

Микроструктура рутильной керамики, полученной с применением подхода окислительного конструирования

**И. А. Ковалев, В. Ю. Зуфман, С. В. Шевцов, К. А. Шашкеев, А. И. Огарков,
Н. А. Овсянников, А. С. Чернявский, К. А. Солнцев**

Получены компактные образцы рутильной керамики при температурах 750 и 875 °С и временах синтеза 210 и 160 суток, соответственно, методом окислительного конструирования. Исследованы микроструктурные изменения, протекающие в компактном рутиле в процессе синтеза при разных температурах с помощью растровой электронной микроскопии (РЭМ). Керамика, синтезированная при 750 и 875 °С, имеет схожую микроструктуру и морфологию. Формирование рутильной керамики включает стадии образования тонких пористых слоев, подвергающихся укрупнению в процессе дальнейшего окисления. Поры между слоями зарастают вновь образующимся рутилом. Максимальная пористость рутильной керамики достигается при 40 сутках синтеза при 875 °С и 130 сутках — при 750 °С, что соответствует смене экспоненциальной кинетической зависимости окисления линейной.

Ключевые слова: окислительное конструирование, рутил, рутильная керамика, окисление по экспоненциальному закону, пористость, слоистость, РЭМ, диффузионные потоки.

Введение

Современные способы получения компактных керамических материалов из оксидов металлов основаны на процессах спекания порошков [1], физических и химических методах осаждения [2]. В [3, 4] был представлен иной подход — окислительное конструирование (ОК), позволяющий получать изделия из оксидной керамики разной формы контролируемым окислением исходных металлических преформ заданной геометрии. В процессе окисления массивных титановых преформ с применением подхода ОК может быть сформирована рутильная керамика значительной толщины (1–5 мм и более) [5]. Исследования газовой проницаемости керамики на основе рутила показали нелинейное изменение коэффициента газовой проницаемости в зависимости от времени и температуры окисления титановой преформы [6].

Цель данной работы — исследование микроструктуры керамики, полученной с применением подхода ОК, методом РЭМ для выявления причин, приводящих к нелинейному изменению газовой проницаемости образующегося рутила.

Методика эксперимента

Для титана температура полиморфного превращения $\alpha \rightarrow \beta$ составляет 882 °С. В результате проведенных ранее исследований [7] установлено, что процесс окисления титана при температурах выше полиморфного превращения приводит к формированию рыхлой структуры оксидной фазы. При этом, чем больше толщина оксида, тем более заметно расслоение материала с образованием множества щелевых макродефектов. В то же время, для получения керамики толщиной в несколько миллиметров необходимо обеспечить высокую скорость окисления металла. Температурный интервал 750–875 °С позволяет проводить синтез с максимальной скоростью и наилучшими показателями однородности формирующейся керамики и удовлетворительными прочностными свойствами.

Кинетику окисления преформ титана марки ВТ 1-0 на воздухе фиксировали методом термогравиметрии [5] при температурах 750 и 875 °С и времени синтеза 210 и 160 суток, соответственно.

Образцы рутильной керамики с максимальной газовой проницаемостью получают окислением при

875 °С [8]. Более низкая температура окисления (750 °С) позволяет получать керамику с существенно меньшей газовой проницаемостью [8]. Обозначенные условия синтеза дают возможность формировать на поверхности металла однофазную (согласно данным рентгенофазового анализа (РФА)) рутильную керамику значительной толщины (1 – 5 мм и более) [5].

Микрофотографии сколов керамических образцов параллельно оси роста оксида были получены с применением РЭМ (микроскоп LEO 1420 фирмы Zeiss). Исследования проводили в режиме вторичных электронов, с разрешающей способностью 3,2 нм (при 20 – 30 кВ), максимальным увеличением до 30000 и ускоряющим напряжением 1 – 30 кВ. Образующаяся в ходе окисления керамика обладает ярко выраженными диэлектрическими свойствами. Это приводит к накоплению избыточного заряда на исследуемой поверхности при облучении ее анализирующим пучком электронов с высокой энергией. Для устранения этого эффекта на поверхность керамики наносили токопроводящее покрытие методом катодного распыления (материал покрытия — золото; установка “SC 7640 Polaron”).

Структуры рутильной керамики были проанализированы по данным РЭМ по нескольким критериям: среднее содержание пор в объёме образца; распределение пор по объёму образца; анализ граничных слоев всех образцов; анализ толщин слоев в образце.

В ходе эксперимента по окислению происходит формирование керамического слоя, неоднородного по толщине, в материале присутствует слоистость, микроструктура имеет разную пористость. Ввиду этого, для упрощения исследования каждый образец был условно разделен на 3 характеристические области.

Анализ микрофотографий РЭМ и расчет площадей пористости керамических материалов проводили с помощью программы ImageJ (ошибка определения 5%) [9].

