

УДК 621.793.7:621.762

ФОРМИРОВАНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ

**Ф. И. ПАНТЕЛЕЕНКО, В. А. ОКОВИТЫЙ, О. Г. ДЕВОЙНО,
В. В. ОКОВИТЫЙ**

*Белорусский национальный технический университет,
г. Минск*

В. М. АСТАШИНСКИЙ

*Государственное научное учреждение «Институт
тепло- и массообмена имени А. В. Лыкова
Национальной академии наук Беларуси», г. Гомель*

В. В. УГЛОВ

Белорусский государственный университет, г. Минск

Приведены результаты исследования влияния параметров плазменной струи и фракционного состава исходного порошка на характеристики многослойных композиционных покрытий на основе никель–хрома, никель–хром–алюминий–иттрия и оксидов алюминия, титана, циркония. На основании получения максимального коэффициента использования порошка проведена оптимизация технологии напыления. Исследована морфология сформированных покрытий с помощью электронной микроскопии. Рассмотрены эксплуатационные характеристики указанных покрытий. Установлено, что воздействие на напыленное покрытие компрессионных плазменных потоков приводит к формированию переплавленного слоя оксида толщиной 12–15 мкм, а также способствует сглаживанию рельефа поверхности и образованию на поверхности трещин, распространяющихся преимущественно в глубину покрытия. Определено, что обработка оксидных покрытий компрессионной плазмой вызывает снижение их пористости.

Ключевые слова: плазменная струя, оптимизация процесса, коэффициент использования порошка, плазменные компрессионные потоки, эксплуатационные характеристики.

FORMATION AND RESEARCH MULTILAYER COMPOSITE PLASMA COATINGS

**F. I. PANTELEENKO, V. A. OKOVITY, O. G. DEVOYNO,
V. V. OKOVITY**

Belarusian National Technical University, Minsk

V. M. ASTASHINSKY

*State Scientific Institution “A. Luikov Heat and Mass
Transfer Institute of the National Academy of Sciences of
Belarus”, Gomel*

V. V. UGLOV

Belarusian State University, Minsk

The article presents the results of investigation of influence of plasma jet parameters and fractional composition of initial powder on characteristics of multilayer composite coatings based on nickel–chromium, nickel–chromium–aluminium–yttrium and oxides of aluminium, titanium, zirconium. On the basis of obtaining the maximum powder usage coefficient, the sputtering technology is optimized. Morphology of formed coatings was investi-

gated using electron microscopy. The article considers the operational characteristics of said coatings. It has been found that the effect on the sprayed coating of compression plasma flows leads to the formation of a melted oxide layer with a thickness of 12–15 μm , as well as contributes to smoothing the surface relief and the formation of cracks on the surface, propagating mainly into the depth of the coating. It is determined that the treatment of oxide coatings with compression plasma causes a decrease in their porosity.

Keywords: plasma jet, process optimization, powder usage factor, plasma compression flows, operating characteristics.

Введение

Разработка и создание композиционных керамических материалов обусловлены необходимостью улучшения свойств плазменных покрытий для работы в условиях высоких температур и интенсивности изнашивания [1]–[5]. В связи с этим наиболее широкое применение в технологии нанесения керамических покрытий, в том числе из материалов на основе оксидной керамики, получил метод плазменного напыления (до 90 % разработок) [6]–[9]. В современной практике плазменный метод нанесения покрытий применяется для восстановления и упрочнения ответственных и дорогостоящих деталей с использованием покрытий из порошковых материалов, керамики и композиционных материалов как экономически наиболее целесообразный. Этот метод – универсальный, позволяющий на одном оборудовании при соответствующих режимах производить напыление широкой гаммы материалов и реализовывать целый ряд технологий. При этом возможно напыление большой номенклатуры деталей с минимальными затратами на технологическую оснастку [10]. Эффективность защиты объектов от повреждений при высокоэнергетическом воздействии определяется противоударной стойкостью используемых материалов. Применительно к защите космических аппаратов высокопрочные материалы должны удовлетворять основным требованиям – минимальной плотности, высоким вязко-пластичным свойствам, твердости [1], [3]. Общеизвестно, что эффективность защиты главным образом зависит от уровня поглощения кинетической энергии метеорных частиц материалом покрытия. Не касаясь всех механизмов поглощения энергии, укажем, что значительная ее часть расходуется на упругую и пластическую деформацию материала покрытий. Высокая пластичность и вязкость являются существенным фактором увеличения стойкости. Повышение твердости резко снижает пластичность и вязкость, приводит к хрупкому разрушению. Высокой противоударной стойкостью обладают многослойные структуры с твердым керамическим слоем на основе оксидов и подслоем из вязкого металлического материала. Один из наиболее распространенных дефектов – отслаивание покрытий. Причем этот дефект может проявляться непосредственно в процессе напыления и при эксплуатации покрытия [11]. Отслаивания вызваны, как правило, большой разницей в коэффициентах термического расширения оксидного покрытия и напыляемого изделия. Для частичного сглаживания температурного коэффициента линейного расширения применяют подслои [12]–[17]. При выборе материала подслоя необходимо стремиться к образованию на границе раздела высокой адгезионной прочности [17]–[25]. Основная функция подслоя в плазменных покрытиях – это пластическая релаксация напряжений, возникающих из-за несогласованного изменения объемов керамических и металлических материалов при нагреве и охлаждении покрытия. Так как пластичность сплавов катастрофически уменьшается в результате их высокотемпературного окисления, а слой керамики является проницаемым для газов, материал подслоя должен обладать высокой жаростойкостью [26]–[35]. Поэтому проблема формирования подслоя сцепления сводится к решению двух основных задач: 1) обеспечение необходимой пластичности подслоя в рабочем интервале температур; 2) создание условий для его жаростой-

кости. Комплексное решение данных задач затруднено. Необходима жесткая оптимизация химического и фазового состава сплава. Исходя из вышеизложенного и учитывая актуальность проблемы, целью предлагаемых исследований является оптимизация технологических режимов напыления многослойных композиционных плазменных покрытий на алюминиевые подложки-модели элементов экранов для защиты космических аппаратов.

