

## ПОЛУЧЕНИЕ И СВОЙСТВА ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ ЛЕГКИХ СПЛАВОВ

*Статья представляет собой обзор посвященный анализу существующих дисперсно-упрочненных композиционных материалов на основе легких сплавов. Кратко рассмотрены методы получения данных материалов, их свойства, а также характер взаимодействия Ti, Mg и TiAl с дискретными керамическими частицами таких соединений как  $Al_2O_3$ ,  $TiB_2$ ,  $TB$ ,  $SiC$ ,  $Nd_2O_3$ ,  $Ti_5Si_3$ ,  $Ti_2AlC$ ,  $TiC$  и  $B_4C$ . Показано, что среди упомянутых методов производства дисперсно-упрочненных композитов, наиболее перспективными и экономически выгодными являются методы порошковой металлургии.*

Ключевые слова: легкие сплавы, металломатричные композиционные материалы, упрочняющая фаза, методы получения.

В последние годы наблюдается повышенный интерес в обработке и использовании легких металлов, особенно в авиационной и автомобильной промышленности, технике моделирования, литье, а также в технологии обработки металлов давлением. Современная промышленность нуждается в легких сплавах высокой прочности, обладающих хорошими высокотемпературными механическими свойствами. Основными металлами легких сплавов служат алюминий, магний, титан и бериллий.

В связи с особыми требованиями и прогрессирующей потребностью современной промышленности в материалах с высокими механическими и физико-химическими свойствами ведётся разработка новых конструкционных материалов путём создания оптимальных структур, обеспечивающих необходимый уровень надёжности и долговечности. Важным требованием является сочетание высокой прочности с достаточным запасом пластичности. Среди методов получения оптимальных структур, обеспечивающих повышение эксплуатационных характеристик, предложено формирование дислокационной структуры созданием дисперсных фаз. Развитием данного теоретического положения является создание особого класса новых гетерофазных материалов – дисперсно-упрочнённых металломатричных композиционных материалов (ДКМ), состоящих, как правило, из высокопрочных наполнителей (дисперсных фаз) и пластичных связующих (матриц). Таким образом, наиболее характерной особенностью материалов данного класса является наличие в металлической основе тонкодисперсных включений фазы-упрочнителя, равномерно распределённых между частицами металла и химически инертных к ним. Дисперсно-упрочнённые композиции (ДКМ) поз-

воляют получить принципиально новые материалы с уникальным комплексом физико-механических свойств. В частности, ДКМ демонстрируют: высокие удельные прочностные характеристики, в том числе при повышенных температурах, низкие значения коэффициента термического расширения, высокую износостойкость.

Дисперсно-упрочненные материалы могут быть получены методами порошковой и гранульной металлургии, путем химико-термической обработки, а также металлургическими методами, особенно широко используемыми в настоящее время для приготовления сплавов тугоплавких металлов [1, 2, 3]. Традиционно упрочняющие фазы изготавливают отдельно от производства самого композита, а затем вводят на одной из технологических стадий изготовления материала.

Металломатричные композиты (ММК) обычно производят путём введения в расплав частиц при литье или смешивании порошков. Литейные методы предусматривают получение композиционного материала путём совмещения дисперсных частиц с матричным расплавом, методы порошковой металлургии предполагают изготовление ММК, используя способы смешивания исходных порошков металлов и распределения дисперсной фазы в объёме изделия: механическое смешивание, поверхностное окисление, химическое осаждение из растворов, водородное восстановление из растворов, термическое разложение солей.

Таким образом, традиционные металломатричные композиты принято рассматривать как *ex situ*-ММК, однако, они иногда являются неустойчивыми при высокой температуре из-за высокой реактивности основы, а также из-за плохой межфазного взаимодействия между упрочняющей фазой и мат-



рицей. Технология приготовления *in situ*-ММК обеспечивает новые возможности для развития металломатричных композитов, так как имеет очевидные технические и экономические преимущества над другими традиционными методами. В этом случае, упрочняющую фазу синтезируют в металлической матрице, благодаря химической реакции между элементами при производстве.

Так как определяющим в процессе жидкофазного совмещения матриц и упрочнителей являются смачиваемость и реакционная способность, от которых зависит качество межфазной связи в КМ и свойства КМ в целом, то в случае производства *in situ*-ММК, упрочнители, полученные таким образом, являются термодинамически устойчивыми, поверхность упрочнитель-матрица – чиста, что говорит о сильной поверхностной связи.

ММК, упрочнённые частицами, используются или разрабатываются для различных промышленных применений, начиная от изделий массового производства до агрегатов авиалайнеров и космических кораблей. Не смотря на то, что внимание часто сосредоточено на матрицах из алюминиевых сплавов, системы Ti – и Mg – также представляют интерес [4, 5].

#### Композиционные материалы на основе титана

Всё шире применяются в современной промышленности в качестве конструкционных материалов титан и его сплавы. Это обусловлено сочетанием таких свойств, как малая плотность ( $4,5 \text{ г/см}^3$ ), высокие температура плавления ( $1668 \text{ }^\circ\text{C}$ ), модуль упругости (146 ГПа), предел прочности на сжатие (до 1400 МПа) и стойкость в агрессивных средах. Ещё одним преимуществом титана является то, что он не токсичен и биологически инертен благодаря плотному оксидному слою, поэтому широко применим в области медицины. По комплексу физико-механических свойств титановые сплавы являются универсальными конструкционными материалами, поэтому эффективны как авиационные и космические материалы, материалы для химической промышленности, судостроения, приборостроения и других отраслях техники [6].

Однако, их применение всё ещё ограничено из-за недостатков самого титана, которые включают высокую стоимость производства, активное взаимодействие с атмосферными газами при высокой температуре, плохую обрабатываемость, которая объясняется низкой теплопроводностью титана, плохие антифрикционные свойства (высокие коэффициенты трения) и, как следствие, низкую износостойкость.

Таким образом, исследование и разработка титаноматричных композитов (ТМК) являются эффективным и перспективным направлением для преодоления недостатков титана и титановых сплавов в целом.

При производстве титановых сплавов используют такие традиционные технологии, как: вакуумное литьё, прецизионное литьё, плазменно-дуговую и вакуумно-дуговую плавки, методы порошковой металлургии, ковку, прокатку, экструзию.

Широко известна технико-экономическая эффективность порошковой металлургии, выражающаяся в резком сокращении расхода металла, трудоёмкости, себестоимости. Изделия из порошка титана применяются в судостроении, химическом машиностроении, криогенной технике, приборостроении и других отраслях техники. Применение порошковых титановых изделий конструкционного назначения позволяет более, чем в два раза снизить расход титанового проката и трудоёмкость изготовления деталей. Получение титановых сплавов и изделий из них методами порошковой металлургии, а именно, методом спекания порошковых материалов (СПМ), где коэффициент использования материала (КИМ) достигает 99%, позволяет существенно снизить их стоимость, способствуя расширенному использованию этих материалов. Наиболее экономичным является метод смесей порошковых компонентов, при котором к порошку титановой основы легирующие элементы добавляются в виде порошков металлов или лигатур [7].

Так, например, в работе [8] показано, что порошковый материал 2М2А на основе порошка титана с добавками в качестве легирующих элементов молибдена и алюминия, по своим характеристикам близок к литым и деформируемым титановым сплавам, что позволяет применять его взамен литых и штампованных сплавов. Исходя из данных, представленных в табл. 1, видно, что метод СПМ позволяет приблизить физико – механические свойства порошкового экономнолегированного титанового сплава 2М2А к сплавам ВТ5Л и ОТ4 – 1.

В настоящее время определённый практический интерес представляют титаноматричные дисперсно-упрочнённые материалы. Так как металлы, упрочнённые дисперсными включениями тугоплавких соединений, имеют повышенную прочность при высоких температурах, то введение в титан и его сплавы равномерно распределённой диспергированной тугоплавкой фазы должно обеспечить получение новых композиций с повышенной жаропрочностью и сопротивлением ползучести, что особенно важно для титановых сплавов.

ДКМ на основе титана получают обычно механическим смешиванием, полуфабрикаты – методами порошковой металлургии – прессованием, спеканием и экструзией.

Добавки дисперсных частиц оксидов ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{ZrO}_2$ ,  $\text{TiO}_2$ ) увеличивают до определённых пределов твердость и прочность, и снижают пластичность (табл. 2). Так, прочность ДКМ на основе чистого титана достигает 900–910 МПа при

Таблица 1.

Сравнительные свойства спеченного сплава 2М2А на основе титана и титановых сплавов ВТ5Л (литейный) и ОТ4 – 1 (деформируемый)[8]

Физико-механические и эксплуатационные свойства материала		Марка сплавов		
		2М2А	ВТ5Л	ОТ4 – 1
1	Удельный вес, кг/м <sup>3</sup>	4460	4410	4550
2	Предел прочности, МПа	≥ 700	780	600–750
3	Относительное удлинение, %	6–13,5	6	15
4	Относительное сужение, %	до 28,5	14	15
5	Твердость, МПа	1600–2400	–	1970–2550
6	Ударная вязкость, МПа	10	30	45
7	Коэффициент теплопроводности, Вт/м·град (400 °С)	13,8	13,0	13,4
8	Коэффициент линейного расширения, α · 10 <sup>6</sup> (20–400 °С)	9,1	9,1	8,8
9	Удельная теплоемкость, кДж/кг·град (400 °С)	0,664	0,670	0,670
10	Метод изготовления	прессование+ спекание	литье	деформирование
11	Коэффициент использования материала	0,7–0,9	0,1–0,3	0,15

Таблица 2.

