

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СВОЙСТВА ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ПЛАЗМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ НА ОСНОВЕ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ, ПРОШЕДШИХ ТЕРМОДИФФУЗИОННУЮ ОБРАБОТКУ В ПРИСУТСТВИИ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ

Введение. Керамические покрытия на основе оксида алюминия в зависимости от условий протекания процесса напыления могут состоять из различных фаз, имеющих значительные отличия в физико-механических свойствах.

Газопламенные покрытия в основном состоят из метастабильной $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ с включениями высокотемпературной фазы $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ в количестве до 30 % [1]. Плазменные покрытия, даже полученные при напылении порошка оксида алюминия, состоящего исключительно из $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, в зависимости от условий и режимов напыления могут состоять из нескольких промежуточных фаз, таких как β , δ и α [2], или γ и α [3].

Условия протекания фазовых переходов низкотемпературной модификации ($\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$) в высокотемпературную ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$) с учетом наличия всех промежуточных состояний и итоговое количественное соотношение фаз в полученных покрытиях непостоянны и в различных литературных источниках носят противоречивый характер. В [3] показано, что содержание $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ может изменяться от 5% до 30%, сильно зависит от условий формирования покрытия плазменно-детонационным методом и не может быть спрогнозировано заранее.

Таким образом, процесс перехода одной фазы в другую зависит от технологии напыления, от технологических параметров процесса, от особенностей строения и свойств порошка. Поэтому изменить фазовый состав и управлять полиморфными превращениями в плазменных керамических покрытиях на основе оксида алюминия

можно не только за счет изменения условий напыления, но и путем оптимизации исходного состава порошка, используемого при получении покрытия. Кроме того, введение дополнительных элементов позволяет не только изменить фазовый состав оксида алюминия, но и улучшить эксплуатационные свойства полученных покрытий, повысив прочность сцепления с основой и износостойкость при снижении пористости [4].

В данной работе керамические порошковые материалы для плазменного напыления на основе оксида алюминия предлагается предельно подвергать термодиффузионной обработке. Данная технология модифицирования порошков направлена на активацию поверхности и введение определенного количества легирующего элемента, которое осуществляется при высокой температуре и постоянном перемешивании порошковой смеси гравитационным способом. При таких условиях обеспечивается равномерное распределение легирующих элементов по частицам при условии их несгораемости.

Выбор легирующих элементов для термодиффузионной модификации проводили на основе анализа влияния различных типов соединений и простых металлов и неметаллов на эксплуатационные характеристики покрытий. Наиболее распространено использование керамических оксидов, образующих эвтектики и влияющих на структуру напыляемых покрытий. Во многих работах приводятся примеры двухкомпонентных керамических покрытий $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2$ [5], $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ [6], $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Cr}_2\text{O}_3$ [7]. Введение таких оксидов, как ZrO_2 , MgO , согласно [8], в отличие от других рассматриваемых оксидов, оказывает влияние на

Девойно Олег Георгиевич, д.т.н., профессор, заведующий НИЛ плазменных и лазерных технологий Белорусского национального технического университета.

Кардаполова Маргарита Анатольевна, к.т.н., доцент, ведущий научный сотрудник НИЛ плазменных и лазерных технологий Белорусского национального технического университета.

Яцкевич Ольга Константиновна, старший преподаватель Белорусского национального технического университета. Беларусь, БНТУ, 220013, г. Минск, пр. Независимости, 65.

фазовые превращения оксида алюминия и увеличивает содержание в плазменном покрытии высокотемпературной фазы $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$.

Покрытия, содержащие большое количество высокотемпературной фазы $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, обладают высокой твердостью ($H_v \sim 15\text{ГПа}$) и износостойкостью, что делает их незаменимыми при изготовлении различных деталей трибосопрежений. Однако при работе деталей с износостойкими покрытиями в условиях ударных или растягивающих нагрузок потеря работоспособности происходит не в результате постепенного абразивного износа поверхности, а в результате появления трещин на поверхности и отслаивания покрытия от основы.

