Износостойкость композиционных газотермических покрытий на базе системы Cu-Al

А. Н. Григорчик*, В. А. Кукареко

Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси,
*г. Минск, 220072, Беларусь, *e-mail: GrigorchikAN@gmail.com*

Поступила в редакцию 15.01.2026
После доработки 12.08.2026
Принята к публикации 01.10.2026

Проведено исследование структуры, фазового состава, твердости и износостойкости композиционных газотермических покрытий на базе системы Cu-Al, полученных методом высокоскоростной металлизации. Показано, что напыленные композиционные покрытия включают матричные фазы Cu и Al, а также интерметаллидные соединения Cu_9Al_4, Cu_3Al и $CuAl_2$, количество которых возрастает с увеличением объемного содержания алюминия. Установлено, что износостойкость композиционных газотермических покрытий на базе системы Cu-Al в среде смазочного материала И-20А в широком диапазоне давлений испытаний (≤ 50 МПа) превышает износостойкость покрытий, полученных индукционной центробежной наплавкой дорогостоящей бронзы БрОФ10-1. Показано, что повышенное содержание алюминиевого сплава в композиционном покрытии оказывает негативное влияние на его износостойкость при повышенных давлениях испытаний за счет образования усталостных трещин по границам напыленных частиц покрытия, на которых преимущественно располагаются хрупкие интерметаллидные соединения.

Ключевые слова: антифрикционные покрытия, композиционные материалы, высокоскоростная металлизация, интерметаллидные соединения, износостойкость, физическое уширение дифракционных линий, плотность дислокаций

УДК 621.793
https://doi.org/10.52577/eom.2026.62.5.17

ВВЕДЕНИЕ

Традиционно в качестве антифрикционных материалов используются сплавы на основе меди или алюминия, которые обеспечивают деталям хорошую прирабатываемость к сопрягаемой поверхности, низкий коэффициент трения, а также интенсивно отводят тепло и продукты износа из зоны трения [1, 2]. Для получения антифрикционных покрытий из медных и алюминиевых сплавов наиболее часто используются технологии порошковой металлургии и индукционной наплавки [3, 4]. Однако данные технологии являются многостадийными, трудоемкими и характеризуются повышенной стоимостью по сравнению с технологией высокоскоростного электродугового напыления покрытий, которая позволяет осуществлять одновременно распыление двух проволочных материалов с формированием композиционных покрытий [5]. Напыленные методом высокоскоростной металлизации композиционные покрытия, как правило, характеризуются таким уровнем свойств, которые превышают свойства покрытий из одного материала [6, 7]. Вместе с тем в настоящее время отсутствуют систематизированные данные об износостойкости композиционных газотермических покрытий на базе системы Cu-Al, полученных методом высокоскоростного распыления промышленных проволочных материалов. Поскольку напыленные композиционные покрытия характеризуются пониженным содержанием дорогостоящей меди, то целью работы являлось проведение исследований структурно-фазового состояния и износостойкости композиционных покрытий на базе системы Cu-Al, напыленных методом высокоскоростной металлизации.

МЕТОДИКИ ПОЛУЧЕНИЯ ОБРАЗЦОВ И ИХ ИССЛЕДОВАНИЕ

В качестве объектов для исследований были выбраны газотермические покрытия, полученные совместным напылением проволок из сварочной бронзы БрКМц3-1 и алюминиевого сплава АК12. Химический состав распыляемых проволок и композиционных покрытий приведен в табл. 1. Напыление покрытий проводилось на предварительно подготовленную поверхность подложки из стали 35 (пластина с размерами 50×50×4 мм) методом высокоскоростной электродуговой металлизации с использованием разработанной в Объединенном институте машиностроения НАН Беларуси установки АДМ-10 [5]. Объемная доля бронзы и алюминиевого сплава при напылении покрытий изменялась за счет использования проволок различных диаметров. В частности, для

Таблица 1. Элементный состав распыляемых проволок и композиционных покрытий на базе системы Cu-Al, полученных методом высокоскоростного напыления

