

УДК 621.74:669.018.9

СТРУКТУРНО-МОРФОЛОГИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОВЕРХНОСТЕЙ ТРЕНИЯ ЛИТЫХ ЭНДОГЕННО-АРМИРОВАННЫХ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ

© 2021 г. Е. С. Прусов^а, В. Б. Деев^{б, с, *}, А. В. Аборкин^а, Э. Х. Ри^д, Е. М. Рахуба^е

^аВладимирский государственный университет
им. Александра Григорьевича и Николая Григорьевича Столетовых,
Владимир, 600000 Россия

^бWuhan Textile University, 0027 Wuhan, 4300 00-4304 00 China

^сНациональный исследовательский технологический университет “МИСИС”,
Москва, 119049 Россия

^дТихоокеанский государственный университет, Хабаровск, 680035 Россия

^еИнститут легких материалов и технологий РУСАЛ, Москва, 119049 Россия

*e-mail: deev.vb@mail.ru

Поступила в редакцию 14.12.2020 г.

После доработки 22.03.2021 г.

Принята к публикации 27.03.2021 г.

Изучено влияние температурно-временной обработки расплавов Al–Mg–Si на трибологическое поведение литых эндогенно-армированных алюмоматричных композитов Al–Mg₂Si и структурно-морфологические параметры поверхностей трения. Показано, что температурно-временная обработка расплавов в рациональных режимах приводит к измельчению включений эндогенной армирующей фазы Mg₂Si и увеличению их общего количества, способствуя повышению трибологических характеристик алюмоматричных композитов Al–Mg₂Si. Методами растровой электронной микроскопии и энергодисперсионного анализа установлено, что на поверхности трения формируется переходный слой, армированный микро- и наночастицами дебриса. Эти частицы обеспечивают градиент механических свойств по глубине, снижая износ переходного слоя. Суммарный анализ закономерностей изменения морфологии и элементного состава поверхностей трения алюмоматричных композитов свидетельствует о сложном характере износа пары трения с присутствием адгезионной, окислительной и абразивной составляющих.

Ключевые слова: алюмоматричные композиты, эндогенное армирование, структура, трибологическое поведение, электронная микроскопия, дебрис, поверхностное изнашивание.

DOI: 10.31857/S1028096021120177

ВВЕДЕНИЕ

Алюмоматричные композиционные материалы, армированные дисперсными частицами тугоплавких неорганических соединений, привлекают внимание исследователей в связи с широким спектром возможных сочетаний механических и трибологических свойств [1]. Однако промышленное использование этих перспективных материалов ограничивается несовершенством технологических процессов их получения, основанных на вводе экзогенных армирующих частиц в матричные расплавы путем механического замешивания. Такие процессы, как правило, сопровождаются окислением и газонасыщением расплавов, коагуляцией и отторжением армирующих частиц вследствие их плохой смачиваемости [2]. Одним из решений обозначенных проблем являются литейно-металлургические технологии эндогенного армирования, реализация которых возможна в системах эвтектического типа, например,

Al–Mg–Si [3]. Образующееся в таких системах соединение Mg₂Si может эффективно использоваться в качестве армирующей фазы при получении литейных алюмоматричных композиционных материалов, поскольку имеет высокую температуру плавления, малую плотность, высокую твердость, низкий коэффициент термического расширения и высокий модуль упругости [4].

Значительными преимуществами алюмоматричных композитов Al–Mg₂Si являются простота их получения и низкая стоимость исходных компонентов. Композиционные материалы Al–Mg₂Si характеризуются прочной межфазной связью между матрицей и армирующими частицами, а также отличаются повышенной термодинамической стабильностью, лучшим распределением и дисперсностью армирующих компонентов в сравнении с экзогенно-армированными композитами [5–7]. Однако в результате использования традиционных литейно-металлургических про-

цессов первичные кристаллы Mg_2Si , как правило, приобретают грубую морфологию, что приводит к необходимости применения модифицирующей обработки. Для управления структурно-морфологическими параметрами литых композитов $Al-Mg_2Si$ к настоящему времени опробованы химические способы модифицирования за счет ввода в расплавы таких элементов, как неодим, висмут, стронций, церий [8–10]. Однако использование дорогостоящих модифицирующих присадок, с одной стороны, может приводить к существенному повышению себестоимости композитов, а с другой стороны, сопровождается накоплением примесей в материалах при повторных переплавах в процессах рециклинга.

