

УДК 539.4.015:666.3

## ПІДВИЩЕННЯ МІЦНОСТІ МАТЕРІАЛУ АНОДА-ПІДКЛАДКИ ВОДНЕВИХ І ВУГЛЕВОДНЕВИХ ТВЕРДООКСИДНИХ ПАЛИВНИХ КОМІРОК

Б. Д. ВАСИЛІВ<sup>1</sup>, В. Я. ПОДГУРСЬКА<sup>1</sup>, О. П. ОСТАШ<sup>1</sup>,  
І. А. ДАНИЛЕНКО<sup>2</sup>, А. В. ШИЛО<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів;

<sup>2</sup> Донецький фізико-технічний інститут ім. О. О. Галкіна НАН України, Київ

Досліджено мікроструктуру, міцність і мікромеханізм руйнування кераміки 50% (ZrO<sub>2</sub>-4 mol% Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-2 mol% CeO<sub>2</sub>-2 wt.% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)-50% (NiO-5 wt.% CuO) у вихідному стані та після одноразового відновлення і запропонованої циклічної redox-обробки при 600°C у сумішах газів Ar-5 vol.% H<sub>2</sub> і N<sub>2</sub>-10 vol.% H<sub>2</sub>-5 vol.% CO<sub>2</sub>. Виявлено, що підвищена міцність кермету цієї системи обумовлена зменшенням вмісту оксиду Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> від традиційних 8 до 4 mol%, а також подрібненням удвічі зерен вихідної нікелевої фази після redox-обробки. Підтверджена її ефективність для поліпшення властивостей анода-підкладки водневих та вуглеводневих твердооксидних паливних комірок.

**Ключові слова:** кераміка системи ZrO<sub>2</sub>-Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-CeO<sub>2</sub>-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-NiO-CuO, redox-обробка, воденьвмісне середовище, діоксид вуглецю, міцність.

The microstructure, strength and fracture micromechanisms of 50% (ZrO<sub>2</sub>-4 mol% Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-2 mol% CeO<sub>2</sub>-2 wt.% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)-50% (NiO-5 wt.% CuO) ceramics in the as-sintered state, after one-time reduction and after developed cyclic redox treatment at 600°C in Ar-5 vol.% H<sub>2</sub> and N<sub>2</sub>-10 vol.% H<sub>2</sub>-5 vol.% CO<sub>2</sub> gas mixtures have been studied. It is shown that the increased strength of cermet of this system is due to lowering Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> content from traditional 8 mol% to 4 mol%, as well as about 2 time decrease in grain size of the initial nickel phase after redox cycling. The efficiency of such treatment to improve the properties of the anode-substrate for hydrogen and hydrocarbon solid oxide fuel cells is confirmed.

**Keywords:** ceramics of ZrO<sub>2</sub>-Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-CeO<sub>2</sub>-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-NiO-CuO system, redox cycling, hydrogen-containing environment, carbon dioxide, strength.

**Вступ.** Існують різні типи паливних комірок (ПК), серед яких найефективніші твердооксидні (ТОПК), де, крім водню, можна використовувати інші види палива, зокрема вуглеводні (метан, синтез-газ, біогаз тощо) [1, 2]. Найуживанішим матеріалом для виготовлення анодів-підкладок ТОПК (solid oxide fuel cell – SOFC) є кераміка системи ZrO<sub>2</sub>-Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-NiO. Після відновлення у робочому середовищі кермет YSZ-Ni повинен забезпечувати задовільну міцність (> 100 МПа) за поруватості 25...35% [3–5]. Проте відновлення оксиду нікелю, особливо за наявності в робочому середовищі ПК оксидів вуглецю (CO<sub>2</sub>, CO) та різних домішок (H<sub>2</sub>O, H<sub>2</sub>S), спричиняє деградацію такого матеріалу анода, яка проявляється у падінні міцності та втраті каталітичної здатності нікелю через осадження вуглецю на його поверхні, утворення сполук нікелю, зокрема зі сіркою, окиснення його поверхні (redox) [1, 6–9].