Выбор оптимизированного по составу многослойного композиционного покрытия

В качестве материалов для плазменного напыления твердого керамического слоя покрытий за время наших исследований мы применяли три оксидных композиции: оксид алюминия (Al_2O_3); оксид алюминия – оксид титана ($Al_2O_3-TiO_2$); оксид циркония, частично стабилизированный оксидом иттрия ($ZrO_2-Y_2O_3$). На оптимальных режимах для Al_2O_3 , $Al_2O_3-TiO_2$ и $ZrO_2-Y_2O_3$ коэффициенты использования порошка (КИП) практически одинаковы: 61; 61 и 58 % соответственно. Тем не менее порошок $ZrO_2-Y_2O_3$, обладая необходимыми технологическими характеристиками (температура плавления, плотность, коэффициент линейного термического расширения), позволяет формировать из него покрытие с повышенными механическими свойствами (термо- и эрозионной стойкостью, вязко-пластичными свойствами) и низким уровнем остаточных напряжений по сравнению с Al_2O_3 и $Al_2O_3-TiO_2$. Параметры плазменного напыления в значительной мере влияют на фазовый состав покрытия из частично стабилизированного диоксида циркония (ЧСДЦ), его пористость, а также на уровень остаточных напряжений в покрытии. Анализ известных разработок [14], [15] показывает, что технологические параметры напыления следует разделить на группы, определяющие: 1) степень проплавления порошка в плазменной струе; 2) скорость напыляемых частиц; 3) интенсивность охлаждения покрытия и основы при напылении. Установлено, что температура напыляемых частиц значительно влияет на отношение количества образующихся кубической и тетрагональной фаз ZrO_2 [4], [5], [10]. В частности, существует определенный уровень силы тока дуги плазмотрона, превышение которого приводит к скачкообразному увеличению долговечности $ZrO_2-7\%Y_2O_3$ -покрытия, обусловленного полным проплавлением напыляемых частиц [16]. Дальнейший рост силы тока мало влияет на свойства покрытия. Данный эффект, очевидно, связан с тем, что покрытия из непроплавленных частиц ЧСДЦ содержат повышенное количество моноклинной фазы ZrO_2 [17]. В общем случае увеличение мощности плазмотрона, приводящее к повышению температуры и скорости частиц, применение специальных насадок приводит к увеличению плотности и прочности покрытий [19]. Интенсивность охлаждения покрытия и подложки при напылении, определяемая скоростью и характером охлаждения формирующегося слоя, во-первых влияет на размер и, следовательно, долговечность фазовых включений, во-вторых коррелирует с прочностью межчастичных контактов в покрытии и, в третьих, определяет вид и уровень остаточных напряжений в покрытии [20].

В качестве материалов для плазменного напыления вязкого металлического слоя (подслоя) использовали две композиции: никель–алюминий (NiAl) и никель–хром (NiCr). На последнем этапе работ в связи с неудовлетворительными результатами по прочности сцепления покрытия с основой и КИП мы применили вязкий металлический слой на основе NiCrAlY.

Сравнительные результаты формирования многослойных композиционных покрытий с твердым слоем ZrO_2 и металлическими подслоями на основе NiCr, NiAl и NiCrAlY показывают преимущество NiCrAlY. В случае применения NiCrAlY проч-

ность сцепления возрастает в 1,3–1,5 раза и максимальный КИП увеличивается с 58 до 68 %, что существенно, поскольку стоимость 1 кг порошка $ZrO_2-Y_2O_3$ – около 60–100 долл. США. На рис. 1 и 2 представлены результаты по влиянию различных металлических подслоев на коэффициент использования порошка и прочность сцепления напыленных покрытий.

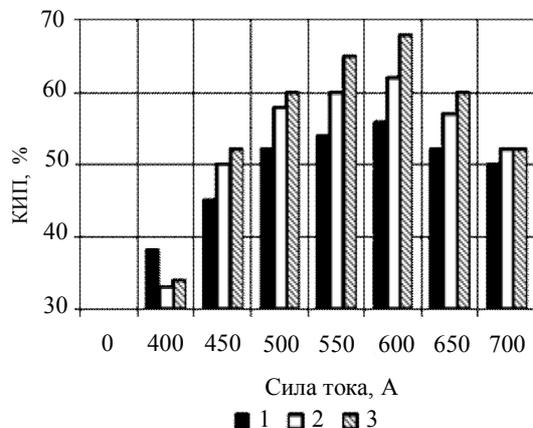


Рис. 1. Зависимость КИП, %, от силы тока электрической дуги I , А, для порошков ZrO_2 :
 I – подслой NiCr ($R_N = 55$ л/мин; $L = 100$ мм); 2 – NiAl ($R_N = 50$ л/мин; $L = 110$ мм); 3 – NiCrAlY ($R_N = 50$ л/мин; $L = 110$ мм)

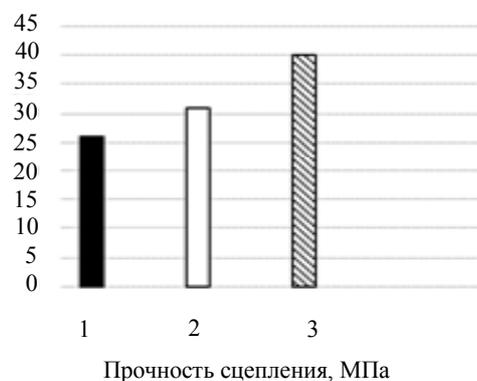


Рис. 2. Влияние различных металлических подслоев плазменных покрытий на основе $ZrO_2-Y_2O_3$ на прочность сцепления покрытий с основой:
 1 – $ZrO_2-Y_2O_3-NiCr$;
 2 – $ZrO_2-Y_2O_3-NiAl$;
 3 – $ZrO_2-Y_2O_3-NiCrAlY$

Как видно из рис. 1, 2, покрытия с вязким металлическим слоем на основе NiCrAlY показали прочность сцепления в 1,3–1,5 выше, чем при напылении NiCr и NiAl. Одними из наиболее важных факторов, влияющих на прочность сцепления плазменных покрытий после напыления, являются остаточные напряжения. У плазменных покрытий из-за большой разницы коэффициентов термического расширения алюминиевой основы и вязких металлических слоев на основе NiCr и NiAl остаточные напряжения в покрытии достаточно высоки и присутствует выраженная граница раздела. Все это приводит к невысокой прочности сцепления по сравнению с NiCrAlY.

