

УДК 666.3-127;546.41

ИНТЕНСИФИКАЦИЯ СПЕКАНИЯ И УПРОЧНЕНИЕ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ $ZrO_2-Al_2O_3$ ВВЕДЕНИЕМ ОКСИДА Fe

© 2020 г. Т. О. Оболкина¹, М. А. Гольдберг¹*, В. В. Смирнов¹, С. В. Смирнов¹, Д. Д. Титов¹, А. А. Коновалов¹, Е. А. Кудрявцев², О. С. Антонова¹, С. М. Баринов¹, В. С. Комлев¹

¹Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, Ленинский пр., 49, Москва, 119334 Россия

²Белгородский государственный национальный исследовательский университет, ул. Победы, 85, Белгород, 308015 Россия

*e-mail: mgoldberg@imet.ac.ru

Поступила в редакцию 18.04.2019 г.

После доработки 14.06.2019 г.

Принята к публикации 11.07.2019 г.

Получены порошки и керамические композиционные материалы в системе $ZrO_2-Al_2O_3$ с содержанием Al_2O_3 10 и 20 мас. %. Исследовано влияние введения оксида железа в керамические материалы $ZrO_2-Al_2O_3$ на величину линейной усадки, фазовый состав, пористость, микроструктуру и механические свойства. Показано, что введение оксида железа приводит к существенному росту линейной усадки и достижению пористости ниже 1% уже при 1450°C для обоих композиционных материалов. При этом введение добавки в малых количествах стабилизирует тетрагональную модификацию ZrO_2 , в то время как рост содержания Fe до 3 мол. % приводит к увеличению количества моноклинной модификации. Получены плотноспеченные керамические материалы при 1450°C с прочностью до 760 МПа для $ZrO_2-10\% Al_2O_3$ и 475 МПа для $ZrO_2-20\% Al_2O_3$.

Ключевые слова: диоксид циркония, оксид алюминия, оксидная добавка, спекание

DOI: 10.31857/S0002337X20020153

ВВЕДЕНИЕ

Керамические материалы на основе системы иттрий стабилизированный диоксид циркония ($Y-ZrO_2$)—оксид алюминия (Al_2O_3) обладают уникальными свойствами: высокой прочностью при изгибе и трещиностойкостью ($Y-ZrO_2$) в сочетании с химической инертностью и твердостью (Al_2O_3), что делает их широко востребованными в качестве конструкционной и функциональной керамики [1]. Такие материалы применяются в различных областях техники: в ответственных узлах в машиностроении, в авиакосмической отрасли, для медицинских инструментов и имплантатов [2–4]. К недостаткам технологии такой композиционной керамики относятся: высокая температура спекания (1600–1750°C), сопровождающаяся ростом зерен [5], необходимость длительных выдержек при высокой температуре [6] либо применение дорогостоящих электроимпульсного плазменного спекания [7] или горячего прессования [8].

Актуальной задачей является разработка спекающих добавок на основе оксидов переходных металлов, что позволит снизить температуру спекания и упростить технологию изготовления керамических материалов на основе $Y-ZrO_2-Al_2O_3$.

Интенсификация спекания при введении таких добавок достигается увеличением дефектности структуры при внедрении в решетку $Y-ZrO_2$ гетеровалентных катионов или катионов большего радиуса по сравнению с Zr^{4+} [9]. Особый интерес среди спекающих оксидных добавок представляет оксид железа [10, 11]. При введении Fe_2O_3 в $Y-ZrO_2$, содержащий 3 и 8 мол. % оксида иттрия, за счет формирования растворов замещения и внедрения в решетке $Y-ZrO_2$ была достигнута плотная структура при температуре 1150°C, но не представлены данные о механических свойствах полученных материалов. В работе [12] показана возможность снижения температуры спекания керамики, содержащей 5 мас. % Al_2O_3 , при введении добавки оксида железа, но при этом из-за роста зерен не были достигнуты высокие показатели механических свойств материалов. Увеличение содержания Al_2O_3 способствует улучшению механических свойств композиционной керамики [13]. Влияние оксида железа на спекание керамических материалов на основе $Y-ZrO_2$, содержащих более 5 мас. % Al_2O_3 , не изучено.

Цель данной работы — исследование влияния концентрации добавки оксида железа на фазовый

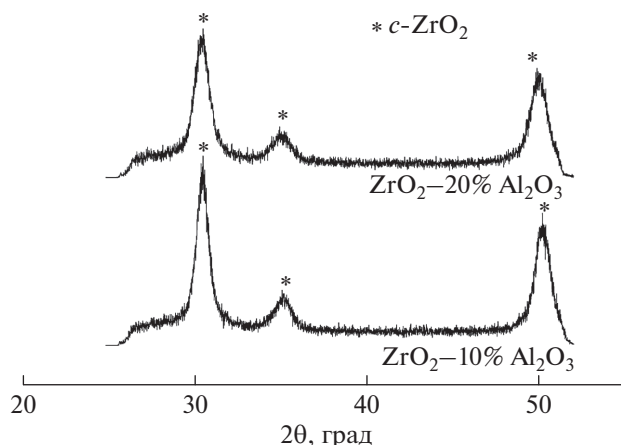


Рис. 1. Дифрактограммы порошков $ZrO_2-10\% Al_2O_3$ и $ZrO_2-20\% Al_2O_3$.

состав, спекание и механические свойства керамики на основе $Y-ZrO_2-Al_2O_3$, содержащей 10 и 20 мас. % Al_2O_3 .

