

Э. А. М. Шалаби¹ (✉), А. Чурюмов¹, М. Абу Эль-Хаирб², А. Дауд²

¹ ФГАОУ ВО «НИТУ «МИСЦ», Москва, Россия

² Центральный металлургический научно-исследовательский институт, г. Каир, Египет

УДК 620.22-419.8-033.6.017]536.2+620.169.1(470)(53)

ТЕПЛОПРОВОДНОСТЬ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ГИБРИДНЫХ КОМПОЗИТОВ А359/(SiC + Si₃N₄), ИЗГОТОВЛЕННЫХ ЛИТЬЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Исследованы термические параметры и износ при сухом скольжении гибридных композитов на основе матрицы А359, изготовленных литьем под давлением. Композиты были упрочнены введением 5, 10 и 15 мас. % (SiC + Si₃N₄). Износ композитов А359/(SiC + Si₃N₄) происходил под нагрузкой в диапазоне 20–60 Н при скорости скольжения 2,75 м/с. Обнаружено, что композиты А359/(SiC + Si₃N₄) обладают относительно низкой теплопроводностью и более высокой стойкостью к износу, чем сплав А359. Коэффициенты трения и температура контактной поверхности образцов композита А359/(SiC + Si₃N₄) возрастают по мере увеличения содержания в них (SiC + Si₃N₄). При исследовании изношенных поверхностей обнаружено, что композиты А359/(SiC + Si₃N₄) покрыты оксидами железа, которые играют роль самосмазывающегося слоя. Более высокий показатель износостойкости композитов А359/(SiC + Si₃N₄) позволяет использовать их в автомобильной промышленности.

Ключевые слова: сыпучая упрочняющая добавка, теплопроводность, износ, коэффициент трения.

ВВЕДЕНИЕ

Разработка прочных легковесных материалов представляет интерес для автомобильной промышленности. Основная цель применения легковесных материалов заключается в снижении потребления топлива и, как следствие, в экономии энергии и снижении выбросов парниковых газов. Для производства таких материалов перспективны композиты с матрицей из металлического алюминия (АММЦ), поскольку они обладают высокой механической и трибологической прочностью по сравнению с обычными алюминиевыми сплавами. Таким образом, их великолепные свойства используются в аэрокосмической и автомобильной промышленности [1–9]. При сухом трении такие ковкие материалы, как алюминиевые сплавы, обычно демонстрируют значительный износ [10–19]. При производстве АММЦ в их состав вводят различные упрочняющие добавки для повышения износостойкости и улучшения механических свойств [20–23]. Замечено, что на износостойкость сплавов Al–Si влияют такие производственные факторы, как нагрузка, скорость, смазка, морфология поверхности, микро-

структура и объемная доля кремния [24–28]. Натаражан и др. [19] сообщают о значительном улучшении износостойкости композита А356 / 25 % SiC под действием сухого трения. Известно также о снижении скорости износа сплава Al–Si с добавкой 15–20 мас. % SiC [29]. Большую часть исследований износа композитов АММЦ проводили с применением железистых сопряженных поверхностей (ferrous counterfaces). Наблюдаются значительные связующие взаимодействия между АММЦ и железистыми материалами, что видно по образовавшемуся в ходе износа слою на поверхности АММЦ [6, 8]. Кроме того, характеристики износа композитов в подобных условиях более благоприятны, чем при обжиге или при использовании неупрочненного сплава [30–32]. Для упрочнения композитов АММЦ широко применяют частицы SiC-керамики, так как они обладают высокой прочностью и сопротивляемостью механическим воздействиям, значительной износостойкостью и коррозионной стойкостью, невысоким ТКЛР, а также низкой стоимостью [33–36].

С другой стороны, Si₃N₄-керамика обладает высокими прочностью и износостойкостью. Кроме того, она имеет низкие плотность и ТКЛР. Из-за отличных механических характеристик эту керамику можно использовать, например, для производства поршней, тормозных роторов и барабанов, а также огнеупоров. Имеется информация [37–39] об использовании сыпучей Si₃N₄-



Э. А. М. Шалаби
E-mail: eshalaby2000@yahoo.com

керамики, ее поведении при смачивании, механических свойствах и микроструктуре. Можно утверждать, что композиты AMMCs / Si_3N_4 могут применяться в самых различных областях.

В настоящее время композиты AMMCs получают твердофазным или жидкофазным способом [40, 41]. Однако благодаря явным преимуществам технологии производства жидкофазным способом большая часть используемых в промышленности композитов AMMCs производится именно по этой технологии. Кроме того, технология жидкого металла менее дорога. С жидким металлом проще работать, чем с порошками. Из жидкого металла можно изготавливать композиты различной формы [42]. При производстве AMMCs широко используется перемешивание [32, 43]. Композиты, изготовленные по технологии перемешивания, обладают более высокой пористостью, чем композиты, изготовленные литьем под давлением [43]. Литье под давлением положительно влияет на время отвердевания, и при прессовании в постоянной форме (permanent mould), и в технологииковки, позволяет повысить износостойкость и улучшить механические свойства композита, а также упрочнить поверхность раздела фаз за счет снижения пористости между сплавом матрицы и упрочняющими добавками, в результате чего получается более надежное механическое сцепление [44].

