

DOI: <https://doi.org/10.26896/1028-6861-2023-89-11-89-97>

РЕЖИМЫ ИЗНАШИВАНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ БАББИТА, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ГОРЯЧЕГО ПРЕССОВАНИЯ

© Павел Андреевич Быков^{1*}, Игорь Евгеньевич Калашников¹,
Любовь Ивановна Кобелева¹, Игорь Валентинович Катин¹,
Роман Сергеевич Михеев²

¹ Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН, Россия, 119334, Москва, Ленинский пр-т, д. 49; *e-mail: pbykov@imet.ac.ru

² Московский государственный технический университет имени Н. Э. Баумана (национальный исследовательский университет), Россия, 105005, Москва, 2-я Бауманская ул., д. 5, стр. 1; e-mail: mikheev.roman@mail.ru

*Статья поступила 28 апреля 2023 г. Поступила после доработки 22 июня 2023 г.
Принята к публикации 31 июля 2023 г.*

Исследовано влияние добавок интерметаллида Ti_2NbAl на процессы трения образцов из баббита Б83, полученных горячим прессованием. В работе использовали оптическую, электронную микроскопию и энергодисперсионный анализ. Изучали структуру, поверхность трения и продукты изнашивания. Трибологические испытания проводили на универсальной испытательной установке в условиях сухого трения скольжения по схеме осевого нагружения: стальная втулка против диска из исследуемого материала. Во время испытаний регистрировали значения температуры вблизи зоны трения. Границы применения материала зависят от режимов и механизмов изнашивания, происходящих в трибоконтакте. Изменение режимов и механизмов изнашивания оценивали по различиям в поведении коэффициента трения, температуры, разнице состояния поверхностей трения, значений интенсивности изнашивания, продуктам изнашивания. Полученные результаты свидетельствуют о перспективности применения метода горячего прессования порошка из сплава Б83 и дискретных частиц высокопрочной интерметаллидной фазы Ti_2NbAl в целях получения композиционных материалов, обладающих лучшими трибологическими свойствами, чем сплав баббита. Введение армирующих высокомолекулярных частиц интерметаллидов изменяло структуру материала и влияло на процессы трения баббита, отодвигая момент смены режимов изнашивания в зону более жестких условий трения. Значительное снижение интенсивности изнашивания полученных композиционных материалов по сравнению с исходным сплавом позволяет прогнозировать увеличение ресурса работы трибоузлов. Полученные данные позволяют определять и рекомендовать режимы повышения работоспособности трибоузлов из сплава Б83 как объемных вкладышей и подшипников скольжения, а также создавать новые функционально-организованные слоистые композиции с повышенными триботехническими свойствами с основой из конструкционных сталей и рабочими поверхностными слоями не только из баббита Б83, но и из композиционных материалов на его основе.

Ключевые слова: режимы износа; механизмы изнашивания; сухое трение скольжения; продукты изнашивания; баббит.

MODES OF WEAR OF BABBITT-BASED COMPOSITE MATERIALS PRODUCED BY HOT PRESSING

© Pavel A. Bykov,^{1*} Igor E. Kalashnikov,¹ Lubov I. Kobeleva,¹
Igor V. Katin,¹ Roman S. Mikheev²

¹ Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences, Leninskii prospekt, 49, Moscow, 119334, Russia; *e-mail: pbykov@imet.ac.ru

² Moscow State Technical University, 5, 2-ya Baumanskaya, Moscow, 105005, Russia; e-mail: mikheev.roman@mail.ru

Received April 28, 2023. Revised June 22, 2023. Accepted July 31, 2023.

The effect of additives of Ti_2NbAl intermetallic compound on the friction of B83 babbitt samples obtained by hot pressing was studied using optical, electron microscopy and EDS analysis. The structure, friction surface and wear products were studied. Tribological tests were carried out on a universal test system under conditions of dry sliding friction according to the scheme of axial loading: a steel bush against a disk of

the material under study. The temperature values near the friction zone were recorded. The limits of application of the material depend on the mode and mechanism of wear occurring in the tribocontact. Changes in the mode and mechanism of wear were assessed by differences in the behavior of the friction coefficient, temperature, difference in the state of friction surfaces, wear intensity and wear products. The results obtained indicate the prospects of using the method of hot pressing of powder from the B83 alloy and discrete particles of the high-strength Ti_2NbAl intermetallic phase to get composite materials with improved tribological properties compared to a babbitt alloy. The introduction of reinforcing high-modulus particles of intermetallic compounds changed the structure of the material and affected the friction processes in babbitt, pushing aside the onset of change in the mode of wear towards more severe friction conditions. A significant decrease in the wear intensity of babbitt-based composite materials compared to the original alloy makes it possible to predict an increase in the service life of tribo-units. The data obtained enable us to determine and recommend modes that improve the performance of tribo-nodes in the manufacture of both volumetric inserts and plain bearings made of B83 alloy and, moreover, to create new functionally organized layered compositions with enhanced tribotechnical properties with a base of structural steels and working surface layers not only using B83 babbitt, but also of composite materials based on B83 babbitt.

Keywords: wear modes; wear mechanisms; dry sliding friction; products of wear; babbitt.

Введение

Задачи экономической эффективности и экологической безопасности современной промышленности требуют решения проблем изнашивания механизмов — повышения их надежности, снижения энергозатрат на трение. Рост удельных нагрузок и скоростей, ужесточение условий эксплуатации способствуют поиску новых подходов к производству современных деталей и узлов — путем замены материалов, модификации конструкции и эффективного производства. В этих условиях материаловеды продолжают разрабатывать методы повышения долговечности и снижения энергоемкости подвижных сопряжений [1, 2].

Создание композиционных материалов с оптимальными структурами, обеспечивающих прогнозируемый уровень свойств, повышает надежность и долговечность деталей машин. Поскольку компоненты композиционного материала влияют на его характеристики, необходимо тщательно исследовать их свойства [3]. Основные функции матрицы заключаются в передаче усилий наполнителю и предотвращении распространения усталостных трещин между компонентами КМ. Для этого матричный материал должен быть пластичным, обладать высокой ударной вязкостью, прочностью на межслойный сдвиг. Кроме того, желательна прочная межфазная связь между наполнителем и материалами матрицы, поэтому матричные металлы должны образовывать механическую или химическую связь с наполнителем. Армирующие материалы обычно добавляют жесткость, а также препятствуют распространению трещин. В частности, они повышают механические свойства матрицы и в большинстве случаев имеют более высокие значения твердости, прочности и жесткости, чем матрица [4].