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Композиционные порошки системы $ZrO_2-Al_2O_3$ с содержанием оксида алюминия 10 и 20 мас. % получали методом химического осаждения из растворов солей. Использовали водные растворы хлоридов $ZrOCl_2 \cdot 8H_2O$ и $AlCl_3 \cdot 6H_2O$, которые добавляли в водный 9%-ный раствор аммиака. С целью получения тетрагональной модификации диоксида циркония ($t-ZrO_2$) в исходные реагенты добавляли хлорид иттрия ($YCl_3 \cdot 6H_2O$) из расчета получения 3 мол. % оксида иттрия по отношению к диоксиду циркония. После синтеза полученный осадок фильтровали на воронке Бюхнера, затем сушили и прокаливали при температуре $650^\circ C$. Механохимическую активацию порошков проводили в планетарной мельнице в среде этанола. Оксид железа вводили через растворимую соль – $(NH_4)Fe(SO_4) \cdot 12H_2O$. Количество добавки рассчитывали из содержания катиона Fe^{3+} : 0, 0.33, 1.0, 3.0 мол. % по отношению к композитам $ZrO_2-10\% Al_2O_3$ и $ZrO_2-20\% Al_2O_3$. Для этого полученный после синтеза керамический порошок перемешивали с водным раствором, содержащим растворенную добавку. Полученные порошки сушили и просеивали через капроновое сито 100 мкм.

Фазовый состав порошков определяли рентгенофазовым анализом (РФА, дифрактометр Дифрей 401) с использованием StK_α -излучения с привлечением картотеки JCPDS и PCPDFWIN. Морфологию полученных порошков исследовали методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ, микроскоп JEOL JEM 2100, ускоряю-

щее напряжение 200 кВ). Удельную поверхность определяли методом БЭТ (Tristar micrometcs).

Для анализа активности материалов к спеканию проводили dilatометрическое исследование, нагрев осуществлялся до $1500^\circ C$ со скоростью $10^\circ C/мин$ на воздухе (NETZSCH DIL 402 C). Для исследования свойств керамики порошки прессовали в виде балочек размером $30 \times 4 \times 4$ мм. Формование проводили в металлической пресс-форме при давлении 100 МПа методом одноосного прессования. Образцы обжигали в печи с силиковыми нагревателями на воздухе.

Пористость определяли в соответствии с ГОСТ 2409-2014. Прочность материалов при трехточечном изгибе измеряли на разрывной машине Instron 3382. Микроструктуру керамических материалов исследовали методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ, Tescan Vega II).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Согласно данным РФА, порошки после синтеза и термообработки при $600^\circ C$ состояли из диоксида циркония псевдокубической модификации $c-ZrO_2$ (JCPDS#49-1642) с низкой степенью закристаллизованности (рис. 1). На дифрактограммах отсутствовали пики, характерные для оксида алюминия, что связано со способностью диоксида циркония подавлять рост зерен оксида алюминия, делая его рентгеноаморфным. Материалы $ZrO_2-20\% Al_2O_3$ характеризовались меньшей интенсивностью пиков $c-ZrO_2$ по сравнению с $ZrO_2-10\% Al_2O_3$, что связано с большим количеством Al_2O_3 . Аналогичное поведение композиционных материалов $ZrO_2-Al_2O_3$ описано ранее при термообработке при $1000^\circ C$ [1].

Исследование морфологии частиц синтезированного порошка методом ПЭМ показало, что они имели округлую форму и размер менее 10 нм (рис. 2а). Увеличение содержания оксида алюминия до 20% приводило к формированию порошка, содержащего как мелкие частицы – до 10 нм, так и более крупные ограненные с размером до 25 нм (рис. 2б).

Исследование площади удельной поверхности $S_{уд}$ показало, что введение оксида железа в наименьшей концентрации в синтезированные порошки не приводит к существенному изменению их поверхности. Композиты $ZrO_2-10\% Al_2O_3$ без добавки характеризовались $S_{уд} = 47$ м²/г, введение оксида железа приводило к изменению удельной поверхности в пределах 5% независимо от концентрации. Материалы $ZrO_2-20\% Al_2O_3$ обладали большей площадью удельной поверхности – 54 м²/г, что, видимо, связано с меньшей степенью агрегированности порошка. Порошки, содержа-

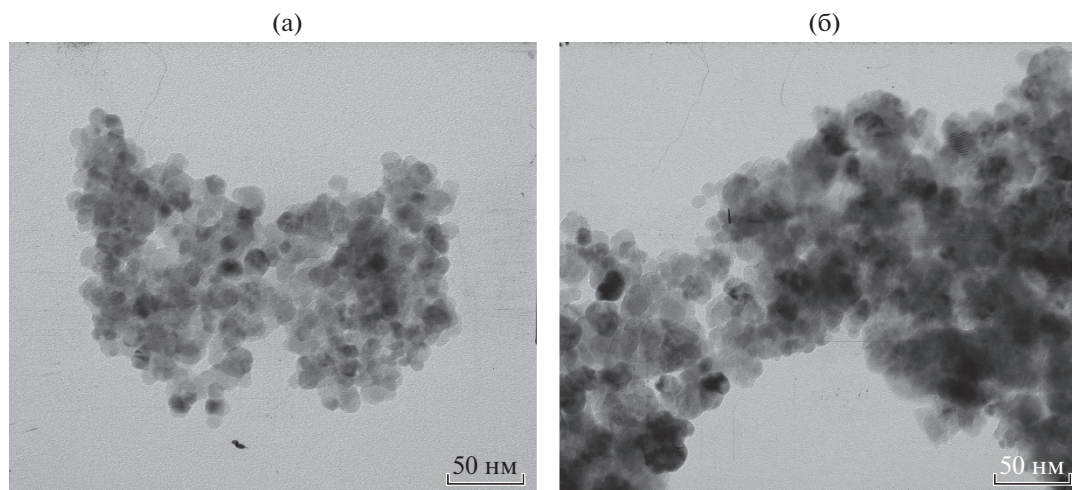


Рис. 2. Микрофотографии порошков $ZrO_2-10\% Al_2O_3$ (а) и $ZrO_2-20\% Al_2O_3$ (б), полученные методом ПЭМ.

