

Влияние термической обработки на свойства композиционных материалов АМг2–10%ТiС и АМг6–10%ТiС, полученных методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза

© 2024

Шерина Юлия Владимировна^{*1}, аспирант

кафедры «Металловедение, порошковая металлургия, наноматериалы»

Луц Альфия Расимовна², кандидат технических наук, доцент,

доцент кафедры «Металловедение, порошковая металлургия, наноматериалы»

Самарский государственный технический университет, Самара (Россия)

*E-mail: yulya.makhonina.97@inbox.ru

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5451-7107>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-7889-9931>

Поступила в редакцию 22.06.2023

Принята к публикации 21.08.2023

Аннотация: Дисперсно-упрочненные композиционные материалы относятся к группе перспективных конструкционных материалов, отличающихся разнообразным сочетанием свойств. В работе рассмотрены примеры создания и термической обработки композиционных материалов на основе алюминиевых сплавов, упрочненных дисперсной фазой карбида титана, для которой характерны высокая твердость, модуль упругости и хорошая смачиваемость расплавом. В настоящее время наиболее доступным, недорогим и эффективным способом получения этих материалов является самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС). Обоснована целесообразность и показан собственный успешный опыт формирования в составе промышленных сплавов АМг2 и АМг6 дисперсной фазы карбида титана с размером частиц от 130 нм в количестве до 10 мас. % методом СВС, что позволяет увеличить твердость сплавов. Проведение после синтеза дополнительного нагрева образцов АМг2–10%ТiС и АМг6–10%ТiС также способствует последующему повышению твердости. Представленный в статье комплекс исследований физических, механических и эксплуатационных характеристик выполнен с целью сравнения свойств матричных сплавов в нагартованном состоянии и образцов композиционных материалов до и после нагрева. Результаты испытаний показали, что проведение термической обработки способствует снижению пористости композитов и значительному повышению их твердости и микротвердости. Наблюдается также незначительное снижение прочности на сжатие при существенном повышении износостойкости. Установлено, что композиционные материалы характеризуются высокой коррозионной стойкостью к углекислотной и сероводородной коррозии, соответствующей уровню матричных сплавов. Полученные результаты позволяют рекомендовать разработанные материалы для изготовления деталей шатунно-поршневой группы, подшипников и других износостойких деталей узлов трения.

Ключевые слова: композиционный материал; АМг2–10%ТiС; АМг6–10%ТiС; карбид титана; термическая обработка; самораспространяющийся высокотемпературный синтез.

Благодарности: Статья подготовлена по материалам докладов участников XI Международной школы «Физическое материаловедение» (ШФМ-2023), Тольятти, 11–15 сентября 2023 года.

Для цитирования: Шерина Ю.В., Луц А.Р. Влияние термической обработки на свойства композиционных материалов АМг2–10%ТiС и АМг6–10%ТiС, полученных методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза // Frontier Materials & Technologies. 2024. № 1. С. 105–112. DOI: 10.18323/2782-4039-2024-1-67-10.

ВВЕДЕНИЕ

Одним из наиболее перспективных способов повышения механических характеристик традиционных алюминиевых сплавов является введение в их состав дисперсных частиц дополнительной фазы, для чего чаще всего используют керамические соединения – оксиды, карбиды, нитриды, бориды и т. д. [1; 2]. Однако в случае алюминиевой матрицы наиболее подходящей для армирования является фаза карбида титана, имеющая максимально близкие к алюминию параметры кристаллической решетки и обладающая высокой твердостью, модулем упругости, низкой плотностью и хорошей смачиваемостью [3; 4]. Наиболее распространенным способом получения таких композиционных материалов является метод механического замешивания частиц в расплав алюминия, однако такой подход ис-

ключает возможность получения фазы карбида титана высокой дисперсности, поскольку вводимые частицы склонны к агломерированию, а также зачастую содержат примесные адсорбированные соединения, которые препятствуют полноценному усвоению частиц в расплаве. В связи с этим наиболее целесообразным вариантом является формирование дисперсных частиц карбида титана непосредственно в расплаве из исходных элементарных порошков титана и углерода или их соединений [5–7].

Данная технология, основанная на методе самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), разработана и применяется на кафедре «Металловедение, порошковая металлургия, наноматериалы» Самарского государственного технического университета. По результатам проведенных исследований уже была показана возможность успешного синтеза композиционных

материалов составов Al–10%TiC, Al–5%Cu–10%TiC, Al–5%Cu–2%Mn–10%TiC и др., отличающихся повышенными механическими характеристиками [8; 9].

