

ISSN 0002-3590 (print.)

НЕОРГАНИЧЕСКАЯ ХИМИЯ
INORGANIC CHEMISTRY

УДК 546.72.451:538.245

Поступила в редакцию 07.06.2016
Received 07.06.2016

Е. С. Кравченко^{1,2,3}, А. А. Яремченко², Е. Гринс³, Г. Свенссон³

¹*Белорусский государственный университет, Минск, Республика Беларусь*

²*СИСЕКО – Авейровский институт материалов, Факультет материаловедения и керамики,
Университет Авейро, Авейро, Португалия*

³*Стокгольмский университет, Факультет материалов и химии окружающей среды,
Стокгольм, Швеция*

**ВЛИЯНИЕ МЕТОДА СПЕКАНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ
КЕРАМИКИ Nd_{0,4}Sr_{1,6}NiO_{4-d}**

Исследовано влияние методов свободного спекания и плазменного искрового спекания (ПИС) на микроструктуру керамики Nd_{0,4}Sr_{1,6}NiO_{4-d}. Установлено, что керамика, изготовленная свободным спеканием, является пористой независимо от температуры отжига. Керамика, полученная методом плазменного искрового спекания, – газоплотная. Однако в результате применения восстановительной атмосферы вакуума в процессе ПИС происходит структурное превращение тетрагональной ячейки I4/mmm в орторомбическую Immm. В результате проведенной серии термообработок керамики были найдены оптимальные условия последующего отжига керамики, приводящие к восстановлению тетрагональной структуры оксида (Immm→I4/mmm) и сохранению газоплотности керамики Nd_{0,4}Sr_{1,6}NiO_{4-d}.

Ключевые слова: никелат, ТОГЭ, газоплотная керамика, анизотропное термическое расширение, плазменное искровое спекание.

E. S. Kravchenko^{1,2,3}, A. A. Yaremchenko², J. Grins³, G. Svensson³

¹*Belarusian State University, Minsk, Republic of Belarus*

²*CICECO – Aveiro Institute of Materials, Department of Materials and Ceramic Engineering,
University of Aveiro, Aveiro, Portugal*

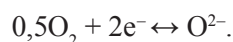
³*Department of Materials and Environmental Chemistry, Stockholm University, Stockholm, Sweden*

EFFECT OF SINTERING METHOD ON MICROSTRUCTURE OF Nd_{0,4}Sr_{1,6}NiO_{4-d} CERAMICS

Two different methods have been employed for fabrication of Nd_{0,4}Sr_{1,6}NiO_{4-d} ceramics with focus on the microstructure and density of ceramic samples. Conventional sintering at 1100–1300 °C has been found to yield porous materials. Rapid grain growth at ≥1 300 °C induces the development of microcracks associated with a strongly anisotropic expansion of Nd_{0,4}Sr_{1,6}NiO_{4-d} tetragonal lattice. On the contrary, spark plasma sintering (SPS) at 1100 °C enables fabrication of dense gas-tight ceramics, but is accompanied by the structural transformation from tetragonal (I4/mmm) to orthorhombic (Immm) symmetry due to oxygen losses from the lattice under low-p(O₂) conditions of SPS process. The post-treatment conditions were optimized to oxidize sintered samples and to restore tetragonal structure while preserving gas-tightness of ceramics.

Keywords: nickelate, SOFC, gas-tight ceramics, anisotropic thermal expansion, Spark Plasma Sintering.

Введение. Благодаря структурной стабильности, высокой электропроводности и кислорододефицитности при температурах выше 500 °C соединения системы Nd_{2-x}Sr_xNiO_{4-d} (x = 1,0–1,6) являются перспективными материалами для высокотемпературных электрохимических устройств, таких как твердооксидные топливные элементы и электролизеры (ТОГЭ/ТОЭЭ) [1]. основополагающая реакция в устройствах данного типа – это восстановление кислорода на катоде ТОГЭ, согласно уравнению:



Относительно низкая скорость электрохимической реакции на катодных материалах, используемых в настоящее время, является, однако, одним из лимитирующих факторов на пути

масштабного использования вышеописанных электрохимических устройств [2, 3]. Для улучшения кинетики восстановления кислорода лучше применять оксидные материалы, обладающие не только высокой электронной проводимостью, но также высокой кислород-ионной проводимостью.