Результаты эксперимента и их обсуждение

Кинетические зависимости окисления титана представлены на рис. 1.

Скорость роста диоксида титана при температуре реакции 750 °С намного меньше, чем при 875 °С. Так при окислении при 750 и 875 °С в течении 40 суток привес составляет 13 и 38 г, соответственно.

Кинетическая кривая, описывающая процесс окисления образца при 875 °С, характеризуется последовательно экспоненциальной и линейной закономерностями. Экспоненциальная зависимость имеет следующий аналитический вид:

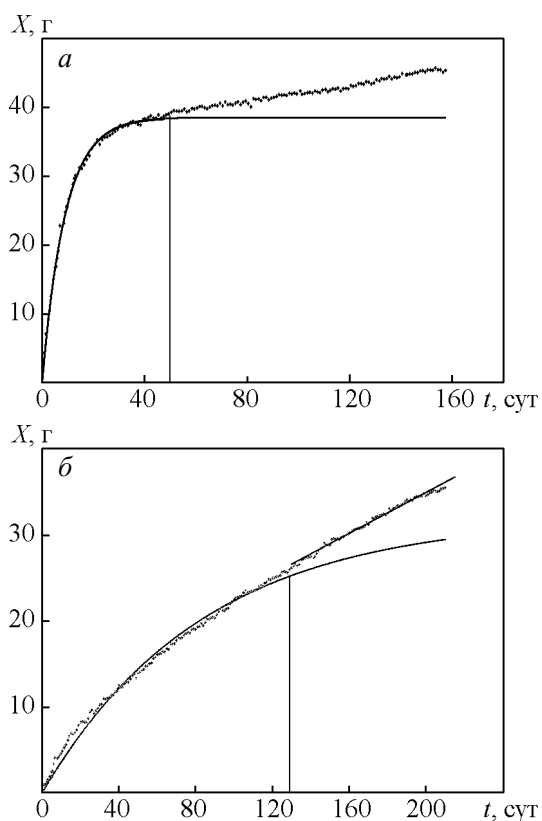


Рис. 1. Кинетики окисления титановых дискообразных преформ диаметром 60 мм и толщиной 33 мм на воздухе при температурах, °С: а – 875, б – 750.

$$X = 38,5(1 - \exp(-0,112t)), \quad (1)$$

где X — привес образца, г; t — время синтеза, сутки.

При 38 – 40 сутках окисления происходит изменение механизма, что приводит к смене экспоненциальной зависимости на линейную

$$X = 0,059t + 36,14. \quad (2)$$

Кинетическая зависимость для высокотемпературного окисления титана при температуре 750 °С имеет следующий вид:

$$X = 32,1(1 - \exp(-0,112t)), \quad (3)$$

$$X = 0,119t + 11,11. \quad (4)$$

Керамика, полученная при температуре 875 °С

В результате окисления титановых преформ при 875 °С была получена серия образцов, с разными временами выдержки в печи (2, 4, 6, 7, 13, 40, 50, 105, 158 суток). Рутильная керамика условно была разделена на три условные области: С — центральную область; М — область, граничащую с металлом; А — область, граничащую с воздухом. Принципиальная схема изображена на рис. 2.

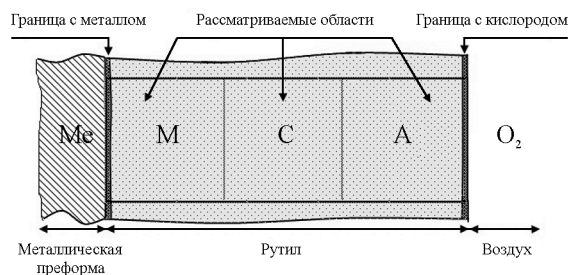


Рис. 2. Схема РЭМ исследования образца рутила. С – это центральная область образца, М – область образца, граничащая с металлом, А – область образца граничащая с воздухом/кислородом, Ме – титан, O₂ – кислород, реакционный компонент воздуха.

Результат оценки пористости материала по микрофотографиям РЭМ представлены на рис. 3 в виде диаграммы процентного содержания пор в различных областях каждого образца.

Как было показано ранее [10], при окислении титановой преформы до 38 – 40 суток, описыва-

ющийся экспоненциальной закономерностью, рост керамики идёт в двух направлениях: как на границе с воздухом, так и на границе металл/оксид. Исходя из оценки микрофотографий образцов, полученных в рассматриваемом временном интервале, значения пористости керамики для всех областей увеличиваются. При достижении времени окисления, равного 40 суткам, механизм меняется, что отражается на кривой, описывающей кинетику процесса. Наблюдается переход от экспоненциальной зависимости к линейной. При этом рост керамики идёт преимущественно на границе металл/оксид, что коррелирует с изменениями микроструктуры материала. В области, граничной с металлом, наблюдается уменьшение пористости.

