

УДК 667.61

DOI: 10.32326/1814-9146-2022-84-3-397-408

**СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА
ПЛАЗМЕННОГО ПОКРЫТИЯ, ПОЛУЧЕННОГО
ИЗ ПОРОШКОВОГО МАТЕРИАЛА ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ,
ПЛАКИРОВАННОГО НИКЕЛЕМ***

© 2022 г. Царева И.Н.¹, Бердник О.Б.¹, Кривина Л.А.¹,
Кузьмин В.И.², Разов Е.Н.¹

¹*Институт проблем машиностроения РАН – филиал Федерального
исследовательского центра «Институт прикладной физики РАН»,
Нижний Новгород, Российская Федерация*

²*Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича
СО РАН, Новосибирск, Российская Федерация*

npktribonika@yandex.ru

Поступила в редакцию 30.05.2022

Решена задача повышения адгезионной прочности плазменных порошковых покрытий посредством введения в них металлической связки из нового композиционного порошка отечественного производства. Синтез композиционного порошкового материала осуществляется методом плакирования матричных керамических частиц металлическим компонентом. Приводятся результаты исследований нового порошкового материала ($ZrO_2+8\%Y_2O_3$) с гранулярным составом 40/80 мкм, полученного методом химического плакирования частиц диоксида циркония оболочкой никеля (30 масс. %), а также сформированного из него покрытия. Методами электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа изучены закономерности формирования экспериментального покрытия из этого порошкового материала со сферической формой частиц. Установлено, что при высокоэнергетическом плазменном напылении формируется покрытие с двухфазным составом (Т-ZrO₂+Ni). В поперечном сечении покрытие представляет собой композиционную структуру, состоящую из зерен диоксида циркония с никелевыми прослойками. Покрытие характеризуется значением твердости HV(сред.) ~ 7,6 ГПа и шероховатостью поверхности по параметру R_a (сред.) ~ 6,16 мкм. При микроиндентировании покрытие не проявляет хрупкости. В качестве основного метода для исследования прочностных свойств покрытия использован метод скретч-теста. При склерометрии установлен преимущественно когезионный механизм разрушения покрытия. Разрушение происходит по когезионному механизму с нарушением связей в тонком поверхностном слое и сопровождается скалыванием микрофрагментов покрытия. Определены критическая нагрузка начала образования микросколов $P_c \sim 10$ Н и начала образования шевронных микротрещин $P_c \sim 45$ Н. Показана высокая адгезионная прочность сцепления исследуемого покрытия с подлож-

*Выполнено в рамках государственного задания ИПФ РАН на проведение фундаментальных научных исследований на 2021–2023 гг. по теме №0030-2021-0025.

кой, так как при испытаниях не происходит отслоения от подложки вплоть до максимальной нагрузки 200 Н. Разрабатываемое керамическое покрытие перспективно для защиты от механического и эрозионного износа ответственных деталей энергетического машиностроения, работающих при повышенных температурах.

Ключевые слова: плакированный порошковый материал, высокоэнергетическое плазменное напыление, жаростойкий интерметаллидный подслои, покрытие диоксида циркония, композиционная микроструктура, адгезионная и когезионная прочность.

Введение

Надежность и долговечность изделий энергетического машиностроения определяется конструктивной прочностью материалов, из которых они выполнены. Важные эксплуатационные характеристики (износостойкость, теплопроводность, коррозионная стойкость, отражательная способность и др.) ответственных деталей определяются свойствами их поверхности. Одним из методов поверхностного упрочнения является нанесение многофункциональных покрытий, позволяющих защитить материал основы от внешних агрессивных воздействий и за счет этого повысить срок службы изделия.

Расширение сферы применения методов газотермического напыления привело к развитию порошковой металлургии и разработке новых композиционных порошковых материалов [1–3]. В последнее десятилетие на российском рынке поставщиками качественных порошковых смесей были зарубежные фирмы. В условиях импортозамещения развитие этого направления становится как никогда актуальным. В настоящее время отечественные производители выпускают вполне конкурентоспособную продукцию в области металлооксидных порошковых материалов. Однако, как показал опыт эксплуатации керамических покрытий, основной проблемой является прочность сцепления с основным материалом ввиду разницы в коэффициенте термического расширения [4]. Повышения адгезионной прочности плазменных порошковых покрытий можно достичь при одновременном использовании в них металлических и оксидных компонентов. Современные плазменные технологии зачастую не дают возможности получать высококачественные покрытия напылением механических смесей порошков с разными характеристиками (температура плавления, плотность и т.д.). Поэтому активное развитие получило напыление композиционных порошков, представляющих собой комплексы разных компонентов в каждой порошковой частице. Такое интегрирование исходных компонентов развивается в двух направлениях:

- создание плакированных порошков путем оболочивания матричных частиц (ядра) порошкового материала [5];
- получение порошка путем соединения (конгломерации) тонкодисперсных исходных компонентов в более крупную частицу [6].

Плакирование – это осаждение слоя покрытия на поверхности частиц дисперсного материала с использованием химических и физических процессов. В настоящей статье исследуется новый порошковый материал отечественного производства, полученный методом химического плакирования оксидных частиц оболочкой металлического компонента.

Цель исследования – изучение закономерностей формирования покрытия из

порошкового материала на основе диоксида циркония, плакированного никелем. При нанесении покрытия использован метод высокоэнергетического плазменного напыления, отличающийся от других методов газотермического напыления высокими значениями тепловой и кинетической энергий плазменной струи (температура плазменного потока $T = 5000\text{--}10000\text{ }^{\circ}\text{C}$, скорость частиц $V \sim 2500\text{ м/с}$) [7–10].

