

УДК 669.017.165:669.295

А.В. Трапезников¹, В.И. Иванов¹, Е.А. Прохорчук¹, Ю.В. Решетников¹**ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫЕ Al_2Ti СПЛАВЫ
ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ ЛИТЕЙНЫМИ МЕТОДАМИ (обзор)**

DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-5-23-38

Интерметаллидное соединение Al_2Ti является перспективным материалом для разработки жаропрочных сплавов, применяемых для изготовления фасонных деталей наземных и авиационных энергетических установок. Рассмотрены особенности структуры двухфазных сплавов, оценены литейные свойства и технологические характеристики в сравнении с различными $AlTi$ сплавами, применительно к производству слитков и литых изделий. При производстве литых изделий из таких сплавов необходимо использовать технологии, разработанные для титановых сплавов.

Ключевые слова: интерметаллидное соединение Al_2Ti , двойные сплавы, структуры, фазовые превращения, выплавка слитков, отливка деталей.

A.V. Trapeznikov¹, V.I. Ivanov¹, E.A. Prokhorchuk¹, Yu.V. Reshetnikov¹**PROMISING INTERMETALLIC Al_2Ti ALLOYS
FOR THE MANUFACTURE OF PARTS BY CASTING METHODS (review)**

The Al_2Ti intermetallic compound is a promising material for the development of heat-resistant alloys used for the manufacture of shaped parts for ground and aircraft power plants. Considers the features of the structure of two-phase alloys, evaluates the casting properties and technological characteristics in comparison with various $AlTi$ alloys, as applied to the production of ingots and cast products. It is necessary to use technologies developed for titanium alloys in the production of cast products from such alloys.

Keywords: intermetallic compound Al_2Ti , two-phases alloys, structures, phase transformations, ingot casting, casting of parts.

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

В настоящее время решение вопросов, связанных с разработкой инновационных конструкционных материалов для авиационной техники, является одной из важнейших материаловедческих задач [1, 2]. Имеющиеся в распоряжении конструкторов жаростойкие сплавы с твердорастворно- и дисперсноупрочненной металлической матрицей не в полной мере обеспечивают предъявляемые к ним требования [3, 4].

Согласно формуле Циолковского:

$$v = I \cdot \ln \left(\frac{M_1}{M_2} \right),$$

где v – максимальная скорость, развиваемая летательным аппаратом; I – удельный импульс энергетической установки (реактивного двигателя); M_1 – исходная масса летательного аппарата (полезный груз, конструкция и топливо); M_2 – конечная масса аппарата (полезный груз и конструкция),

основным фактором, накладывающим ограничения на максимальную скорость, развиваемую летательным аппаратом, является его масса.

В современных ракетах до 95 % массы составляет топливо. Несмотря на перспективные разработки, основным источником тяги летательных аппаратов остаются традиционные, применяемые уже на протяжении более 60 лет, двигатели на химическом топливе. Можно было бы повысить эффективность химического топлива за счет использования новых компонентов, однако разработчики уже используют наиболее энергоэффективные реакции, которые не могут дать больший эффект. При использовании кислородно-водородного топлива, которое остается самым эффективным, предъявляются чрезвычайно высокие требования к техническим решениям и конструкционным материалам. Для преодоления «скоростного барьера», устанавливаемого формулой Циолковского для ракетных двигателей, необходимы принципиально новые решения.

Для авиации указанные ограничения не столь критичны, поскольку масса топлива составляет 30–40 % от общей массы летательного аппарата. Использование комбинации из удачных инженерных решений и инновационных материалов обеспечивает безопасную, комфортную и эффективную эксплуатацию.

Известно, что с повышением температуры рабочего газа возрастает эффективность энергетической установки. В настоящее время для изготовления ответственных деталей двигателей и горячего тракта используются материалы на основе никеля. Их отличает высокая жаропрочность, термическая стабильность и надежность при эксплуатации в сложных условиях при температурах до 1000 °С. Дальнейшее повышение жаропрочности никелевых сплавов, вне зависимости от их структурных особенностей и способов получения, осуществляется за счет увеличения доли тугоплавких элементов: вольфрама, рения, молибдена, тантала и рутения. Однако увеличение содержания данных элементов неизбежно сопряжено не только с увеличением стоимости конечных сплавов, но и с повышением плотности до 8,4–9,0 г/см³. Связанное с этим увеличение массы ведет к снижению тяговооруженности как двигателя, так и самого летательного аппарата. Увеличенные нагрузки на несущие конструкции приводят к снижению срока службы и другим неблагоприятным последствиям. Поэтому вопросам разработки и внедрению в производство передовых технологий и материалов должно уделяться особое внимание.

Необходимость развития отечественного двигателестроения и, в частности, авиационных материалов, определила разработку в 2011 г. во ФГУП «ВИАМ», при содействии промышленных предприятий, стратегии развития, отраженной в соответствующем документе [5], где развитию интерметаллидных материалов, в первую очередь алюминия, титана и никеля, посвящено одно из 18 направлений.

Особенно интересны в этом отношении именно алюминиды титана, поскольку обладая сравнимой с никелевыми сплавами жаропрочностью и коррозионной стойкостью, имеют вдвое меньшую плотность и, следовательно, повышенную удельную прочность [6]. Таким образом, повышение удельной прочности конструкционных материалов в настоящее время представляется наиболее перспективным направлением повышения эффективности как наземной, так и аэрокосмической техники.

В системе Al–Ti наибольший интерес представляют три интерметаллидных соединения: AlTi, Al₂Ti и Al₃Ti. При этом гамма-сплавы на основе AlTi нашли свое применение, однако обладают наибольшей плотностью из всех алюминидов титана. Так, интерметаллид Al₃Ti имеет наименьшую плотность, но из-за чрезвычайной хрупкости пока находит применение только в виде покрытий, а соединение Al₂Ti, находясь между ними, представляет, таким образом, некий компромисс – сохраняя легкость соединения Al₃Ti, проявляет пластические свойства, более присущие γ -сплаву на основе AlTi [7–9].

Современное состояние исследований по интерметаллидным соединениям системы Al–Ti

В работах С.Г. Глазунова [10, 11] было показано, что легирование титана большими количествами алюминия повышает его прочность и жаропрочность (модуль упругости, длительную прочность и сопротивление ползучести), а также сопротивление окислению. Особенно интересным оказался сплав титана, содержащий 40 % (по массе) алюминия и соответствующий интерметаллидному соединению γ -AlTi. С помощью проведенных научных исследований установлено, что по высокотемпературной стабильности этот интерметаллид превосходит титановые и некоторые никелевые сплавы до температуры 800 °С. В результате последующих работ установлено, что этот интерметаллид имеет в литом состоянии при комнатной температуре весьма низкую прочность (условный предел прочности составляет <250 МПа) и пластичность (относительное удлинение – менее 1 %). Полученные результаты привели к тому, что дальнейшие исследования в этой области сочли бесперспективными как в СССР, так и за рубежом.

Тем не менее проблема повышения температурного интервала применения сплавов в газотурбинных двигателях (детали и узлы компрессоров низкого и высокого давления и др.) остается по-прежнему актуальной, поскольку ее решение позволит увеличить весовую отдачу двигателя, что является первоочередной задачей при создании двигателей нового поколения.

В связи с этим особое внимание исследователей привлекла возможность создания конструкционных сплавов на базе титана и алюминия, содержащих >50 % (атомн.) Al.

