

Тугоплавкие, керамические и композиционные материалы
Refractory, Ceramic, and Composite Materials

УДК 669.715; 69.2.8

<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2025-6-44-51>

Научная статья

Research article



Получение алюмоматричных композитов Al–SiO₂ с использованием аморфного микрокремнезема

М. П. Кузьмин , М. Ю. Кузьмина, А. С. КузьминаИркутский национальный исследовательский технический университет
Россия, 664074, г. Иркутск, ул. Лермонтова, 83 mike12008@yandex.ru

Аннотация. Проведены исследования, направленные на получение алюмоматричных композитов, армированных частицами аморфного микрокремнезема. Установлена возможность получения материалов системы Al–5SiO₂ (мас. %) с использованием методов литья с интенсивным перемешиванием и полутвердого металлического литья. Наибольшую эффективность продемонстрировал второй способ с последующей жидкой штамповкой. Показана возможность использования магния в качестве поверхностно-активной добавки, способствующей удалению кислорода с поверхности дисперсных частиц и улучшению механических свойств композиционного материала в процессе термообработки. Полученный композит имеет равномерное распределение дисперсных частиц микрокремнезема в объеме металла, обладает твердостью, коррозионной стойкостью и удельным весом, превосходящими аналогичные характеристики исходного алюминиевого сплава. Таким образом, полученные с использованием разработанной технологии материалы могут быть востребованы во всех сферах транспортного машиностроения, а также в отраслях авиационной и космической промышленности.

Ключевые слова: алюминий, композиционные материалы, алюмоматричные композиты, диоксид кремния, аморфный микрокремнезем, литье с перемешиванием, полутвердое металлическое литье, жидкая штамповка

Для цитирования: Кузьмин М.П., Кузьмина М.Ю., Кузьмина А.С. Получение алюмоматричных композитов Al–SiO₂ с использованием аморфного микрокремнезема. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2025; 19(6):44–51. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2025-6-44-51>

Aluminum matrix composites Al–SiO₂ produced using amorphous microsilica

M. P. Kuz'min, M. Yu. Kuz'mina, A. S. Kuz'mina

Irkutsk National Research Technical University
83 Lermontov Str., Irkutsk 664074, Russia mike12008@yandex.ru

Abstract. Studies were carried out to develop aluminum matrix composites reinforced with amorphous microsilica particles. The feasibility of producing Al–5 wt. % SiO₂ materials using both stirring-assisted casting and semisolid metal processing was established. The latter method, when combined with subsequent squeeze casting, demonstrated the highest efficiency. Magnesium was shown to function as a surface-active additive that removes oxygen from the surfaces of the dispersed particles and enhances the mechanical properties of the composite during heat treatment. The resulting material exhibits a uniform distribution of microsilica particles throughout the aluminum matrix and demonstrates hardness, corrosion resistance, and reduced specific weight superior to those of the base AlSi7 alloy. Therefore, the composites produced using the developed technology are promising for applications in transport engineering as well as in the aerospace and space industries.

Keywords: aluminum, composite materials, aluminum matrix composites, silicon dioxide, amorphous microsilica, stirred casting, semisolid metal processing, squeeze casting

For citation: Kuz'min M.P., Kuz'mina M.Yu., Kuz'mina A.S. Aluminum matrix composites Al–SiO₂ produced using amorphous microsilica. *Powder Metallurgy and Functional Coatings*. 2025;19(6):44–51. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2025-6-44-51>

Введение

Развитие современной техники невозможно без использования материалов (сплавов и композитов), обладающих особыми физическими, химическими, механическими и эксплуатационными свойствами, а также без совершенствования существующих технологических процессов их производства.

Разработка композиционных материалов (КМ), состоящих из металлической матрицы и распределенных в ней армирующих элементов, является одним из наиболее приоритетных направлений развития современной металлургии и материаловедения. В ряде случаев только композиты могут удовлетворять требованиям новой техники, для которой характерно ужесточение условий эксплуатации: повышение нагрузок, скоростей, температур, агрессивности сред и уменьшение веса. В настоящее время среди большинства известных металломатричных КМ наиболее широкое применение находят материалы с алюминиевой матрицей. Это обусловлено тем, что они обладают повышенной прочностью, низким удельным весом, а также благоприятным сочетанием целого ряда механических и эксплуатационных свойств [1–10].

Наиболее широкое применение находят композиционные материалы с алюминиевой матрицей. В настоящее время для получения алюмоматричных КМ существуют различные технологии, основными из которых являются порошковая металлургия, диспергирование, инфильтрация расплавленного металла, а также различного рода литейные методы [1; 4; 11]. Литье с интенсивным перемешиванием является самой доступной и распространенной технологией получения КМ. Этот процесс включает введение армирующих частиц в алюминиевый расплав и его последующее механическое или электромагнитное перемешивание [12–14]. Недостатком данного метода является агломерация вводимых в алюминиевый расплав частиц вследствие их низкой смачиваемости [15].

