

Список литературы

1. Jo Y.K., Lee D. Biopolymer Microparticles Prepared by Microfluidics for Biomedical Applications // Small. Wiley-VCH Verlag, 2020. Vol. 16, № 9.
2. Neto M.D., Oliveira M.B., Mano J.F. Microparticles in Contact with Cells: From Carriers to Multifunctional Tissue Modulators // Trends Biotechnol. Elsevier Current Trends, 2019. Vol. 37, № 9. P. 1011–1028.
3. DiNoro J.N. et al. Laser Sintering Approaches for Bone Tissue Engineering // Polymers 2022, Vol. 14, Page 2336. Multidisciplinary Digital Publishing Institute, 2022. Vol. 14, № 12. P. 2336.
4. Gu X. et al. Integrated polycaprolactone microsphere-based scaffolds with biomimetic hierarchy and tunable vascularization for osteochondral repair // Acta Biomater. Elsevier, 2022. Vol. 141. P. 190–197.
5. Choudhury N., Meghwal M., Das K. Microencapsulation: An overview on concepts, methods, properties and applications in foods // Food Front. John Wiley & Sons, Ltd, 2021. Vol. 2, № 4. P. 426–442.
6. Pohlmann A.R. et al. Poly(ϵ -caprolactone) microcapsules and nanocapsules in drug delivery // Expert Opin Drug Deliv. Expert Opin Drug Deliv, 2013. Vol. 10, № 5. P. 623–638.

ВЛИЯНИЕ МЕТОДА СИНТЕЗА ВЫСОКОДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ СИСТЕМ $ZrO_2(Me_xO_y)$ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ СПЕКАНИЯ

¹ЯН СЯО, ²БУРЛАЧЕНКО А. Г., ^{1,2}БУЯКОВА С.П.

¹Томский политехнический университет

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

E-mail: royyang330@outlook.com

Пористая функциональная керамика – это тип керамических материалов, который формируется и затем обжигается при высоких температурах и имеет в своей структуре большое количество взаимосвязанных или изолированных пор. Данная разновидность керамики обладает такими преимуществами, как высокая химическая стабильность, термостойкость, коррозионная стойкость и прочность, но она также отличается низкой насыпной плотностью, большой удельной площадью поверхности, что позволяет широко использовать ее в области защиты окружающей среды, химической, медицинской, металлургической и электронной промышленности.

Микроструктура пористой керамики включает размер пор, распределение пор и их связность, и микроструктура играет решающую роль в их применении.

Целью настоящей работы является изучение уплотнения керамических материалов на основе высокодисперсных порошков системы $ZrO_2(Me_xO_y)$ при различных изотермических выдержках.

Для получения пористых керамических материалов в работе использовались порошки на основе ZrO_2 состава: $ZrO_2+8.6$ мольн. % MgO и ZrO_2+3 мольн. % Y_2O_3 . Порошки диоксида циркония $ZrO_2(Y_2O_3)$ получены разложением солевых растворов в плазме высокочастотного разряда. Порошки диоксида циркония $ZrO_2(MgO)$ и $ZrO_2(Y_2O_3)$ получены методом химического осаждения.

Для порошка диоксида циркония $ZrO_2(Y_2O_3)$, полученного методом химического осаждения (рисунок 1а), согласно распределению частиц порошка по размеру, средний размер агломератов равнялся 12 мкм, средний размер составляющих агломераты частиц был равен 0.2 мкм. Для порошка диоксида циркония $ZrO_2(Y_2O_3)$, полученного плазмохимическим

синтезом (рисунок 1б), средний размер частиц, с учетом всех морфологических видов, составил 1.5 мкм.

При исследованиях порошков диоксида циркония $ZrO_2(MgO)$, полученных плазмохимическим синтезом (рисунок 1с), средний размер частиц составлял 0.8 мкм.

На рисунке 1 показаны снимки порошков, полученные методом сканирующего электронного микроскопа.

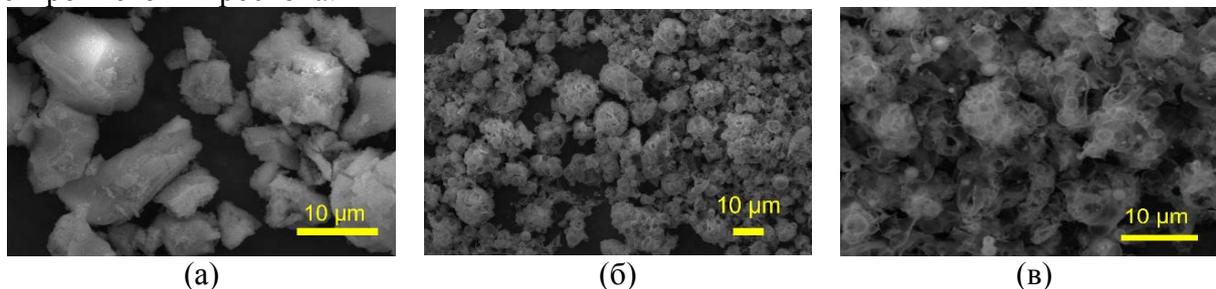


Рисунок 1 – СЭМ изображения порошков, (а) - порошок диоксида циркония $ZrO_2(Y_2O_3)$, полученный химическим осаждением, (б) - порошок диоксида циркония $ZrO_2(Y_2O_3)$, полученный плазмохимическим синтезом, (в) - порошок диоксида циркония $ZrO_2(MgO)$, полученный плазмохимическим синтезом

