

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

На правах рукописи



ЛУГОВАЯ КСЕНИЯ ИГОРЕВНА

**ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССОВ ФОРМИРОВАНИЯ ДВУХФАЗНОЙ
СТРУКТУРЫ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Ti-Al**

05.16.01 – Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

АВТОРЕФЕРАТ
диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Екатеринбург – 2021

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»

Научный руководитель: доктор технических наук, профессор,
Попов Артемий Александрович

Официальные оппоненты: **Бецофен Сергей Яковлевич**, 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»;

Гладковский Сергей Викторович, доктор технических наук, доцент, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, г. Екатеринбург, заведующий лабораторией деформирования и разрушения;

Салищев Геннадий Алексеевич, доктор технических наук, профессор, Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Белгородский государственный национальный исследовательский университет», г. Белгород, профессор кафедры «Материаловедение и нанотехнологии».

Защита состоится «10» июня 2021 г. в 14:00 ч на заседании диссертационного совета УрФУ 05.04.08 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?id=12&rid=2173>

Автореферат разослан «___» _____ 2021 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета



Ольга Владимировна Селиванова

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы

В настоящее время титановые сплавы широко применяются в изделиях авиакосмической промышленности в силу их высоких характеристик удельной прочности, жаропрочности и коррозионной стойкости. Разработка новых изделий, в том числе авиационных двигателей, требует создания материалов, работающих при повышенных температурах. Существующие в настоящее время титановые сплавы, на основе α -фазы, способны работать до температур, не превышающих 600 °С, при времени эксплуатации не более 100 часов при заданной температуре. В тоже время сплавы на основе алюминидов титана могут эксплуатироваться и при более высоких температурах, но, к сожалению, они обладают пониженной вязкостью и пластичностью при комнатных температурах, что затрудняет их применение. В этой связи представляют интерес сплавы типа $(\alpha+\alpha_2)$ с большим количеством интерметаллидной фазы, разработка которых может обеспечить некоторое повышение рабочих температур и увеличить длительность эксплуатации создаваемых изделий. В этой связи вызывает большой интерес псевдо- α сплавы, упрочненные выделениями вторых фаз, в том числе Ti_3Al , поскольку они характеризуются пониженной плотностью, стабильными модулями упругости и повышенными прочностными свойствами.

На сегодняшний день повышение жаропрочности титановых сплавов достигается за счет создания пластинчатой структуры, полученной обработкой в высокотемпературной β -области, а наибольшее внимание уделяется основным фазам α и β , их количественному соотношению и морфологии. При этом закономерностям формирования интерметаллидных фаз, в частности Ti_3Al , уделяется на наш взгляд недостаточно внимания. В тоже время количество, морфология и характер распределения этих фаз может существенно поменять свойства материала. Поэтому для практической реализации оптимального комплекса свойств необходимо глубокое понимание закономерностей выделения данных интерметаллидных фаз в титановых сплавах. При этом актуальной задачей является изучение механизмов формирования $(\alpha+\alpha_2)$ структуры в сплавах с большой объемной долей второй фазы.

Степень разработанности темы исследования

Формирование двухфазных $(\alpha + \beta)$ - структур в жаропрочных титановых сплавах является довольно изученной темой в российской и зарубежной литературе. Большое количество работ по тематике было выполнено научными коллективами во главе с Ильиным А.А. и Колачевым Б.А. (МАИ); Хоревым А.И., Ночовой Н.А. (ВИАМ); Полькиным И.С. и Ноткиным А.Б. (ВИЛС); Гринберг Б.С. и Карькиной Л.Е (ИФМ УрО РАН). Постоянный рост публикаций по данной тематике показывает необходимость изучения жаропрочных сплавов с

целью совершенствования структуры и фазового состава для повышения комплекса свойств. Также большое количество исследований посвящено выделению интерметаллидных фаз в этих сплавах. Однако особенности механизмов выделения Ti_3Al являются недостаточно изученными. При этом известно, что образование интерметаллидной α_2 -фазы возможно по двум различным механизмам: гетерогенному (зарождения и роста) и гомогенному (фазового превращения 2 рода). В зависимости от механизма образования данная фаза может существенно влиять на эксплуатационные свойства изделий при комнатной температуре.

В связи с этим **целью** данной работы является изучение закономерностей процессов выделения интерметаллидной фазы Ti_3Al в высоколегированных алюминием модельных сплавах с различной структурой, определяемой режимами термической обработки, выявление особенностей формирования двухфазной ($\alpha + \alpha_2$) структуры, а также установление ее влияния на комплекс механических свойств.

Задачи:

1. Исследовать особенности процессов формирования структуры после нагрева в однофазную β -область и последующего отжига в сплаве на основе α_2 -фазы Ti-26Al.
2. Изучить процессы выделения интерметаллида Ti_3Al в двухфазном ($\alpha + \alpha_2$) сплаве Ti-17Al после нагрева в однофазную β -область и последующего старения.
3. Выяснить влияние условий термической обработки на механизмы образования двухфазной структуры и формирующийся комплекс механических свойств в сплаве Ti-17Al.

Научная новизна

Установлено, что в двухфазном сплаве Ti-17Al после охлаждения на воздухе с температур β -области и старения при температурах 500...900 °C происходит распад пересыщенного α - твердого раствора с образованием дисперсных частиц α_2 -фазы, размеры которых увеличиваются с увеличением времени и температуры старения. В то время в сплаве Ti-26Al при аналогичных обработках протекает процесс упорядочения, что подтверждается формированием и совершенствованием антифазных границ.

Выявлено, что в сплаве Ti-17Al в процессе изотермической выдержки при 400...600 °C после переохлаждения с 950 °C образование частиц α_2 -фазы происходит как фазовое превращение I рода по механизму зарождения и роста. Размер формирующихся частиц в основном определяется температурой изотермической выдержки и незначительно увеличивается с ростом продолжительности термической обработки. При этом наблюдаемые в структуре α -твердого раствора парные дислокации свидетельствует о протекании процессов упорядочения, как фазовых превращений второго рода.

Показано, что после закалки сплава Ti-17Al с 1200 °С формируется мартенситная структура без видимых признаков выделения α_2 -фазы, в то время как при закалке с 950 °С образуется ($\alpha + \alpha_2$) структура, характер которой свидетельствует о спинодальном механизме ее образования. В результате длительного старения при 500 °С в структуре выделяются дисперсные частицы α_2 -фазы, не имеющие четких границ. Размытые границы исследуемых выделений могут косвенно свидетельствовать о гомогенном механизме образования данной фазы. Старение при температурах 650...700 °С с выдержками до 300 часов способствует росту частиц Ti₃Al вдоль направления [001] α .

Теоретическая и практическая значимость работы

Выявлена реализация различных механизмов распада метастабильной α -фазы в зависимости от предшествующей обработки двухфазного сплава с ($\alpha + \alpha_2$)-структурой. Так при первоначальной высокотемпературной обработке в однофазной α -области возможно формирование двухфазной структуры в результате развития гомогенного фазового превращения. В то время как обработка в однофазной β -области приводит к выделению интерметаллидных частиц по механизму зарождения и роста.

