

О. К. Яцкевич, канд. техн. наук, доц.
О. Г. Девойно, д-р техн. наук, проф.
А.Г. Василенко, канд. техн. наук, доц.
(БНТУ, г. Минск)

МОДИФИЦИРОВАНИЕ КЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ДЕТАЛЕЙ УЗЛОВ ТРЕНИЯ

Применение защитных плазменных керамических покрытий на деталях машин перспективно и экономически оправдано как при эксплуатации в условиях действия агрессивных сред, высоких температур, так и в тех случаях, когда определяющим ресурс работы детали является только один фактор – величина износа. С этой точки зрения высокая износостойкость может быть достигнута при использовании в качестве базового материала, несущего основные эксплуатационные нагрузки, – оксида алюминия (Al_2O_3). Выбор объясняется его широким применением в области теплостойких, защитных и износостойких покрытий, а также низкой стоимостью и доступностью исходного сырья [1]. Однако применение покрытий из оксида алюминия в чистом виде не всегда возможно из-за низкой прочности сцепления с материалом основы, высокой хрупкости и остаточных напряжений, способствующих преждевременному отслаиванию покрытия в процессе эксплуатации.

Наиболее эффективным способом повышения эксплуатационных характеристик плазменных покрытий является применение композиционных порошков для напыления [2]. Выбор дополнительных модифицирующих компонентов для композиционных порошков на основе Al_2O_3 должен тщательно обосновываться для получения требуемых эксплуатационных характеристик покрытий. Из всего многообразия элементов (рисунок 1) в качестве вторых фаз наиболее часто применяются оксиды, бескислородные соединения и металлы, однако их влияние на свойства формируемых при напылении слоев носит неоднозначный характер:

а) оксиды, способствуют формированию эвтектик (TiO_2) или соединений шпинельного типа, либо оказывают влияние на фазовый состав (Cr_2O_3), что обеспечивает повышение прочности, ударной вязкости, увеличение плотности покрытий, но снижает рабочую температуру;

б) металлы, введение которых способствует формированию металлической матрицы, что снижает хрупкость, повышает прочность сцепления с металлической основой, но снижает твердость, коррозионную стойкость и стойкость к окислению при высоких температурах;

в) бескислородные тугоплавкие соединения (карбиды, нитриды, бориды), обеспечивающие сохранение высокой рабочей температуры, твердости, коррозионной стойкости, но приводящие к повышению пористости за счет значительной разности в температурах плавления.

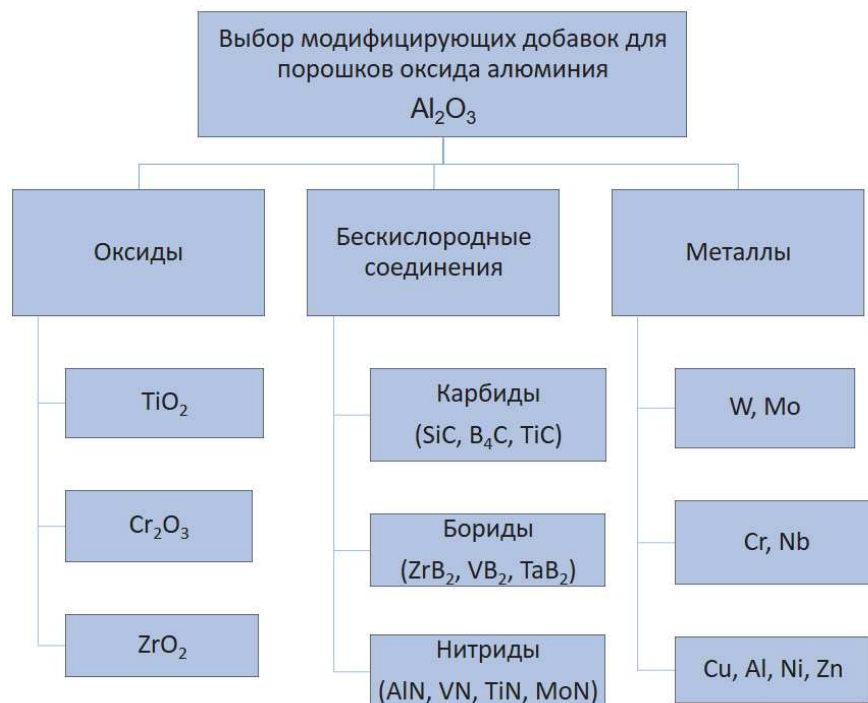


Рисунок 1 – Классификация модифицирующих добавок для порошков оксида алюминия

Независимо от выбранного модифицирующего элемента, высокая износостойкость покрытий может быть достигнута только при обеспечении равномерного распределения мелкодисперсных включений в основной матрице покрытия и напрямую зависит от свойств используемого для напыления порошка. Предлагаемый способ модифицирования керамических порошков методом термодиффузионной обработкой является эффективным механизмом воздействия на фазовый состав и структуру исходного порошка. Модифицирование проводится во вращающемся в печи герметичном контейнере для обеспечения максимального перемешивания смеси и ее неспекаемости, а также равномерности процесса насыщения при температурах 600–1000 °С и выдержках 2–6 ч [3]. В ходе термодиффузионной обработки происходит изменение морфологии и свойств порошков. Исследование структуры композиционных порошков на сканирующем электронном микроскопе показало различие в форме до и после термодиффузионной обработки на примере порошков оксида алюминия с добавками нитридов TaN, AlN (рис. 2).

