

Д. ф.-м. н. **Н. А. Дрокин**¹, д. т. н. **В. С. Кийко**², **А. И. Малкин**² (✉), **А. В. Павлов**³

¹ ФГБНУ «Федеральный исследовательский центр
«Красноярский научный центр Сибирского отделения
Российской академии наук», г. Красноярск, Россия

² ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет»,
Екатеринбург, Россия

³ ФГАОУ ВО «Сибирский федеральный университет»,
г. Красноярск, Россия

УДК 666.3:669.725-31]:539.29

ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЕЧЕННОЙ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ КЕРАМИКИ BeO + 30 мас. % TiO₂

Методом импедансной спектроскопии в диапазоне частот 100 Гц – 100 МГц исследованы электрофизические свойства керамики на основе BeO, в состав которой вводились микро- и наночастицы TiO₂. С целью увеличения плотности и проводимости спекание исходных компонентов керамики проводили при максимально высоких температурах до 1660 °С с последующим отжигом в атмосфере водорода при 800 °С. При этом TiO₂ сильно восстанавливался с образованием низших оксидов титана (Ti₃O₅) и титана в металлическом состоянии. При взаимодействии с водородом образуется TiH₂. Впервые обнаружены примесные фазы в (BeO + TiO₂)-керамике, которые могут значительно изменять свойства ее объема и поверхности. Полученная керамика обладает высокой сквозной проводимостью, которая существенно увеличивается после дополнительного термоотжига в атмосфере водорода. Установлено, что энергия активации проводимости мало зависит от концентрации наночастиц TiO₂ и значительно уменьшается в области низких температур. Методом построения эквивалентных электрических схем смоделировано прохождение активной и реактивной компонент тока через сложную внутреннюю структуру керамики.

Ключевые слова: (BeO + TiO₂)-керамика, электрофизические свойства, энергия активации электросопротивления, импедансная спектроскопия, диэлектрическая проницаемость, нанопорошок TiO₂.

ВВЕДЕНИЕ

Обычно керамика рассматривается как высокопрочный и термостойкий материал, применяемый в быту и во многих областях промышленности. Механические и электрические свойства керамики в основном определяются структурой кристаллических фаз и стекловидными прослойками, которые связывают в единое целое всю совокупность кристаллитов. Во многих видах керамики электропроводность практически отсутствует, поэтому даже при очень высоких температурах их диэлектрические характеристики мало меняются и диэлектрические потери в широком диапазоне частот остаются неизменными. Однако в некоторых специальных видах керамики может возникать

заметная электропроводность из-за термически активированных перескоков ионов из одного равновесного положения в другое (ионная проводимость) [1, 2] в результате проводимости аморфных прослоек или из-за процессов обмена электронами между ионами с разной валентностью (прыжковая электронная проводимость) [3, 4]. С одной стороны, наличие проводимости ограничивает применение этой керамики в технике, однако искусственно создаваемая высокая проводимость открывает новые возможности использования такой керамики в качестве высокотемпературных нагревательных устройств для металлургической промышленности, при синтезе специальных кристаллов, а также для поглощения энергии СВЧ-поля большой мощности.

В настоящее время практический интерес представляет высокотемпературная керамика на основе BeO, в которой может создаваться высокая проводимость в результате внедрения в исходный состав керамики микро- и наночастиц TiO₂ [5].

Электрофизические характеристики этой керамики формируются в процессе спекания



А. И. Малкин

E-mail: alexander.malkin@urfu.ru

в печах с графитовой футеровкой и при последующем высокотемпературном отжиге образцов в атмосфере углекислого газа или водорода. Вероятно, при высоких температурах восстановительной термообработки происходят увеличение дефицита кислорода и переход TiO_2 к дефектной структуре TiO_{2-x} с образованием вакансий кислорода. Выдвигалось также предположение, что в процессе термоотжига происходит преобразование оксида титана в серию низших оксидов ($\text{Ti}_n\text{O}_{2n-1}$) титана, между которыми в электрическом поле может активироваться проводимость прыжкового типа [4]. Возможно, наноструктурированные добавки TiO_2 за счет высокой поверхностной проводимости наночастиц также могут способствовать увеличению проводимости ($\text{BeO} + \text{TiO}_2$)-керамики.

