

Научноёмкие технологии в машиностроении. 2023. № 5 (143). С. 15-21.  
Science intensive technologies in mechanical engineering. 2023. № 5 (143). P. 15-21.

Научная статья  
УДК 620.16;620.18  
doi:

## Влияние армирования высокодисперсной фазой карбида титана и последующей термической обработки на структуру и свойства сплава АМг6

Юлия Владимировна Шерина<sup>1</sup>, аспирант,  
Альфия Расимовна Луц<sup>2</sup>, к.т.н.,  
Петр Евгеньевич Кичаев<sup>3</sup>, к.т.н.,  
Максим Валерьевич Богатов<sup>4</sup>, аспирант,  
Александр Петрович Амосов<sup>5</sup>, д.т.н.

<sup>1, 2, 3, 4, 5</sup> Самарский государственный технический университет, Самара, Россия)

<sup>1</sup> yulya.makhonina.97@inbox.ru, <https://orcid.org/0000-0002-5451-7107>

<sup>2</sup> alya\_luts@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0001-7889-9931>

<sup>3</sup> mech\_kaf@samgtu.ru, <https://orcid.org/0000-0001-7321-389X>

<sup>4</sup> bogatov@npcsamara.ru, <https://orcid.org/0000-0002-6232-5666>

<sup>5</sup> egundor@yandex.ru, <https://orcid.org/0000-0003-1994-5672>

**Аннотация.** В работе проведен анализ механических свойств и коррозионной стойкости промышленного сплава АМг6 и композиционного материала АМг6-10%TiC, полученного методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. Показано, что наличие карбидной фазы и последующий нагрев до 230 °С позволяет повысить твердость на 17 % и сохранить высокую коррозионную стойкость композита.

**Ключевые слова:** карбид титана, композиционный материал, самораспространяющийся высокотемпературный синтез, термическая обработка

**Для цитирования:** Шерина Ю.В., Луц А.Р., Кичаев П.Е., Богатов М.В., Амосов А.П. Влияние армирования высокодисперсной фазой карбида титана и последующей термической обработки на структуру и свойства сплава АМг6 // Научноёмкие технологии в машиностроении. 2023. № 5 (143). С. 15–21. doi:

## The effect of reinforcement with a titanium carbide high-dispersity phase and subsequent heat treatment on the structure and properties of the АМg6 alloy

Yulia V. Sherina<sup>1</sup>, PG student,  
Alfiya R. Luts<sup>2</sup>, PhD Eng.,  
Peter E. Kichaev<sup>3</sup>, PhD Eng.,  
Maxim V. Bogatov<sup>4</sup>, PG student  
Alexander P. Amosov<sup>5</sup>, D. Eng.,

<sup>1,2,3,4,5</sup> Samara State Technical University, Samara, Russia

<sup>1</sup> yulya.makhonina.97@inbox.ru,

<sup>2</sup> alya\_luts@mail.ru

<sup>3</sup> mech\_kaf@samgtu.ru

<sup>4</sup> bogatov@npcsamara.ru

<sup>5</sup> egundor@yandex.ru

**Abstract.** *The analysis of mechanical properties and corrosion resistance of industrial alloy AMg6 and composite material AMg6-10%TiC obtained by self-propagating high-temperature synthesis is carried out. It is shown that the existence of a carbide phase and subsequent heating up to 230 °C allows increasing the hardness by 17 % and maintaining a high corrosion resistance of the composite.*

**Keywords:** titanium carbide, composite material, self-propagating high-temperature syn-thesis, heat treatment

**For citation:** Sherina Yu.V., Lutz A.R., Kichaev P.E., Bogatov M.V., Amosov A.P. The effect of reinforcement with a titanium carbide high-dispersity phase and subsequent heat treatment on the structure and properties of the AMg6 alloy / Science intensive technologies in mechanical engineering. 2023. № 5 (143). P. 15–21. doi:

Одним из наиболее перспективных способов повышения характеристик традиционных алюминиевых сплавов является введение в их состав дополнительных высокопрочных частиц второй фазы, в качестве которых чаще всего используют керамические соединения – оксиды, карбиды, нитриды, бориды и т. д. Полученные таким образом композиционные материалы отличаются уникальным сочетанием механических, технологических и эксплуатационных свойств.

