

<https://doi.org/10.52676/1729-7885-2024-3-91-104>

УДК 621.793.71

ВЛИЯНИЕ ВАРЬИРОВАНИЯ РАССТОЯНИЯ НАПЫЛЕНИЯ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И МЕХАНО-ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ 86WC-10Co-4Cr, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ HVOF

Б. К. Рахадиллов¹, Н. Муктанова^{2,3*}, Д. Н. Какимжанов^{2,3}

¹ Восточно-Казахстанский университет им. Сарсена Аманжолова, Усть-Каменогорск, Казахстан

² Восточно-Казахстанский технический университет им. Даулета Серикбаева, Усть-Каменогорск, Казахстан

³ ТОО "PlasmaScience", Усть-Каменогорск, Казахстан

* E-mail для контактов: nmuktanova@bk.ru

В работе приводятся результаты металлографического и трибологического исследования покрытий 86WC-10Co-4Cr, полученных методом HVOF на установке Termika-3 при варьировании расстояния напыления. Изучается влияние расстояния напыления на микроструктуру покрытия, фазовый состав, а также механические и трибологические свойства. Фазовый состав, микроструктура и распределение элементов анализировались с применением методов рентгеновской дифракции (РФА), сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) и энергодисперсионной спектроскопии (ЭДС). Твердость образцов измерялась на микротвердомере по методу Виккерса, коэффициент трения и степень износа исследовались с использованием измерителя трения и износа. Согласно результатам исследования, установлено, что оптимальным расстоянием напыления для нанесения покрытий 86WC-10Co-4Cr с улучшенными характеристиками износостойкости и твердости, а также с низкой пористостью, является 300 мм.

Ключевые слова: износостойкость, металлокермическое покрытие, микроструктура, фазовый состав, высокоскоростное кислородно-топливное напыление, коэффициент трения.

ВВЕДЕНИЕ

Одной из главных технических задач транспортировки нефти и нефтепродуктов является создание высокоорганизованной системы коммуникаций трубопроводного транспорта, обеспечивающего высокую надежность и полную экологическую безопасность. Это можно обеспечить созданием и изготовлением качественной трубопроводной арматуры и других элементов системы трубопроводного транспорта применением высокопрочных и износостойких материалов.

В Республике Казахстан производством трубопроводной арматуры занимаются крупные заводы, такие как: акционерное общество «Усть-Каменогорский арматурный завод» (город Усть-Каменогорск), товарищество с ограниченной ответственностью «Завод Казахстанская Арматура» (город Темиртау), акционерное общество «Усть-Каменогорский завод промышленной арматуры» (город Усть-Каменогорск), товарищество с ограниченной ответственностью «Павлодарский завод трубопроводной арматуры» (город Павлодар), Атырауский завод трубопроводной арматуры (город Атырау). Потребителями выпускаемой в Республике Казахстан трубопроводной арматуры, в том числе задвижек (шиберные, клиновые и затворы обратные), являются крупнейшие энергодобывающие, нефтеперерабатывающие и металлургические предприятия Казахстана и Содружества Независимых Государств [1].

Одной из технических задач вышеуказанных заводов является повышение надежности и долговечности шиберных задвижек. Задвижки являются одним из важных элементов в транспортировке нефти и га-

за, в процессе добычи от скважины и по сложной сети трубопроводов, определяя условия безопасной эксплуатации и защиты окружающей среды.

Интенсификация производства и повышение конкурентоспособности отечественных изделий требует применения современных материалов, обладающих улучшенными физико-химическими свойствами. Однако, отечественные заводы по производству трубопроводной арматуры, а именно шиберных задвижек, все еще применяют традиционные и устаревшие технологии наплавки и нанесения покрытий, которые не обеспечивают высокие трибологические и коррозионные характеристики узла затвор-седло.

Например, Усть-Каменогорский арматурный завод применяет технологию электродуговой наплавки дисперсионно-твердеющей сталью типа 10X17H87C5Г2Т уплотнительных поверхностей деталей затвора тяжелой сварной нефтяной трубопроводной арматуры. Однако, данный метод не обеспечивает высоких механических и трибологических характеристик поверхности. Поэтому, в условиях Усть-Каменогорского арматурного завода для повышения износостойкости наплавленного материала из 10X17H8C5Г2Т применяется ультразвуковая упрочняющая финишная обработка, которая позволяет одновременно повысить поверхностную твердость наплавленного металла, класс шероховатости поверхностей и создать антифрикционный поверхностный слой. Тем не менее, и данная комбинированная технология не обеспечивает срок службы шиберных задвижек на уровне импортных и является экономически нецелесообразной. Поэтому данный завод в настоящее время широко применяет для повышения

срока службы шибберных задвижек технологию гальванического хромирования, которая является экологически вредной. В развитых странах сегодня существуют жесткие ограничения на процессы с эмиссией шестивалентного хрома [2].

А другие заводы Казахстана все еще не освоили и не внедрили технологии наплавки или напыления при производстве деталей шибберных задвижек. Например, АО «Усть-Каменогорский завод промышленной арматуры» производит малогабаритные шибберные задвижки без применения поверхностной обработки (наплавка или напыление), что делает их менее конкурентоспособными по сравнению с импортными продуктами [3]. Таким образом, для повышения конкурентоспособности отечественных задвижек, используемых в нефтедобывающей промышленности, и для обеспечения импортозамещения, на наш взгляд, необходимо разработать и внедрить современные газотермические технологии нанесения защитных покрытий. Кроме того, необходимо заменить технологию гальванического хромирования на газотермические технологии. В промышленно развитых странах освоение техники газотермического напыления происходит путем вытеснения «грязных» гальванических технологий.

Как известно из работ С.С. Полоскова [4], С.А. Тукова, М.В. Корчагина и С.О. Киреева [5], в процессе эксплуатации компоненты арматуры, используемой в нефтяной промышленности, подвергаются интенсивному эрозионному и коррозионному износу, что приводит к резкому снижению их долговечности. Эрозия и коррозия задвижек, используемых в нефтедобывающей промышленности, является серьезной проблемой. Это связано с тем, что взвешенные частицы песка в потоке нефти и газа вызывают эрозию некоторых критических компонентов, таких как задвижки и седловые кольца, что приводит к значительным эксплуатационным расходам. С другой стороны, коррозия этих компонентов из-за хлоридов, сульфидов и других примесей в сырой нефти и газе также может привести к утечкам и преждевременным отказам. Чтобы противостоять сочетанию трения и износа, на затворах и седлах используются различные покрытия и способы обработки поверхности. Они включают твердое хромирование, электролитическое никелирование, конверсионные покрытия, диффузионную обработку, термическое напыление покрытий и наплавку сварных швов. Среди них термическое напыление является одним из наиболее эффективных методов с точки зрения мировой практики и современным аналогом вышеизложенных методов [6].

Согласно источникам [7–9] установлено, что с помощью различных методов термического напыления, таких как воздушно-плазменное напыление (APS), вакуумное плазменное напыление (VPS), детонационный пистолет, дуговое напыление, пламенное напыление и высокоскоростное кислородно-топ-

ливное (газопламенное) напыление (HVOF) наносятся в основном покрытия на основе керамики-металлического композита (керметы), в частности карбид-вольфрам-кобальт WC-Co, карбид-вольфрам-кобальт-хром WC-Co-Cr, а также хром-карбид-никель-хром $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$ [10–13].

Преимуществом этих материалов является их высокая стойкость к абразивному, эрозионному и кавитационному износу, а керамические покрытия, полученные из них, характеризуются, без ограничений, повышенной твердостью, низким коэффициентом теплопроводности, высокой коррозионной и окислительной стойкостью и высокой стойкостью к абразивному износу и эрозии [14–16].

Карбидо-кобальтовые (WC-Co) композиты хорошо зарекомендовали себя как износ- и эрозионно-стойкие покрытия во многих отраслях промышленности, таких как аэрокосмическая и морская (шасси самолетов, пропеллеры, газовые турбины, гидравлические приводы), бурение нефтяных и газовых скважин, резка металла, горнодобывающая промышленность, обработка металлов давлением, целлюлозно-бумажная промышленность, геотермальная энергетика, производство электроэнергии (газовые турбины) и морские сооружения [17–24].

В качестве улучшения традиционного WC-Co порошка, WC-Co-Cr порошок становится все более используемым в промышленности из-за превосходной износостойкости и устойчивости к коррозии этого состава [16, 22, 25]. Cr выступает в качестве самого основного элемента сопротивления коррозии [26, 27]. Более высокие характеристики износа объясняются тем, что матрица CoCr обеспечивает лучшее связывание с карбидами и, следовательно, препятствует потере карбидов на границах частиц распыления во время износа [28].

Покрытия WC-Co-Cr могут быть нанесены с помощью различных методов распыления, таких как воздушно-плазменное распыление (APS), вакуумное плазменное распыление (VPS), детонационный пистолет, дуговое распыление, пламенное распыление и высокоскоростное кислородное распыление (HVOF) [29–31]. Однако процесс HVOF получил признание за свои преимущества, включая меньшую пористость, уменьшение реакций разложения, более высокую степень сохранения карбида вольфрама (WC), и лучшую адгезию между карбидом вольфрама (WC) и металлической связующей фазой [32–38].

