

УДК 621.793:669.717

М. А. Белоцерковский, д-р техн. наук, проф., **А. И. Комаров**, канд. техн. наук, **И. А. Сосновский**, **Д. В. Орда**, **А. А. Курилёнок**, канд. техн. наук, доц.

Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск, РБ

тел.: 250-15-42; E-mail: sos3@tut.by

ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРА ЦИНК-АЛЮМИНИЕВЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧАЕМЫХ ЦЕНТРОБЕЖНОЙ ИНДУКЦИОННОЙ НАПЛАВКОЙ

В статье представлены данные по результатам изучения структуры и триботехнических свойств покрытия из цинк-алюминиевого сплава ZnAl30, сформированного на внутренней поверхности стальной втулки методом центробежной индукционной наплавки. Структура наплавленного покрытия в условиях центробежного вращения имеет композиционное градиентное строение, представленное матричным Zn-Al сплавом, армированным включениями $Al_{13}Fe_4$ и диффузионным цинковым слоем на поверхности стальной втулки. Триботехнические испытания последовательно сошлифованных слоев покрытия показали, что коэффициент трения изменяется по глубине градиентного покрытия имеет экстремум минимального значения в интервале 0,005-0,012, что соответствует уровню антифрикционных свойств. Данные значения сохраняются в широком интервале давлений (до 25 МПа) при скорости скольжения 0,2 м/с.

Ключевые слова: цинк, алюминий, сплав, покрытие, индукционная наплавка, втулка, структура, коэффициент трения.

M. A. Belotserkovsky, A. I. Komarov, I. A. Sosnovskiy, D. V. Orda, A. A. Kurilyonok

TRIBOTECHNICAL PROPERTIES AND STRUCTURE OF ZINC-ALUMINIUM COATINGS OBTAINED BY CENTRIFUGAL INDUCTION SURFACING

The article presents data on the results of studying the structure and tribological properties of a coating made of zinc-aluminum alloy ZnAl30, formed on the inner surface of a steel bushing by the method of centrifugal induction surfacing. The structure of the deposited coating under centrifugal rotation conditions has a composite gradient structure, represented by a matrix Zn-Al alloy reinforced with inclusions of $Al_{13}Fe_4$ and a diffusion zinc layer on the surface of the steel bushing. Tribological tests have shown that the friction coefficient has an extremum of the minimum value by the coating thickness and is 0.005-0.012, which corresponds to the level of antifriction properties. These values are maintained in a wide pressure range (up to 25 MPa) at a sliding speed of 0.2 m/s.

Keywords: zinc, aluminum, alloy, coating, induction surfacing, bushing, structure, friction coefficient.

1. Введение

Повышение эксплуатационных свойств и долговечности узлов трения является одной из основных задач машиностроения, поскольку износ трущихся поверхностей является основной причиной поломки машин и механизмов. Разработка триботехнических материалов с повышенными или функционально направленными характеристиками для узлов трения машин и механизмов является актуальной задачей, ее реализация может осуществляться путем разработки новых или совершенствования известных материалов, или технологических приемов их использования. Перспективным технологическим решением является нанесение градиентных покрытий известных трибоматериалов, что экономически более целесообразно, чем изготовление цельноматериальных элементов узлов трения машин и механизмов. Формирование градиента свойств по толщине покрытия обеспечивает совмещение функциональных свойств для улучшения эксплуатационных характеристик материала.

В работе [1] описаны физико-механические и триботехнические свойства антифрикционных градиентных серебряно-алмазных покрытий, осаждаемых из бесцианистых электролитов на асимметричном переменном токе. Вблизи подложки наносится твердый мелкокристаллический осадок, а вблизи поверхности зерна делаются крупнее и менее твердыми, что обеспечивает повышенные триботехнические свойства покрытия и его адгезии с основой. Структура и свойства антифрикционных градиентных серебряно-алмазных покрытий могут быть улучшены введением нанодобавок [2].

Аналогичные результаты получены в [3], где предложен способ получения толстых хромовых покрытий с градиентом микротвердости по толщине. Показано, что электролитические хромовые покрытия с положительным градиентом обладают высокой адгезионной прочностью к стальной подложке, что обусловлено кристаллизацией на поверхности раздела «основа – покрытие» осадка хрома с низкими растягивающими напряжениями.