Наиболее подходящей для армирования алюминиевой матрицы является фаза карбида титана, имеющая близкие к алюминию параметры кристаллической решетки и обладающая высокой твердостью, модулем упругости, низкой плотностью и хорошей смачиваемостью [1]. Но конечные свойства подобных композитов в значительной мере определяются способом их получения. Так, введение готовой карбидной фазы в расплав извне исключает возможность формирования высокодисперсной фазы, поскольку частицы склонны к агломерированию, а также может способствовать внесению нежелательных примесей. Поэтому наиболее перспективным вариантом является формирование карбида титана непосредственно в расплаве, из исходных элементных порошков титана и углерода или их соединений.

Данная технология, основанная на методе самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), отработана на кафедре «Металловедение, порошковая металлургия, наноматериалы» Самарского государственного технического университета. По результатам проведенных исследований ранее была показана возможность успешного синтеза композиционных материалов составов Al-10%TiC, Al-5%Cu-10%TiC, Al-5%Cu-2%Mn-10%TiC и др., содержащих высокодисперсную фазу карбида титана с размером частиц от 100 нм и

отличающихся повышенными характеристиками прочности [2].

Анализ исследований по данной тематике также показал, что повышения механических свойств композиционных материалов можно достигнуть не только за счет армирования, но и в результате термической обработки сплава-основы с реализацией традиционных механизмов упрочнения. Однако необходимо отметить несколько важных аспектов.

Во-первых, как правило, композиционные материалы имеют иную, по сравнению с матрицей, кинетику старения. Так, в работе [3] показано влияние термической обработки, состоящей из выдержки при температуре 538 °C в течение восьми часов с последующей закалкой в кипящую воду и старения при температуре 155 °C матричного сплава A359 (система Al-Si-Mg) и композиционных материалов на его основе A359-(5...15)%SiC и A359-(5...15)%(SiC + Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>).

Выявлено, что значение твердости у композитов выше, чем у базового сплава как после закалки, так и при максимуме на кривой старения. Это связано с наличием в их структуре более твердых, чем алюминиевый твердый раствор, частиц, а также упрочнением матрицы дислокациями, сгенерированными вблизи частиц в процессе кристаллизации. При этом максимальное значение твердости достигается значительно быстрее в композитах по сравнению с базовым сплавом.

Во-вторых, присутствие армирующих частиц второй фазы позволяет получить эффект от термической обработки матричных сплавов, которые в традиционной металлургии таким образом не упрочняются. Так, в работе [4] показано, что после проведения закалки с 550 °C и последующего старения композиционного материала AMg1,0 + 2,5 % масс. SiC при 160 °C в течение 30 мин достигнуто существенное повышение твердости за счет изменения

состава и структуры межфазных границ и улучшения качества связи матрица-наполнитель.

Проведенный анализ исследований в области термической обработки композиционных материалов, полученных на основе промышленных алюминиевых сплавов, показал, что данное направление перспективно для исследований и первые результаты уже позволяют делать выводы об эффективности термической обработки композиционных материалов, синтезированных на основе промышленных сплавов. Подобное повышение прочностных характеристик наиболее актуально для сплавов системы Al-Mg, отличающихся хорошей деформируемостью, свариваемостью, коррозионной стойкостью, но невысокими механическими свойствами. Поэтому целью данного исследования было поставлено получение методом СВС композиционного материала АМг6-10%TiC, проведение термической обработки и сравнение его характеристик со свойствами матричного сплава АМг6.

Синтез композиционного материала АМг6-10%TiC проводился путем ввода взятых в стехиометрическом соотношении порошков титана марки ТПП-7 (ТУ 1715-449-05785388-99) и углерода марки П-701 (ГОСТ 7885-86) в разогретый в графитовом тигле плавильной печи ПП 20/12 до температуры 900 °С расплав АМг6 (ГОСТ 4784-97) [2]. Микроструктурный анализ проводился на растровом электронном микроскопе Jeol JSM-6390A, микрорентгеноспектральный анализ (МРСА) – на этом же микроскопе с использованием приставки Jeol JED-2200.