Широкое использование в промышленности композитных материалов обусловлено тем, что в них успешно сочетаются высокие механические

характеристики с малым весом и необходимыми служебными свойствами. Композиты изготавливают с помощью множества различных технологий, иногда комбинацией двух или более процессов. Технологии изготовления выбирают в зависимости от используемого типа матрицы или наполнителя [3]. Среди свойств, которые можно улучшить путем формирования композитного материала, не последнее место занимает износостойкость [5].

Подшипники скольжения для различных областей промышленности изготавливают из мягких трибологических сплавов на основе олова, свинца и алюминия в основном с помощью литейной технологии [6]. Результаты анализа отказов и внеплановых потерь узлов трения в устройствах и машинах показывают, что материалы, полученные таким путем, не обеспечивают требуемых показателей усталостной прочности и износостойкости [7].

Эксплуатационные характеристики [8] и высокие трибологические свойства [9] высокооловянистого баббита B83 многие годы обеспечивают его востребованность для изготовления подшипников скольжения. Хорошая совместимость со стальными валами за счет способности адаптироваться к несоосности — уникальное свойство баббита [10, 11]. Кроме того, в последнее время данный сплав часто используют и в качестве матрицы для изготовления композиционных материалов функционального назначения [12, 13].

Структурно сплав баббита состоит из мягкой матрицы твердого раствора Sn и распределенных в ней интерметаллидных фаз (SnSb , Cu_xSn_y). В процессе трения интерметаллидные фазы воспринимают основные нагрузки, защищая поверхность от изнашивания, а матрица Sn действует как антифрикционная смазка. Увеличение содержания Sb может привести к снижению износостойкости, механических свойств и усталостному разрушению [14]. Это объясняется остро-

угольной геометрической формой интерметаллидных фаз системы Sn – Sb, вершины и ребра которых являются концентраторами напряжения [15, 16].

Использование баббитовых сплавов хорошо зарекомендовало себя в мягких условиях трибо-нагружения, например, в низкоскоростных дизельных двигателях. Однако при увеличении скоростей и нагрузок подшипники из баббитов иногда преждевременно выходят из строя, поскольку их несущая способность недостаточна. В работе [17] показано, что твердость и прочность баббита Sn-11Sb-6Cu заметно снижаются при повышении рабочей температуры в условиях высоких скоростей и нагрузок. Это являлось причиной, ограничивающей срок службы подшипников при эксплуатации. Исключить указанные недостатки можно с помощью изменения структуры баббитов за счет технологии изготовления, применения армирующих наполнителей различной природы и комбинирования этих методов [18].

На режимы износа и механизмы изнашивания влияют многие переменные процесса трения, число которых значительно увеличивается при исследовании материалов с неоднородной структурой, например композиционных. Данных о значениях коэффициентов трения и износостойкости бывает недостаточно для прогнозирования поведения материалов в трибоузле. Поэтому изучать и описывать процесс трения необходимо, в том числе и для композитов на основе баббитовых сплавов. Среди возникающих механизмов изнашивания можно выделить адгезию, пластическую деформацию, расслоение материала, деформационное упрочнение, образование поверхностных и подповерхностных трещин и связанные с ними структурные изменения [19].

При трении материалов на основе баббитов в первую очередь изнашивается оловянная матрица, под действием нагрузок в нее погружаются интерметаллидные фазы [20, 21]. После уноса или перераспределения матрицы нагрузки начинают воспринимать интерметаллидные фазы, которые при измельчении вследствие скалывающих напряжений заполняют собой трущуюся поверхность, образуя рабочий слой трения [22].

Механизмы изнашивания в процессе трения необходимо знать для определения условий смены режимов трения и диапазона приемлемых условий трибо-нагружения, а также для понимания механизмов разрушения материала и химических эффектов при контакте [23].

Цель данной работы — изучение режимов изнашивания композиционных материалов на основе баббита при различном содержании интерметаллидной фазы Ti_2NbAl . Основное внимание уделено процессам в зоне трения, которые

характеризуются изменением структуры на контактной поверхности, коэффициентов трения, интенсивности изнашивания, механизмов изнашивания и температуры.

Материалы и методы исследования

Для получения КМ в качестве матрицы использовали порошок баббита Б83 (<500 мкм), а в качестве армирующего наполнителя — порошок интерметаллида Ti_2NbAl (<100 мкм). Порошок Ti_2NbAl получен в ООО «Метсинтез». Для изготовления образцов применяли метод горячего прессования, подробно описанный в работе [24]. Порошковую смесь готовили в планетарной мельнице Retsch-PM100. Полуфабрикаты из порошковой смеси получали прессованием на гидравлическом прессе ($P_{max} = 150$ кН) при давлении 320 ± 5 МПа. Спекание образцов полуфабрикатов проводили в муфельной печи до появления жидкой фазы при температуре 260 ± 10 °C и выдержке в течение 30 мин при этой температуре. Горячее прессование (ГП) осуществляли усилием 320 ± 5 МПа при начальной температуре 260 ± 10 °C, затем образец охлаждали на воздухе. Для сравнения исследовали свойства промышленного сплава Б83 и образцов, полученных прессованием порошка баббита Б83 без наполнителей и с наполнителями (табл. 1).

Трибологические испытания образцов проводили в условиях сухого трения скольжения на установке CETR UMT Multi-Specimen Test System по схеме осевого нагружения: неподвижная втулка-контртело (сталь твердостью >63 HRC) против вращающегося диска-образца. Диски вырезали из полученных материалов и образцов; диаметр диска составлял 20 мм, высота — 5 мм. Внутренний и наружный диаметры стальной втулки — 12 и 16 мм. Программное обеспечение позволяло регистрировать значения коэффициента трения в процессе испытания. Схема испытаний не допускала размещение термодпары непосредственно в зоне трения, поэтому температуру измеряли вблизи контактных поверхностей. Значения температуры служили косвенным параметром для оценки процессов трения.

