



Fe-38 at.% Al계 금속간화합물의 표면특성에 미치는 합금원소의 영향

최 한 철*

조선대학교 치과대학 치과재료학교실 및 생체재료나노계면활성화센터

Effects of Alloying Elements on the Surface Characteristics of Fe-38Al Intermetallic Compounds

Han-Cheol Choe*

Department of Dental Materials & Research Center of Nano-Interface Activation for Biomaterials,
 College of Dentistry, Chosun University, Gwangju 501-759, South Korea

(Received 19 February 2004 ; accepted 8 April 2004)

Abstract

Effects of alloying elements on the surface characteristics of Fe-38Al intermetallic compounds were investigated using potentiostat. The specimens were casted by the vacuum arc melting. The subsequent homogenization and the stabilization led to the homogeneous DO_3 structure of the specimen. After the corrosion tests, the surface of the tested specimen was observed by the optical microscopy and scanning electron microscopy(SEM). For Fe-38 at.% Al intermetallic compound, the addition of Cr and Mo proved to be beneficial in decreasing the grain boundary attack by decreasing the active current density. Addition of B and Nb resulted in a higher active current density and also a higher passive current density. These results indicated the role of Cr and Mo in improving the pitting corrosion resistance of Fe-38 at.%Al intermetallic compound. B and Nb addition to Fe-38 at.%Al accelerated the granular corrosion. Fe-38 at.%Al containing Cr and Mo showed remarkably improved pitting corrosion resistance in comparison with B and Nb addition to Fe-38 at.%Al.

Keywords : Fe-38 at.%Al Intermetallic Compound, Surface Characteristics, DO_3 Structure, Pitting Corrosion

1. 서 론

Fe-Al계 금속간화합물은 낮은 재료비, 저비중 등 유용한 성질을 가지며 산화알루미늄 보호피막 때문에 고온에서 내산화성 및 내황화성이 우수¹⁻³⁾하여 최근 연구가 활발히 진행되고 있다. 최근 연구 동향을 보면 가공에 필요한 연성이 합금첨가 등에 의해 개선될 수 있으며 DO_3 구조를 갖는 Fe_3Al 금속간화합물에 Al 함유량을 25에서 30 at.%로 증가시키고 2-6 at.%까지 Cr을 첨가^{4,6)}하면 환경취화억제 및 연성을 향상시킬 수 있으며 Mo, Nb등의 합금원소첨가로 이들 성질을 더욱 개선할 수 있다는 보고^{7,8)}가 있다. 또 수용액에서 전기화학적 특성도 이들 합금원소가 첨가됨으로서 Mo와 Cr같은 원소는

크게 개선된다는 사실을 본 저자들이 확인⁹⁻¹²⁾하였으나 이는 거의 Fe_3Al 에 관한 것이 대부분이다. 또 Fe-Al계 금속간화합물 중에서 B2구조를 갖는 FeAl은 550°C를 기준으로 Fe_3Al 로 구조가 바뀌는데 파괴양상이 공기와 물에서는 입내파괴를 하고 산소분위기에서는 입계파괴를 하는 반면 Fe_3Al 은 모든 분위기에서 입내벽계파괴를 하는 차이점¹³⁾을 보인다. 이러한 파괴양상의 차이점의 존재는 결정구조의 차이이며 전기화학적 특성에서도 영향을 미칠 것으로 생각된다. 따라서 $DO_3 \leftrightarrow B2$ 천이과정 중에 형성되는 FeAl이나 Fe에 38 at.%Al이 첨가 시에 형성되는 FeAl의 전기화학적 성질에 미치는 합금원소의 영향에 대하여 조사할 필요가 있다.

