

Просьба сослаться на эту статью в русскоязычных источниках следующим образом:

Влияние армирующих частиц  $B_4C$ ,  $SiC$  и  $Al_2O_3$  на физико-механические и трибологические свойства алюмоматричных композитов / С.В. Гладковский, Т.С. Черкасова, Р.А. Саврай, С.В. Петрова // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение. Материаловедение. – 2024. – Т. 26, № 2. – С. 48–56. DOI: 10.15593/2224-9877/2024.2.06

Please cite this article in English as (Perm Polytech Style):

Gladkovsky S.V., Cherkasova T.S., Savray R.A., Petrova S.V. Influence of  $B_4C$ ,  $SiC$  and  $Al_2O_3$  reinforcing particles on physico-mechanical and tribological properties of aluminum matrix composites. *Bulletin of PNRPU. Mechanical engineering, materials science*. 2024, vol. 26, no. 2, pp. 48-56. DOI: 10.15593/2224-9877/2024.2.06

---

**ВЕСТНИК ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение**  
**Т. 26, № 2, 2024**  
**Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science**  
<http://vestnik.pstu.ru/mm/about/inf/>

---

Научная статья

DOI: 10.15593/2224-9877/2024.2.06

УДК 669.71:621.762:620.17

**С.В. Гладковский, Т.С. Черкасова, Р.А. Саврай, С.В. Петрова**

Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова Уральского отделения Российской академии наук,  
Екатеринбург, Российская Федерация

**ВЛИЯНИЕ АРМИРУЮЩИХ ЧАСТИЦ  $B_4C$ ,  $SiC$  И  $Al_2O_3$**   
**НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА**  
**АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ**

Изучена микроструктура, физико-механические свойства, абразивная износостойкость и топография поверхности износа скомпактированного горячим прессованием порошка алюминия и полученных аналогичным образом алюмоматричных композитов с добавками армирующих карбидных и оксидных порошковых частиц различной дисперсности. Показано, что минимальная открытая пористость (1,1 %) достигается в композите  $Al - 12,5 \% B_4C - 12,5 \% SiC$ , а максимальная (8,8 %) в композите  $Al - 25 \% Al_2O_3$  (тип 2) с крупной фракцией упрочнителя. Выявлены различия в кривых сжатия при комнатной температуре испытания, значениях условного предела текучести при сжатии ( $\sigma_{0,2}^c$ ) и микротвердости (HV0,05) изученных алюмоматричных композитов и скомпактированного порошка алюминия. Установлено,

что наибольшее значение  $\sigma_{0,2}^c = 186$  МПа достигается на образцах композита  $Al - 25 \% Al_2O_3$  (тип 1) с мелкодисперсным упрочнителем.

Проведенные на воздухе трибологические испытания по схеме «палец – пластина» показали, что наибольшей абразивной износостойкостью обладают алюмоматричные композиты с крупными (25 %  $SiC$ ) и разноразмерными (12,5 %  $B_4C - 12,5 \% SiC$ ) частицами упрочнителя. В то же время добавка в алюминиевую матрицу мелкодисперсной фракции порошка  $B_4C$  (25 %) в наибольшей степени снижает сопротивление материала абразивному износу. Методом оптической профилометрии на поверхности образцов после трибологических испытаний выявлено наличие как абразивного, так и адгезионного механизмов изнашивания. Изучение топографии поверхности износа показало, что композитам с наименьшей интенсивностью изнашивания соответствуют минимальные значения показателей шероховатости поверхности  $Ra$  и  $Rt$ .

**Ключевые слова:** алюмоматричные композиты, упрочняющие частицы, горячее прессование, плотность, микроструктура, микротвердость, кривые деформирования, абразивное изнашивание, оптическая профилометрия, топография поверхности износа.

S.V. Gladkovsky, T.S. Cherkasova, R.A. Savray, S.V. Petrova

Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,  
Yekaterinburg, Russian Federation

## INFLUENCE OF B<sub>4</sub>C, SiC AND Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> REINFORCING PARTICLES ON PHYSICO-MECHANICAL AND TRIBOLOGICAL PROPERTIES OF ALUMINUM MATRIX COMPOSITES

The microstructure, physical and mechanical properties, abrasive wear resistance and wear surface topography of hot-pressed aluminum powder and similarly obtained alumina matrix composites with additives of reinforcing carbide and oxide powder particles of different dispersity have been studied. It is shown that the minimum apparent porosity (1.1 %) is achieved in the composite Al –12.5 % B<sub>4</sub>C –12.5 % SiC, and the maximum (8.8 %) in the composite Al – 25 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (type 2) with a coarse hardener fraction. Differences in compression curves at room temperature, values of conditional yield strength in compression ( $\sigma_{0.2}^c$ ) and microhardness (HV<sub>0.05</sub>) of the studied aluminum matrix composites and compacted aluminum powder have been revealed. It was found that the highest value of  $\sigma_{0.2}^c = 186$  MPa is achieved on the samples of composite Al –25 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (type 1) with finely dispersed hardener. The tribological tests carried out in air on the scheme "finger-plate" showed that aluminum matrix composites with large (25 % SiC) and multi-sized (12.5 % B<sub>4</sub>C –12.5 % SiC) particles of hardener possessed the greatest abrasive wear resistance. At the same time, the addition of a fine fraction of B<sub>4</sub>C powder (25 %) to the aluminum matrix reduces the material resistance to abrasive wear to the greatest extent. The method of optical profilometry of samples surface after tribological tests revealed the presence of both abrasive and adhesive wear mechanisms. The study of wear surface topography showed that the composites with the lowest wear intensity correspond to the minimum values of surface roughness indices Ra and Rt.

**Keywords:** aluminum matrix composites, strengthening particles, hot pressing, density, microstructure, microhardness, deformation curves, abrasive wear, optical profilometry, wear surface topography.

### Введение

В настоящее время алюмоматричные композиты (АМК) на основе скомпактированных порошков алюминия и дисперсных упрочняющих частиц находят широкое применение в качестве конструкционных и функциональных материалов для изготовления деталей тормозных систем, двигателей внутреннего сгорания, элементов транспортных и авиакосмических конструкций [1–3]. В качестве армирующих наполнителей используются дисперсные карбидные (B<sub>4</sub>C, SiC), оксидные (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, ZrO<sub>2</sub>), нитридные (BN, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, AlN) и боридные (TiB<sub>2</sub>, ZrB<sub>2</sub>) частицы [4; 5]. К преимуществам АМК с различным типом наполнителей можно отнести повышенный модуль упругости, высокую удельную прочность, сопротивление хрупкому разрушению, износостойкость, теплопроводность при низком коэффициенте термического расширения, химическую инертность, а также радиационную и противобаллистическую защищенность [6; 7].

