



МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ В МАШИНОСТРОЕНИИ

УДК 669.715

А.И. КОМАРОВ, канд. техн. наук

заведующий лабораторией технологий модифицирования конструкционных материалов¹

E-mail: al_kom@tut.by

В.И. КОМАРОВА, канд. физ.-мат. наук

ведущий научный сотрудник¹

А.А. ШИПКО, д-р техн. наук, профессор

Д.В. ОРДА

младший научный сотрудник¹

¹Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск, Республика Беларусь

Поступила в редакцию 09.09.2016.

ВОЗДЕЙСТВИЕ СИНТЕЗИРУЕМОЙ НАНОКОМПОЗИЦИИ $\text{SiC}-\text{Al}_2\text{O}_3$ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ И ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ ПОРШНЕВОГО СПЛАВА АК12М2МгН

На основе микропорошков оксидов и карбидообразующих элементов разработаны научно-методологические принципы синтеза гетерофазного наполнителя, включающего наночастицы SiC , $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, Si , Fe . Полученный наполнитель, введенный в алюминиевые расплавы обеспечивает полиармирование создаваемых алюмоматричных композиционных материалов. Установлено, что следствием этого процесса является диспергирование структуры матричных сплавов 2–3 раза, что приводит к повышению микротвердости структурных фаз сплава. Показано, при введении 3 мас.% микротвердость α -фазы увеличивается на 100 МПа, эвтектики на 100–105 МПа. Образцы композиционного материала на основе силумина АК12М2МгН, содержащие 1–2 мас.% композиционного модификатора, обладают повышенной износостойкостью в 2–4 раза по сравнению с образцами исходного сплава.

Ключевые слова: наночастицы, карбид кремния, корунд, структурообразование, алюминиевый сплав, микротвердость, коэффициент трения, износостойкость

Введение. Для обеспечения предъявляемых к поршням ДВС требований, таких как снижение массы, прочность, способность выдерживать значительные механические нагрузки и тепловые удары, высокие теплопроводность и износостойкость рабочих поверхностей, низкое трение при минимально возможном зазоре в цилиндре, необходимо разрабатывать новые или усовершенствовать сплавы поршневой группы, к которой относится эвтектический силумин АК12М2МгН. Решение этих задач во многом определяется структурно-фазовым состоянием силуминов и, в первую очередь, достижением стабильного диспергирования их структурных составляющих.

В этом отношении наиболее действенным фактором, определяющим благоприятное структурообразование таких сплавов алюминия, остается их модифицирование [1–4]. Модификаторы литейных алюминиевых сплавов обычно разделяют на две принципиально различные группы. К модификаторам первой группы относятся поверхностно-активные вещества (Na, K, B, Ti, Rb, Sr, Te, Se) и их соли, ограниченно растворяющиеся в жидком расплаве. Действие таких веществ сводится к адсорбции на гранях кристаллов, образующихся в расплаве, что способствует торможению их роста [4]. Модификаторы второго рода облегчают образование центров кристаллизации

в расплаве или сами являются ими при затвердевании расплавов.

Наряду с этим все большее применение для модифицирования литейных сплавов получают порошки неметаллических тугоплавких керамических соединений вследствие их уникальных свойств. Одними из наиболее востребованных представителей таких соединений являются карбид кремния SiC ($T_{пл} = 2830$ °C) и высокотемпературный оксид алюминия α -Al₂O₃ (корунд; $T_{пл} = 2050$ °C). Карбид кремния и корунд, относясь к ионно-ковалентным кристаллам, выделяются среди других материалов высокой химической стойкостью, температурной стабильностью физических свойств, большой механической прочностью и высокой твердостью, уступающей только алмазу и кубическому нитриду бора. Кроме того, SiC обладает высоким значением коэффициента теплопроводности (42 Вт/м·К) и высокой стойкостью к окислению. Керамические частицы корунда и карбида кремния, будучи включенными в композиционные материалы (КМ) на основе систем Al- α -Al₂O₃, Al-SiC, обеспечивают повышение их прочности, являясь препятствием движению дислокаций. Карбид SiC существует в двух кристаллических модификациях — широко используемой в качестве наполнителей высокотемпературной гексагональной сингонии α -SiC и низкотемпературной кубической β -SiC. Корунд (высокотемпературный стабильный оксид алюминия), как и α -SiC, имеет гексагональную кристаллическую решетку. Производство микропорошков α -SiC и α -Al₂O₃ осуществляется промышленными методами, при этом получение α -SiC основано на карботермическом восстановлении двуоксида кремния (песок) углеродом (нефтяной кокс; $SiO_2 + 3C = SiC + 2CO$) при температуре 1800–2300 °C.

Изучение публикаций, посвященных получению композиционных материалов на основе систем Al-Al₂O₃, Al-SiC, показывает значительное влияние размера частиц, объемной доли тугоплавких микропорошков керамик α -SiC, α -Al₂O₃ на формирование структуры и таких свойств, как сопротивление изнашиванию, коэффициент трения, предел прочности на растяжение и сжатие, предел выносливости, ударная вязкость, пластичность создаваемых металломатричных КМ [5–15]. При этом в качестве их матрицы в основном использовались деформируемые высокопрочные сплавы типа Д16 (2024), АД33 (6061), АД31 (6063), Д19Т (2080), 1201Т (2219), В95(7075). Вместе с тем силуминам в этом отношении уделено гораздо меньшее внимание исследователей.

