

용융탄산염형 연료전지의 NiO 공기극의 용해거동에 미치는 알루미나 코팅효과에 대한 연구

류보현, 윤성필*, 한종희, 남석우, 임태훈, 홍성안

A study on the effect of alumina coating on NiO dissolution in molten carbonate fuel cell

B. H. Ryu, S. P. Yoon, J. Han, S. W. Nam, T. -H. lim, S. -A. Hong

Abstract The stability of alumina-coated NiO cathodes was studied in $\text{Li}_{0.62}/\text{K}_{0.38}$ molten carbonate electrolyte. Alumina was effectively coated on the porous Ni plate using galvanostatic pulse plating method. The deposition mechanism of alumina was governed by the concentration of hydroxide ions near the working electrode, which was controlled by the temperature of bath solution. Alumina-coated NiO cathodes were formed to Al_2O_3 -NiO solid solution by the oxidation process and their Ni solubilities were lower than that of NiO up to the immersion time of 100h. However, their Ni solubilities increased and were similar to that of the bare NiO cathode after 100h. It was because aluminum into the solid solution was segregated to α - LiAlO_2 on the NiO and its product did not play a role of the physical barrier against NiO dissolution.

Key words MCFC(용융탄산염형 연료전지), alumina coating(알루미나 코팅), Galvano-static pulse plating(펄스전해도금), NiO dissolution(공기극 용해)

* 한국과학기술연구원 연료전지 연구센터

■ 39-1 Hawolgok-Dong, Seongbuk-Gu, Seoul, 136-791, Korea

■ E-mail : spyoon@re.kr ■ Tel : (02)958-8276 ■ Fax : (02)958-5199

1. 서론

용융탄산염형 연료전지(molten carbonate fuel cell, MCFC)는 높은 에너지변환 효율, 친환경성 그리고 다양한 연료 사용의 용이성 등에 근거하여 신에너지 발전시스템으로 많

은 연구가 진행되고 있다¹⁾. 그러나 이 연료전지는 높은 부식성 특성을 가진 용융염을 전해질로 사용하기 때문에 저온 연료전지에 비해 대단히 높은 구성요소 재료들의 안정성이 요구된다. MCFC의 공기극 재료인 NiO(Li)는 용융염에서 높은 화학적 안정성과 전기전도성을 나타내지만 목표로 하는 40,000시간 이

상의 운전에 필요한 안정성에는 미치지 못하는 실정이다. NiO(Li)가 가지는 가장 큰 문제점은 용융염에서의 용해거동과 미세기공의 열화현상이다. 특히 용해거동에 의한 Ni shorting 은 MCFC의 장기운전을 저해하는 가장 큰 원인으로 지적되고 있다. 즉, NiO(Li)가 이산화탄소와 반응하여 니켈이온으로 용해되어 연료극 쪽으로 확산되고, 이때 연료극에서 확산되어 온 수소와 반응하여 매트릭스 내에서 석출되면서 니켈입자들이 공기극과 연료극간의 전기적 연결을 만들게 된다. 이러한 전기적 단락은 전지효율을 떨어뜨릴 뿐만 아니라 궁극적으로 MCFC의 수명을 단축시키는 주요 원인으로 보고되고 있다⁽²⁾. 그러므로 40,000 시간 이상의 작동이 요구되는 MCFC의 상용화를 위해 NiO(Li)의 용해현상은 반드시 해결해야 할 과제이다.

NiO(Li)의 용해거동을 억제하기 위한 방법들이 다양하게 제시되어 왔다. 즉 대체전극물질의 개발⁽³⁾, 전해질 조성의 변화⁽⁴⁾ 그리고 NiO(Li)에 안정한 물질의 첨가 혹은 코팅 등을 통한 특성개선이 그것이다⁽⁵⁾. 이 중 전해질의 조성변화와 NiO(Li)공기극의 표면에 안정한 물질을 코팅하는 방법이 가장 최적의 방법으로 주목받고 있다. 안정한 물질을 NiO(Li)에 코팅하는 방법으로는 sol-gel 침적법⁽⁵⁾, 기계적 건식코팅법⁽⁶⁾ 그리고 무전해도금법⁽⁷⁾이 제시되었으며 코팅물질로는 LiCoO₂, LiFeO₂ 그리고 Li₂MnO₃ 등이 있다. 특히 본 연구실에서는 LiCoO₂, Co와 같은 Co종이 NiO(Li)에 코팅되었을 때 용융염 중에서 고용체가 형성되어 상의 안정성이 증가되고 이것이 낮은 용해도를 보이는 억제기구임을 규명하였다⁽⁸⁾. 따라서 NiO와 고용체를 형성하고 안정한 상을 형성할 수 있는 값싼 물질을 코팅할 경우 NiO(Li)의 용해억제가 가능한지에 대한 연구의 필요성이 있었다.

본 연구에서는 NiO(Li)의 용해거동을 억제하기 위한 코팅물질 중 +3의 산화가를 가지는 알루미늄을 다공성 니켈전극에 고르게 코팅할 수 있는 코팅법과 알루미늄이 미치는 NiO(Li) 용해억제에 대한 연구를 수행하여 코팅물질로서의 알루미늄의 타당성을 평가하고자 하였다.