В последние годы возрастает интерес исследователей к разработке новых методов получения модифицированной структуры литейных сплавов и композитов за счет наложения различных физических воздействий на их расплавы [11]. В частности, в [12, 13] было показано значительное модифицирующее воздействие ультразвуковой и вибрационной обработки расплавов на изменение дисперсности и морфологии армирующих частиц Mg_2Si . Кроме того, сообщают о положительных эффектах поверхностной электрофизической обработки на структуру и трибологическое поведение алюминиевых сплавов [14, 15]. Как было показано ранее, одним из эффективных и экономичных способов управления морфологией и размерами частиц Mg_2Si может быть температурно-временная обработка расплавов системы $Al-Mg-Si$ [16–18].

Настоящая работа посвящена изучению влияния температурно-временной обработки расплавов $Al-Mg-Si$ на трибологическое поведение алюмоматричных композитов $Al-Mg_2Si$ и структурно-морфологические параметры изношенных поверхностей.

МЕТОДИКА

Для получения алюмоматричных композитов использовали чистые компоненты: алюминий ($\geq 99.99\%$ Al), магний ($\geq 99.9\%$ Mg), кремний ($\geq 99.0\%$ Si). Компоненты дозировали согласно расчету шихты на объем плавки 500 г, исходя из номинального состава $Al + 12.5 \text{ мас. \% Mg} + 6.7 \text{ мас. \% Si}$, что соответствовало содержанию фазы Mg_2Si в синтезируемом композите 18 мас. %. Плавку проводили в алундовых тиглях в электрической печи сопротивления. Вначале расплавили алюминий и перегревали до $720^\circ C$, затем добавляли подогретые до $150^\circ C$ завернутые в алюминиевую фольгу навески магния и кремния с последующим перемешиванием расплава графитовым стержнем. После полного растворения введенных компонентов расплав перегревали до температуры $900^\circ C$ и выдерживали в течение различного времени (15, 30, 45 и 60 мин) для проведения температурно-временной обработки. Тем-

пературные режимы плавки контролировали в течение всего эксперимента погружной термопарой ХА с использованием регистратора ВиЭР-104К. После выдерживания снимали с поверхности оксидные пленки и разливали расплав при температуре $720^\circ C$ в вертикальную медную изложницу для получения слитков диаметром 20 мм и высотой 100 мм. Температура изложницы была постоянной ($25^\circ C$) для всех изготовленных образцов для обеспечения идентичных условий охлаждения. Из полученных слитков вырезали образцы на расстоянии 15 мм от нижнего торца слитка для исследования структуры и трибологических характеристик.

Микроструктуру образцов алюмоматричных композитов изучали в литом состоянии на не травленных шлифах с помощью цифрового металлографического микроскопа Raztek MRX9-D (Россия). Металлографические образцы готовили по стандартной процедуре. Фазовый состав образцов определяли на рентгеновском дифрактометре D8 ADVANCE (Bruker AXS, Германия) в геометрии Брэгга–Брентано (CuK_α -излучение, $\lambda = 1.5406 \text{ \AA}$, скорость вращения гониометра 4 град/мин, шаг 2θ 0.05°). Идентификацию фаз осуществляли с помощью программного комплекса Diffrac.Suite на основе базы данных ICDD PDF-2.