Маркировка образцов	Массовое содержание, масс. %								
	Cu	Al	Si	Mn	Fe	Cr	Ti	S	P
Алюминиевый сплав АК12	≤ 0,6	84,3–90,0	10,0–13,0	≤ 0,5	≤ 1,5	–	≤ 0,1	–	–
Бронза БрКМц3-1	94,0–96,3	–	2,7–3,5	1,0–1,5	≤ 0,3	–	–	–	–
37%(Cu-Si)–63%(Al-Si)	35,94	58,26	5,37	0,27	0,09	0,02	0,01	0,01	0,03
43%(Cu-Si)–57%(Al-Si)	54,40	43,66	2,21	0,47	0,11	0,05	0,05	0,01	0,03
50%(Cu-Si)–50%(Al-Si)	61,95	35,01	2,06	0,68	0,11	0,03	0,03	0,04	0,06

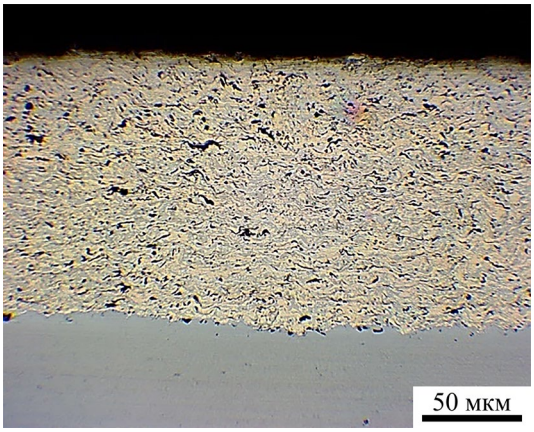


Рис. 1. Характерная микроструктура газотермического покрытия 50%(Cu-Si)–50%(Al-Si), полученного методом высокоскоростного напыления.

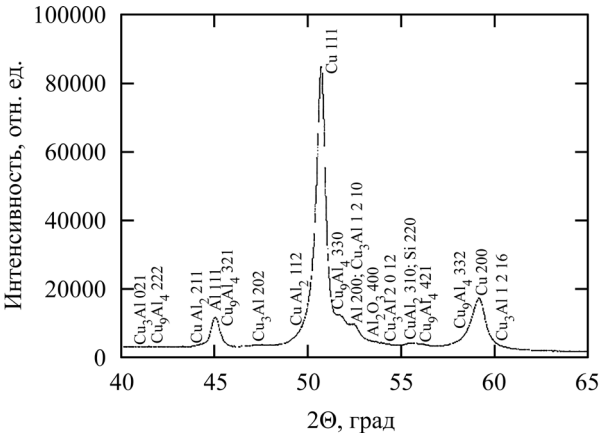


Рис. 2. Фрагмент рентгеновской дифрактограммы CoK_α от поверхностных слоев композиционного газотермического покрытия 50%(Cu-Si)–50%(Al-Si), полученного методом высокоскоростного напыления.

напыления применялись проволоки из бронзы БрКМц3-1 диаметром 1,2 и 1,6 мм, а также алюминиевого сплава АК12 диаметром 1,6 и 2,0 мм. Полученные покрытия соответствовали составам 37%(Cu-Si)–63% (Al-Si), 43%(Cu-Si)–57%(Al-Si) и 50%(Cu-Si)–50%(Al-Si). Толщина напыленных покрытий ≈ 1 мм. Наплавление покрытия из бронзы БрОФ10-1 осуществлялось методом центробежной индукционной наплавки. После формирования покрытий проводилось их механическое шлифование на абразивной бумаге Р600. Для исследований структуры, фазового состава и твердости покрытий вырезались образцы с размерами 15×15×5 мм. Триботехнические испытания проводились с использованием призматических образцов с размерами 8×5×5 мм.

