

ИНТЕРМЕТАЛЛИДЫ ТИТАНА. ОСОБЕННОСТИ, СВОЙСТВА, ПРИМЕНЕНИЕ (Обзор)

С. Г. Григоренко, Г. М. Григоренко, О. М. Задорожнюк

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.
03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Приведены литературные данные о физических и механических свойствах наиболее значимых для практического применения интерметаллидов титана. Благодаря уникальным свойствам интерметаллиды титана находят применение в: медицине (производство стентов, эндопротезов, имплантатов), двигателестроении, энергогенерирующих и турбовентиляционных установках, газотурбинных системах, ракетной технике, самолетостроении, бронетехнике, химическом машиностроении, пищевой промышленности и автомобилестроении. Рассмотрены особенности таких интерметаллидов, как алюминиды, силициды, бориды и никелиды титана. Приведены сведения о перспективах их применения. Помимо выплавки деталей из интерметаллидов с помощью центробежного литья в последние годы все больше ученых склоняются к применению аддитивных технологий. Приведены основные методы и источники энергии для получения 3D изделий. Библиогр. 29, ил. 4.

Ключевые слова: интерметаллидные соединения; алюминиды титана; силициды титана; бориды титана; никелиды титана; свойства; аддитивное производство

В настоящее время повышение эффективности авиадвигателей и аналогичных силовых установок становится невозможным без использования принципиально новых конструкционных материалов. Современные жаропрочные сплавы, основанные на твердорастворном и дисперсионном упрочнении, уже не могут в полной мере удовлетворить требования, предъявляемые к изделиям авиакосмической техники ответственного назначения, а в частности, к лопаткам газотурбинных двигателей. Решить эту задачу можно путем использования сплавов на основе интерметаллидов, которые обладают высокой твердостью и коррозионной окислительной и жаростойкостью, а также имеют более высокую температуру плавления, чем исходные металлы, которые образуют интерметаллиды.

Благодаря уникальным свойствам интерметаллиды титана находят применение в: медицине (производство стентов, эндопротезов, имплантатов), двигателестроении, энергогенерирующих и турбовентиляционных установках, газотурбинных системах, ракетной технике, самолетостроении, бронетехнике, химическом машиностроении, пищевой промышленности и автомобилестроении.

Из интерметаллидных соединений титана наиболее широкое применение получили алюминиды, силициды, бориды и никелиды. Рассмотрим основные особенности этих соединений.

Никелиды титана. В системе фазовых равновесий титан–никель известны следующие соединения: Ti_2Ni , $TiNi$, $TiNi_3$ (рис. 1) [1].

Соединение Ti_2Ni образуется по перитектической реакции и имеет область гомогенности. Соединение $TiNi$ кристаллизуется из расплава при температуре 1310 °С и имеет наибольшую область гомогенности при 1118 °С. Предполагается, что при температуре ниже 630 °С $TiNi$ эвтектоидно распадается на смесь двух фаз $Ti_2Ni + TiNi_3$. Соединение $TiNi_3$ плавится конгруэнтно при 1380 °С.

Из никелидов титана наиболее известен сплав нитинол (англ. nitinol от англ. nickel — никель, англ. titanium — титан, англ. Naval ordnance laboratory (NOL) — Лаборатория морской артиллерии США, где был разработан материал) — интерметаллидный сплав титана и никеля, обладающий высокой коррозионной и эрозионной стойкостью [2]. Процентное содержание титана — 50 ат. % (45 мас. %), никеля — 50 ат. % (55 мас. %), что соответствует формуле $TiNi$.

Главной особенностью данного сплава является то, что он обладает свойством памяти формы. Если деталь сложной формы подвергнуть нагреву до красного каления, то она запомнит эту форму. После остывания до комнатной температуры деталь можно деформировать, но при нагреве выше 40 °С она восстановит первоначальную форму. Такое поведение связано с тем, что при кристаллизации взаимное расположение атомов в решетке упорядочивается и это приводит к запоминанию формы.

Помимо теплового эффекта памяти формы сплав нитинол обладает механическим эффектом памяти формы. Эта деформация может быть в 20 раз больше, чем упругая деформация стали. Это вызвано фазовым переходом из высокотемпературной фазы

в низкотемпературную. Деформации, связанные с этими фазовыми превращениями, являются полностью обратимыми после снятия напряжения.

Из нитинола изготавливают тонкие ленты (0,12...0,50 мм) и проволоки малого диаметра для медицины (сверхупругие стенты, скобы, стоматологические инструменты и другие изделия). Нитинол применяют в народном хозяйстве (сверхупругие оправы очков, поддерживатели бра, зажимы электрических соединений) и, конечно же, в авиации (соединители трубопроводов на истребителе Grumman F-14) [3–5]. Интересным примером применения силовых характеристик Ti–Ni может служить его использование в приспособлении для раскола каменных пород. Генерация реактивных напряжений величиной в 500...600 МПа гарантирует безопасный раскол больших блоков гранита или мрамора [6].

Находят применение соединительные муфты КристоФит (StyoFit) и цилиндры Тинел (Tinell), выпускаемые фирмой «Advanced Metal» [2], которые предназначены для соединений трубопроводов гидросистем самолетов. Их перемещают и устанавливают при температуре жидкого азота –196 °С. После этого они нагреваются и сжимаются примерно на 8 % по диаметру, создавая герметичные бездефектные соединения.

Есть информация об экспериментальном искусственном сердце, в котором использовали нитиноловую проволоку толщиной 500 мкм с электропитанием [2].

