

Научная статья

УДК 539.61

DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-11-22-32

ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ ИЗОТЕРМИЧЕСКИХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ГАММА-АЛЮМИНИДА ТИТАНА TiAl

Р.Р. Акбулатов¹, А.П. Ефремова¹, И.А. Богачев¹, П.В. Панин¹

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

Аннотация. Проведено экспериментальное исследование кинетики эволюции структуры в жаропрочных интерметаллидных TiAl-сплавах разных классов после высокотемпературных выдержек в интервале температур 900–1300 °С продолжительностью 15–240 мин. Построены диаграммы изотермических превращений «температура–время–фазовый состав» (Temperature–Time–Transformation – TTT-диаграммы), обобщающие данные по изотермическим фазовым превращениям в исследуемых сплавах с исходной структурой после селективного электронно-лучевого сплавления.

Ключевые слова: алюминид титана TiAl, бета-затвердевающие гамма-сплавы, перитектически затвердевающие гамма-сплавы, диаграммы изотермических превращений (TTT-диаграммы), термическая стабильность, рентгеноструктурный анализ, селективное электронно-лучевое сплавление (СЭЛС)

Для цитирования: Акбулатов Р.Р., Ефремова А.П., Богачев И.А., Панин П.В. Исследование кинетики изотермических фазовых превращений в жаропрочных сплавах на основе гамма-алюминид титана TiAl // Труды ВИАМ. 2024. № 11 (141). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-11-22-32.

Scientific article

STUDY OF ISOTHERMAL PHASE TRANSFORMATIONS KINETICS IN HEAT-RESISTANT ALLOYS BASED ON GAMMA TITANIUM ALUMINIDE TiAl

R.R. Akbulatov¹, A.P. Efremova¹, I.A. Bogachev¹, P.V. Panin¹

¹Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

Abstract. An experimental investigation of structure evolution kinetics in heat-resistant intermetallic TiAl-based alloys of various classes has been accomplished under the conditions of high-temperature exposures in the temperature range 900–1300 °C and durations of 15–240 min. The Temperature–Time–Transformation diagrams (TTT-diagrams) have been constructed to summarize data on isothermal phase transformations in the studied alloys with initial structures after selective electron beam melting.

Keywords: titanium aluminide TiAl, beta-solidifying gamma alloys, peritectically solidified gamma alloys, Temperature–Time–Transformation (TTT) diagrams, thermal stability, X-ray diffraction (XRD) analysis, selective electron beam melting (SEBM)

For citation: Akbulatov R.R., Efremova A.P., Bogachev I.A., Panin P.V. Study of isothermal phase transformations kinetics in heat-resistant alloys based on gamma titanium aluminide TiAl. *Trudy VIAM*, 2024, no. 11 (141), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-11-22-32.

Введение

Интерметаллидные сплавы на основе гамма-алюминиды титана (γ -TiAl) представляют собой легкие жаропрочные материалы для высокотемпературного применения – например, в деталях авиационных двигателей, таких как лопатки турбины низкого давления, способные выдерживать рабочие температуры до 700–800 °С, которые ограничены температурой хрупко-вязкого перехода [1–3].

Разрабатываемые в настоящее время TiAl-сплавы обеспечивают сбалансированное сочетание высокого предела ползучести и достаточной пластичности как при комнатной, так и при эксплуатационных температурах. Однако гамма-сплавы подвержены нестабильности микроструктуры при длительных термических воздействиях и ползучести, что негативно сказывается на их механических свойствах. Оптимальное сочетание кратковременных и длительных механических свойств гамма-сплавов может достигаться за счет мелкозернистой структуры ламельного типа с размером внутризеренных пластинчатых колоний <100 мкм [4–7].

Одним из наиболее традиционных путей формирования требуемого типа структурного состояния является термомеханическая обработка (ТМО). Кроме того, для гамма-сплавов, полученных методами литья или аддитивных технологий, необходимо проведение постобработки, которая в большинстве случаев заключается в комбинации горячего изостатического прессования (ГИП) и термической обработки (ТО), технологические схемы которых изменяются в зависимости от системы легирования [8–12]. Однако влияние режимов вышеперечисленных видов обработки на свойства интерметаллидных сплавов многокомпонентных систем Ti–Al–Cr–Nb и Ti–Al–V–Nb–Cr–PЗЭ (редкоземельные элементы) изучено не в полной мере. Так, в научно-технической литературе опубликованных систематизированных данных недостаточно для осуществления рационального выбора технологических параметров высокотемпературных обработок (ТМО, ГИП, ТО) применительно к TiAl-сплавам первого и второго поколений, которые содержат алюминий в количестве до 47–51 % (атомн.) и кристаллизуются по перитектической реакции $L + \beta \rightarrow \alpha$, а также третьего и последующих поколений, затвердевающих через β -фазу, с пониженным содержанием алюминия – до ~44 % (атомн.), в том числе с модифицирующими добавками РЗЭ [13–16].

Процессы структурообразования в металлических сплавах при высокотемпературных выдержках, которые сопровождают технологические стадии получения и обработки материала, определяются механизмом и кинетикой распада нестабильных или метастабильных фаз в изотермических условиях. Для описания качественных изменений фазового состава и кинетики фазовых превращений используют два вида специальных диаграмм – диаграммы превращений при непрерывном охлаждении (Continuous–Cooling–Transformation – CCT-диаграммы) и диаграммы изотермических превращений «температура–время–фазовый состав» (Temperature–Time–Transformation – TTT-диаграммы). Последние являются предпочтительными для описания превращений при изотермических выдержках. Такие диаграммы изображаются в координатах «температура (T)–время (t)» с логарифмической временной шкалой [17, 18].