Металлографические исследования газотермических покрытий проводились на оптическом микроскопе Альтами МЕТ 1МТ. Исследование фазового состава покрытий выполнялось на дифрактометре POWDIX 600 в кобальтовом (CoK_α) излучении при напряжении 30 кВ и анодном токе 10 мА. Расшифровка рентгенограмм осуществлялось при помощи программного обеспечения Crystallographica Search-Match с картотекой PDF-2. Количественный анализ дифрактограмм покрытий проводился в программном обеспечении Almaz.

Сравнительные испытания триботехнических свойств образцов напыленных и наплавленных покрытий проводились в смазочном материале И-20А и в условиях сухого трения. Удельные нагрузки испытаний варьировались в диапазоне от 2 до 75 МПа. В качестве контртела использовалась закаленная сталь У8 с твердостью 800 HV 10. Износостойкость призматических образцов с покрытиями определялась посредством измерения величины их линейного износа. Путь трения при испытаниях составлял ≈ 1500 м. Измерения твердости и микротвердости по Виккерсу проводились на твердомере DuraScan20 при нагрузке на индентор P = 1 кг и 25 г соответственно.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В результате совместного высокоскоростного газотермического распыления бронзовой проволоки БрКМц3-1 и проволоки из алюминиевого сплава АК12 на поверхности подложки формируется композиционное покрытие на базе системы Cu-Al с пористостью, не превышающей ≈ 5–10 об. %. Характерная микроструктура композиционного покрытия 50%(Cu-Si) –50%(Al-Si) представлена на рис. 1, а фрагмент рентгеновской дифрактограммы от его поверхностных слоев – на рис. 2. Можно видеть, что напыленное покрытие, кроме матричных фаз

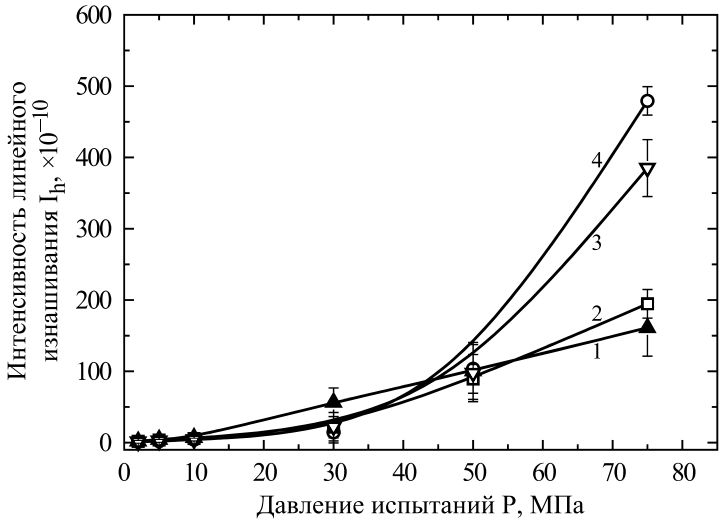


Рис. 3. Зависимости интенсивностей линейного изнашивания I_h композиционных газотермических покрытий на базе системы Cu-Al от удельных давлений испытаний P: *1* – покрытие, полученное индукционной наплавкой бронзы БрОФ10-1; *2* – газотермическое покрытие 50%(Cu-Si)–50%(Al-Si); *3* – газотермическое покрытие 43%(Cu-Si)–57%(Al-Si); *4* – газотермическое покрытие 37%(Cu-Si)–63%(Al-Si).

