

УДК 621.74 + 669.018

<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2023-4-70-86>

Научная статья

Research article



Жидкофазное получение методом СВС и термическая обработка композитов на основе алюминиево-магниевых сплавов, упрочненных высокодисперсной фазой карбида титана

А.Р. Луц, Ю.В. Шерина, А.П. Амосов, А.Д. Качура

Самарский государственный технический университет
443100, Россия, г. Самара, ул. Молодогвардейская, 244

✉ Александр Петрович Амосов (egundor@yandex.ru)

Аннотация: Алюмоматричные композиционные материалы, дисперсно-упрочненные тугоплавкой фазой карбида титана, характеризуются уникальным сочетанием свойств и относятся к группе перспективных конструкционных материалов. Одним из наиболее доступных и энергосберегающих методов их получения является самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС), основанный на экзотермическом взаимодействии титана и углерода (или их соединений) непосредственно в расплаве. В работе приводятся результаты СВС композиционных материалов на основе промышленных сплавов АМг2Н и АМг6Н, упрочненных 10 мас.%TiC. Исследованы макро- и микроструктура полученных образцов, проведены микрорентгеноспектральный и рентгенофазовый анализы. Установлено, что уже в процессе охлаждения на воздухе после синтеза происходит выделение β-фазы из α-твердого раствора алюминия. Проведены эксперименты по изучению влияния дополнительного нагрева на структуру и свойства образцов, определены оптимальные температурно-временные параметры, предложена феноменологическая модель последовательности структурных превращений. Выполнен сравнительный анализ физических, механических, технологических свойств и коррозионной стойкости исходных сплавов АМг2Н и АМг6Н в нагартованном состоянии и композиционных материалов на их основе до и после термической обработки. Установлено, что проведение дополнительного нагрева способствует снижению пористости и сохранению уровня электропроводности относительно этих показателей для литых композитов. Выявлено, что прочность на сжатие и относительная деформация для композита на основе сплава АМг2 изменяются незначительно, тогда как для материала на основе АМг6 их падение более существенно. При этом термическая обработка позволяет повысить твердость материалов, сохранив достаточную способность композитов к пластической деформации, что подтверждается значениями степени деформации и коэффициента уковки, близкими к уровню матричных сплавов. Также установлено, что синтезированные композиционные материалы сохраняют высокий уровень устойчивости к углекислотной и сероводородной коррозии.

Ключевые слова: алюмоматричный композиционный материал (АМКМ), алюминий, расплав, карбид титана, самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС).

Для цитирования: Луц А.Р., Шерина Ю.В., Амосов А.П., Качура А.Д. Жидкофазное получение методом СВС и термическая обработка композитов на основе алюминиево-магниевых сплавов, упрочненных высокодисперсной фазой карбида титана. *Известия вузов. Цветная металлургия.* 2023;29(4):70–86. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2023-4-70-86>

Liquid matrix SHS manufacturing and heat treatment of Al–Mg composites reinforced with fine titanium carbide

A.R. Luts, Yu.V. Sherina, A.P. Amosov, A.D. Kachura

Samara State Technical University
244 Molodogvardeyskaya Str., Samara 443100, Russia,

✉ Alexander P. Amosov (egundor@yandex.ru)

Abstract: Aluminum matrix composites reinforced with ultra-fine refractory titanium carbide feature a unique combination of properties. They are promising structural materials. Self-propagating high-temperature synthesis (SHS) is an affordable and energy-saving composite-

making process. It involves the exothermic reaction between titanium and carbon (or their compounds) directly in the melt. We studied the properties of SHS composites based on the AMg2 and AMg6 commercially available alloys reinforced with 10 wt.%TiC. We investigated the macro- and microstructure of the samples with XRD and EDS analysis. It was found that the β -phase is separated from α -solid solution of aluminum as early as the air cooling stage. We conducted experiments aimed at studying the effects of additional heating on the sample structure and properties and found the optimal temperature and time values. We also proposed a phenomenological model of the structural transformation sequence. We compared the physical, mechanical, and manufacturing properties and corrosion resistance of the original cold-hardened AMg2N and AMg6N alloys and the composites before and after heat treatment. It was found that additional heating reduces porosity and maintains electrical conductivity. It was also found that the compressive strength and relative strain of the composite based on the AMg2 alloy change insignificantly, while for the AMg6-based composite the reduction is more significant. Heat treatment increases the composite hardness while maintaining sufficient plastic deformation. It is confirmed by the measured values of the relative strain and the reduction ratio close to that of the original matrix alloys. It was also found that the composites retain high resistance to carbon dioxide and hydrogen sulfide corrosion.

Keywords: aluminum matrix composite (AMCs), aluminum, melt, titanium carbide, self-propagating high-temperature synthesis (SHS).

For citation: Luts A.R., Sherina Yu.V., Amosov A.P., Kachura A.D. Liquid matrix SHS manufacturing and heat treatment of Al–Mg composites reinforced with fine titanium carbide. *Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy*. 2023;29(4):70–86. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2023-4-70-86>

Введение

Алюмоматричные композиционные материалы (АМКМ), дисперсно-армированные тугоплавкой фазой карбида титана в количестве от сотых долей до 50 мас.%, характеризуются повышенной прочностью и сохраняют при этом высокие показатели пластичности, низкий удельный вес и хорошую коррозионную стойкость [1]. Благодаря уникальному сочетанию свойств они используются для изготовления деталей шатунно-поршневой группы, подшипников и других износостойких деталей узлов трения [2; 3].

К настоящему времени известно много технологий получения АМКМ, которые в зависимости от агрегатного состояния матрицы делят на твердофазные и жидкофазные методы [4]. Однако использование твердофазных методов ограничено длительностью и энергоемкостью процесса изготовления, а применение традиционных жидкофазных способов не позволяет вводить в расплав значительное количество армирующей фазы из-за потери текучести и зачастую сопровождается нежелательным химическим взаимодействием между матрицей и вводимыми компонентами [5].

В последнее время для изготовления АМКМ активное применение находит метод самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), который прост в исполнении, реализуется в любой плавильной печи и не требует существенных энергозатрат. Технология заключается в проведении в расплаве алюминия экзотермической реакции между исходными реагентами в виде элементных порошков титана и углерода или их соединений, в результате чего образуется фаза кар-

бида титана в виде множества дисперсных частиц [5–8].

Анализ работ за последние годы показывает, что в целях улучшения свойств, помимо собственно синтеза, исследователями также ставятся задачи повышения дисперсности частиц карбидной фазы и введения в матрицу легирующих элементов, поскольку оба эти фактора оказывают положительное влияние на свойства получаемых АМКМ. Например, в публикации [9] в расплав алюминия, содержащий, мас.%, 5 Cu, 0,45 Mn, 0,3 Ti, 0,2 Cd, 0,2 V, 0,15 Zr и 0,04 B, вводили компоненты экзотермической шихты (алюминий, титан, углеродные нанотрубки) из расчета 0,1–1,0 мас.%. Выявлено, что синтез 0,5 мас.% наноразмерных частиц TiC приводит к повышению прочности композита до 540 МПа, а относительного удлинения до 19 %, что соответствует их увеличению на 11 и 188 % по сравнению с матричным сплавом. В другой работе [10] на той же матричной основе были синтезированы композиционные материалы с 0,5 мас.% TiC (с размером частиц $d = 97$ нм) и с 1, 3 и 5 мас.% TiC ($d = 1,88$ мкм). Установлено, что при $t = 180$ °С и нагрузке 20 Н износостойкость наноразмерного композита на 16,5 % выше, чем у композита, армированного микрочастицами карбида титана в количестве 5 мас.%.

Исследования в СамГТУ также показали возможность проведения СВС АМКМ состава Al–TiC из порошков титана и углерода с массовой долей армирующей фазы до 20 % и исходным размером частиц около 2–4 мкм [5]. В дальнейшем было установлено, что добавка в шихту 5 мас.%

соли Na_2TiF_6 позволяет уменьшить размер карбидной фазы в композите $\text{Al}-10\%\text{TiC}$ до высокодисперсного (менее 1 мкм) и в результате этого повысить прочность материала в литом состоянии более чем на 80 % (со 115 до 200 МПа) [11]. Затем были успешно синтезированы композиты составов $\text{Al}-5\%\text{Cu}-10\%\text{TiC}$, $\text{Al}-5\%\text{Cu}-2\%\text{Mn}-10\%\text{TiC}$ и др., включающие высокодисперсную карбидную фазу и отличающиеся повышенными характеристиками [12].