Фазовый состав синтезированных образцов изучался на автоматизированном дифрактометре марки ARL X'tra (Thermo Scientific) с использованием Си-излучения при непрерывном сканировании в интервале углов  $2,0 \theta$  от 20° до 80° со скоростью 2,0 °/мин путем обработки полученных в результате рентгенофазового анализа (РФА) дифрактограмм. Для термической обработки синтезированных образцов применялись лабораторные камерные печи СНОЛ. Твердость образцов исследовалась на твердомере ЗИП ТК-2М по методу Бринелля по ГОСТ 9012-59. Микротвердость образцов исследовалась на стандартном микротвердомере Виккерса ПТМ-3 по ГОСТ 9450-76 методом

вдавливания алмазной пирамидки с квадратным основанием и межгранным углом при вершине 136°, навеска на индентор составляла 100 г. Испытания на растяжение проводились на разрывной машине Inspekt 200 по ГОСТ 1497-84, испытания на сжатие – на образцах III типа с диаметром  $d_0 = 20$  мм по ГОСТ 25.503-97. Стойкость к коррозии исследовалась по ГОСТ 13819-68 в автоклавном комплексе Coat Test 3.3.150.150 в следующих условиях: водный раствор 5%NaCl, газовая фаза 1,0 МПа CO<sub>2</sub>; 0,5 МПа H<sub>2</sub>S; 3,5 МПа N<sub>2</sub> при температуре 80 °С, длительность 240 ч, общее давление 5,0 МПа. Параметры коррозионной стойкости рассчитывались по ГОСТ 9.908-85.

Процесс СВС композиционного материала АМг6-10%TiC сопровождался активным искро- и газообразованием. Изломы полученных образцов однородно-серые, без посторонних включений и остатков непрореагировавшей шихты, с незначительной пористостью. Результаты микроструктурного, микрорентгеноспектрального и рентгенофазового исследований приведены на рис. 1 – 3 и в табл. 1.

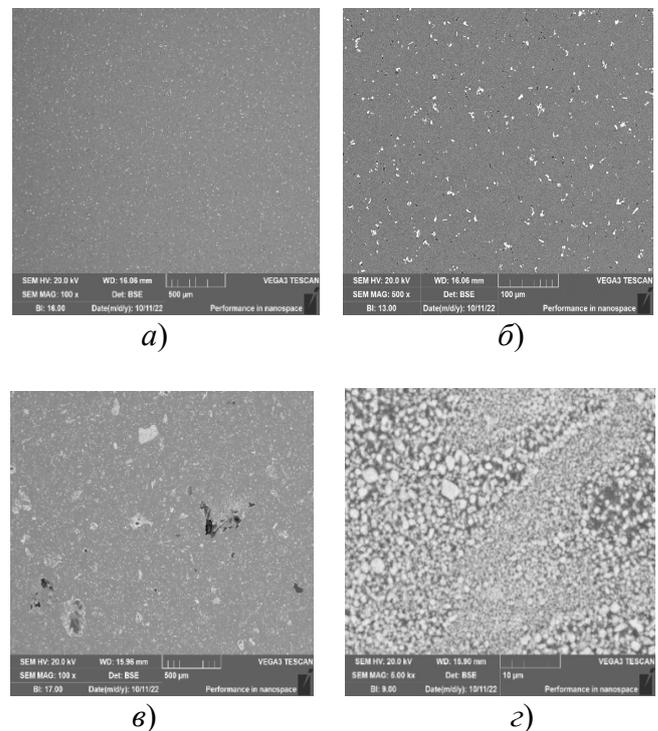


Рис. 1. Микроструктура:

