

Влияние протонного облучения на структуру и свойства порошков и керамики ZrO_2

© Д.Р. Беличко,¹ Г.К. Волкова,¹ А.В. Малецкий,^{1,2} Р.Ш. Исаев,² М.Н. Якименко,¹ А.А. Зозуля¹

¹Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина,
283048, г. Донецк, ДНР, Россия

²Международная межправительственная научно-исследовательская организация „Объединенный институт ядерных исследований“,
141896 Дубна, Московская обл., Россия
e-mail: danil.belichko@yandex.ru

Поступило в Редакцию 28 марта 2025 г.

В окончательной редакции 6 мая 2025 г.

Принято к публикации 12 мая 2025 г.

Представлены результаты исследования воздействия протонного облучения с энергией $E_p = 2 \text{ MeV}$ и дозой $D_p = 1 \cdot 10^{-17} \text{ ion/cm}^2$ на оксидные порошки состава $\text{ZrO}_2 + n\% \text{ Y}_2\text{O}_3$ (где $n = 2, 3, 4, 8 \text{ mol}\%$). Методом рентгенофазового анализа обнаружено радиационно-индуцированное моноклинно-тетрагональное превращение в компактах, содержащих частично-стабилизированный диоксид циркония после облучения потоком протонов. Методом рентгеноструктурного анализа обнаружено изменение полуширины дифракционных рефлексов в структуре компактов всех исследованных фаз, независимо от типа их кристаллической решетки. Методами Брунауэра-Эммета-Теллера, сканирующей электронной микроскопии и дилатометрии отмечено увеличение размеров частиц ZrO_2 в процессе облучения потоком протонов. Также установлено, что в процессе облучения наблюдается увеличение и рост пористости в материале.

Ключевые слова: диоксид циркония, нанопорошки, керамика, поток протонов, облучение.

DOI: 10.61011/JTF.2025.08.60903.52-25

Введение

Поиск материалов, устойчивых к радиационному воздействию, является сегодня важной задачей, определяющей будущее развития реакторного материаловедения, энергетики, аэрокосмической отрасли, а также подходов и принципов иммобилизации ядерного топлива [1–3]. Важно при этом учесть, что материалы, задействованные в вышеуказанных задачах, должны обладать высокими трибологическими и механическими свойствами, быть устойчивыми к высоким температурам и давлениям [1,4].

Керамика на основе стабилизированного диоксида циркония (ZrO_2) обладает высокой прочностью и износостойкостью [5]. Ее ключевое преимущество — полиморфизм, обеспечивающий высокую вязкость разрушения: тетрагонально-моноклинный фазовый переход в зоне трещины замедляет ее распространение из-за большего удельного объема моноклинной фазы, что делает тетрагональный ZrO_2 перспективным конструкционным материалом [6].

Кроме того, высокая концентрация кислородных вакансий придает материалу ионную проводимость и низкую теплопроводность [7], что расширяет его применение в качестве функционального материала.

Дополнительное легирование и переход к субмикронному размеру зерен обуславливает образование новых типов структур в материале [8–11] и снижение температуры спекания [12]. В этой связи вызывает интерес исследование радиационной устойчивости оксидных

керамических материалов, на основе нанодисперсных порошков ZrO_2 .

Имеются данные, позволяющие расценивать диоксид циркония в качестве радиационно-резистивного материала. К примеру, в работе [13] указывается, что полностью стабилизированный диоксид циркония является радиационно-устойчивым ввиду наличия большого количества собственных кислородных вакансий, которые позволяют рекомбинировать образующимся в процессе облучения дефектам и препятствовать аморфизации материала при облучении тяжелыми ионами. В работе [14] показано, что при облучении нанокристаллического ZrO_2 тяжелыми ионами происходит агломерация кластеров дефектов (вакансий и междоузлий). На радиационную резистивность также оказывает влияние и размер зерен диоксида циркония — в исследованиях [15] приводятся данные, согласно которым при достижении размеров кристаллитов 100 nm и более наблюдается паритет образующихся дефектов и дефектов, рекомбинируемых (аннигилируемых) на границах.

Однако при этом, отсутствуют экспериментальные данные, направленных на комплексное исследование воздействия радиационного излучения на структуру нанодисперсных сред на основе диоксида циркония и его влияния на консолидированные среды из данных порошков

В связи с вышесказанным, целью настоящей работы является исследование воздействия протонного облучения мощностью 2 MeV и дозой $1 \cdot 10^{17} \text{ ion/cm}^2$ на

