

용융탄산염내에서의 NiAl 합금의 내식성에 미치는 Yttrium의 첨가 영향

황응림 · 이대희 · 김선진 · 강성군

한양대학교 재료공학과

The Effect of Yttrium on Corrosion Behavior of NiAl Intermetallic Compound in the Molten Carbonate Salt

E. R. Hwang, D. H. Lee, S. J. Kim and S. G. Kang

Dept. of Materials Engineering, Hanyang University, Seoul 133-791

(1998년 5월 6일 받음, 1998년 6월 1일 최종수정본 받음)

초 록 용융탄산염 연료전지는 650°C의 부식성이 강한 용융탄산염내에서 작동되므로, 분리판 재료로 사용되고 있는 316L 스테인레스강의 부식은 용융탄산염 연료전지의 수명을 단축시키는 주요한 원인이다. 특히 분리판 wet-seal부의 부식은 보다 심각한 것으로 알려져 있다. 이를 해결하기 위하여 Al계 합금이 피복재료로 사용되어 왔지만, 본 연구에서는 보다 우수한 분리판 wet-seal부의 내식 피복재료 개발을 위하여 피복재료인 NiAl 합금에 산화 활성화 원소인 yttrium을 최고 1.5 at%까지 첨가하였다. 650°C의 용융탄산염내에서 yttrium 함량에 따른 NiAl/Y 합금의 침지부식시험 및 분극실험을 통하여 내식성을 평가하고 부식 억제물 위해 가장 적절한 NiAl/Y 피복 재료의 조성을 결정한 결과 최소의 yttrium 조성은 0.7 at%임을 알 수 있었다.

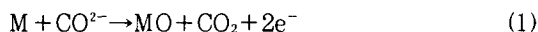
Abstract Since a wet-seal area of Molten Carbonate Fuel Cell (MCFC) operated at 650°C is exposed to severe environment, a life-time of MCFC is influenced by the corrosion resistance of separator. In order to improve corrosion resistance of 316L stainless steel used as separator material, Al-base alloy such as NiAl has been widely used as coating material on the wet-seal area. The purpose of this work is to develop a more protective coating material by adding yttrium on NiAl alloy. An immersion test and a polarization test were performed in molten carbonate salt at 650°C to estimate corrosion resistance of the NiAl alloy and the NiAl/Y alloys with up to 1.5at% yttrium. NiAl/Y alloys showed better corrosion resistance than NiAl alloy. We found that more than 0.7 at% yttrium was required to improve the corrosion resistance of NiAl alloy in molten carbonate salt at 650°C.

1. 서 론

용융탄산염 연료전지(MCFC)는 고온(650°C)에서 부식성이 강한 용융탄산염(62^m/Li₂CO₃-38^m/K₂CO₃)중에서 작동되므로 분리판으로 사용되고 있는 스테인레스강이 심하게 부식되어 연료전지의 수명과 성능을 저하시키는 주요한 요인이 되고 있다. 특히 wet-seal 부의 부식이 가장 심각한 것으로 알려져 있어,¹⁾ MCFC 실용화에는 wet-seal 부의 부식 문제가 크게 개선되고 해결되어야 할 과제이다.

그림 1은 용융탄산염 연료전지의 wet-seal부를 나타낸 것으로 이러한 분리판의 wet-seal부의 구성물질의 부식에 따라 다음과 같은 문제가 발생한다.

i) 부식반응에 의한 전해질의 소모



ii) Resistance-overvoltage의 증가

iii) Fuel gas와 oxidant gas의 누출

iv) 부식생성물 증가에 따른 단락현상

MCFC의 분리판 재료로는 AISI 316L 혹은 310S 스테인레스강에 aluminizing 피복하여 wet-seal 부의 부식 문제를 해결하고 있는데, 이는 피복층 표면에 형성되는 Al 산

화물에 의한 것이다. 그러나 aluminizing 피복시 1000°C 이상의 고온에서의 열처리에 따른 스테인레스강의 변형과 Al 피복층과 스테인레스강의 밀착성이 문제가 되고 있다. 따라서 Al 산화물이 스테인레스강 표면위에 형성되도록 하면서 스테인레스강과의 밀착성이 우수한 피복재료 개발과 이를 비교적 낮은 온도에서 피복할 수 있는 기술 개발이 필요하다.

이를 위해 분리판에 니켈을 하지도금한 후 알루미늄을 피복하여 열처리함으로써 분리판과 피복층 NiAl의 합금화를 위한 열처리 온도를 낮출 수 있었으며, 피복층 NiAl의 밀착성도 향상시킬 수 있었다.²⁾ 또한, NiAl 합금은 높은 용점을 가지며, 고온 내산화성이 우수하여 많은 분야에서 응용되고 있다.³⁾ 그러나, 고온의 용융탄산염이나, 대기중에서 장시간 부식 또는 산화되는 동안 aluminum의 계속적인 소모와 표면에 용융탄산염에 화학적 용해를 일으키는 NiO의 형성에^{5,6)} 의하여 내식성이 저하된다.

본 연구에서는 NiAl 합금에 산화활성화 원소인 yttrium을 미량 첨가하여 산화피막을 보다 치밀하게 형성시켜 피복재료인 NiAl 합금의 내식성을 향상시키고자 하였다. 이는 yttrium이 Al계 합금에 첨가되면 Al의 산화를 촉진시켜

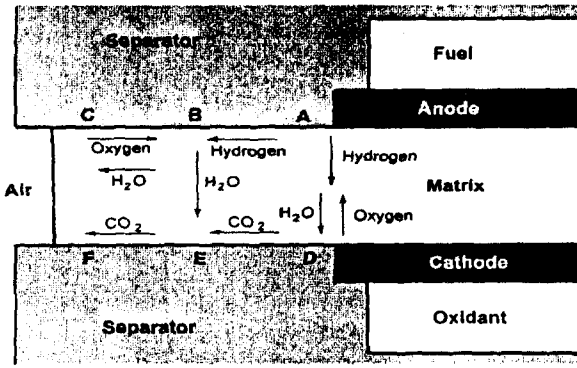


Fig. 1. Schematic of a wet-seal of a molten carbonate fuel cell.

