

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение
высшего образования «Уральский федеральный университет
имени первого Президента России Б.Н. Ельцина»

На правах рукописи



ЖЕЛНИНА Анна Владимировна

**ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ УГЛЕРОДА В ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ
Ti-10V-2Fe-3Al НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, ФОРМИРУЕМЫЕ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОМ
ВОЗДЕЙСТВИИ**

2.6.1. Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

АВТОРЕФЕРАТ
диссертации на соискание учёной степени
кандидата технических наук

Екатеринбург – 2022

Работа выполнена на кафедре термообработки и физики металлов Института новых материалов и технологий ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина» и в ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА».

Научный руководитель: – кандидат технических наук, доцент,

ИЛЛАРИОНОВ Анатолий Геннадьевич

Официальные оппоненты: – **КОЛЛЕРОВ Михаил Юрьевич**, доктор технических наук, профессор, Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)», г. Москва, профессор кафедры «Материаловедение и технология обработки материалов» Института материаловедения и технологий материалов;

– **ЖЕРЕБЦОВ Сергей Валерьевич**, доктор технических наук, доцент, Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Белгородский государственный национальный исследовательский университет», г. Белгород, профессор кафедры «Материаловедение и нанотехнологии» Института инженерных и цифровых технологий;

– **ПОТЕХИН Борис Алексеевич**, доктор технических наук, профессор, Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Уральский государственный лесотехнический университет», г. Екатеринбург, профессор кафедры «Технологические машины и технологии машиностроения».

Защита диссертации состоится «18» мая 2022 г. в 14:00 ч. на заседании диссертационного совета УрФУ 2.6.01.04 по адресу: 620002, г. Екатеринбург, ул. Мира, 19, ауд. И-420 (зал Ученого совета).

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке и на сайте ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», <https://dissovet2.urfu.ru/mod/data/view.php?d=12&rid=3447>

Автореферат разослан « ____ » _____ 2022 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета



Ольга Владимировна Селиванова

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы исследования

Титановые сплавы благодаря сочетанию высокой удельной прочности, хорошей жаропрочности, коррозионной стойкости биосовместимости нашли применение в авиа- и двигателестроении, химической промышленности, медицине и индустриальном секторе. Первыми высокопрочными сплавами титана на основе β - твёрдого раствора, которые стали использовать в 70-х годах XX века для изготовления крупногабаритных штамповок шасси самолетов были ($\alpha + \beta$) - сплавы переходного класса VT22 и Ti-10V-2Fe-3Al. Титановые сплавы данной группы имеют самое большое многообразие возможных структурных состояний из всех титановых сплавов, которые можно получить, варьируя маршрут деформации и режим термической обработки. Конкретные параметры термической обработки, а именно температура, выдержка, скорость нагрева и охлаждения оказывают существенное влияние на структурно-фазовые превращения, которые происходят в этих сплавах, поэтому глубокое понимание технологического процесса производства необходимо для успешного получения полуфабрикатов с заданными свойствами. Сплавы данной группы так же очень чувствительны к вариации химического состава в пределах марки сплава.

В последние десятилетия активно развивается направление компьютерного моделирования структурно-фазовых превращений в сплавах, целью которого является создание программы, способной смоделировать изменение структурно-фазового состояния сплава по всей цепочке технологического процесса и предсказать окончательные механические свойства. Для этого требуется понимание фундаментальных основ реализации структурно-фазовых превращений и их взаимосвязи с технологическими параметрами. Помимо этого, необходимы точные данные о параметрах структуры, то есть размерах структурных составляющих, их химическом составе, кристаллическом строении и др. В то же время рынок и все производители заинтересованы в снижении стоимости получения сплавов, повышении коэффициента использования шихтовых материалов. Одним из путей снижения себестоимости производства металлов и сплавов является увеличение вовлечения отходов в переплав, что неминуемо повышает содержание в сплавах примесных элементов (кислорода, углерода, азота). Однако для того, чтобы использовать такой эффект, необходимо иметь глубокое понимание эволюции микроструктуры и свойств в зависимости от содержания примесей. Поэтому работы по изучению влияния содержания примесей, в частности углерода, направленные на углубление понимания взаимосвязей между химическим составом, режимами термической обработки, структурой и комплексом механических свойств высокопрочных титановых сплавов типа Ti-10V-2Fe-3Al, являются актуальными и востребованными.

Степень разработанности темы исследования

В научной литературе по вопросу исследования взаимосвязи химического состава, режимов термообработки со структурой и свойствами сплавов титана на основе β - фазы имеется большое количество публикаций. На основании результатов этих исследований для сплавов параметризованы характерные типы структур, определены геометрические размеры структурных составляющих и соотношение объёмной доли фаз в структуре после базовых маршрутов изготовления, установлены закономерности влияния на них параметров термической обработки и деформации. В то же время менее изученным является изменение химического состава структурных составляющих в процессе фазовых превращений. Благодаря развитию и распространению таких методов исследования как атомно-силовая томография и микрорентгеноспектральный анализ на базе просвечивающего электронного микроскопа растет количество работ касательно исследования химического состава структурных составляющих в нано масштабе. Однако доступность таких методов остается ограниченной для широкого круга исследователей и производителей. Поэтому развитие других методов, таких как, полнопрофильный рентгеноструктурный фазовый анализ, который так же позволяет оценить параметры структуры, является актуальным, но мало освещённым направлением работ с немногочисленными опубликованными исследованиями.

Разработанность темы исследования в области влияния содержания легких элементов (кислород, углерод, азот) на структуру и свойства титановых сплавов можно охарактеризовать высокой. В то же время влияние содержания углерода вблизи максимальной растворимости в твердом растворе на структуру и свойства сплавов титана на основе β - фазы является мало освещённой областью исследований, в литературе есть неполные данные только для нескольких сплавов (Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr, Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al, Beta-C). Суммарное содержание легких элементов (кислород, углерод, азот) в данных сплавах в пределах марки не превышает нескольких десятых весовых процентов, но их влияние в указанном диапазоне может быть существенным. Известно, что растворимость углерода в титановых сплавах зависит от химического и фазового состава сплава. Например, предел растворимости углерода в самом массовом титановом сплаве Ti-6Al-4V порядка 0,35 масс. %, в сплавах, легированных значительным количеством β – стабилизаторов, предел растворимости существенно меньше, в частности, в сплаве Ti-15Mo – 0,006 масс. %, в сплаве Ti-16Nb – 0,023 масс. %. Когда концентрация углерода в кристаллической решетке превышает предел растворимости в твердом растворе, то он образует с титаном карбид типа TiC с высокой температурой плавления (3140 °C) и более высоким модулем упругости (440 ГПа), чем у конструкционных титановых сплавов (около 100 ГПа). Работ, освещающих влияние именно углерода на

структуру и механические свойства сплава Ti–10V–2Fe–3Al, в литературе не обнаружено, а получение новых знаний в этой области является актуальным как с научной, так и с практической точек зрения.

Целью настоящей работы являлось установление влияния содержания углерода на структурно-фазовое состояние и механические свойства титанового сплава Ti–10V–2Fe–3Al, подвергнутого различным видам термического воздействия.

Для достижения поставленной цели в работе решались следующие **задачи**:

1. Изучить влияние различного содержания углерода (0,008, 0,034, 0,063 масс. %) на структуру и механические свойства сплава Ti–10V–2Fe–3Al. Определить предел растворимости углерода в сплаве и влияние его содержания на формирование структуры вблизи $T_{\text{пл}}$ и поведение сплава при испытаниях на растяжение;

2. Используя методику полнопрофильного рентгеноструктурного анализа рассмотреть характерные особенности структурно-фазовых превращений в закаленном титановом сплаве Ti–10V–2Fe–3Al при непрерывном нагреве и старении. Изучить формирование структуры и перераспределение легирующих элементов между фазами в зависимости от продолжительности старения;

3. Оценить вклад различных механизмов в упрочнение при старении закаленного сплава Ti–10V–2Fe–3Al.