Силициды титана. В техническом титане и конструктивных титановых сплавах, где требуется высокая ударная вязкость, кремний считается вредной примесью, так как, присутствуя даже в небольших количествах (сотые доли процента), резко снижает эту характеристику. Однако кремний является перспективным легирующим элементом, который может существенно повышать жаропрочность и жаростойкость титановых сплавов за счет

его ограниченной растворимости. Выделение упрочняющей фазы происходит при снижении растворимости кремния в матрице в соответствующих интервалах температур в виде первичных, вторичных и третичных силицидов (подобно тому, как в углеродистых сталях различают первичный, вторичный и третичный цементит) [7].

Растворимость кремния в α - и β -Ti меньше 0,3 мас. % при 800 °С, около 2 мас. % при 1000 °С и 3 мас. % при 1200 °С [7]. Известно существование следующих соединений в системе Ti–Si: Ti_3Si , Ti_5Si_3 , Ti_5Si_4 (ромбическая решетка), Ti_5Si_4 (гексагональная решетка), TiSi и $TiSi_2$ [8–12] (рис. 2).

Авторы работы [13] отмечают, что силицид Ti_3Si в многокомпонентных сплавах не наблюдался. В бинарном сплаве его стабильность сильно зависит от примесей кислорода и углерода и обычно он присутствует в структуре только после отжига при длительных выдержках [14]. Силицид Ti_5Si_3 наблюдается в большинстве простых и сложнелегированных сплавах данной системы. Он является наиболее тугоплавким ($T_{пл} = 2130$ °С), что позволяет использовать его в качестве жаропрочняющей фазы.

В эвтектических сплавах системы Ti–Zr–Al–Si при увеличении содержания циркония от 5 до 18 мас. % вместо фазы типа Ti_5Si_3 возникает фаза (Ti, Zr)₂(Si, Al), которая более дисперсна [8]. В композитах, упрочненных фазой такого типа, при испытаниях на растяжение при комнатной температуре удается получить относительное удлинение $\delta > 2$ %, в то время как эвтектические сплавы, упрочненные фазой Ti_5Si_3 , обладают в литом состоянии $\delta < 1$ %.

Кристаллическая структура силицида Ti_5Si_3 представляет собой сложный гексагон D_{8h} с параметрами решетки $a = 0,514$, $c = 0,744$ нм. Он обладает плотностью 4,32 г/см³, имеет коэффициент интенсивности напряжений $K_{IC} = 7$ МПа·м^{1/2}, предел прочности $\sigma_b = 11,3$ ГПа (при температуре 1000 °С), относительное удлинение $\delta \approx 1,5$ %, модули упругости $E = 156$, $G = 61$ ГПа и твердость по Викерсу $970 \pm 20 HV_1$ [15].

Силицид $TiSi_2$ имеет орторомбическую структуру C54 с параметрами решетки $a = 0,8267$, $b = 0,4800$, $c = 0,855$ нм и плотность 4,07 г/см³. Температура плавления составляет 1480 °С, модули упругости $E = 256$, $G = 103$ ГПа, прочность $\sigma_b = 8,7$ ГПа (при температуре 700 °С) и твердость по Викерсу $815 \pm 15 HV_1$ [15].

В литом состоянии титановые сплавы, упрочненные силицидами, имеют мелкозернистую доэвтектическую, эвтектическую или слегка заэвтектическую микроструктуры в зависимости от содержания кремния. Доэвтектический сплав состоит из первичных кристаллов α -Ti(Si) и окружающей их эвтектики [16].

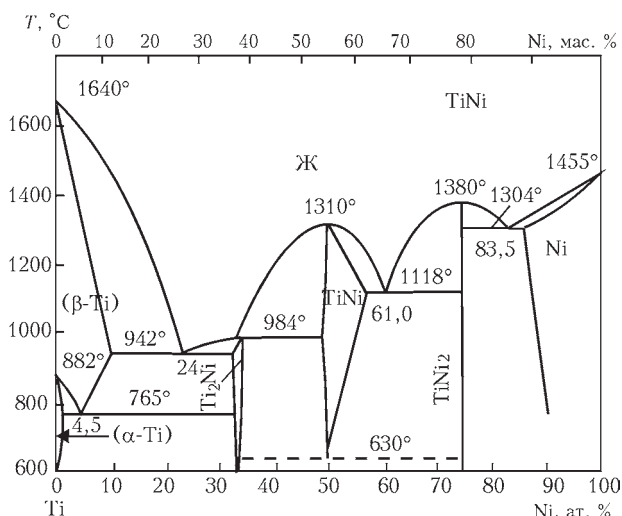


Рис. 1. Диаграмма состояния системы Ti–Ni [1]

Микроструктура эвтектического сплава состоит из дисперсных частиц силицида Ti_5Si_3 прерывистой (дискретной) стержнеобразной формы внутри матрицы гексагональной плотноупакованной решетки твердого раствора кремния в α -Ti.

В литом состоянии доэвтектические сплавы имеют предел текучести не ниже 800 МПа, твердость по Бринеллю 350...400 НВ и достаточно высокое относительное удлинение и сопротивление развитию трещин (вязкость разрушения). При комнатной температуре и вплоть до 500 °С критический коэффициент интенсивности напряжений K_{IC} более 23 МПа·м^{1/2}, а при 650 °С возрастает до 30 МПа·м^{1/2} (при том, что сам силицид Ti_5Si_3 обладает $K_{IC} = 7$ МПа·м^{1/2}). Предел текучести при 650 °С будет составлять $\sigma_{0,2} \geq 250$ МПа, а предел прочности при растяжении $\sigma_B > 450$ МПа.

Заэвтектические сплавы состоят из первичных кристаллов Ti_5Si_3 гексагональной формы внутри мелкозернистой эвтектической микроструктуры [16].

