

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 и сплавов

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Москва – 2017

Работа выполнена на кафедре «Материаловедение и технология обработки материалов» федерального государственного бюджетного образовательного учреждения высшего образования «Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)» (МАИ).

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

Официальные оппоненты: **Жеребцов Сергей Валерьевич**,
доктор технических наук,
федеральное государственное автономное
образовательное учреждение высшего образования
«Белгородский государственный национальный
исследовательский университет» (НИУ «БелГУ»),
заведующий кафедрой
Илларионов Анатолий Геннадьевич,
кандидат технических наук, доцент
ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет
имени первого Президента России Б.Н.Ельцина»,
доцент

Ведущая организация: ФГБОУ ВО «Рыбинский государственный
авиационный технический университет имени П.А.
Соловьева»

Защита диссертации состоится «21» декабря 2017г. в 14:00 часов на заседании диссертационного совета Д 212.125.15 в ФГБОУ ВО «Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)» (МАИ) по адресу: 121552, г. Москва, ул. Оршанская, д. 3 Отзывы на автореферат в двух экземплярах, заверенные печатью организации, просим направлять по адресу: 125993, г. Москва, Волоколамское шоссе, д. 4, А-80, ГСП-3, МАИ, ученому секретарю диссертационного совета Скворцовой С.В. и по электронной почте skvorcovasv@mai.ru

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Университета и на сайте:
https://mai.ru/upload/iblock/150/Dissertatsiya_Mitropolskaya.pdf

Автореферат разослан « » ноября 2017г.

Ученый секретарь
диссертационного совета Д 212.125.15



Скворцова С.В.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность проблемы

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, имеющих в наличии на момент плавки, трудно получить составы слитков с точно регламентированными 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 данной диссертационной 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:

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 $[\text{Mo}]_{\text{экв}}=4,0\div 5,0$ отжиг необходимо проводить при температуре 880°C ($T_{\text{пп}} - 100^\circ\text{C}$), для сплава с $[\text{Mo}]_{\text{экв}}=5,0\div 6,0$ – при 920°C ($T_{\text{пп}} - 60^\circ\text{C}$), а для сплава с $[\text{Mo}]_{\text{экв}}\geq 6,0$ – при 880°C ($T_{\text{пп}} - 90^\circ\text{C}$). 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. %.

Методы исследования

В работе были использованы металлографический и рентгеноструктурный анализы, проводились различные виды механических испытаний. Результаты испытаний подвергали обработке методами математической статистики.

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 и структуры сплава ВСТ2К.

3. Изменение термосиловых параметров резания в зависимости от содержания водорода в сплаве ВСТ2К.

4. Закономерности изменения шероховатости поверхности (R_a) в зависимости от содержания алюминия в сплаве ВТ6.

Достоверность: 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 работы: Материалы работы доложены на 7 научно-технических конференциях и семинарах, в том числе: на Международных конференциях «Ti в СНГ» (Львов, 2011 г.; Казань, 2012 г., Донецк, 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)

Публикации: Основное содержание диссертации опубликовано в 13 работах, в том числе 6 статей в ведущих рецензируемых журналах, входящих в перечень ВАК РФ. Список основных публикаций приведен в конце автореферата.

Личный вклад: автора состоит в ее непосредственном и активном участии в формировании цели и задач исследования, в проведении теоретических и экспериментальных исследований, анализе и обработке полученных результатов, их обобщении, формулировке рекомендаций и выводов по диссертации, а также подготовке статей и докладов на научных конференциях.

Объем диссертации и ее структура: Диссертация изложена на 183 страницах машинописного текста, содержит 52 рисунка и 35 таблиц. Работа состоит из введения, 5 глав, общих выводов, приложения и списка литературы из 121 наименований.

КРАТКОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во **введении** обоснована актуальность темы исследования. Показано, что для использования «вторичного» титанового сплава ВСТ2К для производства медицинских изделий необходима разработка технологии его обработки для обеспечения формирования однотипной структуры и, соответственно, стабильного уровня свойств. А также указана необходимость изучения влияния химического состава и структуры ($\alpha+\beta$)-сплавов на термосиловые параметры резания и качество обрабатываемой поверхности.

Глава 1. Состояние вопроса

В главе проанализированы преимущества титановых сплавов перед другими металлическими материалами для производства медицинских имплантируемых изделий. Рассмотрены основные технологические и экономические проблемы производства медицинской продукции из титановых сплавов. Показано, что, несмотря на преимущества титана по биологической совместимости, удельной прочности и коррозионной стойкости, зачастую экономически предпочтительнее использование нержавеющей стали для изготовления медицинских имплантатов. Изучены основные направления снижения себестоимости производства титановых изделий. Показано, что вовлечение в производство вторичных отходов позволяет удешевить сплавы на 30% и более. Однако, при производстве вторичных сплавов трудно получить составы слитков с точно регламентированной структурой и свойствами, что может приводить к большому разбросу механических и технологических свойств полуфабрикатов, изготовленных из разных плавов.

Приведены основные направления снижения трудоемкости механической обработки титановых сплавов, в том числе создание специальных сплавов и дополнительное легирование водородом. Показано, что создание специальных

сплавов с улучшенной обрабатываемостью резанием не позволяет полностью решить проблему, т.к. эти сплавы не всегда могут обеспечить требуемый комплекс свойств. Отмечено, что в литературе мало внимания уделяется влиянию химического состава и структурного состояния титановых сплавов на обрабатываемость резанием.

Рассмотрены вопросы по использованию комплексной технологии обработки титановых сплавов для производства компонентов эндопротезов крупных суставов, сочетающей термоводородную обработку и вакуумное ионно-плазменное азотирование, позволяющей существенно повысить функциональные свойства изделий. Сформулированы цель и задачи исследования.

Глава 2. Объекты и методы исследования *

Исследования проводили на образцах, вырезанных из горячекатаных плит титанового сплава ВСТ2К, и горячекатаных прутков сплава ВТ6, полученных по промышленным технологиям. Химический состав исследуемых плит из сплава ВСТ2К приведен в таблице 1, химический состав исследуемых партий прутков из сплава ВТ6 – в таблице 2.

