

ISSN 1561-8323 (Print)
ISSN 2524-2431 (Online)

УДК 621.762
<https://doi.org/10.29235/1561-8323-2022-66-1-113-121>

Поступило в редакцию 22.09.2021
Received 22.09.2021

Академик А. Ф. Ильющенко, Т. Л. Талако, А. В. Лешок, А. И. Лецко, Т. И. Пинчук

Институт порошковой металлургии имени академика О. В. Романа, Минск, Республика Беларусь

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДОБАВОК УЛЬТРАДИСПЕРСНОГО ПОРОШКА СИСТЕМЫ NiAl/Al₂O₃ НА ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ФРИКЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ МЕДИ

Аннотация. Представлены результаты исследования влияния добавки ультрадисперсного композиционного порошка системы NiAl/Al₂O₃, полученного МАСВС, на триботехнические свойства фрикционного материала на основе оловянистой бронзы с 12 % олова. Показано, что добавка порошка в интервале 0,5–2,5 % позволила увеличить значение динамического коэффициента трения с 0,040 до 0,051. Введение 1,5 %-ного композиционного порошка снизило шероховатость поверхности контртела с 2,9 до 0,9 мкм. Изменение триботехнических свойств обусловлено структурными изменениями оловянистой бронзы, частиц добавки, поверхностного слоя фрикционного материала и контртела.

Ключевые слова: фрикционный материал, композиционный порошок, интерметаллид, ультрадисперсный порошок, коэффициент трения, износ

Для цитирования. Исследование влияния добавок ультрадисперсного порошка системы NiAl/Al₂O₃ на триботехнические свойства фрикционного материала на основе меди / А. Ф. Ильющенко [и др.] // Докл. Нац. акад. наук Беларуси. – 2022. – Т. 66, № 1. – С. 113–121. <https://doi.org/10.29235/1561-8323-2022-66-1-113-121>

**Academician Aliaxander Ph. Ilyushchanka, Tatyana L. Talako, Andrey V. Leshok,
Andrey I. Letsko, Tatyana I. Pinchuk**

O. V. Roman Powder Metallurgy Institute, Minsk, Republic of Belarus

STUDY OF THE INFLUENCE OF ULTRA DISPERSE POWDER ADDITIVES OF THE NiAl/Al₂O₃ SYSTEM ON THE TRIBOTECHNICAL PROPERTIES OF THE FRICTIONAL MATERIAL BASED ON COPPER

Abstract. The results on the impact of additives on the ultra-fine composite powder system, obtained by MASVS on the tribotechnical properties of friction material based on tin bronze with 12 % of tin are presented. It is shown that the powder additive in the range of 0.5–2.5 % increased the dynamic friction coefficient from 0.040 to 0.051. The introduction of a 1.5 % composite powder reduced the surface roughness of the counter body from 2.9 to 0.9 μm. The change in the tribotechnical properties is due to the structural changes in tin bronze, the additive particles, the surface layer of the friction material and the counter body.

Keywords: friction material, composite powder, intermetallic compound, ultrafine powder, coefficient of friction, wear

For citation. Ilyushchanka A. Ph., Talako T. L., Leshok A. V., Letsko A. I., Pinchuk T. I. Study of the influence of ultra disperse powder additives of the NiAl/Al₂O₃ system on the tribotechnical properties of the frictional material based on copper. *Doklady Natsional'noi akademii nauk Belarusi = Doklady of the National Academy of Sciences of Belarus*, 2022, vol. 66, no. 1, pp. 113–121 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8323-2022-66-1-113-121>

Введение. Порошковая металлургия является универсальным процессом, позволяющим создавать композиционные материалы, используя порошки различной природы, химического состава. Одним из направлений порошковой металлургии является создание фрикционных материалов, предназначенных для передачи крутящего момента. Они широко используются в передающих и тормозных узлах и механизмах автотракторной техники, техники специального назначения, станках, машинах и механизмах [1–3]. Особое место занимает группа материалов на основе оловянистой бронзы, предназначенная для работы в условиях граничного и смешанного трения. Такие материалы, как правило, используются в гидромеханических коробках передач, маслоохлаждаемых тормозах и муфтах. К ним предъявляются следующие требования: обеспечение заданного, стабильного значения динамического коэффициента трения; высокая износостойкость; эффективная приработка; высокая теплопроводность [4]. Повышение заданных

свойств возможно за счет использования добавок в базовый состав фрикционного материала, содержание которых составляет 0,5–15,0 об. %. Такие добавки способны к взаимодействию с оловянистой бронзой, так и локализации в виде отдельных включений [5–8].

В работе в качестве добавки, повышающей триботехнические свойства, предложено использование порошка интерметаллида, свойства которого определяются правилом Юм–Розери, согласно которому, кристаллическая структура характеризуется определенной плотностью валентных электронов [9]. В промышленном использовании наибольшее распространение получили алюминиды никеля, железа и титана, характеризующиеся простотой и универсальностью способов получения, высокой технологичностью и относительной дешевизной [10; 11].

Интерметаллиды системы Ni–Al обладают совокупностью уникальных свойств, таких как повышенное значение ударной вязкости, жаростойкость, сопротивление окислению при повышенных температурах, и применяется в сложных условиях эксплуатации [12; 13]. Авторы работ [14; 15] отмечают, что интерметаллиды Ni_3Al и $NiAl$, имея плотность 7,3 и 5,9 г/см³ соответственно, характеризуются высоким модулем упругости, что позволяет их использовать в изделиях конструкционного и триботехнического назначения.

