

УДК 621.74 + 669.018

<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2024-2-30-43>

Научная статья

Research article



Выбор термической обработки и исследование ее влияния на структуру и свойства композиционного материала АК10М2Н–10%TiC, полученного методом СВС в расплаве

А.Р. Луц, Ю.В. Шерина, А.П. Амосов, Е.А. Минаков, И.Д. Ибатуллин

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

✉ Альфия Расимовна Луц (alya_luts@mail.ru)

Аннотация: Композиционные материалы на основе сплавов системы Al–Si, упрочненные высокодисперсной фазой карбида титана, характеризуются улучшенными свойствами и относятся к группе перспективных конструкционных материалов. В настоящее время наиболее доступным и эффективным способом их получения является самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС), основанный на экзотермическом взаимодействии прекурсоров титана и углерода непосредственно в расплаве. В работе обоснована целесообразность и показан успешный опыт синтеза 10 мас.% фазы карбида титана в расплаве сплава АК10М2Н и получения композиционного материала АК10М2Н–10%TiC. На образцах матричного сплава и полученного на его основе композиционного материала реализована термическая обработка по режиму Т6 с различными температурно-временными параметрами операций закалки и старения, по результатам которых выбраны оптимальные условия термообработки, обеспечивающие получение максимальной твердости. Исследована макро- и микроструктура, проведены микрорентгеноспектральный и рентгенофазовый анализы полученных образцов. Выполнен комплекс сравнительных испытаний разных групп свойств. Установлено, что образцы АК10М2Н–10%TiC до и после проведения термической обработки по оптимальным режимам имеют плотность, близкую к расчетному значению. Показано, что совместное проведение армирования и термообработки способствует существенному повышению показателей твердости, микротвердости и прочности на сжатие при незначительном уменьшении пластичности, а также позволяет сохранить значения коэффициента термического линейного расширения, жаропрочности и стойкости к углекислотной и сероводородной коррозии на уровне исходного сплава. Наибольший эффект отмечен при исследовании трибологических характеристик: проведение термической обработки композиционного материала по рекомендованному режиму способствует существенному снижению скорости изнашивания и коэффициента трения, позволяет исключить схватывание и появление задиров, а также не допустить повышения температуры вследствие разогрева при трении.

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

Для цитирования: Луц А.Р., Шерина Ю.В., Амосов А.П., Минаков Е.А., Ибатуллин И.Д. Выбор термической обработки и исследование ее влияния на структуру и свойства композиционного материала АК10М2Н–10%TiC, полученного методом СВС в расплаве. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2024;30(2):30–43.

<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2024-2-30-43>

Selection of heat treatment and its impact on the structure and properties of AK10M2N–10%TiC composite material obtained via SHS method in the melt

A.R. Luts, Yu.V. Sherina, A.P. Amosov, E.A. Minakov, I.D. Ibatullin

Samara State Technical University

244 Molodogvardeyskaya Str., Samara 443100, Russia

✉ Alfiya R. Luts (alya_luts@mail.ru)

Abstract: The composite materials based on the Al–Si system alloys, strengthened with a highly dispersed titanium carbide phase, possess improved characteristics and belong to the group of promising structural materials. Currently, self-propagating high-temperature synthesis (SHS) based on the exothermic interaction, wherein titanium and carbon precursors directly involve in the melt, is the most accessible and effective method to obtain them. This paper proves the feasibility and demonstrates the successful synthesis of a 10 wt.% titanium carbide phase in the melt of the AK10M2N alloy, resulting in the AK10M2N–10% TiC composite material. Samples of the matrix alloy and the composite material were subjected to heat treatment according to the T6 mode, with various temperature-time parameters for hardening and aging operations. Based on the results, optimal heat treatment modes were selected to ensure maximum hardness. We studied the macro- and microstructure of the obtained samples and performed micro *X*-ray spectral and *X*-ray diffraction phase analyses. Different groups of properties underwent comparative tests. It was established that the density of AK10M2N–10%TiC samples before and after heat treatment, according to optimal modes, is close to the calculated value. We showed that the combination of reinforcement and heat treatment significantly increases hardness, microhardness, and compressive strength, with a slight decrease in ductility. Additionally, it maintains the values of the coefficient of thermal linear expansion, high-temperature strength, and resistance to carbon dioxide and hydrogen sulfide corrosion at the level of the original alloy. The greatest effect was observed during the investigation of tribological characteristics: heat treatment of the composite material according to the recommended mode significantly reduces the wear rate and friction coefficient, eliminates seizure and tearing, and prevents temperature rise due to friction heating.

Keywords: composite material, aluminum, melt, titanium carbide, self-propagating high-temperature synthesis (SHS), heat treatment.

For citation: Luts A.R., Sherina Yu.V., Amosov A.P., Minakov E.A., Ibatullin I.D. Selection of heat treatment and its impact on the structure and properties of AK10M2N–10% TiC composite material obtained via SHS method in the melt. *Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy*. 2024;30(2):30–43. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2024-2-30-43>

Введение

Сплавы системы Al–Si, так называемые силумины, относятся к числу наиболее распространенных литейных алюминиевых сплавов. Они отличаются высокими показателями литейных характеристик, удовлетворительными свариваемостью и коррозионной стойкостью, что обуславливает их востребованность для изготовления средних и крупных литых деталей ответственного назначения: корпусов компрессоров, картеров, головок цилиндров, поршней и т.п.

Наиболее распространены специальные сплавы, содержащие помимо кремния и другие легирующие компоненты: Cu, Mg, Mn, Ti, реже — Ni, Zr, Cr и др. Введение таких добавок позволяет повышать прочностные характеристики силуминов, а присутствие меди и магния — проводить термическую обработку по режиму Т6, включающему закалку с последующим искусственным старением, с целью дополнительного упрочнения. Однако даже после легирования и термообработки механи-

ческие свойства силуминов остаются ниже, чем, например, у дуралюминов, в связи с чем задача их повышения продолжает оставаться актуальной [1].

Одним из наиболее перспективных вариантов решения данной проблемы является создание на основе силуминов литейных композиционных материалов путем совмещения матричного сплава с дисперсной фазой, в качестве которой эффективно используются частицы карбидов кремния или титана [2; 3]. Карбид кремния производится в больших объемах и экономически более доступен, однако при его применении возможна реакция между наполнителем SiC и матрицей с образованием гексагональной пластинчатой фазы Al_4C_3 , наличие которой приводит к нестабильности физико-механических свойств и снижению коррозионной стойкости [4]. Армирование карбидом титана пока менее распространено, но является более предпочтительным: во-первых, в отличие от гексагональной решетки SiC, карбид

титана имеет решетку ГЦК, близкую по размерам к решетке матричного алюминия, вследствие чего дисперсные частицы этого соединения могут эффективно выступать в качестве центров кристаллизации; во-вторых, карбид титана характеризуется более высокими физическими и механическими свойствами, среди которых можно выделить следующие: температура плавления $T_{пл} = 3433$ К (для SiC 2873–2970 К); модуль Юнга $E = 440 \cdot 10^9$ Н/м² ($\geq 350 \cdot 10^9$ Н/м²); твердость $HV = 32 \cdot 10^9$ Н/м² ($24 \div 28 \cdot 10^9$ Н/м²); прочность $\sigma_b = 1,2 \div 1,54 \cdot 10^9$ Н/м² ($0,4 \div 1,7 \cdot 10^9$ Н/м²) и пр. [5].

