

PACS numbers: 62.20.Qp, 68.37.Lp, 81.05.Je, 81.15.Ef, 81.15.Jj, 81.40.Wx, 85.40.Sz

Структура и некоторые свойства толстых конденсатов оксида алюминия, получаемых электронно-лучевым испарением и осаждением паровой фазы в вакууме

Л. А. Крушинская, Я. А. Стельмах

*Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины,
ул. Горького, 68,
03150 Киев, Украина*

Исследованы зависимости морфологии поверхности, структуры и фазового состава толстых конденсатов Al_2O_3 , полученных методом ЕВРВД, от температуры конденсации. Обнаружено присутствие наноструктурной составляющей различной морфологии и фазового состава в широком интервале температур конденсации. Приведены также результаты измерений микротвердости и электрической прочности конденсатов оксида алюминия.

Досліджено залежності морфології поверхні, структури і фазового складу товстих конденсатів Al_2O_3 , одержаних методою ЕВРВД, від температури конденсації. Виявлено присутність наноструктурної складової різної морфології та фазового складу в широкому інтервалі температур конденсації. Наведено також результати мірювання мікротвердості та електричної міцності конденсатів оксиду алюмінію.

The dependences of surface morphology, structure, and phase composition of thick Al_2O_3 condensates obtained by ЕВРВД on the condensation temperature are studied. The presence of nanostructured components of different morphology and phase composition in a wide temperature condensation range is revealed. The results of measurements of the microhardness and electric strength of aluminium-oxide condensates are presented.

Ключевые слова: электронно-лучевое испарение (ЕВРВД), толстые пленки, Al_2O_3 , нанотехнология, наноструктура.

(Получено 17 ноября 2010 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Особый интерес к формированию структур с широким спектром

дисперсности, от микро- до нанокристаллической и аморфной обусловлен поиском возможностей улучшения эксплуатационных характеристик и расширения области использования традиционных конструкционных материалов. Оксид алюминия по сей день представляется перспективным материалом для широкого спектра конструкционных применений, благодаря сочетанию высокой твердости, термостойкости, химической инертности, а также теплозащитным, электроизоляционным и др. свойствам. В частности, покрытия на основе Al_2O_3 применяют при изготовлении износостойких деталей машин, работающих в агрессивных средах и подвергающихся интенсивному эрозионному и абразивному воздействию, а также в микроэлектронике и других областях новой техники.

Среди наиболее отработанных методов получения конденсатов Al_2O_3 газотермический, плазменно-детонационный методы напыления, а также варианты вакуумных технологий — химическое осаждение из газовой фазы (CVD) и физическое из паровой фазы (PVD).

В данной работе конденсаты оксида Al_2O_3 получали методом электронно-лучевого испарения с последующей конденсацией паровой фазы в вакууме на подложку (EBPVD). Физические процессы, положенные в основу данной технологии, бесспорно, позволяют отнести ее к нанотехнологиям [1].

Ранее были выполнены исследования структуры конденсатов Al_2O_3 , полученных различными методами в вакууме [2–6]. Однако в оксиде алюминия при конденсации происходят фазовые превращения, степень завершенности которых, а следовательно, и эксплуатационные свойства, зависят от способа конденсации, температуры подложки, толщины сформированного конденсата, чистоты оксида алюминия и ряда других факторов. Имеющиеся в литературе сведения о последовательности фазовых превращений $\gamma-Al_2O_3 \rightarrow \alpha-Al_2O_3$ и количестве промежуточных модификаций довольно противоречивы и в своем большинстве относятся к тонким слоям [2–5].

В связи с этим большой интерес представляет исследование процессов структурообразования в толстых конденсатах оксида алюминия и их корреляции с технологическими параметрами. Ниже излагаются результаты исследований толстых (20–60 мкм) конденсатов Al_2O_3 , полученных с использованием EBPVD.

2. УСЛОВИЯ ЭКСПЕРИМЕНТА, МЕТОДЫ И ОБЪЕКТЫ

Оксид алюминия получали методом электронно-лучевого испарения штапиков Al_2O_3 (диаметром 50 мм, полученных холодным прессованием из порошка плавной окиси алюминия марки Ч) с последующей конденсацией парового потока на подложке.

Как было сказано выше, одним из основных факторов, опреде-

ляющих структуру и свойства конденсатов, является температура подложки $T_{\text{п}}$. С этой целью разработана методика осаждения конденсатов на подложку с заданным вдоль ее оси градиентом температур [7], позволяющая за один эксперимент получить информацию о структуре и свойствах конденсированных материалов в заданном непрерывном интервале температур осаждения.