Эвтектический сплав имеет сопротивление развитию трещин $K_{IC} = 15...18$ МПа·м^{1/2}, а предел текучести при комнатной температуре превосходит 1080 МПа при относительном удлинении 3,5 %. У эвтектических сплавов при 800 °С и выше предел прочности падает до значения 250 МПа, а у доэвтектических — до 200 МПа [16].

Следует отметить, что исследование механических свойства сплавов системы Ti–Si показали, что введение кремния в концентрациях, превышающих предельную растворимость в α -титане, приводит к повышению прочности и снижению пластичности. По этой причине содержание кремния в промышленных жаропрочных сплавах находится в пределах его растворимости в α -титане — до 0,4 мас. %.

Силициды титана используют в качестве материалов для нагревателей, работающих в воздушной среде, благодаря их исключительной окислостойкости в интервале температур 1300...1700 °С. Также могут успешно применяться для защиты графита, ниобия и других материалов. Испытания силицидов титана толщиной 200 мкм показали, что на ниобии средняя их жаростойкость при 1450 °С составляет 70 ч, на графите — 800 ч. Весьма перспективно применение силицидов титана для покрытия сталей.

Силициды титана находят применение во многих отраслях промышленности как огнеупорные и химически стойкие материалы, а самолетостроении, атомной, ракетной и космической технике, главным образом, в качестве жаропрочных и жаростойких.

Бориды титана. Благодаря своим уникальным свойствам (тугоплавкость, твердость, электропроводность, а также хорошая коррозионная стойкость) керамика на основе диборида титана при-

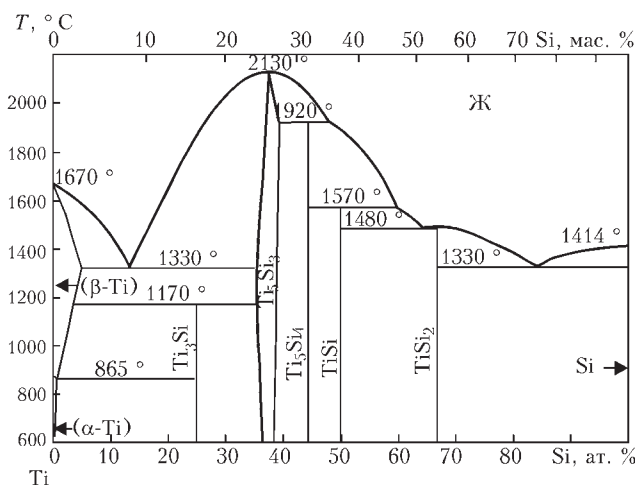


Рис. 2. Диаграмма состояния системы Ti–Si [15]

меняется в качестве режущего и износостойкого материалов [17–19]. Титан при сильном нагревании взаимодействует с элементарным бором, образуя очень твердые сплавы. На рис. 3 представлена диаграмма состояния системы Ti–B [20].

При температуре 1540 ± 10 °С кристаллизуется эвтектика β -Ti + TiB. Соединение TiB_2 плавится конгруэнтно при 3225 ± 25 °С и имеет небольшую область гомогенности. Соединения Ti_3B_4 и TiB образуются по перитектическим реакциям при температурах 2200 и 2180 °С соответственно [20]. Интерметаллид TiB неустойчив. Область гомогенности фазы на основе моноборида очень узка. При 2060 °С происходит перитектоидное превращение этой фазы: $3TiB = Ti_2B + TiB_2$.

Диборид титана применяется для изготовления испарителей для расплавов металлов и футеровки электролизеров как компонент жаропрочных сплавов, инструментальных материалов, износостойких наплавочных покрытий.

Бориды титана применяют для изготовления индивидуальной броневого защиты в военной промышленности (бронежилеты), бронированных дверей в самолетостроении, броневого защиты

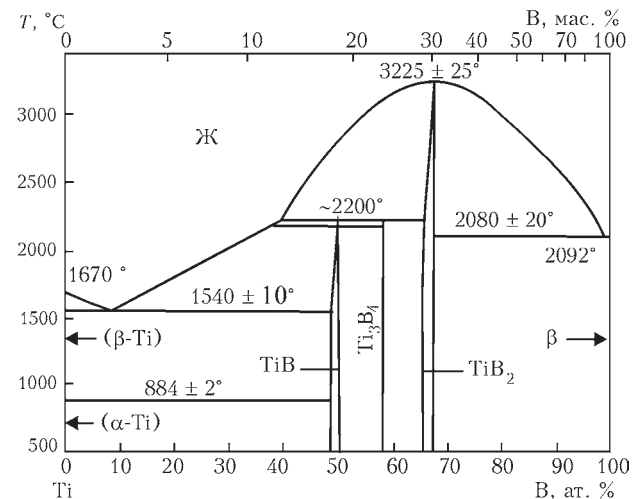


Рис. 3. Диаграмма состояния системы Ti–B [20]

двигателей и корпусов вертолетов и в автомобильной индустрии.

По данным производственной компании «Вириал» керамика на основе диборида титана TiB_2 имеет плотность 4,85...4,89 г/см³, модуль упругости $E = 470...500$ ГПа, прочность на изгиб 500...550 МПа и твердость $HV 20...24$ ГПа, что позволяет применять ее для защиты от баллистических поражений. Класс защиты — до 6а (по ГОСТ) [17–19].

Алюминиды титана. Высокая температура плавления, низкая плотность, высокие модули упругости, возрастание предела текучести (для TiAl) с повышением температуры, стойкость к окислению и возгоранию, высокое соотношение прочность/плотность, жаропрочность — все это создает благоприятные условия для применения этих материалов для авиакосмических двигателей нового поколения.

