

УДК 621.793

О.К. Яцкевич, О.Г. Девойно, д-р техн. наук, проф., **М.А. Кардаполова**, к-т техн. наук, вед. н.с.

Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь

Тел./Факс: +375 (017) 3310045; E-mail: scvdmed@bntu.by

ТЕХНОЛОГИЯ МОДИФИЦИРОВАНИЯ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ ДЛЯ ПЛАЗМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ

В статье приводятся основные принципы выбора модифицирующих элементов для термодиффузионной обработки порошков оксида алюминия с целью получения плазменных керамических покрытий с повышенной прочностью сцепления и эксплуатационными характеристиками. Установлены основные параметры процесса модификации, влияющие на свойства получаемых порошков.

Ключевые слова: оксид алюминия, модифицирование порошков, плазменное напыление, покрытия

O.G. Devojno, M.A. Kardapolova, O.K. Yatskevich

TECHNOLOGY OF MODIFYING OF ALUMINUM OXIDE POWDER FOR PLASMA SPRAYING

In this article the basic principles of the choice of the modifying elements for thermal diffusion processing of powders were shown. The major goal is increase in adhesion and production characteristics of plasma coating. The key parameters of process of modification which affect on properties of powders are determined.

Key words: aluminum oxide, modifying of powder, plasma spraying, coating.

1. Введение

Керамические покрытия, полученные плазменным напылением, обладают высокой твердостью, способны работать при высоких температурах, в агрессивных средах. Благодаря указанным достоинствам они давно зарекомендовали себя в качестве теплозащитных, коррозионностойких покрытий. Однако более перспективной областью применения покрытий данного типа, является защита от износа поверхностей трения, при условии устранения основного недостатка – низкой прочности сцепления керамического покрытия с металлической основой [1].

Анализ существующих методов повышения прочности сцепления керамических покрытий показал, что решение этой проблемы достигается как за счет подготовки поверхности, создания промежуточных переходных слоев и воздействия на уже сформированные покрытия, так и модификации самих напыляемых порошков [2].

Среди указанных методов последний с нашей точки зрения имеет наибольшие перспективы, поскольку позволяет одновременно решать как проблемы с повышением прочности сцепления, так и обеспечить управляемость свойствами покрытий.

Ранее проведенные в БНТУ исследования, показали перспективность метода ТДО порошковых материалов, предназначенных для плазменного напыления покрытий [3]. Указанная технология эффективно апробирована для металлических порошков и позволяет получать в зависимости от уровня термического воздействия, вида насыщающей среды и степени протекания диффузионных процессов как объемно-легированные, поверхностно-легированные, так и плакированные или конгломерированные порошковые материалы. Применение полученных композиционных порошковых материалов при напылении приводит к улучшению эксплуатационных характеристик покрытий.

Несмотря на очевидное преимущество указанной технологии, работ по модификации керамических порошков не проводилось. Поэтому повышение прочности сцепления и физико-механических свойств керамических покрытий путем использования для напыления порошковых материалов, модифицированных методами ТДО, является важной научно-технической задачей.

2. Обоснование выбора модифицирующих компонентов

В качестве базового керамического материала для термодиффузионной обработки был выбран широко распространенный оксид алюминия, который наряду с достоинствами, свойственными оксидным керамическим материалам, обладает доступностью и дешевизной.

Модифицирующие компоненты для порошковых материалов выбирали с учетом реальных условий эксплуатации из необходимости обеспечения заданного комплекса свойств формируемых керамических покрытий. Основным назначением изучаемых покрытий из оксида алюминия является защита от износа стальных деталей при трении без смазочного материала и трении со смазкой по стали или сопряженному керамическому покрытию. В свою очередь, надежность эксплуатации данных покрытий определяется прочностью сцепления, поскольку при работе с динамическими нагрузками потеря работоспособности происходит не в результате постепенного износа поверхности, а в результате появления трещин на поверхности и отслаивания покрытия от основы. Таким образом, основным требованием, предъявляемым к модифицирующим элементам, является формирование переходной зоны между покрытием и основным материалом за счет химического взаимодействия. Достижение достаточной прочности сцепления керамического покрытия со стальной основой является необходимым условием его применения в целях защиты от износа узлов терния.