Научная новизна

1. Термодинамическим расчетом определено, что предел максимальной растворимости углерода в β - твердом растворе сплаве Ti–10V–2Fe–3Al составляет 0,053 масс. %. При повышении содержания углерода в сплаве до предела его максимальной растворимости наблюдается рост прочности состаренного сплава за счёт увеличения дисперсности пластин вторичной $\alpha_{\text{В}}$ - фазы. В структуре сплава с содержанием углерода выше рассчитанного предела растворимости (0,063 масс. %) обнаружены частицы карбида титана по морфологии схожие с глобулярными частицами первичной $\alpha_{\text{П}}$ - фазы, при этом дисперсность, выделяющейся при старении, вторичной $\alpha_{\text{В}}$ – фазы, уменьшается, что приводит к снижению прочности в сравнении со сплавом, содержащим 0,034 масс. % углерода. При испытаниях на растяжение образцов сплава с 0,063 масс. % углерода частицы карбида титана на этапе локализации деформации с образованием шейки служат местами зарождения микропор, которые, однако, не оказывают значимого влияния на пластичность и прочность сплава ввиду их малой объёмной доли.

2. Выявлено, что повышение содержания углерода в метастабильном β - твердом растворе сплава и снижение скорости нагрева до температуры старения приводит к понижению температурного интервала выделения вторых $\alpha_{\text{В}}$ (α'') - фаз, увеличению её дисперсности за счет формирования в твердом

растворе комплексов «углерод-кислород-вакансия» и росту прочностных свойств.

3. Показано, что с увеличением длительности старения закаленного сплава Ti-10V-2Fe-3Al наблюдается рост объёма элементарной ячейки вторичной α_B - фазы за счет перераспределения легирующих элементов (алюминия, ванадия, железа) между β -, α_{II} -, α_B - фазами. Наличие перераспределения легирующих элементов в ходе старения подтверждается расчетами, основанными на аддитивном влиянии легирующих элементов на периоды кристаллической решетки образующихся фаз.

4. Реализован новый подход к оценке вклада различных механизмов (дисперсионного и твердорастворного) в упрочнение при старении закаленного сплава Ti-10V-2Fe-3Al на основе комплексного анализа изменения твердости, параметров структуры и кристаллических решеток фиксируемых фаз.

Теоретическая и практическая значимость работы

Теоретическая значимость полученных в представленном исследовании результатов заключается в расширении знаний о влиянии углерода в диапазоне 0,008 ÷ 0,063 масс. % и параметров упрочняющей термической обработки на эволюцию структурно-фазового состояния сплава Ti-10V-2Fe-3Al. Выявленные в работе закономерности, характеризующие влияние термической обработки и содержания углерода на изменение зеренной структуры, комплекс механических свойств, демонстрируют новые возможности для оптимизации химического состава и режимов термической обработки. Установленные закономерности были подтверждены при изготовлении трех плавок прутков из сплава Ti-10V-2Fe-3Al в промышленных условиях на предприятии ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА».

Использование методики полнопрофильного анализа рентгеновского спектра на дифрактограммах позволило оценить фазовый состав, дисперсность вторых α_B (α'') - фаз, эволюцию параметров кристаллической решетки фаз в процессе термического воздействия в высокопрочных сплавах титана и применить ее в исследовательских работах в ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА», что представляет определенную практическую ценность.

Методология и методы диссертационного исследования

Методологической основой исследования послужили работы ведущих зарубежных и российских учёных в области высокопрочных титановых сплавов, отраслевые стандарты РФ и спецификации зарубежных компаний. Для достижения поставленной цели в диссертационной работе были использованы следующие методы исследования и расчета: оптическая и растровая электронная микроскопия, рентгеноструктурный фазовый анализ, дифференциально-сканирующая калориметрия, программы для термодинамического расчета фазовый равновесий,

измерение твердости по Виккерсу, испытание на растяжение, инструментальные методы определения химического состава.

Положения, выносимые на защиту

1. Взаимосвязь формирования структуры и содержания углерода в сплаве Ti-10V-2Fe-3Al;

2. Сравнительные результаты экспериментальных исследований поведения сплава Ti-10V-2Fe-3Al с содержанием углерода от 0,008 до 0,063 масс. % в ходе механических испытаний;

3. Закономерности изменения в закаленном сплаве Ti-10V-2Fe-3Al фиксируемых при старении параметров кристаллических решеток фаз и их взаимосвязь с влиянием легирующих элементов на периоды кристаллической решетки фаз;

4. Результаты экспериментальных исследований и расчетов по определению вклада дисперсионного и твердорастворного механизмов в упрочнение сплава Ti-10V-2Fe-3Al при старении.

Степень достоверности результатов исследований и обоснованность выносимых на защиту положений и выводов обеспечиваются использованием комплекса аттестованных, взаимно дополняющих друг друга методов исследования, статистической обработкой полученных результатов и их соответствием данным других авторов там, где они имеются.

Апробация результатов работы

Материалы диссертации докладывались автором на следующих конференциях: International Conference on Industrial Engineering ICIE, г. Санкт-Петербург 16-19 мая, 2017; XVI Международная конференция «Ti-2018 в СНГ», г. Минск, 2018 г.; XVII Международная конференция «Ti-2019 в СНГ», г. Сочи, 2019 г.; XVIII Международная научно-техническая Уральская школа-семинар металлургов - молодых ученых, г. Екатеринбург, 2017, 2018, 2019, 2020 г.; Международная конференция "Кристаллофизика и деформационное поведение перспективных материалов, г. Москва, 2019 г., XVIII Международная конференция «Ti-2021 в СНГ», г. Калининград, 2021 г, XXVI Уральская школа металлургов-термистов, г. Екатеринбург, 7-11 февраля 2022 г.

Публикации

Материалы диссертации представлены в работах, опубликованных соискателем. По теме диссертации опубликовано 10 научных работ, из них 7 статей в рецензируемых научных журналах, определенных ВАК РФ и Аттестационным советом УрФУ, индексируемых в базах данных Scopus и WoS, а также 3 статьи в сборниках трудов российских и международных конференций.

Личный вклад

Представленные в диссертации результаты получены автором самостоятельно или совместно с соавторами опубликованных работ. Автор

принимал непосредственное участие в проведении экспериментов, расчетов, а также анализе полученных результатов и формулировке выводов. Обсуждение и анализ полученных результатов проводилась совместно с научным руководителем и соавторами публикаций.

Структура и объём диссертации

Диссертация изложена на 146 страницах, содержит 10 таблиц, 76 рисунков, 22 формулы. Работа состоит из введения, 4 глав, общих выводов, списка литературы из 108 наименований.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во **введении** обоснована актуальность темы диссертационного исследования, сформулированы цели и задачи работы, а также положения, выносимые на защиту. Излагается мнение автора о научной новизне и практическом значении полученных результатов.

В **первой главе** представлен аналитический обзор научной литературы по исследуемой теме. Приводятся общие сведения о титановых сплавах и их классификация. Обсуждаются механические свойства, фазовые и структурные превращения в сплаве Ti-10V-2Fe-3Al. Проанализированы закономерности перераспределения легирующих элементов между фазами в сплавах титана при термической обработке. Дан обзор фундаментальных исследований влияния углерода на структуру и механические свойства высокопрочных титановых сплавов. Рассмотрены возможности метода полнопрофильного рентгеноструктурного фазового анализа, используемого в работе для установления особенностей структурно-фазовых превращений в сплаве Ti-10V-2Fe-3Al. Сформулирована цель работы и поставлены задачи исследования.