Механические свойства ДКМ на основе титана [9]

Содержание добавки, %	T, К	σ <sub>в</sub> , МПа	δ, %	ψ, %
<b>Ti-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub></b>				
0,3	293	840	9–10	...
0,5	293	910	3–5	...
	673	280	15–16	40–42
0,7	293	870	1–2	...
	673	330	11–12	37–39
<b>Ti-ZrO<sub>2</sub></b>				
0,4	293	790	7–8	44–46
	673	250	13–15	...
0,8	293	890	1–2	42–44
	673	280	12–14	
<b>Ti-TiO<sub>2</sub></b>				
0,4	293	840	7–8	...
	673	240	13–15	42–44
0,6	293	900	1–2	...
	673	270	12–14	42–43

добавлении 0,5%  $Al_2O_3$ , 0,8%  $ZrO_2$ , 0,6%  $TiO_2$ ; дальнейшее увеличение концентрации вводимых оксидов вызывает снижение прочности при комнатной температуре [9].

Технология приготовления *in-situ*-ТМК обеспечивает новые возможности для развития титано-матричных композитов, так как имеет очевидные технические и экономические преимущества.

### Композиционные материалы Ti/TiB

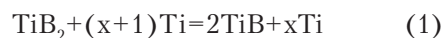
При получении ТМК системы Ti-TiB используют различные методы порошковой металлургии: реакционное спекание, механическое легирование, импульсное плазменное спекание, самораспространяющийся высокотемпературный синтез. Так в работе [10] T.Yamamoto и др. сообщают о изготовлении износостойкого композита, упрочнённого частицами TiB, с помощью самораспространяющегося высокотемпературного синтеза путём псевдо-горячего изостатического прессования (ПГИП). Преимущества этого процесса включают в себя низкие энергозатраты, короткое время производства, а так же возможность получения высокой степени однородности по всему объёму детали.

Порошки Ti и B смешивали в определённом соотношении, а затем прессовали в компакты под давлением 700 МПа. Спрессованные компакты размещали в специальном оборудовании, предназначенном для ПГИП. Условия синтеза были оптимизированы для получения материала высокой плотности. СВС-реакция между порошками Ti и B происходила при температуре (1155 К). Композиты высокой плотности получались с содержанием упрочняющей фазы 33–44 объём. % TiB. Микроструктура состояла из титановой матрицы с дисперсными пластинчатыми частицами TiB с размером от 2 до 30 мкм. Значения твёрдости и прочности композита показали очевидное улучшение и составили 5,6 – 7,1 ГПа (по Виккерсу), 2,1–2,3 ГПа. Износ составил 7-9% от значений для Ti и Ti – 6Al – 4V.

Авторами работы [11] был предложен метод механического легирования с последующим импульсным плазменным спеканием для производства ТМК, упрочнённого частицами TiB. Для этого эксперимента использовали порошки Ti, FeMo и  $TiB_2$ , которые смешивали в атмосфере аргона для того, чтобы минимизировать процесс окисления в течение приготовления смеси. Механическое легирование проводили в планетарной мельнице в течение 10 ч, отношение размольных шаров к порошку было 10:1. Fe и Mo являются стабильными  $\beta$ -стабилизаторами и обладают высокой растворимостью в титане, что приводит в процессе спекания к формированию матрицы Ti-4,0Fe-7,3Mo. Средний состав смеси был следующим: 10 объём.%

TiB/Ti-4,0мас.%Fe-7,3мас. % Mo. Консолидация порошков проводилась с использованием импульсного плазменного спекания. Измельченные порошки спекали при 800, 1000 и 1200 °C в течение 5 мин при давлении 20 МПа в вакууме со скоростью нагрева 50 °/мин.

ТМК, упрочнённый TiB, изготавливался с использованием технологии *in-situ* по следующей химической реакции:



Анализ термодинамики показывает, что TiB<sub>2</sub> не является стабильным и реагирует с Ti до образования TiB по приведенной выше реакции.

Haibo Feng и др. отмечали, что композит, полученный при температуре 1000 °C, обладал лучшими значениями относительной плотности, трещиностойкости, модуля Юнга и прочности, которые были на уровне 99,6%, 1007 МПа, 146 ГПа и 8,64 МПа·м<sup>1/2</sup>, соответственно. Размер частиц увеличивался от 0,2 до 4 мкм с увеличением температуры спекания от 1000 до 1200 °C.

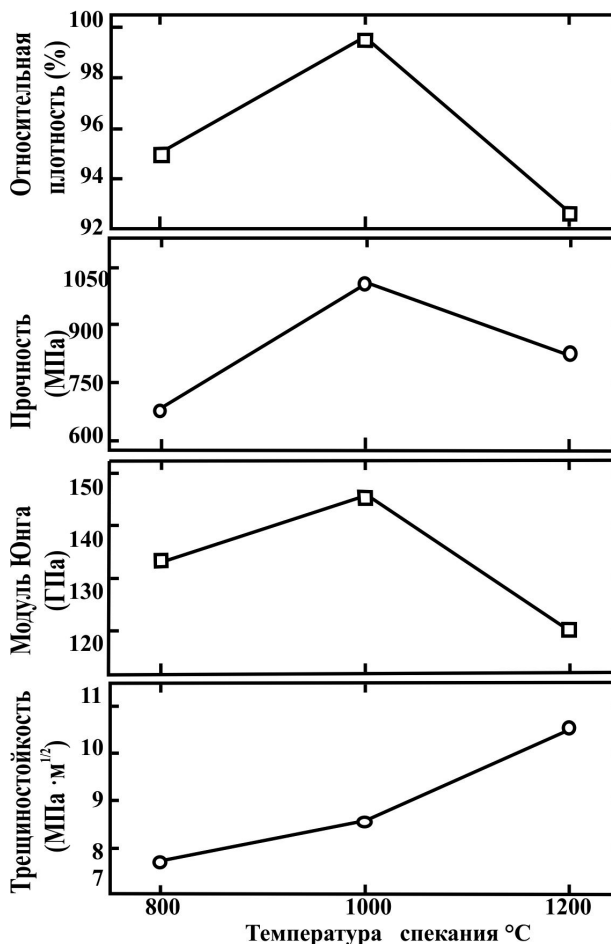


Рис. 1. Зависимость относительной плотности и механических свойств от температуры спекания [11]

## Композиционные материалы Ti/SiC

Композиционные материалы, упрочнённые частицами SiC, как правило, являются пористыми материалами, в них присутствует реакционная зона между металлической матрицей и керамическими частицами, что свидетельствует об ухудшении физико-механических свойств конечного материала.

Композиционные материалы Ti/(TiB + TiC + Nd<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)

При производстве данных ТМК часто используют технологию реакционного синтеза. Так в работе [13] в качестве упрочнителей были выбраны керамические частицы TiB, TiC и Nd<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Junqiang Lu и др., при выборе вышеуказанной системы,

Таблица 3.

Тестируемые параметры при производстве КМ Ti/SiC [12]

Образец	Метод изготовления	SiC, %	Время выдержки	Температура °С
1	РКУП	5	15	250
2		5	15	300
3		15	15	300
1	Спекание при индукционном нагреве	15	30	800
2		15	30	900
3		15	5	800
4		15	10	850
5		15	5	900
1	ИПС	15	0–5	700–1000
1	Горячая экструзия	15	15	800
2		8	15	850
3		8	15	900
4		15	15	950
1	ГП	20	30	1000
2		20	5	1000
3		15	15	900
4		15	60	910

В [12] предложено производство ТМК, упрочнённого SiC, такими методами ПМ, как: равноканальное угловое прессование (РКУП), импульсное плазменное спекание, традиционное горячее прессование (ГП), горячая экструзия, спекание при индукционном нагреве.

Длительное время консолидации при высоких температурах с одной стороны способствует спеканию порошка титана, а с другой стороны приводит к растворению частиц SiC с последующим формированием силицидов, которые могут охрупчивать конечный материал.

Более приемлемым является метод горячей экструзии, с помощью этого метода были получены ТМК, обладающие высокой плотностью, близкой к 100%, в то время как другие методы демонстрируют наличие пористости и трещин. Реакционная зона в таком композите отсутствовала для образцов, предварительно разогретых до температуры 850–950 °С, частицы были равномерно распределены по объёму материала.

руководствовались хорошим сочетанием эксплуатационных свойств, предложенных фаз-упрочнителей. Бориды титана имеют высокую температуру плавления и очень высокую твердость, обладают термической стабильностью при высокой темпера-

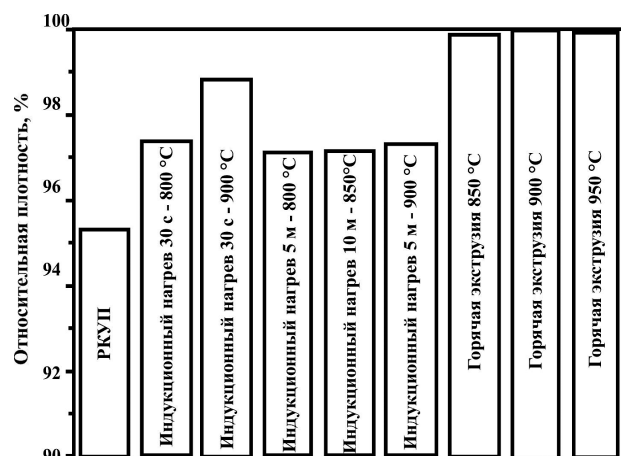
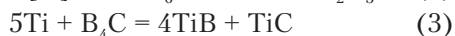
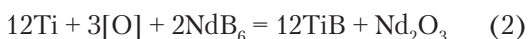


Рис. 2. Процентное содержание относительной плотности композитов, полученных методами ПМ [12]

туре и плотностью, сравнимой с плотностью титана (4,5 г/см<sup>3</sup>). Карбид титана также является хорошим упрочнителем, он обладает высокой твёрдостью, высокими модулями упругости, износостойчивостью. Бориды и их смеси с карбидом титана, например, используются в составе металлокерамических твердых сплавов для резания металлов и бурения горных пород. Добавки оксидов редкоземельных элементов способствуют измельчению зерна, термической стабильности и выносливости материала.

