

УДК 621.9.048.4

ВЛИЯНИЕ ДЛИТЕЛЬНОСТИ РАЗРЯДОВ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОКРЫТИЙ ИЗ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА FeCrWMoCB

© 2023 г. А. А. Бурков¹, Л. А. Коневцов^{1, *}, В. О. Крутикова²

¹Институт материаловедения ДВО Российской академии наук — обособленное подразделение Хабаровского федерального исследовательского центра Дальневосточного отделения Российской академии наук, ул. Тихоокеанская, 153, Хабаровск, 680000 Россия

²Институт тектоники и геофизики им. Ю.А. Косыгина ДВО Российской академии наук, ул. Ким Ю. Чена, 65, Хабаровск, 680000 Россия

*e-mail: konevts@narod.ru

Поступила в редакцию 27.03.2023 г.

После доработки 04.07.2023 г.

Принята к публикации 05.07.2023 г.

Исследовано влияние длительности разрядных импульсов при электроискровом легировании стали 35 на структуру и свойства покрытий из металлического стекла FeCrWMoCB. С ростом длительности импульсов толщина покрытий увеличивалась от 19,1 до 39 мкм. Жаростойкость образцов с покрытиями за 100 ч испытаний при 700°C была от 27 до 176 раз выше по сравнению со сталью, причем она увеличивалась с ростом длительности импульсов. Твердость покрытий находилась в интервале 11,3–11,9 ГПа. Нанесение покрытий снижает коэффициент трения и износ стали до 3,7 раз и улучшает ее коррозионную стойкость.

Ключевые слова: металлическое стекло, электроискровое легирование, покрытие, сталь 35, жаростойкость, износ

DOI: 10.31857/S0002337X23070011, EDN: PUOGSC

ВВЕДЕНИЕ

Металлические стекла (МС), называемые также аморфными металлами, представляют собой металлические сплавы, не имеющие строго упорядоченной кристаллической структуры. Отсутствие дальнего порядка в расположении атомов приводит к более высоким твердости, ударной вязкости, пределу упругости и коррозионной стойкости по сравнению с их кристаллическими аналогами [1]. Отличительной особенностью МС является высокая эластичность по сравнению с кристаллическими сплавами. Критическим требованием для получения МС является обеспечение высоких скоростей охлаждения, необходимых для “замораживания” расплава до твердого состояния, минуя стадию кристаллизации. Поэтому изготовление деталей из МС с толщиной стенки более 10 мм является сложным, в них невозможно обеспечить достаточные скорости охлаждения, чтобы избежать зародышеобразования и роста кристаллических фаз в аморфной матрице [2]. Наиболее распространенные методы обработки, используемые для изготовления деталей из МС, такие как формование из расплава, порошковая металлургия и литье, имеют ограничения в отношении окончательно достижимых размеров и возможных геометриче-

ских конструкций; этот факт препятствует их распространению в производстве конструкционных и функциональных материалов [3].

Благодаря уникальным механическим, магнитным, антикоррозионным и каталитическим свойствам МС на основе железа (Fe-МС) вызывают широкий интерес инженеров и исследователей. Они широко используются в электроэнергетике и электронной промышленности, например, в трансформаторах, датчиках, синфазных дросселях и т.д. из-за их высокой магнитной проницаемости и намагниченности насыщения, стабильных высокочастотных характеристик, низких потерь в сердечнике и коэффициента магнитострикции [4, 5]. Fe-МС не содержат кристаллических дефектов и обладают пассивирующей способностью, что придает им антикоррозионную стойкость. Кроме того, высокая износостойкость и относительно низкая стоимость материала делают Fe-МС подходящими для использования в морской среде [6].

Покрытия из Fe-МС значительно расширяют область применения объемных МС, поскольку не ограничены по размеру [7, 8]. На сегодняшний день покрытия Fe-МС получают различными методами, такими как плазменное напыление [9], газопламенное напыление [10], дуговое напыление [11], магне-

Таблица 1. Состав порошковой шихты для приготовления АМ

Компонент	W_4C	W	Mo	Fe	Cr	C
C, мас. %	2.97	32.82	11.4	15	19.95	3.06
C, ат. %	15	12	8	18	26	21

Таблица 2. Механические свойства спеченного электродного материала

Плотность, г/см^3	Твердость, ГПа	Прочность на излом, МПа
9.03	11.31	340

тронное напыление [12], лазерная наплавка [13] и электроискровое легирование (ЭИЛ) [14].

Целью настоящей работы было исследование влияния длительности разрядных импульсов на структуру и свойства покрытий из Fe-МС, осажденных с использованием кристаллического электрода FeCrWMoCB при ЭИЛ стали 35.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

В условиях Лаборатории порошковой металлургии Института материаловедения ДВО РАН обособленного подразделения ХФИЦ ДВО РАН был получен анодный материал (АМ) состава FeCrWMoCB из порошков железа, хрома, вольфрама, молибдена и карбида бора чистотой не менее 99.5%. В табл. 1 показан исходный состав шихты.

Порошки с добавлением изопропилового спирта смешивали в течение 30 мин в шаровой планетарной мельнице Retsch PM 400 при частоте вращения 250 мин^{-1} . Затем смеси пропитывали раствором каучука в бензине и формовали в ви-

де прямоугольных параллелепипедов размерами $5 \times 5 \times 30 \text{ мм}$ на прессе TestPress-250 М под нагрузкой 30 кН. После чего спекали в вакуумной печи Carbolite STF 1200°C в течение 8 ч при давлении 10 Па. Механические свойства спеченного АМ представлены в табл. 2. На рис. 1 показана рентгеновская дифрактограмма спеченного FeCrWMoCB-электрода. На ней видны острые брэгговские рефлексы кристаллических сложных боридов и карбидов: Mo_2FeB_2 , $\text{Fe}_{1.25}\text{W}_{1.75}\text{B}_2$, $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}-\text{Fe}_4\text{W}_2\text{C}$; диборида хрома; кубического железа и молибдена. Рефлексы карбида бора не наблюдаются на дифрактограмме, что указывает на интенсивное химическое взаимодействие компонентов порошковой шихты в процессе спекания.