Уникнути цього можна, замінивши в аноді нікель на мідь [10–14]. Встановлено [15], що за оптимальних температур прожарювання порошків та їх спікання

кераміка 50%(ZrO<sub>2</sub>–8 mol% Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–2 wt.% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) + 50%(NiO–5 wt.% CuO) після одноразового відновлення у газовій суміші N<sub>2</sub>–10% H<sub>2</sub>–5% CO<sub>2</sub> не втрачає свої механічні властивості порівняно з вихідним станом.

Відомо [16–20] про негативний вплив повторної зміни відновлювального і окиснювального середовищ (redox cycling) на мікроструктуру і фізико-механічні характеристики анодних матеріалів. Цей висновок базувався на результатах досліджень і досвіді експлуатації ТОПК при 800...1000°C. Проте встановлено [20–22], що дієвим способом підвищити міцність та електропровідність NiO-вмісних анодів-підкладок ТОПК є циклічна відновлювально-окиснювальна обробка (redox cycling) при 600°C. Виявлено, що зі зниженням температури redox-цикування з 800 до 600°C змінюється механізм окиснення нікелевої фази (від кінетичного до дифузійного), вона подрібнюється, знижуються залишкові напруження II роду, мікромеханізм руйнування стає мішаним з елементами локального в'язкого руйнування, через що зростає міцність кермету YSZ–Ni [22].

Ефективність такого оброблення підтверджують результати досліджень кераміки системи ZrO<sub>2</sub>–Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–CeO<sub>2</sub>–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–NiO–CuO за використання як робочого середовища суміші газів N<sub>2</sub>–10 vol.% H<sub>2</sub>–5 vol.% CO<sub>2</sub> [23]. Встановлено, що незважаючи на присутність діоксиду вуглецю, міцність кермету практично відповідає отриманій для кераміки у вихідному стані, у той час як після одноразового відновлення зафіксовано його деградацію. При цьому виявлено [23], що зі зміною співвідношення часток керамічної і металевої фаз з 50/50 на 45/55 вдвічі падає міцність цього матеріалу як у вихідному стані, так і після відновлення.

Мета дослідження – порівняти вплив redox-обробки при 600°C у воденьвмісних середовищах з діоксидом вуглецю та без нього на мікроструктуру, міцність та мікромеханізм руйнування кераміки системи ZrO<sub>2</sub>–Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–CeO<sub>2</sub>–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–NiO–CuO.

**Матеріал і методика.** Вивчали кераміку 50%(ZrO<sub>2</sub>–4 mol% Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–2 mol% CeO<sub>2</sub>–2 wt.% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) + 50%(NiO–5 wt.% CuO) зі зниженим вмістом Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> від традиційних 8 до 4 mol%, технологічні особливості одержання якої та зразків з неї описано раніше [23]. Досліджували після 5 cycles запропонованої [21] redox-обробки при 600°C у суміші газів Ar–5 vol.% H<sub>2</sub> (варіант III) і порівнювали з відомими результатами [23] після одноразового відновлення упродовж 4 h (варіант I) та redox-обробки (варіант II) у суміші газів N<sub>2</sub>–10 vol.% H<sub>2</sub>–5 vol.% CO<sub>2</sub> при 600°C.

Поруватість *P* матеріалу визначали методом гідростатичного зважування [24]. Характеристику міцності  $\sigma_f$  встановлювали у повітрі при 20°C в умовах біаксиального згину дискового зразка  $\varnothing$  24 mm і завтовшки 1,5 mm за схемою “кільце–кільце” [25]. Мікрофрактографічний і локальний хімічний аналізи зразків здійснювали на сканувальному електронному мікроскопі Carl Zeiss EVO-40XVP зі системою спектрального мікроаналізу INCA Energy 350 за діаметра електронного пучка ~ 4  $\mu$ m.

