

УДК 669.017.165

Н.А. Ночовная¹, В.И. Иванов¹, Л.Ю. Авилочев¹

ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОЕ СОЕДИНЕНИЕ Al_xTi – ПЕРСПЕКТИВНЫЙ МАТЕРИАЛ ДЛЯ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУР (обзор)

Часть 1. Кристаллическая структура и свойства интерметаллидного соединения Al_2Ti

DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-3-28-43

Интерметаллидное соединение Al_2Ti является наиболее перспективной основой жаропрочных сплавов для будущих энергетических установок. В работе дается обзор по структурам двойных сплавов системы Ti–Al, механизмам фазовых превращений и особенностям пластической деформации сплавов. Сплавы с фазовым составом $r-Al_2Ti + \gamma-TiAl$ и пластинчатой структурой обладают в зависимости от текстуры и размера зерна аномальными механическими свойствами – повышенной прочностью и сниженной пластичностью при повышенных температурах.

Ключевые слова: интерметаллидное соединение Al_2Ti , двойные сплавы, структуры, фазовые превращения, пластическая деформация, аномальные механические свойства.

N.A. Nochovnaya¹, V.I. Ivanov¹, L.Yu. Avilochev¹

INTERMETALLIC COMPOUND Al_xTi – ARE PROMISING MATERIAL FOR HIGH ELEVATED TEMPERATURES (review)

Part 1. The crystalline structure and properties of the intermetallic compound Al_2Ti

The Al_2Ti intermetallic compound is the most promising base for high-temperature alloys designed for advanced power plants. This work provides an overview of the structures of binary alloys concerning to the Ti–Al system, as well as the phase transformation mechanisms and the peculiarities of plastic deformation of alloys. The alloys which phase composition is represented by a mixture of $r-Al_2Ti + \gamma-TiAl$ with a lamellar structure show anomalous mechanical properties depending on texture formation and grain size. These alloys possess increased strength and decreased plasticity at elevated temperatures.

Keywords: intermetallic compound Al_2Ti , binary alloys, structures, phase transformations, plastic deformation, anomalous mechanical properties.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» State Research Center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

Введение

Создание перспективных конструкций летательных аппаратов и силовых установок авиационных газотурбинных двигателей требует разработки новых материалов, которые должны работать в условиях повышенных температур, значительных нагрузок и иметь длительный ресурс [1, 2], поэтому разработка легких жаропрочных сплавов является одной из главных задач современного материаловедения.

Опыт использования жаропрочных титановых сплавов показал, что они успешно эксплуатируются в деталях и конструкциях до температуры 600 °С, обеспечивая снижение массы и требуемый ресурс. Дальнейшее повышение температур эксплуатации и конструкторские требования по жаропрочности (главным образом по сопротивлению ползучести) и стойкости к окислению могут быть достигнуты благодаря применению жаропрочных титановых сплавов на интерметаллидной основе [3–8].

Для этих целей разработаны жаропрочные сплавы на основе интерметаллидов Ti_2AlNb – орто-фаза (сплавы марок ВТИ-4, ВИТ1 и ВИТ5 (Россия), Ti-22-25 (США)) и $TiAl$ (сплавы марок ВТИ-3, ВИТ7 (Россия), Ti-48-2-2 (США), АВВ-2 (Швеция), TNM (ФРГ) и др.) [9–21].

Сплавы орто-фазы (Ti_2AlNb) по своим удельным жаропрочным характеристикам (σ_{100}^t/d , где σ_{100}^t – сточасовая прочность при повышенной температуре; d – плотность) превосходят жаропрочные титановые сплавы марок ВТ41 (Россия), Ti1100 (США), IMI834 (Великобритания) при температурах до 650 °С, а сплавы на основе γ -фазы ($TiAl$) превосходят жаропрочные сплавы марок ЭП741 (Россия), INC0718 (США) при температурах до 800 °С.

Применение орто-сплава Ti_2AlNb в качестве композиционного материала (матрица – сплав Ti22-23+35% (объемн.) волокон SiC марки Ultra SCS-6, США) позволило снизить массу деталей компрессора двигателя на 35% и повысить его ресурсные характеристики [22–24], однако повысить рабочую температуру этого материала не удалось.

Сплавы на основе интерметаллида $TiAl$ предполагалось использовать в конструкциях газотурбинных двигателей, однако достигнутый уровень пластичности этих сплавов и повышенные требования к характеристикам надежности (сопротивлению усталости, вязкости разрушения и ударным нагрузкам) ограничили их применение в менее нагруженных деталях, таких как сопловые лопатки турбины низкого давления [25, 26]. Использование таких сплавов при температурах >750 °С затруднено, что связано со снижением удельных характеристик жаропрочности и повышенным окислением.

Проблема разработки и применения легких интерметаллидов системы Ti–Al по-прежнему актуальна, поскольку от нее зависят весовая отдача, топливная экономичность и экологические характеристики силовой установки [27].

Диаграмма состояния системы Ti–Al

Исследования, проведенные в работе [28], интерметаллидных сплавов системы Ti–Al с содержанием алюминия >55%* показали, что они обладают низкой плотностью и хорошей жаростойкостью благодаря образованию на поверхности плотных оксидов титана и алюминия. Однако низкие прочностные и пластические свойства этих сплавов долгое время не позволяли использовать их разработчикам материалов. Этому также способствовала недостаточная изученность этой части фазовой диаграммы и структур обнаруженных интерметаллидных соединений.

По данным работ [29, 30] в сплавах состава Ti–(55–75)Al подтверждены ранее открытые интерметаллидные соединения Al_2Ti и Al_3Ti , а также другие метастабильные фазы Al_5Ti_3 и $Al_{11}Ti_5$. Исследования диаграммы состояния Ti–Al, проведены в работах [31, 32], и варианты этих диаграмм представлены на рис. 1 и 2.

* Здесь и далее – составы сплавов приведены в % (атомн.).

Анализ структуры и свойств интерметаллидных соединений позволил выделить область перспективных интерметаллидов с меньшей плотностью и высоким модулем упругости – Al_2Ti ($d=3580 \text{ кг/м}^3$, $E=208 \text{ ГПа}$) и Al_3Ti ($d=3360 \text{ кг/м}^3$, $E=195 \text{ ГПа}$), и лучшей жаростойкостью до температур 1000°C .

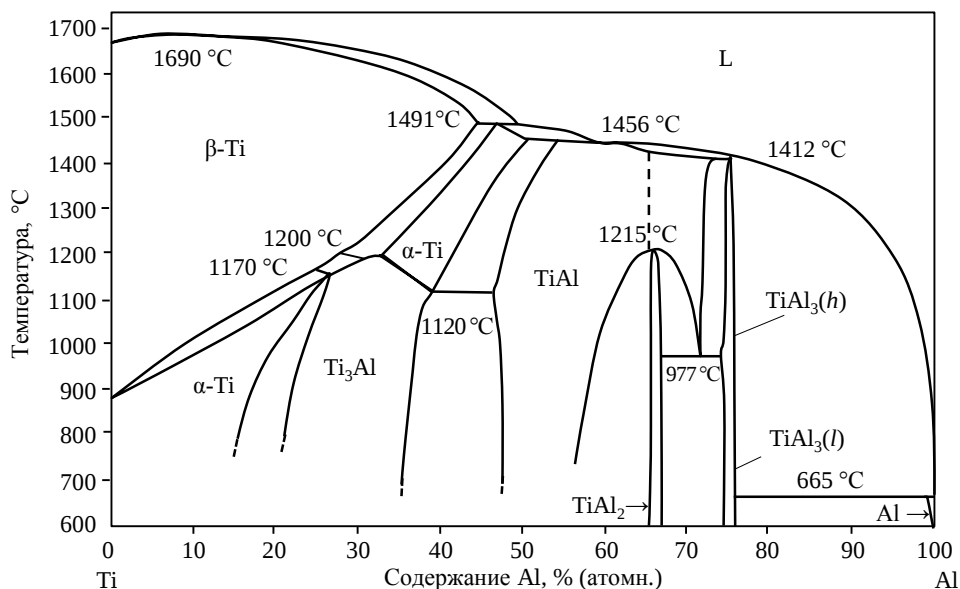


Рис. 1. Диаграмма состояния системы Ti–Al [30]

