

Study of $\text{Pr}_{0.3}\text{Sr}_{0.7}\text{Co}_x\text{Mn}_{(1-x)}\text{O}_3$ ($x=0, 0.3, 0.5, 0.7$ and 1) as the Cathode Materials for Intermediate Temperature SOFC

Kwangjin Park, Jung Hyun Kim, and Joongmyeon Bae[†]

Department of Mechanical Engineering, Korea Advanced Institute of Science and Technology, Dae-jeon 305-701, Korea

(Received February 21, 2007; Accepted March 16, 2007)

중·저온형 고체 산화물 연료전지의 공기극 물질로 사용되는 $\text{Pr}_{0.3}\text{Sr}_{0.7}\text{Co}_x\text{Mn}_{(1-x)}\text{O}_3$ ($x=0, 0.3, 0.5, 0.7, 1$)에 관한 연구

박광진 · 김정현 · 배중면[†]

한국과학기술원 기계공학과

(2007년 2월 21일 접수; 2007년 3월 16일 승인)

ABSTRACT

The decrease of polarization resistance in cathode is the key point for operating at intermediate temperature SOFC (solid oxide fuel cell). In this study, the influence of Co substitution in B-site at complex perovskite on the electronic conductivity of PSCM ($\text{Pr}_{0.3}\text{Sr}_{0.7}\text{Co}_x\text{Mn}_{(1-x)}$) was investigated. The PSCM series exhibits excellent MIEC (mixed ionic electronic conductor) properties. The ASR (area specific resistance) of PSCM3773 was $0.174 \Omega \cdot \text{cm}^2$ at 700°C . The activation energy of PSCM3773 was also lower than other compositions of PSCM. The TEC (thermal expansion coefficient) was decreased by addition of Mn. The ASR values were increased gradually during the thermal cycling test of PSCM3773 due to the delamination between electrolyte and cathode materials. The delamination was caused by the difference of TEC.

Key words : SOFC, Cathode, ASR, Perovskite structure, TEC

1. 서 론

높은 전력 밀도와 고효율의 장점을 가진 고체 산화물 연료전지(SOFC)는 높은 작동온도로 인하여 장기 성능 유지가 매우 어렵기 때문에 작동온도를 낮추기 위한 연구가 많이 진행되고 있다.¹⁻⁴⁾ 하지만 저온에서 작동할 경우 전극의 분극 저항 증가에 따른 성능 저하가 매우 심각하기 때문에 저온에서 높은 전력 밀도를 유지하기 위한 새로운 공기극 물질 개발 연구가 활발히 이루어지고 있다.²⁻⁴⁾ ABO_3 로 이루어진 페로브스카이트 구조(Perovskite structures)는 열팽창률이 작고 화학적으로 안정하기 때문에 SOFC의 공기극으로 많이 사용되고 있다. 페로브스카이트 구조의 A-site와 B-site는 각각 란탄(lanthanides) 계열의 알칼리 토금속과 전이금속(transition metal)으로 이루어져 있으며 각 site의 물질 및 조성의 변화에 따라 큰 성능 차이를 보인다. An⁵⁾의 연구에서는 $\text{CGO91}(\text{Ce}_{0.9}\text{Gd}_{0.1}\text{O}_2)$ 과 유사한 TEC (thermal expansion coefficient)를 가진 $\text{PSM73}(\text{Pr}_{0.7}\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_{3\pm d})$ 을 공기극으로 사용하여 매우 높은 전기 전도도

를 얻었으며, Chen³⁾의 연구에서는 $\text{LSCM6482}(\text{La}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{Co}_{0.8}\text{Mn}_{0.2}\text{O}_3)$ 을 이용하여 500°C 에서 1400 S/cm 이라는 비교적 높은 전기 전도도를 얻었다. 본 논문에서는 중·저온형 SOFC를 제작하기 위해 공기극에 PSCM 계열을 전극 물질로 채택하여 분극 저항을 최소화하기 위한 연구를 수행하였다. 이를 위해 각 조성에 맞는 분말을 합성하였고, 합성된 분말을 이용하여 반전지를 제작하였다. 제작된 시편을 이용해 임피던스를 측정 한 후 이를 토대로 ASR을 계산하였고, 미세 구조 관찰을 위하여 SEM 촬영을 하였다.