Среди оксидов системы $\text{Nd}_{2-x}\text{Sr}_x\text{NiO}_{4-d}$ ($x = 1,0-1,6$) оксид, содержащий наибольшее количество стронция, $\text{Nd}_{0,4}\text{Sr}_{1,6}\text{NiO}_{4-d}$, является наиболее кислорододефицитным при рабочих температурах электрохимических устройств (при 1000 °C около 1/8 части позиций кислорода в кристаллической решетке являются вакантными) [1], что предполагает высокую кислород-ионную проводимость данного оксида. Для экспериментальной оценки кислород-ионной проводимости необходимо иметь газоплотную керамику, получение которой с помощью традиционных методов спекания может быть крайне затруднительным.

Свободное спекание – наиболее простая технология спекания, заключающаяся в нагреве порошкового материала (или предварительно спрессованного брикета) в муфельных либо трубчатых печах. Недостаток данной технологии – отсутствие возможности приложения давления в процессе спекания, в результате чего полученный материал обладает остаточной пористостью [4].

Среди методов консолидации порошковых материалов с приложением механического давления широко применяются горячее прессование (ГП) и плазменное искровое спекание (ПИС, *англ.* Spark Plasma Sintering). В отличие от метода горячего прессования (ГП), где механизм теплопередачи осуществляется таким же образом, как и в методе свободного спекания, а именно, путем излучения теплоты от нагревательных элементов, в методе ПИС нагревание образца осуществляется за счет пропуска импульсного постоянного электрического тока через образец. В случае ПИС тепловая энергия не только гомогенно распределена по всему объему спрессованного порошка на макроскопическом уровне, но и на микроскопическом уровне локализуется в местах, где она необходима для процесса спекания, т. е. в точках контакта частиц порошка. Такой механизм теплопередачи приводит к хорошему уплотнению керамики, при котором рост зерен и разложение вещества сведены к минимуму. ПИС также имеет ряд преимуществ перед ГП и свободным спеканием, включая легкость в оперировании, точный контроль подаваемой энергии, необходимой для спекания, высокие скорости нагрева (может достигать 1000 °C/мин), высокая воспроизводимость, безопасность и надежность технологии [5, 6].

Цель данной работы – апробация и сравнение двух методов для получения газоплотной керамики $\text{Nd}_{0,4}\text{Sr}_{1,6}\text{NiO}_{4-d}$: свободного спекания и плазменного искрового спекания.

Методы исследования. Оксидное соединение $\text{Nd}_{0,4}\text{Sr}_{1,6}\text{NiO}_{4-d}$ получали методом Печини. Методика синтеза приведена в работе [1]. Однофазный оксид со структурой типа K_2NiF_4 получен в среде кислорода при температуре отжига 1150 °C.

Для получения керамики по методу свободного спекания порошок никелата, предварительно перетертый в агатовой ступке, прессовали при давлении 20 МПа в таблетки, которые затем спекали при температурах 1100, 1200 и 1300 °C в течение 10 ч в потоке кислорода. Образцы нагревали со скоростью 5 °C /мин и охлаждали со скоростью 3 °C /мин.

Керамику по методу ПИС получали с помощью оборудования SPS 825 (Япония). Спекание порошкового материала осуществляли в токопроводящей графитовой пресс-форме диаметром 12 мм. Условия спекания были оценены и подобраны исходя из работ по спеканию керамики других никелатов [7, 8], а также учитывая значения смещения пуансона, которое можно контролировать в режиме записи эксперимента. Таким образом, для консолидации порошкового материала методом ПИС использовали давление 75 МПа, которое было плавно приложено при повышении температуры от 400 до 800 °C, и температуру спекания 1100 °C, при которой образец выдерживали 2 мин, после чего подача тока и механической нагрузки были прекращены. Скорости нагрева составляли 100 °C/мин при нагревании от комнатной температуры до 800 °C и 50 °C/мин при нагревании от 800 до 1100 °C. Эксперимент запускали после того, как был получен вакуум в камере с образцом (парциальное давление кислорода ~ 0,6 Па). Для получения информации о каких-либо структурных изменениях, произошедших с образцами в результате спекания, проводили рентгенофазовый анализ керамических образцов на дифрактометре PANalytical X'Pert Alpha-1 (CuK α 1-излучение, $2\theta = 10-90^\circ$, шаг – 0,02°, время выдерживания – 5 с).

Микроструктуру полученной керамики анализировали на сканирующем электронном микроскопе JEOL JEM-2100. Для микроскопического анализа оксидных материалов использовали сколы керамики. Газоплотность керамики оценивали по отсутствию протечки газа (воздуха) через спеченный образец (в форме таблетки), помещенный под градиент давления ~ 2 атм.

Результаты и их обсуждение. Величины относительной плотности керамики $\text{Nd}_{0,4}\text{Sr}_{1,6}\text{NiO}_{4-d}$ полученной свободным спеканием при разных температурах, приведены в таблице. Как следует из таблицы, чем выше температура отжига, тем плотнее получаемая керамика.

