

СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В КЕРАМИЧЕСКИХ ПОРОШКАХ ДЛЯ ПЛАЗМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ В ПРОЦЕССЕ ТЕРМОДИФФУЗИОННОЙ МОДИФИКАЦИИ

Яцкевич О.К., Девойно О.Г., Кардаполова М.А.
Белорусский национальный технический университет
Минск, Республика Беларусь

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**. 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 растрескиванию и отслаиванию покрытия в процессе эксплуатации.

Наиболее эффективным способом повышения эксплуатационных характеристик плазменных покрытий является применение композиционных порошков для напыления [2], в качестве метода получения которых в данной работе предложен метод термодиффузионной модификации. В качестве модифицирующих элементов выбраны **нитриды** (TiN, TaN AlN, Si₃N₄ и др), что открывает новые области применения композиционных покрытий за счет реализации уникальных свойств, присущих данным соединениям. Они являются тугоплавкими, устойчивы при высоких температурах, придают изделиям твёрдость, коррозионную стойкость. Для проведения термодиффузионной обработки использовали лабораторную установку на основе печи СНОЛ. Модифицирование керамического порошка проводили во вращающемся в печи герметичном контейнере при условии обеспечения максимального перемешивания смеси и ее неспекаемости, а также равномерности процесса насыщения при температурах 600–1000°С и выдержках 2–6 ч [3]. С целью активации процесса модифицирования в состав насыщающей смеси вводили активатор – хлористый аммоний NH₄Cl, склонный к распаду при нагреве.

В ходе проведенных экспериментов установили, что при термодиффузионной обработке на выбранных режимах происходит изменение морфологии и свойств порошков. Исследование структуры композиционных

порошков на сканирующем электронном микроскопе показало различие в форме до и после термодиффузионной обработки порошков оксида алюминия с добавками нитридов AlN, VN, TaN (рисунки 1-3).

Частицы исходного порошка оксида алюминия имеют неправильную форму, определяемую способом получения глинозема в ходе механического измельчения. Размер частиц основной фракции составляет 60–80 мкм. В свою очередь, частицы модифицированных порошков представляют собой спеченные конгломераты размером 80-100 мкм с развитой поверхностью. Основную часть составляет оксид алюминия, а на его поверхности равномерно распределены мелкодисперсные (5-10 мкм) частицы нитридов (рисунки 1-3).

При термодиффузионной обработке порошка оксида алюминия в присутствии нитридов AlN, VN, TaN в результате непрерывного перемешивания порошковой смеси во вращающемся контейнере происходит многократная локальная пластическая деформация поверхностных слоев. Наличие деформационных процессов способствует закреплению частиц модифицирующих элементов на дефектах и неровностях активированных частиц оксида алюминия, при этом происходит формирование конгломерированной частицы без дополнительного использования связующих веществ.

Химического взаимодействия нитридов AlN, VN, TaN и оксида алюминия с образованием новых промежуточных шпинельных фаз или фаз с металлической связью не выявлено, что подтверждается данными рентгенофазового анализа.

Различие морфологии частиц модифицированных порошков и исходных частиц оксида алюминия может быть объяснено наличием конкурирующих процессов: разрушения частиц при нагреве; объемной усадки при фазовом переходе $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3 \rightarrow \alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$; конгломерирования при перемешивании порошковой смеси во вращающемся контейнере; спекания при изотермической выдержке.