Обычно при спекании исходной бериллиевой керамики с добавками микрочастиц TiO_2 температура не должна превышать 1530 °С, так как при более высоких температурах могут происходить рост кристаллитов и уменьшение прочности керамики [6]. Экспериментально установлено, что присутствие в составе керамики наночастиц TiO_2 замедляет рост кристаллитов BeO , поэтому для повышения электрофизических и механических свойств керамики температуру спекания можно попытаться увеличить. Пробные испытания керамики, полученной при постепенном повышении температуры спекания, показали тенденцию к увеличению плотности до 3,21–3,33 г/см³ [6].

Цели настоящей работы — синтез и проведение электрофизических исследований серии образцов бериллиевой керамики с добавкой микро- и нанопорошка TiO_2 , полученной при максимально высокой температуре спекания (1660 °С).

ОБРАЗЦЫ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Для проведения исследований электрофизических свойств бериллиевой керамики по методике [6] были синтезированы серии образцов в виде пластин размерами 12×9×1,5 мм с добавкой микро- и наночастиц TiO_2 (табл. 1).

Ранее было исследовано влияние температуры спекания (в диапазоне 1490–1550 °С) керамики ($\text{BeO} + 30$ мас. % TiO_2) на ее электрофизические свойства. Использовали серийную керамику БТ-30 [6], в которую порошок TiO_2 вводили в виде микропорошка в количе-

стве 30 мас. % без добавки наночастиц, температура ее спекания находилась в диапазоне 1530–1540 °С [6]. При достижении температуры спекания выше 1550 °С наблюдается рост микрокристаллов внутри керамики, вследствие чего происходит уменьшение механической прочности, проводимости, и т. п. Предполагалось, что температура спекания BeO -керамики с частичной добавкой наночастиц TiO_2 будет ниже, чем у образцов только с микронным размером TiO_2 . Методами импедансной спектроскопии установлено, что с повышением температуры спекания керамики от 1490 до 1550 °С наблюдаются уменьшение сопротивления, увеличение удельной проводимости и диэлектрической проницаемости. Было интересно повысить температуру спекания керамики и установить влияние спекания на электрофизические свойства ($\text{BeO} + \text{TiO}_2$)-керамики. Температура нагрева керамики повышалась до тех пор, пока не начался резкий рост микрокристаллов. Образцы получали в восстановительной среде (СО) в полном соответствии с технологией получения керамики БТ-30 [6]. Начиная от 1550 °С, температуру повышали на 10 °С после каждого спекания. По окончании каждого цикла проводили контроль плотности и оценивали средний размер микрокристаллов. Установлено, что плотность керамики с добавкой наночастиц достигает своего максимального значения при температуре спекания 1540–1560 °С, что соответствовало плотности 3,21–3,33 г/см³. С дальнейшим повышением температуры выше 1560 °С плотность керамики практически не менялась. Вероятно, присутствие наночастиц TiO_2 препятствует росту микрокристаллов, так как их размер в керамике практически мало менялся, оставаясь сравнительно невысоким (до 20 мкм). При достижении температуры спекания 1670–1700 °С керамика становится сильно пористой и значительно теряет механическую прочность. Образцы, исследованные в данной работе, спечены при максимальной температуре 1660 °С. При этом их плотность изменялась в диапазоне 3,21–3,33 г/см³.

Из полученных образцов были отобраны две серии. Одну серию спекали при максимально высокой температуре (1660 °С) в графитовом нагревателе в графитовой засыпке (т. е. в атмосфере СО), а вторую серию образцов после спекания дополнительно восстанавливали в атмосфере водорода при 800 °С. Так как проводимость керамики часто определяется несколькими механизмами, то исследование электрофизических свойств полученных образцов обычными электрометрическими методами может оказаться малопродуктивным. Диагностику электрофизических характеристик полученных образцов керамики проводили методом измерения электрического импеданса в диапазоне частот от 100 Гц до 100 МГц с использованием векторного анализатора це-

Таблица 1. Состав добавок TiO_2 в сериях синтезированных образцов на основе BeO

Серия образцов	Добавка TiO_2 , мас. %, при размере частиц	
	мкм	нм
1	29,9	0,1
2	29,5	0,5
3	29,0	1,0
4	28,5	1,5
5	28,0	2,0

пей E5061B (Agilent Technology). При таком методе измерений получаемые частотно-зависимые электрические характеристики могут дать более полное представление о процессах переноса зарядов, электронной поляризации и диэлектрических свойствах образцов, синтезированных в экстремальных условиях.