Температура спекания и рассчитанные плотности керамики $\text{Nd}_{0,4}\text{Sr}_{1,6}\text{NiO}_{4-d}$

Температура спекания	Плотность ρ , г/см ³	Относительная плотность, %
1100 °С	4,09	70
1200 °С	4,40	75
1300 °С	5,02	86

Результаты микроструктурных исследований спеченной керамики приведены на рис. 1. Увеличение температуры спекания от 1100 до 1200 °С не вызывает существенного роста зерен (рис. 1, *a, б*); это, очевидно, связано с тем, что порошок оксида синтезировался при 1150 °С. Термообработка при 1300 °С (рис. 1, *в*) приводит к уменьшению пористости керамики до 14% и к заметному росту зерен (размер зерна достигает 10 мкм), сопровождающемуся увеличением количества межзеренных микротрещин. Термообработка при более высокой температуре 1350–1400 °С приводит к еще более сильному росту зерен и рассыпанию керамики.

Природа появления микротрещин керамики $\text{Nd}_{0,4}\text{Sr}_{1,6}\text{NiO}_{4-d}$ связана с анизотропным термическим расширением кристаллической решетки, прогрессирующим с увеличением температуры: удлинение решетки вдоль оси *c* заметно превышает расширение в кристаллографической плоскости *ab*. Это вызывает значительные внутренние напряжения в поликристаллических образцах при их охлаждении с температуры спекания; такие напряжения не могут быть подавлены за счет пор и компенсируются образованием многочисленных микротрещин. Подробно феномен микротрещин в керамике $\text{Nd}_{2-x}\text{Sr}_x\text{NiO}_{4-d}$ описан в работе [1]. Проблемы с получением газоплотной керамики, кристаллические решетки которых претерпевают анизотропное расширение, рассматриваются в работах [9–12]. Теория, объясняющая влияние анизотропного расширения решетки поликристаллических образцов на образование микротрещин керамики, приведена в работе [13]. Из данной теории следует, что для каждого материала существует свой «критический размер зерна», ниже которого растрескивание и/или образование пористости в материале может быть подавлено.

Использование плазменного искрового спекания предполагает, что рост зерен оксида $\text{Nd}_{0,4}\text{Sr}_{1,6}\text{NiO}_{4-d}$ будет предотвращен или сведен к минимуму, в результате чего может быть получена газоплотная керамика. Таким образом, в результате ПИС был сконсолидирован порошок оксида $\text{Nd}_{0,4}\text{Sr}_{1,6}\text{NiO}_{4-d}$ после чего были проведены рентгено- и микроструктурные исследования.

Микроструктура скола керамики, полученной методом ПИС, представлена на рис. 2, *a*. Из рисунка следует, что керамика является довольно плотной и подтверждается, во-первых, отсутствием видимых пор, во-вторых, нечеткой формой границ зерен керамики. Для сравнения на рис. 1, *a–в* для всех представленных образцов границы зерен являются четкими, что указывает на наличие открытой пористости в образце. Эксперимент по оценке газоплотности таблетки, полученной методом ПИС, также подтвердил отсутствие открытой пористости.

Ранее в нашей работе [1] было отмечено, что при нагревании $\text{Nd}_{2-x}\text{Sr}_x\text{NiO}_{4-d}$ до 1000 °С в восстановительной среде аргона при парциальном давлении кислорода $p\text{O}_2 = 5$ Па происходит структурное превращение из тетрагональной в орторомбическую ячейку ($I4/mmm \rightarrow Immm$), в результате чего образуется кислорододефицитная структура с упорядоченными кислородными вакансиями в позиции $2d(1/2, 0, 1/2)$, сходная со сверхпроводником Sr_2CuO_3 [14].

Поскольку ПИС проводили при более высокой температуре (1100 °С) и более низком парциальном давлении кислорода $p\text{O}_2 = 0,6$ Па, можно ожидать, что полученные материалы также будут претерпевать структурные изменения или даже разложение в восстановительной среде вакуума.

