

Ce_{0.8}Gd_{0.2}O_{1.9} 세라믹스의 소결거동과 전기적 특성에 미치는 Fe₂O₃의 첨가효과

최광훈 · 이주신[†] · 최용규*

경성대학교 신소재공학과, *경북전략산업기획단

Effects of Fe₂O₃ Additions on Sintering Behavior and Electrical Property of Ce_{0.8}Gd_{0.2}O_{1.9} Ceramics

Kwang-Hoon Choi, Joo-Sin Lee[†] and Yong-Gyu Choi*

Department of Advanced Materials Engineering, Kyungsoong University, Busan 608-736, Korea

*Gyeongbuk Regional Innovation Agency, Gyeongbuk 712-210, Korea

(2007년 8월 24일 받음, 2007년 10월 4일 최종수정본 받음)

Abstract The sintering behavior and electrical property of Ce_{0.8}Gd_{0.2}O_{1.9} ceramics were investigated with the iron oxide concentration ranging from 0 to 5 mol%. Both the sintered density and grain size were found to increase up to 2 mol% Fe₂O₃, and then to decrease with further additions. At a higher Fe₂O₃ content above 3 mol%, grain size decreased by a pinning effect induced by different shape grains. The electrical conductivity was also increased with increasing Fe₂O₃ content up to 2 mol%. Total conductivity of 2 mol% Fe₂O₃-added specimen showed the maximum conductivity of $2 \times 10^{-2} \Omega \cdot \text{cm}^{-1}$ at 500°C. The addition of Fe₂O₃ was found to promote the sintering properties and electrical conductivities of Gd₂O₃-doped CeO₂.

Key words Gadolinia-doped ceria, Ion oxide, Sintering, Electrical conductivity.

1. 서 론

수소를 에너지원으로 사용하여 전기에너지를 얻을 수 있는 고체산화물 연료전지에 대한 관심이 높아지고 있다. 일반적인 고체산화물 연료전지는 산소이온전도성 전해질과 그 양면에 위치한 공기극(cathode) 및 연료극(anode)으로 이루어져 있다. 이 중 전해질체는 고온에서 높은 이온전도성을 가지는 산소이온전도체 재료가 사용된다. 이런 특성을 가지는 재료로는 안정화 ZrO₂가 많이 사용되고 있다. 그러나 안정화 ZrO₂가 연료전지의 전해질체로 사용되기 위한 충분한 이온전도도를 가지기 위해서는 1000°C 이상의 고온의 작동온도를 필요로 한다. 고온의 작동온도가 요구되면 전극/고체전해질, 전극/interconnector, interconnector/고체전해질 같은 많은 계면반응들이 셀의 효율성과 안정성을 감소시키게 됨으로 재료들의 선정에 있어서 많은 어려움을 야기시키게 된다.

따라서 보다 낮은 온도에서도 충분한 이온전도성을 가지는 재료를 찾고자 하고 있고, 이에 전기전도 특성이 우수한 CeO₂계 세라믹스가 고체전해질체로 주목을 받고 있다. 특히 CeO₂계 재료를 사용함으로써 작동온도가 낮아

지게 되면 고온에서 연결자와 전극 재료들이 나타내는 부식성, 전해질과 전극재료와의 반응성과 같은 열화현상을 줄이거나 제거할 수 있게 된다.

CeO₂ 세라믹스가 고체산화물 연료전지의 전해질체로 사용되기 위해서는 산소이온전도체로서의 기능을 가져야 되는데, CeO₂ 세라믹스는 이온전도도를 가질 수 있는 형석형 구조로 주된 이온결함으로서 산소이온 빈자리를 가지게 되면서 이온전도도를 나타낸다. 이러한 산소이온 빈자리와 그에 수반되는 이온전도도는 Ce 대신에 Sm³⁺, Gd³⁺, Y³⁺ 등의 +3가의 저원자가 금속을 첨가하여 Ce⁴⁺ 자리를 치환고용시키면서 결정격자 중의 산소이온공공(격자결함)이 더 많이 생겨 산소이온의 이동경로가 증가하면서 전기가 보다 더 잘 통하게 되어 높은 이온전도도를 가지는 산소이온전도체로서의 기능을 가질 수 있게 된다.

그러나 CeO₂계는 낮은 자기확산계수를 가지는 난소결성 물질로 치밀질의 재료를 만드는 데는 1600°C 이상의 높은 소결온도를 필요로 한다.¹⁾ 이와 같은 높은 소결온도는 양극과 음극 같은 다른 연료전지 구성요소와의 동시소결을 어렵게 만든다.

