

Научная статья

1.3.8. Физика конденсированного состояния (физико-математические науки)

УДК 621.793.79

doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2026.02.006

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ МЕТОДОМ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА AlCoCrFeNi , ЛЕГИРОВАННОГО Y И Hf

Артем Дмитриевич Филяков^{1†}, Илья Игоревич Чумачков², Виктор Евгеньевич Громов³,
Василий Витальевич Почетуха⁴

¹ ООО «Передовые технологии защиты поверхности», ул. Батюшкова, 5а, 654041, Новокузнецк, Россия

^{1, 2, 3, 4} Сибирский государственный индустриальный университет, пр. Кирова, 42, 654007, Новокузнецк, Россия

¹ filyakov.1999@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-8168-8809>

² I.I.Chumachkov@yandex.ru, <https://orcid.org/0000-0003-4721-6821>

³ gromov@physics.sibsiu.ru, <https://orcid.org/0000-0002-5147-5343>

⁴ v.pochetuha@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0003-0492-6188>

Аннотация. В настоящей работе представлены результаты исследования структуры и фазового состава покрытий на основе высокоэнтропийного сплава AlCoCrFeNi , легированного Y и Hf , полученных методом электровзрывного напыления на подложке из сплава Inconel 718 в 4 различных режимах. В качестве электровзрываемых проводников использовались тонкие пластинки, сформированные при помощи компактирования порошков высокоэнтропийных сплавов, полученных методом механического легирования в планетарной мельнице. При помощи рентгенофазового анализа было установлено, что фазовый состав всех исследованных образцов близок. В покрытиях наблюдаются две фазы с ГЦК решеткой, одна с ОЦК, а также в малых долях интерметаллид AlNi_3 . Независимо от выбранного режима нанесения полученные покрытия демонстрируют схожую структуру. Рост разрядной энергии при электровзрывном напылении приводит к увеличению максимальной толщины покрытий и возрастанию ее неоднородности по сечению, при этом снижается плотность сферических включений на основе оксида алюминия. На границе между покрытием и подложкой наблюдается переходный слой, состоящий из тонких горизонтально ориентированных прослоек высокоэнтропийного сплава AlCoCrFeNi , легированного Y и Hf , и Inconel 718. Подобные периодические структуры наблюдались во всех образцах. Под участками покрытий с большей толщиной обнаруженный переходный слой шире и имеет большее количество прослоек. Полученные результаты подтверждают технологическую применимость метода электровзрывного напыления для формирования металлических жаростойких связующих покрытий на основе высокоэнтропийных сплавов в перспективных системах термобарьерных покрытий.

Ключевые слова: высокоэнтропийный сплав, AlCoCrFeNi , электровзрывное напыление, металлическое жаростойкое связующее покрытие, Inconel 718, структура, фазовый состав

Благодарности: Работа выполнена за счет средств Договора (Соглашения) с Фондом содействия развитию малых форм предприятий в научно-технической сфере № 3858ГССС15-L/99379

Для цитирования: Филяков А.Д., Чумачков И.И., Громов В.Е., Почетуха В.В. Исследование структуры и фазового состава полученных электровзрывным методом покрытий на основе высокоэнтропийного сплава AlCoCrFeNi , легированного Y и Hf // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2026. Т. 23, № 2. С. 201-211. doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2026.02.006.

Original article

INVESTIGATION OF THE Y- AND Hf-DOPED AlCoCrFeNi HIGH ENTROPY ALLOY COATINGS' STRUCTURE AND PHASE COMPOSITION FORMED BY ELECTRICAL EXPLOSION METHODS

Artem D. Filyakov^{1†}, Илья I. Chumachkov², Viktor E. Gromov³, Vasily V. Pochetukha⁴

¹ «Advanced surface protection technologies» LLC, Batyushkova st., 5a, 654041, Novokuznetsk, Russia

^{1,2,3,4,5} Siberian State Industrial University, Kirova Ave., 42, 654007, Novokuznetsk, Russia

¹ filyakov.1999@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-8168-8809>

² I.I.Chumachkov@yandex.ru, <https://orcid.org/0000-0003-4721-6821>

³ gromov@physics.sibsiu.ru, <https://orcid.org/0000-0002-5147-5343>

⁴ v.pochetukha@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0003-0492-6188>

Abstract. This paper presents the results of a study of the phase composition and structure of Y- and Hf-doped AlCoCrFeNi high-entropy alloy coatings produced by electrical-explosion spraying onto Inconel 718 substrates in four processing modes. Thin plates formed by compacting high-entropy alloy powders prepared via mechanical alloying in a planetary mill were used as electro-explosive conductors. X-ray phase analysis revealed similar phase compositions in all studied specimens. The coatings contain two FCC phases, one BCC phase, and small mass fractions of the AlNi₃ intermetallic phase. The coatings exhibit a similar microstructure regardless of the spraying mode. Increasing the discharge energy during electrical-explosion spraying increases the maximum coating thickness and through-thickness heterogeneity, while the number density of spherical aluminium oxide inclusions decreases. A transition layer was observed at the coating–substrate interface; it consists of thin, horizontally oriented sublayers of the Y- and Hf-doped AlCoCrFeNi high-entropy alloy alternating with Inconel 718. Such periodic structures were detected in all specimens. A thicker transition layer with a larger number of sublayers was observed beneath regions of greater coating thickness. The results confirm the technological applicability of electrical-explosion spraying for producing high-entropy alloy bond coatings for prospective thermal barrier coating systems.

Keywords: high entropy alloy, AlCoCrFeNi, electrical explosion spraying, bond coat, Inconel 718, structure, phase composition

Acknowledgements: The work was carried out using funds from the Agreement (Contract) with the Foundation for Assistance to Small Innovative Enterprises in Science and Technology No. 3858GSSS15-L/99379

For citation: Filyakov A.D., Chumachkov I.I., Gromov V.E., Pochetukha V.V. (2026). Investigation of the Y- and Hf-doped AlCoCrFeNi high entropy alloy coatings' structure and phase composition formed by electrical explosion methods. *Fundamental'nye problemy sovremennoy materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 23(2), 201–211. (In Russ.). doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2026.02.006.