Способы получения АМК в зависимости от агрегатного состояния на границе соединения составляющих композита делятся на твердофазные (методы порошковой металлургии), жидко-твердофазные (метод инфильтрации расплава через каркас, механическое замешивание частиц наполнителей в матричные расплавы, искровое плазменное спекание) и жидкофазные (литейные методы) [8; 9]. В последнее время активно изучают метод интенсивной пластической деформации – накопительная пакетная прокатка (ARB-процесс) для получения листового композиционного материала с субмикронной и нанокристаллической структурой слоев [10; 11].

Методы порошковой металлургии отличаются от других способов получения композитов тем, что при их использовании формируется прочная адгезионная связь между порошками металлической матрицы и упрочнителем, обеспечивается высокая плотность композита и его деформационное упрочнение под действием приложенного внешнего давления, а также данная технология является нетрудоёмкой и не требует разработки сложной оснастки специализированного оборудования [12]. К наиболее востребованным методам порошковой металлургии относятся горячее прессование [13] и прокатка порошковых смесей [14].

В некоторых работах [15–17] установлено, что на микроструктуру и физические свойства АМК влияют не только тип, размер и доля армирующих частиц, но и состав матрицы. Одним из важных требований к таким композитам является повышенное сопротивление различным видам износа, в том числе абразивному износу [18]. В условиях абразивного изнашивания трибологические свойства композитов определяются не только составом и структурой материала, но и величиной действующей нагрузки и скорости изнашивания [19]. На механизм и скорость изнашивания оказывают влияние размер и твердость абразивных частиц [20], а также вязкость разрушения матрицы. При превышении критического размера абразивных частиц скорость изнашивания становится независимой от их размера и определяется различием в твердости матрицы и дисперсоида [21]. Вместе с тем влияние типа и объемной доли упрочняющих частиц на износостойкость АМК изучено недостаточно. Отмечается только, что в соответствии с критерием Аксена

и Джекобсона [22] удельное сопротивление абразивному износу АМК представляет собой суммарное удельное сопротивление изнашиванию матрицы и наполнителя с учетом его объемной доли в композите.

На основании вышеизложенного целью данного исследования являлось изучение влияния размера и объемной доли частиц  $B_4C$ ,  $SiC$  и  $Al_2O_3$  на физико-механические и трибологические свойства, а также на топографию поверхности износа скомпактированного горячим прессованием порошка алюминия и композитов на его основе.

### Материалы и методы

Исходными материалами для получения скомпактированных образцов были порошки алюминия марки ПА-4 с размером частиц 25–130 мкм, порошки карбида бора с размером частиц 5–13 мкм и карбида кремния с размером частиц 90–150 мкм. Кроме того, в работе использовались порошки  $Al_2O_3$  двух типов: белый порошок (спеченный корунд) с размером частиц 4–8 мкм, полученный из тонкодисперсных порошков технического глинозёма (тип 1) и серый порошок (плавленый корунд), с размером частиц 80–250 мкм, полученный в процессе самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (тип 2). Компьютерный расчет размерных параметров изображений исходных порошков, предварительно полученных на сканирующем электронном микроскопе, проводился по методике [23] на выбранных из общего массива репрезентативных порошковых частицах карбида бора, карбида кремния и оксида алюминия (тип 1 и 2). Получение исследуемых образцов диаметром  $\approx 36$ –38 мм и высотой 9–10 мм из порошка алюминия и алюмоматричных композитов с добавками упрочняющих частиц с весовой долей 12,5 и 25 % проводилось методом горячего прессования на прессе высокого давления с усилием 90 тс в ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН при температурах 500 и 560 °С при давлении в контейнере  $P = 304$ –480 МПа.

Определение показателей открытой пористости ( $P_{отк}$ ) и кажущейся плотности ( $\rho_k$ ) порошковых материалов проводилось в соответствии с ГОСТ 2409-2014. Металлографические исследования полученных композитов осуществлялись на оптическом микроскопе НЕОРНОТ-21 на нетравленных шлифах при увеличении  $\times 200$ . Микротвердость композитов определяли по ГОСТ 9450-76 на приборе Shimadzu HNV-G21DT при нагрузке 490,3 мН (0,05 кгс). Испытания АМК на сжатие проводилось на образцах размером  $10 \times 10 \times 10$  мм на испытательной машине Shimadzu AG-50kNXD при комнатной температуре по ГОСТ 25.503-97.

Испытания на абразивную износостойкость проводили на лабораторной трибологической установке по схеме «палец – пластина» на воздухе путем возвратно-поступательного скольжения поверхности образцов по закреплённому электрокорунду зернистостью 160 мкм (шлифовальная шкурка марки 14А 16-Н по ГОСТ 6452-82) при нормальной нагрузке 29,4 Н (3 кгс), средней скорости скольжения 0,18 м/с, длине рабочего хода 100 мм и поперечным смещением 0,5 мм после каждого двойного хода образца. Общий путь трения  $s$  при этом составил 10 м. Использовали призматические образцы с размерами  $8 \times 8 \times 10$  мм, площадь испытываемой поверхности образцов составила  $64 \text{ мм}^2$ . Взвешивание образцов до и после испытаний с целью определения потери массы  $\Delta m$  проводили на лабораторных весах с точностью 0,00005 г. Интенсивность абразивного изнашивания рассчитывали по формуле (1):

$$I_v = \frac{\Delta m}{\rho \cdot s}, \quad (1)$$

где  $I_v$  – объемная интенсивность изнашивания,  $\text{мм}^3/\text{м}$ ;  $\Delta m$  – потери массы образца, г;  $\rho$  – плотность материала образца,  $\text{г}/\text{мм}^3$ ;  $s$  – общий путь трения, м.

Для изучения топографии поверхности износа использовался оптический профилометр Wyko NT1100, позволяющий определить показатели шероховатости поверхности [24]:

$Ra$  – среднее арифметическое отклонение оцениваемого профиля, характеризующее среднюю амплитуду профиля шероховатости;

$Rt$  – полная высота профиля, определяемая как сумма наибольшей высоты выступа и наибольшей глубины впадины профиля.

### Результаты и их обсуждение

На представленных изображениях микроструктур исследуемых композиционных материалов (рис. 1) видно, что мелкодисперсные частицы  $B_4C$  (рис. 1, а, в) и  $Al_2O_3$ , тип 1 (рис. 1, з), локализируются в виде сетки по границам зерен алюминиевой матрицы. Более крупные острые частицы  $SiC$  (рис. 1, б, в) и  $Al_2O_3$ , тип 2 (рис. 1, д), многоугольной формы распределены в матрице достаточно равномерно.

По данным измерения плотности алюмоматричных композитов, приведенных в табл. 1, определено, что минимальная плотность ( $\rho_k = 2,38 \text{ г}/\text{см}^3$ ) зафиксирована на композите  $Al-25\% B_4C$ . Остальные образцы имеют близкие значения плотности ( $\rho_k = 2,50 \dots 2,57 \text{ г}/\text{см}^3$ ).

