



МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ
УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«МОСКОВСКИЙ АВИАЦИОННЫЙ ИНСТИТУТ
(национальный исследовательский университет)»

На правах рукописи

ЛИДЖИЕВ АРСЛАНГ АЛЕКСЕЕВИЧ

**ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ВОДОРОДНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ДЛЯ
УПРАВЛЕНИЯ СТРУКТУРОЙ, ТЕХНОЛОГИЧЕСКИМИ И
ЭКСПЛУАТАЦИОННЫМИ СВОЙСТВАМИ ВЫСОКОМОДУЛЬНОГО
ТИТАНОВОГО СПЛАВА МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ**

Научная специальность 2.6.1. «Металловедение и термическая обработка
металлов и сплавов»

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель: доктор технических наук, профессор
Мамонов Андрей Михайлович

Москва 2024

Содержание

Введение.....	4
Глава I. Состояние вопроса и постановка задач исследований.....	11
1.1 Перспективы применения титановых сплавов для изготовления медицинского режущего инструмента.....	11
1.2 Характеристика высокомодульных титановых сплавов	16
1.2.1 Принципы легирования.....	16
1.2.2 Термическая обработка.....	23
1.2.3 Технологические свойства.....	29
1.3 Водородные технологии титановых сплавов	35
1.3.1 Термоводородная обработка.....	35
1.3.2 Водородное пластифицирование.....	44
1.3.3 Механоводородная обработка.....	48
1.4 Вакуумное ионно-плазменное азотирование титановых сплавов.....	51
1.5 Заключение по литературному обзору и постановка задач исследования.....	57
Глава II. Объекты и методы исследования.....	60
2.1 Объекты исследования	60
2.2 Методы исследования.....	61
Глава III. Влияние термоводородной обработки на фазовый состав и структуру опытного титанового сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo.....	64
3.1 Влияние параметров наводороживающего отжига на фазовый состав и структуру сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo при термоводородной обработке	64
3.2 Влияние режимов вакуумного отжига на фазовый состав и структуру сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo при термоводородной обработке	71
Глава IV. Влияние водородных технологий на технологические свойства сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo	80
4.1 Компьютерное моделирование изотермической штамповки заготовок медицинских изделий из высокомодульного титанового сплава, легированного водородом	80

4.2 Влияние легирования водородом и термоводородной обработки на обрабатываемость резанием сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo	96
Глава V. Влияние термоводородной и вакуумной ионно-плазменной обработок на механические свойства сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo	108
Выводы по работе	121
Список литературы	124
Приложение	136

Введение

Актуальность темы исследования

Титановые сплавы с высоким содержанием алюминия, превышающим его предельную растворимость в α -титане, традиционно рассматривались как высокожаропрочные материалы. Однако в последнее время они привлекли внимание и как перспективные материалы для изготовления крупногабаритных хирургических инструментов для ортопедических операций по эндопротезированию крупных суставов человека (рашпилей, разверток, долот и др.). Инструменты должны иметь высокую прочность, износостойкость, жесткость конструкции, коррозионную стойкость. В настоящее время их изготавливают преимущественно из высокопрочных нержавеющей сталей типа 316L. Почти в 2 раза меньший удельный вес титановых сплавов по сравнению со сталью определяет их преимущество в эргономичности, учитывая габариты и массу инструмента и длительность непрерывной работы хирурга. С точки зрения обеспечения жесткости конструкции инструментов, особенно рашпиля, необходимой для точной разработки плотных костных структур, предпочтительно использовать высокомодульные титановые сплавы с содержанием алюминия, превышающим его предельную растворимость в α -фазе ($\alpha+\alpha_2$ или $\alpha+\beta+\alpha_2$ -сплавы). Сплавы данного класса имеют на 20–40 % больший модуль упругости, чем промышленные сплавы титана, что обеспечивает и большую жесткость конструкции. Проблемы недостаточной твердости и износостойкости титановых сплавов успешно решаются применением вакуумного ионно-плазменного азотирования.

Технология изготовления рашпилей из титановых сплавов предполагает либо большой объем обработки резанием, либо изотермическую штамповку заготовок. В последнем случае экономически целесообразно проводить штамповку с использованием того же штампового инструмента и тех же температурных (800–850 °С) и скоростных режимов, что и при массовом производстве заготовок имплантируемых ножек эндопротезов тазобедренного

сустава из титанового сплава ВТ6, т.к. геометрия рабочей части рашпиля и погружаемой в костномозговой канал части ножек практически совпадает. Однако технологическая пластичность высокомодульных титановых сплавов с содержанием алюминия 8–10 мас. % низка и не позволяет штамповать заготовки при этих температурах.

Известно, что технологическая пластичность этих сплавов может быть повышена применением водородного пластифицирования. Однако проблема объемной изотермической штамповки заготовок сложной формы из этих сплавов практически не изучалась.

Обработка резанием титановых сплавов гораздо более трудоемка по сравнению со сталями. Это выражается более высокими температурами в зоне резания и усилиями резания, повышенным износом инструмента и, как следствие, необходимостью понижения скорости и глубины резания, подачи и, соответственно, производительности операций. Перспективным способом улучшения обрабатываемости титановых сплавов резанием является обратимое легирование водородом, лежащее в основе механоводородной и термоводородной обработок. Однако влияние механоводородной и термоводородной обработок на обрабатываемость резанием (силы резания, температуру в зоне резания, износ инструмента) сплавов с повышенным содержанием алюминия не изучено.

Решение указанных проблем представляет как научный, так и практический интерес.

В связи с этим актуальной является разработка комплексной технологии изготовления и обработки ортопедических режущих инструментов из высокомодульных титановых сплавов, основанной на сочетании водородных технологий и вакуумного ионно-плазменного азотирования.

Цель работы состояла в установлении влияния водородных технологий на фазовый состав, структуру, технологические и эксплуатационные свойства сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo и разработке на этой основе технологии получения

и обработки заготовок крупногабаритных хирургических инструментов для ортопедии и травматологии.

Для достижения поставленной цели были поставлены и решены следующие задачи:

1. Установить влияние термобарических и концентрационных параметров наводороживающего отжига при термоводородной обработке на фазовый состав и структуру сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo.

2. Установить влияние режимов вакуумного отжига при термоводородной обработке на фазовый состав и структуру сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo.

3. Методом математического компьютерного моделирования определить температурные, силовые и деформационные параметры изотермической штамповки заготовок рашпилей из сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo, легированного водородом. Оценить возможность штамповки заготовок по термосиловым режимам, применяемым для штамповки ножек эндопротеза тазобедренного сустава из сплава ВТ6.

4. Установить влияние легирования водородом и термоводородной обработки на обрабатываемость резанием сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo в процессе фрезерования.

5. Установить влияние термоводородной и вакуумной ионно-плазменной обработок на ударную вязкость образцов из сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo.

Научная новизна:

1. Установлены закономерности формирования структуры и фазового состава сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo в процессе наводороживающего отжига при различных давлениях водорода. Показано, что повышение исходного давления водорода со 100 до 130 кПа при температуре 850 °С приводит к формированию неоднородной структуры с образованием крупнопластинчатой α -фазы в поверхностном слое. Этот эффект обусловлен резким повышением интенсивности экзотермической реакции сорбции водорода на поверхности

образцов, приводящей к разогреву поверхностного слоя до температур β -области.

2. Установлены закономерности формирования различных структур в наводороженном титановом сплаве Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo в процессе вакуумного отжига. Показано, что при температуре вакуумного отжига 950°C в сплаве с исходным содержанием водорода 0,4 мас. % формируется градиентная ($\alpha+\beta$)-структура с глобулярной α -фазой размером 6–9 мкм в поверхностном слое и крупнопластинчатой α -фазой в сердцевине цилиндрических образцов вследствие эндотермического характера процессов десорбции на поверхности образцов. При более низкотемпературных режимах вакуумного отжига формируется однородная по сечению образцов структура с глобулярной α -фазой с размером частиц менее 2 мкм.

3. Методом математического компьютерного моделирования определены температурные и деформационно-силовые характеристики процесса изотермической штамповки заготовок рашпилей из сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo с 0,6 мас. % водорода и заготовок ножек эндопротеза из сплава ВТ6. Показано, что эти характеристики практически совпадают для обоих сплавов.

4. Установлено влияние легирования водородом и последующего вакуумного отжига на силу резания и температуру в зоне резания при фрезеровании образцов сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo. Показано, что максимальное снижение силы резания при содержании водорода 0,6 мас. % связано с увеличением содержания алюминия в α -фазе, выделением вторичной α -фазы, упорядоченной α_2 -фазы и гидрида. Установлено, что увеличение концентрации водорода в сплаве до 0,6 % приводит к почти линейному росту температуры в зоне резания, вследствие уменьшения фононной и электронной составляющих теплопроводности сплава с такой структурой.

Теоретическая и практическая значимость:

1. Методом компьютерного моделирования установлена возможность изотермической штамповки заготовок рашпилей из сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo, легированного 0,6 мас. % водорода, при тех же температурных и силовых

параметрах процесса и с использованием того же оборудования и оснастки, что при штамповке ножек эндопротеза тазобедренного сустава из сплава ВТ6.

2. Предложена схема комплексной технологии получения и обработки заготовок рашпилей из высокомодульного сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo для ортопедических операций эндопротезирования, включающая наводороживание цилиндрических заготовок до концентрации 0,6 мас. %, изотермическую штамповку по режимам, принятым для штамповки ножек эндопротезов, обработку резанием в наводороженном состоянии, вакуумный отжиг, чистовую механическую обработку и вакуумное ионно-плазменное азотирование. Показано, что такая технология формирует в материале удовлетворительный уровень механических и эксплуатационных свойств изделия.

3. Технологические рекомендации использованы АО «Имплант МТ» при разработке конструкций и технологий производства ортопедических инструментов из титановых сплавов, что подтверждено Актом использования, приведенном в Приложении к диссертации.

Методология и методы исследования

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

Диссертационная работа выполнена с использованием современных методов исследования: металлографический, рентгеноструктурный и фрактографический анализы, компьютерное моделирование, испытания на обрабатываемость резанием, испытания на ударную вязкость.

Положения, выносимые на защиту:

1. Закономерности влияния термобарических и концентрационных параметров наводороживающего отжига на фазовый состав и структуру сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo.

2. Закономерности влияния вакуумного отжига на фазовый состав и структуру сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo при термоводородной обработке.
3. Результаты расчетов методом конечных элементов и сравнительный анализ температурных, силовых и деформационных параметров изотермической штамповки заготовок рашпилей из сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo, легированного водородом до 0,6 мас. %, и заготовок ножек эндопротеза из сплава ВТ6.
4. Влияние легирования водородом и последующего вакуумного отжига на обрабатываемость резанием сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo в процессе фрезерования.
5. Влияние термоводородной и вакуумной ионно-плазменной обработок на ударную вязкость сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo.

Степень достоверности результатов

Все результаты получены на поверенном оборудовании с использованием лицензионного программного обеспечения. Стандартные испытания и исследования проводились в соответствии с требованиями научно-технической документации, действующей на территории Российской Федерации (ГОСТ и ISO).

Апробация работы

Материалы диссертационной работы доложены на 10 научно-технических конференциях, в том числе: XIX, XX Международных научно-технических конференциях «Уральская школа-семинар металлургов – молодых ученых», г. Екатеринбург, 2018, 2020; XLV, XLVI Международных молодежных научных конференциях «Гагаринские чтения», г. Москва, 2019, 2020; Научно-техническом семинаре «Бернштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов», г. Москва, 2019; 18-й, 20-й Международных конференциях «Авиация и космонавтика», г. Москва, 2019, 2021; VII Всероссийской молодежной научно-практической

конференции «Колачевские чтения», г. Ступино, 2022; XXI Международной конференции «Ti-2024 в СНГ», г. Суздаль, 2024.

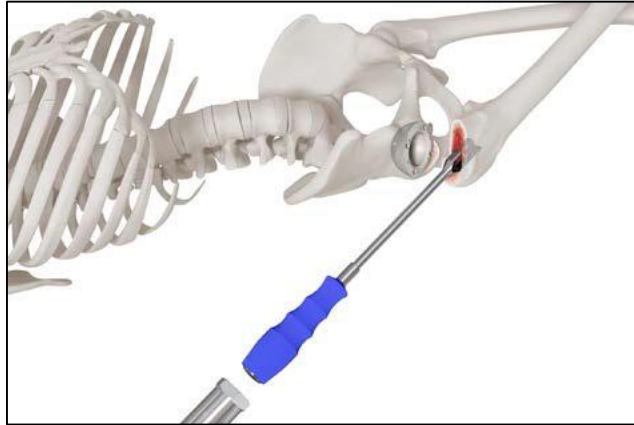
Результаты проведенных исследований опубликованы в 20 научных работах, из них 10 в изданиях, входящих в перечень ВАК и 3 в журналах, включенных в международные системы цитирования.

Глава I Состояние вопроса и постановка задач исследований

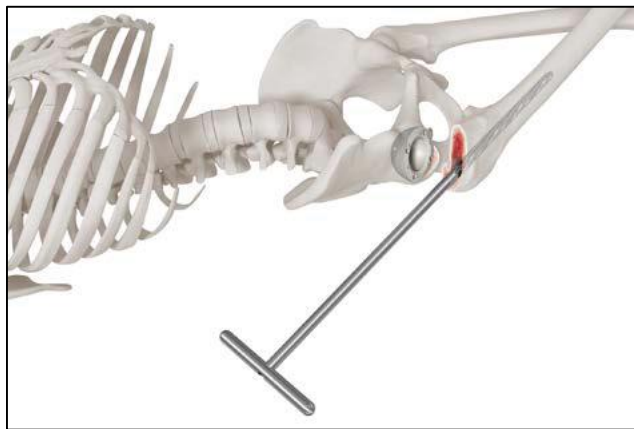
1.1 Перспективы применения титановых сплавов для изготовления медицинского режущего инструмента

Имплантация, в частности эндопротезирование, является одним из самых эффективных и высокотехнологичных методов лечения травм и заболеваний опорно-двигательного аппарата и других систем человеческого организма [1]. Операции по эндопротезированию проводятся с применением широкой номенклатуры достаточно массивных ударных и режущих инструментов, предназначенных для обработки костных тканей (рис. 1.1). Рабочие части таких инструментов, как правило, выполнены из металлических материалов и могут включать в себя одно или несколько режущих лезвий.

Важнейшим требованием к медицинским инструментам, особенно применяемым при операционном вмешательстве, является высокое качество. Материал и конструкция инструмента должны обеспечивать высокие функциональные свойства в течение всего срока службы. В процессе эксплуатации рабочие кромки ортопедических режущих инструментов подвергаются изгибу, трению и смятию. При этом медицинские инструменты контактируют с агрессивными средами живого организма, содержащего жиры, органические кислоты, соли, в частности хлориды, являющиеся активаторами коррозии. В процессе бактерицидной обработки инструменты контактируют со средами, применяемыми для предстерилизационной очистки, стерилизации и дезинфекции, которые в большинстве своем также являются агрессивными по отношению к металлам. Влияние агрессивных сред при одновременном воздействии механических напряжений может приводить к возникновению очагов коррозии, изменению твердости и упругости металла и, в результате, к быстрому изнашиванию или разрушению инструмента [2]. В связи с этим материал медицинского режущего инструмента должен иметь высокие значения прочностных характеристик (предела прочности и предела текучести), твердости, коррозионной стойкости и износостойкости [3].



а)



б)



в)

Рисунок 1.1 – Подготовка имплантационного ложа для ножки эндопротеза тазобедренного сустава при помощи долота (а), развертки (б) и рашпиля (в)

Основным материалом режущих медицинских инструментов являются нержавеющие стали марок 30X13, 40X13 и 316L. Стали обладают высоким комплексом механических свойств, технологичностью и невысокой стоимостью. Однако под действием сред живого организма и растворов для бактерицидной обработки, где содержатся окислители и активизированные ионы (Cl^- , Br^- , I^- и др.), нержавеющие стали склонны к питтинговой коррозии [5]. Питтинговая коррозия представляет собой один из опасных видов коррозионного разрушения металлических инструментов. Коррозия развивается в отдельных участках и проявляется в виде мелких глубоких поражений. Иногда питтинги являются местами зарождения коррозионных трещин [2].

Кроме того, широко распространенным методом стерилизации, рекомендуемым для обработки большинства хирургических инструментов, является обработка сухим горячим воздухом при температуре $180\text{ }^\circ\text{C}$ [2]. Температура такого вида стерилизации соответствует стадии низкого отпуска, при которой происходит распад зафиксированного состояния стали [6]. При этом изменяются свойства стали – снижается прочность и твердость, повышается пластичность и вязкость. Снижение твердости режущего края способствует в дальнейшем быстрому износу инструмента.

С учетом этого перспективным материалом для изготовления режущих ортопедических инструментов являются титановые сплавы. Коррозионные свойства титановых сплавов значительно выше чем у нержавеющих сталей, что подтверждается различными исследованиями. Так, например, в работе [7] была оценена склонность некоторых материалов, применяемых в медицине, к питтинговой коррозии. Исследования проводили потенциодинамическим методом в среде, близкой к биологической ($\text{pH}=7,4$), путем сравнения стационарного потенциала ($U_{\text{ст}}$) и потенциала пробоя ($U_{\text{пр}}$), при котором начинается образование питтингов. Результаты исследования приведены в таблице 1.1.

Таблица 1.1 – Значения стационарного потенциала ($U_{ст}$) и потенциала пробоя ($U_{пр}$) для различных материалов (pH=7,4) [1, 7]

Материал	$U_{ст}$, В	$U_{пр}$, В
Сталь 316L	0,3–0,5	0,4–0,48
Ti	0,37	9
Сплав Ti-6Al-4V	0,23	25

Для стали 316L оба потенциала одинаковы, что свидетельствует о склонности металла к питтинговой коррозии. Для титана и наиболее широко используемого 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 [1].

По характеристикам прочности (σ_b и $\sigma_{0,2}$) титановые сплавы не уступают сталям, а в некоторых случаях превосходят их (табл. 1.2). Старение титановых сплавов обычно проводят при температурах 450–600 °C [8], поэтому снижение прочностных характеристик медицинских изделий из титана и его сплавов в процессе суховоздушной стерилизации исключено.

Таблица 1.2 – Физико-механические свойства сталей и титановых сплавов [6, 9]

Материал	ρ , г/см ³	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	НВ, МПа	E, ГПа	KCU, Дж/см ²
Различные марки нержавеющей стали	7,7–7,9	465–1050	200–900	20–55	200	200–400
Титановые сплавы	4,4–4,6	800–1300	700–1000	25–40	100–110	25–100

Немаловажным показателем качества медицинских инструментов являются эргономические и эстетические характеристики [10]. С этих позиций

почти в 2 раза меньший удельный вес (ρ в табл. 1.2) титановых сплавов, по сравнению со сталью, определяет их преимущество, учитывая габариты инструментов и длительность непрерывной работы хирурга.

Несмотря на вышеперечисленные преимущества, титановые сплавы не нашли широкого применения в качестве материала режущего хирургического инструмента. В первую очередь это связано с неудовлетворительными показателями твердости (НВ в табл. 1.2) и износостойкости. Однако в настоящее время эти вопросы успешно решаются технологическими методами обработки. Эффективным способом повышения твердости и износостойкости изделий из титановых сплавов является модифицирование поверхности вакуумным ионно-плазменным азотированием [11, 12].

Надежность и ресурс режущего инструмента для ортопедии во многом определяются ударной вязкостью (КСУ в табл. 1.2) материала, из которого он изготовлен. Ударная вязкость титановых сплавов несколько ниже чем у сталей, поэтому проектирование конструкций инструментов должно проводиться с учетом этого фактора.

Качество и точность обработки биологических тканей человека определяют благоприятный исход операции, полноценную жизнедеятельность органов, испытавших воздействие режущего инструмента, в послеоперационном периоде. В связи с этим одним из ключевых требований к режущим ортопедическим инструментам, определяющих точность обработки плотных костных структур, является жесткость конструкции [13]. Однако модуль упругости (E в табл. 1.2) промышленных титановых сплавов низок и не обеспечивает необходимой жесткости инструмента. С этих позиций перспективным является применение высокомодульных титановых сплавов, модуль упругости которых может достигать 140 ГПа. Опыт изготовления медицинских режущих инструментов из этих сплавов отсутствует.

1.2 Характеристика высокомодульных титановых сплавов

1.2.1 Принципы легирования

Высокомодульные титановые сплавы разрабатывались как новый класс жаропрочных материалов для авиационного двигателестроения. До последнего времени для сплавов, используемых в авиационных двигателях, требовали следующий комплекс служебных свойств [14]:

1. Высокая кратковременная и длительная прочность во всем интервале рабочих температур. При этом максимальные требования: временное сопротивление при комнатной температуре более 1200 МПа, кратковременная и 100-часовая прочность при 500 °С – более 650 МПа;
2. Удовлетворительные пластические и вязкостные свойства при комнатной температуре: относительное удлинение 10 %, ударная вязкость – более 0,3 МДж/м²;
3. Термическая стабильность: сплав не должен охрупчиваться после воздействия температур и напряжений, в условиях, заданных конструктором, в течение времени, соответствующего максимальному заданному ресурсу работы двигателя;
4. Высокое сопротивление усталости при комнатной и высоких температурах: предел выносливости гладких образцов при комнатной температуре должен составлять не менее 45 % прочности, а при 400 °С – более 50 % при соответствующей температуре;
5. Высокое сопротивление ползучести: остаточная деформация за 100 часов не должна превышать 0,2 % при температуре 500 °С и напряжении 400 МПа.

Эти требования должны значительно возрасти при увеличении рабочих температур и ресурса работы двигателя до 2000–6000 часов, что реализуется в настоящее время в современных самолетах.

При разработке систем легирования жаропрочных титановых сплавов в первую очередь учитывается полиморфизм титана. Низкотемпературная α -модификация титана, существующая до 882,5 °С, обладает гексагональной плотноупакованной решеткой. При комнатной температуре периоды решетки

α -фазы титана составляют: $a=0,29503$ нм, $c=0,46831$ нм, $c/a=1,5873$. Высокотемпературная β -модификация титана, устойчивая от $882,5$ °С до температуры плавления, имеет объемноцентрированную кубическую решетку. Период решетки β -титана при комнатной температуре равен $0,3282$ нм [14].

По влиянию на полиморфизм титана все легирующие элементы разделяют на три группы [9, 15].

В первую группу входят α -стабилизаторы – элементы, повышающие температуру полиморфного превращения титана (Al, Ga, In, C, N, O).

Вторая группа представлена β -стабилизаторами, понижающими температуру полиморфного превращения титана: эвтектоидообразующими (Si, Cr, Mn, Fe, Co, Ni, Cu); β -изоморфными (V, Mo, Nb, Ta, W); квазиизоморфными (Re, Ru, Rh, Os, Ir).

В третью группу входят легирующие элементы, которые слабо влияют на температуру полиморфного превращения титана (Sn, Zr, Ge, Hf, Th). Такие элементы называют нейтральными упрочнителями.

Основой жаропрочных титановых сплавов является α -фаза в достаточной степени упрочненная легированием твердого раствора. Основным легирующим элементом, образующим интерметаллид в титановых сплавах, является алюминий. Алюминий повышает температуру полиморфного превращения титана, существенно увеличивает силы связи в α -твердом растворе и способствует росту отношения периодов c/a гексагональной плотноупакованной решетки α -фазы с $1,587$ для нелегированного титана до $1,593$ при 6 мас. % алюминия. Увеличение c/a уменьшает возможность призматического и пирамидального скольжения и тем самым тормозит развитие процессов разупрочнения [14].

Возможности улучшения характеристик двигателей за счет повышения рабочих температур с использованием однофазных α -сплавов существенно ограничены. В этой связи, наряду с легированной основой – α -фазой сплавы имеют небольшое количество стабильного β -твердого раствора, в который

введены атомы с низкой диффузионной подвижностью (Nb, Mo, W, Ta). Однако эти элементы при малых концентрациях стабилизируют β -фазу, которая не отличается повышенной термической стабильностью из-за большого числа систем скольжения, свойственных ОЦК – твердым растворам. Целесообразность введения β -стабилизаторов обусловлена тем, что, создавая при термической обработке продукты превращения с большим количеством межфазных границ, удастся уменьшить длину свободного пробега дислокаций и тем самым повысить прочностные характеристики сплава. Кроме того, присутствие β -фазы повышает деформируемость сплавов.

Современные жаропрочные титановые сплавы, как правило, содержат небольшое количество интерметаллида в α - или β -матрице [16]. Основным интерметаллидом, который может выделяться в жаропрочных титановых сплавах, является Ti_3Al (α_2 -фаза). Интерметаллид Ti_3Al образуется при содержании в сплаве более 5 мас. % алюминия (рис. 1.2) [17]. Выделяющиеся частицы α_2 -фазы имеют упорядоченную гексагональную решетку, структурный тип которой DO_{19} (рис. 1.3) [18]. Периоды решетки α_2 -фазы: $a_{\alpha_2}=2a_{\alpha}$; $c_{\alpha_2}\approx c_{\alpha}$ ($a_{\alpha_2}=0,577$ нм; $c_{\alpha_2}=0,460$ нм; $c/a=0,797$) [14]; плотность алюминида Ti_3Al составляет $4,20$ г/см³.

В связи с близостью периодов решетки интерметаллида Ti_3Al с периодами решетки α -фазы выделяющиеся частицы, как правило, когерентны с матрицей и при деформации они могут быть срезаны движущимися дислокациями, приводящими к плоскому скольжению и обширным скоплением дислокаций на границах.

Образование α_2 -фазы способствует планарному скольжению дислокаций и затрудняет поперечное скольжение, что, приводит к упрочнению сплава и потере пластичности [18, 19].

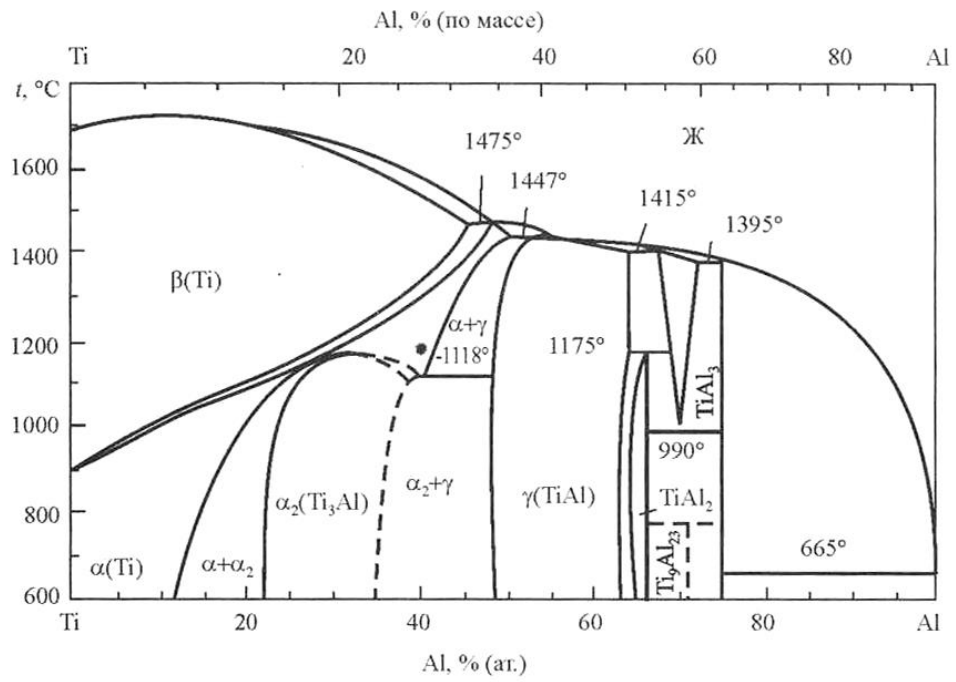


Рисунок 1.2 – Диаграмма состояния системы Ti-Al [17]

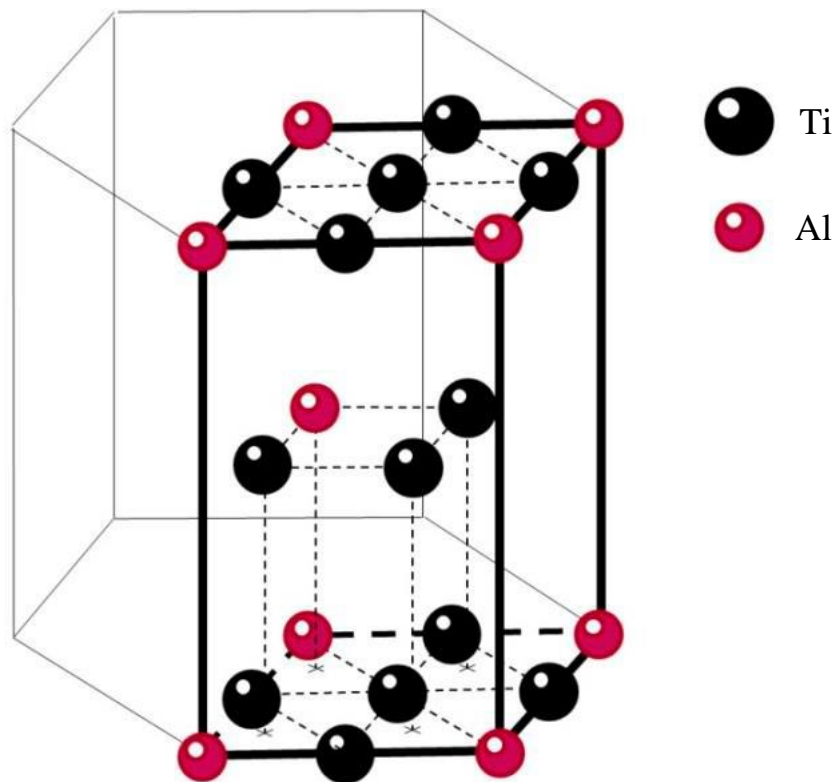


Рисунок 1.3 – Кристаллическая решетка Ti_3Al (α_2 -фаза) [18]

Влияние алюминия на модуль упругости (модуль Юнга) титановых сплавов подробно описано в работе [20]. На рисунке 1.4 показана концентрационная зависимость модуля Юнга сплавов системы титан – алюминий. Как видно из представленных данных, легирование алюминием приводит к резкому повышению модуля упругости титановых сплавов. Упорядоченная α_2 -фаза имеет более высокий модуль Юнга по сравнению с α -твердым раствором. Это связано как с сильной ковалентной составляющей в силах связи между атомами, так и наличием в кристаллических решетках искажений, вызванных факторами, характерными только для упорядоченных структур. К числу таких факторов следует отнести прежде всего присутствие в сплаве специфических плоских дефектов: антифазных границ и комплексных дефектов упаковки [18, 20, 21].

Помимо алюминия основными легирующими элементами жаропрочных титановых сплавов являются олово, кремний, углерод и цирконий. Все эти элементы, помимо легирования твердого раствора, могут входить в состав α_2 -фазы, заменяя атомы титана (цирконий) или алюминия (олово, кремний, углерод). Розенбергом [9, 22] был предложен структурный алюминиевый эквивалент, который отражает склонность сплава к образованию α_2 -фазы. Этот эквивалент оценивают по соотношению:

$$[Al]_{\text{экв}} = \%Al + \frac{\%Sn}{3} + \frac{\%Zr}{6} + 10 \times [\%O + \%C + 2 \times (\%N)]. \quad (1.1)$$

При значении этого эквивалента более 9 % сплавы становятся термически нестабильными по отношению к выделению α_2 -фазы.

В работах [18, 23] показана целесообразность применения в качестве легирующего элемента гафния. Гафний понижает скорость диффузии легирующих элементов при повышенных температурах и способствует повышению прочности и пластичности.

Некоторыми авторами [18, 20] отмечено, что элементы, увеличивающие соотношение осей c/a в сплавах Ti-Al-Me, снижают растворимость алюминия в α -фазе, а элементы с валентностью $z > 4$ (V, Mo, Nb) увеличивают ее.

В работе [24] проводились исследования титановых сплавов, содержащих 4, 5, 6, 7, 8 % Al и один из следующих элементов: Mo, W, Fe, Cr, Mn в количестве от 1 до 12 %. Целью исследования являлась оценка влияния β -стабилизирующих элементов в широком диапазоне концентраций на растворимость алюминия в α -титане, а также установления условий образования α_2 -фазы и ее влияния на свойства сплавов с $\alpha+\beta$ -структурой. В результате работы установлено, что наблюдается явная тенденция к снижению растворимости алюминия в α -титане с увеличением содержания β -стабилизирующих элементов в исследуемых концентрациях.

На рис. 1.5 представлены данные о растворимости легирующих элементов в решетках интерметаллидов Ti_3Al и $TiAl$ [17]. Тантал и ниобий хорошо растворяются и в решетке α_2 -фазы. Их растворимость составляет 15 ат. % и 12 ат. % соответственно, в то время как в решетке α -фазы максимально растворяется не более 4 и 2,5 ат. % соответственно. Ниобий и тантал имеют близкие размеры атомов с титаном, поэтому их введение не должно сказываться существенно на периодах решетки выделяющейся α_2 -фазы. Однако оба элемента принадлежат к пятой группе элементов в Периодической системе, и поэтому их введение несколько увеличивает электронную концентрацию сплава, что может способствовать уменьшению доли ковалентной составляющей сил связи в интерметаллиде. Кроме того, авторами работ [9, 25] допущено, что при повышенном содержании алюминия легирование ниобием или танталом будет способствовать образованию несколько искаженной гексагональной решетки в сторону образования ромбической орто-фазы, которая, как известно обладает повышенными пластическими характеристиками по сравнению с таковыми в α_2 -фазе.

Растворимость молибдена и вольфрама в решетке интерметаллида Ti_3Al не превышает 1,5 ат. и 1,0 ат. % соответственно. Элементы блокируют процесс упорядочения и уменьшают охрупчивание титановых сплавов с Al [18, 25]. Фазу α_2 хорошо стабилизирует олово, растворимость которого составляет более 25 ат. %, в то время как в α -фазе растворяется не более 9 ат. %.

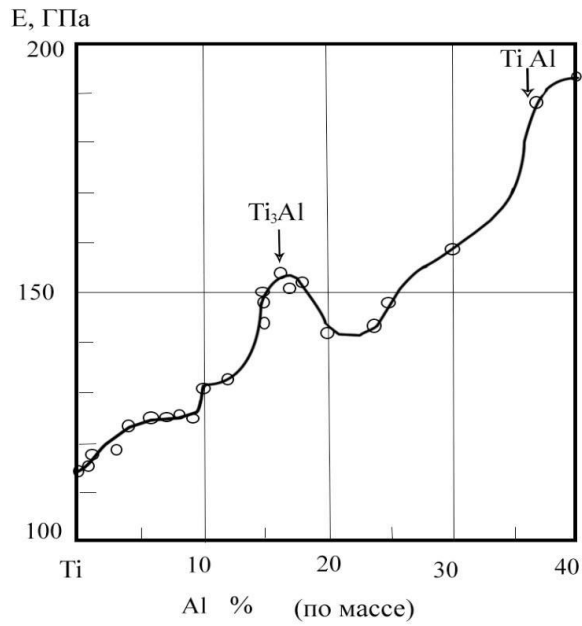


Рисунок 1.4 - Концентрационная зависимость модуля Юнга сплавов системы титан – алюминий [20]

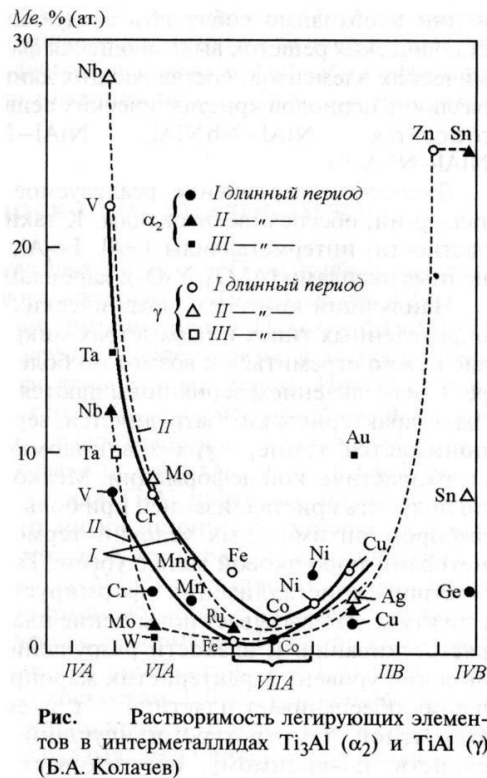


Рис. Растворимость легирующих элементов в интерметаллидах Ti_3Al (α_2) и $TiAl$ (γ) (Б.А. Колачев)

Рисунок 1.5 - Растворимость легирующих элементов в интерметаллидах Ti_3Al (α_2) и $TiAl$ (γ) [17]

1.2.2 Термическая обработка

Помимо химического состава огромную роль в формировании комплекса служебных свойств играет термическая обработка сплава. Для обеспечения высоких характеристик жаропрочности термообработку титановых сплавов целесообразно проводить в β -области (выше $T_{\text{ПП}}$). В результате такой обработки формируется двухфазная пластинчатая (иногда игольчатая) структура (рис. 1.5 а), обеспечивающая повышение сопротивления ползучести [26]. Однако подобная обработка не обеспечивает высокой пластичности в холодном состоянии и, главное, сопротивления усталости. Предел усталости сплавов выше после обработки в двухфазной ($\alpha+\beta$)-области (ниже $T_{\text{ПП}}$), в результате которой в сплавах формируется глобулярная структура (рис. 1.5 в).