Цель данной работы – исследование кинетики и построение диаграмм изотермических фазовых превращений в жаропрочных интерметаллидных TiAl-сплавах разных классов в состоянии после селективного электронно-лучевого синтеза.

Работа выполнена в рамках реализации комплексной научной проблемы 7.1. «Интерметаллидные сплавы на основе титана» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [19–22] и относится к направлению Н1 – «Переход к передовым цифровым, интеллектуальным производственным технологиям, роботизированным системам, новым материалам и способам

конструирования, создание систем обработки больших объемов данных, машинного обучения и искусственного интеллекта» Стратегии научно-технологического развития Российской Федерации. Исследования проведены при финансовой поддержке Российского научного фонда: проект «Получение и исследование легких жаропрочных сплавов на основе интерметаллидов гамма-TiAl и орто-Ti₂AlNb, синтезированных по аддитивной технологии полного цикла методом селективного электронно-лучевого сплавления» (грант № 24-19-00717).

Материалы и методы

Экспериментальные исследования кинетики эволюции структуры проведены на двух TiAl-сплавах. Объектами исследований являлись:

– новый отечественный интерметаллидный бета-затвердевающий гамма-сплав номинального состава Ti-44,5Al-2V-1Nb-2Cr-0,1Gd в % (атомн.) (Ti-31,0Al-2,5V-2,5Nb-2,5Cr-0,4Gd в % (по массе)), разработанный в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ [23];

– зарубежный интерметаллидный перитектический гамма-сплав Ti-4822 номинального состава Ti-48Al-2Cr-2Nb в % (атомн.) (Ti-33,5Al-2,7Cr-4,8Nb в % (по массе)), разработанный в США фирмой General Electric Co (GE) [24].

Для выплавки слитков использована комбинированная технологическая схема, включающая вакуумно-дуговой переплав (ВДП) с расходуемым электродом и вакуумно-индукционный переплав (ВИП) на плавно-заливочной установке с «холодным» тиглем, с заливкой расплава в стальную кокиль с внутренним диаметром 73 мм. Слитки двойного переплава (ВДП + ВИП) вновь подвергали вакуумно-дуговому переплаву для получения шихтовых цилиндрических заготовок (электрод Ø80 мм) тройного переплава ВДП + ВИП + ВДП [25], из которых методом бестигельной газовой атомизации на установке вакуумной индукционной плавки и гранулирования получали металлопорошковую композицию (МПК). Извлеченный из приемного бункера атомайзера порошок подвергали сепарации для удаления скрапа и частиц порошка с размером >160 мкм; фракцию <10 мкм отделяли на газодинамическом классификаторе. Методом сухого просеивания в ситовом анализаторе получали целевую фракцию МПК с размером частиц 40–100 мкм, которая использовалась для синтеза образцов методом селективного электронно-лучевого сплавления – СЭЛС.

Этим методом по ранее разработанным режимам [26, 27] синтезированы заготовки образцов размером ~(11×11×40) мм. Ориентация синтеза вертикальная Z/90°, т. е. образцы выращивали перпендикулярно платформе построения (принятые условные обозначения приведены в соответствии с ГОСТ Р 59929–2021 «Аддитивные технологии. Данные об образцах для испытаний, изготовленных с применением аддитивных технологических процессов. Общие требования» (введен с 01.01.2022 г.)).

Более подробное описание технологических процессов и оборудования для заготовительного производства исходных слитков, шихтовых заготовок (электродов) и МПК приведено в работах [28–31].

Исследования проведены на темплетах размером 11×11×20 мм, вырезанных поперек направления построения Z/90° методом электроискровой эрозии из синтезированных заготовок. Образцы подвергали изотермическим выдержкам в печи с воздушной атмосферой в течение 15, 30, 60, 120 и 240 мин при различных температурах, имитирующих температурно-временные условия потенциально применимых обработок (ТМО, ГИП, ТО), с последующей закалкой в холодной воде.

Анализ химического состава синтезированных заготовок образцов проведен спектральным методом на рентгенофлуоресцентном спектрометре и атомно-эмиссионном спектрометре с индуктивно связанной плазмой. Концентрации примесей (C, S, O, N, H) определены методом вакуум-экстракции.

Рентгеноструктурный анализ (РСА) [32] для определения фазового состава проводили на дифрактометре с вертикальным гониометром в $\text{Cu } K_{\alpha}$ -излучении при температуре 20 °С в интервале углов дифракции $2\theta = 20\text{--}80$ градусов с шагом 0,01 градуса. Экспериментальные дифрактограммы обрабатывали с использованием встроенного программного обеспечения и базы данных порошковой дифракции JCPDS-PDF-2:

- для $\gamma\text{-TiAl}$ ($L1_0$): № 01-074-4580, № 01-081-9785;
- для $\alpha_2\text{-Ti}_3\text{Al}$ ($D0_{19}$): № 00-052-0859;
- для $\alpha\text{-Ti}$ (A3): № 00-044-1294;
- для $\beta\text{-Ti}$ (A2) и β_0 (B2): № 00-044-1288.

Пробоподготовку для РСА осуществляли стандартными металлографическими методами механического шлифования/полирования в сочетании с финишной электролитической полировкой и последующим травлением полученных микрошлифов в реакгенте состава, % (объемн.): 25 HF + 75 HNO₃.