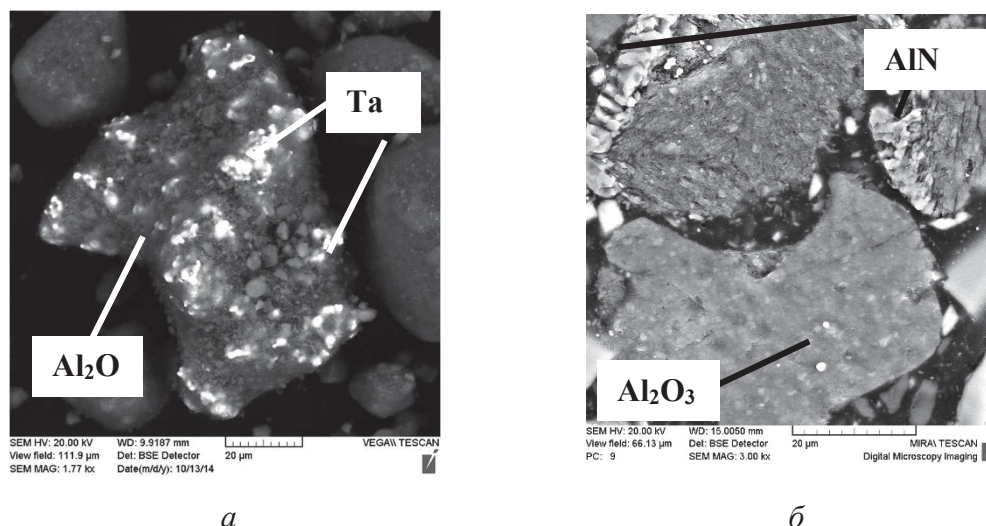


Рисунок 2 – Порошок оксида алюминия, модифицированный термодиффузионной обработкой в присутствии нитрида тантала $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--TaN}$ (а) и нитрида алюминия $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--AlN}$ (б)

Частицы модифицированных порошков представляют собой спеченные конгломераты размером 80–100 мкм. Основу составляет оксид алюминия, а на его поверхности равномерно распределены мелкодисперсные (5–10 мкм) частицы нитридов, что подтверждается данными МРСА. Формирование конгломерированной частицы происходит без дополнительного использования связующих веществ за счет интенсификации диффузионных и деформационных процессов. Химического взаимодействия нитридов AlN , TaN и оксида алюминия с образованием новых промежуточных шпинельных фаз или фаз с металлической связью не выявлено, что подтверждается данными рентгенофазового анализа.

Происходит также изменение технологических характеристик модифицированных порошков: уменьшение удельной поверхности и улучшение текучести порошка, что оказывает значительное влияние на процесс плазменного напыления и, как следствие, на эксплуатационные характеристики формируемых покрытий.

На рисунке 3 представлены микроструктуры покрытий в поперечном сечении $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--}15\% \text{ AlN}$ и $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--}10\% \text{ TaN}$. Покрытие модифицированное нитридом тантала отличается более плотной структурой, поскольку промежутки между отдельными ламелями заполнены металлическим танталом, что может быть объяснено частичное разложение нитридов при нагреве в струе плазмы. Наличие металлической фазы в составе покрытия способствует повышению плотности и снижению общей пористости до 4–6 %. При этом формирующаяся металлическая матрица связывает между собой керамические включения оксида алюминия и повышает ударную вязкость и прочность покрытия в целом.

Покрyтия $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--AlN}$ (рис. 3, б) обладают пористостью, которая составляет 7–8 %. В результате рентгенофазового анализа в структуре данного покрyтия обнаружена фаза типа шпинель AlON – смешанный оксид и нитрид алюминия – образующуюся при температуре свыше 1700 °С. В зависимости от концентраций оксида и нитрида алюминия в составе покрyтия, эта фаза может иметь различный состав и кристаллическую структуру. Кроме того, в составе покрyтия присутствует фаза AlN .

