

Синтез и исследование пористых Ni – Al подложек для твердооксидных топливных элементов

А. А. Соловьев, Н. С. Сочугов, И. В. Ионов, А. И. Кирдяшкин, В. Д. Китлер, А. С. Мазной, Ю. М. Максимов, Т. И. Сигфуссон

Метод самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) применен для изготовления пористых несущих Ni – Al основ твердооксидных топливных элементов. Исследовано влияние условий синтеза и состава исходных порошков на фазовый состав, микроструктуру, пористость, газопроницаемость, коррозионную стойкость и другие свойства полученных Ni – Al образцов. Показана возможность формирования на поверхности пористых Ni – Al пластин твердооксидных топливных элементов (ТОТЭ) со структурой Ni – ZrO₂:Y₂O₃ анод/ ZrO₂:Y₂O₃ электролит/La_{0,8}Mn_{0,2}SrO₃ катод, обеспечивающих при температуре 800°C удельную мощность 400 мВт/см².

Ключевые слова: самораспространяющийся высокотемпературный синтез, Ni – Al, твердооксидные топливные элементы, ZrO₂:Y₂O₃ электролит, магнетронное распыление.

The results of application of self-propagating high temperature synthesis for the manufacture of porous Ni – Al supports of solid oxide fuel cells are presented. The effect of synthesis conditions and raw materials mixture on the phase composition, microstructure, porosity, gas permeability, corrosion resistance and other properties of the Ni – Al samples is investigated. It is shown the possibility of forming on the surface of porous Ni – Al supports of solid oxide fuel cells with the structure of Ni – ZrO₂:Y₂O₃ anode/ ZrO₂:Y₂O₃ electrolyte/La_{0,8}Mn_{0,2}SrO₃ cathode, ensuring the power density of 400 mW/cm² at temperature 800°C.

Keywords: self-propagating high temperature synthesis, Ni – Al, solid oxide fuel cells, ZrO₂:Y₂O₃ electrolyte, magnetron sputtering.

Введение

Интерметаллические соединения в системе Ni – Al представляют большой интерес вследствие своих привлекательных высокотемпературных свойств. Их высокая температура плавления, относительно низкая плотность, высокая температура окисления и коррозионная стойкость, а также необычная зависимость предела текучести от температуры привели к разработке никель-алюминиевых сплавов для специальных применений [1]. Благодаря своим свойствам пористые интерметаллиды Ni – Al потенциально могут быть использованы в качестве легких и высокотемпературных материалов в ТОТЭ. Последние являются электрохимическими генераторами, преобразующими химическую энергию взаимодействия водорода с кислородом в электрическую. ТОТЭ на металлической несущей основе

представляют повышенный интерес, благодаря их надежности, возможности быстрого запуска, стойкости к термоциклированию и механической стабильности. Кроме того, общая стоимость топливных элементов может быть существенно снижена при переходе от конструкции с несущими металлокерамическими анодами к конструкции, в которой несущую функцию выполняет пористая металлическая пластина, а электролит и электроды нанесены в виде тонких пленок.

В настоящее время для изготовления таких металлических компонентов ТОТЭ, как пористые пластины, интерконнекторы и токосъемы, как правило, используют многочисленные типы ферритных нержавеющей сталей и сплавов (AISI 446, 420, Inconel, Crofer и т.д.) [2]. Упомянутые нержавеющей стали имеют содержание хрома в диапазоне от 18 до 27 масс. %. В результате длительной эксплуатации

этих материалов при рабочей температуре топливного элемента ($\sim 800^\circ\text{C}$) имеет место диффузия хрома к поверхности и его осаждение в виде Cr_2O_3 на поверхности анода или катода, что приводит к формированию барьерных диффузионных слоев на границе раздела металлическая основа/электрод [3, 4]. Это уменьшает каталитическую активность электродов и, в конечном итоге, снижает эффективность топливных элементов. Интерметаллидные сплавы на основе никеля и алюминия, обладающие лучшей стойкостью к окислению при высоких температурах [5], являются перспективными материалами для изготовления пористой металлической основы топливных элементов. Хотя к настоящему времени получен большой объем информации об окислительной стойкости Ni – Al сплавов и покрытий [6, 7], существует сравнительно мало опубликованных исследований пористых Ni – Al сплавов. И лишь единичные работы посвящены исследованиям топливных элементов на базе пористых Ni – Al сплавов [8, 9].

