

УДК 621.89:669.018.715
ББК 34:38.3

Павел Андреевич Быков,
младший научный сотрудник,
Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова
Российской академии наук,
119991, Россия, г. Москва, Ленинский просп., 49,
e-mail: pavel_imet@mail.ru

Игорь Евгеньевич Калашников,
доктор технических наук, ведущий научный сотрудник,
Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова
Российской академии наук,
119991, Россия, г. Москва, Ленинский просп., 49,
e-mail: kalash2605@mail.ru

Людмила Константиновна Болотова,
старший научный сотрудник,
Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова
Российской академии наук,
119991, Россия, г. Москва, Ленинский просп., 49,
e-mail: l.bolotova@mail.ru

Любовь Ивановна Кобелева,
кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник,
Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова
Российской академии наук,
119991, Россия, г. Москва, Ленинский просп., 49, e-mail: likob@mail.ru

Алексей Георгиевич Колмаков,
доктор технических наук, заместитель директора,
Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова
Российской академии наук,
119991, Россия, г. Москва, Ленинский просп., 49,
e-mail: kolmakov@imet.ac.ru

Определение износа и построение карт трения при трибологических испытаниях алюмоматричных композиционных материалов¹

В статье представлены результаты испытаний дисперсно-упрочнённых алюмоматричных композиционных материалов в условиях сухого трения скольжения. Определена интенсивность изнашивания образцов разных составов в зависимости от нагрузки и скорости скольжения. Составлены карты трения, определяющие механизмы изнашивания в процессе испытания.

Ключевые слова: композиционные материалы, керамические частицы, интерметаллидные фазы, сухое трение скольжения, интенсивность изнашивания, карты трения.

¹Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ (грант № 14-08-90011 Бел_а).

Pavel Andreyevich Bykov,

Researcher,

*Institute of Metallurgy and Material Science A. A. Baykov,
the Russian Academy of Science,
119991, Moscow, Leninsky Pr., 49,
e-mail: pavel_imet@mail.ru*

Igor Evgenyevich Kalashnikov,

Doctor of Technical Sciences, Leading Researcher,

*Institute of Metallurgy and Material Science A. A. Baykov,
the Russian Academy of Science,
119991, Moscow, Leninsky Pr., 49,
e-mail: kalash2605@mail.ru*

Lyudmila Konstantinovna Bolotova,

Senior Researcher,

*Institute of Metallurgy and Material Science A. A. Baykov,
the Russian Academy of Science,
119991, Moscow, Leninsky Pr., 49,
e-mail: l.bolotova@mail.ru*

Lubov Ivanovna Kobeleva,

Candidate of Technical Sciences, Leading Researcher,

*Institute of Metallurgy and Material Science A. A. Baykov,
the Russian Academy of Science,
119991, Moscow, Leninsky Pr., 49,
e-mail: likob@mail.ru*

Alexey Georgievich Kolmakov,

Doctor of Technical Sciences, Deputy Director,

*Institute of Metallurgy and Material Science A. A. Baykov,
the Russian Academy of Science,
119991, Moscow, Leninsky Pr., 49,
e-mail: kolmakov@imet.ac.ru*

Determination of Wear and Compilaiton of Wear Maps in Tribological Test of Aluminum-Matrix Composites¹

The article presents the results of tests of dispersion reinforced aluminum matrix composites under dry sliding friction. There was determined the wear rate of the samples of different compositions in depending on the load and sliding velocity. There were compiled the wear maps determining the mechanisms of wear during the test.

Keywords: composite materials, ceramic particles, inter-metallic phases, dry sliding friction, wear intensity, wear maps.

Введение. Одно из перспективных направлений в разработке новых конструкционных материалов – создание гетерогенных структур, представляющих собой различным образом организованные композиции из армирующих наполнителей и связующих. Объединение в одном материале веществ различного химического состава и свойств, в частности пластичных металлических матриц и высокомодульных керамических наполнителей, позволяет выйти на принципиально новый уровень эксплуатационных характеристик.