Таблица 1 – Химический состав исследуемых плит из титанового сплава ВСТ2К

№ состава	Легирующие элементы, масс.%						Примеси, масс.%			[Mo] _{экв}
	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	4,27
Состав 2	осн.	5,68	4,28	0,45	0,48	0,81	0,1	0,021	0,02	5,44
Состав 3	осн.	5,68	4,27	1,49	0,51	0,80	0,1	0,015	0,023	6,8

Таблица 2 – Химический состав исследуемых прутков из сплава ВТ6

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

Исследования микроструктуры проводили на оптическом микроскопе AXIO Observer.Alm (Karl Zeiss Jena, Германия) при увеличениях до 1000 крат. Анализ полученных изображений осуществляли с помощью программного комплекса NEXSYS ImageExpert Pro3.6. Измерение твердости по методу Роквелла проводили

* Основные экспериментальные результаты получены на оборудовании ресурсного центра коллективного пользования «Авиационно-космические материалы и технологии»

согласно ГОСТ 9013-59 на приборе BUEHLER Macromet 5100T по шкале HRC с нагрузкой 1500 Н. Наводороживание проводили в установке Сиверта в среде газообразного водорода, полученного разложением гидрида титана. Количество введенного водорода определяли по объему отобранного газа и контролировали по привесу образцов. Вакуумный отжиг проводили в вакуумной печи ВЕГА-3М.

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.

Измерение силовых параметров процесса резания проводили на фрезерном станке MCV-1020A с применением измерительно-регистрационной системы, включающей универсальный динамометр УДМ-600 и 4-х канальный тензоусилитель 4АНЧ-22. Запись результатов измерений осуществляли методом фоторегистрации.

Для получистой и чистой обработки было использовано попутное фрезерование пятизубцовой фрезой Helical с применением СОЖ «BlascoCut 2000». Режимы фрезерования показаны в таблице 3.

Кратковременные механические испытания на растяжение проводили согласно ГОСТ 1497-84 на универсальной машине «TIRATEST». Испытания на ударную вязкость осуществляли по ГОСТ 9454-88 на образцах с U-образным вырезом.

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

Таблица 3 – Режимы фрезерования сплава ВСТ2К

Параметры фрезерования	Получистовая обработка	Чистовая обработка
Скорость резания (м/мин / об/мин)	61 / 1528	122 / 3056
Подача на зуб, мм	0,15	0,076
Скорость подачи, мм/мин	1163	1163
Радиальная глубина резания, мм	1,3	0,51
Осевая глубина резания, мм	6,4	6,4
Радиус закругления фрезы, мм	0,8	0,8

Результаты испытаний подвергали обработке методами математической статистики.

Глава 3. Влияние режимов термической обработки на структуру и физико-механические свойства сплава ВСТ2К

В главе рассмотрена возможность создания с помощью термической обработки однотипной структуры и, соответственно, уровня свойств в горячекатаных полуфабрикатах сплава ВСТ2К разного химического состава. Показано, что исходные полуфабрикаты существенно отличаются по структуре (рисунок 1), особенно по количеству и степени дисперсности вторичной α -фазы, и, соответственно, по твердости, которая изменяется от 32 ед. HRC для состава 1 до 38 ед. HRC для состава 3. Такое различие в твердости полуфабрикатов влечет за собой и существенные различия в механических свойствах.

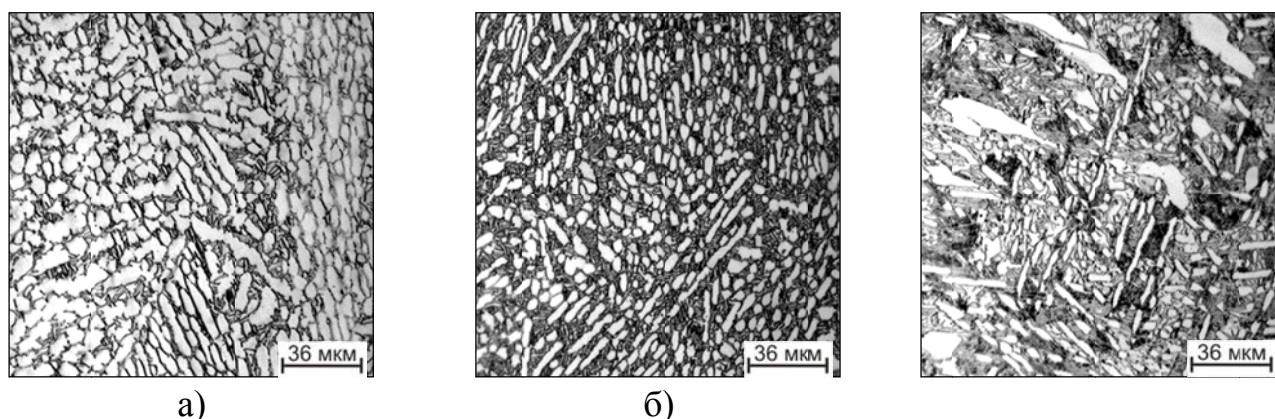


Рисунок 1 – Микроструктура горячекатаных плит сплава ВСТ2К составов 1 (а), 2 (б) и 3(в)

На первом этапе работы для преобразования структуры был использован стандартный режим отжига, согласно производственной инструкции по термической обработке титановых сплавов, который включал нагрев до температуры на 130°C ниже температуры полиморфного превращения ($T_{\text{ПП}}$) с последующим охлаждением на воздухе. Установлено, что применение стандартного отжига не приводит к желаемому результату: 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 37 до 42,5 HRC) (таблица 4 и рисунок 2).