Значительное влияние на свойства сплавов оказывают параметры каждого типа структуры. Так, например, повысить кратковременную прочность, длительную прочность (при температурах ниже 450 °С) и предел выносливости при обеих структурах можно путем уменьшения величины любого параметра структуры (размера зерна, вторичных выделений и т. д.) и увеличения объемной доли тонких пластин вторичной α -фазы. Повышение характеристик пластичности, вязкости разрушения, сопротивления ползучести и длительной прочности (при температурах выше 450–500 °С) может быть достигнуто в глобулярной структуре за счет укрупнения всех элементов структуры, уменьшения объемной доли тонких или увеличение объемной доли более толстых пластин вторичной α -фазы, а в пластинчатой структуре путем увеличения размеров α -колоний, толщины пластин первичной α -фазы, измельчения или укрупнения величины β -зерен, уменьшения объемной доли тонких пластин α -фазы.

Оптимальное сочетание требуемых свойств обеспечивает смешанная глобулярно-пластинчатая структура (рис. 1.5 б). В этом случае свойства сплава будут зависеть от соотношения объемных долей указанных типов структур.

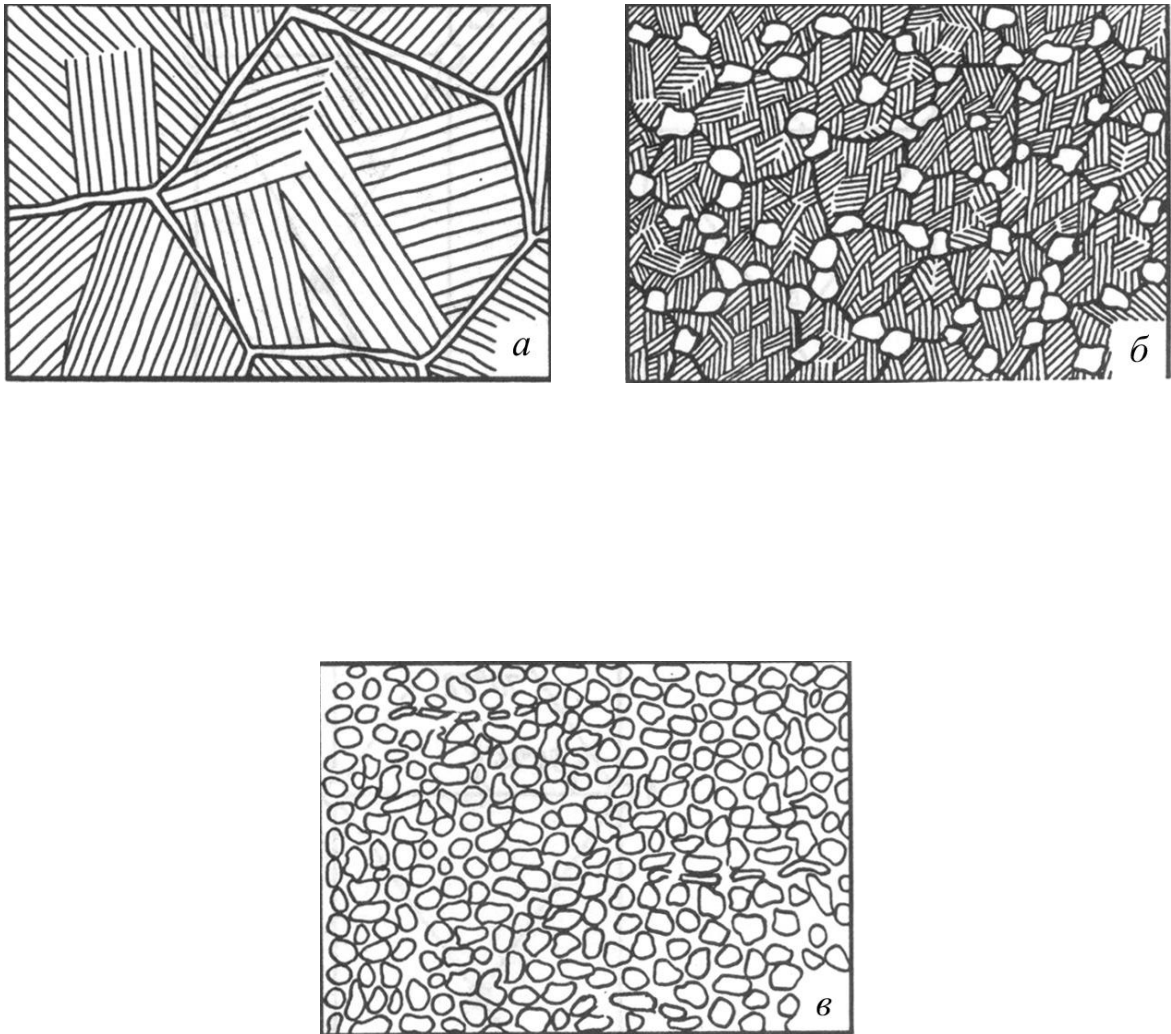


Рисунок 1.5 – Типичные микроструктуры титановых сплавов: пластинчатая (а), смешанная (б) и глобулярная (в) [17]

В титановых сплавах с смешанной структурой достигается наилучшее сочетание пластичности, вязкости разрушения, жаропрочности и выносливости, когда доля пластинчатой структуры 70–80 %. Таким образом, имеется возможность повышения комплекса механических свойств полуфабрикатов с мелкозернистой глобулярной структурой термообработкой при температурах, соответствующих $(\alpha+\beta)$ -области близких к температуре $(\alpha+\beta)$ - β -перехода.

Существенное влияние на жаропрочные свойства оказывают размеры частиц α -фазы. Их укрупнение в структуре глобулярного типа приводит к некоторому повышению длительной прочности и сопротивления ползучести. Вместе с тем, утолщение пластин α -фазы пластинчатой структуры, достигаемой повышением температуры и уменьшением скорости охлаждения, вызывает снижение длительной прочности. Измельчение колоний α -пластин, обеспечиваемое ускорением охлаждения при предварительной термической обработке, приводит к увеличению длительной прочности.

Для достижения требуемого комплекса служебных свойств после создания исходной двухфазной структуры проводят упрочняющую обработку, при которой выделяется вторичная α -фаза, а в некоторых случаях – интерметаллид, в частности α_2 -фаза.

В работах [18, 27, 28] показано, что частицы α_2 -фазы могут образовываться по механизму зарождения и роста либо гомогенно (внутри зерен на скоплениях вакансий), либо гетерогенно (на дислокациях и границах зерен). Выделение частиц α_2 -фазы сопровождается упрочнением сплава и потерей пластичности, особенно в тех случаях, когда частицы выделяются по границам зерен. Это возможно, когда частицы образуются при относительно высоких температурах. Когерентные частицы α_2 -фазы, зарождение которых происходит по дислокациям или на вакансиях, не так сильно понижают пластические характеристики, но значительно повышают сопротивление ползучести. В этой связи при назначении режимов термической обработки сплава необходимо учитывать места зарождения частиц и кинетику их

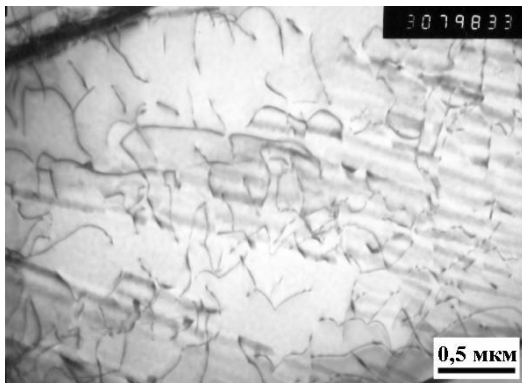
образования, которые обеспечивали бы либо отсутствие частиц α_2 -фазы, либо соответствующее их распределение, не оказывающее катастрофического влияния на пластические характеристики.

В работе [29] было оценено влияние различных режимов термической обработки образцов на структуру и ударную вязкость сплавов с алюминиевым эквивалентом 8–10 %. Микроструктуры сплавов после различных режимов термической обработки представлены на рисунке 1.6. Результаты исследований приведены в таблице 1.3.

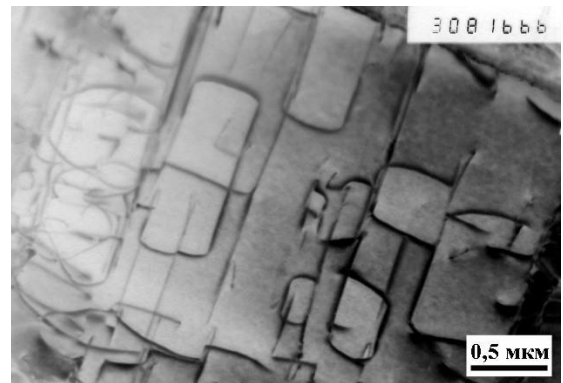
Таблица 1.3 – Влияние различных режимов обработки на ударную вязкость сплавов [29]

Режим обработки	КСУ/КСТ, МДж/м ²		
	[Al] _{экв} сплава		
	8	9	10,5
1150 °С 30 с воздух	0,59/0,51	0,67/0,41	0,49/0,22
1150 °С 30 с воздух + 500 °С, 100 ч воздух	0,56/0,35	0,62/0,3	0,38/0,1
1150 °С 30 с воздух + 600 °С 10 ч воздух	0,54/0,34	0,55/0,27	0,32/0,07
1150 °С 30 с воздух + 600 °С 100 ч воздух	0,43/0,21	0,47/0,18	0,22/0,06
1150 °С 30 с воздух + 700 °С 100 ч воздух	0,40/0,23	0,41/0,20	0,14/0,05

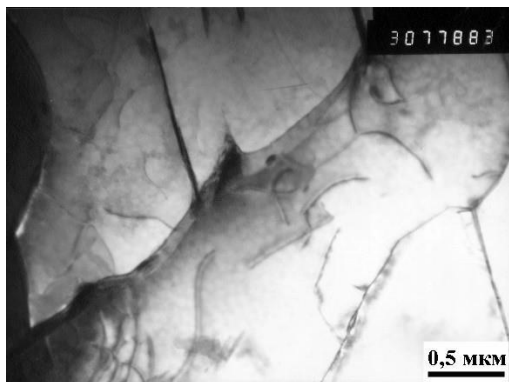
Авторами работы отмечено, что в сплавах, в которых алюминиевый эквивалент больше 9 %, всегда четко наблюдаются рефлексy α_2 -фазы. Причем интенсивность рефлексов растет с увеличением времени старения, но слабо зависит от температуры старения.



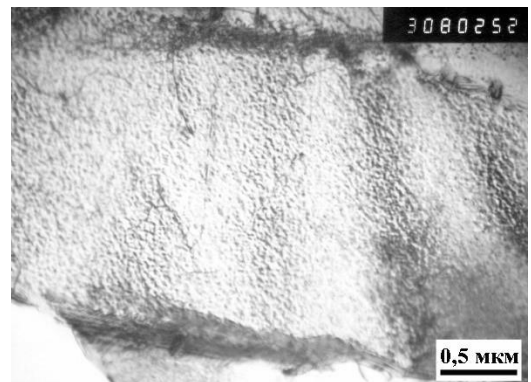
а)



б)



в)



г)

Рисунок 1.6 – Микроструктура сплавов после старения при 500 °С (а, б), 600 °С (в) и 700 °С (г) [29]

В структуре сплавов с алюминиевым эквивалентом 8,0–9,2, состаренных при 500 °С, наблюдаются дефекты кристаллического строения, напоминающие дислокации (рис. 1.6 а), а в сплаве с алюминиевым эквивалентом 10,5 в отдельных микрообъемах видны антифазные границы (рис. 1.6 б), которые четко свидетельствуют о протекании процессов упорядочения. Это свидетельствует о том, что превращения протекают гомогенно без образования частиц по механизму зарождения и роста. Образование такой структуры не обуславливает значительного понижения вязкости сплавов (табл. 1.3).

В случае старения сплавов при 600 °С антифазные границы не наблюдаются, но в отдельных микрообъемах заметны дислокации, напоминающие парные (рис. 1.6 в). Рефлексы α_2 -фазы наблюдаются также для всех изученных сплавов, однако их интенсивность меньше, чем после старения при 500 °С. Отдельных дисперсных частиц не обнаружено. Наблюдаемое понижение вязкости в первую очередь, по мнению авторов, обусловлено выделением силицидов по межфазным поверхностям раздела (см. табл. 1.3).

Для сплавов, состаренных при 700 °С, четко наблюдается выделение отдельных частиц α_2 -фазы, которые равномерно распределены по телу зерна (рис. 1.6 г). Их образование произошло по механизму зарождения и роста, т. е. гетерогенным путем. Результатом такого выделения частиц является катастрофическое понижение характеристик ударной вязкости. КСТ уменьшается практически до нуля (см. табл. 1.3).

В работе [21] показано, что если высокодисперсная α_2 -фаза Ti_3Al вызывает интенсивное охрупчивание сплавов при низких температурах, то в случае значительного увеличения ее размеров пластичность материала повышается, вследствие огибания частиц дислокациями.

При старении температура имеет большее значение, чем время, поскольку температура определяет, происходит ли упрочнение α -фазы частицами Ti_3Al . Например, в сплаве Ti-6Al-4V температура сольвуса Ti_3Al

составляет 550–580 °С. Следовательно, при старении (500 °С) будут выделяться частицы Ti_3Al , в то время как окончательная термическая обработка при 600 °С или выше происходит лишь для снятия напряжений [18].

1.2.3 Технологические свойства

Технология изготовления режущих хирургических инструментов состоит из ряда технологических процессов, включающих штамповку и обработку резанием.

Механические свойства и структура титановых сплавов в значительной степени зависят от условий горячего деформирования: температуры и времени нагрева, равномерности прогрева металла перед горячей деформацией, температуры начала и конца деформации, скорости охлаждения после деформации, скорости деформации, общей (суммарной) и разовой степени деформации, в особенности за последний нагрев, схемы деформации и степени проработки металла как в заготовке, так и при окончательной деформации [14].

Основными свойствами, определяющими деформационные характеристики металлов, являются сопротивление пластической деформации и технологическая пластичность. Сопротивление пластической деформации характеризуется пределом текучести ($\sigma_{0,2}$) металла в условиях, соответствующих температуре, степени и скорости деформации. Технологическую пластичность оценивают величиной максимальной деформации, достижимой в конкретном процессе обработки при определенных температурах и скоростях деформации. Технологическая пластичность тем выше, чем больше абсолютная величина отрицательного гидростатического давления [30].

Как описано выше, титановые сплавы с повышенным содержанием алюминия имеют низкую пластичность, вследствие образования в структуре упорядоченной α_2 -фазы.

Технологическая пластичность титанового сплава с повышенным содержанием алюминия была исследована в работе [31]. Исследования проводили изотермической осадкой образцов опытного сплава Ti-13Al-40Nb-5(Zr+V+Mo+W)-0,5(Si+C) при различных температурах, степенях и скоростях деформации. Результаты определения допустимой степени деформации образцов показали, что температура, при которой не происходит упрочнения составляет 1000 °С, а степень деформации – 75 %. Снижение температуры деформации приводит к упрочнению металла, и допустимая степень деформации составляет 70 % при минимальной температуре 900 °С. При температуре 850 °С осадка на прессе сильно затруднена, и максимальная степень деформации образцов не превышает 68 %. При этом увеличение продолжительности выдержки с 10 до 20 мин и проведение многостадийной осадки с промежуточными подогревами приводят к снижению фактической степени осадки с 68 % до 43–59 %. Кроме того, на всех осаженных образцах выявлены поверхностные дефекты в виде трещин. По результатам рентгенофазового и микроструктурного анализов авторами работы был сделан вывод о том, что снижение технологической пластичности при понижении температуры ниже 1000 °С и увеличении продолжительности выдержки вызвано распадом β-фазы и образованием интерметаллидных фаз в структуре сплава. В работе отмечено, что для изготовления деформированных полуфабрикатов из сплава Ti-13Al-40Nb-5(Zr+V+Mo+W)-0,5(Si+C) минимальная температура начала деформации должна соответствовать β-области, деформация должна проводиться при температуре выше 1000 °С, а ее степень не должна превышать 50 % за один технологический переход.

Следует отметить, что при объемной штамповке реализуются более высокие степени деформации, чем при испытаниях на осадку. Кроме того, деформация при температурах β-области как правило, не обеспечивает хорошей проработки структуры и удовлетворительных механических свойств заготовок и изделий из титановых сплавов. Поэтому в настоящее время для окончательного деформирования используются более низкие температуры

(800–900 °С), охватывающие верхний интервал двухфазной ($\alpha+\beta$)-области [32].

Механическая обработка заготовок инструментов проводится для придания инструменту соответствующей формы, нарезки зубцов, сверления отверстий и т.д. К резанию металлов как технологическому способу обработки заготовок деталей машин предъявляются следующие основные требования: высокое качество и точность обработанных поверхностей, высокая производительность труда и экономичность.

Основными показателями обрабатываемости резанием являются [33]:

1. сила резания (момент вращения);
2. эффективная мощность, затрачиваемая на резание;
3. усадка стружки продольная и поперечная как мера пластической деформации, необходимой и достаточной для ее срезания и образования новых поверхностей на стружке и обрабатываемой заготовке;
4. качество поверхностей, обработанных резанием;
5. интенсивность изнашивания инструментального материала;
6. теплота, выделяющаяся при деформации материала срезаемого слоя и контактном взаимодействии трущихся поверхностей, а также ее распределение между стружкой, обрабатываемым материалом и инструментом;
7. вид, форма и размеры срезанной стружки, определяющие удобство ее отвода, хранения и транспортировки, возможность принудительной завивки и ломания стружки, а также безопасность обслуживающего персонала;
8. энергозатраты на срезание единицы массы стружки.

Количественные выражения показателей обрабатываемости конструкционного металла данного химического состава и структурного состояния определяются твердостью, пределом прочности и относительным удлинением, коэффициентом трения в паре с инструментальным материалом, свойством изнашивать лезвия инструмента, теплопроводностью и т.д [33, 34].

Кроме того, характеристики процесса резания, отражающие взаимосвязанные физические явления, имеющие место в зоне стружкообразования, изменяются в зависимости от режимов резания, прогрессирующего износа инструмента и т.п. Поэтому сопоставление количественных оценок обрабатываемости, например по стойкости инструмента, допустимо лишь при соблюдении равных условий резания, типичных для сравниваемых групп конструкционных и инструментальных материалов [35, 36].

Общие режимы резания определяются свойствами титана. При обработке титана наблюдается значительно меньшая площадь контакта между стружкой и инструментом, чем при обработке сталей. В результате контактное давление увеличивается и теплота трения скольжения стружки по резцу концентрируется на меньшей площади [14]. Поскольку титан имеет очень низкую теплопроводность, это приводит к чрезвычайно высоким температурам инструмента, особенно в области контакта со стружкой. Если при резании стали в контактной области температура достигает 300-350 °С, то при резании титановых сплавов в тех же условиях температура превышает 1100–1200 °С. С повышением скорости резания температура в контактной области может повыситься еще выше. Это приводит к перегреву стружки, ее сильному окислению, иногда воспламенению. Поэтому для титана используют относительно невысокие скорости резания от 5 до 80 м/мин [33].

Из-за высоких температур в области контакта возникает и другой фактор. Практически все известные металлы и огнеупоры растворимы в титане. Когда титановая стружка проходит над инструментом при таких высоких температурах, по существу, происходит легирование стружки материалом инструмента. Сплав удаляется со стружкой и в результате этого повышается износ инструмента, затупляются его режущие кромки [14].

Легирование также может иметь другое действие. В области контакта стружки с зубом стружка может привариваться к режущей кромке инструмента, образуя нарост. В результате отделка детали становится плохой из-за изменения геометрии режущей кромки образовавшимся наростом. Этот

эффект может быть частично предотвращен, если не допускать охлаждения стружки в контакте с инструментом. Для этого при отключении станка сначала отводится резец от обрабатываемой детали, а затем выключается вращение шпинделя [14, 33].

Наличие на поверхности сплава газонасыщенного слоя еще более затрудняет процесс резания и приводит к быстрому изнашиванию контактной поверхности резцов. Поэтому при резании титана необходимо вершину резца располагать на глубине, превышающей толщину газонасыщенного слоя или, по крайней мере, избегать попадания ее в зону повышенной твердости. В связи с этим и для избегания налипания стружки на резец при резании титана используют большую глубину резания до 8–12 мм [37].

С целью уменьшения износа поверхности резца, предотвращения налипания и приварки к нему титана при резании следует принимать активные меры для снижения температуры на рабочей кромке резца.

Радикальным средством является небольшое повышение температуры металла до 300-400 °С. При этом у большинства титановых сплавов сопротивление сдвигу снижается почти в 2 раза при незначительном окислении, вязкость становится несколько ниже, чем при комнатной температуре, и сопротивление резанию резко уменьшается, что позволяет повысить скорость резания в несколько раз. Нагрев поверхности металла на глубину, необходимую для резания, осуществляется от индуктора, перемещающегося впереди резца [14].

Применение подогрева зоны резания ограничено условием получения неокисленной стружки, которая возвращается в шихту для выплавки слитков. Такая стружка загрязняет выплавляемый металл кислородом и существенно влияет на его свойства, снижая пластичность.

Другой путь снижения температуры в очаге резания – интенсификация отвода тепла или охлаждение резца. В качестве смазочно-охлаждающих жидкостей (СОЖ) используют сульфуризованные и растворимые масла, углекислоту (сухой лед), а также аэрозоли воды и масел, имеющих высокую

охлаждающую способность. Однако загрязнение стружки охлаждающими составами ограничивает ее применение в качестве шихты или вызывает необходимость использования травления или обезжиривания. Поэтому часто при резании используют охлаждение воздухом или аэрозолями воды.

Для получения удовлетворительных результатов при обработке резанием обрабатываемая деталь должна быть жестко закреплена, необходим острый инструмент, чтобы обеспечить непрерывное резание при автоматической подаче [33].

Резание рекомендуется производить инструментом с твердосплавными пластинками из сплавов типа ВК3, ВК4, ВК8. Из-за химической активности титановых сплавов для их обработки не используют титансодержащие твердые сплавы марок Т5К10, Т15К6 и т.д [14].

Существенное влияние на обрабатываемость резанием оказывает структура сплавов. Это влияние связано как с фазовым составом, так и формой, строением и распределением структурных составляющих. Считается, что с точки зрения обрабатываемости резанием наиболее благоприятными структурами являются [14, 38]:

- для α -сплавов – мелкозернистая α -структура, образовавшаяся в результате деформации не менее 50% при температуре 950-900 °С без последующей термической обработки или с последующим отжигом при температуре 750 °С, выдержке 1 час, охлаждении на воздухе;
- для $(\alpha+\beta)$ -сплавов – преобладающая мелкоигольчатого строения α -фаза, возникшая после $(\alpha+\beta)$ -деформации и последующей термической обработки типа нормализации – нагрев до 1000 °С, выдержка 1 час, охлаждение на воздухе;
- для псевдо- β -сплавов – β -структура горячекованных, термически необработанных полуфабрикатов относительно мелкозернистого строения.

1.3 Водородные технологии титановых сплавов

Возможность использования некоторых обусловленных водородом эффектов в технологии производства титановых полуфабрикатов и деталей основано на обратимом взаимодействии металлов с водородом. Водород вводится в металл тем или иным способом, затем выполняются технологические операции с использованием обусловленных водородом благоприятных технологических эффектов, а на заключительной стадии при необходимости, проводится вакуумный отжиг с целью снижения содержания водорода до концентраций, при которых заведомо не может развиваться водородная хрупкость. Этот технологический прием получил название обратимого или временного водородного легирования. Совокупность технологических процессов производства титановых полуфабрикатов и деталей с использованием обратимого легирования металла водородом получила название «водородной технологии» [39].

1.3.1 Термоводородная обработка

Термоводородная обработка (ТВО) является эффективным способом управления структурой и свойствами титановых сплавов. ТВО включает в себя три основных операции: наводороживание металла по заданной концентрации; термическое воздействие на металл, легированный водородом; вакуумный отжиг (при необходимости) до безопасных концентраций водорода, при которых развитие водородной хрупкости всех видов в процессе эксплуатации конструкций исключено [39].

На рисунке 1.7 представлена диаграмма системы Ti – H. Водород является эвтектоидообразующим β -стабилизатором и сильно понижает температуру $\alpha/(\alpha+\beta)$ – перехода. Растворимость водорода в α -титане значительно уменьшается с понижением температуры и достигает 0,002–0,0055 мас. % при комнатной температуре. При этом из пересыщенного α -раствора выделяются δ -гидриды, имеющие структуру типа CaF₂, в которой атомы титана занимают узлы г.ц.к. решетки, а атомы водорода расположены в

тетраэдрических междоузлиях [40]. При комнатной температуре однофазная область, представленная δ -гидридом, простирается от $TiH_{1,5}$ до $TiH_{1,90}$. Гидриды имеют форму тонких вытянутых пластин и выделяются по границам зерен α -фазы, вызывая тем самым водородную хрупкость сплавов при комнатной температуре.

Титановые заготовки обычно наводороживают в среде молекулярного водорода в аппаратуре Сивертса (рис. 1.8) при температурах 700-850°C. В самом общем виде аппаратура Сивертса состоит из вакуумной системы, источника водорода (гидрида или баллона с молекулярным водородом под высоким давлением), системы очистки водорода от газовых примесей, газового баллона, в котором путем контролируемого напуска водорода создается заданное его давление, и предварительно вакуумированной реторты с заготовкой, в которой происходит наводороживание.

Термоводородная обработка основана на возможности управления механизмом фазовых превращений и структурообразования в титановых сплавах в результате следующих эффектов [41–45]:

1. водород, являясь довольно сильным β -стабилизатором, существенно понижает температуру $\alpha+\beta\rightarrow\beta$ перехода, что приводит к увеличению количества β -фазы в отожженных и закаленных сплавах, а также позволяет избежать существенного роста зерна при нагреве до β – области и уменьшения плотности дислокаций, накопленных в результате фазовых превращений;
2. водород повышает стабильность β -фазы, снижает температуры мартенситных превращений (Мн, Мк, Ан, Ак) и уменьшает критические скорости охлаждения, что увеличивает прокаливаемость сплавов и позволяет получить при более "мягких" температурно-скоростных условиях охлаждения большее количество стабилизированных водородом метастабильных фаз;

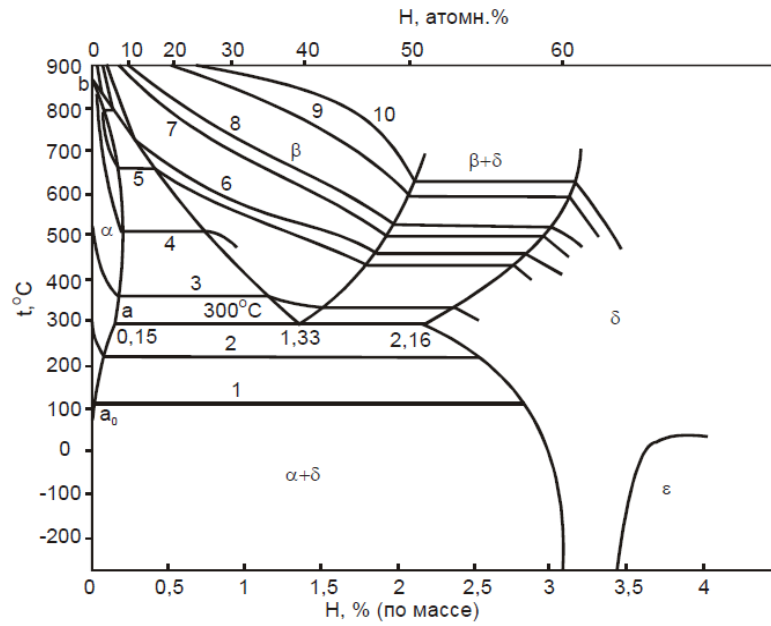


Рисунок 1.7 – Диаграмма состояния системы титан – водород и изобары
равновесного давления водорода, Па:

1 – $1,33 \cdot 10^{-6}$; 2 – $1,33 \cdot 10^{-3}$; 3 – 1,33; 4 – $1,33 \cdot 10^2$; 5 – $5 \cdot 10^2$; 6 – 10^3 ;
7 – $5 \cdot 10^3$; 8 – 10^4 ; 9 – $5 \cdot 10^4$; 10 – 10^5 [39]

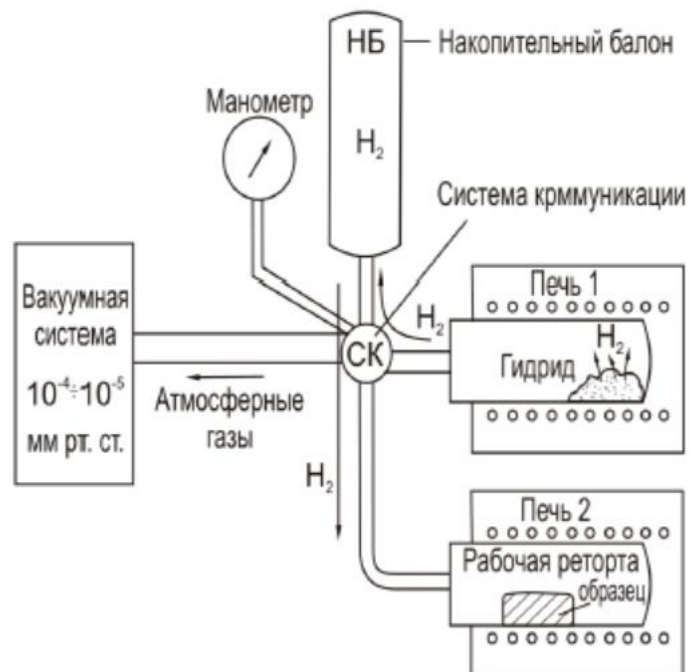


Рисунок 1.8 – Принципиальная схема вакуумно-водородной печи [46]

3. водород неравномерно распределяется между α - и β -фазами и вызывает перераспределение легирующих элементов между ними.

При этом β -фаза обедняется β -стабилизаторами, что повышает ее способность к пластической деформации и оказывает существенное влияние на фазовые превращения. Из-за различной растворимости в α - и β -фазах водород по-разному влияет на удельные объемы α - и β -фаз, что вызывает изменение объемных эффектов и открывает новые возможности управления морфологией и размером частиц α -фазы;

4. при достаточно больших содержаниях водорода образуются гидриды титана, обладающие значительно большим удельным объемом по сравнению с металлом;
5. при легировании водородом α и псевдо α -сплавов 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;
6. большое различие коэффициентов диффузии водорода и легирующих элементов позволяет реализовать в процессе дегазации при относительно невысоких температурах превращение стабилизированной водородом β -фазы в α -фазу с выделением дисперсных частиц α -фазы, сильно отличающихся по химическому составу от первичной α -фазы; она содержит больше β -стабилизаторов, но значительно меньше алюминия. Это позволяет создавать в α - и псевдо α -сплавах гетерофазные структуры с различной морфологией и размерами структурных составляющих.

В работе [39] было выделено 5 схем термоводородной обработки (рис. 1.9).

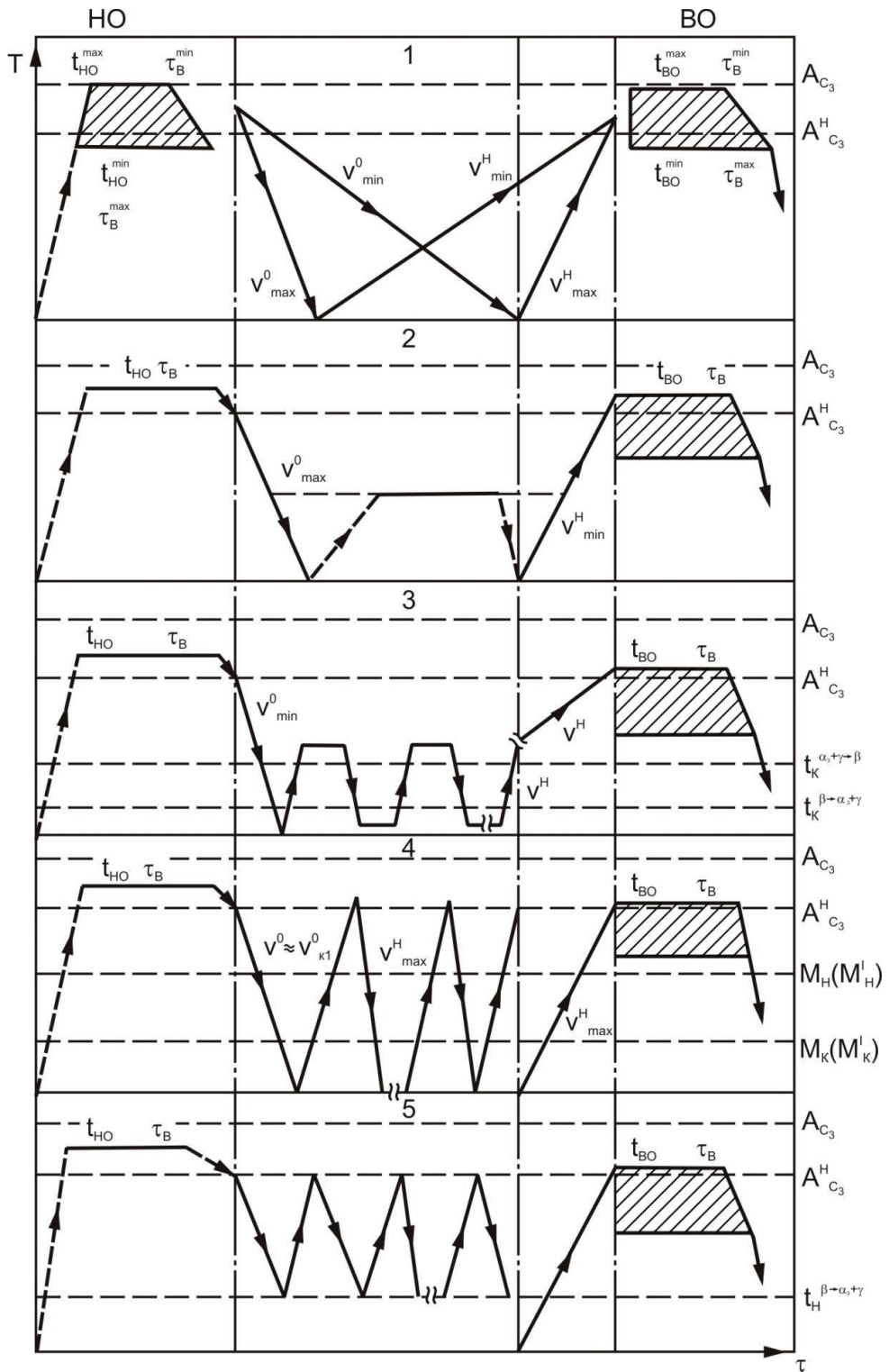


Рисунок 1.9 – Принципиальные схемы ТВО, основанные на управлении механизмом различных фазовых превращений в сплавах на основе титана

Схема 1 основана на атермическом распаде водородосодержащей β -фазы. Сплав подвергают наводороживающему отжигу при температурах от $t_{\text{но}}^{\text{min}}$ до $t_{\text{но}}^{\text{max}}$, при этом температура $t_{\text{но}}^{\text{max}}$ может достигать точки Ac_3 для ненаводороженного сплава, а $t_{\text{но}}^{\text{min}}$ близка к точке Ac_3^H ($\alpha+\beta/\beta$) – перехода для наводороженного сплава. Время выдержки τ_B^{min} может быть меньше, чем при $t_{\text{но}}^{\text{min}}$. Затем сплав охлаждают со скоростью в пределах от v_{max}^o до v_{min}^o . В зависимости от класса сплава распад β -фазы в процессе охлаждения со скоростью v^o меньше первой критической $v_{\text{к1}}^o$ может происходить по схемам $\beta \rightarrow \alpha_H + \beta^H$; $\beta_H \rightarrow \alpha_3 + \gamma$. Далее следует нагрев в вакууме со скоростями от v_{min}^H до v_{max}^H до температур от $t_{\text{во}}^{\text{max}}$ до $t_{\text{во}}^{\text{min}}$ в течение времени от τ_B^{min} до τ_B^{max} . Температура вакуумного отжига близка к интервалу температур $Ac_3 - Ac_3^H$. При этих температурах β -фаза распадается по схеме $\beta_H \rightarrow \alpha_d$. Выбор температурно-скоростных режимов ТВО должен осуществляться, исходя из необходимости достижения максимально возможной дисперсности структуры и предотвращения роста β -зерна при наводороживающем и вакуумном отжиге. Температурно-скоростные режимы ТВО должны назначаться в соответствии с диаграммами фазовых превращений в наводороженных сплавах при непрерывном охлаждении и в процессе дегазации в вакууме.