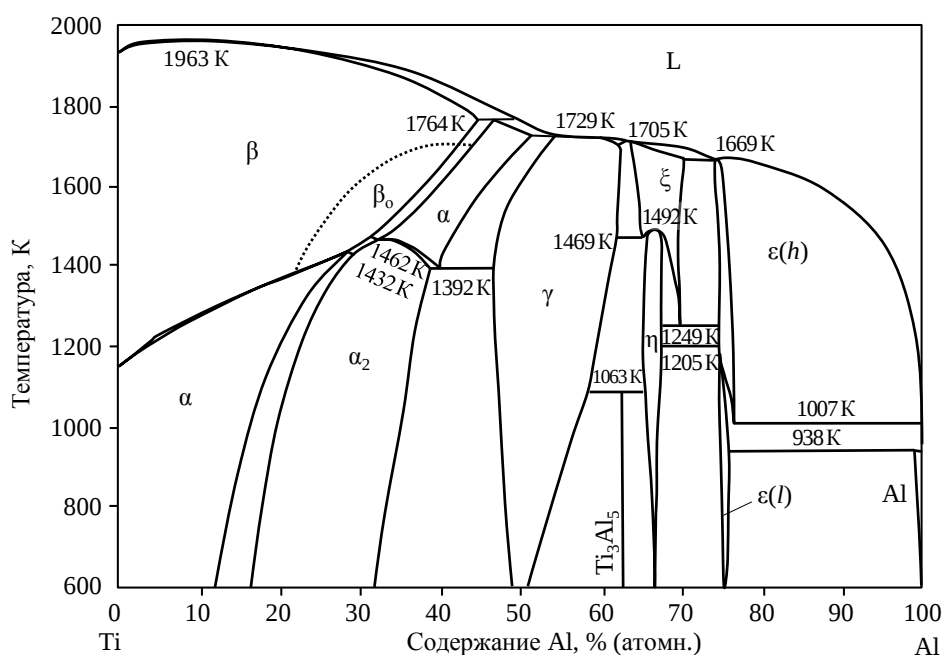


Рис. 2. Диаграмма состояния системы Ti–Al [31, 32]

Кристаллические решетки и структура интерметаллидных соединений состава Ti–(50–75)Al

Изученные интерметаллидные соединения, их кристаллические решетки и области существования представлены в табл. 1.

Таблица 1

**Кристаллические решетки, структура и области существования
интерметаллидных соединений состава Ti–(50–75)Al [31–40]**

Соединение	Кристаллическая решетка	Параметры решетки, нм	Области существования, концентрация Al, % (атомн.); температура T , °C
γ -TiAl	AuCu ($L1_0$)	$a=0,4001$ $c=0,4071$	Стабильная фаза: (46,7–66,5)Al [33–35] – от ~52 до ~65Al до T_S ; ~50 до 60Al при 1000 °C [36]; (50–62)Al при 1200 °C [34, 38]
η -Al ₂ Ti	ZrGa ₂	$a=1,20884$ $b=0,39461$ $c=0,40295$	Метаустойчивая фаза: (63–65)Al при 1300 °C, стабильна при $T=1433$ –1214 °C [39]
	AuCu	$a=0,403$ $c=0,3955$	Стабильная орторомбическая фаза: (63–65)Al при $T=1445$ –1170 °C [37]; для Ti ₃₆ Al ₆₄ – при 1300 °C [33, 37]
	HfGa ₂	$a=0,397$ $c=2,4309$	Стабильная структура: (66–67)Al при $T \leq 1216$ °C [36, 37]; $S_{упор}=0,985$ [31]
	Тетрагональная сверхструктура AuCu	$a=0,3953$ $c=0,4104$	Состоит из нескольких фаз – стабильная фаза: (66–71)Al при $T=1416$ –995 °C [37, 38]; при 66Al – сверхструктура типа AuCu
	ZrAl ₃	$a_{cp}=0,39555$ $c_{cp}=1,65064$	Тип DO ₂₃ : (68,5–70,9)Al при $T=1416$ –1206 °C [39]
	Al ₅ Ti ₂	$a=0,39053$ $c=2,91963$	Тип Ti ₂ Al ₅ : гомогенная область при $T=1416$ –990 °C [34] и $T=1215$ –985 °C [40]
Al ₅ Ti ₃	Ga ₅ Ti ₃	$c=0,4038$ $a=1,1293$	Стабильна при $T < 810$ °C [31]
Al ₁₁ Ti ₅	Тетрагональная упорядоченная сверхструктура CuAu	$a=0,3923$ $c/4=0,41337$	Метаустойчивая фаза; $S_{упор}=0,965$ [34]
Al ₅ Ti ₂	Al ₅ Ti ₂	$a=0,3903$ $b=0,29196$	Фаза стабильна до температуры 810 °C; $S_{упор}=0,993$ [36]
ϵ -Al ₃ Ti (высокотемпературная фаза)	TiAl ₃ (DO ₂₂)	$a=0,3849$ $c=0,8609$	Существует при (74,2–75)Al и $T=1387$ –735 °C [37]
		$a=0,3853$ $c=0,8587$	Существует при (74,5–75)Al и $T=1200$ °C [37]
ϵ -Al ₃ Ti (низкотемпературная фаза)	TiAl ₃	$a=0,3877$ $c=3,3828$	Существует при (74,5–75)Al [37]; $S_{упор}=0,987$ [31]
	Cu ₃ Au	$a=0,3972$ $a=0,3967$	Метаустойчивая фаза (сверхбыстрая кристаллизация) [37]

Примечание. $S_{упор}$ – степень упорядочения дальнего порядка.

Все интерметаллидные соединения системы Ti–Al имеют общую формулу Al_xTi_y (где x : 1, 2, 3, 5, 11; y : 1, 2, 3, 5) и являются упорядоченными соединениями с высокой степенью упорядочения $S_{упор}$ – от 0,847 (у TiAl-фазы) до 0,993 (у Al₅Ti₂-фазы). Схемы расположения атомов в кристаллических решетках ряда интерметаллидных соединений, таких как TiAl, Al₂Ti, Al₅Ti₃ и Al₃Ti, показаны на рис. 3.

Кристаллическая решетка соединения TiAl является одноперiodной решеткой с модулем периодичности 1, а соединения r -Al₂Ti, h -Al₂Ti и Al₅Ti₃ имеют длиннопериодные сверхструктурные (ДПСС) решетки с модулями 6; 3 и 16 соответственно. Соединения Al₅Ti₂ и Al₁₁Ti₅ являются метастабильными фазами и при термической обработке могут переходить в стабильные фазы TiAl и Al₂Ti (h -Al₂Ti и r -Al₂Ti).

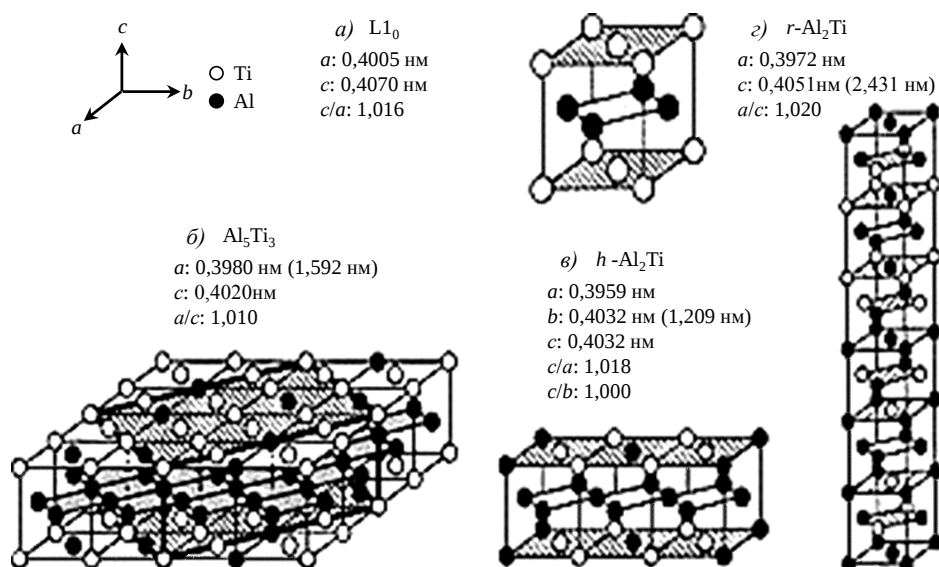


Рис. 3. Кристаллические структуры и параметры решеток фаз, обогащенных алюминием в сплавах на основе фазы $TiAl$ (а), метастабильной фазы Al_5Ti_3 (б), высокотемпературной (в) и низкотемпературной формы (г) фазы $r-Al_2Ti$ [40]

Теплофизические и механические свойства интерметаллидов состава $Ti-(50-75)Al$

Теплофизические и механические свойства литых сплавов на основе $TiAl$ (например, сплав марки АВВ-2), литых соединений Al_2Ti , Al_3Ti и никелевого сплава (например, марки IN713C) представлены в табл. 2.