За последние годы выросло число работ, посвященных армированию промышленных сплавов карбидной фазой, как формируемой в расплаве методом СВС, так и вводимой извне [13–15]. Причем, как правило, в качестве основы выбираются термически упрочняемые сплавы, которые после армирования дополнительно обрабатываются по режиму дисперсионного твердения (закалка + старение). Так, авторами [16] показана возможность СВС высокодисперсной карбидной фазы в количестве 6, 10 и 12 об.% в составе сплава А2024 ($\text{Al}-4,4\%\text{Cu}-1,5\%\text{Mg}$). В образце, содержащем 12 об.% TiC , после экструдирования, проведения термообработки в виде отжига при 400 °С в течение 20 ч, закалки с выдержкой 1 ч при $t = 500$ °С и искусственного старения при 190 °С в течение 8 ч фиксируется наибольшее увеличение механических характеристик — модуля упругости и предела прочности до 93 ГПа и 461 МПа соответственно. А в работах [17; 18] отмечается, что после ввода в состав литейного сплава АА7075 ($\text{Al}-5,8\%\text{Zn}-2,4\%\text{Mg}$) 2–10 мас.% частиц TiC размером около 2 мкм, проведения гомогенизации при $t = 450$ °С в течение 2 ч и старения при 121 °С в течение 24 ч в образце с 8 мас.% TiC удалось повысить предел прочности с 400 до 600 МПа и твердость со 110 до 200 НВ.

Вместе с тем в некоторых работах указывается, что не всегда термическая обработка АМКМ приводит к улучшению их прочностных свойств. Так, в исследовании [19] рассматривалось старение сплава Al6061 ($\text{Al}-\text{Mg}-\text{Si}$), армированного 2 % частиц TiC ($d = 40\div 50$ мкм), при $t = 160$ °С и выявлено, что присутствие армирующих частиц препятствует образованию зон Гинье—Престона и выделению упрочняющих метастабильных фаз $\text{Mg}-\text{Si}$ в алюминиевой матрице. В результате после термообработки по режиму Т6 максимальная твердость 75,8 НВ композита $\text{Al6061}-\text{TiC}$ достигалась через 8 ч старения и была намного ниже, чем у матричного сплава Al6061 через 18 ч старения — 123 НВ.

В обзорной работе [20] обобщаются основные особенности закалки и последующего старения АМКМ систем $\text{Al}-\text{Cu}-\text{Mg}-\text{SiC}$, $\text{Al}-\text{Mg}-\text{Si}-\text{Cu}-\text{SiC}$, $\text{Al}-\text{Mg}-\text{Si}-\text{Cu}-\text{B}_4\text{C}$ и $\text{Al}-\text{Zn}-\text{Mg}-\text{Cu}-\text{SiC}$, армированных карбидом кремния и получаемых как твердо-, так и жидкофазными методами. В целом отмечается, что кинетика старения композитов и алюминиевых сплавов отличается: возможно изменение последовательности стадий дисперсионного твердения и фазового состава матричного материала, а максимальные показатели твердости и прочности в АМКМ достигаются за более короткое время. Помимо этого, упрочнение композиционных материалов, как правило, получается ниже, чем ожидается от «сложения» дисперсионного упрочнения матричного алюминиевого сплава и дисперсного упрочнения матрицы армирующими частицами.

Особый интерес вызывают исследования, в которых показано, что за счет изменения состава, структуры межфазных границ и улучшения качества связи на границах матрицы и наполнителя становится возможным реализовать термическую обработку и на сплавах, которые традиционно не упрочняются посредством дисперсионного твердения. Примером тому может служить работа [21], где показано, что после проведения закалки с 550 °С в течение 20 мин с охлаждением в горячей воде и последующего старения при 160 °С в течение 30 мин композиционного материала на основе термически неупрочняемого сплава АМг1 с добавкой 2,5 мас.% SiC ($d = 3$ мкм) достигается повышение твердости до 1040–1200 НВ и предела прочности до 153 МПа. Одной из причин такого эффекта может также являться наличие магния в составе сплава, который зачастую используется в качестве поверхностно-активной добавки, сегрегирующей на границе раздела фаз и тем самым уменьшающей ее энергию [22].

Например, авторами [23] был изучен характер взаимодействия подложки из карбида титана с расплавом $\text{Al}-\text{Mg}$ при температуре 900 °С. Было выявлено, что повышение содержания Mg с 1 до 20 % в составе алюминиевой основы существенно улучшает смачивание керамической фазы за счет снижения поверхностного натяжения капли алюминия. Кроме того, введение магния значительно упрочняет алюминиевые сплавы: в частности, в работе [24] сообщается, что добавка 14 % Mg в состав СВС-сплавов, полученных горячим прессованием, позволяет увеличить прочность на сжатие композита $\text{Al}-\text{TiC}$ сразу на 353 МПа.

Приведенные данные подтверждают, что присутствие магния может существенно повысить эффективность упрочнения сплавов фазой карбида титана. Анализ применяемых алюминиевых сплавов показал, что подобное армирование наиболее целесообразно для Al–Mg-сплавов (магналиев), которые, как известно, отличаются хорошими деформируемостью и свариваемостью, но относительно невысокими прочностью и твердостью [25]. По составу наиболее распространенные сплавы данной системы содержат от 1 до 6 мас.% Mg и микродобавки других легирующих элементов — Fe, Si, Mn, Ti, Cu, Be и др. Растворимость магния в алюминии составляет 17,4 % при $t = 450$ °C и около 1,4 % при комнатной температуре, но из-за неравновесных условий кристаллизации в сплавах, содержащих даже 1–2 % Mg, могут появляться эвтектические включения β -фазы состава Al_3Mg_2 (Mg_5Al_8).

Переходные металлы при кристаллизации образуют с алюминием пересыщенные твердые растворы [26; 27], однако их незначительное количество не приводит к существенному повышению прочности. В связи с этим формирование дополнительной высокодисперсной фазы карбида титана в составе магналиев может вызвать положительный эффект как от собственного твердорастворного упрочнения, так и от изменения порядка и скорости структурных превращений в ходе кристаллизации и термической обработки вследствие возникающих микроискажений кристаллической решетки.

Очевидно, что результативность армирования в значительной степени будет определяться химическим составом сплавов, т.е. процентным содержанием магния и легирующих элементов. Поэтому целью данной работы было получение методом СВС двух композиционных материалов с карбидом титана на основе магналиев AMg2–10%TiC и AMg6–10%TiC и исследование влияния термической обработки на их структуру и свойства.

Методика проведения исследований

В качестве матрицы для создания расплавов использовались сплавы марок AMg2 (1520) и AMg6 (1560) производства ООО «Саммет» (Россия), выплавленные по ГОСТ 4784-2019. Для получения шихтовой смеси порошки титана (марки ТПП-7, ТУ 1715-449-05785388) и углерода (П-701, ГОСТ 7585-86), взятые в стехиометрическом соотношении для протекания СВС-реакции $Ti + C = TiC$, смешивали с солью Na_2TiF_6 (ГОСТ 10561-80)

в количестве 5 % от массы шихты. Далее полученную композицию делили на 3 равные порции, завернутые в алюминиевую фольгу, каждую из которых поочередно вводили в расплавы AMg2 или AMg6 с температурой 900 °C в графитовом тигле плавильной печи ПС-20/12 (Россия) для реализации СВС-реакции и получения образцов целевых композитов.

Для выявления микроструктуры травление образцов проводили раствором состава 50 % HF + 50 % HNO_3 в течение 10–15 с. Металлографический анализ осуществляли на растровом электронном микроскопе JSM-6390A («Jeol», Япония) с приставкой микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) JSM-2200.

Фазовый состав определяли методом рентгенофазового анализа (РФА). Съемка рентгеновских спектров проводилась на автоматизированном дифрактометре марки ARL X'trA («Thermo Scientific», Швейцария) с использованием CuK_{α} -излучения при непрерывном сканировании в интервале углов $2\theta = 20 \div 80^\circ$ со скоростью 2 град/мин. Для анализа дифрактограмм применяли программу HighScore Plus («PANalytical B.V.», Нидерланды). Термическую обработку образцов АМКМ проводили в лабораторной камерной печи СНОЛ с рабочей температурой до 1300 °C.

Плотность экспериментальных образцов определяли путем гидростатического взвешивания на весах ВК-300 (Россия) 4-го класса точности по ГОСТ 20018-74, при этом значение плотности дистиллированной воды принималось равным $0,99733$ г/см³, что соответствует температуре воздуха в помещении 24 °C. Размерный и количественный анализы структурных составляющих осуществляли на оптическом металлографическом микроскопе МИМ 43 (Россия) с применением программы обработки изображений SIAMS 800.

Для исследования электропроводности АМКМ использовали вихретоковый структуроскоп ВЭ-26НП (Россия) по ГОСТ 27333-87. Твердость экспериментальных образцов определяли на твердомере ТШ-2М (Россия) по ГОСТ 9012-59 с последующей оценкой диаметра отпечатка на микроскопе Motic DM-111 (Россия) и его анализом в программе Motic Educator. Микротвердость образцов исследовали на стандартном микротвердомере ПТМ-3 (Россия) 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 проводили по ГОСТ

25.503-97 на образцах III типа диаметром $d_0 = 20$ мм. Относительную степень деформации и коэффициент уковки рассчитывали по ГОСТ 8817-82.