Для оценки потенциала использования разработанных композитов в реальных узлах трения проводили сопоставительные трибологические испытания с фрактографическим картированием поверхностей трения с применением растрового электронного микроскопа (РЭМ) TESCAN VEGA3 (Tescan Orsay Holding) с энергодисперсионной приставкой-микроанализатором INCA Energy 15013 X-act производства Oxford Instruments. Испытания опытных образцов на трение и износ проводили по схеме “неподвижный шарик (ШХ15)–вращающийся диск (образец)” на автоматизированной машине трения Tribometer (CSM Instruments, Швейцария) в соответствии с международными стандартами ASTM G99-959 и DIN 50324. Образцы для испытаний готовили в форме дисков диаметром 20 и высотой 5 мм. Трибологические испытания проводили при нагрузке на индентор 5 Н и линейной скорости вращения образцов 40 см/с в условиях сухого трения. Путь трения во всех опытах составил 500 м.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Структура композитов $Al-Mg_2Si$ в литом состоянии при различном времени выдерживания расплава в процессах его температурно-временной обработки приведена на рис. 1. Характерная микроструктура композитов $Al-Mg_2Si$ представлена литой матрицей (алюминиевый α -твердый раствор) и частицами первичной фазы Mg_2Si . Увеличение продолжительности выдерживания расплава при температурно-временной обработ-