Исходя из анализа рис. 4, на этапе окисления, описываемом экспоненциальной кинетической закономерностью, происходит рост среднего размера пор (от 0,18 до 0,42 мкм) и максимальное значение достигается в интервале 40 – 50 суток, что объясняет полученные ранее данные в [6], согласно которым

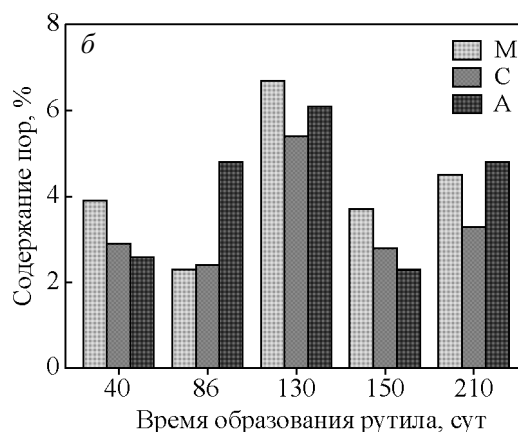
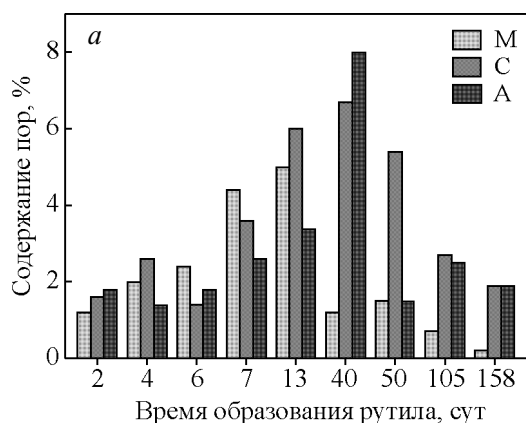


Рис. 3. Зависимость содержания пор в образце керамики, полученной при температурах, °C: а – 875, б – 750, от времени синтеза в разных областях образцов.

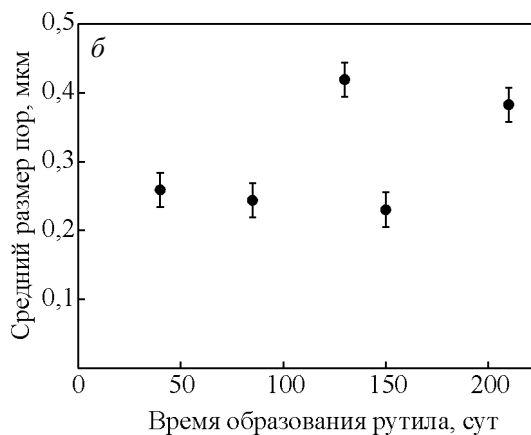
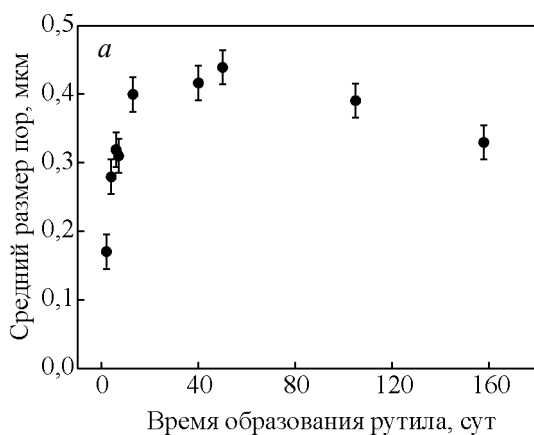


Рис. 4. Зависимость среднего размера пор в образцах керамики полученных при температурах, °C: а – 875, б – 750, от времени синтеза.

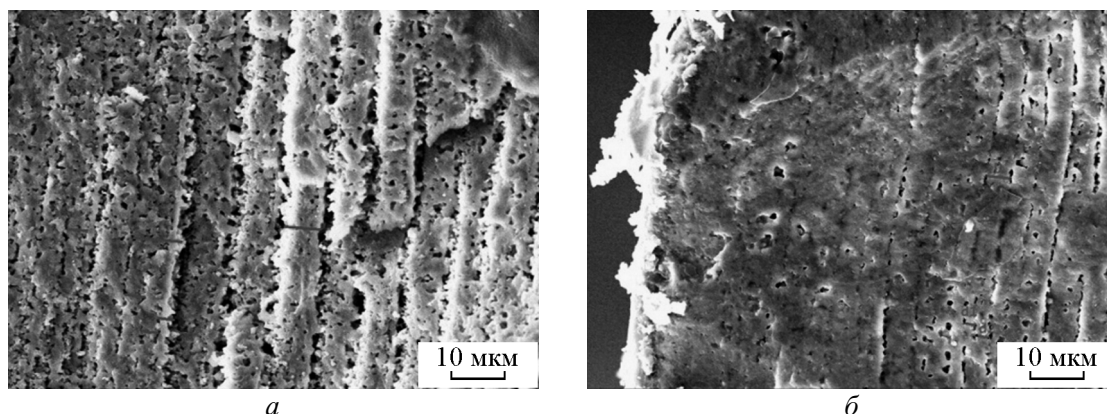


Рис. 5. РЭМ структура рутильной керамики. Пример укрупнения слоев за счет их объединения.

