

03,04

Электрические свойства протонпроводящих перовскитов

$\text{SrZr}_{1-x}\text{Er}_x\text{O}_{3-\delta}$

© В.Б. Балакирева, Л.А. Дунюшкина

Институт высокотемпературной электрохимии УрО РАН,
Екатеринбург, Россия

E-mail: balakireva@ihte.ru

Поступила в Редакцию 19 октября 2025 г.

В окончательной редакции 3 марта 2026 г.

Принята к публикации 16 марта 2026 г.

Исследовано влияние легирования Er на фазовый состав, микроструктуру и электропроводность составов $\text{SrZr}_{1-x}\text{Er}_x\text{O}_{3-\delta}$ ($x = 0-0.15$). Плотные керамические образцы были получены методом самораспространяющегося синтеза и обладали орторомбической структурой типа перовскита. Показано, что предел растворимости Er лежит в диапазоне $x = 0.10$ и 0.15 . Проводимость $\text{SrZrO}_{3-\delta}$ увеличивается на два порядка величины при добавлении 3 mol.% Er и далее монотонно возрастает во всем исследованном интервале составов. Увеличение парциального давления водяного пара приводит к увеличению проводимости керамики $\text{SrZr}_{1-x}\text{Er}_x\text{O}_{3-\delta}$, что подтверждает их способность к гидратации и значительный вклад протонных дефектов в перенос заряда. Наибольшая проводимость была достигнута при $x = 0.10$ ($2 \text{ mS} \cdot \text{cm}^{-1}$ при 700°C , влажный воздух, $p_{\text{H}_2\text{O}} = 2.5 \text{ kPa}$).

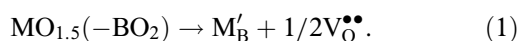
Ключевые слова: перовскит; SrZrO_3 , легированный Er; протонная проводимость; объемная и зернограничная проводимость.

DOI: 10.61011/FTT.2026.03.62930.340-25

1. Введение

Активный интерес к протонным проводникам обусловлен возможностью их применения в различных электрохимических устройствах для водородной энергетики, таких как топливные элементы, электролизеры и газовые сенсоры. Топливные элементы и электролизеры на основе твердооксидных протонных электролитов позволяют с высокой эффективностью преобразовывать химическую энергию в электрическую, а также производить высокочистый водород.

Протонная проводимость в оксидах со структурой перовскита на основе цирконатов и цератов щелочноземельных металлов, таких как BaZrO_3 , BaCeO_3 , SrZrO_3 , SrCeO_3 и CaZrO_3 , была обнаружена Ивахарой с сотр. [1–3], и материалы на их основе активно исследуются и в настоящее время [4–8]. Общепринятым подходом для увеличения ионной проводимости перовскитов типа $\text{A}^{2+}\text{B}^{4+}\text{O}_3$ является частичное замещение катиона B^{4+} катионом M^{3+} , или акцепторное допирование, которое в обозначениях Крегера-Винка можно представить следующим образом:

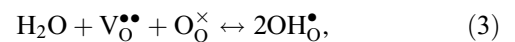


Для компенсации отрицательного заряда дефектов замещения, возникающих при акцепторном допировании, в структуре оксида появляются вакансии кислорода. Для выполнения условия электронейтральности концентрации указанных дефектов связаны следующим образом:

$$[\text{M}'_{\text{B}}] = 2[\text{V}_{\text{O}}^{\bullet\bullet}]. \quad (2)$$

Наличие вакансий кислорода в кристаллической решетке оксида обуславливает кислород-ионную проводимость в перовскитах $\text{A}^{2+}\text{B}^{4+}\text{O}_3$.

Протонные дефекты образуются в результате диссоциативной адсорбции молекул воды на поверхности оксида с последующим инкорпорированием в структуру, этот процесс называют гидратацией, и он описывается следующей реакцией:



где $\text{OH}_{\text{O}}^{\bullet}$ — гидроксид-ион, или протонный дефект. Гидратация — обратимый процесс, в сухой атмосфере происходит дегидратация.

Таким образом, для образования протонных дефектов в оксиде необходимы вакансии кислорода и водяной пар в атмосфере. Закон действующих масс для реакции гидратации (3) и условие электронейтральности (2) определяют следующую зависимость концентрации протонных дефектов $\text{OH}_{\text{O}}^{\bullet}$ и, соответственно, протонной проводимости σ_{H} от парциального давления водяного пара $p_{\text{H}_2\text{O}}$:

$$\sigma_{\text{H}} = z\mu[\text{OH}_{\text{O}}^{\bullet}] \sim (p_{\text{H}_2\text{O}})^{1/2}, \quad (4)$$

где z и μ — заряд и подвижность протонного дефекта.