а, б – сплав АМг6; в, з – композиционный материал АМг6-10%TiC

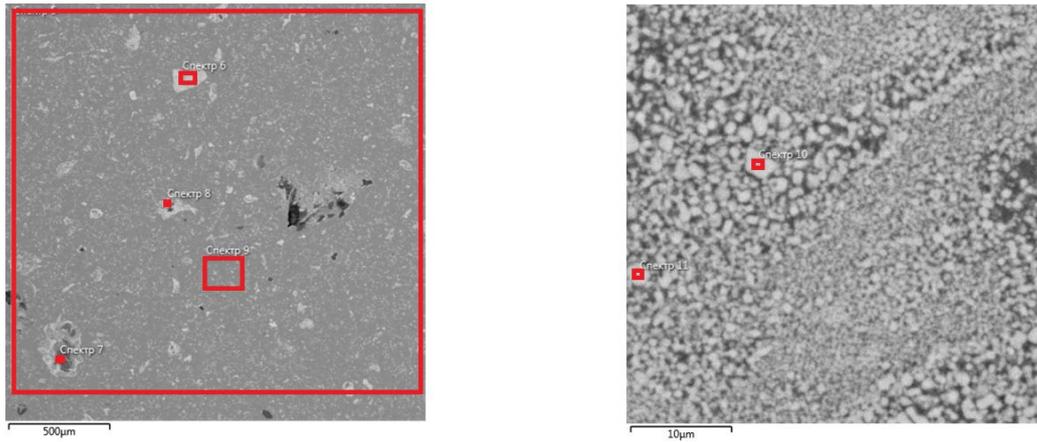


Рис. 2. Микрорентгеноспектральный анализ композиционного материала АМг6-10%ТiС

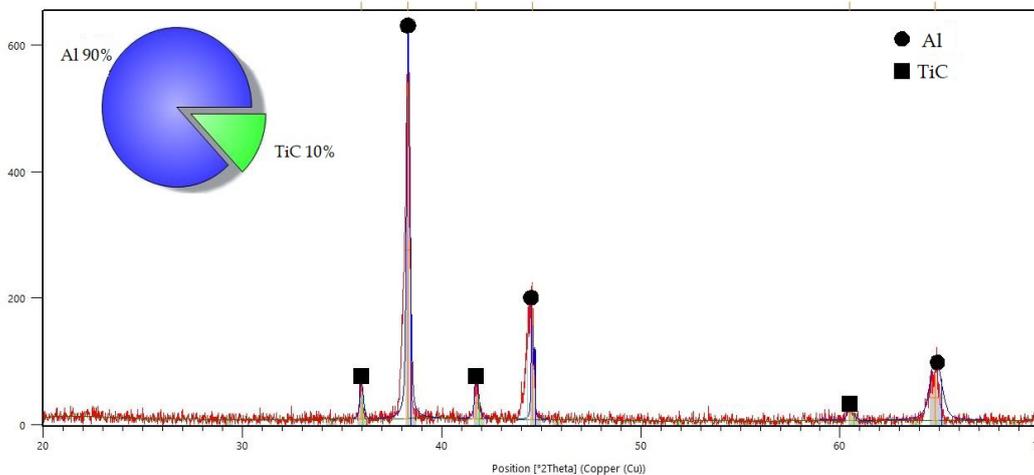


Рис. 3. Рентгенофазовый анализ композиционного материала АМг6-10%ТiС

1. Микрорентгеноспектральный анализ композиционного материала АМг6-10%ТiС

Номер маркера	Количество элементов, % вес.						
	C	Mg	Al	Ti	Mn	Si	Fe
Спектр 5	9,49	4,34	76,72	8,44	0,67	0,13	0,21
Спектр 6	18,6	1,48	27,42	52,5	-	-	-
Спектр 7	30,08	2,93	65,78	1,21	-	-	-
Спектр 8	17,75	1,84	27,78	52,64	-	-	-
Спектр 9	8,1	4,7	81,19	5,48	0,53	-	-
Спектр 10	18,12	-	4,45	77,43	-	-	-
Спектр 11	19,3	-	9,32	71,37	-	-	-

Их анализ позволяет сделать вывод, что синтез фазы карбида титана удалось провести в полной мере, образованные частицы имеют субмикронные размеры и относительно равномерно распределены по объему сплава. Наличие, по данным МРСА, магния может свидетельствовать о частичном выделении упрочняющей  $\beta$ -фазы ( $Mg_2Al_3$ ) из  $\alpha$ -твердого раствора алюминия. Присутствие в небольшом

количестве Mn, Si, Fe, очевидно, является результатом выделения фаз кристаллизационного происхождения типа  $Mg_2Si$ ,  $Al_6(Fe, Mn)$ ,  $Al_{15}(Fe, Mn)_2Si_3$  в процессе охлаждения композита после СВС [5].