2. 실험 방법

2.1. 분말 제작

$\text{PSCM37x(1-x)}(\text{Pr}_{0.3}\text{Sr}_{0.7}\text{Co}_x\text{Mn}_{(1-x)}\text{O}_3)$ 의 공기극 분말 제작을 위해 GNP(glycine nitrate process)방법을 이용하였다.⁴⁾ 고순도의 질산염 물질 $\text{Pr}(\text{NO}_3)_3 \cdot x\text{H}_2\text{O}$, $\text{Sr}(\text{NO}_3)_2$, $\text{Co}(\text{NO}_3)_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$, $\text{Mn}(\text{NO}_3)_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ 를 각 조성 비율에 맞게 칭량하여 탈이온수에 글리신과 함께 혼합한 후 약 300°C 에서 열처리 하였다. 상형성을 위해 열처리된 분말을 1250°C 에서 1시간 동안 하소하여 페로브스카이트 구조의 공기극 분말을 합성하였다. 제작된 분말은 $32 \mu\text{m}$ 표준망체(sieve)를 이용하여 일정한 크기로 분쇄하였다.

[†]Corresponding author : Joongmyeon Bae
E-mail : jmbae@kaist.ac.kr
Tel : +82-42-869-3085 Fax : +82-42-869-8207

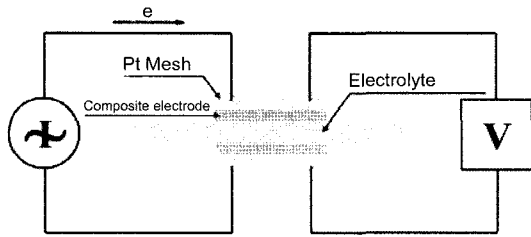


Fig. 1. Schematic description of half cell test setup.

2.2. Cathode 제작

공기극 물질의 분극 저항을 측정하기 위해 CGO91 분말로 제작된 전해질 펠렛을 이용하였다. CGO91 펠렛은 CGO91분말을 95 kgf/cm^2 의 압력으로 누른 후 1500°C 에서 4시간 소결하여 1.3 mm 두께로 제작하였다. 펠렛에 전극을 만들기 전에 표면의 불순물을 제거하기 위해 불산을 이용하여 30초간 에칭(etching)하였다. 펠렛의 전극 제작은 스크린 프린팅 방법을 이용하였고 제작된 공기극은 1200°C 에서 1시간 소결하였다. 소결 후 공기극의 활성면적은 0.785 cm^2 이고, 두께는 $30 \mu\text{m}$ 이다.

2.3. 측정장치

제작된 분말의 구조를 파악하기 위해 $\text{CuK}\alpha$ 필터를 이용한 XRD(X-ray diffraction) 측정을 수행하였다. X-ray 스펙트럼은 2θ 의 범위가 $20^\circ \sim 90^\circ$ 인 구간에서 $2^\circ/\text{min}$ 의 속도로 측정하였다. 그리고 전극의 전기화학 반응 특성 파악을 위해 Solartron 1260 장비를 이용하여 5 MHz~100 mHz 주파수 대역의 EIS(electrochemical impedance spectroscopy)를 측정하였다. EIS는 OCV 상태에서 측정하였으며, 50 mV의 AC 전압을 이용하였다. Fig. 1은 분극 저항 측정을 위한 측정장비의 모식도를 나타낸다. 전기료를 이용하여 시편의 온도를 유지 및 변화시켰고 4단자(probe) 방법을 이용하여 측정 선의 저항 값을 배제하였다. 공기 분위기에서 $600^\circ\text{C} \sim 900^\circ\text{C}$ 의 온도 범위로 실험을 실시하였다. 측정된 시편의 EIS 데이터는 Z-view를 이용하여 분석 및 등가회로를 구성할 수 있었다. 전극의 두께 및 전해질과의 접촉면을 관찰하고 전극의 미세 구조를 관찰하기 위하여 Hitachi 사의 SEM(scanning electron microscope)을 이용하였다. TEC 측정은 독일 Linseis사의 L77 모델을 이용하여 측정하였다. TEC는 시료를 일정한 승온 속도로 가열할 때 시료가 주어진 하중 하에서 변형되는 것을 온도의 함수로 측정하여 구하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1. PSC series