В ряде исследований показано, что одним из наиболее экономичных способов получения алюмоматричных композитов является полутвердое металлическое литье, при котором металл находится в твердожидком состоянии между температурными границами ликвидуса и солидуса, и алюминиевый расплав обладает повышенной вязкостью, что облегчает процесс замешивания дисперсных частиц [16; 17].

В данной технологии выделяются 3 незначительно отличающихся друг от друга процесса – тиксолитье, реокастинг, тиксомолдинг [18–20]. При этом для уменьшения пористости и получения необходимой микроструктуры готовых изделий из КМ применяется литье под давлением [21]. Основная масса исследований по получению алюмоматричных композитов направлена на изучение влияния керамических частиц (Al₂O₃, ZrO₂, MgO, SiC), а также углеродных нанотрубок на свойства алюминия [10–30]. Использование дисперсных армирующих материалов ограничивается сложностью технологического оформления процесса производства композитов на их основе, а также их стоимостью, которая зависит от конъюнктуры рынка и значительно отличается для различных видов керамических порошков в зависимости от химического состава, дисперсности и степени чистоты.

Сегодня с целью снижения затрат на производство КМ предпринимаются попытки применения дешевых и недефицитных материалов. В данной работе для получения алюмоматричных композитов в качестве модификатора используется микрокремнезем, представляющий собой ультрадисперсный материал, состоящий из частиц диоксида кремния сферической формы [4; 5]. В настоящее время его рыночная цена, в зависимости от производителя, варьируется от 550 до 870 \$/т. Решением проблемы снижения стоимости получения композитов системы Al–SiO₂ может являться использование пыли систем газоочистки электротермических печей кремниевого производства в качестве дешевого источника микрокремнезема (цена ~1500 руб./т) [11].

Цель настоящего исследования состояла в разработке технологии получения композитов системы Al–SiO₂ с содержанием частиц армирующей фазы до 5 мас. % с использованием методов литья с интенсивным перемешиванием и полутвердого металлического литья, а также оценке влияния частиц SiO₂ на их микроструктуру и свойства.

Методика экспериментального исследования

Для проведения лабораторных исследований по получению композитов с использованием аморфного кремнезема в качестве металла-основы выбран доэвтектический силумин AlSi7 следующего состава, мас. %:

Si	7,00
Fe	0,19
Mg	0,25
Mn	0,10
Cu	0,05
Zn	0,07
Ga	0,001

Отбор аморфного микрокремнезема осуществлялся из системы газоочистки АО «Кремний» (г. Шелехов), после чего проводилось его обогащение флотационным методом [17]. Для улучшения смачиваемости частиц микрокремнезема и предотвращения образования агломератов перед введением в алюминиевый расплав они подвергались ультразвуковой обработке в ацетоне, промывке дистиллированной водой, сушке и последующей термической обработке при температуре 200–300 °С. При этом наряду с предварительной термической обработкой микрокремнезема осуществлялось легирование расплава магнием [10]. Его в количестве 1 мас. % вводили в расплав в виде магниевой лигатуры МГ-90.

Для получения алюминиевых композитов использовали два способа:

- литье с интенсивным механическим перемешиванием и последующей гравитационной разливкой;
- полутвердое металлическое литье с последующей жидкой штамповкой.

Исходный алюминиевый сплав с целью объективного сравнения микроструктуры и физико-механических свойств переплавлялся методом непрерывного литья.

В ходе литья с перемешиванием частицы микрокремнезема вводились при $t = 730$ °С, в процессе полутвердого металлического литья – при $t = 585 \div 615$ °С (т.е. между температурами солидуса и ликвидуса матричного сплава в полутвердом состоянии), а стадии заливки осуществлялись выше температуры ликвидуса алюминиевого сплава (730 °С). Частицы SiO₂, нагретые до температуры 200–300 °С, вводились в алюминиевый расплав со скоростью 5 г/мин. Расплавленный металл в это время перемешивался с помощью роторной мешалки со скоростью 200 об./мин. Завершающим этапом была его жидкая штамповка на гидравлическом прессе 25Т. После этого слитки подвергались термической обработке при $t = 500$ °С в течение 14 ч с последующими закалкой в теплой (70 °С) воде и осаждением, или возрастным упрочнением, при 165 °С в течение 8 ч. Режим термообработки Т6 был принят как для неармированного сплава, так и для композита: обработка раствором (525 °С, 12 ч) с последующими закалкой в теплой воде (80 °С) и старением при 165 °С в течение 8 ч.