Особый научный и практический интерес представляет получение композиционных материалов, упрочненных наноразмерными частицами. Однако в настоящее время не существует промышленных способов получения наночастиц

SiC, α -Al₂O₃. В имеющихся методах получения высокодисперсного карбида кремния [16–18] осуществляется преимущественно синтез кубической модификации β -SiC, уступающей по свойствам гексагональной α -SiC. При этом для получения β -SiC требуются достаточно высокие температуры (1400–1800 °C) [18] и сложное оборудование [17]. Согласно имеющимся литературным данным [19], армирование наночастицами α -Al₂O₃ создаваемых КМ осуществляется порошками, получаемыми плазмохимическим синтезом, который также технологически сложен, энергоемок, выполняется при очень высоких температурах (4000–8000 К) [20]. Широкому применению наноразмерных частиц тугоплавких соединений в качестве модификаторов литейных алюминиевых сплавов препятствует также сложность их введения в расплав с обеспечением равномерного распределения в нем. Известные методы, основанные на предварительном механическом перемешивании способами механоактивации наночастиц с микропорошками для закрепления на них наноразмерных соединений и последующим введением образовавшейся смеси в расплав, не обладают достаточной эффективностью вследствие возможного изменения структурного состояния наночастиц и образования агрегатов в процессе подготовки модификатора.

Альтернативой традиционным методам армирования алюминиевых сплавов микропорошками предложен способ [21–24], заключающийся в CVD-синтезе гетерофазных наполнителей, включающих тугоплавкие керамические наноразмерные соединения разной природы. Суть новации заключается в in-situ синтезе наноразмерных керамических соединений, прочно связанных с частицами базовых микропорошков вследствие протекающих химических реакций между компонентами исходной шихты, термобработанной в восстановительной атмосфере аммиака и водорода. При этом микропорошки шихты, с одной стороны, являются донорами для протекания химических реакций непосредственно в исходной смеси, с другой, носителями наночастиц тугоплавких компонентов в расплавы. Предложенный способ позволяет управлять типом синтезируемых керамических наночастиц путем варьирования составом исходной шихты, условиями и режимами ее обработки, а также обеспечивает полиармирование изготавливаемых КМ, что весьма актуально. Благоприятным фактором предложенного способа является также относительно невысокие температуры (700–900 °C) синтеза керамических включений наноразмерного и непродолжительные выдержки (2–3 ч). Следует также отметить, что имеющиеся сведения о характере и эффективности модифицирующего воздействия наночастиц SiC, Al₂O₃ на структурные характеристики сплавов алюминия неоднозначны [19, 25, 26].

Настоящая работа направлена на разработку синтеза гетерофазного наполнителя, включающего наноразмерные карбид кремния и корунд, исследование воздействия этих керамических соединений на структуру и трибомеханические свойства создаваемых КМ на основе сплавов алюминия.

Материалы и методика исследования. В качестве матрицы для получения КМ использован силумин АК12М2МгН следующего химического состава (мас.%): Si — 11–13; Cu — 1,5–3,0; Mg — 0,8–1,3; Mn — 0,5–0,8; Fe — 0,4; Zn — 0,2; Ti — 0,02–0,10; Al — ост.). Синтез гетерофазного наполнителя, включающего керамические наночастицы SiC, α -Al₂O₃, осуществлялся методом газофазного осаждения в восстановительной атмосфере непосредственно в шихте, включающей микропорошки диоксида кремния, алюминия и нанопорошки углерода. Для реализации химических реакций между элементами порошковой шихты проводился ее нагрев при температуре 900 °С. Восстановительная атмосфера формировалась из паров аммиака и водорода, с введением в реакционную зону летучих форм хлористых соединений.

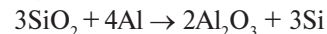
Для получения отливок КМ исходный сплав АК12М2МгН расплавлялся при 750 °С в нагревательной электропечи типа СНОЛ. Прессовка, сформированная из синтезированного нанонаполнителя и предварительно подогретая до 300 °С вводилась в расплав методом «колокольчика». Смесь расплава с наполнителем выдерживалась при 750 °С, после чего заливалась в предварительно нагретый до 400 °С металлический кокиль. Из полученных отливок КМ вырезались образцы толщиной 6 мм для исследования структуры и свойств модифицированного сплава. Для получения данных о степени воздействия нанонаполнителя SiC-Al₂O₃ на структурообразование и свойства КМ, доля армирующей добавки составляла 1, 2, 3 мас. %.

Структурно-фазовое состояние синтезированного нанонаполнителя и полученных отливок КМ исследовалось методами рентгеноструктурного и металлографического анализов. Морфология полученного нанонаполнителя дополнительно исследовалась с использованием сканирующей электронной микроскопии (СЭМ). Рентгеноструктурные исследования проводились на автоматизированном комплексе на базе дифрактометра ДРОН-3М в Cu-K α -излучении с применением вторичной монохроматизации рентгеновского пучка. СЭМ выполнялась на приборе VEGA II TESCAN (Чехия) с использованием энергодисперсионной приставки типа InCa 350 Cambrige Instrument GB для элементного анализа. Металлографические исследования осуществлялись на микроскопах ХМ300 и МИМ-8, оснащенных цифровой регистрацией изображений.

Триботехнические испытания выполнялись в режиме граничного трения с использованием

масла И-40А по схеме возвратно-поступательного перемещения контртела из закаленной стали 65Г (55 HRC) относительно неподвижного образца размером 6×6×10 мм при скорости скольжения 0,1 м/с. Для достижения полного контакта поверхностей образцов отливки перед проведением триботехнических испытаний проводилась обработка исследуемых трибопар. В процессе испытаний номинальное рабочее давление p пошагово возрастало по схеме 20→30→40 МПа. Продолжительность испытаний на каждой ступени составляла 4 часа. По результатам испытаний определялись коэффициент трения f , массовый износ Δm и интенсивность изнашивания Iq ($Iq = \Delta m / L$, где L — путь трения). Потеря массы Δm образцов определялась путем его взвешивания на аналитических весах ВЛР-200. Микротвердость образцов отливок определялась на приборе ПМТ-3 при нагрузке на индентор в зависимости от размера исследуемых областей 0,49, 0,98 Н.