Подложка представляет собой пластину длиной 250 мм, шириной 22 мм, толщиной 2,4 мм. Для легкого разделения конденсата на отдельные образцы с обеих сторон подложки фрезеровались поперечные канавки глубиной 0,9 мм; ширина образца составляла 6 мм. Перед нанесением конденсата подложка полировалась и обезжиривалась. Материал подложки — Ст.3.

Градиент температур 150–1200°C вдоль подложки создавался путем закрепления одного ее края в медный водоохлаждаемый штوك и нагрева электронным лучом противоположного края. Измерение градиента температур выполняли с помощью пяти хромель-алюмелевых термопар с точностью $\pm 10^\circ\text{C}$.

Скорость конденсации в данных экспериментах была постоянной и составляла в среднем 1 мкм/мин.

Вакуум в рабочей камере во время процесса конденсации составлял $(1-2) \cdot 10^{-4}$ Торр.

Структуру поверхности и в сечении покрытий исследовали методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) с использованием микроскопа Cam Scan 4D в режимах вторичных и упругоотраженных электронов.

Для определения элементного состава покрытий применяли рентгеноспектральный микроанализатор (приставка EDX к микроскопу Cam Scan 4D). Программа обработки результатов Inca-2000. Погрешность измерений $\pm 0,3\%$.

Исследование фазового состава полученных конденсатов выполнено методом рентгеновской дифракции на приборе ДРОН-3М в медном K_α -излучении (длина волны 1,54178 Å) с фокусировкой по Брэггу–Брентано на отражение в диапазоне углов 2θ 10–100°; вывод информации осуществлялся на самопишущий прибор. Для обработки полученных данных использовали программу PCW (Powder Cell), которая интерпретирует полученные рентгенограммы методом Ритвельда.

Исследования тонкой структуры конденсатов оксида алюминия осуществляли методом электронной микроскопии на просвет (ПЭМ) на приборе H-800 (Hitachi) при ускоряющем напряжении 200 кВ. Для исследования использовали тонкие участки, прозрачные для электронов, получаемые путем отслоения от массивного конденсата. Идентификацию электронограмм и дифрактограмм выполняли по картотеке ASTM.

Микротвёрдость конденсатов по Виккерсу (HV) измеряли с по-

мощью специальной приставки Micro Duomat 4000E к оптическому микроскопу Polyvar Met в режиме автоматического нагружения при нагрузке на индентор 10 г.

Электрическую прочность (напряжение пробоя) диэлектрического покрытия Al_2O_3 измеряли при постоянном и переменном токе при комнатной температуре по методике [8].

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Исследования элементного состава показали, что полученные нами конденсаты по составу соответствовали соединению Al_2O_3 во всем исследуемом диапазоне температур конденсации $T_{\text{п}}$.

Чувствительной характеристикой к целому ряду эксплуатационных свойств покрытий является шероховатость поверхности, определяемая, как правило, масштабом объемной структуры материала. Поэтому, наряду со структурой сечений конденсатов исследовали также морфологию их поверхностей.

Исследования естественной поверхности конденсатов Al_2O_3 показали, что при низких температурах конденсации (температура подложки $T_{\text{п}} \cong 150\text{--}350^\circ\text{C}$) визуализируется гладкая, блестящая, прозрачная стеклоподобная поверхность. Структура поверхности и поперечного сечения таких конденсатов однородная, беспористая и слабо разрешима электронным микроскопом (рис. 1, *a*).

Рентгенографическое исследование тонкой структуры конденсатов, полученных в этой температурной области, показало наличие рентгеноаморфной фазы. Дополнительными исследованиями этих образцов методом ПЭМ не удалось обнаружить зёрненную структуру,

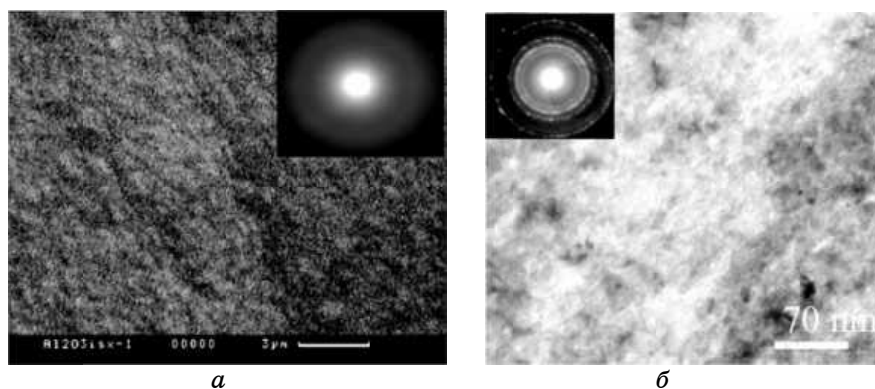


Рис. 1. Структура конденсатов Al_2O_3 : (*a*) $T_{\text{п}} = 250^\circ\text{C}$, естественная поверхность и электронограмма; (*б*) $T_{\text{п}} = 250^\circ\text{C}$, после отжига при $T = 900^\circ\text{C}$, $\tau = 1$ час, $P = 1,3 \cdot 10^{-4}$ Па, данные ПЭМ и электронограмма.