Анализ источников показывает, что градиент структуры покрытия обуславливается технологическими приемами наложения поля внешних сил: электромагнитных, термических, центробежных. В работе [4] показано, что центробежное литье смеси мелкодисперсного порошка феррита стронция с эпоксидной смолой позволяет достичь градиентного распределения ферромагнитного материала в образце с ориентацией многодоменных частиц в окружном направлении. Градиент распределения частиц при центробежной наплавке фиксируется и в работе [5], где в условиях вакуума были изготовлены трубы из сплава AlLi 2060. Поскольку медьсодержащая эвтектика имеет более высокую плотность, чем матричный сплав, она накапливается во внешнем слое и повышает его твердость как упрочняющая фаза. При этом скорость вращения оказывает основной эффект на сегрегацию включений в объеме структуры под действием центробежной силы. В работе [6] также показано, что фактический химический состав экспериментального сплава $\text{Mg-8,42Gd-3,94Y-0,93Zn-0,34Zr}$ по толщине покрытия имеет градиент распределения легирующих элементов, однако у тонкостенных заготовок состав практически одинаков. Перераспределение легирующих компонентов в первую очередь связано с плотностью образуемых ими включений, так включения, имеющие плотность меньше матричного сплава, оттесняются внутрь, тогда как более плотные – наружу. Согласно [7], при центробежном формовании отливок из сплава AlSi_{19} , первичный Si имеет плотность $2,33 \text{ г/см}^3$, а Mg_2Si – $1,88 \text{ г/см}^3$, что было меньше, чем у матрицы из алюминиевого сплава ($2,7 \text{ г/см}^3$), благодаря этому включения смещаются по направлению к поверхности.

Технологические параметры центробежного формования заготовок оказывают активное воздействие на структуру и свойства наплавляемого сплава. В [8] приведены данные влияния схемы расположения (горизонтальная или вертикальная), скорости вращения, а также модифицирующей добавки SiC на качество отливок и механические свойства сплава $\text{AlSi}_7\text{Cu}_3\text{Mg}$. Показано, что увеличение скорости вращения заготовки, а также введение в состав керамических включений, обеспечивает диспергирование структуры наплавляемого сплава за счет увеличения центров кристаллизации, что качественно влияет на прочностные свойства.

Однако при выборе технологических режимов наплавки следует учитывать плотность материала, вязкость образующегося расплава, а также шероховатость стенок формы, так в [9] приведены результаты компьютерного моделирования процесса горизонтального центробежного литья стали. Согласно данным, для каждого материала существует критическая скорость вращения заготовки, при снижении которой металл «льется дождем» или падает с верхней части формы на дно во время вращения формы и

скапливается в нижней части заготовки, формируя неравномерность распределения по периметру. При этом на начальном этапе процесса вязкость расплавленного металла и шероховатость стенок литейной формы оказывает активное воздействие на гомогенизацию расплавленного металла.

Анализ данных показал, что технология центробежного литья является перспективной при изготовлении полых заготовок на основе тел вращения с функционально-градиентной структурой, обеспечивая ряд заданных свойств, например, наплавка покрытия с высокими триботехническими характеристиками при удовлетворительном уровне адгезии покрытия с основой. В Объединенном институте машиностроения НАН Беларуси разработана технология нанесения покрытий на внутреннюю поверхность детали методом центробежной наплавки в условиях индукционного нагрева [10–12]. В процессе наплавки происходит полное расплавление шихтового материала с образованием единого расплава, что позволяет наносить сплавы необходимого состава и (или) проводить их модифицирование в процессе наплавки.

Цель настоящей работы – изучить структуру и механические свойства покрытия на основе сплава ZnAl30, полученного методом центробежной индукционной наплавки на внутреннюю поверхность стальной втулки, для возможного использования градиентных покрытий в качестве альтернативы бронзовым.

2. Материалы и методики испытаний

В настоящей работе в качестве шихтового материала использовали цинковый сплав марки ЦАМ4-1 (ГОСТ 19424-97) и технически чистый алюминий марки А0 (ГОСТ 4784-97). Шихта для наплавки формировалась из кускового материала с соотношением компонентов для получения образцов покрытий с составом ZnAl30. Количество материала в шихте рассчитывалось для получения покрытия толщиной 4–5 мм.

Покрытие на внутренней поверхности цилиндрической стальной заготовки, изготовленной из стали 20 (ГОСТ 1050-2013), наплавлялось путем индукционного нагрева и центробежного формования шихты, состоящей из сплава ZnAl30 и покровного флюса (40% NaCl, 30% NaF, 10% KCl, 10% ZnCl, 10% Na₃AlF₆) в количестве 5% от массы наплавляемого сплава.

Нагрев производился ступенчато до температуры 720–740 °С при скорости вращения 1500 мин⁻¹. После достижения заданных параметров процесса производилась изотермическая выдержка в течение 5 минут с последующим динамическим охлаждением до температуры 250–300 °С [10].

Центробежная индукционная наплавка осуществлялась на оборудовании, включающем генератор токов высокой частоты типа ЛПЗ-2-67М, мощностью 60 кВт, частотой 66 кГц, рамочный дугообразный индуктор, программный регулятор ТРМ 151 (ООО «Овен», Беларусь), инфракрасный пирометр TemPro-2200 и установку центробежной индукционной наплавки (конструкции Объединенного института машиностроения НАН Беларуси) с регулируемой частотой вращения. Температура нагрева определялась пирометром TemPro-2200, время нагрева контролировалось электронным секундомером ИВІР-203М ТУ 4282-001-33865949-2009.

