



МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ В МАШИНОСТРОЕНИИ

УДК 621.793

Е.В. АСТРАШАБ

младший научный сотрудник Центра структурных исследований и трибомеханических испытаний материалов и изделий машиностроения коллективного пользования¹

E-mail: astrashabev@mail.ru

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

заведующий лабораторией газотермических методов упрочнения деталей машин¹

E-mail: mbelotser@gmail.com

А.Н. ГРИГОРЧИК, канд. техн. наук

заместитель начальника Центра структурных исследований и трибомеханических испытаний материалов и изделий машиностроения коллективного пользования¹

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 коллективного пользования¹

E-mail: v_kukareko@mail.ru

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

Поступила в редакцию 20.07.2021.

ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И СВОЙСТВА ГАЗОТЕРМИЧЕСКОГО ПОКРЫТИЯ ИЗ ПСЕВДОСПЛАВА Al-Fe-Cr-Ni, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО РАСПЫЛЕНИЯ ПРОВОЛОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Исследованы структурно-фазовое состояние и дюрометрические свойства газотермических покрытий из псевдосплава Al-Fe-Cr-Ni. Установлено, что напыленное покрытие характеризуется низкой пористостью (до 5 об.%), низким содержанием аустенитной фазы и оксидов железа и алюминия. Показано, что твердость псевдосплава составляет 165 HV10, а его микротвердость — 450 HV0,025. Последующий отжиг композиционного покрытия в интервале температур 350–550 °С приводит к выделению в нем большого количества прочных интерметаллидных фаз Fe₁₃Al₄ и Al₃Fe₂. При этом максимальная твердость (220–230 HV10) покрытий Al-Fe-Cr-Ni регистрируются после отжига при 450 и 500 °С в течение 3–4 ч, а максимальные значения микротвердости (580–620 HV0,025) — после отжига при 500 и 550 °С в течение 2 ч. Длительная выдержка покрытий при повышенных температурах (500 и 550 °С) приводит к существенному возрастанию их пористости (до 20–50 об.%).

Ключевые слова: псевдосплав, отжиг, структурно-фазовое состояние, пористость, дюрометрические свойства

DOI: <https://doi.org/10.46864/1995-0470-2021-4-57-71-77>

Введение. Композиционные железо-алюминиевые материалы имеют широкую область применения благодаря своим уникальным свойствам.

В частности, композиты Fe-Al обладают высокой коррозионной стойкостью, хорошей теплопроводностью, твердостью, окалинотойкостью [1–3].

Традиционным методом получения сталеалюминиевых композитов является сварка взрывом с последующей прокаткой и термической обработкой [2, 3]. Вместе с тем, данная технология получения композитов является энергозатратной и длительной. В свою очередь, метод высокоскоростной металлизации (ВМ) хорошо зарекомендовал себя как высокопроизводительный и относительно экономичный способ формирования защитных покрытий [4–5]. При этом методом ВМ можно напылять покрытия совместным распылением различных токопроводящих материалов, имеющих существенно отличающиеся температуры плавления, например сталь и алюминиевый сплав. Однако комплекс физико-механических свойств, полученных напылением покрытий из псевдосплава системы Fe-Al, не всегда соответствует предъявляемым к ним эксплуатационным требованиям. Для повышения свойств железо-алюминиевых псевдосплавов целесообразно проводить их последующий отжиг, приводящий к выделению в псевдосплавах упрочняющих интерметаллидных фаз. В частности, в композиционных материалах системы Fe-Al при отжиге могут выделяться интерметаллидные соединения, как, например, Fe_3Al , Fe_2Al_5 , $FeAl_3$ и др., приводящие к существенному повышению физико-механических свойств напыленных псевдосплавов [6]. Однако кинетика изменения структурно-фазового состояния и дюротметрических свойств при отжиге псевдосплавов на базе легированных сталей и алюминия, полученных методом высокоскоростной металлизации, практически не изучена. Поэтому представляло интерес исследовать влияние продолжительности отжига при различных температурах псевдосплава Al-Fe-Cr-Ni на его структурно-фазовое состояние и дюротметрические свойства.

Получение образцов и методики их исследования. В качестве объекта исследований было выбрано газотермическое покрытие, полученное совместным напылением проволок из аустенитной стали 06X19H9T и алюминиевого сплава АД-1. На-

пыление проводилось на предварительно подготовленную поверхность подложки из стали 35 методом высокоскоростной металлизации с использованием разработанной в Объединенном институте машиностроения НАН Беларуси установки АДМ-10 [4]. Химический состав полученного покрытия из псевдосплава Al-Fe-Cr-Ni представлен в таблице 1.