Повышение прочности сцепления покрытия с основой, а также повышение вязкости и трещиностойкости керамических покрытий из оксида алюминия может быть достигнуто за счет введения дополнительных металлических фаз, таких как хром [9,10], алюминий [11], никель, молибден [12], медь [13], что позволяет повысить плотность пористых покрытий и уменьшить разницу в КТР керамического покрытия и стального основания.

С учетом дополнительного повышения прочности сцепления с основой, износостойкости, снижения пористости, а также увеличения рабочей температуры покрытий на основе оксида алюминия выбор металлической фазы остановили на молибдене (Mo). Данный металл в чистом виде широко использовался для нанесения подслоев под керамические покрытия, обеспечивая повышение адгезионной составляющей со стальной основой за счет образования химической связи и уменьшению влияния остаточных напряжений, способных вызвать отслаивание сформированного в процессе плазменного напыления внешнего слоя [14]. Молибденовые покрытия, наносимые газопламенным и плазменным напылением, при высокой твердости обладают выдающимися антифрикционными характеристиками в паре со сталью. В работе [12] проведены исследования влияния состава спеченных композиционных материалов $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Mo}$ на их триботехнические характеристики, показано, что присутствие металлической фазы позволило уменьшить коэффициент трения в паре с керамическим диском из WC при увеличении нагрузки. Суммарная износостойкость пары трения повышается при образовании оксидов молибдена, который, выступая в качестве твердой смазки, снижает коэффициент трения.

Еще одним существенным недостатком керамических покрытий на основе оксида алюминия является наличие высокой пористости, особенно для покрытий толщиной более 0,5 мм. Наличие большого количества пор вызывает преждевременное выкрашивание керамических частиц и интенсивный износ покрытия в процессе эксплуатации. Управлять размером пор и их количеством в сформированном покрытии можно путем изменения технологических режимов напыления, либо путем введения в состав покрытия на основе оксида алюминия кислых оксидов, например, оксида бора (B_2O_3), что довольно широко применяется при изготовлении изделий из спеченной композиционной керамики, обладающей контролируемой пористостью, высокой прочностью и коррозионной стойкостью [15,16]. Введение оксида бора в количестве до 10% в состав конструкционной керамики оказывает влияние на фазовый состав [17]; в данном случае керамический материал состоит из $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ и бората алюминия ($9\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{B}_2\text{O}_3$), полученного в результате химической реакции. Кроме того, оксид бора является отличной высокотемпературной смазкой и применяется в составе композиционной керамики для колец подшипников, работающих при температурах свыше 1000°C [18].

Использование боридов как самостоятельного материала жаростойкого покрытия затруднительно ввиду их низкой окислительной устойчивости. В результате воздействия кислорода при температуре выше 500°C наблюдаются химические превращения с образованием, в конечном счете, борного ангидрида. Поэтому, как правило, в композитных покрытиях как источник оксида бора [19] используются активный бор и его соединения в виде карбидов. Таким образом, в качестве второго легирующего элемента для модифицирования оксида алюминия был выбран бор.

Методика исследований. Модифицирование керамического порошка проводили путем изотермической выдержки во вращающемся контейнере шихты, содержащей дополнительно модифицирующую добавку и активатор. Степень заполнения объема контей-

нера 50%, соотношение грануляций исходного порошка и легирующей добавки находилось в пределах $(3+5):1$. Контейнер располагали горизонтально в рабочей зоне футерованной печи и приводили во вращение электродвигателем через редуктор. Время изотермической выдержки варьировалось в пределах 0,5–6 часа при вращении контейнера с частотой 40–50 мин^{-1} при температуре $600\text{--}1100^\circ\text{C}$. Масса партии обрабатываемого порошка составляла до 0,4 кг. Расчетная производительность установок 0,05–0,3 кг/час.

Исходным порошком для термодиффузионной обработки являлся порошок оксида алюминия марки – Г-0 по ГОСТ 30558-98 с размером частиц 60–80 мкм; в указанном материале содержится не менее 99,45 % оксида алюминия. Порошок металлического молибдена соответствует ТУ 48-19-316-80 с содержанием молибдена не менее 97,5 %, размер частиц 20–40 мкм Бор взят в аморфном виде марки Б-99А по ТУ 1-92-154-90. С целью активации процесса модифицирования в состав насыщающей смеси вводили активатор – соединение NH_4Cl .