Установлено, что заключительная термическая обработка должна исключать $\beta \rightarrow \alpha$ превращение для реализации процессов упорядочения, как фазового превращения II рода, в α твердом растворе для повышения термостабильности материала, а также получения удовлетворительного комплекса механических свойств.

Результаты, полученные в диссертационной работе, используются при корректировке режимов термической обработки жаропрочных титановых сплавов в ПАО «Корпорации ВСМПО-АВИСМА».

Методология и методы исследования

Основой для работы послужили труды отечественных и зарубежных ученых, посвященные изучению структуры и свойств жаропрочных титановых сплавов, а также сплавов на основе интерметаллидов. В ходе работы были использованы такие современные методы исследований как дифференциальная сканирующая калориметрия, изучение относительного электросопротивления, рентгеноструктурный фазовый анализ, просвечивающая и растровая электронная микроскопия (ПЭМ и РЭМ), микродюрметрический анализ, а также исследование механических свойств при сжатии и ползучести.

Положения, выносимые на защиту

1. Возможность регулирования механизмов процессов распада метастабильных фаз при помощи различных режимов термической обработки.
2. Целесообразность развития $\alpha \rightarrow \alpha_2$ превращения как фазового превращения II рода, а также исключение $\beta \rightarrow \alpha$ превращения на последних этапах термической обработки.

3. Получение двухфазной ($\alpha+\alpha_2$) структуры после закалки с 950 °С и последующего старения, обладающей большей пластичностью при комнатной температуре.

Оценка достоверности результатов исследования

Оценка выявила, что экспериментальные результаты получены на современном оборудовании, показана воспроизводимость результатов исследования, и согласованность с опубликованными экспериментальными данными по теме исследовательской работы, использованы современные методы сбора и обработки исходной информации.

Апробация результатов работы

Основные положения и результаты работы докладывались и обсуждались на следующих конференциях: XII Российская ежегодная конференция Молодых научных сотрудников и аспирантов «Физико-химия и технология неорганических материалов» (Москва: ИМЕТ РАН, 2015); XVI Международная научно-техническая Уральская школа-семинар металлургов – молодых ученых (Екатеринбург: УрФУ, 2015); IV Всероссийская молодежная школа-конференция «Современные проблемы металлургии» (Севастополь: НИТУ «МИСиС», 2016); XVII Международная научно-техническая Уральская школа-семинар металлургов – молодых ученых (Екатеринбург: УрФУ, 2016); VII Международная конференция «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов» (Москва: ИМЕТ РАН, 2017); XVIII Международная научно-техническая Уральская школа-семинар металлургов – молодых ученых (Екатеринбург: УрФУ, 2017); Международная конференция 16th High Temperature Materials Chemistry Conference (НТМС-XVI), (Екатеринбург, 2018); XIX Международная научно-техническая Уральская школа-семинар металлургов – молодых ученых (Екатеринбург: УрФУ, 2018); Международная конференция "Materials science of the future: research, development, scientific training (MSF'2019)" (Нижний Новгород, Университет Лобачевского, 2019); XX Международная научно-техническая Уральская школа-семинар металлургов – молодых ученых (Екатеринбург: УрФУ 2020)

Личный вклад автора

Личный вклад автора состоит в постановке задач исследования и планировании экспериментов, в проведении структурных исследований методами рентгеноструктурного фазового анализа, растровой и просвечивающей электронной микроскопии, а также обработке и анализе результатов дифференциально-сканирующей калориметрии, микроскопии и испытаний механических свойств. Вошедшие в диссертационную работу результаты и выводы были получены и сформулированы совместно с научным руководителем и соавторами публикаций.

Автор выражает благодарность за помощь в проведении электронно-микроскопического исследования сотрудникам ИФМ УрО РАН Елкиной Ольге Аркадьевне и Макарову Владимиру Викторовичу.

Публикации

Основное содержание диссертационной работы опубликовано в 20 печатных трудах, из них 4 статьи опубликованы в рецензируемых научных изданиях, определенных ВАК и Аттестационным советом УрФУ, в том числе 3 статьи вошли в международные базы цитирования Scopus и Web of Science.

Работа выполнена на кафедре термообработки и физики металлов ФГАОУ ВО «Уральский Федеральный Университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина» в рамках исследований, включённых в следующие научные программы: «Разработка научно-обоснованных подходов по управлению структурой и свойствами цветных металлов и сплавов, и совершенствования методов их получения и обработки для изделий ответственного назначения» в соответствии с соглашением /договором /госконтрактом № 075-03-2020-582/4 от 10.06.2020.

Структура и объем диссертации

Диссертационная работа состоит из введения, 4 глав, заключения и списка литературных источников, включающего 80 наименований. Общий объем диссертационной работы – 116 страниц. Диссертационная работа содержит 66 рисунков и 8 таблиц.

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во **введении** обосновывается актуальность выбранной темы диссертационной работы, сформулированы цели и задачи, представлены научная новизна и практическая значимость, методология и методы исследования, основные положения, выносимые на защиту, степень достоверности и апробация полученных результатов.

Первая глава посвящена аналитическому обзору литературных источников. Проведен анализ влияния легирования алюминия на структуру и свойства титановых сплавов. Рассмотрены основные жаропрочные сплавы на основе α_2 -фазы. Проанализировано влияние режимов термической обработки на особенности формирования интерметаллидных частиц Ti_3Al . Проведен анализ возможностей смены механизмов образования α_2 -фазы с гомогенного на гетерогенный. На основании проведенного анализа сформулирована цель и основные задачи работы.

Во **второй главе** представлены материалы исследования, термические обработки и методики исследования. Материалами исследования служили модельные сплавы системы $Ti-Al$, выплавленные на ВСМПО-АВИСМА. Химический состав приведен в таблице 1. При

этом сплав Ti-26Al практически соответствует стехиометрии исследуемого интерметаллидного соединения Ti_3Al , а сплав Ti-17Al находится в двухфазной ($\alpha + \alpha_2$)-области и был выбран из-за соответствия по алюминиевому эквиваленту наиболее используемым промышленным сплавам.

Таблица 1. Химические составы, температуры полиморфного превращения исследуемых сплавов

Условное обозначение сплавов	Содержание химических элементов, ат. %		$T_{пп}$, °C
	Ti	Al	
Ti-17Al	82,6	17,4	1100
Ti-26Al	73,9	26,1	1180

На первоначальном этапе был выполнен гомогенизирующий отжиг обоих слитков в вакуумной печи в однофазной β -области при температуре 1200 °C в течение 3 часов с последующим охлаждением в печи.

Термическая обработка полуфабрикатов для сплава Ti-26Al проводилась по следующим режимам: нагрев до температур 1200 °C с выдержкой 1 час, охлаждение на воздухе и последующий отжиг при температурах 500, 700 °C с выдержкой 5 часов.

