



УДК 669.2

<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2025-5-51-59>

Научная статья

Research article



## Структура и свойства алюмоматричного материала, упрочненного частицами карбида циркония

М. Л. Хазин , Р. А. Апакашев, В. Е. АдаcУральский государственный горный университет  
Россия, 620144, г. Екатеринбург, ул. Куйбышева, 30 Khazin@ursmu.ru

**Аннотация.** Представлены результаты исследования структуры и физико-механических свойств дисперсно-упрочненных композиционных материалов на основе алюминия с различным содержанием упрочняющей фазы ZrC, полученных методом порошковой металлургии. Согласно картам распределения химических элементов наполнителя и значениям твердости, частицы карбида циркония распределены в матрице равномерно. Изучено влияние времени перемешивания (от 1 до 2 ч) и усилия прессования (от 636 до 1910 МПа) на плотность, пористость и свойства образцов. С повышением количества частиц карбида циркония механические свойства композита улучшаются. Отмечена корреляция плотности, пористости, твердости и прочности композитов. Показано, что увеличение времени спекания практически не оказало влияния на плотность и пористость образцов. После спекания твердость образцов уменьшается вследствие отжига. Кроме того, скопления частиц ZrC на границах зерен могут ослабить химическую связь между алюминием и материалом наполнителя. В исследуемых композитах упрочнение происходит за счет следующих механизмов: передача активной нагрузки от матрицы к арматуре; усиления Орована; возникновение внутренних термических напряжений из-за разницы в коэффициентах теплового расширения между армирующими частицами и фазой матрицы. Эффективная передача нагрузки между пластичной матрицей и частицами жесткой керамической арматуры при испытаниях на сжатие происходит при наличии хорошего межфазного контакта между матрицей и арматурой. Взаимодействие между дислокациями и армирующими частицами увеличивает прочность композиционных материалов в соответствии с механизмом Орована. Благодаря наличию в матрице дисперсных частиц армирования, при взаимодействии дислокаций с армирующими частицами образуются дислокационные петли.

**Ключевые слова:** спеченный дисперсно-упрочненный композиционный материал, карбид циркония, плотность, пористость, структура, морфология, твердость, прочность, деформация

**Для цитирования:** Хазин М.Л., Апакашев Р.А., Адаc В.Е. Структура и свойства алюмоматричного материала, упрочненного частицами карбида циркония. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2025;19(5):51–59. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2025-5-51-59>

## Structure and properties of an aluminum-matrix composite reinforced with zirconium carbide particles

M. L. Khazin , R. A. Apakashev, V. E. AdasUral State Mining University  
30 Kuibysheva Str., Ekaterinburg 620144, Russia Khazin@ursmu.ru

**Abstract.** This study examines the structure and mechanical properties of aluminum-matrix composites (AMCs) with varying contents of the ZrC reinforcing phase, produced by powder metallurgy. Elemental mapping together with hardness measurements indicate a uniform distribution of ZrC particles in the matrix. The effects of mixing time (1–6 h), compaction pressure (636–1910 MPa),

and sintering time (1–2 h) on density, porosity, and properties were investigated. With increasing ZrC content, the composite's mechanical properties improve, and correlations among density, porosity, hardness, and strength are observed. An increase in sintering time has little effect on density and porosity; after sintering, hardness decreases due to annealing. Local agglomeration of ZrC at grain boundaries may weaken interfacial bonding between aluminum and the reinforcement. Strengthening arises from load transfer, Orowan strengthening, and thermally induced dislocations due to the coefficient-of-thermal-expansion mismatch between the particles and the matrix. Efficient load transfer during compression testing requires good particle–matrix interfacial contact; dislocation–particle interactions generate Orowan loops, contributing to the observed strengthening.

**Keywords:** aluminum-matrix composites (AMCs), zirconium carbide, density, porosity, structure, morphology, hardness, strength, deformation

**For citation:** Khazin M.L., Apakasev R.A., Adas V.E. Structure and properties of an aluminum-matrix composite reinforced with zirconium carbide particles. *Powder Metallurgy and Functional Coatings*. 2025;19(5):51–59.

<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2025-5-51-59>

## Введение

Современное машиностроение, в том числе горное, характеризуется использованием новых материалов. Возрастающие требования легкого веса, высокой удельной прочности, хорошей жаропрочности и коррозионной стойкости стимулируют соответствующую деятельность по разработке новых специальных высокотехнологичных материалов [1–4].

К передовой группе легких материалов, обладающих малой плотностью, относятся композиты с алюминиевой матрицей. Использование алюминия и его сплавов в качестве матричного материала постоянно расширяется, находя многочисленные применения во многих отраслях промышленности благодаря хорошей прочности и пластичности, отличной теплопроводности и коррозионной стойкости [5–7], а также приемлемой стоимости по сравнению с другими легкими металлами, такими как Mg и Ti [4; 8].