В [16] отмечается, что алюминид никеля может использоваться как самостоятельное покрытие, характеризующееся высокой износостойкостью как при комнатной, так и при высокой температуре. Испытания на трение в воздушной среде при 20–850 °С показали, что он по способности сопротивляться износу превосходит жаропрочные никелевые сплавы и в 10 раз – наплавочный материал типа «Стеллит». Там же отмечается, что алюминид никеля имеет высокий коэффициент трения – 0,56 и 0,41 при 20 и 500 °С соответственно. Это может быть обусловлено высоким значением твердости. Микротвердость основной фазы алюминида никеля составляет 3200 МПа, тогда как дополнительное легирование Cr, Mo, W позволяет повысить это значение до 4600 МПа [17].

В [18] отмечается, что использование алюминида никеля взамен никеля позволило повысить износостойкость в 2,4 раза, делая вывод о возможности повышения стойкости к абразивному износу спеченного композита.

В [19] приведены результаты исследования влияния фаз интерметаллидов $NiAl$ и Ni_3Al на триботехнические свойства. Показано, что износостойкость покрытий из $NiAl$ в 5 раз выше, чем у покрытий Ni_3Al . Это объясняется формированием на поверхности трения $NiAl$ сложных оксидных пленок, которые предотвращают адгезионное схватывание с материалом контртела.

Анализ литературных источников составов композиционных фрикционных материалов указал на отсутствие информации по использованию добавки порошка $NiAl/Al_2O_3$ на триботехнические и эксплуатационные свойства.

Цель работы – исследование влияния добавки ультрадисперсного порошка системы $NiAl/Al_2O_3$ на триботехнические свойства композиционного фрикционного материала на основе меди, предназначенного для работы в узлах трения со смазкой.

Материалы и методы исследования. В качестве базового состава использовался композиционный фрикционный материал на основе меди, легированный 12 % олова, содержащий 30 об. % углеродсодержащей добавки в виде графита элементного марки ГЭ-1. Шихту материала получали смешиванием порошков меди марки ПМС-1 со средним размером частиц 100 мкм, олова марки ПО-1 со средним размером частиц 10 мкм, графита элементного марки ГЭ-1 (ГОСТ 7478–75) со средним размером частиц 100 мкм.

Композиционный ультрадисперсный порошок системы $NiAl/Al_2O_3$ (далее – интерметаллид) вводился в состав базового фрикционного материала в концентрации 0,5–2,5 % с шагом 0,5 %. Смешивание порошков производили в смесителе типа «пьяная» бочка, в течение 120 мин при наличии пластификатора в соотношении 1/100 пластификатора к массе исходных компонентов. В качестве пластификатора использовался раствор масла со спиртом в пропорции 50/1.

Порошок интерметаллида получен механоактивируемым синтезом моноалюминида никеля из элементов в присутствии дисперсных частиц оксида алюминия [20]. Согласно данным рентгенофазового анализа, порошок $NiAl/Al_2O_3$ двухфазный (рис. 1) и характеризуется достаточно равномерным распределением оксидных включений размером 0,5–3 мкм в объеме материала. Микротвердость порошка составляет 3500–6500 МПа.

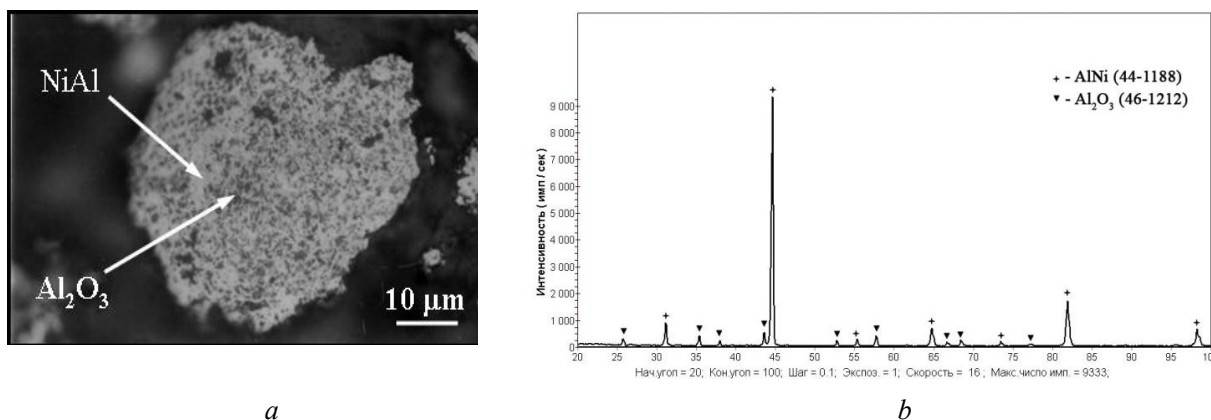


Рис. 1. Микроструктура (a) и рентгенограмма (b) СВС-порошка NiAl/Al₂O₃

Fig. 1. Microstructure (a) and radiograph (b) of the SHS- powder of the NiAl/Al₂O₃ system

Полученный спек подвергали размолу в планетарной мельнице «Pulverisette 6» (Fritsch, Германия) в среде спирта при следующих параметрах: диаметр шаров 5 мм, соотношение массы шаров и порошка 20 : 1, скорость вращения ведущего вала импеллера 400 мин⁻¹, время размола 30 мин. После измельчения частицы порошка NiAl/Al₂O₃ имеют средний размер 300–500 нм, при этом присутствуют отдельные частицы до 1 мкм, формируя агломераты осколочной формы размером 10–30 мкм (рис. 2) [20].

Образцы фрикционных дисков для испытаний изготавливали следующим образом: полученную шихту из исходных порошков наносили методом свободной насыпки на поверхность стальной основы с помощью специальной технологической оснастки, затем проводили предварительное спекание в среде диссоциированного аммиака при температуре 840 °С в течение 50 мин. Спеченную заготовку фрикционного диска подвергали пластической деформации (чеканке) пуансоном, имеющим на поверхности профиль в виде «сетки», для формирования на поверхности спеченного материала системы маслоотводящих каналов и пазов, а также получения пористости 12–18 %. Затем осуществляли окончательное спекание под давлением 0,1 МПа в среде диссоциированного аммиака, который содержит, %: Н₂ – 75, N₂ – 25 при температуре 840 °С в течение 3 ч.