Подготовку образцов к измерениям проводили очисткой поверхности пластин и боковых граней от загрязнений сухой мелкоабразивной резинкой. На противоположные торцы пластин прикатывался тонкий слой индия, который исполнял роль металлических пластин конденсатора. Как показали предварительные измерения вольт-амперных характеристик на постоянном токе, именно индиевые электроды позволяли получить наименьшее переходное сопротивление (1–2 Ом) металлического контакта с образцом.

Методика измерений электрофизических характеристик образцов включает регистрацию частотных зависимостей модуля импеданса $Z^*(\omega)$ и угла сдвига фазы $j(\omega)$ между током и напряжением. Эти данные позволяют определить действительную $Z'(\omega) = Z(\omega) \cdot \cos j(\omega)$ и мнимую $Z''(\omega) = Z(\omega) \cdot \sin j(\omega)$ компоненты импеданса и рассчитать частотные зависимости электрического сопротивления, емкости образцов, а также определить дисперсию активной $\sigma'(\omega)$ и реактивной $\sigma''(\omega)$ удельной проводимости, действительную $\varepsilon'(\omega)$ и мнимую $\varepsilon''(\omega)$ компоненты диэлектрической проницаемости и другие электрофизические характеристики. Импедансные спектры образцов изучали также при пониженных температурах вплоть до температуры кипения жидкого азота -194°C .

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Синтезированные образцы керамики обладали относительно небольшим (от нескольких единиц до десятков Ом) сопротивлением при комнатной температуре. На рис. 1 показаны результаты измерений обычного сквозного сопротивления образцов керамики, измеренного на постоянном (или на переменном $f = 100$ Гц) токе при комнатной температуре в зависимости от концентрации наночастиц TiO_2 (0,1–2,0 мас. %).

Исходное сквозное сопротивление образцов керамики после высокотемпературного спекания с ростом концентрации порошка наноксид титана немонотонно меняется в пределах от 10 до 50 Ом (см. рис. 1, кривая 1). Минимальное сопротивление $R \approx 12$ Ом соответствует керамике с добавкой 1 мас. % наноксид титана. После дополнительного отжига образцов в атмосфере водорода сопротивление всех образцов керамики существенно уменьшилось до нескольких Ом (см. рис. 1, кривая 2). Такое малое сопротивление керамики при комнатной температуре является уникальным и может быть весьма полезным не

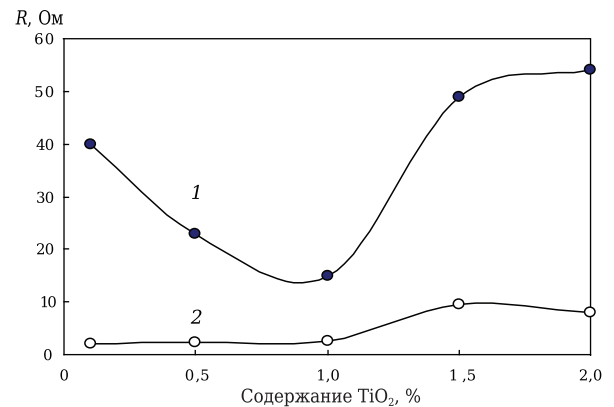


Рис. 1. Статическое сопротивление R керамики при комнатной температуре в зависимости от содержания нанопорошка TiO_2 до отжига (1) и после отжига (2) в среде водорода

только для многих практических целей, но и для улучшения поглотительной способности ВЧ-мощности. Однако такое низкое сопротивление образцов, особенно после отжига в водороде, препятствует измерению частотных зависимостей реактивных компонент импеданса из-за наличия даже небольшого сопротивления контактов и индуктивных элементов измерительной ячейки. В связи с этим большинство измерений импедансных спектров проводили при пониженных температурах вплоть до -194°C , приводящих к увеличению внутреннего сопротивления керамики.

На рис. 2 показаны измеренные при температуре жидкого азота зависимости сквозного электрического сопротивления образцов керамики как после спекания, так и после термоотжига в атмосфере водорода.

Сопротивление керамики существенно увеличилось, однако немонотонный характер поведения сопротивления образцов в зависимости от количества наночастиц TiO_2 в их составе в общих чертах сохранился. Отжиг в атмосфере водорода, как и на предыдущем графике, также понижает омическое сопротивление образцов.