Конечные характеристики армированного дисперсными карбидными фазами композиционного материала в значительной степени определяются способом его производства [6; 7]. По технологической доступности и экономической целесообразности наиболее предпочтительны жидкофазные методы, которые, в свою очередь, подразделяют на *ex situ*, когда армирующие частицы приготавливаются заранее, вне матрицы, и потом вводятся в расплав, и *in situ*, когда армирующие частицы синтезируются за счет химических реакций непосредственно в матричном сплаве в процессе изготовления композита [8]. Наиболее распространенным представителем первой группы является метод механического замешивания, однако при его применении повышается вероятность загрязнения материала оксидами и примесными элементами, а также исключается возможность получения высокодисперсной армирующей фазы, поскольку частицы склонны к агломерированию [9]. Этих недостатков лишен и более перспективный метод из второй группы — самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС), который реализуется на стандартном литейном оборудовании, характеризуется низкой энергозатратностью ввиду скоротечности процесса и, что особо важно, позволяет синтезировать фазу карбида титана из исходных порошков углерода и титана (или их соединений) с размером частиц от 100 нм в широком интервале концентраций [10].

В России проведен ряд исследований по жидкофазному армированию силуминов карбидными фазами. В работе [11] в сплавы АК12, АК9, АЛ25 механически замешивались частицы SiC и было установлено, что их присутствие способствует уменьшению дендритного параметра отливок, повышению модуля упругости, твердости, несущей способности. В исследованиях [5; 12] проведено сравнение антифрикционных композиций на базе сплавов АК12 и АК12М2МгН, армированных

дисперсными частицами SiC или TiC в количестве 5 или 10 мас.%, как в присутствии интерметаллидных фаз (соединений типа Al_3Me), так и без них. Установлено, что оптимальным наполнителем является фаза карбида титана в количестве 10 мас.%, поскольку в этом случае было отмечено увеличение износостойкости до 10 раз и снижение коэффициента трения на 60 %.

Также есть ряд публикаций по термической обработке композитов на основе силуминов [13–16]. В работе [14] показано, что сплав АК12М2МгН, армированный эндогенными (образующимися в расплаве) фазами AlTi, Al_3Ti , Al_3Ni и др. и экзогенными (вводимыми извне) нано- и микрочастицами SiC и Al_2O_3 в количестве 0,1 мас.%, характеризуется повышением твердости на 50 МПа при $t = 20$ °С и на 30 МПа при 300 °С, а после термообработки (выдержки при 515 °С, закалки в воду и старения при 210 °С) — на 110–160 МПа и 60–80 МПа соответственно. В работах [15; 16] получены схожие результаты: механическое замешивание дисперсной фазы SiC в количестве до 15 мас.% в состав сплавов АК9ч, АК12ММгН и А359 с последующей термообработкой Т6 в обоих исследованиях привело к ускорению процесса старения и повышению твердости в целом, что, по мнению авторов, обусловлено увеличением плотности дислокаций в композитах и различием модулей упругости матрицы и армирующей фазы.

По результатам анализа упомянутых публикаций можно сделать вывод о перспективности производства и термической обработки композитов на основе силуминов. Но также очевидно, что отечественные разработки предусматривают получение композитов в основном только механическим замешиванием, и в большинстве случаев наполнителем является карбид кремния. Вместе с тем анализ результатов зарубежных исследований показал более широкий охват способов производства и составов композитов и в том числе значительный интерес к фазе карбида титана, как вводимой извне, так и формируемой в расплаве силуминов методом СВС [17–20]. Так, авторы [20] порошковую смесь Al + Si в количестве 0–40 % добавляли к шихте из титана и графита, затем композицию смешивали, прессовали в атмосфере аргона и вводили в расплав Al–Si эвтектического состава, нагретый до 900 °С. Рентгенофазовый анализ показал, что при любом содержании порошков Al и Si конечный состав композита включал только фазы Al, Si и TiC, что подтверждает вывод о возможности проведения СВС карбидной фазы непосредственно в расплаве силумина.

Вместе с тем следует особо тщательно подходить к выбору температурных режимов получения и термической обработки подобных композитов, поскольку в ряде работ описывается термическая нестабильность фазы карбида титана в присутствии кремния при высоких температурах и длительной выдержке [21–24]. В исследовании [22] в расплав состава Al–7%Si, разогретый до 700 °C, вводили 10 мас.% частиц TiC. После кристаллизации образцы подвергались выдержке в печи при температурах от 500 до 1000 °C в течение 6 ч. Было установлено, что в диапазоне $t = 600\div 800$ °C карбид титана распадается с образованием тройной фазы Ti–Al–Si и интерметаллидной Al_4C_3 , а при нагреве выше 800 °C происходит обратный процесс — восстановление содержания карбидной фазы практически до исходного. Однако в работе [23] показано, что в ходе 20-минутной выдержки при 800 °C композита Al–12Si/TiC карбид титана распадается полностью и безвозвратно в связи с диффузией атомов кремния в решетку карбида титана.

Подобный вывод сделан и в работе [24], где установлено, что при температурах 750 и 800 °C частицы TiC распадаются с образованием фаз Al_4C_3 и $TiAl_xSi_y$, а при $t = 900$ и 1000 °C — с формированием Al_4C_3 и Ti_3SiC_2 .

Таким образом, все авторы единодушны во мнении, что при высоких температурах расплава силуминов и длительной выдержке возможна деградация карбидной фазы. С этой точки зрения особую актуальность приобретает применение именно метода СВС, реализация которого занимает минимальное время, а весь цикл получения композиционного материала, от ввода шихты до кристаллизации готового продукта, длится не более 10 мин, в течение которых распад карбидной фазы не успеет произойти.

Не менее важен вопрос фазообразования при совместном присутствии других легирующих элементов и частиц карбидной фазы. В работе [25] рассмотрено влияние 1 % Fe на структуру и свойства композита Al–12%Si–1%Fe–(0,4±0,8)%TiC, полученного методом СВС. Установлено, что при повышении содержания карбида титана вместо остроугольной фазы β - Al_5FeSi будет формироваться α - Al_8Fe_2Si благоприятной морфологии, что позволит повысить предел прочности при растяжении со 148,2 до 198,7 МПа, предел текучести с 84,7 до 93,5 МПа, а относительное удлинение с 2,3 до 4,93 %.

Относительно добавки магния опубликовано несколько исследований, которые содержат раз-

личные оценки. Авторы [26] в состав силумина Al–14,2%Si–0,3%Mg замешивали 10 мас.% TiC, дополнительно вводили 1 мас.% Mg и подвергали термической обработке (выдержке при 525 °C, закалке в холодной воде, старению при 151–155 °C). В результате наблюдалось значительное увеличение износостойкости, что авторы связывают с равномерным распределением карбидной фазы, снижением поверхностного натяжения и повышением смачиваемости ввиду наличия магния. Однако в работе [27], где исследовалось фазообразование в ходе старения при 160 °C сплава системы Al–Mg–Si, армированного 2 % TiC, показано, что присутствие карбидной фазы препятствует образованию зон Гинье–Престона и выделению упрочняющих метастабильных фаз Mg–Si в алюминиевой матрице. В результате этого после термообработки максимальная твердость композита (75,8 HV) была ниже, чем у матричного сплава (123 HV). Также отрицательно оценивается роль магния в работе [28], где полученная методом СВС лигатура Al–3,5 об.% TiC вводилась в расплав Al–10%Si при температуре 850 °C с целью формирования 2 об.% TiC, при этом в часть образцов добавляли 0,2–0,4 мас.% Mg. После синтеза образцы подвергали термообработке (выдержке при 540 °C, закалке в холодную воду, старению при 160 °C). По результатам анализа микроструктуры авторы делают вывод, что соединение Mg_2Si образуется, но сегрегирует вблизи частиц TiC и способствует началу взаимодействия карбидных частиц и кремния, что приводит к образованию комплексных фаз типа $Al_3TiSi_xC_y$ и Al_3Ti , наличие которых несколько повышает твердость и прочность, но существенно снижает пластичность материала.

