



## Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



### Влияние гранулометрии порошка карбида вольфрама на характеристики металлокерамических покрытий WC/Fe-Ni-Al

Александр Бурков<sup>a</sup>, Максим Дворник<sup>b</sup>, Мария Кулик<sup>c, \*</sup>, Александра Быцура<sup>d</sup>

Хабаровский Федеральный исследовательский центр ДВО РАН, ул. Тихоокеанская, 153, г. Хабаровск, 680042, Россия

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-5636-4669>,  [burkovalex@mail.ru](mailto:burkovalex@mail.ru); <sup>b</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-1216-4438>,  [maxxxx80@mail.ru](mailto:maxxxx80@mail.ru);  
<sup>c</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-4857-1887>,  [marijka80@mail.ru](mailto:marijka80@mail.ru); <sup>d</sup>  <https://orcid.org/0009-0005-4750-7970>,  [alex\\_btsr@mail.ru](mailto:alex_btsr@mail.ru)

#### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.018.8

#### История статьи:

Поступила: 11 июня 2025  
Рецензирование: 03 июля 2025  
Принята к печати: 24 июля 2025  
Доступно онлайн: 15 сентября 2025

#### Ключевые слова:

Покрытие WC/Fe-Ni-Al  
Электроискровое легирование  
Коэффициент трения  
Жаростойкость  
Износ  
Нанопорошок WC

#### Финансирование

Работа выполнена в рамках государственного задания № 075-00399-25-04.

#### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Гранулометрия исходных порошков оказывает значительное влияние на твердость и прочность компактных металлокерамических материалов из карбида вольфрама (WC), однако это не исследовано при приготовлении покрытий WC/Fe-Ni-Al. **Цель работы.** Исследовать влияние гранулометрии исходного порошка WC, вводимого в нелокализованный электрод, на кинетику массопереноса, химический состав, структуру поперечных сечений покрытий WC/Fe-Ni-Al, их коррозионные и трибологические свойства. **Методы.** Осаждение покрытий WC/Fe-Ni-Al на сталь 45 проводилось методом электроискрового легирования с применением нелокализованного электрода, который состоял из железных гранул ( $\varnothing = 4$  мм), порошков Ni и Al, а также порошков карбида вольфрама с различным размером зерен. По данным рентгенофазового анализа в составе приготовленных покрытий обнаруживаются карбид вольфрама, субкарбид вольфрама ( $W_2C$ ), интерметаллид  $Al_{86}Fe_{14}$ , ферроникель (FeNi) и ОЦК-фазы AlNi, AlFe. **Результаты и обсуждение.** Определено, что при повышении размера фракции порошка WC в электроде состав матрицы покрытий обогащался алюминием, тогда как концентрация железа снижалась с 60 до 30 ат. %. Показано, что наиболее низкие значения твердости, износостойкости и жаростойкости наблюдались для образца, полученного с использованием нанопорошка карбида вольфрама. Установлено, что микротвердость осажденных слоев находилась в диапазоне от 4,39 до 9,16 ГПа. Определено, что жаростойкость образцов с покрытиями при температуре 700 °С монотонно возрастала с ростом размера фракции порошка карбида вольфрама. В работе установлено, что применение порошка карбида вольфрама с размером фракций от 20 до 40 мкм обеспечивает наилучшие показатели твердости, износостойкости и жаростойкости покрытий WC/Fe-Ni-Al при температуре 700 °С. Показано, что такие покрытия позволяют повысить жаростойкость стали 45 в 11,6 раза, а износостойкость в 44–80 раз, что открывает перспективы их применения в высокоинтенсивных приложениях.

**Для цитирования:** Влияние гранулометрии порошка карбида вольфрама на характеристики металлокерамических покрытий WC/Fe-Ni-Al / А.А. Бурков, М.А. Дворник, М.А. Кулик, А.Ю. Быцура // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 3. – С. 221–235. – DOI: 10.17121/1994-6309-2025-27.3-221-235.

### Введение

В последнее время покрытия NiAl вызывают интерес среди исследователей благодаря своей превосходной стойкости к высокотемпературной газовой коррозии [1, 2]. Применение покрытий NiAl в высокотемпературных средах привлекло широкое внимание благодаря их способности образовывать плотную и стабильную окалину

$Al_2O_3$  [1]. Известно, что твердость, износостойкость и предел текучести при сжатии сплавов на основе NiAl растут с увеличением содержания железа до 20 ат. % [3]. В работе [4] были получены покрытия  $Fe_{75}Ni_{15}Al_{10}$  и  $Fe_{56}Ni_{14}Al_{30}$  на поверхности низкоуглеродистой стали с использованием метода газопламенного напыления смеси порошков железа, никеля и алюминия. Установлено, что повышение концентрации алюминия в покрытиях Fe-Ni-Al улучшает их жаростойкость.

Вместе с тем беглый анализ литературы показывает, что износостойкость композиций Fe-Ni-Al все еще сильно уступает металлоке-

#### \*Адрес для переписки

Кулик Мария Андреевна, м.н.с.  
Хабаровский Федеральный исследовательский центр ДВО РАН,  
ул. Тихоокеанская, 153,  
680042, г. Хабаровск, Россия  
Тел.: 8 (4212) 22-69-56, e-mail: marijka80@mail.ru

рамическим композитам (МКК). Поэтому перспективно армировать композиции Fe-Ni-Al частицами керамических порошков, что призвано существенно повысить их твердость и износостойкость при сохранении высоких показателей жаростойкости.

Карбид вольфрама (WC) часто рассматривают в качестве армирующего компонента МКК благодаря его высокой твердости и хорошей смачиваемости расплавами металлов [5–7]. Композиция Fe-Ni-Al обладает исключительно высокой жаростойкостью, но слабой износостойкостью, тогда как твердый карбид вольфрама легко окисляется при высоких температурах. Поэтому армирование матрицы Fe-Ni-Al карбидом вольфрама позволяет создать композитное покрытие WC/Fe-Ni-Al, сочетающее высокую жаростойкость и износостойкость.

Согласно анализу литературы, металлокерамические покрытия WC/Fe-Ni-Al ранее наносили методами газопламенного распыления [8], плазменно-дугового напыления порошков [9] и электроискрового легирования (ЭИЛ) [10]. Электроискровое легирование представляет собой технологию поверхностного упрочнения, которая использует низковольтные электрические разряды высокого тока для плавления и полярного переноса материалов с рабочего электрода на поверхность подложки, что значительно повышает твердость и износостойкость ее поверхности. Технология ЭИЛ имеет очевидные преимущества, такие как простота процесса, высокая экономическая эффективность, низкие остаточные напряжения и отсутствие деформации подложки. Это было продемонстрировано как очень эффективный метод получения покрытий на металлах и сплавах [11]. Высокая температура, возникающая в процессе электроискрового разряда, расплавляет материал электрода, что приводит к нанесению однородного и плотного покрытия, а металлургическая связь обеспечивает высокую адгезию покрытия к подложке. Метод ЭИЛ используется в следующих случаях: для улучшения физико-химических свойств металлических материалов нанесением тугоплавких металлов и их соединений; для расширения области применения композиционных материалов путем создания на их поверхности износостойких и жаростойких слоев; для изменения в заданном направлении химического и фазового состава

поверхности путем обработки в присутствии реакционного газа (например, азотирование титанового сплава) [12].

Применение нелокализованного электрода (НЭ) для ЭИЛ обеспечивает автоматизацию процесса нанесения покрытия в том числе на криволинейные детали и позволяет использовать порошки в качестве основного компонента покрытий [13]. В предшествующей работе получены покрытия WC/Fe-Ni-Al с высокой долей керамики методом ЭИЛНЭ с применением НЭ, состоящего из набора никелевых и алюминиевых гранул, а также порошка  $\alpha$ WC со средним размером частиц 1 мкм [10]. В области компактных металлокерамических материалов WC-Co размер частиц карбида вольфрама оказывает существенное влияние на твердость и прочность спеченных изделий [14, 15]. Однако в области металлокерамических покрытий влияние размера частиц используемых порошков WC систематически не исследовалось.

**Цель работы:** установить влияние гранулометрии исходного порошка WC, вводимого в НЭ, на кинетику массопереноса, химический состав, структуру поперечных сечений покрытий WC/Fe-Ni-Al и их коррозионные и трибологические свойства.

Для достижения поставленной цели требовалось решить следующие **задачи**:

- с помощью измельчения в планетарной шаровой мельнице и ситового анализа подготовить различные фракции порошка карбида вольфрама;
- изучить влияние гранулометрии исходного порошка карбида вольфрама, вводимого в нелокализованный электрод, на массоперенос, состав и структуру покрытия;
- установить взаимосвязь между структурой покрытия и его свойствами – шероховатостью, смачиваемостью, твердостью, износостойкостью и жаростойкостью.