Моделирование квазибинарных политермических разрезов для исследуемых многокомпонентных систем $\text{Ti}\text{--}(35\text{--}50)\text{Al}\text{--}2\text{V}\text{--}1\text{Nb}\text{--}2\text{Cr}$ и $\text{Ti}\text{--}(35\text{--}50)\text{Al}\text{--}2\text{Cr}\text{--}2\text{Nb}$ в % (атомн.) проведено с помощью специализированного программного комплекса.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Результаты и обсуждение

Гамма-сплавами называют сплавы системы $\text{Ti}\text{--Al}$, фазовый состав которых представлен как одной γ -фазой, так и двухфазной смесью $\gamma + \alpha_2$ [1, 2, 33]. Основу гамма-сплавов составляет интерметаллидное соединение – алюминид титана эквиатомного состава (TiAl). Интерметаллид TiAl имеет упорядоченную гранецентрированную тетрагонально-искаженную структуру $L1_0$ по классификации Strukturbericht. В системе $\text{Ti}\text{--Al}$ концентрационная область гомогенности γ -фазы на основе TiAl при комнатной температуре довольно велика и находится в диапазоне от 50 до 66 % (атомн.). Помимо $\gamma\text{-TiAl}$, в двухфазных и многофазных гамма-сплавах присутствует α_2 -фаза на основе другого интерметаллида – Ti_3Al ($D0_{19}$), а также β -фаза, у которой кубическая объемноцентрированная структура часто бывает упорядочена по типу B2 (β_0 -фаза).

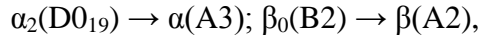
Для построения диаграмм изотермических превращений (ТТТ-диаграмм) в лабораторных печах проводят изотермические выдержки при интересующих температурах в течение различного времени экспозиции. Затем возможны два варианта проведения обработки:

– в печах с воздушной атмосферой – закалка образцов после выдержек с определенным (дискретным) шагом и далее – исследование структуры и фазового состава методами металлографического и рентгеноструктурного анализов;

– в вакуумных печах – после выдержек образцы исследуют *in situ* с помощью высокотемпературной рентгенографии (при соответствующих температурах).

В последнем случае, несмотря на преимущество, заключающееся в непосредственном определении фазового состава при определенных температурах, очень сложно реализовать исследование для небольших по продолжительности экспозиций (от нескольких минут до 1 ч), что связано с временными затратами на нагрев образцов в высокотемпературной рентгеновской камере. Поэтому в данной работе изотермические выдержки проведены в соответствии с первым вариантом.

Анализ полученных изображений микроструктуры закаленных образцов позволяет изучить распад γ -фазы при температуре 1300 °С ($\alpha + \gamma \rightarrow \alpha$), но для основных фазовых превращений, которые протекают в выбранных температурных интервалах, связанных с разупорядочением упорядоченных фаз, а именно:



металлографический анализ практически не дает полезной информации. Поэтому основным методом качественного и количественного анализа фазового состава остается РСА.

Температурные интервалы проведения эксперимента определены по результатам анализа политермических разрезов для соответствующих систем легирования исследуемых гамма-сплавов (рис. 1). Так, для бета-затвердевающего сплава состава (в % (атомн.)) Ti-44,5Al-2V-1Nb-2Cr-0,1Gd температурный интервал составил 1000–1300 °С, а для перитектического сплава состава (в % (атомн.)) Ti-48Al-2Cr-2Nb: 900–1200 °С. Все образцы предварительно подвергали гомогенизирующему отжигу при температуре 900 °С.

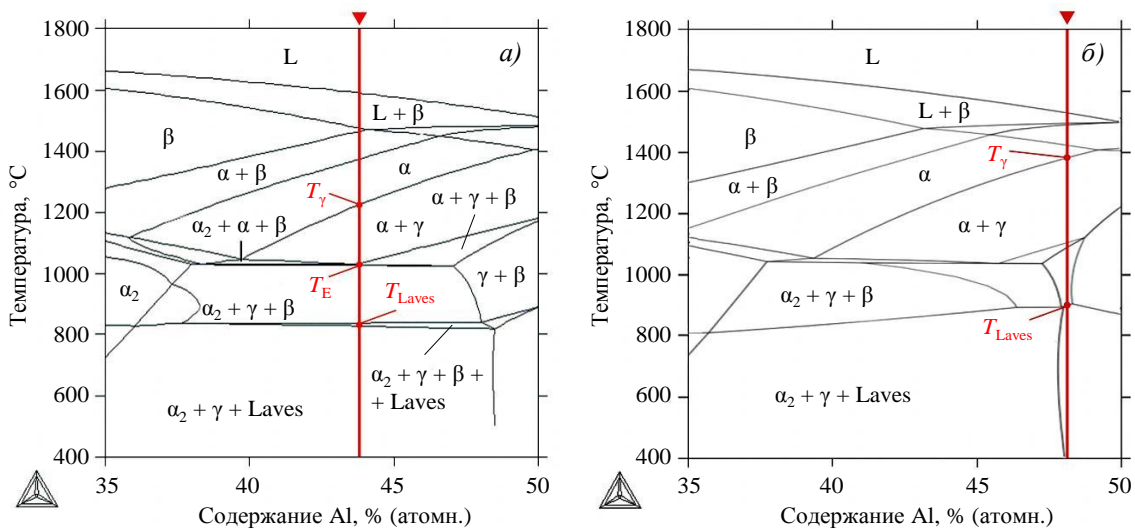


Рис. 1. Смоделированные политермические разрезы для многокомпонентных систем Ti-xAl-2V-1Nb-2Cr (а) и Ti-xAl-2Cr-2Nb (б) в диапазоне концентраций $x = 35\text{--}50\%$ (атомн.) Al с нанесенными фигуративными линиями исследуемых TiAl-сплавов с номинальным содержанием 44,5 (а) и 48,0 % (атомн.) Al (б). Условные обозначения критических точек (температур, °С): T_γ – температура перехода (α)/($\alpha+\gamma$); T_E – температура эвтектического превращения $\alpha \leftrightarrow \alpha_2 + \gamma + \beta$; T_{Laves} – температура выделения фаз(ы) Лавеса