Авторы настоящей работы вводили разные количества SiC и Si_3N_4 в сплав матрицы A359 в качестве усиления из смеси их частиц и при этом использовали технологию литья под давлением. Исследовано влияние добавок на теплопроводность, износостойкость и стойкость к трению при различных нагрузках.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЙ МЕТОД

Обработка композитов

В качестве сплава матрицы использовали сплав A359 следующего состава, мас. %: Si 9,1, Mg 0,58, остальное — Al. Частицы SiC и Si_3N_4 добавляли в виде упрочняющей смеси к сплаву A359 в количестве 5, 10 и 15 мас. % в соответствии с соотношением 2 : 1. Зерновой состав добавок соответственно 40 и 3 мкм. Сначала композиты были изготовлены по технологии перемешивания, затем — литьем под давлением. Сплав A359 был расплавлен при 750 °C. Для удаления примесей с поверхности расплава был собран верхний слой перед введением упрочняющих добавок. Частота вращения расплава постепенно нарастала по мере увеличения частоты вращения титановой мешалки до 850 об/мин. Это было необходимо для создания завихрения в процессе введения добавок. Перемешивание длилось в течение 1 мин после введения сыпучих веществ, чтобы гарантировать равномерное распределе-

ние добавок в матрице. Далее расплавленные композиты при 680 °C были помещены в предварительно подогретую (200 °C) стальную форму в виде цилиндра с внутренним диаметром 50 мм. Температура штемпея и пуансона составляла 200 °C, давление 100 МПа. Продолжительность выдержки в ходе прессования расплава 1 мин; затем отвердевшие образцы были извлечены из пресс-формы.

Измерение теплопроводности

Из спрессованных композитов A359 готовили цилиндрические диски диаметром 12,7 и толщиной 2 мм. Температуропроводность образцов в форме дисков была определена на приборе для проведения термического анализа LFA 447 (Netzsch). По каждому типу композита была получена средняя величина от замера четырех образцов. Удельную теплоемкость композитов A359 замеряли на приборе дифференциальной сканирующей калориметрии Setaram Labsys в аргоне в диапазоне 25–300 °C, плотность определяли по закону Архимеда. Теплопроводность композитов оценивали по уравнению

$$\lambda = c_p \rho \alpha,$$

где λ — теплопроводность; c_p — удельная теплоемкость; ρ — плотность; α — температуропроводность.

Измерение износа

Испытания проводили на приборе для испытаний на трение и износ по схеме штифт – диск. При этом штифты из композитов диаметром 8 и высотой 11 мм скользили по вращающемуся стальному диску диаметром 200, толщиной 3 мм и твердостью HRC 62. Для измерения шероховатости Ra использовали прибор Surftest SJ-201P: Ra контрольных образцов и стального диска до испытания составляла соответственно 1,45 и 0,35 мкм. Радиус дорожки (track radius) поддерживали на постоянном уровне (42 мм), а частота вращения диска составляла 655 об/мин, что обеспечивало постоянную скорость скольжения 2,75 м/с. Приложенные испытательные нагрузки возрастали от 20 до 60 Н, что соответствует уровням нагрузок 0,40 и 1,19 МПа. Испытания скольжения продолжались непрерывно в течение 30 мин. Температура в начале испытаний составляла 20 °C. В течение нескольких минут дорожка была загрязнена темными частицами изнашивания. Температура поверхности штифта и сила трения регистрировались каждые 5 мин. Температура фиксировалась с точностью 0,1 °C, сила трения с точностью 0,1 Н. По предыдущим данным были определены коэффициенты трения. С помощью электронных весов чувствительностью 0,0001 г были оценены потери массы образцов штифтов. Скорость износа

штифта R , мм³/м, была определена по формуле [20]:

$$R = \frac{\Delta W}{d \cdot \rho},$$

где ΔW — потеря массы; d — расстояние скольжения.

После завершения испытания изношенные поверхности штифтов были исследованы на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) Vega 3 LMN (Tescan). Морфологию поверхности и химический состав частиц износа исследовали с применением энергорассеивающего рентгеновского анализатора (EDXA).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Теплопроводность

Зависимость теплопроводности композитов А359/(SiC + Si₃N₄) с разным количеством добавок показана на рис. 1. Обнаружено, что теплопроводность композита А359/(SiC + Si₃N₄) линейно снижается от 158,2 до 130,7 Вт/(м·К) по мере увеличения количества добавки (SiC + Si₃N₄) до 15 %. Такая закономерность объясняется разницей между теплопроводностью частиц (SiC + Si₃N₄) и сплава матрицы А359. Однако следует отметить, что вид сыпучей добавки, ее количество, кажущаяся плотность и

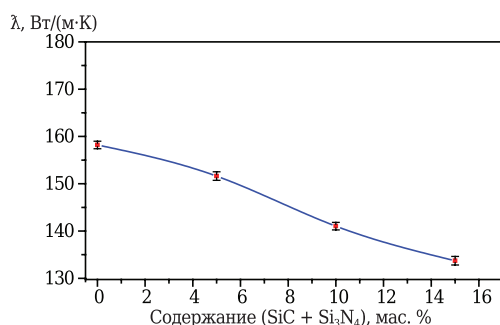


Рис. 1. Влияние количества упрочняющей добавки (SiC + Si₃N₄) на λ композита

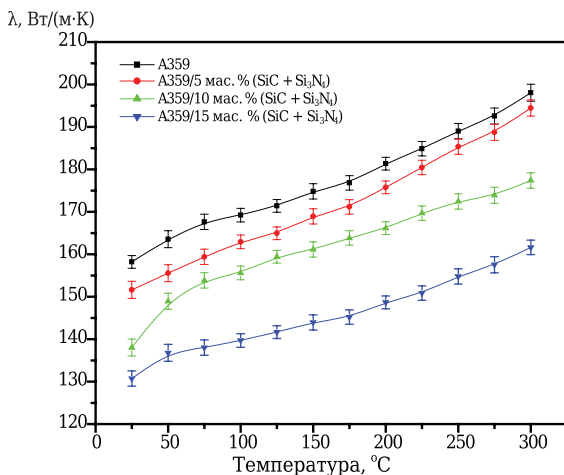


Рис. 2. Зависимость λ композита от температуры

пористость, а также технология обработки являются значительными факторами, влияющими на теплопроводность композитов [24, 45].