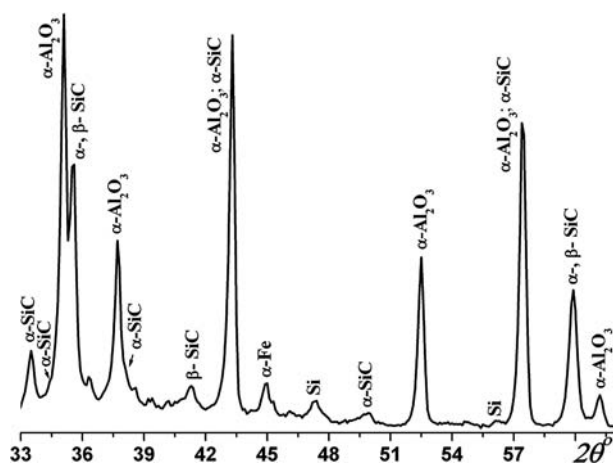
Результаты эксперимента и их обсуждение. Синтез гетерофазного наполнителя с наночастицами SiC, α -Al₂O₃. При анализе возможности синтеза тугоплавких соединений прежде всего исходили из положения прямого восстановления кремния из его оксидов алюминием при обеспечении протекания реакции:



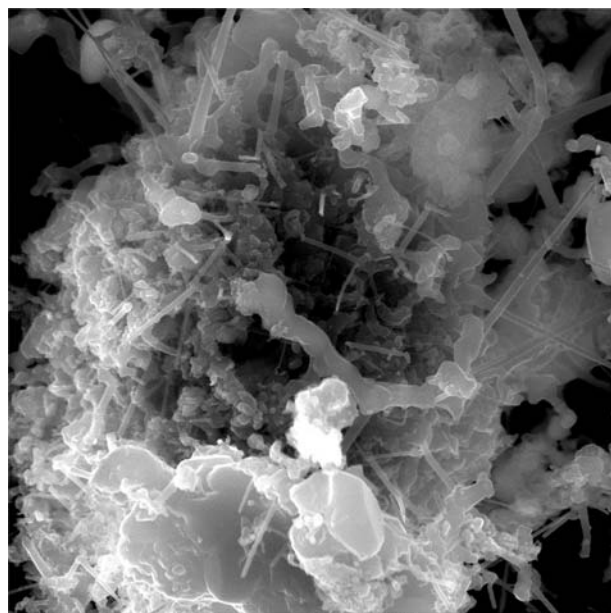
Присутствие в шихте углерода приводит в дальнейшем к образованию SiC. На рисунке 1 а представлен фрагмент дифрактограммы продукта реакций, протекающих в процессе термической обработки порошковой шихты SiO₂-Al-C.

Совокупность дифракционных отражений различной интенсивности на дифрактограмме свидетельствует о присутствии в составе продукта кристаллических фаз высокотемпературного оксида алюминия α -Al₂O₃, кубического β -SiC и гексагонального α -SiC карбида кремния, α -Fe, непрореагировавшего Si. Появление железа можно связать с поступлением его в зону реакции со стенок контейнера, изготовленного из нержавеющей стали. Можно ожидать, что в процессе протекания реакций в восстановительной среде аммиака и водорода имеет место газофазное осаждение Fe на поверхность керамических наночастиц α -Al₂O₃, улучшая тем самым смачиваемость этих тугоплавких соединений алюминиевыми расплавами [19]. Вместе с тем, полученные результаты непосредственно указывают, что фазовый состав синтезированного наполнителя включает компоненты различной природы, являясь тем самым гетерофазным.

Сопоставление интенсивности дифракционных линий фаз, присутствующих в синтезируемом продукте, позволяет заключить, что содержание в нем карбида кремния и корунда является преобладающим. При этом в значительно большем количестве в продукте содержится α -SiC по



а



б

Рисунок 1 — Фрагмент дифрактограммы (а) и СЭМ-изображение продукта синтеза (б)

сравнению с кубической модификацией β -SiC. Согласно выполненным оценкам, содержание SiC составляет 47 %, α -Al₂O₃ — 43 мас.%, а размеры их частиц находятся в диапазонах 20–25 нм и 35–42 нм соответственно, что согласуется с результатами исследования синтезированного продукта методом сканирующей электронной микроскопией (см. рисунок 1 б). Таким образом, полученные результаты позволяют заключить, что частицы карбида кремния и корунда синтезируются в наноразмерном состоянии. При этом наночастицы карбида кремния и корунда синтезируются в глобулярной и нитевидной форме, они прочно связаны с основой, в качестве которой могут выступать непрореагировавшие частицы оксида кремния, а также более крупные синтезированные частицы корунда.

Исследование синтезированных нанопорошков показывает, что значительное влияние на

фазовый состав модификатора оказывает соотношение массы алюминия к массе оксида кремния ($k = m_{\text{Al}} / m_{\text{SiO}_2}$) в исходной шихте (рисунок 2). Из данных рентгеноструктурного анализа следует, что при малой доле алюминия (при k менее 0,3), фазовый состав синтезируемого порошка представлен α -Al₂O₃, SiC (до 30 %) и оксидом кремния.

Увеличение доли алюминия в составе исходной шихты приводит к увеличению количества восстановившегося кремния, который вступает в реакцию с углеродом, образуя карбид. При достижении соотношения масс Al к массе SiO₂ величины, равной 0,6, наблюдается формирование нанонаполнителя, содержащего около 45–48 % карбидной составляющей и 42–45 % корунда, однако, при этом в составе нанонаполнителя также присутствует некоторая доля непрореагировавших компонентов (SiO₂, Si и C).

Дальнейший рост величины k сопровождается формированием карбидо-корундовой смеси с долей корундовой составляющей (50–55 %), при этом в составе наполнителя наблюдается синтез некоторого количества карбида алюминия (5–6 %).

