

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 620.197.539.538

ВЛИЯНИЕ ГАЗОВОЙ СРЕДЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ, ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ И АНТИКОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ Cr–Ni–Al–C–N, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ИМПУЛЬСНОГО КАТОДНО-ДУГОВОГО ИСПАРЕНИЯ

© 2021 г. Ф. В. Кирюханцев-Корнеев^{a, *}, А. Д. Сытченко^a,
А. Н. Шевейко^a, В. А. Горшков^b, Е. А. Левашов^a

^aНациональный исследовательский технологический университет “МИСиС”,
Ленинский пр., 4, Москва, 119049 Россия

^bИнститут структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мерджанова РАН,
ул. Академика Осипьяна, 8, Московская обл., Черноголовка, 142432 Россия

*e-mail: kiruhancev-korneev@yandex.ru

Поступила в редакцию 13.04.2021 г.

После доработки 04.08.2021 г.

Принята к публикации 05.08.2021 г.

Покрyтия Cr–Ni–Al–C–N наносили методом импульсного катодно-дyгового испарения (РСАЕ) в среде аргона, азота и этилена с использованием катода Cr₃C₂–NiAl, полученного с помощью самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. Структура покpытий исследована методами сканирующей электронной микроскопии, рентгенофазового анализа, оптической эмиссионной спектроскопии тлеющего разряда и рамановской спектроскопии. Механические и трибологические свойства были исследованы методами наноиндентирования и трибологического тестирования по схеме “pin-on-disk”. Антикоррозионные свойства оценивали методом вольтамперометрии в среде 1 N H₂SO₄. Нерекaционное покpытие, осажденное в инертной среде Ar, содержало ГЦК-фазу Cr₃C₂ с размером кристаллитов <20 нм. Осаждение в реакционных средах C₂H₄ и N₂ привело к аморфизации покpытий. Образцы, осажденные в аргоне и азоте, показали высокую твердость 24–25 ГПа. Осаждение покpытий в C₂H₄ привело к снижению твердости на 40%. Однако углеродсодержащий образец характеризовался относительно низким коэффициентом трения на уровне 0.28, а также лучшей износо- и коррозионной стойкостью, благодаря положительному влиянию фазы DLC.

Ключевые слова: импульсное катодно-дyговое испарение, покpытия, Cr₃C₂, NiAl, механические, трибологические и антикоррозионные свойства

DOI: 10.31857/S0015323021120044

ВВЕДЕНИЕ

Для нанесения защитных покpытий различного назначения (износо-, жаро- и коррозионно-стойких) в настоящее время активно применяют высокоточные технологии, такие как высоко-мощное импульсное магнетронное напыление [1], электроискровое легирование (electrospark alloying, ESA) и импульсное катодно-дyговое испарение (pulsed cathodic arc evaporation, РСАЕ) [2] с использованием керамических или композитных электродных материалов, изготовленных методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. Применение импульсного питания позволяет предотвратить интенсивное разрушение керамики вследствие термоудара [2–4]. Нанесение тонкого поверхностного слоя позволяет модифицировать широкий спектр подложек и придать им повышенные твердость, износо-

стойкость и коррозионную стойкость, характерные для объемных керамических, металлокерамических и композитных материалов [5–7]. К основным преимуществам данных технологий следует отнести высокую производительность и высокую адгезионную прочность получаемых покpытий [8]. Высокая прочность сцепления покpытия с подложкой обусловлена либо протеканием металлургических реакций на межфазной границе (ESA) [9], либо бомбардировкой подложки высокоэнергетическими ионами и образованием протяженных псевдодиффузионных слоев между подложкой и растущим покpытием (РСАЕ) [10]. Ключевыми параметрами процесса осаждения для управления свойствами покpытий являются частота и длительность импульсов, средняя и пиковая мощность, энергия разряда и другие электрические характеристики [11, 12]. Дополнительный контроль структу-