Оптимизация процесса напыления многослойных покрытий

В процессе плазменного напыления действует большое число факторов, оказывающих влияние на свойства получаемых покрытий. Важнейшими из них при прочих равных условиях являются следующие: расход плазмообразующего и транспортирующего газов; расход распыляемого порошка; ток электрической дуги (подводимая мощность); дистанция напыления; скорость перемещения подложки [20].

В качестве примера на рис. 3–8 представлен характер зависимостей эффективности плазменного напыления слоев на основе оксидов (диоксид циркония, стабилизированный оксидом иттрия, оксид алюминия, оксид алюминия – диоксид титана) с подслоями из никельхрома и никелевого м-кроля, количественно выразить которые можно с помощью КИП, от перечисленных условий напыления.



Рис. 3. Зависимость КИП, %, от дистанции напыления L , мм, для порошков Al_2O_3 :
 1 – с фракцией 40–63 мкм;
 2 – с фракцией 63–80 мкм ($I = 500$ А;
 $R_N = 50$ л/мин; $R_{пор} = 4,5$ кг/ч)

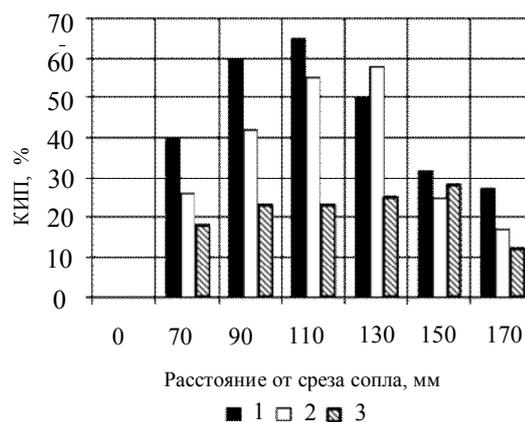


Рис. 4. Зависимость КИП, %, от дистанции напыления L , мм, для порошков $Al_2O_3-TiO_2$:
 1 – с фракцией 50–63 мкм;
 2 – с фракцией 63–80 мкм;
 3 – с фракцией 80–100 мкм ($I = 500$ А;
 $R_N = 45$ л/мин; $R_{пор} = 4,5$ кг/ч)

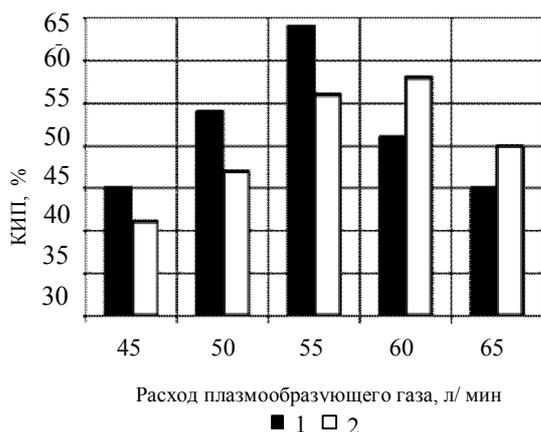


Рис. 5. Зависимость КИП, %, от расхода плазмообразующего газа N_2 для порошков $ZrO_2-Y_2O_3$ (подслой м-кроль):
 1 – с фракцией 40–63 мкм;
 2 – с фракцией 63–80 мкм ($L = 100$ мм;
 $I = 500$ А; $R_{пор} = 4,5$ кг/ч)

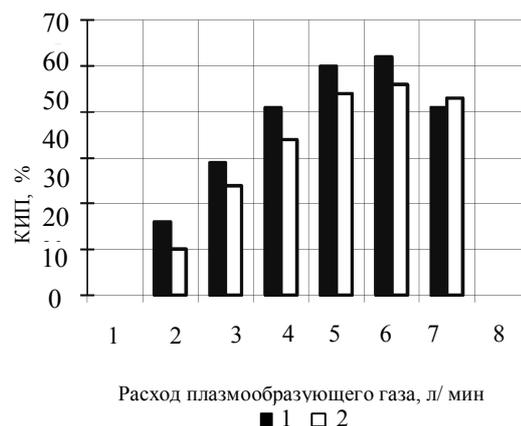


Рис. 6. Зависимость КИП, %, от расхода плазмообразующего газа N_2 для порошков Al_2O_3 :
 1 – с фракцией 40–63 мкм;
 2 – с фракцией 63–80 мкм ($L = 100$ мм;
 $I = 500$ А; $R_{пор} = 4,5$ кг/ч)

Зависимость КИП, %, от дистанции напыления показана на рис. 3 и 4. При малых дистанциях напыления частица не успевает достаточно нагреться и достигает подложки с температурой $< t_{пл}$. В нашем случае возрастание КИП идет до $L = 100$ мм для порошков ZrO_2 с фракцией 40–63 мкм и до $L = 110$ мм с фракцией 63–80 мкм, дальнейшее увеличение дистанции напыления приводит к тому, что частица из-за длительного нахождения в струе переплавляется и при ударе о подложку разбрызгивается, и соответственно КИП падает [25].

