



МАШИНОСТРОИТЕЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ

УДК 621.793

Е.В. АСТРАШАБ, канд. техн. наук

старший научный сотрудник Центра структурных исследований и трибомеханических испытаний материалов и изделий машиностроения НТЦ «Технологии машиностроения и технологическое оборудование»¹

E-mail: astrashabev@mail.ru

А.Н. ГРИГОРЧИК, канд. техн. наук

заместитель начальника Центра структурных исследований и трибомеханических испытаний материалов и изделий машиностроения НТЦ «Технологии машиностроения и технологическое оборудование»¹

E-mail: GrigorchikAN@gmail.com

В.А. КУКАРЕКО, д-р физ.-мат. наук, проф.

начальник Центра структурных исследований и трибомеханических испытаний материалов и изделий машиностроения НТЦ «Технологии машиностроения и технологическое оборудование»¹

E-mail: v_kukareko@mail.ru

М.А. БЕЛОЦЕРКОВСКИЙ, д-р техн. наук, проф.

заведующий лабораторией газотермических методов упрочнения деталей машин НТЦ «Технологии машиностроения и технологическое оборудование»¹

E-mail: mbelotser@gmail.com

GUO Xiaomei, канд. техн. наук, проф.

декан факультета машиностроения и автомобилестроения²

E-mail: gxm@zjweu.edu.cn

¹Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск, Республика Беларусь

²Чжэцзянский университет водных ресурсов и электроэнергетики, г. Ханьчжоу, Китайская Народная Республика

Поступила в редакцию 18.09.2024.

ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ Fe-Al КОМПОЗИЦИОННОГО ПОКРЫТИЯ, НАПЫЛЕННОГО МЕТОДОМ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ МЕТАЛЛИЗАЦИИ

Исследованы структура, фазовый состав и триботехнические свойства Fe-Al композиционного покрытия, подвергнутого отжигу в интервале температур 350–550 °С в течение 10 часов. Установлено, что при отжиге покрытия во множестве сформированных при напылении диффузионных пар (сталь–алюминий) в условиях ограниченного содержания компонентов протекает реакционная диффузия, приводящая к одновременному образованию интерметаллидных соединений различного стехиометрического состава: Al_3Fe , Al_3Fe , Al_5Fe_2 , $AlFe$ и $AlFe_3$. Показано, что взаимная диффузия железа в алюминий и алюминия в сталь между контактирующими частицами композиционного покрытия обусловлена особенностями формирования структурно-фазового состояния композиционного покрытия при его получении. Пористость покрытия при отжиге возрастает до 37 об.%, а его твердость повышается до 1,2 раза по сравнению с исходным состоянием. Установлено, что отжиг в интервале температур 350–550 °С в течение 10 часов композиционного покрытия приводит к повышению его износостойкости до 2,4 раз по сравнению с исходным состоянием.

Ключевые слова: композиционное покрытие, интерметаллидные соединения Fe-Al, высокоскоростная металлизация, структура, фазовый состав, твердость, триботехнические свойства

DOI: <https://doi.org/10.46864/1995-0470-2024-4-69-78-87>

Введение. Одними из наиболее перспективных видов современных композиционных материалов являются металл-интерметаллидные композиты на основе системы «железо — алюминий», которые характеризуются высокими коррозионной стойкостью, жаростойкостью, износостойкостью, а также удельными прочностными свойствами и возможностью образования интерметаллидов системы Fe-Al при низких температурах [1–4]. К недостаткам некоторых образующихся интерметаллидных фаз ($Al_{13}Fe_4$, Al_3Fe , Al_5Fe_2) относится их низкая пластичность при комнатной температуре. В связи с этим возникает необходимость управления структурой и фазовым составом композиционных материалов с целью повышения их рабочих характеристик в целом, а также для предотвращения преждевременного разрушения. Основным фактором, оказывающим существенное влияние на формирование структуры, фазового состава и свойства композитов, является метод их получения.

Перспективным и экономически обоснованным способом получения композиционных материалов может выступать метод высокоскоростной металлизации покрытий, который позволяет проводить одновременное сверхзвуковое распыление двух проволочных материалов различного химического состава [5, 6]. В качестве материалов для получения композиционных покрытий на основе системы Fe-Al можно использовать доступные и относительно дешевые проволочные материалы из стали, цветных металлов и их сплавов. Вместе с тем в современной литературе практически не представлены результаты исследований закономерностей формирования структуры, фазового состава и свойств Fe-Al композиционных покрытий при их напылении, а также последующем отжиге, в результате которого в покрытиях будут образовываться интерметаллидные соединения. Таким образом, *целью данной работы* являлось исследование влияния отжига на структуру, фазовый состав и износостойкость Fe-Al композиционного покрытия.

Получение образцов и методики их исследования. Объектом исследований являлось Fe-Al композиционное покрытие в исходном состоянии, а также после отжига в интервале температур 350–550 °C в течение 10 часов. Газотермическое напыление композиционного покрытия проводилось методом высокоскоростной металлизации [7] путем одновременного распыления стальной проволоки 08Г2С и алюминиевой проволоки АК12. Диаметр стальной проволоки составлял 1,8 мм, а алюминиевой — 2,0 мм. Напыление покрытия проводилось на предварительно подготовленную пластину из стали 35 толщиной 4 мм. Толщина напыленного покрытия составляла ~1,0 мм. Химический состав напыленного покрытия представлен в таблице 1. Отжиг Fe-Al композиционно-

Таблица 1 — Химический состав Fe-Al композиционного покрытия, полученного методом высокоскоростной металлизации

Table 1 — Chemical composition of Fe-Al composite coating obtained by high-speed metallization method

Содержание элемента, масс. %						
Al	Si	S	Cr	Mn	Cu	Fe
33,61	4,12	0,01	0,02	0,86	0,06	Остальное

го покрытия проводился в камерной печи SNOL 7.2/1100 в интервале температур 350–550 °C и с выдержкой в течение 10 часов.

