

К. т. н. **В. Б. Кульметьева** (✉), д. т. н. **С. Е. Порозова**,
 К. т. н. **В. Г. Гилев**, **Д. С. Вохмянин**
 ФГБОУ ВО «Пермский национальный исследовательский
 политехнический университет», г. Пермь, Россия

УДК 546.834-31'65.017:620.181

СТАБИЛИЗАЦИЯ ZrO_2 КОНЦЕНТРАТОМ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ (La, Nd, Pr, Ce)

Методами дифференциального термического анализа, спектроскопии комбинационного рассеяния света и рентгеновской дифракции исследовано влияние температуры отжига и спекания на фазовые превращения ZrO_2 в зависимости от содержания концентрата РЗЭ. Показано, что введение концентрата РЗЭ в количестве более 15 мас. % стабилизирует тетрагональную фазу ZrO_2 только при температурах ниже 1200 °С. Дальнейшее повышение температуры приводит к дестабилизации тетрагональной фазы с образованием моноклинной и кубической фаз типа изоструктурных соединений $Ln_2Zr_2O_7$ ($n = La, Nd, \dots$) со структурой пироксена.

Ключевые слова: диоксид циркония, концентрат редкоземельных элементов (РЗЭ), КР-спектры, цирконат лантана.

ВВЕДЕНИЕ

Керамика из ZrO_2 обладает уникальным сочетанием свойств: высокими прочностью, трещино- и износостойкостью, термостойкостью, химической устойчивостью и стабильностью к излучениям, в том числе к нейтронному потоку, ионной проводимостью, биологической совместимостью и т. д., что определяет ее широкое применение в различных отраслях промышленности. Свойства материалов на основе ZrO_2 во многом определяются оксидами, используемыми в качестве стабилизаторов высокотемпературных модификаций ZrO_2 . Обычно это оксиды двух- или трехвалентных металлов, такие как MgO, CaO, Y_2O_3 , или оксиды лантаноидов, образующие с ZrO_2 твердый раствор замещения [1–5].

В настоящее время распространена стабилизация ZrO_2 комбинацией оксидов-стабилизаторов, что является важным для различных применений. Считается, что сочетание высоких значений прочности и трещиностойкости может быть достигнуто в системе ZrO_2 – Y_2O_3 – CeO_2 [6]. Как показано в работе [7], для улучшения механических характеристик материалов состава ZrO_2 + 12 мол. % CeO_2 наиболее эффективно применение элементов с высоким значением ионного радиуса. Увеличение ионной проводимости в низкотемпературной области твердых электролитов на основе ZrO_2 , содержащих 8–11 мол. % Sc_2O_3 , осу-

ществляется введением в небольшом количестве третьего оксидного компонента в виде оксидов железа, хрома, титана, РЗЭ [8].

Широко используется для теплозащитных покрытий лопаток ГТД ZrO_2 , стабилизированный 7–8 мас. % Y_2O_3 , поскольку он обладает низкой теплопроводностью и относительно высоким ТКЛР [9]. Добавка оксидов редкоземельных элементов (РЗЭ — La_2O_3 , Nd_2O_3 , Gd_2O_3 , Yb_2O_3 и Sc_2O_3) приводит к снижению теплопроводности и улучшению фазовой стабильности при высоких температурах (>1200 °С). Перспективным материалом для теплозащитных покрытий считается также керамика на основе цирконатов РЗЭ со структурой пироксена ($La_2Zr_2O_7$, $Gd_2Zr_2O_7$, $Nd_2Zr_2O_7$) в связи с ее высокой температурой плавления, низкой теплопроводностью, повышенной фазовой стабильностью и хорошим сопротивлением к спеканию при рабочих температурах до 1300–1400 °С [10–12].

Цель настоящей работы — изучение влияния концентрата РЗЭ на стабилизацию высокотемпературных фаз ZrO_2 и свойства керамических материалов на его основе.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Порошок стабилизированного ZrO_2 синтезировали методом обратного соосаждения из свежеприготовленного 0,5 М водного раствора соли $ZrOCl_2 \cdot 8H_2O$ квалификации ч. В качестве стабилизирующей добавки использовали концентрат РЗЭ в виде карбонатов производства Соликамского магниевого завода (Пермский край). Содержание оксидов в концентрате РЗЭ, мас. %: La_2O_3 53,8, Nd_2O_3 26,2, Pr_6O_{11} 9,8,



В. Б. Кульметьева
 E-mail: keramik@pm.pstu.ac.ru

CeO₂ 4,1, Sm₂O₃ 1,6, CaO 0,19, SrO 0,05, Fe₂O₃ 0,029, SiO₂ 0,03; суммарное количество РЗЭ 33,0 %. Содержание концентрата варьировали от 5 до 20 мас. %, учитывая разложение карбонатов.

Концентрат РЗЭ растворяли в концентрированной HNO₃ при нагреве. Соосаждение проводили при поддержании pH реакционной среды, равным 9. В качестве осадителя применяли 25 %-ный водный раствор аммиака. Полученный гелеобразный осадок отмывали от ионов Cl⁻ и NH₄⁺ дистиллированной водой, используя вакуумную фильтрацию. Высушенный на воздухе при 50 °С осадок растирали и термообработывали в интервале от 400 до 1200 °С в муфельной печи с изотермической выдержкой 60 мин в атмосфере воздуха.