Стойкость к коррозии оценивали по ГОСТ 13819-68 в автоклавном комплексе Coat Test 3.3.150.150 в следующих условиях: водный раствор 5% NaCl; газовая фаза CO_2 (1 Па) + H_2S (0,5 МПа) + N_2 (3,5 МПа) при температуре 80 °С; длительность 240 ч; общее давление 5 МПа. Параметры коррозионной стойкости рассчитывали по ГОСТ 9.908-85. Триботехнические испытания проводили с использованием универсального триботехнического комплекса Универсал-1Б (Россия) в следующем режиме:

- вид трения — граничное трение (скольжение);
- схема испытаний «кольцо-плоскость»;
- материал контртела — сталь 40Х;
- среда — синтетическое моторное масло Shell Helix Ultra SAE 5W-40;
- нормальная нагрузка на контакт — 380 Н;
- частота вращения контртела — 600 об/мин (средняя линейная скорость в зоне контакта 0,157 м/с);
- длительность испытаний — 30 мин (или до появления полного схватывания).

Результаты исследований и их обсуждение

В ходе экспериментального синтеза на исходных порошковых составах обоих целевых композитов наблюдалась активная и быстротечная СВС-реакция с яркими вспышками. Изломы полученных

образцов характеризовались однородно серым цветом, отсутствием посторонних включений и остатков непрореагировавшей шихты.

Синтез и термическая обработка композиционного материала АМг2–10%TiС

Микроструктура композиционного материала АМг2–10%TiС, полученного с применением процесса СВС, приведена на рис. 1. После синтеза формируется большое количество как не крупных спекшихся агломератов, так и высокодисперсных частиц округлой формы размером более 180 нм. Микрорентгеноспектральный анализ выявил наличие элементов Al, Ti, С и Mg (рис. 2). Проведенное далее рентгенофазовое исследование позволяет сделать вывод о наличии требуемой фазы TiС (рис. 3). Также, учитывая присутствие Mg, по данным МРСА, не исключено, что в структуре материала присутствует и β -фаза, но ее количество слишком мало, чтобы быть зафиксированным посредством РФА.

Количественная обработка дифрактограммы выявила присутствие карбидной фазы (8 мас.%), что, принимая во внимание некоторую неоднородность ее распределения, является вполне приемлемым уровнем. Оценка средней величины зерна показала ее уменьшение с 9,64 ($\pm 4,82$) мкм в матрице до 1,31 ($\pm 0,056$) мкм в композиционном материале, что подтверждает модифицирующий эффект частиц карбидной фазы. После синтеза АМКМ была произведена оценка твердости, которая показала, что ее значение повысилось с 509 НВ для литого сплава АМг2 до 594 НВ для композици-

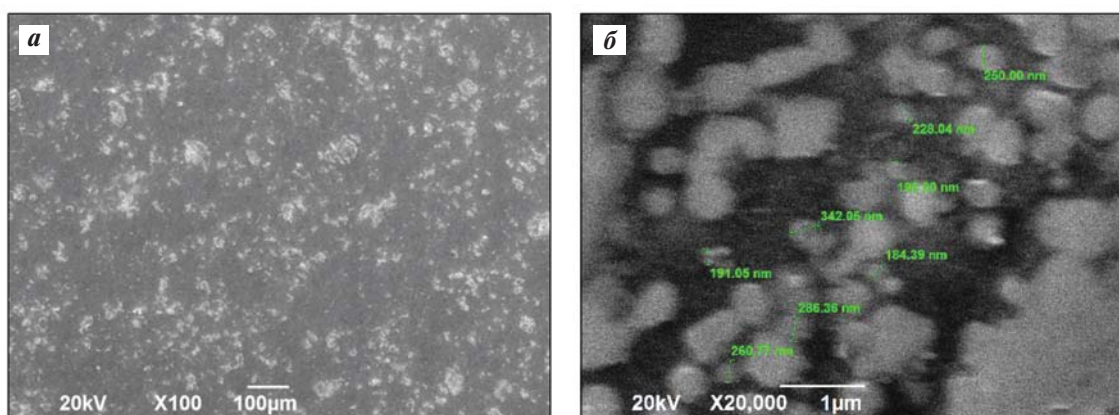
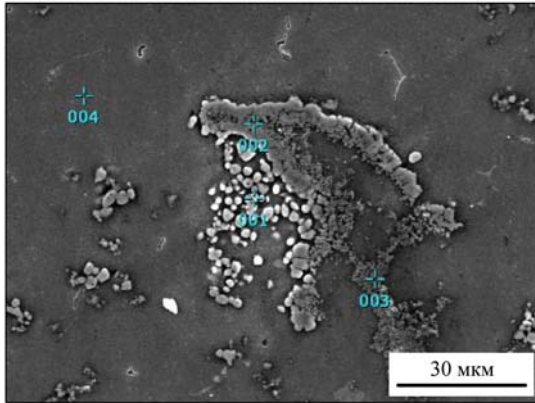


Рис. 1. Микроструктура композиционного материала АМг2–10%TiС

a — увеличение $\times 100$, *б* — $\times 20000$

Fig. 1. SEM image of the AMg2–10%TiC composite

a — $\times 100$ magnification, *б* — $\times 20000$ magnification



Номер маркера	Содержание, мас.%				
	C	Al	Ti	Mg	F
001	28,01	14,27	57,72	0	0
002	17,97	38,17	38,01	3,49	2,36
003	17,82	47,91	28,71	3,92	1,65
004	0	93,93	0	6,07	0

Рис. 2. Результаты МРСА композиционного материала АМг2–10%TiC

Fig. 2. EDS analysis of the AMg2–10%TiC composite

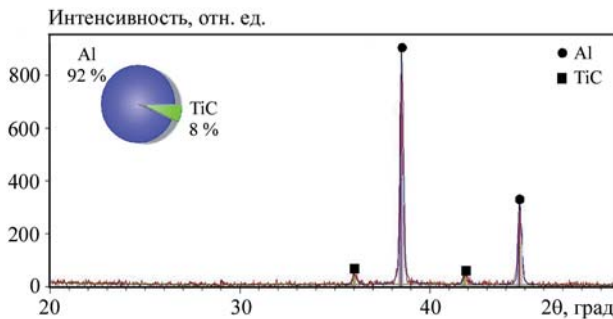


Рис. 3. Дифрактограмма композиционного материала АМг2–10%TiC

Fig. 3. XRD pattern of the AMg2–10%TiC composite

онного материала АМг2–10%TiC, что соответствует уровню твердости сплава АМг2 в нагартованном состоянии (АМг2Н).

Таким образом, сделан вывод, что ввиду отсутствия пластического деформирования к повышению твердости приводит именно наличие высокодисперсных карбидных частиц.

Далее был проведен анализ и выбраны температурно-временные режимы термической обработки. Как уже было отмечено выше, сплав АМг2 ввиду низкой степени легированности не подвергается дисперсионному твердению после

закалки и состоит преимущественно из твердого раствора магния в алюминии. Однако, как было показано выше и в работе [21], проведение термической обработки композита АМг1 с дисперсной фазой может привести к появлению новых эффектов.

С учетом всех факторов для исследования были выбраны режимы нагрева 130, 150, 180 и 350 °С в течение 1, 2 и 3 ч с охлаждением на спокойном воздухе [28]. В качестве количественного критерия для оценки влияния нагрева использовалась твердость. На рис. 4 представлены полученные результаты, которые показывают, что наибольшее ее значение 676 НВ (по сравнению с исходным 594 НВ для литого композиционного материала) достигается в результате нагрева при 150 °С в течение 2–3 ч, а нагрев при 350 °С на твердость не влияет.

Микроструктура и результаты МРСА образцов АМгМ с максимальной твердостью, представленные на рис. 5 и б, показывают, что размеры карбидных частиц и химический состав не претерпевают изменений. Однако помимо элементного магния, по данным МРСА, после термической обработки на дифрактограмме появляются пики β-фазы Al_3Mg_2 в количестве 3 мас.%, что свидетельствует о дополнительном выделении магния из твердого раствора алюминия (рис. 7).