Pr은 희토류 원소(rare earth elementary)로 La(lanthanum)과 전자 분포 및 구조적 특성이 비슷하기 때문에 페로브

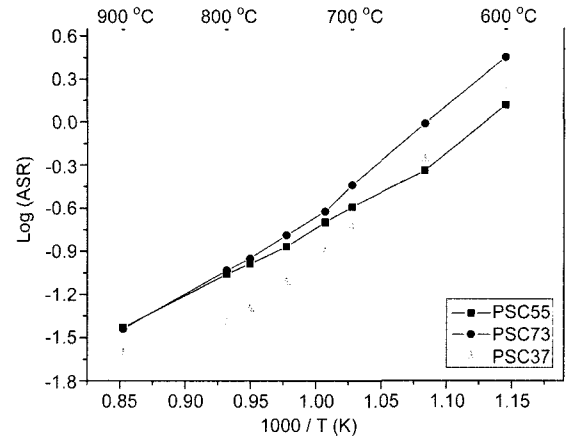


Fig. 2. Temperature dependence of the ASR for $\text{Pr}_x\text{Sr}_{(1-x)}\text{CoO}_3$.

스카이트의 A-site에 La을 대체하여 많이 사용되고 있다.⁶⁾ 앞선 연구에서 Pr에 Sr이 도핑된 물질을 전극으로 사용한 경우 높은 전자 전도도와 낮은 분극 저항을 나타냄을 확인할 수 있다.⁷⁾ Pr^{3+} 자리에 Sr^{2+} 가 도핑되면 전하의 중성(charge neutrality)을 맞추기 위해 산소 공결자가 생성된다. 생성된 산소 공결자로 산소 이온이 전극 내부로 이동할 수 있기 때문에 이온 전도도가 상승하게 되어 MIEC(mixed ionic electronic conductor) 특성을 나타내기 때문이다.⁸⁾ 본 연구의 진행에 앞서 A-site 물질의 최적 조성을 찾기 위한 실험을 수행하였다. Fig. 2는 Sr의 조성 변화에 따른 PSC 물질의 ASR(area specific resistance)을 나타낸다. PSC37의 ASR이 다른 PSC55와 PSC73에 비해 700°C 이상에서 2배 이상 작은 것을 알 수 있다. 이는 높은 Sr의 도핑에 의해 산소 공결자가 많이 생성되었기 때문이다. 하지만 700°C 이하에서 PSC55가 PSC37보다 낮은 ASR을 나타낸다. 이것은 PSC55가 PSC37에 비해 전해질과 TEC 차이가 작아 접촉성이 좋기 때문이다.⁸⁾ 하지만 고온으로 갈수록 PSC37이 높은 이온 전도도로 인해 표면에서 생성되는 산소 이온을 더 많이 전해질로 이동시킬 수 있기 때문에 낮은 ASR을 나타내게 된다.

3.2. XRD

이상적인 ABO_3 의 페로브스카이트 구조는 8면체 구조의 BO_6 가 모서리에 분포되어 있고 A 원자가 내부 중심에 위치하고 있다. r_A, r_B, r_O 의 이온 반지름을 가진 물질로 ABO_3 의 구조를 이루기 위해서는 아래의 식 (1)과 같이 계산된 t (tolerance factor)가 0.75에서 1.0 사이의 값을 가져야 한다.⁴⁾