Последние годы характеризуются заметным успехом в совершенствовании технологий и промышленном освоении композиционных материалов (КМ). Это касается в первую очередь дисперсно-армированных КМ на базе алюминиевых сплавов [1]. Помимо специальных

¹The research is performed with the financial support of RFFFR (project # 14-08-90011 Bel_a).

свойств достоинством таких КМ является малый удельный вес, возможность многократного восстановления путём поверхностной обработки или повторных переплавов, относительная дешевизна. Так, стоимость алюмоматричных антифрикционных КМ примерно в 5 раз ниже стоимости подшипниковых сплавов на основе меди, а вес подшипниковых вкладышей из КМ в 2,5 раза ниже медных. Номенклатура ответственных изделий машиностроения, где целесообразна замена традиционных антифрикционных материалов на КМ, включает детали подвижных сопряжений, к которым предъявляются требования высокой несущей способности и износостойкости: втулки, вкладыши, опорные подшипники и пр. Однако при использовании КМ в узлах трения скольжения целенаправленному выбору состава и технологии КМ должно предшествовать исследование закономерностей трибологического поведения материалов при различных видах нагружения, позволяющее осуществить прогнозирование работоспособности узлов трения [7]. Согласно [3], изнашивание деталей машин в результате процесса трения является причиной выхода из строя более 80 % деталей механизмов. Изнашивание КМ имеет ряд особенностей [6]. В общем случае наличие в пластичных металлических матрицах твёрдых дисперсных частиц повышает износостойкость сплавов. Увеличение содержания и размера армирующих частиц в КМ ведёт к уменьшению в общей поверхности трения площади участков матрицы, склонной к схватыванию. Высокопрочные частицы защищают матрицу от механического уноса материала, что ведёт к уменьшению изнашивания КМ. Гетерогенность КМ способствует расширению области существования во фрикционном контакте так называемых вторичных структур, обеспечивающих протекание процессов трения и изнашивания в широком диапазоне параметров нагружения [2]. В зависимости от свойств контактирующих тел, состава окружающей среды, характера и режима нагружения, трущиеся элементы деталей подвергаются тому или другому виду изнашивания. При выборе материалов для триботехнического сопряжения важно выделить ведущий вид изнашивания, реализующийся при определённых характерных для него соотношениях взаимодействия между контактирующими телами, поверхностями трения и окружающей средой. Согласно [8], весь процесс трения КМ разделён на несколько этапов. На первом этапе происходит приработка, для которой в большинстве случаев характерно абразивное изнашивание за счёт неровностей контртела и выкрашивающихся из матрицы армирующих частиц. Далее характер трения зависит от нагрузок. В общем случае введение в сплавы частиц увеличивает критическую нагрузку и скорость скольжения, при которых изнашивание изменяется от умеренного абразивного или окислительного к интенсивному усталостному или адгезионному. При невысоких нагрузках это «мягкое трение» – окислительный механизм изнашивания, при котором происходит образование и отслаивание окисных плёнок. В области высоких нагрузок возникает «жёсткое трение», для которого характерны усталостное разрушение, развитие адгезии. При этом режиме возникают металлические связи между матрицей КМ и контртелом, что вызывает интенсивную пластическую деформацию сдвигом и схватывание.

Данные исследования проводили для изучения влияния нагрузки и скорости скольжения на смену режимов трения КМ различного состава на основе алюминиевой матрицы. Метод карт применяли для отображения изменений механизмов изнашивания.