Исследование триботехнических свойств фрикционного материала осуществляли на машине трения типа ИМ-58 по схеме «фрикционный диск–контртело» при следующих режимах: начальная скорость торможения – 10 м/с; удельная нагрузка – 4,0 МПа; момент инерции маховых масс –

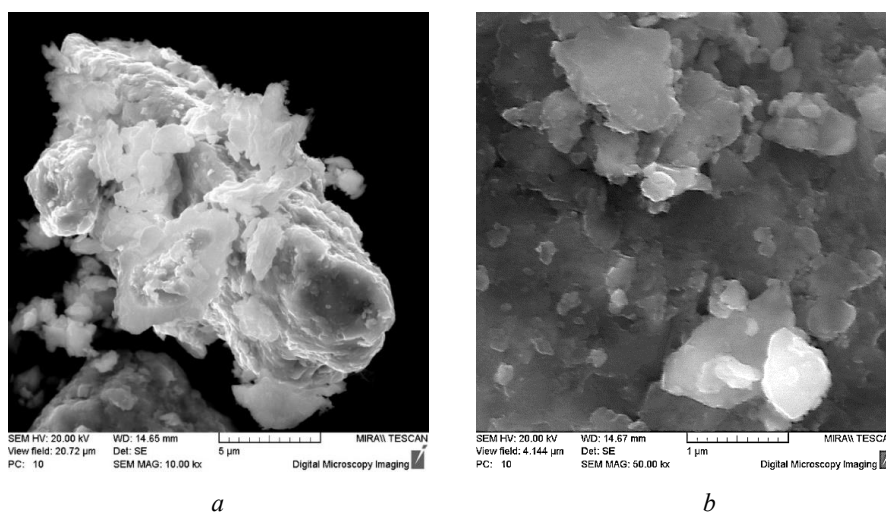


Рис. 2. Морфология поверхности частицы порошка NiAl/Al₂O₃ после измельчения

Fig. 2. Morphology of the surface of the particle of the powder of the NiAl/Al₂O₃ system

0,56 Н·м·с²; работа трения 27,5 кДж. В качестве контртела использовали диск из стали 65Г твердостью 260–320 НВ и шероховатостью рабочей поверхности Ra 0,7–0,8.

Исследование структуры осуществляли с помощью оптического микроскопа МЕФ-3 (Австрия). Морфологию поверхности трения фрикционного диска и его микроструктуру исследовали на сканирующем электронном микроскопе высокого разрешения MIRA (Чехия) с микрорентгено-спектральной приставкой «INCA 350» фирмы Oxford Instruments (Великобритания). Фазовый состав исследовали на рентгеновском дифрактометре Ultima IV (Rigaku) в CuK_α -излучении при напряжении на рентгеновской трубке 40 кВ, анодном токе 40 мА. Для фазового анализа использовалась стандартная картотека PDF.

Результаты и их обсуждение. Триботехнические испытания фрикционного материала с добавками порошка системы $\text{NiAl}/\text{Al}_2\text{O}_3$ от 0,5–2,5 % показали рост значения динамического коэффициента трения (далее – коэффициент трения) с 0,040 до 0,051 (рис. 3, *a*). Одновременно с ростом коэффициента трения отмечается и рост износа фрикционного материала, так, при 0,5 % добавки износ составлял 4,2 мкм/км, тогда как при 2,5 % – 5,7 мкм/км.

Однозначного мнения о предельном значении величины износа фрикционного материала нет. Его значение определяется целевым назначением узла, условиями работы. Так, в [21] отмечается, что предельное значение износа фрикционного материала составляет 9 мкм. Оно рассчитано из условия, что за 1000 циклов включения фрикционного диска со средним диаметром 180 мм при 8 оборотах до полной остановки износ не должен превышать 40 мкм. Данное условие принято для тормозных узлов автотракторной техники отечественного производства. В технических условиях приведен перечень составов фрикционных материалов, для большинства из которых указано предельное значение износа не более 6 мкм/км¹. По мнению авторов, данное значение величины износа применимо для ответственных узлов трения, работающих при постоянных знакопеременных нагрузках, обеспечении гарантийного периода эксплуатации не менее 15 тыс. моточасов. Таким образом, увеличение содержания добавки порошка системы $\text{NiAl}/\text{Al}_2\text{O}_3$ в составе фрикционного материала на основе меди более 2,0 % нецелесообразно, вызывая повышенный износ.

Как будет показано далее, изменения коэффициента трения и износа обусловлены совокупностью факторов, такими как структурные изменения оловянистой бронзы, частиц интерметаллида, изменением морфологии поверхностного слоя фрикционного материала.

Металлографические исследования показали, что после спекания структура базового состава фрикционного материала без добавки интерметаллида имеет средний размер зерна 10–15 мкм, отмечается наличие единичных зерен размером до 90 мкм (рис. 4, *a*).