따라서 본 연구에서는 기 발표한 연구⁹⁻¹²⁾ 결과를 토대로 Fe-38 at.%Al 금속간화합물을 기본조성으로 하여 전해철과 고순도 Al을 준비하고 여기에 연성

*Corresponding author. E-mail : hcchoe@chosun.ac.kr

개선과 환경취화를 억제시키기 위해 Cr을 6 at.%첨가하고 Mo, B 및 Nb등을 여러 가지 비율로 첨가한 후 Ar분위기 아-크 용해로에서 용해하여 시료를 제조하고 1000°C Ar분위기하에서 7일간 균질화열처리한 후 H₂SO₄ 및 HCl수용액등에서 전기화학적 방법에 의해 부식거동을 조사하였다.

2. 실험방법

본 연구에서 사용한 시편의 화학적 조성은 표 1과 같으며 원재료로서 Fe는 수소분위기하에서 환원처리한 고순도 전해, Al은 wire상의 고순도8Al(99.97%Al)과 Cr, Nb, Mo 및 B등을 표 1과 같은 원자조성으로 칭량하여 진공 아-크 용해용 시료로 사용하였으며 용해는 아-크 용해로를 사용하여 Ar분위기하에서 용해하였다. 용해하여 제조한 시료는 SiC 발열체 관상로의 Inconel tube내에 시편을 장입

하고 1000°C 고순도 건조 Ar분위기하에서 7일간 균질화열처리를 하여 B2구조¹²⁾를 얻었으며 열처리를 완료한 시편은 절단기를 사용하여 100 mm²의 크기로 절단하여 부식시험용 시편으로 사용하였다.

전기화학적 방법에 의한 부식실험을 하기위하여 Fe-38Al합금강을 100 mm²의 크기로 가공한 후 600 grit의 SiC연마지에 연마하여 작업전극으로 사용하였다. 본 연구에서 사용된 기준전극은 포화칼로멜전극(SCE: saturated calomel electrode)을, 보조전극은 고밀도탄소전극을 각각 사용하였으며 각 전극은 ASTM¹⁴⁾에 따라 위치시켰다. 또 실험에 사용한 각 전해액은 고순도 Ar가스를 사용하여 용존산소를 충분히 제거하였으며 실험은 25°C의 일정온도에서 수행하였다.

시험재료의 양극분극특성에 미치는 합금원소의 영향은 0.1 M H₂SO₄용액에서 동전위법에 의해 75 mV/min의 주사속도로 분극곡선을 측정하여 조사하였고 공식거동에 미치는 합금원소의 영향은 0.1 M HCl에서 동일한 주사속도로 순환동전위법(CPPT: cyclic potentiodynamic polarization test)을 행하여 조사하였고 부식실험이 끝난 시편들의 부식형태는 광학현미경, 주사전자현미경을 사용하여 관찰하였다.

Table 1. Chemical composition of Fe-38Al system

Samples	Chemical Composition (at.%)					
	Al	Cr	Mo	Nb	B	Fe
1. FA	38	-	-	-	-	bal.
2. FAC	38	6	-	-	-	bal.
3. FACM5	38	6	0.5	-	-	bal.
4. FACM10	38	6	1.0	-	-	bal.
5. FACM20	38	6	2.0	-	-	bal.
6. FACN5	38	6	-	0.5	-	bal.
7. FACN10	38	6	-	1.0	-	bal.
8. FACN20	38	6	-	2.0	-	bal.
9. FACB1	38	6	-	-	0.1	bal.
10. FACB5	38	6	-	-	0.5	bal.
11. FACB10	38	6	-	-	1.0	bal.