Материалы и методы исследования. Исследования проводили на образцах из технически чистого алюминия и КМ на его основе, упрочнённых частицами керамики и интерметаллидными фазами, сформированными в процессе реакционного литья [5]. КМ изготавливали механическим замешиванием дискретных наполнителей и реакционно-активных металлических порошков в алюминиевый расплав. В качестве наполнителя использовали частицы карбида кремния зелёного размером 40 мкм (ГОСТ 26327-84), в качестве реакционно-активных добавок применяли порошок титана размером 200–400 мкм. При изготовлении образцов КМ, армированных интерметаллидными фазами, в расплав алюминия вводили

порошок титана, перемешивали в течение 1 мин и выдерживали 20 мин. Согласно [4] этого времени достаточно для протекания экзотермической реакции и образования *in-situ* блочных интерметаллидов, преимущественно состава Al_3Ti . При изготовлении образцов состава $Al+5 \text{ мас. \% } Ti + 5 \text{ мас. \% } SiC$ порошки титана и частицы карбида кремния перемешивали в массообменном аппарате и подготовленную смесь вводили в расплав. Технологические режимы изготовления образцов КМ имели следующие параметры: температура расплава $850 \text{ }^\circ C$, время перемешивания 1 мин, скорость вращения импеллера 300 об/мин. После удаления окисной плёнки композиционные расплавы разливали в графитовые формы, диаметром 30 мм. Для проведения трибологических испытаний были изготовлены образцы: Al (технически чистый алюминий); $Al - Al_3Ti$ (при введении в Al расплав 5 мас. % Ti порошка); $Al - SiC$ (армирование 5 мас. % карбидом кремния) и полиармированные образцы $Al - Al_3Ti - SiC$ (с шихтовым составом $Al+5 \text{ мас. \% } Ti + 5 \text{ мас. \% } SiC$).

Микроструктуру КМ анализировали на оптическом микроскопе Лейка *DM ILM*, оснащённом программой *Qwin* для определения объёмного содержания и размера фаз.

Образцы КМ испытывали в условиях сухого трения скольжения на установке МТУ-01 (ТУ 4271-001-29034600-2004) по схеме осевого нагружения: вращающаяся втулка (контртело) из стали 45 ($HRC > 45$) против неподвижного диска (КМ) с коэффициентом перекрытия 1. Размеры стальной втулки: внутренний диаметр 11,8 мм, наружный диаметр 15,8 мм. Диск из КМ вырезали из отливки. Размер диска: диаметр 30 мм, толщина 10 мм. Скорость вращения втулки составляла 280, 540 и 870 об/мин, что соответствует скоростям скольжения 0,19, 0,37 и 0,59 м/с. Осевую нагрузку P изменяли от 18 до 140 Н (0,212 — 1,65 МПа). Время испытаний при каждой нагрузке составляло 10 мин. Испытания проводили на воздухе при температуре $20 \pm 1 \text{ }^\circ C$ и влажности $60 \pm 4 \text{ \%}$.

Потерю массы Δm определяли по изменению веса испытываемого образца и контртела путём взвешивания до и после испытания на аналитических весах с точностью $\pm 0,00005$ г. Для исключения систематических ошибок все измерения выполняли на одном и том же приборе. Интенсивность изнашивания определяли по формуле $Im = \Delta m/L$, где L — путь трения.

Результаты и обсуждение. На рис. 1 представлены структуры образцов КМ с различными армирующими наполнителями. Видно, что структура образцов КМ с шихтовым составом $Al-5 \text{ мас. \% } Ti$ состоит из матричного твёрдого раствора и включений интерметаллидов Al_3Ti , которые при выдержке расплава до разлива 20 мин приобретают блочную форму со средним размером 10 мкм и расположены в центре зерна матрицы. Полученные реакционным литьем КМ имеют максимальный уровень связи по поверхностям раздела, обусловленный малым решёточным несоответствием фаз и наличием полукогерентных межфазных границ, термическую стабильность, лучшее распределение и дисперсность армирующих фаз. Структура КМ с шихтовым составом $Al+5 \text{ мас. \% } SiC$ состоит из матричного твёрдого раствора и частиц карбида кремния, которые благодаря предварительному прокаливанию, выдержке с перемешиванием в расплаве относительно равномерно распределены в матрице. В КМ с шихтовым составом $Al+5 \text{ мас. \% } Ti + 5 \text{ мас. \% } SiC$ присутствуют интерметаллидные включения Al_3Ti ($\sim 15 \text{ об. \%}$) и частицы карбида кремния. Распределение наполнителей в матрице определяется схемой кристаллизации КМ: сформированные в реакции *in-situ* интерметаллиды — в центре зёрен алюминиевой матрицы; частицы SiC , оттесняемые растущими кристаллами $\alpha - Al$ — на границах зёрен. Известно, что экзотермические реакции, происходящие при синтезировании новых фаз в процессах реакционного литья, улучшают смачивание и тем самым позволяют улучшить усвоение и распределение армирующих керамических наполнителей в КМ.