В работе [39] были проведены сравнительные исследования покрытий WC-10Co-4Cr и WC-Co, напыленные методом HVOF, по производительности в условиях сухого абразивного износа при комнатной температуре при нагрузке 10 Н. WC-Co-Cr изнашивался в 20 раз меньше по объему снятого материала по сравнению с WC-Co, в зависимости от количества циклов износа. Покрытие WC-Co-Cr имеет свои износостойкие свойства благодаря высокой объемной доле твердых и прочных зерен WC в металлической

связующей фазе на основе Co. Наличие металлического связующего обеспечивает определенную степень прочности покрытия по сравнению с чистой керамической плиткой, однако связующее переходит в хрупкое состояние, если во время напыления в нем растворяется большое количество W и C [40]. Производительность покрытий на основе WC также сильно зависит от состава и структуры исходных порошков. Недавние исследования показали, что износостойкость и коррозионные характеристики твердосплавных (керметных) покрытий HVOF могут быть улучшены, если размер карбидных частиц уменьшен до субмикронных или нано-масштабов [41–44]. В работах были указаны, что разложение и обезуглероживание частиц карбида ответственно за фазовые превращения и влияет на свойства покрытия на основе WC-Co.

Таким образом, тщательная оптимизация параметров распыления и выбор порошкового сырья необходимы для обеспечения достаточной скорости частиц для получения жизнеспособного покрытия, одновременно предотвращая перегрев частиц для предотвращения обезуглероживания.

Покрытия WC-Co-Cr были выбраны в качестве хорошего потенциального материала для этого применения, так как этот материал демонстрирует износостойкость, сравнимую с широко используемым WC-Co, но также предлагает улучшение коррозионной стойкости.

Кроме того, покрытия, выбираемые для затворов и седел, должны отвечать строгим эксплуатационным требованиям и обеспечивать надежное газонепроницаемое уплотнение металл-металл. Как показал анализ литературы, процесс нанесения покрытий с использованием высокоскоростного кислородно-топливного напыления (HVOF) улучшает свойства поверхности, повышая износостойкость и коррозионную стойкость, а также обеспечивают эффективное уплотнение между функциональными поверхностями. Однако, недостаточно изучены закономерности формирования структурно-фазовых состояний HVOF-покрытий WC-Co-Cr и их влияния на трибологические свойства. Поэтому требуется провести комплексные экспериментальные исследования структурно-фазового состояния покрытий на основе карбида вольфрама в зависимости от технологического режима напыления.

Таким образом, целью настоящей статьи является исследование структурно-фазового состояния и механико-трибологических свойств покрытий на основе 86WC-10Co-4Cr, полученных методом HVOF.

Все исследовательские работы авторов, связанные с технологией HVOF, были выполнены на базе ТОО «PlasmaScience» (Республика Казахстан, город Усть-Каменогорск) [45].

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

В настоящей работе для обеспечения улучшения трибологических свойств узла «затвор-седло» клапана трубопроводной арматуры использовался спеченный, металлокерамический порошок карбида вольфрама в кобальт-хромовой матрице 86WC-10Co-4Cr (АО «Полема», г. Тула, Россия) с размером частиц 15÷50 мкм. В качестве подложки были использованы образцы из высоколегированной, коррозионностойкой стали 30X13 толщиной 4 мм (используется в конструкции узла затвора). Химический состав подложки и материалов покрытий 86WC-10Co-4Cr представлен в таблице 1.

В качестве изменяемого параметра выступали дистанция напыления: L1 – 100 мм, L2 – 200 мм, L3 – 300 мм. Перед напылением поверхность подложки была обезжирена и подвергнута пескоструйной обработке под давлением 0,6 МПа с использованием электрокорунда. Для нанесения покрытия использовалась установка высокоскоростного кислородно-топливного напыления HVOF Termika-3 (производство ООО «Плазмацентр», г. Санкт-Петербург) [46].

На рисунке 1 представлена схема установки системы HVOF Termika-3. Пропан (C₃H₈) и кислород (O) в баллонах, которые являются горючими газами, использовались в качестве топлива. С пультом управления газами устанавливается давление этих газов. При высоком давлении эти газы смешиваются друг с другом в камере, после чего порошки подаются в горелку с помощью транспортирующего газа (сжатый воздух от компрессора) из порошкового дозатора. На выходе из горелки, порошки попадают в пламя, где происходит их расплавление до пластического состояния. Затем расплавленные порошки направляются на предварительно подготовленную поверхность (подложка) образуя покрытие.

Таблица 1. Химический состав материала основы и покрытий (мас. %)

Материал подложки (сталь 30X13)												
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	Ti	Cu	W	Fe
0,26–0,35	<0,8	<0,8	<0,03	<0,025	12–14	<0,3	<0,6	<0,2	<0,2	<0,3	<0,2	остальное
Покрытие 86WC-10Co-4Cr												
C	Co	Cr	Fe	W	другие							
5,34	9,86	4,03	0,08	основа	< 0,3							

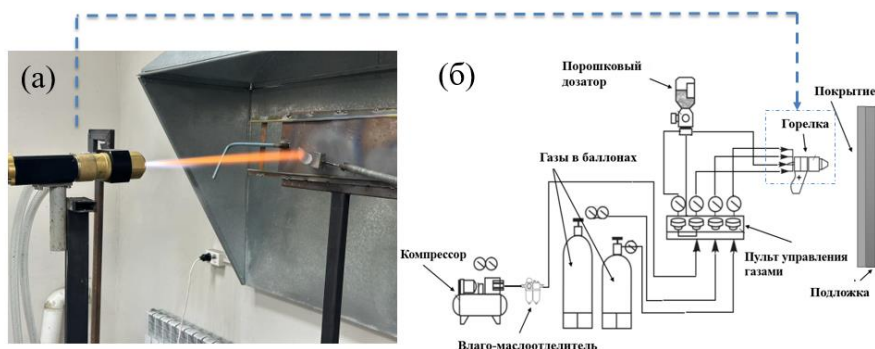


Рисунок 1. Процесс напыления образцов методом HVOF Termika-3 (а) и схематическое изображение метода HVOF Termika-3 (б)

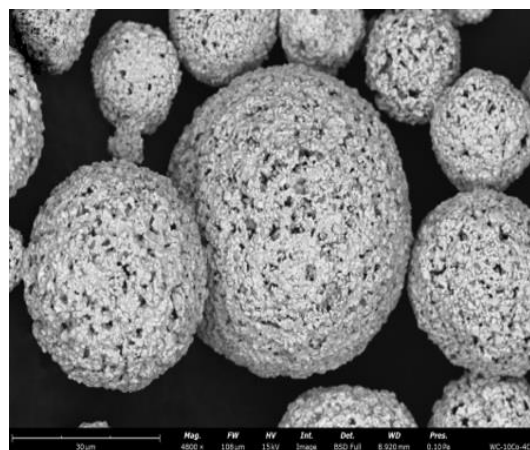
На установке HVOF Termika-3 были получены металлокерамические покрытия 86WC-10Co-4Cr с варьированием расстояния напыления: L1 – 100 мм, L2 – 200 мм, L3 – 300 мм. Время выдержки всех образцов при напылении составляло 15 с. Параметры, установленные для высокоскоростного кислородно-топливного напыления HVOF Termika-3, были определены путем проведения серии экспериментов и приведены в таблице 2.

Таблица 2. Режимы напыления 86WC-10Co-4Cr - покрытий

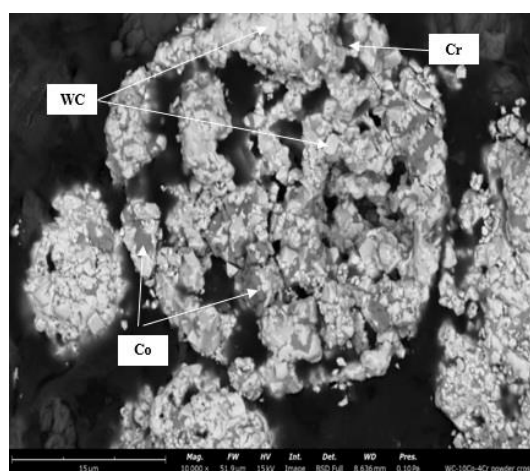
Пример кода	L1	L2	L3
Расстояние напыления, мм	100	200	300
Режимы параметров на пульте управления газами	оптимальные значения		
– давление пропана	2,9 бар		
– давление кислорода	5 бар		
– давление сжатого воздуха	3,2 бар		

Структурные исследования и измерения пористости и микротвердости покрытий проводились на поперечных микрошлифах. Морфология порошка и поперечного сечения покрытий была охарактеризована с помощью сканирующей электронной микроскопии TESCAN MIRA3 LMN (TESCAN, г. Брно, Чешская Республика) с приставкой энергодисперсионного анализа INCA ENERGY (“Oxford Instruments”, Великобритания). Пористость покрытий оценивалась по СЭМ изображениям с использованием программного обеспечения для анализа изображений Altami Studio 4.0 оптического микроскопа Altami MET 5S (ООО «Альтами», г. Санкт-Петербург, Россия). СЭМ-наблюдение исходных порошков показывают, что порошки имеют сферическую форму (рисунок 2, а). Это важно с технологической точки зрения, поскольку обеспечивает подходящую сыпучесть частиц порошка во время напыления. Согласно, анализу СЭМ изображения поперечного сечения порошка (рисунок 2, б), установлено, что морфологически структура состоит из двух фаз с разным цветом, где, полигональные частицы WC имеют светлый окрас, а металлическая фаза кобальт-хрома (матрица) представлена в темно-сером цвете. Частицы карбида вольфрама хо-

рошо распределены и внедрены в кобальт-хромовую матрицу, что согласуется со многими исследованиями, представленными в [48, 49]. Также можно заметить, что присутствуют поры, которые могут облегчить распределение тепла и способствовать лучшему плавлению или полуплавлению частиц.