Металлографические исследования и состав различных областей покрытия проводились на оптическом микроскопе АЛЬТАМИ МЕТ 1МТ, а также с использованием сканирующего электронного микроскопа TESCAN MIRA 3 с рентгеноспектральным анализатором.

Исследование фазового состава покрытий осуществлялось на дифрактометре POWDIX 600 в монохроматизированном кобальтовом (CoK_{α}) излучении при напряжении 30 кВ и анодном токе 10 мА. Анализ рентгенограмм осуществлялся при помощи программного обеспечения Crystallographica Search-Match с картотекой PDF-2. Количественный анализ дифрактограмм покрытий проводился с помощью ПО Almaz. Средний размер областей когерентного рассеяния (ОКР) — размер кристаллов интерметаллидных соединений — определялся с использованием зависимости величины физического уширения дифракционных линий от размера частиц (метод Селякова–Шерпера). Измерения твердости по Виккерсу проводились на твердомере DuraScan 20.

Триботехнические испытания осуществлялись в условиях трения без смазочного материала на установке АТВП по схеме возвратно-поступательного движения призматического образца (8×6×5 мм) по пластинчатому контртелу при средней скорости взаимного перемещения ~0,1 м/с. В качестве контртела использовалась пластина (90×30×3 мм), изготовленная из закаленной углеродистой стали У8, с твердостью 800 HV 10. Номинальная удельная нагрузка испытаний P составляла 1,5 МПа. Перед испытаниями рабочие поверхности контактирующих тел обезжиривались и высушивались. Измерение величины износа призматических образцов осуществлялось весовым методом с использованием аналитических весов ВЛР-200. Путь трения составлял ~600 м.

Результаты исследований и их обсуждение. При высокоскоростной металлизации с использованием проволочных материалов 08Г2С и АК12 формируется Fe-Al композиционное покрытие гетерогенного состава. Структура Fe-Al покрытия (рисунок 1 *a, b*) состоит из расположенных случайным образом стальных (светлые области) и алюминиевых (темные области) плоских частиц, между которыми присутствуют тонкие оксидные

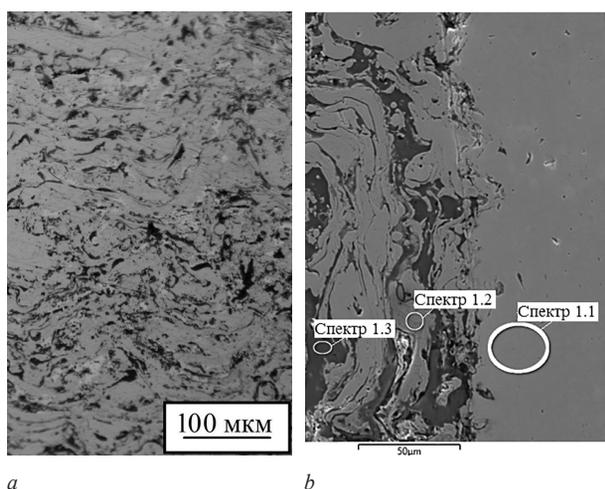


Рисунок 1 — Характерные микроструктуры Fe-Al композиционного покрытия
Figure 1 — Characteristic microstructures of Fe-Al composite coating

Таблица 2 — Элементный состав участков обозначенных на рисунке 1 б, масс. %
Table 2 — Elemental composition of the sites indicated in Figure 1 б, wt. %

Спектр	O	Al	Si	Mn	Fe	Примечание
1.1	0,17	0,08	0,25	0,43	99,1	Подложка
1.2	0,73	21,24	5,06	1,64	71,32	Стальная частица
1.3	1,02	79,62	15,6	0,13	4,06	Алюминиевая частица

прослойки железа и алюминия. Размер частиц в поперечном сечении сформированного покрытия, как правило, составляет 20–60 мкм шириной и 5–20 мкм высотой (см. рисунок 1 а). Пористость напыленного покрытия не превышает 3 об. %.

Анализ состава стальных и алюминиевых частиц в напыленном Fe-Al покрытии (см. рисунок 1 б, таблицу 2) позволил установить, что стальные (08Г2С) частицы включают в себя алюминий, при этом в отдельных частицах содержится до 21 масс. % Al и до 6 масс. % Si (спектр 1.2). Алюминиевые частицы (AK12) покрытия содер-

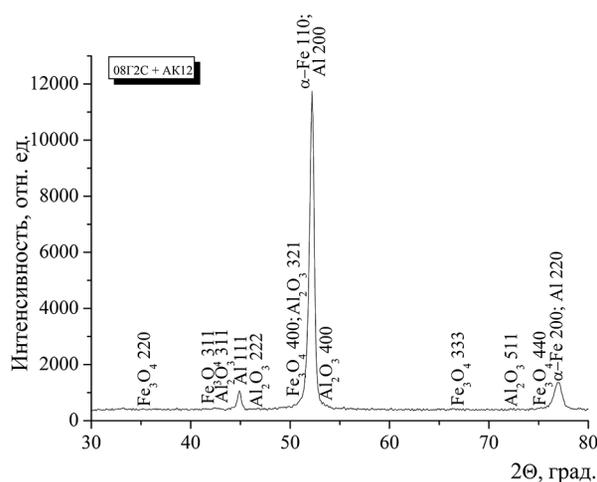


Рисунок 2 — Фрагмент рентгеновской дифрактограммы (CoK_α) от поверхностных слоев Fe-Al композиционного покрытия
Figure 2 — Fragment of X-ray diffractogram (CoK_α) from surface layers of Fe-Al composite coating

жат до 10 масс. % Fe (спектр 1.3). Повышенное содержание Al в стальных частицах и Fe в алюминиевых свидетельствует о смешивании и взаимном растворении алюминиевых и стальных частиц в процессе высокоскоростной металлизации (расплавлении и перемещении к подложке). В результате напыления формируется покрытие с переменным составом частиц по своему объему.