2. 실험 및 방법

2.1 알루미늄 코팅 니켈 전극 제조

0.1M의 Al(NO₃)₃의 수용액에 80%의 기공율을 보이는 니켈

판을 침지하고 펄스 전해도금법을 이용하여 알루미늄을 코팅하였다. 욕조의 온도는 20℃에서 80℃까지 변화시켰으며 코팅 효율은 무게감량법으로 평가하였다. 펄스 전해도금은 HC-114 (Hokudo Denko) 펄스발생장치를 이용하여 전류인가시간 (T_{on}, 0.1ms)과 전류단락시간(T_{off}, 0.7ms)로 나타내는 duty cycle을 0.125로 하여 알루미늄을 코팅하였다⁽⁹⁾. 알루미늄의 코팅 메커니즘을 cyclic voltammetry(CV)와 electrochemical quartz crystal microbalance(EQCM)으로 평가하였다. CV는 Solartron 1287를 사용하였으며, EQCM은 AT-cut 수정진동자위에 Pt를 1000Å 코팅한 작동전극과 HP 6114A 전압공급기 그리고 Philips PM6680B 고분해 주파수 응답기를 본 실험실에서 자체 제작한 oscillator circuit로 발전시켰으며 Solartron 1287과 연결하여 수행하였다. 이후 제조된 알루미늄 코팅전극은 650℃의 산화분위기에서 48시간동안 산화시켰고 EDAX를 장착한 ESEM(Philips XL-30)을 이용하여 표면형상과 알루미늄 분포를 관찰하였다. 또한 전극의 상변화를 XRD(Rigaku 2500)을 이용하여 관찰하였다.

2.2 용해도 측정

Fig. 1은 용해도 측정장치의 개략도를 보이고 있다⁽⁸⁾. 그림에서 알 수 있는 바와 같이 용해도 장치는 스테인리스로 제조된 반응기 내에 알루미늄 도가니를 장착할 수 있게 제조되었다. 가스주입구와 배출구, 열전대, 그리고 샘플링시 필요한 알루미늄 피펫의 장입구를 가지고 있다. 사용된 전해질은 조성에 맞추어 혼합된 Li₂CO₃와 K₂CO₃를 48시간동안 볼밀링하여 미세하게 제조된(62+38)mol% (Li+K) 탄산염이었다. 전해질 내에 포함된 불순물과 수분을 제거하여 전해질의 순도를 최적화하기 위하여 전해질을 알루미늄 도가니에 채운 다음 상온에서 700℃까지 서서히 온도를 올려 이산화탄소로 24시간동안 버블링 하였다. 이후 650℃로 반응기의 온도를 내린 다음 반응기 뚜껑을 열고 용융 전해질 내에 알루미늄코팅 전극을 침지시키고 다시 반응기 뚜껑을 닫아 외부와 차단하였다. MCFC의 공기극 가스분위기를 맞추기 위하여 표준가스조성인 0.33atm의 산소와 0.67atm의 이산화탄소를 가스 주입구를 통하여 공급하였다. 시간에 따라 전해질은 알루미늄 피펫으로 샘플링되었으며 고체화된 전해질을 10%의 아세트산에 용해시켜 ICP-MS와 AAS를 이용하여 전해질에 포함된 니켈의 농도를 측정하였다. 특히 일정한 농도를 보이는 니켈의 농도를 용해도로 정의

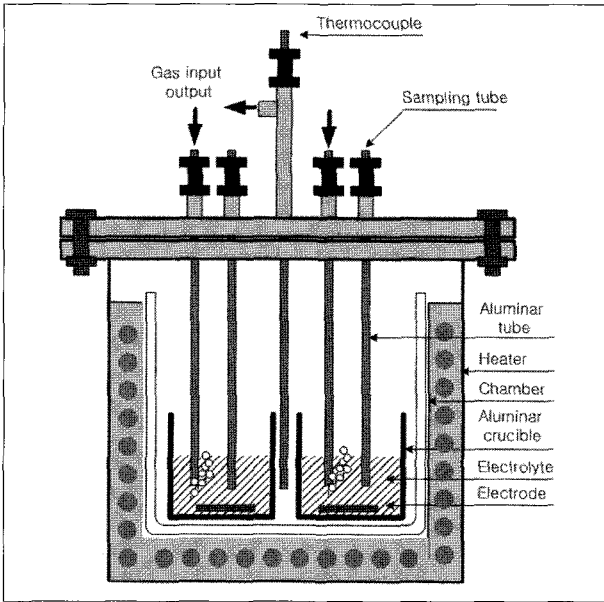


Fig. 1 Schematic illustration of dissolution apparatus

하여 알루미늄코팅 유무에 따른 전극의 안정성을 평가하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 알루미늄 코팅

3.1.1 알루미늄 코팅에 미치는 온도의 영향

Fig. 2는 전해조의 온도와 코팅시간에 따라 변하는 코팅량의 변화를 나타낸 그림이다. 인가한 평균 펄스전류밀도(i_m)는 $10\text{mA}/\text{cm}^2$ 이었다. 석출되는 알루미늄은 전해조의 온도에 민감하게 반응하였다. 즉, 온도가 증가할수록 석출되는 양은 감소하였으나 코팅시간과 석출량간에는 선형적인 관계가 성립되지는 않았다. 이는 코팅되는 알루미늄이 페러데이법칙에 따른 전기화학적 석출이 아닌 화학적 반응에 의한 석출임을 의미한다.