Таблица 1. Составы образцов для испытаний

Table 1. Compositions of the samples intended for tests

Номер образца	Состав образцов
1	Б83 _{сп} (состояние поставки)
2	Б83 _{гп} (горячее прессование)
3	Б83 _{гп} + 1 % масс. Ti_2NbAl
4	Б83 _{гп} + 3 % масс. Ti_2NbAl
5	Б83 _{гп} + 5 % масс. Ti_2NbAl

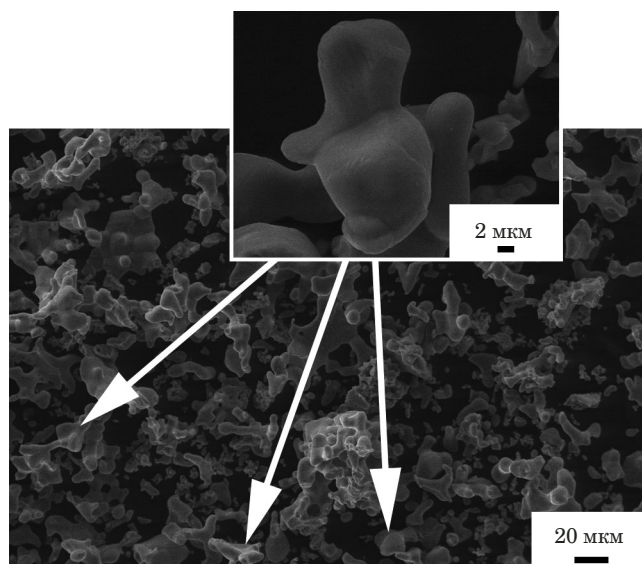


Рис. 1. Морфология порошка интерметаллида Ti_2NbAl

Fig. 1. Morphology of Ti_2NbAl intermetallide powder

Триботехнические характеристики образцов оценивали в широком диапазоне удельных нагрузок — 0,5, 1, 1,5, 2, 2,5 МПа. Скорость скольжения составляла 0,5 м/с, длительность испытания при каждой нагрузке — 10 мин. Диапазон удельных нагрузок — от 0,5 до 2,5 МПа; при больших значениях удельных нагрузок при данной схеме испытаний образцы теряли свою несущую способность. Потерю массы D_m образцов после испытания фиксировали путем их взвешивания на аналитических весах. Степень износа образцов при сухом трении скольжении оценивали по величине интенсивности изнашивания как отношение потери массы к пройденному пути.

Морфологию армирующего порошка, изломы образцов, поверхности трения и продукты изнашивания исследовали на сканирующем электронном микроскопе LEO 1420 VP (Carl Zeiss) с системой энергодисперсионного рентгеновского микроанализа Oxford Instruments INCA x-act. Рутинные структурные исследования проводили на оптическом микроскопе Leica DM ILM.

Обсуждение результатов

На рис. 1 показан электронный снимок порошка интерметаллида Ti_2NbAl . Видно, что частицы порошка имеют сложную геометрическую форму без острых вершин и ребер. Предполагали, что такая геометрия частиц способствует лучшему сцеплению армирующего порошка с матрицей, а их округлая форма помогает избежать концентрации напряжений и разрушения КМ из-за образования трещин. Ожидали, что данная морфология армирующего наполнителя в совокупности положительно скажется на износостойкости

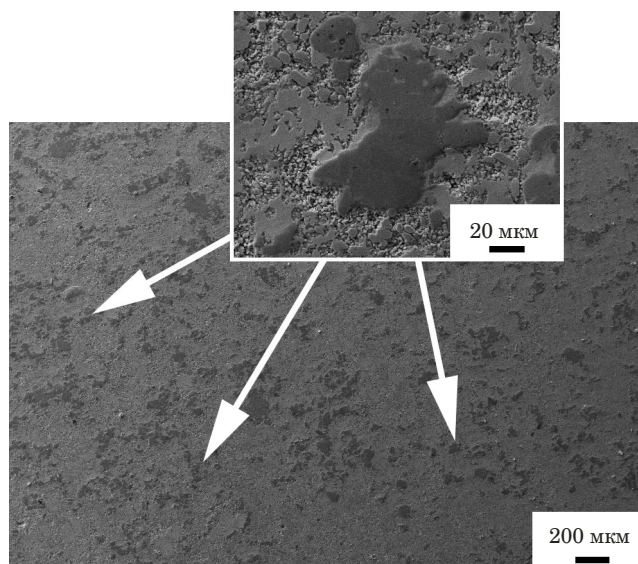


Рис. 2. Распределение и форма частиц интерметаллида после горячего прессования

Fig. 2. Distribution and shape of intermetallic particles after hot pressing

за счет уменьшения уноса мягкой матрицы вследствие увеличения несущей способности изготовленных материалов.

При изготовлении КМ методом горячего прессования удается достичь качественного распределения армирующей фазы (рис. 2). Видно, что интерметаллидная фаза сохраняет округлую геометрическую форму и равномерно распределяется на поверхности.

На электронном изображении излома КМ (рис. 3) четко видна форма интерметаллидной частицы. Результаты ЭДС-анализа (табл. 2) показали, что состав образцов полученных КМ соответствует составу исходной композиционной смеси.

Результаты испытаний на трение представлены на рис. 4. На нем показаны изменения коэффициента трения во время испытания образцов 1 – 5 (см. табл. 1) на участках с различной нагрузкой. Характер кривых позволяет четко идентифицировать различие протекающих процессов в зоне трения. Можно выделить участки приработки, стабильного трения и моменты смены режимов и механизмов изнашивания.