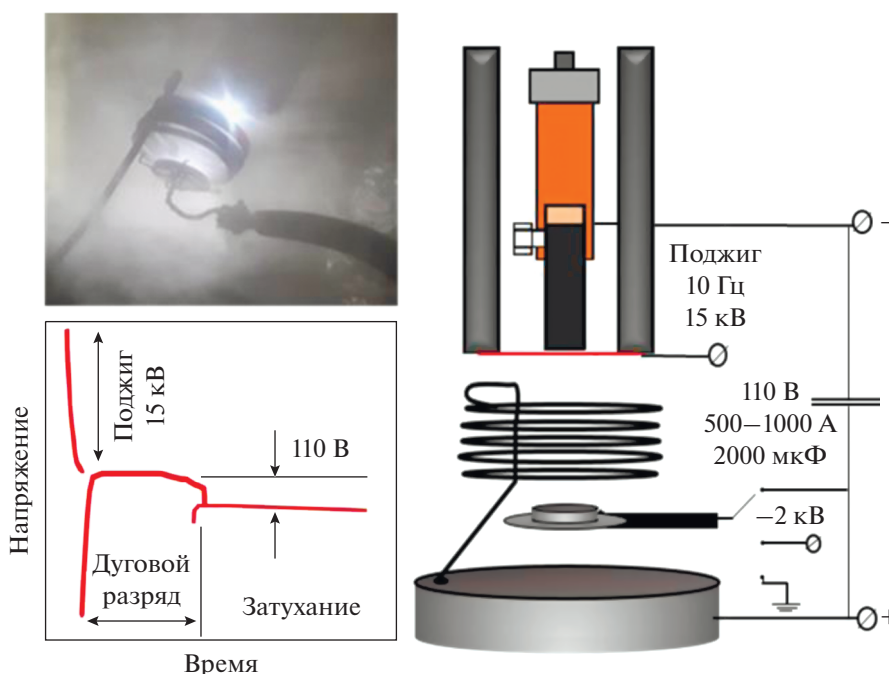


Рис. 1. Фото, схема и зависимость напряжения от времени для блока PCAE.

ры и свойств достигается за счет использования различных газовых сред при нанесении покрытий [13, 14].

Одним из перспективных материалов для нанесения защитных покрытий является карбид хрома. Широко известны покрытия в системе $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$ [15–17], также разрабатываются новые составы с улучшенными характеристиками: $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-ZrO}_2$ [18], $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr-CeO}_2$ [19], $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiMo}$ [20], $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCrCoMo}$ [21]. Ранее нами были исследованы покрытия на основе системы $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiAl}$, осажденные методом ESA в токе аргона или воздуха при нормальных условиях [22]. Проведены работы по осаждению покрытий методами магнетронного напыления и электроискрового легирования в вакууме [23]. Было показано, что покрытия, полученные по оптимальным режимам, обладают высокой износостойкостью и низким коэффициентом трения на уровне 0.18. Образцы, нанесенные ионно-плазменными методами при распылении катодов $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiAl}$ в аргоне, характеризуются высокой плотностью и сплошностью [22]. Известно, что улучшить технологические характеристики покрытий можно путем введения дополнительных компонентов посредством осаждения в реакционной атмосфере. Отметим, что покрытия Cr-Ni-Al-C-N , полученные методом PCAE в реакционной среде, ранее изучены не были.

Настоящая работа посвящена получению покрытий методом PCAE при испарении катода $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiAl}$ в различных газовых средах, таких

как аргон, азот и этилен, а также исследованию влияния рабочей среды на свойства получаемых покрытий.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

В данной работе для испарения использовали катод $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiAl}$, полученный методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). По сравнению с традиционными методами порошковой металлургии СВС обладает лучшими технико-экономическими показателями, такими как высокая производительность, относительная дешевизна, достигаемая за счет использования более дешевого сырья, и чистота получаемых продуктов. В качестве подложек использовали диски из стали 5140 (40X, состав, вес. %: Fe – 97.0, C – 0.36–0.44, Si – 0.17–0.37, Mn – 0.5–0.8, Cr – 0.8–1.1, Cu – 0.3) размером $\varnothing 30 \times 5$ мм. Покрытия синтезировали на установке на базе откачивающей системы УВМ-2М, в камере которой установлен узел PCAE, оснащенный катодом из наносимого материала, анодами в форме металлического кольца и спирали, а также электродом поджига (рис. 1).

Катод помещают в специальный держатель, изолированный от электрических пробоев с помощью тефлоновой трубки и кварцевой колбы. Поджиг осуществляется через металлическую проволоку. Анодное напряжение подается на водоохлаждаемые спираль и диск, изготовленные из меди. Подложка закрепляется на удерживающем кольце и располагается в пространстве меж-

ду спиралью и диском на расстоянии 20 мм от катода. Энергия дугового разряда накапливается в батарее конденсаторов емкостью 2000 мкФ. Для реализации этой энергии в дуговом разряде используется высоковольтный иницирующий импульс напряжения, подводимый вблизи катода. Напряжение и частота поджига составляли 15 кВ и 10 Гц соответственно. Напряжение, подаваемое на анод, находилось вблизи значения 110 В, ток при этом достигал 1 кА. Давление рабочих газов, Ar (99.9995%), N₂ (99.999%) и C₂H₄ (99.95%) составляло 0.4 Па, остаточное давление 4×10^{-3} Па. Подложки подвергали ультразвуковой очистке в изопропиловом спирте. Затем после помещения в вакуумную камеру, на подложку в первые 2–3 мин подавали анодное напряжение для нагрева за счет электронной бомбардировки. Далее в течение 5 мин проводили формирование псевдодиффузионного слоя при плавном понижении от –2 до 0 кВ отрицательного напряжения смещения, подаваемого на подложку. Перед осаждением покрытий в реакционных средах проводили нанесение подслоя при испарении катода в аргоне в течение 1–2 мин.