Рентгеноструктурный анализ Fe-Al композиционного покрытия (рисунок 2) позволил установить, что фазовый состав включает в себя α-Fe, Al и оксиды Al₂O₃ и Fe₃O₄ (5–8 об. %). Регистрируется повышенное значение параметра кристаллической решетки железа в покрытии ($a = 0,28753$ нм), по сравнению с параметром кристаллической решетки газотермического покрытия, полученного методом высокоскоростной металлизации из стали 08Г2С ($a = 0,28665$ нм) [8].

Повышенное содержание Al в стальных частицах и Fe в алюминиевых, низкое содержание оксидов, а также увеличенный параметр кристаллической решетки α-Fe в Fe-Al композиционном покрытии свидетельствуют о контактном взаимо-

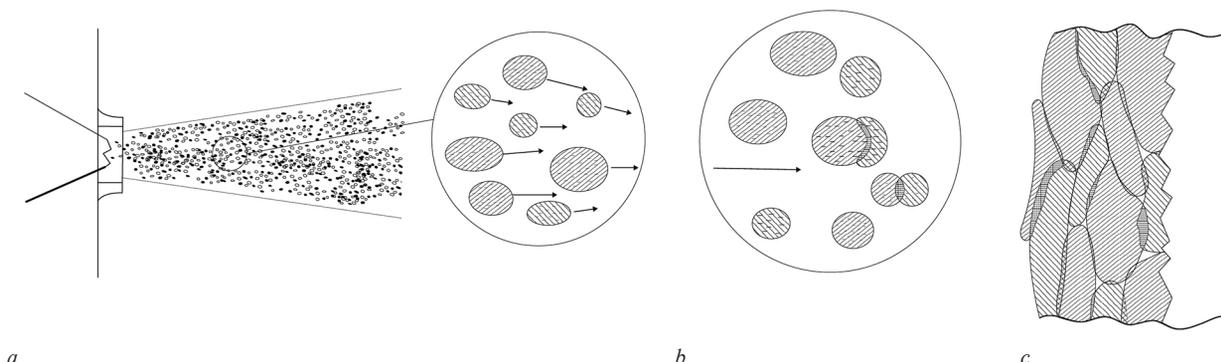


Рисунок 3 — Схематическое представление процесса высокоскоростной металлизации Fe-Al композиционного покрытия:
а — расплавление проволок и полет частиц в сверхзвуковой газовой струе; б — контактное взаимодействие частиц;
с — сформированное покрытие

Figure 3 — Schematic representation of the process of high-speed metallization of Fe-Al composite coating: а — melting of wires and flight of particles in supersonic gas jet; б — contact interaction of particles; с — formed coating

Таблица 3 — Фазовый состав Fe-Al композиционного покрытия в исходном состоянии и после отжига по различным режимам

Table 3 — Phase composition of Fe-Al composite coating in initial state and after annealing in different modes

Режим термической обработки	Фазовый состав
Исходное состояние	α -Fe, Al, Fe ₃ O ₄ , Al ₂ O ₃
Отжиг при 350 °C, 10 ч	α -Fe, Al, Fe ₃ O ₄ , Al ₂ O ₃
Отжиг при 400 °C, 10 ч	α -Fe, Al, Fe ₃ O ₄ , Al ₁₃ Fe ₄ , Al ₃ Fe, Al ₂ O ₃
Отжиг при 450 °C, 10 ч	α -Fe, Al ₁₃ Fe ₄ , Al ₃ Fe, Al ₃ Fe ₂ , AlFe ₃ , Fe ₃ O ₄ , Al, Al ₂ O ₃
Отжиг при 500 °C, 10 ч	α -Fe, Al ₃ Fe ₂ , Al ₁₃ Fe ₄ , Al ₃ Fe, AlFe, AlFe ₃ , Fe ₃ O ₄ , Fe ₂ O ₃ , Al ₂ O ₃
Отжиг при 550 °C, 10 ч	α -Fe, Al ₃ Fe ₂ , Al ₁₃ Fe ₄ , AlFe, Al ₃ Fe, AlFe ₃ , Fe ₃ O ₄ , Fe ₂ O ₃ , Al ₂ O ₃

Совпадение размеров ОКР с размерами кристаллов на микроструктуре позволяет сделать вывод, что размер ОКР соответствует среднему размеру кристаллов образующихся интерметаллидных соединений. В частности, средний размер кристаллов образовавшихся интерметаллидных соединений (размер ОКР) после отжига в течение 10 часов при 400 °C составляет ~12 нм, а после отжига

Таблица 4 — Общее содержание интерметаллидных соединений и размер кристаллов (ОКР) фазы Al₁₃Fe₄ в Fe-Al покрытии после отжига по различным режимам

Режим термической обработки (отжиг)	Содержание интерметаллидов, об. %	Размер ОКР фазы Al ₁₃ Fe ₄ , нм
400 °C, 10 ч	10–16	12
450 °C, 10 ч	20–35	35
500 °C, 10 ч	40–55	40
550 °C, 10 ч	50–60	60

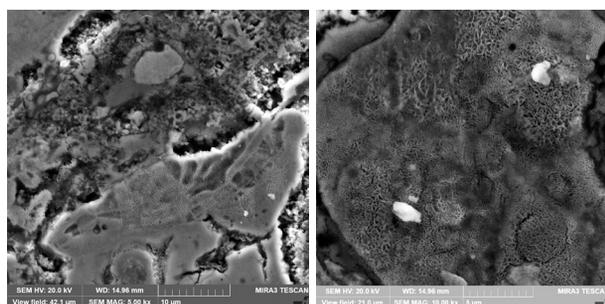


Рисунок 5 — Характерная микроструктура Fe-Al композиционного покрытия после отжига при 550 °C в течение 10 часов: *a* — алюминиевая и стальная частица; *b* — стальная частица

Figure 5 — Characteristic microstructure of Fe-Al composite coating after annealing at 550 °C for 10 hours: *a* — aluminium and steel particle; *b* — steel particle

при температуре 550 °C их размер возрастает до ~60 нм (см. таблицу 4).