При анализе процессов трения важно рассматривать не только значения, но и характер изменения коэффициента трения. Для оценки процесса трения следует ввести показатель стабильности, который соответствует среднеквадратичному отклонению значений коэффициента трения, измеренному на участках для каждой удельной нагрузки. Чем ниже значения показателя, тем стабильнее протекает процесс трения. Увеличение показателя стабильности может сви-

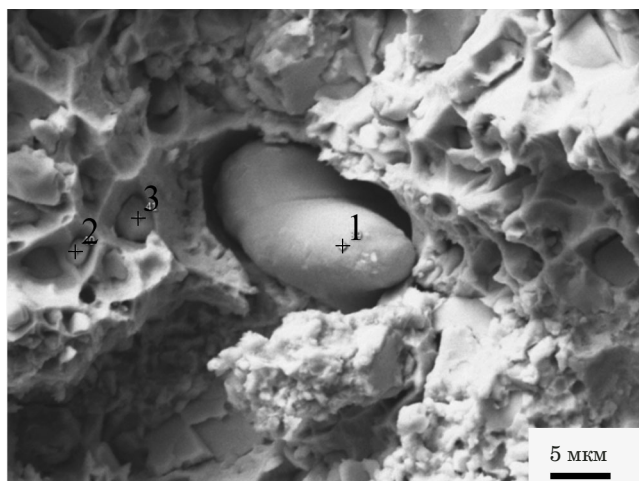
Рис. 3. Частицы Ti_2NbAl в баббитовой матрицеFig. 3. Ti_2NbAl particles in the babbitt matrix

Таблица 2. Данные ЭДС-анализа

Table 2. EDS analysis data

Спектральная метка	Спектр 1	Спектр 2	Спектр 3
Al	15,20	0,11	2,72
Ti	44,63	0,57	5,84
Fe	0,31	0,00	0,04
Cu	0,29	0,89	3,70
Nb	31,42	0,09	3,45
Sn	8,16	63,54	59,35
Sb		34,81	24,90
Весь спектр	100,00	100,00	100,00

детельствовать об изменении механизмов изнашивания в зоне трения. В табл. 3 представлены результаты изменения коэффициента трения и показателя стабильности в зависимости от нагрузки.

Для всех образцов характерно снижение коэффициента трения с ростом удельных нагрузок. Максимальный коэффициент трения на начальных этапах наблюдается у образцов без присутствия фазы Ti_2NbAl . Пики и всплески на кривых свидетельствуют о явлениях схватывания/проскальзывания, их амплитуда и частота показывают стабильность процесса трения.

Так, для исходного образца баббита Б83_{сп} (рис. 4, а) можно выделить участок приработки при нагрузке 0,5 МПа, который характеризуется нестабильным протеканием процесса трения. При увеличении нагрузок до 1,0 и 1,5 МПа заметно снижается значение коэффициента трения и наблюдается режим мягкого износа при стабильном протекании процесса. Дальнейшее увеличение нагрузок до 2,0 и 2,5 МПа приводит к

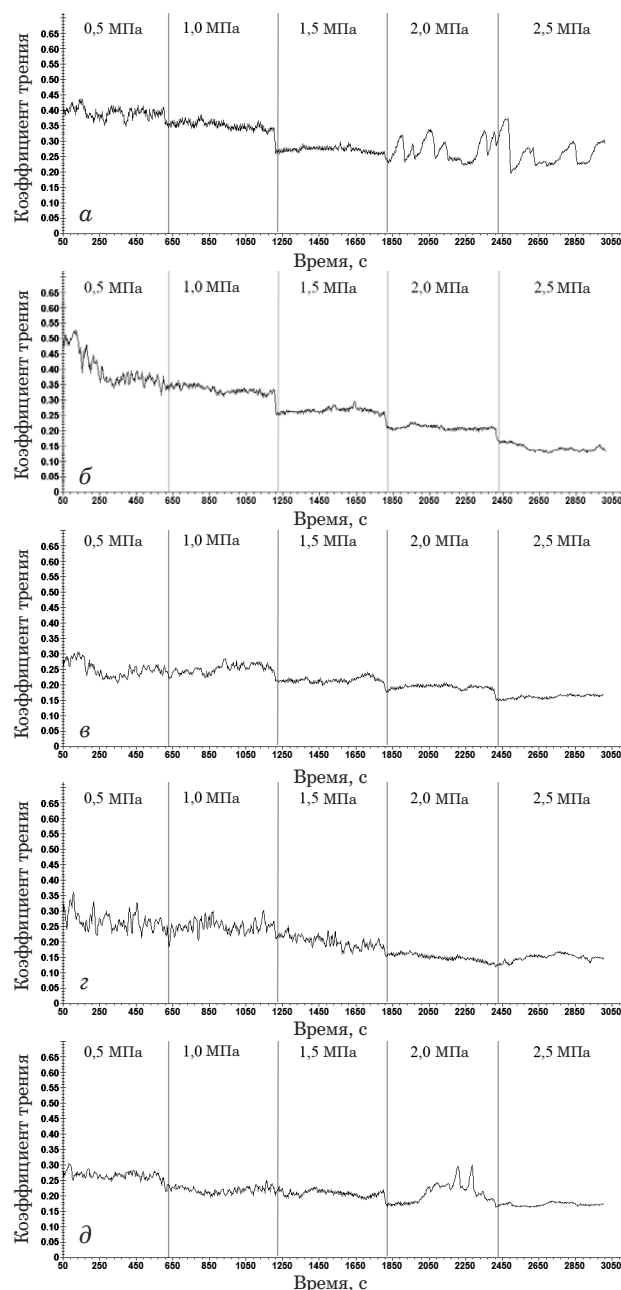


Рис. 4. Коэффициенты трения образцов (см. табл. 1) 1 (а), 2 (б), 3 (в), 4 (г), 5 (д)

Fig. 4. The friction coefficients of samples 1 (a), 2 (b), 3 (c), 4 (d), 5 (e)

незначительному уменьшению средних значений коэффициента трения, но, как видно по показателю стабильности, в процессе трения преобладает жесткий режим износа, что говорит об изменении механизмов изнашивания.