на основе Cu и Al, содержит ≈ 10 об. % интерметаллидных соединений Cu_9Al_4, Cu_3Al и $CuAl_2$. Образование интерметаллидных соединений в покрытии происходит на стадиях напыления за счет перемешивания бронзовых и алюминиевых частиц, а также за счет диффузионного переноса атомов алюминия в бронзовые прослойки, приводящего к образованию твердого раствора алюминия в меди и выделению интерметаллидных соединений. В частности, на первоначальном этапе – этапе расплавления алюминиевой и бронзовой проволок электрической дугой и перемещения расплавленных капель сверхзвуковым потоком газообразных продуктов сгорания, происходит смешивание и слияние расплавленных капель с образованием жидкого алюминиево-бронзового расплава, состав которого определяется размерами перемешивающихся частиц. В дальнейшем по мере полета и охлаждения расплавленных капель происходит их кристаллизация с последующей выдержкой при повышенной температуре на обрабатываемой поверхности, которая обусловлена разогревом напыленных слоев новыми порциями кристаллизующихся капель. Об образовании твердых растворов алюминия в медном сплаве свидетельствует существенно повышенный параметр кристаллической решетки матричной фазы на основе меди, который составляет 0,3620–0,3622 нм и достигается за счет замещения в кристаллической решетке атомов меди атомами алюминия, имеющими большой атомным радиус (0,143 нм). В то же время параметр кристаллической решетки матричной фазы на основе меди в напыленном покрытии из бронзы БрКМц3-1 составляет 0,3617 нм. Необходимо отметить, что повышение объемного содержания алюминия в композиционных покрытиях при напылении приводит к возрастанию количества выделившихся интерметаллидных соединений и в покрытиях 43%(Cu-Si)–57%(Al-Si) и 37%(Cu-Si)–63%(Al-Si) оно достигает ≈ 30 и 40 об.% соответственно. При этом значения твердости для покрытий с повышенным содержанием интерметаллидов составляют 230–250 HV 10, а для покрытий с низким содержанием фаз Cu_9Al_4, Cu_3Al и $CuAl_2$ – 180–190 HV 10.

Результаты триботехнических испытаний композиционных газотермических покрытий на базе системы Cu-Al представлены на рис. 3.

Из результатов триботехнических испытаний можно видеть, что износостойкость композиционных газотермических покрытий при удельных давлениях испытаний $P \leq 50$ МПа превышает износостойкость покрытий, полученных центробежной индукционной наплавкой антифрикционной бронзы БрОФ10-1. В частности, высокая износостойкость композиционных газотермических покрытий достигается за счет их упрочнения интерметаллидными соединениями, а также благодаря дислокационному упрочнению алюминиевых прослоек покрытия и формированию субзеренной структуры в бронзовых прослойках при трении. В частности, показано, что в результате триботехнических испытаний композиционных газотермических покрытий из Cu-(Al-Si) в среде смазочного материала И-20А физическое уширение дифракционных линий Al 111 и Al 222 возрастает с повышением удельной нагрузки испытаний. При этом величина отношения β_{222}/β_{111} соответствует величине отношения $tg\theta_{222}/tg\theta_{111}$, составляющей 2,86 (табл. 2).

Таблица 2. Плотность дислокаций и размер кристаллитов в поверхностных слоях композиционных газотермических покрытий Cu-(Al-Si) после триботехнических испытаний со смазочным материалом И-20А и в условиях сухого трения при разных нагрузках

Воздействие на поверхность	Отношение величины физического уширения дифракционных линий к углам их отражения						Плотность дислокаций ρ, $см^{-2}$, $\times 10^{12}$		Размер кристаллитов, нм
	$sec\theta_{222}/sec\theta_{111}$		$tg\theta_{222}/tg\theta_{111}$		β_{222}/β_{111}				
	Al	Cu	Al	Cu	Al	Cu	Al	Cu	Cu
Эл. пол. 10 мин	1,44	1,75	2,86	3,49	2,89	3,57	3,7	15,4	–
Трение в И-20А при 2 МПа					2,81	3,40	9,1	23,3	–
Трение в И-20А при 5 МПа					2,84	2,65	10,1	12,0	53,6
Трение в И-20А при 10 МПа					2,62	2,42	11,5	10,1	41,0
Сухое трение при 2 МПа					2,82	2,02	5,4	5,5	31,7
Сухое трение при 5 МПа					2,93	1,81	8,3	–	16,6
Сухое трение при 10 МПа					2,93	1,73	15,7	–	11,9