Размер рынка композитов с металлической матрицей в 2023 г. оценивался в 224,82 млрд долл. США. Прогнозируется, что отрасль композитов с металлической матрицей вырастет с 239,21 млрд долл. США в 2024 г. до 369,29 млрд долл. США к 2032 г., демонстрируя среднегодовой темп роста (CAGR) 5,58 % в течение этого периода. Также ожидается, что возрастающий спрос на легкие материалы в машиностроительной, автомобильной и аэрокосмической отраслях промышленности будет положительно стимулировать ключевые рыночные факторы, усиливая рост рынка<sup>1</sup>.

Основным критическим ограничением использования алюминиевых сплавов является их низкая твердость. Поэтому для повышения физико-механических свойств металлических материалов на основе алюминия матрицу упрочняют различными наполнителями. Металломатричные композиты (ММК) изготавливают различными методами: литье с перемешиванием,

литье под давлением, формование распылением, горячее прессование, динамическое прессование, ультразвуковая кавитация, физическое осаждение из паровой фазы, механическое легирование, инфильтрация (пропитка) жидким металлом, порошковая металлургия (ПМ) [1; 2; 9; 10]. Основная доля коммерческих ММК производится по жидкофазным технологиям с перемешиванием, позволяющим получать детали различных размеров и конфигураций. Однако эти методы имеют следующие недостатки: низкая смачиваемость частиц наполнителя матричным расплавом и трудность получения однородной структуры композита. При охлаждении расплава и прекращении перемешивания частицы наполнителя распределяются в объеме матрицы неравномерно, часто с образованием агломератов [1; 11; 12]. В результате физико-механические свойства получаемого композиционного материала могут быть неоднородными.

В отличие от жидкофазных способов, технологии ПМ позволяют получать равномерное распределение дисперсной фазы в объеме матрицы, как правило, исключают образование нежелательных фаз, а также обеспечивают прочную связь матричного металла с частицами наполнителя.

Метод ПМ является энергетически эффективным, экономически выгодным и технологичным способом производства как простых, так и сложных деталей необходимых размеров. В последние годы методика ПМ доказала свою эффективность и конкурентоспособность в сравнении с обычными процессами литья при производстве металломатричных композитов с металлической матрицей, армированных керамическими частицами. Композиты, синтезированные с помощью порошковой металлургии, имеют более низкую плотность и более высокую пористость по сравнению с композитами, получаемыми литьем с перемешиванием. Однако частицы наполнителя при этом распределяются в металлической матрице равномерно, в отличие от использования литья с перемешиванием.

Полученные различными методами композиты с алюминиевой матрицей востребованы в машино-

<sup>1</sup> Metal matrix composites market size & share report. URL: <https://www.marketresearchfuture.com/reports/metal-matrix-composites-mmcs-market-8131> (accessed: 16.05.2025).

строении [13], судостроении [14], электротехнике [15], медицине [16] аэрокосмической отрасли [17], военной промышленности [18; 19], быту [20] и т.д.

Для армирования используют оксиды, карбиды, нитриды, золу и угольный порошок [1–3; 21; 22]. Выбор армирующих частиц основывается на области применения композитов. Наиболее часто используемыми дисперсными материалами являются SiC, TiC, ZrC, TiB<sub>2</sub>, B<sub>4</sub>C, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>. Так, карбид циркония является одним из наиболее подходящих армирующих материалов для применения в износостойких материалах, уплотнениях, подшипниках, тиглях атомной промышленности, электронных устройствах. Он характеризуется высокой температурой плавления, удельной прочностью, твердостью и коррозионной стойкостью [23]. Однако по влиянию добавки ZrC на физико-механические свойства алюмоматричных материалов имеется очень ограниченное количество исследований [24].

Цель настоящей работы – исследование структуры и физико-механических свойств дисперсно-упрочненных алюмоматричных композитов, армированных частицами карбида циркония.

## Методика исследований

Объектом исследования являлись композиты на алюминиевой основе с различным содержанием упрочняющей твердой фазы ZrC. Для формирования матрицы композитов был выбран порошок алюминия ПА-3 чистотой 99 % (ГОСТ 6058-73) со средним размером частиц 250–450 мкм. В качестве наполнителя использовали порошок карбида циркония (ГОСТ 28377-89) с размером частиц 40–100 мкм.

Порошки алюминия и карбида циркония перемешивали в цилиндре из полистирола, вращающегося со скоростью 100 об/мин, при варьировании времени перемешивания от 1 до 6 ч. Для улучшения перемешивания смеси направление вращения цилиндра каждые 15 мин изменяли на противоположное.