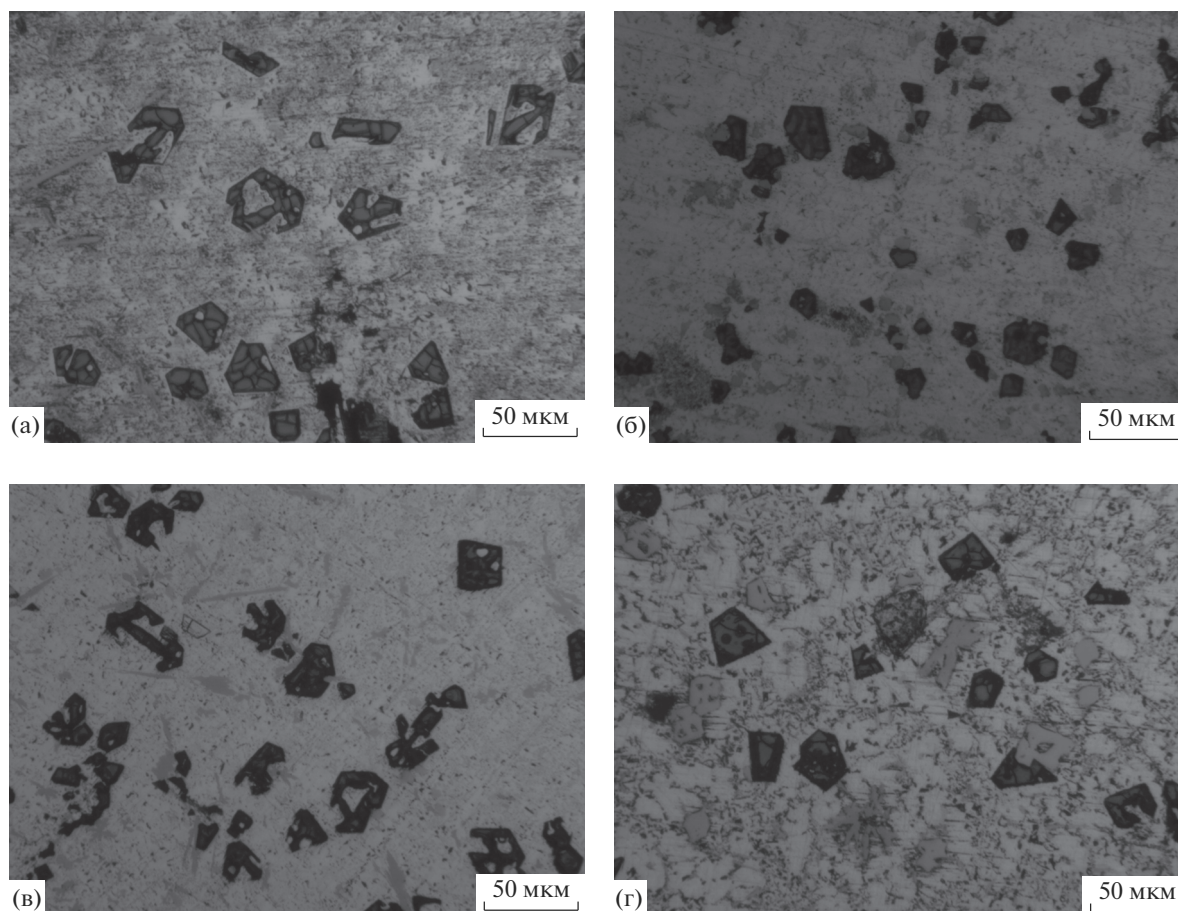


Рис. 1. Структура алюмоматричных композитов Al–Mg₂Si в литом состоянии при выдерживании расплава при 900°С в течение 15 (а), 30 (б), 45 (в) и 60 (г) мин.

ке от 15 до 30 мин приводит к значительному уменьшению средних размеров частиц Mg₂Si и увеличению их количества. При дальнейшем увеличении длительности выдерживания до 45 мин происходит огрубление морфологии кристаллов Mg₂Si и рост их размеров с образованием сложных дендритоподобных комплексов, а выдерживание в течение 60 мин приводит к резкому снижению общего количества частиц в структуре материала, по-видимому, вследствие образования эвтектических колоний в междендритных областях.

Дифрактограммы литых образцов, полученных при выдерживании в течение 15 и 60 мин, приведены на рис. 2. Рентгеноструктурный анализ выявил в образцах, полученных при выдерживании расплава в течение 15 мин, только две фазы, а именно α-Al и Mg₂Si (рис. 2а), в то время как выдерживание при 900°С в течение 60 мин приводит к появлению оксида магния MgO в структуре образцов в заметных количествах (рис. 2б).

После трибологических испытаний были изучены треки износа на поверхности образцов композитов, полученных в различных условиях температурно-временной обработки расплава. Фрактнографические изображения поверхностей

трения приведены на рис. 3. Сравнительный анализ РЭМ-изображений показывает, что топография треков износа образцов с различным временем изотермического выдерживания качественно одна и та же. Во всех случаях наблюдается характерная морфология с “гребнями”, формирование которых происходит в условиях пластической деформации мягкой матрицы перед движущимся более твердым стальным контртелом и пластирующей сварки локальных участков контактирующих поверхностей, образовавшихся вследствие молекулярного взаимодействия. Износ в данном случае характеризовался локальным адгезионным схватыванием контактирующих поверхностей с последующим когезионным разрушением зон контакта. Образцы, полученные при выдерживании расплава в течение 30 и 45 мин, демонстрируют более высокие показатели задиристости в условиях сухого трения, что обусловливается более благоприятными структурно-морфологическими характеристиками синтезированных композитов. Также характерным является наличие микроарапин на поверхности трения, ориентированных в направлении скольжения, что свидетельствует о протекании процессов микрорезания в