Во **второй главе** представлено описание исследуемого материала, схем термических обработок и методик исследований. Материалом исследования служили прутки диаметром 22 мм трех плавок титанового сплава Ti-10V-2Fe-3Al, химический состав которых приведен в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав плавок сплава Ti–10V–2Fe–3Al

№ сплава	Массовая доля элементов, масс. %											Al _{стр.экв}
	V	Fe	Al	Si	Cr	Ni	C	O	N	H	Ti	
1	9,6	1,69	3,15	0,017	0,013	0,0098	0,008	0,11	<0,003	0,0043	ост.	4,36
2	9,69	1,74	3,13	0,02	0,012	0,014	0,034	0,10	0,003	0,0044	ост.	4,55
3	9,63	1,74	3,08	0,014	0,018	0,017	0,063	0,1	0,006	0,0041	ост.	4,83

Образцы исследуемых составов сплава Ti–10V–2Fe–3Al подвергали упрочняющей термообработке, включающей закалку в воду из ($\alpha + \beta$) - области с температуры на 45 °C ниже температуры полиморфного $\alpha + \beta \rightarrow \beta$ - превращения ($T_{\text{ин}}$), определенной методом пробных закалок (МПЗ).

Эволюцию структуры закалённых сплавов изучали после старения со скоростью нагрева 40 °С/мин до температуры 500 °С, с промежуточными выгрузками после выдержек 0,5, 1, 2, 4, 8, 16 и 32 часа. Также нагрев образцов до температуры 500 °С со скоростью 10, 20 и 40 °С/мин проводили в дифференциально-сканирующем калориметре.

Исследование проведено методами оптической, растровой электронной микроскопии, полнопрофильного рентгеноструктурного фазового анализа, дифференциально-сканирующей калориметрии, термодинамических расчетов фазовых равновесий в ThermoCalc и JMatPro, механических испытаний.

Третья глава посвящена исследованию влияния содержания углерода в сплаве Ti-10V-2Fe-3Al на структуру, фазовый состав и механические свойства в закаленном и состаренном состоянии.

При увеличении содержания углерода в сплаве возрастает значение структурного алюминиевого эквивалента (с 4,36 до 4,83 – таблица 1) и фиксируется закономерный рост температуры полиморфного превращения ($T_{\text{пп}}$), определенной с использованием МПЗ и ДСК (таблица 2).

Таблица 2 – Значения температур полиморфного превращения, полученные методом ПЗ и ДСК исследуемых составов сплава Ti-10V-2Fe-3Al

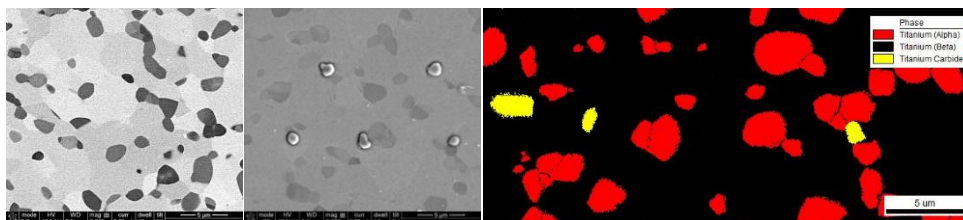
Содержание углерода, масс. %	$T_{\text{пп}}$, °С (МПЗ)	$T_{\text{пп}}$, °С (ДСК)	$\Delta T_{\text{пп}}$, °С
0,008	798	806	8
0,034	820	833	13
0,063	823	840	17

Метод ДСК дает сопоставимые, но более высокие значения $T_{\text{пп}}$, чем МПЗ. Рост с повышением содержания углерода в сплаве разницы между значениями $T_{\text{пп}}$, полученными МПЗ и ДСК, объясняется более медленным развитием процесса растворения α - фазы в сплавах богатых углеродом и при этом достаточно высокой скоростью нагрева при анализе (50 °С/мин) в методике ДСК.

В структуре закаленных с ($T_{\text{пп}} - 45$) °С сплавов с разным содержанием углерода присутствует 13 ÷ 15 % частиц первичной $\alpha_{\text{П}}$ - фазы глобулярной морфологии средним размером 2 ÷ 3 мкм (рисунок 1). В теле и по границам β - зёрен закалённого сплава с 0,063 масс. % углерода обнаружены глобулярные частицы третьей фазы по морфологии схожие с первичной $\alpha_{\text{П}}$ – фазой, объёмная доля которых составляет менее 3 %, но имеющие темный контраст в режиме обратно-отраженных электронов и объёмное очертание при исследовании в режиме вторичных электронов (рисунок 1 б). Для идентификации частиц третьей фазы в этом сплаве было проведено исследование структуры методом дифракции обратно-отраженных электронов (ДОРЭ), в результате которого обнаруженные частицы идентифицированы как карбид титана TiC (рисунок 1 в).

Методом компьютерного моделирования фазовых равновесий, с помощью

программы для термодинамических расчетов ThermoCalc был произведён расчет предела максимальной растворимости углерода в сплаве, который составил 0,053 масс. %. Исходя из этого, наличие наблюдаемых частиц карбида титана в структуре сплава с содержанием 0,063 масс. % углерода хорошо согласуется с данными компьютерного моделирования.



а

б

в

черный цвет – β фаза, красный цвет – α - фаза, желтый цвет – TiC

а – 0,008 ÷ 0,034 масс. % C (РЭМ); б – 0,063 масс. % C (РЭМ);

в – 0,063 масс. % C (ДОРЭ)

Рисунок 1 – Микроструктура образцов сплава Ti–10V–2Fe–3Al после закалки из ($\alpha + \beta$) - области

В ходе структурных исследований установлено, что в сплаве с 0,008 и 0,034 масс. % углерода при повышении температуры закалки выше ($T_{\text{мн}} + 5$) °C из-за растворения частиц α - фазы - естественных барьеров для роста β - зёрен, наблюдается характерное увеличение среднего размера β - зёрен, которое идет несколько менее интенсивно в сплаве с 0,034 масс. % углерода.

В сплаве с 0,063 масс. % углерода карбид титана наблюдаются в структуре до закалки с ($T_{\text{мн}} + 170$) °C, до температуры ($T_{\text{мн}} + 50$) размер β - зёрен остаётся на уровне ~ 50 ÷ 70 мкм, выше указанной температуры доля частиц карбида титана в сплаве составляет величину менее 0,2 %, что, по-видимому, недостаточно для сдерживания роста β - зёрен и происходит резкий их рост. Таким образом увеличение содержание углерода в сплаве в определенной степени способствует сдерживанию роста зерна при нагреве в β - область.

Типичным режимом старения сплава Ti–10V–2Fe–3Al после закалки является нагрев на температуру в диапазоне 500 ÷ 530 °C с выдержкой 8 часов, поэтому в работе исследованы механические свойства после старения при температурах 500 и 530 °C в течение 8 часов (рисунок 2 а, б).

Обнаружено, что относительно закаленного состояния после исследованных режимов старения условный предел текучести сплава увеличивается в 1,5 ÷ 2 раза, а пластические характеристики имеют близкие значения. Уменьшение температуры старения с 530 до 500 °C приводит к росту прочности сплава более чем на 110 МПа, при этом у сплавов с 0,034 и 0,063 масс. % углерода,

относительное удлинение изменяется не существенно, а максимальные прочностные характеристики фиксируются у сплава с 0,034 масс. % углерода.