$$t = \frac{r_A + r_O}{\sqrt{2}(r_B + r_O)} \quad (1)$$

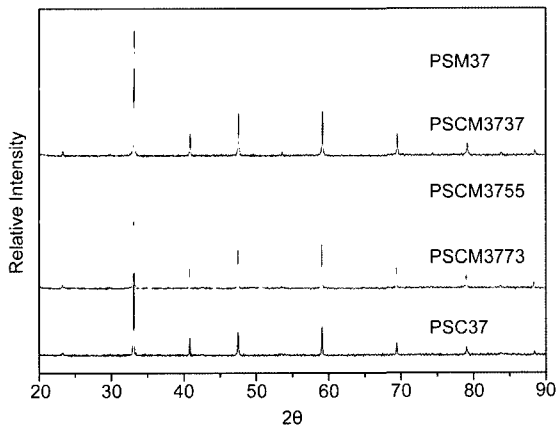
Table 1은 t 를 계산하기 위한 원소들의 이온 반지름을 나타내고, Table 2는 이온 반지름을 이용하여 이론적으로 계산된 PSCM의 t 를 나타낸다.⁹⁾ 계산된 t 의 큰 값과 작은

Table 1. Ionic Radii

	Pr ³⁺	Sr ²⁺	Co ³⁺	Mn ³⁺
r(Å)	1.30	1.44	0.055	0.058

Table 2. Tolerance Factor For PSCM Series

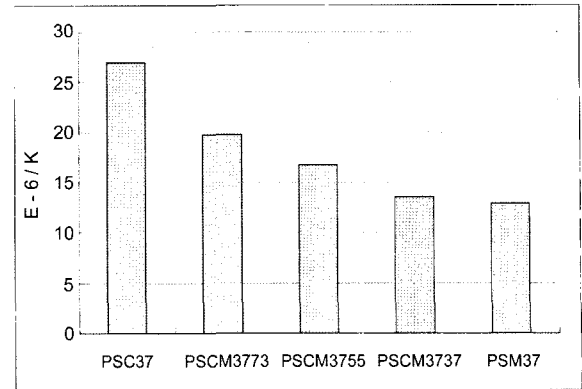
	PSM37	PSCM3773	PSCM3755	PSCM3737	PSM37
t	1.014	1.0097	1.0066	1.0035	0.999

**Fig. 3.** X-ray powder diffraction patterns of Pr_{0.3}Sr_{0.7}Co_xMn_(1-x)O₃.

값이 각각 1.014(PSC37)와 0.99(PSM37)로 페로브스카이트 구조를 나타내는 범위 안에 속한다. 이를 통해 이론적으로 본 연구의 공기극 물질인 PSCM의 분말을 페로브스카이트 구조로 합성할 수 있음을 확인할 수 있다. Fig. 3은 이를 통해 합성된 PSCM의 조성 변화에 따른 XRD결과를 나타낸다. 모두 전형적인 페로브스카이트 구조를 나타내는 것을 확인할 수 있다. Mn 첨가량이 증가될수록 47°와 59° 주변의 peak 값이 2θ가 감소하는 방향으로 이동되는 것을 확인할 수 있다. Peak의 2θ 값이 감소하는 이유는 Table 1에 나타난 것과 같이 Co³⁺보다 Mn³⁺의 이온의 반지름이 크기 때문이다.

3.3. TEC

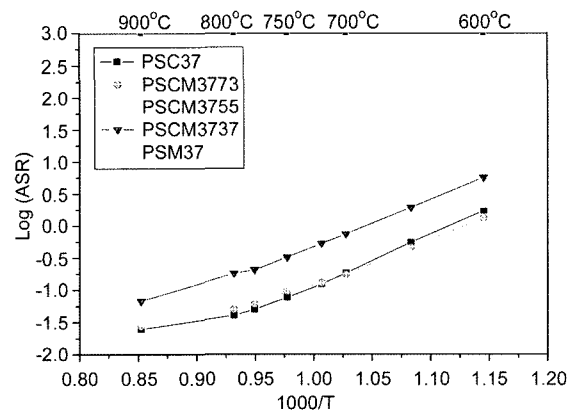
Fig. 4는 600°C~900°C의 Mn의 첨가에 따른 TEC변화를 나타낸다. Mn의 첨가량이 증가함에 따라 TEC가 감소하는 것을 확인할 수 있다. 이는 Mn의 도핑에 따른 산소 공격자의 감소 때문이며, 산소 공격자의 감소는 아래 2가지 이유로 설명할 수 있다. 첫째, 이온 반지름의 증가 때문이다. Co³⁺자리에 Mn³⁺가 치환되면 Mn³⁺의 이온 반지름이 Co³⁺보다 크기 때문에 B-site 물질과 산소 간의 거리가 줄어들게 되어 Mn과 산소의 결합력이 더 증가한다. 강화된 결합력으로 인해 산소 공격자 생성을 위한 에너지가 증가하게 되기 때문에 산소 공격자가 감소하게 된다.⁷⁾ 둘째, 이온의 열역학적 안정성 때문이다. Steele²⁾의 논문 따르면 Co³⁺이온 보다 Mn⁴⁺이온의 polaron energy가 더 낮기