щие оксид железа, также обладали $S_{уд}$ в диапазоне 50–55 м²/г.

Согласно данным дилатометрических испытаний, введение оксида железа даже в минимальном количестве (0.33 мол. % Fe^{3+}) в композиционные материалы системы $ZrO_2-Al_2O_3$ способствует существенному увеличению активности материалов к спеканию (рис. 3). Для образцов $ZrO_2-10\% Al_2O_3$ выраженный эффект наблюдался при введении 0.33 мол. % железа – усадка возрастала с 13.8% (без добавки) до 24.1%. Установлено, что первый этап спекания при температуре 900–950°C связан с фазовым переходом моноклинной модификации ZrO_2 ($m-ZrO_2$) в тетрагональную модификацию ($t-ZrO_2$). Начало интенсификации процесса спекания, обусловленное уплотнением материала при термообработке, происходило при температуре 1010°C. Увеличение содержания добавки в образцах $ZrO_2-10\% Al_2O_3$ приводило к росту линейной усадки до 26.2%. Такие материалы показывали высокое уплотнение в диапазоне температур 1320–1350°C.

Увеличение содержания оксида алюминия в материалах способствует снижению их активности к спеканию. Так, образцы $ZrO_2-20\% Al_2O_3$ без добавки характеризовались величиной линейной усадки 7.5%. Введение 0.33 мол. % Fe^{3+} способствовало ее росту до 10.0%. Увеличение содержания Fe^{3+} до 3 мол. % приводило к дальнейшему росту усадки – до 13.3%.

Согласно данным РФА, материалы $ZrO_2-10\% Al_2O_3$ без добавки, спеченные при 1450°C, характеризуются присутствием $t-ZrO_2$ (JCPDS # 42-1164), а также незначительного количества фазы $m-ZrO_2$ (JCPDS # 37-1484) – до 5 мас. %, количество которой возрастает при увеличении температуры спекания до 1500°C (рис. 4а, 4б). Al_2O_3 кристаллизуется в виде корунда (JCPDS # 10-0173).

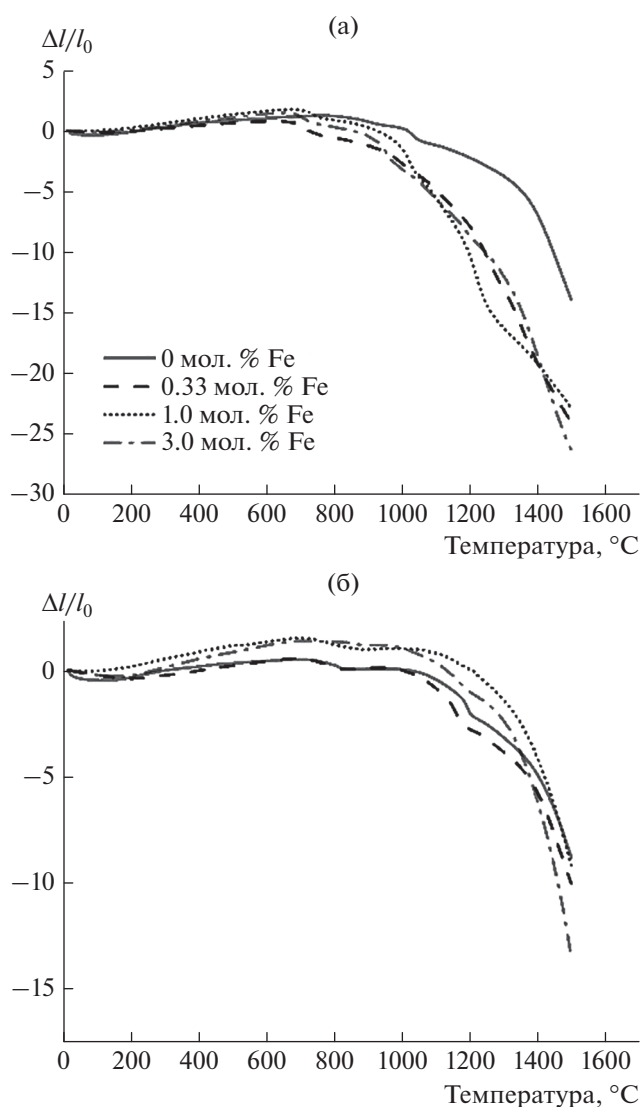


Рис. 3. Кривые усадки материалов $ZrO_2-10\% Al_2O_3$ (а) и $ZrO_2-20\% Al_2O_3$ (б) согласно данным дилатометрии.

