

ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ПЛАЗМЕННО-ЛАЗЕРНЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ

Газотермические покрытия из керамических материалов и, в частности, из оксидов алюминия широко используются для повышения износостойкости узлов трения. Введение в пару трения окисного слоя существенно изменяет механизм трения, так как при этом отсутствует схватывание трущихся поверхностей, являющееся одной из главных причин разрушения при трении металлических поверхностей.

Наиболее известны и устойчивы такие кристаллические формы оксидов алюминия, как γ -низкотемпературная и α -высокотемпературная. γ -форма оксидов алюминия является ее кубической модификацией, а α -форма имеет гексагональную плотно упакованную решетку.

Доказано, что металлы с гексагональной решеткой более износостойки, чем с кубической решеткой [1]. Это связано с различным числом систем легкого скольжения в их кристаллических решетках, т. е. с разными механизмами деформирования. Важно выяснить зависимость между структурой и износостойкостью керамических материалов, имеющих другой тип связи — ионный или ковалентный.

Были проведены исследования износостойкости покрытий из оксидов алюминия после напыления, а также после напыления и лазерной обработки. При этом изучалось кристаллическое строение порошка оксидов алюминия, плазменного покрытия из оксидов алюминия и покрытия из оксидов алюминия, обработанного лазером.

Напыление оксидов алюминия производилось с помощью плазменной установки УПУ-3Д на образцы из стали 45. Перед нанесением оксидов алюминия на образцы напылялся подслой из сплава ПН80Х20. Толщина подслоя составляла 0,05 мм, толщина слоя — 0,5 мм. Часть образцов после напыления подвергалась сплошной обработке лучом лазера на установке непрерывного действия ЛГН-702 "Кардамон", с режимами, обеспечивающими спекание и уплотнение покрытия, но исключающими его оплавление. Далее все образцы шлифовались и испытывались на износостойкость на установке торцевого трения. Образец закреплялся неподвижно в ванне с маслом "Индустриальное-20". Вращение придавалось контргтелу из твердого сплава ВК6, имеющему форму втулки. Испытания производились при скорости скольжения 0,3 м/с и контактном давлении 3, 5, 7, 9 и 11 МПа. Износ определялся при помощи профилографа-профилометра 252 мод. А1 по методике, приведенной в [2]. Структурный анализ производился на рентгеноструктурной установке ДРОН-3,0. Распределение микротвердости по толщине покрытия исследовалось с помощью прибора ПМТ-3.

Как показал структурный анализ, порошок оксидов алюминия (электрокорунд) имел гексагональную α -модификацию кристаллической решетки с небольшим содержанием кубической γ -модификации (рис. 1, а). После плазменного напыления в покрытии преобладала кубическая γ -модификация Al_2O_3 ,

что соответствует имеющимся в литературе данным [3] (рис. 1, б). Обработка покрытия лучом лазера привела к резкому перераспределению фаз. В покрытии в основном присутствовала гексагональная α -модификация Al_2O_3 с небольшими включениями кубической модификации (рис. 1, в).

После лазерной обработки соотношение фаз в покрытии практически соответствует их соотношению в исходном порошке (см. рис. 1, а, в). Изме-