газовая проницаемость для этих образцов керамики имеет максимум в этом же временном интервале. После смены механизма синтеза, в случае, когда кинетическая кривая описывается линейной зависимостью, образуется керамика, количество пор в которой, как и их средний размер, уменьшается (рис. 2 и 3).

Согласно анализу микрофотографий полученная керамика обладает четко выраженной слоистой структурой (рис. 5). На диаграмме (рис. 6) представлено распределение толщин слоев образцов керамики в зависимости от времени окисления. На экспоненциальном участке кинетической кривой происходит формирование слоистой керамики с толщиной каждого слоя $\sim 2,5$ мкм. Во время синтеза происходит объединение слоев (рис. 4). Этот процесс подтверждается толщиной образующихся слоев, которая кратна $2,5$ мкм.

Объединение слоев с толщиной $\sim 2,5$ мкм в более крупные связано с диффузией титана через образующуюся керамику. На линейном участке кинетической кривой в области, где оксидный слой образца

граничит с титаном, формируются слои до 15 мкм. В то же время, на границе рутил/кислород присутствуют преимущественно слои $2,5 - 5$ мкм. Это говорит о том, что процесс массопереноса и формирования новых слоев на линейном этапе кинетической кривой происходит преимущественно в области, граничащей с титаном, в то время когда в области рутил-кислород керамика не претерпевает значительных изменений. В [6, 10, 11] было показано, что кислород диффундирует через рутильную керамику, полученную прямым окислением титана, в молекулярном виде по кнудсеновскому механизму. Из этого следует, что скорость диффузии кислорода к границе металл/оксид значительно выше скорости диффузии металла на поверхность на линейном этапе окисления, и рост керамики в большей степени идет на границе металл/оксид с образованием слоев, характеризующихся большей толщиной и меньшим содержанием пор.

Несоответствие параметров кристаллических решеток рутила и титана приводит к нарастанию напря-

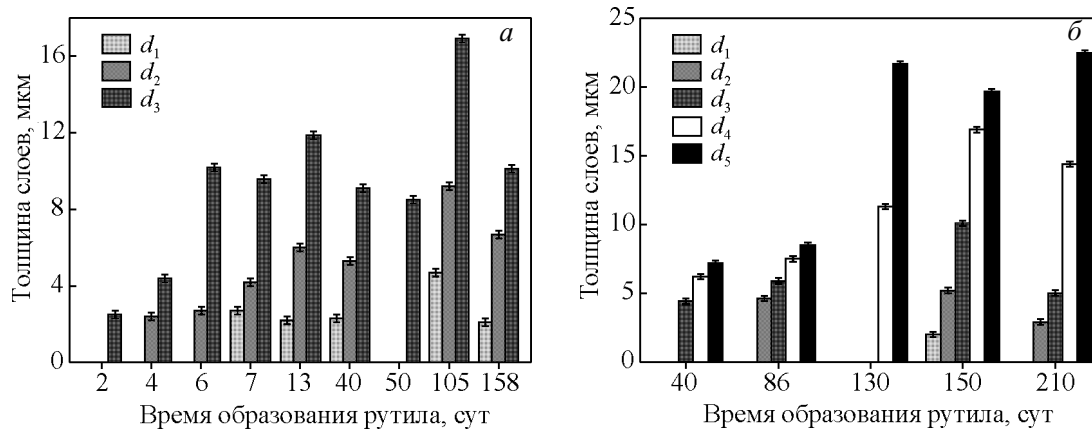


Рис.6. Распределение толщин слоев в образце рутила, полученного при температурах, °С: а – 875, б – 750. d_1, d_2, \dots, d_i – разные по толщине слои.