산화피막을 치밀화하고 밀착성을 향상시킨다는 장점이 있기 때문이다.⁷⁻¹²⁾ 본 연구의 목적은 NiAl 합금에 첨가되는 yttrium의 함량을 1.5 at% 까지 변화시켜 침지 부식 실험과 분극실험을 통하여 용융탄산염내에서의 내식성 향상을 위한 가장 적절한 yttrium의 조성을 결정하는 것이다.

2. 실험 방법

2.1 시편의 제조 및 pre-oxidation 처리

본 연구에서는 표 1에서 나타낸바와 같이 6종류의 시편을 사용하였다. 현재 분리판 재료로 사용되고 있는 316L 스테인레스강은 as-received 상태의 시편으로 사용되었고, NiAl과 NiAl/Y합금은 다음과 같은 방법에 의하여 제조되었다. Ni, Al과 Y powder가 일정한 정량비로 혼합된 후, 압축 성형되어 진공상태에서 3번 아크 용융되었다. 이렇게 제조된 합금들은 800°C에서 100시간동안 진공 열처리된 후 1.5cm×1.5cm×1cm의 크기로 절단되었고, 표면은 에머리페이퍼 #2000으로 최종 연마 처리되었다. XRD(X-Ray Diffraction)분석을 통하여 NiAl합금의 형성 유무가 확인되었다.

NiAl/Y합금내의 yttrium 함량은 초기 분말 혼합시 각각 0.5 at%, 1.0 at%와 2.0 at%로 하고 Ni와 Al은 원자비가 1 : 1이 되도록 조정하였다. 아크용융 과정에서 Y와 Al의 함량이 초기상태보다 감소됨을 ICP-AES(Inductively Coupled Plasma-Atomic Emission Spectrometry) 분석을 통하여 확인할 수 있었으며, 표 1의 NiAl/Y합금의 성분비는 ICP-AES 분석 결과를 나타낸 것이다.

NiAl 및 NiAl/Y합금의 표면은 800°C 대기 중에서 20

시간 동안 등온 열처리(pre-oxidation)되어 치밀한 산화 피막이 형성되었다.

2.2 침지 부식 실험

650°C의 부식성이 강한 용융탄산염(62^m/Li₂CO₃-38^m /K₂CO₃) 내에서의 각 시편들의 내식성이 air 분위기에서의 침지부식실험을 통하여 비교되었다. 각 시편들은 최고 1000시간동안 650°C의 용융탄산염내에서 침지부식되었으며, 침지부식실험의 결과는 SEM(Scanning Electron Microscopy)과 EDS(Electron Dispersive Spectroscopy)와 XRD 및 부식 단면 층의 두께 변화로 비교 분석되었다.

2.3 분극실험

그림 2는 전기화학적 분극 실험장치의 개략도로서, 67% CO₂/33%O₂ 기준전극을 사용하였고, 전해질은 조성이 62^m /Li₂CO₃-38^m /K₂CO₃인 공정용액으로서 과립상(granular) 또는 분말상태의 시약을 상온에서 혼합하여 규산알루미늄관에 넣고 용융시킨 후 650°C로 유지되었다. 모든 기체는 silica gel 건조층을 통과한 후 유량이 정밀하게 조절되는 MFC(Mass Flow Controller)를 거쳐 원하는 조성으로 기준전극, 반응실, 시편전극 주변에 공급되었다.

실험온도에 도달할 때까지 Ar가스를 흘려주어 반응실내의 기체분위기를 불활성 분위기로 만들어 주었다. 다른 가스들에 의한 영향을 줄이고 시편의 용융탄산염 내에서의 부

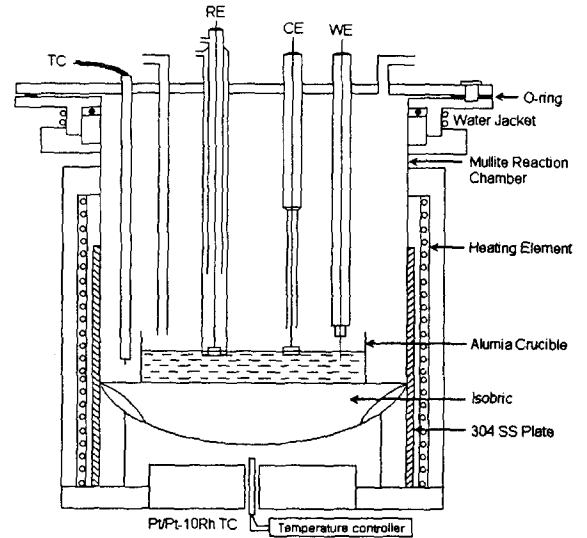


Fig. 2. Schematic diagram of the experimental apparatus for analysis of the polarization behavior.

Table 1. Chemical composition of the samples(at.%)

Element	Cr	Ni	Fe	Al	Y	C	Mn	Si
Specimens								
316L ss	18-21	9-12	bal.	-	-	0.03	1.5	1.5
NiAl	-	bal.	-	47.6	-	-	-	-
NiAl(PO*)	-	bal.	-	47.6	-	-	-	-
NiAl/Y(PO)-1	-	bal.	-	47.5	0.3	-	-	-
NiAl/Y(PO)-2	-	bal.	-	47.3	0.7	-	-	-
NiAl/Y(PO)-3	-	bal.	-	47.0	1.5	-	-	-

* PO: Pre-Oxidation in air at 800°C for 20hrs.