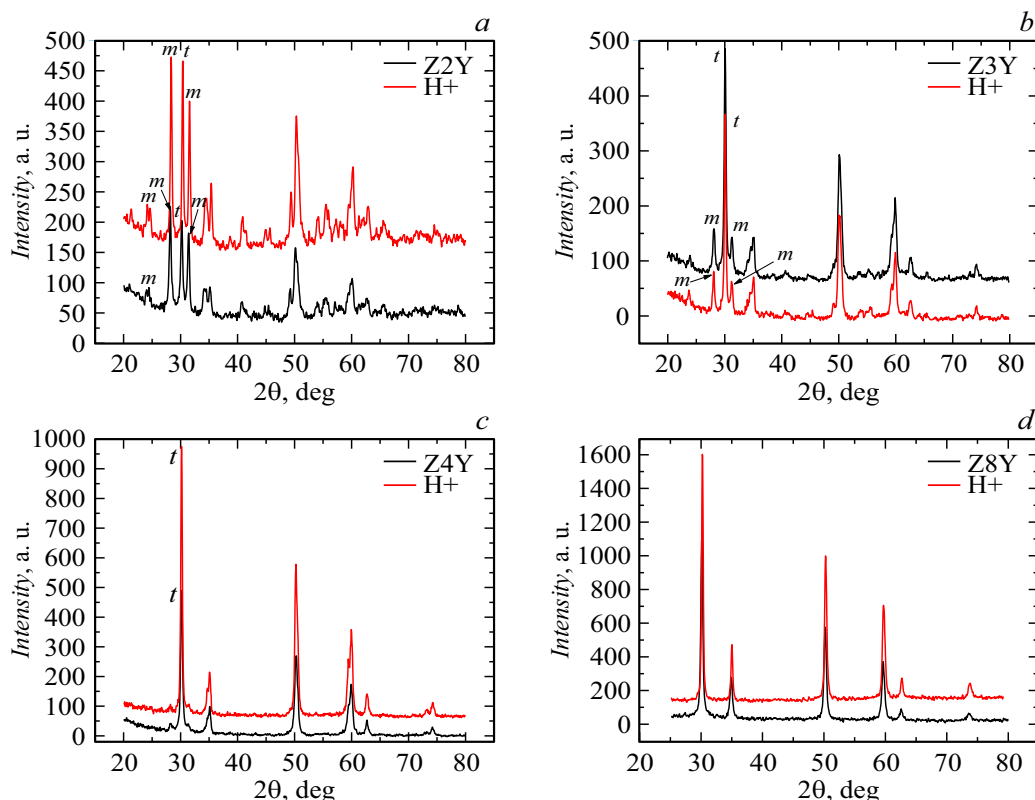


Рис. 1. Дифрактограммы исследованных оксидных систем до (черный) и после (красный) облучения: *a* — Z2Y, *b* — Z3Y, *c* — Z4Y, *d* — Z8Y.

порошковые компакты состава $\text{ZrO}_2 + n\% \text{Y}_2\text{O}_3$ ($n = 2, 3, 4, 8 \text{ mol}\%$) и сформированную на их основе керамику.

1. Материалы и методы исследования

Нанопорошки для исследования получали методом химического осаждения из растворов солей оксихлорида циркония ($\text{ZrOCl}_2 \times 8\text{H}_2\text{O}$) и азотнокислого иттрия ($\text{Y}(\text{NO}_3)_3$) при комнатной температуре. Кристаллизацию порошков осуществляли на воздухе, при температуре 1000°C в течение 2 h. Величина ОКР порошков составила 32 nm. Порошки компактировали путем формования в стальных пресс-формах с нагрузкой 50 МПа и дальнейшей обработкой высоким гидростатическим давлением (ВГД) величиной 400 МПа. Синтез керамики осуществляли путем спекания компактов при температуре 1500°C с выдержкой 1 h на воздухе. Концентрация стабилизирующей примеси (Y_2O_3) составляла 2, 3, 4, 8 mol% (ZnY).

Облучение полученных порошков проводилось на электростатическом ускорителе ЭГ-5. Мощность дозы (D_p) составляла $1 \cdot 10^{17} \text{ ion/cm}^2$ с энергией 2 MeV.

Рентгенофазовый анализ порошков и керамики проводили на дифрактометре ДРОН-3М в CuK_α -излучении. Удельную площадь поверхности порошков измеряли методом Брунауэра-Эммета-Теллера (БЭТ) на приборе типа „SORBI-4“. Степень усадки спекающихся порошковых прессовок измеряли dilatометром

NETZSCH DIL 402 PC, откалиброванным по стандартному образцу из Al_2O_3 . Измерения линейной усадки спрессованных образцов проводили методом постоянной скорости нагрева в диапазоне от комнатной температуры до 1500°C со скоростью нагрева 5°C/min . Расчет энергии активации спекания проводили по методике, описанной в [16,17].

ИК спектры нанопорошков были записаны в среднем ИК диапазоне $400\text{--}4000 \text{ cm}^{-1}$ на приборе Bruker Tensor 27. Порошки перетирались в ступке вместе с порошком KBr спектроскопической чистоты. Концентрация исследуемых порошков по массе составляла 0.5 %.

Плотность (ρ) и пористость (ε) синтезированной керамики определяли методом гидростатического взвешивания. Твердость по Виккерсу (H_v) определялась на твердомере ТП-7Р-1 с нагрузкой 30 kgf. Исследование структуры поверхности керамики осуществлялось на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) JEOL JSM 6510lv.

Погрешность измерений определялась методом стандартного отклонения.

2. Результаты исследования

На рис. 1 приведены рентгеновские дифрактограммы порошковых компактов ZnY до и после воздействия протонного облучения. Образцы были синтезированы методом химического осаждения, подвергнуты отжигу

Таблица 1. Фазовый состав компактов ZnY до и после облучения потоком протонов

Компакты	Z2Y	Z3Y	Z4Y	Z8Y
До облучения	75 %М+25 %Т	31 % М+69 % Т	9.5 % М+90.5 % Т	100 % К
После облучения	65 % М+35 % Т	25.5 % К+74.5 % Т	5.5 % М+94.5 % Т	100 % К

Примечание: М, Т, К — соответственно моноклинная, тетрагональная, кубическая фазы ZrO₂, % — весовые.