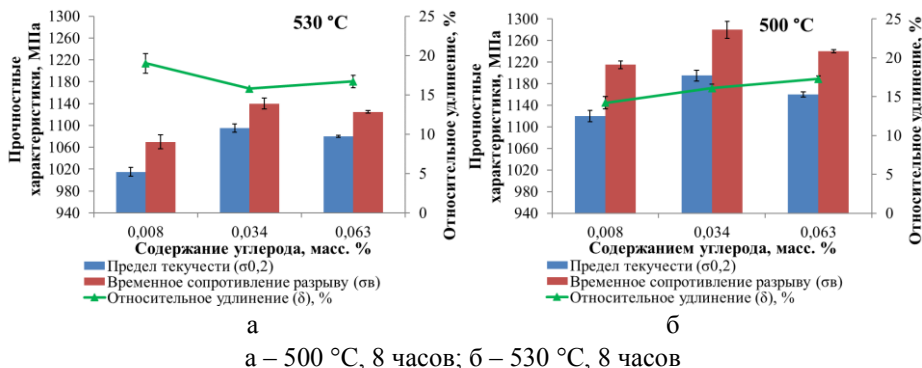
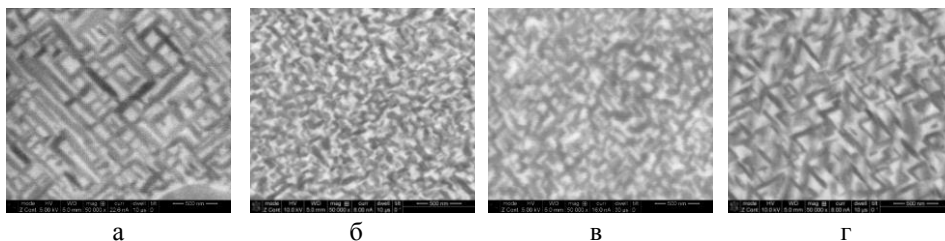


Рисунок 2 – Механические свойства сплава Ti–10V–2Fe–3Al в зависимости от содержания углерода и температуры старения

Для установления природы наблюдаемых в сплаве зависимостей изменения прочностных свойств от содержания углерода и режима старения проведено сравнительное исследование его структуры (рисунок 3). В состаренных сплавах образуются мелкодисперсные вторичные α_В - пластины, выделяющаяся как внутри, так и по границам β - субзерен. Толщина пластин упрочняющей α_В - фазы при одинаковой температуре старения минимальна в сплаве с 0,034 масс. % углерода (рисунок 3 а ÷ в) и увеличивается с ростом температуры старения (рисунок 3 б, г), что хорошо согласуется с результатами механических испытаний.

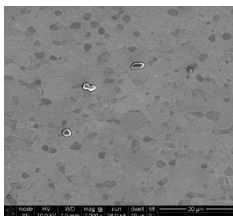


а – 0,008 масс. % С (500 °С); б – 0,034 масс. % С (500 °С);
в – 0,063 масс. % С (500 °С); г – 0,034 масс. % С (530 °С)

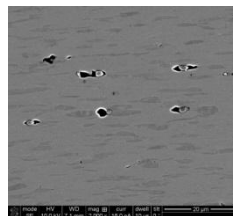
Рисунок 3 – Структура сплава Ti–10V–2Fe–3Al после старения 8 часов при 500 и 530 °С

Изменение в исследуемом диапазоне содержания углерода сплаве не оказывает существенного влияния на морфологию поверхности разрушения образцов после испытания на растяжение при комнатной температуре. Изломы всех образцов классические для вязкого разрушения типа конус-чашечка. В

области образования шейки после испытания на растяжение образца сплава с 0,063 масс. % углерода в результате локализации деформации около частиц карбида титана наблюдается образование микропор, которые отсутствуют в области равномерного удлинения (рисунок 4 а, б).



а



б

а – область равномерного удлинения; б – область образования шейки
Рисунок 4 – Структура сплава Ti–10V–2Fe–3Al с 0,063 масс. % углерода после старения при 500 °С и испытания на растяжение

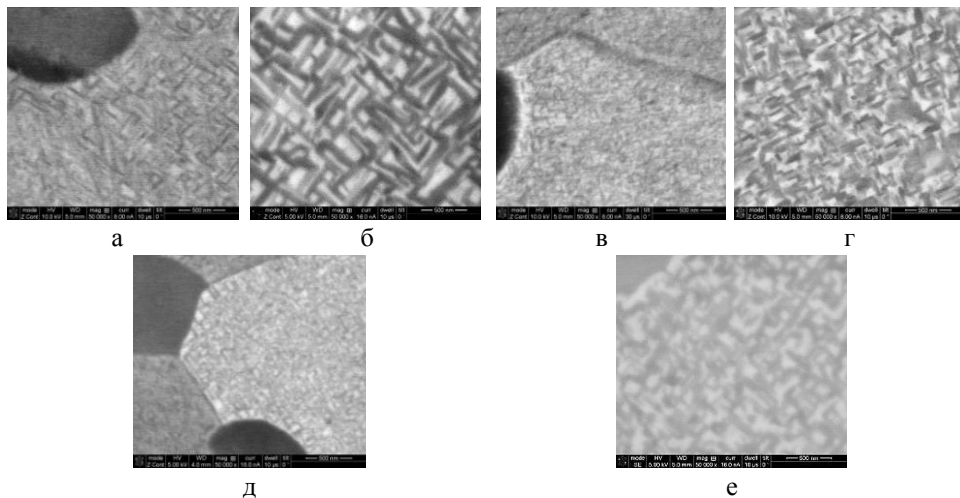
В то же время, как показано выше (рисунок 2), относительное удлинение образцов сплава с карбидами титана в структуре и без них отличается не существенно, то есть сочетание малого размера и небольшой объёмной доли частиц карбида не оказывает существенного влияния на поведение сплава Ti–10V–2Fe–3Al при механических испытаниях.

Методом полнопрофильного РСФА после старения при 500 °С был определен средний размер области когерентного рассеяния (ОКР) от частиц вторичной α_B - фазы, который позволяет оценить толщину ее пластин. По полученным данным, ОКР вторичной α_B - фазы составляет порядка 47, 27 и 33 нм для образцов сплава с содержанием 0,008, 0,034 и 0,063 масс. % углерода, соответственно, что подтверждает данные микроструктуры.

В четвертой главе проведено исследование эволюции структурно-фазового состояния и механических свойств закаленного титанового сплава Ti–10V–2Fe–3Al с разным содержанием углерода при температуре старения 500 °С с выдержками вплоть до 32 часов и нагреве до 500 °С со скоростями 10, 20, 40 °С/мин.

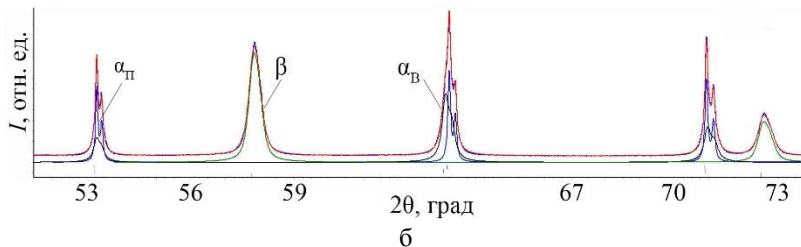
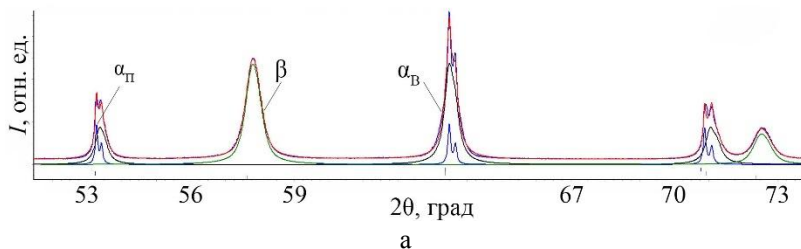
Анализ структуры сплава Ti–10V–2Fe–3Al после старения при 500 °С показал, что для всех составов с увеличением продолжительности старения наблюдается рост размеров пластин вторичной α_B – фазы (рисунок 5), ширина её линий на дифрактограммах уменьшается (рисунок 6), что связано с увеличением размеров ОКР рентгеновского излучения от более толстых пластин.

ОКР вторичной α_B - фазы увеличивается на 19, 13 и 17 нм, соответственно для 0,008, 0,034 и 0,63 масс. % углерода, при увеличении времени старения с 2 до 32 часов (рисунок 6).



а – 0,01 ч. (0,008 масс. % С); б – 32 ч. (0,008 масс. % С);
 в – 0,01 ч. (0,034 масс. % С); г – 32 ч. (0,034 масс. % С);
 д – 0,01 ч. (0,063 масс. % С); е – 32 ч. (0,063 масс. % С);

Рисунок 5 – Структура сплава Ti–10V–2Fe–3Al с разным содержанием углерода после старения при 500 °С



синий цвет $\alpha_{\text{П}}$ - фаза, черный $\alpha_{\text{В}}$ - фаза, зеленый β – фаза
 а – 2 ч.; б – 32 ч.