Для сплава Ti-17Al термические обработки проводились по следующим режимам:

1. нагрев до температуры 1200 °C с выдержкой 1 час, охлаждение на воздухе и последующее старение при температурах 500 и 700 °C, 5 ч и увеличением выдержки до 25 часов для меньшей температуры; 600 и 900 °C, 1 час

2. нагрев до температуры 1200 °C с выдержкой 1 час, закалка в воду и последующее старение при 500 °C от 10 до 150 часов; при 700 °C, 150 и 300 часов; при 850 и 950 °C, 1 часа

3. нагрев до температуры 950 °C с выдержкой 1 час и последующее переохлаждение в печи при 400, 500 и 600 °C с выдержками до 10 часов

4. нагрев до температуры 950 °C с выдержкой 1 час, закалка в воду и последующее старение при 500 °C, 100, и 150 ч; при 650 и 700 °C, 150 и 300 часов

Микроструктурные исследования после различных термических обработок проводили на растровом микроскопе JEOL JSM 6490 LV и просвечивающих JEM-200C, Tescan G² 30. Рентгеноструктурный фазовый анализ был выполнен на установке «Bruker Advance-D8», а термический анализ произведен на приборе синхронного термического анализа STA 449 C JUPITER методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК). Микродюрометрические свойства измеряли на приборе MHTXCSM INSTRUMENTS по методике Оливера и Фарра. Испытания механических свойств при сжатии были выполнены на машине Instron 3382 по ГОСТу 25.503-97.

Третья глава посвящена исследованию влияния гомогенизирующего отжига в однофазной β -области с охлаждением на воздухе и последующего старения/отжига на структуру сплавов Ti-17Al/Ti-26Al.

Методами дифференциальной сканирующей калориметрии были проанализированы тепловые эффекты, наблюдающиеся при нагреве образцов до 1200 °С. Сопоставление кривых ДСК с диаграммой Ti-Al позволило уточнить температурные интервалы происходящих в системе превращений, а также установить температуры для дальнейшей термической обработки исследуемых сплавов.

Электронно-микроскопическое исследование сплава Ti-26Al показало, что в результате гомогенизации с последующим охлаждением на воздухе и отжигом при температурах 500 и 700 °С в структуре формируются завершённые антифазные границы, которые свидетельствуют о совершенствовании упорядоченной структуры. Образование такой микроструктуры является результатом развития гомогенного превращения без образования частиц по механизму зарождения и роста (рисунок 1).

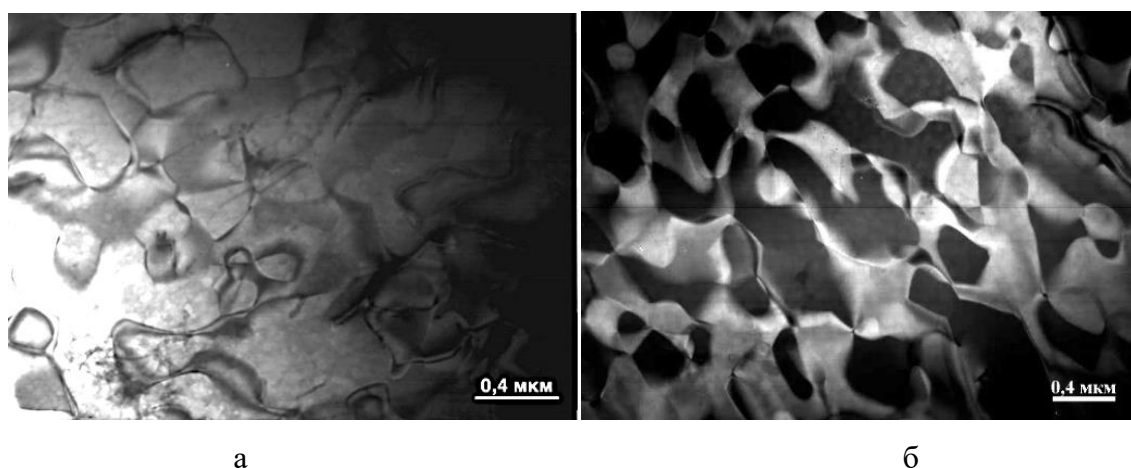


Рисунок 1. Микроструктура сплава Ti-26Al после нагрева на 1200 °С охлаждения на воздухе и отжига в течение 5 часов при: а – 500 °С; б – 700 °С.

С помощью рентгеноструктурного анализа было определено, что с увеличением температуры отжига происходит рост периода a и уменьшение периода c интерметаллидной α_2 -фазы. Данные изменения параметров решетки могут быть обусловлены изменением степени порядка в α_2 -фазе.

Изучение структуры сплава с меньшим содержанием алюминия (Ti-17Al) после старения при 500 °С выявило в отдельных микрообъемах частицы интерметаллидной α_2 -фазы высокой дисперсности, что говорит об их образовании по механизму зарождения и роста (рисунок 2, а). Помимо этого, в некоторых областях наблюдали скопления дислокаций, образующих полигональные сетки. Увеличение продолжительности старения до 25 часов не

приводит к изменению дислокационной структуры, размеров, морфологии и плотности распределения частиц α_2 -фазы. При повышении температуры старения до 600, 700 и 900 °С в структуре сохраняются дисперсные частицы интерметаллидной фазы и происходят процессы полигонизации с формированием дислокационных сеток и дислокационных скоплений (рисунок 2, б, в, г). Проведенный РСА анализ показал, что рассчитанные параметры решетки обнаруженной α_2 -фазы существенно отличаются от известных литературных данных и разница периодов может быть обусловлена отличием состава выявленной α_2 -фазы от стехиометрического в связи с широкой областью гомогенности существования α_2 -фазы на диаграмме Ti-Al.