Структурно-фазовое состояние образца покрытия исследовалось на торцевых шлифах с половинчатым травлением двумя растворами: водный раствор HF (1%) + H₂SO₄ (15%) для выявления структуры покрытия и спиртовой раствор HNO₃ (4%) для выявления диффузионного слоя – методом металлографического анализа на микроскопах ХЖМ300 и МИМ - 8, оснащенных цифровой регистрацией изображений. Морфология покрытия и диффузионного слоя дополнительно исследовались с использованием

сканирующей электронной микроскопии (СЭМ). СЭМ выполнялась на приборе VEGA II TESCAN (Чехия) с использованием энергодисперсионной приставки типа InCa 350 Cambrige Instrument GB для элементного анализа.

Фазовый состав покрытия исследовали на автоматизированном комплексе на базе рентгеновского дифрактометра ДРОН-3М с использованием $\text{CuK}\alpha$ -излучения и применением вторичной монохроматизации рентгеновского пучка. Химический анализ покрытий осуществлялся методом рентгенофлуоресцентного анализа на приборе Epsilon 1 компании PANalytical.

Триботехнические испытания образцов проводили на многофункциональном трибометре MFT-5000 (Rtec Instruments, США) по схеме возвратно-поступательного перемещения образца относительно неподвижного стального контртела. Контртелом служила торцевая поверхность цилиндра диаметром 3 мм, изготовленного из стали ШХ15 (твердость 60-62 HRC). Триботехнические испытания покрытия проводились после механической обработки образца покрытий с последующей ступенчатой шлифовкой на абразивах P240-P600-P1000. Испытания выполняли при нагрузках 30, 60, 120 и 150Н, что соответствует давлениям 5, 10, 20 и 25 МПа. Амплитуда перемещения составляла 10 мм, а частота – 10 Гц. Продолжительность испытаний в нагруженном состоянии составляла 90 минут. По результатам испытаний определяли коэффициент трения (COF).

3. Результаты и их обсуждение

Структура покрытий. Металлографические исследования структуры образцов покрытий на основе сплава ZnAl30 показали, что наплавленный слой имеет композиционное строение: цинк-алюминиевый сплав армированный железосодержащими интерметаллидными включениями. Цинк-алюминиевый сплав имеет градиентную структуру, поскольку цинк, имеющий высокую плотность $\sim 7,13 \text{ г/см}^3$, под действием центробежных сил, отесняется к стальной основе, а алюминий (плотность $\sim 2,7 \text{ г/см}^3$) к поверхности (рисунок 1). Армирующая фаза имеет неравномерное распределение: у стальной основы мелкие частицы (до 30 мкм), затем следует «полоса» из включений, а с поверхности крупные включения (до 100 мкм).

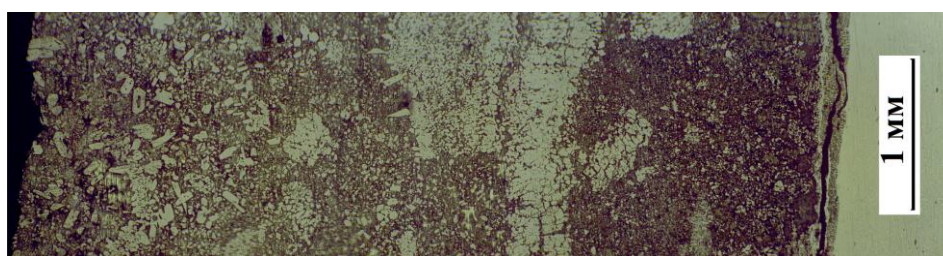


Рисунок 1. Структура образца покрытия ZnAl30

Приведенные данные подтверждаются результатами сканирующей микроскопии покрытия ZnAl30 по толщине (рисунок 2). На поверхности стальной втулки образуются диффузионный цинковый слой толщиной до 300 мкм (см. рисунок 2 б), структура которого имеет гетерогенное строение (рисунок 3), начиная от стальной основы: до 10 мкм прослойка, содержащая 20–25 масс.% Zn; 10–50 мкм зона столбчатых зерен Fe-Zn (23–26 %), между которыми располагаются зерна Fe (27–34 %) - Zn; по мере смещения структура представлена фазой Zn (75–80 масс.%) - Fe с округлыми включениями Fe-Zn (25–30 масс.%).