Для изучения фазового состава полученных КМ использовали рентгеноструктурный анализ с при-

менением рентгеновского дифрактометра XRD-7000 компании Shimadzu (Япония). Исследование образцов проводилось в 2 θ -диапазоне от 10 до 70°. Микроструктуру изучали в режиме вторичных и обратноотраженных электронов с помощью сканирующего электронного микроскопа JIB-4500 Multibeam JEOL (Япония), оснащенного энергодисперсионным детектором X-Max компании Oxford Instruments (Великобритания). Также для изучения микроструктуры образцов полученных силуминов проводили металлографические исследования с помощью инвертируемого оптического микроскопа Olympus GX-51 (Япония). Твердость оценивали с помощью твердомера Zwick Brinell (Германия) с шариковым индентором 2,5 мм и нагрузкой 62,5 кг при комнатной температуре. Твердость измеряли в разных местах на каждом образце для получения ее среднего значения. Исследование коррозионных свойств исходного алюминия и полученных композитов проводили с помощью электрохимической рабочей станции в потенциодинамическом режиме с использованием трехэлектродной ячейки, в которой в качестве рабочих электродов выступали исходный алюминиевый сплав и полученный композит Al–SiO₂, Вспомогательным электродом служила платина, а электродом сравнения – каломель. Плотность образцов исходного сплава AlSi7 и полученных композиционных материалов определяли методом гидростатического взвешивания (метод Архимеда) в соответствии со стандартом ГОСТ 8.568-97. Изготовленные образцы кубической формы с размером ребра 10 мм тщательно обезжировали и высушивали при температуре 105 °С в течение 1 ч для удаления адсорбированной влаги.

Результаты и их обсуждение

На рис. 1 представлены СЭМ-изображения сферических частиц микрокремнезема. Видно, что их размер варьируется в широком диапазоне, а более мелкие частицы прилипают к поверхности более крупных, что обусловлено высокой поверхностной энергией последних (рис. 1, б).

Используемый в экспериментах микрокремнезем имел следующий химический состав, мас. %:

SiO ₂	95,0
Al ₂ O ₃	0,55
Fe ₂ O ₃	0,61
CaO	0,96
MgO	1,21
Na ₂ O	0,31
K ₂ O	0,84
C	0,25
S	0,27

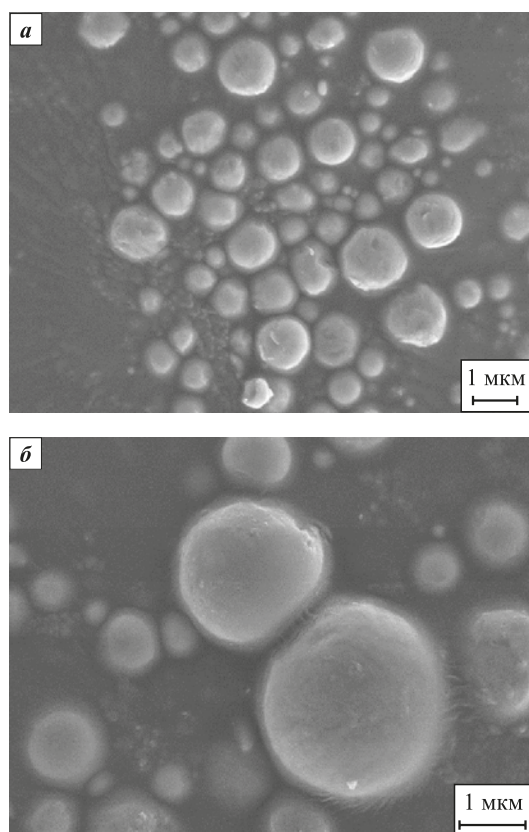


Рис. 1. СЭМ-изображения частиц микрокремнезема

Fig. 1. SEM images of microsilica particles

На рис. 2, *а* представлена микроструктура исходного доэвтекстического силумина AlSi7, состоящая из дендритов твердого раствора кремния в алюминии (α -Al), а также эвтектики α -Al + Si, расположенной в междендритном пространстве.

Сплав AlSi7, полученный в ходе литья под давлением, обладает мелкозернистой структурой со средним размером зерна 15 мкм, усадочные дефекты и газовая пористость у него отсутствуют. Микроструктура композита Al–SiO₂, полученного методом литья с интенсивным перемешиванием и последующей разливкой при $t = 720^\circ\text{C}$, отличается агломерацией частиц микрокремнезема и образованием участков с усадочной пористостью (см. рис. 2, *б*). Это свидетельствует о высокой степени агломерации частиц SiO₂, прямо пропорциональной увеличению температуры литья.

На рис. 2, *в* представлена микроструктура композита Al–SiO₂ полученного методом полутвердого металлического литья при $t = 600^\circ\text{C}$ с интенсивным механическим перемешиванием и последующей жидкой штамповкой. В этом случае наблюдается равномерное распределение частиц микрокремнезема в объеме КМ, уменьшение размера зерна и устранение усадочной пористости. Поскольку процесс жидкой штамповки обеспечивает возможность обра-

ботки металла в форме твердожидкой суспензии, имеют место высокая степень распределения дисперсных армирующих частиц и предотвращение их агломерации.