Zhitomirsky et al.⁽¹⁰⁾는 다양한 세라믹종을 피도금체에 전기화학적 방법을 통하여 코팅하여 석출되는 세라믹종은 $\text{M}(\text{OH})_x$ 로 코팅되고 온도에 대단히 큰 영향을 받음을 밝혀내었는데, 이는 나이트라이트계 수용액의 NO_3^- 가 반응에 직접 참여하기 때문이었다. 일반적으로 알려진 바와 같이 알루미늄은 산화/환원 전위가 -1.676 V vs. SHE 로서 수소발생영역에 비하여 대단히 활성적인 값을 보인다. 따라서 공급해주는 음극

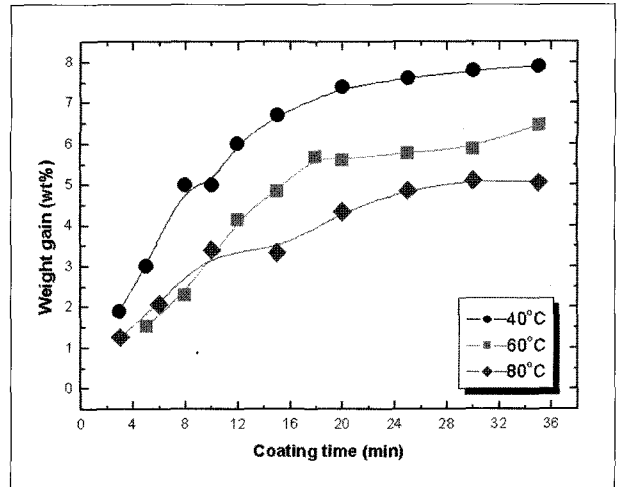
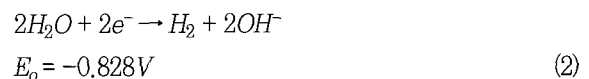
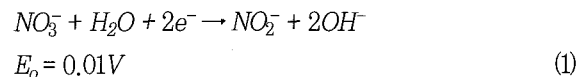
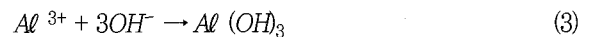


Fig. 2 Effect of bath temperature on deposition weight of alumina on porous Ni plate in 0.1M $\text{Al}(\text{NO}_3)_3$ solution

전류는 모두 수소발생에만 참여하게 되고 알루미늄의 석출은 일어나지 않는다. 그러나 피도금체의 주변에 OH^- 기가 과량으로 존재할 경우에는 전해조에 존재하는 Al^{3+} 와 반응하여 $\text{Al}(\text{OH})_3$ 으로 석출되게 된다. 그러므로 알루미늄이 석출되기 위해서는 OH^- 기의 공급반응이 있어야 함을 알 수가 있다. 나이트라이트계 수용액에서의 OH^- 기 형성반응은 다음과 같은 전극반응을 고려해볼 수가 있다⁽¹¹⁾.



식 (1)은 나이트라이트 이온의 분해반응이며 식 (2)는 가수분해반응이다. 이렇게 전극 부(Ni)에서 생성된 OH^- 이온은 다음과 같이 알루미늄이온과 반응하여 알루미늄을 형성하게 된다.



특히 상기한 반응에 의해 생성된 $\text{Al}(\text{OH})_3$ 는 건조과정을 거치면서 비정질의 알루미늄으로 석출되게 된다. 따라서 Fig. 1에서 수용액의 온도가 증가할수록 석출량이 감소한 이유는 OH^- 이온의 확산이 온도가 증가할수록 용이하여 반응지점에서의 OH^- 기의 농도가 감소하기 때문임을 알 수가 있다. 이러한 결

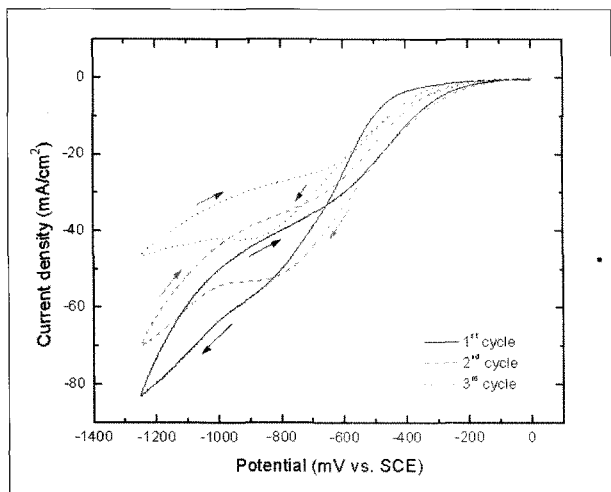


Fig. 3 Cyclic voltammogram of alumina coating on porous Ni plate at 40°C in 0.1M Al(NO₃)₃ solution, scan rate = 20mV/sec

과는 Ni(OH)₂의 석출에서도 보고된 바가 있다⁽¹²⁾. 한편 석출된 알루미늄 양은 페러데이 법칙에 따른 선형적 관계를 보이지 않고 있는데 이는 피도금층에 고르게 알루미늄이 석출되게 되면 알루미늄의 전도성이 떨어지거나 혹은 입자간의 접착력이 떨어져 박리가 발생하기 때문인 것으로 추정된다⁽¹³⁾.