식에 의한 동전위 분극곡선을 얻기 위하여 Ar 가스를 반응 실내에 일정하게 유지하면서 시편전극을 실험온도에서 용액에 담그었다. 동전위 분극곡선은 전극전위가 열린회로 전위(O.C.P)와 분극에 따른 전류의 변화로 조사되었다. 동전위 분극곡선은 열린회로 전위에 도달한 후 낮은 전위에서 높은 전위방향으로 1mV/sec의 주사속도로 주사하면서 수행하였다. 이러한 동전위 분극실험은 통상의 방법대로 Keithley model multimeter, electrometer, PARC model 273 potentiostat를 사용하여 측정하였고, 이 모든 과정을 personal computer로 제어하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 NiAl 및 NiAl/Y 합금

아크 용융법에 의해 제조되고 등은 균질화 열처리된 후 연마된 NiAl 및 NiAl/Y 합금 표면의 SEM 사진이 그림 3에 나타나 있다. 그림 3 (a)는 Y가 첨가되지 않은 NiAl 합금으로 어떤 석출물상도 보이지 않았으나, 그림 3 (b)~

(d)의 Y가 각각 0.3~1.5% 첨가된 NiAl/Y 합금의 경우는 석출물이 관찰되었다. 또한, Y의 함량이 0.7% 이상의 NiAl/Y 합금(그림 3의 (c)와 (d))에서는 석출물이 입계를 따라 형성된 것이 뚜렷하게 관찰되었다. Y가 1.5% 첨가된 NiAl1.5Y 합금과 Y가 0.7% 첨가된 NiAl0.7Y 합금의 결정립의 크기 변화는 거의 없었지만, Y 함량의 증가에 의해 입계의 석출물의 폭이 두꺼워짐을 관찰할 수 있었다. 그러나, Y가 0.7% 이상 첨가된 NiAl/Y 합금은 Y가 전혀 첨가되지 않은 NiAl 합금에 비하여 1/5~1/8 정도 크기의 결정립 크기를 갖는다는 것을 에칭 처리 후 광학 현미경으로 관찰할 수 있었다. 이는 결정립계의 석출물이 결정립의 성장을 억제시킨 것으로 판단되었으며, 이러한 석출물의 종류를 EDS와 XRD로 확인하였다. 그림 3의 (f)는 Y가 1.5% 첨가된 합금 표면(그림 3의 (e))의 선을 따라 EDS 성분 분석한 결과이다. Al과 Ni의 분포는 석출물 주위에서 조금 감소하였지만 결정립 전체에서 비교적 균일하였으며, Y는 석출물 부위 즉 합금의 입계 부위에 대부분 존재하였

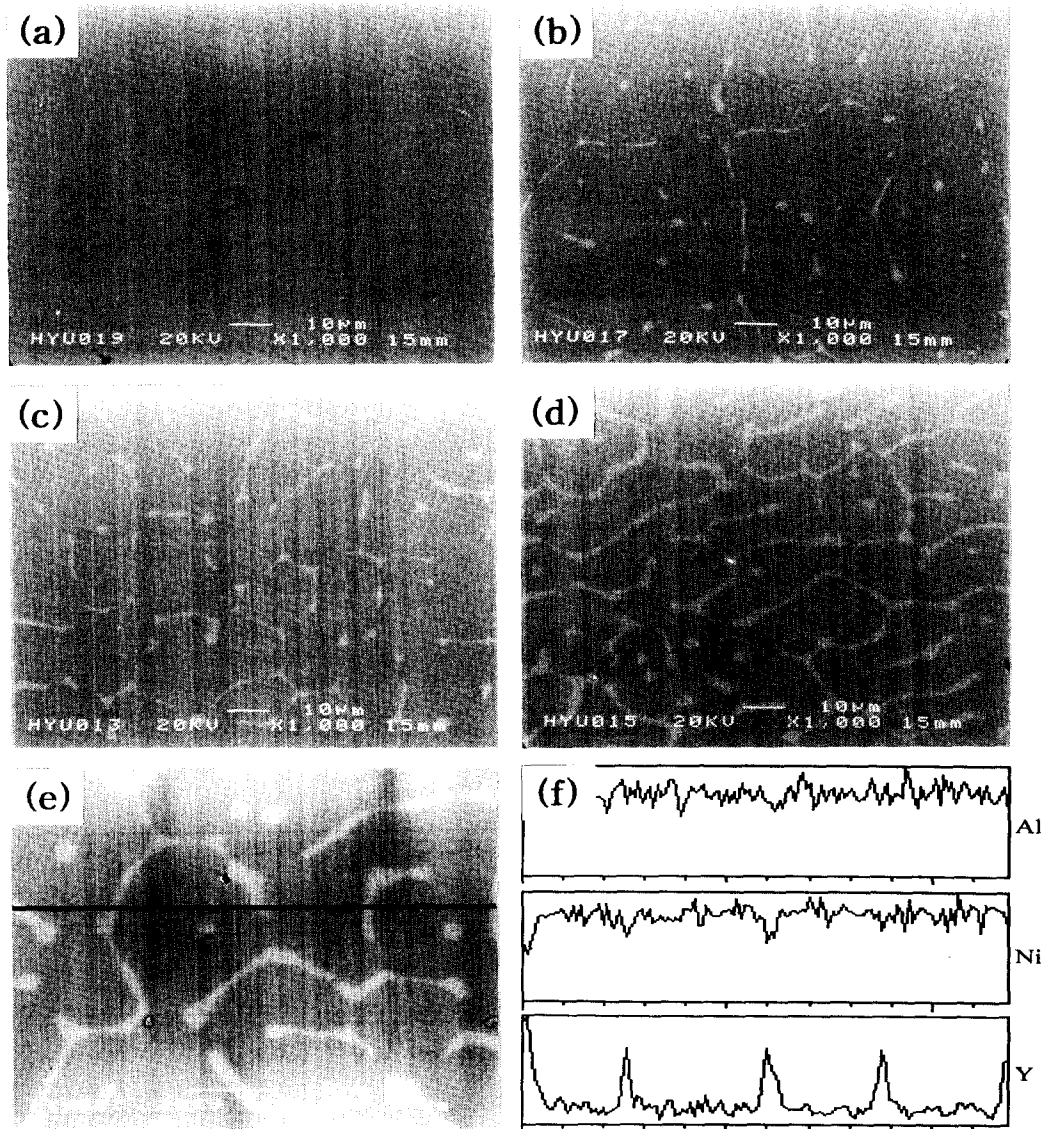


Fig. 3. SEM surface micrographs of specimens and concentration profiles of NiAl1.5Y alloy after micro-polishing (a) NiAl ($\times 1,000$), (b) NiAl0.3Y ($\times 1,000$), (c) NiAl0.7Y ($\times 1,000$), (d) NiAl1.5Y ($\times 1,000$), (e) NiAl1.5Y ($\times 2,000$), (f) EDS concentration profiles of (e)