Таблица 4 – Параметры структуры и твердость образцов из сплава ВСТ2К разных составов после отжига

Сплав ВСТ2К	Температура A_{c3} , $^{\circ}\text{C}$	Температура отжига ($T_{\text{ПП}} - 130^{\circ}\text{C}$), $^{\circ}\text{C}$	Количество первичной α -фазы (Q_{α^I}), %	Размер первичной α -фазы, мкм		HRC
				a_{α^I} *	b_{α^I} *	
Состав 1	990	860	50	7,1	2,2	37
Состав 2	980	850	35	4,6	1,8	39
Состав 3	970	840	30	4,1	1,6	42,5

* a_{α^I} и b_{α^I} – длина и ширина первичных пластин α -фазы

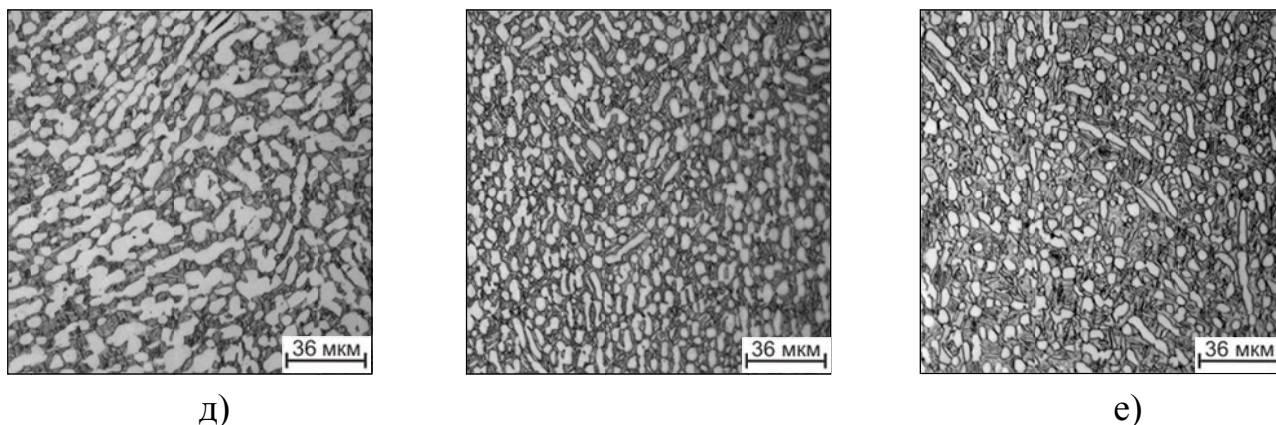


Рисунок 2 – Микроструктура плит из сплава ВСТ2К составов 1 (а), 2 (б) и 3(в) после отжига при температуре $T_{\text{ПП}} - 130^{\circ}\text{C}$ с последующим охлаждением на воздухе

Для определения температуры нагрева, обеспечивающей формирование структуры с примерно равным количеством первичной α -фазы в сплаве ВСТ2К разного химического состава образцы нагревали в интервале температур $940-840^{\circ}\text{C}$ с последующим охлаждением в воде и на воздухе. Установлено, 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). Причем, скорость охлаждения в выбранном температурном интервале $(\alpha+\beta)$ -области практически не оказывает влияния на количество в структуре первичной α -фазы.

Однако, несмотря на близкое во всех трех плавках количество первичной α -фазы, после отжига сохраняется большая разница в твердости образцов разных составов (таблица 5). Это, по-видимому, объясняется различием в размерах и морфологии частиц вторичной α -фазы, выделяющейся при охлаждении до комнатной температуры, и разной степенью твердорастворного упрочнения фаз, зависящей от легированности сплава.

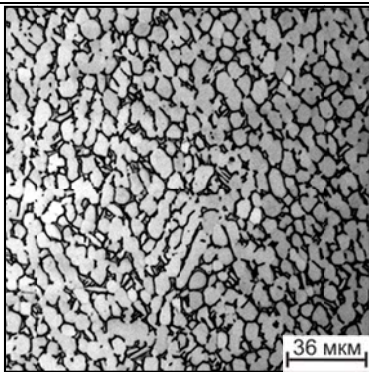
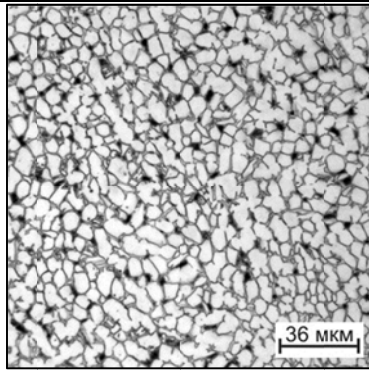
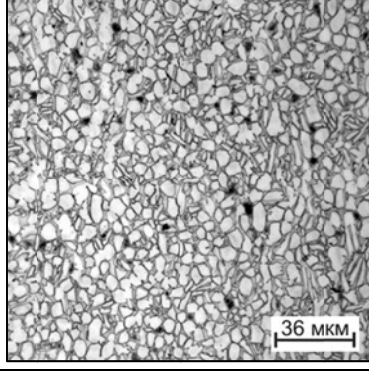
Таблица 5 – Параметры структуры и твердость образцов из сплава ВСТ2К после отжига при различных температурах с последующим охлаждением на воздухе

Сплав ВСТ2К	Температура отжига, $^{\circ}\text{C}$	Количество первичной α -фазы ($Q\alpha^I$), %	Размер первичной α -фазы, мкм		HRC
			a_{α^I}	b_{α^I}	
Состав 1	940	35	8	2	36
Состав 2	920	31	6	1,7	38,5
Состав 3	880	30	5	1,3	42

Для нивелирования влияния количества и степени дисперсности вторичной α -фазы, выделяющейся в процессе охлаждения до комнатной температуры, была предпринята попытка снижения скорости охлаждения после изотермической выдержки при выбранных температурах

Проведенные исследования показали, что охлаждение с печью практически исключает образование вторичной α -фазы и способствует укрупнению частиц первичной α -фазы, а для формирования примерно однотипной структуры в образцах из сплава ВСТ2К разного химического состава нагрев необходимо проводить до температур 880°C (состав 1), 920°C (состав 2) и 880°C (состав 3). Это позволило сформировать структуру, близкую по параметрам для трех составов, представленную частицами первичной α -фазы, размером 3-7 мкм, по форме близкими к глобулярной (таблица 6).