Система Ti–Al (рис. 4) характеризуется наличием основных соединений: Ti_3Al , TiAl и $TiAl_3$. Соединения TiAl и $TiAl_3$ образуются по перитектическим реакциям при температурах 1460 и 1340 °С соответственно, а Ti_3Al — по перитектоидной при 1255 °С. Соединение Ti_3Al имеет гексагональную плотноупакованную решетку, TiAl — упорядоченную тетрагонально-искаженную гранцентрированную, а $TiAl_3$ — объемцентрированную тетрагональную. С увеличением содержания алюминия в интерметаллидах наблюдается снижение твердости с одновременным повышением пластичности. Так, моноалюминид титана обладает значительной высокотемпературной прочностью и малой пластичностью при нормальной температуре. Это обусловлено тем, что в нем приблизительно 70 % металлической и 30 % ковалентной связи [21].

Механизм структурообразования очень зависит от состава исходной реакционной смеси. Исходная стадия структурообразования алюминидов титана — плавление алюминия и его дальнейшее

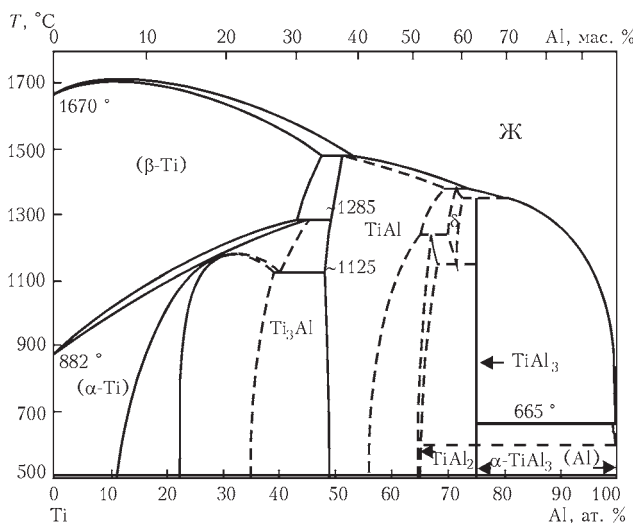


Рис. 4. Диаграмма состояния системы Ti–Al [24]

растекание по каналам капиллярно-пористой среды. Последующая диффузия атомов алюминия в решетку частиц титана приводит к зарождению в диффузионной зоне интерметаллидного соединения $TiAl_3$. При образовании интерметаллидов возникают внутренние сжимающие и внешние растягивающие напряжения, что может привести к разрушению данного интерметаллида. В системе, содержащей 39,6 мас. % Al, ранее образовавшийся слой ограничивает перемещение атомов алюминия в титановую матрицу. При этом происходит наращивание слоя $TiAl_3$, что приводит к обеднению алюминиевой массы и последующему зарождению моноалюминид титана. При распространении процесса вглубь титановой массы концентрация алюминия уменьшается, что становится причиной зарождения интерметаллида Ti_3Al . Заключительной стадией структурообразования является выравнивание состава интерметаллидных слоев благодаря перекристаллизации Ti_3Al в TiAl [21].

Область гомогенности алюминид титана Ti_3Al при комнатной температуре находится в пределах от 15 до 23 мас. % Al и сохраняет упорядоченную структуру до температуры 1090 °С [22]. Фаза α_2 (Ti_3Al) имеет гексагональную плотноупакованную решетку, близкую к решетке α -фазы, но отличается от нее упорядоченным расположением атомов титана и алюминия. Периоды решетки α_2 -фазы: $a_{\alpha_2} = 2a_{\alpha}$; $c_{\alpha_2} = c_{\alpha}$ ($a_{\alpha} = 0,577$ нм; $c_{\alpha} = 0,460$ нм; $c/a = 0,797$) [23]; плотность алюминид Ti_3Al равна 4,20 г/см³.

При комнатной температуре относительное удлинение алюминид Ti_3Al ничтожно мало ($\delta < 1$ %), что обусловлено особенностями его дислокационного строения и свойствами дислокаций [23].

Механические свойства интерметаллида Ti_3Al при комнатной температуре сильно зависят от чистоты по примесям, типа и параметров микроструктуры, величины и формы микрзерна. Поэтому механические свойства интерметаллида Ti_3Al изменяются в широких пределах [24]: $\sigma_b = 220...600$ МПа, $\delta = 0...0,5$ %. Модули упругости в меньшей степени зависят от указанных выше факторов: $E \approx 140$; $G \approx 52,5$ ГПа. Механические свойства алюминид Ti_3Al могут быть улучшены легированием. Наилучшие результаты дает легирование алюминид Ti_3Al ниобием, так что система Ti_3Al-Nb является основополагающей при разработке сплавов на его основе.

Алюминид γ (TiAl) обладает упорядоченной тетрагонально-искаженной гранцентрированной решеткой, в которой слои, упакованные атомами титана, чередуются со слоями, занятыми атомами алюминия. Периоды решетки γ -фазы: $a = 0,3984...0,3949$ нм; $c = 0,4065...0,4089$ нм; $c/a = 1,020...1,035$. Периоды решетки и соотношение c/a возрастают с увеличением содержания алюминия [25].

В зависимости от чистоты и микроструктуры механические свойства интерметаллида TiAl колеблются в довольно широких пределах и при комнатной температуре имеют значения: $\sigma_b = 350...580$ МПа, $\delta = 0,5...1,5$ % [26, 27]. Модули упругости алюминидов TiAl при 20 °C равны: $E = 175$, $G = 67$ ГПа.

Мелкозернистый интерметаллид TiAl проявляет определенную склонность к сверхпластичности, например при 800 °C и скорости деформации $8,3 \cdot 10^4$ с⁻¹ удлинение составляет 225 % [28].