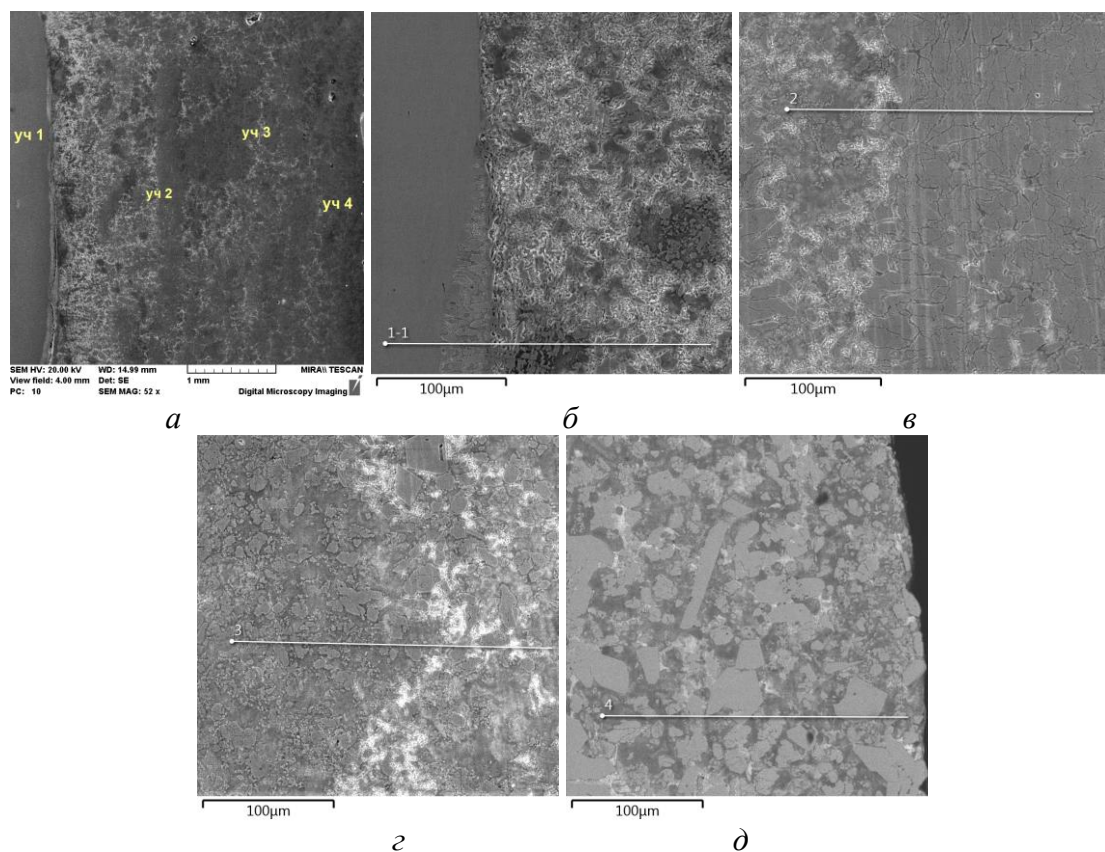


Рисунок 2. Структура покрытия ZnAl30 (а) и его различных участков по толщине (б-д)
а – общий вид; б – граница со сталью; в – граница с «полосой» включений;
г – середина; д – поверхность