Введение

Рабочие температуры в горячих зонах современных газотурбинных установок и авиационных турбореактивных двигателей достигают значений, превышающих на 150–200 °С температуру плавления жаропрочных никелевых сплавов, из которых изготовлены их основные узлы и агрегаты [1]. Применение ряда механизмов охлаждения, ключевым из которых являются термобарьерные покрытия (ТБП), позволяет снизить температуру на поверхности теплонагруженных деталей на 300 °С [2]. Рассматриваемый класс покрытий представляет собой системы, состоящие из нескольких слоев материалов с различной природой и химическими свойствами. Структура современных

ТБП представлена металлическим жаростойким связующим покрытием (МЖСП) и керамическим теплоизоляционным слоем [2]. Между ними, в процессе эксплуатации, под воздействием температур, превышающих 700 °С [3], формируется термически выращенный оксидный слой (ТВОС) на основе Al₂O₃, способствующий увеличению долговечности ТБП [4,5].

Ключевыми задачами МЖСП в составе ТБП являются обеспечение защиты жаропрочных никелевых сплавов от интенсивного окисления и коррозии за счет формирования упомянутого выше ТВОС, а также повышение прочности сцепления между керамическим верхним слоем и компонентами подложки [6].

Из-за превосходных механических характеристик и устойчивости к высокотемператур-

ной коррозии покрытия системы $MCrAlX$, где $M - Ni$ и/или Co , а $X - Zr, Y, Hf$ и/или Si стали наиболее распространенным вариантом МЖСП [7,8]. Включение Y в состав $MCrAlX$ покрытий эффективно препятствует диффузии алюминия наружу, что способствует росту адгезии состоящего из оксида алюминия ТВОС. Хотя $MCrAlY$ покрытия хорошо зарекомендовали себя в качестве МЖСП, их характеристики и эффективность при повышенных температурах более $1100\text{ }^\circ\text{C}$ ухудшаются [10,11].

Недавние исследования [12–14] демонстрируют, что некоторые эквивалентные высокоэнтропийные сплавы (ВЭС) системы $AlCoCrFeNi$ обладают выдающимися механическими свойствами и термической стабильностью при температурах более $1000\text{ }^\circ\text{C}$, что делает рассматриваемые материалы потенциальными кандидатами на замену $MCrAlX$ сплавов в качестве МЖСП.

На сегодняшний день одной из ключевых задач для адаптации ВЭС на роль МЖСП является повышение прочности и адгезии ТВОС. В работах [15,16] было продемонстрировано, что легирование ВЭС системы $AlCoCrFeNi$ Y и Hf в равноатомных соотношениях позволяет значительно увеличить сопротивляемость отслоению оксидной пленки, благодаря быстрому формированию слоя $\alpha-Al_2O_3$. Также в публикации [17] было продемонстрировано, что легированный Y и Hf сплав демонстрирует очень низкую скорость окисления и высокую устойчивость к отслоению оксидной пленки. Высокостабильная наноструктура рассматриваемого сплава способствует повышению однородности распределения Y и Hf и, таким образом, усиливает эффект легирующих элементов, снижающих напряжения между слоями ТБП, возникающие при росте ТВОС.

Перспективной альтернативой традиционным методам нанесения МЖСП может стать электровзрывное напыление (ЭВН). В основе предлагаемого метода лежит механизм высокоскоростного нагрева, расширения и последующего взрыва тонкого проводника при пропускании через него токов высокой плотности энергии за сверхкороткий промежуток времени. В результате частично расплавленные капли проводника распыляются на поверхность подложки с высокой скоростью под действием образующихся ударных волн, генерируемых во время взрыва, и конденсируются на поверхности обрабатываемого материала, образуя по-

крытие [18,19]. Примеры успешного нанесения при помощи ЭВН металлических покрытий были продемонстрированы во множестве исследовательских работ [20–22].

Рассматриваемая технология обладает рядом потенциальных преимуществ по сравнению с традиционными методами нанесения покрытий [18]. В процессе электрического взрыва под воздействием ударной волны пары наносимого материала сначала удаляют окружающий воздух [23], образуя вакуум, затем капли расплавленного материала покрытия, движущиеся со скоростью до 3000 м/с [24], попадают на подложку, растекаются, охлаждаются и образуют покрытие за короткие промежутки времени. В связи с этим процесс ЭВН осуществим при атмосферном давлении или низком вакууме без необходимости использования специализированного вакуумного оборудования. Также рассматриваемая технология демонстрирует отличную адаптивность при нанесении покрытий на сложные геометрические формы и внутренние поверхности [25].

Однако несмотря на потенциальные преимущества, технология ЭВН имеет ряд технических ограничений. Электровзрываемый проводник должен быть изготовлен из тонкой фольги или проволоки для осуществления мгновенного разряда. Получение многокомпонентных покрытий методом ЭВН требует создания композитных проводников, состоящих из нескольких слоев фольг или проволок, что способствует увеличению их толщины и массы.

Рост массогабаритных параметров электровзрывных проводников при протекании через них большого количества электрической энергии способствует недостаточному нагреву, несинхронному взрыву и образованию более крупных нерасплавленных частиц разного размера [22], что непосредственно приводит к нестабильному качеству и неоднородной структуре покрытия. Следовательно, применимость классического подхода к созданию электровзрывных проводников, основанного на комбинации тонких фольг или проволок чистых металлов, оказывается невозможной из-за многокомпонентного состава ВЭС. В связи с этим возникает необходимость разработки альтернативных методов формирования многокомпонентных проводников, а также оптимизации режимов ЭВН.

На основании всего вышеперечисленного ключевой целью настоящей работы является

установление закономерностей формирования структурно-фазовых состояний покрытий на основе ВЭС системы AlCoCrFeNi, легированного Y и Hf, при различных режимах ЭВН.