Кристаллическая структура интерметаллидных соединений AlTi и Al₂Ti

В настоящее время известно большое число исследований диаграмм системы Al–Ti, в которых установлены области гомогенности интерметаллидных соединений, изучены их структура и свойства [12, 13]. Наиболее интересным является интерметаллид Al₂Ti – данное соединение представлено тремя фазами: *r*-Al₂Ti, образующейся при низкой температуре, и высокотемпературной *h*-Al₂Ti, а также метастабильной фазы Al₅Ti₃.

Интерметаллид Al₂Ti – это упорядоченное соединение, обладающее высокой степенью дальнего порядка: 0,98 (у фазы *r*-Al₂Ti) и 0,993 (у фазы Al₅Ti₃). Схематически расположение атомов в кристаллических решетках интерметаллидных соединений AlTi и Al₂Ti представлено на рис. 1. Параметры кристаллических решеток этих фаз представлены в табл. 1 [14].

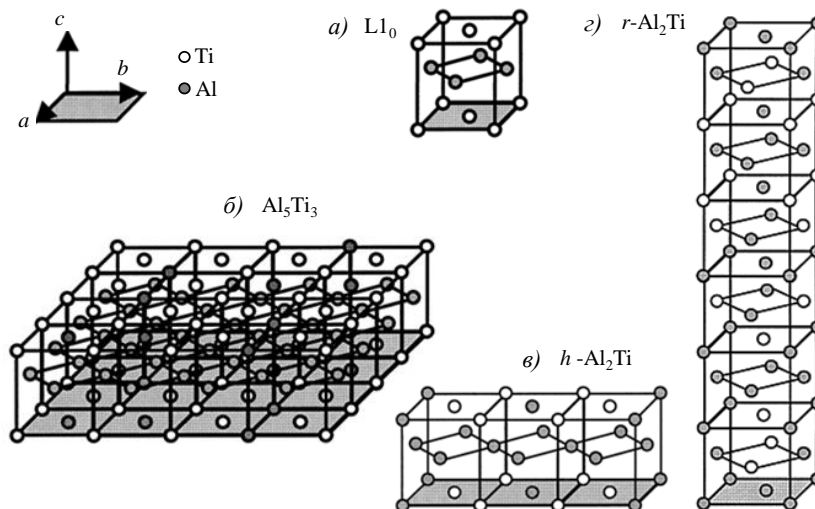


Рис. 1. Кристаллические решетки интерметаллидных фаз AlTi и Al₂Ti

Кристаллографические параметры решеток фаз AlTi и Al₂Ti

Обозначение фазы	Символы Пирсона	Пространственная группа	Состояние	Параметры решетки, нм	Прототип
AlTi	tP4	P4/mmm	Стабильное	$a = 0,3997$; $c = 0,4062$	AuCu
<i>r</i> -Al ₂ Ti	tI24	I4 ₁ /amd	Стабильное	$a = 0,3971$; $c/6 = 0,4052$; $c/a = 1,0200$	HfGa ₂
<i>h</i> -Al ₂ Ti	oC12	Cmmm	Метастабильное	$a/3 = 0,4032$; $b = 0,3959$; $c = 0,4032$	ZrGa ₂
Al ₅ Ti ₃	tP32	P4/mbm	Метастабильное	$a/4 = 0,3980$; $c = 0,4038$	Ti ₃ Ga ₅

Кристаллическая решетка соединения AlTi представляет собой однопериодную решетку с модулем $M = 1$, а соединения Al₅Ti₃, *r*-Al₂Ti и *h*-Al₂Ti являются длиннопериодными решетками с модулями периодичности $M = 16$, $M = 6$ и $M = 3$ соответственно. Соединения *h*-Al₂Ti и Al₅Ti₃, являясь метастабильными фазами, при термических обработках могут распадаться и переходить в стабильные фазы AlTi и *r*-Al₂Ti.

Предполагается, что температура исчезновения ближнего порядка у этих соединений находится вблизи температуры плавления и неупорядоченное состояние этих фаз зафиксировать закалкой не удастся, поскольку упорядочение проходит с высокой скоростью.

На рис. 2 представлены области существования этих фаз в соответствии с диаграммой [12].

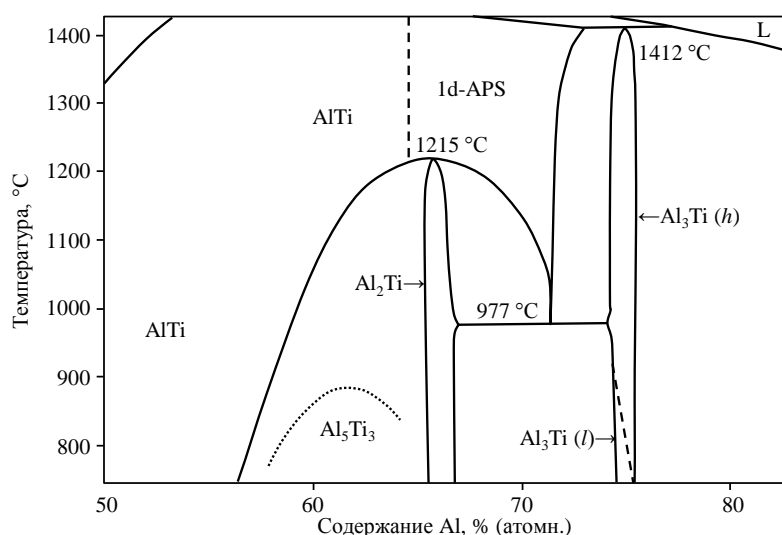


Рис. 2. Диаграмма системы Al–Ti в области нахождения фаз *h*-Al₂Ti, *r*-Al₂Ti и Al₅Ti₃ (1d-APS – одномерные противофазные структуры)

Фазовые превращения в интерметаллиде Al₂Ti

В работе [15] при анализе сплавов составов от 59 до 62 % (атомн.) Al показано, что микроструктура сплавов зависит не только от составов, но и от способа их получения. Результаты исследований приведены в табл. 2.

Таблица 2

Фазовый состав сплавов с 59,5; 60 и 60,5 % (атомн.) Al после плавки во взвешенном состоянии и сплава с 59,7 % (атомн.) Al после центробежной заливки

Состав сплава, % (атомн.) Al	Процесс производства	Состояние образца	Качественный фазовый состав, полученный с помощью	
			ТЭМ	СЭМ
59,5	ВС	Исходное	AlTi, Al ₅ Ti ₃ , Al ₂ Ti	AlTi, Al ₂ Ti
		Отжиг при 1000 °С, 100 ч	AlTi, <i>r</i> -Al ₂ Ti	AlTi, <i>r</i> -Al ₂ Ti
60,0	ВС	Исходное	AlTi, Al ₅ Ti ₃	–
		Отжиг при 800 °С, 500 ч	AlTi, Al ₅ Ti ₃ , <i>h</i> -Al ₂ Ti	–
		Отжиг при 950 °С, 200 ч	AlTi, <i>r</i> -Al ₂ Ti	–
60,5	ВС	Исходное	AlTi, Al ₅ Ti ₃ , <i>h</i> -Al ₂ Ti	–
		Отжиг при 800 °С, 1000 ч	–	AlTi, Al ₅ Ti ₃ , Al ₂ Ti
59,7	ЦЗ	Исходное	AlTi, Al ₅ Ti ₃	–
		Отжиг при 950 °С, 200 ч	AlTi, <i>r</i> -Al ₂ Ti	–
		Отжиг при 1000 °С, 100 ч	–	AlTi, Al ₂ Ti

Примечание. ВС – плавка во взвешенном состоянии; ЦЗ – центробежная заливка; ТЭМ и СЭМ – трансмиссионная и сканирующая электронная микроскопия соответственно.