У образца баббита Б83_{гп}, полученного горячим прессованием (см. рис. 4, б), длительность процесса приработки при нагрузке 0,5 МПа заметно короче, но сам процесс менее стабилен. При увеличении нагрузок до 1,0 и 1,5 МПа значения коэффициента трения и показателя стабильности заметно меньше, чем у исходного об-

Таблица 3. Коэффициенты трения и показатели стабильности в зависимости от нагрузки**Table 3.** Dependences of the friction coefficient and stability indicators on the load

Образцы (номер — состав)	Удельная нагрузка, МПа				
	0,5	1	1,5	2	2,5
	Коэффициент трения/показатель стабильности				
1 — Б83 _{сп}	0,3958/0,03756	0,351/0,02739	0,2732/0,01946	0,2687/0,03493	0,2612/0,04176
2 — Б83 _{гп}	0,4046/0,02784	0,3339/0,01841	0,2471/0,01458	0,2156/0,01192	0,1982/0,01452
3 — Б83 _{гп} + 1 % масс. Ti ₂ NbAl	0,2497/0,02617	0,2516/0,01721	0,2147/0,01513	0,1928/0,0106	0,1608/0,00819
4 — Б83 _{гп} + 3 % масс. Ti ₂ NbAl	0,2647/0,03244	0,2488/0,02333	0,2021/0,02224	0,1499/0,01493	0,1478/0,01384
5 — Б83 _{гп} + 5 % масс. Ti ₂ NbAl	0,2666/0,01448	0,2188/0,01359	0,2085/0,01554	0,2078/0,03333	0,1719/0,00704

Таблица 4. Интенсивность изнашивания образцов**Table 4.** The intensity of sample wear

Образцы (номер — состав)	Потеря массы, г	Интенсивность, $\times 10^{-5}$ г/м
1 — Б83 _{сп}	0,05035	3,356
2 — Б83 _{гп}	0,049	3,266
3 — Б83 _{гп} + 1 % масс. Ti ₂ NbAl	0,027	1,8
4 — Б83 _{гп} + 3 % масс. Ti ₂ NbAl	0,02035	1,356
5 — Б83 _{гп} + 5 % масс. Ti ₂ NbAl	0,02625	1,75

разца баббита. Дальнейшее повышение нагрузок до 2 и 2,5 МПа приводит к еще большему снижению коэффициента трения образца баббита Б83_{гп} и стабилизации процесса трения. Это может свидетельствовать о положительном влиянии способа изготовления образца на трибологические свойства материала за счет уплотнения структуры и измельчения интерметаллидных фаз SnSb. Более мелкие частицы меньше подвержены скалыванию и лучше распределены по поверхности.

Введение армирующих добавок интерметаллида Ti₂NbAl существенно снижает коэффициент трения на всех участках нагружения — по сравнению с неармированными образцами. Кроме этого, уменьшается разница между значениями коэффициента трения при разных удельных нагрузках. Изменение содержания армирующей фазы сказывается на показателе стабильности процесса трения. Добавление 1 % масс. Ti₂NbAl (см. рис. 4, в) обеспечивает самый стабильный процесс трения. Введение 3 % масс. Ti₂NbAl (см. рис. 4, г) позволяет достичь наиболее низкого коэффициента трения (см. табл. 3). При добавлении 5 % масс. Ti₂NbAl (см. рис. 4, д) при удельной нагрузке 2,0 МПа наблюдаются значительные колебания, которые, возможно, связаны с выкрашиванием частиц интерметаллида за счет накопления дефектов на границе наполнитель/матрица.

В табл. 4 представлены данные интенсивности изнашивания образцов. Сравнивая значения

интенсивности изнашивания образцов без добавок интерметаллида, можно сделать вывод о положительном влиянии на износостойкость метода горячего прессования. В отличие от литья применение метода горячего прессования способствует тому, что фаза SnSb приобретает более округлую форму и уменьшается в размерах. При этом сокращается количество внутренних дефектов в материале.

Значительное улучшение параметра износостойкости происходит при введении в матрицу упрочняющей фазы Ti₂NbAl. Добавление 1 % масс. фазы Ti₂NbAl снижает интенсивность изнашивания практически в два раза по сравнению с исходным сплавом. Увеличение содержания армирующей фазы до 3 % масс. ведет к дополнительному снижению износа. Дальнейшее повышение количества армирующей интерметаллидной фазы до 5 % масс. немного снижает сопротивление изнашиванию, возможно, вследствие увеличения количества дефектов по границе наполнитель/матрица. Обобщая результаты проведенных испытаний, отметим, что при трении баббитов сначала изнашивается мягкая матрица, поскольку в нее под действием нагрузок погружаются интерметаллидные соединения [20, 21]. С постепенным уносом матрицы нагрузки начинают воспринимать более прочные интерметаллиды, которые измельчаются под действием скалывающих напряжений и заполняют собой поверхность трения, создавая рабочий слой трения [22]. Можно предположить, что введение фазы Ti₂NbAl сдвигает точку смены режимов изнашивания в сторону увеличенных нагрузок, что сказывается на значениях интенсивности изнашивания.

Одним из признаков смены режимов износа могут быть изменения температуры зоны трения. На рис. 5 показаны температурные кривые, полученные в процессе испытаний, на участке удельных нагрузок 1,5 – 2,5 МПа. Постоянные изменения значений температуры (кривая 1) говорят о нестабильности протекающих процессов, явлении образования/разрушения «тела трения»,

что соответствует жесткому режиму износа. Напротив, отсутствие скачков и изменений направленности (кривая 3) свидетельствует о стабильности протекающих процессов. Данные изменения температуры хорошо коррелируют с показателем стабильности процесса трения (см. табл. 3).

Анализ поверхностей трения испытанных образцов и продуктов изнашивания позволяет оценить условия, в которых происходит трение, а также определить режимы износа и преобладающие механизмы изнашивания.

На рис. 6 представлены фотографии поверхностей образцов после испытаний. На поверхностях неармированных образцов 1 и 2 (рис. 6, а, б) отчетливо видны грубые борозды и следы пластической деформации, частицы продуктов изнашивания разнообразной морфологии, что свидетельствует о жестком режиме износа [25]. В то же время поверхность образца 2 менее грубая, с меньшим количеством продуктов изнашивания, что говорит о положительном влиянии метода изготовления горячим прессованием. Кроме того, на поверхности образца 1 обнаружены трещины (рис. 7), что свидетельствует об усталостных механизмах изнашивания [26].