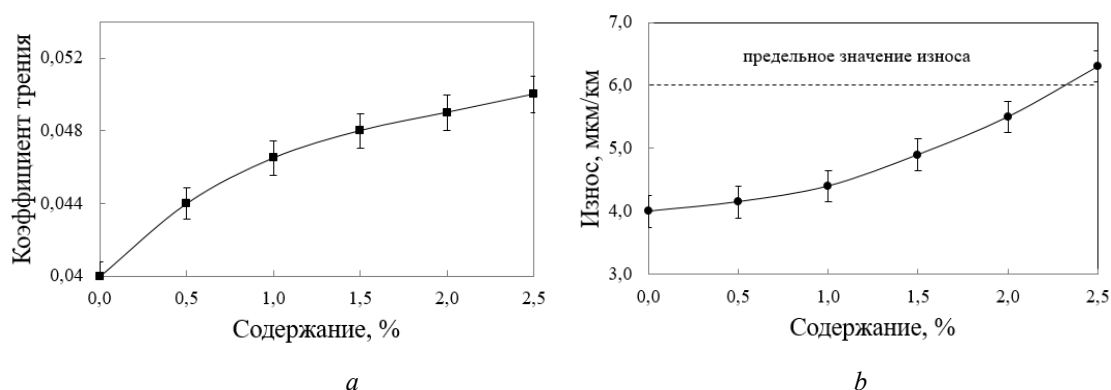


Рис. 3. Влияние содержания добавки порошка системы $\text{NiAl}/\text{Al}_2\text{O}_3$ в составе фрикционного материала на основе меди на значения коэффициента трения (*a*) и износа (*b*)

Fig. 3. Influence of the content of the additive of the powder of the $\text{NiAl}/\text{Al}_2\text{O}_3$ system as part of the copper-based friction material on the values of friction coefficient (*a*) and wear (*b*)

¹ Изделия фрикционные порошковые. Технические условия: ТУ ВУ 100219793.431–2015. Введ. 24.09.2015. Минск: Гос. науч. учр. «Ин-т порошк. метал. им. акад. О. В. Романа», Госстандарт, 2015. – 25 с.

При введении добавки порошка $\text{NiAl}/\text{Al}_2\text{O}_3$ происходит измельчение зерна бронзы. Так, при введении 1,5 мас. % добавки порошка интерметаллида средний размер зерна бронзы уменьшился до 3–5 мкм (рис. 4, *b*). Это может быть обусловлено тем, что равномерно распределенные включения добавки порошка интерметаллида препятствуют собирательной рекристаллизации при спекании, а также служат преградой для движения дислокаций. В [14; 15] отмечается, что равномерно распределенные частицы ультрадисперсных порошков блокируют рост зерна, позволяя тем самым повысить механические свойства. На рис. 4, *c* приведена морфология поверхности частицы сформированной бронзы с равномерно расположенными частицами интерметаллида. Сами частицы интерметаллида удерживаются на поверхности бронзы, имея локальные участки контакта размером 50–800 нм (рис. 4, *d*).

Результаты сканирующей электронной микроскопии высокого разрешения показали, что после спекания фрикционного материала по поверхности частицы $\text{NiAl}/\text{Al}_2\text{O}_3$ фиксируются структурные изменения. Данные изменения проявляются в формировании частиц осколочной формы белого цвета размером 50–150 нм (рис. 4, *d*). Рентгенофазовый анализ материала показал, что основные дифракционные пики соответствуют характерным пикам твердого раствора олова в меди, а также графита. Оставшиеся линии небольшой интенсивности могут принадлежать соединениям AlCu_3 , Al_2O_3 , AlNi , $\text{NiO}_{0,96}$. С учетом небольшого содержания добавки интерметаллида в составе фрикционного материала (ниже предела чувствительности традиционного рентгенофазового анализа), заключение о структурных изменениях затруднено. Идентификация изменений требует привлечения методов исследований высокого разрешения. Однако можно сделать предположение, что присутствующий в среде диссоциированного аммиака кислород, а также кислород, формируемый при восстановлении медного порошка, создает условия для формирования и роста частиц оксида алюминия.

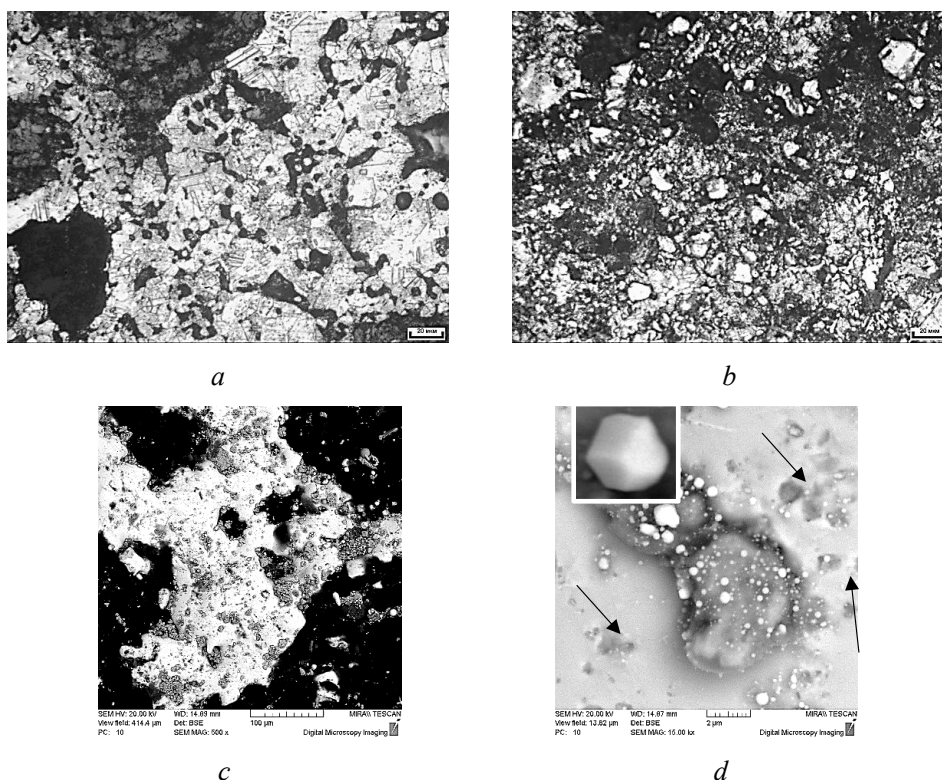


Рис. 4. Микроструктура (*a, b*) и морфология поверхности медной фазы фрикционного материала с частицами $\text{NiAl}/\text{Al}_2\text{O}_3$ (*c, d*): *a* – без добавки; *b* – с добавкой 1,5 % порошка $\text{NiAl}/\text{Al}_2\text{O}_3$; *c* – медная фаза с частицами $\text{NiAl}/\text{Al}_2\text{O}_3$; *d* – частица $\text{NiAl}/\text{Al}_2\text{O}_3$