При получении композиционного материала использовали смесь порошков Ti, B<sub>4</sub>C и NdB<sub>6</sub>, где упрочняющие фазы формировались в процессе реакционного синтеза по реакциям:



Спекание проводили в вакууме ( $5 \times 10^{-3}$  Па) при температуре 1673 К в течение 6 часов.

Было отмечено, что частицы равномерно распределялись в матрице титана, и реакция между

применения твердофазных реакций, в зависимости от температуры для системы Ti-6Al-4V/TiC (рис. 3 и 4). Предел прочности и текучести для *in situ* упрочнённого сплава Ti-6Al-4V на 27–31% выше, чем для кованого сплава.

Показано, что по сравнению с композитом Ti-6Al-4V/10 масс. % TiC, полученным методом *ex situ* в работе [15], прочностные характеристики для композита с таким же содержанием упрочнителя гораздо выше при комнатной и повышенных температурах в связи с уменьшением размера частиц TiC (табл. 5).

#### Композиционные материалы на основе алюминидов титана

Одним из наиболее перспективных направлений повышения рабочих температур «горячих» деталей авиационно-космических двигателей является получение металломатричных композиционных материалов (МКМ) с более высоким

Таблица 4.

 Состав КМ Ti/(TiB + TiC + Nd<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) [13]

Образец	Исходные порошки (масс.%)			Упрочнитель (объём.%)		
	B <sub>4</sub> C	NdB <sub>6</sub>	Ti	TiB	TiC	Nd <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
1	1,94	0	98,06	8,10	1,90	0
2	1,63	0,97	97,4	8,40	1,60	0,48
3	1,31	1,94	96,75	8,70	1,30	0,96
4	0	0	100	0	0	0

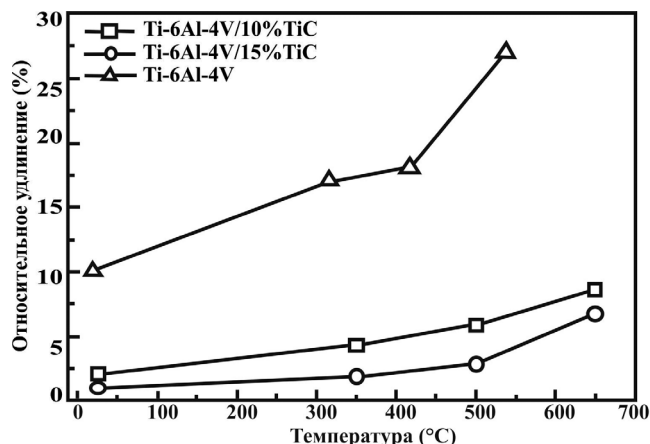
упрочнителем и титановой основой отсутствовала, о чём свидетельствовала чистая поверхность. Добавки NdB<sub>6</sub> значительно уменьшили размер зерна и снизили пористость.

#### Композиционные материалы Ti/TiC

ТМК, упрочнённый достаточно крупными частицами TiC по технологии *ex situ*, часто не выдерживает механических нагрузок, так как большие керамические частицы часто выступают в качестве концентраторов напряжений. TiC, синтезированные *in situ*, являются меньшими частицами по сравнению с вышеуказанными карбидами титана, однако, в таком композите при механической нагрузке так же могут образовываться трещины. Таким образом, уменьшение размеров керамических частиц до субмикронного или нануровня может привести к существенному улучшению механических характеристик ТМК.

Авторами работы [14] исследованы механические свойства композита, полученного с помощью

уровнем жаростойкости и термической стабильности, чем у применяющихся традиционных сплавов на основе никеля и титана. Интерметаллидные сплавы стали основой для разработки


 Рис. 3. Зависимость относительного удлинения от температуры для кованого и *in situ* упрочнённого Ti-6Al-4V [14]

Механические свойства композита Ti-6Al-4V/10 масс. % TiC, изготовленного по технологии *ex situ*, и ковального сплава Ti-6Al-4V [15]

Композит	Предел прочности (МПа)	Предел текучести (МПа)	Относительное удлинение (%)	Трещиностойкость (МПа $\times$ м <sup>1/2</sup> )
Ti-6Al-4V	862	965	—	80
Ti-6Al-4V/10 масс. % TiC	1014	1082	—	40
Ti-6Al-4V/10 масс. % TiC	954	967	0,3	35
Ti-6Al-4V/10 масс. % TiC 200 °C	695	732	2,32	—
Ti-6Al-4V/10 масс. % TiC 375 °C	589	636	1,41	—

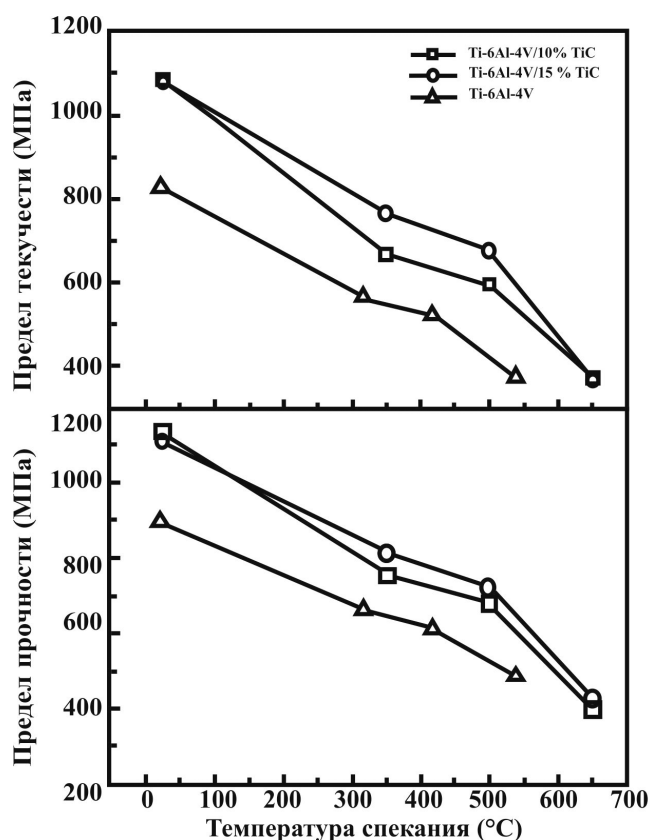


Рис. 4. Зависимость предела прочности и текучести от температуры для ковального и *in situ* упрочнённого Ti-6Al-4V [14]

нового поколения легких, жаростойких, жаропрочных МКМ, благодаря повышенным прочностным характеристикам, термической и химической стойкостью. Среди них, как особый класс, можно выделить алюминиды титана и прежде всего наиболее легкие из них – TiAl, Ti<sub>3</sub>Al, обладающие таким уникальным сочетанием свойств

как высокая температура плавления, низкая плотность, высокие модули упругости, возрастающий предел текучести (для TiAl) с повышением температуры, стойкость к окислению и возгоранию, высокое отношение прочности/ плотности, жаропрочности [16, 17].

Однако более широкому применению этих легких и жаропрочных сплавов препятствует, прежде всего, их низкая пластичность при комнатной температуре и низкая трещиностойкость. Эти проблемы решают с помощью дисперсного-упрочнения сплавов на основе алюминидов титана дискретными керамическими частицами таких соединений как Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, TiB<sub>2</sub>, Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>, и Ti<sub>2</sub>AlC, которые являются наиболее совместимыми и химически стабильными упрочняющими фазами для Ti<sub>x</sub>Al<sub>y</sub>-матрицы. Карбиды тугоплавких металлов типа B<sub>4</sub>C, TiC также используют при получении МКМ, но в отличие от упомянутых выше соединений они активно взаимодействуют с матрицей на основе алюминидов титана [18–20].

В настоящее время применяют разнообразные методы для получения интерметаллических композиционных материалов. Традиционные литейные технологии, плавки в дуговой печи в атмосфере аргона, электродуговая, вакуумно-дуговая или электрошлаковая плавки являются достаточно сложными и многостадийными процессами, требующие значительных энергозатрат, часто не обеспечивают необходимый уровень свойств в получаемых материалах.

Методы порошковой металлургии, например, горячее изостатическое прессование, реакционный синтез, импульсное плазменное спекание, самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) в сочетании с механическим легированием позволяют выгодно использовать экзотер-

мический эффект при взаимодействии титана и алюминия. Взаимодействие в системе Ti-Al относится к той группе реакций, в которых для проведения синтеза интерметаллидов достаточно предварительного подогрева смеси до 200 °С, что дает возможность снизить потребление энергии и получать изделия необходимой формы и состава из элементарных порошков [21].