Для выбора режима термической обработки были проанализированы состав и структура промышленного сплава АМг6. Известно, что при содержании магния в количестве более 1,4 % при

повышении температуры фаза  $Mg_2Al_3$  растворяется и магний образует с алюминием  $\alpha$ -твердый раствор. Соответственно, при охлаждении происходит обратный процесс и чем больше этой фазы выделится, тем больше будет упрочняющий эффект. Однако ввиду относительно малого содержания магния упрочнение сплава АМг6 обычно невелико. Поэтому гораздо чаще его пластически деформируют и используют в нагартованном или полунагартованном состояниях, после чего, в случае необходимости, подвергают последующему отжигу с целью повышения пластичности.

В настоящем исследовании было предположено, что наличие большого количества дисперсных включений армирующей фазы приводит к искажению кристаллической решетки матрицы и тем самым должно способствовать интенсификации диффузионных процессов и, соответственно, упрочнению.

В работах отечественных авторов приводятся различные температурные режимы, приводящие к выделению фазы  $Mg_2Al_3$  [6 – 8], поэтому в качестве исследуемых температурно-временных параметров были выбраны температуры нагрева выше и ниже линии ограниченной растворимости: 230 °С длительностью 1,0...6,0 ч и 320 °С длительностью 1,0...3,0 ч с охлаждением на спокойном воздухе, а также режим закалки с температуры 450 °С с последующим естественным старением.

В качестве первичного количественного критерия оценки результатов использовалось значение твердости. У исходного сплава АМг6Н твердость составляла 830 МПа, у композиционного

материала АМг6-10%TiC – 909 МПа. После проведения различных режимов термической обработки были получены следующие результаты: нагрев до 230 °С в течение 3,0 ч и более приводит к повышению твердости до 999 НВ; нагрев до 320 °С не влияет на изменение твердости; закалка с 450 °С приводит к повышению твердости на 10 суток естественного старения, однако далее наблюдается снижение твердости до исходного значения.

Полученные результаты, объясняются тем, что при нагреве до температуры 230 °С первично выделенные фазы не успевают перейти в твердый раствор и при обратном охлаждении в присутствии дисперсных частиц происходит дополнительное выделение  $\beta$ -фазы.

Нагрев до 320 °С приводит к образованию твердого раствора, и затем в процессе охлаждения не успевает произойти его распад в полной мере. Ускоренное охлаждение после нагрева до 450 °С, очевидно, фиксирует твердый раствор и только в процессе старения начинается выделение небольшого количества упрочняющей фазы, эффект от которого, вероятно, нивелируется в результате роста зерна и образования на границах зерен оксидов магния в результате высокотемпературного нагрева [9].

С целью дальнейшей оценки и сравнения механических характеристик были исследованы прочность на растяжение, относительное удлинение и сужение, прочность на одноосное сжатие, относительное укорочение, твердость и микротвердость образцов до и после термической обработки по оптимальному режиму (табл. 2).

**2. Механические свойства композиционного материала АМг6-10%TiC**

Состав образца	Испытание на растяжение			Испытание на одноосное сжатие		НВ, МПа	HV, МПа
	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %	$\Psi$ , %	$\sigma_b^c$ , МПа	$\epsilon$ , %		
АМг6Н	367	21	45	449	32	830	991
АМг6-10%TiC, без термической обработки	180	-	21	403	19	909	1020
АМг6-10%TiC, нагрев 230 °С 3,0 ч	231	7	9	395	14	999	1069

Установлено, что наличие твердых частиц карбидной фазы приводит к некоторому снижению его прочностных характеристик, особенно при растяжении, что, очевидно, связано с преимущественным зарождением трещин на поверхностях раздела или в участках скопления армирующей фазы. Вместе с тем, присутствие высокодисперсных частиц в составе композиционного материала позволяет повысить его твердость в литом состоянии на 9 %, а после дополнительного нагрева – на 17 %.

