

К. Т. Н. Д. А. Иванов<sup>1</sup> (✉), К. Т. Н. А. И. Ситников<sup>2</sup>, Г. Е. Вальяно<sup>3</sup>,  
Д. Т. Н. С. Д. Шляпин<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Московский авиационный институт (Национальный исследовательский университет), Москва, Россия

<sup>2</sup>ФГБУН «Объединенный институт высоких температур РАН», Москва, Россия

<sup>3</sup>ФГБУН «Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова Российской академии наук», Москва, Россия

УДК 666.3:546.62-3]:621.7.029

## ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ МЕЛКОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЮМООКСИДНОГО ПОКРЫТИЯ НА ПОВЕРХНОСТИ АЛЮМИНИЕВОЙ ПОРОШКОВОЙ ЗАГОТОВКИ В РЕЗУЛЬТАТЕ ЕЕ ФИЛЬТРАЦИОННОГО ГОРЕНИЯ

Исследован процесс формирования мелкокристаллического  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ -покрытия на поверхности алюминиевой порошковой заготовки (ПЗ) в результате ее фильтрационного горения (ФГ) на воздухе. В качестве активатора ФГ использовали тонкомолотое натрийсиликатное стекло (1 об. %), вводимое в состав ПЗ. Зафиксировано, что после завершения ФГ по всей поверхности образца образуется мелкокристаллическое алюмооксидное покрытие толщиной 30–50 мкм с размерами кристаллов 0,1–2,0 мкм. Свойства образцов: плотность 2,3 г/см<sup>3</sup>, открытая пористость 15 %, предел прочности при изгибе 120 МПа, трещиностойкость 3,6 МПа·м<sup>1/2</sup>, твердость по Бринеллю 32.

**Ключевые слова:** алюмооксидное покрытие, порошковая заготовка (ПЗ), тонкомолотое натрий-силикатное стекло, реакционное спекание, фильтрационное горение (ФГ), самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС), газотранспортные реакции.

### ВВЕДЕНИЕ

Создание на поверхности изделий различных покрытий, в том числе оксидных, модифицирует их поверхностный слой, придавая ему совокупность полезных эксплуатационных свойств, например таких, как высокая износостойкость, твердость, трещиностойкость, прочность, жаростойкость и химическая стойкость по отношению к различным агрессивным средам. Такие покрытия обеспечивают также «залечивание» поверхностных микродефектов и восстановление изношенных и поврежденных рабочих поверхностей деталей после определенного периода их использования.

Широко известны различные методы газотермического напыления оксидных покрытий [1, 2], для которых изучены теоретические аспекты и разработано современное оборудование. Для формирования алюмооксидного

покрытия на деталях из алюминиевых сплавов применяется способ микродугового оксидирования, при котором образование оксидного слоя происходит после подачи напряжения на электрода, одним из которых является обрабатываемая деталь, а другим — электролит [3, 4].

Имеются сведения о технологии газотранспортных СВС-покрытий [5]. В данном случае в состав СВС-шихты, включающей компоненты (А + В), реагирующие между собой с экзотермическим эффектом, дополнительно вводят легко сублимирующую при нагреве галогеносодержащую добавку G, пары которой выполняют функцию газотранспортного вещества. Тогда для получения СВС-покрытия на изделии его помещают в объем составленной шихты и производят ее зажигание. В результате на начальной стадии в зоне прогрева волны горения происходит образование газообразных соединений — галогенидов AG и BG, обтекающих поверхность изделия. На последующей стадии вследствие значительного повышения температуры горения летучие галогениды разлагаются. При этом компоненты А и В конденсируются по поверхности изделия и реагируют с образованием



Д. А. Иванов  
E-mail: dali\_888@mail.ru

соединения АВ. Указано также [5], что таким методом могут быть получены покрытия из боридов, силицидов и интерметаллидов толщиной 5–150 мкм.