Перовскиты на основе BaCeO_3 и SrCeO_3 обладают более высокой протонной проводимостью (до $100 \text{ mS} \cdot \text{cm}^{-1}$ при 600°C), чем BaZrO_3 и SrZrO_3 ($\sim 0.5-1.0 \text{ mS} \cdot \text{cm}^{-1}$ при 600°C) [6,9–12]. Однако цераты взаимодействуют с углекислым газом и влагой, содержащимися в атмосфере, с образованием карбонатов

и гидроксидов, что приводит к деградации электролита [9,10]. Поэтому увеличение протонной проводимости материалов на основе цирконатов остается актуальной задачей.

Известно, что на величину протонной проводимости перовскитов $\text{A}^{2+}\text{B}^{4+}\text{O}_3$ влияет природа допанта. В работе [1] было показано, что увеличение ионного радиуса допанта до $\sim 0.9 \text{ \AA}$ в оксидах $\text{BaZr}_{0.95}\text{M}_{0.05}\text{O}_{3-\square}$ ($\text{M} = \text{Y}, \text{Dy}, \text{In}, \text{Nd}, \text{Ga}$) приводит к росту проводимости, однако дальнейшее увеличение ионного радиуса до 0.983 \AA (Nd) сопровождается снижением проводимости. Концентрация допанта также оказывает влияние на транспортные свойства: с одной стороны, как следует из уравнения (2), увеличение концентрации акцепторной примеси приводит к росту концентрации кислородных вакансий, что способствует диффузии ионов кислорода и протонных дефектов; с другой стороны, ионы акцепторные примеси, имеющие эффективный отрицательный заряд, могут являться ловушками протонов [13–15]. Для разных материалов, факторы, определяющие концентрацию и перенос носителей заряда, могут различаться и требуют изучения.

В данном исследовании, впервые изучен ряд оксидов со структурой типа перовскита $\text{SrZr}_{1-x}\text{Er}_x\text{O}_{3-\delta}$ ($x = 0.03, 0.05, 0.07, 0.10$ и 0.15). Установлены их фазовый состав и граница области образования однофазных твердых растворов, получены плотные керамические образцы и изучена их микроструктура. Измерена электропроводность керамических образцов и проведен анализ влияния концентрации допанта, микроструктуры, влажности и температуры на перенос заряда.

2. Экспериментальная часть

Метод растворного горения, или метод самораспространяющегося синтеза, активно применяется для синтеза твердооксидных материалов для высокотемпературных электрохимических устройств. Использование метода растворного горения позволяет уменьшить температуру синтеза сложных оксидов по сравнению с твердофазным методом и получать более мелкодисперсные порошки, что способствует увеличению плотности керамики, получаемой из оксидных порошков.

Для приготовления порошков $\text{SrZr}_{1-x}\text{Er}_x\text{O}_{3-\delta}$ ($x = 0, 0.03, 0.05, 0.07, 0.10$ и 0.15) в качестве прекурсоров использовали SrCO_3 , $\text{ZrO}(\text{NO}_3)_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ и Er_2O_3 (все чистотой 99.9%). В качестве топлива и комплексообразователя использовали глицин (чистота 99%) и лимонную кислоту (чистота 99%). Молярное соотношение ионов металлов, глицина и лимонной кислоты составляло 2:2:1. Цирконилазотную кислоту растворяли в дистиллированной воде. К водному раствору $\text{ZrO}(\text{NO}_3)_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ добавляли порошки SrCO_3 и Er_2O_3 в стехиометрическом соотношении. Смесь медленно нагревали и периодически перемешивали до полного растворения, после чего добавляли глицин и лимонную кислоту. Перемешивание проводили до образования вязкого состояния, затем медленно нагревали

до инициирования реакции самораспространяющегося горения. Полученные порошки отжигали при 1300°C в течение 2 h, измельчали в агатовой ступке и повторно обжигали при 1300°C в течение 2 h. После синтеза образцы тщательно измельчали в агатовой ступке, прессовали в таблетки под давлением 300 МПа и спекали при температуре 1650°C в течение 5 h на воздухе.

Фазовый состав синтезированных порошков изучали с помощью метода рентгенофазового анализа (РФА) на дифрактометре D-Max 2200 (Rigaku, Токио, Япония) в $\text{CuK}\alpha$ -излучении при скорости сканирования $0.02^\circ/\text{min}$ с шагом 0.1° в диапазоне 2θ от 10° до 90° . Параметры решетки были рассчитаны с помощью программного обеспечения SmartLab Studio II.

Для расчета кажущейся плотности спеченных таблеток измеряли их массу, толщину и диаметр. Относительную плотность рассчитывали как отношение кажущейся плотности к теоретической.

Микроструктурные исследования проводили методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) на микроскопе КУКУ-ЕМ8000. Для этих исследований керамические таблетки сначала полировали алмазной пастой, затем прокаливали при температуре 1300°C в течение 2 h для того, чтобы проявилась зеренная структура керамики.