3. 결과 및 고찰

3.1 Fe-38Al의 양극분극특성에 미치는 합금원소의 영향

그림 1은 0.1 M H₂SO₄용액에서 Fe-38Al과 Fe-38Al에 6 at.% Cr함량을 첨가하여 동전위법으로 측정한 분극곡선이다. 여기에서 보면 Fe-38Al의 분극곡선은 부식전위가 -600 mV로 Fe-38Al-6Cr의 -520

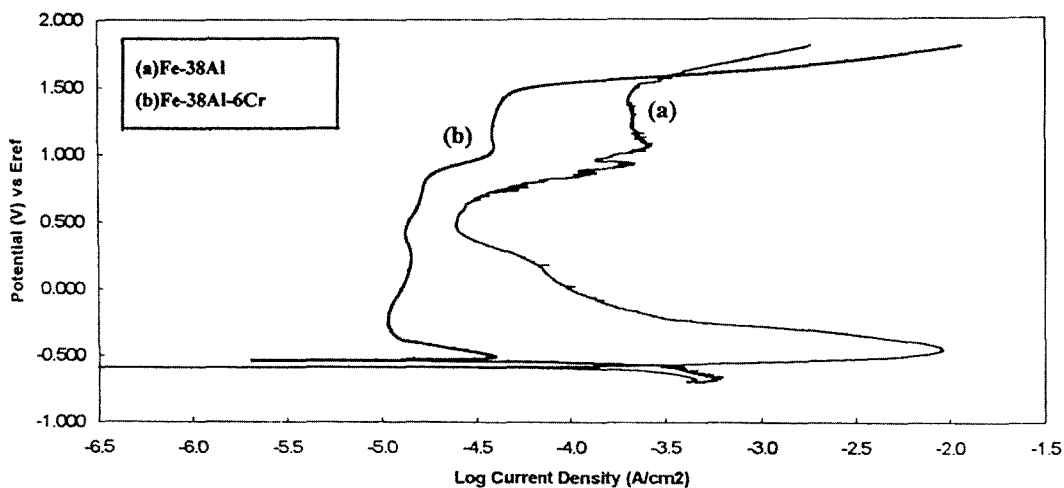


Fig. 1. Anodic polarization curves for Fe-38Al and Fe-38Al-6Cr samples in 0.1 M H₂SO₄ solution at 25°C.

mV에 비해 낮고 활성화 전류밀도가 $1.5 \times 10^{-2} \text{ A/cm}^2$ 로 역시 Fe-38Al-6Cr의 $2.0 \times 10^{-5} \text{ A/cm}^2$ 보다 크게 증가하였음을 알 수 있다. 또 부동태영역의 전류밀도도 Cr이 첨가된 경우에 비하여 큰 값을 보인다. 이러한 분극특성은 DO_3 를 갖는 Fe-25Al계의 경우와 같은 형태¹²⁾를 하나 Fe-38Al의 경우가 활성화 전류밀도가 크게 나타나는데 이는 DO_3 구조보다 B2구조가 내식성이 낮다는 보고와도 같은 경향¹⁵⁾이다. 또 Fe-38Al에서도 넓은 부동태영역을 나타낸 이유는 Fe_2O_3 , Al_2O_3 및 Cr_2O_3 의 피막이 표면에 형성¹⁵⁾되었기 때문으로 생각되며 Cr이 첨가되지 않은 경우는 표면에 형성된 Fe_2O_3 피막이 500 mV부근에서 파괴되기 시작하여 전류밀도가 증가되다가 1000 mV 이상의 부동태영역에서 전류밀도가 일정한 값을 보여 스테인리스강의 경우⁹⁾보다 넓은 영역을 나타내

는데 이도 Al에 의한 $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$ 의 형성¹⁶⁾ 때문으로 생각된다.

그림 2는 0.1 M H_2SO_4 용액에서 Fe-38Al-6Cr에 Mo함량을 0.5-2.0 at.%까지 첨가하여 동전위법으로 측정된 분극곡선이다. 여기에서 보면 Fe-38Al에 Mo를 첨가하면 그림 1의 경우에 비해 부식전위는 -250에서 10 mV의 범위로 높아지지만 Mo함량이 증가됨에 따라서는 -250 mV까지 감소함을 보여 스테인리스강에 미치는 합금원소의 영향과 같은 경향^{17,18)}을 보인다. 또한 활성화영역의 전류밀도변화가 예리하지 않아 바로 부동태피막을 형성함을 알 수 있다. 그러나 부동태영역에서 전류밀도가 Mo가 첨가되지 않는 것에 비해 증가하는 경향이 있는데 확실한 기구는 규명되지 않고 있으나 첨가된 Mo가 0.5 M H_2SO_4 용액에서 음이온선택성을 띄어 탈수소