В рамках данной работы исследовали процесс формирования мелкокристаллического алюмооксидного покрытия на поверхности алюминиевой порошковой заготовки (ПЗ) при ее фильтрационном горении (ФГ), которое является разновидностью СВС-процесса [5]. Кроме того, изучены физико-механические свойства полученных образцов.

## МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА И ИССЛЕДОВАНИЙ

Для изготовления алюминиевой ПЗ использовали алюминиевую пудру марки ПАП-2 (ГОСТ 5494) с чешуйчатой формой частиц, покрытых тонким слоем стеарина. Предварительно пудру термообрабатывали на воздухе при 350 °С в течение времени, необходимого для выжигания стеарина и его замены на пассивирующую алюмооксидную пленку. Размеры чешуйчатых частиц, согласно данным электронно-микроскопического анализа, составляли 10–100 (длина), 5–50 (ширина) и менее 1 мкм (толщина) (рис. 1). В состав полученной алюминиевой пудры вводили тонкомолотое натрийсиликатное оконное листовое стекло ( $V = 1\%$ ) из расчета на объем смеси. Измельчение стеклобоя проводили в планетарной мельнице и получали стеклянные частицы, линейные

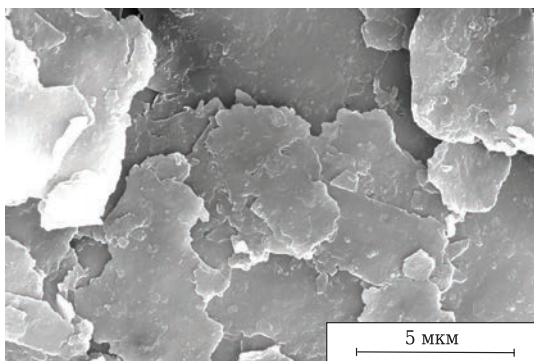


Рис. 1. Чешуйчатые частицы алюминиевой пудры ПАП-2

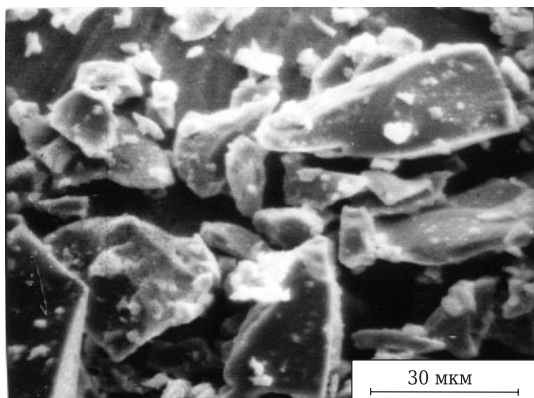


Рис. 2. Частицы тонкомолотого натрийсиликатного стекла

размеры которых укладываются в интервал значений 5–50 мкм (рис. 2). Химический состав стекла, мас. %:  $\text{SiO}_2$  71,8–72,4,  $\text{Na}_2\text{O}$  14,5–14,9,  $\text{CaO}$  6,4–6,8,  $\text{MgO}$  3,9–4,3,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  1,8–2,2,  $\text{K}_2\text{O}$  0,5–1,5,  $\text{SO}_3$  0,3–0,4,  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  не более 0,2 [6].

Сухое смешивание алюминиевой пудры с добавкой тонкомолотого натрийсиликатного стекла производили в смесителе барабанного типа. ПЗ получали прессованием смеси под давлением 200 МПа. Реакционное спекание ПЗ, сопровождающееся формированием на ее поверхности мелкокристаллического алюмооксидного покрытия, проводили на воздухе (температура в печи  $t_p$  800 °С, выдержка  $t_v$  23 мин) в режиме ФГ.