Удельную поверхность порошков определяли методом низкотемпературной адсорбции азота (БЭТ) на приборе Sorbi 4.1. Дифференциальный термический анализ (ДТА) для исследования термических процессов, протекающих в соосажденных порошках при нагревании, проводили на дериватографе Q-1500D системы Paulic – Paulic – Erdey до 1000 °С со скоростью нагрева 5 °С/мин. Фазовый состав образцов изучали методом спектроскопии комбинационного рассеяния (КР) света; КР-спектры получали на многофункциональном спектрометре комбинационного рассеяния света SENTERRA (Bruker, Германия) при длине волны излучающего лазера 532 нм. Рентгеноструктурный анализ проводили на дифрактометре Shimadzu XRD-6000 (Япония) с использованием Cu K_α-излучения. Дифрактограммы обрабатывали с применением пакета программ для сбора и обработки данных Shimadzu XRD-6000/7000 V5.21. Расшифровку дифрактограмм проводили на основе лицензионной базы данных ICDD (International Centre for Diffraction Data) PDF-2.

Образцы прессовали на гидравлическом прессе методом холодного одноосного прессования под

давлением 200 МПа. В качестве временной технологической связки использовали 4 %-ный водный раствор поливинилового спирта марки ПВС 7/2 по ГОСТ 10779 в количестве 10 % от массы порошка. Образцы спекали в интервале 1350–1500 °С с выдержкой 2 ч на воздухе. Перед прессованием порошки после сушки и отжига измельчали в мельнице планетарного типа «Санд» в течение 1 ч при частоте вращения 160 об/мин в среде этилового спирта. Соотношение масс порошка, мелющих тел и этилового спирта составляло 1:2:1.

Кажущуюся плотность прессовок определяли по измерениям массы и геометрических размеров спеченных образцов гидростатическим методом. Пористость, %, вычисляли по формуле

$$P = \left(1 - \frac{\rho_{\text{экс}}}{\rho_{\text{теор}}} \right) \cdot 100,$$

где $\rho_{\text{экс}}$ — плотность образца, г/см³; $\rho_{\text{теор}}$ — теоретическая плотность, рассчитанная по плотности и содержанию ZrO₂ и РЗЭ.

Микроструктуру спеченных образцов исследовали методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) в полуконтактном режиме на микроскопе Solver Next (НТ-МДТ, Россия) на предварительно протравленных шлифах.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Результаты исследования термических процессов, протекающих в синтезированных порошках, показали, что независимо от содержания концентрата РЗЭ для порошков характерно присутствие на кривой ДТА в низкотемпературной области широкого эндотермического эффекта, связанного с удалением адсорбированной и структурно-связанной воды. При этом происходит значительное сокращение количества массы (рис. 1), так как особенностью получения порошков ZrO₂ методом

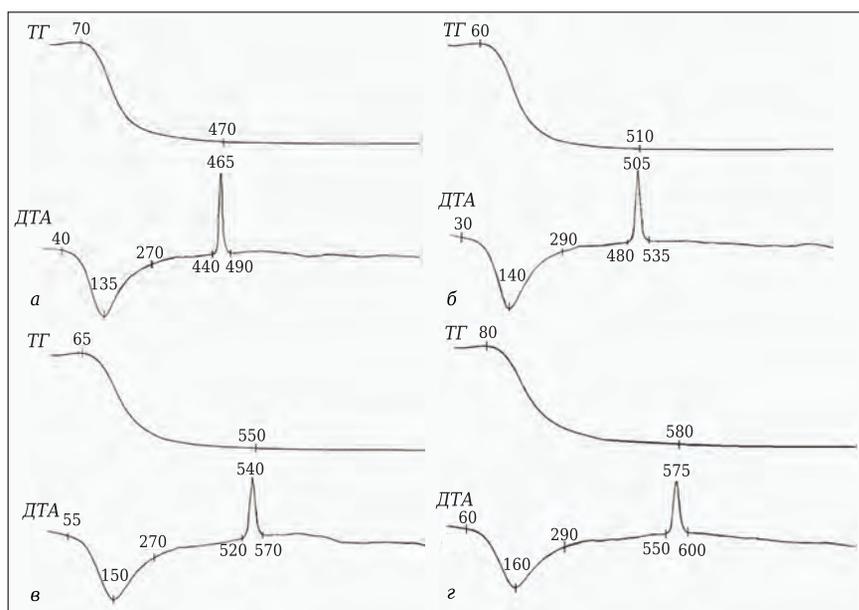


Рис. 1. Кривые ДТА ZrO₂, стабилизированного концентратом РЗЭ, мас. %: а — 5; б — 10; в — 15; г — 20

осаждения из водных растворов солей является образование сильно гидратированных гелеобразных осадков гидроксида циркония $Zr(OH)_4 \cdot nH_2O$. При дальнейшем нагреве наблюдается узкий интенсивный экзотермический эффект, соответствующий кристаллизации ZrO_2 из гидроксида $ZrO(OH)_2$. Общая потеря массы от 26 до 30 %. Установлено, что увеличение содержания концентрата РЗЭ приводит к смещению температурных максимумов эффектов в область высоких температур от 135 до 150 °С для эндотермического эффекта и от 465 до 575 °С для экзотермического.

