

## Механика материалов: прочность, ресурс, безопасность

## Materials mechanics: strength, durability, safety

DOI: <https://doi.org/10.26896/1028-6861-2019-85-5-38-45>

### ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ АНТИФРИКЦИОННОГО СПЛАВА Б83

© Алексей Георгиевич Колмаков<sup>1</sup>, Игорь Евгеньевич Калашников<sup>1\*</sup>,  
Людмила Константиновна Болотова<sup>1</sup>, Наталья Борисовна  
Подымова<sup>2</sup>, Павел Андреевич Быков<sup>1</sup>, Игорь Валентинович Катин<sup>1</sup>,  
Любовь Ивановна Кобелева<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Институт metallurgии и материаловедения имени А. А. Байкова РАН, Россия, 119334, Москва, Ленинский пр-т, 49;  
\*e-mail: kalash2605@mail.ru

<sup>2</sup> МГУ имени М. В. Ломоносова, физический факультет, Россия, 119991, Москва, Ленинские горы, 1; e-mail: npodymova@mail.ru

*Статья поступила 24 апреля 2018 г. Поступила после доработки 14 июня 2018 г.  
Принята к публикации 25 декабря 2018 г.*

Антифрикционные композиционные материалы (КМ) на основе сплава Б83, содержащие керамические частицы карбида кремния (SiC) и модифицированную шунгитовую породу (МШП), изготовлены методом горячего прессования. Матричный порошок получали обработкой в планетарной шаровой мельнице стружки, полученной после механической обработки литого баббита. Полученный порошок просеивали на ситовом анализаторе. Смеси порошков для прессования готовили методом механического легирования в планетарной мельнице в течение 2 ч и скорости перемешивания 300 об/мин. Композиционный полуфабрикат из смеси порошков получали прессованием на механическом прессе ОМА ( $P_{\max} = 150$  кН) при давлении  $320 \pm 5$  МПа. Полуфабрикаты нагревали в муфельной печи в оснастке (пресс-форме) при температуре до  $300^{\circ}\text{C}$ , выдерживали при этой температуре в течение 30 мин, затем прессовали. Показано, что применение методов порошковой металлургии позволяет получать КМ с повышенной износостойкостью при соизмеримых значениях коэффициента трения при сравнении с этими свойствами литого сплава. Измерены локальные упругие модули полученных образцов. Измерения проводили лазерным оптико-акустическим методом, основанным на определении фазовых скоростей термооптически возбуждаемых продольных и сдвиговых ультразвуковых волн. Показано, что в качестве альтернативы литому сплаву Б83 можно рекомендовать КМ состава Б83 + 0,5 % масс. МШП + 3 % масс. SiC. Материал данного состава характеризуется большей износостойкостью, чем литой баббит. На поверхности трения этого КМ выявлены участки проскальзывания, борозды трения менее выражены, чем у сплава Б83.

**Ключевые слова:** композиционные материалы; армирующие частицы; лазерный оптико-акустический метод; механические свойства; износ; коэффициент трения.

### STUDY OF THE PROPERTIES OF COMPOSITE MATERIALS BASED ON ANTIFRICTION ALLOY B83

© Aleksej G. Kolmakov<sup>1</sup>, Igor E. Kalashnikov<sup>1\*</sup>, Ludmila K. Bolotova<sup>1</sup>,  
Natalya B. Podymova<sup>2</sup>, Pavel A. Bykov<sup>1</sup>, Igor V. Katin<sup>1</sup>, Lyubov I. Kobeleva<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science RAS, Russia, Leninsky pr. 49, Moscow, 119334;  
\*e-mail: kalash2605@mail.ru

<sup>2</sup> Faculty of Physics, Lomonosov Moscow State University, Russia, Leninskie gory, Lenin hills, 1, Moscow, 119991;  
e-mail: npodymova@mail.ru

*Received April 24, 2018. Revised June 14, 2018. Accepted Desember 25, 2018.*

The antifriction composite materials (CM) based on a B83 babbitt alloy containing silicon carbide (SiC) and modified shungite (MS) particles have been fabricated by hot pressing. The matrix powder was prepared using a planetary ball mill for processing chips obtained by machining of cast babbitt. The resulting powder was sieved on a sieve analyzer. Powder mixtures for pressing were prepared by mechanical alloying in

a planetary mill for 2 h at a stirring speed of 300 rpm. Composite semi-product was obtained by pressing the obtained powder mixtures on an OMA mechanical press ( $P_{\max} = 150$  kN) at pressure of  $320 \pm 5$  MPa. Semi-products were heated in a muffle furnace in a mold at a temperature up to  $300^{\circ}\text{C}$ , kept at this temperature for 30 min and then pressed. We have shown that CM obtained using methods of powder metallurgy exhibit increased wear resistance at comparable values of the friction coefficient compared to the same properties of a cast alloy. Local elastic moduli of the obtained samples have been determined using the laser optoacoustic method based on the measurements of the phase velocities of thermo-optically excited longitudinal and shear ultrasonic waves. We have shown that B83-based CM containing MS (0.5 wt.%) and SiC (3 wt.%) can be recommended as an alternative to a B83 cast alloy due to the higher wear resistance compared to cast babbitt. The friction surface of this composite material reveals the sliding areas and friction relief less distinct compared to the cast alloy.