а)



б)

Рисунок 2. Агломерированный и спеченный порошок WC-10Co-4Cr: морфология исходного порошка (а) и поперечное сечение порошкового агломерата (б)

Рентгеноструктурный анализ (РСА) порошков и покрытий проводился на дифрактометре X'PertPRO ("Philips Corporation", г. Амстердам, Нидерланды) с Cu-K α -излучением ($\lambda = 0,154$ нм), работавшего при напряжении 40 кВ и токе 30 мА. Измерения проводились в диапазоне 2θ от 10° до 100° , для экспериментов ширина шага и время экспозиции были установлены на $0,05^\circ$ и 3 с для каждого шага. Расшифровку дифрактограмм проводили с помощью программы полнопрофильного анализа POWDER CELL (версия 2.4). Шероховатость поверхности покрытий определялась с помощью профилометра модели 130 (ОАО «Завод ПРОТОН», г. Москва, Россия) в среднем по пяти измерениям. Измерение микротвердости образцов проводилось по поперечному сечению покрытий (10 замеров для каждого типа покрытия) на микротвердометре «Металаб 502» (Металаб, Россия), при нагрузках на индентор 100 г и времени выдержки 10 с. Трибологические испытания на трение и износ проводились на Трибометре TRB³ (Anton-Paar, Buchs, Швейцария) с использованием стандартной методики «шар-диск», где в качестве контртела использовали шарик диаметром 6,0 мм из стали с покрытием 100Cr6, при нагрузке 10 Н и линейной скорости 3 см/сек, радиусом кривизны износа 2 мм, пути трения 100 м.

РЕЗУЛЬТАТЫ И АНАЛИЗЫ

На рисунке 3 представлены результаты исследования фазового состава порошка и металлокерамических покрытий 86WC-10Co-4Cr, полученных мето-

дом HVOF при различных расстояниях напыления (L1 – 100 мм, L2 – 200 мм, L3 – 300 мм). Рентгеноструктурный анализ показывает, что исходный порошок WC-10Co-4Cr состоит из основной фазы высшего карбида вольфрама, а также фаз вольфрама W, кобальта Co и η фазы – $\text{Co}_3\text{W}_3\text{C}$ ($\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$) (рисунок 3, г). Распределения η фазы отражается на рентгеновском дифракционном спектре только в области малых углов. Когда порошок подвергался воздействию пламени HVOF, наблюдались некоторые изменения в рентгенограмме. В покрытиях обнаружены фазы WC, низшего карбида вольфрама W_2C , оксида кобальта CoO, последние, две из которых, получены в результате термического разложения порошка при напылении, что согласуется с исследованием автора [50]. Опираясь на диаграмму состояния двойной системы W-C, можно предположить, что в интервале температур 2400–2800 °С происходит потеря углерода из фазы WC, что приводит к формированию хрупкой фазы W_2C [51]. А образование оксидной фазы CoO объясняется тем, что при высокоскоростном газопламенном напылении используется окислительная среда газопламенных продуктов кислородно-пропановой смеси, что приводит к более интенсивному взаимодействию WC с кислородом. В результате чего происходит частичная потеря углерода, следовательно, избыток углерода, образующийся в результате растворения WC, диффундирует в металлическую матрицу и образует другую карбидную W_2C и оксидную CoO фазу.

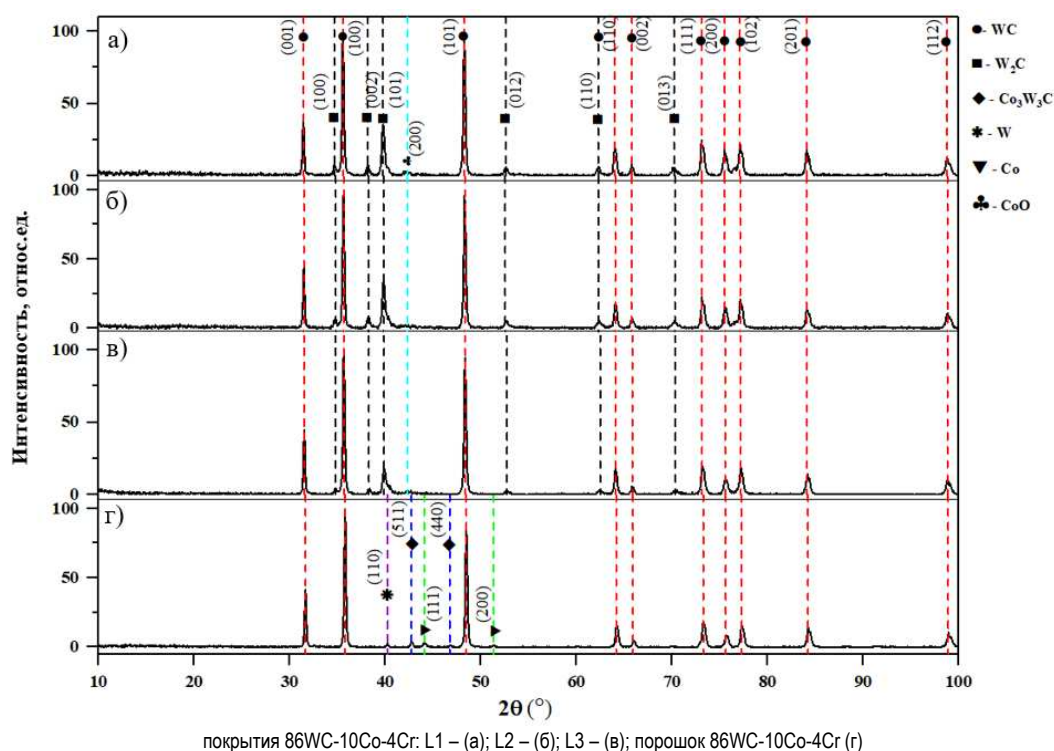


Рисунок 3. Диаграммы порошков WC-10Co-4Cr и покрытий при разных дистанциях напыления

При расстоянии 300 мм, можно увидеть уменьшение интенсивности низших карбидов W_2C , что указывает на то, что процесс HVOF при низкой температуре и высокой скорости может эффективно препятствовать обезуглероживанию. Также, можно заметить, что на дифрактограммах (рисунок 3, а, б, в) отсутствуют рефлексы η фазы Co_3W_3C , поскольку она была нестабильна во время напыления HVOF, что также подтверждается с другим исследованием [52].

В таблице 3 приведены данные о фазовом составе покрытий, проанализированных программой полнопрофильного анализа POWDERCELL (версия 2.4). Графически сравнивались экспериментальные и расчетные дифрактограммы, определены содержание фаз в каждом покрытии, параметры решетки фазы, области когерентного рассеяния (ОКР) кристалла и значение микронапряжения ($\Delta d/d \cdot 10^{-3}$). Согласно анализу фазового состава (таблица 3), проведенного методом XRD (рисунок 3), в покрытиях были обнаружены фазы: WC, W_2C и CoO. Во всех покрытиях размер кристаллитов, рассчитанный с использованием программы POWDERCELL, для фазы WC составляет около 44 нм, а для фаз W_2C и CoO он был разным, как показано на таблице 3. Чем больше размер кристаллита, тем более узкие дифракционные линии на дифрактограмме или, наоборот, чем меньше, тем шире они [53]. Параметры решетки предоставляют точную информацию о структуре фаз, в то время микронапряжение позволяет оценить внутренние деформации кристаллических решеток фазы. Чем больше значение микронапряжения, тем больше кристаллические структуры фаз подвергаются внутренним деформациям [53]. Следовательно, из таблицы 3 видно, что на покрытиях L1 и L2 кристаллические решетки фаз W_2C и CoO испытывают значительные

внутренние деформации. На основе рентгеноструктурного полнопрофильного анализа покрытий 86WC-10Co-4Cr, также определено процентное содержание отдельных фаз. Содержание фазы WC во всех покрытиях L1, L2 и L3 составило 49%, 55%, 57% и для фазы W_2C – 20%, 19%, 11%, соответственно. Можно заметить, что содержание оксидной фазы CoO в покрытии при расстоянии 100 мм было больше, чем в остальных покрытиях. Это свидетельствует о том, при близком расстоянии, покрытие больше подвергается к окислению под воздействием высоких температур. Низкое содержание W_2C в покрытии L3 указывает на низкую степень разложения карбида WC до W_2C , можно предположить, что с увеличением расстояния напыления, порошок меньше находится в высокой температуре, так как, температура пламени убывает при увеличении расстояния.