**Fig. 4.** TEC of Pr_{0.3}Sr_{0.7}Co_xMn_(1-x)O₃.

때문에 charge carrier가 Mn⁴⁺ 주위에 잡혀 있게 된다고 한다. Co는 Co³⁺로 있는 것이 Co⁴⁺가 보다 열역학적으로 안정하기 때문에 Co³⁺로 존재한다.¹²⁾ 따라서 A-site에 Sr²⁺의 도핑에 의해 생성된 산소 공격자를 유지한다. 하지만, Mn은 Mn⁴⁺로 존재하는 것이 Co보다 쉽고 안정하기 때문에 Mn⁴⁺로 격자 내에 존재하게 된다. 따라서 전하의 중성이 맞게 되어 산소 공격자가 감소하게 된다.¹²⁾ Mn의 첨가로 감소된 산소 공격자로 인해 격자 내의 빈 공간이 줄어들게 되어 TEC가 감소하게 되는 것이다. 공기극과 전해질의 TEC 차이가 작아야 고온에서 좋은 접촉성능을 유지하여 장시간 높은 전기 전도도를 유지할 수 있다.¹⁾ 앞선 연구에 의하면 본 연구에서 전해질로 사용된 CGO91의 TEC는 12~13×10⁻⁶K⁻¹로써 PSM37이 CGO91과 가장 유사한 12.9×10⁻⁶K⁻¹을 나타냄을 확인할 수 있다.⁵⁾

3.4. Impedance

Fig. 5는 PSCM의 Co와 Mn의 함유량의 변화에 따른 ASR의 변화를 온도에 따라 측정된 값이다. Mn의 도핑량이 증가함에 따라 ASR이 낮아진 후 증가하는 것을 볼 수 있다. 소량의 Mn이 도핑 됨에 따라 ASR이 낮아지는

**Fig. 5.** Temperature dependence of the ASR for Pr_{0.3}Sr_{0.7}Co_xMn_(1-x)O₃.

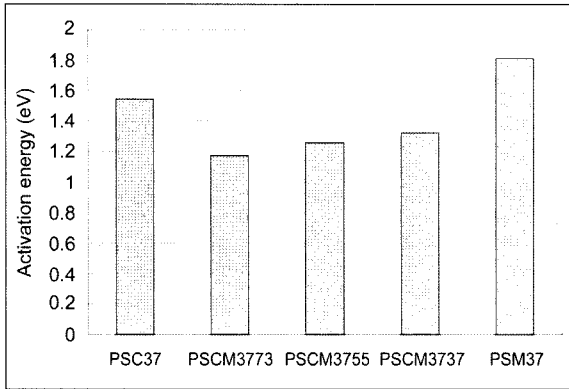


Fig. 6. Composition dependence of the activation energy for $\text{Pr}_{0.3}\text{Sr}_{0.7}\text{Co}_x\text{Mn}_{(1-x)}\text{O}_3$.