Фазовый состав материалов исследовали с применением рентгенофазового анализа (РФА) на установке ДРОН-3 (излучение  $\text{Cu K}_\alpha$ ) по стандартной методике, структуру — на электронном микроскопе Hitachi-F405A с поверхности излома образцов. Локальный рентгеноспектральный анализ (ЛРСА) проводили с использованием микроанализатора Stereoscan S4-10. Предел прочности при изгибе определяли на призматических образцах размерами 8×8×50 мм, используя трехточечную схему нагружения при скорости деформирования 1 мм/мин. Трещиностойкость (по параметру  $K_{Ic}$ ) определяли при тех же условиях, используя призматические образцы (8×8×50 мм) с боковым надрезом длиной 0,5 от высоты, радиус кривизны надреза 50 мкм. Твердость по Бринеллю (ГОСТ 9012) определяли путем вдавливания шарового индентора диаметром 2,5 мм под нагрузкой 306,5 Н при выдержке под нагрузкой 10 с. Плотность, открытую пористость и относительную линейную усадку образцов рассчитывали по общепринятой методике [7].

## ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

**Особенности реакционного спекания ПЗ в режиме ФГ.** Следует отметить, что технологические факторы, используемые для получения ПЗ ( $V$ ,  $P$ ), и температурно-временные параметры реакционного спекания ( $t_p$ ,  $t_v$ , рис. 3), обеспечивающие формирование на ее поверхности мелкокристаллического алюмооксидного покрытия, были установлены экспериментально. Можно представить, что поровое пространство ПЗ образовано сообщающимися щелевидными воздушнонаполненными порами за счет неплотного прилегания чешуйчатых частиц алюминиевой пудры. Оно может рассматриваться в качестве некой «фильтрационной» порошковой системы. Механизм ФГ описан в статье [8].

При нагреве ПЗ до 550 °С инициируется экзотермическая реакция горения алюминия



Реакция (1) осуществляется за счет диффузии кислорода воздуха к алюминию через по-

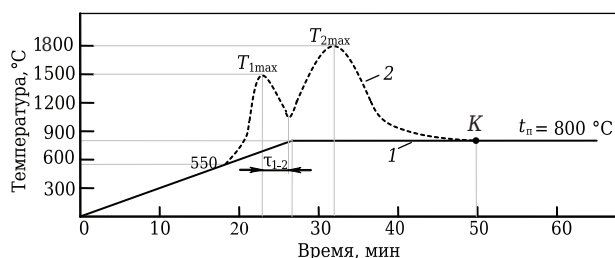
верхностные оксидные пленки алюминиевых чешуйчатых частиц (первая стадия ФГ). Ее начало фиксируется по свечению поверхности образца и последующему увеличению яркости свечения по мере распространения фронта горения от поверхности внутрь его объема. Максимальная яркостная температура образца, измеренная пирометром, составляла 1500 °С ( $T_{1\max}$ ). Затем фиксируется снижение яркостной температуры (примерно до 900 °С) вследствие накопления в порах алюмооксидной фазы продукта реакции (1), снижающей проницаемость образца для газообразного окислителя — кислорода воздуха. В данном случае при повышении температуры образца выше температуры плавления алюминия перегретый алюминиевый расплав в объеме чешуйчатых частиц удерживался поверхностными оксидными пленками и его растекания не наблюдалось. Кроме того, этот факт связан с аномально высокой вязкостью данного расплава, насыщенного синтезируемой алюмооксидной фазой.

Далее, через интервал времени  $\tau_{1-2}$  инициируется экзотермическая реакция взаимодействия алюминия с  $\text{SiO}_2$  (вторая стадия ФГ), входящим в состав натрийсиликатного стекла:

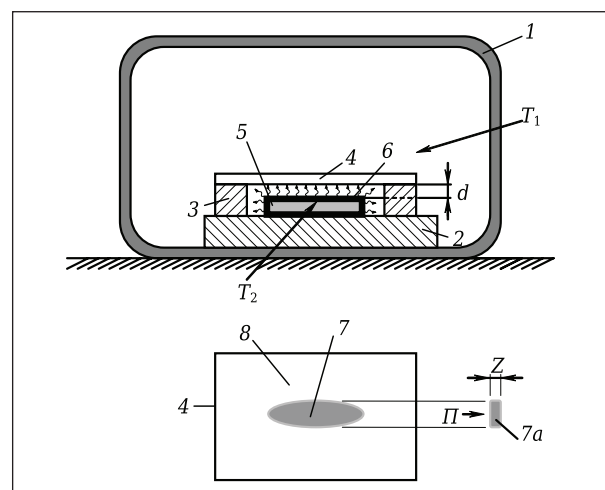


Наличие временного интервала  $\tau_{1-2}$  обусловлено необходимостью затраты времени на размягчение частиц натрийсиликатного стекла, их растекания в некоторых локальных областях поверхности оксидных пленок, содержащихся на алюминиевых чешуйчатых частицах, а также растворения этих оксидных пленок расплавом стекла — расплав алюминия инициируется реакция (2). В результате на кривой 2 (см. рис. 3) фиксируется второй температурный максимум ( $T_{2\max}$ ), соответствующий яркостной температуре 1800 °С. При этом вследствие дополнительного разогрева и термического расширения образца происходит возрастание его газопроницаемости, в результате чего возможно возобновление реакции (1). С течением времени реакции (1) и (2) затухают и яркостная температура спекаемой ПЗ выравнивается с температурой внутри печного пространства (точка К на кривой режима спекания обозначает окончание  $\tau_n$ ).

**Специфика формирования мелкокристаллического алюмооксидного покрытия на ПЗ в процессе ФГ.** На протяжении второй стадии ФГ визуально наблюдали газовыделение из образца и нарастание на его поверхности черного покрытия (рис. 4, поз. 6). В условиях эксперимента установить состав выделяющихся газов представлялось возможным только косвенным путем: их конденсацией на кварцевой подложке 4 и последующим рентгенофазовым анализом конденсата (поз. 7, 7а и 8). При этом



**Рис. 3.** Температурно-временные параметры реакционного спекания ПЗ в режиме ФГ: 1 — кривая изменения температуры в печном пространстве, построенная по показаниям термопары; 2 — кривая изменения яркостной температуры поверхности образца, построенная по показаниям пирометра (остальные обозначения — в тексте)



**Рис. 4.** Схематическое изображение процесса конденсации на кварцевой подложке газообразных продуктов, выделяющихся из образца при ФГ: 1 — муфельная печь; 2 — подставка из пенокорунда; 3 — прокладки из пенокорунда; 4 — подложка из  $\text{SiO}_2$  ( $d = 1 \div 2$  мм); 5 — сечение образца; 6 — мелкокристаллическое алюмооксидное покрытие; 7 — зона конденсата пластинчатой формы; 7а — пластинчатый конденсат, отделенный от подложки ( $Z = 0,2 \div 0,3$  мм); П — поверхность, прилегающая к подложке; 8 — зона мелкодисперсного конденсата;  $T_1$ ,  $T_2$  — температура в печном пространстве и яркостная температура образца соответственно; стрелками показано направление газовыделения

учитывали, что фазовый состав конденсата и выделяющихся газообразных продуктов может различаться вследствие взаимодействия последних с воздушной атмосферой и материалом подложки.

Для нивелирования первого фактора зазор между образцом и подложкой устанавливали минимальным ( $d = 1 \div 2$  мм) для уменьшения длительности пребывания выделяющихся газов в контакте с атмосферным воздухом. Вторым фактор считали допустимым, полагая, что по фазовому составу конденсата (продукта реакции между выделяющимися газами и подложкой) можно судить о составе выделяющихся газов. Следует отметить также, что направление и ин-



тенсивность переноса газообразных продуктов от образца к кварцевой подложке определяется температурным градиентом ( $T_2 > T_1$ ), где  $T_2$  — яркостная температура образца, максимальное значение которой 1800 °С;  $T_1$  — температура в печном пространстве, измеренная по показанию термопары 800 °С.