Последнее свидетельствует об увеличении микронапряжений в алюминиевых частицах композита за счет возрастания в них плотности дислокаций (табл. 2). В то же время значение β_{222}/β_{111} для дифракционных линий от медных частиц после трения покрытий в среде смазочного материала И-20А находится между отношением секансов и тангенсов их углового положения $sec\theta_{222}/sec\theta_{111} < \beta_{222}/\beta_{111} < tg\theta_{222}/tg\theta_{111}$. Выполнение указанного соотношения величин физического уширения дифракционных линий обусловлено совместным влиянием микронапряжений и образованием ячеистой субструктуры (уменьшением размера областей когерентного рассеяния) [8, 9] в медных частицах поверхностного слоя композиционного материала покрытия при трении. Протекание процессов одновременного накопления дефектов и образования ячеистой субзеренной структуры медных прослоек композиционного покрытия Cu-(Al-Si) может быть объяснено формированием дислокационных субструктур по модели HEDS – high energy dislocation structure [9], согласно которой для сплавов с низкой энергией дефектов упаковки при увеличении степени деформации последовательно происходит ряд структурных превращений, включающих переход от хаотического распределения дислокаций к формированию дислокационных скоплений и к образованию дислокационных субструктур различного порядка. В пользу указанного заключения свидетельствует то, что энергия дефектов упаковки для меди составляет $\gamma = 70 \pm 15$ мДж/м^2 и при ее легировании алюминием (например, 2,25 и 7%) снижается (до 20 и 2 мДж/м^2 [10] соответственно). В то же время энергия дефектов упаковки для алюминия составляет $\gamma = 135 \pm 20$ мДж/м^2 [8]. Таким образом, для меди энергия дефектов упаковки в ≈ 2 раза ниже, чем для алюминия, что в свою очередь способствует ускоренному формированию дислокационных субструктур при относительно невысоких степенях деформации.

Вместе с тем повышение удельных давлений испытаний свыше 50 МПа (рис. 3) приводит к резкому увеличению интенсивностей изнашивания композиционных газотермических покрытий. При этом наиболее сильное снижение износостойкости композиционных покрытий при удельной нагрузке испытаний в 75 МПа регистрируется для покрытий 37%(Cu-Si)–63%(Al-Si) и 43%(Cu-Si)–57%(Al-Si), включающих повышенное количество интерметаллидных соединений. В частности, значения интенсивности линейного изнашивания покрытий из 37%(Cu-Si)–63%(Al-Si) и 43%(Cu-Si)–57%(Al-Si) составляют 480×10^{-10} и 385×10^{-10} соответственно (рис. 3). Ускоренный износ покрытий с повышенным содержанием интерметаллидных частиц при высоких давлениях испытаний обусловлен развитием усталостных трещин по границам напыленных частиц за счет увеличения объемной доли хрупких интерметаллидных частиц (рис. 4). При этом происходит выкрашивание частиц интерметаллидов, бронзы и алюминиевого сплава из покрытия в процессе трения, которое приводит к попаданию твердых интерметаллидных частиц в зону трения и ускоренному изнашиванию покрытия (рис. 5а). В случае покрытия 50%(Cu-Si)–50%(Al-Si) с относительно низким содержанием интерметаллидных соединений (≈ 10 масс. %)