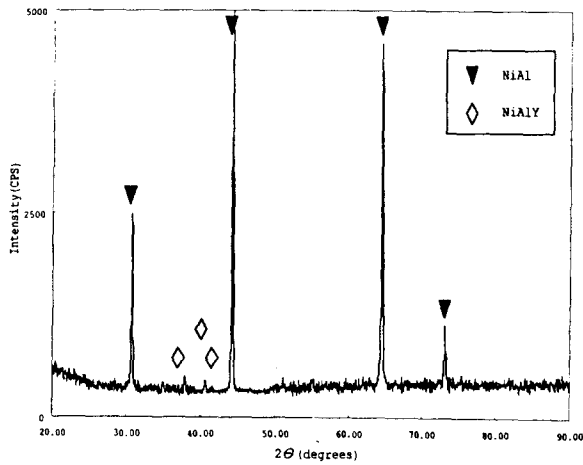


Fig. 4. XRD patterns of NiAl_{1.5}Y

다. EDS 분석결과 입계 부위에는 Ni, Al 및 Y의 원자비가

1 : 1 : 1로 거의 유사하였으며, 석출물의 상을 확인하기 위하여 그림 4에 Y가 1.5% 첨가된 NiAl/Y합금의 XRD 분석 결과를 나타내었다. NiAl 합금의 XRD pattern에서는 관찰되지 않았던, 3개의 비교적 강도가 낮은 peak들이 NiAl/Y 합금에서는 관찰되었는데, 이들은 Ni, Al, Y의 성분이 원자비로 1 : 1 : 1로 결합된 NiAlY 상의 peak들로 확인되었다.

3.2 Pre-oxidation 효과

침지 부식 실험 전에 NiAl 및 NiAl/Y 합금 표면에 치밀한 산화피막을 형성시키기 위하여 800°C, air 분위기에서 20시간 동안 pre-oxidation을 한 후 표면을 SEM으로 관찰한 결과가 그림 5에 나타나 있다. Y가 첨가된 합금과 그렇지 않은 금속의 산화피막의 표면 사진에는 상당한 차이가 있었다. 그림 5의 (a)는 NiAl(PO) 합금의 산화피막인데, 밝은 부분은 Al₂O₃가 형성된 부분이고 검게 나타난 부분은

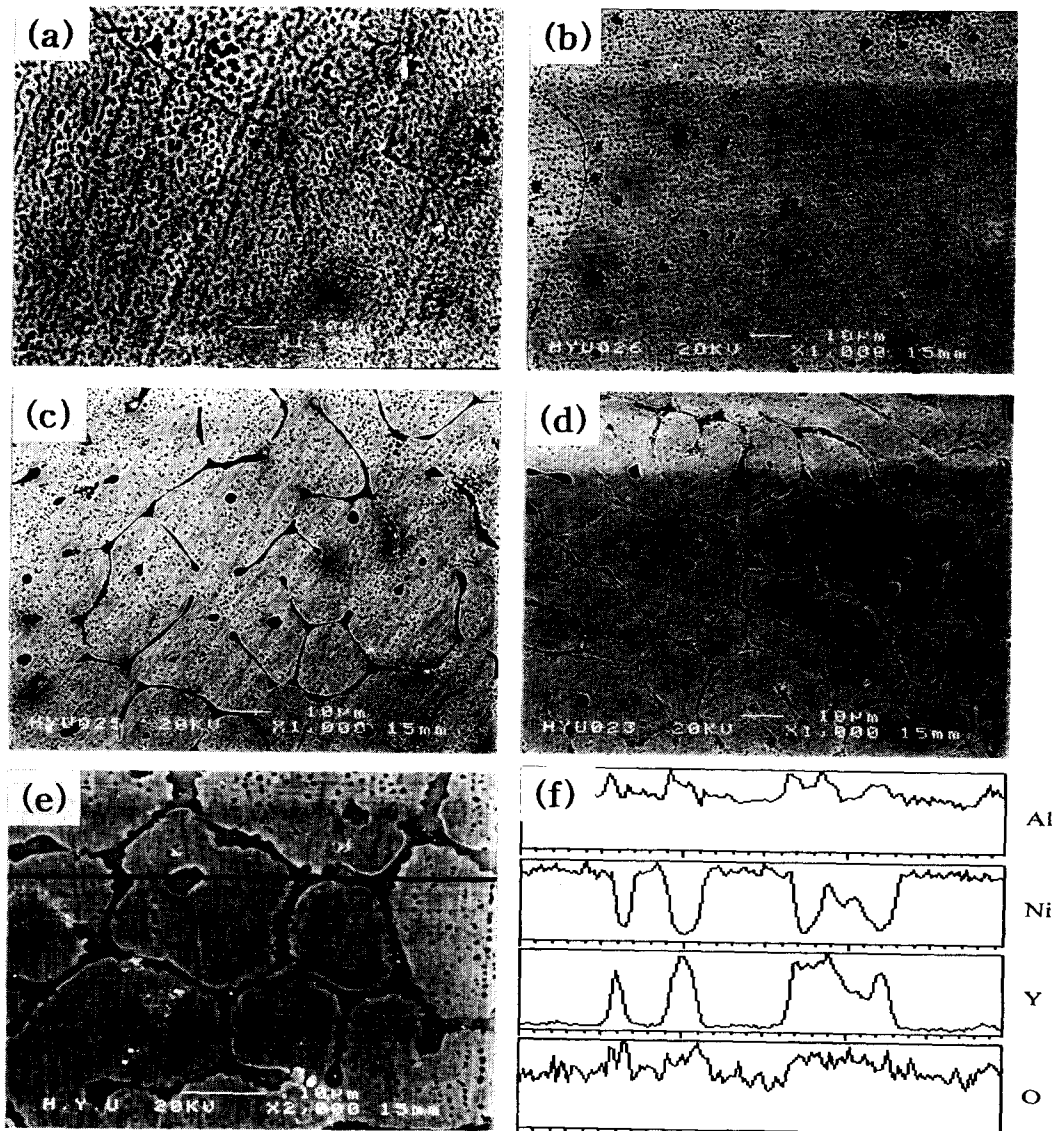


Fig. 5. SEM surface micrographs of specimens and concentration profiles of Ni Al_{1.5}Y+HT alloy pre-oxidized for 20h at 800 °C in air. (a) NiAl(PO) (×1,000), (b) NiAl_{0.3}Y(PO) (×1,000), (c) NiAl_{0.7}Y(PO) (×1,000), (d) NiAl_{1.5}Y(PO) (×1,000), (e) NiAl_{1.5}Y(PO) (×2,000), (f) EDS concentration profiles of (e) PO : Pre-Oxidation in air at 800°C for 20hrs