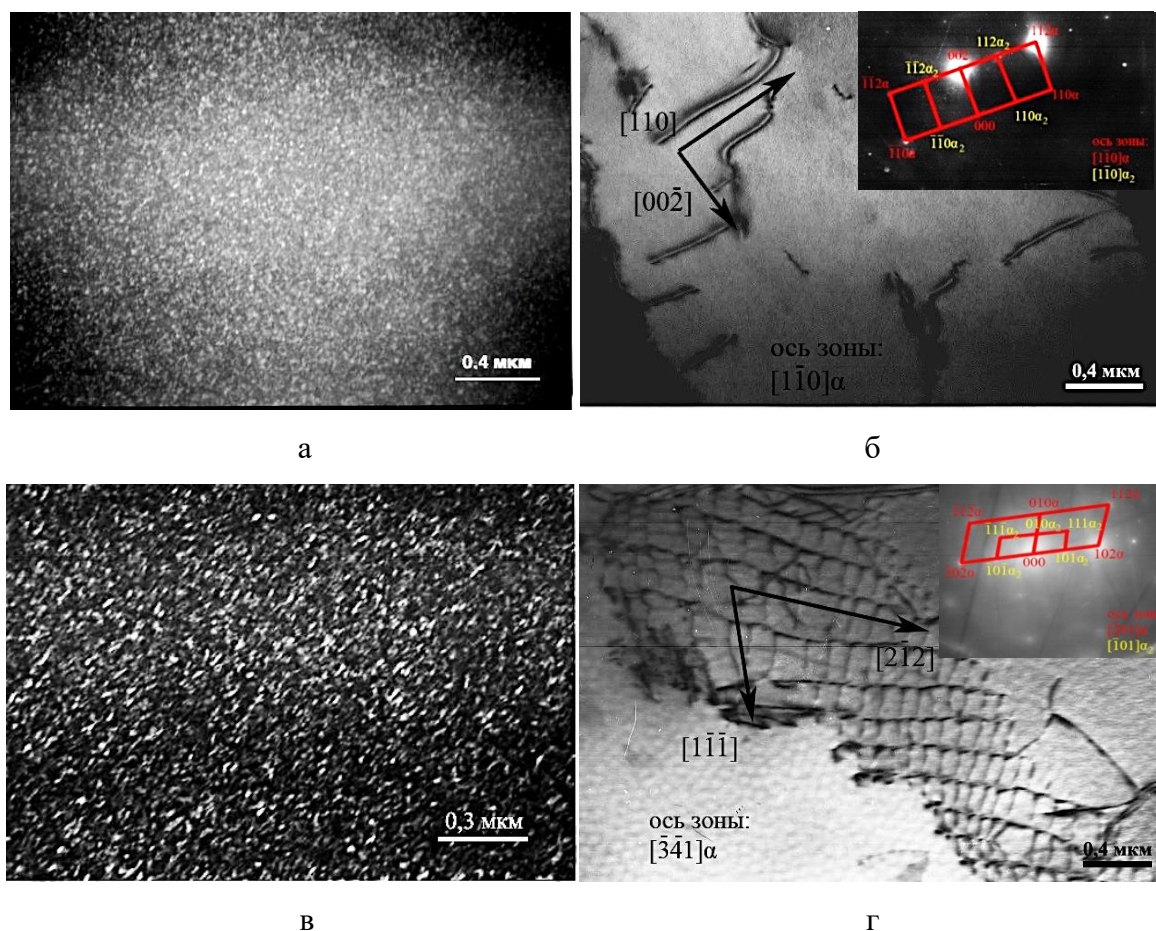


Рисунок 2. Микроструктура сплава Ti-17Al после нагрева на 1200 °С, охлаждения на воздухе и старения при 500 (а), 600 (б), 700 (в) и 900 °С (г)

В четвертой главе изучено влияние режима охлаждения после высокотемпературной обработки на изменение механизма выделения интерметаллидной фазы Ti_3Al в сплаве Ti-17Al. В сплаве Ti-17Al после закалки в воду формируется мартенситная структура, состоящая из тонких пластин мартенсита с повышенной плотностью дислокаций (рисунок 3). Признаков наличия α_2 -фазы не обнаружено, на микроэлектроннограммах присутствуют рефлексы только α -фазы.

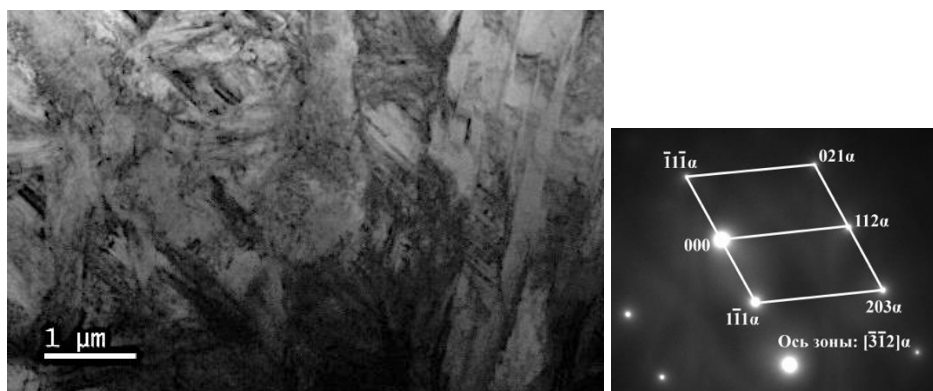


Рисунок 3. Микроструктура Ti-17Al после нагрева на 1200 °С с последующей закалкой в воде

При последующем старении при 500 °С приводит к появлению интерметаллидных частиц Ti_3Al , что подтверждается появлением сверхструктурных рефлексов на микроэлектроннограммах (рисунок 4). Увеличение выдержки приводит к увеличению размеров частиц от 5...10 нм при 50 ч до 10...15 нм при 100 ч и 15...20 нм при 150 ч. Также на снимках микроструктуры наблюдали дефекты упаковки и сохраняется направленность, обусловленная исходной мартенситной структурой. Тенденция изменения размеров при увеличении времени выдержки подтверждает параболический закон роста, характерный для диффузионных процессов, что типично для зарождения и роста.

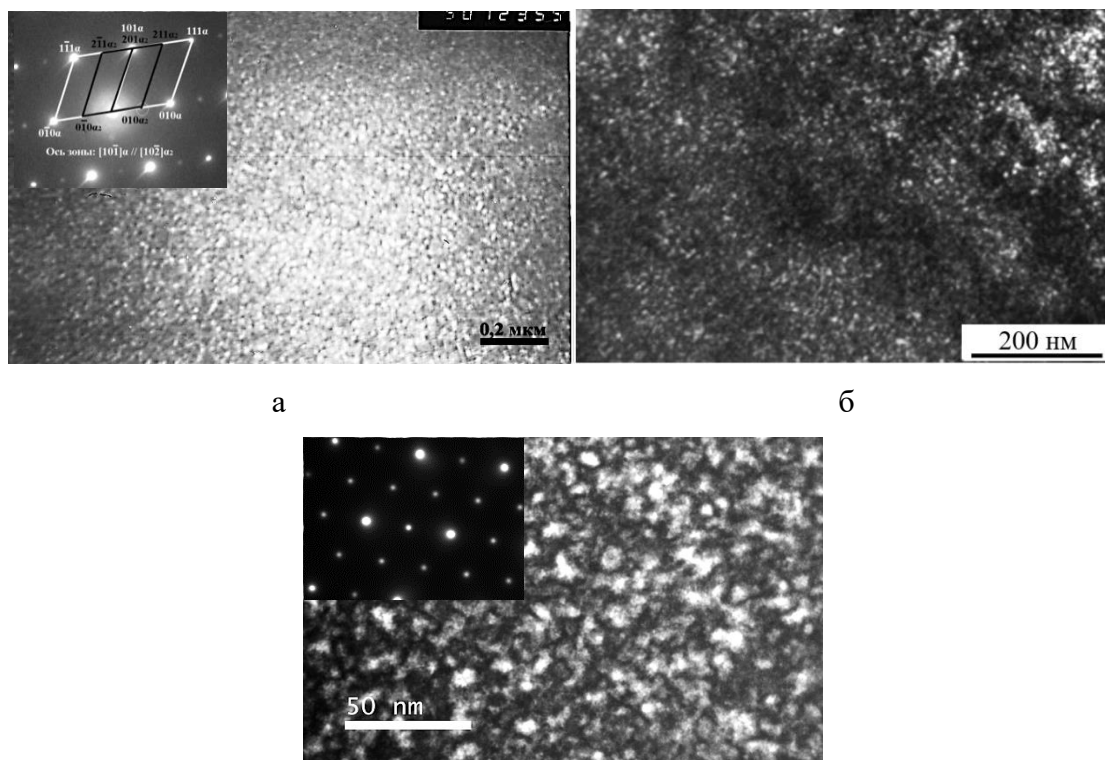


Рисунок 4. Темнопольные изображения микроструктуры сплава Ti-17Al после нагрева на 1200 °С, 1 ч, закалки и последующего старения при 500 °С: а - 50 ч; б – 100 ч; в – 150 ч.