Таблица 6 – Структура и твердость образцов из сплава ВСТ2К в отожженном состоянии

Сплав ВСТ2К	Температура отжига, °С	Микроструктура	Твердость, ед. НРС
Состав 1	880		35
Состав 2	920		35
Состав 3	880		36

Проведенные механические испытания образцов показали, что формирование однотипной структуры и близкие значения твердости в образцах из сплава ВСТ2К обеспечивают и близкие значения механических свойств (таблица 7).

Таблица 7 – Механические свойства образцов из сплава ВСТ2К после отжига

Сплав ВСТ2К	Температура отжига, °С	Скорость охлаждения, К/с	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, МДж/м ²
Состав 1	880	0,04	1000	18	38	0,51
Состав 2	920	0,04	1010	15	35	0,43
Состав 3	880	0,04	1010	19	35	0,49

Таким образом, были определены оптимальные температуры нагрева и скорость охлаждения для проведения отжига горячекатаных полуфабрикатов из сплава ВСТ2К в зависимости от содержания β -стабилизаторов. Для сплавов с $[Mo]_{\text{экв}}=4,0\div 5,0$ отжиг необходимо проводить при температуре 880°С ($T_{\text{ПП}}$ – 100°С), для сплава с $[Mo]_{\text{экв}}=5,0\div 6,0$ – при 920°С ($T_{\text{ПП}}$ – 60°С), а для сплава с $[Mo]_{\text{экв}}\geq 6,0$ – при 880°С ($T_{\text{ПП}}$ – 90°С), с последующей изотермической выдержкой в течение 1 часа и охлаждением со скоростью 0,04 К/с до комнатной температуры.

Титан и сплавы на его основе являются аллотропными материалами. Температура полиморфного $\alpha\leftrightarrow\beta$ -превращения в титановых сплавах ($T_{\text{ПП}}$) является отправной точкой для выбора режимов их обработки. Она зависит от содержания α - и β -стабилизаторов в сплаве и определяется экспериментально или эмпирически для каждой плавки. В связи с широким интервалом содержания легирующих элементов и примесей во вторичном сплаве ВСТ2К температура полиморфного превращения у разных плавков может существенно различаться (до 100°С). Поэтому в работе была предпринята попытка построения графической зависимости температуры полиморфного превращения от химического состава сплава, выраженного через отношение эквивалентов по алюминию и молибдену ($[Al]_{\text{экв}}/[Mo]_{\text{экв}}$). Для этого было дополнительно исследовано еще 6 плавков сплава ВСТ2К, на которых экспериментально, методом пробных закалок, была определена температура $T_{\text{ПП}}$. Установлено, что $T_{\text{ПП}}$ находится в прямопропорциональной зависимости от соотношения $[Al]_{\text{экв}}/[Mo]_{\text{экв}}$. Отклонение значений $T_{\text{ПП}}$ от прямой для разных плавков составило не более $\pm 10^\circ\text{C}$.

Были 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

В главе изучено влияние химического состава сплава ВСТ2К с однотипной структурой, а также структурного состояния сплава одного состава на усилие резания и температуру в зоне резания.

На первом этапе работы проводились на образцах трех составов сплава ВСТ2К, отожженных по разработанным в главе 3 режимам, обеспечивающим примерно одинаковое структурное состояние.

В результате проведенных исследований было установлено, что увеличение в сплаве количества β -стабилизаторов практически не оказывает влияния на усилие резания (рисунок 3а), но приводит к повышению температуры в зоне резания (рисунок 3б). С увеличением $[Mo]_{экв}$ от 4,3 (состав 1) до 6,8 (состав 3) температура в зоне резания увеличивается на $100^{\circ}C$. Причем характер зависимости не меняется для получистового и чистового фрезерования, отличаются только абсолютные значения параметров.

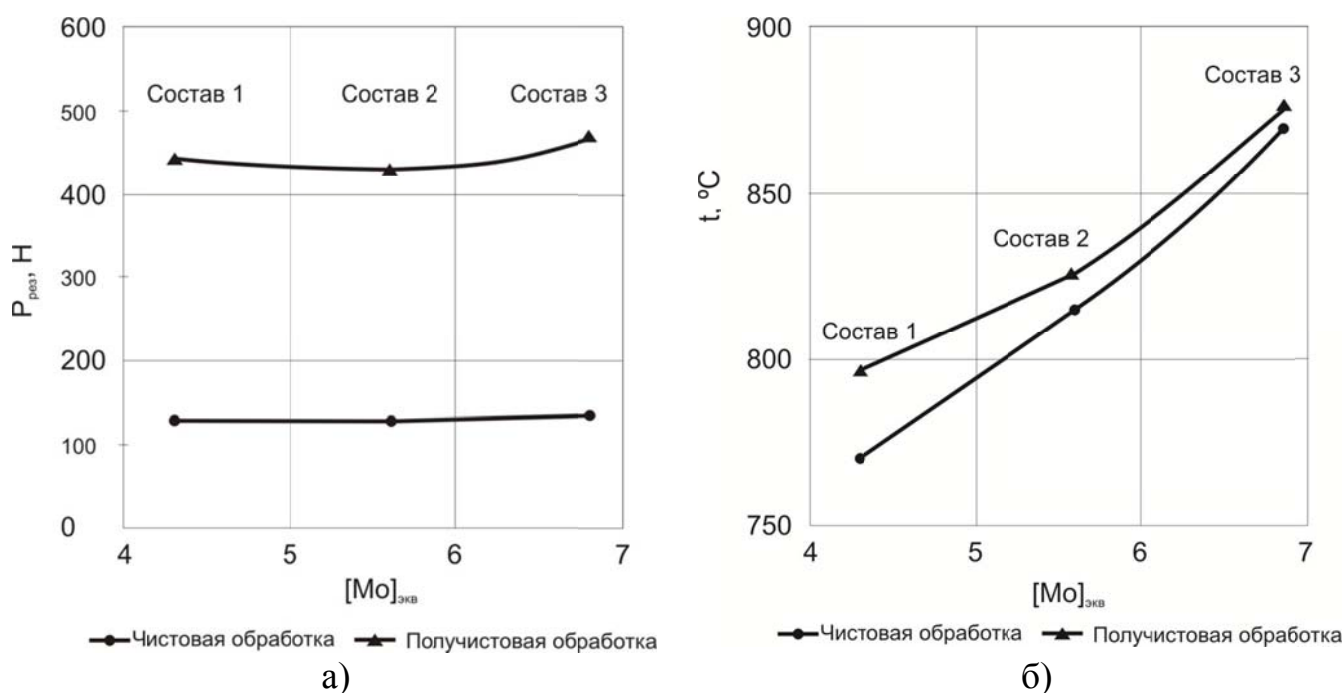


Рисунок 3 – Зависимость усилия резания (а) и температуры в зоне резания (б) от химического состава сплава ВСТ2К в отожженном состоянии

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

легированность. Параметры структуры и твердость образцов составов 1 и 3, полученные после термической обработки, обобщены в таблице 7 и на рисунке 4.