Схема 2 основана на фиксации в структуре сплава максимального количества β -фазы и последующем старении. Наводороживающий отжиг сплава проводят в интервале $Ac_3 - Ac_3^H$ длительностью τ_B . Охлаждение сплава после наводороживания проводят со скоростями v_{max}^o , большими первой критической $v_{\text{к1}}^o$ с учетом ее уменьшения при легировании сплава водородом. Старение осуществляют при температурах $t_{\text{ст}} \approx 400-450^\circ\text{C}$ в течение времени $\tau_B^{\text{ст}}$ в воздушных печах или в вакуумной печи непосредственно перед окончательным вакуумным отжигом при температуре $t_{\text{во}}$ длительностью τ_B . Эта схема ТВО позволяет не только получить однородную дисперсную структуру, но и провести гетерогенизацию структуры даже однофазных сплавов.

Схема 3 основана на эвтектоидном распаде наводороженной β -фазы ($\beta_H \rightarrow \alpha_3 + \gamma$) в режиме термоциклирования, что позволяет накопить достаточно большое количество дефектов кристаллического строения. Высокая плотность дефектов интенсифицирует гетерогенный распад β -фазы и рекристаллизацию фазово-наклепанного металла. Термоциклирование проводят в интервале температур, при этом верхняя температура выбирается несколько выше температуры конца обратного эвтектоидного превращения, а нижняя – ниже температуры конца прямого эвтектоидного превращения. При обработке по этой схеме концентрация водорода должна быть максимально возможной, а скорости нагрева и охлаждения при термоциклировании достаточными для реализации прямого и обратного эвтектоидного превращения. ТВО по этой схеме также завершается вакуумным отжигом, температура которого не должна быть слишком высокой во избежание роста зерна.

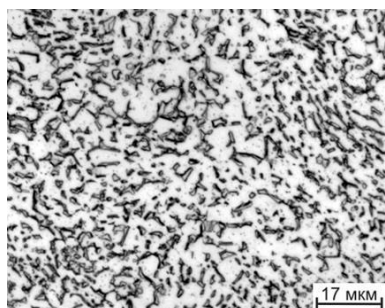
Схема 4 основана на термоциклической обработке, включающей многократное протекание прямого и обратного мартенситного превращения $\beta \rightarrow \alpha'$. Верхняя температура цикла должна быть несколько выше точки A_{c3}^H для наводороженного сплава, а скорость охлаждения v^o до комнатной температуры соответствовать первой критической. Скорость нагрева v_{\max}^H должна быть достаточно большой. Термоциклическая обработка по описанной схеме позволяет накопить большое количество дефектов кристаллического строения для интенсификации распада метастабильных фаз по гетерогенному механизму и даже вызвать рекристаллизацию, обусловленную внутрифазным наклепом. Этот способ реализуется только при $\beta \leftrightarrow \alpha'$ превращениях, что обусловлено генерированием при образовании α' -мартенсита большого количества аккомодационных дислокаций. При $\beta \rightarrow \alpha''$ превращении аккомодационные процессы происходят путем двойникования, что не дает достаточного наклепа для модифицирования структуры. Поэтому концентрация водорода выбирается, исходя из максимального снижения температур A_{c3} и M_H и предотвращения реализации мартенситного превращения α'' .

Схема 5 основана на многократно реализуемом $\beta \leftrightarrow \alpha$ превращении. Температуры верхней и нижней ступени цикла, скорости нагрева и охлаждения выбираются из условия обеспечения мартенситного зарождения и диффузионного роста зародышей новой фазы. ТВО по этой схеме позволяет решать те же задачи, что и по схеме 4, но при более "мягких" температурно-скоростных режимах.

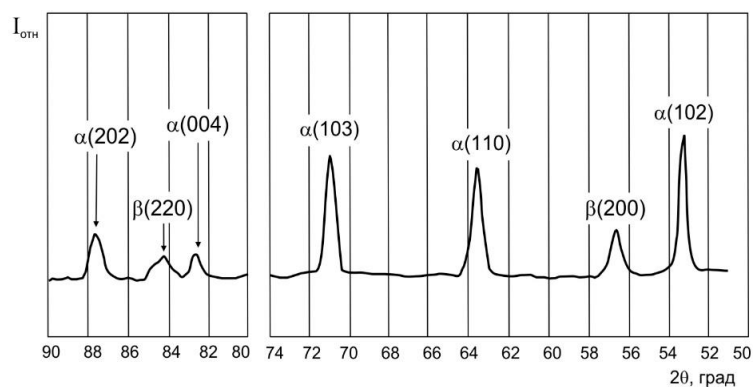
В работе [47] была показана эффективность применения ТВО для высокомодульного титанового сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo. Автором работы были разработаны 2 режима ТВО, позволяющие получить различные виды структур, и оценено их влияние на механические свойства сплава. Результаты работы приведены в таблице 1.4. Дифрактограммы и микроструктуры сплава представлены на рис. 1.10.

Таблица 1.4 – Механические свойства сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo в исходном состоянии и после ТВО [47]

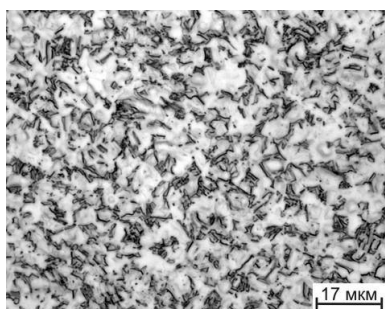
Режим обработки	Режим обработки				
	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	HRC
Отжиг 900 °С, 1 час	1020	960	14	30	32
ТВО1 Наводороживающий отжиг: t = 850 °С, X _H = 0,3 %; Вакуумный отжиг: t = 850 °С, 3 часа	1080	1020	11	25	38
ТВО2 Наводороживающий отжиг: t = 850 °С, X _H = 0,6 %; Вакуумный отжиг: t=550 °С, 1,5 часа + 650 °С, 4 часа	1100	1060	6	9	43



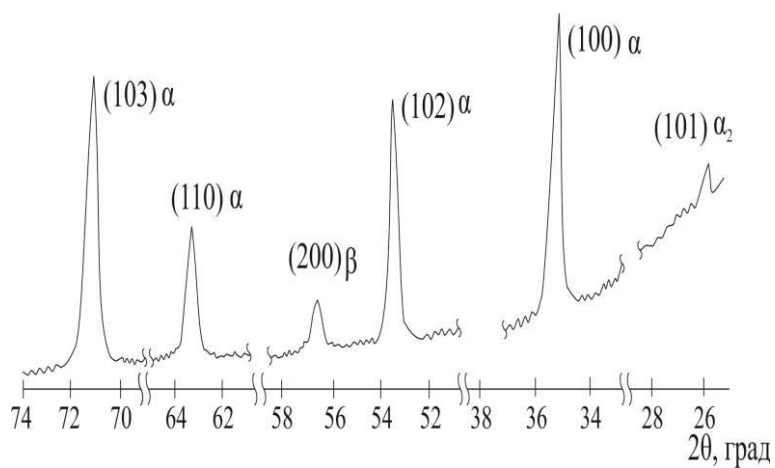
а)



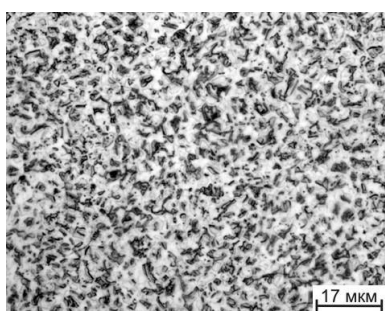
б)



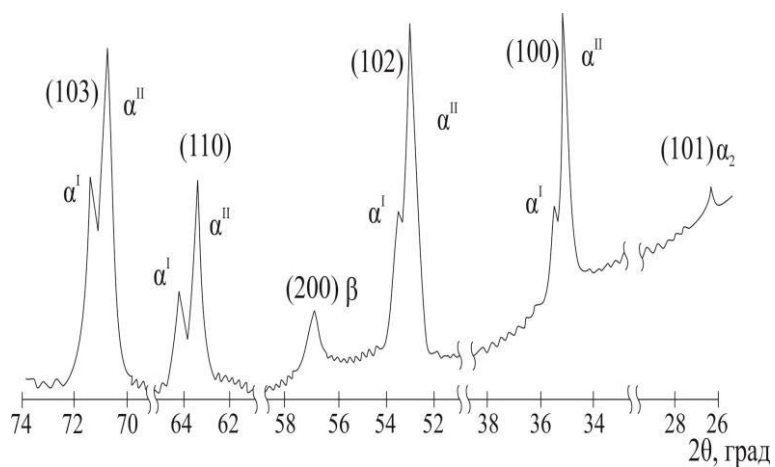
в)



г)



д)



е)

Рисунок 1.10 – Микроструктуры (а, в, г) и дифрактограммы (б, г, е) сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo после отжига (а, б), ТВО1 (в, г), ТВО2 (д, е) [47]

Автором работы установлено, что реализация ТВО1 формирует типичную глобулярную ($\alpha + \beta$) - структуру со средним размером α - частиц около 5 мкм. ТВО2 приводит к формированию бимодальной структуры сплава с глобулярной первичной $\alpha(\alpha_2)$ - фазой размерами 2–5 мкм, мелкодисперсной вторичной α - фазой ($\approx 0,5$ мкм) и β - фазой. Сформировавшиеся в процессе термоводородной обработки по данным режимам структуры благоприятно влияют на механические свойства сплава, увеличивая его предел прочности на 60 – 80 МПа и твердость на 6 – 11 ед. HRC по сравнению с отожженным состоянием.

1.3.2 Водородное пластифицирование

Повышение технологической пластичности титановых сплавов в процессах обработки давлением за счет дополнительного легирования водородом в работах В.К. Носова и Б.А. Колачева получило понятие водородное пластифицирование (ВП) [39]. Данный эффект основан на снижении усилий и/или температуры пластической деформации наводороженных титановых сплавов. В зависимости от соотношения между температурой деформации и температурами начала процессов возврата и рекристаллизации, пластическая деформация делится на холодную, неполную холодную, неполную горячую и горячую деформации [39, 47, 48]. Неполная деформация характеризуется неполнотой протекания процессов, при холодной – возврата, при горячей – рекристаллизации. В большинстве работ авторы заменяют термин «неполная деформация» на «теплая», указывая температурный интервал неполной холодной и неполной горячей деформации [48].

Анализ результатов исследований, приведенных в работах [48, 49–54], можно сделать вывод, что наиболее целесообразно применять ВП для титановых сплавов с низкой технологической пластичностью и высоким сопротивлением деформации. К данной группе сплавов относятся:

высокопрочные и сильнолегированные ($\alpha + \beta$)-сплавы, жаропрочные α , псевдо- α - и ($\alpha + \beta$) - сплавы, высокожаропрочные сплавы на основе α_2 - фазы с повышенным содержанием алюминия и орто - сплавы.

Действие водорода на напряжение течения титановых сплавов зависит от фазовой области, в которой проводится пластическая деформация. Так, например, при деформации в α - области водород оказывает разупрочняющее действие, в β -области - упрочняющее, а в ($\alpha + \beta$) - области могут наблюдаться оба этих эффекта.

Для высокопрочных ($\alpha+\beta$)-сплавов наибольший эффект ВП проявляется в условиях холодной деформации. Несмотря на высокое содержание β -стабилизаторов (V, Mo), пластичность этих сплавов в нормальных условиях достаточно низкая. Это связано с тем, что даже при небольших степенях деформации (5 – 10%) происходит распад механически нестабильной β - фазы с образованием α'' - мартенсита, что и приводит к разрушению. Водород стабилизирует β - фазу, предотвращая $\beta \rightarrow \alpha''$ - превращение, что приводит к повышению пластичности сплавов [54].

Повышение технологической пластичности жаропрочных титановых сплавов обеспечивается легированием β - стабилизирующими элементами, такими как ванадий, молибден, ниобий. Это приводит к снижению температуры полиморфного превращения и позволяет получить достаточно большое количество более пластичной, по сравнению с α - фазой, β - фазы при более низких температурах и тем самым снизить температуры деформации. Однако данный способ увеличения технологической пластичности снижает жаропрочность этих сплавов. В данном случае целесообразным будет применение ВП для снижения усилий при горячей деформации жаропрочных титановых сплавов, в частности, в изотермических условиях [55, 56]. Временное легирование водородом позволяет сделать жаропрочные титановые сплавы легкодеформируемыми, а при последующей дегазации восстанавливает их жаропрочные свойства.

Исследование влияния дополнительного легирования водородом на деформируемость отечественного жаропрочного ($\alpha + \beta$) - титанового сплава ВТ9 авторы работ [57, 58] проводили на образцах $\text{Ø}13 \times 18$ мм при изотермической осадке в интервале температур 700 – 950 °С со скоростями деформации ϵ_0 , равными $9,2 \cdot 10^{-3}$, $4,6 \cdot 10^{-2}$ и $9,2 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$. Концентрация водорода в образцах составила 0,003; 0,2; 0,36 %. Установлено, что водород приводит к снижению предела текучести сплава в интервале температур 700 – 900 °С. Например, удельное усилие осадки при степени деформации 70 % у образца с содержанием водорода 0,36 % при 800 °С такое же, как и у образца с исходным содержанием водорода при 900 °С. А при температуре 950 °С и скорости деформации $9,2 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ предел текучести сплава с 0,003; 0,2 и 0,36 % составляет 82, 55 и 74 МПа, соответственно.

Деформация титановых сплавов на основе интерметаллидов титана, в частности на основе α_2 - фазы, затруднена ввиду высокого содержания в них алюминия. Несмотря на протекающие в них разупрочняющие процессы полигонизации и рекристаллизации в процессе горячей пластической деформации, данные сплавы являются труднодеформируемыми ввиду низкой пластичности α_2 - фазы и высокого модуля упругости. При формоизменении данной группы сплавов в изотермических условиях требуются более высокие температуры деформации и дорогостоящие материалы инструмента, такие как высокожаропрочные сплавы на никелевой основе. Все это существенно повышает стоимость технологий производства. Применение ВП к данной группе сплавов позволит снизить температуры деформации за счет снижения температуры полиморфного превращения и повышения технологической пластичности [59].

В работах [39, 60] было исследовано влияние водорода на деформационные свойства сплава Ti-9Al. Авторами работ отмечено, что деформация образцов сплава Ti-9Al с исходным содержанием водорода при температурах однофазной β - области (1150 – 1200 °С) происходит без образования трещин до высоких степеней. Однако с понижением температуры

до 1000 °С происходит разрушение образцов при степени деформации 50 %. Дополнительное легирование водородом до концентрации 0,1 % позволяет деформировать образцы при температуре 1000 °С до 80 - 90 % без разрушения. Дальнейшее увеличение концентрации водорода до 0,15 - 0,3 % в еще большей степени повышает технологическую пластичность сплава. Так, например, легирование 0,3 % H снижает удельные усилия осадки сплава в 6 раз при 1000 °С и степени деформации 50 %.

В работе [61] исследовано влияние водорода на технологическую пластичность $\alpha+\alpha_2$ -титанового сплава при горячей пластической деформации. Образцы сплава Ti-9Al-1Mo-3Zr-4Sn после вакуумного отжига при 1200 °С подвергали изотермической осадке при температурах 850, 900, 925 и 950 °С и скорости деформации $\dot{\epsilon}_0 = 8 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$. Введение 0,4 и 0,65 % позволило осадить образцы до максимально возможной для используемого оборудования степени деформации 60 % без образования трещин. Водород приводит к снижению предела текучести сплава Ti-9Al-1Mo-3Zr-4Sn при всех температурах деформации. Максимальную технологичность сплав показывает при температуре 950 °С и концентрации водорода 0,3 %.

В нашей работе [62] удалось исследовано влияние легирования водородом на сопротивление горячей пластической деформации опытного сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo. Для этого были проведены испытания на изотермическую осадку в торец образцов диаметром 10 мм и высотой 13 мм с содержанием водорода 0,006, 0,3 и 0,6 % при температурах деформации 800 и 850 °С и постоянной скорости деформирования 3,7 мм/мин, соответствующей начальной скорости деформации $\dot{\epsilon} = 6 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Результаты испытаний показали, что предел текучести сплава с исходным содержанием водорода при температурах осадки 800 и 850 °С составил 340 и 220 МПа, соответственно. Дополнительное легирование водородом до 0,3 % снижает предел текучести сплава на 115 МПа при температуре деформации 850 °С и на 160 МПа при 800 °С. Наиболее интенсивное снижение предела текучести при изотермической

осадке происходит при введении в сплав 0,6 %. При температуре деформации 800 °С его значение составило 130 МПа, а при 850 °С - 95 МПа.

1.3.3 Механоводородная обработка

Благоприятное влияние легирования титановых сплавов водородом на их обрабатываемость резанием было обнаружено в работах, начатых в МАТИ им. К.Э. Циолковского в 1987 г. совместно с НИИД. Обнаруженные эффекты благоприятного влияния водорода на обрабатываемость титановых сплавов резанием послужили основой одного из направлений водородной технологии – механоводородной обработки титановых сплавов (МВО) [63–67]. Механоводородная обработка включает в себя: наводороживание металла до определенных концентраций; механическую обработку и вакуумный отжиг для снижения содержания водорода в металле до концентраций, при которых развитие водородной хрупкости деталей в процессе их эксплуатации заведомо исключено. Обратимое легирование титана и его сплавов водородом для улучшения их обрабатываемости резанием можно реализовать в двух основных направлениях:

1. используя активное влияние водорода на процессы, происходящие непосредственно в зоне резания (эти эффекты и были названы механоводородной обработкой [39, 68]);
2. преобразуя методами ТВО исходную неблагоприятную структуру (в частности, грубую пластинчатую) в мелкозернистую равноосную [39, 69].

Механоводородная обработка может применяться как самостоятельный технологический прием или в сочетании с другими направлениями водородной технологии (водородным пластифицированием, термоводородной обработкой, компактоводородными процессами).

Благоприятное влияние водорода на обрабатываемость титановых сплавов резанием может быть обусловлено действием следующих факторов [70–74]:

1. структурными и фазовыми изменениями, вызванными легированием титановых сплавов водородом;
2. изменением при легировании водородом механических свойств, определяющих обрабатываемость резанием;
3. изменением под влиянием водорода теплофизических свойств титана и его сплавов;
4. изменением степени налипания титана на инструмент при легировании сплавов водородом и характера износа инструмента.

Структурные изменения, внесенные легированием титановых сплавов водородом, несомненно вносят определенный вклад в улучшение и обрабатываемости резанием.

Обрабатываемость α и псевдо α -сплавов резанием улучшается при выделении гидридов, что делает металл хрупким и ломким, облегчая снятие стружки. Общим для псевдо α и $(\alpha+\beta)$ -сплавов является увеличение количества β -фазы с увеличением содержания водорода, измельчение структуры в определенном интервале концентраций водорода, выделение гидридов при концентрациях водорода свыше предела растворимости и формирование структуры, характерной для псевдо β -сплавов при достаточно больших содержаниях водорода. Из сопоставления параметров структуры псевдо α и $(\alpha+\beta)$ -титановых сплавов с разным содержанием водорода с зависимостями характеристик резания от содержания водорода следует, что наилучшей обрабатываемостью резанием обладают сплавы с мелкозернистой структурой. Увеличение содержания водорода в $(\alpha+\beta)$ сплавах выше оптимальной концентрации приводит к увеличению количества β -фазы до значений, характерных для псевдо β -сплавов, которые плохо обрабатываются резанием, что связано с большой вязкостью материала и сильным налипанием обрабатываемого материала на инструмент [75–78].

Существенный вклад в улучшение обрабатываемости может вносить также повышение теплопроводности титановых сплавов при их легировании водородом. При введении водорода в титан его теплопроводность при

температуре 700°C возрастает в 1,35; 1,4; 1,6 и 1,7 раза при содержаниях 0,45; 0,85; 1,25 и 1,65% водорода [79], что улучшает отвод тепла из зоны резания и приводит к снижению температуры в этой зоне.

Из вышеперечисленного следует, что благоприятное влияние водорода на обрабатываемость титановых сплавов резанием в наибольшей степени проявляется при определенных условиях. Когда МВО является самостоятельным технологическим процессом, при оценке желательной концентрации водорода следует руководствоваться данными, приведенными в таблице 1.5 [39, 80].

Таблица 1.5 – Оптимальные концентрации водорода в различных технологических процессах водородной технологии [39]

Сплав	Оптимальные концентрации водорода	Изменение характеристик обрабатываемости наводороженного металла по сравнению с исходным		
		Снижение температуры в зоне резания, °С	Уменьшение силы резания, число раз	Повышение удельной размерной стойкости инструмента, число раз
BT1-0	0,2–0,3	100–150	1,6–1,7	3–3,5
BT5-1	0,45–0,6	–	1,1	2–3,0
BT20	0,3–0,4	–	–	3,5
BT6	0,3–0,4	50–70	1,4	5–8
BT3-1	0,3–0,5	100–120	1,4	8–12
BT8	0,7–0,8	–	1,1	4–5
BT25	0,15–0,2	–	1,3	8–10
BT23	0,16–0,45	–	–	1,5–2

Если МВО входит как основная часть в более общий технологический процесс водородной технологии, то оценка целесообразной концентрации водорода осложняется, так как оптимальные содержания водорода, при которых в наибольшей степени проявляются различные благоприятные в

технологическом отношении эффекты, в общем случае не совпадают. Так, в частности, ТВО, как правило наиболее эффективна при существенно больших концентрациях водорода по сравнению с теми, которые оптимальны при водородном пластифицировании и МВО. В этом случае следует выбрать те концентрации водорода, при которых различные водородные эффекты не максимальны, а достаточны для достижения нужных результатов [39, 81].

1.4 Вакуумное ионно-плазменное азотирование титановых сплавов

Процесс вакуумного ионно-плазменного азотирования является современным упрочняющим методом химико – термической обработки изделий из различных металлов и сплавов. Процесс ионной обработки включает стадии вакуумирования, катодной очистки, нагрева тлеющим разрядом, азотирования и охлаждения. При катодном распылении происходит активация поверхности и разрушение оксидных пленок. Катодное распыление проводится в течение 5 – 6 минут при напряжении 1100 – 1400В и давлении 13,3 – 26,6Па. При ионном азотировании в разряженной азотсодержащей атмосфере (133 – 665Па) между катодом (деталью) и анодом возбуждается тлеющий разряд, и ионы газа бомбардируют поверхность катода. В результате бомбардировки положительно заряженными ионами происходит нагрев обрабатываемой поверхности [82–85].

Установка для химико – термической обработки в тлеющем разряде состоит из рабочей вакуумной камеры, в которую помещают детали (катод), вакуумной системы, газоприготовительной установки, блоков питания и управления [86-87].

Титан и его сплавы азотируют при нормальном и пониженном давлении (30–100 Па) в атмосфере азота, разбавленного аргоном (при парциальном давлении 0,5 – 4 кПа), или реже в аммиаке. При азотировании металла образуются многослойные диффузионные слои, состоящие из поверхностной зоны химического соединения и диффузионного подслоя – зоны внутреннего азотирования. Зона химических соединений в титановых сплавах

представлена нитридом TiN, который является достаточно хрупким. Диффузионная зона представляет из себя гетерофазную зону на базе высокоазотистого α – твердого раствора с избыточными выделениями нитридов [88]. Основными показателями, характеризующими диффузионный слой являются: поверхностная твердость; распределение твердости по толщине нитридной зоны и зоны внутреннего азотирования; градиент изменения твердости на единицу толщины слоя; эффективная толщина слоя. Твердость диффузионной зоны ниже, чем нитридной и монотонно спадает от границы двух зон слоя до значений твердости не азотированного металла [89].

Факторами, влияющими на эффективность вакуумного ионно – плазменного азотирования являются: температура и продолжительность процесса, состав газовой среды, давление насыщающего газа, электрические характеристики (напряжение разряда, плотность тока), конфигурация деталей, их расположение в садке. Большинство из перечисленных факторов взаимосвязаны. Так, состав газовой среды влияет на напряжение зажигания, а изменение напряжения и плотности тока ограничивается температурой процесса насыщения, возможностью равномерного нагрева деталей и давлением газовой среды [85, 89].

Наибольшая глубина диффузионной зоны достигается при минимальном содержании азота. Объясняется это образованием и развитием нитридной зоны при увеличении объемной доли азота в среде [90].

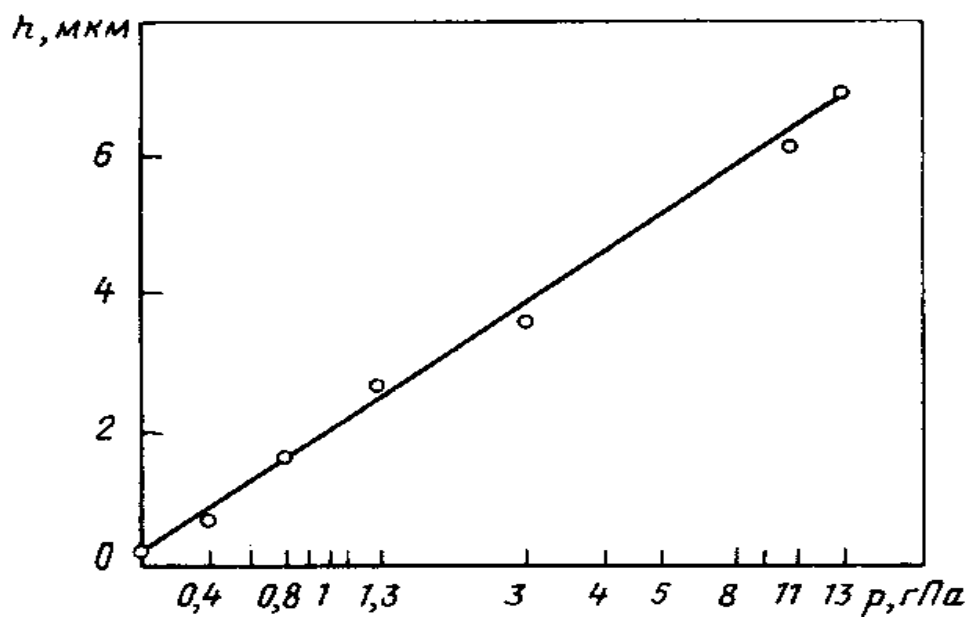
Давление азота оказывает существенное влияние, как на толщину диффузионного слоя, так и на толщину нитридной зоны (рисунок 1.11). Последняя с повышением давления газовой смеси в рабочей камере монотонно возрастает. Зависимость же толщины диффузионной зоны от давления азота имеет экстремальный характер [91].

Таким образом, регулирование фазового состава и толщины азотированного слоя можно осуществлять изменением насыщающей способности среды. Для формирования азотированного слоя без хрупкой нитридной зоны на поверхности титановых деталей при ионной обработке

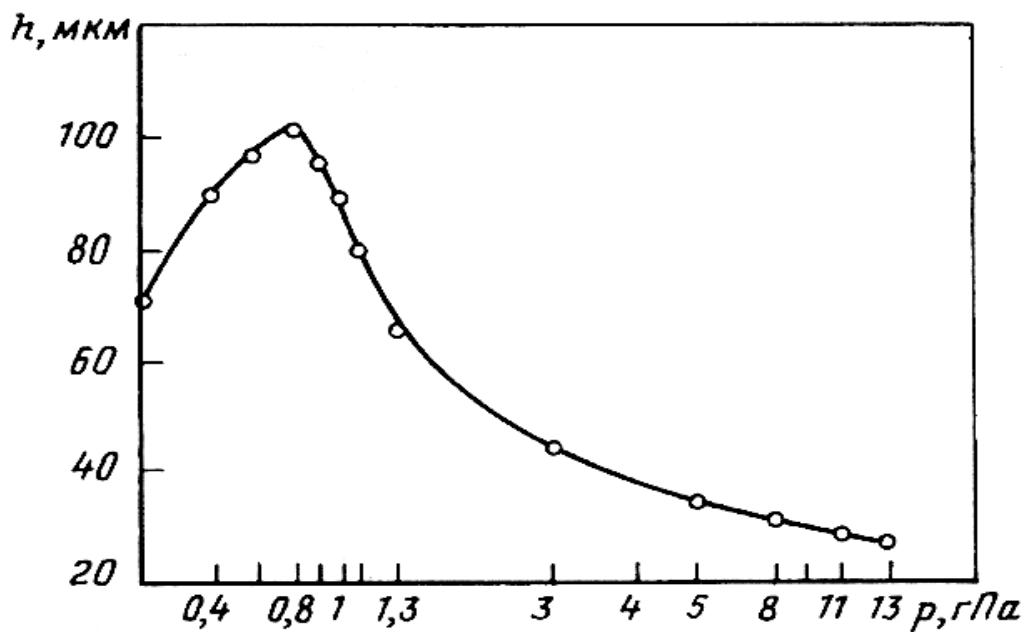
можно либо уменьшить давление азота в рабочей камере установки, либо разбавить азот инертным газом. Существенного уменьшения и даже отсутствия нитридной зоны при ионном азотировании можно достичь также очень малой скоростью подачи азота к поверхности металла, которая может стать лимитирующей стадией всего процесса [91, 92]. Однако при низких температурах длительность процесса составляет 8 – 15 часов [93].

В МАТИ – РГТУ им. К.Э. Циолковского был разработан метод вакуумной ионно-плазменной обработки поверхности, позволяющий проводить ионно – вакуумное азотирование и нанесение нитридных покрытий в модифицированной установке «Булат» [93–96]. Данный метод также позволяет снизить температуру процесса до 500 – 600⁰С, но при этом существенно сократить продолжительность поверхностной обработки.

Азотированный слой на титановых сплавах состоит из нитридной зоны и расположенной под ней диффузионной зоны. Последовательность образования фаз при ионном азотировании качественно определяется последовательностью их расположения вдоль изотермической горизонтали на диаграмме состояния TiN (рисунок 1.12) [97]. 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 ($\epsilon_1, \epsilon_2, \epsilon_3$) (рисунок 1.13) [94].



а)



б)

Рисунок 1.11 – Влияние давления азота на толщину нитридного слоя (а) и диффузионной зоны (б) после ионного азотирования титана ВТ1-0 при 900°C в течение 3 ч [91]

Выделяют высокотемпературное (800°C и выше) и низкотемпературное (ниже 800°C , преимущественно $500 - 650^{\circ}\text{C}$), азотирование титановых сплавов.

Золотистый цвет и высокая микротвердость поверхностного слоя, получаемого на титановых сплавах после ионного азотирования, свидетельствуют о том, что он состоит в основном из моонитрида титана TiN (δ -фаза). Под внешним нитридным слоем находится подслои нитрида ϵ -фазы с тетрагональной решеткой (1...3 мкм), ниже располагается большой протяженности зона твердого раствора азота. По мере удаления от нитридного слоя концентрация азота в твердом растворе уменьшается, что приводит к монотонному снижению твердости по толщине диффузионной зоны [96]. В процессе ионного азотирования чистого титана при температурах α – области концентрация азота возрастает до тех пор, пока не достигнет предела его растворимости в этой фазе при данной температуре. В результате этого на поверхности образуется нитридный слой с более высоким содержанием азота, поэтому концентрация азота при переходе от α -фазы к нитридному слою возрастает скачкообразно. В процессе азотирования титана в ($\alpha+\beta$) – области β -фаза насыщается азотом до тех пор, пока его концентрация не достигнет предела растворимости в этой фазе. При дальнейшем насыщении азотом также формируется внешний нитридный слой. При охлаждении насыщенная азотом β -фаза превращается в азотистую α -фазу [81, 95].

В процессе диффузионного насыщения титана азотом формируются δ -фаза и различные модификации ϵ -фазы, а при охлаждении от температуры азотирования вследствие переменной растворимости азота в титане в зоне твердого раствора происходит выделение избыточной ϵ -фазы, что подтверждено электронномикроскопическими исследованиями.

Структура азотированного слоя чистого титана после охлаждения до нормальной температуры изменяется от поверхности к сердцевине образца следующим образом [91]: $\delta \rightarrow \epsilon \rightarrow \text{Ti}_\alpha(\text{N}) + \epsilon \rightarrow \text{Ti}_\alpha(\text{N}) \rightarrow \text{Ti}_\alpha$. Такая же последовательность образования фаз имеет место и при обработке псевдо- α – сплавов (ОТ4, АТ3, АТ6) и ($\alpha+\beta$) – сплавов (ВТ3 – 1, ВТ6, ВТ8) [95].

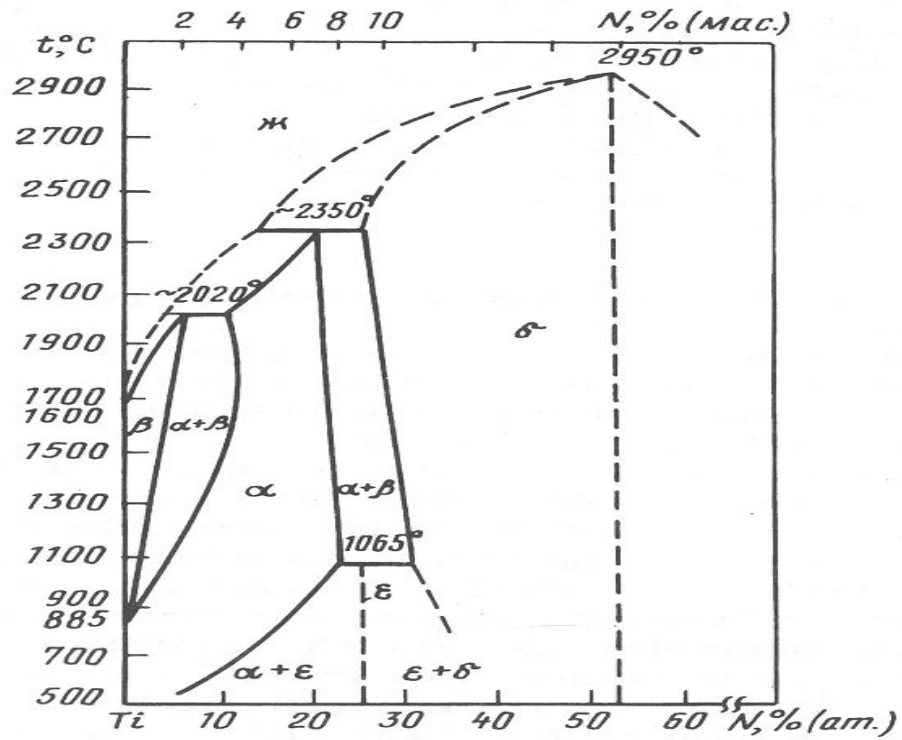


Рисунок 1.22 – Диаграмма состояния системы Ti – N [94]

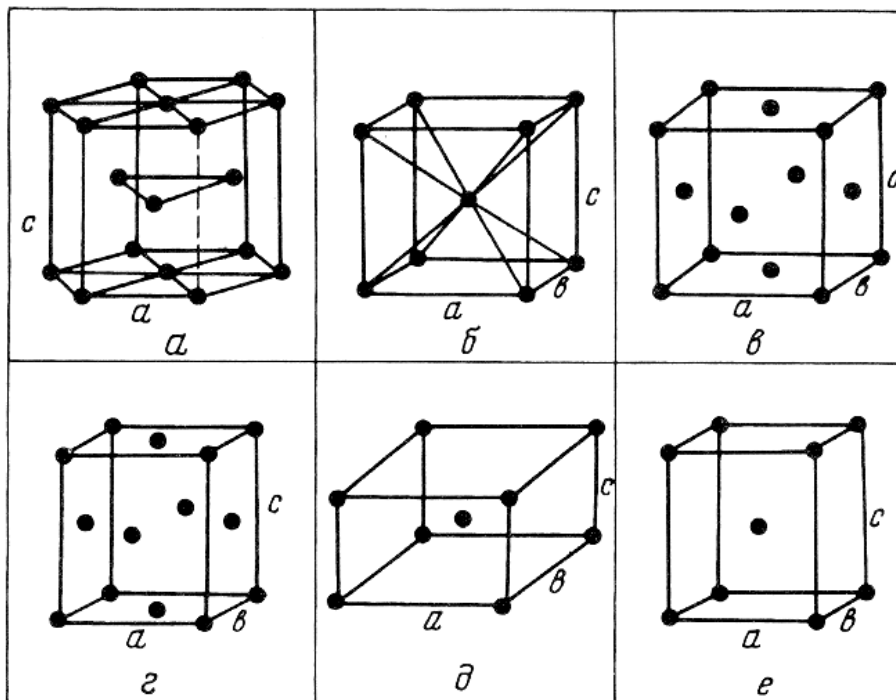


Рисунок 1.13 – Кристаллические решетки α -Ti (а), β -Ti (б) и нитридных фаз δ (в), ϵ_1 (г), ϵ_2 (д), ϵ_3 (е) [94]

В работе [98] были проведены исследования влияния различных режимов ВИПА на глубину и микротвердость модифицированного

поверхностного слоя промышленных титановых сплавов: VT1-0, VT5, VT6, VT16, VT23. Установлено, что ВИПА при 550 °С нелегированного титана повышает его микротвердость на 180 ед. $HV_{0,05}$, а при 600 °С – на 360 ед. $HV_{0,05}$. Микротвердость образцов из сплава VT5 увеличивается с 340 ед. $HV_{0,05}$ в исходном состоянии до 520 ед. $HV_{0,05}$ после ВИПА при 550 °С и до 750 ед. $HV_{0,05}$ после ВИПА при 600 °С. Аналогичные закономерности были получены и при исследовании сплавов VT6, VT16 и VT23. ВИПА при 550 °С приводит к увеличению микротвердости образцов из данных сплавов на 170 – 180 ед. $HV_{0,05}$, а при 600 °С - на 300 – 315 ед. $HV_{0,05}$.

