

УДК 669.018.95

Е.И. Краснов¹, В.М. Серпова¹, Л.Г. Ходыкин¹, А.В. Гололобов¹

**МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ
НА ОСНОВЕ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ,
АРМИРОВАННЫЕ ТУГОПЛАВКИМИ ЧАСТИЦАМИ (обзор)**

DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-6-36-45

Представлен обзор научно-технической литературы в области способов упрочнения титановых сплавов при введении в матрицу различных тугоплавких частиц. Кратко описаны основные проблемы, возникающие при упрочнении, связанные с химической природой тугоплавких частиц и титановых сплавов. Описаны основные структурные, физико-механические свойства и морфология таких металлических композиционных материалов (МКМ). Представлена зависимость влияния различных тугоплавких частиц и их количества, а также термической обработки на физико-механические свойства МКМ на основе титановых сплавов.

Ключевые слова: *металлический композиционный материал, титан, тугоплавкие частицы, прочность, термическая обработка, физико-механические свойства.*

E.I. Krasnov¹, V.M. Serpova¹, L.G. Khodykin¹, A.V. Gololobov¹

**METAL COMPOSITE MATERIALS BASED ON TITANIUM ALLOYS,
REINFORCED WITH REFRACTORY PARTICLES (review)**

Presents a literature review in the field of methods for strengthening titanium and its alloys by introducing various refractory particles into the matrix. The main problematic issues related to the chemical nature of refractory particles and titanium alloys that arise during hardening are briefly described. The main structural, physical and mechanical properties and morphology of such metal composite materials are described. The dependence of the influence of various refractory particles and their amount, as well as the effect of heat treatment on the physical and mechanical properties of microns based on titanium alloys, is presented.

Keywords: *metal composite material, titanium, refractory particles, strength, heat treatment, physical and mechanical properties.*

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

Введение

Металлические композиционные материалы (МКМ), упрочненные тугоплавкими частицами, находят широкое применение благодаря низкой плотности и оптимальному сочетанию комплекса механических и эксплуатационных свойств [1–5], могут быть армированы частицами, нитевидными кристаллами или короткими волокнами; частицы могут иметь сферическую, кубическую или случайную морфологию с размером частиц ~ (1–100) мкм. Металлические композиционные материалы, армированные твердыми частицами или нитевидными кристаллами, отличаются изотропностью свойств, дешевле в производстве и поддаются последующей обработке и формовке компонентов (по сравнению с МКМ, армированных непрерывными волокнами) [4, 6].

Металлические композиционные материалы на основе титановой матрицы обладают высокими удельными характеристиками прочности и модуля упругости, высокой термостойкостью и низкой плотностью, что делает их привлекательными для аэрокосмического, автомобильного и военного применения, но использование титановых сплавов в качестве конструкционных материалов в условиях сильного трения и износа ограничено по причине их низких трибологических свойств [7, 8]. Тем не менее добавление тугоплавких частиц в титан и его сплавы является эффективным способом повышения механических и износостойких свойств.

Для упрочнения титановых сплавов используют различные твердые частицы, включая TiB_2 , TiN , B_4C , ZrC , SiC , TiB , TiC и Al_2O_3 . Частицы TiB , TiB_2 , B_4C и TiC имеют высокий модуль упругости, что делает их привлекательными для армирования титановых сплавов. Частицы TiB и Al_2O_3 имеют близкие значения температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР) с титановыми сплавами, что устраняет проблемы, связанные с образованием остаточных напряжений во время получения материала, однако армирование частицами Al_2O_3 приводит к образованию охрупчивающей фазы $TiAl_3$. При упрочнении сплава частицами SiC возникают проблемы, связанные с образованием зон охрупчивающего воздействия из-за высокореактивной природы титана – больших реакционных зон TiC и Ti_5Si_3 вокруг частиц SiC , что приводит к снижению механических свойств композиционного материала. В работе [9] показано, что частицы TiC нестабильны в процессе получения композиционного материала, быстро растут и образуют целый ряд охрупчивающих соединений. В статьях [10–13] отмечается, что частицы TiB остаются стабильными при спекании композиционного материала. Стабильность частиц TiB обусловлена низкой растворимостью бора в титане ($<0,001$ % (атомн.)).

При изготовлении МКМ на основе титановой матрицы важными факторами также являются выбор типа, количества и размера армирующих частиц. Прочность, жесткость и способность сцепления частиц с матрицей являются основными требованиями при армировании. Для получения качественного МКМ из титанового сплава важно, чтобы армирующая фаза не вступала в реакцию с матрицей и оставалась достаточно стабильной при температуре обработки. Чем лучше межфазная связь между матрицей и армирующими компонентами в процессе получения МКМ, тем качественнее получаются композиционные материалы с повышенными физико-механическими характеристиками по сравнению с используемой матрицей.