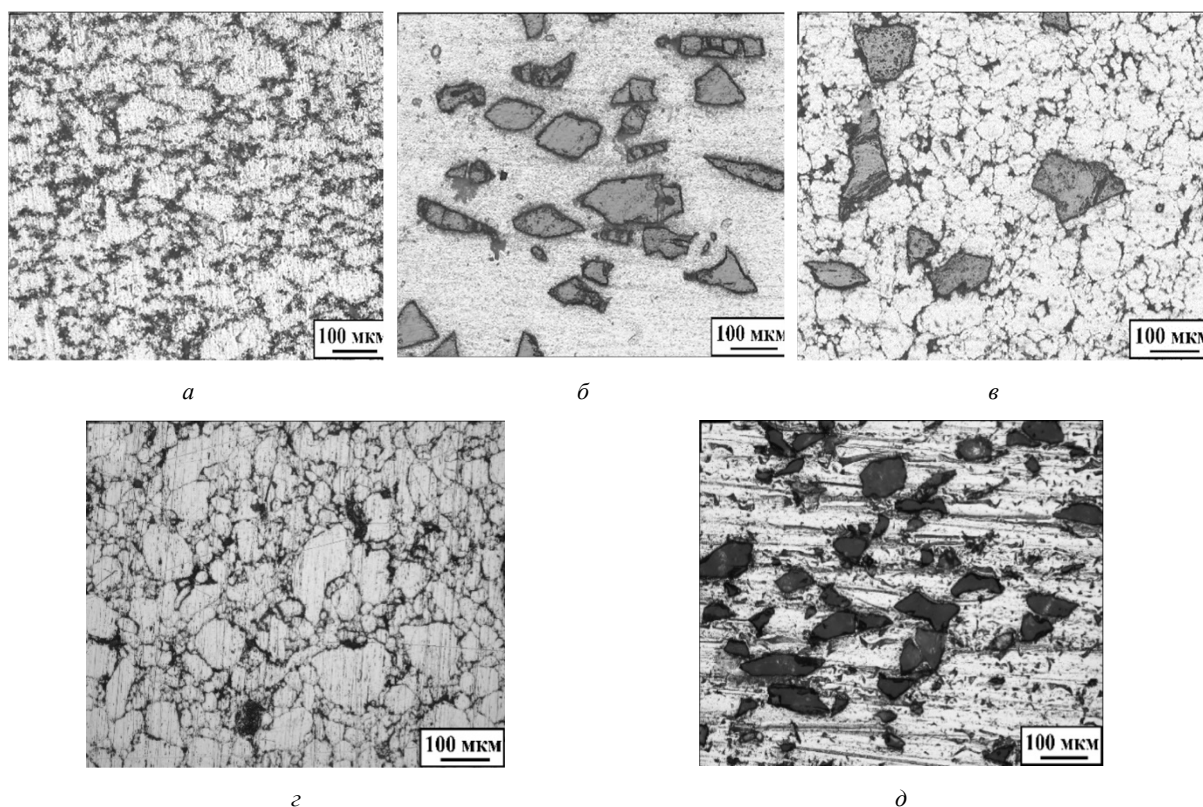


Рис. 1. Микроструктура образцов алюмоматричных композитов (увеличение  $\times 200$ ): Al–25 % B<sub>4</sub>C (а), Al–25 % SiC (б), Al–12,5 % B<sub>4</sub>C–12,5 % SiC (в), Al–25 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (тип 1) (г) и Al–25 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (тип 2) (д)

Таблица 1

Физико-механические характеристики изученных материалов

Состав материала	$\rho_k$ , г/см <sup>3</sup>	П <sub>отк</sub> , %	$\sigma_{0,2}^c$ , МПа
Al	2,56	1,5	66
Al–25 % B <sub>4</sub> C	2,38	3,4	92
Al–25 % SiC	2,55	3,7	80
Al–12,5 % B <sub>4</sub> C–12,5 % SiC	2,54	1,1	147
Al–25 % Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (тип 1)	2,57	4,7	186
Al–25 % Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (тип 2)	2,50	8,8	93

Результаты измерения открытой пористости (П<sub>отк</sub>) показали, что минимальное значение П<sub>отк</sub> = 1,1 % достигается на алюмоматричном композите Al–12,5 % B<sub>4</sub>C–12,5 % SiC, а максимальное значение соответствует композиту Al–25 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (тип 2) с крупными частицами оксида алюминия.

Данные табл. 1 свидетельствуют, что наибольшие значения условного предела текучести ( $\sigma_{0,2}^c = 186$  МПа) наблюдаются в композите Al–25 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> с мелкодисперсной фракцией оксидных частиц (4–8 мкм) (тип 1), а наименьшие ( $\sigma_{0,2}^c = 66$  МПа) – на скомпактированном Al. Важно отметить, что добавки 12,5 % порошков B<sub>4</sub>C и SiC (суммарное содержание 25 вес.%) обеспечивают почти в 2 раза более высокие значения  $\sigma_{0,2}^c$ , по сравнению с алюмо-

матричными композитами, содержащими только добавки порошков B<sub>4</sub>C и SiC по 25 вес.% в отдельности. Такое влияние состава порошковых смесей на значение  $\sigma_{0,2}^c$ , по всей видимости, связано с интенсивным измельчением зеренной структуры алюминиевой матрицы при введении разноразмерных армирующих частиц B<sub>4</sub>C и SiC [25].

Как видно из рис. 2, а, наименьшие напряжения пластического течения на участке деформирования сжатием 30...50 % характерны для образца скомпактированного порошка Al. Кривые сжатия композитов Al–25 % B<sub>4</sub>C, Al–25 % SiC, Al–12,5 % B<sub>4</sub>C–12,5 % SiC, Al–25 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (тип 1) и Al–25 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (тип 2) в интервале деформаций 30...50 % имеют несущественное различие, однако при обжатиях со степенями 0...15 % преимущественно

высокие напряжения течения характерны для композита состава Al–12,5 % B<sub>4</sub>C–12,5 % SiC, а низкие значения зафиксированы на композите Al–25 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (тип 1).