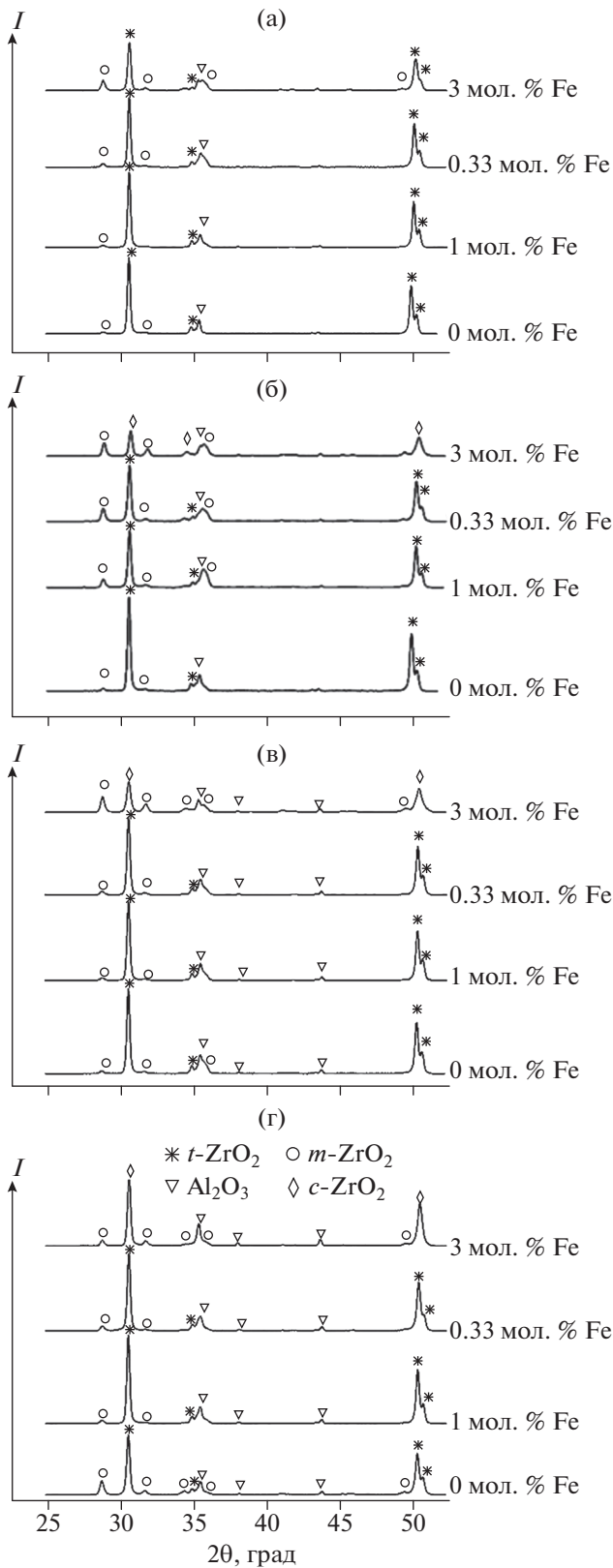


Рис. 4. Дифрактограммы керамики $ZrO_2-10\% Al_2O_3$ (а, б) и $ZrO_2-20\% Al_2O_3$ (в, г) после спекания при 1450 (а, в) и 1500°C (б, г).

Таблица 1. Зависимость пористости от состава материала и температуры спекания

Состав	Температура спекания, °C	Пористость, %
$ZrO_2-10\% Al_2O_3$	1450	7.77
$ZrO_2-10\% Al_2O_3-0.33\% Fe$		0.82
$ZrO_2-10\% Al_2O_3-1\% Fe$		0.75
$ZrO_2-10\% Al_2O_3-3\% Fe$		0.02
$ZrO_2-10\% Al_2O_3$	1500	0.29
$ZrO_2-10\% Al_2O_3-0.33\% Fe$		0.61
$ZrO_2-10\% Al_2O_3-1\% Fe$		0.54
$ZrO_2-10\% Al_2O_3-3\% Fe$	0.18	
$ZrO_2-20\% Al_2O_3$	1450	18.55
$ZrO_2-20\% Al_2O_3-0.33\% Fe$		12.26
$ZrO_2-20\% Al_2O_3-1\% Fe$		5.61
$ZrO_2-20\% Al_2O_3-3\% Fe$		0.47
$ZrO_2-20\% Al_2O_3$	1500	0.19
$ZrO_2-20\% Al_2O_3-0.33\% Fe$		0.41
$ZrO_2-20\% Al_2O_3-1\% Fe$		0.2
$ZrO_2-20\% Al_2O_3-3\% Fe$	0.68	

Введение в композиционный материал $ZrO_2-10\% Al_2O_3$ 0.33 и 1.0 мол. % железа способствует увеличению количества $t-ZrO_2$ при практически полном исчезновении $m-ZrO_2$ (рис. 4). Рост количества добавки до 3 мол. % приводит к формированию до 20 мас. % $m-ZrO_2$. Интенсивность пиков Al_2O_3 практически не изменяется. Увеличение температуры спекания до 1500°C приводит к росту содержания $m-ZrO_2$ до 40% по мере увеличения количества добавки до 3 мол. % Fe^{3+} . При этом введение 3 мол. % Fe^{3+} приводит к исчезновению расщепления пиков при $2\theta = 49.46^\circ$ и 50.06° с формированием единственного пика при 50.22° , характерного для $c-ZrO_2$.

Для образцов $ZrO_2-20\% Al_2O_3$ без оксидных добавок характерно формирование до 10 и до 20 мас. % $m-ZrO_2$ при 1450 и 1500°C соответственно (рис. 4в, 4г). Введение 0.33 и 1.0 мол. % Fe^{3+} стабилизирует $t-ZrO_2$, а введение 3 мол. % Fe^{3+} способствует росту количества $m-ZrO_2$ и исчезновению дублета в диапазоне $49.8^\circ-51.2^\circ$ с появлением единственного пика, характерного для $c-ZrO_2$, как при 1450, так и при 1500°C.