3.1.2 알루미늄 코팅의 전기화학적 평가

Fig. 3은 상기한 석출량과 시간간의 상관성을 확인하기 위하여 CV 실험을 실시한 결과를 나타낸 그림이다. 그림에서 알 수 있는 바와 같이 (-)전위방향으로 스캔후 (+)방향으로 회귀할 시 동일한 전위하에서 관찰한 전류는 (+)스캔시 낮은 전류가 흐르고 사이클이 증가할수록 전류밀도가 감소함을 보이고 있다. 그러므로 석출된 알루미늄은 다시 환원되지 않는 비평형반응에 따르며 석출량이 증가할수록 표면의 전기저항은 증가한다는 것을 의미하고 있다.

Fig. 4는 EQCM으로 분석한 알루미늄 코팅량을 20°C와 40°C에서 측정한 결과이다. 그림에서 알 수 있는 바와 같이 음극 전류밀도가 증가하면 과전압과 석출량이 동시에 증가함을 보이고 있다. 이는 음극전류밀도가 증가할수록 석출되는 속도가 빨라지고 석출된 알루미늄에 의해 표면의 전기저항이 증가한다는 것을 의미한다. 게다가 20°C에서 측정한 알루미늄 석출량은 40°C에서 측정한 값보다 높게 나타나고 있으며 낮은 온도와 높은 전류밀도 하에서는 석출된 알루미늄이 박리됨을 보이고 있다. 이는 Fig. 2에서 설명한 바와 같이 반응메커니즘이 온도에 따른 OH⁻이온의 확산에 지배를 받는다는 것을 의미한다.

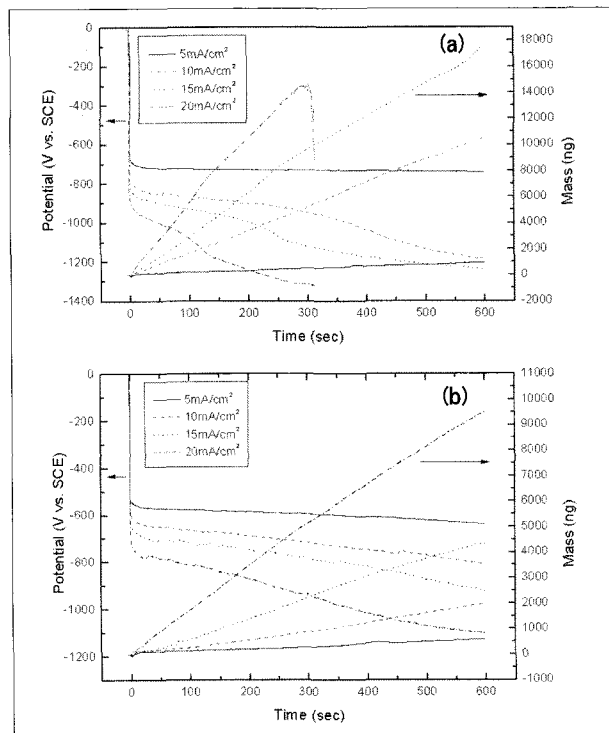


Fig. 4 Plot of mass change and potential of alumina deposition with respect to the applied current density; 20°C (a) and 40°C (b) in 0.1M Al(NO₃)₃ solution

따라서 EQCM을 이용한 석출효율은 본 연구에서는 구할 수 없었고 Fig. 2에서 언급한 무게감량결과에 따라 석출된 양을 평가하고 전극을 제조하게 되었다.

3.1.3 코팅층 분석

Fig. 5는 40°C에서 시간에 따라 알루미늄을 코팅한 다공성 니켈전극의 표면을 관찰한 SEM 사진이다. 알루미늄은 균일하게 니켈입자에 코팅되고 코팅량이 증가할수록 알루미늄이 기공을 채우는 현상은 관찰되지 않고 있다.

균일한 알루미늄의 분포를 확인하기 위하여 EDAX를 이용하여 Al를 매핑하여 Fig. 6에 나타내었다. 그림에서 볼 수 있는 바와 같이 알루미늄은 표면에 과량으로 분포하지만 깊이방향으로 고르게 코팅이 되어 있음을 알 수가 있다. 따라서 펄스 전해도금법으로 다공성 니켈전극에 알루미늄을 균일하게 코팅할 수 있었다.