Таким образом, варьируя соотношение компонентов исходной шихты, можно синтезировать композиционный порошковый материал с различным соотношением карбидо-корундовой смеси. При этом, с одной стороны, частицы непрореагировавшего оксида кремния и крупные частицы корунда служат подложкой, на поверхности которой протекают реакции синтеза керамических наночастиц, прочно связанных между собой и основой. Одновременно микрочастицы SiO₂ выступают в роли носителей гетерофазного нанонаполнителя в расплавы и равномерного его распределения в них.

Структура и свойства КМ на основе сплава АК12М2МгН модифицированного нанокomпозицией SiC-Al₂O₃. Микроструктура поршневого сплава АК12М2МгН после литья приведена на рисунке 3 а. Матрица сплава представляет собой дендритную структуру, между ветвями которой располагается крупноигльчатая эвтектика. В теле дендрита

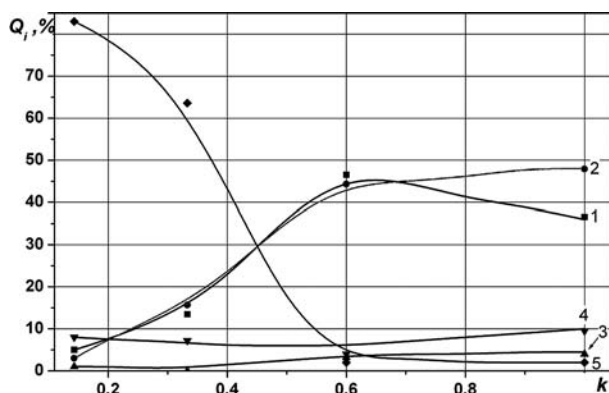


Рисунок 2 — Изменение состава гетерофазного нанонаполнителя в зависимости от соотношения масс алюминия и кремния в исходной шихте, при постоянной доле углерода: 1 — SiC; 2 — α -Al₂O₃; 3 — SiO₂; 4 — C; 5 — Si

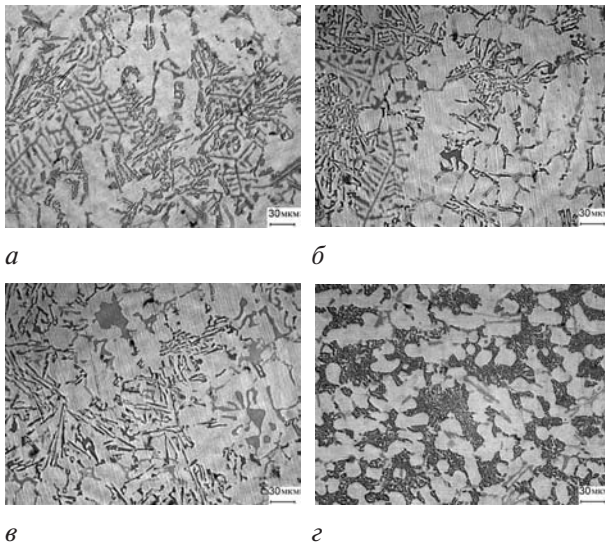


Рисунок 3 — Структура сплава АК12М2МgН до (а) и после введения 1 мас.% (б), 2 мас.% (в) и 3 мас.% (г) нанокomпозиции SiC- α -Al₂O₃

присутствуют медь- и железосодержащие интерметаллидные фазы пластинчатой и скелетообразной формы, размеры указанных фаз достигают 200–250 мкм.

Введение 1 мас.% нанонаполнителя приводит к формированию более дисперсной структуры, при этом происходит частичная сфероидизация интерметаллидных включений, наблюдается измельчение эвтектики (см. рисунок 3 б). Увеличение доли модификатора до 2 мас.% приводит к формированию глобулярных медь- и железосодержащих фаз размером до 35–50 мкм. Происходит формирование разнонаправленной эвтектики с более крупными включениями кремния (см. рисунок 3 в). Наблюдается диспергирование структуры, происходит уменьшение размеров дендритов в 1,2–5 раз.

При введении в расплав 3 мас.% нанонаполнителя наблюдается интенсивное диспергирование структуры сплава (см. рисунок 3 г). Происходит уменьшение геометрических параметров дендритов в 2–3 раза, также происходит формирование мелкодисперсной эвтектики. Интерметаллидные включения формируются в пластинчатой форме с округлыми гранями в теле дендрита, размер включений изменяется от 10 до 50 мкм.

Диспергирование структурных фаз сплава приводит к изменению механических и триботехнических характеристик сплава. Введение синтезированного комплексного наномодификатора способствует повышению микротвердости структурных фаз (рисунок 4). Микротвердость фазы α -твердого раствора композиционного сплава, содержащего более 2 мас.% нанокomпозиции SiC- α -Al₂O₃ возрастает на 30–100 МПа, эвтектики — на 70–100 МПа.

Выполненные трибоиспытания показали, что введение нанокomпозиции SiC-Al₂O₃ способствует

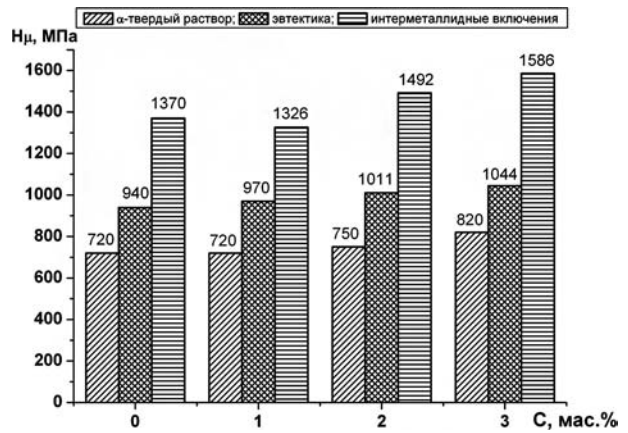


Рисунок 4 — Изменение микротвердости структурных фаз исходного и модифицированного сплава АК12М2МgН с различной долей в нанонаполнителя SiC- α -Al₂O₃

расширению диапазона нагрузок, повышению износостойкости и снижению коэффициента трения композиционного материала (рисунок 5).