Методика исследований

Объектом исследования является покрытие диоксида циркония толщиной около 500 мкм, нанесенное на подложку из жаропрочного никелевого сплава In739 методом плазменного напыления на установке «Термоплазма» (рис. 1). На рисунке цифрами обозначено: 1 – подложка, 2 – подслоя, 3 – покрытие на основе диоксида циркония, $\times 88$. Для нанесения подслоя толщиной $\sim 600\text{ мкм}$ использован порошок марки ПНХ20К20Ю13-1 (40/100) (элементный состав: 18,9% Cr; 22,4% Co; 14,0% Al; 0,15% Fe; 0,09% Y; 0,06% Ca; 0,14% Nb; 0,01% Mn; 0,15% C; 0,006% S; 0,51% Si; Ni – остальное) с фазовым составом на основе – NiAl [11–14].

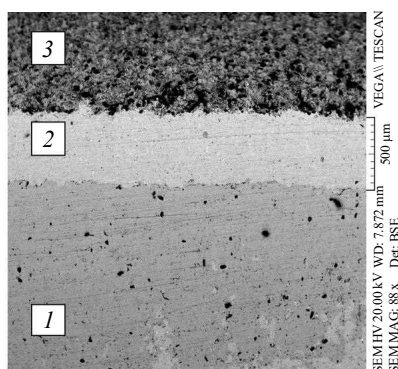


Рис. 1. Поперечное сечение двухслойного плазменного покрытия

Следует отметить, что надежность и долговечность защитных покрытий определяется не только технологическими особенностями их получения, но и в значительной мере качеством и свойствами используемого порошкового материала [15]. Для формирования верхнего рабочего слоя был выбран композиционный порошковый материал марки ОЦН30 (производства ООО «Имхотеп», Россия) на основе диоксида циркония, стабилизированного оксидом иттрия ($\text{ZrO}_2 + 8\% \text{Y}_2\text{O}_3$), со сферической морфологией частиц, плакированных 30% никеля [16].

Фазовый состав покрытия исследовали методом рентгеноструктурного анализа на дифрактометре «Дрон-3М» (съемка по Брэггу – Брентано, Cu-K_α -излучение), микроструктуру и распределение элементного состава – на растровом электронном микроскопе VEGA TESCAN.

Твердость по Виккерсу (HV) покрытия измеряли на ультразвуковом твердомере MET-У1 (при нагрузке на индентор 10 Н) по ГОСТ 22761-77. Шероховатость покрытия контролировали на тестере TR200 по параметру R_a (среднее арифметическое отклонение профиля) по ГОСТ 2789-73.

При оценке прочностных свойств исследуемого покрытия использовали метод скретч-теста [17–19]. Испытания проводились на установке Revetest RST при пе-

ремещении алмазного сферического индентора диаметром 200 мкм со скоростью 5 мм/мин и монотонно возрастающей нагрузке от 0 до 200 Н. При испытаниях регистрировались кривые нагрузки, глубины индентирования и сигналы акустоэмиссии (АЭ), сопровождающие процесс царапания покрытия индентором. При склерометрии адгезионная прочность определялась посредством измерения критической нагрузки, при которой покрытие показывает признаки масштабного разрушения (отслоения от подслоя или подложки). Микроскопический анализ царапины, который позволяет определять механизм разрушения покрытия, проводился на растровом электронном микроскопе VEGA TESCAN.

Результаты исследований

В качестве исходного материала для напыления покрытия был выбран порошок ZrO_2 , стабилизированный 8% Y_2O_3 и плакированный 30% Ni. Этот порошковый материал разработан для плазменного напыления износостойких и теплозащитных покрытий. Гранулярный состав частиц характеризуется дисперсностью 40–60 мкм с размером основной фракции ~50 мкм (рис. 2а). Частицы порошка имеют цельное строение и преимущественно сферическую форму. При большем увеличении видна шероховатая поверхность плакированной оболочки никеля с осевшими на нее отдельными микрочастицами размером 1–5 мкм и конгломератами из этих частиц (рис. 2б).

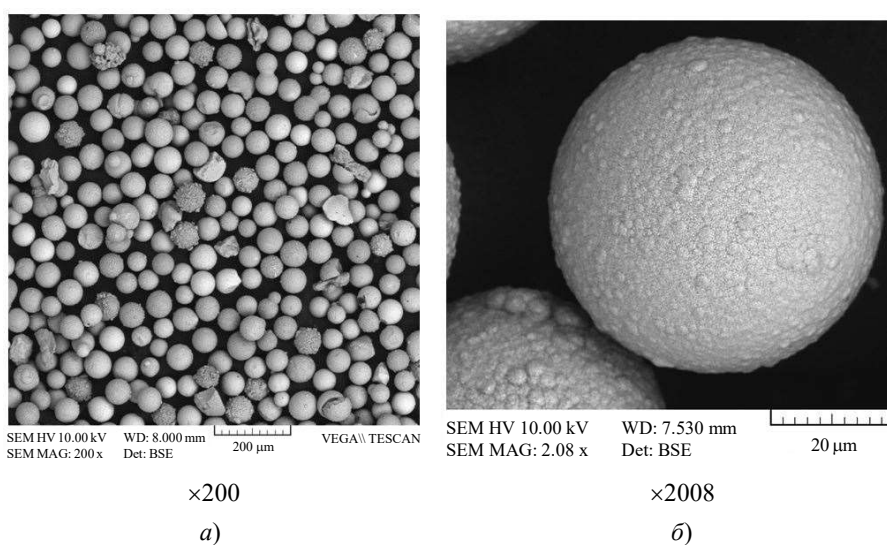


Рис. 2. Гранулярный состав (а) и морфология (б) плакированных частиц диоксида циркония