Полутвердое литье проводилось в интервале температур между ликвидусом и солидусом, в котором сплав, содержащий первичные выделения ден-

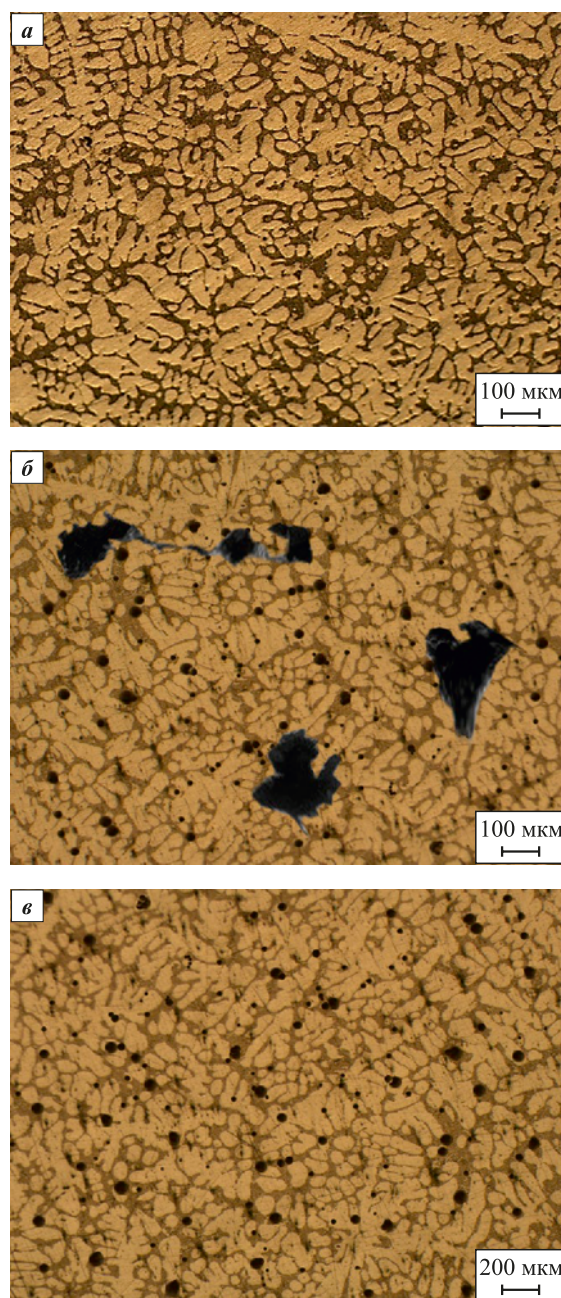


Рис. 2. Микроструктуры исходного алюминиевого сплава AlSi7 (*а*), композита, полученного литьем с интенсивным механическим перемешиванием (*б*), и композита, полученного методом полутвердого металлического литья (*в*)

Fig. 2. Microstructures of the base AlSi7 alloy (*a*), the composite produced by casting with intensive mechanical stirring (*b*), and the composite produced by semisolid metal processing (*c*)

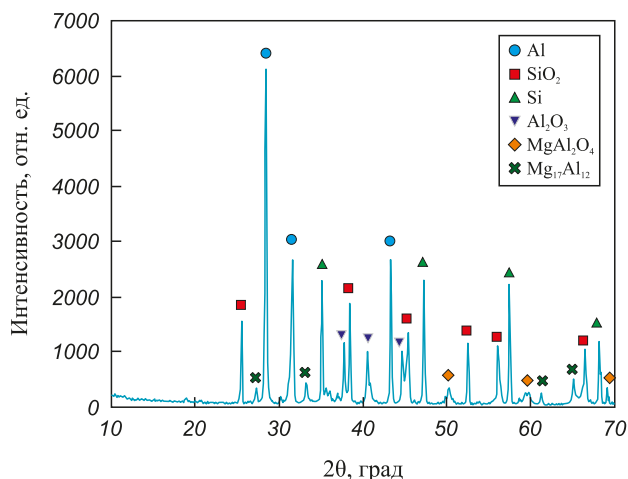


Рис. 3. Дифрактограмма композита Al–SiO₂ в диапазоне $2\theta = 10\div 70^\circ$

Fig. 3. Diffraction pattern of the Al–SiO₂ composite in the 2θ range of $10\div 70^\circ$

дритной фазы α -Al, перемешивался при $t = 590^\circ\text{C}$. Именно это способствовало равномерному распределению частиц SiO₂ в объеме матричного сплава, чего не удалось достигнуть в ходе интенсивного перемешивания жидкого металла. На дифрактограмме этого образца присутствуют пики Al, Si и SiO₂ (см. рис. 3). Видно, что наиболее высокой интенсивностью обладают пики, соответствующие металлическому алюминию ($2\theta = 28,7^\circ; 32,4^\circ; 43,5^\circ$), кристаллическому кремнию ($2\theta = 35,1^\circ; 47,4^\circ; 57,5^\circ; 68,4^\circ$), а также его диоксиду ($2\theta = 25,5^\circ; 38,1^\circ; 45,3^\circ; 52,7^\circ; 57,3^\circ; 66,5^\circ$) и оксиду алюминия ($2\theta = 37,6^\circ; 41,9^\circ; 44,8^\circ$). Кроме того, рентгеноструктурный анализ выявил присутствие в композите интерметаллических соединений MgAl₂O₄ и Mg₁₇Al₁₂, образующихся вследствие дополнительного введения магния в исходный силумин. Установлено, что магний в составе КМ улучшает смачиваемость между алюминиевой матрицей и армирующими частицами микрокремнезема за счет образования шпинели MgAl₂O₄ и, как следствие, очистку его структуры от оксидов [10; 17]. Также интерметаллид Mg₁₇Al₁₂ в процессе термообработки повышает механические свойства композиционного материала.