При испытании образца из сплава АК12М2МgН при нагрузке 30 МПа происходит резкое повышение коэффициента трения и образование задира, в то время как образцы из композиционного материала показывают низкий коэффициент трения $f = 0,01–0,03$ при нагрузках до 40 МПа. При этом интенсивность износа образцов снижается в 2–4 раза в сравнении с исходным сплавом ($I_q = 9,3 \cdot 10^{-5}$ мг/м) (см. рисунок 5 з).

Введение меньшего количества нанонаполнителя приводит к получению материала с более низким коэффициентом трения. Так, при введении 1 мас.% коэффициент трения составляет 0,010–0,013, а для образца, содержащего 2 мас.% $f = 0,032–0,035$ при нагрузке 40 МПа (см. рисунок 5 в).

Заключение. Разработаны физико-химические принципы синтеза композиционного карбидо-корундового нанонаполнителя. Использование метода газовой фазы осаждения позволяет получить наноразмерные частицы карбида и корунда на основе микропорошка оксида кремния, легированного алюминием и углеродом. Изменяя соотношение исходных компонентов шихтовой смеси можно регулировать долю карбидной и корундовой составляющей в нанонаполнителе. Частицы карбида кремния синтезируются в сферической и нитевидной форме на поверхности более крупных частиц корунда или непрореагировавших частицах оксида кремния. Такая взаимосвязь между частицами способствует их введению и равномерному распределению в расплаве.

Введение нанонаполнителя SiC- α -Al₂O₃ в расплав приводит к диспергированию структуры сплава. Происходит сфероидизация частиц α -фазы, их размер уменьшается до 200–250 мкм, а размер интерметаллидных включений снижается до 10 раз и составляет 20–35 мкм. При введении

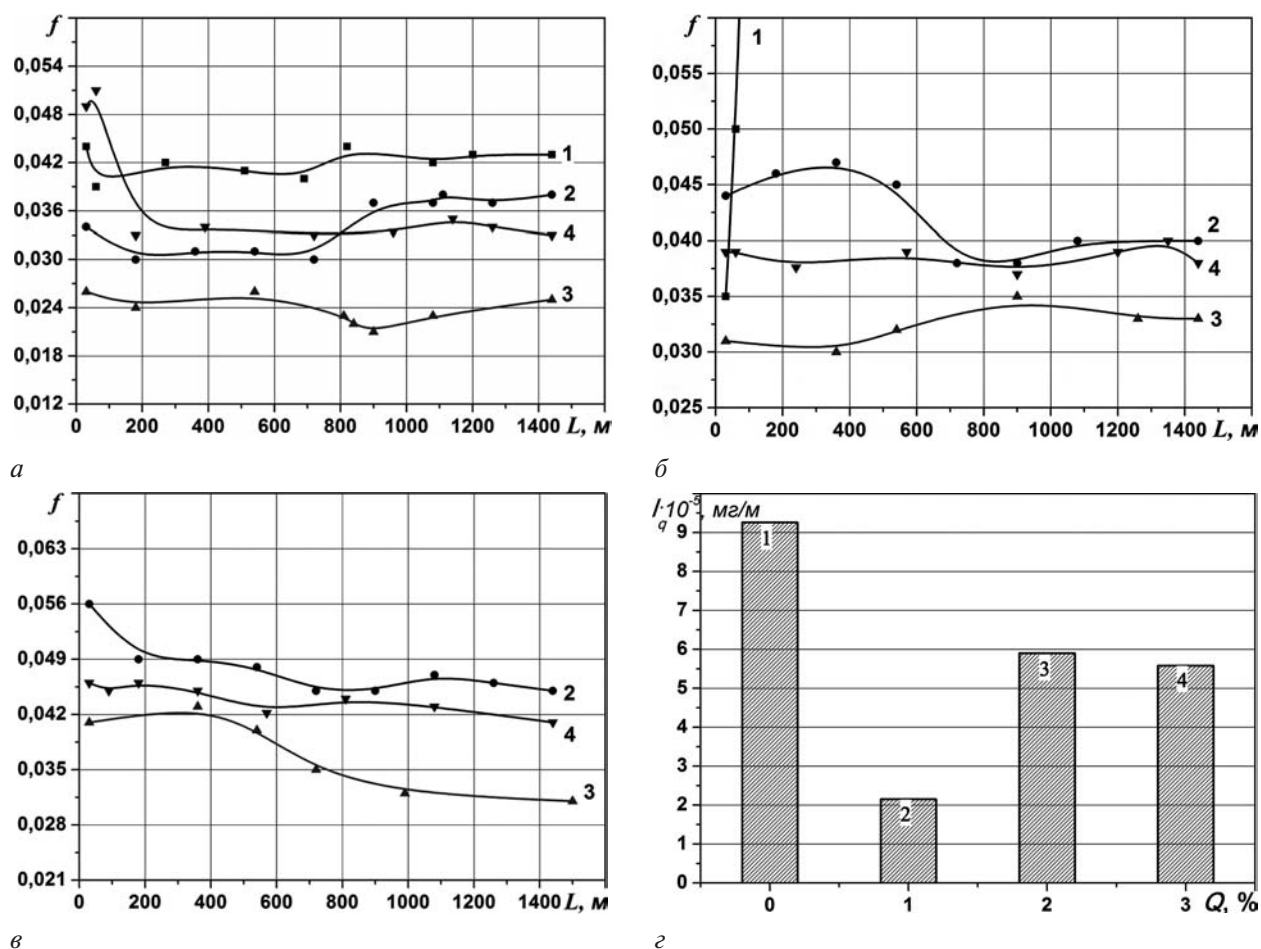


Рисунок 5 — Изменение коэффициента трения в зависимости от пройденного пути при различных рабочих нагрузках: $p = 20$ МПа (а); $p = 30$ МПа (б); $p = 40$ МПа (в) — и изменение интенсивности износа (г) образцов для различной концентрации: исходный сплав (кривая 1), 1 мас. % (кривая 2), 2 мас. % (кривая 3), 3 мас. % (кривая 4) нанокomпозиции SiC- α -Al₂O₃