이유는 다음과 같다. 첫째는 도핑 된 Mn이 열역학적으로 안정된 Mn^{4+} 로 변하면서 생성되는 자유 전자(free electron)에 의한 전기전도도의 상승 때문이며, 둘째는 Mn이 공기극 grain size의 성장을 억제해 줌으로써 TPB(three phase boundary)가 증가하기 때문이다.¹⁰⁾ 하지만 더 많은 Mn이 첨가 될 경우 Mn의 도핑에 의해 감소된 산소 공격자로 인하여 이온 전도도가 감소하게 된다. 따라서 MIEC의 특성이 EC(electronic conductor)로 변하여 ASR이 증가하게 되는 것이다.¹⁰⁾ Fig. 5에서 알 수 있듯이 Mn의 도핑이 30 mol%인 PSCM3773의 ASR이 700°C에서 가장 작은 $0.174 \Omega \cdot \text{cm}^2$ 을 나타내었으며 Lv가 측정된 SSC55($\text{Sm}_{0.5}\text{Sr}_{0.5}\text{CoO}_3$)의 $0.316 \Omega \cdot \text{cm}^2$ (@700°C) 보다 2배 이상 작은 값을 알 수 있다.¹¹⁾

Fig. 6은 PSCM계열의 Mn 함량 변화에 따른 활성화 에너지(activation energy) 변화를 나타낸다. 공기극 물질의 표면에서 산소가 산소 이온으로 되기 위해서는 산소의 화학적 포텐셜 차이에 의한 활성화 에너지를 넘어야 한다.¹³⁾ ASR이 가장 낮게 측정된 조성에서 활성화 에너지도 낮게 측정되는 것을 관찰할 수 있다. 활성화 에너지가 낮아지는 이유는 Mn의 도핑에 따라 TEC가 큰 폭으로 낮아져 전해질과의 접촉성이 향상되었기 때문이다.⁴⁾ 하지만 Mn의 첨가량이 증가함에 따라 접촉성의 증가량에 비해 산소 공격자가 더 많이 줄어들게 되어 산소 이온이 움직일 공간이 부족하게 된다. 따라서 이온이 옮겨 다니지 못하게 되기 때문에 활성화 에너지가 다시 상승하게 되는 것이다.

Fig. 7은 가장 낮은 ASR을 보인 PSCM3773 열사이클 실험에 대한 ASR 변화를 나타낸다. 열사이클 실험은 PSCM3773시편을 600°C에서 900°C까지 온도를 증가시키며 ASR을 측정 후 상온까지 냉각한 후 다시 승온하는 방법을 이용하였다. 열사이클이 진행 됨에 따라 ASR이 매우 급격하게 증가하는 것을 관찰할 수 있으며, 활성화 에너지 또한 다소 증가함을 확인할 수 있다. ASR과 활성화 에너지의 증가는 2가지 이유로 설명할 수 있다. 첫째

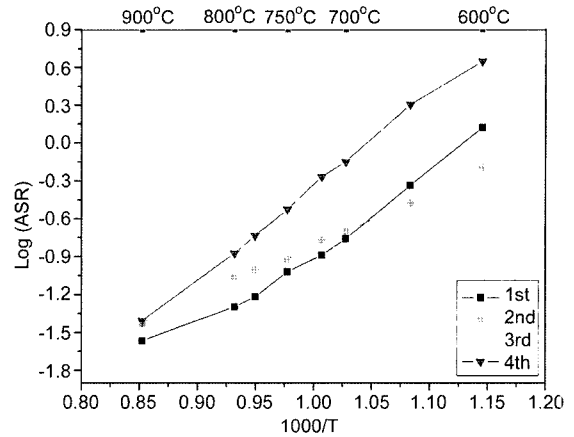


Fig. 7. Thermal cycle test of the ASR for $\text{Pr}_{0.3}\text{Sr}_{0.7}\text{Co}_{0.7}\text{Mn}_{0.3}\text{O}_3$.

는 전해질과 전극의 TEC차이에 의하여 전해질과의 계면이 손상되어 TPB가 감소하였기 때문이다.²⁾ 이는 SEM 촬영을 통해 계면의 접촉능력이 저하된 것으로서 확인할 수 있다. 둘째는 전극 분말의 응집작용(agglomeration)에 의한 산소의 표면 반응 면적이 작아졌기 때문이다. PSCM3773은 MIEC로써 TPB뿐만 아니라 전극표면에서도 전기화학 반응이 이루어지기 때문에 응집작용에 의하여 표면 반응 면적이 작아져 ASR이 증가하게 된다. 표면 반응은 저온 영역에서 지배적이기 때문에 저온의 ASR 증가량이 더 크다. 앞선 연구에서 표면 반응이 전체의 활성화 에너지 결정에 지배적임을 봤을 때 열사이클 실험이 진행될수록 활성화 에너지가 조금씩 증가하게 되는 것이다.¹⁾