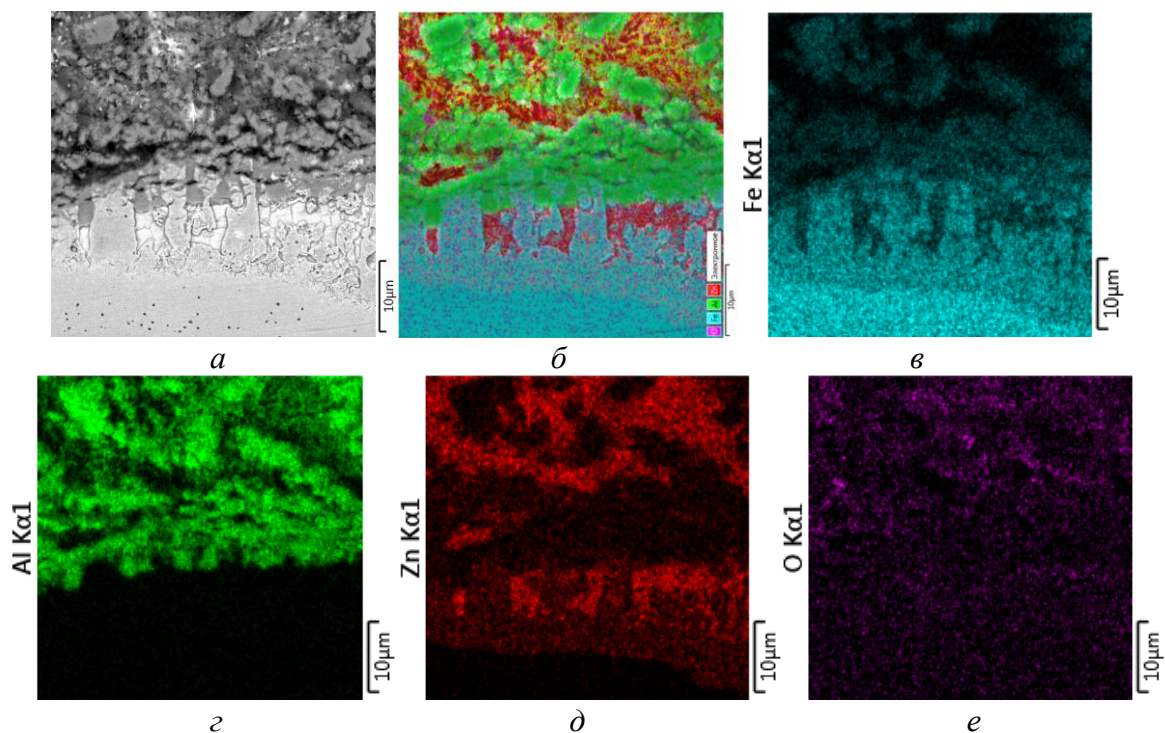


Рисунок 3. Структура (а, б), карты распределения элементов в диффузионном слое (в-е)

Согласно полученным результатам, алюминий не участвует в образовании диффузионного слоя, что подтверждается данными концентрационных кривых (рисунок 4). Также следует отметить, что цинк не образует с железом включений в объеме покрытия, пики содержания железа точно совпадают со впадинами содержания цинка. В объеме покрытия железо образует с алюминием интерметаллидное включение $Al_{13}Fe_4$ (Al_3Fe).

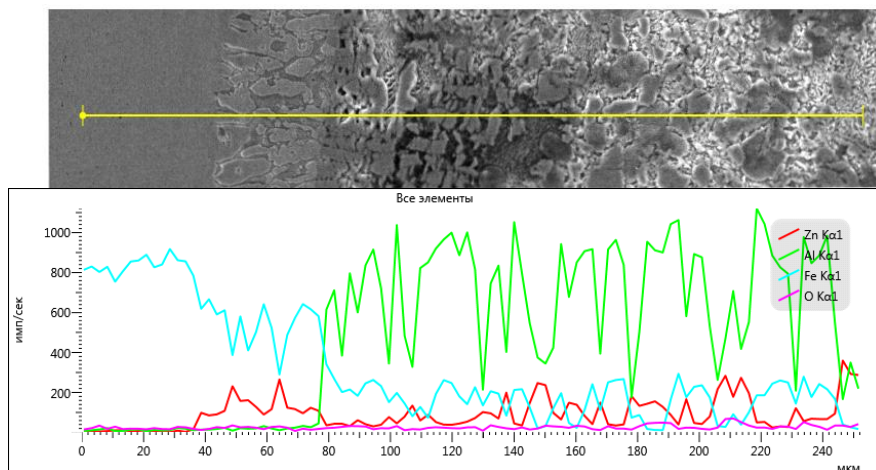


Рисунок 4. Концентрационные кривые распределения элементов покрытия на участке диффузионного слоя

Отличительной особенностью формирования структуры после наплавки, является наличие в матричном сплаве «полосы» включений $Al_{13}Fe_4$ (Al_3Fe), которая, предположительно, формируется в процессе образования и роста диффузионного слоя. Поверхность слоя растворяется, а высвободившееся при этом железо образует с Al прослойку интерметаллида, толщина которой увеличивается до некоторого критического значения, после чего «полоса» интерметаллидов отслаивается и под действием внешних сил перемещается в объем покрытия (рисунок 5). «Полоса» из интерметаллида $Al_{13}Fe_4$ представляет собой скопление частиц неправильной формы, плотно сжатых между собой с цинковым сплавом по границам.

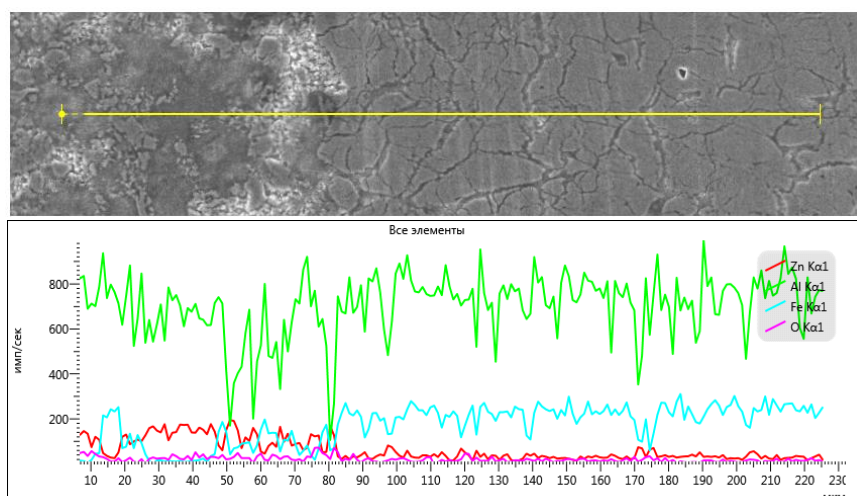


Рисунок 5. Концентрационные кривые распределения элементов покрытия на участке границы с интерметаллидной «полосой»

За «полосой» интерметалидов следует композиционная структура из матричного цинк-алюминиевого сплава, армированного включениями $Al_{13}Fe_4$, размер которых не превышает 20 мкм (рисунок 6). По мере перехода к поверхностной структуре размер армирующих частиц увеличивается и в поверхностной структуре составляет 100–120 мкм (рисунок 2 д).