В свою очередь, для повышения износостойкости покрытий на основе оксида алюминия и увеличения срока их эксплуатации необходимо обратить внимание на структуру сформированного покрытия, его когезионную прочность и уровень пористости; фазовый состав и соотношение высокотемпературной α - Al_2O_3 и низкотемпературной γ - Al_2O_3 , от которого зависит твердость покрытия; поведение модифицирующих элементов в зоне терния и образование вторичных структур в условиях трения по стали и одноименному материалу со смазкой и без нее.

Таким образом, при выборе компонентов для модифицирования порошков оксида алюминия методом термодиффузионной обработки необходимо решать комплексную задачу.

С точки зрения технологии термодиффузионной обработки наибольший интерес представляют чистые металлы, имеющие высокую химическую активность. Введение дополнительных металлических фаз способствует повышению прочности сцепления покрытия из оксида алюминия со стальной основой [4-7]. Поэтому модифицирующие компоненты выбирали из тех металлов и элементов, которые взаимодействуют с железом основы с образованием химических связей.

Наличие металлических составляющих в структуре керамического покрытия способствует также повышению плотности покрытий. Другим направлением повышения плотности и уменьшения пористости плазменных покрытий на основе оксида алюминия является снижение поверхностного натяжения и вязкости расплавленных частиц при попадании на поверхность упрочняемой детали путем введения в состав покрытия на основе оксида алюминия кислых оксидов, например, оксида кремния (SiO_2), оксида бора (B_2O_3) [8,9], что довольно широко применяется при изготовлении изделий из спе-

ченной композиционной керамики, обладающей контролируемой пористостью, высокой прочностью и коррозионной стойкостью.

Металлокерамические покрытия имеют ряд преимуществ, обладают меньшей хрупкостью и повышенной пластичностью. Содержание пластичной металлической фазы до 30-40% повышает когезионную прочность покрытия и сопротивление изнашиванию. Однако для деталей с металлокерамическими покрытиями, работающих с частыми знакопеременными тепловыми нагрузками, количество металлической фазы должно быть минимальным.

Таким образом, при создании металлокерамического покрытия необходимо использовать порошковые материалы для напыления с минимально необходимым содержанием металлической составляющей. При этом основным направлением введения металлической фазы с целью улучшения, а не ухудшения эксплуатационных свойств изделий, является ее измельчение до наноразмерного состояния и равномерное распределение по объему керамической матрицы.

Подбор металлической составляющей для композиционного покрытия на основе оксидной керамики необходимо также проводить с учетом трибохимических реакций между контактирующими поверхностями. Рассмотрение наиболее изученных процессов при трении показывает, что наличие в зоне трения таких оксидов, как оксид меди, оксид железа, оксид молибдена и оксид бора, обеспечивает высокие антифрикционные характеристики [10]. Адсорбционно-окислительно-восстановительные процессы в зоне контакта играют важную роль в процессе формирования вторичных структур и избирательного переноса между трущимися поверхностями, снижая тем самым коэффициент трения.

Значительное влияние на износостойкость покрытий оказывает твердость. С повышением твердости поверхностного слоя возрастает уровень допустимых нагрузок в паре трения. Для покрытий на основе оксида алюминия фазовый состав и соотношение высокотемпературной α - Al_2O_3 и низкотемпературной γ - Al_2O_3 определяет их прочность и твердость. Условия протекания фазовых переходов γ - Al_2O_3 в α - Al_2O_3 с учетом наличия всех промежуточных состояний и итоговое количественное соотношение фаз в полученных покрытиях непостоянны и в различных литературных источниках носят противоречивый характер [11]. В [12] показано, что содержание α - Al_2O_3 может изменяться от 5% до 30% и сильно зависит от условий формирования покрытия и не может быть спрогнозировано заранее.

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. В литературе приводятся примеры использования композиционных порошков для плазменного напыления с добавками металлов [13], оксидов TiO_2 , ZrO_2 , Cr_2O_3 или бескислородных соединений SiC [14-16], оказывающих влияние на полиморфные превращения Al_2O_3 . Однако экспериментально установленные факты замедления или ускорения скорости фазовых переходов остаются не до конца обоснованными с точки зрения механизма воздействия.