Использование технологии литья под давлением играет важную роль в увеличении теплопроводности композитов А359/(SiC + Si₃N₄), гарантируя получение прочных композитов с низкой пористостью и высокой плотностью. Таким образом, плотный контакт между составляющими композита улучшает его теплопроводность. Более того, теплопроводность композита А359 / 5 мас. % (SiC + Si₃N₄) составляет 151,62 Вт/(м·К) при пористости 0,84 %, композита А359 / 15 мас. % (SiC + Si₃N₄) — 130,72 Вт/(м·К) при пористости 1,95 %. Это означает, что снижение теплопроводности композитов А359/(SiC + Si₃N₄) происходит в результате изменения пористости. Таким образом, на теплопроводность композитов А359 сильно влияют количество упрочняющей добавки и пористость.

Изменение теплопроводности композитов А359/(SiC + Si₃N₄) в зависимости от температуры показано на рис. 2. По мере роста температуры теплопроводность постепенно повышается. Однако на величину теплопроводности влияют не только температура, но и вид упрочняющей добавки, а также ее состав: в диапазоне нагрева (25–300 °С) происходит значительное снижение теплопроводности композитов А359/(SiC + Si₃N₄). Для определения теплопроводности различных материалов, включая композиты с матрицей из металла, Максвелл и Ойкен [46] предложили упрощенную форму, предположив идеальную связь между сыпучим материалом и матрицей в полученном композите. В настоящей работе используется уравнение Максвелла – Ойкена для теоретической оценки теплопроводности композитов

$$\lambda = \lambda_m \left(\frac{2 \left(\frac{\lambda_p}{\lambda_m} - 1 \right) V_p + \frac{\lambda_p}{\lambda_m} + 2}{\left(1 - \frac{\lambda_p}{\lambda_m} \right) V_p + \frac{\lambda_p}{\lambda_m} + 2} \right),$$

где λ — теплопроводность композита; λ_p — теплопроводность сыпучего материала (в данном исследовании она равна 77 и 35 Вт/(м·К) для SiC и Si₃N₄ соответственно); λ_m — теплопроводность сплава А359 (161 Вт/(м·К)); V_p — объемная доля частиц добавки.

Сравнение экспериментальных и теоретических значений теплопроводности композитов А359 с разным содержанием упрочняющей добавки приведено ниже:

Композит.....	А359 (матрица)	С 5 мас. % (SiC + Si ₃ N ₄)	С 10 мас. % (SiC + Si ₃ N ₄)	С 15 мас. % (SiC + Si ₃ N ₄)
Теплопроводность, Вт/(м·К):				
теоретическая...	161,00	152,62	144,53	136,72
экспериментальная.....	158,20	148,62	138,03	130,72

Как видно, экспериментальные результаты почти совпадают с рассчитанными по уравне-

нию Максвелла – Ойкена, что подтверждает прочную связь между керамическим сыпучим материалом и матрицей из сплава А359. Особенно это относится к композитам А359/(SiC + Si₃N₄). Кроме того, это подтверждает присутствие небольших или незначительных повреждений вокруг частиц добавки. Поэтому применение давления при использовании технологии литья под давлением можно считать оправданным. Кроме того, следует учитывать такие важные факторы, как марка сплава матрицы, тип и зерновой состав сыпучей добавки [24, 37–39].

В настоящей работе использованы два типа частиц (SiC и Si₃N₄) с разным зерновым составом. Более мелкие частицы Si₃N₄ предназначены для улучшения механических свойств, а относительно более крупные частицы SiC — для повышения износостойкости. Зерновой состав добавки не только влияет на теплопроводность композитов, но и способствует повышению их износостойкости. Установлено, что добавка с более крупным зерном (как в данном исследовании) будет сцеплена с матрицей в течение более продолжительного времени, чем добавка с более мелким зерном.

Зависимость скорости износа от нагрузки

Влияние нагрузки на скорость износа композитов А359/(SiC + Si₃N₄) показано на рис. 3. Как видно, композиты демонстрируют значительно более высокую износостойкость, чем сплав А359. Матрица из А359 является материалом, подвергаемым максимальной скорости износа при всех примененных нагрузках. Скорость износа снижается при всех нагрузках по мере увеличения количества упрочняющей добавки (SiC + Si₃N₄). При нагрузке 20 Н скорость износа композита А359/(SiC + Si₃N₄) немного ниже, чем у сплава А359, а при нагрузке 60 Н значительно ниже, чем у сплава А359, т. е. разница между показателями скорости износа композитов и матрицы А359 очень заметна.

Кроме того, скорость износа композитов на основе А359 заметно снижается по мере увеличения количества упрочняющей добавки. Возможное объяснение этому заключается в следующем: по мере увеличения содержания добавки растет площадь поверхности между добавкой и стальным диском, причем добавка препятствует непосредственному участию матрицы в процессе износа. Если количество добавки велико, она покрывает всю поверхность образца. Таким образом, площадь контакта имеется только между добавкой и стальным диском. Как следствие, увеличение содержания (SiC + Si₃N₄) в композитах на основе А359 снижает скорость износа. Кроме того, при относительно высоких нагрузках (60 Н) композиты А359/(SiC + Si₃N₄) обнаруживают более низкую скорость износа, чем матрица А359. Это происходит благодаря

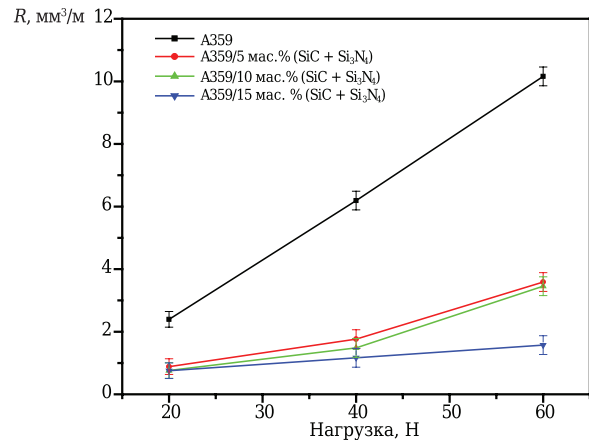


Рис. 3. Влияние нагрузки на скорость износа R композита

огромному превосходству свойств частиц керамического материала (SiC + Si₃N₄): низкому ТКЛР, значительной прочности, отличной твердости и износостойкости [37–39]. Отличные механические свойства керамического материала (SiC + Si₃N₄) и его сопротивляемость износу способствуют снижению скорости износа.