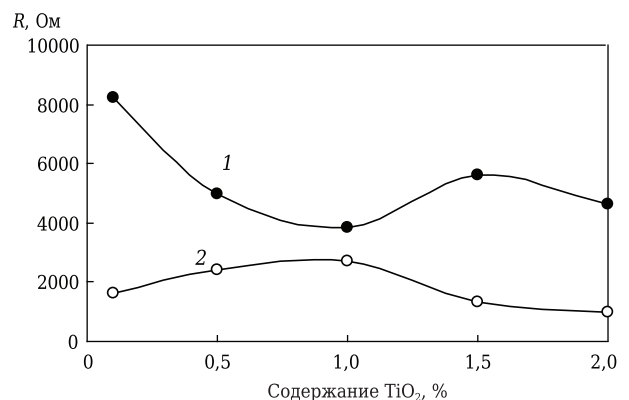


Рис. 2. Статическое сопротивление R керамики при -194°C в зависимости от содержания нанопорошка TiO_2 до отжига (1) и после отжига (2) в водороде

На рис. 3 показаны суммированные результаты измерений логарифма сопротивления образцов керамики с разной (0,1–2,0 мас. %) концентрацией добавок TiO_2 в зависимости от обратной температуры.

Экспериментальные точки имеют некоторый разброс, но в целом их совокупность подчиняется двум линейным зависимостям (см. рис. 3, а), одна из которых соответствует высокотемпературной энергии активации $E_{a1} = 0,065$ эВ, а вторая — низкотемпературной энергии активации $E_{a2} = 0,025$ эВ.

Энергии активации электросопротивления у необожженных образцов керамики $\text{BeO} + (0,1\text{--}2,0 \text{ мас. \% TiO}_2)$ с разным содержанием TiO_2 незначительно различаются (табл. 2). Это свидетельствует о схожем механизме электрофизических процессов, протекающих в керамике, слабо

зависящих от разной концентрации микро- и нанопорошка в керамике BeO .

Высокотемпературная энергия активации отожженных в водороде образцов керамики даже немного увеличилась до $E_{a1} = 0,08$ эВ, а в области низких температур почти не изменилась ($E_{a2} = 0,03$ эВ, см. рис. 3, б).

Электрическое сопротивление образцов зависит от их термического отжига в атмосфере водорода, но активационный механизм их проводимости фактически идентичен. Следует отметить, что полученные в данном эксперименте значения энергии активации близки по величине к энергии активации для керамики ($E_{a1} = 0,095$ эВ и $E_{a2} = 0,024$ эВ), в которую вводили лишь микрокристаллическую добавку TiO_2 в количестве 30 мас. % [6]. При таком большом количестве вводимого в состав керамики TiO_2 электронная зонная структура керамики в целом может существенно измениться. Диоксид титана принадлежит к классу оксидов переходных металлов и имеет несколько модификаций. В данном случае это рутил, который обладает тетрагональной кристаллической структурой. Валентная зона TiO_2 образована внешними р-электронами кислорода, а дно зоны проводимости преимущественно формируется возбужденными ионами титана [7]. Особое значение для электронных свойств TiO_2 именно рутильной модификации имеет наличие частично восстановленного Ti^{3+} , уровень которого расположен примерно на 0,2 эВ ниже дна зоны проводимости [8]. Возможно, именно этот энергетический уровень и выступает в качестве донора [9] в электронной зонной структуре керамики, приводя к электронному типу проводимости и к энергиям активации $E_{a1} = 0,06\div 0,08$ эВ (см. рис. 3), которые близки по величине к этому донорному уровню. При снижении температуры активация носителей зарядов в зону проводимости уменьшается ($E_{a2} \approx 0,025\div 0,03$ эВ), поэтому низкотемпературная проводимость керамики может быть связана уже с прыжковой проводимостью или с туннелированием электронов непосредственно по донорным состояниям этого уровня TiO_2 .

Для более детального анализа процессов электрической поляризации и поведения активной и реактивной компоненты проводимости в качестве примера рассмотрим результаты измерения модуля импеданса и фазы образца с содержанием нанопорошка TiO_2 (0,1 мас. %) при -194°C (рис. 4).

На низких частотах модуль импеданса увеличился до $Z \approx 8,2$ кОм и с ростом частоты до $f = 100$ МГц монотонно снизился до 200 Ом (см. рис. 4, кривая 1). Частотная зависимость угла сдвига фазы между током и напряжением j показывает более сложный ход кривой 2, на которой отчетливо выявляются два или даже три релаксационных максимума (см. рис. 4, кривая 2).