Обзор современных публикаций показал устойчивую тенденцию по армированию фазой карбида титана уже давно разработанных и активно применяемых промышленных сплавов [10]. Например, в исследовании [11] в состав алюмоматричного сплава 2014 вводилась легатура Al–10%TiC, что позволило увеличить прочность со 118 до 147 МПа, а твердость – с 61 до 94 НВ. В работе [12] на основе сплава AA 6063 (аналог АД 31) методом СВС были получены гибридно-армированные образцы, включающие 5 об. % Al₂O₃ и 5 об. % TiC. Затем, поскольку матричный сплав относится к термически упрочняемым, полученный композит подвергли обработке T6 в виде закалки при 530 °C и искусственному старению при 175 °C. Было установлено, что образцы композиционного материала продемонстрировали ускорение в кинетике старения. Для достижения максимальной твердости в 78 НВ после старения им требовалось 2–4 ч, тогда как для неармированного сплава это время составляло 6–8 ч, а твердость материала не превышала 65 НВ. Авторы объясняют наблюдаемое ускоренное старение увеличением плотности дислокаций вблизи дисперсных частиц, что связано с большой разницей в коэффициенте теплового расширения этих частиц и матричного сплава (частицы Al₂O₃ и TiC имеют КТР $8 \cdot 10^{-6}/\text{K}^{-1}$, Al – $23 \cdot 10^{-6}/\text{K}^{-1}$), а также ускоренной диффузией растворенных атомов и модифицированием сплава-основы. Очевидно, что присутствие дисперсных частиц дополнительной фазы оказывает влияние на порядок и интенсивность структурных превращений в составе традиционных сплавов. Но, помимо этого, могут возникать и совершенно новые эффекты, нехарактерные для матричных сплавов.

Так, в работе [13] методом механического замешивания был получен композиционный материал на основе сплава АМг1, содержащий 5 мас. % SiC, а затем впервые показана возможность его термического упрочнения. В частности, было выявлено, что проведение закалки при температуре 550 °C и последующее старение при температуре 160 °C приводят к приросту твердости с 770 до 1000 НВ и прочности до 152 МПа, а в комплексе с последующей прокаткой – к увеличению твердости до 1530 НВ и прочности до 236 МПа.

Подобное увеличение прочностных характеристик именно алюминиево-магниевого сплава чрезвычайно актуально, поскольку они широко распространены благодаря своей невысокой стоимости, хорошей деформируемости, коррозионной стойкости и свариваемости, однако они не отличаются прочностью [14]. Рассматриваемые сплавы содержат микродобавки легирующих элементов (Fe, Si, Mn, Ti и др.), которые способствуют твердорастворному упрочнению, но их количество слишком мало, чтобы существенно повысить прочностные характеристики, поэтому сплавы дополнительно упрочняют с помощью пластической деформации. Однако применение наклепа приводит к снижению пластичности, поэтому завершающим этапом после проведения пластической деформации является проведение отжига, во время которого происходит частичное или полное снятие деформационного упрочнения, что приводит к снижению прочности [15; 16].

Ранее были проведены исследования по получению методом СВС композиционных материалов АМг2–10%TiC и АМг6–10%TiC, которые показали, что в обоих случаях наблюдалась активная и быстротечная СВС-реакция, а изломы образцов характеризовались однородным серым цветом без остатков непрореагировавшей шихты [17]. После синтеза, по данным микрорентгеноспектрального и рентгенофазового анализа, в составе композитов присутствовала целевая фаза карбида титана (с размером частиц от 130 нм), а также магний, очевидно, в составе выделяющейся β-фазы (Al₃Mg₂), не зафиксированной ввиду ее малого количества. Измерение твердости показало повышение значений для основы АМг2 с 59,4 до 64,4 НВ, для основы АМг6 – с 83 до 90,9 НВ. Затем образцы подвергались дополнительному нагреву с последующим охлаждением на воздухе. Было установлено, что нагрев при 150 °C и выдержка в течение 2 ч приводят к повышению твердости АМг2–10%TiC до 67,6 НВ, а нагрев при 230 °C и выдержка в течение 3 ч образца АМг6–10%TiC приводят к получению твердости 93 НВ. Посредством фазового анализа образцов в обоих случаях была зафиксирована β-фаза, что говорит о ее дополнительном выделении после проведенного нагрева [17]. Однако, помимо твердости, другие свойства полученных образцов исследованы не были.

Цель работы – изучение и сравнение основных физических, механических и эксплуатационных характеристик композиционных материалов АМг2–10%TiC и АМг6–10%TiC до и после термической обработки.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

С целью сравнения результатов все испытания проводились на матричных сплавах в нагартованном состоянии (АМг2Н и АМг6Н) и композиционных материалов на их основе. В качестве матрицы для создания расплавов использовались сплавы АМг2 и АМг6 с цифровой маркировкой этих сплавов 1520 и 1560 соответственно по ГОСТ 4784-2019 (таблица 1).