Номинальный и усредненный фактический составы (композиции) синтезированных образцов из исследуемых TiAl-сплавов приведены в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав синтезированных образцов из исследуемых TiAl-сплавов после СЭЛС

Класс TiAl-сплава, номинальный и фактический* составы образцов после СЭЛС		Содержание элементов, % (атомн.)						
		Ti	Al	V	Nb	Cr	Gd	Примеси (не более)**
Бета- затвердевающий	Номин.	Основа	44,5	2	1	2	0,1	–
	Факт.		50,07	44,8	1,90	1,00	2,00	0,1
Перитектический (Ti-4822)	Номин.	Основа	48,0	–	2	2	–	–
	Факт.		48,05	47,9	–	1,95	1,95	–

* Приведены усредненные значения фактического содержания легирующих элементов по результатам спектрального анализа не менее трех проб от синтезированных заготовок на рентгенофлуоресцентном спектрометре и атомно-эмиссионном спектрометре с индуктивно-связанной плазмой.
** Приведено суммарное содержание примесей (C, S, O, N, H).

В табл. 2 приведены результаты РСА для исследованных образцов после изотермической выдержки в выбранных интервалах температур и последующей закалки.

Таблица 2

Качественный фазовый состав закаленных синтезированных образцов из исследуемых TiAl-сплавов различных составов (в % (атомн.)) при температуре 20 °С после изотермических выдержек

Продолжительность выдержки, мин	Фазовый состав* после изотермических выдержек при температуре, °С				
	900	1000	1100	1200	1300
Бета-затвердевающий сплав (Ti-44,5Al-2V-1Nb-2Cr-0,1Gd)					
15	–	$\alpha_2 + \gamma + \beta_0$	$\alpha_2 + \gamma + \beta_0$	$\alpha_2 + \gamma + \beta_0$	$\alpha_2 + \gamma + [\beta_0 + \beta]$
30	–	$\alpha_2 + \gamma + \beta_0$	$\alpha_2 + \gamma + [\beta_0 + \beta]$	$\alpha_2 + \gamma + \beta$	$[\alpha_2 + \alpha] + \gamma + \beta$
60	–	$\alpha_2 + \gamma + [\beta_0 + \beta]$	$\alpha_2 + \gamma + \beta$	$[\alpha_2 + \alpha] + \gamma + (\beta)$	$[\alpha_2 + \alpha] + \gamma + (\text{Ti, Al, Nb})$
120	–	$\alpha_2 + \gamma + \beta$	$\alpha_2 + \gamma + \beta$	$[\alpha_2 + \alpha] + \gamma + (\beta)$	$[\alpha_2 + \alpha] + \gamma + (\text{Ti, Al, Nb})$
240	–	$\alpha_2 + \gamma + \beta$	$[\alpha_2 + \alpha] + \gamma + \beta$	$[\alpha_2 + \alpha] + \gamma + (\beta)$	$[\alpha_2 + \alpha] + \gamma + (\text{Ti, Al, Nb})$
Перитектический сплав Ti-4822 (Ti-48Al-2Cr-2Nb)					
15	$\alpha_2 + \gamma + \beta_0/\text{Laves}$	$\alpha_2 + \gamma + \beta_0/\text{Laves}$	$\alpha_2 + \gamma + \beta_0$	$\alpha_2 + \gamma + \beta$	–
30	$\alpha_2 + \gamma + \beta_0/\text{Laves}$	$\alpha_2 + \gamma + \beta_0$	$\alpha_2 + \gamma + [\beta_0 + \beta]$	$[\alpha_2 + \alpha] + \gamma + \beta$	–
60	$\alpha_2 + \gamma + \beta_0/\text{Laves}$	$\alpha_2 + \gamma + [\beta_0 + \beta]$	$\alpha_2 + \gamma + \beta$	$[\alpha_2 + \alpha] + \gamma + \beta$	–
120	$\alpha_2 + \gamma + [\beta_0 + \beta]$	$\alpha_2 + \gamma + \beta_0$	$[\alpha_2 + \alpha] + \gamma + \beta$	$[\alpha_2 + \alpha] + \gamma + \beta$	–
240	$\alpha_2 + \gamma + \beta$	$[\alpha_2 + \alpha] + \gamma + \beta$	$[\alpha_2 + \alpha] + \gamma + \beta$	$[\alpha_2 + \alpha] + \gamma$	–

* Символы фаз в круглых скобках обозначают следовое количество (объемную долю) соответствующей фазы в структуре; символы фаз в квадратных скобках обозначают, что их идентифицирование по отдельности методом РСА осложнено вследствие схожести кристаллической структуры.

По результатам проведенных исследований построены диаграммы изотермических превращений (ТТТ-диаграммы) для двух TiAl-сплавов составов, % (атомн.): Ti-44,5Al-2V-1Nb-2Cr-0,1Gd (рис. 2, а) и Ti-48Al-2Cr-2Nb (рис. 2, б) в синтезированном состоянии (после СЭЛС).