Анализ данных, полученных инструментальными методами, позволил сделать следующее предположение о последовательности структурных превращений до и после термической об-

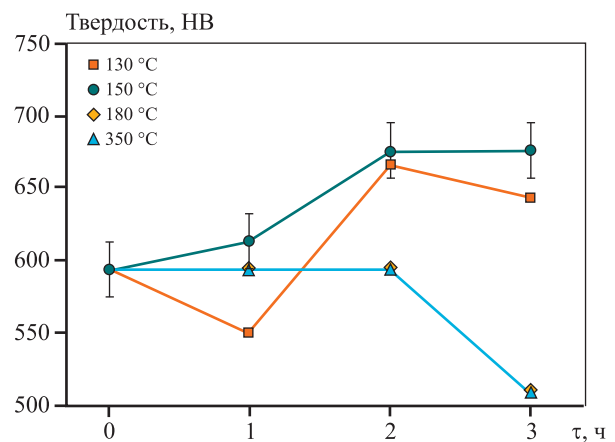


Рис. 4. Изменение твердости композиционного материала АМг2–10%TiC после дополнительного нагрева при разных температурах

Fig. 4. The hardness variations of the AMg2–10%TiC composite after heat treatment at different temperatures

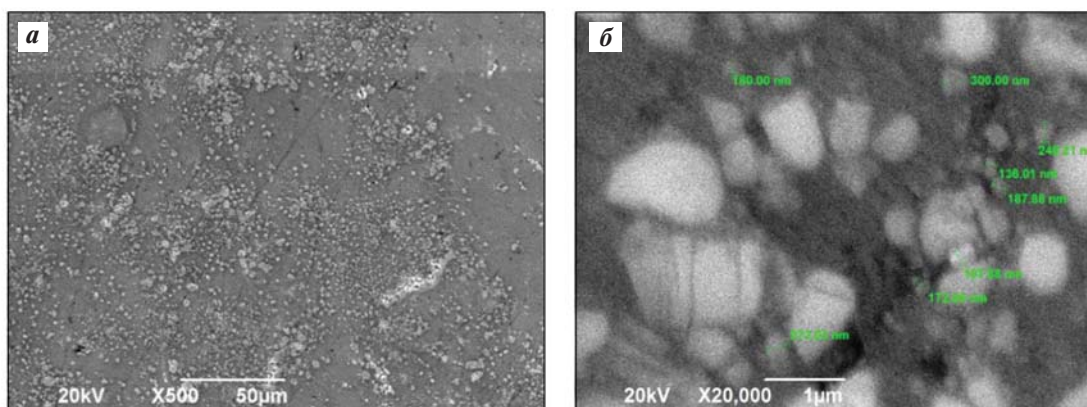
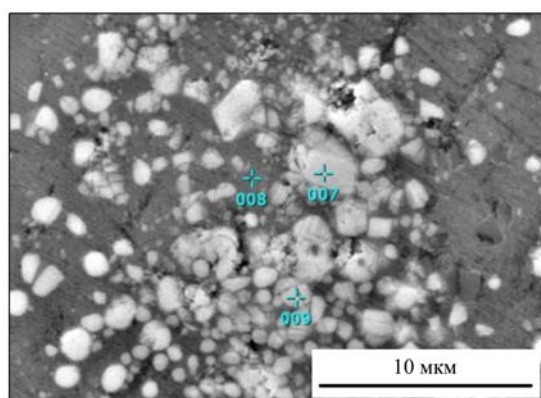


Рис. 5. Микроструктура композиционного материала AMg₂–10%TiC после дополнительного нагрева при $t = 150\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 2 ч

a – увеличение $\times 500$, *б* – $\times 20000$

Fig. 5. SEM image of the AMg₂–10%TiC composite after additional heating at $t = 150\text{ }^\circ\text{C}$ for 2 h

a – $\times 500$ magnification, *б* – $\times 20000$ magnification



Номер маркера	Содержание, мас. %			
	C	Al	Ti	Mg
007	22,04	13,54	63,19	1,22
008	14,60	75,90	4,88	4,60
009	29,00	38,44	29,89	2,67

Рис. 6. Результаты МРСА композиционного материала AMg₂–10%TiC после дополнительного нагрева при $t = 150\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 2 ч

Fig. 6. EDS analysis of the AMg₂–10%TiC composite after additional heating at $t = 150\text{ }^\circ\text{C}$ for 2 h

работки. Первоначально, сразу после заливки композиционного материала в кокиль, в процессе кристаллизационного охлаждения ввиду наличия большого количества карбидных частиц, искажающих кристаллическую решетку матрицы и вызывающих высокие внутренние напряжения, возможно выделение фаз кристаллиза-

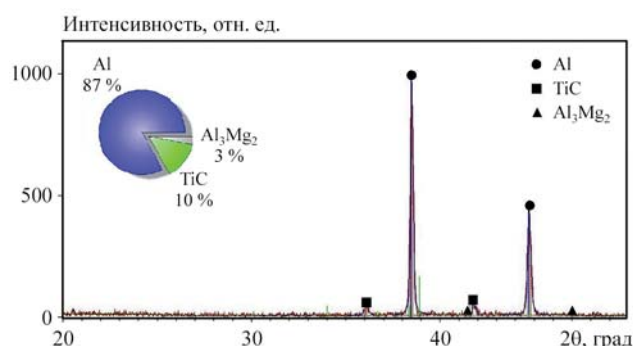


Рис. 7. Дифрактограмма композиционного материала AMg₂–10%TiC после дополнительного нагрева при $t = 150\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 2 ч

Fig. 7. XRD pattern of the AMg₂–10%TiC composite after additional heating at $t = 150\text{ }^\circ\text{C}$ for 2 h

ционного происхождения Mg₂Si, Al₆(Fe, Mn), Al₁₅(Fe, Mn)₂Si₃ [29], а после завершения кристаллизации — и частичное выделение из твердого раствора β-фазы.

Необходимо отметить, что наличие фазы Al₃Mg₂ может привести к снижению прочностных и коррозионных свойств из-за ее выделения в виде сплошных цепочек по границам зерен [29]. Однако в данном случае большое количество дисперсных карбидных частиц очевидно препятствует образованию подобных сплошных выделений, и отдельные включения интерметаллической β-фазы могут способствовать повышению твердости. В ходе дополнительного нагрева при $t = 150\text{ }^\circ\text{C}$ и продолжающемся действии внутренних напряже-

ний облегчаются диффузионные процессы, и при последующем охлаждении на воздухе реализуется дополнительное выделение β -фазы, что приводит к последующему повышению твердости.

Отсутствие изменения твердости при нагреве до 350 °С (см. рис. 4) является следствием того, что при этой температуре образуется твердый раствор уже по всему объему, и при охлаждении происходят те же процессы, что и после СВС композита, в результате чего наблюдается исходное значение твердости.

Синтез и термическая обработка композиционного материала АМг6–10%ТiС

Микроструктура синтезированного композиционного материала АМг6–10%ТiС приведена на рис. 8. По сравнению с предыдущим случаем здесь образованные частицы карбидной фазы, имеющие размеры выше 130 нм, распределены более равномерно по объему сплава, что можно объяснить повышенным содержанием магния и, соответственно, большей их смачиваемостью и лучшим усвоением.

Микрорентгеноспектральный анализ и рентгенофазовое исследование позволяют сделать вывод о наличии целевой фазы ТiС (рис. 9 и 10), а присутствие магния — предположить присутствие β -фазы.

Обработка дифрактограммы подтверждает присутствие карбидной фазы в количестве 10 мас.%. Средняя величина зерна уменьшилась с 15,8 ($\pm 34,3$) мкм в матричном сплаве до 10,6 ($\pm 3,56$) мкм в композиционном материале. По результатам синтеза значение твердости повышается

с 830 НВ для литого сплава АМг6 до 909 НВ для АМКМ АМг6–10%ТiС.

Сплав АМг6 также не относится к числу классических дисперсионно-твердеющих, но высокое содержание магния обеспечивает его самые высокие прочностные свойства из всех магналиев. Как правило, его используют в нагартованном состоянии либо, для повышения пластичности, подвергают рекристаллизационному отжигу в интервале температур 310–335 °С с выдержкой в печи от 30 мин до 3 ч с охлаждением на воздухе [26].

В работе [30] для сплава 1565ч, содержащего 5,1–6,0 мас.% Mg и дополнительную легирующую добавку Zr, было изучено влияние различных режимов гетерогенизационного отжига: температуры от 130 до 280 °С и времени выдержки от 1 до 12 ч. Результаты показали, что выделение однородно распределенных отдельных частиц β -фазы в ходе отжига при $t = 230$ °С с выдержкой 6 ч приводит к формированию мелкозернистой структуры и максимальному приросту твердости.

На основе приведенных данных для композиционного материала АМг6–10%ТiС были выбраны следующие режимы: нагрев при $t = 230$ °С в течение 1, 3 и 6 ч при температурах 310, 320 и 335 °С в течение 1, 2 и 3 ч. На рис. 11 представлены полученные значения твердости, которые свидетельствуют, что термическая обработка в интервале $t = 310+335$ °С к увеличению твердости не приводит, а наибольшее ее значение 999 НВ достигается в результате выдержки при $t = 230$ °С в течение 3 и 6 ч.