Выбор модифицирующего элемента (молибдена и бора), оптимизирование его содержания, а также количества активатора, представляет собой цель проводимой исследовательской работы, которую необходимо выполнять для каждого состава порошка отдельно. Свойства порошковых материалов, модифицированных термодиффузионной обработкой, исследовали по стандартным методикам. Измеряли удельную поверхность методом газовой адсорбции с использованием анализатора удельной поверхности SA3100 (Coulter Corporation, США), определяли текучесть порошков по ГОСТ 20899-75. Металлографический анализ и исследование элементного состава проводилось при помощи сканирующего электронного микроскопа Tescan VEGA II (Чехия) с использованием энергодисперсионной приставки типа InCa 350 Cambrige Instrument GB для элементного анализа.

Обсуждение результатов. Частицы порошков, полученные термодиффузионной обработкой в присутствии молибдена, представляют собой агломерат, состоящий из крупной частицы оксида алюминия и закрепленных на ней мелких частиц молибдена (рисунок 1, а). Такое строение частицы в процессе плазменного напыления создаст условия для интенсивного теплоотвода с поверхности, что позволит сохранить мелкие металлические частицы от полного испарения до момента соударения с подложкой.

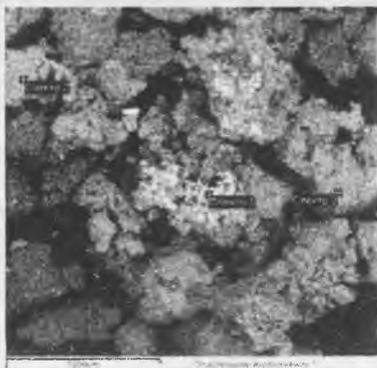
Частицы молибдена, введенные в исходную смесь, благодаря постоянному вращению контейнера равномерно распределяются по всей массе порошка оксида алюминия, в свою очередь длительная изотермическая выдержка при температурах более 600°C способствует закреплению металлических частиц на керамической основе с образованием конгломерированной частицы (рисунок 1, а).

Наличие молибдена на поверхности порошков Al_2O_3 выявлено в виде фрагментов, что подтверждается данными электронной микроскопии и энергетическим спектром отраженных электронов в отдельных точках на поверхности (рисунок 1, б).

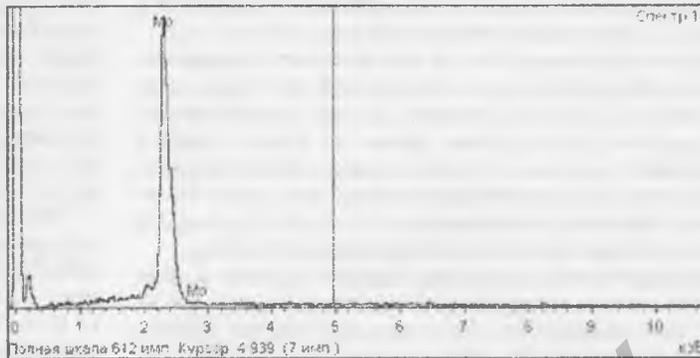
Химическое взаимодействие частиц молибдена с оксидом алюминия не выявлено, диффузионный слой не образуется. Известно, что молибден при нагреве на воздухе до температуры $400\text{--}600^\circ\text{C}$ окисляется с образованием MoO_3 , который восстанавливается обратнo до металла водородом или углеродом и углеродсодержащими газами. При проведении опытов установлено, что окисление в насыщающей смеси в процессе термодиффузионной модификации происходит, однако в незначительном количестве – не более 2%. Большую часть объема контейнера до 60–70% занимает порошковая смесь оксида алюминия и металлического молибдена, при этом контейнер герметизируется, что предотвращает попадание воздуха в процессе модификации. Кроме того, дополнительно введенный активатор NH_4Cl при нагреве разлагается и создает избыточное давление в контейнере, замедляя процесс окисления молибдена.