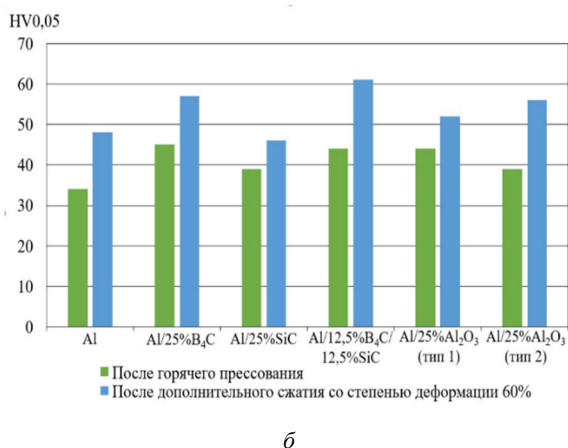
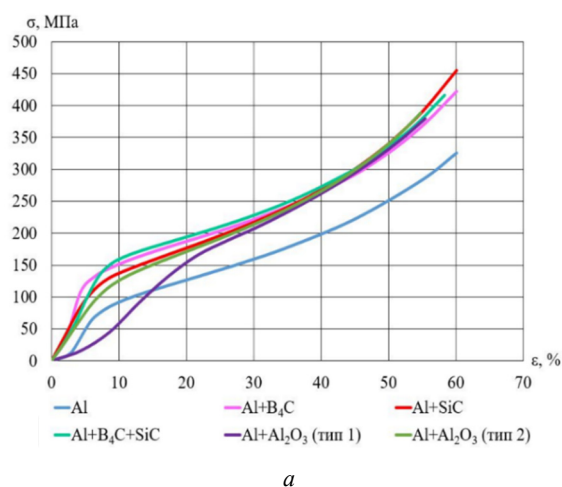


Рис. 2. Кривые сжатия (а) и микротвердость (б) исследуемых порошковых материалов

Согласно представленным на рис. 2, б, результатам измерения, в исходном недеформированном состоянии минимальной микротвердостью обладал образец из порошка Al (34 HV 0,05), а максимальные значения микротвердости были зафиксированы на образцах АМК с добавками 25 % B<sub>4</sub>C (45 HV 0,05), 12,5 % B<sub>4</sub>C–12,5 % SiC (44 HV 0,05) и 25 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, тип 1 (44 HV 0,05).

Сравнительно невысокие значения твердости полученных композитов, по сравнению с образцом скомпактированного алюминиевого порошка (рис. 2, б), даже при введении твердых частиц B<sub>4</sub>C, SiC и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> можно объяснить тем, что в процессе измерений твердые частицы могут внедряться в матрицу, вызывая снижение полученных значений твердости.

После деформирования порошковых материалов одноосным сжатием со степенью 60 % при комнатной температуре наиболее высокий уровень

микротвердости достигался в композитах Al–25 % B<sub>4</sub>C, Al–12,5 % B<sub>4</sub>C–12,5 % SiC и Al–25 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, тип 2 (57,61 и 56 HV 0,05 соответственно). При этом наибольший прирост микротвердости после сжатия ( $\Delta HV/HV=39–44\%$ ) наблюдался на композитах Al–12,5 % B<sub>4</sub>C–12,5 % SiC и Al–25 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (тип 2), а наименьший прирост ( $\Delta HV/HV=18\%$ ) был получен на композите Al–25 % SiC. Это связано с тем, что крупнодисперсные частицы SiC вносят меньший вклад в развитие процессов деформационного упрочнения, протекающих в матричном сплаве [26]. По приведенным в табл. 2 результатам трибологических испытаний можно заключить, что наиболее высокой интенсивностью изнашивания обладает композит Al–25 % B<sub>4</sub>C ( $I_v = 4,67 \text{ мм}^3/\text{м}$ ), что связано с характером распределения более дисперсных, по сравнению с порошками Al, частиц B<sub>4</sub>C в виде сетки агломератов по границам зерен алюминиевой матрицы.

Таблица 2

Интенсивность изнашивания ( $I_v$ ) и параметры шероховатости поверхности износа (Ra и Rt) исследуемых порошковых материалов

Состав материала	$I_v, \text{мм}^3/\text{м}$	Ra, мкм	Rt, мкм
Al	2,66	1,26	11,61
Al–25 % B <sub>4</sub> C	4,67	2,03	16,91
Al–25 % SiC	0,74	0,30	2,73
Al–12,5 % B <sub>4</sub> C–12,5 % SiC	0,73	0,25	2,87
Al–25 % Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (тип 1)	3,83	1,52	12,84
Al–25 % Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (тип 2)	1,75	0,89	7,52

Наименьшие значения интенсивности изнашивания наблюдались на композитах Al–25 % SiC ( $I_v = 0,74 \text{ мм}^3/\text{м}$ ) и Al–12,5 % B<sub>4</sub>C–12,5 % SiC ( $I_v = 0,73 \text{ мм}^3/\text{м}$ ). Основываясь на результатах работы [27], в которой выявлено эффективное влияние разноразмерных упрочняющих частиц на абразивную интенсивности изнашивания АМК, можно объяснить полученное низкое значение интенсивности изнашивания композита Al–12,5 % B<sub>4</sub>C–12,5 % SiC с дисперсными частицами B<sub>4</sub>C и крупной фракции частиц SiC. Следует отметить, что крупные частицы порошка Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (тип 2) размером 80–250 мкм способствовали снижению интенсивности изнашивания до уровня  $I_v = 1,75 \text{ мм}^3/\text{м}$ , по сравнению с образцами из скомпактированного порошка алюминия ( $I_v = 2,66 \text{ мм}^3/\text{м}$ ), но их влияние проявлялось в значительно меньшей степени, чем частиц SiC размером 90–150 мкм. Это позволяет сделать вывод, что добавка крупных частиц SiC обеспечивает высокую абразивную износостойкость композитов с алюминиевой матрицей, но если частицы порошкового упрочнителя превышают размер абразива (электрокорунд зернистостью 160 мкм), то это ухудшает

интенсивность изнашивания. Согласно данным табл. 2, скомпактированный порошок чистого Al занимает промежуточное положение в ряду исследуемых порошковых материалов по величине интенсивности изнашивания ( $I_v = 2,66 \text{ мм}^3/\text{м}$ ), уступая композитам Al–25 %  $\text{B}_4\text{C}$  ( $I_v = 4,67 \text{ мм}^3/\text{м}$ ) и Al/25%  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , тип 1 ( $I_v = 3,83 \text{ мм}^3/\text{м}$ ), хотя добавки керамических частиц в алюминиевую матрицу предполагают повышение износостойкости. Полученные результаты указывают, что характер распределения упрочняющих частиц и адгезионная связь между матрицей и включением являются более значимыми факторами, оказывающими влияние на трибологические свойства алюмоматричного композита, чем дисперсность частиц наполнителя.

Изучение топографии поверхности износа методом оптической профилометрии (рис. 3, а–е) выявило наличие направленной шероховатости с канавками износа, что указывает на реализацию механизма абразивного износа по типу микрорезания. Наряду с этим на поверхности изнашивания наблюдаются также ямки отрыва, свидетельствующие о наличии адгезионного механизма износа. Износ по адгезионному механизму вызван налипанием вязкой алюминиевой матрицы на частицы абразива, что приводит к схватыванию и отрыву участков матрицы в процессе изнашивания.

На поверхности износа (рис. 3, в, з) композитов Al–25 % SiC и Al–12,5 %  $\text{B}_4\text{C}$ –12,5 % SiC с минимальной интенсивностью изнашивания на участках размером  $\sim 43 \times 56 \text{ мкм}$  четко просматриваются дорожки трения с минимальным перепадом высот, что, согласно данным, приведенным в табл. 2, подтверждается пониженными значениями среднеарифметического отклонения профиля ( $R_a = 0,3$  и  $0,25 \text{ мкм}$ ) и полной высоты профиля ( $R_t = 2,87$  и  $2,73 \text{ мкм}$ ) соответственно. Максимальными значениями показателей шероховатости поверхности  $R_a = 2,03 \text{ мкм}$  и  $R_t = 16,91 \text{ мкм}$  обладает композит Al–25 %  $\text{B}_4\text{C}$  с наиболее высокой интенсивностью абразивного изнашивания.