Методы получения МКМ на основе титанового сплава включают: литейные технологии с перемешиванием армирующих частиц, твердо-жидкофазное компактирование, газотермическое распыление, технологии порошковой металлургии и механическое легирование. В последнее время процессы высокотемпературного синтеза и аддитивного производства широко используются для изготовления МКМ.

Цель данного обзора – продемонстрировать последние тенденции в области изготовления МКМ, армированных тугоплавкими частицами, для повышения механических свойств широко применяемых титановых сплавов.

Металлические композиционные материалы на основе титановой матрицы, упрочненной тугоплавкими частицами

Титановые сплавы обладают хорошими физико-механическими, химическими и биосовместимыми свойствами и широко используется в авиационной и автомобильной промышленности в качестве конструкционных материалов, но введение тугоплавких частиц позволяет получить увеличенные эксплуатационные характеристики и расширить область применения МКМ. Далее приведены примеры успешной реализации повышения физико-механических характеристик МКМ на основе титановых сплавов при введении в матрицу тугоплавких частиц.

В работе [14] для повышения механических, коррозионных и трибологических свойств титанового сплава состава Ti–6Al–4V (здесь и далее – состав сплава в % (по массе)) в качестве армирующего элемента использовали соединение V_4C_3 , отмечая его термодинамическую стабильность и высокие механические свойства. Для получения методом порошковой металлургии образцов из МКМ использовали сплав состава Ti–6Al–4V и керамический порошок V_4C_3 со средним размером частиц 30 мкм. Образцы МКМ изготовлены с содержанием 5 и 10 % (по массе) V_4C_3 . В результате исследования физико-механических свойств образцов установлено, что плотность МКМ уменьшается с увеличением содержания армирующих частиц, но разница между теоретической и экспериментальной плотностью возрастает с увеличением содержания V_4C_3 , что объясняют увеличением пористости с увеличением содержания частиц V_4C_3 (рис. 1, а). Твердость и коррозионная стойкость повышаются с увеличением количества армирующих частиц V_4C_3 (рис. 1, б). Добавление частиц V_4C_3 снижает скорость износа титановой матрицы (рис. 2).

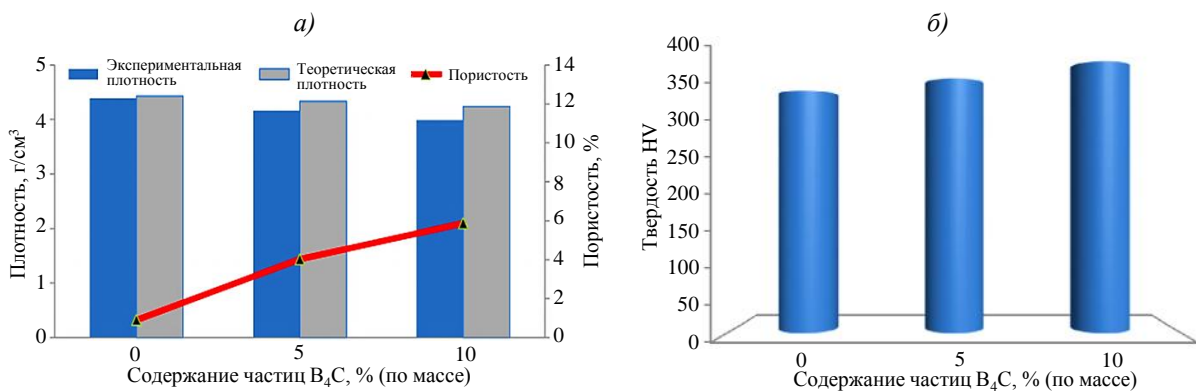


Рис. 1. Влияние содержания керамических частиц V_4C_3 на свойства МКМ состава (Ti–6Al–4V) + V_4C_3 на плотность (а) и твердость (б) [14]

Анализ морфологии МКМ из титанового сплава состава Ti–6Al–4V, армированного тугоплавкими частицами V_4C_3 , показал, что добавление таких частиц инициирует образование частиц TiB и TiC, которые распределены равномерно в объеме матрицы (рис. 3).

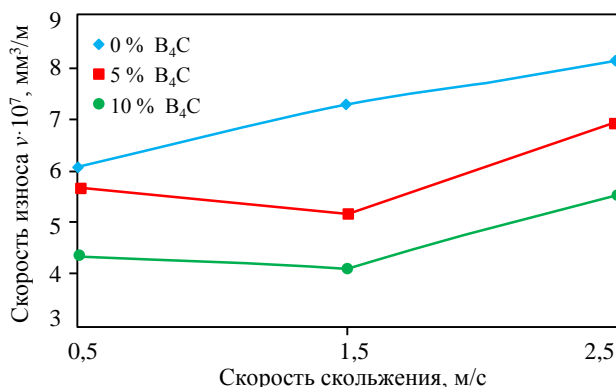


Рис. 2. Влияние содержания частиц V_4C_3 и скорости скольжения на скорость износа титановой матрицы [14]