Совместное присутствие боридов, карбидов и чистых металлов может указывать на металлокерамическую структуру спеченного материала. Основным требованием, предъявляемым к АМ при ЭИЛ, является прочность (не менее 100 МПа), которую обеспечивает металлическая связка [15]. В данном случае состав шихты был подобран с избытком железа, что обеспечило достаточную прочность на излом 340 МПа (табл. 2).

Покрывают на поверхности образцов (катодов) из стали 35 с площадью 1 см^2 наносили в атмосфере воздуха методом ЭИЛ с использованием разработанной в ИМ ХФИЦ ДВО РАН электроискровой установки ИМЭИЛ, генерирующей прямоугольные импульсы тока амплитудой 110 А при рабочем напряжении 30 В. АМ закрепляли в ручной электромагнитный вибратор, обеспечивавший механические колебания частотой 100 Гц и амплитудой до $\sim 0.5 \text{ мм}$. При частоте разрядных импульсов 10 кГц (табл. 3) длительность импульсов (τ) изменяли от 20 до 80 мкс. Продолжительность ЭИЛ для поверхности каждого образца составляла 6 мин/ см^2 , изменение масс электродов фиксировалось через 1 мин на весах VibraNT с точностью 0.1 мг.

Для исследования фазового состава АМ и покрытий использовали рентгеновский дифрактометр ДРОН-7 (CuK_α -излучение). Для исследования микроструктуры — сканирующий электронный

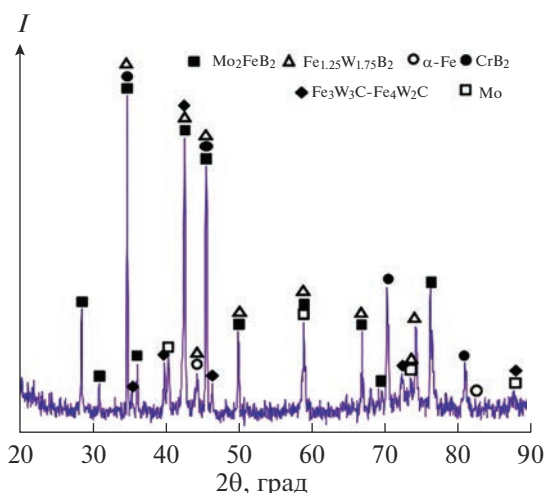
**Рис. 1.** Рентгеновская дифрактограмма спеченного анодного материала.

Таблица 3. Режимы обработки, обозначение и характеристики покрытий

Покрытие	MC20	MC50	MC80
Длительность импульса, мкс	20	50	80
Скважность, мкс	80	50	20
Толщина, мкм	19.1 ± 6.6	25.5 ± 5.0	39.0 ± 9.5
Шероховатость (R_a), мкм	7.0 ± 1.2	8.32 ± 0.7	9.37 ± 0.95

микроскоп (СЭМ) в режиме фазового контраста Vega 3 LMN (Tescan, Чехия), оснащенный энергодисперсионным спектрометром (ЭДС) X-max 80 (Oxford Instruments, Великобритания). Для исследования твердости использовали микротвердомер ПМТ-3М при нагрузке 0.5 Н по Виккерсу, шероховатости — профилометр TR 200.

Для поляризационных испытаний использовали 3.5%-ный раствор NaCl в трехэлектродной ячейке, гальваностат Р-2Х (Electro Chemical Instruments, Россия) со скоростью сканирования 4 мВ/с. В качестве электрода сравнения использовали стандартный хлорсеребряный электрод, а в качестве контрэлектрода — спаренный платиновый электрод ЭТП-02. Для стабилизации тока разомкнутой цепи перед съемкой образцы выдерживались 30 мин; плотность коррозионного тока вычисляли методом экстраполяции Тафеля. Импедансные исследования выполняли на приборе Z2000 (Элинс, Россия) в диапазоне частот от 100 000 до 1 Гц. Циклические испытания на жаростойкость проводили в печи при температуре 700°C на воздухе. Образцы выдерживали при заданной температуре в течение ~6 ч, затем удаляли и охлаждали в эксикаторе до комнатной температуры. Во время испытания все образцы помещали в корундовый тигель для учета массы отслоившихся оксидов. Изменение массы всех образцов определяли с использованием лабораторных весов с чувствительностью 0.1 мг. Общее время тестирования составляло 100 ч.

Износостойкость и коэффициент трения образцов исследовали с использованием процедуры ASTM G99-17 при сухом трении скольжения при нагрузке 50 Н на скорости 0.47 мс^{-1} и времени тестирования 10 мин. В качестве контртела использовали диски из быстрорежущей стали М45 с твердостью 60 HRC. Износ измеряли гравиметрическим способом.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

В процессе ЭИЛ стали 35 AM FeCrWMoCB непрерывно эродировал с ростом времени обработки, причем суммарная эрозия за 6 мин обработки повышалась с ростом длительности разрядных импульсов (τ) (рис. 2а). Привес подложек за 6 мин обработки также возрастал с ростом τ . Характерно, что зависимость привеса катода от τ была бо-

лее ярко выражена, чем эрозия АМ (рис. 2б). Это хорошо согласуется с данными [16] по ЭИЛ. Возрастание величин эрозии анода и привеса катода объясняется увеличением микрованны расплава на поверхности электродов с ростом τ [17]. При возрастании удельного времени обработки привес катода замедлялся, что характерно для ЭИЛ [18]. Соответственно, коэффициент массопереноса монотонно снижался с ростом длительности разрядов и времени обработки (рис. 2в).

Значения коэффициента массопереноса составили от 5 до 22%. Высокая эрозия анода и низкий коэффициент массопереноса при $\tau = 20$ мкс указывают на значительное влияние механической эрозии электрода. Эти показатели можно улучшить, повысив долю металлического связующего в АМ.