Измерения электропроводности проводили методом импедансной спектроскопии с использованием импедансметра BioLogic SP-200 в диапазоне частот от 2 МГц до 0.5 Hz с амплитудой 50 mV в температурном интервале $200\text{--}800^\circ\text{C}$ в сухом и влажном воздухе. На поверхности таблеток $\text{SrZr}_{1-x}\text{Er}_x\text{O}_{3-\delta}$ симметрично наносили платиновые электроды методом окрашивания и припекали при температуре 1000°C (1 h). Сухой воздух получали циркулирующей через колонку с цеолитами (остаточное $p\text{H}_2\text{O} \approx 40 \text{ Pa}$; гигрометр „Байкал-3М“). Влажный воздух ($p\text{H}_2\text{O} = 2.5 \text{ kPa}$) получали циркулирующей через барботер с водой, имеющей температуру 20°C .

3. Результаты и их обсуждение

3.1. Фазовый состав и микроструктура

Рентгеновские дифракционные картины порошков $\text{SrZr}_{1-x}\text{Er}_x\text{O}_{3-\delta}$ показаны на рис. 1, а. Дифрактограммы образцов с содержанием эрбия ≤ 0.10 соответствуют эталонной дифракционной картине для ромбического перовскита SrZrO_3 (PDF 01-0074-2231). При $x = 0.15$ наблюдаются рефлексии примесной фазы SrEr_2O_4 (рис. 1, б). Параметры решетки a, b и c были рассчитаны с помощью программного обеспечения SmartLab Studio II, объем элементарной ячейки с ромбической структурой равен произведению этих параметров. Как можно видеть на рис. 1, с, введение эрбия в подрешетку циркония приводит к монотонному увеличению объема элементарной ячейки, что обусловлено замещением меньшего по размеру иона Zr^{4+} (0.72 \AA в 6-кратной координации) ионом Er^{3+} большего радиуса (0.86 \AA в 6-кратной координации).

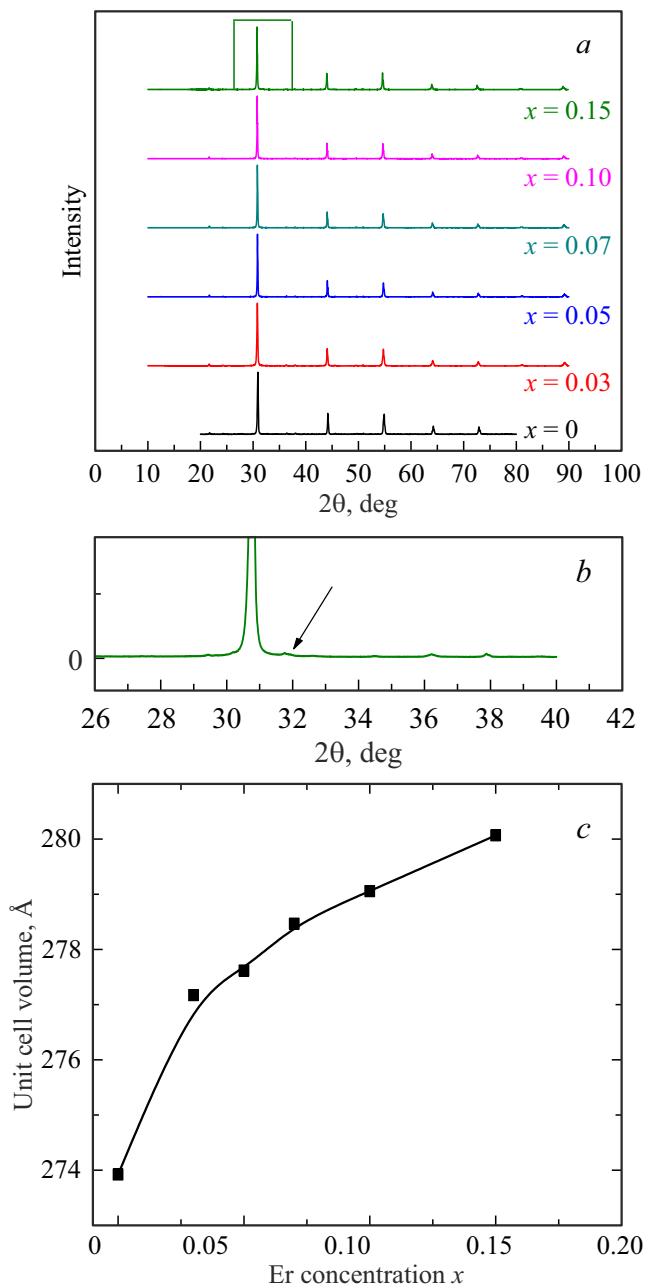


Рис. 1. *a* — дифрактограммы образцов $\text{SrZr}_{1-x}\text{Er}_x\text{O}_{3-\delta}$, *b* — дифрактограмма образца $x = 0.15$, *c* — зависимость объема элементарной ячейки от содержания эрбия в $\text{SrZr}_{1-x}\text{Er}_x\text{O}_{3-\delta}$.

Исследование микроструктуры керамики $\text{SrZr}_{1-x}\text{Er}_x\text{O}_{3-\delta}$ методом СЭМ показало, что образцы имеют плотную зернистую структуру. Для иллюстрации, на рис. 2 представлены изображения поверхности образцов с содержанием эрбия $x = 0.05, 0.10$ и 0.15 . Относительная плотность керамических образцов была близка и составляла 93–95 %, что согласуется с результатами СЭМ.