## Материалы и методы исследования

Рабочим электродом для ЭИЛ выступал нелокализованный электрод, состоящий из железных гранул и порошков Ni, Al и WC (табл. 1). Железные гранулы получали путем нарезки сварочной проволоки диаметром  $4 \pm 0,1$  мм (СВ-08АА) на цилиндры длиной  $4 \pm 0,5$  мм. Фракции порош-

ка карбида вольфрама укладывались в диапазон от 80 нм до 40 мкм. В качестве наиболее дисперсной фракции использован наноструктурный

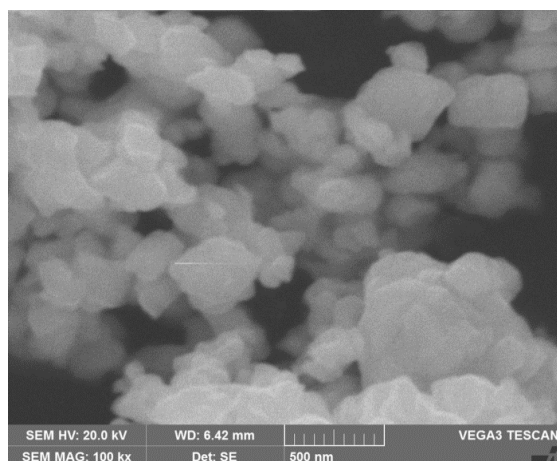
порошок WC (99,95 %) со средним диаметром частиц по объему  $D [4.3]$  0,8 мкм производства Hongwu (Китай) (рис. 1, а, б).

Таблица 1

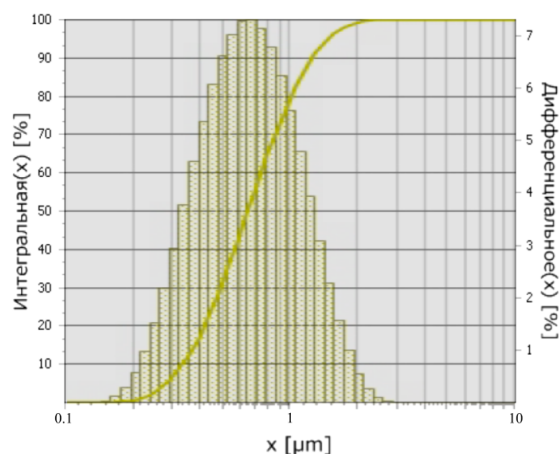
Table 1

**Состав нелокализованного электрода и обозначение покрытий**  
**Composition of non-localized electrode and coating designations**

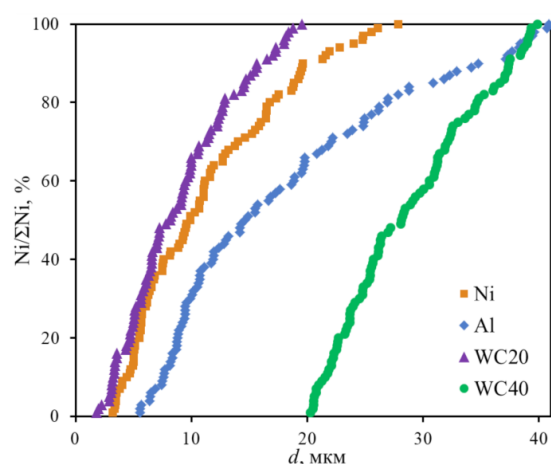
| Обозначение покрытия | Доля (процент) гранул, об. % | Доля порошка Al, об. % | Доля порошка Ni, об. % | Доля порошка WC, об. % | Фракция порошка WC, мкм |
|----------------------|------------------------------|------------------------|------------------------|------------------------|-------------------------|
| WCn                  | 93,80                        | 2,05                   | 1,35                   | 2,80                   | $0,08 \leq WC \leq 0,1$ |
| WC20                 |                              |                        |                        |                        | $1 \leq WC \leq 20$     |
| WC40                 |                              |                        |                        |                        | $20 \leq WC \leq 40$    |



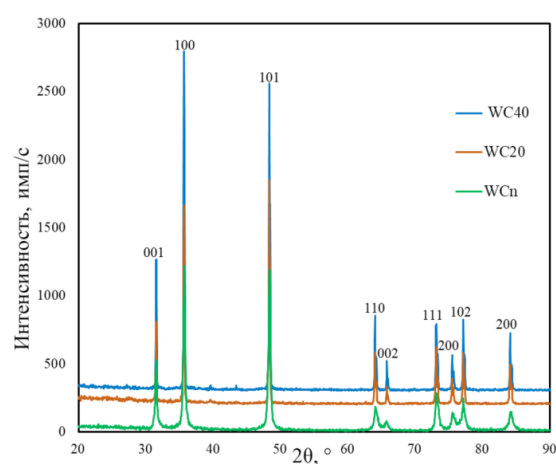
а



б



в



г

Рис. 1. СЭМ-изображение частиц порошка фракции WCn (а) и результаты его БЭТ-анализа (б); интегральное распределение порошков Ni, Al, WC20, WC40 (в) и рентгенофазовый анализ порошков WC (г)

Fig. 1. SEM image of WCn fraction powder particles (a) and the results of its BET analysis (б); integral distribution of Ni, Al, WC20, WC40 powders (в) and X-ray diffraction patterns of WC powders (г)

Для приготовления более крупных фракций был взят порошок WC (ТУ 6-09-03-360-78) с размером частиц  $1 \leq WC \leq 40$  мкм, который разделяли через сита 40 и 20 мкм с помощью вибробстола. Диаметр частиц порошков измерялся методом произвольных секущих по стандарту ASTM E112-12. Средний размер частиц порошков алюминия и никеля составил  $18,0 \pm 10,3$  мкм и  $11,3 \pm 6,4$  мкм соответственно (рис. 1, в). При уменьшении диаметра частиц WC на рентгеновских дифрактограммах наблюдалось монотонное снижение интенсивности и увеличение ширины рефлексов, что согласуется с уравнением Шеррера (рис. 1, з).

Подложка (катод) из стали 45 в форме цилиндра ( $d = 12$  мм,  $h = 10$  мм), погружалась в смесь гранул с порошками торцевой поверхностью вниз. Таким образом, покрытие формировалось на торцевой и боковой поверхности подложки с суммарной покрываемой площадью  $2,88$  см<sup>2</sup>. В качестве источника импульсов тока использовался генератор IMES-40. Настройки прибора были следующие: длительность импульсов  $100 \cdot 10^{-6}$  с, частота  $10^3$  Гц, сила тока в импульсе 170 А при напряжении разомкнутой цепи 25 В. Нанесение покрытий осуществлялось в потоке аргона со скоростью  $0,3$  м<sup>3</sup>/час для защиты электродов от окисления. Полное время нанесения покрытия на один образец составляло 10 минут. Более детальное описание лабораторной установки для автоматического нанесения покрытий методом ЭИЛНЭ с порошками приведено в статье [16].

Привес подложки измерялся на аналитических весах (Vibra HT120) ( $10^{-4}$  г) каждые 120 секунд ЭИЛНЭ-обработки. Фазовый состав используемых порошков и полученных образцов определялся рентгенодифракционным методом. Для этого в работе применялся многофункциональный рентгеновский дифрактометр ДРОН-7 (НПП «Буревестник», Россия) с Cu-K $\alpha$  излучением ( $\lambda = 1,54056$  Å). Для металлографического исследования микроструктуры и химического микроанализа образцов с покрытиями использовался сканирующий электронный микроскоп Vega 3 LMN (Tescan, Чехия), который оснащен микроанализатором (ЭДС) X-max 80 (Oxford Instruments, Великобритания). Измерение шероховатости поверхности покрытий проводилось на профилометре 296 (СССР). Для каждого об-

разца выполнено 10 измерений величины шероховатости и вычислены средние значения.

Для определения смачиваемости в работе использован метод «сидячей капли». Каплю дистиллированной воды наносили на горизонтальную поверхность покрытия и по профилю капли определяли угол контакта с поверхностью при температуре 25 °С [17]. Для каждого образца выполнено пять измерений величины смачиваемости и вычислены средние значения. Микротвердость была определена по методу восстановленного отпечатка с помощью микротвердомера ПМТЗ-М. Измерение микротвердости проводилось по Виккерсу при силе нагружения 1,96 Н, время воздействия 12 с. На каждом образце индентором сделано 20 отпечатков, проведено 20 измерений величины микротвердости и вычислены средние значения.

