

# 슬러리 코팅법에 의한 스테인레스 스틸 표면에서의 알루미늄 확산막 제조 및 용융탄산염 내에서의 내식 특성 연구

남석우<sup>†</sup> · 황용림 · 아나톨리 마가냐\* · 홍명자 · 임태훈 · 오인환 · 홍성안

한국과학기술연구원, 전기 · 연료전지 연구센터, \*Russia People's Friendship University

(2000년 2월 21일 접수 : 2000년 6월 20일 채택)

## A Study on Protection of Stainless Steel Substrate against Corrosion in Molten Carbonate by Formation of Aluminum Diffusive Layer Using a Slurry Coating Method

S.W. Nam<sup>†</sup>, E.R. Hwang, A.P. Maganyuk\*, M.Z. Hong, T.H. Lim, I.-H. Oh and S.-A. Hong

Battery and Fuel Cell Research Center, Korea Institute of Science and Technology

\*Russia People's Friendship University

(Received February 21, 2000 : Accepted June 20, 2000)

### 초 록

용융탄산염 연료전지의 분리판 재료로 사용되는 스테인레스 스틸은 고온 용융탄산염 분위기에서 부식이 심각하여 일반적으로 표면에 알루미늄 확산막을 코팅함으로써 내식성을 향상시켜 사용하고 있다. 본 연구에서는 기존 방법에 비해 보다 경제적인 슬러리 페인팅 및 열처리에 의한 알루미늄 확산막 형성 방법을 고안하여, 스테인레스 스틸 시편 표면에 알루미늄 확산막을 코팅하고, 산화 분위기의 용융탄산염에서 부식 실험을 수행하였다. 650~800°C에서 제작된 알루미늄 확산막의 두께는 25~80 μm였으며, 열처리 온도가 높고 열처리 시간이 증가할 수록 알루미늄 확산막의 두께가 증가하였다. 부식 실험 결과 스테인레스 스틸 316 L의 용융탄산염에 대한 내식성은 알루미늄 확산막을 표면에 형성시킴으로써 크게 향상되었음을 확인하였다. 또한 분극 실험 결과 슬러리 페인팅 및 열처리 방법에 의하여 알루미늄 확산막이 형성된 시편은 기존의 IVD 및 열처리 방법에 의해 알루미늄 확산막이 제작된 시편과 유사하게 안정한 부동태 피막을 형성함으로써 스테인레스 스틸 316 L의 부식을 효과적으로 억제시킴을 알 수 있었다.

**Abstract :** A stainless steel separator for a molten carbonate fuel cell is usually coated with aluminum diffusive layer to protect its surface against corrosion by the molten carbonate at high temperatures. In this study, a relatively simple method was devised to form the aluminum diffusive layer on a stainless steel substrate. Slurry coating of aluminum on the substrate followed by heat treatment under reducing atmosphere at 650~800°C produced the aluminum diffusive layer of 25~80 μm thickness. The thickness of aluminum diffusive layer increased with increasing the temperature or duration of the heat-treatment. The corrosion resistance against molten carbonate under oxidizing atmosphere was significantly improved by aluminum diffusive layer formed by the slurry painting and heat treatment method. Moreover, the sample prepared in this study showed corrosion behavior similar to the sample with aluminum diffusive layer prepared by ion vapor deposition and heat treatment.

**Key words :** MCFC, Aluminum coating, Slurry coating, Corrosion, Separator

### 1. 서 론

차세대 연료전지라 불리는 용융탄산염 연료전지(Molten Carbonate Fuel Cell, MCFC)는 650°C 부근의 고온에서 운전되기 때문에 보다 저온에서 작동되는 인산 연료전지 및 고분자 전해질 연료전지와는 달리 비싼 백금 촉매를 사용하지 않고도 전기화학 반응을 가속화시킬 수 있으며, 고온의 폐열을 이용할 수 있는 장점이 있다. 또한 연료로는 수소 이외에 천연 가스 및

일산화탄소 등이 사용 가능하여 연료의 전처리 공정이 보다 간편하며, 석탄 가스화 공정과 연계하여 고효율 복합 발전 시스템을 구성할 수 있어, 미래의 에너지 변환 기술로 실용화에 거는 기대가 크다고 할 수 있다.<sup>1)</sup> 그러나 고온에서 용융탄산염은 부식성이 높아 이에 따른 재료의 부식 및 성능 감소가 문제가 되며, 실용화를 위해서는 전지구성요소의 수명 향상을 통하여 전지의 안정성 및 신뢰성을 더욱 향상시킬 필요가 있다.