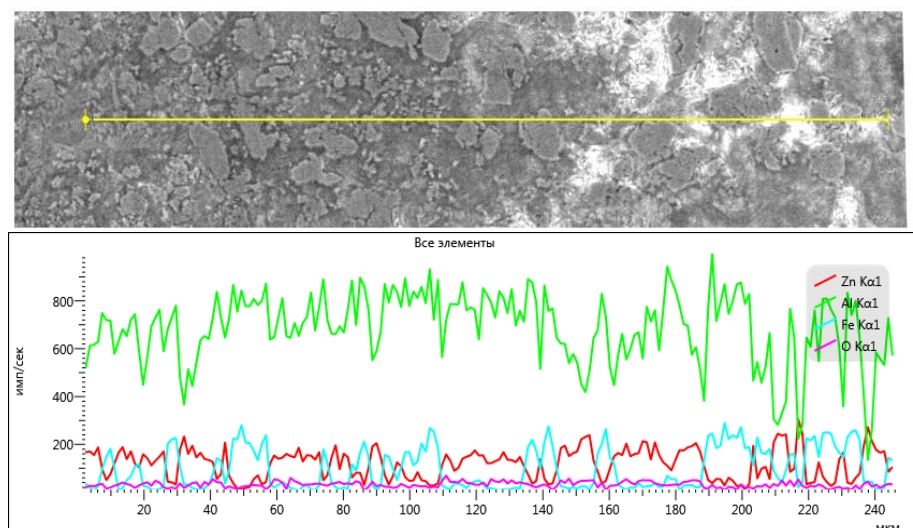


Рисунок 6. Концентрационные кривые распределения элементов в середине покрытия

Триботехнические испытания образцов проводились после механической обработки поверхностного слоя и последующим снятием слоев до стального основания. Поскольку распределение как матричного сплава, так и железосодержащих включений имеет неравномерное распределение по толщине, был определен химический состав испытываемых поверхностей, который представлен в таблице 1.

Таблица 1. Химический состав поверхности образца ZnAl30

Номер слоя	Толщина покрытия от основы, мм	Содержание элемента, масс. %				
		Al	Si	Fe	Cu	Zn
Слой 1	3,0	43,291	0,566	10,960	0,663	44,521
		43,522	0,518	11,326	0,646	43,989
Слой 2	1,8	43,520	0,239	11,505	0,659	44,077
		43,546	0,221	11,721	0,630	43,190
Слой 3	0,9	36,381	0,263	9,500	0,674	53,182
		40,549	0,259	10,956	0,605	47,631
Слой 4	0,4	24,542	0,476	19,789	0,71	54,435
		21,842	0,518	16,921	0,626	59,655
Слой 5	0,2	2,650	0,025	45,083	0,830	50,728
		1,254	0,043	49,892	0,632	48,112
Основа (Сталь 20)	0	0,215 (C)	0,387	98,885	0,525 (Mn)	-
		0,234 (C)	0,231	99,453	0,421 (Mn)	-