Одним из главных достоинств сплава АМг6 является его коррозионная стойкость, он

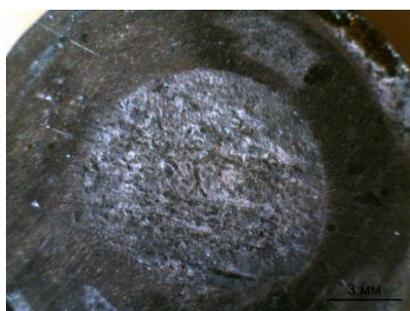
относится к группе весьма стойких и характеризуется 3 баллами [10]. Поэтому в данной работе было изучено влияние армирования и термической обработки на коррозионную стойкость композиционного материала. Результаты оценки коррозионной стойкости представлены в табл. 3 и на рис. 4. Установлено, что образцы композиционного материала как до, так и после нагрева имеют высокую устойчивость к углекислотной и сероводородной коррозии, что позволяет отнести их, как и матричный сплав, к классу весьма стойких материалов.

### 3. Коррозионная стойкость композиционного материала АМг6-10%TiC

Состав образца	Показатель				
	Потеря массы образца, г	Потеря массы на единицу площади, $\Delta m$ , кг/м <sup>2</sup>	Изменение толщины образца, $\Delta L$ , м	Скорость коррозии, $v$ , г/(м <sup>2</sup> ·ч)	Глубинный показатель коррозии, л, мм/год
АМг6Н	0,8935	0,231	0,082	0,962	0,003
АМг6-10%TiC, без термической обработки	0,5826	0,151	0,057	0,627	0,0021
АМг6-10%TiC, нагрев 230 °С 3,0 ч	0,8063	0,208	0,075	0,868	0,0027



а)



б)



в)

**Рис. 4. Внешний вид образцов после выдержки в коррозионной среде:**  
 а – сплав АМг6; б – композиционный материал АМг6-10%TiC в литом состоянии;  
 в – композиционный материал АМг6-10%TiC после нагрева до 230 °С

### Выводы

На основании проведенных исследований можно сделать следующие выводы:

Экспериментально показана возможность проведения СВС высокодисперсной фазы карбида титана в составе промышленного сплава АМг6.

Присутствие фазы карбида титана способствует повышению твердости на 9 % уже после СВС композиционного материала АМг6-10%TiC, а после дополнительного нагрева до 230 °С и выдержки в течение 3,0 ч – до 17 %. Наличие карбидной фазы обуславливает некоторое снижение характеристик прочности, при сохранении высокой коррозионной стойкости.

## СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Михеев Р.С. Алюмоматричные композиционные материалы с карбидным упрочнением для решения задач новой техники / Р.С. Михеев, Т.А. Чернышова // М.: Издание РФФИ, 2013. ISBN: 978-5-91146-913-9.
2. Луц А.Р., Шипилов С.И., Рыбаков А.Д. Влияние легирующей добавки никеля на структуру композиционного материала Al-10%TiC. // Научно-технические технологии в машиностроении. 2020. № 10 (112). С. 10–15.
3. Алаттар А.Л. Повышение механических свойств композиционных алюминиевых сплавов при вводе карбида бора / А.Л. Алаттар, В.Ю. Бажин, А.А. Власов // ВИГТУ. – 2020. № 24 (3). С. 663–671. DOI: 10.21285/1814-3520-2020-3-663-671
4. Курганова Ю.А. Исследование механических свойств перспективных алюмоматричных композиционных материалов, армированных SiC и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> / Ю.А. Курганова, А.Г. Колмаков, Ицзинь Чэнь, С.В. Курганов // Материаловедение. 2021. №6. С. 34–38. DOI: 10.31044/1684-579X-2021-0-6-34-38
5. Белов Н.А. Фазовый состав алюминиевых сплавов. М.: МИСИС, 2009. ISBN: 978-5-87623-213-7.
6. Кишик М.С. Эволюция микроструктуры сплава системы Al-Mg в процессе всесторонней изотермической осадки / М.С. Кишик, В.К. Портной, А.В. Михайловская // Ультрамелкозернистые и наноструктурные материалы: сборник тезисов докладов открытой школы-конференции стран СНГ. Уфа: РИЦ БашГУ. 2016. С. 71. ISBN 978-5-7477-4161-4
7. Колачев Б. А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: учебник / Б.А. Колачев, В.И. Елагин, В.А. Ливанов // М.: МИСИС. 1999. 416 с.
8. Зенин М.Н. Влияние высокотемпературного отжига алюминиевых сплавов AMg6 и V95 на их структурно-фазовое состояние и прочностные свойства / М.Н. Зенин, А.М. Гурьев, С.Г. Иванов, М.А. Гурьев, Е.В. Черных // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2022. Т. 19. № 1. С. 106–114.
9. 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. ISBN 978-985-550-950-0.
10. Перельгин Ю.П. Коррозия и защита металлов от коррозии / Ю.П. Перельгин, И.С. Лось, С.Ю. Киреев // Пенза: Изд-во ПГУ, 2015. ISBN 978-5-906831-37-8.