Для получения шихтовой смеси порошки титана (марка ТПП-7, ТУ1715-449-05785388) и углерода (П-701, ГОСТ 7585-86), взятые в стехиометрическом соотношении, смешивали с 5 % от массы шихты соли Na₂TiF₆ (ГОСТ 10561-80). Полученную композицию делили на 3 равные порции, каждую из которых поочередно вводили в расплавы АМг2 или АМг6, разогретые до температуры 900 °C в графитовом тигле плавильной печи ПС-20/12, проводили синтез и заливали в стальной кокиль. Термическая обработка образцов проводилась в лабораторной камерной печи СНОЛ с рабочей температурой до 1300 °C. Экспериментальное определение плотности образцов осуществлялось путем гидростатического взвешивания по ГОСТ 20018-74. Теоретическая максимально возможная плотность беспористого литейного композита рассчитывалась по формуле

$$\rho_T = \frac{\rho_1 \rho_2}{n \rho_1 + (1 - n) \rho_2},$$

где ρ_T – плотность теоретическая, кг/м³;
 ρ_1 – плотность кристаллического алюминия, кг/м³;
 ρ_2 – плотность второй фазы (карбида титана), кг/м³;
 n – массовая доля карбида титана в композите.

Расчет фактической пористости производился по формуле

$$П = 1 - \frac{\rho_{\text{э}}}{\rho_{\text{т}}},$$

где $\rho_{\text{э}}$ – экспериментально измеренная плотность, кг/м³; П – пористость, %.

В ходе расчетов за плотность алюминия принимали значение 2700 кг/м³, плотность фазы карбида титана – 4920 кг/м³, $n=0,1$.

Твердость полученных экспериментальных образцов определялась на твердомере ТШ-2М по ГОСТ 9012-59. Микротвердость образцов исследовалась на стандартном микротвердомере ПТМ-3 по ГОСТ 9450-76 методом вдавливания алмазной пирамидки с квадратным основанием и межгранным углом при вершине 136°. Навеска на индентор составляла 100 г. Испытания на сжатие проводились по ГОСТ 25.503-97 на образцах III типа диаметром 20 мм. Момент появления первых трещин определялся визуально. Стойкость к коррозии исследовалась по ГОСТ 13819-68 в автоклавном комплексе Coat Test 3.3.150.150 в следующих условиях: водный раствор 5%NaCl; газовая фаза 1 МПа CO₂, 0,5 МПа H₂S, 3,5 МПа N₂ при температуре 80 °С; длительность 240 ч; общее давление 5 МПа. Параметры коррозионной стойкости рассчитывались по ГОСТ 9.908-85.

Триботехнические испытания проводились с использованием универсального триботехнического комплекса «Универсал-1Б» по схеме испытаний «кольцо – плоскость»; материал контртела – сталь 40Х; нормальная нагрузка на контакт 380 Н; частота вращения контртела – 600 об/мин; длительность испытаний – 30 мин или до появления полного схватывания.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В результате определения физических свойств (таблица 2) сплавов АМг2Н, АМг6Н и композиционных материалов АМг2–10%ТiС и АМг6–10%ТiС выявлено, что плотность композиционных материалов выше плотности матричных сплавов, что, очевидно, связано с наличием армирующей керамической фазы карбида титана. Из результатов испытаний очевидно, что проведение дополнительного нагрева приводит к снижению пористости композиционных материалов вследствие улучшения адгезионной связи между матрицей и наполнителем.

Исследование механических характеристик (таблица 3) показало, что армирование керамической фазой матричных сплавов приводит к повышению их твердости и микротвердости. Проведение дополнительного нагрева композиционных материалов АМг2–10%ТiС и АМг6–10%ТiС способствует приросту твердости на 13 и 12 %

Таблица 1. Химический состав сплавов АМг2 и АМг6
Table 1. Chemical composition of the АМg2 and АМg6 alloys

Сплав	Содержание элемента, %						
	Al	Mg	Fe	Si	Mn	Cu	Ti
АМг2	95,3–98,00	1,8–2,8	<0,4	<0,4	0,2–0,6	<0,1	<0,1
АМг6	91,1–93,68	5,6–6,8	<0,4	<0,4	0,5–0,8	<0,1	<0,1

Таблица 2. Физические свойства сплавов АМг2, АМг6 и композиционных материалов АМг2–10%ТiС, АМг6–10%ТiС до и после термической обработки

Table 2. Physical properties of the АМg2, АМg6 alloys and АМg2–10%ТiС, АМg6–10%ТiС composite materials before and after heat treatment

Сплавы и композиционные материалы на их основе	Плотность теоретическая, $\rho_{\text{т}}$, г/см ³	Плотность экспериментальная, $\rho_{\text{э}}$, г/см ³	Пористость, П, %
АМг2Н	2,690	–	–
АМг2–10%ТiС, без ТО	2,820	2,797±0,05	0,82
АМг2–10%ТiС, после ТО	2,820	2,820±0,03	0,00
АМг6Н	2,640	–	–
АМг6–10%ТiС, без ТО	2,768	2,739±0,06	1,00
АМг6–10%ТiС, после ТО	2,768	2,768±0,04	0,00

Примечание. ТО (термическая обработка) – нагрев при T=150 °С в течение 3 ч.
Note. ТО (heat treatment) is heating at T=150 °С for 3 h.