Таким образом, ход процессов структурообразования композитов на основе специальных силуминов пока полностью не определен, но в целом очевидно, что кинетика их старения отличается от кинетики старения исходных силуминов, а фазовый состав может претерпевать существенные изменения. Вместе с тем во всех исследованиях отмечается, что наличие карбидной фазы способствует повышению твердости и износостойкости [29; 30]. Отсюда следует, что подобное армирование наиболее целесообразно проводить для триботехнических материалов, от которых требуется именно данный комплекс свойств, к числу которых относятся, например, жаропрочные поршневые алюминиевые сплавы. Наибольшее распространение из этой группы получили специальные силумины с никелем и, в частности, сплав АК10М2Н, ши-

роко применяющийся для изготовления отливок поршней двигателей внутреннего сгорания. В предыдущих исследованиях СамГТУ уже была показана возможность проведения СВС силумина АК10М2Н, содержащего 10 мас.% TiC, что позволило без использования последующей термической обработки уменьшить коэффициент трения композиционного материала в 3 раза при повышении нагрузки схватывания не менее чем в 1,5 раза по сравнению с матричным сплавом [31].

Для изучения возможности дальнейшего повышения характеристик целью данной работы был выбор оптимального режима термической обработки и исследование ее влияния на структуру и свойства композиционного материала АК10М2Н–10%TiC, полученного методом СВС в расплаве.

Методика проведения исследований

В качестве матрицы для создания расплава использовали сплав АК10М2Н производства ООО «Саммет» (Россия), выплавленный по ГОСТ 30620-98. Для получения шихтовой смеси порошки титана (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, заворачивали в алюминиевую фольгу и поочередно вводили в расплав силумина с температурой 900 °С в графитовом тигле плавильной печи ПС-20/12 (Россия) для реализации СВС-реакции и получения композитов.

Для выявления микроструктуры травление образцов проводили раствором состава 50 % HF + 50 % HNO₃ 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). Съемку рентгеновских спектров проводили на автоматизированном дифрактометре марки ARL X'trA («Thermo Scientific», Швейцария) с использованием CuK_α -излучения при непрерывном сканировании в интервале углов $2\theta = 20^\circ \div 80^\circ$ со скоростью 2 град/мин. Для анализа дифрактограмм применяли программу HighScore Plus (PANalytical B.V., Нидерланды).

Термическую обработку образцов осуществля-

ли в лабораторной камерной печи СНОЛ с рабочей температурой до 1300 °С.

Плотность экспериментальных образцов определяли путем гидростатического взвешивания на весах ВК-300 (Россия) 4-го класса точности по ГОСТ 20018-74.

Для оценки коэффициента термического линейного расширения (КТЛР) использовали метод, основанный на измерении удлинения цилиндрических стержней длиной 60 мм и диаметром 7 мм при нагреве. Величину КТЛР измеряли на механическом dilatометре в следующих условиях: термопара ТХА тип К; длительность — 5 ч; предельное значение температуры — 300 °С; шаг ее измерения — 25 °С. Расчет его значений проводили по формуле

$$\alpha = \frac{l_2 - l_1}{l_1(t_2 - t_1)},$$

где α — коэффициент термического линейного расширения, K^{-1} ; t_1 и t_2 — начальная и конечная температуры испытания, К; l_1 и l_2 — длины образца, соответствующие t_1 и t_2 , мм.

Твердость 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 микротвердоме 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 осуществляли по ГОСТ 25.503-97 на образцах III типа диаметром $d_0 = 20$ мм при нагрузке до 300 кН. Для оценки жаропрочности были проведены испытания на сжатие при температурах 150 и 250 °С с использованием универсальной машины 8802 («Instron», США) с термокамерой 3119-406 при нагрузке 100 кН; термопара устанавливалась непосредственно на образец; скорость перемещения траверсы — 1 мм/мин.

Стойкость к коррозии оценивали по ГОСТ 13819-68 в автоклавном комплексе Coat Test 3.3.150.150 в следующих условиях: водный раствор 5 %-ного NaCl; газовая фаза CO₂ (1 Па) + H₂S (0,5 МПа) + N₂ (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) по схеме «кольцо — плоскость», что моделирует условия эксплуатации поверхностей трения «поршень — поршневой палец» в двигателе внутреннего сгорания по следующему режиму: нормальная нагрузка на контакт — 400 Н; частота вращения контртела — 600 об/мин (средняя линейная скорость в зоне контакта 0,157 м/с); длительность испытаний — 60 мин (или до появления полного схватывания).

Результаты исследований и их обсуждение

В ходе синтеза TiC в расплаве АК10М2Н наблюдалась активная и быстротечная СВС-реакция с яркими вспышками. Изломы полученных после затвердевания образцов АК10М2Н–10%TiC характеризовались однородно-серым цветом, отсутствием посторонних включений и остатков непрореагировавшей шихты.

Сплав АК10М2Н относят к группе специальных поршневых силуминов с добавлением никеля, в качестве термической обработки которых, с целью повышения его прочностных характеристик, может использоваться режим Т1, включающий только искусственное старение. При этом частичная закалка происходит уже при охлаждении в литейной форме, но упрочнение в этом случае будет незначительным. Гораздо чаще применяется режим Т6, включающий закалку в пределах 515–535 °С и искусственное старение в интервале 160–190 °С [32–34]. На основе проведенного обзора рекомендованных режимов в качестве экспериментальных были выбраны следующие:

- нагрев под закалку при $t = 515$ °С в течение 1–2 ч

с охлаждением в холодной воде и старением при $t = 190$ °С в течение 1–6 ч;

- нагрев под закалку при $t = 535$ °С в течение 1–2 ч с охлаждением в холодной воде и старением при $t = 160$ °С в течение 1–6 ч.

В качестве количественного критерия для оценки влияния нагрева использовалась твердость.

Анализ полученных результатов показал, что максимальные значения твердости достигаются при проведении нагрева под закалку при $t = 515$ °С с последующим искусственным старением при $t = 190$ °С в течение 2 ч, но с разным временем выдержки под закалку: для матричного сплава АК10М2Н максимальная твердость 152 НВ наблюдалось после 2 ч выдержки, а для образца АК10М2Н–10%TiC твердость 171 НВ — уже после 1 ч выдержки (рис. 1). Очевидно, что наличие высокодисперсных частиц карбида титана способствует увеличению концентрации вакансий, плотности дислокаций, измельчению зерна, что в совокупности интенсифицирует структурные превращения. Приведенные режимы были признаны оптимальными, и дальнейшие исследования проводились после данных видов термообработки.