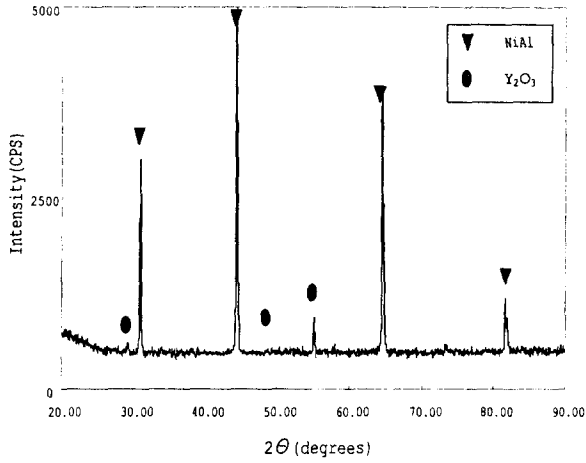


Fig. 6. XRD patterns of NiAl_{1.5}Y(PO) PO: Pre-Oxidation in air at 800°C for 20hrs.

Al₂O₃가 형성되지 않은 부분이다. NiAl 합금의 표면은 Al₂O₃가 치밀하게 형성되어 있지 않음을 관찰할 수 있었다. 그림 5의 (b) ~ (d)는 Y가 0.3~1.5% 첨가된 NiAl/Y 합금의 산화피막인데 Y의 함량이 증가할수록 검게 나타난 부분, 즉 Al₂O₃가 형성되지 않은 부분이 크게 감소하였으며, 산화피막의 결정립 크기도 미세화 되었음을 알 수 있었다.

이것은 Y의 첨가가 NiAl 합금내 Al의 산화속도를 증가시켜 Al 산화층을 빠른 시간에 더욱 치밀하게 형성시켰기 때문이었다. 그림 5의 (f)는 Y가 1.5% 첨가된 NiAl_{1.5}Y (PO) 합금(그림 5의 (e)) 산화표면의 line을 따라 EDS 성분 분석한 결과이다. 결정립 내부의 산화피막은 Al 산화물이었으며, 입계 부위에는 Y 및 Al 산화물이 주로 관찰되었는데, 입계 부위에서 Ni 함량은 급격히 감소하였다. 이것은 NiAl/Y 합금의 입계 부위에 석출된 NiAlY상 내의 산화물 생성 자유에너지가 상당히 낮은 Y과 Al이 산화시에 우선적으로 산화되어 NiAlY 상으로부터 Ni이 분리되면서, 활성화된 Ni이 안정화를 위하여 입내 부위로 확산되어 들어가 입계 부위의 Ni 함량이 크게 감소된 것으로 판단되었다. 그림 6은 pre-oxidation된 NiAl_{1.5}Y (PO) 합금을 XRD 분석한 결과이다. NiAl 합금 및 Y₂O₃ peak들만이 관찰되었는데, 이것은 입계의 산화물이 주로 Y₂O₃임을 의미하는 것이며, EDS 분석 결과와 종합하면 입내부위는 대부분이 Al₂O₃이고 입계 부위에는 Y₂O₃와 Al₂O₃가 공존함을 알 수 있었다.

3.3 침지 부식

그림 7은 316L 스테인레스강과 800°C의 대기 중에서 20시간 동안 pre-oxidation한 NiAl 및 NiAl/Y 합금을 650°C 용융탄산염내에서 최고 1,000시간 침지 부식 실험