соответственно и микротвердости на 22 и 7 % соответственно. Армирование высокодисперсной фазой карбида титана в комплексе с проведением термической обработки не оказывает сильного негативного влияния на показатель предела текучести и относительную деформацию.

Результаты определения триботехнических характеристик (таблица 4) сплавов AMg2H, AMg6H и композиционных материалов AMg2–10%TiC, AMg6–10%TiC до и после термической обработки показали, что армирование в комплексе с термической обработкой приводит к значительному падению коэффициента трения и скорости изнашивания. Самые низкие триботехнические свойства наблюдаются у исходных сплавов AMg2H и AMg6H: на них фиксировалось изнашивание при схватывании и абразивное изнашивание, которые привели к быстрому разрушению поверхностного слоя; высокие значения коэффициента трения и скорости изнашивания свидетельствуют о недопустимых процессах, протекающих в зоне трения. Образцы AMg2–10%TiC и AMg6–10%TiC показали значительно лучшие триботехнические характеристики по сравнению с матричным сплавом, однако на них имели место задиры, на которых установилось трение с коэффициентом около 0,1. Эти же образцы после проведения дополнительных нагревов по рекомендованным режимам показали самые низкие значения коэффициента трения, невысокую скорость изнашивания и хорошую прирабатываемость.

Из таблицы 5 видно, что армирование керамической фазой карбида титана сплавов AMg2 и AMg6 не приводит к падению уровня коррозионной стойкости.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Поскольку для композиционных материалов, особенно полученных методом СВС, характерна повышенная пористость, оказывающая существенное влияние на их свойства, первоначально были определены плотность и пористость полученных материалов. Ис-

следование пористости образцов (таблица 2) показало, что после синтеза отклонение от расчетного значения не превышает 1 %, а после термической обработки снижается до нуля, что может быть обусловлено изменением состава и структуры межфазных границ и улучшения качества связи «матрица – наполнитель».

Фаза карбида титана характеризуется повышенной твердостью и, соответственно, невысокой пластичностью, поэтому основной механической характеристикой композиционных материалов с ее содержанием, как правило, является прочность на сжатие. Но, поскольку полного разрушения таких образцов не происходит, в качестве критерия оценки использовалось значение предела текучести, которое соответствует временному сопротивлению разрушения в момент возникновения первых трещин. Полученные значения прочности материала в литом состоянии (таблица 3), сопоставимые со значениями после нагартовки, обусловлены, очевидно, следующими факторами. Первый – действие механизма Холла – Петча, определяемого ролью дисперсных частиц как центров кристаллизации сплава. Второй – механизм Орована, суть которого в том, что сопротивление движению дислокаций увеличивается с уменьшением расстояния между частицами. Третий – возникновение затруднения для движения дислокаций из-за образования дополнительных дислокаций по причине несовпадения коэффициентов термического расширения и модуля упругости у материала матрицы и частиц армирующей фазы. В исследовании [18] показано, что введение армирующих частиц TiC размером 40–100 мкм в алюминиевый сплав АК12М2MgH методом механического замешивания приводит к снижению степени деформации при сжатии с 17,01 до 12,65 %, а предела прочности при сжатии с 489 до 470 МПа, при этом твердость повышается на 30–50 НВ. Можно сделать вывод, что наличие карбидной фазы не приводит к повышению именно прочностных характеристик, но способствует повышению твердости.

Таблица 3. Механические характеристики сплавов AMg2, AMg6 и композиционных материалов AMg2–10%TiC, AMg6–10%TiC до и после термической обработки
Table 3. Mechanical characteristics of the AMg2, AMg6 alloys and AMg2–10%TiC, AMg6–10%TiC composite materials before and after heat treatment

Сплавы и композиционные материалы на их основе	Испытание на одноосное сжатие		Твердость НВ	Микротвердость НВ, МПа
	σ_r^c , МПа	ε , %		
AMg2H	290±10	69,19	59,4±20	608±10
AMg2–10%TiC, без ТО	271±13	59,70	59,4±20	736±15
AMg2–10%TiC, после ТО	298±10	61,50	67,6±20	745±18
AMg6H	449±15	32,00	83,0±19	991±21
AMg6–10%TiC, без ТО	403±18	19,00	90,9±19	1020±20
AMg6–10%TiC, после ТО	395±19	14,00	93,0±19	1069±19

Примечание. ТО (термическая обработка) – нагрев при $T=150$ °C в течение 3 ч.
Note. TO (heat treatment) is heating at $T=150$ °C for 3 h.