3.1.4 산화처리에 따른 상의 변화

MCFC는 전처리 과정중에 공기극이 산화되어 리튬의 lithi-

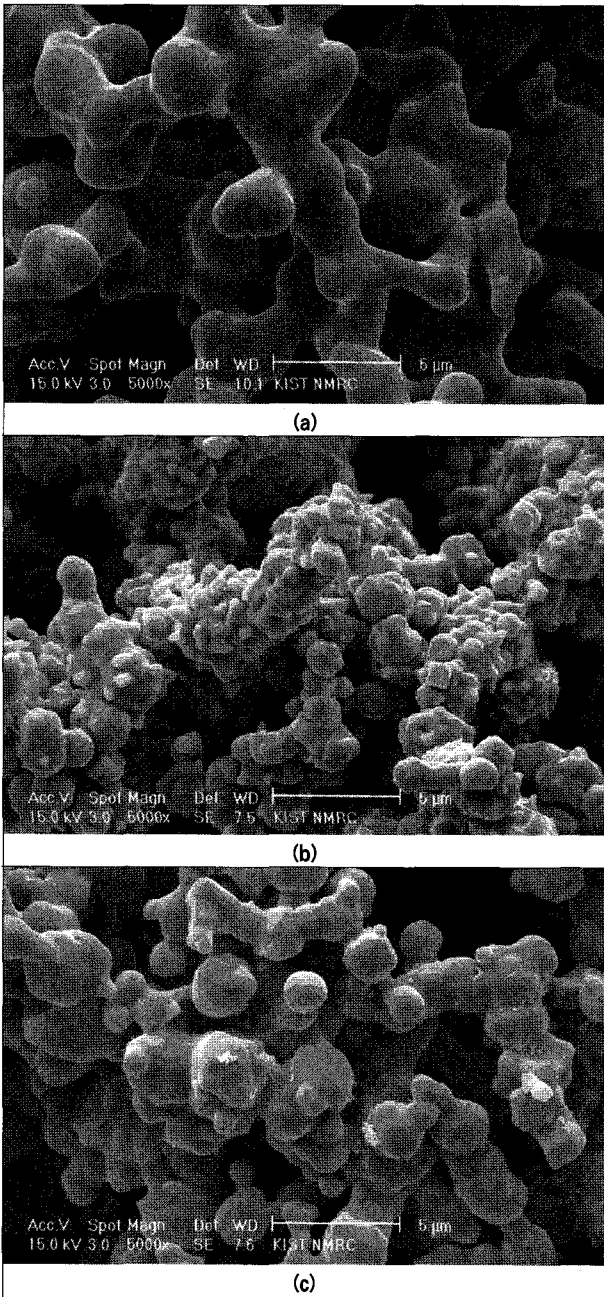


Fig. 5 SEM images of alumina coated Ni sheet: Ni (a), 4wt% Al₂O₃ (b) and 6wt% Al₂O₃ (c) coated at 40°C in 0.1M Al(NO₃)₃ solution

ation 반응으로 전기전도성을 띄게 된다. 그러므로 산화분위기에서의 공기극 특성 평가는 대단히 중요한 사항이라고 하겠다. Fig. 7은 알루미나를 코팅한 니켈전극을 650°C에서 48시간동안 산화처리한 후 측정된 XRD 결과이다. 니켈은 산화니켈로 변하고 알루미나를 코팅한 전극은 γ -Al₂O₃와 산화니켈 상이

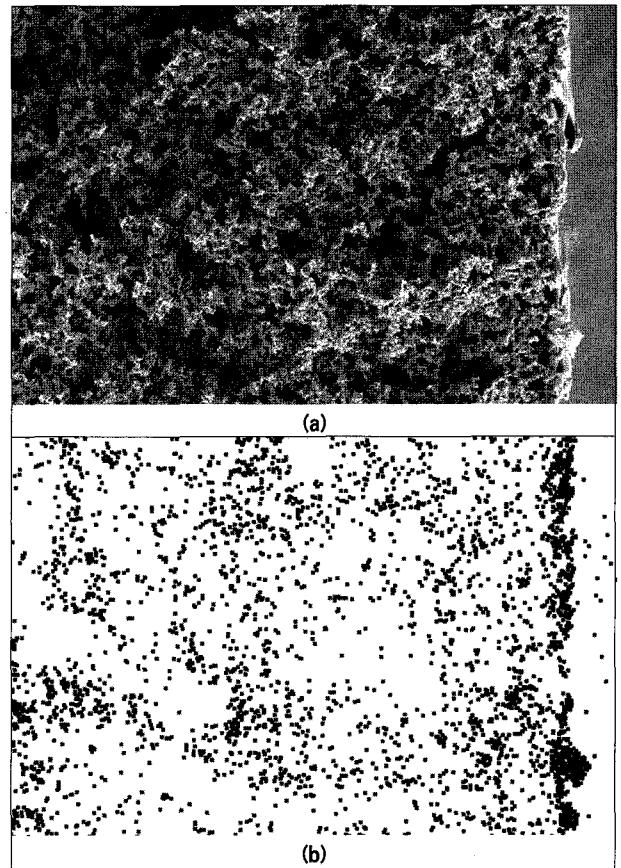
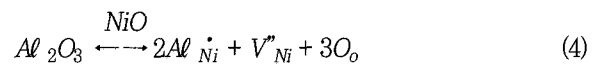


Fig. 6 Al mapping of 6wt% alumina coated Ni plate

관찰되고 있다.