보다 낮은 온도에서 소결성을 증진시키기 위해서는 균일하고 미세한 CeO₂계 분말을 제조하거나,¹⁻⁸⁾ 소결조제를 첨가시켜 CeO₂계의 소결성을 향상시키는 방법들이 있

[†]Corresponding author
E-Mail : leejs@ks.ac.kr

을 수 있다.⁹⁻¹⁴⁾ Sol-gel법이나 공침법, 수열합성법 등과 같은 액상합성법으로 출발원료를 제조하는 것은 여러 공정이 필요하고 공정상의 많은 제어가 필요하게 된다. 또한 낮은 수득율로 경제적인 문제가 발생할 수도 있다. 소결조제를 첨가시키는 방법은 미세분말을 제조하는 것보다 낮은 비용과 쉬운 조작의 장점을 가지고 있다. 본 연구실에서도 Al₂O₃,¹⁵⁾ Ga₂O₃,^{16,17)} Sr₂Ga₂O₅¹⁸⁾ 등의 첨가제를 사용하여 CeO₂계 세라믹스의 소결성을 증진시키는 연구를 진행하였다.

본 연구에서는 Gd₂O₃-doped CeO₂ 세라믹스에 소결조제로서 다른 재료들에 비해 낮은 비용과 쉽게 구입이 가능한 전이금속인 Fe₂O₃를 첨가시켰을 때의 소결거동과 전기적 특성의 변화에 대해 살펴보았다. Zhang *et al.*¹⁴⁾은 Ce_{0.8}Gd_{0.2}O_{1.9}에 FeO_{1.5}를 소량 첨가시켰을 때의 소결과 전기적 특성에 대해 살펴보았다. 그러나 그의 보고에서는 FeO_{1.5}의 첨가량의 변화에 따른 소결밀도와 미세구조의 변화, 2차상의 출현 등과 같은 소결거동에 대한 연구가 구체적으로 논의되어 있지 않다. 따라서 본 연구에서는 Ce_{0.8}Gd_{0.2}O_{1.9} 세라믹스에 Fe₂O₃의 첨가량에 따른 소결밀도와 미세구조, 2차상 등의 소결거동 변화를 자세히 살펴보고, 그에 따른 전기전도도의 변화에 대해 살펴보고자 한다. 일반 상용의 CeO₂ 분말, Gd₂O₃ 분말, Fe₂O₃ 분말을 사용하여(Ce_{0.8}Gd_{0.2}O_{1.9})_{1-x}(Fe₂O₃)_x, (x = 0 ~ 0.05)의 조성이 되도록 혼합한 후, 1400°C에서 5시간동안 소결시켜, Fe₂O₃의 첨가에 따른 소결밀도와 미세구조 변화, 전기전도도의 변화를 조사하였다.

2. 실험 방법

Fig. 1에서는 상용의 CeO₂ 분말(Aldrich사, 순도 99.9%), Gd₂O₃ 분말(Aldrich 사, 순도 99.9%), Fe₂O₃ 분말(Aldrich사, 순도 99.98%)을 사용하여 고상반응법을

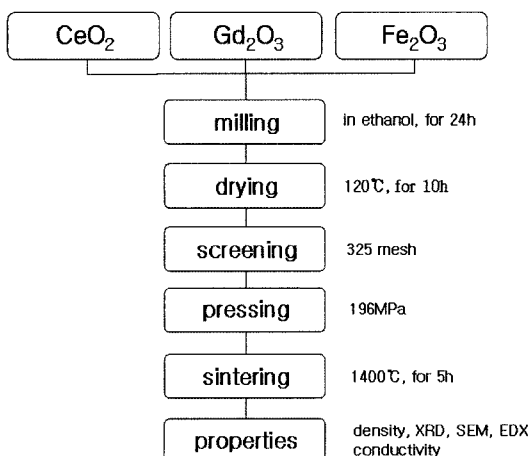


Fig. 1. Flow chart of experimental procedures.

로 Fe₂O₃가 첨가된 Gd₂O₃-doped CeO₂ 소결체를 제조하는 공정도를 나타낸다. Ce_{0.8}Gd_{0.2}O_{1.9}에 Fe₂O₃가 각각 0 mol% ~ 5 mol%가 첨가되도록 칭량하여 첨가하였다.

Fe₂O₃가 각 mol%로 첨가된 분말은 에탄올에서 24시간동안 plastic jar와 zirconia bead를 사용하여 milling시켰다. Milling 후 120°C의 건조기에서 10시간동안 건조 과정을 행하였으며, 건조 후 325 mesh 이하로 체가름하였다. 체가름한 분말은 196 MPa의 일축성형압력으로 12 mm ϕ , 4 mm t 크기의 pellet형태의 시편을 만들었다. 각 Fe₂O₃의 첨가량을 가진 성형체는 10°C/min의 승온속도로 1400°C까지 승온시킨 후, 1400°C에서 5시간동안 소결시켜 특성평가용 시편으로 삼았다.