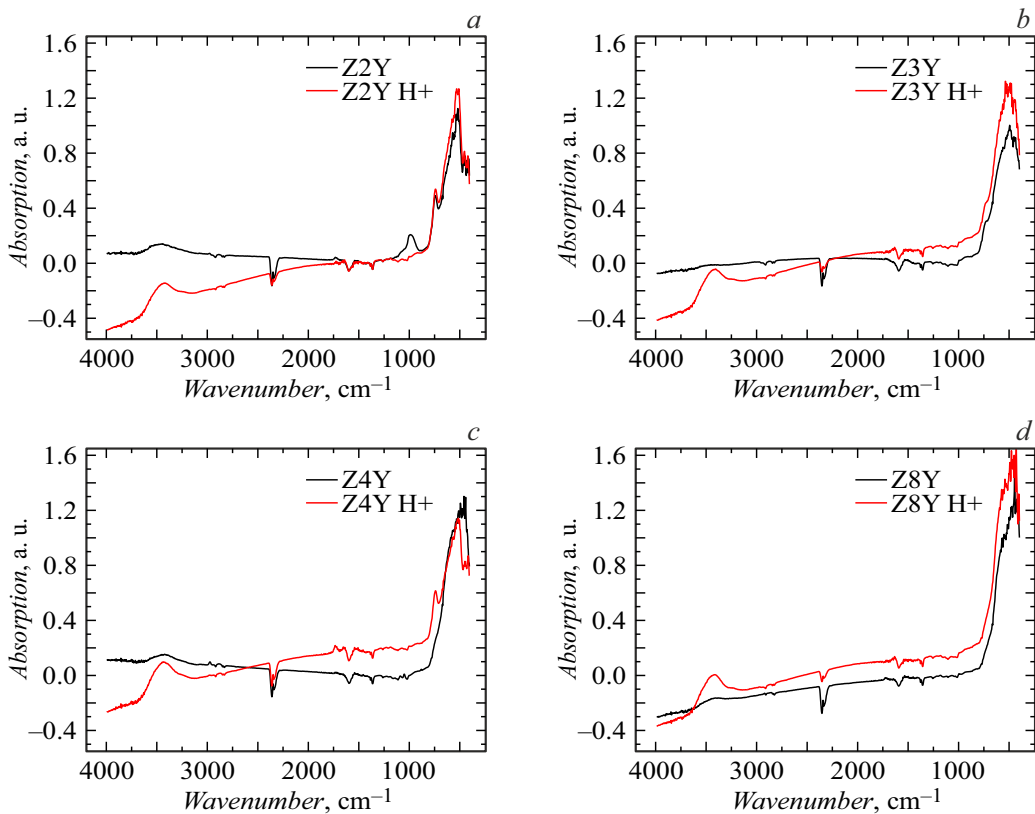


Рис. 2. ИК фурье спектры исследованных порошковых систем до (черный) и после (красный) облучения: *a* — Z2Y, *b* — Z3Y, *c* — Z4Y, *d* — Z8Y.

при температуре 1000 °С и компактированию в условиях ВГД при 400 МПа.

Из рис. 1 видно, что в процессе облучения наблюдается изменение фазового состава исходных дисперсных материалов — моноклинно-тетрагональное превращение. Особенно нагляден данный эффект при малых концентрациях стабилизирующей примеси (2 и 3 mol% Y₂O₃), при которых разница массового содержания моноклинной модификации до и после облучения составляет до 10 %. Динамика изменения количества моноклинной модификации ZrO₂ в зависимости от концентрации легирующей примеси при воздействии ионизирующего облучения приведена в табл. 1.

В табл. 2 приведены значения компонент физического уширения β_e (ответственных за микродеформацию решетки), выделенных из физической полуширины пиков (FWHM (Full width at half maximum)) исследованных фаз ZrO₂.

На рис. 2 приведены результаты ИК-фурье спектроскопии порошковых систем состава ZnY до и после

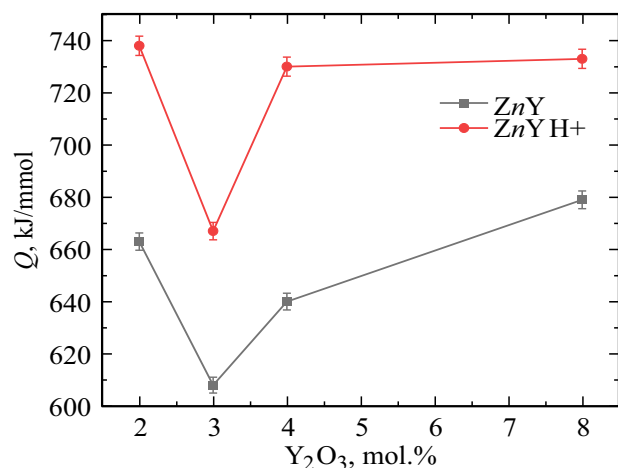
Таблица 2. Значения компонент физического уширения β_e исследованных фаз ZrO₂

Образец	(hkl) пиков фаз	Полуширина пика, rad	
		До облучения	После облучения
Z2Y	(11 $\bar{1}$) М	0.006060	0.005232
	(111) М	0.006452	0.005580
	(101) Т	0.005842	0.005232
Z3Y	(101) Т	0.006501	0.005336
Z4Y	(101) Т	0.005820	0.005188
Z8Y	(111) К	0.006653	0.004687

Примечание. Погрешность определения полуширины пиков составляет ± 0.00002 rad.

Таблица 3. Величина площади удельной поверхности по методу БЭТ нанопорошков до и после облучения протонами

Условия	Z2Y	Z3Y	Z4Y	Z8Y
S_{bet} до облучения, m^2/g	17.1 ± 0.2	15.9 ± 0.2	16.8 ± 0.2	17.8 ± 0.2
S_{bet} после облучения, m^2/g	13.1 ± 0.2	15.5 ± 0.3	9.6 ± 0.1	12 ± 0.1

**Рис. 3.** Энергия активации спекания исследуемых компактов до (черный) и после облучения протонами (красный).

облучения протонами с энергией $E_p = 2 \text{ MeV}$ и дозой $D_p = 1 \cdot 10^{17} \text{ ion/cm}^2$.

Порошки состава ZnY после ВГД 400 МПа и облучения протонами исследовались методом дилатометрии при постоянной скорости нагрева. На рис. 3 представлены значения энергии активации спекания компактов в зависимости от содержания Y_2O_3 и протонного облучения.

На рис. 3 видно, что компакты, подвергнутые облучению, имеют большую в сравнении с исходными материалами энергию активации спекания в среднем на 8–10 %.

В табл. 3 приведены значения площади удельной поверхности исследуемых дисперсных материалов до и после облучения.