Рисунок 6 – Профиль линий фаз сплава Ti–10V–2Fe–3Al с 0,063 масс. % углерода после старения при 500 °С

Твердость сплавов после закалки составила 290 ± 5 HV. После старения твердость сплавов по сравнению с закаленным состоянием повышается, что, очевидно, связано с выделением дисперсных частиц вторичной α_B - фазы. В то же время фиксируемый уровень упрочнения сплава по мере увеличения длительности старения при температуре 500 °С снижается (рисунок 7). Сопоставление данных по твердости и ОКР показывает, что наблюдается характерная корреляция – при одинаковом времени старения уровень твердости выше в сплаве, имеющем меньшую величину ОКР (размер) вторичной α_B - фазы. При этом с увеличением содержания углерода в сплаве Ti–10V–2Fe–3Al дисперсность частиц α_B - фазы проходит через максимум при 0,034 масс. % углерода вблизи предельной растворимости углерода в твердом растворе.

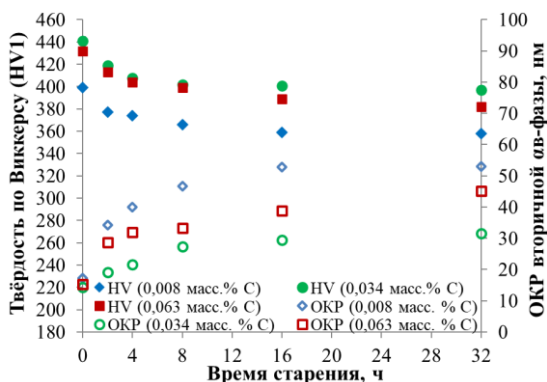
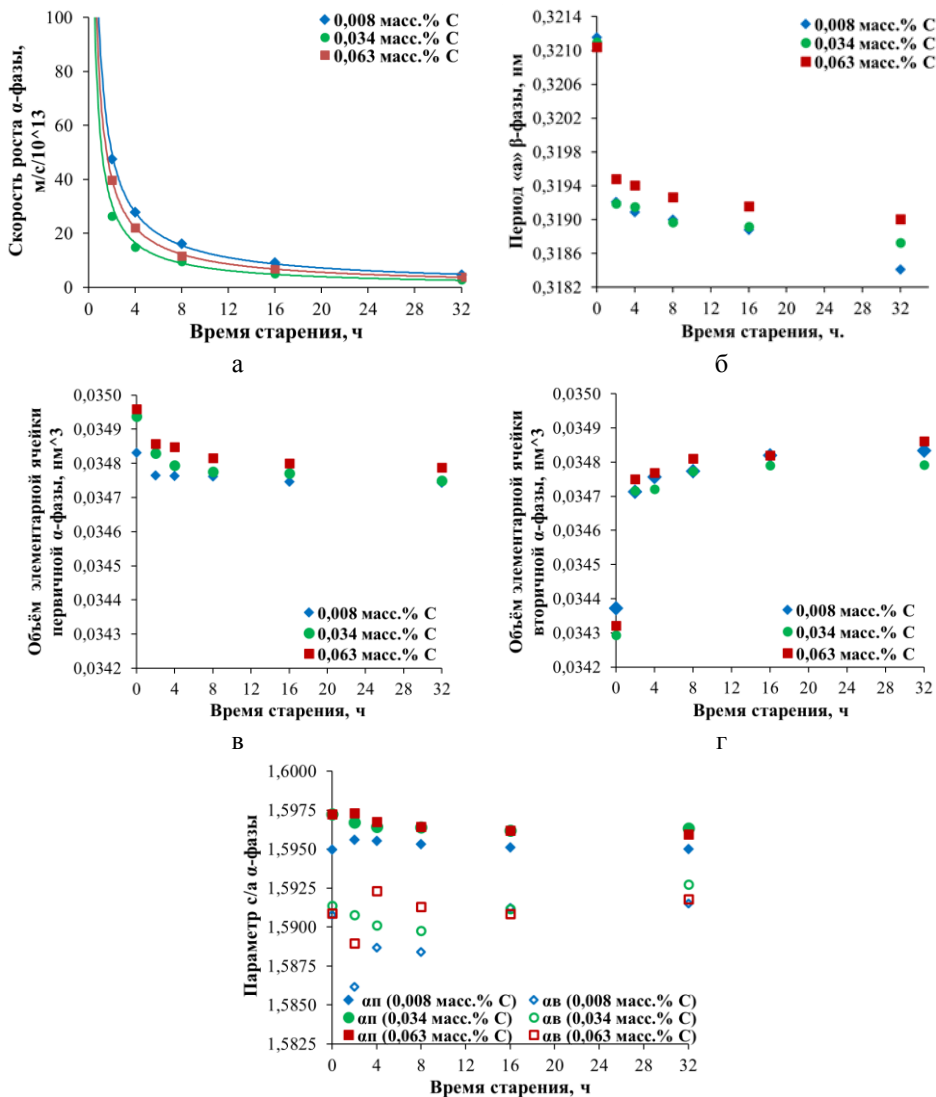


Рисунок 7 – Зависимость твердости по Виккерсу и ОКР вторичной α_B - фазы от продолжительности старения (0,01, 2, 4, 8, 16, 32 ч.) при 500 °С в сплаве Ti–10V–2Fe–3Al с различным содержанием углерода

Для оценки диффузионного перераспределения легирующих элементов между β - фазой, первичной и вторичной α - фазами в процессе распада β - твёрдого раствора в ходе старения, были использованы результаты полнопрофильного РСФА дифрактограмм (рисунок 6).

Результаты изменения ОКР вторичной α_B - фазы (рисунок 7) в зависимости от времени старения позволили оценить скорость роста α_B - фазы ($V_{\text{ОКР}\alpha_B}$) (рисунок 8 а). В начальный момент старения движущая сила превращения $\beta \rightarrow \alpha_B$ максимальная, скорость роста после 30 минут составляет свыше $90 \cdot 10^{-13}$ м/с, далее она снижается и после 32 часов составляет около $4,6 \cdot 10^{-13}$ м/с. Полученная скорость роста ОКР вторичной α_B - фазы порядка 10^{-13} м/с, что существенно выше скорости диффузии алюминия, ванадия и железа в α - фазе при температуре старения 500 °С. Поэтому изменение химического состава вторичной α_B - фазы происходит существенно медленнее, чем её рост. Согласно экспериментальным данным, в начальный момент старения сплава Ti–10V–2Fe–3Al концентрация

химических элементов в образовавшейся вторичной $\alpha_{\text{В}}$ - фазе существенно не отличается от их концентрации в β - фазе.



а – скорость роста ОКР $\alpha_{\text{В}}$ – фазы; б – период $\alpha\beta$ - фазы;

в ÷ д – объём элементарной ячейки, параметр c/a α_{I} -, $\alpha_{\text{В}}$ - фазы

Рисунок 8 – Зависимость параметров фаз, фиксируемых после старения, в сплаве Ti–10V–2Fe–3Al с 0,008 ÷ 0,063 масс. % С от длительности выдержки при 500 °С

Установлены следующие закономерности изменения параметров кристаллических решеток фиксируемых β - и α - фаз с увеличением времени старения при 500 °С за счет развития процессов распада в матричном β - твердом растворе с выделением вторичной α - фазы:

- во-первых, происходит уменьшение периода решетки β - фазы, связанное с ее обогащением β - стабилизаторами ванадием и железом, имеющими меньший атомный радиус, чем титан, и соответствующее уменьшение объема элементарной ячейки β – матрицы (рисунок 8 б);

- во-вторых, наблюдается увеличение объема ГПУ - решетки, периодов и параметра c/a вторичной α - фазы вследствие обеднения ее по β - стабилизаторам ванадию и железу, постепенно переходящим в матричный β - твердый раствор, и обогащения по алюминию, диффундирующего из той же β - фазы и способствующего росту параметра c/a (рисунок 8 г, д).