Размер зерна в образцах оценивали на основе электронных изображений. Для образцов с $x = 0.03$ и 0.05 он составляет $0.6\text{--}1.0\ \mu\text{m}$, при большем содержании эр-

бия ($x = 0.07\text{--}0.15$) размер зерна несколько возрастает: $1.0\text{--}1.5\ \mu\text{m}$. При $x \leq 0.10$ образцы однородны, дальнейшее увеличение содержания Er до $x = 0.15$ приводит к появлению примесной фазы в виде более светлых зерен (рис. 2, *c*). Этот результат согласуется с данными РФА (рис. 1, *b*).

Анализ результатов рентгеновских и микроструктурных исследований позволяет заключить, что граница области образования однофазных твердых растворов $\text{SrZr}_{1-x}\text{Er}_x\text{O}_{3-\delta}$ находится в интервале $0.10 < x < 0.15$. При $x = 0.15$ появляется примесная фаза с высоким содержанием эрбия SrEr_2O_4 .

3.2. Электропроводность

Электропроводность однофазных образцов $\text{SrZr}_{1-x}\text{Er}_x\text{O}_{3-\delta}$ ($x \leq 0.10$) в зависимости от температуры и влажности воздуха изучали методом импеданса. Для иллюстрации на рис. 3, *a, b* представлены годографы образца с $x = 0.05$ при разных температурах и парциальных давлениях водяного пара.

Можно видеть, что годографы состоят из двух полуокружностей. Высоочастотная полуокружность имеет характеристическую емкость $\sim 10^{-11}\ \text{F/cm}^2$, что характерно для отклика объема зерна поликристаллических оксидов. Низкочастотная полуокружность, с характеристической емкостью $\sim 10^{-9}\ \text{F/cm}^2$, обусловлена границами зерен. С ростом температуры уменьшаются как высоко-, так и низкочастотная полуокружности, что характерно для активационных процессов. Увеличение влажности атмосферы приводит уменьшению сопротивления объема и границ зерен; это указывает на наличие протонного переноса в исследуемых материалах. Сопротивления объема и границ зерен были определены с помощью программы Zview с использованием эквивалентной схемы, состоящей из двух последовательно соединенных RQ элементов (R — сопротивление, Q — элемент постоянного сдвига фаз).

Температурные зависимости общей проводимости $\text{SrZr}_{1-x}\text{Er}_x\text{O}_{3-\delta}$ в координатах Аррениуса в сухом и влажном воздухе являются линейными (рис. 4). Замещение циркония эрбием приводит к существенному увеличению проводимости. Это обусловлено образованием кислородных вакансий для компенсации заряда акцепторной примеси (реакция 1). При увеличении концентрации водяного пара в атмосфере протекает реакция гидратации (уравнение 3), в результате возрастает концентрация протонных дефектов и, соответственно, проводимость. Наблюдаемое увеличение проводимости $\text{SrZr}_{1-x}\text{Er}_x\text{O}_{3-\delta}$ с ростом $p\text{H}_2\text{O}$ согласуется с моделью образования точечных дефектов (уравнения 1–4) и свидетельствует о протонном переносе.

На рис. 5 представлены зависимости объема общей проводимости, а также проводимости объема зерен керамических образцов $\text{SrZr}_{1-x}\text{Er}_x\text{O}_{3-\delta}$ от концентрации допанта при температурах $450\text{--}550^\circ\text{C}$. Для недопированного образца определение проводимости объема зерен было