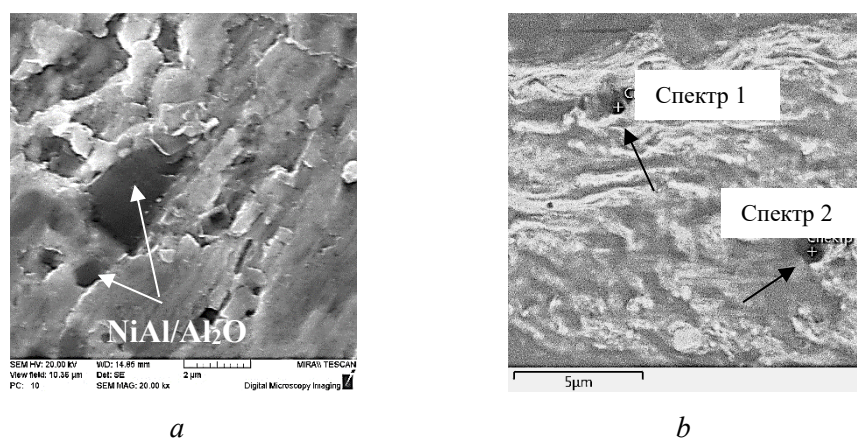
Fig. 4. Microstructure (*a, b*) and the morphology of the surface of the copper phase of the friction material with $\text{NiAl}/\text{Al}_2\text{O}_3$ particles (*c, d*): *a* – without additive; *b* – with an additive of a 1.5 % powder of the $\text{NiAl}/\text{Al}_2\text{O}_3$ system; *c* – copper phase with $\text{NiAl}/\text{Al}_2\text{O}_3$ particles; *d* – $\text{NiAl}/\text{Al}_2\text{O}_3$ particle

Исследование морфологии поверхности трения фрикционного материала показало, что в нем присутствуют частицы интерметаллида, которые находятся как на поверхности, так и под слоем пластически деформированной оловянистой бронзы. Пластически деформированная бронза располагается в направлении трения и представляется как в виде единичных включений размером до 200 нм, так и протяженных участков, длиной до 10 мкм (рис. 5, *a*). Микрорентгеноспектральный анализ показал, что в данном слое присутствуют сера, фосфор и цинк, содержание которых не превышает 1,5 %. Данные элементы применяются в виде соединений в качестве добавок в масла, обеспечивая заданные свойства (противозадирные, противопитинговые, антиокислительные, противопенные).

Данные микрорентгеноспектрального анализа поверхности стального контртела показали присутствие внедренных частиц оксида алюминия, а также серы, фосфора и цинка (рис. 5, *b*), обнаруженных также на поверхности фрикционного материала.

Таким образом, на поверхности трения фрикционного материала, имеющего композиционную структуру с пластичной матрицей и твердыми включениями, формируется модифицированный слой, который и определяет триботехнические свойства пары трения, теплофизические свойства границы раздела, а также механизм износа. В [22; 23] отмечается, что для материалов антифрикционного назначения реализуется так называемый синергетический эффект, связанный с одновременным существованием в объеме поверхностного слоя трения твердых износостойких фаз и фаз со смазочными свойствами. Количественная оценка коэффициента трения и износа требует индивидуального знания трибологических характеристик твердых и смазочных фаз и величины градиентов концентраций твердых фаз. По мнению авторов, данный эффект может быть присущ и фрикционным материалам. Его описание требует более детального изучения, где необходимо учитывать особенности морфологических изменений порошков и структурообразования при спекании, формируемых контактных слоев фрикционного материала и контртела, энергетических эффектов.

Использование в составе фрикционного материала добавки порошка системы NiAl/Al₂O приводит к снижению износа и шероховатости контртела. Так, после 1500 циклов испытаний при добавке в базовый состав 1,5 % интерметаллида шероховатость контртела (*Ra*) снизилась с 2,9 до 0,9 мкм (рис. 6). Эффект снижения шероховатости поверхности контртела установлен в [24], где в качестве добавки в состав фрикционного материала использовался порошок интерметаллида Ti–46Al–8Cr. Положительным эффектом использования добавки интерметаллида является фор-



Спектр	Al, %	P, %	S, %	Fe, %	Cu, %	Zn, %
1	21,0	2,6	1,2	72,3	0,2	2,7
2	29,4	1,1	0,6	67,7	0,3	0,9

Рис. 5. Морфология и результаты микрорентгеноспектрального анализа поверхности фрикционного материала (*a*) и контртела (*b*)

Fig. 5. Morphology and the results of the micro X-ray spectral analysis of the surface of friction material (*a*) and counter body (*b*)

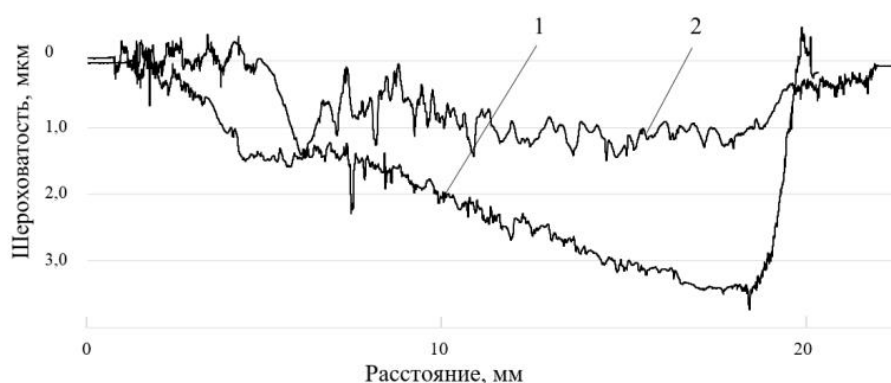


Рис. 6. Шероховатость поверхности контртела после 1500 циклов испытаний: 1 – базовый фрикционный материал; 2 – фрикционный материал с добавкой 1,5 % порошка системы NiAl/Al₂O