**Keywords:** composite materials; reinforcing particles; laser optoacoustic method; mechanical properties; wear; friction coefficient.

## Введение

Антифрикционные оловосодержащие сплавы, в частности оловянные баббиты, широко применяют для изготовления подшипников скольжения, узлов трения и в качестве рабочего слоя биметаллических деталей трибоузлов в транспорте, турбостроении, судостроении и др. Основной технологией изготовления подшипников и биметаллических деталей трибоузлов являются методы литья [1]. Однако литые антифрикционные оловосодержащие сплавы не обеспечивают достаточных уровней усталостной прочности, износостойкости и ресурса работы, о чем свидетельствуют результаты анализа аварийных и внеплановых выходов из строя трибоузлов механизмов и машин [2]. Решением этой актуальной проблемы является повышение служебных свойств антифрикционных сплавов за счет разработки новых составов и технологий их получения. Задачу можно успешно выполнить путем исследований, включающих разработку и применение новых перспективных упрочняющих наполнителей, технологических вариантов их совмещения, и диагностики механических и физических свойств синтезированных гетерофазных материалов. В частности, предлагается на основе оловосодержащего антифрикционного сплава Б83 получать композиционные материалы (КМ), высокая износостойкость которых может быть достигнута за счет их упрочнения путем введения наполнителей различной дисперсности и природы. Известно, что высоких триботехнических характеристик достигают за счёт введения в малых концентрациях природных наполнителей из шунгитовых пород и тугоплавких керамических частиц микронного размера [3, 4].

Цель работы — получение антифрикционных КМ на основе оловосодержащего сплава Б83, армированного частицами карбида кремния и модифицированной шунгитовой породой; диагностика физико-механических свойств КМ ненарушающим лазерным оптико-акустическим методом; определение трибологических свойств полученных гетерогенных композиционных материалов.

## Экспериментальные исследования

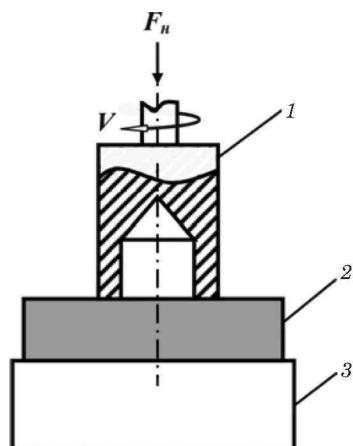
Для изготовления КМ на основе сплава Б83, армированного дискретными частицами, предложен метод горячего прессования (ГП) смесей порошка баббита Б83, керамических частиц карбида кремния и модифицированной шунгитовой породы (МШП). Матричный порошок изготавливали в планетарной шаровой мельнице из стружки, полученной после механической обработки литого баббита Б83 (ГОСТ 1320 – 74). Затем этот порошок просеивали на ситовом анализаторе RETSCH AS 200 и выделенную фракцию размером 300 – 630 мкм использовали в качестве матрицы КМ. Наполнителями служили керамические частицы карбида кремния в количестве 3 % масс. со средним размером 40 мкм (ГОСТ 26327–84) и МШП в количестве 0,5 % масс. В результате проведенных твердофазных реакций, в том числе каталитически инициированных, между микро- и наноразмерными породообразующими минералами (кварц, слюда) и некристаллическим углеродом (шунгитом) в полученном составе МШП определены углерод в форме гиперフルлереновых структур, а также наноразмерные волокна и частицы SiC [5]. Смеси порошков для прессования готовили методом механического легирования в планетарной мельнице RETSCH-PM100 в течение 2 ч при скорости перемешивания 300 об/мин.

Композиционный полуфабрикат из смеси порошков получали прессованием на механическом

**Таблица 1.** Составы и твердость исследуемых образцов

№ обр.	Состав образцов	НВ
1	Б83 (литой)	23,6
2	Б83 (ГП)	25,4
3	Б83 + 0,5 % масс. МШП (ГП)	26,4
4	Б83 + 3 % масс. SiC (ГП)	29,2
5	Б83 + 0,5 % масс. МШП + 3 % масс. SiC (ГП)	27,8

**Примечание.** ГП — образцы после горячего прессования.



**Рис. 1.** Схема испытаний образцов на трение и износ: 1 — контртело из стали 40Х; 2 — испытываемый образец; 3 — стальное основание

прессе ОМА ( $P_{\max} = 150$  кН) при давлении  $320 \pm 5$  МПа. Полуфабрикаты нагревали в муфельной печи в оснастке (пресс-форме) до  $300^{\circ}\text{C}$ , выдерживали 30 мин, затем подвергали прессованию. Составы КМ приведены в табл. 1.

Сравнивали свойства и структуру изготовленных КМ, литого промышленного сплава баббита (№ 1) и образца, полученного горячим прессованием порошка баббита без наполнителей (№ 2). Твердость образцов по Бринеллю ( $HB$ ) определяли на твердомере Wilson Wolpert при нагрузке 62,5 кг (диаметр шарика 2,5 мм), плотность — методом гидростатического взвешивания.