Результаты измерения пористости материалов представлены в табл. 1. Установлено, что все образцы $ZrO_2-10\% Al_2O_3$, содержащие добавки, характеризуются плотноспеченным состоянием с

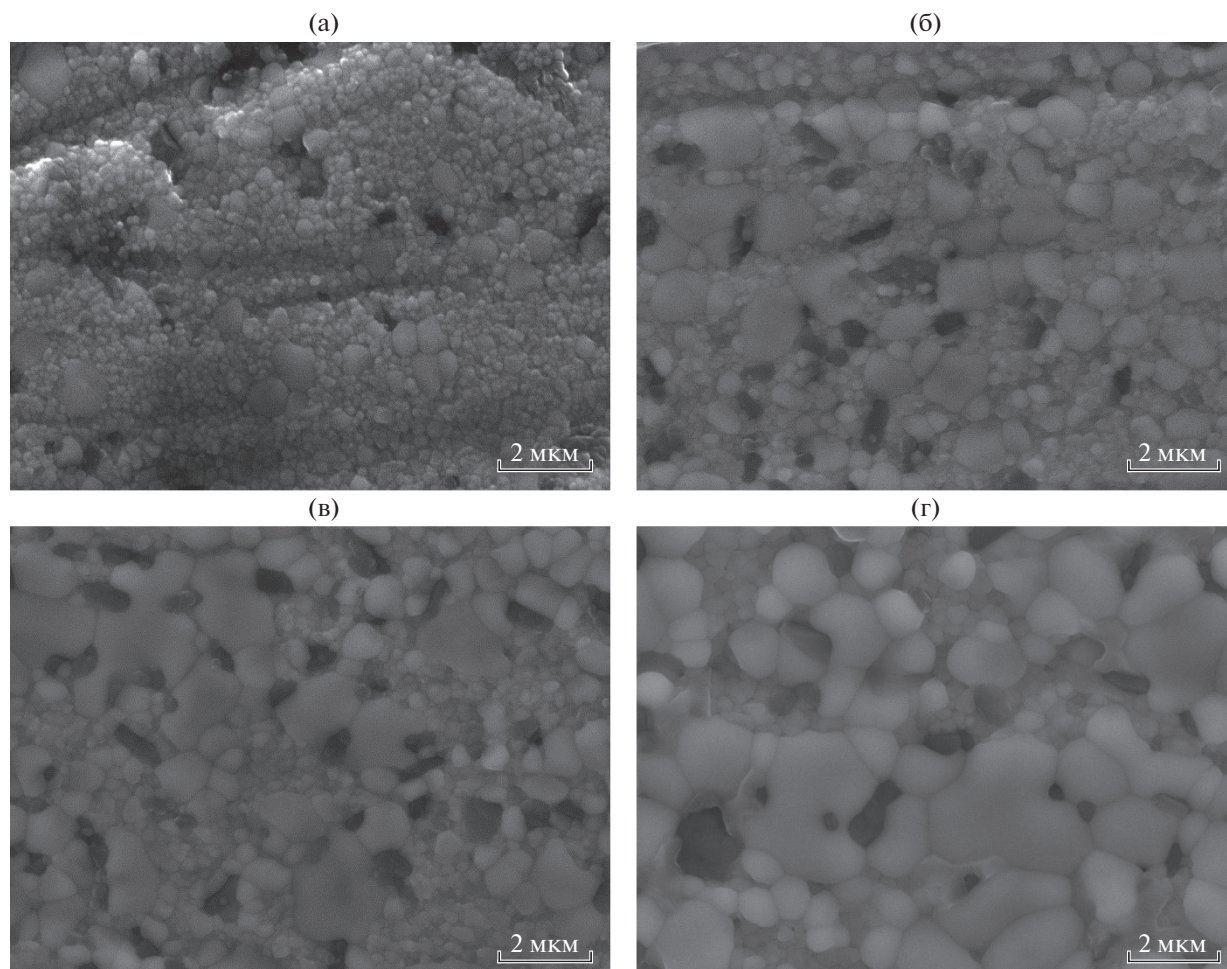


Рис. 5. Микроструктура керамики на основе $ZrO_2-10\% Al_2O_3$, содержащей 0 (а), 0,33 (б), 1 (в), 3 мол. % Fe (г), после спекания при $1450^\circ C$.

пористостью менее 1% уже при $1450^\circ C$. Материалы, не содержащие добавку, характеризовались пористостью 7,7% при $1450^\circ C$. Для образцов $ZrO_2-20\% Al_2O_3$ без добавок, спеченных при $1450^\circ C$, характерна более высокая пористость – до 18,55%. Введение 3 мол. % Fe^{3+} в $ZrO_2-20\% Al_2O_3$ приводит к достижению плотноспеченного состояния. Материалы $ZrO_2-10\% Al_2O_3$ и $ZrO_2-20\% Al_2O_3$, термообработанные при $1500^\circ C$, характеризуются плотноспеченным состоянием.

На рис. 5 представлена микроструктура керамики $ZrO_2-10\% Al_2O_3$, спеченной на $1450^\circ C$, с содержанием железа 0, 0,33, 1,0 и 3,0 мол. %. Микроструктура керамики плотная. Материалы, не содержащие добавки, характеризуются неравномерной микроструктурой, состоящей из мелких зерен размером 0,1–0,3 мкм, а также более крупных – 1,0–2,0 мкм. Оксид алюминия в виде темных зерен распределен равномерно в материале в виде агломератов размером до 0,5 мкм. Введение 0,33 мол. % Fe^{3+} приводит к укрупнению мелких

зерен, размер которых возрастает до 0,5–0,7 мкм, а также росту количества крупных кристаллов до 50% поля зрения. В структуре керамики, содержащей 1 мол. % Fe^{3+} , наблюдается дальнейшая рекристаллизация с появлением крупных неправильной формы зерен размером 2,0–3,0 мкм. При 3 мол. % Fe^{3+} крупные зерна занимают до 70% поля зрения и являются преобладающей фазой. Микроструктура керамики $ZrO_2-10\% Al_2O_3$, содержащей 3 мол. % Fe, состоит из крупных спеченных зерен, размер которых колеблется от 1,5 до 3 мкм, средних (от 0,5 до 1 мкм) и мелких (0,3 мкм).