현재 MCFC의 분리판 재료로 사용되고 있는 316 L 혹은 310S 스테인레스 스틸은 용융탄산염과 접촉하고 있을 때 심하게 부식되어 MCFC의 수명과 성능을 저하시키는 주 요인이 되고

<sup>†</sup>E-mail : swn@kist.re.kr

있다. 특히 분리판의 여러 부분 중 전해질과 직접 접하는 wet-seal 부분의 부식이 가장 심각한 것으로 알려져 있어,<sup>2)</sup> MCFC 실용화에는 wet-seal 부분의 부식 문제가 우선 개선되고 해결되어야 할 과제라 할 수 있다. 현재 MCFC의 wet-seal 부분에는 알루미늄을 코팅하고 확산막을 형성시킴으로써 부식을 방지하는 방법이 일반적으로 사용된다.<sup>3)</sup> 산화 분위기에서 스테인레스 스틸은 MCFC의 전해질로 사용되는 (Li/K)<sub>2</sub>CO<sub>3</sub> 등의 용융탄산염과 접촉하고 있을 때 표면에 LiFeO<sub>2</sub> 형태의 산화물이 생성되고, 내부에는 크롬과 철의 혼합 산화물이 형성되는 이중 구조를 가지는 것으로 알려져 있다.<sup>4,5)</sup> 그러나 이러한 산화물 층은 산소가 스테인레스 스틸의 내부로 확산되는 것을 억제시키지 못하므로 스테인레스 스틸 내에서는 산화 반응이 계속 진행된다. 그러나, 스테인레스 스틸의 표면에 알루미늄 확산층이 형성되면 용융탄산염과의 반응에 의해 알루미늄 산화물(LiAlO<sub>2</sub>)이 표면에 생성됨으로써 산소의 내부 확산과 스테인레스 스틸의 주성분인 철, 크롬 및 니켈의 외부 확산을 억제시켜 스테인레스 스틸의 내식성을 향상시키는 것으로 보고되고 있다.<sup>6,7)</sup>

현재 스테인레스 스틸 표면에 알루미늄을 코팅하는 방법으로는 이온 증착 (ion vapor deposition, IVD), 전기 도금, 팩 세팅, 플라즈마 스프레이 등이 많이 사용되고 있으나, 용융탄산염 연료전지의 실용화를 위해서는 보다 경제적인 코팅 방법이 요구되고 있다. 본 연구에서는 기존의 알루미늄 코팅 방법에 비해 고가의 장치 및 공정이 필요 없고, 다양한 형상의 지지체에도 코팅이 가능한 슬러리 코팅 방법을 고안하여 시험하였다.

일반적인 슬러리 코팅 방법은 특정 분체와 용매가 혼합된 슬러리를 시편 표면에 얇은 층으로 코팅한 후 열처리를 통하여 시편 표면에 박막을 형성시키는 방법으로서, 시편 표면에 코팅된 슬러리 층은 모두 박막으로 변화된다. 그러나 스테인레스 스틸 표면에 알루미늄 확산막을 형성시킬 경우에는 본 연구에서 여러 예비 실험을 수행한 결과 일반적인 슬러리 코팅 방법보다는 비교적 두꺼운 슬러리 층을 코팅한 후 열처리 조건을 조절하여 알루미늄의 확산이 시편으로 일어나게 하고, 확산에 참여하지 않은 나머지 알루미늄 층을 최종적으로 제거하는 방법이 보다 간편하고 효과적임을 알 수 있었다. 즉, 스테인레스 스틸 시편 표면과 접촉하고 있는 알루미늄 층으로부터 시편으로의 알루미늄의 확산이 650°C 이상의 환원분위기에서는 비교적 쉽게 일어날 수 있으며, 열처리 후 시편 표면으로부터 확산에 참여하지 않은 알루미늄 층의 제거도 용이함을 발견하였다. 따라서 스테인레스 스틸 표면 위에 독립된 알루미늄 층을 코팅하려 할 때 많은 영향을 미치는 분체의 크기, 슬러리 코팅층의 균일도 등을 크게 고려하지 않고 확산막의 형성이 가능함을 알 수 있었다. 본 연구에서는 개선된 슬러리 코팅 방법으로 스테인레스 스틸 표면에 알루미늄 확산막을 제조하고, 시편들의 내식성을 용융탄산염 분위기에서 평가하였다.