Структуру образцов анализировали на оптическом микроскопе «Лейка DM ILM», оснащенном программой Qwin для анализа изображений. С помощью данного программного обеспечения определяли размеры структурных составляющих КМ. Статистический анализ структуры проводили по десяти отдельно взятым полям.

Трибологические испытания образцов проводили в условиях сухого трения скольжения на установке CETR UMT Multi-Specimen Test System по схеме осевого нагружения: вращающаяся втулка (контртело) из стали 45Х ( $HRC > 63$ ) против неподвижной шайбы (КМ). Размеры стальной втулки: внутренний и наружный диаметры — 11,5 и 16,2 мм. Шайба из КМ имела диаметр 20 мм, толщину 8 мм. Испытания каждого образца проводили в течение 1 ч при нагрузке 100 Н. Схема испытаний представлена на рис. 1.

Испытания проводили на воздухе при температуре  $20 \pm 1^{\circ}\text{C}$  и влажности  $60 \pm 4\%$ . Коэффициент трения рассчитывали путем автоматического программного обсчета.

По диаграммам процесса трения определяли коэффициент стабильности процесса трения

$$\alpha = f_{\text{cp}}/f_{\max}$$

и коэффициент устойчивости процесса трения

$$k = (f_{\max} - f_{\min})/f_{\text{cp}},$$

где  $f_{\text{cp}}$  — средний коэффициент трения на всем этапе трибоиспытаний (исключая этап приработки, равный 800 с),  $f_{\max}$  и  $f_{\min}$  — максимальный и минимальный коэффициенты трения соответственно.

Потерю массы образцов фиксировали после полного цикла испытания взвешиванием образцов на аналитических весах. Износ образцов при сухом трении скольжения оценивали по величине интенсивности изнашивания (г/м)

$$I_m = \Delta m/L,$$

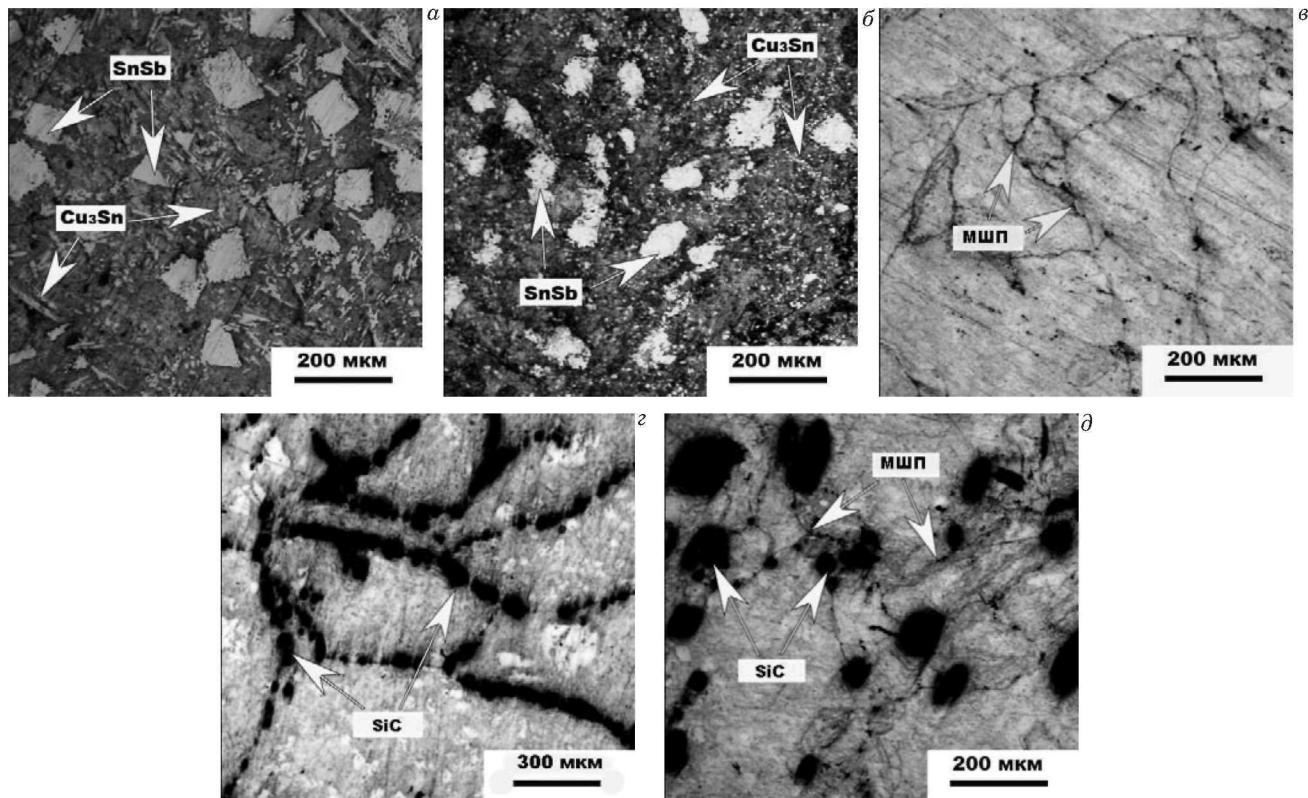
где  $\Delta m$  — потеря массы образца, г;  $L$  — путь трения, м.