Fig. 6. Roughness of the counter body surface after 1500 test cycles: 1 – base friction material; 2 – friction material with an additive of a 1.5 % powder of the NiAl/Al₂O system

мирование равномерного износа поверхности контртела. Для базового состава фрикционного материала, не содержащего порошка интерметаллида, отмечается рост износа контртела от внутреннего диаметра к наружному (рис. 6, кривая 1). В случае использования 1,5 % NiAl/Al₂O контртело изнашивается равномерно.

Выводы

1. Введение добавки порошка системы NiAl/Al₂O₃ в состав фрикционного материала на основе меди в интервале 0,5–2,5 % показало рост значения динамического коэффициента трения с 0,040 до 0,051, при этом износ составил от 4,2 до 5,7 мкм/км. Это может быть обусловлено совокупностью факторов, таких как структурные изменения оловянистой бронзы, частиц модифицирующего порошка интерметаллида, изменение морфологии поверхностного слоя фрикционного материала. Установлено, что на поверхности трения фрикционного материала и контртела формируется модифицированный слой, содержащий как частицы интерметаллида NiAl/Al₂O₃, так и производные компонентов в масле.

2. Добавка порошка NiAl/Al₂O₃ приводит к уменьшению размера зерна формируемой при спекании оловянистой бронзы с 10–15 до 3–5 мкм, за счет изменения условий собирательной рекристаллизации. Установлено, что в процессе спекания фрикционного материала на поверхности порошка интерметаллида формируются частицы осколочной формы белого цвета размером 50–150 нм, предположительно оксида алюминия.

3. Добавление композиционного порошка на основе интерметаллида в состав фрикционного материала приводит к снижению шероховатости поверхности контртела. Так, после 1500 циклов испытаний при добавке в базовый состав 1,5 % интерметаллида шероховатость контртела снизилась с 2,9 до 0,9 мкм. Кроме того, добавка порошка обеспечивает равномерность износа поверхности контртела по всей площади трения.

Список использованных источников

1. Влияние состава фрикционного материала на основе меди на его структуру и триботехнические свойства / А. В. Лешок [и др.] // Трение и износ. – 2019. – Т. 40, № 6. – С. 654–660.
2. Федорченко, И. М. Композиционные спеченные антифрикционные материалы / И. М. Федорченко, Л. И. Пугина. – Киев, 1980. – 404 с.
3. Ильющенко, А. Ф. Современные разработки в области порошковой металлургии для машиностроения / А. Ф. Ильющенко // Механика машин, механизмов и материалов. – 2012. – Т. 20–21, № 3–4. – С. 113–120.
4. Федорченко, И. М. Современные фрикционные материалы / И. М. Федорченко, В. М. Крячек, И. И. Панаиоти. – Киев, 1975. – 334 с.
5. Кипарисов, С. С. Порошковая металлургия / С. С. Кипарисов. – М., 1980. – 496 с.