Поверхности образцов с различным количеством армирующих добавок (рис. 6, в – д) более гладкие, с единичными следами адгезионного изнашивания, что говорит о мягком режиме износа. Количество и размер таких повреждений поверх-

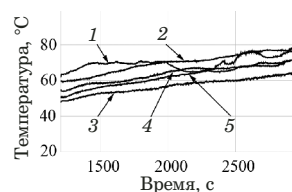


Рис. 5. Изменения температуры в процессе трения образцов: B83_{сп} (1), B83_{гп} (2), B83_{гп} + 1 % масс. Ti₂NbAl (3), B83_{гп} + 3 % масс. Ti₂NbAl (4), B83_{гп} + 5 % масс. Ti₂NbAl (5)

Fig. 5. Temperature changes during sample friction: 1 — B83_{ds}, 2 — B83_{hp}, 3 — B83_{hp} + 1 wt.% Ti₂NbAl, 4 — B83_{hp} + 3 wt.% Ti₂NbAl, 5 — B83_{hp} + 5 wt.% Ti₂NbAl

ности характеризует стабильность протекания процесса трения. Состояние этих поверхностей указывает на положительный эффект от армирования интерметаллидными частицами Ti₂NbAl.

Вид, размер и форма продуктов изнашивания служат дополнительными параметрами для определения режимов и механизмов изнашивания [27, 28]. На рис. 8 показаны продукты изнашивания образцов B83_{гп} + 3 % масс. Ti₂NbAl (а) и B83_{сп} (б) после всего цикла трибонагружения. Наблюдается существенное различие в их морфологии в зависимости от изменения режимов и механизмов изнашивания. Продукты изнашивания на рис. 8, а представляют собой осколки, характерные для абразивного и адгезионного изнашивания, что соответствует мягкому режиму износа. Размер продуктов изнашивания

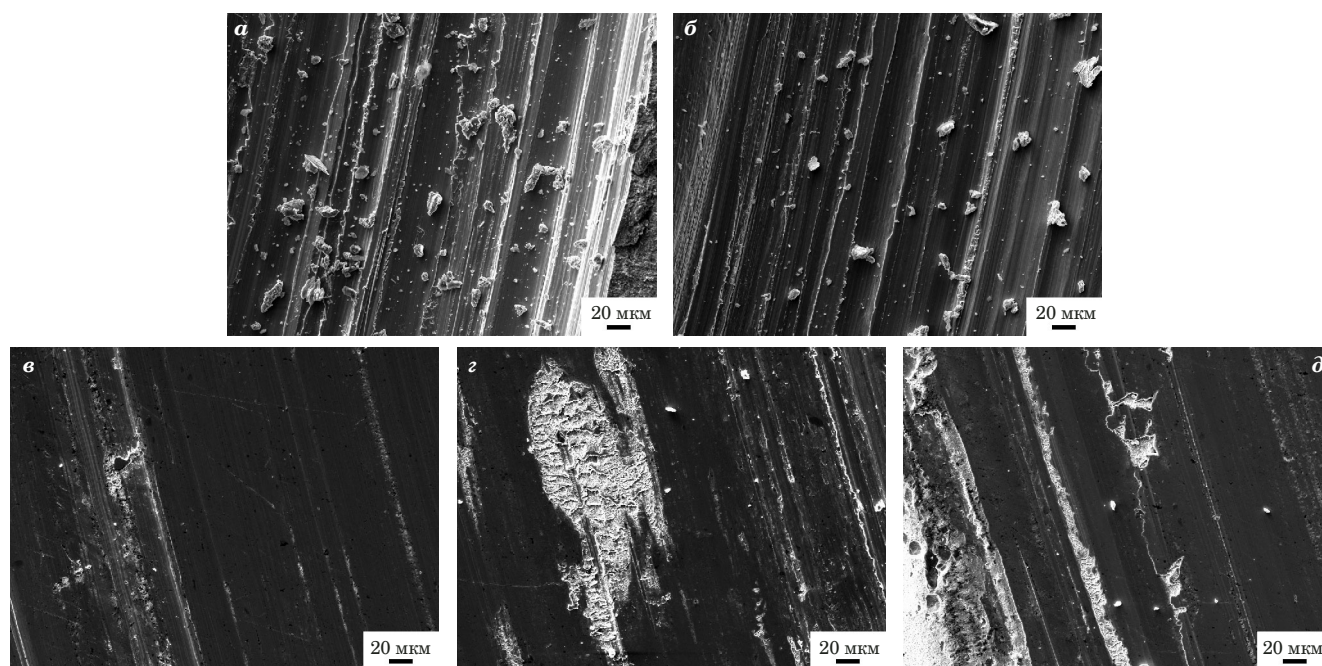


Рис. 6. Поверхности трения образцов: B83_{сп} (а), B83_{гп} (б), B83_{гп} + 1 % масс. Ti₂NbAl (в), B83_{гп} + 3 % масс. Ti₂NbAl (г), B83_{гп} + 5 % масс. Ti₂NbAl (д)

Fig. 6. Friction surfaces of samples B83_{ds} (а), B83_{hp} (б), B83_{hp} + 1 wt.% Ti₂NbAl (в), B83_{hp} + 3 wt.% Ti₂NbAl (г), B83_{hp} + 5 wt.% Ti₂NbAl (д)

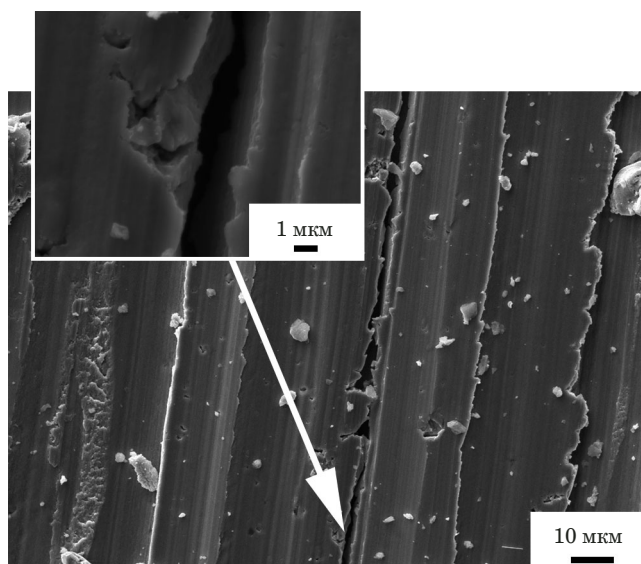


Рис. 7. Трещина на поверхности образца B83_{сн}

Fig. 7. Crack on the surface of B83_{ds} samples

связан с увеличением интенсивности изнашивания при возрастании удельных нагрузок. На рис. 8, б, кроме осколков, представлены крупные частицы материала, образовавшиеся вследствие деляминационных процессов, и частицы ленточной формы, возникновение которых связано с образованием усталостных борозд на поверхности трения [29]. Данный вид продуктов изнашивания обусловлен пластичностью рабочего слоя неармированного баббита вследствие фрикционного разогрева и сменой режима износа на жесткий. Армирование интерметаллидными частицами Ti_2NbAl позволяет избежать процессов деформации поверхностных слоев, сохранить мягкий режим изнашивания при увеличении удельных нагрузок.