Кристаллографические параметры и идентификации фаз были взяты из базы данных ICDD PDF-2 с использованием программы полнопрофильного анализа POWDERCELL (версия 2.4). Для фаз CoO и Co_3W_3C использовались данные из базы данных кристаллических структур неорганических веществ (ICSD). Детальные результаты представлены в таблице 4.

На рисунке 4 представлена морфология поперечного сечения покрытий, полученных с варьированием расстояния напыления: L1 – 100 мм, L2 – 200 мм, L3-300 мм. Все покрытия плотно прилегают к подложке без каких-либо трещин и разрушений и признаков расслоения не наблюдалось. Для удобства, анализ проводился при разных увеличениях, чтобы получить более подробной информации о структуре покрытия и оценки его характеристик.

Таблица 3. Результаты рентгенофазового анализа

Образец	Обнаруженные фазы	Содержание фазы, Масс.%	Параметры решетки, Å	Размер ОКР, нм	$\Delta d/d \cdot 10^{-3}$
Покрытие L1	WC	49	a=2,9012 c=2,8321	41	0,552
	W_2C	20	a=2,9717 c=4,6936	28	2,234
	CoO	31	a=4.2516	21	5,057
Покрытие L2	WC	55	a=2,9015 c=2,8317	39	0,723
	W_2C	19	a=2,9721 c=4,6936	33	3,517
	CoO	26	a=4.2666	22	1,664
Покрытие L3	WC	57	a=2,9015 c=2,8320	44	0,037
	W_2C	11	a=2,9687 c=4,6876	31	1,7
	CoO	22	a=4.2654	8	1,581

Таблица 4. Кристаллографические параметры фаз

Фаза	Кристаллическая решетка	Картотека	Пространственная группа
WC	hexagonal	00-025-1047	P-6m2
W_2C	hexagonal	00-035-0776	P-3m1
W	cubic	00-004-0806	Im3m
Co	cubic	00-015-0806	Fm3m
CoO	cubic	ICSD 245320	Fm3m
Co_3W_3C	cubic	ICSD 617462	Fd3m

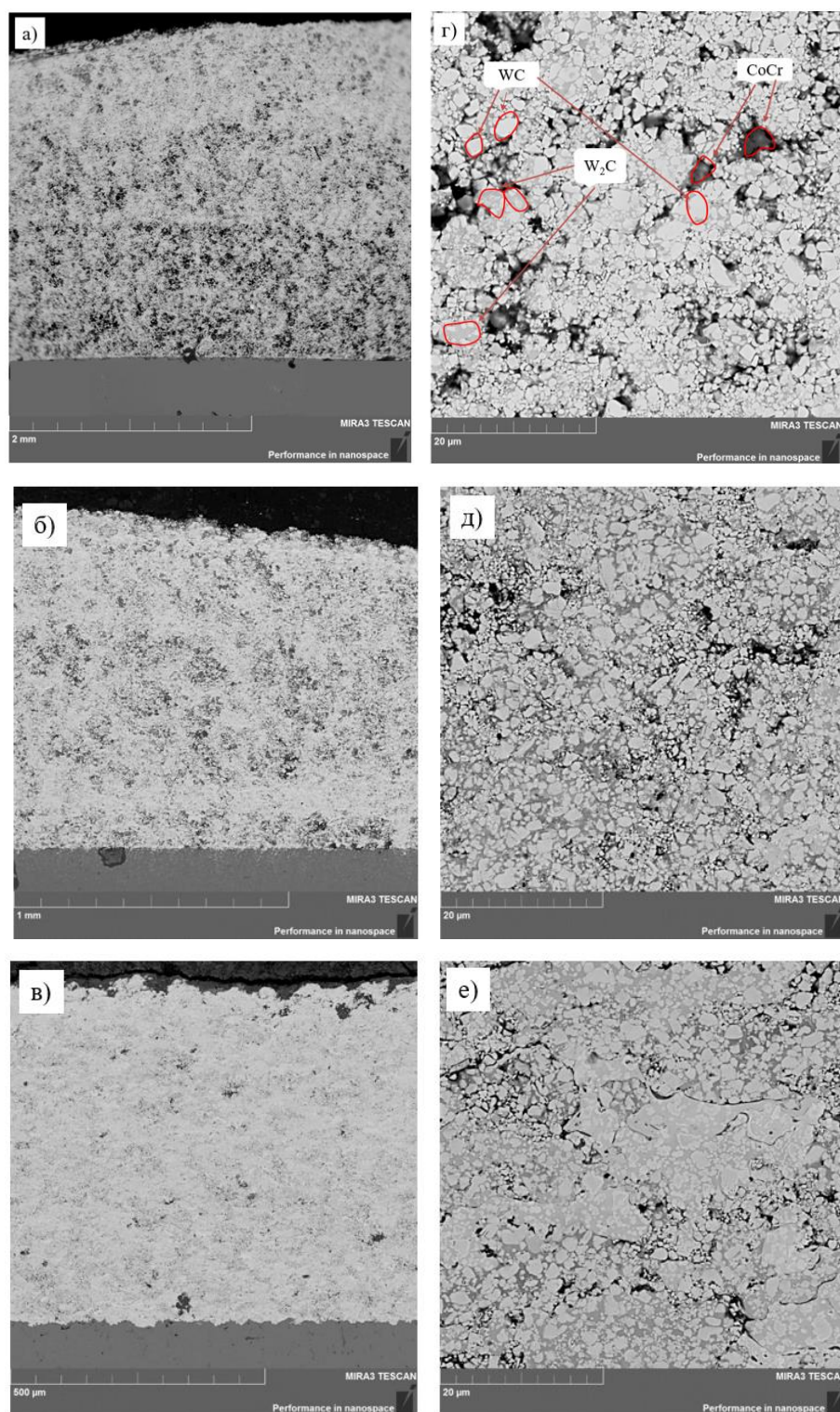


Рисунок 4. СЭМ-изображения морфологии поперечного сечения покрытий 86WC-10Co-4Cr, полученных с варьированием расстояния напыления: 100 мм (а, с); 200 мм (б, д); 300 мм (в, е)

Толщина трех покрытий варьировалась от 1,35 мм до 630 мкм. Установлено, что с увеличением расстояния напыления толщина металлокерамического покрытия уменьшается: $h = 1,35$ мм; $h = 1,15$ мм; $h = 630$ мкм для образцов L1, L2, L3 соответственно. Пористость покрытий оценивалась по

СЭМ-изображениям с использованием программного обеспечения Altami Studio 4.0 для анализа изображений. Во всех покрытиях относительная пористость не превышала 2,5%, однако наименьшую пористость со значением 0,7% показало покрытие, полученное при расстоянии напыления 300 мм (рисунок 4, в).

Формирование пористых и малопористых структур в покрытиях может зависеть от различных факторов. Во-первых, это может быть связано с более эффективным нагреванием порошка до пластического состояния в процессе напыления. То есть, более интенсивное нагревание порошка при большем расстоянии напыления может способствовать формированию более компактного покрытия с уменьшением пористых свойств. Во-вторых, при увеличении расстояния напыления от распылителя к подложке, расширяется площадь пламени. Таким образом, частицы порошка разбрасываются на большую площадь подложки и с большей вероятностью будут покрывать всю поверхность подложки равномерно, что характеризуются плотной и однородной микроструктурой. Такая плотная структура обусловлена характерной особенностью процесса HVOF (главным образом, высокой кинетической энергией частиц) [54, 55]. Как показывает СЭМ-анализ, при расстоянии напыления 100 мм в микроструктуре покрытия образовались значительные и отчетливые микропоры. Возможно, это связано: во-первых, с перегревом частиц порошка из-за чрезмерно высокой температуры пламени; во-вторых, с кратковременным пребыванием частиц в пламени, что не дает частицу на равномерное распределение и расплавление. Указанные факторы приводят к неравномерному покрытию и образованию микропор. Из СЭМ-анализа поперечного сечения всех покрытий (рисунок 4, г, д, е) можно наблюдать, что частицы карбида вольфрама (WC) равномерно распределились в матричной фазе (CoCr). Темно-серого цвета, вероятно, является матрицей кобальт-хрома CoCr, светло-серые частицы представляют собой карбид вольфрама (WC). Связующее Co, однако, демонстрировало равномерное распределение среди основной фазы WC. Существует вероятность того, что низший карбид вольфрама W_2C может быть диспергирован в этом кобальтовом связующем, как показано на рисунке 3, г. Это предположение подтверждается рентгеноструктурными анализами, как показано на рисунке 3, а, б, в, где дисперсная фаза содержит вольфрам и имеет недостаток кобальта. Большинство деталей WC сохранили свою многоугольную форму белого цвета. Согласно многочисленным литературным источникам, образование W_2C вокруг WC объясняется обезуглероживанием WC в процессе HVOF [56–58].

На рисунке 5 представлены результаты анализа элементного картирования поперечного сечения покрытий, полученных с варьированием расстояния напыления: L1 – 100 мм, L2 – 200 мм, L3 – 300 мм. EDS-анализ поперечных сечений продемонстрировал присутствие нескольких элементов, таких как W, C, O, Co и Cr, в то время как подложка из коррозионно-стойкой стали 30X13 содержит элементы Fe, C.