Таблица 7 – Параметры структуры и твердость образцов из сплава ВСТ2К после различных режимов термической обработки

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, охл. на воздухе	$a_{\alpha}^I = 12$ $b_{\alpha}^I = 9$	$a_{\alpha}^I = 12$ $b_{\alpha}^I = 9$	95	90	31	32
Отжиг 2 850°C, 4 часа, перенос в печь 650°C, 8 часов, охл. на воздухе	$a_{\alpha}^I = 11$ $b_{\alpha}^I = 7$	$a_{\alpha}^I = 10$ $b_{\alpha}^I = 6$	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, охл. на воздухе	$a_{\alpha}^I = 7$ $b_{\alpha}^I = 2$	-	35	-	39	-
УТО* 880°C, 40 минут, охл. в воде, 550°C, 7 часов, охл. на воздухе	-	$a_{\alpha}^I = 5$ $b_{\alpha}^I = 2$	-	30	-	42

* УТО – упрочняющая термическая обработка

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 двух составов (таблица 7 и рисунок 4). Отжиг по первому режиму дает значения твердости 31 и 32 ед. HRC для составов 1 и 3, соответственно (таблица 7).

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 после отжига по первому режиму (таблица 7 и рисунок 4). Уменьшение размеров первичной α -фазы приводит к возрастанию твердости на 1 единицу HRC.

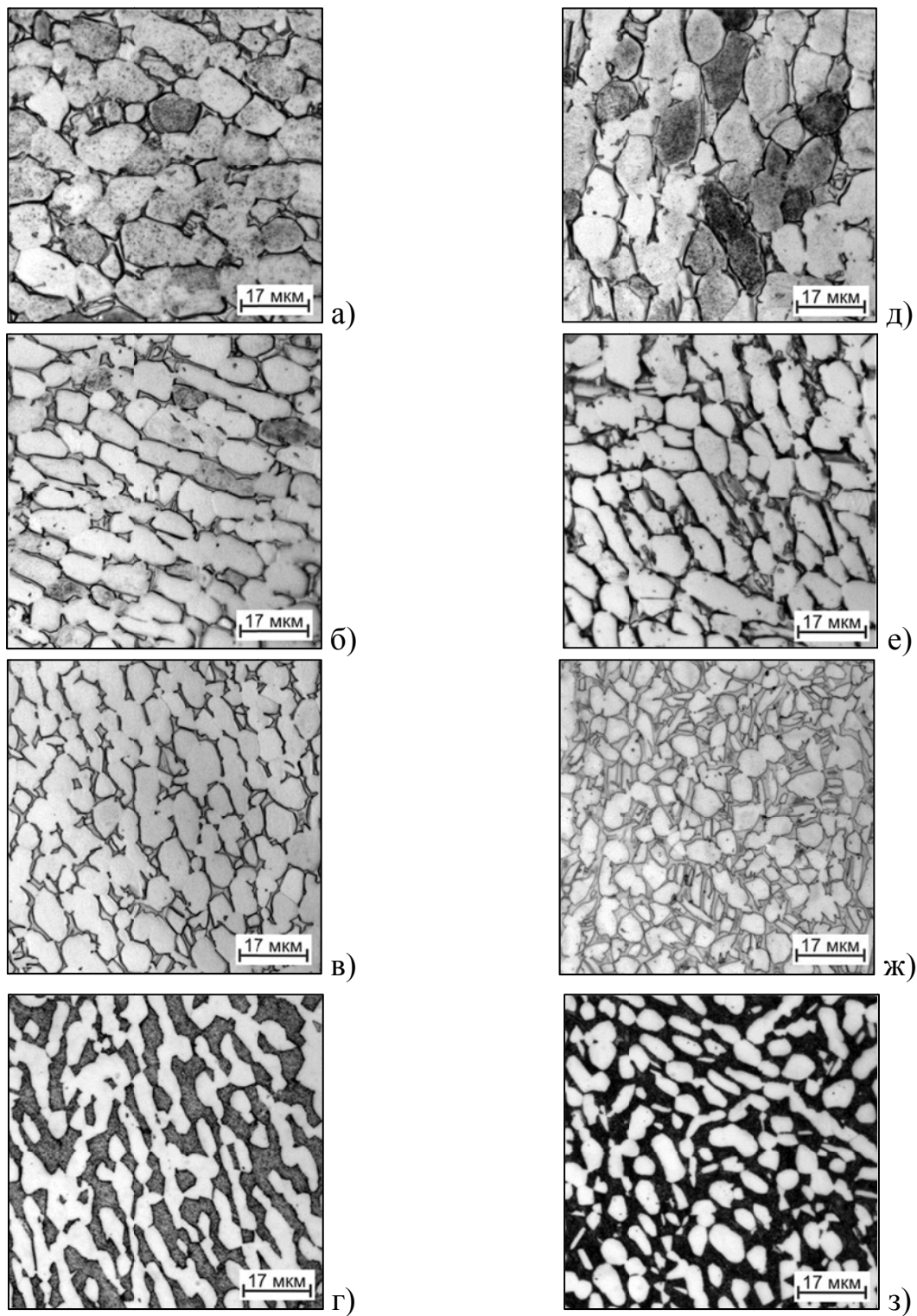


Рисунок 4 – Влияние термической обработки на параметры структуры и твердость образцов из сплава ВСТ2К состава 1 (а – г) и состава 3 (д – з) после различных режимов термической обработки: отжиг 1 (а, д); отжиг 2 (б, е); отжиг 3 (в, ж); УТО (г, з)

Третий режим отжига – это режим, разработанный в главе 3, для состава 1 обеспечил формирование структуры, содержащей частицы первичной α -фазы размером $a_{\alpha}^I = 9\text{мкм}$, $b_{\alpha}^I = 5\text{мкм}$, и повышение твердости до 35 единиц HRC. В

случае с составом 3 отжиг способствовал сохранению более мелкой структуры ($a_{\alpha}^I = 5\text{мкм}$, $b_{\alpha}^I = 3\text{мкм}$) и достижению твердости 36 единиц HRC (таблица 7, рисунок 4).