소결밀도는 소결체의 겉보기밀도를 측정하였는데, 측정밀도는 5개 시편의 평균값으로 정하였다. 소결체의 미세구조는 polishing한 후 열에칭시켜 Au코팅하여 Hitachi사의 SEM (model S-2400)으로 관찰하였다. 또한 소결체에 존재하는 성분들을 조사하기 위해 Kevex사의 Sigma MS3을 사용하여 EDX 실험을 행하였다. Fe₂O₃가 첨가된 소결체의 상변화를 살펴보기 위해 XRD 측정을 행하였다. XRD 측정은 소결체를 미분말로 분쇄한 후, CuK α (1.5405Å)를 X-ray원으로 하고 Ni 필터를 사용한 Rigaku사 D/MAX IIIA로 측정하였다. 전기전도도는 복소임피던스를 이용한 교류 2 단자법으로 측정하였다. 측정용 시편은 양면을 연마한 후, guide ring을 사용하여 Pt를 코팅하고, 코팅면 위에 Pt paste를 칠한 후 1000°C에서 10분간 열처리하였다. 측정은 350°C부터 600°C까지의 온도범위에서 50°C의 간격으로 행하였다. 먼저 로 내의 온도를 600°C로 올린 후 내리면서 측정하였는데, 각 측정온도에서 20분간 유지시킨 후 측정하였다. 측정장치는 Hewlett Packard HP4194A Impedance/Gain-Phase Analyzer를 사용하였으며, 100 Hz ~ 40 MHz의 주파수 범위에서 측정하였다.

3. 결과 및 고찰

Fig. 2는 Fe₂O₃ 첨가량에 따른 소결밀도 값의 변화를 나타낸다. Fe₂O₃가 첨가되지 않았을 때보다 Fe₂O₃가 첨가됨에 따라 소결밀도 값의 상당한 증대가 보여진다. Fe₂O₃가 2 mol% 첨가되었을 때 가장 높은 소결밀도 값을 나타내었고, 그 이후부터는 감소하기 시작하였다. 그러나 전체적으로 Fe₂O₃가 첨가된 것이 첨가되지 않은 것보다 높은 소결밀도 값을 나타내었다.

CeO₂계에 적용되는 음이온(산소) 격자결함모델에 실측된 격자상수(5.419Å)를 적용시켜 Ce_{0.8}Gd_{0.2}O_{1.9} 조성에 대하여 계산된 이론밀도는 7.263 g/cm³의 값을 얻을 수 있는데, 이것을 가지고 산출한 Fe₂O₃를 첨가하지 않은 시편의 상대밀도는 90%의 값을 갖는데 반해, 2 mol%의

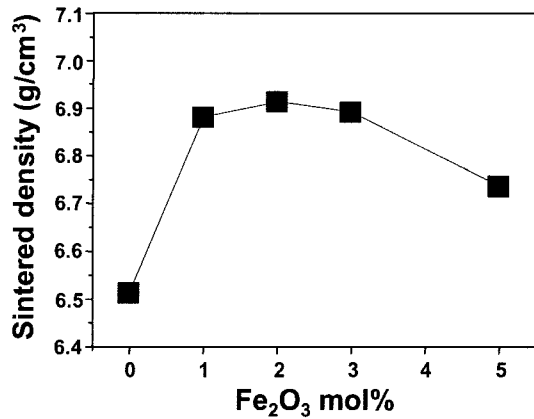


Fig. 2. Sintered density as a function of Fe₂O₃ content.

Fe₂O₃가 첨가되었을 때는 96% 이상의 높은 상대밀도 값을 갖었다. 1 mol% Fe₂O₃가 첨가된 시편의 소결밀도도 거의 95%의 상대밀도를 가져 미량의 Fe₂O₃가 첨가되었을 때도 Gd₂O₃-doped CeO₂의 소결성 향상을 볼 수 있었다. 그러나 2 mol%보다 많은 Fe₂O₃가 첨가되면서는 소결밀도가 감소하는 경향이 보여졌지만, 여전히 첨가되지 않은 것보다는 높은 소결밀도 값을 나타내었다.

Fig. 3은 Fe₂O₃ 첨가량이 다른 소결시편의 미세구조를 SEM으로 관찰한 사진들을 나타낸다. Fe₂O₃가 첨가되지 않은 소결체는 1 μm 정도의 grain과 그 이하의 작은 grain size를 가지는 불균일한 grain size 분포를 보여주는데 반해, Fe₂O₃가 첨가되면서 grain이 성장하는 것을 볼 수 있었다. 소결밀도 변화와 마찬가지로 2 mol% Fe₂O₃ 첨가

에서 2 μm정도까지 grain들이 성장하였고 첨가되지 않은 것보다 훨씬 균일한 grain size 분포를 나타내었다. 1 mol% Fe₂O₃가 첨가된 시편에서도 grain size가 첨가되지 않은 것보다 grain size가 커지고 비교적 균일해지는 것을 볼 수 있었다. Fe₂O₃가 첨가되면서 Gd₂O₃-doped CeO₂의 grain growth를 가져오고, 균일한 미세구조를 가짐으로서 소결밀도도 증가되는 것을 알 수 있었다. 소결밀도 변화와 같이, 2 mol% 보다 많은 Fe₂O₃ 첨가에서 grain size가 감소하기는 하지만 여전히 첨가되지 않은 시편의 것 보다는 더 큰 grain size를 나타내었다.