Влияние нагрузки и пути трения на коэффициент трения

Коэффициент трения μ композита А359/(SiC + Si₃N₄) возрастает по мере увеличения нагрузки в диапазоне 20–60 Н (рис. 4). Обычно μ композитов, а также матрицы А359 возрастают при увеличении нагрузки от 20 до 60 Н, причем у композитов А359/(SiC + Si₃N₄) они выше, чем у матрицы из сплава А359 при одинаковой нагрузке. Это объясняется значительным воздействием высокой твердости материала (SiC + Si₃N₄), из-за чего в ходе процесса износа возникают большие по величине силы трения.

На рис. 5 показано изменение коэффициента трения в зависимости от пути трения при нагрузке 60 Н у матрицы из А359 и у композитов А359/(SiC + Si₃N₄). Видно, что величины коэффициентов трения возрастают в ходе движения со скольжением. Напрашивается логическое объяснение: в процессе износа образуются продукты в виде по-

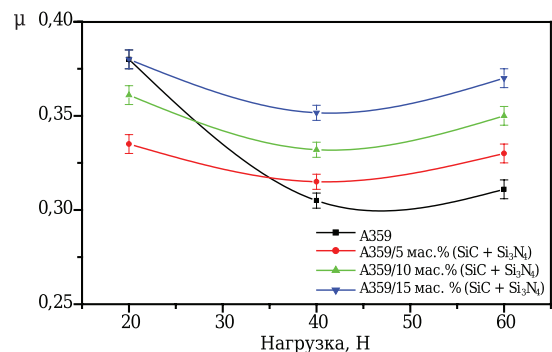


Рис. 4. Зависимость коэффициента трения μ композитов от нагрузки

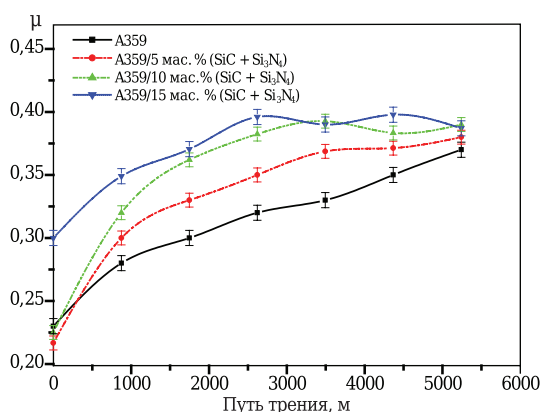


Рис. 5. Зависимость μ композита от пути трения

рошка, которые вступают в соприкосновение с поверхностью трения. Затем увеличивается площадь трения между двумя поверхностями, что приводит к дополнительному трению между продуктами износа и поверхностью контакта. Далее пластическая деформация трения увеличивает количество деформационного упрочнения и, как следствие этого, повышается коэффициент трения. С другой стороны, фазы Si разрушаются и распределяются между композитом и сопряженной поверхностью, что приводит к повышению коэффициента трения по мере увеличения пути трения.

Повышение температуры подслоя композита в зависимости от нагрузки

На рис. 6 показано влияние нагрузки на температуру подслоя композитов A359/(SiC + Si₃N₄) после пути трения 5241 м. Видно, что температура подслоевых областей повышается почти линейно в зависимости от приложенной нагрузки. Композиты A359/(SiC + Si₃N₄) демонстрируют более высокие подслоевые температуры, чем матрица из сплава A359. Это объясняется большими по величине силами трения у композита A359/(SiC + Si₃N₄) в процессе износа. Кроме того, чем больше количество SiC в добавке, тем выше поднимается

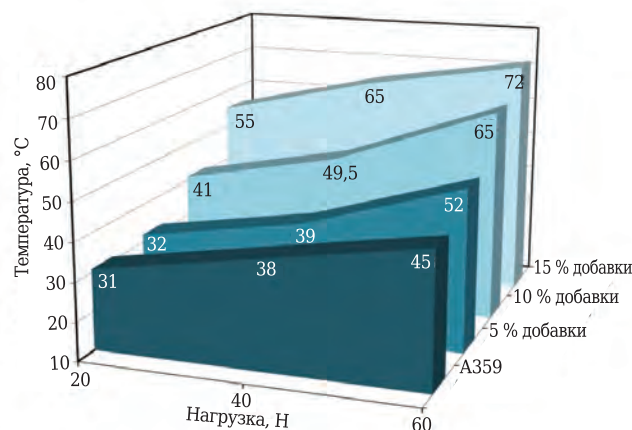


Рис. 6. Влияние нагрузки и количества упрочняющей добавки на температуру композитного штифта

температура подслоя. Из-за увеличения площади контакта и присутствия продуктов износа между поверхностями трения сила трения возрастает и, как следствие, повышается температура поверхности [47].

Морфология изношенной поверхности

На рис. 7 показаны СЭМ-микрофотографии изношенной поверхности матрицы из сплава A359 и композитов A359/(SiC + Si₃N₄), протестированных под нагрузкой 60 Н [48]. Присутствие на поверхности сплава A359 (см. рис. 7, а) желобков, кавитационных выступов в направлении износа указывает на значительную пластичность, особенно при нагрузке 60 Н. У композитов A359/(SiC + Si₃N₄) на изношенных поверхностях наблюдается меньше желобков или выступов, чем у сплава A359. Это особенно заметно на рис. 7, с, d у композитов A359/(SiC + Si₃N₄) с более высоким содержанием уплотняющих добавок. Испытание на износ сопровождается пластической деформацией поверхности штифта (см. рис. 7, b). Этот пластический поток металла на поверхностном слое штифта скрывает частицы (SiC + Si₃N₄) и препятствует его продвижению к сопряженной поверхности до тех пор, пока металлический слой, скрывающий керамический материал, частично не изнашивается. Затем в результате воздействия нагрузки смесь из частиц добавки измельчается в тонкомолотую фракцию и распределяется на поверхности износа.