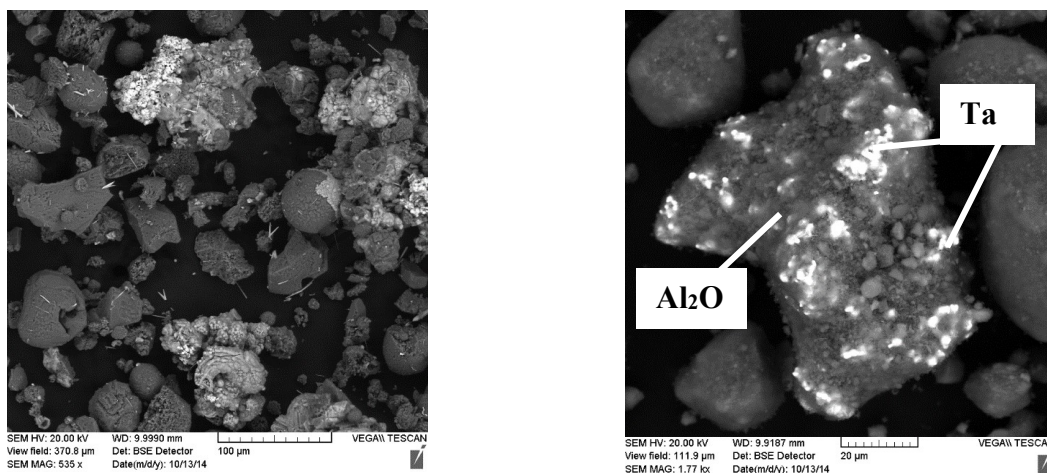


Рисунок 1 – Порошок оксида алюминия, модифицированный термодиффузионной обработкой в присутствии нитрида тантала $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--TaN}$

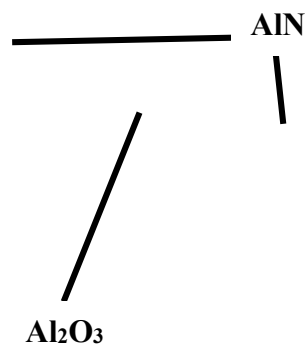


Рисунок 2 – Порошок оксида алюминия, модифицированный термодиффузионной обработкой в присутствии нитрида алюминия $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-AlN}$

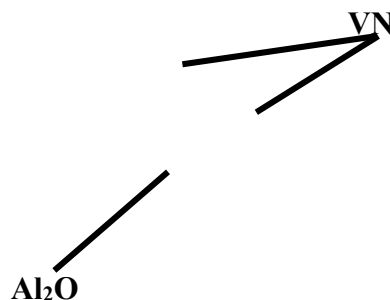


Рисунок 3 – Порошок оксида алюминия, модифицированный термодиффузионной обработкой в присутствии нитрида ванадия $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-VN}$

Разрушение частиц оксида алюминия может происходить в следующих случаях: в ходе термического разложения при повышении температуры, свойственного частицам гидроксида и оксида алюминия [4]; в результате действия внешних напряжений при локальном пластическом деформировании в подвижной порошковой среде, что согласуется с данными работы [5]; в результате действия внутренних напряжений, возникающих при перестроении кристаллической решетки в ходе фазовых переходов $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3 \rightarrow \alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ [6, 7]. Разрушение частиц оксида алюминия, предположительно, происходит по слабым участкам, которыми являются октаэдрические (корунд) или тетраэдрические (глинозем) пустоты между двумя плотноупакованными слоями атомов кислорода, две трети октаэдрических пустот которой заполнены катионами Al^{3+} [8]. Таким образом, образующиеся на поверхности частицы дефектные области имеют кислородное окончание, что, как показано в работе

[9], может в значительной степени влиять на химическую реактивность поверхности и механизмы связи с модифицирующими элементами.

При этом нагрев порошковой смеси в контейнере сопровождается активными фазовыми переходами в частицах от метастабильной низкотемпературной фазы $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ через множество промежуточных (β , ε , δ , Θ и т.д.) к высокотемпературной $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ путем постепенной перестройки кристаллической решетки, которые начинаются с температур 900–1000 °С, что согласуется с известными данными [6, 7]. Установлено, что изотермическая выдержка порошковых композиций $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TaN}$, $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-AlN}$ и $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-VN}$ приводит к изменению соотношения фаз в сторону увеличения содержания высокотемпературной фазы ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$) в разном отношении: с порядка 30 % в исходном порошке до порядка 50 % в модифицированном порошке $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-AlN}$, $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TaN}$ и 70 % в порошке $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-VN}$ по отношению к низкотемпературной фазе ($\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$).

Плазменные покрытия в значительной мере наследуют фазовый состав и структуру порошков на основе оксида алюминия, поэтому повышение содержание фазы $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ считается положительным эффектом.