한편 3 mol% Fe₂O₃가 첨가된 것부터는 ceria의 grain boundary 주위에 다른 형태와 색깔을 갖는 grain들이 나타나기 시작하였고, 5 mol% 첨가에서는 그 수가 증가하는 것을 볼 수 있었다. 이런 grain들의 존재를 알아보기 위해 Fe₂O₃가 첨가된 소결체를 XRD 분석했을 때, 모든 Fe₂O₃ 첨가 범위에서 CeO₂와 관련된 cubic fluorite type의 피크는 관찰되었지만 다른 형태의 grain을 나타내는 2차상과 관련된 피크는 관찰되지 않았다(Fig. 4).

2차상으로 보이는 grain이 어떤 성분으로 존재하는지를 알아보기 위해 EDX로 분석한 것을 Fig. 5에 나타낸다. Fig. 5(b)에서 보이는 것처럼 일반적인 grain을 spot scanning 했을 때는 Ce 피크와 Gd의 피크만이 강하게 나타나고 Fe의 피크는 관찰되지 않았다. 이에 반해 다른 형태와 색깔을 갖는 grain을 spot scanning 했을 때는 Gd 성분과 함께 Fe 성분의 피크가 강하게 나타나고, Ce 성분의 피크강도는 줄어드는 것을 확인 할 수 있었다 (Fig. 5(a)). 이는 다른 형태의 grain이 Fe₂O₃ 단상으

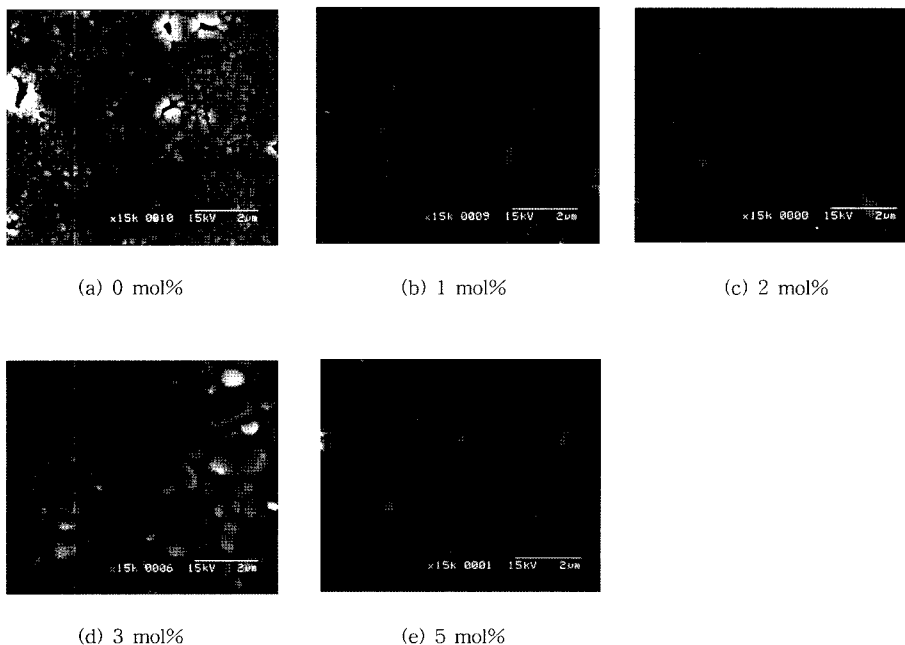


Fig. 3. SEM micrographs of the polished specimens with different Fe₂O₃ contents.

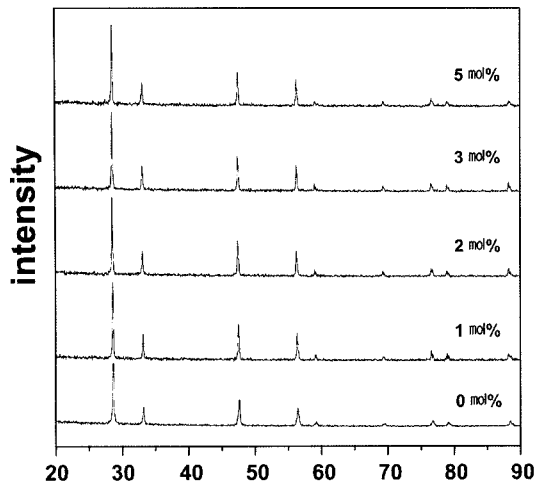


Fig. 4. X-ray diffraction patterns of the specimens with different Fe₂O₃ contents.