Изучено влияние температуры отжига на удельную поверхность порошка с различным содержанием концентрата РЗЭ (рис. 2). После синтеза удельная поверхность порошков составляла от 128 до 162 м²/г в зависимости от содержания концентрата, что соответствует расчетному среднему размеру частиц 6–8 нм. Для всех порошков характерно значительное снижение удельной поверхности после отжига при 400 °С. Повышение температуры отжига до 600 °С приводит к дальнейшему снижению удельной поверхности порошков, особенно с 15 и 20 % РЗЭ.

Далее изучали влияние термообработки в интервале 400–1200 °С на фазовый состав порошка ZrO_2 в зависимости от содержания концентрата РЗЭ. КР-спектры полиморфных модификаций ZrO_2 имеют определенный набор линий. Так, для тетрагонального ZrO_2 , стабилизированного Y_2O_3 , характерно присутствие шести линий: 149 см⁻¹ (E_g), 269 см⁻¹ (E_g), 319 см⁻¹ (B_{1g}), 461 см⁻¹ (E_g), 602 см⁻¹ (A_{1g}) и 648 см⁻¹ (B_{1g}). Моноклинной фазе соответствуют пики: 179 см⁻¹ (A_g), 190 см⁻¹ (A_g), 222 см⁻¹ (B_g), 305 см⁻¹ (A_g), 334 см⁻¹ (B_g), 348 см⁻¹ (A_g), 381 см⁻¹ (B_g), 476 см⁻¹ (A_g), 500 см⁻¹ (B_g), 534 см⁻¹ (B_g), 556 см⁻¹ (A_g), 615 см⁻¹ (B_g) и 637 см⁻¹ (A_g) [13, 14].

После отжига при 400 °С в образцах с 5 и 10 % концентрата РЗЭ формируется тетрагональный ZrO_2 , но кристаллическая решетка еще не до конца сформирована из-за отсутствия линии 602 см⁻¹. Образцы с большим содержанием концентрата являются полностью аморфными; на КР-спектрах невозможно провести идентификацию фаз (рис. 3, а). После отжига при 600 °С все образцы независимо от содержания РЗЭ состоят из ZrO_2 тетрагональной модификации. Дальнейшее повышение температуры отжига до 800 °С не изменяет фазовый состав образцов. Отмечено только, что линии КР-спектров становятся более узкими и находятся в положении, соответствующем тетрагональному ZrO_2 .

После отжига при 1000 °С у порошка с 5 % РЗЭ зафиксировано появление моноклинной фазы (линии 178 и 189 см⁻¹) и интенсивного широкого пика на линии 265 см⁻¹ (рис. 3, б). Разложение этого пика методом Левенберга – Марквардта (см. рис. 3, б, слева вверху) позволило установить, что он состоит из линий, соответствующих тетрагональной (Т) и моноклинной (М) фазам ZrO_2 ,

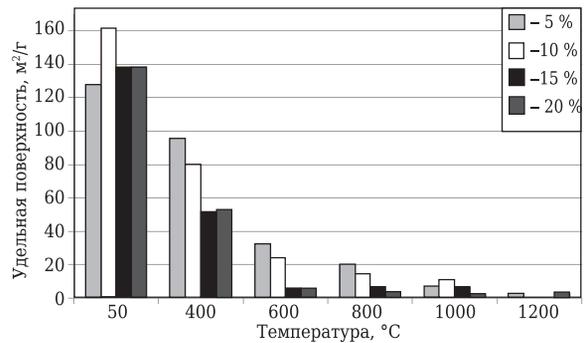


Рис. 2. Зависимость удельной поверхности порошка ZrO_2 , стабилизированного разным количеством концентрата РЗЭ, от температуры отжига