## 2. 실험

### 2.1. 슬러리 코팅 및 열처리

알루미늄 분체를 사용하여 슬러리를 제조하고 스테인레스 스틸 316 L 시편의 표면에 스프레이 페인팅 방법으로 알루미늄 층을 형성시킨 후, 완전히 건조시킨 다음 열처리를 수행하였다. 입자 크기가 40~75 μm인 알루미늄 분체(Junsey Co.)를 소량의 결합제(0.2 wt% CaCl<sub>2</sub>)와 함께 아세톤 및 t-butyl alcohol에 혼합시키고, 초음파를 이용하여 분산시켜 슬러리를 제조하였다. 스테인레스 스틸은 2 cm×2 cm 또는 0.5 cm×2 cm 크기의 시편을 CCl<sub>4</sub> 용액에서 초음파 세척한 후 사용하였다. 슬러리 페

인팅을 수행할 때에는 내경 0.5 mm의 분사기를 사용하였으며, 이 때 시편의 온도는 50°C로 유지하였다. 적절한 두께로 알루미늄 층이 시편의 양면에 형성되도록 반복 코팅을 실시한 후, 완전히 건조시킨 다음, 석영관 내에 시편을 장착하고 수소 분위기에서 열처리를 수행하였다. 열처리는 600~800°C에서 3~12시간 수행하였으며, 온도 상승 및 하강 속도는 5°C/min로 설정하였다. 석영관 내부로는 필라핀 막을 통해 정제된 수소를 10cc/min의 속도로 공급하였다. 열처리를 수행한 후 시편 위에 남아 있는 알루미늄 분체를 제거하고 시편의 부식 시험을 수행하였다.

### 2.2. 부식 시험

여러 열처리 조건에서 형성된 알루미늄 확산막의 용융탄산염에 대한 부식 정도를 비교하기 위해 MCFC의 공기극(cathode) 분위기에서 용융탄산염과의 접촉 시험 및 전기화학적 분극 시험을 수행하였다. 용융탄산염과의 접촉 시험에서는 시편의 양면에 실제 MCFC에서 사용되는 전해질(62m/oLi<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>-38m/oK<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>)과 매트릭스를 2 cm×2 cm 크기의 시편과 동일한 형태로 겹친 후, 650°C에서 100시간 부식 실험을 수행한 다음, 부식층을 제거하고 실험 전후 시편의 무게 변화로 부식 정도를 비교하였다. 시편의 온도를 650°C까지 증가시킬 때에는 아르곤 가스를 반응관 내부로 공급하였으며, 온도가 650°C 도달한 후에는 MCFC에서 산화제로 사용되는 67%CO<sub>2</sub>-33%O<sub>2</sub>의 혼합 기체를 공급하였다. 실험 후 시편을 2시간 초음파 세척하여 부식 생성물을 제거하고 실험 전후의 무게 변화 및 시편의 단면을 조사하였다. 시편의 무게는 0.01 mg까지 읽을 수 있는 정밀 저울(Sartorius R160P)을 사용하여 측정하였다.

한편 전기화학적 분극 시험에서는 0.5 cm×2 cm 크기의 시편을 650°C에서 탄산염이 용융되어 있는 알루미늄 도가니 속에 넣고, 67%CO<sub>2</sub>-33%O<sub>2</sub>의 혼합 기체를 공급하며 potentiostat/galvanostat(EG&G Model 273A)를 이용하여 -1.2~0.1V의 전위 영역에서 1 mV/sec의 주사 속도로 동전위 분극 시험을 실시하였다. 이 때 상대 전극으로는 금 전극을 사용하였으며, 기준 전극으로는 67%CO<sub>2</sub>-33%O<sub>2</sub>의 분위기에서 작동되는 금 전극을 사용하였다.<sup>8)</sup> 부식 시험이 완료된 시편은 SEM과 EPMA 및 XRD 분석을 통하여 확산층의 두께 및 성분을 조사하였다.