Полученные данные позволили установить, что содержание SiO₂ в КМ соответствует запланированному 5 мас. %. Это подтверждает возможность контролируемого введения необходимого количества дисперсных частиц в алюминиевую матрицу. Однако во избежание образования интерметаллического соединения Al₃Mg₂, снижающего прочность КМ, количество добавки магния в алюминиевую матрицу должно быть ограничено 2 мас. %.

Результаты измерения твердости по Бринеллю образцов литейного силумина AlSi7 и композитов

на его основе, полученных различными способами обработки, представлены на рис. 4. Видно, что введение частиц аморфного микрокремнезема в литейный силумин в случае их равномерного распределения приводит к увеличению его твердости. Частицы SiO₂ в алюминиевой матрице выступают в качестве центров кристаллизации и способствуют измельчению зерна, а разница в значениях коэффициента теплового расширения между микрокремнеземом и матричным сплавом вызывает несоответствие деформаций на границе раздела, которые действуют как барьер для движения дислокаций.

Твердость КМ напрямую зависит от способа их получения и степени распределения армирующих частиц. Композит, полученный методом литья с интенсивным механическим перемешиванием, даже после термической обработки демонстрирует значительное снижение твердости по сравнению с базовым сплавом AlSi7. Это связано с высокой степенью агломерации частиц микрокремнезема и, как следствие, образованием усадочной пористости. Образец КМ, изготовленный методом полутвердого металлического литья с последующей жидкой штамповкой, имеет наибольшую твердость. Это обусловлено лучшим распределением частиц микрокремнезема в объеме металла, а также уменьшением размеров зерен вследствие кристаллизации под давлением и наличия большого количества центров кристаллизации.

Прочность на растяжение композита, полученного методом полутвердого металлического литья, составила 257 МПа, что практически соответствует

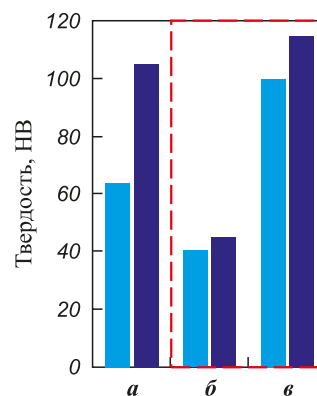


Рис. 4. Твердость исходного алюминиевого сплава AlSi7 (а) и композитов, полученных литьем с интенсивным механическим перемешиванием (б) и методом полутвердого металлического литья (в)

Fig. 4. Brinell hardness of the base AlSi7 alloy (a) and of the composites produced by casting with intensive mechanical stirring (б), and by semisolid metal processing (в)

ее значению для исходного алюминиевого сплава AlSi7 ($G_b = 269$ МПа). Наряду с высокой прочностью данный образец КМ продемонстрировал повышенную коррозионную стойкость (рис. 5). Это обусловлено образованием в композите межфазных продуктов, полученных в результате реакции между алюминием, магнием и микрокремнеземом, которые обладают меньшей склонностью к коррозионному воздействию. Такие соединения, как $MgAl_2O_4$, Al_2O_3 и SiO_2 , выступают в качестве защитного оксидного слоя на поверхности материала.

Плотность композиционного материала, полученного методом литья с интенсивным перемешиванием, несколько ниже ($2,58$ г/см³), чем у исходного сплава ($2,64$ г/см³). Это снижение объясняется наличием усадочной пористости и агломератов частиц SiO_2 , что было выявлено при микроструктурном анализе (см. рис. 2, б).

Наименьшую плотность ($2,47$ г/см³) показал композит, полученный методом полутвердого литья с последующей жидкой штамповкой. Несмотря на низкую плотность, данный образец продемонстрировал наилучшие механические свойства и отсутствие макропористости. Основными причинами снижения плотности в этом случае являются следующие.

1. Присутствие менее плотной армирующей фазы. Частицы аморфного диоксида кремния (SiO_2) имеют плотность около $2,2$ г/см³, что ниже плотности алюминиевой матрицы ($\sim 2,7$ г/см³). Введение 5 мас. % SiO_2 закономерно снижает общую плотность композита.

2. Эффект уплотнения под давлением. Процесс жидкой штамповки обеспечил получение материала с более однородной микроструктурой и минималь-

ной пористостью, что подтверждается микрофотографиями (см. рис. 2, в).

Таким образом, снижение плотности здесь связано не с дефектами, а с равномерным распределением легкой керамической фазы в металлической матрице.