Исследования структурно-фазового состояния покрытия из псевдосплава проводились в исходном состоянии (после напыления), а также после термической обработки, заключающейся в нагреве образцов покрытий до температур 350, 400, 450, 500 и 550 °С, с последующей выдержкой продолжительностью от 1 до 10 ч.

Металлографические исследования газотермических покрытий проводились на оптическом микроскопе «Альтами МЕТ 1МТ». Исследование фазового состояния газотермических покрытий проводилось на дифрактометре ДРОН-3.0 в монохроматизированном кобальтовом (CoK_{α}) излучении при напряжении 28 кВ и анодном токе 14 мА. Расшифровка рентгенограмм осуществлялась при помощи программного обеспечения Crystallographica Search-Match с картотекой PDF-2. Измерения твердости и микротвердости по Виккерсу проводились на твердомере DuraScan 20 при нагрузке на индентор $P = 10$ кг 25 г.

Результаты исследований и их обсуждение.

В результате напыления было сформировано слоистое покрытие из псевдосплава Al-Fe-Cr-Ni, содержащее прослойки алюминия и нержавеющей стали, а также перемежающиеся с ними тонкие оксидные прослойки (рисунок 1). Пористость напыленного псевдосплава не превышала 5 об.% (таблица 2). Фазовый состав сталеалюминиевого покрытия после напыления включает в себя Al, α -Fe, γ -Fe, интерметаллидные фазы $Al_{13}Fe_4$, Al_5Fe_2 и небольшое количество оксидов Fe_3O_4 и Al_2O_3 .

Необходимо отметить, что в напыленном покрытии практически не регистрируются оксиды железа [6, 7]. Низкое содержание оксидов железа в напыленном железо-алюминиевом псевдоспла-

Таблица 1 — Химический состав напыленного покрытия из псевдосплава Al-Fe-Cr-Ni, масс. %
Table 1 — Chemical composition of the sprayed Al-Fe-Cr-Ni pseudoalloy coating, wt. %

Al	Si	Ti	V	Cr	Mn	Ni	Mo	S	P	Fe
47,867	0,367	0,445	0,016	10,648	0,468	5,341	0,028	0,015	0,023	Основа

Таблица 2 — Фазовый состав и пористость газотермических покрытий из псевдосплава Al-Fe-Cr-Ni
Table 2 — Phase composition and porosity of gas-thermal Al-Fe-Cr-Ni pseudoalloy coating

Материал покрытия и его обработка	Фазовый состав	Пористость, об. %
06X19H9T + АД-1, исходное состояние	α -Fe; Al; γ -Fe; $Al_{13}Fe_4$; Al_5Fe_2 ; Fe_3O_4 ; Al_2O_3	3–5
06X19H9T + АД-1, отжиг при 350 °С, 10 ч	α -Fe; Al; $Al_{13}Fe_4$; Al_5Fe_2 ; γ -Fe; Fe_3O_4 ; Al_2O_3	3–5
06X19H9T + АД-1, отжиг при 400 °С, 10 часов	α -Fe; Al; $Al_{13}Fe_4$; Al_5Fe_2 ; γ -Fe; Fe_3O_4 ; Al_2O_3	3–5
06X19H9T + АД-1, отжиг при 450 °С, 10 ч	α -Fe; Al; Al_5Fe_2 ; $Al_{13}Fe_4$; γ -Fe; Fe_3O_4 ; Al_2O_3	5–10
06X19H9T + АД-1, отжиг при 500 °С, 10 ч	α -Fe; Al_5Fe_2 ; $Al_{13}Fe_4$; γ -Fe; Fe_3O_4 ; Al_2O_3	20–25
06X19H9T + АД-1, отжиг при 550 °С, 10 ч	α -Fe; Al_5Fe_2 ; $Al_{13}Fe_4$; γ -Fe; Fe_3O_4 ; Al_2O_3	30–50