### Заключение

1. Полученные методом горячего прессования АМК на основе порошковых смесей алюминия ПА-4 с добавками  $\text{B}_4\text{C}$ , SiC и  $\text{Al}_2\text{O}_3$  двух типов имеют достаточно высокую плотность ( $\rho_k = 2,38\text{--}2,57 \text{ г/см}^3$ ), соизмеримую с показателями скомпактированного алюминиевого порошка ( $\rho_k = 2,56 \text{ г/см}^3$ ). При этом наименьшая открытая пористость ( $\Pi_{\text{отк}} = 1,1 \%$ ) достигается на композите Al–12,5 %  $\text{B}_4\text{C}$ –12,5 % SiC, а наибольшие значения этого показателя соответствует композиту Al–25 %  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (тип 2).

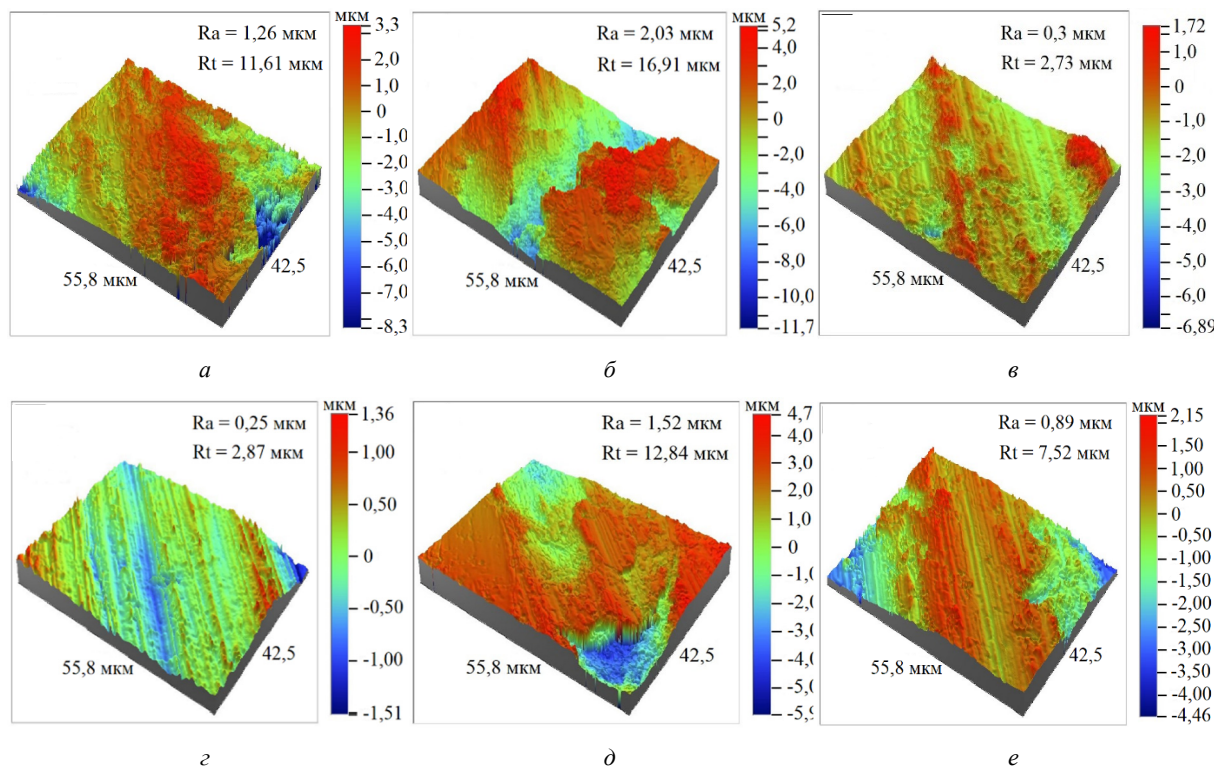


Рис. 3 Топография поверхностей износа Al (а), Al–25 %  $\text{B}_4\text{C}$  (б), Al–25 % SiC (в), Al–12,5 %  $\text{B}_4\text{C}$ –12,5 % SiC (з), Al–25 %  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , тип 1 – (д) и Al–25 %  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , тип 2 (е)



2. Показано, что наибольшие значения условного предела текучести при испытаниях на сжатие ( $\sigma_{0,2}^c$ ) достигаются на АМК комплексного состава Al–12,5 % В<sub>4</sub>С–12,5 % SiC ( $\sigma_{0,2}^c = 147$  МПа) и на композите Al–25 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, тип 1 ( $\sigma_{0,2}^c = 186$  МПа). При этом условный предел текучести при сжатии у всех изученных АМК в 1,5–3 раза выше у скомпактированного алюминиевого порошка.

3. Добавка 12,5 % В<sub>4</sub>С и 12,5 % SiC с разным размером частиц в алюминиевую матрицу обеспечила композиту не только наилучшую микротвердость в исходном состоянии и после деформирования одноосным сжатием (44 и 61 HV<sub>0,05</sub> соответственно), но и наибольший прирост микротвердости после сжатия ( $\Delta HV/HV = 39$  %), по сравнению с другими композитами.

4. Установлено, что минимальная интенсивность абразивного изнашивания достигается на композитах Al–25 % SiC ( $I_b = 0,74$  мм<sup>3</sup>/м) и Al–12,5 % В<sub>4</sub>С–12,5 % SiC ( $I_b = 0,73$  мм<sup>3</sup>/м). Наибольшая интенсивность изнашивания наблюдалась у композита Al–25 % В<sub>4</sub>С ( $I_b = 4,67$  мм<sup>3</sup>/м), что вызвано локализацией частиц В<sub>4</sub>С по границам зерен в алюминиевой матрице и повышенной пористостью материала ( $P_{отк} = 3,4$  %).

5. С применением метода оптической профилометрии установлено, что процесс изнашивания скомпактированного порошка алюминия и АМК на его основе реализуется как по механизму абразивного, так и адгезионного износа. Показано, что наименьшая интенсивность изнашивания ( $I_b$ ) соответствует минимальным значениям показателей шероховатости поверхности Ra и Rt.