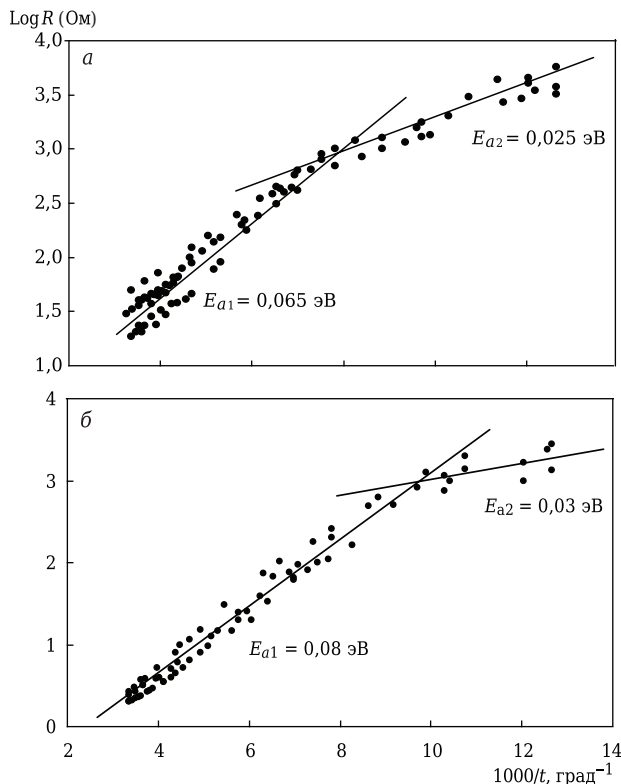


Рис. 3. Температурная зависимость электрического сопротивления и энергия активации серии образцов керамики, не подвергнутых отжигу в среде водорода (а) и после отжига в водороде (б)

Таблица 2. Энергия активации электросопротивления образцов керамики BeO с разным содержанием добавок нанопорошка TiO_2 , эВ

Добавка TiO_2 , мас. %	До отжига		После отжига	
	E_{a1}	E_{a2}	E_{a1}	E_{a2}
0,1	0,064	0,026	0,080	0,020
0,5	0,060	0,020	0,100	0,042
1,0	0,080	0,023	0,074	0,043
1,5	0,060	0,030	0,089	0,021
2,0	0,061	0,026	0,064	0,028

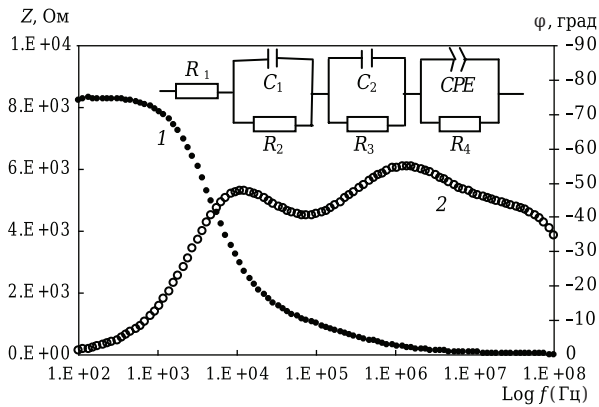


Рис. 4. Частотная зависимость модуля импеданса Z (1) и фазы φ (2) при $t = -194$ °C образцов керамики с содержанием 0,1 мас. % нанопорошка TiO_2 после термообработки в водород

Важно, что фазовый угол не поднимается выше -60 град, что можно объяснить возрастанием с частотой и активной составляющей проводимости. Такое поведение импеданса и фазы можно сопоставить с эквивалентной электрической схемой, показанной на этом рисунке. Схема включает входное электрическое сопротивление $R_1 = 12,6$ Ом, которое увеличилось практически на порядок при этой температуре. Первые два звена схемы с номиналами $C_1 = 6,54$ Ф, $R_2 = 6,8$ кОм, $C_2 = 0,337$ Ф, $R_3 = 16$ Ом моделируют низкочастотную зависимость импеданса и фазы. В области высоких частот расплывчатый максимум можно сопоставить с сопротивлением $R_4 = 1,3$ кОм и параллельно включенным специальным электрохимическим элементом CPE . Этот элемент в данном случае можно трактовать как частотно-зависимую емкость. Эта емкость может возникать в результате накопления электрических зарядов у электродов и их диффузии в действующий полупериод электрического поля. Импеданс элемента CPE записывается в виде [10]:

$$Z_{CPE}(\omega) = A(j\omega)^\alpha, \quad (1)$$

где ω — угловая частота; A — коэффициент, имеющий для данного образца зерна размерность усредненной емкости, $A = 4,26 \cdot 10^{-8}$; α — величина, характеризующая степень однородности распределения электрических зарядов по объему образца, $\alpha = 0,72$.