Визуально осажденный на подложке конденсат был представлен двумя ярко выраженными зонами: центральной 7 серого цвета и периферийной 8 белого цвета. Конденсат 7а центральной зоны 7 имел пластинчатую структуру и легко отделялся от кварцевой подложки, оставляя в зоне отделения углубление соответствующей формы. Конденсат периферийной зоны 8 представлял собой мелкодисперсные частицы, связанные с кварцевой подложкой. По данным РФА, конденсат 7а зоны 7 с поверхности П, прилегающей к кварцевой подложке, представлен следующими фазами, об. %: Si (59),  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (32), Al(OH)<sub>3</sub> (3), Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub> (6). Результаты ЛРСА также показывают преимущественное содержание Si с поверхности П. Конденсат зоны 8 имел следующий фазовый состав, об. %: Na<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>O<sub>5</sub> 43, Na<sub>2</sub>SiO<sub>3</sub> 13, NaAlSi<sub>3</sub>O<sub>8</sub> 24, Al(OH)<sub>3</sub> 13, SiO<sub>2</sub> кварц 7.

Полученные данные позволяют сделать предположение, что газовыделение обусловлено испарением алюминия, так как упругость пара в интервале 1527–2027 °С достаточно высока и составляет от 245 до  $164 \cdot 10^2$  Па [9]. Кроме того, возможно выделение перегретого пара Na<sub>2</sub>O, поскольку температура кипения оксида натрия составляет 1350 °С [10] ( $T_{2\max} = 1,33 \cdot T_{\text{кип}} \text{ Na}_2\text{O}$ ). Тогда преимущественное содержание Si в зоне 7 свидетельствует о реакции восстановления кремния из кварца парами алюминия:  $4\text{Al}_{\text{пар}} + 3\text{SiO}_2 = 2\text{Al}_2\text{O}_3 + 3\text{Si}$ . При этом основной состав зоны 8 формируется вследствие взаимодействия материала подложки с парами Na<sub>2</sub>O, в результате чего образуются сложные силикаты.

Следует отметить также, что ярко выраженная зональность конденсата (наличие центральной и периферийной зон) связана с различием упругости выделяющихся паров Al и Na<sub>2</sub>O: упругость пара Na<sub>2</sub>O при данной температуре существенно выше упругости пара Al, что определяет больший линейный размер зоны 8 по сравнению с зоной 7.

Данные РФА покрытия 6 показывают, что его фазовый состав представлен  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (100 об. %), а усредненный фазовый состав всего образца

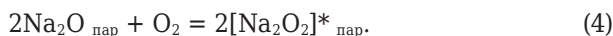
наряду с неокисленным алюминием включает различные модификации оксида алюминия, AlN и Si, а также содержит сложные силикаты (см. таблицу).

### Главные физико-химические аспекты формирования мелкокристаллического алюмо-оксидного покрытия на поверхности ПЗ.

Поскольку покрытие на ПЗ представлено исключительно  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, следует предположить, что в его формировании участвуют только пары алюминия в поровом пространстве вблизи поверхности образца. Оно создает определенное сопротивление прохождению паров и задерживает их в поверхностном слое. В этом слое пары Al частично адсорбируются и взаимодействуют с газообразным окислителем — атомарным кислородом (O<sup>·</sup>). Образование паров алюминия представляется реакцией



Источником атомарного кислорода, по нашему мнению, является неустойчивый пероксидный комплекс [Na<sub>2</sub>O<sub>2</sub>]\*, образование которого возможно вследствие повышенного сродства к кислороду натрия, входящего в состав перегретого пара Na<sub>2</sub>O. Натрий стремится повысить свою степень окисления, образуя неустойчивое парообразное соединение [Na<sub>2</sub>O<sub>2</sub>]\*:



Неустойчивый пероксидный комплекс разлагается с образованием паров оксида натрия и чрезвычайно реакционно-активного атомарного кислорода:



Таким образом, перегретый пар Na<sub>2</sub>O осуществляет транспорт атомарного кислорода, который в поверхностном слое образца взаимодействует с адсорбированными в нем атомами парообразного алюминия. В результате образуются промежуточные летучие субоксиды (AlO и Al<sub>2</sub>O), превращающиеся в конечном итоге в стехиометрический корунд в виде сконденсированной фазы:



### Фазовый состав реакционно-спеченного материала в режиме ФГ

Проба	Содержание кристаллической фазы, об. %							
	Al	$\alpha$ -Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	$\gamma$ -Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	$\theta$ -Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Si	AlN	Na <sub>2</sub> SiO <sub>3</sub>	Na <sub>2</sub> MgSiO <sub>2</sub>
Порошковая, полученная измельчением образца*	54	34	4	2	2	2	1	1
Поверхность мелкокристаллического покрытия	—	100	—	—	—	—	—	—

\* Указан усредненный фазовый состав.