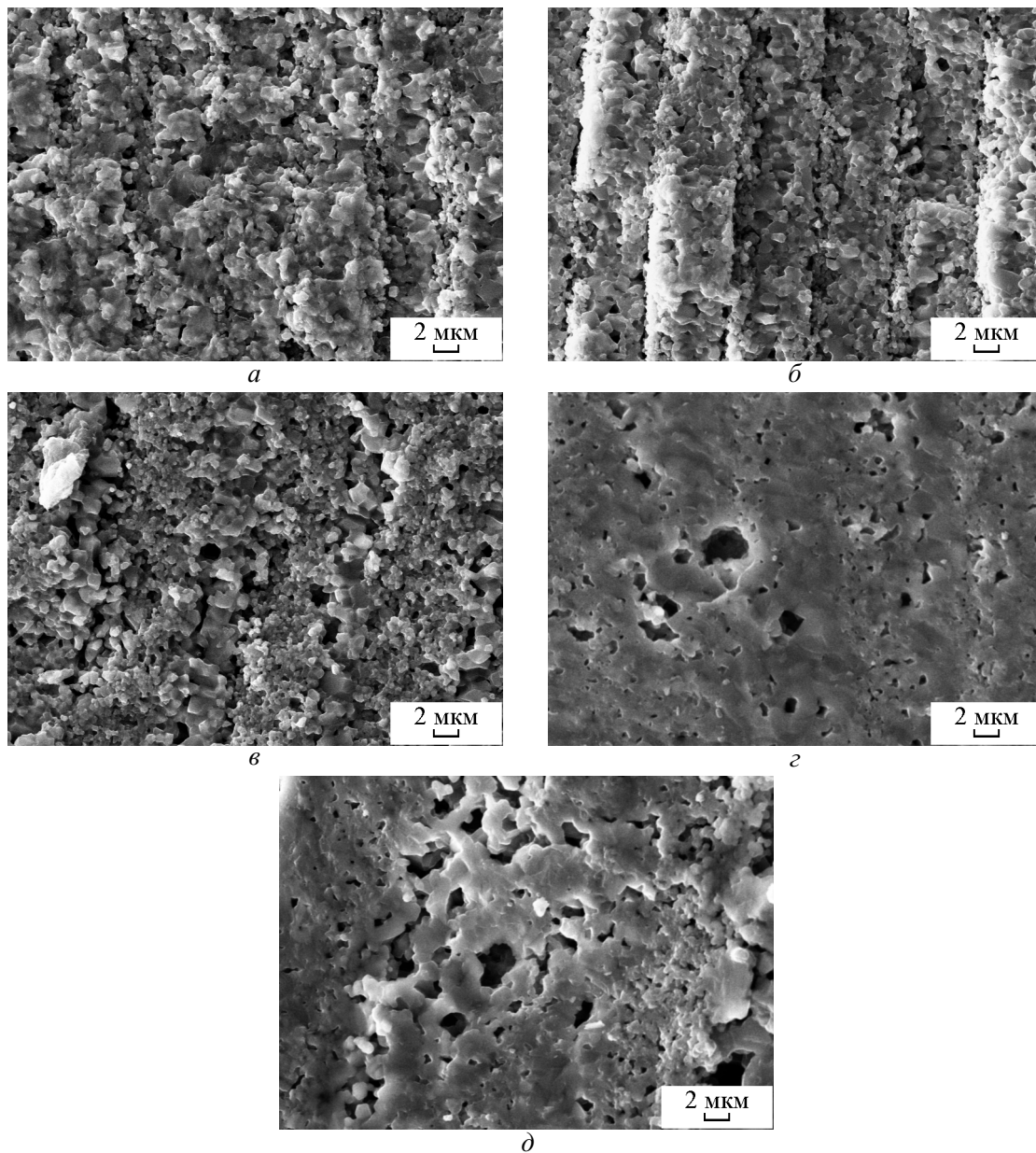


Рис. 7. Изменение микроструктуры центральной области (С) в керамике, полученной при 750 °С в зависимости от времени синтеза, сутки: а – 40, б – 86, в – 130, г – 150, д – 210.

жений в структуре, формирующейся в процессе окисления, и, как следствие, может происходить отслоение оксидной керамики от поверхности металла [12]. По-видимому, толщина в ~2,5 мкм соответствует критической толщине для температуры окисления 875 °С, при которой происходит расслаивание керамики.

Керамика, полученная при температуре 750 °С

Аналогичные процессы наблюдали для рутильной керамики, полученной при температуре 750 °С.

На рис. 7 представлены микроструктуры центральной части керамики в зависимости от времени синтеза. Керамика имеет слоистую, пористую структуру, которая видоизменяется в процессе синтеза. Вследствие того, что керамика растет и на границе металл/оксид, и на границе с воздухом, изменения в структуре затрагивают весь массив образца. Однако, наиболее показательными являются изменения, происходящие в центральной её части. К 130 суткам наблюдается повышение пористости межслойного пространства и увеличение количества пор (рис. 7),

что подтверждено в [6] показателями газовой проницаемости. В керамике, соответствующей 150 и 210 суткам синтеза, происходит укрупнение слоёв за счёт их объединения, а также уплотнение керамики с агломерацией мелких пор в более крупные.

На рис. 3б и 4б представлены результаты анализа процентного содержания и среднего размера пор в образцах в зависимости от времени окисления.

Исходя из данных, представленных на рис. 3б и 4б, наблюдается корреляция значений среднего размера пор с процентным содержанием пор по образцу. Рост количества пор совпадает с увеличением их размеров, и наоборот. Зависимости имеют нелинейный характер с чередованием падения и роста рассматриваемых характеристик. Максимальные значения в рассматриваемом временном интервале как по размеру, так и по процентному содержанию пор соответствуют керамике, полученной после 130 суток высокотемпературного окисления титана на воздухе.