Повышение температуры старения до 700 °С приводит к изменению морфологии частиц α_2 -фазы с сферической на вытянутую, размер которых составляет 110 нм в длину и 30 нм в ширину. Увеличение времени старения до 300 часов приводит к росту вытянутых частиц до 180...200 нм в длину и 50 нм в ширину (рисунок 5, б). Вытянутые частицы ориентированы относительно направления $[001]_{\alpha}$.

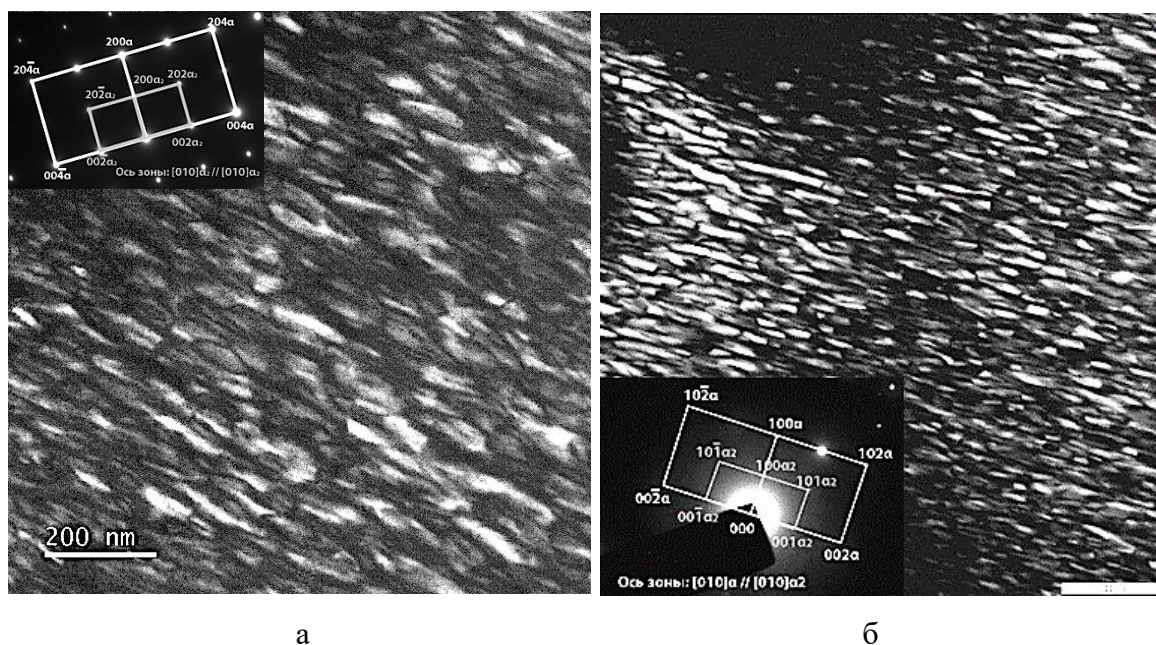


Рисунок 5. Темнопольные изображения микроструктуры сплава Ti-17Al после нагрева на 1200 °С, 1 ч, закалки и последующего старения при 700 °С: а - 100 ч; б – 150 ч.

Приближенная оценка коэффициента диффузии, исходя из среднего размера частиц ($D = R^2/2t$) дает значения на 8...9 порядков меньше, чем рассчитываемые значения, исходя из параметров диффузии атомов алюминия в α -титане (таблица 2). При этом, так как закон роста близок к параболическому, то можно утверждать, что рост частиц не контролируется границей раздела. Следует отметить, что в результате старения сплава при 850 °С происходит образование неупорядоченных доменов α_2 -фазы, которые при анализе фольги при комнатной температуре являются упорядоченными, что подтверждается темнопольными изображениями в сверхструктурных рефлексах. Выделившиеся частицы имеют удлиненную форму с средним размером вдоль вытянутой оси 1,0...1,5 мкм.

Таблица 2. Теоретические и экспериментальные коэффициенты диффузии.

Т старения, °С	D_T см ² / сек	D_D см ² / сек
500 °С	0.3×10^{-9}	0.4×10^{-18}
650 °С	3.9×10^{-9}	2.8×10^{-18}
700 °С	7.7×10^{-9}	6.3×10^{-18}
850 °С	3.9×10^{-8}	2.7×10^{-12}

Для того чтобы исключить влияние $\beta \rightarrow \alpha$ превращения на последующее образование α_2 -фазы была проведена обработка из α -области по двум различным режимам. В результате обработки в однофазной α -области и последующего переохлаждения при 400, 500 и 600 °С происходит формирование частиц по механизму зарождения и роста. Однако, в структуре α -твердого раствора обнаружены парные дислокации, наличие которых косвенно свидетельствует о протекании процессов упорядочения, как фазовых превращений второго рода.

После закалки из однофазной α -области с температуры 950 °С на микроэлектроннограммах наблюдаются рефлексы как от матричной фазы α , так и относительно слабые рефлексы α_2 -фазы. Проведение микроскопического исследования при больших увеличениях выявило, что в процессе старения в структуре формируются небольшие области, размером несколько нанометров (5...10 нм) (рисунок 6), которые могут соответствовать областям, в которых возможно формирование α_2 -фазы. Границы этих областей сильно размыты, что может быть следствием протекания процесса упорядочения по механизму фазового превращения второго рода.

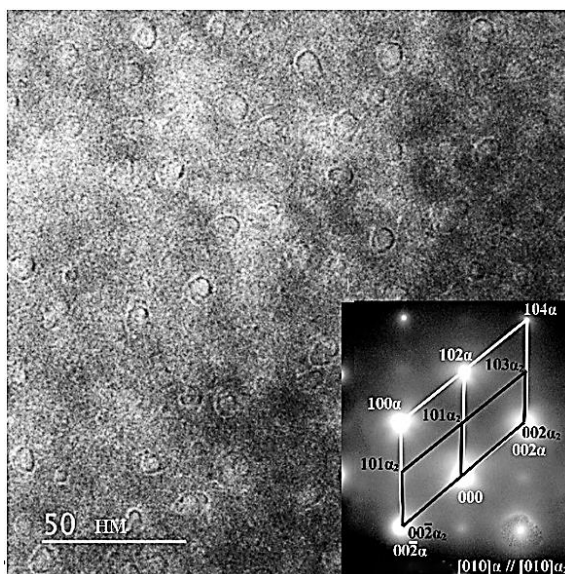


Рисунок 6. Микроструктура сплава Ti-17Al закаленного с 950 °С, 1 ч

В процессе старения при 500 °С после закалки с 950 °С формируется двухфазная ($\alpha + \alpha_2$) структура. После 100 и 150 часовой выдержки размер интерметаллидных частиц, сформировавшихся при старении, сохраняется на уровне 10...12 нм (рисунок 7). Учитывая то, что при температуре 500 °С не происходит значительного изменения размеров выделений, границы раздела α/α_2 остаются сильно размытыми, то можно предполагать, что протекает гомогенное превращение и механизм процесса близок к спинодальному.