Для структурного анализа использовали сканирующий электронный микроскоп Hitachi S-3400N с системой энергодисперсионного анализа NORAN System 7. Профили распределения элементов получали с помощью оптического эмиссионного спектрометра тлеющего разряда Profiler-2 HORIBA-JY согласно методике [24]. Рентгенофазовый анализ (РФА) проводили на дифрактометре D8 ADVANCE компании Bruker с использованием CuK α -излучения. Расчет размера кристаллитов проводили с использованием формулы Дебая–Шеррера. Исследования методом Рамановской спектроскопии проводили на приборе NTEGRA NT-MDT с использованием красного лазера (длина волны 633 нм). Механические характеристики, такие как твердость (H), модуль упругости (E), упругое восстановление (I), исследовали на нанотвердомере Nanohardness Tester (CSM Instruments) при нагрузке 4 мН. Расчет параметров проводили по методу Оливера–Фарра. Значения твердости рассчитывали как отношение максимальной нагрузки к площади проекции восстановленного отпечатка, модуль упругости определяли исходя из площади проекции отпечатка, контактной жесткости, рассчитываемой по наклону верхней трети кривой разгрузки, коэффициента Пуассона и параметров индентора. Трибологические испытания проводили на автоматизированной машине трения Tribometer (CSM Instruments) по схеме “pin-on-disk” с помощью контртела из Al₂O₃ при линейной скорости 10 см/с и нагрузке 1 Н. Фрактографические исследования канавок износа с последующим вычислением величины приведенного износа проводили на оптическом профилометре Veeco

WYKO NT1100. Для экспериментов по определению коррозионной стойкости использовали трехэлектродную ячейку с потенциостатом “Voltalab PST050”. Испытания проводили в 1 N H₂SO₄ при температуре 25°C.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Состав покрытий, определенный методом оптической эмиссионной спектроскопии тлеющего разряда (ОЭСТР), может быть записан следующим образом: Cr_{47.0}Ni_{5.2}Al_{1.3}C_{46.5} (покрытие 1), Cr_{37.8}Ni_{7.8}Al_{1.4}C_{10.3}N_{42.7} (покрытие 2), и Cr_{20.8}Ni_{6.0}Al_{3.0}C_{70.2} (покрытие 3). На поверхности всех покрытий наблюдаются выраженные включения конденсированной капельной фазы, появившейся в результате плавления и испарения катодного материала (рис. 2а). Данный поверхностный дефект является особенностью катодно-дуговых покрытий [25]. Для всех покрытий концентрация капель преимущественно сферической формы находилась в пределах 13–15% от площади покрытий.

Отметим, что толщина покрытий 1, 2 и 3, определенная из профилей ОЭСТР, составила 1.0, 0.6 и 2.3 мкм соответственно.

Согласно СЭМ-изображениям поперечных изломов, все покрытия показали схожую плотную однородную структуру. На поверхности покрытий заметна капельная фаза; дефектов внутри покрытий не наблюдали. Для реакционных покрытий четко прослеживается подслоя, осажденный в среде Ar (рис. 2б).

Согласно данным РФА, на дифрактограммах всех покрытий были выявлены пики подложки Fe (JCPDS 06-0696) и твердого раствора Ni(Al,Cr) (JCPDS 16-17228) (рис. 2в). Для покрытий, полученных в Ar и N₂, были найдены пики, связанные с отражениями от плоскостей (201), (211) и (121) ГЦК-фазы на основе Cr₃C₂ (JCPDS 89-2723). Размер кристаллитов Cr₃C₂ не превышал 25 нм для образцов 1 и 2. Осаждение в реакционной среде N₂ дополнительно привело к образованию фазы Cr₂N (JCPDS 35-0803). При переходе к распылению в среде C₂H₄ выявлялись пики от фазы Cr₇C₃ (JCPDS 071-3789), при этом размер кристаллитов составлял 30–50 нм. В диапазоне $2\theta = 35^\circ - 50^\circ$ наблюдали уширенный пик, который, вероятно, связан с образованием аморфного углерода.