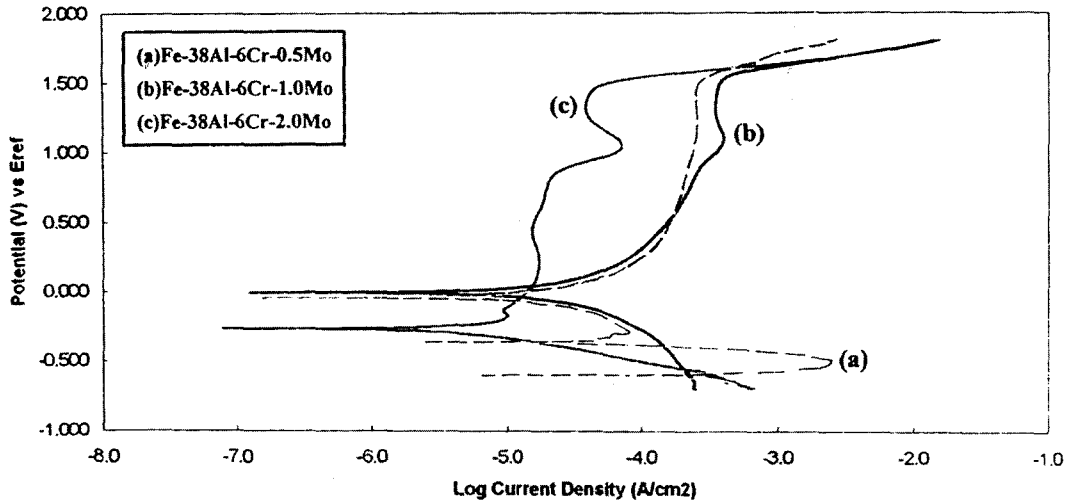


Fig. 2. Anodic polarization curves for Fe-38Al-6Cr-0.5Mo, Fe-38Al-6Cr-1.0Mo, and Fe-38Al-6Cr-2.0Mo samples in 0.1 M H_2SO_4 solution at 25°C.