1.5 Заключение по литературному обзору и постановка задач исследования

Анализ литературы показал, что высококомодульные титановые сплавы с повышенным содержанием алюминия являются перспективным материалом для изготовления крупногабаритных хирургических инструментов для ортопедических операций по эндопротезированию крупных суставов человека. Такие инструменты должны иметь высокую прочность, износостойкость, жесткость конструкции, коррозионную стойкость.

Производство хирургических инструментов состоит из ряда технологических операций, включающих штамповку и механическую обработку. Однако анализ литературы показал, что высококомодульные титановые сплавы имеют низкую технологичность при обработке давлением и резанием.

Эффективным способом повышения технологических и эксплуатационных свойств полуфабрикатов и изделий из титановых сплавов является водородная технология. Многими авторами отмечено, что легирование водородом позволяет повысить деформационные свойства и обрабатываемость резанием титановых сплавов.

Однако возможность изотермической штамповки сложных по форме заготовок и применения водорода для улучшения обрабатываемости резанием для этих сплавов не изучены.

Проблемы недостаточной твердости и износостойкости титановых сплавов в настоящее время решаются технологическими методами обработки, в частности вакуумным ионно-плазменным азотированием.

В связи с этим актуальной является разработка комплексной технологии изготовления и обработки ортопедических режущих инструментов из высококомодульных титановых сплавов, основанной на сочетании водородных технологий и вакуумного ионно-плазменного азотирования.

Цель настоящей работы состояла в установлении влияния водородных технологий на фазовый состав, структуру, технологические и эксплуатационные свойства сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo и разработке на этой основе технологии получения и обработки заготовок крупногабаритных хирургических инструментов для ортопедии и травматологии.

Для достижения поставленной цели были поставлены и решены следующие **задачи**:

6. Установить влияние термобарических и концентрационных параметров наводороживающего отжига при термоводородной обработке на фазовый состав и структуру сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo.
7. Установить влияние режимов вакуумного отжига при термоводородной обработке на фазовый состав и структуру сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo.
8. Методом математического компьютерного моделирования определить температурные, силовые и деформационные параметры изотермической штамповки заготовок рашпилей из сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo, легированного водородом. Оценить возможность штамповки заготовок по термосиловым режимам, применяемым для штамповки ножек эндопротеза тазобедренного сустава из сплава ВТ6.

9. Установить влияние легирования водородом и термоводородной обработки на обрабатываемость резанием сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo в процессе фрезерования.
10. Установить влияние термоводородной и вакуумной ионно-плазменной обработок на ударную вязкость образцов из сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo.

Глава 2. Объекты и методы исследования

2.1 Объекты исследования

В качестве материала для исследования использовали опытный $(\alpha+\alpha_2+\beta)$ -сплав Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo. Образцы для исследований вырезали из горячекатаного прутка $\varnothing 22$ мм. Химический состав сплава приведен в таблице 2.1.

Таблица 2.1 – Химический состав сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo, мас. %

Легирующие элементы				Примеси					
Ti	Al	Mo	Zr	Fe	Si	O	C	N	H
Основа	8,7	2,0	1,5	0,15	0,1	0,12	0,01	0,01	0,006

Для металлографических и рентгеноструктурных исследований использовали образцы $\varnothing 18 \times 10$ мм. Подготовку образцов осуществляли по стандартной методике [99, 100]. Образцы подвергали шлифовке наждачной бумагой различной зернистости и окончательной электрополировке в смеси хлорной (20%) и уксусной (80%) кислот. В качестве катода использовали аустенитную нержавеющую сталь, анодом служил образец. Напряжение на электродах составляло 35–50 В. После электрополировки поверхность шлифов подвергали химическому травлению. Травление образцов для металлографических исследований проводили в водном растворе плавиковой (5%) и азотной (35%) кислот. Травление образцов для рентгеноструктурного анализа проводили в смеси плавиковой (25%) и азотной (75%) кислот.

Для исследования обрабатываемости резанием при фрезеровании использовали образцы опытного сплава $\varnothing 18 \times 50$ мм.

Для испытаний на ударную вязкость сплава использовали стандартные [101] образцы $55 \times 7,5 \times 8$ мм с V-образным надрезом.

Легирование образцов водородом проводили термодиффузионным способом в установке Сивертса. Количество введенного водорода определяли

по привесу образцов с помощью точных электронных лабораторных весов A&D HR-150AG (абсолютная погрешность не более 0,0001 г).

Вакуумный отжиг образцов проводили в печи модели «ВЕГА-3М». Концентрацию водорода после вакуумного отжига определяли спектральным методом на спектрографе ИСП-51 с электронной аналитической приставкой МОРС-1/2048/РСІ.

Вакуумное ионно-плазменное азотирование образцов проводили в модифицированной установке «Булат-6Т» в смеси газов азота и аргона.

2.2 Методы исследования

Металлографические исследования проводили на оптическом микроскопе AXIO Observer.A1m (ZEISS) при увеличениях до 1000 крат с обработкой результатов в программном комплексе NEXSYS ImageExpert Pro 3.

Рентгеноструктурный анализ проводили на дифрактометре модели ДРОН-4 в фильтрованном медном излучении (CuK_α) при ускоряющем напряжении 35 кВ и анодном токе 25 мА. Скорость съемки составляла 2 град./мин., скорость счета импульсов устанавливалась автоматически в пределах от 1000 до 40000 имп./с. Объемную долю фаз рассчитывали по соотношению интегральных интенсивностей дифракционных максимумов по формуле:

$$I_i = \frac{J_i}{\sum_{i=1}^n J_i}, \quad (2.1)$$

где J_i - интегральная интенсивность i -го дифракционного максимума;

n - количество отражений.

Компьютерное моделирование процесса изотермической штамповки проводили методом конечных элементов с использованием программного обеспечения QForm v 10.2.3.

В качестве показателей механообрабатываемости исследуемого сплава использовали силу и температуру резания при фрезеровании. Силу резания

измеряли специализированным динамометром УДМ-600. Перед измерениями динамометр тарировали с использованием эталонного динамометра ДОСМ-3-02. Ошибка измерения силы составляет $\pm 5\%$. Схема измерительной установки при фрезерования приведена на рисунке 2.1. Для измерения температуры в зоне резания применяли метод естественной термопары. Измерение термо-э.д.с. проводили мультиметром MAS830B с точностью отсчета $\pm 0,1$ мВ. Инструментальная точность измерения температуры составила $\pm 5\%$. Для перевода значений термо-э.д.с. в температуру проводили тарирование естественной термопары на простейшем стенде, включающем в себя печь с терморегулятором и естественную термопару (рис. 2.2). Термопара образована заготовкой из исследуемого титанового сплава и исследуемой фрезой.

Ударную вязкость определяли согласно ГОСТ 9454-78 с использованием маятникового копра ПСВ-30. Фрактограммы изломов образцов после испытаний на ударную вязкость получали с помощью сканирующего электронного микроскопа HITACHI SU 3500.

Экспериментальные результаты обрабатывали методами математической статистики. Величины абсолютной и относительной погрешностей измерений по основным методам исследования, рассчитанные с доверительной вероятностью $\alpha=0,95$, приведены в таблице 2.2.

Таблица 2.2 – Абсолютные и относительные погрешности измерений при доверительной вероятности $\alpha=0,95$

Измеряемая величина	Условное обозначение	Абсолютная ошибка	Относительная ошибка, %
Температура нагрева	t_n	5 °С	–
Скорость охлаждения	v^o	–	7
Концентрация вводимого водорода	x_n	–	0,05
Объемная доля фаз	I_i	–	5
Сила резания	P_x	–	5
Температура резания	$t_{рез}$	–	5
Ударная вязкость	KCV	–	8

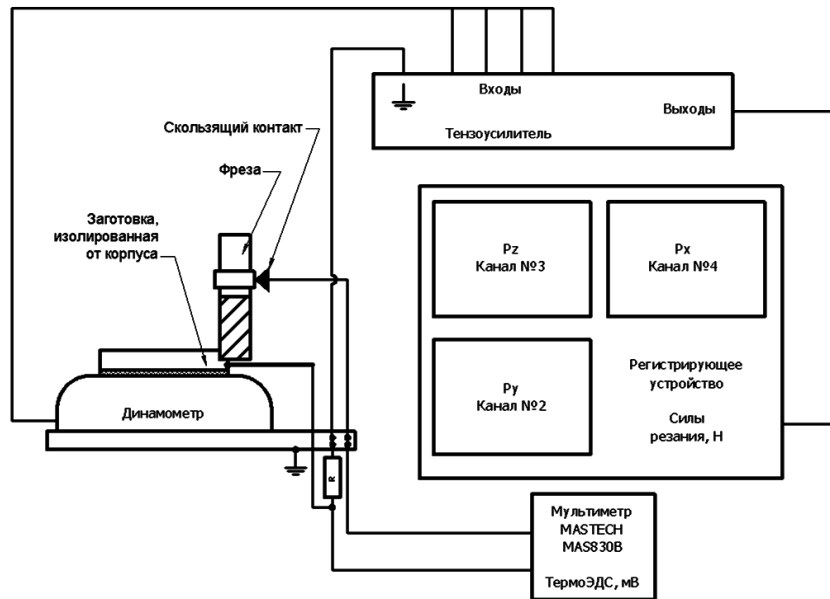


Рисунок 2.1 – Схема установки для измерения усилий и температуры в зоне резания при фрезеровании

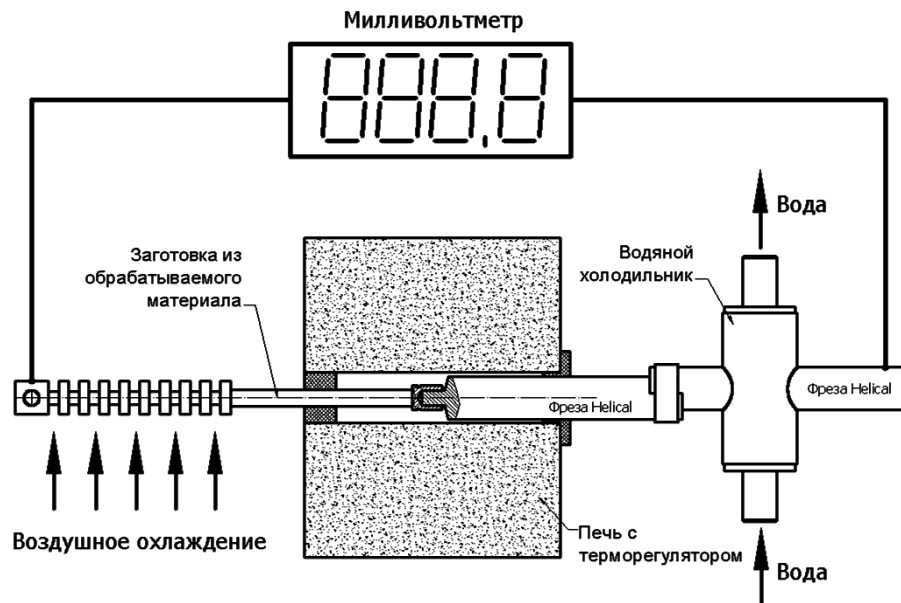


Рисунок 2.2 – Схема установки для тарирования естественной термопары

Глава III. Влияние термоводородной обработки на фазовый состав и структуру опытного титанового сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo

3.1 Влияние параметров наводороживающего отжига на фазовый состав и структуру сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo при термоводородной обработке

В большинстве случаев для насыщения титановых сплавов водородом до расчетных концентраций используют метод Сивертса. Процесс проводят при температурах в интервале 900–600°C в зависимости от класса сплава и требуемой структуры. При этом наводороживание сплавов на основе Ti₃Al или сплавов с высокой долей этой интерметаллидной фазы требует более высоких температур из указанного интервала (а именно 850–900°C) ввиду необходимости растворения упорядоченной α_2 -фазы при нагреве и более интенсивного развития $\alpha_2 \rightarrow \alpha \rightarrow \beta$ -превращений. Это приводит к ускоренной кинетике наводороживающего отжига. Очевидно, что скорость адсорбции водорода зависит не только от температуры, но и от давления газообразного водорода над сплавом. При его расчетных давлениях, не превышающих атмосферного (≤ 100 кПа), процесс адсорбции водорода сплавами с интерметаллидной фазой протекает существенно медленнее, чем для промышленных сплавов всех классов с содержанием алюминия не более 7 мас. %. Однако процессы формирования структуры сплавов с α_2 -фазой в результате наводороживания до разных концентраций при давлении водорода более 100 кПа практически не изучены.

Поэтому на начальном этапе работы было проведено исследование формирования структуры и фазового состава сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo в процессе наводороживающего отжига при различных давлениях водорода над сплавом. Для этого цилиндрические образцы опытного сплава размерами $\varnothing 18 \times 60$ мм легировали водородом в установке Сивертса по режимам, приведенным в таблице 3.1.

Таблица 3.1 – Режимы наводороживающего отжига* образцов сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo

№ режима	Концентрация вводимого водорода, мас. %	Давление водорода перед насыщением образцов, кПа	Способ охлаждения
1	0,2	100	С печью
2	0,4		
3	0,6		
4	0,6		С печью до 250 °С, затем на воздухе
5	0,2	130	С печью
6	0,4		
7	0,6		

* Температура наводороживающего отжига – 850 °С, время выдержки до и после насыщения водородом – по 1 часу для всех режимов.

Скорость охлаждения в печи составила 0,07 К/с. Охлаждение на воздухе проводили путем удаления реторты с образцами из рабочей зоны нагревательной печи.

Рентгеноструктурный анализ образцов показал, что фазовый состав горячекатаного прутка в исходном состоянии представлен α -, β - и α_2 -фазами. Объемная доля β -фазы составила около 12%. Наводороживающий отжиг образцов до 0,2 и 0,4 мас. % Н с последующим охлаждением в печи до комнатной температуры (режимы 1 и 2) привел к увеличению объемной доли β -фазы в сплаве до 20 и 25%, соответственно. В процессе охлаждения образцов с 0,4 мас. % Н в сплаве протекает атермическое $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение с выделением небольшого количества вторичной мелкодисперсной α^{II} -фазы. Охлаждение образцов с 0,6 мас. % Н со скоростью 0,07 К/с (режим 3) приводит к полному распаду β -фазы по эвтектоидной реакции $\beta \rightarrow \alpha_3 + \text{TiN}_x$. Однако, при увеличении скорости охлаждения образцов с температуры 250 °С в сплаве с

данной концентрацией водорода (режим 4) сохраняется около 30% β -фазы при комнатной температуре вследствие частичного подавления эвтектоидного превращения. Это согласуется с построенной ранее [47] диаграммой фазового состава сплава, легированного водородом. Фазовый состав сплава после наводороживающего отжига по различным режимам представлен в таблице 3.2.

Таблица 3.2 – Фазовый состав сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo после наводороживающего отжига по различным режимам

№ режима	Концентрация водорода, мас. %	Фазовый состав	Давление водорода, кПа	Объемная доля β -фазы, %
1	0,2	$\alpha+\beta+\alpha_2$	100	20
2	0,4	$\alpha+\beta+\alpha_2+\alpha^{\text{II}}$	100	25
3	0,6	$\alpha+\alpha^{\text{II}}+\alpha_2+(\alpha_3+\delta)^*$	100	0
4	0,6	$\alpha+\alpha^{\text{II}}+\beta+\alpha_2+(\alpha_3+\delta)$	100	30
5	0,2	$\alpha+\beta+\alpha_2$	130	22
6	0,4	$\alpha+\beta+\alpha_2+\alpha^{\text{II}}$	130	28
7	0,6	$\alpha+\alpha^{\text{II}}+\alpha_2+(\alpha_3+\delta)$	130	0

* δ – гидридная фаза состава TiH_x , где $1 \leq x \leq 2$.

Образование вторичной α^{II} -фазы достоверно регистрируется на дифрактограммах наводороженных образцов. Все дифракционные максимумы α -фазы имеют асимметрию или заметное «раздвоение» в сплаве с 0,4 и 0,6 мас. % H (рис. 3.1). Кроме того, на всех дифрактограммах имеется сверхструктурный рефлекс (101) α_2 -фазы на малых брэгговских углах, а также «размытый» рефлекс (220) фазы TiH_x на дифрактограммах образцов с 0,6 мас. % H, охлажденных с печью.

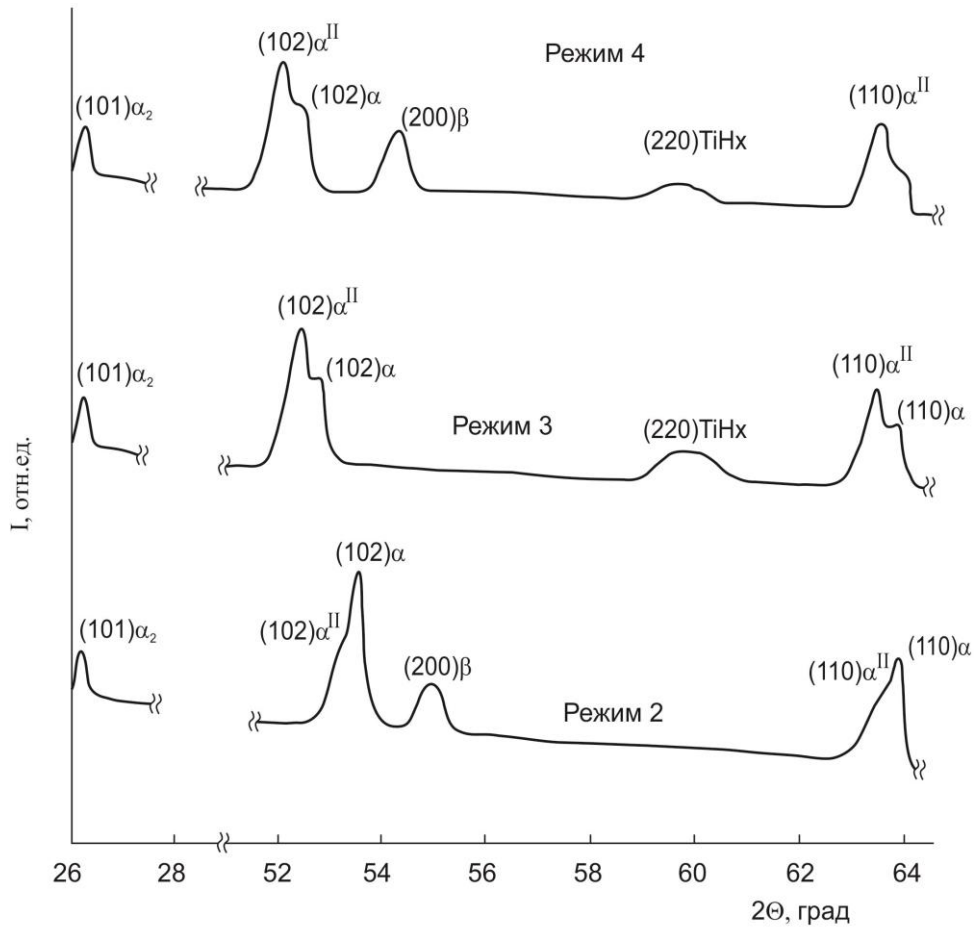


Рисунок 3.1 – Фрагменты дифрактограмм образцов сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo после наводороживающего отжига по различным режимам

Металлографические исследования показали, что структура сплава в исходном состоянии представлена деформированными α -пластинами в β -матрице (рис. 3.2). При температуре наводороживающего отжига в сплаве происходит рекристаллизация исходной пластинчатой α -фазы с образованием полиэдрических α -зерен. При этом инициированное водородом $\alpha \rightarrow \beta$ -превращение приводит к уменьшению размера первичной α -фазы в сплаве. Структура всех образцов однородна по сечению (рис. 3.3).

Наводороживающий отжиг при исходном давлении водорода 130 кПа привел к образованию крупных пластин α -фазы в поверхностных слоях образцов с 0,2 мас. % Н (рис. 3.4). Такая структура сформировалась в результате экзотермической реакции поглощения сплавом водорода. Увеличение «плотности насыщения» [39] (или интенсивности поверхностных реакций) водорода при повышении давления в системе должно приводить к дополнительному разогреву поверхности образцов, по-видимому до температур β -области, и формированию крупных пластин α -фазы при последующем охлаждении (подобно отжигу в β -области).

Переходная зона структуры содержит как глобулярную, так и пластинчатую α -фазу. В сердцевине образцов формируется $\alpha + \beta + \alpha_2$ -структура с глобулярной α -фазой.

Большая продолжительность процесса поглощения водорода до концентраций 0,4 и 0,6 мас. % приводит к постепенному выравниванию температур поверхностного слоя и сердцевины образцов по механизмам теплопроводности и к соответствующему изменению структуры поверхностного слоя – появлению в структуре квазиглобулярных частиц α -фазы и уменьшению длины и толщины α -пластин (рис. 3.5, 3.6). При этом глубина слоя с долей крупнопластинчатой α -фазы растет с увеличением концентрации водорода в сплаве от 1 мм при 0,2 мас. % Н до 3 мм при 0,6 мас. % Н.

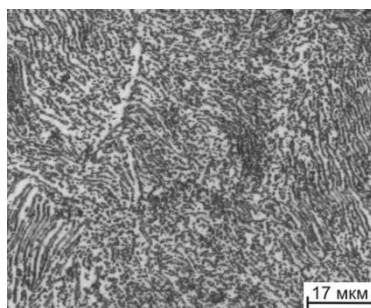
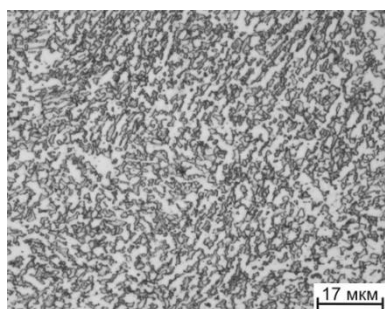
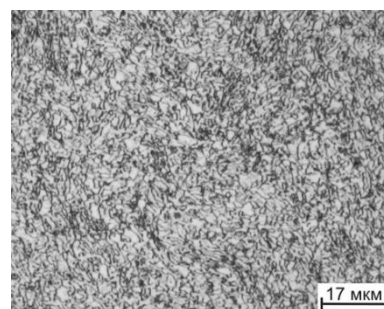


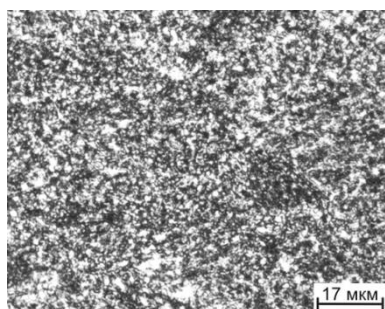
Рисунок 3.2 – Микроструктура образцов сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo в исходном состоянии



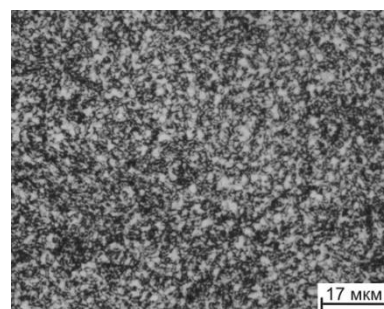
а)



б)



в)



г)

Рисунок 3.3 – Микроструктура образцов сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo после наводороживающего отжига по режимам: а) №1; б) №2; в) №3; г) №4

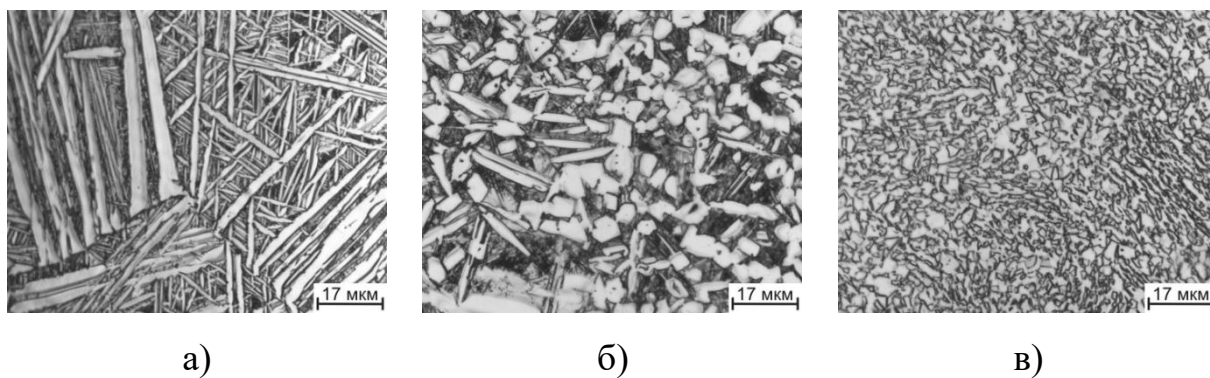


Рисунок 3.4 – Микроструктура образцов сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo после наводороживающего отжига по режиму 5: в поверхностном слое (а), переходной зоне (б) и сердцевине (в)

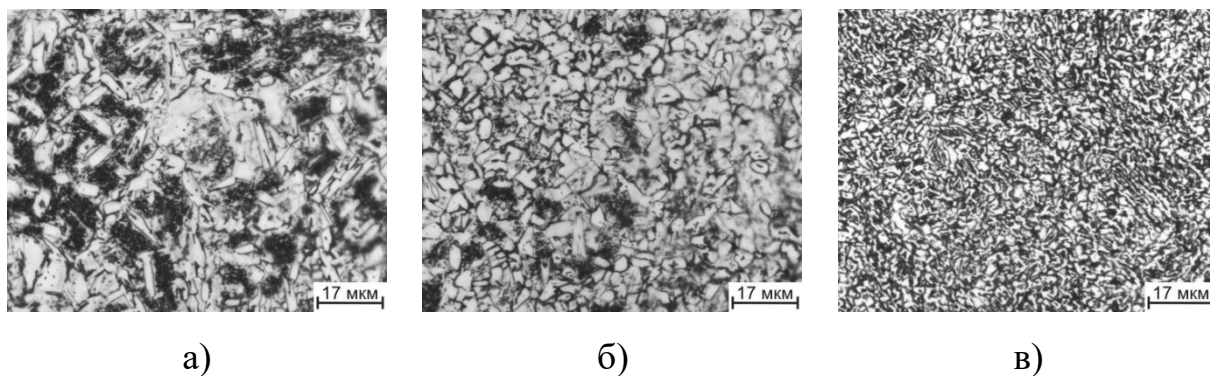


Рисунок 3.5 – Микроструктура образцов сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo после наводороживающего отжига по режиму 6: в поверхностном слое (а), переходной зоне (б) и сердцевине (в)

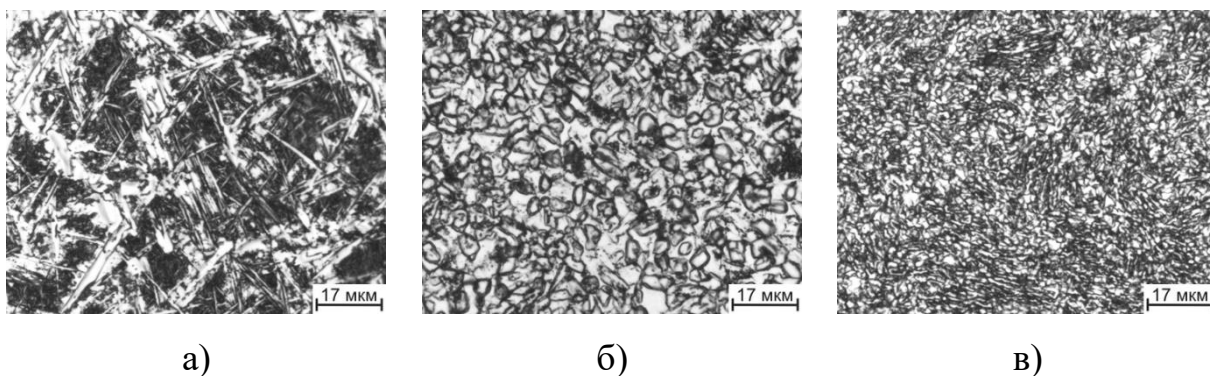


Рисунок 3.6 – Микроструктура образцов сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo после наводороживающего отжига по режиму 7: в поверхностном слое (а), переходной зоне (б) и сердцевине (в)

Формирование такой неоднородной по сечению образцов структуры может быть нежелательно, особенно при термоводородной обработке заготовок изделий, испытывающих, например, циклические нагрузки, так как снижает работу зарождения трещин. Полученные результаты показывают, что стремление ускорить процесс гидрирования путем повышения давления водорода над сплавом не всегда оправдано, а при подготовке производства с использованием термоводородной обработки необходимо исследование влияния давления водорода на структуру.

3.2 Влияние режимов вакуумного отжига на фазовый состав и структуру сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo при термоводородной обработке

Рациональный и научно-обоснованный выбор режимов вакуумного отжига, как заключительного этапа термоводородной обработки титановых сплавов, направлен на достижение двух основных целей – удаление водорода до безопасных концентраций и формирование структуры, обеспечивающей оптимальное сочетание физико-механических свойств [40]. Металловедческие основы такого выбора и соответствующие параметры процесса хорошо изучены для титановых сплавов разных классов [39–42]. Однако во многих случаях, например, при необходимости формирования однородных мелкодисперсных структур, температура вакуумного отжига не превышает 600–650°C, что соответственно увеличивает его продолжительность до 5–6 часов (при поперечных размерах образцов более 10 мм). При необходимости формирования крупнопластинчатой или градиентной структуры сплавов температуру вакуумного отжига выбирают в интервале 800–850°C [39].

Для сплавов с повышенным содержанием алюминия (8-10 мас. %), имеющих в исходном состоянии ($\alpha+\alpha_2$)- или ($\alpha+\alpha_2+\beta$)-структуры, выбор режимов вакуумного отжига и его результаты, в зависимости от концентрации введенного водорода и полученной структуры, имеют особенности. Они связаны с влиянием водорода на процессы разупорядочения α_2 -фазы [47],

тепловыми эффектами при десорбции водорода, влиянием упорядоченных структур и водорода на теплопроводность сплава и др.

Как показано выше, сильный экзотермический эффект поглощения водорода при наводороживающем отжиге с высоким (более атмосферного) давлением газообразного водорода над сплавом Ti-8,7Al-1,5Zr-2,0Mo приводит к формированию существенно неоднородной структуры по сечению образцов диаметром 18 мм. В связи с этим представляет интерес формирование структуры в этом сплаве при вакуумном отжиге, т.к. процессы десорбции водорода должны сопровождаться эндотермическим эффектом в поверхностных слоях образцов, предварительно наводороженных до разных концентраций и имеющих в этом состоянии однородную по сечению структуру.

Поэтому на следующем этапе работы было проведено исследование влияния режимов вакуумного отжига на фазовый состав и структуру образцов сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo, легированного водородом до различных концентраций. В качестве исходных образцов для экспериментов были использованы образцы с содержанием водорода 0,2; 0,4 и 0,6% водорода с однородной по сечению мелкодисперсной структурой, наводороженные по режиму: исходное давление водорода – 100 кПа, температура 850°C, охлаждение с печью (режимы 1, 2 и 3 в табл. 3.1). Режимы вакуумного отжига и фазовый состав образцов с водородом (перед вакуумным отжигом) приведен в таблице 3.3.

После вакуумного отжига по режимам 1, 3, 4, 5 концентрация водорода по всему сечению образцов составляла 0,01–0,008 мас. %, т.е. была в пределах допустимой. После режима 2 концентрация водорода в сердцевине образца составляла 0,09, а на периферии 0,01 мас. %. Фазовый состав исследуемого сплава после вакуумного отжига по различным режимам представлен в таблице 3.4.

Таблица 3.3 – Режимы вакуумного отжига (ВО) образцов сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo с различной концентрацией водорода

№ режима	Концентрация водорода перед ВО, мас. %		Режим ВО	Фазовый состав перед ВО
	Перед ВО	После ВО		
1	0,2		900°C, 1 час + 800°C, 1 час	$\alpha + \alpha_2 + \beta$
2	0,4		950°C, 0,5 часа	$\alpha + \alpha_2 + \beta + \alpha^{II*}$
3	0,4		950°C, 1,5 часа	$\alpha + \alpha_2 + \beta + \alpha^{II}$
4	0,4		700°C, 1 час + 950°C, 1 час	$\alpha + \alpha_2 + \beta + \alpha^{II}$
5	0,6		650°C, 5 часов	$\alpha + \alpha_2 + \alpha^{II} + (\alpha_3 + \delta)^{**}$

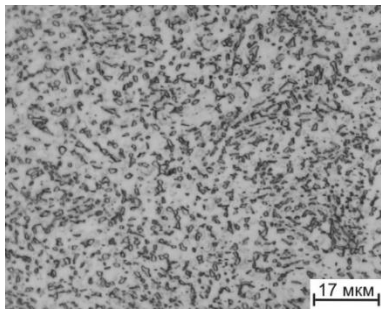
* α^{II} – вторичная α -фаза; ** $(\alpha_3 + \delta)$ – эвтектоид, δ – гидрид TiH_x, где $1 \leq x \leq 2$

Таблица 3.4 – Фазовый состав образцов сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo после вакуумного отжига (ВО) по различным режимам

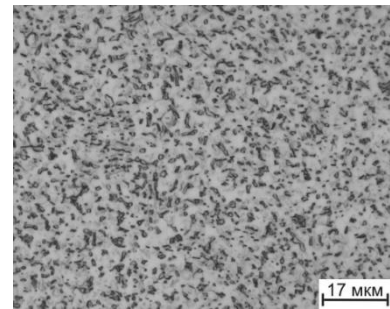
№ режима (см. табл. 1)	Концентрация водорода, мас. %		Фазовый состав	Объемная доля β -фазы, %	Глубина поверхностного слоя, мм
	Перед ВО	После ВО			
1	0,2	0,008	$\alpha + \beta$	13	-
2	0,4	$\frac{0,09^*}{0,01}$	$\frac{\alpha + \beta^*}{\alpha + \beta + \alpha_2}$	$\frac{20^*}{8}$	2,0
3	0,4	$\frac{0,008}{0,008}$	$\frac{\alpha + \beta}{\alpha + \beta}$	$\frac{12}{11}$	3,0
4	0,4	$\frac{0,01}{0,008}$	$\frac{\alpha + \beta}{\alpha + \beta}$	$\frac{15}{9}$	4,5
5	0,6	0,01	$\alpha + \alpha^{II} + \beta + \alpha_2$	13	-

* В числителе – в сердцевине образцов, в знаменателе – в поверхностном слое

Структура после вакуумного отжига по режиму 1 – однородная, с преимущественно глобулярной α -фазой размером 1–3 мкм (рис. 3.7). Фазовый состав – $\alpha+\beta$, сверхструктурных рефлексов α_2 -фазы на дифрактограмме не выявлено. Объемная доля β -фазы составила около 13% (табл. 3.4). Аналогичное структурное состояние – однородное по сечению образцов, было сформировано после вакуумного отжига по режиму 5 (рис. 3.8). Размеры структурных составляющих α -фазы здесь заметно меньше, чем после режима 1, что обусловлено низкой температурой вакуумного отжига. Фазовый состав образцов отличается от состава образцов, отожженных по режиму 1, наличием вторичной α'' -фазы, образовавшейся при распаде водородосодержащей β -фазы и сохранившейся в структуре ввиду низкой температуры отжига. Наличие этой фазы зафиксировано по существенной асимметрии всех рефлексов α -фазы на дифрактограммах. Также был выявлен сверхструктурный рефлекс α_2 -фазы. Объемная доля β -фазы составила так же, как и после режима 1, около 13%. Структура образцов после вакуумного отжига по режимам 2 и 3 – существенно неоднородная (рис. 3.9). В поверхностном слое этих образцов сформировалась квазиглобулярная структура с размером частиц α -фазы 4–7 мкм, а в сердцевине – пластинчатая с толщиной α -пластин 2–5 мкм. Глубина поверхностного слоя с глобулярной структурой образцов после режима 2 – около 2 мм, после режима 3 – около 3 мм. Важно отметить, что реализация режима 2 (950°C, 30 минут) не приводит к полному удалению водорода: в сердцевине образцов его концентрация существенно выше допустимой и в 9 раз выше, чем на поверхности. Соответственно, и объемная доля β -фазы (20%) в сердцевине этих образцов значительно выше, чем в поверхностном (обезводороженном) слое и выше, чем в равновесном состоянии (11–13%) сплава без водорода. После реализации режима 3 водород полностью удаляется из образцов, объемная доля β -фазы в поверхности и сердцевине образцов выравнивается до уровня равновесного состояния. Это связано с большей продолжительностью вакуумного отжига при температуре 950°C по режиму 3 (см. табл. 3.3). Однако при этом градиентность структуры образцов сохраняется. Реализация режима 4 также приводит к образованию градиентной структуры (рис. 3.10).