Микроструктура керамики $ZrO_2-20\% Al_2O_3$, спеченной при $1450^\circ C$, с различным содержанием оксида железа имеет аналогичный характер (рис. 6). Керамика $ZrO_2-20\% Al_2O_3$, содержащая 0,33 мол. % Fe^{3+} , имеет однородную мелкокристаллическую структуру с размером зерен от 0,1 до 0,5 мкм. Увеличение содержания оксида железа приводит к появлению в структуре крупных спеченных зерен, размер которых составляет 2 мкм,

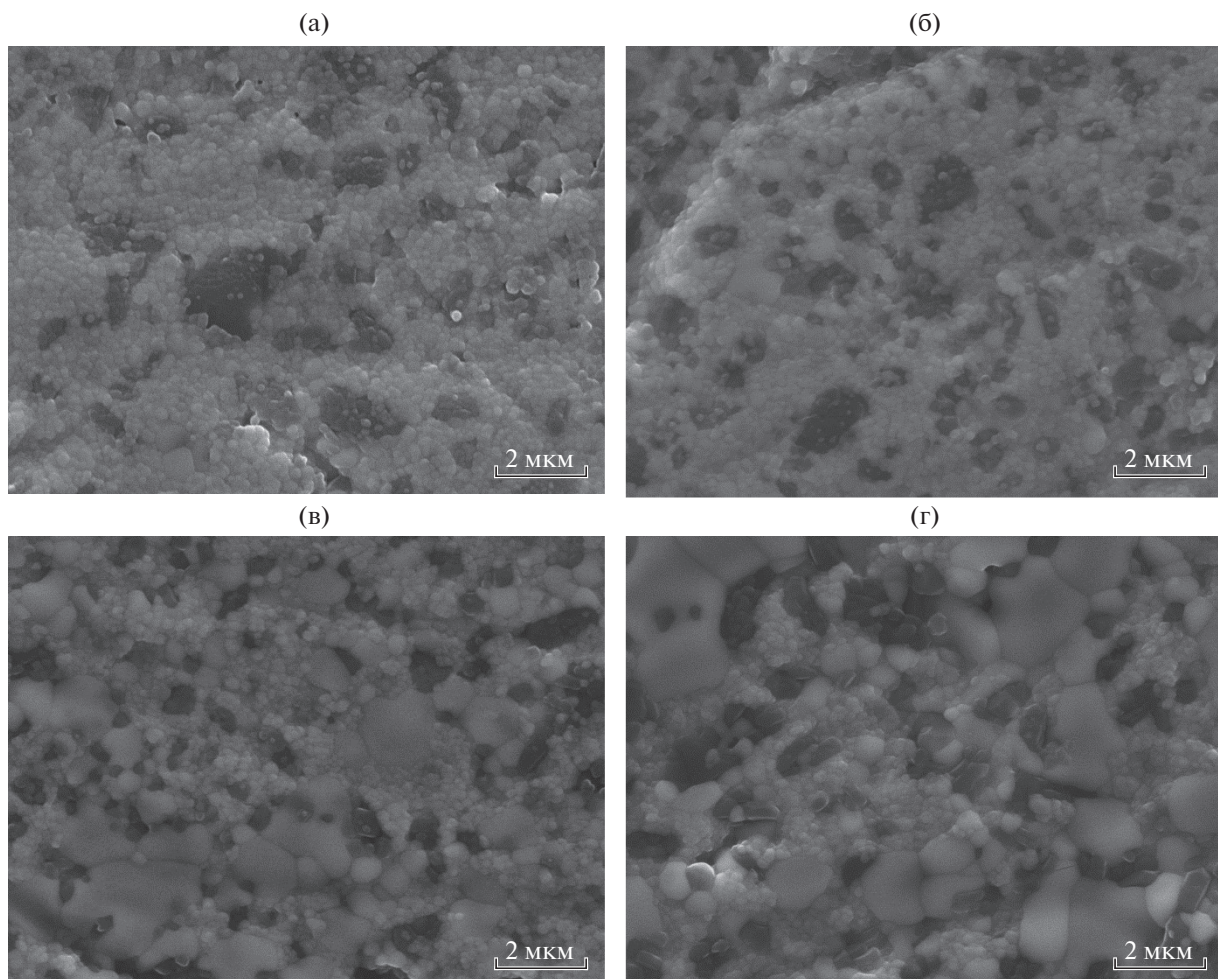


Рис. 6. Микроструктура керамики на основе $ZrO_2-20\% Al_2O_3$, содержащей 0 (а), 0.33 (б), 1 (в), 3 мол. % Fe (г), после спекания при $1450^\circ C$.

при сохранении фракции менее 0.5 мкм. Наблюдаются участки скопления зерен оксида алюминия (темные зерна) размером до 1.0 мкм. Распределение агломератов зерен оксида алюминия равномерно по всей площади поля зрения.

Введение добавки Fe^{3+} способствовало существенному росту прочности спеченных керамических материалов $ZrO_2-10\% Al_2O_3$ (рис. 7). Материалы без добавки характеризовались средней величиной прочности при $1450^\circ C$ – 530 МПа. За счет достижения плотноспеченного состояния при $1450^\circ C$ и стабилизации $t-ZrO_2$ для составов, содержащих 0.33 мол. % Fe^{3+} была достигнута величина прочности при трехточечном изгибе 760 ± 25 МПа. Дальнейшее увеличение содержания Fe^{3+} до 1.0 и 3.0 мол. % приводило к снижению прочности до 710 ± 20 и 600 ± 20 МПа соответственно, что связано с формированием крупнозернистой микроструктуры, а также фазовым переходом $t-ZrO_2$ в $m-ZrO_2$. Повышение температуры спекания до $1500^\circ C$ приводило в среднем к

снижению прочности при трехточечном изгибе из-за появления моноклинной фазы в материалах без добавки и роста ее количества в материалах с добавкой. Также рост температуры приводит к росту зерен керамики, вызывая потерю механических свойств [5].