#### Композиционные материалы TiAl-Ti<sub>2</sub>AlC

Основным методом получения КМ TiAl-Ti<sub>2</sub>AlC является самораспространяющийся высокотемпературный синтез. При этом, как правило, используют элементарные порошки алюминия, титана и углерода, из смеси которых получают прессовки с остаточной пористостью около 50 %. СВС проводят в герметичной камере заполненной аргоном путем поджога цилиндрических образцов. Экспериментальные наблюдения авторов работ [18, 22] показали, что характеристики горения зависят от количества образующейся в процессе синтеза упрочняющей фазы Ti<sub>2</sub>AlC. Так образцы с содержанием Ti<sub>2</sub>AlC 10 % необходимо предварительно нагревать до 200 °С, для того чтобы реакция горения протекала самопроизвольно. Было обнаружено, что увеличение содержания углерода в смеси приводит к повышению скорости тепловыделения, температура горения составляет 1100–1250 °С и уже при 20 % Ti<sub>2</sub>AlC нет необходимости предварительно нагревать образцы. Благодаря росту вытянутых зерен Ti<sub>2</sub>AlC реакционная прессовка в процессе синтеза подвергается существенной деформации, включая осевое удлинения и тангенциальное сжатие. Использование в качестве реагентов карбида титана и добавок кремния, никеля позволяют уменьшить степень деформации материала за счет снижения температуры и скорости распространения волны горения [23]. Для повышения плотности синтезированного материала после СВС чаще всего применяют горячее изостатическое прессование [22] при температурах 1300–1500 °С или же электродуговую плав-

ку, после которой применяют гомогенизирующий отжиг при 1000 °С в течение 100 часов.

Микроструктура композитов обычно состоит из матрицы на основе AlTi со следами Al<sub>3</sub>Ti и упрочняющей фазы Ti<sub>2</sub>AlC с небольшим количеством TiC.

Прочность полученных композиционных материалов при комнатной и повышенной температуре (900 °С) составляет около 800, 400 МПа, соответственно, пластичность при изгибе 0,7%. Значения трещиностойкости у образцов после гомогенизирующего отжига выше, чем у литых образцов и составляет 17,8 МПа (табл. 6).

#### Композиционные материалы Ti<sub>x</sub>Al<sub>y</sub>-TiC (B<sub>4</sub>C, TiB<sub>2</sub>)

Для получения данных КМ могут применять практически все известные жидко- и твердофазные процессы производства композитов с металлической матрицей [24]. Наиболее часто используют реакционное спекание [19, 25]. Ранее, полученный порошок алюминид титана, смешивали с порошками тугоплавких соединений (TiC, B<sub>4</sub>C, TiB<sub>2</sub>) в необходимых пропорциях. Перед спеканием смесь порошков подвергают механоактивации. Реакционное спекание проводят при температуре 1300 °С в течении двух часов в вакуумной печи в атмосфере аргона. В случае систем Ti<sub>x</sub>Al-TiC и Ti<sub>x</sub>Al-B<sub>4</sub>C уплотнение образцов идет за счет формирования различных промежуточных фаз, в то время как в системе AlTi-TiB<sub>2</sub>, где частицы TiB<sub>2</sub> не реагируют с матрицей из алюминид титана даже при 1300 °С, образование достаточно плотных композитов происходит только благодаря плавлению алюминия. Авторами работ [19, 25] было установлено, что для получения композиционных материалов AlTi-TiB<sub>2</sub> с плотностью близкой к теоретической, а также для улучшения связи упрочняющих частиц с матрицей в систему необходимо добавлять некоторое количество чистого алюминия (1/3 от процентного содержания TiB<sub>2</sub>).

Al<sub>3</sub>BC, Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> и AlB<sub>2</sub> — промежуточные фазы, образующиеся in situ в КМ Ti<sub>x</sub>Al<sub>y</sub>-B<sub>4</sub>C – TiB<sub>2</sub> и TiC.

Таблица 6.

Значения трещиностойкости алюминид титана и КМ на его основе [22]

Материал	K <sub>1c</sub> (МПа×м <sup>1/2</sup> )
Ti <sub>50</sub> Al <sub>50</sub> (литой)	11,5
Ti <sub>50</sub> Al <sub>50</sub> (гомогенизированный)	11,7
Ti <sub>50</sub> Al <sub>50</sub> C <sub>5</sub> (литой)	12,0
Ti <sub>50</sub> Al <sub>50</sub> C <sub>5</sub> (гомогенизированный)	14,0
Ti(Ni) <sub>50</sub> Al <sub>50</sub> C <sub>5</sub> (литой)	13,6
Ti(Ni) <sub>50</sub> Al <sub>50</sub> C <sub>5</sub> (гомогенизированный)	17,8



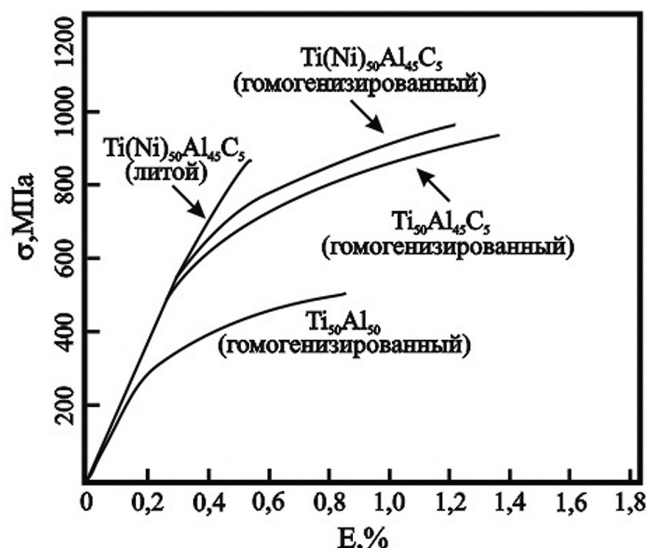


Рис. 5. Зависимость предела прочности от деформации при комнатной температуре [22]

В микроструктуре КМ TiAl-TiC кроме частиц карбида титана формируются иглоподобные включения тройных карбидов  $Ti_3AlC$  и  $Ti_2AlC$ .

Сравнивая механические свойства композиционных материалов с разным фракционным составом, было установлено, что значения модуля Юнга, предела прочности и предела текучести при растяжении возрастают, а значение относительного

удлинения падает с ростом процентного содержания упрочняющей фазы в матрице. Наилучшие результаты были получены для образцов с 30 % содержанием карбида титана (табл. 7). Следует отметить, что у КМ с матрицей из  $Ti_3Al$  механические свойства несколько выше, чем у образцов с TiAl матрицей.

Авторы [26] изучали влияние времени (2–16 ч.) механоактивации смеси порошков  $Ti_3Al$ -TiC на их стойкость к окислению при температурах 700–800 °С. Исследуемые композиционные материалы характеризуются более низкой скоростью окисления, чем литой сплав  $Ti_3Al$  при одинаковых экспериментальных условиях. Оказалось, что наименьший прирост массы при окислении КМ  $Ti_3Al$ -TiC наблюдался у образцов, которые были изготовлены из порошков после 4-х часового размола (рис. 6).

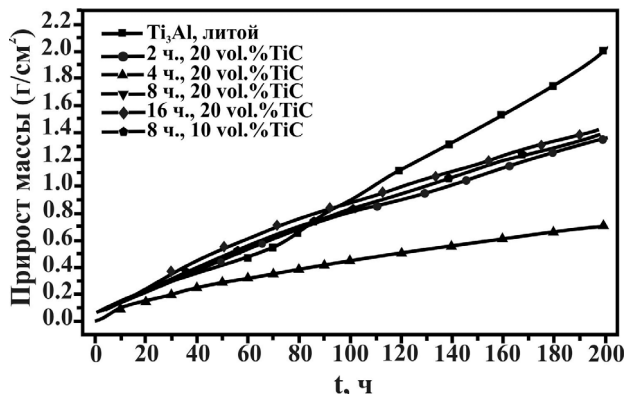
### Композиционные материалы TiAl-Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>

David Alman [27] получал композиты системы TiAl-Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> с содержанием Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> от 5% до 20 % путем реакционного спекания прессовок из смеси элементарных порошков Al, Ti и Si при температуре 700 °С в течение 15 мин. Особенностью этой системы является наличие при 577 °С эвтектического превращения между алюминием и кремнием, что

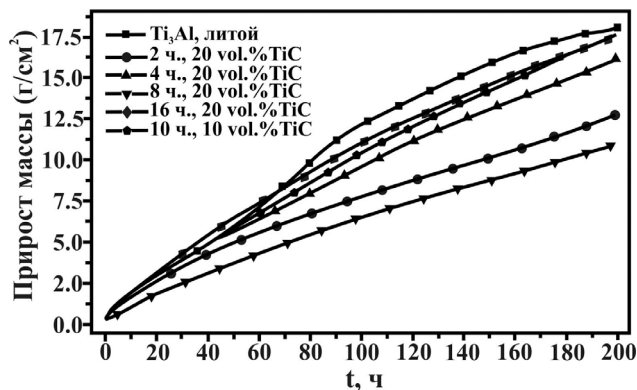
Таблица 7.  
Механические свойства композиционных материалов на основе матрицы из алюминиды титана, упрочненных частицами TiB<sub>2</sub>, B<sub>4</sub>C, TiC [25]