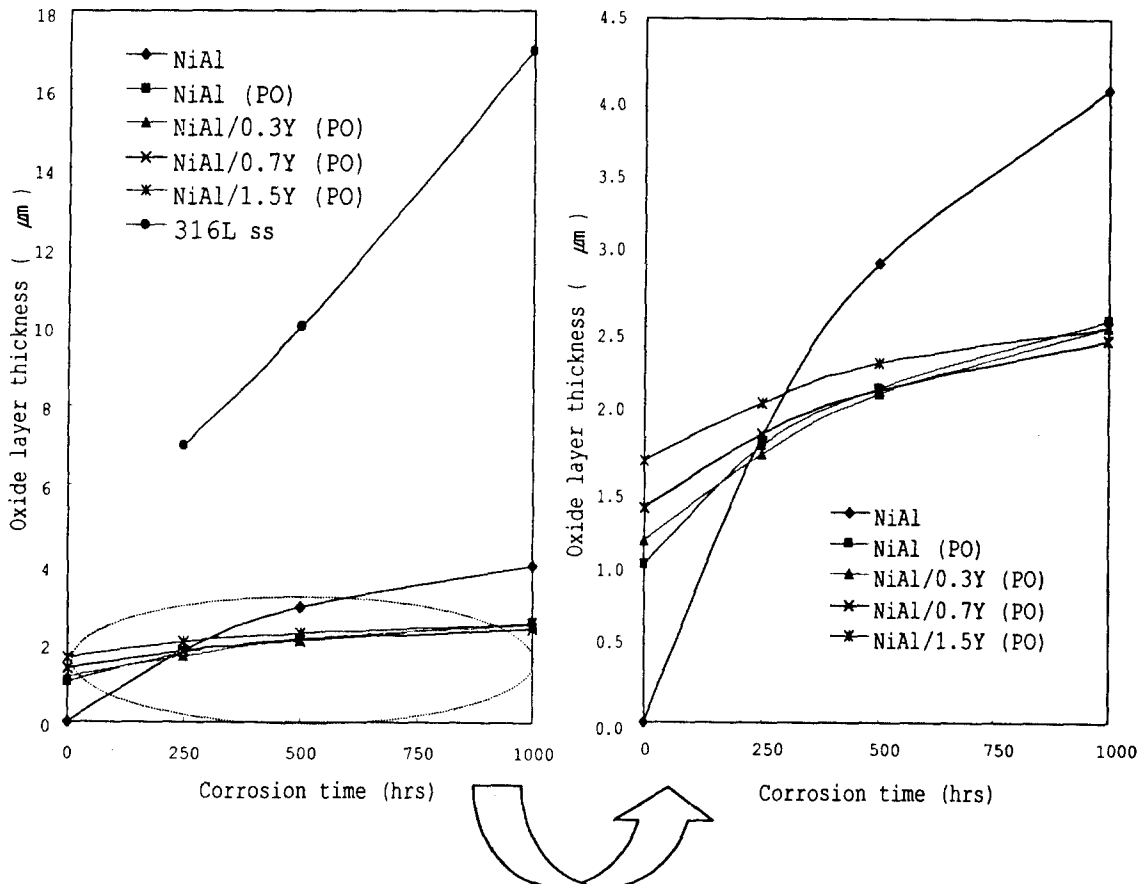


Fig. 7. Oxide layer thickness variations of specimens corroded for 1000 hrs. at 650°C in the molten carbonate salt. PO: Pre-Oxidation in air at 800°C for 20hrs.

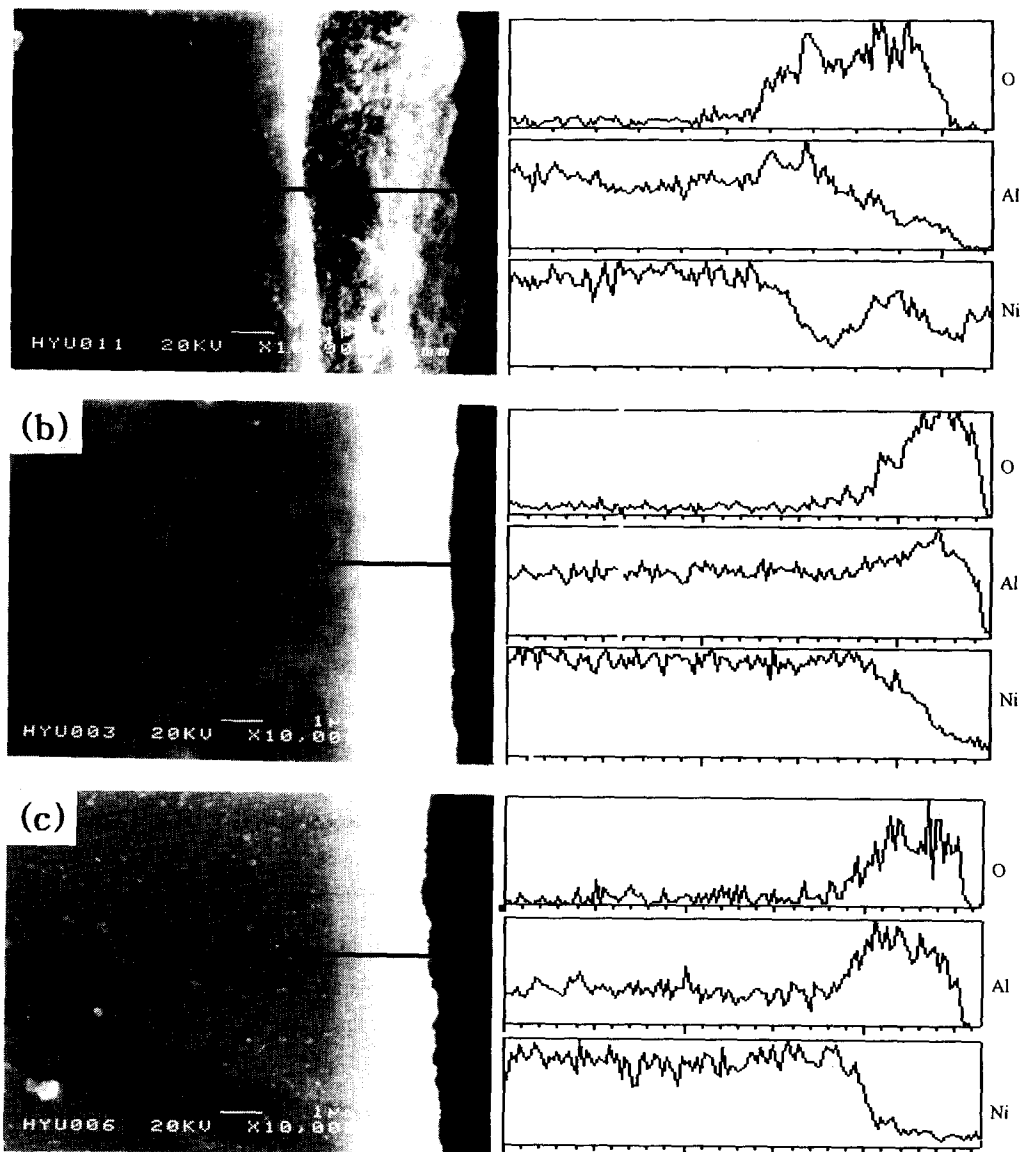


Fig. 8. SEM cross-section micrographs and concentration profiles of specimens corroded for 1000 hrs. at 650°C in the molten carbonate salt. (a) NiAl ($\times 10,000$), (b) NiAl(PO) ($\times 10,000$), (c) NiAl_{1.5}Y(PO) ($\times 10,000$) PO : Pre-Oxidation in air at 800°C for 20hrs.

한 결과이다. 316L 스테인레스강 및 NiAl과 NiAl/Y 합금의 부식생성물은 EDS 분석결과 대부분이 식(1)과 같은 반응에 의하여 형성된 산화물로 확인되었다. 각 시편의 시간에 따른 부식층 두께 증가는 각 시편의 단면에서 무작위로 선택된 5군데에서 EDS 분석을 통하여 측정되어 그 평균값으로 계산되었다.