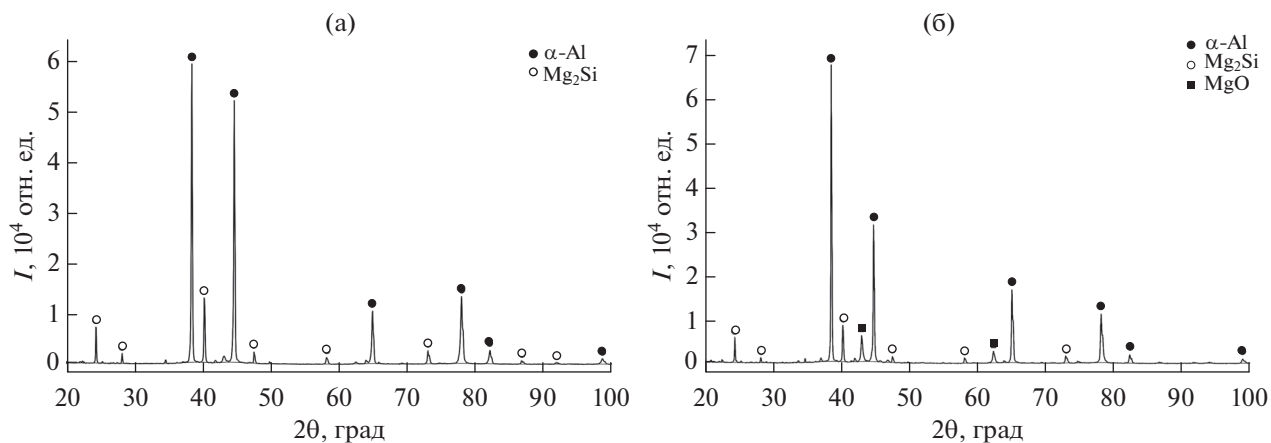


Рис. 2. Дифрактограммы образцов композитов Al–Mg₂Si, полученных при температурно-временной обработке расплава в течение 15 (а) и 60 мин (б).