Пористые Ni – Al сплавы изготавливают методами порошковой металлургии [10, 11], деформационного упрочнения Ni – Al пены [8]. Порошковые технологии дают возможности одновременного спекания со слоями топливных элементов, а так же спекания образцов различной геометрии. К перспективным способам получения пористых Ni – Al сплавов относится метод СВС [12]. Метод основан на эффекте автотермического ускорения гетерогенных реакций в ходе экзотермического химического превращения компонентов порошковой смеси в целевой продукт. Существует два режима СВС: 1 — режим послойного горения, когда экзотермическая реакция локализуется в узкой пространственной зоне (волне горения) и самопроизвольно распространяется по порошковой смеси; 2 — режим объёмного теплового взрыва, когда экзотермическая реакция возникает во всём объёме реакционноспособной среды. Процесс СВС привлекателен благодаря энергоэффективности, возможностям достижения уникальных характеристик структурного и фазового состояния, а так же высоких функциональных свойств интерметаллидных и других материалов.

Цель данной работы — изучение возможности применения в качестве металлической основы ТОТЭ пористого Ni – Al материала, полученного методом СВС. Для достижения лучшего понимания влияния условий их синтеза и микроструктуры на производительность ТОТЭ исследовано поведение пористых Ni – Al сплавов в высокотемпературных средах. Особый интерес вызывает стабильность работы Ni – Al сплава с воздушной стороны топливного

элемента, потому что формирование катода на пористой металлической подложке позволило бы решить проблему токосъёма с этого электрода за счет развитой поверхности контакта катода с металлом.

Методики исследования

В работе синтезировали интерметаллидный сплав состава Ni + 10% Al (здесь и далее указаны массовые доли вещества), обладающий достаточно высокими характеристиками прочности и термостойкости, каталитической активности [13], а так же имеющий температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР) близкий к ТКЛР наносимого анодного слоя. В качестве компонентов реакции использовали порошки Ni — УТ-4 (чистота 99,9%, размер частиц менее 20 мкм); Al — АСД-6 (чистота 99%, средний размер частиц 5 мкм), ALEX (90% Al, 9% Al_2O_3 , средний размер частиц 100 нм). Готовили порошковую смесь состава Ni + 10% Al и формовали в цилиндрические образцы с размерами: диаметр 20 мм, высота 1 – 2 мм, в специальной прессформе с приложением механической нагрузки от 50 до 280 МПа. Процесс СВС проводили по схеме, представленной на рис. 1, путём нагрева образца до критической температуры теплового взрыва. Синтез выполняли в среде аргона при давлении 0,1 МПа. Температуру образца фиксировали термопарой BP5-BP20, диаметр спая 100 мкм; сигнал термопары записывали на осциллограф. С целью стабилизации состава и структуры материала после СВС образцы подвергали обжигу в вакуумной печи при температуре 1100 – 1200 К и остаточном давлении воздуха 10^{-2} Па в течение 1 ч.

Фазовый состав продукта определяли методом рентгенофазового анализа с помощью рентгенов-

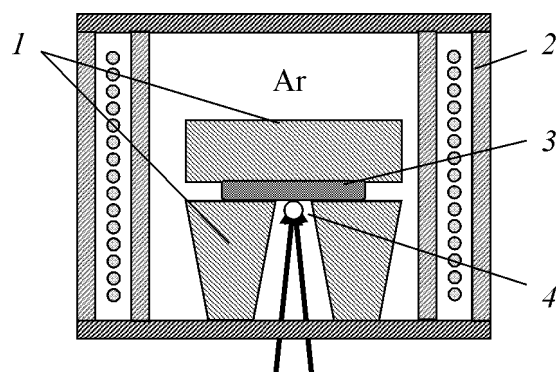


Рис. 1. Схема экспериментальной установки для СВС Ni – Al подложек. 1 — стальные теплоотводящие элементы, 2 — печь сопротивления, 3 — синтезируемый образец, 4 — термопара.

ского дифрактометра Shimadzu XRD 6000 и базы данных “PDF4+”. Химический состав — методом микрорентгеноспектрального анализа на приборе Camebax Micro-Beam. Исследования ТКЛР материалов осуществляли методом дилатометрии на электронном дилатометре DIL 402 PC/4. Морфологию поверхности образцов изучали на растровом электронном микроскопе Philips SEM 515. Структуру пористости продукта синтеза анализировали с применением металлографического анализа плоского разреза образцов на микроскопе CarlZeiss “Axiovert 200 M-Mat”, ПО “ImageScope” и специализированных стереометрических методик [14]. Шлифы образцов готовили методом заливки образцов в эпоксидную смолу с последующей полировкой.