Морфология поверхности отдельных исследованных дисперсных систем до и после облучения протонами представлена на рис. 4.

На представленных на рис. 4 микрофотографиях видно, что при воздействии протонного облучения в структуре компактов образуется и увеличивается открытая пористость.

На рис. 5 и в табл. 4 представлены дифрактограммы и фазовый состав керамики ZnY, полученной спеканием при 1500°C исходных и протонно-облученных порошков.

Значения плотности, пористости и твердости керамики, спеченной при 1500°C , в зависимости от содержания Y_2O_3 и протонного облучения приведены на рис. 6.

3. Обсуждение результатов

Методом рентгеноструктурного анализа (PCA) в облученных протонами компактах составов ZnY ($n = 2, 3, 4, 8 \text{ mol\%}$) обнаружены два связанных друг с другом эффекта: радиационно-индуцированное моноклинно-тетрагональное ($m \rightarrow t\text{-ZrO}_2$) фазовое превращение и уменьшение физического уширения дифракционных пиков во всех фазах ZrO_2 (табл. 1). Разница в количестве $m\text{-ZrO}_2$ тем больше, чем меньше в материале Y_2O_3 , т.е. чем в более метастабильном состоянии находится исходная матрица. Указанное $m \leftrightarrow t\text{-ZrO}_2$ превращение является сдвиговым, т.е. бездиффузионным, а кинетика превращения определяется напряжениями, возникающими при структурной перестройке с изменением объема образца: при $m \rightarrow t$ превращении происходит сжатие структуры на 3.42 %, а при обратном, $t \rightarrow m$ превращении, наоборот, ее расширение [18]. Превращение осуществляется путем перемещения границы в плоскости (100) и сопровождается двойникованием. Моноклинный ZrO_2 (S.G. $\text{P2}_1/\text{c}$) имеет структуру, близкую к флюоритовой, но принципиально отличается от нее семерной координацией катиона.

Компакты порошков ZnY ($n = 2, 3, 4, 8 \text{ mol\%}$) (ВГД 400 МПа) состоят из смеси фаз t - и $m\text{-ZrO}_2$ (рис. 1, табл. 1), при этом необходимо отметить, что обе фазы находятся в напряженно-деформированном состоянии, особенно $m\text{-ZrO}_2$, структура которого характеризуется как моноклинный мартенсит деформации. Указанные компакты подвергли протонному облучению $E_p = 2 \text{ MeV}$ с $D_p 10^{17} \text{ ion/cm}^2$.

Протонное облучение с энергией 2 MeV индуцирует в ZrO_2 образование точечных дефектов — пар Френкеля (междоузельный атом и соответствующая вакансия). Устойчивость этих пар зависит от переданной кинетической энергии: при недостаточной энергии происходит рекомбинация, тогда как устойчивые пары, возникающие в результате упругого взаимодействия, формируют новую дефектную структуру и влияют на ее взаимодействие с уже существующей в исходной матрице.

Воздействие протонов приводит к образованию разнотипных дефектов, их взаимной трансформации и перестройке структуры, что в ряде случаев может вызывать фазовые переходы. К ключевым эффектам облучения протонами [19] относятся: распад твердых растворов с последующей миграцией компонентов, образование пор (включая нанопоры), а также направленный поток точечных дефектов к стокам (границы зерен, поры и др.), приводящий к появлению градиентов концентраций.

С учетом всех процессов, проходящих в материале, начиная от исходного порошка, всю цепочку фазовых превращений можно изобразить схематически:

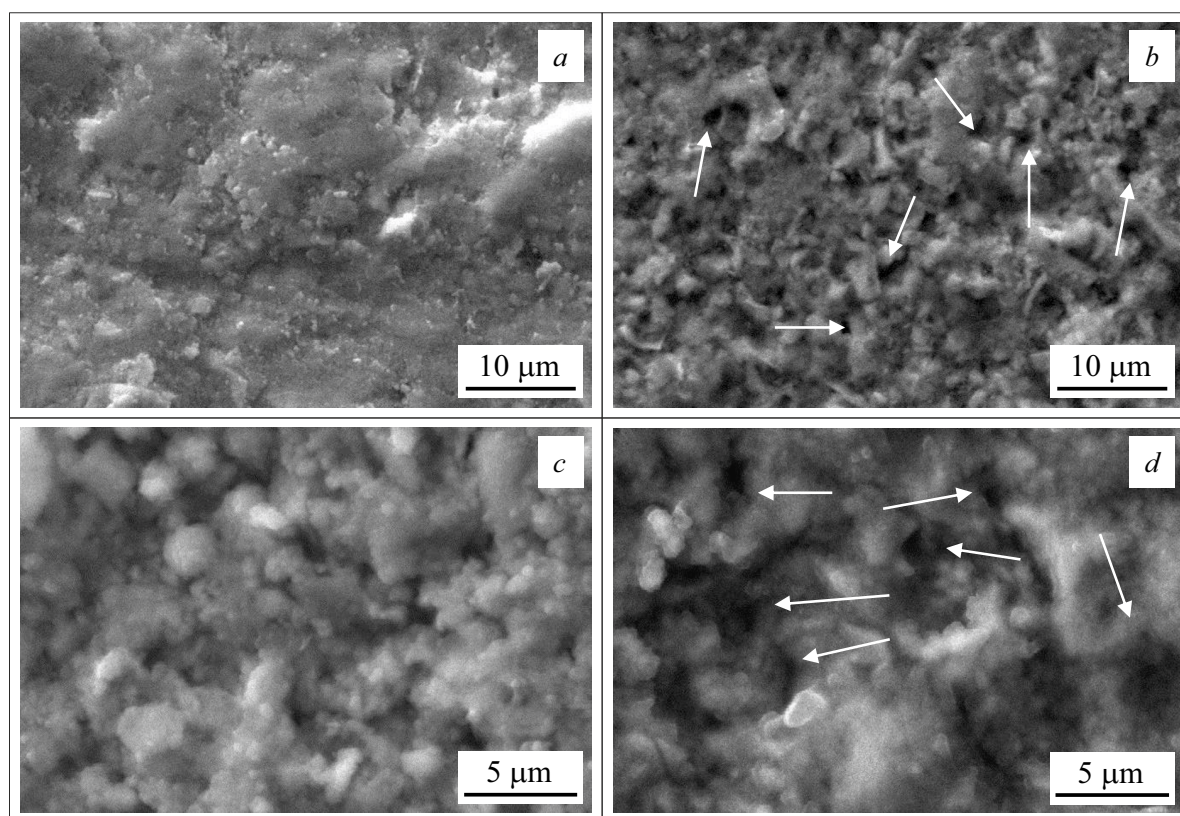
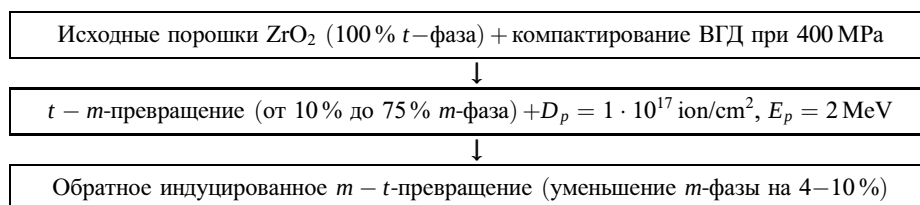