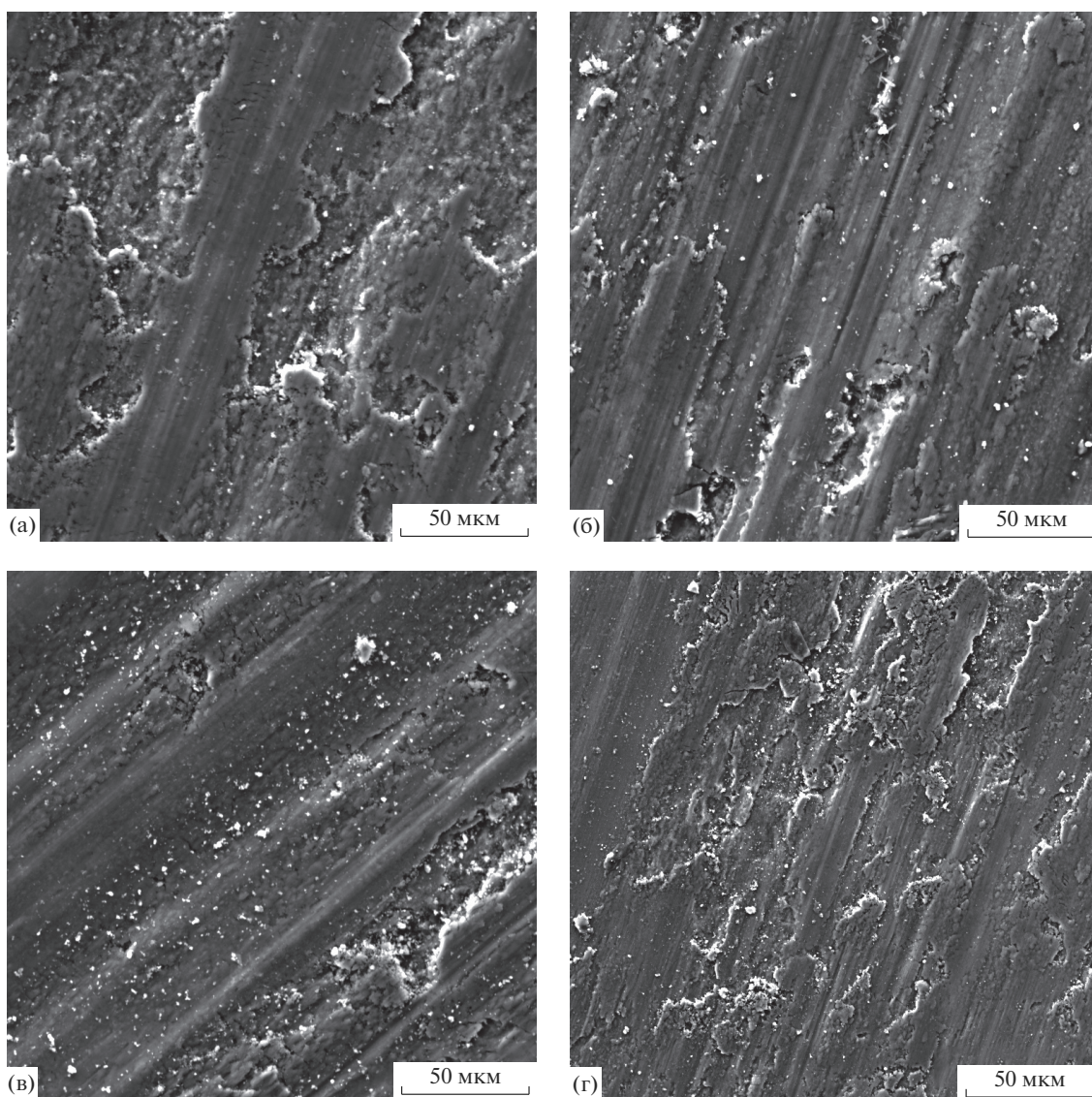


Рис. 3. РЭМ-изображения поверхностей изнашивания после трибологических испытаний литых образцов алюминоматричных композитов, полученных при выдерживании расплава при температуре 900°C в течение 15 (а), 30 (б), 45 (в) и 60 мин (г).

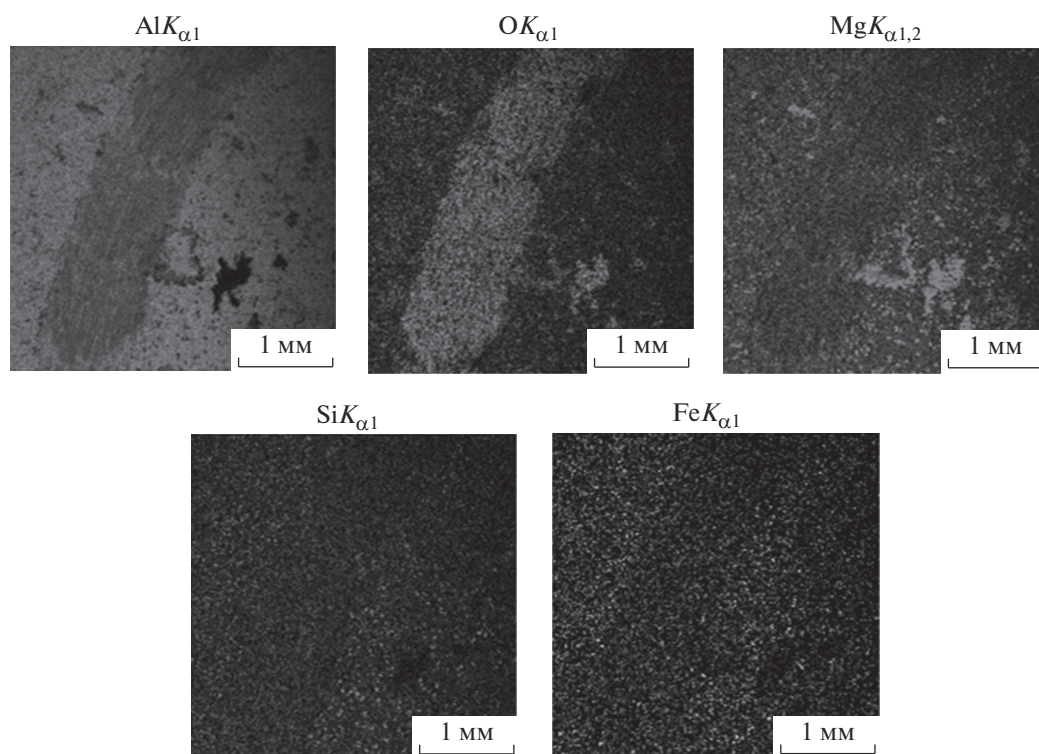


Рис. 4. Съемка поверхности трения литого образца алюмоматричного композита Al–Mg₂Si, полученного при выдерживании расплава при температуре 900°С в течение 15 мин, с использованием характеристического излучения.