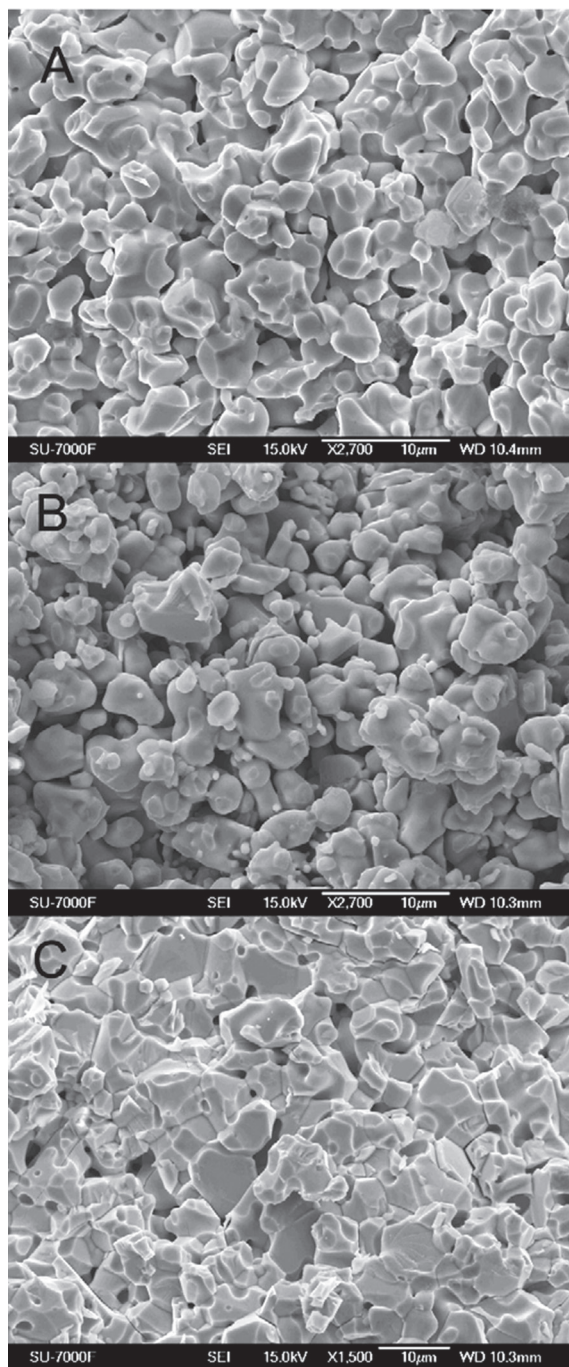


Рис. 1. Микроструктура керамики $\text{Nd}_{0,4}\text{Sr}_{1,6}\text{NiO}_{4-d}$ спеченной при разных температурах, °C:
a – 1100, *б* – 1200, *в* – 1300

Fig. 1. Microstructure of $\text{Nd}_{0,4}\text{Sr}_{1,6}\text{NiO}_{4-d}$ ceramics sintered at various temperatures, °C:
 (A) 1100, (B) 1200, (C) 1300