Таблица 2

Теплофизические свойства сплава на основе $TiAl$ марки АВВ-2, литых соединений Al_2Ti и $TiAl_3$ и никелевого сплава марки IN713C [41–45]

Свойства	Значения свойств для			
	литого $TiAl$ -сплава (АВВ-2)	литого интерметаллида		литого Ni -сплава (IN713C)
		$TiAl_2$	$TiAl_3$	
Плотность, $кг/м^3$	3800	3560	3360	7910
Температура плавления, $^{\circ}C$	1460	1440	1395	1380
Температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР): $\alpha \cdot 10^6$, $1/K$, при температурах 20–900 $^{\circ}C$	12	12	12,6	12
Коэффициент теплопроводности, $Вт/(м \cdot K)$, при температурах 20–900 $^{\circ}C$	22	~25	21	12
Модуль упругости E , ГПа	176	208	195	209
Модуль сдвига G , ГПа	70	88	91,4	80,8
Коэффициент Пуассона	0,23	0,26	0,17	0,3
Предел прочности при растяжении, МПа	550	700*	380*	840
Относительное удлинение, %	0,5	4,5*	Хрупкое разрушение	10
Условная вязкость разрушения $K_{c}^{усл}$, $МПа \sqrt{м}$	12–35	–	2–3	30–50
Стойкость к окислению, $г/м^2$ за 100 ч, при температурах, $^{\circ}C$	<780	<900	<950	<800

*Свойства, полученные при испытаниях на сжатие.

Изучение интерметаллидов системы Ti–Al при содержании алюминия >55% показало, что, кроме низкой плотности и жаростойкости, они обладают повышенным модулем упругости с дальнейшим снижением прочности и пластичности.

По теплофизическим свойствам (ТКЛР, коэффициенту теплопроводности), а также по удельным упругим характеристикам наиболее перспективны интерметаллиды Al_2Ti и Al_3Ti , которые по стойкости к окислению превосходят никелевый сплав IN713C.

В настоящее время получил применение интерметаллид TiAl, из которого в опытно-промышленном масштабе производят литые детали (лопатки турбины низкого давления) двигателей GE9x и PW1100G, что привело к снижению массы двигателей [23–25]. Информация по разработанным TiAl сплавам с различными системами легирования, структурами и механическими свойствами приведена в монографиях [22, 41].

Первые исследования интерметаллидов Ti и Al в области алюминиевой матрицы были направлены на изучение интерметаллида $\epsilon\text{-Al}_3\text{Ti}$, поскольку он имеет наименьшую плотность, высокий модуль упругости и отличную жаростойкость. Однако этот интерметаллид в литом состоянии показал низкие механические свойства, поэтому проводилось его легирование различными элементами – Fe, Co, Ni, Cu, V [46–48], Zn [49], Zr [50], Cr [51, 52], Ag [53, 54], La [55] – с целью изменения кристаллической решетки, фазового состава, изучения их влияния на структуру и механические свойства. Проведенные исследования в большинстве случаев не дали положительных результатов, поскольку показали, что легирование и измельчение структуры не обеспечивают получения удовлетворительных механических свойств, поэтому основным направлением дальнейших разработок стало изучение свойств интерметаллида Al_2Ti .

Фазовые превращения в системе TiAl– Al_3Ti

На рис. 4 представлена часть диаграммы состояния в области интерметаллидов TiAl– Al_3Ti . Несмотря на проведенные исследования, центральная часть диаграммы является не до конца изученной и некоторые области отмечены пунктиром.

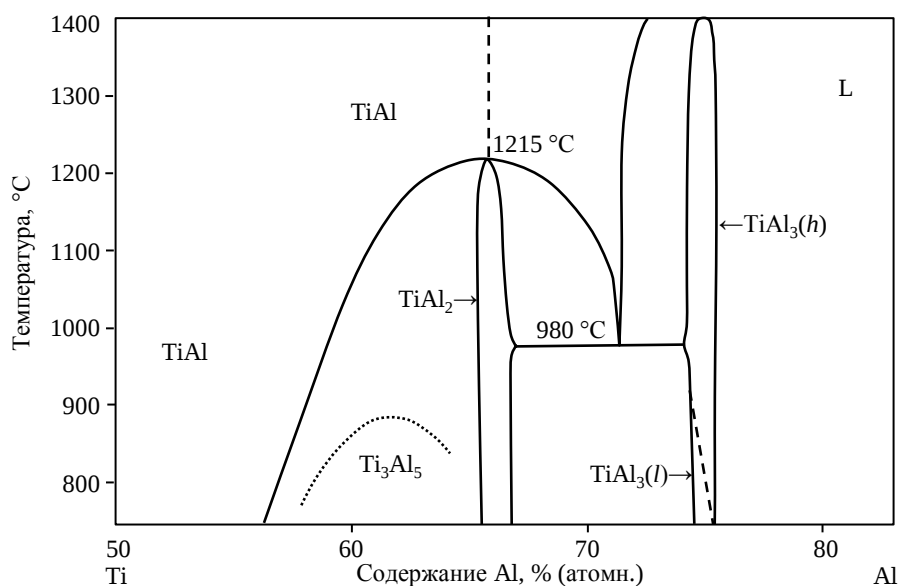


Рис. 4. Часть диаграммы состояния Ti–Al в области существования интерметаллидов TiAl, Al_2Ti и Al_3Ti [30]

В зависимости от состава и температуры установлены следующие фазы – стабильные фазы TiAl , $r\text{-Al}_2\text{Ti}$ и Al_3Ti ; метастабильные фазы Al_5Ti_3 и $h\text{-Al}_2\text{Ti}$.

Фазы Al_5Ti_3 и $h\text{-Al}_2\text{Ti}$ наблюдаются в литом состоянии при термообработке при низких температурах [56]. Фаза Al_5Ti_3 быстро исчезает при температурах $>900^\circ\text{C}$ в то время, как фаза $h\text{-Al}_2\text{Ti}$ остается условно стабильной до температуры 1200°C . Сплав состава Ti-58Al после отжига $<800^\circ\text{C}$ имел матрицу со структурой TiAl и вторую фазу Al_5Ti_3 , которая исчезает при высоких температурах, превращаясь в фазу $h\text{-Al}_2\text{Ti}$ и сохраняющуюся до температуры 1200°C . В сплаве состава Ti-62,5Al выделения фазы Al_5Ti_3 сохраняются при температурах $<800^\circ\text{C}$, и при повышении температуры она превращается в фазу $h\text{-Al}_2\text{Ti}$ [57–59]. Однофазный монокристалл фазы Al_5Ti_3 может существовать в широких температурных и временных интервалах отжига в упорядоченном состоянии, в котором присутствуют антифазные границы (АФГ) [60–62]. После отжига сплава состава Ti-62,5Al при температуре 1200°C , а затем при втором отжиге при температуре 750°C в течение 48 ч в структуре образовались однофазные зерна фазы Al_5Ti_3 [62]. В сплаве этого состава, выплавленного зонной плавкой и термообработанного при температуре 750°C в течение 48 ч, фаза Al_5Ti_3 получена в виде основной фазы [61], а отжиг при температуре 930°C обеспечил получение тонкопластинчатой морфологии из $\gamma\text{-TiAl}$ и $r\text{-Al}_2\text{Ti}$ фаз [62].

Согласно диаграмме состояния, фаза $r\text{-Al}_2\text{Ti}$ стабильна при концентрациях алюминия Al-(42-37,5)Ti в температурном интервале от $700\text{--}1200^\circ\text{C}$ (рис. 4). Объемная доля фазы $r\text{-Al}_2\text{Ti}$ в двухфазной области $\text{TiAl+Al}_2\text{Ti}$ зависит от состава сплава и температуры и уменьшается с увеличением содержания титана и повышением температуры. Периодичность слоев Al в фазе $r\text{-Al}_2\text{Ti}$ отличается от периодичности в структуре L_{10} (фазы Al_5Ti_3 и $h\text{-Al}_2\text{Ti}$ имеют аналогичную решетку), вследствие чего зарождение и протекание превращения фазы Al_5Ti_3 в фазу $r\text{-Al}_2\text{Ti}$ проходит путем сложного диффузионного процесса [63]. Первоначально фаза Al_5Ti_3 образуется быстро, затем появляется метастабильная фаза $h\text{-Al}_2\text{Ti}$ и образование фазы $r\text{-Al}_2\text{Ti}$ происходит только после отжига при температуре $<1000^\circ\text{C}$.

После отжига сплава состава Al-42Ti при температуре 1000°C в течение 1 ч, в $\gamma\text{-TiAl}$ матрице остается только фаза $r\text{-Al}_2\text{Ti}$. В сплавах составов Al-40Ti и Al-37,5Ti , содержащих фазы Al_5Ti_3 и $r\text{-Al}_2\text{Ti}$ в матрице $\gamma\text{-TiAl}$, фаза $r\text{-Al}_2\text{Ti}$ растворяется после отжига при температурах 1100 и 1200°C в течение 1 ч [62]. Отжиг сплава состава Al-37,5Ti при температурах $<1200^\circ\text{C}$ приводит к стабилизации фазы $r\text{-Al}_2\text{Ti}$ [64]. При температурах $>800^\circ\text{C}$ сверхструктурные рефлексы фазы Al_5Ti_3 начинают исчезать, а рефлексы фазы $h\text{-Al}_2\text{Ti}$ становятся преобладающими [65]. В сплаве состава Al-37,5Ti установлена температурная зависимость существования фаз с ДПСС: упорядоченное состояние фазы Al_5Ti_3 менее температуры 900°C с состоянием ближнего порядка и фазы $h\text{-Al}_2\text{Ti}$ (или $r\text{-Al}_2\text{Ti}$) до температуры 1200°C .

