трещины и ее распространения, возрастает.

Заводской отжиг обычно проводят при 735°C с последующим охлаждением на воздухе. Помимо этого применяют рекристаллизационный отжиг при 925°C , что приводит к повышению вязкости разрушения и ударной вязкости при сохранении высоких пластических свойств из-за формирования смешанной бимодальной структуры с большой долей пластинчатой составляющей. Рекомендуется также двойной отжиг (940°C , 10 минут, воздух + 675°C , 4 часа, воздух), который позволяет улучшить вязкость разрушения и сопротивление коррозионному растрескиванию.

Режимы закалки и старения должны обеспечивать разумное сочетание уровня прочности, пластичности и эксплуатационных свойств. Поэтому чаще всего титановые сплавы применяют в состоянии небольшого перестаривания. Упрочняющая термическая обработка, состоящая из закалки и старения, может осуществляться с нагревом под закалку до $(\alpha+\beta)$ - и β -области.

Структура сплава ВТ6 после закалки существенно зависит от температуры нагрева. При закалке с температур ниже 750°C в сплаве фиксируются α - и β -фазы. При высоких температурах содержание легирующих элементов β -фазе меньше второй критической концентрации и она при закалке частично переходит в мартенситную фазу. После закалки с еще более высоких температур фиксируется α - и α' -фазы. При закалке с температур, соответствующих β -области, структура сплава представлена мартенситной α' -фазой; поэтому по структуре в закаленном состоянии сплав ВТ6 относится к мартенситному классу [11].

На уровень прочности после упрочняющей термической обработки оказывает влияние химический состав сплава. В зависимости от соотношения

алюминия и ванадия температура нагрева под закалку может изменяться в пределах от 880 до 950°C. При этом изменяется количество зафиксированной закалкой метастабильной β -фазы, распадающейся затем при старении и изменяющей прочность сплава. Наиболее высокая прочность наблюдается после закалки с температур близких к $T_{кр}$ (850°C), когда образуется максимальное количество β -фазы [4]. При закалке с температур выше $T_{кр}$ в сплаве помимо метастабильной фазы β образуется мартенсит α' , но он не дает значительного упрочнения при старении. Прочность термически упрочнённого сплава складывается из его прочности в закаленном состоянии и эффекта упрочнения при старении.

Упрочнение сплавов при старении происходит в результате дисперсионного старения, обусловленного низкотемпературным распадом метастабильных α' - и β -фаз. Для сплава ВТ6 большой вклад в повышение прочностных характеристик вносит распад β -фазы. Сплав ВТ6 подвергают старению при сравнительно низких температурах 450 - 550°C, что обеспечивает достаточно высокий эффект упрочнения.

Соответствующие режимы обработки для сплава ВТ6 включают в себя:

1). Закалку с 940°C (10 минут) в воде и нагрев при 510-540°C, 4 часа, охлаждение на воздухе, этот режим термической обработки обеспечивает наиболее высокую прочность (увеличение на 20-30%), но меньшее значение пластичности, вязкости разрушения и сопротивления коррозионному растрескиванию по сравнению с отожженным материалом;

2). Закалку с 940°C (10 минут) в воде и перестаривание (нагрев при 675°C, 4 часа, охлаждение на воздухе); этот режим обеспечивает промежуточную прочность по сравнению со свойствами отожженного и полностью состаренного материала, но повышенную пластинчатость и трещиностойкость по сравнению со свойствами высокопрочного состояния;

3). Закалку с 1035°C (30 минут) в воде и перестаривание (нагрев 675 –

730°C, 2-4 часа, охлаждение на воздухе); эта обработка приводит к примерно таким же свойствам, как и β -отжиг, но при улучшенных характеристиках сопротивления усталости.

1.2. ПРИМЕНЕНИЕ ТИТАНА И ЕГО СПЛАВОВ В МЕДИЦИНЕ

1.2.1. Металлические материалы, применяемые в медицине

В целом применение металлических материалов в медицине осуществляется в нескольких направлениях. Первое связано с эндопротезированием: имплантация элементов и устройств, которые в течение длительного времени или пожизненно находятся в контакте с биологическими структурами. Второе направление – стоматологическое, в котором имплантируемые материалы, как правило, находятся в непосредственном контакте с биологическими поверхностями (кожей, слизистыми оболочками). Третье направление направлено на создание медицинского оборудования и инструментов. В этом случае непосредственный контакт с биологическими тканями либо кратковременный, либо вообще отсутствует [14, 121].

Из всего многообразия существующих металлов и сплавов в медицине для имплантации в живой организм используется очень ограниченный круг сплавов. Это в первую очередь обусловлено тем, что такие материалы должны обладать совместимостью с живыми тканями. Ведущую роль среди материалов, используемых для изготовления имплантатов занимают металлические сплавы – нержавеющие стали аустенитного класса, кобальт-хром-молибденовые сплавы, титан и титановые сплавы. На их долю приходится около 60% всех имплантатов, при этом примерно 28% составляет доля изделий из титановых сплавов (рис. 1.6).

Первыми материалами для эндопротезирования были нержавеющие стали системы Fe-Cr-Ni-Mo, что связано исключительно с историческим развитием металлургического производства. В этой области наиболее хорошо себя зарекомендовала нержавеющая сталь 316L в упрочнённом состоянии (табл. 1.3). Отечественным аналогом стали служит сплав 08X17H13M2T.

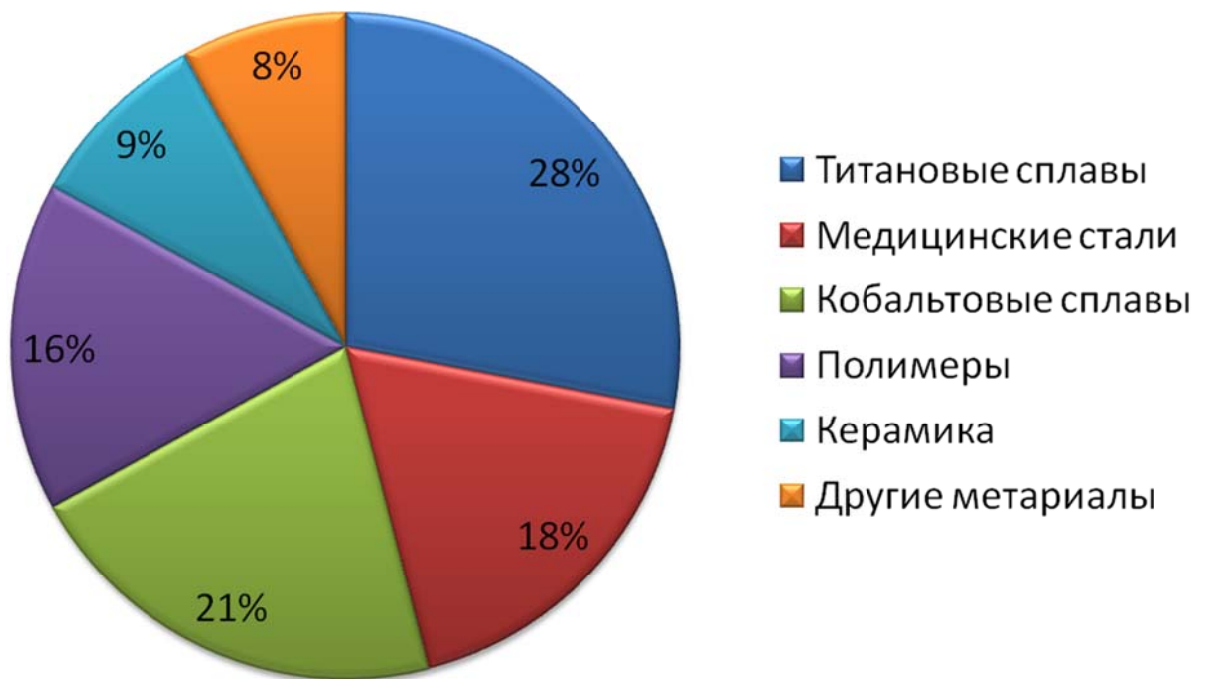


Рисунок 1.6 – Основные материалы, применяемые для изготовления имплантатов [15].

Таблица 1.3 – Химический состав металлических сплавов, применяемых для изготовления имплантатов (% по массе) [16, 17, 18]

Легирующие элементы	Нержавеющая сталь 316L	Сплав на основе кобальта	Титановый сплав BT6
Fe	ост.	не более 0,75	не более 0,3
O	–	–	не более 0,2
C	не более 0,03	не более 0,14	не более 0,08
N	не более 0,1	не более 0,25	не более 0,05
H	–	–	не более 0,015
Si	не более 1,0	не более 1,0	–
Mn	не более 1,0	не более 1,0	–
Ni	13 – 15	не более 1,0	–
Cr	17 – 19	26 – 30	–
S	не более 0,01	–	
P	не более 0,025	–	
Ti	–	–	ост.
Al	–	–	5,5 – 6,75
V	–	–	3,5 – 4,5
Co	–	ост.	–
Mo	2,25 – 3,00	5 – 7	–
Cu	не более 0,5	–	–

Основным легирующим элементом, определяющим стойкость стали против общей коррозии, является хрома. Поэтому его содержание в сталях лежит в интервале от 12 до 25%. Никель вводят в сталь для оптимизации комплекса механических свойств. Для предотвращения образования устойчивых химических

соединений содержание углерода ограничивается 0,1%. Для повышения прочностных свойств и коррозионной стойкости сталей при сохранении хорошей пластичности проводились работы по оптимизации их химического состава, в результате на базе системы Fe-Cr-Mn-Ni-Mo-N-Nb-Si были созданы сплавы с ограниченным содержанием примесей [19, 20].

Кобальтовые сплавы начали применять примерно 60 лет назад и в настоящее время используются наиболее часто. В зависимости от химического состава сплава кобальтовые сплавы используются в литом и деформированном состоянии. За счёт хорошей жидкотекучести из них легко получают литые изделия сложной геометрической формы. Согласно требованиям международного стандарта, содержание *хрома, кобальта и никеля* в сплавах должно быть в сумме не менее 85% (табл. 1.3). Эти элементы образуют основную фазу — матрицу сплава. При содержании хрома свыше 30% в сплаве образуется хрупкая фаза, что ухудшает механические и литейные свойства сплава. Никель (3 – 5%) повышает пластичность, вязкость, ковкость сплава, улучшая тем самым его технологические свойства. В настоящее время среди кобальтовых сплавов применяются три сплава: F-75, F-90 и F-562 [21, 22].

Титановые сплавы нашли применение в медицине благодаря хорошему сочетанию физико-механических и антикоррозионных свойств. Основным материалом, на основе которого в настоящее время различными зарубежными и отечественными фирмами изготавливаются компоненты имплантатов стал сплав ВТ6 (Ti-6Al-4V) (табл. 1.3) [121]. Из-за существующей возможности накопления ионов ванадия в тканях органов человека за рубежом были созданы сплавы Ti-6Al-7Nb (Швейцария) и Ti-5Al-2,5Fe (Германия), в России – ВТ20. Сплав ВТ20 не имеет по химическому составу аналогов за рубежом и обладает лучшей, чем у сплава ВТ6 (Ti-6Al-4V), биосовместимостью и комплексом механических свойств. Все эти сплавы наряду со сплавом Ti-6Al-4V внесены в международный стандарт, определяющий круг сплавов на основе титана, допущенных для

изготовления имплантатов [18, 23-25].

Низкая плотность титана приводит к снижению веса – на 50% при сравнении имплантатов сходных размеров из других металлических материалов. Титановые сплавы примерно в два раза менее жестки и легче, чем стали и кобальтовые сплавы, обладают высокими вязко-пластическими свойствами. Механические свойства титановых сплавов, в частности сплава ВТ6 сопоставимы не только с требованиями международного стандарта ISO 5832/3-89, а так же удовлетворяют требованиям американского ASTM 136-84 и британского BS 3531 – 80 стандартов.

1.2.2. Биологическая и механическая совместимость

Материалы, предназначенные для изготовления медицинских имплантатов должны обладать необходимыми физико-химическими свойствами, а также высоким комплексом механических свойств, чтобы обеспечивать биологическую надежность и выполнение механических функций [14, 39]. Таким образом, важными требованиями к материалу имплантата, которые резко ограничивают возможность выбора, является его биологическая и механическая совместимость [39].

Под биологической совместимостью понимают способность материала встраиваться в живой организм не вызывая побочных проявлений и получать обратный ответ, необходимый для достижения оптимального терапевтического эффекта. Биосовместимость сплавов в значительной степени зависит от легирующих элементов, выход которых в ткани организма, даже при очень низких скоростях коррозии, может вызвать токсические или аллергические реакции и другие нежелательные явления после имплантации [26, 27].

Основные свойства, которыми должно обладать биосовместимое изделие:

- не оказывать токсического и аллергического действия на организм;
- не обладать канцерогенным действием;

- не провоцировать развитие инфекции;
- удовлетворять механическим свойствам;
- сохранять функциональные свойства в течение предусмотренного срока эксплуатации

По характеру взаимодействия продуктов коррозии с биологическими тканями все металлы могут быть разделены на три группы (рис. 1.7):

1. Биологически несовместимые (токсичные) металлы, которые при взаимодействии с организмом убивают живые ткани (Co, Cr, Ni, V).
2. Биотолерантные металлы, которые биосовместимы через капсулу из соединительной ткани (Fe, Mo, Al);
3. Биосовместимые (инертные) металлы вокруг, которых в организме образуется волокнистая непрлегающая ткань (Ti, Zr, Nb, Ta, Pt).

Наряду с биологической совместимостью, материал имплантата должен обеспечивать и наилучшую механическую совместимость. Необходимость выдерживать функциональные нагрузки в процессе эксплуатации накладывает требования на имплантат по конструкции и по физико-механическим свойствам. Таким образом, адекватность механического поведения имплантата, должна соответствовать механическому поведению здорового элемента организма человека. Это достигается конструктивными особенностями имплантатов и применением материалов с модулем упругости, максимально близким к модулю упругости костных структур и костного цемента. Однако известно, что с уменьшением модуля упругости понижаются прочностные характеристики материалов, в том числе усталостная прочность. Требования к комплексу механических свойств материалов имплантатов зависят от их назначения и должны соответствовать международным стандартам (табл. 1.4).

- Предел текучести ($\sigma_{0,2}$) – мера безопасности от пластической деформации при эксплуатации, т.е. в стандартных условиях имплантат должен деформироваться только упруго, а не пластически;

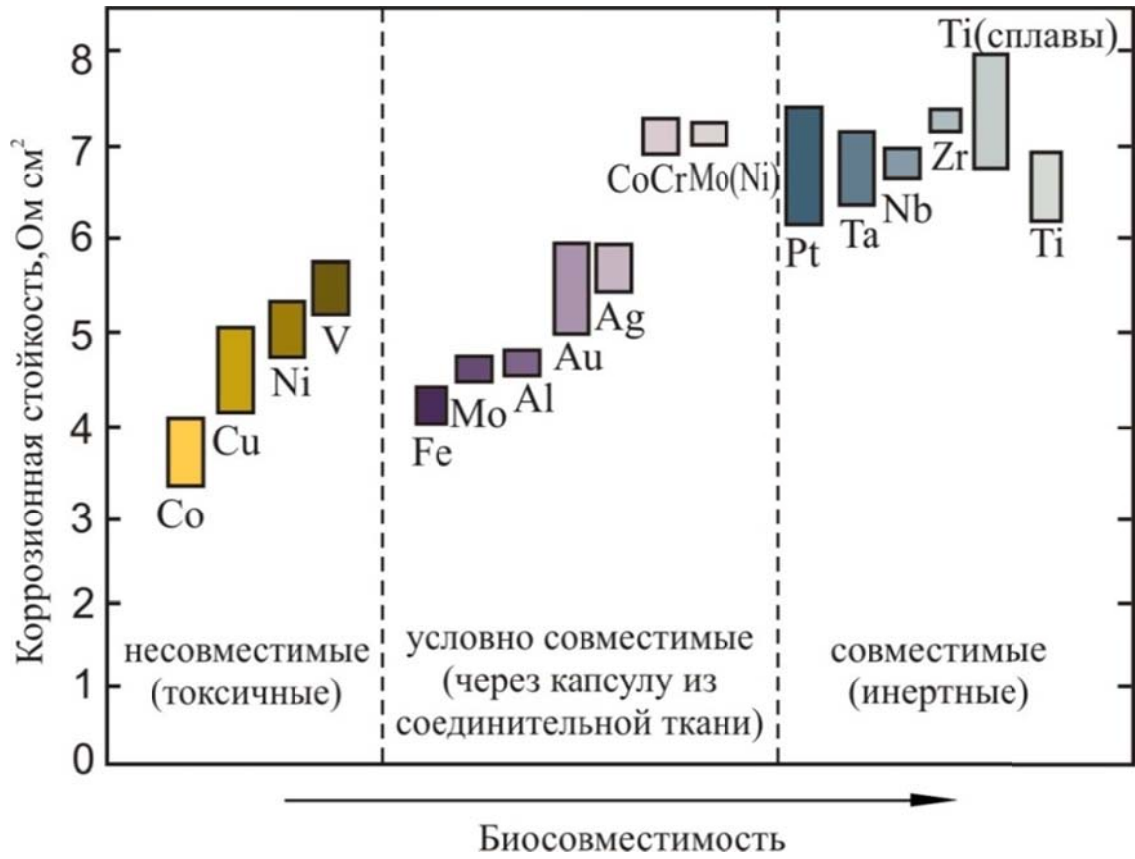


Рисунок 1.7.–Биосовместимость и коррозионная стойкость металлов и сплавов на их основе

- Предел прочности (σ_B) –мера безопасности от риска разрушения при работе, т.е. когда имплантат подвергается повышенным нагрузкам;
- Относительное удлинение (δ) –мера жесткости имплантата;
- Усталостная прочность (σ_{-1}) – это мера безопасности от усталостного разрушения при знакопеременной нагрузке.
- Модуль упругости (модуль Юнга) - физическое свойство материала, описывающее зависимость нагрузки на единицу приращения в области упругой деформации.

Таблица 1.4 – Механические свойства, предъявляемые к материалам для эндопротезирования [28]

Стандарт	Сплав	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	σ_{-1} , МПа
ISO5832-1-2010	316L	860 – 1100	≥ 690	≥ 12	–
ISO5832-12-2009	Сплав системы Co-Cr-Mo	≥ 1000	≥ 700	≥ 12	–
ISO5832-3-2014	BT6	≥ 860	500-600	≥ 10	≥ 400

Требованиям международных стандартов по механическим свойствам из металлических материалов удовлетворяют нержавеющие стали, кобальтовые сплавы и деформированные титановые сплавы (табл. 1.5). Для сравнения в таблице представлены свойства биологических тканей организма человека.

Наиболее перспективными материалами для изготовления имплантируемых медицинских изделий являются титан и сплавы на его основе, так как имеют модуль упругости, максимально близкий к модулю упругости костных структур, и в то же время, обеспечивают высокую механическую совместимость, обладая высокими прочностными характеристиками, часто превышающими таковые для кобальтовых сплавов и нержавеющих сталей (табл. 1.5). Материалы с высоким

модулем упругости будут передавать меньшую нагрузку от имплантата к кости. Это вызывает состояние известное как экранирование напряжений, что способствует развитию остеопороза и, следовательно, разрушению кости при удалении имплантата [121]. Повышенная передача напряжений к кости является важным преимуществом титана.

Таблица 1.5 – Механические свойства биологических тканей и материалов для имплантатов

Материал	Модуль упругости E, ГПа	Предел прочности σ_B , МПа	Предел выносливости σ_{-1} , МПа
Кортикальная кость	15 – 20	115 – 130	75
Спонгиозная кость	0,4 – 1,0	4 – 6	8 – 10
Костный цемент	2 – 3	50 – 60	10 – 15
Нержавеющие стали	200	465 – 1050	250 – 350
Кобальтовые сплавы	200 – 230	670 – 1500	450 – 550
Титановые сплавы	100 – 110	800 – 1100	400 – 550

Детали эндопротезов суставов и других имплантатов обычно испытывают значительные знакопеременные циклические нагрузки, создающие условия для коррозионной усталости. В отличие от нержавеющей сталей и кобальтовых сплавов, многоцикловые характеристики титана и его сплавов не понижаются при контакте с солевыми средами. Как и большинство прочих конструкционных материалов, высокопрочные сплавы титана могут иметь склонность к коррозионному растрескиванию в хлоридах, но данная проблема решается соответствующей корректировкой состава и термообработки [29, 30].

1.2.3. Коррозионная стойкость и износостойкость

Ткани человеческого организма содержат воду, растворенный кислород, протеины (белки), различные ионы (хлорид- и гидроксид-ионы), представляющие агрессивную среду для металлов или сплавов, используемых при имплантации [31, 32, 39]. Величина рН такой среды оценивается как 7,4. Поэтому при оценке биосовместимости материала важными критериями являются его коррозионная стойкость, а также токсичность продуктов коррозии [33, 39].

Коррозионную стойкость металлов и сплавов можно оценивать, сравнивая стационарный потенциал ($E_{ст}$) и потенциал пробоя ($E_{пр}$), при котором полностью теряется пассивность поверхностного слоя (табл. 1.6). Проводя сравнительный анализ данных таблицы 1.6 можно увидеть, что для нержавеющей стали оба потенциала одинаковы ($E_{ст} = E_{пр}$), что свидетельствует о склонности к питтинговой коррозии. Например, на удаленных из организма пластинах из нержавеющей стали, используемых при лечении переломов, в 90% случаев обнаруживается интенсивное питтингообразование [34, 39].

Таблица 1.6 – Значения стационарного потенциала ($E_{ст}$) и потенциала пробоя ($E_{пр}$) для основных имплантируемых металлов и сплавов (рН=7,4) [31]

Материал	($U_{ст}$), В	($U_{пр}$), В
316L	0,40	0,45
Co-Cr-Mo	0,50	0,87
BT6	0,23	9,00

Для кобальтовых сплавов на основе системы Co-Cr-Mo стационарный потенциал ниже потенциала пробоя, т.е. разрушение оксидной пленки маловероятно, хотя и возможно в некоторых случаях. Для титана и титанового сплава Ti-6Al-4V потенциал пробоя превышает стационарный в десятки раз, т.е. запас надежности титановых сплавов по коррозионной стойкости значительно выше, чем у сталей и кобальтовых сплавов.

На поверхности титана и его сплавов образуется тонкая оксидная пленка, которая обеспечивает полную защиту металла от коррозии во многих агрессивных средах, в том числе и физиологических [39]. Оксидная плёнка легко восстанавливается при повреждении. А проводимые исследования [35, 36, 121] перепассированных пленок, показали, что у титана они гораздо более стабильные, чем у нержавеющей стали 316L и Co-Cr-Mo сплава. В этих условиях титановые сплавы стойкие не только к общей, но и к различным видам локальной коррозии (щелевая, фреттинг-коррозия, коррозия под напряжением и др.), чего нельзя сказать о нержавеющей стали. Наличие даже незначительной коррозии имплантатов служит причиной воспалений, болей, аллергических реакций у человека. Титановые имплантаты в аналогичных условиях лишь несколько тускнеют, что свидетельствует о подрастании защитной пленки [37].

Однако не следует забывать, что детали эндопротезов суставов являются сильно-нагруженными элементами имплантата и испытывают знакопеременные нагрузки. В процессе работы этих соединений, соприкасающиеся поверхности деталей испытывают колебательные перемещения поверхностей относительно друг друга в условиях воздействия коррозионной средой. В результате чего происходят механические нарушения оксидной пленки и развитие фреттинг-коррозии.

Скорость фреттинг-коррозии зависит от природы металла, состава среды, температуры, удельной нагрузки и др. Фреттинг-коррозия представляет собой два сопряженных процесса [34]:

- электрохимическое или химическое взаимодействия металла со средой с образованием пленок;
- механический процесс износа пленок, а при значительных удельных нагрузках и самого металла.

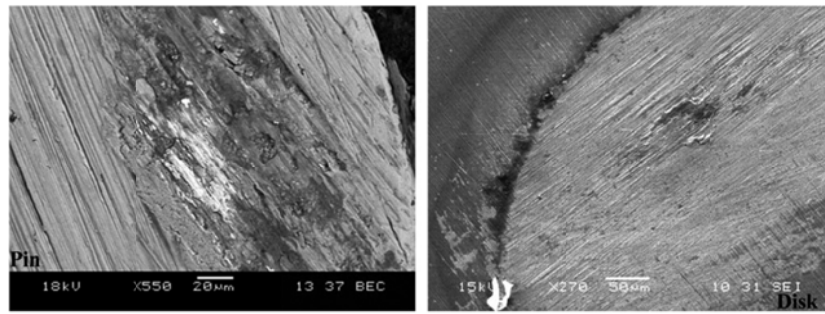
Износ поверхности изделий может происходить по разным причинам, о чем говорят глубокие рытвины на их поверхности (рис. 1.8). Так, например, в системе из разных материалов Ti-6Al-4V / CoCrMo, из-за разности электропотенциалов между двумя материалами. При испытаниях пары трения Ti-6Al-4V / Ti-6Al-4V

износ образцов связан с недостаточной их поверхностной твёрдостью.

Результаты ресурсных испытаний пары трения головка из сплава Ti-6Al-4V и вкладыш из сверхмолекулярного полиэтилена (СВМП) представлены таблице 1.7 и на рисунке 1.9. Из представленных [38, 39] видно, что на поверхности головки, обработанной по стандартной технологии видны четкие широкие глубокие борозды, а на вкладыше – чёрные кольцевые полосы (рис. 1.9 а,б). Применение опытной технологии, включающей термоводородную обработку (ТВО) с вакуумным ионно-плазменным азотированием позволяет полностью исключить износ (рис. 1.9 в,г).

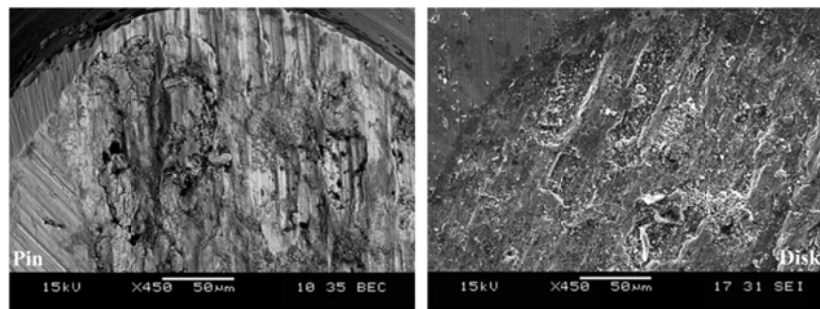
Таблица 1.7 – Изменение коэффициента трения в зависимости от технологии обработки

Пара трения	Технология обработки	HV _{0,05}	Коэффициент трения (K _{тр})	
			до испытаний	после испытаний
Ti-6Al-4V / СВМП	стандартная	340	0,03	0,13
Ti-6Al-4V / СВМП	опытная	520	0,03	0,03



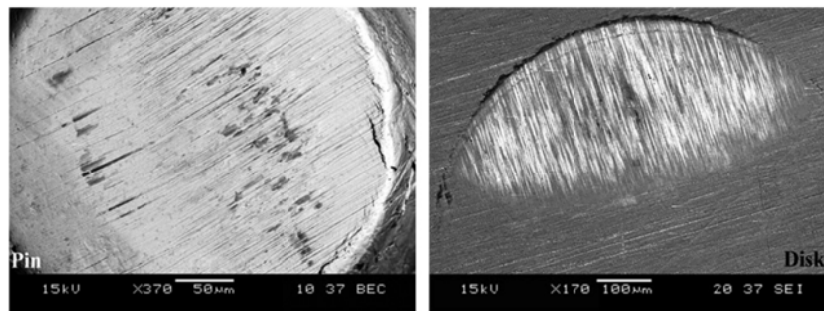
Ti6Al4V (pin)/CoCrMo (disk)

а)



Ti6Al4V/Ti6Al4V

б)

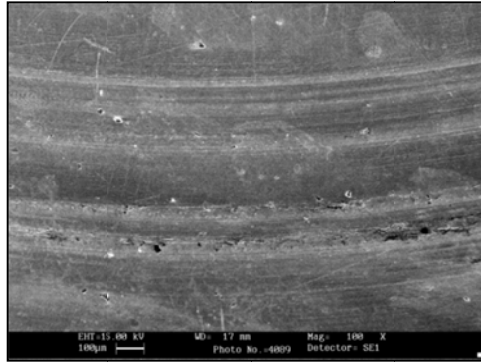


CoCrMo/CoCrMo

в)

Рисунок 1.8 – Поверхность образцов после испытаний на трение: а) пара трения Ti-6Al-4V / CoCrMo; б) пара трения Ti-6Al-4V / Ti-6Al-4V; в) пара трения CoCrMo / CoCrMo

стандартная

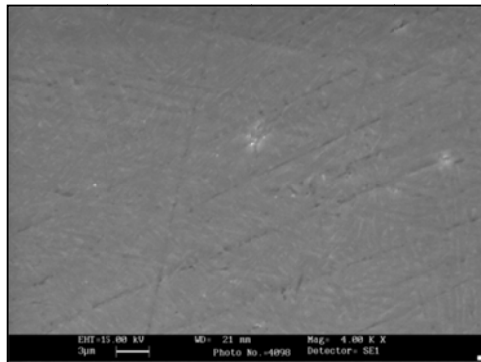


а)



б)

ТВО+ВИПА



в)



г)

Рисунок 1.9 – Результаты пары трения / СВМП Поверхность головки из Ti-6Al-4V (а,в) и вкладыша из СВМП (б,г) после ресурсных испытаний [38, 39]

1.3. ОБРАБАТЫВАЕМОСТЬ РЕЗАНИЕМ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

1.3.1. Параметры, определяющие обрабатываемость резанием металлов и сплавов

Обрабатываемость резанием – это технологическое свойство материала, зависящее от его химического состава и физико-механических характеристик. При этом процесс резания включает в себя сложный комплекс механических и тепло-физических явлений, которые определяют взаимодействие инструмента с материалом обрабатываемой детали в условиях больших контактных давлений и высоких температур [40, 41]. Фактически процесс резания складывается из суммы различных видов деформации, однако, определяющими считаются сдвиг и сжатие.

Обрабатываемость металлов и сплавов резанием существенно зависит от теплопроводности (табл. 1.8), так как с её уменьшением ухудшается отвод тепла и повышается температура в зоне резания, что в свою очередь снижает стойкость режущего инструмента. Способность металла отводить теплоту в условиях резания зависит так же и от градиента температур вблизи граничного слоя стружки. Чем выше средняя температура стружки, тем меньше градиент температур и тем меньше отвод теплоты из граничного слоя. При прочих равных условиях нагрев стружки возрастает с повешением удельной работы стружкообразования при увеличении истинного предела прочности. Улучшение обрабатываемости материалов при увеличении их теплопроводности связано с более интенсивным отводом теплоты из областей, примыкающих к режущему инструменту, и с уменьшением температуры резания [41].

Для оценки обрабатываемости материалов резанием используют различные показатели, но основными считаются:

- сила резания;
- температура в зоне резания;
- износ режущего инструмента;
- стойкость режущего инструмента при заданной скорости резания;
- качество обработанной поверхности.

Таблица 1.8 – Физико-механические свойства металлов и сплавов на их основе

Металл	λ , Вт/(м•К)	σ_B , МПа	δ , %
Алюминий	237	60	30
Д16	150	450	20
Кобальт	70	250	45
Со-20%Cr	55	330	5
Железо	80	60	50
316L	26	520	45
BT1-0	18,8	450	30
BT6	8,4	900-1100	8-20

Для сравнения обрабатываемости резанием различных материалов обычно используют следующие два критерия [41]:

- скорость резания V_{60} при стойкости резца 60 мин;
- коэффициент обрабатываемости k_v .

Коэффициент обрабатываемости k_v оценивается как скорость резания для данного материала по отношению к скорости резания при точении эталонной стали.

Для оценки обрабатываемости отечественных сталей и сплавов эталонной сталью служит сталь 45 ($\sigma_B=637$ МПа и HB=172), для зарубежных – сталь AISI4340 (для этих сталей $k_v=1$).

Для полного теоретического анализа процесса резания и прогнозирования обрабатываемости различных материалов резанием по механическим свойствам целесообразно проведение комплексных механических испытаний (на сдвиг, сжатие, растяжение, срез, кручение и т.д.) в широком температурном и скоростно-деформационном интервале, что не всегда представляется возможным. Кроме распространенных механических характеристик – измерение твердости и

испытания на растяжение (σ_b , $\sigma_{0,2}$, δ , ψ) имеет смысл также определять, такие характеристики как [41, 42, 43]:

- истинный предел прочности при растяжении (S_b), который учитывает одновременно влияние прочностных и пластических свойств и характеризует удельную работу деформации;
- коэффициент k , который характеризует способность материала к упрочнению;
- коэффициент k_λ (λ -теплопроводность обрабатываемого материала), который учитывает и прочностные, и теплофизические свойства материала [41].

1.3.2 Свойства титановых сплавов и условия в зоне резания

На формирование стружки в процессе резания титановых сплавов оказывает влияние свойства обрабатываемого сплава; условиях, которые создаются в зоне резания (температуру, усилия, напряжения, вибрации и динамические нагрузки); величина износа резца и качество обработанной поверхности.

Свойства обрабатываемого сплава

К таким свойствам относится высокая прочность, очень низкая теплопроводность, относительно низкий модуль упругости, высокая химическая реактивность (табл. 1.8). В работах [44, 45] высказывается предположение, что обрабатываемость металлов резанием определяется коэффициентом упрочнения ($k = \sigma_{0,2}/\sigma_b$). Данный коэффициент учитывает пластичность материала и его способность к упрочнению. Стандартное значение коэффициента упрочнения для титановых сплавов составляет 0,8 – 0,9 в то время как для сталей оно лежит в интервале 0,45 – 0,73. Поэтому при обработке титановых сплавов пластическая деформация не успевает протекать в основном объеме, концентрируясь в узком контактном слое, где возникают высокие давления и температуры. Эти выводы в целом подкрепляют представление о формировании сегментной стружки путем

катастрофической локализации сдвига [41, 42]. Так же в работах [41, 44, 45] отмечается, что обрабатываемость металлов резанием должна коррелировать с их твердостью, которая отражает способность материалов к локальной деформации в поверхностном слое. Однако в более поздних работах [46, 47] доказывается, что уровень твердости далеко не всегда может служить показателем механообрабатываемости.

Влияние относительного удлинения при растяжении на обрабатываемость точением различных материалов зависит от их пластичности [41, 43]. При точении малопластичных материалов ($\delta < 10\%$) увеличение относительного удлинения приводит к улучшению обрабатываемости. Ухудшение обрабатываемости при увеличении относительного удлинения пластичных материалов ($\delta > 10\%$) вызывается главным образом сопутствующим увеличением S_b , а не собственно увеличением δ .

Ухудшение обрабатываемости сталей и сплавов с увеличением их прочностных характеристик и твердости подтверждается многими работами [41, 48, 49, 50, 51]. На рисунке 1.10 приведены данные по обрабатываемости резанием углеродистых и легированных сталей [48]. Из представленных данных (рис. 1.10 а) видно, что обрабатываемость резанием углеродистых сталей с увеличением предела прочности зависит не монотонно. Наиболее резкое и интенсивное снижение стойкости резца отмечается при прочности в интервале 480 – 520 МПа. Ухудшение обрабатываемости резанием с увеличением уровня прочности наблюдается также для легированных конструкционных сталей (рис. 1.10 б), но в этом случае разброс значений существенно больше, чем для углеродистых сталей [41].

В работах [41, 49-51] были построены аналогичные зависимости и для титановых сплавов (рис. 1.11). Однако для титановых сплавов разброс значений

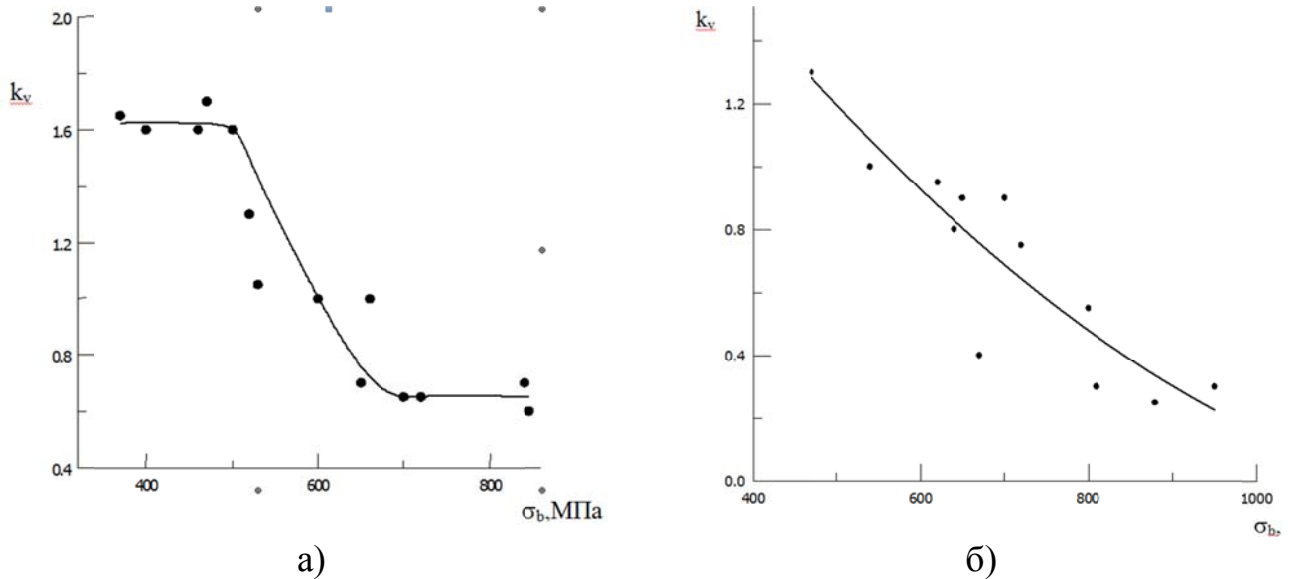


Рис.1.10 Зависимость коэффициента обрабатываемости резанием k_v сталей от их предела прочности при растяжении (режущий инструмент – быстрорежущая сталь) [41, 48]: а) углеродистые стали; б) легированные конструкционные стали

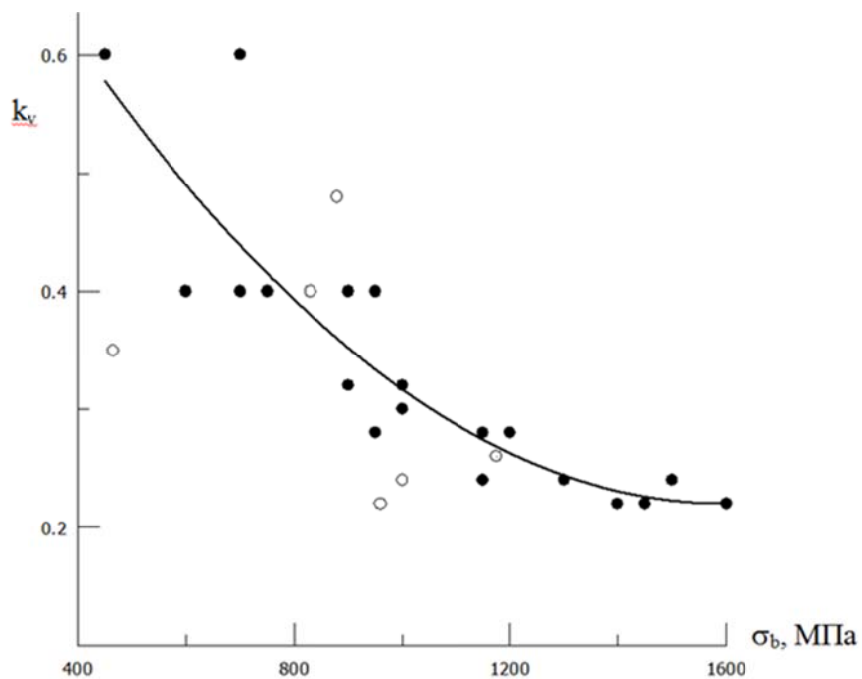


Рис.1.11 Зависимость коэффициента обрабатываемости резанием k_v титановых сплавов от предела прочности при растяжении (режущий инструмент – твердый сплав типа ВК): (●) – данные работ [49, 51]; (○) – данные работ [50]

коэффициента обрабатываемости резанием от предела прочности еще больше, чем для сталей. Наблюдается немонотонная тенденция ухудшения обрабатываемости с увеличением временного сопротивления разрыву. При увеличении прочности свыше 1100 – 1200 МПа коэффициент k_v практически не изменяется и соответствует 0,22 – 0,24 [41].