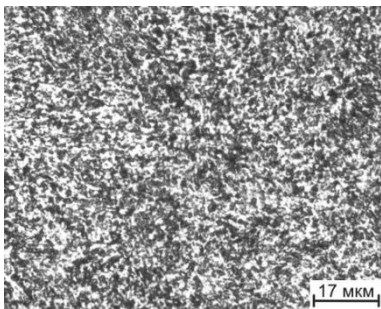


а)

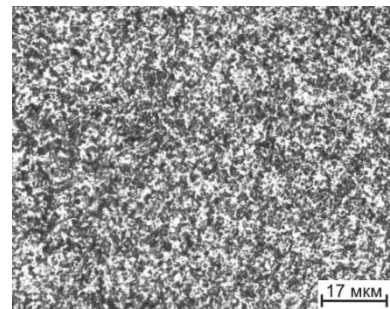


б)

Рисунок 3.7 – Микроструктура образцов сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo после вакуумного отжига по режиму 1: в поверхностном слое (а) и в сердцевине (б)



а)



б)

Рисунок 3.8 – Микроструктура образцов сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo после вакуумного отжига по режиму 5: в поверхностном слое (а) и в сердцевине (б)

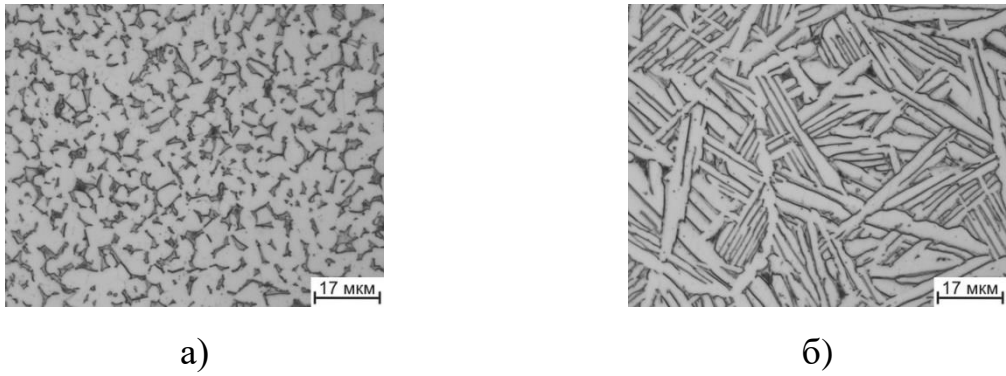


Рисунок 3.9 – Микроструктура образцов сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo после вакуумного отжига по режиму 3: в поверхностном слое (а) и в сердцевине (б)

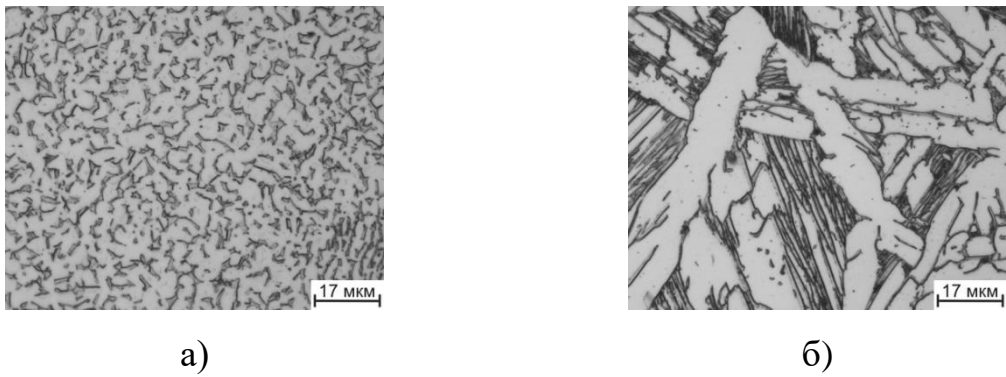


Рисунок 3.10 – Микроструктура образцов сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo после вакуумного отжига по режиму 4: в поверхностном слое (б) и в сердцевине (в)

В поверхностном слое образцов формируется квазиглобулярная структура с размером α -частиц 2–4 мкм, глубина этого слоя составила 4–5 мм. В сердцевине образцов структура представлена пластинами α -фазы существенно различных длины и толщины. Последняя изменяется от 1–3 до 4–8 мкм, что свидетельствует о различии температурно-временных условий зарождения и роста пластинчатой α -фазы при этом режиме вакуумного отжига. Содержание водорода в поверхности и сердцевине образцов практически одинаково, однако объемная доля β -фазы в средней части сечения несколько выше, чем в поверхностном слое, вследствие незавершенности $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения в этой зоне.

Анализ и обобщение полученных результатов позволяют предположить, что образование существенно неоднородной (градиентной) структуры предварительно наводороженных образцов связано с высокой температурой вакуумного отжига (950°C), которая значительно превышает традиционно применяемые [39]. Такая температура в сочетании с достаточно высокой скоростью нагрева должна приводить к интенсивной эндотермической реакции, сопровождающей физико-химические процессы десорбции водорода с поверхности образцов. В результате этой реакции поверхность образцов имеет значительно более низкую температуру, чем заданная и фиксируемая температура в печи (950°C) и в сердцевине образцов. Вследствие этого распад водородосодержащей β -фазы при удалении водорода и $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение в поверхностном слое протекает в $\alpha + \beta$ -области при сохранении (или небольшом росте) первичной α -фазы, присутствующей в исходных водородосодержащих образцах. В то же время в сердцевине образцов температура 950°C соответствует температуре β -области сплава с водородом, что согласуется температурно-концентрационной диаграммой фазового состава этого сплава, легированного водородом [39]. Таким образом при нагреве и выдержке при температуре 950°C сплав в средней части образцов переходит в однофазное β -состояние, а при последующем охлаждении с печью формируется $(\alpha + \beta)$ -структура с пластинчатой α -фазой. По-видимому, $\alpha \rightarrow \beta$ -превращение в

сердцевине образцов при нагреве до 950°C и выдержке превышает по скорости $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение, связанное с диффузией водорода к поверхности в процессе вакуумного отжига, обеднением им β -фазы и распадом последней.

При более низких температурах нагрева (режимы 1 и 5) эндотермический эффект десорбции водорода не столь интенсивный, температура по сечению образцов более однородна и соответствует $(\alpha+\beta)$ -области для сплава с исходным содержанием водорода 0,2 мас. % (режим 1) и 0,6 мас. % (режим 5). Это определяет формирование однородных по сечению образцов структур с квазиглобулярной первичной α -фазой разной степени дисперсности.

Выводы по главе III

1. Установлено, что повышение исходного давления водорода над сплавом Ti-8,7Al-2,0Mo-1,5Zr от 100 до 130 кПа при наводороживающем отжиге до концентраций 0,2–0,6 мас. % H при температуре 850°C приводит к формированию неоднородной по сечению цилиндрических образцов структуры. Сильный экзотермический эффект поглощения водорода приводит к повышению температуры поверхностного слоя до температур β -области и формированию в нем в процессе последующего охлаждения структур с пластинчатой α -фазой разных размеров, подобных структурам титановых сплавов после отжига в β -области.
2. Показано, что наличие и полнота эвтектоидного распада водородосодержащей β -фазы в сплаве с 0,6 мас. % водорода зависят от скорости охлаждения после насыщения водородом. Охлаждение с печью до нормальной температуры приводит к полному $\beta \rightarrow \alpha_3 + \delta$ эвтектоидному превращению. Охлаждение от температуры 250°C на воздухе – к частичному.
3. Установлено, что вакуумный отжиг при 950 °C предварительно наводороженных образцов приводит к формированию неоднородной

по сечению цилиндрических образцов структуры. Интенсивная эндотермическая реакция десорбции водорода приводит к более низкой температуре поверхности образцов, чем заданная и фиксируемая в печи и в сердцевине образцов. Вследствие этого распад водородосодержащей β -фазы при удалении водорода и $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение в поверхностном слое протекает в $\alpha + \beta$ -области при сохранении (или небольшом росте) первичной α -фазы, присутствующей в исходных водородосодержащих образцах. В то же время при нагреве и выдержке при температуре 950°C сплав с водородом в средней части образцов переходит в однофазное β -состояние, а при последующем охлаждении с печью формируется $(\alpha + \beta)$ -структура с пластинчатой α -фазой.

4. Полученные результаты позволяют обоснованно подходить к назначению термобарических, концентрационных и кинетических параметров наводороживающего и вакуумного отжига при термоводородной обработке заготовок изделий в зависимости от требуемых типа и параметров их структуры.

Глава IV Влияние водородных технологий на технологические свойства сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo

4.1 Компьютерное моделирование изотермической штамповки заготовок медицинских изделий из высокомодульного титанового сплава, легированного водородом

Одним из наиболее ответственных инструментов для проведения операций эндопротезирования тазобедренного сустава является рашпиль (рис. 4.1), формирующий в костномозговом канале бедренной кости ложе для точной установки ножки эндопротеза. Контуры рабочей части рашпиля практически совпадают с контурами погружной части ножки эндопротеза. Наиболее распространенным способом производства заготовок ножек из титановых сплавов VT6, Ti-6Al-7Nb, VT20 является изотермическая штамповка при температурах 850–900 °С [33]. В этом плане представляет практический интерес возможность изготовления титановых заготовок рашпилей с использованием того же штампового инструмента и тех же температурных и скоростных режимов штамповки, что и для ножек эндопротезов. Однако технологическая пластичность высокомодульных титановых сплавов с содержанием алюминия 8–10 масс. % низка и не позволяет штамповать заготовки при указанных температурах. В нашей работе [62] была показана возможность существенного снижения предела текучести и удельных усилий деформации сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo при испытаниях на осадку цилиндрических образцов при температурах 800–850 °С путем временного легирования водородом. Однако проблема изотермической штамповки заготовок сложной формы из этих сплавов не изучалась.

В связи с этим на следующем этапе работы методом компьютерного моделирования была исследована возможность изотермической штамповки заготовок рашпилей из сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo, легированного водородом до концентрации 0,6 мас. %. Расчеты проведены методом конечных элементов. Модель процесса штамповки включала заготовку и две половины штампов.

Моделировался процесс деформации на гидравлическом прессе усилием 10 МН со скоростью рабочего хода 10 мм/с. Использовалось программное обеспечение QForm v 10.2.3. Для сравнения результатов аналогичные расчеты были проведены для заготовок сплава ВТ6. Температура нагрева заготовок составляла 850 °С, что соответствует ($\alpha+\beta$)-области для обоих сплавов и обеспечивает их наиболее высокую технологическую пластичность. Реологическое поведение сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo описывалось на основе опытных данных, полученных в работе [47] и внесенных в виде табличных значений в программу QForm. Недостающие значения аппроксимировались по данным близкого по химическому составу сплава ВТ9 [9] (рис. 4.2). В качестве материала штампа использовали сплав ЖС6У. Штамп принимали недеформируемым. Штамповая оснастка имела температуру 700 °С для приближения условий штамповки к изотермическим. Предполагаемая смазка – масло с графитом, коэффициент трения $\mu=0,5$.

Перед испытаниями был проведен анализ по выбору формы и размеров исходных заготовок для штамповки. Использование прямых прутков $\varnothing 22$ и $\varnothing 25$ мм в качестве исходных заготовок не позволило заполнить все элементы поковки. Применение прутков больших диаметров приводит к низким значениям коэффициента использования материала и не позволяет корректно расположить заготовку в штампе. Поэтому после предварительного анализа были выбраны два типа исходных заготовок: изогнутые на угол 45° прутки $\varnothing 22 \times 162$ мм (рис. 4.3 а) и прутки $\varnothing 20 \times 150$ мм с утолщением в концевой части до $\varnothing 30$ мм (рис. 4.3 б). Объем металла исходных заготовок позволил получить удовлетворительную величину коэффициента использования материала $\approx 0,54$. При этом следует отметить, что использование в качестве исходных изогнутых заготовок позволяет более точно центрировать заготовку в штампе.

Число конечных элементов в модели составило около 600 тысяч (350 тысяч для заготовки и 250 тысяч для двух половин штампа) (рис. 4.4).



Рисунок 4.1 – Рабочая часть и рукоятка рашпиля для операции эндопротезирования тазобедренного сустава

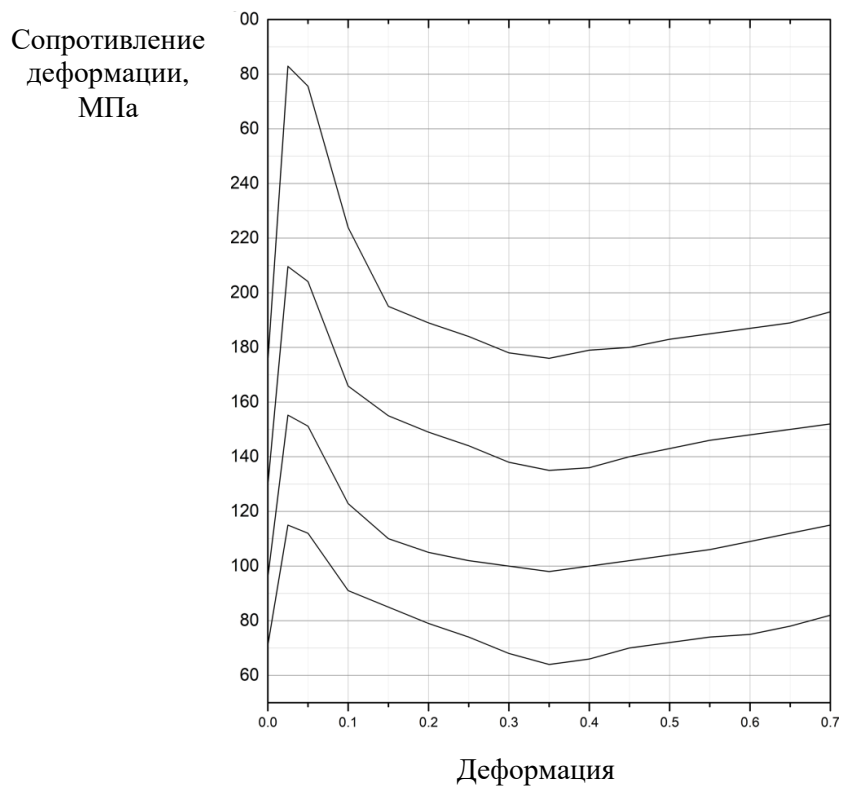
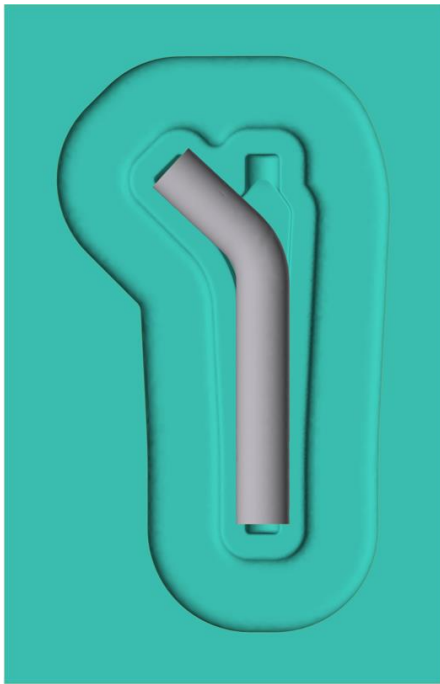
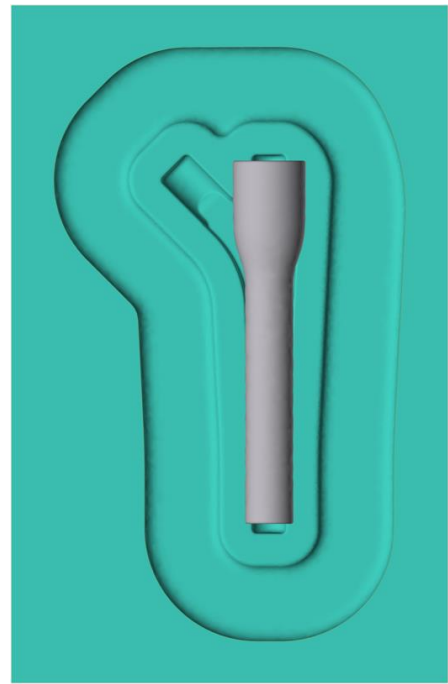


Рисунок 4.2 – Деформационные характеристики сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo-0,6N при температуре 850 °C и различных скоростях деформации [9, 47]

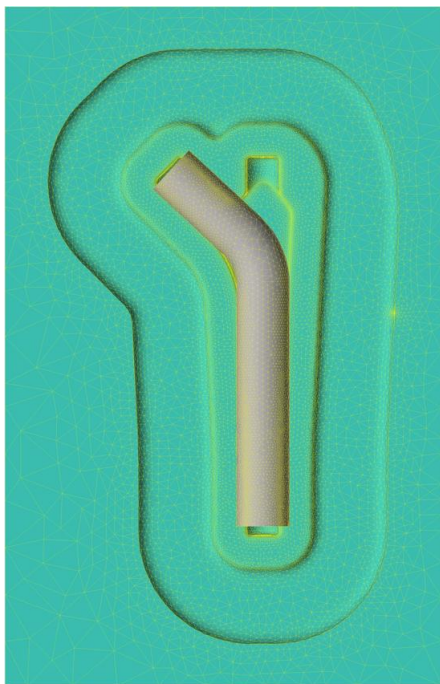


а)

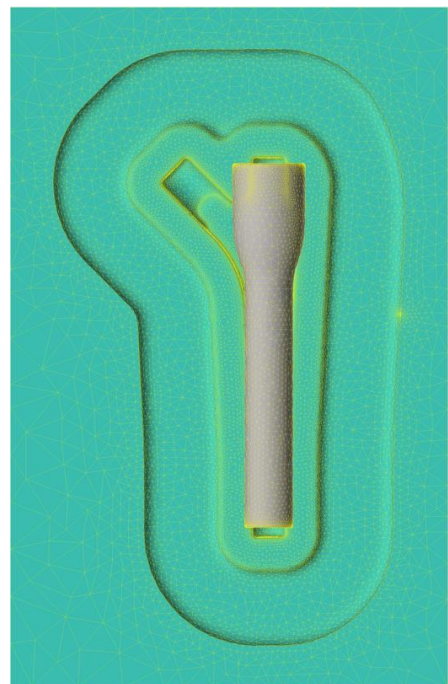


б)

Рисунок 4.3 – Исходное положение изогнутой заготовки (а) и заготовки с утолщением (б)



а)

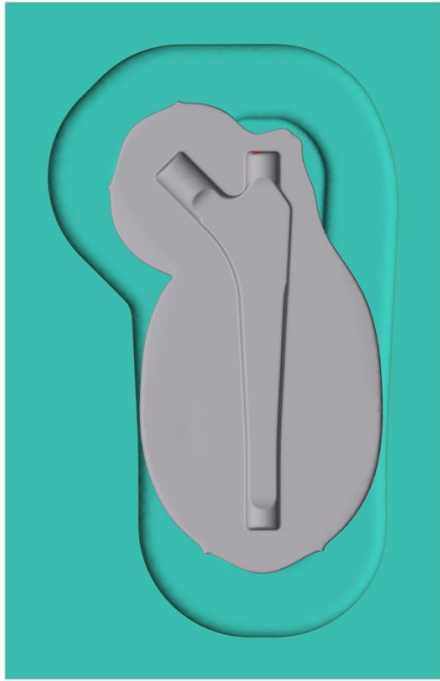


б)

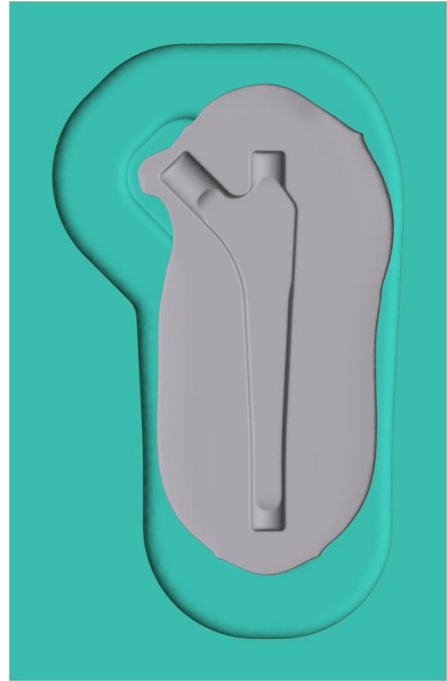
Рисунок 4.4 – Конечно элементные модели при изогнутой заготовке (а) и заготовке с утолщением (б)

Применение изогнутых прутков и прутков с утолщением позволило добиться относительно равномерного течения в ручье штампа и практически полного заполнения всех элементов поковки (рис. 4.5). Однако при обработке заготовок из сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo-0,6H существует небольшая вероятность возникновения недоштамповки и поверхностных дефектов в "отростках" поковки, которые не влияют на качество получаемого изделия, т.к. не входят в геометрию рашпиля (рис. 4.6).

На начальном этапе исследования был проведен сравнительный анализ распределения температур и накопленных пластических деформаций в конце штамповки заготовки из сплава ВТ6 и заготовок из исследуемого сплава, легированного водородом до 0,6 мас. %. Основная доля объема поковки из ВТ6 имеет температуру от 790 до 900 °С (рис. 4.7), что соответствует ($\alpha+\beta$)-области для этого сплава. Такое распределение температур обеспечивает «хорошую» структуру заготовки ножки с точки зрения требуемых механических свойств. Распределение температур в заготовках из сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo-0,6H (рис. 4.8, 4.9) в целом подобно таковому для сплава ВТ6. Основная доля объема поковки в конце штамповки изогнутых заготовок и заготовок с утолщением имеет температуру от 790 до 890 °С, причем наиболее высокие температуры (близкие к температуре конца $\alpha\rightarrow\beta$ -превращения) наблюдаются в зонах облоя. Таким образом в поковках после удаления облоя будет сформирована глобулярная ($\alpha+\beta$)-структура. Накопленные относительные пластические деформации в конце штамповки заготовки из сплава ВТ6 приведены на рисунке 4.10. Их величина в основной доле объема поковки составляет от 0,4 до 2,3 (рис. 4.10 б). Такие же значения (от 0,3 до 2,2) характерны для штамповки изогнутых заготовок из сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo-0,6H (рис. 4.11 б). При этом наиболее высокие деформации в плане и в продольном сечении имеют место в зонах облоя, а наименьшие значения – в поверхностных слоях клиновидного тела заготовки и в концевых «бобышках» (рис. 4.11 а). Накопленные пластические деформации в конце штамповки прутков сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo-0,6H с утолщением могут превышать таковые для изогнутых заготовок и заготовок из ВТ6 в 2,5 раза (рис. 4.12).

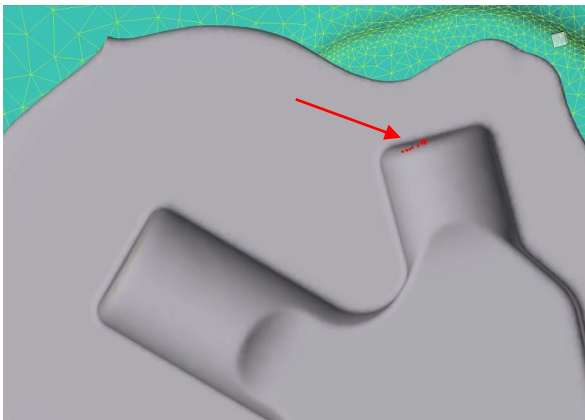


а)

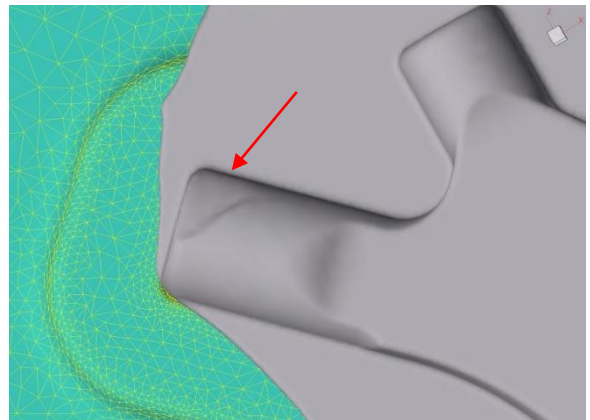


б)

Рисунок 4.5 – Форма поковки после штамповки изогнутых заготовок (а) и заготовок с утолщением (б)

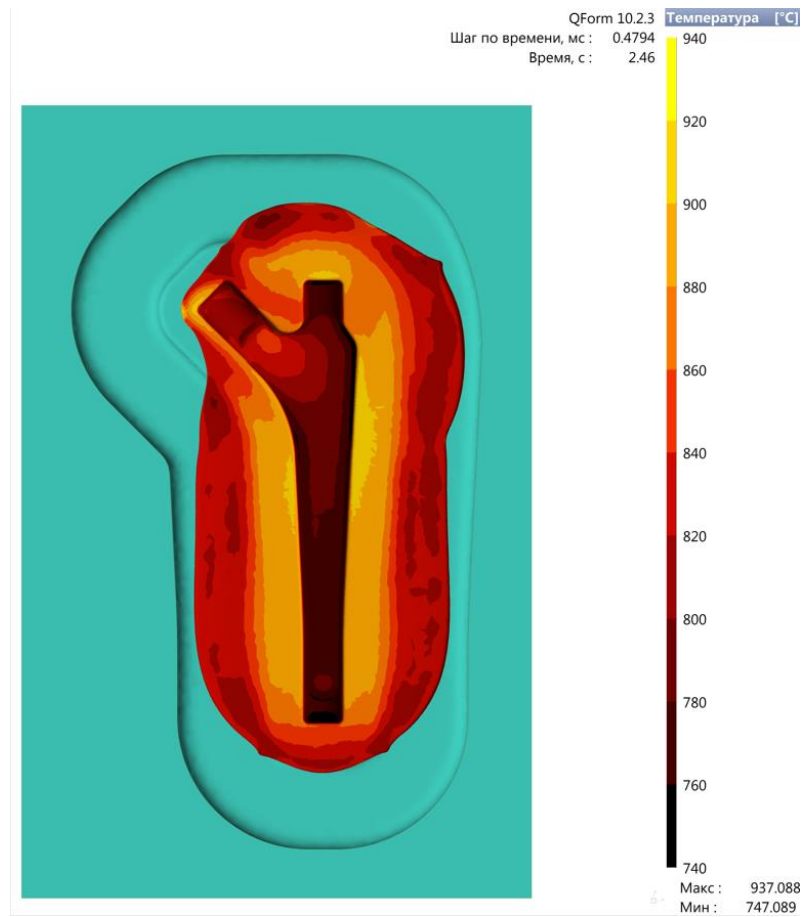


а)

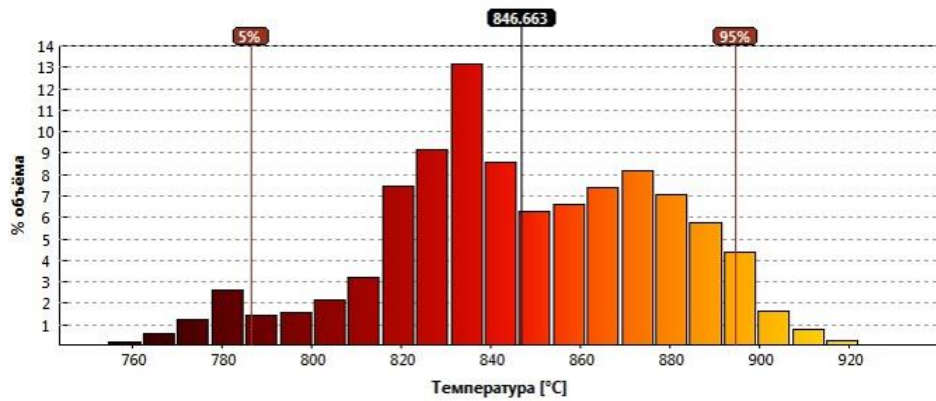


б)

Рисунок 4.6 – Возможные дефекты поковки: недоштамповка (а) и неглубокая складка у поверхности (б)

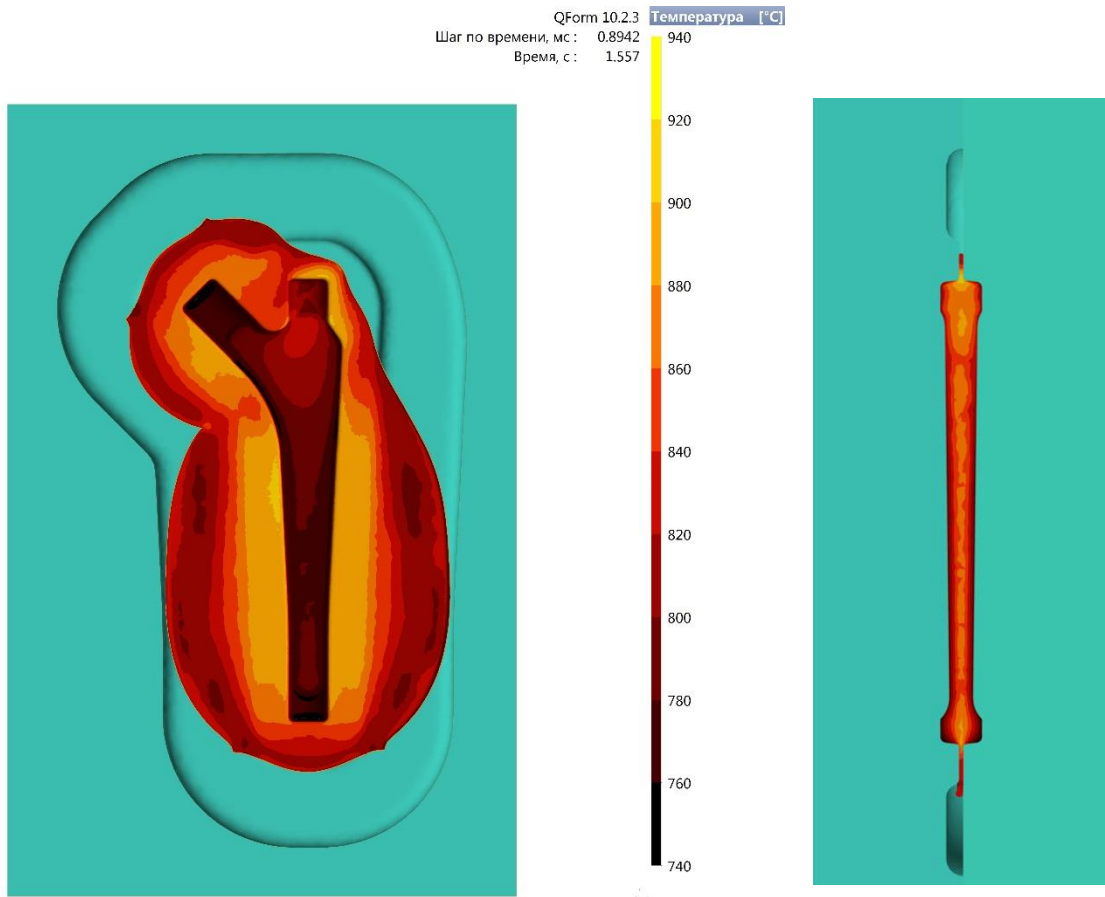


а)

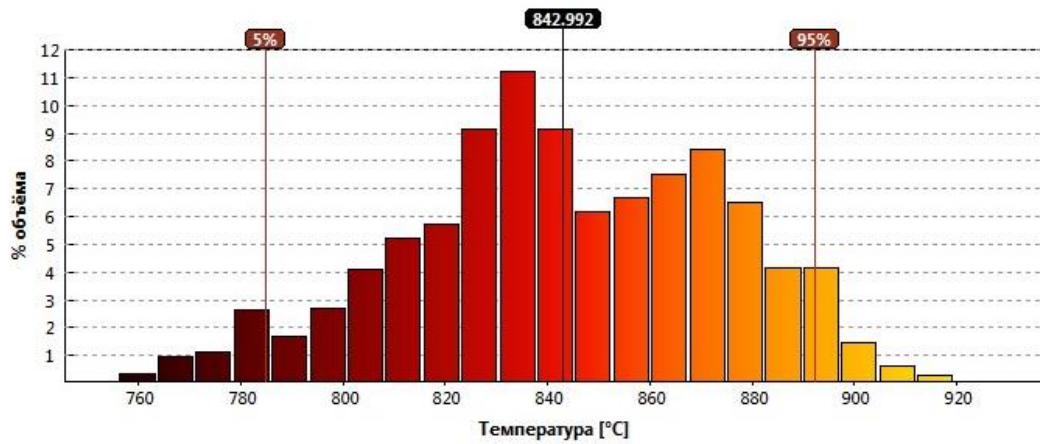


б)

Рисунок 4.7 – Температура в конце штамповки заготовки из сплава ВТ6 (а)
и распределение температур по объему поковки (б)

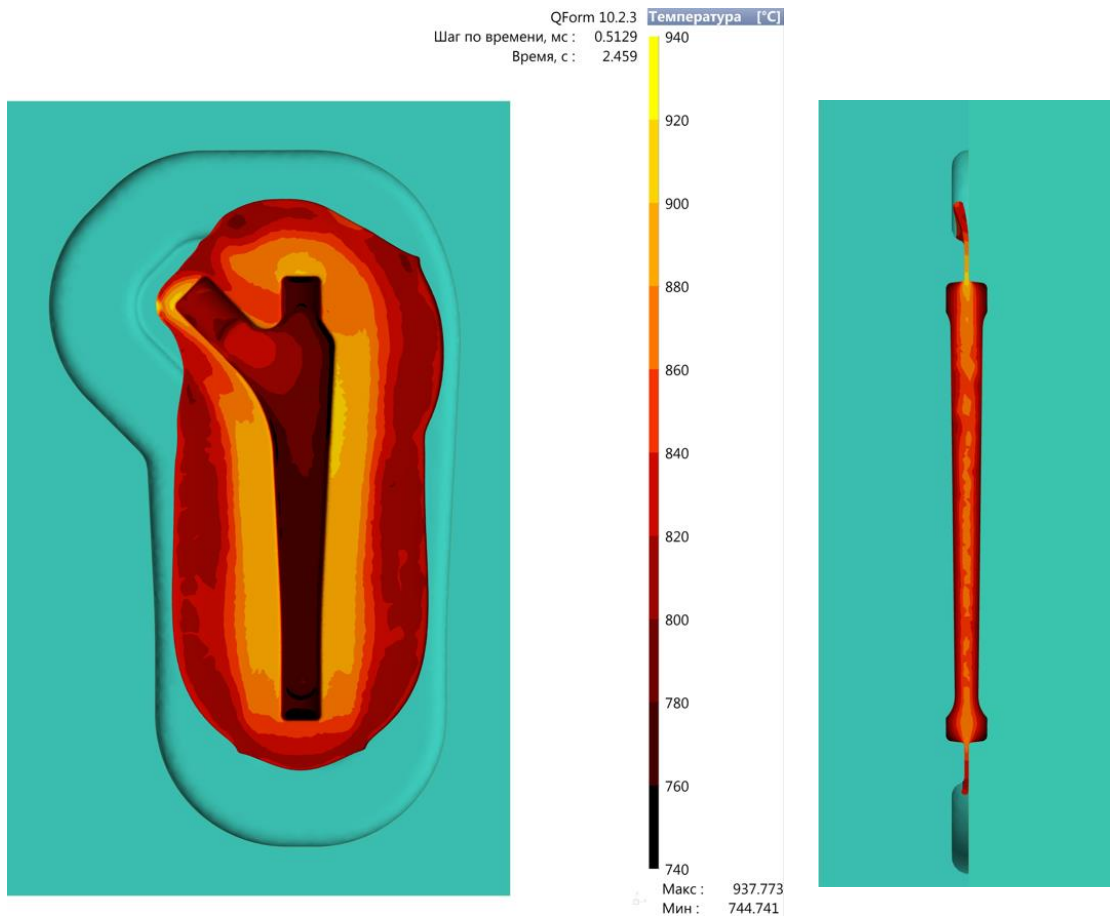


а)