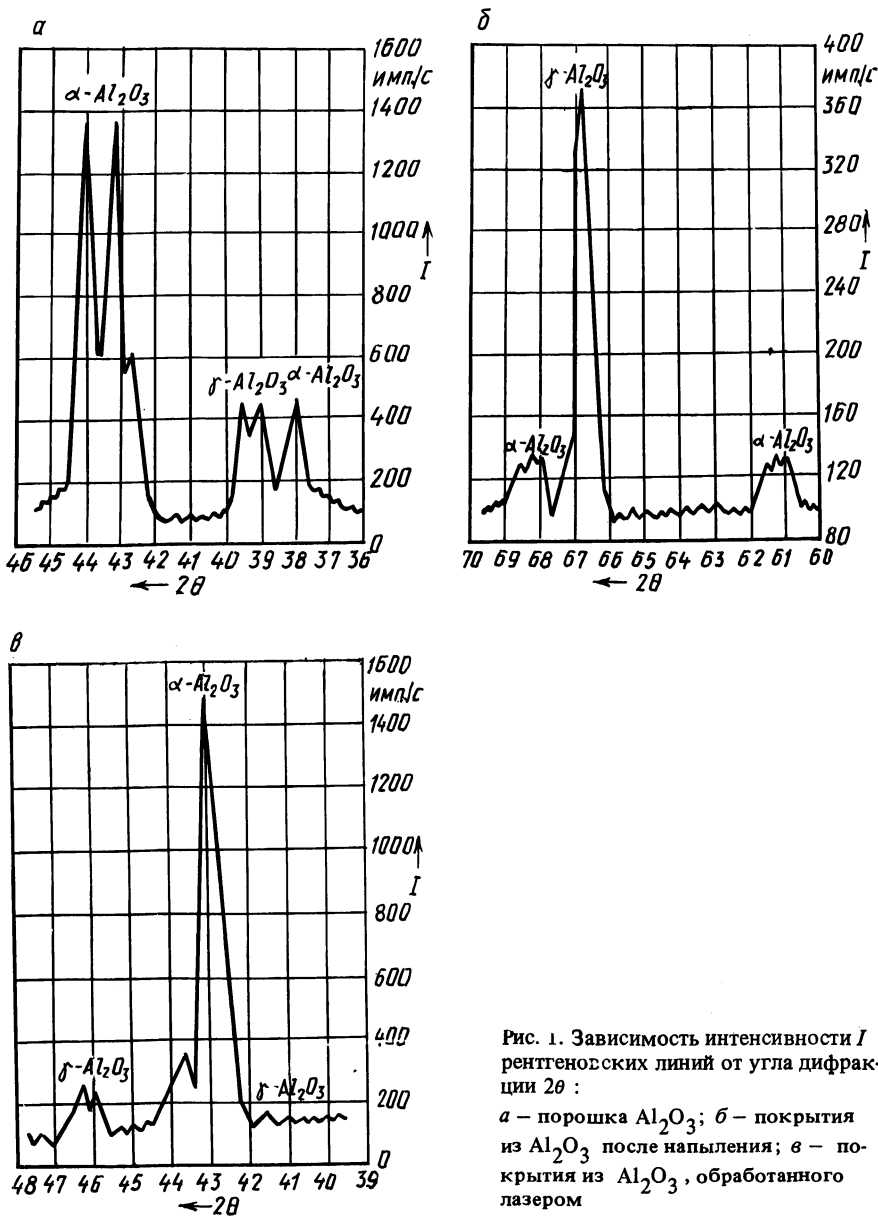


Рис. 1. Зависимость интенсивности I рентгеновских линий от угла дифракции 2θ :
 а – порошка Al_2O_3 ; б – покрытия из Al_2O_3 после напыления; в – покрытие из Al_2O_3 , обработанного лазером

ние структурных модификаций окиси алюминия после напыления и лазерной обработки можно объяснить следующим образом.

Кубическая γ -модификация окиси алюминия является низкотемпературной, гексагональная же α -модификация — высокотемпературной. α -модификация может образовываться из γ -модификаций при нагреве до 1223...1573 К [3]. Исходный порошок, как упоминалось выше, состоит из гексагональной α -модификации окиси алюминия. В процессе напыления происходит нагрев частиц порошка до температуры, близкой к температуре плавления, а затем сравнительно медленное их остывание в покрытии. При этом в основном успевает завершиться переход α -модификации Al_2O_3 в γ -модификацию.

При лазерной обработке покрытия из окиси алюминия с соответствующими режимами достигается его нагрев до температуры 1373...1573 К. При этом γ -модификация переходит в α -модификацию.

Благодаря большой скорости охлаждения после лазерной обработки в покрытии в основном сохраняется гексагональная модификация кристаллической решетки окиси алюминия.

Как показали исследования распределения микротвердости по толщине слоя покрытия, и в случае только напыления, и после обработки лазером можно выделить три характерные зоны (рис. 2): I, I' — верхнюю с высокой микротвердостью; II, II' — зону низкой микротвердости; III, III' — нижнюю с высокой микротвердостью.

Однако глубина верхней зоны покрытия, не обработанного лазером, с высокой микротвердостью составляет лишь 0,1 мм, а после обработки лазером увеличивается в 3 раза. Таким образом, в процессе лазерной обработки происходят не только структурные изменения в окиси алюминия. Изменяется также и микротвердость верхних слоев покрытия. Глубина верхней зоны с высокой микротвердостью увеличивается до 0,3 мм и не изменяется после механической обработки покрытия.