Рис. 4. Морфология поверхности исследованных компактов до и после облучения: *a* — ZrO₂ до облучения, *b* — ZrO₂ после облучения, *c* — ZrO₂ до облучения, *d* — ZrO₂ после облучения. Стрелками указаны образующиеся в процессе облучения поры.

Таблица 4. Фазовый состав исследуемой керамики, полученной из исходных и облученных порошков

Керамика	ZrO ₂	ZrO ₂	ZrO ₂	ZrO ₂
Из исходных порошков	4.5 % М+95.5 % Т	9.5 % К+90.5 % Т	15 % К+85 % Т	100 % К
Из облученных порошков	5.5 % М+94.5 % Т	10 % К+90 % Т	13 % К+87 % Т	100 % К

Для объяснения обнаруженного радиационно-индуцированного $m - t$ - ZrO_2 превращения, необходимо учитывать всю совокупность процессов и явлений, проходящих в матрице в результате воздействия протонного облучения.

Известно, что при облучении происходит ускорение диффузионных процессов двух противоположных потоков точечных дефектов — междоузлий и вакансий,

движущихся к стокам с разными скоростями. Скорость диффузии междоузлий всегда выше, чем у вакансий, причем она обратно пропорциональна их атомному радиусу.

Облучение протонами способно вызвать распад твердого раствора иттрия в диоксиде циркония с дальнейшей диффузией иттрия к стокам дефектов. В твердом растворе ZrO_2 — иттрий надразмерный элемент

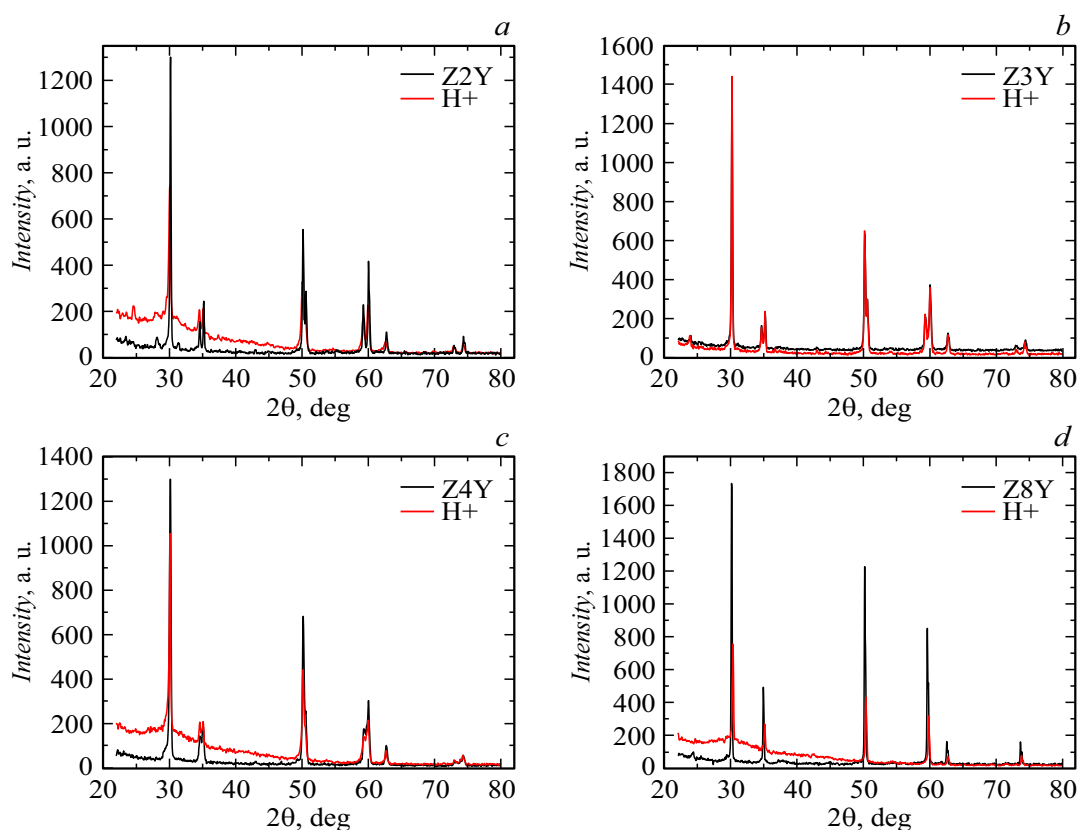


Рис. 5. Дифрактограммы керамических образцов, полученных из облученных (красный) и исходных (черный) компактов: *a* — Z2Y, *b* — Z3Y, *c* — Z4Y, *d* — Z8Y.