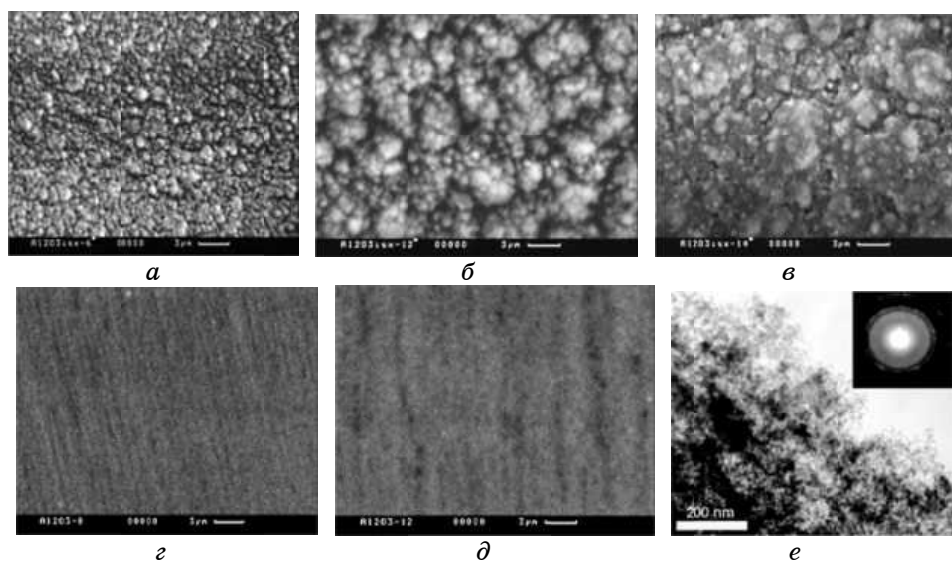


Рис. 2. Структура конденсатов Al_2O_3 : естественная поверхность (а) $T_{\text{н}} = 350\text{--}400^\circ\text{C}$; (б) $T_{\text{н}} = 550^\circ\text{C}$, (в) $T_{\text{н}} = 650\text{--}800^\circ\text{C}$; сечение (г) $T_{\text{н}} = 350^\circ\text{C}$, (д) $T_{\text{н}} = 550^\circ\text{C}$; данные ПЭМ и электронограмма (е) $T_{\text{н}} = 750^\circ\text{C}$.

при этом электронограммы фиксируют только диффузное отражение, что подтверждает аморфную структуру конденсата (рис. 1, а).

Согласно имеющимся в литературе данным, образование аморфного Al_2O_3 в этом температурном интервале $T_{\text{н}}$ характерно для всех методов осаждения оксида алюминия, хотя несколько колеблется граничная температура аморфной зоны [2–6, 9].

Такая структура является неравновесной, термодинамически нестабильной. Термическая активация (отжиг в вакууме при температуре 900°C в течение 1 часа) конденсатов Al_2O_3 , полученных в низкотемпературной области, приводит к рекристаллизации аморфной матрицы. Дифракция электронов через тонкий слой отожженных конденсатов показала четкие концентрические кольца, соответствующие поликристаллической γ -фазе Al_2O_3 (рис. 1, б). По данным ПЭМ средний размер зерен γ -фазы в конденсатах после отжига $d = 10\text{--}20$ нм (рис. 1, б), а объем содержащейся γ -фазы по нашим оценкам не менее 90%. Других фаз (ни термодинамически стабильной α -фазы, ни нестабильных промежуточных) обнаружено не было. Для образования α -фазы по-видимому недостаточно высокая температура отжига, либо недостаточно времени выдержки для фазового перехода $\gamma \rightarrow \alpha$ фазу Al_2O_3 .

С повышением температуры осаждения $T_{\text{н}}$ конденсаты приобретают белый цвет, меняются морфология их поверхности, внутренняя структура, а также фазовый состав.