Подобный характер распределения микротвердости можно объяснить следующим образом.

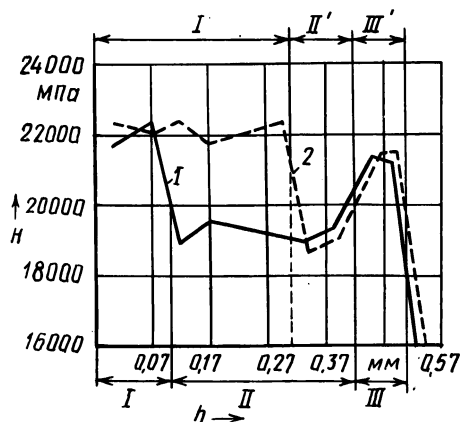


Рис. 2. Распределение микротвердости по глубине покрытия из Al_2O_3 :
1 — после напыления; 2 — обработанного лазером

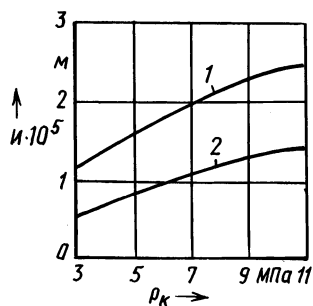


Рис. 3. Зависимость износа образцов от контактного давления:
1 — покрытие после напыления; 2 — покрытие после обработки лазером

В процессе напыления, как известно, в покрытии образуется в основном низкотемпературная γ -модификация Al_2O_3 . Однако в слоях, контактирующих с атмосферой и с подложкой, происходит более быстрое охлаждение частиц Al_2O_3 . В результате в них сохраняется высокотемпературная α -модификация. Этим и объясняется наличие верхней и нижней зон с высокой микротвердостью.

В результате лазерной обработки покрытия (до глубины 0,3 мм) образуется зона α -модификации окиси алюминия с высокой микротвердостью. Нижняя зона с высокой микротвердостью имеет то же происхождение, что и в покрытии после напыления.

Сравнивая износостойкость покрытий из окиси алюминия, обработанного лазером и не обработанного, можно определить зависимость их износостойкости от характера кристаллического строения.

На рис. 3 показаны зависимости износа покрытий, обработанных с помощью лазерной установки и не обработанных, от контактного давления. Видно, что износ обработанных образцов в 1,6...2,2 раза меньше износа образцов, не подвергшихся лазерной обработке.

Таким образом, можно сделать вывод, что от типа кристаллического строения окиси алюминия существенно зависит износостойкость покрытия из этого материала. Скорость изнашивания покрытия из окиси алюминия с гексагональной решеткой $\alpha-Al_2O_3$ меньше, чем из $\gamma-Al_2O_3$, т. е., несмотря на различие в типе связи между атомами в решетке у металлов и керамики, зависимость износостойкости от типа кристаллического строения для них примерно одинакова.

ЛИТЕРАТУРА

1. Крагельский И.В., Швецова Е.М. Влияние скорости скольжения на изнашивание одноименных металлов//Трение и износ в машинах. — М., 1955. — Вып.10. — С. 5–34.
2. Бокий Г.Б. Кристаллохимия. — М., 1971. — 400 с. 3. Киттель Ч. Введение в физику твердого тела. — М., 1978. — 792 с.

УДК 669.14.018:621.317.7.083.4

С.А.ИВАШЕНКО, канд.техн.наум
Е.В.МАКАРЕВИЧ, В.И.ПЛАХОТНЮК,
С.И.МОЙСЕЕНКО (БПИ)

УСТРОЙСТВО ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ НАПРЯЖЕНИЙ В ТОНКОПЛЕНОЧНЫХ ПОКРЫТИЯХ

Напряжения, возникающие в тонкопленочных покрытиях при нанесении их в вакууме, оказывают существенное влияние как на эксплуатационные характеристики деталей, так и на показатели качества их поверхности. Отсюда вытекает необходимость в проведении исследований процесса формирования напряжений в системе подложка — покрытие, что в конечном итоге даст возможность получать покрытия с требуемыми остаточными напряжениями. Существующие устройства для исследования напряжений малопригодны ввиду не-