Теоретическое обоснование может быть выполнено в рамках теории функциональной электронной плотности (DFT – density functional theory), математический аппарат которой позволяет достичь понимания механизма химической связи, а также специфики влияния различных добавок на фазовые превращения в оксиде алюминия путем моделирования и расчета параметров электронной структуры молекулы для каж-

дого из полиморфных превращений γ - Al_2O_3 , θ - Al_2O_3 , α - Al_2O_3 в исходном состоянии и после внедрения стороннего атома [17,18].

В ходе расчета параметров электронных структур элементов и энергий их взаимодействия сделаны предположения, что при внедрении иона металла с большим радиусом в кристаллическую решетку оксида алюминия, происходит искажение параметров решетки, увеличивается расстояние между внедренным ионом и анионом кислорода, что как сообщается в [18] приводит к увеличению объема, уменьшению плотности электронов и снижению энергии, что делает промежуточные фазы γ - Al_2O_3 и θ - Al_2O_3 более стабильными. Добавки переходных металлов выбираются в зависимости от радиуса иона, размер которого должен быть сопоставим с ионом алюминия Al^{3+} , равным 0,54Å. В случае необходимости повышения стабильности α - Al_2O_3 предпочтение следует отдать элементам, с радиусами близкими к данному значению Co^{3+} (0,55 Å), Cr^{3+} (0,62 Å), Mo^{3+} (0,69 Å), либо значительно меньшим как у иона В (0,27 Å), имеющего электронную структуру подобную структуре Al [18].

Проанализировав влияние различных добавок на свойства покрытий из оксида алюминия, установили, что для модифицирования керамики методом термодиффузионной обработки в данной работе из широкого круга элементов предлагается использовать те, которые в первую очередь будут способствовать повышению прочности сцепления керамического покрытия со стальной основой без использования промежуточных металлических слоев.

Выбор остановили на **молибдене** (Mo), который в чистом виде широко использовался для нанесения подслоев под керамические покрытия, обеспечивая повышение адгезионной составляющей со стальной основой за счет образования химической связи. В составе керамического покрытия, данный металл будет способствовать повышению пластичности покрытий, снижению пористости, а также сохранению высокой рабочей температуры покрытия в агрессивных средах. Кроме того, введение молибдена повысит антифрикционные характеристики покрытия, за счет снижения коэффициента трения в паре со сталью. В среде активных газов возможной областью применения покрытий модифицированных молибденом является диапазон температур до 600-800 °С.

В противовес металлической составляющей в качестве второго компонента, способного сохранять работоспособность до 1200 °С при трении без смазочного материала, было предложено взять неметаллический элемент **бор**. Его присутствие в составе керамического покрытия повышает не только триботехнические характеристики, являясь поставщиком твердой смазки, но и снижает поверхностное натяжение и увеличивает жидкотекучесть расплава оксида алюминия, улучшая тем самым взаимодействие со стальной основой. При этом повышается как адгезия с материалом детали, так и когезия между слоями формируемого покрытия, что приводит к повышению плотности. Кроме того, отмечено влияние оксида бора B_2O_3 на фазовые превращения оксида алюминия и стабилизацию α -фазы [8].

Таким образом, в качестве объекта исследования были выбраны порошковые композиции Al_2O_3 –Mo и Al_2O_3 –B на основе оксида алюминия, полученных методом термодиффузионной обработки.

3. Оборудование и методики проводимых исследований

Для термодиффузионной обработки керамических порошковых материалов использовали порошок оксида алюминия марки – Г-0 по ГОСТ 30558-98 с размером частиц 60-80 мкм. В качестве модифицирующих элементов использовали порошок ме-

таллического молибдена соответствует ТУ 48-19-316-80 с содержанием молибдена не менее 97,5 %, размер частиц 12-20 мкм. В качестве второго модифицирующего элемента использовали бор в аморфном виде марки Б-99А по ТУ 1-92-154-90.

Для проведения ТДО 2-х типов подготовленных порошковых композиций с Мо и В была использована лабораторная установка на базе печи СНОЛ. Модифицирование осуществлялось в подвижной смеси, полученной гравитационным способом, при вращении контейнера с постоянной скоростью и одновременной изотермической выдержке в течение 2-3 ч, что исключало спекание порошков и способствовало интенсификации взаимодействия между керамическим материалом и модифицирующим элементом.