- в-третьих, реализуется уменьшение объема, периодов, параметра c/a ГПУ - решетки первичной α - фазы вследствие, как показано будет далее, некоторого обеднения ее по алюминию и обогащения по ванадию, по сравнению с состоянием после закалки (рисунок 8 в, д). При этом параметры решеток первичной и вторичной α - фазы сближаются, но параметр c/a первичной α - фазы остается выше, чем у вторичной α - фазы, очевидно из-за сохранения большего содержания алюминия в ней (рисунок 8 д).

Увеличение содержания углерода в сплаве, образующего твердые растворы внедрения с α - и β - фазами, способствует главным образом при одинаковом времени старения получению преимущественно более высоких значений параметров кристаллических решеток (рисунок 8).

Представленные выше закономерности по перераспределению легирующих элементов в сплаве Ti–10V–2Fe–3Al в ходе старения между фиксируемыми фазами и их влияние на параметры решеток были подтверждены как литературными данными, так и в ходе термодинамических расчетов в программе JMATPro, показывающих существенное различие содержания легирующих элементов между α - и β - фазами при используемых для исследуемых сплавов температуре закалки (I ступень обработки) и старения (II ступень обработки). Описанные выше для β - фазы тенденции обогащения ванадием, железом и обеднения алюминием, характерны, но в несколько меньшей степени и для первичной α_{II} – фазы (исключая ванадий).

Сделанные заключения подтвердили полученные экспериментальные данные микрорентгеноспектрального анализа по распределению легирующих элементов между фазами и сравнительные данные расчета (исходя из содержания легирующих элементов в фазах полученным в JMATPro), и эксперимента (данные полнопрофильного РСФА) по изменению объема элементарных ячеек

кристаллических решеток матричного β - твердого раствора и вторичной α - фазы в процессе старения (таблица 3).

Таблица 3 – Расчетные и экспериментальные значения изменения объема элементарной ячейки β - и α - фазы сплава Ti-10V-2Fe-3Al после старения продолжительностью 32 часа относительно закаленного состояния для β - фазы и состояния после нагрева до 500 °С для α_B – фазы

Содержание углерода, масс. %	ΔV_{β} , нм ³ (РСФА)	ΔV_{β} , нм ³ (расчёт)	ΔV_{α_B} , нм ³ (РСФА)	ΔV_{α_B} , нм ³ (расчёт)
0,008	-0,001707	-0,002193	0,00049	0,000552
0,034	-0,001602	-0,00225	0,00051	0,000531
0,063	-0,001502	-0,002251	0,00055	0,000540

Сопоставимость изменения объема элементарной ячейки фаз, полученного по данным расчета и эксперимента, при старении (особенно для вторичной α_B - фазы) указывает, что характер изменения параметров кристаллической решетки фаз определяется перераспределением легирующих элементов между ними в процессе старения.

На примере сплава с 0,008 масс. % углерода показано, что упрочнение Ti-10V-2Fe-3Al в ходе старения связано не только с дисперсионным упрочнением за счет выделения вторичных фаз. Данное заключение базируется на анализе изменения твердости (упрочнения) с увеличением времени выдержки при старении с 2-х до 32 часов, которое составило 90 ± 2 HV - после 2-х часов старения и 71 ± 2 HV - - после 32-х часов (рисунок 7). Если связывать уменьшение упрочнения только с ростом частиц вторичной α_B - фазы, характеризующихся ОКР, то по данным полнопрофильного анализа размер частиц увеличивается в 1,55 раза, а так как известно по Оровану, что величина дисперсионного упрочнения обратнопропорциональна размеру частиц:

$$\tau \approx Gb\sqrt{f/r} \quad (2)$$

где: τ – критическое сдвиговое напряжение, G – модуль сдвига в β - матрице, b – вектор Бюргерса в β - матрице, f – объемная доля частиц вторичной α_B - фазы, r – размер частиц (пропорционален ОКР) вторичной α_B – фазы,

то упрочнение после 32 часов должно быть не 71 ± 2 HV, а 58 ± 2 HV ($90 \text{ HV} / 1,55$), то есть дополнительные 13 ± 2 HV скорее всего определяются другим механизмом упрочнения, который исходя из изменения периода решетки β - фазы с увеличением времени выдержки может быть связан с твердорастворным упрочнением, вызванным обогащением β - фазы ванадием и железом.

Оценка этого вклада в упрочнение была проведена с использованием известной зависимости изменения периода решетки β - фазы от содержания

легирующих элементов с одним допущением, исходя из данных JMatPro, что вкладом изменения содержания алюминия можно пренебречь. По изменению периода решетки β - фазы при увеличении выдержки с 2-х до 32-х часов с вышеприведенной зависимости проведена оценка обогащения β - твердого раствора железом и ванадием, которая составила 0,52 и 2,47 масс. %, соответственно. С учетом этой разнице по известным формулам рассчитаны изменение прочностного молибденового эквивалента, связанный с ним прирост прочности β - фазы и последующая оценка возможного прироста твердости сплава, исходя из характерной для титановых сплавов связи прочностных и дюрометрических характеристик, а также с учетом того, что в состаренном состоянии объемная доля β - фазы составляет около 30 %. И получилось что оцененный вклад твердорастворного упрочнения в 10 HV близок к необходимому дополнению в 13 ± 2 HV к вкладу от дисперсионного упрочнения.

Для оценки влияния скорости нагрева сплава Ti-10V-2Fe-3Al до температуры старения на его структуру и механические свойства проведено исследование методом ДСК (рисунок 9). Анализ профиля ДСК - кривых показал, что все они имеют по два характерных экзоэффекта, связанных с разными стадиями распада метастабильного β - твердого раствора, которые смещаются в область больших температур с увеличением скорости нагрева.

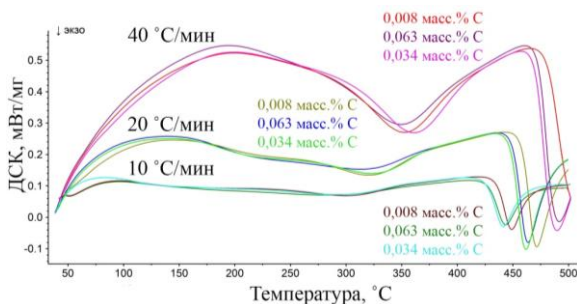


Рисунок 9 – ДСК - кривые нагрева на 500 °С с различными скоростями образцов из закаленного сплава Ti-10V-2Fe-3Al, содержащих 0,008; 0,034 и 0,063 масс. % углерода

Первый экзотермический эффект имеет экстремум в области температур $290 \div 360$ °С и характеризует $\beta \rightarrow \omega$ - превращение, что подтверждено результатами рентгенографического исследования образцов, подвергнутых длительному старению в течение 98 часов при температуре 320 °С, которая сопоставима с температурой экстремума низкотемпературного экзоэффекта (таблица 4).

Второй экзотермический эффект с экстремумом в области температур $440 \div 500$ °С, согласно данным РСФА (рисунок 10), связан с протеканием при

распаде β - фазы превращения с образованием вторичной α_B - фазы с ГПУ – решеткой и α'' - фазы с ромбической решеткой.