Таблица 4. Триботехнические свойства сплавов АМг2, АМг6 и композиционных материалов АМг2–10%ТiС, АМг6–10%ТiС до и после термической обработки
Table 4. Tribotechnical properties of the АМг2, АМг6 alloys and АМг2–10%ТiС, АМг6–10%ТiС composite materials before and after heat treatment

Сплавы и композиционные материалы на их основе	Скорость изнашивания, мкм/ч	Коэффициент трения	Температура саморазогрева, °С
АМг2Н	37,6±5,2	<0,3	71
АМг2–10%ТiС, без ТО	6,4±1,6	0,11...0,12	65
АМг2–10%ТiС, после ТО	4,0±1,3	0,07...0,08	56
АМг6Н	15,5±4,1	0,13...0,15	70
АМг6–10%ТiС, без ТО	3,5±0,6	0,07...0,09	59
АМг6–10%ТiС, после ТО	4,2±1,2	0,08...0,10	66

Примечание. ТО (термическая обработка) – нагрев при $T=150\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 3 ч.
 Note. TO (heat treatment) is heating at $T=150\text{ }^{\circ}\text{C}$ for 3 h.

Таблица 5. Коррозионная стойкость сплавов АМг2, АМг6 и композиционных материалов АМг2–10%ТiС, АМг6–10%ТiС до и после термической обработки
Table 5. Corrosion resistance of the АМг2, АМг6 alloys and АМг2–10%ТiС, АМг6–10%ТiС composite materials before and after heat treatment

Сплавы и композиционные материалы на их основе	Показатель		
	Потеря массы на единицу площади, Δm , кг/м ²	Скорость коррозии, V , г/(м ² ·ч)	Глубинный показатель коррозии, π , мм/год
АМг2Н	0,160	0,666±0,04	0,0021
АМг2–10%ТiС, без ТО	0,095	0,416±0,02	0,0014
АМг2–10%ТiС, после ТО	0,108	0,450±0,03	0,0014
АМг6Н	0,231	0,962±0,06	0,0030
АМг6–10%ТiС, без ТО	0,151	0,627±0,04	0,0021
АМг6–10%ТiС, после ТО	0,208	0,868±0,02	0,0027

Примечание. ТО (термическая обработка) – нагрев при $T=150\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 3 ч.
 Note. TO (heat treatment) is heating at $T=150\text{ }^{\circ}\text{C}$ for 3 h.

Поскольку было установлено, что наличие частиц карбидной фазы способствует общему повышению твердости получаемых материалов, было сделано предположение, что оно может положительно повлиять на их износостойкость, поэтому далее исследовались триботехнические свойства. Низкие значения коэффициента трения, небольшая скорость изнашивания и хорошая прирабатываемость композиционных материалов АМг2–10%ТiС и АМг6–10%ТiС после проведения оптимального режима термической обработки, очевидно, обусловлены повышением качества межфазной связи, а также дополнительным выделением твердой интерметаллической β -фазы (Al_3Mg_2) [19].

Одним из основных достоинств алюминий-магниевого сплава является их высокая коррозионная стойкость. Исследование данной характеристики в среде газов CO_2 и H_2S при повышенной температуре $80\text{ }^{\circ}\text{C}$ показало, что и образцы матричных сплавов, и образцы композиционных материалов как до, так и после нагрева имеют глубинный показатель скорости коррозии на уровне 0,001–0,005 мм/год (таблица 5), что свидетельствует о высокой коррозионной стойкости композиционных материалов АМг2–10%ТiС и АМг6–10%ТiС и позволяет отнести их к группе весьма стойких металлов [20].