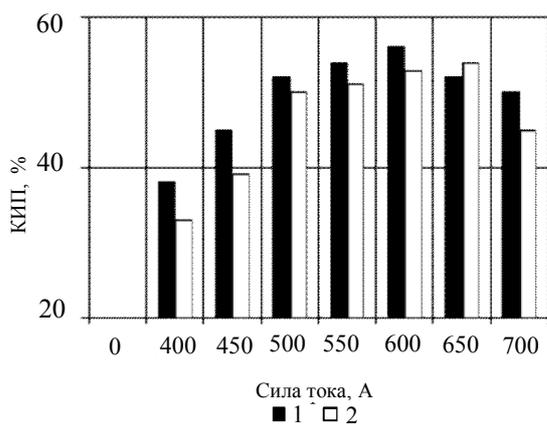


Рис. 7. Зависимость КИП, %, от силы тока электрической дуги I , А, для порошков $ZrO_2-Y_2O_3$ (подслоя никром):

1 – с расходом плазмообразующего газа N_2 ; $R_N = 55$ л/мин; 2 – с $R_N = 50$ л/мин ($L = 100$ мм; $R_{пор} = 4,5$ кг/ч; с фракцией 40–63 мкм)

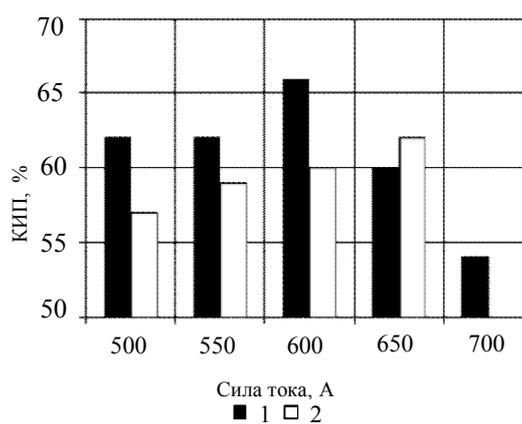


Рис. 8. Зависимость КИП, %, от силы тока электрической дуги I , А, для порошков $ZrO_2-Y_2O_3$ (подслоя м-кроль):

1 – с расходом плазмообразующего газа N_2 ; $R_N = 55$ л/мин; 2 – с $R_N = 50$ л/мин ($L = 100$ мм; $R_{пор} = 4,5$ кг/ч; с фракцией 40–63 мкм)

Увеличение тока и расхода плазмообразующего газа (рис. 5–8) до определенных значений вызывает увеличение КИП, так как эти параметры влияют на степень проплавления порошка [21]–[24]. Дальнейшее их увеличение приводит к тому, что частицы перегреваются и при ударе о подложку разбрызгиваются, следовательно, КИП уменьшается. При увеличении расхода N_2 происходит уменьшение значений тока для максимального КИП.

Закономерности морфологии, термических и механических свойств поверхности покрытий, модифицированных компрессионными плазменными потоками

В результате воздействия компрессионными плазменными потоками на многослойные покрытия, сформированные на алюминиевых подложках и состоящие из твердого слоя оксидной фазы (Al_2O_3 ; $Al_2O_3-TiO_2$; $ZrO_2-Y_2O_3$) и вязкого подслоя ($Ni-Cr-Al-Y$; $Ni-Cr$), происходит модифицирование приповерхностного слоя. Проведенный анализ микроструктуры, термостойкости и механических характеристик позволил установить общие закономерности влияния воздействия компрессионной плазмы на такие покрытия. Одним из основных эффектов воздействия компрессионного плазменного потока на поверхность исследуемых покрытий является тепловой эффект, способствующий нагреву приповерхностного слоя. Несмотря на высокие температуры плавления материалов покрытий (2072 °С – (Al_2O_3); 1843 °С – (TiO_2); 2715 °С – (ZrO_2)), нагрев компрессионным плазменным потоком вызывает их плавление и нагрев сформировавшегося расплава выше температуры плавления. Возникающий в расплавленном слое покрытия высокий градиент температуры (~ 105 К/м), сопровождаемый механическим воздействием плазменного потока на поверхность расплава, давлением со стороны ударно-сжатого слоя, а также развитием ряда гидродинамических неустойчивостей на межфазных границах, обеспечивает перемешивание расплавленного слоя, которое, в свою очередь, способствует гомогенизации

его элементного состава. Согласно равновесным диаграммам состояния двойных систем Al–O и Zr–O, оксид циркония ZrO_2 имеет достаточно широкую область гомогенности, начинающуюся при концентрации кислорода около 40 % атомных долей, в то время как оксид Al_2O_3 существует в более узких концентрационных диапазонах.

Следовательно, использование покрытий на основе оксида циркония ZrO_2 является более предпочтительным ввиду сохранения оксидной модификации поверхностного слоя после воздействия компрессионным плазменным потоком, в том числе и после многократного, приводящего, как было указано выше, к изменению соотношения атомов металла и кислорода. Более того, частичное испарение атомов из расплава, а также гидродинамическое перемешивание расплавленного слоя способствуют снижению концентрации технологических примесных атомов, обнаруживаемых в покрытиях. Поверхность сформированных покрытий на основе оксидов металлов характеризуется повышенной шероховатостью, которая связана со спеканием отдельных частиц порошка при формировании покрытия (рис. 9). После воздействия компрессионным плазменным потоком происходит гидродинамическое перемешивание расплава, которое за счет сил поверхностного натяжения вызывает сглаживание поверхности после кристаллизации (рис. 9). Высокая скорость охлаждения расплава и интенсивный теплоотвод на нерасплавленную часть образца приводят к скоростной кристаллизации расплава, в результате чего в закристаллизовавшейся твердой фазе достигается высокий уровень механических напряжений и, следовательно – возникновение поверхностных трещин. Причем количество трещин, их пространственная локализация, а также средний размер не зависят от типа обрабатываемого покрытия. С точки зрения практического использования многослойных композиционных покрытий оптимальными являются покрытия с вязким слоем на основе Ni–Cr–Y–Al, так как в данном типе подслоя присутствуют элементы как твердого оксидного слоя (иттрий), так и элемент подложки (алюминий). В этом случае диффузионное сопряжение подслоя с внешним оксидным слоем и подложкой может привести к повышению адгезионной прочности и препятствует отслаиванию отдельных слоев при внешнем воздействии.