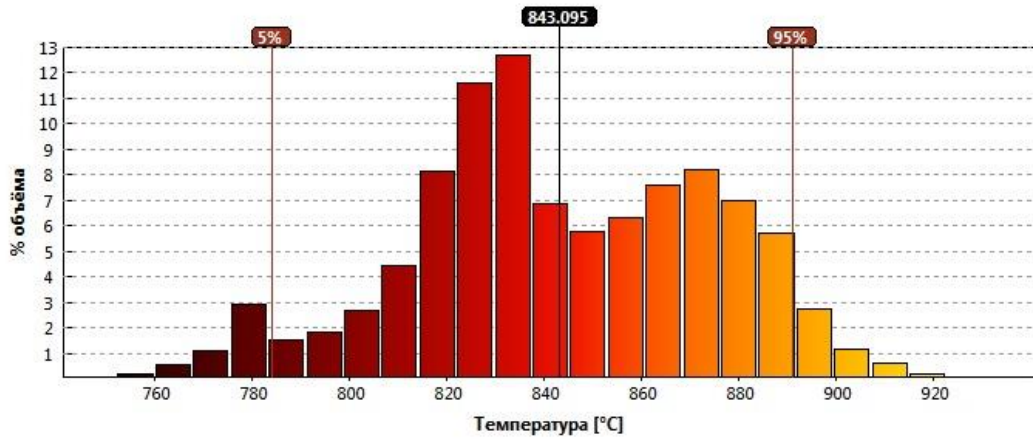


б)

Рисунок 4.8 - Температуры в конце штамповки изогнутой заготовки из сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo-0,6H (а) и распределение температур по объему поковки (б)

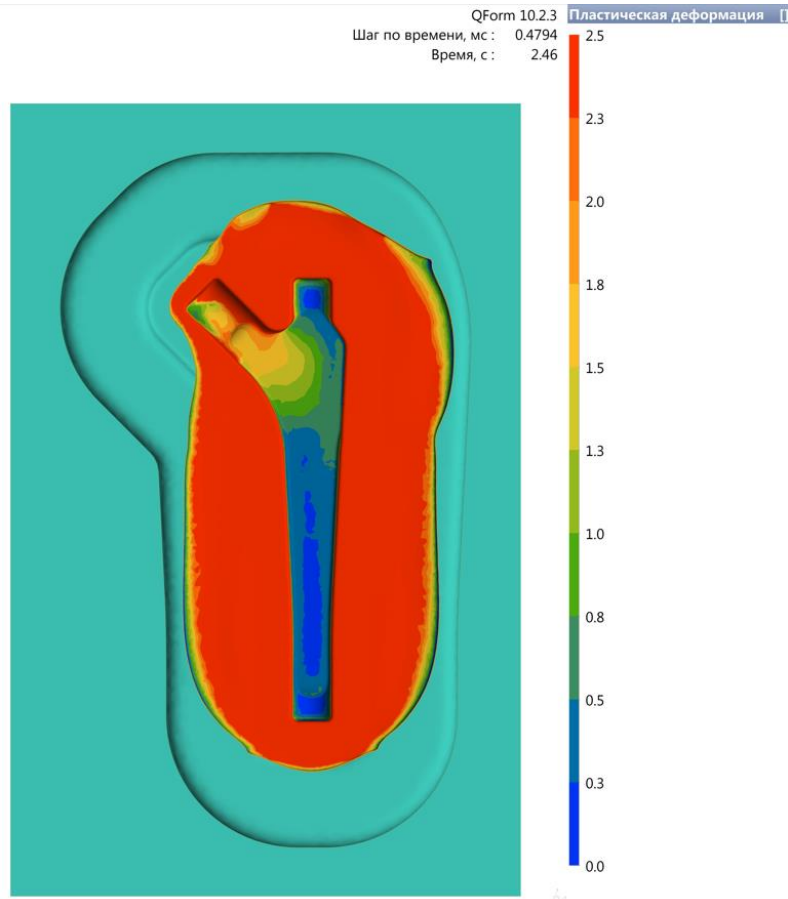


а)

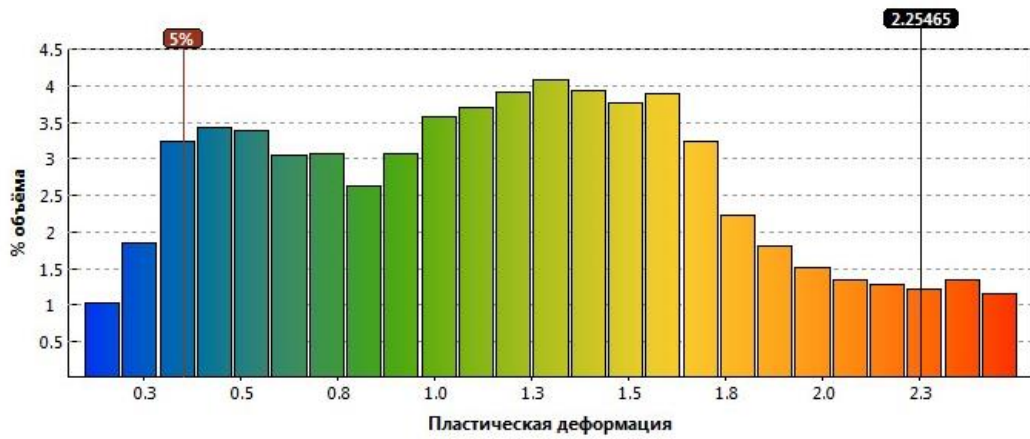


б)

Рисунок 4.9 - Температуры в конце штамповки заготовки с утолщением из сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo-0,6H (а) и распределение температур по объёму поковки (б)

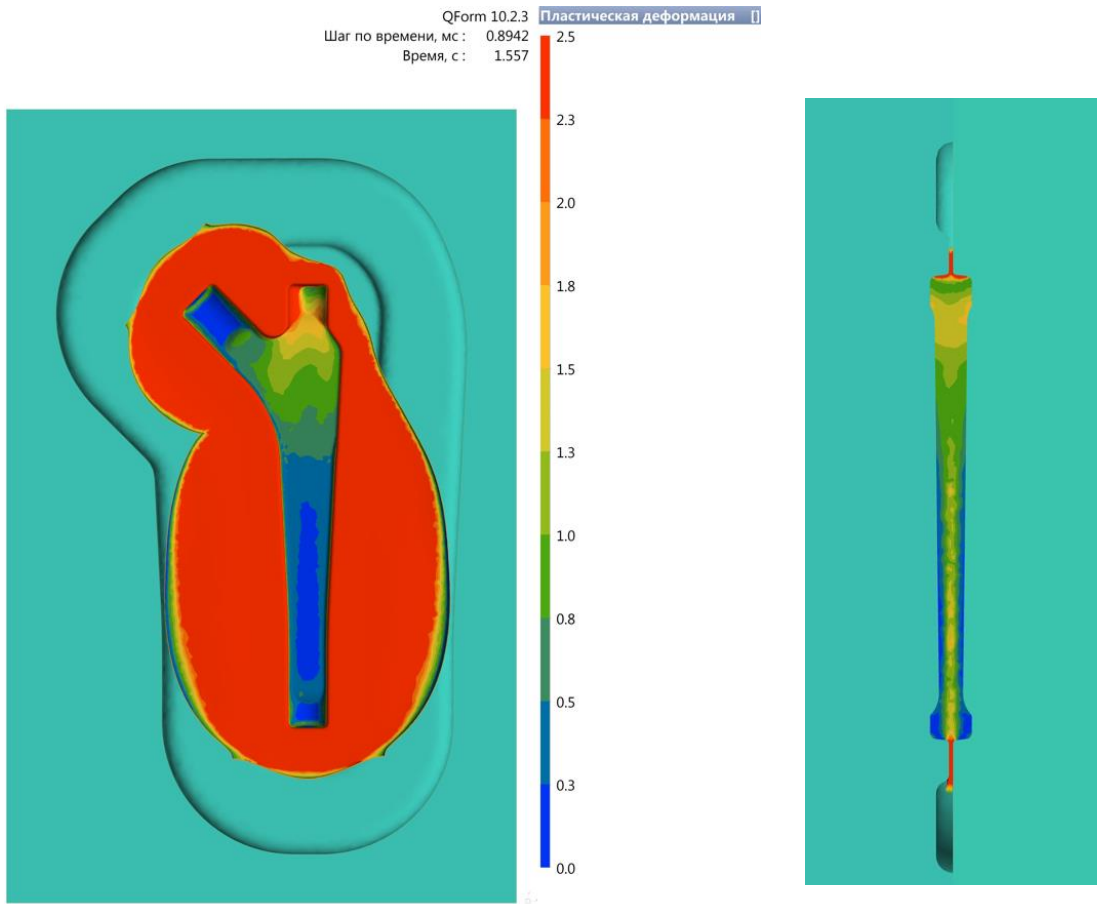


а)

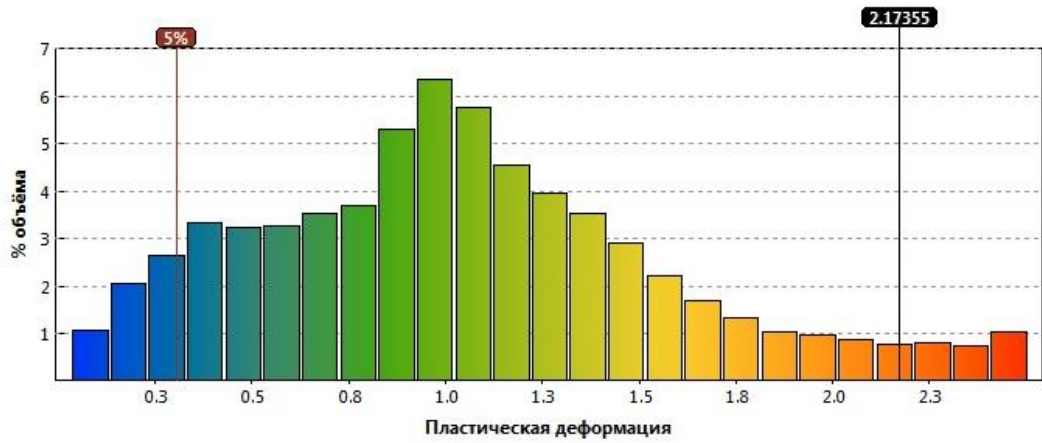


б)

Рисунок 4.10 - Накопленные пластические деформации в конце штамповки заготовки из сплава ВТ6 (а) и их распределение по объему поковки (б)

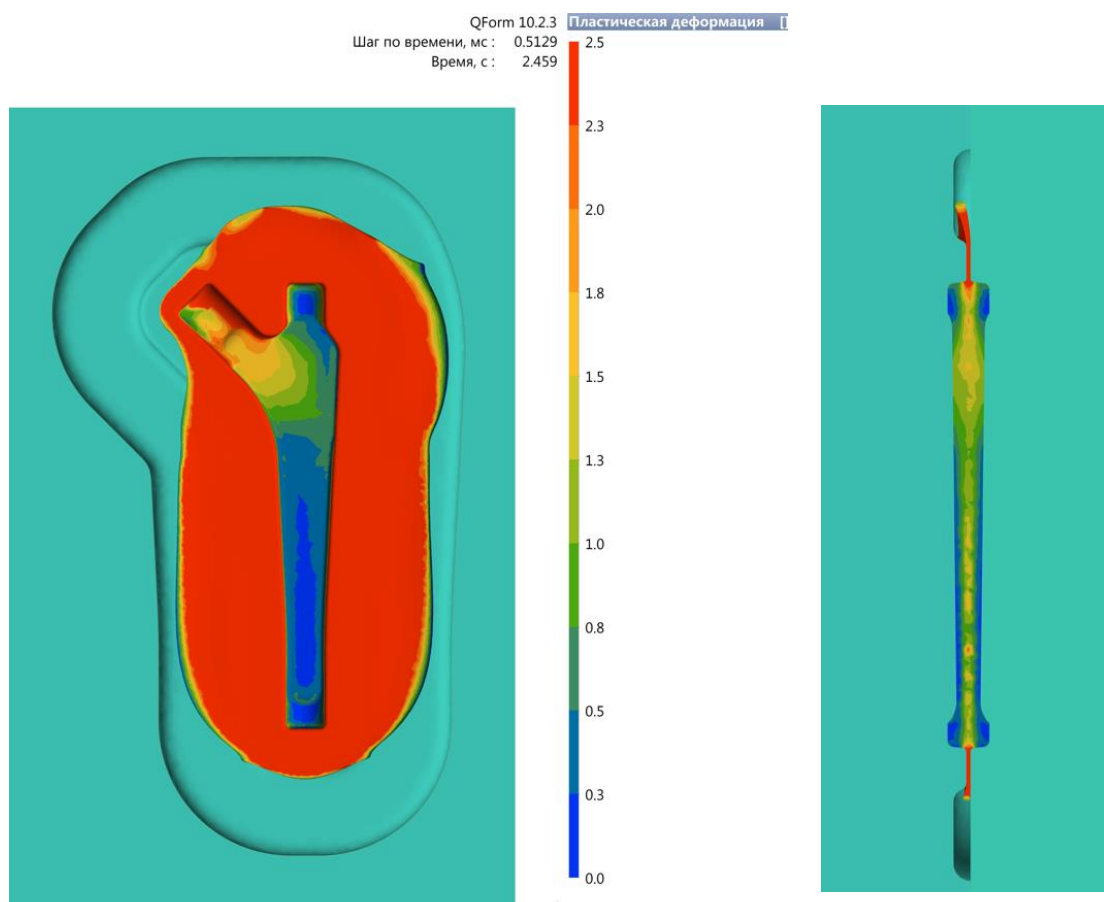


а)

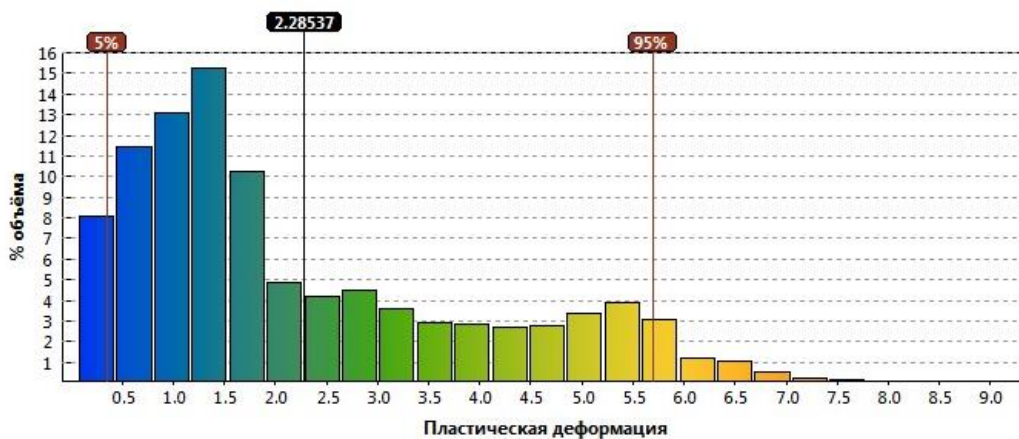


б)

Рисунок 4.11 - Накопленные пластические деформации в конце штамповки изогнутой заготовки из сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo-0,6H (а) и их распределение по объему поковки (б)



а)



б)

Рисунок 4.12 - Накопленные пластические деформации в конце штамповки заготовки с утолщением из сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo-0,6H (а) и их распределение по объему поковки (б)

Проведен анализ распределения средних нормальных напряжений по объему поковок из изогнутых заготовок (рис. 4.13) и заготовок с утолщением (рис. 4.14) из сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo-0,6H. Средние нормальные

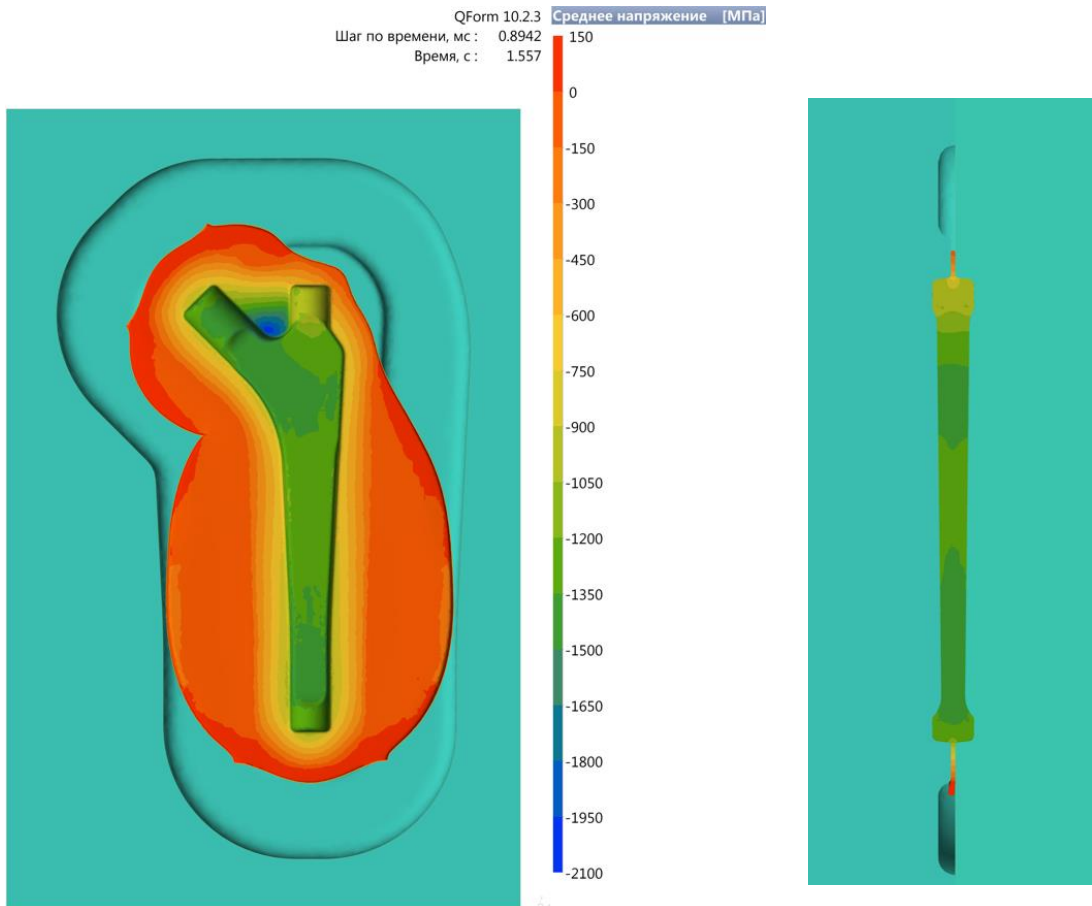
напряжения характеризуют гидростатическое давление и определяются по формуле (4.1) как 1/3 суммы напряжений, расположенных на главной диагонали тензора.

$$\sigma_m = 1/3(\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33}) \quad (4.1)$$

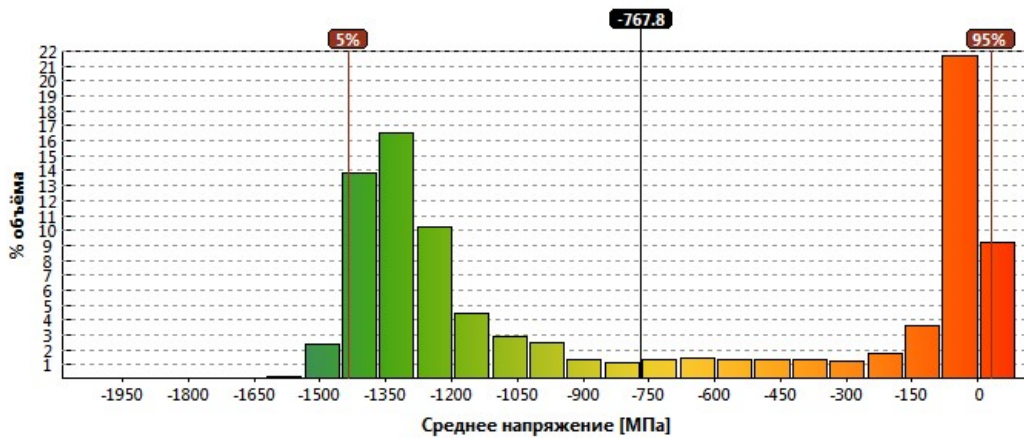
Как видно из рисунков 4.13 и 4.14, в обоих случаях напряжения во всех зонах поковки носят сжимающий характер (за исключением наружных кромок облоя). В объеме поковок их значения находятся в интервале от -900 до -1400 МПа, что исключает вероятность их разрушения.

Построены графики нарастания усилия штамповки заготовок из сплавов ВТ6 (рис 4.15. а) и Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo-0,6H (рис. 4.15 б, в). Максимальные усилия штамповки заготовок из сплава ВТ6 составили 7,5 МН. Максимальные усилия штамповки изогнутой заготовки из сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo-0,6H составили 7,7 МН, а заготовки с утолщением – 7 МН. Сравнение графиков нарастания усилия и максимальных усилий штамповки заготовок показало, что все три технологических процесса осуществимы на гидравлическом прессе усилием 10 МН. При этом обеспечивается выполнение рекомендаций и требований по суммарной накопленной деформации и температурному интервалу при обеспечении условий штамповки, близких к изотермическим.

В качестве наиболее приемлемой формы заготовки из сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo была предложена форма изогнутого прутка, так как она обеспечивает более надежную фиксацию в гравюре штампа и проще в изготовлении из прутка Ø22 мм (не требует формирования утолщенной части разными способамиковки и прессования).

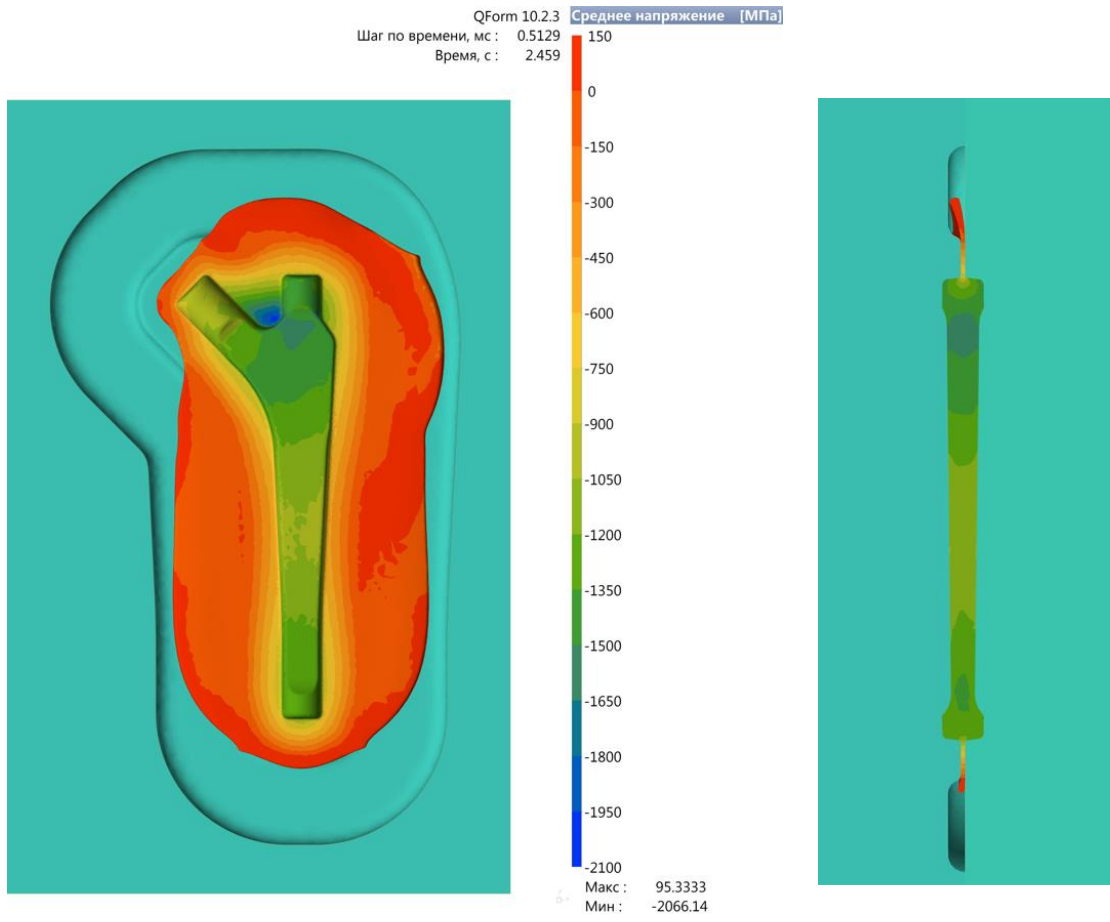


а)

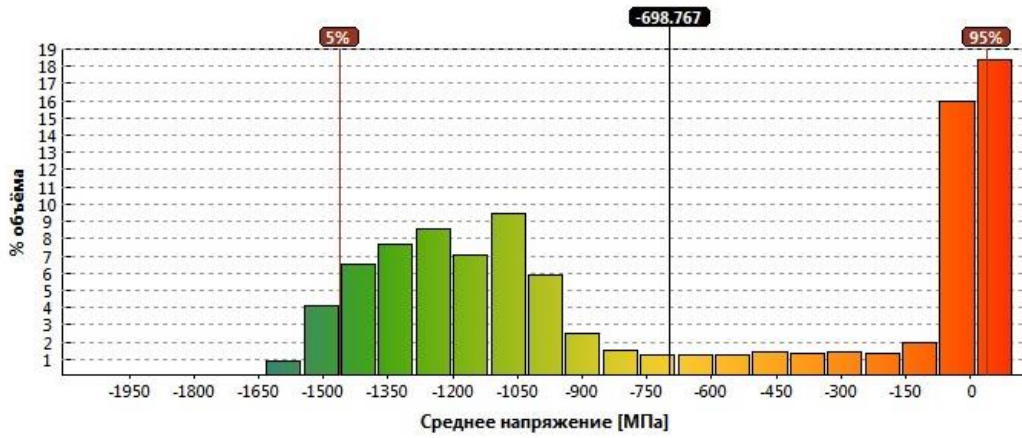


б)

Рисунок 4.13 - Средние нормальные напряжения в конце штамповки изогнутой заготовки из сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo-0,6H (а) и их распределение по объёму поковки (б)



а)



б)

Рисунок 4.14 - Средние нормальные напряжения в конце штамповки заготовки с утолщением из сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo-0,6H (а) и их распределение по объёму поковки (б)

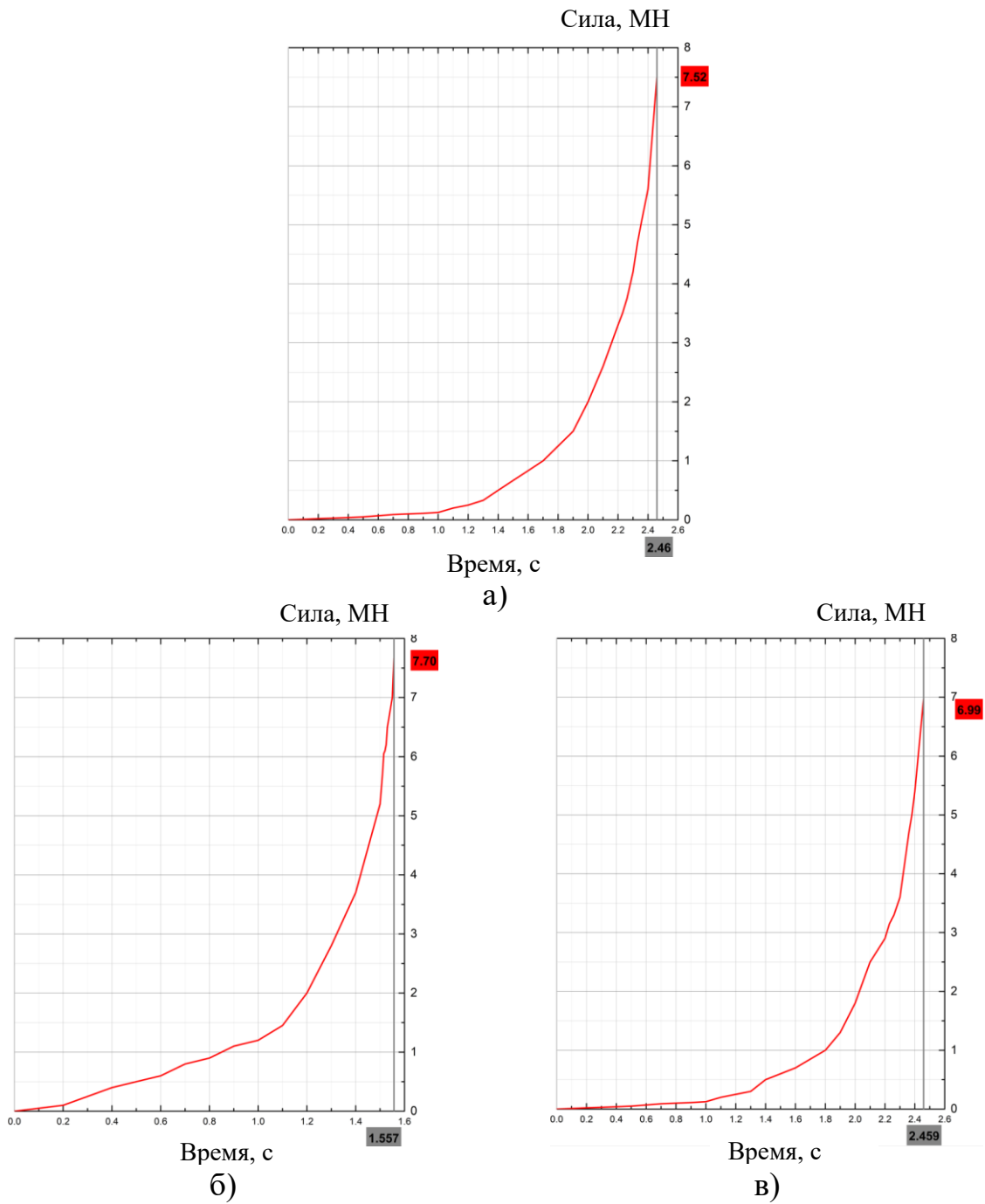


Рисунок 4.15 - Временные зависимости усилий штамповки заготовок из сплава ВТ6 (а) и изогнутых заготовок (б) и заготовок с утолщением (в) из сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo-0,6H

4.2 Влияние легирования водородом и термоводородной обработки на обрабатываемость резанием сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo

Анализ литературных данных [14, 33–35] показал, что обработка резанием является одной из самых трудоемких и дорогостоящих операций технологий производства изделий из титановых сплавов. Плохая обрабатываемость резанием обусловлена сочетанием их физико-механических свойств – низкой теплопроводностью, вязкостью разрушения, высоким пределом текучести по отношению к пределу прочности и других [14].

Способы улучшения обрабатываемости резанием заключаются в оптимизации структуры полуфабрикатов, специальном легировании (например, серой и редкоземельными элементами [39]) и совершенствовании инструмента и способов охлаждения.

Разработчики научных и технологических основ МВО связывают улучшение обрабатываемости резанием с преобразованием структуры сплавов в результате фазовых и структурных превращений под влиянием водорода и, как следствие, с изменением свойств металла в зоне резания. Благоприятное влияние водорода на снижение сил резания и температуры было экспериментально установлено для титана, промышленных титановых сплавов разных классов (BT5-1, BT6, BT3-1, BT20, BT23, BT8 и др.) [39, 78, 79]. При этом большая часть работ по влиянию водорода на обрабатываемость титановых сплавов резанием была проведена при токарной обработке. Эффективность влияния МВО на снижение сил и температуры резания, повышение стойкости режущего инструмента зависит от концентрации введенного водорода, химического и фазового состава сплава, его структуры.

Сплавы с содержанием алюминия, превышающим его предельную растворимость в α -фазе, и имеющие в своем составе α_2 -фазу на основе Ti_3Al имеют худшую обрабатываемость резанием по сравнению с промышленными сплавами α -, псевдо α - и $(\alpha+\beta)$ -классов. При этом влияние водорода и

термоводородной обработки на силы и температуру резания ($\alpha+\alpha_2$)- или ($\alpha+\beta+\alpha_2$)-сплавов не изучалось.

Поэтому на следующем этапе работы было исследовано влияние водорода и структур, сформированных термоводородной обработкой сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo, на силы и температуру в зоне резания при фрезерной обработке, в основном используемой при изготовлении рашпелей.

Для испытаний использовали цилиндрические образцы исследуемого сплава $\varnothing 18 \times 60$ мм. Измерение термосиловых параметров резания проводили в процессе фрезерования образцов после наводороживающего и вакуумного отжига на вертикально-фрезерном станке с ЧПУ «DANLİN MCV1020A». В качестве режущего инструмента использовали концевые твердосплавные фрезы диаметром 12 мм с пятью зубьями. Фрезерование проводили с использованием СОЖ для соответствия экспериментов реальным условиям обработки изделий. Схема фрезерования приведена на рисунке 4.16.

Режимы фрезерования приведены в таблице 4.1. Скорость резания и подача соответствовали применяемым для обработки титановых сплавов, глубина резания – аналогична этому параметру при нарезании зубьев рашпиля. Всего на каждом образце было выполнено по 14 проходов, что соответствовало времени работы фрезы около 1 минуты.

Таблица 4.1 – Режимы фрезерования

Скорость резания (V)*	12,7 м/мин / 336 об/мин
Подача на зуб (S_z)	0,1 мм
Скорость подачи (S)*	168 мм/мин
Глубина резания (A)*	1,3 мм
Ширина резания (B)*	6,4 мм
Направление резания	встречное

* – см. рис. 4.16

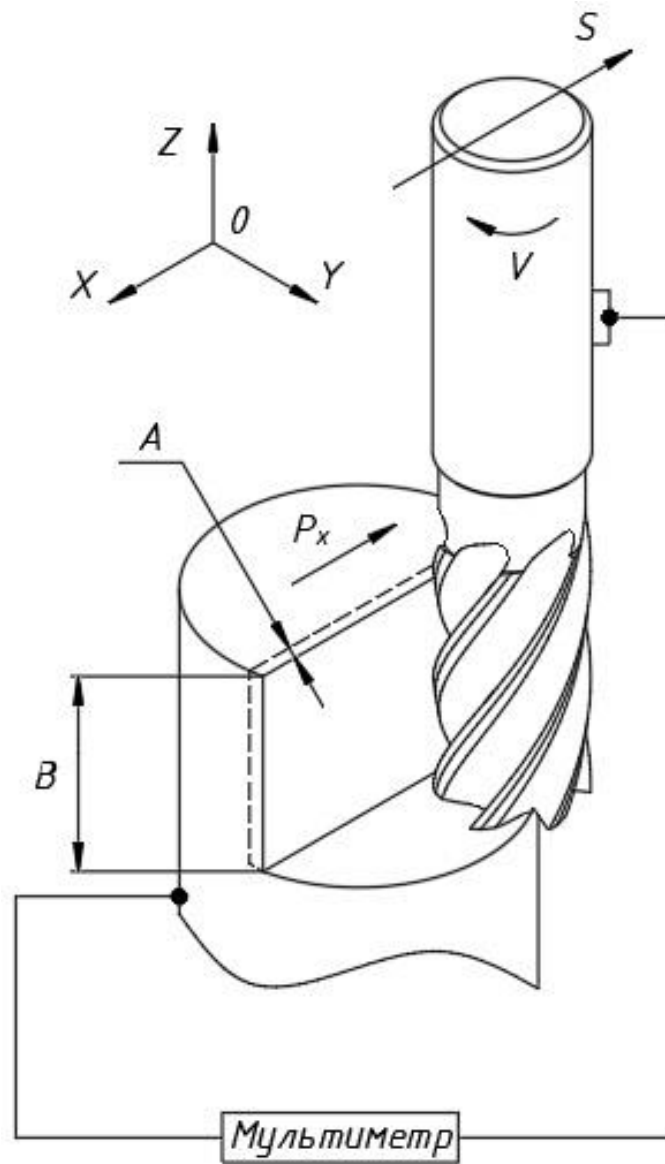


Рисунок 4.16 – Схема фрезерования

Силу резания P_x измеряли по направлению подачи (ось Ox , рис. 4.16). Для измерения температуры в зоне резания применяли метод естественной термопары.