## 3. 결과 및 고찰

### 3.1. 확산막의 두께 및 조성

Fig. 1에는 650°C 및 700°C에서 12시간 열처리된 시편들의 단면에 대한 EPMA 결과가 나타나 있다. Fig. 1(a)는 650°C에서 12시간 열처리된 시편의 단면으로 알루미늄 확산층의 두께는 약 25 μm임을 알 수 있으며, 알루미늄 확산층 내부에는 모재인 스테인레스 스틸 316 L의 주요 성분인 철, 크롬 및 니켈이 분포되어 있음을 알 수 있다. 특히, 니켈은 알루미늄 확산층의 표면의 일정한 범위로 많은 양이 분포되어 있으나, 확산층의 내부로 들어가면 양이 매우 적게 분포된 영역이 있으며, 알루미늄 확산층과 스테인레스 스틸의 경계면에서 다시 그 양이 증가함을 알 수 있다. 반면 철과 크롬은 확산층의 표면으로 갈수록 그 양이 점점 감소하는 경향을 나타내었다. Fig. 1(b)는 700°C에서 12시간 열처리된 시편의 단면으로, 알루미늄 확산층의 두께가 40 μm로 증가하였으며, 알루미늄 확산층 표면으로부터 20 μm의 영역에서 철, 크롬 및 니켈이 일정한 성분 분포를 나타내고 있음을 알 수 있다.

다양한 조건에서 열처리된 시편에 대하여 확산층의 두께 및 표면 성분을 정리하여 Table 1에 나타내었다. 확산층의 두께는 열처리 온도가 높고, 열처리 시간이 길어질수록 증가하였으며,

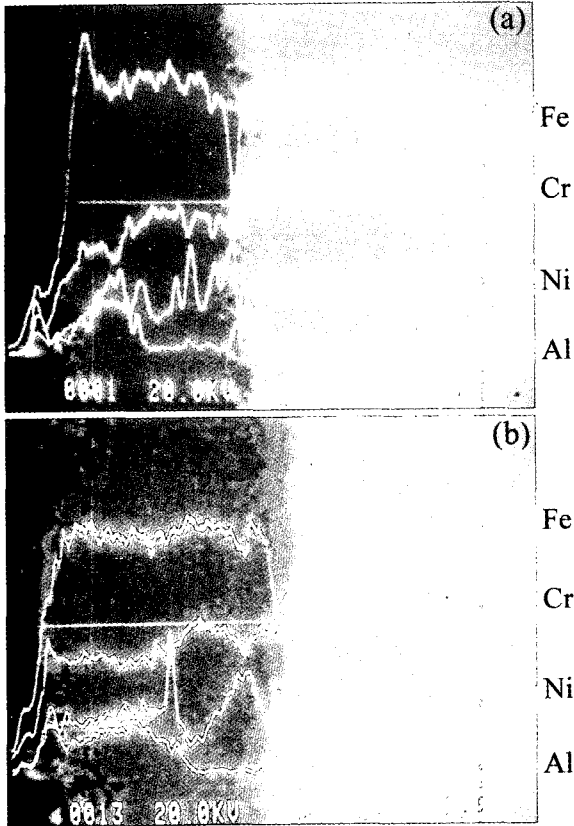


Fig. 1. EPMA of the cross section of Al-coated 316L stainless steel samples : (a) Al(650-12) ; (b) Al(700-12).

이것은 스테인레스 스틸 내부로의 알루미늄 확산 속도 및 확산 시간이 각각 증가하였기 때문이다. 확산층의 표면 성분은 Al > Fe > Ni > Cr 순으로 나타났으며, 스테인레스 스틸 구성 성분비를 고려할 때 니켈이 상대적으로 표면에 많이 분포하고 있음을 알 수 있다. Fig. 1에서 알루미늄 확산층의 표면 영역과 알루미늄이 확산되지 않은 스테인레스 스틸 모재 사이에 있는 니켈의 양이 매우 낮게 분포된 영역은 표면 영역과는 다른 금속간

Table 1. Thickness and surface composition of the Al-diffusive layer.