Следует отметить, что возможность образования летучих субоксидов при горении алюминия показана в работе [11], а аналогичные газотранспортные реакции (6)–(9) реализуются при получении нитевидных кристаллов  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  путем окисления частиц алюминиевого порошка во влажном водороде [12, 13].

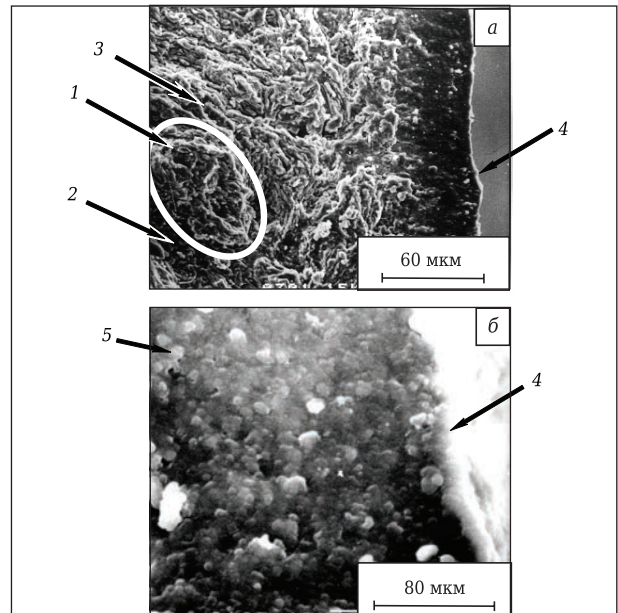
В условиях представленного эксперимента пары  $\text{Na}_2\text{O}$  играют роль катализатора окисления поверхности образца. Подтверждением особой функции этих паров при формировании мелкокристаллического алюмооксидного покрытия является невозможность получения такого покрытия при замене натрийсиликатного стекла на чистый  $\text{SiO}_2$  в эквивалентном или любом другом количестве.

**Структура и физико-механические свойства полученных образцов.** Структура реакционно-спеченного в режиме ФГ образца (рис. 5) была зафиксирована с поверхности его поперечного излома. Толщина образовавшегося по всей его поверхности мелкокристаллического  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  покрытия 4 составила 30–50 мкм, а размеры кристаллов 5 в его составе 0,1–2,0 мкм. Для образца характерна слоистая структура, сформированная за счет объединения окисированных чешуйчатых частиц 3 в многослойные агломераты 1, между которыми наблюдаются поры 2. Физико-механические свойства реакционно-спеченного материала образца в режиме ФГ приведены ниже:

Плотность $\rho$ , г/см <sup>3</sup> .....	2,3
Открытая пористость $P_{\text{отк}}$ , %.....	15
Относительная линейная усадка $\Delta l/l_0$ , %.....	3,5
Относительный прирост массы $\Delta m/m_0$ , %.....	9
Предел прочности при изгибе $\sigma$ , МПа.....	120
Трещиностойкость $K_{Ic}$ , МПа·м <sup>1/2</sup> .....	3,6
Твердость по Бринеллю $HV$ .....	32

После завершения спекания наблюдаются прирост массы образца и его незначительная усадка. Прирост массы происходит вследствие накопления алюмооксидной фазы в поровом пространстве и на поверхности образца. Малая усадка образца может рассматриваться как результат частичной компенсации уменьшения линейных размеров образца его расширением вследствие синтеза силикатных фаз и алюмооксидной фазы, сопровождающегося увеличением объема. Полученный материал при относительно невысокой плотности обладает достаточно высокими показателями механических свойств ( $\sigma_{\text{изг}}$  и  $K_{Ic}$ ). Это объясняется, по-видимому, эффектом армирования структуры образца синтезируемой мелкокристаллической алюмооксидной фазой в его объеме и на поверхности.