На рис. 3 показаны рентгеновские дифрактограммы FeCrWMoCB-покрытий. На дифрактограммах присутствует характерное гало в диапазоне углов $2\theta = 40^\circ - 50^\circ$ без острых брэгговских рефлексов, что указывает на аморфную структуру полученного покрытия. Кроме того, отсутствие рефлексов железа на дифрактограммах указывает на отсутствие серьезных несплошностей, а также на то, что толщина всех покрытий была больше глубины проникновения рентгеновского излучения.

Таким образом, в процессе электроискрового осаждения происходило плавление кристаллического материала анода, жидкофазный перенос этого материала в микрованну расплава на катоде, смешение с материалом подложки, а высокие скорости охлаждения материала ($\sim 10^5 \text{ К/с}$) [19] и его высокая стеклообразующая способность не позволили сформироваться кристаллической структуре.

Средняя толщина покрытий увеличивалась от 19.1 до 39 мкм при повышении длительности разрядов от 20 до 80 мкс. На рис. 4 представлены изображения покрытий в обратно рассеянных электронах и распределение элементов согласно ЭДС-анализу.

На изображениях (рис. 4а, 4б) видно, что в покрытиях присутствуют поры, но отсутствуют продольные трещины, что указывает на хорошую адгезию аморфного слоя к стали 35. Структура покрытий представлена линиями разного контраста, что является следами конвективного перемешивания электродного материала со сталью 35 при ЭИЛ.

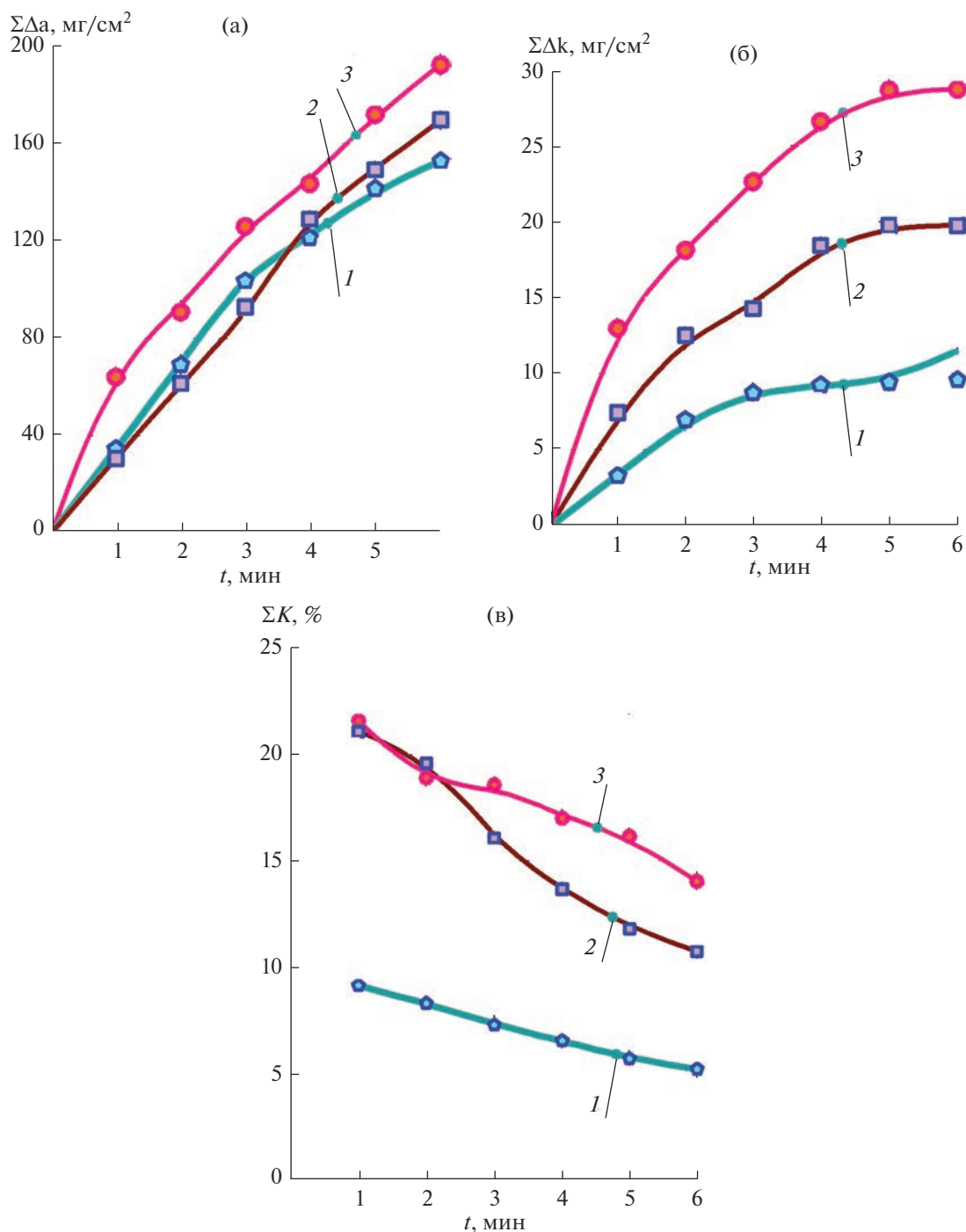


Рис. 2. Кинетика эрозии анода (а), привеса катода (б) и коэффициента массопереноса (в) при электроискровом нанесении покрытий: 1 – МС20, 2 – МС50, 3 – МС80.

Шероховатость поверхности покрытий (R_a) ожидается возрастала от 7.0 ± 1.2 до 9.37 ± 0.95 мкм при увеличении длительности разрядных импульсов (табл. 3).