Sample(temperature[°C] -duration[h] of heat treatment)	Thickness ( $\mu\text{m}$ )	Surface Composition (at.%)			
		Al	Fe	Cr	Ni
Al(650-12)	25	72	15	4.1	8.5
Al(700-6)	30	74	16	3.7	6.2
Al(700-12)	40	63	24	6.1	7.2
Al(800-3)	50	61	29	5.1	4.6
Al(800-12)	80	57	29	6.1	7.7

Table 2. Weight loss of samples after 100-hour corrosion test.

Sample	Weight loss (mg/cm <sup>2</sup> )
SUS 316 L	3.56
Al(700-6)	0.26
Al(700-12)	0.09
Al(800-3)	0.31
Al(800-12)	0.59

(intermetallic) 화합물 층으로 여겨지는데 보다 자세한 구조에 대해서는 추후 연구를 요한다.

3.2. 용융탄산염과의 접촉 부식 실험 결과

용융탄산염과 100시간 접촉 시험을 수행한 후 부식 생성물을 제거하고 시편의 무게 변화를 측정하여 그 결과를 Table 2에 요약하였다. 알루미늄 코팅을 수행하지 않은 시편의 경우에는 부식 생성물이 쉽게 제거되어 3.6 mg/cm<sup>2</sup>의 무게 손실이 발생된 반면, 알루미늄 확산막이 형성된 시편들의 무게 변화는 상대적으로 매우 낮은 0.1~0.6 mg/cm<sup>2</sup> 정도를 나타내어, 알루미늄 확산막의 형성으로 스테인레스 스틸 시편의 용융탄산염에 대한 내식성이 크게 향상되었음을 확인하였다. 알루미늄 확산막이 형성된 여러 시편 중 700°C에서 12시간 열처리된 시편의 내식성이 가장 우수하였으며, 800°C에서 12시간 열처리된 시편의 내식성이 가장 낮은 것으로 평가되었으나 100시간의 부식 실험으로는 무게 변화의 절대값이 작아 보다 장시간의 부식 실험을 통하여 열처리 조건의 영향을 파악하는 것이 필요하다.

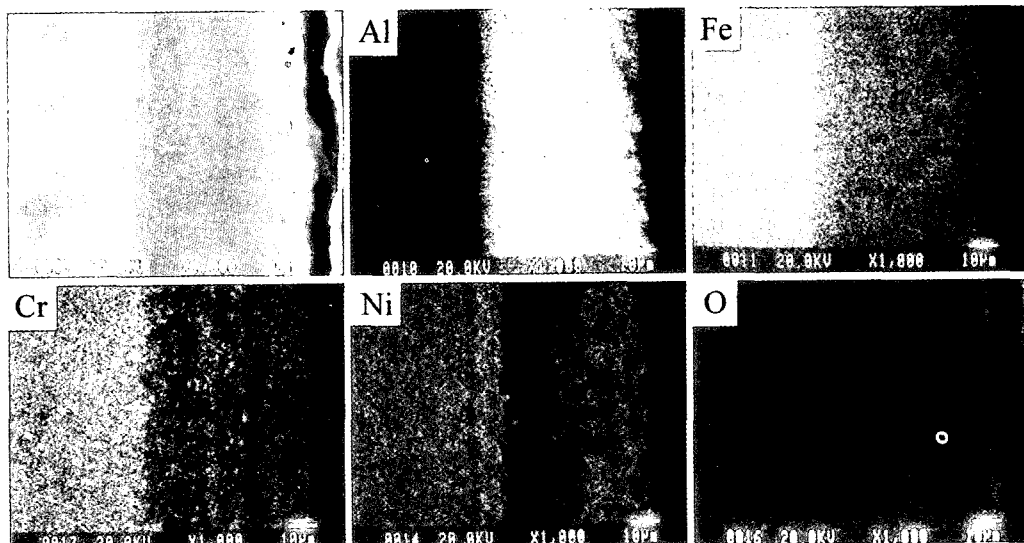


Fig. 2. EPMA mapping of the cross section of a sample Al(700-12) after 100-hour test in molten carbonate.