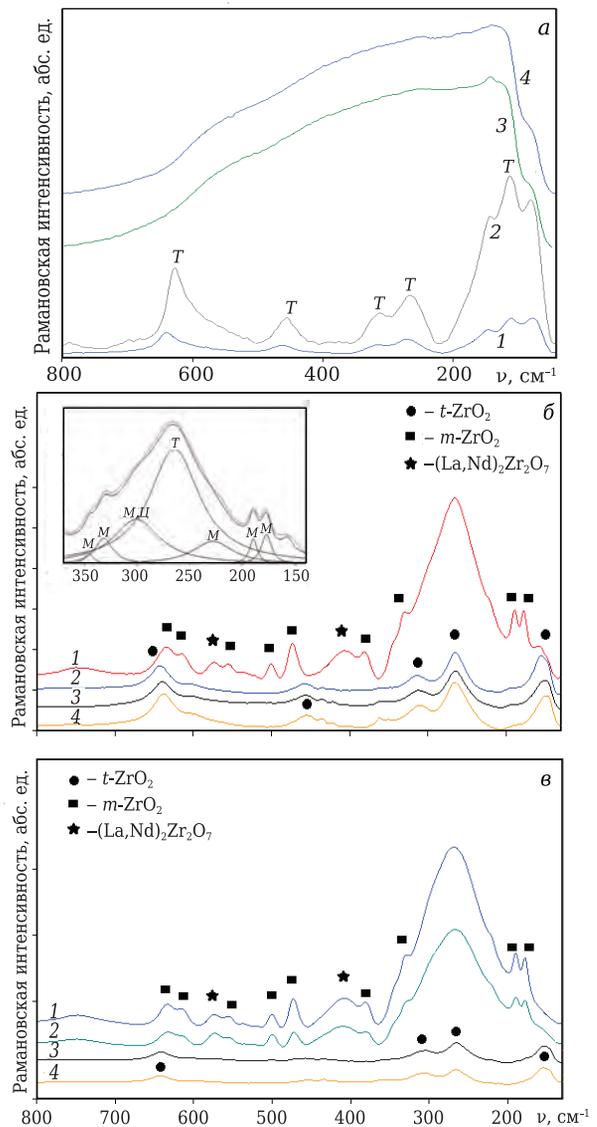


Рис. 3. КР-спектры порошка ZrO_2 , стабилизированного концентратом РЗЭ, после отжига при 400 (а), 1000 (б, слева вверху — разложение линии 265 см⁻¹) и 1200 °С (в): 1 — 5 % РЗЭ; 2 — 10 % РЗЭ; 3 — 15 % РЗЭ; 4 — 20 % РЗЭ

цирконатам (Ц) лантана и неодима со структурой типа пирохлора. Для КР-спектров соединений типа $A_2B_2O_7$ со структурой пирохлора харак-

терно наличие шести активных мод, основными из которых являются 300 см^{-1} (E_g), 395 см^{-1} (F_{2g}), 492 см^{-1} (A_{1g}), 516 см^{-1} (F_{2g}) [15, 16]. Самую большую интенсивность имеет линия $\sim 300\text{ см}^{-1}$, положение которой практически совпадает с линией 305 см^{-1} моноклинного ZrO_2 средней интенсивности. Это наложение приводит к суммарному увеличению интенсивности линии, превышающей интенсивность таких сильных линий, как 178 и 189 см^{-1} моноклинного ZrO_2 . Повышение температуры отжига до $1200\text{ }^\circ\text{C}$ приводит к тому, что в порошке с концентрацией РЗЭ 10% также появляются моноклинная фаза и пик с набором различных фаз (рис. 3, в). Фазовый состав порошков ZrO_2 с 15 и 20% РЗЭ остается полностью тетрагональным.

Согласно диаграммам состояния моноклинный ZrO_2 и соответствующие цирконаты образуются в системе $\text{ZrO}_2\text{-La}_2\text{O}_3$ при концентрации La_2O_3 до 30% мол. %, а в системе $\text{ZrO}_2\text{-Nd}_2\text{O}_3$ до 20% мол. % Nd_2O_3 [17]. Авторами статьи [18] при изучении стабилизации нанокристаллического ZrO_2 , легированного от 3 до 30% La_2O_3 , методами рентгеновской дифракции показано, что после отжига при различных температурах (от 400 до $1000\text{ }^\circ\text{C}$) тетрагональный ZrO_2 формируется либо частично, либо полностью. Повышение температуры отжига до $1200\text{ }^\circ\text{C}$ приводит к дестабилизации тетрагональной фазы с образованием моноклинной фазы и $\text{La}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ со структурой пироклора. Сохранение тетрагональной модификации при низких температурах, по мнению авторов [18], может быть связано с наносостоянием исследуемых образцов. Поэтому в дополнение к

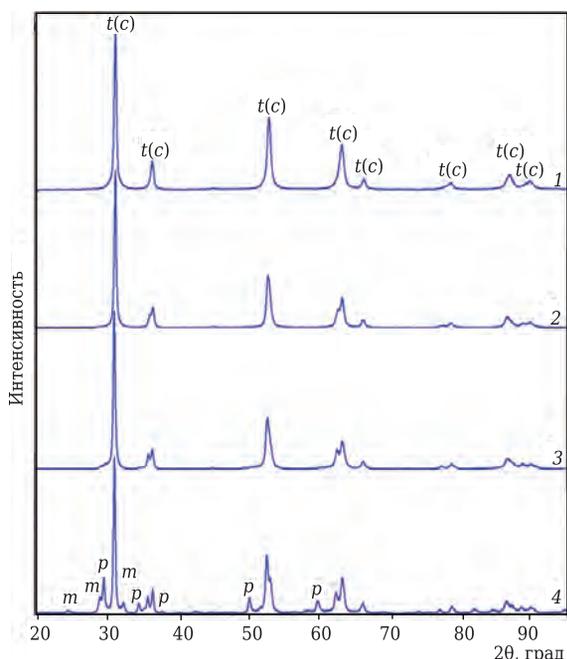


Рис. 4. Дифрактограммы порошка $\text{ZrO}_2 + 15\text{ мас. \% РЗЭ}$ после отжига при 600 (1), 800 (2), 1000 (3) и $1200\text{ }^\circ\text{C}$ (4): m — моноклинный ZrO_2 ; $t(c)$ — тетрагональный (кубический) ZrO_2 ; p — цирконат со структурой пироклора

КР-спектроскопии был проведен рентгеноструктурный анализ образцов с 15% РЗЭ (рис. 4).