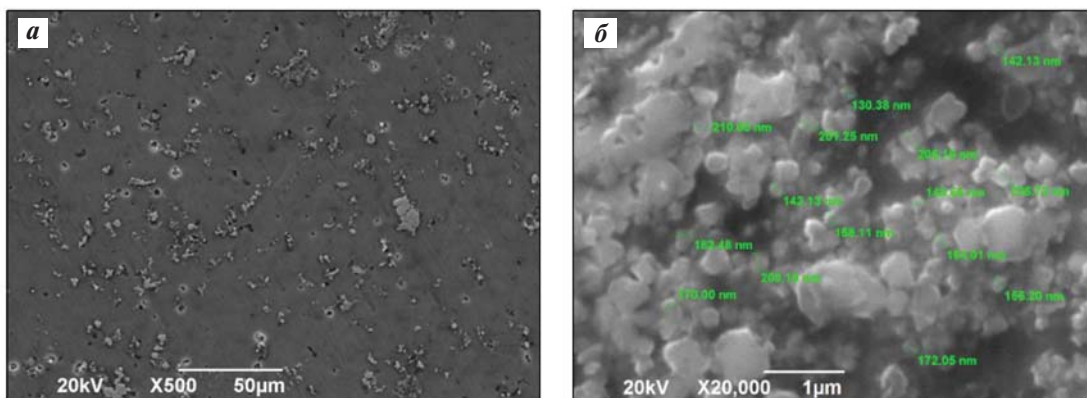


Рис. 8. Микроструктура композиционного материала АМг6–10%ТiС

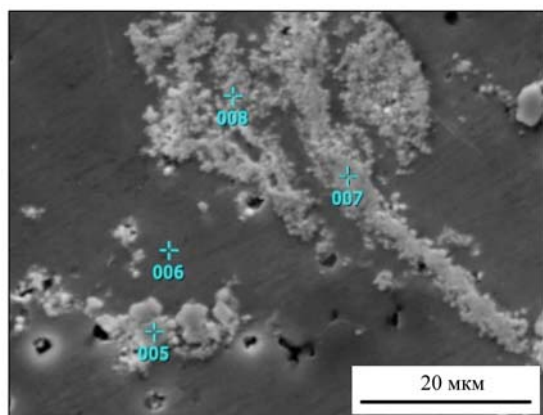
a – увеличение $\times 500$, *б* – $\times 20\,000$

Fig. 8. SEM image of the АМг6–10%ТiС composite

a – $\times 500$ magnification, *б* – $\times 20\,000$ magnification

Таким образом, как и на предыдущем сплаве, проведение дополнительного нагрева при температуре, близкой к линии ограниченной растворимости, способствует повышению твердости.

Результаты микроструктурного исследования, МРСА и РФА образца с максимальной твердостью приведены на рис. 12–14.



Номер маркера	Содержание не менее, мас. %			
	Al	Ti	C	Mg
005	4,43	90,18	4,74	0,66
006	90,56	0,22	0,15	9,06
007	5,13	88,60	5,46	0,81
008	40,24	51,14	2,76	5,86

Рис. 9. Результаты МРСА композиционного материала АМг6–10%TiC

Fig. 9. EDS analysis of the AMg6–10%TiC composite

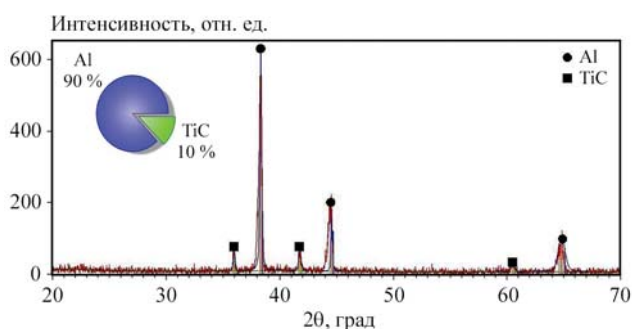


Рис. 10. Дифрактограмма композиционного материала АМг6–10%TiC

Fig. 10. XRD pattern of the AMg6–10%TiC composite

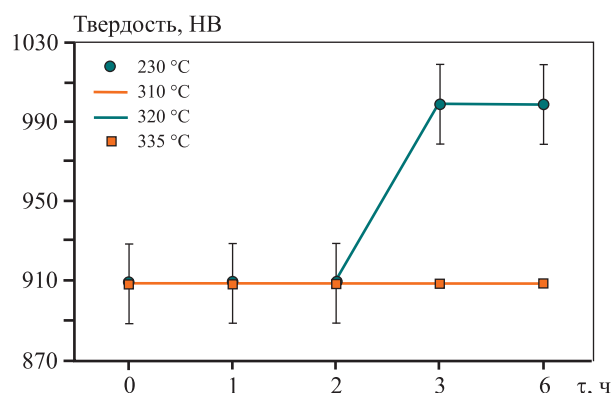


Рис. 11. Изменение твердости композиционного материала АМг6–10%TiC после дополнительного нагрева при разных температурах

Fig. 11. The hardness changes of the AMg6–10%TiC composite after additional heating at different temperatures

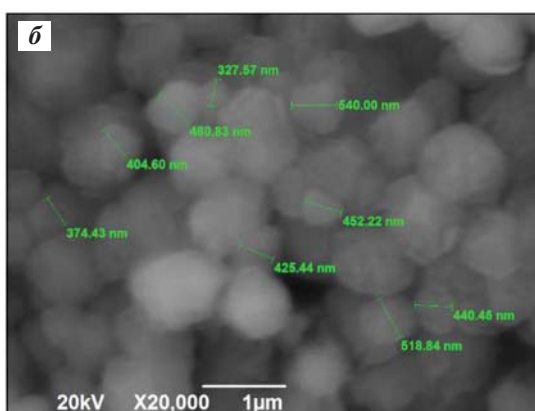
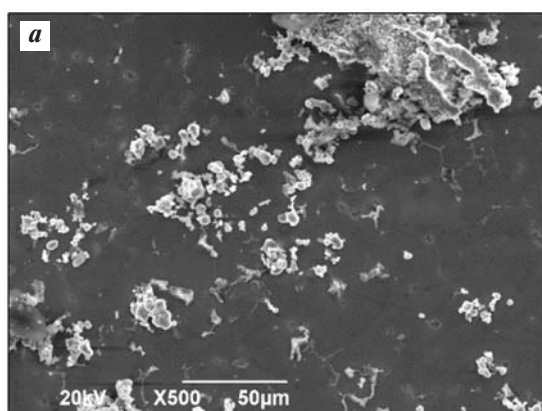
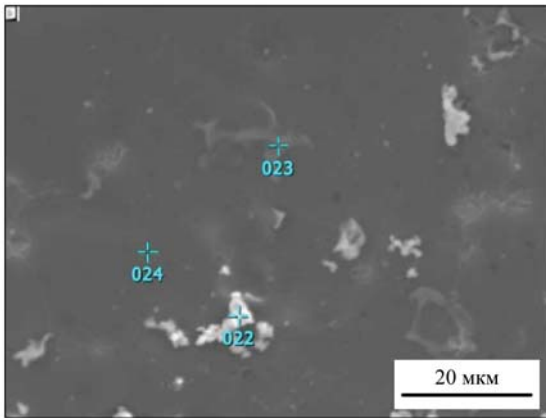


Рис. 12. Микроструктура композиционного материала АМг6–10%TiC после дополнительного нагрева при $t = 230\text{ °C}$ в течение 3 ч

a – увеличение $\times 500$, b – $\times 20000$

Fig. 12. SEM image of the AMg6–10%TiC composite after additional heating at $t = 230\text{ °C}$ for 3 h

a – $\times 500$ magnification, b – $\times 20000$ magnification



Номер маркера	Содержание не менее, мас. %					
	Al	Ti	C	Mg	Mn	Fe
022	9,92	85,04	3,73	1,31	–	–
023	80,86	–	–	6,75	3,86	8,54
024	93,41	–	–	6,59	–	–

Рис. 13. Результаты МРСА композиционного материала АМг6–10%ТiС после дополнительного нагрева при $t = 230\text{ °C}$ в течение 3 ч

Fig. 13. EDS analysis of the АМг6–10%ТiС composite after additional heating at $t = 230\text{ °C}$ for 3 h

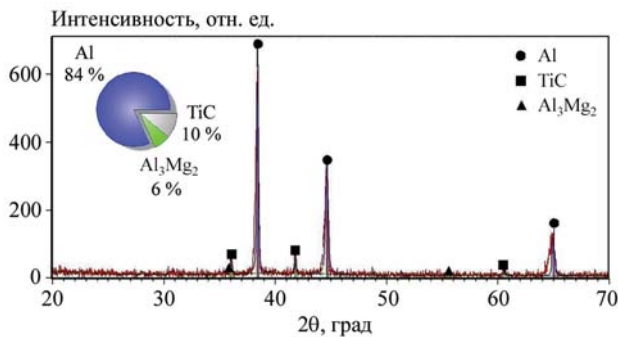


Рис. 14. Дифрактограмма композиционного материала АМг6–10%ТiС после дополнительного нагрева при $t = 230\text{ °C}$ в течение 3 ч

Fig. 14. XRD pattern of the АМг6–10%ТiС composite after additional heating at $t = 230\text{ °C}$ for 3 h

Наличие, по данным микрорентгеноспектрального анализа, помимо Al, Ti, C и Mg также Mn и Fe может свидетельствовать о присутствии в структуре содержащих их интерметаллических и керамических фаз кристаллизационного происхождения. Однако основной фазой, выделяющейся в результате нагрева, является Al_3Mg_2 в количестве 6 мас.%, которая и обуславливает повышение твердости (рис. 14).