Для исследования влияния водорода на термосиловые параметры резания при фрезеровании использовали образцы сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo после наводороживающего отжига до концентраций 0,2; 0,4 и 0,6 % с однородной по сечению мелкодисперсной структурой. Эксперименты показали, что легирование сплава водородом до 0,2 и 0,4 % незначительно увеличивает силу резания по сравнению с исходным состоянием (рис. 4.17). Введение в сплав 0,6 % водорода почти в два раза снижает силу резания. Это можно объяснить совокупным влиянием нескольких структурных факторов. Повышение объемной доли β -фазы с ростом концентрации водорода до 0,4 % сопровождается уменьшением концентрации в ней Mo [39] с соответствующим снижением прочности этой фазы. С другой стороны, повышается концентрация алюминия в α -фазе, что в сплаве данного состава способствует протеканию процесса упорядочения в α -фазе и формированию в ее микрообъемах когерентной α_2 -фазы. Это приводит к росту прочности α -фазы, в том числе за счет существенных искажений решетки и упругих напряжений на α/α_2 -границах. Некоторое преобладание второго фактора, по-видимому, приводит к небольшому росту P_x в сплаве с 0,2 и 0,4 % водорода. Резкое снижение силы резания в сплаве с 0,6 % водорода связано с появлением хрупкой гидридной δ -фазы (TiH_x), при этом α_3 -фаза эвтектоидного происхождения наследует сравнительно небольшое содержание Al в исходной β -фазе. Процесс разрушения при резании протекает, по-видимому, по эвтектоидным микрообъемам структуры.

При измерении температур в зоне резания следует учитывать, что фрезерование проводили с охлаждением СОЖ. Поэтому зарегистрированные термо-э.д.с. и соответствующие температуры (рис. 4.18) существенно ниже приводимых в литературе и характерных для «сухого» фрезерования.

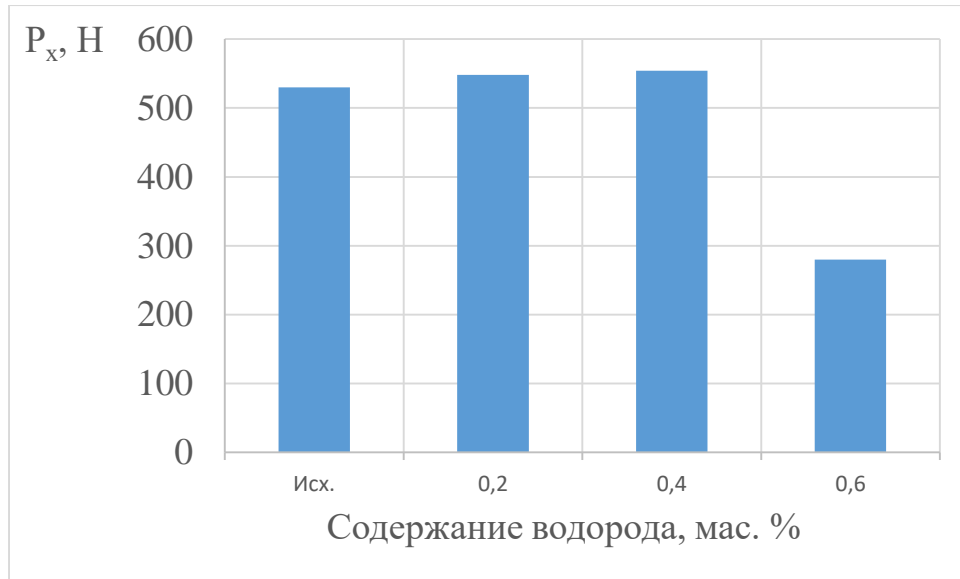


Рисунок 4.17 – Влияние содержания водорода на силу резания P_x при фрезеровании образцов сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo

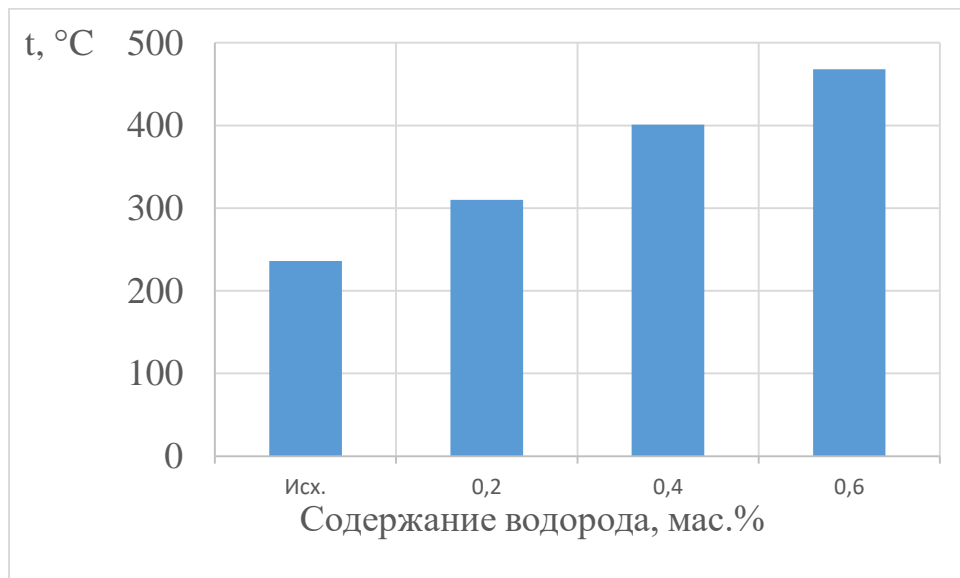


Рисунок 4.18 – Влияние содержания водорода на температуру в зоне резания при фрезеровании образцов сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo

Эксперименты показали, что легирование водородом приводит к почти линейному повышению температуры от ~ 230 °С при исходном состоянии сплава до ~ 470 °С при содержании в нем водорода 0,6 %. Такая закономерность существенно отличается от результатов аналогичных исследований для промышленных титановых сплавов, у которых зависимость температуры резания от содержания водорода либо коррелирует с изменением силы резания, либо является немонотонной. По-видимому, такие результаты связаны с увеличением содержания алюминия в α -фазе и формированием в ней упорядоченных микрообъемов α_2 -фазы с когерентной границей при росте концентрации водорода в сплаве и уменьшении объемной доли α -фазы. Увеличение искажений кристаллической решетки α -фазы, возрастание упругих напряжений, в том числе на α/α_2 -границах, должны приводить к снижению как электронной, так и фононной составляющих теплопроводности сплава и, соответственно, к возрастанию температуры в зоне резания. Наличие в структуре сплава с 0,6 % водорода гидридной фазы TiH_x с более низкой, чем у титана, теплопроводностью еще сильнее повышает температуру в зоне резания.

Аналогичные испытания были проведены для образцов после термоводородной обработки. Режимы вакуумного отжига предварительно наводороженных образцов представлены в таблице 4.2. Режимы разрабатывали для получения структур различных типов и степени дисперсности, а также для обеспечения их однородности по сечению образцов (рисунок 4.19). Объемная доля β -фазы после всех режимов вакуумного отжига, оцененная рентгеноструктурным анализом, находилась в пределах 13–15 %.

Таблица 4.2 – Режимы вакуумного отжига* образцов сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo

№ режима	Концентрация водорода перед вакуумным отжигом, мас. %	Режим вакуумного отжига
1	0,2	900 °С, 1 час + 800 °С, 1 час
2	0,4	700 °С, 2,5 часа + 1100 °С, 0,5 часа
3	0,6	650 °С, 5 часов

* Конечная концентрация водорода после вакуумного отжига по всем режимам не превышает 0,006 %.

В результате реализации режима 1 сформировалась структура глобулярного типа, обеспечивающая наименьшую силу резания из всех образцов, подвергнутых вакуумному отжигу (рис. 4.20). Вакуумный отжиг по режиму 2 формирует структуру с крупнопластинчатой α -фазой, типичную для отжига сплава в β -области. Такая структура привела к максимальной для всех исследованных образцов силе резания, как это было констатировано в цитируемых выше работах, за счет высокой вязкости разрушения.

Низкая температура вакуумного отжига по режиму 3 (650 °С) и высокая концентрация предварительно введенного водорода (0,6 %) обеспечила наибольшую степень дисперсности структуры. Образование максимально мелкодисперсной структуры, содержащей α -, β -, α^{II} - и α_2 -фазы, обеспечивает среднюю по величине силу резания.

Влияние разных режимов вакуумного отжига на температуру в зоне резания может быть связано с теми же структурными факторами, что описаны выше. Из рисунка 4.21 следует, что наименьшие температуры резания характерны для исходного образца и для образца, отожженного по режиму 2. Эти образцы имели близкую к равновесной структуру с минимальными искажениями кристаллической решетки α -фазы.

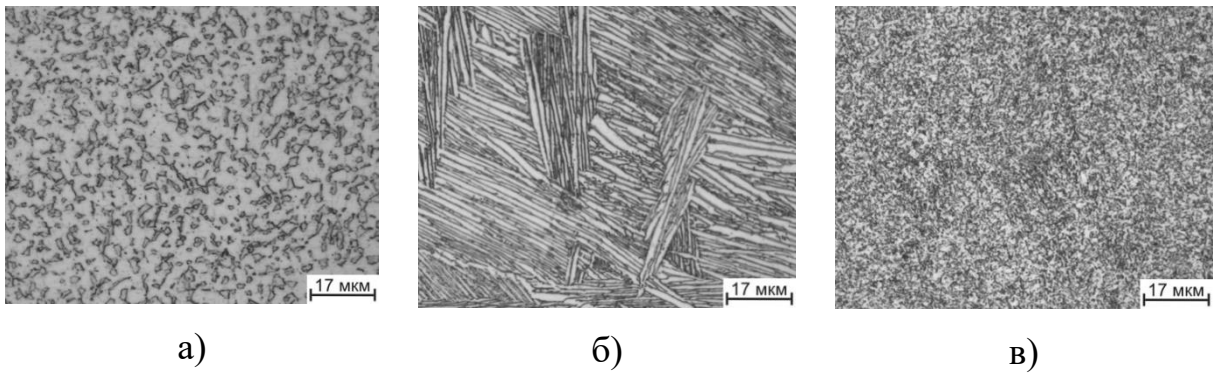


Рисунок 4.19 – Микроструктура образцов сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo после вакуумного отжига по режимам 1 (а), 2 (б) и 3 (в)



Рисунок 4.20 – Влияние режимов вакуумного отжига на силу резания P_x при фрезеровании образцов сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo

Повышение степени дисперсности структуры образцов после отжига по режимам 1 и 3 и, особенно, наличие мелкодисперсной вторичной α^{II} -фазы и α_2 -фазы, увеличивающее долю и протяженность $\alpha/\alpha^{\text{II}}$ - и α/α_2 -границ, снижает теплопроводность сплава и повышает температуру в зоне резания.

Одним из основных механизмов износа зубьев фрезы в процессе эксплуатации является скол. Количество и размер сколов на режущих кромках исследуемых фрез хорошо согласуются с силой резания при фрезеровании образцов. На зубьях фрез после обработки образцов, показавших наименьшие усилия резания при фрезеровании, сколы либо незначительны по размеру, либо отсутствуют. Наибольшее количество и размеры сколов на режущих кромках имеют фрезы после обработки исходного образца и образцов с 0,2 и 0,4 мас. % Н (рис. 4.22).

Результаты проведенных экспериментов приведены в таблице 4.3. Наименьшие силы резания при фрезеровании имеют образцы с 0,6 мас. % Н и образцы с глобулярной ($\alpha+\beta$)-структурой, сформировавшейся в результате вакуумного отжига при 900–800 °С. Кроме того, из таблицы видно, что во всех случаях температуры, возникающие в зоне резания, не превышают приемлемые для механообработки титановых сплавов значения (700–800 °С) [14, 34]. Полученные результаты свидетельствуют о том, что возможны различные варианты применения водородных технологий для улучшения обрабатываемости резанием сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo. Это дает возможность выбора оптимальных вида и режимов обработки при разработке технологических схем изготовления изделий из исследуемого сплава.

Таблица 4.3 – Результаты испытаний на обрабатываемость резанием при фрезеровании сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo после наводороживающего (НО) и вакуумного (ВО) отжигов при термоводородной обработке

Режим обработки	Сила резания, Н	Температура в зоне резания, °С
Исх.	530	236
НО: t=850 °С, C _H =0,2 мас. %	548	310
НО: t=850 °С, C _H =0,4 мас. %	554	401
НО: t=850 °С, C _H =0,6 мас. %	280	468
НО: t=850 °С, C _H =0,2 мас. % ВО: 900 °С, 1 час + 800 °С, 1 час	311	328
НО: t=850 °С, C _H =0,4 мас. % ВО: 700 °С, 2,5 часа + 1100 °С, 0,5 часа	608	292
НО: t=850 °С, C _H =0,6 мас. % ВО: 650 °С, 5 часов	483	450



Рисунок 4.21 – Влияние режимов вакуумного отжига на температуру в зоне резания при фрезеровании образцов сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo



Рисунок 4.22 – Внешний вид режущих кромок фрезы после обработки образца сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo с 0,4 %

Выводы по главе IV

1. Методом компьютерного моделирования установлена возможность изотермической штамповки заготовок рашпилей из сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo, легированного 0,6 мас. % водорода, при тех же температурных и силовых параметрах процесса и с использованием того же оборудования и оснастки, что при штамповке ножек эндопротеза тазобедренного сустава из сплава ВТ6.
2. Установлено влияние легирования водородом и последующего вакуумного отжига на формирование структуры сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo, а также на силу резания и температуру в зоне резания при фрезеровании образцов. Показано, что изменение силы резания с ростом содержания водорода связано с увеличением содержания алюминия в α -фазе, выделением вторичной α^{II} -фазы, упорядоченной α_2 -фазы и гидрида. Минимальная сила резания наблюдается у образцов с 0,6 % водорода, максимальная – у образцов с 0,4 % водорода.
3. Показано, что максимальная сила резания характерна для образцов с пластинчатой структурой, полученной после высокотемпературного (1100 °C) вакуумного отжига. Минимальная сила резания образцов, подвергнутых вакуумному отжигу, обеспечивается глобулярной ($\alpha+\beta$)-структурой.
4. Установлено, что увеличение концентрации водорода в сплаве до 0,6 % приводит к почти линейному росту температуры в зоне резания. Минимальная температура в зоне резания характерна для образцов с глобулярной или пластинчатой структурами, полученными в результате вакуумного отжига при температурах 900 и 1100 °C, соответственно.

Глава V Влияние термоводородной и вакуумной ионно-плазменной обработок на механические свойства сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo

К медицинским инструментам предъявляется большое число требований, в соответствии с их функциональным назначением. Материал и конструкция инструмента должны обеспечивать высокие функциональные свойства в течение заданного периода эксплуатации. Требования к материалам для режущих инструментов определяются условиями работы и характером выхода из строя их рабочих частей. Рабочие части режущих инструментов, применяемых при ортопедических операциях, подвергаются ударным нагрузкам, изгибу, трению и смятию при одновременном воздействии на них коррозионно-активных сред. Режущие инструменты могут выходить из строя в результате пластической деформации рабочих кромок, хрупкого разрушения, выкрашивания и износа. В связи с этим материал для изготовления медицинского режущего инструмента должен иметь высокие значения прочностных характеристик, ударной вязкости, твердости, модуля упругости, коррозионной стойкости и износостойкости.

Как отмечалось выше, перспективными материалами для изготовления высококачественного и эргономичного хирургического инструмента являются высококомодульные титановые сплавы. Сплавы данного класса не активны в коррозионных средах, имеют высокий комплекс механических свойств и на 20–40 % больший модуль упругости, чем промышленные сплавы титана. Проблемы недостаточной твердости и износостойкости, присущие титановым сплавам, успешно решаются применением технологии вакуумного ионно-плазменного азотирования. Кроме того, проведенные исследования, результаты которых приведены в предыдущих главах, показали, что с помощью водородных технологий можно добиться и удовлетворительной технологичности этих сплавов. Однако конечные свойства изделий будут напрямую зависеть от структуры и фазового состава объема материала и его поверхностных слоев, сформировавшихся в процессе обработки.

Так же отмечалось, что одним из наиболее ответственных инструментов для проведения операций эндопротезирования тазобедренного сустава является рашпиль для обработки костномозгового канала бедренной кости (см. рис. 4.1). В процессе эксплуатации рашпиля вводят в полость бедренной кости ударами молотка, вследствие чего он испытывает динамические нагрузки. При этом рабочая часть рашпиля имеет геометрические концентраторы напряжения в виде галтелей у оснований режущих ребер. Поэтому надежность и ресурс эксплуатации данного инструмента во многом определяется ударной вязкостью материала, из которого он изготовлен.

В работе [47] уже было оценено влияние различных видов обработок на ударную вязкость образцов опытного сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo (табл. 5.1). Исследования проводились на стандартных образцах с U-образным надрезом после термической, термоводородной и вакуумной ионно-плазменной обработок. Автором работы определено, что в зависимости от технологии обработки и полученной структуры средние значения KCU варьируются от 0,22 до 0,48 МДж/м². При этом в работе отмечено, что модифицирование поверхности исследуемых образцов вакуумным ионно-плазменным азотированием может как повышать, так и понижать ударную вязкость сплава в зависимости от структуры объема материала и глубины азотированного слоя.

Радиус U-образного надреза согласно ГОСТ 9454-78 составляет $1 \pm 0,07$ мм. Однако галтели у оснований режущих ребер рашпиля могут иметь гораздо меньшие радиусы. В зависимости от разработчика конструкции и типоразмера рашпиля этот радиус может составлять от 0,1 до 0,3 мм. Эти значения близки к радиусу стандартного V-образного концентратора ($0,25 \pm 0,025$ мм). В связи с этим для соответствия экспериментов реальным условиям эксплуатации рашпиля представляет интерес испытание на ударную вязкость образцов с V-образным надрезом.

Таблица 5.1 – Режимы обработки и средние значения результатов испытаний на ударную вязкость по 3 образцам сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo с U-образным надрезом [47]

Режимы обработки	KCU, МДж/м ²
ВО: t = 900 °С, 1 час	0,34
ТВО1 НО: t=850–750 °С, X _H =0,3 %; ВО: t=850 °С, 3 часа	0,48
ТВО2 НО: t=850–750 °С, X _H =0,6 %; ВО: t=550 °С, 1,5 часа + 650 °С, 4 часа	0,15
ТВО1+ВИПА ВИПА: t=600 °С, 1 час	0,39
ТВО2+ВИПА ВИПА: t=600 °С, 1 час	0,22

Поэтому на следующем этапе работы было оценено влияние объемных и поверхностных структур, полученных в результате термоводородной и вакуумной ионно-плазменной обработок, на ударную вязкость образцов сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo с V-образным надрезом. Режимы термоводородной обработки разрабатывались, исходя из закономерностей, приведенных в главе III. Вакуумное ионно-плазменное азотирование исходных образцов и образцов после термоводородной обработки проводили по стандартной технологии, принятой для промышленных титановых сплавов [96]. Режимы обработок и результаты испытаний приведены в таблице 5.2. Микроструктуры образцов в исходном состоянии и после термоводородной обработки по разработанным режимам приведены на рисунках 5.1 и 5.2.

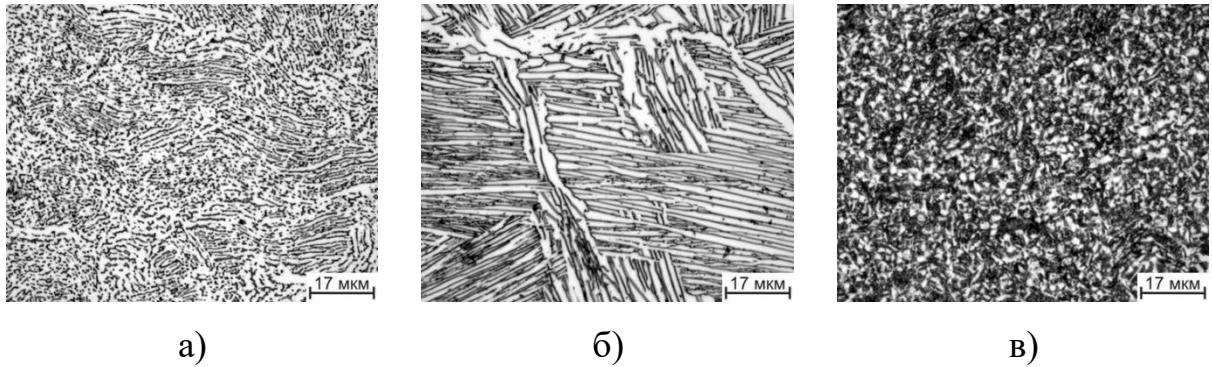


Рисунок 5.1 – Микроструктура образцов сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo в исходном состоянии (а) и после термоводородной обработки по первому (б) и третьему (в) режимам

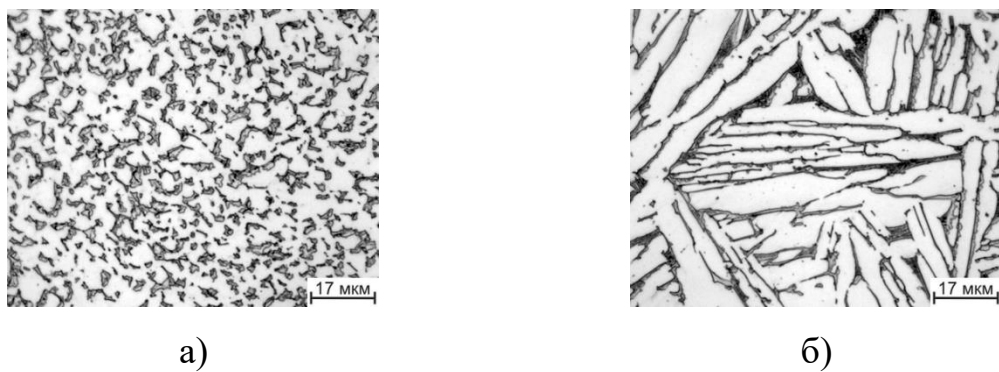


Рисунок 5.2 – Микроструктура образцов сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo после термоводородной обработки по второму режиму в поверхностном слое (а) и в сердцевине (б)

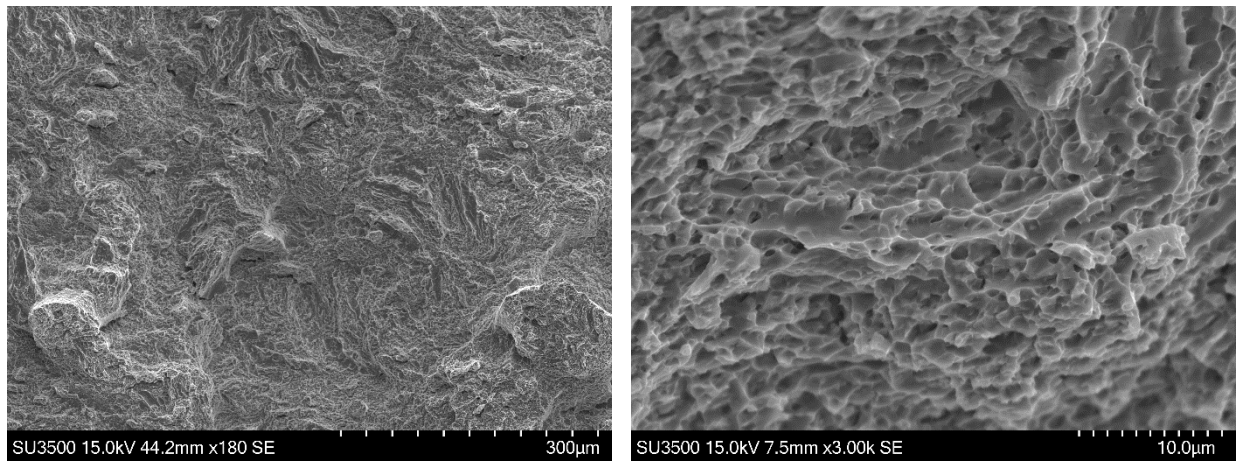
Таблица 5.2 – Режимы обработки и средние значения результатов испытаний на ударную вязкость по 5 образцам сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo с V-образным надрезом

Состояние образцов, обработка	Режимы обработки	KCV, МДж/м ²
Исходное	–	0,18
ТВО1	НО: t=850 °С, X _H =0,4 мас.%; ВО: t ₁ =750°С, 2,5 часа; t ₂ =1100°С, 0,5 часа	0,41
ТВО2	НО: t=850 °С, X _H =0,4 мас.%; ВО: t=950°С, 1,5 часа	0,32
ТВО3	НО: t=850 °С, X _H =0,6 мас.%; ВО: t=650 °С, 5 часов	0,05
Исходное + ВИПА	ВИПА: 600°С, 1 час	0,12
ТВО1 + ВИПА	ТВО1 + ВИПА: 600°С, 1 час	0,15
ТВО2 + ВИПА	ТВО2 + ВИПА: 600°С, 1 час	0,15
ТВО3 + ВИПА	ТВО3 + ВИПА: 600°С, 1 час	0,06

Среднее значение KCV исходного образца составило 0,18 МДж/м². Крупнопластинчатая структура (рис. 5.1 б), сформировавшаяся в образцах в результате термоводородной обработки по первому режиму (ТВО1), обеспечила наибольшие значения ударной вязкости сплава среди всех испытанных образцов (см. табл. 5.2). В результате термоводородной обработки по второму (ТВО2) режиму в образцах сформировалась градиентная структура (рис. 5.2). В поверхностном слое этих образцов структура представлена полиэдрической α -фазой с размером частиц 4–7 мкм

(рис. 5.2 а), а в сердцевине – α -пластинами толщиной 2–5 мкм (рис. 5.2 б). Глубина поверхностного слоя с глобулярной структурой составила около 1-2 мм. Ударная вязкость образцов с градиентной структурой несколько ниже по сравнению с образцами с однородной пластинчатой структурой, но выше чем у исходных образцов. Формирование в образцах мелкодисперсной структуры (рис. 5.1 в) в результате термоводородной обработки по третьему режиму (ТВОЗ) привело к резкому снижению ударной вязкости до 0,05 МДж/м². Это обусловлено высокой дисперсностью структуры и наличием обедненной алюминием вторичной α^{II} -фазы с меньшей, по сравнению с первичной, прочностью межатомных связей. Кроме того, возрастание упругих напряжений на $\alpha/\alpha^{\text{II}}$ и α/α_2 -границах должно приводить к снижению ударной вязкости сплава. Применение вакуумного ионно-плазменного азотирования исходных образцов и образцов после термоводородной обработки по первому и второму режимам снижает ударную вязкость сплава в 1,5–2,5 раза. Азотирование образцов с мелкодисперсной структурой практически не изменяет ударную вязкость сплава.

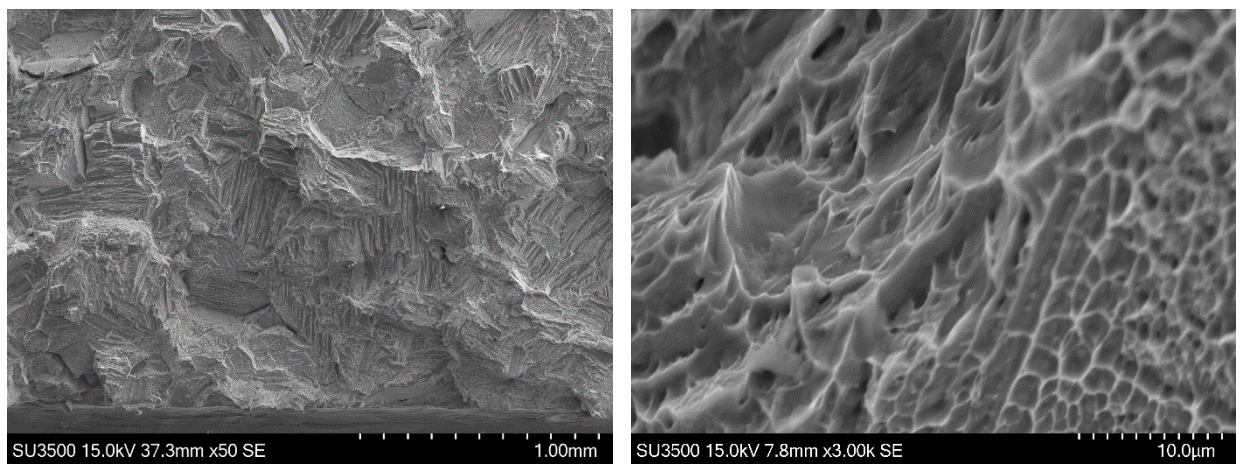
Для оценки характера разрушения при испытаниях на ударную вязкость методом сканирующей электронной микроскопии был проведен фрактографический анализ изломов образцов. Разрушение образцов в исходном состоянии при ударном нагружении имеет вязкий характер. На поверхности излома видны ямочные участки со следами значительной пластической деформации, образовавшиеся путем зарождения, роста и слияния микропор (рис. 5.3 а, б). Основную часть площади образца после термоводородной обработки по второму режиму занимает вязкий излом ямочной морфологии с большими перепадами рельефа по высоте и различными размерами ямок (рис. 5.4 б). Хрупкая составляющая представлена очень небольшим количеством мелких, отдельно расположенных фасеток (рис. 5.4 а). Часть фасеток представляет собой сколы по телу зерна, некоторые фасетки выглядят как вырывы по границам исходного β -зерна. Все фасетки



а)

б)

Рисунок 5.3 – Фрактограммы изломов образцов сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo с исходной структурой после испытаний на ударную вязкость



а)

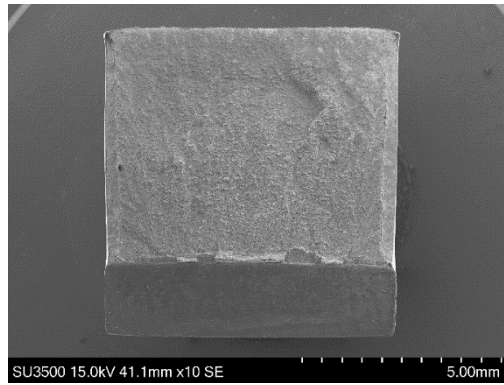
б)

Рисунок 5.4 – Фрактограммы изломов образцов сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo с пластинчатой структурой (ТВО1 в табл. 5.2) после испытаний на ударную

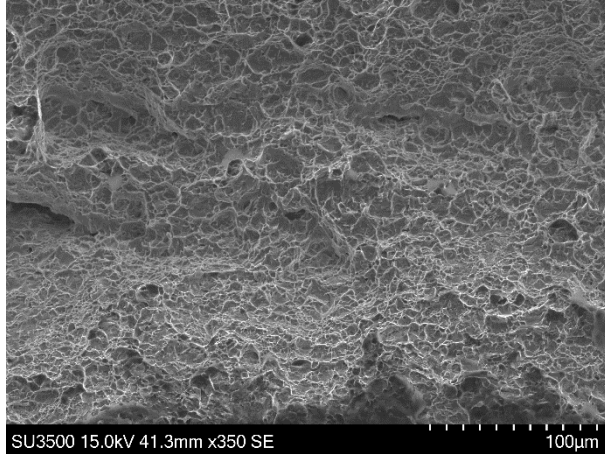
ВЯЗКОСТЬ

имеют следы пластической деформации – ямки. На изломах виден четко выраженный рисунок пластинчатого строения, проявляющийся в форме групп сильно вытянутых ямок в вязких участках изломов (рис. 5.4 а). Изломы образцов с градиентной структурой отличаются более упорядоченной формой ямок (рис. 5.5). Различие структур в поверхностном слое и центре образца в строении ямочного узора не проявляется. Для изломов ударных образцов с мелкодисперсной структурой характерно наличие фасеток квазискола, имеющих сложную морфологию. На большинстве фасеток проявляется ручьи́стый узор, перпендикулярный фронту роста трещины (рис. 5.6 а). На разных фасетках этот узор либо почти не выражен, либо фасетки «распадаются» на ряд параллельных террас, каждая из которых может уже считаться отдельной фасеткой. Такое строение излома согласуется с резким снижением ударной вязкости. Несмотря на очень высокую долю хрупкой составляющей и низкое значение ударной вязкости, образцы после термоводородной обработки по третьему режиму все равно разрушаются путем микропластической деформации. При сравнительном анализе азотированных образцов и образцов после вакуумной ионно-плазменной обработки различия в фрактограммах не выявлены.

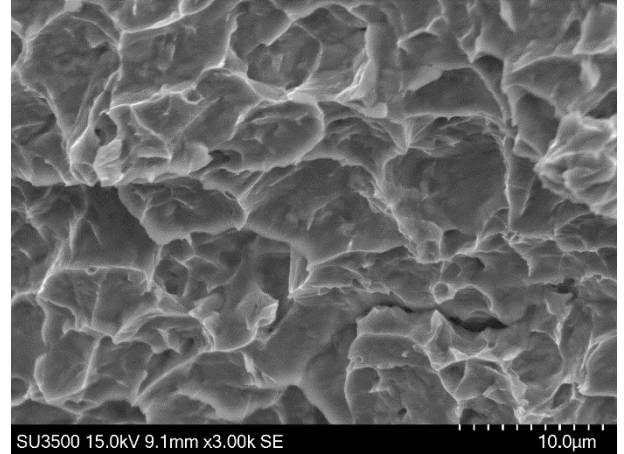
Из проведенных исследований следует, что максимальные значения ударной вязкости сплава характерны для образцов с пластинчатой структурой. Основную площадь этих образцов занимает вязкий, ямочный излом. Образцы после термоводородной обработки, заключительным этапом которой был низкотемпературный вакуумный отжиг, имеют минимальные значения ударной вязкости при динамическом нагружении. Это обусловлено высокой дисперсностью структуры и разнообразием фазового состава сплава. Для изломов образцов с мелкодисперсной структурой характерно наличие фасеток квазискола, имеющих сложный рельеф, различные размеры и ориентацию. Однако все фасетки имеют следы пластической деформации. Применение вакуумного ионно-плазменного азотирования снижает ударную вязкость



а)

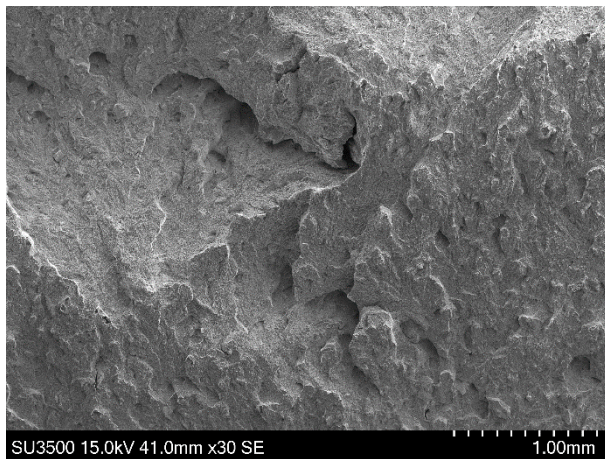


б)

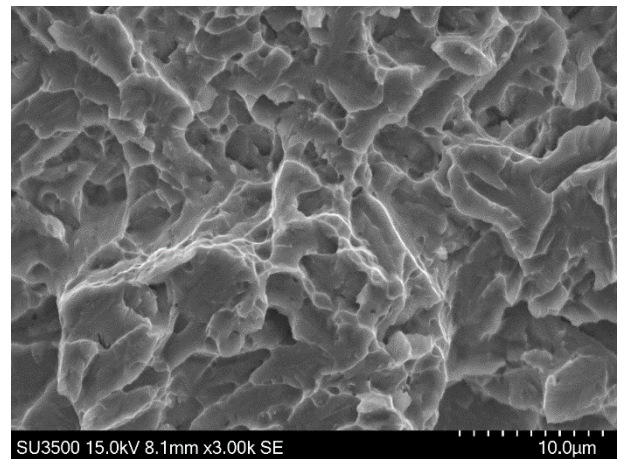


в)

Рисунок 5.5 – Фрактограммы изломов образцов сплава $Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo$ с градиентной структурой (ТВО2 в табл. 5.2) после испытаний на ударную вязкость



а)



б)

Рисунок 5.6 – Фрактограммы изломов образцов сплава $Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo$ с мелкодисперсной структурой (ТВО3 в табл. 5.2) после испытаний на ударную вязкость

сплава во всех случаях, кроме образцов с мелкодисперсной структурой. Азотирование этих образцов не приводит к изменению низкой ударной вязкости. Влияние вакуумного ионно-плазменного азотирования на ударную вязкость образцов с V-образным надрезом зависит от структуры объема и поверхности материала, а также структурного состояния упрочненного азотом поверхностного слоя. Снижение ударной вязкости образцов, подвергнутых вакуумному ионно-плазменному азотированию, связано, по-видимому, с различными условиями взаимодействия азотной плазмы с геометрическими элементами надреза. Это может приводить к меньшей глубине азотированного слоя в острой вершине надреза, неравномерной концентрации азота в α - и β -фазах в разных участках надреза, иному распределению и количеству нитрида Ti_2N вблизи поверхности надреза по сравнению с плоскими поверхностями образца. Эти факторы должны приводить к снижению энергии зарождения трещины при динамическом нагружении. В то же время наличие большего количества мелкодисперсной вторичной α'' -фазы и, соответственно, большая площадь межфазных границ обеспечивают более равномерное распределение азота в диффузионном слое образцов с мелкодисперсной структурой, что не приводит к изменению их ударной вязкости. Кроме того, технология выполнения надреза (фрезерование угловой фрезой) может приводить к большему параметру шероховатости поверхности надреза с формированием дополнительных микроконцентраторов напряжений. Этот вопрос требует дополнительных исследований.