Анализ химического состава локальных областей Fe-Al композиционного покрытия, подвергнутого отжигу, позволил установить, что интерметаллидные соединения Al₁₃Fe₄, Al₃Fe, Al₃Fe₂ преимущественно образуются в алюминиевых частицах (AK12), а AlFe и AlFe₃ — в стальных. В таблице 5 приведен химический состав представленных на рисунке 6 областей, Fe-Al покрытия, подвергнутого отжигу при 550 °C в течение 10 часов. Химический состав области 1.4 (алюминиевая частица) примерно соответствует составу интерметаллида Al₃Fe₂ с растворенными в нем Si и Mn, а состав области 1.5 — интерметаллиду AlFe₃. Темно-серые прослойки (спектр 1.6, 1.8 и 1.10) по составу наиболее близки к оксиду железа Fe₃O₄. Химический состав области 1.7 соответствует составу стальной частицы 08Г2С после напыления и характеризуется повышенным содержанием алюминия и кремния (5 масс.% Al и 2 масс.% Si).

Таблица 5 — Элементный состав участков обозначенных на рисунке 6, масс. %

Table 5 — Elemental composition of the sites indicated in Figure 6, wt. %

Спектр	O	Al	Si	Mn	Fe	Примечание
1.4	3,05	48,25	3,10	0,48	45,11	≈ Al ₃ Fe ₂ (Si, Mn)
1.5	2,56	22,43	8,37	1,06	65,68	≈ AlFe ₃ (Si, Mn)
1.6	16,82	3,77	1,45	0,55	77,41	Fe ₃ O ₄ , α -Fe (Al, Si, Mn)
1.7	0,38	5,96	2,17	1,56	89,92	Стальная частица: α -Fe (Al, Si, Mn)
1.8	20,98	0,34	0,33	0,84	77,53	Fe ₃ O ₄
1.9	0,70	0,44	0,65	0,87	97,34	Стальная частица: α -Fe (Al, Si, Mn)
1.10	21,54	1,10	0,50	0,97	75,89	Fe ₃ O ₄

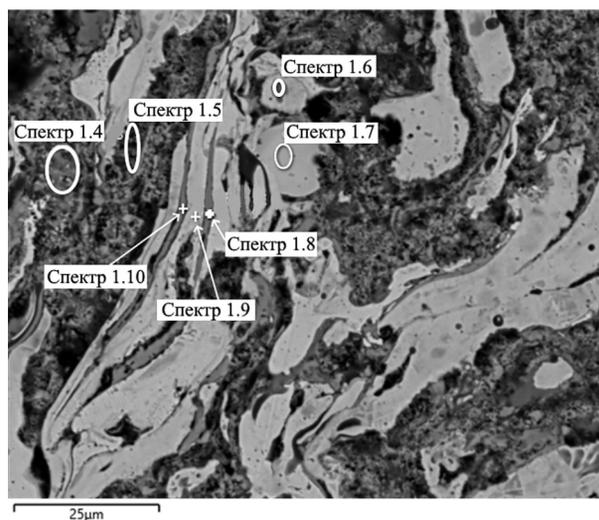


Рисунок 6 — СЭМ изображение композиционного покрытия Fe-Al подвергнутого отжигу при 550 °C в течение 10 часов

Figure 6 — SEM image of Fe-Al composite coating annealed at 550 °C for 10 hours

Присутствие в химическом составе Fe-Al покрытия 4 масс.% Si (см. таблицу 1) не приводит к образованию соединений железо–кремний либо тройных соединений (Fe, Si, Al) (см. рисунок 4). Кремний, находящийся в виде отдельных кристаллов в алюминии, в процессе отжига диффундирует в стальные частицы вместе с атомами алюминия, образуя при этом твердый раствор алюминия и кремния в железе, а также растворяется в образующихся железо-алюминиевых интерметаллидах.

Пористость и твердость Fe-Al композиционного покрытия возрастает с увеличением температуры отжига (таблица 6, рисунок 7). В частности, пористость покрытия после отжига при 350 °C в течение 10 часов находится на уровне исходного состояния и не превышает 2–3 об.%, а после отжига при 550 °C в течение 10 часов возрастает до 37 об.%. Увеличение пористости покрытий в процессе отжига связано с разницей в скорости диффузии атомов алюминия и железа (механизм диффузионного взаимодействия Френкеля и Киркендалла) в местах контакта частиц, а также с разницей удельных объемов образующихся интерметаллидов ($\rho \approx 3,643\text{--}6,570 \text{ г/см}^3$) и исходного алюминия ($\rho \approx 2,699 \text{ г/см}^3$) [11, 12]. Повышение твердости (до 1,2 раз) покрытия после отжига связано с образованием твердых интерметаллидных соединений и увеличением их количества при повышении температуры отжига (см. таблица 6).

Таблица 6 — Пористость и твердость Fe-Al композиционного покрытия в исходном состоянии и подвергнутого отжигу в интервале температур 350–550 °C в течение 10 часов
Table 6 — Porosity and hardness of Fe-Al composite coating in the initial state and annealed in the temperature range of 350–550 °C for 10 hours

Режим термической обработки	Пористость, %	Твердость, HV 10
Исходное состояние	2–3	160
Отжиг при 350 °C	2–3	160
Отжиг при 400 °C	8	160
Отжиг при 450 °C	13	172
Отжиг при 500 °C	18	180
Отжиг при 550 °C	37	195

Таким образом, из результатов исследований структуры, химического состава и рентгеноструктурного анализа Fe-Al композиционного покрытия, подвергнутого отжигу, можно видеть, что при отжиге покрытия протекает реакционная диффузия между частицами различного химического состава, приводящая к образованию твердых растворов и интерметаллидных соединений. При этом диффузия протекает в условиях ограниченного содержания компонентов в различных областях покрытия, что способствует одновременному образованию интерметаллидов различного стехиометрического состава.