Сплавы, упрочненные интерметаллидом TiAl, разделяют на две группы: однофазные γ -сплавы и двухфазные ($\gamma + \alpha_2$)-сплавы. Из двойных сплавов наилучшей пластичностью обладают сплавы, содержащие 35...37 мас. % Al [29].

Алюминиды титана могут широко применяться в транспортном машиностроении (двигатели- и автомобилестроение). В частности, для производства клапанов и рабочих колес агрегатов турбонадува в дизельных и поршневых двигателях, что обеспечивает высокую надежность и эксплуатационную стойкость конструкций.

Также алюминид γ (TiAl) может применяться в газо- и нефтеперерабатывающих установках химической промышленности и в атомном машиностроении, где требуются специфические характеристики — коррозионная стойкость и стойкость к разбуханию под действием излучения [29].

Перспективность использования материалов на основе алюминидов титана расширяется в связи с развитием работ по созданию нового поколения гиперзвуковых воздушно-космических летательных аппаратов, причем рассматривается применение их как в элементах обшивки, так и в конструкциях реактивных двигателей. Фольгу из алюминидов титана Ti₃Al используют для изготовления активно-охлаждаемых сотовых панелей обшивки, многослойных полых легких валов в ракетной технике и т. д. Предполагается применение алюминидов титана в монолитном виде для элементов корпусов компрессоров, турбин, лопаток, камер сгорания, диффузоров и сопел двигателей. Применение деталей из интерметаллидов титана в газотурбинном двигателе взамен применяемых материалов снизит общую массу двигателя и увеличит его тяговооруженность, т.е. отношение тяги к весу. Для повышения пластичности подобных сплавов необходимо ослабить ковалентную связь между Ti и Al путем легирования элементами с большим атомным радиусом или с большим числом валентных электронов. К таким элементам относятся цирконий, гафний, ниобий, молибден, ванадий.

Ниобий смещает линию α -перехода в сторону алюминия и уменьшает протяженность ($\alpha_2 + \gamma$)-области. При постоянном содержании алюминия это

приводит к увеличению доли $\alpha(\alpha_2)$ -фазы в ($\gamma + \alpha_2$)-сплавах и измельчению микроструктуры [25]. Такое же действие оказывает хром.

В самостоятельную группу выделяют сплавы на основе алюминидов Ti₂AlNb (орторомбическая фаза O). Эта фаза имеет довольно большую область гомогенности, которая при температурах ниже 1000 °C простирается от Ti–25Al–12,5Nb до Ti–25Al–30Nb. Фаза O обладает упорядоченной орторомбической структурой DO19, в которой некоторые узлы, занятые атомами титана в решетке алюминидов Ti₃Al, замещены атомами ниобия [25].

Также представляют интерес сплавы Ti–22Al–25Nb (1...3 %)[Mo, Zr, Si] (ат. %) с O + B2 + α_2 -микроструктурой. Орторомбическая фаза O обладает недостаточной вязкостью разрушения и малой пластичностью при комнатной температуре (~1 %). Легирование сплавов ниобием в достаточных количествах и молибденом приводит к O + B2 + α_2 -структуре, которая обеспечивает более высокую пластичность (более 10 %), что обусловлено ролью кубической B2-фазы. Цирконий повышает сопротивление ползучести без значительного влияния на пластичность и предел текучести. В процессе длительного старения при температурах 550...650 °C в B2-матрице образуются тонкие пластинчатые вторичные выделения O-фазы, которые повышают сопротивление ползучести и предел текучести, но значительно уменьшают пластичность при комнатной температуре. Оптимальное сочетание механических свойств сплавов такого типа обеспечивается рациональной многоступенчатой термической обработкой. Удельное сопротивление ползучести сплава Ti–22–25–(1–3) при 650 °C сопоставимо с этой характеристикой для жаропрочного никелевого сплава IN 718 [25].

Механические свойства, включая эксплуатационные, во многом определяются типом и параметрами структуры. Крупнозернистые (полностью или почти полностью) пластинчатые структуры обеспечивают сравнительно высокие вязкость разрушения и сопротивление ползучести, но малую пластичность и прочность, особенно при комнатной температуре [29]. Мелкозернистая равноосная почти однофазная γ -структура и дуплексная микроструктура с небольшим количеством пластинчатых колоний приводят к низкой вязкости разрушения и малому сопротивлению ползучести, но обеспечивают удовлетворительную пластичность и прочность на растяжение при комнатной температуре. Наилучшей считается мелкозернистая пластинчатая структура, которая обеспечивает наиболее высокий комплекс механических свойств. Эта структура должна иметь размер зер-

на 50...400 мкм, границы зерен зубчатого строения и соотношение α_2 - и γ -пластин на уровне 1:4 [29].

Если ранее для изготовления деталей из интерметаллидов использовали центробежное литье по выплавляемым моделям, то в последние годы все больше ученых по всему миру занимаются изучением возможности создания деталей из титановых сплавов с помощью аддитивных технологий. Аддитивное производство (АП) — это постройка объектов за счет добавления необходимого материала, а не удаления лишнего. Термин «аддитивное производство» подразумевает технологии по созданию объектов за счет нанесения последовательных слоев материала. Модели, изготовленные аддитивным методом, могут применяться на любом производственном этапе как для изготовления опытных образцов (быстрое прототипирование), так и готовых изделий (быстрое производство).

Одним из методов АП является выборочное спекание порошковых материалов. Слои модели вычерчиваются (спекаются) в тонком слое порошкообразного материала, после чего рабочая платформа опускается и наносится новый слой порошка. Процесс повторяется до получения цельной 3D модели. Неизрасходованный материал остается в рабочей камере и служит для поддержки нависающих слоев не требуя создания специальных опор. Другой вариант АП — использование присадочной проволоки в качестве образующего материала.