Химический состав электроискровых МС покрытий по глубине достаточно однороден, о чем свидетельствуют данные по распределению эле-

ментов в сечении (рис. 4в, 4г). Так, средняя концентрация железа в покрытиях МС20 и МС80 находилась на уровне 30 ат. %, что выше по сравнению с АМ в 1.66 раза. Это объясняется смешиванием элементов АМ и железа из подложки в процессе осаждения [20]. Соответственно, концентрации остальных элементов были ниже, чем в электро-

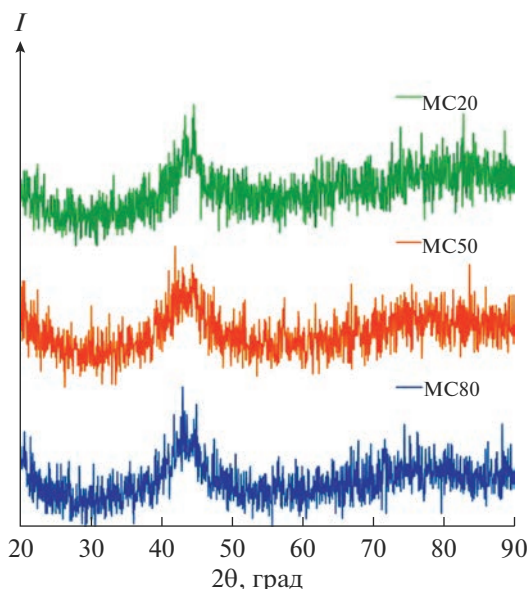


Рис. 3. Рентгеновские дифрактограммы покрытий.

де. На рис. 4в, 4г наблюдается плавное изменение концентраций элементов покрытия при переходе к подложке, что свидетельствует о металлической связи покрытия с подложкой.

В литературе указывают на “превосходную” коррозионную стойкость Fe-МС-покрытий на стальной подложке [21, 22]. Поэтому были проведены импедансные и потенциодинамические поляризационные испытания приготовленных МС-покрытий. На рис. 5а показаны спектры электрического импеданса образцов в 3.5%-ном растворе NaCl в координатах Найквиста. Оси Re и Im представляют собой действительную и мнимую составляющие электрического импеданса. Полученные диаграммы Найквиста для всех покрытий характеризуются схожими полукруглыми емкостными контурами в высокочастотной области.

Как правило, чем больше радиус емкостной дуги, тем выше коррозионная стойкость материала [23]. Радиус емкостного контура всех покрытий был близким, однако наблюдалась тенденция к его

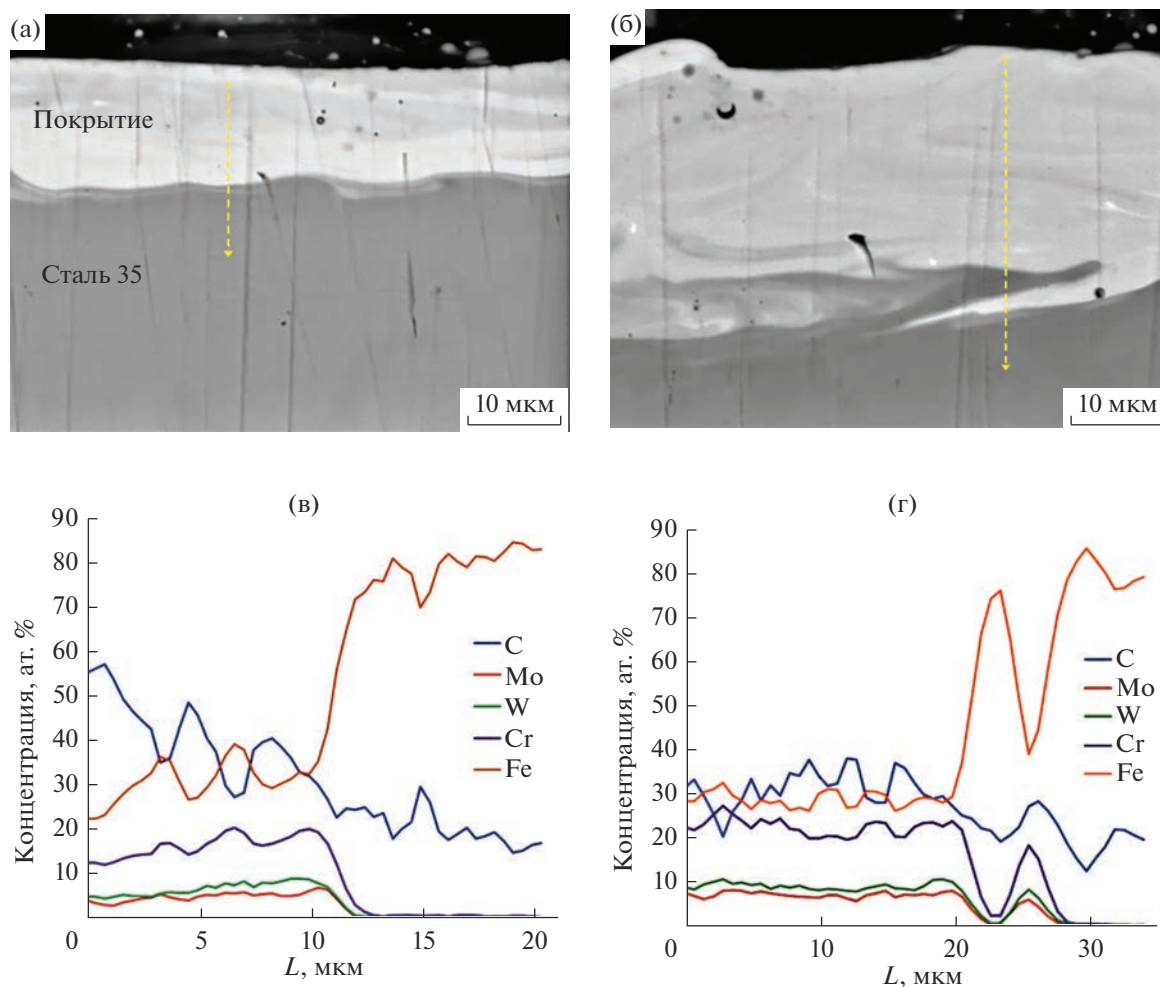


Рис. 4. СЭМ-изображения (а, б) и распределение элементов, согласно ЭДС-анализу (в, г), для покрытий MC20 (а, в) и MC80 (б, г) (пунктирная линия указывает направление сканирования).