**Результати та їх обговорення.** Досліджуваний матеріал у вихідному стані складається з двох основних досить рівномірно розташованих фаз (рис. 1): оксиду цирконію, легovanого оксидами ітрію і церію, та оксиду нікелю, легovanого оксидом міді. Оксид алюмінію виглядає як окрема фаза, рівномірно розподілена по всьому об'єму матеріалу. Привертає увагу рівномірний розподіл церію, що свідчить про його вплив на властивості як цирконієвої, так і нікелевої фаз. Зокрема, сприяючи підвищенню йонної провідності [26], він може погіршити електронну провідність нікелевої фази матеріалу [23].

Матеріал у вихідному стані в умовах біаксиального згину дискового зразка за схемою “кільце–кільце”, яка забезпечує один з найжорсткіших способів навантаження, має підвищену міцність  $\sigma_f = 70$  МПа (рис. 2) за поруватості 21% (див.

таблицю). Отримана мікрофрактограма свідчить (рис. 3а), що мікромеханізм руйнування такої кераміки мішаний. Через- та міжзеренні відкольні фасетки розміром до 8  $\mu\text{m}$  представляють нікелеву фазу (рис. 3а, спектр 1). Цирконієва фаза разом з дрібними часточками нікелевої фази розміром 1...3  $\mu\text{m}$  (спектр 2) зумовлюють квазів'язкий мікрорельєф зламу і високу міцність. Наявність у цьому спектрі цирконію і нікелю пов'язана з тим, що діаметр електронного пучка мікроскопа ( $\sim 4 \mu\text{m}$ ) сумірний з розміром структурних елементів на цій ділянці зламу.

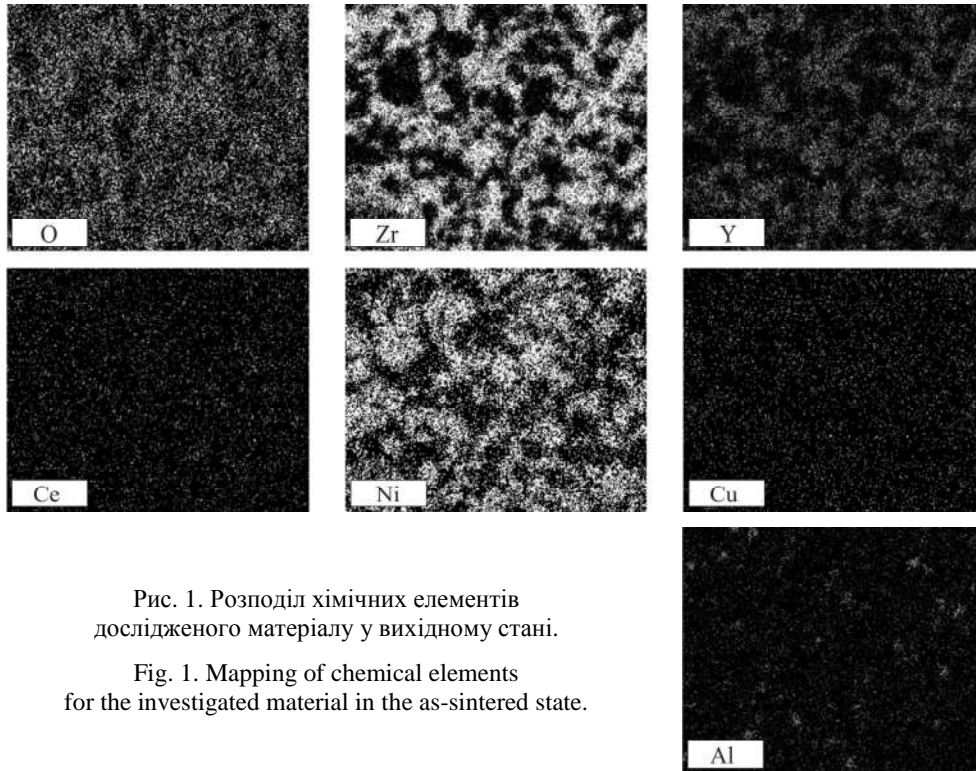


Рис. 1. Розподіл хімічних елементів дослідженого матеріалу у вихідному стані.