Измельченные частицы распределяются по поверхности штифта, разбиваются и соединяются, образуя непрерывную пленку из твердого вещества (SiC + Si₃N₄) на изнашиваемой поверхности. В это время из разрушенных частиц (SiC + Si₃N₄) появляется твердый гибридный слой. По мере износа он распространяется на поверхности композитного штифта. Затем пленка из (SiC + Si₃N₄) переходит на сопряженную поверхность. В ходе этого процесса непрерывно подается материал (SiC + Si₃N₄), который действует в качестве твердого слоя между двумя поверхностями трения. То есть композит становится все более износостойким благодаря переносу измельченного сыпучего материала добавки на трущиеся поверхности и образованию из них тонкой пленки. Таким образом, улучшение характеристик износа композита зависит от способности частиц материала (SiC + Si₃N₄) выйти из их «встроенных» позиций в матрице и равномерно распределиться в виде твердой пленки между триболическими (трущимися) поверхностями [20, 47]. Такой адгезионный износ выражен в виде адгезионного «пропахивания» поверхности штифта. Износ A359 в сильной степени зависит от зарождения трещин и их распространения по трущимся поверхностям. Источником зарождения трещин в сплаве Al–Si является поверхность раздела фаз Al/Si.

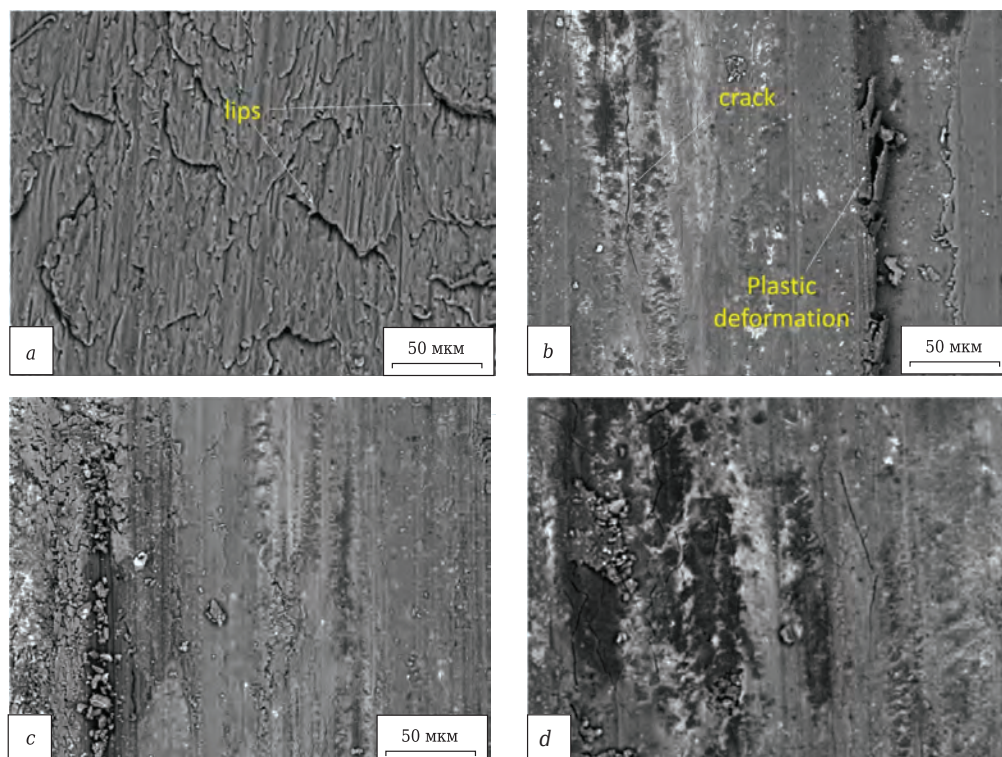


Рис. 7. СЭМ-микрофотографии изношенных поверхностей А359 композитов при нагрузке 60 Н: *a* — сплав из А359; *b* — А359 / 5 мас. % (SiC + Si₃N₄); *c* — А359 / 10 мас. % (SiC + Si₃N₄); *d* — А359 / 15 мас. % (SiC + Si₃N₄)

В начальном периоде процесса износа частицы кремния препятствуют разрушению и защищают поверхность. Затем зарождаются трещины. Они соединяются друг с другом, образуя продукты износа. Твердые частицы кремния разламывают мелкие куски, отделившиеся от матрицы. Дробление частиц кремния происходит, когда нагрузка на частицы Si оказывается выше, чем сопротивление разрушению кремния [48]. Изношенные поверхности композитов А359 / 5 мас. % (SiC + Si₃N₄) можно различить по пластической деформации и коротким трещинам в направлении скольжения. Вероятно, эти трещины возникли под поверхностью износа штифта и распространились к поверхности износа. Это указывает на локализованную пластическую деформацию в подслоной области, прилегающей к поверхностям контакта. Деформация, вызванная сдвигом, приводит к возникновению большого натяжения в изнашиваемом слое штифта. Локализация этого натяжения приводит к зарождению трещины и ее распространению по дорожкам, находящимся под воздействием сдвига. Большая пластическая деформация обычно ускоряет зарождение пустот и их рост в частицах, находящихся в подслоной области. Эти пустоты затем объединяются и образуют трещину, а продукты износа сплава расслаиваются [49].