Структурные изменения, происходящие в приповерхностном слое покрытий после воздействия компрессионных плазменных потоков, способствуют модифицированию их механических свойств. Эффект сглаживания поверхности, повышения плотности приповерхностного закристаллизовавшегося слоя и отсутствие макродефектов в виде пор и макротрещин позволяют повысить механические характеристики поверхности, о чем свидетельствует снижение коэффициента трения.

В то же время наличие в переплавленном слое приповерхностных трещин может негативно сказываться на изменении коэффициента трения, приводя к его увеличению. Такие трещины могут быть инициаторами внутренних напряжений, которые, в свою очередь, приводят к разрушению покрытий и повышению интенсивности абразивного изнашивания. Исходя из полученных результатов, такое разрушение поверхности при трибологических испытаниях, возможно, имеет место при модифицировании покрытий на основе оксида алюминия Al_2O_3 , для которых зафиксировано увеличение коэффициента трения.

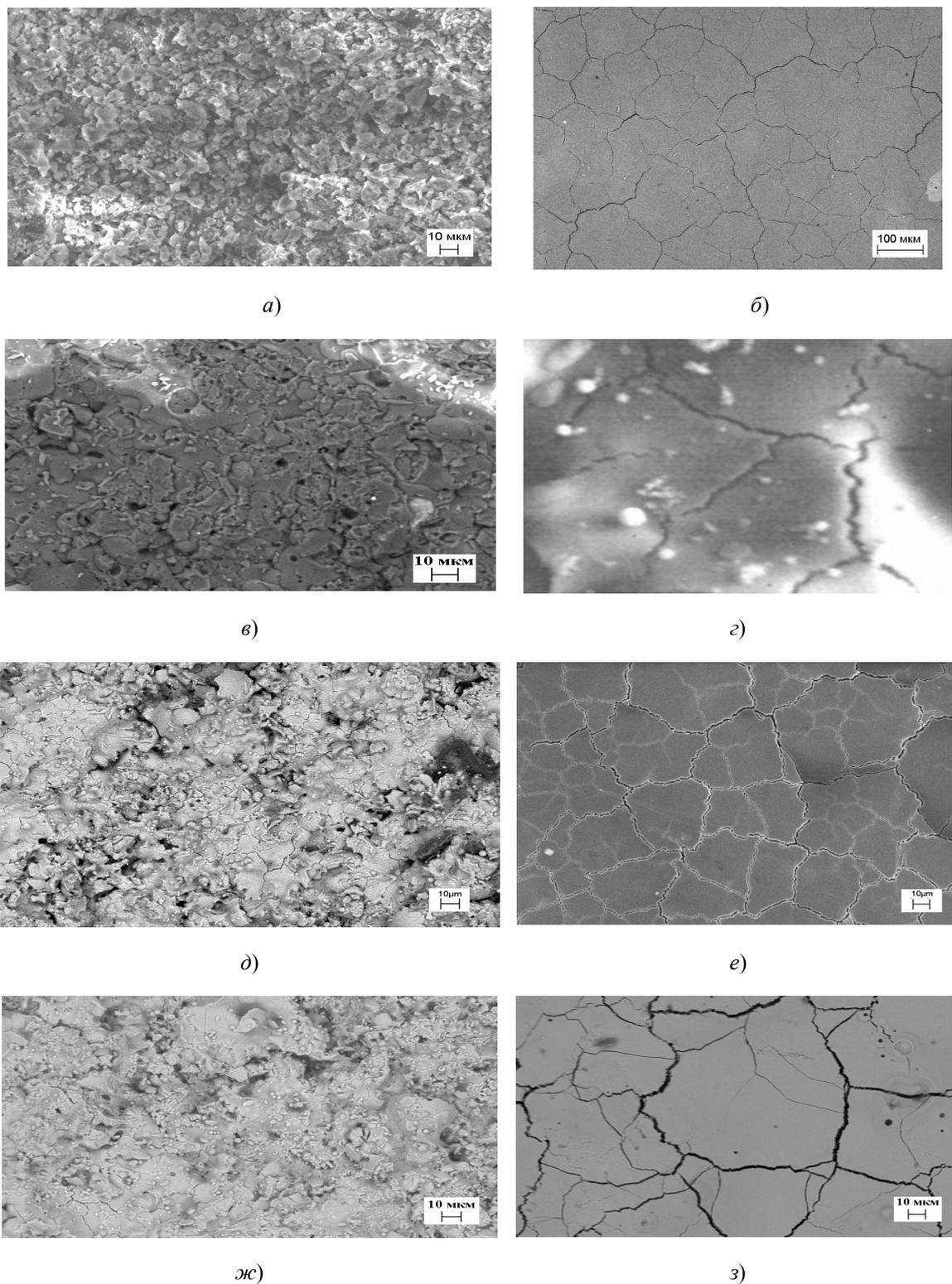


Рис. 9. РЭМ-изображения участков поверхностей покрытий до и после воздействия компрессионными плазменными потоками:
a, б – подслои NiCr и основной слой из Al_2O_3 ; *в, г* – подслои NiCr и основной слой из $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2$; *д, е* – подслои NiCr и основной слой из $\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3$; *ж, з* – подслои NiCrAlY и основной слой из $\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3$ (*a, в, д, з* – после напыления; *б, г, е, ж* – после обработки компрессионной плазмой (увеличение $\times 1000$))

В то же время покрытия на основе оксида циркония ZrO_2 , на поверхности которых происходит дополнительное формирование упрочненного слоя на основе нитрида циркония ZrN , характеризуются снижением коэффициента трения после воздействия компрессионных плазменных потоков.