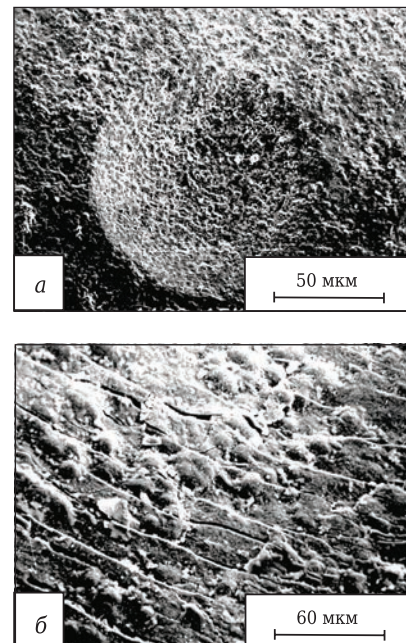
Следует отметить, что мелкокристаллическое  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ -покрытие связано с пластичной основой. Поэтому при вдавливании в поверхность образца шарового индентора оно деформируется, но не разрушается сколом. При этом



**Рис. 5.** Поверхность излома реакционно-спеченного образца в режиме ФГ: а — слоистые агломераты 1, поры 2, чешуйчатые частицы алюминия с поверхностной алюмооксидной фазой 3, мелкокристаллическое алюмооксидное покрытие 4; б — алюмооксидные кристаллы 5 в покрытии 4

фиксируется четкий отпечаток индентора и наблюдается только локальное хрупкое разрушение в виде кольцевых трещин (рис. 6).

Кроме того, благодаря сформированному  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ -покрытию твердость образца по Бринеллю соответствует твердости деформируемого алюминиевого сплава АМц [14].



**Рис. 6.** Поверхность образца после вдавливания шарового индентора: а — отпечаток шарового индентора; б — кольцевые трещины в мелкокристаллическом алюмооксидном покрытии на поверхности отпечатка

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Изучен процесс формирования мелкокристаллического алюмооксидного покрытия на поверхности алюминиевой ПЗ, содержащей 1 об. % тонкомолотого натрийсиликатного стекла, в результате ее ФГ на воздухе. Для получения ПЗ использовали алюминиевую пудру ПАП-2 после термообработки на воздухе при 350 °С в течение времени, необходимого для выжигания стеаринового покрытия с поверхности ее частиц и замены стеарина на пассивирующую алюмооксидную пленку. Тонкомолотое натрийсиликатное стекло вводили в состав алюминиевой пудры путем сухого смешивания, ПЗ получали прессованием полученной смеси.

Наблюдала две стадии ФГ: первая стадия инициировалась при 550 °С вследствие экзотермической реакции горения алюминия (максимальная яркостная температура 1500 °С), вторая — при 900 °С благодаря возбуждению экзотермической реакции взаимодействия алюминия с SiO<sub>2</sub>, входящим в состав натрийсиликатного стекла (максимальная яркостная температура 1800 °С). Визуально зафиксировано, что на протяжении второй стадии ФГ происходят газовыделение из образца и нарастание на его поверхности покрытия черного цвета. Путем конденсации выделяющихся газообразных продуктов на кварцевую подложку и последующим

РФА конденсата установлено, что газовыделение обусловлено выделением паров Al и Na<sub>2</sub>O.

Методом РФА показано, что фазовый состав сформированного покрытия соответствует α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (толщина покрытия 30–50 мкм, размеры кристаллов 0,1–2,0 мкм), а усредненный фазовый состав всего образца наряду с чистым алюминием (54 %) включает различные модификации Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (40 %), AlN (2 %) и Si (2 %), а также сложные силикаты (остальное).