После отжига при $600\text{ }^\circ\text{C}$ состав порошка $\text{ZrO}_2 + 15\text{ мас. \% РЗЭ}$ представляет собой смесь тетрагональной и кубической фаз. С повышением температуры отжига происходит рост степени тетрагональности, что выражается в появлении на дифрактограмме характерных тетрагональных дуплетов. Отжиг при $1200\text{ }^\circ\text{C}$ приводит к образованию новых фаз: моноклинного ZrO_2 и цирконатов РЗЭ со структурой пироклора [19], хотя, по данным КР-спектроскопии, порошок полностью состоит из тетрагонального ZrO_2 .

Влияние температуры спекания на уплотнение керамики изучали на образцах, полученных из порошка ZrO_2 , стабилизированного 15% РЗЭ. Синтезированный порошок после сушки и отжига при $600\text{ }^\circ\text{C}$ измельчали для разрушения агломератов. Удельная поверхность порошка составила $46\text{ м}^2/\text{г}$. После прессования средняя кажущаяся плотность образцов составляла $(2,77 \pm 0,02)\text{ г}/\text{см}^3$, остаточная пористость $(55,4 \pm 0,4)\%$. На рис. 5 показаны зависимости кажущейся плотности, пористости и линейной усадки образцов керамики $\text{ZrO}_2 + 15\text{ мас. \% РЗЭ}$ от температуры спекания. С повышением температуры спекания плотность образцов растет, но при высоких температурах ($1400\text{--}1500\text{ }^\circ\text{C}$) отмечено снижение темпа роста плотности керамики. Минимальная остаточная пористость после спекания при $1500\text{ }^\circ\text{C}$ $10\text{--}11\%$. Визуальный осмотр образцов, спеченных при $1500\text{ }^\circ\text{C}$, выявил присутствие на их поверхности трещин.

На рис. 6 показаны КР-спектры образцов керамики на основе ZrO_2 , стабилизированного 15% РЗЭ, после спекания. После спекания при $1350\text{ }^\circ\text{C}$ в КР-спектре также появляются линии моноклинного ZrO_2 и широкий пик высокой интенсивности в диапазоне $200\text{--}350\text{ см}^{-1}$, состоящий из линий, соответствующих тетрагональной и моноклинной

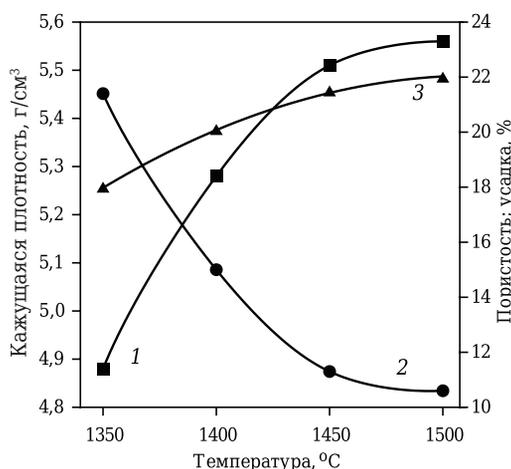


Рис. 5. Зависимости кажущейся плотности (1), пористости (2) и линейной усадки (3) образцов керамики $\text{ZrO}_2 + 15\text{ мас. \% РЗЭ}$ от температуры спекания