Ядро частиц имеет однородную и плотную структуру. Частицы никеля образуют вокруг матричного материала плотную металлическую оболочку толщиной ~2 мкм (рис. 3а), где обозначено: 1 – ядро Zr, 2 – оболочка Ni. Исследование распределения элементов в частице показало синхронный всплеск рефлексов циркония и кислорода, что подтверждает наличие оксида циркония в ядре матричного материала. При переходе из ядра в плакированную оболочку наблюдается резкое увеличение интенсивности рефлекса никеля (рис. 3б, I – интенсивность рефлексов, L – координата частицы по радиусу). Методом рентгеноструктурного анализа подтвержден двухфазный состав ($T-ZrO_2+Ni$) (табл. 1) исходного порошкового материала.

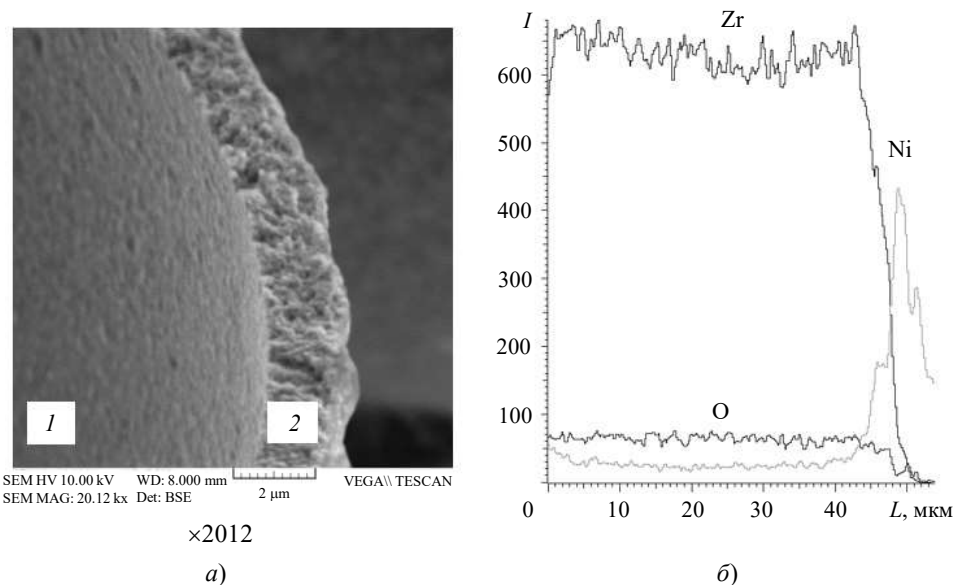


Рис. 3. Внутреннее строение плакированной частицы порошка (а) и распределение элементов в ней (б)

Таблица 1

Данные рентгеноструктурного анализа порошкового материала диоксида циркония, плакированного никелем

Угол отражения 2θ , град	Межплоскостное расстояние d , нм	Интенсивность рефлексов I , отн.ед.	Фаза (индексы плоскостей)
29,462	0,3035	1,00	T-ZrO ₂ (111)
34,513	0,2596	0,16	T-ZrO ₂ (002)
44,053	0,2056	0,41	Ni (111)
50,226	0,1818	0,56	T-ZrO ₂ (202)
51,489	0,1776	0,09	Ni (200)
59,486	0,1554	0,31	T-ZrO ₂ (113)
62,432	0,1488	0,17	T-ZrO ₂ (222)
72,954	0,1298	0,0	T-ZrO ₂ (004)
73,665	0,1287	0,06	T-ZrO ₂ (400)
75,900	0,1253	0,06	Ni (220)

Исследовано структурно-фазовое состояние покрытия, сформированного методом плазменного напыления из плакированного никелем порошкового материала диоксида циркония. Покрытие имеет серый цвет и однородный вид (рис. 4а). На его поверхности не выявлено дефектов типа трещин, сколов и инородных включений. Шероховатость покрытия по параметру R_a (сред.) = 6,16 мкм соответствует 4 классу.

На электронных микрофотографиях поверхности покрытия видны брызги расплавленного в плазменном потоке металлического компонента порошка (рис. 4б, в), включения капельной фазы размером 1–2 мкм и локальные сфероидальные микропоры диаметром 1–10 мкм.

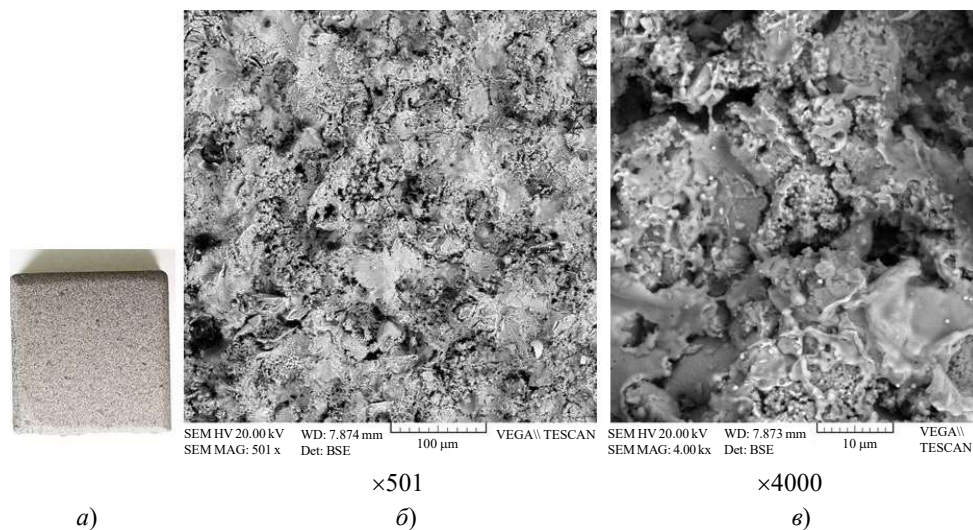


Рис. 4. Внешний вид (а) и микроструктура (б, в) поверхности плазменного покрытия

Методом рентгеноструктурного анализа установлено, что при плазменном напылении формируется покрытие с двухфазным составом: диоксид циркония с тетрагональным типом кристаллической решетки ($T-ZrO_2$) и никель (табл. 2).