Полученную однородную порошковую смесь прессовали при комнатной температуре на одноосном гидравлическом прессе ПГР400 в пресс-форме из закаленной стали 40Х с внутренним диаметром 10,2 мм. В качестве смазки стенок пресс-формы использовали индустриальное масло. Уплотненные образцы спекали при температуре 640 °С в течение от 1 до 2 ч под защитным слоем угольного порошка. После спекания заготовки охлаждали в отключенной печи до комнатной температуры.

Фотографии микроструктуры алюмоматричного композиционного материала и карты распределения химических элементов получали на электронном сканирующем микроскопе «Vega LMS» (Tescan, Чехия) с приставкой для энергодисперсионного анализа

«Xplore30» (Oxford Instruments, Великобритания). Структуру синтезированных материалов также изучали с помощью исследовательского микроскопа «Olympus BX61» (Olympus Corp., Япония).

Для определения фактической плотности образцы полученных композитов взвешивали на электронных аналитических весах AND GR-300 (A&D Company Ltd., Япония) с последующим определением объема геометрическим способом посредством измерений микрометром. Испытание твердости по Виккерсу проводили на поверхности образцов с помощью твердомера ИТВ-30-АМ (ООО «Метротест», г. Нефтекамск) под нагрузкой 25 Н при времени выдержки 15 с. Согласно ГОСТ Р ИСО 6507-1-2007, измерения проводили в 5 точках вдоль поверхности образцов. Прочность на сжатие определяли с помощью универсальной разрывной машины МИМ 2-20-2 (ООО «ГОСТ», г. Москва) при скорости крейцкопфа 0,2 мм/с (в соответствии с ГОСТ 25.503-97) с записью диаграмм деформации.

## Результаты и их обсуждение

Плотность и пористость материала являются одними из основных параметров, учитываемых в различных приложениях. После холодного прессования исходной смеси порошков плотность получаемого материала сравнивали с теоретической плотностью до и после спекания. Теоретическую плотность вычисляли по правилу смеси, а фактическую – используя отношение массы к объему. Пористость образцов определяли как отношение разности теоретической и фактической плотности к теоретической. При расчете пористости материала предполагалось, что его теоретическая плотность в результате спекания не меняется ввиду отсутствия взаимной растворимости компонентов, составляющих композит.

Для выбора оптимального усилия прессования были проведены пробные опыты (табл. 1). При давлении  $P = 636$  МПа образцы были рыхлыми, непрочными и разрушались при незначительном усилии. Начиная с  $P = 950$  МПа, получали плотные образцы. С последующим ростом давления формования плотность образцов ( $\gamma$ ) изменялась незначительно. Поэтому все дальнейшие исследования проводили на образцах, полученных при давлении формования 980 МПа.

Анализ влияния величины давления формования свидетельствует о повышении плотности образцов с ростом доли наполнителя (карбидных фаз) (см. табл. 1). Это происходит вследствие увеличения доли частиц наполнителя с более высокой плотностью. После спекания плотность образцов уменьшается. Теоретически полученные значения плотности выше практических значений, что объяс-

Таблица 1. Влияние величины давления формования на плотность и пористость образцов

Table. 1. Effect of compaction pressure on the density and porosity of the samples

Состав	P, МПа	$\gamma_{\text{теор}}$ , кг/м <sup>3</sup>	$\gamma_{\text{факт}}$ , кг/м <sup>3</sup>		Пористость, %	
			до спекания	после спекания	до спекания	после спекания
Al	636	2700	1718	1652	36,37	38,81
	750		2081	2073	22,92	23,22
	900		2478	2469	8,22	8,56
	950		2572	2564	4,74	5,04
	960		2584	2576	4,29	4,59
	980		2604	2596	3,56	3,85
	1273		2610	2602	3,33	3,63
	1910		2612	2601	3,26	3,67
Al–4%ZrC	636	2861	1840	1832	35,68	35,96
	900		2630	2622	8,07	8,35
	950		2747	2738	3,98	4,29
	980		2760	2752	3,53	3,81
	1273		2765	2757	3,35	3,63
	1910		2769	2761	3,22	3,49
Al–7%ZrC	636	2982	1914	1906	35,81	36,08
	980		2871	2865	4,62	4,81
	1273		2875	2864	3,59	3,96
	1910		2882	2872	3,35	3,69
Al–10%ZrC	636	3103	1947	1941	37,25	37,44
	980		2984	2978	3,86	4,03
	1273		2998	2987	3,38	3,74
	1910		3007	2998	3,09	3,38

няется наличием пористости, которая также возрастает с повышением содержания частиц наполнителя в матрице.

С увеличением содержания наполнителя пористость образцов сначала линейно повышается, а затем замедляется и стабилизируется при доле наполнителя 7–10 мас. %. После спекания пористость образцов увеличивается за счет расширения воздуха, захваченного при перемешивании исходной шихты. В результате происходит рост объема пор, чему соответствует изменение линейных размеров образцов. Избыточное добавление армирующих частиц наполнителя также вызывает матричное набухание испытуемых образцов после спекания. Такое изменение пористости образцов согласуется с результатами исследований других авторов [1; 11].