Из представленных данных видно, что сплавы, изготовленные способом ВС или ЦЗ, обеспечивают сплавам метастабильный фазовый состав, состоящий из матричной фазы AlTi и вторичных фаз Al₅Ti₃ и *h*-Al₂Ti. В соответствии с диаграммой состояния при температурах <1215 °С в структуре сплавов должна присутствовать фаза *r*-Al₂Ti, однако этого не происходит, так как образование фазы *r*-Al₂Ti осуществляется двумя способами, показанными на рис. 3.

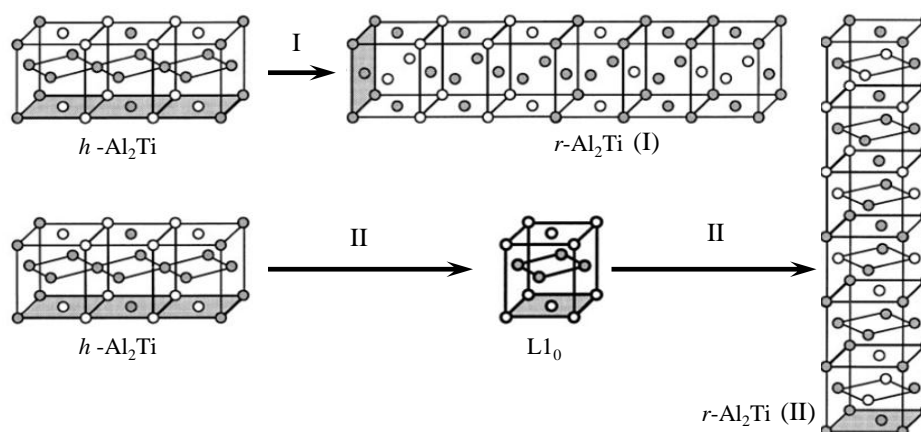


Рис. 3. Схема перестройки кристаллических решеток фазы *h*-Al₂Ti в фазу *r*-Al₂Ti по I и II вариантам [14]

Образование фаз Al₅Ti₃ и *h*-Al₂Ti, осуществляемое в ходе низкотемпературной термообработки, наблюдалось в литых образцах [16]. Фаза Al₅Ti₃ очень неустойчива

при температурах $>900\text{ }^{\circ}\text{C}$, в то время как фаза $h\text{-Al}_2\text{Ti}$ стабильна до температур $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$. Сплав, содержащий 58 % (атомн.) Al, после отжига при температуре $<800\text{ }^{\circ}\text{C}$ имел матричную фазу $\gamma\text{-AlTi}$ и вторую фазу Al_5Ti_3 , которая исчезала при нагреве, превращаясь в фазу $h\text{-Al}_2\text{Ti}$. В сплаве, содержащем 62,5 % (атомн.) Al, при температурах $<800\text{ }^{\circ}\text{C}$ наблюдались выделения фазы Al_5Ti_3 , превращающиеся с повышением температуры в фазу $h\text{-Al}_2\text{Ti}$ [15–18]. Фаза Al_5Ti_3 наблюдалась в области гомогенности в упорядоченном состоянии в виде монокристалла с характерными антифазными границами [19]. Двухступенчатый отжиг сплава, содержащего 62,5 % (атомн.) Al, при температурах 1200 и $750\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 2 сут, привел к образованию в его структуре зерен фазы Al_5Ti_3 [20, 21]. В образце сплава аналогичного состава, полученного методом зонной плавки и затем термообработанного при температуре $750\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 2 сут, матричная структура также состояла из фазы Al_5Ti_3 [22], а при отжиге при температуре $930\text{ }^{\circ}\text{C}$ сформировалась ламеллярная структура $\gamma\text{-AlTi}+r\text{-Al}_2\text{Ti}$ [23].

Образование метастабильной фазы Al_5Ti_3 из матричной фазы AlTi происходит при упорядоченном замещении титана алюминием на титановой плоскости (002) в решетке AlTi. Фаза Al_5Ti_3 не является обособленной второй фазой и присутствует в фазе AlTi в виде локальных упорядоченных областей, состоящих из небольших доменов, растущих когерентно в матрице AlTi с низким индексом межрешеточных плоскостей [20–23].

Температура превращения фазы Al_5Ti_3 при нагреве зависит от состава сплава (рис. 2) и имеет температурный максимум при содержании Al $\sim 62,5\%$ (атомн.), соответствующего составу фазы Al_5Ti_3 , а температура распада этой фазы зависит от продолжительности отжига в области стабильности (пунктирная область на рис. 2).

Низкотемпературная фаза $r\text{-Al}_2\text{Ti}$ при охлаждении быстро не образуется, а только через превращения в фазы Al_5Ti_3 и $h\text{-Al}_2\text{Ti}$, которые имеют близкое соответствие структуре AlTi. Кристаллографический анализ показал, что существует соответствие между структурами AlTi и Al_5Ti_3 или AlTi и $h\text{-Al}_2\text{Ti}$, но такое соответствие не наблюдается между структурами AlTi и $r\text{-Al}_2\text{Ti}$. При охлаждении из однофазной области AlTi, фазы Al_5Ti_3 и $h\text{-Al}_2\text{Ti}$ могут быстро образовываться за счет диффузии, а образование фазы $r\text{-Al}_2\text{Ti}$ требует большего времени [11, 24, 25].

Область существования (гомогенности) фазы $r\text{-Al}_2\text{Ti}$ находится в диапазоне концентраций (65–67) % (атомн.) Al при температуре до $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$. Расположение атомов алюминия в узлах кристаллической решетки $r\text{-Al}_2\text{Ti}$ не характерно для $L1_0$ -структуры. Это объясняет комплексность диффузионного процесса зарождения и превращения фазы Al_5Ti_3 в фазу $r\text{-Al}_2\text{Ti}$ [26–28]: сначала происходит быстрое образование фазы Al_5Ti_3 , после этого – метастабильной фазы $h\text{-Al}_2\text{Ti}$. Дальнейшее образование фазы $r\text{-Al}_2\text{Ti}$ наблюдается после отжига при температуре $\sim 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Литейные технологии производства

литья интерметаллида $\gamma\text{-AlTi}$ и сплавов на основе фазы Al_2Ti

При выборе композиции литейного сплава в первую очередь следует обратить внимание на его литейные свойства, такие как жидкотекучесть и склонность к образованию усадочных дефектов, которые можно определить, анализируя фазовую диаграмму системы Al–Ti (рис. 4).

С точки зрения литейных свойств фазовую диаграмму Al–Ti можно условно разделить на две части. В левой части находятся сплавы с содержанием до 75 % (атомн.) Al – в частности, α - и α_2 -сплавы, γ -сплавы и сплавы на основе соединения Al_2Ti . Эти сплавы имеют узкие интервалы кристаллизации – в пределах $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ (рис. 5).