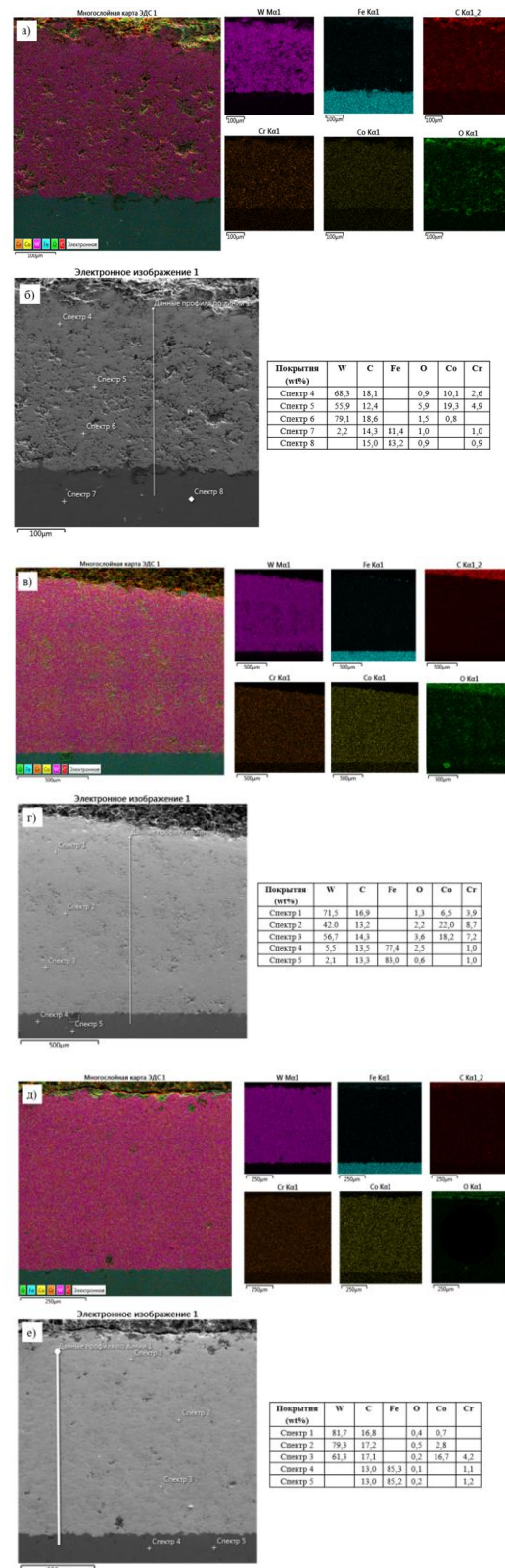


Рисунок 5. Карты элементного распределения напыляемых элементов в анализируемом участке покрытия 86WC-10Co-4Cr: L1 – 100 мм (a); L2 – 200 мм (б); L3 – 300 мм (д) и точечный элементный анализ L1 – 100 мм (б); L2 – 200 мм (г); L3 – 300 мм (е)

Картографические анализы на рисунках 5, а, б иллюстрируют, что внутренние слои покрытий частично подвержены окислению, в отличие от покрытия, полученного при расстоянии 300 мм. Это объясняется тем, что при высокоскоростном газопламенном напылении используется окислительная среда газопламенных продуктов кислородно-пропановой смеси, что приводит к более интенсивному взаимодействию WC с кислородом. В результате чего происходит частичная потеря углерода, следовательно, избыток углерода, образующийся в результате растворения WC, диффундирует в металлическую матрицу и образует другую карбидную фазу W_2C . Из покрытий L1 и L2 (рисунок 5, а, б, в) можно увидеть процесс окисления, вызванный высокой температурой частиц в процессе напыления. При более высокой температуре частицы имеют больше энергии, что ускоряет химические реакции, включая окисление. В результате происходит более интенсивное образование оксидных оболочек вокруг частиц WC. Это может быть особенно заметно при напылении в окислительной среде, где кислород стимулирует процессы окисления. Более высокая температура пламени и более длительное нахождение частиц в нем могут обуславливать более полное окисление. Но в нашем случае на покрытиях L1 и L2 произошло частичное окисление, так как оксиды занимают места, где расположены поры (рисунок 5, а, б). Более того, как показывает анализ, в покрытии L3 оксидов находится на поверхности меньше, чем в двух других покрытиях (L1 и L2), что может быть связано с более низкой температурой пламени (температура пламени снижается с увеличением расстояния напыления).

Элементный точечный анализ проводился во всех покрытиях в 3 различных областях (рисунок 5, б, г, е). Элементы W, C и Co, которые распределены по всему покрытию, наблюдаются в каждой точке, где проводился анализ. Было замечено, что оксид (O) в структуре покрытия L3 почти отсутствует, так как не превышает порога 0,4 (рисунок 5, е). Низкое содержание оксидов в структуре покрытия L3 выше уже упоминалось. Говоря с общей точки зрения, точечный анализ карты выявил в анализируемых покрытиях (L1, L2, L3), участки с повышенной концентрацией отдельных химических элементов: самая высокая концентрация вольфрама, также углерода.

На рисунке 6 можно изучить распределение элементов вдоль линии поперечного сечения покрытия. По линии, проведенной по всем трем покрытиям (L1, L2, L3), можно увидеть равномерное распределение вольфрама. Видно, что покрытие L1 продемонстрировало наиболее распределение оксидов от центра к подложке по вдоль линии (см. рисунок 6, а). Химический анализ также подтвердил, что покрытие L1 имело наибольшее содержание оксида внутри покрытия по сравнению с другими покрытиями L2 и L3 (рисунок 6, а, б). На остальных покрытиях (рисунок 6, б, в) можно увидеть, что с увеличением расстояния напы-

ления, кислород начинают уменьшаться в покрытиях вдоль линии. Таким образом, по линии, проведенной в структуре покрытия L3, не было обнаружено оксидов.

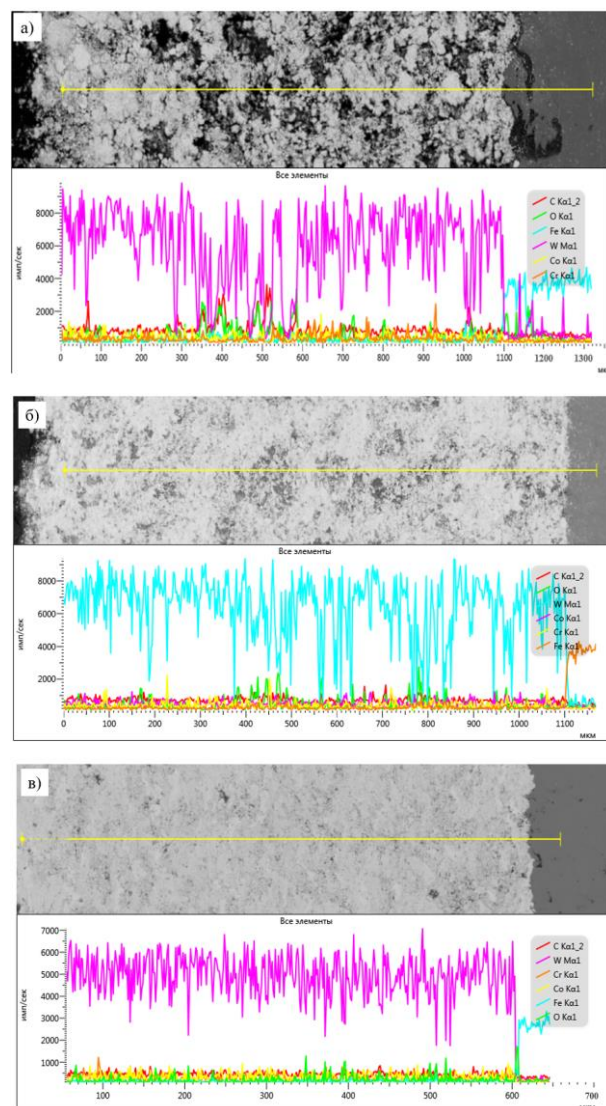


Рисунок 6. Распределение элементов по линии поперечного сечения металлокерамического покрытия 86WC-10Co-4Cr: L1 – 100 мм (а); L2 – 200 мм (б); L3 – 300 мм (в)

Исследования шероховатости покрытий показали, что изменение расстояния напыления с 100 мм до 300 мм влияет на параметр шероховатости, средние значения, которых составила 1.73, 1.93 и 2.03 мкм для образцов L1, L2 и L3 соответственно. С увеличением расстояния напыления, увеличивалась шероховатость покрытий. Кроме того, по мере увеличения расстояния напыления температура летящих частиц в пламени снижается, что приводит к увеличению количества холодных частиц вдали от горячего центра пламени. В результате поверхность покрытия приобретает развитый характер, характеризующий высокую шероховатость.