Условия в зоне резания

Высокие температуры, которые создаются вблизи кромки резца, считаются большинством исследователей [51-53] основной причиной быстрого износа резца.

При резании титана и титановых сплавов около 80% тепла передается в деталь и стружку, в отличие от сталей в которых эта величина составляет 50% [41, 52-55]. Поэтому температуры в зоне резания титановых сплавов могут достигать 1000 – 1100⁰С (рис. 1.12). Так, по данным работы [41, 52] при обработке титанового сплава BT3-1 резцами BK8 со скоростями резания 60-90 м/мин в деталь уходит 10% тепла, в стружку - 85%, в резец – 5%. При уменьшении скорости резания до 10 м/мин доля тепла, уходящего в резец, увеличивается до 20%. В то время как при схожих условиях резания углеродистых сталей в резец уходит только около 2% тепла, что обеспечивает менее жесткие условия работы инструмента и высокую его стойкость.

Многочисленные исследования распределения температур резания показали, что температурные градиенты гораздо выше, а зона высоких температур смещена ближе к кромке резца, в отличие от сталей [51-55]. Это часто объясняют меньшей толщиной стружки, меньшей толщиной зоны вторичного сдвига, повышенными скользящими усилиями и трением, возникающими при сходе стружки. Усилия резания при механообработке титановых сплавов относительно высоки, но не превышают усилия резания при обработке сталей. Однако напряжения вблизи кромки резца в несколько раз выше, чем при резании сталей. Это обычно объясняется площадью контакта формирующегося элемента стружки, который для титановых сплавов примерно в три раза меньше, чем для

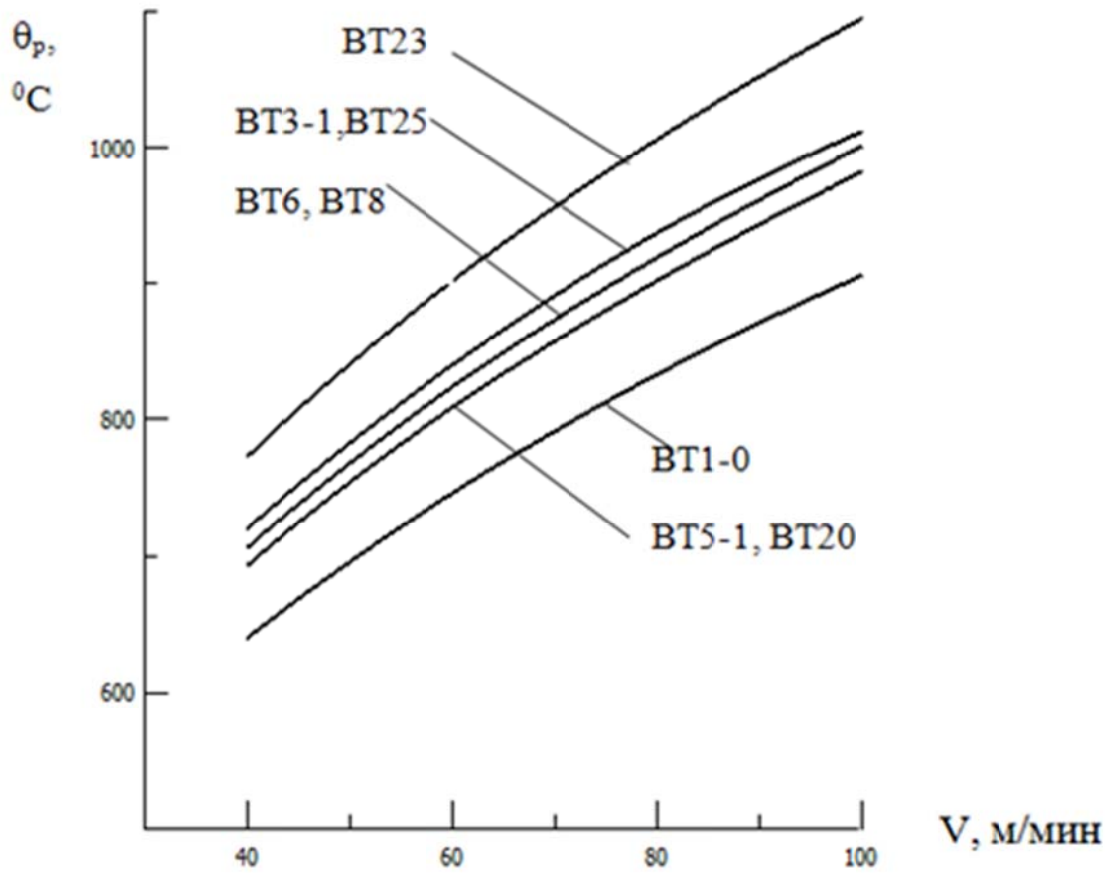
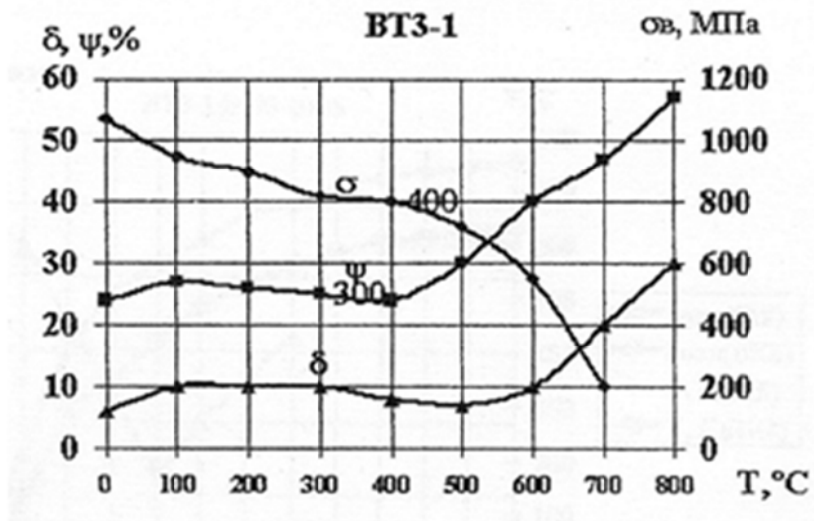


Рисунок 1.12 Зависимость температуры в зоне резания от скорости резания при точении титановых сплавов (резец из ВК6М; режимы резания: $S=0,21$ мм/об; $t=1,0$ мм; без СОЖ) [56].

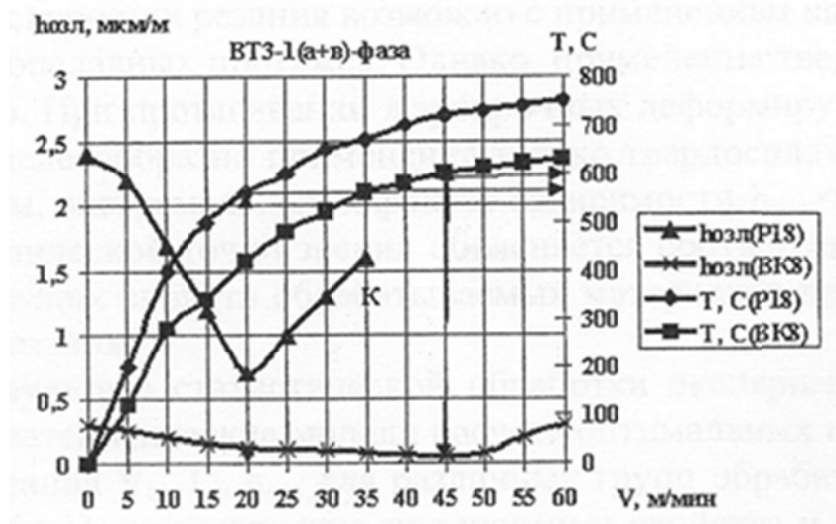
сталей, а также высокой устойчивостью к деформации при температурах до 800°C. Эластичность титана приводит к тому, что он «пружинит» при обработке и заготовку отжимает от режущей кромки [57], что вызывает вибрацию, повышенный износ по задней поверхности резца и повышение температуры резания.

В работе [58] приведены результаты исследований скоростного протягивания (0,1 – 60,0 м/мин) титановых сплавов. Для оптимизации скорости резания было исследовано влияние температуры (рис. 1.13 а) на механические свойства обрабатываемых материалов и оценена степень изменения интенсивности износа зубьев протяжек и температуры в зоне резания при протягивании (рис. 1.13 б). По графикам зависимостей интенсивности износа протяжек из ВК8 и P18 от скорости резания можно относительно точно установить величину оптимальной скорости резания и оптимальной температуры, при которых наблюдается минимум интенсивности износа инструмента. В то же время по данным рисунка 1.13 установлен факт совпадения оптимальной температуры T_0 и температуры провала пластичности $T_{\text{пр}}$ для каждой пары обрабатываемого и инструментального материала». Исходя из представленных данных для пары ВТЗ-1 – ВК8 оптимальная температура резания составляет $T_0=580^\circ\text{C}$, для пары ВТЗ-1 – P18 – $T_0=560^\circ\text{C}$, в то время как на зависимостях δ и ψ от температуры испытания явных провалов пластичности сплава ВТЗ-1 не наблюдается. Можно только отметить, что изменение δ и ψ носит обычный характер, когда пластичность титановых сплавов практически не изменяется до температур 400 – 500°C, а затем начинается их рост [59-61]. При этом при температурах выше 500°C происходит интенсивное разупрочнение титановых сплавов.

Еще одна специфическая причина плохой обрабатываемости титановых сплавов резанием состоит в том, что они легко налипают на любой инструмент, изменяя его геометрию и увеличивая силы трения [41, 42, 62-66]. Изменение



а)



б)

Рис. 1.13 Результаты высокоскоростного протягивания титанового сплава VT3-1:

а) влияние температуры испытания на механические свойства; б) влияние скорости резания на температуру в зоне резания и интенсивность износа протяжек из P18 и BK8

геометрии инструмента от оптимальных параметров приводит к еще большему увеличению сил трения и повышению температуры в зоне резания, что в свою очередь усиливает налипание. Высокая склонность титана к налипанию связана с его большой химической активностью и высокими адгезионными свойствами. Обычно титан покрыт оксидной пленкой, которая делает его химически инертным. Титан с повреждённой оксидной пленкой реагирует со многими веществами при комнатной температуре и легко образует адгезионные пары. При резании появляются ещё новые неоксидированные поверхности титана, которые легко привариваются к инструменту, что в конечном итоге приводит к сколам и выходу инструмента из строя.

Анализ вышеприведенных литературных данных [41, 67-69] определить связь классификации титановых сплавов по обрабатываемости резанием с классификацией по фазовому, химическому составу, прочности и теплопроводности в состоянии после отжига (табл. 1.9). Таким образом, промышленные титановые сплавы по обрабатываемости резанием (ОР) условно можно разделить на три группы:

Группа I – относительно хорошей обрабатываемости ($k_v > 0,4$). К ним можно отнести нелегированный титан, малолегированные α -сплавы, высокотехнологичные псевдо α -сплавы (типа ОТ4) с низкой прочностью (менее 700 МПа).

Группа II – средней обрабатываемости ($0,3 < k_v < 0,4$). Данная группа представлена среднелегированными α - и $(\alpha+\beta)$ -сплавами, со средним уровнем прочности (700 – 1100 МПа).

Группа III – плохой обрабатываемости резанием ($k_v < 0,3$). К ним относятся высоколегированные $(\alpha+\beta)$ -сплавы, жаропрочные псевдо α -сплавы, сплавы переходного класса и термически упрочненные псевдо- β -сплавы с прочностью свыше 1100 МПа.

Таблица 1.9 – Классификация титановых сплавов по обрабатываемости резанием

Группа по ОР	Сплав	Класс по фазовому составу	k_{β}	После отжига			λ , Вт/см ² , · при 500°С	V, м/мин *	k_v
				σ_{β} , МПа	δ , %	S_{β} , МПа			
I хорошая ОР	BT1-00	α	0	370	30	481	18	75- 110	0,4- 0,6
	BT1-0	α	0	465	30	605	18		
	OT4-0	псевдо- α	0,15	560	30	728	-		
	OT4-1	псевдо- α	0,23	660	20	792	14,7		
	ПТ-7М	α	0	630	20	756	-		
II средняя ОР	BT5-1	α	0	900	15	1035	14,7	50-60	0,3- 0,4
	BT20	псевдо- α	0,18	1000	8	1080	13,8		
	BT6	$\alpha+\beta$	0,29	900	10	990	13,8		
	BT8	$\alpha+\beta$	0,3	1080	8	1166	14,2		
	BT9	$\alpha+\beta$	0,3	1125	7	1204	13,8		
	BT14	$\alpha+\beta$	0,33	980	8	1058	13,8		
III плохая ОР	BT18У	псевдо- α	0,09	1075	10	1183	13,8	35-50	0,22- 0,28
	BT25	$\alpha+\beta$	0,39	1130	10	1243	13,4		
	BT3-1	$\alpha+\beta$	0,6	1137	10	1251	14,2		
	BT23	$\alpha+\beta$	0,75	1150	14	1311	14,8		
	BT22	$\alpha+\beta$	1,1	1170	8	1263	14,6		
	BT35	псевдо- β	1,52	1225	6	1315	14,8		

Примечания: *- скорость резания при стойкости твердосплавных резцов ВК8 30 мин, S=0,2 мм/об, t=1,0 мм.

1.3.3 Механизм образования стружки при обработке резанием титановых сплавов

Образование стружки происходит посредством сдвиговой деформации, которая развивается в достаточно узкой области – зона или плоскость сдвига. При продвижении резца в обрабатываемом материале перед ним возникает область быстро растущего всестороннего радиального сжатия. В начальный момент упругого сжатия, а по мере приближения материала к режущей кромке –

пластического сжатия. В результате пластического сжатия в материале перед режущей кромкой формируется устая сетка дислокаций и происходит наклеп материала. Если величина напряжения сдвига становится больше прочности материала на сдвиг ($\sigma_{\text{в}}^{\text{сдвиг}}$), то в точке контакта металла с инструментом в направлении свободной поверхности развивается сдвиговая деформация по механизму течения или скольжения (рис. 1.14). Но, так как усилия, вызывающие напряжения сдвига, быстро уменьшаются при выходе материала из контакта с режущей кромкой при его продвижении вверх по передней поверхности резца, то сдвиг этого элемента материала останавливается задолго до его полного отделения и в это время следующий элемент материала входит в контакт с кромкой. Таким образом, образование стружки и её движение по поверхности резца происходит слой за слоем. Этот процесс называется сдвиговая деформация скольжением слоев. Классическое объяснение этого процесса было дано в работе [70], где автор проводит аналогию с движением колоды карт. Согласно работе [45], активация большого количества дислокаций, перемещающихся от режущей кромки в направлении свободной поверхности, создает фронт сдвига, в результате формирования которого освобождается приложенное напряжение. Индивидуальные фронты сдвига сливаются в полосу сдвига (скол).

Существует большое количество классификаций типов стружки, как российских [44] так и зарубежных. Так как, некоторые классификации противоречат друг другу или одни и те же термины в них используются по разному, то в данной работе используется обобщённая классификация видов стружки (табл. 1.10).

При резании титановых сплавов в большинстве случаев образуется сегментная стружка (таблица 1.10, тип II). Отличительная черта такой стружки является наличие узких полос интенсивного локализованного сдвига, разделенных участками относительно недеформированного материала (рис. 1.15). Известны две конкурирующие теории формирования сегментной стружки:

теория [71] катастрофической локализованной деформации (или адиабатическом сдвиге) и теория [72] образования стружки за счёт образования трещины. В этих работах механизм формирования стружки рассматривается на примере резания твердых сталей.

Таблица 1.10 – Классификации типов стружки

Образуется в результате пластической деформации сдвига				Образуется в результате хрупкого разрушения
Происходит путем локализации адиабатических полос сдвига		Адиабатические полосы сдвига не образуются		
I	II	III	IV	
Каждый сегмент полностью отделяется	Сегмент отделяется не полностью	Фрагменты образуются по плоскости сдвига	Без образования фрагментов	

Теория катастрофической локализованной деформации [74] развивается в тех случаях, когда температурное разупрочнение металла преобладает над совместным эффектом упрочнения при повышении деформации и скорости деформации. Теория формирования стружки путём образования трещины, предложенная в работе [75] заключается в том, что на свободной поверхности стружки периодически зарождаются трещины. Такая трещина затем распространяется вниз вдоль плоскости сдвига до тех пор, пока сжимающее напряжение на её пути, вызываемое движением резца, не будет достаточным для её остановки и трансформации в несколько изолированных микротрещин.

В работе [76] по классической теории приводится описание процесса формирования стружки по теории катастрофической локальной деформации с выделением основных стадий формирования сегментной стружки. Весь цикл образования при резании сегментной стружки можно разбить на 5 стадий в зависимости от протекающих процессов (рис. 1.16).

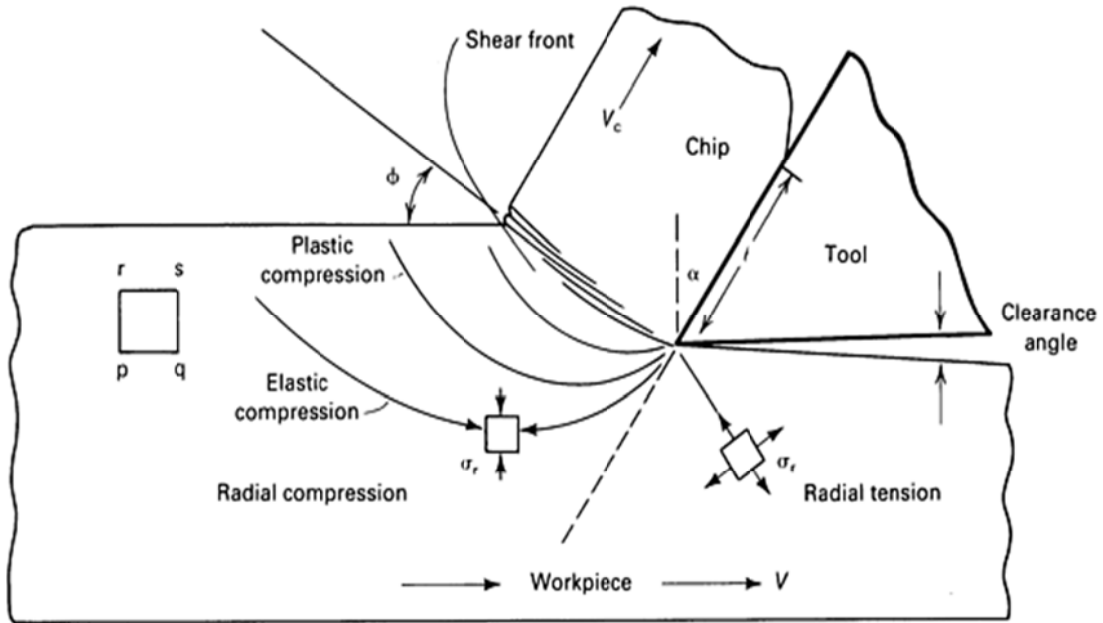
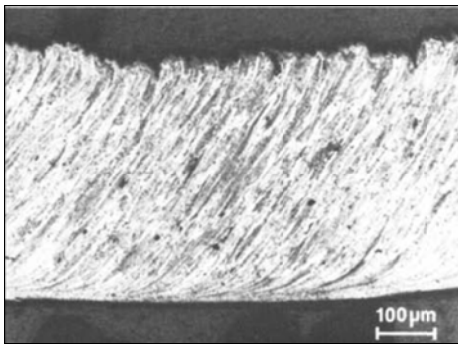
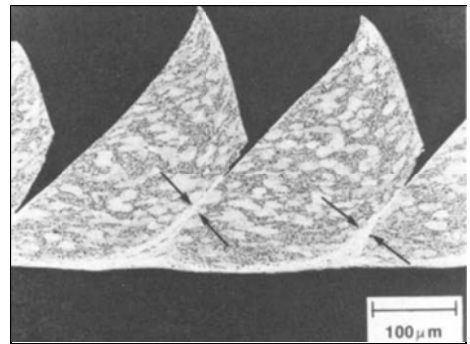


Рисунок 1.14 – Развитие фронтов сдвига в ортогональной геометрии; возникновение сдвиговой деформации из зоны радиального сжатия [45]



а)



б)

Рисунок 1.15 – Влияние скорости резания на внешний вид стружки сплава Ti-6Al-4V

а) непрерывная стружка, б) сегментная стружка [73]

В начальный момент формирования стружки (рис. 1.16 а) пластическая деформация концентрируется у кромки резца. В процессе резания сформировавшийся сегмент стружки испытывает деформацию осадкой (рис. 1.16 б). По мере резания протекает уплощение формирующегося сегмента. Поверхность сдвига предыдущего сегмента накатывается на переднюю поверхность резца практически без скольжения по ней (рис. 1.16 в).

Принимая во внимание данный факт, можно предположить, что деформированный слой стружки возле передней поверхности резца не является зоной вторичного сдвига в его обычном понимании, как при образовании стружки типов III и IV (табл. 1.10). На заключительных этапах резания происходит сдвиг элемента стружки (рис. 1.16 г) и постепенное уплощение более мягкого полуклина предыдущим сегментом (рис. 1.16 д). На стыке сегментов стружки можно выделить две характерные зоны сдвига. Так со свободного конца стружки сдвиг выглядит как трещина, а ближе к поверхности резца (вглубь металла) представляет собой сильно деформированную полосу (рис. 1.15 б). В результате толщина стружки становится примерно равной глубине резания. Этот факт, при данном механизме стружкообразования, не может связываться с величиной угла сдвига, как при образовании стружки типов III и IV по табл. 1.10. Таким образом, при формировании сегментной стружки деформация представляет сочетание осадки и сдвига (табл. 1.11, №4).

Во время уплощения формирующегося сегмента его верхняя граница подталкивает ранее сформированный сегмент вверх, вдоль передней поверхности резца, с некоторой скоростью резания. Когда же начинается сдвиг, формирующийся сегмент скользит по поверхности резца и подталкивает соседний сегмент со скоростью гораздо большей, чем скорость резания. Скорость движения

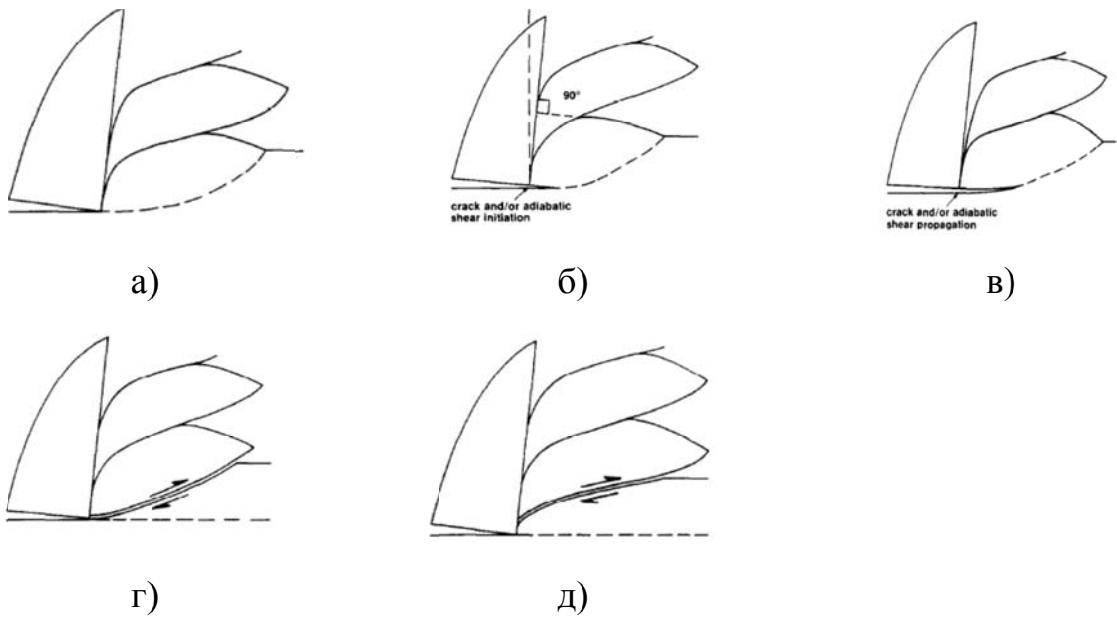


Рисунок 1.16 – Основные стадии формирования сегментной стружки.

стружки вдоль резца изменяется циклично, причем этот цикл – несимметричный. В отношении динамики резания основное усилие резания сначала плавно возрастает при осадки материала, а затем резко падает при сдвиге при этом снимается нагрузка с резца, и резец отпружинивает назад.

Таблица 1.11 – Разные типы деформации при формировании стружки [31]

№	Схема изображения	Тип деформации
1		Исходное положение резца и недеформированный слой обрабатываемого материала.
2		Деформация только простым сдвигом по классической модели [31]
3		Деформация только осадкой
4		Деформация сочетанием осадки и сдвига. Для завершения образования такого сегмента, по линии 123 развивается область интенсивной локализованной деформации сдвига. В последствие поверхность сдвига будет подвергаться дополнительной деформации (уплотнению) при осадке следующего сегмента

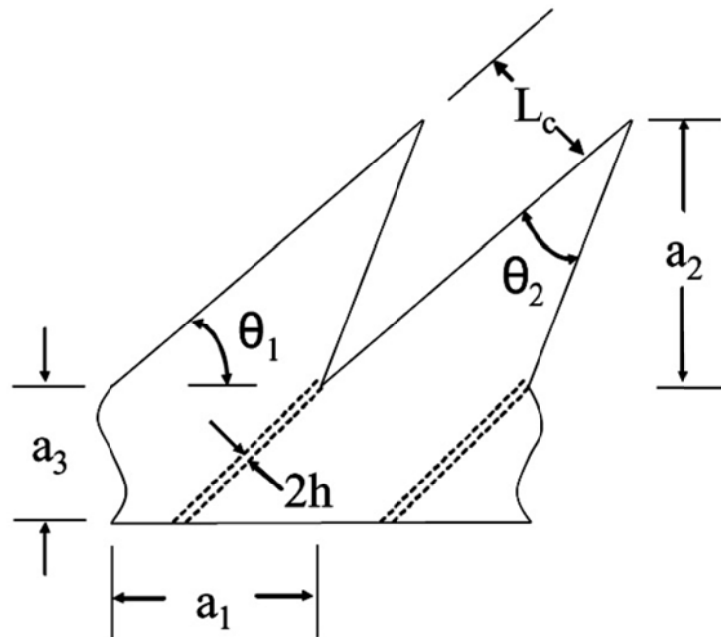
Геометрия сегмента стружки представляет интерес как показатель свойств материала и условий резания. Для описания геометрии стружки обычно используют следующие параметры (рис. 1.17).

В работе [77] делается попытка найти зависимость размеров сегментной стружки с параметрами и условиями резания. Так, авторы считают, что расстояние между зубцами (a_1) всегда растет с увеличением скорости резания, подачи и/или глубины резания, а угол зарождения трещины (θ_1) и внутренний угол зуба (θ_2) остаются неизменными независимо от условий резания. В работе изучалось расстояние между полосами сдвига (L_c) при точении сплава Ti 6Al-4V. Исследования, проведенные в работе [78] свидетельствуют, что расстояние между полосами сдвига (L_c) зависит от скорости резания и глубины резания.

1.3.4 Способы улучшения обрабатываемости резанием титановых сплавов

Обзор литературных данных [63, 68] позволил выделить три основных направления снижения трудоемкости механической обработки титановых сплавов: а) металлургические, б) металловедческие (материаловедческие), в) механические.

Металлургическое направление состоит в получении методами обработки давлением, фасонного литья, сварки и другими металлургическими способами таких предварительных заготовок, которые требуют минимальной механической обработки [41].



- Расстояние между зубцами, a_1
- Высота зубцов, a_2
- Высота неразрезанной части, a_3
- Расстояние между полосами сдвига, L_c
- Полуширина полос сдвига, h
- Угол зарождения трещины, θ_1
- Внутренний угол зубца, θ_2

Рисунок 1.17 – Размеры, используемые для описания сегмента стружки

Металловедческое направление включает в себя такие моменты как:

- разработку новых титановых сплавов с повышенной обрабатываемостью резанием;
- получение методами термомеханической и термической обработки фазового состава, типа и параметров структуры, обеспечивающих лучшие условия резания;
- предварительный нагрев или охлаждение обрабатываемой заготовки;
- предварительное воздействие на поверхностные слои обрабатываемой детали (пластическая деформация, наводороживание, химическая обработка, обдувка абразивным зерном и др.);
- обратимое легирование водородом (механоводородная обработка).

Механическое направление заключается в:

- разработке оптимальных режимов резания;
- усовершенствовании геометрии заточки инструментов;
- создании новых инструментальных материалов;
- упрочнении поверхностей инструментальных материалов;
- разработки новых конструкций режущего инструмента;
- использовании оборудования без вибраций режущего инструмента;
- разработки нового металлорежущего оборудования;
- применении рациональных технологических сред (СОЖ; газов; твердых смазок; криогенного охлаждения и др.);
- применении специальных методов обработки (обработка со сверхвысокими скоростями; с наложением вибраций определенной частоты; с наложением ультразвуковых колебаний)
- применении нетрадиционного способа механической обработки (электрофизических или электрохимических способов, лазерной резки вместо точения и т.п.).

Одним из эффективных способов повышения эффективности механической

обработки титановых сплавов является разработка новых конструкций режущего инструмента и металлорежущего оборудования [76]. Авторами работы [79] было обнаружено благоприятное влияние дополнительного введения водорода на обрабатываемость резанием. Водород приводит к понижению температуры в зоне резания и снижает усилия резания. Для сплава ВТ6 оптимальная концентрация водорода составляет 0,3 – 0,4 масс%.

1.4. КОМПЛЕКСНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ДЛЯ ОБРАБОТКИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

1.4.1. Термоводородная обработка

Взаимодействие титана и его сплавов с водородом

Водород – единственный элемент, который достаточно легко и в больших количествах поглощается материалами на основе гидридообразующих элементов и так же легко удаляется из твердого раствора при термической обработке в вакууме [80-81]. Это позволяет использовать его в качестве временного легирующего элемента в металлических материалах на определенной стадии производства полуфабрикатов и изделий.

Изучению диаграммы состояния титан - водород посвящено много работ [83-86]. В монографии [81] приведена диаграмма состояния Ti–H по результатам обобщения 17 публикаций, что позволяет считать её на настоящий момент наиболее достоверной (рис. 1.18).

В системе Ti–H обнаружены следующие фазы [81, 87-89]:

- α -твердый раствор внедрения водорода в α -фазе титана с ГП решёткой;
- β -твердый раствор внедрения водорода в β -фазе титана с ОЦК решёткой;
- δ -гидрид с ГЦК решеткой [87];
- ε -гидрид с тетрагонально искаженной ГЦК решеткой ($c/a < 1$);
- γ -метастабильный гидрид с ГЦК решеткой ($c/a > 1$).

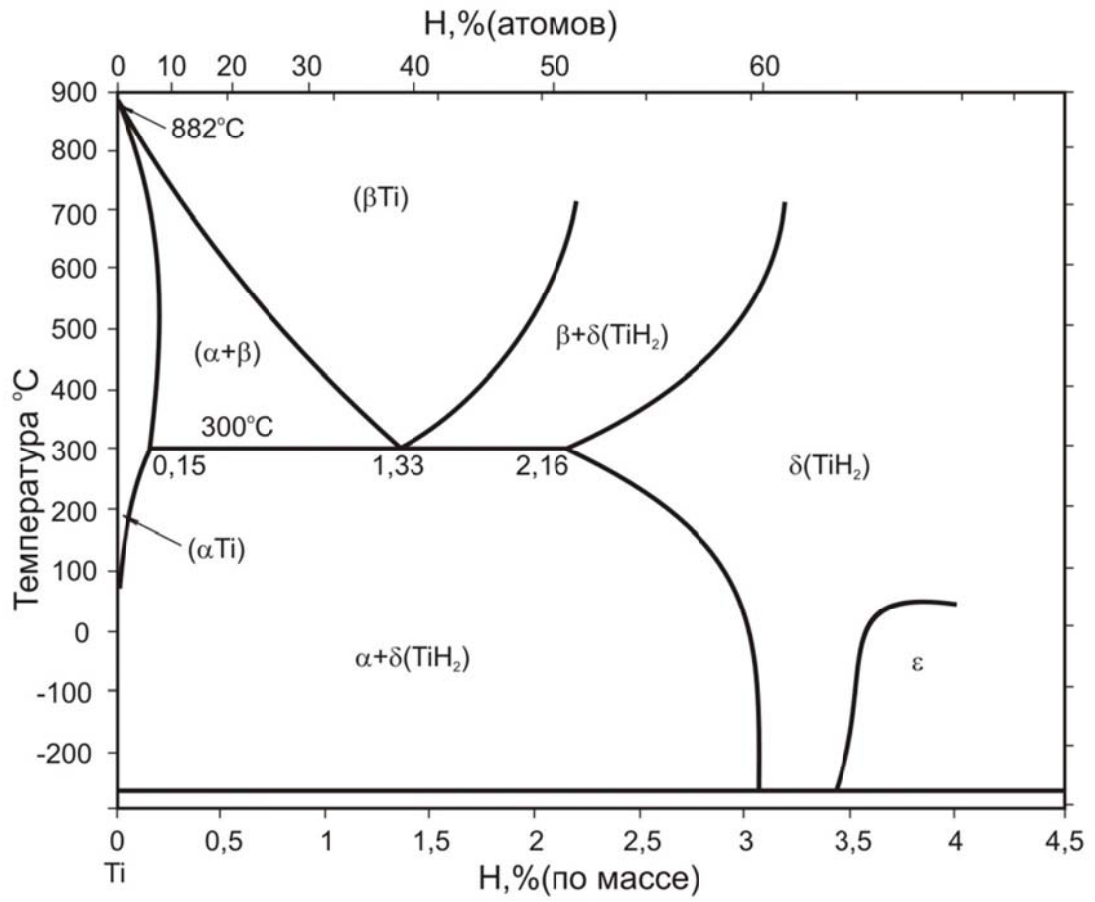


Рис. 1.18. Диаграмма состояния системы титан–водород [81] (изобары равновесного давления водорода не указаны).

Водород относится к эвтектоидообразующим β -стабилизаторам, он сильно понижает температуру $\alpha/(\alpha+\beta)$ -перехода (точка A_3) и расширяет температурный интервал существования β -фазы. Независимо от класса сплава введение до 1% водорода приводит к снижению температуры $(\alpha+\beta)/\beta$ -перехода на 200 – 300°C (таблица 1.12) [87].

Таблица 1.12 – Влияние водорода на температуру $(\alpha+\beta)/\beta$ -перехода титановых сплавов разных классов [81].

Класс	Сплав	A _{с3} , °C, при содержании водорода, % (масс.)		Δt, °C
		0,003	1,0	
α	BT5	990	700	290
	BT5–1	1010	800	210
псевдо-α	BT20	1000	700	300
	BT18Y	1020	790	230
α+β	BT6	1000	700	300
	BT25Y	1000	750	250

Наводороживающий отжиг титановых сплавов

В настоящее время, титановые заготовки обычно наводороживают в среде молекулярного водорода в установке Сивертса, где исключен контакт образца с кислородом [89]. Данный метод является наиболее эффективным с точки зрения оптимизации скорости процесса и контроля концентрации водорода в образцах.

Процесс насыщения водородом в установке Сивертса основан на том факте, что вследствие высокой диффузионной подвижности водорода в титане уже при температурах ниже 400°C довольно быстро устанавливается обратимое равновесие между внутренним давлением в твердом растворе и внешним давлением газообразного водорода, что позволяет изменять содержание водорода в компактном образце, варьируя внешнее давление. Таким образом, главным

преимуществом процесса Сивертса является возможность контролировать концентрацию вводимого водорода. Для практического осуществления процесса наводороживания в описанной установке необходимо оценить давление водорода, которое необходимо для обеспечения заданной его концентрации в заготовке.

Наводороживание до относительно больших концентраций водорода обычно проводят в несколько стадий по двум причинам: давление в стандартной аппаратуре Сивертса не может превышать 0,1 МПа; процесс поглощения водорода экзотермический и сопровождается разогревом поверхности, поэтому одновременное введение больших порций водорода может привести к пережогу.

Поглощение водорода титановыми сплавами начинается при довольно низких температурах из-за высокой его диффузионной подвижности. Скорость поглощения водорода титановыми сплавами сначала с повышением температуры увеличивается, а затем уменьшается. Наибольшая начальная скорость поглощения водорода наблюдается при некоторых промежуточных температурах (750 – 850°C) [87]. При более низких температурах скорость поглощения уменьшается из-за снижения диффузионной подвижности водорода в титане, а при более высоких – из-за увеличения равновесного давления водорода.

Вакуумный отжиг титановых сплавов

Конечная концентрация водорода после вакуумного отжига должна быть несколько меньше максимально допустимой концентрации, которая в свою очередь принимается в n раз меньше критической концентрации, свыше которой развивается водородная хрупкость. Критическая концентрация водорода не превышает, как правило, 0,01% независимо от класса сплава [81].

Температуру вакуумного отжига выбирают исходя из двух условий. Во-первых, она не должна быть ниже 550-600°C, т. к. только выше этих температур происходит растворение оксидной пленки, которая препятствует диффузии водорода на поверхность. Во-вторых, температура вакуумного отжига определяется конкретным режимом водородной технологии. В большинстве случаев она не должна превышать температуру $(\alpha+\beta)/\beta$ -перехода (точку A_{c3}),

нагрев выше которой может привести к формированию в процессе охлаждения β -превращенной пластинчатой структуры, что сопровождается снижением пластических свойств и сопротивления усталости [87].

Длительность вакуумного отжига также зависит от нескольких факторов, таких как начальная концентрация водорода, сечение отжигаемых полуфабрикатов и др. При подборе времени выдержки следует принимать во внимание также тот факт, что в начальные моменты дегазации выделение водорода из металла может быть очень значительным, что требует ступенчатого нагрева с промежуточными выдержками. Избежать осложнений из-за слишком интенсивного выделения водорода можно также с помощью термоциклирования или удаления водорода в потоке аргона [81, 90, 91].

Вакуумным отжигом преследуются две основные цели. Первая - традиционная - это снижение содержания водорода до концентраций, исключающих развитие водородной хрупкости в процессе эксплуатации. Вторая - обеспечение формирования оптимального структурного состояния сплава. Решению первой задачи посвящено большое число исследований [90-92]. Так как структура сплава определяет необходимый комплекс его физико-механических и эксплуатационных свойств, не менее важной целью вакуумной обработки является управление процессом структурообразования путем регламентирования температурно-скоростных условий ее проведения.

Важнейшей особенностью фазовых и структурных превращений, протекающих при дегазации материалов, является то, что они обусловлены изменением не только температурного, но и концентрационного фактора (содержания водорода). Это расширяет возможности управления процессом формирования структуры, что особенно актуально при обработке сплавов, для которых традиционные способы термического воздействия на структуру малоэффективны [12, 91]. При удалении водорода термодинамическая стабильность фаз, обогащенных водородом, снижается, и они могут претерпевать

превращения при непрерывно меняющейся в процессе дегазации концентрации водорода. Экстракция водорода происходит значительно быстрее, чем диффузия атомов основных компонентов, обеспечивающая равновесный химический состав α - и β -фаз. Поэтому на промежуточных этапах вакуумного отжига возможно образование структур, не свойственных титановым сплавам в равновесном состоянии.

Таким образом, в зависимости от исходного фазового состава и содержания водорода, регулируя режимы вакуумной обработки (температуру и скорость нагрева), можно в широких пределах изменять конечную структуру и получать принципиально новые типы структур, не достижимые другими способами обработки [81, 87, 90, 91].

Фазовые превращения в наводороженных титановых сплавах
при термическом воздействии

В процессе непрерывного охлаждения при термической обработке водородосодержащих сплавов в предельных случаях возможно формирование двух типов структур.

Структура первого типа содержит метастабильные фазы, химический состав которых соответствует составу исходной β -фазы. Зарождение новых фаз при этом происходит сдвиговым путем гомогенно, а формирование конечной структуры протекает по бездиффузионному механизму и мартенситной кинетике, путем движения когерентной межфазной границы. Такая структура формируется в процессе охлаждения со скоростью выше первой критической ($v_{кр}^I$) и содержит α' - или α'' -мартенсит, в зависимости от системы легирования и концентрации введенного водорода [87].

Структура второго типа содержит равновесные фазы, состав которых соответствует равновесной диаграмме состояния. Зарождение происходит также сдвиговым путем, но гетерогенно, а рост новых фаз контролируется диффузией и происходит путем перемещения некогерентной границы. Структура второго типа формируется в процессе охлаждения со скоростью, меньшей второй критической

($v_{кр}^2$) и представлена фазами равновесного состава – α_p и/или β_p .