Исследование свойств композиционных материалов АМг2–10%ТiС и АМг6–10%ТiС

Сравнительное исследование различных свойств проводилось на исходных сплавах в нагартованном состоянии (АМг2Н и АМг6Н) на образцах АМКМ без термической обработки (ТО) и после проведения дополнительных нагревов с максимальными значениями твердости.

Поскольку получение АМКМ методом СВС сопровождается значительным газовыделением, что может негативно сказаться на их свойствах, первоначально были определены плотность (ρ_0) и пористость (Π) образцов (табл. 1). Значения ρ_0 АМКМ несколько выше, чем у матричных сплавов, что подтверждает наличие карбидной фазы с $\rho = 4,92\text{ г/см}^3$. Теоретическая плотность (ρ_T) определялась для АМКМ с 10 % ТiС.

Из сравнения теоретического и экспериментального значений плотности АМКМ следует, что в литых образцах после СВС пористость не превышает 1 %, а после термической обработки она снижается до нуля, что подтверждает улучшение качества адгезионной связи на границах раздела фаз.

Далее была изучена электропроводность, которая является важной эксплуатационной характеристикой для всех алюминиевых сплавов (табл. 2).

Как показано в работе [31], высокой электропроводностью могут обладать лишь АМКМ, ар-

Таблица 1. Плотность и пористость сплавов и композиционных материалов

Table 1. Density and porosity of the original alloys and composites

Состав образца	$\rho_T, \text{ г/см}^3$	$\rho_0, \text{ г/см}^3$	$\Pi, \%$
АМг2Н	2,69	–	–
АМг2–10%ТiС (без ТО)	2,82	2,797	0,82
АМг2–10%ТiС (нагрев до 150 °C , 2 ч)	2,82	2,826	0
АМг6Н	2,64	–	–
АМг6–10%ТiС (без ТО)	2,768	2,739	1
АМг6–10%ТiС (нагрев до 230 °C , 3 ч)	2,768	2,768	0
АМг6–10%ТiС (нагрев до 230 °C , 6 ч)	2,768	2,768	0

Таблица 2. Электропроводность сплавов и композиционных материалов

Table 2. Electrical conductivity of alloys and composites

Состав образца	Электропроводность, МСм/м
АМг2Н	19,7
АМг2–10%TiC (без ТО)	15,4
АМг2–10%TiC (нагрев до 150 °С, 2 ч)	16,6
АМг6Н	14,5
АМг6–10%TiC (без ТО)	10,57
АМг6–10%TiC (нагрев до 230 °С, 3 ч)	11,2
АМг6–10%TiC (нагрев до 230 °С, 6 ч)	10,98

мированные нанофазами с минимальными размерами (типа УНТ, графена и т.п.), а возможность получения электротехнического материала с армирующей фазой карбида титана пока находится в стадии изучения.

Полученные значения несколько ниже, чем у исходных сплавов, что является следствием присутствия карбидной фазы. Данный вывод может быть подтвержден результатами исследования [32],

в котором также показано, что при синтезе АМКМ с 3,68 об.% TiC в составе алюминиевой матрицы растет электросопротивление и, соответственно, уменьшается электропроводность материала.

В ходе следующих испытаний на сжатие определяли предел прочности (σ_B) и относительную деформацию (ϵ) (табл. 3). Выявлено, что оба показателя для композиционного материала АМг2–10%TiC снижаются относительно свойств матрицы незначительно, а вот для АМг6–10%TiC их падение более существенно. Возможно, это частично обусловлено большим выделением β -фазы в составе сплава АМг6, скопления которой в этом случае сложнее предотвратить. Кроме того, магний, являясь высокоактивным металлом, способен образовывать соединения с кислородом: при малом содержании Mg формируется шпинель $MgAl_2O_4$, а при высоком — MgO [33].

В работе [34] изучалось влияние 2 мас.% Mg на структуру композиционного материала Al–1%Ti–10%SiC, полученного замешиванием при температуре 850–900 °С, и показано наличие в конечном продукте отдельных протяженных пленкообразных скоплений шпинели $MgAl_2O_4$. Естественно, наличие на границах раздела фаз Mg-содержащих включений может минимизировать эффект от повышения смачиваемости и способствовать снижению прочности. Авторами [35] также показано, что введение 10 мас.% армирующих частиц TiC размером 40–100 мкм в алюминиевый сплав АК12М2МгН приводит к уменьшению предела прочности при сжатии с 489 до 470 МПа, а сте-

Таблица 3. Механические и технологические свойства сплавов и композиционных материалов

Table 3. Mechanical properties and manufacturability of the alloys and composites

Состав образца	σ_B^* , МПа	ϵ^* , %	Твердость, НВ	Микротвердость, НВ	Степень деформации, %	Коэффициент уковки
АМг2Н	290	69,19	594	608	32	1,48
АМг2–10%TiC (без ТО)	271	59,7	594	736	25	1,33
АМг2–10%TiC (нагрев до 150 °С, 2 ч)	288	61,5	676	745	29	1,41
АМг6Н	449	32	830	991	44	1,8
АМг 6–10%TiC (без ТО)	403	19	909	1020	43	1,62
АМг 6–10%TiC (нагрев до 230 °С, 3 ч)	395	14	999	1069	43	1,75

* Результаты испытаний на одноосное сжатие.

Таблица 4. Коррозионная стойкость сплавов и композиционных материалов

Table 4. Corrosion resistance of alloys and composites

Состав образца	Потеря массы, г	Потеря массы на единицу площади, кг/м ²	Изменение толщины образца, м	Скорость коррозии, г/(м ² ·ч)	Глубинный показатель коррозии, мм/год
АМг2Н	0,6187	0,160	0,058	0,666	0,0021
АМг2–10%TiC (без ТО)	0,3686	0,095	0,035	0,416	0,0014
АМг2–10%TiC (нагрев до 150 °С, 3 ч)	0,418	0,108	0,038	0,450	0,0014
АМг6Н	0,8935	0,231	0,082	0,962	0,003
АМг6–10%TiC (без ТО)	0,5826	0,151	0,057	0,627	0,0021
АМг6–10%TiC (нагрев до 230 °С, 3 ч)	0,8063	0,208	0,075	0,868	0,0027

Таблица 5. Результаты сравнительных триботехнических испытаний

Table 5. Tribological tests

Состав образца	Скорость изнашивания, мкм/ч	Коэффициент трения	Температура саморазогрева, °С
АМг2Н	37,6±5,2	до 0,3	71
АМг2–10%TiC (без ТО)	6,4±1,6	0,11–0,12	65
АМг2–10%TiC (нагрев до 150 °С, 2 ч)	4,0±1,3	0,07–0,08	56
АМг6Н	15,5±4,1	0,13–0,15	70
АМг6–10%TiC (без ТО)	3,5±0,6	0,07–0,09	59
АМг6–10%TiC (нагрев до 230 °С, 3 ч)	4,2±1,2	0,08–0,10	66

пени деформации с 17,01 до 12,65 %. Поэтому незначительное снижение данных характеристик для композиционных материалов, армированных карбидом титана, можно считать закономерным. Вместе с тем показатели твердости для АМКМ АМг2–10%TiC и АМг6–10%TiC возрастают на 12 и 17 %, а микротвердости — на 18 и 7 % соответственно.

В результате дальнейших технологических испытаний на осадку (табл. 3) проводилось нагружение до максимально возможного уровня, в ходе которого образцы матричных сплавов АМг2 и АМг6 удалось деформировать на 32 и 44 % без появления

трещин. На образцах композиционных материалов нагружение прекращалось при появлении первых трещин, которые всегда возникали не по телу образцов, а на их боковой поверхности. Установлено, что АМКМ после нагрева имеют лучшие показатели степени деформации и коэффициента уковки, чем исходные, и практически сопоставимы с матричными. Полученные значения $\epsilon = 29$ и 43 % можно принять за максимально допустимые пределы деформации образцов АМКМ и считать удовлетворительным результатом, поскольку на практике для магниевых сплавов степень деформации выше 30 % не применяют, так как это приводит к по-