Газопроницаемость слоев Ni – Al подложек (по азоту) исследовали в устройстве собственного производства, представляющем собой две герметизированные полости, разделенные испытываемым образцом. Каждая полость снабжена газоподводящими трубками, через которые осуществляется наполнение азотом напорной полости и отвод газа, диффундировавшего в измерительную полость. Количество прошедшего через образец азота измеряли волюмометрическим методом (измерением объема прошедшего газа при постоянном давлении). Продиффундировавший через образец газ поступал в капилляр постоянного сечения и по перемещению капли жидкости в капилляре измеряли количество поступившего газа во времени. Газопроницаемость G рассчитывали по формуле:

$$G = \frac{Q}{S \Delta P},$$

где Q — поток газа, моль·с⁻¹, ΔP — перепад давлений, Па, S — площадь образца, м².

Измерения электросопротивления перехода Ni – Al/LSM катод проводили по стандартной 4-х зондовой схеме на измерительных ячейках, находящихся в воздушной атмосфере при температуре 700°C (рис. 2). Для этого были изготовлены ячейки со структурой:

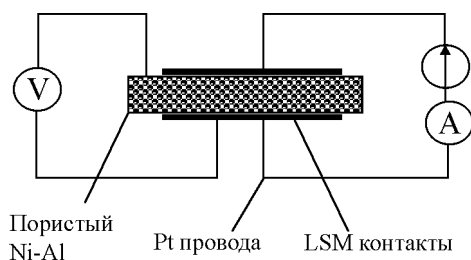


Рис. 2. Схема измерения электросопротивления перехода Ni – Al/LSM катод.

LSM/Ni – Al/LSM, где LSM = La_{0,8}Mn_{0,2}SrO₃ — катодный материал TOTЭ. Слои LSM размером 1 × 1 см формировали на противоположных сторонах Ni – Al образца методом нанесения и высушивания La_{0,80}Sr_{0,20}MnO₃ пасты производства NexTech Materials, Ltd., США. В процессе испытания через ячейку пропускали постоянный ток плотностью 0,5 А/см². К ячейке подвели токовые и потенциальные электроды, причем один из потенциальных электродов крепили непосредственно к Ni – Al образцу посредством контактной сварки. Это делалось для того, чтобы измерять сопротивление перехода металл/LSM в прямом направлении: (–)/Ni – Al/LSM/(+). Такая электрическая полярность перехода соответствует полярности перехода при работе TOTЭ. Величину сопротивления определяли из измерений вольт-амперных характеристик перехода, что позволило исключить ошибку, связанную с наличием на переходе термо-ЭДС.

Формирование электродов для TOTЭ на несущей металлической пластине традиционными методами высокотемпературного спекания затруднительно, поскольку окислительная среда в процессе спекания может пагубно повлиять на металлическую подложку, а среда с низким парциальным давлением кислорода приводит к необратимому разложению катода. Поэтому для спекания анодного слоя необходимо использовать атмосферу азота или водорода. В данной работе формирование топливных ячеек осуществлялось следующим образом. На Ni – Al подложку наносили слой анодной пасты NiO (50%)/ZrO₂:Y₂O₃ (50%) (толщиной слоя примерно 20 мкм) производства ESL Electroscience, США. Спекание и восстановление анодного слоя проводили в атмосфере водорода в течение 2 ч при температуре 900°C. Затем на анодный слой осаждали пленку YSZ электролита методом магнетронного распыления Zr_{0,86}Y_{0,14} катода. Толщина слоя электролита составляла 5 – 20 мкм в зависимости от длительности процесса осаждения (скорость нанесения пленок — 4 мкм/ч). Нанесение YSZ электролита проводили в Ar/O₂ атмосфере при давлении 0,2 – 0,3 Па на нагретые до температуры 600°C подложки. Использовали импульсный режим работы магнетрона с частотой 50 кГц и мощностью разряда 1,5 кВт. Завершался процесс формированием LSM катода путем нанесения La_{0,80}Sr_{0,20}MnO_{3-x} пасты производства NexTech Materials, Ltd., США.

Электрохимические исследования топливных ячеек на Ni – Al основе проводили на устройстве ProboStat™ (NorECs, Норвегия) при условиях подробно описанных в [15].