Материал	E, ГПа	σ <sub>н</sub> , МПа	σ <sub>0,2</sub> , МПа	δ, %
90% TiAl – 10% TiB <sub>2</sub>	196	726	541	0,8
90% TiAl – 10% B <sub>4</sub> C	192	698	518	0,7
90% TiAl – 10% TiC	208	739	573	0,8
90% Ti <sub>3</sub> Al – 10% TiB <sub>2</sub>	268	721	442	0,8
90% Ti <sub>3</sub> Al – 10% B <sub>4</sub> C	257	698	397	0,7
90% Ti <sub>3</sub> Al – 10% TiC	298	774	483	0,8
80% TiAl – 20% TiB <sub>2</sub>	238	798	593	0,6
80% TiAl – 20% B <sub>4</sub> C	218	771	567	0,7
80% TiAl – 20% TiC	236	819	622	0,7
80% Ti <sub>3</sub> Al – 20% TiB <sub>2</sub>	298	812	488	0,6
80% Ti <sub>3</sub> Al – 20% B <sub>4</sub> C	287	768	445	0,7
80% Ti <sub>3</sub> Al – 20% TiC	335	868	549	0,5
70% TiAl – 30% TiB <sub>2</sub>	281	901	641	0,5
70% TiAl – 30% B <sub>4</sub> C	254	865	611	0,5
70% TiAl – 30% TiC	287	913	686	0,6
70% Ti <sub>3</sub> Al – 30% TiB <sub>2</sub>	340	893	539	0,6
70% Ti <sub>3</sub> Al – 30% B <sub>4</sub> C	332	864	503	0,6
70% Ti <sub>3</sub> Al – 30% TiC	351	947	589	0,6

способствует усадке образцов при спекании и позволяет устранить негативное влияние эффекта Киркендала, который приводит к образованию дополнительных пор в КМ из-за разности парциальных коэффициентов диффузии у Ti и Al. Образцы из чистого алюминид титана характеризуются структурой, состоящей из сообщающихся пор, но уже небольшие добавки Si меняют характер пористости, она становится закрытой. Наибольшую плотность 94–97% по результатам ис-



а)



б)

Рис. 6. График зависимости прироста массы от времени размола исходной шихты при окислении литого сплава  $Ti_3Al$  и КМ  $Ti_3Al-TiC$ : а) – 700 °С, б) – 800 °С [26]

следования получили в образцах с 7,5% и 10%  $Ti_5Si_3$ , изменения формы и размеров брикетов после реакционного синтеза не наблюдалось. Следует отметить, что образцы с 20% содержанием  $Ti_5Si_3$  в процессе реакционного спекания полностью расплавились.

Ряд композитов  $TiAl/Ti_5Si_3$  синтезировали путем комбинации механического легирования и горячего изостатического прессования [28, 29]. Смесь порошков составом 65Ti-17Al-18Si (ат.%) и 58Ti-21Al-21Si (ат.%) после 20-ти часового измельчения в планетарной мельнице использовали в

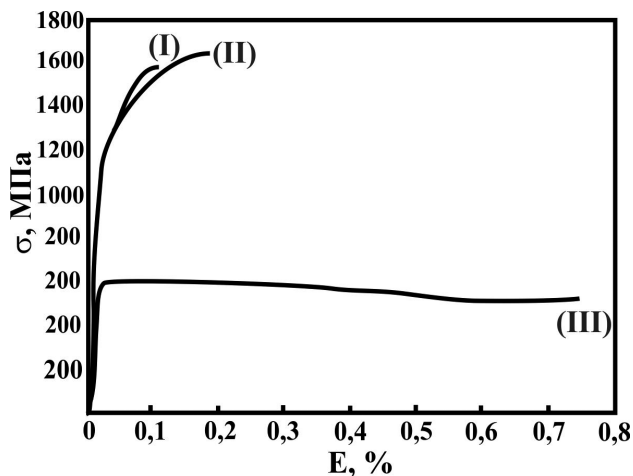


Рис. 7. Зависимость предела прочности от деформации при испытании на сжатие композита 90%TiAl-10% (58Ti-21Al-21Si): (I) – при комнатной температуре; (II) – 600 °С; (III) – 800 °С [29]

качестве лигатуры и добавляли в порошок алюминид титана 50Ti-50Al (ат. %), взятый в качестве матрицы. Горячее изостатическое прессование композиционной смеси проводили при температуре 1100 °С и давлении 150 МПа. Композиционные материалы  $TiAl/Ti_5Si_3$ , полученные данным способом выдерживают значительные сжимающие напряжение 10–20 % (рис. 7). Твердость матричного сплава составляет 4–7 ГПа, в то время как твердость матрицы с равномерно распределенными в ней частицами  $Ti_5Si_3$  – 10–12 ГПа.

#### Композиционные материалы $TiAl-Al_2O_3$

Для получения композиционных материалов на основе алюминид титана, упрочненного дисперсными частицами  $Al_2O_3$ , обычно используют смесь порошков алюминия, титана и оксида титана  $TiO_2$ , где упрочняющая фаза формируется через серию твердожидкофазных или твердофазных реакций в процессе горячего прессования, СВС синтеза или реакционного спекания [30–33].

При СВС синтезе КМ  $TiAl-Al_2O_3$ , также как и для материалов системы  $TiAl-Ti_2AlC$ , горения смеси зависит от количества образующейся в процессе синтеза упрочняющей фазы  $Al_2O_3$  [30]. Для протекания самопроизвольного процесса горения образцы перед СВС синтезом необходимо подогреть до 300 °С. Когда содержание, образующегося в системе  $Al_2O_3$ , превышает 12,5 % (масс.), распространение реакционного фронта становится не стабильным и волна горения приобретает пульсирующий характер. При образовании в композите 28,6 % (масс.)  $Al_2O_3$  горение в системе прекращается, т.к реакция между Al и Ti более экзотермична, чем между алюминием и оксидом титана. В результате температура и скорость распространения волны

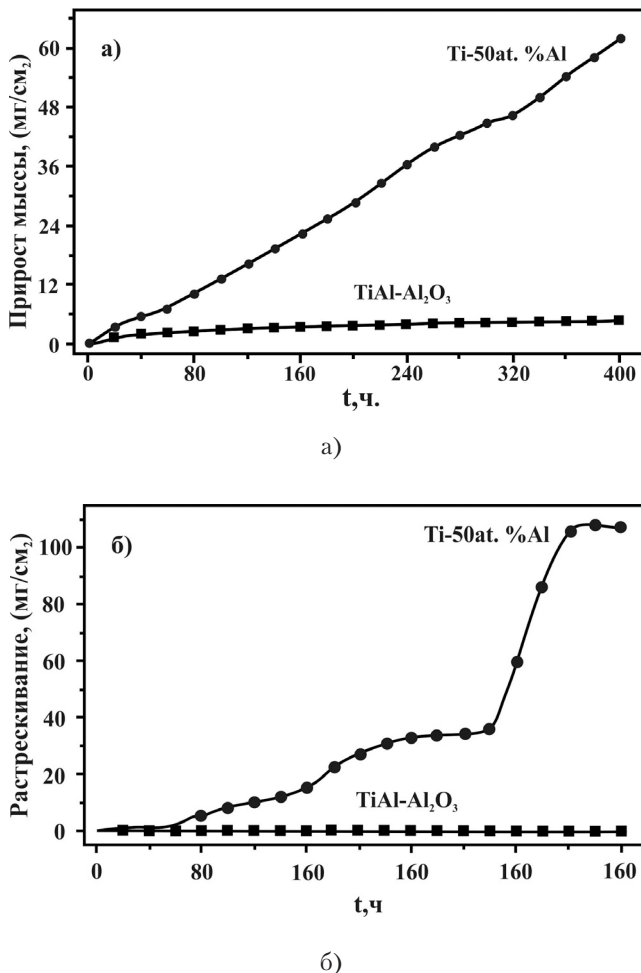


Рис. 8. График зависимости прироста массы (а) и устойчивости против растрескивания (б) сплава TiAl и КМ TiAl-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> при окислении на воздухе при температуре 900 °С [32]

горения уменьшается с увеличением количества Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в синтезируемом материале.

Z. W. Li, W. Gao в работе [32] исследовали термостойкость и окислительную стойкость TiAl-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> композитов при температуре 800–900 °С (рис. 8). Исследуемые композиционные материалы характеризуются более низкой скоростью окисления, чем литой сплав TiAl.

Значительный интерес представляют собой работы Ai Taotao [33, 34], где изучалось влияние добавок оксида ниобия Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub> на структуру и свойства композиционного материала TiAl-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Порошковую смесь 57,46Ti-36,78Al-5,76TiO<sub>2</sub> смешивали в течение 2 часов в шаровой мельнице вместе с 0,2 %, 6 %, 10 % и 22 % Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub>. Образцы получали методом реакционного синтеза под давлением 35 МПа в два этапа: предварительное подпекание образцов при температуре 600 °С с выдержкой 1 час и окончательное спекание при 1200 °С в течение 2-х часов.

Микроструктура композитов состоит из TiAl, Ti<sub>3</sub>Al, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и NbAl<sub>3</sub>, причем частицы Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> обра-

зуются по границам зерен. С увеличением в составе образцов содержания оксида ниобия увеличивается дисперсность образующихся частиц Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и они более равномерно распределяются в TiAl-матрице.

Твердость композитов постепенно возрастает с увеличением содержания Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub>, предел прочности при изгибе и трещиностойкость достигает максимальных значений 398,5 МПа и 6,99 МПа, соответственно, при 6 % Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub> (табл. 8).