В работе [66] отмечалось, что пластинчатая фаза $r\text{-Al}_2\text{Ti}$ в монокристаллах сплава состава Al-37,5Ti исчезала после отжига при температуре 1200°C с выдержкой 1 ч. Отжики при температурах $500\text{--}900^\circ\text{C}$ в течение 1 ч не приводили к выделению фазы $h\text{-Al}_2\text{Ti}$, хотя фазы $r\text{-Al}_2\text{Ti}$ и $\gamma\text{-TiAl}$ стабильны в этом температурном интервале.

Метастабильный характер фазы $h\text{-Al}_2\text{Ti}$ наблюдался при температурах отжига $<1200^\circ\text{C}$ [66]. Важным фактором для обеспечения стабильности этой сверхструктуры является продолжительность отжига: при температуре 900°C в течение 1 ч формируется фаза $h\text{-Al}_2\text{Ti}$ с пластинчатой морфологией внутри матричной фазы, тогда как последующий отжиг при температуре $>1000^\circ\text{C}$ может вызвать выделение фазы $r\text{-Al}_2\text{Ti}$ [67].

Исследования различных фаз с ДПСС в сплавах на основе $\gamma\text{-TiAl}$ в области повышенного содержания алюминия в зависимости от концентрации алюминия

и термической обработки, а также сплавов составов Al–40Ti и Al–37,5Ti выполнены в работе [59].

В сплавах с составом, близким к составу Al–38Ti, существуют возможности получения пластинчатых микроструктур из фаз γ -TiAl+ r -Al₂Ti. Ранее отмечалось, что термообработка этого сплава при температуре 950 °С и выдержке 200 ч обеспечила получение полностью пластинчатой микроструктуры из фаз γ -TiAl+ r -Al₂Ti. В литом состоянии сплав состава Al–38Ti с такими же параметрами термической обработки, содержал две метастабильные фазы h -Al₂Ti и Al₅Ti₃. Поскольку фаза Al₅Ti₃ нестабильна при температурах >800 °С отдельные области с этой фазой растворялись в матрице после небольшой продолжительности отжига, а другие превращались в фазу γ -TiAl. Метастабильная фаза h -Al₂Ti переходила в равновесную фазу r -Al₂Ti после термической обработки при температуре 950 °С в течение 200 ч. Поскольку в сплаве состава Al–38Ti при температуре 1050 °С образуются стабильные пластинчатые структуры из фаз γ -TiAl+ r -Al₂Ti, он может использоваться при повышенных температурах [68–70].

Несмотря на многочисленные исследования сплавов на основе γ -TiAl, обогащенных алюминием, существует несколько малоизученных температурных областей, в которых фазовые превращения пока не совсем ясны. К таким областям относятся сплавы состава Ti–(55–77)Al при температурах от 900 до 1450 °С [31], причем область диаграммы TiAl–Al₂Ti с содержанием (56–67)% Al до сих пор окончательно не исследована [71]. Другими малоизученными вопросами являются динамика микроструктурных превращений, механизмы упорядочения, процессы выделений фаз и др. [72].

Особенности пластической деформация двухфазных сплавов γ -TiAl+ r -Al₂Ti

Опыт использования сплавов с пластинчатыми микроструктурами показал, что они имеют лучшее сочетание значений вязкости разрушения и стойкости к ползучести по сравнению с равноосными структурами [70, 73–77]. Примером использования этого подхода являются исследования сплавов на основе TiAl по получению пластинчатой микроструктуры в двухфазных сплавах γ -TiAl+ α_2 -Ti₃Al с целью повышения прочности, стойкости к ползучести и вязкости разрушения. Положительное влияние пластинчатых структур в сплавах γ -TiAl+ α_2 -Ti₃Al связано с различиями деформационных механизмов вдоль пластин (легкое скольжение) и поперек пластин (трудное скольжение), которые создают анизотропию пластичности материала. В сплавах состава Al–(42–35)Ti возможно получение пластинчатой структуры, состоящей из фаз γ -TiAl, r -Al₂Ti и др. В этом отношении интересен сплав состава Al–38Ti, в котором можно получить пластинчатые микроструктуры, способные улучшить весь комплекс механических свойств.

Исследования по формированию заданного фазового состава и морфологии выделений проведены на сплавах с содержанием алюминия 58; 60; 62 и 64% при различных параметрах термообработки [56, 59]. В сплавах состава Al–(40–36)Ti пластинчатая структура может быть получена в результате отжига в диапазоне температур от 800 до 1000 °С [59]. Изучение условий формирования пластинчатых структур рассмотрено в работе [57], где исследовалось влияние параметров термообработки на процессы фазообразования и параметры микроструктуры. Образцы из сплава состава Al–38Ti, термообработанные при температуре 950 °С с продолжительностью выдержки при данной температуре 200 ч и последующей закалкой в воде, имели мелкозернистую и полностью пластинчатую микроструктуру из фаз γ -TiAl+ r -Al₂Ti.

Положительное влияние двухфазной структуры из фаз γ -TiAl+ r -Al₂Ti на свойства сплавов связано с особенностями пластической деформации этих фаз. Пластическая деформация сплавов на основе γ -TiAl зависит от многих факторов: содержания Al,

морфологии микроструктуры, кристаллографической ориентации зерен и температуры деформации [76]. Для двухфазных сплавов γ -TiAl+ α_2 -Ti₃Al основными деформационными механизмами являются скольжение одиночных дислокаций $1/2\langle 110 \rangle \{111\}$, сверхдислокаций $\langle 101 \rangle \{111\}$, систем двойникования $1/6\langle 112 \rangle \{111\}$ и скольжения сверхдислокаций типа $1/2\langle 112 \rangle \{111\}$ [75, 76]. Авторы работы [76] сообщили, что в большинстве случаев деформация протекает вдоль плоскостей $\{111\}$ скольжением обычных дислокаций с вектором $1/2\langle 110 \rangle$ и сверхдислокаций с векторами $\langle 101 \rangle$ и $1/2\langle 112 \rangle$. При низких температурах одиночные скольжения являются преимущественными для большинства ориентаций. Поскольку фаза γ -TiAl менее прочная, чем фаза α_2 -Ti₃Al, пластическая деформация протекает главным образом параллельно межфазному пространству и контролируется мягкой фазой γ -TiAl. В случаях, когда компонента нагрузки перпендикулярна этим границам, она упрочняется фазой α_2 -Ti₃Al [77, 78].

В матричном сплаве Al₂Ti атомы Al замещают некоторые атомы Ti на плоскости (001), что приводит к образованию фаз r -Al₂Ti, h -Al₂Ti и Al₅Ti₃ с упорядоченными ДПСС на основе гранецентрированной кубической (ГЦК) решетки. Такое периодическое упорядочение обеспечивает этим сплавам особые виды деформации, существенно отличающиеся от деформации для двухфазных сплавов γ -TiAl+ α_2 -Ti₃Al.

В работе [76] авторы наблюдали двойникование в сплаве состава Al–44Ti в интервале температур 800–1000 °С. В работе [79] авторы отмечали, что в сплаве состава Al–45,5Ti большая часть скольжения осуществлялась сверхдислокациями $\langle 011 \rangle$, а сверхрешеточное скольжение $\{111\} \langle 101 \rangle$ являлось преобладающей системой скольжения в монокристаллах сплавов составов Al–45,3Ti и Al–42Ti при температурах до 900 °С [62].

Авторы работы [80] отмечали, что в сплавах состава Al–(48–40)Ti сверхрешеточные дислокации $\langle 101 \rangle$ наблюдались чаще, чем другие системы скольжения на основе единичных дислокаций $1/2\langle 110 \rangle$. Исследование показало, что критические напряжения сопротивления сдвигу (КНСС) для единичных дислокаций резко возрастают с увеличением концентрации Al, в то время как образование сверхрешеточных дислокаций не зависело от составов композиций, поэтому пластическая деформация обогащенных алюминием сплавов на основе γ -TiAl контролировалась движением сверхрешеточных дислокаций. В некоторых монокристаллических сплавах на основе γ -TiAl, обогащенных Al, сверхдислокации типа $1/2\langle 112 \rangle$ при низких температурах деформации распадались с образованием диполей дефектов упаковки, что приводило к упрочнению в основном при температуре ~700 °С, и не наблюдались при температурах >750 °С [81, 82]. Авторы работ [82–84] показали, что обычные дислокации $1/2\langle 110 \rangle$, всегда действующие в однофазных сплавах на основе γ -TiAl с повышенным содержанием титана, скользят по плоскостям $\{111\}$, но в сверхструктурных фазах r -Al₂Ti и h -Al₂Ti они двигаются как парные (или тройные).