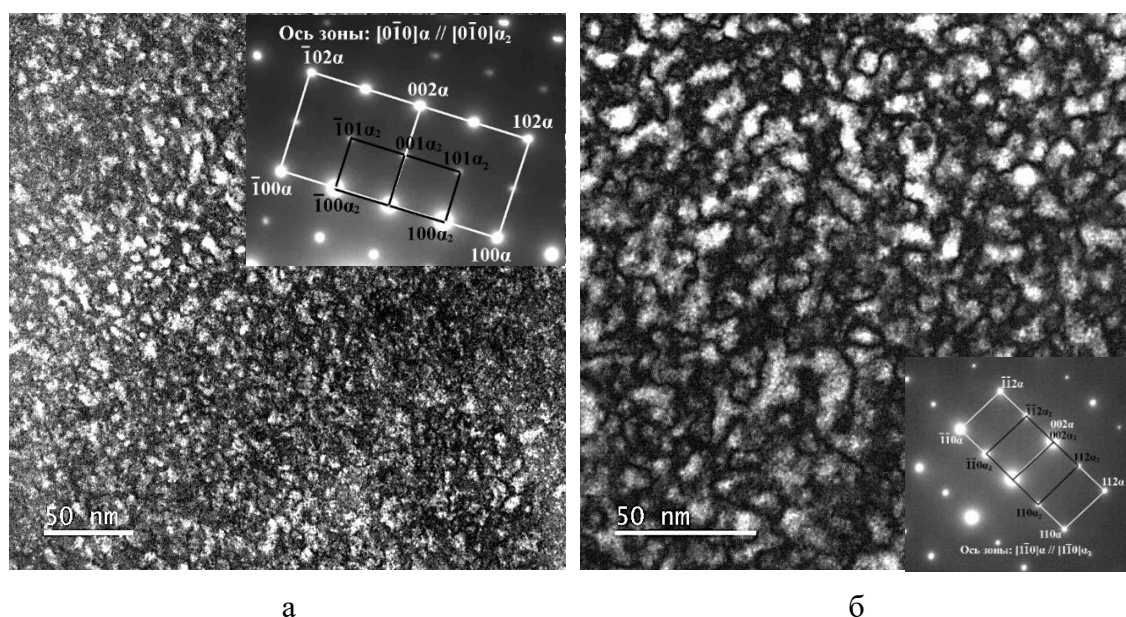


Рисунок 7. Микроструктура сплава Ti-17Al закаленного с 950 °С и состаренного при 500 °С в течение: а – 100 часов, б – 150 часов

Повышение температуры старения до 700 °С приводит к увеличению размеров частиц выделяющейся интерметаллидной фазы, а также изменению их формы с равноосной на эллипсоидальную. При увеличении продолжительности старения до 300 часов в структуре наблюдались вытянутые частицы ориентированные относительно направления $[001] \alpha$ (ось зоны $[00] \alpha // [00] \alpha_2$) (рисунок 8, а). Следует отметить, что границы раздела α/α_2 после старения при этой температуре достаточно тонкие. Проведение исследования при помощи микроскопии высокого разрешения показало, что граница α/α_2 сохраняет свою когерентность даже для частиц размерами до 200 нм (рисунок 8, б).

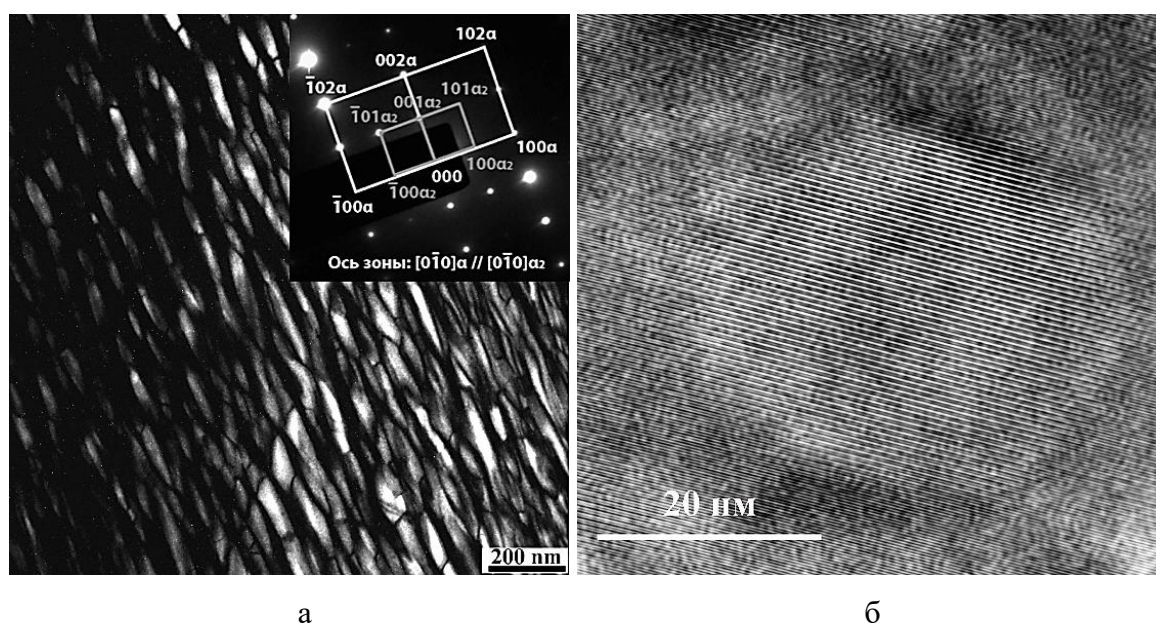


Рисунок 8. Микроструктура сплава Ti-17Al закаленного с 950 °С и состаренного при 700 °С с выдержкой 300 ч

На следующем этапе было проведено исследование влияния температур предварительной закалки и последующего старения на механические свойства сплава Ti-17Al. Анализ микротвердости образцов показал, что старение приводит к повышению значений твердости по сравнению с закаленным состоянием. Данные изменения обусловлены дисперсионным твердением образца за счет выделения второй интерметаллидной фазы в процессе старения. Повышение температуры старения вызывает незначительное понижение показателей твердости, что может быть связано с укрупнением частиц второй фазы и образованием в конечном итоге антифазных границ термического типа. Для образцов, состаренных после закалки с 1200 °С наблюдается обратная тенденция: после старения происходит снижение твердости, которое, по-видимому, обусловлено распадом мартенсита, полученного при предварительной закалке (таблица 3).