Согласно экспериментальным данным, «сырая» и спеченная плотности зависят от совместного и взаимодействующего влияния таких факторов, как давление прессования; условия спекания; сжимаемость армирующих частиц. Из-за этого «сырая» и спеченная плотности не соответствуют теоретической плотности композитов.

Увеличение времени спекания от 60 до 120 мин практически не оказало влияния на плотность и пористость исследуемых образцов, тогда как для композитов с матрицей из алюминия и наполнителями из карбида кремния и оксида алюминия отмечалось увеличение плотности композитов при повышении времени спекания от 60 до 90 мин [11].

Морфология поверхности полученных образцов и распределение элементов представлены на рис. 1 и 2. Во всех случаях наблюдается ровная, относительно гладкая поверхность. Измеренная шероховатость торца образца составляет  $R_a = 1,0 \div 1,2$ , что соответствует чистовому точению. Согласно полученным картам, распределение химических элементов достаточно равномерное.

Большое регистрируемое количество кислорода и, соответственно, пропорционально меньшее общее количество алюминия обусловлено тем, что поверхность алюминия в воздушной среде покрывается пленкой оксида  $Al_2O_3$  (на 2 моль Al приходится 3 моль O). По результатам анализа имеем 1,87 моль Al и 2,64 моль O. Данное количество кислорода окисляет основную часть поверхностного алюминия



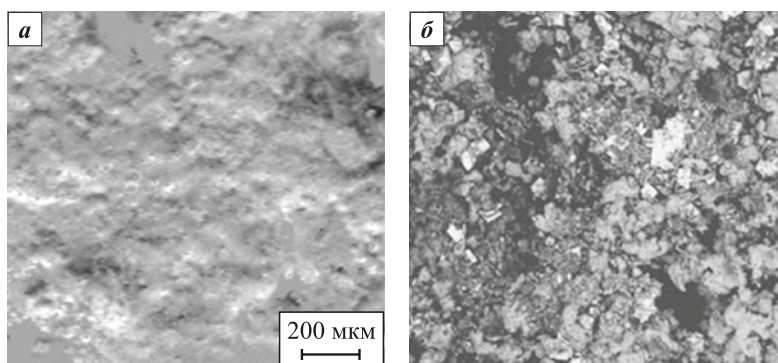


Рис. 1. Морфология поверхности образца Al-5%ZrC

*a* – топо изображение; *б* – электронное изображение

Fig. 1. SEM images of the surface of an Al-5%ZrC sample

*a* – SEM secondary-electron (SE) image; *б* – SEM backscattered-electron (BSE) image

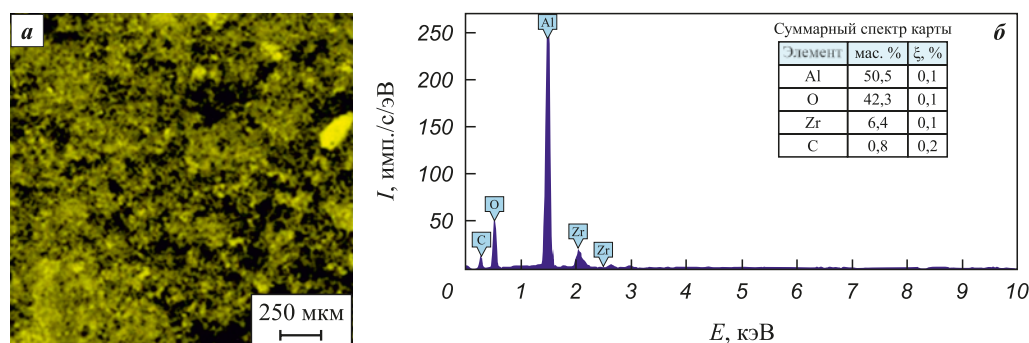


Рис. 2. Карта распределения элементов

*a* – по поверхности образца Al-4%ZrC; *б* – суммарное распределение элементов

Fig. 2. Elemental distribution map and corresponding EDS spectrum

*a* – surface of the Al-4%ZrC sample; *б* – EDS spectrum showing elemental composition

(1,76 моль Al). Соответственно, не окисленным остается 0,11 моль Al.

Твердость – одна из важнейших характеристик, непосредственно влияющих на такие свойства ММК, как прочность, ударная вязкость, усталостная прочность, износостойкость. Известно, что измерение твердости является одним из наиболее информативных и быстрых методов определения механических свойств материалов.

Для исследованных в настоящей работе композитов варьирование времени перемешивания от 1 до 6 ч практически не влияло на их твердость (рис. 3).

С увеличением времени спекания от 60 до 120 мин твердость композитов возрастала на 3,7–8,6 % (рис. 4). При этом с повышением содержания наполнителя относительное изменение твердости сокращалось, приближаясь к постоянному значению 3,7–3,8 %.