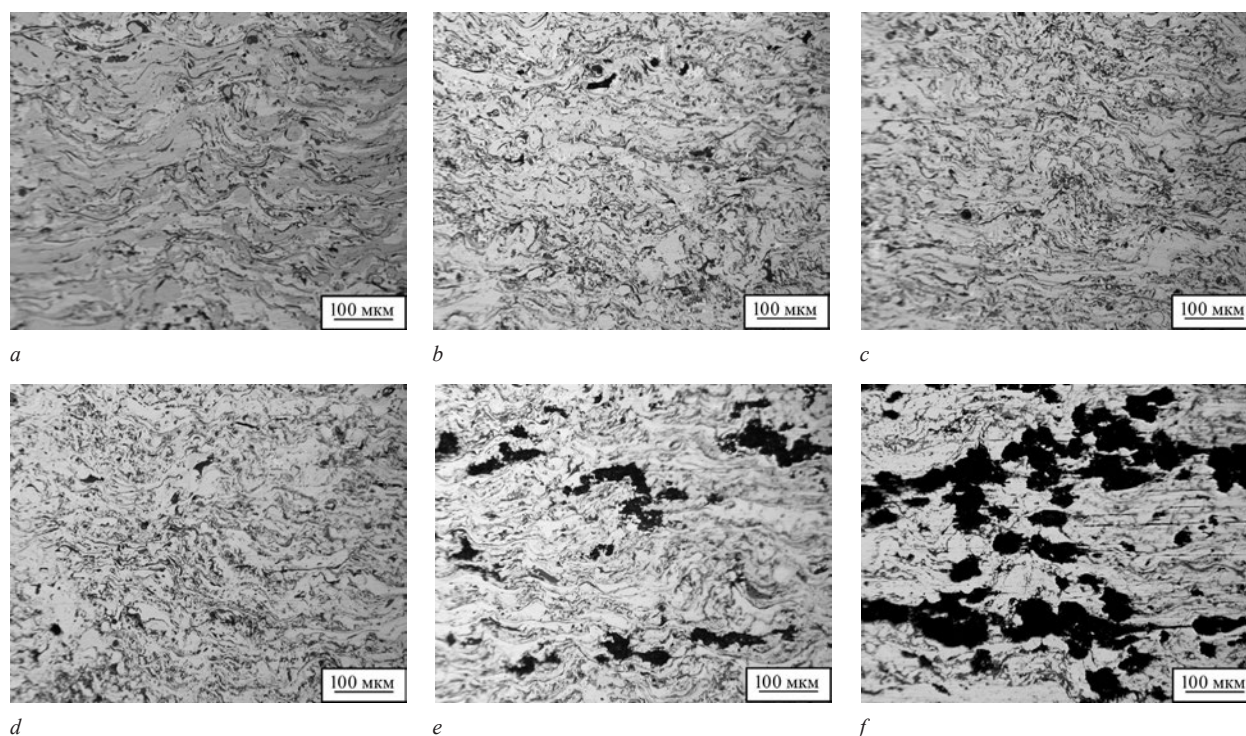


Рисунок 1 — Микроструктуры газотермических покрытий из псевдосплава Al-Fe-Cr-Ni после отжига в течение 10 ч при различных температурах, °С: *a* — исходное состояние; *b* — 350; *c* — 400; *d* — 450; *e* — 500; *f* — 550
 Figure 1 — Microstructures of gas-thermal Al-Fe-Cr-Ni pseudoalloy coatings after annealing for 10 h at various temperatures, °С: *a* — initial state; *b* — 350; *c* — 400; *d* — 450; *e* — 500; *f* — 550

ве связано с предотвращением окисления частиц железа за счет их обволакивания легкоплавким алюминием в процессе металлизации, а также с восстановлением оксидов железа алюминием. При этом образование тонкой и плотной пленки Al_2O_3 на поверхности расплавленных алюминиевых и железных частиц защищает их от окисления. Также следует отметить, что покрытие, полученное с использованием аустенитной нержавеющей стали 06X19H9Т, содержит не более 5–8 об.% аустенитной фазы (рисунок 2 *a*). Это связано с легированием в процессе напыления стальных частиц алюминием. В результате этого происходит существенное расширение области существования α -Fe [8]. В пользу легирования стальных частиц алюминием свидетельствует также повышенное значение параметра кристаллической решетки α -Fe покрытия ($a = 0,28893$ нм) относительно эталонного значения параметра этой фазы ($a = 0,28664$ нм) [9].

Твердость композиционного покрытия после напыления составляет 165 HV10, а микротвердость стальных прослоек покрытия составляет 450 HV0,025 (рисунок 3). Пониженные значения твердости покрытия связаны с наличием в нем прослоек чистого алюминия, имеющего твердость 60–80 HV10.

В результате отжига при 350 и 400 °С псевдосплава Al-Fe-Cr-Ni происходит увеличение содержания в нем интерметаллидных фаз $Fe_{13}Al_4$ и Al_5Fe_2 , а также сохраняется некоторое количество чистого алюминия. Выделение интерметаллид-

ных частиц происходит в обогащенных алюминием стальных прослойках покрытия. В результате выделения интерметаллидных частиц в стальных прослойках параметр кристаллической решетки α -Fe снижается (рисунок 4). Пористость сталеалюминиевого покрытия сохраняется на исходном уровне и не превышает 5 об.%. Максимальные значения твердости и микротвердости покрытий после отжига при 350 и 400 °С регистрируются в результате выдержки в течение 6 ч и составляют 215 HV10 и 520 HV0,025 соответственно (см. рисунок 3). Существенная разница между значениями твердости и микротвердости обусловлена сохранением в покрытиях чистых алюминиевых прослоек, имеющих низкую твердость. Некоторое снижение дюрометрических свойств покрытий, прошедших отжиг при температурах 350 и 400 °С в течение 8–10 ч, связано, по-видимому, с коагуляцией интерметаллидных фаз.