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Согласно результатам комплекса исследований свойств, разработанные композиционные материалы AMg2–10%TiC и AMg6–10%TiC, полученные методом СВС и подвергнутые дополнительному нагреву, показали более высокий уровень твердости, микротвердости, стойкости к износу и коррозии в сравнении с матричными сплавами AMg2 и AMg6 в состоянии нагартовки. Таким образом, армирование высокодисперсной фазой карбида титана в комплексе с термической обработкой является целесообразным способом повышения механических и эксплуатационных характеристик, так как помогает избежать трудоемкой операции холодного деформационного упрочнения (нагартовки). На основании полученных данных композиционные материалы могут быть рекомендованы для изготовления деталей шатунно-поршневой группы, подшипников и других износостойких деталей узлов трения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Панфилов А.А., Прусов Е.С., Кечин В.А. Проблемы и перспективы развития производства и применения алюмоматричных композиционных сплавов // Труды НГТУ им. Р.Е. Алексеева. 2013. № 2. С. 210–217. EDN: [QZLYCV](#).
2. Михеев Р.С., Чернышова Т.А. Алюмоматричные композиционные материалы с карбидным упрочнением для решения задач новой техники. М.: Маска, 2013. 356 с.
3. Pandey U., Purohit R., Agarwal P., Dhakad S.K., Rana R.S. Effect of TiC particles on the mechanical properties of aluminium alloy metal matrix composites (MMCs) // *Materials Today: Proceedings*. 2017. Vol. 4. № 4-D. P. 5452–5460. DOI: [10.1016/j.matpr.2017.05.057](#).
4. Zhou D., Qiu F., Jiang Q. The nano-sized TiC particle reinforced Al–Cu matrix composite with superior tensile ductility // *Materials Science and Engineering: A*. 2015. Vol. 622. P. 189–193. DOI: [10.1016/j.msea.2014.11.006](#).
5. Nath H., Amosov A.P. SHS amidst other new processes for in-situ synthesis of Al-matrix composites: A review // *International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis*. 2016. Vol. 25. P. 50–58. DOI: [10.3103/S106138621601009X](#).
6. Pramod S.L., Bakshi S.R., Murty B.S. Aluminum-based cast in situ composites: A Review // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2015. Vol. 24. № 6. P. 2185–2207. DOI: [10.1007/s11665-015-1424-2](#).
7. Chaubey A.K., Prashanth K.G., Ray N., Wang Z. Study on in-situ synthesis of Al–TiC composite by self – propagating high temperature synthesis process // *MSAII*. 2015. Vol. 12. № 12. P. 454–461.
8. Амосов А.П., Луц А.Р., Рыбаков А.Д., Латухин Е.И. Применение различных порошковых форм углерода для армирования алюмоматричных композиционных материалов углеродом и карбидом титана (обзор) // *Известия высших учебных заведений. Цветная металлургия*. 2020. № 4. С. 44–64. DOI: [10.17073/0021-3438-2020-4-44-64](#).
9. Луц А.Р., Амосов А.П., Латухин Е.И., Рыбаков А.Д., Новиков В.А., Шипилов С.И. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез наноструктурных композиционных сплавов (Al–2%Mn)–10%TiC и (Al–5%Cu–2%Mn)–10%TiC при легировании порошковым марганцем // *Известия высших учебных заведений. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2018. № 3. С. 30–40. DOI: [10.17073/1997-308X-2018-3-30-40](#).
10. Wang L., Qiu F., Zhao Q., Wang H., Jiang Q. Simultaneously increasing the elevated-temperature tensile strength and plasticity of in situ nano-sized TiC/Al–Cu–Mg composites // *Materials Characterization*. 2017. Vol. 125. P. 7–12. DOI: [10.1016/j.matchar.2017.01.013](#).
11. Kumar A., Mahapatra M.M., Jha P.K. Fabrication and Characterizations of Mechanical Properties of Al–4.5%Cu/10TiC Composite by In-Situ Method // *Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering*. 2012. Vol. 11. № 11. P. 1075–1080. DOI: [10.4236/jmmce.2012.1111113](#).
12. Aziz M.A., Mahmoud T.S., Zaki Z.I., Gaafer A.M. Heat Treatment and Wear Characteristics of Al₂O₃ and TiC Particulate Reinforced AA6063 Al // *Journal of Tribology*. 2006. Vol. 128. P. 891–895. DOI: [10.1115/1.2345416](#).
13. Курганова Ю.А., Колмаков А.Г., Чэнь И., Курганов С.В. Исследование механических свойств перспективных алюмоматричных композиционных материалов, армированных SiC и Al₂O₃ // *Материаловедение*. 2021. № 6. С. 34–38. DOI: [10.31044/1684-579X-2021-0-6-34-38](#).
14. Bhoi N.K., Singh H., Pratap S. Developments in the aluminum metal matrix composites reinforced by micro/nano particles – a review // *Journal of Composite Materials*. 2020. Vol. 54. № 6. P. 813–833. DOI: [10.1177/0021998319865307](#).
15. Белов Н.А. Фазовый состав алюминиевых сплавов. М.: МИСИС, 2009. 389 с.
16. Wang H., Geng H., Zhou D., Niitsu K., Muransky O., Zhang D. Multiple strengthening mechanisms in high strength ultrafine-grained Al–Mg alloys // *Materials Science and Engineering A*. 2020. Vol. 771. Article number 138613. DOI: [10.1016/j.msea.2019.138613](#).
17. Шерина Ю.В., Луц А.Р., Кичаев П.Е., Богатов М.В., Амосов А.П. Влияние армирования высокодисперсной фазой карбида титана и последующей термической обработки на структуру и свойства сплава AMg6 // *Научные технологии в машиностроении*. 2023. № 5. С. 15–21. DOI: [10.30987/2223-4608-2023-15-21](#).
18. Михеев Р.С. Инновационные пути в создании антифрикционных композиционных покрытий на основе цветных сплавов с повышенными триботехническими свойствами // *Заготовительные производства в машиностроении*. 2018. Т. 16. № 5. С. 204–210. EDN: [UOVOQM](#).
19. Rao V.R., Ramanaiyah N., Sarcar M.M. Mechanical and tribological properties of AA7075–TiC metal matrix composites under heat treatment (T6) and cast conditions // *Journal of Materials Research and Technology*. 2016. Vol. 5. № 4. P. 377–383. DOI: [10.1016/j.jmrt.2016.03.011](#).
20. Alaneme K.K., Olubambi P. Corrosion and wear behaviour of rice husk ash–Alumina reinforced Al–Mg–Si alloy matrix hybrid composites // *Journal of Materials Research and Technology*. 2013. Vol. 2. № 2. P. 188–194. DOI: [10.1016/j.jmrt.2013.02.005](#).