3.5. SEM

Fig. 8은 PSCM3773의 실험 전·후 전해질과 전극 경계면의 미세 구조를 나타내는 SEM 사진이다. 실험 전의 SEM 사진에서 전극과 전해질이 매우 잘 접촉되어 있고, 전극의 공극률이 큰 것을 확인할 수 있다. 하지만 한번 열사이클 실험 후의 SEM 사진에서 전해질과 전극의 TEC 차이에 의해 계면의 접촉성이 낮아진 것을 확인할 수 있다. 이를 통해 열사이클 실험이 진행될수록 전해질과 전극의 접촉성이 지속적으로 저하되어 ASR이 증가함을 확인할 수 있다.

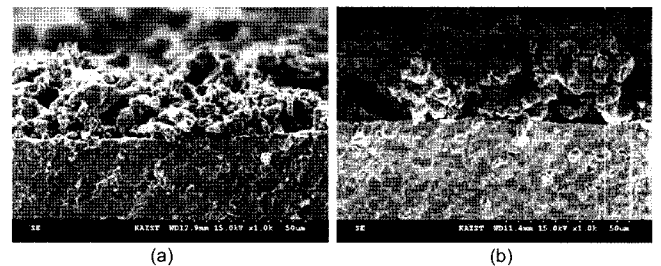


Fig. 8. SEM photograph of cross-section of $\text{Pr}_{0.3}\text{Sr}_{0.7}\text{Co}_{0.7}\text{Mn}_{0.3}\text{O}_3$; (a) before experiment and (b) after experiment.

본 연구에서 GNP방법으로 합성된 분말로 생성된 전극의 경우 전극의 입자 크기가 30 μm 정도로 기존의 상용 분말에 비해 매우 큰 것을 확인할 수 있다. 이는 합성된 분말의 하소 온도가 다소 높기 때문이다. 하지만 최적화된 GNP 방법으로 분말을 제작할 경우 본 연구에서 제작된 분말의 크기보다 매우 작은 수십 나노 사이즈의 분말로 제작할 수 있다. 향후 발달된 분말 제작 기술을 통해서 분말의 크기, 미세 구조 등을 최적화 하면 더 높은 성능을 나타낼 수 있을 것으로 기대한다.

4. 결 론

고성능의 중·저온형 SOFC를 제작하기 위하여 공기극에 사용되는 전극물질의 저항 값을 최소화하기 위한 연구를 수행하였다. 공기극의 전극 물질은 ABO_3 (A: A-site, rare earth element, B: B-site, transition metal)로 표현되는 페로브스카이트 산화물로서 A-site는 Pr과 Sr으로 치환하고, B-site에 Co와 Mn로 치환한 물질을 이용하였다. GNP 방법을 이용하여 공기극 분말을 합성하였고 Mn의 첨가량이 증가함에 따라 TEC가 감소하는 것을 확인할 수 있다. 공기극 물질의 ASR을 측정하여 700°C에서 0.174 $\Omega \cdot \text{cm}^2$ 의 낮은 값을 나타내는 조성을 찾았으며, 4번의 열사이클의 실험을 통하여 ASR이 급격히 증가하는 것을 관찰할 수 있다. 열사이클을 통한 ASR의 증가는 전해질과 공기극 물질의 TEC 차이에 의해 경계면의 접촉성이 저하되기 때문임을 SEM 촬영을 통하여 알 수 있다.

Acknowledgement

본 연구는 산업자원부에서 주관하는 최우수 실험실 사업 및 핵심기술개발사업 (10022767-2005-12)의 연구 결과입니다. 이에 감사 드립니다.