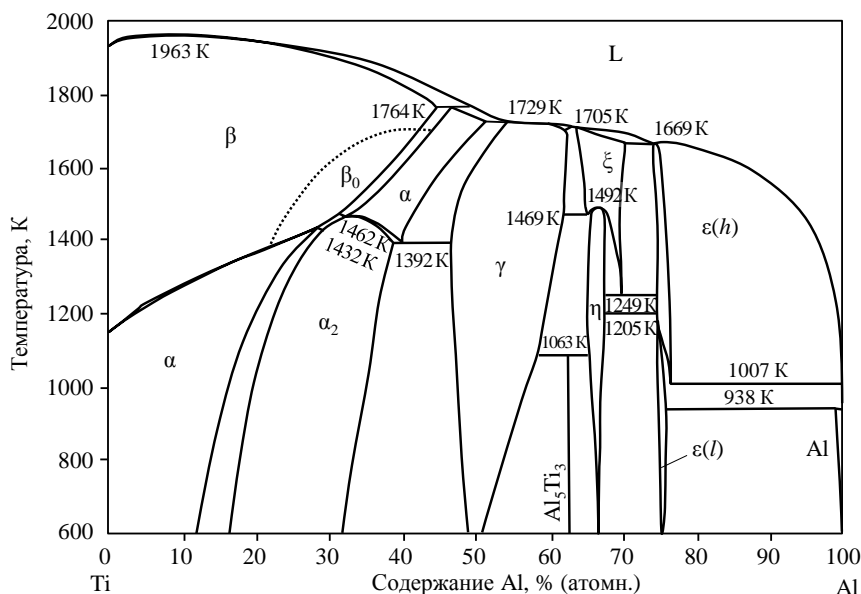


Рис. 4. Фазовая диаграмма системы Al–Ti [29]

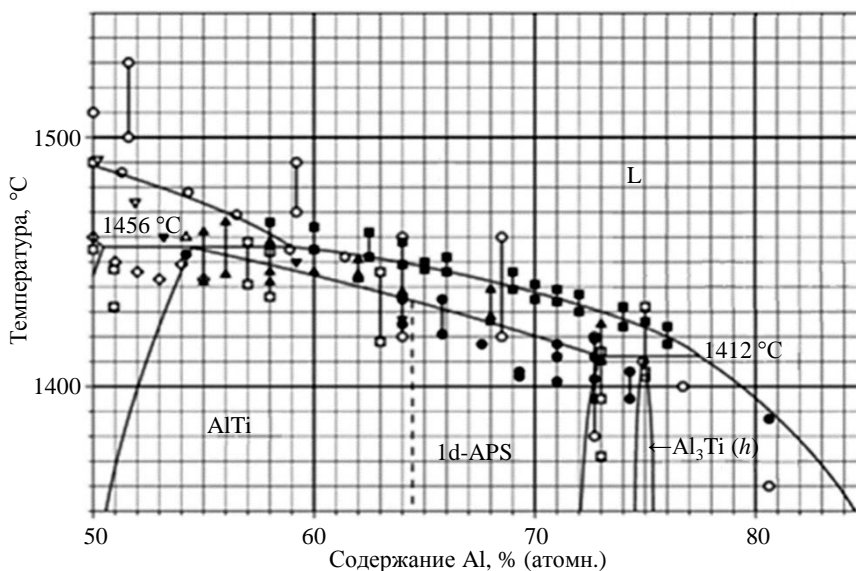


Рис. 5. Температуры солидус и ликвидус сплавов в обогащенной алюминием части диаграммы Al–Ti [12] (1d-APS – одномерные противофазные структуры)

Подобные сплавы имеют хорошую жидкотекучесть. Повышенная жидкотекучесть означает, что расплав будет сравнительно легко заполнять полость формы при минимальной температуре перегрева, что, в свою очередь, сведет к минимуму вероятность образования дефектов усадочного характера в теле отливки. В правой части находятся фазы, содержащие >75 % (атомн.) Al, а именно – композиции на основе соединения Al_3Ti . Такие сплавы кристаллизуются в широком диапазоне температур (по различным оценкам) – от 400 до 800 °C [12], что обуславливает их низкую жидкотекучесть. Пониженная жидкотекучесть сплавов обуславливает заливку расплава со значительным перегревом, что приводит к развитию усадочных дефектов в отливке. Таким образом, использование сплавов с содержанием алюминия >75 % (атомн.) представляется

малоперспективным для получения бездефектных отливок. Поэтому поиски инновационных алюминий-титановых сплавов, перспективных с точки зрения изготовления литых изделий, сконцентрированы в областях диаграмм состояния, прилегающих к γ -сплавам. Наибольшее распространение получили сплавы на основе AlTi, применяемые для изготовления лопаток турбин низкого давления [30].

В исследовании [31] проводилась оценка жидкотекучести и заполняемости формы γ -сплавом состава Ti-34,5Al-Nb-Cr (в % (по массе)) путем заливки спиральной пробы на жидкотекучесть и вертикальной пробы Чикеля. Формы для отбора проб вытачивали из блочного графита. Спиральная проба представляет собой спиральный канал треугольного сечения. Результаты по определению жидкотекучести приведены на рис. 6. Проба Чикеля имеет несколько вертикальных каналов диаметром 2, 4, 6 и 8 мм, равноудаленных от центрального стояка. Результаты заполняемости пробы Чикеля приведены на рис. 7.

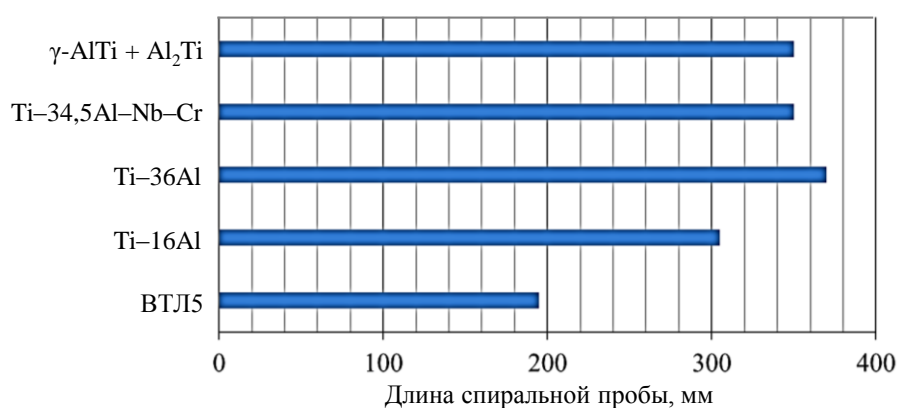


Рис. 6. Жидкотекучесть различных титановых сплавов [31].
Данные по сплаву γ -AlTi + Al₂Ti – ориентировочные

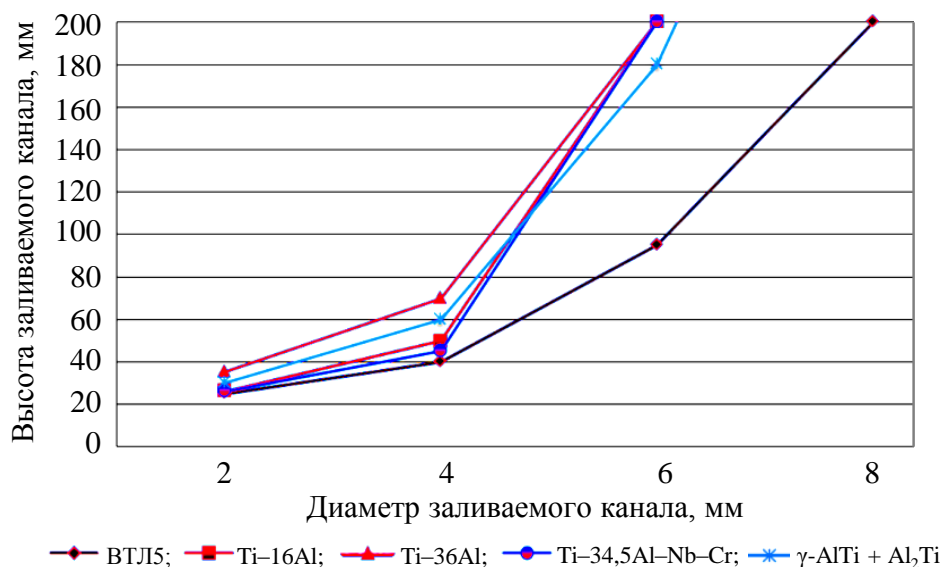


Рис. 7. Заполняемость различными сплавами графитовой пробы Чикеля [31].
Данные по сплаву γ -AlTi + Al₂Ti – ориентировочные

В обогащенной алюминием области фазовой диаграммы Al–Ti особый интерес вызывают сплавы на основе Al_2Ti благодаря их пониженной плотности и высоким показателям удельной прочности и коррозионной стойкости. Теплофизические характеристики интерметаллидов AlTi и Al_2Ti приведены в табл. 3.