Образцы $ZrO_2-20\% Al_2O_3$ характеризовались меньшей прочностью по сравнению с $ZrO_2-10\% Al_2O_3$ при $1450^\circ C$ из-за сохранения пористости (рис. 8). Так, материалы без добавки характеризовались прочностью до 320 ± 15 МПа, при введении 1.0 мол. % Fe^{3+} прочность достигала 475 ± 20 МПа. В материалах, содержащих 3.0 мол. % Fe^{3+} , несмотря на пористость ниже 1%, прочность не превышала 350 МПа. Это связано со значительным количеством непрочной фазы $m-ZrO_2$, согласно данным РФА. Повышение температуры спекания до $1500^\circ C$ позволило достичь плотноспеченного состояния для всех составов и величины средней прочности около 700 МПа для образца, содержащего 1.0 мол. % Fe. Этот образец

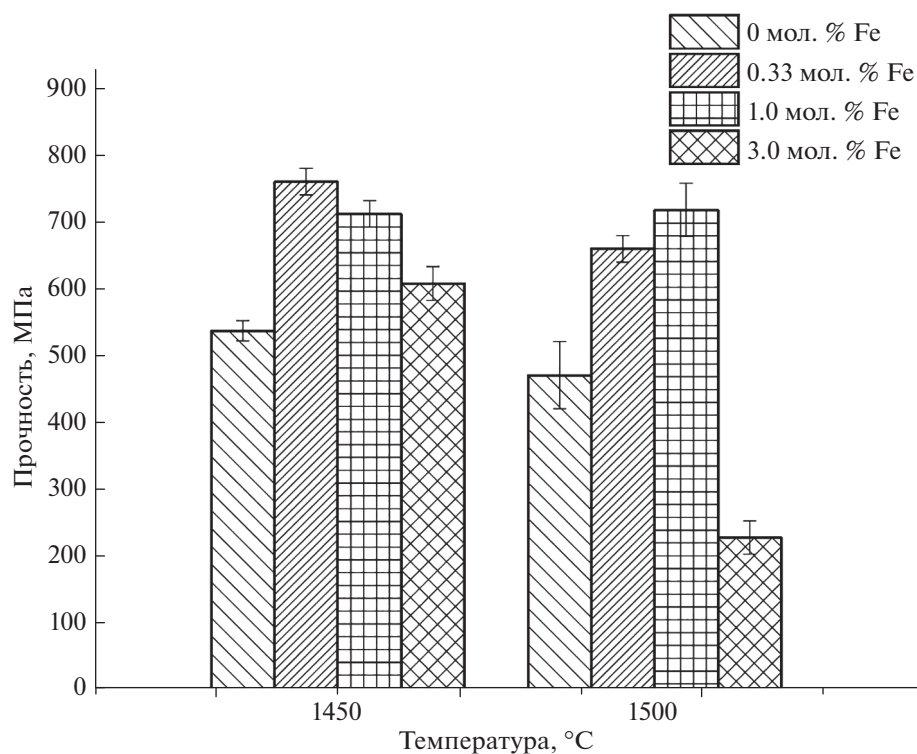


Рис. 7. Зависимость прочности керамики $ZrO_2-10\% Al_2O_3$ от состава и температуры спекания.

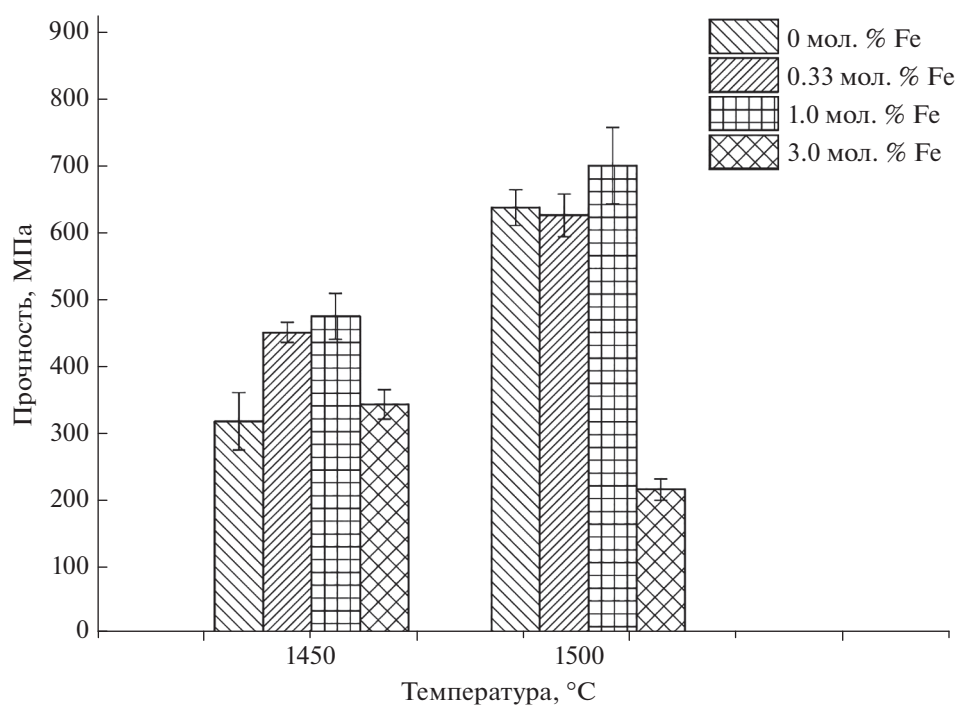


Рис. 8. Зависимость прочности керамики $ZrO_2-20\% Al_2O_3$ от состава и температуры спекания.