Методика исследований

Получение порошков ВЭС системы AlCoCrFeNi, легированного Y и Hf, осуществлялось методом механического легирования в планетарной мельнице Tescan XQM-0.4A. В качестве исходных материалов использовались металлические порошки Al, Co, Cr, Fe, Ni, Y, Hf с чистотой свыше 99,9 %, взятые в соотношении: Al, Co, Cr, Fe, Ni – 19,992 ат.%, и Y, Hf – 0,02 ат.%. Их морфология представлена на рис. 1. Размольные шары и стаканы были выполнены из диоксида циркония. Соотношение мелющих шаров к обрабатываемым порошкам равнялось 10:1. Скорость вращения размольных стаканов составляла 300 об/мин. Суммарное время помола равнялось 30 часам. Для предотвращения перегрева и протекания нежелательных химических реакций окисления металлических порошков был реализован периодичный режим работы: после каждых пяти минут помола выдерживалась пауза длительностью 2,5 минуты. Морфология и элементный состав полученного порошка ВЭС представлена на рис. 2. Размер частиц варьируется от 110 мкм до 494 мкм.

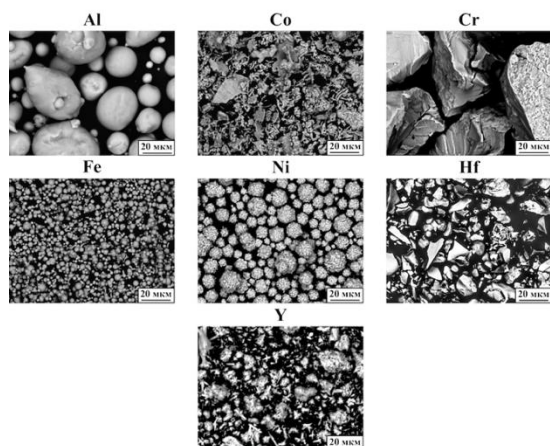


Рис. 1. СЭМ-изображения морфологических характеристик исходных металлических порошков

Fig. 1. SEM image of raw metal powders morphological characteristics

Формирование электровзрываемого проводника осуществляли методом компактирова-

ния из полученного методом механического легирования порошка ВЭС при помощи гидравлического прессы, развивающего усилие 9,07 тонн. Полученные электровзрывные проводники (рис. 3 а) имели форму диска с диаметром 25 мм и среднюю массу 0,82 г.

Нанесение покрытий на основе ВЭС осуществлялось методом ЭВН на образцы из жаропрочного никелевого сплава Inconel 718 (хим. состав: Ni – 54,0 %; Fe – 18,10 %; Cr – 17,7 %; Nb – 5,21 %; Mo – 3,03 %; Ti – 0,99 %; Al – 0,52 %; Co – 0,18 %; проч.) цилиндрической формы диаметром 25,4 мм и высотой 10 мм.

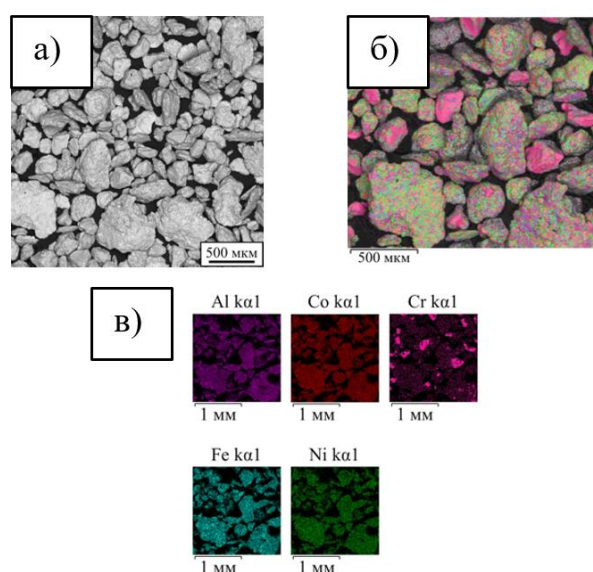


Рис. 2. СЭМ-изображения морфологических характеристик порошка ВЭС системы AlCoCrFeNi, легированного Y и Hf, (а); многослойное ЭДС изображение (б); элементные карты ЭДС, показывающие распределение Al, Co, Cr, Fe, Ni (в)

Fig. 2. SEM image of the Y-, Hf-doped AlCoCrFeNi powders morphological characteristics (a); overlaid EDS map (b), EDS elemental maps showing Al, Co, Cr, Fe, Ni distribution (c)

Подготовку поверхности образцов перед нанесением покрытия осуществляли в несколько этапов. На первом этапе проводили механическое выравнивание. Для этого применяли поэтапную шлифовку с использованием абразивных материалов с постепенно уменьшающейся зернистостью до получения однородной гладкой поверхности.

После завершения механической обработки с поверхности образцов удалялись остатки абразивных материалов и прочих загрязнителей при помощи очистки в ультразвуковой ванне.

Процесс нанесения покрытия осуществляли с использованием электровзрывной установки EESM. Конструктивно она состоит из зарядного устройства, емкостного накопителя энергии (батареи конденсаторов), системы управления и разрядной камеры, схема которой представлена на рис. 3 б. Предварительно сформированный электровзрывной проводник устанавливали в специальный электропроводящий медный держатель, показанный на рис. 3 а.

Регулирование режимов нанесения покрытий осуществляли путем изменения зарядного напряжения батареи импульсных конденсаторов. Данные о соотношении массы проводника к разрядной энергии, накопленной в батарее конденсаторов, при реализации различных режимов ЭВН приведены в таблице 1. Длительность импульса электровзрывного воздействия составляла порядка 100 мкс. Давление остаточных газов в разрядной камере поддерживалось на уровне 200 мбар.