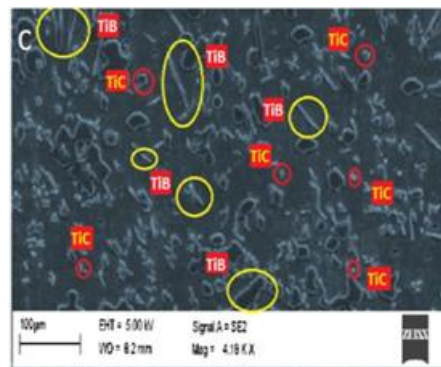


Рис. 3. Микроструктура МКМ состава (Ti–6Al–4V) + 10 % (по массе) V_4C_3 [14]

В аналогичных исследованиях [9, 15, 16] подтверждено, что с увеличением содержания частиц TiB и TiC, образующихся *in situ*, скорость износа композиционного материала снижается, и сделан вывод, что частицы TiB и TiC улучшают износостойкие свойства композиционного материала.

В статье [17] исследовано влияние температуры спекания и содержания частиц В₄С на свойства композиционного материала, полученного методом порошковой металлургии. Повышение твердости и прочности при сжатии композиционного материала увеличивается с повышением температуры спекания и увеличением содержания армирующего компонента.

В работе [18] исследовали влияние частиц В₄С и объемной плотности энергии лазера на микротвердость композиционного материала состава Ti–6Al–4V, полученного методом селективного лазерного спекания. При получении композиционного материала частицы В₄С реагируют с титаном и в процессе *in situ* образуются частицы TiC и TiB в различных пропорциях, микротвердость увеличивается на 30–80 % в зависимости от плотности энергии лазера.

Из-за высокой химической реакционной способности титановых сплавов при армировании частицами SiC вокруг этих частиц происходит образование больших охрупчивающих реакционных зон (TiC и Ti₅Si₃), поэтому предотвращение вредных межфазных химических реакций при изготовлении титановых МКМ имеет решающее значение для эксплуатационных характеристик материала. Стандартные технологические процессы, происходящие под воздействием высоких температур и длительного времени обработки (литье, горячее прессование и плазменное напыление), используемые при изготовлении дисперсноупрочненных композиционных материалов, непригодны для получения МКМ, армированных тугоплавкими частицами SiC.

В работе [19] исследован монолитный композиционный материал титанового сплава состава Ti–6Al–4V, армированный частицами SiC, полученный смешиванием порошков с последующим спеканием. Авторы отмечают практически полное отсутствие пластичности и низкую прочность при растяжении у образцов с реакционной зоны размером ~ (4–5) мкм. В статье [20] исследован композиционный материал на основе титанового сплава, армированный частицами SiC при содержании 10 % (по массе), полученный методом горячей экструзии. Такой композиционный материал содержит тонкие реакционные слои (~0,2 мкм) с пористостью 0,5–1 %. При исследовании влияния термической обработки на рост реакционной зоны, сделан вывод о том, что при толщине реакционной зоны >1 мкм резко снижаются механические свойства.

В работе [21] исследованы физико-механические свойства образцов композиционного материала, полученного методом ударно-волновой консолидации с последующим отжигом. Ударно-волновая консолидация оказалась эффективным методом получения МКМ на основе титанового сплава, армированного частицами SiC со 100 %-ной теоретической плотностью и практически полным отсутствием межфазной реакции. Исследования проводили на трех типах образцов. Для образцов первого типа использовали титановый порошок с чистотой 99,9 % и размером частиц <150 мкм; для образцов второго и третьего типа – титановый порошок с чистотой 99,5 % и размером частиц <44 мкм. Композиционные порошки для образцов первого и второго типа получены путем смешивания соответствующего титанового порошка с 10 % (объемн.) порошка SiC со средним размером частиц 12 мкм. Для образцов третьего типа использовали процесс механического легирования соответствующего титанового порошка с добавлением 10 % (объемн.) порошка SiC со средним размером частиц 12 мкм.

Микроструктура МКМ системы Ti–SiC показана на рис. 4, частицы SiC распределены достаточно равномерно в объеме матрицы, видимого реакционного слоя на границе раздела Ti–SiC не наблюдается ни в одном из типов образцов.