в расплав 3 мас. % нанонаполнителя наблюдается интенсивное диспергирование структуры сплава, уменьшение размеров дендритов в 2–3 раза, формирование мелкодисперсной эвтектики. Интерметаллидные включения с размером 10–50 мкм пластинчатой формы располагаются в теле зерен α -фазы, тем самым приводя к его разбиению.

Армирование сплава наночастицами карбида кремния и корунда приводит к повышению микротвердости структурных фаз. Так введение 3 мас. % приводит к повышению микротвердости α -фазы на 100 МПа, эвтектики — на 100–105 МПа.

Установлено, что у образцов из композиционного материала, полученных при включении в их структуру 1 мас. % комплексного модификатора, достигается повышение износостойкости в 2–4 раза и снижение коэффициента трения в 1,2 раза. Увеличение доли вводимого комплексного модификатора до 2 мас. % приводит к снижению коэффициента трения в 1,7 раза, а также расширению диапазона рабочих нагрузок до 40 МПа по сравнению с образцом из исходного сплава.

Список литературы

1. Толочко, Н.К. Методы получения мелкозернистой структуры отливок при кристаллизации / Н.К. Толочко,

А.А. Андрушевич // Литье и металлургия. — 2012. — № 2(65). — С. 27–31.

2. Рафальский, И.В. Получение литейных композиционных материалов из алюминиевых сплавов в гетерофазном состоянии с дисперсными наполнителями / И.В. Рафальский // Литье и металлургия. — 2011. — № 3(61). — С. 26–31.
3. Влияние фазового состава наноструктурированного тугоплавкого модификатора на структуру и триботехнические свойства сплава АК12M2MgH / П.А. Витязь [и др.] // Трение и износ. — 2013. — Т. 34, № 5. — С. 435–445.
4. Боом, Е.А. Природа модифицирования сплавов типа силумин / Е.А. Боом. — М.: Металлургия, 1972. — 112 с.
5. Studies on Al6061-SiC and Al7075-Al₂O₃ metal matrix composites / G.B. Verresh Kumar [et al.] // Journal of Minerals & Materials Characterization & Engineering. — 2010. — Vol. 9, № 1. — Pp. 43–55.
6. An Analysis of Mechanical Properties of the Developed Al/SiC-MMC's / Meena K. L [et al.] // American Journal of Mechanical Engineering. — 2013. — Vol. 1, № 1. — Pp. 14–19.
7. Development of aluminium based silicon carbide particulate metal matrix composite / M. Singla [et al.] // Journal of Minerals Materials Characterization Engineering. — 2009. — Vol. 8, № 6. — Pp. 455–467.
8. Наноструктурирование дисперсно-армированных алюмоматричных композиционных материалов / Т.А. Чернышова [и др.] // Физика и химия обработки материалов. — 2012. — № 4. — С. 53–61.
9. Borodianskiy, K. Mechanical Properties and Microstructure Characterization of Al-Si Cast Alloys Formation Using Carbide Nanoparticles / K. Borodianskiy, M. Zinigrad // Journal of Materials Sciences and Applications. — 2015. — Vol. 1, № 3. — Pp. 85–90.