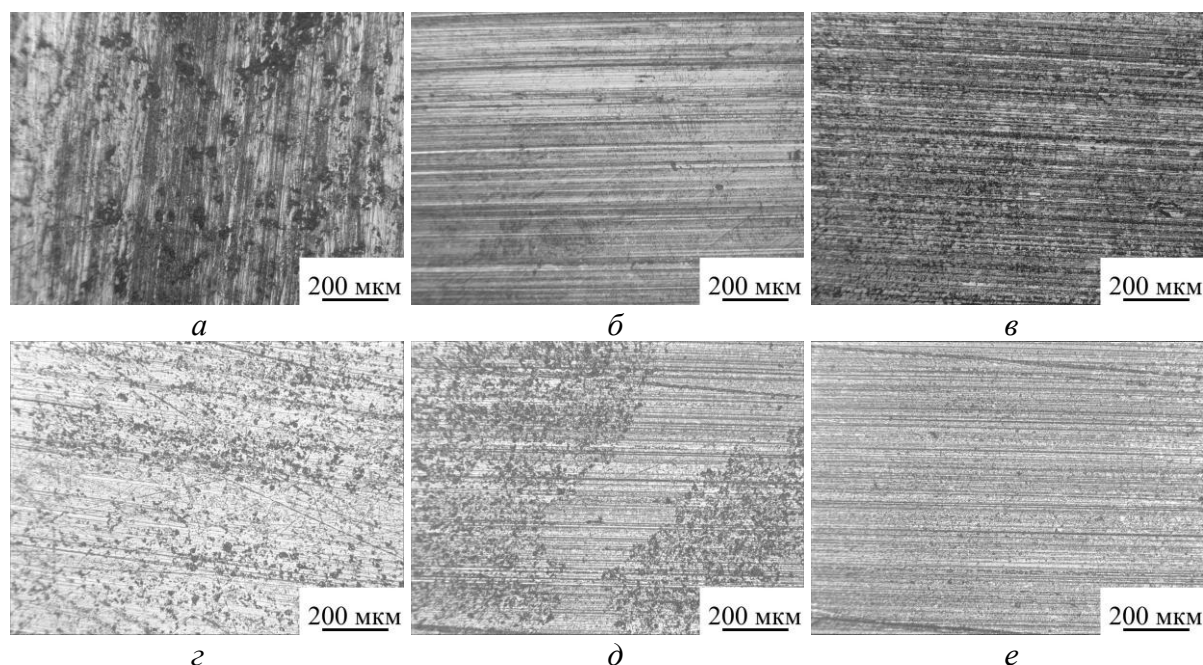
После первичной механической обработки с целью удаления поверхностных дефектов, толщина покрытия составила порядка 3 мм, которое и подвергалось дальнейшим исследованиям. В таблице 2 представлены значения коэффициента трения на различной глубине покрытия при нагрузках 30, 60, 120 и 150 Н.

Таблица 2. Коэффициент трения образца покрытия из ZnAl30

Номер слоя	Нагрузка			
	30	60	120	150
Слой 1	0,0250-0,0290	0,0210-0,0230	0,0240-0,0290	0,0420-0,0450
Слой 2	0,0028-0,0064	0,0006-0,0015	0,0018-0,0021	0,0010-0,0020
Слой 3	0,0010-0,0018	0,0010-0,0012	0,0005-0,0008	0,0014-0,0016
Слой 4	0,0061-0,0077	0,0067-0,0085	0,0034-0,0045	0,0072-0,0082
Слой 5	0,0029-0,0048	0,0033-0,0044	0,0028-0,0055	0,0042-0,0060

На рисунке 7 представлена морфология поверхностей трения на различной глубине покрытия после испытаний при всех исследуемых нагрузках. Анализ структуры поверхностей трения после испытаний показал, что поверхность контртела имеет схожую структуру и не изменяется при испытаниях на различной глубине покрытия ZnAl30 (см. рисунок 7 б), имеет равномерный износ окислительно-абразивного характера. Анализ структуры поверхностей трения образца показал, что в ходе испытаний включения $Al_{13}Fe_4$ склонны к растрескиванию и выкрашиванию (см. рисунок 7 а).

Слои, содержащие в структуре испытуемого слоя включения меньшего размера с равномерным распределением, имеют более низкие значения коэффициента трения (см. рисунок 7 в, г).



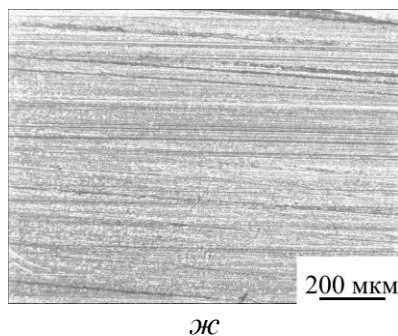


Рисунок 7. Поверхность трения образца (*а, в-ж*) и контртела (*б*) после триботехнических испытаний

а – образец, слой 1; *б* – контртело, слой 1; *в* – образец, слой 2; *г* – образец, слой 3;
д, е – образец, слой 4; *ж* – образец, слой 5

При использовании полученных практических данных была установлена эмпирическая зависимость изменения коэффициента трения покрытия от толщины оставшегося покрытия и нагрузки при испытаниях, что позволило определить оптимальные параметры нанесения покрытия и глубины механической обработки заготовок, а также эксплуатационные нагрузки. Так наименьшее значение коэффициента трения, 0,005–0,012, наблюдается на глубине покрытия 1–2 мм, которой соответствует композиционная структура Zn-Al (25–35 %) армированная включениями $Al_{13}Fe_4$ с размером частиц до 20 мкм, при нагрузке испытаний до 150 Н (25 МПа), позволяя использовать данные покрытия как альтернативное бронзовым.

4. Заключение

Структура образцов покрытий на основе цинк-алюминиевого сплава, полученных методом центробежной индукционной наплавки, имеет композиционное строение: цинк-алюминиевый сплав армированный железосодержащими интерметаллидными включениями $Al_{13}Fe_4$ (Al_3Fe). На поверхности стальной втулки образовывается диффузионный цинковый слой толщиной до 300 мкм, структура которого имеет гетерогенное строение.