Заклучение

Исследовано влияние способа получения образцов из баббита B83 горячим прессованием и добавок в него интерметаллида Ti_2NbAl на процессы трения этого материала. Применение горячего прессования положительно сказывалось на стабильности процесса трения. Армирование интерметаллидными фазами уменьшало коэффициент трения и интенсивность изнашивания образцов. Об изменении режимов и механизмов изнашивания судили по различиям в поведении коэффициента трения, разнице поверхностей трения и продуктам изнашивания. Показан положительный эффект способа изготовления и армирования на механизмы изнашивания, происходящие в зоне трения — предотвращено возникновение режима жесткого износа. Подбор количества армирующей фазы требует детального подхода для проектирования оптимальных характеристик получаемого антифрикционного композиционного материала.

Исследования показали, что только применение горячего прессования снижает интенсивность изнашивания на $\approx 2,5 - 3 \%$, коэффициент трения — на $17,5 \%$ относительно материала в состоянии поставки. Процесс трения стабилизируется при удельных нагрузках $1,5 \text{ МПа}$ и выше. Дальнейшее введение интерметаллидной фазы Ti_2NbAl благоприятно влияет на износостойкость материала: у образца B83_{сн} + 3% масс. Ti_2NbAl интенсивность изнашивания снизилась на $\approx 60 \%$, коэффициент трения — на $\approx 38 \%$ относительно материала в состоянии поставки. При добавлении 5% масс. Ti_2NbAl показатель стабильности процесса трения улучшился на $\approx 43 \%$ относительно материала в состоянии поставки при удельных нагрузках $1,5 \text{ МПа}$ и выше.

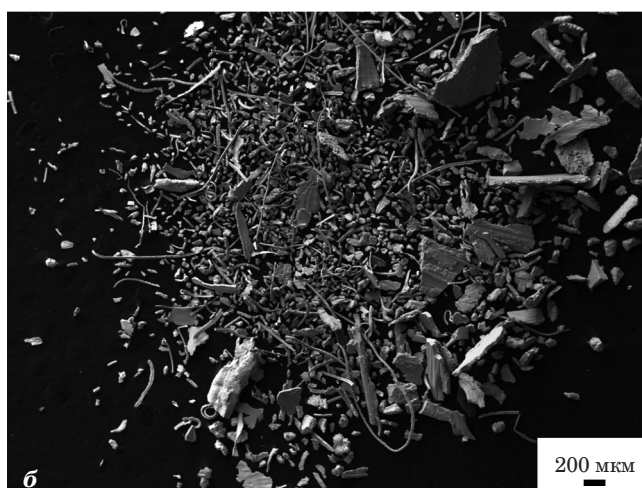


Рис. 8. Продукты износа образцов B83_{гп} + 3% масс. Ti_2NbAl (а) и B83_{сн} (б)

Fig. 8. Wear products of the samples: а — B83_{гп} + 3% wt. Ti_2NbAl , б — B83_{ds}

Полученные данные позволяют определять и рекомендовать режимы повышения работоспособности трибоузлов при изготовлении из сплава Б83 объемных вкладышей и подшипников скольжения, а также при создании новых функционально-организованных слоистых композиций с повышенными триботехническими свойствами с основой из конструкционных сталей и рабочими поверхностными слоями не только из баббита Б83, но и из композиционных материалов на его основе.

Финансирование

Работа выполнялась по государственному заданию № 075-01176-23-00.

ЛИТЕРАТУРА (REFERENCES)