Спектры комбинационного рассеяния покрытий Cr–Ni–Al–C–N, полученных в атмосфере Ar, N₂ и C₂H₄, показаны на рис. 2г. Для покрытий, нанесенных в Ar и N₂, не было выявлено характерных пиков. В то время как на спектрах комбинационного рассеяния покрытия, полученного в среде C₂H₄, наблюдаются пики 1330 и 1520 см⁻¹,

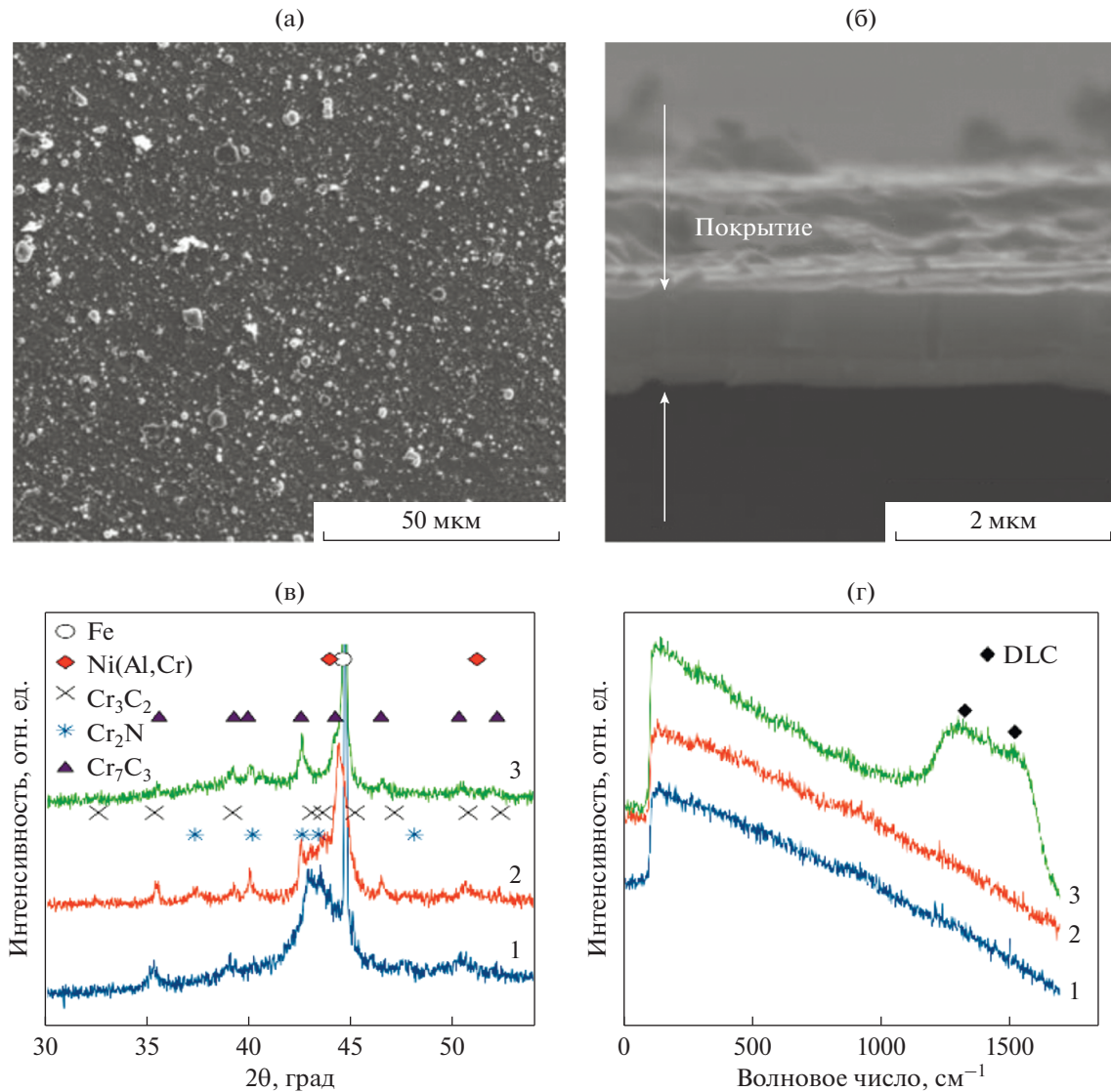


Рис. 2. Типичные СЭМ-изображения поверхности (а) и поперечного сечения (б) покрытия 3, рентгенограммы (в) и спектры комбинационного рассеяния (г) покрытий 1–3.

форма и положение которых аналогичны фазе алмазоподобного углерода DLC [26].

Исследование механических характеристик показало, что покрытие, осажденное в аргоне, обладает твердостью $H = 24 \pm 5$ ГПа, максимальным модулем упругости $E = 305 \pm 37$ ГПа и упругим восстановлением $W = 59\%$ (табл. 1).