При уменьшении скорости охлаждения в интервале скоростей от $v_{кр}^1$ до $v_{кр}^2$ происходит постепенный переход от гомогенного к гетерогенному зарождению, а мартенситный механизм роста фаз должен постепенно сменяться диффузионным. Реализация обоих механизмов зарождения и роста фаз приводит к химической неоднородности β -фазы (β_n) и продуктов её распада (α_n , α_n'' , α_n'). Эта неоднородность усиливается при уменьшении v_o по сравнению с $v_{кр}^1$, достигает максимума и далее постепенно снижается при приближении к $v_{кр}^2$ [87].

Обобщенный результат представляется следующим: водород достаточно интенсивно снижает критические скорости охлаждения.

При различных видах термической обработки охлаждение до нормальных температур может происходить с различными скоростями, причем каждый вид обработки (отжиг, закалка, старение) предполагает вполне определенные скорости охлаждения. Так как водород достаточно интенсивно снижает критические скорости охлаждения, следует иметь в виду, что для сплавов с водородом даже отжиг с охлаждением в печи может оказаться закалкой вследствие сильного снижения критических скоростей. Поэтому получить структуру с равновесными фазами в сплавах титана, содержащих более 0,4% водорода, практически невозможно [81].

Основы термоводородной обработки титановых сплавов

Термоводородная обработка включает в себя три основных элемента [87]:

- насыщение материала водородом до определенной концентрации - наводараживающий отжиг;
- термическое воздействие на материал, легированный водородом;
- удаление водорода при термической обработке в вакууме до безопасных концентраций - вакуумный отжиг (дегазация).

Уникальность водорода как легирующего элемента заключается в том, что, благодаря высокой диффузионной подвижности, сильному влиянию на процессы фазовые и структурные превращения, он позволяет осуществлять обратимое

легирование без изменения агрегатного состояния материала [87]

В настоящее время ТВО является основой всех технологических процессов, использующих водородное легирование и объединенных общим названием – *водородная технология*, которая является новым научным направлением в металлологии и технологии титановых сплавов.

Разработка технологических схем ТВО базируется на использовании установленных закономерностей формирования фазового состава и структуры титановых сплавов под действием водорода. В основе ТВО лежат эффекты, связанные с влиянием водорода на характер фазовых равновесий, механизм и кинетику фазовых превращений в сплавах на основе титана [81, 87, 93, 94]:

- Водород, являясь β -стабилизатором, интенсивно снижает температуру A_{c3} , что приводит к увеличению количества β -фазы в отожженных и закаленных сплавах, а также позволяет избежать существенного роста зерна при нагреве до температур β -области и уменьшения плотности дислокаций, накопленных в результате фазовых превращений.
- Водород повышает стабильность β -фазы и снижает критические скорости охлаждения v_{k1}^0 и v_{k2}^0 и характеристические температуры мартенситного превращения M_n и M_k . Это увеличивает прокаливаемость сплавов и позволяет получить при «мягких» температурно-концентрационных условиях охлаждения большое количество стабилизированных водородом метастабильных фаз.
- Водород неравномерно распределяется между α - и β -фазами и вызывает перераспределение между ними основных легирующих компонентов, и по-разному влияет на удельные объемы фаз, что вызывает изменение объемных эффектов и открывает возможности управления морфологией и размерами частиц α -фазы.
- При достаточно больших концентрациях водорода образуются гидриды титана, обладающие большим удельным объемом по сравнению с металлом.
- При легировании водородом сплавов, не содержащих β -стабилизаторов или содержащих их в небольших количествах, реализуется эвтектоидное

превращение, механизм которого включает элементы мартенситного превращения, что в совокупности с низкой температурой его реализации открывает возможности накопления достаточно большого количества дефектов кристаллического строения, наследуемых при последующем нагреве [87].

- Большое различие между коэффициентами диффузии водорода и основных легирующих элементов позволяет реализовать в процессе дегазации при относительно невысоких температурах $\beta \rightarrow \bar{\alpha}_{\text{дег}}$ - превращение, в результате чего выделяется дисперсная α -фаза, состав которой сильно отличается от состава первичной α^I -фазы. В частности она содержит значительно меньше алюминия, чем α^I . Ее устойчивость зависит от температуры. Это позволяет создавать в α - и псевдо- α -сплавах гетерофазные структуры с различным составом, морфологией и размерами структурных составляющих.

Основываясь на вышеописанных эффектах, выделяют пять базовых схем термоводородной обработки титановых сплавов (рисунок 1.19). В каждой из этих схем заложен свой принцип, основанный на управлении механизмом одного или нескольких фазовых превращений в титановых сплавах, легированных водородом [81, 93]. Каждая из схем ТВО может быть реализована самостоятельно, но наиболее эффективные конечные результаты можно получить лишь их сочетанием.

- Схема основана на атермическом распаде водородосодержащей β -фазы. В зависимости от класса сплава распад β -фазы в процессе охлаждения с $V^{(0)} < V_{\text{кр}}^{(1)}$, может протекать по схеме $\beta \rightarrow \alpha_{\text{H}} + \beta_{\text{H}}$, $\beta_{\text{H}} \rightarrow \alpha_3 + \gamma$, а при последующем нагреве в вакууме – по схеме $\beta_{\text{H}} \rightarrow \alpha_{\text{дег}}$ [87]. Выбор температурно-скоростных режимов должен осуществляться исходя из необходимости достижения максимальной степени диспергирования структуры и предотвращения роста β -зерна при наводороживающем ($Ac_3^{\text{H}} < t_{\text{H.O.}} < Ac_3$) и вакуумном отжиге ($Ac_3^{\text{H}} < t_{\text{B.O.}} < Ac_3$). При этом $V_{\text{max}}^{(0)}$ должна соответствовать $V_{\text{min}}^{\text{H}}$, а $V_{\text{min}}^{(0)} - V_{\text{max}}^{\text{H}}$. Следует, однако, учитывать что полученная таким образом микроструктура может быть

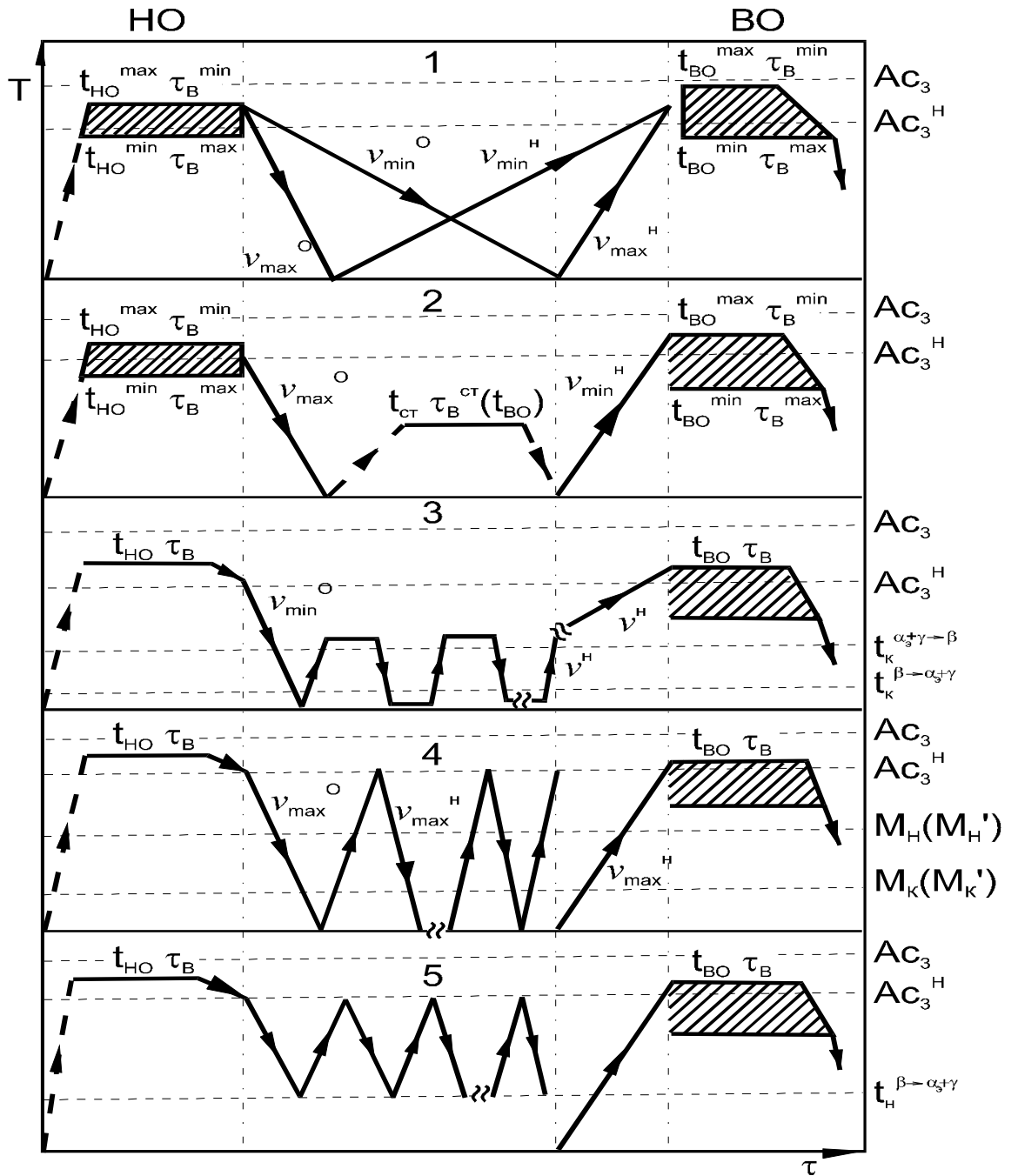


Рисунок 1.19 – Принципиальные схемы ТВО, основанные на управлении механизмом различных фазовых превращений в сплавах на основе титана [81].

недостаточно однородна из-за протекания фазовых превращений в атермических условиях.

- Схема, основанная на фиксации в структуре максимального количества метастабильной β -фазы и последующем старении при температуре 400 – 550°C. Оно может быть осуществлено как в обычных воздушных печах, так и непосредственно в вакууме перед окончательным вакуумным отжигом. Это позволит не только получить дисперсную и однородную структуру, но и провести гетерогенизацию структуры даже однофазных α -сплавов.
- Схема, основанная на протекании эвтектоидного распада β -фазы, многократное проведение которого (термоциклирование) позволяет накопить достаточно большое количество дефектов кристаллического строения, интенсифицирующих гетерогенный распад и процессы рекристаллизации. Концентрация водорода должна быть максимально возможной, а $V^{(0)}$ – минимально возможной для реализации эвтектоидного превращения.
- Схема, основанная на неоднократном протекании $\beta \leftrightarrow \alpha'$ -мартенситного превращения (МП), что позволяет накопить большое количество дефектов кристаллического строения для интенсифицирования распада метастабильных фаз гетерогенным путем или процессов рекристаллизации. Этот способ реализуется только при $\beta \leftrightarrow \alpha'$ -МП, для которого характерно появление большого числа аккомодационных дислокаций. Поэтому концентрация водорода выбирается исходя из максимального снижения $A_{C_3}^H$ и M_H и предотвращения реализации $\beta \leftrightarrow \alpha''$ -МП с двойниковым строением мартенсита. При реализации этой схемы $V^{(0)}$ должна быть близка к $V_{кр}^{(1)}$.
- Схема, основанная на многократно реализуемом $\beta \leftrightarrow \alpha$ -превращении. Температура нагрева, скорости нагрева и охлаждения выбираются при условии обеспечения мартенситного зарождения и диффузионного роста зародыша новой фазы. ТВО по этой схеме позволяет решать те же задачи, что и по схеме 4, но при более «мягких» температурно-скоростных режимах.

1.4.2. Химико-термическая обработка

Особенности ионного азотирования

Химико-термическая обработка включает три основные взаимосвязанные стадии [95, 100]:

1. Реакции в насыщающей среде – на этой стадии массопереноса следует различать два процесса: образование активных атомов в насыщающей среде и диффузию их к поверхности обрабатываемого металла.

2. Реакции на границе фаз – адсорбция (хемосорбция) образовавшихся активных атомов поверхностью насыщения.

3. Диффузия – перемещение адсорбированных атомов внутри металла

Количество активных атомов, приводящих к поверхности насыщения, должно превышать число атомов, отводимых от поверхности вглубь в результате диффузии. В тех случаях, когда процесс протекает многостадийно, его суммарная скорость определяется скоростью наиболее медленной стадии, которая является контролирующей [100]. При протекании процессов ХТО в большинстве случаев скорость процесса контролируется диффузией. Факторами, ускоряющими диффузию и приводящими вследствие этого к сокращению длительности технологического процесса ХТО, являются: повышение температуры (т. е. сообщение атомам дополнительной энергии), градиента концентрации, определенных структурных дефектов [96, 100].

Существуют способы усиления ХТО за счет ускорения процессов, протекающих в насыщающей среде, и адсорбции диффундирующего элемента. Однако считается, что в этом случае эффект ускорения химикотермической обработки не велик [95]. Концентрация диффундирующего элемента на поверхности зависит от соотношения скоростей подачи элемента к поверхности и проникания его вглубь [100]. В тоже время содержание элемента на поверхности зависит от активности насыщающей среды и скорости диффузии атомов с поверхности в глубь металла: чем больше активность насыщающей атмосферы и

ниже скорость диффузии, тем выше C_0 (т. о. повышается градиент концентрации). Однако, при чрезмерно высокой скорости подачи атомов из насыщающей атмосферы возможно выделение на поверхности химических соединений диффундирующего элемента с насыщаемым металлом, что препятствует дальнейшему насыщению и снижает скорость ХТО [100].

Вопрос о причинах ускорения диффузионного насыщения при проведении его в условиях тлеющего разряда остается спорным до сих пор, однако, многие исследователи объясняют это следующими причинами [96]:

- При ионном азотировании происходит увеличение числа активных частиц в насыщающей среде (ионов насыщающего элемента - азота) за счет интенсификации процессов диссоциации и ионизации молекул.
- Ионная обработка увеличивает скорость массопереноса активных частиц к обрабатываемой поверхности.
- Создаются более благоприятные условия для хемосорбции ионов (вследствие снижения энергетического барьера при образовании связи между атомами адсорбента и адсорбата).
- На поверхности обрабатываемого материала создается высокий градиент концентрации насыщающего элемента [100]. При этом, как и при обычном азотировании, на поверхности образуются нитриды, диффузия через которые затруднена; однако при ионной обработке происходит постоянное катодное распыление этих соединений, что значительно интенсифицирует процесс насыщения.
- Появляется возможность постепенной подачи активных ионов к детали, а также контролирования этих процессов.

Еще одной специфической особенностью ионной ХТО является то, что положительные ионы насыщающего элемента имеют высокую кинетическую энергию [100]. Например, ионы азота N^+ , образованные в плазме разряда, имеют наиболее вероятную среднюю энергию, равную 0.23 кэВ ($3.68 \cdot 10^{-17}$ Дж) при

напряжении 800 В, что в 3000 раз больше той, которую имеют термически активированные атомы азота при обычном азотировании ($1.39 \cdot 10^{-20}$ Дж). Обладая такой высокой энергией, ионы азота могут воздействовать на структуру металла на глубину около 100 – 200 атомных слоев за время 10^{-12} с, что может привести к облегчению перескоков атомов в металле [95, 100].

Структура азотированного слоя

Результатом ионного азотирования титановых сплавов является формирование на их поверхности упрочнённого слоя, состоящего из нитридной зоны и расположенной под ней диффузионной зоны. При ионном азотировании последовательность образования фаз соответствует общему механизму образования диффузионного слоя, т.е. качественно определяется последовательностью их расположения вдоль изотермической горизонтали на диаграмме состояния Ti-N (рис. 1.20) [95, 97, 100].

При ионном азотировании образуются следующие фазы: Во-первых, это твердый раствор азота в α -Ti с ГПУ решеткой (α -фаза) и в β -Ti с ОЦК решеткой (β -фаза), а также фазы внедрения: мононитрид TiN с ГЦК решеткой (δ -фаза) и промежуточный нитрид $Ti_{2-3}N$ (ϵ -фаза) в виде трех модификаций ($\epsilon_1, \epsilon_2, \epsilon_3$) [100]. Эти модификации ϵ -фазы можно представить как сверхструктуры упорядоченного твердого раствора.

Золотистый цвет и высокая микротвердость (1700 – 2000 $HV_{0,1}$) поверхностного слоя, получаемого на титановых сплавах после ионного азотирования, свидетельствуют о том, что он состоит в основном из мононитрида титана TiN (δ -фаза), который металлографически выявляется в виде тонкого светлого слоя толщиной до 10 мкм [98, 99].

Под внешним нитридным слоем находится подслой нитрида ϵ -фазы с тетрагональной решеткой (1 – 3 мкм), ниже располагается большой протяженности зона твердого раствора азота.

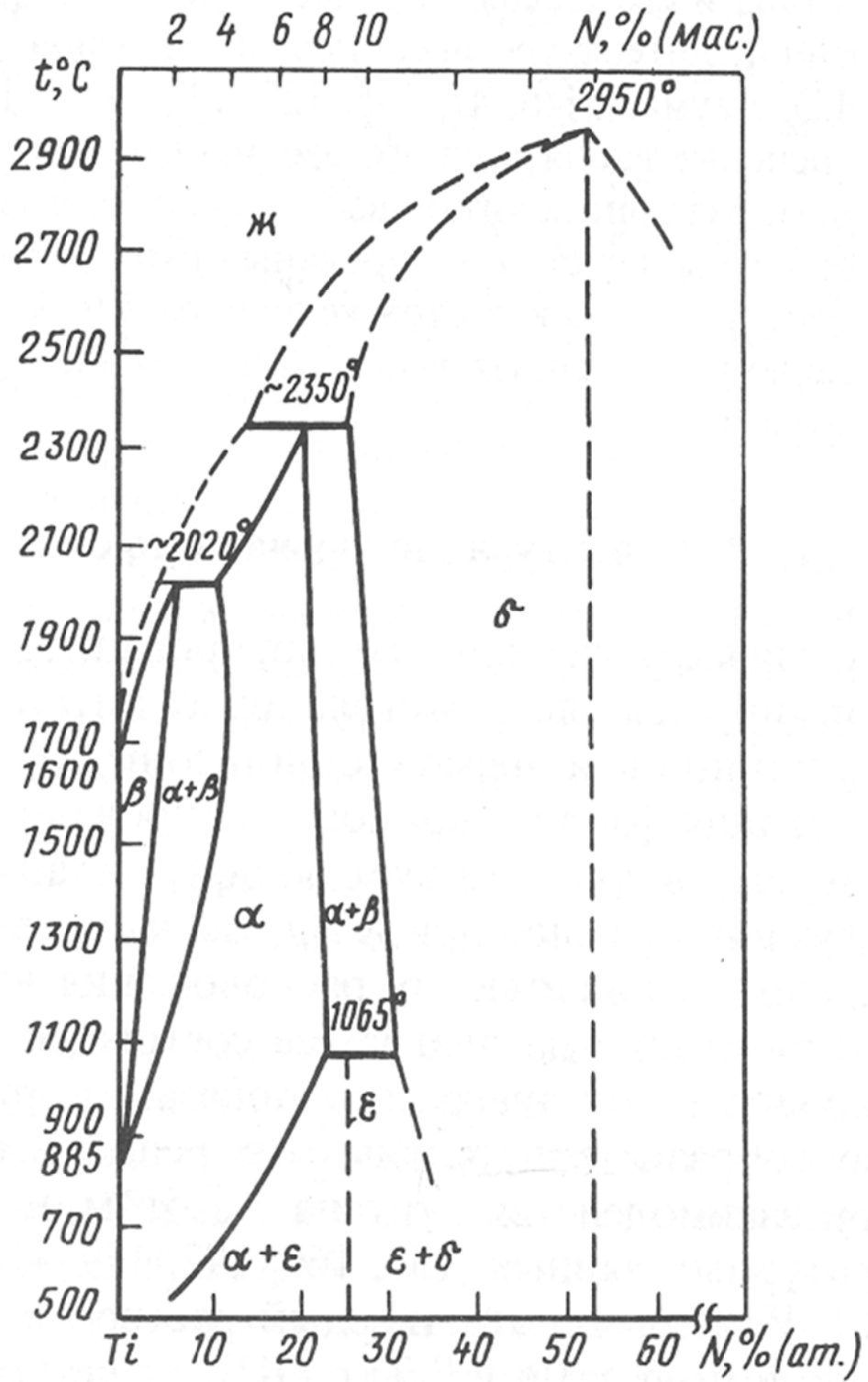


Рис. 1.20 Диаграмма состояния системы Ti-N [100].

С повышением температуры азотирования относительная толщина слоя TiN уменьшается, а Ti₂₋₃N увеличивается, что объясняется интенсификацией катодного распыления с повышением температуры процесса и большим распадом нитрида TiN при охлаждении с более высоких температур. По мере удаления от нитридного слоя концентрация азота в твердом растворе уменьшается, что приводит к монотонному снижению твердости по толщине диффузионной зоны [95, 97, 100].

Влияние параметров ионного азотирования на формирование
модифицированной поверхности титановых сплавов

В последнее время титановые сплавы находят широкое применение в медицине, для изготовления имплантатов и инструмента, благодаря хорошей биологической и механической совместимости с организмом человека, высокой коррозионной стойкости, низкой плотности и высокой удельной прочности [100]. Однако до сих пор применение титана в узлах трения машин и медицинских изделий ограничено из-за высокого коэффициента трения титана практически в любых парах трения и высокой склонностью к образованию задиров.

Анализ литературы [98] показал, что одним из наиболее эффективных методов повышения износостойкости в настоящее время считается ионное азотирование, которое позволяет создавать на изделиях из титановых сплавов модифицированные поверхностные слои. Процесс ионного азотирования проводится вакуумно-дуговым методом в смеси газов аргона и азота. Управляя технологическими параметрами процесса, такими как температура, давление газа и состав газовой смеси можно изменять состав, структуру, свойства и протяжённость поверхностных слоев.

В работах [99-101] было изучено влияние температуры, времени выдержки и состава газовой среды при вакуумном ионно-плазменном азотировании (ВИПА) на параметры азотированного слоя. Исследования проводили на титановых сплавах разных классов (BT1-0, BT20, BT6 и др.). Параметрами оценки служили –

качество поверхности образцов, глубина диффузионной зоны, твёрдость и фазовый состав поверхностных слоев.

В работе [98, 100] исследовалось влияние температуры на процесс ионно-вакуумного азотирования на образцах из сплава VT20. Ионное азотирование проводилось при температурах 550°C, 600°C; 700°C в течении 30 минут. Состав газовой среды был: 84% аргон и 16% азота.

Из данных исследований (табл. 1.13) видно, что на поверхности всех образцов формируется плёнка, состоящая из нитридов титана. С повышением температуры с 550°C до 700°C при одинаковом времени выдержки происходит возрастание глубины модифицированного слоя с 10 до 200 мкм и упрочнение поверхности. В тоже время, при температурах выше 600°C наблюдается значительное ухудшение качества поверхности – появляются поры и увеличивается ее шероховатость. Данные факты могут привести к её локальному продавливанию и ухудшению износостойкости при работе азотированных деталей в условиях трения. Таким образом, оптимальной температурой ионно-вакуумного азотирования была принята температура 550°C [98, 100].

В работе [100, 101] проводится оценка влияния продолжительности вакуумного ионно-плазменного азотирования при оптимальной температуре (550°C) на формирование модифицированной поверхности. Установлено, что на поверхности образцов образуется плотная беспористая пленка, причем увеличение времени выдержки с 30 до 60 минут не приводит к заметному ухудшению состояния поверхности (табл. 1.14).

Показано, что время азотирования оказывает существенное влияние на толщину диффузионного слоя. Авторы работы [101] отмечают, что дальнейшее увеличение времени обработки до 90 минут не вызывает роста азотированного слоя, но приводит к возрастанию микротвердости вследствие увеличения количества нитридов на поверхности. Так же на поверхности нитридной пленке присутствуют отдельных мелких пор.

Таблица 1.13 – Влияние температуры вакуумного ионно-плазменного азотирования в течении 30 минут на параметры поверхности образцов из ВТ20 [15]

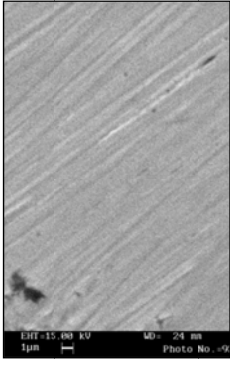
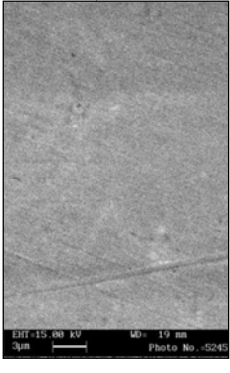
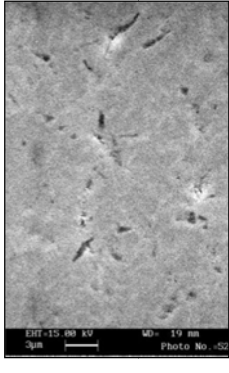
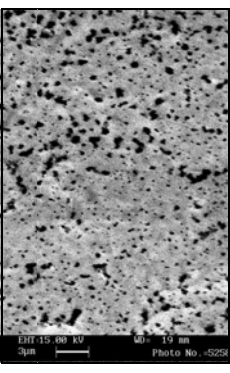
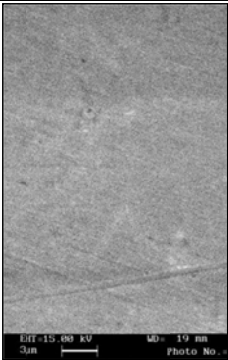
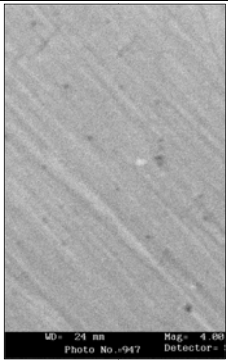
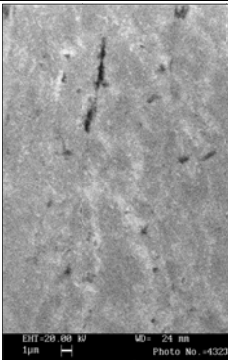
	Исходное состояние	ВИПА при 550°С	ВИПА при 600°С	ВИПА при 700°С
Поверхность				
Фазовый состав	$\alpha+\beta$	$\alpha+\text{Ti}_2\text{N}+\text{TiN}$	$\alpha+\text{Ti}_2\text{N}+\text{TiN}$	$\alpha+\text{Ti}_2\text{N}+\text{TiN}$
Шероховатость, (R_a) , мкм	0,02-0,03	0,02-0,03	0,02-0,03	0,07-0,01
Глубина диффузионной зоны, мкм	–	10	50	120
$\text{HV}_{0,05}$	340	460	640	700

Таблица 1.14 – Влияние времени выдержки вакуумного ионно-плазменного азотирования при 550°С на параметры поверхности образцов из сплава ВТ20

	ВИПА в течение 45 мин	ВИПА в течение 60 мин	ВИПА в течение 90 мин
Поверхность			
Фазовый состав	$\alpha+(\beta)+\text{Ti}_2\text{N}+(\text{TiN})$	$\alpha+\text{Ti}_2\text{N}+\text{TiN}+(\text{TiN})$	$\text{Ti}_2\text{N}+\text{TiN}$
Шероховатость, (R_a) , мкм	0,02-0,03	0,02-0,03	0,02-0,03
Глубина диффузионной зоны, мкм	20	26	26
$\text{HV}_{0,05}$	490	520	580

Таким образом, показано, что оптимальным временем выдержки при 550°С является 60 минут, так как оно приводит к росту диффузионной зоны и увеличению микротвердости без заметного ухудшения качества поверхности.

В работе [100, 101] проведены исследования по влиянию состава газовой смеси, состоящей из аргона и азота, на эффективность насыщения поверхности титанового сплава ВТ20 азотом при обработке по оптимальному режиму: 550°С, 60 минут. Результаты исследований представлены в таблице 1.15.

Таблица 1.15 – Влияние состава газовой смеси на характеристики модифицированного слоя в процессе вакуумного ионно-плазменного азотирования при 550°С в течение 30 минут

Состав газовой смеси	Фазовый состав поверхностных слоев	Глубина диффузионной зоны, мкм	HV _{0,05}
10%N ₂ +90%Ar	α+β+Ti ₂ N	18	430
16%N ₂ +84%Ar	α+Ti ₂ N+TiN	50	640
25%N ₂ +75%Ar	α+Ti ₂ N+TiN	40	780

Данные работы свидетельствуют о том, что при азотировании в смеси газов, состоящей из 10% N₂ и 90% Ar градиент активного газа (азота) сравнительно небольшой, что приводит к низкой интенсивности насыщения им поверхности. Повышение содержания азота до 16% ускоряет процесс формирования диффузионной зоны. Дальнейший рост концентрации азота в насыщающей смеси приводит к снижению протяженности азотированного слоя и формированию большого количества нитридов на поверхности (табл. 1.15). Это говорит о том, что при таком составе газовой смеси скорость подвода азота к поверхности превышает скорость его диффузии вглубь металла [100]. В результате азот скапливается в приповерхностных слоях и образует нитриды, скорость диффузии в которых ниже, чем в α- и β-фазах титана [101].

Поэтому, оптимальным составом газовой смеси для получения протяженного модифицированного слоя следует считать 16%N₂+84%Ar [100].

1.5 Заключение по литературному обзору и постановка задач исследований

Анализ литературных данных показал, что благодаря уникальному сочетанию физико-механических и технологических свойств титановый сплав ВТ6 (Ti-6Al-4V) является одним из наиболее часто используемых материалов для изготовления изделий ответственного назначения, в частности, высоконагруженных медицинских имплантатов. Преимуществом титановых сплавов перед другими металлическими материалами, применяемыми для изготовления компонентов эндопротезов крупных суставов – нержавеющей стали и кобальт-хромовыми сплавами, является лучшая биологическая совместимость, более высокая удельная прочность и коррозионная стойкость в биологической среде. Однако производство изделий из титана от выплавки слитков и получения деформированных полуфабрикатов до готовой продукции является энергозатратным и дорогостоящим процессом. Поэтому, несмотря на преимущества титана по биологической совместимости, удельной прочности и коррозионной стойкости в биологической среде, зачастую использование нержавеющей стали для изготовления имплантируемых медицинских изделий экономически предпочтительнее.

Перспективным способом снижения стоимости титановой продукции является вовлечение в производство вторичных отходов, что позволяет удешевить вторичные сплавы на 30% и более при сохранении основных конструктивных свойств, присущих титановым сплавам. Такой сплав, впоследствии названный ВСТ2К, был создан в ОАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА (патент РФ №2425164).

Однако, вследствие непредсказуемого сочетания отходов, имеющихся в наличии на момент плавки, трудно получить составы слитков с точно регламентированной структурой и свойствами. Это может приводить к большому разбросу механических и технологических свойств полуфабрикатов, изготовленных из разных плавок. Поэтому разработка технологии обработки

полуфабрикатов из сплава ВСТ2К, полученных из слитков с разным химическим составом, обеспечивающей формирование однотипной структуры и, соответственно, стабильного уровня свойств, является актуальной задачей.

Известно, что титановые сплавы трудно обрабатываются резанием. Применение фасонного литья для изготовления деталей из титановых сплавов зачастую неприемлемо вследствие формирования крупнопластинчатой структуры, в несколько раз снижающей ресурс их работы при знакопеременных нагрузках. А применение изотермической штамповки целесообразно только при массовом производстве.

Существуют три основных направления снижения трудоемкости механической обработки титановых сплавов. Metallургическое направление состоит в получении металлургическими способами заготовок, требующих минимальной механической обработки. Механическое направление заключается в разработке оптимальных режимов резания, применении рациональных технологических сред, усовершенствовании геометрии заточки инструментов, создании новых инструментальных материалов и нового металлорежущего оборудования и т.п. Metallоведческое направление включает в себя разработку новых титановых сплавов с улучшенной обрабатываемостью резанием, получение фазового состава, типа и параметров структуры, обеспечивающих лучшие условия резания, обратимое легирование водородом и пр.

Создание специальных сплавов с улучшенной обрабатываемостью резанием не позволяет полностью решить проблему, т.к. эти сплавы не всегда могут обеспечить требуемый комплекс свойств.

На обрабатываемость резанием влияют не только режимы обработки и материал режущего инструмента, но и химический состав сплава и его структурное состояние.

Однако данный аспект проблемы практически не изучен. Поэтому исследование влияния химического состава и структуры ($\alpha+\beta$)-сплавов на

термосиловые параметры резания и качество обрабатываемой поверхности является актуальной задачей.

Цель настоящей работы состояла в установлении влияния химического состава и структуры сплавов ВСТ2К и ВТ6 на комплекс механических свойств и термосиловые параметры резания и разработке на этой основе технологий их обработки, обеспечивающих регламентированный уровень физико-механических свойств.

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

1. Установить влияние химического состава, температуры нагрева и скорости охлаждения на формирование структуры и свойства горячекатаных плит из сплава ВСТ2К.

2. Разработать режимы термической обработки, обеспечивающие формирование регламентированной структуры и уровень свойств в горячекатаных полуфабрикатах из сплава ВСТ2К.

3. Провести сравнительную оценку коррозионной стойкости сплавов ВСТ2К, ВТ6, медицинской стали и кобальт-хром-молибденового сплава.

4. Установить влияние химического состава и структуры сплава ВСТ2К на термосиловые параметры резания.

5. Оценить влияние химического состава и структуры сплава ВСТ2К на структуру стружки.

6. Исследовать влияние дополнительного легирования водородом на обрабатываемость резанием сплава ВСТ2К.

7. Изучить влияние химического состава сплава ВТ6 на качество полированной поверхности заготовок.

2 ОБЪЕКТЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1 Объекты исследования

Исследования проводили на образцах, вырезанных из горячекатаной плиты титанового сплава ВСТ2К, полученного по промышленной технологии, а также на образцах, вырезанных из горячекатаных прутков сплава ВТ6. Химический состав исследуемых плит из сплава ВСТ2К приведен в таблице 2.1, химический состав исследуемых партий прутков из сплава ВТ6 – в таблице 2.2.

Таблица 2.1 – Химический состав исследуемых плит из титанового сплава ВСТ2К

№ состава	Легирующие элементы, масс.%						Примеси, масс.%		
	Ti	Al	V	Cr	Fe	Mo	O	N	C
Состав 1	осн.	5,67	4,22	0,11	0,46	0,15	0,1	0,016	0,015
Состав 2	осн.	5,68	4,28	0,45	0,48	0,81	0,1	0,021	0,02
Состав 3	осн.	5,68	4,27	1,49	0,51	0,80	0,1	0,015	0,023

Таблица 2.2 – Химический состав исследованных партий прутков из сплава ВТ6

№ партии	Легирующие элементы, % (масс.)		Примеси, масс.%, не более				
	Al	V	Fe	O	H	N	C
1	5,5	4,3	0,3	0,2	0,015	0,05	0,08
2	6,2	4,4	0,3	0,2	0,015	0,05	0,08
3	6,7	4,3	0,3	0,2	0,015	0,05	0,08

Металлографические и рентгеноструктурные исследования проводили на образцах размером 10x10x20 мм.

Подготовка образцов для металлографического анализа осуществлялась по стандартной методике [102]. Образцы подвергали шлифовке на наждачной бумаге различных номеров (от №40 до №М14) и окончательной электрополировке в стеклянном водоохлаждаемом сосуде. В качестве катода использовали аустенитную нержавеющую сталь, анодом служил образец; напряжение на электродах 35 В. Для электрополировки использовался электролит следующего состава: 4 части уксусной кислоты (CH_3COOH , плотность 1 г/см^3) и 1 часть хлорной кислоты (HClO_4 , плотность $1,6\text{ г/см}^3$).

После окончания процесса электрополировки поверхность шлифа подвергали химическому травлению в стандартном растворе: 3 мл плавиковой кислоты (HF) + 6 мл азотной кислоты (HNO_3) + 141 мл дистиллированной воды (H_2O) или в более мягком растворе на основе глицерина: 5 мл плавиковой кислоты (HF) + 45 мл азотной кислоты (HNO_3) + 50 мл глицерина. Травление проводили при комнатной температуре, время выдержки – 5-10 секунд, способ нанесения травителя – смачивание поверхности шлифа.

2.2 Методы исследования

Термическую обработку в воздушной атмосфере проводили с помощью электропечи СНОЛ-1,6.2,5.1/9-И4 (до 900°C) и в высокотемпературной электропечи СНОЛ-1000 (до 1200°C). Температуру образцов в печах при термической обработке определяли термопарами типа ХА, размещаемыми у образцов. Погрешность определения составляла $\pm 5^\circ\text{C}$.

Охлаждение со скоростью выше 30 К/с проводили в воде с температурой $20-22^\circ\text{C}$.

Исследования микроструктуры проводили на оптическом микроскопе АХЮ Observer.Alm (Karl Zeiss Jena, Германия) при увеличениях до 1000 крат. Применяли метод светлого поля в воздушной среде. Анализ полученных изображений осуществляли с помощью программного

комплекса NEXSYS ImageExpert Pro3.6, который позволяет проводить количественный фазовый анализ различными методами, в т.ч. методом секущих.

Измерение твердости по методу Роквелла проводили на приборе BUEHLER Macromet 5100T алмазным конусом с углом у вершины 120° и закруглением радиусом в 0,2 мм по шкале HRC с нагрузкой 150 кгс.

Для измерения силовых параметров процесса резания применяли измерительно-регистрационную систему в составе:

1. Фрезерный станок MCV-1020A.
2. Универсальный динамометр УДМ-600, установленный на горизонтальный стол станка.
3. 4-х канальный тензоусилитель 4АНЧ-22 с 4-х канальным аналоговым индикатором.

Запись результатов измерений осуществляли методом фоторегистрации.

Режимы фрезерования для получистовой и чистовой обработки показаны в таблице 2.3. В качестве режущего инструмента была использована фреза Helical. Была принята попутная «climb» схема фрезерования боковой поверхностью фрезы. Фрезерование проводили с применением СОЖ «BlascoCut 2000».

Перед испытаниями динамометр УДМ-600 тарировали в диапазоне нагрузок $0 \div 1960$ Н по образцовому динамометру ДОСМ-3-0.2 системы Токаря Н.Г.

Общая схема системы измерения термосиловых параметров процесса резания приведена на рисунке 2.1.

Для перевода значений измеренной термо-ЭДС в показания температуры использовали тарировочную зависимость термо-ЭДС естественной термопары «фреза Helical – VT6» от температуры нагрева спая (рисунок 2.2). Эту зависимость строили по результатам отдельного эксперимента, проведенного по схеме на рисунке 2.3. Схема обеспечивала

точность поддержания температуры в рабочем пространстве печи $\pm 3^{\circ}\text{C}$ и охлаждение холодных спаев термопары до комнатной температуры.

Для определения термосиловых характеристик фрезерования число проходов ограничи́ли 120 для достижения времени работы фрезы около 10 мин.

Таблица 2.3 – Режимы фрезерования сплава ВСТ2К

Параметры фрезерования	Данные фрезерования	
	Параметры получистовой обработки	Параметры высокоскоростн ой чистовой обработки
Скорость резания (м/мин / об/мин)	61 / 1528	122 / 3056
Подача на зуб /Скорость подачи	0,15 мм / 1163 мм/мин	0,076 мм / 1163 мм/мин
Радиальная глубина резания RDOC, (%/Ø)	1,3 мм / 10 %/Ø	0,51 мм / 4 %/Ø
Осевая глубина резания ADOC	6,4 мм	6,4 мм
Радиус закругления фрезы	0,8 мм	0,8 мм

Для оценки уровня механических свойств использовали следующие параметры: временное сопротивление разрыву (σ_b), предел текучести ($\sigma_{0,2}$), относительное удлинение (δ), относительное сужение (φ) и ударную вязкость образцов с U-образным надрезом (КСУ). Для определения этой группы свойств использовали стандартные образцы [103].

Кратковременные механические испытания на растяжение проводили согласно ГОСТ 1497-84, на универсальной машине «TIRATEST». Диаметр и расчетную длину образцов измеряли на инструментальном микроскопе ВМИ - 1 с точностью $\pm 0,01$ мм.