REFERENCES

1. J. Bae, "Properties of Selected Oxide Cathodes for Solid Oxide Fuel Cell," pp. 1-25, Ph.D. Thesis, University of London and for the Diploma of Imperial college, UK, 1996.
2. B. Steele and J. Bae, "Properties of $\text{La}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{Co}_{0.2}\text{Fe}_{0.8}\text{O}_{3-x}$ (LSCF) Double Layer Cathodes on Gadolinium-Doped Cerium Oxide (CGO) Electrolytes," *Solid State Ionics*, **106** 255-61 (2005).
3. W. Chen, T. Wen, H. Nie, and R. Zheng, "Study of $\text{Ln}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{Co}_{0.8}\text{Mn}_{0.2}\text{O}_3$ (Ln=La, Gd, Sm, or Nd) as the Cathode Materials for Intermediate Temperature SOFC," *Mater. Res. Bull.*, **38** 1319-28 (2003).
4. S. Hashimoto, K. Kammer, P. Larsen, F. Poulsen, and M. Mogensen, "A Study of $\text{Pr}_{0.7}\text{Sr}_{0.3}\text{Fe}_{1-x}\text{Ni}_x\text{O}_{3-\delta}$ as a Cathode Material for SOFCs with Intermediate Operating Temperature," *Solid State Ionics*, **176** 1013-20 (2005).
5. K. An, K. Reifsnider, and Y. Gao, "Durability of $(\text{Pr}_{0.7}\text{Sr}_{0.3})\text{MnO}_{3\pm\delta}$ /8YSZ Composite Cathodes for Solid Oxide Fuel Cells," *J. of Power Sources*, **14** 254-62 (2006).
6. R. Ran, X. Wu, C. Quan, and D. Weng, "Effect of Strontium and Cerium Doping on the Structural and Catalytic Properties of PrMnO_3 Oxides," *Solid State Ionics*, **176** 965-71 (2005).
7. G. Ch. Kostoglouidis, P. Fertis, and Ch. Ftikos, "Preparation and Characterization of $\text{Pr}_{1-x}\text{Sr}_x\text{MnO}_{3\pm\delta}$ ($x=0, 0.15, 0.3, 0.4, 0.5$) as a Potential SOFC Cathode Material Operating at Intermediate Temperatures (500°C~700°C)," *J. Eur. Ceram. Soc.*, **17** 1513-21 (1997).
8. J. Kim and J. Bae, "Properties of $(\text{Pr}_{1-x}\text{Sr}_x)\text{CoO}_{3-\delta}$ as a Cathode Material for Intermediate Temperature-Operating Solid Oxide Fuel Cell (IT-SOFC)," 7th European SOFC Forum, **B 06** 20 (2006).
9. R. Shannon and C. T. Prewitt, "Effective Ionic Radii in Oxides and Fluorides," *Acta Crystallography*, **B 25** 925-67 (1969).
10. Y. Wang, S. Wang, Z. Wang, T. Wen, and S. Wen, "Performance of $\text{Ba}_{0.5}\text{Sr}_{0.5}\text{Co}_{0.8}\text{Fe}_{0.2}\text{O}_{3-\delta}$ -CFO-Ag Cathode for IT-SOFCs," *J. of Alloys and Compounds*, **428** 286-89 (2007).
11. H. Lv, Y. Wu, B. Huang, B. Zhao, and K. Hu, "Structure and Electrochemical Properties of $\text{Sm}_{0.5}\text{Sr}_{0.5}\text{Co}_{1-x}\text{FexO}_{3-\delta}$ Cathodes for Solid Oxide Fuel Cells," *Solid State Ionics*, **177** 901-06 (2006).
12. G. Kostoglouidis, P. Fertis, and C. Ftikos, "Electronic Conductivity in the $\text{Pr}_{1-x}\text{Sr}_x\text{Co}_{1-y}\text{Mn}_y\text{O}_{3-\delta}$ system," *Solid State Ionics*, **118** 241-49 (1999).
13. E. Ivers-Toffee, A. Weber, and H. Schichlein, "O₂-Reduction at High Temperatures : SOFC," pp. 587-600 in Hand book of fuel cell, Vol. 2, Ed. by W. Vielstich, A. Lamm, H. A. Gasteiger, USA, 2003.