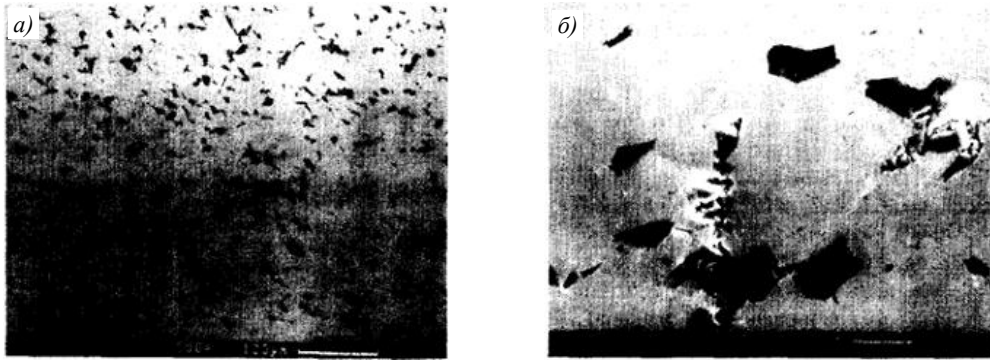


Рис. 4. Микроструктура МКМ системы Ti–10 % (объемн.) SiC [21]

Результаты испытаний при сжатии образцов МКМ системы Ti–SiC представлены на рис. 5, а. Пластичность при сжатии (пластическая деформация >50 %) сохраняется в образцах первого и второго типов. Предел текучести образцов первого и второго типов (500–550 МПа) больше предела текучести чистого титана (рис. 5, а). Предел прочности при изгибе и пластичность образцов из МКМ системы Ti–SiC (первого и второго типов) оценивают соответственно приблизительно на уровне 270–350 МПа и 0,3–0,6 % при проведении испытаний на трехточечный изгиб. Отмечено, что отжиг образцов после ударно-волновой консолидации значительно улучшает пластичность при сжатии композиционного материала. Отожженные образцы из МКМ системы Ti–SiC первого и второго типов имеют повышенные прочность при изгибе (>450 МПа) и пластичность (>5 %). У образцов третьего типа предел текучести при сжатии составляет 1300–1500 МПа, но наблюдается лишь ограниченная пластичность при сжатии (пластическая деформация <(4–5) %) по сравнению с образцами первого и второго типов. Отжиг образцов третьего типа не изменил его низкой пластичности при сжатии (рис. 5, б).

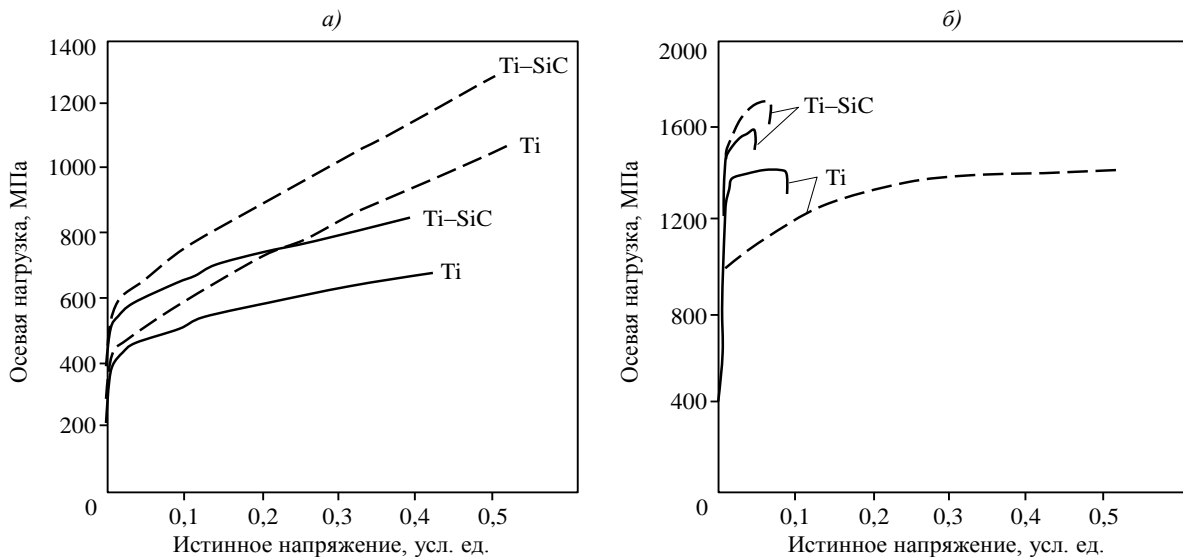


Рис. 5. Результаты испытания при сжатии отожженных и неотожженных образцов из МКМ системы Ti–SiC первого и второго типов (а) и третьего типа (б) (Ti – материал, спеченный из гранул, после механического легирования без добавления частиц SiC; пунктирная линия – отожженные образцы) [21]

В научно-технических литературных источниках [11–13] считается, что тугоплавкие частицы TiB₂ являются наиболее подходящими для упрочнения титана, поскольку при их введении в матрицу возникают наименьшие остаточные напряжения,

поэтому композиционный материал обладает механической и термической стабильностью. Отмечено также, что частицы TiB и титан имеют почти одинаковые значения плотности и ТКЛР.

В работе [22] исследован композиционный материал на основе титанового сплава состава Ti-6Al-4V, армированный частицами TiB₂, полученный методом реактивного горячего спекания с последующим экструдированием. Усы (whisker) TiB_w синтезированы *in situ* по реакции между титаном и соединением TiB₂ в процессе спекания, они распределены по границам зерен матрицы (рис. 6, а), а после операции экструзии – достаточно равномерно в объеме матрицы; видимого реакционного слоя на границе раздела не наблюдается.