Образование интерметаллидов в объеме стальных частиц и частиц алюминия, составляющих Fe-Al композиционное покрытие, свидетельствует о диффузии железа в алюминий и алюминия в сталь, что не в полной мере соответствует известным данным по реакционному взаимодействию железа и алюминия при отжиге. В частности, в работе [13] показано, что при отжиге компонентов системы «железо — алюминий» на начальных этапах отжига на границе раздела Fe-Al образуются интерметаллиды Al_3Fe , а затем идет интенсивный рост интерметаллида Al_5Fe_2 со стороны железа, то есть преимущественная диффузия идет в сторону железа.

Возможность протекания диффузии железа в алюминий между частицами композиционного покрытия, вероятно, обусловлена особенностями формирования структурно-фазового состояния композиционного покрытия при его получении. Частицы стали и алюминия после напыления находятся в метастабильном состоянии вследствие интенсивной пластической деформации при соударении летящих со сверхзвуковой скоростью частично закристаллизованных частиц с поверхностью подложки. При этом в алюминиевых и стальных частицах происходит образование большого количества дефектов кристаллической решетки (вакансий, дислокаций, субструктур), о чем свидетельствует существенное увеличение значений физического уширения дифракционных линий ($\alpha\text{-Fe (110)} — 7,7874 \cdot 10^{-3}$ рад, $\text{Al (111)} —$

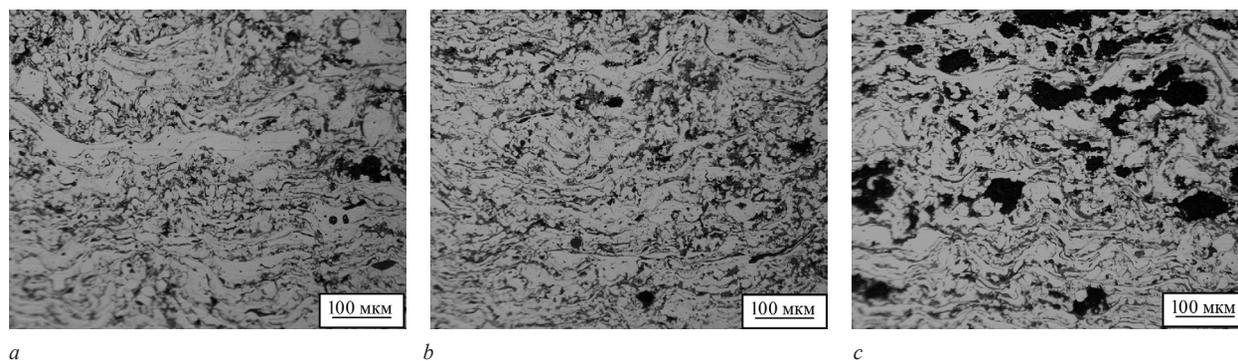


Рисунок 7 — Характерные микроструктуры газотермического Fe-Al композиционного покрытия после отжига при различных температурах в течение 10 часов: a — 450 °C; b — 500 °C; c — 550 °C
Figure 7 — Characteristic microstructures of gas-thermal Fe-Al composite coating after annealing at different temperatures for 10 hours: a — 450 °C; b — 500 °C; c — 550 °C

Таблица 7 — Схематическое представление распределения диффундирующего элемента при различных кинетических режимах диффузии в поликристаллических материалах [16]
 Table 7 — Schematic representation of diffusing element distribution at different kinetic modes of diffusion in polycrystalline materials [16]

Размер зерна, м	Распределения диффундирующего элемента во времени			
	Стадия 1	Стадия 2	Стадия 3	Стадия 4
10^{-6}				
10^{-8}				

$5,2742 \cdot 10^{-3}$ рад). Дефекты кристаллической решетки способствуют ускоренному протеканию диффузионных процессов между частицами, о чем также свидетельствуют расчеты коэффициентов диффузии.

В частности, коэффициент зернограничной диффузии Fe в Al D_b (ГЦК решетка, при 500°C) по данным [14] составляет $\sim 2,1 \cdot 10^{-6}$ см²/с, а коэффициент объемной диффузии Fe в Al D при расчете по данным [15] составляет $\sim 4,3 \cdot 10^{-11}$ см²/с (при 500°C). Увеличенный на ~ 5 порядков коэффициент зернограничной диффузии Fe в Al, по сравнению с объемной диффузией, свидетельствует о преимущественной диффузии железа по границам зерен в алюминиевых частицах композиционного покрытия. Кроме того, по данным [16], при размере зерен 10^{-6} – 10^{-8} м диффузия в поликристаллических материалах протекает по схемам, представленным в таблице 7, что также подтверждает возможность протекания диффузии железа в алюминиевые частицы Fe-Al композиционного покрытия.