따라서 650°C에서는 알루미나가 NiO에 완전하게 고용되지 않음을 확인할 수가 있다.

Fig. 8은 Fig. 7의 XRD 분석결과에서 계산한 격자상수를 나타내고 있다. 그림에서 알 수 있는 바와 같이 알루미나의 코팅량이 증가할수록 격자상수는 감소한다. 이는 Ni²⁺의 이온반경이 0.560Å이고 Al³⁺가 0.535Å으로 이온반경의 차에 의해 격자의 부피가 감소한다는 것에서 추측가능하다. NiO에 Al₂O₃가 고용되는 것은 다음과 같이 나타낼 수가 있다.



따라서 코팅된 알루미나는 부분적으로 고용체를 형성하고 표면에서는 γ -Al₂O₃이 잔존하게 된다. 그러나 상기한 식 (4)에서 알 수 있는 바와 같이 알루미나가 NiO에 고용될 경우 +3가의 Ni³⁺ 생성을 억제하게 되어 +1가인 Li가 고용된 NiO에

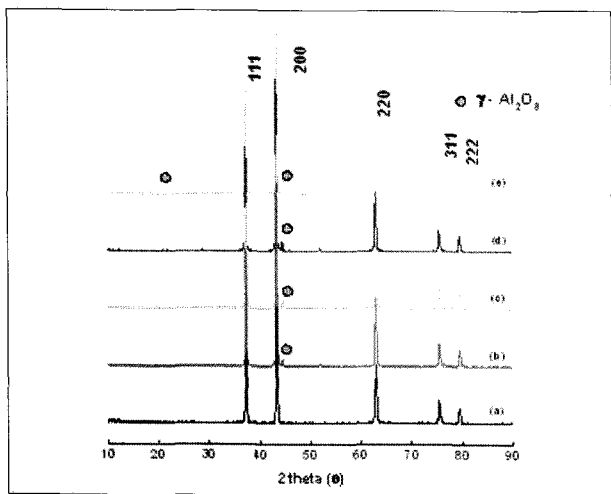


Fig. 7 XRD patterns of alumina coated NiO cathode after oxidation at 650°C for 48hr: NiO (a), 2wt% (b), 4.3wt% (c), 6wt% (d) and 6.3wt% Al₂O₃.

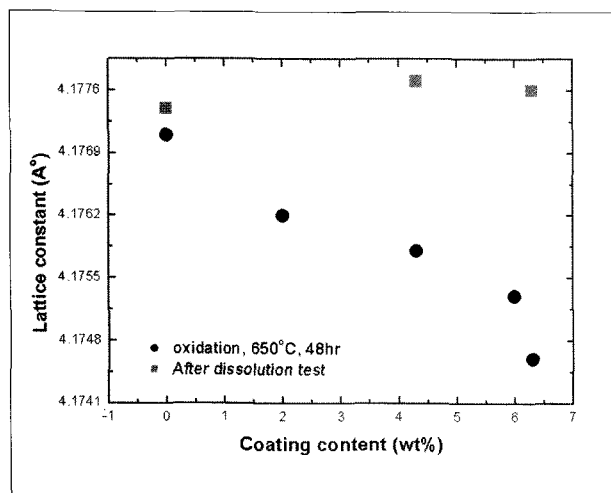


Fig. 8 Cubic lattice constant of alumina coated NiO cathode before and after dissolution test

비하여 전기전도도가 떨어질 것임을 추정할 수가 있다.

3.2 용해도 측정

3.2.1 알루미늄 코팅양에 따른 Ni 용해도

상기한 방법으로 준비한 알루미늄 코팅 산화니켈 전극을 용융염에 침지하고 시간에 따라 니켈이온의 농도를 분석하여 Fig. 9에 나타내었다.

니켈의 용해도는 약 24 mol ppm으로 기준에 알려진 값과 동일한 결과를 나타내고 있다⁽⁸⁾. 이에 반하여 알루미늄을 코팅한 전극은 100시간 이전에는 12 mol ppm 정도의 낮은 니켈농

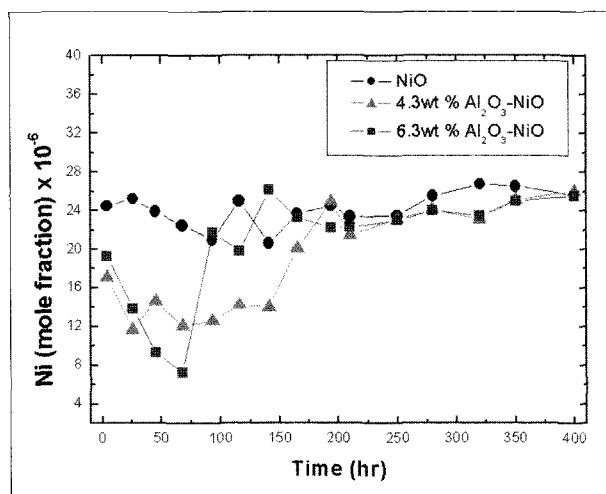


Fig. 9 Concentration variation of NiO and alumina coated NiO cathode as a function of the immersion time.