Для определения равномерности распределения частиц наполнителя были проведены измерения твердости на поверхности образцов, которую измеряли вдоль полированной поверхности спеченного

образца с шагом 2,5 мм. Установленный малый разброс величин твердости ( $\pm 2,6\%$ ) свидетельствует о равномерном распределении частиц наполнителя в матрице, что согласуется с полученными картами распределения элементов.

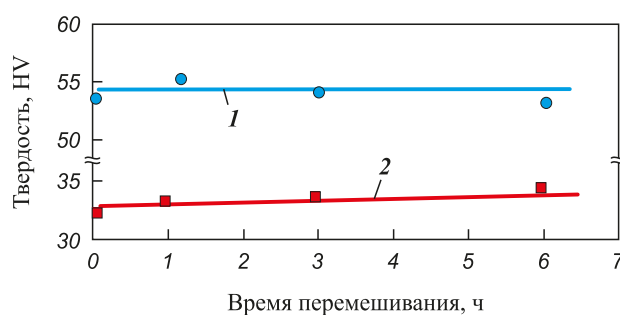


Рис. 3. Влияние времени перемешивания на твердость образцов Al-4%ZrC

*1* – до спекания; *2* – после спекания

Fig. 3. Effect of mixing time on the hardness of Al-4%ZrC samples

*1* – before sintering; *2* – after sintering

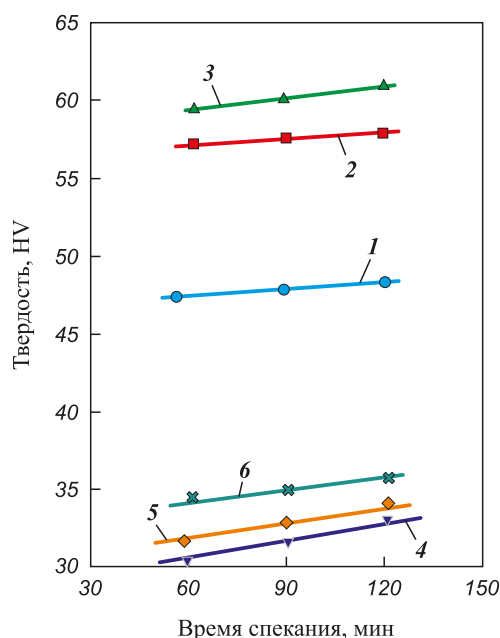


Рис. 4. Влияние времени спекания на твердость образцов  
1–3 – до спекания; 4–6 – после спекания  
1, 4 – Al–0%ZrC; 2, 5 – Al–4%ZrC; 3, 6 – Al–10%ZrC

Fig. 4. Effect of sintering time on the hardness of the samples  
1–3 – before sintering; 4–6 – after sintering  
1, 4 – Al–0%ZrC; 2, 5 – Al–4%ZrC; 3, 6 – Al–10%ZrC

С увеличением содержания частиц карбида в матричном сплаве твердость композитов повышается (табл. 2). После спекания твердость образцов вследствие отжига уменьшается. Кроме того, скопление частиц ZrC на границах зерен может ослаблять взаимодействие между алюминием и материалом наполнителя.

В научной литературе отмечается наличие корреляции между твердостью и плотностью (пористостью) образцов [1; 3; 6; 7]. В нашем случае также наблюдается пропорциональная зависимость между твердостью и плотностью (пористостью) образцов (рис. 5).

Исследование прочности образцов проводили при испытаниях на сжатие. В отличие от испытаний на растяжение, при сжатии удается довести до разруше-

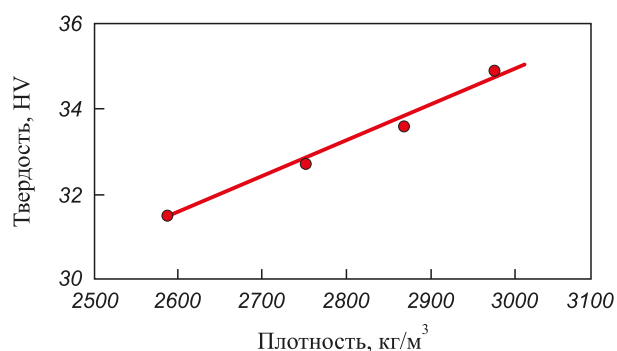


Рис. 5. Зависимость твердости от плотности образцов Al–ZrC после спекания

Fig. 5. Effect of density on the hardness of Al–ZrC samples after sintering

ния далеко не все материалы. Пластичные материалы (например, алюминий) при сжатии деформируются в очень тонкие пластины.