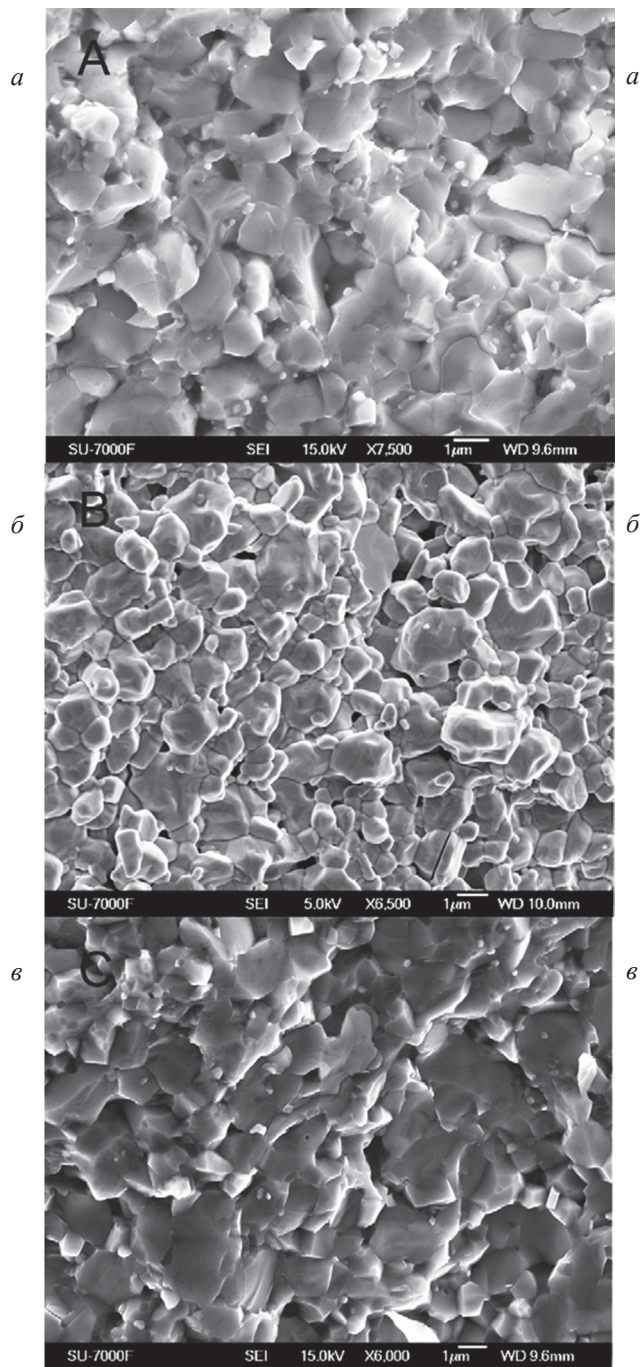


Рис. 2. Микроструктура керамики $\text{Nd}_{0,4}\text{Sr}_{1,6}\text{NiO}_{4-d}$ полученной методом плазменного искрового спекания:
a – без последующей термообработки, *б* – с последующей термообработкой при 1000 °C в окислительной атмосфере, *в* – с последующей термообработкой при 1000 °C с комбинированием восстановительной и окислительной атмосфер отжига

Fig. 2. Microstructure of $\text{Nd}_{0,4}\text{Sr}_{1,6}\text{NiO}_{4-d}$ ceramics prepared by the spark plasma sintering method: (A) without subsequent thermal treatment, (B) with subsequent thermal treatment at 1000 °C in oxidizing atmosphere, (C) with subsequent thermal treatment at 1000 °C, combining oxidizing and reducing atmospheres of annealing

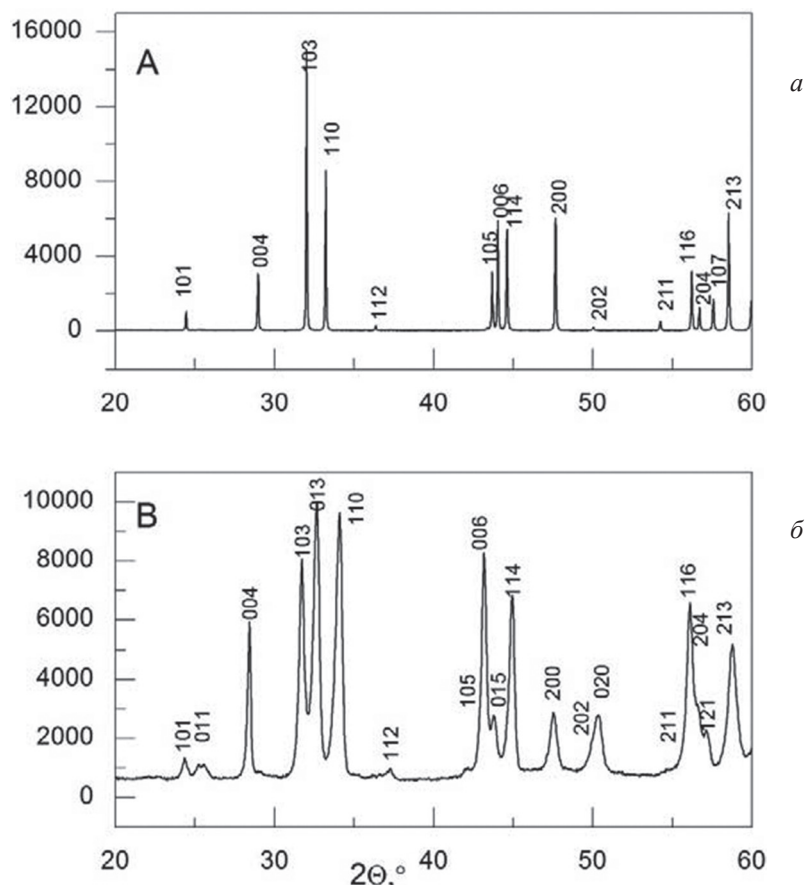


Рис. 3. Рентгенограммы окисленного (а) и восстановленного в результате ПИС (б) оксида $\text{Nd}_{0,4}\text{Sr}_{1,6}\text{NiO}_{4-d}$
 Fig. 3. X-ray patterns of $\text{Nd}_{0,4}\text{Sr}_{1,6}\text{NiO}_{4-d}$ oxide, oxidized (A) and reduced by SPS (B)

Рентгенограмма образца, полученного методом ПИС, приведена на рис. 3, б. Для сравнения рентгенограмма невосстановленного синтезированного никелата приведена на рис. 3, а. Как и следовало ожидать, образец в восстановительной среде претерпевает структурные изменения. Схожесть рентгенограмм восстановленного и невосстановленного образцов свидетельствует о подобии структур этих двух образцов; отличие состоит в расщеплении пиков $h0l$ на рентгенограмме восстановленного оксида, что свидетельствует о понижении симметрии. Успешное индексирование пиков было сделано, используя орторомбическую кристаллическую ячейку с пространный группой Immm .