Оксид алюминия, осажденный на подложку, подогретую до 350--

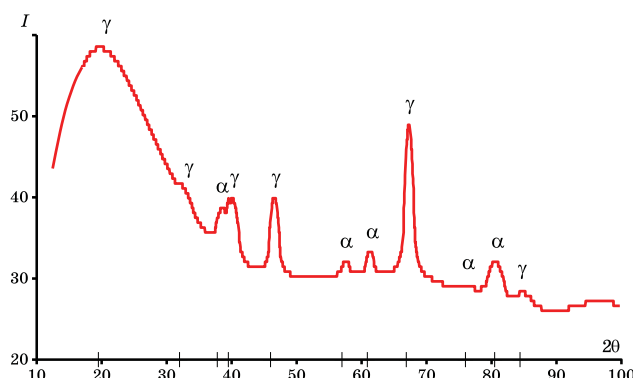


Рис. 3. Дифрактограмма Al_2O_3 , $T_n \cong 800^\circ\text{C}$.

400°C , имеет губчатую поверхность с хорошо развитой сеткой каналов и пор (рис. 2, а). Такая структура имеет большую поверхностную энергию, неравновесна и является следствием невысокой поверхностной подвижности адатомов.

Подобная морфология поверхности наблюдается в достаточно широкой области температур конденсации $T_n = 400\text{--}800^\circ\text{C}$ (рис. 2, а, б, в). Однако с увеличением T_n возрастает и миграционная способность адатомов, что приводит к сглаживанию шероховатости поверхности, залечиванию пор. Поверхностная энергия при этом уменьшается, конденсат приобретает более равновесную структуру (рис. 2, в).

Такое изменение поверхности конденсата хорошо согласуется с изменениями структуры слоя Al_2O_3 , наблюдаемыми на сечениях (шлифах), сделанных в направлении роста конденсата (рис. 2, г, д). Так, в окрестности $T_n \cong 350\text{--}400^\circ\text{C}$ происходит переход к мелко-столбчатой (волокнистой) структуре, которая сохраняется до температур $T_n \cong 800^\circ\text{C}$. Несколько увеличивается размер кристаллитов от $0,8\text{--}1,0$ мкм до $1,5\text{--}3,0$ мкм (соответственно при 400°C и 800°C).

Рентгеноструктурные исследования конденсатов оксида алюминия в этой области показали, что с ростом температуры T_n на фоне рентгеноаморфной составляющей появляются четкие интерференционные максимумы. Они принадлежат фазе, имеющей кубическую гранецентрированную структуру шпинельного типа с параметром решетки $a = 0,7915$ нм. Как известно, подобной структурой и близким по величине параметром решетки $a = 0,790\text{--}0,791$ нм обладает $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$. Следует отметить, что даже при $T_n = 800^\circ\text{C}$ на рентгенограммах наблюдается диффузное гало в области малых углов ($2\theta = 15\text{--}30^\circ$), что свидетельствует о присутствии аморфной составляющей структуры (рис. 3). При этой же температуре на рентгенограммах, снятых с образцов толщиной более 20 мкм, появляются рефлексы следов α -фазы Al_2O_3 (рис. 3). Присутствие метастабильной высокодисперсной поликристаллической γ -фазы Al_2O_3 подтверждают также