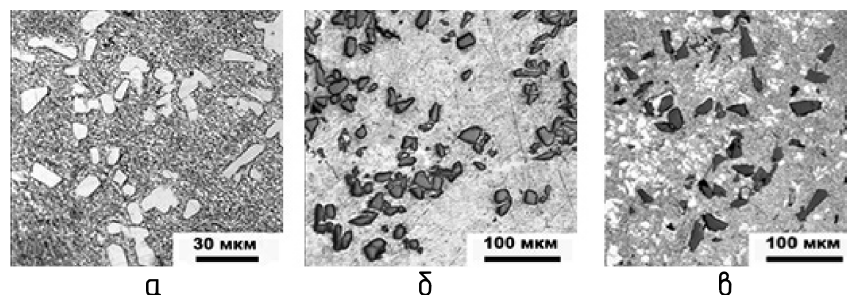


Рис. 1. Микроструктура образцов шихтового состава:
 а — $Al+5 \text{ мас. \%Ti}$, б — $Al+5 \text{ мас. \%SiC}$, в — $Al+5 \text{ мас. \%Ti} + 5 \text{ мас. \%SiC}$

На рис. 2 приведены результаты определения интенсивности изнашивания при испытании образцов на трение скольжения в зависимости от приложенной нагрузки. При всех скоростях скольжения интенсивность изнашивания возрастает с увеличением нагрузки. При достижении определённой критической нагрузки происходит резкое увеличение интенсивности изнашивания, причём при увеличении скорости скольжения для такого изменения требуется меньшая нагрузка. На рис. 2 этот процесс обозначен знаком «стрелка». Такое резкое увеличение интенсивности изнашивания говорит об изменении режима изнашивания. Введение в матрицу армирующих частиц увеличивает критическую нагрузку во всем диапазоне скоростей, причём наилучшим образом на сопротивлении изнашиванию сказывается полиармирование, т. е. одновременное упрочнение матричного сплава частицами SiC и интерметаллидными фазами. Так, при скорости скольжения 0,19 м/с критическая нагрузка для образца из алюминия составляет 28 Н (рис. 2а), армирование матрицы 5 мас. % частиц SiC сдвигает её значение до 80 Н (рис. 2, б). При введении в расплав 5 мас. % порошка Ti , образование в матрице интерметаллидных фаз (около 15 об. %) увеличивает значение критической нагрузки до 90 Н (рис. 2в). Присутствие в КМ двух наполнителей SiC и Al_3Ti увеличивает её значение до 130 Н (рис. 2г). Такая же тенденция изменения интенсивности изнашивания наблюдается и при других скоростях скольжения.

Различия в величине износостойкости определяются объёмным содержанием армирующих фаз, их размером, распределением в матрице, качеством связи с матрицей и твёрдостью. Твёрдые частицы SiC (3600 HV) размером 40 мкм в процессе трения выступают в качестве опор, эффективно воспринимающих осевую нагрузку и защищающих матрицу от схватывания и механического разрушения. С другой стороны, низкая прочность связи по межфазным границам SiC /матрица приводит к выкрашиванию керамических частиц, что отражается на уровне Im. Интерметаллидные включения Al_3Ti (300 HV [8]), образовавшиеся в результате реакции *in-situ* при введении титана в матрицу, также препятствуют изнашиванию алюминиевой матрицы [9]. Их большое объёмное содержание, однородность распределения в матрице и прочная связь по межфазным границам обеспечивают низкий уровень интенсивности изнашивания при малых скоростях скольжения. Наиболее высокая износостойкость отмечена на полиармированных образцах ($Al - Al_3Ti - SiC$).