($r(\text{Y}^{3+}) = 0.97 \text{ \AA}$ для координатного числа 6, в сравнении с $r(\text{Zr}^{4+}) = 0.82 \text{ \AA}$) [20], следовательно, границы стоков будут обеднены иттрием. Однако в материалах, в которых наблюдается градиент концентраций по какому-нибудь элементу, рядом с обедненными зонами располагаются примыкающие непосредственно к ним зоны, обогащенные иттрием. Обогащенные иттрием участки стабилизируют *t*-фазу, а обедненные, наоборот, ее дестабилизируют.

Согласно диаграмме состояний $\text{ZrO}_2\text{--Y}_2\text{O}_3$ [21], при концентрации $\text{Y}_2\text{O}_3 = 8 \text{ mol\%}$, происходит полная стабилизация ZrO_2 до кубического состояния (S.G. Fm3m) со структурой флюорита. В силу этого кубический диоксид циркония фазово-устойчив ко всем внешним воздействиям, в том числе и к протонному облучению (табл. 1). Минимальная устойчивость к протонному облучению зафиксирована в системе Z2Y. Наибольшую устойчивость также показал компакт состава Z4Y, тогда как средняя устойчивость к *m* – *t*-переходу соответствовала составу Z3Y.

РСА анализ керамики (1500 °C, 1 h) (рис. 5), полученной из облученных и необлученных компактов, показал, что фазовый состав в обоих случаях идентичен в пределах погрешности (табл. 4).

Вторым ключевым результатом РСА анализа влияния протонного облучения на тонкую структуру компактов всех исследованных составов является уменьшение фи-

зической полуширины дифракционных пиков (табл. 2) (FWHM) всех фаз ZrO_2 в облученных образцах по сравнению с необлученными [22]. Этот эффект ранее наблюдался в облученной керамике [23].

Анализ выявленного эффекта свидетельствует о взаимодействии радиационно-индуцированных дефектов с исходными дефектами материала. Существующие дефекты создают локальные напряжения в кристаллической решетке: междоузельные атомы вызывают искажения, распространяющиеся минимум на 5 координационных сфер [19], причем их влияние существенно превышает эффекты, вносимые вакансиями.

Созданные дефектами различного типа поля локальных напряжений противоположных знаков в процессе взаимодействия приводят к их рекомбинации. Тем более, что протонное облучение приводит к ускорению диффузионной подвижности точечных дефектов и к увеличению их количества, а также к увеличению внутренних стоков дефектов. Оба фактора способствуют аннигиляции точечных дефектов и их комплексов и приводят к снижению уровня локальных напряжений (напряжений 2-го рода), что неизбежно приводит к значительному уменьшению полуширины дифракционных пиков во всех фазах ZrO_2 , независимо от типа кристаллической решетки.

Еще одним эффектом воздействия протонного облучения на структуру порошковых компактов керамики

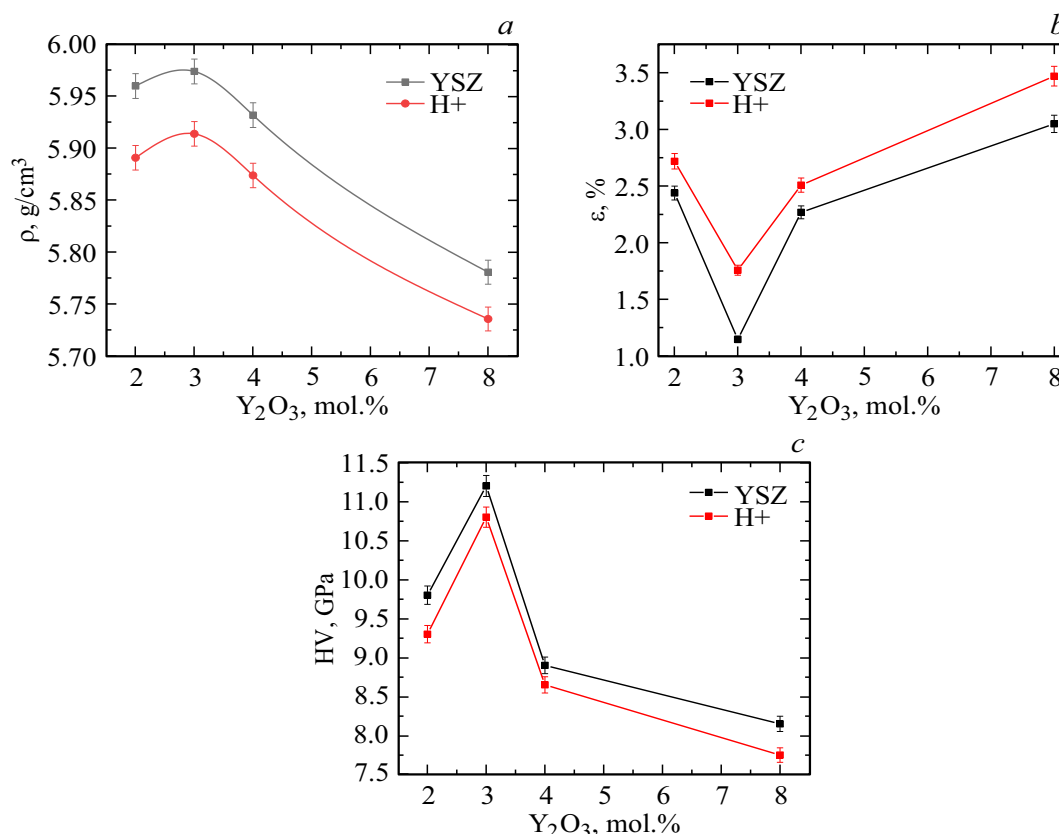


Рис. 6. Значения плотности (a), пористости (b) и твердости (c) исследуемой керамики, полученной из исходных компактов (черный) и компактов, облученных протонами (красный).