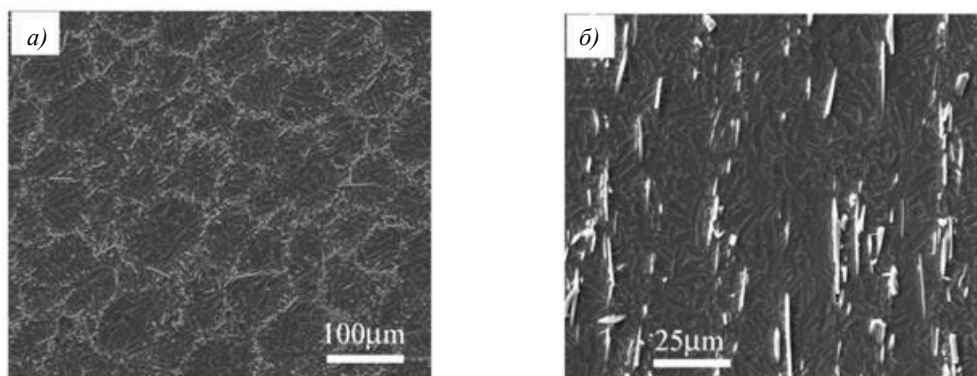


Рис. 6. Микроструктура композиционного материала состава (Ti-6Al-4V) + TiB_w после спекания (а) и экструзии (б) [22]

Авторы статьи [22] провели исследование влияния закалки и старения на механические свойства композиционного материала состава (Ti-6Al-4V) + 5 % (объемн.) TiB_w. Твердость увеличивается (рис. 7) с повышением температуры закалки вследствие увеличения объемной доли трансформированной β-фазы в диапазоне двухфазной области. При превращении α'-фазы в β-фазу (рис. 8) твердость материала уменьшается с увеличением температуры старения вследствие того, что мелкая (α + β)-фаза с увеличением температуры старения превращается в грубую фазу (рис. 8).

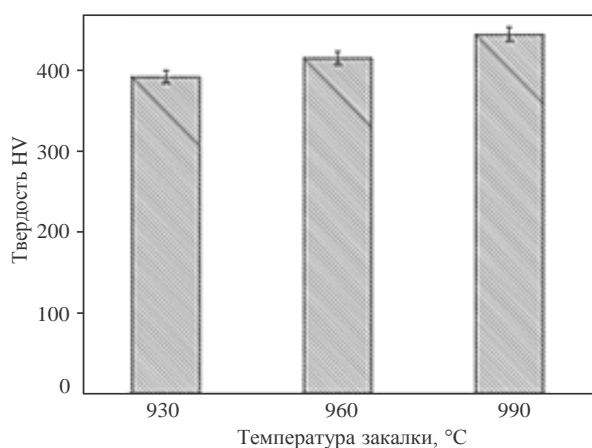


Рис. 7. Твердость по Виккерсу композитов состава (Ti-6Al-4V) + 5 % (объемн.) TiB_w, закаленных при различных температурах и выдержанных при 500 °C в течение 6 ч [22]

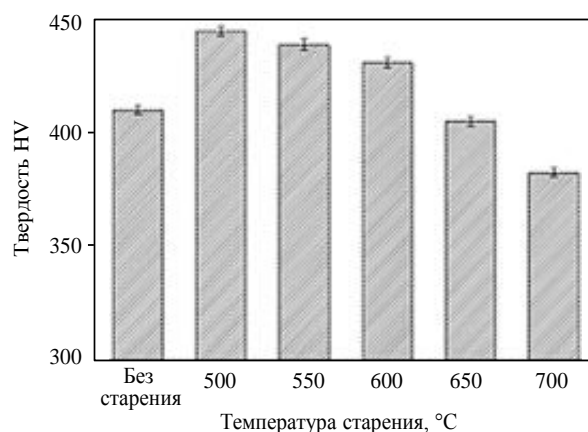


Рис. 8. Твердость по Виккерсу композитов состава (Ti-6Al-4V) + 5 % (объемн.) TiB_w, закаленных при 990 °C и выдержанных при различных температурах старения [22]

На рис. 9 приведены кривые при растяжении для различных параметров термообработки. Прочность экструдированного композиционного материала состава (Ti–6Al–4V) + 5 % (объемн.) TiB_w увеличивается с повышением температуры закалки и уменьшается с увеличением температуры старения. Оптимальное соотношение прочности при растяжении (1365 МПа) и относительного удлинения (7,9 %) композиционного материала получено при закалке с 990 °С с последующим старением при 600 °С (табл. 1).