В результате отжига при температуре 450 °С в фазовом составе регистрируются фазы Al, α -Fe, Al_3Fe_4 , Al_5Fe_2 , γ -Fe и оксиды Fe_3O_4 и Al_2O_3 (см. рисунок 2 *b*). Пористость отожженного покрытия увеличивается до 5–10 об.%, что связано с диффузионным переносом атомов алюминия в стальные прослойки покрытия [10]. В частности, при отжиге (при 450 °С и выше) диффузионная подвижность атомов легкоплавкого алюминия достаточно высока по сравнению с диффузионной подвижностью атомов железа, что приводит к преимущественному переносу атомов алюминия в железные прослойки. При этом обеспечивающие диффузию вакан-

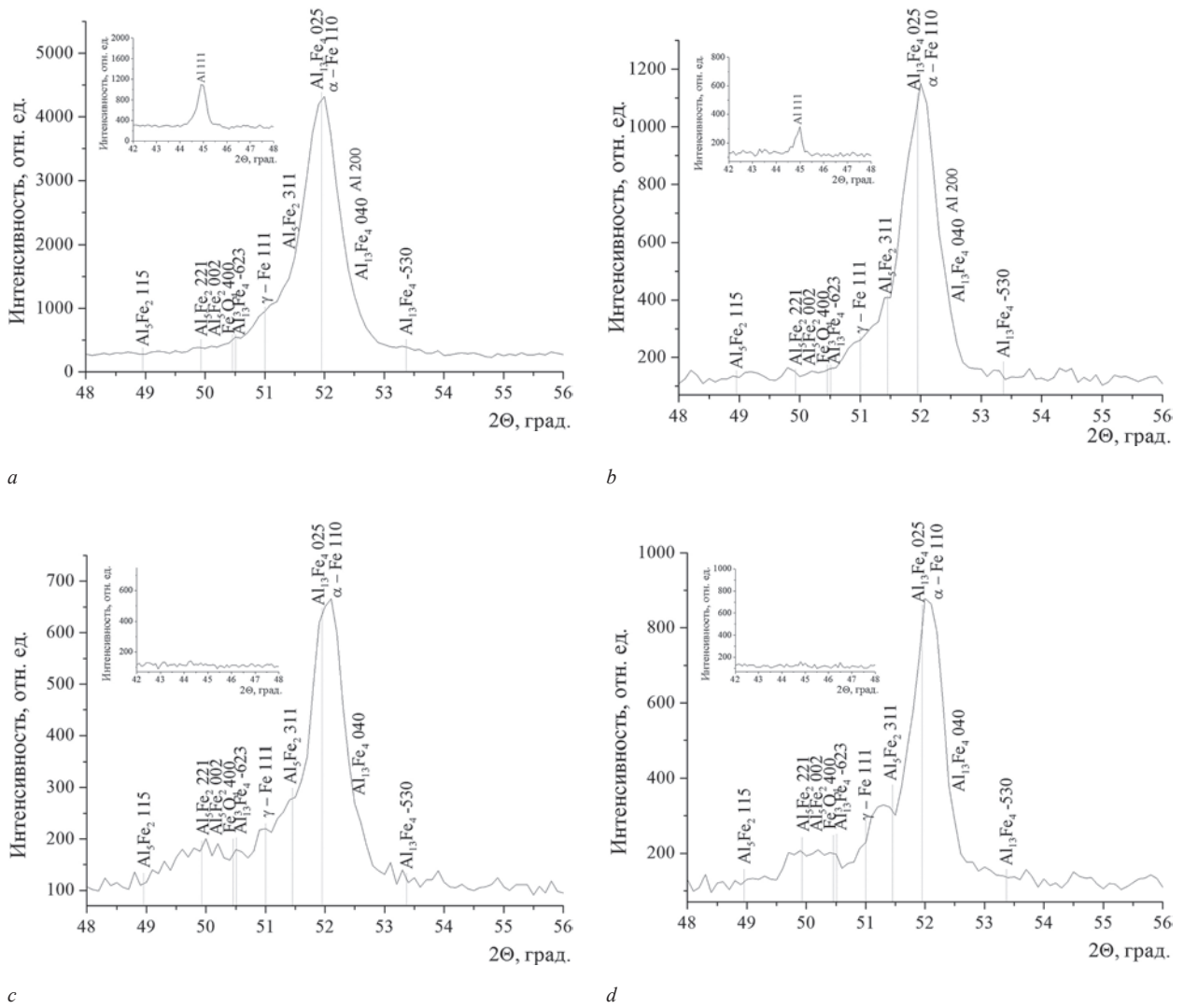


Рисунок 2 — Фрагменты рентгеновских дифрактограмм (CoK α) от поверхностных слоев газотермических покрытий из Al-Fe-Cr-Ni после отжига при различных температурах в течение 10 ч, °C: *a* — исходное состояние; *b* — 450; *c* — 500; *d* — 550
 Figure 2 — Fragments of X-ray diffractograms (CoK α) from the surface layers of gas-thermal Al-Fe-Cr-Ni pseudoalloy coatings after annealing at various temperatures for 10 h, °C: *a* — initial state; *b* — 450; *c* — 500; *d* — 550