Эксплуатационные свойства

В результате исследования трибологических характеристик покрытий (рис. 10) был определен коэффициент трения при возвратно-поступательном движении индентора, изготовленного из твердого сплава ВК8, со скоростью 4 мм/с. Нагрузка на индентор составляла 1,0 Н. Из представленных данных видно, что коэффициент трения поверхности покрытий до воздействия компрессионными плазменными потоками составляет 0,35 для оксида алюминия Al_2O_3 (рис. 10, а). Для покрытия системы «оксид алюминия – подслоя нихрома», обработанной компрессионными плазменными потоками, коэффициент трения увеличивается до значений 0,45–0,50 (при нагрузке 1,0 Н). Увеличение коэффициента трения покрытия на основе оксида алюминия после воздействия компрессионными плазменными потоками является результатом абразивного износа поверхности вследствие ее разрушения под действием циклических нагрузок. Как было показано выше, после воздействия компрессионными плазменными потоками на поверхности имеется достаточно большое количество трещин, которые способствуют разрушению покрытия в процессе испытаний.

На рис. 10, б представлена зависимость коэффициента трения от пройденного пути при нагрузке для покрытия оксида циркония ZrO_2 с подслоем из нихрома и после воздействия компрессионных плазменных потоков. На стадии установившегося износа значение коэффициента трения для исходного покрытия находится в пределах 0,3–0,4. После воздействия компрессионных плазменных потоков коэффициент трения на начальном этапе испытаний остается на том же уровне (0,3–0,4), однако при увеличении времени испытаний коэффициент трения повышается до значения 0,6. На рис. 10, в представлены зависимости коэффициента трения от пройденного пути при нагрузке 1,0 Н для покрытия оксида циркония ZrO_2 с подслоем из м-кроля до и после воздействия компрессионных плазменных потоков. На стадии установившегося износа значение коэффициента трения для исходного покрытия находится в пределах 0,65–0,67. После воздействия компрессионных плазменных потоков коэффициент трения на начальном этапе испытаний остается на том же уровне (0,3–0,4), однако при увеличении времени испытаний коэффициент трения повышается до значений 0,55–0,60, не достигая при этом значения, характерного для покрытия до воздействия компрессионными плазменными потоками. Снижение коэффициента трения может быть обусловлено сглаживанием и уплотнением поверхности после воздействия компрессионными плазменными потоками. При этом следует особо отметить отсутствие в приповерхностном слое микротрещин после плазменного воздействия, что препятствует частичному отслаиванию частей покрытия, служащих абразивом.

Баллистические испытания образцов (рис. 11, а, б) проводились на комбинированной легкогазовой установке «МПК-7», принцип работы и параметры которой описаны в [1]. На рис. 11, в показан результат воздействия ударника из пирографита на образец повышенной стойкости (после воздействия МПК). В качестве метаемой частицы использовался графитовый шарик диаметром 2,5 мм, скорость которого составляла 4,8 км/с.