С повышением содержания наполнителя прочность образцов возрастает аналогично изменению твердости. Композиты с частицами карбида показывают значительное увеличение уровня прочности по сравнению с неармированной алюминиевой матрицей. Это указывает на то, что частицы ZrC обладают сильным упрочняющим эффектом в алюминиевой матрице. С ростом содержания наполнителя (карбида циркония) пределы прочности и пределы текучести образцов увеличиваются (рис. 6). Повышение прочности материала может быть связано с увеличением плотности дислокаций, а также с тем, что частицы карбида являются дополнительными препятствиями для перемещения дислокаций.

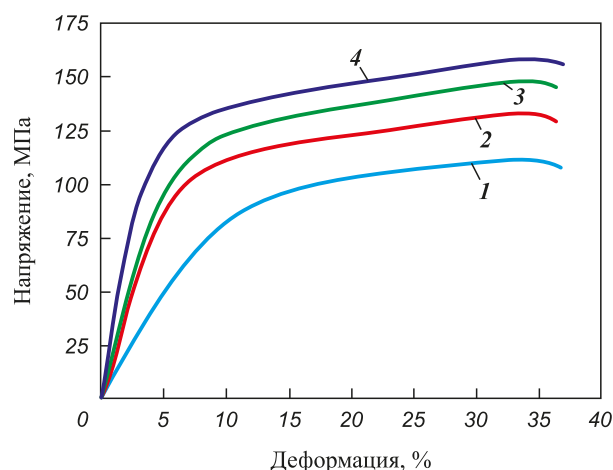


Рис. 6. Диаграммы деформации образцов, полученные при испытаниях на сжатие

1 – Al–0%ZrC; 2 – Al–4%ZrC; 3 – Al–7%ZrC; 4 – Al–10%ZrC

Fig. 6. Compression stress–strain curves of the samples

1 – Al–0%ZrC; 2 – Al–4%ZrC; 3 – Al–7%ZrC; 4 – Al–10%ZrC

Таблица 2. Влияние состава на твердость композитов

Table 2. Effect of composition on the hardness of composites

Материал	Твердость, HV	
	до спекания	после спекания
Al–0%ZrC	48,38	31,44
Al–4%ZrC	57,42	32,76
Al–7%ZrC	59,75	33,57
Al–10%ZrC	60,42	34,88

Относительное увеличение прочности композита по сравнению с алюминиевой матрицей составляет от 20 до 50 %. Добавление частиц карбида циркония в алюминиевый сплав оказывает положительное влияние на механические свойства. Полученные данные достаточно хорошо согласуются с результатами исследования прочности на сжатие композитов Al–ZrC, полученных методом порошковой металлургии [24] и методом трения с перемешиванием [25].

Существует несколько механизмов упрочнения композитов, среди которых наиболее важными являются вклады за счет разности коэффициентов теплового расширения (КТР) и несоответствия модуля упругости между арматурой металлической матрицы и наполнителем (отношение Холла–Петча и эффект Орована).

В исследуемых композитах упрочнение происходит за счет следующих механизмов: передача активной нагрузки от матрицы к арматуре; усиления Орована; возникновение внутренних термических напряжений из-за разницы в величинах КТР между армирующими частицами и фазой матрицы. Эффективная передача нагрузки между пластичной матрицей и частицами жесткой керамической арматуры при испытаниях на растяжение или сжатие происходит, в частности, при наличии хорошего межфазного контакта между матрицей и наполнителем.

Взаимодействие между дислокациями и армирующими частицами увеличивает прочность композиционных материалов в соответствии с механизмом Орована. Благодаря наличию в матрице дисперсных частиц армирования, при взаимодействии дислокаций с армирующими частицами образуются дислокационные петли.

## Выводы

По результатам проведенных исследований установлено следующее:

1. Изготовление композитов Al–ZrC методом порошковой металлургии обеспечивает равномерное распределение частиц карбида циркония в алюминиевой матрице, что подтверждается визуализацией микроструктуры и результатами измерений твердости.

2. Повышение содержания карбида циркония от 0 до 10 % увеличивает плотность и пористость алюмоматричного композита. Пористость образцов с ростом доли наполнителя повышается первоначально линейно с последующим замедлением роста и стабилизацией значений при доле наполнителя 7–10 мас. %.

3. Твердость и прочность исследованных композитов возрастают пропорционально увеличению содержанию наполнителя. Установлено, что с повы-

шением содержания карбида циркония до 10 мас. % твердость и прочность композитов возрастают на 11 и 52 % соответственно.

4. Увеличение времени перемешивания от 1 до 6 ч оказывает незначительное влияние на твердость композиционного материала: наблюдалось ее относительное изменение 0,5–0,8 % для сырых образцов и 2,6–3,2 % – для спеченных.

5. С повышением времени спекания от 1 до 2 ч твердость образцов возрастает от 3,7 до 8,6 %, но с увеличением содержания наполнителя в матрице она снижается, приближаясь к постоянному значению 3,7–3,8 %.