Результаты и их обсуждение

Синтез Ni – Al подложек

Процесс СВС Ni – Al подложек в режиме теплового взрыва протекает в виде быстрого саморазогрева порошковой системы от критической температуры взрыва (T_E) до максимальной температуры взрывного разогрева (T_M) в течение времени химического

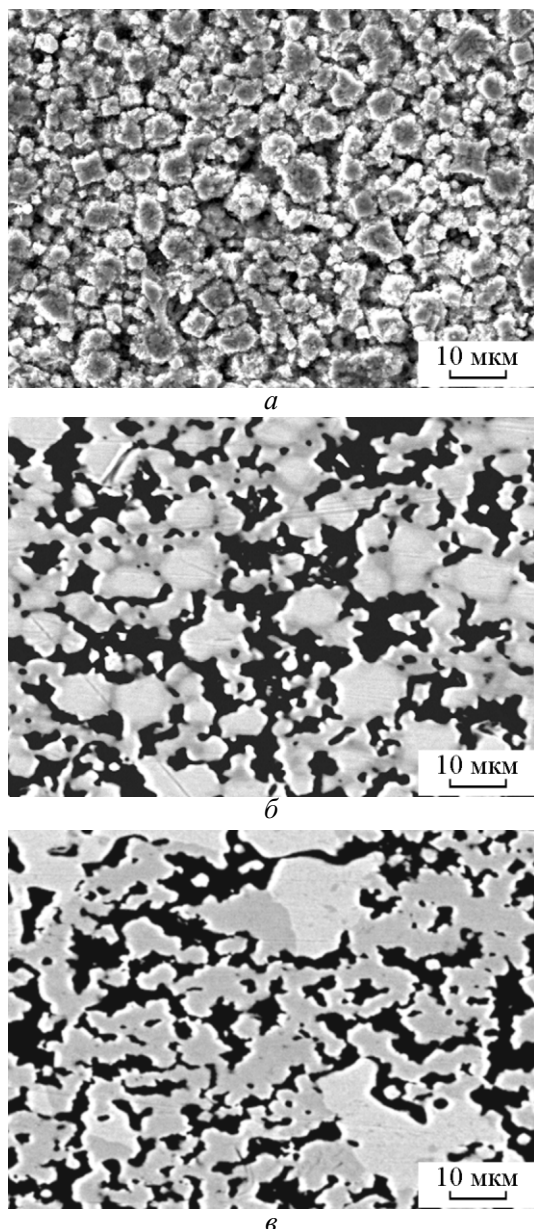


Рис. 3. Растровая электронная микроскопия микроструктуры Ni – Al подложек СВС: *a* – поверхность образца, *б*, *в* – поверхности разреза образца до и после стабилизирующего обжига, соответственно. Исходная система АСД-6/УТ-4.

превращения (t_R). В системе АСД-6/УТ-4: $T_E = 790 - 850$ К, $T_M = 1360 - 1460$ К, $t_R = 0,8 - 1,3$ с, а в системе ALEX/УТ-4: $T_E = 960 - 1020$ К, $T_M = 1150 - 1250$ К, $t_R = 3,2 - 4,5$ с. Большие величины T_E и t_R , меньшие T_M второй системы обусловлены диффузионными ограничениями скорости реакции, связанными, по-видимому, со значительным количеством оксида алюминия на поверхности частиц алюминия ALEX.

Продукт реакции представляет собой пористый проницаемый материал (рис. 3а), состоящий из композиции фаз Ni_3Al , $NiAl$, Ni . Средняя величина пористости образцов в зависимости от давления прессования (P_C) исходной смеси варьируется в интервале 35 – 45%. Полученные подложки практически полностью повторяют геометрию исходных порошковых образцов. Вакуумный отжиг в течение 1 ч приводит к диффузионной гомогенизации и изменению фазового состава материала в сторону равновесного состояния [16]: уменьшению коли-