Результаты измерений средних значений микротвердости покрытий в зависимости от режима напыления показали, что, увеличение расстояния напыления ведет к увеличению значений микротвердости покрытий: L1 – 755 ± 16 , L2 – 797 ± 11 , L3 – 976 ± 17 . Это может быть объяснено несколькими факторами, одним из которых является увеличение объемной доли карбидов в покрытии при увеличении расстояния напыления до 300 мм. Результаты согласуются с исследованием автора [59], т.е. чем выше степень обезуглероживания, тем ниже твердость. Итак, последовательное уменьшение расстояния напыления с 300 до 100 мм сопровождается небольшим уменьшением микротвердости с 976 ± 17 до 755 ± 16 HV_{0,1}. Это свидетельствует о том, что при расстоянии напыления 100 мм, покрытие становится более мягким. Результаты исследования также согласуются с данными рентгеновского анализа (таблица 2), который указывает на наличие высоких концентраций фазы W₂C в покрытиях, полученных при расстояниях напыления 100 и 200 мм.

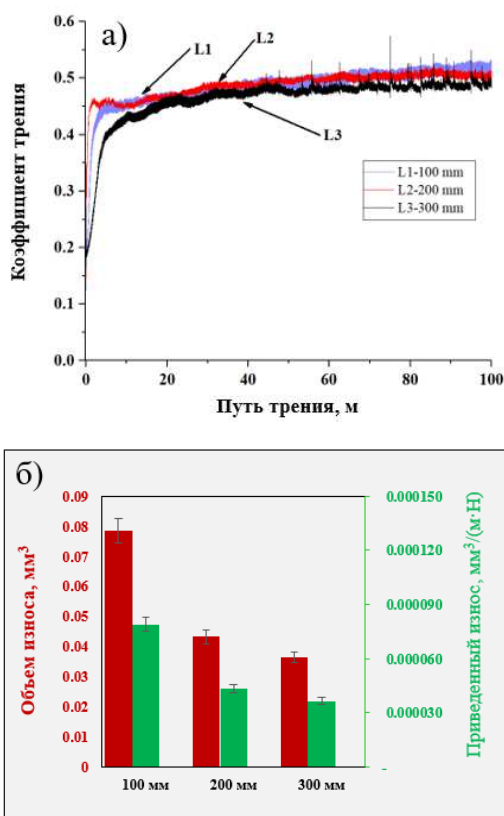


Рисунок 7. График зависимости коэффициента трения от пути трения (а) и зависимости объема износа от расстояния напыления (б)

График зависимости коэффициенты трения от пути трения и зависимости объем износа от расстояния напыления представлены на рисунке 7, а, б. Установлено, что с увеличением расстояния напыления средний коэффициент трения и объем износа метал-

локерамического покрытия 86WC-10Co-4Cr уменьшается: $\mu=0,488$; $\mu=0,485$; $\mu=0,463$ и $v=0,079$ мм³; $v=0,043$ мм³; $v=0,036$ мм³ для образцов L1, L2, L3 соответственно (рисунок 7, а, б). Из рисунка 7, б видно, что максимальная износостойкость характерна для покрытия, полученного при расстоянии напыления 300 мм, минимум – для образца, полученного при расстоянии напыления 100 мм. Снижение износостойкости можно объяснить уменьшением содержания доли карбидной фазы WC.

Выводы

В рамках проведенного исследования можно сделать следующие выводы:

- 1) Увеличение расстояния напыления позволило формировать высококачественные металлокерамические покрытия 86WC-10Co-4Cr, характеризующиеся высокой плотностью, отсутствием трещин и оксидных областей в структуре покрытий L3.
- 2) Пористость покрытий не превышало 2,5%. Наименьшую пористость со значением 0,7% показало покрытие, полученное при расстоянии напыления 300 мм.
- 3) Толщина всех покрытий варьировалась в диапазоне от 1,35 мм до 630 мкм. Установлено, что с увеличением расстояния напыления средняя толщина металлокерамического покрытия уменьшается.
- 4) Согласно данным, полученным с помощью СЭМ и элементного картирования, все покрытия состоят из частиц WC и W₂C, равномерно распределенных в металлической матрице CoCr. На элементной карте покрытий, полученных при расстояниях 100 и 200 мм, определены частичные области, насыщенные кислородом, что связано с окислительной средой, где кислород стимулирует процессы окисления. А при расстоянии 300 мм общее содержание оксидов в структуре покрытия не превышало 0,4%, что может быть связано с более низкой температурой пламени (температура пламени снижается с увеличением расстояния напыления).

5) Рентгеноструктурный анализ показал, что дистанция напыления оказывает значительное влияние на долю оксидной фазы CoO и низшего карбида W₂C. При увеличении расстояния напыления содержание оксидных и низший карбидных фаз уменьшались. Фазовый состав металлокерамических покрытий состоял из гексагонального WC, гексагонального карбида W₂C и кубического оксида в кобальте CoO.

6) Установлено, что максимальная микротвердость (976 HV_{0,1}) характерна для покрытия L3, минимальные значения микротвердости наблюдаются у покрытий L1 и L2, что объясняется увеличением содержания доли карбидной фазы WC с увеличением расстояния напыления.

7) При увеличении расстояния напыления наблюдалось увеличение шероховатости покрытий, которая составила 1,73 мкм, 1,93 мкм и 2,03 мкм для образцов L1 – 100 мм, L2 – 200 мм и L3 – 300 мм соответственно.

8) Выявлено, что максимальная износостойкость характерна для покрытия, полученного при расстоянии напыления 300 мм (объем износа 0,036 мм³), а минимальная – для покрытия, полученного при расстоянии 100 мм ($v=0,079$ мм³).

Финансирование

Данное исследование финансировалось Комитетом науки Министерства науки и высшего образования Республики Казахстан (грант № 14870977).

ЛИТЕРАТУРА / REFERENCES

1. Шеров К.Т., Габдысалик Р. Анализ и исследование проблемы изготовления крупных задвижек для магистральных трубопроводов // Труды университета. Караганда: Изд-во КарГТУ. – 2018. – №1 (70) – С.13-17. [Sherov K.T., Gabdysalyk R. Analiz i issledovanie problemy izgotovleniya krupnykh zadvizhek dlya magistral'nykh truboprovodov // Trudy universiteta. Karaganda: Izd-vo KarGTU. – 2018. – No. 1 (70) – P.13-17.] (In Russ.)
2. <https://www.youtube.com/watch?v=wg5IZN2noH0>
3. <https://www.uzpa.kz/about/>
4. Полосков С. С. Проблемы наплавки уплотнительных поверхностей трубопроводной арматуры и пути их решения // Вестник Донского государственного технического университета. – 2019. – Т. 19. – № 4. – С. 349–356. [Poloskov S. S. Problemy naplavki uplotnitel'nykh poverkhnostey truboprovodnoy armatury i puti ikh resheniya // Vestnik Donskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta. – 2019. – Vol. 19. – No. 4. – P. 349–356.] (In Russ.)
5. Туков С.А., Корчагина М.В., Киреев С.О. Проблемы герметичности шаровых кранов и методы их решения // Донской государственный технический университет. – 2018. – С. 12–15. [Tukov S.A., Korchagina M.V., Kireev S.O. Problemy germetichnosti sharovykh kranov i metody ikh resheniya // Donskoy gosudarstvennyy tekhnicheskyy universitet. – 2018. – P. 12–15.] (In Russ.)
6. <http://www.indmet.ru/tech/vyisokoskorostnoe-gazotermicheskoe-napylenie-hvof>
7. Keshavamurthy R., Sudhan M.D., Kumar A., Ranjan V., Singh P., Singh A. Wear behaviour of hard chrome and tungsten carbide-HVOF coatings // MaterialsToday: proceedings. – 2018. – Vol. 5. – P.24587–24594. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2018.10.256>
8. Kumar H., Chittosiya Ch., Shukla V.N. HVOF Sprayed WC Based Cermet Coating for Mitigation of Cavitation, Erosion & Abrasion in Hydro Turbine Blade // MaterialsToday: Proceedings. – 2018. – Vol.5. – P.6413–6420. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2017.12.253>
9. Li G.P., Peng Y.B., Yan L.W., Xu T., Long J.Z., Luo F.H. Effects of Cr concentration on the microstructure and properties of WC-Ni cemented carbides // Journal of Materials Research and Technology. – 2020. – Vol. 9. – P. 902–907. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.11.030>
10. Дружнова Я.С. Развитие методов газотермического напыления упрочняющих покрытий на основе карбидов вольфрама и хрома (обзор) // Труды ВИАМ. – 2022. – № 10 (116). (In Russ.)
11. Jianxing Yu, Xin Liu, Yang Yu, Haoda Li, Pengfei Liu, Kaihang Huang and Ruoke Sun. Research and Application of High-Velocity Oxygen Fuel Coatings // Coatings. – 2022. – Vol. 12(6). – P. 828. <https://doi.org/10.3390/coatings12060828>
12. Samodurova, M., Shaburova, N., Samoilova, O., Moghadam A.O., Pashkeev K., Ul'yanitskiy V., Trofimov E. Properties of WC–10%Co–4%Cr Detonation Spray Coating Deposited on the Al–4%Cu–1%Mg Alloy // Materials. – 2021. – Vol. 14(5). <https://doi.org/10.3390/ma14051206>
13. Ghadami F., Sabour Rouh Aghdam A. Improvement of high velocity oxy-fuel spray coatings by thermal post-treatments: A critical review // Thin Solid Films. – 2019. – Vol. 678. – P. 42–52. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2019.02.019>
14. S. Hong, Y.P. Wu, Q. Wang, G.B. Ying, G.Y. Li, W.W. Gao, B. Wang, and W.M. Guo. Microstructure and Cavitation-Silt Erosion Behavior of High-Velocity Oxygen-Fuel (HVOF) Sprayed Cr₃C₂-NiCr Coating // Surface and Coatings Technology. – 2013. – Vol. 225. – P.85–91. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2013.03.020>
15. M. Gui, R. Eybel, B. Asselin, S. Radhakrishnan, and J. Cerps. Influence of Processing Parameters on Residual Stress of High Velocity Oxy-Fuel Thermally Sprayed WC-Co-Cr Coating // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2012. – Vol. 21(10). – P.2090–2098. <https://doi.org/10.1007/s11665-012-0134-2>
16. J.K.N. Murthy, B. Venkataraman. Abrasive wear behaviour of WC–CoCr and Cr₃C₂–20(NiCr) deposited by HVOF and detonation spray processes // Surface and Coatings Technology. – 2006. – Vol. 200(8). – P. 2642–2652. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2004.10.136>
17. D.W. Wheeler, R.J.K. Wood. Erosion of hard surface coatings for use in offshore gate valves // Wear. – 2005. – Vol. 258. – Issues 1–4. – P. 526–536. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2004.03.035>
18. V. Ulmanu, M. Bădicioiu, M. Călaru and etc. Research regarding the hard-facing of petroleum gate valves by using high velocity oxygen fuel technology // Journal of the Balkan Tribological Association. – 2010. Vol. 16(4). – P. 551–557
19. M. Caltaru, M. Bădicioiu, R. G. Ripeanu. Establishing the tribological behaviour of HVOF hardfacing applied at petroleum gate valves // Journal of the Balkan Tribological Association. – 2013. – Vol. 19. – No 3. – P. 448–460.
20. Hemant Kumar, Chetan Chittosiya, V.N. Shukla. HVOF Sprayed WC Based Cermet Coating for Mitigation of Cavitation, Erosion & Abrasion in Hydro Turbine Blade // MaterialsToday: Proceedings. – 2018. – Vol. 5. – Issue 2. – Part 1. – P. 6413–6420. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2017.12.253>
21. S. Tan, J.A. Wharton, and R.J.K. Wood. Solid Particle Erosion Corrosion Behaviour of a Novel HVOF Nickel Aluminium Bronze Coating for Marine Applications- Correlation Between Mass Loss and Electrochemical Measurements // Wear. – 2005. – Vol. 258. – P. 629–640. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2004.02.019>
22. Thakur and N. Arora. Sliding and Abrasive Wear Behavior of WC-CoCr Coatings with Different Carbide Sizes // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2013. – Vol. 22(2). – P. 574–583. <https://doi.org/10.1007/s11665-012-0265-5>
23. W. Zo'rawski and S.J. Skrzypek. Tribological Properties of Plasma and HVOF-Sprayed NiCrBSi-Fe₂O₃ Composite Coatings // Surface and Coatings Technology. – 2013. –