Результаты триботехнических испытаний Fe-Al композиционного покрытия в исходном состоянии и подвергнутого отжигу в интервале температур 350 – 550°C в течение 10 часов в условиях трения без смазочного материала представлены на рисунке 8 и в таблице 8. Можно видеть, что отжиг композиционного покрытия при 350 – 450°C в течение 10 часов приводит к повышению его износостойкости в $2,0$ – $2,4$ раза по сравнению с исходным состоянием. В частности, интенсивность массового изнашивания I_q покрытия в исходном состоянии составляет $400 \cdot 10^{-3}$ мг/м, а после отжига 450°C в течение 10 часов — $168 \cdot 10^{-3}$ мг/м. Регистрируемое повышение износостойкости композиционного покрытия после отжига 350 – 450°C связано с упрочнением покрытия вследствие образования различного количества интерметаллидных соединений. Некоторое снижение износостойкости покрытия, подвергнутого отжигу при 500 – 550°C в течение 10 часов (см. рисунок 7), связано с уве-

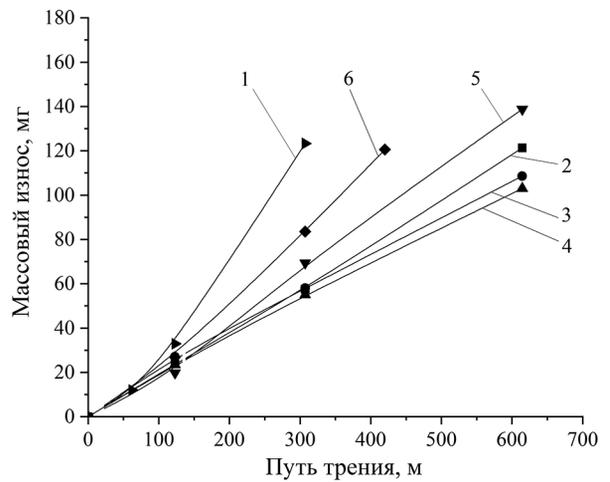


Рисунок 8 — Зависимость массового износа от пути трения Fe-Al композиционного покрытия в исходном состоянии и подвергнутого отжигу в интервале температур 350 – 550°C в течение 10 часов в условиях трения без смазочного материала: 1 — исходное состояние; 2 — 350°C ; 3 — 400°C ; 4 — 450°C ; 5 — 500°C ; 6 — 550°C

Figure 8 — Dependence of mass wear on the friction path of Fe-Al composite coating in the initial state and annealed in the temperature range of 350 – 550°C for 10 hours in friction conditions without lubricant: 1 — initial state; 2 — 350°C ; 3 — 400°C ; 4 — 450°C ; 5 — 500°C ; 6 — 550°C

Таблица 8 — Интенсивность массового изнашивания и коэффициент трения Fe-Al композиционного покрытия в исходном состоянии и подвергнутого отжигу в интервале температур 350 – 550°C в течение 10 часов
 Table 8 — Mass wear intensity and friction coefficient of Fe-Al composite coating in the initial state and annealed in the temperature range of 350 – 550°C for 10 hours

Режим термической обработки	Интенсивность массового изнашивания I_q , $\times 10^{-3}$ мг/м	Коэффициент трения μ
Исходное состояние	400	0,59
Отжиг при 350°C	198	0,61
Отжиг при 400°C	177	0,59
Отжиг при 450°C	168	0,56
Отжиг при 500°C	226	0,68
Отжиг при 550°C	287	0,80

личением количества пор в покрытии, которые являются центрами зарождения и распространения микротрещин, приводящих к разрушению покрытия при трении в условиях без смазочного материала, а также с образованием большого количества хрупких интерметаллидов ($Al_{13}Fe_4$, Al_3Fe , Al_5Fe_2). Коэффициент трения отожженного Fe-Al композиционного покрытия в условиях трения без смазочного материала составляет 0,59–0,80 (см. таблицу 8).

Заключение. Исследованы структура, фазовый состав, твердость и износостойкость Fe-Al композиционного покрытия в исходном состоянии, а также подвергнутого отжигу в интервале температур 350–550 °С в течение 10 часов.

Установлено, что в процессе отжига Fe-Al композиционного покрытия во множестве диффузионных пар сталь–алюминий, составляющих покрытие, протекает реакционная диффузия в условиях ограниченного содержания компонентов. При этом диффузионные процессы интенсифицируются особенностями структуры, сформированной методом высокоскоростной металлизации композиционного покрытия. В фазовом составе покрытия после отжига в интервале температур 450–550 °С в течение 10 часов регистрируется образование интерметаллидных соединений $Al_{13}Fe_4$ (Al_3Fe), Al_5Fe_2 , $AlFe$ и $AlFe_3$ в количестве до 60 об.%. Показано, что пористость покрытия при отжиге возрастает до 37 об.%, а его твердость повышается до 1,2 раза по сравнению с исходным состоянием.

Результаты триботехнических испытаний без смазочного материала Fe-Al композиционного покрытия показали, что отжиг покрытий в интервале температур 350–550 °С в течение 10 часов приводит к повышению его износостойкости в условиях сухого трения от 1,4 до 2,4 раза по сравнению с исходным состоянием. Повышение износостойкости композиционного покрытия после отжига связано с образованием в нем комплекса интерметаллидных соединений.

Работа выполнена при финансовой поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований (БРФФИ-НФЕНК № Т23КИ-033) и Национального фонда естественных наук Китая (НФЕНК-БРФФИ № 52211530451).

Список литературы

1. Рафальский, И.В. Металломатричные слоистые композиции на основе железа и алюминия: обзор процессов получения / И.В. Рафальский, П.Е. Лущик, Ф.И. Рудницкий //

Металлургия: респ. межвед. сб. науч. тр.: в 2 ч. / редкол.: И.А. Иванов [и др.]. — Минск: БНТУ, 2020. — Вып. 41, ч. 2. — С. 28–40.

2. Взаимодействие в системе FeAl при механохимическом синтезе / К.В. Третьяков, А.В. Леонов, В.К. Портной, С.А. Федотов // Неорганические материалы. — 2010. — Т. 46, № 9. — С. 1041–1051.

3. Сурков, В.А. Анализ структуры и фаз интерметаллических соединений материалов на основе порошковых систем p, d – металлов / В.А. Сурков // Вестник Казанского технологич. ун-та. — 2013. — Т. 16, № 6. — С. 33–38.

4. Structure and Selected Properties of Arc Sprayed Coatings Containing In-Situ Fabricated Fe-Al Intermetallic Phases / T. Chmielewski, P. Siwek, M. Chmielewski [et al.] // Metals. — 2018. — Vol. 8, iss. 12. — Pp. 1–12. — DOI: <https://doi.org/10.3390/met8121059>.