Пластическая деформация и система скольжения в обогащенных алюминием сплавах на основе γ -TiAl очень чувствительны к образованию ДПСС в фазах Al₅Ti₃, h -Al₂Ti и r -Al₂Ti. Авторы работы [85] подтвердили, что с увеличением содержания алюминия скольжение в направлении $\langle 101 \rangle$ становится предпочтительным за счет единичного скольжения дислокации $1/2\langle 110 \rangle$, поскольку энергия АФГ, создаваемая единичными дислокациями фазы Al₅Ti₃, больше, чем созданная сверхрешеточными дислокациями $\langle 101 \rangle$. Поскольку единичные дислокации создают дополнительные АФГ, увеличение образований АФГ способствует быстрому увеличению значений КНСС при обычном скольжении [86]. В сплаве состава Al–37,5Ti значения КНСС в системе скольжения $1/2\langle 110 \rangle$ увеличиваются с ростом количества фазы h -Al₂Ti и продолжительности отжига. Подобно фазам Al₅Ti₃ и h -Al₂Ti, выделения фазы r -Al₂Ti подавляют движение единичных дислокаций $1/2\langle 110 \rangle$, что приводит к значительному упрочнению сплава [86, 87].

Системы скольжения в обогащенных алюминием сплавах на основе γ -TiAl обладают аномальным увеличением значений КНСС с повышением температуры [78]. Монокристаллический сплав состава Al–45,5Ti показал аномальный рост значений предела текучести в интервале температур 600–900 °С в зависимости от текстуры и размера зерна [87]. При исследованиях сплава состава Al–44Ti авторы работ [79, 81, 88, 89] сообщили, что напряжения текучести ($\sigma_{0,2}$) изменяются с увеличением температуры в три этапа. На первом этапе при низких температурах значения $\sigma_{0,2}$ быстро уменьшаются, а с повышением температуры до ~600 °С образуется плато с постоянными значениями напряжения течения. На втором этапе значения $\sigma_{0,2}$ увеличиваются и достигают пика при температурах 700–1000 °С в зависимости от ориентации кристалла. На третьем этапе значения $\sigma_{0,2}$ быстро уменьшаются с повышением температуры. На первых двух этапах основными видами деформации в зависимости от ориентации кристалла являются либо единичные, либо сверхрешеточные скольжения $\{101\}$. Значения КНСС для обычного скольжения значительно больше, чем для скольжения в направлении $\langle 101 \rangle$ сверхрешетки. Третий этап является высокотемпературной стадией, где основными являются скольжение типа $1/2\langle 110 \rangle$, двойникование и скольжение дислокаций $1/2\langle 112 \rangle$ сверхрешетки. Скольжение дислокации вдоль направления $1/2\langle 112 \rangle$ наблюдается не только на плоскостях $\{111\}$, но и на плоскостях (001) и $\{110\}$ в зависимости от ориентации кристалла [81, 89–91]. Такая тенденция наблюдалась в сплавах составов Al–(42–37,5)Ti, показавших аномальный пик значений предела текучести при температуре ~800 °С [84]. В работах [77, 80] также показано, что наблюдаемая аномалия значений предела текучести отражает в основном аномалию скольжения $\langle 011 \rangle \{111\}$, а оба скольжения $1/2\langle 110 \rangle \{111\}$ и $\langle 101 \rangle \{111\}$ являются доминирующими системами в пластической деформации. Аномальное упрочнение зависит от температуры и направления прилагаемой нагрузки [88–91].

Авторы работы [91] отмечают, что для систем скольжения сверхдислокаций $\langle 101 \rangle \{111\}$ аномалия значений предела текучести вызвана образованием термически устойчивых дислокационных замков. Отмечено, что аномальное упрочнение обычной системы скольжения $1/2\langle 110 \rangle \{111\}$ связано с образованием упорядоченной сверхструктурной фазы Al_5Ti_3 . В работе [84] наблюдалось эффективное упрочнение за счет фазы r - Al_2Ti и отмечалось, что предел текучести сплава состава Al–37,5Ti при температуре < 1100 °С в ~2 раза больше, чем у сплава состава Al–42Ti, в котором наблюдались незначительные выделения этой фазы. Изучение изменений значений пределов текучести в обогащенных алюминием сплавах на основе γ -TiAl также выполнялось в работах [87, 92].

В работе [93] исследовали монокристаллический сплав состава Al–38,2Ti, выплавленный зонной плавкой. Образцы сплава подвергались термической обработке: нагрев до температуры 950 °С, выдержка 200 ч и закалка в воде. Сплав содержал упорядоченные фазы γ -TiAl и r - Al_2Ti . Отношение объемной доли пластин γ -фазы к r -фазе составляло около 1,1:1. Объемная доля фазы r - Al_2Ti зависела от температуры отжига и уменьшалась с повышением температуры. Для сплава состава Al–37,5 Ti данные по объемной доле фракций после различных температур отжига представлены в работе [91]. Исследование микроструктуры сплава показало, что в большинстве структурных областей средняя ширина пластин фазы r - Al_2Ti составляет $\sim(0,6 \pm 0,2)$ мкм, в то время как расстояние между пластинами составляло $\sim(1 \pm 0,5)$ мкм.

При комнатной температуре кроме дислокаций в фазе γ -TiAl обнаружены также регулярные дислокации несоответствия на межламинарных границах фаз γ -TiAl/ r - Al_2Ti , обеспечивающие значительное скольжение дислокаций $1/2\langle 110 \rangle$ и $1/2\langle 11\bar{1}0 \rangle$ на плоскости (001) при температурах > 800 °С [68, 81, 88, 93]. Эти дислокации являются

угловыми дислокациями на межфазной плоскости и межплоскостное несоответствие $\sim 0,6\%$ наблюдалось между фазами γ -TiAl/ r -Al₂Ti в плоскости (001) [57]. Поэтому скольжение (или переползание) дислокации ограничивалось фазой γ -TiAl и зависело от направления силового воздействия. В работе [90] отмечено также, что деформации в пластинчатых сплавах составов Ti–61,8Al, Al–38Ti и Al–37,5Ti при повышенной температуре осуществлялись семейством плоскостей $\{111\}$ и (001).

В работах по монокристаллическим сплавам составов Al–46Ti и Al–44Ti с пластинчатой структурой оценку значений КНСС для фазы γ -TiAl проводили при исследовании их пластического поведения [94]. Установлено, что энергия АФГ, созданная обычными дислокациями, была больше, чем энергия, созданная дислокациями сверхрешеток. Поскольку движение обычных дислокаций эффективно прерывалось АФГ, это приводило к активации дислокаций сверхрешеток в сплаве на основе γ -TiAl, обогащенном алюминием. Образование сверхструктур в матричной фазе γ -TiAl являлось причиной низкой пластичности сплавов на основе γ -TiAl. Различия в значениях КНСС между этими двумя системами скольжения (обычной и сверхструктурной) становятся ярко выраженными при образовании ДПСС в фазе Al₅Ti₃. Присутствие фазы Al₅Ti₃ приводит к уменьшению частоты распада дислокаций $\langle 101 \rangle$ на дислокации $1/2\langle 110 \rangle$ и $1/2\langle 112 \rangle$. В работе [95] показано, что при температуре 500 °С значения КНСС для плоскостей $\{111\} \langle 101 \rangle$ линейно возрастают с увеличением концентрации алюминия, тогда как значения КНСС для плоскостей $\{111\} 1/2\langle 110 \rangle$ вначале низкие, а затем быстро возрастают из-за сложной пластинчатой морфологии решетки [75]. Предполагалось, что кристаллы фазы γ -TiAl в сплавах с содержанием алюминия $>56\%$ имеют более высокие значения КНСС для единичного скольжения дислокаций $1/2\langle 110 \rangle \{111\}$, чем для скольжения дислокаций $\langle 101 \rangle$ семейства плоскостей $\{111\}$ до некоторого температурного уровня [87, 96, 97]. Увеличение концентрации алюминия упрочняло фазу γ -TiAl и разница в параметрах КНСС увеличивалась, что указывало на менее подвижные обычные дислокации, чем дислокации $\langle 101 \rangle$ [76, 93]. Авторы работ [78, 80] сделали аналогичные выводы после исследования сплавов составов Al–45,3Ti, Al–44Ti, Al–42Ti, Al–40Ti и Al–37,5Ti после термообработки при температуре 1200 °С и установили, что ниже пиковой температуры дислокации сверхрешетки контролируют КНСС в сплаве состава Al–42Ti, а затем начинают резко снижаться и опускаются ниже линии сверхдислокационного скольжения. В работах [78, 80] также сообщалось, что при температурах <600 °С значения КНСС для единичного скольжения дислокации $1/2\langle 110 \rangle$ значительно больше, чем значения для скольжения дислокации $\langle 101 \rangle$ сверхрешетки. Соотношение значений КНСС для этих скольжений составляет 1:(1,5–2,0) при комнатной температуре. При температурах >900 °С наблюдалась обратная тенденция: после температуры 1050 °С сверхскольжение уже не было активным в сплаве состава Al–44Ti [81]. В работе [97] приведены противоречивые случаи, в которых скольжение на плоскостях $\langle 011 \rangle \{111\}$ оценивается за счет подавления ДПСС некоторых систем скольжения. При образовании прерывистых пластин фазы r -Al₂Ti скольжение может происходить через межфазный промежуток при нагрузке под углом 90 градусов, что облегчает процесс деформации с наименьшими значениями КНСС в системе дислокаций $1/2\langle 112 \rangle \{111\}$ и высокими значениями КНСС для систем дислокаций $1/2\langle 110 \rangle \{111\}$. В исследовании [77] отмечалось, что при температуре -77 °С значения КНСС оказываются не зависящими от ориентации нагрузки, но они наблюдались для всех ориентаций при температурах 400–800 °С, а при температурах >900 °С ориентационная зависимость КНСС и разница между системами скольжения была незначительной [98].