Отклонение фазы данного образца от -90 град на высоких частотах (рис. 5) фактически свидетельствует о наличии в образце повышенной активной проводимости, которая возрастает с ростом частоты.

При +10 °C в области низких частот 100 Гц статическое значение проводимости составляет величину $s = 3,4 \cdot 10^{-3}$ (Ом·м) $^{-1}$, но при увеличении частоты $f > 1$ МГц проводимость быстро возрастает до 0,1 (Ом·м) $^{-1}$. Подобные зависимо-

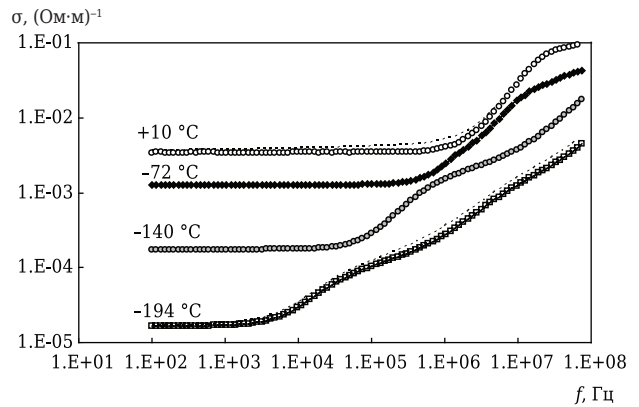


Рис. 5. Частотная зависимость активной компоненты проводимости $\sigma'(f)$ при указанных температурах образцов керамики с содержанием 0,1 мас. % нанопорошка TiO_2 . Пунктирной линией показаны результаты численной аппроксимации проводимости

сти наблюдаются и при понижении температуры, причем при -194 °C удельная проводимость возрастает от $1,7 \cdot 10^{-5}$ до $4,4 \cdot 10^{-3}$ (Ом·м) $^{-1}$ уже начиная с частоты $f > 3$ кГц. Электрический ток в неоднородных по структуре материалах представляет достаточно сложное физическое явление, которое происходит на фоне смещения электрических зарядов. Сложности обычно возникают в условиях, когда носители зарядов в электрическом поле неоднородно распределяются по объему материала, создавая локальные области накопления электрических зарядов. Обычно накопление зарядов происходит у поверхности электродов или вблизи внутренних неоднородных по проводимости структур. В этом случае частотная зависимость удельной проводимости с возрастанием частоты обычно соответствует следующему выражению:

$$\sigma(\omega) \approx (\omega)^n. \quad (2)$$

Если $n > 1$, наблюдается релаксационный механизм возрастания проводимости, природа которого связана с отставанием по фазе смещения электрических зарядов из положения равновесия с ростом частоты электрического поля. В случае, если $n < 1$, можно предполагать существование прыжкового механизма переноса зарядов [11]. На рис. 5 пунктирными линиями обозначена проведенная аппроксимация спектров при двух температурах (+10 и -194 °C). Показатель степени оказался меньше единицы и равен 0,2 и 0,62, что говорит в пользу прыжкового механизма проводимости. Это косвенно подтверждает сделанное выше предположение, что в области низких температур может преобладать прыжковая проводимость по донорным состояниям титана.

На рис. 6 показаны температурные зависимости действительной компоненты диэлектрической проницаемости, полученные при разных температурах.

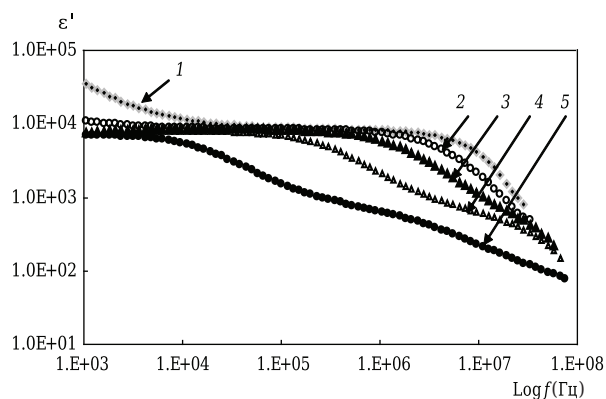


Рис. 6. Частотная зависимость действительной компоненты диэлектрической проницаемости образцов керамики с содержанием 0,1 мас. % нанопорошка TiO_2 при -30 (1), -70 (2), -100 (3), -140 (4) и -196 °C (5)