Таблица 2

Данные рентгеноструктурного анализа покрытия, полученного из порошкового материала диоксида циркония, плакированного никелем

Угол отражения 2θ , град	Межплоскостное расстояние d , нм	Интенсивность рефлексов I , отн.ед.	Фаза (индексы плоскостей)
29,584	0,3023	0,49	T-ZrO ₂ (111)
34,580	0,2569	0,09	T-ZrO ₂ (002)
36,684	0,2447	0,02	T-ZrO ₂ (200)
44,047	0,2056	1,00	Ni (111)
49,963	0,1827	0,19	T-ZrO ₂ (202)
51,278	0,1780	0,35	Ni (200)
59,430	0,1554	0,12	T-ZrO ₂ (113)
62,323	0,1491	0,04	T-ZrO ₂ (222)
73,630	0,1287	0,02	T-ZrO ₂ (004)
75,997	0,1251	0,17	Ni (220)

В поперечном сечении покрытие представляет собой композиционную структуру, состоящую из зерен диоксида циркония с никелевыми прослойками (рис. 5). В микроструктуре также просматриваются частицы сферической формы диаметром 1-2 мкм. При пролете частиц мелкой фракции порошка в плазменном потоке происходит их оплавление и быстрое затвердевание в воздушной среде еще до осаждения напыляемого материала на подложку [20]. Исследование элементного состава показало сочетание в микроструктуре двух структурных составляющих: диоксида циркония и никеля (рис. 6). Синхронное расположение рефлексов Zr и O указывает на наличие соединения оксида циркония. Рефлексы никеля расположены между линиями циркония и соответствуют металлическим прослойкам в сформированной композиционной структуре.

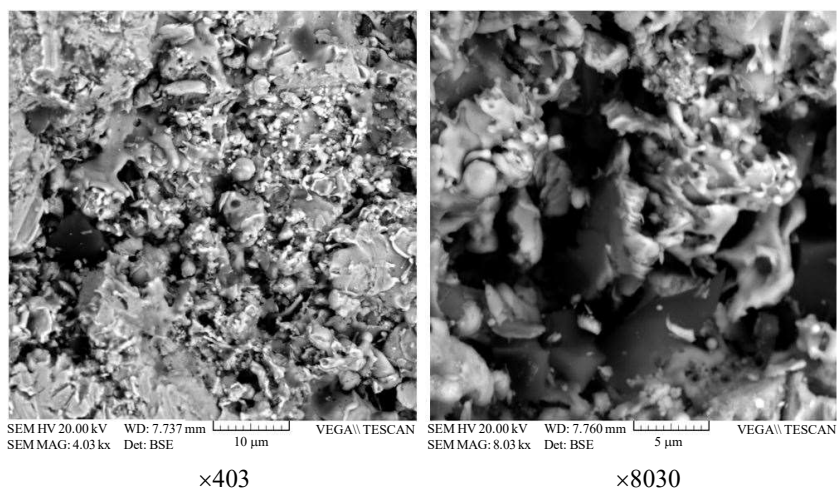


Рис. 5. Микроструктура поперечного сечения покрытия

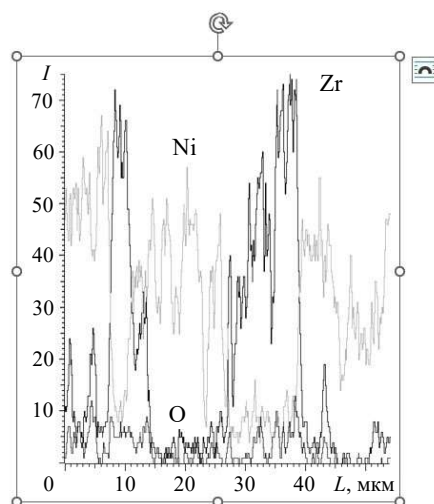


Рис. 6. Распределение элементов по поверхности покрытия

Покрытие характеризуется средним значением твердости HV (сред.) ~ 7,6 ГПа. При микроиндентировании исследуемого покрытия не обнаружено проявлений хрупкости, вокруг зоны отпечатка не было обнаружено микротрещин, сколов и отслоений.

Прочностные свойства и механизм разрушения экспериментального покрытия исследовали методом скретч-теста. Скретч-тест в настоящее время эффективно используется при физических исследованиях адгезионного взаимодействия на границе раздела двух сред. Деформация покрытия при склерометрии – это механический процесс, который включает в себя генерацию напряженных состояний в разных местах контакта индентора с покрытием и сложных механизмов повреждения и разрушения покрытия. Скретч-тест позволяет определять силовые характеристики как полного разрушения покрытия, так и разных последовательных этапов этого разрушения [21]. Для керамических покрытий выделяют четыре характерные ситуации разрушения покрытий при разных сочетаниях твердости материала покрытия

и твердости подложки [21]. Для разрушения твердых покрытий на мягкой подложке, как правило, характерно хрупкое разрушение по механизму растрескивания, приводящего к измельчению и расщеплению покрытия.