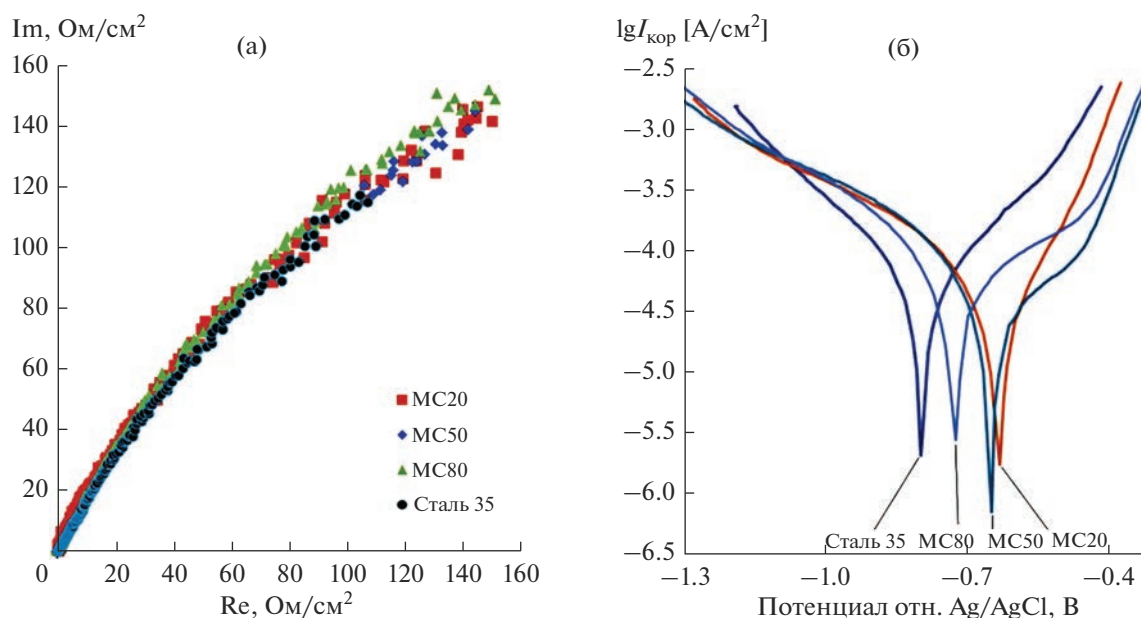


Рис. 5. Импедансные спектры в координатах Найквиста (а) и потенциодинамические поляризационные кривые (б) покрытий и стали 35.

увеличению при снижении τ . Радиус емкостного контура стали 35 был меньше, чем у покрытий, что свидетельствует об улучшении ее коррозионной стойкости после нанесения МС-покрытий.

В табл. 4 и на рис. 5б приведены результаты поляризационных испытаний образцов в 3.5%-ном растворе NaCl. Видно, что потенциодинамические кривые покрытий из МС имеют меньший потенциал коррозии $E_{кор}$ в сравнении со сталью 35. При этом потенциал коррозии монотонно возрастал с уменьшением длительности разрядных импульсов от 80 до 20 мкс. Это согласуется с данными по импедансным испытаниям образцов (рис. 5а) и объясняется ростом скорости охлаждения материала при снижении τ , что приводит к снижению доли аморфной фазы в покрытиях.

Для исследуемых образцов была рассчитана плотность тока коррозии $I_{кор}$, которая отражает их коррозионные свойства (табл. 1). Плотность тока коррозии немонотонно изменялась от 36.9×10^{-5} до 43.2×10^{-5} А/см² с ростом длительности разрядов. Так, наименьший ток коррозии наблюдался у образца МС50, а наибольший — у образца МС20. Эти результаты свидетельствуют о том, что образцы с покрытиями имели более низкую плотность

тока коррозии по сравнению со сталью 35, что связано с аморфной природой осажденных покрытий. Однако, вопреки ожиданиям, антикоррозионные свойства МС-покрытий можно оценить как слабые.

Кинетика изменения массы образцов с МС-покрытиями и стали 35 без покрытий при температуре 700°C показана на рис. 6а. Как видно, скорость привеса образцов с МС-покрытиями намного ниже, чем у стали 35 без покрытия. За 100 ч испытаний суммарный привес образцов с МС-покрытиями был от 27 до 176 раз меньше, чем у образцов без покрытий. Высокую жаростойкость МС-покрытий на стали 35 следует рассматривать, учитывая, что в самом начале испытания аморфная фаза кристаллизовалась в сложные многоатомные борокарбиды, формирующие плотные барьерные оксидные пленки [24]. Финальный привес образцов с покрытиями за 100 ч испытаний монотонно снижался от 12 до 1.85 г/м² с ростом τ от 20 до 80 мкс. Это можно объяснить ростом толщины и интегральной сплошности покрытий.

При испытании на жаростойкость привес обусловлен фиксацией атмосферного кислорода на поверхности образцов в виде оксида железа(III)

Таблица 4. Потенциал ($E_{кор}$) и плотность тока ($I_{кор}$) коррозии образцов, полученных из поляризационных кривых

Образец	Сталь 35	МС20	МС50	МС80
$E_{кор}$, В	−0.894	−0.625	−0.643	−0.718
$I_{кор}$, мкА/см²	57.2	43.2	36.9	41.8