характеризовался наибольшим количеством высокопрочной фазы $t-ZrO_2$. Материал без добавки имел среднюю прочность 630 ± 15 МПа.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Установлено, что введение добавки оксида железа приводит к значительному росту линейной

усадки для материалов, содержащих 10 и 20 мас. % Al_2O_3 . Введение 0.33–1.0 мол. % Fe^{3+} способствует стабилизации тетрагональной модификации диоксида циркония, в то время как при введении 3 мол. % Fe^{3+} стабилизируется $m\text{-ZrO}_2$, а также происходит существенный рост зерен керамики. Получены плотноспеченные керамические материалы $\text{ZrO}_2\text{--}10\% \text{Al}_2\text{O}_3$ при 1450°C , а также $\text{ZrO}_2\text{--}20\% \text{Al}_2\text{O}_3$ при 1500°C , содержащие добавку Fe^{3+} . Введение оксида железа при спекании при 1450°C в течение 2 ч позволило увеличить прочность материалов при трехточечном изгибе на 45–50%: для композиционных материалов $\text{ZrO}_2\text{--}10\% \text{Al}_2\text{O}_3$ до 760 МПа и для $\text{ZrO}_2\text{--}20\% \text{Al}_2\text{O}_3$ до 475 МПа.

БЛАГОДАРНОСТЬ

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта президента Российской Федерации МК-5661.2018.8 и стипендии президента Российской Федерации СП-3724.2018.4.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Balagopal N., Warriar K.G.K., Damodaran A.D.* Alumina-Ceria Composite Powders through a Flash Combustion Technique // *J. Mater. Sci. Lett.* 1991. V. 10. № 19. P. 1116–1118.
2. *Deshmukh R.M., Kulkarni S.S.* A Review on Biomaterials in Orthopedic Bone Plate Application // *Int. J. Current Eng. Technol.* 2015. V. 5. № 4. P. 2587–2591.
3. *Nevarez-Rascon A., Gonzalez-Lopez S., Acosta-Torres L.S., Nevarez-Rascon M.M., Orrantia-Borunda E.* Synthesis, Biocompatibility and Mechanical Properties of $\text{ZrO}_2\text{--Al}_2\text{O}_3$ Ceramics Composites // *Dental Mater. J.* 2016. V. 35. № 3. P. 392–398.
4. *Smirnov V.V., Krylov A.I., Smirnov S.V., Goldberg M.A., Antonova O.S., Kochanov G.P., Barinov S.M.* Sintering and Microstructure of Materials Based on the Fluoro-hydroxyapatite– $\text{ZrO}_2\text{--Al}_2\text{O}_3$ System // *Inorg. Mater.* 2016. V. 52. № 10. P. 1025–1030.
5. *Matsui K., Ohmichi N., Ohgai M., Yoshida H., Ikuhara Y.* Effect of Alumina-Doping on Grain Boundary Segregation-Induced Phase Transformation in Yttria-Stabilized Tetragonal Zirconia Polycrystal // *J. Mater. Res.* 2006. V. 21. № 9. P. 2278–2289.
6. *Jayaseelan D., Nishikawa T., Awaji H., Gnanam F.D.* Pressureless Sintering of Sol-Gel Derived Alumina–Zirconia Composites // *Mater. Sci. Eng.: A.* 1998. V. 256. № 1–2. P. 265–270.
7. *Akin I., Yilmaz E., Sahin F., Yucel O., Goller G.* Effect of CeO_2 Addition on Densification and Microstructure of $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--YSZ}$ Composites // *Ceram. Int.* 2011. V. 37. № 8. P. 3273–3280.
8. *Xu X., Xu X., Liu J., Hong W., Hou F.* Low-Temperature Fabrication of $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--ZrO}_2$ (Y_2O_3) Nanocomposites through Hot Pressing of Amorphous Powders // *Ceram. Int.* 2016. V. 42. № 13. P. 15065–15071.
9. *Flegler A.J., Burye T.E., Yang Q., Nicholas J.D.* Cubic Yttria Stabilized Zirconia Sintering Additive Impacts: a Comparative Study // *Ceram. Int.* 2014. V. 40. № 10. P. 16323–16335.
10. *Foschini C.R., Souza D.P.F., Paulin Filho P.I., Varela J.A.* AC Impedance Study of Ni, Fe, Cu, Mn Doped Ceria Stabilized Zirconia Ceramics // *J. Eur. Ceram. Soc.* 2001. V. 21. № 9. P. 1143–1150.
11. *Guo F., Xiao P.* Effect of Fe_2O_3 Doping on Sintering of Yttria-Stabilized Zirconia // *J. Eur. Ceram. Soc.* 2012. V. 32. № 16. P. 4157–4164.
12. *Smirnov V.V., Obolkina T.O., Krylov A.I., Smirnov S.V., Goldberg M.A., Antonova O.S., Barinov S.M.* Agglomeration and Properties of Ceramics Based on Partially Stabilized Zirconium Dioxide Containing Oxides of Aluminum and Iron // *Inorg. Mater.: Appl. Res.* 2018. V. 9. № 1. P. 121–124.
13. *Ye Y., Li J., Zhou H., Chen J.* Microstructure and Mechanical Properties of Yttria-Stabilized $\text{ZrO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3$ Nanocomposite Ceramics // *Ceram. Int.* 2008. V. 34. № 8. P. 1797–1803.