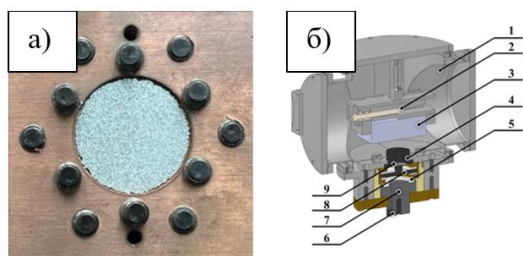


Рис. 3. Фотография электровзрывного проводника, размещенного на держателе, (диск металлического серого цвета в центре) (а); Схематическое изображение разрядной камеры: 1 – корпус; 2 – держатель обрабатываемого образца; 3 – обрабатываемый образец; 4 – внешний кольцевой электрод – ускоряющее сопло; 5 – диэлектрический изолятор; 6 – система откачки воздуха; 7 – вакуумный разрядник; 8 – внутренний цилиндрический электрод; 9 – электровзрывной проводник с держателем (б).

Fig. 3. Photograph of the electrically exploded conductor arranged on a carrier (metallic gray disk in the center) (a); Schematic image of the discharge chamber: 1 – body frame; 2 – treated specimen holder; 3 – treated specimen; 4 – outer ring electrode – accelerating nozzle; 5 – dielectric insulator; 6 – air pumping system; 7 – vacuum discharge; 8 – inner cylindrical electrode; 9 – electrically exploded

conductor with holder (b)

Таблица 1. Режимы электровзрывного напыления

Table 1. Electrical explosion spraying modes

Режим ЭВН, №	Соотношение массы проводника к разрядной энергии, накопленной в батарее конденсаторов, г/кДж · 10 ²
1	9,12
2	8,95
3	7,57
4	6,94

Исследование структурных особенностей и элементного состава сформированных покрытий проводили на поперечных шлифах методом сканирующей электронной микроскопии. Для получения изображений использовали электронный микроскоп Carl Zeiss EVO50. Дополнительно методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии проводили исследование элементного состава.

Рентгенографическое исследование осуществлялось на рентгеновском дифрактометре ДРОН-8Н, оснащенный параболическим зеркалом на первичном пучке и позиционно-чувствительным детектором Mythen 2R 1D (640 каналов, размер одного стрипа – 50 мкм). Ускоряющее напряжение, подаваемое на рентгеновскую трубку, составляло 40 кВ, ток – 20 мА. Съемки осуществлялись без вращения образца. Во всех случаях съемок с симметричной геометрией угловой диапазон по 2θ составлял $10-100^\circ$, шаг сканирования – $0,5^\circ$, а время экспозиции – 5 с. При съемках в асимметричной геометрии угол падения первичного луча составлял 3° , угловой диапазон $23-83^\circ$ по 2θ с шагом сканирования $0,2^\circ$ и временем экспозиции 10 с. Идентификация фазового состава, качественный и количественный фазовый анализ, а также уточнение параметров структуры выполнены при помощи программного комплекса «КДА – Кристаллография и дифракционный анализ» со встроенной картотекой порошковых стандартов (АО ИЦ «Буревестник», версия 2023-01-24-144022.8dec10c0f). Количественный фазовый анализ проводился полнопрофильным методом Ритвельда.

Результаты и их обсуждение

На рис. 4 предоставлены дифрактограммы образцов с покрытиями на основе ВЭС, снятые в симметричной геометрии. Существенных различий между дифрактограммами не наблюдается. Заметно некоторое смещение рентгеновских линий вдоль оси углов 2θ , а также перераспределение интенсивностей основных линий. Видно, что в образцах 1 и 2 появляются отдельные рефлексы, которые не наблюдаются в образцах 3 и 4. Наименьшее количество рефлексов наблюдается на дифрактограмме образца №4.

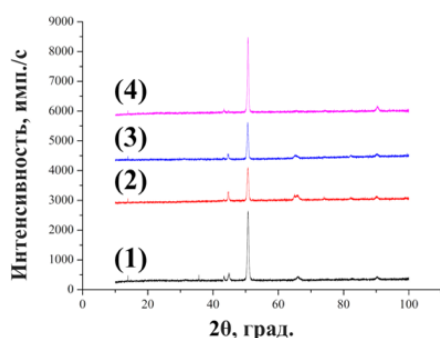


Рис. 4. Наложение рентгеновских дифрактограмм, снятых в симметричной геометрии, покрытий системы AlCoCrFeNi, легированного Y и Hf, сформированных ЭВН в режимах №1, №2, №3, №4

Fig. 4. Overlay of XRD patterns recorded in symmetric geometry for Y-, Hf-doped AlCoCrFeNi coatings deposited by EES in modes No. 1, No. 2, No. 3, and No. 4

Таблица 2. Параметры фаз, образующихся в покрытиях системы AlCoCrFeNi, легированного Y и Hf

Table 2. Parameters of the phases formed in Y-, Hf-doped AlCoCrFeNi coatings

Обр., №	Фаза	Доля фазы, мас. %	Параметр решетки a , Å	Размеры ОКР, нм
1	ГЦК ₁	55 ± 6	3,584	23
	ГЦК ₂	32 ± 5	3,642	18
	ОЦК	8 ± 3	2,866	32
	AlNi ₃	5 ± 2	3,585	16
2	ГЦК ₁	29 ± 4	3,546	17
	ГЦК ₂	39 ± 5	3,626	18
	ОЦК	32 ± 5	2,874	18
	AlNi ₃	След. ± 2	–	–
3	ГЦК ₁	38 ± 5	3,589	48
	ГЦК ₂	36 ± 5	3,655	25
	ОЦК	26 ± 4	2,882	23
	AlNi ₃	След. ± 2	–	–
4	ГЦК ₁	32 ± 5	3,525	17

ГЦК ₂	65 ± 6	3,620	39
ОЦК	След. ± 2	–	–
AlNi ₃	3 ± 2	–	–

Фазовый состав всех исследованных образцов близок (таблица 2). Покрытие представлено двумя фазами с ГЦК решеткой, одной с ОЦК. Помимо них в образцах также наблюдаются интерметаллиды AlNi₃ с кубической кристаллической решеткой, массовая доля которых не превышает 5 %.