6. Каблов, Е. Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года / Е. Н. Каблов // *Авиационные материалы и технологии*. – 2012. – № 5. – С. 7–17.
7. Структура и свойства интерметаллидных материалов с нанозональным упрочнением / Ю. Р. Колобова [и др.]. – М., 2008. – 328 с.
8. Интерметаллидный сплав – штамповый материал для изотермического деформирования / В. П. Бунтушкин [и др.] // *Авиационная промышленность*. – 1981. – № 9. – С. 48–49.
9. Применение микроструктурированных интерметаллидов в турбостроении. Часть I: Современное состояние и перспективы / А. В. Картавых [и др.] // *Материаловедение*. – 2012. – № 5. – С. 3–11.
10. Самодиффузия никеля по внутренним поверхностям раздела в жаропрочном сплаве на основе сложнолегированного интерметаллида Ni₃Al / Е. Ю. Аристова [и др.] // *Металлы*. – 1996. – № 3. – С. 113–120.
11. Влияние структуры на механические свойства легированного интерметаллида Ni₃Al / В. П. Бунтушкин [и др.] // *Металлы*. – 1995. – № 3. – С. 74–80.
12. Получение комплексно-легированных алюминидов никеля и лигатур сложного состава металлотермией оксидов металлов / В. В. Гостищев, С. Н. Химухин, Е. Д. Ким, Э. Х. Ри // *Цветные металлы*. – 2017. – № 10. – С. 79–84.
13. Основные принципы легирования интерметаллида Ni₃Al при создании высокотемпературных сплавов / Е. Н. Каблов [и др.] // *Материаловедение*. – 1998. – № 7. – С. 13–16.
14. Каблов, Е. Н. Интерметаллиды на основе титана и никеля для изделий новой техники / Е. Н. Каблов, В. И. Лукин // *Автоматическая сварка*. – 2008. – № 11. – С. 76–82.
15. Высокотемпературный синтез интерметаллического соединения Ni₃Al под давлением / В. Е. Овчаренко [и др.] // *Изв. высш. учебных заведений. Цветная металлургия*. – 2007. – № 4. – С. 63–69.
16. Итин, В. И. Высокотемпературный синтез интерметаллических соединений / В. И. Итин, Ю. С. Найбороденко. – Томск, 1989. – 214 с.
17. Получение сплавов на основе алюминидов никеля металлотермическим восстановлением оксидов / В. В. Гостищев [и др.] // *Вопр. материаловедения*. – 2013. – № 4 (76). – С. 30–34.
18. Шевцова, Л. И. Структура и механические свойства материалов на основе алюминидов никеля, полученных по технологии искрового плазменного спекания порошковых смесей / Л. И. Шевцова. – Новосибирск, 2015. – 200 с.
19. Влияние состава покрытий на основе интерметаллидов никеля на механизмы их изнашивания в условиях высокотемпературных трибоиспытаний / А. П. Уманский [и др.] // *Проблемы трибологии*. – 2012. – Т. 63, № 3. – С. 123–127.
20. Талако, Т. Л. Порошки, получаемые методом механоактивируемого самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, для жаростойких, износостойких и радиопоглощающих газотермических покрытий / Т. Л. Талако. – Минск, 2015. – 398 с.
21. Триботехнические свойства порошкового фрикционного материала на основе меди с добавкой порошка железо-хромистого сплава / А. В. Лешок [и др.] // *Трение и износ*. – 2021. – Т. 42, № 1. – С. 5–12. <https://doi.org/10.32864/0202-4977-2021-42-2-128-135>
22. Щербаков, И. Н. Эффект синергизма антифрикционных и износостойких свойств в композиционных покрытиях с положительным градиентом концентрации твердой компоненты / И. Н. Щербаков, С. В. Попов, В. В. Иванов // *Международ. науч.-исслед. журн.* – 2014. – № 3 (22). – С. 21–22.
23. Иванов, В. В. Моделирование антифрикционных свойств однородных композиционных покрытий на поверхности стальных деталей узлов трения с учетом свойств твердой компоненты контртела / В. В. Иванов, И. Н. Щербаков // *Изв. вузов. Сев.-Кавк. регион. Техн. науки*. – 2010. – № 6. – С. 79–82.
24. Триботехнические свойства спеченного фрикционного материала на основе меди с добавкой ультрадисперсного порошка алюминидов системы Ti–46Al–8Cr / А. Ф. Ильюшенко [и др.] // *Докл. Нац. акад. наук Беларуси*. – 2021. – Т. 65, № 1. – С. 103–110. <https://doi.org/10.29235/1561-8323-2021-65-1-103-110>

References

1. Leshok A. V., Dyachkova L. N., Ilyushchenko A. F., Rogovoy A. N., Alekseenko N. A. Influence of copper frictional material composition on structure and tribotechnical properties. *Journal of Friction and Wear*, 2019, vol. 40, no. 6, pp. 495–500. <https://doi.org/10.3103/s1068366619060151>
2. Fedorchenko I. M., Pugina L. I. *Composite sintered antifriction materials*. Kiev, 1980. 404 p. (in Russian).
3. Ilyushchenko A. F. Current developments in powder metallurgy for mechanical engineering. *Mekhanika mashin, mekhanizmov i materialov = Mechanics of Machines, Mechanisms and Materials*, 2012, vol. 20–21, no. 3–4, pp. 113–120 (in Russian).
4. Fedorchenko I. M., Kryachek V. M., Panaioti I. I. *Modern friction materials*. Kiev, 1975. 334 p. (in Russian).
5. Kiparisov S. S. *Powder metallurgy*. Moscow, 1980. 496 p. (in Russian).
6. Kablov E. N. Strategical areas of developing materials and their processing technologies for the period up to 2030. *Aviatsionnyye materialy i tekhnologii = Aviation Materials and Technologies*, 2012, no. 5, pp. 7–17 (in Russian).
7. Kolobov Yu. R., Kablov E. N., Kozlov E. V., Koneva N. A., Povarova K. B., Grabovetskaya G. P., Buntushkin V. P., Bazyleva O. A., Muboyadzhyan S. A., Budinovskii S. A. *Structure and properties of intermetallic materials with nanophase hardening*. Moscow, 2008. 328 p. (in Russian).
8. Buntushkin V. P., Kaplin Yu. I., Melimevker O. D., Melnikova M. N., Lyuminarskii A. A. Intermetallic alloy – die material for isothermal deformation. *Aviatsionnaya promyshlennost' [Aviation industry]*, 1981, no. 9, pp. 48–49 (in Russian).