Испытания на коэффициент трения и износ образцов проводились по схеме «штифт – диск» [18–20] при нагрузке 25 Н со скоростями 0,47 и 1,89 м·с<sup>-1</sup> в течение 10 минут. Диски ( $d = 50$  мм) из быстрорежущей стали М45 (60 HRC) применялись в качестве контртела. Для каждого образца было сделано не менее четырех измерений, вычислены средние массивы данных и определены средние значения коэффициента трения. Для определения износостойкости сделано не менее шести измерений каждого образца. Для изучения циклической жаростойкости в эксперименте использовали образцы кубической формы с ребром 6 мм из стали 45 и с покрытиями. Образцы выдерживали в муфельной печи циклами по ~6 ч при температуре 700 °С, после этого помещали в эксикатор для остывания, а затем взвешивали. Эксперимент проводился в течение 100 ч.

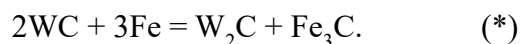
## Результаты и их обсуждение

При испытании новых составов нелокализованного электрода необходимо контролировать привес катода в ходе обработки для установления величины удельного привеса, поскольку она характеризует объем материала, перенесенного на подложку, а при отрицательных значениях привеса покрытие формироваться не будет. В моменты прохождения импульсов напряжения в местах электрического контакта гранул с подложкой возникали электрические разряды, что сопровождалось переносом металла из линзы

расплава гранулы в линзу на поверхности подложки. Частицы порошков Ni, Al и WC, находящиеся на поверхности подложки или гранул в области воздействия разряда, смачивались расплавленным металлом и кооптировались в линзу расплава на подложке, формируя покрытие. При увеличении времени обработки привес подложки постепенно возрастал для всех образцов (рис. 2, а). За 10 минут обработки средние значения суммарного удельного привеса катода находились в интервале от 2,74 до 4,76 мг/см<sup>2</sup> с минимумом у образца WC40. Значения суммарного привеса для образцов WCn и WC20 были очень близкими, тогда как для WC40 скорость привеса оказалась заметно ниже. Это может быть связано с низкой удельной поверхностью крупных частиц. Низкая площадь поверхности дает более низкую удельную свободную поверхностную энергию, которой может быть недостаточно для надежного прикрепления частиц к поверхности гранул и катода, что могло ограничивать кооптацию таких частиц в покрытие.

Рентгенофазовый анализ показал, что в структуре покрытий присутствуют карбид вольфрама (WC), субкарбид вольфрама (W<sub>2</sub>C), ОЦК-фазы, интерметаллид (Al<sub>86</sub>Fe<sub>14</sub>) и твердый раствор FeNi (рис. 2, б). ОЦК-фазы могут быть представлены интерметаллидами AlNi и AlFe, рефлексы

которых совпадают по шкале 2θ. Фаза W<sub>2</sub>C образовалась в результате обезуглероживания карбида вольфрама при взаимодействии с расплавом железа в микрованне расплава согласно следующей реакции:



Таким образом, приготовленные покрытия имеют металлокерамическую структуру, где металлическая связка представлена алюминидами и ферроникелем, тогда как карбиды вольфрама выполняют роль армирующих фаз. Рентгеновские спектры покрытий, полученных с использованием микронных порошков и нанопорошка, сильно различаются. Так, в покрытиях WC20 и WC40 наибольшую концентрацию имеет карбид вольфрама WC, тогда как в покрытии WCn ферроникель и алюминид Al<sub>86</sub>Fe<sub>14</sub> имеют повышенную концентрацию (табл. 2). Кроме того, концентрация фазы W<sub>2</sub>C в покрытии WCn была наименьшей среди образцов.

Изображения поперечного сечения покрытий МКК представлены на рис. 3, а–г. Средняя толщина покрытий очень близка и составляет от 24,3 до 26,1 мкм. Структура покрытий представлена матрицей Fe-Ni-Al и зернами микронного и субмикронного диапазонов. Покрытие Wn является однородным без включений микронного размера (рис. 3, а). При высоком увеличении

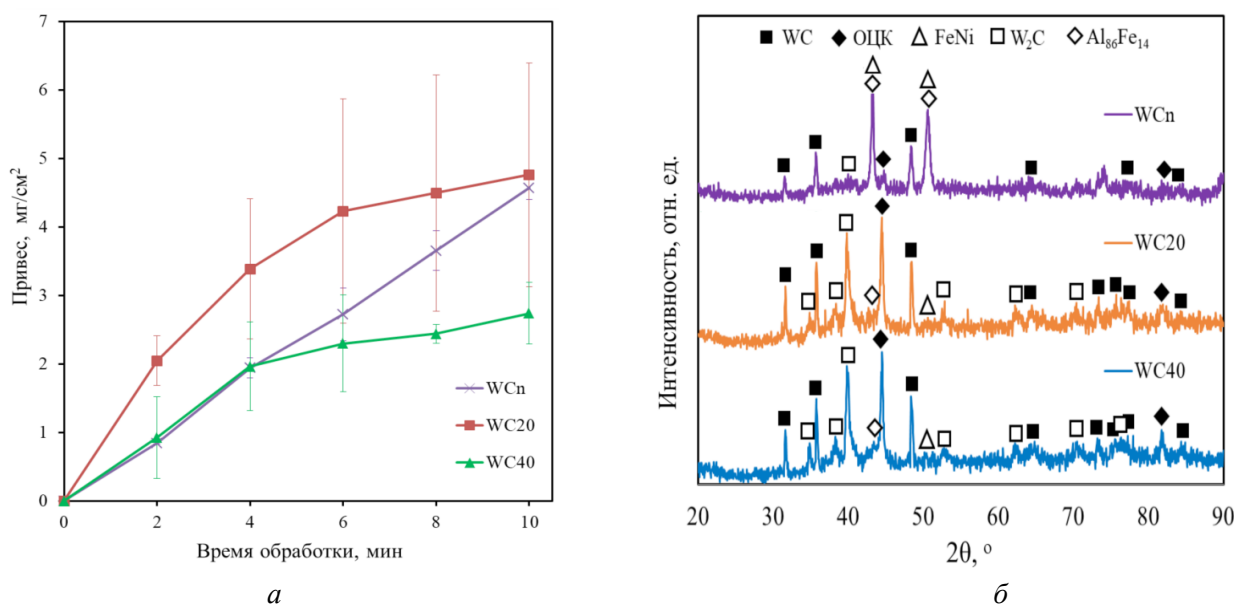


Рис. 2. Массоперенос образцов в процессе осаждения покрытий (а) и рентгенофазовый анализ приготовленных покрытий (б)

Fig. 2. Mass transfer of samples during coating deposition (a) and XRD analysis of the obtained coatings (b)

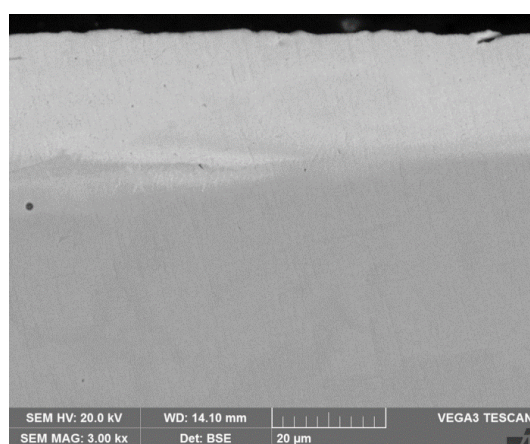
Таблица 2

Table 2

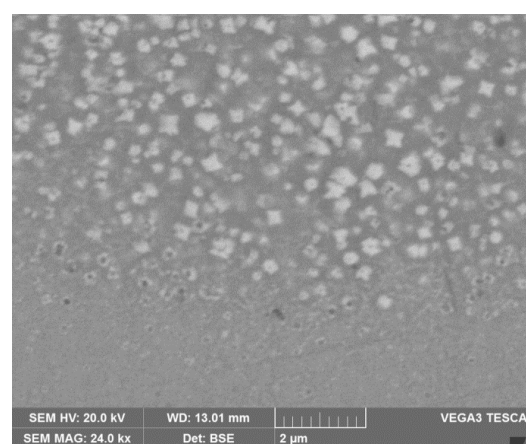
**Результаты полуколичественного фазового анализа покрытий  
в соответствии с рис. 2, б**