Таблица 3. Значения твердости и модуля упругости для сплава Ti-17Al после различных термических обработок

Обработка	Твердость, HV	E, ГПа
950 °С 1 ч; закалка	320±10	118±2
950 °С 1 ч; закалка 500 °С 300 ч	361±10	121±2
950 °С 1 ч; закалка 650 °С 300 ч	356±10	117±2
1200 °С 1 ч; закалка	343±10	116±2
1200 °С 1 ч; закалка 500 °С 300 ч	325±10	112±2
1200 °С 1 ч; закалка 650 °С 300 ч	326±10	113±2

В результате проведения испытаний при сжатии установлено, что предел текучести и предел прочности образцов, закаленных с температуры 950 °С, возрастает при увеличении температуры старения. Для образцов, закаленных с 1200 °С старение при температуре 500 °С сопровождается ростом предела текучести при сохранении предела прочности на уровне закаленных образцов. Возрастание температуры старения приводит к незначительному росту предела текучести, и уменьшению предела прочности. Наблюдаемое разупрочнение может быть вызвано тем, что при старении при 650 °С происходит рекристаллизация мартенситной структуры, сохранившейся после закалки. В целом уровень механических свойств образцов, закаленных с температуры, находящейся в однофазной α -области (950 °С), выше характеристик образцов, закаленных с 1200 °С из β -области.

Таблица 4. Показатели пределов текучести, прочности и деформационного упрочнения сплава Ti-17Al по результатам испытаний при сжатии после различных термических обработок

Обработка	Предел текучести, МПа	Предел прочности, МПа	Деформационное упрочнение	ϵ , %
950 °С 1 ч; закалка	720±25	1385±25	1,92	27
950 °С 1 ч; закалка 500 °С 300 ч	710±25	1375±25	1,94	23,5
950 °С 1 ч; закалка 650 °С 300 ч	800±25	1415±25	1,77	18
1200 °С 1 ч; закалка	640±25	1285±25	2,01	30,3
1200 °С 1 ч; закалка 500 °С 300 ч	725±25	1300±25	1,79	24,5
1200 °С 1 ч; закалка 650 °С 300 ч	750±25	1160±25	1,55	19

Далее для исследуемых образцов были проведены испытания на ползучесть, при нагрузке 120 МПа и температуре 600 °С. Для образцов, закаленных с 950 °С и состаренных при 500 °С деформация при ползучести составила не более 0,85 % (0,08 мм) после 250 часов. В то время как после старения при 650 °С она составила чуть более 1,27 % (0,1 мм). Образцы, закаленные с 1200 °С и состаренные при 500 °С, показали существенно более низкие значения при ползучести (0,4 %), поскольку в структуре сохраняется направленность исходной мартенситной структуры, сформировавшейся после закалки. В тоже время образцы, закаленные с 1200 °С и состаренные при 650 °С, показали несколько большие значения деформации около (0,75%). Общее снижение характеристик для образцов, закаленных с 1200 °С может быть связано с меньшей термостабильностью исходной мартенситной структуры.

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ

1. Установлено, что отжиг сплава Ti-26Al, состав которого лежит в однофазной α_2 -области, предварительно нагретого в β -область (1200 °С) и охлажденного на воздухе, при температурах 500 и 700 °С приводит к совершенствованию упорядоченной структуры в твердом растворе, что подтверждается появлением завершенных антифазных границ, свидетельствующих о протекании процесса упорядочения по гомогенному механизму. С увеличением температуры отжига происходит изменение степени порядка, что подтверждается изменением периодов решетки Ti₃Al, а именно: увеличением периода a и уменьшением c , что приближает их к литературным значениям.

2. Показано, что в процессе старения сплава Ti-17Al, состав которого соответствует двухфазной $\alpha+\alpha_2$ области, предварительно нагретого в β -область (1200 °С) и охлажденного на

воздухе, наблюдается выделение дисперсных частиц α_2 -фазы, образование которых происходит по гетерогенному механизму. Анализ изменения периодов решетки показал значительные отличия от литературных данных, что может быть обусловлено широкой двухфазной $\alpha+\alpha_2$ -областью и выделением в этом сплаве частиц, обогащенных по титану и обедненных по алюминию.

3. Выявлено, что в сплаве Ti-17Al после высокотемпературной обработки при 1200 °С с последующей закалкой в воде формируется мартенситная структура. При последующем изотермическом старении происходит выделение дисперсных частиц α_2 -фазы, размер которых увеличивается по параболическому закону, что характерно для процессов, протекающих по механизму зарождения и роста. Признаков гомогенного превращения не обнаружено. С повышением температуры старения от 500 до 700 °С происходит увеличение среднего размера выделяющихся интерметаллидных частиц от 15...20 до 180...200 нм, а также изменение их морфологии со сферической на иглообразную с ориентацией вдоль направления $[001]_\alpha$.

4. Установлено, что при закалке сплава Ti-17Al с температуры 950 °С происходит образование выделений α_2 -фазы с размытыми диффузными границами по механизму близкому к спинодальному. При последующем изотермическом старении сохраняются когерентные границы с матрицей до размеров, достигающих порядка 130...150 нм, но рост частиц осуществляется несколько медленнее, чем в сплаве, предварительно закаленного с 1200 °С.

5. Установлено, что для сплава Ti-17Al из рассмотренных режимов обработки наилучшими значениями прочности при удовлетворительной пластичности и термостабильности, обладают образцы, закаленные из однофазной α -области с температуры 950 °С, с последующим старением при температуре 650 °С, что позволяет рекомендовать данный режим термообработки для получения повышенного комплекса свойств.

СПИСОК ОСНОВНЫХ РАБОТ, ОПУБЛИКОВАННЫХ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

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

1. Popova M. A. Precipitation of α_2 -Phase in Titanium-Aluminum Alloys / M. A. Popova, **K. I. Petrova (K.I. Lugovaya)**, N. G. Rossina // Metal Science and HeatTreatment. – 2015. – V. 57. – I. 7. – С. 469–472. (0,5 п.л. / 0,23 п.л.) (WoS, Scopus)

2. Попова М. А. Процессы выделения α_2 -фазы в сплавах титан-алюминий / М. А. Попова, **К. И. Петрова (К.И. Луговая)**, Н. Г. Россина, Н. А. Попов // Титан. – 2016. №4 (54). – С. 9–12. (0,5 п.л. / 0,19 п.л.)

3. Popov A. A. Investigation of the Mechanism of Precipitation of the α_2 -phase in a Two-Phase Titanium – Aluminum Alloy / A. A. Popov, K. I. Lugovaya, N. G. Rossina, M.A. Zhilyakova // Metal Science and Heat Treatment. – 2018. – V. 60. – I. 5-6. – С. 303–307. (0,5 п.л. / 0,19 п.л.) (WoS, Scopus)

4. Popov A. A. Features of the Two-Phase ($\alpha + \alpha_2$) Structure Formation in the Ti–17 at % Al alloy / A. A. Popov, K. I. Lugovaya, E.N. Popova, V. V. Makarov, M.A. Zhilyakova // Physics of Metals and Metallography. – 2020. V. 121. – С. 791–796. (0,64 п.л. / 0,25 п.л.) (WoS, Scopus)

Другие публикации:

5. **Петрова К.И. (Луговая К.И.)** Влияние термической обработки на процессы образования α_2 -фазы в сплавах TiAl / **К. И. Петрова (К.И. Луговая)**, М.А. Попова, Р.И. Петров // Сборник XII Российской ежегодной конференции Молодых научных сотрудников и аспирантов «Физико-химия и технология неорганических материалов». – Москва: ИМЕТ РАН. – 2015. – С. 93 – 95. (0,17 п.л. / 0,1 п.л.).