9. Kartavykh A. V., Kaloshkin S. D., Cherdyn'tsev V. V., Gorshenkov M. V., Sviridova T. A., Borisova Yu. V., Senatov F. S., Maksimkin A. V. Use of microstructured intermetallides in turbine manufacture. Part I. Current state and prospects. *Materialovedenie = Materials Science*, 2012, no. 5, pp. 3–11 (in Russian).
10. Aristova E. Yu., Belova E. N., Bondarenko Yu. A., Buntushkin V. P., Ginzburg S. S., Kablov E. N., Nefedov V. G., Razumovski I. M. Self-diffusion of nickel over internal interface surfaces in a heat-resistant alloy based on hardly alloyed intermetallide Ni₃Al. *Metally = Russian Metallurgy*, 1996, no. 3, pp. 113–120 (in Russian).
11. Buntushkin V. P., Bazyleva O. A., Povarova K. B., Kazanskaya N. K. Influence of structure on mechanical properties of Ni₃Al alloyed intermetallide. *Metally = Russian Metallurgy*, 1995, no. 3, pp. 74–80 (in Russian).
12. Gostishchev V. V., Kim E. D., Ri E. Kh., Khimukhin S. N. Obtaining of complex-alloyed nickel aluminides and complex ligatures by metal oxides' metallothermy. *Tsvetnye metally [Non-ferrous metals]*, 2017, no. 10, pp. 79–84 (in Russian).
13. Kablov E. N., Buntushkin V. P., Morozova G. I., Bazyleva O. A. Main principles of alloying intermetallide Ni₃Al in the creation of high-temperature alloys. *Materialovedenie = Materials Science*, 1998, no. 7, pp. 13–16 (in Russian).
14. Kablov E. N., Lukin V. I. Intermetallides based on titanium and nickel for products of new technology. *Avtomaticheskaya svarka = Automatic welding*, 2008, no. 11, pp. 76–82 (in Russian).
15. Ovcharenko V. E., Lapshin O. V., Boyangin E. N., Ramazanov I. S., Chudinov V. A. High-temperature synthesis of the Ni₃Al intermetallic compound under pressure. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*, 2007, vol. 48, no. 4, pp. 297–302.
16. Itin V. I., Nayborodenko Yu. S. *High-Temperature Synthesis of Intermetallic Compounds*. Tomsk, 1989. 214 p. (in Russian).
17. Gostishchev V. V., Khimukhin S. N., Teslina M. A., Astapov I. A. Production of alloys based on nickel aluminides by metallothermic reduction of oxides. *Voprosy materialovedeniya = Materials Science Issues*, 2013, no. 4 (76), pp. 30–34 (in Russian).
18. Shevtsova L. I. *Structure and Mechanical Properties of Materials Based on Nickel Aluminide Obtained by the Technology of Spark Plasma Sintering of Powder Mixtures*. Novosibirsk, 2015. 200 p. (in Russian).
19. Umanskii A., Polyarus E., Kostenko A., Terent'ev A. The influence of nickel intermetallic coatings content on wear mechanisms in term of high-temperature friction. *Problems of Tribology*, 2012, vol. 65, no. 3, pp. 123–127 (in Russian).
20. Talako T. L. *Powders obtained by mechanically activated self-propagating high-temperature synthesis for heat-resistant, wear-resistant and radio-absorbing gas-thermal coatings*. Minsk, 2015. 398 p. (in Russian).
21. Leshok A. V., Ilyushchanka A. P., Dyachkova L. N., Pinchuk T. I. Tribotechnical properties of a copper-based powder friction material with the addition of iron-chromium alloy powder. *Journal of Friction and Wear*, 2021, vol. 42, no. 1, pp. 1–6. <https://doi.org/10.3103/s1068366621010049>
22. Shcherbakov I. N., Popov S. V., Ivanov V. V. Synergism effect of the anti-frictional properties and firmness to wear into compositional coatings with positive concentration gradient of the solid component. *Mezhdunarodnyi nauchno-issledovatel'skii zhurnal = International Research Journal*, 2014, no. 3 (22), pp. 21–22 (in Russian).
23. Ivanov V. V., Shcherbakov I. N. Modeling of the antifrictional properties of homogeneous compositional covers with taking into consideration the solid component of the counter-body. *Izvestiya Vysshikh Uchebnykh Zavedenii. Severo-Kavkazskii Region. Tekhnicheskie Nauki = University News. North Caucasian Region. Technical Sciences*, 2010, no. 6, pp. 79–82 (in Russian).
24. Ilyushchanka A. Ph., Talako T. L., Leshok A. V., Letsko A. I., Pinchuk T. I. Tribotechnical properties of sintered friction material based on copper with the additives of the ultrafine powder of aluminide of Ti–46Al–8Cr system. *Doklady Natsional'noi akademii nauk Belarusi = Doklady of the National Academy of Sciences of Belarus*, 2021, vol. 65, no. 1, pp. 103–110 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8323-2021-65-1-103-110>

Информация об авторах

Ильющенко Александр Федорович – академик, д-р техн. наук, профессор, директор. Институт порошковой металлургии им. акад. О. В. Романа (ул. Платонова, 41, 220005, Минск, Республика Беларусь). E-mail: alexil@mail.belpak.by.

Талако Татьяна Леонидовна – д-р техн. наук, доцент, заместитель академика-секретаря. Национальная академия наук Беларуси (пр. Независимости, 66, 220072, Минск, Республика Беларусь). E-mail: talako@presidium.bas-net.by.

Лешок Андрей Валерьевич – канд. техн. наук, ст. науч. сотрудник. Институт порошковой металлургии им. акад. О. В. Романа (ул. Платонова, 41, 220005, Минск, Республика Беларусь). E-mail: sdilav@tut.by.

Лецко Андрей Иванович – канд. техн. наук, доцент, заведующий лабораторией. Институт порошковой металлургии им. акад. О. В. Романа (ул. Платонова, 41, 220005, Минск, Республика Беларусь). E-mail: letsko@tut.by.

Пинчук Татьяна Иосифовна – науч. сотрудник. Институт порошковой металлургии им. акад. О. В. Романа (ул. Платонова, 41, 220005, Минск, Республика Беларусь). E-mail: iscentr@tut.by.

Information about the authors

Ilyushchanka Alexander Ph. – Academician, D. Sc. (Engineering), Professor, Director. Institute of Powder Metallurgy named after Academician O. V. Romana (41, Platonov Str., 220005, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: alexil@mail.belpak.by.

Talako Tatyana L. – D. Sc. (Engineering), Associate Professor, Deputy Academician-Secretary. National Academy of Sciences of Belarus (66, Nezavisimosti Ave., 220072, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: talako@presidium.bas-net.by.

Leshok Andrey V. – Ph. D. (Engineering), Senior Researcher. Institute of Powder Metallurgy named after Academician O. V. Romana (41, Platonov Str., 220005, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: sdilav@tut.by.

Letsko Andrey I. – Ph. D. (Engineering), Associate Professor, Head of the Laboratory. Institute of Powder Metallurgy named after Academician O. V. Romana (41, Platonov Str., 220005, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: letsko@tut.by.

Pinchuk Tatyana I. – Researcher. Institute of Powder Metallurgy named after Academician O. V. Romana (41, Platonov Str., 220005, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: iscentr@tut.by.