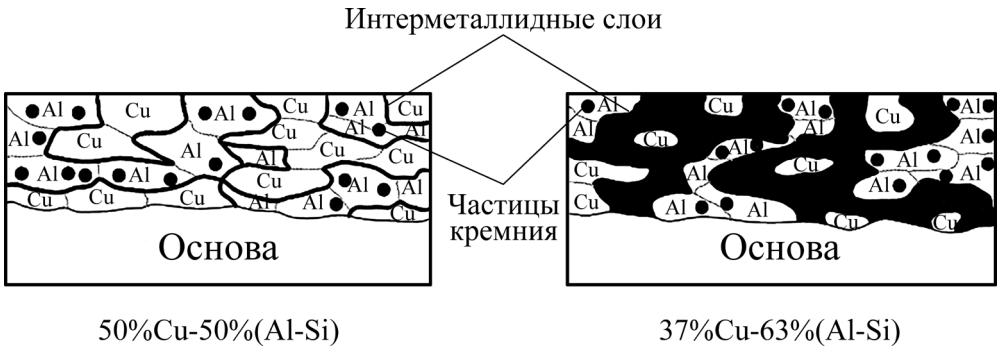


Рис. 4. Схема распределения интерметаллидных слоев в композиционных газотермических покрытиях на базе системы Cu-Al различных составов.

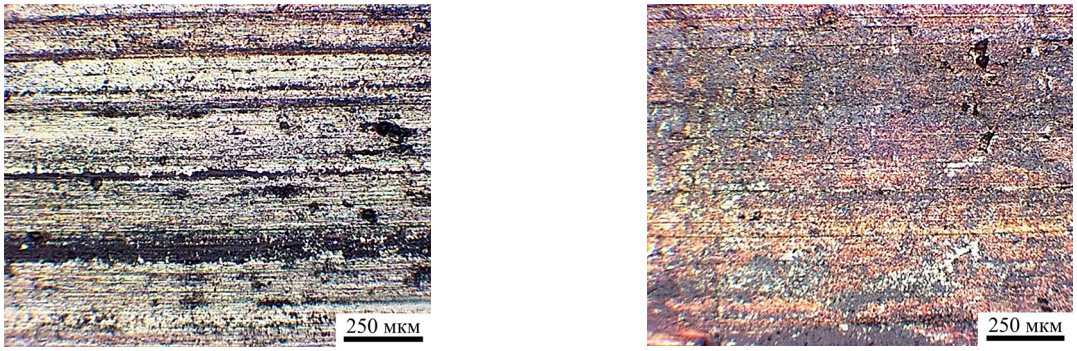


Рис. 5. Микрофотографии поверхностей трения композиционных газотермических покрытий на базе системы Cu-Al после триботехнических испытаний в среде смазочного материала И-20А при удельной нагрузке 75 Мпа: (а) – покрытие из 37%(Cu-Si)–63%(Al-Si); (б) – покрытие из 50%(Cu-Si)–50%(Al-Si).

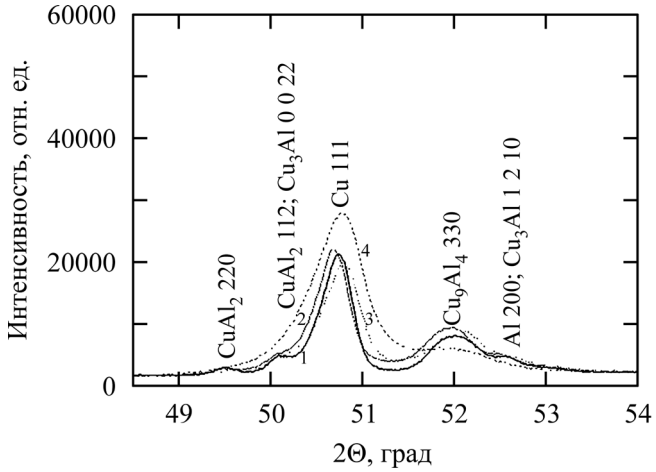


Рис. 6. Фрагменты рентгеновских дифрактограмм (CoK_α) от поверхностных слоев газотермического композиционного покрытия Cu-(Al-Si) после трения без смазочного материала при различных давлениях испытаний: *1* – исходное состояние; *2* – трение при 2 МПа; *3* – трение при 5 МПа; *4* – трение при 10 МПа.

после триботехнических испытаний при удельной нагрузке 75 МПа регистрируется гладкая и приработанная поверхность трения (рис. 5б) и интенсивность линейного изнашивания покрытия составляет 195×10^{-10} (рис. 3).