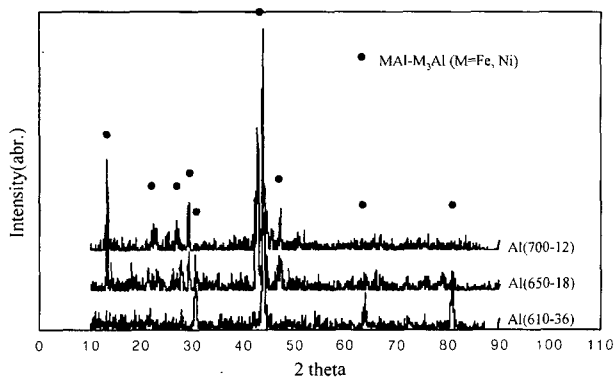


Fig. 3. XRD pattern of Al-coated stainless steel samples after the corrosion test in molten carbonate for 100 hours at 650°C

Fig. 2에는 700°C에서 12시간 열처리된 시편에 대하여 100시간 부식 실험을 수행한 후 단면에 대한 EPMA 결과가 나타나 있다. 스테인레스 스틸 316L의 주요 구성 원소인 철, 크롬 및 니켈이 알루미늄 확산층 내부에 분포되어 있으며, 니켈은 알루미늄 확산층의 표면에 주로 분포되어 있는 것을 확인할 수 있다. 이 결과는 부식 실험 전 같은 시편의 EPMA 결과인 Fig. 1(b)와 유사하여 100시간의 부식 시험에는 알루미늄 확산막이 매우 안정함을 알 수 있다.

일반적으로 알루미늄 확산막의 표면은 산화분위기의 용융탄산염 내에서는 주로  $LiAlO_2$ 의 형태로 존재하는 것으로 알려져 있다.<sup>3)</sup> 그러나 Fig. 2에서는 용융탄산염에서 100시간 부식 실험을 거친 후에도, 산소 성분의 영역이 뚜렷이 분석되지 않았다. 또한 알루미늄 확산막의 표면 구조를 분석하기 위하여 동일한 시편 표면에 대하여 입사각을 낮게 하여 XRD 분석을 수행한 결과(Fig. 3)에서도  $LiAlO_2$ 는 검출되지 않았다. 따라서 100시간 부식 실험에서는  $LiAlO_2$  층의 두께가 너무 얇아  $LiAlO_2$  층 아래의 내부 구조인 MAI- $M_3Al$  (M = Fe, Ni)이 분석된 것으로 판단된다. 스테인레스 스틸 표면에 형성된 알루미늄 확산막은 열처리 후 MAI- $M_3Al$ (M = Fe, Ni + 5-15 mol%Cr) 구조를 갖는 것으로 알려져 있다.<sup>3)</sup> Fig. 3에 보면 부식 실험 후에도 확산막의 구조가 부식 전과 동일한 MAI- $M_3Al$  (M = Fe, Ni) 구조를 가지고 있어 알루미늄 확산막의 안정성이 높음을 알 수 있으며, 장시간 실험에서는 표면에 Al 산화물을 형성시키는 공급원의 역할을 함으로써 시편의 내식성을 향상시키는 것으로 생각된다.

3.3. 전기화학 분극 특성

MCFC의 공기극 가스 (67%CO<sub>2</sub>-33%O<sub>2</sub>) 분위기에서 1 mV/sec의 주사 속도로 동전위 분극 실험을 수행하여 그 결과를 Fig. 4에 도시하였다. 슬러리 페인팅 및 열처리 방법으로 알루미늄이 코팅된 시편의 분극 특성은 기존의 IVD 방법으로 알루미늄이 코팅된 시편과 거의 유사한 분극 특성을 나타내었다. 그럼에서 알 수 있듯이 스테인레스 스틸 316L 시편은 전형적인 활성-부동태 전이 특성을 보이는데, 이는 활성태 영역에서는 철의 부식 반응이 진행되다가 주로  $LiFeO_2$ 가 표면에 형성되면서 부동태 특성을 보이는 것으로 알려져 있다.<sup>9)</sup> 그러나, 알루미늄이 코팅된 시편들은 활성-부동태 전이 특성이 보이지 않고, 거의 부동태 특성만이 관찰되었다. 이것은 알루미늄이 코팅된 시편 표면의 주성분인 알루미늄의 산화물 형성 전위가 -2.0V 이하이므로 개회로전위 -1.2V~-0.9V의 영역에서는 이미 시편 표면에 알루미늄 산화물에 의해 부동태 피막이 형성되었기 때문