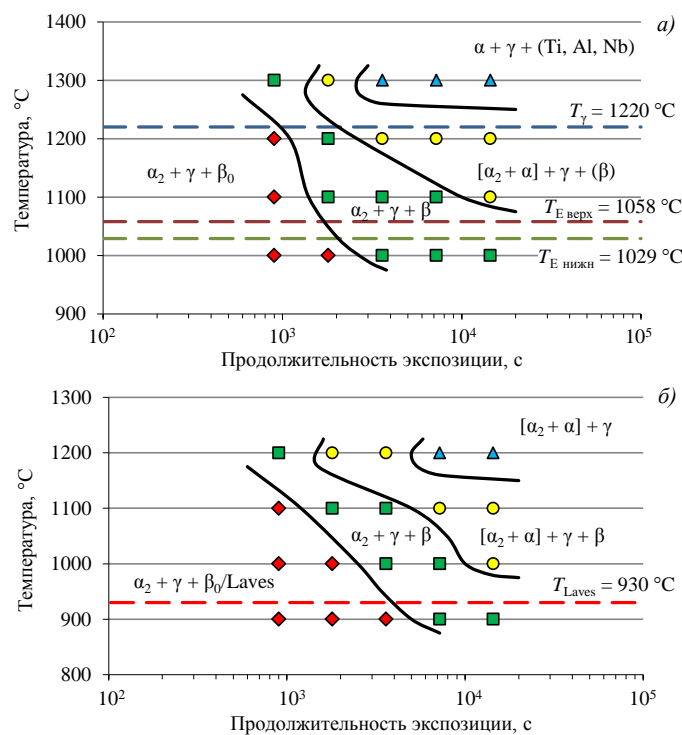


Рис. 2. Обобщенные ТТТ-диаграммы для TiAl-сплавов составов, % (атомн.): Ti-44,5Al-2V-1Nb-2Cr-0,1Gd (а) и Ti-48Al-2Cr-2Nb (б) в синтезированном состоянии (после СЭЛС)

Построенные ТТТ-диаграммы являются эффективным и простым способом для оценки кинетики фазовых превращений в исследуемых сплавах в процессе изотермической экспозиции при температурах $[\alpha + \gamma]$ - и $[\alpha_2 + \gamma + (\beta)]$ -областей.

Заключения

В бета-затвердевающем TiAl-сплаве состава Ti-44,5Al-2V-1Nb-2Cr-0,1Gd (в % (атомн.)), имеющем при комнатной температуре равновесный фазовый состав $(\alpha_2 + \gamma + \beta_0)$, разупорядочение $\beta_0(B2) \rightarrow \beta(A2)$ завершается более чем за 45 мин при температуре 1000 °С, за 15–30 мин – при температуре 1100 °С и практически сразу – при температурах 1200 и 1300 °С. Начальные процессы разупорядочения $\alpha_2(D0_{19}) \rightarrow \alpha(A3)$ инициируются после выдержек более 30 и 15 мин при температурах 1200 и 1300 °С соответственно. Фаза(ы) Лавеса (типа C14, Ti(Cr, Al)₂), спрогнозированные моделированием, в исследуемом TiAl-сплаве не обнаружены.

В перитектическом TiAl-сплаве состава Ti-48Al-2Cr-2Nb (в % (атомн.)) процессы разупорядочения $\beta_0(B2) \rightarrow \beta(A2)$ и одновременно растворения фаз(ы) Лавеса типа (TiNb)Cr₂ [34, 35] завершаются менее чем за 60–80 мин при температуре 900 °С, за 30–60 мин – при температуре 1000 °С, менее чем за 30 мин – при температуре 1100 °С и практически сразу – при температуре 1200 °С. Разупорядочение $\alpha_2(D0_{19}) \rightarrow \alpha(A3)$ наблюдается после выдержек при температурах 1000 и 1100 °С в течение более 120 и 60 мин соответственно. При температуре 1200 °С в процессе изотермической выдержки до ~ (60–90) мин происходит изменение соотношения объемных долей α_2 - и γ -фаз без изменения качественного фазового состава, а при увеличении времени выдержки до 120 мин и более – растворение β -фазы.

Экспериментальные результаты имеют ряд отличий от результатов термодинамического моделирования по температурам фазовых превращений. По-видимому, это можно объяснить тем, что энергия межатомных связей в неупорядоченных растворных фазах (L, β , α) ниже, и поэтому превращения с этими фазами происходят легче (не требуются большие степени переохлаждения/перегрева) в отличие от упорядоченных фаз (α_2 , γ , β_0), для распада которых требуются более высокие энергии и повышенные температуры – эти закономерности довольно сложно учесть в любой математической модели, включая алгоритм CALPHAD (CALculation of PHase Diagrams).

Благодарности

Авторы выражают благодарность П.Н. Медведеву и П.Л. Журавлевой (НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, г. Москва) за помощь в проведении исследований методом РСА.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-19-00717, <https://rscf.ru/project/24-19-00717/>.

Список источников

1. Kim Y.-W., Kim S.-L. Advances in gammalloy materials–processes–application technology: successes, dilemmas, and future // Journal of Metals. 2018. Vol. 70. P. 553–560. DOI: 10.1007/s11837-018-2747-x.
2. Appel F., Paul J.D.H., Oehring M. Gamma Titanium Aluminide Alloys: Science and Technology. Weinheim: Wiley-VCH Verlag & Co, KGaA, 2011. 745 p.
3. Kablov E.N., Nochovnaya N.A., Panin P.V., Alekseev E.B., Novak A.V. Study of the structure and properties of heat-resistant alloys based on titanium aluminides with gadolinium microadditives // Inorganic Materials: Applied Research. 2017. Vol. 8. No. 4. P. 634–641. DOI: 10.1134/S2075113317040116.