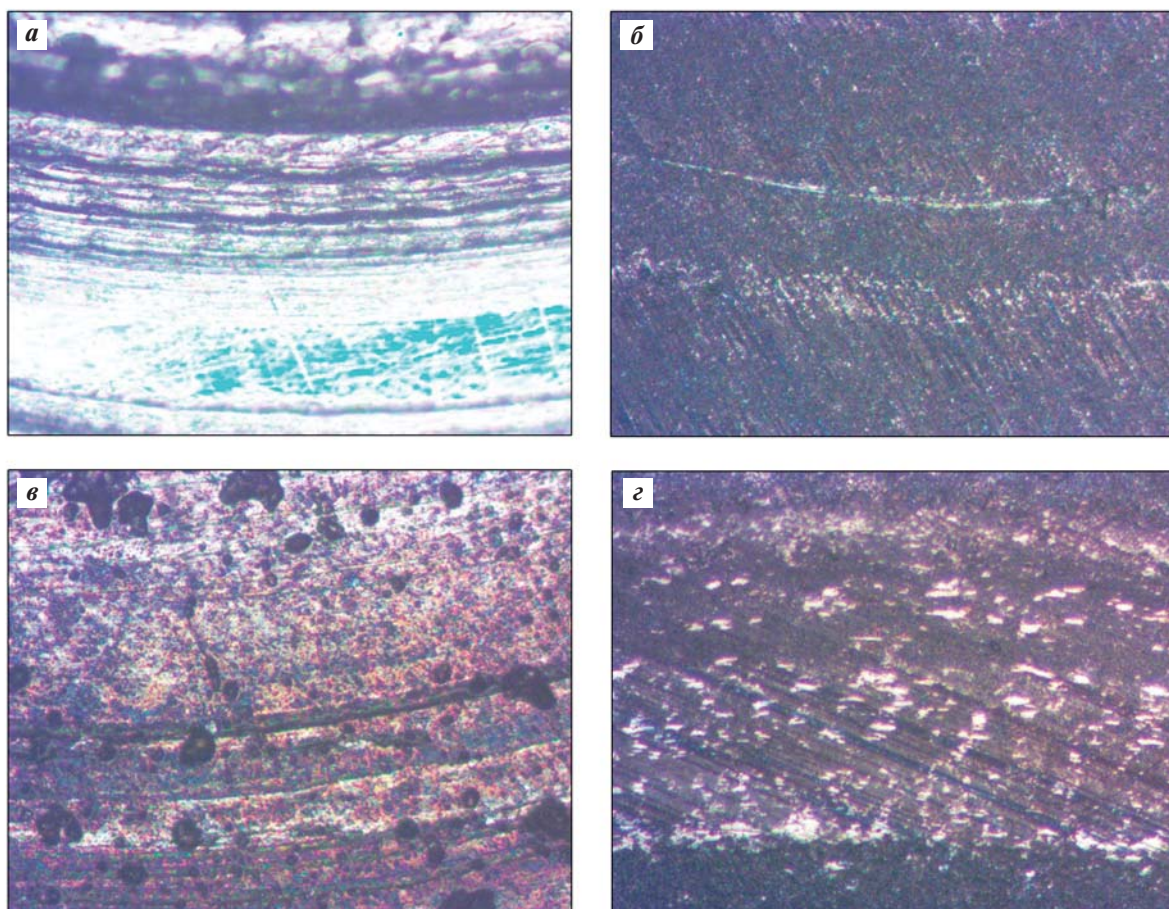


Рис. 15. Вид поверхности трения образцов АМКМ

a – АМг2Н; *б* – АМг2–10%TiC (нагрев до 150 °С, 3 ч); *в* – АМг6Н; *г* – АМг6–10%TiC (нагрев до 230 °С, 3 ч)

Fig. 15. Friction surface of the AMC's samples

a – АМг2Н; *б* – АМг2–10%TiC (heating to 150 °С, 3 h); *в* – АМг6Н; *г* – АМг6–10%TiC (heating to 230 °С, 3 h)

нижению их пластичности и нестабильности механических и коррозионных свойств [26].

Одним из главных достоинств магналиев является их коррозионная стойкость: в отожженном состоянии она соответствует 3 баллам [36], поэтому была произведена ее оценка (табл. 4). Все образцы АМКМ показали глубинный показатель скорости коррозии на уровне 0,001–0,003 мм/год, что соответствует характеристикам матричных сплавов и позволяет отнести их к группе весьма стойких металлов.

В заключение был проведен сравнительный анализ триботехнических свойств исследуемых материалов. На исходных образцах матричного сплава АМг2 наблюдались изнашивание со схватыванием и абразивное изнашивание, которые привели к быстрому разрушению поверхностного слоя, а на образце АМг6 обнаружено отсутствие стабильности на эпюре момента трения, что сви-

детельствует о протекании недопустимых процессов в зоне фрикционного контакта (рис. 15, *a*, *б*).

Вместе с тем на всех образцах АМКМ наблюдалось повышение триботехнических свойств: хорошая прирабатываемость, уменьшение коэффициента трения минимум в 2 раза и снижение скорости изнашивания до 9 раз (рис. 15, *в*, *г* и табл. 5).

Заключение

Проведенные исследования показали, что термическая обработка композитов с матрицей из алюминиево-магниевых сплавов, армированных высокодисперсной фазой карбида титана, является перспективным способом воздействия на их структуру и свойства, хотя сами матричные сплавы не относятся к термически упрочняемым.

Установлено, что СВС композиционного материала АМг2–10%TiC с последующим нагре-

вом до температуры 150 °С позволяет сохранить прочность на сжатие, деформируемость и коррозионную стойкость практически на уровне матричного сплава в нагартованном состоянии, но при этом повысить твердость на 12 %, микротвердость на 18 %, снизить коэффициент трения не менее чем в 4 раза, а скорость износа — не менее чем в 9 раз.

Выявлено, что СВС композиционного материала АМг6–10%TiC с последующим нагревом до температуры 230 °С приводит к снижению прочности на сжатие на 12 %, но при этом отмечается удовлетворительный уровень деформируемости и коррозионной стойкости, а также повышение твердости на 17 %, микротвердости на 7 %, снижение коэффициента трения в 2 раза, а скорости износа в 3,7 раза.

Таким образом, жидкофазное получение методом СВС и термическая обработка композитов на основе алюминиево-магниевого сплава, упрочненных высокодисперсной фазой карбида титана, позволяет получать новые легкие износостойкие композиционные материалы, перспективные для триботехнических применений.

Список литературы/References

1. Михеев Р.С., Чернышова Т.А. Алюмоматричные композиционные материалы с карбидным упрочнением для решения задач новой техники. М.: Издательство РФФИ, 2013. 353 с.
2. Sethi V. Effect of aging on abrasive wear resistance of silicon carbide particulate reinforced aluminum matrix composite. USA: University of Cincinnati, 2007. 114 p.
3. Панфилов А.А., Прусов Е.С., Кечин В.А. Проблемы и перспективы развития производства и применения алюмоматричных композиционных сплавов. *Труды Нижегородского государственного технического университета им. Р.Е. Алексеева*. 2013; 2(99):210–217.
Panfilov A.A., Prusov E.S., Kechin V.A. Problems and prospects for the development of production and application of aluminum matrix composite alloys. *Trudy Nizhegorodskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta imeni R.Ye. Alekseyeva*. 2013;2(99):210–217. (In Russ.).
4. 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;(25):50–58.
<http://doi.org/10.3103/S106138621601009X>
5. Амосов А.П., Луц А.Р., Латухин Е.И., Ермошкин А.А. Применение процессов СВС для получения *in situ* алюмоматричных композиционных материалов, дискретно армированных наноразмерными частицами карбида титана: Обзор. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2016;(1):39–49.
<http://doi.org/10.17073/0021-3438-2016-1-39-49>
Amosov A.P., Luts A.R., Latukhin E.I., Ermoshkin A.A. Application of SHS processes for in situ production of aluminum-matrix composite materials discretely reinforced with nanoscale titanium carbide particles: Overview. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2016;57(2):106–112.
<http://doi.org/10.3103/S1067821216020024>
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;24(6):2185–2207.
<http://doi.org/10.1007/s11665-015-1424-2>
7. 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;4:5452–5460. <http://doi.org/10.1016/j.matpr.2017.05.057>
8. 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. *Materials Science: An Indian Journal*. 2015;12(12):454–461.
9. 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;622:189–193.
<http://doi.org/10.1016/j.msea.2014.11.006>
10. Tian W.S., Zhao Q.L., Zhao C.J., Qiu F., Jiang Q.C. The dry sliding wear properties of nano-sized TiCp/Al–Cu composites at elevated temperatures. *Materials*. 2017;10:939.
<http://doi.org/10.3390/ma10080939>
11. Луц А.Р., Амосов А.П., Ермошкин А.А., Ермошкин А.А., Никитин К.В., Тимошкин И.Ю. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез высокодисперсной фазы карбида титана из смесей порошков в расплаве алюминия. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2013;(3):28–35.
Luts A.R., Amosov A.P., Ermoshkin A.A., Ermoshkin A.A., Nikitin K.V., Timoshkin I.Y. Self-propagating high-temperature synthesis of highly dispersed titanium-carbide phase from powder mixtures in the