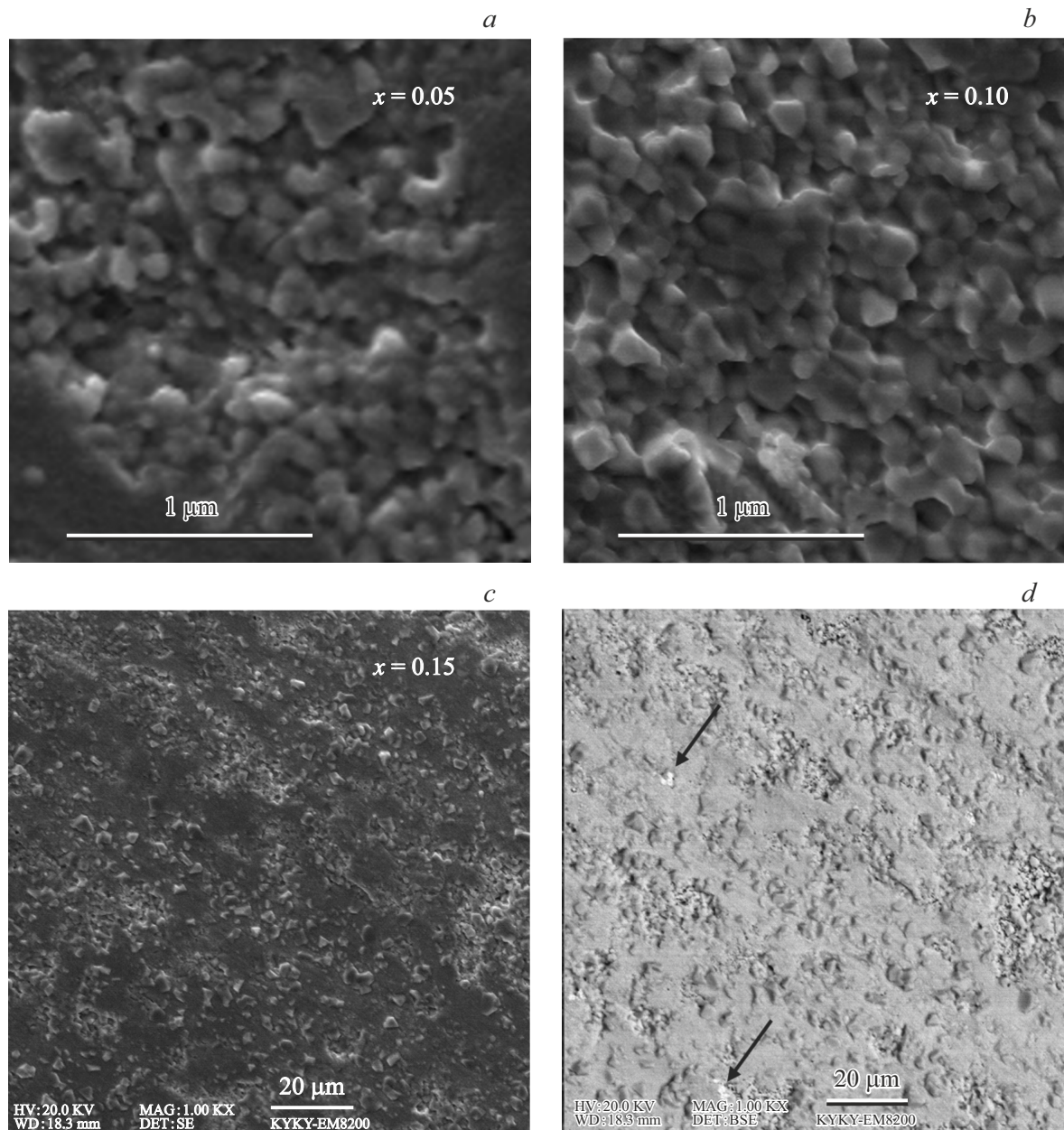


Рис. 2. СЭМ изображения поверхности керамики $\text{SrZr}_{1-x}\text{Er}_x\text{O}_{3-\delta}$ с содержанием эрбия: 0.05 (a), 0.10 (b) и 0.15 (c). a и b — режим вторичных электронов (SE), c — режим SE слева, режим обратно-рассеянных электронов (BSE) справа. Стрелками указаны зерна примесной фазы.

затруднено из-за высокого сопротивления границ зерен. С ростом концентрации эрбия проводимость монотонно возрастает и стремится к насыщению при $x = 0.10$. Проводимость образца с содержанием эрбия $x = 0.10$ достигает $2 \text{ mS} \cdot \text{cm}^{-1}$ при температуре 700°C во влажном воздухе ($p\text{H}_2\text{O} = 2.5 \text{ kPa}$).

Энергии активации общей и объемной проводимости $\text{SrZr}_{1-x}\text{Er}_x\text{O}_{3-\delta}$ в сухом и влажном воздухе приведены в таблице. Энергия активации проводимости объема зерен практически не зависит от концентрации акцепторной примеси, следовательно, можно полагать, что малая концентрация дефектов Er'_{Zr} ($x \leq 0.10$) не влияет на

подвижность дефектов в $\text{SrZr}_{1-x}\text{Er}_x\text{O}_{3-\delta}$. Энергия активации проводимости объема зерен во влажном воздухе составляет $\sim 0.63 \text{ eV}$, что характерно для протонной проводимости в твердых оксидах [16]. Во влажной атмосфере энергия активации объемной проводимости меньше, чем в сухой ($\sim 0.73 \text{ eV}$), что можно объяснить большей подвижностью протонных дефектов по сравнению с вакансиями кислорода.

Уменьшение энергии активации общей проводимости с ростом содержания эрбия может быть обусловлено уменьшением эффективного сопротивления границ зерен, связанным как с увеличением размера зерна, так