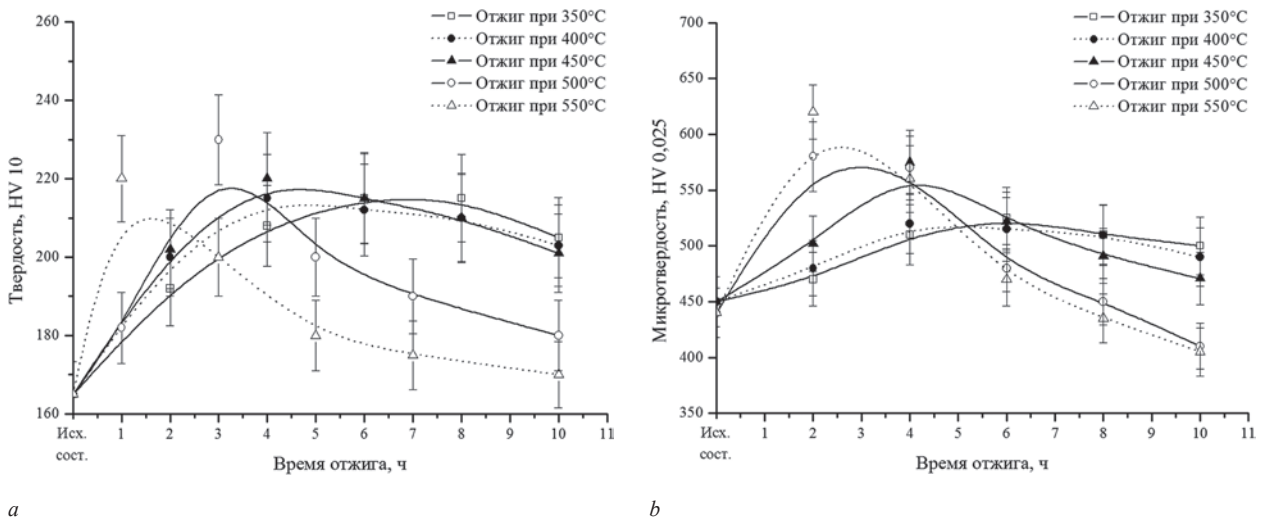


Рисунок 3 — Изменение твердости (*a*) и микротвердости (*b*) в зависимости от времени отжига газотермических покрытий из псевдосплав Al-Fe-Cr-Ni
 Figure 3 — Change in hardness (*a*) and microhardness (*b*) depending on the annealing time of gas-thermal Al-Fe-Cr-Ni pseudoalloy coatings

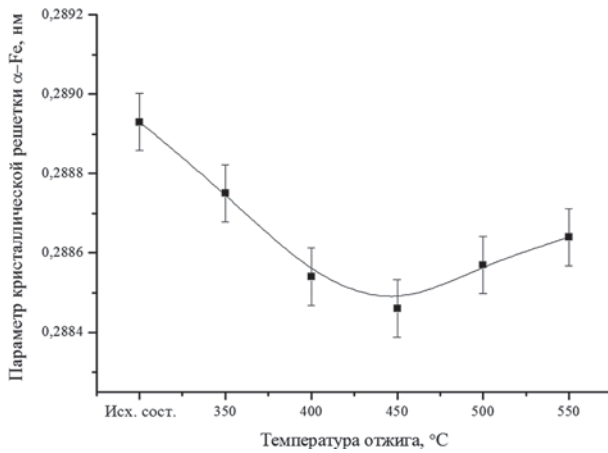


Рисунок 4 — Зависимость параметра кристаллической решетки α-Fe от температуры отжига псевдосплава Al-Fe-Cr-Ni в течение 10 ч
Figure 4 — Dependence of the crystal lattice parameter α-Fe on the annealing temperature of the Al-Fe-Cr-Ni pseudoalloy for 10 h

сии концентрируются в алюминиевых прослойках и, конденсируясь на дефектах кристаллической решетки и межслойных границах, формируют вакансионные поры [10, 11]. В свою очередь, атомы алюминия, растворяясь в железосодержащих слоях, способствуют образованию интерметаллидных железоалюминиевых фаз. Максимальная твердость и микротвердость покрытия в результате отжига при температуре 450 °C регистрируется после выдержки в течение 4 ч (см. рисунок 3), что свидетельствует об ускорении диффузионных процессов переноса атомов алюминия по сравнению с пониженными температурами (350 и 400 °C) термической обработки. В частности, значения твердости и микротвердости составляют 220 HV10 и 550 HV0,025 соответственно (см. рисунок 3).