Результаты микроструктурного исследования образцов после термообработки показывают присутствие в составе композита множества округлых частиц размером от 180 нм до 2 мкм (рис. 2). Проведенный далее МРСА (рис. 3) свидетельствует о наличии в составе композита Ti и C, что подтверждает их усвоение в расплаве, а также и других элементов (Si, Cu, Mg, Ni, Fe), входящих в состав исходного сплава АК10М2Н.

Согласно источникам [1; 32] после термической обработки поршневых силуминов магний в

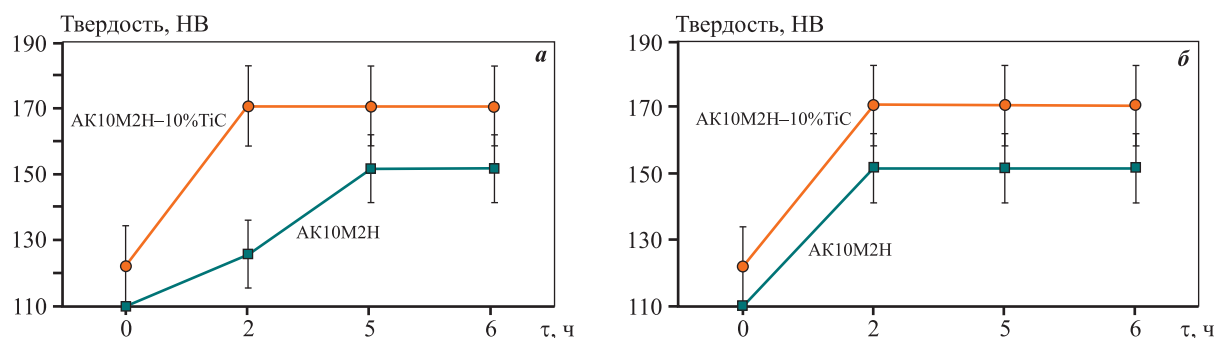


Рис. 1. Изменение твердости сплава АК10М2Н и композиционного материала АК10М2Н–10%TiC после нагрева под закалку с выдержкой 1 ч (а) и 2 ч (б) при $t = 515$ °С, охлаждения в холодной воде и искусственного старения при $t = 190$ °С в течение 1–6 ч

Fig. 1. The hardness change of the AK10M2N alloy and the AK10M2N–10%TiC composite material after heating for hardening with holding for 1 h (a) and 2 h (b) at $t = 515$ °С, cooling in cold water and artificial aging at a temperature of $t = 190$ °С for 1–6 h

количестве около 1 % обычно присутствует в их структуре в виде эвтектических включений фазы Mg_2Si , но также он может образовывать и другие Mg -содержащие соединения. Медь в сплавах с никелем формирует основные упрочняющие фазы

Al_2Cu и $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$, а также тройные соединения Al_7Cu_4Ni и Al_3CuNi . Никель с железом могут образовывать соединение Al_9FeNi , эвтектические включения которого из-за грубой морфологии нежелательны, но наиболее вероятно появление

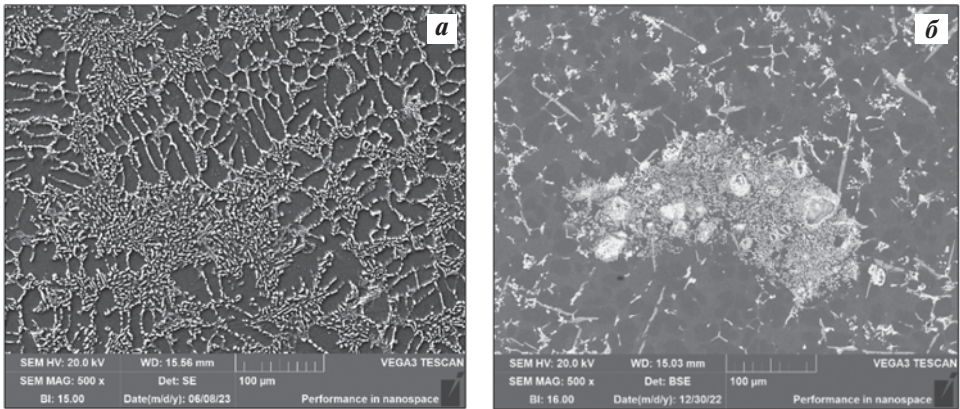
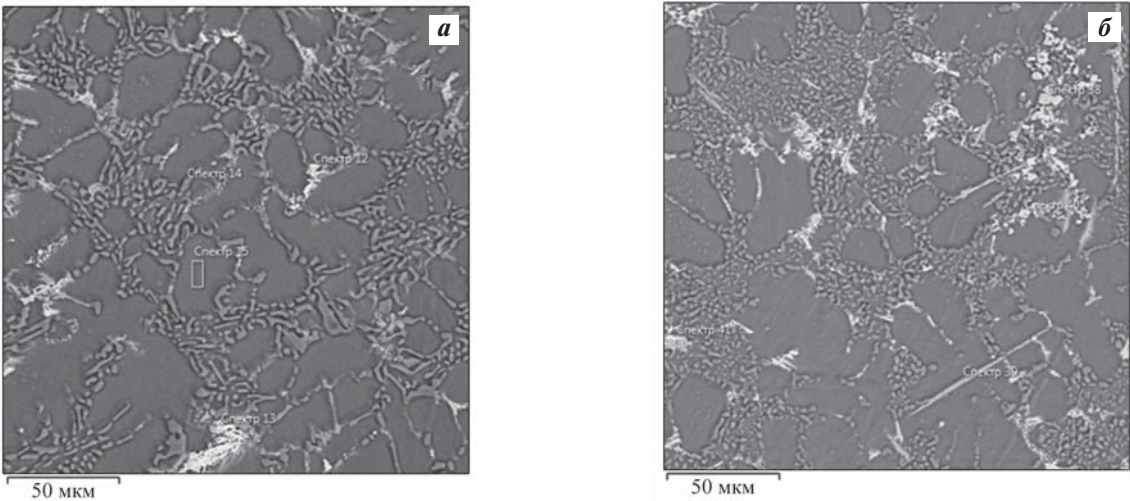


Рис. 2. Микроструктуры ($\times 500$) сплава АК10М2Н (а) и композиционного материала АК10М2Н–10%TiC (б) после термической обработки по оптимальному режиму

Fig. 2. Microstructure ($\times 500$) of the AK10M2N alloy (а) and the AK10M2N–10%TiC composite material (б) after heat treatment according to optimal modes



Номер маркера	Содержание элемента, мас. %				
	Al	Si	Ni	Cu	Mg
12	45,86	1,93	23,00	28,24	0,96
13	41,56	3,26	28,65	26,53	—
14	28,01	70,89	1,10	—	—
15	97,15	0,97	—	1,72	0,17

Номер маркера	Содержание элемента, мас. %						
	Al	Si	Ti	C	Ni	Cu	Fe
38	0,44	0,13	79,98	19,45	—	—	—
39	57,71	12,84	28,09	1,36	—	—	—
40	14,78	0,30	58,02	23,15	1,96	1,23	0,57
41	64,47	2,79	—	5,58	14,04	8,96	4,15

Рис. 3. Результаты МРСА сплава АК10М2Н (а) и композиционного материала АК10М2Н–10%TiC (б) после термической обработки по оптимальному режиму