Отмечалось, что фаза $r\text{-Al}_2\text{Ti}$ с ДПСС при некоторых ориентациях определяла процесс деформации, однако при этом не совсем понятно влияние ДПСС на системы и механизмы скольжения. Предполагалось, что прочная фаза $r\text{-Al}_2\text{Ti}$ сначала поглощает внешнюю нагрузку, затем она перераспределяет ее в более мягкую фазу $\gamma\text{-TiAl}$. Это согласовалось с тем, что меньше пиковой температуры движения дислокаций обычного типа подавляются ДПСС, вызывая дополнительное упрочнение, которое может сохраняться при повышенных температурах [99].

Заключения

Исследования сплавов системы Ti-Al в области существования интерметаллидных фаз показали присутствие упорядоченных соединений $\gamma\text{-TiAl}$ и Al_2Ti , метастабильной фазы Al_5Ti_3 и фазы Al_3Ti , имеющих одно- или длиннопериодные сверхструктуры.

Метастабильная фаза Al_5Ti_3 имеет широкий интервал концентраций и стабильна до температуры 880 °С, высокотемпературная фаза $h\text{-Al}_2\text{Ti}$ – до 1215 °С, а низкотемпературная фаза $r\text{-Al}_2\text{Ti}$ – при комнатной температуре.

При температурах >1215 °С фаза $h\text{-Al}_2\text{Ti}$ переходит в фазу TiAl с однопериодной сверхструктурной решеткой.

Формирование двухфазных сплавов $r\text{-Al}_2\text{Ti}+\gamma\text{-TiAl}$ с пластинчатой структурой достигается термической обработкой в областях $r\text{-Al}_2\text{Ti}+\gamma\text{-TiAl}$ или $\gamma\text{-TiAl}$ с регулируемой скоростью охлаждения.

Двухфазные сплавы $r\text{-TiAl}_2+\gamma\text{-TiAl}$ с пластинчатой структурой обладают аномальными механическими свойствами – увеличенной прочностью и сниженной пластичностью при температурах от 900 до 1100 °С.

Библиографический список

1. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 7–17.
2. 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.
3. Антипов В.В. Перспективы развития алюминиевых, магниевых и титановых сплавов для изделий авиационно-космической техники // Авиационные материалы и технологии. 2017. №S. С. 186–194. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-186-194.
4. Sauthoff G. Intermetallic Phase – Materials Developments and Prospects // Zeitschrift fur Metallkunde. 1989. В. 80. Н. 5. S. 337–344.
5. Sauthoff G. Intermetallic Alloys – Overview on New Materials Developments for Structural Application in West Germany // Zeitschrift fur Metallkunde. 1990. В. 81. Н. 12. S. 855–861.
6. Carol A., Gintly A., Hugh R.G. The Application of Advanced Materials for Aircraft and Space Constractions // 24th International SAMPE Technical Conference. 1992. P. T1029–T1093.
7. Иванов В.И., Ясинский К.К. Эффективность применения жаропрочных сплавов на основе интерметаллидов Ti_3Al и TiAl для работы при температурах 600–800 °С в авиакосмической технике // Технология легких сплавов. 1996. №3. С. 7–12.
8. Авиационные материалы и технологии. М.: ВИАМ, 2007. Вып.: Горение и пожаробезопасность титановых сплавов / Е.А. Борисова, Н.М. Складов. 80 с.
9. Иванов В.И., Ночовная Н.А. Перспективные жаропрочные материалы на основе алюминидов титана // Тр. Междунар. науч.-техн. конф. «Научные идеи С.Т. Кишкина и современное материаловедение» (25–26 апр. 2006 г.). М.: ВИАМ, 2006. С. 98–103.
10. Каблов Е.Н., Ночовная Н.А., Панин П.В., Алексеев Е.Б., Новак А.В. Исследование структуры и свойств жаропрочных сплавов на основе алюминидов титана с микродобавками гадолиния // Материаловедение. 2017. №3. С. 3–10.
11. Панин П.В., Ночовная Н.А., Каблов Д.Е., Алексеев Е.Б., Ширяев А.А., Новак А.В. Практическое руководство по металлографии сплавов на основе титана и его интерметаллидов: учеб. пособие / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: ВИАМ, 2020. 200 с.

12. Дуюнова В.А., Ночовная Н.А., Алексеев Е.Б., Иванов В.И. Исследование влияния легирования и горячей деформации на свойства малогабаритных штамповок из сплавов на основе интерметаллида TiAl // *Металлург*. 2020. №8. С. 83–88.
13. Быков Ю.Г., Ночовная Н.А., Тимохин В.М., Алексеев Е.Б., Новак А.В., Захарова Е.С. Применение интерметаллидного титанового орто-сплава в блинговой конструкции направляющего аппарата компрессора высокого давления // *Электromеталлургия*. 2019. №11. С. 19–26.
14. Новак А.В., Ночовная Н.А., Алексеев Е.Б. Влияние параметров деформационной обработки на морфологию упрочняющей о-фазы и механические свойства интерметаллидного титанового сплава ВИТ5 // *Деформация и разрушение материалов*. 2019. №6. С. 10–16.
15. Новак А.В., Ночовная Н.А., Алексеев Е.Б. Влияние редкоземельных элементов на структуру и свойства сплава на основе орторомбического алюминида титана // *Титан*. 2019. №4 (66). С. 17–23.
16. Дзунович Д.А., Алексеев Е.Б., Панин П.В., Лукина Е.А., Новак А.В. Структура и свойства листовых полуфабрикатов из деформируемых интерметаллидных титановых сплавов разных классов // *Авиационные материалы и технологии*. 2018. №2 (51). С. 17–25. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-17-25.
17. 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://www.viam-works.ru> (дата обращения: 14.01.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-6-12-21.
18. Алексеев Е.Б., Ночовная Н.А., Новак А.В., Панин П.В. Деформируемый интерметаллидный титановый орто-сплав, легированный иттрием. Часть 2. Исследование влияния термической обработки на микроструктуру и механические свойства катаной плиты // *Труды ВИАМ*. 2018. №12 (72). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 14.01.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-12-37-45.
19. Новак А.В., Алексеев Е.Б., Иванов В.И., Дзунович Д.А. Изучение влияния параметров закалки на структуру и твердость интерметаллидного титанового орто-сплава ВТИ-4 // *Труды ВИАМ*. 2018. №2 (62). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 14.01.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-2-5-5.
20. Ночовная Н.А., Алексеев Е.Б., Панин П.В., Новак А.В. Исследование структуры и механических свойств деформируемого интерметаллидного титанового сплава ВИТ5, легированного гадолинием // *Титан*. 2017. №2 (55). С. 21–29.
21. Заводов А.В., Ночовная Н.А., Алексеев Е.Б., Новак А.В. Динамика изменения структурно-фазового состояния при отжиге интерметаллидного титанового сплава системы Ti–Al–Nb // *Титан*. 2017. №4 (58). С. 23–28.
22. Appel F., Oehring M. γ -Titanium Aluminide Alloys: Alloy Design and Properties // *Titanium and Titanium Alloys. Fundamentals and Applications*. Weinheim: Wiley-VCH, 2003. P. 89–152.
23. Appel F., Clemens H., Fischer F. Modeling concepts for intermetallic titanium aluminides // *Journal of Progress Materials Science*. 2016. Vol. 81. P. 55–124.
24. Bewlay B.P., Nag S., Suzuki A., Weimer M.J. TiAl alloys in commercial aircraft engines materials at high temperatures // *Journal of Materials at High Temperatures*. 2016. Vol. 33. No. 5. P. 549–559.
25. Lasalmonie A. Intermetallics: Why is its so difficult to introduce them in gas turbine engines // *Journals of Intermetallics*. 2006. Vol. 14. P. 1123–1129.
26. Smarsly W., Bauer H., Glitz G., Clemens H. et al. Titanium aluminides for automotive and gas turbine application // *Proceeding Conference Structural Intermetallic* / ed. by K.J. Hemker. Warrendale: TMS, 2001. P. 25–34.
27. Benci J.T., Ma J.C., Feist F. Evaluation of the intermetallic compound Al_2Ti for elevated – temperature application // *Materials Science Engineering A*. 1995. Vol. 192. P. 38–44.
28. Kovneristy Y.K., Budberg P.B. Role of the Phase Diagrams for Development Titanium Alloys // *Titanium'99. Science and Technology: Proceeding of the 9 th World Conference on Titanium* / ed. by I.V. Gorynin, S.S. Ushkov. 2000. Vol. 1. P. 115–123.
29. Grystsev A., Rogl F. Reassessment of the binary aluminium–titanium phase diagram // *Journals of Phase Equilibrium and Diffusion*. 2003. Vol. 24. P. 511–527.
30. Schuster J.C., Palm M. Phase and phase relations in the partial system $TiAl_3$ –TiAl // *Journals of Phase Equilibrium and Diffusion*. 2006. Vol. 27. P. 255–277.