**Results of semi-quantitative phase analysis of coatings in accordance  
with Fig. 2, б**

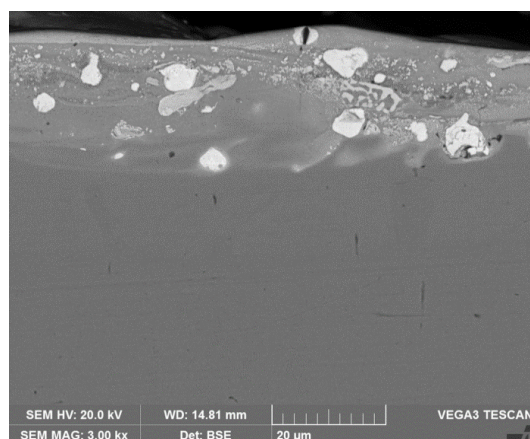
| Образцы | Концентрация, об. % |      |                  |      |                                   |
|---------|---------------------|------|------------------|------|-----------------------------------|
|         | WC                  | ОЦК  | W <sub>2</sub> C | FeNi | Al <sub>86</sub> Fe <sub>14</sub> |
| WCn     | 19,5                | 20,5 | 3,9              | 40   | 16,1                              |
| WC20    | 32,3                | 23,6 | 20,9             | 15,6 | 7,5                               |
| WC40    | 31,0                | 28,4 | 30,0             | 6,4  | 4,6                               |



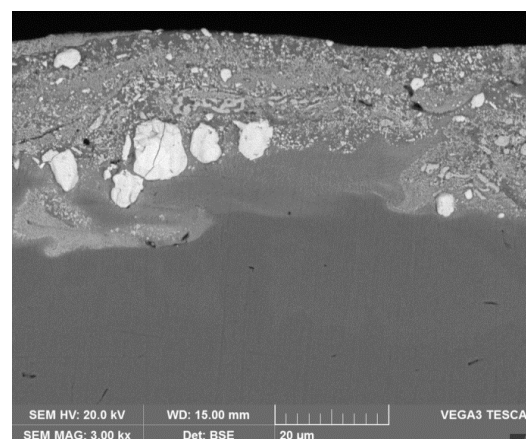
а



б



в



г

Рис. 3. СЭМ-изображения поперечного сечения покрытий: WCn (а, б), WC20 (в) и WC40 (г)

Fig. 3. SEM images of the cross-section of coatings: WCn (a, б), WC20 (в) and WC40 (г)

в покрытия Wn наблюдаются ромбовидные кристаллиты с размерами от 0,16 до 0,47 мкм, которые равномерно распределены в слое покрытия (рис. 3, б). Поскольку в данном покрытии фазы W<sub>2</sub>C очень мало (рис. 2, б), то логично предположить, что ромбовидные кристаллиты являются карбидом вольфрама.

В покрытиях W20 и W40 наблюдаются зерна карбидов микронного и субмикронного размера. Результаты элементного картирования показывают, что микронные включения обогащены вольфрамом и углеродом (рис. 4). Различие в размерах и неоднородное распределение белых микронных включений в покрытиях WC20

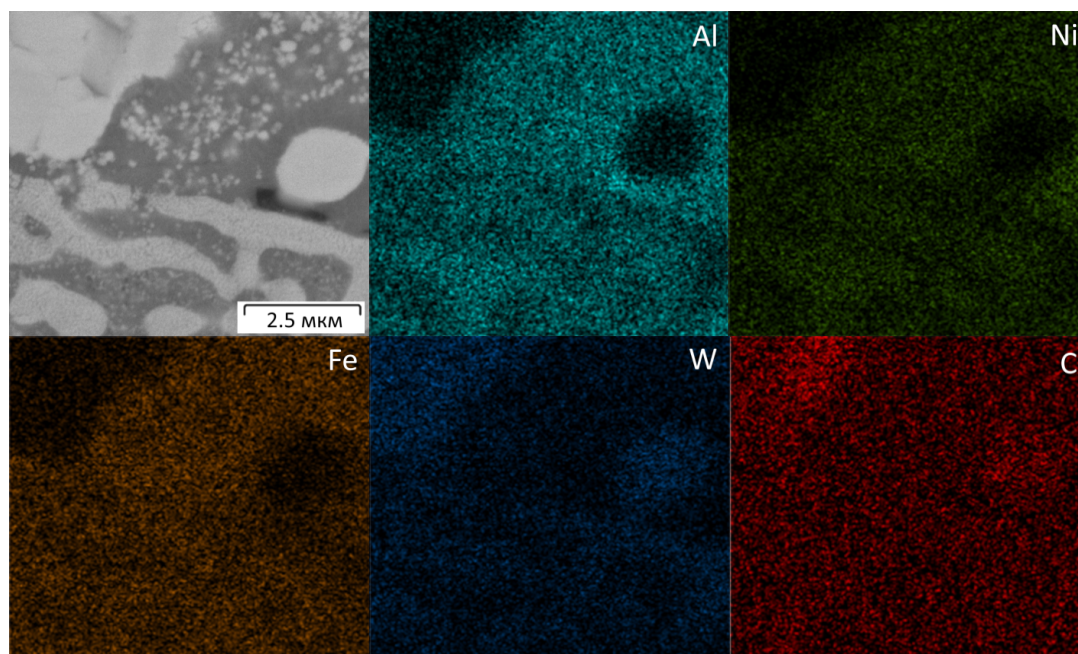


Рис. 4. Картирование участка покрытия WC20

Fig. 4. Mapping of the WC20 coating area

и WC40 указывают на то, что они являются исходными частицами карбида вольфрама WC. На изображениях поперечных сечений хорошо видно, что размер микронных включений WC увеличивается с ростом фракции порошка WC в электроде. Диаметр микронных зерен был меньше медианных значений исходных порошков W20 и W40 (см. рис. 1, в, г). Это приводит к выводу о том, что частицы исходного порошка были агломератами карбидов, которые распадались на фрагменты при смачивании расплавом Fe-Ni-Al в микрованне разряда и растворялись, взаимодействуя с железом.

Субмикронные включения, показанные на рис. 4, сформировались по механизму кристаллизации WC из расплава, поскольку они подобны ромбовидным включениям образца WCn, а реакция (\*) является обратимой. Микронные включения также могли выступать центрами кристаллизации WC и достраивались при кристаллизации микрованной расплава после прекращения разряда. Области распределения алюминия, никеля и железа полностью совпадают, что говорит об однородном составе матрицы покрытия. Светло-серые области на рис. 4, вероятно, являются результатом обезуглероживания карбида вольфрама согласно уравнению (\*).

Согласно данным ЭДС-анализа, в составе покрытий присутствуют металлы – вольфрам,

никель, алюминий и железо (рис. 5, а–в). Источником железа выступают гранулы и подложка. Концентрация элементов была постоянной по высоте покрытий. Колебания концентрации вольфрама объясняются присутствием зерен карбидов вольфрама на пути сканирующего луча. При повышении размера фракции порошка в НЭ состав матрицы покрытий обогащался алюминием, тогда как содержание железа (Fe) уменьшалось с 58 до 27 ат. % (рис. 5). В формировании ЭИЛ-покрытия неизбежно участвует подложка, которая является источником железа. Следует отметить, что использование железных гранул приводит к сопоставимым величинам концентрации железа в покрытии, как и в случае гранул Ni и Al [10]. Это объясняется тем, что порошки гораздо интенсивнее участвуют в формировании покрытий при ЭИЛНЭ по сравнению с компактными электродами (гранулами).