Поверхность трения и продукты изнашивания исследовали методами растровой электронной микроскопии на микроскопе QUANTA 200 3D, снабженном системой EDS для микронализации.

Для измерения локальных упругих модулей КМ применяли лазерный оптико-акустический метод [6]. Он основан на лазерном термооптическом механизме возбуждения широкополосных импульсов продольных и сдвиговых акустических волн и измерении фазовых скоростей этих волн в исследуемых образцах КМ [7, 8]. Модули Юнга, сдвига и коэффициент Пуассона рассчитывали по измеренным значениям плотности образцов КМ и фазовых скоростей продольных и сдвиговых акустических волн в этих образцах с использованием известных соотношений между упругими постоянными и фазовыми скоростями акустических волн для изотропного твердого тела [9].

## Результаты и их обсуждение

На рис. 2, *a, б* представлены микроструктуры образцов литого баббита и баббита, полученного ГП. Видно, что после обработки порошка в шаровой мельнице и горячего прессования интерметаллиды SnSb и Cu<sub>3</sub>Sn поменяли свою острогульную форму и изменили размер. Согласно [10] еще большее измельчение структуры наблюдалось при введении в порошок баббита упрочняющих добавок МШП и частиц SiC. Так, размер интерметаллида SnSb литого материала в среднем составлял 80 мкм, после ГП — 70 мкм, а при введении 0,5 % масс. МШП, 3 % масс. SiC и смеси МШП + SiC размер интерметаллидных вклю-



**Рис. 2.** Микроструктура образцов Б83 после травления (а) и ГП (б), а также поверхности образцов КМ: Б83 + 3 % масс. МШП (в), Б83 + 3 % масс. SiC (г), Б83 + 0,5 % масс. МШП + 3 % масс. SiC (д)

чений имел значения 50, 55 и 54 мкм соответственно. Исследование поверхности образцов КМ (№ 3 – 5) показало, что армирующие наполнители SiC и МШП равномерно распределены в плоскости шлифа и сосредоточены по границам спрессованных частиц баббита (см. рис. 2, в – д).

Результаты расчета плотности  $\rho$  исследуемых образцов КМ по их гидростатическому взвешиванию, а также усредненные значения фазовых скоростей продольных ( $c_L$ ) и сдвиговых ( $c_S$ ) акустических волн и соответствующие данные расчета усредненных значений модуля Юнга  $E$ , модуля сдвига  $G$  и коэффициента Пуассона  $v$  представлены в табл. 2.

Фазовые скорости продольных  $c_L$  и сдвиговых  $c_S$  акустических волн измеряли в пяти произвольно выбранных участках каждого образца.

Стандартное отклонение измеренных величин от их среднего значения не превышало 2 м/с, что подтверждает изотропность акустических свойств образцов. Данное отклонение на порядок меньше величины погрешности измерений абсолютных значений фазовых скоростей продольных и сдвиговых акустических волн. Поэтому при расчете погрешностей для усредненных по пяти участкам величин упругих параметров учитывали только погрешности измерений абсолютных значений указанных скоростей и погрешность определения плотности образцов. В пределах погрешности измерений плотности образцов литого и горячепрессованного баббита (№ 1 и № 2) практически совпадали и соответствовали ГОСТ 1320–74. Для образцов КМ измеренная плотность практически совпала с расчетной ве-

**Таблица 2.** Результаты определения плотности и оптико-акустических измерений образцов

Номер образца	$\rho, 10^3 \text{ кг}/\text{м}^3$	$c_L, \text{ м}/\text{с}$	$c_S, \text{ м}/\text{с}$	$E, \text{ ГПа}$	$G, \text{ ГПа}$	$v$
1	$7,366 \pm 0,025$	$3470 \pm 17$	$1768 \pm 31$	$61,0 \pm 3,7$	$23,0 \pm 0,9$	$0,325 \pm 0,016$
2	$7,383 \pm 0,025$	$3371 \pm 17$	$1697 \pm 30$	$56,6 \pm 3,4$	$21,3 \pm 0,9$	$0,330 \pm 0,017$
3	$7,303 \pm 0,025$	$3393 \pm 17$	$1726 \pm 30$	$57,7 \pm 3,5$	$21,8 \pm 0,9$	$0,325 \pm 0,016$
4	$7,053 \pm 0,025$	$3538 \pm 18$	$1848 \pm 32$	$63,2 \pm 3,7$	$24,1 \pm 1,0$	$0,312 \pm 0,016$
5	$7,034 \pm 0,025$	$3452 \pm 17$	$1814 \pm 32$	$60,6 \pm 3,6$	$23,1 \pm 0,9$	$0,309 \pm 0,015$

личиной  $\rho_0 = 7,1 \cdot 10^3$  кг/м<sup>3</sup>, определенной по правилу смесей по известным плотностям и массовым концентрациям компонентов КМ. Таким образом, предложенный и реализованный способ изготовления КМ на основе методов порошковой металлургии позволяет получать практически беспористые образцы как из порошка баббита Б83, так и композитов при добавлении армирующих частиц.