5. Белоцерковский, М.А. Разработка универсального оборудования для нанесения покрытий высокоскоростным распылением металлических проволок и полимерных шнуров / М.А. Белоцерковский, А.В. Сосновский // Актуальные вопросы машиноведения: сб. науч. тр. / Объедин. ин-т машиностроения НАН Беларуси; редкол.: С.Н. Поддубко [и др.]. — Минск, 2022. — Вып. 11. — С. 295–298.

6. Рогов, В.А. Классификация композиционных материалов и их роль в современном машиностроении / В.А. Рогов, М.И. Шкарупа, А.К. Велис // Вестник Российского ун-та дружбы народов. — 2012. — № 2. — С. 41–49. — (Серия «Инженерные исследования»).

7. Витязь, П.А. Упрочнение газотермических покрытий / П.А. Витязь, Р.О. Азизов, М.А. Белоцерковский. — Минск: Бестпринт, 2004. — 192 с.

8. Фазовое состояние и триботехнические свойства газотермического покрытия из псевдосплава «08Г2С+АК12», подвергнутого отжигу по различным режимам / Е.В. Астрашаб, А.Н. Григорчик, М.А. Белоцерковский, В.А. Кукареко // Актуальные вопросы машиноведения: сб. науч. тр. / Объедин. ин-т машиностроения НАН Беларуси; редкол.: С.Н. Поддубко [и др.]. — Минск, 2020. — Вып. 9. — С. 353–356.

9. Витюнин, М.А. Растекание расплавов на основе алюминия по поверхности твердых тел и особенности микроструктуры закристаллизованных материалов: дис. ... канд. хим. наук: 02.00.21 / Максим Александрович Витюнин; Челябинск. гос. пед. ун-т. — Челябинск, 2009. — 124 с.

10. Астрашаб, Е.В. Структурно-фазовые превращения в материалах систем Fe-Al, (Fe-Cr-Ni)-Al и (Ni-Cr)-Al при получении износ- и коррозионностойких покрытий для деталей машиностроения: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.09 / Астрашаб Евгений Викторович; ФТИ НАН Беларуси. — Минск, 2023. — 193 с.

11. Бокштейн, Б.С. Диффузия в металлах. / Б.С. Бокштейн. — М.: Metallurgy, 1978. — 248 с.

12. Microstructure evolution and hardness of hot dip aluminized coating on pure iron and EUROFER 97 steel: Effect of substrate chemistry and heat treatment / K. Kishore, S. Chhangani, M. J.N.V. Prasad, K. Bhanumurthy // Surface and Coatings Technology. — 2021. — Vol. 409. — DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.126783>.

13. Лариков, Л.Н. Диффузионные процессы в твердой фазе при сварке / Л.Н. Лариков, В.Р. Рябов, В.М. Фальченко. — М.: Машиностроение, 1975. — 192 с.

14. Каур, И. Диффузия по границам зерен и фаз / И. Каур, В. Густ; пер с англ. Б.Б. Страумала; под ред. Л.С. Швиндлермана. — М.: Машиностроение, 1991. — 448 с.

15. Gale, W.F. Smithells metals reference book / W.F. Gale, T.C. Totemeier. — Elsevier Butterworth-Heinemann, 2004. — 2072 p.

16. Kaur, I. Fundamentals of grain and interphase boundary diffusion / I. Kaur, Y. Mishin, W. Gust. — 3rd. ed. — Chichester: John Wiley, 1995. — 512 p.

ASTRASHAB Evgeniy V., Ph. D. in Eng.

Senior Researcher of the Center of Structural Research and Tribomechanical Testing of Materials and Mechanical Engineering Products of the R&D Center “Mechanical Engineering Technologies and Processing Equipment”¹
E-mail: astrashabev@mail.ru

GRIGORCHIK Alexander N., Ph. D. in Eng.

Deputy Chief of the Center of Structural Research and Tribomechanical Testing of Materials and Mechanical Engineering Products of the R&D Center “Mechanical Engineering Technologies and Processing Equipment”¹
E-mail: GrigorchikAN@gmail.com

KUKAREKO Vladimir A., D. Sc. in Phys. and Math., Prof.

Chief of the Center of Structural Research and Tribomechanical Testing of Materials and Mechanical Engineering Products of the R&D Center “Mechanical Engineering Technologies and Processing Equipment”¹
E-mail: v_kukareko@mail.ru

BELOTSEKOVSKY Marat A., D. Sc. in Eng., Prof.

Head of the Laboratory of Gas-Thermal Methods of Machine Components Hardening of the R&D Center “Mechanical Engineering Technologies and Processing Equipment”¹
E-mail: mbelotser@gmail.com

GUO Xiaomei, Ph. D. in Eng., Prof.

Dean of the School of Mechanical and Automotive Engineering²
E-mail: gxm@zjweu.edu.cn

¹Joint Institute of Mechanical Engineering of the NAS of Belarus, Minsk, Republic of Belarus

²Zhejiang University of Water Resources and Electric Power, Hangzhou, People’s Republic of China

Received September 18, 2024.

INFLUENCE OF ANNEALING ON THE STRUCTURE, PHASE COMPOSITION AND WEAR RESISTANCE OF Fe-Al COMPOSITE COATING SPUTTERED BY HIGH-SPEED METALLIZATION METHOD

The structure, phase composition and tribotechnical properties of Fe-Al composite coating subjected to annealing in the temperature range of 350–550 °C for 10 hours have been investigated. It is established that during annealing of the coating, in a set of diffusion pairs (steel–aluminium) formed during sputtering under conditions of limited content of components, reaction diffusion takes place, leading to simultaneous formation of intermetallic compounds of different stoichiometric composition: $Al_{13}Fe_4$, Al_3Fe , Al_5Fe_2 , $AlFe$ and $AlFe_3$. It is shown that the mutual diffusion of iron into aluminium and aluminium into steel between the contacting particles of the composite coating is caused by the peculiarities of the formation of the structural-phase state of the composite coating during its obtaining. The porosity of the coating at annealing increases up to 37 vol.%, and its hardness increases up to ≈ 1.2 times in comparison with the initial state. It is established that annealing of composite coating in the temperature range of 350–550 °C for 10 hours leads to increase of its wear resistance up to 2.4 times in comparison with the initial state.