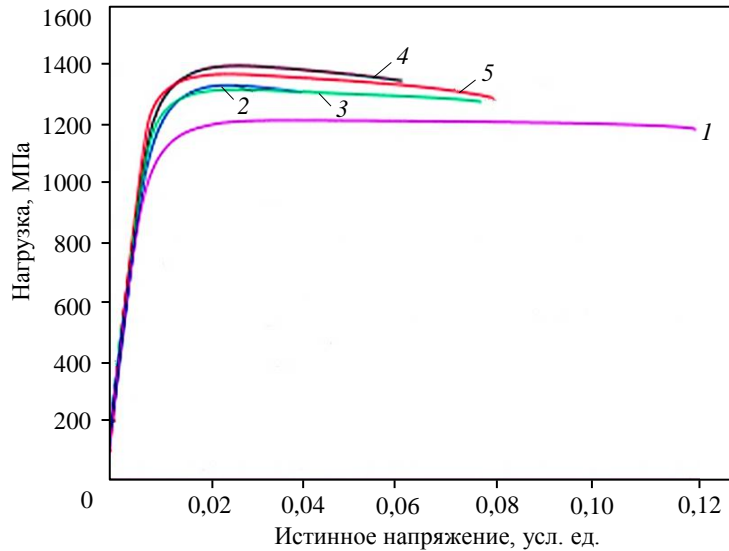


Рис. 9. Кривые растягивающего напряженно-деформированного состояния при комнатной температуре экструдированного композиционного материала состава (Ti–6Al–4V) + 5 % (объемн.) TiB_w, термообработанного по различным режимам [22]: 1 – без термообработки; после закалки при температурах 990 (2, 4, 5) и 930 °С (3) и отжига при температурах 500 (3, 4) и 600 °С (5)

Таблица 1

Свойства при растяжении композиционного материала состава (Ti–6Al–4V) + 5 % (объемн.) TiB_w при комнатной температуре [21]

Условный номер режима	Режим термической обработки	МПа		δ, %
		σ _{0,2}	σ _в	
1	Без термообработки	1102,3	1207,0	12,0
2	Закалка при 990 °С	1196,5	1312,2	4,1
3	Закалка при 930 °С + отжиг при 500 °С	1231,7	1311,4	7,7
4	Закалка при 990 °С + отжиг при 500 °С	1334,2	1391,6	6,1
5	Закалка при 990 °С + отжиг при 600 °С	1309,7	1365,4	7,9

В аналогичных работах [23, 24] исследовано влияние термической обработки на механические свойства и сделан вывод об увеличении механических свойств термически обработанного композиционного материала по отношению к материалу без обработки. Добавление 5 % (объемн.) частиц TiB₂ позволяет повысить прочность при растяжении с 885 до 1090 МПа, но при этом снижается относительное удлинение – с 11,3 до 3,6 %. Термическая обработка композиционного материала повышает прочность при растяжении до 1160 МПа и относительное удлинение – до 7 % [23].

В статье [25] исследовано влияние количества частиц TiC на механические свойства композиционного материала системы (Ti–Mo–Al) + TiC, полученного методом дуговой плавки в среде аргона с последующим отжигом. Исследованы образцы двух видов (Ti₆₀Mo₂₅Al₁₅ и Ti₅₀Mo₃₅Al₁₅) с добавлением 0,1; 5 и 10 % (объемн.) TiC. Установлено, что с увеличением содержания TiC предел текучести увеличивается до 30 % при комнатной температуре, при повышенных температурах влияние частиц TiC менее выражено – до 12 %. В табл. 2 обобщены полученные результаты испытаний.

Таблица 2

Результаты испытания композиционного материала системы (Ti–Mo–Al) + TiC [25]

Условный номер образца	Состав материала, % (объемн.)	Плотность, г/см ³	Предел текучести, МПа, при температуре, °С		
			20	800	1000
1	60 Ti	5,67	1022	658	248
2	60 Ti + 0,1 TiC	5,65	1080	697	254
3	60 Ti + 5 TiC	5,62	1125	738	265
4	60 Ti + 10 TiC	5,58	1240	802	275
5	50 Ti	6,23	1062	799	475
6	50 Ti + 0,1 TiC	6,21	1134	820	480
7	50 Ti + 5 TiC	6,16	1212	832	506
5	50 Ti + 10 TiC	6,10	1385	837	529

На рис. 10 представлена микроструктура МКМ системы Ti₆₀Mo₂₅Al₁₅–TiC. Частицы TiC (темные) расположены преимущественно в междендритных областях или на границах зерен матрицы системы Ti–Mo–Al (серая). В композиционных материалах, содержащих 10 % (объемн.) TiC, в матрице появляются первичные частицы TiC размером 5–10 мкм; микроструктуры отожженных материалов не отличаются морфологией от образцов, полученных после плавки.