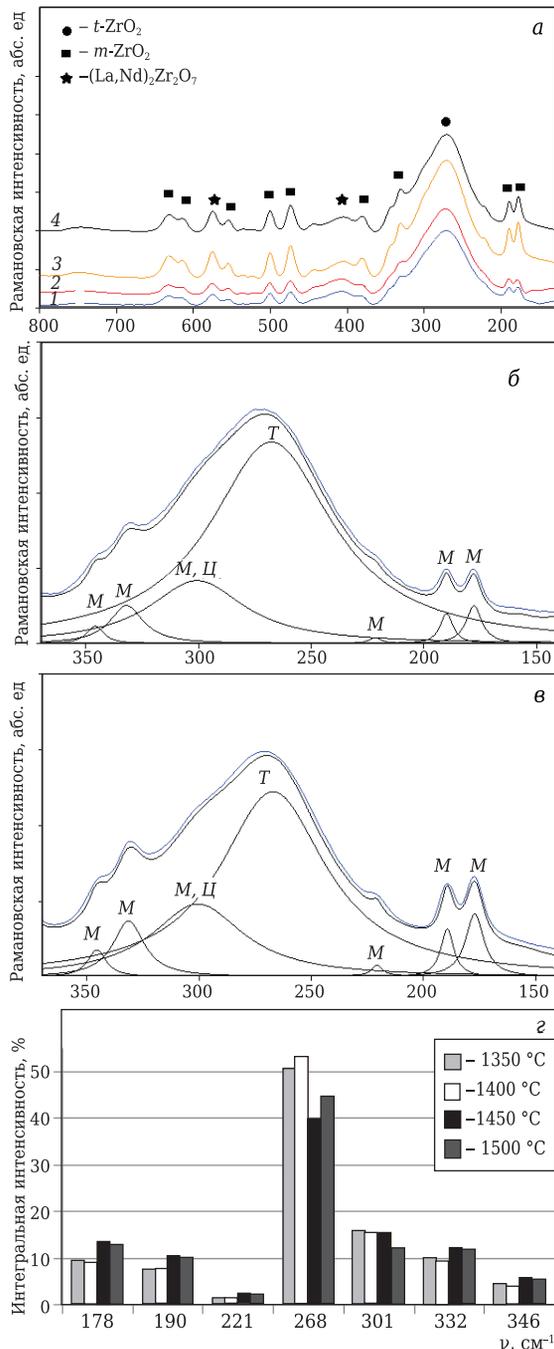


Рис. 6. КР-спектры образцов керамики $ZrO_2 + 15 \text{ мас. \%}$ РЗЭ после спекания (а) при 1350 (1), 1400 (2), 1450 (3), 1500 °С (4); разложение пика 268 см^{-1} КР-спектра образцов керамики $ZrO_2 + 15 \text{ мас. \%}$ РЗЭ после спекания при 1350 (б) и 1450 °С (в); соотношение интегральных интенсивностей пика 268 см^{-1} в зависимости от температуры (г)

фазам ZrO_2 , цирконатам лантана и неодима (см. рис. 6, а). С повышением температуры спекания в КР-спектре более отчетливо выделяются линии моноклинной фазы ZrO_2 , что свидетельствует об увеличении ее содержания. Для определения более точного соотношения фаз при всех температурах спекания проведено разложение линии 268 см^{-1} (см. рис. 6, б, в) и определено содержание в интегральной интенсивности каждой линии. После спекания при 1350 и 1400 °С содержание фаз, составляющих данный пик, существенно не изменяется (см. рис. 6, г). Повышение температуры спекания приводит к увеличению содержания линий, относящихся к моноклинной фазе, особенно линии 178 см^{-1} , на 5 % и снижению содержания линии тетрагональной фазы 268 см^{-1} на 10 %.

По данным рентгеноструктурного анализа, керамический материал уже после спекания при 1350 °С состоит из ZrO_2 моноклинной модификации и кубической фазы типа изоструктурных соединений $Ln_2Zr_2O_7$ ($n = \text{La, Nd, ...}$), содержание которой составляет 10–11 % (рис. 7); ZrO_2 тетрагональной модификации не обнаружен. Параметры кристаллической структуры спеченных образцов, полученные при обработке дифрактограмм в программе Powder Cell 2.4, приведены в таблице. С повышением температуры спекания отмечены снижение объема элементарной ячейки V обеих фаз и рост размера области когерентного рассеяния (ОКР).

Микроструктурный анализ образцов керамики $ZrO_2 + 15 \text{ мас. \%}$ РЗЭ показал, что структура материала наследует агломератное строение порошка независимо от температуры спекания (рис. 8). Особенно ярко это прослеживается

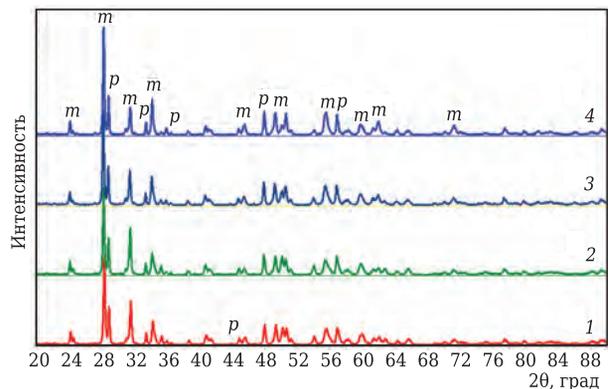


Рис. 7. Дифрактограммы образцов керамики $ZrO_2 + 15 \text{ мас. \%}$ РЗЭ после спекания при 1350 (1), 1400 (2), 1450 (3), 1500 °С (4); m — моноклинный ZrO_2 ; p — цирконат по структуре пироклора

Параметры кристаллической решетки образцов керамики $ZrO_2 + 15 \text{ мас. \%}$ РЗЭ после спекания

Температура спекания, °С	Моноклинный ZrO_2						Кубическая фаза типа $La_2Zr_2O_7$		
	$a, \text{Å}$	$b, \text{Å}$	$c, \text{Å}$	$\beta, \text{град}$	$V, \text{Å}^3$	ОКР, нм	$a, \text{Å}$	$V, \text{Å}^3$	ОКР, нм
1350	5,1613	5,2145	5,3211	99,1268	141,3969	53	10,7534	1243,4760	60
1400	5,1600	5,2133	5,3192	99,1365	141,2744	56	10,7476	1241,4650	61
1450	5,1603	5,2146	5,3214	99,1422	141,3740	57	10,7464	1241,0492	64
1500	5,1558	5,2128	5,3196	99,1434	141,1538	65	10,7401	1238,8678	77