Fig. 3. MXSA analysis of the AK10M2N alloy (а) and the AK10M2N–10%TiC composite material (б) after heat treatment according to the optimal mode

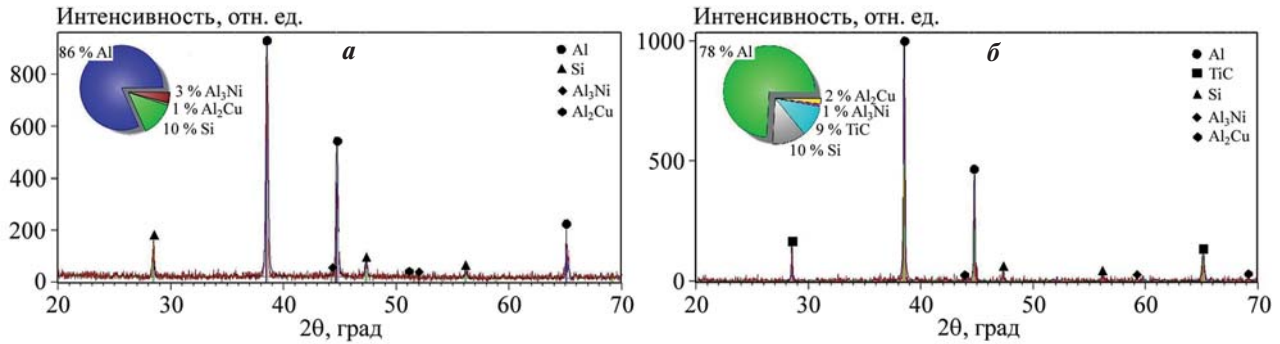


Рис. 4. Дифрактограммы сплава АК10М2Н (а) и композиционного материала АК10М2Н–10%TiC (б) после термической обработки по оптимальному режиму

Fig. 4. X-ray diffraction patterns of the AK10M2N alloy (a) and the AK10M2N–10%TiC composite material (b) after heat treatment according to the optimal mode

фаз Al_3Ni , $\text{Al}_6\text{Cu}_3\text{Ni}$ и $\text{Al}_3(\text{Ni,Cu})_2$. Для уточнения полученного фазового состава был проведен РФА, который показал присутствие в матричном сплаве интерметаллидных фаз Al_2Cu и Al_3Ni , а в составе композита — керамической фазы TiC (9 мас.%), что, принимая во внимание некоторую неоднородность ее распределения, является вполне приемлемым уровнем, как и наличие тех же фаз Al_2Cu , Al_3Ni (рис. 4). Также не исключено присутствие и других возможных фаз из числа приведенных выше, но их количество, вероятно, слишком мало, чтобы могло быть зафиксировано методом РФА.

Исследование свойств сплава АК10М2Н и композиционного материала АК10М2Н–10%TiC после термической обработки

В рамках работы были проведены сравнительные исследования образцов исходного сплава АК10М2Н и композиционного материала АК10М2Н–10%TiC до и после термической обработки по рекомендованным режимам.

Первоначально определялись плотность и пористость образцов. Полученные данные представ-

лены в табл. 1. Из сравнения теоретического (ρ_T) и экспериментального (ρ_3) значений плотности следует, что они очень близки и пористость равна 0. Это не типичное явление для продуктов, получаемых методом СВС, но в данном случае может свидетельствовать о высоком уровне адгезионной связи на границах раздела фаз.

Для поршневых силуминов, к которым относят сплав АК10М2Н, важным параметром является коэффициент термического линейного расширения [35; 36]. На рис. 5 представлены результаты, полученные при температурах от 30 до 300 °С. Максимальные значения КТЛР составили $29,6 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ и $25,1 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ для образца АК10М2Н и $27,8 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ и $26,1 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ для АК10М2Н–10%TiC до и после термической обработки соответственно. Полученные значения близки и после термообработки в обоих случаях незначительно снижаются, но главный вывод состоит в том, что армирование не ухудшает данный показатель. Этот факт особенно важен ввиду того, что собственный КТЛР соединения карбида титана выше, чем, например, у карбида кремния ($6,52 \div 7,15 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ и $4,63 \div 4,7 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ соответственно).

Следует отметить, что полученные результаты

Таблица 1. Плотность и пористость образцов АК10М2Н и АК10М2Н–10%TiC

Table 1. Density and porosity of the AK10M2N alloy and the AK10M2N–10%TiC composite material

Состав образца	$\rho_T, \text{ г/см}^3$	$\rho_3, \text{ г/см}^3$	$P, \%$
АК10М2Н без ТО	2,720	—	—
АК10М2Н после ТО (закалка $t = 515^\circ\text{C}$, $\tau = 2 \text{ ч}$ + старение 190°C , 2 ч)	2,720	—	—
АК10М2Н–10%TiC без ТО	2,847	2,831	0
АК10М2Н–10%TiC после ТО (закалка 515°C , 1 ч + старение 190°C , 2 ч)	2,847	2,840	0

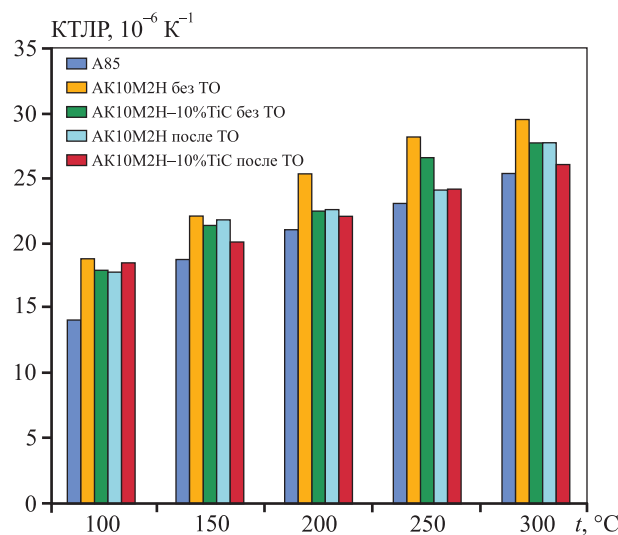


Рис. 5. Изменение КТПР сплава АК10М2Н и композиционного материала АК10М2Н–10%TiC в зависимости от температуры

Fig. 5. Change in CTLE of the AK10M2N alloy and the AK10M2N–10%TiC composite material as a function of temperature

не согласуются с выводами, приведенными в работе [37], где показано, что КТПР композиционного материала на основе алюминиевого сплава системы Al–Cu–Mg, армированного 60 об.% SiC методом компрессионной пропитки, зависит от размера армирующих частиц. Там же установлено, что с увеличением размера частиц карбида кремния (от 50 до 320 мкм) значение КТПР уменьшается на 15–20 % при $t = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ вследствие снижения доли межфазных границ, имеющих нестабильную структуру. В нашем случае имеются высокодисперсные частицы, которые, очевидно, образуют значительное число межфазных границ, однако КТПР при этом не увеличивается. Этот факт объясняется, вероятно, высокой степенью когерентности частиц

с алюминиевой матрицей в силу близкого совпадения параметров кристаллических решеток.

С целью оценки механических свойств были исследованы напряжение течения при одноосном сжатии (до появления первой трещины), относительная деформация, твердость и микротвердость (табл. 2).