При относительно высокой температуре (см. рис. 6, кривая 1) на низких частотах диэлектрическая проницаемость достигает гигантских значений $\epsilon' = 2,8 \cdot 10^5$ и даже на высоких частотах $f \sim 100$ МГц имеет величину $\epsilon' \approx 800$. Такие высокие значения следует рассматривать как эффективные, которые характеризуют степень неравномерности распределения внутреннего и внешнего (на поверхности керамики) электрического поля в образцах. Причиной искажения внутреннего электрического поля может являться существование в объеме керамики случайного макроскопического распределения проводящих и изолирующих областей, на границах которых могут скапливаться электрические заряды. На низких частотах может происходить блокирование зарядов в области металлических контактов с образцов. Процесс восстановления ($\text{BeO} + 30$ мас. % TiO_2)-керамики в газовых средах CO или H_2 проводили при повышенных температурах. Сильно восстановленный TiO_2 , вероятно, может приводить к возникновению низшего оксида титана Ti_3O_5 . Некоторая часть TiO_2 может восстанавливаться до металлического состояния. Металлический титан взаимодействует с водородом с образованием TiH_2 , который может влиять на электрофизические свойства поверхности ($\text{BeO} + 30$ мас. % TiO_2)-керамики. В структуре керамики (внутри керамических зерен и на их поверхностях) присутствуют примесные включения, характерные для фаз тетрагональной TiH_2 и орторомбической Ti_3O_5 сингоний, содержание которых изменяется в зависимости от концентрации TiO_2 в образцах и степени их восстановления в атмосферах CO и H_2 . Параметры кристаллической решетки, идентифицированные на поверхности ($\text{BeO} + \text{TiO}_2$)-керамики, соответствуют TiH_2 ($a = 3,21205$ Å, $c = 4,29326$ Å). Кроме TiH_2 в керамике обнаружена фаза сильно восстановленного Ti_3O_5 с параметрами кристаллической решетки $a = 3,76166$ Å, $b = 9,52443$ Å и $c = 3,76166$ Å. Электрофизические свойства

примесных фаз не изучены, но они могут оказывать значительное влияние на электрофизические характеристики ($\text{BeO} + \text{TiO}_2$)-керамики, значительно изменяя ее объем и свойства поверхности. При этом на низких частотах может происходить блокирование зарядов в области металлических контактов с образцом. При возрастании частоты процессы смещения зарядов в электрическом поле становятся более однородными и диэлектрические характеристики приближаются к реальным значениям. Например, величина диэлектрической проницаемости при -194 °C (см. рис. 6, кривая 5) на высоких частотах снижается до значений $\epsilon' \approx 78-80$, но, как следует из рис. 5, активная составляющая проводимости с ростом частоты продолжает нарастать, и именно это приводит к наблюдаемому в экспериментах сильному поглощению ВЧ-поля.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Методом импедансной спектроскопии в диапазоне частот 100 Гц – 100 МГц исследованы электрофизические свойства керамики на основе BeO , в состав которой в количестве 30 мас. % вводились микро- и наночастицы TiO_2 . Спекание образцов керамики проводили при высоких температурах (1550–1660 °C) с последующим отжигом половины образцов в атмосфере водорода. При этом TiO_2 сильно восстанавливался с образованием низших оксидов титана (в большей части Ti_3O_5). При взаимодействии с водородом образуется также TiH_2 . Впервые обнаруженные примесные фазы могут оказывать значительное влияние на электрофизические характеристики ($\text{BeO} + \text{TiO}_2$)-керамики, значительно изменяя свойства ее объема и поверхности. Установлено, что полученная керамика обладает высокой сквозной проводимостью, которая существенно увеличивается после дополнительного термоотжига в атмосфере водорода. Вычислена энергия активации проводимости, которая мало зависит от концентрации наночастиц TiO_2 , но значительно уменьшается в области низких температур.