Различие частиц порошка $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-B}$ и $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Mo}$ по форме и степени дисперсности объясняется различной природой взаимодействия модифицирующих добавок.

Термодиффузионная обработка при температуре $850\text{--}960^\circ\text{C}$ в присутствии бора способствует разрушению агломератов по внутренним границам зерен, отчетливо видна слоистая структура частиц (рисунок 2, а). Бор распределен по поверхности частицы равномерно, не вступает в химическое взаимодействие с оксидом алюминия (рисунок 2, б).



а)

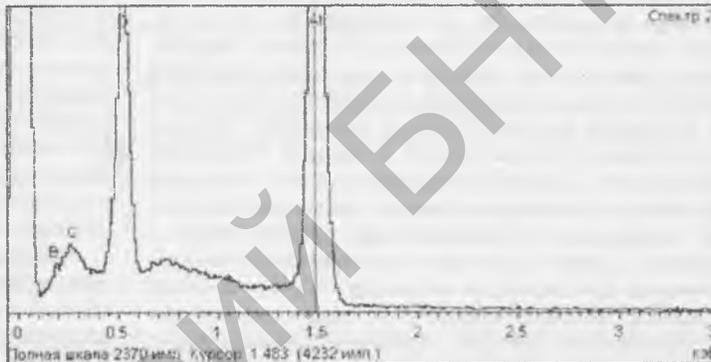


б)

а – внешний вид порошка; б – энергетический спектр обратнорассеянных электронов на поверхности частицы
Рисунок 1 – Порошковый материал Al_2O_3 –Mo после термодиффузионной обработки



а)



б)

а – внешний вид порошка; б – энергетический спектр обратнорассеянных электронов на поверхности частицы
Рисунок 2 – Порошковый материал Al_2O_3 –B после термодиффузионной обработки

К технологическим параметрам процесса модификации, влияющим на качество получаемых порошков, относятся степень заполнения контейнера порошковой смесью, частота вращения контейнера, время изотермической выдержки, исходная грануляция порошков. Характер и степень влияния режимов на технологические свойства порошков были установлены в ходе проведенных исследований.

На начальном этапе продолжительность обработки составляла 1 ч, при этом установлено что форма и размеры частиц не претерпели существенного изменения. Дальнейшая выдержка порошка при постоянной температуре и скорости вращения контейнера приводит к образованию тонких структур при модификации исходного оксида алюминия бором и к агломерации в случае модифицирования молибденом, а также к фазовым переходам в самой частице оксида алюминия. Однако, при нахождении в печи более 3 часов, происходило частичное спекание порошковой смеси, кроме того, дальнейшая обработка практически не изменяла форму и размер отдельных частиц.

Установлены зависимости гранулометрического состава от исходного соотношения компонентов и условий обработки в контейнере. Определены условия, обеспечивающие, независимо от вида легирующего элемента, получение композиций с максимальным содержанием фракции частиц оптимального размера с хорошей текучестью. Такой показатель, как текучесть является одним из наиболее важных технологических свойств керамических порошковых материалов для нанесения покрытий. При плазменном напылении керамических материалов текучесть зависит от размеров и формы частиц. В большинстве случаев предпочтение отдается порошкам с размером частиц 60-100 мкм, так как более мелкие составляющие в процессе плазменного напыления могут выгорать, а при использовании крупных частиц сложно обеспечить оптимальную скорость

движения и нагрев выше температуры плавления, что в конечном итоге негативно сказывается на структуре и свойствах покрытий.

Анализ гранулометрического состава модифицированного порошка Al_2O_3 -Mo показал, что при увеличении частоты вращения до 40-50 мин⁻¹ и времени выдержки до 3 ч фракция более 100 мкм практически отсутствуют или составляют незначительное количество, а преобладающей является фракция 60-80 мкм. При обработке Al_2O_3 -B с той же частотой содержание данной фракции составляет только 22,6 % по массе, основную фракцию составляют частицы 40-60 мкм. Полученные фракции на выбранных режимах соответствуют оптимальным для напыления с точки зрения температурно-временных характеристик, обеспечивающих прогрев частиц до необходимой температуры. При напылении порошка более мелкой грануляции был отмечен высокий коэффициент использования на обоих режимах, в то же время порошок с грануляцией более 100 мкм недостаточно прогрелся при силе тока 360 А, а на более низком режиме коэффициент использования был крайне низок.