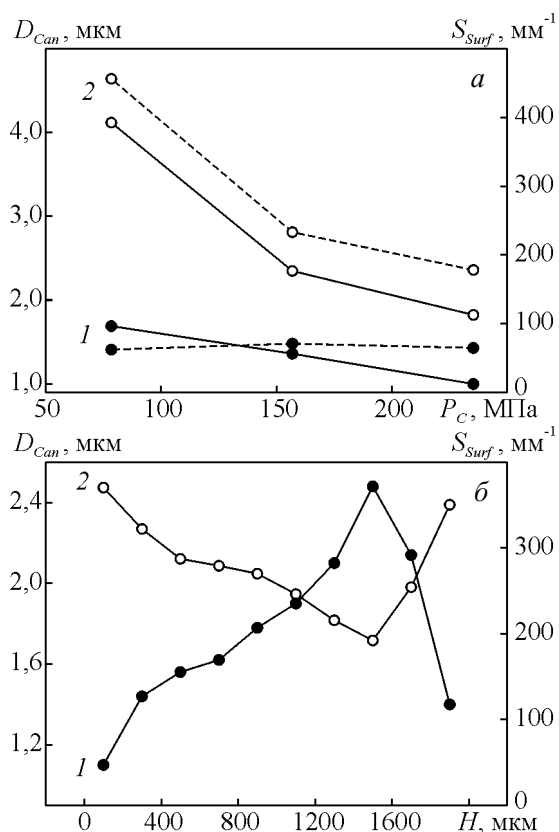


Рис. 4. Параметры морфологии пористости Ni – Al подложек СВС: 1 – D_{Can} , 2 – S_{Surf} . *a* – параметры в зависимости от давления компактирования исходной смеси; пунктирные линии – до стабилизирующего обжига, сплошные линии – после стабилизирующего обжига; *б* – распределения характеристик морфологии в продольном сечении образца; H – расстояние от поверхности пластины. Исходная система АСД-6/УТ-4.

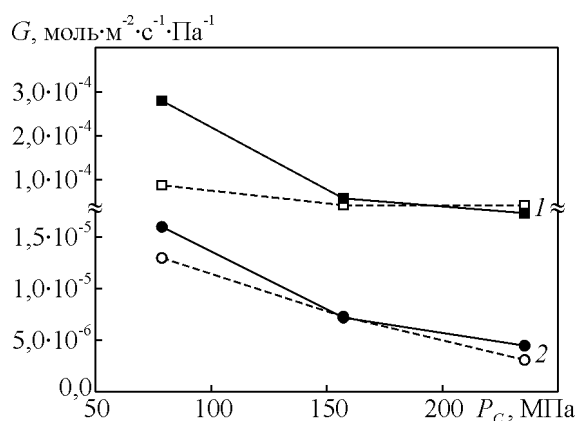


Рис. 5. Газопроницаемость Ni – Al образцов, полученных методом СВС, в зависимости от давления компактирования исходной смеси. 1 – система АСД-6/УТ-4, 2 – система ALEX/УТ-4. Пунктирные линии – до стабилизирующего обжига, сплошные линии – после стабилизирующего обжига.

чества Ni, NiAl, увеличению Ni₃Al. Повторный обжиг практически не влияет на состав. Под действием термообработки характеристики морфологии фазовых компонентов и пор материала так же изменяются (рис. 4), однако после первого цикла обжига структура стабилизируется.

Из металлографического анализа разреза образцов следует, что в зависимости от P_c величина диаметра газотранспортных каналов (D_{Can}) и удельной поверхности открытых пор (S_{Surf}) подложек состава АСД-6/УТ-4 варьируется в интервалах $D_{Can} = 1 - 2$ мкм, $S_{Surf} = 200 - 500$ мм⁻¹ (рис. 4а, пунктирные линии). После стабилизирующего обжига параметры изменяются на 20 – 50% (рис. 4а, сплошные линии). Между внешними поверхностями подложек имеется пространственное распределение величин D_{Can} , S_{Surf} (рис. 4б), обусловленное, по-видимому, условиями прессования смеси и особенностями теплообмена образцов в процессе СВС.

Газотранспортные свойства полученных подложек иллюстрируются на рис. 5, где показано, что с помощью подбора P_c и состава исходной смеси можно осуществлять регулирование величины газопроницаемости материалов в интервале $G = 5 \cdot 10^{-6} - 3 \cdot 10^{-4}$ моль/(м²·с·Па). Измеренные значения ТКЛР подложек состава АСД-6/УТ-4 и ALEX/УТ-4 при 1073 К равны $\alpha = 14 \cdot 10^{-6}$ К⁻¹ и $\alpha = 16,7 \cdot 10^{-6}$ К⁻¹, соответственно.

Исследование окислительной стойкости Ni – Al подложек

Результаты измерения электросопротивления перехода Ni – Al/LSM, проводимого в воздушной

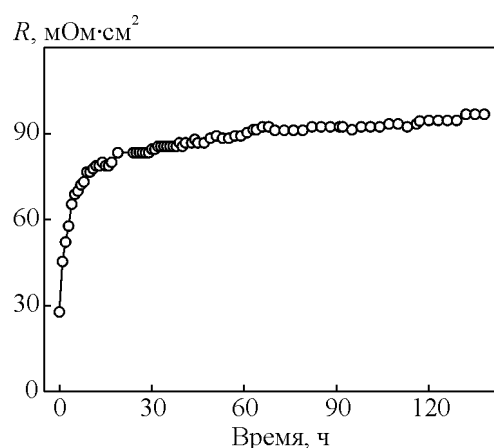


Рис. 6. Зависимость величины удельного сопротивления перехода Ni – Al/LSM катод от времени нахождения под плотностью тока 0,5 А/см² при температуре 700°С.