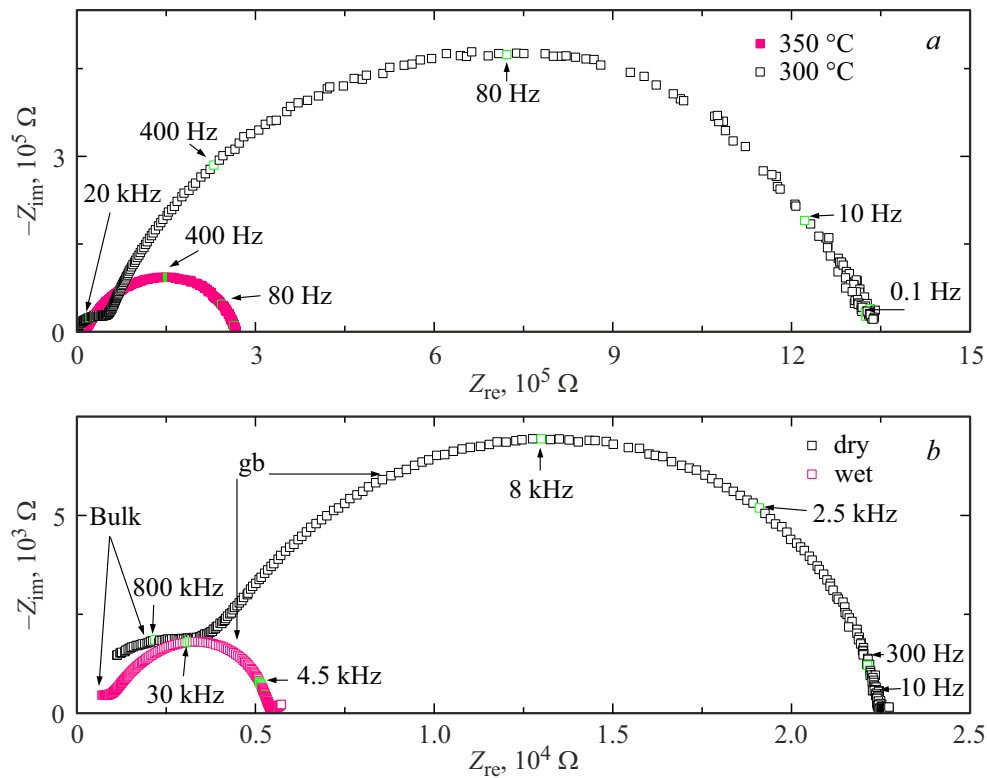


Рис. 3. Годографы импеданса образца $\text{SrZr}_{0.95}\text{Er}_{0.05}\text{O}_{3-\delta}$: *a* — при температурах 300 и 350 °С в сухом воздухе, *b* — в сухом и влажном воздухе ($p_{\text{H}_2\text{O}} = 40$ Па и 2.5 кПа) при температуре 450 °С.

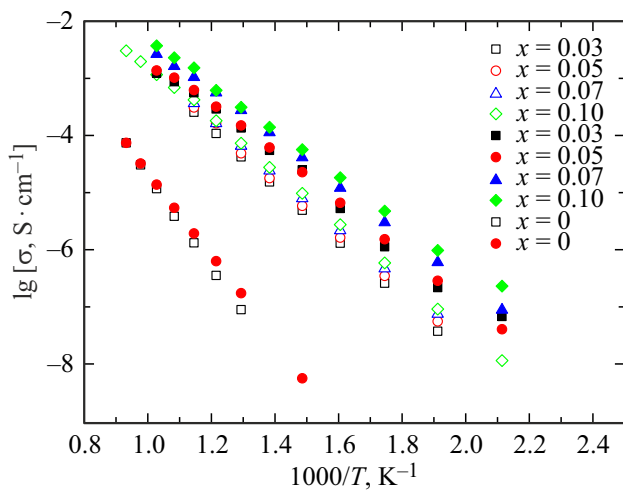


Рис. 4. Температурные зависимости общей проводимости $\text{SrZr}_{1-x}\text{Er}_x\text{O}_{3-\delta}$ в координатах Аррениуса в сухом ($p_{\text{H}_2\text{O}} = 40$ Па) и влажном воздухе ($p_{\text{H}_2\text{O}} = 2.5$ кПа). Незакрашенные символы — сухой воздух, покрашенные символы — влажный воздух.

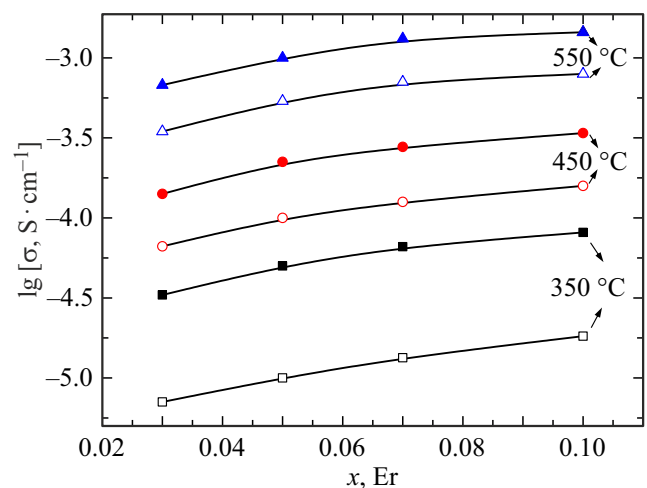


Рис. 5. Изотермы общей (незакрашенные символы) и объемной (закрашенные символы) проводимости $\text{SrZr}_{1-x}\text{Er}_x\text{O}_{3-\delta}$ от концентрации эрбия при $p_{\text{H}_2\text{O}} = 2.5$ кПа.