Как видно из табл. 2, величины модулей Юнга и сдвига у образца горячепрессованного баббита (№ 2) ниже, чем у литого (№ 1). По-видимому, это связано с изменением размеров и формы интерметаллидных включений SnSb при изготовлении образца № 2, так как в результате интенсивной обработки порошка баббита в планетарной мельнице интерметаллидные включения SnSb дробились, уменьшаясь в размере на 30 – 50 % (см. рис. 2, б). Добавление шунгитовых пород в количестве 0,5 % масс. (№ 3) из-за малой их концентрации практически не приводит к изменению акустических и упругих свойств горячепрессованной матрицы Б83. При добавлении высокопрочных частиц SiC в количестве 3 % масс. (№ 4) наблюдается тенденция к увеличению модуля Юнга и модуля сдвига (на 10 – 12 %). При этом коэффициент Пуассона уменьшается примерно на 5 % по сравнению с горячепрессованной матрицей Б83. Однако совместное влияние наполнителей SiC и шунгита (№ 5) не приводит к такому же эффективному возрастанию модулей Юнга и сдвига, как при введении только частиц SiC. Величины этих модулей для образца № 5 оказываются практически такими же, как для литого образца баббита (№ 1). Совместное влияние SiC и шунгита проявляется только в уменьшении коэффициента Пуассона. Таким образом, полученные величины плотности и упругих параметров исследованных материалов находятся на уровне или превосходят его для литого материала, что подтверждает перспективность получения КМ на основе матрицы из баббита Б83 и дисперсионных наполнителей методами порошковой металлургии.

Диаграммы испытаний на трение исследуемых образцов представлены на рис. 3. Видно, что на этапе приработки (для всех испытуемых материалов ее продолжительность составила 800 с) стабильность процесса трения баббита, полученного ГП, и особенно литого баббита сильно отличается от таковой КМ. На этапе установившегося трения (800 – 3600 с) вид диаграмм для всех испытанных материалов имеет подобный вид. Однако рассчитанные по диаграммам коэффициенты стабильности и устойчивости процесса трения показали отличия в трибологическом поведении исследуемых образцов (рис. 4). Так, введение в матрицу КМ, полученных методом го-

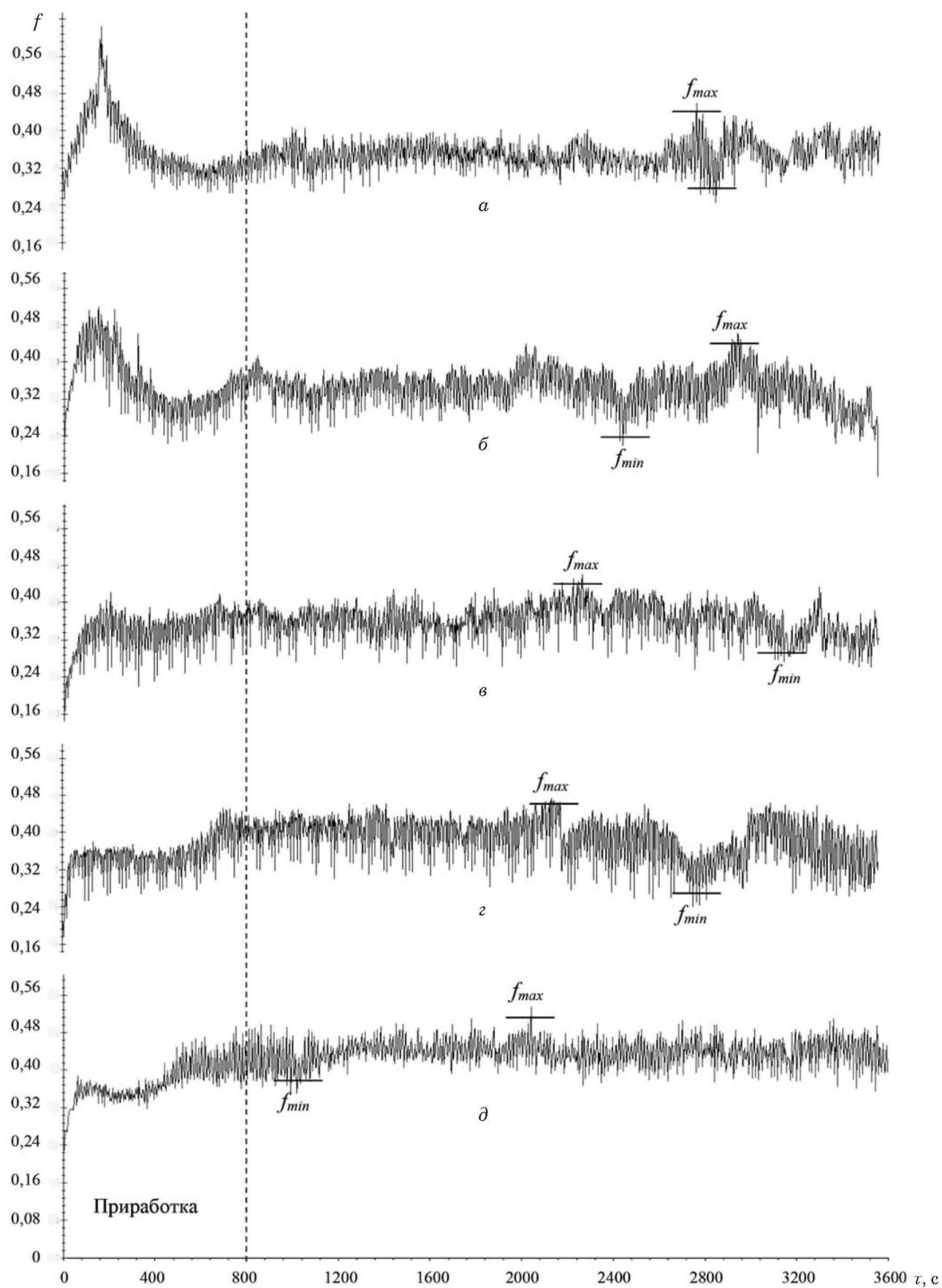
рячего прессования частиц модифицированной шунгитовой породы (рис. 4, в) и дискретных частиц SiC (рис. 4, г), увеличивает коэффициент стабильности  $\alpha$  и уменьшает коэффициент устойчивости  $k$ , что является признаком улучшения стабильности и устойчивости процесса трения. Наиболее оптимальные значения этих коэффициентов получены при испытании образца № 5 (рис. 4, д).