Нами также было отмечено, что такое структурное превращение обратимо и после отжига порошков оксидов $\text{Nd}_{2-x}\text{Sr}_x\text{NiO}_{4-d}$ на воздухе при $1000\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 10 ч наблюдалось превращение из орторомбической в тетрагональную ячейку ($\text{Immm} \rightarrow \text{I}4/\text{mmm}$). Таким образом, для последующей термообработки таблетки $\text{Nd}_{0,4}\text{Sr}_{1,6}\text{NiO}_{4-d}$, спеченной по технологии ПИС, были предложены две схемы, одна из которых включала отжиг непосредственно в окислительной среде кислорода, а вторая – с комбинированием восстановительной и окислительной атмосфер отжига: нагревание керамики проводилось в восстановительной среде азота, а затем среда отжига заменялась на окислительную среду кислорода. В обоих случаях скорости нагрева и охлаждения были сведены к минимуму ($1\text{ }^\circ\text{C}/\text{мин}$), для того чтобы избежать или свести к минимуму количество термических напряжений в образце и, как следствие, образования пор и растрескивания керамики. Довольно низкая температура термообработок ($1000\text{ }^\circ\text{C}$) была выбрана нами для того, чтобы, с одной стороны, избежать роста зерен, а с другой – обеспечить структурное превращение в тетрагональную ячейку.

Несмотря на то что после обоих термообработок происходит полное превращение оксидной фазы из орторомбической ячейки в тетрагональную ($\text{Immm} \rightarrow \text{I}4/\text{mmm}$), исследование микрострук-

туры отожженных керамических образцов показало, что термообработка керамики непосредственно в окислительных условиях приводит к образованию пор и растрескиванию керамики (рис. 2, б), в то время как в случае комбинированной термообработки микроструктура керамики практически не меняется и границы зерен остаются нечеткими (рис. 2, в). Следует отметить, что полученная керамика имеет некоторую пористость, однако образовавшиеся поры закрыты, что подтвердилось экспериментом по оценке газоплотности керамики. Относительная плотность керамики, полученной с применением комбинированной термообработки, составила 94,5%.

Такое сильное влияние режимов термообработки керамики на сформировавшуюся микроструктуру можно объяснить тем, что при комбинировании восстановительной и окислительной атмосфер отжига структурные превращения оксидного материала происходят в равновесных условиях при 1000 °С (температура является постоянной, изменения размеров кристаллической решетки и кислородной нестехиометрии минимизированы, термические напряжения сведены к минимуму). При проведении термообработки только в окислительной среде изменение структуры происходит уже при нагревании в неравновесных условиях, где наряду с термическим расширением происходит химическое расширение решетки ввиду интенсивного кислородообмена с окружающей средой.

Заключение. Были использованы два различных метода консолидации порошка оксида $\text{Nd}_{0,4}\text{Sr}_{1,6}\text{NiO}_{4-d}$: метод свободного спекания с применением разных температур отжига и метод плазменного искрового спекания. Обнаружено, что керамика, полученная по методу свободного спекания, является пористой независимо от температуры отжига. Повышение температуры отжига от 1100 до 1300 °С в целом приводит к уплотнению керамики, но при этом наблюдается интенсивный рост зерен и увеличение количества микротрещин в керамике. Керамика, которую получали методом плазменного искрового спекания, более газоплотная, однако в результате применения восстановительной атмосферы вакуума в процессе ПИС происходит структурное превращение тетрагональной ячейки I4/mmm в орторомбическую Immm. Отжиг керамики, полученной методом ПИС, непосредственно в окислительной среде при 1000 °С приводит к восстановлению тетрагональной структуры оксида (Immm → I4/mmm), но сопровождается растрескиванием керамики. Последовательная термообработка керамики, полученной методом ПИС в восстановительной, а затем окислительной средах, приводит, во-первых, к восстановлению структуры оксида (Immm → I4/mmm) и, во-вторых, к сохранению газоплотности керамики.