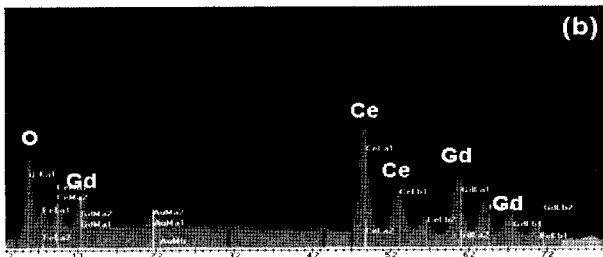
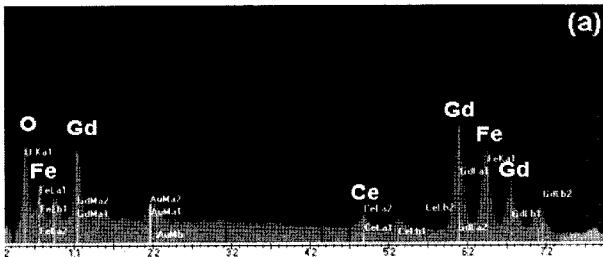
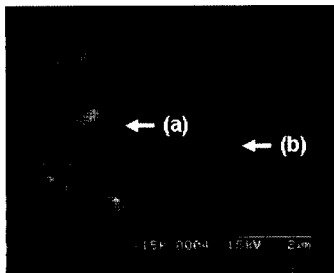


Fig. 5. SEM micrograph and corresponding EDX spectra for Gd₂O₃-doped CeO₂ containing 3 mol% Fe₂O₃. : (a) Gd₃Fe₅O₁₂ grain and (b) ceria grain.

로 존재하는 것이 아닌 Fe₂O₃와 Gd₂O₃가 서로 반응하여 garnet 형태의 화합물을 형성해서 garnet 형태의 다른 grain으로서 존재하는 것이라 생각되어 진다.

이와 같은 garnet 형태의 화합물 형성은 다른 첨가제에서도 나타난다고 보고되고 있다. Gd₂O₃-doped CeO₂에 Ga₂O₃를 첨가한 경우 2 mol% 이상 첨가시 Gd₃Ga₅O₁₂가 출현한다고 Lee et al.¹⁷⁾은 보고하고 있다. 미세구조 측정에서는 2 mol% Ga₂O₃ 첨가 이상에서부터, XRD 분석에서는 3 mol% Ga₂O₃ 첨가 이상에서부터 Gd₃Ga₅O₁₂상이 관찰되었다고 보고하고 있다. 본 연구에서도 과잉의 Fe₂O₃가 Gd₂O₃와 반응하여 garnet형인 Gd₃Fe₅O₁₂를 형성하여 ceria와는 다른 grain으로서 나타나는 것이라 생각되어 진다.

이런 Fe₂O₃의 첨가는 CeO₂ 격자계에 있어서 Fe³⁺이온이 Ce⁴⁺이온을 치환하면서 산소빈자리를 생성하게 되고, 이 산소빈자리가 빠른 치밀화와 입계의 이동성을 좋게 할 것으로 생각되어 진다. 또한 Fe³⁺이온(0.78Å)이 Ce⁴⁺이온(0.97Å)보다 이온의 크기가 상당히 작기 때문에 격자의 변형을 일으키게 되고, 그 격자들의 변형에 의해 즉 undersized dopant의 효과¹⁹⁾에 의해 입계의 이동도가 증가할 것으로도 생각되어 진다.

이상과 같은 Fe₂O₃ 첨가에 따른 소결특성의 변화들은 다음과 같이 연관지어 생각해 볼 수 있다. 2 mol% Fe₂O₃ 첨가까지 소결밀도 값이 증가하며, grain size가 증가하다가 그 이상에서 감소경향을 나타내는 것은 Fe₂O₃가 약간 존재할 때는 solubility limit 내의 상태가 되어 결정립성장을 촉진시키고, 그 결과 밀도 값이 증가되는 것으로 생각된다.

한편, solubility를 넘어선 과량의 Fe₂O₃는 Gd₂O₃와 반응하여 2차상 입자형태로 석출되어 존재하게 된다. 석출된 2차상은 결정립의 성장을 방해하면서 grain size의 감소를 가져오는 pinning현상을 갖게 된다. 이와 같이 편석된 2차상은 CeO₂와의 열팽창계수 차이로 인한 strain을 발생시켜 소결밀도를 저하시키는 원인이 되는 듯하다.