Величина шероховатости (Ra) образцов с покрытиями составляла от 5,87 до 8,23 мкм (табл. 3). При этом величина угла контакта с дистиллированной водой укладывалась в диапазон от 77,7° до 83,6°, что значительно выше, чем у стали 45 (54,1° ± 1,4°). Таким образом, нанесение покрытий WC/Fe-Ni-Al на детали из стали 45 повысит гидрофобность их поверхности вследствие уменьшения свободной поверхностной энергии. Это призвано уменьшить отложение

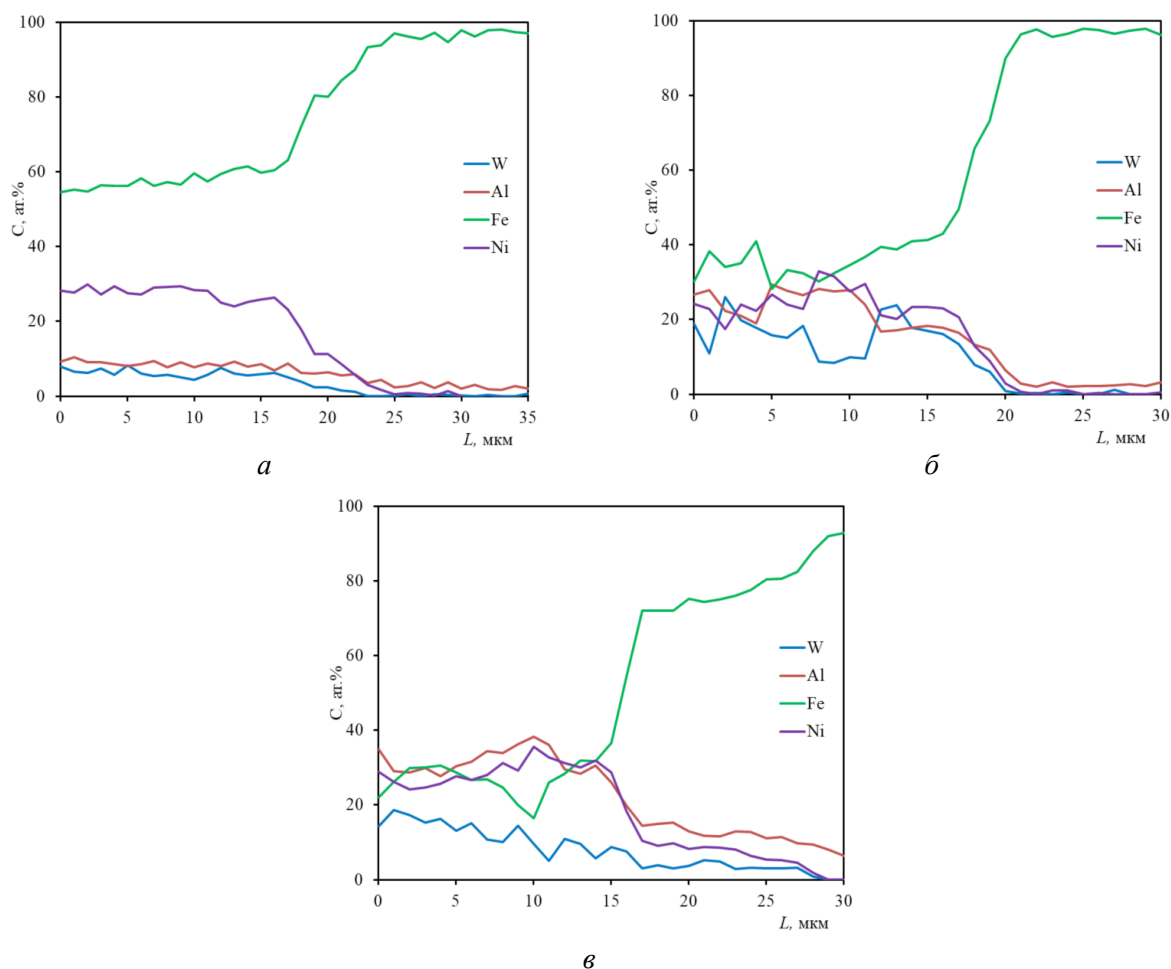


Рис. 5. Распределение концентраций металлов по высоте покрытий согласно результатам ЭДС-анализа:

*a* – WCn; *б* – WC2; *в* – WC40

Fig. 5. Metal concentration distribution of across coating height, according to the results of EDS analysis:

*a* – WCn; *б* – WC2 and *в* – WC40

Таблица 3

Table 3

**Толщина, шероховатость и смачиваемость покрытий**  
**Thickness, roughness and wettability of coatings**

| Характеристики       | Образцы      |              |              |
|----------------------|--------------|--------------|--------------|
|                      | WCn          | WC20         | WC40         |
| Толщина, мкм         | 25,19 ± 5,78 | 24,35 ± 5,68 | 26,13 ± 6,10 |
| Шероховатость, мкм   | 8,23 ± 2,17  | 6,73 ± 0,89  | 5,87 ± 0,94  |
| Смачиваемость, град. | 77,7 ± 1,6   | 83,6 ± 1,6   | 82,7 ± 1,6   |

загрязнений на поверхности и, как следствие, ограничит развитие коррозии на стальных конструкциях.

Результаты измерений микротвердости с поверхности покрытий показали, что величины твердости находились в диапазоне от 4,39 до 9,16 ГПа, с минимумом у образца WCn и макси-

мумом – у WC20 (рис. 6). Таким образом, нанесение покрытий позволяет повысить твердость изделий из стали 45 от 1,7 до 3,6 раза. Низкие значения твердости образца, полученного с использованием нанопорошка карбида вольфрама, объясняются отсутствием крупных включений карбида вольфрама в его составе. Кроме того,

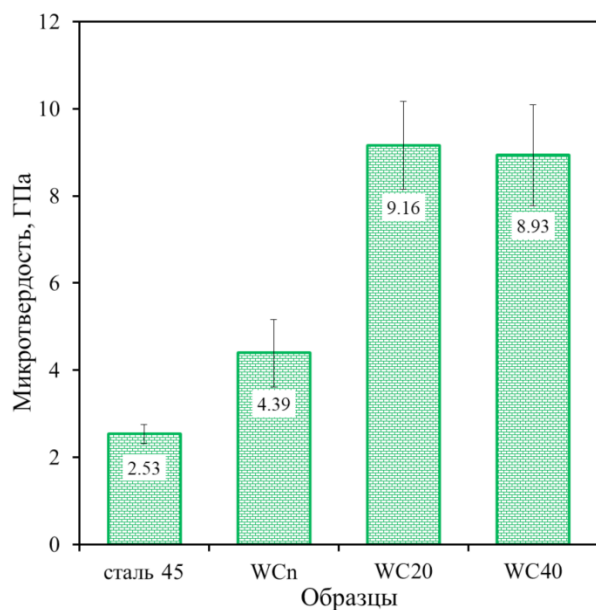


Рис. 6. Микротвердость поверхности покрытий

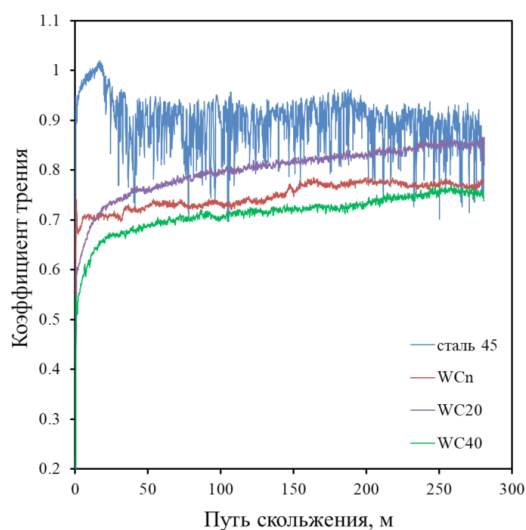
Fig. 6. Microhardness of the coating surface

в составе данного покрытия было наименьшее содержание наиболее твердой фазы  $W_2C$  (30 ГПа) [21]. Твердость покрытий WC20 и WC40 была практически одинаковой, но немного выше, чем у WCn, из-за высокого содержания фазы  $W_2C$ .

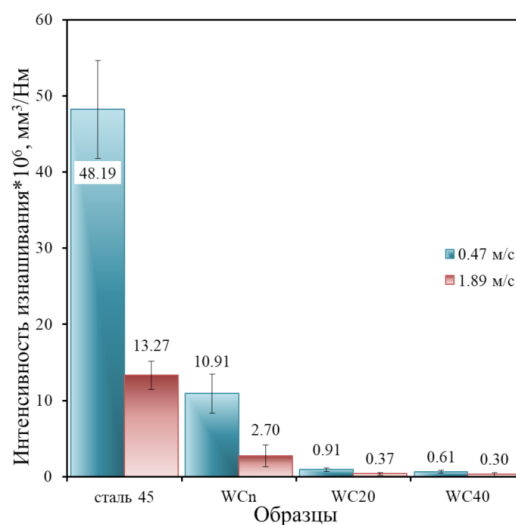
Результаты испытаний покрытий WC/Fe-Ni-Al на коэффициент трения при нагрузке 25 Н показаны на рис. 7, а. В начальные 30 м скольжения наблюдалось резкое повышение силы

трения, вызванное увеличением площади соприкосновения контрповерхностей в результате приработки, сглаживающей выступы шероховатости. Кривые коэффициента трения всех покрытий в стабильной стадии имели восходящий характер, тогда как значения силы трения стали 45 колебались возле постоянной величины. Это объясняется повышенной шероховатостью покрытий (табл. 3). По результатам анализа кривых коэффициента трения уровень шума силы трения для всех образцов с покрытиями был существенно меньше, чем у стали 45. Средние значения коэффициента трения покрытий WC/Fe-Ni-Al (0,73...0,83) были ниже, чем у стали 45 без покрытий (0,88), на 6–18 %. Это объясняется антифрикционными свойствами  $WO_3$ , который образуется при окислительном износе карбида вольфрама [22]. Можно сделать вывод, что использование предложенных покрытий WC/Fe-Ni-Al позволяет снизить и стабилизировать коэффициент трения изделий из стали 45.