Для создания в образцах структуры, обеспечивающей более высокие значения твердости, была использована упрочняющая термическая обработка (УТО). Температура первой ступени обработки выбиралась таким образом, чтобы получить в структуре примерно равное количество первичной α -фазы.

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. Твердость образцов состава 1 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 на образцах твердость равную 42 единицам HRC.

Для анализа влияния структуры сплава ВСТ2К на термосиловые параметры резания были построены зависимости усилия резания и температуры в зоне резания от значений твердости, т.к. она является структурно чувствительным параметром. 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 5). 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, с глобулярной морфологией частиц α -фазы размером 3-7 мкм и твердостью 35-37 ед. HRC.

На следующем этапе была исследована стружка, полученная в результате чистовой и получистовой обработки, для состава 1 и состава 3 сплава ВСТ2К, обладающих, соответственно, наилучшими и наихудшими термосиловыми параметрами резания. Исследования проводились на стружке, полученной после фрезерования образцов в отожженном и термоупрочненном состояниях. Показано, что в качестве критерия обрабатываемости сплава резанием можно 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.

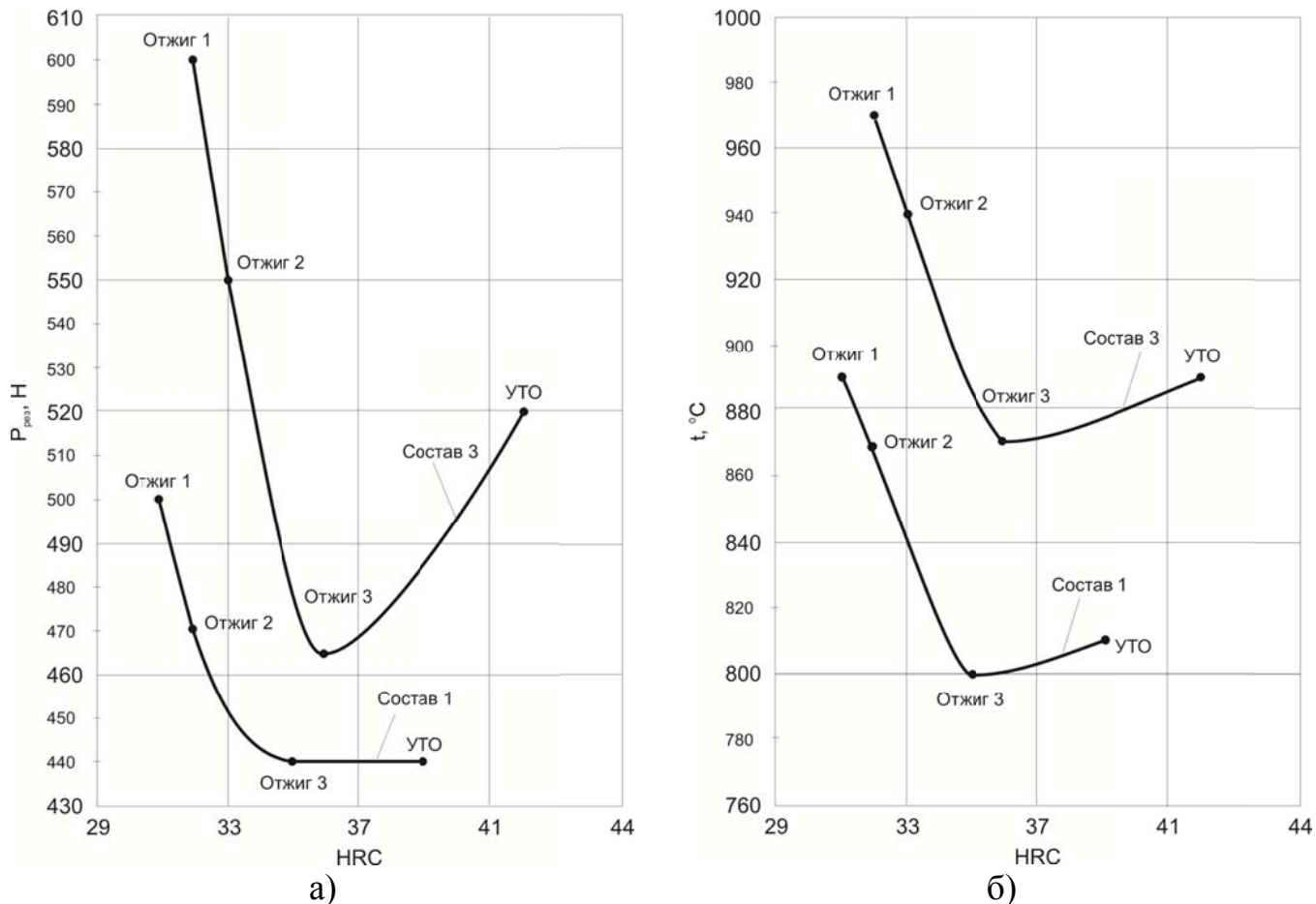


Рисунок 5 – Зависимость усилия резания (а) и температуры в зоне резания (б) от твердости (структуры) образцов сплава ВСТ2К составов 1 и 3 при получистой обработке

Установлено также, 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 (рисунок 6).