Ранее авторами в [6] было показано, что изменение значений газовой проницаемости для таких образцов также носит нелинейный характер с максимумом для керамики, полученной при 130 сутках синтеза.

Образцы, полученные при 750 °С, как и в случае с образцами, полученными при 875 °С, имеют слоистую структуру, для которой наблюдается кратность толщин при переходе от слоя к слою (рис. 5б). Минимальная толщина слоя находится в интервале 2 – 2,5 мкм. При температуре 750 °С в результате процесса объединения слоёв толщины всех образующихся слоёв лежат в интервале от 10 до 22,5 мкм. Для керамики, полученной при времени синтеза 130 суток, по всему объёму наблюдается только два значения толщин слоёв — 12 и 22 мкм (рис. 4б). Средний размер пор выше, чем в керамике, полученной при 875 °С и равен 0,42 мкм. При этом такого рода керамика наиболее газопроницаема, что отмечено в [6]. Объяснением этому может служить повышение пористости межслоистого пространства и увеличение количества пор в получаемых образцах (рис. 7).

Таким образом, на экспоненциальном участке кинетической кривой при окислении титана на воздухе при температурах 750 и 875 °С происходит формирование пористой слоистой керамики с толщиной слоя от 2 до 2,5 мкм, которые со временем объединяются в более крупные. Рост слоя компактного оксида происходит как в сторону границы с металлом, так и в сторону границы с кислородом. На этапе окисления, характеризуемом линейной зависимостью, в керамике в области М формируются слои до 15 мкм, тогда как в области А образуются

только небольшие слои толщиной 2,5 – 5 мкм. Скорость диффузии кислорода к границе металл/оксид выше скорости диффузии металла на поверхность, рост керамики в большей степени идёт к границе металл/оксид с образованием слоёв большей толщины и меньшей пористости.

Выводы

Керамика, синтезированная при 750 и 875 °С имеет схожую микроструктуру и морфологию. Формирование рутильной керамики включает стадии образования тонких пористых слоёв, подвергающихся укрупнению в процессе дальнейшего окисления. Поры между слоями зарастают вновь образующимся рутилом.

Подобраны параметры для синтеза рутильной керамики с максимальной пористостью.

Максимальная пористость рутильной керамики достигается при 40 сутках синтеза при 875 °С и 130 сутках — при 750 °С, что соответствует смене экспоненциальной кинетической зависимости окисления линейной. Данные условия позволяют получать керамику с максимальной газовой проницаемостью.

Исследование выполнено за счет гранта Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 13-03-12263) (Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук).

Литература

1. Yang Y., Dickerson C.A., Allen T.R. Radiation stability of ZrN under 2.6 MeV proton irradiation. *J. Nucl. Mater.*, 2009, v. 392, p. 200 – 205.
2. Дробышевская А.А., Сердюк Г.А., Фурсова Е.В., Береснев В.М. Нанокompозитные покрытия на основе нитридов переходных металлов. *Физическая инженерия поверхности* 2008, № 6, с. 81 – 88.
3. Солнцев К.А. Шусторович Е.М., Буслаев Ю.А. Окислительное конструирование тонкостенной керамики. *Доклады Академии наук*, 2001, т. 378, № 4, с. 492 – 499.
4. Солнцев К.А., Шашкеев К.А., Стецовский А.П. Механизм окисления титана на экспоненциальной стадии процесса окислительного конструирования тонкостенной керамики. *Доклады Академии наук*, 2008, т. 422, № 5, с. 267 – 270.
5. Солнцев К.А., Зуфман В.Ю., Аладьев Н.А., Шевцов С.В., Чернявский А.С., Стецовский А.П. Особенности кинетики окисления титана при получении рутила окислительным конструированием тонкостенной