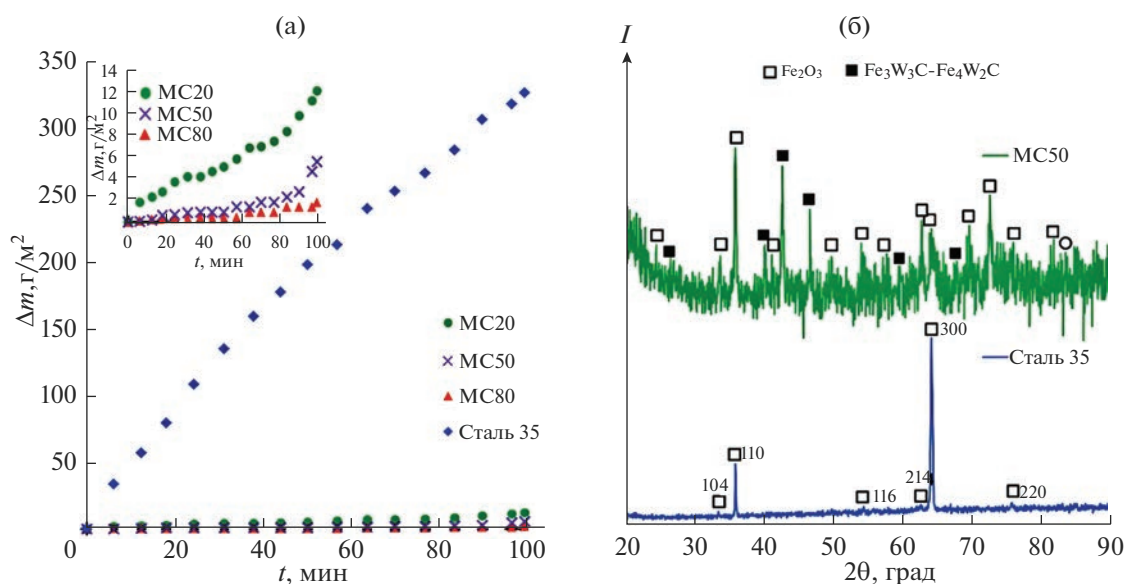
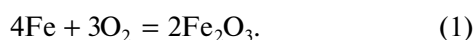


Рис. 6. Жаростойкость покрытий при температуре 900°C по сравнению со сталью 35 (а) и рентгенограмма покрытия после испытания на жаростойкость (б).

$\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ (рис. 6б). При этом оксид $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ на стали 35 без покрытия был текстурирован в кристаллографической плоскости (300), тогда как в случае покрытия MC50 рост $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ был более равномерным. Кроме того, на рентгеновской дифрактограмме покрытия наблюдался сложный карбид $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}-\text{Fe}_4\text{W}_2\text{C}$, который являлся продуктом кристаллизации МС. Его присутствие на дифрактограмме покрытия после испытания на жаростойкость подтверждает высокую жаростойкость МС-покрытий.

На рис. 7 показаны изображения поперечного сечения покрытий MC20 и MC80 после 100 ч испытаний на жаростойкость. Видно, что поверхность МС не содержит оксидного слоя. Оксиды выходят на поверхность лишь в локальных местах, вызывая кратерообразные повреждения подложки в наиболее тонких местах покрытия. Оксиляясь, металл подложки увеличивается в объеме, что приводит к выходу окалина на поверхность покрытия. Окисление можно выразить реакцией:



Локальность развития окислительного процесса обусловлена не столько малой толщиной осажденного слоя, сколько повышенной концентрацией железа, до такой степени, что снижается концентрация аморфной фазы. На рис. 7а видно, что не все тонкие участки покрытия вызвали окалинообразование, что говорит о превосходной стойкости материала покрытия к окислению при температуре 700°C. Вместе с тем, только в наиболее тонких местах мог возникнуть локальный дефицит аморфной фазы.

Средняя твердость МС-покрытий находилась в диапазоне от 11.3 до 11.9 ГПа с максимумом у образца MC20 (рис. 8а). Это может объясняться наибольшей скоростью охлаждения материала после окончания разряда, что приводило к наибольшей концентрации аморфной фазы в покрытии. Твердость стали 35 составила 2.0 ± 0.3 ГПа, т.е. осажденные электроискровые МС-покрытия позволяют повысить твердость ее поверхности до 5.8 раза. Повышенная твердость МС-покрытий объясняется более плотной упаковкой атомов в аморфном металле по сравнению с кристаллическим. Средние значения коэффициента трения покрытий при нагрузке 50 Н находились в диапазоне от 0.71 до 0.77 (рис. 6б). Наименьший коэффициент трения

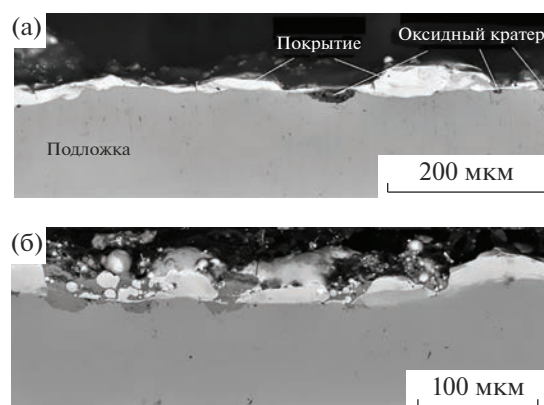


Рис. 7. СЭМ-изображения поперечного сечения покрытий MC20 (а) и MC80 (б) после 100 ч испытаний на жаростойкость при 700°C.

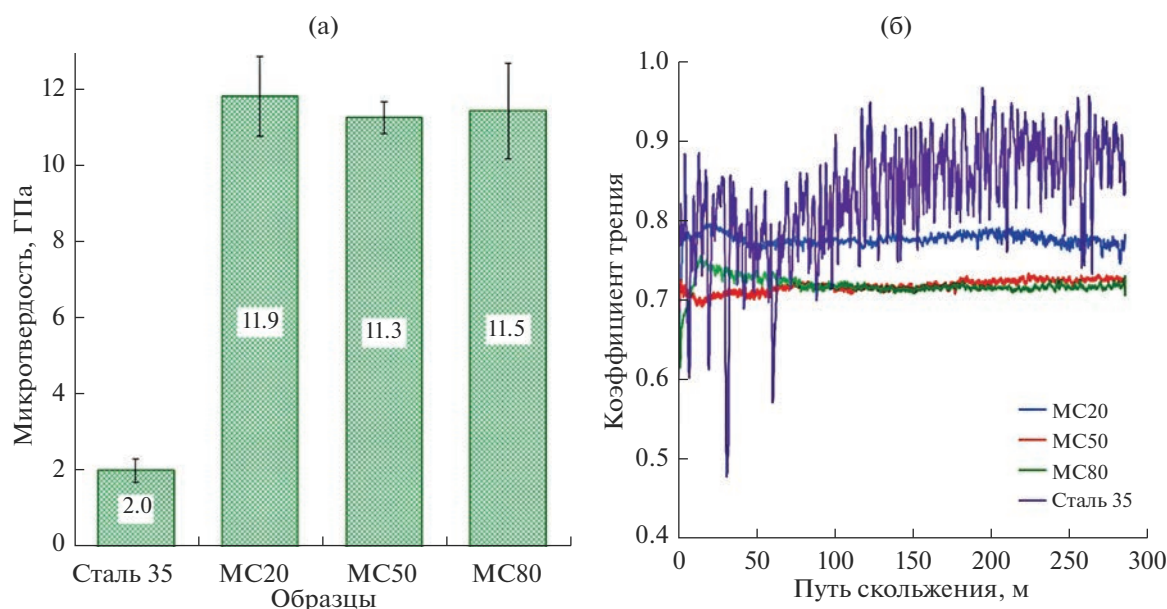


Рис. 8. Твердость (а) и коэффициент трения (б) МС-покрытий по сравнению со сталью 35.