Отличительной особенностью формирования структуры после наплавки, является наличие армирующих включений $Al_{13}Fe_4$ (Al_3Fe) в матричном сплаве, которые, предположительно, формируются в процессе образования и роста диффузионного слоя. Поверхность слоя растворяется, а высвободившееся при этом железо образует с Al прослойку интерметаллида, толщина которого увеличивается до некоторого критического значения, после чего интерметаллиды отслаиваются и под действием внешних сил перемещаются в объем покрытия.

Установлена эмпирическая зависимость изменения коэффициента трения покрытия ZnAl30 от толщины оставшегося покрытия и нагрузки испытаний, согласно которой наименьшее значение коэффициента трения, 0,005–0,012, наблюдается при толщине 1–2 мм, которой соответствует композиционная структура Zn-Al (25–35 %), армированная включениями $Al_{13}Fe_4$ с размером частиц до 20 мкм, при нагрузке испытаний до 150 Н (25 МПа), позволяя использовать данные покрытия как альтернативное бронзовым.

ЛИТЕРАТУРА:

1. Градиентные антифрикционные серебряно-алмазные покрытия / М. В. Ненашев [и др.] // Известия Самарского научного центра РАН. – 2011. – Т. 13, № 4-3. – С. 824–829.
2. Свойства градиентных серебряно-алмазных покрытий / И. Д. Ибатуллин [и др.] // Изв. Самарского науч. центра РАН. – 2012. – Т. 14, № 1-2. – С. 554–557.
3. Салахова, Р. К. Получение положительного градиента микротвердости как способ повышения адгезии электролитических хромовых покрытий / Р. К. Салахова, А. Б. Тихообразов, Р. М. Назаркин // Труды ВИАМ. – 2018. – № 3(63). – С. 77–84. – DOI: [dx.doi.org/ 10.18577/2307-6046-2018-0-3-77-85](https://doi.org/10.18577/2307-6046-2018-0-3-77-85).
4. Kaszuwara, W. The anisotropy of bonded ferrite magnets obtained by centrifugal casting in magnetic field / W. Kaszuwara, J. Zygmuntowicz, B. Michalski // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. – 2022. – Vol. 555. – DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2022.169364>.
5. Effects of different process parameters on microstructure evolution and mechanical properties of 2060 Al–Li alloy during vacuum centrifugal casting / M. Xin [et al.] // Journal of Materials Research and Technology. – 2022. – Vol. 21. – Pp. 54–68. – DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.08.147>.
6. Microstructural evolution and enhanced mechanical properties of Mg–Gd–Y–Zn–Zr alloy via centrifugal casting, ring-rolling and aging / Z. Ma [et al.] // Journal of Magnesium and Alloys. – 2022. – Vol. 10, iss. 1. – Pp. 119–128. – DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jma.2020.11.009>.
7. Effect of Mg and Cu on microstructure, hardness and wear on functionally graded Al–19Si alloy prepared by centrifugal casting / C. Contatori [et al.] // Journal of Materials Research and Technology. – 2020. – Vol. 9, iss. 6. – Pp. 15862–15873. – DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.11.050>.
8. Saad, M. A. The effect of reinforced SiC on the mechanical properties of the fabricated hypoeutectic Al–Si alloy by centrifugal casting / M. A. Saad // Engineering Science and Technology, an International Journal. – 2019. – Vol. 22, iss. 4. – Pp. 1125–1135. – DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jestch.2019.02.009>.
9. Analysis of molten metal distribution in the mold of a horizontal centrifugal casting / M. A. Barron, D. Y. Medina, J. Reyes // Open Journal of Applied Sciences. – 2020. – Vol. 10, no. 7. – Pp. 444–454. – DOI: <https://doi.org/10.4236/ojapps.2020.107031>.
10. Способ нанесения двухслойного покрытия на внутреннюю поверхность детали: пат. ВУ № 23365 / М. А. Белоцерковский, А. И. Комаров, И. А. Сосновский, Д. В. Орда, А. А. Курилёнок, Д. О. Искандарова. – Опубл. 30.04.2021.
11. Структура и свойства легированных покрытий из сплава ZnAl30, полученных методом центробежной индукционной наплавки / А. И. Комаров и [др.] // Актуальные вопросы машиноведения: сб. науч. тр. / Объедин. ин-т машиностроения НАН Беларуси; редкол.: С.Н. Поддубко [и др.]. – Минск, 2022. – Вып. 11. – С. 299–305.
12. Анализ структуры и триботехнических свойств легированных покрытий на основе сплава системы Zn–Al, полученных методом центробежной индукционной наплавки / А. И. Комаров и [др.] // Актуальные вопросы машиноведения: сб. науч. тр. / Объедин. ин-т машиностроения НАН Беларуси; редкол.: С.Н. Поддубко [и др.]. – Минск, 2023. – Вып. 12. – С. 340–345.

Поступила в редколлегию 09.04.2025 г.