Установлено, что наибольшее влияние из всех параметров термодиффузионной обработки на технологические свойства порошковых материалов и их фазовый состав оказывает температура в контейнере. На рисунке 3 представлены результаты измерения удельной поверхности порошков методом газовой адсорбции после термодиффузионной обработки, проходящей при температурах от 20 до 1200°C.

Величина удельной поверхности наряду с текучестью позволяет оценить морфологию частиц порошка и прогнозировать поведение порошковых материалов в плазменной струе. Известно, что чем ближе форма частицы к форме правильной сферы, тем более высокую текучесть имеет композиционный порошок для плазменного напыления. Порошки, состоящие из частиц неправильной формы с

сильно развитой поверхностью, обладают большей насыпной плотностью и меньшей текучестью, что может привести к неравномерной подаче материала к плазматрону из питателя. Большая удельная поверхность порошков способствует активному поглощению влаги из воздуха, что значительно ухудшает их свойства.

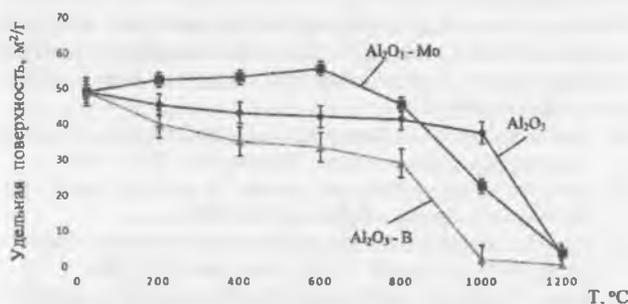


Рисунок 3 – Зависимость удельной поверхности порошка от температуры термодиффузионной обработки

Средняя удельная поверхность исходного порошка составила 49,116 м²/г. Как видно из рисунка 3, для порошка, прошедшего термодиффузионную обработку без легирующих элементов, значение удельной поверхности плавно уменьшалось до температуры 1000°C и при температуре 1200°C составило 3,6 м²/г.

Наименьшее значение 0,52 м²/г установлено для порошка, модифицированного В, порошок Al₂O₃ модифицированный Мо, занимает второе место по величине удельной поверхности – 3,9 м²/г. Для обеих композиций резкое уменьшение удельной поверхности начинается при температуре 800°C, в отличие от порошка без легирующих элементов, у которого удельная поверхность при данной температуре составляет 40–45 м²/г.

В зависимости от состава и условий получения модифицированных термодиффузионной обработкой порошков наибольшей текучестью обладает порошок Al₂O₃-В, характеризующийся наименьшей удельной поверхностью.

Анализ температурного поля печи для термодиффузионной обработки позволяет сделать вывод, что температурно-временные условия достаточны для протекания процесса фазовых превращений в керамическом материале и для фиксации в нем гексагональной α-модификации оксида алюминия. Рентгеноструктурный анализ установил изменения в фазовом составе частиц керамических порошков после диффузионного легирования. В результате фазовых превращений γ → δ → α, которые происходят при температурах свыше 960°C путем постепенной перестройки кристаллической решетки, возрастает содержание высокотемпературной фазы α-Al₂O₃.

Проведенный фазовый анализ исходного порошка до термодиффузионной обработки показал наличие ромбической (α) до 30%, остальную часть составляли кубическая (γ), кубическая гранецентрированная, гексагональная (ε) и тетрагональная фазы, что свидетельствует о неравновесном состоянии порошка.

Термодиффузионная обработка при различных температурах приводит к изменению соотношения фаз в порошковом материале на основе оксида алюминия. Выдержка контейнера при температуре 600°C приводит к сокращению количества фаз до трех основных типов α, γ, ε, а уже при температуре термодиффузионной обработки 800°C нестабильные фазы γ и ε переходят в Θ фазу с моноклинной кристаллической решеткой. При температуре 1200°C все метастабильные промежуточные фазы необратимо переходят в стабильную высокотемпературную α фазу.