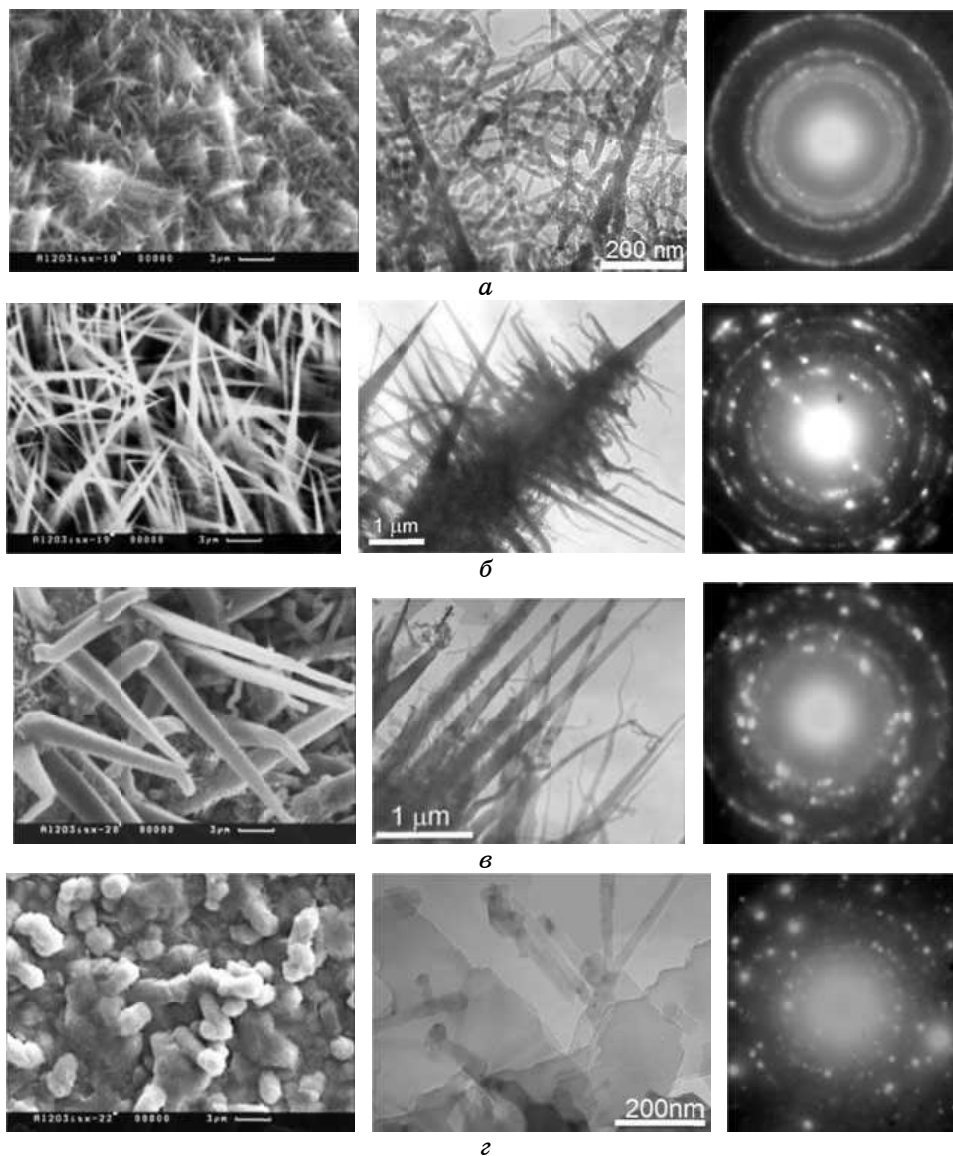


Рис. 4. Структуры и электронограммы конденсатов, полученных при $T_{\text{п}}$: *a* — 825–885°C; *б* — 940°C; *в* — 1000°C; *г* — 1030–1100°C.

электронографические исследования (рис. 2, *e*). С ростом $T_{\text{п}}$ уменьшается объемная доля аморфной фазы и растет количество кристаллической γ -фазы (оценочно до $\cong 90\%$ при $T_{\text{п}} = 750^\circ\text{C}$); наблюдается также некоторый рост зерен γ -фазы, средний размер зерен $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ по данным ПЭМ составлял $d = 20\text{--}25$ нм (при $T_{\text{п}} = 750^\circ\text{C}$).

Каких-либо промежуточных метастабильных фаз в этом интервале температур конденсации нами не обнаружено. При $T_n \cong 825^\circ\text{C}$ наблюдается резкое изменение морфологии поверхности конденсата Al_2O_3 (рис. 4).

Игольчатая форма поверхности преобладает и характерна для конденсатов Al_2O_3 , полученных в интервале $T_n = 825\text{--}1000^\circ\text{C}$, однако отличается размерностью. Так, иголки $0,1\text{--}0,3$ мкм при $T_n = 825^\circ\text{C}$ приобретают форму конкретных игл с размерами $1,5\text{--}2,0$ мкм у основания и $0,3$ мкм на кончике при $T_n \cong 940^\circ\text{C}$ (рис. 4, а, б, в).

Электроннографическим исследованием установлено, что в этом исследуемом интервале температур ($T_n = 825\text{--}1000^\circ\text{C}$) получаются многофазные конденсаты, состоящие из смеси γ - и α -фаз с различным содержанием α -фазы.

Более детальное исследование показало, что первые признаки изменения фазового состава (появление на электронограммах четких рефлексов термодинамически стабильной α -модификации Al_2O_3) обнаружили при $T_n \cong 825^\circ\text{C}$ (рис. 3), что соответствует температурному интервалу фазового перехода $\gamma \rightarrow \alpha$ ($700\text{--}1000^\circ\text{C}$), известному по литературным источникам для различных методов получения конденсатов оксида алюминия [4, 6, 10, 11].