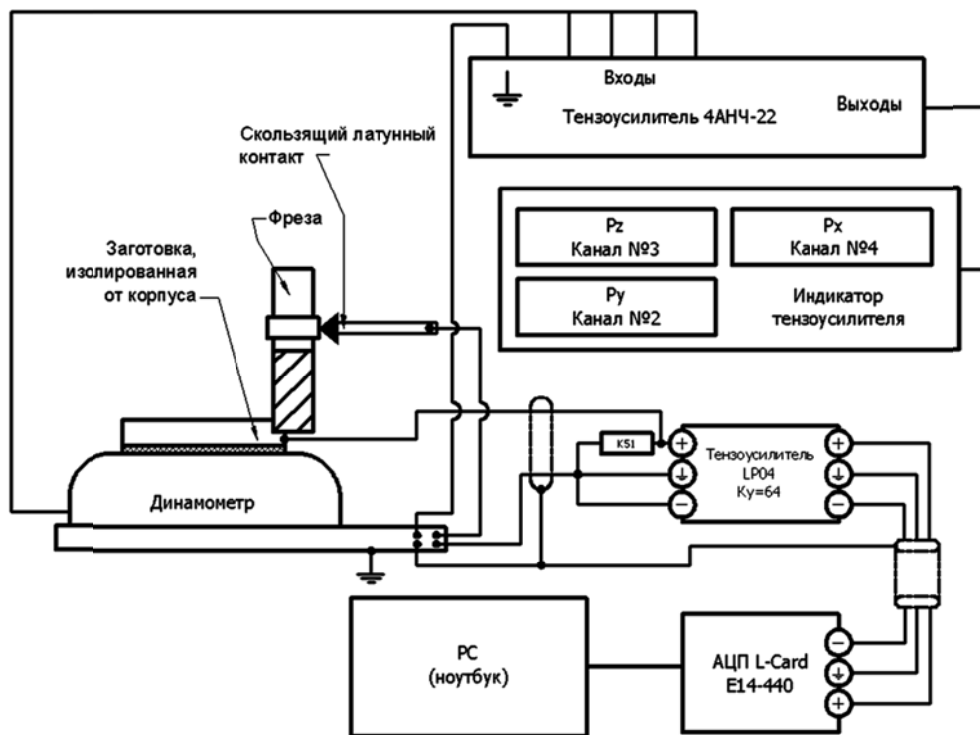


Рисунок 2.1 – Общая схема системы измерения термосиловых параметров при фрезеровании

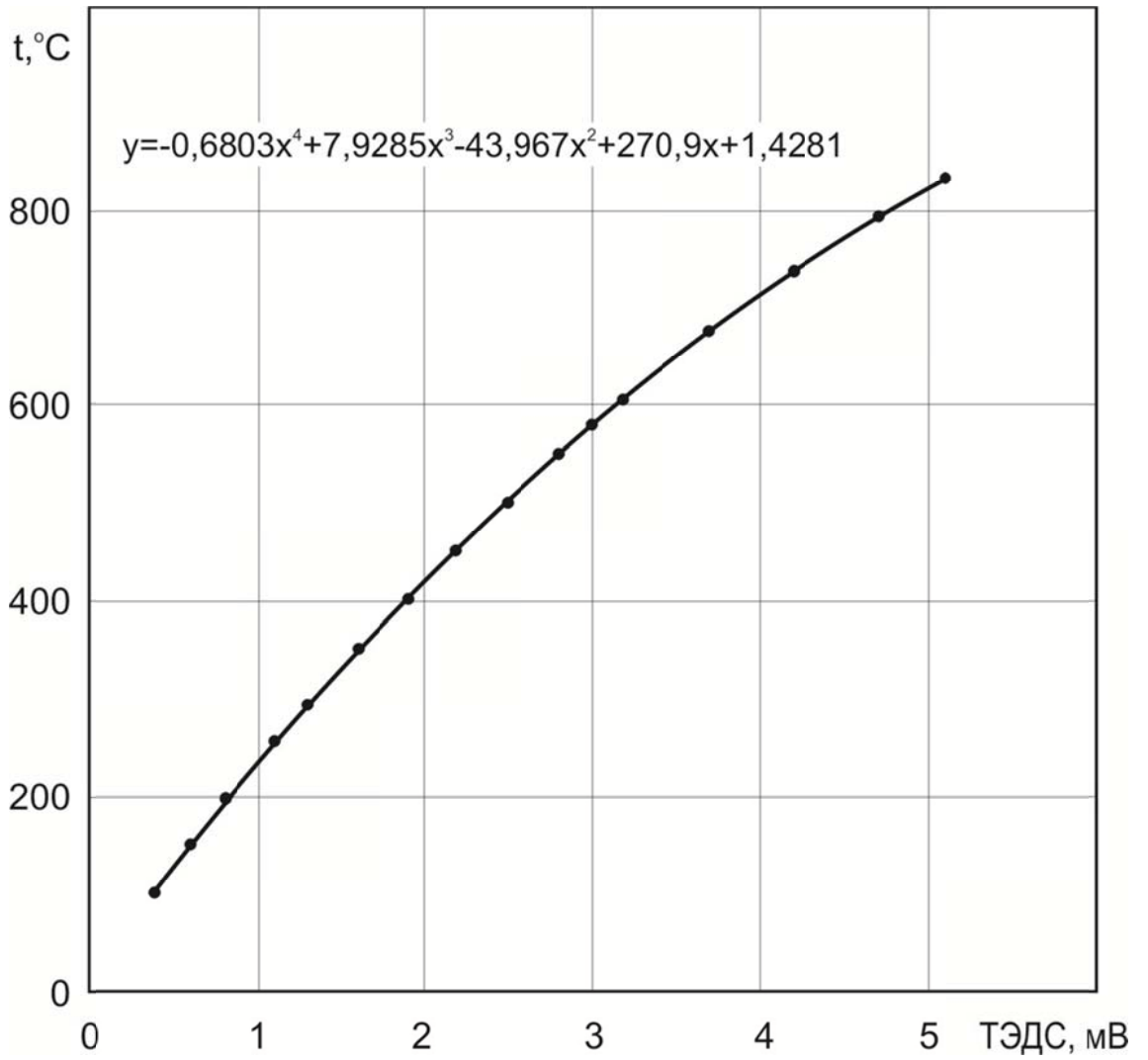


Рисунок 2.2 – Тарировочная зависимость для естественной термопары «фреза Helical – сплав»

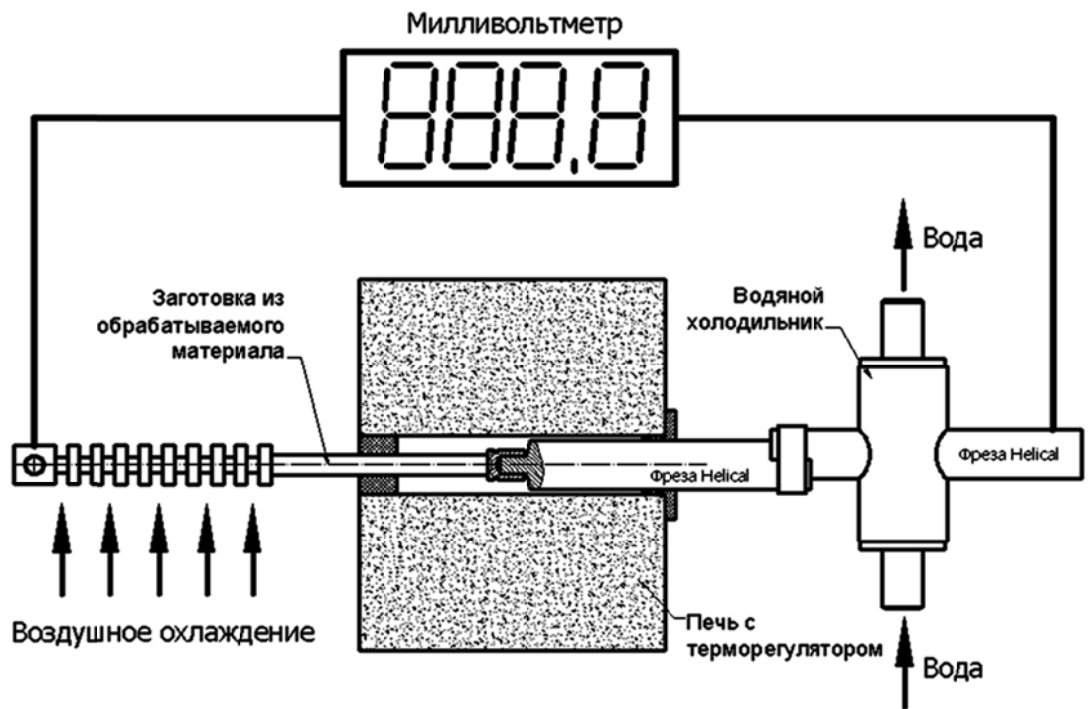


Рисунок 2.3 – Схема тарировки естественной термопары «фреза Helical – сплав»

Механические свойства определяли в соответствии с ГОСТ 1497 - 73 и ISO 6892 по первичным кривым растяжения в координатах нагрузка - абсолютное удлинение, которые автоматически записывались на диаграммной ленте испытательной машины. Точная оценка величин обеспечивалась при записи диаграмм с применением тензометров.

Пластичность сплавов в условиях растяжения при нормальной температуре оценивали относительным удлинением (δ) и относительным сужением (φ).

Испытания на ударную вязкость осуществляли по ГОСТ 9454-88 на образцах с U-образным вырезом.

Шероховатость поверхности измеряли на приборе «НОММЕЛ TESTER T500» в соответствии с ГОСТ 2789–73.

Наводороживающий отжиг проводили в среде молекулярного водорода в установке Сивертса до концентраций 0,15; 0,35; 0,7%¹ в интервале температур 650 – 900°C с шагом 50°C по следующей технологической схеме [104]:

- нагрев в вакууме и выдержка при заданной температуре;
- напуск водорода и выдержка;
- охлаждение до комнатной температуры со скоростью 1 К/с, за счет удаления вакуумной реторты с образцами из рабочего пространства нагревательной печи и дополнительного обдува потоком воздуха от вентилятора.

Принцип действия установки Сивертса основан на термическом разложении порошка гидроксида титана в реторте, предварительно откачанной на высокий вакуум [105]. Газообразный молекулярный водород собирается в баллон. По достижении заданного давления в баллоне (рассчитывается исходя из требуемой конечной концентрации в образцах с учетом их массы) доступ водорода перекрывается, и баллон посредством трубопроводов и специальных вакуумных клапанов соединяется с ретортой, в которой

¹ Здесь и далее по тексту концентрация водорода указана в массовых процентах.

находятся образцы при заданной температуре. О протекании процесса поглощения водорода образцами свидетельствует изменение давления в системе. После поглощения заданного количества водорода реторта с образцами охлаждается вентилятором.

О завершении процесса сорбции водорода судили по установлению равновесного давления в замкнутой системе. Количество введенного водорода контролировали по привесу образцов с помощью точных электронных лабораторных весов Adventure AR2140 (абсолютная погрешность не выше 0,0001 гр). Конечное содержание водорода рассчитывали по формуле 2.1:

$$C_K = \frac{m_{обр.}^{кон} - m_{обр.}^{нач}}{m_{обр.}^{кон}} \times 100\%, \quad (2.1)$$

где C_K – конечная концентрация водорода, [масс. %];

$m_{обр.}^{нач}$ – масса образца до наводороживания;

$m_{обр.}^{кон}$ – масса образца после наводороживающего отжига

Вакуумный отжиг образцов проводили в печи модели ВЕГА 3М в интервале температур 625°- 800°С. Время выдержки выбирали так, чтобы в процессе дегазации содержание водорода уменьшалось до безопасной концентрации (~0,006%). Скорость охлаждения с печью в вакууме составляла 0,02 К/с.

Для оценки коррозионной стойкости материала, и в частности, стойкости к питтинговой коррозии (ПК), были использованы следующие характеристики: стационарный потенциал ($E_{ст}$), потенциал питтингообразования ($E_{по}$), плотность тока пассивного состояния ($i_{пас}$), разность (ΔE) между потенциалами $E_{по}$ и $E_{ст}$, а также массовый показатель скорости коррозии (ρ_o). Коррозионные испытания проводились потенциодинамическим методом в 0,9%-ном водном растворе NaCl при температуре $37 \pm 1^\circ\text{C}$ и скорости изменения потенциала 0,2 мВ/с, при использовании потенциостата ПИ-50-1.1 в комплекте с программатором ПР-

8, трехэлектродной электрохимической ячейкой, хлорсеребряным электродом сравнения и платиновым вспомогательным электродом. Массовый показатель скорости коррозии (ρ_0) рассчитывали по известной плотности тока коррозии ($i_{кор}$), которую определяли методом экстраполяции поляризационных кривых до значения стационарного потенциала ($E_{ст}$).

Подготовку образцов к коррозионным исследованиям также проводили по стандартной методике [106].

Экспериментальные данные были обработаны методами математической статистики. В таблице 2.4. приведены величины абсолютной и относительной ошибки опыта по основным методам исследования, рассчитанные с доверительной вероятностью $\alpha=0,95$. Абсолютные ошибки приведены, если ошибка метода определяется погрешностью прибора, а относительные - если ошибка метода зависит от абсолютной величины измеряемого параметра.

Таблица 2.4 – Абсолютная и относительная ошибка опыта.

Измеряемая величина	Условное обозначение	Абсолютная ошибка, %	Относительная ошибка, %
Температура нагрева	t_H	5°C	–
Твердость	HRC	1 отн.ед.	–
Условный предел текучести	$\sigma_{0,2}$	10 МПа	–
Временное сопротивление разрыву	σ_B	10 МПа	–
Относительное удлинение	δ	–	5
Относительное сужение	φ	–	5
Период кристаллической решетки	$a_\alpha, c_\alpha, a_\beta$	2×10^{-4} нм	–
Объемная доля фаз	I_i	–	5
Полуширина дифракционного максимума	B_i	2×10^{-4} рад	–

ГЛАВА 3

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА ВСТ2К

Одним из наиболее распространенных сплавов на основе титана уже более полувека является сплав ВТ6 (Ti-6Al-4V) благодаря очень удачному сочетанию физико-механических свойств. Этот сплав, в частности, является основным материалом для изготовления имплантируемых медицинских изделий. Производство титана и сплавов на его основе является очень дорогостоящим производством, поэтому перед производителями всегда стоит задача снижения себестоимости производства слитков и полуфабрикатов. Существует несколько путей решения этой проблемы. Например, совершенствование технологии производства, создание экономнолегированных сплавов и др. Одним из способов уменьшения стоимости производства титановых сплавов – это вовлечение вторичных отходов. Именно по этому пути пошли создатели сплава ВСТ2К [107].

Этот сплав является аналогом сплава ВТ6 (Ti-6Al-4V), но в нем расширено содержание β -стабилизирующих элементов, таких как Mo, Cr, Fe..., которые попадают в сплав в процессе гарнисажной плавки слитков, когда используются вторичное сырье. Это приводит к тому, что разные плавки могут иметь достаточно сильно отличающийся химический состав, а соответственно, и структуру полученных из них полуфабрикатов и свойства. Поэтому на первом этапе работы была поставлена задача изучить структуру трех горячекатаных плит из сплава ВСТ2К, имеющих разный химический состав и разработать режимы ТО, обеспечивающих создание однотипной структуры в полуфабрикатах и, соответственно, получение примерно одинакового уровня свойств.

3.1 Формирование фазового состава и структуры в сплаве ВСТ2К в зависимости от температуры нагрева и скорости охлаждения

На первом этапе работы из горячекатаных плит титанового сплава ВСТ2К толщиной 40 мм было вырезано несколько образцов, на которых была исследована структура в исходном состоянии. Химический состав трех плит представлен в таблице 2.1, а в таблице 3.1 для трех составов сплава приведены структурные эквиваленты по алюминию и по молибдену ($[Al]_{\text{ЭКВ}}$ и $[Mo]_{\text{ЭКВ}}$), рассчитанные согласно [5, 108] по формулам:

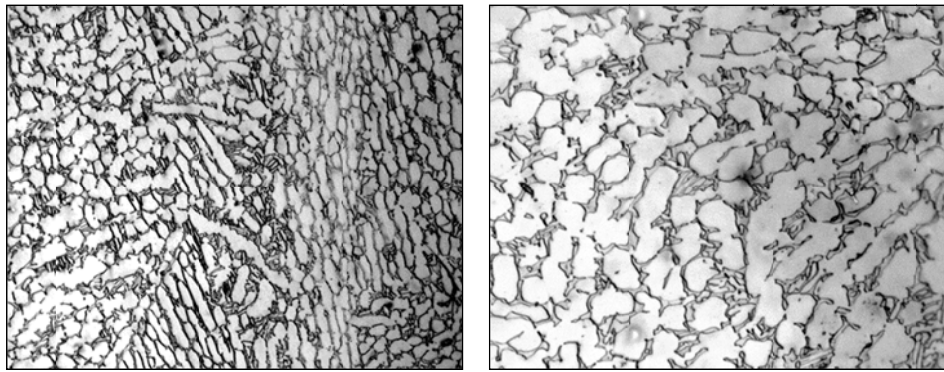
$$[Mo]_{\text{ЭКВ}} = [Mo] + 0,2[Ta] + 0,28[Nb] + 0,4[W] + 0,67[V] + 1,25[Cr] + 1,25[Ni] + 1,7[Mn] + 1,7[Co] + 2,5[Fe] \quad (1)$$

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

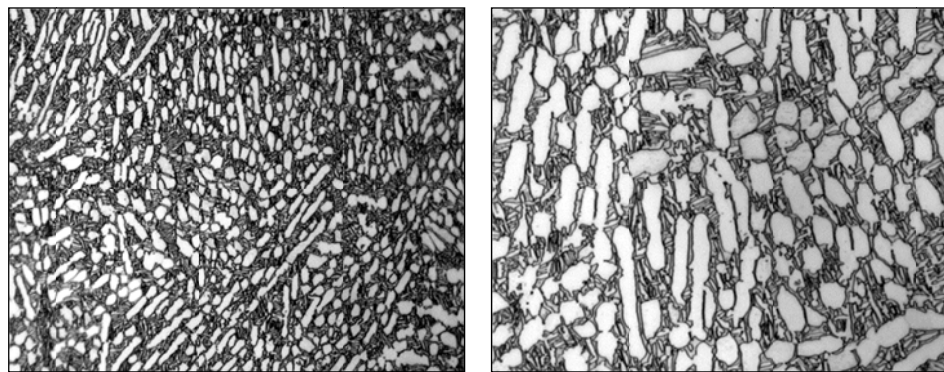
Таблица 3.1 – Эквиваленты по алюминию и по молибдену и их отношение для трех исследуемых составов титанового сплава ВСТ2К

№ сплава	$[Mo]_{\text{ЭКВ}}$	$[Al]_{\text{ЭКВ}}$	Отношение $[Al]_{\text{ЭКВ}} / [Mo]_{\text{ЭКВ}}$
Состав 1	4,27	7,14	1,67
Состав 2	5,44	7,30	1,34
Состав 3	6,8	7,21	1,06

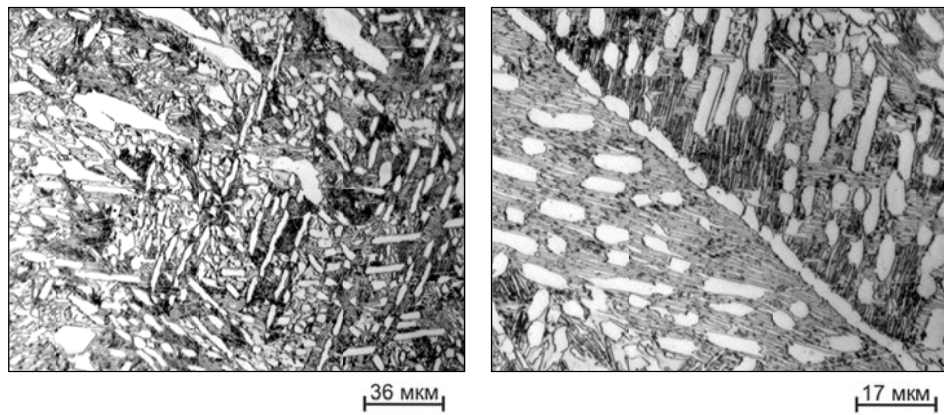
Металлографические исследования показали, что структура плиты состава 1 в состоянии поставки достаточно однородна по толщине и представлена крупными первичными α -частицами (в количестве около 45%) и расположенной между ними двухфазной смесью ($\alpha + \beta$) с пластинчатыми вторичными частицами α -фазы, образовавшимися из β -фазы в процессе охлаждения полуфабриката до комнатной температуры (рис. 3.1).



а)



б)



в)

Рисунок 3.1 – микроструктура плит из сплава ВСТ2К в исходном горячекатаном состоянии: а) состав 1; б) состав 2; в) состав 3

В плите состава 2 размер и количество первичных α -частиц меньше (около 35%), а доля пластинчатых выделений вторичной α -фазы больше, при этом их размер меньше. В структуре плиты состава 3 наблюдается неоднородность размера частиц первичной α -фазы, объемная доля которой составляет не более 20%, в некоторых местах по границам исходных зерен β -фазы присутствует α -оторочка, а вторичная α -фаза представлена тонкими дисперсными пластинчатыми частицами. Кроме того, структура недостаточно проработана, о чем свидетельствует наличие α -оторочки по границе исходного β -зерна. Различия в структуре, в первую очередь, связаны с химическим составом сплавов. С увеличением содержания β -стабилизаторов в сплаве наблюдается постепенное уменьшение как количества первичной α -фазы, так и размера вторичной α -фазы (рисунок 3.1). Различие в структуре, особенно в количестве и степени дисперсности вторичной α -фазы, приводит к разной твердости полуфабрикатов в исходном состоянии, которая изменяется от 32 ед. HRC для состава 1 до 38 ед. HRC для состава 3. Такое различие в твердости полуфабрикатов даст и существенное различие в механических свойствах.

В соответствии с поставленной в работе задачей необходимо разработать режимы термической обработки для преобразования структуры плит, обеспечивающие формирование однотипной однородной микроструктуры, не зависимо от химического состава сплава (плиты).

Для разработки режима термической обработки необходимо знать температуру полиморфного превращения (A_{c3}), зависящую от химического состава сплава. Плиты из сплава ВСТ2К разных плавок имеют разное содержание β -стабилизирующих элементов (молибденовый эквивалент изменяется от 4,3 для состава 1 до 6,8 для состава 3 (см. табл. 2.1 и 3.1), поэтому необходимо было

определить температуру полиморфного превращения ($T_{пп}$) для трех исследуемых плавок.

Наиболее распространенным способом определения температуры $A_{с3}$ является метод пробных закалок [102]. Сущность этого метода заключается в изучении структуры сплава в закаленном состоянии после предварительного нагрева до последовательно повышающихся температурах в районе $\alpha+\beta \rightarrow \beta$ -перехода.

В $(\alpha+\beta)$ -сплавах по мере приближения температуры нагрева под закалку к температуре полиморфного превращения в структуре наблюдается уменьшение количества первичной α -фазы; после закалки из β -области частицы α -фазы отсутствуют, и структура состоит из β -зерен с мартенситным внутризеренным строением.

Образцы, вырезанные из плит, нагревали в интервале температур 850-1020°C. Время выдержки изменялось от 1,5 часов при более низких температурах до 30 минут – при высоких, для того, чтобы успевали произойти все диффузионные процессы, и сплав при данной температуре находился в равновесном состоянии.

Металлографические исследования показали, что в структуре сплава ВСТ2К всех трех составов после закалки с температур 1020°C-990°C формируется типичная мартенситная структура, представленная пластинами различной толщины и ориентировки (рисунки 3.2-3.4). При чем, по данным рентгеноструктурного анализа, (рисунок 3.5) в сплаве состава 1 при закалке формируется мартенсит α' , а в более легированных сплавах составов 2 и 3 – мартенсит α'' . С понижением температуры нагрева под закалку в структуре помимо мартенсита визуализируются частицы первичной α -фазы. Так, при закалке сплава состава 1 с температуры 980°C в структуре наряду с мартенситом

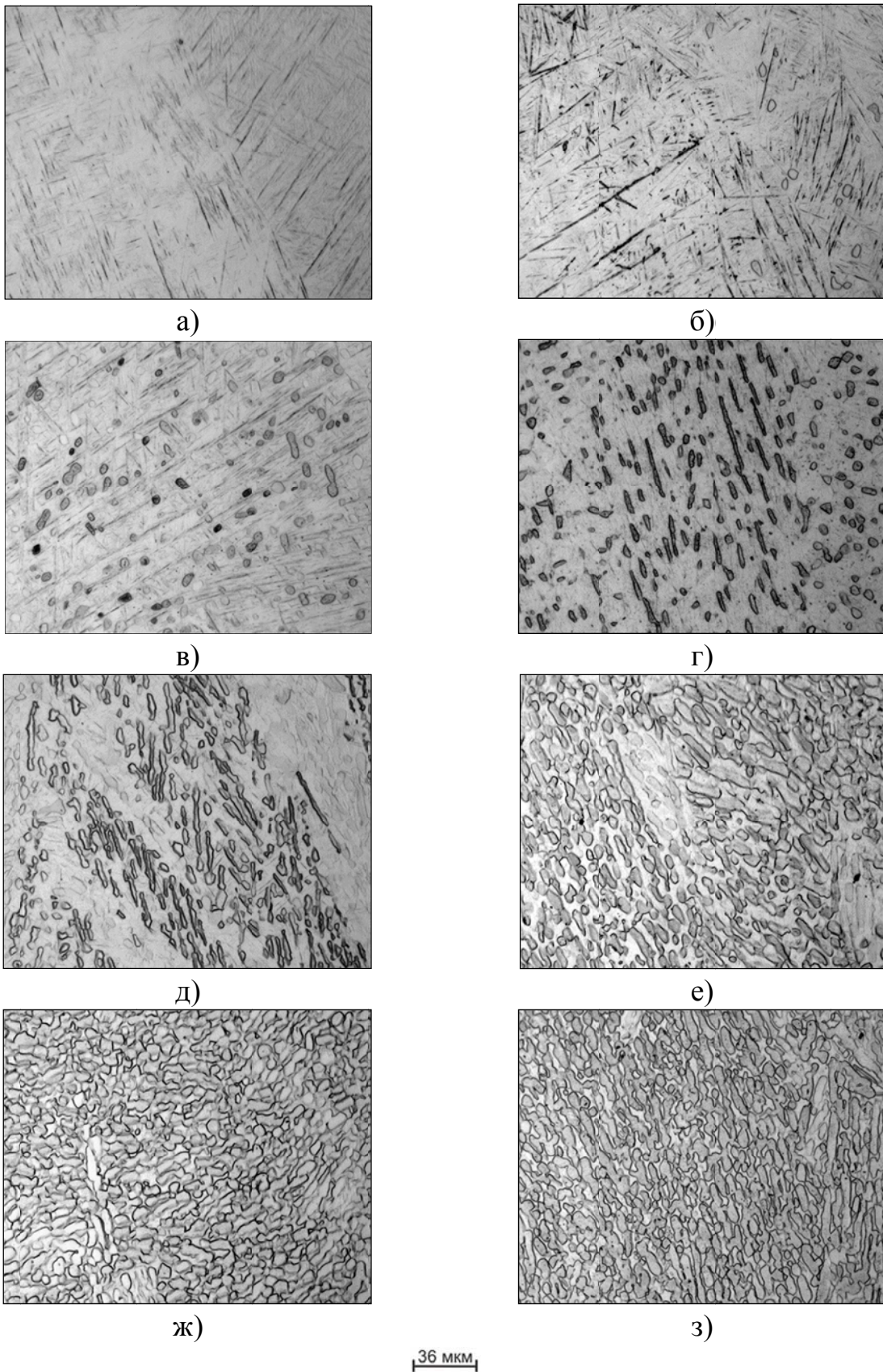


Рисунок 3.2 – Микроструктура сплава ВСТ2К состава 1 после закалки с различных температур: 1000°С (а), 980°С (б), 960°С (в), 940°С (г), 920°С (д), 900°С (е), 880°С (ж), 870°С (з) ; ($T_{пп}=990^{\circ}\text{C}$) .

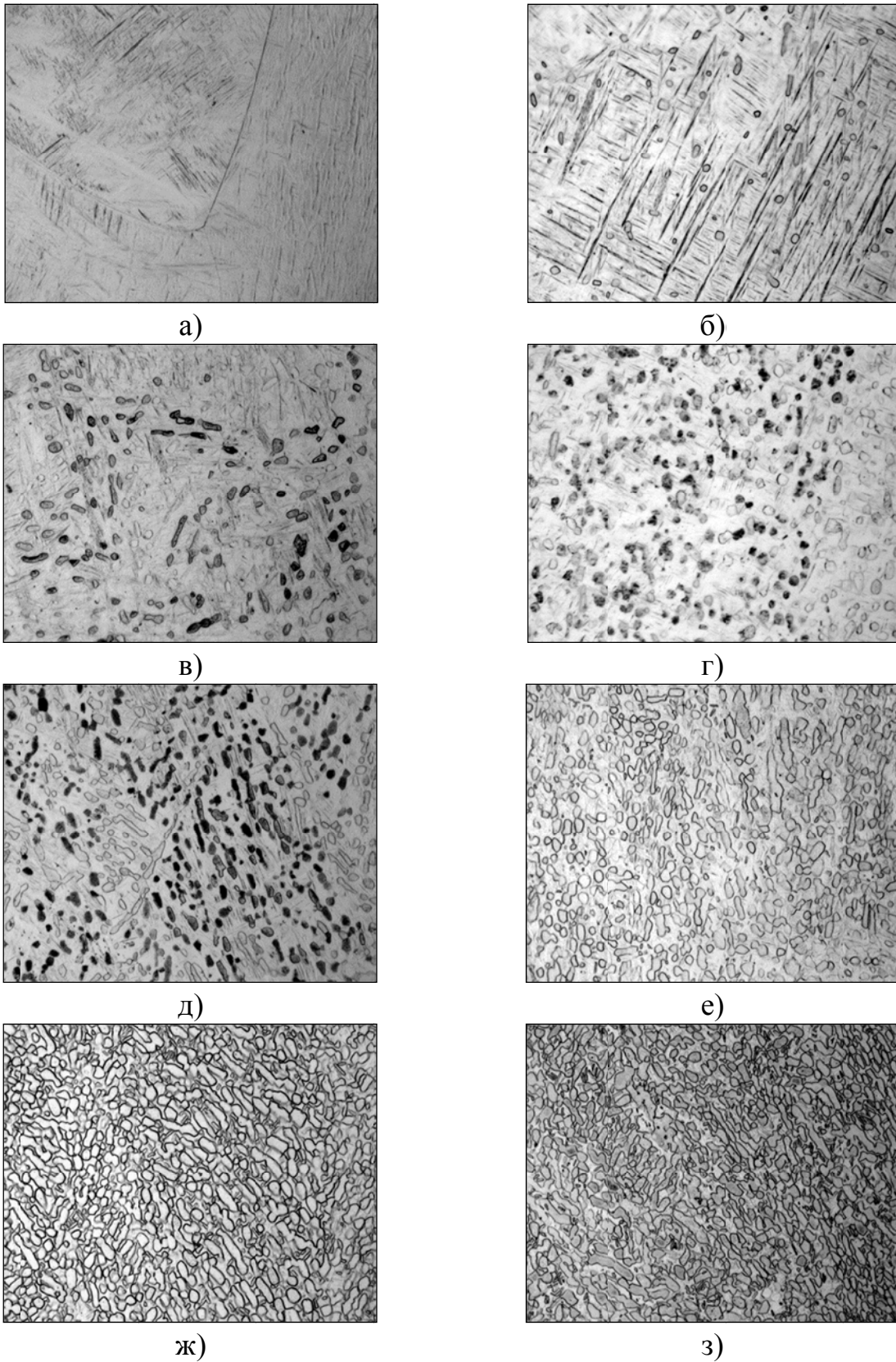


Рисунок 3.3 – Микроструктура сплава ВСТ2К состава 2 после закалки с различных температур: 990°C(а), 970°C(б), 960°C (в), 940°C (г), 920°C (д), 900°C (е), 880°C (ж), 860°C (з); ($T_{\text{ПП}}=980^{\circ}\text{C}$) .

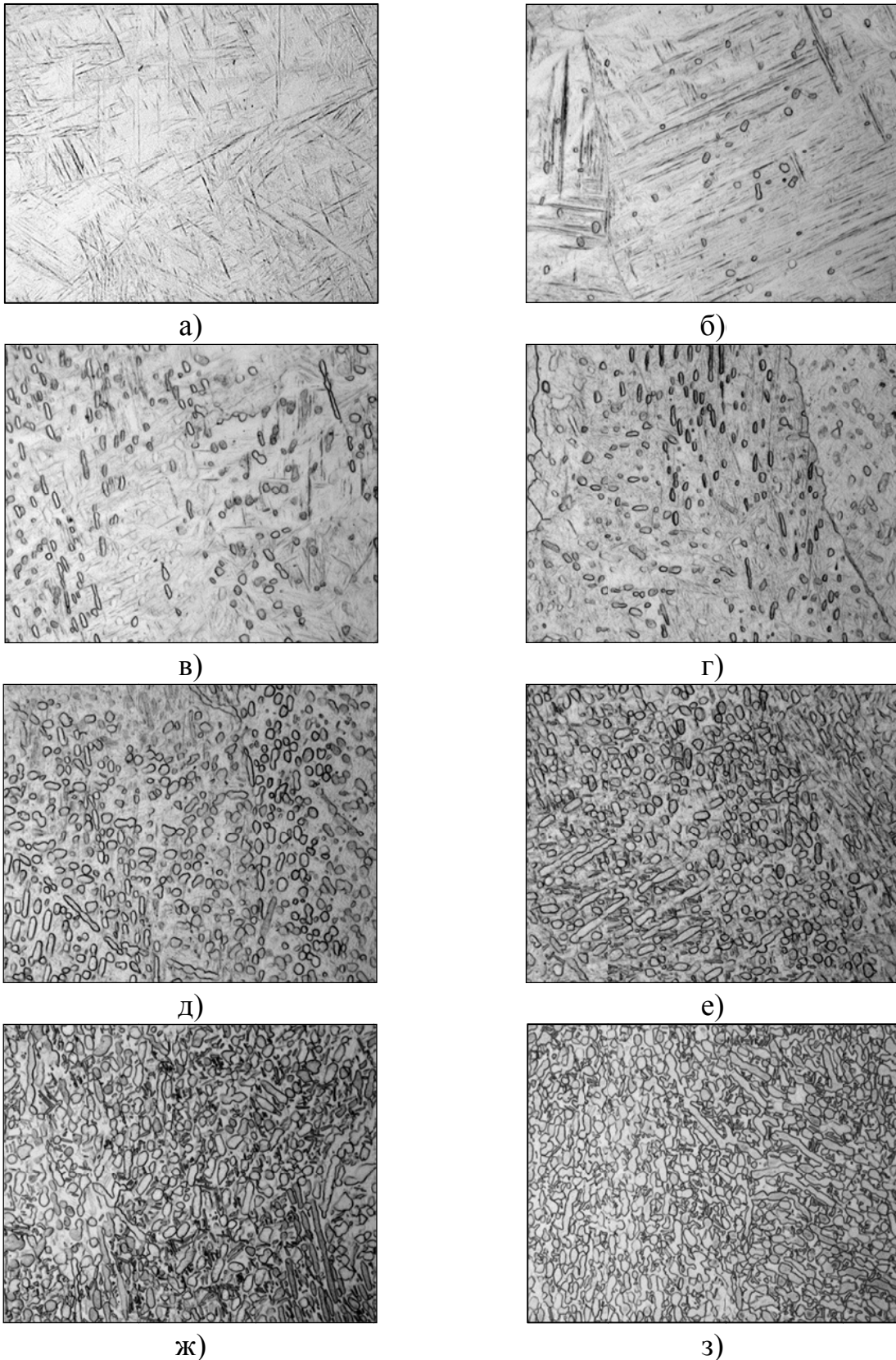
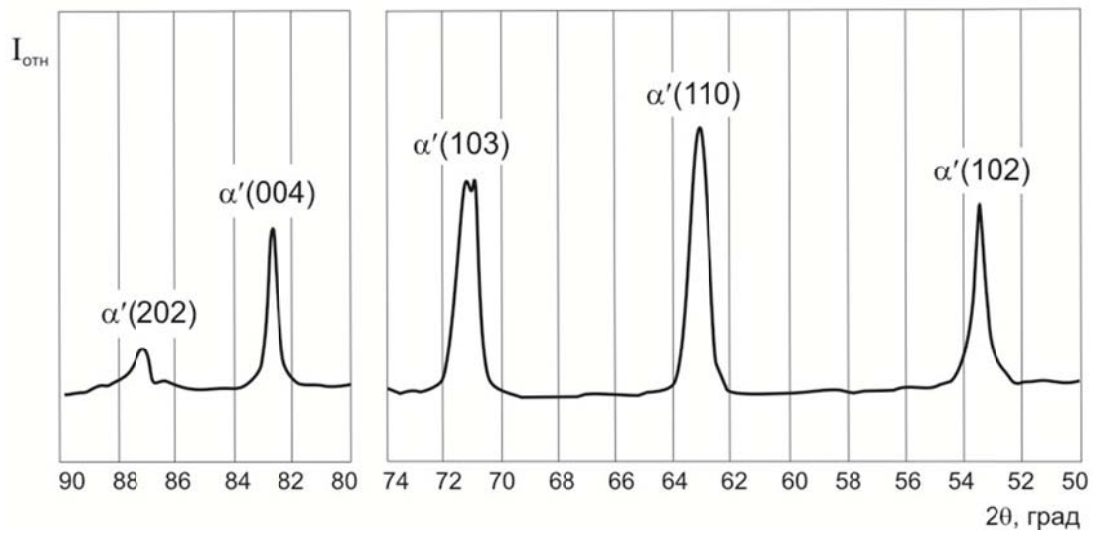
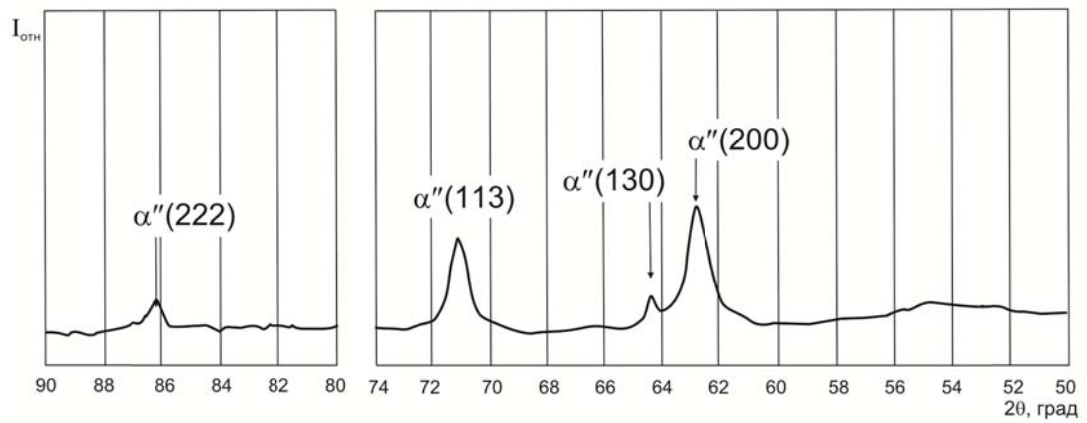


Рисунок 3.4 – Микроструктура сплава ВСТ2К состава 3 после закалки с различных температур: 980 (а), 960°С (б), 940°С (в), 920°С (г), 900°С (д), 880°С (е), 860°С (ж), 850°С (з); ($T_{пп}=970^{\circ}\text{C}$).