Построены зависимости фазового состава от температуры проведения термомеханической обработки при постоянной частоте вращения и времени выдержки. На рисунке 4 приведено процентное содержание стабильной фазы α-Al₂O₃ в порошке, прошедшем модифицирование, от суммарного количества всех промежуточных фаз.

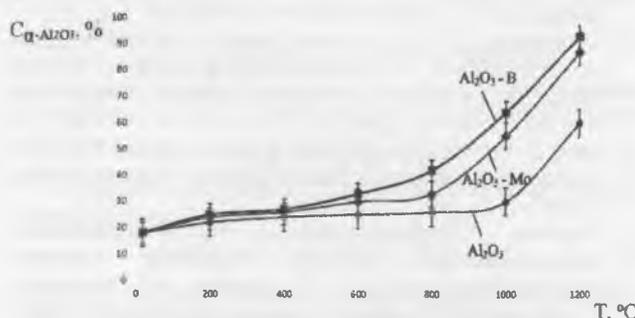


Рисунок 4 – Содержание высокотемпературной фазы α-Al₂O₃ в порошке после термодиффузионной модификации в зависимости от температуры изотермической выдержки

Оптимизация состава исходной порошковой композиции для термодиффузионной обработки осуществлялась по результатам исследования эксплуатационных свойств покрытий с целью подбора наиболее износостойкой композиции. Установлено влияние состава порошков, модифицированных термодиффузионной обработкой в присутствии молибдена и бора, на структуру и физико-механические свойства плазменных покрытий, что является материалом дальнейших публикаций.

Заключение. 1. Плазменные покрытия в значительной мере наследуют фазовый состав и структуру порошковых материалов на основе оксида алюминия, модифицированного термодиффузионной обработкой. Поэтому фазовый состав покрытий должен содержать наибольшее количество α-Al₂O₃, водимые добавки молибден и бор не должны окисляться с образованием летучих соединений, а закрепляться на поверхности керамической частицы. При этом технологические характеристики порошков, такие как текучесть и удельная поверхность, а также размер частиц, должны обеспечивать стабильность температурно-временных параметров при прохождении частиц через плазменную струю в процессе напыления.

2. Установлено, что наибольшее влияние на указанные технологические характеристики порошковых материалов для напыления на основе оксида алюминия оказывают вид легирующего элемента и температура выдержки во вращающемся контейнере в процессе термодиффузионной обработки.

3. Термодиффузионная обработка оксидной керамики в присутствии легирующих элементов молибдена и бора приводит к формированию двух отличных по своей морфологии типов порошков: один из которых можно отнести к плакированным порошкам (Al₂O₃-В), а другой к конгломерированным (Al₂O₃-Мо). Кроме того, данный вид модификации порошковых материалов влияет не только на морфологию частиц порошка, но и оказывает существенное влияние на фазовый состав.

4. Показано, что с повышением температуры термодиффузионной обработки увеличивается количество α-Al₂O₃, уменьшается удельная поверхность порошков, улучшается их текучесть, что впоследствии оказывает влияние на скорость и степень прогрева порошка в плазменной струе.

СПИСОК ЦИТИРОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

- Соколова, Т.В. Комплексное исследование напыленной окиси алюминия с некоторыми заданными физико-химическими характеристиками / Т.В. Соколова [и др.] // Неорганические и органосиликатные покрытия. – Ленинград: Наука, 1975. – С. 128–135.
- Козлова, И.Р. Структурные превращения в напыленной окиси алюминия // Изв. АН СССР. Неорганические материалы. – 1971. – Т. 7. – № 8. – С. 1372–1376.
- Погребняк, А.Д. Получение и исследование структуры и свойств плазменно-детонационных покрытий из Al₂O₃ / А.Д. Погребняк [и др.] // Письма в ЖТФ. – 2000. – Т. 26. – № 21. – С. 53–60.
- Девойно, О.Г. Разработка технологических процессов получения оксидных покрытий с улучшенным комплексом свойств / О.Г. Девойно, М.А. Кардаполова, В.М. Константинов, О.К. Яцкевич //