В работе также проводились триботехнические испытания композиционных газотермических покрытий в условиях сухого трения с целью определения закономерностей структурно-фазовых превращений, протекающих в поверхностных слоях покрытий при трении в условиях жесткого дгезионного взаимодействия. В частности, в результате триботехнических испытаний композиционных покрытий Cu-(Al-Si) без смазочного материала уже при нагрузке 2 МПа регистрируется существенное снижение физического уширения дифракционной линии Cu 222 и значение соотношения уширений дифракционных линий от Cu для покрытия, испытанного при 2 МПа в режиме сухого трения, находится в диапазоне $\sec\theta_{222}/\sec\theta_{111} < \beta_{222}/\beta_{111} < \mathrm{tg}\theta_{222}/\mathrm{tg}\theta_{111}$ (табл. 2). Можно сделать вывод, что снижение значений β обусловлено двумя факторами, а именно: интенсивным образованием ячеистой субструктуры и некоторым повышением плотности дислокаций в поверхностных слоях покрытия (табл. 2). Формирование субструктуры при низком

давлении испытаний в условиях сухого трения связано с адгезионным контактным взаимодействием поверхностей трения покрытия и контртела, сопровождающимся интенсивной сдвиговой деформацией поверхностных слоев покрытия [10]. Повышение давлений триботехнических испытаний до 5 и 10 МПа в условиях сухого трения приводит к дальнейшей интенсификации пластических сдвигов в поверхностном слое покрытия и ускоренному формированию в нем ячеистых структур, регистрируемых по измельчению субструктуры, о чем свидетельствует выполнение соотношения $\beta_{222}/\beta_{111} \approx \sec\theta_{222}/\sec\theta_{111}$ (табл. 2). При этом необходимо отметить, что при всех давлениях испытаний без смазочного материала уширение дифракционных линий, полученных от алюминиевых частиц исследуемых композиционных покрытий, возрастает, что обусловлено повышением плотности дислокаций и замедленным развитием ячеистых субструктур в материале с высоким уровнем γ (табл. 2). Кроме этого, в результате триботехнических испытаний композиционных покрытий Cu-(Al-Si) без смазочного материала при повышенных давлениях 5 и 10 МПа происходит растворение содержащихся в покрытии интерметаллидных фаз Cu_9Al_4, $CuAl_2$, Cu_3Al, о чем свидетельствует снижение интенсивностей дифракционных линий от данных соединений (рис. 6). Растворение интерметаллидов обусловлено интенсификацией диффузионных процессов в поверхностных слоях композиционных покрытий за счет их разогрева при сухом трении, а также вследствие формирования ячеистой субструктуры с повышенной плотностью зернограничных дислокаций, способствующей ускоренной диффузии примесных атомов по границам образовавшихся субзерен.

Таким образом, установлено, что метод высокоскоростного газотермического напыления позволяет формировать экономичные композиционные покрытия на базе системы Cu-Al, которые в широком диапазоне удельных давлений испытаний ($\leq$ 50 МПа) в среде смазочного материала И-20А характеризуются более высокой износостойкостью, чем покрытия, сформированные центробежной индукционной наплавкой из дорогостоящей бронзы БрОФ10-1.

ВЫВОДЫ

Проведено исследование структурно-фазового состояния и триботехнических характеристик композиционных газотермических покрытий на базе системы Cu-Al, полученных методом высокоскоростной металлизации за счет совместного распыления проволок из бронзы БрКМц3-1 и алюминиевого сплава АК12. Показано, что напыленные композиционные покрытия 37%(Cu-Si)–63%(Al-Si), 43%(Cu-Si)–57%(Al-Si) и 50%(Cu-Si)–50%(Al-Si) содержат матричные фазы Cu и Al, а также интерметаллидные соединения Cu_9Al_4, Cu_3Al и $CuAl_2$. Установлено, что содержание интерметаллидных соединений в покрытиях увеличивается с 10 до 40 масс.% при повышении объемной доли алюминиевого сплава в покрытиях с 50 до 63 об.%. Показано, что износостойкость композиционных газотермических покрытий при испытаниях в среде смазочного материала И-20А с удельной нагрузкой < 50 МПа превышает износостойкость дорогостоящих антифрикционных покрытий, полученных индукционной центробежной наплавкой бронзы БрОФ10-1. Сделано заключение, что высокая износостойкость напыленных покрытий достигается за счет их интерметаллидного упрочнения, а также дислокационного упрочнения алюминиевых прослоек покрытия и формирования субзеренной структуры в бронзовых прослойках при трении.