Существует три основных источника энергии для спекания расходуемого материала: лазер (выборочное и прямое лазерное спекание), дуговая плазма и электронный луч.

В настоящее время в различных отраслях промышленности находят широкое применение новые технологические процессы получения деталей из компактных и порошковых металлических материалов. Порошковые технологии являются основой для современных малоотходных технологий получения деталей, в том числе и аддитивных 3D технологий прямого лазерного спекания (плавления).

Методы лазерного аддитивного производства по особенностям процесса уплотнения материала можно разделить на селективное (Selective Laser Sintering (SLS)), не прямое (Indirect Metal Laser Sintering (IMLS)) и прямое лазерное спекание металлов (Direct Metal Laser Sintering (DMLS)) и селективное лазерное плавление (Selective Laser Melting (SLM)). В первом варианте уплотнение слоя порошка происходит за счет твердофазного спекания. Во втором — за счет пропитки связкой пористого каркаса, ранее сформированного лазерным излучением. В основе прямого лазерного спекания металлов лежит уплотнение по механизму жидкофазного спекания за счет

плавления легкоплавкого компонента в порошковой смеси. В последнем варианте уплотнение происходит в результате полного плавления и растекания расплава. Стоит отметить, что эта классификация не является универсальной, поскольку в одном типе процесса АП могут проявляться механизмы уплотнения, которые характерны для других. Например, при DMLS и SLM может наблюдаться твердофазное спекание, которое имеет место при SLS, тогда как при SLM может происходить жидкофазное спекание, которое более характерно для DMLS.

Электронно-лучевая плавка (ЭЛП) является аналогичным способом аддитивного производства металлических деталей (например, из титановых сплавов), но с использованием электронных пучков вместо лазеров. ЭЛП основывается на плавке металлических порошков слой за слоем в вакуумной камере. В отличие от спекания при температурах ниже температуры плавления материала, детали, которые получены ЭЛП, отличаются монолитностью и, соответственно, высокой прочностью.

Поскольку титан химически активный металл, электронно-лучевые технологии представляются наиболее перспективными для разработки технологии металлической 3D наплавки деталей из сплавов на основе титана.

Большой интерес сегодня вызывает АП изделий из титановых сплавов с использованием электронно-лучевого источника плавления, где вместо порошка используется присадочная проволока. Для создания изделий из сложнолегированных титановых сплавов можно применять порошковую проволоку.

Создание современного авиационного двигателя — сложнейший комплексный процесс, базирующийся на новейших достижениях в области аэро- и термодинамики, материаловедения, электроники, информатики. Вместе с тем — это дорогостоящее мероприятие, осуществляемое в жесткой конкурентной борьбе на мировом рынке авиационной техники. Огромная наукоемкость авиационного двигателестроения подтверждается тем, что до начала XXI века полным циклом создания конкурентоспособных двигателей различного назначения обладали только США, Англия, Франция, Украина и Россия. Важные задачи, решаемые при проектировании двигателей новых поколений (снижение стоимости производства, увеличение срока эксплуатации деталей и узлов), требуют применения новых материалов и технологий их обработки. В настоящее время повышение эффективности авиадвигателей и аналогичных силовых установок становится невозможным без использования принципиально новых конструкционных материалов. К таким материалам и относятся α_2 -, γ - и $(\alpha_2 + \gamma)$ -сплавы на основе интерметаллидных фаз Ti_3Al и $TiAl$.

Все вышеперечисленное подтверждает перспективность создания деталей ответственного назначения, таких как лопатки газотурбинных двигателей, методом аддитивного производства из сплавов на основе интерметаллидов, в частности, алюминидов титана.

Список литературы

1. Лякишев Н. П. (ред.) (2001) *Диаграммы состояния двойных металлических систем*. Москва, Машиностроение, Т. 3.
2. <https://ru.wikipedia.org/wiki/Нитинол>
3. Duerig T. W., Melton K. N., Stockel D. (1990) *Engineering aspects of shape memory alloys*. London: Butterworth-Heinemann.
4. Otsuka K., Wayman C. M. (1998) *Shape memory materials*. Cambridge, Cambridge University Press.
5. Оцука К., Симидзу К., Судзуки Ю. (1990) *Сплавы с эффектом памяти формы*. Москва, Металлургия.
6. Carosio S., Pozzolini P., Van Hambeeck J. et al. (2003) Application of shape memory alloys to develop a massive actuator for rock splitting in. Pelton A. R., T. Duerig (Eds.). *Proceedings of SMST-2003, SMST Society*.
7. Фирстов С. А., Ткаченко С. В., Кузьменко Н. Н. (2009) Титановые «чугуны» и титановые «стали». *Металловедение и термическая обработка металлов*, **1**, 14–20.
8. Firstov S., Gornaya I., Gorpenco K. et al. (2006) Influence of zirconium on phase composition, structure, and mechanical properties of as-cast alloys of Ti–Al–Si system. *High Temperature Materials and Processes. Freund Publishing House LTD*, **25**, 1–2, 59–66.
9. Bulanova M. V., Bankovskiy O. I., Velikanova T. Ya. et al. (2000) Phase composition and mechanical properties of Ti–Si–Al–Zr in situ composites. *Zeitschrift fur Metallkunde*, **1**.
10. Bulanova M. V., Tretuachenko L., Meleshevich K., Firstov S. (2003) Influence of tin on the structure and properties of as-cast Ti-rich Ti–Si alloys. *J. of Alloys and Compounds*, **350**, 164–173.
11. Бродниковский Д. Н., Головаш А. В., Ткаченко С. В. и др. (2006) Влияние недеформируемых частиц силицида на характер деформации сплавов на основе титана при повышенных температурах. *Металлофизика и новейшие технологии*, **28**, 137–146.
12. Firstov S. A., Gornaya I. D., Gorpenko K. A. (2003) Niobium influence on the structure and properties of eutectic Ti–3Al–6Si–xNb alloys. *Mat. Sci. Forum*, **426–432**, 4591–4596.
13. Antonova N., Firstov S., Miracle D. B. (2003) Investigation of phase equilibrium in the Ti–Al–Si–Nb system at low Nb contents. *Acta materialia*, **51**, 3095–3107.
14. Ramos A. S., Nunes C. A., Coelho G. C. (2006) On the peritectoid Ti₃Si formation in Ti–Si alloys. *Materials characterization*, **56**, 107–111.
15. Frommeyer G. (2003) NATO Advanced Research Workshop. *Metallic Materials with high structural Efficiency «Structures and Properties of the Refractory Silicides Ti₃Si₃ and TiSi₂ and Ti–Si–(Al) Eutectic Alloys»*, Sept. 07–13, 2003, Kyiv, Ukraine.
16. Гнесин Г. Г., Скороход В. В. (ред.) (2008) Неорганическое материаловедение: энциклопедическое издание в двух томах. *Материалы и технологии*. Киев, Наукова думка.
17. Ronald G. Munro, J. Res. (2000) *Nat. Inst. Stand. Technol.*, **105**.
18. Basu B., Raju G. B., Suri A.K. (2006) *International Materials Reviews*, **51**.
19. Raju G. B., Basu B. (2009) *Key Engineering Materials*, **395**.
20. Лякишев Н. П. (ред.) (2000) *Диаграммы состояния двойных металлических систем*. Москва, Машиностроение.