REFERENCES

- Panfilov A.A., Prusov E.S., Kechin V.A. Problems and prospects of development of production and application alyumomatrichnykh of composite alloys. *Trudy NGTU im. R.E. Alekseeva*, 2013, no. 2, pp. 210–217. EDN: [OZLYCV](#).
- Mikheev R.S., Chernyshova T.A. *Alyumomatrichnye kompozitsionnye materialy s karbidnym uprochneniem dlya resheniya zadach novoy tekhniki* [Aluminum-matrix composite materials with carbide hardening for solving problems of new technology]. Moscow, Maska Publ., 2013. 356 p.
- Pandey U., Purohit R., Agarwal P., Dhakad S.K., Rana R.S. Effect of TiC particles on the mechanical properties of aluminium alloy metal matrix composites (MMCs). *Materials Today: Proceedings*, 2017, vol. 4, no. 4-D, pp. 5452–5460. DOI: [10.1016/j.matpr.2017.05.057](#).
- Zhou D., Qiu F., Jiang Q. The nano-sized TiC particle reinforced Al–Cu matrix composite with superior tensile ductility. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, vol. 622, pp. 189–193. DOI: [10.1016/j.msea.2014.11.006](#).
- Nath H., Amosov A.P. SHS amidst other new processes for in-situ synthesis of Al-matrix composites: A review. *International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis*, 2016, vol. 25, pp. 50–58. DOI: [10.3103/S106138621601009X](#).
- Pramod S.L., Bakshi S.R., Murty B.S. Aluminum-based cast in situ composites: A Review. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2015, vol. 24, no. 6, pp. 2185–2207. DOI: [10.1007/s11665-015-1424-2](#).
- Chaubey A.K., Prashanth K.G., Ray N., Wang Z. Study on in-situ synthesis of Al-TiC composite by self – propagating high temperature synthesis process. *MSAIJ*, 2015, vol. 12, no. 12, pp. 454–461.
- Amosov A.P., Luts A.R., Rybakov A.D., Latukhin E.I. Application of different powdered forms of carbon for reinforcement of aluminum matrix composite materials by carbon and titanium carbide. A review. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedeniy. Tsvetnaya metallurgiya*, 2020, no. 4, pp. 44–64. DOI: [10.17073/0021-3438-2020-4-44-64](#).
- Luts A.R., Amosov A.P., Latukhin E.I., Rybakov A.D., Novikov V.A., Shipilov S.I. Self-propagating high-temperature synthesis of (Al-2%Mn)-10%TiC and (Al-5%Cu-2%Mn)-10%TiC nanostructured composite alloys when doped with manganese powder. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedeniy. Poroshkovaya metallurgiya i funktsionalnye pokrytiya*, 2018, no. 3, pp. 30–40. DOI: [10.17073/1997-308X-2018-3-30-40](#).
- Wang L., Qiu F., Zhao Q., Wang H., Jiang Q. Simultaneously increasing the elevated-temperature tensile strength and plasticity of in situ nano-sized TiCx/Al-Cu-Mg composites. *Materials Characterization*, 2017, vol. 125, pp. 7–12. DOI: [10.1016/j.matchar.2017.01.013](#).
- Kumar A., Mahapatra M.M., Jha P.K. Fabrication and Characterizations of Mechanical Properties of Al-4.5%Cu/10TiC Composite by In-Situ Method. *Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering*, 2012, vol. 11, no. 11, pp. 1075–1080. DOI: [10.4236/jmmce.2012.111113](#).
- Aziz M.A., Mahmoud T.S., Zaki Z.I., Gafer A.M. Heat Treatment and Wear Characteristics of Al₂O₃ and TiC Particulate Reinforced AA6063 Al. *Journal of Tribology*, 2006, vol. 128, pp. 891–895. DOI: [10.1115/1.2345416](#).
- Kurganova Yu.A., Kolmakov A.G., Chen I., Kurganov S.V. Study of mechanical characteristics of advanced aluminum-matrix composites reinforced with SiC and Al₂O₃. *Inorganic materials: applied research*, 2022, vol. 13, no. 1, pp. 157–160. DOI: [10.1134/S2075113322010245](#)
- Bhoi N.K., Singh H., Pratap S. Developments in the aluminum metal matrix composites reinforced by micro/nano particles – a review. *Journal of Composite Materials*, 2020, vol. 54, no. 6, pp. 813–833. DOI: [10.1177/0021998319865307](#).
- Belov N.A. *Fazovyy sostav alyuminievykh splavov* [Phase composition of aluminum alloys]. Moscow, MISIS Publ., 2009. 389 p.
- Wang H., Geng H., Zhou D., Niitsu K., Muransky O., Zhang D. Multiple strengthening mechanisms in high strength ultrafine-grained Al–Mg alloys. *Materials Science and Engineering A*, 2020, vol. 771, article number 138613. DOI: [10.1016/j.msea.2019.138613](#).
- Sherina Yu.V., Luts A.R., Kichaev P.E., Bogatov M.V., Amosov A.P. The effect of reinforcement with a titanium carbide high-dispersity phase and subsequent heat treatment on the structure and properties of the AMG6 alloy. *Naukoemkie tekhnologii v mashinostroenii*, 2023, no. 5, pp. 15–21. DOI: [10.30987/2223-4608-2023-15-21](#).
- Mikheev R.S. Innovative ways to produce of antifriction composite coatings based on nonferrous alloys with enhanced properties. *Zagotovitelnye proizvodstva v mashinostroenii*, 2018, vol. 16, no. 5, pp. 204–210. EDN: [UOVQQM](#).
- Rao V.R., Ramanaiiah N., Sarcar M.M. Mechanical and tribological properties of AA7075-TiC metal matrix composites under heat treatment (T6) and cast conditions. *Journal of Materials Research and Technology*, 2016, vol. 5, no. 4, pp. 377–383. DOI: [10.1016/j.jmrt.2016.03.011](#).
- Alaneme K.K., Olubambi P. Corrosion and wear behaviour of rice husk ash–Alumina reinforced Al-Mg-Si alloy matrix hybrid composites. *Journal of Materials Research and Technology*, 2013, vol. 2, no. 2, pp. 188–194. DOI: [10.1016/j.jmrt.2013.02.005](#).