Закключение

Проведенные в работе исследования позволили установить возможность получения композитов системы Al–SiO₂ с использованием технологий литья с интенсивным перемешиванием и полутвердого металлического литья с последующей жидкой штамповкой. Наибольшую эффективность продемонстрировал второй метод. Он позволил получить композит с содержанием частиц армирующей фазы 5 мас. % и их равномерным распределением в объеме матричного сплава. Исследование его микроструктуры выявило уменьшение размера зерен и отсутствие усадочной пористости. Установлено положительное влияние магния на смачиваемость дисперсных частиц микрокремнезема за счет удаления кислорода с поверхности дисперсных частиц, а также предотвращения дополнительного образования оксидов из-за формирования интерметаллида $MgAl_2O_4$. Отмечено улучшение механических свойств композиционного материала в процессе термообработки вследствие образования соединения $Mg_{17}Al_{12}$. Установлено, что полученный КМ обладает твердостью и коррозионной стойкостью, превосходящими аналогичные характеристики исходного сплава AlSi7.

В связи с этим можно сделать вывод, что рассмотренные технологии с использованием методов литья с интенсивным перемешиванием и полутвердого металлического литья являются эффективными, поскольку позволяют получать композиты Al–SiO₂ с высокими прочностью и коррозионной стойкостью, а также низкой пористостью. Они могут быть востребованы во всех сферах транспортного машиностроения, а также в авиационной и космической отраслях промышленности. Результаты исследования могут расширить существующие представления о применении микро- и нанодисперсных порошков в качестве легирующих веществ и модификаторов с целью получения с их помощью композиционных материалов нового поколения.

Список литературы / References

1. Pattnayak A., Madhu N., Sagar Panda A., Kumar Sahoo M., Mohanta K. A Comparative study on mechanical properties of Al–SiO₂ composites fabricated using rice husk silica in crystalline and amorphous form as reinforcement. *Materials Today: Proceedings*. 2018;5(2): 8184–8192. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2017.11.507>

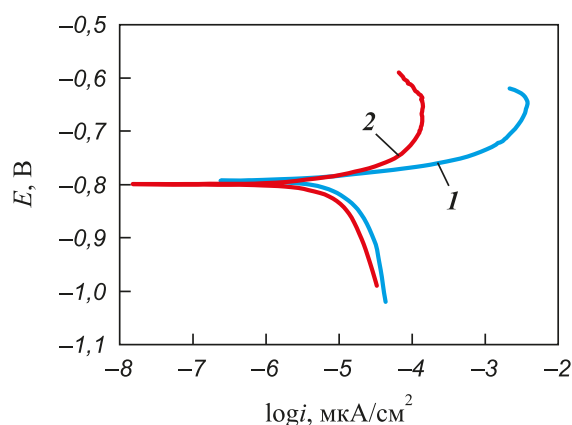


Рис. 5. Кривые потенциодинамической поляризации исходного алюминиевого сплава AlSi7 (1) и композита, полученного методом полутвердого металлического литья (2)

Fig. 5. Potentiodynamic polarization curves of the base AlSi7 alloy (1) and the composite produced by semisolid metal processing (2)