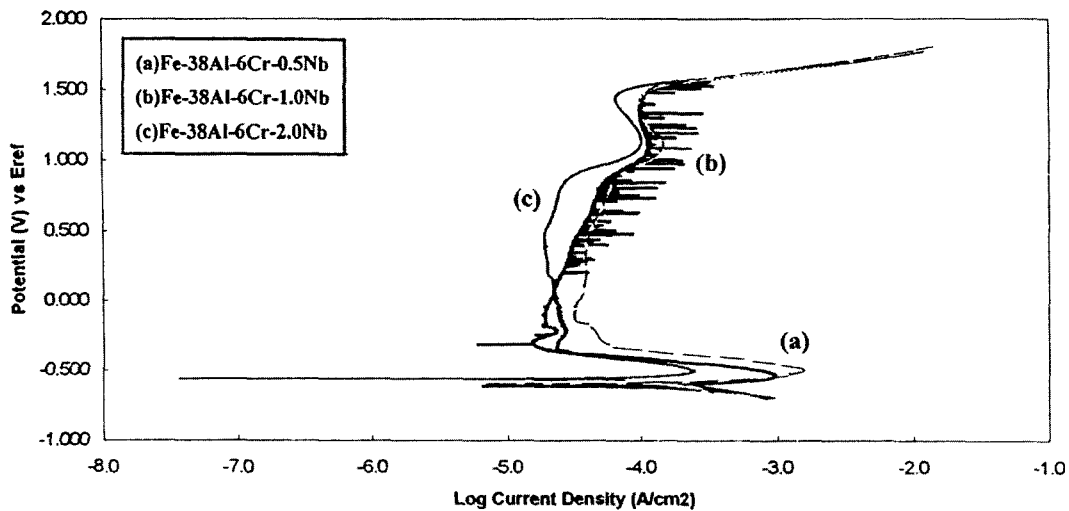


Fig. 3. Anodic polarization curves for Fe-38Al-6Cr-0.5Nb, Fe-38Al-6Cr-1.0Nb, and Fe-38Al-6Cr-2.0Nb samples in 0.1 M H_2SO_4 solution at 25°C.

화반응의 억제로 인한 Cr₂O₃/CrOOH비 감소때문으로 여기고 있다¹¹⁾.

그림 3은 0.1 M H₂SO₄용액에서 Fe-38Al-6Cr에 Nb함량을 0.5-2.0 at.%첨가하여 동전위법으로 측정된 분극곡선이다. 분극거동은 Fe-25%Al에 비하여¹²⁾ Nb가 첨가됨에 따라 큰 변화는 없지만 활성화 전류밀도가 Fe-25%Al에서 증가되었지만 약간 그림 3에서는 약간 감소되는 경향을 보였으나 부동태영역은 2.0 at.%Nb가 첨가된 경우에 가장 좁게 나타났다. 즉 황산용액에서 핏트 발생전위가 낮다고 할 수 있다. 이는 결정립의 미세화와 입계와 입내에서 Fe₂Nb의 석출¹²⁾로 표면에 형성된 피막이 쉽게 파괴될 수 있다는 의미이다.

그림 4는 Fe-38Al-6Cr에 보론을 0.1-1.0 at.% 첨가하면 Nb가 첨가된 경우의 -560 mV에서 -645 mV

로 부식전위가 크게 낮아지고 활성화전류밀도와 부동태전류밀도가 증가함을 알 수 있다. 이는 결정립의 미세화로 SO₄²⁻에 의한 침식될수 있는 입계의 면적이 증가하고 열처리과정에서 Cr₂B나 Cr₂₃(C,B)₆ 등¹⁹⁾과 같은 석출물 때문에 전기화학반응을 쉽게 할 수 있는 자리로 되어 그 주위가 쉽게 부식되었기 때문으로 생각된다. 여기서 특이한 것은 보론함량이 0.1에서 1.0 at.%로 증가함에 따라 부동태전이 영역에서 다른 합금원소첨가에 비하여 전류밀도가 크게 증가하며 1000 mV에서부터 크게 증가함을 보인다. 이는 앞의 Nb가 2.0 at.%첨가된 경우와 같이 설명할 수 있다. 즉 결정입내와 입계에 다량의 M₂B를 석출하기 때문이다.