316L 스테인레스강의 부식 생성물 두께는 시간에 직선적으로 증가하였다. 이에 반해 NiAl 및 NiAl/Y 합금의 부식속도는 포물선적 산화거동을 보였다. 800°C의 공기 중에서 20시간 pre-oxidation한 NiAl 합금에서 Y의 함량이 증가할수록 산화층 두께는 증가하였지만 시간의 증가에 따라 부식속도는 비교적 감소하였다. 특히 pre-oxidation을 하지 않은 NiAl합금에 비하여 pre-oxidation된 NiAl 및 NiAl/Y 합금에서 부식 속도가 급격히 감소하였다.

그림 8은 NiAl, NiAl(PO) 및 NiAl_{1.5}Y(PO) 합금을 650°C 용융탄산염에서 1000시간 부식시킨 후 그 합금의

부식 생성물층의 단면을 EDS로 분석한 결과이다. 그림 8의 (a)는 등온 열처리하지 않은 NiAl 합금으로 부식 산화물은 불균일하고 비교적 두꺼웠으며, 다른 합금과 비교할 때 치밀하지 못한 것을 알 수 있었다. 부식생성물 계면의 EDS 분석결과를 보면, 부식생성물의 표면 부위는 Al의 함량은 적고 Ni의 성분이 높게 분포하므로 NiO층이 형성된 것으로 확인될 수 있었다. 650°C의 용융탄산염내에서는 산소 분압이 낮으므로 초기에 Al₂O₃ 산화피막이 형성되나 치밀하지 못하여 이 산화물층을 통하여 Ni이 산소와 반응하여 NiO가 형성되었고, NiO는 용융탄산염속에서 용해되므로 부식층의 두께는 상대적으로 두껍게 형성되었다. 그림 8의 (b)는 pre-oxidation된 NiAl(PO) 합금으로 Y가 첨가된 (c)의 합금에 비해서는 비교적 높은 부식속도를 보였지만 pre-oxidation하지 않은 (a)의 경우에 비해서는 부식층의 두께가 얇게 형성되었는데 이는 pre-oxidation에 의해 생성된 치밀한 Al₂O₃에 의한 것으로 판단될 수 있다. 그

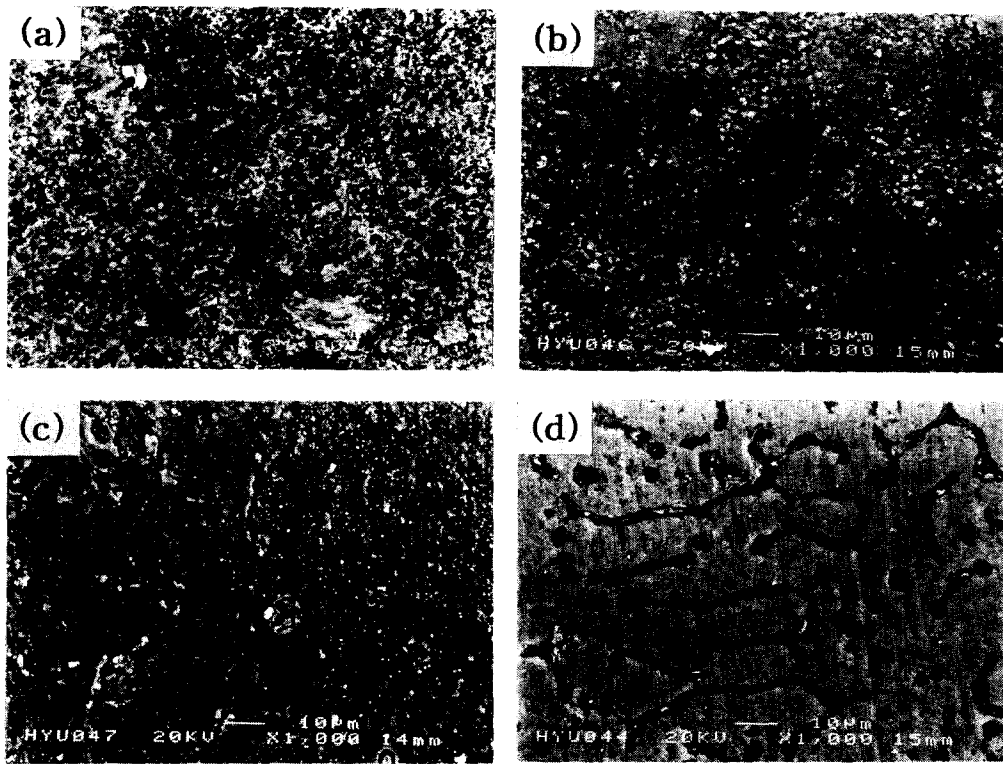


Fig. 9. SEM surface micrographs of specimens corroded for 1000 hrs. at 650°C in the molten carbonate salt. (a) NiAl (×1,000), (b) NiAl(PO) (×1,000), (c) NiAl0.3Y(PO) (×1,000), (d) NiAl0.7Y(PO) (×1,000) PO : Pre-Oxidation in air at 800°C for 20hrs.

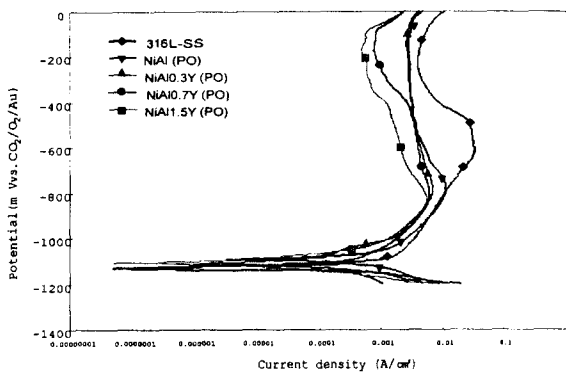


Fig. 10. Potentiodynamic behavior of specimens in the molten carbonate salt at 650°C. PO : Pre-Oxidation in air at 800°C for 20hrs.