10. Bharath, V. Preparation of 6061Al-Al₂O₃ Metal Matrix Composite by Stir Casting and Evaluation of Mechanical Properties / V. Bharath, N. Mahadev, V. Auradi // International Journal of Metallurgical Materials Science and Engineering. — 2012. — Vol. 2, № 3. — Pp. 22–31.
11. Straffelini, G. Influence of matrix hardness on sliding behavior of 20 vol.% Al₂O₃-particulate reinforced 6061Al metal matrix composite / G. Straffelini, F. Bonollo, A. Tizini // Wear. — 1997. — № 211. — Pp. 192–197.
12. Deshmanya, I.B. Development of Mathematical Model to Predict Micro-Hardness of Al7075/Al₂O₃ Composites Produced by Stir-Casting / I. B. Deshmanya, Gk. Purohit // Journal of Engineering Science and Technology Review. — 2012. — Vol. 5, № 1. — Pp. 44–50.
13. Chennakesava Reddy, A. Matrix Al-alloys for silicon carbide particle reinforced metal composites / A. Chennakesava Reddy, E. Zitoun // Indian Journal of Science and Technology. — 2010. — Vol. 3, № 12. — Pp. 1184–1187.
14. Manufacturing of aluminium matrix composite materials reinforced by Al₂O₃ particles / A. Włodarczyk-Flidier [et al.] // Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. — 2008. — Vol. 27. — Pp. 99–102.
15. Wear Behavior of Al–SiC and Al–Al₂O₃ Matrix Composites Sliding Against Automobile Friction Material / P.R.K. Fu [et al.] // PCO Proc. 2013 based on AIP Guide. — Vol. 2008. — Pp. 249–253.
16. Андриевский, Р.А. Наноразмерный карбид кремния. Синтез, структура, свойства / Р.А. Андриевский // Успехи химии. — 2009. — Т. 78. — С. 889–900.
17. Прямой плазмодинамический синтез ультрадисперсного карбида кремния / А.А. Сивков [и др.] // Письма в ЖТФ. — 2013. — Т. 39, вып. 39. — С. 15–20.
18. Синтез карбида кремния в электротермическом реакторе с кипящим слоем углеродных частиц / В.А. Бородуля [и др.] // Горение и плазмохимия. — 2015. — Т. 13, № 2. — С. 92–102.
19. Калашников, И.Е. Развитие методов армирования и модифицирования структуры алюмоматричных композиционных материалов: автореф. дис. ... д-ра техн. наук / И.Е. Калашников; ИМЕТ РАН им. А.А. Байкова. — М., 2011. — 50 с.
20. Гусев, А.И. Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии / А.И. Гусев. — М.: ФИЗМАТЛИТ, 2007. — 416 с.
21. Комаров, А.И. Синтез наноструктурированных тугоплавких наполнителей, их влияние на структуру и свойства силуминов / А.И. Комаров // Перспективные материалы и технологии: монография: в 2 т. / под ред. В.В. Клубовича. — Витебск: ВГТУ, 2015. — Т. 2, гл. 12. — С. 202–223.
22. Комаров, А.И. Синтез карбидо-корундового наполнителя и его воздействие на структуру и свойства поршневого сплава АК12М2MgH / А.И. Комаров, В.И. Комарова, Д.В. Орда // Механика машин, механизмов и материалов. — 2016. — № 1(34). — С. 81–86.
23. Способ получения литого композиционного материала на основе алюминиевого сплава: пат. 17840 Респ. Беларусь, С 22С 1/10, С 22С 21/00 / А.И. Комаров, В.И. Комарова, В.Т. Сенюць; заявл. 27.02.12; опубл. 30.12.13 // Афіцыйны бюл. / Нац. цэнтр інтэлектуал. уласнасці. — 2013. — № 6.
24. Комаров, А.И. Композиционный порошок и способ его получения: С01В31/30, С01В13/14 / А.И. Комаров, В.И. Комарова, Д.В. Орда; заявитель Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси. — № а20160246. — заявл. 27.06.16.
25. О иодифицировании литых алюмоматричных композиционных материалов тугоплавкими наноразмерными частицами / Т.А. Чернышова [и др.] // Металлы. — 2009. — № 1. — С. 79–87.
26. Наноструктурирование дисперсно-армированных алюмоматричных композиционных материалов / Т.А. Чернышова [и др.] // Физика и химия обработки материалов. — 2012. — № 4. — С. 53–61.

KOMAROV Aleksandr I., Ph. D. in Eng.

Head of the Laboratory of Modification Techniques of Structural Materials¹

E-mail: al_kom@tut.by

KOMAROVA Valentina I., Ph. D. in Phys.-Math.

Leading Researcher¹

SHIPKO Aleksey A., D. Sc. in Eng., Prof.

ORDA Dmitriy V.

Junior Researcher¹

¹Joint Institute of Mechanical Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Republic of Belarus

Received 09 September 2016.

IMPACT OF SYNTHESIZED SiC–Al₂O₃ NANOCOMPOSITE ON THE STRUCTURE AND TRIBOMECHANICAL PROPERTIES OF AK12M2MgN PISTON ALLOY

Scientific and methodological principles of synthesis of heterophase filler with nanoparticles of SiC, α -Al₂O₃, Si, Fe are developed on the basis of oxides micropowder and carbide-forming elements. The processed filler, introduced into aluminum melts, provides reinforcement of the aluminum-matrix composites. It is found that the effect of this process is refinement of alloy matrix structure 2–3 times, which leads to increase in the microhardness of the alloy structural phases. It is shown that introduction of 3 wt.% α -phase increases microhardness by 100 MPa and 100–105 MPa at the eutectic point. The samples of the composite material on the base of silumin AK12M2MgN, containing 1–2 wt.% of the composite modifier, have the increased wear resistance 2–4 times higher than the initial alloy samples.

Keywords: nanoparticles, silicon carbide, corundum, structure, aluminum alloy, microhardness, friction coefficient, wear resistance