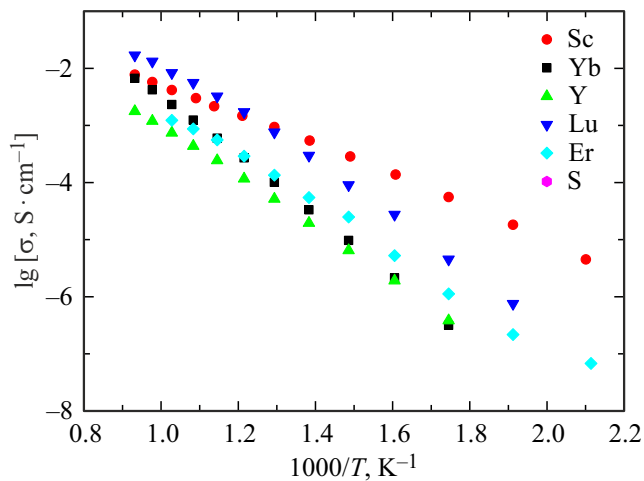


Рис. 6. Температурные зависимости общей проводимости $\text{SrZr}_{0.95}\text{R}_{0.05}\text{O}_{3-\delta}$, где R=Sc [7], Yb [8], Y [17], Lu [18], Er (настоящее исследование).

и более высокой концентрацией дефектов, характерной для граничной области.

На рис. 6 для сравнения приведены температурные зависимости общей проводимости цирконата стронция $\text{SrZr}_{0.95}\text{R}_{0.05}\text{O}_{3-\delta}$, допированного различными редкоземельными элементами (R=Sc, Y, Er, Yb, Lu), во влажной атмосфере. Как видно, наибольшей проводимостью при температурах ниже $\sim 600^\circ\text{C}$ обладает образец со скандием. При более высоких температурах ($600\text{--}800^\circ\text{C}$) несколько выше проводимость образца, допированного лутецием. Проводимость цирконатов, допированных более крупными катионами (Y, Er, Yb), ниже, чем проводимость образцов со скандием и лутецием, в температурном интервале $200\text{--}800^\circ\text{C}$. Таким образом, введение в SrZrO_3 допантов с малым ионным радиусом ($r_{\text{Sc}} \approx 0.75 \text{ \AA}$, $r_{\text{Lu}} \approx 0.86 \text{ \AA}$) приводит к росту проводимости, однако дальнейшее увеличение ионного радиуса ($r_{\text{Yb}} \approx 0.87 \text{ \AA}$, $r_{\text{Er}} \approx 0.89 \text{ \AA}$, $r_{\text{Y}} \approx 0.9 \text{ \AA}$) сопровождается снижением проводимости.

4. Выводы

Впервые изучено влияние замещения циркония эрбием на электрические свойства оксидов

$\text{SrZr}_{1-x}\text{Er}_x\text{O}_{3-\delta}$ со структурой типа перовскита. Образцы $\text{SrZr}_{1-x}\text{Er}_x\text{O}_{3-\delta}$ ($x = 0\text{--}0.15$) получены методом самораспространяющегося синтеза. Керамические образцы с относительной плотностью 93–95% получены спеканием при температуре 1650°C в течение 5 h. На основе данных рентгеновской дифракции и электронной микроскопии установлено, что область образования однофазных твердых растворов лежит в интервале $0.10 < x < 0.15$; при $x = 0.15$ появляется примесная фаза с высоким содержанием эрбия SrEr_2O_4 . Размер зерна в керамике возрастает с ростом концентрации допанта от $0.6\text{--}1.0 \mu\text{m}$ при $x = 0.03\text{--}0.05$ до $1.0\text{--}1.5 \mu\text{m}$ при $x = 0.07\text{--}0.15$.

Анализ данных импедансной спектроскопии показал существенное увеличение проводимости при замещении циркония эрбием, что объясняется ростом концентрации кислородных вакансий для компенсации заряда акцепторной примеси. Увеличение проводимости $\text{SrZr}_{1-x}\text{Er}_x\text{O}_{3-\delta}$ с ростом влажности указывает на протонный перенос. Перенос заряда в керамических образцах лимитируется высоким сопротивлением межзеренных границ, которое уменьшается с ростом концентрации эрбия. Энергия активации проводимости объема зерен во влажном воздухе составляет $\sim 0.63 \text{ eV}$, что характерно для протонной проводимости в твердых оксидах. Наиболее высокую проводимость имеет образец с содержанием эрбия $x = 0.10$ (2 mS/cm^{-1} при температуре 700°C во влажном воздухе, $p_{\text{H}_2\text{O}} = 2.5 \text{ kPa}$).

Среди протонпроводящих перовскитов $\text{SrZr}_{0.95}\text{R}_{0.05}\text{O}_{3-\delta}$ (R=Sc, Y, Er, Yb, Lu) наиболее высокой проводимостью обладают образцы, допированные скандием и лутецием. Благодаря сочетанию высокой химической устойчивости с хорошей протонной проводимостью эти оксиды являются перспективными материалами протонпроводящих электролитов для средне-температурных топливных элементов и электролизеров.