러나, 금속과 부식층 사이에 분리현상이 나타나는 곳이 발견되기도 하였으므로 산화물의 밀착성은 좋지 않은 것으로 판단되었다. 그림 8 (c)의 NiAl1.5Y (PO) 합금은 산화물층과 모재간의 밀착성이 우수하였으며, NiAl(PO) 합금에 비해서 부식층내에 Al의 농도가 높게 분포하고 Ni의 함량이 부식층 내에서 급격히 감소한 것으로 보아 용해성 있는 NiO가 없는 치밀한 Al₂O₃ 산화 피막이 형성된 것으로 판단되었다. 입계를 따라 분포하는 석출상은 NiAlY 상으로 pre-oxidation 및 용융탄산염내에서의 침지 부식시 산소와의 반응에 의해 치밀한 Y₂O₃와 Al₂O₃를 형성하므로 내식성을 향상시키는 역할을 하였다. 그러므로, 입계에서 확산된 미량의 Y가 부식물층을 보다 밀착성이 크고 치밀하게 한

것으로 판단되었다.

그림 9는 650°C 용융탄산염내에서 1000시간 부식시킨 NiAl, NiAl(PO) 및 NiAl/Y (PO) 합금의 표면을 SEM으로 관찰한 결과이다. 그림 9 (a)에서 pre-oxidation하지 않은 NiAl 합금의 부식된 표면은 아주 거칠게 형성되었는데, 이것은 표면에 형성된 NiO가 용융탄산염에 의해 부분적으로 용해되었기 때문이었다. 이러한 용해는 분리판 재료의 내식성 향상에 나쁜 영향을 미칠 뿐만 아니라 용융탄산염 연료전지의 단락현상을 유발할 수 있으므로 큰 문제가 될 수 있다. 그림 9 (b)의 pre-oxidation한 NiAl (PO) 합금 표면에서도 부식층은 치밀하지 못하며, 부식층에 부분적으로 용해된 흔적이 보였다. 이것은 NiAl 합금의 표면에 Al₂O₃와 미량의 NiO가 동시에 형성된 산화물층이 650°C의 용융탄산염에 의한 NiO 선택적으로 용해된 것으로 판단되었다. 그림 9의 (c)와 (d)는 Y가 각각 0.3과 0.7% 첨가된 경우로 Y 함량의 증가에 따라 표면 부식생성물이 치밀함을 알 수 있었다. 특히, (d)의 표면은 부식 전 상태와 큰 차이가 없는 것으로 보아 0.7% 정도의 Y첨가에 의해 NiAl 합금의 표면 산화물층은 충분한 내식성을 가지는 것으로 확인되었다.

3.4 분극 특성

가속화된 방법으로 각 시편들에 대하여 부식 속도를 비교 평가하기 위하여 Ar 분위기의 650°C 용융탄산염내에서 분극실험을 실시하였다. 316L 스테인레스강과 pre-oxidation한 NiAl과 NiAl/Y 합금의 열린회로 평형 전위는 약 -1100mV로 이는 O₂/CO₂ 기준전극과 Ar분위기의 용융탄

산염내의 이온들과 분극실험에 이용된 합금사이의 반응과의 전위차이다. 650°C의 용융탄산염내에서 위 합금에 대한 인가전위를 기준전극에 대해 -1200mV에서 0mV로 1mV/sec의 주사속도로 상승시키며 양분극특성을 조사한 결과가 그림 10에 나타나있다. 316L 스테인레스강은 약 -500mV 이상에서 부동태화가 시작되었지만 전 구간에 걸쳐서 등은 열처리된 NiAl(PO) 및 NiAl/Y(PO) 합금에 비하여 높은 부식 속도를 보였다. Pre-oxidation한 NiAl 및 NiAl/Y 합금의 경우에는 Y 함량이 증가할수록 전 구간에서 부식속도가 감소하였으며, 특히 부동태화 영역인 -800mV ~ -100mV에서는 부식속도에 현저한 차이를 보였다. 이것은 침지 부식 실험의 결과와 일치하는 것으로 Y의 함량이 1.5%까지 증가함에 따라 용융탄산염내에서 NiAl/Y 합금은 크게 향상된 내식성을 나타내었다.

4. 결 론

1) NiAl에 첨가된 Y는 입계를 따라 NiAlY 상으로 석출되었으며, 800°C 대기중에서 산화시 NiAlY 상은 Y_2O_3 와 Al_2O_3 상으로 산화되었다.

2) 용융탄산염내에서 NiAl/Y 합금은 NiAl에 비해 치밀한 산화물을 형성함으로써 우수한 내식성을 나타내었는데, 이는 Y 함량이 증가할수록 표면의 부식물층내의 NiO 형성 억제와 Al 함량의 증가로 인하여 보다 치밀한 Al_2O_3 가 생성되었기 때문이다.

3) 전기화학 분극실험결과 NiAl/Y 합금에서 Y의 첨가량의 증가에 따라 부동태 전위영역에서 산화전류가 감소하였는데, 이는 침지 부식 실험 결과와도 일치하였다.

4) 침지 부식 실험과 분극실험 결과로부터 NiAl합금의 산화층을 보다 치밀화 하기 위해서는 0.7 at% 정도의 Y

첨가가 적당한 것으로 판단되었다.

감사의 글

본 연구는 학술진흥재단 1997년 박사후연수과정지원에 의해 이루어졌으며, 이에 대해 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. R. A. Donado, L. G. Marianowski, and H. C. Maru, *J. Electrochem. Soc.*, **131**, 2538 (1984)
2. E. R. Hwang and S. G. Kang, *Korean J. Mater. Res.*, **7**, 76 (1997)
3. R. L. Mccarron and N. R. Lindblad, *Corrosion*, **32**, 476 (1976)
4. M. W. Brumm and H. J. Grabke, *Corr. Sci.*, **33**, 1677 (1992)
5. C. G. Lee and K. J. Yamada, **62**, 145 (1996)
6. Y. Muqikura and T. Abe, *Electrochem. Soc.*, **142**, 2971 (1995)
7. Si-Cheng Kung and V. Srinivasan, *Oxid. Met.*, **33**, 481 (1990)
8. A. M. Huntz, *Materials Science Forum*, **43**, 131 (1989)
9. E. Schumann, J. C. Yang, *Oxid. Met.*, **46**, 37 (1996)
10. L. Hanyi and W. Fuhui, *Mat. Sci. Eng.* **A123**, 123 (1990)
11. H. G. Jung and K. Y. Kim, *Oxid. Met.*, **46**, 147 (1996)
12. A. S. Khanna and C. Wasserfuhr, *Mat. Sci. Eng.* **A120**, 185 (1989)