그림 5는 0.1 M H₂SO₄용액에서 Fe-38Al-6Cr의 분극거동에 미치는 합금원소의 영향을 나타낸 것으로

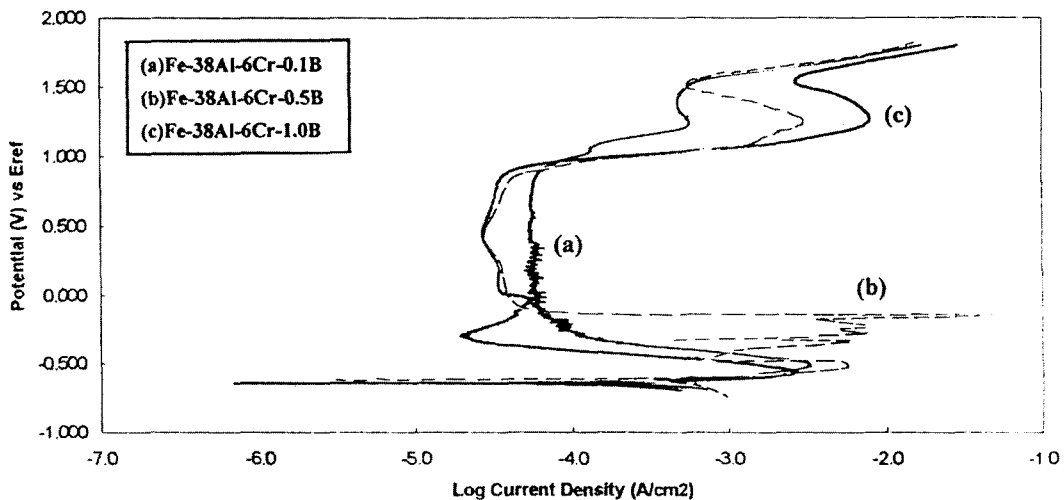


Fig. 4. Anodic polarization curves for Fe-38Al-6Cr-0.1B, Fe-38Al-6Cr-0.5B, and Fe-38Al-6Cr-1.0B samples in 0.1 M H₂SO₄ solution at 25°C.

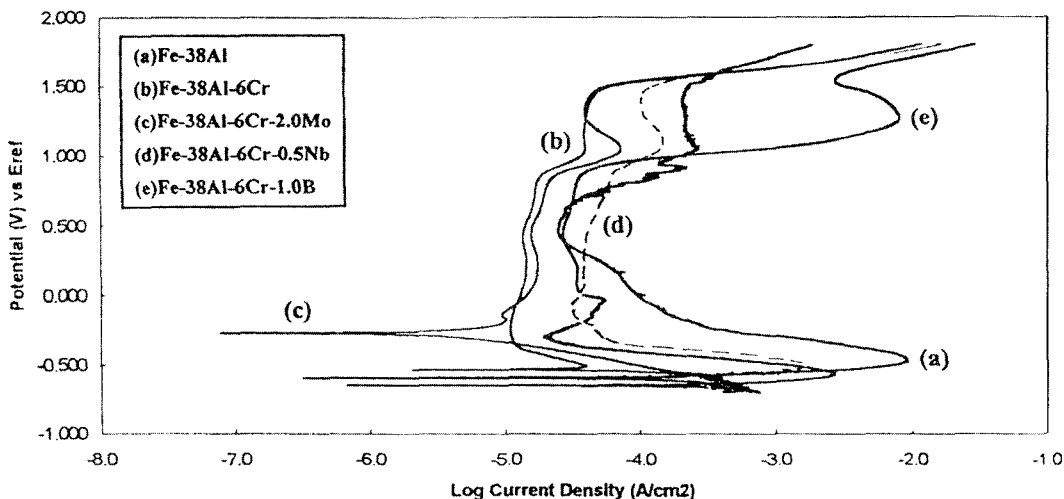


Fig. 5. Anodic polarization curves for Fe-38Al, Fe-38Al-6Cr, Fe-38Al-6Cr-2.0Mo, Fe-38Al-6Cr-0.5Nb, and Fe-38Al-6Cr-1.0B samples in 0.1 M H₂SO₄ solution at 25°C.

Table 2. Corrosion(E_{corr}), critical current density for passivation(I_a) and critical current density for passive region(I_p) of Fe-38Al intermetallic compounds with alloying elements after anodic polarization measurement in 0.1 M H_2SO_4 solution

Intermetallic compounds	E_{corr} (mV vs. SCE)	I_a (A/cm^2)	I_p (A/cm^2)
FA	-600	1.5×10^{-2}	2.7×10^{-5}
FAC	-520	2.0×10^{-5}	1.1×10^{-5}
FACM5	10	N.D	1.5×10^{-4}
FACM10	-10	N.D	2.0×10^{-4}
FACM20	-250	1.1×10^{-5}	2.0×10^{-5}
FACN5	-580	1.5×10^{-3}	3.0×10^{-5}
FACN10	-600	9.5×10^{-4}	1.2×10^{-5}
FACN20	-560	2.0×10^{-4}	1.5×10^{-5}
FACB1	-645	3.0×10^{-3}	6.0×10^{-5}
FACB5	-640	6.0×10^{-3}	3.0×10^{-5}
FACB10	-645	2.5×10^{-3}	3.0×10^{-5}

내식성은 Fe-38Al가 가장 낮고 Fe-38Al-Mo가 가장 우수한 특성을 보인다.