является изменение их физических свойств: изменение энергии активации спекания (рис. 3), снижение плотности (рис. 6), уменьшение площади удельной поверхности (табл. 3). Все эти эффекты напрямую связаны с ростом пористости в компактах и увеличением размеров частиц ZrO_2 .

Результаты ИК-фурье спектроскопии (рис. 2) подтверждают адсорбцию воды и CO_2 на облученных компактах. Полосы 3400 cm^{-1} (ОН-группы) и 1600 cm^{-1} (H_2O) интенсивнее у облученных образцов, что свидетельствует об ускоренной адсорбции. Наблюдаются также карбонатные пики ($1361\text{--}1386\text{ cm}^{-1}$) и сорбированный CO_2 (2355 cm^{-1}), которые более выражены у необлученных образцов. Слабые пики ($2830\text{--}2900\text{ cm}^{-1}$) соответствуют С-Н-колебаниям. Эти эффекты связаны с ростом открытой пористости (рис. 4, рис. 6, b), что также объясняет снижение твердости керамики (рис. 6, c).

Рост значений энергии активации спекания и уменьшения площади удельной поверхности по методу БЭТ обусловлены изменением размеров частиц (их увеличением). Площадь удельной поверхности дисперсных материалов обратно пропорциональна размерам частиц. Изменение энергии активации спекания связано с изменением преобладающего механизма спекания (объемная и зерно-границная диффузии). Согласно [23,24], механизм спекания и энергия его активации обусловлена

соотношением поверхности частиц к его объему — при уменьшении размеров частиц, преобладает механизм объемной диффузии. Увеличение энергии активации спекания прямо указывает на смену соотношения поверхности частиц к объему, что коррелирует с уменьшением площади удельной поверхности компактов.

Также следует отметить, что причиной изменения полосы поглощения -ОН и энергии активации спекания могут служить радиационно-индуцированные процессы в материале — радиолиз воды. Если материал содержит следы воды (адсорбированной на поверхности или в порах), протонное облучение вызывает ее распад: энергия протонов „разрывает“ молекулы H_2O на реакционноспособные радикалы ($\text{H}\cdot$, $\text{OH}\cdot$). Гидроксильные радикалы могут присоединяться к поверхности материала, образуя ОН-группы. Наличие этих групп на поверхности частиц приводит к снижению поверхностной энергии, которая является движущей силой спекания.

Таким образом, исследование влияния протонного облучения на компакты ZnY ($n = 2, 3, 4, 8\text{ mol}\%$) (ВГД 400 МПа) выявило комплекс радиационных эффектов: радиационно-индуцированный фазовый переход вследствие распада твердого раствора Zr-Y с последующей диффузией ионов, уменьшение общей дефектности материала, образование открытой пористости, приводящее к адсорбции воды и снижению плотности и твердости

спеченной керамики, а также рост кристаллитов, вызывающий уменьшение удельной поверхности по методу БЭТ и увеличение энергии активации спекания.

Выводы

1. Методом РФА обнаружено радиационно-индуцированное моноклинно-тетрагональное превращение в порошковых компактах состава $\text{ZrO}_2 + n\% \text{Y}_2\text{O}_3$ ($n = 2, 3, 4 \text{ mol}\%$) после протонного облучения ($E_p = 2 \text{ MeV}$, $D_p = 1 \cdot 10^{17} \text{ ion/cm}^2$), проявляющееся в уменьшении содержания $m\text{-ZrO}_2$ на 4–10 wt.% в зависимости от концентрации Y_2O_3 .

2. Рентгенографически показано, что структурно-чувствительная характеристика нормированных дифракционных рефлексов — физическая ширина (β) — в тетрагональной, моноклинной и кубической фазах ZrO_2 в облученных прессовках при всех концентрациях Y_2O_3 всегда меньше, чем в исходных.

3. Фазовый состав в керамике из облученных и необлученных компактов практически идентичен, однако структура в облученном ZrO_2 более пористая.

4. Методами БЭТ, РСА, СЭМ и дилатометрии показано, что в порошковых прессовках после протонного облучения произошло увеличение размеров частиц порошка.

5. Установлено, что наиболее характерным воздействием облучения протонами является образование пор в облучаемом материале.

6. Керамика Z3Y продемонстрировала наилучшие физико-механические характеристики: образцы из исходного порошка имели $\rho = 5.97 \text{ g/cm}^3$, $\varepsilon = 1.15\%$, $\text{HV} = 11.2 \text{ GPa}$; образцы из облученного порошка — $\rho = 5.91 \text{ g/cm}^3$, $\varepsilon = 1.7\%$, $\text{HV} = 10.8 \text{ GPa}$.

Финансирование работы

Исследования выполнены при поддержке РНФ, грант № 24-72-10072, <https://rscf.ru/project/24-72-10072/>