Как можно видеть, на рентгеновской дифрактограмме образца №1 наблюдаются рефлексы двух основных фаз с ГЦК₁ и ГЦК₂ решетками, а также рефлексы фазы на основе ОЦК решетки. Помимо вышеперечисленных фаз явно присутствует еще одна – интерметаллид AlNi₃ с кубической кристаллической решеткой. Стоит отметить, что массовая доля рассматриваемой фазы является наибольшей, среди всех образцов.

Как и в случае образца №1, в образце №2 однозначно идентифицируются две ГЦК-решетки и одна ОЦК. Наблюдается перераспределение интенсивностей и смещение рефлексов по оси углов, по сравнению с дифрактограммой образца №1.

В образце №3 основными являются две ГЦК-решетки и одна ОЦК. Интерметаллидная фаза однозначно идентифицирована не была. Как и в предыдущем случае, заметно смещение рефлексов по оси углов 2θ , а также перераспределение интенсивностей.

В образце №4 доля интерметаллидной фазы мала. Заметно существенное перераспределение интенсивностей и смещение рефлексов по оси углов 2θ . Обе фазы с ГЦК-решетками сохраняются, однако их массовое соотношение изменилось.

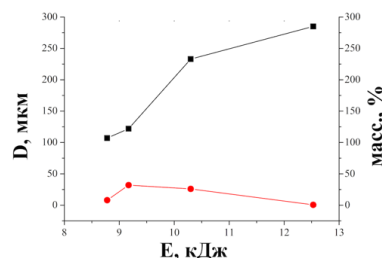


Рис. 5. Диаграмма зависимости максимальной толщины (D) и массовой доли ОЦК-фазы покрытий на основе ВЭС системы AlCoCrFeNi, легированных Hf, от разрядной энергии (E) при ЭВН.

Fig. 5. Dependence of the maximum coating thickness D and the weight fraction of the BCC phase in Hf-doped AlCoCrFeNi HEA coatings on the discharge energy E during EES

Анализ данных РФА не выявил устойчивых корреляционных зависимостей между режимами ЭВН и параметрами обнаруженных фаз. Однако стоит отметить, что параметры формирования покрытий, возникающие при режимах ЭВН № 2 и 3, наиболее благоприятны для формирования фазы с ОЦК решеткой, что продемонстрировано на диаграмме (рис. 5). Механизмы, вызывающие этот эффект, требуют дополнительного анализа.

На рис. 6 представлена морфология поперечных сечений покрытий на основе ВЭС системы AlCoCrFeNi, легированного Y и Hf, нанесенных на подложку из сплава Inconel 718 методом ЭВН в четырех режимах. Полученные данные демонстрируют, что все образцы несмотря на различные условия напыления обладают схожими структурными особенностями. Однако режимы, в которых для формирования слоя ВЭС использовалась большая энергия разряда, демонстрируют увеличение максимальной толщины покрытия. Так, в образце 1 рассматриваемый параметр составляет 107 мкм, в образце 2 – 122 мкм, в образце 3 – 233 мкм, а в образце 4 – 285 мкм, что продемонстрировано на диаграмме (рис. 5). В то же время с увеличением разрядной энергии увеличивается и дифференциация толщин покрытий по сечению. Поверхность сформированных слоев на основе ВЭС остается гладкой, без видимых дефектов, однако, местами наблюдаются трещины глубиной до 15 мкм.

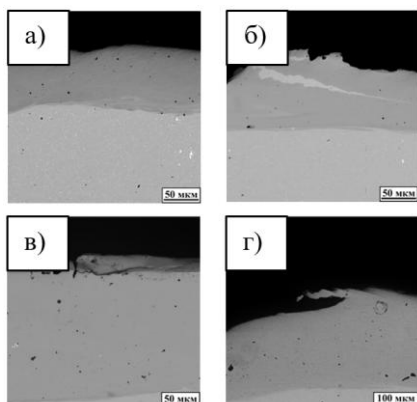


Рис. 6. СЭМ-изображения покрытий на основе ВЭС системы AlCoCrFeNi, легированного Y и Hf, сформированных на подложке из Inconel 718 в

режимах №1 (а), №2 (б), №3 (в), №4 (г)

Fig. 6. SEM images of Y- and Hf-doped AlCoCrFeNi HEA coatings deposited on an Inconel 718 substrate in modes No 1 (a), No 2 (b), No 3 (c), No 4 (d)

В объеме покрытия присутствуют многочисленные сферические включения оксида алюминия со средним диаметром, не превышающим 3 мкм. Наибольшая плотность таких элементов наблюдается в покрытии, сформированном в режиме № 1 и уменьшается с ростом разрядной энергии. Также в первом образце наблюдались единичные крупные частицы (диаметром до 19 мкм) и тонкие прослойки на основе оксида алюминия, представленные на рис. 7. Подобные особо крупные включения могут способствовать образованию трещин и выкрашиванию материала покрытия вокруг себя. Увеличение разрядной энергии при ЭВН приводит к более однородному разрушению проводника, росту доли плазменно-конденсированной мелкодисперсной фракции и сокращению времени контакта продуктов взрыва с окислительной средой, что в совокупности уменьшает количество наблюдаемых оксидных включений в покрытии.