Fig. 1. Mapping of chemical elements for the investigated material in the as-sintered state.

Рис. 2. Міцність за біаксиального згину ( $\sigma_f$ ) досліджуваного матеріалу у вихідному стані [23] та після одноразового відновлення (I) і redox-обробки (II) у суміші  $\text{N}_2$ -10 vol.%  $\text{H}_2$ -5 vol.%  $\text{CO}_2$  [23], а також redox-обробки у суміші  $\text{Ar}$ -5 vol.%  $\text{H}_2$  (III).

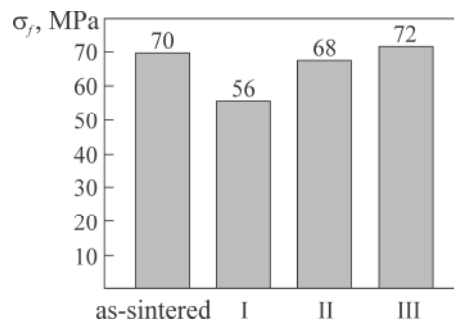


Fig. 2. Biaxial flexural strength ( $\sigma_f$ ) of the studied material in the as-sintered state [23] and after various variants of reduction: one-time reduction (I) and redox cycling (II) in  $\text{N}_2$ -10 vol.%  $\text{H}_2$ -5 vol.%  $\text{CO}_2$  mixture [23] and redox cycling in  $\text{Ar}$ -5 vol.%  $\text{H}_2$  mixture (III).

**Порівняння поруватості досліджуваної кераміки у вихідному стані та після різних варіантів відновлення**

Обробка	Вихідний стан (as-sintered)	Варіанти відновлення		
		I	II	III
		одноразове	redox	
Поруватість, %	21	24	23	22

**Примітка:** подано усереднені результати вимірювань для не менше трьох зразків; дані для вихідного стану і варіантів I і II отримано раніше [23].

На міцність тут, очевидно, позитивно впливає зменшення кількості оксиду  $Y_2O_3$  у цій кераміці. За його вмісту 8 mol% кераміка з кубічною кристалічною структурою цирконієвої фази руйнується переважно міжзеренно і за одновісного згину призматичного зразка її міцність  $\sigma_f^2 = 122$  МПа [15]. Використовуючи наближене співвідношення  $\sigma_f^1/\sigma_f^2 = 1/2,5$ , де  $\sigma_f^1$  – міцність за біаксиального згину дискового зразка за схемою “кільце–кільце” [23], одержали  $\sigma_f^1 = 49$  МПа. Тобто за зменшення вмісту  $Y_2O_3$  з 8 до 4 mol%, коли кристалічна структура цирконієвої фази стає тетрагональною і за впливу механічних напружень трансформується в моноклинну [27, 28], міцність кераміки зростає на 43%.

Після одноразового відновлення у суміші  $N_2$ –10 vol.%  $H_2$ –5 vol.%  $CO_2$  структура зламу майже не змінюється: розміри відкольних фасеток, утворених внаслідок руйнування нікелевої фази (рис. 3b, спектр S1), та квазів’язких ділянок, що відповідають цирконієвій і дрібнозернистій нікелевій фазам (спектр S2), аналогічні спостережуваним у вихідному стані (рис. 3a). Дещо зростає поруватість (див. таблицю). При цьому треба мати на увазі, що окрім мікророзмірної поруватості, яку визначають методом гідростатичного зважування [24], після відновлення у нікелевій фазі формується значна нанопоруватість [15, 29], яку цей метод, імовірно, не фіксує. В локальних ділянках зламу кермету після відновлення у вуглеводневій суміші виявлено вуглець (рис. 3b, спектри S1 і S2). Усе це можна вважати причиною певного зниження його міцності (рис. 2, варіант I).