21. Серета Б. П., Жеребцов А. А. (2008) *Исследование структурообразования алюминидов титана при их получении методом СВС*. http://www.nbu.gov.ua/old_jrn/natural/smm/SSH/2008_1/Statyi_tom1/15.pdf
22. Kim K. W., Clemens H. (Eds.) (2003) *Gamma Titanium Aluminides*, TMS, Warrendale, PA, USA.
23. Peters M., Leyens C. (Eds.) (2003) *Titanium and Titanium Alloys*. Wiley, VCH, Weinheim, Germany.
24. Колачев Б. А., Ильин А. А., Дроздов П. Д. (2001) О влиянии границ зерен на пластичность интерметаллидов. *Металлы*, **3**, 41–48.
25. Ильин А. А., Колачев Б. А., Польшкин И. С. (2009) *Титановые сплавы. Состав, структура, свойства*. Москва, ВИЛС-МАТИ.
26. Boyer R., Welsch G., Collings E. W. (Eds.) (1994) *Material Properties Handbook. Titanium Alloys*. ASM International.
27. Имаев Р. М., Кайбышев О. А., Салищев Г. Ю. (1991) Механические свойства мелкозернистого интерметаллида TiAl. Хрупковязкий переход. *Физика металлов и металлография*, **3**, 179–187.
28. Имаев Р. М., Имаев В. М. (1992) Механическое поведение субмикросталлического интерметаллида TiAl при повышенных температурах. *Там же*, **2**, 125–129.
29. Titanium’2003: Science and Technology. *Proc. 10th World Conf. on Titanium, 13–18 July 2003, Hamburg, Germany*, **1–5**, pp. 3425.

References

1. (2001) *State diagrams of binary metal systems*. Ed. by N.P. Lyakishev. Moscow: Mashinostroenie, Vol. 3 [in Russian].
2. https://ru.wikipedia.org/wiki/Nickel_titanium
3. Duerig, T.W., Melton, K.N., Stockel, D. (1990) *Engineering aspects of shape memory alloys*. London: Butterworth-Heinemann.
4. Otsuka, K., Wayman, C.M. (1998) *Shape memory materials*. Cambridge, Cambridge University Press.
5. Otsuka, K., Shimizu, K., Suzuki, Yu. (1990) *Shape memory alloys*. Moscow: Metallurgiya.
6. Carosio, S., Pozzolini, P., Van Hambeeck, J. et al. (2003) Application of shape memory alloys to develop a massive actuator for rock splitting in. Eds. by A.R. Pelton, T. Duerig. In: *Proc. of SMST-2003, SMST Society*.
7. Firstov, S.A., Tkachenko, S.V., Kuz'menko, N.N. (2009) Titanium «irons» and titanium «steels». *Metal Sci. and Heat Treatment*, **1**, 12–18.
8. Firstov, S., Gornaya, I., Gorpenco, K. et al. (2006) Influence of zirconium on phase composition, structure, and mechanical properties of as-cast alloys of Ti–Al–Si system: *High Temperature Materials and Processes*. Freund Publish. House LTD, **25(1/2)**, 59–66.
9. Bulanova, M.V., Bankovskiy, O.I., Velikanova, T.Ya. et al. (2000) Phase composition and mechanical properties of Ti–Si–Al–Zr in situ composites. *Zeitschrift fuer Metallkunde*, **1**.
10. Bulanova, M.V., Tretuachenko, L., Meleshevich, K., Firstov, S. (2003) Influence of tin on the structure and properties of as-cast Ti-rich Ti–Si alloys. *J. of Alloys and Compounds*, **350**, 164–173.
11. Brodnikovsky, D.N., Golovash, A.V., Tkachenko, S.V. et al. (2006) Influence of unwrought silicide particles on nature of deformation of titanium-base alloys at elevated temperatures. *Physics of Metals and Advanced Technologies*, **28**, 137–146 [in Russian].
12. Firstov, S.A., Gornaya, I.D., Gorpenko, K.A. (2003) Niobium influence on the structure and properties of eutectic Ti–3Al–6Si–xNb alloys. *Mat. Sci. Forum*, **426–432**, 4591–4596.