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Чичинадзе, А.В., Берлинер, Э.М., Браун, Э.Д., *Трение, износ и смазка (трибология и триботехника)*, М.: Машиностроение, 2003, 576 с.
2. Шалунов, Е.П., Смирнов, В.М., Воронин, А.В., Пути повышения надежности подшипников скольжения дизель-генераторных установок для аварийного энергоснабжения систем безопасности атомных электростанций, *Вестник Чувашского университета,* 2017, № 1, с. 200.
3. Бойцов А.Г., Инновации в области нанесения покрытия, *РИТМ машиностроения,* 2020, № 2, с. 27.
4. Комаров, А.И., Орда, Д.В., Сосновский, И.А., Куриленок А.А., Формирование триботехнических покрытий Al-Cu с функциональными добавками методом центробежной индукционной наплавки, *Механика машин, механизмов и материалов,* 2022, № 2, с. 54.
   doi: 10.46864/1995-0470-2022-2-59-54-61
5. Пантелеенко, Ф.И., Белоцерковский, М.А., Карпец, М.Н. Сосновский, А.В., Сравнительный анализ физико-механических свойств покрытий, нанесенных способами электродуговой и гиперзвуковой металлизации, *Механика машин, механизмов и материалов,* 2019, № 4, с. 48.
6. Хасуи, А., Моригаки, О., *Наплавка и напыление,* М.: Машиностроение, 1985, 240 с.
7. Grigorchik, A.N., Kukareko, V.A., Belotserkovskii, M.A., Sosnovskii, A.V., et al., Tribotechnical

Properties of Cu-Al Antifriction Gas Thermal Coatings in Liquid and Grease Lubrication, *J. Frict. Wear,* 2023, № 5, p. 266.
doi: 10.3103/s1068366623050033.

8. Конева, Н.А., Тришкина, Л.И., Черкасова, Т.В., Соловьев, А.Н., и др., Эволюция микроструктуры и ее параметров с деформацией в поликристаллических сплавах медь–алюминий с разной энергией дефекта упаковки, *Известия высших учебных заведений, Физика,* 2021, № 7, с. 43.
9. Тришкина, Л.И., Черкасова, Т.В., Соловьев, А.Н., Черкасов, Н.В., Субструктурные превращения и фазовые переходы дислокационной структуры в сплавах Cu-Mn, *Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение,* 2021, № 3, с. 59.
10. Markov, D.P., and Kelly, D., Adhesion-initiated types of catastrophic wear, *J. Frict. Wear,* 2002, vol. 23, no. 5, p. 483.

Summary

The structure, phase composition, hardness, and wear resistance of composite thermal-sprayed coatings based on the Cu-Al system and produced by high-speed metallization were studied. The coatings contain Cu and Al matrix phases together with the intermetallic compounds Cu_9Al_4, Cu_3Al, and $CuAl_2$; the amount of these compounds increases with increasing aluminum content. In the I-20A lubricant, over a wide range of test pressures ($\leq$ 50 MPa), the wear resistance of the Cu-Al composite coatings exceeds that of coatings produced by induction centrifugal surfacing using expensive CuSn10P bronze. A high aluminum-alloy content has a negative effect on wear resistance at elevated test pressures because fatigue cracks form along the boundaries of the sprayed particles, where brittle intermetallic compounds are predominantly located.

Keywords: antifriction coatings, composite materials, high-speed metallization, intermetallic compounds, wear resistance, physical broadening of diffraction lines, dislocation density