### Библиографический список

1. Tribological characterization of hybrid metal matrix composites processed by powder metallurgy / M. Megahed, M.A. Ania, M. Abdellhameed, A.G. El-Shafei // *Acta Metall. Sin. – Engl. Lett.* – 2017. – Vol. 30, no. 8. – P. 781–790. DOI: 10.1007/s40195-017-0568-5
2. Mahesh Kumar, V. Effect of ceramic reinforcement on mechanical properties of aluminum matrix composites produced by stir casting process / V. Mahesh Kumar, C.V. Venkatesha // *Materials Today: Proceedings.* – 2018. – Vol. 5. – P. 2466–2473. DOI: 10.1016/j.matpr.2017.11.027
3. Adib, M.H. Study of mechanical properties and wear behavior of hybrid Al/(Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+SiC) nanocomposites fabricated by powder technology / M.H. Adib, R. Abedinzadeh // *Materials Chemistry and Physics.* – 2023. – Vol. 305. – P. 1–9. DOI: 10.1016/j.matchemphys.2023.127922
4. Microstructures and tensile properties of hot-extruded Al matrix composites containing different amounts of Mg<sub>2</sub>Si / M. Emamy, S.V. Yeganeh, A. Razaghian, K. Tavighi // *Materials Science and Engineering: A.* – 2013. – Vol. 586. – P. 190–196. DOI: 10.1016/j.msea.2013.08.026
5. Pugacheva, N.B. The structure and properties of the 30Al-70SiC metal matrix composite material / N.B. Pugacheva, N.S. Michurov, T.M. Bykova // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures.* – 2015. – Vol. 6. – P. 6–18. DOI: 10.17804/2410-9908.2015.6.006-018
6. Fabrication and Characterization of Hybrid Aluminium (Al6061) Metal Matrix Composite Reinforced with SiC, B<sub>4</sub>C and MoS<sub>2</sub> via Stir Casting / A.A. Emiru, D.K. Sinha, A. Kumar, A. Yadav // *International Journal of Metal-casting.* – 2022. – Vol. 17, no. 2. – P. 801–812. DOI: 10.1007/s40962-022-00800-1
7. Mechanical and microstructural characterization of friction stir welded SiC and B<sub>4</sub>C reinforced aluminium alloy AA6061 metal matrix composites / K.S.A. Ali, V. Mohanavel, S.A. Vendan, M. Ravichandran, A. Yadav, M. Gucwa, J. Winczek // *Materials (Basel).* – 2021. – Vol. 14, no. 11. – P. 1–16. DOI: 10.3390/ma14113110
8. Mechanical properties and microstructure of A356 alloy reinforced AlN/MWCNT/graphite/Al composites fabricated by stir casting / K. Logesh, P. Hariharasakthisudhan, A. Arul Marcel Moshi, B. Surya Rajan, K. Sathickbasha // *Materials Research Express.* – 2020. – Vol. 7. – P. 1–14. DOI: 10.1088/2053-1591/ab587d
9. Guttikonda, M. Effect of spark plasma sintering on microstructure and mechanical properties of AA7075/B<sub>4</sub>C/ZrC hybrid nanocomposite fabricated by powder metallurgy techniques / M. Guttikonda, K.M. Pandey, S.R. Maity // *Materials Chemistry and Physics.* – 2022. – Vol. 282. – P. 1–9. DOI: 10.1016/j.matchemphys.2022.126000
10. Properties of high specific strength Al – 4 wt.% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/B<sub>4</sub>C nano-composite produced by accumulative roll bonding process / M. Alizadeh, M. Ghaffari, H. Akbari beni, R. Amini // *Materials and Design.* – 2013. – Vol. 50. – P. 427–432. DOI: 10.1016/j.matdes.2013.03.018
11. Evaluation of mechanical properties of 1050-Al reinforced with SiC particles via accumulative roll bonding process / A. Fathy, D. Ibrahim, O. Elkady, M. Hassan // *Journal of Composite Materials.* – 2018. – Vol. 53, no. 2. – P. 198–208. DOI: 10.1177/0021998318781462
12. Mechanical properties of aluminium matrix composite including SiC/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> by powder metallurgy-a review / M.A. Ibrahim, Y. Sahin, A.Y. Gidado, M. Said // *Global Scientific Journal.* – 2019. – Vol. 7, no. 3. – P. 23–38.
13. Interfacial reaction mechanism between matrix and reinforcement in B<sub>4</sub>C/6061Al composites / Y.Z. Li, Q.Z. Wang, W.G. Wang, B.L. Xiao, Z.Y. Ma // *Materials Chemistry and Physics.* – 2015. – Vol. 154. – P. 107–117. DOI: 10.1016/j.matchemphys.2015.01.052
14. Либенсон, Г.А. Процессы порошковой металлургии. Том 2. Формование и спекание: учебник для вузов / Г.А. Либенсон, В.Ю. Лопатин, Г.В. Комарницкий. – М: Издательский Дом МИСиС, 2002. – 320 с.
15. Крючков, Д.И. Обзор экспериментальных исследований деформационного поведения алюмоматричных композиционных материалов, дискретно упрочненной сверхпластичности и при ползучести / Д.И. Крючков, А.В. Нестеренко // *Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты).* – 2020. – Т. 22, № 2. – С. 130–157. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.2-130-157

16. Хамза, М. Влияние армирования керамическими микрочастицами на структуру и свойства композитов с алюминиевой матрицей / М. Хамза, С. Мондал // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2022. – № 3. – С. 30–33. DOI: 10.30906/mitom.2022.3.30-33

17. Properties of ceramic-reinforced aluminium matrix composites – a review / K.D. Dipti, C.M. Puma, S. Saranjit, K.T. Ratish // International Journal of Mechanical and Materials Engineering. – 2014. – Vol. 9, no. 12. – P. 1–16. DOI: 10.1186/s40712-014-0012-9

18. Canakci, A. Microstructure and Abrasive Wear Behaviour of B<sub>4</sub>C Particle Reinforced 2014 Al Matrix Composites / A. Canakci // Journal of Materials Science. – 2011. – Vol. 46, no. 8. – P. 2805–2813. DOI: 10.1007/s10853-010-5156-2

19. Surface wear behavior and friction and wear mechanism studies of A356/3 wt.% Al<sub>3</sub>Zr composites / H. Li, L. Jiao, R. Xu, F. Li, S. Lu, Y. Qiao, C. Li, P. Zhang // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2021. – Vol. 30, no. 5. – P. 3892–3902. DOI: 10.1007/s11665-021-05707-2

20. Selective laser melting of in-situ Al<sub>4</sub>SiC<sub>4</sub> + SiC hybrid reinforced Al matrix composites: Influence of starting SiC particle size / F. Chang, D. Gu, D. Dai, P. Yuan // Surface and Coatings Technology. – 2015. – Vol. 272. – P. 15–24. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2015.04.029

21. Preparation and mechanical and tribological properties of Al<sub>3</sub>Zr+6082Al composites fabricated by magnetic stirring in situ / L. Hui, P. Xu, J. Lei, S. Lu // Materials Research Express. – 2019. – Vol. 6, no. 6. – P. 1–8. DOI: 10.1088/2053-1591/ab0dcb

22. Axen, N. A model for the abrasive wear resistance of multiphase materials / N. Axen, S.A. Jacobson // Wear. – 1994. – Vol. 174, no. 1–2. – P. 187–199. DOI: 10.1016/0043-1648(94)90101-5