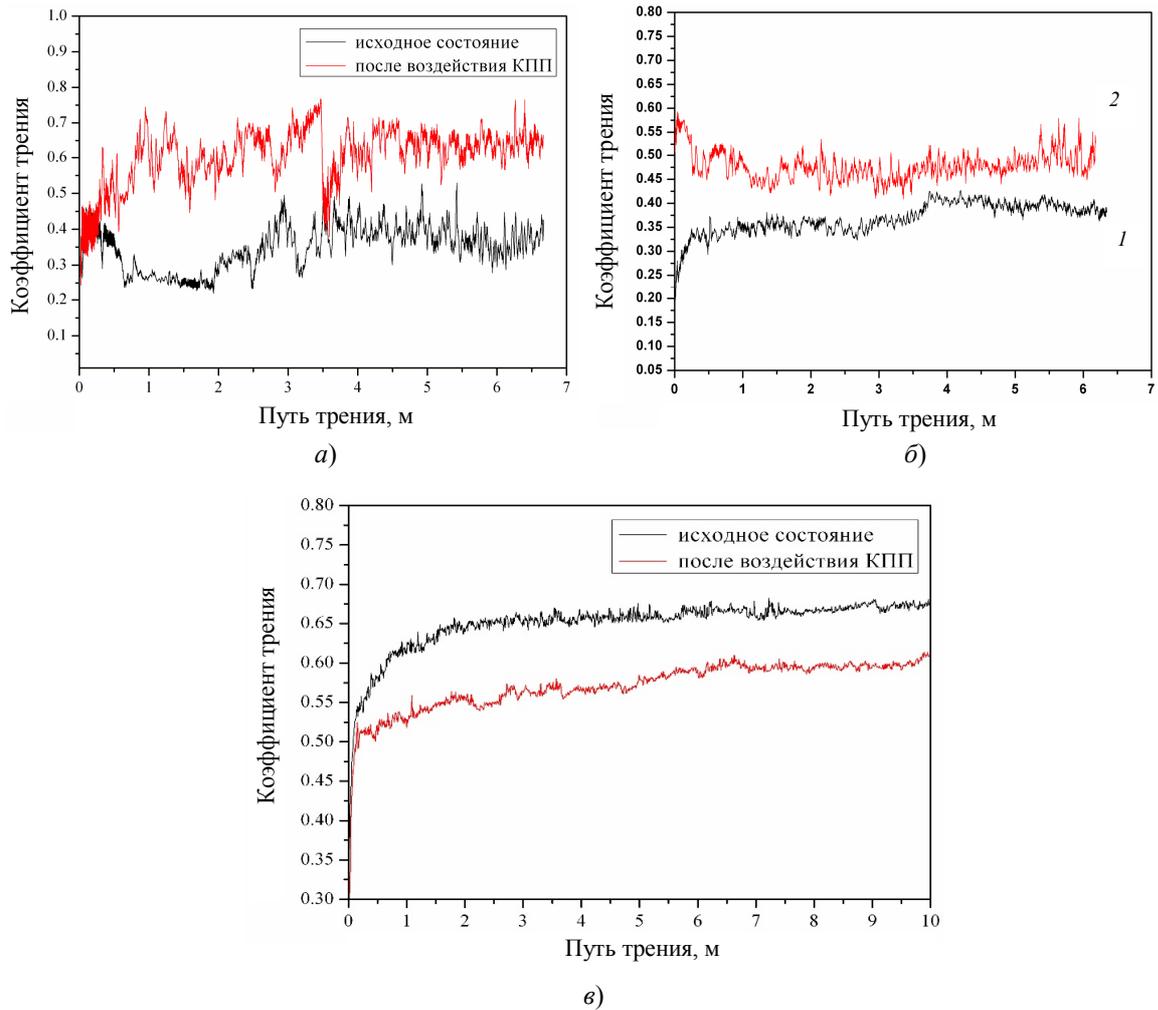


Рис. 10. Зависимость коэффициента трения исходного покрытия (1) и покрытия, обработанного компрессионными плазменными потоками (2), от пути трения (нагрузка на индентор 1,0 Н):

a – $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-NiCr}$; *б* – $\text{ZrO}_2\text{-NiCr}$; *в* – $\text{ZrO}_2\text{-NiCrAlY}$



Рис. 11. Образцы элементов экранов с двухслойным композиционным покрытием: *a* – до воздействия компрессионных плазменных потоков; *б* – после воздействия компрессионных плазменных потоков; *в* – после баллистических испытаний

В результате воздействия ударника на поверхности образца образовался кратер ($d \sim 4$ мм), при этом часть композиционного покрытия в окрестности кратера отслоилась.

Заключение

В результате проведенных исследований оптимизированы режимы плазменного напыления многослойных оксидных покрытий, установлены особенности их морфологии поверхности, микроструктуры, а также эксплуатационных свойств, в том числе покрытий, подвергнутых воздействию компрессионных плазменных потоков. Данные исследования проводились с помощью растровой электронной микроскопии, трибологических и баллистических испытаний.

Установлено, что воздействие компрессионных плазменных потоков на многослойные композиционные покрытия приводит к модифицированию приповерхностного слоя толщиной до 15 мкм, заключающемуся в его плавлении и последующей скоростной кристаллизации, которые в совокупности обеспечивают повышение его плотности, снижение пористости. Жидкофазные процессы в расплавленной фазе приповерхностного слоя позволяют модифицировать морфологические свойства поверхности, связанные с ее сглаживанием и снижением шероховатости.

Происходящие структурные изменения в приповерхностных слоях многослойных композиционных покрытий вызывают модифицирование их механических свойств, в частности, трибологических параметров, проявляющихся в снижении коэффициента трения и позволяющих повысить износостойкость покрытий.

Изучение закономерностей свойств слоев, модифицированных компрессионными плазменными потоками, показало, что оптимальным является использование для элементов экранов противометеорной защиты композиционных покрытий на основе оксида циркония $ZrO_2-Y_2O_3$ с переходным вязким слоем на основе $Ni-Cr-Al-Y$.

Литература

1. Пантелеенко, Ф. И. Формирование многофункциональных плазменных покрытий на основе керамических материалов / Ф. И. Пантелеенко, В. А. Оковитый. – Минск : БНТУ, 2019. – 251 с.
2. Девойно, О. Г. Плазменные теплозащитные покрытия на основе диоксида циркония с повышенной термостойкостью / О. Г. Девойно, В. В. Оковитый // Наука и техника. – 2014. – Вып. 6. – С. 3–10.
3. Разработка технологии нанесения плазменных композиционных покрытий на основе диоксида циркония для систем космических аппаратов / Ф. И. Пантелеенко [и др.] // Наука и техника. – 2015. – Вып. 3. – С. 5–9.
4. Оковитый, В. В. Выбор оксидов для стабилизации диоксида циркония при получении теплозащитных покрытий аппаратов / В. В. Оковитый // Наука и техника. – 2015. – Вып. 5. – С. 26–32.
5. Девойно, О. Г. Высокоэнергетическая обработка плазменных покрытий на основе диоксида циркония / О. Г. Девойно, В. В. Оковитый // Инновации в машиностроении : тр. Междунар. науч.-техн. конф., Кемерово, 2015 г. / Кемер. гос. ун-т. – Кемерово, 2015. – С. 332–335.
6. Microstructural studies of stabilized $NiCrAlY-Y_2O_3$ cermet coatings ZrO_2 deposited by a plasma arc (PTA) / С. Demian [et al.] // Mater. Sci. Forum. – 2010. – № 65. – P. 248–261.