Предложен механизм формирования мелкокристаллического α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-покрытия, основанный на реализации последовательности газотранспортных реакций взаимодействия паров Al и атомарного кислорода с образованием летучих субоксидов AlO, Al<sub>2</sub>O и в конечном итоге сконденсированной фазы — α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Основные физико-механические свойства полученных образцов: плотность 2,3 г/см<sup>3</sup>, открытая пористость 15 %, предел прочности при изгибе 120 МПа, трещиностойкость 3,6 МПа·м<sup>1/2</sup>, твердость по Бринеллю 32.

\*\*\*

*Исследования выполнены в рамках базовой части государственного задания вузам № 11.7568.2017/Б4 с использованием оборудования ресурсного центра коллективного пользования «Авиационно-космические материалы и технологии» МАИ.*

## Библиографический список

1. **Кудинов, В. В.** Нанесение покрытий напылением. Теория, технология и оборудование / В. В. Кудинов, Г. В. Бобров. — М. : Металлургия, 1992. — 432 с.
2. **Балдаев, Л. Х.** Газотермическое напыление : уч. пособие под общ. ред. Л. Х. Балдаева / Л. Х. Балдаев, В. Н. Борисов, В. А. Вахалин [и др.]. — М. : Маркет ДС, 2007. — 344 с.
3. **Михеев, А. Е.** Технологические возможности микродугового оксидирования алюминиевых сплавов / А. Е. Михеев, А. В. Гирн, В. В. Стацуря // Вестник машиностроения. — 2003. — № 2. — С. 56–63.
4. **Кривоносова, Е. А.** Легирование через электролит при микродуговом оксидировании алюминия / Е. А. Кривоносова, А. И. Горчаков, Ю. В. Щербаков // Сварка и диагностика. — 2013. — № 4 — С. 13–15.
5. **Левашов, Е. А.** Физико-химические и технологические основы самораспространяющегося высокотемпературного синтеза / Е. А. Левашов, А. С. Рогачев, В. И. Юхвид, И. П. Боровинская. — М. : Изд-во БИНОМ, 1999. — 176 с.
6. **Павлушкин, Н. М.** Стекло : справочник / Н. М. Павлушкин (ред.). — М. : Стройиздат, 1973. — 487 с.
7. **Лукин, Е. С.** Технический анализ и контроль производства керамики / Е. С. Лукин, Н. Т. Андрианов. — М. : Стройиздат, 1986. — 272 с.
8. **Иванов, Д. А.** Особенности технологии и физико-механические свойства кермета Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Al со слоистой

структурой / Д. А. Иванов, А. И. Ситников, С. Д. Шляпин // Изв. вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. — 2008. — № 3. — С. 23–29.

9. Металловедение алюминия и его сплавов : справ. изд. ; под ред. И. Н. Фридляндера. — М. : Металлургия, 1983. — 280 с.

10. Физико-химические свойства окислов : справ. изд. — 2-е изд., перераб. и доп. ; под ред. Г. В. Самсонова. — М. : Металлургия, 1978. — 472 с.

11. **Ильин, А. П.** Горение алюминия и бора в сверхтонком состоянии / А. П. Ильин, А. А. Громов. — Томск : изд-во Томского ун-та, 2002. — 154 с.

12. **Карпинос, Д. М.** Новые композиционные материалы / Д. М. Карпинос, Л. И. Тучинский, Л. Р. Вишняков. — Киев : Высшая школа, 1977. — 312 с.

13. **Иванов, Д. А.** Дисперсно-упрочненные, волокнистые и слоистые неорганические композиционные материалы / Д. А. Иванов, А. И. Ситников, С. Д. Шляпин. — М. : МГИУ, 2010. — 230 с.

14. **Арзамасов, Б. Н.** Материаловедение / Б. Н. Арзамасов, В. И. Макарова, Г. Г. Мухин [и др.]. — М. : изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2001. — 648 с. ■

Получено 02.10.17

© Д. А. Иванов, А. И. Ситников, Г. Е. Вальяно, С. Д. Шляпин, 2018 г.