Таблица 4 – Температуры пиков экзотермических эффектов на ДСК кривых, связанных с образованием ω - и α_B (α'') - фаз в сплаве Ti–10V–2Fe–3Al с содержанием 0,008, 0,034, 0,063 масс. % углерода при нагреве на температуру старения 500 °С

Скорость нагрева, °С / мин	0,008 масс. % С		0,034 масс. % С		0,063 масс. % С	
	ω - фаза	α_B (α'') - фазы	ω - фаза	α_B (α'') - фазы	ω - фаза	α_B (α'') - фазы
10	300	449	291	442	283	444
20	320	471	323	462	313	464
40	352	выше 500	361	490	350	492

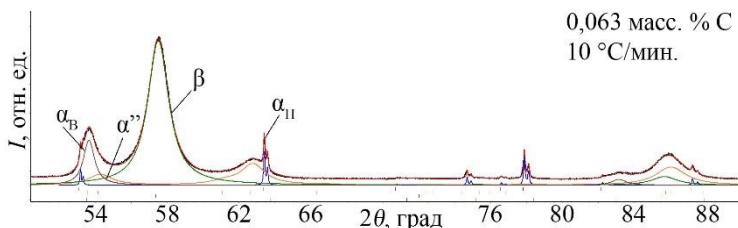
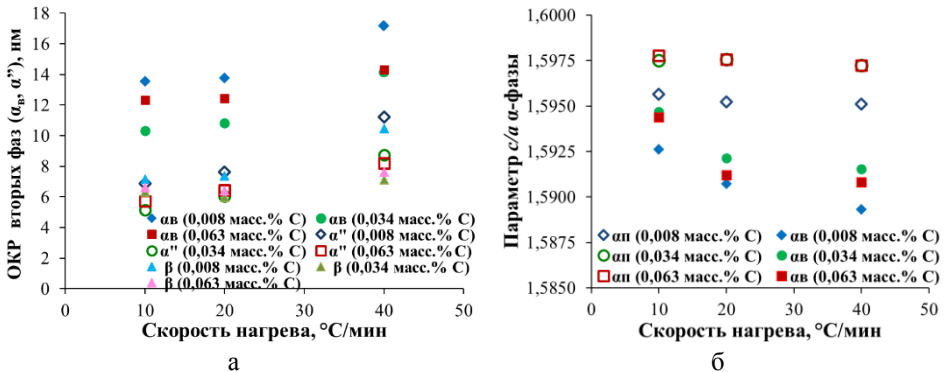


Рисунок 10 – Диффрактограмма сплава Ti–10V–2Fe–3Al с 0,063 масс. % углерода с профилями линий фаз после нагрева до 500 °С

Сравнительный анализ полученных температур экстремумов экзотермических эффектов показал, что увеличение скорости нагрева сплавов с 10 до 40 °С/мин приводит к повышению температур пиков экзотермических эффектов, соответствующих выделению ω - и α_B (α'') - фаз, примерно на 70 и 50 °С, соответственно (таблица 4). При содержании в сплаве меньшего количества углерода (0,008 масс. %) соответствующие экстремумы выделения α_B (α'') - фаз выше на 7 ÷ 10 °С, чем при 0,034 и 0,063 масс. %.

Анализ микроструктуры предварительно закаленных с температуры ($T_{\text{пл}} - 45$) °С образцов сплава Ti–10V–2Fe–3Al после непрерывного нагрева до 500 °С и последующего охлаждения показал, что размер однородно распределенных мелкодисперсных вторичных пластин уменьшается при снижении скорости нагрева с 40 до 10 °С/мин. Повышение содержания углерода в сплаве приводит к изменению дисперсности вторичных пластин и наиболее дисперсные вторичные пластины образуются при 0,034 масс. % углерода.

Методом полнопрофильного РСФА были определены параметры решеток фаз и ОКР фиксируемых α_B -, α'' -, β - фаз после различных скоростей нагрева на температуру старения (рисунок 11).



а - ОКР α_b -, α'' - фаз; б - параметр c/a первичной и вторичной α - фазы;

Рисунок 11 – Зависимость параметров фаз, фиксируемых после старения, в сплаве Ti–10V–2Fe–3Al с 0,008 ÷ 0,063 масс. % углерода от скорости нагрева на температуру старения 500 °С

Анализ этих результатов позволил выявить следующие закономерности.

В-первых, с повышением скорости нагрева в сплавах имеют тенденцию к увеличению – период решетки матричного β - твердого раствора, ОКР β - матрицы, вторых фаз (α_b , α''), а параметр c/a для ГПУ решетки первичной и вторичной α - фазы к снижению. Это связано с установленным методом ДСК более поздним по температуре развитием процесса распада β - твердого раствора с выделением вторых фаз (α_b , α'') и менее полным протеканием процессов установления термодинамического равновесного химического состава во вторичной α_b - фазе при увеличении скорости непрерывного нагрева. В результате этого, в ходе распада при нагреве матричный β - твердый раствор менее обогащается β - стабилизаторами, способствующими снижению периода его решетки, а в первичной и вторичной α (α'') – фазах, наоборот, сохраняется в первую очередь повышенное содержание ванадия, который, как известно, способствует снижению параметра c/a . Повышение температуры начала превращения при нагреве с более высокой скоростью способствует образованию зародышей вторых фаз большего размера, приводя к увеличению получаемых значений ОКР.

Во-вторых, с повышением содержания углерода при одинаковой скорости нагрева, наблюдается тенденция получения, более высокого значения параметра c/a первичной и вторичной α - фазы и минимальных значений ОКР, характерных для вторых фаз (α_b , α'') и β - матрицы. В нашем случае это выполняется пока углерод полностью растворим в β - твердом растворе. В сплаве с 0,063 масс. % углерода, когда углерод частично связан в карбид на основе титана, эффект

уменьшения ОКР образующихся в процессе распада β - твердого раствора вторых фаз становится менее выраженным.

М. Н. Loretto с соавторами в 2006 году выдвинул гипотезу, что уменьшение размера выделяющейся при старении сплава Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al вторичной α_B - фазы при увеличении содержания растворенного углерода в матричной β - фазе, связано с увеличением количества образующихся в β - твердом растворе комплексов углерод - кислород - вакансия, на которых облегчено выделение α_B - фазы. В настоящей работе подтверждением данной гипотезы служат данные по изменению параметра c/a вторичной α_B - фазы в зависимости от содержания углерода в сплаве при одинаковой скорости непрерывного нагрева (рисунок 11 б). Отмеченная выше тенденция к росту параметра c/a вторичной α_B - фазы с увеличением содержания углерода в сплаве имеет одну из наиболее вероятных причин – это возрастание количества в этой фазе растворенного углерода и кислорода, а это как раз возможно в результате образования выше указанных комплексов углерод - кислород - вакансия. Избыточные вакансии могут образоваться при закалке. На это дополнительно указывают данные по химическому составу исследуемых сплавов (таблица 1) – в сплавах с повышенным содержанием углерода 0,034 и 0,063 масс. % концентрация основных элементов, повышающих параметр c/a , алюминия и кислорода, находится на более низком уровне по сравнению со сплавом с минимальным содержанием углерода 0,008 масс. %.

Отмеченное выше уменьшение размера частиц вторых фаз α_B - , α'' – фаз и расстояния между ними при более медленной скорости нагрева и определенном содержании углерода (минимум при 0,034 масс. % C), приводит к увеличению сопротивления движению дислокаций при деформации и зафиксированному повышению прочностных свойств (твердости) сплава (рисунок 12).

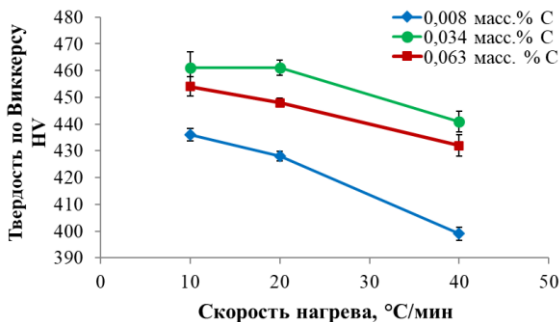


Рисунок 12 – Зависимость твердости по Виккерсу от скорости нагрева до 500 °C образцов из сплава Ti-10V-2Fe-3Al с различным содержанием углерода

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Термодинамическим расчетом определено, что предел максимальной растворимости углерода в β - твердом растворе сплава Ti-10V-2Fe-3Al составляет 0,053 масс. %. Экспериментом подтверждено, что превышение содержания углерода в сплаве выше этого предела приводит к образованию в структуре карбида титана.