Полученные результаты показали, что проведение армирования частицами TiC и последующей термической обработки позволяет существенно повысить показатели прочности и твердости при сохранении достаточного запаса пластичности. Данные результаты особенно примечательны ввиду того, что в работе [5] показано, что введение 10 мас.% армирующих частиц TiC размером 40–100 мкм в алюминиевый сплав АК12М2МгН приводит к снижению прочности на сжатие с 489 до 470 МПа, а степени деформации с 17,01 до 12,65 %. Очевидно, повышение прочности в нашем исследовании обусловлено более высокой дисперсностью армирующей фазы и, как следствие, ее хорошими смачиваемостью и адгезией.

Сплав АК10М2Н относится к группе жаропрочных, поэтому далее была произведена оценка прочности на сжатие в условиях повышенных температур 150 и 250 °С при постоянной нагрузке 100 кН (рис. 6).

Анализ полученных данных свидетельствует о том, что значения напряжения течения как у матричного сплава, так и у композиционного материала сохраняются на одном уровне во всем диапазоне температур.

Результаты оценки влияния армирования и термообработки на коррозионную стойкость образцов представлены в табл. 3. Хотя у композитов глубинный показатель скорости коррозии оказался несколько выше, в целом он, как и у матричного сплава, не превышает 0,001 мм/год, что позволяет

Таблица 2. Механические свойства сплава АК10М2Н и композиционного материала АК10М2Н–10%TiC

Table 2. Mechanical and technological properties of the AK10M2N alloy and the AK10M2N–10%TiC composite material

Состав образца	Твердость, НВ	Микротвердость HV, МПа	Испытания на сжатие	
			σ_s , МПа	ϵ , %
АК10М2Н без ТО	1100	1135	464	24
АК10М2Н после ТО (закалка 515 °С, 2 ч + старение 190 °С, 2 ч)	1360	1363	558	33
АК10М2Н–10%TiC без ТО	1520	1502	447	22
АК10М2Н–10%TiC после ТО (закалка 515 °С, 1 ч + старение 190 °С, 2 ч)	1710	1779	587	20

Таблица 3. Коррозионные показатели сплава АК10М2Н и композиционного материала АК10М2Н–10%TiC

Table 3. Corrosion parameters of the AK10M2N alloy and the AK10M2N–10%TiC composite material

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
АК10М2Н без ТО	0,0009	0,0003	0,0001	0,0012	0,000004
АК10М2Н после ТО (закалка 515 °С, 2 ч + старение 190 °С, 2 ч)	0,0038	0,0012	0,0004	0,0050	0,000020
АК10М2Н–10%TiC без ТО	0,0238	0,0076	0,0027	0,0316	0,000009
АК10М2Н–10%TiC после ТО (закалка 515 °С, 1 ч + старение 190 °С, 2 ч)	0,2193	0,0698	0,0245	0,2910	0,000090

Таблица 4. Результаты сравнительных триботехнических испытаний сплава АК10М2Н и композиционного материала АК10М2Н–10%TiC

Table 4. Results of comparative tribological tests of the AK10M2N alloy and the AK10M2N–10%TiC composite material

Образец	Скорость изнашивания, мкм/ч	Коэффициент трения	Температура саморазогрева при трении, °С
АК10М2Н без ТО	22,25	0,57	75
АК10М2Н после ТО (закалка 515 °С, 2 ч + старение 190 °С, 2 ч)	4,25	0,12	70
АК10М2Н–10%TiC без ТО	0,5	0,09	60
АК10М2Н–10%TiC после ТО (закалка 515 °С, 1 ч + старение 190 °С, 2 ч)	0,25	0,03	66

считать полученные материалы весьма стойкими к коррозии [38].

Заключительный анализ триботехнических характеристик опытных образцов был проведен в ус-

ловиях моделирования условий эксплуатации поверхностей трения «поршень — поршневой палец» в двигателе внутреннего сгорания (табл. 4).

В ходе испытаний образец АК10М2Н показал склонность к схватыванию при трении, а также обнаружено присутствие глубоких борозд вдоль направления трения, характерных для абразивного изнашивания. Проведение термической обработки для сплава АК10М2Н позволило значительно снизить скорость износа и появление задиров, однако к концу испытания коэффициент трения также возрос. Армирование матричного сплава фазой карбида титана привело к значительному улучшению триботехнических характеристик композита АК10М2Н–10%TiC, но минимальные значения скорости изнашивания и коэффициента трения достигаются после его термической обработки.

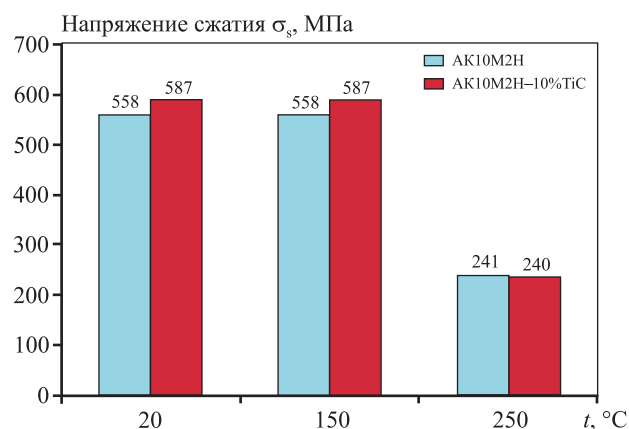


Рис. 6. Оценка жаропрочности сплава АК10М2Н и композиционного материала АК10М2Н–10%TiC после термической обработки по оптимальному режиму

Fig. 6. Evaluation of the heat resistance of the AK10M2N alloy and the AK10M2N–10%TiC composite material after heat treatment according to the optimal mode

Заключение

Проведенные исследования показали, что термическая обработка композиционных материалов с матрицей из силумина АК10М2Н, армированных высокодисперсной фазой карбида титана, являет-

ся эффективным способом управления их структурой и свойствами. Установлено, что СВС композита АК10М2Н—10%TiC с последующей закалкой при $t = 515^\circ\text{C}$ и старением при 190°C позволяет получить практически беспористый материал и повысить твердость на 35 НВ, микротвердость на 416 МПа, предел текучести при сжатии на 29 МПа, а также снизить скорость изнашивания в 17 раз и коэффициент трения в 4 раза, при этом сохранив значения коэффициента термического линейного расширения, коррозионной стойкости и жаропрочности на уровне матричного сплава.