При склерометрии алмазным индентором с возрастающей нагрузкой в процессе царапания возникают микроразрушения, сопровождающиеся генерацией сигналов АЭ (рис. 7а). В начале испытания исследуемого экспериментального покрытия первые сигналы АЭ с небольшой амплитудой 35–40% появляются в интервале нагрузки 10–30 Н (рис. 7б). Затем увеличение нагрузки на индентор сопровождается появлением двух рефлексов большой амплитуды (~90%) на кривой АЭ. Дальнейшее нагружение (в интервале нагрузок 50–130 Н) приводит к резкому спаду сигнала АЭ до 20–25%. Кривая акустического сигнала приобретает периодический характер, постепенно затухая в конце царапины. На рисунке обозначено: АЭ – амплитуда сигнала акустоэмиссии, P – нагрузка на индентор, H – глубина индентирования).

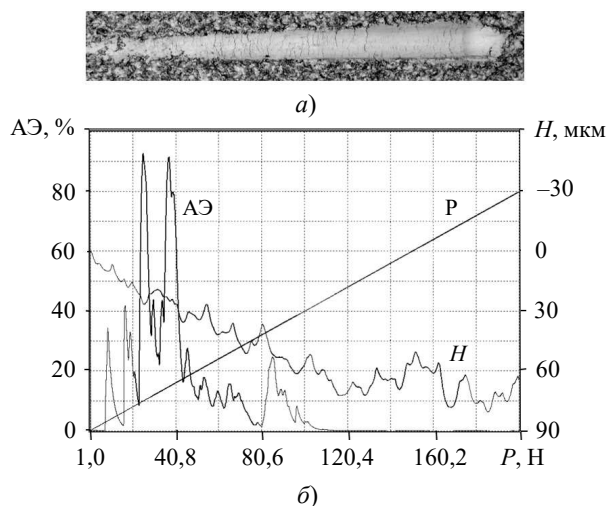


Рис. 7. Картина разрушения покрытия (а) и кривые скретч-теста плазменного покрытия (б)

Визуализация картины разрушения (методом электронной микроскопии) позволила проанализировать процесс склерометрии и установить механизм разрушения исследуемого покрытия. Сигналы АЭ в начале скретч-теста, в том числе наибольшей амплитуды, связаны с образованием частиц микросколов по краям царапины. Разрушение происходит по когезионному механизму с нарушением связей в тонком поверхностном слое и скалыванием микрофрагментов покрытия.

Критическая нагрузка начала образования микросколов P_c составляет ~ 10 Н. С дальнейшим увеличением нагрузки на индентор происходит пропахивание покрытия с образованием «шевронных» микротрещин [22] внутри царапины, которые следуют перпендикулярно направлению движения индентора и искривляются вблизи края царапины. Критическая нагрузка начала образования шевронных микротрещин P_t составляет ~ 45 Н. Во время всего теста царапина непрерывна. При этом крупных сколов, трещин за пределами царапины не наблюдается. Вплоть до максимальной нагрузки 200 Н отслоения покрытия от подслоя и подложки не происходит, что говорит о высокой адгезионной прочности этого покрытия. Таким образом, проведенный скретч-тест продемонстрировал высокую адгезионную прочность экспериментального покрытия.

Заключение

Методом высокоэнергетического плазменного напыления из порошкового материала диоксида циркония, плакированного никелем, сформировано покрытие с двухфазовым составом ($T\text{-ZrO}_2\text{+Ni}$) и композиционной микроструктурой. Покрытие характеризуется твердостью $HV(\text{сред.}) = 7,6$ ГПа и шероховатостью поверхности по параметру $R_a(\text{сред.}) \sim 6,12$ мкм. Испытания методом скретч-теста показали его высокую адгезионную прочность. Покрытие рекомендуется для защиты от механического и эрозийного износа поверхности ответственных деталей машиностроения.