наблюдался у образцов MC50 и MC80. Применение данных покрытий позволяет снизить коэффициент трения стали 35 (0.85) на 15%. Более того, уровень шума на кривых коэффициента трения покрытий, отражающий колебания силы трения, был значительно ниже, чем у стали 35 без покрытия.

Интенсивность изнашивания МС-покрытий была от 1.8 до 3.7 раз ниже по сравнению со сталью без покрытия (рис. 9). С ростом длительности импульсов износ электроискровых МС-покрытий

изменялся немонотонно в диапазоне от 0.44×10^{-5} до 1.0×10^{-5} мм³/(Н м). Наименьший износ был у образца MC50, наибольший — у MC80. Вероятно, это связано с высокой шероховатостью покрытия MC80 (табл. 3). На выступы шероховатости приходится высокая удельная нагрузка трения, в результате чего они ускоренно истираются, приводя к повышенным средним величинам износа.

В местах образования покрытия с большой высотой слоя наблюдалась повышенная концентрация дефектных включений, усиливающих интенсивность удаления фрагментов аморфного слоя вместе с материалом контртела. Длительность импульсов в районе 50 мкс является оптимальной, поскольку показывает наименьший износ и один из наиболее низких коэффициентов трения. Это объясняется тем, что в соответствующем образце соблюдался наилучший баланс толщины и шероховатости покрытия.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Методом ЭИЛ были нанесены аморфные FeCrWMoCB-покрытия на сталь 35. Установлено, что с ростом длительности разрядных импульсов от 20 до 80 мкс привес катода монотонно возрастал, однако эрозия анода увеличивалась слабо, что привело к повышению коэффициента массопереноса с 5 до 22%. Средняя толщина покрытий увеличивалась от 19.1 до 39 мкм при повышении длительности разрядов от 20 до 80 мкс. По данным растровой электронной микроскопии, покрытие имело характерную структуру в виде линий разного контраста, которые являются следа-

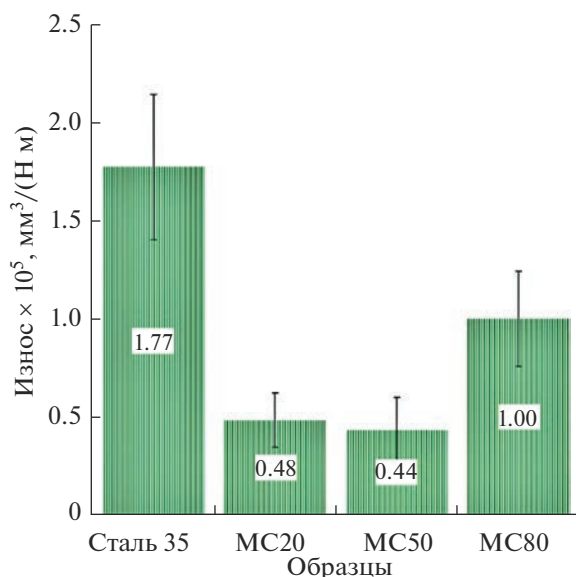


Рис. 9. Интенсивность изнашивания покрытий по сравнению со сталью 35 при нагрузке 50 Н.

ми конвективного перемешивания электродного материала со сталью 35 при ЭИЛ.

На основе данных импедансной спектроскопии и потенциодинамической поляризации показано, что нанесение аморфных FeCrWMoCB-покрытий на сталь 35 приводит к умеренному улучшению коррозионной стойкости ее поверхности. Испытание при температуре 700°C показало, что с ростом длительности импульсов жаростойкость покрытий монотонно увеличивалась. За 100 ч испытаний суммарный привес образцов с аморфными покрытиями был ниже от 27 до 176 раз по сравнению со сталью 35 без покрытия. Твердость покрытий находилась в узком диапазоне — от 11.3 до 11.9 ГПа.