6. **Петрова К.И. (Луговая К.И.)** Влияние высокотемпературной обработки на микроструктуру сплавов TiAl / **К. И. Петрова (К.И. Луговая)**, Д.В. Вострецова, Т.М. Маркова // Сборник материалов и докладов XVI Международной научно-технической Уральской школы-семинара металлургов – молодых ученых. – Екатеринбург: УрФУ. – 2015. – С.122-125. (0,23 п.л. / 0,13 п.л.)

7. **Петрова К.И. (Луговая К.И.)** Выделения α_2 -фазы в сплавах TiAl / **К.И. Петрова (К.И. Луговая)**, М.А. Попова, А.О. Слукина, А.А. Емельянова // Сборник материалов и докладов XVI Международной научно-технической Уральской школы-семинара металлургов – молодых ученых. – Екатеринбург: УрФУ. – 2015. – С. 126-129. (0,23 п.л. / 0,11 п.л.).

8. **Петрова К.И. (Луговая К.И.)** Влияние легирования и параметров термической обработки на выделение интерметаллидных фаз в жаропрочных титановых сплавах / **К.И. Петрова (К.И. Луговая)**, М.А. Попова, Р.И. Петров // Сборник материалов и докладов XVI Международной научно-технической Уральской школы-семинара металлургов – молодых ученых. – Екатеринбург: УрФУ. – 2015. – С.130-133. (0,23 п.л. / 0,15 п.л.).

9. **Петрова К.И. (Луговая К.И.)** Влияние старения на процессы упорядочения в сплавах Ti-Al / М.А. Попова, **К.И. Петрова (К.И. Луговая)**, А. О. Слукина, Р. И. Петров // Сборник трудов IV Всероссийской молодежной школы-конференции «Современные проблемы металлургии». – Севастополь: НИТУ «МИСиС». – 2016. – С. 219–222. (0,23 п.л. / 0,11 п.л.).

10. **Петрова К.И. (Луговая К.И.)** Изучение микроструктуры сплава Ti26Al / **К. И. Петрова (К.И. Луговая)**, А. О. Слукина, Р. И. Петров // Сборник материалов и докладов XVII Международной научно-технической Уральской школы-семинара металлургов – молодых ученых. – Екатеринбург: УрФУ. – 2016. – С. 233-236. (0,23 п.л. / 0,15 п.л.).

11. **Луговая К.И.** Изучение процессов выделения упорядоченной фазы Ti_3Al / **К.И. Луговая**, М.А. Жилиякова, Р.И. Петров, А.О. Слукина // Сборник материалов VII Международной конференции «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов». – Москва: ИМЕТ РАН. – 2017. – С. 385-387. (0,17 п.л. / 0,1 п.л.).
12. **Луговая К.И.** Исследование процессов упорядочения в сплаве $Ti-17Al$ / **К. И. Луговая**, А. О. Слукина, М. А. Жилиякова, Р. И. Петров, И. В. Нарыгина // Сборник материалов и докладов XVIII Международной научно-технической Уральской школы-семинара металлургов – молодых ученых. – Екатеринбург: УрФУ. – 2017. – С. 143-145. (0,17 п.л. / 0,09 п.л.).
13. **Луговая К.И.** Изучение влияния режимов термической обработки на механизмы образования фазы Ti_3Al / **К. И. Луговая**, М. А. Жилиякова, Р. И. Петров, А. О. Слукина, А.Ю. Жилияков // Сборник материалов и докладов XVIII Международной научно-технической Уральской школы-семинара металлургов – молодых ученых. – Екатеринбург: УрФУ. – 2017. – С. 64-66. (0,17 п.л. / 0,09 п.л.).
14. Popov Artemiy The Precipitation of Silicide Particles in Heat-Resistant Titanium Alloys / Artemiy Popov, М. А. Zhilyakova, **K. I. Lugovaya**, O. Elkina // Advanced Methods and Technologies in Metallurgy in Russia. – Springer International Publishing AG. – 2018. – P. 19-25. (0,17 п.л. / 0,09 п.л.).
15. Popov A.A. The influence of alloying and heat treatment conditions on the heat resistance of titanium alloys / A.A. Popov, **K.I. Lugovaya**, М.А. Zhilyakova, N.A. Popov // Book of abstracts of 16th High Temperature Materials Chemistry Conference (НТМС-XVI). – 2018. – P. 256 (0,12 п.л. / 0,07 п.л.)
16. **Луговая К.И.** Исследование механизмов упорядочения в сплаве $Ti-17Al$ / **К.И. Луговая**, М.А. Жилиякова, Р.И. Петров, А.О. Слукина, А.Ю. Жилияков // Сборник материалов и докладов XIX Международной научно-технической Уральской школы-семинара металлургов – молодых ученых. Екатеринбург: УрФУ. – 2018. – С. 172. (0,23 п.л. / 0,1 п.л.)
17. **Луговая К.И.** Влияние длительных выдержек при старении на образование упорядоченной фазы Ti_3Al в сплаве $Ti-17Al$ / **К. И. Луговая**, Д.Д. Обласова, Р.И. Петров, А.О. Слукина, Н.А. Попов // Сборник материалов и докладов XIX Международной научно-технической Уральской школы-семинара металлургов – молодых ученых. – Екатеринбург: УрФУ. – 2018. С. 175. (0,17 п.л. / 0,09 п.л.)
18. **Lugovaya K.I.** The influence of heat treatment conditions on the precipitation of Ti_3Al in titanium alloys / **K.I. Lugovaya**, A.A. Popov, R.I. Petrov, N.A. Popov // International conference "Materials science of the future: research, development, scientific training (MSF'2019)". Nizhny Novgorod: Lobachevsky University. – 2019. – P. 116. (0,17 п.л. / 0,09 п.л.)

19. **Lugovaya K.I.** Investigation of the Mechanism of Precipitation of the Ti_3Al in Two-Phase Titanium-Aluminium Alloy / **K.I. Lugovaya**, A.A. Popov, M.A. Zhilyakova, R.I. Petrov, and E.N. Popova // XIX International scientific-technical conference “The Ural school-seminar of metal scientists-young researchers”. – KnE Engineering. – 2019. – P. 239–245. (0,65 п.л. / 0,25 п.л.)

20. Петрова А. О. Влияние режимов термической обработки на механизмы образования и роста фазы Ti_3Al / А. О. Петрова, **К.И. Луговая**, Р.И. Петров // Сборник материалов и докладов XX Международной научно-технической Уральской школы-семинара металлургов – молодых ученых «УРАЛЬСКАЯ ШКОЛА МОЛОДЫХ МЕТАЛЛОВЕДОВ». – Екатеринбург: УрФУ. – 2020. С. 240. (0,17 п.л. / 0,1 п.л.)