Після redox-обробки у вуглеводневій суміші рельєф зламу стає помітно дисперснішим (рис. 3c проти рис. 3a, b). Передусім це стосується нікелевої фази (спектр S1): розмір відкольних фасеток зменшується приблизно вдвічі. Мікропоруватість матеріалу варіанта II практично не змінюється (див. таблицю). В локальних ділянках також виявили вуглець (рис. 3c, спектри S1 і S2). Попри це, міцність цього кермету стає сумірною з визначеною для кераміки у вихідному стані (див. рис. 2). Таким чином, підтверджується ефективність запропонованої redox-обробки [21] для підвищення міцності досліджуваної кераміки за експлуатації у вуглеводневому середовищі при 600°C.

Звернемо також увагу, що у зламах нікелевої фази зафіксовано церій (рис. 3b, c, спектри S1), що свідчить про вказану вище можливість його своєрідного впливу на властивості досліджуваного анодного матеріалу.

Після redox-обробки у суміші  $Ar$ –5 vol.%  $H_2$  особливості рельєфу зламу відповідають мішаному мікромеханізму руйнування, де зменшується кількість відкольних фасеток розміром до 4  $\mu m$ , які відповідають нікелевій фазі (рис. 3d, спектр S1). Вона стає дисперсніша, тому на ділянках квазів’язкого руйнування поряд з цирконієм зафіксували значний вміст нікелю (спектр S2). Мікророзмірна поруватість практично не змінюється (див. таблицю). В результаті міцність кермету варіанта III навіть дещо перевищує встановлену для вихідної кераміки (рис. 2). Отже, redox-обробка саме при 600°C [21, 22] забезпечує підвищення міц-

ності досліджуваної кераміки після відновлення у водневому та вуглеводневому середовищах.