Таблица 3

**Физико-механические свойства интерметаллидов AlTi, Al_2Ti
и никелевого сплава Inconel 713C [32]**

Свойства	Значения свойств для литого сплава		
	AlTi	Al_2Ti	Inconel 713C (аналог сплава ЭП718)
Плотность, кг/м ³	3800	3560	7910
Температура плавления, °C	1460	1440	1380
Модуль упругости, ГПа	176	208	209
Модуль сдвига, ГПа	70	88	80,8
Коэффициент Пуассона	0,23	0,26	0,3
Предел прочности при растяжении, МПа	550	220 (700*)	840
Относительное удлинение, %	0,5–1	0,04 (4,5*)	10
Стойкость к окислению за 100 ч при температуре 900 °C, г/м ²	1,1–1,3	1,1–1,6	>12

* Данные получены при испытаниях на сжатие.

Как видно из представленных данных, интерметаллид Al_2Ti обладает низкой плотностью, повышенным удельным модулем упругости и жаростойкостью, превосходящей жаростойкость никелевого сплава Inconel 713C. Основным недостатком интерметаллида Al_2Ti являются крайне низкие прочность и пластичность.

**Особенности металлургического производства сплавов
на основе интерметаллида Al_2Ti**

Основным способом производства алюминиевых сплавов является плавка в огнеупорном тигле, осуществляемая в печах сопротивления или в индукционной печи на воздухе или в инертной атмосфере. Такая технология обеспечивает получение однородных по составу слитков и качественных отливок за счет того, что активные компоненты воздуха (азот и кислород) не растворяются в алюминиевых сплавах, а образуют тугоплавкие соединения (оксиды и нитриды), которые отшлаковываются и сравнительно легко удаляются с поверхности расплава. Технологическая сложность получения алюминиевых сплавов с содержанием титана >15 % (по массе) заключается в том, что при его больших количествах наблюдается коррозионное взаимодействие титана с материалом тигля, что приводит не только к загрязнению расплава неметаллическими соединениями, но и повышает риск его прогорания. Поэтому для получения сплавов с содержанием титана, соответствующих интерметаллиду Al_2Ti (Al–33 % (атомн.) Ti), необходимо использовать вакуумную технологию выплавки слитков. Эта технология включает два способа выплавки – вакуумно-дуговая плавка (ВДП) с расходуемым электродом и вакуумная индукционная плавка (ВИП) с охлаждаемым тиглем. Каждый из этих видов плавки имеет свои преимущества и недостатки.

Так, ВДП позволяет получать различные по составу сплавы титана практически со всеми легирующими элементами – как легкоплавкими, так и тугоплавкими, обеспечивая требуемый состав сплавов. Ограничение использования этого вида выплавки

слитков связано с трудностями получения расходуемых электродов, содержащих большой процент (больше 50–60 %) хрупких шихтовых материалов – обычно лигатур, которые не позволяют изготавливать крупногабаритные электроды ввиду возможности их разрушения под собственной массой. Другое ограничение связано с необходимостью многократных переплавов для достижения гомогенности слитка при содержании >50 % (по массе) легирующих элементов и постоянной подшихтовки выгорающих элементов. Поэтому наиболее подходящим для этих целей, вместо многократного вакуумно-дугового переплава, является метод ВИП.

В настоящее время ВИП с охлаждаемым подом применяется при производстве малогабаритных слитков интерметаллидных сплавов всех типов, поскольку обеспечивает более равномерное распределение компонентов за счет перемешивания расплава, выдержку и охлаждение слитка с заданной скоростью. Основным недостатком этого способа является высокая энергоемкость процесса и материальные затраты на используемое оборудование.

С учетом вышеизложенного технологический процесс получения слитков из сплавов на основе интерметаллида Al_2Ti должен состоять из следующих этапов:

- подготовка исходной шихты – титановой губки, алюминия и многокомпонентных лигатур легирующих элементов;
- изготовление расходуемых электродов способом проходного прессования;
- многократная ВДП слитков под заданный размер.

Для получения отливок целесообразно использовать ВИП с последующей разливкой в керамические формы, полученные по выплавляемым моделям.

Теплофизические и механические свойства литых заготовок из сплавов на основе интерметаллидов $AlTi$ и Al_2Ti

Некоторые теплофизические свойства интерметаллидов $AlTi$ и Al_2Ti представлены в табл. 4 [32].

Таблица 4

Теплофизические свойства интерметаллидов $AlTi$ и Al_2Ti

Свойства	Значения свойств для литого сплава на основе	
	$AlTi$	Al_2Ti
Температуры солидус/ликвидус, °С	1460/1440	1480/1450
Температурный коэффициент линейного расширения: $\alpha \cdot 10^6 \text{ K}^{-1}$	11,5–16	10,5–13
Коэффициент теплопроводности λ , Вт/(м·К)	20	25
Удельная теплоемкость c_p , кДж/(кг·К)	~560	~600
Жидкотекучесть (ориентировочные значения), мм	350	350

Из представленных данных видно, что по основным теплофизическим свойствам интерметаллиды $AlTi$ и Al_2Ti имеют близкие значения параметров, поэтому технологический процесс получения отливок из сплавов на основе Al_2Ti будет во многом повторять разработанные технологии для сплавов состава $AlTi$.

В работе [33] приведены свойства слитков и фасонных отливок из сплава состава (в % (по массе)) $Ti-48Al-2Nb-2Cr$, полученных дуговой плавкой с расходуемым электродом на титановом гарнисаже. Размеры отливок приведены в табл. 5.

С целью уплотнения отливки подвергали горячему изостатическому прессованию (ГИП) в среде аргона при температуре 1100–1250 °С и давлении 1400–1500 ат

(140–150 МПа), а с целью изменения структуры – термической обработке, режимы которой варьировали в пределах: температура 1100–1300 °С, продолжительность 1–50 ч, охлаждение в воде, на воздухе или с печью. После ГИП из отливок клапана были изготовлены образцы для механических испытаний, на которых оценивали уровень свойств в процессе растяжения при температурах 20, 700 и 800 °С. Все образцы для механических испытаний подвергали термической обработке по режиму: 800 °С, 3 ч – для снятия напряжений и стабилизации структуры.