23. Parametrization of powder for Al/B<sub>4</sub>C metal matrix composites using the static image analysis method / S.V. Gladkovsky, S.V. Kuteneva, D.A. Dvoynikov, V.E. Veselova // AIP Conference Proceedings. – 2018. – Vol. 2053, no. 1. – P. 040026. DOI: 10.1063/1.5084464

24. Соболева, Н.Н. Технологические аспекты фрикционной обработки покрытия ПГ-CP2, сформированного лазерной наплавкой / Н.Н. Соболева, А.В. Макаров, И.Ю. Малыгина // Frontier Materials & Technologies. – 2019. – № 3. – P. 47–53. DOI: 10.18323/2073-5073-2019-3-47-53

25. Structure, physical and mechanical properties of aluminum matrix composites reinforced with carbide particles / S.V. Gladkovskii, S.V. Petrova, T.S. Cherkasova, A.M. Patselov // Metal Science and Heat Treatment. – 2023. – Vol. 65. – P. 54–61. DOI: 10.1007/s11041-023-00891-5

26. Alizadeh, M. Structural and mechanical properties of Al/B<sub>4</sub>C composites fabricated by wet attrition milling and hot extrusion / M. Alizadeh, M. Alizadeh, R. Amini // Journal of Material Science and Technology. – 2013. – Vol. 29, no. 8. – P. 725–730. DOI: 10.1016/j.jmst.2013.04.015

27. Selective Laser Melting of in-situ Al<sub>4</sub>SiC<sub>4</sub>+SiC Hybrid Reinforced Al Matrix Composites: Influence of Starting SiC Particle Size / F. Chang, D. Gu, D. Dai, P. Yuan // Surface and Coatings Technology. – 2015. – Vol. 272. – P. 15–24. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2015.04.029

## References

1. Megahed M., Ania M.A., Abdellhameed M., El-Shafey A.G. Tribological characterization of hybrid metal matrix composites processed by powder metallurgy. *Acta Metall. Sin. -Engl. Lett.*, 2017, vol. 30, no. 8, pp. 781–790. DOI: 10.1007/s40195-017-0568-5

2. Mahesh Kumar V., Venkatesha C.V. Effect of ceramic reinforcement on mechanical properties of aluminum matrix composites produced by stir casting process. *Materials Today: Proceedings*, 2018, vol. 5, pp. 2466–2473. DOI: 10.1016/j.matpr.2017.11.027

3. Adib M.H., Abedinzadeh R. Study of mechanical properties and wear behavior of hybrid Al/(Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+SiC) nanocomposites fabricated by powder technology. *Materials Chemistry and Physics*, 2023, vol. 305, pp. 1–9. DOI: 10.1016/j.matchemphys.2023.127922

4. Emamy M., Yeganeh S.V., Razaghian A., Tavighi K. Microstructures and tensile properties of hot-extruded Al matrix composites containing different amounts of Mg<sub>2</sub>Si. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, vol. 586, pp. 190–196. DOI: 10.1016/j.msea.2013.08.026

5. Pugacheva N. B., Michurov N. S., Bykova T. M. The structure and properties of the 30Al-70SiC metal matrix composite material. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2015, vol. 6, pp. 6–18. DOI: 10.17804/2410-9908.2015.6.006-018

6. Emiru A.A., Sinha D.K., Kumar A., Yadav A. Fabrication and Characterization of Hybrid Aluminium (Al6061) Metal Matrix Composite Reinforced with SiC, B<sub>4</sub>C and MoS<sub>2</sub> via Stir Casting. *International Journal of Metalcasting*, 2022, vol. 17, no. 2, pp. 801–812. DOI: 10.1007/s40962-022-00800-1

7. Ali K.S.A., Mohanavel V., Vendan S.A., Ravichandran M., Yadav A., Gucwa M., Winczek J. Mechanical and microstructural characterization of friction stir welded SiC and B<sub>4</sub>C reinforced aluminium alloy AA6061 metal matrix composites. *Materials (Basel)*, 2021, vol. 14, no. 11, pp. 1–16. DOI: 10.3390/ma14113110

8. Logesh K., Hariharasakthisudhan P., Arul Marcel Moshni A., Surya Rajan B., Sathickbasha K. Mechanical properties and microstructure of A356 alloy reinforced AlN/MWCNT/graphite/Al composites fabricated by stir casting. *Materials Research Express*, 2020, vol. 7, pp. 1–14. DOI: 10.1088/2053-1591/ab587d

9. Guttikonda M., Pandey K.M., Maity S.R. Effect of spark plasma sintering on microstructure and mechanical properties of AA7075/B<sub>4</sub>C/ZrC hybrid nanocomposite fabricated by powder metallurgy techniques. *Materials Chemistry and Physics*, 2022, vol. 282, pp. 1–9. DOI: 10.1016/j.matchemphys.2022.126000

10. Alizadeh M., Ghaffari M., Akbari beni H., Amini R. Properties of high specific strength Al – 4 wt.% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/B<sub>4</sub>C nano-composite produced by accumulative roll bonding process. *Materials and Design*, 2013, vol. 50, pp. 427 – 432. DOI: 10.1016/j.matdes.2013.03.018

11. Fathy A., Ibrahim D., Elkady O., Hassan M. Evaluation of mechanical properties of 1050-Al reinforced with SiC particles via accumulative roll bonding process. *Journal of Composite Materials*, 2018, vol. 53, no. 2, pp. 198–208. DOI: 10.1177/0021998318781462

12. Ibrahim M.A., Sahin Y., Gidado A.Y., Said M. Mechanical properties of aluminium matrix composite including SiC/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> by powder metallurgy review. *Global Scientific Journal*, 2019, vol. 7, no. 3, pp. 23–38.

13. Li Y.Z., Wang Q.Z., Wang W.G., Xiao B.L., Ma Z.Y. Interfacial reaction mechanism between matrix and reinforcement in B<sub>4</sub>C/6061Al composites. *Materials Chemistry and Physics*, 2015, vol. 154, pp. 107 – 117. DOI: 10.1016/j.matchemphys.2015.01.052



14. Libenson G.A., Lopatin V.Iu., Komarnitskii G.V. *Protsessy poroshkovoii metallurgii*. Tom 2. Formovanie i spekanie: uchebnik dlia vuzov [Powder metallurgy processes. Volume 2. Forming and sintering: textbook for universities]. Moscow: Izdatel'skii Dom MISiS, 2002, 320 p.

15. Kriuchkov D.I., Nesterenko A.V. *Obzor eksperimental'nykh issledovaniu deformatsionnogo povedeniia aliuminomatrichnykh kompozitsionnykh materialov, diskretno uprochnennykh karbidom kremniia, v sostoianii vysokotemperaturnoi sverkhplasticnosti i pri polzuchestii* [Review of experimental studies of deformation behavior of aluminum matrix composite materials discretely hardened with chromium carbide in the state of high-temperature superplasticity and creep]. *Obrabotka metallov (tehnologiya • oborudovanie • instrumenty)*, 2020, vol. 22, no. 2, pp. 130 – 157. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.2-130-157.