4. Mayer S., Erdely P., Fischer F.D. et al. Intermetallic β -solidifying γ -TiAl based alloys – from fundamental research to application // *Advanced Engineering Materials*. 2017. Vol. 19. Art. 1600735.
5. Clemens H., Mayer S. Design, processing, microstructure, properties, and applications of advanced intermetallic TiAl alloys // *Advanced Engineering Materials*. 2013. Vol. 15. P. 191–215.
6. Wimler D., Lindemann J., Reith M. et al. Designing advanced intermetallic titanium aluminide alloys for additive manufacturing // *Intermetallics*. 2021. Vol. 131. Art. 107109.
7. Chen W., Yang Y., Liu L.L. et al. Microstructure control and tensile properties of EBM γ -TiAl // *Aeronautical Manufacturing Technology*. 2017. Vol. 1-2. P. 37–41.
8. Körner C. Additive manufacturing of metallic components by selective electron beam melting – a review // *International Materials Reviews*. 2016. Vol. 61. No. 5. P. 361–377.
9. Murr L.E., Gaytan S.M., Ramirez D.A. et al. Metal fabrication by additive manufacturing using laser and electron beam melting technologies // *Journal of Materials Science and Technology*. 2012. Vol. 28. P. 1–14.
10. Wartbichler R., Clemens H., Mayer S. Electron beam melting of a β -solidifying intermetallic titanium aluminide alloy // *Advanced Engineering Materials*. 2019. Vol. 21. Art. 1900800.
11. Reith M., Franke M., Schloffer M., Körner C. Processing 4th generation titanium aluminides via electron beam based additive manufacturing – characterization of microstructure and mechanical properties // *Materialia*. 2020. Vol. 14. Art. 100902.
12. Schwerdtfeger J., Körner C. Selective electron beam melting of Ti-48Al-2Nb-2Cr: microstructure and aluminium loss // *Intermetallics*. 2014. Vol. 49. P. 29–35.
13. Panin P.V., Zavodov A.V., Lukina E.A. Effect of thermal exposure on microstructure evolution and mechanical properties of cast beta-solidifying TiAl-based alloy doped with Gd // *Intermetallics*. 2022. Vol. 145. Art. 107534. DOI: 10.1016/j.intermet.2022.107534.
14. Xia K., Wu X., Song D. Effects of Gd addition, lamellar spacing and loading direction on creep behavior of a fully lamellar Ti-44Al-1Mn-2.5Nb alloy // *Acta Materialia*. 2004. Vol. 52. P. 841–849. DOI: 10.1016/j.actamat.2003.10.018.
15. Chen Y.Y., Li B.H., Kong F.T. Microstructural refinement and mechanical properties of Y-bearing TiAl alloys // *Journal of Alloys and Compounds*. 2008. Vol. 457. P. 265–269. DOI: 10.1016/j.jallcom.2007.03.050.
16. Li W., Inkson B., Horita Z., Xia K. Microstructure observations in rare earth element Gd-modified Ti-44 at% Al // *Intermetallics*. 2000. Vol. 8. P. 519–523. DOI: 10.1016/S0966-9795(99)00156-9.
17. Lütjering G., Williams J.C. *Titanium*. Berlin-Heidelberg: Springer-Verlag, 2003. 406 p.
18. Panin P.V., Lukina E.A., Shiryaev A.A. Temperature–Time–Transformation diagrams construction for beta-solidifying TiAl-based alloy in as-cast condition // *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering (FarEastCon-2020)*. 2021. Vol. 1079. Art. 062010. DOI: 10.1088/1757-899X/1079/6/062010.
19. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
20. Бондаренко Ю.А. Тенденции развития высокотемпературных металлических материалов и технологий при создании современных авиационных газотурбинных двигателей // *Авиационные материалы и технологии*. 2019. № 2 (55). С. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-2-3-11.
21. Алексеев Е.Б., Ночовная Н.А., Новак А.В., Панин П.В. Деформируемый интерметаллидный титановый орто-сплав, легированный иттрием. Часть 1. Исследование микроструктуры слитка и построение реологических кривых // *Труды ВИАМ*. 2018. №6 (66). Ст. 02. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 09.08.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-6-12-21.
22. Васильев А.И., Путырский С.В., Коротченко А.Ю., Анисимова А.Ю. МИМ-технология как способ изготовления точных деталей из металлопорошковых композиций, в том числе титановых сплавов (обзор) // *Труды ВИАМ*. 2021. № 3 (97). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 09.08.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-3-16-27.
23. Сплав на основе интерметаллида титана и изделия, выполненное из него: пат. 2606368 Рос. Федерация; заявл. 15.10.15; опубл. 10.01.17.