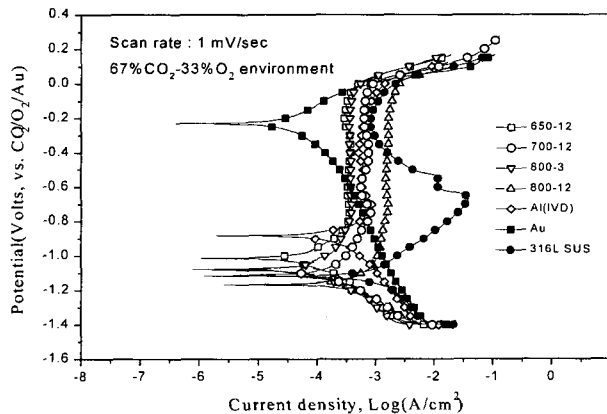


Fig. 4. Potentiodynamic behavior of Al-coated stainless steel samples in comparison with Au and uncoated stainless steel in molten carbonate (Li<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>/K<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>= 62/38) at 650°C

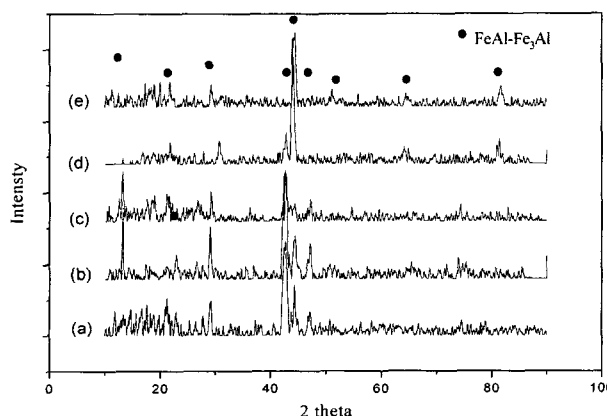


Fig. 5. XRD pattern of Al-coated stainless steel samples after the polarization test : (a) Al(650-12), (b) Al(700-6), (c) Al(700-12), (d) Al(800-3), (e) Al(800-12).

으로 볼 수 있다.<sup>10)</sup> 슬러리 코팅 방법과 IVD 방법으로 알루미늄 확산막이 형성된 시편들이 개회로 전위에서 양분극시 약간의 활성화 특성을 보이는 것은 알루미늄 코팅 층 내부로 확산된 철의 산화가 진행되기 때문으로 여겨진다. 그러나 알루미늄이 코팅되지 않은 스테인레스 스틸 316L에 비해 알루미늄 확산막이 형성된 시편들은 양분극시 전류 밀도의 급격한 증가 없이 안정한 산화 피막 형성에 의해 부동태화가 바로 나타나는 특성을 나타내었다.

한편 Fig. 5에는 분극 시험 후 시편들의 표면을 XRD로 분석한 결과가 도시되어 있으며, 접촉 시험 후 분석 결과인 Fig. 3과 유사한 FeAl-Fe<sub>3</sub>Al 구조로 표면이 구성되어 있음을 알 수 있다. 그러나 이 경우에도 표면에  $LiAlO_2$  층은 발견되지 않았으며, 이는 앞 절에서 언급한바와 같이  $LiAlO_2$  층의 두께가 너무 얇기 때문에 사료된다. 분극 시험 후에도 알루미늄 확산막이 형성된 시편들은 Fig. 1과 같은 형태를 유지하고 있었다. 반면 알루미늄 코팅을 수행하지 않은 스테인레스 스틸 316L 시편의 경우에는 분극 시험 후 Fig. 6과 같이 약 10 μm 두께의 산화물 층이 형성되었으며, 그 성분은 XRD 분석 결과  $LiFeO_2$  및  $LiCrO_2$ 로 확인되었다. 따라서 본 연구에서 형성된 알루미늄 확산막은 용융탄산염 내에서 표면에 매우 얇은 산화물층을 형성하지만, 모재인 스테인레스 스틸 316L의 부식을 효과적으로 억제시킴을 알 수 있었다.