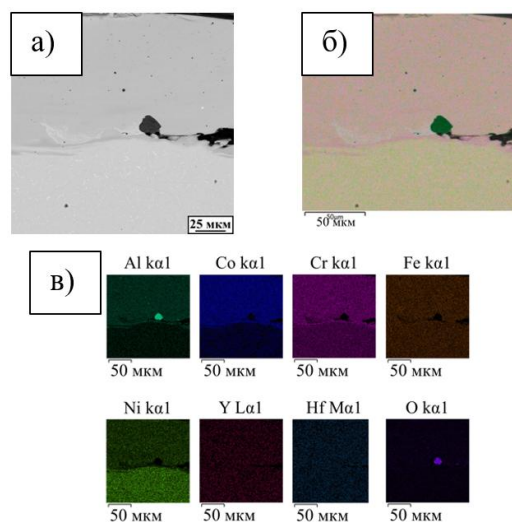


Рис. 7. СЭМ-изображение крупного включения на основе оксида алюминия в покрытии, сформированном в режиме № 1 (а); многослойное ЭДС изображение (б); элементные карты EDS, показывающие распределение Al, Co, Cr, Fe, Ni, Y, Hf, O (в)

Fig. 7. SEM image of large aluminium oxide-based inclusion in coating deposited in mode No 1 (a); overlaid EDS map (b), EDS elemental maps showing Al, Co, Cr, Fe, Ni, Y, Hf, O

distribution (с)

На границе между покрытием и подложкой наблюдается переходный слой, состоящий из тонких горизонтально ориентированных прослоек ВЭС и Inconel 718. Подобные периодические структуры наблюдались во всех образцах независимо от применявшегося режима ЭВН. Стоит отметить, что ширина и выраженность переходного слоя коррелирует с толщиной покрытия для отдельно взятого образца. На участках с большей толщиной покрытия периодические структуры более выражены.

Слоистое строение переходного слоя между покрытием на основе ВЭС и подложкой Inconel 718, вероятно, связано с совместным развитием неустойчивостей Рэлея–Тейлора и Кельвина–Гельмгольца в процессе ЭВН. Это приводит к формированию волнообразного интерфейса и локальному взаимному проникновению компонентов покрытия и подложки. В результате последующей кристаллизации и охлаждения фиксируется неоднородность состава и структуры, проявляющаяся в виде чередующихся прослоек. Дополнительный вклад в формирование такой структуры вносит диффузия элементов в условиях высоких температурных градиентов.

Заключение

В настоящем исследовании на подложке из сплава Inconel 718 при помощи ЭВН в 4 различных режимах были сформированы покрытия на основе ВЭС AlCoCrFeNi, легированного Y и Hf. В качестве электровзрывного проводника для нанесения покрытий применялись тонкие диски диаметром 25 мм и средней массой 0,82 г, полученные методом компактирования порошков ВЭС, изготовленных методом механического легирования в планетарной мельнице.

Показано, что во всех режимах ЭВН формируются многофазные покрытия, представленные двумя фазами с ГЦК-решеткой и одной фазой с ОЦК-решеткой, а также интерметаллидом AlNi₃ с массовой долей, не превышающей 5 %. Обнаружено, что режимы ЭВН № 2 и № 3 способствуют увеличению массовой доли фазы с ОЦК-решеткой, однако иных устойчивых зависимостей между параметрами разряда и характеристиками фаз выявлено не было.

Установлено, что полученные покрытия сохраняют общие структурные признаки при реализации каждого режима напыления, однако увеличение разрядной энергии в процессе ЭВН способствует увеличению максимальной толщины покрытия и росту разброса ее значений по сечению. Также наблюдается снижение концентрации сферических включений на основе оксида алюминия. Во всех образцах под участками покрытий с большей толщиной присутствуют периодические структуры, состоящие из тонких горизонтально ориентированных прослоек ВЭС и Inconel 718.

Полученные результаты подтверждают принципиальную возможность формирования покрытий на основе ВЭС AlCoCrFeNi, легированного Y и Hf, методом электровзрывного напыления и демонстрируют перспективность данного подхода для создания МЖСП. Вместе с тем выявленные особенности строения покрытий, а также отсутствие однозначных корреляционных зависимостей между параметрами ЭВН и фазовым составом указывают на необходимость дальнейших исследований.

Список литературы

1. Hardwicke C. U., Lau Y.-C. Advances in Thermal Spray Coatings for Gas Turbines and Energy Generation: A Review // *J Therm Spray Tech.* 2013. Т. 22, № 5. С. 564–576.
2. Bogdan M., Peter I. A Comprehensive Understanding of Thermal Barrier Coatings (TBCs): Applications, Materials, Coating Design and Failure Mechanisms: 5 // *Metals. Multidisciplinary Digital Publishing Institute*, 2024. Т. 14, № 5. С. 575.
3. Takahashi R. J. и др. Heat treatment for TGO growth on NiCrAlY for TBC application // *Mater. Res. Express.* 2020. Т. 6, № 12. С. 126442.
4. Li B. и др. Design of Thermal Barrier Coatings Thickness for Gas Turbine Blade Based on Finite Element Analysis // *Mathematical Problems in Engineering.* 2017. Т. 2017, № 1. С. 2147830.
5. Hille T. S., Suiker A. S. J., Turteltaub S. Microcrack nucleation in thermal barrier coating systems // *Engineering Fracture Mechanics.* 2009. Т. 76, № 6. С. 813–825.