При осаждении покрытий в среде N_2 значение твердости практически не изменилось и составило 25 ± 5 ГПа, однако наблюдалось снижение модуля упругости на 8%. При этом образец 2 обладал максимальным упругим восстановлением $W = 70\%$. Похожие результаты, такие как незначительный рост твердости и снижение модуля упругости при увеличении концентрации азота, были получены

Таблица 1. Механические свойства покрытий и подложки

№	Атмосфера	H , ГПа	E , ГПа	W , %	H/E	H^3/E^2 , ГПа
1	Ar	24 ± 5	305 ± 37	59	0.079	0.149
2	N_2	25 ± 5	281 ± 24	70	0.089	0.198
3	C_2H_4	15 ± 3	185 ± 36	66	0.081	0.099
Подложка	—	4	223	12	0.018	0.001

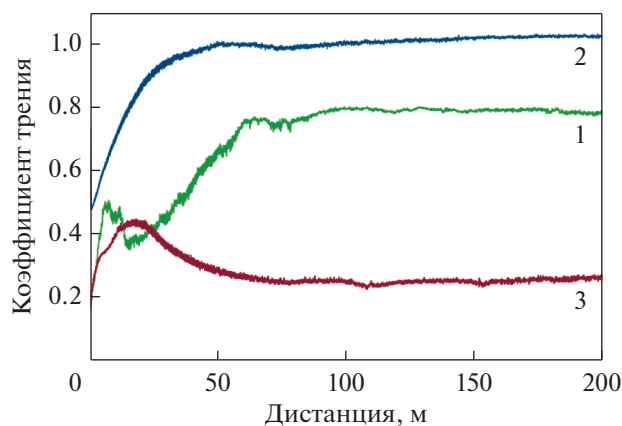
Таблица 2. Трибологические характеристики и коррозионная стойкость покрытий

№	f	$V_w \times 10^{-5}$, мм ³ Н ⁻¹ м ⁻¹	ϕ , мВ	$i_{\text{кор}}$, мкА/см ²
1	0.71	19.9	-198	88
2	0.97	4.8	-203	189
3	0.28	1.5	-210	35

для катодно-дуговых покрытий Al–Cr–B–N в работе [27]. Осаждение в среде этилена привело к снижению твердости на ~40% и модуля упругости на ~35–40%. В то же время упругое восстановление покрытия 3 составило 66%, что на 12% выше значений, полученных для нереакционного покрытия. Снижение твердости при осаждении покрытий в углеродсодержащей среде может быть связано с образованием фазы графита. Подобное явление наблюдали в работах [28, 29]. На основании результатов наноиндентирования были также определены характеристики H/E и H^3/E^2 (табл. 2), которые могут служить показателями износостойкости и характера разрушения покрытий [30].

График зависимости коэффициента трения f от дистанции и средние значения f покрытий 1–3 показаны на рис. 3 и в табл. 2. Характерным для покрытия 1 является наличие этапа приработки на пробеге 0–14 м, после которого f плавно возрастает до значений 0.70–0.76 и сохраняется постоянным до конца испытания. Коэффициент трения азотсодержащего покрытия за 40 м испытания возрос до ~1 и сохранился постоянным на оставшейся дистанции испытания.

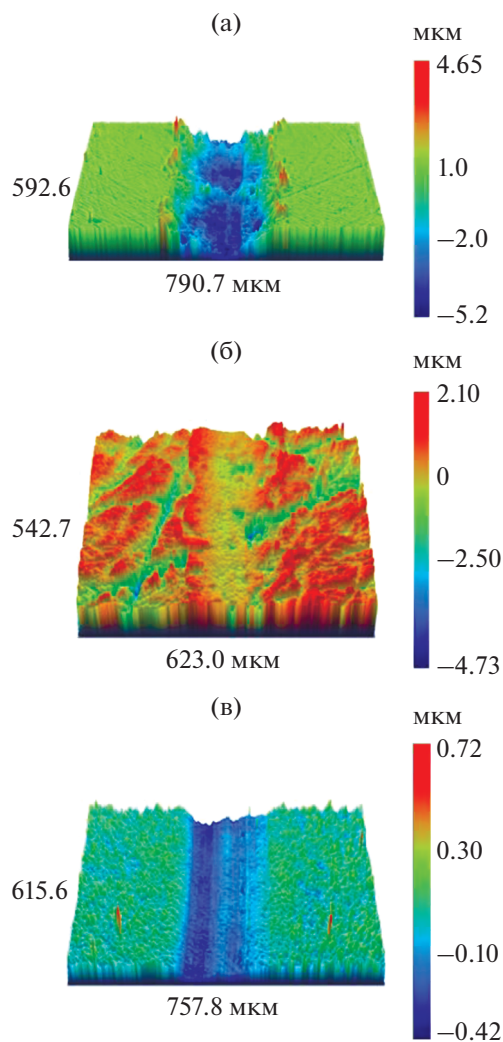
В случае покрытия 3 наблюдали скачок f до 0.44 на пробеге 0–25 м, связанный с этапом приработки покрытия. Углеродсодержащее покрытие показало низкий и стабильный коэффициент трения на уровне ~0.28. Снижение коэффициента трения при осаждении в этилене может быть связано с образо-

**Рис. 3.** Зависимость коэффициента трения от дистанции для покрытий 1–3.

ванием графита на поверхности покрытия, что подтверждается данными спектроскопии комбинационного рассеяния (рис. 2г). В работах [31, 32] показано, что графит в зоне трибоконтакта на изношенной поверхности способствует снижению коэффициента трения за счет смазывающего эффекта.