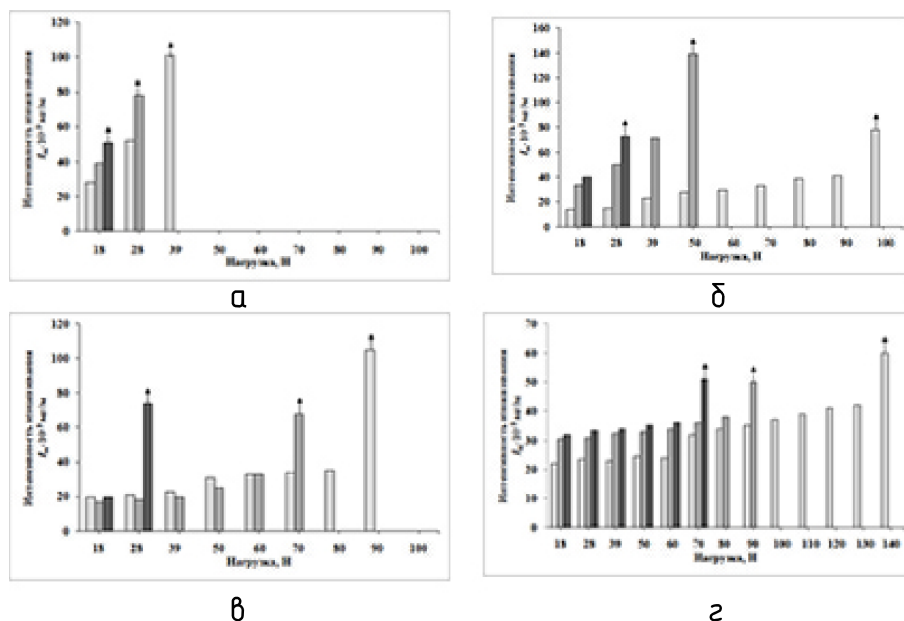


Рис. 2. Интенсивность изнашивания I_m в зависимости от нагрузки при трении образцов: Al (а), Al - Al₃Ti (б), Al - SiC (в), Al - Al₃Ti - SiC (г). Скорости скольжения $v = 0,19$ м/с, $v = 0,37$ м/с, $v = 0,59$ м/с. Стрелкой обозначен переход в задиры

Различия в величине износостойкости определяются объёмным содержанием армирующих фаз, их размером, распределением в матрице, качеством связи с матрицей и твёрдостью. Твёрдые частицы SiC (3600 HV) размером 40 мкм в процессе трения выступают в качестве опор, эффективно воспринимающих осевую нагрузку и защищающих матрицу от схватывания и механического разрушения. С другой стороны, низкая прочность связи по межфазным границам SiC/матрица приводит к выкрашиванию керамических частиц, что отражается на уровне I_m . Интерметаллидные включения Al₃Ti (300 HV [8]), образовавшиеся в результате реакции *in-situ* при введении титана в матрицу, также препятствуют изнашиванию алюминиевой матрицы [9]. Их большое объёмное содержание, однородность распределения в матрице и прочная связь по межфазным границам обеспечивают низкий уровень интенсивности изнашивания при малых скоростях скольжения. Наиболее высокая износостойкость отмечена на полиармированных образцах (Al - Al₃Ti - SiC).

По результатам испытаний процесс трения КМ можно разделить на два режима трения, а именно режим мягкого и жёсткого трения. Эти режимы могут быть представлены с помощью карты трения (рис. 3). Карта построена в координатах осевой нагрузки и скорости скольжения. Для построения границ перехода от мягкого режима к жёсткому были использованы данные по критическим нагрузкам при оценке изнашивания (рис. 2). Видны условия, которые обеспечивают режимы мягкого трения при испытании КМ различных составов. Важно отметить, что смена режимов для каждого представленного состава КМ происходит при одном и том же значении интенсивности изнашивания при различных комбинациях прилагаемой нагрузки и скорости скольжения (рис. 3). Очевидно также, что армирование частицами SiC более эффективно в плане расширения диапазона трибонагружения, чем армирование интерметаллидными фазами.