а)



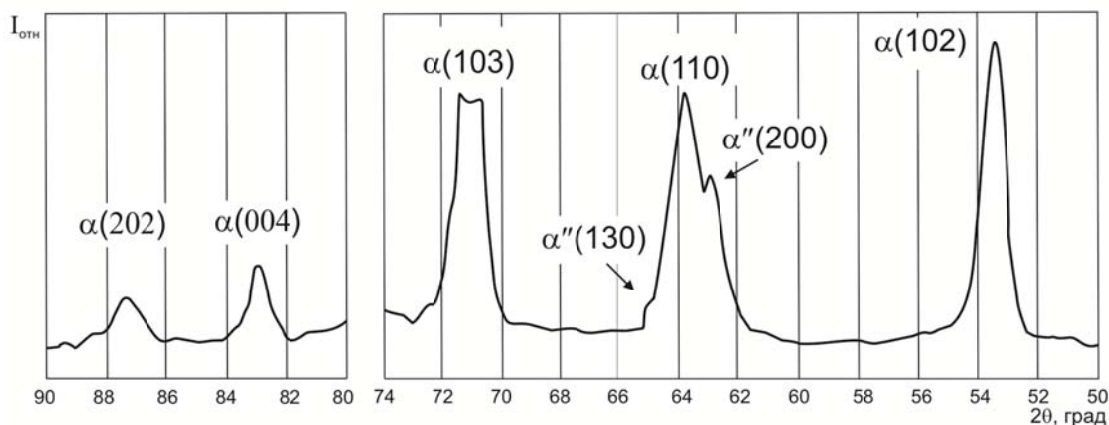
б)

Рисунок 3.5 – Участки дифрактограмм сплава ВСТ2Ж составов 1 (а) и 2 (б) после закалки с температуры 1000°C

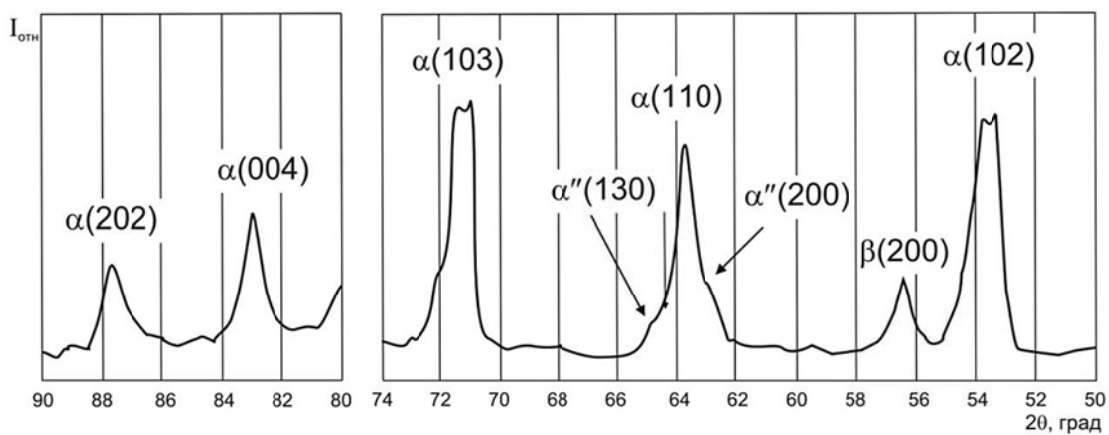
присутствуют частицы α -фазы (рис. 3.2 б), объемная доля которых составляет примерно 3%, что указывает на непосредственную близость данной температуры к температуре полиморфного превращения сплава. Примерно схожий процент частиц α -фазы (2-5%) фиксируется при закалке с температуры 970°C в структуре сплава состава 2 (рис.3.3 б), а в сплаве состава 3 – при закалке с температуры 960°C (рис. 3.4 б). Дальнейшее понижение температуры нагрева под закалку приводит к увеличению количества и размера α -частиц. Одновременно происходит и уменьшение количества мартенсита. При закалке образцов сплава состава 1 с температуры 870°C структура представлена α и β -фазами, а мартенсит α' отсутствует. Таким образом, температура 870°C для сплава ВСТ2К состава 1 является критической, при закалке с которой в структуре не образуется мартенсит. В сплаве состава 2 мартенсит α'' не образуется при закалке с 860°C (рисунок 3.6), а в сплаве состава 3 – при закалке с 850°C. Структура этих составов после закалки с указанных температур представлена только α и β -фазами.

За температуру полиморфного превращения принимали температуру на 10°C ниже минимальной температуры, при которой в структуре фиксируется 100% мартенсита. Таким образом, было установлено, что температура A_{c3} , составляет: 990°C для сплава состава 1, 980°C для сплава состава 2 и 970°C для сплава состава 3. Критические температуры составили, соответственно, 870°C для сплава состава 1, 860°C для сплава состава 2 и 850°C для состава 3.

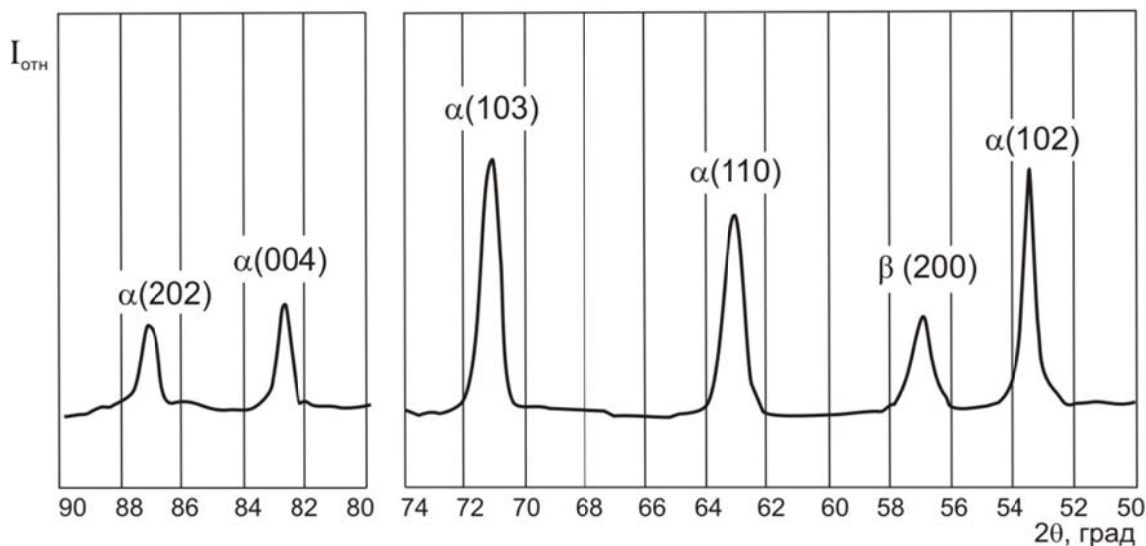
Известно [10-13], что температура полиморфного превращения зависит от химического состава сплава. Для сплава ВСТ2К это особенно важно, так как плавка сплава ВСТ2К происходит с использованием вторичного сырья, в результате чего его состав может варьироваться в достаточно широких пределах, а, следовательно, температуры полиморфного превращения у разных плавок могут существенно различаться.



а)



б)



в)

Рисунок 3.6 – Участки дифрактограмм сплава ВСТ2К состава 2 после закалки с температур: а) 970°C, б) 940°C, в) 860°C.

Для широко применяемого титанового сплава ВТ6 на основе большого количества экспериментальных данных, собранных в течение нескольких десятков лет, выведена эмпирическая формула определения температуры полиморфного превращения ($T_{\text{пп}}$) по химическому составу сплава. Для сплава ВСТ2К из-за отсутствия таких многолетних данных вывести аналогичную формулу пока не представляется возможным. Экспериментальное определение температуры полиморфного превращения для каждой плавки сплава представляется довольно трудоемким, дорогостоящим и нерациональным мероприятием. Для того, чтобы этого избежать была предпринята попытка построить графическую зависимость температуры полиморфного превращения от соотношения в сплаве элементов, выраженное через эквиваленты по алюминию и по молибдену ($[Al]_{\text{экв}}/[Mo]_{\text{экв}}$) [5, 108], с помощью которой, зная химический состав плавки можно было бы определять температуру полиморфного превращения и, соответственно, выбирать температуру последующего нагрева при термической обработке (отжиге или закалке).

По результатам проведенных исследований была построена графическая зависимость, представленная на рисунке 3.7.

Все три температуры полиморфного превращения в зависимости от соотношения эквивалентов по алюминию и молибдену легли на прямую линию. Для подтверждения адекватности графического представления зависимости температуры полиморфного превращения от химического состава сплава были исследованы еще шесть плавки сплава ВСТ2К, составы которых приведены в таблице 3.2 (плавки 4 - 9). Точки температур полиморфного превращения, определенные экспериментально, “легли” на построенную прямолинейную зависимость. Результаты исследований приведены в таблице 3.2 и на рисунке 3.7.

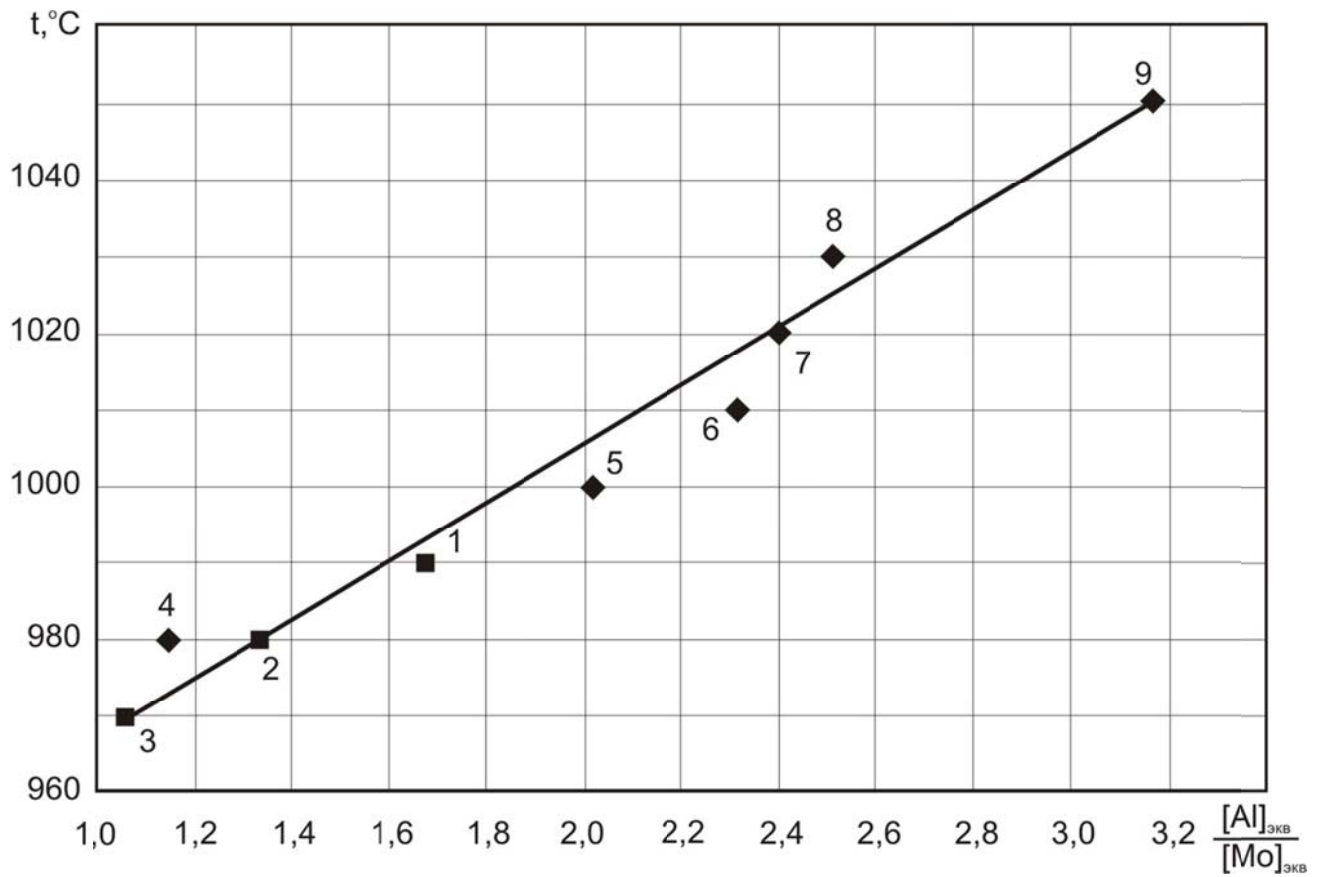


Рисунок 3.7 – зависимость температуры полиморфного превращения сплава ВСТ2К от химического состава, выраженного через отношение эквивалентов по алюминию и молибдену

Таблица 3.2 – Химический состав и температура полиморфного превращения сплава ВСТ2К разных составов

№ состава	Al, %	Cr, %	Fe, %	Mo, %	V, %	C, %	O, %	N, %	$\frac{[Al]_{\text{ЭКВ}}}{[Mo]_{\text{ЭКВ}}}$	Ac ₃ , °C
1	5,67	0,11	0,46	0,15	4,22	0,015	0,100	0,016	1,67	990
2	5,68	0,45	0,48	0,81	4,28	0,020	0,105	0,021	1,35	980
3	5,68	1,49	0,51	0,80	4,27	0,023	0,098	0,015	1,06	970
4	5,5	0,7	0,8	1,64	3,8	0,049	0,21	0,001	1,15	980
5	5,74	0,05	0,48	0,05	3,9	0,015	0,117	0,031	2,01	1000
6	5,8	0,05	0,12	0,014	4,74	0,053	0,139	0,016	2,31	1010
7	6,21	0,05	0,23	0,051	4,29	0,047	0,153	0,005	2,41	1020
8	6,5	0,04	0,4	0,05	3,9	0,047	0,24	0,006	2,52	1030
9	6,53	0,05	0,09	0,05	3,9	0,034	0,19	0,01	3,16	1050

Отклонение от прямолинейной зависимости температур полиморфного превращения для отдельных плавов составило менее 10°C, что соизмеримо с точностью её определения и задания температуры нагрева.

На основании построенной зависимости и согласно производственной инструкции по термической обработке [109] для каждого состава были выбраны температуры отжига, лежащие на 130°C ниже температуры полиморфного превращения.

На рисунке 3.8 приведены структуры после отжига образцов составов 1, 2 и 3, температура отжига составляла 860°C, 850°C и 840°C, соответственно, время выдержки – 1 час, что достаточно для протекания всех диффузионных процессов, охлаждение до комнатной температуры осуществляли на воздухе.

Сформированная в результате такой термической обработки структура представлена частицами первичной α -фазы, сохранившимися в структуре при

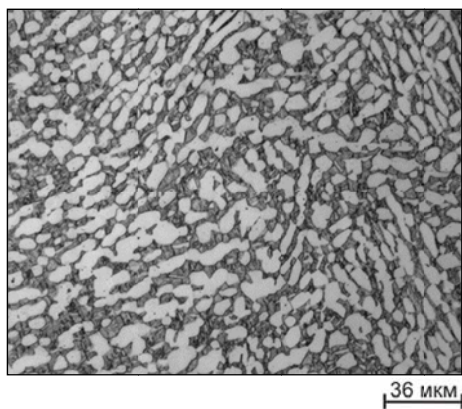
температуре нагрева, между которыми располагается дисперсная ($\alpha+\beta$)-смесь с пластинчатой морфологией α -фазы, которая выделяется из β -фазы в процессе охлаждения на воздухе (рисунок 3.8).

Количество и размер частиц первичной α -фазы зависит от химического состава сплава (таблица 3.3). В отожженном состоянии объемная доля частиц первичной α -фазы в сплаве состава 1 составила 50%, состава 2 – 35%, а состава 3 – 30%. Зависимость продольного (a_{α^I}) и поперечного (b_{α^I}) размера частиц первичной α -фазы так же зависит от химического состава сплава: с увеличением молибденового эквивалента уменьшается протяженность α -пластин, при этом их толщина остается практически неизменной (таблица 3.3).

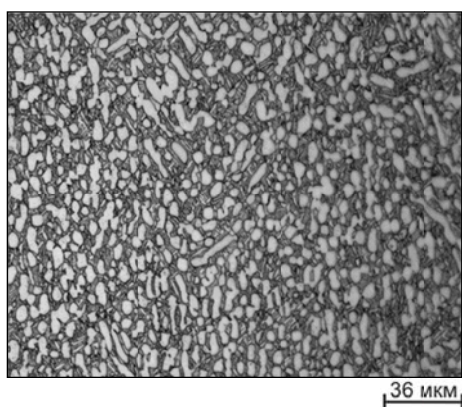
Таблица 3.3 – Параметры структуры и твердость образцов после отжига сплава ВСТ2К при температуре ($T_{III} - 130^\circ\text{C}$) и охлаждения на воздухе.

Состав сплава	Температура A_{c3} , $^\circ\text{C}$	Температура отжига, $^\circ\text{C}$	Q_{α^I} , %	$a_{\alpha^I}/b_{\alpha^I}$, мкм	HRC
1	990	860	50	7,1/2,2	37
2	980	850	35	4,6/1,8	39
3	970	840	30	4,1/1,6	42,5

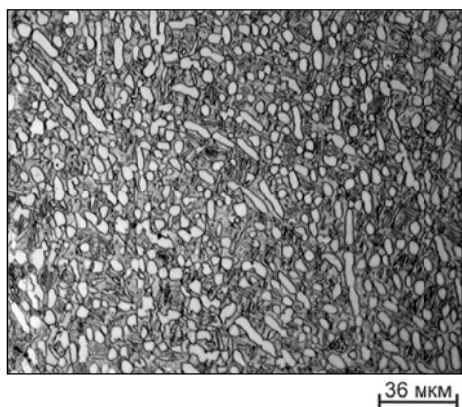
Твердость после отжига составила 37 ед. HRC на образцах первого состава, 39 ед. HRC для второго состава и 42,5 ед. HRC для образцов третьего состава (таблица 3.3). Такая разница в твердости образцов разных плавок после отжига и охлаждения на воздухе объясняется различием в химическом составе сплава, т.е. степенью твердорастворного упрочнения фаз, а также структурным фактором.



а)



б)



в)

Рисунок 3.8 – Структура сплава ВСТ2К составов 1 (а), 2 (б) и 3 (в) после отжига, соответственно, при температуре 860°C (а), 850°C (б) и 840°C (в) в течение 1 часа и охлаждения на воздухе

С увеличением количества β -стабилизаторов в сплаве уменьшается как количество первичной α -фазы, так и ее размер при одинаковой разнице между температурой A_{c3} и температурой отжига (см. табл. 3.3). Чем выше температура отжига, тем выше коэффициент диффузии легирующих элементов, а следовательно, интенсивнее протекают процессы роста вторичной α -фазы, выделяющейся из β -фазы в процессе охлаждения до комнатной температуры и степень дисперсности ($\alpha+\beta$)-смеси не так высока. С увеличением количества β -фазы увеличивается количество образующейся вторичной α -фазы и степень ее дисперсности, что и обеспечивает большую твердость.

Вторым фактором, влияющим на увеличение твердости, также зависящим от химического состава сплава, является разная степень твердорастворного упрочнения α - и β -фаз. С увеличением степени легированности сплава она увеличивается.

Таким образом, проведенные исследования показали, что структура, формирующаяся в трех составах сплава ВСТ2К после отжига характеризуется различной объемной долей и размером частиц первичной α -фазы, а также различной степенью дисперсности вторичной α -фазы, что приводит к существенно разному уровню твердости (от 32 до 42 HRC), а, соответственно, и других свойств.

Для того, чтобы уменьшить различие в структуре и свойствах полуфабрикатов разного состава, на следующем этапе работы было изучено влияние температуры нагрева на количество и размер первичной α -фазы. Исследования проводились при температурах в интервале 940-840°C, охлаждение с температур нагрева осуществляли в воде и на воздухе. Для более точного подсчета количества первичной α -фазы после закалки образцы подвергали низкотемпературному старению при 500°C. Выделяющаяся при старении

дисперсная вторичная α -фаза активно вытравливается при подготовке образцов для металлографического анализа, в результате чего формируется темный фон, на котором хорошо различимы частицы первичной α -фазы, что существенно облегчало ее количественную оценку.

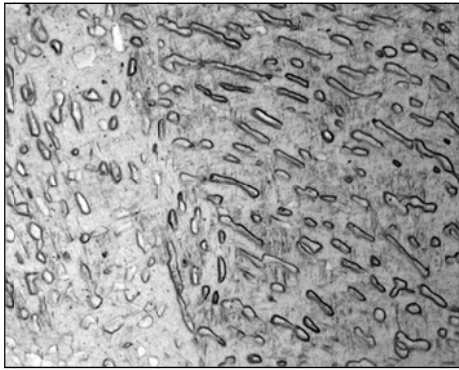
Результаты проведенных исследований представлены на рисунках 3.9-3.11 и в таблице 3.4.

Количество первичной α -фазы после охлаждения в воде и на воздухе от одних и тех же температур в выбранном температурном интервале ($\alpha+\beta$)-области примерно одинаково (либо отличается в пределах погрешности). При анализе полученных результатов исследования установлено, что примерно одинаковое количество первичной α -фазы 30-35% фиксируется после отжига составов 1, 2 и 3 при температурах, соответственно, 940°C, 920°C и 880°C. На рисунке 3.12 представлены микроструктуры, а в таблице 3.5 приведены параметры структуры и твердость образцов трех составов после нагрева до этих температур и охлаждения на воздухе.

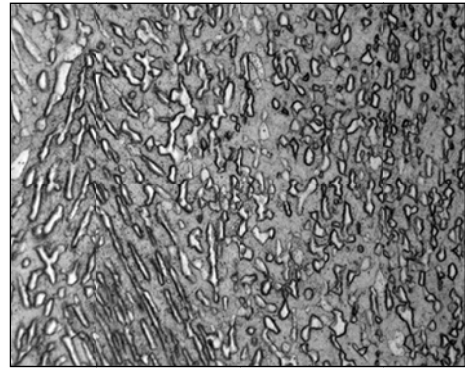
Было обнаружено, что несмотря на близкое во всех трех плавках количество первичной α -фазы, после отжига сохраняется большая разница в твердости образцов разных составов (табл. 3.5). Это, по-видимому, объясняется различием в размерах и морфологии частиц α -фазы, как первичной, так и вторичной, выделяющейся при охлаждении до комнатной температуры.

Кроме того, существенное влияние оказывает степень твердорастворного упрочнения фаз, зависящая от легированности сплава.

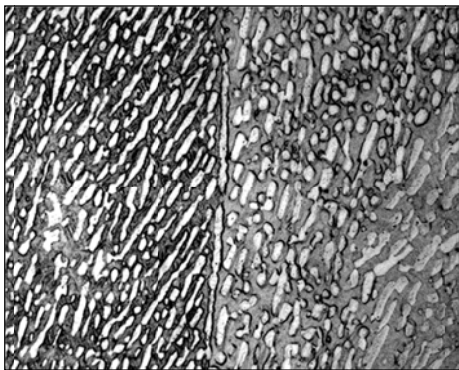
Для изготовления одинаковых изделий из полуфабрикатов сплава ВСТ2К разного химического состава необходимо, чтобы свойства были примерно на одном уровне. Поэтому на следующем этапе работы была поставлена задача



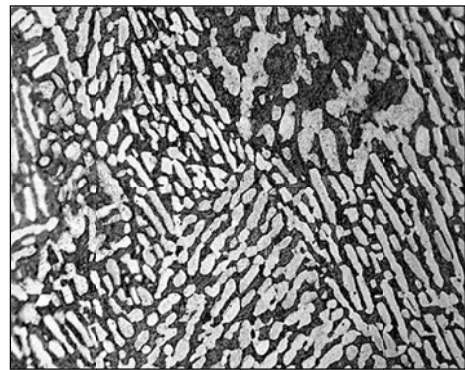
а)



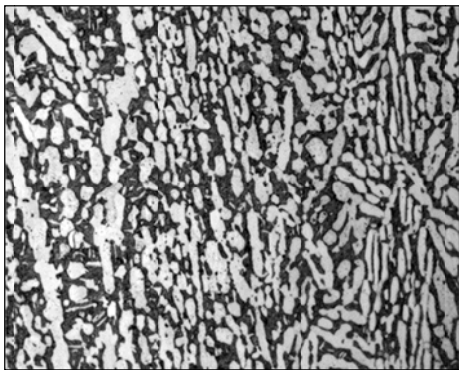
б)



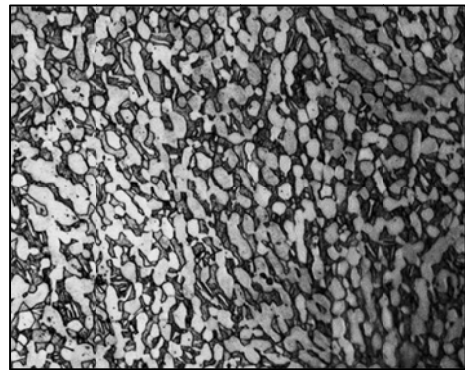
в)



г)



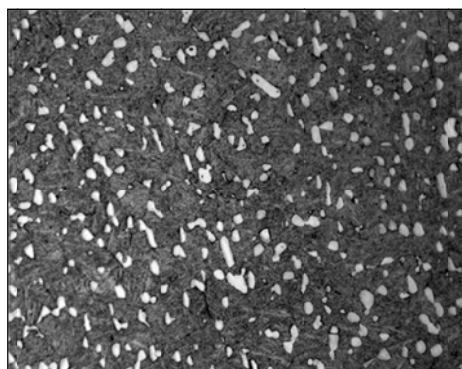
д)



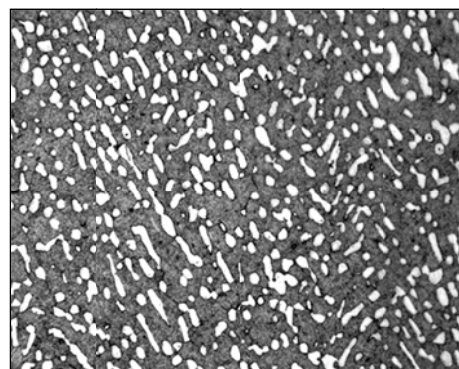
е)

36 мкм

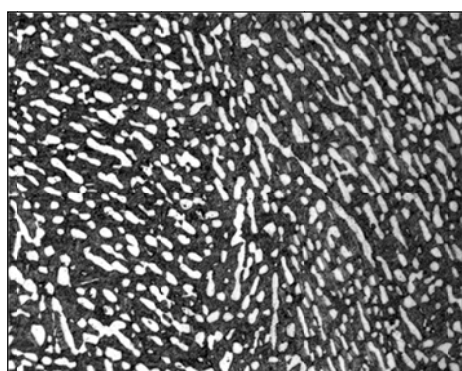
Рисунок 3.9 – Структура сплава ВСТ2К состава 1 после закалки от температур: 940°C (а), 920°C (б), 900°C (в), 880°C (г), 860°C (д) и 840°C (е) и старения при 500°C



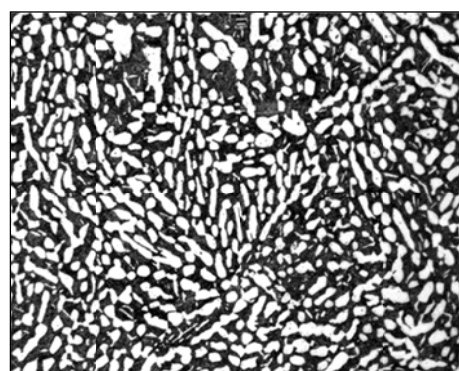
а)



б)



в)

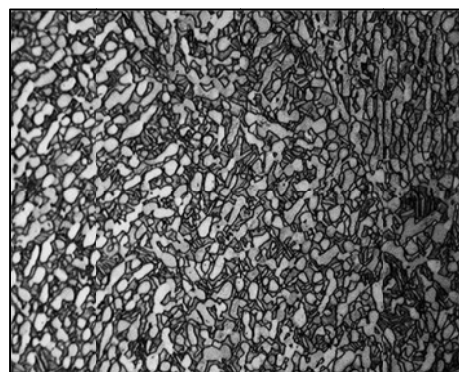


г)



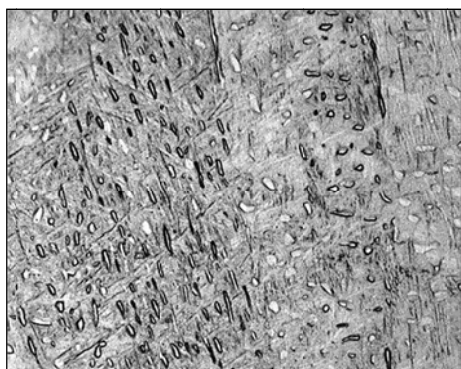
д)

36 мкм

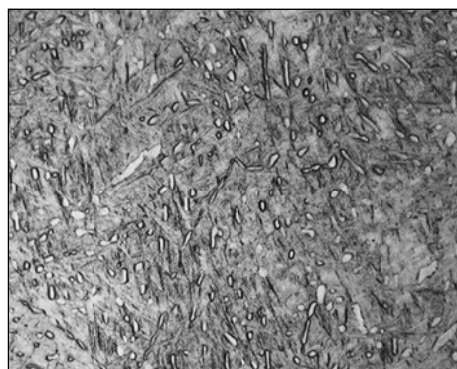


е)

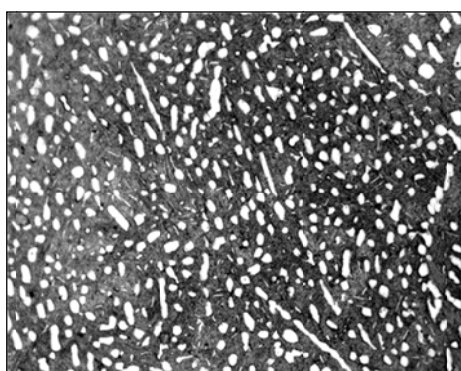
Рисунок 3.10 – Структура сплава ВСТ2К состава 2 после закалки от температур: 940°C (а), 920°C (б), 900°C (в), 880°C (г), 860°C (д) и 840°C (е) и старения при 500°C



а)



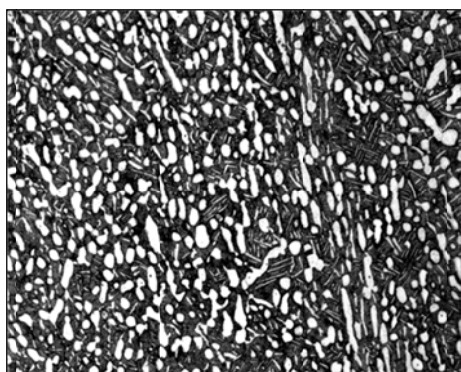
б)



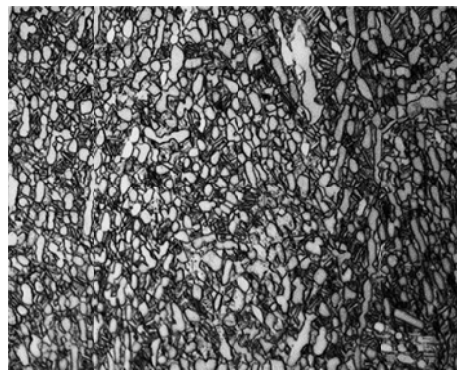
в)



г)



д)



е)

36 мкм

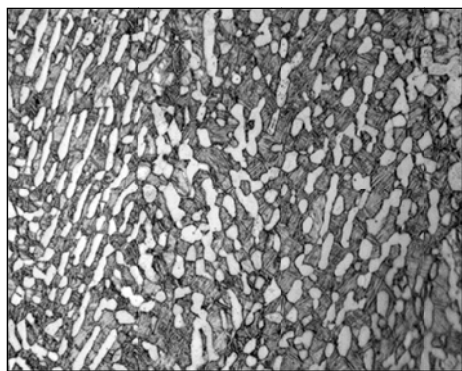
Рисунок 3.11 – Структура сплава ВСТ2К состава 3 после закалки от температур: 940°C (а), 920°C (б), 900°C (в), 880°C (г), 860°C (д) и 840°C (е) и старения при 500°C

Таблица 3.4 – Количество частиц первичной α -фазы в образцах разных составов при различных температурах нагрева

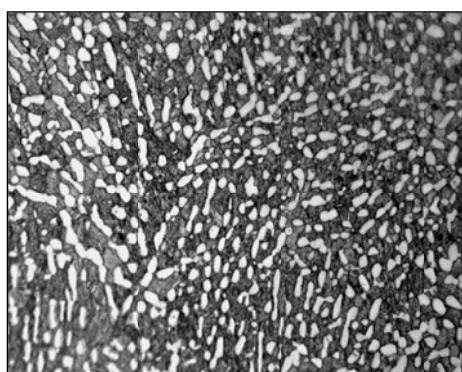
Температура отжига, °С	Среда охлаждения	$Q\alpha^I, \%$		
		Состав 1 $A_{c3} = 990^\circ\text{C}$	Состав 2 $A_{c3} = 980^\circ\text{C}$	Состав 3 $A_{c3} = 970^\circ\text{C}$
960	вода	23	15	5
	воздух	25	16	5
940	вода	33	27	15
	воздух	35	28	15
920	вода	38	30	22
	воздух	39	31	22
900	вода	43	33	27
	воздух	44	35	27
880	вода	46	35	30
	воздух	47	35	30
860	вода	50	35	30
	воздух	50	35	30
840	вода	52	35	30
	воздух	52	35	30

Таблица 3.5 – Параметры структуры и твердость образцов из сплава ВСТ2К после отжига при различных температурах с последующим охлаждением на воздухе

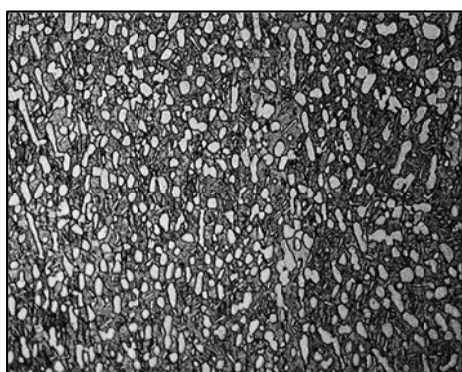
Состав	Температура $A_{c3}, ^\circ\text{C}$	Температура отжига, °С	$Q\alpha^I, \%$	$a_{\alpha^I}/b_{\alpha^I}, \text{мкм}$	HRC
1	990	940	35	8/2	36
2	980	920	30	6/1,7	38,5
3	970	880	30	5/1,3	42



а)



б)



в)

Рисунок 3.12 – Структура сплава ВСТ2К составов 1 (а), 2 (б) и 3 (в) после отжига при температурах 940°C (а), 920°C (б) и 880°C (в) в течение 1 часа и охлаждения на воздухе

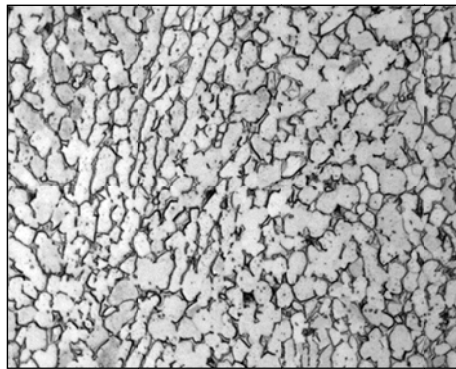
разработать режимы термической обработки, позволяющие сформировать в образцах разных составов структуру с примерно одинаковыми параметрами (объемной долей, размером и морфологией частиц первичной и вторичной α -фазы), что позволит обеспечить близкие значения свойств.

Так как охлаждение на воздухе приводит к образованию и росту вторичной α -фазы, а при этом размер первичной α -фазы остается практически без изменений, то для достижения большей степени однородности структуры и минимизации влияния химического состава плавок на размер α -частиц, охлаждение от температур нагрева целесообразно проводить максимально медленно.

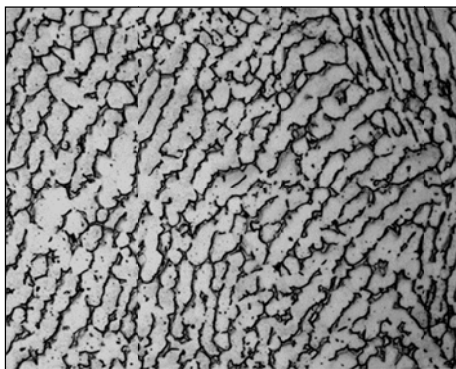
Для сплава состава 1 было выбрано три температуры отжига: 940°C, 920°C и 880°C с выдержкой в течение 1 часа и охлаждением со скоростью 0,04 К/с, что соответствует охлаждению с печью. Структура, сформированная в результате отжига с медленным охлаждением представлена на рисунке 3.13, а параметры приведены в таблице 3.6.

Таблица 3.6 – параметры структуры и твердость образцов после отжига сплава ВСТ2К и охлаждения со скоростью 0,04К/с.

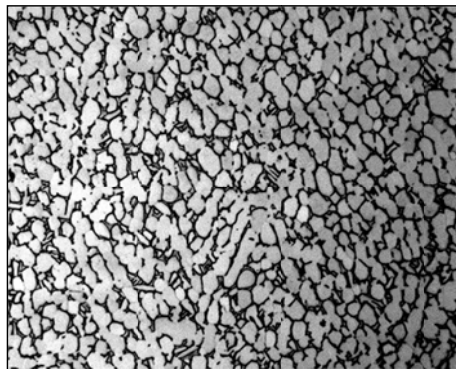
Состав	Температура A_{c3} , °C	Температура отжига, °C	$a_{\alpha^1}/b_{\alpha^1}$, мкм	HRC
1	990	940	12/3	32
		920	15/3	32
		880	9,5/5	34,5
2	980	920	5/3	35
3	970	880	5/2,5	36



а) $\overline{36 \text{ мкм}}$



б) $\overline{36 \text{ мкм}}$



в) $\overline{36 \text{ мкм}}$

Рисунок 3.13 – Структура сплава ВСТ2К состава 1 после отжига при температурах 940°C (а), 920°C (б) и 880°C (в) в течение 1 часа и охлаждения с печью.

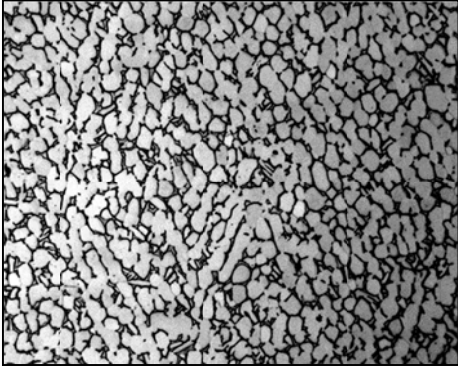
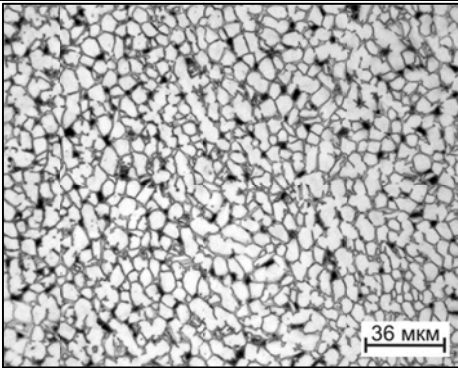
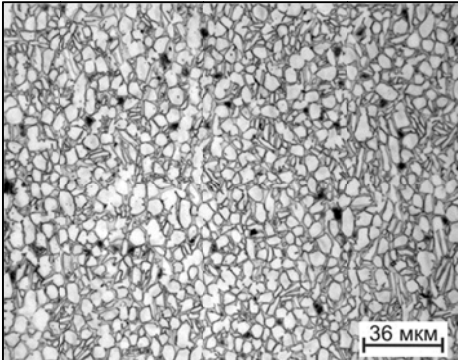
Охлаждение с печью от температуры 940°C приводит к формированию в структуре очень крупных частиц α -фазы (рис 3.13 а). Это связано с высокой диффузионной подвижностью атомов при температуре отжига и медленном охлаждении, что обеспечивает рост первичных частиц α -фазы, а частицы вторичной α -фазы практически не образуются.

После отжига при температуре 920°C в структуре также наблюдаются крупные частицы α -фазы, (рис 3.13 б), что свидетельствует об активности процессов роста первичных α -частиц. Из-за большого размера структурных составляющих твердость образцов остается на невысоком уровне 32 ед. HRC, что говорит о необходимости более существенного понижения температуры отжига.

Понижение температуры отжига до 880°C позволяет избежать такого существенного роста частиц первичной α -фазы и несколько приблизить их морфологию к глобулярной за счет протекания процессов сфероидизации. В результате формируется структура (рис 3.13 в) с преимущественно глобулярными частицами α -фазы меньшего размера (см. табл. 3.6), обеспечивающая уровень твердости 35 ед. HRC.

Для более легированных составов 2 и 3 температуры отжига оставили такими же, какие были при отжиге с охлаждением на воздухе, т.е. 920°C и 880°C соответственно. Охлаждение до комнатной температуры проводили со скоростью 0,04 К/с. В результате медленного охлаждения происходит увеличение доли первичной α -фазы за счет роста ее частиц (по сравнению с охлаждением на воздухе), а их морфология приближается к глобулярной (таблица 3.7).

Таблица 3.7 – Структура и твердость образцов после отжига сплава ВСТ2К с медленным охлаждением с печью со скоростью 0,04 К/с.

Состав	Температура отжига, °С	Микроструктура	Твердость, ед. НРС
Состав 1	880		35
Состав 2	920		35 ед.
Состав 3	880		36 ед.

Таким образом, отжиг сплава ВСТ2К составов 1, 2 и 3 при температурах, соответственно, 880°С, 920°С и 880°С с последующим медленным охлаждением позволяет сформировать структуру, близкую по параметрам для всех трех составов (таблица 3.7), представленную частицами первичной α -фазы, размером 5-7 мкм, по форме близкими к глобулярной. Твердость после отжига составила 35 ед. НРС на образцах первого и второго составов и 36 ед. НРС для образцов третьего состава (см. табл. 3.6 и 3.7). Более высокое значение твердости для сплава состава 3 объясняется формированием в результате отжига более мелкой

структуры и большим твердорастворным упрочнением, вследствие большей легированности сплава β -стабилизаторами.