Список литературы

1. Пантелеенко Ф.И., Оковитый В.А. *Формирование многофункциональных плазменных покрытий на основе керамических материалов*. Минск: БНТУ, 2019. 231 с. <https://rep.bntu.by/handle/data/62764>.
2. Zhang B., Guo H., Zhang L., Zhang X., Zhang C., Liu T. Carbon composites from iron-chelating pyridine nitrogen-rich coordinated nanosheets for oxygen reduction. *Functional Composite Materials*. 2022. Vol. 3. Article No 2. <https://doi.org/10.1186/s42252-022-00030-y>.
3. Mishra S.C., Sahu A., Das R., Satapathy A. et al. Microstructure, adhesion, and erosion wear of plasma sprayed Alumina-Titania composite coatings. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*. 2008. Vol. 28. No 9. P. 1099–1109. DOI: 10.1177/0731684407087758.
4. Лашенко Г.И. *Плазменное упрочнение и напыление*. Киев: Екотехнологія. 2003. 64 с.
5. Вараксин А.В., Лисин В.Л., Костылев В.А., Леонтьев Л.И., Захаров Р.Г., Петрова С.А. Плакирование ультрадисперсных и наноразмерных порошков карбидов титана и вольфрама металлами. *Бутлеровские сообщения*. 2014. Т. 37. №1. С. 68–75.
6. Scott H.G. Phase relationships in the yttria-rich part of the yttria-zirconia system. *Journal of Material Science*. 1977. Vol. 12. Iss. 2. P. 311–316. <https://doi.org/10.1007/BF01031853>.
7. Dolmatov A.V., Gulyaev I.P., Kuzmin V.I., Lyskov E.A., Ermakov K.A. Analysis and optimization of gas-thermal spray process in terms of condensed phase velocity and temperature. *Thermophysics and Aeromechanics*. 2017. Vol. 24. Iss. 1. P. 83–94. <https://doi.org/10.1134/S0869864317010097>.
8. Gulyaev I., Kuzmin V., Tyryshkin P., Sergachev D., Vashchenko S., Kornienko E., Vyalova A. Plasma spraying of thermal barrier coatings using YSZ powders. *Materials Today: Proceedings. International Conference on Modern Trends in Manufacturing Technologies and Equipment, ICMTMTE 2019*. Sevastopol, 09–13 Sep. 2019. Vol. 19. Pt. 5. P. 2134–2138. DOI: 10.1016/j.matpr.2019.07.226.
9. Gulyaev I., Kuzmin V., Kornienko E., Vashchenko S., Sergachev D. Microstructure formation properties of ZrO_2 coating by powder suspension and liquid precursor plasma spraying. *Materials Today: Proceedings. International Conference on Modern Trends in Manufacturing Technologies and Equipment, ICMTMTE 2018*. Sevastopol, 10–14 Sep. 2018. Vol. 11. Pt. 1. P. 430–435. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.01.008>.
10. Kuzmin V.I., Gulyaev I.P., Sergachev D.V et al. Application of functional coatings by supersonic thermal plasma flows. *Journal of Physics: Conference Series*. 2021. Vol. 2131(5). Article No 052053. DOI: 10.1088/1742-6596/2131/5/052053.
11. Tsareva I.N., Maximov M.V., Kuzmin V.I. High thickness coating of zirconium dioxide for thermal protection of metal alloys. *MATEC Web of Conferences. International Conference on Modern Trends in Manufacturing Technologies and Equipment (ICMTMTE 2018)*. Sevastopol, 10–14 Sep. 2018. Vol. 224. P. 01023-1–01023-6. <https://doi.org/10.1051/mateccconf/201822401023>.
12. Tarasenko Yu.P., Tsareva I.N., Berdnik O.B., Fel Ya.A., Kuzmin V.I., Mikhailchenko A.A., Kartaev E.V. The structure and physico-mechanical properties of heat-resistant Ni-Co-Cr-Al-Y intermetallic coatings obtained using rebuilt plasma equipment. *Thermophysics and Aeromechanics*. 2014. Vol. 21. Iss. 5. P. 641–650. DOI: 10.1134/S0869864314050138.
13. Тарасенко Ю.П., Царева И.Н., Бердник О.Б., Фель Я.А., Кривина Л.А. Исследование жаростойкого интерметаллидного подслоя для теплозащитного покрытия турбинных лопаток

газотурбинных двигателей. *Вестник СГАУ*. 2014. №3(45). С. 85–95. [http://doi.org/10.18287/1998-6629-2014-0-3\(45\)-85-94](http://doi.org/10.18287/1998-6629-2014-0-3(45)-85-94).

14. Tarasenko Yu.P., Tsareva I.N., Berdnik O.B., Fel' Ya.A., Krivina L.A. Development and postoperation state of Ni-Co-Cr-Al-Y plasma heat-resistant coating. *Journal of Machinery Manufacture and Reliability*. 2016. Vol. 45. No 3. P. 252–257. <https://doi.org/10.3103/S1052618816030183>.

15. Чубаров Д.А., Будиновский С.А. Выбор керамического материала для теплозащитных покрытий лопаток авиационных турбин на рабочие температуры до 1400 °С. *Труды ВИАМ: Электронный научный журнал*. 2015. №4. С. 48–53. [dx.doi.org/ 10.18577/2307-6046-2015-0-4-7-7](https://doi.org/10.18577/2307-6046-2015-0-4-7-7).

16. *Справочник порошковых материалов для газотермического напыления*. ООО «Им-хотеп», 2020. 10 с.

17. *Скретч-тестер Revetest RST. Техническое описание*. 2012. 32 с.

18. Селиванов К.С. Оценка прочности материала поверхности при его испытании методом «скретч-тест». *Вестник УГАТУ*. 2015. Т. 19. №1(67). С. 100–106. <http://journal.ugatu.ac.ru/index.php/Vestnik/article/view/1877>.

19. Семенычев В.В., Салахова Р.К. Оценка адгезии никель-кобальтового покрытия к стекло- и углепластику методом царапания. *Труды ВИАМ: Электрон. науч.-техн. журн.* 2016. №7(43). С. 48–57. DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-7-6-6.

20. Tsareva I.N., Maksimov M.V., Berdnik O.B. Fracture mechanism of plasma thermal barrier coatings made of zirconia-based powder mixtures of various morphologies. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2021. Vol. 2021. Iss. 4. P. 386–391. <https://doi.org/10.1134/s0036029521040352>.

21. Белов В.К., Губарев Е.В., Кривко О.В., Папшев А.В., Гофман Н.Г., Самородова Э.Г. Определение адгезионных характеристик покрытий с использованием современного скретч теста. Ч. 1. Возможности использования современного скретч теста для определения адгезионных свойств покрытий. *Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации*. 2020. Т. 76. №2. С. 143–152. DOI: 10.32339/0135-5910-2020-2-143-152.

22. Шугуров А.Р., Акуликин А.А., Панин А.В., Сергеев В.П., Калашников М.П., Воронов А.В., Cheng С.-Н. Исследование трещиностойкости покрытий TiAlN методом скретч-тестирования. *Физическая мезомеханика*. 2015. Т. 18. №6. С. 66–74.