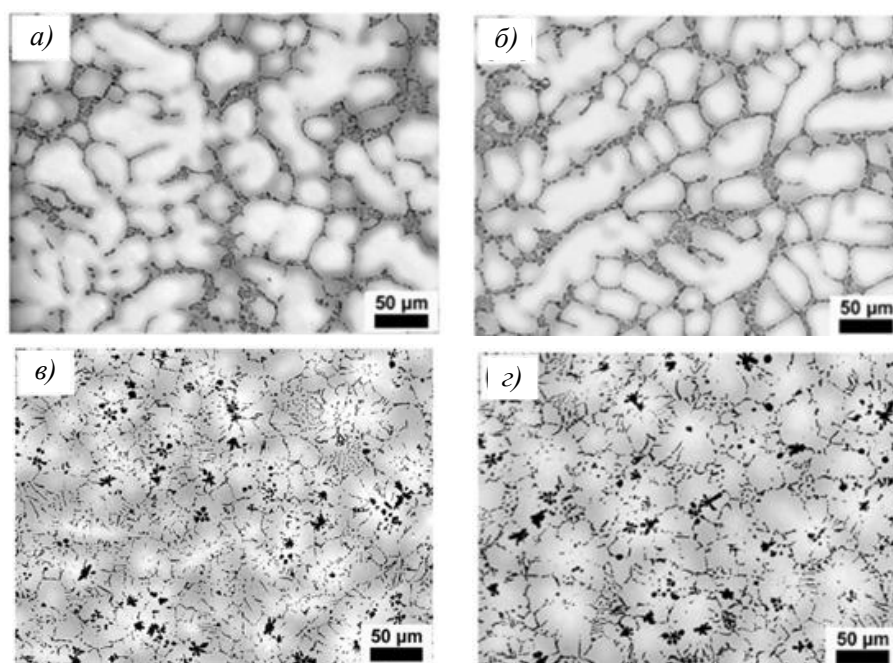


Рис. 10. Микроструктуры МКМ системы Ti₆₀Mo₂₅Al₁₅ в неотожженном (а, в) и отожженном (б, г) состояниях с 5 (а, б) и 10 % (объемн.) (в, г) TiC [25]

Заключения

В данной работе представлены исследования по изготовлению и оценке влияния содержания различных армирующих элементов на свойства МКМ на основе титановых сплавов. Введение тугоплавких частиц TiB_2 , B_4C , SiC и TiC в титан и его сплавы является эффективным способом повышения механических, износостойких и коррозионных свойств с одновременным уменьшением плотности материала, а также способствует расширению области применения МКМ. Размер и распределение армирующих частиц в матрице и их химическая активность оказывают большое влияние на микроструктуру и механические свойства. Проведение процесса термической обработки способствует увеличению механических характеристик. Металлические композиционные материалы, армированные твердыми частицами, имеют преимущество (по сравнению с МКМ, армированными непрерывными волокнами) в виде изотропности свойств, дешевле при производстве и поддаются последующей обработке.

Библиографический список

1. Гращенков Д.В. Стратегия развития неметаллических материалов, металлических композиционных материалов и теплозащиты // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № S. С. 264–271. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-264-271.
2. Антипов В.В. Перспективы развития алюминиевых, магниевых и титановых сплавов для изделий авиационно-космической техники // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № S. С. 186–194. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-186-194.
3. Каблов Е.Н., Валуева М.И., Зеленина И.В., Хмельницкий В.В., Алексахин В.М. Углепластики на основе бензоксазиновых олигомеров – перспективные материалы // *Труды ВИАМ*. 2020. № 1 (85). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 02.06.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-1-68-77.
4. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения – основа инноваций, технологического лидерства и национальной безопасности России // *Интеллект и технологии*. 2016. № 2 (14). С. 16–21.
5. Краснов Е.И., Курбаткина Е.И., Шавнев А.А., Серпова В.М., Жабин А.Н. Применение метода активной пайки для соединения волокнистых композиционных материалов с керамическими материалами (обзор) // *Труды ВИАМ*. 2020. № 10 (92). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 02.06.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-10-63-72.
6. Каблов Е.Н. Из чего сделать будущее? Материалы нового поколения, технологии их создания и переработки – основа инноваций // *Крылья Родины*. 2016. № 5. С. 8–18.
7. Tian Y.S., Chen C.Z., Chen L.B., Liu J.H. Wear properties of alloyed layers produced by laser surface alloying of pure titanium with B_4C and Ti mixed powders // *Journal of Materials Science*. 2005. No. 40. P. 4387–4390. DOI: 10.1007/s10853-005-0736-2.
8. Fouvry S., Paulin C., Deyber S. Impact of contact size and complex gross-partial slip conditions on $Ti-6Al-4V/Ti-6Al-4V$ fretting wear // *Tribology International*. 2009. Vol. 42. Is. 3. P. 461–474. DOI: 10.1016/j.triboint.2008.08.005.
9. Qin Y.L., Geng L. Dry sliding wear behavior of titanium matrix composites hybrid-reinforced by in situ TiB whisker and TiC particle // *Journal of Materials Science*. 2011. No. 46 (14). P. 4980–4985. DOI: 10.1007/s10853-011-5415-x.
10. Peng W.W., Zeng W.D., Wang Q.J., Yu H.Q. Comparative study on constitutive relationship of as-cast $Ti60$ titanium alloy during hot deformation based on Arrhenius-type and artificial neural network models // *Materials and Design*. 2013. Vol. 51. P. 95–104. DOI: 10.1016/j.matdes.2013.04.009.
11. Popov A., Rossina N., Popova M. The effect of alloying on the ordering processes in near-alpha titanium alloys // *Materials Science and Engineering A*. 2013. Vol. 564. P. 284–287. DOI: 10.1016/j.msea.2012.11.043.