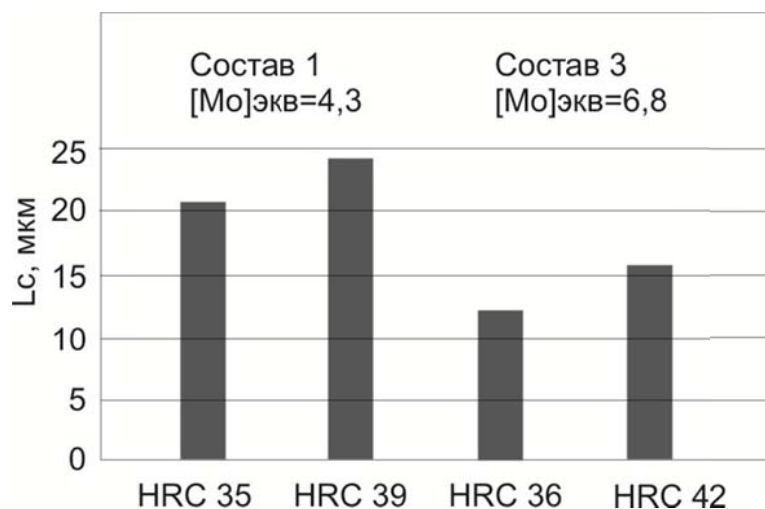


Рисунок 6 – Влияние химического состава и структуры сплава ВСТ2К на расстояние между полосами сдвига (L_c) в стружке после получистой обработки.

Были проведены исследования влияния дополнительного легирования водородом сплава ВСТ2К на термосиловые параметры резания. Установлено, что оно не приводит к улучшению механообрабатываемости сплава ВСТ2К: усилия резания увеличиваются на 50-100 Н, а температура в зоне резания повышается на 100°С.

Глава 5. Влияние содержания алюминия на качество полированной поверхности заготовок из титанового сплава ВТ6

Титановый сплав ВТ6 давно применяется для производства медицинских имплантатов, в частности компонентов эндопротеза тазобедренного сустава (ЭПТС). 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 и низкий коэффициент трения по СВМПЭ. С этой целью головки подвергают механическому полированию, качество поверхности после полировки регламентируется ГОСТ Р ИСО 7206-2, согласно которому параметр шероховатости поверхности ($R_{a_{max}}$) не должен превышать 0,05 мкм.

Химический состав сплава ВТ6 для медицинского применения регламентирован ГОСТ Р ИСО 5832-3, который допускает изменение содержания алюминия от 5,5% до 6,75%. Алюминий, имея хорошую растворимость как в α - , так и в β -фазе, существенно увеличивает твердость сплава за счет твердорастворного упрочнения. Как показали исследования, описанные в главе 4, твердость сплава оказывает существенное влияние на обрабатываемость резанием. Поэтому на следующем этапе работы было исследовано влияние содержания алюминия в сплаве ВТ6 на качество поверхности после полировки.

Для исследований были выбраны прутки трех партий сплава ВТ6, отличающихся содержанием алюминия (таблица 2). Установлено, что изменение содержания алюминия в сплаве ВТ6 в пределах интервала по ГОСТ практически не сказывается на структуре сплава в исходном отожженном состоянии (рисунок 7), но влияет на его твердость (таблица 8). Механическое полирование головок в отожженном состоянии позволяет получить чистоту поверхности R_a в пределах 0,07-0,08 мкм.

Для достижения требуемой износостойкости готового изделия на кафедре ранее была разработана комплексная технология, включающая термоводородную обработку (ТВО) заготовки, механическое полирование и вакуумное ионно-плазменное азотирование. ТВО позволяет существенно измельчить структуру (рисунок 8) и повысить твердость сплава. Причем, в зависимости от содержания алюминия, она может изменяться от 37 до 43 ед. HRC (таблица 8).

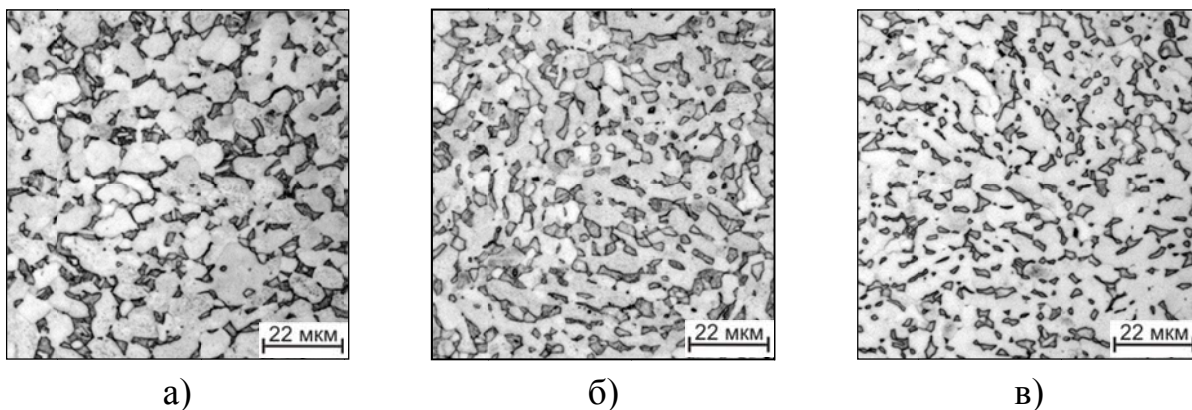


Рисунок 7 – Микроструктура образцов сплава VT6 с содержанием алюминия 5,5% (а); 6,2% (б) и 6,7% (в) в исходном отожженном состоянии.