Список использованных источников

1. High-temperature characterization of oxygen-deficient K_2NiF_4 -type $\text{Nd}_{2-x}\text{Sr}_x\text{NiO}_{4-d}$ ($x = 1.0\text{--}1.6$) for potential SOFC/SOEC applications / E. Kravchenko [et al.] // *J. Mater. Chem. A*. – 2015. – Vol. 3. – P. 23852–23863.
2. Gómez, S. Y. Current developments in reversible solid oxide fuel cells / S. Y. Gómez, D. Hotza // *Renewable and Sustainable Energy Reviews*. – 2016. – Vol. 61. – P. 155–174.
3. Progress in material selection for solid oxide fuel cell technology: A review / N. Mahato [et al.] // *Progress in Materials Science*. – 2015. – Vol. 72. – P. 141–337.
4. Болдин, М. С. Физические основы технологии электроимпульсного плазменного спекания: учеб.-метод. пособие / М. С. Болдин; Нижегород. гос. ун-т. – Нижний Новгород, 2012. – С. 59.
5. Field-assisted sintering technology/spark plasma sintering: Mechanisms, materials, and technology developments / O. Guillon [et al.] // *Advanced Engineering Materials*. – 2014. – Vol. 16. – P. 830–849.
6. Omori, M. Sintering, consolidation, reaction and crystal growth by the spark plasma system (SPS) / M. Omori // *Materials Science and Engineering A*. – 2000. – Vol. 287. – P. 183–188.
7. Dielectric properties of $\text{La}_{1,75}\text{Ba}_{0,25}\text{NiO}_4$ ceramics prepared by spark plasma sintering / C. L. Song [et al.] // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2010. – Vol. 490. – P. 605–608.
8. Giant dielectric constant in $\text{Nd}_2\text{NiO}_{4+\delta}$ ceramics obtained by spark plasma sintering / X. Q. Liu [et al.] // *Ceramics International*. – 2011. – Vol. 37. – P. 2423–2427.
9. Clarke, F. J. P. Residual strain and the fracture stress-grain size relationship in brittle solids / F. J. P. Clarke // *Acta Metallurgica*. – 1964. – Vol. 12. – P. 139–143.
10. Davidge, R. W. Internal strain energy and the strength of brittle materials / R. W. Davidge, G. Tappin // *Journal of Materials Science*. – 1968. – Vol. 3. – P. 297–301.
11. Kuszyk, J. A. Influence of grain size on effects of thermal expansion anisotropy in MgTi_2O_5 / J. A. Kuszyk, R. C. Bradt // *Journal of the American Ceramic Society*. – 1973. – Vol. 56. – P. 420–423.
12. Matsuo, Y. Effect of grain size on microcracking in lead titanate ceramics / Y. Matsuo, H. Sasaki // *Journal of the American Ceramic Society*. – 1966. – Vol. 49. – P. 229–230.

13. Evans, A. G. Microfracture from thermal expansion anisotropy-I. Single phase systems / A. G. Evans // *Acta Metallurgica*. – 1978. – Vol. 26. – P. 1845–1853.

14. Magnetic susceptibility and low-temperature structure of the linear chain cuprate Sr_2CuO_3 / T. Ami [et al.] // *Physical Review B*. – 1995. – Vol. 51. – P. 5994–6001.

References

1. Kravchenko E., Khalyavin D., Zakharchuk K., Grins J., Svensson G., Pankov V. and Yaremchenko A., "High-temperature characterization of oxygen-deficient K_2NiF_4 -type $\text{Nd}_{2-x}\text{Sr}_x\text{NiO}_{4-d}$ ($x = 1.0$ – 1.6) for potential SOFC/SOEC applications", *Journal of Materials Chemistry A*, 2015, vol. 3, pp. 23852–23863.

2. Gómez S. Y. and Hotza D., "Current developments in reversible solid oxide fuel cells", *Renewable and Sustainable Energy Reviews*, 2016, vol. 61, pp.155–174.

3. Mahato N., Banerjee A., Omar S. and Balani K., "Progress in material selection for solid oxide fuel cell technology: A review", *Progress in Materials Science*, 2015, vol. 72, pp. 141–337.

4. Boldin M.S., *Fizicheskie osnovy tekhnologii elektroimpul'snogo plazmennogo spekaniya: uchebno-metodicheskoe posobie* [Physical fundamentals of Spark Plasma Sintering: a guidance manual], Nizhegorodskii gosuniversitet, Nizhny Novgorod, RU, 2012.

5. Guillon O., Gonzalez-Julian J., Dargatz B., Kessel T., Schierning G., Räthel J. and Herrmann M., "Field-assisted sintering technology/spark plasma sintering: Mechanisms, materials, and technology developments", *Advanced Engineering Materials*, 2014, vol. 16, pp. 830–849.