The study of the effect of heat treatment on the properties of the AMg2–10%TiC and AMg6–10%TiC composite materials produced by self-propagating high-temperature synthesis

© 2024

*Yuliya V. Sherina**¹, postgraduate student
of Chair “Metal Science, Powder Metallurgy, Nanomaterials”

*Alfiya R. Luts*², PhD (Engineering), Associate Professor,
assistant professor of Chair “Metal Science, Powder Metallurgy, Nanomaterials”

Samara State Technical University, Samara (Russia)

*E-mail: yulya.makhonina.97@inbox.ru

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5451-7107>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-7889-9931>

Received 22.06.2023

Accepted 21.08.2023

Abstract: Dispersion-strengthened composite materials belong to the group of promising structural materials characterised by a diverse combination of properties. The paper considers examples of the creation and heat treatment of composite materials based on aluminium alloys strengthened by the titanium carbide dispersed phase characterised by high hardness, elastic modulus, and good melt wettability. At present, self-propagating high-temperature synthesis (SHS) is the most accessible, inexpensive and effective way to obtain them. The authors substantiate the expediency and show their successful experience of the formation in the composition of the AMg2 and AMg6 industrial alloys of a titanium carbide dispersed phase with a particle size of 130 nm in an amount of up to 10 wt. % using the SHS method, which makes it possible to increase the hardness of the alloys. Additional heating of the AMg2–10%TiC and AMg6–10%TiC samples after synthesis also contributes to the further increase in hardness. The complex of studies of physical, mechanical and operational characteristics presented in the paper was carried out to compare the properties of the work-hardened matrix alloys and the samples of composite materials before and after heating. The test results showed that heat treatment reduces the porosity of the composites and significantly increases their hardness and microhardness. A slight decrease in compressive strength at a significant increase in wear resistance is observed. It was found that composite materials are characterised by high corrosion resistance to carbon dioxide and hydrogen sulfide corrosion corresponding to the level of matrix alloys. The results obtained allow recommending the developed materials for the production of parts of the connecting rod and piston group, bearings and other wear-resistant parts of friction units.

Keywords: composite material; AMg2–10%TiC; AMg6–10%TiC; titanium carbide; heat treatment; self-propagating high-temperature synthesis.

Acknowledgments: The paper was written on the reports of the participants of the XI International School of Physical Materials Science (SPM-2023), Togliatti, September 11–15, 2023.

For citation: Sherina Yu.V., Luts A.R. The study of the effect of heat treatment on the properties of the AMg2–10%TiC and AMg6–10%TiC composite materials produced by self-propagating high-temperature synthesis. *Frontier Materials & Technologies*, 2024, no. 1, pp. 105–112. DOI: 10.18323/2782-4039-2024-1-67-10.