Благодарности

Авторы благодарят А.А. Панкратова за проведение электронной микроскопии, Т.А. Кузнецову за проведение рентгенофазового анализа. Использовано оборудование центра коллективного пользования ЦКП „Состав вещества“ (Shared Access Center „Composition of Compounds“) ИВТЭ УрО РАН.

Энергии активации общей и объемной проводимости $\text{SrZr}_{1-x}\text{Er}_x\text{O}_{3-\delta}$ в сухом и влажном воздухе

x (Er)	E_a , eV Общая проводимость $p_{\text{H}_2\text{O}} = 2.5 \text{ kPa}$	E_a , eV Общая проводимость $p_{\text{H}_2\text{O}} = 40 \text{ kPa}$	E_a , eV Проводимость объема зерен $p_{\text{H}_2\text{O}} = 2.5 \text{ kPa}$	E_a , eV Проводимость объема зерен $p_{\text{H}_2\text{O}} = 40 \text{ kPa}$
0	1.53	1.68	—	—
0.03	0.90	1.03	0.63	0.73
0.05	0.88	1.04	0.63	0.72
0.07	0.86	1.01	0.63	0.71
0.10	0.78	0.98	0.63	0.73

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] H. Iwahara, T. Yajima, T. Hibino, K. Ozaki, H. Suzuki. *Solid State Ion.* **61**, 1–3, 65 (1993).
- [2] T. Yajima, H. Suzuki, T. Yogo, H. Iwahara. *Solid State Ion.* **51**, 1–2, 101 (1992).
- [3] H. Iwahara. *Solid State Ion.* **86**, 9 (1996).
- [4] K.D. Kreuer. *Annu. Rev. Mater. Res.* **33**, 333 (2003).
- [5] C. Kjøseth, L.Y. Wang, R. Haugsrud, T. Norby. *Solid State Ion.* **181**, 1740 (2010).
<https://doi.org/10.1016/j.ssi.2010.10.005>
- [6] W. Zhang, Y.H. Hu. *Energy Sci. Eng.* **9**, 984 (2021).
<https://doi.org/10.1002/ese3.886>
- [7] В.Б. Балакирева, В.П. Горелов, Л.А. Дунюшкина, А.В. Кузьмин. *ФТТ* **61**, 4, 645 (2019). [V.B. Balakireva, V.P. Gorelov, L.A. Duniyushkina, A.V. Kuzmin. *Phys. Solid State* **61**, 4, 515 (2019).
<https://doi.org/10.1134/S1063783419040048>].
- [8] A. Khaliullina, A. Meshcherskikh, L. Duniyushkina. *Processes* **11**, 2939 (2023). <https://doi.org/10.3390/pr11102939>
- [9] W. Zajac, D. Rusinek, K. Zheng, J. Molenda. *Cent. Eur. J. Chem.* **11**, 471 (2013). <https://doi.org/10.2478/s11532-012-0144-9>
- [10] Y.P. Fu, C.S. Weng. *Ceram. Int.* **40**, 10793 (2014).
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2014.03.069>
- [11] I. Ahmed, M. Karlsson, S.-G. Eriksson, E. Ahlberg, C.S. Kneec, K. Larsson, A.K. Azad, A. Matic, L. Börjesson. *Am. Ceram. Soc.* **91**, 9, 3039 (2008).
<https://doi.org/10.1111/j.1551-2916.2008.02547>
- [12] R. Guo, L. Wu, J. Ren, J. Zhang, H. Jiang. *Rare Metals* **31**, 1, 71 (2012). <https://doi.org/10.1007/s12598-012-0465-z>
- [13] Y. Yamazaki, F. Blanc, Y. Okuyama, L. Buannic, J.C. Lucio-Vega, C.P. Grey, S.M. Haile. *Nat. Mater.* **12**, 647 (2013).
<https://doi.org/10.1038/NMAT3638>
- [14] L. Putilov, V. Tsidilkovski. *Materials* **15**, 4795 (2022).
<https://doi.org/10.3390/ma15144795>
- [15] М.З. Урицкий, В.И. Цидильковский. *ФТТ* **56**, 11, 2104 (2014). [M.Z. Uritsky, V.I. Tsidilkovski. *Phys. Solid State* **56**, 11, 2173 (2014).
<https://doi.org/10.1134/S1063783414110298>].
- [16] K.D. Kreuer. *Solid State Ion.* **125**, 285 (1999).
- [17] L. Duniyushkina, A. Khaliullina, A. Meshcherskikh, A. Pankratov, D. Osinkin. *Materials*, **12**, 1258 (2019).
<https://doi.org/10.3390/ma12081258>
- [18] A. Pavlovich, A. Pankratov, L. Duniyushkina. *Membranes* **13**, 663 (2023). <https://doi.org/10.3390/membranes13070663>

Редактор Ю.Э. Китаев