Таблица 8 – Химический состав, твердость и шероховатость поверхности образцов из сплава VT6 в исходном состоянии и после термоводородной обработки

№ партии	Легирующие элементы, % (масс.)		Твердость, ед. HRC*		Шероховатость поверхности R _a , мкм**	
	Al	V	Исходная	после ТВО	Исходная	после ТВО
1	5,5	4,3	28	37	0,07-0,08	0,05
2	6,2	4,4	31	40		0,02-0,03
3	6,7	4,3	32	43		0,02-0,1

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

** интервал значений по 5 точкам сферической поверхности

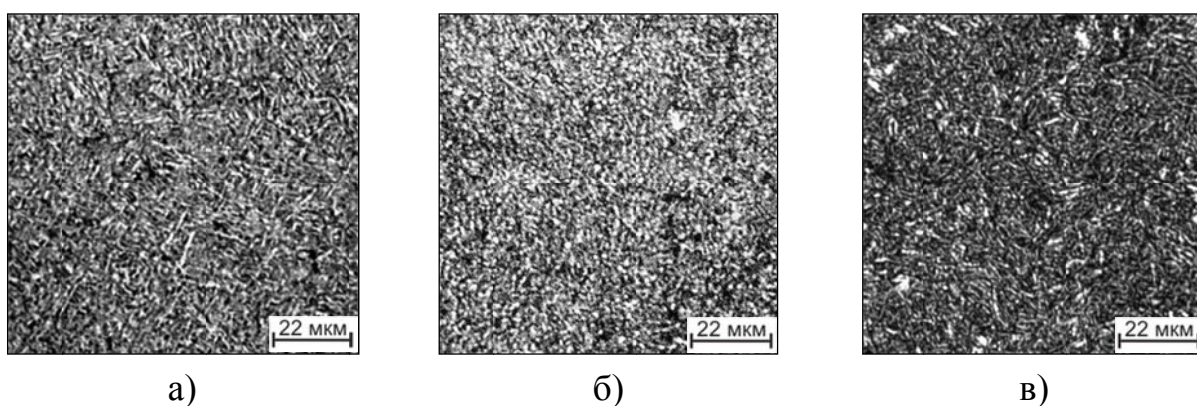


Рисунок 8 – Микроструктура образцов сплава VT6 с содержанием алюминия 5,5% (а); 6,2% (б) и 6,7% (в) после термоводородной обработки.

Как показали проведенные исследования измельчение структуры и повышение твердости существенно сказывается на полируемости заготовок.

Установлено, что при содержании алюминия менее 6,0% в сплаве VT6 механическое полирование не позволяет получить чистоту поверхности менее

0,05 мм вследствие «наволакивания» металла; 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; при содержании алюминия 6,0-6,3% достигается чистота поверхности 0,02-0,03 мкм.

Таким образом, проведенные исследования позволили определить 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).

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 ($[Al]_{экр}/[Mo]_{экр}$). 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 37 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 $[Mo]_{экр}=4,0\div 5,0$ отжиг необходимо проводить при температуре 880°C ($T_{пп} - 100^\circ\text{C}$), для сплава с $[Mo]_{экр}=5,0\div 6,0$ – при 920°C ($T_{пп} - 60^\circ\text{C}$), а для сплава с $[Mo]_{экр}\geq 6,0$ – при 880°C ($T_{пп} - 90^\circ\text{C}$), с последующей изотермической выдержкой в течение 1 часа и охлаждением со скоростью 0,04 К/с 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. HRC.

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).

Основное содержание диссертации опубликовано в следующих работах:

Статьи, опубликованные в журналах, рекомендованных ВАК РФ:

1. Скворцова, С.В. Влияние водорода на фазовые и структурные превращения в титановом сплаве ВТ6 / Скворцова С.В., Панин П.В., Ночовная Н.А., Митропольская Н.Г., Грушин И.А. // ТЛС. 2011. №4, с. 35-40.

2. Егорова, Ю.Б. Способы повышения эффективности механической обработки титана и его сплавов / Егорова Ю.Б., Давыденко Р.А., Скворцова С.В., Митропольская Н.Г. // Материаловедение. 2012. №7, с.8-12.

3. Мамонов, А.М. Принципы построения комплексных технологических процессов производства имплантатов из титановых сплавов, включающих вакуумные ионно-плазменные нанотехнологии / Мамонов А.М., Скворцова С.В., Спектор В.С., Нейман А.П., Лукина Е.А., Митропольская Н.Г. // Титан. 2012. №3, с. 45-50.

4. Спектор, В.С. Структурные особенности и функциональные свойства нитридных покрытий деталей из титановых сплавов в изделиях медицинского назначения / Спектор В.С., Лукина Е.А., Митропольская Н.Г., Сарычев С.М., Сафарян А.И. // Титан. 2013. №3, с. 20-24.

5. Скворцова, С.В. Влияние структуры на механообрабатываемость титанового сплава ВСТ2К / Скворцова С.В., Митропольская Н.Г., Герман М.А., Гуртовая Г.В. // Металлы. 2016. №4, с. 79-87.

6. Скворцова, С.В. Влияние содержания алюминия на качество полированной поверхности имплантатов из титанового сплава ВТ6 / Скворцова С.В., Нейман А.П., Митропольская Н.Г., Гуртовая Г.В., Ручина Н.В. // Титан. 2016. №4, с. 45-48.

Другие публикации:

1. Скворцова, С.В. Создание нового титанового сплава с повышенной твердостью / Скворцова С.В., Митропольская Н.Г., Панин П.В., Грушин И.А., Петров А.А., // Сборник трудов Международной конференции «Титан-2012 в СНГ» 22-25 апреля 2012. Россия, г. Казань, напечатано в РИО ИМФ им. Г.В.Курдюмова НИИ Украины, г.Киев. с. 301-303.

2. Ильин, А.А. Закономерности формирования структуры в титановом сплаве Ti-8,3Al-2,1Mo-2,2Zr-0,2Si-0,15Fe при термической обработке / Ильин А.А., Мамонов А.М., Гвоздева О.Н., Митропольская Н.Г. // Сб. тезисов докладов VII Международного Аэрокосмического Конгресса IAC'12, с.156

3. Лукина, Е.А. Разработка нового высокопрочного титанового сплава с повышенной износостойкостью для изготовления подшипников / Лукина Е.А., Панин П.В., Митропольская Н.Г. // Сб. тезисов докладов ММНК «XXXVIII Гагаринские чтения» М.: ИЦ МАТИ, 2012, Т. 1, с. 68–69