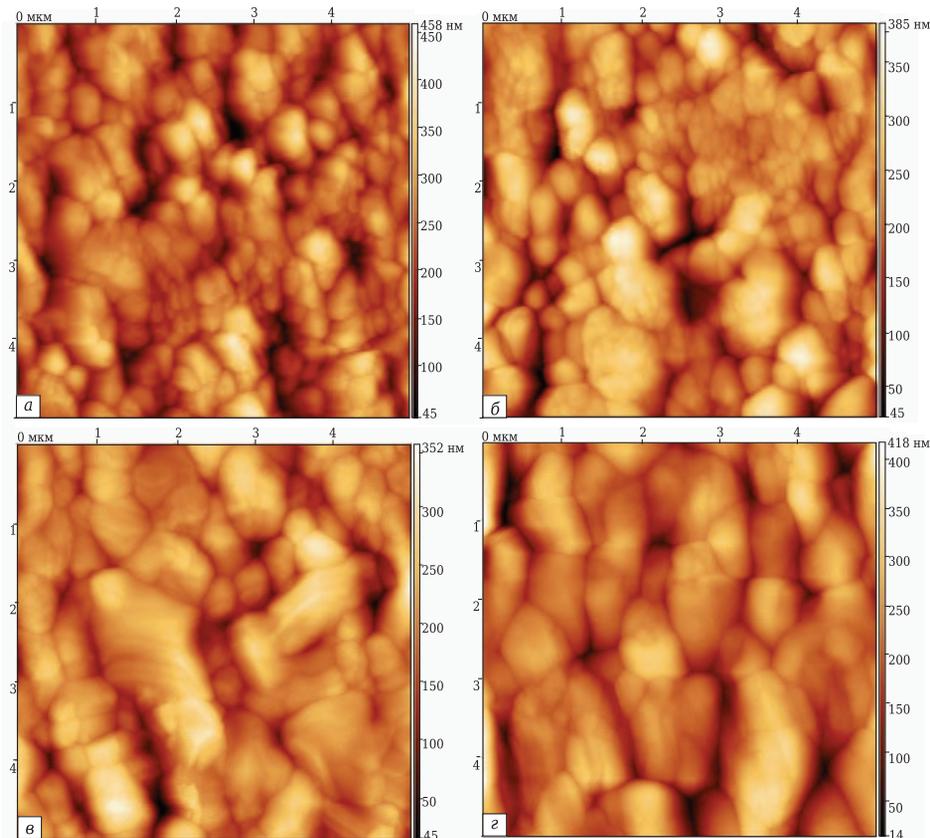


Рис. 8. АСМ-изображение структуры керамики $ZrO_2 + 15$ мас. % РЗЭ после спекания при 1350 (а), 1400 (б), 1450 (в) и 1500 °С (г). Поле сканирования 5×5 мкм

ся у образцов, спеченных при 1350 и 1400 °С, в структуре которых присутствуют как большие отдельные зерна, так и небольшие, составляющие агломераты с четко выраженной границей. Форма зерен преимущественно полиэдрическая. С повышением температуры спекания наблюдается рост зерен, особенно увеличиваются размеры крупных зерен. Так, после спекания при 1350 °С средний размер зерен керамики составил (180 ± 22) нм, а после 1400 °С (306 ± 26) нм. Дальнейшее повышение температуры спекания приводит к значительному увеличению среднего размера зерен керамики до более 500 нм, чем и обусловлен рост содержания моноклинной фазы ZrO_2 в керамике.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исследовано влияние концентрата РЗЭ на стабилизацию ZrO_2 , полученного методом химического осаждения. Установлено, что увеличение со-

держания концентрата приводит к повышению температуры кристаллизации ZrO_2 . Введение более 15 мас. % концентрата РЗЭ стабилизирует тетрагональную фазу ZrO_2 при температурах отжига ниже 1200 °С. При спекании происходит практически полная дестабилизация тетрагональной фазы с образованием моноклинного ZrO_2 , количество которого повышается с ростом температуры спекания, и кубической фазы типа изоструктурных соединений $Ln_2Zr_2O_7$ ($n = La, Nd, \dots$) со структурой пироклора. Проведенное разложение КР-спектров методом Левенберга - Марквардта показало, что фазовый состав включает незначительное количество тетрагональной модификации.

Исследования выполнены при финансовой поддержке министерства образования и науки РФ в рамках реализации базовой части государственного задания 11.8353.2017/8.9.

Библиографический список

1. **Шевченко, В. Я.** Техническая керамика / В. Я. Шевченко, С. М. Баринков. — М. : Наука, 1993. — 197 с.
2. **Шевченко, А. В.** Высокотехнологичная керамика на основе диоксида циркония / А. В. Шевченко, А. К. Рубан, Е. В. Дудник // Огнеупоры и техническая керамика. — 2000. — № 9. — С. 2–8.

3. **Basu, B.** Toughening of yttria-stabilised tetragonal zirconia ceramics / B. Basu // Int. Mater. Rev. — 2005. — Vol. 50, № 4. — P. 239–256. DOI: 10.1179/174328005X41113.
4. **Fu, Y.-P.** Structure characterization and mechanical properties of CeO_2-ZrO_2 solid solution system / Y.-P. Fu, Sh.-H. Hu, B.-L. Liu // Ceram. Int. — 2009. — Vol. 35, № 8. — P. 3005–3011. DOI: 10.1016/j.ceramint.2009.04.001.