- Vol. 220. – P. 282–289.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2012.09.057>
24. You Yu, Yuping Wu, Sheng Hong, Jiangbo Cheng, Shuai-shuai Zhu, Hongyu Li. Microstructure and wear behavior of the (AlCoCrFeNi)_x/(WC–10Co)_{1-x} composite coatings produced via high velocity oxy-fuel thermal spraying // *Ceramics International*. – 2023. – Vol. 49. – Issue 17. – Part B. – P. 28560–28570.
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2023.06.148>
25. X. Ding, X.-D. Cheng, J. Shi, C. Li, C.-Q. Yuan, Z.-X. Ding. Influence of WC size and HVOF process on erosion wear performance of WC-10Co4Cr coatings // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2018. <https://doi.org/10.1007/s00170-017-0795-y>
26. B. Song, Z. Pala, K. Voisey, T. Hussain. Gas and liquid-fuelled HVOF spraying of Ni50Cr coating: microstructure and high temperature oxidation // *Surface and Coatings Technology*. – 2017. – Vol. 318. – P. 224–232.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2016.07.046>
27. G.R. Holcomb. Calculation of reactive-evaporation rates of chromia // *Oxidation of Metals*. – 2008. – Vol. 69. – P. 163–180.
28. A. Karimi, C. Verdon, G. Barbezat. Microstructure and hydroabrasive wear behaviour of high-velocity oxy-fuel thermally sprayed WC–Co (Cr) coatings // *Surface and Coatings Technology*. – 1993. – Vol. 57. – Issue 1. – P. 81–87. [https://doi.org/10.1016/0257-8972\(93\)90340-T](https://doi.org/10.1016/0257-8972(93)90340-T)
29. Kim, H.J., Kweon, Y.G. and Chang, R.W. Wear and Erosion Behavior of Plasma-Sprayed WC-Co Coatings // *Journal of Thermal Spray Technology*. – 1994. – Vol. 3. – P. 169–178.
30. Suresh Babu, P., Basu, B. and Sundararajan, G. Abrasive Wear Behavior of Detonation Sprayed WC-12Co Coatings: Influence of Decarburization and Abrasive Characteristics // *Wear*. – 2010. – Vol. 268. – P. 1387–1399. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2010.02.013>
31. Kumari, K., Anand, K., Bellacci, M. and Giannozzi, M. Effect of Microstructure on Abrasive Wear Behavior of Thermally Sprayed WC-10Co-4Cr Coatings // *Wear*. – 2010. – Vol. 268. – P. 1309–1319.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2010.02.001>
32. Maharajan S., Michael Thomas Rex F., Ravindran D., Rajakarunakaran S. Erosive and corrosive wear performance and characterization studies of plasma-sprayed WC/Cr₃C₂ coating on SS316 // *Applied Ceramic Technology*. – 2022. <https://doi.org/10.1111/ijac.14118>
33. Bhosale D.G., Ram Prabhu T., Rathod W.S. Sliding and erosion wear behaviour of thermal sprayed WC-Cr₃C₂-Ni coatings // *Surface and Coatings Technology*. – 2020. – Vol. 400. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.126192>
34. Vats A, Patnaik A., Meena M.L, Shringi D. Role of microfactors on microstructure and on the tribological performance of HVOF coatings: A review // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2021. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/1017/1/012010>
35. Robert J.K. Wood, S. Herd, Mandar R. Thakare. A critical review of the tribocorrosion of cemented and thermal sprayed tungsten carbide // *Tribology International*. – 2018. – P. 491–509.
<https://doi.org/10.1016/j.triboint.2017.10.006>
36. Zhou W.X., Zhou K.S., Li Y.X., Deng C.M., Zeng K.L. High temperature wear performance of HVOF-sprayed Cr₃C₂-WC-NiCoCrMo and Cr₃C₂-NiCr hardmetal coatings // *Applied Surface Science*. – 2017. – Vol. 416. – P. 33–44. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2017.04.132>
37. Gopi R., Saravanan I., Devaraju A., Ponnusamy P. Tribological behaviour of thermal sprayed high velocity oxy-fuel coatings on tungsten carbide – A review // *Materials Today: Proceeding*. – 2020. – Vol. 39. – P. 292–295. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.07.133>
38. Picas J.A. [et al.]. Microstructure and wear resistance of WC–Co by three consolidation processing techniques // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. – 2009. – Vol. 27. – P. 344–349.
<https://doi.org/10.1016/j.jirmhm.2008.07.002>
39. H.J.C. Voorwaldb, R.C. Souzaa, W.L. Pigatinc, M.O.H. Cioffi. Evaluation of WC–17Co and WC–10Co–4Cr thermal spray coatings by HVOF on the fatigue and corrosion strength of AISI 4340 steel // *Surface & Coatings Technology*. – 2005. – Vol. 190. – Issues 2–3. – P. 155–164. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2004.08.181>
40. Richard De Medeiros Castro, Luiz Carlos De Cesaro Cavalier et al. Revestimento WC depositado por aspersão térmica (HVOF) como alternativa ao cromo duro eletro-depositado aplicados em equipamentos hidráulicos // *Revista Iberoamericana de Ingeniería Mecánica*. – 2015. – Vol. 19. – No. 2. – P. 27–42.
41. Dent, A.H., S. DePalo, and S. Sampath. Examination of the wear properties of HVOF sprayed nanostructured and conventional WC-Co cermets with different binder phase contents // *Journal of Thermal Spray Technology*. – 2002. – Vol. 11(4). – P. 551–558.
42. Holmberg, K. and A. Matthews. Coating Tribology: Properties, Mechanisms, Techniques and Applications in Surface Engineering // *Tribology and Interface Engineering*. – 2009.
43. N. Ma, L. Guo, Z. Cheng, H. Wu, F. Ye, K. Zhang, Improvement on mechanical properties and wear resistance of HVOF sprayed WC- 12Co coatings by optimizing feedstock structure // *Applied Surface Science*. – 2014. – Vol. 320. – P. 364–71.
<https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2014.09.081>
44. Laukkanen, A., et al. Tribological contact analysis of a rigid ball sliding on a hard coated surface, Part III: Fracture toughness calculation and influence of residual stresses // *Surface and Coatings Technology*. – 2006. – Vol. 200. – Issues 12–13. – P. 3824–3844.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2005.03.042>
45. <https://plasmascience.kz/ru/nczp/oborudovaniya>
46. Установка высокоскоростного напыления HVOF Термика-3 // Техническое описание и инструкция по эксплуатации, г. Санкт-Петербург. – 2021. [Ustanovka vysokoskorostnogo napyleniya HVOF Termika-3 // Tekhnicheskoe opisanie i instruktsiya po ekspluatatsii, g. Sankt-Peterburg. – 2021.] (In Russ.)
47. Fauchais P.L., Heberlein J.V.R., Boulos M.I. Thermal Spray Fundamentals, From Powder to Part. Springer. – 2014.
48. A. Aguero, F. Camo'n, J. Garcí'a de Blas, J.C. del Hoyo, R. Muelas, A. Santaballa, S. Ulargui, and P. Valle's. HVOF-Deposited WCCoCr as Replacement for Hard Cr in Landing Gear Actuators // *Journal of Thermal Spray Technology*. – 2011. <https://doi.org/10.1007/s11666-011-9686-1>
49. Wang, Q.; Zhong, Y.; Li, H.; Wang, S.; Liu, J.; Wang, Y.; Ramachandran, C.S. Effect of Cobalt and Chromium Content on Microstructure and Properties of WC-Co-Cr