31. Batalu D., Cosmeleata G., Aloman A. Critical analysis of the Ti–Al phase diagrams // University Politechnica of Bucharest Scientific Bulletin. Series B. 2006. Vol. 68. No. 4. P. 77–90.
32. Witusiewicz V.T., Bondar A.A., Hecht U., Rex U. et al. The Al–B–Nb–Ti system. III. Thermodynamic reevaluation of the constituent binary system Al–Ti // Journals of Alloys and Compounds. 2008. Vol. 465. No. 1–2. P. 64–77.
33. Schuster J.C., Ipser H. Phase and phase relation in the partial system TiAl_3 –TiAl // Zeitschrift fur Metallkunde. 1990. B. 81. H. 6. S. 389–396.
34. Kattner U.R., Lin J.-C., Chang Y.C. Thermodynamic Assessment and Calculation of the Ti–Al system // Journal of Metallurgical Transaction A. 1992. Vol. 23. P. 2081–2090.
35. Okamoto H. Al–Ti (Aluminium–Titanium) // Journal of Phase Equilibrium. 1993. Vol. 14. No. 1. P. 120–123.
36. Bulanova M., Tretyachenko L., Golovkova M. Phase Equilibria in the Ti-rich corner of the Ti–Si–Al system // Zeitschrift fur Metallkunde. 1997. B. 88. H. 3. S. 256–265.
37. Braun J., Ellner M. Phase equilibria investigations on the aluminium-rich part of the binary systems Ti–Al // Journal of Metallurgical Material Transactions. 2001. Vol. 32A. No. 5. P. 1037–1047.
38. Heewing A., Palm M., Inden G. Phase equilibria in the Al–Nb–Ti system at high temperatures // Journal of Intermetallics. 1998. Vol. 6. No. 2. P. 79–94.
39. Schhmid-Fetzer R. Phase evaluations in binary Ti–Al system // NSIT Binary Evaluation Program in MSIT Workplace. Stuttgart: Materials Science International Services, 2003. P. 39–45.
40. Nakano T., Negishi A., Hayashi K., Umakoshi Y. Ordering process of Al_5Ti_3 , $h\text{-Al}_2\text{Ti}$ and $r\text{-Al}_2\text{Ti}$ with FCC-base long-period superstructures in rapid solidified Al-rich TiAl alloys // Journal of Acta Materialia. 1999. Vol. 47. No. 4. P. 1091–1104.
41. Ночовная Н.А., Базылева О.А., Каблов Д.Е., Панин П.В. Интерметаллидные сплавы на основе титана и никеля / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: ВИАМ, 2018. 318 с.
42. Benci J.T., Ma J.C. The mechanical behavior of and deformation mechanisms in Al_2Ti // Journal of Materials Science and Engineering A. 1997. Vol. 239–240. P. 193–201.
43. Fehmi S.D., Zhang S. Super Alloys for Super Jobs // Aerospace Materials Handbook. CRC Press, 2013. P. 1–77.
44. Milman Y.V., Miracle D.B., Chugunova S.I. et al. Mechanical behavior of Al_3Ti intermetallic and L1_2 phase on its bases // Journal of Intermetallics. 2001. Vol. 9. No. 9. P. 839–845.
45. Hall E.L., Ritter A.M. Structure and behavior of metal/ceramic interfaces in titanium alloy/SiC metal matrix composites // Journal of Materials Research. 1993. Vol. 8. No. 5. P. 1158–1168.
46. Takahashi T., Tomanaga K., Tsuchida Y. et al. Mechanical properties of L1_2 modified titanium trialuminides with chromium, iron and vanadium // Journal of Materials Science and Engineering A – Structures. 2002. Vol. 329–333. No. 1. P. 474–480.
47. Kim S., Cho W., Hong C.-P. et al. Creep behavior of cast TiAl based intermetallics // Journal of Materials Science and Technology. 1995. Vol. 11. No. 5. P. 1147–1155.
48. Durlu N., Inal O.T. L1_2 -type ternary titanium aluminides as electron concentration phases // Journal of Materials Science. 1992. Vol. 27. No. 12. P. 3225–3230.
49. Ghosh G., Van de Walle A., Asta M. First-Principles Phase Stability calculation of pseudo binary alloys of $(\text{Al}, \text{Zn})_3\text{Ti}$ with L1_2 , DO_{22} and DO_{33} Structures // Journal of Phase Equilibrium and Diffusion. 2007. Vol. 28. No. 1. P. 9–22.
50. Karpets M.V., Milman Y.V., Barabash O.M. et al. The influence of Zr alloying on the structure and properties of Al_3Ti // Journal of Intermetallics. 2003. Vol. 11. No. 3. P. 241–249.
51. Wang S., Guo P., Yang L. et al. Microstructure and mechanical properties $(\text{Al}, \text{Cr})_3\text{Ti}$ based alloy with different Al additions // Journal of Materials and Design. 2009. Vol. 30. No. 3. P. 704–709.
52. Mabuchi H., Morimoto H., Kakitsuji A. et al. Microstructure and mechanical properties of L1_2 – $(\text{Al}, \text{Cr}) \text{Ti/Ti}_2\text{AlN}$ composites produced by reactive arc-melting // Journal of Scripta Materialia. 2001. Vol. 44. P. 2503–2508.
53. Tian W.H., Nemoto M. Crystallography and morphology of DO_{23} – $\text{Al}_{11}\text{Ti}_5$ precipitation in Ag-modified L1_2 – Al_3Ti // Journal of Intermetallics. 2000. Vol. 8. No. 8. P. 835–843.
54. Hu H., Wu X., Wang R. et al. Structural Stability, mechanical properties and stacking fault energies of Al_3Ti alloyed with Zn, Cu, Ag: Ferst-principles studied // Journal of Alloys and Compounds. 2016. Vol. 666. P. 185–196.
55. Fanag S., Solovyev I.V., Sawade H. et al. Formation of La-modified L1_2 – Al_3Ti by mechanical alloying and annealing // Journal of Materials Characterization. 2008. Vol. 59. P. 440–445.