Список литературы/References

1. Белов Н.А. Фазовый состав алюминиевых сплавов. М.: МИСИС, 2009. 234 с.
2. Няфкин А.Н., Косолапов Д.В., Курбаткина Е.И. Влияние деформационно-термической обработки на формирование структуры дисперсно-армированного металлического композиционного материала на основе алюминиевого сплава. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2023;17(3):22–29.
<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2023-3-22-29>
Nyafkin A.N., Kosolapov D.V., Kurbatkina E.I. Influence of thermomechanical treatment on the formation of the structure in dispersed-reinforced aluminum alloy-based metal composite materials. *Powder Metallurgy and Functional Coatings*. 2023;17(3):22–29.
<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2023-3-22-29>
3. Golla C.B., Babar Pasha M., Rao R.N., Ismail S., Gupta M. Influence of TiC Particles on mechanical and tribological characteristics of advanced aluminium matrix composites fabricated through ultrasonic-assisted stir casting. *Crystals*. 2023;13:1360.
<https://doi.org/10.3390/cryst13091360>
4. Курбаткина Е.И., Косолапов Д. В., Ходыкин Л.Д., Нигметов М.С. Исследование влияния добавки кремния на фазовый состав алюминиевых композиционных материалов, армированных частицами карбида кремния. *Авиационные материалы и технологии*. 2014;S6:35–38.
<https://doi.org/10.18577/2071-9140-2014-0-s6-35-38>
Kurbatkina E.I., Kosolapov D.V., Khodykin L.D., Nigmatov M.S. Study of the influence of silicon additives on the phase composition of aluminum composite materials reinforced with silicon carbide particles. *Aviatsionnyye materialy i tekhnologii*. 2014;S6:35–38. (In Russ.).
<https://doi.org/10.18577/2071-9140-2014-0-s6-35-38>
5. Михеев Р.С., Чернышова Т.А. Алюмоматричные композиционные материалы с карбидным упрочнением для решения задач новой техники. М.: Издание РФФИ, 2013. 353 с.
6. Курганова Ю.А., Колмаков А.Г. Конструкционные металломатричные композиционные материалы: Учебное пособие. М.: Издательство МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2015. 141 с. https://urss.ru/images/add_ru/202831-1.pdf (дата обращения: 19.01.2024).
7. Arunkumar S., Subramani Sundaram M., Suketh Kanna K.M., Vigneshwara S.A review on aluminium matrix composite with various reinforcement particles and their behavior. *Materials Today: Proceedings*. 2020;33(1):484–490.
<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.05.053>
8. Луц А.Р., Шерина Ю.В., Амосов А.П., Качура А.Д. Жидкофазное получение методом СВС и термическая обработка композитов на основе алюминиево-магниевого сплава, упрочненных высокодисперсной фазой карбида титана. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2023;4:70–86.
<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2023-4-70-86>
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.
<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2023-4-70-86>
9. 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>
10. 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>
11. Курганова Ю.А., Колмаков А.Г., Ицзинь Чэнь, Курганов С.В. Исследование механических свойств перспективных алюмоматричных композиционных материалов, армированных SiC и Al₂O₃. *Материаловедение*. 2021;6:34–38.
<http://doi.org/10.31044/1684-579X-2021-0-6-34-38>
Kurganova Yu.A., Kolmakov A.G., Yijin Chen, Kurganov S.V. Study of the mechanical properties of pro-

- mising aluminum matrix composite materials reinforced with SiC and Al₂O₃. *Materialovedeniye*. 2021;6:34–38. (In Russ.).
<http://doi.org/10.31044/1684-579X-2021-0-6-34-38>
12. Михеев Р.С., Коберник Н.В., Калашников И.Е., Болотова Л.К., Кобелева Л.И. Триботехнические свойства антифрикционных покрытий на основе композиционных материалов. *Перспективные материалы*. 2015;3:48–54.
 Mikheev R.S., Kobernik N.V., Kalashnikov I.E., Bolotova L.K., Kobeleva L.I. Tribological properties of anti-friction coatings based on composite materials. *Perpektivnyye materialy*. 2015;3:48–54.
 13. 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: 19.01.2024).
<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: 19.01.2024). (In Russ.).
<http://dx.doi.org/10.18577/2307-6046-2017-0-11-9-9>
 14. Прусов Е.С., Панфилов А.А., Кечин В.А. Роль порошковых прекурсоров при получении композиционных сплавов жидкофазными методами. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2016;2:47–58.
<http://doi.org/10.17073/1997-308X-2016-2-47-58>
 Prusov E.S., Panfilov A.A., Kechin V.A. Role of powder precursors in production of composite alloys using liquid-phase methods. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2017; 58(3):308–316.
<http://doi.org/10.3103/S1067821217030154>
 15. Аксенов А.А. Оптимизация состава и структуры композиционных материалов на алюминиевой и медной основах, получаемых жидкофазными методами и механическим легированием: Автореф. дис. ... д.т.н. М.: МИСИС, 2007.
 16. Чурюмов А.Ю., Мохамед И.А. Микроструктура и механические свойства композиционных материалов на основе системы Al–Si–Mg армированных частиц SiC и полученных кристаллизацией под давлением. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2018;9:19–22.
 Churyumov A.Y., Mohamed I.A. Microstructure and mechanical properties of composite materials based on the Al–Si–Mg system reinforced with sic particles and obtained by pressure crystallization. *Metal Science and Heat Treatment*. 2019; 60(9–10):571–573.
<http://doi.org/10.1007/s11041-019-00321-5>
 17. Joseph O.O., Afolalu A.S., Abioye A.A., Agbo S.E., Olatunde S.F., Omotehinwa O.S. Effect of TiC addition on the mechanical properties and microstructure of Al–Si alloy. *Materials Today: Proceedings*. 2021;38(2): 784–788. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.04.544>
 18. Honglei Xi, Wenlong Xiao, Heng Li, Yu Fu, Ge Yi, Juhong Qie, Xiaozhao Ma, Chaoli Ma. Effects of sub-micron-sized TiC particles on the microstructure modification and mechanical properties of Al–Si–Mg alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2023; 968:171963.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2023.171963>
 19. Reese C.W., Gladstein A., Fedors J.M., De Andrade V., Mishra B., Shahani A.J., Taub A.I. In situ Al–TiC composites fabricated by self-propagating high-temperature reaction: insights on reaction pathways and their microstructural signatures. *Metallurgical and materials transactions*. 2020;51A:3587–3600.
<https://doi.org/10.1007/s11661-020-05786-1>
 20. Mengxian Zhang, Yanqiu Huo, Li Ma. In situ TiC ceramic particles locally reinforced Al–Si matrix composites prepared by SHS-casting method from the Al–Si–Ti–C system. *International Journal of Applied Ceramic Technology*. 2014;11(4):723–731.
<https://doi.org/10.1111/ijac.12097>
 21. Rui-Fen Guo, Ya Wang, Yun-Hai Ma, Ping Shen. Role of Si in the wetting of TiC by Al. *Journal of Materials Science*. 2021;56:7791–7798.
<https://doi.org/10.1007/s10853-020-05496-4>
 22. López V.H., Scoles A., Kennedy A.R. The thermal stability of TiC particles in an Al7wt.%Si alloy. *Materials Science and Engineering*. 2003;A356:316–325.
[https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(03\)00143-6](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(03)00143-6)
 23. Xia F., Liangc M.X., Gaoc X.S., Guo Y.C., Li J.P., Yang W., Zhang Z.K. Instability of in situ TiC particles in an Al–12Si alloy. *Journal of Materials Research and Technology*. 2020;9(5):11361–11369.
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.07.063>
 24. Ding Hai-min, Liu Xiang-fa. Influence of Si on stability of TiC in Al melts. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2011;21:1465–1472.
[https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(11\)60882-0](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(11)60882-0)
 25. Tang P., Zhou Y., Lai J. Lin Y., Lv S., Deng S. Preparation, Microstructure and mechanical properties of in-situ TiC/Al–Si–Fe aluminum matrix composites. *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2023;76:1893–1903. <https://doi.org/10.1007/s12666-023-02885-6>
 26. Anilkumar V., Shankar K.V., Balachandran M., Joseph J., Nived S., Jayanandan J., Jayagopan J., Surya Balaji U.S. Impact of heat treatment analysis on the wear be-