Таблица 5

Размеры отливок с различным поперечным сечением

Наименование отливки	Диаметр, мм	Толщина, мм	Длина, мм
Слиток	90	–	600
Накладка	140	20–35	–
Клапан			
головка	40	5–15	–
ножка	14	–	90
Крыльчатка			
стержень	23	–	60
лопасть	–	2	25

Отмечена характерная особенность литого металла – дендритная пористость. В расположении пор в объеме наблюдалась четкая закономерность: самые крупные поры и полости размером 200–2000 мкм располагались в осевых зонах отливок. Ширина пораженной крупными порами зоны составляла 1–3 мм при диаметре отливок 10 мм и увеличивалась до 6–8 мм при диаметре отливок 30–40 мм. К зоне грубых пор примыкала зона шириной 2–3 мм, в которой наблюдалась разветвленная пористость, в которой узкие, протяженные полости шириной 10–50 мкм образовывали дендритный рисунок. Наряду с указанными сравнительно крупными порами в металле присутствовало значительное количество мелких единичных пор размером не более 3–5 мкм. Они располагались по всему объему отливок, в том числе и в поверхностных зонах. Поры всех типов расположены в микрообъемах структуры, занимаемых массивной γ -фазой. С уменьшением размеров отливок, сопровождаемым измельчением дендритной структуры металла, измельчаются поры всех типов.

Под влиянием ГИП происходило залечивание пор. Полное удаление пор в отливках достигалось при ГИП по режиму: температура 1200 °С, давление 140 МПа в течение 3 ч. Залечивание пор сопровождалось существенным изменением структуры металла. В микрообъемах, примыкающих к порам, наблюдалась деформация, осуществляемая преимущественно за счет деформации массивной пластинчатой γ -фазы путем скольжения и замены ее на зеренную структуру γ - и α -фаз.

При термообработке с нагревом до температур двухфазной ($\gamma + \alpha$)-области, следующей после ГИП, продолжается разрушение ламеллярной структуры и замена ее зеренной. Этот процесс при термообработке происходит, по-видимому, за счет напряжений, возникающих из-за значительного объемного эффекта фазового превращения $\gamma \rightarrow \alpha$. Последовательность изменения структуры при термообработке та же, что и при ГИП. В заключение авторы работы [33] делают вывод о том, что изменяя число циклов термообработки, каждый из которых состоит из операций нагрева, выдержки и охлаждения, можно без применения деформации получить двухфазную структуру

с регламентированным соотношением объемных долей ламеллярных и зеренных участков, а также полностью зеренную структуру γ - и α -фаз.

В табл. 6 приведены значения механических свойств, полученные при испытаниях на растяжение образцов из клапана двигателя внутреннего сгорания при различных температурах.

Таблица 6

Механические свойства полуфабрикатов из сплава на основе AlTi

Вид полуфабриката	Температура испытания, °C	σ_b	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ
		МПа		%	
Слиток	20	350–400	–	0,1–0,5	–
	700	430	–	1,0–1,5	–
Фасонное литье, клапан	20	558	558	0,5–0,8	–
	700	508	484	8,5	4,5
	800	520	475	25,3	51,2

Таким образом, предел прочности для фасонной отливки при 20 °C составил ~560 МПа, а при повышении температуры испытания ≥ 700 °C уменьшился до 510–520 МПа. Этот уровень прочности заметно больше, чем у массивного слитка. Уровень пластических характеристик фасонной отливки также превосходит уровень пластичности слитка в пределах всего температурного диапазона испытаний.

В исследовании [34] испытывали образцы интерметаллида Al_2Ti . Заготовки под образцы получали тремя способами:

- литьем без дополнительной обработки;
- литьем с последующей ГИП-обработкой при температуре 1150 °C, давлении ~70 МПа в течение 4 ч;
- прессованием порошка, затем также обработанного ГИП при температуре 1150 °C, давлении ~172 МПа в течение 4 ч.

Из полученных заготовок с применением электроэрозии изготавливали образцы размером до 10 мм. Образцы подвергали испытаниям на сжатие и стойкость к окислению, кроме того определяли температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР).

Результаты испытаний приведены на рис. 8–11 и в табл. 7.

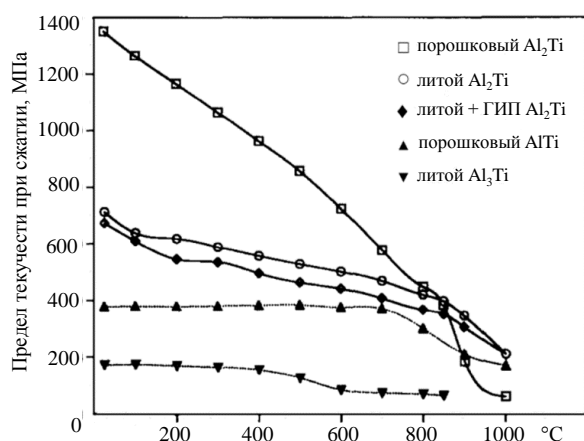


Рис. 8. Предел текучести при сжатии образцов из интерметаллидов AlTi, Al₂Ti и Al₃Ti

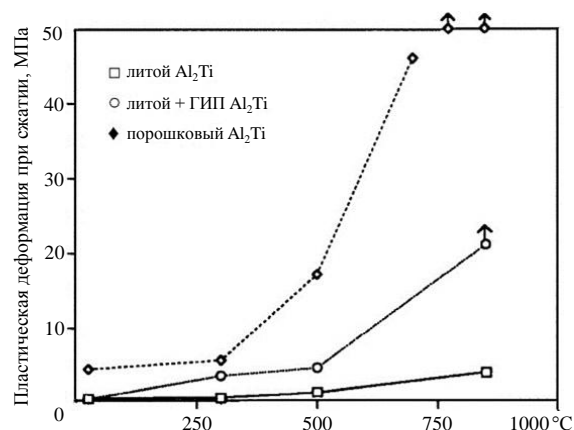


Рис. 9. Пластическая деформация при сжатии образцов из интерметаллида Al₂Ti

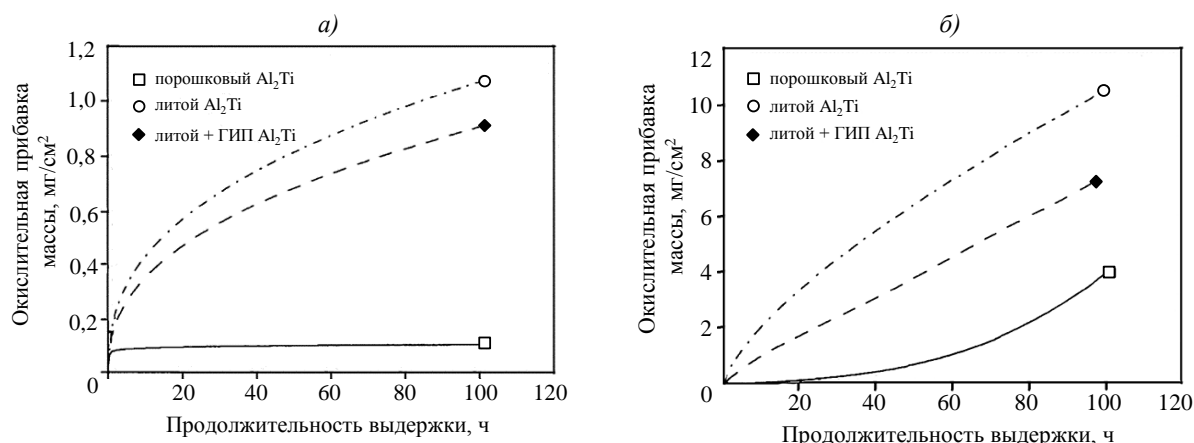


Рис. 10. Прибавка массы образцов из интерметаллида Al_2Ti за 100 ч при температурах 815 (а) и 980 °С (б)