Свойства порошковых материалов, модифицированных термодиффузионной обработкой, исследовали по стандартным методикам. Металлографический анализ и исследование элементного состава проводилось при помощи сканирующего электронного микроскопа Tescan VEGA II (Чехия) с использованием энергодисперсионной приставки типа InCa 350 Cambridge Instrument GB для элементного анализа. Рентгеноструктурный фазовый анализ (РФА) проводили на дифрактометре ДРОН-3,0 при непрерывной съемке в строго идентичных условиях при скорости поворота образца 1 град/мин в медном монохроматизированном излучении; при этом в исследованном интервале углов толщина слоя 75%-ного поглощения энергии первичного пучка составила от 3 до 12 мкм (углы θ от 10 до 75°).

4. Основное содержание и результат работы

В ходе проведенных исследований установлено, что термодиффузионная обработка оказывает влияние на морфологию порошков оксида алюминия, причем характер влияния отличается для составов, содержащих в качестве модифицирующих элементов молибден и бор. Порошки, **модифицированные бором**, имеют угловатую форму, очерченную плоскими кристаллическими поверхностями. Проведенный анализ показал присутствие бора в виде тонких пленок на поверхности керамических частиц. Диффузионный слой не обнаружен (рис.1).

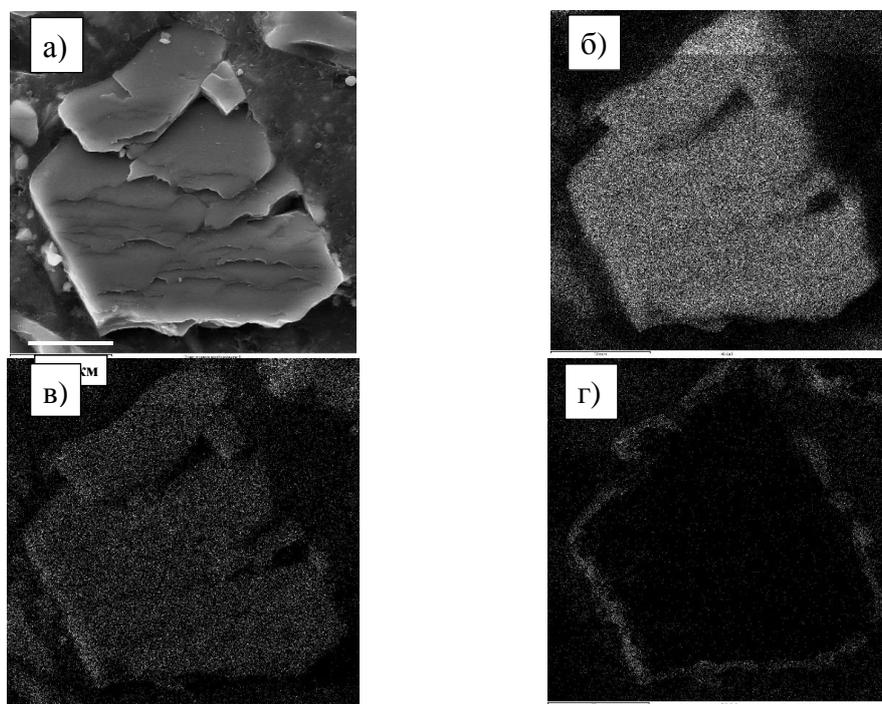
Порошки, **модифицированные молибденом**, имеют округлую форму (рис. 2). На поверхности керамической частицы имеется более высокий рельеф, состоящий из молибдена. Распределение металлических включений по всему объему порошковой композиции равномерное.

Химическое взаимодействие и образование промежуточных соединений ни в одном, ни в другом случае не выявлено. РФА показал наличие γ -Al₂O₃ и α -Al₂O₃, молибдена и бора, а также их оксидов в незначительном количестве до 2%.