표 2는 0.1 M H_2SO_4 용액에서 측정된 분극곡선으로부터 얻어진 데이터를 종합정리하여 나타낸 것이다. 부식전위는 Mo가 첨가된 경우가 10 mV로 가장 높고 B가 첨가된 경우가 -645 mV로 가장 낮으며 활성태전류밀도도 같은 경향을 보이고 있다. 또 B2구조를 갖는 Fe-38Al계의 부식전위는 DO_3 구조를 갖는 Fe-25Al계 합금의 경우¹²⁾와 비교하면 Mo첨가된 경우를 제외하고 약 100 mV정도 전반적으로 낮게 나타남을 보여 B2구조가 DO_3 구조보다 내식성이 낮다는 보고¹⁵⁾와 잘 일치함을 알 수 있다.

3.2 Fe-38Al의 공식특성에 미치는 합금원소의 영향

그림 6은 0.1 M HCl 용액에서 공식특성을 조사하기 위하여 Fe-38Al와 Fe-38Al-6Cr시편의 CPPT곡선이다. 여기에서 보면 공식전위는 Fe-38Al의 -180 mV에서 Cr이 첨가된 Fe-38Al-6Cr경우인 -50 mV로 크게 증가함을 보여 Cr이 부동태피막형성에 기여하여 Cl^- 의 침투를 억제함으로써 공식에 대한 저항성을 증가시키기 때문이다. 또한 부동태영역의 전류밀도가 크게 감소하고 부식전위가 -600 mV에서 -300 mV로 크게 증가함을 보인다. 이는 0.5 M HCl에서 공식시험된 Fe-28Al-6Cr과 같은 경향¹⁰⁾이며 DO_3 구조임에도 B2인 Fe-38Al-6Cr의 -50 mV보다 공식전위가 -70 mV로 낮은 이유는 Cl^- 의 농도차 때문으로 생각된다.

그림 7은 0.1 M HCl 용액에서 Fe-38Al-6Cr에 Mo 함량을 0.5-2.0 at.%첨가하여 측정된 CPPT곡선이다. 여기에서 보면 Mo가 첨가됨으로써 공식전위가 크게 증가하고 분극곡선의 전체적인 이동이 위로, 좌로 이동하였음을 그림 6과 비교하여 알 수 있으며 재부동태화전위가 Mo를 첨가하지 않은 Fe-38Al-6Cr의 경우 -340 mV에서 Mo가 2.0 at.%첨가된 경우 -180 mV까지 증가하여 공식에 대한 저항성이 강함을 알 수 있다. 공식전위와 부식전위의 차($E_{pit} - E_{corr}$)도 Mo가 첨가되면 520 mV까지 높은 값을 보이며 Mo가 2.0 at.%첨가됨으로써 그 차는 작아지는데 이는 상대적으로 부식전위가 크게 증가하였기 때문이다. 이와 같이 내식성이 Mo의 첨가로 크게 향상된 이유는 합금된 Mo가 MoO_4^{2-} 로 용출되어 Cl^- 에 대해 강한 부식억제효과를 내기 때문이고 MoO_3 등의 보호막을 표면에 형성하여 내식성을 크게 향상시키는 효과 때문이다¹⁰⁾.