В то же время следует отметить следующее обстоятельство. Динамика работы рашпиля при обработке костных структур менее интенсивна, чем при ударных испытаниях образцов. Энергия и скорость нагружения при испытаниях образцов существенно выше, чем при условиях работы рашпиля. Поэтому проведенные испытания показывают лишь тенденцию к снижению ударной вязкости в результате вакуумного ионно-плазменного азотирования, не давая при этом реального численного уровня ударных нагрузок на зубья рашпиля. Однако полученные результаты в совокупности с результатами

работы [47] дают основание для рекомендаций разработчикам конструкции рашпелей по геометрии зубьев, в частности по радиусу галтелей у основания зуба, который должен быть не меньше, чем у образцов с V-образным надрезом (0,25 мм), и максимальной величины, допускаемой геометрией и высотой зуба. Высота зуба у рашпелей различных производителей может изменяться в интервале от 1 до 3 мм в зависимости от его расположения на теле инструмента. Так на рисунке 5.7 показан фрагмент чертежа рашпиля из титанового сплава VT20 производства АО «Имплант МТ», хорошо зарекомендовавшего себя в клинической практике по износостойкости, режущим свойствам и ресурсу работы. Из рисунка видно, что радиусы галтелей у основания зубьев спроектированы в интервале 0,1–0,3 мм. Результаты, полученные в экспериментах по ударной вязкости, показывают, что интервал значений радиусов целесообразно скорректировать до 0,25–0,4 мм, что вполне практически достижимо путем задания и контроля геометрии режущего инструмента для формирования зубьев рашпиля.

По результатам работы была предложена схема комплексной технологии получения и обработки заготовок хирургических рашпелей из сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo для ортопедических операций эндопротезирования, включающая:

1. Наводороживающий отжиг заготовок из прутков разных диаметров по режимам: $t=850\text{ }^{\circ}\text{C}$; $X_{\text{H}}=0,6\text{ мас. \%}$;
2. Изотермическую штамповку заготовок по температурным ($850\text{ }^{\circ}\text{C}$), силовым и скоростным режимам, принятым для штамповки ножек эндопротеза тазобедренного сустава из сплава VT6;
3. Обработку резанием;
4. Вакуумный отжиг по режиму: $t=650\text{ }^{\circ}\text{C}$, 5 часов;
5. Чистовую механическую обработку и нарезание зубьев;
6. Вакуумное ионно-плазменное азотирование по режиму: $t=600\text{ }^{\circ}\text{C}$, 1 час.

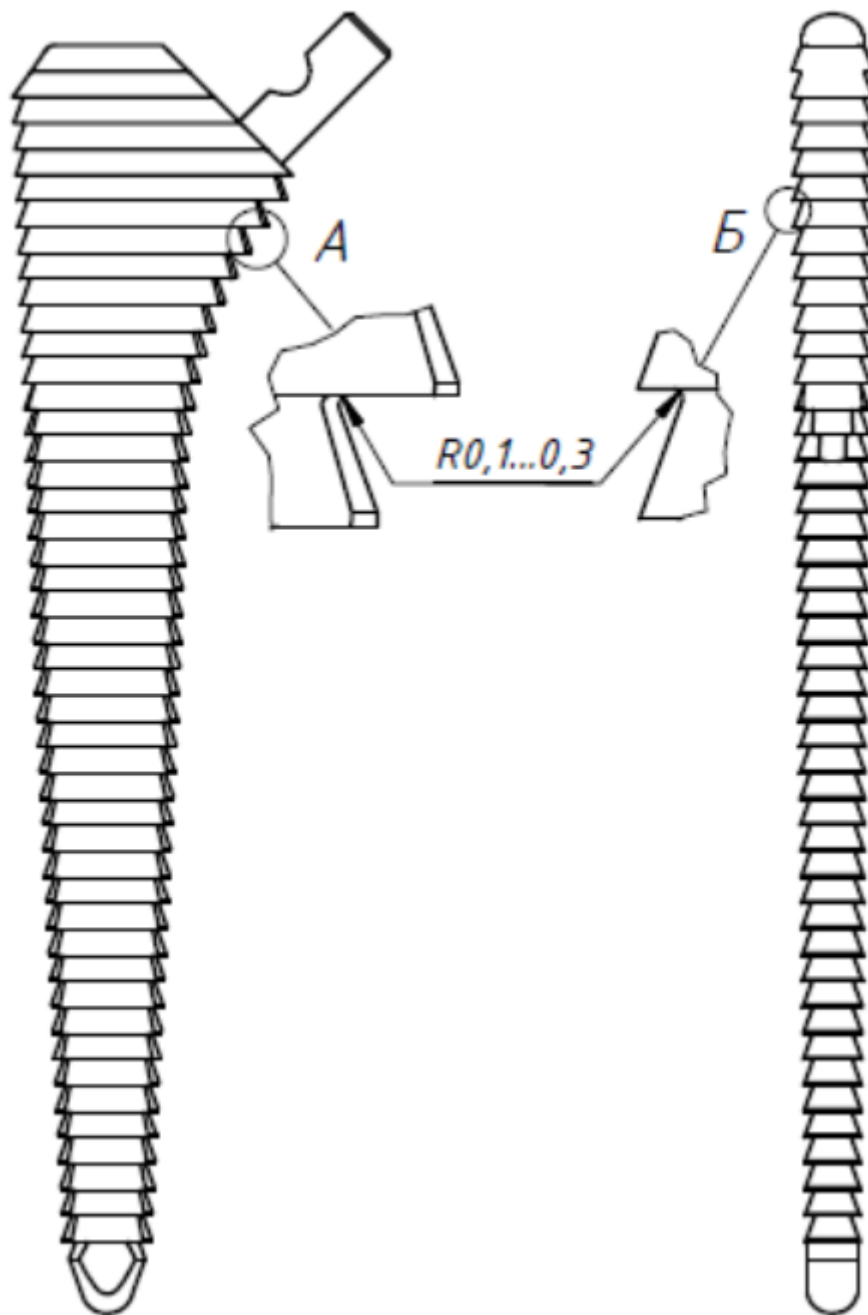


Рисунок 5.7 - Фрагмент чертежа рашпиля из титанового сплава BT20
производства АО «Имплант МТ»

Выводы по главе V

1. Установлено влияние объемных и поверхностных структур, полученных в результате термоводородной и вакуумной ионно-плазменной обработок, на ударную вязкость образцов сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo с V-образным надрезом. Показано, что высокая дисперсность структуры и разнообразие фазового состава сплава после низкотемпературного (650 °C) вакуумного отжига при термоводородной обработке приводят к минимальным значениям ударной вязкости образцов с V-образным надрезом. Наибольшие значения ударной вязкости сплава обеспечиваются структурой пластинчатого типа.
2. Показано, что вакуумное ионно-плазменное азотирование образцов сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo с исходной, пластинчатой и градиентной структурой снижает ударную вязкость в 1,5–2,5 раза. Азотирование образцов с мелкодисперсной структурой не приводит к изменению ударной вязкости.
3. Полученные результаты дают основание для рекомендаций разработчикам конструкции рашпилей из сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo по геометрии зубьев.

Выводы по работе

1. Установлено влияние термобарических и концентрационных параметров наводороживающего отжига при термоводородной обработке на фазовый состав и структуру сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo. Показано, что повышение исходного давления водорода над сплавом от 100 до 130 кПа до концентраций 0,2–0,6 мас. % при температуре 850°C приводит к более интенсивной экзотермической реакции на поверхности цилиндрических образцов и, как следствие, к формированию неоднородной по сечению структуры с образованием крупнопластинчатой α -фазы в поверхностном слое.
2. Установлено влияние режимов вакуумного отжига при термоводородной обработке на фазовый состав и структуру сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo. Показано, что при температуре вакуумного отжига 950 °C предварительно наводороженных до концентрации 0,4 мас. % образцов формируется градиентная ($\alpha+\beta$)-структура с глобулярной α -фазой размером 6–9 мкм в поверхностном слое и крупнопластинчатой α -фазой в сердцевине цилиндрических образцов вследствие эндотермического характера десорбции водорода на поверхности образцов.
3. Методом компьютерного моделирования установлена возможность изотермической штамповки заготовок рашпилей из сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo, легированного 0,6 мас. % водорода, при тех же температурных и силовых параметрах процесса и с использованием того же оборудования и оснастки, что при штамповке ножек эндопротеза тазобедренного сустава из сплава ВТ6.
4. Установлено влияние легирования водородом и последующего вакуумного отжига на термосиловые параметры резания при фрезеровании образцов сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo. Показано, что изменение силы резания с ростом содержания водорода от исходного до 0,6 мас. % связано с увеличением содержания алюминия в α -фазе, выделением вторичной α^{II} -фазы, упорядоченной α_2 -фазы и гидроксида. Показано, что наименьшие силы резания характерны для образцов с

0,6 мас. % водорода и образцов с глобулярной ($\alpha+\beta$)-структурой, сформировавшейся в результате вакуумного отжига при 900–800 °С в процессе термоводородной обработки.

5. Установлено, что увеличение концентрации водорода в сплаве от исходного до 0,6 мас. % приводит к почти линейному росту температуры в зоне резания. Это связано с увеличением содержания алюминия в α -фазе и формированием в ней упорядоченных микрообъемов α_2 -фазы с когерентной границей при росте концентрации водорода в сплаве и уменьшении объемной доли α -фазы. Увеличение искажений кристаллической решетки α -фазы, возрастание упругих напряжений, в том числе на α/α_2 -границах, должны приводить к снижению как электронной, так и фононной составляющих теплопроводности сплава и, соответственно, к возрастанию температуры в зоне резания. Наличие в структуре сплава с 0,6 % водорода гидридной фазы TiH_x с более низкой, чем у титана, теплопроводностью еще сильнее повышает температуру в зоне резания.
6. Установлено влияние термоводородной и вакуумной ионно-плазменной обработок на ударную вязкость образцов из сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo с V-образным надрезом. Показано, что высокая дисперсность структуры и наличие вторичной α'' -фазы в сплаве после низкотемпературного (650 °С) вакуумного отжига при термоводородной обработке приводят к минимальным значениям ударной вязкости.
7. Установлено, что неравномерное распределение азота в α - и β -фазах и нитрида Ti_2N вблизи острой вершины V-образного надреза азотированных образцов из сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo приводит к снижению ударной вязкости в 1,5–2,5 раза.
8. Предложена схема комплексной технологии получения и обработки заготовок рашпилей из высокомодульного сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo для ортопедических операций эндопротезирования, включающая

наводороживание цилиндрических заготовок до концентрации 0,6 мас. %, изотермическую штамповку по режимам, принятым для штамповки ножек эндопротезов, обработку резанием в наводороженном состоянии, вакуумный отжиг, чистовую механическую обработку и вакуумное ионно-плазменное азотирование. Показано, что такая технология формирует в материале удовлетворительный уровень механических и эксплуатационных свойств изделия.

Список литературы

1. Применение материалов на основе титана для изготовления медицинских имплантатов / А. А. Ильин, С. В. Скворцова, А. М. Мамонов, В. Н. Карпов / *Металлы*. – 2002. – №3. – С. 97–105.
2. Сабитов В.Х. Медицинские инструменты / В.Х. Сабитов. – М.: Медицина, 1985. – 175 с.
3. Вейнов В.П. Современные медицинские инструменты: учебное пособие / В.П. Вейнов, И.Н. Мусин, Э.В. Сахабиева; М-во образ. и науки России, Казан. нац. исслед. технол. ун-т. – Казань: Изд-во КНИТУ, 2016. – 108 с.
4. Техника хирургической операции / URL: https://www.mathysmedical.com/Storages/User/Dokumente/Operationstechnik/Huefte/OP-Technik_Produktinfo_CBC_short-cone_RU_V01.pdf (дата обращения: 17.09.2024).
5. Методы исследования коррозионной стойкости материалов: учебно-методическое пособие / Ю.В. Чернышова, А.В. Шалин, А.П. Нейман, С.М. Сарычев. – М.: ИНФРА-М, 2017. – 102 с.
6. Гольдштейн М.И. Специальные стали: учебник для вузов / М.И. Гольдштейн, С.В. Грачев, Ю.Г. Векслер. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: МИСИС, 1999. – 408 с.
7. Gotman I. Characteristics of Metals Used in Implants / I. Gotman // *Journal of endourology*. – 1997. – V. 11. – P. 383–388.
8. *Металловедение: учеб.* В 2 т. Т.2. Термическая обработка. Сплавы / И.И. Новиков, В.С. Золоторевский, В.К. Портной [и др.]; под общ. ред. В.С. Золоторевского. – 2-е изд., испр. – М.: Изд. Дом МИСиС, 2014. – 528 с.
9. Ильин, А.Н. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: справочник / А.Н. Ильин, Б.А. Колачёв, И.С. Полькин. – М.: ВИЛС – МАТИ, 2009. – 520 с.
10. ГОСТ 19126-2007. Инструменты медицинские металлические. Общие технические условия. – М: Стандартинформ, 2007. – 19 с.

11. Комплексные технологии создания износостойких высоконагруженных компонентов эндопротезов крупных суставов из титановых сплавов / Ильин А.А., А.М. Мамонов, В.Н. Карпов, Л.М. Петров. – Технология машиностроения. – 2007. – №9. – С. 43–46.
12. Мамонов А.М., Скворцова С.В., Спектор В.С., Нейман А.П., Лукина Е.А., Митропольская Н.Г. Принципы построения комплексных технологических процессов производства имплантатов из титановых сплавов, включающих вакуумные ионно-плазменные нанотехнологии / А.М. Мамонов, С.В. Скворцова, В.С. Спектор. – Титан. – 2012. – №3. – С. 45–50.
13. Mamonov, A.M. Controlling the Phase Composition, Structure, and Complex of Properties of the High – Modulus Titanium Alloy by Thermohydrogen Processing / Mamonov A.M., Slezov S.S., and Gvozdeva O.N. // Russian Journal of Non – Ferrous Metals. © Allerton Press, Inc. 2018. – Vol. 59. № 2. P. 181-189.
14. Илларионов, А. Г. Технологические и эксплуатационные свойства титановых сплавов: учебное пособие / А. Г. Илларионов, А. А. Попов. – Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2014. – 137 с.
15. Металловедение титана и его сплавов / под ред. Колачева Б. А. и Глазунова С. Г. – М.: Металлургия, 1992. – 353 с.
16. Анташов В.Г. Тенденции развития жаропрочных титановых сплавов для авиадвигателестроения / В.Г. Анташов, Н.А. Ночовная, В.И. Иванов // Технология легких сплавов, 2002. – № 4. – С. 72-76.
17. 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.
18. Интерметаллидные фазы в жаропрочных сплавах титана: монография / А. А. Попов, Н. А. Попов, К. И. Луговая [и др]. – Екатеринбург: Издательство УМЦ УПИ, 2022. — 126 с.

19. Radecka A. Precipitation of the ordered α phase in a near- α titanium alloy / A. Radecka, J. Coakley, V. A. Vorontsov, T. L. Martin, P. A. J. Bagot, M. P. Moody, D. Rugg, D. Dy // *Scripta Materialia*. 2016. 117. P.81–85.
20. Коллингз, Е.В. Физическое металловедение титановых сплавов: пер. с англ. / Е.В. Коллингз; под ред. Б.И. Веркина, В.А. Москаленко. – М.: Металлургия, 1988. – 224 с.
21. Blackburn M. J. The ordering transformation in titanium: aluminium alloys containing up to 25 at. Pct aluminium // *Transactions of the metallurgical society of AIME*. 1967. Vol. 239. P.1200–1208.
22. Колачев. Б. А. Титановые сплавы разных стран / Б. А. Колачев, И. С. Полькин, В. Д. Талалаев. – М.: ВИЛС, 2000. – 316 с.
23. *The Science, Technology and Application of Titanium*. Proc. Intern. Conf. London, 21-24 May 1968. Pergamon Press. Oxford. London e.a. 1970. 1202 p.
24. Imgram A. G. Tensile properties of binary titanium-zirconium and titanium-hafnium alloys / A. G. Imgram, D. N. Williams, H. R. Ogden // *J. Less. Com. Metals*. 1962. V.4. P.217–225.
25. Jörg Kumpfert. Intermetallic Alloys Based on Orthorhombic Titanium Aluminide // *Advanced Engineering Materials*. 2001. 3. No. 11. P.851–864.
26. Солонина О. П. Жаропрочные титановые сплавы / О.П. Солонина, С. Г. Глазунов. – М.: Металлургия, 1976. – 448 с.
27. Lütjering G., Williams J. C. *Titanium*, 2nd edition / Germany, Springer. 2007. 442 p.
28. Jun Zhang, Dong Li. Preferred precipitation of ordered α_2 phase at dislocations and boundaries in near- α titanium alloys // *Materials Science and Engineering*. 2003. A341. P.229–235.
29. Popov A. A., Popova M. A., Rossina N. G. The effect of alloying on the ordering processes in near-alpha titanium alloys // *Materials Science and Engineering: A*. Vol. 564. P.284–287.

30. Павлова Т.В. Титановые сплавы для газотурбинных двигателей / Т.В. Павлова, О.С. Кашапов, Н.А. Ночовная // Все материалы. Энциклопедический справочник. – 2012. – №5. – С. 8–14.
31. Технологическая пластичность, структура и фазовый состав опытного титанового орто-сплава, содержащего 13% (по массе) алюминия / Е. Б. Алексеев, Н. А. Ночовная, П. В. Панин, А. В. Новак // Труды ВИАМ. – 2015. – №12. – С. 61–71.
32. Полуфабрикаты из титановых сплавов; под ред. Б. А. Колачева. – М.: ОНТИ ВИЛС, 1996. – 581 с.
33. Грановский Г. И. Резание металлов / Г.И. Грановский. – М.: Высшая школа, 1985. – 304 с.
34. Подураев В. Н. Обработка резанием труднообрабатываемых материалов / В.Н. Подураев. – М.: Высшая школа, 1974. – 587 с.
35. Бобров В. Ф. Основы теории резания металлов / В.Ф. Бобров – М.: Машиностроение, 1975. – 344 с.
36. J. D. Cotton, R. D. Boyer, G. R. Weber and K. T. Slattery: Titanium Alloy Development Needs for Commercial Airframes; International Conference TITAN-2008, St-Petersburg, Russia.
37. Кривоухов В.А. Обработка резанием титановых сплавов / В. А. Кривоухов, А. Д. Чубаров. – М.: Машиностроение, 1970. – 183 с.
38. Титановые сплавы. Металлография титановых сплавов / [Е.А. Борисова и др.]; под общ. ред. С.Г. Глазунова, Б.А. Колачёва. – М.: Металлургия, 1980. – 464 с.
39. Водородная технология титановых сплавов / А.А. Ильин, Б.А. Колачев, В.К. Носов, А.М. Мамонов; под общ. ред. А.А. Ильина. – М.: МИСиС, 2002. – 392с.
40. Термоводородная обработка титановых сплавов разных классов / А.А. Ильин, Б.А. Колачев, Ю.В. Михайлов // Металловедение и технология цветных сплавов. – М.: Наука, 1992. – С. 92 – 98.

41. Ильин, А.А. Научные основы и принципы построения технологических процессов термоводородной обработки титановых сплавов / А.А. Ильин, А.М. Мамонов, М.Ю. Коллеров // *Металлы (РАН)*. – 1994. – №4. – С. 157 – 168.
42. Ильин, А.А. Научные основы, технологии и перспективы применения термоводородной обработки титановых сплавов / А.А. Ильин, А.М. Мамонов, В.К. Носов // *Наука, производство и применение титана в условиях конверсии: Труды Международной научно-технической конференции по титану стран СНГ*. – 1994. – Т. 1. – М.: ВИЛС. – С. 500 – 527.
43. Thermohydrogen Treatment – the Base of Hydrogen Treatment of Titanium Alloys / A.A. Ilyin, I.S. Polkin, A.M. Mamonov, V.K. Nosov // *Proc. of the 8th World Conference on “Titanium-95”*. – Birmingham (UK), 1995. – P. 2462–2469.
44. Ilyin A.A., Mamonov A.M., Nosov V.K. Thermohydrogen Treatment: Scientific Basics and Future Application // *Proc. of the 2nd Pacific Rim Int. Conf. on Advanced Materials and Processing*. – South Korea, 1995. – pp. 697 – 705.
45. Колачев, Б.А. Возможности и перспективы водородной технологии титановых сплавов / Б.А. Колачев, А.А. Ильин, В.К. Носов // *Известия вузов. Цветная металлургия*. – 2001. – №4. – С. 57–64.
46. Колачев, Б.А. Достижения водородной технологии титановых сплавов / Б.А. Колачев, А.А. Ильин, В.К. Носов, А.М. Мамонов // *Технология легких сплавов*. – 2007. – №3. – С. 10 – 26.
47. Слезов С.С. Влияние водородной и ионно-плазменной обработки на структуру и комплекс свойств титанового сплава с интерметаллидным упрочнением: диссертация канд. техн. наук: 05.16.01 / Слезов Семен Сергеевич. – М., 2020. – 172 с.
48. Мамонов, А.М. Закономерности формирования фазового состава и структуры в жаропрочном титановом сплаве с интерметаллидным

- упрочнением при легировании водородом / А.М. Мамонов, Ю.Н. Кусакина, А.А. Ильин // *Металлы (РАН)*. – 1999. – №3. – С. 84 – 87.
49. Овчинников, А.В. Водородное пластифицирование при горячей деформации титанового сплава ВТ20 / А.В. Овчинников, В.К. Носов, Л.А. Елагина // *Технология легких сплавов*. – 1990. – №4. – С. 42.
50. Влияние водорода на пластичность и сопротивление деформации жаропрочных титановых сплавов в интервале температур теплой деформации / А.В. Овчинников, В.К. Носов, Л.А. Елагина, Л.В. Андреева // *Технология легких сплавов*. – 1991. – №6. – С. 12.
51. Обоснование и опыт применения водородного пластифицирования при изготовлении полуфабрикатов и изделий из сплава на основе интерметаллида Ti3Al / В.К. Носов, А.А. Ильин, А.М. Мамонов, А.В. Овчинников // *Технология легких сплавов*. – 2002. – №3. – С. 18 – 23.
52. Влияние фазового состава и условий деформирования на эффект «водородного пластифицирования» водородсодержащих титановых сплавов / А.В. Овчинников, А.А. Ильин, В.К. Носов, Ю.Ю. Щугорев // *Металлы*. – 2007. – №5. – С. 69 – 76.
53. Овчинников, А.В. Изотермическая штамповка заготовок лопаток из титанового сплава ВТ20 с применением технологии водородного пластифицирования / А.В. Овчинников, О.А. Поляков, В.К. Носов // *Технология легких сплавов*. – 2008. – №3. – С. 83 – 90.
54. Овчинников, А.В. Влияние системы легирования на эффективность водородного пластифицирования высокопрочных титановых сплавов / А.В. Овчинников, П.А. Нестеров, В.К. Носов // *Сб. трудов Международной конференции "Ti-2009 в СНГ"*. – Украина, Одесса. – 17-20 мая, 2009. – С. 57 – 60.
55. Влияние водорода на механизм пластической деформации промышленных ($\alpha + \beta$) - титановых сплавов / М.Ю. Коллеров, А.В. Овчинников, М.Б. Афолина, В.С. Мамаев, А.А. Левочкин // *Титан*. – 2012. – №3. – С. 22 – 27.

56. Использование водородных технологий при производстве деформированных полуфабрикатов из сплава на основе алюминид титана с повышенным комплексом механических свойств / А.М. Мамонов, С.В. Скворцова, А.В. Овчинников, В.С. Спектор, О.Н. Гвоздева, В.А. Пожога // Титан. – 2013. – №2. – С. 13 – 17.
57. Мурзинова, М.А. Влияние водорода на изменение микроструктуры титанового сплава ВТ9 при горячей деформации и вакуумном отжиге / М.А. Мурзинова, Г.А. Салищев, Д.Д. Афоничев // Физика металлов и металловедение. – 2004. – Т. 98. – №6. – С. 73 – 81.
58. Эффект водородного пластифицирования при изотермической осадке титанового сплава ВТ9 / В.К. Носов, Л.А. Елагина, С.Б. Белова и др. // Кузнечно-штамповочное производство. – 1985. – № 5. – С. 28 – 30.
59. Обоснование и опыт применения водородного пластифицирования при изготовлении полуфабрикатов и изделий из сплава на основе интерметаллида Ti_3Al / В.К. Носов, А.А. Ильин, А.М. Мамонов, А.В. Овчинников // Технология легких сплавов. – 2002. – №3. – С. 18 – 23.
60. Влияние водорода на технологическую пластичность сплава Ti-9% Al / Б.А. Колачев, В.К. Носов, В.А. Ливанов и др. // Изв. ВУЗов. Цветная металлургия. – 1972. – №4. – С.137 – 142.
61. Использование водородных технологий при производстве деформированных полуфабрикатов из сплава на основе алюминид титана с повышенным комплексом механических свойств / А.М. Мамонов, С.В. Скворцова, А.В. Овчинников, В.С. Спектор, О.Н. Гвоздева, В.А. Пожога // Титан. – 2013. – №2. – С. 13 – 17.
62. Закономерности влияния водорода на структуру, сопротивление горячей пластической деформации и кристаллографическую текстуру титанового сплава с высоким содержанием алюминия / А.М. Мамонов, Е.О. Агаркова, А.П. Нейман [и др.] // Деформация и разрушение материалов. – 2020. – №7. – С. 2–9.

63. Мамонов, А. М. Обоснование технологических принципов механоводородной обработки титановых сплавов / А. М. Мамонов // РЖ 15. Metallurgy. – 2006. – № 3. – С. 12а.
64. Egorova Yu.B., Skvortsova S.V., Davydenko R.A., Mitropol'skaya N.G. Methods of increasing efficiency of machinability of titanium and titanium alloy. *Inorganic Materials: Applied Research*. 2013. V. 4. № 1. P. 46–51.
65. Егорова Ю.Б. Достижения в механической обработке титана и его сплавов за 50 лет / Егорова Ю.Б., Давыденко Л.В., Бабин С.В., Егоров Е.Н. // *Технология металлов*. 2015. № 10. С. 2–10.
66. Егорова Ю.Б. Механоводородная обработка как элемент водородной технологии получения деталей из титановых сплавов. / Егорова Ю.Б., Ильин А.А., Левочкин А.А. // *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2002. № 3. С. 42–47.
67. Wei W., Xu J., Fu Y., Yang S., Hou H., Wang Y., Li Z. Machinability of hydrogenating titanium alloy TC4. *Nanjing Hangkong Hangtian Daxue Xuebao*. 2009. Vol. 41. №. 5. P. 633–638.
68. Wei W.-H., Xu J.-H., Fu Y.-C., Yang S.-B. Influence of hydrogen contents of Ti-6Al-4V alloy on cutting force and temperature. *Key Engineering Materials*. 2010. V. 419–420. P. 789–792.
69. Ильин А.А. Механизм и кинетика фазовых и структурных превращений в титановых сплавах. М.: Наука. 1994. 304 с.
70. Egorova Yu.B., Il'in A.A., Kolachev B.A., Nosov V.K., Mamonov A.M. Effect of the structure on the cutability of titanium alloys. *Metal Science and Heat Treatment*. 2003. V. 45. № 3–4. P. 134–139.
71. Колачев, Б. А. Механоводородная обработка титановых сплавов при черновом точении / Б. А. Колачев, Ю. Б. Егорова // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2008. – № 6(636). – С. 7– 11.
72. Перспективы развития механоводородной обработки титановых сплавов / Ю. Б. Егорова, Л. В. Давыденко, Е. Н. Егоров, С. Б. Белова //

- Вестник Тверского государственного технического университета.
Серия: Технические науки. – 2019. – № 2(2). – С. 23-32.
73. Егорова, Ю. Б. *Металловедческие основы механоводородной обработки титановых сплавов: специальность 05.16.01 "Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов"* : диссертация на соискание ученой степени доктора технических наук / Егорова Юлия Борисовна. – Москва, 2002. – 407 с.
74. *Повышение эффективности механической обработки титановых сплавов обратимым легированием водородом*/ Талалаев В.Д., Колачев Б.А., Полоскин Ю.В., Егорова Ю.Б., Кравченко А.Н. // *Авиационная промышленность*, 1991, № 12, С. 32–35.
75. Колачев Б.А. *Основные принципы механоводородной обработки титановых сплавов.* / Колачев Б.А., Ильин А.А., Егорова Ю.Б. // *"Научные труды" МАТИ-РГТУ им. К.Э. Циолковского*, вып. 1 (73) М., ЛАТМЭС, 1998, С. 43–48.
76. *Гидридные системы* / Б.А.Колачев, А.А.Ильин, В.А.Лавренко, Ю.В.Левинский. М.: *Металлургия*, 1991, 352 с.
77. Э.А. Станчук, *Интенсификация механической обработки при подаче водорода в зону резания.* / Э.А. Станчук, А.П. Шумилов. Сб. статей «долговечность трущихся деталей машин», М.: *Машиностроение*, 1986, вып.1, С. 153–159.
78. *Улучшение обрабатываемости резанием титанового сплава ВТ23 термоводородной обработкой* / А.А. Ильин, Ю.Б. Егорова, А.М. Мамонов, В.И. Вилков // *ТЛС*. – 2000. – №6. – С. 40–46.
79. *Влияние водорода на обрабатываемость резанием титанового сплава ВТ5-1* / Б.А. Колачев Б.А., Ю.Б. Егорова, В.Д. Талалаев, А.Н. Кравченко // *ФХММ*. – 1996. – №6. – С. 107-115.
80. *Улучшение обрабатываемости резанием сплава ВТ3-1 путем обратимого легирования водородом.* / Колачев Б.А., Полоскин Ю.В.,

- Егорова Ю.Б. и др.// Авиационная промышленность, 1991, № 4, С. 27–29.
- 81.Ильин А.А. Исследование возможности применения термоводородной обработки для улучшения обрабатываемости резанием сплава ВТ23. / Ильин А.А., Егорова Ю.Б., Мамонов А.М. // "Научные труды" МАТИ-РГТУ им. К.Э. Циолковского, вып. 2 (74), М., ЛАТМЭС, 1998, с. 27-31.
82. Ионная химико-термическая обработка сплавов. / Арзамасов Б.Н., Братухин А.Г., Елисеев Ю.С., Панайоти Т.А. М.: МГТУ им. Баумана, 1999 – 400 с.
- 83.Комплексные технологии создания износостойких высоконагруженных компонентов эндопротезов крупных суставов из титановых сплавов / Ильин А.А., Мамонов А.М., Карпов В.Н., Петров Л.М., Овчинников А.В. // Технология машиностроения. 2007. №9 (63). С. 43 – 47.
- 84.Шашков, Д.П. Влияние азотирования на механические свойства и износостойкость титановых сплавов / Д.П. Шашков // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2001. – №6. – С. 20 – 26.
- 85.Григорянц А.Г. «Лазерная техника и технология»/ Григорянц А.Г., Сафонов А.Н. // Кн. 3 Методы лазерной обработки., М., Высшая школа., 1987, 191 с.
86. «Развитие азотирования в России. Четвертый период (1980-н.в.): новые направления НХТО» / Банных О.А., Зинченко В.М., Прусаков Б.А., Сыропятов В.Я. //, журнал “Металловедение и термическая обработка металлов”, №4, 2001 г., С. 3-8
- 87.Погрелюк И.Н., «К вопросу об интенсификации процесса азотирования титановых сплавов», / Погрелюк И.Н // журнал “Металловедение и термическая обработка металлов”, №6, 1999г., С. 9-12
- 88.Шашков Д.П., «Влияние азотирования на механические свойства и износостойкость титановых сплавов» / Шашков Д.П // журнал “Металловедение и термическая обработка металлов”, №6, 2001 г. С. 20-24

89. Петров Л.П., «Внутреннее азотирование жаропрочных сталей и сплавов», журнал “Металловедение и термическая обработка металлов”, №1, 2001г., С. 10-14
90. J. Musil, J. Vlček, M. Růžička Recent progress in plasma nitriding// Vacuum 59 (2000) P. 940-951.
91. W. Möller, S. Parascandola, T. Telbizova et.al. Surface processes and diffusion mechanisms of ion nitriding of stainless steel and aluminium// Surface and Coatings Technology 136 (2001) P. 73-79.
92. Влияние ионного азотирования на формирование структуры поверхностных слоев титановых сплавов и сталей / Ильин А.А., Петров Л.М, Бецофен С.Я., Луценко А.Н., Со Кен Су. // Материалы 15-й международной конференции “Взаимодействие ионов с поверхностью”, Звенигород-2001, т.1, с. 120-123.
93. Березкина Г.С. «Исследование структуры поверхностных модифицированных слоев титанового сплава ВТ6 при воздействии ионных пучков» Сб. тезисов докладов МНТК *XXIV Гагаринские чтения*, М., МАТИ-РГТУ, 1998, с. 119-120.
94. Бецофен С.Я. «Структура и свойства Ti-N, Zr-N, Zr-Nb-N-C ионно-вакуумных покрытий на сталях и твердых сплавах.» / Бецофен С.Я., Петров Л.М., Давыдова Г.С. // Сб. тезисов докладов Российской НТК «Новые материалы и технологии», М.: МАТИ - РГТУ, 1998, с 8-9.
95. Давыдова Г.С. «Формирование диффузионного слоя по границе металл-покрытие при ионно-вакуумной обработке.» Сб. тезисов докладов МНТК *XXIII Гагаринские чтения*, М., МГАТУ, 1999, с. 254.
96. Низкотемпературное вакуумное ионно-плазменное азотирование титановых сплавов разных классов / Ильин А.А., Скворцова С.В., Спектор В.С., Лукина Е.А., Петров Л.М // Технология легких сплавов. 2008, №3. С.10–110.
97. Низкотемпературное ионное азотирование имплантатов из титанового сплава ВТ20 в различных структурных состояниях / Ильин А.А.,

- Скворцова С.В., Лукина Е.А., Карпов В.Н., Поляков О.А. // Металлы. №2. 2005, с. 38 – 44.
98. 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. 45–50.
99. Вашуль Х. Практическая металлография. Методы изготовления образцов / Пер. с нем. – М.: Металлургия, 1988. – 319 с.
100. Беккерт М., Клемм Х. Справочник по металлографическому травлению / Пер. с нем. – М.: Металлургия, 1979. – 336 с.
101. ГОСТ 9454-78. Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах

ПРИЛОЖЕНИЕ



АКЦИОНЕРНОЕ ОБЩЕСТВО
«ИМПЛАНТАТЫ МАТЕРИАЛЫ ТЕХНОЛОГИИ»
АО «ИМПЛАНТ МТ»

тел: +7 (495) 7-403-403
e-mail: amt@implants.ru
адрес: 121552, Москва, ул. Оршанская, д. 5, помещ. 146

УТВЕРЖДАЮ

Директор производственной базы
АО «Имплант МТ»



Овчинников А.В.

АКТ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ

Настоящим актом подтверждаем, что результаты диссертационной работы Лиджиева А.А. «Использование водородных технологий для управления структурой, технологическими и эксплуатационными свойствами высокомодульного титанового сплава медицинского назначения» использованы при разработке и внедрении в производство технологических процессов изготовления крупногабаритных медицинских инструментов для ортопедических операций.

Начальник конструкторско-технологического отдела

Поляков О.А.