- Coatings Prepared by High-Velocity Oxy-Fuel Spraying // Materials. – 2023. – Vol. 16. – P. 7003. <https://doi.org/10.3390/ma16217003>
50. Marina Magnania, Patrícia Hatsue Suegamaa, Abel André Cândido Reccob, Josep Maria Guilemany, Cecilio Sadao Fugivaraa, Assis Vicente Benedettia. WC-CoCr coatings sprayed by high velocity oxygen-fuel (HVOF) flame on AA7050 aluminum alloy: electrochemical behavior in 3.5% NaCl solution // Materials Research. – 2007.
51. А.С. Курлов, А.И. Гусев. Фазовые равновесия в системе W-C и карбиды вольфрама // Успехи химии. – 2006. – № 75 (7). [A.S. Kurllov, A.I. Gusev. Fazovye ravnovesiya v sisteme W-C i karbidy vol'frama // Uspekhi khimii. – 2006. – No. 75 (7).] (In Russ.)
52. Q. Wang, Z. Tang, and L. Cha. Cavitation and Sand Slurry Erosion Resistances of WC-10Co-4Cr Coatings // J. Mater. Eng. Perform. – 2015. – Vol. 24(6). – P. 1–9. <https://doi.org/10.1007/s11665-015-1496-z>
53. Kuznetsova G (2005). Qualitative X-ray phase analysis. Course of lectures. Irkutsk, 28. (In Russ.)
54. Wang, Q.; Zhong, Y.; Li, H.; Wang, S.; Liu, J.; Wang, Y.; Ramachandran, C.S. Effect of Cobalt and Chromium Content on Microstructure and Properties of WC-Co-Cr Coatings Prepared by High-Velocity Oxy-Fuel Spraying. Materials 2023, 16, 7003. <https://doi.org/10.3390/ma16217003>
55. Ji Liu, Tongzhou Chen, Chengqing Yuan, Xiuqin Bai. Performance Analysis of Cavitation Erosion Resistance and Corrosion Behavior of HVOF-Sprayed WC-10Co-4Cr, WC-12Co, and Cr3C2-NiCr Coatings // J Therm Spray Tech. – 2020. <https://doi.org/10.1007/s11666-020-00994y>
56. Wang, Q.; Zhang, S.-Y.; Cheng, Y.-L.; Xiang, J.; Zhao, X.-Q.; Yang, G.-B. Wear and corrosion performance of WC-10Co4Cr coatings deposited by different HVOF and HVOF spraying processes // Surf. Coat. Technol. – 2013. – Vol. 218. – P. 127–136.
57. Picas, J.A.; Punset, M.; Baile, M.T.; Martín, E.; Forn, A. Effect of oxygen/fuel ratio on the in-flight particle parameters and properties of HVOF WC-CoCr coatings // Surf. Coat. Technol. – 2011. – Vol. 205. – P. 364–368.
58. Chen, X.; Li, C.-D.; Gao, Q.-Q.; Duan, X.-X.; Liu, H. Comparison of Microstructure, Microhardness, Fracture Toughness, and Abrasive Wear of WC-17Co Coatings Formed in Various Spraying Ways // Coatings. – 2022. – Vol. 12. – P. 814.
59. G.S. Pisarenki, V.A. Borisenko, and Y.A. Kashtalyan, Effect of Temperature on the Hardness and Modulus of Elasticity of Tungsten and Molybdenum in the Temperature Range of 20 to 2700C // Sov. Powder Metall. Met. Ceram. – 1962. Vol. 5. – P. 371–372. (In Russ.)

НВОФ ӘДІСІМЕН АЛЫНҒАН 86WC-10Co-4Cr НЕГІЗІНДЕГІ ЖАБЫНДАРДЫҢ ҚҰРЫЛЫМДЫҚ-ФАЗАЛЫҚ КҮЙІНЕ ЖӘНЕ МЕХАНИКАЛЫҚ-ТРИБОЛОГИЯЛЫҚ ҚАСИЕТТЕРІНЕ БҮРКУ ҚАШЫҚТЫҒЫНЫҢ ӨЗГЕРУІНІҢ ӘСЕРІ

Б. К. Рахадиллов¹, Н. Мұқтанова^{2,3*}, Д. Н. Кәкімжанов^{2,3}

¹ Сәрсен Аманжолов атындағы Шығыс Қазақстан университеті, Өскемен, Қазақстан

² Дәулет Серікбаев атындағы Шығыс Қазақстан техникалық университеті, Өскемен, Қазақстан

³ «PlasmaScience» ЖШС, Өскемен, Қазақстан

* Байланыс үшін E-mail: nmuktanova@bk.ru

Жұмыста бүрку қашықтығын өзгерту арқылы ТЕРМИКА-3 қондырғысында HVOF әдісімен алынған 86WC-10Co-4Cr жабындарын металлографиялық және трибологиялық зерттеу нәтижелері келтірілген. Бүрку қашықтығының жабынның микроқұрылымына, фазалық құрамына, сондай-ақ механикалық және трибологиялық қасиеттеріне әсері зерттелді. Элементтердің фазалық құрамы, микроқұрылымы және таралуы рентгендік дифракция (РД), сканерлеуші электронды микроскопия (СЭМ) және энергия дисперсиялық спектроскопия (ЭДС) әдістерін қолдану арқылы талданды. Сынамалардың қаттылығы Виккерс әдісімен микро-қаттылық өлшегіште өлшенді, үйкеліс коэффициенті мен тозу дәрежесі үйкеліс пен тозу өлшегішінің көмегімен зерттелді. Зерттеу нәтижелеріне сәйкес, тозуға төзімділігі мен қаттылығы жоғары және кеуектілігі төмен 86WC-10Co-4Cr жабындарын алу үшін оңтайлы бүрку қашықтығы 300 мм екені анықталды.

Түйін сөздер: тозуға төзімділік, металл-керамикалық жабын, микроқұрылым, фазалық құрам, жоғары жылдамдықты оттегі-отындық тозаңдау, үйкеліс коэффициенті.

INFLUENCE OF VARYING THE SPRAYING DISTANCE ON THE STRUCTURAL-PHASE STATE AND MECHANOTRIBOLOGICAL PROPERTIES OF 86WC-10Co-4Cr-BASED COATINGS OBTAINED BY THE HVOF METHOD

B. K. Rakhadilov¹, N. Muktanova^{2,3*}, D. N. Kakimzhanov^{2,3}

¹ *Sarsen Amanzholov East Kazakhstan University, Ust-Kamenogorsk, Kazakhstan*

² *Daulet Serikbayev East Kazakhstan Technical University, Ust-Kamenogorsk, Kazakhstan*

³ *“PlasmaScience” LLP, Ust-Kamenogorsk, Kazakhstan*

** E-mail for contacts: nmuktanova@bk.ru*

This paper presents the results of a metallographic and tribological study of 86WC-10Co-4Cr coatings obtained by the HVOF method on the Termika-3 unit at varying spraying distances. The influence of spraying distance on the coating microstructure, phase composition, as well as mechanical and tribological properties, was studied. The phase composition, microstructure and elemental distribution were analyzed using X-ray diffraction, scanning electron microscopy and energy dispersive spectroscopy techniques. The hardness was measured on a Vickers microhardness tester, the friction coefficient and wear rate were investigated using a tribometer. According to the results of the study, it was found that the optimum spraying distance for 86WC-10Co-4Cr coatings with improved wear resistance and hardness characteristics and low porosity is 300 mm.

Keywords: *wear resistance, metalloceramic coating, microstructure, phase composition, high-speed oxyfuel spraying, coefficient of friction.*