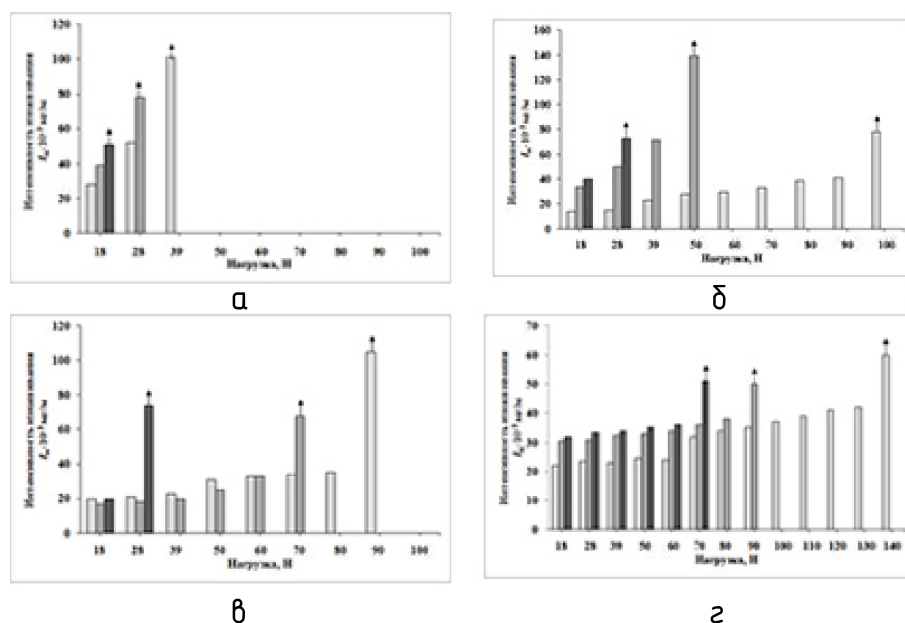


Рис. 3. Карта трения образцов КМ. Цифры при точках на карте показывают величину интенсивности изнашивания $I_m \cdot 10^{-3}$ мг/м

Заключение. Проведены испытания на сухое трение скольжения образцов из технического чистого алюминия и КМ на его основе, упрочнённых частицами керамики и интерметаллидными фазами. Исходя из результатов испытаний, процесс сухого трения скольжения КМ против контртела из стали 45 характеризуется двумя основными режимами, определяемыми как мягкое и жёсткое трение. Об изменении режима трения с мягкого на жёсткий можно судить по резкому возрастанию интенсивности изнашивания. Переход от режима мягкого трения к жёсткому режиму сопровождается резким возрастанием интенсивности изнашивания. Введение в матричный сплав твёрдых тугоплавких частиц сдвигает точку смены режимов изнашивания в область более высоких нагрузок. Армирование керамическими частицами SiC более эффективно расширяет диапазон трибонагружения, чем армирование интерметаллидными фазами. Наибольшее сопротивление изнашиванию имеют образцы КМ с полиармированием. Определены области режимов трения и условия трибонагружения, которые предпочтительны при использовании КМ исследованных составов.

Список литературы

1. Калашников И. Е., Чернышова Т. А., Болотова Л. К.. Применение жидкофазных технологий и принципов многоуровневого упрочнения при создании композиционных материалов функционального назначения // Институту металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН – 75 лет: сб. науч. тр. под ред. академика К. А. Солнцева. М.: Интерконтакт Наука, 2013. С. 343–354.
2. Костецкий Б. И. Трение, смазка и износ в машинах. Киев: Техника, 1970. 396 с.
3. Ксенович И. П. Триботехника и проблемы прикладной механики наземных мобильных машин // Приводная техника. 2003. Т. 45. №5. С. 2–5.
4. Чернышова Т. А., Болотова Л. К., Калашников И. Е., Кобелева Л. И., Быков П. А. Влияние тугоплавких наночастиц на модификацию структуры металлматричных композитов // Металлы. 2007. №3. С. 79–84.
5. Чернышова Т. А., Калашников И. Е. Реакционное литье и модифицирование алюмоматричных композиционных материалов // Литейщик России. 2012.