Дальнейшее повышение температур отжига покрытий из псевдосплава Al-Fe-Cr-Ni до 500 °C и приводит к выделению преимущественно интерметаллидной фазы Al_5Fe_2 (см. рисунок 2 *c, d*). Необходимо отметить, что в результате термической обработки сталеалюминиевого покрытия при 500 и 550 °C в течение 10 ч происходит полное растворение алюминия в стальных прослойках покрытия. В результате растворения алюминия, пористость покрытий существенно возрастает и достигает 20–50 об.% (см. таблицу 2). Максимальные значения твердости отожженного при 500 °C покрытия регистрируются после выдержки в течение 3 ч и составляют 230 HV10 (см. рисунок 3). В результате отжига покрытия при 550 °C его максимальная твердость (220 HV10) регистрируется после выдержки в течение 1 ч (см. рисунок 3). Более длительная выдержка покрытий из псевдосплава Al-Fe-Cr-Ni при 500 и 550 °C приводит к значительному снижению твердости, что связано с быстрым ростом их пористости (см. рисунок 1 *e, f*). Микротвердость покрытий достигает максимума после отжига при температурах 500 и 550 °C и времени выдержки в течение 2 ч,

и составляет 580 и 620 HV0,025 соответственно (см. рисунок 3). Высокие значения микротвердости покрытия обусловлены наличием в нем большого количества твердых интерметаллидных соединений Al_5Fe_2 [12].

Можно сделать вывод, что отжиг газотермических покрытий из псевдосплава Al-Fe-Cr-Ni является эффективной термической обработкой, позволяющей повысить их дюротметрические свойства за счет выделения интерметаллидных соединений. Вместе с тем длительная выдержка при повышенных температурах (500–550 °C) приводит к существенному возрастанию пористости покрытий из псевдосплава, что в свою очередь негативно сказывается на их прочностных характеристиках.

Заключение. Исследованы структурно-фазовое состояние и дюротметрические свойства газотермических покрытий из псевдосплава Al-Fe-Cr-Ni, подвергнутых отжигу по различным режимам. Показано, что покрытие, полученное совместным напылением проволоки из стали 06X19H9T и алюминиевого сплава АД-1, практически не содержит оксидов и пониженное количество аустенитной фазы. Низкое содержание оксидов железа в напыленном железо-алюминиевом псевдосплаве связано с предотвращением окисления частиц железа за счет их обволакивания легкоплавким алюминием в процессе металлизации, а также с восстановлением оксидов железа алюминием. Пониженное содержание аустенитной фазы в покрытии обусловлено легированием в процессе напыления стальных частиц алюминием. Твердость покрытия из псевдосплава Al-Fe-Cr-Ni составляет 165 HV10, а микротвердость его стальных прослоек — 450 HV0,025.

Установлено, что отжиг покрытий из псевдосплава Al-Fe-Cr-Ni при относительно низких температурах (350 и 400 °C) приводит к выделению в стальных частицах интерметаллидной фазы Al_3Fe_4 и сохранению низкой пористости на уровне ≤ 5 об.%. Максимальная твердость и микротвердость в результате отжига при этих температурах достигается после выдержки в течение 6 ч. При этом твердость и микротвердость возрастает до 215–220 HV10 и 515–520 HV0,025 соответственно. Повышение температур отжига до 450–550 °C приводит к существенному ускорению протекания диффузионного переноса атомов алюминия в стальные прослойки. В результате отжига покрытия при 450 °C в нем выделяются упрочняющие фазы Al_5Fe_2 , Al_3Fe_4 , а пористость возрастает до 5–10 об.%. Максимальные значения твердости (220–230 HV10) покрытий из псевдосплава Al-Fe-Cr-Ni регистрируются после отжига при 450 и 500 °C в течение 3–4 ч, а максимальные значения микротвердости (580–620 HV0,025) — после отжига при 500 и 550 °C в течение 2 ч. Длительная выдержка покрытий при повышенных температурах в течение 10 ч приводит к возрастанию их пористости до 20–50 об.% и снижению дюротметрических свойств.