На рис. 8 показаны продукты износа композита А359 / 15 мас. % (SiC + Si₃N₄) под нагрузкой 60 Н, имеющие форму тонких пластинок и мелких частиц. Их можно рассматривать как

продукты износа и стального диска, и композитных штифтов. Состав продуктов износа включает главным образом Al, Si, Fe, C, O и Cr (рис. 9). Продукты износа, образовавшиеся при высоких нагрузках, представляют собой механическую смесь из частиц, отделившихся и от образцов, и от сопряженной поверхности. То есть механизмы образования продуктов износа заключаются в расслаивании поверхности и истирании. Присутствие Fe можно считать признаком абразивного действия выступающих кончиков частиц (SiC + Si₃N₄) и Si на изнашиваемой стальной сопряженной поверхности. Разрушенные фрагменты керамических частиц смешиваются с рыхлыми продуктами износа и действуют в качестве

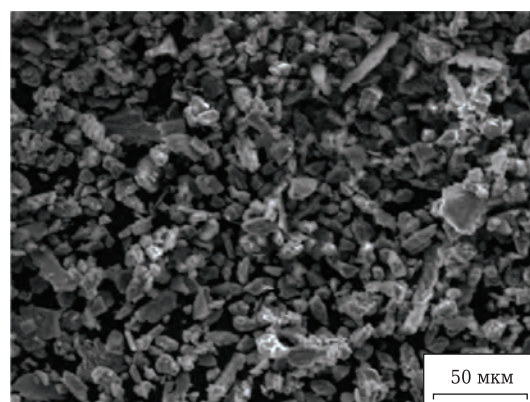


Рис. 8. SEM-микрофотография продуктов износа композита А359 / 15 мас. % (SiC + Si₃N₄), тестированного при нагрузке 60 Н

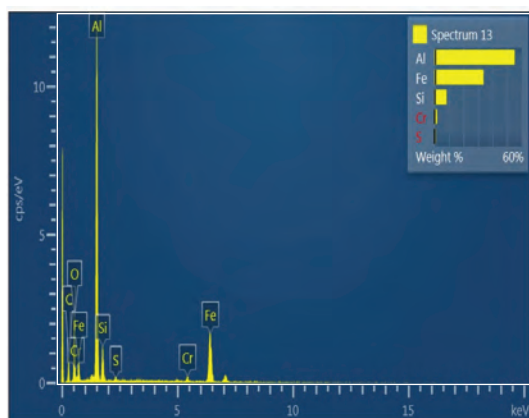


Рис. 9. EDXA-спектр продуктов износа композита А359 / 15 мас. % (SiC + Si₃N₄), тестируемого при нагрузке 60 Н

третьего абразивного фактора, оказывая влияние и на поверхность композита, и на поверхность стали. Оксиды железа, покрывающие изнашиваемые поверхности, действуют в качестве смазки и придают гладкий вид изношенной поверхности, повышая в конечном итоге ее износостойкость.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

По результатам проведенного исследования можно сделать следующие выводы:

- теплопроводность композитов А359/(SiC + Si₃N₄) линейно снижается по мере увеличения содержания сыпучего материала (SiC + Si₃N₄) в матрице из сплава А359;
- сплав А359, упрочненный частицами (SiC + Si₃N₄), демонстрирует более высокую износостойкость, чем матрица из сплава А359;
- скорость износа А359, упрочненного частицами (SiC + Si₃N₄), снижается по мере увеличения количества добавки;
- коэффициент трения композитов А359/(SiC + Si₃N₄) выше, чем у сплава А359, и возрастает по мере увеличения пути трения;
- температура поверхности контакта повышается у всех протестированных материалов по мере увеличения нагрузки. В композитах из А359/(SiC + Si₃N₄) она увеличивается по мере роста содержания (SiC + Si₃N₄);
- изношенные поверхности композитов из А359/(SiC + Si₃N₄) покрыты оксидами железа, которые действуют как мягкий гладкий слой.

Авторы выражают благодарность Министерству образования и науки Российской Федерации за финансовую помощь в рамках программы повышения конкурентоспособности НИТУ «МИСЦ».

Библиографический список

1. **Daoud, A.** Wear and friction behavior of sand cast brake rotor made of А359-20 vol. % SiC particle composites sliding against automobile friction material / A. Daoud, M. T. Abou El-Khair // Tribology Int. — 2010. — Vol. 43. — P. 544–553.