№ 9. С. 19–22.

6. Чернышова Т. А., Кобелева Л. И., Калашников И. Е., Болотова Л. К. Новые алюмоматричные композиционные материалы триботехнического назначения: принципы создания и перспективы // Институту металлургии и материаловедения 70 лет: сб. науч. тр. под ред. ак. К. А. Солнцева. М.: Интерконтакт Наука, 2008. С. 385–404.

7. Чернышова Т. А., Михеев Р. С., Калашников И. Е., Акимов И. В., Харламов Е.И. Разработка и апробация композиционных материалов систем $Al-SiC$, $Al-TiC$ в узлах трения нефтедобывающего оборудования // Физика и химия обработки материалов. 2010. № 5. С. 78–86.

8. Axen N., Jacobson S. A model for the Abrasive Wear Resistanse of Multiphase Materials // Wear. 1994. V. 174. P. 127–199.

9. Tee K. L., Lu, Lai M. O. Wear performance of in situ Al-TiB2 composit. // Wear. 2000. V. 240. P. 59–64.

References

1. Kalashnikov I. E., Chernyshova T. A., Bolotova L. K.. Primenenie zhidkofaznykh tekhnologii i printsipov mnogourovneвого uprochneniya pri sozdanii kompozitsionnykh materialov funktsional'nogo naznacheniya // Institut metallurgii i materialovedeniya im. A. A. Baikova RAN – 75 let: sb. nauch. tr. pod red. akademika K. A. Solntseva. M.: Interkontakt Nauka, 2013. S. 343–354.

2. Kostetskii B. I. Trenie, smazka i iznos v mashinakh. Kiev: Tekhnika, 1970. 396 s.

3. Ksenevich I. P. Tribotekhnika i problemy prikladnoi mekhaniki nazemnykh mobil'nykh mashin // Privodnaya tekhnika. 2003. T. 45. №5. S. 2–5.

4. Chernyshova T. A., Bolotova L. K., Kalashnikov I. E., Kobleva L. I., Bykov P. A. Vliyanie tugoplavkikh nanochastits na modifikatsiyu struktury metallomatrichnykh kompozitov // Metally. 2007. №3. S. 79–84.

5. Chernyshova T. A., Kalashnikov I. E. Reaktsionnoe lit'e i modifitsirovanie alyumomatrichnykh kompozitsionnykh materialov // Liteishchik Rossii. 2012. № 9. S. 19–22.

6. Chernyshova T. A., Kobleva L. I., Kalashnikov I. E., Bolotova L. K. Novye alyumomatrichnye kompozitsionnye materialy tribotekhnicheskogo naznacheniya: printsipy sozdaniya i perspektivy // Institutu metallurgii i materialovedeniya 70 le»: sb. nauch. tr. pod red. ak. K. A. Solntseva. M.: Interkontakt Nauka, 2008. S. 385–404.

7. Chernyshova T. A., Mikheev R. S., Kalashnikov I. E., Akimov I. V., Kharlamov E.I. Razrabotka i aprobatsiya kompozitsionnykh materialov sistem $Al-SiC$, $Al-TiC$ v uzlakh treniya nefte dobyvayushchego oborudovaniya // Fizika i ximiya obrabotki materialov. 2010. № 5. S. 78–86.

8. Axen N., Jacobson S. A model for the Abrasive Wear Resistanse of Multiphase Materials // Wear. 1994. V. 174. R. 127–199.

9. Tee K. L., Lu, Lai M. O. Wear performance of in situ Al-TiB2 composit. // Wear. 2000. V. 240. R. 59–64.

Статья поступила в редакцию 05.05.2015