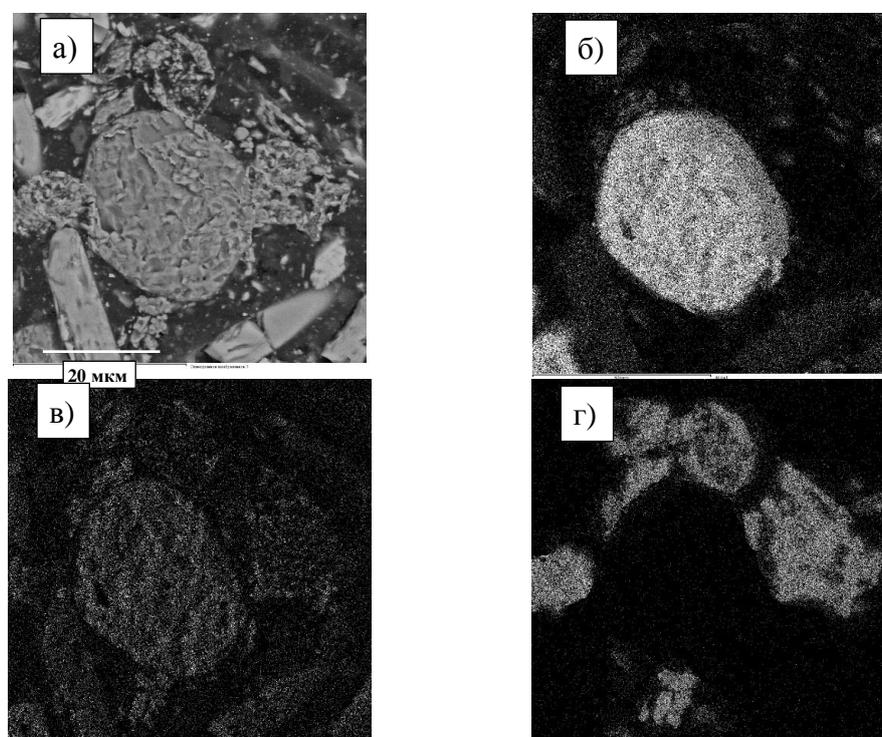
К параметрам процесса термодиффузионной обработки, влияющим на качество получаемых порошков, относятся **степень заполнения** контейнера порошковой смесью, **частота** вращения контейнера, **время** изотермической выдержки, **температура**, причем изменение температуры изотермической выдержки позволяет эффективно управлять размером, фазовым составом и структурой получаемых частиц.

С повышением температуры термодиффузионной обработки увеличивается количество α -Al₂O₃, за счет протекания фазового перехода γ -Al₂O₃→ α -Al₂O₃. Установлено, что дополнительная модификация Мо и В оказывает существенное влияние на данное фазовое превращение. Снижается температура начала фазового перехода. При модифицировании Мо и В содержание α -Al₂O₃ достигает 70-80 %, что

объясняется стабилизирующим действием ионов Mo^{3+} и В. При обработке порошка в аналогичных условиях, но без модифицирующих добавок только около 30-40%.



а) электронное изображение; б) Al; в) O; г) В
Рис. 1. Распределение элементов в частице порошка Al_2O_3-B (МРСА)



а) электронное изображение; б) Al; в) O; г) Mo
Рис. 2. Распределение элементов в частице порошка Al_2O_3-Mo (МРСА)

Фазовый переход $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3 \rightarrow \alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, сопровождающийся перестроением кристаллической решетки, приводит к уменьшению объема частицы за счет повышения плотности. Уменьшение размера частиц также происходит за счет разрушения по кристаллическим плоскостям в результате действия внешних напряжений при многократном циклическом контактом взаимодействии частиц в подвижной порошковой смеси, процесс разрушения интенсифицируется при повышении температуры термодиффузионной обработки, что обуславливается появлением внутренних напряжений в результате перестроения кристаллической решетки оксида алюминия.

Такое термо-механическое воздействие приводит к изменению формы частиц, формированию плоских граней и исчезновению микропор. В результате значительно уменьшается удельная поверхность частиц. Что в полной мере справедливо для композиций, содержащих аморфный бор.

В случае модифицирования молибденом наряду с уменьшением размера самих керамических частиц и увеличением их плотности, происходит агломерация, заключающаяся в закреплении более мелких частиц молибдена на частице оксида алюминия. В итоге размер образовавшихся вторичных частиц (конгломератов) увеличивается.