6. Clarke D. R., Oechsner M., Pature N. P. Thermal-barrier coatings for more efficient gas-turbine engines // *MRS Bulletin*. 2012. Т. 37, № 10. С. 891–898.
7. Cojocaru C. V., Aghasibeig M., Irissou E. NiCoCrAlX (X = Y, Hf and Si) Bond Coats by Cold Spray for High Temperature Applications // *J Therm Spray Tech*. 2022. Т. 31, № 1. С. 176–185.
8. Haynes J. A., Ferber M. K., Porter W. D. Thermal cycling behavior of plasma-sprayed thermal barrier coatings with various MCrAlX bond coats // *J Therm Spray Tech*. 2000. Т. 9, № 1. С. 38–48.
9. Karaoglanli A. C. Structure and durability evaluation of blast furnace slag coatings and thermal barrier coatings (TBCs) under high temperature conditions // *Surface and Coatings Technology*. 2023. Т. 452. С. 129087.
10. He J. Advanced MCrAlY alloys with doubled TBC lifetime // *Surface and Coatings Technology*. 2022. Т. 448. С. 128931.
11. Rahimi J., Javadi Sigaroodi M. R., Poursaeidi E. Thermal shock resistance of thermal barrier coating with different bondcoat types and diffusion pre-coating // *Ceramics International*. 2023. Т. 49, № 2. С. 2061–2072.
12. Meghwal A. и др. Thermal Spray High-Entropy Alloy Coatings: A Review // *J Therm Spray Tech*. 2020. Т. 29, № 5. С. 857–893.
13. Ossiansson M. и др. Assessment of CrFe-CoNi and AlCrFeCoNi High-Entropy Alloys as Bond Coats for Thermal Barrier Coatings // *J Therm Spray Tech*. 2022. Т. 31, № 4. С. 1404–1422.
14. Lu J. и др. Y-doped AlCoCrFeNi_{2.1} eutectic high-entropy alloy with excellent oxidation resistance and structure stability at 1000°C and 1100°C // *Corrosion Science*. 2021. Т. 180. С. 109191.
15. Lu J. и др. Y/Hf-doped AlCoCrFeNi high-entropy alloy with ultra oxidation and spallation resistance // *Corrosion Science*. 2020. Т. 166. С. 108426.
16. Lu J. и др. Effect of Al content on the oxidation behavior of Y/Hf-doped AlCoCrFeNi high-entropy alloy // *Corrosion Science*. 2020. Т. 170. С. 108691.
17. Lu J. и др. Y-Hf co-doped Al_{1.1}CoCr_{0.8}FeNi high-entropy alloy with excellent oxidation resistance and nanostructure stability at 1200°C // *Scripta Materialia*. 2021. Т. 203. С. 114105.
18. Liu Z. и др. An experimental study on synthesizing submicron MoSi₂-based coatings using electrothermal explosion ultra-high speed spraying method // *Surface and Coatings Technology*. 2008. Т. 202, № 13. С. 2917–2921.
19. Wang X. и др. Electrical explosion spray of Ag/C composite coating and its deposition behavior // *Ceramics International*. 2022. Т. 48, № 4. С. 4497–4504.
20. Zhou H. и др. In Situ Synthesis of FeAl Intermetallic Coatings by Wire Electrical Explosion-Spraying // *J Therm Spray Tech*. 2025. Т. 34, № 6. С. 2119–2128.
21. Liu Y. и др. A Study on the Corrosion Resistance of a Coating Prepared by Electrical Explosion of 321 Metal Wire // *Lubricants*. Multidisciplinary Digital Publishing Institute, 2023. Т. 11, № 7. С. 309.
22. Li C. и др. Discharge Characteristics and Dynamic Process of Directional Spraying Binary and Ternary Alloy Coating via Electrical Explosion Method // *Proceedings of the 4th International Symposium on Plasma and Energy Conversion / под ред. Dai D. и др.* Singapore: Springer Nature, 2023. С. 302–311.
23. Hou S. и др. Microstructure and oxidation resistance of Mo–Si and Mo–Si–Al alloy coatings prepared by electro-thermal explosion ultrahigh speed spraying // *Materials Science and Engineering: A*. 2009. Т. 518, № 1. С. 108–117.
24. Wang Y. и др. Surface modifications of Al-based amorphous composite coatings on 7075 Al plate prepared by high-speed electrothermal explosion // *Procedia Engineering*. 2012. Т. 27. С. 1042–1047.
25. Huang K. и др. Preparation and Performance of Mo/Cu/Fe Multi-Layer Composite Coating with Staggered Spatial Structure by Electro-Explosive Spraying Technology // *Materials*. Multidisciplinary Digital Publishing Institute, 2022. Т. 15, № 10. С. 3552.

Информация об авторах

А. Д. Филяков – аспирант Сибирского государственного индустриального университета

И.И. Чумачков – аспирант Сибирского государственного индустриального университета

В. В. Почетуха – кандидат технических наук, доцент кафедры транспорта и логистики Сибирского государственного индустриального университета

В. Е. Громов – доктор физико-математических наук, профессор, заведующий кафедрой естественнонаучных дисциплин имени профессора В.М. Финкеля Сибирского государственного индустриального университета