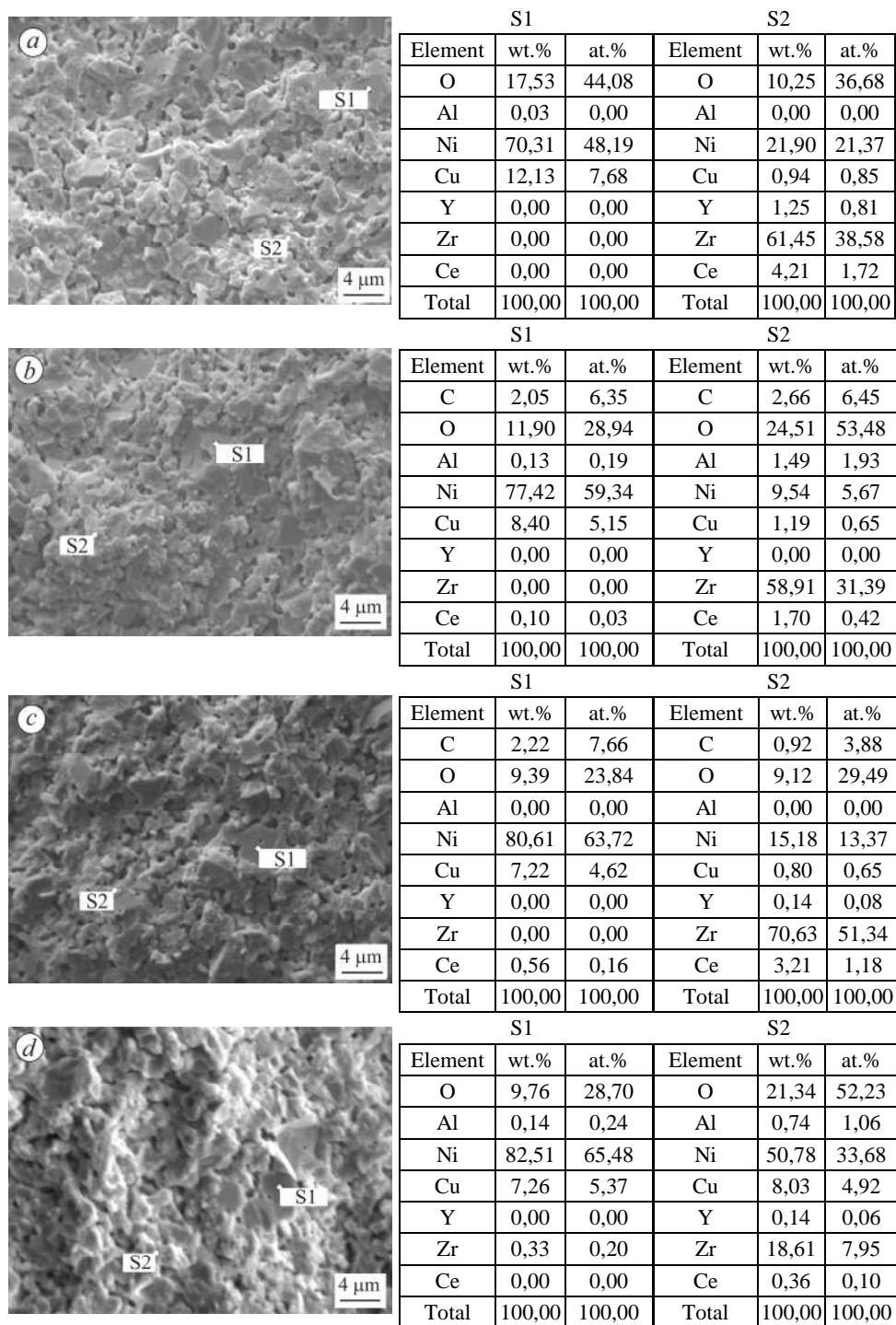


Рис. 3. Мікрофрактограми та локальний хімічний склад матеріалу у вихідному стані (a) та варіантів I (b), II (c) і III (d).

Fig. 3. Microfractograms and local chemical compositions of the as-sintered material (a) and variants I (b), II (c) and III (d).

## ВИСНОВКИ

Підтверджено ефективність запропонованої раніше [21] redox-обробки при 600°C для поліпшення механічних характеристик анодів-підкладок ТОПК. Практично однакова міцність кераміки системи  $ZrO_2\text{-}Y_2O_3\text{-}CeO_2\text{-}Al_2O_3\text{-}NiO\text{-}CuO$  після такого оброблення у сумішах  $N_2\text{-}10\text{ vol.}\% H_2\text{-}5\text{ vol.}\% CO_2$  і  $Ar\text{-}5\text{ vol.}\% H_2$  свідчить про перспективність її застосування для анодів, які експлуатують у водневих і вуглеводневих робочих середовищах ТОПК. Підвищена міцність кермету цієї системи пов'язана, насамперед, зі зменшенням вмісту оксиду  $Y_2O_3$  до 4 mol%, а також з подрібненням нікелевої фази після redox-обробки.

*Робота виконана за фінансової підтримки Національного фонду досліджень України за проєктом № 2020.02/0301 “Розроблення нових функціональних матеріалів для потреб водневої енергетики”.*