16. Khamza M., Mondal S. *Vliianie armirovaniia keramicheskimi mikrochastitsami na strukturu i svoistva kompozitov s aliuminivoi matritsei* [Effect of reinforcement with ceramic microparticles on structure and properties of aluminum matrix composites]. *Metallovedenie i termicheskai obrabotka metallov*, 2022, no. 3, pp. 30 – 33. DOI: 10.30906/mitom.2022.3.30-33

17. Dipti K.D., Puma C.M., Saranjit S., Ratish K.T. *Properties of ceramic-reinforced aluminium matrix composites – A review*. *International Journal of Mechanical and Materials Engineering*, 2014, vol. 9, no. 12, pp. 1-16. DOI: 10.1186/s40712-014-0012-9

18. Canakci A. *Microstructure and Abrasive Wear Behaviour of B<sub>4</sub>C Particle Reinforced 2014 Al Matrix Composites*. *Journal of Materials Science*, 2011, vol. 46, no. 8, pp. 2805–2813. DOI: 10.1007/s10853-010-5156-2

19. Li H., Jiao L., Xu R., Li F., Lu S., Qiao Y., Li C., Zhang P. *Surface wear behavior and friction and wear mechanism studies of A356/3 wt.% Al<sub>3</sub>Zr composites*. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2021, vol. 30, no. 5, pp. 3892-3902. DOI: 10.1007/s11665-021-05707-2

20. Chang F., Gu D., Dai D., Yuan P. *Selective laser melting of in-situ Al<sub>4</sub>SiC<sub>4</sub> + SiC hybrid reinforced Al matrix composites: Influence of starting SiC particle size*. *Surface and Coatings Technology*, 2015, vol. 272, pp. 15-24. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2015.04.029

21. Hui L., Xu P., Lei J., Lu S. *Preparation and mechanical and tribological properties of Al<sub>13</sub>Zr+6082Al composites fabricated by magnetic stirring in situ*. *Materials Research Express*, 2019, vol. 6, no. 6, pp. 1-8. DOI: 10.1088/2053-1591/ab0dcb

22. Axen N., Jacobson S.A. *A model for the abrasive wear resistance of multiphase materials*. *Wear*, 1994, vol. 174, no. 1-2, pp. 187-199. DOI: 10.1016/0043-1648(94)90101-5

23. Gladkovsky S.V., Kuteneva S.V., Dvoynikov D.A., Veselova V.E. *Parametrization of powder for Al/B<sub>4</sub>C metal matrix composites using the static image analysis method*. *AIP Conference Proceedings*, 2018. vol. 2053, no. 1, pp. 040026. DOI: 10.1063/1.5084464

24. Soboleva N.N., Makarov A.V., Malygina I.Iu. *Tekhnologicheskie aspekty friktsionnoi obrabotki pokrytiia PG-SR2, sformirovannogo lazernoi naplavkoi* [Technological aspects of friction treatment of PG-SR2 cover formed by laser cladding]. *Frontier Materials & Technologies*, 2019, no. 3, pp. 47-53. DOI: 10.18323/2073-5073-2019-3-47-53

25. Gladkovskii S.V., Petrova S.V., Cherkasova T.S., and Patselov A. M. *Structure, physical and mechanical properties of aluminum matrix composites reinforced with carbide particles*. *Metal Science and Heat Treatment*, 2023, vol. 65, pp. 54-61. DOI: 10.1007/s11041-023-00891-5

26. Alizadeh M., Alizadeh M., Amini R. *Structural and mechanical properties of Al/B<sub>4</sub>C composites fabricated by wet attrition milling and hot extrusion*. *Journal of Material Science and Technology*, 2013, vol. 29, no. 8, pp.725-730. DOI: 10.1016/j.jmst.2013.04.015

27. Chang F., Gu D., Dai D., Yuan P. *Selective Laser Melting of in-situ Al<sub>4</sub>SiC<sub>4</sub>+SiC Hybrid Reinforced Al Matrix Composites: Influence of Starting SiC Particle Size*. *Surface and Coatings Technology*, 2015, vol. 272, pp. 15–24. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2015.04.029

Поступила: 04.03.2024

Одобрена: 11.04.2024

Принята к публикации: 13.05.2024

### Об авторов

**Гладковский Сергей Викторович** (Екатеринбург, Российская Федерация) – доктор технических наук, главный научный сотрудник лаборатории деформирования и разрушения (Российская Федерация, 620049, г. Екатеринбург, ул. Комсомольская, 34, e-mail: gsv@imach.uran.ru).

**Черкасова Татьяна Сергеевна** (Екатеринбург, Российская Федерация) – младший научный сотрудник лаборатории деформирования и разрушения (Российская Федерация, 620049, г. Екатеринбург, ул. Комсомольская, 34, e-mail: cherkasova@imach.uran.ru).

**Саврай Роман Анатольевич** (Екатеринбург, Российская Федерация) – кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник лаборатории конструкционного материаловедения (Российская Федерация, 620049, г. Екатеринбург, ул. Комсомольская, 34, e-mail: ras@imach.uran.ru).

**Петрова Светлана Валерьевна** (Екатеринбург, Российская Федерация) – кандидат технических наук, научный сотрудник лаборатории деформирования и разрушения (Российская Федерация, 620049, г. Екатеринбург, ул. Комсомольская, 34, e-mail: esv@imach.uran.ru).

### About the authors

**Sergey V. Gladkovsky** (Ekaterinburg, Russian Federation) – Doctor of Technical Sciences, Chief Researcher of the Laboratory of Deformation and Fracture (34, Komsomolskaya Str., Ekaterinburg, 620049, Russian Federation, e-mail: gsv@imach.uran.ru).

**Tatyana S. Cherkasova** (Ekaterinburg, Russian Federation) – Junior Researcher of the Laboratory of Deformation and Fracture (34, Komsomolskaya Str., Ekaterinburg, 620049, Russian Federation, e-mail: cherkasova@imach.uran.ru).

**Roman A. Savray** (Ekaterinburg, Russian Federation) – Candidate of Technical Sciences, Leading Researcher of the Laboratory of Structural Materials Science (34, Komsomolskaya Str., Ekaterinburg, 620049, Russian Federation, e-mail: ras@imach.uran.ru).

**Svetlana V. Petrova** (Ekaterinburg, Russian Federation) – Candidate of Technical Sciences, Researcher of the Laboratory of Deformation and Fracture (34, Komsomolskaya Str., Ekaterinburg, 620049, Russian Federation, e-mail: esv@imach.uran.ru).

**Финансирование.** Работа выполнена в рамках государственного задания ИМАШ УрО РАН (тема № 124020600045-0).

**Конфликт интересов.** Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

**Вклад авторов** равноценен.