References

1. Hardwicke, C. U., & Lau, Y.-C. (2013). Advances in Thermal Spray Coatings for Gas Turbines and Energy Generation: A Review. *Journal of Thermal Spray Technology*, 22(5), 564–576.
2. Bogdan, M., & Peter, I. (2024). A Comprehensive Understanding of Thermal Barrier Coatings (TBCs): Applications, Materials, Coating Design and Failure Mechanisms. *Metals*, 14(5), Article 5.
3. Takahashi, R. J., Assis, J. M. K., Piorino Neto, F., & Reis, D. A. P. (2020). Heat treatment for TGO growth on NiCrAlY for TBC application. *Materials Research Express*, 6(12), 126442.
4. Li, B., Fan, X., Li, D., & Jiang, P. (2017). Design of Thermal Barrier Coatings Thickness for Gas Turbine Blade Based on Finite Element Analysis. *Mathematical Problems in Engineering*, 2017(1), 2147830.
5. Hille, T. S., Suiker, A. S. J., & Turteltaub, S. (2009). Microcrack nucleation in thermal barrier coating systems. *Engineering Fracture Mechanics, Multi-Scale Analysis of Evolving Interfaces in (Multi) Materials*, 76(6), 813–825.
6. Clarke, D. R., Oechsner, M., & Padture, N. P. (2012). Thermal-barrier coatings for more efficient gas-turbine engines. *MRS Bulletin*, 37(10), 891–898.
7. Cojocaru, C. V., Aghasibeig, M., & Irissou, E. (2022). NiCoCrAlX (X = Y, Hf and Si) Bond Coats by Cold Spray for High Temperature Applications. *Journal of Thermal Spray Technology*, 31(1), 176–185.
8. Haynes, J. A., Ferber, M. K., & Porter, W. D. (2000). Thermal cycling behavior of plasma-sprayed thermal barrier coatings with various MCrAlX bond coats. *Journal of Thermal Spray Technology*, 9(1), 38–48.
9. Karaoglanli, A. C. (2023). Structure and durability evaluation of blast furnace slag coatings and thermal barrier coatings (TBCs) under high temperature conditions. *Surface and Coatings Technology*, 452, 129087.
10. He, J. (2022). Advanced MCrAlY alloys with doubled TBC lifetime. *Surface and Coatings Technology*, 448, 128931.
11. Rahimi, J., Javadi Sigaroodi, M. R., & Poursaeidi, E. (2023). Thermal shock resistance of thermal barrier coating with different bondcoat types and diffusion pre-coating. *Ceramics International*, 49(2), 2061–2072.
12. Meghwal, A., Anupam, A., Murty, B. S., Berndt, C. C., Kottada, R. S., & Ang, A. S. M. (2020). Thermal Spray High-Entropy Alloy Coatings: A Review. *Journal of Thermal Spray Technology*, 29(5), 857–893.
13. Ossiansson, M., Gupta, M., Löbel, M., Lindner, T., Lampke, T., & Joshi, S. (2022). Assessment of CrFeCoNi and AlCrFeCoNi High-Entropy Alloys as Bond Coats for Thermal Barrier Coatings. *Journal of Thermal Spray Technology*, 31(4), 1404–1422.
14. Lu, J., Zhang, H., Chen, Y., Li, L., Liu, X., Xiao, W., Ni, N., Zhao, X., Guo, F., & Xiao, P. (2021). Y-doped AlCoCrFeNi_{2.1} eutectic high-entropy alloy with excellent oxidation resistance and structure stability at 1000°C and 1100°C. *Corrosion Science*, 180, 109191.
15. Lu, J., Chen, Y., Zhang, H., Ni, N., Li, L., He, L., Mu, R., Zhao, X., & Guo, F. (2020). Y/Hf-doped AlCoCrFeNi high-entropy alloy with ultra oxidation and spallation resistance. *Corrosion Science*, 166, 108426.
16. Lu, J., Chen, Y., Zhang, H., Li, L., Fu, L., Zhao, X., Guo, F., & Xiao, P. (2020). Effect of Al content on the oxidation behavior of Y/Hf-doped AlCoCrFeNi high-entropy alloy. *Corrosion Science*, 170, 108691.
17. Lu, J., Zhang, H., Li, L., Huang, A., Liu, X., Chen, Y., Zhang, X., Guo, F., & Zhao, X. (2021). Y-Hf co-doped Al_{1.1}CoCr_{0.8}FeNi high-entropy alloy with excellent oxidation resistance

- and nanostructure stability at 1200°C. *Scripta Materialia*, 203, 114105.
18. Liu, Z., Hou, S., Liu, D., Zhao, L., Li, B., & Liu, J. (2008). An experimental study on synthesizing submicron MoSi₂-based coatings using electrothermal explosion ultra-high speed spraying method. *Surface and Coatings Technology*, 202(13), 2917–2921.
19. Wang, X., Zhou, H., Wei, Y., Zhang, A., & Zhu, L. (2022). Electrical explosion spray of Ag/C composite coating and its deposition behavior. *Ceramics International*, 48(4), 4497–4504.
20. Zhou, H., Son, S., Wang, X., He, C., Chen, W., Ma, J., Wei, Y., Zhang, W., & Zhu, L. (2025). In Situ Synthesis of FeAl Intermetallic Coatings by Wire Electrical Explosion-Spraying. *Journal of Thermal Spray Technology*, 34(6), 2119–2128.
21. Liu, Y., Song, Q., Deng, H., Liu, Y., Chen, P., & Huang, K. (2023). A Study on the Corrosion Resistance of a Coating Prepared by Electrical Explosion of 321 Metal Wire. *Lubricants*, 11(7), 309.
22. Li, C., Feng, J., Yuan, W., Cao, Y., & Han, R. (2023). Discharge Characteristics and Dynamic Process of Directional Spraying Binary and Ternary Alloy Coating via Electrical Explosion Method. In D. Dai, C. Zhang, Z. Fang, & X. Lu (Eds.), *Proceedings of the 4th International Symposium on Plasma and Energy Conversion* (pp. 302–311). Springer Nature.
23. Hou, S., Liu, Z., Liu, D., Li, B., & Zhang, N. (2009). Microstructure and oxidation resistance of Mo–Si and Mo–Si–Al alloy coatings prepared by electro-thermal explosion ultrahigh speed spraying. *Materials Science and Engineering: A*, 518(1), 108–117.
24. Wang, Y., Chen, Y., Liu, Z., Xue, Z., & Yang, G. (2012). Surface modifications of Al-based amorphous composite coatings on 7075 Al plate prepared by high-speed electrothermal explosion. *Procedia Engineering*, 2011 Chinese Materials Conference, 27, 1042–1047.
25. Huang, K., Song, Q., Chen, P., & Liu, Y. (2022). Preparation and Performance of Mo/Cu/Fe Multi-Layer Composite Coating with Staggered Spatial Structure by Electro-Explosive Spraying Technology. *Materials*, 15(10), 3552.

Information about the authors

A. D. Filyakov – graduate student, Siberian State Industrial University

I. I. Chumachkov – graduate student, Siberian State Industrial University

V. V. Pochetukha – Candidate of Technical Sciences, Associate Professor, Department of Transport and Logistics, Siberian State Industrial University

V. E. Gromov – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Professor, Head of Department of the Department of Natural Sciences named after Professor V. M. Finkel, Siberian State Industrial University.

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.
The authors declare that there is no conflict of interest.

Статья поступила в редакцию 03.03.2026; одобрена после рецензирования 25.05.2026; принята к публикации 01.06.2026.

The article was received by the editorial board on 03 Mar. 2026; approved after reviewing 25 May 2026; accepted for publication 01 Jun. 2026.