1. **Dong Q., Yin Z., Li H., et al.** Simulation and experimental verification of fatigue strength evaluation of journal bearing bush / *Engineering Failure Analysis*. 2020. Vol. 109. 104275. DOI: 10.1016/j.engfailanal.2019.104275
2. **Mallick P. K.** 1 — Overview / *Materials, Design and Manufacturing for Lightweight Vehicles*. — In Woodhead Publishing Series in Composites Science and Engineering. 2010. P. 1 – 32. DOI: 10.1533/9781845697822.1
3. **Rajak D. K., Pagar D. D., Kumar R., Pruncu C. I.** Recent progress of reinforcement materials: a comprehensive overview of composite materials / *Journal of Materials Research and Technology*. 2019. Vol. 8. N 6. P. 6354 – 6374. DOI: 10.1016/j.jmrt.2019.09.068
4. **Gibson R. F.** Principles of Composite Material Mechanics. — 4th Edition. — Boca Raton: CRC Press, 2016. — 700 p. DOI: 10.1201/b19626
5. **Qin Q. H.** 1 – Introduction to the composite and its toughening mechanisms / *Toughening Mechanisms in Composite Materials*. In Woodhead Publishing Series in Composites Science and Engineering. 2015. P. 1 – 32. DOI: 10.1016/B978-1-78242-279-2.00001-9
6. **Bykov P. A., Kalashnikov I. E., Kobeleva L. I., et al.** Mapping wear modes of composite materials with intermetallic reinforcing based on antifrictional alloy of system Al – Sn – Cu / *Lett. on Mater.* 2021. Vol. 11. N 2. P. 181 – 186. DOI: 10.22226/2410-3535-2021-2-181-186
7. **Kalashnikov I. E., Kolmakov A. G., Bolotova L. K., et al.** Technological parameters of production and properties of babbitt-based composite surfacing rods and deposited antifriction coatings / *Inorg. Mater. Appl. Res.* 2019. Vol. 10. P. 635 – 641. DOI: 10.30791/0015-3214-2018-1-33-41
8. **Zeren A.** Embedd ability behaviour of tin-based bearing material in dry sliding / *Mater. Des.* 2007. Vol. 28. N 8. P. 2344 – 2350. DOI: 10.1016/j.matdes.2006.06.020
9. **Valeev I. Sh., Valeeva A. Kh., Mulyukov R. R., Khisamov R. Kh.** Structure and properties of babbitt Sn11Sb5,5Cu subjected to high pressure torsion / *Lett. on Mater.* 2016. Vol. 6. N 4. P. 347 – 349. DOI: 10.22226/2410-3535-2016-4-347-349
10. **Alcover Junior P. R. C., Pukasiewicz A. G. M.** Evaluation of microstructure, mechanical and tribological properties of a babbitt alloy deposited by arc and flame spray processes / *Tribol. Int.* 2019. Vol. 131. P. 148 – 157. DOI: 10.1016/j.triboint.2018.10.027
11. **Zeren A., Feyzullahoglu E., Zeren M.** A study on tribological behaviour of tin-based bearing material in dry sliding / *Mater. Des.* 2007. Vol. 28. N 1. P. 318 – 323. DOI: 10.1016/j.matdes.2005.05.016
12. **Kolmakov A. G., Kalashnikov I. E., Bolotova L. K., et al.** Study of characteristics of composite materials based on B83 antifriction alloy / *Inorg. Mater.* 2020. Vol. 56. P. 1499 – 1505. DOI: 10.1134/S002016852015008X
13. **Kobeleva L. I., Bolotova L. K., Kalashnikov I. E., et al.** Effect of microcrystalline boron particles on structure and tribological properties of welded B83 babbitt layers / *Inorg. Mater. Appl. Res.* 2020. Vol. 11. P. 1 – 6. DOI: 10.1134/S2075113320010207
14. **Abioyea T. E., Zuhailawatib H., Azlanb M. A. I., Anasyidab A. S.** Effects of SiC additions on the microstructure, compressive strength and wear resistance of Sn – Sb – Cu bearing alloy formed via powder metallurgy / *J. Mater. Res. Technol.* 2020. Vol. 9. N 6. P. 13196 – 13205. DOI: 10.1016/j.jmrt.2020.08.102
15. **Barykin N. P., Fazlyakhmetov R. F., Valeeva A. Kh.** Effect of the structure of babbitt B83 on the intensity of wear of tribocouplings / *Met. Sci. Heat. Treat.* 2006. Vol. 48. P. 88 – 91. DOI: 10.1007/s11041-006-0050-x
16. **Potekhin B. A., Pyushin V. V., Khristolyubov A. S.** Effect of casting methods on the structure and properties of tinbabbitt / *Met. Sci. Heat. Treat.* 2009. Vol. 51. P. 378 – 382. DOI: 10.1007/s11041-009-9181-1
17. **Dong Q., Yin Z., Li H., et al.** Effects of Ag micro-addition on structure and mechanical properties of Sn-11Sb-6Cu Babbitt / *Mater. Sci. Eng.: A*. 2018 Vol. 722. P. 225 – 230. DOI: 10.1016/j.msea.2018.03.034
18. **Bykov P. A., Kalashnikov I. E., Kobeleva L. I., et al.** Wear modes in testing the antifriction layer of babbitt B83 / *Lett. on Mater.* 2022. Vol. 12. N 3. P. 219 – 224. DOI: 10.22226/2410-3535-2022-3-219-224
19. **Rasool G., Stack M. M.** Wear maps for TiC composite based coatings deposited on 303 stainless steel / *Tribol. Int.* 2014. Vol. 74. P. 93 – 102. DOI: 10.1016/j.triboint.2014.02.002
20. **Zhang D., Ho J. K. L., Dong G., et al.** Tribological properties of Tin-based Babbitt bearing alloy with polyurethane coating under dry and starved lubrication conditions / *Tribol. Int.* 2015. Vol. 90. P. 22 – 31. DOI: 10.1016/j.triboint.2015.03.032
21. **He Y., Zhao Z., Luo T., et al.** Failure analysis of journal bearing used in turboset of a power plant / *Mater. Des.* 2013. Vol. 52. P. 923 – 931. DOI: 10.1016/j.matdes.2013.06.027
22. **Zhang D., Zhao F., Li Y., et al.** Study on tribological properties of multi-layer surface texture on Babbitt alloys surface / *Appl. Surf. Sci.* 2016. Vol. 390. P. 540 – 549. DOI: 10.1016/j.apsusc.2016.08.141
23. **Du D., Zhang W., An J.** Two Types of Wear Mechanisms Governing Transition between Mild and Severe Wear in Ti – 6Al – 4V Alloy during Dry Sliding at Temperatures of 20 – 250°C / *Materials*. 2022. Vol. 15. N 4. P. 1416 – 1437. DOI: 10.3390/ma15041416
24. **Kalashnikov I. E., Bolotova L. K., Bykov P. A., et al.** Tribological properties of the babbitt B83 — based composite materials fabricated by powder metallurgy / *Russian Metallurgy (Metally)*. 2016. Vol. 2016. N 7. P. 669 – 674. DOI: 10.1134/S0036029516070090
25. **Cao H., Tian Y., Meng Y.** A fracture-induced adhesive wear criterion and its application to the simulation of wear process of the point contacts under mixed lubrication condition / *Facta Universitatis, Series: Mechanical Engineering*. 2021. Vol. 19. N 1. P. 23 – 38. DOI: 10.22190/FUME210108021C
26. **Liang D., Ma J., Cai Y., et al.** Characterization and elevated-temperature tribological performance of AC-HVAF-sprayed Fe-based amorphous coating / *Surface and Coatings Technology*. 2020. Vol. 387. 125535. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2020.125535
27. **Stachowiak G. W., Podsiadlo P.** Characterization and classification of wear particles and surfaces / *Wear*. 2001. Vol. 249. N 1 – 2. P. 194 – 2001. DOI: 10.1016/S0043-1648(01)00562-2
28. **J. A. R., Kailas S. V.** Evolution of wear debris morphology during dry sliding of Ti – 6Al – 4V against SS316L under ambient and vacuum conditions / *Wear*. 2020. Vol. 456 – 457. 203378. DOI: 10.1016/j.wear.2020.203378
29. **Zhao Y. T., Wang S. Q., Yang Z. R., Wei M. X.** A new delamination pattern in elevated-temperature oxidative wear / *Journal of Materials Science*. 2010. Vol. 45. N 1. P. 227 – 232. DOI: 10.1007/s10853-009-3923-8