References

1. Panteleenko F.I., Okovity V.A. *Formirovanie mnogofunktsionalnykh plazmennyykh pokrytiy na osnove keramicheskikh materialov [Formation of Multifunctional Plasma Coatings Based on Ceramic Materials]*. Minsk. BNTU Publ. 2019. 231 p. (In Russian).

2. Zhang B., Guo H., Zhang L., Zhang X., Zhang C., Liu T. Carbon composites from iron-chelating pyridine nitrogen-rich coordinated nanosheets for oxygen reduction. *Functional Composite Materials*. 2022. Vol. 3. Article No 2. <https://doi.org/10.1186/s42252-022-00030-y>.

3. Mishra S.C., Sahu A., Das R., Satapathy A. et al. Microstructure, adhesion, and erosion wear of plasma sprayed Alumina-Titania composite coatings. *J. Reinf. Plast. Compos.* 2008. Vol. 28. No 9. P. 1099–1109. DOI: 10.1177/0731684407087758.

4. Lashchenko G.I. *Plazmennoe uprochnenie i napylenie [Plasma Hardening and Sputtering]*. Kiev. Ekotekhnologiya Publ. 2003. 64 p. (In Russian).

5. Varaksin A.V., Lisin V.L., Kostylev V.A., Leontiev L.I., Zakharov R.G., Petrova S.A. Plating of ultradispersed and nanoscale powders of titanium and tungsten carbides with metals. *Butlerov Communications*. 2014. Vol. 37. No 1. P. 68–75 (In Russian).

6. Scott H.G. Phase relationships in the yttria-rich part of the yttria-zirconia system. *J. Mater. Sci.* 1977. Vol. 12. Iss. 2. P. 311–316. <https://doi.org/10.1007/BF01031853>.

7. Dolmatov A.V., Gulyaev I.P., Kuzmin V.I., Lyskov E.A., Ermakov K.A. Analysis and optimization of gas-thermal spray process in terms of condensed phase velocity and temperature. *Thermophysics and Aeromechanics*. 2017. Vol. 24. Iss. 1. P. 83–94. [https://doi.org/ 10.1134/S0869864317010097](https://doi.org/10.1134/S0869864317010097).

8. Gulyaev I., Kuzmin V., Tyryshkin P., Sergachev D., Vashchenko S., Kormienko E., Vyalova A. Plasma spraying of thermal barrier coatings using YSZ powders. *Materials Today: Proceedings. International Conference on Modern Trends in Manufacturing Technologies and Equipment*,

ICMTMTE 2019. Sevastopol. 09–13 Sep. 2019. Vol. 19. Pt. 5. P. 2134–2138. DOI: 10.1016/j.matpr.2019.07.226.

9. Gulyaev I., Kuzmin V., Kornienko E., Vashchenko S., Sergachev D. Microstructure formation properties of ZrO₂ coating by powder suspension and liquid precursor plasma spraying. *Materials Today: Proceedings. International Conference on Modern Trends in Manufacturing Technologies and Equipment. ICMTMTE 2018*. Sevastopol. 10–14 Sep. 2018. Vol. 11. Pt. 1. P. 430–435. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.01.008>.

10. Kuzmin V.I., Gulyaev I.P., Sergachev D.V et al. Application of functional coatings by supersonic thermal plasma flows. *Journal of Physics: Conference Series*. 2021. Vol. 2131(5). Article No 052053. DOI: 10.1088/1742-6596/2131/5/052053.

11. Tsareva I.N., Maximov M.V., Kuzmin V.I. High thickness coating of zirconium dioxide for thermal protection of metal alloys. *MATEC Web of Conferences. International Conference on Modern Trends in Manufacturing Technologies and Equipment (ICMTMTE 2018)*. Sevastopol. 10–14 Sep. 2018. Vol. 224. P. 01023-1–01023-6. <https://doi.org/10.1051/mateconf/201822401023>.

12. Tarasenko Yu.P., Tsareva I.N., Berdnik O.B., Fel' Ya.A., Kuzmin V.I., Mikhailchenko A.A., Kartaev E.V. The structure and physico-mechanical properties of heat-resistant Ni-Co-Cr-Al-Y intermetallic coatings obtained using rebuilt plasma equipment. *Thermophys. Aeromechanics*. 2014. Vol. 21. Iss. 5. P. 641–650. DOI: 10.1134/S0869864314050138.

13. Tarasenko Yu.P., Tsareva I.N., Berdnik O.B., Fel' Ya.A., Krivina L.A. Issledovanie zharostoykogo intermetallidnogo podsloya dlya teplozashchitnogo pokrytiya turbinnykh lopatok gazoturbinnykh dvigateley [Research of a heat-resistant intermetallic underlayer for the heat-shielding coating of gas turbine engine turbine blades]. *Vestnik Samarskogo gosudarstvennogo aerokosmicheskogo universiteta [Vestnik of Samara University. Aerospace and Mechanical Engineering]*. 2014. No 3(45). P. 85–95. [http://doi.org/10.18287/1998-6629-2014-0-3\(45\)-85-94](http://doi.org/10.18287/1998-6629-2014-0-3(45)-85-94) (In Russian).

14. Tarasenko Yu.P., Tsareva I.N., Berdnik O.B., Fel' Ya.A., Krivina L.A. Development and postoperation state of Ni-Co-Cr-Al-Y plasma heat-resistant coating. *J. Mach. Manuf. Reliab.* 2016. Vol. 45. No 3. P. 252–257. <https://doi.org/10.3103/S1052618816030183>.