1. *Electrochemical performance of  $La_{0.75}Sr_{0.25}Cr_{0.9}M_{0.1}O_3$  perovskites as SOFC anodes in  $CO/CO_2$  mixtures* / F. M. Sapountzi, S. Brosda, K. M. Papazisi, S. P. Balomenou, and D. Tsiplakides // *J. Appl. Electrochem.* – 2012. – **42**. – P. 727–735.
2. *SOFC operation with real biogas* / A. Hagen, A. Winiwarter, H. Langnickel, and G. Johnson // *Fuel Cells.* – 2017. – **17**, Iss. 6. – P. 854–861.
3. *Solid Oxide Fuel Cells. Materials Properties and Performance* / J. Fergus, R. Hui, X. Li, D. Wilkinson, and J. Zhang (editors). – CRC Press, Boca Raton, 2019. – 298 p.
4. *Influence of porosity on mechanical properties of tetragonal stabilized zirconia* / D. Voccacini, H. L. Frandsen, S. Soprani, M. Cannio, T. Klemensø, V. Gil, and P. V. Hendriksen // *J. Eur. Ceram. Soc.* – 2018. – **38**, Iss. 4. – P. 1720–1735.  
<https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2017.09.029>
5. *Effects of powder sizes and reduction parameters on the strength of Ni-YSZ anodes* / Y. Wang, M. E. Walter, K. Sabolsky, and M. M. Seabaugh // *Solid State Ionics.* – 2006. – **177**, Iss.17–18. – P. 1517–1527.
6.  *$CeO_2\text{-}Co_3O_4\text{-}CuO$  anode for direct utilization of methane or ethanol in solid oxide fuel cells* / B. Sarruf, J. Hong, R. Steinberger-Wilckens, and P. De Miranda // *Int. J. Hydrog. Energy.* – 2018. – **43**. – P. 6340–6351.
7. *Recent progress in metal-ceramic anode of solid oxide fuel cell for direct hydrocarbon fuel utilization: A review* / H. A. Shabri, M. H. D. Othman, M. A. Mohamed, T. A. Kurniawan, and S. M. Jamil // *Fuel Proc. Technol.* – 2021. – **212**. – 106626.  
<https://doi.org/10.1016/j.fuproc.2020.106626>
8. *Budzianowski W. M. and Milewski J. Solid-oxide fuel cells in power generation applications: A review* // *Recent Patents on Eng.* – 2011. – **5**, № 3. – P. 165–189.  
<https://doi.org/10.2174/187221211797636926>
9. *Progress report on the catalyst layers for hydrocarbon-fueled SOFCs* / P. Zhang, Z. Yang, Y. Jin, C. Liu, Z. Lei, F. Chen, and S. Peng // *Int. J. Hydrog. Energy.* – 2021. – **46**, Iss. 79. – P. 39369–39386. <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2021.09.198>
10. *Costa-Nunes O., Gorte R. J., and Vohs J. M. Comparison of the performance of  $Cu\text{-}CeO_2\text{-}YSZ$  and  $Ni\text{-}YSZ$  composite SOFC anodes with  $H_2$ ,  $CO$ , and syngas* // *J. Power Sources.* – 2005. – **141**. – P. 241–245.
11. *Direct oxidation of hydrocarbons in a solid oxide fuel cell: I. Methane oxidation* / S. Park, R. Craciun, J. M. Vohs, and R. J. Gorte // *J. Electrochem. Soc.* – 1999. – **146**, № 10. – P. 3603–3605.
12. *Park S., Gorte R. J., and Vohs J. M. Applications of heterogeneous catalysis in the direct oxidation of hydrocarbons in a solid-oxide fuel cell* // *Appl. Catal. A.* – 2000. – **200**, № 1. – P. 55–61.
13. *Direct oxidation of liquid fuels in a solid oxide fuel cell* / H. Kim, S. Park, J. M. Vohs, and R. J. Gorte // *J. Electrochem. Soc.* – 2001. – **148**, № 7. – P. A693–A695.
14. *Galea N. M., Knapp D., and Ziegler T. Density functional theory studies of methane dissociation on anode catalysts in solid-oxide fuel cells: suggestions for coke reduction* // *J. Catal.* – 2007. – **247**, № 1. – P. 20–33.