Согласно 2D- и 3D-профилям, глубина дорожки износа (h_w) покрытия 1, полученного в Ar, составила 5 мкм при толщине 1 мкм, что говорит о полном износе образца 1. Для образца 2 $h_w = 1.5$ мкм, что превышает толщину покрытия и свидетельствует о его износе. Покрытие, полученное в C_2H_4 , характеризовалось $h_w = 0.3$ мкм при толщине 2.3 мкм. Можно сделать вывод, что образец 3 не изнашивался до подложки.

Отметим, что скорость износа покрытий (V_w), определенная по 3D-профилям дорожек трения (рис. 4), снижалась в ~13 и ~3 раза при переходе от Ag и N_2 к распылению в среде C_2H_4 (табл. 2).

**Рис. 4.** 3D-профили дорожек износа покрытий 1 (а), 2 (б), 3 (в).

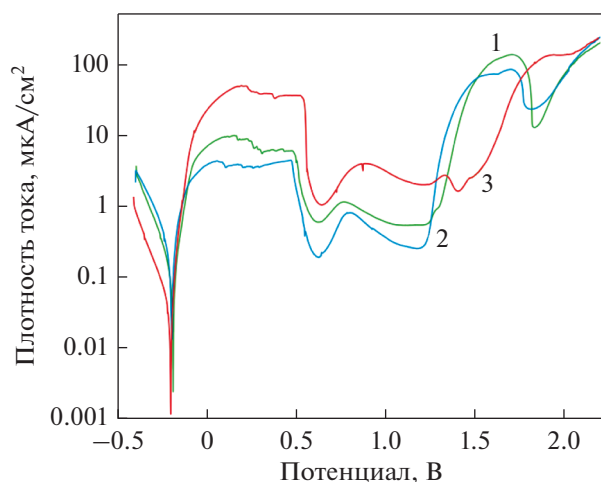


Рис. 5. Поляризационные кривые для покрытий 1–3.

Поляризационные кривые покрытий 1–3 представлены на рис. 5.

Потенциал свободной коррозии (φ) и плотность тока коррозии ($i_{\text{кор}}$), рассчитанная с использованием уравнения Тафеля, сведены в табл. 2. Близкие значения потенциалов коррозии всех испытанных образцов указывают на то, что плотности тока покрытий в основном определяются растворением материала подложки (железа). Для нереакционного покрытия значение плотности тока коррозии составило 88 мкА/см². При переходе к реакционному распылению в среде N₂ для покрытия 2 плотность тока коррозии возросла в ~2 раза и составила 189 мкА/см². Минимальной плотностью тока коррозии 35 мкА/см² характеризовался образец, осажденный в среде C₂H₄. Таким образом, покрытие, полученное в C₂H₄, показало стойкость к коррозионному воздействию в 2.5 и 5.4 раза выше, чем образцы, осажденные в среде Ag и N₂.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Методом импульсного катодно-дугового испарения электрода Cr₃C₂–NiAl были получены покрытия в атмосфере Ag, N₂ и C₂H₄. Покрытие, осажденное в Ag, содержало фазы Cr₃C₂ и Ni(Al,Cr). Переход к распылению в реакционной среде N₂ способствовал образованию в покрытии дополнительной фазы Cr₂N. Осаждение в C₂H₄ привело к изменению доминирующей фазы Cr₃C₂ на Cr₇C₃; тогда как избыточный углерод выделялся в виде фазы DLC. Образцы, полученные в Ag и N₂, показали близкие значения твердости 24 и 25 ГПа соответственно. При осаждении в углеродсодержащей среде твердость покрытия снизилась на 40% в результате образования относительно мягкой фазы графита. Однако образование свободного

углерода привело к снижению коэффициента трения и росту износостойкости покрытия по сравнению с образцами, осажденными в аргоне и азоте. Покрытие, осажденное в C₂H₄, характеризовалось низкой плотностью тока коррозии на уровне 35 мкА/см², что в 2.5 и 5.4 раза меньше данных, полученных для образцов, осажденных в Ag и N₂, соответственно.