15. Chubarov D.A., Budinovskiy S.A. Vybór keramicheskogo materiala dlya teplozashchitnykh pokrytiy lopatok aviatsionnykh turbin na rabochie temperatury do 1400 °C [Choosing ceramic materials for thermal barrier coating of GTE turbine blades on working temperatures up to 1400°C]. *Trudy VIAM. Elektronnyy nauchno-tekhnicheskij zhurnal [Proceedings of VIAM. Electronic Scientific Journal]*. 2015. No 4. P. 48–53 (In Russian).

16. *Spravochnik poroshkovykh materialov dlya gazotermicheskogo napyleniya [Powder Materials for Gas-Thermal Spraying. Handbook]*. OOO “Imkhotep”. 2020. 10 p. (In Russian).

17. *Skretch-tester Revetest RST. Tekhnicheskoe opisaniye [Revetest RST Scratch Tester. Technical description]*. 2012. 32 p. (In Russian).

18. Selivanov K.S. Otsenka prochnosti materiala poverkhnosti pri ego ispytaniy metodom “skretch-test” [Evaluation of the surface material strength using the “scratch-test” method]. *Vestnik Ufimskogo gosudarstvennogo aviatsionnogo tekhnicheskogo universiteta [Vestnik Ufa State Aviation Technical University]*. 2015. Vol. 19. No 1(67). P. 100–106 (In Russian).

19. Semenychev V.V., Salakhova R.K. Otsenka adgezii nikel-kobaltovogo pokrytiya k steklo-i ugleplastiku metodom tsarapanya [Evaluation of nickel-cobalt coating adhesion to fiberglass and carbon fiber-reinforced plastic by scratching]. *Trudy VIAM. Elektronnyy nauchno-tekhnicheskij zhurnal [Proceedings of VIAM. Electronic Scientific Journal]*. 2016. No 7(43). P. 48–57 (In Russian).

20. Tsareva I.N., Maksimov M.V., Berdnik O.B. Fracture mechanism of plasma thermal barrier coatings made of zirconia-based powder mixtures of various morphologies. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2021. Vol. 2021. Iss. 4. P. 386–391. <https://doi.org/10.1134/s0036029521040352>.

21. Belov V.K., Gubarev E.V., Krivko O.V., Papshev A.V., Hoffman N.G., Samorodova E.G. Opredeleniye adgezionnykh kharakteristik pokrytiy s ispolzovaniem sovremennogo skretch testa. Ch. 1. Vozmozhnosti ispolzovaniya sovremennogo skretch testa dlya opredeleniya adgezionnykh svoystv pokrytiy [Determination of adhesive characteristics of coatings by of modern scratch test. Part 1. Possibilities of a modern scratch test to determine adhesion properties of coatings]. *Chernaya metallurgiya [Ferrous Metallurgy. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information]*. 2020. Vol. 76. No 2. P. 143–152.

22. Shugurov A.R., Akulinkin A.A., Panin A.V., Sergeev V.P., Kalashnikov M.P., Voronov A.V., Cheng C.-H. Issledovanie treshchinostoykosti pokrytiy TiAlN metodom skretch-testirovaniya [Study of crack resistance of TiAlN coatings by scratch testing]. *Fizicheskaya mezomekhanika [Physical Mesomechanics]*. 2015. Vol. 18. No 6. P. 66–74 (In Russian).

STRUCTURE AND STRENGTH PROPERTIES OF PLASMA COATING OBTAINED FROM POWDERED MATERIAL OF ZIRCONIUM DIOXIDE CLAD WITH NICKEL

Tsareva I.N.¹, Berdnik O.B.¹, Krivina L.A.¹, Kuzmin V.I.², Razov E.N.¹

¹*Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences – Branch of Federal Research Center “Institute of Applied Physics of the RAS”, Nizhny Novgorod, Russian Federation*

²*Khristianovich Institute of Theoretical and Applied Mechanics of the Siberian Branch of the RAS, Novosibirsk, Russian Federation*

The problem of increasing the adhesive strength of plasma powder coatings by introducing a metal bundle from a new composite powder of domestic production into them has been solved. Synthesis of composite powder material is carried out by the method of cladding matrix ceramic particles with a metal component. The results of studies of a new powder material of the composition ($ZrO_2+8\%Y_2O_3$) with a granular composition of 40/80 microns obtained by chemical cladding of zirconium dioxide particles with a nickel shell (30 wt.%), as well as the coating formed from it. The regularities of the formation of an experimental coating from this powder material with a spherical particle shape have been studied using electron microscopy and X-ray diffraction analysis. It is established that a coating with a two-phase composition ($T-ZrO_2+Ni$) is formed during high-energy plasma spraying. In cross-section, the coating is a composite structure consisting of zirconium dioxide grains with nickel interlayers. The coating is characterized by an average hardness of HV(average) $\sim 7,6$ GPa and a surface roughness of R_a (average) $\sim 6,12$ microns. When micro-indenting, the coating does not show fragility. The scratch test method was used as the main method for studying the strength properties of the coating. During sclerometry, a predominantly cohesive mechanism of coating destruction was established. The destruction occurs by a cohesive mechanism with a violation of the bonds in a thin surface layer and is accompanied by chipping of the microfragments of the coating. The critical load of the beginning of the formation of microcracks (R_s) ~ 10 N and the beginning of the formation of chevron microcracks (R_l) ~ 45 N were determined. The high adhesive strength of the adhesion of the investigated coating to the substrate is shown, since during the tests there is no detachment from the substrate up to the maximum load (200 N). The developed ceramic coating is promising for protection against mechanical and erosive wear of critical parts of power engineering working at elevated temperatures.

Keywords: clad powder material, high-energy plasma sputtering, heat-resistant intermetallic sublayer, zirconium dioxide coating, composite microstructure, adhesion and cohesion strength.