Рентгенофазовый анализ порошка диоксида циркония $ZrO_2(Y_2O_3)$, полученного методом химического осаждения, показал наличие тетрагональной и моноклинной фаз диоксида циркония в количестве 65 и 35 % соответственно. Средний размер областей когерентного рассеяния (ОКР) тетрагональной фазы ZrO_2 составил 20 нм, моноклинной фазы ZrO_2 – 40 нм. Параметры решетки тетрагональной фазы равнялись: $a = 5.0908 \text{ \AA}$, $c = 5.1849$, а моноклинной: $a = 5.153 \text{ \AA}$, $b = 5.2152 \text{ \AA}$, $c = 5.3132 \text{ \AA}$.

Для порошков системы $ZrO_2(Y_2O_3)$, полученном плазмохимическим методом, присутствовали тетрагональная и моноклинная фазы диоксида циркония. Тетрагональная фаза представляется собой преобладающей фазой в количестве 95 % со средним размером областей когерентного рассеяния 20 нм. Размер областей когерентного рассеяния моноклинной фазы составил 20 нм. Параметры решетки тетрагональной фазы равнялись: $a = 5.1028 \text{ \AA}$, $c = 5.1749 \text{ \AA}$.

Изучение данных рентгенофазового анализа показало, что в порошке $ZrO_2(MgO)$ присутствовали кубическая и моноклинная фазы диоксида циркония. Преобладающей фазой являлась кубическая фаза в количестве более 95 % с размером ОКР 20 нм. Размер областей когерентного рассеяния моноклинной фазы составил 30 нм.

Уплотнение порошков $ZrO_2(MgO)$, $ZrO_2(Y_2O_3)$ изучалось как на стадии нагрева, так и в процессе изотермической выдержки. С

Материалы получены прессованием исходных порошков на гидравлическом прессе при давлении 120 МПа с последующим спеканием в интервале гомологических температур [0.56 – 0.65] со скоростью нагрева 250 °С/час и с последующей изотермической выдержкой в течение часа.

На рисунке 2 показаны зависимости относительной плотности прессовок от продолжительности изотермической выдержки. Наиболее интенсивное уплотнение всех порошков происходило при нагреве. По окончании нагрева плотности образцов керамики на основе порошков системы $ZrO_2(Y_2O_3)$, полученных разными методами, практически не отличались. Наибольшим уплотнением на неизотермической стадии характеризуются образцы из высокодисперсного порошка $ZrO_2(MgO)$. Так, их относительная плотность по окончании нагрева увеличилась на $\Delta\rho_{отн}=0.47$, тогда как для состава $ZrO_2(Y_2O_3)$ увеличение относительной плотности составило $\Delta\rho_{отн}=0.2$.

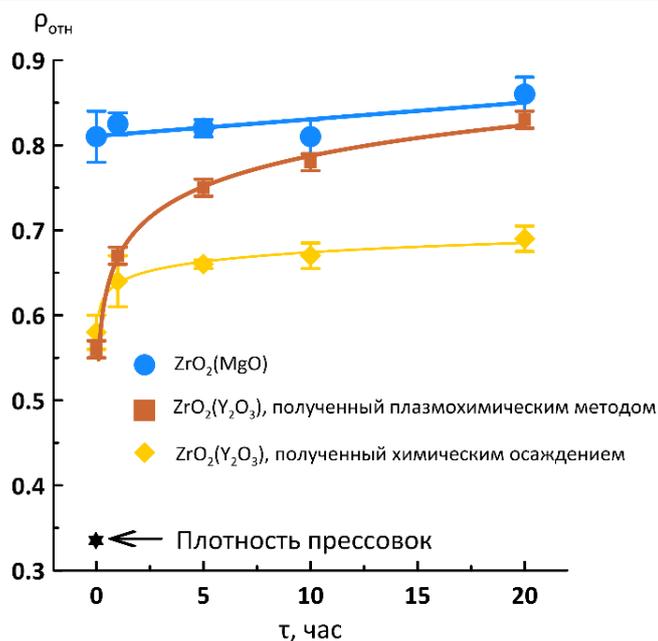


Рисунок 2 – Зависимости относительной плотности от продолжительности изотермической выдержки при спекании составов

На рисунке 3 представлены зависимости относительного объема пор от изотермической выдержки. Видно, что по окончании нагрева материалы состава $ZrO_2(Y_2O_3)$ уплотняются одинаково. Однако по окончании 20 часов изотермической выдержки относительный объем пор образцов из плазмохимических порошков $ZrO_2(Y_2O_3)$ и $ZrO_2(MgO)$ одинаков и меньше, чем для образцов из химически осажденного порошка. Как видно из графика, на протяжении всей продолжительности изотермической выдержки керамические $ZrO_2(MgO)$ характеризуются одним объемом порового пространства.