Кроме того, замечено, что конденсаты при толщине свыше $30\text{--}35$ мкм имеют некоторую структурную неоднородность. В слоях, прилегающих к подложке, содержание α -фазы меньше, чем γ -фазы, а в поверхностных, наоборот, преобладает α -фаза. По-видимому, это характерно для толстых конденсатов, как в нашем случае, и вполне объяснимо. Как известно [10], структуру оксида алюминия определяет расположение 3-х зарядных ионов Al^{3+} в тетраэдрическом или октаэдрическом окружении из ионов кислорода. Поскольку у $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ более низкая критическая энергия образования зародышей, чем у $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, то при быстром охлаждении должна формироваться тетраэдрическая координация, т.е. кубическая структура $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$. При медленном охлаждении ионы Al^{3+} переходят в октаэдрическое положение с образованием гексагональной α -модификации Al_2O_3 . При этом общая свободная энергия системы уменьшается. В наших экспериментах при больших толщинах конденсата поверхностные слои имеют более высокую температуру, нежели в начале конденсации, что и приводит к структурной неоднородности. Подобный градиент структуры наблюдали авторы [6] в покрытиях из оксида алюминия, нанесенных газотермическим способом и рекомендовали специально стремиться к созданию градиента по α -фазе с целью повышения единения покрытия с основой. Кроме того, по-видимому, фазовый состав конденсата зависит от теплопроводности подложки, а следовательно, меняя материал подложки, можно варьировать структуру конденсированного оксида алюминия.

С увеличением T_n до $\cong 1000^\circ\text{C}$ содержание α -фазы возрастает, электронограммы фиксируют монокристаллические отражения от-

дельных блоков $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$. Каких либо промежуточных фаз нами не обнаружено.

Как известно, при попадании частиц оксида алюминия на подогретую подложку в зависимости от скорости их охлаждения при формировании конденсата происходит распад неравновесной γ -фазы Al_2O_3 и переход ее в γ -фазу. Этот переход может осуществляться по полной схеме, через модификации δ и θ в соответствии с реакцией $\gamma \rightarrow \delta \rightarrow \theta \rightarrow \alpha$ [4]. Принимая во внимание морфологическое разнообразие, наблюдаемое в интервале температур $T_{\text{п}} = 825\text{--}1000^\circ\text{C}$, с одной стороны, можно предположить, что $\gamma \rightarrow \alpha$ переход в нашем случае происходит по полной схеме. Но, с другой стороны, поскольку электронографически промежуточные фазы нами не идентифицированы, то либо их количество очень мало, либо фазообразование в нашем случае происходит, минуя промежуточные фазы, что вполне допустимо, принимая во внимание малые скорости конденсации ($\cong 1$ мкм/мин). Последнее согласуется с выводами авторов [12] о совместном влиянии скорости и температуры конденсации на фазовый состав Al_2O_3 .

Кроме того, на формирование промежуточных фаз могут оказывать влияние примеси, присутствие которых хотя бы в очень малых количествах стабилизирует метастабильные фазы [13, 14]. Однако метод ЕВРВД, как и все вакуумные методы, обеспечивает получение достаточно чистых оксидов алюминия и влиянием примесей в нашем случае можно пренебречь.

Таким образом, определенно сказать о наличии промежуточных фаз в нашем случае пока нельзя; это требует дополнительных детальных исследований.

При $T_{\text{п}} \geq 1000^\circ\text{C}$ в конденсатах оксида алюминия основной фазой является $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$. По морфологическим признакам — это пластинки 200–400 нм и толщиной $\cong 25$ нм (рис. 4, *з*). Однако, в прилегающих к подложке слоях конденсата все еще присутствует доля γ -фазы Al_2O_3 (оценочно до 7–10%). По-видимому, при такой температуре $T_{\text{п}}$ и выбранной нами скорости осаждения миграционная подвижность адатомов по поверхности конденсации все еще недостаточна для формирования однофазной термодинамически стабильной α -модификации Al_2O_3 .

Анализ влияния фазового состава и структуры на механические характеристики конденсата из оксида алюминия показал, что в диапазоне низких температур конденсации от 150 до 300°C микротвёрдость конденсата Al_2O_3 увеличивается, достигая при температуре $T_{\text{п}} = 250\text{--}280^\circ\text{C}$ максимального значения $H_{\text{п}} = 6,2$ ГПа (рис. 5). Это соответствует области формирования конденсата с рентгеноаморфной структурой. Термическая обработка (отжиг при 900°C, 1 час, в вакууме) таких конденсатов ($T_{\text{п}} \cong 250^\circ\text{C}$) приводит к значительному увеличению их микротвёрдости. Это соответствует, как было отмечено выше, переходу при нагреве аморфной фазы в поликристалли-