зоне контакта. В роли абразива, по-видимому, выступают окисленные частицы матричного алюминиевого сплава. На РЭМ-изображениях отчетливо фиксировали микро- и наноразмерные частицы дебриса.

Энергодисперсионный рентгеновский микроанализ, результаты которого представлены в виде картирования поверхности трения, а также в отдельных точках, выявляет во всех образцах как элементы алюмоматричного композита, так и элементы, входящие в состав стального контртела. Для примера на рис. 4 приведены результаты съемки поверхности трения литого образца алюмоматричного композита Al–Mg₂Si, полученного при выдерживании расплава при температуре 900°С в течение 15 мин, с использованием характеристического излучения. Во всех случаях поверхности треков трения богаты кислородом. Это обусловлено окислением ювенильных поверхностей, образующихся при деформации за счет фрикционного нагрева при сухом скольжении. Образование слоев оксидов обеспечивает градиент механических свойств по глубине, снижая износ переходного слоя. Микроэлементный анализ частиц дебриса показывает, что в основном они состоят из оксидов алюминия, магния и железа.

Таким образом, температурно-временная обработка расплавов является эффективным способом управления структурно-морфологическими параметрами литых алюмоматричных компози-

тов системы Al–Mg₂Si, открывающим возможности для вариации свойств материала как в объеме, так и на поверхности. Полученные результаты свидетельствуют о перспективности применения предложенных решений с позиций формирования заданных эксплуатационных характеристик поверхности (износостойкости, задиристости, прирабатываемости и других характеристик), что практически значимо для изготовления изделий трибоузлов из алюмоматричных композитов.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Применение температурно-временной обработки расплавов системы Al–Mg–Si в рациональных режимах (30 мин при $T = 900^{\circ}\text{C}$) приводит к измельчению включений эндогенной армирующей фазы Mg₂Si и увеличению их общего количества, способствуя повышению трибологических характеристик алюмоматричных композитов Al–Mg₂Si. Показано, что увеличение продолжительности изотермического выдерживания расплава до 45 мин сопровождается огрублением морфологии кристаллов Mg₂Si и формированием сложных дендритоподобных комплексов, а выдерживание в течение 60 мин приводит к резкому снижению доли армирующих частиц и значительному окислению матрицы. При изучении поверхностей трения методами РЭМ и энергодисперсионного анализа установлено, что на поверхности трения

формируется переходный слой, армированный микро- и наноразмерными частицами дебриса. Наличие данных частиц обеспечивает градиент механических свойств по глубине, снижая износ переходного слоя. Суммарный анализ закономерностей изменения морфологии и элементного состава поверхностей трения алюмоматричных композитов свидетельствует о сложном характере износа пары трения с присутствием адгезионной, окислительной и абразивной составляющих.