- керамики. Неорганические материалы, 2008, т. 44, № 8, с. 969 – 975.
6. Ковалев И.А., Воробьев А.В., Чернявский А.С., Нечаев А.Н., Солнцев К.А. Изучение газовой проницаемости рутильной керамики, полученной окислительным конструированием. Перспективные материалы, 2013, № 3, с. 47 – 50.
 7. Тарасов А. В. *Металлургия титана*. М.: Академкнига, 2003, 328 с.
 8. Ковалев И.А. Зависимость газовой проницаемости ОКТК-рутила от температуры окисления титана. 8-я Всероссийская ежегодная конференция молодых научных сотрудников и аспирантов “Физика-химия неорганических материалов”. М.: ИМЕТ РАН, 23 – 26 октября 2012 г., с. 381 – 382.
 9. Collins T.J. Image J for microscopy. *Bio Techniques*. July 2007, v. 43, p. 25 – 30.
 10. Ковалев И.А., Воробьев А.В., Чернявский А.С., Солнцев К.А. Определение газовой проницаемости рутила, полученного окислительным конструированием. Заводская лаборатория. Диагностика материалов, 2012, т. 78, № 3, с. 44 – 46.
 11. Солнцев К.А., Шевцов С.В., Стецовский А.П., Шашкеев К.А. Явление бифуркации в процессах окислительного конструирования тонкостенной керамики при высокотемпературном окислении массивных титановых преформ. Неорганические материалы, 2010, т. 46, № 2, с. 217 – 222.
 12. Бай А.С., Лайнер Д.И., Слесарева Е.Н., Цыпин М.И. Окисление титана и его сплавов. М.: *Металлургия*, 1970, 320 с.
- protsesta okislitel'nogo konstruirovaniya tonkostennoy keramiki [The mechanism of the oxidation of titanium on the exponential stage of the process of oxidative constructing of a thin-walled ceramic]. *Doklady AN — Doklady physical chemistry*, 2008, vol. 422, no 5, pp. 267 – 270.
5. Solntsev K.A., Zufman V.Yu., Aladev N.A., Shevtsov S.V., Chernyavskiy A.S., Stetsovskiy A.P. Osobennosti kineticki okisleniya titana pri poluchenii rutila okislitelnyim konstruirovaniem tonkostennoy keramiki [Kinetics of the oxidation of titanium in the preparation of rutile oxidative constructing of a thin-walled ceramic]. *Neorganicheskie materialy — Inorganic materials*, 2008, vol. 44, no. 8, pp. 969 – 975.
 6. Kovalev I.A., Voroboev A.V., Chernyavskiy A.S., Nechaev A.N., Solntsev K.A. Izuchenie gazovoy pronitsaemosti rutilnoy keramiki, poluchenoj okislitelnyim konstruirovaniem [The study of gas permeability of rutile ceramics prepared by oxidative construction]. *Perspektivnye materialy — Advanced materials (in Rus)*, 2013, no. 3, pp. 47 – 50.
 7. Tarasov A.V. *Metallurgiya titana* [Metallurgy of titanium]. Moscow, *Academkniga Publ.*, 2003, 328 p.
 8. Kovalev I.A. Zavisimost “gazovoy pronitsaemosti OKTK-rutila ot temperatury I okisleniya titana [The correlation of the gas permeability OCTC –rutile with temperature oxidation of titanium]. 8th. All-Russia annual conference of young scientists and graduate students “Physics and chemistry of inorganic materials”, Moscow, A.A. Baykov Institute of metallurgy and materials science, 23 – 26 October 2012, pp. 381 – 382.
 9. Collins T.J. Images for microscopy. *Bio Techniques*. July 2007, vol. 43, pp. 25 – 30.
 10. Kovalev I.A., Voroboev A.V., Chernyavskiy A.S., Solntsev K.A. Opredelenie gazovoy pronitsaemosti rutilnoy keramiki, poluchenoj okislitelnyim konstruirovaniem [Determination of gas permeability rutile ceramics, prepared by oxidative designing]. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov – Industrial laboratory. Diagnostics of materials*, 2012, vol. 78, no. 3, pp. 44 – 46.
 11. Solntsev K.A., Shevtsov S.V., Stetsovskiy A.P., Shashkeev K.A. Yavlenie bifurkatsii v protsessakh okislitel'nogo konstruirovaniya tonkostennoy keramiki pri vyisokotemperaturnom okislenii massivnykh titanovykh preform [The bifurcation in oxidative processes of designing a thin-walled ceramic at high temperature oxidation massive titanium preforms]. *Neorganicheskie materialy — Inorganic materials*, 2010, vol. 46, no. 2, pp. 217 – 222.
 12. Bay A.S., Layner D.I., Slesareva E.N., Tsyipin M.I. *Okislenie titana i ego splavov* [Oxidation of titanium and its alloys], Moscow, *Metallurgy Publ.*, 1970, 320 p.

References

1. Yang Y., Dickerson C.A., Allen T.R. Radiation stability of ZrN under 2.6 MeV proton irradiation. *J. Nucl. Mater.*, 2009, vol. 392, pp. 200 – 205.
2. Drobyshvskaya A.A., Serdyuk G.A., Fursova E.V., Beresnev V.M. Nanokompozitnyie pokryitiya na osnove nitridov perehodnyih metallov [Nanocomposite coatings based on transition metal nitrides]. *Fizicheskaya inzheneriya poverhnosti — Physical surface engineering (in Rus)*, 2008, vol. 6, no. 1 – 2, pp. 81 – 88.
3. Solntsev K.A., Shustorovich E.M., Buslaev Yu.A. Okislitelnoe konstruirovanie tonkostennoy keramiki [Oxidative constructing of a thin-walled ceramic]. *Doklady AN — Doklady physical chemistry*, 2001, vol. 378, no. 4, pp. 492 – 499.
4. Solntsev K.A., Shashkeev K.A., Stetsovskiy A.P. *Mehanizm okisleniya titana na eksponentsealnoy stadii*

Статья поступила в редакцию 29.01.2015 г.