Список литературы

1. Термически индуцированные фазовые преобразования в слоистой системе Fe-Al / В.С. Рузаков [и др.] // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. — 2004. — № 12. — С. 22–30.
2. Исследование влияния режимов сварки взрывом и термической обработки на структуру и свойства биметалла АД1-сталь СТЗ / Л.М. Гуревич [и др.] // Изв. ВГТУ. — 2014. — № 9(136). — С. 17–21.
3. О взаимодействии компонентов при твердо- и жидкофазном взаимодействии на межслойной границе композита алюминий АД1+Сталь 12Х18Н10Т / В.Г. Шморгун [и др.] // Изв. ВГТУ. — 2019. — № 2 (225). — С. 14–17.
4. Белоцерковский, М.А. Технологии активированного газопламенного напыления антифрикционных покрытий / М.А. Белоцерковский. — Минск: Технопринт, 2004. — 200 с.
5. Белоцерковский, М.А. Активированное газопламенное и электродуговое напыление покрытий проволочными материалами / М.А. Белоцерковский, А.С. Прядко // Упрочняющие технологии и покрытия. — 2006. — № 12. — С. 17–23.
6. Влияние термической обработки на структуру, фазовый состав и износостойкость газотермических покрытий из псевдосплава «08Г2С+АК12» / Е.В. Астрашаб [и др.] // Трение и износ. — 2020. — Т. 41, № 1. — С. 12–18.
7. Структурно-фазовое состояние и триботехнические свойства псевдосплавов, напыленных из высокохромистых сталей и цветных металлов / В.А. Кукарко [и др.] // Упрочняющие технологии и покрытия. — 2019. — Т. 15, № 8. — С. 355–359.
8. Новиков, И.И. Теория термической обработки металлов: учеб. для вузов / И.И. Новиков. — 4-е изд., перераб. и доп. — М.: Металлургия, 1986. — 480 с.
9. Влияние отжига на структурно-фазовое состояние и износостойкость газотермических покрытий из железо-алюминиевых псевдосплавов / В.А. Кукарко [и др.] // Актуальные вопросы машиноведения: сб. науч. тр. / Объедин. ин-т машиностроения НАН Беларуси; редкол.: С.Н. Поддубко [и др.]. — Минск, 2019. — Вып. 8. — С. 294–298.
10. Зайт, В. Диффузия в металлах / В. Зайт; под ред. Б.И. Болтакса. — М.: Изд-во иностр. лит-ры, 1958. — 381 с.
11. Рост и залечивание пор в монокристаллах жаропрочных сплавов на никелевой основе / Б. Бокштейн [и др.] // Журнал функциональных материалов. — 2007. — Т. 1, № 5. — С. 162–169.
12. Структура и свойства интерметаллидных материалов с нанофазным упрочнением / Ю.Р. Колобов [и др.]; под ред. Е.Н. Каблова, Ю.Р. Колобова. — М.: ИД НИТУ «МИСиС», 2008. — 326 с.

ASTRASHAB Evgeniy V.

Junior Researcher of the Center of Structural Research and Tribomechanical Testing of Materials and Mechanical Engineering Products of Collective Use¹
E-mail: astrashabev@mail.ru

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

Head of the Laboratory of Gas-Thermal Methods of Machine Components Hardening¹
E-mail: mbelotser@gmail.com

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

Deputy Head of the Center of Structural Research and Tribomechanical Testing of Materials and Mechanical Engineering Products of Collective Use¹
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 Collective Use¹
E-mail: v_kukareko@mail.ru

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

Received 20 July 2021.

INFLUENCE OF ANNEALING ON THE STRUCTURAL-PHASE STATE AND PROPERTIES OF GAS-THERMAL Al-Fe-Cr-Ni PSEUDOALLOY COATING OBTAINED BY THE METHOD OF HIGH-SPEED SPRAYING OF WIRE MATERIALS

The structural-phase state and durometric properties of gas-thermal Al-Fe-Cr-Ni pseudoalloy coatings have been studied. It is found that the sprayed coating is characterized by low porosity (up to 5 vol.%), low content of the austenite phase and iron and aluminum oxides. It is shown that the pseudoalloy hardness is HV10, and its microhardness is 450 HV0.025. The subsequent annealing of the composite coating in the temperature range of 350–550 °C leads to the precipitation of a large amount of strong intermetallic phases $Fe_{13}Al_4$ and Al_3Fe_2 in it. At the same time, the maximum hardness (220–230 HV10) of the Al-Fe-Cr-Ni coatings is recorded after annealing at 450 and 500 °C for 3–4 h, the maximum microhardness values (580–620 HV0.025) — after annealing at 500 and 550 °C for 2 h. Long-term exposure of coatings at elevated temperatures (500 and 550 °C) leads to a significant increase in their porosity (up to 20–50 vol.%).