7. Mechanical properties and thermal shock resistance of HVOF sprayed NiCrAlY coatings without and with nano ceria / X. Sun [et al.] // Thermal spraying technology. – 2012. – № 21. – P. 818–824.
8. Microwave dielectric properties of low power plasma sprayed NiCrAlY/Al₂O₃ composite coatings / L. Zhou [et al.] // Surface and coatings technology. – 2012. – № 210. – P. 122–126.
9. Lee, J. H. Hot corrosion of NiCrAlY/(ZrO₂–CeO₂–Y₂O₃) composite coatings in NaCl–Na₂SO₄ molten salt / J. H. Lee, D. B. Lee // Materials science forum. – 2010. – № 658. – P. 228–231.
10. Microstructure and oxidation behavior of conventional and pseudo graded NiCrAlY/YSZ thermal barrier coatings produced by supersonic air plasma spraying process / C. Zhu [et al.] // Surface and coatings technology. – 2015. – № 272. – P. 121–128.
11. Lee, D. B. High-temperature oxidation of NiCrAlY/ZrO₂–Y₂O₃ and ZrO₂–CeO₂–Y₂O₃ composite coatings / D. B. Lee, C. Lee // Surface and coatings technology. – 2005. – № 193. – P. 239–242.
12. Khoddami, A. M. Microstructure formation in thermally sprayed duplex and functionally graded NiCrAlY/Yttria-stabilized zirconia coatings / A. M. Khoddami, A. Sabour, S. M. M. Hadavi // Surface and coatings technology. – 2007. – № 201. – P. 6019–6024.
13. Дэвис, Дж. Р. Трибология композиционных покрытий NiCrAlY + Al₂O₃, полученных методом плазменного напыления с гибридной подачей сухого порошка – суспензии / Дж. Р. Дэвис // Справ. по технологии термич. напыления. – 2004.
14. Bergstrom, T. Gas motion in front of a completely absorbing wall / T. Bergstrom, T. Ytrehus // Ibid. – 1984. – Vol. 27, № 3. – P. 583–588.
15. Mann, B. S. High temperature friction and wear characteristics of various coating materials for steam valve spindle application / B. S. Mann, B. Prakash // Wear. – 2000. – № 240. – P. 223–230.
16. Johnson, R. N. Wear resistant coatings for reactor components in liquid sodium environments / R. N. Johnson // Vacuum science and technology. – 1974. – № 11. – P. 759.
17. Li, C. C. Characterization of thermally sprayed coatings for high temperature wear protection applications / C. C. Li // Thin solid films. – 1980. – № 73. – P. 59–77.
18. Wear resistant coating for components of fuel assemblies and control assemblies, and method of enhancing wear resistance of fuel assembly and control assembly components using wear-resistant coating : pat. US 5434896 / W. J. Bryan, D. Jones. – Publ. date 14.05.95.
19. Matthews, S. High temperature erosion-oxidation of Cr₃C₂–NiCr thermal spray coatings under simulated turbine conditions / S. Matthews, B. James, M. Hyland // Corrosion science. – 2013. – № 70. – P. 203–211.
20. Bose, S. High Temperature Coatings / S. Bose. – UK ; Oxford : Butterworth-Heinemann, 2007. – 293 p.
21. Parameter studies on high-velocity oxy-fuel spraying of CoNiCrAlY coatings used in the aeronautical industry / J. A. Cabral-Miramontes [et al.] // International journal of corrosion. – 2014. – № 3. – P. 1–8.
22. Формирование газотермических покрытий: теория и практика / А. Ф. Ильющенко [и др.] – Минск : Беспринт, 2002. – 480 с.

23. Оптимизация процесса напыления керамических плазменных покрытий на основе диоксида циркония на модели элементов экранов противометеорной защиты / В. А. Оковитый [и др.] // Машиностроение и техносфера 21 века : тез. Междунар. науч.-техн. конф., Севастополь, 12–19 сент. 2016 г. / Междунар. союз машиностроителей, Донец. нац. техн. ун-т. – Севастополь, 2016. – Т. 2. – С. 123–127.
24. Технологические особенности формирования теплозащитных покрытий на основе диоксида циркония / В. В. Оковитый [и др.] // Наука и техника. – 2016. – Вып. 3. – С. 193–199.
25. Формирование и исследование многослойных композиционных оксидных плазменных покрытий на элементах экранной противометеорной защиты / В. А. Оковитый [и др.] // Наука и техника. – 2016. – Вып. 4. – С. 270–276.
26. Получение и исследование элементов экранной противометеорной защиты на основе многослойных композиционных плазменных покрытий NiAl–Al₂O₃ / В. М. Асташинский [и др.] // XV Мин. Междунар. форум по теплообмену : сб. тр., Минск, 23–26 мая 2016 г. / Ин-т тепло- и массообмена им. В. А. Лыкова НАН Беларуси. – Минск, 2016. – Т. 3. – С. 7–10.
27. Пантелеенко, Ф. И. Исследование плазменных двухслойных композиционных покрытий диоксид циркония – нихром / Ф. И. Пантелеенко, В. А. Оковитый, Е. Ф. Пантелеенко // Актуальные проблемы в машиностроении. – 2017. – Т. 4, № 3. – С. 100–105.
28. Многослойные композиционные плазменные оксидных покрытия на элементах экранной защиты на основе диоксида циркония / В. А. Оковитый [и др.] // Наука и техника. – 2017. – Вып. 5. – С. 422–431.
29. Формирование и исследование плазменных двухслойных композиционных покрытий (вязкий металлический слой NiCr и твердый ZrO₂) / В. А. Оковитый [и др.] // Наука и техника. – 2018. – Вып. 1. – С. 21–28.
30. Технологические особенности формирования плазменных порошковых покрытий из керамики с неравновесной структурой / В. А. Оковитый [и др.] // Наука и техника. – 2018. – Вып. 3. – С. 183–189.
31. Формирование и исследование плазменных порошковых покрытий из оксидной керамики, модифицированной высокоэнергетическими воздействиями / В. А. Оковитый [и др.] // Наука и техника. – 2018. – Вып. 5. – С. 377–389.
32. Формирование покрытий на основе диоксида циркония на элементах экранов противометеорной защиты / Ф. И. Пантелеенко [и др.] // Вестн. Кузбас. техн. ун-та. – 2018. – № 6 (130). – С. 94–101.
33. Формирование плазменных порошковых покрытий из металлокерамики с последующим высокоэнергетическим модифицированием / В. А. Оковитый [и др.] // Наука и техника. – 2020. – Вып. 6. – С. 469–474.
34. Разработка принципов модификации высокоэнергетическим плазменным воздействием покрытий из керамики с применением добавок тугоплавких металлов / Ф. И. Пантелеенко [и др.] // Прогрессивные технологии и системы машиностроения : Междунар. сб. науч. тр. ДонНТУ, Донецк, 2020 г. / Донец. науч. техн. ун-т. – Донецк, 2020. – Вып. 1 (68). – С. 61–66.
35. Разработка композиционного материала на основе керамики с применением добавок соединений тугоплавких металлов / Ф. И. Пантелеенко [и др.] // Вестн. Кузбас. гос. техн. ун-та. – 2020. – № 4 (140). – С. 18–24.