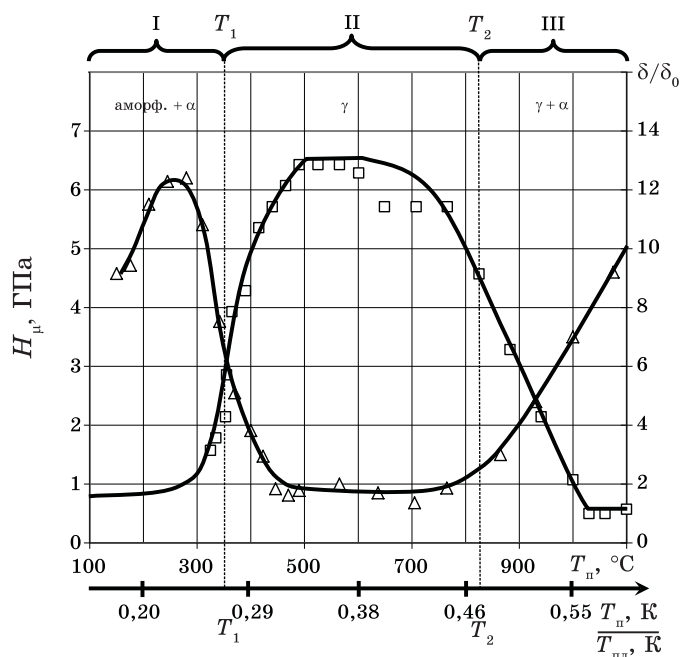


Рис. 5. Зависимости микротвёрдости (Δ) и пористости (\square) конденсатов Al_2O_3 от температуры конденсации $T_{\text{п}}$.

ческую $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ и появлению участков с наноструктурой с размерами фрагментов 10–20 нм, что показано электронно-микроскопическим исследованием структуры конденсатов (рис. 1, б). Такая структура обеспечивает максимальную микротвёрдость $\cong 18$ ГПа.

При увеличении температуры подложки ($T_{\text{п}} > 300^\circ\text{C}$) микротвёрдость резко снижается до значения $H_{\mu} = 0,15$ ГПа при $T_{\text{п}} = 525^\circ\text{C}$. Такой уровень механических свойств сохраняется вплоть до $T_{\text{п}} \cong 800^\circ\text{C}$, а при дальнейшем увеличении температуры подложки плавно возрастает ($H_{\mu} \cong 18$ ГПа, $T_{\text{п}} = 1100^\circ\text{C}$).

Таким образом, увеличение содержания в конденсате метастабильной γ -фазы Al_2O_3 снижает твердость ($T_{\text{п}} \cong 400\text{--}800^\circ\text{C}$). Рост микротвердости при $T_{\text{п}} = 700\text{--}1100^\circ\text{C}$ связан, как можно предположить, с изменением количественного соотношения фаз в конденсатах, а также с появлением стабильной α -фазы Al_2O_3 . Однако, поскольку объемные процессы рекристаллизации в конденсатах Al_2O_3 имеют место при $T_{\text{п}} > 1200^\circ\text{C}$, а также наличие некоторого количества $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ приводят к тому, что полученные нами значения H_{μ} при $T_{\text{п}} = 1100^\circ\text{C}$ несколько ниже микротвердости массивного $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, составляющей 20 ГПа по данным [3, 4].

Следует отметить также, что кроме типов сформированных фаз свойства осажденных слоев также зависят от макроскопических осо-

бенностей микроструктуры, в частности пористости. Так, результаты изменения микротвердости в зависимости от T_n коррелируют с данными изменения толщины конденсата (рис. 5). Переход плотной аморфной в рыхлую столбчатую структуру при $T_n \cong 350^\circ\text{C}$ сопровождается резким увеличением толщины конденсата, т.е. снижением плотности и соответственным падением микротвердости. Увеличение содержания и размера дисперсной γ -фазы ($T_n \cong 400\text{--}800^\circ\text{C}$) приводит к увеличению объема конденсата и соответственному снижению твердости. При $T_n \cong 800\text{--}825^\circ\text{C}$ происходит необратимый переход $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3 \rightarrow \alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ с сокращением объема вещества по данным [10] на 14,3%. Указанное полиморфное превращение сопровождается резким уменьшением толщины конденсата с соответствующим увеличением микротвердости (рис. 5).

Таким образом, механические свойства полученных нами конденсатов Al_2O_3 коррелируют с их макро-, микроструктурой и совпадают с литературными данными для различных технологий.

Электрофизические параметры конденсата, например, напряжение пробоя, также зависят от структурного несовершенства конденсата, т.е. в конечном итоге — от технологических параметров формирования конденсата.