Сопоставление диаграммы испытаний на трение (см. рис. 3) и рассчитанных значений  $\alpha$  и  $k$  (см. рис. 4) показало, что совместное содержание в образце КМ (№ 5) модифицированных углеродсодержащих пород (шунгита), выполняющих роль сухой смазки в зоне контакта, и высокопрочных керамических частиц SiC существенно стабилизирует процесс трения как на его начальной стадии, так и на этапе установившегося трения.

При испытании на трение значительная пластическая деформация поверхностных слоев привела к образованию на поверхности образцов в направлении скольжения бороздчатого рельефа, характерного для абразивного типа изнашивания. Морфология поверхности образцов после испытаний приведена на рис. 5.

Наиболее выраженные борозды пластического деформирования образовались на поверхности трения при испытании литого и горячепрессованного образцов (рис. 5, а, б). Это хорошо согласуется с полученной величиной интенсивности изнашивания (табл. 3), максимальной среди всех испытанных образцов. Введение в баббитовую матрицу армирующих частиц SiC не привело к существенному улучшению поверхности трения (рис. 5, г) и износостойкости материала. Интенсивность изнашивания образца № 4, содержащего SiC, практически осталась на уровне литого материала.

Появление борозд связано с режущим действием твердых абразивных частиц, образующихся в процессе изнашивания труящихся пар. Частицы износа могут формироваться из материала матрицы, а также при раскалывании твердых включений  $\beta$ -фазы (крупных интерметаллидов SnSb) и армирующих компонентов (керамических частиц SiC). Образовавшиеся частицы способны шаржироваться мягкой поверхностью трения и оказывать абразивное действие на поверхность более твердой детали узла трения. Наиболее интенсивное взаимодействие труящихся поверхностей проявляется на этапе приработки. В дальнейшем дробление и перераспределение частиц приводит к механическому легированию поверхностных слоев и образованию граничного слоя между ними. Явных следов интенсивного адгезионного изнашивания (очагов схватывания, вырывов) на поверхности образцов КМ не выяв-



**Рис. 3.** Диаграммы испытаний на трение образцов Б83 ( $\alpha$ ), Б83 ГП ( $\beta$ ) и образцов КМ: Б83 + 3 % масс. МШП ( $\gamma$ ), Б83 + 3 % масс. SiC ( $\varepsilon$ ), Б83 + 0,5 % масс. МШП + 3 % масс. SiC ( $\delta$ )

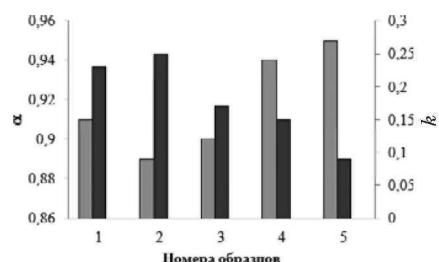


Рис. 4. Коеффициент стабильности  $\alpha$  (■) и коеффициент устойчивости  $k$  (■) процесса трения исследуемых образцов № 1 – 5

лено. Видно, что на поверхности трения имеются шероховатые участки, образованные при пластическом оттеснении материала матрицы из нижних слоев под действием таких частиц, и гладкие участки относительного проскальзывания. Морфология шероховатых участков разных образцов идентична.