2. Malek A., Abderraouf Gh. Synthesis and characterization of Al–SiO₂ composites. *Journal of Ceramic Processing Research*. 2019;20(3):259–263.
<https://doi.org/10.36410/jcpr.2019.20.3.259>
3. Nalivaiko A. Yu., Arnautov A.N., Zmanovsky S.V., Ozherelkov D.Yu., Shurkin P.K., Gromov A.A. Al–Al₂O₃ powder composites obtained by hydrothermal oxidation method: Powders and sintered samples characterization. *Journal of Alloys and Compounds*. 2020;825:154024.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.154024>
4. Кузьмин М.П., Иванов Н.А., Кондратьев В.В., Григорьев В.Г., Кузьмина М.Ю., Бегунов А.И., Кузьмина А.С., Иванчик Н.Н. Получение композиционного материала «алюминий–углеродные нанотрубки» методом горячего прессования. *Металлург*. 2017;61(9):97–102.
 Kuz'min M.P., Ivanov N.A., Kondrat'ev V.V., Kuz'mina M.Yu., Begunov A.I., Kuz'mina A.S., Ivanchik N.N. Preparation of aluminum–carbon nanotubes composite material by hot pressing. *Metallurgist*. 2018;61(3):815–821.
<https://doi.org/10.1007/s11015-018-0569-2>
5. Кузьмин М.П., Иванов Н.А., Кондратьев В.В., Григорьев В.Г., Кузьмина М.Ю., Бегунов А.И., Кузьмина А.С., Иванчик Н.Н. Получение композиционного материала «алюминий–углеродные нанотрубки» методом горячего прессования. *Металлург*. 2017;61(1):101–105.
 Kuz'min M.P., Kondrat'ev V.V., Larionov L.M., Kuz'mina M.Y., Ivanchik N.N. Possibility of preparing alloys of the Al–Si system using amorphous microsilica. *Metallurgist*. 2017;60(5):86–91.
<https://doi.org/10.1007/s11015-017-0458-0>
6. Sathish T., Chandramohan D. Teaching methods and methodologies used in laboratories. *International Journal of Recent Technology and Engineering*. 2019;7(6):291–293.
7. Лепезин Г.Г., Каргополов С.А., Жираковский В.Ю. Минералы группы силлиманита как новое перспективное сырье для алюминиевой промышленности России. *Геология и геофизика*. 2010;51(12):1605–1617.
 Lepezin G.G., Kargopolov S.A., Zhirakovskii V.Yu. Silimanite group minerals: A new promising raw material for the Russian aluminum industry. *Russian Geology and Geophysics*. 2010;51(12):1247–1256.
<https://doi.org/10.1016/j.rgg.2010.11.004>
8. Bakker H. Enthalpies in alloys. Miedema's semi-empirical model. Switzerland: Trans Tech Publications. Ltd., 1998. 195 p.
9. Saravanan K.S., Pradhan Raghuram A., Ramya S., Senthilnathan K. Characterization of Al–SiO₂ composite material. *International Journal of Engineering and Advanced Technology*. 2019;9(2):2972–2975.
<https://doi.org/10.35940/ijeat.B3898.129219>
10. Pai B.C., Ramani G., Pillai R.M., Satyanarayana K.G. Role of magnesium in cast aluminium alloy matrix composites. *Journal of Materials Science*. 1995;30(8):1903–1911.
<https://doi.org/10.1007/BF00353012>
11. Kuz'min M.P., Larionov L.M., Chu P.K., Qasim A.M., Kuz'mina M.Yu., Kondrat'ev V.V., Kuz'mina A.S., Jia Q. New methods of obtaining Al–Si alloys using amorphous microsilica. *International Journal of Metalcasting*. 2020;14(1):207–217.
<https://doi.org/10.1007/s40962-019-00353-w>
12. Gowri Shankar M.C., Jayashree P.K., Kini A.U., Sharma S.S. Effect of silicon oxide (SiO₂) reinforced particles on ageing behavior of Al–2024 Alloy. *International Journal of Mechanical Engineering and Technology*. 2014; 5(9):15–21.
13. Kok M. Production and mechanical properties of Al₂O₃ particle-reinforced 2024 aluminum alloy composites. *Journal of Materials Processing Technology*. 2005;161(3):381–387.
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2004.07.068>
14. Taha M.A., El-Mahallawy N.A. Metal–matrix composites fabricated by pressure assisted infiltration of loose ceramic powder. *Journal of Materials Processing Technology*. 1998;73(1-3):139–146.
[https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(97\)00223-9](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(97)00223-9)
15. Sajjadi S.A., Ezatpour H.R., Parizi M.T. Comparison of microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloy /Al₂O₃ composites fabricated by stir and compo-casting processes. *Materials and Design*. 2012;34: 106–111. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.07.037>
16. Abbasipour B., Niroumand B., Monir vaghefi S.M. Compo-casting of A356–CNT composite. *Transactions of Non-ferrous Metals Society of China*. 2010;20(9):1561–1566.
[https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(09\)60339-3](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(09)60339-3)
17. Kuz'min M.P., Paul K. Chu, Abdul M. Qasim, Larionov L.M., Kuz'mina M.Yu., Kuz'min P.B. Obtaining of Al–Si foundry alloys using amorphous microsilica – Crystalline silicon production waste. *Journal of Alloys and Compounds*. 2019;806(4-6):806–813.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.07.312>
18. Robie A.R., Hemingway B.S. Thermodynamic properties of minerals and related substances at 298,15 K and 1 bar (10⁵ pascals) pressure and at higher temperatures. Washington: United States Government Printing Office; 1995. 461 p.
19. Sajjadi S.A., Torabi Parizi M., Ezatpourea H.R., Sedghic A. Fabrication of A356 composite reinforced with micro and nano Al₂O₃ particles by a developed compocasting method and study of its properties. *Journal of Alloys and Compounds*. 2012;511(1):226–231.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2011.08.105>
20. Cocen L., Onel K. The production of Al–Si alloy–SiC_p composites via compocasting: some microstructural aspects. *Materials Science and Engineering: A*. 1996; 221(1-2):187–191.
[https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(96\)10436-6](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(96)10436-6)
21. Escalera-Lozano R., Gutierrez C.A., Pech-Canul M.A. Pech-Canul M.I. Corrosion characteristics of hybrid Al/SiC_p/MgAl₂O₄ composites fabricated with fly ash and recycled aluminum. *Materials Characterization*. 2007;58(10):953–960.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2006.09.012>
22. Munasir M., Triwikantoro T., Zainuri M., Bäßler R., Darminto D. Mechanical strength and corrosion rate of aluminium composites (Al/SiO₂): Nanoparticle silica (NPS) as reinforcement. *Journal of Physical Science*. 2019;30(1):81–97.
<https://doi.org/10.21315/jps2019.30.1.7>
23. Кузьмин М.П., Ларионов Л.М., Кондратьев В.В., Кузьмина М.Ю., Григорьев В.Г., Книжник А.В., Кузьмина А.С. Получение силуминов с использованием отхо-

дов кремниевого производства. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2019;60(4):4–15.