На следующем этапе работы были проведены механические испытания образцов, подвергнутых термической обработке по описанным выше режимам. Результаты испытаний приведены в таблице 3.8.

Проведенные исследования показали, что образцы сплава ВСТ2К всех трех составов, имеющие схожую структуру и твердость после отжига, обладают близкими механическими свойствами.

Таблица 3.8 – Механические свойства образцов из сплава ВСТ2К после отжига по различным режимам

Состав	Температура отжига, °С	Скорость охлаждения, К/с	HRC	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	KCU, МДж/м ²
1	880	0,04	35	1000	18	38	0,51
2	920	0,04	35	1010	15	35	0,43
3	880	0,04	36	1010	19	35	0,49

На основании проведенных исследований были определены оптимальные температуры нагрева для проведения отжига горячекатаных полуфабрикатов из сплава ВСТ2К. Если молибденовый эквивалент сплава лежит в пределах $4,0 \leq [Mo]_{\text{экв}} \leq 5,0$, то оптимальная температура отжига соответствует 880°С (Тпп – 110°С). При молибденовом эквиваленте сплава в интервале $5,0 \leq [Mo]_{\text{экв}} \leq 6,0$ оптимальная температура отжига - 920°С (Тпп – 60°С), а при эквиваленте $[Mo]_{\text{экв}} > 6,0$ - 880°С (Тпп – 90°С). Последующая изотермическая выдержка в течение 1 часа и охлаждение со скоростью 0,04 К/с до комнатной температуры

позволяют сформировать однотипную структуру, соответствующую классу АЗ международного стандарта, и примерно одинаковый уровень свойств.

3.2 Исследование влияния химического состава и структуры на коррозионную стойкость сплава ВСТ2К при электрохимической коррозии

Сплав ВСТ2К является аналогом широко применяемого в медицине сплава ВТ6, что позволяет предположить возможность его применения для изготовления медицинских имплантатов. Одним из важнейших показателей для оценки возможности использования материала в организме человека является коррозионная стойкость. Коррозионное поведение имплантата, при нахождении его в организме в течение длительного времени, определяется величиной стационарного потенциала, который устанавливается в результате самопроизвольной ионизации материала и образования двойного электрического слоя на границе раздела. Величина стационарного потенциала материала зависит от нескольких факторов, например, фазового состава и структуры материала, состояния его поверхности, наличия защитных оксидных пленок на поверхности, и, кроме того от температуры, химического состава электролита и уровня рН жидкости.

Так как сплав ВСТ2К может быть перспективным для применения в медицинских целях, то необходимо провести исследования его устойчивости к электрохимической коррозии в среде, близкой к организму человека, и осуществить сравнение его характеристик со значениями разрешенных к применению в медицине материалов.

Поэтому были исследованы электрохимические характеристики сплава ВСТ2К и различных разрешенных для применения в медицине материалов - сплава ВТ6, нержавеющей стали и кобальт-хром-молибденового сплава.

Для оценки коррозионной стойкости, и в частности, стойкости к питтинговой коррозии (ПК), были использованы следующие характеристики:

стационарный потенциал ($E_{ст}$), потенциал питтингообразования ($E_{по}$), плотность тока пассивного состояния ($i_{пас}$), разность (ΔE) между потенциалами $E_{по}$ и $E_{ст}$, а также массовый показатель скорости коррозии (ρ_o). Эти параметры зависят от объемной структуры материала, а также состояния его поверхности [110].

Исследования коррозионной стойкости сплава ВСТ2К проводили на всех трех плавках (см. табл. 2.1). Образцы были подвергнуты отжигу по разработанным режимам (см. п. 3.1) для достижения одинакового структурного состояния (см. табл. 3.7). Поверхность всех образцов была подвергнута механическому полированию до значений шероховатости $Ra=0,02\div 0,04$ мкм.

Для определения потенциалов питтингообразования ($E_{по}$) строили анодные поляризационные кривые, выражающие зависимость плотности анодного тока (i) от потенциала образца (E). Образцы выдерживали в 0,9 %-ном водном растворе NaCl до достижения стационарного потенциала, а после подвергали анодной потенциодинамической поляризации. Потенциал образца смещали непрерывно от стационарного значения до $\sim +2000 \div +2200$ мВ.

Результаты проведенных испытаний показали, что все образцы, имеют высокую коррозионную стойкость, несмотря на то, что для двух составов стационарные потенциалы образцов находятся в отрицательной области (таблица 3.9). Не выявлено какой-либо закономерной зависимости величины стационарного потенциала от химического состава сплава. При этом в ходе эксперимента не был достигнут потенциал питтингообразования ($E_{по}$), на основании чего можно предположить, что для всех исследуемых составов этот потенциал в 0,9 %-ном водном растворе NaCl имеет большую положительную величину.

На рисунке 3.14 приведены анодные поляризационные кривые, полученные в 0,9%-ном водном растворе NaCl. Из представленных данных видно, что все образцы, независимо от их химического состава, имеют близкие значения плотности тока пассивного состояния. Электрохимическое поведение сплава ВСТ2К всех трех составов практически аналогично поведению сплава ВТ6.

Проведенные исследования показали, что сплав ВСТ2К, независимо от его состава, по коррозионной стойкости в 0,9%-ном водном растворе NaCl не уступает широко применяемому в медицине сплаву ВТ6 и превосходит стали и кобальтовые сплавы.

Таблица 3.9 – Результаты коррозионных испытаний сплава ВСТ2К и других материалов, применяемых для имплантации, полученные в 0,9%-ном водном растворе NaCl (чистота поверхности $R_a = 0,02 \div 0,04$ мкм)

Материал		$E_{ст}, мВ$	$E_{по}, мВ$	$\Delta E_{по}, мВ$	$i_{пас}, А/см^2$
Сплав ВСТ2К	Состав 1	-41	не получен *	-	$7,5 \cdot 10^{-7} \div 5,5 \cdot 10^{-6}$
	Состав 2	-50	не получен *	-	$3,75 \cdot 10^{-7} \div 2,03 \cdot 10^{-6}$
	Состав 3	+15	не получен *	-	$7,5 \cdot 10^{-7} \div 5,1 \cdot 10^{-6}$
Сплав ВТ6		-112	не получен *	-	$7,75 \cdot 10^{-7} \div 5 \cdot 10^{-6}$
Сплав Со-Сr-Мо		-24	+630	654	$3,1 \cdot 10^{-8} \div 3,2 \cdot 10^{-7}$
Сталь 12Х18Н10Т		+28	+580	552	$1,1 \cdot 10^{-6} \div 3,4 \cdot 10^{-6}$

* - анодную потенциодинамическую поляризацию осуществляли до 2500 мВ. Потенциал питтингообразования получен не был.

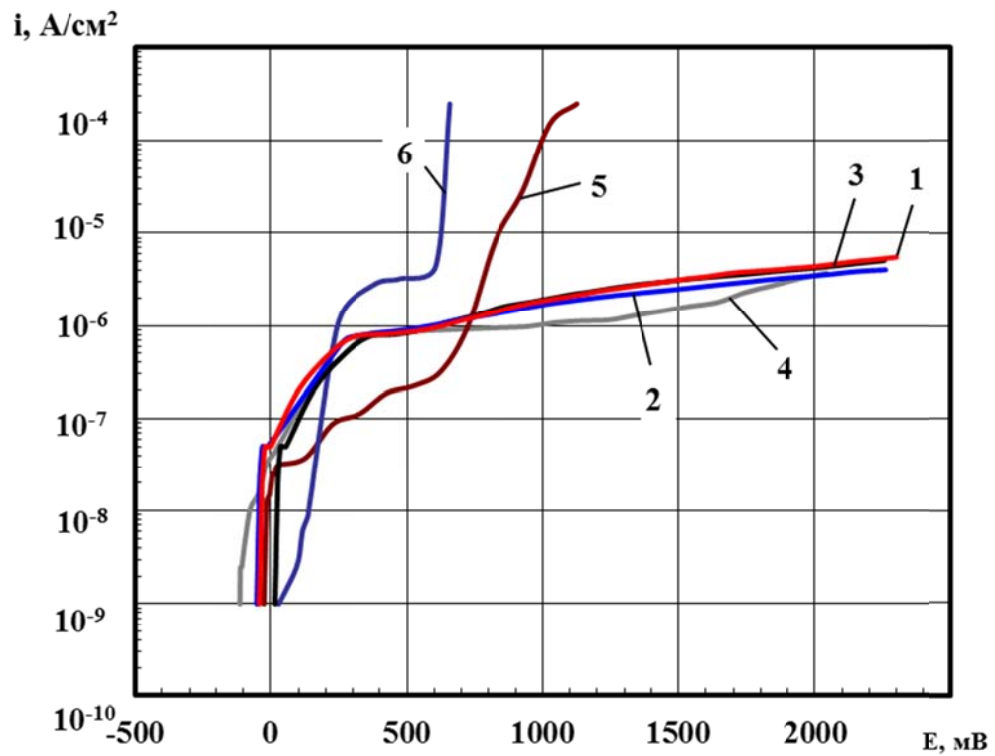


Рисунок 3.14 – Анодные поляризационные кривые образцов, полученные в 0,9%-ном водном растворе NaCl: 1 – образец сплава ВСТ2К (состав 1); 2 – образец сплава ВСТ2К (состав 3); 3 - образец сплава ВСТ2К (состав 4); 4 - образец сплава ВТ6; 5 – образец сплава Со-Сг-Мо; 6 - образец стали 12Х18Н10Т.

Выводы по главе 3

1. Показано, что в связи с широким интервалом содержания легирующих элементов и примесей во вторичном сплаве ВСТ2К температуры полиморфного превращения у разных плавов сплава могут существенно различаться (до 100°C).

2. На основе экспериментальных данных построена графическая зависимость температуры полиморфного превращения ($T_{\text{пп}}$) от химического состава сплава, выраженная через отношение эквивалентов по алюминию и по молибдену ($[Al]_{\text{экв}}/[Mo]_{\text{экв}}$). Показано, что зависимость является прямопропорциональной, отклонение для разных плавов составляет $\pm 10^\circ\text{C}$.

3. Установлено, что в результате отжига по производственной инструкции (температуры отжига на 130°C ниже $T_{\text{пп}}$) трех плавов сплава ВСТ2К различного состава формируется структура с различной объемной долей и размером частиц первичной α -фазы, а также различной степенью дисперсности вторичной α -фазы, что приводит к существенно разному уровню твердости (от 32 до 42 HRC), а, соответственно, и других свойств.

4. Изучено влияние температуры нагрева на количество и размер первичной α -фазы. Показано, что для трех разных составов сплава примерно одинаковое количество первичной α -фазы 30-35% фиксируется после нагрева до температур 940°C (состав 1), 920°C (состав 2) и 880°C (состав 3). Установлено, что охлаждение в воде или на воздухе в выбранном температурном интервале ($\alpha+\beta$)-области практически не оказывает влияния на количество в структуре первичной α -фазы.

5. Показано, что несмотря на формирование в процессе отжига структуры с практически одинаковым количеством первичной α -фазы, сохраняется большая разница в твердости образцов разных составов, что обусловлено разницей в размерах частиц вторичной α -фазы.

6. Определены оптимальные температуры нагрева и скорости охлаждения для каждого состава сплава, позволяющие сформировать в образцах сплава ВСТ2К разных составов структуру с примерно одинаковыми параметрами (объемной долей, размером и морфологией частиц первичной и вторичной α -фазы), и близкими значениями свойств.

7. Разработаны режимы термической обработки для преобразования структуры плит из сплава ВСТ2К, обеспечивающие формирование однотипной однородной конечной микроструктуры, не зависимо от химического состава сплава (плиты). Для сплавов с $4,0 \leq [\text{Mo}]_{\text{экв}} \leq 5,0$ отжиг следует проводить при температуре 880°C ($T_{\text{ПП}} - 110^\circ\text{C}$), для сплавов с $5,0 \leq [\text{Mo}]_{\text{экв}} \leq 6,0$ оптимальная температура отжига 920°C ($T_{\text{ПП}} - 60^\circ\text{C}$), для сплавов с $[\text{Mo}]_{\text{экв}} > 6,0$ рекомендована температура отжига 880°C ($T_{\text{ПП}} - 90^\circ\text{C}$). Охлаждение от температуры отжига следует проводить медленное (со скоростью $0,04 \text{ K/s}$).

8. Исследованы электрохимические характеристики сплава ВСТ2К трех разных составов после отжига по разработанным режимам. Установлено, что сплав ВСТ2К, независимо от его состава, по коррозионной стойкости в 0,9%-ном водном растворе NaCl не уступает широко применяемому в медицине сплаву ВТ6 и превосходит стали и кобальтовые сплавы.

ГЛАВА 4

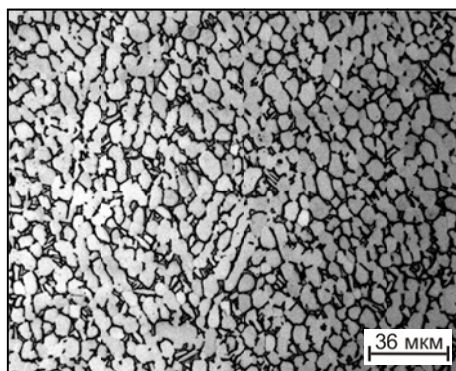
ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И СТРУКТУРЫ НА ОБРАБАТЫВАЕМОСТЬ РЕЗАНИЕМ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВСТ2К

Сплавы на основе титана обладают рядом свойств, которые обеспечивают им конкурентные преимущества по сравнению с другими металлами. Это, в первую очередь, высокая коррозионная стойкость, низкая плотность, высокая удельная прочность. Однако они имеют и ряд недостатков, которые существенно сдерживают их более широкое применение – это высокая стоимость и плохая обрабатываемость резанием. Существуют даже специальные сплавы с улучшенной обрабатываемостью резанием. В связи с этим, на следующем этапе работы была поставлена задача по изучению влияния химического состава и структуры сплава ВСТ2К на обрабатываемость резанием.

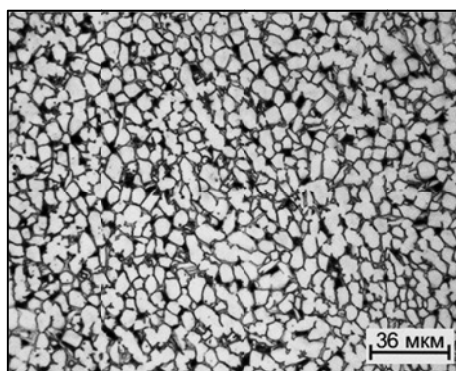
4.1 Исследование влияния химического состава сплава ВСТ2К на термосиловые параметры резания

На первом этапе были измерены термосиловые параметры при фрезеровании плит из сплава ВСТ2К. Исследования проводили на образцах, подвергнуты отжигу по разработанным режимам (см. гл. 3) для достижения одинакового структурного состояния. Температура отжига составляла 880°C, 920°C и 880°C, соответственно, для составов 1, 2 и 3, время выдержки – 1 час, что достаточно для протекания всех диффузионных процессов, медленное охлаждение до комнатной температуры осуществляли с печью. Отжиг позволил сформировать во всех трех составах структуру с примерно одинаковым количеством первичной α -фазы и близкими значениями твердости. На рисунке 4.1 приведены структуры образцов сплава составов 1, 2 и 3 после отжига.

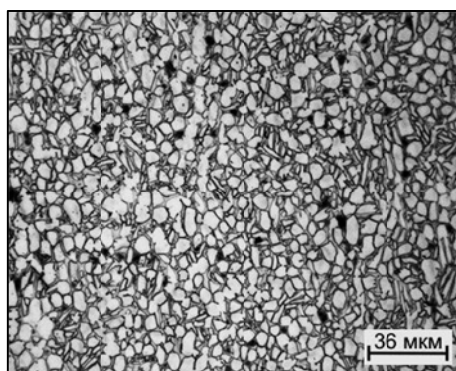
Исследования влияния химического состава сплава ВСТ2К на термосиловые параметры резания проводили как для высокоскоростной



а)



б)



в)

Рисунок 4.1 – структура образцов из ВСТ2К разных плавов после отжига для достижения одинакового структурного состояния:

а) состав 1; б) состав 2; в) состав 3

чистой, так и для получистой обработок. Отличие данных режимов заключается в различиях таких параметров, как скорость подачи, глубина резания и пр. (см. табл. 2.3).

В результате проведения исследований было установлено, что увеличение количества β -стабилизаторов фактически не влияет на усилия резания (рисунок 4.2), но приводит к повышению температуры в зоне резания (рисунок 4.3). С увеличением $[Mo]_{\text{экв}}$ от 4,3 (Состав 1) до 6,8 (Состав 3) температура в зоне резания увеличивается на 100°C . Причем характер зависимости не менялся для разных режимов фрезерования, отличались только абсолютные значения усилий и температур при чистой и получистой обработке.

4.2 Исследование влияния параметров структуры сплава ВСТ2К на термосиловые параметры резания

На следующем этапе работы было исследовано влияние количественного соотношения и размера первичной и вторичной α -фазы в сплаве ВСТ2К на термосиловые параметры фрезерования. Для этого были разработаны режимы термической обработки, обеспечивающие различное количество первичной α -фазы в структуре. Исследования проводились на образцах, вырезанных из плит составов 1 и 3, которые имели минимальную и максимальную легированность.

Для создания в полуфабрикатах разного структурного состояния, отличающегося размерами первичной α -фазы, было использовано несколько режимов отжига. Первый режим отжига включал нагрев до 940°C , выдержку в течение 2,5 часов, перенос в печь с температурой 650°C , выдержку в течение 8 часов и охлаждение на воздухе. Такой отжиг позволяет сформировать структуру, характеризующуюся крупными глобулярными частицами α -фазы, размер которых получился фактически одинаковым для

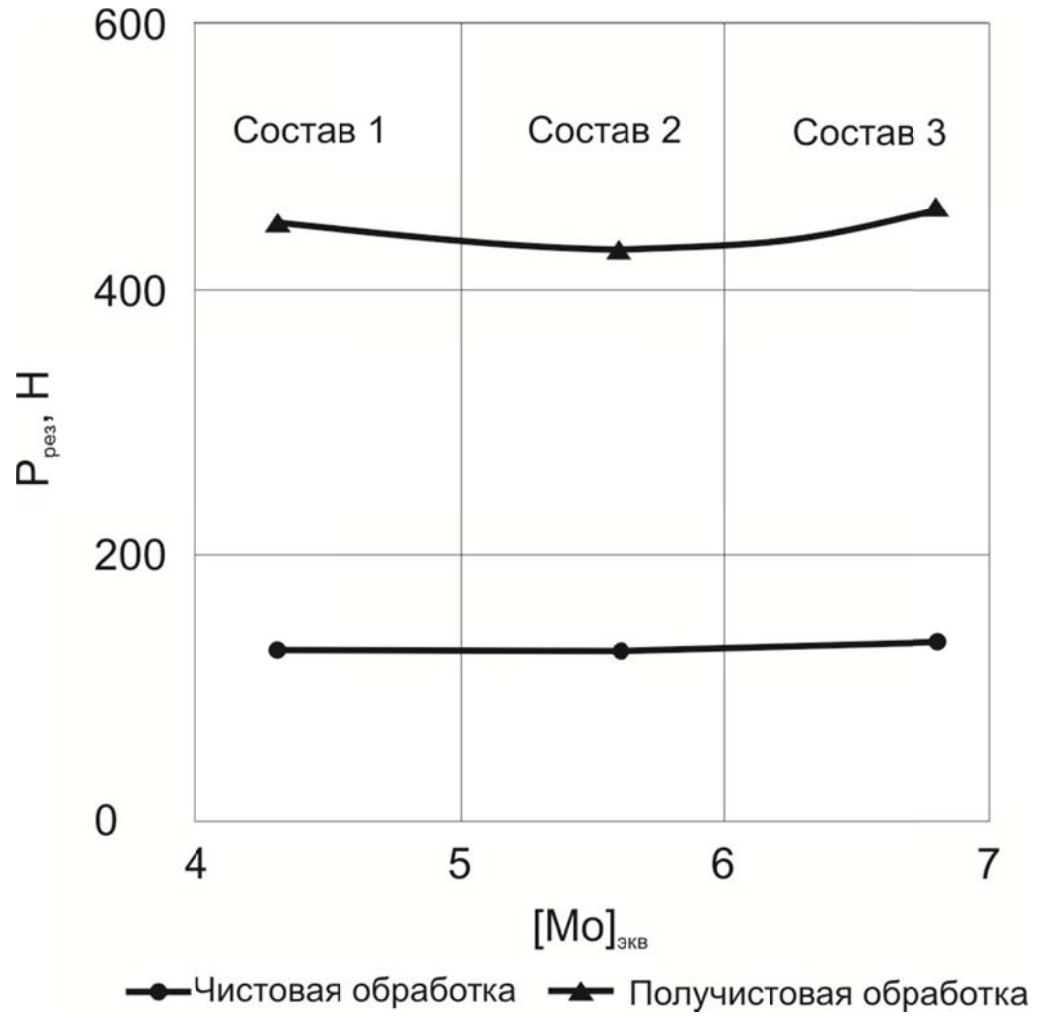


Рисунок 4.2 – Зависимость усилия резания от состава сплава ВСТ2К в отожженном состоянии

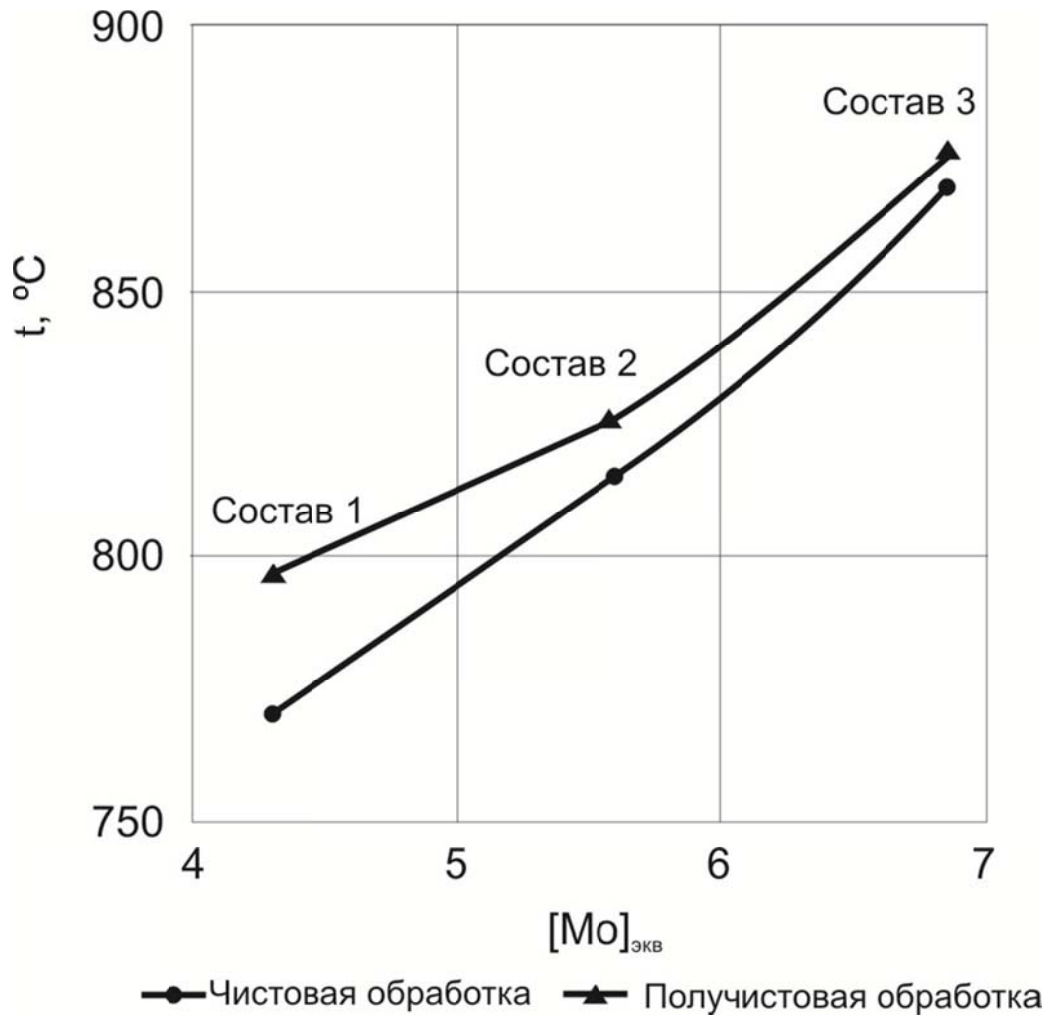


Рисунок 4.3 – Зависимость температуры в зоне резания от состава сплава ВСТ2К в отожженном состоянии

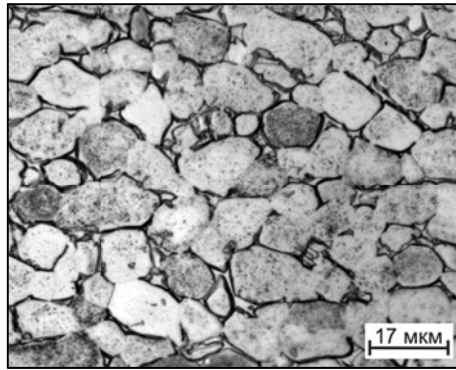
двух составов ($a_{\alpha}^I = 12\text{мкм}$, $b_{\alpha}^I = 9\text{мкм}$). Между частицами первичной α -фазы присутствуют «прослойки» β -фазы (рисунок 4.4 а и 4.5 а).

Второй режим отжига включал нагрев до 850°C , выдержку 4 часа, перенос в печь с температурой 650°C , выдержку в течение 8 часов и охлаждение на воздухе. После термической обработки по такому режиму размер частиц первичной α -фазы был меньше, чем в состоянии поставки и после отжига по первому режиму (для состава 1 – $a_{\alpha}^I = 11\text{мкм}$, $b_{\alpha}^I = 7\text{мкм}$, для состава 3 – $a_{\alpha}^I = 10\text{мкм}$, $b_{\alpha}^I = 6\text{мкм}$). Микроструктуры образцов двух составов представлены на рисунке 4.4 б и 4.5 б.

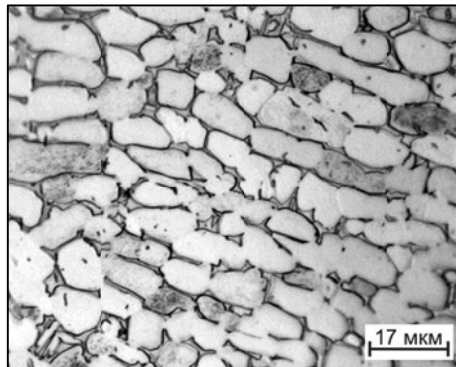
Небольшая разница в размерах частиц первичной α -фазы дает и незначительную разницу в твердости образцов после указанных режимов. Отжиг по первому режиму дает значения твердости 31 и 32 ед. HRC для составов 1 и 3, соответственно. Уменьшение размеров первичной α -фазы приводит к возрастанию твердости на 1 единицу HRC.

Как было показано ранее, более высокую твердость на образцах составов 1 и 3 позволяет получить одинаковый режим отжига, разработанный в главе 3: нагрев до 880°C , выдержка 1 час, охлаждение в печи. Для состава 1 такой отжиг обеспечил измельчение частиц первичной α -фазы ($a_{\alpha}^I = 9\text{мкм}$, $b_{\alpha}^I = 5\text{мкм}$) и повышение твердости почти до 35 единиц HRC. В случае с составом 3 отжиг способствовал образованию более мелких частиц α -фазы размером ($a_{\alpha}^I = 5\text{мкм}$, $b_{\alpha}^I = 3\text{мкм}$) и достижению твердости в 36 единиц HRC (рисунок 4.4 в и 4.5 в).

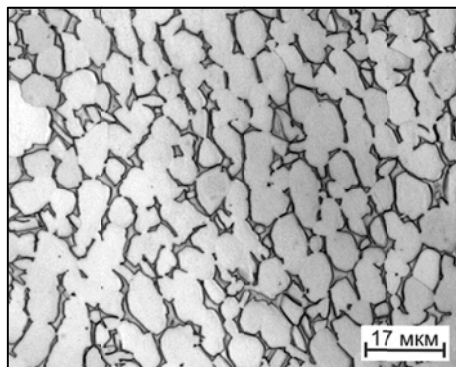
Для создания в полуфабрикатах разного структурного состояния, отличающегося количественным соотношением первичной и вторичной α -фазы, был использован режим, включающий упрочняющую термическую обработку (УТО). Температура первой ступени обработки выбиралась таким образом, чтобы обеспечить примерно равное количество первичной α -фазы (таблица 3.3).



а)



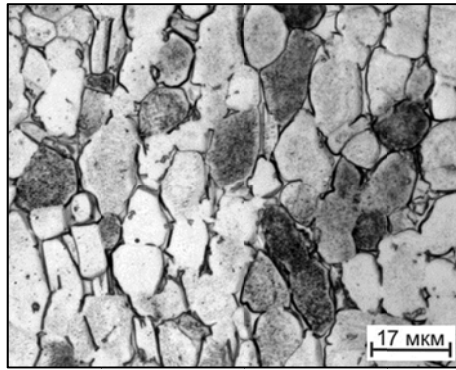
б)



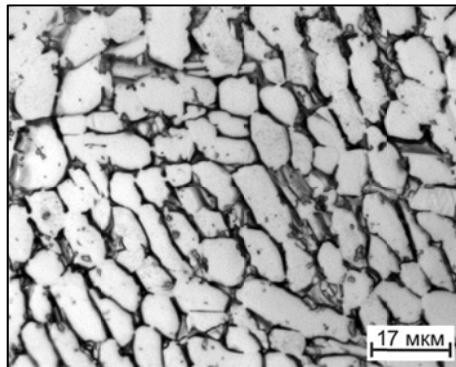
в)

Рисунок 4.4. – Структура образцов сплава ВСТ2К состава 1 после отжига по режимам:

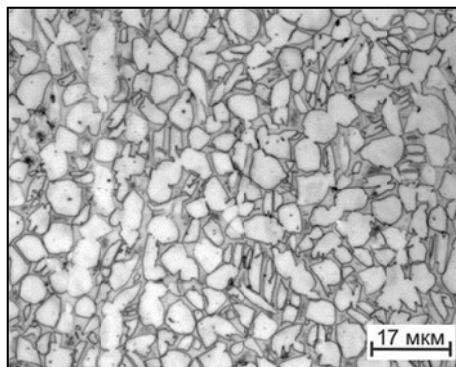
- а) нагрев до 940°C , выдержка 2,5 часа, перенос в печь с температурой 650°C , выдержка 8 часов, охлаждение на воздухе;
- б) нагрев до 850°C , выдержка 4 часа, перенос в печь с температурой 650°C , выдержка 8 часов, охлаждение на воздухе;
- в) нагрев до 880°C , выдержка 1 час, охлаждение в печи.



а)



б)



в)

Рисунок 4.5. – Структура образцов состава 3 после отжига по режимам:

а) нагрев до 940°C, выдержка 2,5 часа, перенос в печь с температурой

650°C, выдержка 8 часов, охлаждение на воздухе;

б) нагрев до 850°C, выдержка 4 часа, перенос в печь с температурой

650°C, выдержка 8 часов, охлаждение на воздухе;

в) нагрев до 880°C, выдержка 1 час, охлаждение в печи.

Образцы состава 1 нагревали до 940°C, выдерживали при этой температуре 40 минут, затем охлаждали в воде. Это обеспечило сохранение в структуре около 35% первичной α -фазы. Затем образцы подвергали старению при 550°C в течение 7 часов для выделения дисперсных частиц вторичной α -фазы, и охлаждали на воздухе. Твердость после упрочняющей термической обработки составила 39 единиц HRC.

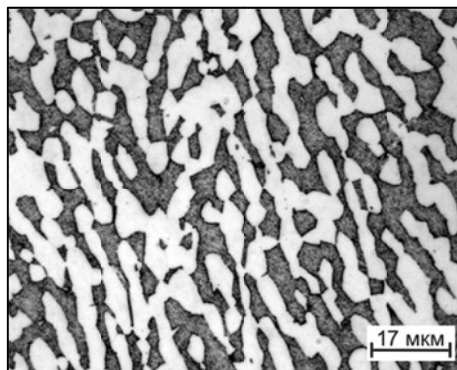
Образцы состава 3 нагревали до 880°C, после выдержки в течение 40 минут охлаждали в воде, что также обеспечило сохранение в структуре около 30% первичной α -фазы. Затем образцы подвергали 7-часовому старению при 550°C. Данная термическая обработка позволила получить твердость, равную 42 единицам HRC.

Микроструктуры образцов двух составов после упрочняющей термической обработки представлены на рисунке 4.6.

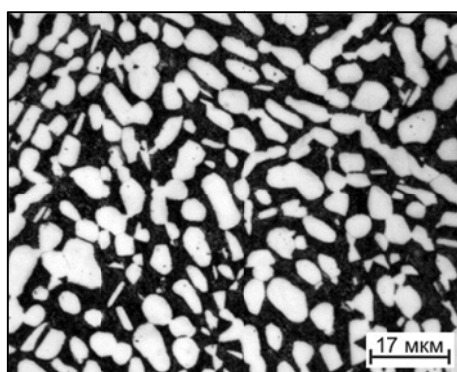
Твердость и размеры частиц первичной α -фазы, полученные в результате всех указанных режимов термообработок для образцов составов 1 и 3 обобщены в таблице 4.1.

На следующем этапе работы были проведены исследования термосиловых параметров резания сплава ВСТ2К после термической обработки по указанным режимам. Для удобства описания режимов отжига была принята система маркировки, в которой первая цифра означает состав сплава, а вторая порядковый номер режима отжига (например, Отжиг 1.2 - состав 1, режим отжига 2). В маркировке режима упрочняющей термической обработки указанная цифра обозначает только состав сплава (УТО 1, УТО 3). Режимы отжига и соответствующая им маркировка приведены в таблице 4.2.

Для анализа влияния структуры на термосиловые параметры резания были построены зависимости усилия резания и температуры в зоне резания от значений твердости, т.к. она является структурно чувствительным параметром.



а)



б)

Рисунок 4.6. – Структура образцов из сплава ВСТ2К после отжига упрочняющей термической обработки: состав 1 (а) и состав 3 (б)

Таблица 4.1 – Влияние термической обработки на параметры структуры и твердость образцов из сплава ВСТ2К

Режим термической обработки	Размер α^I , мкм		Количество α^I , %		Твердость, ед. HRC	
	Состав 1	Состав 3	Состав 1	Состав 3	Состав 1	Состав 3
Отжиг 1 940°C, 2,5 часа, перенос в печь 650°C, 8 часов, воздух	$a_{\alpha}^I = 12$ $b_{\alpha}^I = 9$	$a_{\alpha}^I = 12$ $b_{\alpha}^I = 9$	95	90	31	32
Отжиг 2 850°C, 4 часа, перенос в печь 650°C, 8 часов, воздух	$a_{\alpha}^I = 11$ $b_{\alpha}^I = 7$	$a_{\alpha}^I = 10$ $b_{\alpha}^I = 6$	95	90	32	33
Отжиг 3 880°C, 1 час, охл. с печью	$a_{\alpha}^I = 9$ $b_{\alpha}^I = 5$	$a_{\alpha}^I = 5$ $b_{\alpha}^I = 3$	95	90	35	36
УТО 940°C, 40 минут, охл. в воде, 550°C, 7 часов, воздух	$a_{\alpha}^I = 7$ $b_{\alpha}^I = 2$	-	35	-	39	-
УТО 880°C, 40 минут, охл. в воде, 550°C, 7 часов, воздух	-	$a_{\alpha}^I = 5$ $b_{\alpha}^I = 2$	-	30	-	42

Таблица 4.2 – маркировка образцов из сплава ВСТ2К, подвергнутых термической обработке по различным режимам

Наименование	Режим термической обработки
Отжиг 1.1	940°C, 2,5 часа, перенос в печь 650°C, 8 часов, воздух
Отжиг 1.2	850°C, 4 часа, перенос в печь 650°C, 8 часов, воздух
Отжиг 1.3	880°C, 1 час, охл. с печью
УТО 1	940°C, 40 минут, охл. в воде, 550°C, 7 часов, воздух
Отжиг 3.1	940°C, 2,5 часа, перенос в печь 650°C, 8 часов, воздух
Отжиг 3.2	850°C, 4 часа, перенос в печь 650°C, 8 часов, воздух
Отжиг 3.3	880°C, 1 час, охл. с печью
УТО 3	880°C, 40 минут, охл. в воде, 550°C, 7 часов, воздух

Установлено, что с ростом твердости от 31 до 35 единиц HRC, т.е. с уменьшением размера первичной α -фазы наблюдается уменьшение как усилия резания, так и температуры в зоне резания (рисунок 4.8). Дальнейшее повышение твердости за счет уменьшения размера первичной α -фазы и выделения дисперсных частиц вторичной α -фазы приводит к небольшому увеличению как усилия резания, так и температуры в зоне резания.

Таким образом, проведенные исследования показали, что наилучшей обрабатываемостью резанием обладает структура, состоящая в основном из первичной α -фазы размером 3-7 мкм, обеспечивающей твердость 35-37 ед. HRC.