24. Titanium aluminum alloys modified by chromium and niobium and method of preparation: pat. US 4879092; appl. 03.06.88; publ. 07.11.89.
25. Дуюнова В.А., Оглодков М.С., Путырский С.В., Кочетков А.С., Зуева О.В. Современные технологии выплавки слитков титановых сплавов (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2022. № 1 (66). Ст. 03. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 09.08.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-30-40.
26. Панин П.В., Лукина Е.А., Богачев И.А., Медведев П.Н., Наприенко С.А. Аддитивный синтез TiAl-сплава системы Ti–Al–V–Nb–Cr–Gd методом селективного электронно-лучевого сплавления // *Металлург*. 2023. № 3. С. 55–65. DOI: 10.52351/00260827_2023_03_55.
27. Панин П.В., Лукина Е.А., Богачев И.А., Наприенко С.А. Влияние технологических параметров селективного электронно-лучевого сплавления на химический состав, микроструктуру и пористость TiAl-сплава системы Ti–Al–V–Nb–Cr–Gd // *Металлург*. 2023. № 5. С. 54–66.
28. Spitans S., Franz H., Baake E. Numerical modelling and optimization of the electrode induction melting for inert gas atomization (EIGA) // *Proceedings of 11th PAMIR International Conference – Fundamental and Applied MHD*. Reims, 2019. P. 327–331.
29. Князев А.Е., Востриков А.В. Рассев порошков в аддитивном и гранульном производствах (обзор) // *Труды ВИАМ*. 2020. № 11 (93). Ст. 02. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 09.08.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-11-11-20.
30. Алишин М.И., Князев А.Е. Производство металлопорошковых композиций высокой чистоты титановых сплавов методом индукционной газовой атомизации для аддитивных технологий // *Труды ВИАМ*. 2017. № 11 (59). Ст. 05. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 09.08.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-11-5-5.
31. Пескова А.В., Сухов Д.И., Мазалов П.Б. Исследование формирования структуры материала титанового сплава VT6, полученного методами аддитивных технологий // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 1 (58). С. 38–44. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-38-44.
32. McCusker L.B., Von Dreele R.B., Cox D.E. et al. Rietveld refinement guidelines // *Journal of Applied Crystallography*. 1999. Vol. 32. P. 36–50. DOI: 10.1107/S0021889898009856.
33. Ильин А.А., Колачев Б.А., Польшкин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: справочник. М.: ВИЛС–МАТИ. 2009. 520 с.
34. Murray J.L. The Cr–Ti (chromium-titanium) system // *Bulletin of Alloys Phase Diagrams*. 1981. Vol. 2. No. 2. P. 174–181.
35. Venkatraman M., Neumann J.P. Cr–Nb (chromium-niobium) system // *Bulletin of Alloys Phase Diagrams*. 1986. Vol. 7. No. 5. P. 462–466.

References

1. Kim Y.-W., Kim S.-L. Advances in gammalloy materials–processes–application technology: successes, dilemmas, and future. *Journal of Metals*, 2018, vol. 70, pp. 553–560. DOI: 10.1007/s11837-018-2747-x.
2. Appel F., Paul J.D.H., Oehring M. *Gamma Titanium Aluminide Alloys: Science and Technology*. Weinheim: Wiley-VCH Verlag & Co, KGaA, 2011, 745 p.
3. Kablov E.N., Nochovnaya N.A., Panin P.V., Alekseev E.B., Novak A.V. Study of the structure and properties of heat-resistant alloys based on titanium aluminides with gadolinium microadditives. *Inorganic Materials: Applied Research*, 2017, vol. 8, no. 4, pp. 634–641. DOI: 10.1134/S2075113317040116.
4. Mayer S., Erdely P., Fischer F.D. et al. Intermetallic β -solidifying γ -TiAl based alloys – from fundamental research to application. *Advanced Engineering Materials*, 2017, vol. 19, art. 1600735.
5. Clemens H., Mayer S. Design, processing, microstructure, properties, and applications of advanced intermetallic TiAl alloys. *Advanced Engineering Materials*, 2013, vol. 15, pp. 191–215.
6. Wimler D., Lindemann J., Reith M. et al. Designing advanced intermetallic titanium aluminide alloys for additive manufacturing. *Intermetallics*, 2021, vol. 131, art. 107109.
7. Chen W., Yang Y., Liu L.L. et al. Microstructure control and tensile properties of EBM γ -TiAl. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2017, vol. 1-2, pp. 37–41.