Износостойкость покрытий исследовалась на скоростях линейного скольжения 0,47 и 1,9 м/с при нагрузке 25Н. Интенсивность изнашивания покрытий WC/Fe-Ni-Al укладывалась в интервал от  $0,61 \cdot 10^{-6}$  до  $10,91 \cdot 10^{-6}$  мм<sup>3</sup>/Нм при скорости 0,47 м/с и от  $0,30 \cdot 10^{-6}$  до  $2,70 \cdot 10^{-6}$  мм<sup>3</sup>/Нм при скорости 1,89 м/с (рис. 7, б). Таким образом, износостойкость разработанных покрытий была в 5...80 раз выше, чем у исходной стали 45. При



а



б

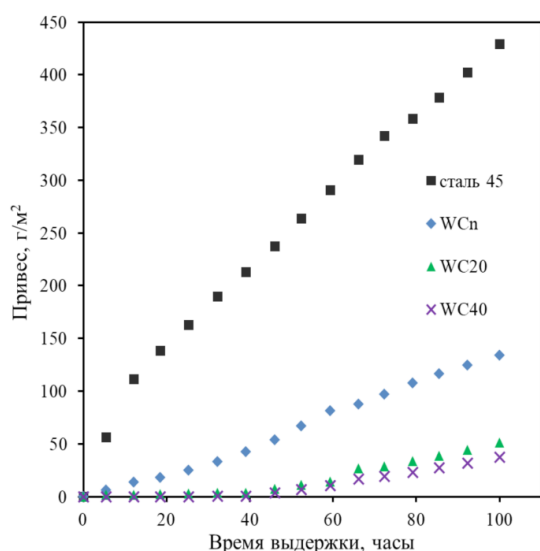
Рис. 7. Коэффициент трения при скорости скольжения 0,47 м/с и приведенный износ покрытий при 0,47 и 1,89 м/с

Fig. 7. Coefficient of friction at a sliding speed of 0.47 m/s and wear rate of coatings at 0.47 and 1.89 m/s

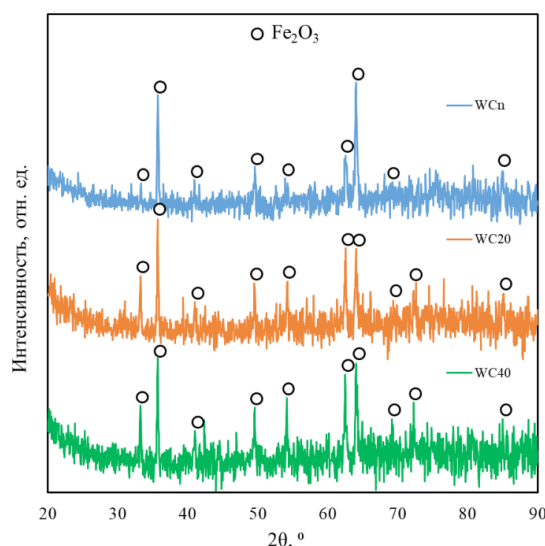
скорости скольжения 0,47 м/с износ образцов был выше, чем при высокой скорости (1,9 м/с). Это объясняется формированием самосмазывающего трибооксидного слоя из-за высокой мгновенной температуры, реализуемой в зоне трения при высокой скорости скольжения [23, 24]. При обеих скоростях наименьшей износостойкостью обладало покрытие WCn, а наибольшей – WC40. Высокая износостойкость покрытия WC40 объясняется присутствием крупных включений WC и участков с их скоплениями, которые удерживали контртело от взаимодействия с истираемой металлической матрицей покрытия.

Согласно графикам привеса покрытий WC/Fe-Ni-Al и стали 45 при температуре 700 °C, через 100 часов испытаний привес образцов с покрытиями составил от 37,0 до 133,8 г/м<sup>2</sup>, а стали 45 без покрытия – 429,2 г/м<sup>2</sup> (рис. 8, а). Привес образцов с покрытиями увеличивался с ростом

дисперсности порошка, причем при переходе от образца WC20 к WCn он вырос в 2,6 раза. Таким образом, результаты работы указывают на то, что уменьшение диаметра частиц карбида вольфрама ухудшает жаростойкость композиции WC/Fe-Ni-Al. Это может быть вызвано интенсификацией обезуглероживания частиц WC с ростом их удельной поверхности, что приводит к большему введению в матрицу Fe-Ni-Al элементов W и C, которые снижают барьерные свойства слоя оксида алюминия, формируемого при высокотемпературном окислении. Привес в ходе испытания на жаростойкость вызван фиксацией кислорода на поверхности образцов в виде гематита Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (рис. 8, б). В целом композиционные покрытия WC20 и WC40 проявили высокую жаростойкость при температуре 700 °C. Их применение позволяет повысить жаростойкость изделий из стали 45 в 8,4...11,6 раза.



а



б

Рис. 8. Графики привеса покрытий WC/Fe-Ni-Al и стали 45 от времени выдержки при температуре 700 °C (а) и рентгенофазовый анализ покрытий после испытания на жаростойкость (б)

Fig. 8. Graphs of weight gain of WC/Fe-Ni-Al coatings and 45 steel over time at a temperature of 700 °C (а) and XRD patterns of coatings after oxidation resistance testing (б)

## Выводы

1. Впервые исследовано влияние гранулометрии порошка карбида вольфрама при получении металлокерамических покрытий WC/Fe-Ni-Al методом электроискрового легирования нелокализованным электродом на стали 45. Для осаждения покрытий были подготовлены фракции порошка карбида вольфрама в результате измельчения в планетарной шаро-

вой мельнице и ситового анализа  $1 \text{ мкм} \leq \text{WC} \leq 20 \text{ мкм}$  и  $20 \text{ мкм} \leq \text{WC} \leq 40 \text{ мкм}$ .

2. Значения суммарного привеса для образцов WCn и WC20 были очень близкими, тогда как для WC40 скорость привеса оказалась заметно ниже. По результатам рентгенофазового анализа установлено, что в структуре осажденных покрытий присутствуют карбид вольфрама, субкарбид вольфрама (W<sub>2</sub>C), алюминид железа

( $\text{Al}_{86}\text{Fe}_{14}$ ), ферроникель (FeNi) и ОЦК-фазы  $\text{AlNi}$ ,  $\text{AlFe}$ . Показано, что при повышении размера фракции порошка WC в электроде состав матрицы покрытий обогащался алюминием, тогда как концентрация железа снижалась с 60 до 30 ат. %. Структура покрытий соответствует металллокерамическому композиту.

3. Шероховатость покрытий изменялась от 5,87 до 8,23 мкм с минимумом у образца WC40. Смачиваемость покрытий изменялась от  $77,7^\circ$  до  $83,6^\circ \pm 1,6^\circ$  с минимумом у образца, полученного с использованием нанопорошка карбида вольфрама.

4. Микротвердость поверхности покрытий находилась в диапазоне от 4,39 до 9,16 ГПа с минимумом у образца, полученного с использованием нанопорошка карбида вольфрама.

5. В работе установлено что размер фракций частиц карбида вольфрама от 20 до 40 мкм обеспечивают наилучшие показатели износостойкости и жаростойкости покрытий WC/Fe-N-Al при температуре 700 °C. Показано, что применение таких покрытий позволяет повысить жаростойкость стали 45 в 11,6 раза, а износостойкость в 44...80 раз.