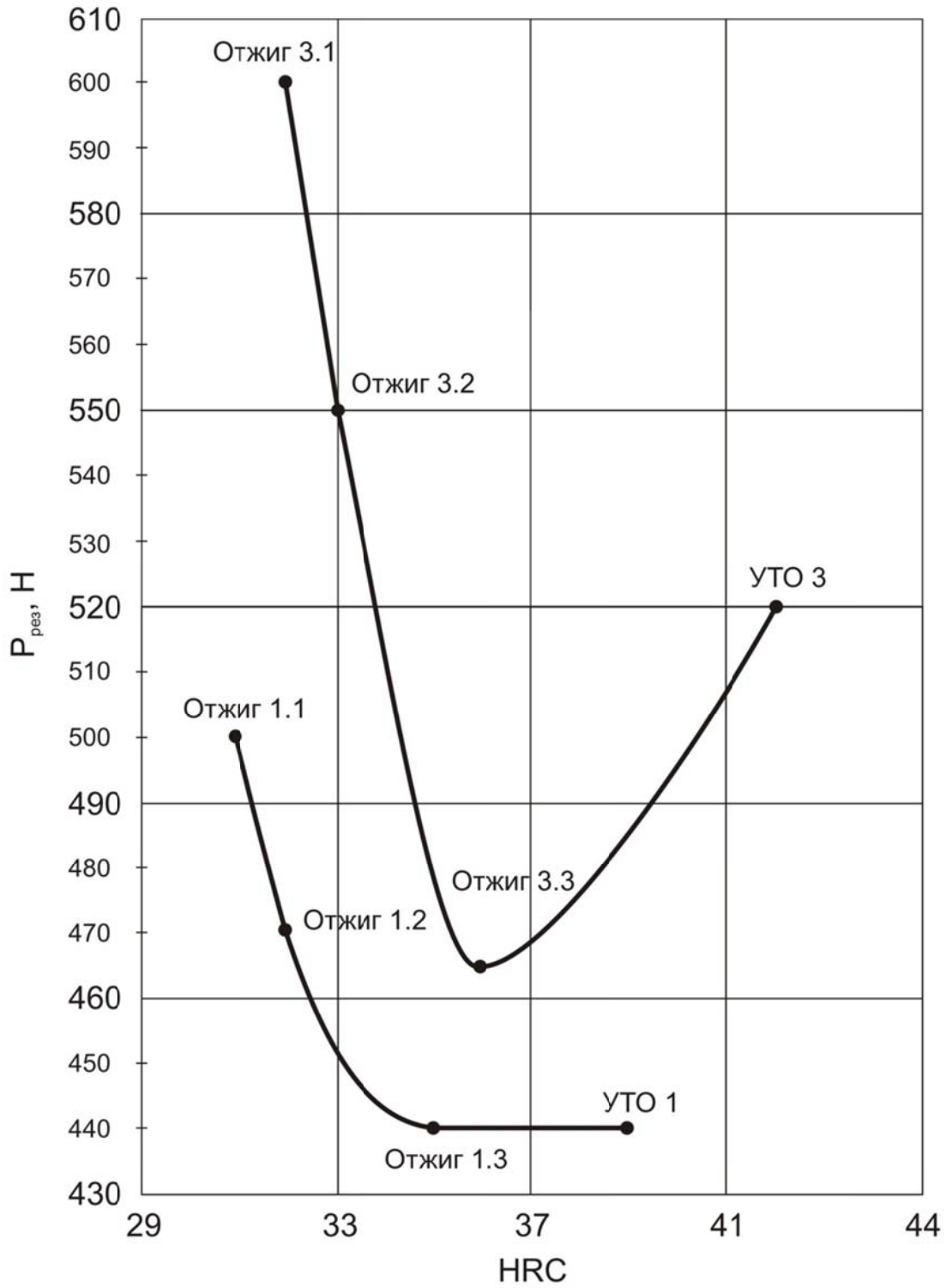


Рисунок 4.7 – Влияние твердости на усилие резания состава 1 и состава 3 сплава ВСТ2К при полустружковой обработке после различных режимов термической обработки

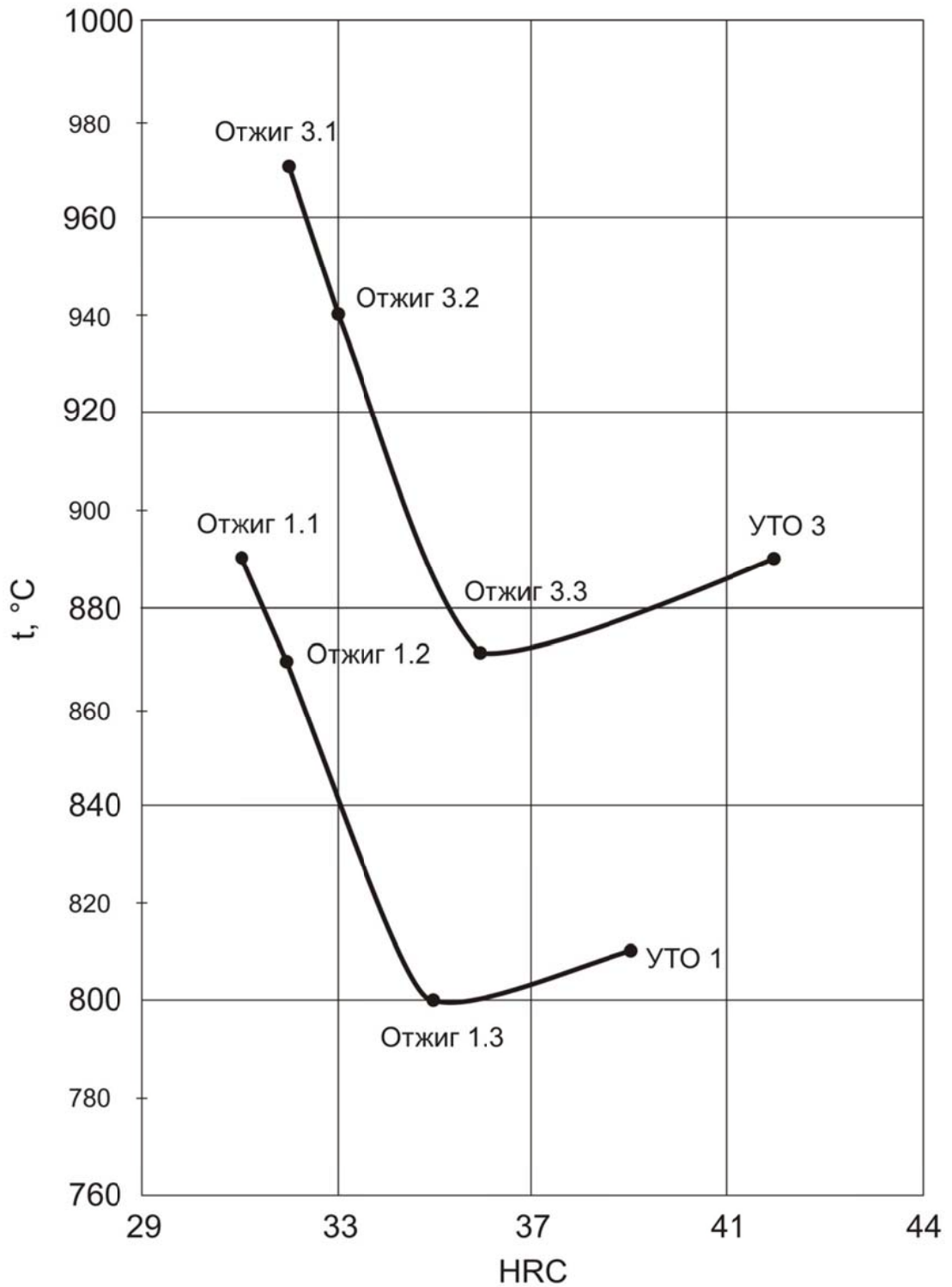


Рисунок 4.8 – Влияние твердости на температуру в зоне резания состава 1 и состава 3 сплава ВСТ2К при лучистой обработке после различных режимов термической обработки

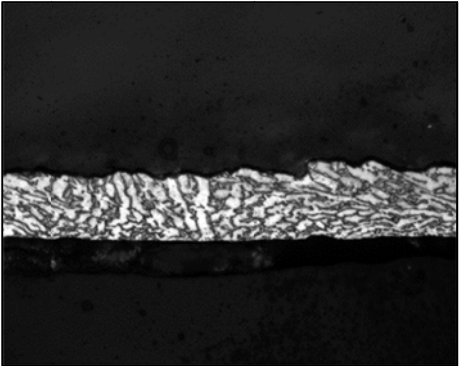
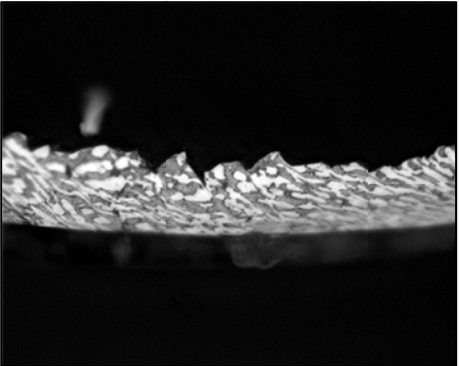
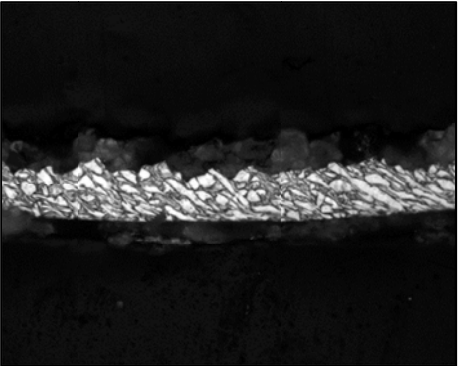
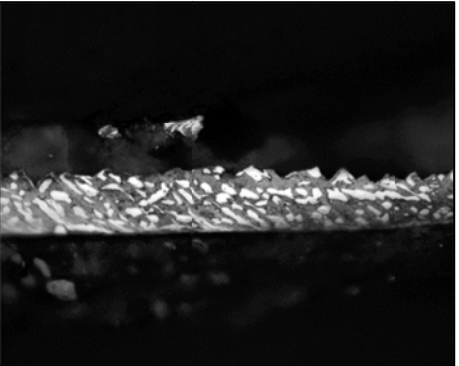
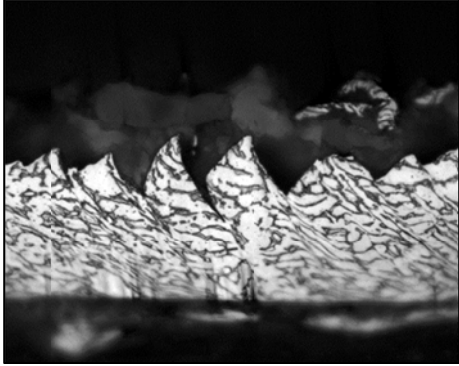
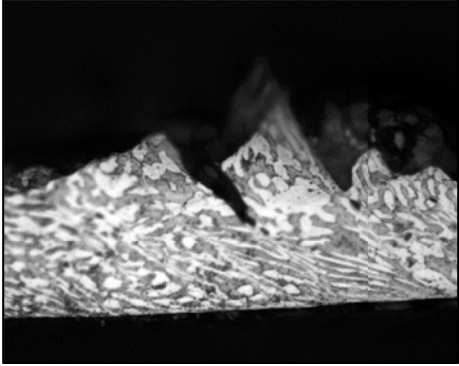
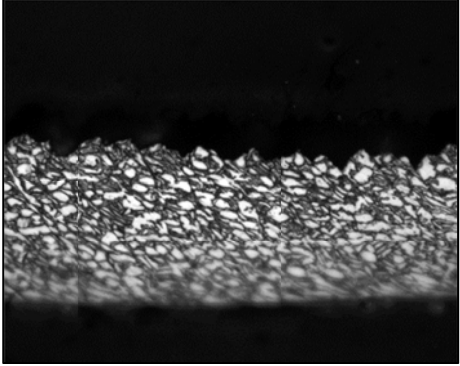
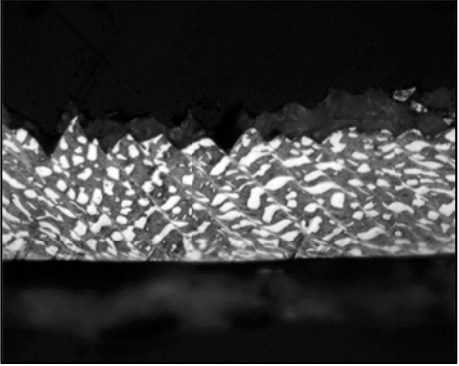
4.3 Исследование влияния структуры и химического состава сплава ВСТ2К на параметры стружки

На следующем этапе была исследована стружка, полученная в результате высокоскоростной чистовой и получистовой обработки, для Состава 1 и Состава 3 сплава ВСТ2К, обладающих наилучшими и наихудшими термосиловыми параметрами резания соответственно. Исследования проводились на стружке, полученной после фрезерования образцов в отожженном и термоупрочненном состоянии.

Была произведена оценка всех параметров геометрии стружки и установлено, что наибольшей достоверностью и наименьшей погрешностью при вычислении обладает размер L_c – расстояние между полосами сдвига. Данный параметр в свою очередь является функцией скорости и глубины резания и сильно отличается для различных режимов резания. Авторами научной работы [111] ранее было предположено, что максимальное расстояние между полосами сдвига наблюдается в образцах с наихудшей механообрабатываемостью. Структура стружки и значения параметра L_c представлены в таблице 4.3.

Таким образом, были изучены зависимости параметра L_c от режимов фрезерования и химического состава сплава. В ходе эксперимента было выявлено, что у состава 1 параметр L_c после отжига меньше, чем после упрочняющей термообработки. Для состава 3 наблюдается аналогичная зависимость. Подобная связь наблюдается как для высокоскоростной чистовой, так и для получистовой обработки для состава 1 и состава 3 соответственно. Это согласуется с полученными экспериментальными данными о том, что материал в отожженном состоянии более благоприятен для резания. Однако подобная закономерность нарушается при сравнении стружки двух различных составов (рисунок 4.9).

Таблица 4.3 – Структура стружки для Состава 1 и Состава 3 сплава ВСТ2К

Состав 1		Состав 3	
Отжиг 1.3	УТО 1	Отжиг 3.3	УТО 3
Чистовая			
			
$L_c = 9,45$	$L_c = 15,48$	$L_c = 7,73$	$L_c = 8,18$
Получистовая			
			
$L_c = 24,97$	$L_c = 22,21$	$L_c = 16,96$	$L_c = 12,46$

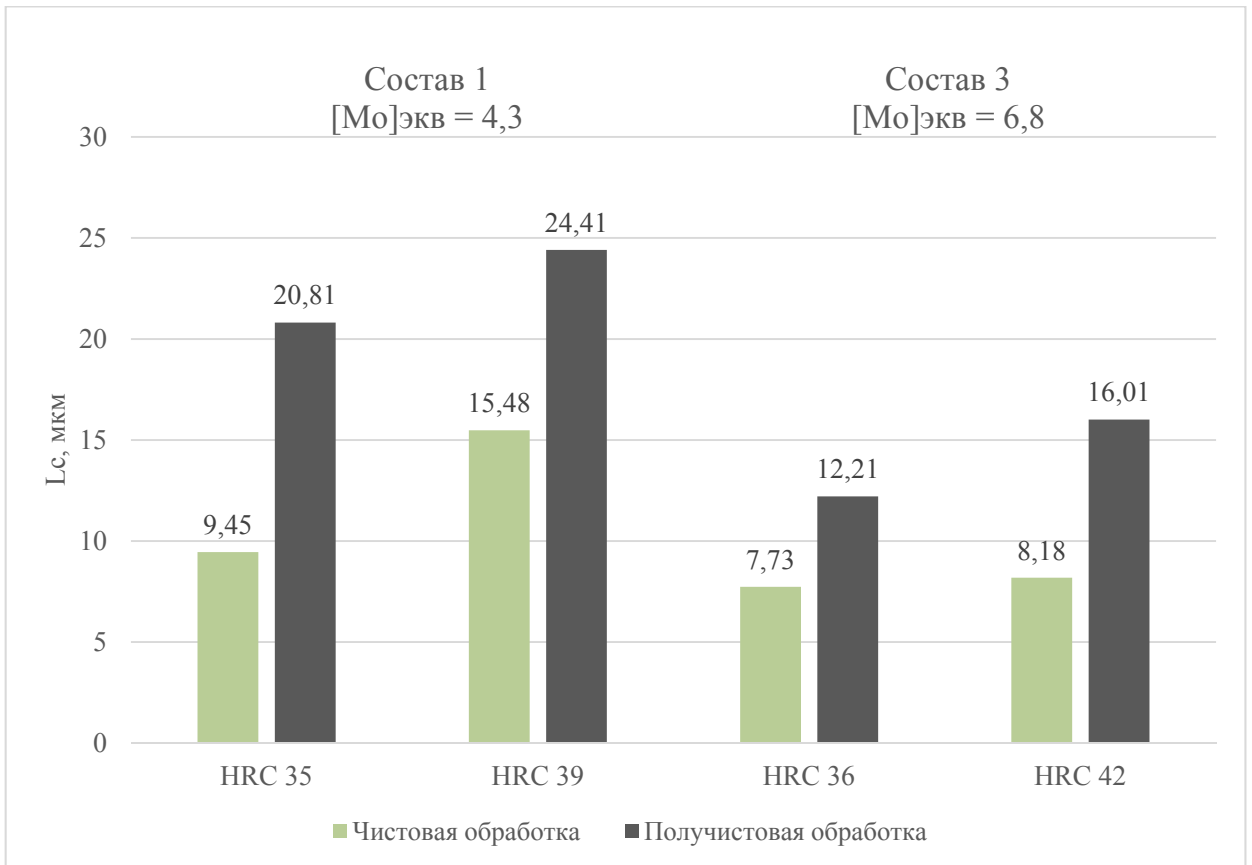


Рисунок 4.9.– Диаграмма влияния режимов резания и химического состава на параметры стружки

Были проведены механические испытания на образцах после упрочняющей термической обработки по разработанным режимам (таблица 4.4). Установлено, что упрочняющая термическая обработка сплава состава 1 позволяет повысить прочность на 160 МПа по сравнению с отожженным состоянием, тогда как эффект термического упрочнения для состава 3 составляет порядка 350 МПа. По-видимому, это связано с большей степенью легированности его β -стабилизаторами. В то же время состав 1 после УТО обладает хорошим запасом пластичности и ударной вязкости, а состав 3 – низкими пластическими характеристиками.

Таблица 4.4 – Механические свойства различных составов сплава ВСТ2К после разных режимов отжига и упрочняющей термической обработки

Состав	Режим ТО	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, МДж/м ²
Состав 1	Отжиг 1.3 880°C, 1 час, охл. с печью	1000	18	38	0,49
	УТО 1 940°C, 40 мин, охл. в воде, 550°C, 7 часов, охл. на воздухе	1160	13	34	0,34
Состав 3	Отжиг 3.3 880°C, 1 час, охл. с печью	1010	19	35	0,51
	УТО 3 880°C, 40 мин, охл. в воде, 550°C, 7 часов, охл. на воздухе	1360	7	22	0,27

4.4 Исследование влияния дополнительного легирования водородом на термосиловые параметры резания сплава ВСТ2К

На следующем этапе работы было изучено влияние водорода на обрабатываемость резанием. Для проведения исследования был выбран средний по легированности состав 2 сплава ВСТ2К ($[Mo]_{\text{экв}} = 5,44$).

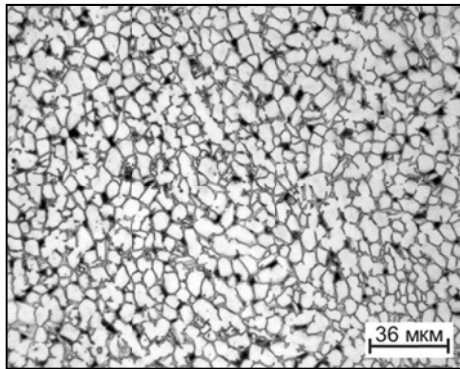
Наводороживающий отжиг проводили при температуре 800°C в среде газообразного водорода. Образцы наводороживали в установке Сиверта до концентраций водорода 0,15%, 0,35% и 0,7%. Температура наводороживания соответствовала $(\alpha+\beta)$ -области сплава с исходным содержанием водорода. После завершения процесса поглощения образцы выдерживали 3 часа при равновесном давлении водорода при температуре наводороживающего отжига для достижения равновесного состояния. Во всех случаях охлаждение проводили со скоростью 1К/с. На рисунке 4.10 представлены структуры, полученные в результате наводороживающего отжига по вышеуказанным режимам.

При введении 0,15% водорода происходит уменьшение размера и количества частиц α -фазы, а, соответственно, увеличение количества β -фазы. Так, в исходном отожженном состоянии процентное содержание первичной α -фазы составляло около 80%, а после введения 0,15% водорода – 65%. С увеличением содержания водорода до 0,3% происходит еще большее увеличение количества β -фазы. При содержании в сплаве 0,3% водорода наблюдается уменьшение количества α -фазы до 45%. Наводороживание образцов состава 2 до концентрации 0,7% при температуре 800°C завершилось в β -области. Структура после наводороживающего отжига представлена мартенситом.

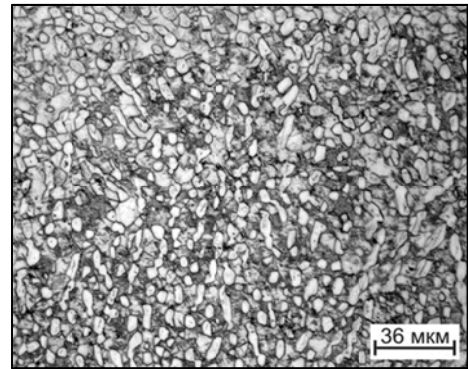
В работе [104] было отмечено положительное влияние дополнительного введения водорода в количестве до 0,4% на механообрабатываемость титановых сплавов. Однако, проведенные нами исследования термосиловых характеристик образцов, наводороженных до

различных концентраций, не выявили улучшения в обрабатываемости резанием.

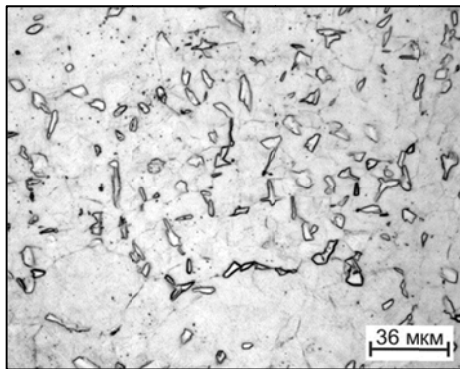
Эксперимент показал, что введение водорода способствует повышению усилия резания на 50-100 Н и температуры в зоне резания на 100°С по сравнению с отожженным состоянием (рисунки 4.11 и 4.12).



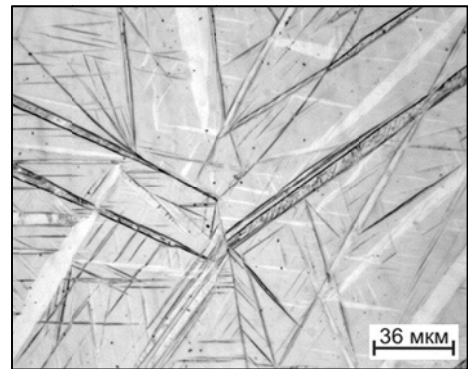
а)



б)



в)



г)

Рисунок 4.10 – Микроструктура сплава ВСТ2К Состав 2 после отжига (а) и после наводороживающего отжига на следующие концентрации: 0,15% (б), 0,35% (в) и 0,7% (г).

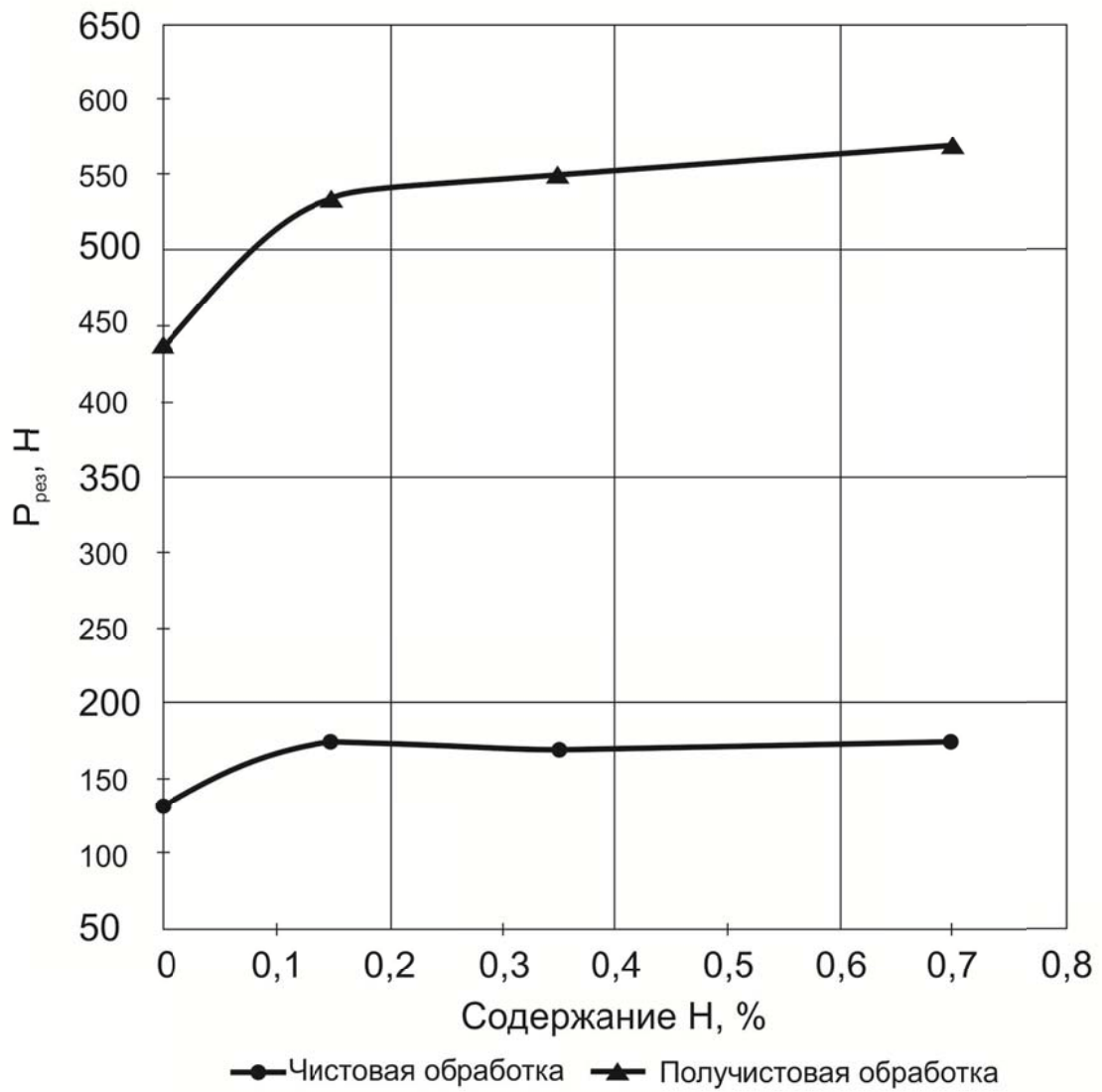


Рисунок 4.11 – Зависимость усилия резания от дополнительного введения водорода состава 2 сплава ВСТ2К при различных режимах фрезерования

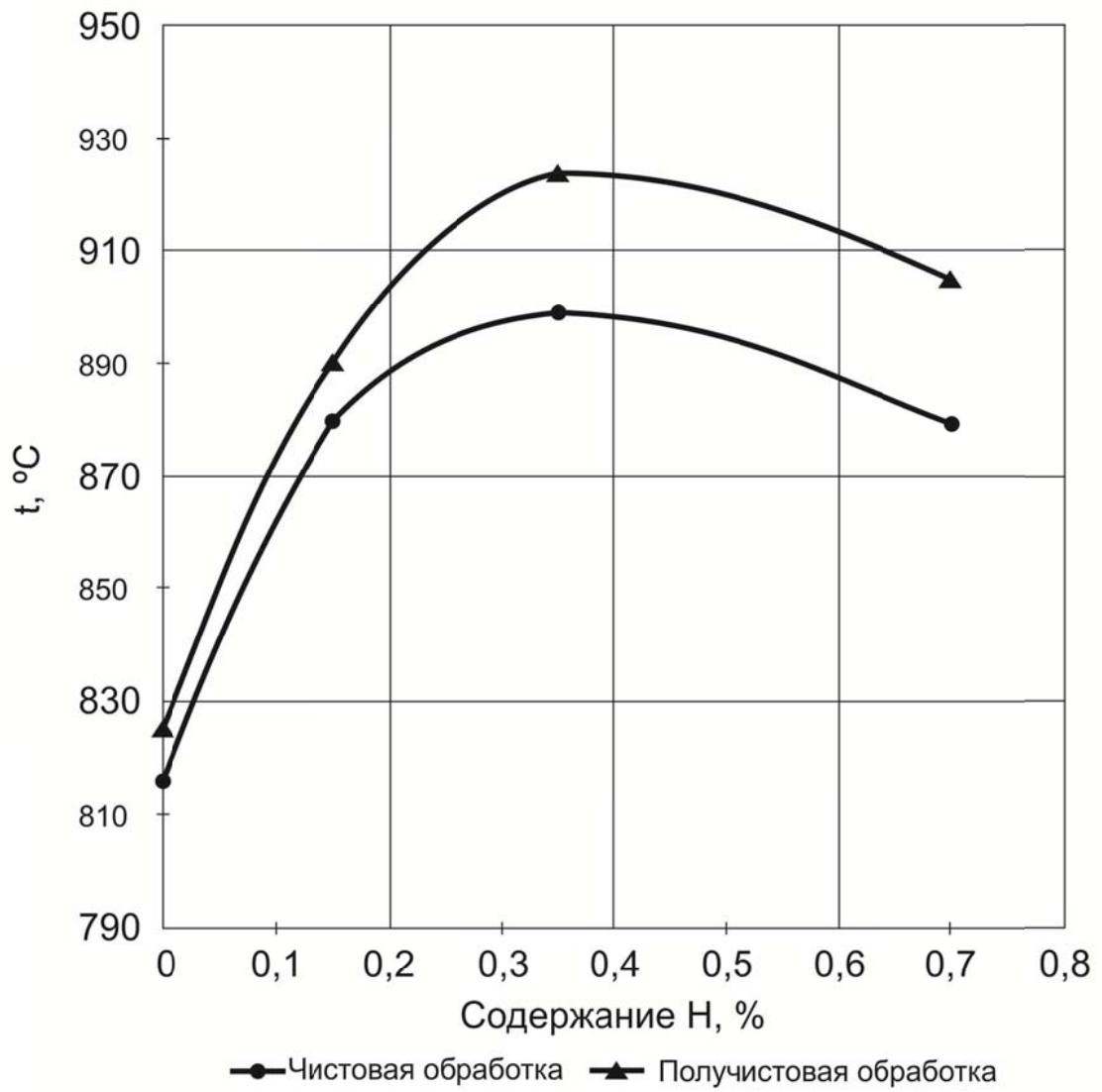


Рисунок 4.12 – Зависимость температуры в зоне резания от дополнительного введения водорода состава 2 сплава ВСТ2К при различных режимах фрезерования

Выводы по главе 4

1. Показано, что с увеличением β -стабилизаторов в сплаве ВСТ2К при одинаковой структуре и твердости увеличивается температура в зоне резания без существенного изменения усилий резания.
2. Установлено, что для сплава ВСТ2К минимальные усилия резания и температуру в зоне резания обеспечивает структура с глобулярной морфологией частиц α -фазы размером 3-7 мкм и твердостью 35-37 ед.НРС.
3. Установлено, что фрезерование сплавов с высоким $[Mo]_{эқв}$ целесообразно проводить в отожженном состоянии. Обрабатывать же резанием составы с низким $[Mo]_{эқв}$ возможно как в отожженном состоянии, так и после упрочняющей термообработки.
4. Показано, что в качестве критерия обрабатываемости сплава резанием возможно использовать расстояние между полосами сдвига (L_c), образующимися в структуре стружки. Установлено, что чем меньше это расстояние, тем лучше обрабатываемость резанием: ниже усилия резания и температура в зоне резания. Установлено, что сравнение данного параметра можно проводить только для сплава одного состава в разных структурных состояниях. При изменении химического состава сплава закономерность изменения L_c сохраняется, но абсолютные значения могут существенно отличаться.
5. Установлено, что дополнительное легирование водородом не приводит к улучшению механообрабатываемости сплава ВСТ2К, усилия резания увеличиваются на 50-100 Н, а температура в зоне резания повышается на 100°C.

ГЛАВА 5

ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ АЛЮМИНИЯ НА КАЧЕСТВО ПОЛИРОВАННОЙ ПОВЕРХНОСТИ ЗАГОТОВОК ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6

Полная биологическая совместимость, более высокая удельная прочность и коррозионная стойкость титана и его сплавов в биологической среде являются неоспоримыми преимуществами перед другими металлическими материалами, применяемыми для изготовления эндопротезов крупных суставов – нержавеющей стали и кобальт-хромовыми сплавами. Однако эти преимущества в узлах трения эндопротезов суставов могут быть реализованы только в случае достижения высоких триботехнических характеристик – низкого коэффициента трения, высокой стойкости к износу и фреттинг-коррозии, и, как следствие, требуемого ресурса безотказной работы искусственного сустава. Учитывая такие недостатки титановых сплавов, как низкие антифрикционные свойства и недостаточная технологичность при механической обработке, обеспечить высокое качество и комплекс эксплуатационных свойств эндопротезов можно только технологическими методами.

Титановый сплав ВТ6 давно применяется для производства медицинских имплантатов, в частности компонентов эндопротеза тазобедренного сустава (ЭПТС) [31, 111]. Эндопротез тазобедренного сустава имеет шарнирное соединение, в котором металлическая головка работает на трение в паре со сверхвысокомолекулярным полиэтиленом (СВМПЭ) под высокими контактными нагрузками (до 3500Н) и в агрессивной биологической среде. Поэтому головка ЭПТС должна иметь высокую стойкость к фреттинг-коррозии и износу, низкий коэффициент трения по СВМПЭ.

В мировой практике узлы трения эндопротезов не изготавливают из титановых сплавов именно по причине их низких антифрикционных свойств. В процессе трения титановой головки по сверхвысокомолекулярному

полиэтилену образуются продукты износа, что приводит к полной потере работоспособности эндопротеза (рисунок 5.1). Поэтому, обычно, ножки из титанового сплава ВТ6 комплектуются головками из кобальт-хромового сплава или нержавеющей стали, которые хорошо работают в парах трения, однако они могут быть токсичны для организма человека. Кроме того, в зоне контакта титановой ножки эндопротеза и головки из другого металла образуется гальванопара и может протекать коррозия, что негативно сказывается на стабильности эндопротеза и здоровье пациента.

В то же время, на кафедре материаловедения МАИ была разработана технология термоводородной обработки (ТВО) титановых сплавов, являющаяся уникальным способом управления структурой и твердостью заготовок из титановых сплавов за счет структурного упрочнения в результате обратимого легирования водородом. Режимы ТВО разработаны в результате экспериментальных исследований [113, 114] и основаны на закономерностях формирования фазового состава, структуры и механических свойств титановых сплавов при обратимом легировании водородом [104, 115, 116]. В результате ТВО титановые сплавы приобретают качества, несвойственные им после традиционных видов обработок. Работы, проведенные на кафедре, показали возможность использования титановых сплавов после ТВО для изготовления головок ЭПТС и позволили создать технологию их изготовления из титанового сплава ВТ6.

Заготовки головок ЭПТС изготавливают из отожженных прутков сплава ВТ6. Твердость сплава ВТ6 в отожженном состоянии составляет примерно 28-30 ед. НРС. С целью достижения наименьшего коэффициента трения головки ЭПТС подвергают механическому полированию, качество поверхности после полировки регламентируется ГОСТ Р ИСО 7206-2, согласно которому параметр шероховатости поверхности Ra_{max} после полировки не должен превышать 0,05 мкм. Однако механическое полирование головок с твердостью 30-32 ед. НРС



а)



б)

Рисунок 5.1 – Износ компонентов эндопротеза тазобедренного сустава [38]:

а) вкладыш из СВМПЭ со следами износа после работы в паре с головкой из титанового сплава;

б) результат интенсивного истирания титановых головок и вкладышей ЭПТС

позволяет получить чистоту поверхности R_a в пределах 0,07-0,08 мкм. Для улучшения полируемости головок необходимо повысить твердость материала с помощью ТВО [115].

Эффект структурного упрочнения в результате ТВО зависит от размера частиц α -фазы внутри β -зерна, который определяется температурой заключительного этапа термоводородной обработки – вакуумного отжига. С увеличением температуры вакуумного отжига размер частиц α -фазы увеличивается. Применяемый при производстве головок ЭПТС режим ТВО включает в себя вакуумный отжиг при температуре 625°C. Распад β -фазы при вакуумном отжиге протекает с одновременным удалением водорода из сплава и, следовательно, при непрерывном обеднении β -фазы водородом, что приводит к постепенному снижению стабильности β -фазы и уменьшению объемного эффекта $\beta \rightarrow \alpha$ превращения. Таким образом, в объеме β -зерна формируется равновесная однородная ($\alpha + \beta$)-структура с мелкодисперсной α -фазой размером (0,1-0,5 мкм). Такая субмикроструктурная структура позволяет увеличить твердость металла до ~40-42 ед. HRC [117].

Изменение структуры и твердости существенно сказывается на полируемости заготовок, и после механической полировки достигается чистота поверхности на уровне $R_a = 0,02-0,05$ мкм [116].

Эффективным методом повышения антифрикционных свойств и износостойкости титановых сплавов является создание модифицированных поверхностных слоев при вакуумном ионно-плазменном азотировании (ВИПА). После многолетних исследований была создана технология низкотемпературного ВИПА, позволяющая достичь значительной глубины диффузионной зоны азота, и формирования на поверхности упрочненного слоя, содержащего нитриды Ti_2N и TiN . Микротвердость поверхности $HV_{0,05}$ после ВИПА составляет 4300–5000 МПа [117-120].

Таким образом, существующий технологический цикл изготовления головки эндопротеза тазобедренного сустава из титанового сплава ВТ6 включает термоводородную обработку заготовки, механическое полирование

и низкотемпературное вакуумное ионно-плазменное азотирование (рис.5.1) [117]. Такая технология позволяет достичь требуемой износостойкости готового изделия [117, 118].

Одними из наиболее проблемных технологических операций в производстве головок из титанового сплава ВТ6 являются шлифование и финишная механическая полировка. При этих операциях сферическая поверхность головки последовательно подвергается абразивному воздействию мелкозернистой наждачной ленты и алмазной пасты, соответственно.

Как показала практика серийного производства, при контроле головок после операций шлифования и полирования довольно часто обнаруживались заготовки с недостаточной чистотой поверхности ($R_a = 0,05-0,07$ мкм), либо с резко «прыгающими» значениями параметра шероховатости R_a от 0,03 до 0,1 мкм. В связи с этим было решено исследовать возможные причины появления дефектов поверхности в процессах механического шлифования и полирования заготовок.

Помимо структурного упрочнения в суммарную прочность и твердость сплава после ТВО вносит вклад и твердорастворное упрочнение α - и β -фаз легирующими элементами (Al и V) и примесями (O, N, C и др.). При равновесном составе фаз, достигаемом в процессе ТВО, твердорастворное упрочнение α - и β -фаз полностью определяется исходным химическим составом сплава. Поэтому в качестве вероятной причины нестабильности технологических свойств сплава (полируемости) предположили изменение химического состава исходных прутков для производства заготовок.

Химический состав сплава ВТ6 для медицинского применения регламентирован ГОСТ Р ИСО 5832-3 и приведен в таблице 5.1.

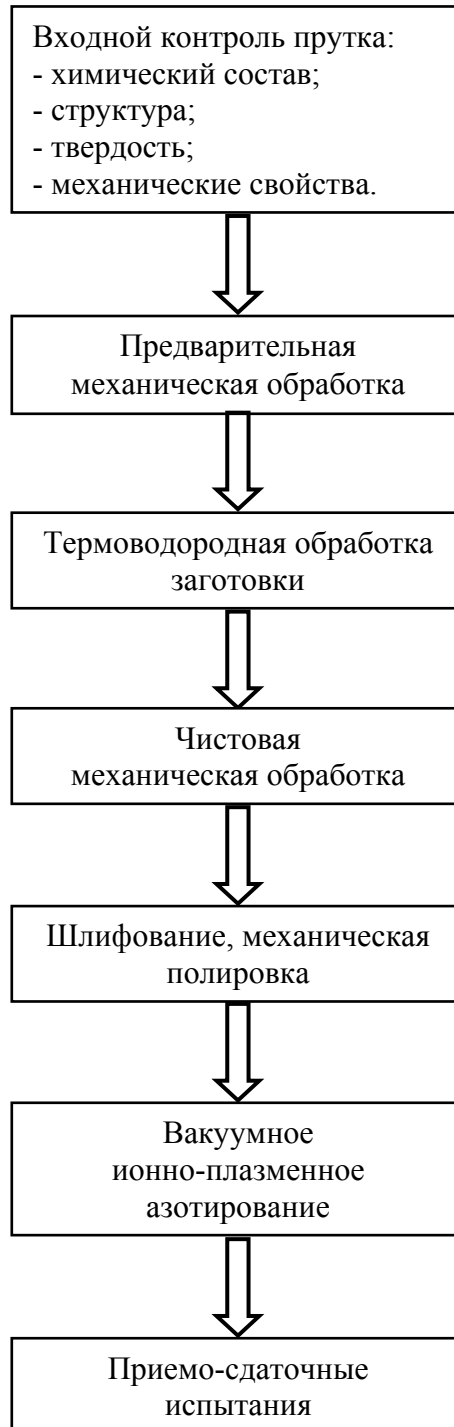


Рисунок 5.1 – Схема технологического процесса производства головок эндопротезов ТБС из сплава VT6

Таблица 5.1 – Химический состав сплава ВТ6 согласно ГОСТ Р ИСО 5832-3

Ti	Легирующие элементы		Примеси, масс.%, не более				
	Al	V	Fe	O	H	N	C
Основа	5,5-6,75	3,5-4,5	0,3	0,2	0,015	0,05	0,08

Как видно ГОСТ Р ИСО 5832-3 допускает колебание содержания алюминия в достаточно широких пределах. Алюминий является основным упрочняющим элементом в титановых сплавах. Имея хорошую растворимость как в α -, так и в β -фазе он вызывает существенное твердорастворное упрочнение, и изменение его содержания в составе сплава ВТ6 может существенно сказываться на твердости материала, что в свою очередь влияет на его технологичность в процессах механического шлифования и полирования.

Для исследований были выбраны прутки трех партий сплава ВТ6, отличающихся содержанием алюминия (таблица 5.2). Как видно из рисунка 5.2 (а, б, в), содержание алюминия практически не отражается на структуре сплава в исходном отожженном состоянии. Твердость образцов разных составов также отличалась незначительно, и составляла 28 ед. НРС для сплава ВТ6 с наименьшим содержанием алюминия, и 32 ед. НРС при максимальной легированности сплава алюминием (таблица 5.2).