Ковалев Иван Александрович — Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (119991 Москва, Ленинский пр. 49), младший научный сотрудник, специалист в области материаловедения. E-mail: vankovalskij@mail.ru.

Зуфман Валерий Юрьевич — Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (119991 Москва, Ленинский пр. 49), младший научный сотрудник, специалист в области материаловедения. E-mail: vuuz@yandex.ru.

Шашкеев Константин Александрович — Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (119991 Москва, Ленинский пр. 49), кандидат химических наук, старший научный сотрудник, специалист в области материаловедения. E-mail: shashkon@yandex.ru.

Шевцов Сергей Владимирович — Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (119991 Москва, Ленинский пр. 49), кандидат химических наук, научный сотрудник, специалист в области материаловедения. E-mail: shevtsov_sv@mail.ru.

Огарков Александр Игоревич — Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (119991 Москва, Ленинский пр. 49), младший научный сотрудник, специалист в области неорганической химии и материаловедения. E-mail: ogarkov_al@rambler.ru.

Овсянников Николай Адамович — Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (119991 Москва, Ленинский пр. 49), кандидат технических наук, старший научный сотрудник, специалист в области материаловедения. E-mail: nikovs@yandex.ru.

Чернявский Андрей Станиславович — Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (119991 Москва, Ленинский пр. 49), кандидат технических наук, старший научный сотрудник, специалист в области неорганической химии и материаловедения. E-mail: andreych_01@mail.ru.

Солнцев Константин Александрович — Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (119991 Москва, Ленинский пр. 49), доктор химических наук, профессор, академик РАН, директор Института, специалист в области неорганической химии и материаловедения. E-mail: imet@imet.ac.ru.

Microstructure of rutile ceramics obtained by oxidative construction

**I. A. Kovalev, V. Yu. Zufman, S. V. Shevtsov, K. A. Shashkeev, A. I. Ogarkov,
N. A. Ovsyannikov, A. S. Chernyavsky, K. A. Solntsev**

Because of the oxidation of titanium with the Oxidative Construction Approach, compact samples of rutile ceramics were obtained in timing range of synthesis up to 210 or 160 days, and at temperatures of 750 and 875 °C respectively. Using SEM (scanning electron microscopy), the microstructural changes occurring in a compact rutile at different temperature and time of the oxidation process were investigated. Ceramics, synthesized at 750 and 875 °C, has a similar microstructure and morphology. Rutile ceramics formation includes step of construction of thin porous layers exposed enlargement process further oxidation. The pores between the layers overgrown newly formed rutile. The maximum porosity of the ceramic is achieved rutile at 40-day synthesis at 875 °C and 130-day at 750 °C, corresponding to an exponential kinetic change depending oxidation linear.

Keywords: oxidativeconstruction, rutile, rutile ceramics, oxidation exponentially, porosity, bedding, SEM, diffusion flows.

Kovalev Ivan — Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science RAS (49 Leninskiy prospect, 119991 Moscow, Russia), junior researcher, expert in the field of materials science. E-mail: vankovalskij@mail.ru.

ZufmanValeriy — Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science RAS (49 Leninskiy prospect, 119991 Moscow, Russia), junior researcher, expert in the field of materials science. E-mail: vyuz@yandex.ru.

Shashkeev Konstantin — Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science RAS (49 Leninskiy prospect, 119991 Moscow, Russia), Ph.D., senior research, expert in the field of materials science. E-mail: shashkon@yandex.ru.

Shevtsov Sergey — Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science RAS (49 Leninskiy prospect, 119991 Moscow, Russia), Ph.D., research assistant, expert in the field of materials science. E-mail: shevtsov_sv@mail.ru.

OgarkovAleksandr — Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science RAS (49 Leninskiy prospect, 119991 Moscow, Russia), junior researcher, expert in the field of inorganic chemistry and materials science. E-mail: ogarkov_al@rambler.ru.

Ovsyannikov Nikolay — Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science RAS (49 Leninskiy prospect, 119991 Moscow, Russia), Ph.D., senior research, expert in the field of materials science. E-mail: nikovs@yandex.ru.

Chernyavsky Andrey — Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science RAS (49 Leninskiy prospect, 119991 Moscow, Russia), Ph.D., senior research, expert in the field of inorganic chemistry and materials science. E-mail: andreych_01@mail.ru.

Solntsev Konstantin — Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science RAS (49 Leninskiy prospect, 119991 Moscow, Russia), Dr. Sci., professor, academician of the Russian academy of sciences, chief of the Institute, expert in the field of inorganic chemistry and materials science. E-mail: imet@imet.ac.ru.