15. *Influence of reducing media on the structure and physicomechanical properties of ceramics of the  $ZrO_2$ - $Y_2O_3$ - $Al_2O_3$ - $NiO$ - $CuO$  system* / V. Ya. Podhurska, B. D. Vasylyv, O. P. Ostash, I. A. Danilenko, A. V. Shylo, and V. V. Burkhovetski // *Materials Science*. – 2021. – **56**, № 6. – P. 843–851. <https://doi.org/10.1007/s11003-021-00503-8>
16. *Electrochemical performance and redox stability of solid oxide fuel cells supported on dual-layered anodes of Ni-YSZ cermet and Ni-Fe alloy* / M. Wang, N. Li, Z. Wang, C. Chen, and Z. Zhan // *Int. J. Hydrog. Energy*. – 2022. – **47**, Iss. 8. – P. 5453–5461. <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2021.11.129>
17. *Shen X., Kawabata T., and Sasaki K. Redox-stable  $Sr_{0.9}La_{0.1}TiO_3$ -supported SOFC single cells* // *Int. J. Hydrog. Energy*. – 2017. – **42**, Iss. 10. – P. 6941–6949. <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2016.11.160>
18. *Kim K. J., Shin T. H., and Lee K. T. A-site deficient  $La_{0.4}Sr_{0.4}TiO_3$ - $Ce_{0.9}Gd_{0.1}O_{1.95}$  composites as efficient and redox stable anodes for solid oxide fuel cells* // *J. Alloys and Compounds*. – 2019. – **787**. – P. 1143–1148. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.02.180>
19. *Studies of nickel/samarium-doped ceria for catalytic partial oxidation of methane and effect of oxygen vacancy* / A. C. Chien, N. J. Ye, C.-W. Huang, and I.-H. Tseng // *Catalysts*. – 2021. – **11**. – P. 731.
20. *Faes A., Hessler-Wyser A., and Zryd A. A review of RedOx cycling of solid oxide fuel cells anode* // *Membranes*. – 2012. – **2**. – P. 585–664.
21. *Патент України № 78992. Спосіб обробки NiO-вмісних анодів твердооксидної паливної комірки* / Б. Д. Василів, О. П. Остап, В. Я. Подгурська, О. Д. Васильєв. – Опубл. 10.04.13; Бюл. № 7.
22. *Influence of the temperature of redox cycling on the structure and physicomechanical properties of YSZ-NiO ceramics* / O. P. Ostash, B. D. Vasylyv, V. Ya. Podhurs'ka, O. D. Vasylyev, and E. M. Brodnikovs'kyi // *Materials Science*. – 2015. – **50**, № 4. – P. 571–577. <https://doi.org/10.1007/s11003-015-9755-6>
23. *Вплив відновлювально-окиснювального циклування на фізико-механічні властивості кераміки системи  $ZrO_2$ - $Y_2O_3$ - $CeO_2$ - $Al_2O_3$ - $NiO$ - $CuO$*  / Б. Д. Василів, В. Я. Подгурська, О. П. Остап, І. А. Даніленко, А. В. Шило // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2021. – **57**, № 5. – С. 52–58.
24. *ГОСТ 2409–2014. Огнеупоры. Метод определения кажущейся плотности, открытой и общей пористости, водопоглощения*. – М.: Стандартинформ, 2014.
25. *Radovic M. and Lara-Curzio E. Mechanical properties of tape cast nickel-based anode materials for solid oxide fuel cells before and after reduction in hydrogen* // *Acta Mater*. – 2004. – **52**. – P. 5747–5756.
26. *Effect of the type of ceria dopant on the performance of Ni/CeO<sub>2</sub> SOFC anode for ethanol internal reforming* / A. A. A. da Silva, N. Bion, F. Epron, S. Baraka, F. C. Fonseca, R. C. Rabelo-Neto, L. V. Mattos, F. B. Noronha // *App. Catalysis B: Environmental*. – 2017. – **206**. – P. 626–641.
27. *Improving the fracture toughness of stabilized zirconia-based solid oxide cells fuel electrode supports: Effects of type and concentration of stabilizer(s)* / P. Khajavi, P.V. Hendriksen, J. Chavalier, L. Gremilland, and H. L. Frandsen // *J. Eur. Ceram. Soc.* – 2020. – **40**. – P. 5670–5682. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2020.05.042>.
28. *Effect of Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> addition and sintering temperature on mechanical properties and translucence of zirconia dental ceramics with different Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> content* / M. F. R. P. Alves, S. Ribeiro, P. A. Suzuki, K. Strecker, and Claudinei dos Santos // *Mater. Res.* – 2021. – **24**(2): e20200402.
29. *Microstructural changes in NiO-ScSZ composite following reduction processes in pure and diluted hydrogen* / M. Andrzejczuk, O. Vasylyev, I. Brodnikovskyi, V. Podhurska, B. Vasylyv, O. Ostash, M. Lewandowska, and K. J. Kurzydłowski // *Materials Characterization*. – 2014. – № 87. – P. 159–165.

Одержано 04.04.2022