- Вестник БрГТУ. – 2006. – № 4(40). – С. 31–35.
5. Пантелеенко, Ф.И. Исследование структуры покрытий на основе оксидной керамики с включениями твердой смазки / Ф.И. Пантелеенко, В.А. Оковитый, Т.Л. Талако, О.Г. Девойно // Наука и техника. – 2013. – № 5. – С. 15–21.
 6. Saral, U. Thermal cycle properties of plasma sprayed YSZ/Al₂O₃ thermal barrier coatings / U. Saral, N.Toplan // Surface engineering. – 2009. – V. 25. – № 7. – P. 541–547.
 7. Погребняк, А.Д. Физико-механические свойства керамических и металлокерамических покрытий, нанесенных плазменно-детонационным способом / А.Д. Погребняк, М.В. Ильяшенко, С.Н. Бартушка // Физическая инженерия поверхности. – 2006. – Т. 4. – № 1–2. – С. 48–72.
 8. Абраимов, Н.В. Высокотемпературные материалы и покрытия для газовых турбин / Н.В. Абраимов. – Москва : Машиностроение, 1993. – 334 с.
 9. Chraska, P. Alumina-base plasma-sprayed materials/ Part I: Phase stability of alumina and alumina-chromia / P. Chraska, J. Dubsky, K. Neufuss, J. Pisacka // Journal of thermal spray technology. – 1997. – V. 6(3). – P. 320–328.
 10. Chmielewski, M. Processing, microstructure and mechanical properties of Al₂O₃-Cr nanocomposites / M. Chmielewski, K. Pietrzak // Journal of the European Ceramic Society. – 2007. – Т. 27. – №. 2. – P. 1273–1279.
 11. Li, W. Investigation on die wear behavior during compaction of aluminum matrix composite / W. Li, S.J. Park, P. Suri, A. Antonyraj, R.M. German // Powder metallurgy. – 2011. – V. 54. – № 3. – P. 202–208.
 12. Portu, G. Wear behaviour Al₂O₃-Mo and Al₂O₃-Ni composites / G. de Portu, G. Stefano, M. Cesare // Wear. – 2007. – V. 262. – P. 1346–1352.
 13. Hyun-Ki, Kang Microstructure and electrical conductivity of high volume Al₂O₃ reinforced copper matrix composites produced by plasma spray / Hyun-Ki Kang // Surface and coatings technology. – 2005. – V. 190. – P. 448–452.
 14. Самсонов, Г.В. Тугоплавкие покрытия / Г.В. Самсонов, А.П. Эпик. – 2-е изд. пер. и доп. – Москва : Metallurgy, 1973. – 400 с.
 15. Aluminum borate ceramics and process for producing same : pat. 5183785 / M.J. Readey – Publ. date 09.01.1993.
 16. Electrofusion method of producing boron aluminum oxide refractory : pat. 4226629 / H. Tabuchi, T. Itoh. – Publ. date 24.06.1980.
 17. Misirli, Z. Effect of B₂O₃ addition on the sintering of α -Al₂O₃ / Z. Misirli, H. Erkaifa, O.T. Özkan // Ceramic sinter national. – 1996. – Т. 22. – №. 1. – P. 33–37.
 18. Alumina-boron fiber composite material : pat. 3384578. – Publ. date 11.09.1968.
 19. Datye, A. Synthesis and characterization of aluminum oxide-boron carbide coatings by air plasma spraying / Datye A. [et al.] // Ceramics International. – 2010. – V. 36. – №. 5. – P. 1517–1522.

Материал поступил в редакцию 27.10.2017

DEVOJNO O.G., KARDAPOLOVA M.A., YATSKEVICH O.K. Structural Phase Transitions and properties of aluminum oxide powder for plasma spraying after thermal diffusion modification with alloying elements

In this article the possibility of application of thermal diffusion modification ceramic powders Al₂O₃ by molybdenum and boron for increasing physico-mechanical and operational characteristics of plasma spraying coating were shown. The influence quantity of alloying elements and technological parameter of thermal diffusion modification on properties of aluminum oxide powder were studied.