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] A.M. Abd El-Hameed. NRIAG J. Astronomy Geophys., **11** (1), 313 (2022). DOI: 10.1080/20909977.2022.2079902
- [2] F. García Ferr'e, A. Mairov, L. Ceseracciu, Y. Serruys, P. Trocellier, C. Baumier, O. Kaïtasov, R. Brescia, D. Gastaldi, P. Vena, M.G. Beghi, L. Beck, K. Sridharan, F. Di Fonzo. Sci. Rep., **6**, 33478 (2016). <https://doi.org/10.1038/srep33478>
- [3] R. Devanathan, K.E. Sickafus, W.J. Weber, M. Nastasi. J. Nucl. Mater., **253** (1-3), 113 (1998). [https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(97\)00307-3](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(97)00307-3)
- [4] J. Chai, Y. Zhu, L. Niu, T. Shen, M. Cui, Z. Wang. Ceram. Int., **49** (20), 32799 (2023). <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2023.07.249>
- [5] А.А. Дмитриевский, Д.Г. Жигачева, Н.Ю. Ефремова, П.Н. Овчинников, В.М. Васюков. ФТТ, **64** (8), 1018 (2022). DOI: 10.21883/FTT.2022.08.52700.355 [A.A. Dmitrievsky, D.G. Zhigacheva, N.Y. Yefremov, P.N. Ovchinnikov, V.M. Vasyukov. Solid State Physics, **64** (8), 1018 (2022). DOI: 0.21883/FTT.2022.08.52700.355]
- [6] А.А. Леонов, Е.В. Абдульменова, М.П. Калашников, Ли Цзин. Вопросы материаловедения, **4** (104), 132 (2020). DOI: 10.22349/1994-6716-2020-104-4-132-143. [A.A. Leonov, E.V. Abdulmenova, M.P. Kalashnikov, Li Jing. Mater. Sci. Issues, **4** (104), 132 (2020). DOI: 10.22349/1994-6716-2020-104-4-132-143]
- [7] J. Chevalier, L. Gremillard, A.V. Virkar, D.R. Clarke. J. American Ceramic Society, **92** (9), 1901 (2009). DOI: 10.1111/j.1551-2916.2009.03278.x
- [8] D.R. Belichko, T.E. Konstantinova, G.K. Volkova, M.N. Mirzayev, A.V. Maletsky, V.V. Burkhovetskiy, A.S. Doroshkevych, C. Mita, D.M. Mardare, B. Janiska, Asif Nabiye, A.I. Lyubchik, A.A. Tatarinova, E. Popov. Mater. Chem. Phys., **287** (1), 126237 (2022). DOI: 10.1016/j.matchemphys.2022.126237
- [9] D.R. Belichko, T.E. Konstantinova, A.V. Maletsky, G.K. Volkova, A.S. Doroshkevych, M.V. Lacusta, M. Kulik, A.A. Tatarinova, D. Mardare, C. Mita, N. Cornei. Ceram. Intern., **47** (3), 3142 (2021). DOI: 10.1016/j.ceramint.2020.09.151
- [10] V. Ivanov, S. Shkerin, A. Rempel, V. Khrustov, A. Lipilin, A. Nikonov. J. Nanosci. Nanotechnol., **10** (11), 7411-5 (2010). DOI: 10.1166/jnn.2010.2836. PMID: 21137947
- [11] Д.Р. Беличко, Г.К. Волкова, Т.Е. Константинова, А.В. Малецкий. ФТВД, **33** (2), 1 (2023). [D.R. Belichko, G.K. Volkova, T.E. Konstantinova, A.V. Maletsky. FTVД, **33** (2), 1 (2023).]
- [12] N. Takahashi, A. Suda, I. Hachisuka, M. Sugiura, H. Sobukawa, H. Shinjoh. Appl. Catalysis B: Environmental, **72** (1-2), 187 (2007). DOI: 10.1016/j.apcatb.2006.10.014
- [13] G. Pu, J. Zou, L. Lin, K. Zhang, B. Liu, F. Ma, Q. Wang, Q. Li. J. Alloys Compounds, **18** (771), 13150 (2018). DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.08.259
- [14] J. Liua, A.H. Mir, G. He, M. Danaie, J. Hinks, S. Donnelly, H. Nordin, S. Lozano-Perez, C.R.M. Grovenor. Acta Mater., **199**, 429, (2020). <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2020.08.064>
- [15] F. Lu, J. Zhang, A. Navrotsky, R.C. Ewing, J. Lian. Microscopy Society of America, **16** (2), 1624 (2010). DOI: 10.1017/S1431927610062069.
- [16] A.V. Maletskyi, G.K. Volkova, D.R. Belichko, V.A. Glazunova, A.S. Doroshkevych, A.A. Tatarinova, S.I. Lyubchik. Ceram. Intern., **50** (22), 46506 (2024). DOI: 10.1016/j.ceramint.2024.09.002
- [17] M. Lakusta, I. Danilenko, T. Konstantinova, G. Volkova. Nanoscale Res. Lett., **11** (1), 11671 (2016). DOI: 10.1186/s11671-016-1452-3
- [18] В.Н. Стрекаловский. Оксиды с примесной разупорядоченностью. Состав, структура, фазовые превращения (Наука, М., 1987), с. 158.
- [19] В.В. Углов. Радиационные процессы и явления в твердых телах (Высшая школа, Минск, 2016), с. 188.
- [20] Б.К. Вайнштейн. Современная кристаллография (Наука, М., 1979), т. 2, с. 384.

- [21] D.O. Julián, L. Adrián, T. Alejandro, P.H. Juan. Dyna, **81** (185), 13 (2014).
<https://www.redalyc.org/articulo.oa?id=49631031002>
- [22] А.И. Гусев. *Наноматериалы, наноструктуры / нанотехнологии* (Физматлит, М., 2005), с. 416.
- [23] Д.Р. Беличко, Г.К. Волкова, А.В. Малецкий, И.Ш. Исаев. Вопросы материаловедения, **3** (119), 46 (2024).
<https://doi.org/10.22349/1994-6716-2024-119-3-46-56>
[D.R. Belichko, G.K. Volkova, A.V. Maletsky, I.Sh. Isaev, Mater. Sci. Issues, **3** (119), 46 (2024).
<https://doi.org/10.22349/1994-6716-2024-119-3-46-56>]
- [24] I. Danilenko, M. Lakusta, L. Loladze, G. Volkova, I. Popov, V. Glazunova, T. Konstantinova. Results in Physics, **19**, 103495 (2020). <https://doi.org/10.1016/j.rinp.2020.103495>