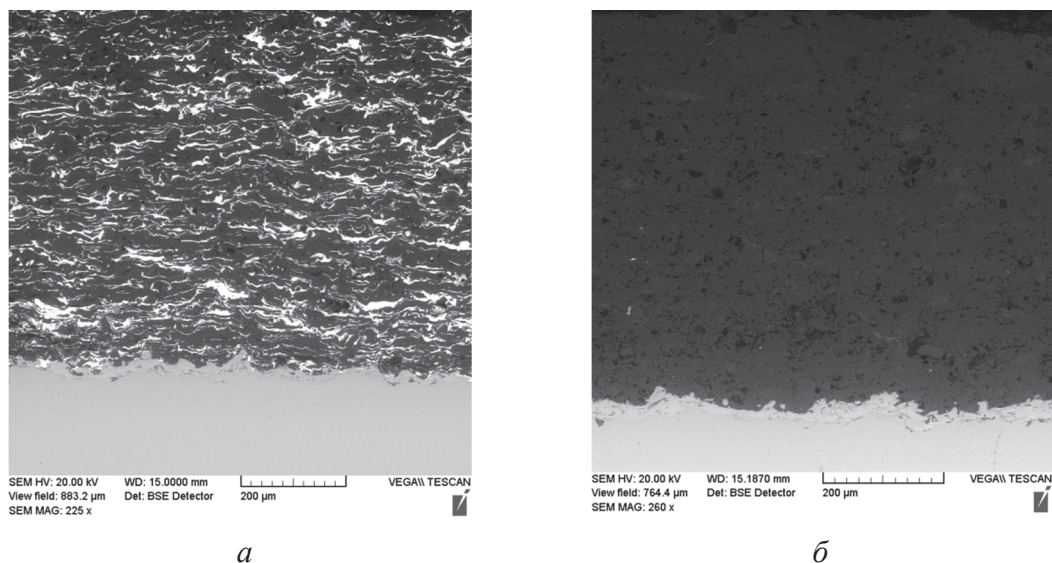


Рисунок 3 – Микроструктура керамических покрyтий:
а – Al_2O_3 – 10% TaN; б – $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--AlN}$

От структуры и фазового состава в значительной степени зависят эксплуатационные характеристики керамических покрyтий на основе Al_2O_3 . Установлено, что микротвердость покрyтий $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--AlN}$ и $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--TaN}$ составляет 1783–1890 HV и 1110–1160 HV соответственно, что выше по сравнению с покрyтием из исходного оксида алюминия (1052 HV).

В ходе триботехнических испытаний в условиях сухого трения по схеме стальной диск – колодка (плоский образец с покрyтием) без смазочного материала установлено, что исследуемые покрyтия обладают также меньшей степенью износа. Для плазменных покрyтий из Al_2O_3 в указанных условиях хрупкое выкрашивание и последующее дробление частиц приводит к интенсивному образованию продуктов износа, способствующих усилению абразивного изнашивания пары трения. Происходит переход от адгезионного изнашивания в начале испытаний к абразивному, чем и объясняются высокие значения интенсивности изнашивания во всем диапазоне скоростей.

В свою очередь, покрытия $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--AlN}$ обладают меньшей величиной износа (в 2,2–2,5 раза), переход к абразивному изнашиванию не происходит, что обусловлено высокой микротвердостью, благодаря увлечению содержания модификаций $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ и фазы AlN , и более высокой прочностью за счет повышенного содержания шпинелей типа AlON .

В то время, как морфология поверхности трения покрытий $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--TaN}$ представляет собой несплошные пленки вторичных структур, состоящих из плоских элементов оксидов толщиной от единиц до десятков миллиметров. На поверхности трения контртела образуются мелкие островки оксида железа Fe_3O_4 , в основном в виде гладких участков, иногда рыхлых, полуразрушенных в процессе износа. Оксидные пленки предотвращают схватывание металла и керамики, а также облегчают относительный сдвиг контактирующих поверхностей. Разрушение в зоне контакта локализуется и не переходит в разрушение прилегающих слоев, что обеспечивает повышение износостойкости покрытий $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--TaN}$ в 1,4–1,6 раза.

Вывод: модифицирование порошков оксида алюминия оказывает значительное влияние на структуру, фазовый состав и эксплуатационные характеристики формируемых плазменных покрытий. Показано, что наибольшей твердостью обладают покрытия $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--AlN}$, причем с повышением содержания AlN до 15 % в модифицированном порошке для напыления твердость формируемых покрытий увеличивается до 1890 HV. В свою очередь, введение TaN способствует увеличению твердости до 1160 HV и снижению пористости до 4–6 %. Износостойкость покрытий возрастает до 2,5 раз в зависимости от состава.

ЛИТЕРАТУРА

1. Газотермическое напыление композиционных порошков / А. Я. Кулик [и др.]. – Л.: Машиностроение, 1985. – 199 с.
2. Повышение качества плазменных металлокерамических покрытий / Ф. Г. Ловшенко [и др.] // Вестник Белорусско–Российского университета. – 2011. – № 3. – С. 71–81.
3. Порошковый материал для напыления защитного керамического покрытия и способ его получения: пат. ВУ 21612 / О. Г. Девойно, М. А. Кардаполова, О. К. Яцкевич, В. Г. Щербаков. – Оpubл. 28.02.2018.