- haviour of Al–14.2Si–0.3Mg–TiC composite using response surface methodology. *Tribology in Industry*. 2021;43(4):590–602.
<https://doi.org/10.24874/ti.988.10.20.04>
27. Chen Ch.-L., Lin Ch.-H. A study on the aging behavior of Al6061 composites reinforced with Y₂O₃ and TiC. *Metals*. 2017;7(11). <https://doi.org/10.3390/met7010011>
28. Shuaihang Pan, Jie Yuan, Kaiyuan Jin, Narayanan Murali, Aaron Gladstein, Yuxin Zeng, Alan Taub, Xiaochun Li. Influence of Mg on reaction and properties of Al–Si/TiC nanocomposites. *Materials Science and Engineering*. 2022;A840:142992.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.142992>
29. Pan S., Jin K., Wang T., Zhang Z., Zheng L., Umehara N. Metal matrix nanocomposites in tribology: Manufacturing, performance, and mechanisms. *Friction*. 2022;10:1596–1634.
<https://doi.org/10.1007/s40544-021-0572-7>
30. Prusov E.S., Deev V.B., Aborkin A.V., Ri E.K., Rakhuba E.M. Structural and morphological characteristics of the friction surfaces of in-situ cast aluminum matrix composites. *Journal of Surface Investigation*. 2021;15(6):1332–1337.
<https://doi.org/10.1134/S1027451021060410>
31. Шерина Ю.В., Луц А.Р., Ибатуллин И.Д. Разработка композиционного материала на основе сплава АК10М2Н и исследование его триботехнических свойств. *Наукоемкие технологии в машиностроении*. 2022;2(128):11–16.
<https://doi.org/10.30987/2223-4608-2022-2-11-16>
- Sherina Yu.V., Luts A.R., Ibatullin I.D. Development of a composite material based on the AK10M2N alloy and study of its tribological properties. *Naukoyemkiye tekhnologii v mashinostroyenii*. 2022;2(128):11–16. (In Russ.).
<https://doi.org/10.30987/2223-4608-2022-2-11-16>
32. Арзамасов Б.Н., Сидорин И.И., Косолапов Г.Ф., Макарова В.И., Мухин Г.Г., Рыжов Н.М., Силаева В.И., Ульянова В.И. Материаловедение. М.: Машиностроение, 1986. 384 с.
33. Муратов В.С. Направленное формирование структурного состояния литых заготовок из алюминиевых сплавов. Часть 1. Влияние кристаллизационного охлаждения на структуру и свойства литых заготовок. *Заготовительные производства в машиностроении*. 2003;5:3–8.
- Muratov V.S. Directed formation of the structural state of cast billets from aluminum alloys. Part 1. The influence of crystallization cooling on the structure and properties of cast billets. *Zagotovitel'nyye proizvodstva v mashinostroyenii*. 2003;5:3–8. (In Russ.).
34. Man Zhu, Zengyun Jian, Gencang Yang, Yaohe Zhou. Effects of T6 heat treatment on the microstructure, tensile properties, and fracture behavior of the modified A356 alloys. *Materials and Design*. 2012;36:243–249.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.11.018>
35. Никитин К.В., Никитин В.И., Тимошкин И.Ю. Влияние модификаторов на изменение механических свойств силуминов. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2017; 3:72–76.
<https://dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2017-3-72-76>
- Nikitin K.V., Nikitin V.I., Timoshkin I.Yu. The influence of modifiers on the change in the mechanical properties of silumins. *Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy*. 2017;3: 72–76. (In Russ.).
<https://dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2017-3-72-76>
36. Никитин К.В., Никитин В.И., Кривопапов Д.С. Модифицирование поршневого сплава АК10М2Н мелкокристаллическими лигатурами и переплавами. *Литейщик России*. 2013;10:28–31.
- Nikitin K.V., Nikitin V.I., Kripovalov D.S. Modification of AK10M2N piston alloy with fine-crystalline alloys and remelting. *Liteyshchik Rossii*. 2013;10:28–31. (In Russ.).
37. Няфкин А.Н., Шавнев А.А., Курбаткина Е.И., Косолапов Д.В. Исследование влияния размера частиц карбида кремния на температурный коэффициент линейного расширения композиционного материала на основе алюминиевого сплава. *Труды ВИАМ*. 2020;86:41–49.
<https://dx.doi.org/10.18577/2307-6046-2020-0-2-41-49>
- Nyafkin A.N., Shavnev A.A., Kurbatkina E.I., Kosolapov D.V. Study of the influence of silicon carbide particle size on the temperature coefficient of linear expansion of a composite material based on an aluminum alloy. *Trudy VIAM*. 2020;86:41–49. (In Russ.).
<https://dx.doi.org/10.18577/2307-6046-2020-0-2-41-49>
38. Перелыгин Ю. П., Лось И.С., Киреев С.Ю. Коррозия и защита металлов от коррозии. Пенза: Изд-во ПГУ, 2015. 88 с. URL: <https://elibrary.pnpgu.ru/files/eb/u36mWX4yGz0L.pdf> (дата обращения: 19.01.2024).

Информация об авторах

Альфия Расимовна Луц — к.т.н., доцент кафедры «Металловедение, порошковая металлургия, наноматериалы» (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

Евгений Александрович Минаков — вед. инженер кафедры «Литейные и высокоэффективные технологии», СамГТУ.

<http://orcid.org/0009-0003-1690-774X>

E-mail: tlp@samgtu.ru

Ильдар Дугласович Ибатуллин — д.т.н., профессор, зав. кафедрой «Машины и оборудование нефтегазовых и химических производств», СамГТУ.

<http://orcid.org/0000-0002-6111-0487>

E-mail: mahp@samgtu.ru

Information about the authors

Alfiya R. Luts — Cand. Sci. (Eng.), Assistant Prof. of the 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 — Postgraduate Student of the Department of MPMN, SamSTU.

<http://orcid.org/0000-0002-5451-7107>

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

Aleksandr 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

Evgeniy A. Minakov — Leading Engineer of the Department of Foundry and High-Efficiency Technologies, SamSTU.

<http://orcid.org/0009-0003-1690-774X>

E-mail: tlp@samgtu.ru

Ildar D. Ibatullin — Dr. Sci. (Eng.), Head of the Department of Machinery and Equipment for Oil, Gas and Chemical Production, SamSTU.

<http://orcid.org/0000-0002-6111-0487>

E-mail: mahp@samgtu.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.

Е.А. Минаков — проведение испытаний по определению коэффициента термического линейного расширения, формулировка выводов.

И.Д. Ибатуллин — проведение трибологических испытаний, формулировка выводов.

Contribution of the authors

A.R. Luts — formulating the main concept, purpose and objectives of the study, analyzing the results, writing the text.

Yu.V. Sherina — conducting heat treatment and tests of the samples, analyzing the results, writing the text.

A.P. Amosov — scientific supervision, correcting the text and conclusions.

E.A. Minakov — conducting tests to determine the coefficient of thermal linear expansion, drawing conclusions.

I.D. Ibatullin — conducting tribological tests, drawing conclusions.

Статья поступила в редакцию 02.02.2024, доработана 11.03.2024, подписана в печать 18.03.2024

The article was submitted 02.02.2024, revised 11.03.2024, accepted for publication 18.03.2024