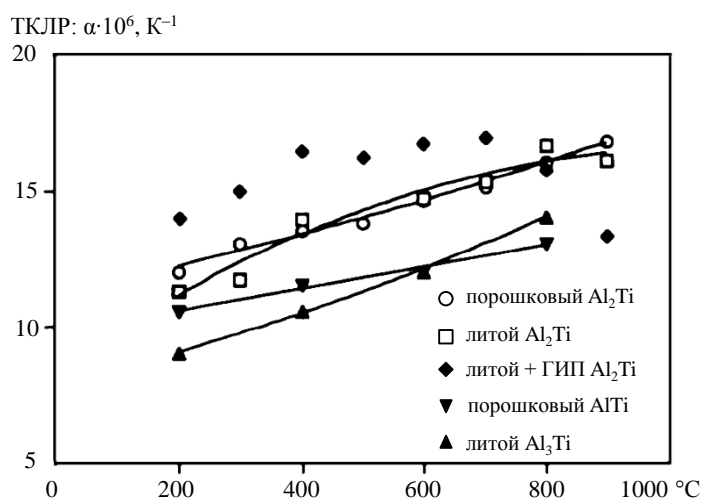


Рис. 11. Температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР) образцов из интерметаллидов $AlTi$, Al_2Ti и Al_3Ti

Таблица 7

Сравнительная прибавка массы для интерметаллидов Al_2Ti , Al_3Ti и $AlTi$

Температура испытания, °С	Прибавка массы, mg/cm^2 , для образцов из интерметаллидов					
	порошкового Al_2Ti	литого + ГИП Al_2Ti	литого Al_2Ti	Al_3Ti	$Ti-48Al + X^*$	$Ti-21Al$
815	0,15	0,9	1,1	~0,8	1,3–8,4	~6
982	3,9	7,4	10,5	–	24–60	14 (при 900 °С)

*X: Mn, W, V, Cr.

Изготовленный из порошка образец показал наилучшее сопротивление сжатию при комнатной температуре, однако при температурах около 750–800 °С его пластичность резко увеличивалась до 60 % и более. Стойкость к окислению больше у порошкового образца во всем диапазоне исследованных температур.

Таким образом, литой интерметаллидный однофазный сплав Al_2Ti проявляет сравнительно низкие свойства в литом состоянии, ГИП-обработка незначительно повышает стойкость к окислению и пластичность при температурах от 200 до 900 °С.

Причины низкой технологичности однофазного соединения Al_2Ti и сплавов на его основе изучены в работах [35–37]. Отсутствие достаточного количества плоскостей скольжения и большое количество оборванных связей по границам зерен приводит к торможению дислокаций по границам зерен, что связывается с высокой твердостью и низкой пластичностью данных интерметаллидов и является основными причинами низкой технологичности однофазных сплавов. Выделение фаз $h-Al_2Ti$ и Al_5Ti_3 в двухфазной системе также приводит к охрупчиванию сплава.

В дальнейшем, с целью повышения технологических свойств интерметаллидных сплавов, продолжены исследования этих сплавов в двухфазной области $\gamma-AlTi + r-Al_2Ti$ [38–41]. Однако исследование в этой области и изучение двойных сплавов с различной структурой не обеспечили комплекса требуемых свойств в литых сплавах.

Помимо исследований самой двухфазной составляющей изучена возможность легирования алюминий-титановой матрицы различными элементами. В работе [42] исследованы предпосылки создания тройных интерметаллидных сплавов и выбраны наиболее перспективные легирующие элементы, такие как Ni, Nb, Cu, Ta, Co, Mn, V.

В работе [43] приведены исследования тройного сплава состава (в % (по массе)) $Al-36Ti-2Nb$, изготовленного центробежным литьем. Проведенные испытания образцов показали характерные для этого класса соединений стойкость к ползучести и окислению при температурах до $950\text{ }^\circ\text{C}$, однако пластичность при комнатной температуре оказалась неудовлетворительной. При температуре $950\text{ }^\circ\text{C}$ сплав продемонстрировал пластичность 3 % при пределе прочности 170 МПа.

Заключения

Интерметаллидные сплавы на основе соединения Al_2Ti являются перспективными материалами для разработки жаропрочных сплавов для двигательных и энергетических установок благодаря их низкой плотности ($3,5\text{--}3,8\text{ г/см}^3$), высокой удельной прочности и стабильности при температурах до $950\text{ }^\circ\text{C}$.

Широкое применение литейных интерметаллидных сплавов с высоким содержанием алюминия (>65 % (атомн.)) сдерживает их недостаточная технологичность вследствие низких пластических (δ – до 0,5 % при температуре испытания $20\text{ }^\circ\text{C}$) и прочностных свойств ($\sigma_b \leq 220\text{ МПа}$). Однако преимуществом данного класса сплавов является высокая прочность при сжатии (от 700 до 1400 МПа) и стойкость к окислению при высоких температурах (от 7,5 до 10,5 мг/см² в зависимости от способа термообработки).

Низкая технологичность и обрабатываемость обуславливают необходимость использования литейных методов получения слитков и фасонных отливок из сплавов на основе однофазного (Al_2Ti) и двухфазного ($\gamma-AlTi + r-Al_2Ti$) интерметаллидов. Анализ фазовой диаграммы позволяет утверждать, что данные сплавы имеют хорошие литейные свойства – жидкотекучесть (300–350 мм) и заполняемость (на уровне γ -сплавов), не требующие сильного перегрева выше температуры солидус.

Наиболее перспективным способом получения литых изделий из алюминидов титана является существующая технология изготовления слитков путем многократного вакуумно-дугового переплава и дальнейшего получения фасонных отливок путем вакуумной индукционной плавки в печи с охлаждаемым тиглем с разливкой в керамические формы.

С целью повышения пластических и прочностных свойств сплавов на основе Al_2Ti и $\gamma-AlTi + r-Al_2Ti$ следует продолжать исследования в области многокомпонентного макро- и микролегирования сплавов элементами Ni, Nb, Cu, Ta, Co, Mn, V. Легированные сплавы на основе фазы $\gamma-AlTi + r-Al_2Ti$ позволят существенно снизить массу конечных деталей и узлов энергетических установок и в итоге массу наземных и летательных аппаратов по сравнению с применяемыми в настоящее время жаропрочными никелевыми сплавами и некоторыми γ -сплавами.