Таким образом, покрытия, осажденные в Ag и N₂, показали лучшие механические характеристики. В то же время углеродсодержащий образец обладал низким коэффициентом трения, высокой износ- и коррозионной стойкостью.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (договор № 20-79-10104) в части электрохимических исследований.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Kiryukhantsev-Korneev Ph. V., Sheveyko A. N., Vorotilo S. A., Levashov E. A.* Wear-resistant Ti–Al–Ni–C–N coatings produced by magnetron sputtering of SHS-targets in the DC and HIPIMS modes // *Ceramics International*. 2019. V. 46(2). P. 1775–1783.
2. *Kiryukhantsev-Korneev Ph., Sytchenko A., Sheveyko A., Moskovskikh D., Vorotylo S.* Two-Layer Nanocomposite TiC-Based Coatings Produced by a Combination of Pulsed Cathodic Arc Evaporation and Vacuum Electro-Spark Alloying // *Materials*. 2020. V. 13. № 547.
3. *Zhao X., Chen Z., Wang H., Zhang Z., Shao G., Zhang R., Fan B., Lu H., Xu H., Chen D.* The influence of additive and temperature on thermal shock resistance of ZrB₂ based composites fabricated by Spark Plasma Sintering // *Materials Chemistry and Physics*. 2020. V. 240. № 122061.
4. *Antonov M., Hussainova I.* Thermophysical properties and thermal shock resistance of chromium carbide based cermets // *Proc. Estonian Acad. Sci. Eng.* 2006. V. 12. P. 358–367.
5. *Almandoz E., Fernández de Ara J., Martínez de Bujanda J., Fernández Palacio J., José Rodríguez R., Zhang Z., Dong H., Qin Y. García Fuentes G.* CrAlON CAE-PVD coatings for oxidation and wear protection of TZM alloys in FAST sintering applications // *Mater. Chem. Phys.* 2018. V. 208. P. 189–197.
6. *Goncharov V. S., Vasil'ev E. V., Goncharov M. V.* Effect of technological parameters of applying yttrium-containing coatings on their structure and properties // *Phys. Metals Metallogr.* 2014. V. 115. P. 169–174.
7. *Krause-Rehberg R., Pogrebnyak A. D., Borisyuk V. N., Kaverin M. V., Ponomarev A. G., Bilokur M. A., Oyoshi K., Takeda Y., Beresnev V. M., Sobol' O. V.* Analysis of local regions near interfaces in nanostructured multicomponent (Ti–Zr–Hf–V–Nb)N coatings produced by the cathodic-arc-vapor-deposition from an arc of an evaporating cathode // *Phys. Metals Metallogr.* 2013. V. 114. P. 672–680.
8. *Kiryukhantsev-Korneev Ph. V., Kuptsov K. A.* Impact wear-resistance of Ti–Cr–B–N coatings produced by pulsed CAE of ceramic target // *J. Phys.: Conf. Ser.* 2019. V. 1238. № 012003.