56. Stein F., Zhang L., Sauthoff G., Palm M. TEM and DTA study on the stability of Al_5Ti_3 and $h\text{-Al}_2\text{Ti}$ -superstructures in aluminium-rich TiAl alloys // *Journal of Acta Materialia*. 2001. Vol. 49. No. 15. P. 2919–2932.
57. Zhang L., Palm M., Stein F., Sauthoff G. Formation of lamellar microstructures Al-rich TiAl alloys between 900 to 1100 °C // *Journal of Intermetallics*. 2001. Vol. 9. P. 229–238.
58. Palm M., Zhang L., Stein F., Sauthoff G. Phase and phase equilibria in the Al-rich part of the Al–Ti system above 900 °C // *Journal of Intermetallics*. 2002. Vol. 10. No. 6. P. 523–540.
59. Palm M., Engberding N., Stein F., Kelm K., Irsen S. Phase and evolution of microstructures in Ti–60 Al at. % // *Journal of Acta Materialia*. 2012. Vol. 60. P. 3559–3569.
60. Nakano T., Hayashi K., Umakoshi Y., Chiu Y., Veyssiere P. Effect of long-period superstructures on plastic properties in Al-rich TiAl single crystals // *MRS Proceedings*. 2004. Vol. 842. DOI: 10.1557/PROC-842-S7.4.
61. Nakano T., Negishi A., Hayashi K., Umakoshi Y. Ordering process of Al_5Ti_3 , $h\text{-Al}_2\text{Ti}$ and $r\text{-Al}_2\text{Ti}$ with FCC-base long-period superstructures in rapid solidified Al-rich TiAl alloys // *Journal of Acta Materialia*. 1999. Vol. 47. No. 4. P. 1091–1104.
62. Nakano T., Hayashi K., Nagasawa Y., Umakoshi Y. Plastic Deformation Behavior of Al_5Ti_3 Single-Phase Crystal // *MRS Proceedings*. 2002. Vol. 753. DOI: 10.1557/PROC-753-BB5.8.
63. Hata S., Higuchi K., Itakura M. et al. Shot-range order in Al-rich $\gamma\text{-TiAl}$ alloys studied by high-resolution transmission electron microscopy with image processing // *Journal of Philosophical Magazine Letter*. 2002. Vol. 82. No. 7. P. 363–372.
64. Hayashi K., Nakano T., Umakoshi Y. Metastable region of Al_5Ti_3 single-phase in time-temperature-transformation (TTT) diagram of Ti–62 at. % Al single crystal // *Journal of Intermetallics*. 2002. Vol. 10. No. 8. P. 771–781.
65. Hata S., Higuchi K., Mitate T., Kuwano N. et al. HRTEM observation of Partially Ordered Long-period Superstructures in Al-Rich TiAl alloys // *MRS Proceedings*. 2002. Vol. 753. DOI: 10.1557/PROC-753-BB4.2.
66. Hata S., Nakano T., Higuchi K.Y., Nagasawa Y.N. et al. Semi-quantitative HRTEM for partially ordered materials: Application to Al-rich TiAl alloys // *Journal of Materials Science Forum*. 2003. Vol. 426–432. P. 1721–1726.
67. Hata S., Higuchi K., Mitate T., Itakura M., Tomokiyo Y. et al. HRTEM image contrast and atomistic microstructures of long-period ordered Al-rich TiAl alloys // *Journal of Electronic Microscopy*. 2000. Vol. 53. No. 1. P. 1–9.
68. Sturm D., Heimaier H., Saage H., Agular J. et al. Creep strength of a binary $\text{Al}_{62}\text{Ti}_{38}$ alloy // *International Journal Materials Research*. 2010. Vol. 101. No. 5. P. 676–679.
69. Braun J., Ellner M. Phase equilibria investigation on the aluminium-rich part of the binary system Ti–Al // *Journal of Metallurgical Materials Transaction A*. 2001. Vol. 32. No. 5. P. 1037–1047.
70. Palm M., Engberding N., Stein F. et al. Phase and evolution of microstructures in Ti–60 at. % Al // *Journal of Acta Materialia*. 2012. Vol. 60. P. 3559–3569.
71. Paninsky M., Drevermann A., Schmitz C.J. et al. Casting and properties of Al-rich Ti–Al alloys // *Ti-2007: Science and Technology Proceeding International*. The Japan Institute of Metals, 2007. P. 1059–1062.
72. Koyma T., Doi M., Naito S. Experimental and Theoretical Investigation of the Phase Transformation in Al-rich TiAl Intermetallic Compounds // *MRS Proceedings*. 2000. Vol. 646. DOI: 10.1557/PROC-646-N2.2.1.
73. Nakano T., Hata S., Hayashi K., Umakoshi Y. Some Long-period Superstructures and the Related Motion of Dislocation in Al-rich TiAl single Crystals // *Supplemental Proceedings: Materials Properties, Characterization, and Modeling*. 2012. Vol. 2. P. 797–804.
74. Li J., Weng G. Time-dependent creep of a dual-phase viscoplastic material with lamellar structure // *International Journal of Plasticity*. 1998. Vol. 14. No. 8. P. 755–770.
75. Kad B., Hazzledine P., Fraser H. Lamellar interface and their construction to plastic flow anisotropy in TiAl-base alloys // *MRS Proceeding*. 1992. Vol. 288. P. 495–500.
76. Marketz W., Fischer F., Clemens H. Deformation mechanisms in TiAl intermetallics experiments and modeling // *International Journal of Plasticity*. 2003. Vol. 19. No. 3. P. 281–321.
77. Feng Q., Whang S. Deformation of Ti–56 at. % Al single oriented for single slip by $1/2\langle 110 \rangle$ ordinary dislocations // *Journal of Acta Materialia*. 2000. Vol. 48. No. 17. P. 4307–4321.

78. Sturm D., Heilmaier M., Saage H. et al. Creep strength of binary $\text{Al}_{62}\text{Ti}_{38}$ alloy // *Journals of Physics*. 2010. Vol. 240. DOI: 10.1088/1742-6596/240/1/012084.
79. Inui H., Matsumoto M., Wu D., Yamagushi M. Temperature dependence of yield stress, deformation mode and deformation structure in single crystals of TiAl (Ti–56 at. % Al) // *Journal of Philosophical Magazine A*. 1997. Vol. 75. No. 2. P. 395–423.
80. Jiao S., Bird N., Hirsh P.B., Taylor G. Yield stress anomalies in single crystals of Ti–54,3 at. % Al. II. $\frac{1}{2}[112]$ (111) slip // *Journal of Philosophical Magazine A*. 1998. Vol. 78. No. 3. P. 777–802.
81. Nakano T., Matsumoto K., Seno T., Umakoshi Y. Effect of chemical ordering on the deformation mode of Al-rich Ti-single crystals // *Journal of Philosophical Magazine A*. 1996. Vol. 74. No. 1. P. 251–268.
82. Hayashi K., Nakano K., Umakoshi Y. Plastic deformation behavior and deformation substructure in Al-rich TiAl single crystals deformed at high temperatures // *Journal of Science Technology and Advanced Materials*. 2001. No. 2. P. 433–441.
83. Kawabata T., Kanai T., Izumi O. Dislocation structures of a TiAl single crystal with the [110] orientation deformed at 1073 K // *Journal of Philosophical Magazine A*. 1994. Vol. 70. No. 1. P. 43–51.
84. Viguir B., Hemker K., Bonneville J. et al. Modeling the flow stress anomaly in γ -TiAl experimental observations of dislocation mechanisms // *Journal of Philosophical Magazine A*. 1995. Vol. 71. No. 6. P. 1295–1312.
85. Nakano T., Hayashi K., Ashida K., Umakoshi Y. Effect of Al_2Ti Phase on plastic Behavior in Ti–62.5 at. % Al Single Crystals // *MRS Online Proceedings Library*. 1998. Vol. 552. URL: www.cambridge.org (дата обращения: 15.02.2021). DOI: 10.1557/PROC-552-KK5.9.1.
86. Nakano T., Hayashi K., Umakoshi Y. et al. Effect of Al concentration and resulting long-period super structures on the plastic properties at room temperature of Al-rich TiAl single crystals // *Journal of Philosophical Magazine A*. 2005. Vol. 85. No. 22. P. 2527–2548.
87. Gregori F., Veyssiere P. Planar debris in plastically deformed Al-rich γ -TiAl // *Journal of Philosophical Magazine A*. 1999. Vol. 79. No. 2. P. 403–421.
88. Umakoshi Y., Nagano T., Ashida K. High-temperature deformation in Ti–62,5 at. % Al single crystals containing small Al_2Ti -type precipitates // *Journal of Materials Science Forum*. 1999. Vol. 304–306. P. 1467–1476.
89. Jiao S., Bird N., Hirsh P.B., Taylor G. Yield stress anomalies in single crystals of Ti–54,5 at. % Al. III. Ordinary slip // *Journal of Philosophical Magazine A*. 2001. Vol. 81. No. 1. P. 213–244.
90. Lei C., Xu Q., Sun Y.Q. TEM Investigation of Interfaces between Ti_3Al_5 and TiAl_2 // *Journal of Physica Status Soliditi A*. 2000. Vol. 179. No. 1. P. 77–82.
91. Fabienne G., Veyssiere P. Microstructures in Al-rich γ -TiAl strained in the domain of temperature of flow stress anomalies // *Bulletin of Materials Science*. 1999. Vol. 22. No 3. P. 585–592.
92. Appel F., Paul J.D.H., Oehring M. Application, Component Assessment, and Outlook // *Gamma Titanium Aluminide Alloys: Science and Technology*. Weinheim: Wiley-VCH Verlag, 2011. P. 729–738.
93. Gregori F., Veyssiere P. A microstructural analysis of Al-rich γ -TiAl deformed by $\langle 011 \rangle$ dislocations // *Journal of Materials Science Engineering A*. 2001. Vol. 309–310. P. 87–91.
94. Nakano T., Hayashi K., Umakoshi Y. Formation and stability of transitional long-period superstructures in Al-rich TiAl single crystals // *Journal of Philosophical Magazine A*. 2002. Vol. 82. P. 763–777.
95. Lei C., Xu Q., Sun Y. Phase orientation relationships in the TiAl– TiAl_2 region // *Journal of Materials Science Engineering A*. 2001. Vol. 313. P. 227–236.
96. Inui H., Chikudo K., Nomura K., Yamagushi M. Lattice defects and their influence on the deformation behaviour of single crystals of TiAl // *Journal of Materials Science Engineering A*. 2002. Vol. 329–331. P. 377–387.
97. Gregori F., Veyssiere P. Properties of $\langle 011 \rangle$ slip in Al-rich γ -TiAl. I Dissociation, locking and decomposition of $\langle 011 \rangle$ dislocations at room temperature // *Journal of Philosophical Magazine A*. 2000. Vol. 80. No. 12. P. 2913–2932.
98. Umakoshi Y., Nakano T., Ashida K. High-temperature deformation in Ti–62,5 at. % Al single crystals containing small Al_2Ti -type precipitates // *Journal of Materials Science Forum*. 1999. Vol. 304–306. P. 163–168.
99. Feng Q., Wang S. Cross-slip and glide behavior of ordinary dislocations in single crystal γ -Ti–56 Al // *Journal of Intermetallics*. 1999. Vol. 7. No. 9. P. 971–979.