### Список литературы

1. High-temperature corrosion characterization of Ni-Al laser cladding: The effect of Al content and Fe / X. Wang, Z. Liu, K. Cheng, J. Li, H. Ning, J. Mao // *Journal of Thermal Spray Technology*. – 2024. – Vol. 33 (5). – P. 1417–1439. – DOI: 10.1007/s11666-024-01782-8.
2. Study on the microstructure and properties of a laser cladding Fe–Ni–Al coating based on the invar effect / Z. Wang, J. Zhang, F. Zhang, C. Qi // *Scientific Reports*. – 2024. – Vol. 14 (1). – P. 11685. – DOI: 10.1038/s41598-024-62306-6.
3. Microstructure, mechanical properties and wear of Ni–Al–Fe alloys / P.R. Munroe, M. George, I. Baker, F.E. Kennedy // *Materials Science and Engineering: A*. – 2002. – Vol. 325 (1–2). – P. 1–8. – DOI: 10.1016/S0921-5093(01)01403-4.
4. Structure and oxidation resistance of flame sprayed Fe–Ni–Al coating / A.S.I. Datu-Maki, Ciswandi, B. Hermanto, S.A. Saptari, T. Sudiro // *Journal of Physics: Conference Series*. – 2019. – Vol. 1204 (1). – P. 012128. – DOI: 10.1088/1742-6596/1204/1/012128.
5. Optimization and experimental investigation on AA6082/WC metal matrix composites by abrasive flow machining process / R. Manikandan, P. Ponnusamy, S. Nanthakumar, A. Gowrishankar, V. Balambica, R. Girimurugan, S. Mayakannan // *Materials Today: Proceedings*. – 2023. – DOI: 10.1016/j.matpr.2023.03.274.
6. Microstructure and tribology of cold spray additively manufactured multimodal Ni-WC metal matrix composites / S.A. Alidokht, L. Wu, S. Bessette, R.R. Chromik // *Wear*. – 2024. – Vol. 538. – P. 205218. – DOI: 10.1016/j.wear.2023.205218.
7. Effect of WC mass fraction on the microstructure and frictional wear properties of WC/Fe matrix composites / Z. Liao, X. Huang, F. Zhang, Z. Li, S. Chen, Q. Shan // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. – 2023. – Vol. 114. – P. 106265. – DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2023.106265.
8. Microstructures and high-temperature wear behavior of NiAl/WC-Fex coatings on carbon steel by plasma cladding / J. Yuan, Q. Wang, X. Liu, S. Lou, Q. Li, Z. Wang // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2020. – Vol. 842. – P. 155850. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2020.155850.
9. Abreu-Castillo H.O., d'Oliveira A.S.C.M. Challenges of nanoparticle-reinforced NiAl-based coatings processed by in situ synthesis of the aluminide // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2024. – Vol. 134 (3–4). – P. 1547–1561. – DOI: 10.1007/s00170-024-14162-x.
10. Бурков А.А. Использование гранул Ni и Al и порошка WC для электроискрового нанесения металллокерамических покрытий // *Известия высших учебных заведений. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. – 2025. – Т. 19, № 2. – С. 62–72. – На англ. яз. – DOI: 10.17073/1997-308X-2025-2-62-72. – EDN NPZJWX.
11. Advancements in electrospark deposition (ESD) technique: A short review / C. Barile, C. Casavola, G. Pappalettera, G. Renna // *Coatings*. – 2022. – Vol. 12(10). – P. 1536. – DOI: 10.3390/coatings12101536.
12. Николенко С.В., Верхотуров А.Д. Новые электродные материалы для электроискрового легирования. – Владивосток: Дальнаука, 2005. – 219 с. – ISBN 5-80444-0404-0.
13. Burkov A.A., Kulik M.A. Wear-resistant and anticorrosive coatings based on chrome carbide  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  obtained by electric spark deposition // *Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces*. – 2020. – Vol. 56. – P. 1217–1221. – DOI: 10.1134/s2070205120060064.
14. Dvornik M., Mikhailenko E. The influence of the rotation frequency of a planetary ball mill on the limiting value of the specific surface area of the WC and Co nanopowders // *Advanced Powder Technology*. – 2020. – Vol. 31 (9). – P. 3937–3946. – DOI: 10.1016/j.appt.2020.07.033.
15. Dvornik M.I., Zaytsev A.V. Research of surfaces and interfaces increasing during planetary

ball milling of nanostructured tungsten carbide/cobalt powder // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2013. – Vol. 36. – P. 271–277. – DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2012.10.004.

16. Бурков А.А. Получение аморфных покрытий электроискровой обработкой стали 35 в смеси железных гранул с CrMoWCBSi порошком // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2019. – Т. 21, № 4. – С. 19–30. – DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.4-19-30.

17. Effect of spray powder particle size on the bionic hydrophobic structures and corrosion performance of Fe-based amorphous metallic coatings / Y.C. Li, W.W. Zhang, Y. Wang, X.Y. Zhang, L.L. Sun // Surface and Coatings Technology. – 2022. – Vol. 437. – P. 128377. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2022.128377.

18. Almond E.A., Gee M.G. Results from a UK inter-laboratory project on dry sliding wear // Wear. – 1987. – Vol. 120 (1). – P. 101–116. – DOI: 10.1016/0043-1648(87)90136-0.

19. Kennedy F.E., Lu Y., Baker I. Contact temperatures and their influence on wear during pin-on-disk tribotesting // Tribology International. – 2015. – Vol. 82. – P. 534–542. – DOI: 10.1016/j.triboint.2013.10.022.

20. Characterization of wear rate of Al-12 wt% Si alloy based MMC reinforced with ZrO<sub>2</sub> particulates / M. Nataraja, G. Balakumar, N. Santhosh, M.R. Naik // Materials Research Express. – 2024. – Vol. 11 (3). – P. 036522. – DOI: 10.1088/2053-1591/ad3468.

21. Chivavibul P., Watanabe M., Kuroda S. Effect of microstructure of HVOF-sprayed WC-Co coatings on their mechanical properties // Thermal Spray. – 2007. – P. 1212. – DOI: 10.31399/asm.cp.itsc2007p0297.

22. The influence of microstructure on tribological properties of WO<sub>3</sub> thin films / O.D. Greenwood, S.C. Moulzolf, P.J. Blau, R.J. Lad // Wear. – 1999. – Vol. 232 (1). – P. 84–90. – DOI: 10.1016/S0043-1648(99)00255-0.

23. Jayashree P., Turani S., Straffellini G. Effect of velocity and temperature on the dry sliding behavior of a SiC-Graphite composite against WC-CoCr and WC-FeCrAlY HVOF coatings // Wear. – 2021. – Vol. 464. – P. 203553. – DOI: 10.1016/j.wear.2020.203553.

24. Ameen H.A., Hassan K.S., Mubarak E.M.M. Effect of loads, sliding speeds and times on the wear rate for different materials // American Journal of Scientific and Industrial Research. – 2011. – Vol. 2 (1). – P. 99–106. – DOI: 10.5251/ajsir.2011.2.1.99.106.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2025 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



# Obrabotka metallov -

## Metal Working and Material Science

Journal homepage: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



### The influence of tungsten carbide particle size on the characteristics of metalloceramic WC/Fe-Ni-Al coatings

Alexander Burkov<sup>a</sup>, Maxim Dvornik<sup>b</sup>, Maria Kulik<sup>c,\*</sup>, Alexandra Bytsura<sup>d</sup>

Khabarovsk Federal Research Center FEB RAS, 153 Tihookeanskaya st., Khabarovsk, 680042, Russian Federation

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0002-5636-4669>, [burkovalex@mail.ru](mailto:burkovalex@mail.ru); <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0002-1216-4438>, [maxxxx80@mail.ru](mailto:maxxxx80@mail.ru);  
<sup>c</sup> <https://orcid.org/0000-0002-4857-1887>, [marijka80@mail.ru](mailto:marijka80@mail.ru); <sup>d</sup> <https://orcid.org/0009-0005-4750-7970>, [alex\\_btsr@mail.ru](mailto:alex_btsr@mail.ru)

#### ARTICLE INFO

##### Article history:

Received: 11 June 2025

Revised: 03 July 2025

Accepted: 24 July 2025

Available online: 15 September 2025

##### Keywords:

WC/Fe-Ni-Al coating

Electrospark depositing (ESD)

Coefficient of friction

Oxidation resistance

Wear

WC nanopowder

##### Funding

The work was carried out within the framework of state assignment No. 075-00399-25-04.