2. **Suresh, S.** Effect of graphite addition on mechanical behavior of Al6061/TiB₂ hybrid composite using acoustic emission / S. Suresh, N. S. V. Moorthi, S. C. Vettivel [et al.] // Mater. Sci. Eng. A. — 2014. — Vol. 612. — P. 16–27.
3. **Kala, H.** A review on mechanical and tribological behaviors of stir cast aluminum matrix composites / H. Kala, K. K. S. Mer, S. Kumar // Procedia Mater. Sci. — 2014. — Vol. 6. — P. 1951–1960.
4. **Kaushik, N. C. H.** The effect of wear parameters and heat treatment on two body abrasive wear of Al-SiC-Gr hybrid composites / N. C. H. Kaushik, R. N. Rao // Tribology Int. — 2016. — Vol. 96. — P. 184–190.
5. **Wang, G. S.** Microstructural changes of SiC_w/6061Al composite during compression at temperatures below and above the solidus of the matrix alloy / G. S. Wang, L. Geng // Mater. Chem. Phys. — 2006. — Vol. 96. — P. 2–8.
6. **Kok, M.** Abrasive wear of Al₂O₃ particle reinforced 2024 aluminium alloy composites fabricated by vortex method / M. Kok // Composites: Part A. — 2006. — Vol. 37. — P. 457–464.
7. **Sarada, B. N.** Hardness and wear characteristics of hybrid aluminium metal matrix composites produced by stir casting technique / B. N. Sarada, P. L. Srinivasa Murthy, G. Ugrasen // Mater. Today: Proceedings. — 2015. — Vol. 2. — P. 2878–2885.
8. **Liu, Y.** Effects of sliding velocity and normal load on the tribological behavior of a nanocrystalline Al based composite / Y. Liu, Z. Han, H. Cong // Wear. — 2010. — Vol. 268. — P. 976–983.
9. **Suresh, S.** Mechanical behavior and wear prediction of stir cast Al-TiB₂ composites using response surface methodology / S. Suresh, N. S. V. Moorthi, N. Vettivel, S. C. Selvakumar // Mater. Des. — 2014. — Vol. 59. — P. 383–396.
10. **Liu, J.** Dry sliding wear behaviour of co-continuous ceramic foam/aluminium alloy interpenetrating composites produced by pressureless infiltration / J. Liu, J. Binner, R. Higginson // Wear. — 2012. — Vol. 276/277. — P. 94–104.
11. **Chaudhury, S. K.** Wear and friction behavior of spray formed and stir cast Al-2Mg-11TiO₂ composites / S. K. Chaudhury, A. K. Singh, C. S. Sivaramakrishnan, S. C. Panigrahi // Wear. — 2005. — Vol. 258. — P. 759–767.
12. **Wang, Y.** Dry wear behaviour and its relation to microstructure of novel 6092 aluminium alloy-Ni₃Al powder metallurgy composite / Y. Wang, W. M. Rainforth, H. Jones, M. Lieblch // Wear. — 2001. — Vol. 251. — P. 1421–1432.
13. **Walker, J. C.** Lubricated sliding wear behaviour of aluminium alloy composites / J. C. Walker, W. M. Rainforth, H. Jones // Wear. — 2005. — Vol. 259. — P. 577–589.
14. **Daoud, A.** Wear performance of 1045 Al alloy reinforced with continuous carbon fibers manufactured by gas pressure infiltration / A. Daoud // Mater. Lett. — 2004. — Vol. 58. — P. 3206–3013.
15. **Lekatou, A.** Aluminium reinforced by WC and TiC nanoparticles (ex-situ) and aluminide particles (in-situ): Microstructure, wear and corrosion behavior / A. Lekatou, A. E. Karantzalis, A. Evangelou [et al.] // Mater. Des. — 2015. — Vol. 65. — P. 1121–1135.
16. **Mazahery, A.** Influence of the hard coated B₄C particulates on wear resistance of Al-Cu alloys / A. Mazahery, M. O. Shabani // Composites: Part B. — 2012. — Vol. 43. — P. 1302–1308.
17. **Ravindran, P.** Tribological behavior of powder metallurgy-processed aluminium hybrid composites with the addition of graphite solid lubricant / P. Ravindran, K. Manisekar, R. Narayanasamy, P. Narayanasamy // Ceram. Int. — 2013. — Vol. 39. — P. 1169–1182.
18. **Gorshenkov, M. V.** Dry sliding friction of Al-based composites reinforced with various boron-containing particles