Библиографический список

1. **Markov, A.** Structural features, nonstoichiometry and high-temperature transport in $\text{SrFe}_{1-x}\text{Mo}_x\text{O}_{3-6}$ / A. Markov, O. Savinskaya, M. V. Patrakeev [et al.] // Journal of Solid State Chemistry. — 2009. — Vol. 182. — P. 799–806.
2. **Глинчук, М. Д.** Особенности ионной проводимости кислорода в оксидной нанокерамике / М. Д. Глинчук, П. И. Быков, Б. Хилчер // ФТТ. — 2006. — Т. 48, № 11.
3. **Солодуха, А. М.** Особенности прыжковой проводимости в висмутсодержащей оксидной слоистой керамике / А. М. Солодуха, З. А. Либерман // ФТТ. — 2001. — Т. 43, № 11.
4. **Ang, C.** Effect of annealing on dielectric behavior and conduction transport of Bi doped SrTiO_3 / C. Ang, Z. Yu //

Appl. Phys. Lett. American Institute of Physics. — 2006. — Vol. 88, № 16. — P. 162902.

5. **Kiiko, V. S.** Microstructure and electric conductivity of composite (BeO + TiO₂)-ceramics / V. S. Kiiko, M. A. Gorbunova, Yu. N. Makurin [et al.] // Refract. Ind. Ceram. — 2007. — Vol. 48, № 6. — P. 429–434.

Кийко, В. С. Микроструктура и электропроводность композиционной (BeO + TiO₂)-керамики / В. С. Кийко, М. А. Горбунова, Ю. Н. Макурин [и др.] // Новые огнеупоры. — 2007. — № 11. — С. 68–74

6. **Drokin, N. A.** BT-30 ceramic electrophysical properties / N. A. Drokin, V. S. Kiiko, A. V. Pavlov [et al.] // Refract. Ind. Ceram. — 2020. — Vol. 61, № 3. — P. 341–348.

Дрокин, Н. А. Электрофизические свойства керамики БТ-30 / Н. А. Дрокин, В. С. Кийко, А. В. Павлов [и др.] // Новые огнеупоры. — 2020. — № 6. — С. 56–63.

7. **Landmann, M.** The electronic structure and optical response of rutile, anatase and brookite TiO₂ / M. Landmann, E. Rauls, W. G. Schmidt // J. Phys.: Condens. Matter. — 2012. — Vol. 24, № 19. — Article № 195503.

8. **Thompson, T.** Surface science studies of the photoactivation of TiO₂ — new photochemical processes / T. Thompson, J. Yates // Chemical Reviews. — 2006. — Vol. 106. — P. 4428–4453.

9. **Tang, H.** Electrical and optical properties of TiO₂ anatase thin films / H. Tang, K. Prasad, R. Sanjines [et al.] // Journal of Applied Physics. American Institute of Physics. — 1994. — Vol. 75, № 4. — P. 2042–2047.

10. **Букун, Н. Г.** Импеданс твердоэлектrolитных систем (обзор) / Н. Г. Букун, А. Е. Укше // Электрохимия. — 2009. — Т. 45, № 1. — С. 13–27.

11. **Солодуха, А. М.** Диэлектрическая релаксация в твердом растворе титаната бария-стронция / А. М. Солодуха, Г. С. Григорян // Вестник Воронежского государственного университета. Серия: Физика. Математика. — 2010. — № 1. — С. 51–54. ■

Получено 06.04.22

© Н. А. Дрокин, В. С. Кийко, А. И. Малкин, А. В. Павлов, 2022 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ

Тесна 2022 — 27-я международная выставка технологий и оборудования для керамической промышленности

27–30 сентября 2022 г.

г. Римини, Италия

Tecnargilla будет проходить в выставочном центре Римини в соответствии с традицией, которая существовала ранее. Принимая во внимание текущую международную ситуацию, единственный способ обеспечить высокий уровень ведущей мировой выставкой керамических технологий — это поддержание ее обычного двухгодичного формата. По этой причине было принято решение не изменять двухгодичную периодичность выставки, которая традиционно проводится в Римини в четные годы. **Tecnargilla**, организованная Итальянской выставочной группой в сотрудничестве с **Asimas**, меняет свое название на **Тесна**.



Секторы выставки:

- Сырье и массы, химические изделия и добавки
- Добыча сырья и подготовка, взвешивание и дозирование
- Прессование, формование и литье
- Сушка, обжиг и тепловые системы
- Сортировка, упаковка и паллетизация
- Качество и управление производственным процессом
- Обработка поверхности, инструменты для окончательной обработки и принадлежности
- Лабораторное и измерительное оборудование
- Приспособления для применения сжатого воздуха, электричества, электронной и нагревательной системы
- Огнеупорные материалы, ролики, печная фурнитура и плиты
- Инструменты, запасные части и принадлежности
- Разное: проектирование, консультационные услуги издательства, торговые ассоциации, разные организации и т. д.

<https://en.tecnaexpo.com/>