БЛАГОДАРНОСТИ

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 20-19-00687).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Kumar V.M., Venkatesh C.V. // Mater. Res. Express. 2019. V. 6. № 7. P. 072001. <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab0ee3>
2. Wu J., Wang D., Gui M., Cui Y., Yuan G. // Jinshu Xuebao/Acta Metallurgica Sinica. 1999. V. 35. № 1. P. 103.
3. Chen X., Liu H., Zhan Y., Tang H. // Int. J. Mater. Res. 2016. V. 107. № 9. P. 842. <https://doi.org/10.3139/146.111405>
4. Biswas P., Mondal M.K., Roy H., Mandal D. // Canad. Metal. Quarterly. 2017. V. 56. P. 340. <https://doi.org/10.1080/00084433.2017.1345058>
5. Qin Q.D., Zhao Y.G., Zhou W. // Wear. 2008. V. 264. P. 654. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2007.05.008>
6. Barenji R.V. // China Foundry. 2018. V. 15. P. 66. <https://doi.org/10.1007/s41230-018-7095-5>
7. Gao Q., Wu S., Lu S., Duan X., Zhong Z. // J. Alloys Compd. 2015. V. 651. P. 521. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.08.162>
8. Wu X.-F., Zhang G.-G., Wu F.-F. // Rare Metals. 2013. V. 32. № 3. P. 284. <https://doi.org/10.1007/s12598-013-0030-4>
9. Wu X., Zhang G., Wu F. // Trans. Nonferrous Met. Soc. China. 2013. V. 23. № 6. P. 1532. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(13\)62627-8](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(13)62627-8)
10. Qin Q., Li W. // Mater. Trans. 2016. V. 57. № 5. P. 618. <https://doi.org/10.2320/matertrans.M2015334>
11. Deev V.B., Prusov E.S., Kutsenko A.I. // Metall. Ital. 2018. V. 110. № 2. P. 16.
12. Ivanov Y.F., Alsarayeva K.V., Gromov V.E., Popova N.A., Konovalov S.V. // J. Surf. Invest.: X-Ray, Synchrotron Neutron Tech. 2015. V. 9. № 5. P. 1056. <https://doi.org/10.1134/S1027451015050328>
13. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Konovalov S.V., Zagulyaev D.V., Petrikova E.A., Semin A.P. // Prog. Phys. Met. 2018. V. 19. № 2. P. 195. <https://doi.org/10.15407/ufm.19.02.195>
14. Zhang J., Zhao Y., Xu X., Liu X. // Trans. Nonferrous Met. Soc. China. 2013. V. 23. № 10. P. 2852. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(13\)62806-X](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(13)62806-X)
15. Saffari S., Akhlaghi F. // Solid State Phenom. 2014. V. 217–218. P. 389. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.217-218.389>
16. Nordin N.A., Abubakar T., Hamzah E., Farahany S., Ourdjini A. // Procedia Eng. 2017. V. 184. P. 595. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2017.04.144>
17. Prusov E., Deev V., Rakhuba E. Effect of Superheat Melt Treatment on Structure and Mechanical Properties of In-Situ Aluminum Matrix Composites. // Proc. 27th Int. Conf. on Metallurgy and Materials METAL-2018. Brno, 2018. P. 1358.
18. Deev V., Prusov E., Rakhuba E. // Mater. Sci. Forum. 2019. V. 946. P. 655. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.946.655>

Structural and Morphological Characteristics of Friction Surfaces of Cast In Situ Aluminum Matrix Composites

E. S. Prusov¹, V. B. Deev^{2, 3, *}, A. V. Aborkin¹, E. Kh. Ri⁴, E. M. Rakhuba⁵

¹Vladimir State University named after Alexander and Nikolay Stoletovs, Vladimir, 600000 Russia

²Wuhan Textile University, 0027 Wuhan, 4300 00-4304 00 China

³National University of Science and Technology "MISiS", Moscow, 119049 Russia

⁴Pacific State University, Khabarovsk, 680035 Russia

⁵Institute of Light Materials and Technologies, Moscow, 119049 Russia

*e-mail: deev.vb@mail.ru

The effect of superheat treatment of Al–Mg–Si melts on the tribological behavior of cast in situ aluminum matrix composites Al–Mg₂Si and the structural and morphological parameters of friction surfaces has been studied. It is shown that the superheat treatment of melts in rational modes leads to the refinement of inclusions of the endogenous reinforcing phase of Mg₂Si and an increase in their total amount, contributing to an increase in the tribological characteristics of Al–Mg₂Si aluminum matrix composites. It has been established using scanning electron microscopy and energy dispersive analysis that a transition layer reinforced with micro- and nanoparticles of debris forms on the friction surface. These particles ensure a gradient of mechanical properties with depth, reducing wear of the transition layer. A summary analysis of the regularities of changes in the morphology and elemental composition of the friction surfaces of aluminum matrix composites indicates the complex nature of wear of the friction pair with the presence of adhesive, oxidative and abrasive components.

Keywords: aluminum matrix composites, endogenous reinforcement, structure, tribological behavior, electron microscopy, debris, surface wear.