В работе использовался ситовый анализ, по результатам которого построили дифференциальные кривые распределения частиц по размерам, позволившие оценить степень влияния процесса термодиффузионной обработки на морфологию частиц каждого из составов (рис. 3) для температурного диапазона 600-1200°C.

Установили, что повышение температуры до 600-800°C при модификации композиции $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{Mo}$ способствует укрупнению частиц за счет агломерации и закреплении частиц молибдена на частице оксида алюминия (рис. 3, (б)). Для композиции $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{B}$ (рис. 3, (в)) при повышении температуры происходит уменьшение размера частицы за счет ее разрушения по кристаллическим плоскостям с образованием плоских граней, а также уменьшение объема за счет повышения плотности частицы при фазовом переходе $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3 \rightarrow \alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$.

При термодиффузионной обработке порошка оксида алюминия без модифицирующих элементов наблюдается тенденция к уменьшению грануляции до температуры 1000°C, однако менее выраженная, поскольку в данном случае интенсивное разрушение по кристаллическим плоскостям не происходит. При этом сохраняется значительный разброс по фракциям, что подтверждается кривыми распределения, имеющими широкие (рис. 3, (а)).

При плазменном напылении керамических материалов в большинстве случаев предпочтение отдается порошкам с размером частиц 40-100 мкм. 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.