#### Композиционные материалы на основе магния и его сплавов

Среди промышленных металлов магний обладает наименьшей плотностью (1,737 г/см<sup>3</sup>), что обуславливает его применение в различных отраслях техники и главным образом в авиастроении, где он успешно заменяет алюминий. Дисперсно-упрочненные композиционные материалы на основе магния и его сплавов обладают низкой плотностью, высокой длительной прочностью и высоким сопротивлением ползучести при нагреве. Магниево-композиционные материалы получают преимущественно литьем или пропиткой пористого каркаса, а также методами порошковой металлургии [35–42].

Самопроизвольная пропитка (при отсутствии внешнего давления) достигается при наличии хорошей смачиваемости пористого каркаса расплавленным матричным металлом, когда при соответствующих температурных условиях и атмосфере спекания жидкий металл заполняет поры в прессовке только за счет капиллярных сил. Это один из самых конкурентоспособных методов получения магниевых КМ. Преимущество процесса состоит в более равномерном распределении упрочняющей фазы в матрице по сравнению с материалами, полученными литейными методами, а также в возможности получать композиционные материалы с высоким содержанием упрочняющих частиц [37, 38].

Композиты системы Mg-TiC получали при пропитке пористого каркаса из карбида титана, спеченного при температуре 1250 °С, магнием в атмосфере аргона при 850–950 °С. Пористость конечного продукта составляла меньше 3-х %. Стадии установившейся пропитки предшествует инкубационный период, который зависит от температуры получения материала. С ростом температуры расплав магния лучше смачивает карбид титана, что приводит к увеличению скорости пропитки [35, 39, 40]. Особенностью этой системы является отсутствие промежуточных фаз в структуре получаемых композиционных материалов. Образование карбидов магния термодинамически невыгодно, а растворимость титана в магнии при равновесных условиях очень мала, так что магний и титан не формируют интерметаллидов, таким образом, карбид титана достаточно стабилен в расплаве магния. Механические свойства компози-



Таблица 8.

Механические свойства композиционных материалов на основе матрицы из алюминид титана, упрочненных частицами  $Al_2O_3$  в зависимости от содержания  $Nb_2O_5$  [33]

Материал	HRB	Прочность на изгиб, (МПа)	$K_{1c}$ (МПа $\times$ м <sup>1/2</sup> )
57,46Ti-36,78Al-5,76TiO <sub>2</sub>	196	541	0,8
57,46Ti-36,78Al-5,76TiO <sub>2</sub> +0,2% Nb <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	192	518	0,7
57,46Ti-36,78Al-5,76TiO <sub>2</sub> +6% Nb <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	208	573	0,8
57,46Ti-36,78Al-5,76TiO <sub>2</sub> +10% Nb <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	268	442	0,8
57,46Ti-36,78Al-5,76TiO <sub>2</sub> +22% Nb <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	257	397	0,7

Таблица 9.

Механические свойства композиционного материала Mg-TiC [37]

Температура, °C	E, ГПа	$\sigma_b$ , МПа	HV
850	123	123–136	183–191
900	130	123–137	194–197
950	136	122–135	205–212

Таблица 10.

Химический состав, пропитываемого каркаса и технологические параметры процесса [41]

№ п/п	Химический состав, % (об.)				Параметры пропитки	
	B <sub>4</sub> C		Смачивающий агент		Температура, °C	Время, мин
	40 мкм	0,8 мкм	Si	Ti		
1	98		2		750	120
2	70	26	4		800	90
3	65	30	5		830	60
4	50	45	5		850	60
5	98			2	750	60
6	72	25		3	800	20
7	50	45		5	830	30
8	35	60		5	850	60

ционного материала Mg-TiC, с содержанием карбида титана 55 % представлены в табл. 9.

Композиционные материалы на основе Mg, упрочненные частицами карбида бора, получают методом пропитки только при добавлении в их состав элементов, которые увеличивают смачиваемость B<sub>4</sub>C магнием. В качестве таких элементов чаще всего выступают кремний и титан, которые смешивают с порошком карбида бора в количестве от 2–5 %. Интересна работа V. Kevorkijan [41] в которой исследовали влияние размера порошка

карбида бора (44 мкм и 0,8 мкм) на микроструктуру и механические свойства КМ (табл. 10). Было обнаружено, что во всех образцах с высоким содержанием мелкозернистого B<sub>4</sub>C, эффект самопроизвольной пропитки не наблюдался или же был не полным. Увеличение температуры до 900 °C и времени выдержки до 2-х часов не привело к положительному результату. Только, когда в систему было добавлено некоторое количество B<sub>4</sub>C с размером частиц 44 мкм, были получены КМ с высокой плотностью.

Таблица 11.

Механические свойства КМ Mg-B<sub>4</sub>C [41]

Образец	E, ГПа	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %
Mg	41	216	125	7
1	81	403	287	0,8
2	89	443	304	0,8
3	91	453	308	0,8
4	96	478	318	0,8
5	83	416	303	0,8
6	94	462	326	0,8
7	100	501	347	0,8
8	108	535	364	0,9

Добавки Ti улучшают смачиваемость в системе Mg-B<sub>4</sub>C благодаря формированию в структуре пористого каркаса из B<sub>4</sub>C частиц карбида титана. Кремний, в свою очередь, обладает способностью растворять бор, который за тем реагируя с расплавленным магнием, образует соединение MgB<sub>2</sub> [42, 36, 40].

Твердость, модуль упругости и предел прочности у КМ Mg-B<sub>4</sub>C в два раза больше, чем у чистого магния (табл. 11). Значительным недостатком этих материалов является уменьшение пластичности с ростом количества упрочняющей фазы. Но в образцах, где в качестве агента, увеличивающего смачиваемость между Mg и B<sub>4</sub>C, использовали титан величина пластичности оставалась достаточно высокой.

Таким образом, композиционные материалы на основе титана, алюминиды титана, магния обладают комплексом свойств, отличающихся от традиционных материалов и открывающих широкие возможности для самых разнообразных целей. Среди этих свойств отмечают не только высокие характеристики прочности но и высокие характеристики модулей упругости, рекордную износостойкость, что обеспечивает снижение массы изделий с одновременным повышением надежности и увеличением ресурса работы. Замена жаропрочных сплавов на основе никеля и железа на материалы из титана, алюминиды титана, магния и композиционные материалы с матрицей на их основе позволяет снизить вес деталей на 20–30 % и повысить рабочую температуру изделий на 200–400 °С по сравнению другими используемыми сплавами. Эти материалы сохраняют стабильность своих характеристик в широких температурных пределах, обладают повышенной электро- и теплопроводностью, а также малой чувствительностью к поверхностным дефектам. Возможность изменения количества и размера армирующих частиц открывают широкие перспективы для использования КМ в различных отраслях.

## Литература

- [1] Чудина О. В. Технологические пути повышения механических свойств на основе структурной теории прочности / О. В. Чудина // Технология металлов. – 2003, – №6. – с. 16–23.
- [2] Тушинский Л. И. Теория и технология упрочнения металлических сплавов. – Новосибирск: Наука, Сибирское отделение, 1990. – 306 с.
- [3] Анциферов В. Н. Спеченные сплавы на основе титана / В. Н. Анциферов, В. С. Устинов, Ю. Г. Олесов. – М.: Металлургия, 1984. – 168 с.
- [4] Степанчук А. Н. Технология порошковой металлургии / А. Н. Степанчук, И. И. Билык, П. А. Бойко. – К.: Вища шк. Головне вид-во, 1989. – 415 с.
- [5] Lifang C. Research on development of in situ titanium matrix composites and in situ reaction thermodynamics of the reaction systems / C. Lifang, Z. Yongzhong, S. Likai // Journal of University of Science and Technology, Beijing. – 2006. – V. 13. – P. 551–557.
- [6] Чечулин Б. Б. Титановые сплавы в машиностроении / Б. Б. Чечулин, С. С. Ушков, И. Н. Разуваева и др. – Л.: Машиностроение. Ленингр. отд-ние, 1977. – 248 с.
- [7] Ивасишин О. М. Производство титановых сплавов и деталей экономичным методом порошковой металлургии для широкомасштабного промышленного применения / О. М. Ивасишин, Д. Г. Саввакин, К. А. Бондарева и др. // Наука и инновации. – 2005. – № 2. – С. 44–57.
- [8] Леховицер З. В., Герасименко И. А., Мирошниченко Г. Я., Быков И. О. Исследование влияния режима спекания на свойства порошкового материала 2M2A / З. В. Леховицер, И. А. Герасименко, Г. Я. Мирошниченко, И. О. Быков // сб. науч. тр. – 2009. – № 48. – С. 112–119.
- [9] Вишняков Л. Р. Композиционные материалы. Справочник / Л. Р. Вишняков, Т. В. Грудина, Д. М. Карпинос Л. И. Тучинский и др. // Ин-т проблем мате-