Keywords: composite coating, Fe-Al intermetallic compounds, high-speed metallization, structure, phase composition, hardness, tribotechnical properties

DOI: <https://doi.org/10.46864/1995-0470-2024-4-69-78-87>

References

1. Rafalski I.V., Lushchik P.E., Rudnitski F.I. Metallomatrichnye sloistye kompozity na osnove zheleza i alyuminiya: obzor protsessov polucheniya [Iron/aluminum metal-matrix layered composites: a review of manufacturing processes]. *Metallurgy*, 2020, iss. 41, part 2, pp. 28–40 (in Russ.).
2. Tretyakov K.V., Leonov A.V., Portnoi V.K., Fedotov S.A. Vzaimodeystvie v sisteme FeAl pri mekhanokhimicheskom sinteze [Solid-state reactions underlying mechanochemical synthesis in the Fe-Al system]. *Neorganicheskie materialy*, 2010, vol. 46, no. 9, pp. 1041–1051 (in Russ.).
3. Surkov V.A. Analiz struktury i faz intermetallicheskih soedineniy materialov na osnove poroshkovykh sistem p, d – metallov [Analysis of structure and phases of intermetallic compounds of materials based on powder systems of p, d – metals]. *Vestnik Kazanskogo tekhnologicheskogo universiteta*, 2013, vol. 16, no. 6, pp. 33–38 (in Russ.).
4. Chmielewski T., et al. Structure and selected properties of arc sprayed coatings containing in-situ fabricated Fe-Al intermetallic phases. *Metals*, 2018, vol. 8, iss. 12. DOI: <https://doi.org/10.3390/met8121059>.

5. Belotserkovsky M.A., Sosnovskiy A.V. Razrabotka universalnogo oborudovaniya dlya nanesheniya pokrytiy vysokoskorostnym raspyleniem metallicheskikh provolok i polimernykh shnurov [Development of universal coating equipment for high-speed spraying of metal wires and polymer cords]. *Aktualnye voprosy mashinovedeniya*, 2022, iss. 11, pp. 295–298 (in Russ.).
6. Rogov V.A., Shkarupa M.I., Velis A.K. Klassifikatsiya kompozitsionnykh materialov i ikh rol v sovremennom mashinostroenii [Classification of composite materials and their role in modern mechanical engineering]. *RUDN journal of engineering research*, 2012, no. 2, pp. 41–49 (in Russ.).
7. Vityaz P.A., Azizov R.O., Belotserkovsky M.A. *Uprochnenie gazotermicheskikh pokrytiy* [Strengthening of gas-thermal coatings]. Minsk, Bestprint Publ., 2004. 192 p. (in Russ.).
8. Astrashab E.V., Grigorichik A.N., Belotserkovsky M.A., Kukareko V.A. Fazovoe sostoyanie i tribotekhnicheskie svoystva gazotermicheskogo pokrytiya iz psevdosplava “08G2S+AK12”, podvergnutogo otzhigu po razlichnym rezhimam [Phase state and tribotechnical properties of a gas-thermal coating from pseudoalloy “08Г2С+АК12” (08Mn2Si+AlSi12), annealed in different modes]. *Aktualnye voprosy mashinovedeniya*, 2020, iss. 9, pp. 353–356 (in Russ.).
9. Vityunin M.A. *Rastekanie rasplavov na osnove alyuminiya po poverkhnosti tverdykh tel i osobennosti mikrostruktury zakristallizovannykh materialov*. Diss. kand. khim. nauk [Flow of aluminium-based melts on the surface of solids and peculiarities of microstructure of crystallized materials. Ph. D. Thesis]. Chelyabinsk, 2009. 124 p. (in Russ.).
10. Astrashab E.V. *Strukturno-fazovye prevrashcheniya v materialakh sistem Fe-Al, (Fe-Cr-Ni)-Al i (Ni-Cr)-Al pri poluchenii iznoso- i korroziionnostoykikh pokrytiy dlya detaley mashinostroeniya*. Diss. kand. tekhn. nauk [Structural-phase transformations in materials of Fe-Al, (Fe-Cr-Ni)-Al and (Ni-Cr)-Al systems when obtaining wear- and corrosion-resistant coatings for machine-building parts. Ph. D. Thesis]. Minsk, 2023. 193 p. (in Russ.).
11. Bokshteyn B.S. *Diffuziya v metallakh* [Diffusion in metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1978. 248 p. (in Russ.).
12. Kishore K., Chhangani S., Prasad M.J.N.V., Bhanumurthy K. Microstructure evolution and hardness of hot dip aluminized coating on pure iron and EUROFER 97 steel: Effect of substrate chemistry and heat treatment. *Surface and coatings technology*, 2021, vol. 409. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.126783>.
13. Larikov L.N., Ryabov V.R., Falchenko V.M. *Diffuzionnye protsessy pri svarke* [Diffusion processes in welding]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1975. 192 p. (in Russ.).
14. Kaur I., Gust W. *Fundamentals of grain and interphase boundary diffusion*. Stuttgart, Ziegler Press, 1989. 422 p.
15. Gale W.F., Totemeier T.C. *Smithells metals reference book*. Elsevier Butterworth-Heinemann, 2004. 2072 p.
16. Kaur I., Mishin Y., Gust W. *Fundamentals of grain and interphase boundary diffusion*. Chichester, John Wiley, 1995. 512 p.