5. **Hannink, R. H. J.** The Development of zirconia transformation toughened ceramics in Australia / R. H. J. Hannink, R. K. Stringer, M. V. Swain // J. Aust. Ceram. Soc. — 2014. — Vol. 50, № 1. — P. 1–14.
6. **Lin, J.-D.** Correlation of mechanical properties and composition in tetragonal CeO₂-Y₂O₃-ZrO₂ ceramic system / J.-D. Lin, J.-G. Duh // Mater. Chem. Phys. — 2002. — Vol. 78, № 1. — P. 246–252. DOI: 10.1016/S0254-0584(02)00328-0.
7. **Галахов, А. В.** Механические свойства керамики ZrO₂ + 12 % CeO₂ с добавками CaO, Y₂O₃, Nb₂O₅ / А. В. Галахов, Г. А. Фомина, А. А. Ильичева, Н. А. Михалина // Огнеупоры. — 1994. — № 2. — С. 7–10.
Galakhov, A. V. Mechanical properties of ZrO₂ + 12 % CeO₂ ceramics with additives of CaO, Y₂O₃, and Nb₂O₅ / A. V. Galakhov, G. A. Fomina, A. A. Il'icheva, N. A. Mikhailina // Refractories. — 1994. — Vol. 35, № 1/2. — P. 46–50.
8. **Караваяев, Ю. Н.** Фазовый состав, электропроводность и стабильность твердых электролитов системы ZrO₂-Sc₂O₃-Cr₂O₃ / Ю. Н. Караваяев, А. Д. Неуймин, Э. Г. Вовкотруб // Неорганические материалы. — 2004. — Т. 40, № 10. — С. 1224–1229. URL: https://elibrary.ru/download/elibrary_17651254_62680489.PDF.
9. **Каблов, Е. Н.** Теплозащитные покрытия для лопаток турбины высокого давления перспективных ГТД / Е. Н. Каблов, С. А. Мубояджян // Металлы. — 2012. — №1. — С. 5–13.
10. **Сао, Х.** Application of rare earths in thermal barrier coating materials / X. Cao // J. Mater. Sci. Technol. — 2007. — Vol. 23, № 1. — P. 15–34.
11. **Pan, W.** Low thermal conductivity oxides / W. Pan, S. R. Phillpot, C. Wan [et al.] // MRS Bulletin. — 2012. — Vol. 37, № 10. — P. 917–922. DOI: 10.1557/mrs.2012.234.
12. **Чубаров, Д. А.** Новые керамические материалы для теплозащитных покрытий рабочих лопаток ГТД / Д. А. Чубаров, П. В. Матвеев // Авиационные материалы и технологии. — 2013. — № 4 (29). — С. 43–46. URL: http://journal.viam.ru/download/28233349d7c9cdd666a878ba43ec38ba/2013_4_9.pdf.
13. **Tang, X.** Raman scattering and *t*-phase lattice vibration of 3 % (mole fraction) Y₂O₃-ZrO₂ / X. Tang, X. Zheng // J. Mater. Sci. Technol. — 2004. — Vol. 20, № 5. — P. 485–489. URL: <http://www.jmst.org/CN/abstract/abstract6626.shtml#1>.
14. **Torres, D. I.** Infrared photoluminescence and Raman spectra in the Y₂O₃-ZrO₂ system / D. I. Torres, J. Llopis // Superlattices Microstruct. — 2009. — Vol. 45, № 4/5. — P. 482–488. DOI: 10.1016/j.spmi.2008.11.020.
15. **Guo, L.** Phase structure evolution and thermo-physical properties of nonstoichiometry Nd_{2-x}Zr_{2+x}O_{7+x/2} pyrochlore ceramics / L. Guo, Y. Zhang, F. Ye // J. Am. Ceram. Soc. — 2015. — Vol. 98, № 3. — P. 1013–1018. DOI: 10.1111/jace.13374.
16. **Xu, Z.** Effects of Y₂O₃ addition on the phase evolution and thermophysical properties of lanthanum zirconate / Z. Xu, L. He, X. Zhong [et al.] // J. Alloys Compd. — 2009. — Vol. 480, № 2. — P. 220–224. DOI: 10.1016/j.jallcom.2009.02.048.
17. **Торопов, Н. А.** Диаграммы состояния силикатных систем : справочник. Вып. 1. Двойные системы / Н. А. Торопов, В. П. Барзаковский, В. В. Лапин, Н. Н. Курцева. — Л. : Наука, 1969. — 822 с.
18. **Thangadurai, P.** Phase stabilization and structural studies of nanocrystalline La₂O₃-ZrO₂ / P. Thangadurai, A. Chandra Bose, S. J. Ramasamy // Mater. Sci. — 2005. — Vol. 40, № 15. — P. 3963–3968. DOI: 10.1007/s10853-005-2831-9.
19. **Бовина, Е. А.** Синтез цирконата лантана ионообменным методом / Е. А. Бовина, Д. В. Тарасова, Ф. Х. Чибирова // Неорганические материалы. — 2015. — Т. 51, № 9. — С. 1003–1007. DOI: 10.7868/S0002337X1509002X. ■

Получено 01.02.18

© В. Б. Кульметьева, С. Е. Порозова, В. Г. Гилев, Д. С. Вохмянин, 2018 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ



7-я МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ И ВЫСТАВКА ПО АЛЮМИНИЮ

31 января – 2 февраля 2019 г.
г. Бhubанесвар, Орисса, Индия

ALUMINIUM INDIA
AV

INCAL 2019
BHUBANESWAR

aluminium-india.com