- aluminum melt. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2014;55(6):606–612.
<http://doi.org/10.3103/S1067821214060169>
12. 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 вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2018;(3):30–40.
<http://doi.org/10.17073/1997-308X-2018-3-30-40>
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 doped with manganese powder. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2019;60(4):413–421.
<http://doi.org/10.3103/S1067821219040072>
 13. Sai Chaitanya Kishore D., Prahlada Rao K., Mahamani A. Investigation of cutting force, surface roughness and flank wear in turning of in situ Al6061–TiC metal matrix composite. *Procedia Materials Science*. 2014;6:1040–1050.
<http://doi.org/10.1016/j.mspro.2014.07.175>
 14. Kareem A., Qudeiri J.A., Abdudeen A., Ahammed T., Ziout A. A review on AA 6061 metal matrix composites produced by stir casting. *Materials*. 2021;14(1):175.
<http://doi.org/10.3390/ma14010175>
 15. Krishna Prasad S., Dayanand S., Rajesh M., Nagaral M., Auradi V., Selvaraj R. Preparation and mechanical characterization of TiC particles reinforced Al7075 alloy. *Advances in Materials Science and Engineering*. 2022;1:1–11. <http://doi.org/10.1155/2022/7105189>
 16. Cho Y.H., Lee J.M., Kim S.H. Al–TiC Composites fabricated by a thermally activated reaction process in an Al melt using Al–Ti–C–CuO powder mixtures: Pt. II. Microstructure control and mechanical properties. *Metallurgical & Materials Transactions*. 2015;46A:1374–1384. <http://doi.org/10.1007/s11661-014-2476-x>
 17. Ramakoteswara Rao V., Ramanaiah N., Sarcara 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;5(4):377–383.
<http://doi.org/10.1016/j.jmrt.2016.03.011>
 18. Ramakoteswara Rao V., Ramanaiah N., Sarcara M.M. Dry sliding wear behavior of Al7075 reinforced with titanium carbide (TiC) particulate composites. In: *Proceedings of Int. Conf. on Advances in Materials, Manufacturing and Applications (AMMA 2015)* (2015, April 9–11). P. 39–44. URL: https://www.researchgate.net/publication/279868886_Dry_Sliding_Wear_Behavior_of_Al7075_Reinforced_with_Titanium_Carbide_TiC_Part particulate_Composites (accessed: 21.03.2023).
 19. Chen C.L., Lin C.H. A Study on the aging behavior of Al6061 composites reinforced with Y₂O₃ and TiC. *Metals*. 2017;7 (11):7–11.
<http://doi.org/10.3390/met7010011>
 20. Курбаткина Е.И., Шавнев А.А., Косолапов Д.В., Голлобов А.В. Особенности термической обработки композиционных материалов с алюминиевой матрицей (обзор). *Труды ВИАМ*. 2017;11:82–97. URL: <http://viam-works.ru/ru/articles?year=2017&num=11> (дата обращения: 21.03.2023).
<http://dx.doi.org/10.18577/2307-6046-2017-0-11-9-9>
Kurbatkina E.I., Shavnev A.A., Kosolapov D.V., Gololobov A.V. Features of thermal treatment of composite materials with aluminum matrix (Review). *Trudy VIAM*. 2017;11:82–97. URL: <http://viam-works.ru/ru/articles?year=2017&num=11> (accessed: 21.03.2023). (In Russ.).
<http://dx.doi.org/10.18577/2307-6046-2017-0-11-9-9>
 21. Курганова Ю.А. Разработка и применение дисперсно-упрочненных алюмоматричных композиционных материалов в машиностроении: Автореф. дис. ... д.т.н. М.: ИМЕТ РАН, 2008.
 22. Hashim J. The production of cast metal matrix composite by a modified stir casting method. *Jurnal Teknologi*. 2001;35(1):9–20.
<http://doi.org/10.11113/jt.v35.588>
 23. Contreras A., Angeles-Chávez C., Flores O., Perez R. Structural, morphological and interfacial characterization of Al–Mg/TiC composites. *Materials Characterization*. 2007;58:685–693.
<http://doi.org/10.1016/j.matchar.2006.11.031>
 24. Shu S., Lu J, Qiu F., Xuan Q., Jiang Q. Effects of alloy elements (Mg, Zn, Sn) on the microstructures and compression properties of high-volume-fraction TiC_x/Al composites. *Scripta Materialia*. 2010;63:1209–1211.
<http://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2010.08.040>
 25. Гуляев А.П. Металловедение. М.: Металлургия, 1986. 544 с.
 26. Колачев Б.А., Елагин М.И., Ливанов В.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. М.: МИСИС, 2001. 433 с.

27. Арзамасов Б.Н., Сидорин И.И., Косолапов Г.Ф., Макарова В.И., Мухин Г.Г., Рыжов Н.М., Силаева В.И., Ульянова Н.В. *Материаловедение*. М.: Машиностроение, 1986. 384 с.
28. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник. В 3 т. Т. 2. Под общ. ред. Н.П. Лякишева. М.: Машиностроение, 1996. 498 с.
29. Белов Н.А. Фазовый состав алюминиевых сплавов. М.: МИСИС, 2009. 234 с.
30. Кищик М.С. Формирование микрозеренной структуры в алюминиевом сплаве 1565ч путем термической и термомеханической обработки: Автореф. дис. ... к.т.н. М.: МИСИС, 2019.
31. Pan S., Wang T., Jin K., Cai X. Understanding and designing metal matrix nanocomposites with high electrical conductivity: A review. *Journal Materials Science*. 2022;57:6487–6523. <http://doi.org/10.1007/s10853-022-07010-4>
32. Pan S., Yuan J., Zheng T., She Z., Li X. Interfacial thermal conductance of in situ aluminum matrix nanocomposites. *Journals Materials Science*. 2021;56:13646–13658. <http://doi.org/10.1007/s10853-021-06176-7>
33. Михеев Р.С., Чернышова Т.А. Дискретно армированные композиционные материалы системы Al–TiC (обзор). *Заготовительные производства в машиностроении*. 2008;11:44–53. Mikheev R.S., Chernyshova T.A. Discretely reinforced composite materials of the Al–TiC system (review). *Zagotovitelnye proizvodstva v mashinostroenii*. 2008; (11):44–53. (In Russ.).
34. Рафальский И.В. Ресурсосберегающий синтез сплавов на основе алюминия с использованием дисперсных неметаллических материалов и интеллектуальные методы контроля металлургических процессов их получения. Минск: БНТУ, 2016. 309 с.
35. Михеев Р.С. Перспективные покрытия с повышенными триботехническими характеристиками из композиционных материалов на основе цветных сплавов: Автореф. дис....д.т.н. М.: ИМЕТ РАН, 2018.
36. Перелыгин Ю. П., Лось И.С., Киреев С.Ю. Коррозия и защита металлов от коррозии. Пенза: Изд-во ПГУ, 2015. 88 с. URL: <https://elib.pnzgu.ru/files/eb/u36mWX4yGz0I.pdf> (дата обращения: 21.03.2023). (In Russ.).

Информация об авторах

Альфия Расимовна Луц – к.т.н., доцент кафедры металловедения, порошковой металлургии, наноматериалов (МПМН), Самарский государственный технический университет (СамГТУ). <http://orcid.org/0000-0001-7889-9931>
E-mail: alya_luts@mail.ru

Юлия Владимировна Шерина – аспирант кафедры МПМН, СамГТУ. <http://orcid.org/0000-0002-5451-7107>
E-mail: yulya.makhonina.97@inbox.ru

Александр Петрович Амосов – д.ф.-м.н., профессор, зав. кафедрой МПМН, СамГТУ. <http://orcid.org/0000-0003-1994-5672>
E-mail: egundor@yandex.ru

Андрей Дмитриевич Качура – магистр кафедры МПМН, СамГТУ. <http://orcid.org/0000-0001-9246-5638>
E-mail: ruw223@mail.ru

Information about the authors

Alfiya R. Luts – Cand. Sci. (Eng.), Assistant Prof., Department of Metal Science, Powder Metallurgy, Nanomaterials (MPMN), Samara State Technical University (SamSTU). <http://orcid.org/0000-0001-7889-9931>
E-mail: alya_luts@mail.ru

Yuliya V. Sherina – Post-graduate Student, Department of MPMN, SamSTU. <http://orcid.org/0000-0002-5451-7107>
E-mail: yulya.makhonina.97@inbox.ru

Alexander P. Amosov – Dr. Sci. (Phys.-Math.), Head of the Department of MPMN, SamSTU. <http://orcid.org/0000-0003-1994-5672>
E-mail: egundor@yandex.ru

Andrey D. Kachura – Master’s Student, Department of MPMN, SamSTU. <http://orcid.org/0000-0001-9246-5638>
E-mail: ruw223@mail.ru

Вклад авторов

А.Р. Луц – формирование основной концепции, постановка цели и задачи исследования, анализ результатов, подготовка текста статьи.

Ю.В. Шерина – проведение термической обработки и испытаний образцов, анализ результатов, подготовка текста статьи.

А.П. Амосов – научное руководство, корректировка текста, корректировка выводов.

А.Д. Качура – синтез литых образцов, микроструктурный анализ, формулировка выводов.

Contribution of the authors

A.R. Luts – concept, problem statement, analysis of the test results, paper authoring.

Yu.V. Sherina – heat treatment and testing of the samples, analysis of the test results, paper authoring.

A.P. Amosov – supervision, paper proofreading, conclusions editing.

A.D. Kachura – sample manufacturing, microstructural analysis, conclusions.

Статья поступила в редакцию 16.03.2023, доработана 08.06.2023, подписана в печать 16.06.2023

The article was submitted 16.03.2023, revised 08.06.2023, accepted for publication 16.06.2023