- риаловедения АН УССР. – К.: Наук. думка, 1985. – 592 с.
- [10] Yamamoto T. Synthesis of near net shape high density TiB/Ti composite / T. Yamamoto, A. Otsuki // *Mater. Sci. Eng.* – 1997. – V. 239–240. – P. 647–651.
- [11] Haibo F. Spark plasma sintering reaction synthesized TiB reinforced titanium matrix composites / F. Haibo, J. Dechang, Z. Yu // *Composites, Part A.* – 2005. – V.36. – P. 558–563.
- [12] Poletti C. Production of titanium matrix composites reinforced with SiC particles / C. Poletti, M. Balog M., T. Schubert // *Composites Science and Technology.* – 2008. – V.68. – P. 2171 – 2177.
- [13] Junqiang L. In situ preparation of (TiB + TiC +Nd<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)/Ti composites by powder metallurgy / L. Junqiang, Q. Jining, L. Weijie, L. Yang // *Journal of Alloys and Compounds.* – 2009. – V. 9. – P. 116 – 122.
- [14] Kim Y. Processing and mechanical properties of Ti–6Al–4V/TiC in situ composite fabricated by gas–solid reaction / Y. Kim, H. Chung, S. Kang // *Mater Sci Eng.* – 2002. – V. 333. – P. 343 – 350.
- [15] Silva A. Microstructural and mechanical characterization of a Ti-6Al-4V/TiC/10p composite processed by the BE-CHIP method / A. Silva, J. Santos, T. Strohaecker // *Compos. Sci. Technol.* – 2005. – V. 65. – P. 1749 – 1755.
- [16] Синельникова В.С. Алюминиды / В. С. Синельникова, В. А. Подергин, В. Н. Речкин. – К: Наукова Думка, 1985. – 243 с.
- [17] Серeda Б.П. Исследования структурообразования алюминидов титана при их получении методом СВС / Б.П. Серeda, А.А. Жеребцов // *Строительство, материаловедение, машиностроение. Сборник научных трудов.* – Днепропетровск: – 2008, В. 45, Ч. 1, – 91–94 с.
- [18] Yeh C.L. Formation of TiAl–Ti<sub>2</sub>AlC in situ composites by combustion synthesis / C.L. Yeh, Y.G. Shen // *Intermetallics.* – 2009. – V. 7. – P. 169–173.
- [19] Kevorkijan V. Pressureless sintering and characterization of B<sub>4</sub>C, TiC and TiB<sub>2</sub>-particle-reinforced TiAl<sub>3</sub>-matrix composites / V. Kevorkijan, S.D. Skapin // *Materials and technology.* – 2009. – V. 3. – P. 123–128.
- [20] Yeh C.L. Formation of TiAl–Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> and TiAl–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> in situ composites by combustion synthesis / C.L. Yeh, R.F. Li // *Intermetallics.* – 2008. – V. 16. – P. 64–70.
- [21] Кванин В.Л. Получение интерметаллидов – TiAl методом СВС-прессования / В.Л. Кванин, Н.Т. Балихина, С.Г. Вадченко, И.П. Боровинская // *Неорганические материалы.* – 2008. – № 11. – с. 1327–1331.
- [22] Ramaseshan R. Microstructure and some properties of TiAl–Ti<sub>2</sub>AlC composites produced by reactive processing / R. Ramaseshan, A. Kakitsuji, S.K. Seshadri, N.G. Nair // *Intermetallics.* – 1999. – V. 7. – P. 571–577.
- [23] Ляхов Н.З. Влияние механоактивации на процессы фазо- и структурообразования при самораспространяющемся высокотемпературном синтезе / Н.З. Ляхов, Т.Л. Талако, Т.Ф. Григорьева – Новосибирск: Параллель, 2008. – 168 с.
- [24] Nie X. Patents of methods to prepare intermetallic matrix composites: A Review / X. Nie // *Recent Patents on Materials Science.* – 2008. – V. 1. – P. 232–240.
- [25] Kevorkijan V. Fabrication and characterization of TiAl/Ti<sub>3</sub>Al-based intermetallic composites (IMCs) reinforced with ceramic particles / V. Kevorkijan, S.D. Skapin // *Archives of Materials Science and Engineering.* – 2009. – V. 40. – P. 75–83.
- [26] Li Z. Oxidation behaviour of Ti<sub>3</sub>Al–TiC composites / Z. Li, W. Gao, J. Liang, D.L. Zhang // *Materials Letters.* – 2003. – V. 57. – P. 1970–1976.
- [27] Alman D. E. Reactive sintering of TiAl–Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> in-situ composites / D.E. Alman // *Intermetallics.* – 2005. – V. 13. – P. 572–579.
- [28] Rao K.P. Characterization and mechanical properties of in situ synthesized Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>-TiAl composites / K.P. Rao, J.B. Zhou // *Materials Science and Engineering.* – 2003. – V.35. – P. 208–218.
- [29] Rao K.P. Comparison of titanium silicide and carbide reinforced in situ synthesized TiAl composites and their mechanical properties / K.P. Rao, A.Vyas // *Intermetallics.* – 2011. – V. 19. – P. 1236–1242.
- [30] Yeh C.L. Formation of TiAl–Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> and TiAl–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> in situ composites by combustion synthesis / C.L. Yeh, R.F. Li // *Intermetallics.* – 2008. – V. 16. – P. 64–70.
- [31] Horvitz D. In situ processing of dense Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–Ti aluminide interpenetrating phase composites / D. Horvitz, I. Gotman, E.Y. Gutmanas, N. Claussen // *Journal of the European Ceramic Society.* – 2002. – V. 22. – P. 947–954.
- [32] Li Z.W. High temperature oxidation behaviour of a TiAl–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> intermetallic matrix composite / Z.W. Li, W. Gao, D.L. Zhang, Z.H. Cai // *Corrosion Science.* – 2004. – V. 46. – P. 1997–2007.
- [33] Taotao A. Microstructure and mechanical properties of in-situ synthesized Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiAl composites / A. Taotao // *Chinese Journal of Aeronautics.* – 2008. – V. 21. – P. 559–564.
- [34] Taotao A. Fabrication and mechanical properties of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiAl composite / A. Taotao // A. Taotao // *Journal of Wuhan of Techolotgy-Mater.* – 2009. – V. 24. – P. 732–736.
- [35] Hai Zhi Ye Review of recent studies in magnesium matrix composites / Hai Zhi Ye, Xing Yang Liu // *Journal of Materials Science.* – 2004. – V. 39. – P. 6153–6171.
- [36] Lee K.B. Reaction products of Al–Mg/B<sub>4</sub>C composite fabricated by pressureless in ltration technique / K.B. Lee, H.S. Sim, S.Y. Cho, H. Kwon // *Materials Science and Engineering.* – 2001. – V. 2. – P. 227–234.
- [37] Contreras A. Mg/TiC composites manufactured by pressureless melt in ltration / A. Contreras, V.H. Lopez, E. Bedolla // *Scripta Materialia.* – 2004. – V. 52. – P. 249–253.
- [38] Falcon-Franco L. Wear performance of TiC as reinforcement of a magnesium alloy matrix composite / L. Falcon-Franco, E. Bedolla-Becerri, J. Lemus-Ruiz // *Composites.* – 2011. – V. 42. – P. 275–279.

- [39] Zhang X. New In-situ Synthesis Method of Magnesium Matrix Composites Reinforced with TiC Particulates / X. Zhang, L. Liao, M. Naiheng // Materials Research. – 2006. – Vol. 9. - № 4. – P. 357–360.
- [40] Zhang D. Wetting of B<sub>4</sub>C, TiC and graphite substrates by molten Mg / D. Zhang, P. Shen, L. Shi, Q. Jiang // Materials Chemistry and Physics. – 2011. – V. 130. – P. 665–671.
- [41] Kevorkijan V. Fabrication and characterisation of mg-B<sub>4</sub>C composites / V. Kevorkijan, S.D. Skapin // MJOM. – 2009. – V. 15. – P. 3–18.
- [42] Chen Y.X. Microstructure and orientation relationships of Mg alloy matrix composite reinforced with SiC whiskers and B<sub>4</sub>C particles / Y.X. Chen, D.X. Li // Materials Letters. – 2007. – V. 61. – P. 4884–4886.

**Bogacheva A. G., Shishkina Y. A., Bagluk G. A.**

Frantsevich Institute for Problems of Materials Science of National Academy of Science of Ukraine.  
Ukraine, Kyiv

### PREPARATION AND PROPERTIES OF DISPERSION-STRENGTHENED LIGHTWEIGHT ALLOYS

*The article is an overview on the analysis of existing dispersion-strengthened composite materials based on lightweight alloys. Briefly discussed methods of obtaining these materials, their properties, as well as the nature of the interaction between Ti, Mg and TiAl with Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, TiB<sub>2</sub>, TB, SiC, Nd<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Ti<sub>3</sub>Si<sub>3</sub>, Ti<sub>2</sub>AlC, TiC, B<sub>4</sub>C. It is shown, that powder metallurgy could be remarked as a the most effective and economically sound method compared with other alternatives.*

Keywords: light alloys, composite materials, reinforcing phase, methods of obtaining.