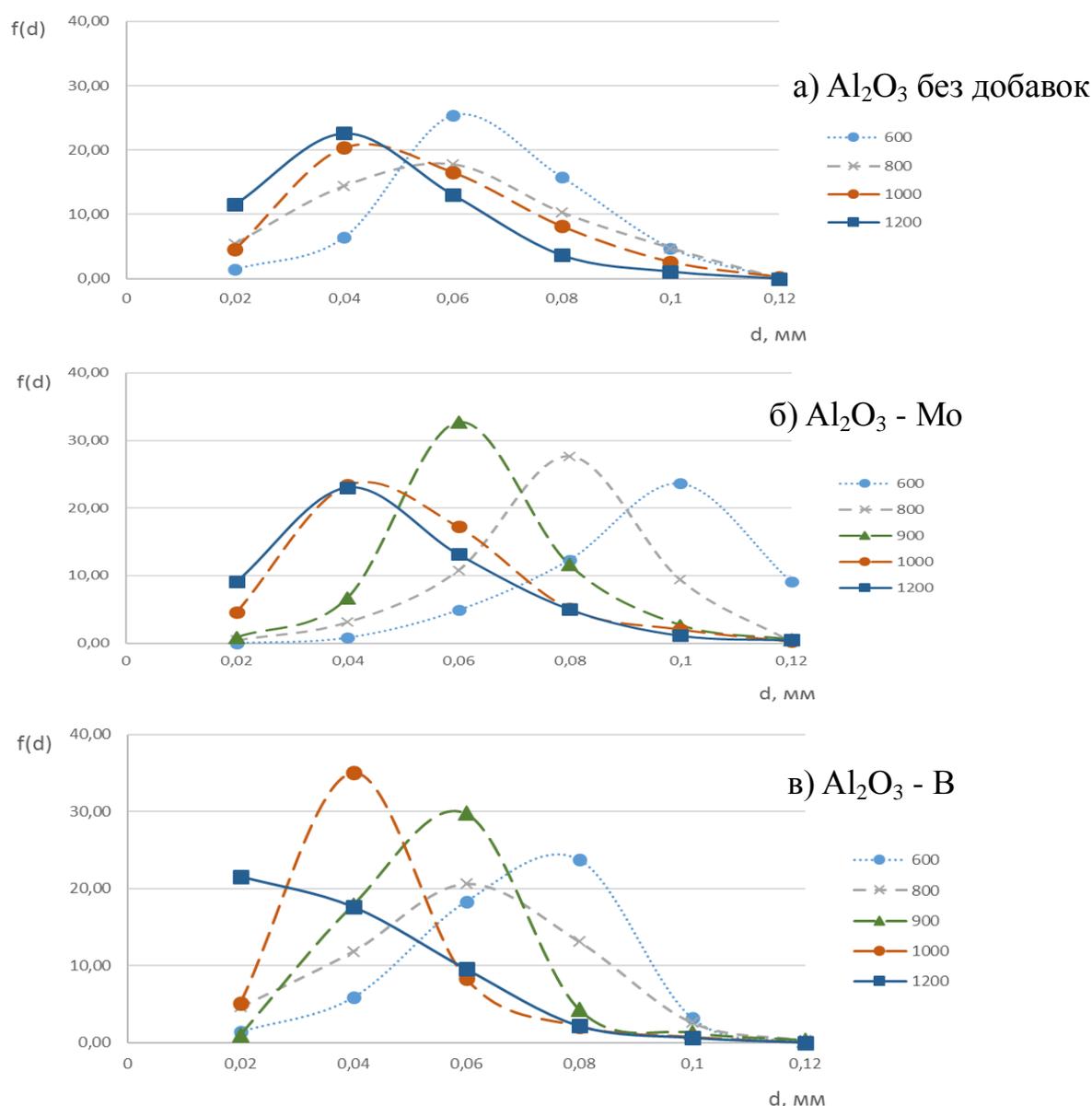


Рис. 3. Дифференциальные кривые распределения частиц по размерам в зависимости от температуры изотермической выдержки

Основываясь на проведенных нами расчетах [19] минимально необходимых размеров частиц, обеспечивающих нагрев до температуры контактного химического взаимодействия с материалом стальной основы с учетом отличающихся теплофизических характеристик исследуемых порошков, были выбраны требуемые диапазоны размеров частиц и режимы термодиффузионной обработки для их получения. Для исследуемых композиций с целью получения наиболее вероятностных значений размеров частиц 40-60 мкм у композиции Al₂O₃ – В необходимо производить термодиффузионную обработку при изотермической выдержке в диапазоне 900-1000 °С и размеров частиц 60-80 мкм у композиции Al₂O₃ – Мо при изотермической выдержке 800-900 °С.

Оптимизация содержания модифицирующих добавок в порошковой композиции осуществлялась по результатам исследования эксплуатационных свойств покрытий, что является материалом дальнейших публикаций.

5. Заключение

Термодиффузионная обработка оксидной керамики в присутствии модифицирующих элементов молибдена и бора приводит к формированию двух отличных по своей морфологии типов порошков, которые можно классифицировать как плакированный порошок ($\text{Al}_2\text{O}_3\text{-B}$), состоящий из частиц оксида алюминия, очерченных плоскими гранями, и окруженных оболочкой в виде тонкой сплошной пленки бора; и конгломерированный порошок ($\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Mo}$), представляющий собой конгломерат, состоящий из крупной частицы оксида алюминия и закрепленных на ней мелких частиц молибдена.

В результате экспериментальных исследований установлено, что изменение температуры изотермической выдержки в пределах $800\text{-}1000^\circ\text{C}$ при термодиффузионной обработке оказывает влияние на соотношение скоростей конгломерации частиц и их разрушения по кристаллическим поверхностям, тем самым давая возможность управлять размером получаемых порошковых материалов с целью получения необходимых для плазменного напыления фракций. Показано, что для композиции $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-B}$ размер частиц $40\text{-}60$ мкм в ходе термодиффузионной обработки может быть получен при температуре $900\text{-}1000^\circ\text{C}$, а для композиции $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Mo}$ размер частиц $60\text{-}80$ мкм – при $800\text{-}900^\circ\text{C}$.