Измерение такой структурно-чувствительной характеристики, как напряжения пробоя показало, что оно существенно зависит как от толщины конденсата, так и от температуры его формирования (T_n), например при толщине 4–8 мкм оно составляет 82–72 В/мкм, а при толщине 12–18 мкм — 49–48 В/мкм ($T_n = 150\text{--}400^\circ\text{C}$).

Таким образом, выполненные комплексные исследования показали, что при формировании толстых конденсатов оксида алюминия методом ЕВРВД наблюдается ряд закономерностей: формируется три характерные структурные зоны с граничными температурами $T_1 (0,26T_{пл}, \text{K})$ и $T_2 (0,5T_{пл}, \text{K})$ (рис. 5). Предположения о возможных механизмах, контролирующих формирование структуры в каждой из зон, были сделаны авторами [15] и получили дальнейшее развитие в работах [16, 17].

ВЫВОДЫ

При формировании толстых конденсатов оксида алюминия методом электронно-лучевого испарения с последующей конденсацией паровой фазы в вакууме (ЕВРВД) формируется три структурные зоны с граничными температурами $T_1 (0,26T_{пл})$ и $T_2 (0,5T_{пл})$.

В конденсатах Al_2O_3 толщиной свыше 30–35 мкм наблюдается градиент структуры с возрастанием к его поверхности $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$.

Обнаружено присутствие наноструктурной составляющей различной морфологии и фазового состава в широком интервале температур конденсации ($T_n = 70\text{--}1000^\circ\text{C}$).

В интервале $T_1 < T_n < T_2$ дополнительный вклад в размерность и морфологию структуры вносят полиморфные превращения, характерные для Al_2O_3 , в этом же интервале температур T_n наблюдается максимальная нано- и микроразмерная пористость.

Свойства конденсата Al_2O_3 могут варьироваться в широком диапазоне в зависимости от режима его формирования, а также последующей термической обработки.

Полученные результаты с учетом высокой производительности метода ЕВРВД могут найти широкое применение на практике. Структуру и свойства, соответствующие конкретному применению, можно получать тщательным подбором технологических параметров.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Б. А. Мовчан, *Наносистемы, наноматериалы, нанотехнологии*, **2**, вып. 4: 1103 (2004).
2. K. Siddhartha, Dradhan et al., *Surface and Coat. Technol.*, **176**, Iss. 3: 382 (2004).
3. T. C. Chou, T. G. Nieh, S. D. McAdams, and G. M. Pharr, *Scripta Met.*, **25**, No. 10: 2203 (1991).
4. G. Hoetzsch, O. Zywitzki, and H. Sahm, *A Comparison of Deposition Technologies. 40th Annual Technical Conference of the Society of Vacuum Coaters (Apr. 12–17, 1997, New Orleans, USA)*, p. 77.
5. И. В. Лунев, В. Г. Падалка, *Металлофиз. новейшие технол.*, **22**, № 2: 36 (2000).
6. А. Л. Борисова, Д. И. Адеева, В. Н. Сладкова, *Автом. сварка*, **534**, № 9: 26 (1997).
7. К. Ю. Яковчук, Я. А. Стельмах, *Материалы конференции «НАНСИС 2004» (12–14 окт. 2004)* (Киев: Академперіодика: 2004), с. 387.
8. Ф. Н. Тавадзе, О. П. Шаламберидзе, М. Н. Окросашвили, Э. Р. Кутелия, *Пробл. спец. электрометаллургии*, вып. 14: 71 (1981).
9. К. А. Осипов, Т. Л. Борович, И. И. Орлов, *Неорганич. материалы*, **7**, № 11: 1970 (1971).
10. *Энциклопедия неорганических материалов* (Киев: Укр. сов. энциклопедия: 1977), т. 2.
11. Б. А. Мовчан, Т. А. Молодкина, *ФиХОМ*, № 3: 107 (1978).
12. Г. И. Баталин, В. Д. Кушков, А. В. Качур и др., *Пробл. спец. электрометаллургии*, вып. 85: 77 (1984).
13. Д. А. Зацепин, В. М. Черкашенко, Э. З. Курмаев и др., *Физика твердого тела*, **46**, вып. 11: 2064 (2004).
14. Н. А. Торопов, В. П. Барковский, И. А. Бондарь, Ю. П. Удалов, *Диаграммы состояния силикатных систем* (Ленинград: Наука: 1970).
15. Б. А. Мовчан, А. В. Демчишин, *ФММ*, **28**, вып. 4: 653 (1969).
16. J. A. Thornton, *Ann. Rev. Mater. Sci.*, **7**: 239 (1977).
17. I. Petrov, P. V. Barna, L. Hultman, and J. E. Greene, *J. Vac. Sci. Technol. (A)*, **21**, No. 5: 117 (2003).