13. Antonova, N., Firstov, S., Miracle, D.B. (2003) Investigation of phase equilibrium in the Ti–Al–Si–Nb system at low Nb contents. *Acta materialia*, **51**, 3095–3107.
14. Ramos, A.S., Nunes, C.A., Coelho, G.C. (2006) On the peritectoid Ti₃Si formation in Ti–Si alloys. *Materials Characterization*, **56**, 107–111.
15. Frommeyer, G. (2003): Structures and properties of the refractory silicides Ti₃Si₃ and TiSi₂ and Ti–Si–(Al) eutectic alloys. In: *NATO Advanced Research Workshop on Metallic Materials with High Structural Efficiency* (Sept. 0713, 2003, Kyiv, Ukraine).
16. (2008) *Inorganic materials science*. Eds. by G.G. Gnesin, V.V. Skorokhod. Encyclopedic edition in 2 vol.: Materials and technologies. Kiev: Naukova Dumka [in Russian].
17. Ronald, G., Munro, J. Res. (2000) *Nat. Inst. Stand. Technol.*, **105**.
18. Basu, B., Raju, G.B., Suri, A.K. (2006) *International Materials Reviews*, **51**.
19. Raju, G.B., Basu, B. (2009) *Key Engineering Materials*, 395.
20. (2000) *State diagrams of binary metal systems*. Ed. by N.P. Lyakishev. Moscow: Mashinostroenie [in Russian].
21. Sereda, B.P., Zherebtsov, A.A. (2008) *Examination of structure formation of titanium aluminides in their producing by SHS method*. http://www.nbu.gov.ua/old_jrn/natural/smm/SSh/2008_1/Statyi_tom1/15.pdf [in Russian].
22. (2003) *Gamma titanium aluminides*. Eds. by K.W Kim, H. Clemens. TMS, Warrendale, PA, USA.
23. (2003) *Titanium and titanium alloys*. Eds. by M. Peters, C. Leyens. Wiley, VCH, Weinheim, Germany.
24. Kolachev, B.A., Iliin, A.A., Drozdov, P.D. (2001) About influence of grain boundaries on plasticity of intermetallics. *Russian Metallurgy (Metally)*, **3**, 41–48 [in Russian].
25. Iliin, A.A., Kolachev, B.A., Polkin, I.S. (2009) *Titanium alloys. Composition, structure, properties*. Moscow: VILS-MATI [in Russian].
26. (1994) *Material Properties Handbook. Titanium Alloys*. Eds. by R. Boyer, G. Welsch, E. Collings. ASM International.
27. Imaev, R.M., Kajbyshev, O.A., Salishchev, G.Yu. (1991) Mechanical properties of fine-grained intermetallic TiAl. Brittle-tough transition. *The Physics of Metals and Metallography*, **3**, 179–187 [in Russian].
28. Imaev, R.M., Imaev, V.M. (1992) Mechanical behavior of submicrocrystalline intermetallic TiAl at elevated temperatures. *Ibid.*, **2**, 125–129 [in Russian].
29. (2003) Titanium'2003: Science and Technology. In: *Proc. of 10th World Conf. on Titanium* (13–18 July 2003, Hamburg, Germany), 1–5, 3425.

ІНТЕРМЕТАЛІДИ ТИТАНУ. ОСОБЛИВОСТІ, ВЛАСТИВОСТІ, ЗАСТОСУВАННЯ (Огляд)

С. Г. Григоренко, Г. М. Григоренко, О. М. Задорожнюк

Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України.

03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Наведено літературні дані про фізичні та механічні властивості найбільш важливих для практичного застосування інтерметалідів титану. Завдяки унікальним властивостям інтерметаліди титану знаходять застосування в: медицині (виробництві стентів, ендопротезів, імплантатів), двигунобудуванні, енергогенеруючих та турбовентильційних установках, газотурбінних системах, ракетній техніці, літакобудуванні, бронетехніці, хімічному машинобудуванні, харчовій промисловості і автомобілебудуванні. Розглянуто особливості таких інтерметалідів, як алюмініди, силіциди, бориди і нікеліди титану. Наведені відомості про перспективи їх застосування. Крім виплавки деталей з інтерметалідів за допомогою відцентрового лиття в останні роки все більше вчених схиляються до застосування адитивних технологій. Наведено основні методи і джерела енергії для отримання 3D виробів. *Бібліогр.* 29, іл. 4.

Ключові слова: інтерметалідні сполуки; алюмініди титану; силіциди титану; бориди титану; нікеліди титану; властивості; адитивне виробництво

INTERMETALLICS OF TITANIUM. PECULIAR FEATURES, PROPERTIES, APPLICATION (REVIEW)

S.G. Grigorenko, G.M. Grigorenko, O.M. Zadorozhnyuk

E.O. Paton Electric Welding Institute, NASU.

11 Kazimir Malevich Str., 03680, Kiev, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

Literature data are given about physical and mechanical properties of the titanium intermetallics, which are most important for practical application. Due to unique properties the titanium intermetallics find the wide spreading in: medicine (manufacture of stents, (endo) prostheses, implants), engine manufacturing, power-generating and turbo-ventilation units, gas turbine systems, rocketry, aircraft industry, armored vehicles, chemical machine building, food industry and motor-car construction. Peculiar features of such intermetallics as aluminides, silicides, borides and nickelides of titanium are considered. Information is given about prospects of their application. Except the melting of parts of intermetallics by using a centrifugal casting, the scientists are mostly prone during recent years to applying the additive technologies. Main methods and power sources for producing 3D products are given. *Ref.* 29, *Figures* 4.

Key words: intermetallic compounds; titanium aluminides; titanium silicides; titanium borides; titanium nickelides; properties; additive production

Поступила 29.06.2017