## Список литературы / References

1. Aynalem G.F. Processing methods and mechanical properties of aluminium matrix composites. *Advances in Materials Science and Engineering*. 2020;2020(2):1–19. <https://doi.org/10.1155/2020/3765791>
2. Конопацкий А.С., Юсупов Х.У., Corthay S., Матвеев А.Т., Штанский Д.В. Высокопрочные композиционные материалы на основе алюминия, упрочненные микро- и наноструктурами (миниобзор). *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2018;(4):62–72. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2018-4-62-72>  
Konopatsky A.S., Yusupov Kh.U., Corthay S., Matveev A.T., Kovalskii A.M., Shtansky D.V. High-strength composite materials based on aluminum reinforced by micro and nanostructures (mini review). *Powder Metallurgy and Functional Coatings*. 2018;(4):62–72. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2018-4-62-72>
3. Kumar S.R., Armstrong M., Sivaneswaran M., Prakash V.S., Prasad S.S., Vishnu Sankar B.P. Characteristics enhancement of mechanical properties of aluminum metal matrix composites reinforced with silicon carbide using stir casting technique. *SAE Technical Paper*. 2024;2023-01-5164. <https://doi.org/10.4271/2023-01-5164>
4. Ujah C.O., Von Kallion D.V. Trends in aluminium matrix composite development. *Crystals*. 2022;12(10):1357. <https://doi.org/10.3390/cryst12101357>
5. Mussatto A., Ahad I.U.I., Mousavian R.T., Delaure Y., Brabazon D. Advanced production routes for metal matrix composites. *Engineering Reports*. 2021;3(5):e12330. <https://doi.org/10.1002/eng2.12330>
6. Garg P., Jamwal A., Kumar D., Sadasivuni K.K., Husain C.M., Gupta P. Advance research progresses in aluminium matrix composites: Manufacturing & applications. *Journal of Materials Research and Technology*. 2019;8(5):4924–4939. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.06.028>
7. Kar A., Sharma A., Kumar S. A critical review on recent advancements in aluminium-based metal matrix composites. *Crystals*. 2024;14:412. <https://doi.org/10.3390/cryst14050412>
8. Курганова Ю.А., Колмаков А.Г. Конструкционные металломатричные композиционные материалы. М.: Изд-во МГТУ, 2015. 144 с.

9. Parikh V.K., Patel V., Pandya D.P., Andersson J. Current status on manufacturing routes to produce metal matrix composites: State-of-the-art. *Heliyon*. 2023;9(2):e13558. <https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2023.e13558>
10. Ruzic J., Simić M., Stoimenov N., Božić D., Stašić J. Innovative processing routes in manufacturing of metal matrix composite materials. *Metallurgical and Materials Engineering*. 2021;27(1):1–13. <https://doi.org/10.30544/629>
11. Nayak K.C., Rane K.K., Date P.P., Srivatsan T.S. Synthesis of an aluminum alloy metal matrix composite using powder metallurgy: Role of sintering parameters. *Applied Sciences*. 2022;12:8843. <https://doi.org/10.3390/app12178843>
12. Khazin M.L., Apakashev R.A., Davydov S.Ya. Obtaining aluminum-matrix composite materials particulate-reinforced with ceramic particles. *Refractories and Industrial Ceramics*. 2022;63(3):291–296. <https://doi.org/10.1007/s11148-022-00719-4>
13. Purohit R., Qureshi M., Jain A. Forming behaviour of aluminium matrix nano  $Al_2O_3$  composites for automotive applications. *Advances in Materials and Processing Technologies*. 2020;6(6):272–283. <https://doi.org/10.1080/2374068X.2020.1731665>
14. Vinod B., Ramanathan S., Ananthi V., Selvakumar N. Fabrication and characterization of organic and in-organic reinforced A356 aluminium matrix hybrid composite by improved double-stir casting. *Silicon*. 2019;11:817–829. <https://doi.org/10.1007/s12633-018-9881-5>
15. Ujah C., Popoola A., Popoola O., Aigbodon V.S. Influence of CNTs addition on the mechanical, microstructural, and corrosion properties of Al alloy using spark plasma sintering technique. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2020; 106:2961–2969. <https://doi.org/10.1007/s00170-019-04699-7>
16. Singh N., Belokar R.M. Tribological behavior of aluminum and magnesium-based hybrid metal matrix composites: A state-of-art review. *Materials Today: Proceedings*. 2021;44(1):460–466. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.09.757>
17. Kumar N., Das A. Ecofriendly energy efficient welding of aluminium matrix composites for aerospace applications: A state of art review. *Materials Today: Proceedings*. 2020;26(2):1666–1675. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.02.352>
18. Mohanavel V., Ravichandra, M., Kumar S.S. Tribological and mechanical properties of zirconium di-boride ( $ZrB_2$ ) particles reinforced aluminium matrix composites. *Materials Today: Proceedings*. 2020;21(1):862–864. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.07.603>
19. Талалаева Г.В., Пазникова С.Н. Современные композиционные материалы: перспективы и риски применения их в области комплексной безопасности и гражданской обороны. *Технологии гражданской безопасности*. 2023;1(75):107–114.  
 Talalaeva G.V., Paznikova S.N. Modern composite materials: prospects and risks of their use in the field of integrated security and civil defense. *Tekhnologii grazhdanskoi bezopasnosti*. 2023;1(75):107–114. (In Russ.).
20. Khan M., Zulfaqr M., Ali F., Subhani T. Hybrid aluminium matrix composites containing boron carbide and quasicrystals: Manufacturing and characterisation. *Materials Science and Technology*. 2017;33(16):1955–1963. <https://doi.org/10.1080/02670836.2017.1342017>
21. Ibrahim T.K., Yawas D.S., Thaddaeus J., Danasabe B., Iliyasu I., Adebisi A.A., Ahmadu T.O. Development, modelling and optimization of process parameters on the tensile strength of aluminum, reinforced with pumice and carbonated coal hybrid composites for brake disc application. *Scientific Reports*. 2024;14:16999. <https://doi.org/10.1038/s41598-024-67476-x>
22. Seputra Y.E.A., Soegijono B. Engineering of aluminium matrix composite (AMC) reinforcement organoclay based on hotpress method using adaptive neuro-fuzzy inference system (ANFIS). *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2019;509(1):012156. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/509/1/012156>
23. Ağaoğulları D., Gökçe H., Genç A., Duman İ., Öveçoğlu M.L. Characterization of mechanically alloyed and sintered ZrC particulate reinforced Al matrix composites. In: *Proc. of 19th International Conference on Metallurgy and Materials (METAL 2010)*. TANGER Ltd. Metal, 2010. P. 702–708.
24. Cug H., Zengin O. Investigation of microstructural and mechanical properties of zirconium carbide reinforced aluminum matrix nanocomposites. *Acta Physica Polonica Series A*. 2019;135(5):870–872. <https://doi.org/10.12693/APhysPolA.135.870>
25. Sundarrajan S., Satish Kumar T., Suganya Priyadharshini G. Production and characterization of Al6061/zirconium carbide surface composites. *International Journal of Materials Research*. 2020;111(8):639–644. <https://doi.org/10.3139/146.111926>