2. Показано, что при повышении содержания углерода в сплаве Ti-10V-2Fe-3Al с 0,008 до 0,034 масс. %, то есть в пределах растворимости в β - твердом растворе, наблюдается рост прочности закаленного сплава при старении за счет повышения дисперсности вторичной α_B - фазы. В структуре закаленного сплава с содержанием 0,063 масс. % углерода (выше предела растворимости) обнаружены частицы карбида титана, при этом дисперсность вторичной α_B - фазы при старении уменьшается, что приводит к снижению прочности сплава в сравнении со сплавом, содержащим 0,034 масс. % углерода. При испытании на растяжение образцов сплава с 0,063 масс. % углерода частицы карбида титана на этапе локализации деформации служат местами зарождения микропор, но сравнительно небольшая объемная доля частиц карбидов титана в структуре сплава не оказывают существенного влияния на характеристики его пластичности.

3. Установлено, что при температуре старения 500 °С увеличение длительности выдержки приводит к росту размера частиц вторичной α_B - фазы сплава. Показано, что упрочнение сплава при увеличении выдержки с 2-х до 32-х часов при старении зависит по крайней мере от двух составляющих – дисперсионного упрочнения за счет выделения вторичной α_B - фазы, уровень которого снижается при росте ее размеров, и твердорастворного упрочнения β - матрицы, за счет ее обогащения ванадием и железом в результате $\beta \rightarrow \alpha_B$ - превращения.

4. Методом полнопрофильного РСФА впервые осуществлен комплексный анализ изменения параметров кристаллической решетки первичной и вторичной α - фазы при старении сплава Ti-10V-2Fe-3Al. Показано, что прогнозируемое перераспределение легирующих элементов между фазами при старении оказывает закономерное влияние на изменение периодов кристаллических решеток фаз. Обнаружено, что после нагрева на температуру старения объём элементарной ячейки вторичной α_B - фазы меньше, чем первичной α_{II} - фазы. С увеличением времени старения происходит увеличение объёма ячейки вторичной α_B - фазы и уменьшение объёма ячейки первичной α_{II} - фазы. Соотношение параметра c/a первичной α_{II} - фазы при старении сохраняется выше, чем у вторичной α_B - фазы, что связано с более высоким содержанием алюминия в первичной α_{II} - фазе.

5. Обнаружено, что уменьшение скорости нагрева закаленных образцов с 40 до 10 °С/мин до температуры старения 500 °С и увеличение содержания углерода в сплаве с 0,008 до 0,063 масс. % способствует получению более дисперсных выделений вторичных α_B (α'') - фаз с наименьшим размером при 0,034 масс. % углерода, обеспечивая более высокий уровень твердости в сплаве после охлаждения с температуры нагрева. Такое влияние скорости нагрева на структуру и свойства связано с зафиксированным методом ДСК эффектом смещения в область более низких температур интервала $\beta \rightarrow \alpha_B$ (α'') - превращения при снижении скорости нагрева, что, как известно, способствует образованию более дисперсных зародышей вторичных выделений. Подтверждено, что при повышении содержания углерода измельчение вторичных α_B (α'') - выделений обусловлено образованием в β - твердом растворе комплексов углерод – кислород – вакансии, способствующих ускорению образования вторичных фаз

6. Рекомендовано для промышленного применения контролируемое микролегирование сплава Ti–10V–2Fe–3Al углеродом с целевым уровнем 0,03 ÷ 0,04 масс. %, обеспечивающее в термоупрочненном состоянии повышение прочностных характеристик без снижения пластичности, а также снижение скорости роста β - зерна при температурах нагрева до ($T_{\text{пл}} + 50$) °С.

Перспективы дальнейшей разработки темы

Перспективным направлением дальнейших исследований является исследование влияния частиц карбида титана на усталостную прочность сплава Ti–10V–2Fe–3Al. Полученные в настоящей работе результаты позволяют рекомендовать целевое легирование сплава Ti–10V–2Fe–3Al углеродом в диапазоне 0,03 ÷ 0,04 масс. %, что дает возможность получить сбалансированный комплекс прочностных и пластических характеристик.

Список опубликованных работ по теме диссертации.

Статьи, опубликованные в рецензируемых научных журналах и изданиях, определенных ВАК РФ и Аттестационным советом УрФУ:

1. Zhelnina, A. V. Effect of heat treatment temperature-rate parameters on structure and complex of physical-mechanical properties in VST5553 titanium alloy rod semi-finished goods / A. V. Zhelnina, A. G. Illarionov, M. S. Kalienko // Solid State Phenomena. – 2017. – V. 265. – P. 785-788. (0,4 п.л./0,13 п.л), (Scopus).
2. Zhelnina, A.V. Study of interstitial impurities influence on properties of titanium alloy Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr-1Zr / A.V. Zhelnina, A. G. Illarionov, A.V. Trubochkin // Solid State Phenomena. – 2018. – V. 284. – P. 460-464. (0,5 п.л./0,17 п.л), (Scopus).
3. Illarionov, A. G. Effect of the content of impurities on the temperature of polymorphic transformation and properties of high-strength titanium alloys / A. G. Illarionov, A. V. Zhelnina, A. A. Popov, N. V. Shchetnikov, M. O. Leder, M. S.

Kalienko // Metal science and heat treatment. – 2018. – Vol. 60. – № 5-6. – P. 297-302. (0,5 п.л./0,1 п.л), (WoS, Scopus).

4. Kalienko, M. S. Use of full-profile x-ray analysis for estimation of the dispersity of the secondary alpha phase in high-strength titanium alloys / M. S. Kalienko, A. V. Volkov, A. V. Zhelnina // Crystallography reports. – 2020. – Vol. 65. – № 3. – P. 412-416. (0,6 п.л./0,19 п.л), (WoS, Scopus).

5. Zhelnina, A. V. Transformation of the structure and parameters of phases during aging of a titanium Ti-10V-2Fe-3Al alloy and their relation to strengthening / A. V. Zhelnina, M. S. Kalienko, A. G. Illarionov, N. V. Shchetnikov // Physics of metals and metallography. – 2020. – Vol. 121. - № 12. – P. 1220-1226. (0,8 п.л./0,2 п.л), (WoS, Scopus).

6. Zhelnina, A. V. Study of the effect of carbon on the deformation behavior and microstructure of a Ti-10V-2Fe-3Al alloy / A. V. Zhelnina, M. S. Kalienko, N. V. Shchetnikov // Physics of metals and metallography. – 2021. – Vol. 122. – № 2. – P. 154-160. (0,8 п.л./0,27 п.л), (WoS, Scopus).

7. Zhelnina, A. V. Evolution of the structure–phase state of quenched Ti-10V-2Fe-3Al alloy during aging / A. V. Zhelnina, M. S. Kalienko, N. V. Shchetnikov, F. V. Vodolazskii // Inorganic materials. – 2021. – Vol. 57. – № 4. – С. 427-434. (0,9 п.л./0,23 п.л), (WoS, Scopus).

Другие публикации:

8. Желнина, А.В. Влияние примесей в сплаве Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr-1Zr на температуру полиморфного превращения и свойства в термоупрочненном состоянии / А. В. Желнина, А. Г. Илларионов, М. С. Калиенко // Сборник научных трудов XVIII Международной научно-технической «Уральская школа-семинар металловедов - молодых ученых». – Екатеринбург: УрФУ, 2017. – С. 86-90. (0,3 п.л./0,11 п.л).

9. Желнина, А.В. Влияние содержания углерода на структуру и механические свойства сплава Ti-10V-2Fe-3Al / А. В. Желнина, А. Г. Илларионов, М. С. Калиенко, А. А. Попов, Н. В. Щетников // Сборник научных трудов XIX Международной научно-технической «Уральская школа-семинара металловедов - молодых ученых». – Екатеринбург: УрФУ, 2018. – С. 225-232. (0,5 п.л./0,11 п.л).

10. Желнина, А.В. Влияние углерода на дисперсность вторичной α -фазы и твердость сплава Ti-10V-2Fe-3Al / А. В. Желнина, М. С. Калиенко, Н. В. Щетников, А.В. Трубочкин, А. Г. Илларионов, А. А. Попов // Сборник научных трудов IV Международной школы для молодежи «Материаловедение и металлофизика легких сплавов». – Екатеринбург: УрФУ, 2019. – С. 67-70. (0,3 п.л./0,05 п.л).