Таблица 5.2 – Химический состав исследованных партий прутков сплава ВТ6, и твердость образцов в исходном состоянии и после ТВО

№ партии	Легирующие элементы, % (масс.)		Твердость, ед. НРС*	
	Al	V	исходная	после ТВО
1	5,5	4,3	28	37
2	6,2	4,4	31	40
3	6,7	4,3	32	43

* средние значения по 5 измерениям на каждом из 20 образцов партии

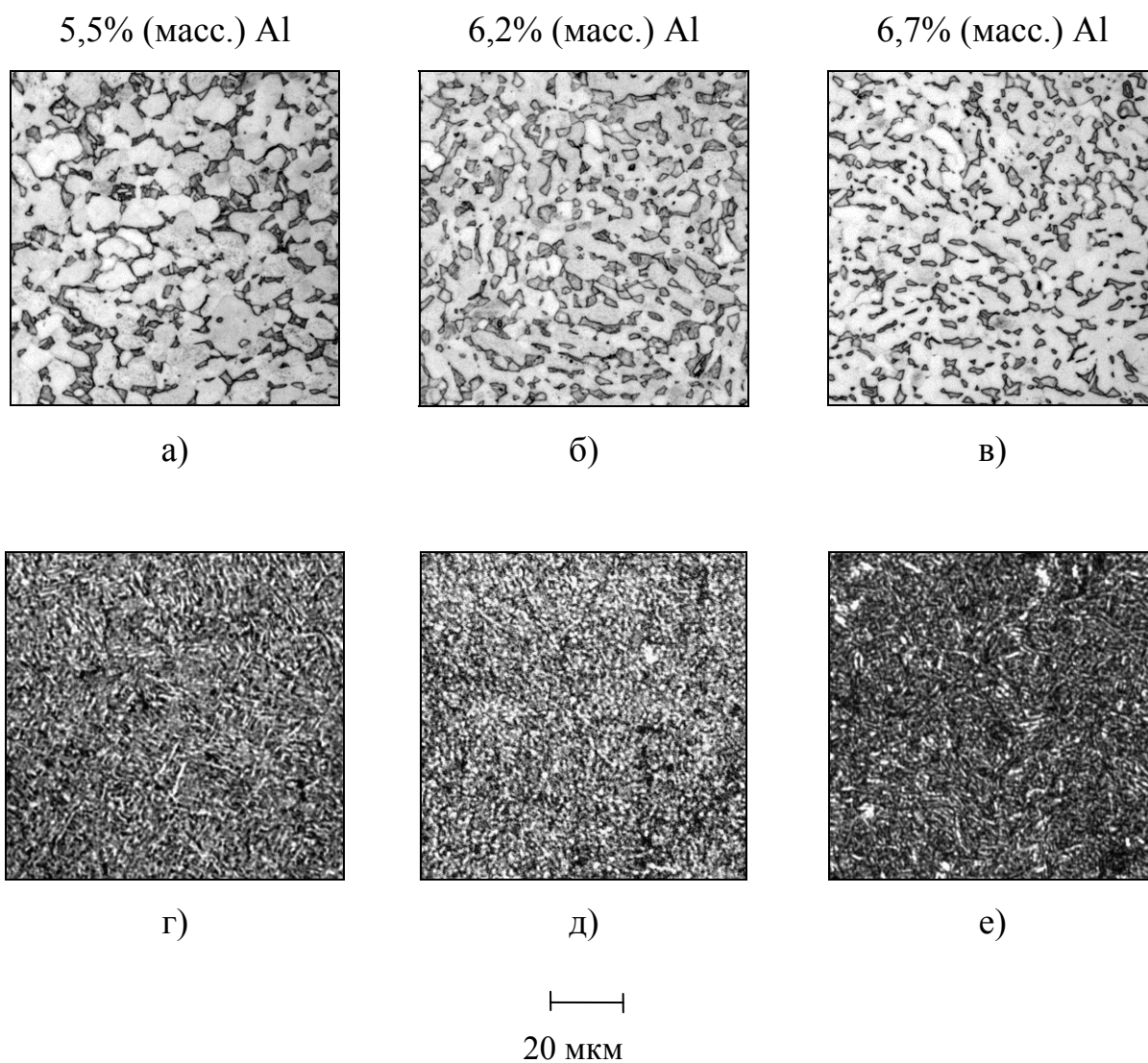


Рисунок 5.2 – Микроструктура образцов с содержанием алюминия 5,5%; 6,2% и 6,7% в исходном состоянии (а, б, в) и после ТВО (г, д, е).

Из выбранных прутков сплава ВТ6 разного химического состава были изготовлены образцы – заготовки головок, которые подвергли термоводородной обработке по ранее разработанным режимам [104, 114-117].

Анализ микроструктур после ТВО образцов, изготовленных из прутков разных партий, и их твердости позволил выявить взаимосвязь между содержанием алюминия в сплаве и величиной твердости (таблица 5.2). Так, при одинаковой степени дисперсности структуры (рис. 5.2), образцы из сплава ВТ6 с содержанием алюминия 5,5 % (масс.) имели твердость порядка 37 ед. НРС, а при содержании алюминия 6,7 твердость составляла около 43 ед. НРС. То есть, при одинаковой структуре, чем выше содержание Al в материале, тем выше твердость, что объясняется более сильным твердорастворным упрочнением.

На следующем этапе образцы с разным содержанием алюминия были подвергнуты механической шлифовке и полировке. Результаты оценки чистоты полированной поверхности в зависимости от химического состава сплава и его твердости обобщены в таблице 5.3.

Таблица 5.3 – Влияние содержания алюминия в сплаве ВТ6 на твердость образцов после ТВО и чистоту поверхности после механической полировки

№ партии	Содержание Al, % (масс.)	Твердость, ед. НРС*	Шероховатость поверхности R_a , мкм**
1	5,5	37	0,05
2	6,2	40	0,02-0,03
3	6,7	43	0,02-0,1

* средние значения по 5 измерениям.

** интервал значений по 5 точкам поверхности.

После полировки образцов с содержанием Al 5,5% минимальное достигаемое значение параметра шероховатости R_a порядка 0,05 мкм. При

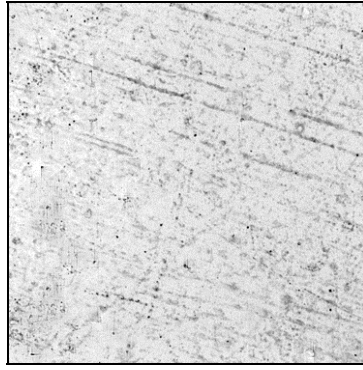
этом из-за наибольшей пластичности материала этих образцов на их поверхности в процессе полировки часто появляются следы «наволакивания» металла. Этот металл не имеет прочной связи с поверхностью и может быть удален при повторной полировке. Однако следует иметь в виду, что продолжительность полировки и объем удаленного при ней материала ограничены допуском на диаметр и сферичность готового изделия. Кроме того, существует опасность «растравливания» и удаления наволакиваемого металла в процессе ионной очистки – бомбардировки поверхности головки ионами аргона, которая является одним из этапов последующего вакуумного ионно-плазменного азотирования. В результате микрогеометрия поверхности головки существенно ухудшается, и высока вероятность выхода значения параметра R_a за допустимые границы.

На головках с содержанием Al 6,7% и максимальной твердостью (43 ед. HRC) после полировки часто регистрируются выкрошенные места и риски (рис. 5.3 в). При этом значения параметра шероховатости R_a резко варьируются на одной и той же головке от 0,02 до 0,1 мкм.

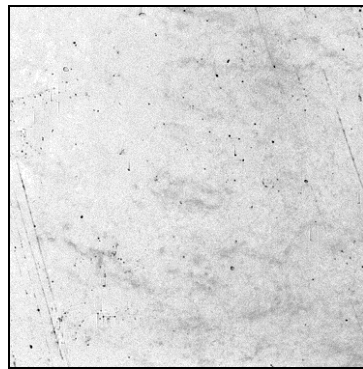
Головки со средним содержанием Al 6,2% и средними значениями твердости, имеют параметр шероховатости $R_a=0,02-0,03$ мкм. У этих головок практически отсутствуют дефекты поверхности типа глубоких рисок, наволакиваний или “выкрашивания” (рис. 5.3 б).

В связи с обнаружением столь существенного влияния содержания алюминия на качество поверхности после полировки головок, была предпринята попытка определить допустимое содержание алюминия в сплаве ВТ6, обеспечивающее стабильность получения требуемой чистоты поверхности заготовок.

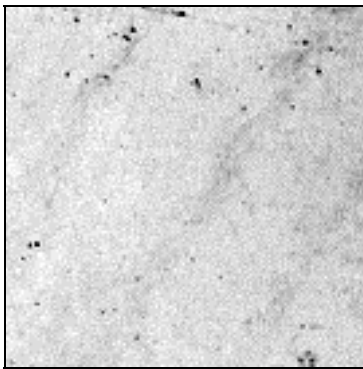
Для этого были проведены аналогичные исследования на заготовках головок, изготовленных из прутков с содержанием Al 5,8%, 6,0% и 6,4%. Были получены аналогичные зависимости: полирование заготовок, изготовленных из сплава с содержанием алюминия 6,0% позволило получить наилучшие результаты и параметр шероховатости R_a порядка 0,03-0,04 мкм.



а)



б)



в)

—|—|
20 мкм

Рисунок 5.3 – полированная поверхность заготовок с содержанием алюминия 5,5% (а) ; 6,2% (б) и 6,7% (в) после ТВО.

Тогда как после полировки заготовок, содержащих 6,4% алюминия, значения R_a варьировались от 0,02 до 0,07 мкм, а на поверхности присутствовали глубокие точечные дефекты. После полировки заготовок из сплава с содержанием алюминия 5,8% поверхность имела следы наволакивания металла и параметр шероховатости R_a порядка 0,05 мкм. Полученные результаты позволили ограничить концентрационный интервал содержания алюминия значениями 6,0-6,3 % Al.

Таким образом, проведенные исследования показали, что для получения стабильного высокого качества ($R_a \leq 0,05$ мкм) полированной поверхности заготовок из сплава ВТ6 необходимо использовать прутки с содержанием алюминия в интервале 6,0-6,3 %.

Выводы по главе 5

1. Показано, что разброс содержания алюминия в сплаве ВТ6, в пределах интервала по ГОСТ, практически не отражается на структуре сплава в исходном отожженном состоянии и незначительно влияет на твердость.

2. Установлено существенное влияние содержания алюминия на твердость сплава ВТ6 после термоводородной обработки. Показано, что при одинаковой структуре, чем выше содержание Al в материале, тем выше твердость, что объясняется более сильным твердорастворным упрочнением.

3. Показано влияние содержания алюминия в сплаве ВТ6 на его механообрабатываемость (полируемость) и качество полированной поверхности заготовок медицинских имплантатов из титанового сплава ВТ6.

4. Установлено, что при содержании алюминия в сплаве ВТ6 менее 6,0% механическое полирование поверхности заготовок позволяет получить минимальную чистоту поверхности с шероховатостью R_a 0,05 мкм или более. При этом из-за пластичности материала в процессе полировки часто появляются следы «наволакивания» металла и существует опасность «растравливания» и удаления наволакиваемого металла в процессе последующего вакуумного ионно-плазменного азотирования.

5. Установлено, что легирование алюминием сплава ВТ6 по верхней границе (более 6,3%) отрицательно сказывается на качестве поверхности заготовок после полирования: наблюдается «выкрашивание» и риски, а значения параметра шероховатости R_a варьируются от 0,02 до 0,1 мкм.

6. Определен оптимальный интервал содержания алюминия в сплаве ВТ6 (6,0-6,3%), обеспечивающий стабильно высокое качество полированной поверхности заготовок из сплава ВТ6 ($R_a \leq 0,05$ мкм).

Общие выводы по работе

1. На основе экспериментальных данных построена графическая зависимость температуры полиморфного превращения ($T_{пп}$) от химического состава сплава ВСТ2К, выраженная через отношение эквивалентов по алюминию и молибдену ($[Al]_{эқв}/[Mo]_{эқв}$). Показано, что зависимость является прямопропорциональной, отклонение для разных плавов составляет не более $\pm 10^\circ\text{C}$.

2. Установлено, что проведение отжига, регламентированного производственной инструкцией (температура отжига на 130°C ниже $T_{пп}$), на образцах трех плавов сплава ВСТ2К разного химического состава приводит к формированию структуры с различной объемной долей и размером частиц первичной и вторичной α -фазы, что обуславливает существенную разницу в значениях твердости (от 32 до 42 HRC), а, соответственно, и других свойств.

3. Изучено влияние температуры нагрева и скорости охлаждения на количество и размер первичной α -фазы. Показано, что для трех разных составов сплава ВСТ2К примерно одинаковое количество первичной α -фазы 30-35% фиксируется после нагрева до температур 940°C (состав 1), 920°C (состав 2) и 880°C (состав 3). Установлено, что охлаждение в воде или на воздухе в выбранном температурном интервале ($\alpha+\beta$)-области практически не оказывает влияния на количество в структуре первичной α -фазы. Установлено, что охлаждение на воздухе с указанных температур приводит к большой разнице в твердости образцов разных составов.

4. В зависимости от содержания β -стабилизаторов в сплаве ВСТ2К определены температуры нагрева и скорость охлаждения, обеспечивающие формирование однотипной структуры и примерно одинаковый уровень свойств. Для сплавов с $[Mo]_{эқв}=4,0\div 5,0$ отжиг необходимо проводить при температуре 880°C ($T_{пп} - 100^\circ\text{C}$), для сплава с $[Mo]_{эқв}=5,0\div 6,0$ – при 920°C ($T_{пп} - 60^\circ\text{C}$), а для сплава с $[Mo]_{эқв}\geq 6,0$ – при 880°C ($T_{пп} - 90^\circ\text{C}$), с последующей изотермической выдержкой в течение 1 часа и охлаждением со скоростью $0,04\text{ K/s}$ до комнатной температуры.

5. Исследованы электрохимические характеристики сплава ВСТ2К трех разных составов после отжига по разработанным режимам. Установлено, что сплав ВСТ2К, независимо от его состава, по коррозионной стойкости в 0,9%-ном водном растворе NaCl не уступает широко применяемому в медицине сплаву ВТ6 и превосходит стали и кобальтовые сплавы.

6. Показано, что с увеличением количества β -стабилизаторов в сплаве ВСТ2К при однотипной структуре и твердости наблюдается увеличение температуры в зоне резания без существенного изменения усилий резания.

7. Показано, что в качестве критерия обрабатываемости сплава резанием возможно использовать расстояние между полосами сдвига (L_c), образующимися в структуре стружки. Установлено, что чем меньше это расстояние, тем лучше обрабатываемость резанием: ниже усилие резания и температура в зоне резания. Установлено, что сравнение данного параметра можно проводить только для сплава одного состава в разных структурных состояниях. При изменении химического состава сплава закономерность изменения L_c сохраняется, но абсолютные значения могут существенно отличаться.

8. Установлено, что для сплава ВСТ2К лучшую обрабатываемость резанием (минимальные усилия резания и температуру в зоне резания) обеспечивает структура с глобулярной морфологией частиц α -фазы размером 3-7 мкм и твердостью 35-37 ед.НРС.

9. Установлено, что дополнительное легирование водородом не приводит к улучшению механообрабатываемости сплава ВСТ2К: усилия резания увеличиваются на 50-100 Н, а температура в зоне резания повышается на 100°C.

10. Установлено, что при содержании алюминия менее 6,0% в сплаве ВТ6 механическое полирование не позволяет получить чистоту поверхности менее 0,05 мм вследствие «наволакивания» металла, а при содержании алюминия более 6,3% в процессе полировки наблюдается «выкрашивание»

частиц металла с поверхности, а значение параметра R_a нестабильно и может изменяться от 0,02 до 0,1 мкм.

11. Определен оптимальный интервал содержания алюминия в сплаве ВТ6 (6,0-6,3%), обеспечивающий стабильно высокое качество полированной поверхности при изготовлении шаровых головок эндопротеза тазобедренного сустава ($R_a \leq 0,04$ мкм).

Литература

- 1 Загородний, Н.В. Эндопротезирование тазобедренного сустава. Основы и практика: руководство. – М.: ГЭОТАР-Медиа, 2011. – 704 с.
- 2 ГОСТ Р ИСО 7206-01 «Имплантаты для хирургии. Эндопротезы тазобедренного сустава частичные и тотальные. Суставные поверхности, изготовленные из металлических, керамических и полимерных материалов» М.: Стандартиформ, 2005 г.
- 3 Братухин, А.Г., Колачев, Б.А., Садков, В.В. и др. Технология производства титановых самолетных конструкций. – М.: Машиностроение, 1995. - 448 с.
- 4 Борисова, Е.А., Бочвар, Г.А., Брун, М.Я. и др. Титановые сплавы. Metallographia титановых сплавов. М: Metallurgia. 1980г. – 464с.
- 5 Ильин, А.Н., Колачев, Б.А., Польшкин, И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. Справочник. – М.: ВИЛС – МАТИ, 2009. – 520 с.
- 6 Титановые сплавы. Metallographia титановых сплавов / Кол. авторов. Под общ. ред. д.т.н., проф. С.Г. Глазунова, д.т.н., проф. Б.А. Колачева. – М.: Metallurgia, 1980. – 464 с.
- 7 Моисеев, В.Н. Бета- титановые сплавы и перспективы их развития / МиТОМ, №12: - М, 1998. – 7-17 с.
- 8 Хорев, А.И. Титан – это авиация больших скоростей и космонавтика /А.И. Хорев// Технология легких сплавов.-2002.-№4.- С.92-97.
- 9 Сплавы цветных металлов для авиационной техники / Воздвиженский, В.М., Жуков А.А., Постнова, А.Д., Воздвиженская, М.В. Под общ. ред. В.М. Воздвиженского. – Рыбинск: РГАТА, 2002. – 219 с.
- 10 Новиков, И.И., Строганов, Г.Б., Новиков, А.И. Metallovedenie, termoobrabotka i rentgenografiya. МИСИС. М. 1994г. 480 стр.
- 11 Колачев, Б.А., Ливанов, В.А., Елагин, В.И. Metallovedenie i termicheskaya obrabotka cvetnykh metallorv i splovov. М: Metallurgia. 1981г. 414 стр.

- 12 Колачев, Б.А., Елагин, В.И., Ливанов, В.А. *Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: Учебник для вузов.* – 4-е изд., перераб. и доп. – М.: МИСиС, 2005. – 432 с.
- 13 Колачев, Б.А., Габидулин, Р.М., Пигузов, Ю.В. *Технология термической обработки цветных металлов и сплавов.* М.: *Металлургия.* 1992. с. 272.
- 14 Журавлев В.Н., Пушин В.Г. *Сплавы с термомеханической памятью и их применение в медицине.* Екатеринбург: УрО РАН, 2000. 150 с.
- 15 Kollerov MY, Spektor VS, Skvortsova SV and others. The problems and prospects of application of titanium alloys in medicine /Titan. 2015. №2. p. 42-53.
- 16 ГОСТ Р ИСО 5832-1-2010 «Имплантаты для хирургии. Металлические материалы. Часть 1. Сталь коррозионно-стойкая (нержавеющая) деформируемая», М.: *Стандартинформ,* 2011 г.
- 17 ГОСТ Р ИСО 5832-12-2009 «Имплантаты для хирургии. Металлические материалы. Часть 12. Сплав кобальт-хром-молибденовый деформируемый», М.: *Стандартинформ,* 2010 г.
- 18 ГОСТ Р ИСО 5832-3-2014 «Имплантаты для хирургии. Металлические материалы. Часть 3. Деформируемый сплав на основе титана, 6-алюминия и 4-ванадия», М.: *Стандартинформ,* 2015 г.
- 19 ГОСТ Р ИСО 5832-9-2009 «Имплантаты для хирургии. Металлические материалы. Часть 9. Сталь коррозионно-стойкая (нержавеющая) деформируемая с повышенным содержанием азота», М.: *Стандартинформ.* 2010 г.
- 20 Wroblewski B.M. 15-21 year results of the Charnly low friction arthroplasty // *Clin. Orthop. Clin. Res.* 1986. P. 30-35.
- 21 ARCAM ASTM F75 CoCr Alloy, P. 1-4
- 22 Buddy Ratner, Allan Hoffman, Frederick Schoen, Jack Lemons. *Biomaterials Science. 3rd Edition. An Introduction to Materials in Medicine // Academic Press.* 2004.

- 23 ГОСТ Р ИСО 5832-11-2014 «Имплантаты для хирургии. Металлические материалы. Часть 11. Деформируемый титановый сплав, содержащий 6-алюминия 7-ниобия», М.: Стандартиформ, 2015 г.
- 24 Niinomi M., Kobayashi T. Fatigue characteristics of Ti-5Al-2,5Fe for orthopedic Surgery in simulated body environment //Proceedings of the 8th world conference on titanium. Birmingham. UK. 1995. P. 1768-1775.
- 25 ГОСТ 19807-91 «Титан и сплавы титановые деформируемые. Марки», М.: ИПК Издательство стандартов, 2001.
- 26 Titanium Science and Technology. Proc. Of the fifth Intern: Conf. on titanium. Congress-Center. Munich: FRG. September 10-14, 1984. V. 2. P. 1327. Edited by G. Lütjering, U. Zwicker, W. Bunk.
- 27 Горынин И.В., Чечулин Б.Б. Титан в машиностроении. М.: Машиностроение. 1990. 400 с.
- 28 ISO 6892-84 Металлические материалы. Испытание на растяжение.
- 29 Иванова Л.А., Иголкин А.И., Хесин Ю.Д. Металловедение и термообработка металлов. 1988. №10. с.48-51.
- 30 Иванова Л.А., Иголкин А.И., Петров С.Н., Хесин Ю.Д., ФХММ. 1990. 11. с.118-120.
- 31 Ильин А. А., Скворцова С. В., Мамонов А. М., Карпов В. Н. Применение материалов на основе титана для изготовления медицинских имплантатов // Металлы. 2002. №3. С. 97-105
- 32 Venugopalan R., Trepanier C. Corrosion of Nitinol// SMST – 2000. Conf. Proc. SMST, 2000, pp. 261-270
- 33 Cai Z., Nakajima H., Woldu M., Berglund A., Bergman M., Okabe T., In vitro corrosion resistance of titanium made using different fabrication methods // Biomaterials 1999. V 20. pp 183-190.
- 34 Шлугер М.А., Ажогин Ф.Ф., Ефимов Е.А. Коррозия и защита металлов. М. Металлургия, 1981, с. 96.

- 35 Hoar T.P, Mears D.C. Corrosion – resistant alloys in chloride solutions: materials for surgical implants. Proc Roy Soc (London) Ser A 1966, 249, pp. 486-510.
- 36 Cai Z., Nakajima H., Woldu M., Berglund A., Bergman M., Okabe T., In vitro corrosion resistance of titanium made using different fabrication methods // Biomaterials 1999. V 20. pp 183-190.
- 37 Leventhat G.S. Bone Joint Surg., 1951. V.33A. p. 473-480.
- 38 Мамонов А.М., Спектор В.С., Лукина Е.А., Сарычев С.М. Применение вакуумного ионно-плазменного азотирования для повышения износостойкости медицинских имплантатов // Титан. 2010. №2. 23-30 с.
- 39 Чернышова Юлия Владимировна. Закономерности влияния объемной и поверхностной структуры на электрохимическую коррозию имплантатов из сплавов на основе титана и никелида титана : диссертация ... кандидата технических наук : 05.16.01 - Москва, 2008.- 234 с.: ил. РГБ ОД, 61 08-5/692
- 40 Kolachev V.A., Egorova Y. B., Talalaev V. D. Hydrogen Influence on Machining of Titanium Alloys; Advances in the Science and Technology of Titanium Alloy Processing. Proc. Intern. Symp. TMS, Anaheim, USA, 1996, p. 339 – 346
- 41 Егорова Юлия Борисовна. Металловедческие основы механоводородной обработки титановых сплавов : диссертация ... доктора технических наук : 05.16.01.- Москва, 2002.- 407 с.: ил. РГБ ОД, 71 03-5/1-4
- 42 Подураев В.Н. Обработка резанием труднообрабатываемых материалов.- М.: Высшая школа, 1974.- 587 с.
- 43 Развитие науки о резании металлов. - М.: Машиностроение, 1967.- 416 с.
- 44 M. Armendia, L.-M. Iriarte, A. Garay, P.-J. Arrazola. Comparison of the Machinabilities of Ti6Al4V and TIMETAL54M Using Uncoated WC-Co Tools
- 45 Y. Kosaka, S. P. Fox. Influences of Alloy Chemistry and Microstructure on the Machinability of Titanium Alloys

- 46 Колачев Б.А., Егорова Ю.Б., Ильин А.А., Давыденко Л.В. О связи обрабатываемости резанием титановых сплавов с их химическим и фазовым составом.//Металлы (РАН), 2002, №3, с.91-96.
- 47 Колачев Б.А., Ильин А.А., Егорова Ю.Б. Основные принципы механоводородной обработки титановых сплавов. // Труды МАТИ, 1998, №.1(73), 43-48.
- 48 Егорова Ю.Б., Давыденко Л.В., Мамонов И.М. Исследование статистических связей между режимами термической обработки и механическими свойствами сплава ВТ23. // Труды МАТИ, 2008, с. 26-30.
- 49 Гуревич Я.Л. и др. Режимы резания труднообрабатываемых материалов. Справочник. - М.: Машиностроение. 1986. - 240 с.
- 50 Колачев Б.А., Елисеев Ю.С., Братухин А.Г., Талалаев А.Г. Титановые сплавы в конструкциях и производстве авиадвигателей и авиационно-космической техники. - М.: МАИ, 2001. - 412 с.
- 51 Гуревич Я.Л., Горохов М.В., Захаров В.И. и др. Режимы резания труднообрабатываемых материалов. Справочник.- М.: «Машиностроение», 1976.- 176 с.
- 52 Белоусов А.И., Бобрик П.И., Рахман-Заде А.З., Силин С.С. и др. Тепловые явления и обрабатываемость резанием авиационных материалов.// Труды МАТИ, вып.64, 1960, 179 с.
- 53 Резников А.Н. Теплообмен при резании и охлаждение инструментов. - М.: Машиностроение, 1963, 200 с.
- 54 Vigneau J. Usinage du titane et des alliages de titane. // Aeronaut et astronaut, 1981, №2, 58-68.
- 55 Якубов Ф.Я. Тепловые соотношения процесса резания нержавеющей сталей и титановых сплавов. // Оптимизация процессов резания жаро- и особо прочных материалов. Уфа, 1985, с.60-65.
- 56 Егорова Ю.Б. Металловедческие основы механоводородной обработки титановых сплавов. Диссертация на соискание ученой степени д.т.н., М.: МАТИ, 2002, 403 с.

- 57 E. O. Ezugwu, Z. M. Wang: Titanium alloys and their machinability – a review
- 58 Макаров В.Ф., Семикаленных В.В., Чигодаев Н.Е. Интенсификация лезвийной и абразивной обработки труднообрабатываемых материалов на основе физической оптимизации процессов резания. // Инструмент и технологии, 2004, №17-18, 129-135.
- 59 Никольский Л.А., Фейгин С.З., Бойцов В.В. и др. Горячая штамповка и прессование титановых сплавов. М.: Машиностроение, 1975, 285 с.
- 60 Александров В.К., Аношкин Н.Ф., Белозеров А.П. и др. Полуфабрикаты из титановых сплавов. М.: ВИЛС, 1974, 368 с.
- 61 Полухин П.И., Гун Г.Я., Галкин А.М. Сопротивление пластической деформации металлов и сплавов. Справочник. - М.: Металлургия, 1983, 352 с.
- 62 Кривоухов В.А., Чубаров А.В.. Обработка резанием титановых сплавов.- М.: Машиностроение, 1970.- 183 с.
- 63 Петруха П.Г., Беспяхотный П.Д., Бруштейн Б.Е. и др. Резание труднообрабатываемых материалов.- М.: Машиностроение, 1972.- 175 с.
- 64 Созинов А.И., Строщков А.Н.. Повышение эффективности черновой обработки заготовок из титановых сплавов.- М.: Металлургия, 1990.- 206 с.
- 65 Kahles J.F., Field M., Eylon D., Froes F.H. Machining of titanium alloys.// J. Metals, 1985, v.37, №4, 27-35.
- 66 Conjour Ch. Dei Spanende Formgebung von Titan und sienes Legierungen.// Feinwerk Techn. Messtechn., 1984, bd.92, №6, s.72-80.
- 67 Колачев Б.А., Полькин И.С., Талалаев В.Д. Титановые сплавы разных стран. Справочник. – М.: ВИЛС, 2000.- 316 с.
- 68 Колачев Б.А., Егорова Ю.Б., Ильин А.А., Давыденко Л.В. О связи обрабатываемости резанием титановых сплавов с их химическим и фазовым составом.//Металлы (РАН), 2002, №3, с.91-96.
- 69 Авиационные материалы. Справ. в 9 т. под общ. Ред. Туманова А.Г., т.5. Магниевые и титановые сплавы. - М.: ОНТИ, 1973.-560 с.

- 70 Komanduri, R., Schroeder, T., Hazra, J., von Turkovich, B. F. and Flom, D. G., "On the Catastrophic Shear Instability in High Speed Machining of an AISI 4340 Steel." J. Eng. Ind., 104 (1982), p. 121 - 131
- 71 M. A. Davies, T. J. Burns, C. J. Evans. On chip morphology, tool wear and cutting mechanics in finish hard turning. 1996, Annals of the CIRP, 45: 77-82
- 72 A. Vyas, M. C. Shaw. Mechanics of saw-tooth chip formation in metal cutting. 1999, J. of Manufacturing Science and Engineering, 121: 163-172
- 73 Gordon Bruggeman, Volker Weiss. Innovations in Materials Processing. 1985, Premium Press, New York
- 74 M. A. Davies, T. J. Burns, C. J. Evans. On chip morphology, tool wear and cutting mechanics in finish hard turning. 1996, Annals of the CIRP, 45: 77-82
- 75 A. Vyas, M. C. Shaw. Mechanics of saw-tooth chip formation in metal cutting. 1999, J. of Manufacturing Science and Engineering, 121: 163-172
- 76 J. D. Cotton et al.// Thermal Processing Method for Improved Machinability of Titanium Alloys. United States Patent Application Publication No: US 2008/0078482 A1, Publication Date: Apr. 3, 2008
- 77 M. D. Morehead, Y. Huang, J. Luo. Chip morphology characterization and modeling in machining hardened 52100 steels. Machining Science and Technology, 11:335-354; 2007 Taylor & Francis Group, LLC
- 78 R. Komanduri and Z-B Hou. Met. Trans. A. 33 (2002), p. 2995
- 79 R. Ivester, E. Whitenton, J. Heigel, T. Marusich, C. Arthur. Measuring Chip Segmentation by High-Speed Microvideography and Comparison to Finite-Element Modeling Simulations
- 80 Талалаев В.Д., Колачев Б.А., Егорова Ю.Б. и др. Перспективные направления водородной технологии титановых сплавов// Авиационная промышленность. 1991. №1. – с. 27-30.
- 81 Колачев Б.А., Талалаев В.Д. Водородная технология титановых сплавов.// Титан. 1993. №1. – с.43-46.
- 82 Керр В.Р и др. Использование водорода в качестве легирующего элемента.// Титан-80: Наука, технология, применение. Труды IV

- Международной конференции по титану. Япония, Киото: Пер. с англ. М.: ОНТИ ВИЛС, 1981. т.4. – с. 216-236.
- 83 Колачев Б.А. , Ливанов В.А. , Буханова А.А. Механические свойства титана и его сплавов. М.: Metallurgia, 1974.
- 84 Ливанов В.А., Буханова А.А., Колачев Б.А. Водород в титане. – М.: Metallurgia, 1962. – 246 с.
- 85 Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник: В 3т.: Т.2 / Под общ. редакцией акад. РАН Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1997. – 1024 с.
- 86 Колачев Б.А. Водородная хрупкость металлов. – М.: Metallurgia, 1985. – 216 с.
- 87 Гвоздева, Ольга Николаевна. Влияние термоводородной обработки на формирование структуры и комплекс механических свойств жаропрочного титанового сплава Ti-8,3Al-2,1Mo-2,2Zr-0,2Si: диссертация ... кандидата технических наук : 05.16.01 - Москва, 2011.- 180 с.: ил. РГБ ОД, 61 12-5/565
- 88 Гидридные системы: Справочник // Колачев Б.А., Ильин А.А., Лавренко В.А., Левинский Ю.В. – М.: Metallurgia, 1992. – 352 с.
- 89 Ильин А.А., Мамонов А.М. Фазовые равновесия в водородсодержащих многокомпонентных системах на основе титана // Титан, 1993, №3, с. 25-33.
- 90 Колачев Б.А., Ильин А.А., Носов В.К. Возможности и перспективы водородной технологии титановых сплавов // Известия вузов. Цветная металлургия. 2001, №4. – с. 57-64.
- 91 Колачев Б.А., Садков В.В., Талалаев В.Д. Фишгойт А.В. Вакуумный отжиг титановых конструкций. М.: Машиностроение, 1991.
- 92 Мамонов А.М., Ильин А.А., Гришин О.А. Исследование фазовых превращений при дегазации водородсодержащих титановых сплавов // Тезисы докладов научно-технического семинара “Водород в металлических материалах”. М.: МАТИ, 1993. – с. 30-31.

- 93 Ильин А.А., Майстров В.М., Засыпкин В.В. Исследование температурной зависимости химического состава и свойств α - и β -фаз титанового сплава ВТ23 // *Металлофизика*. 1986. Т.8, № 6. – с.118-119.
- 94 Ильин А.А. Фазовые и структурные превращения в титановых сплавах, легированных водородом // *Изв. вузов. Цветная металлургия*, 1987, № 1. – с. 96-101.
- 95 Лахтин Ю.М., Коган Я.Д., Шпис Г.И., Безмер З.М. Теория и технология азотирования, М.: Металлургия, 1991. – 319 с.
- 96 Шашков Д.П. Влияние азотирования на механические свойства и износостойкость титановых сплавов // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2001. №6. с. 20-26
- 97 Ильин А.А., Петров Л.М., Бецофен С.Я., Луценко А.Н. Влияние ионного азотирования на формирование структуры поверхностных слоев титановых сплавов и сталей // *Матер. 15-ой междунар. Конф. «Взаимодействие ионов с поверхностью»*. М., 2001. Т.1. С.120-123.
- 98 Арзамасов Б.Н., Братухин А.Г., Елисеев Ю.С., Пагайоти Т.А. Ионная химико-термическая обработка сплавов // М.: Издательство МГТУ им. Н.Э. Баумана, 1999. – 400 с.
- 99 Ильин А.А., Бецофен С.Я., Скворцова С.В. и др. Структурные аспекты ионного азотирования титановых сплавов // *Металлы*. 2002. №3. С.6-15.
- 100 Лукина Елена Александровна. Закономерности формирования структуры при ионно-вакуумном азотировании титановых сплавов : Дис. ... канд. техн. наук : 05.16.01 Москва, 2005 168 с. РГБ ОД, 61:06-5/432
- 101 Панайоти Т.А., Соловьев Г.В. Особенности диффузионных слоев при ионном азотировании α - и $(\alpha+\beta)$ -титановых сплавов в интервале температур от 500 до 1000°C // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1994. №5. С. 34-37.
- 102 Аношкин Н.Ф., Бочвар Г.А., Ливанов В.А. Металлография титановых сплавов. – М.: Металлургия, 1980, 464 с.

- 103 Мамонов А.М., Ильин А.А. Фазовые и структурные превращения в водородосодержащих жаропрочных титановых сплавах при дегазации // *Металлы (РАН)*. 1994. № 5. С. 104-108.
- 104 Водородная технология титановых сплавов / Ильин А.А., Колачев Б.А., Носов В.К., Мамонов А.М. Под общ. ред. чл.-корр. РАН А.А. Ильина. – М.: МИСиС, 2002. – 392 с.
- 105 Ливанов В.А., Буханова А.А., Колачев Б.А. Водород в титане. – М.: *Металлургия*, 1962. – 246 с.
- 106 Фокин М.Н., Жигалова К.А. Методы коррозионных испытаний металлов. - М.: *Металлургия*, 1986. - 80 с.
- 107 Пат. №. RU2425164 РФ, МПК C22C14/00, C22C1/02, C22B9/20. Вторичный титановый сплав и способ его изготовления / Тетюхин В.В., Левин И.В., Пузаков И.Ю., Таренкова Н.Ю.; заявитель и патентообладатель Открытое Акционерное Общество "Корпорация ВСМПО-АВИСМА"; - № 2010101764/02; заявл. 20.01.2010; опубл. 27.07.2011. Бюл. № 21 – 12 с: 8 табл.
- 108 Gerd Lütering, James C.Williams. Titanium //Engineering materials and processes / Springer/ ISBN 3-540-42990-5
- 109 Производственная инструкция ПИ 1.2.587-02 от 01.09.2002 ВИАМ «Термическая обработка полуфабрикатов и деталей из титановых сплавов»
- 110 Семенова И.В., Хорошилов А.В., Флорианович Г.М. Коррозия и защита от коррозии. – М.: *Физматлит*, 2006. – 376 с.
- 111 Бобров В. Ф. Основы теории резания металлов. – М.: *Машиностроение*, 1975. – 344 с.
- 112 Загородний Н.В., Ильин А.А., Карпов В.Н., Надежин А.М., Скворцова С.В., Сергеев С.С., Плющев А.А., Гаврюшенко Н.С. Титановые сплавы в эндопротезировании тазобедренного сустава // *Вестник травматологии и ортопедии им. Н.Н. Приорова*. 2000. №2. С.73-76.

- 113 Ильин А.А., Мамонов А.М., Коллеров М.Ю. Научные основы и принципы построения технологических процессов термоводородной обработки титановых сплавов.// *Металлы*. 1994. №4. с. 44-45.
- 114 Клубова Е.В. «Разработка технологических способов обеспечения регламентированной микроструктуры и заданного комплекса механических свойств компонентов эндопротезов тазобедренного сустава из титанового сплава ВТ6». Диссертация к.т.н. Москва. 2000 г, 160с.
- 115 Ильин А.А., Скворцова С.В., Мамонов А.М., Пермякова Г.В., Курников Д.А. Влияние термоводородной обработки на структуру и свойства отливок из титановых сплавов. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 2002, № 5, с.8-10.
- 116 Скворцова, С.В. Влияние водорода на фазовые и структурные превращения в титановом сплаве ВТ6 / С.В. Скворцова, П.В. Панин, Н.А. Ночовная, И.А. Грушин, Н.Г. Митропольская // *Технология легких сплавов*. –2011. – №4. – с. 35-40.
- 117 Мамонов, А.М. Принцип построения комплексных технологических процессов производства имплантатов из титановых сплавов, включающих вакуумные ионно-плазменные нанотехнологии // А.М. Мамонов, С.В. Скворцова, В.С. Спектор, А.П. Нейман, Е.А. Лукина, Н.Г. Митропольская // *Титан*. – 2012. – №3. – С. 45-50.
- 118 Ильин А.А., Скворцова С.В., Петров Л.М., Чернышова Ю.В., Лукина Е.А. Исследование влияния вакуумной ионно-плазменной обработки на характеристики электрохимической коррозии имплантатов из титановых сплавов // *Металлы*. №5. 2007. С.97-103.
- 119 Мамонов А.М., Спектор В.С., Лукина Е.А., Сарычев С.М. Применение вакуумного ионно-плазменного азотирования для повышения износостойкости медицинских имплантатов // *Титан*. 2010. №2. с. 23-30.
- 120 Мамонов А.М., Нейман А.П., Гаврюшенко Н.С., Агаркова Е.О. Теоретический и экспериментальный анализ стандартизованных

методов и результатов технических испытаний пар трения эндопротезов из титанового сплава // Титан. 2012. №2. с. 24-28.

- 121 Гуртовая Галина Валериевна. Термоводородная обработка фасонных отливок из титанового сплава ВТ20Л для медицинских имплантатов: Дис. ... канд. техн. наук: 05.16.01 Москва, 2003 140 с. РГБ ОД, 61:06-5/432

ПРИЛОЖЕНИЕ
АКТ ВНЕДРЕНИЯ



ЗАКРЫТОЕ АКЦИОНЕРНОЕ ОБЩЕСТВО
«ИМПЛАНТАТЫ МАТЕРИАЛЫ ТЕХНОЛОГИИ»
ЗАО «ИМПЛАНТ МТ»

тел: +7 (495) 7-403-403
e-mail: amt@implants.ru
адрес: 121552, Москва, ул. Оршанская, 5

«УТВЕРЖДАЮ»

Вице-президент
Салтыков В.Н.

«07» августа 2017г.



АКТ ВНЕДРЕНИЯ

Настоящим актом подтверждаем, что при разработке серийной технологии производства шаровых головок эндопротеза тазобедренного сустава из титанового сплава ВТ6 ЗАО «Имплант МТ» были внедрены рекомендации по химическому составу прутков для уменьшения времени обработки и обеспечения стабильно высокого качества полированной поверхности, разработанные в кандидатской диссертации Наталии Георгиевны Митропольской «Влияние химического состава и структуры на обрабатываемость резанием титановых сплавов ВСТ2К и ВТ6».

Технический директор
к.т.н.

Карпов В.Н.