<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2019-4-4-15>

Kuz'min M.P., Larionov L.M., Kondratiev V.V., Kuz'mina M.Yu., Grigoriev V.G., Knizhnik A.V., Kuz'mina A.S. Fabrication of silumins using silicon production waste. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2019;60(5):483–491. <https://doi.org/10.3103/S1067821219050122>

24. Li G., Hao S., Gao W., Lu Z. The Effect of applied load and rotation speed on wear characteristics of Al–Cu–Li alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2022;31 (1): 5875–5885.

<https://doi.org/10.1007/s11665-022-06613-x>

25. Zheng Zh.-k., Ji Y.-j., Mao W.-m., Yue R., Liu Zh.-y. Influence of rheo-diecasting processing parameters on microstructure and mechanical properties of hypereutectic Al–30 % Si alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2017;27(6):1264–1272.

[https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(17\)60147-X](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(17)60147-X)

26. Jeon J.H., Shin J.H., Bae D.H. Si phase modification on the elevated temperature mechanical properties of Al–Si

hypereutectic alloys. *Materials Science and Engineering: A*. 2019;748(6):367–370.

<https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.01.119>

27. Apakshv R., Davydov S., Valiev N. High-temperature synthesis of composite material from Al–SiO₂. *System Components*. 2014;1064:58–61.

<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.1064.58>

28. Feng H.K., Yu S.R., Li Y.L., Gong L.Y. Effect of ultrasonic treatment on microstructures of hypereutectic Al–Si alloy. *Journal of Materials Processing Technology*. 2008;208(1-3):330–350.

<https://doi.org/10.1016/J.JMATPROTEC.2007.12.121>

29. Jiang B., Ji Z., Hu M., Xu H., Xu S. A novel modifier on eutectic Si and mechanical properties of Al–Si alloy. *Materials Letters*. 2019;239:13–16.

<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2018.12.045>

30. Lin Ch., Wu Sh.-s., Lü Sh.-l., Zeng J.-b., An P. Dry sliding wear behavior of rheocast hypereutectic Al–Si alloys with different Fe contents. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2016;26(3):665–675.

[https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(16\)64156-0](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(16)64156-0)

Сведения об авторах



Information about the Authors

Михаил Петрович Кузьмин – к.т.н., доцент кафедры металлургии цветных металлов Иркутского национального исследовательского технического университета (ИРНИТУ)

 **ORCID:** 0000-0002-8714-5004

 **E-mail:** mike12008@yandex.ru

Марина Юрьевна Кузьмина – к.х.н., доцент кафедры металлургии цветных металлов, ИРНИТУ

 **ORCID:** 0000-0001-7215-5501

 **E-mail:** kuzmina.my@yandex.ru

Алина Сергеевна Кузьмина – к.ф.-м. н., доцент кафедры радиоэлектроники и телекоммуникационных систем, ИРНИТУ

 **ORCID:** 0000-0001-9553-5179

 **E-mail:** kuzmina.istu@gmail.com

Mikhail P. Kuz'min – Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor, Department of Metallurgy of Non-Ferrous Metals, Irkutsk National Research Technical University (INRTU)

 **ORCID:** 0000-0002-8714-5004

 **E-mail:** mike12008@yandex.ru

Marina Yu. Kuz'mina – Cand. Sci. (Chem.), Associate Professor, Department of Metallurgy of Non-Ferrous Metals, INRTU

 **ORCID:** 0000-0001-7215-5501

 **E-mail:** kuzmina.my@yandex.ru

Alina S. Kuz'mina – Cand. Sci. (Phys.-Math.), Associate Professor, Department of Radioelectronics and Telecommunication Systems, INRTU

 **ORCID:** 0000-0001-9553-5179

 **E-mail:** kuzmina.istu@gmail.com

Вклад авторов



Contribution of the Authors

М. П. Кузьмин – определение цели работы, разработка методологии исследования, участие в обсуждении результатов, написание текста статьи, рецензирование и редактирование.

М. Ю. Кузьмина – определение цели работы, проведение экспериментальных исследований, написание текста статьи, участие в обсуждении результатов.

А. С. Кузьмина – экспериментальных исследований, написание текста статьи, участие в обсуждении результатов.

M. P. Kuz'min – defined the research objective; developed the study methodology; participated in the discussion of the results; drafted the manuscript; reviewed and edited the final text.

M. Yu. Kuz'mina – defined the research objective; conducted the experimental investigations; drafted the manuscript; participated in the discussion of the results.

A. S. Kuz'mina – conducted the experimental investigations; drafted the manuscript; participated in the discussion of the results.

Статья поступила 27.03.2025 г.
Доработана 14.04.2025 г.
Принята к публикации 21.04.2025 г.

Received 27.03.2025
Revised 14.04.2025
Accepted 21.04.2025