атмосфере при температуре 700°С показаны на рис. 6. Из рисунка видно, что в течение всего времени ресурсных испытаний сопротивление растёт, причем скорость роста в течение первых 20 ч значительно больше, чем в последующий промежуток времени. Это можно объяснить пористостью контактирующих материалов, которая приводит к тому, что оксидный слой образуется неравномерно на поверхности Ni – Al образца и это влияет на площадь контакта сплава с LSM.

Медленное увеличение сопротивления по истечении первых 20 ч связано с замедлением роста оксидного слоя. На линейном участке кривой сопротивление растёт со скоростью 0,11 (мОм·см²)/ч, что значительно меньше значения аналогичного параметра полученного для нержавеющей стали 430L (3,3 (мОм·см²)/ч) на воздухе при температуре 800°С [17]. Однако это все-таки достаточно большая скорость окисления, если исходить из того, что требуемый ресурс работы ТОТЭ 40000 ч. Поэтому при работе в воздушной атмосфере необходимо будет наносить защитные покрытия на поверхность Ni – Al сплава. Так в [18] защитное покрытие из Mn – Со шпинели на нержавеющей стали 08Х18Т1 позволило снизить скорость роста удельного сопротивления до 0,026 (мОм·см²)/ч.

Исследование ТОТЭ на несущей Ni – Al основе

Изображение поперечного сечения топливной ячейки показано на рис. 7. Анодный слой имеет толщину 20 – 35 мкм и состоит из округлых гранул диаметром 1 – 3 мкм. Поскольку размер гранул анода меньше чем размер пор на поверхности Ni – Al слоя,

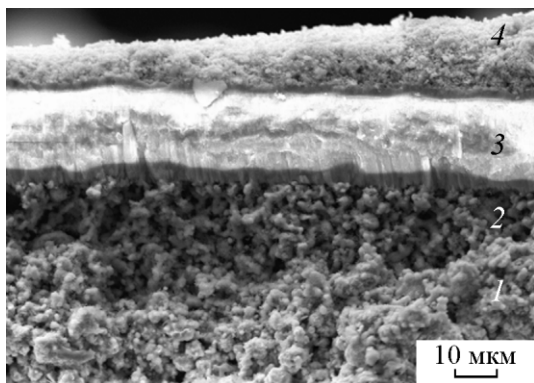


Рис. 7. Растровая электронная микроскопия поперечного сечения топливной ячейки со структурой: Ni – Al подложка CBC – Ni/YSZ анод – YSZ электролит – LSM катод (сделаны после исследования топливной ячейки). 1 – Ni₃Al, 2 – Ni/YSZ, 3 – YSZ, 4 – LSM.

это обеспечивается проникновение анодного слоя в поверхность несущей подложки и их хорошее сцепление друг с другом (граница между этими слоями становится едва различимой). Формируемая на анодном слое пленка YSZ электролита поначалу имеет столбчатую структуру, что объясняется преимущественным ростом пленки с вершин гранул Ni/YSZ анода. При достижении пленкой толщины 9 мкм столбчатый рост прекращается и формируется плотная беспористая структура электролита, суммарная толщина которого составляет 23 мкм. Катодный слой топливного элемента имеет толщину 10 – 20 мкм и состоит из гранул размером от 0,3 до 1 мкм.

Вольт-амперные и мощностные характеристики изготовленной топливной ячейки представлены на рис. 8. Напряжение холостого хода ячейки в зависимости от температуры имело значения 1,03 – 1,07 В, что очень близко к теоретически возможному на воздухе и свидетельствует о газонепроницаемости YSZ электролита. Максимальная плотность мощности, генерируемая топливной ячейкой, достигается при потенциале 0,4 – 0,5 В и равняется 120, 210, 300 и 400 мВт/см² при температуре с 650, 700, 750 и 800°C, соответственно. Такая же плотность мощности при температуре 800°C была получена на топливном элементе с трубчатой металлической основой и структурой Ni – YSZ/YSZ/LSM [15]. На топливных ячейках с несущей металлической основой и YSZ электролитом большая плотность мощности (650 – 930 мВт/см²) была получена только при использовании двухслойных катодов LSM/LSM-ScCeSZ [7], LSCF катодов [16], обладающих большей чем у LSM проводимостью, или катодов, содержащих благородные металлы [17]. Дальнейшее увеличение