다음으로 Gd₂O₃-doped CeO₂의 전기전도도에 Fe₂O₃의 첨가가 미치는 영향에 대하여 살펴보고자 한다. 400°C에서 2 mol% Fe₂O₃가 첨가된 시편의 임피던스 스펙트럼을 Fig. 6에 나타낸다. 이와 같은 Cole-Cole plot에서 왼쪽의 처음 반원(고주파수 방향)은 grain의 저항(R_g)을 나타내고, 두 번째 반원(저주파수 방향)은 grain boundary의 저항(R_{gb})을 나타낸다. R_g와 R_{gb}를 합한 것이 전체저항(R_t)이 된다. 이런 저항치를 가지고 다음과 같은 식을 사용하여 각각의 전기전도도 값(grain 전기전도도 σ_g, grain boundary 전기전도도 σ_{gb}, total 전기전도도 σ)을 구하였다.

$$\sigma_g = \frac{1}{\rho_g} = \frac{1}{R_g} \cdot \frac{L}{A} \quad (1)$$

$$\sigma_{gb} = \frac{1}{\rho_{gb}} = \frac{1}{R_{gb}} \cdot \frac{L}{A} \quad (2)$$

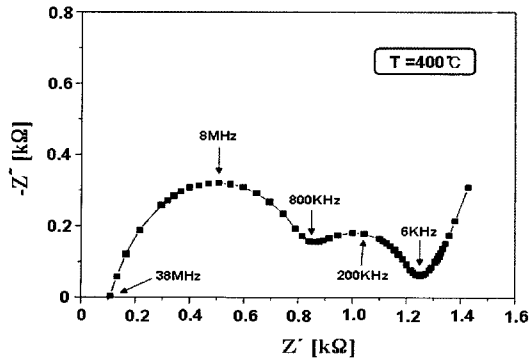


Fig. 6. Typical complex impedance diagram for Gd₂O₃-doped CeO₂ containing 2 mol% Fe₂O₃.

$$\sigma_t = \frac{1}{\rho_t} = \frac{1}{R_g + R_{gb}} \cdot \frac{L}{A} \quad (3)$$

여기서 A는 전극의 면적, L은 디스크시편의 두께를 나타낸다.

Fig. 7과 Fig. 8은 350~600°C 온도구간에서 grain 전기전도도와 grain boundary 전기전도도의 온도의존성을 나타낸다. 온도가 상승함에 따라 grain 전기전도도와 grain boundary 전기전도도 값의 증가가 보여지며, Arrhenius plot으로부터의 벗어남이 관찰되지 않는다.

소결밀도의 변화와 유사하게 2 mol% Fe₂O₃가 첨가된 시편에서 grain과 grain boundary 모두 가장 높은 전기전도도 값을 나타내었다. 일반적으로 grain boundary의 전기전도도는 시편의 기하학적 인자들에 의해 영향을 받게 되는데, 특히 grain size에 의해 영향을 받게 된다. 2 mol% 첨가의 경우 grain size가 다른 첨가물보다 커지기 때문에 grain boundary density(단위 길이 당 grain boundary의 수)가 감소하게 되고, 이것이 grain boundary 저항을 감소시켜 높은 grain boundary 전기전도도를 갖는 것으로 생각된다.

Fig. 9는 350°C와 450°C에서의 각 전기전도도 값의

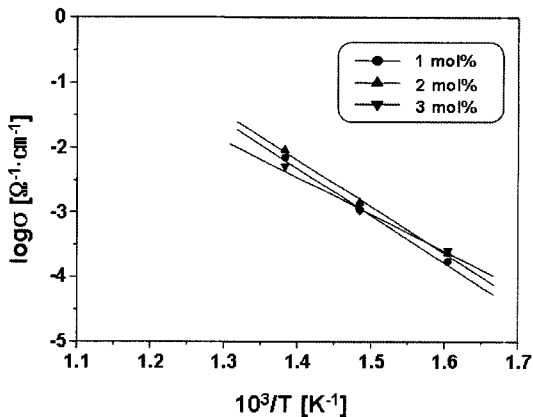


Fig. 7. Temperature dependence of grain conductivity.

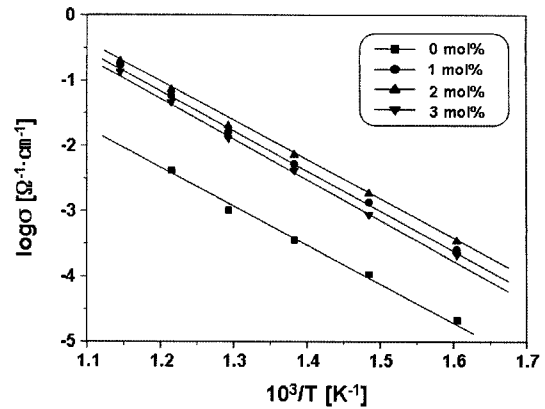


Fig. 8. Temperature dependence of grain boundary conductivity.