Гладкая поверхность трения с наименее выраженным полосами пластического деформирования и участками поверхности относительного проскальзывания большей площади характерна для образца № 3 (см. рис. 5,  $\delta$ ). Углерод, входящий в состав шунгита, выступает в роли сухой смазки, обеспечивая создание защитного слоя и сохраняя целостность поверхностных слоев. Однако величина износа для этого образца максимальная среди испытанных КМ.

Минимальный износ имеет полимерированный образец, в котором большое количество фаз в матрице обеспечивает не только снижение на-

Таблица 3. Интенсивность изнашивания  $I_m$  и значения коэффициентов трения  $f_{tp}$  исследуемых материалов

№ обр.	$I_m \cdot 10^{-4}$ , г/м	$f_{tp}$
1	0,204	0,3519
2	0,199	0,3469
3	0,197	0,3402
4	0,190	0,3617
5	0,171	0,3595

грузки на каждую армирующую частицу в отдельности, но и уменьшение доли матрицы в поверхности трения (см. рис. 5,  $\partial$ , табл. 5). Из данных, представленных в табл. 3, следует, что все полученные КМ характеризуются значениями коэффициентов трения, соизмеримыми с таковыми для литого материала. Однако износостойкость образца № 5 значительно увеличена.

### Выводы

В работе предложен и реализован способ изготовления практически беспористых дисперсионно-наполненных композиционных материалов на основе матрицы из баббита Б83 с использованием методов порошковой металлургии.

Лазерным оптико-акустическим методом измерены модули Юнга и сдвига, а также коэффициент Пуассона полученных образцов КМ, и проанализировано влияние наполнителей из карбива кремния SiC и модифицированных шунгитовых пород на величины этих упругих параметров. Такая диагностика необходима на этапе

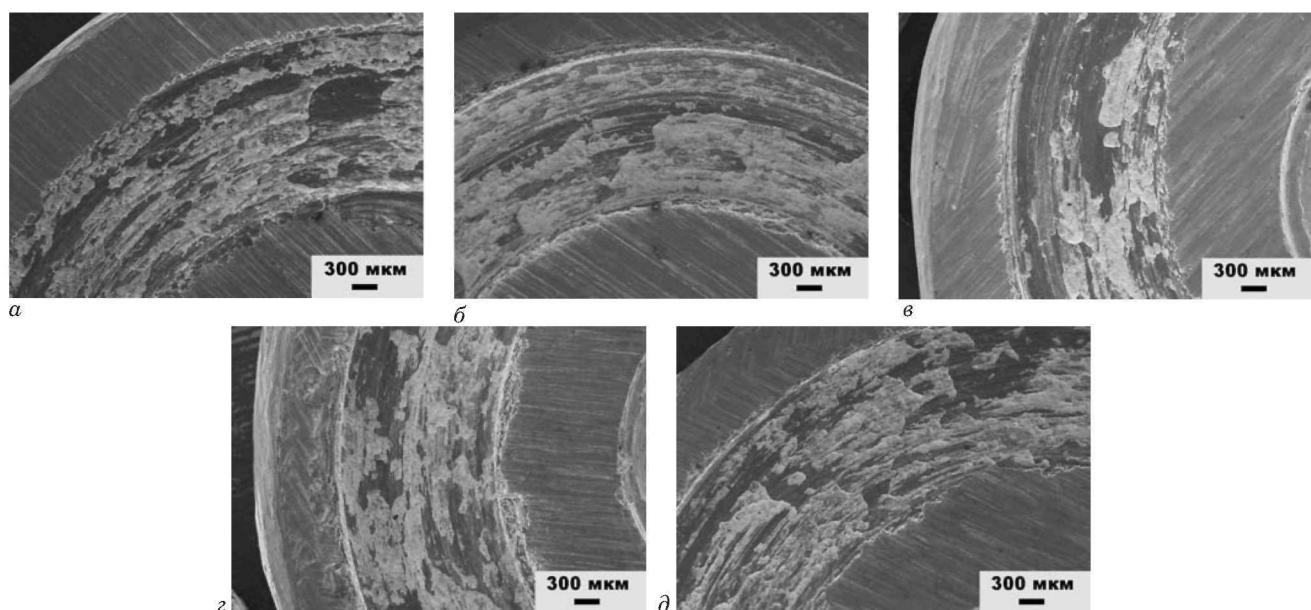


Рис. 5. Поверхности трения образцов Б83 (а), Б83 ГП (б) и образцов КМ: Б83 + 3 % масс. МШП (в), Б83 + 0,5 % масс. МШП + 3 % масс. SiC (д)

отработки и совершенствования технологии изготавления композиционных материалов, а также для выявления «слабых» мест (с меньшей прочностью) в материале перед изготовлением деталей и изделий.

Армирование сплава B83 высокопрочными керамическими частицами карбida кремния и ультрадисперсными углеродсодержащими частицами модифицированной шунгитовой породы повышает сопротивление схватыванию, на поверхности трения увеличивается доля площади относительного проскальзывания трущихся тел, что позволяет повысить износостойкость КМ.