Keywords: pseudoalloy, annealing, structural-phase state, porosity, durometric properties

DOI: <https://doi.org/10.46864/1995-0470-2021-4-57-71-77>

References

1. Rusakov V.S., Kadyrzhanov K.K., Suslov E.E., Plaksin D.A., Turkebaev T.E. Termicheski indutsirovannye fazovye preobrazovaniya v sloistoy sisteme Fe-Al [Thermally induced phase transformations in the Fe-Al layered system]. *Poverkhnost. Rentgenovskie, sinkhrotronnye i neytronnye issledovaniya*, 2004, no. 12, pp. 22–30 (in Russ.).
2. Gurevich L.M., Pronichev D.V., Trudov A.F., Trykov Yu.P., Trunov M.D. Issledovanie vliyaniya rezhimov svarki vzryvom i termicheskoy obrabotki na strukturu i svoystva bimetallo AD1-stal ST3 [Study of the effect of explosion welding and heat treatment modes on the structure and properties of bimetal AD1-steel ST3]. *Izvestia VSTU*, 2014, no. 9(136), pp. 17–21 (in Russ.).
3. Shmorgun V.G., Pronichev D.V., Kulevich V.P., Slautin O.V., Artemev N.A. O vzaimodeystvii komponentov pri tverdo- i zhidkofaznom vzaimodeystvii na mezhslonoy granitse kompozita alyuminiy AD1+Stal 12Kh18N10T [About components interaction at solid and liquid-phase interaction on the inter-layer border of aluminum AD1 + steel 12X18N10T composite]. *Izvestia VSTU*, 2019, no. 2(225), pp. 14–17 (in Russ.).
4. Belotserkovsky M.A. *Tekhnologii aktivirovannogo gazo-plamennogo napyleniya antifriktsionnykh pokrytiy* [Technologies of activated gas-flame spraying of antifriction coatings]. Minsk, Tekhnoprint Publ., 2004. 200 p. (in Russ.).
5. Belotserkovsky M.A., Pryadko A.S. Aktivirovannoe gazo-plamennoe i elektrodugovoe napylenie pokrytiy provolochnymi materialami [Activated gas-flame and electric arc spraying of coatings with wire materials]. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya*, 2006, no. 12, pp. 17–23 (in Russ.).
6. Astrashab E.V., Grigorichik A.N., Kukareko V.A., Belotserkovsky M.A. Vliyanie termicheskoy obrabotki na strukturu, fazovyy sostav i iznosostoykost gazotermicheskikh pokrytiy iz psevdosplava “08G2S+AK12” [Effect of heat treatment on the structure, phase composition, and wear resistance of gas-thermal coatings of the “08G2S + AK12” pseudoalloy]. *Trenie i iznos*, 2020, vol. 41, no. 1, pp. 12–18 (in Russ.).
7. Kukareko V.A., Belotserkovsky M.A., Grigorichik A.N., Astrashab E.V., Sosnovsky A.V. Strukturno-fazovoe sostoyanie i tribotekhnicheskie svoystva psevdosplavov, napylennykh iz vysokokhromistykh staley i tsvetnykh metallov [Structural-phase condition and tribotechnical properties of pseudoalloys sprayed from high-chromium steel and non-ferrous metals]. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya*, 2019, vol. 15, no. 8, pp. 355–359 (in Russ.).
8. Novikov I.I. *Teoriya termicheskoy obrabotki metallov* [Theory of heat treatment of metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 480 p. (in Russ.).
9. Kukareko V.A., Belotserkovsky M.A., Grigorichik A.N., Astrashab E.V., Sosnovskiy A.V. Vliyanie otzhiga na strukturno-fazovoe sostoyanie i iznosostoykost gazotermicheskikh pokrytiy iz zhelezo-alyuminiyevykh psevdosplavov [Effect of annealing on structural-phase state and wear resistance of gas-thermal coatings from iron-aluminum pseudoalloys]. *Aktualnye voprosy mashinovedeniya*, 2019, iss. 8, pp. 294–298 (in Russ.).
10. Seith W. *Diffusion in Metallen*. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 1955. 306 p.
11. Bokshteyn B.S., Epishin A.I., Svetlov I.L., Esin V.P., Rodin A.V., Link T.T. Rost i zalechivanie por v monokristallakh zharoprochnykh splavov na nikelovoy osnove [Growth and sintering-out of cavities in single crystals of heat-resistant nickel-based alloys]. *Zhurnal funktsionalnykh materialov*, 2007, vol. 1, no. 5, pp. 162–169 (in Russ.).
12. Kolobov Yu.R., et al. *Struktura i svoystva intermetallidnykh materialov c nanofaznym uprochneniem* [Structure and properties of intermetallic materials with nanophase hardening]. Moscow, ID NITU “MISiS” Publ., 2008. 326 p. (in Russ.).