Библиографический список

1. Каблов Е.Н., Бакрадзе М.М., Громов В.И., Вознесенская Н.М., Якушева Н.А. Новые высокопрочные конструкционные и коррозионностойкие стали для аэрокосмической техники разработки ФГУП «ВИАМ» (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 1 (58). С. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-3-11.
2. Антипов В.В. Перспективы развития алюминиевых, магниевых и титановых сплавов для изделий авиационно-космической техники // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № 5. С. 186–194. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-186-194.
3. Каблов Е.Н. ВИАМ: материалы нового поколения для ПД-14 // *Крылья Родины*. 2019. № 7–8. С. 54–58.
4. Каблов Е.Н., Бондаренко Ю.А., Колодяжный М.Ю., Сурова В.А., Нарский А.Р. Перспективы создания высокотемпературных жаропрочных сплавов на основе тугоплавких матриц и естественных композитов // *Вопросы материаловедения*. 2020. № 4 (104). С. 64–78.
5. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. № 5. С. 7–17.
6. 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.
7. Appel F., Clemens H., Fischer F. Modeling concepts for intermetallic titanium aluminides // *Journal of Progress Materials Science*. 2016. Vol. 81. P. 55–124.
8. Bewlay B.P., Nag S., Suzuki A., Weimer M.J. Titi alloys in commercial aircraft engines materials at high temperatures // *Journal of Materials at High Temperatures*. 2016. Vol. 33. No. 5. P. 549–559.
9. Appel F., Paul J.D.H., Oehring M. Application, Component Assessment, and Outlook // *Gamma Titanium Aluminide Alloys: Science and Technology*. Weinheim: Wiley-VCHg Verlag, 2011. P. 729–738.
10. Алтунин Ю.Ф., Глазунов С.Г. Двойные сплавы титан-алюминий // *Титан в промышленности*. М.: Оборонгиз, 1961. С. 5–30.
11. Алтунин Ю.Ф., Глазунов С.Г. Высокожаропрочные титановые сплавы // *Титан в промышленности*. М.: Оборонгиз, 1961. С. 245–253.
12. Schuster J.C., Palm M. Reassessment of the binary aluminium-titanium phase diagram // *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*. 2006. Vol. 27. P. 255–277.
13. Batalu D., Cosmeleata G., Aloman A. Critical analysis of the Ti–Al phase diagrams // *University Politehnica of Bucharest: Scientific Bulletin, Series B*. 2006. Vol. 68. No. 4. P. 77–90.
14. 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.
15. Palm M., Engberding N., Stein F. et al. Phase and evolution of microstructures in Ti–60 Al at. % // *Journal of Acta Materialia*. 2012. Vol. 60. P. 3559–3569.
16. Stein F., Zhang L., Sauthoff G., Palm M. TEM and DTA study on the stability of Al₅Ti₃ and h-Al₂Ti-superstructures in aluminium-rich TiAl alloys // *Journal of Acta Materialia*. 2001. Vol. 49. No. 15. P. 2919–2932.
17. 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.
18. Nakano T., Hayashi K., Umakoshi Y. et al. 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.
19. Nakano T., Negishi A., Hayashi K., Umakoshi Y. Ordering process of Al₅Ti₃, h-Al₂Ti and r-Al₂Ti 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.
20. Nakano T., Hayashi K., Nagasawa Y., Umakoshi Y. Plastic Deformation Behavior of Al₅Ti₃ Single-Phase Crystal // *MRS Proceedings*. 2002. Vol. 753. DOI: 10.1557/PROC-753-BB5.8.
21. Hata S., Higuchi K., Itakura M. et al. Shot-range order in Al-rich γ -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.
22. Hayashi K., Nakano T., Umakoshi Y. Metastable region of Al₅Ti₃ 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.

23. Hata S., Higuchi K., Mitate T. 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.
24. Hata S., Nakano T., Higuchi K.Y. 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.
25. Hata S., Higuchi K., Mitate T. et al. HRTEM image contrast and atomistic microstructures of long-period ordered Al-rich TiAl alloys // *Journal of Electronic Microscopie*. 2000. Vol. 53. No. 1. P. 1–9.
26. Sturm D., Heimaier H., Saage H. et al. Creep strength of a binary Al₆₂Ti₃₈ alloy // *International Journal Materials Research*. 2010. Vol. 101. No. 5. P. 676–679.
27. 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.
28. Palm M., Engberding N., Stein F., Kelm K., Irsen S. Phase and evolution of microstructures in Ti–60 at. % Al // *Journal of Acta Materialia*. 2012. Vol. 60. P. 3559–3569.
29. Witusiewicz V.T., Bondar A.A., Hecht U. et al. The Al–B–Nb–Ti system. III. Thermodynamic reevaluation of the constituent binary system Al–Ti // *Journal of Alloys and Compounds*. 2008. Vol. 465. No. 1–2. P. 64–77.
30. Жаропрочные интерметаллидные сплавы // ФГУП «ВИАМ»: офиц. сайт. URL: <https://viam.ru/review/2942> (дата обращения: 24.03.2021).
31. Анташев В.Г., Иванов В.И., Ясинский К.К. Разработка технологии получения литых деталей из интерметаллидного сплава TiAl и их использование в конструкциях // *Технология легких сплавов*. 1996. № 3. С. 20–23.
32. Ночовная Н.А., Иванов В.И., Авилочев Л.Ю. Интерметаллидное соединение Al_xTi – перспективный материал для повышенных температур (обзор). Часть 1. Кристаллическая структура и свойства интерметаллидного соединения Al₂Ti // *Труды ВИАМ*. 2021. № 3 (97). Ст. 03. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 12.04.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-3-28-43.
33. Лукьянычев С.Ю., Шаханова Г.В., Смирнова Т.Р., Горюнова Г.В. Структура и свойства полуфабрикатов из сплава Ti–48Al–2Nb–2Cr на основе интерметаллида TiAl, полученных методом фасонного литья // *Технология легких сплавов*. 1996. № 3. С. 16–19.
34. Benci J.T., Ma J.C., Feist F. Evaluation of the intermetallic compound Al₂Ti for elevated – temperature application // *Materials Science Engineering A*. 1995. Vol. 192. P. 38–44.
35. Durlu N., Inal O.T. Ll₂-type ternary titanium aluminides as electron concentration phases // *Journal of Materials Science*. 1992. Vol. 27. No. 12. P. 3225–3230.
36. Wu Z.L., Pope D.P. Ll₂ Al₃Ti-based alloys with Al₂Ti precipitates – I. Structure and stability of the precipitates // *Acta Metallurgica et Materialia*. 1994. Vol. 42. Is. 2. P. 509–518. DOI: 10.1016/0956-7151(94)90505-3.
37. Wu Z.L., Pope D.P. Ll₂ Al₃Ti-based alloys with Al₂Ti precipitates – II. Deformation behavior of single crystals // *Acta Metallurgica et Materialia*. 1994. Vol. 42. Is. 2. P. 519–526. DOI: 10.1016/0956-7151(94)90506-1.
38. Каблов Е.Н., Кашапов О.С., Медведев П.Н., Павлова Т.В. Исследование двухфазного титанового сплава системы Al–Ti–Sn–Zr–Si–β-стабилизаторы // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 1 (58). С. 30–37. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-30-37.
39. Zhang W.J., Reddy B.V., Deeve S.C. Physical properties of TiAl alloys // *Journal of Scripta Materialia*. 2001. Vol. 45. No. 6. P. 645–651.
40. Paninsky M., Drevermann A., Schmitz G.J. et al. Casting and properties of Al-rich Ti–Al alloys // *Proceedings International Conference «Ti-2007. Science and Tecnology»*. The Japan Institute of Metals, 2007. P. 1059–1062.
41. Sturm D., Heilmaer M., Saage H. et al. Creep strength of centrifugally cast Al-rich TiAl alloys // *Journal of Materials Science and Engineering A*. 2009. Vol. 51–511. P. 373–376.
42. Деменок А.О., Ганеев А.А., Деменок О.Б., Кулаков Б.А. Выбор легирующих элементов для сплавов на основе алюминидов титана // *Вестник ЮУрГУ. Сер.: Металлургия*. 2013. № 1. С. 95–102.
43. Sturm D. Herstellung und Eigenschaften Al-reicher TiAl Legierungen: dissertation zur Erlangung des akademischen Grades. Magdebur: Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, 2010. 118 p.