9. *Shafyei H., Salehi M., Bahrami A.* Fabrication, microstructural characterization and mechanical properties evaluation of Ti/TiB/TiB₂ composite coatings deposited on Ti₆Al₄V alloy by electro-spark deposition method // *Ceramics International*. 2020. V. 46. P. 15276–15284.
10. *Hovsepian P.E., Ehiasian A.P.* Six strategies to produce application tailored nanoscale multilayer structured PVD coatings by conventional and High Power Impulse Magnetron Sputtering (HIPIMS) // *Thin Solid Films*. 2019. V. 688. № 137409.
11. *Mei H., Ding J.C., Xiao X., Luo Q., Wang R., Zhang Q., Gong W., Wang Q.* Influence of pulse frequency on microstructure and mechanical properties of Al–Ti–V–Cu–N coatings deposited by HIPIMS // *Surface and Coatings Technology*. 2021. V. 405. № 126514.
12. *Ferreira F., Serra R., Oliveira J.C., Cavaleiro A.* Effect of peak target power on the properties of Cr thin films sputtered by HiPIMS in deep oscillation magnetron sputtering (DOMS) mode // *Surface and Coatings Technology*. 2014. V. 258. P. 249–256.
13. *Kiryukhantsev-Korneev Ph.V., Pierson J.F., Kuptsov K.A. and Shtansky D.V.* Hard Cr–Al–Si–B–(N) coatings deposited by reactive and non-reactive magnetron sputtering of CrAlSiB target // *Appl. Surface Sci.* 2014. V. 314. P. 104–111.
14. *Shtansky D.V., Gloushankova N.A., Sheveiko A.N., Kiryukhantsev-Korneev P.V., Bashkova I.A., Mavrín B.N., Ignatov S.G., Filippovich S.Y., Rojas C.* Si-doped multifunctional bioactive nanostructured films // *Surf. Coat Technol.* 2010. V. 205. P. 728–739.
15. *Shi M., Xue Z., Liang H., Yan Z., Liu X., Zhang S.* High velocity oxygen fuel sprayed Cr₃C₂–NiCr coatings against Na₂SO₄ hot corrosion at different temperatures // *Ceramics International*. 2020. V. 46. P. 23629–23635.
16. *Zhang Y., Chong K., Liu Q., Bai Y., Zhang Z., Wu D., Zou Y.* High-temperature tribological behavior of thermally-treated supersonic plasma sprayed Cr₃C₂–NiCr coatings // *Intern. J. Refractory Metals Hard Mater.* 2021. V. 95. № 105456.
17. *Lu H., Shang J., Jia X., Li Y., Li F., Li J., Nie Y.* Erosion and corrosion behavior of shrouded plasma sprayed Cr₃C₂–NiCr coating // *Surface and Coatings Technology*. 2020. V. 388. № 125534.
18. *Suresh V., Jegan A., Kumar S.L.* Microstructure, mechanical and tribological characteristics of plasma and HVOF sprayed Cr₃C₂–PS.ZrO₂ coatings // *Mater. Today: Proceedings*. 2020. V. 33. P. 1137–1143.
19. *Kumar S., Mudgal D., Singh S., Prakash S.* Effect of CeO₂ in Cr₃C₂–NiCr Coating on Superni 600 at High Temperature // *Procedia Mater. Sci.* 2014. V. 6. P. 939–949.
20. *Zhai W., Pu B., Sun L., Wang Y., Dong H., Gao Q., He L., Gao Y.* Influence of molybdenum content and load on the tribological behaviors of in-situ Cr₃C₂–20 wt % Ni composites // *J. Alloys and Compounds*. 2020. V. 826. P. 154180.
21. *Du J.-Y., Li Y.-L., Li F.-Y., Ran X.-J., Zhang X.-Y., Qi X.-X.* Research on the high temperature oxidation mechanism of Cr₃C₂–NiCrCoMo coating for surface remanufacturing // *J. Materials Research and Technology*. 2021. V. 10. P. 565–579.
22. *Kiryukhantsev-Korneev Ph.V., Sytchenko A.D., Gorshkov V.A., Levashov E.A.* Mass-transfer kinetics, structure, and tribological properties of coatings deposited on steel in Ar or N₂ + O₂ by electro-spark alloying using Cr₃C₂–NiAl electrodes // *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.* 2020. V. 848. № 012087.
23. *Kiryukhantsev-Korneev Ph.V., Shvyndina N.V., Sytchenko A.D., Shtansky D.V., Gorshkov V.A., Levashov E.A.* Healing effect in coatings deposited by hybrid technology of vacuum electro-spark alloying, pulsed cathodic arc evaporation, and magnetron sputtering using Cr₃C₂–NiAl electrodes // *J. Physics: Conference Series*. 2020. V. 1431. № 012027.
24. *Kiryukhantsev-Korneev F.V.* Possibilities of glow discharge optical emission spectroscopy in the investigation of coatings // *Russian J. Non-Ferrous Metals*. 2014. V. 55. P. 494–504.
25. *Martin P.J., Bendavid A.* Review of the filtered vacuum arc process and materials deposition // *Thin Solid Films*. 2001. V. 394. P. 1–14.
26. *Laumer J., Schmidt K., O’Leary S.K.* The relationship between the Raman spectral form and the location of the corresponding sample within the overall thin-film carbon genome // *Solid State Comm.* 2020. V. 322. № 114059.
27. *Warcholinski B., Gilewicz A., Myslinski P., Dobruchowska E., Murzynski D., Kochmanski P., Rokosz K., Raaen S.* Effect of nitrogen pressure and substrate bias voltage on the properties of Al–Cr–B–N coatings deposited using cathodic arc evaporation // *Tribology International*. 2021. V. 154. № 106744.
28. *Кирюханцев-Корнеев Ф.В., Бондарев А.В.* Структура и свойства антифрикционных покрытий Cu, Cu–C и DLC // *ФММ*. 2019. V. 120. P. 764–770.
29. *Хрущев М.М., Марченко Е.А., Левин И.С., Авдюхина В.М., Рэйяну М.Д., Образцова Е.А., Атаманов М.В.* Особенности структуры и трибологическое поведение хромуглеродных покрытий, полученных магнетронным распылением // *Физика металлов и металловедение*. 2019. V. 120. P. 219–224.
30. *Musil J., Kunc F., Zeman H., Polakova H.* Relationships between hardness, Young’s modulus and elastic recovery in hard nanocomposite coatings // *Surface and Coatings Technology*. 2002. V. 154. P. 304–313.
31. *Guo Z., Zhang A., Han J., Meng J.* Microstructure, mechanical and tribological properties of CoCrFeNiMn high entropy alloy matrix composites with addition of Cr₃C₂ // *Tribology International*. 2020. V. 151. № 106436.
32. *Staia M.H., Valente T., Bartuli C., Lewis D.B., Constable C.P., Roman A., Lesage J., Chicot D., Mesmacque G.* Part II: tribological performance of Cr₃C₂–25% NiCr reactive plasma sprayed coatings deposited at different pressures // *Surface and Coatings Technology*. 2001. V. 146–147. P. 563–570.