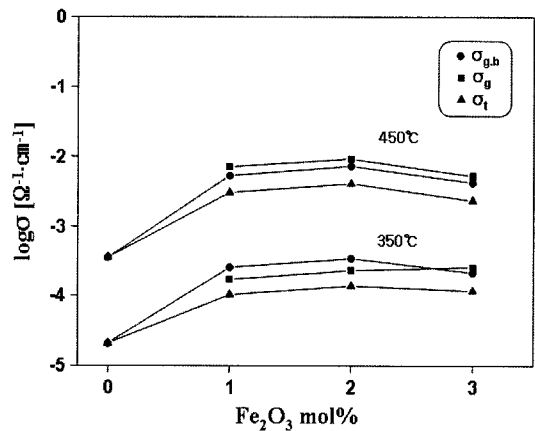


Fig. 9. Fe₂O₃ concentration dependence of grain, grain boundary and total conductivity at 350°C and 450°C.

Fe₂O₃ 첨가 의존성을 나타낸다. 350°C보다는 450°C에서의 전기전도도 값이 높게 나타나며, 전체적으로 Fe₂O₃가 첨가된 시편들이 첨가되지 않은 시편보다 높은 전기전도도 값을 가지는 것을 알 수 있다. Fe₂O₃의 첨가농도에 따른 전기전도도의 증가는 2 mol% Fe₂O₃의 첨가 시 total 전기전도도, grain boundary 전기전도도, grain 전기전도도에서 다른 농도의 시편보다 높은 값을 가짐을 알 수 있다.

Gd₂O₃-doped CeO₂의 다른 연구들과 본 연구의 전기전도도에 대한 것을 비교해보면 다음과 같다. Ma et al.²⁰⁾은 Ce_{0.8}Gd_{0.2}O_{1.9}를 1300~1700°C의 온도구간에서 5시간 소결시킨 시편의 소결거동과 전기적 특성에 대해 보고하였다. 그들의 보고에 따르면 1600°C에서 5시간 소결한 시편이 97%의 상대밀도를 가졌고, 500°C에서 측정된 전기전도도 값은 3.2×10⁻³Ω⁻¹·cm⁻¹을 나타내었다. 본 연구에서는 미량의 Fe₂O₃ 첨가로서 1400°C에서 96%의 상대밀도를 얻을 수 있었고, 500°C의 측정온도에서 2 mol% Fe₂O₃가 첨가된 시편은 2×10⁻²Ω⁻¹·cm⁻¹의 더 높은 전기전도도 값을 얻을 수 있었다.

한편, Moure *et al.*²¹⁾은 공침법으로 Gd₂O₃-doped CeO₂를 제조하고 1300°C에서 2시간 동안 소결시켰을 때 이론밀도에 가까운 소결밀도 값을 가질 수 있었으며, 이 시편들의 전기전도도를 측정해 보았을 때 700°C에서 $2.4 \times 10^{-2} \Omega^{-1} \cdot \text{cm}^{-1}$ 전기전도도 값을 가졌음을 보고하였다. 또한, Rambabu *et al.*²²⁾은 hydrothermal techniques로 Gd₂O₃-doped CeO₂를 제조하고 1400°C에서 12시간 소결하였을 때 높은 소결밀도를 얻었으며, 700°C에서의 전기전도도 값은 $1 \times 10^{-2} \Omega^{-1} \cdot \text{cm}^{-1}$ 를 나타내었음을 보고하였다. 이 두 연구는 나노크기의 미세하고 균일한 출발물질을 제조하여 소결성 향상과 전기전도도 값의 증가를 얻었으나, 본 연구에서는 상용의 분말을 사용하고 미량의 Fe₂O₃의 첨가만으로 소결특성의 향상과 함께 높은 전기전도도 값을 얻을 수 있었다.

이와 같이 2 mol% Fe₂O₃ 첨가에서 가장 높은 전기전도도를 보이는 것은 앞의 미세구조 사진에서 보았듯이 결정립의 크기가 성장하고, 그 결과 입계밀도가 감소하며 Gd₂O₃-doped CeO₂ 입자들의 치밀화가 높아졌기 때문으로 생각되어 진다. 다만, Fe₂O₃가 첨가됨에 따라 증가되는 산소이온빈자리로 인한 전도도의 상승분과 이온반경이 작은 Fe³⁺이온이 형석형 입방구조로 치환고용되면서 격자의 변형으로 발생하는 전도도의 감소분을 생각할 수 있는데, 결과는 2 mol% 첨가에서 좋은 값을 나타냈다. Fe₂O₃의 첨가는 소결밀도의 증대와 전기전도도의 증대를 가져와 Ce_{0.8}Gd_{0.2}O_{1.9} 세라믹스의 소결성과 전기전도도에 긍정적인 효과를 나타낸 것으로 생각되어 진다.