6. Omori M., "Sintering, consolidation, reaction and crystal growth by the spark plasma system (SPS)", *Materials Science and Engineering A*, 2000, vol. 287, pp. 183–188.

7. Song C.L., Wu Y.J., Liu X.Q. and Chen X.M., "Dielectric properties of $\text{La}_{1.75}\text{Ba}_{0.25}\text{NiO}_4$ ceramics prepared by spark plasma sintering", *Journal of Alloys and Compounds*, 2010, vol. 490, pp. 605–608.

8. Song C.L., Wu Y.J., Liu X.Q. and Chen X.M., "Giant dielectric constant in $\text{Nd}_2\text{NiO}_{4+\delta}$ ceramics obtained by spark plasma sintering", *Ceramics International*, 2011, vol. 37, pp. 2423–2427.

9. Clarke F.J.P., "Residual strain and the fracture stress-grain size relationship in brittle solids", *Acta Metallurgica*, 1964, vol. 12, pp. 139–143.

10. Davidge R.W. and Tappin G., "Internal strain energy and the strength of brittle materials", *Journal of Materials Science*, 1968, vol. 3, pp. 297–301.

11. Kuszyk J.A. and Bradt R.C., "Influence of grain size on effects of thermal expansion anisotropy in MgTi_2O_5 ", *Journal of the American Ceramic Society*, 1973, vol. 56, pp. 420–423.

12. Matsuo Y. and Sasaki H., "Effect of grain size on microcracking in lead titanate ceramics", *Journal of the American Ceramic Society*, 1966, vol. 49, pp. 229–230.

13. Evans A.G., "Microfracture from thermal expansion anisotropy-I. Single phase systems", *Acta Metallurgica*, 1978, vol. 26, pp. 1845–1853.

14. Ami T., Crawford M.K., Harlow R.L., Wang Z.R., Johnston D.C. and Huang Q., "Magnetic susceptibility and low-temperature structure of the linear chain cuprate Sr_2CuO_3 ", *Physical Review B*, 1995, vol. 51, pp. 5994–6001.

Информация об авторах

Кравченко Екатерина Степановна – магистр хим. наук, аспирант, Белорусский государственный университет (ул. Ленинградская 14, 220030, Минск, Республика Беларусь). E-mail: che.kravchenko@gmail.com.

Яремченко Алексей Александрович – канд. хим. наук, гл. науч. сотрудник. СИСЕКО – Авейровский институт материалов (Факультет материаловедения и керамики, Университет Авейро, 3810-193, Авейро, Португалия). E-mail: ayaremchenko@ua.pt.

Екабс Гринс – канд. хим. наук, науч. сотрудник. Стокгольмский университет (Факультет материалов и химии окружающей среды, SE-106 91, Стокгольм, Швеция). E-mail: jekabs.grins@mmk.su.se.

Гуннар Свенссон – д-р хим. наук, профессор, декан. Стокгольмский университет (Факультет материалов и химии окружающей среды, SE-106 91, Стокгольм, Швеция). E-mail: gunnar.svensson@mmk.su.se.

Для цитирования

Влияние метода спекания на микроструктуру керамики $\text{Nd}_{0.4}\text{Sr}_{1.6}\text{NiO}_{4-d}$ / Е. С. Кравченко [и др.] // *Вест. Нац. акад. наук Беларуси. Сер. хим. наук.* – 2017. – № 1. – С. 37–43.

Information about the authors

Kravchenko Ekaterina Stepanovna – M.Sc. degree, Ph.D. student Department of Chemistry, Belarusian State University (14, Leningradskaya Str., 220030, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: che.kravchenko@gmail.com.

Aleksey A. Yaremchenko – Ph.D. degree, Principal Researcher. CICECO – Aveiro Institute of Materials, Department of Materials and Ceramic Engineering, University of Aveiro, 3810-193, Aveiro, Portugal. E-mail: ayaremchenko@ua.pt.

Jekabs Grins – Ph.D. degree, Researcher. Department of Materials and Environmental Chemistry, Stockholm University, SE-106 91, Stockholm, Sweden. E-mail: jekabs.grins@mmk.su.se.

Gunnar Svensson – Ph.D. degree, Professor, Head of the Department of Materials and Environmental Chemistry, Stockholm University, SE-106 91, Stockholm, Sweden. E-mail: gunnar.svensson@mmk.su.se.

For citation

Kravchenko E. S., Yaremchenko A. A., Grins J., Svensson G. Effect of sintering method on microstructure of $\text{Nd}_{0.4}\text{Sr}_{1.6}\text{NiO}_{4-d}$ ceramics. *Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus, chemical series*, 2017, no. 1, pp. 37–43.