Показано, что осаждение FeCrWMoCB-покрытий позволяет снизить и стабилизировать коэффициент трения поверхности стали 35. Зависимость износа покрытий от длительности импульсов имела вид параболы с минимумом при 50 мкс. Применение данного режима осаждения покрытия из MC позволяет снизить износ стали 35 до 3.7 раза.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Greer A.L. Metallic Glasses on the Threshold // Mater. Today. 2009. V. 12 № 1–2. P. 14–22. [https://doi.org/10.1016/S1369-7021\(09\)70037-9](https://doi.org/10.1016/S1369-7021(09)70037-9)
2. Garcia-Herrera J.E., Henao J., Espinosa-Arbelaiz D.G., Gonzalez-Carmona J.M., Felix-Martinez C., Santos-Fernandez R., Alvarado-Orozco J.M. Laser Cladding Deposition of a Fe-Based Metallic Glass on 304 Stainless Steel Substrates // J. Therm. Spray Technol. 2022. V. 31 № 4. P. 968–979. <https://doi.org/10.1007/s11666-022-01325-z>
3. Kruzic J.J. Bulk Metallic Glasses as Structural Materials: A Review // Adv. Eng. Mater. 2016. V. 18. № 8. P. 1308–1331.
4. Parsons R., Ono K., Li Z., Kishimoto H., Shoji T., Kato A., Suzuki K. Prediction of Density in Amorphous and Nanocrystalline Soft Magnetic Alloys: A Data Mining Approach // J. Alloys Compd. 2021. V. 859. P. 157845.
5. Nabiatek M., Jež B., Błoch K., Pietrusiewicz P., Gondro J. The Effect of the Cobalt-Content on the Magnetic Properties of Iron-Based Amorphous Alloys // J. Magn. Magn. Mater. 2019. V. 477. P. 214–219. <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2019.01.073>
6. Guo H., Wu N.C., Zhang Y.L., Zhang S.D., Sun W.H., Wang J.Q. Influence of Coating Thickness on the Impact Damage Mode in Fe-Based Amorphous Coatings // Surf. Coat. Technol. 2020. V. 390. P. 125650. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.125650>
7. Namazi H., Akrami A., Haghighi R., Delaviz A., Kulish V.V. Analysis of the Influence of Element's Entropy on the Bulk Metallic Glass (BMG) Entropy, Complexity, and Strength // Metall. Mater. Trans. 2017. V. 48. № 2. P. 780–788.
8. Louzguine-Luzgin D.V., Greer A.L., Lu A.K.A., Trifonov A.S., Ivanov Y.P., Lubchenko A.V. Shear-Induced Chemical Segregation in a Fe-Based Bulk Metallic Glass at Room Temperature // Sci. Rep. 2021. V. 11. № 1. <https://doi.org/10.1038/s41598-021-92907-4>
9. Kumar A., Nayak S.K., Laha T. Comparative Study on Wear and Corrosion Behavior of Plasma Sprayed Fe₇₃Cr₂Si₁₁B₁₁C₃ and Fe₆₃Cr₉P₅B₁₆C₇ Metallic Glass Composite Coatings // J. Therm. Spray Technol. 2022. P. 1–15. <https://doi.org/10.1007/s11666-021-01280-1>
10. Lin T., Sheu H., Lee C., Lee H. The Study of Mechanical Properties and Corrosion Behavior of the Fe-Based Amorphous Alloy Coatings Using High Velocity Oxygen Fuel Spraying // J. Alloys Compd. 2021. V. 867. P. 159132. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.159132>
11. Liang D., Zhou Y., Liu X., Zhou Q., Huang B., Zhang E., Chen Q., Shen J. Wettability and Corrosion Performance of Arc-Sprayed Fe-Based Amorphous Coatings // Surf. Coat. Technol. 2022. V. 433. P. 128129. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2022.128129>
12. Jiang L., Chen Z.Q., Lu H.B., Ke H.B., Yuan Y., Dong Y.M., Meng X.K. Corrosion Protection of NiNb Metallic Glass Coatings for 316SS by Magnetron Sputtering // J. Mater. Sci. Technol. 2021. V. 79. P. 88–98. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2020.12.004>
13. Chen Q.J., Guo S.B., Yang X.J., Zhou X.L., Hua X.Z., Zhu X.H., Duan Z. Study on Corrosion Resistance of Fe-Based Amorphous Coating by Laser Cladding in Hydrochloric Acid // Phys. Procedia. 2013. V. 50. P. 297–303. <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2013.11.048>
14. Burkov A.A., Chigrin P.G. Effect of Tungsten, Molybdenum, Nickel and Cobalt on the Corrosion and Wear Performance of Fe-based Metallic Glass Coatings // Surf. Coat. Technol. 2018. V. 351. P. 68–77. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2018.07.078>
15. Бурков А.А., Зайцев А.В. Синтез электродных материалов на основе железа методом порошковой металлургии // Бюллетень научных сообщений. 2016. № 21. С. 36–40.
16. Бурков А.А., Кулик М.А., Крутикова В.О. Электроискровое осаждение высокоэнтропийных CrFeCoNiCu покрытий на сталь 35 в смеси гранул из чистых металлов // Сварочное производство. 2019. № 10. С. 21–27.
17. Пячин С.А., Бурков А.А., Каминский О.И., Зайкова Е.Р. Плавление титанового сплава под действием электрических разрядов различной длительности // Изв. вузов. Физика. 2018. Т. 61. № 12 (732). С. 83–89.
18. Nikolenko S.V., Syui N.A. Investigation of Coatings Produced by the Electrospark Machining Method of Steel 45 with Electrodes Based on Carbides of Tungsten and Titanium // Prot. Met. Phys. Chem. Surf. 2017. V. 53. № 5. P. 889–894. <https://doi.org/10.1134/S207020511705015X>
19. Hasanabadi M.F., Ghaini F.M., Ebrahimnia M., Shah-verdi H.R. Production of Amorphous and Nanocrystal-

- line Iron Based Coatings by Electro-Spark Deposition Process // *Surf. Coat. Technol.* 2015. V. 270. P. 95–101. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2015.03.016>
20. *Korkmaz K.* Investigation and Characterization of Electrospark Deposited Chromium Carbide-Based Coating on the Steel // *Surf. Coat. Technol.* 2015. V. 272. P. 1–7. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2015.04.033>
21. *Kumar A., Nayak S.K., Laha T.* Comparative Study on Wear and Corrosion Behavior of Plasma Sprayed $\text{Fe}_{73}\text{Cr}_2\text{Si}_{11}\text{B}_{11}\text{C}_3$ and $\text{Fe}_{63}\text{Cr}_9\text{P}_5\text{B}_{16}\text{C}_7$ Metallic Glass Composite Coatings // *J. Therm. Spray Technol.* 2022. P. 1–15. <https://doi.org/10.1007/s11666-021-01280-1>
22. *Ma H., Li D., Li J.* Effect of Spraying Power on Microstructure, Corrosion and Wear Resistance of Fe-Based Amorphous Coatings // *J. Therm. Spray Technol.* 2022. V. 31. № 5. P. 1683–1694. <https://doi.org/10.1007/s11666-022-01403-2>
23. *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 // *Surf. Coat. Technol.* 2022. V. 37. P. 128377. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2022.128377>
24. *Бурков А.А.* Влияние энергии разрядных импульсов при электроискровом осаждении аморфных покрытий // *Физикохимия поверхности и защита материалов.* 2022. Т. 58. № 5. С. 526–536.