References

- Tolochko N.K., Andrushevich A.A. Metody poluchenija melkozernistoj struktury otlivok pri kristallizacii [Methods for producing a fine-grained structure of castings during crystallization]. *Lite i metallurgija* [Casting and metallurgy], 2012, no. № 2(65), pp. 27–31.
- Rafalskiy I.V. Poluchenie litejnyh kompozicionnyh materialov iz aljuminievyh splavov v geterofaznom sostojanii s dispersnymi napolniteljami [Processing of casting composite materials of aluminum alloys in the heterophase state with dispersed fillers]. *Lite i metallurgija* [Casting and metallurgy], 2011, no. 3(61), pp. 26–31.
- Vityaz P.A. [et al.] Vlijanie fazovogo sostava nanostrukturirovannogo tugoplavkogo modifikatora na strukturu i tribotehnicheskie svojstva splava AK12M2MgN [Influence of phase composition of nanostructured refractory modifier on the structure and tribological properties of the alloy AK12M2MgN]. *Trenie i iznos* [Friction and Wear], 2013, vol. 34, no. 5, pp. 435–445.
- Boom E.A. *Priroda modifirovanija splavov tipa silumin* [Nature of modification of silumin-type alloys]. Moscow, Metallurgija, 1972. 112 p.
- Verresh Kumar G.B. [et al.] Studies on Al6061-SiC and Al7075-Al₂O₃ metal matrix composites. *Journal of Minerals & Materials Characterization & Engineering*, 2010, vol. 9, no. 1, pp. 43–55.
- Meena K.L. [et al.] An Analysis of Mechanical Properties of the Developed Al/SiC-MMC's. *American Journal of Mechanical Engineering*, 2013, vol. 1, no. 1, pp. 14–19.
- Singla M. [et al.] Development of aluminium based silicon carbide particulate metal matrix composite. *Journal of Minerals Materials Characterization Engineering*, 2009, vol. 8, no. 6, pp. 455–467.
- Chernyshova T.A. [et al.] Nanostrukturirovanie dispersno-armirovannyh aljumomatrichnyh kompozicionnyh materialov [Nanostructuring of dispersion-reinforced aluminum-matrix composite materials]. *Fizika i himija obrabotki materialov* [Physics and chemistry of materials processing], 2012, no. 4, pp. 53–61.
- Borodianskiy K., Zinigrad M. Mechanical Properties and Microstructure Characterization of Al-Si Cast Alloys Formation Using Carbide Nanoparticles. *Journal of Materials Sciences and Applications*, 2015, vol. 1, no. 3, pp. 85–90.
- Bharath V., Mahadev N., Auradi V. Preparation of 6061Al-Al₂O₃ Metal Matrix Composite by Stir Casting and Evaluation of Mechanical Properties. *International Journal of Metallurgical Materials Science and Engineering*, 2012, vol. 2, no. 3, pp. 22–31.
- Straffellini G., Bonollo F., Tizini A. Influence of matrix hardness on sliding behavior of 20 vol.% Al₂O₃-particulate reinforced 6061Al metal matrix composite. *Wear*, 1997, no. 211, pp. 192–197.
- Deshmánya I.B., Purohit Gk. Development of Mathematical Model to Predict Micro-Hardness of Al7075/Al₂O₃ Composites Produced by Stir-Casting. *Journal of Engineering Science and Technology Review*, 2012, vol. 5, no. 1, pp. 44–50.
- Chennakesava Reddy A., Zitoun E. Matrix Al-alloys for silicon carbide particle reinforced metal composites. *Indian Journal of Science and Technology*, 2010, vol. 3, no. 12, pp. 1184–1187.
- Wlodarczyk-Flidier A. [et al.] Manufacturing of aluminium matrix composite materials reinforced by Al₂O₃ particles. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 2008, vol. 27, pp. 99–102.
- Fu P.R.K. [et al.] Wear Behavior of Al-SiC and Al-Al₂O₃ Matrix Composites Sliding Against Automobile Friction Material. *Proc. 2013 based on AIP Guide*, vol. 2008, pp. 249–253.
- Andrievskiy R.A. Nanorazmernyj karbid kremnija. Sintez, struktura, svojstva [Nano-sized silicon carbide. Synthesis, structure, properties]. *Uspеhi himii* [Russian Chemical Reviews], 2009, vol. 78, pp. 889–900.
- Sivkov A.A. [et al.] Prjamoj plazmodinamicheskij sintez ultradispersnogo karbida kremnija [Direct plasmodynamic synthesis of ultrafine silicon carbide]. *Pisma v ZhTF* [Technical Physics Letters], 2013, vol. 39, no. 39, pp. 15–20.
- Borodulya V.A. [et al.] Sintez karbida kremnija v jelektrotermicheskom reaktore s kipjashhim sloem uglerodnyh chastic [Synthesis of silicon carbide in the electrothermal reactor with carbon particles fluid bed]. *Gorenie i plazmohimija* [Combustion and plasma chemistry], 2015, vol. 13, no. 2, pp. 92–102.
- Kalashniko, I.E. *Razvitie metodov armirovanija i modifirovanija struktury aljumomatrichnyh kompozicionnyh materialov*. Diss. dokt. tehn. nauk [Development of methods of reinforcement and modification of the structure of aluminum-matrix composites. D.Sc. in eng. diss.]. Moscow, 2011. 50 p.
- Gusev A.I. Nanomaterialy, nanostruktury, nanotehnologii [Nanomaterials, nanostructures, nanotechnology]. Moscow, FIZMATLIT, 2007. 416 p.
- Komarov A.I. Sintez nanostrukturirovannyh tugoplavkih napolnitelej, ih vlijanie na strukturu i svojstva siluminov [Synthesis of nanostructured high-melting fillers, their impact on the structure and properties of silumin]. *Perspektivnye materialy i tehnologii: monografija* [Advanced Materials and Technologies: monograph], Vitebsk, VGTU, 2015, vol. 2, pp. 202–223.
- Komarov A.I., Komarova V.I., Orda D.V. Sintez karbido-korundovogo napolnitelja i ego vozdejstvie na strukturu i svojstva porshneвого splava AK12M2MgN [Synthesis of carbide corundum filler and its impact on the structure and properties of AK12M2MgN piston alloy]. *Mehanika mashin, mehanizmov i materialov* [Mechanics of machines, mechanisms and materials], 2016, no. 1(34), pp. 81–86.
- Komarov A.I., Komarova V.I., Senyut V.T. *Sposob poluchenija litogo kompozicionnogo materiala na osnove aljuminieвого splava* [A method for producing a cast composite material based on aluminium alloy]. Patent RB, no. 17840, 2013.
- Komarov A.I., Komarova V.I., Orda D.V. *Kompozicionnyj poroshok i sposob ego poluchenija* [The composite powder and a preparation method thereof]. Patent RB, no. a 20160246, 2016.
- Chernyshova T.A. [et al.] O modifirovanii lityh aljumomatrichnyh kompozicionnyh materialov tugoplavkimi nanorazmernymi chasticami [On modification of cast aluminum-matrix composite materials with refractory nanoparticles]. *Metally* [Metals], 2009, no. 1, pp. 79–87.
- Chernyshova T.A. [et al.] Nanostrukturirovanie dispersno-armirovannyh aljumomatrichnyh kompozicionnyh materialov [Nanostructuring of dispersion-reinforced aluminum-matrix composite materials]. *Fizika i himija obrabotki materialov* [Physics and chemistry of materials processing], 2012, no. 4, pp. 53–61.