Кроме того, установлено, что изменение температуры изотермической выдержки при термодиффузионной обработке оказывает влияние не только на фазовый состав, но и на размер частиц модифицированных порошков $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TaN}$, $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-AlN}$ и $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-VN}$, изменяющийся в результате указанных ранее процессов: перестроения кристаллической решетки и уменьшения ее объема при фазовом переходе $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3 \rightarrow \alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$; в результате термического разложения при нагреве более 800 °С, свойственного частицам гидроксида и оксида алюминия; под действием напряжений, возникающих при локальном пластическом деформировании в подвижной порошковой среде.

Таким образом, установлено, что термодиффузионная обработка в присутствии нитридов AlN , VN , TaN способствует изменению размеров и формы частиц и, как следствие, уменьшению удельной поверхности и улучшению текучести порошка, что оказывает значительное влияние на процесс плазменного напыления и эксплуатационные характеристики формируемых покрытий.

1. Газотермическое напыление композиционных порошков / А.Я. Кулик, Ю.С. Борисов, А.С. Мнухин, М.Д. Никитин. – 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. – Опубл. 28.02.2018.
4. Чукин, Г.Д. Строение оксида алюминия и катализаторов гидрообессеривания. Механизмы реакций / Г.Д. Чукин. – М. : Типография Паладин, ООО «Принта», 2010. – 288 с.

5. Штемпель, О.П. Исследование интенсификации диффузионного легирования микрообъектов / О.П. Штемпель, Н.В. Соколова // Теоретические и технологические основы упрочнения и восстановления изделий машиностроения: сб. научн. тр. – Минск : УП «Технопринт», 2001. – С.155–158.
6. Газотермическая обработка керамических оксидов / М. Н. Бодяко, Ф. Б. Вурзель, Е.В. Кремко [и др.]; под ред. О.В. Романа. – Минск: Наука и техника, 1988. – 233 с.
7. Косенко, Н.Ф. Полиморфизм оксида алюминия / Н.Ф. Косенко // Изв. вузов. Химия и химическая технология. – 2011. – Т. 54. – Вып. 5. – С. 3–16.
8. Юшкова, Б.О. Влияние механоактивации на габитус кристаллической решетки глинозема / Б.О. Юшкова, В.И. Аникина, А.А. Ковалева // Журнал Сибирского федерального университета. Сер. Техника и технологии. – 2013. – Т. 6, № 6. – С. 665–673.
9. Еремеев, С.В. Влияние кислородных вакансий на адгезию на границах раздела Nb/Al₂O₃ и Ni/ZrO₂ / С.В. Еремеев, Л.Ю. Немирович-Данченко, С.Е. Кулькова // Физика твердого тела. – 2008. – Т. 50. – № 3. – С. 523–532.

UDC 621.9.011:517.962.1

FEA-ANALYSIS OF THE COUPLED PORTAL STRUCTURE IN THE LARGE HORIZONTAL MILLING MACHINE

Stanislau Dounar¹, Alexandre Iakimovitch¹, Andrzej Jakubowski²

1) Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus

2) Maritime University of Szczecin, Szczecin, Poland

This work relates with renovation project touching group of «Travelling column» machine tools. Comparison between two configurations of machine tool – «Monocolumn» (fig. 1, a) and «Portal» (fig. 1, b) – is provided. Just situative coupled portal is mean. It may be created for the necessary time by two monocolumns moving close together and interlocking. Other time every column may move alone, according to its own CNC programs (fig. 2).

A column with the ram Rm1 is depicted at fig. 1, a. This column touches its paired column with ram Rm2 at fig. 1, b. Monocolumn (fig.1, a) provides cutting by double spindle unit (at the left end of ram Rm1). Boring spindle 1b may advance axially (along Z) up to 2.6 m. That range is provided partly by ram axial advance. Ram side surfaces 2 are slipping in the hydrostatic guides inside stock 3. Corner areas of stock are marked 3a, 3b, 3c, 3d. Stock possess a vertical freedom degree (along Y) due to hydrostatic guides (5a – 5b) on column 5. The stock has moving range 4.25 m. The column is fixed to sledge 7, slipping along X by hydrostatic guides 7a – 7b. Spindles are driven by motor 8.