## REFERENCES

1. Mikheev R.S. Alumomatrix composite materials with carbide hardening for solving problems of new technology / R.S. Mikheev, T.A. Chernyshova // Moscow: Russian Foundation for Basic Research, 2013, 356 p. ISBN: 978-5-91146-913-9.
2. Luc A. R., Shipilov S. I., Rybakov A. D. Nickel alloy addition impact upon structure of Al-10%TiC composite / Science intensive technologies in mechanical engineering, 2020, no. 10 (112), pp. 10–15. DOI: <https://doi.org/10.30987/2223-4608-2020-10-10-15>.
3. Alattar A.L. Increasing the mechanical properties of composite aluminum alloys when introducing borocarbon / A. L. Alattar, V.Y. Bazhin, A.A. Vlasov // VIGTU, 2020, No.24(3), pp.663-671. DOI: 10.21285/1814-3520-2020-3-663-671
4. Kurganova Yu.A. Study of mechanical characteristics of advanced Aluminum-matrix composites reinforced with SiC and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> / Yu.A. Kurganova, A.G. Kolmakov, Yijin Chen, S.V. Kurganov // Materialovedenie, 2021, no. 6. pp. 34–38. DOI: 10.31044/1684-579X-2021-0-6-34-38
5. Belov N.A. Phase composition of aluminum alloys. Moscow: MISIS, 2009. ISBN: 978-5-87623-213-7.
6. Kishik M.S. Evolution of the micro-structure of the Al-Mg alloy system in the process of comprehensive iso-thermal precipitation / M.S. Kishik, V.K. Portnoy, A.V. Mikhailovskaya // Ultra-fine-grained and nanostructured materials: collection of abstracts of papers of the open school-conference of the CIS countries. Ufa: RIC BASHGU, 2016, p. 71. ISBN 978-5-7477-4161-4
7. Kolachev B. A. Science of metals and heat treatment of non-ferrous metals and alloys: textbook / B.A. Kolachev, V.I. Elagin, V.A. Livanov // Moscow: MISIS, 1999, 416 p. (in Russian).
8. Zenin M.N. Influence of high-temperature annealing of aluminum alloys AMg6 and V95 on their structural-phase state and strength properties / M.N. Zenin, A.M. Guryev, S.G. Ivanov, M.A. Guryev, E.V. Chernykh // Fundamental problems of modern materials science, 2022, vol. 19, no. 1, pp. 106–114.
9. Rafalsky I.V. Resource-saving synthesis of aluminum-based alloys using dispersed non-metallic materials and intellectual methods for controlling the metallurgical processes of their production. Minsk: BNTU, 2016. ISBN 978-985-550-950-0.
10. Perelygin Yu.P. Corrosion and rust protection of metals / Yu. P. Perelygin, I.S. Los, S.Yu. Kireev / Penza: Izdatelstvo PSU, 2015. ISBN 978-5-906831-37-8.

**Вклад авторов:** все авторы сделали эквивалентный вклад в подготовку публикации.  
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

**Contribution of the authors:** the authors contributed equally to this article.  
The authors declare no conflicts of interests.

Статья поступила в редакцию 14.03.2023; одобрена после рецензирования 23.03.2023; принята к публикации 31.03.2023

The article was submitted 14.03.2023; approved after reviewing 23.03.2023; accepted for publication 31.03.2023