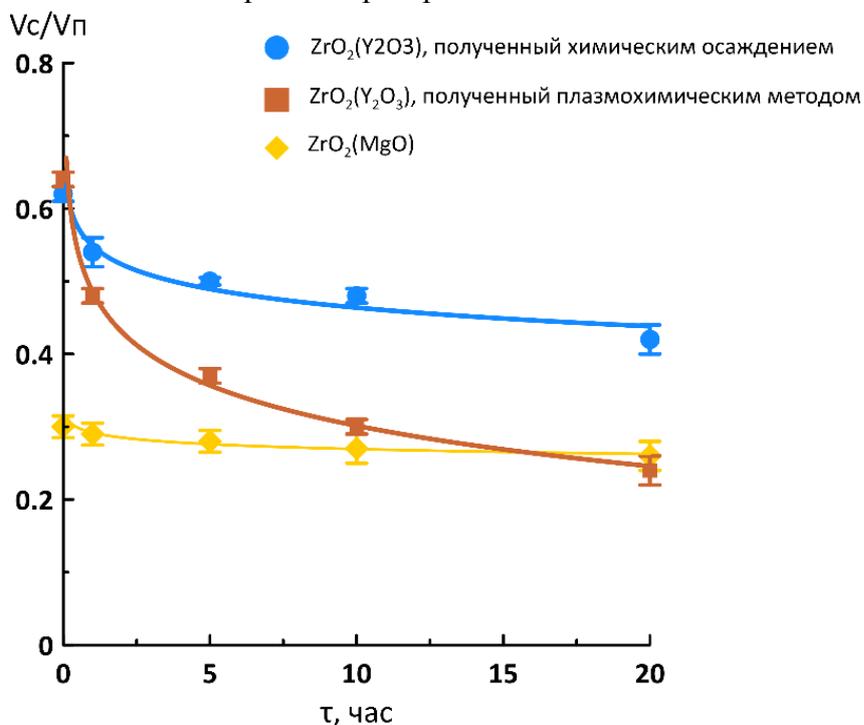


Рисунок 3 – Зависимости относительного объема пор в керамических материалах от продолжительности изотермической выдержки для образцов из порошков

Выводы

Исследование временной зависимости объема пор при спекании разных порошков показало, что, для образцов, полученных из плазмохимического порошка, тенденция снижения относительного объема пор сохраняется даже после изотермической выдержки в течение 20 ч. Исследования относительного объема пор от продолжительности изотермической выдержки подтвердили сложный характер этого процесса. Вместе с тем данные исследования дают материал для дальнейшего развития и углубления феноменологического анализа процессов, обуславливающих уплотнение спекаемого тела.

Работа проводилась в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, номер проекта FWRW-2021-0009

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПОСЛОЙНОГО СПЕКАНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ В АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЯХ

ЯН ЮЙСИ^{1,2}, Б.С.ЗЕНИН¹

¹Томский политехнический университет

²Шеньянский политехнический университет

E-mail: yuysi1@tpu.ru

Объектом исследования является процесс формирования отдельного слоя материала в процессе электронно-лучевого аддитивного плавления. Целью работы является определение оптимального режима изготовления металлического изделия с помощью селективного электронно-лучевого спекания.

Электронно-лучевая плавка стали (в основном Fe, Fe > 45%), тугоплавких металлов и сплавов на основе Ti, Ni, Nb, Ta, Zr, Co и других находит все более широкое применение в мировой практике, так как позволяет достигать высокой степени рафинирования, получать слитки с хорошей поверхностью и мелкой однородной структурой. [1-2] Сначала были определены металлические материалы применяемым в аддитивных технологиях, и следующие три подходящих металла были выбраны по таким причинам, как имеющие различные характеристики, таблица 1.

Таблица 1 – Физические характеристики материалов

| Материал | T _{пл} , К | ρ , кг/м ³ | c, Дж/кг*К | L, Дж/кг |
|----------|---------------------|----------------------------|------------|----------|
| Титан | 1941 | 4505 | 532 | 392754 |
| Железо | 1812 | 7874 | 460 | 247100 |
| Никель | 1728 | 8902 | 500 | 300051 |

Сначала создается физическая модель. Представленная модель является упрощенной и не учитывает ряд тепловых потерь в процессе плавления, в том числе рассеивание тепла в атмосферу рабочей камеры, перераспределение тепла в объеме металлического порошка и отвод тепла в область нижних, уже сформированных слоев, причиной чему является градиент температур между обрабатываемым электронным лучом слоем порошка и уже сформированными нижними слоями изделия, показанный на рисунке 1.