4. 결 론

(Ce_{0.8}Gd_{0.2}O_{1.9})_{1-x}(Fe₂O₃)_x, (x = 0 ~ 0.05)의 조성이 되도록 상용의 CeO₂, Gd₂O₃, Fe₂O₃ 분말을 사용하여 고상반응법으로 Fe₂O₃가 첨가된 Gd₂O₃-doped CeO₂ 소결체를 제조하고, 소결거동과 전기적 특성에 미치는 Fe₂O₃의 첨가효과를 살펴보았다.

그 결과, 미량의 Fe₂O₃ 첨가는 소결특성과 전기전도도의 향상에 긍정적인 효과를 나타내었다. 2 mol% Fe₂O₃ 첨가에서 96% 이상의 가장 높은 상대밀도와 가장 큰 grain size를 나타내었고, 그 이상에서는 감소하였다. 전기전도도 역시 소결거동의 변화와 같게 2 mol% Fe₂O₃ 첨가에서 가장 높은 값을 나타내었고, 3 mol% 첨가부터는 감소하기 시작하였으나 첨가되지 않은 것보다 높은 전기전도도 값을 나타내었다. Ce_{0.8}Gd_{0.2}O_{1.9} 세라믹스에의 Fe₂O₃의 첨가는 결정립성장을 촉진시켜 소결밀도 값을 증대시키는 소결거동과 전기전도도 값의 증가를 가져오는 전기적 특성에 긍정적인 효과를 나타내었다.

감사의 글

본 연구는 2006학년도 경성대학교의 지원에 의하여 연구되었으며, 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. J. V. Herle, T. Horita, T. Kawada, N. Sakai, H. Yokokawa and M. Dokiya, *J. Am. Ceram. Soc.*, **80**, 933 (1997).
2. A. Overs and I. Riess, *J. Am. Ceram. Soc.*, **65**, 606 (1982).
3. P. L. Chen and I. W. Chen, *J. Am. Ceram. Soc.*, **76**, 1577 (1993).
4. Y. C. Zhou and M. N. Rahaman, *J. Mater. Res.*, **8**, 1689 (1993).
5. K. Yamashita, K. V. Ramanujachary and M. Greenblatt, *Solid State Ionics*, **81**, 53 (1995).
6. A. K. Bhattacharya, A. Hartridge, K. K. Mallick and J. L. Woodhard, *J. Mater. Sci.*, **31**, 5005 (1996).
7. J. V. Herle, T. Horita, T. Kawada, N. Sakai, H. Yokokawa and M. Dokiya, *Solid State Ionics*, **86-88**, 1255 (1996).
8. K. Higashi, K. Sonoda, H. Ono, S. Sameshima and Y. Hirata, *J. Mater. Res.*, **14**, 957 (1999).
9. H. Yoshida, K. Miura, J. Fujita and T. Inagaki, *J. Am. Ceram. Soc.*, **82**, 219 (1999).
10. C. M. Kleinlogel and L. J. Gauckler, *Solid State Ionics*, **135**, 567 (2000).
11. C. M. Kleinlogel and L. J. Gauckler, *J. Electroceram.*, **5**, 231 (2000).
12. T. Zhang, P. Hing, H. Huang and J. Kilner, *J. Europ. Ceram. Soc.*, **21**, 2221 (2001).
13. T. Zhang, P. Hing, H. Huang and J. Kilner, *J. Europ. Ceram. Soc.*, **22**, 27 (2002).
14. T. S. Zhang, J. Ma, S. H. Chan and J. A. Kilner, *J. Electrochem. Soc.*, **151**, J84 (2004).
15. J. S. Lee, K. H. Choi, B. K. Ryu, B. C. Shin and I. S. Kim, *Ceramics International*, **39**, 807 (2004).
16. J. S. Lee, K. H. Choi, B. K. Ryu, B. C. Shin and I. S. Kim, *Mater. Res. Bull.*, **39**, 2025 (2004).
17. J. S. Lee, K. H. Choi, B. K. Ryu, B. C. Shin and I. S. Kim, *J. Mater. Sci.*, **40**, 1153 (2005).
18. J. S. Lee, *J. Electroceram.*, **17**, 709 (2006).
19. P. L. Chen and I. W. Chen, *J. Am. Ceram. Soc.*, **79**, 1793 (1996).
20. J. Ma, T. S. Zhang, L. B. Kong, P. Hing and S. H. Chan, *J. Power Sources*, **132**, 71 (2004).
21. C. Moure, J. R. Jurado and P. Durn, *Electroceramics V*, 139 (1995).
22. B. Rambabu, S. Ghosh and H. Jena, *J. Mater. Sci.*, **41**, 7530 (2006).