- / M. V. Gorshenkov, S. D. Kaloshkin, V. V. Tcherdyntsev [et al.] // J. Alloys Compd. — 2012. — Vol. 536. — S126–S129.
19. **Natarajan, N.** Wear behaviour of A356/25SiC_p aluminium matrix composites sliding against automobile friction material / N. Natarajan, S. Vijayarangan, I. Rajendran // Wear. — 2006. — Vol. 261. — P. 812–822.
20. **Daoud, A.** Wear and friction behavior of near eutectic Al–Si + ZrO₂ or WC particle composites / A. Daoud, M. T. Abou El-Khair, P. Rohatgi // Compos. Sci. Technol. — 2004. — Vol. 64. — P. 1029–1040.
21. **Ramesh, C. S.** Slurry erosive wear behavior of Ni–P coated Si₃N₄ reinforced Al6061 composites / C. S. Ramesh, R. Keshavamurthy // Mater. Des. — 2011. — Vol. 32. — P. 1833–1843.
22. **Sharma, P.** Production and some properties of Si₃N₄ reinforced aluminium alloy composites / P. Sharma, S. Sharma, D. Khanduja // J. Asian Ceram. Soc. — 2015. — Vol. 3. — P. 352–359.
23. **Kim, Y. S.** Sliding wear behavior of Al/SiC composites fabricated by thermal spray process against different counterparts / Y. S. Kim, K. T. Kim, S. J. Kim // Key Eng. Mater. — 2007. — Vol. 353–358. — P. 844–847.
24. **Mizuuchi, K.** Processing and thermal properties of Al/AlN composites in continuous solid-liquid co-existent state by spark plasma sintering / K. Mizuuchi, K. Inoue, Y. Agari [et al.] // Compos. : Part B. — 2012. — Vol. 43. — P. 1557–1563.
25. **Kim, Y. S.** Wear behavior of SiC_p reinforced metal matrix composites fabricated by thermal spray process / Y. S. Kim, K. T. Kim // Key Eng. Mater. — 2006. — Vol. 326–328. — P. 1845–1848.
26. **Ghazali, M. J.** The wear of wrought aluminium alloys under dry sliding conditions / M. J. Ghazali, W. M. Rainforth, H. Jones // Tribology Int. — 2007. — Vol. 40. — P. 160–169.
27. **Tangen, I. L.** Preparation and characterisation of aluminium nitride-silicon carbide composites / I. L. Tangen, Y. Yu, T. Grande [et al.] // Ceram. Int. — 2004. — Vol. 30. — P. 931–938.
28. **Kumar, N. M.** High temperature investigation on EDM process of Al 2618 alloy reinforced with Si₃N₄, AlN and ZrB₂ in-situ composites / N. M. Kumar, S. S. Kumaran, L. A. Kumaraswamidhas // J. Alloys Compd. — 2016. — Vol. 663. — P. 755–768.
29. **Pramila Bai, B. N.** Dry sliding wear of A356–Al–SiC_p composites / B. N. Pramila Bai, B. S. Ramasesh, M. K. Surappa // Wear. — 1992. — Vol. 157. — P. 295–304.
30. **Chaudhury, S.** A new spray forming technique for the preparation of aluminium rutile (TiO₂) ex situ particle composite / S. Chaudhury, C. Sivaramakrishnan, S. Panigrahi // J. Mater. Proc. Technol. — 2004. — Vol. 145. — P. 385–390.
31. **Abou El-Khair, M. T.** Microstructure characterization and tensile properties of squeeze-cast AlSiMg alloys / M. T. Abou El-Khair // Mater. Lett. — 2005. — Vol. 59. — P. 894–900.
32. **Gurcan, A. B.** Wear behaviour of AA6061 aluminium alloy and its composites / A. B. Gurcan, T. N. Baker // Wear. — 1995. — Vol. 188. — P. 185–191.
33. **Sharma, S. K.** Erosion behavior of SiC–WC composites / S. K. Sharma, B. V. M. Kumar, K. Y. Lim [et al.] // Ceram. Int. — 2014. — Vol. 40. — P. 6829–6839.
34. **Zhao-hui, W.** SiC nanoparticles reinforced magnesium matrix composites fabricated by ultrasonic method / W. Zhao-hui, W. Xu-dong, Z. Yu-xin, D. Wen-bo // Trans. Nonferrous Met. Soc. China. — 2010. — Vol. 20. — P. 1029–1032.
35. **Shaga, A. P. Shen.** Lamellar-interpenetrated Al–Si–Mg/SiC composites fabricated by freeze casting and pressureless infiltration / A. P. Shen Shaga, Ch. Sun, Q. Jiang // Mater. Sci. Eng. A. — 2015. — Vol. 630. — P. 78–84.
36. **Miclele, L.** Tribological behaviour and wear resistance of a SiC–MoSi₂ composite dry sliding against Al₂O₃ / L. Miclele, G. Palombarini, S. Guicciardi, L. Silvestroni // Wear. — 2010. — Vol. 269. — P. 368–375.
37. **Mathan Kumar, N.** An investigation of mechanical properties and material removal rate, tool wear rate in EDM machining process of Al2618 alloy reinforced with Si₃N₄, AlN and ZrB₂ composites / N. Mathan Kumar, S. Senthil Kumaran, L. A. Kumaraswamidhas // J. Alloys Compd. — 2015. — Vol. 650. — P. 318–327.
38. **Ramesh, C. S.** Abrasive wear behavior of Ni–P coated Si₃N₄ reinforced Al6061 composites / C. S. Ramesh, R. Keshavamurthy, S. Pramod, P. G. Koppad // J. Mater. Process. Technol. — 2011. — Vol. 211. — P. 1423–1431.
39. **Zi-yang, X.** Effect of volume fraction on microstructure and mechanical properties of Si₃N₄/Al composites / X. Zi-yang, C. Guo-qin, W. Gao-hui [et al.] // Trans. Nonferrous Met. Soc. China. — 2011. — Vol. 21. — s285–s289.
40. **Michael Rajan, H. B.** Synthesis and characterization of in situ formed titanium diboride particulate reinforced AA7075 aluminum alloy cast composites / H. B. Michael Rajan, S. Ramabalan, I. Dinaharan, S. J. Vijay // Mater. Des. — 2013. — Vol. 44. — P. 438–445.
41. **Kaczmar, J. W.** The production and application of metal matrix composite materials / J. W. Kaczmar, K. Pietrzak, W. Wlosinski // J. Mater. Process. Technol. — 2000. — Vol. 106. — P. 58–67.
42. **Schwartz, M. M.** Composite materials. Volume II: processing, fabrication and applications / M. M. Schwartz. — ASM International, 1997.
43. **Abou El-Khair, M. T.** Effect of casting technology on the wear behaviour of A356 Al–Al₂O₃ or ZrO₂ composites / M. T. Abou El-Khair, A. Daoud, A. N. Abdel Azim // 4th Arab Cast Conference. — 2002.
44. **Daoud, A.** Microstructure and wear behavior of squeeze cast 7075 Al–Al₂O₃ particle composites / A. Daoud, M. T. Abou El-Khair, A. N. Abdel Azim // 14th International Offshore and Polar Engineering Conference. — 2004.
45. **Mizuuchi, K.** Thermal properties of diamond particle dispersed aluminum matrix composites fabricated in continuous solid-liquid co-existent state by SPS / K. Mizuuchi, K. Inoue, Y. Agari [et al.] // J. Jpn. Soc. Powder Metall. — 2009. — Vol. 56. — P. 438–443.
46. **Eucken, A.** Heat transfer in ceramic refractory materials: calculation from thermal conductivities of constituents / A. Eucken // Fortsch. Gebiete Ingenieurw. B. 3. Forschungsheft, 16. — 1932. — P. 353–360.
47. **Maiyajima, T.** Effects of reinforcements on sliding wear behavior of aluminum matrix composites / T. Maiyajima, Y. Iwai // Wear. — 2003. — Vol. 255. — P. 606–616.
48. **Zhang, H.** Tensile behavior and dynamic failure of aluminum 6092/B₄C composites / H. Zhang, M. W. Chen, K. T. Ramesh [et al.] // Mater. Sci. Engineer. A. — 2006. — Vol. 433. — P. 70–82.
49. **Cavaliere, P.** Effect of heat treatments on mechanical properties and damage evolution of thixoformed aluminium alloys / P. Cavaliere, E. Cerri, P. Leo // Mater. Charact. — 2005. — Vol. 55. — P. 35–42. ■

Получено 26.12.17

© Э. А. М. Шалаби, А. Чурюмов,
М. Абу Эль-Хаирб, А. Дауд, 2018 г.

Пер. — С. Н. Клявлина

(ОАО «Комбинат «Магнетит»), 2018 г.