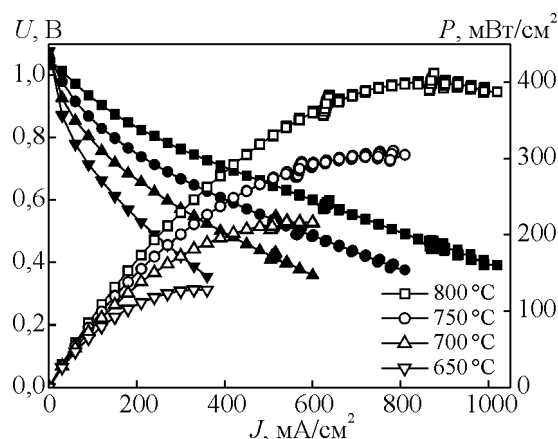


Рис. 8. Вольт-амперные характеристики топливной ячейки с Ni – Al подложкой CBC. H₂: 60 мл мин⁻¹, воздух: 150 мл мин⁻¹.

характеристик топливных ячеек на несущей Ni – Al основе можно осуществить за счет нанесения Ni – YSZ анода с наноразмерной пористостью методом магнетронного распыления, уменьшения толщины YSZ электролита до 3 – 5 мкм и формирования катода из материала с большей проводимостью при температуре ниже 800°C, типа La_{0,6}Sr_{0,4}Co_{0,2}Fe_{0,8}O₃.

Заключение

Разработана методика изготовления тонких пористых пластин Ni – Al сплавов в режиме CBC с обеспечением газотранспортных каналов 1 – 2 мкм, величины пористости 35 – 45%. Показано, что материалы хорошо сочетаются со слоями ТОТЭ ($\alpha = 14 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$) и имеют низкую скорость окисления на воздухе (0,11 (мОм·см²)/ч).

На новой Ni – Al основе изготовлена топливная ячейка со структурой Ni – YSZ/YSZ/LSM, обеспечивающая удельную мощность 400 мВт/см² при 800°C. Результаты исследований свидетельствуют о перспективности разработок Ni – Al материалов CBC для применения в ТОТЭ, работающих при температурах 650 – 800°C.

Работа была выполнена в рамках ФЦП “Научные и научно-педагогические кадры инновационной России” на 2009 – 2013 годы (ГК № 14.740.11.0313) и при финансовой поддержке гранта № 11.G34.31.0003 (ведущий учёный Т.И. Сизгфуссон). Комплексные исследования свойств получаемых подложек проводили на оборудовании Томского материаловедческого центра коллективного пользования и Отдела Структурной макрокинеки ТНЦ СО РАН.