## Сведения об авторах

**Марк Леонтьевич Хазин** – д.т.н., профессор кафедры эксплуатации горного оборудования Уральского государственного горного университета (УГГУ)

 **ORCID:** 0000-0002-6081-4474

 **E-mail:** Khasin@ursmu.ru


**Рафаил Абдрахманович Апакашев** – д.х.н., профессор кафедры химии УГГУ

 **ORCID:** 0000-0002-9006-3667

 **E-mail:** parknedra@yandex.com


## Information about the Authors

**Mark L. Khazin** – Dr. Sci. (Eng.), Professor, Department of Mining Equipment Operation, Ural State Mining University (USMU)

 **ORCID:** 0000-0002-6081-4474

 **E-mail:** Khasin@ursmu.ru


**Rafail A. Apakashev** – Dr. Sci. (Chem.), Professor, Department of Chemistry, USMU

 **ORCID:** 0000-0002-9006-3667

 **E-mail:** parknedra@yandex.com




**Виталий Егорович Адаc** – ст. преподаватель кафедры эксплуатации горного оборудования УГГУ

 **ORCID:** 0000-0001-7912-8047

 **E-mail:** adas.v@m.ursmu.ru

**Vitalii E. Adas** – Senior Lecturer, Department of Mining Equipment Operation, USMU

 **ORCID:** 0000-0001-7912-8047

 **E-mail:** adas.v@m.ursmu.ru

### Вклад авторов



### Contribution of the Authors

**М. Л. Хазин** – научное руководство, формирование основной концепции, постановка цели и задачи исследования, подготовка текста, формулировка выводов.

**Р. А. Апакашев** – формирование основной концепции, постановка цели и задачи исследования, подготовка текста, корректировка текста, корректировка выводов.

**В. Е. Адаc** – подготовка эксперимента, проведение экспериментов, формулировка выводов.

**M. L. Khazin** – scientific supervision, development of the main concept, formulation of the research objectives and tasks, manuscript preparation, and formulation of conclusions.

**R. A. Apakashev** – development of the main concept, formulation of the research objectives and tasks, preparation and revision of the manuscript, and revision of conclusions.

**V. E. Adas** – preparation and performance of experiments, and formulation of conclusions.

Статья поступила 09.01.2025 г.  
Доработана 16.05.2025 г.  
Принята к публикации 20.05.2025 г.

Received 09.01.2025  
Revised 16.05.2025  
Accepted 20.05.2025