도를 보이다가 급격히 증가하여 NiO의 니켈용해도와 비슷한 값을 나타내었다. 이는 침지초기에 NiO가 전해질과 반응하는 것을 알루미늄이 차단하였지만 침지시간이 경과함에 따라 표면의 재료학적 변화가 수반되어 장벽역할을 수행하지 못한다는 것을 의미한다. 그러므로 물리적 장벽역할을 하는 알루미늄은 (62+38)mol% (Li+K) 카보네이트 용융염 니켈의 용해거동을 억제할 수 없음을 알 수가 있다. 이 결과는 NiO 용해거동을 막기 위하여 첨가제를 첨가하거나 혹은 안정한 물질을 코팅할 경우, 접착력이 취약한 물리적 장벽역할을 하는 물질은 배제되어야 한다는 것을 명시하고 있다. 즉 코팅물질이 NiO와 동일한 결정구조를 가져 고용체를 형성할 수 있어야 하고 전기전도성을 저하시키지 않는 물질이 채택되어야만 한다.

3.2.2 XRD 분석 및 표면관찰

용해도 실험을 수행한 이후 NiO와 알루미늄 코팅 NiO의 상변화를 XRD로 분석하여 Fig. 10에 나타내었다. 그림에서 관찰되는 바와 같이 γ -Al₂O₃상은 모두 α -LiAlO₂로 변화했다. 특히 격자상수를 분석한 Fig. 8에서는 알루미늄의 코팅양에 관계없이 NiO의 격자상수와 동일한 값을 보이고 있다. 이는 비록 산화처리를 통하여 NiO-Al₂O₃간의 고용체가 형성되었다손 치더라도 용융염 중에서는 NiO의 표면으로 알루미늄이 확산되어와 모두 리튬과 반응하여 LiAlO₂로 편석된다는 것을 의미한다. 게다가 α -LiAlO₂는 삼방정계(R3-c, JCPDF 46-1212)로 NiO(Fm3m)와 확연히 다른 상을 나타내기 때문에 이 두상은 고용체를 형성하기가 어렵다. 따라서 용해도측정에서 침지

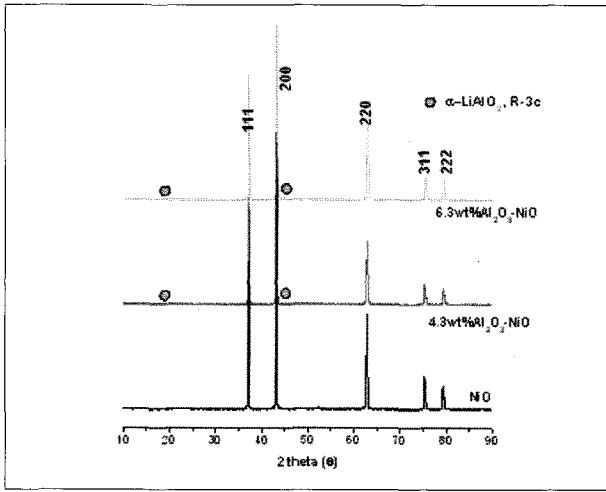


Fig. 10 XRD patterns of NiO cathode and alumina coated NiO cathode after dissolution test

100시간이 경과한 후 Ni 용해도가 증가한 이유는 NiO의 표면에 형성된 α -LiAlO₂이 충분한 차단막역할을 수행하지 못하고 박리되었기 때문인 것으로 사료된다.

4. 결론

알루미나를 코팅한 니켈전극의 NiO 용해억제능을 평가하였다. 이를 위하여 알루미나는 펄스 전해도금법으로 균일하게 코팅하였다. 알루미나 코팅은 니켈전극 주변의 OH⁻기의 농도에 큰 영향을 받았으며 이는 수용액의 온도가 증가할수록 확산이 빨라지기 때문이었으며, 이 결과 석출량이 온도에 따라 감소함을 알 수가 있었다. 비록 산화처리를 통하여 알루미나와 NiO는 고용체를 형성하여 상의 안정성이 증가하였지만 용융염에 침지되었을 때 용융염과 반응하여 NiO 표면에 α -LiAlO₂로 편석되는 현상이 관찰되었다. 따라서 알루미나 코팅 NiO 공기극은 용해거동을 억제할 수가 없었으며 이는 알루미나가 NiO와 용융염이 직접 반응하는 것을 차단하는 물리적 장벽 역할을 수행하지 못하였기 때문이었다.