#### ABSTRACT

**Introduction.** The granulometry (particle size distribution) of the starting powders significantly influences the hardness and strength of compacted tungsten carbide (WC) metalloceramic materials, but this effect has not been extensively studied in the context of WC/Fe-Ni-Al coatings. **The purpose of this work** is to investigate the influence of the granulometry of the starting WC powder introduced into the non-localized electrode on the kinetics of mass transfer, chemical composition, cross-sectional microstructure of WC/Fe-Ni-Al coatings, and their corrosion and tribological properties. **Methods.** WC/Fe-Ni-Al coatings were deposited on 45 steel substrates using the electrospark deposition (ESD) method with a non-localized electrode. The electrode comprised iron granules ( $\Phi = 4$  mm), Ni and Al powders, and WC powders with varying particle sizes. X-ray diffraction (XRD) analysis revealed that the coatings consisted of tungsten carbide, tungsten semicarbide ( $W_2C$ ), intermetallic phases ( $Al_{56}Fe_{14}$ ), ferronickel ( $FeNi$ ), and body-centered cubic (BCC) phases ( $AlNi$ ,  $AlFe$ ). **Results and discussion.** It was determined that, with an increase in the WC powder particle size fraction in the electrode, the coating matrix composition became enriched with aluminum, while the iron concentration decreased from 60 to 30 at.%. The lowest values for hardness, wear resistance, and oxidation resistance were observed for the sample obtained using WC nanopowder. The microhardness of the coating surface ranged from 4.39 to 9.16 GPa. The oxidation resistance of the coated samples at 700 °C increased monotonically with increasing WC powder particle size. The study found that the use of WC powder with a particle size fraction of 20 to 40  $\mu m$  resulted in the best performance in terms of hardness, wear resistance, and oxidation resistance of the WC/Fe-Ni-Al coatings at 700 °C. The application of these coatings increased the oxidation resistance of 45 steel by 11.6 times and wear resistance by 44 to 80 times, suggesting their potential for use in high-intensity applications.

**For citation:** Burkov A.A., Dvornik M.A., Kulik M.A., Bytsura A.Yu. The influence of tungsten carbide particle size on the characteristics of metalloceramic WC/Fe-Ni-Al coatings. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 3, pp. 221–235. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.3-221-235. (In Russian).

#### References

1. Wang X., Liu Z., Cheng K., Li J., Ning H., Mao J. High-temperature corrosion characterization of Ni-Al laser cladding: The effect of Al content and Fe. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2024, vol. 33 (5), pp. 1417–1439. DOI: 10.1007/s11666-024-01782-8.
2. Wang Z., Zhang J., Zhang F., Qi C. Study on the microstructure and properties of a laser cladding Fe–Ni–Al coating based on the invar effect. *Scientific Reports*, 2024, vol. 14 (1), p. 11685. DOI: 10.1038/s41598-024-62306-6.
3. Munroe P.R., George M., Baker I., Kennedy F.E. Microstructure, mechanical properties and wear of Ni–Al–Fe alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 2002, vol. 325 (1–2), pp. 1–8. DOI: 10.1016/S0921-5093(01)01403-4.

#### \* Corresponding author

Kulik Maria A., Junior Researcher

Khabarovsk Federal Research Center FEB RAS,

153 Tihookeanskaya st.,

680042, Khabarovsk, Russian Federation

Tel.: +7 4212 22-69-56, e-mail: [marijka80@mail.ru](mailto:marijka80@mail.ru)

4. Datu-Maki A.S.I., Ciswandi, Hermanto B., Saptari S.A., Sudiro T. Structure and oxidation resistance of flame sprayed Fe–Ni–Al coating. *Journal of Physics: Conference Series*, 2019, vol. 1204 (1), p. 012128. DOI: 10.1088/1742-6596/1204/1/012128.
5. Manikandan R., Ponnusamy P., Nanthakumar S., Gowrishankar A., Balambica V., Girimurugan R., Mayakannan S. Optimization and experimental investigation on AA6082/WC metal matrix composites by abrasive flow machining process. *Materials Today: Proceedings*, 2023. DOI: 10.1016/j.matpr.2023.03.274.
6. Alidokht S.A., Wu L., Bessette S., Chromik R.R. Microstructure and tribology of cold spray additively manufactured multimodal Ni-WC metal matrix composites. *Wear*, 2024, vol. 538, p. 205218. DOI: 10.1016/j.wear.2023.205218.
7. Liao Z., Huang X., Zhang F., Li Z., Chen S., Shan Q. Effect of WC mass fraction on the microstructure and frictional wear properties of WC/Fe matrix composites. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2023, vol. 114, p. 106265. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2023.106265.
8. Yuan J., Wang Q., Liu X., Lou S., Li Q., Wang Z. Microstructures and high-temperature wear behavior of NiAl/WC-Fex coatings on carbon steel by plasma cladding. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, vol. 842, p. 155850. DOI: 10.1016/j.jallcom.2020.155850.
9. Abreu-Castillo H.O., d'Oliveira A.S.C.M. Challenges of nanoparticle-reinforced NiAl-based coatings processed by in situ synthesis of the aluminide. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2024, vol. 134 (3–4), pp. 1547–1561. DOI: 10.1007/s00170-024-14162-x.
10. Burkov A.A. Use of Ni and Al granules and WC powder for electric spark deposition of metalloceramic coatings. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Poroshkovaya metallurgiya i funktsional'nye pokrytiya = Powder Metallurgy and Functional Coatings*, 2025, vol. 19, no. 2, pp. 62–72. DOI: 10.17073/1997-308X-2025-2-62-72.
11. Barile C., Casavola C., Pappalettera G., Renna G. Advancements in electrospark deposition (ESD) technique: A short review. *Coatings*, 2022, vol. 12 (10), p. 1536. DOI: 10.3390/coatings12101536.
12. Nikolenko S.V., Verkhoturov A.D. *Novye elektrodnye materialy dlya elektroiskrovogo legirovaniya* [New electrode materials for electrospark alloying]. Vladivostok, Dal'nauka Publ., 2005. 219 p. ISBN 5-80444-0404-0.
13. Burkov A.A., Kulik M.A. Wear-resistant and anticorrosive coatings based on chrome carbide  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  obtained by electric spark deposition. *Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces*, 2020, vol. 56, pp. 1217–1221. DOI: 10.1134/s2070205120060064.
14. Dvornik M., Mikhailenko E. The influence of the rotation frequency of a planetary ball mill on the limiting value of the specific surface area of the WC and Co nanopowders. *Advanced Powder Technology*, 2020, vol. 31 (9), pp. 3937–3946. DOI: 10.1016/j.apt.2020.07.033.
15. Dvornik M.I., Zaytsev A.V. Research of surfaces and interfaces increasing during planetary ball milling of nanostructured tungsten carbide/cobalt powder. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2013, vol. 36, pp. 271–277. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2012.10.004.
16. Burkov A.A. Production of amorphous coatings by electrospark treatment of steel 1035 in a mixture of iron granules with CrMoWCBSi powder. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21, no. 4, pp. 19–30. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.4-19-30. (In Russian).
17. Li Y.C., Zhang W.W., Wang Y., Zhang X.Y., Sun L.L. Effect of spray powder particle size on the bionic hydrophobic structures and corrosion performance of Fe-based amorphous metallic coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2022, vol. 437, p. 128377. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2022.128377.
18. Almond E.A., Gee M.G. Results from a UK interlaboratory project on dry sliding wear. *Wear*, 1987, vol. 120 (1), pp. 101–116. DOI: 10.1016/0043-1648(87)90136-0.
19. Kennedy F.E., Lu Y., Baker I. Contact temperatures and their influence on wear during pin-on-disk tribotesting. *Tribology International*, 2015, vol. 82, pp. 534–542. DOI: 10.1016/j.triboint.2013.10.022.
20. Nataraja M., Balakumar G., Santhosh N., Naik M.R. Characterization of wear rate of Al-12 wt% Si alloy based MMC reinforced with  $\text{ZrO}_2$  particulates. *Materials Research Express*, 2024, vol. 11 (3), p. 036522. DOI: 10.1088/2053-1591/ad3468.
21. Chivavibul P., Watanabe M., Kuroda S. Effect of microstructure of HVOF-sprayed WC-Co coatings on their mechanical properties. *Thermal Spray*, 2007, p. 1212. DOI: 10.31399/asm.cp.itsc2007p0297.
22. Greenwood O.D., Moulzolf S.C., Blau P.J., Lad R.J. The influence of microstructure on tribological properties of  $\text{WO}_3$  thin films. *Wear*, 1999, vol. 232 (1), pp. 84–90. DOI: 10.1016/S0043-1648(99)00255-0.



23. Jayashree P., Turani S., Straffelini G. Effect of velocity and temperature on the dry sliding behavior of a SiC-Graphite composite against WC-CoCr and WC-FeCrAlY HVOF coatings. *Wear*, 2021, vol. 464, p. 203553. DOI: 10.1016/j.wear.2020.203553.

24. Ameen H.A., Hassan K.S., Mubarak E.M.M. Effect of loads, sliding speeds and times on the wear rate for different materials. *American Journal of Scientific and Industrial Research*, 2011, vol. 2 (1), pp. 99–106. DOI: 10.5251/ajsir.2011.2.1.99.106.

## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2025 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).