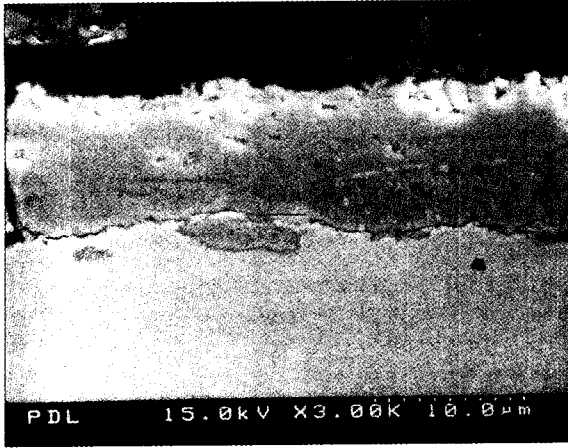


Fig. 6. SEM micrograph of the cross-section of a stainless steel 316 L sample after the polarization test.

#### 4. 결 론

슬러리 페인팅 및 열처리 방법에 의하여 스테인레스 스틸 316 L 시편 표면에 알루미늄 확산막을 형성시키고, 산화 분위기의 용융탄산염에서 부식 실험을 수행한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 열처리 온도가 높고 열처리 시간이 증가할 수록 알루미늄 확산막의 두께가 증가하였으며, 확산막 내에서 니켈은 알루미늄 코팅 층의 표면 영역에 주로 분포하는 경향을 보였다.
2. 100시간 부식 실험 결과 슬러리 페인팅 및 열처리 방법에 의하여 알루미늄 확산막을 형성시킴으로써 스테인레스 스틸

316 L의 용융탄산염에 대한 내식성을 크게 향상시킬 수 있음을 확인하였다.

3. 분극 실험 결과 슬러리 페인팅 및 열처리 방법에 의하여 알루미늄 확산막이 형성된 시편은 기존의 IVD 및 열처리 방법에 의해 알루미늄 확산막이 제작된 시편과 유사하게 용융탄산염 내에서 안정한 부동태 피막을 형성함으로써 스테인레스 스틸 316 L의 부식을 효과적으로 억제시킴을 알 수 있었다.

#### 참고문헌

1. J. H. Hirschenhofer, D. B. Stauffer and R. P. Engleman, "Fuel Cells a Hand Book", U.S. DOE/METC (1994).
2. R. A. Donado, L. G. Marianowski and J. R. Selman, *J. Electrochem. Soc.*, **131**, 2535 (1984).
3. C. Yuh, R. Johnsen, M. Farooque and H. Maru, Proc. 3rd Symp. "Carbonate Fuel Cell Technology", PV93-3, The Electrochem. Soc., 158 (1993).
4. K. Matsumoto, K. Yuasa and K. Nakagawa, *Electrochemistry*, **67**, 253 (1999).
5. M. Spiegel, P. Biedenkopf and H. J. Grabke, *Corrosion Science*, **39**, 1193 (1997).
6. J. P. T. Vossen, R. C. Makkus, A. H. H. Janssen and J. H. W. de Wit, *Materials and Corrosion*, **48**, 228(1997).
7. P. Biedenkopf, M. Spiegel and H. J. Grabke, *Materials and Corrosion*, **48**, 477 (1997).
8. 홍성안 외 : "2 kW급 용융탄산염형 연료전지 스택 개발", 전력연구원 보고서 TR.93T-JO3.97.01 (1997).
9. M. Sasaki, S. Ohta and N. Igata, *Zairyo-to-Kankyo*, **45**, 192 (1996).
10. R.A. Donado, L.G. Marianowski and H.C. Maru, *J. Electrochem. Soc.*, **131**, 2535 (1984).