8. Körner C. Additive manufacturing of metallic components by selective electron beam melting – a review. *International Materials Reviews*, 2016, vol. 61, no. 5, pp. 361–377.
9. Murr L.E., Gaytan S.M., Ramirez D.A. et al. Metal fabrication by additive manufacturing using laser and electron beam melting technologies. *Journal of Materials Science and Technology*, 2012, vol. 28, pp. 1–14.
10. Wartbichler R., Clemens H., Mayer S. Electron beam melting of a β -solidifying intermetallic titanium aluminide alloy. *Advanced Engineering Materials*, 2019, vol. 21, art. 1900800.
11. Reith M., Franke M., Schloffer M., Körner C. Processing 4th generation titanium aluminides via electron beam based additive manufacturing – characterization of microstructure and mechanical properties. *Materialia*, 2020, vol. 14, art. 100902.
12. Schwerdtfeger J., Körner C. Selective electron beam melting of Ti-48Al-2Nb-2Cr: microstructure and aluminium loss. *Intermetallics*, 2014, vol. 49, pp. 29–35.
13. Panin P.V., Zavodov A.V., Lukina E.A. Effect of thermal exposure on microstructure evolution and mechanical properties of cast beta-solidifying TiAl-based alloy doped with Gd. *Intermetallics*, 2022, vol. 145, art. 107534. DOI: 10.1016/j.intermet.2022.107534.
14. Xia K., Wu X., Song D. Effects of Gd addition, lamellar spacing and loading direction on creep behavior of a fully lamellar Ti-44Al-1Mn-2.5Nb alloy. *Acta Materialia*, 2004, vol. 52, pp. 841–849. DOI: 10.1016/j.actamat.2003.10.018.
15. Chen Y.Y., Li B.H., Kong F.T. Microstructural refinement and mechanical properties of Y-bearing TiAl alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 2008, vol. 457, pp. 265–269. DOI: 10.1016/j.jallcom.2007.03.050.
16. Li W., Inkson B., Horita Z., Xia K. Microstructure observations in rare earth element Gd-modified Ti-44 at% Al. *Intermetallics*, 2000, vol. 8, pp. 519–523. DOI: 10.1016/S0966-9795(99)00156-9.
17. Lütjering G., Williams J.C. *Titanium*. Berlin-Heidelberg: Springer-Verlag, 2003, 406 p.
18. Panin P.V., Lukina E.A., Shiryayev A.A. Temperature–Time–Transformation diagrams construction for beta-solidifying TiAl-based alloy in as-cast condition. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering (FarEastCon-2020)*, 2021, vol. 1079, art. 062010. DOI: 10.1088/1757-899X/1079/6/062010.
19. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
20. Bondarenko Yu.A. Trends in the development of high-temperature metal materials and technologies in the production of modern aircraft gas turbine engines. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 2 (55), pp. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-2-3-11.
21. Alekseev E.B., Nochovnaya N.A., Novak A.V., Panin P.V. Wrought intermetallic titanium ortho alloy doped with yttrium Part 1. Research on ingot microstructure and rheological curves plotting. *Trudy VIAM*, 2018, no. 6 (66), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 09, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-6-12-21.
22. Vasilev A.I., Putyrskiy S.V., Korotchenko A.Yu., Anisimova A.Yu. MIM technology as a method of manufacturing precision parts from metal-powder compositions, including titanium alloys (review). *Trudy VIAM*, 2021, no. 3 (97), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 09, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-3-16-27.
23. *Alloy based on titanium intermetallic compound and a product made from it*: pat. 2606368 Rus. Federation; appl. 15.10.15; publ. 10.01.17.
24. *Titanium aluminum alloys modified by chromium and niobium and method of preparation*: pat. US 4879092; appl. 03.06.88; publ. 07.11.89.
25. Duyunova V.A., Oglodkov M.S., Putyrskiy S.V., Kochetkov A.S., Zueva O.V. Modern technologies for melting titanium alloy ingots (review). *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 1 (66), paper no. 03. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: August 09, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-30-40.
26. Panin P.V., Lukina E.A., Bogachev I.A., Medvedev P.N., Naprienko S.A. Additive synthesis of TiAl alloy of the Ti–Al–V–Nb–Cr–Gd system by selective electron beam melting. *Metallurg*, 2023, no. 3, pp. 55–65. DOI: 10.52351/00260827_2023_03_55.

27. Panin P.V., Lukina E.A., Bogachev I.A., Naprienko S.A. Influence of technological parameters of selective electron beam melting on the chemical composition, microstructure and porosity of TiAl alloy of the Ti–Al–V–Nb–Cr–Gd system. *Metallurg*, 2023, no. 5, pp.54–66.
28. Spitans S., Franz H., Baake E. Numerical modelling and optimization of the electrode induction melting for inert gas atomization (EIGA). *Proceedings of 11th PAMIR International Conference – Fundamental and Applied MHD*. Reims, 2019, pp. 327–331.
29. Knyazev A.E., Vostrikov A.V. Sieving of powders additive and powder manufacturings (review). *Trudy VIAM*, 2020, no. 11 (93), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: 09.08.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-11-11-20.
30. Alishin M.I., Knyazev A.E. Production of metal-powder high-purity titanium alloy compositions by induction gas atomization for application in additive manufacturing. *Trudy VIAM*, 2017, no. 11 (59), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 09, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-11-5-5.
31. Peskova A.V., Sukhov D.I., Mazalov P.B. Examination of the formation of the titanium alloy VT6 structure obtained by additive manufacturing. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 1 (58), pp. 38–44. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-38-44.
32. McCusker L.B., Von Dreele R.B., Cox D.E. et al. Rietveld refinement guidelines. *Journal of Applied Crystallography*, 1999, vol. 32, pp. 36–50. DOI: 10.1107/S0021889898009856.
33. Ilyin A.A., Kolachev B.A., Polkin I.S. *Titanium alloys. Composition, structure, properties: reference*. Moscow: VILS-MATI, 2009, 520 p.
34. Murray J.L. The Cr–Ti (chromium-titanium) system. *Bulletin of Alloys Phase Diagrams*, 1981, vol. 2, no. 2, pp. 174–181.
35. Venkatraman M., Neumann J.P. Cr–Nb (chromium-niobium) system. *Bulletin of Alloys Phase Diagrams*, 1986, vol. 7, no. 5, pp. 462–466.

Информация об авторах

Акбулатов Рустам Раисович, техник, ВИАМ – НИЦ «Курчатовский институт», admin@viam.ru

Ефремова Алевтина Петровна, студент магистратуры, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Богачев Игорь Александрович, начальник сектора, к.ф.-м.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Панин Павел Васильевич, ведущий научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Rustam R. Akbulatov, Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Alevtina P. Efremova, Master's Student, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Igor A. Bogachev, Head of Sector, Candidate of Sciences (Phys. & Math.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Pavel V. Panin, Leading Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 12.09.2024; одобрена и принята к публикации после рецензирования 16.09.2024.
The article was submitted 12.09.2024; approved and accepted for publication after reviewing 16.09.2024.