12. Fu B.G., Wang H.W., Zou C., Wei Z. The effects of Nb content on microstructure and fracture behavior of near α titanium alloys // *Materials and Design*. 2015. Vol. 66. Part A. P. 267–273. DOI: 10.1016/j.matdes.2014.10.069.
13. Jia W.J., Zeng W.D., Liu J.R. Influence of thermal exposure on the tensile properties and microstructures of Ti60 titanium alloy // *Materials Science and Engineering A*. 2011. Vol. 530. P. 511–518. DOI: 10.1016/j.msea.2011.10.011.
14. Soorya Prakash K., Gopal P.M., Anburose D., Kavimani V. Mechanical, corrosion and wear characteristics of powder metallurgy processed Ti–6Al–4V/B₄C metal matrix composites // *Ain Shams Engineering Journal*. 2018. Vol. 9. Is. 4. P. 1489–1496. DOI: 10.1016/j.asej.2016.11.003.
15. Balaji V.S., Kumaran S. Dry sliding wear behavior of titanium (TiB + TiC) in situ composite developed by spark plasma sintering // *Tribology Transactions*. 2015. Vol. 58. Is. 4. P. 698–703. DOI: 10.1080/10402004.2014.993780.
16. Zheng B., Dong F., Yuan X. et al. Microstructure and tribological behavior of in situ synthesized (TiB + TiC)/Ti6Al4V (TiB/TiC = 1/1) composites // *Tribology International*. 2020. Vol. 145. Reference 106177. DOI: 10.1016/j.triboint.2020.106177.
17. Mohanavel V., Vijayakumar M.D. Mechanical properties of titanium matrix composites fabricated via powder metallurgy method // *Materials Today: Proceedings*. 2020. P. 5–10. DOI: 10.1016/j.matpr.2020.04.569.
18. Fereiduni E., Ghasemi A., Elbestawi M. Selective laser melting of hybrid ex-situ/in-situ reinforced titanium matrix composites: Laser/powder interaction, reinforcement formation mechanism, and non-equilibrium microstructural evolutions // *Materials & Design*. 2019. Vol. 184. Reference 108185. DOI: 10.1016/j.matdes.2019.108185.
19. Loretto M.H., Konitzer D.G. The effect of matrix reinforcement reaction on fracture in Ti–6Al–4V-base composites // *Metallurgical Transactions A*. 1990. Vol. 21A. P. 1579–1587. DOI: 10.1007/BF02672573.
20. Reeves A.J., Dunlop H., Clyne T.W. The effect of interfacial reaction layer thickness on fracture of titanium-SiC particulate composites // *Metallurgical Transactions A*. 1992. Vol. 23. Is. 3. P. 977–988. DOI: 10.1007/BF02675572.
21. Tong W., Ravichandran G., Christman T., Vreeland T. Processing SiC-particulate reinforced titanium-based metal matrix composites by shock wave consolidation // *Acta Metallurgica et Materialia*. 1995. Vol. 43. Is. 1. P. 235–250. DOI: 10.1016/0956-7151(95)90279-1.
22. Wang B., Huang L.J., Geng L. Effects of heat treatments on the microstructure and mechanical properties of as-extruded TiBw/Ti6Al4V composites // *Materials Science & Engineering A*. 2012. Vol. 558. P. 663–667. DOI: 10.1016/j.msea.2012.08.071.
23. Huang L.J., Geng L., Li A.B. et al. In situ TiBw/Ti–6Al–4V composites with novel reinforcement architecture fabricated by reaction hot pressing // *Scripta Materialia*. 2009. Vol. 60. Is. 11. P. 996–999. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2009.02.032.
24. Wang B., Huang L.J., Geng L. et al. Effects of heat treatments on microstructure and tensile properties of as-extruded TiBw/near- α Ti composites // *Materials and Design*. 2015. Vol. 85. P. 679–686. DOI: 10.1016/j.matdes.2015.07.058.
25. Badini C., Ubertalli G., Puppo D., Fino P. High temperature behaviour of a Ti–6Al–4V/TiCp composite processed by BE-CIP-HIP method // *Journal of Materials Science*. 2000. Vol. 35. P. 3903–3912. DOI: 10.1023/A:1004893700762.