ЛИТЕРАТУРА

1. Витязь, П. А. Основы нанесения износостойких, коррозионно-стойких и теплозащитных покрытий / П. А. Витязь, А. Ф. Ильюшенко, А. И. Шевцов. - Минск: Белорусская наука. – 2006. – 435с.
2. Куприянов, И. Л. Газотермические покрытия с повышенной прочностью сцепления. — Минск: Наука і тэхніка, 1990. — 175 с.
3. Константинов, В.М. Диффузионное легирование металлических порошков для защитных покрытий в подвижных смесях / В.М. Константинов, О.П. Штемпель // Новые материалы и технологии: порошковая металлургия, композиционные материалы, защитные покрытия: Мат. докл. 5-й МНТК, Минск «Тонпик», 18-19 сентября 2002 г.-с. 196-198.
4. Chraska, P. Alumina-base plasma-sprayed materials/ Part I: Phase stability of alumina and alumina-chromia / P. Chraska, J. Dubsy, K. Neufuss, J. Pisacka // Journal of thermal spray technology.-1997.- V.6(3).- P.320-328.
5. Turunen, E. Parameter optimization of HVOF sprayed nanostructured alumina and alumina-nickel composite coatings / E. Turunen [et al.] //Surface and Coatings Technology. – 2006. – Vol. 200. – №. 16. – P. 4987-4994.
6. Manjunath, S. S. Dry Sliding Wear Behaviour of Plasma Sprayed $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}30\%$ Mo and Mo Coating / S. S. Manjunath, S. Basavarajappa //Procedia Materials Science. – 2014. – Vol. 5. – P. 248-255.
7. Shockley, J. M. The influence of Al_2O_3 particle morphology on the coating formation and dry sliding wear behavior of cold sprayed $\text{Al-Al}_2\text{O}_3$ composites / J. M. Shockley, [et al]. //Surface and Coatings Technology. – 2015. – Т. 270. – С. 324-333.
8. Ханамирова, А. А. Термохимический синтез малощелочного субмикросталлического корунда, модифицированного изоморфными атомами / А. А. Ханамирова

[и др.] // Chemical Journal of Armenia. Химический журнал Армении. – 2007. – Т. 60. – №. 1. – С. 38-46.

9. Кайнарский, И. С. Корундовые огнеупоры и керамика / И. С.Кайнарский, Э. В.Дегтярева, И. Г. Орлова // М.: Металлургия. – 1981. –167 с.

10. Газотермическое напыление композиционных порошков / А.Я. Кулик, Ю.С. Борисов, А.С. Мнухин, М.Д. Никитин. - Л.: Машиностроение, 1985. -199с.

11. Соколова, Т. В. Комплексное исследование напыленной окиси алюминия с некоторыми заданными физико-химическими характеристиками / Т. В. Соколова, [и др.] //Неорганические и органосиликатные покрытия. – 1975. – С. 128-135.

12. Погребняк, А.Д. Физико-механические свойства керамических и металлокерамических покрытий, нанесенных плазменно-детонационным способом / А.Д. Погребняк [и др.] // ФИП.- 2006. - т.4/ - №1-2. - С.48-72.

13. Yin, Z. Microstructure and mechanical properties of Al₂O₃-Al composite coatings deposited by plasma spraying / Z. Yin [et al.] //Applied Surface Science. – 2008. – Vol. 254. – №. 6. – P. 1636-1643.

14. Оковитый, В.А. Технологические особенности формирования плазменных порошковых покрытий из керамики с неравновесной структурой / В.А. Оковитый [и др.] // Наука и техника. – 2018. - №17(3). – с.183-189.

15. Chraska, P. Alumina-base plasma-sprayed materials/ Part I: Phase stability of alumina and alumina-chromia / P. Chraska, J. Dubsy, K. Neufuss, J. Pisacka // Journal of thermal spray technology.-1997.- V.6(3).- P.320-328.

16. Devi, M. Uma On the nature of phases in Al₂O₃ and Al₂O₃-SiC thermal spray coatings / M. Uma Devi // Ceramics international. - 2004. - V.30. - P.545-553.

17. Jiang, K. Ab initio study of effects of substitutional additives on the phase stability of γ -alumina / K. Jiang [et al.] //Journal of Physics: Condensed Matter. – 2010. – Т. 22. – №. 50. – С. 505502.

18. Andersson, J. M. Ab initio calculations on the effects of additives on alumina phase stability / J. M. Andersson [et al.] //Physical Review B. – 2005. – Т. 71. – №. 1. – С. 014101.

19. Яцкевич, О.К. Оптимизация температурно-временных параметров поведения модифицированных бором и молибденом частиц оксида алюминия в плазменной струе / О.К. Яцкевич [и др.]// «Современные методы и технологии создания и обработки материалов: сб. научн. трудов. В 3 кн. Кн. 2. – Минск: ФТИ НАН Беларуси, 2016. – С. 91-97.

Поступила в редколлегию 07.05.18