#### References

- [1] Chudina O. V. Tehnologicheskie puty povisheniya mechanicheskikh svoystv na osnove strukturnoy teorii prochnosty / O. V. Chudina // Tehnologiyi metallov – 2003, – № 6. – s. 16–23.
- [2] Tushinskiy L. I. Teoriya i tekhnologiya uprochneniya metallicheskih splavov. – Novosibirsk.: Nauka, Sibirskoe otdelenie, 1990. – 306 s.
- [3] Antsiferov V. N. Spechennyye splavy na osnove titana / V. N. Antsiferov, V. S. Ustinov, Yu. G. Olesov. – M.: Metallurgiya, 1984. – 168 s.
- [4] Stepanchuk A. N. Tehnologiya poroshkovoy / A. N. Stepanchuk, I. I. Bilyk, P. A. Bojko. – K.: Vyshcha shk., 1989. – 415 s.
- [5] Lifang C. Research on development of in situ titanium matrix composites and in situ reaction thermodynamics of the reaction systems / C. Lifang, Z. Yongzhong, S. Likai // Journal of University of Science and Technology, Beijing. – 2006. – V. 13. – P. 551 – 557.
- [6] Chuchelin B. B. Titanovyye splavy v mashinostroenii / B. B. Chuchelin, S. S. Ushkov, I. N. Razueva. – L.: Mashinostroenie, 1977. – 248 s.
- [7] Ivasishen O. M. Proizvodstvo titanovykh splavov i detaley ekonomichnym metodom poroshkovoy metallurgii dlya shirikomasshtabnogo promyshlennogo primeneniya / O. M. Ivasishen, D. G. Sabbkin, K. A. Bondarev // Nauka i innovatsii. – 2005. – №2. – s. 44 – 57.
- [8] Lehovitser Z. V. Isledovanie vliyaniya rezhima spekaniya na svojstva poroshkovogo materiala 2M2A / Z. V. Lehovitser, I. A. Gerasimenko, G. Ya. Miroshnechenko, I. O. Bykov // sb. nauch. tr. – 2009. – № 48. – s. 112–119.
- [9] Vishnyakov L. R. Kompozitsionnyye materialy. Spravochnik / L. R. Vishnyakov, T. V. Grudina, D. M. Karpinos, L. I. Tuchinskij // Institut problem materialovedeniya AN USSR. – K.: Naukova dumka, 1985. – 592 s.
- [10] Yamamoto T. Synthesis of near net shape high density TiB/Ti composite / T. Yamamoto, A. Otsuki // Mater. Sci. Eng. – 1997. – V. 239–240. – P. 647–651.
- [11] Haibo F. Spark plasma sintering reaction synthesized TiB reinforced titanium matrix composites / F. Haibo, J. Dechang, Z. Yu // Composites, Part A. – 2005. – V.36. – P. 558–563.
- [12] Poletti C. Production of titanium matrix composites reinforced with SiC particles / C. Poletti, M. Balog M., T. Schubert // Composites Science and Technology. – 2008. – V.68. – P. 2171 – 2177.
- [13] Junqiang L. In situ preparation of (TiB+TiC+Nd<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)/Ti composites by powder metallurgy / L. Junqiang, Q. Jining, L. Weijie, L. Yang // Journal of Alloys and Compounds. – 2009. – V.9. – P. 116 – 122.



- [14] Kim Y. Processing and mechanical properties of Ti-6Al-4V/TiC in situ composite fabricated by gas-solid reaction / Y. Kim, H. Chung, S. Kang // *Mater Sci Eng.* – 2002. – V. 333. – P. 343–350.
- [15] Silva A. Microstructural and mechanical characterization of a Ti-6Al-4V/TiC/10p composite processed by the BE-CHIP method / A. Silva, J. Santos, T. Strohaecker // *Compos. Sci. Technol.* – 2005. – V.65. – P. 1749–1755.
- [16] Sinel'nikova V. S. Alyuminidy / V. S. Sinel'nikova, V. A. Podergin, V. N. Rechkin. – K: Naukova Dumka, 1985. – 243 s.
- [17] Sereda B. P. Issledovanie strukturoobrazovaniya alyuminidov titana pri ih poluchenii metodom SVS / B. P. Sereda, A. A. Zherebtsov // *Stroitel'stvo, materialovedenie, mashinostroenie. Sbornik nauchnyh trudov.* – Dnepropetrovsk: – 2008, V.45, Ch. 1, – 91–94 s.
- [18] Yeh C.L. Formation of TiAl-Ti<sub>2</sub>AlC in situ composites by combustion synthesis / C.L. Yeh, Y.G. Shen // *Intermetallics.* – 2009. – V. 7. – P. 169–173.
- [19] Kevorkijan V. Pressureless sintering and characterization of B<sub>4</sub>C, TiC and TiB<sub>2</sub>-particle-reinforced TiAl<sub>3</sub>-matrix composites / V. Kevorkijan, S.D. Skapin // *Materials and technology.* – 2009. – V. 3. – P. 123–128.
- [20] Yeh C.L. Formation of TiAl-Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> and TiAl-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> in situ composites by combustion synthesis / C.L. Yeh, R.F. Li // *Intermetallics.* – 2008. – V. 16. – P. 64–70.
- [21] Kvanin V. L. Poluchenie intermetallidov –TiAl metodom SVS-pressovaniya / V. L. Kvanin, N. T. Balahina, S. G. Vadchenko, I. P. Borovinskaya // *Neorganicheskie materialy.* – 2008. – № 11. – s. 1327–1331.
- [22] Ramaseshan R. Microstructure and some properties of TiAl-Ti<sub>2</sub>AlC composites produced by reactive processing / R. Ramaseshan, A. Kakitsuji, S.K. Seshadri, N.G. Nair // *Intermetallics.* – 1999. – V. 7. – P. 571–577.
- [23] Lyahov N. Z. Vliyaniye mehanoaktivatsii na protsessy pazo – i strukturoobrazovaniya pri samorasprostranyayushchemsya vysokotemperaturnom sinteze / N. Z. Lyahov, T. L. Talako, T. F. Grigor'eva – Novosibirsk: Parallel, 2008. – 168 s.
- [24] Nie X. Patents of methods to prepare intermetallic matrix composites: A Review / X. Nie // *Recent Patents on Materials Science.* – 2008. – V. 1. – P. 232–240.
- [25] Kevorkijan V. Fabrication and characterization of TiAl/Ti<sub>3</sub>Al-based intermetallic composites (IMCs) reinforced with ceramic particles / V. Kevorkijan, S.D. Skapin // *Archives of Materials Science and Engineering.* – 2009. – V. 40. – P. 75–83.
- [26] Li Z. Oxidation behaviour of Ti<sub>3</sub>Al-TiC composites / Z. Li, W. Gao, J. Liang, D.L. Zhang // *Materials Letters.* – 2003. – V. 57. – P. 1970–1976.
- [27] Alman D. E. Reactive sintering of TiAl-Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> in-situ composites / D.E. Alman // *Intermetallics.* – 2005. – V. 13. – P. 572–579.
- [28] Rao K.P. Characterization and mechanical properties of in situ synthesized Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>-TiAl composites / K.P. Rao, J.B. Zhou // *Materials Science and Engineering.* – 2003. – V.35. – P. 208–218.
- [29] Rao K.P. Comparison of titanium silicide and carbide reinforced in situ synthesized TiAl composites and their mechanical properties / K.P. Rao, A.Vyas // *Intermetallics.* – 2011. – V. 19. – P. 1236–1242.
- [30] Yeh C.L. Formation of TiAl-Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> and TiAl-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> in situ composites by combustion synthesis / C.L. Yeh, R.F. Li // *Intermetallics.* – 2008. – V. 16. – P. 64–70.
- [31] Horvitz D. In situ processing of dense Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Ti aluminide interpenetrating phase composites / D. Horvitz, I. Gotman, E.Y. Gutmanas, N. Claussen // *Journal of the European Ceramic Society.* – 2002. – V. 22. – P. 947–954.
- [32] Li Z.W. High temperature oxidation behaviour of a TiAl-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> intermetallic matrix composite / Z.W. Li, W. Gao, D.L. Zhang, Z.H. Cai // *Corrosion Science.* – 2004. – V. 46. – P. 1997–2007.
- [33] Taotao A. Microstructure and mechanical properties of in-situ synthesized Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiAl composites / A. Taotao // *Chinese Journal of Aeronautics.* – 2008. – V. 21. – P. 559–564.
- [34] Taotao A. Fabrication and mechanical properties of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiAl composite / A. Taotao // A. Taotao // *Journal of Wuhan of Techology-Mater.* – 2009. – V. 24. – P. 732–736.
- [35] Hai Zhi Ye Review of recent studies in magnesium matrix composites / Hai Zhi Ye, Xing Yang Liu // *Journal of Materials Science.* – 2004. – V. 39. – P. 6153–6171.
- [36] Lee K.B. Reaction products of Al-Mg/B<sub>4</sub>C composite fabricated by pressureless in ltration technique / K.B. Lee, H.S. Sim, S.Y. Cho, H. Kwon // *Materials Science and Engineering.* – 2001. – V. 2. – P. 227–234.
- [37] Contreras A. Mg/TiC composites manufactured by pressureless melt in ltration / A. Contreras, V.H. Lopez, E. Bedolla // *Scripta Materialia.* – 2004. – V. 52. – P. 249–253.
- [38] Falcon-Franco L. Wear performance of TiC as reinforcement of a magnesium alloy matrix composite / L. Falcon-Franco, E. Bedolla-Beceri, J. Lemus-Ruiz // *Composites.* – 2011. – V. 42. – P. 275–279.
- [39] Zhang X. New In-situ Synthesis Method of Magnesium Matrix Composites Reinforced with TiC Particulates / X. Zhang, L. Liao, M. Naiheng // *Materials Research.* – 2006. – Vol. 9. – № 4. – P. 357–360.
- [40] Zhang D. Wetting of B<sub>4</sub>C, TiC and graphite substrates by molten Mg / D. Zhang, P. Shen, L. Shi, Q. Jiang // *Materials Chemistry and Physics.* – 2011. – V. 130. – P. 665–671.
- [41] Kevorkijan V. Fabrication and characterisation of mg-B<sub>4</sub>C composites / V. Kevorkijan, S.D. Skapin // *MJoM.* – 2009. – V. 15. – P. 3–18.
- [42] Chen Y.X. Microstructure and orientation relationships of Mg alloy matrix composite reinforced with SiC whiskers and B<sub>4</sub>C particles / Y.X. Chen, D.X. Li // *Materials Letters.* – 2007. – V. 61. – P. 4884–4886.