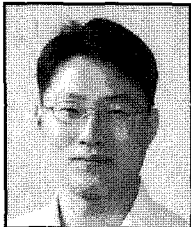
References

1. Y. Mugikura, "Stack material and stack design" in W. Vielstich, A. Lamm, H. A. Gasteriger(Edts), Handbook of Fuel Cells-

Fundamentals Technology and Application, John wiley & sons Ltd., 2003

2. M. yoshikawa, Y. Mugikura, T. Watanabe, T. Kahara, and T. mizukami, 2001, "NiO cathode Dissolution and Ni precipitation in Li/Na Molten Carbonate Fuel Cells", J. Electrochem. Soc., 148, 11, A1230-A1238
3. I. Bloom, M. T. Lanagan, M. Krumpelt, and J. L. Smith, 1999, "The Development of LiFeO₂-LiCoO₂- NiO Cathodes for Molten Carbonate Fuel Cells", J. Electrochem. Soc., 146, 4, 1336-1340
4. I. Mitsuhashi, K. Matsuzawa, N. Kamiya, K.-I. Ota, 2002, "Improvement of MCFC cathode stability by additives", Electrochim. Acta, 47, 3823-3830
5. S.-G. Kim, S. P. Yoon, J. Han, S. W. Nam, T.-H. Lim, S.-A. Hong, H. C. Lim, 2002, "A stabilized NiO cathode prepared by sol-impregnation of LiCoO₂ precursors for molten carbonate fuel cells", J. Power Sources 112, 109-115
6. T. Fukui, H. Okawa, T. Hotta, and M. Naito, 2001, "Synthesis of Co/Ni composites Powders for molten Carbonate Fuel Cells", J. Am. Ceram. Soc., 84, 1, 233-235
7. A. Durairajan, H. C.-Mercado, B. Haran, R. White, B. Popov, 2002, "Electrochemical characterization of cobalt-encapsulated nickel as cathodes for MCFC", J. Power Sources, 104, 157-168
8. B. H. Ryu, J. Han, S. P. Yoon, S. W. Nam, T.-H. Lim, S.-A. Hong, K. B. Kim, 2004, "Dissolution behavior of Co-coated NiO cathode in molten (Li_{0.62}K_{0.38})₂CO₃ eutectics", J. Power Sources, 137, 62-70
9. J. Ci, Puipe, N. Ibl, 1980, "Influence of charge and discharge of electric double layer in pulse plating", J. App. Electrochem., 10, 775-784
10. R. Chaim, I. Zhitomirsky, L. G.-O, 1997, "Electrochemical Al₂O₃-ZrO₂ composite coatings on non-oxide ceramics substrates", 32, 389-400
11. G.H.A. Therese and P.V. Kamath, 2000, "Electrochemical synthesis of metal oxides and hydroxides", Chem. Mater, 12, 1195-1204
12. M.S. Kim, Ph.D thesis, 1997, Yonsei University
13. I. Zhitomirsky, A. Petric, 2001, "Electrochemical deposition of ceria and doped ceria films", Ceram. Int. 27, 149-155

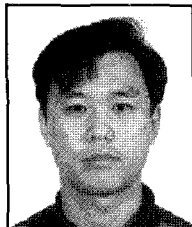
류보현



1998년 한국해양대학교 재료공학과 공학사
 2000년 한국해양대학교 재료공학과 공학석사
 2005년 연세대학교 금속공학과 공학박사

현재 두산중공업 기술연구원 미래사업기술개발팀
 주임연구원
 (E-mail : dansoyaa@doosanheavy.com)

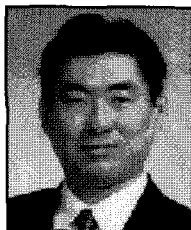
윤성필



1989년 연세대학교 세라믹공학과 공학사
 1993년 연세대학교 세라믹공학과 공학석사
 2000년 연세대학교 세라믹공학과 공학박사

현재 한국과학기술연구원 연료전지연구센터 선임연구원
 (E-mail : spyoon@kist.re.kr)

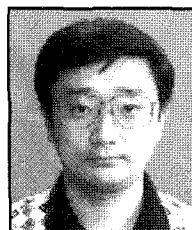
한종희



1989년 연세대학교 화학공학과 공학사
 1991년 서울대학교 화학공학과 공학석사
 1996년 U. of Cincinnati 화학공학 공학박사

현재 한국과학기술연구원 연료전지연구센터 선임연구원
 (E-mail : jhan@kist.re.kr)

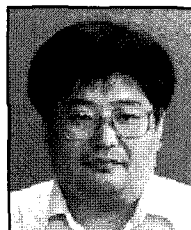
남석우



1982년 서울대학교 화학공학과 공학사
 1984년 서울대학교 화학공학과 공학석사
 1989년 CALTEC 화학공학 공학박사

현재 한국과학기술연구원 연료전지연구센터 책임연구원
 (E-mail : swn@kist.re.kr)

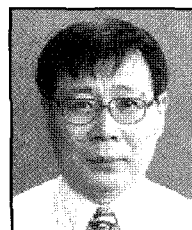
임태훈



1981년 서울대학교 공업화학공학과 공학사
 1984년 SUNY, BUFFALO 공학석사
 1986년 SUNY, BUFFALO 공학박사

현재 한국과학기술연구원 연료전지연구센터 책임연구원,
 연료전지연구센터 센터장
 (E-mail : thlim@kist.re.kr)

홍성안



1973년 서울대학교 화학공학과 공학사
 1975년 과학기술원 공학석사
 1981년 PENN. 주립대 화학공학과 공학박사

현재 한국과학기술연구원 연료전지연구센터 책임연구원,
 수소·연료전지사업단 단장
 (E-mail : sah@kist.re.kr)