Литература

1. Chang J.T., Davison A., He J.L., Matthews A. Deposition of Ni – Al – Y alloy films using a hybrid arc ion plating and magnetron sputtering system. *Surface and Coating Technology*, 2006, v. 200, p. 5877 – 5883.
2. Wu J., Liu X. Recent development of SOFC metallic interconnect. *J. Mater. Sci. Technol.*, 2010, v. 26, no. 4, p. 293 – 305.
3. Matus Y.B., De Jonghe L.C., Jacobson C.P., and Visco S.J. Metal-supported solid oxide fuel cell membranes for rapid thermal cycling. *Solid State Ionics*, 2005, v. 176, p. 443 – 449.
4. Choi J.-J., Lee J.-H., Park D.-S., Hahn B.-D., Yoon W.-H., Lin H.-T. Oxidation resistance coating of LSM and LSCF on SOFC metallic interconnects by the aerosol deposition process. *J. Am. Ceram. Soc.*, 2007, v. 90, no. 6, p. 1926 – 1929.
5. Grabke H.J. Oxidation of NiAl and FeAl. *Intermetallics*, 1999, v. 7, p. 1153 – 1158.
6. Wang Z., Tian W., Li X. Oxidation behavior of NiAl nanoparticles prepared by hydrogen plasma-metal reaction. *Materials Chemistry and Physics*, 2008, v. 107, no. 2/3, p. 381 – 384.
7. Kim S.H., Oh M.H., Kishida K., Hirano T., Wee D.M. Deposition of NiAl coating for improvement of oxidation resistance of cold-rolled Ni₃Al foils. *Intermetallics*, 2005, v. 13, no. 2, p. 129 – 136.
8. Sadykov V.A., Usoltsev V.V., Fedorova Yu.E. et al. Design of medium-temperature solid oxide fuel cells on porous supports of deformation strengthened Ni – Al alloy. *Russian Journal of Electrochemistry*, 2011, v. 47, no. 4, p. 488 – 493.
9. Windes W.E., Smith C., Wendt D., Erickson A., Walraven J., Lessing P.A. Electrode coatings for high temperature hydrogen electrolysis. *J. Mater. Sci.*, 2007, v. 42, p. 2717 – 2723.
10. Morsi K., Fujii T., McShane H., McLean M. Control of heat generation during reaction synthesis. *Scripta Materialia*, 1999, v. 40, no. 3, p. 359 – 364.
11. Dong H.X., Jiang Y., He Y.H., Zou J., Xu N.P., Huang B.Y., Liu C.T., Liaw P.K. Oxidation behavior of porous NiAl prepared through reactive synthesis. *Materials Chemistry and Physics*, 2010, v. 122, p. 417 – 423.
12. Мержанов А.Г., Мукасян А.С. Твердопламенное горение. М.: ТОРУС ПРЕСС, 2007, 336 с.
13. Найборошенко Ю.С., Касацкий Н.Г., Китлер В.Д. и др. Катализатор и способ получения синтез-газа углеводородной конверсией метана. Патент РФ № 2349380, 2009. Бюл. № 8.
14. Мазной А.С., Кирдяшкин А.И., Максимов Ю.М. Методики стереометрического анализа морфологии пористых проницаемых материалов. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*, 2011, № 3, с. 44 – 50.
15. Соловьев А.А., Сочугов Н.С., Шпилова А.В., Ефимова К.Б., Тумашевская А.Е. Среднетемпературные твердооксидные топливные элементы с тонкопленочным ZrO₂:Y₂O₃ электролитом. *Электрохимия*, 2011, т. 47(4), с. 524 – 533.
16. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Глав. ред. акад. РАН Н. П. Лякишева. М.: Машиностроение, 1996, Т. 1, 183 с.
17. Molin S., Kusz B., Gazda M., Jasinski P. Evaluation of porous 430L stainless steel for SOFC operation at intermediate temperatures. *Journal of Power Sources*, 2008, v. 181, p. 31 – 37.
18. Бредихин С.И., Жохов А.А., Фролова Е.А., Ледуховская Н.В., Курицына И.Е., Синицын В.В., Коровкин Е.В. Защитные покрытия на основе Mn – Co-шпинели для токовых коллекторов твердооксидных топливных элементов. *Электрохимия*, 2009, т. 45, № 5, с. 555 – 561.

Статья поступила в редакцию 18.04. 2012 г.

Соловьев Андрей Александрович — Томский политехнический университет (г. Томск), кандидат технических наук, доцент. Специалист в области магнетронного осаждения тонкопленочных покрытий и водородной энергетики. E-mail: andrewsol@mail.ru.

Сочугов Николай Семенович — Томский политехнический университет (г. Томск), кандидат физико-математических наук, доцент. Специалист в области электрофизики, осаждения тонкопленочных покрытий, водородной энергетики. E-mail: sochugov@lae.hcei.tsc.ru.

Ионов Игорь Вячеславович — Институт сильноточной электроники СО РАН (Томск), аспирант. Специалист в области электрофизики, магнетронного осаждения тонкопленочных покрытий. E-mail: ionovigor@gmail.com.

Кирдяшкин Александр Иванович — Отдел структурной макрокинетики Томского научного центра СО РАН, кандидат физико-математических наук, заведующий лабораторией. Специалист в области химической физики, макрокинетики, горения, взрыва, синтеза, излучения. E-mail: maks@fisman.tomsk.ru.

Китлер Владимир Давыдович — Отдел структурной макрокинетики Томского научного центра СО РАН, кандидат физико-математических наук, научный сотрудник. Специалист в области процессов тепло- и массообмена, равновесия и кинетики процессов в химически реагирующих системах. E-mail: kitler_1@mail.ru.

Мазной Анатолий Сергеевич — Отдел структурной макрокинетики Томского научного центра СО РАН, кандидат технических наук, научный сотрудник. Специалист в области самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, пористых материалов, стереометрической металлографии. E-mail: maznou_a@mail.ru.

Максимов Юрий Михайлович — Отдел структурной макрокинетики Томского научного центра СО РАН, доктор физико-математических наук, профессор, руководитель отдела, заместитель председателя президиума ТНЦ СО РАН. Специалист в области химической физики, химической кинетики, горения, взрыва, неравновесных состояний, самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, излучения. E-mail: maks@fisman.tomsk.ru.

Торстейнн Сигфуссон — Инновационный центр Исландии (Рейкьявик), профессор и генеральный директор Инновационного центра Исландии. Специалист в области водородной энергетики и возобновляемых источников энергии. E-mail: this@nmi.is.