## Благодарности

*Авторы благодарят заведующего лаборатории геологии и технологии шунгитов Института Геологии Карельского НЦ РАН докт. г.-м. наук В. В. Ковалевского за проведение модифицирующей обработки шунгитовой породы.*

*Работа выполнялась по государственному заданию № 075-00746-19-00.*

## ЛИТЕРАТУРА

1. Потехин Б. А., Илюшин В. В., Христолюбов А. С. Влияние способов литья на структуру и свойства оловянного баббита / Металловедение и термическая обработка металлов. 2009. № 8. С. 16 – 21.
2. Морозов Е. М., Зернин М. М. Контактные задачи механики разрушения. — М.: Машиностроение, 1999. — 544 с.
3. Чернышова Т. А., Калашников И. Е., Болотова Л. К., Кобелева Л. И. Получение алюминатрических композиционных материалов с наноразмерными модификаторами методами жидкокристаллического совмещения / ФизХОМ. 2006. № 1. С. 85 – 90.
4. Болотова Л. К., Калашников И. Е., Кобелева Л. И., Выков П. А., Катин И. В., Колмаков А. Г., Подымова Н. Б. Структура и свойства композиционных материалов на основе сплава баббита B83, полученных методом экструзии / ФизХОМ. 2017. № 2. С. 63 – 70.
5. Ковалевский В. В. Шунгит — природный фуллереноподобный углерод: структура, свойства, модификации, новые направления использования / Фуллерены иnanoструктуры в конденсированных средах: Сборник научных статей. — Минск: Навука, 2011. С. 74 – 79.
6. Гусев В. Э., Карабутов А. А. Лазерная оптоакустика. — М.: Наука, 1991. — 304 с.
7. Подымова Н. Б., Карабутов А. А., Павлин С. В., Калашников И. Е., Болотова Л. К., Чернышова Т. А., Кобелева Л. И., Кулибаба В. Ф. Измерение упругих модулей дисперсно-наполненных композиционных материалов лазерным оптико-акустическим методом / ФизХОМ. 2011. № 2. С. 78 – 87.
8. Подымова Н. Б., Карабутов А. А., Кобелева Л. И., Чернышова Т. А. Количественная оценка влияния пористости на локальный модуль Юнга изотропных композитов лазерным оптико-акустическим методом / Механика композитных материалов. 2013. Т. 49. № 4. С. 611 – 626.
9. Новатский В. Теория упругости. — М.: Мир, 1975. — 872 с.
10. Калашников И. Е., Болотова Л. К., Выков П. А., Кобелева Л. И., Катин И. В., Михеев Р. С., Коберник Н. В. Трибологические свойства композиционных материалов на основе баббита B83, полученных методом порошковой металлургии / Металлы. 2016. № 4. С. 101 – 107.

## REFERENCES

1. Potekhin B. A., Ilyushin V. V., Khristolyubov A. S. Influence of casting methods on the structure and properties of tin babbitt / Metalloved. Term. Obrab. Met. 2009. N 8. P. 16 – 21 [in Russian].
2. Morozov E. M., Zernin M. M. Contact problems of fracture mechanics. — Moscow: Mashinostroenie, 1999. — 544 p. [in Russian].
3. Chernyshova T. A., Kalashnikov I. E., Bolotova L. K., Kobeleva L. I. Getting alumatech composites with nanoscale modifiers in the liquid-phase methods combining / FizKhOM. 2006. N 1. P. 85 – 90 [in Russian].
4. Bolotova L. K., Kalashnikov I. E., Kobeleva L. I., Bykov P. A., Katin I. V., Kolmakov A. G., Podymova N. B. Structure and properties of composite materials based on babbitt B83 alloy obtained by extrusion / FizKhOM. 2017. N 2. P. 63 – 70.
5. Kovalevskii V. V. Shungite — natural fullerenevogo carbon: structure, properties, modification, and new uses / Fullerenes and nanostructures in condensed matter: Collection of scientific articles. — Minsk: Navuka, 2011. P. 74 – 79 [in Russian].
6. Gusev V. E., Karabutov A. A. Laser optoacoustics. — Moscow: Nauka, 1991. — 304 p. [in Russian].
7. Podymova N. B., Karabutov A. A., Pavlin S. V., Kalashnikov I. E., Bolotova L. K., Chernyshova T. A., Kobeleva L. I., Kulibaba V. F. Measurement of elastic modules of dispersed-filled composite materials by laser optical-acoustic method / FizKhOM. 2011. N 2. P. 78 – 87.
8. Podymova N. B., Karabutov A. A., Kobeleva L. I., Chernyshova T. A. Quantitative estimation of porosity influence on the local young modulus of isotropic composites by laser optical-acoustic method / Mekh. Kompozit. Mater. 2013. Vol. 49. N 4. P. 611 – 626 [in Russian].
9. Novatskii V. Theory of elasticity. — Moscow: Mir, 1975. — 872 p. [Russian translation].
10. Kalashnikov I. E., Bolotova L. K., Bykov P. A., Kobeleva L. I., Katin I. V., Mixeev R. S., Kobernik N. V. Tribological properties of composite materials on the basis of a babbitt B83, obtained by powder metallurgy / Metally. 2016. N 4. P. 101 – 107 [in Russian].