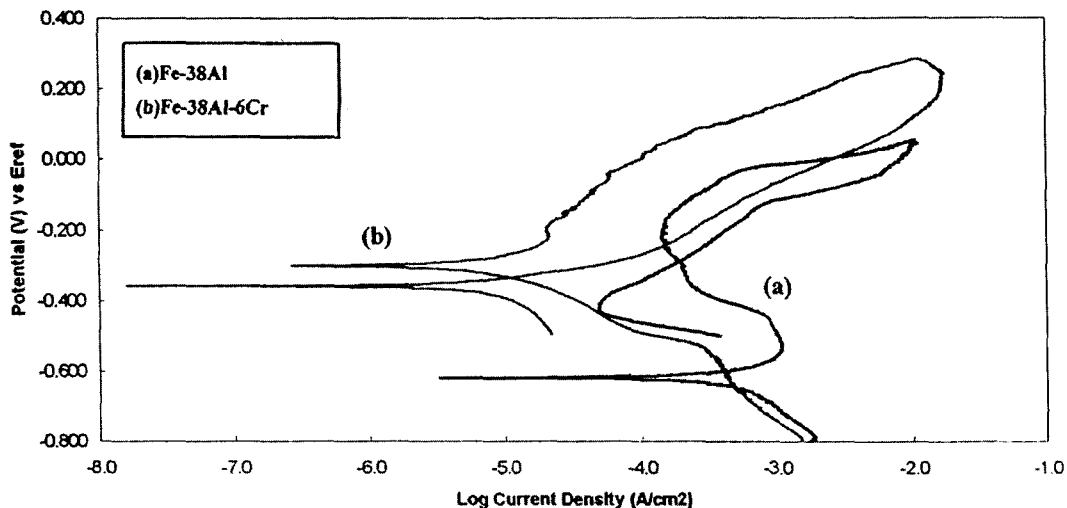


Fig. 6. Cyclic potentiodynamic polarization curves for Fe-38Al and Fe-38Al-6Cr samples in 0.1 M HCl solution at 25°C.

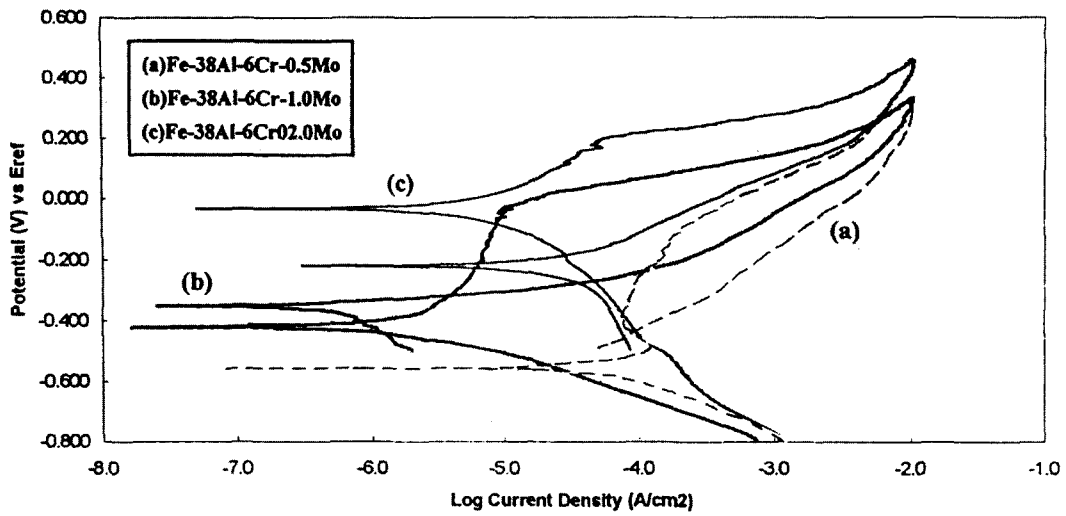


Fig. 7. Cyclic potentiodynamic polarization curves for Fe-38Al-6Cr-0.5Mo, Fe-38Al-6Cr-1.0Mo, and Fe-38Al-6Cr-2.0Mo samples in 0.1 M HCl solution at 25°C.

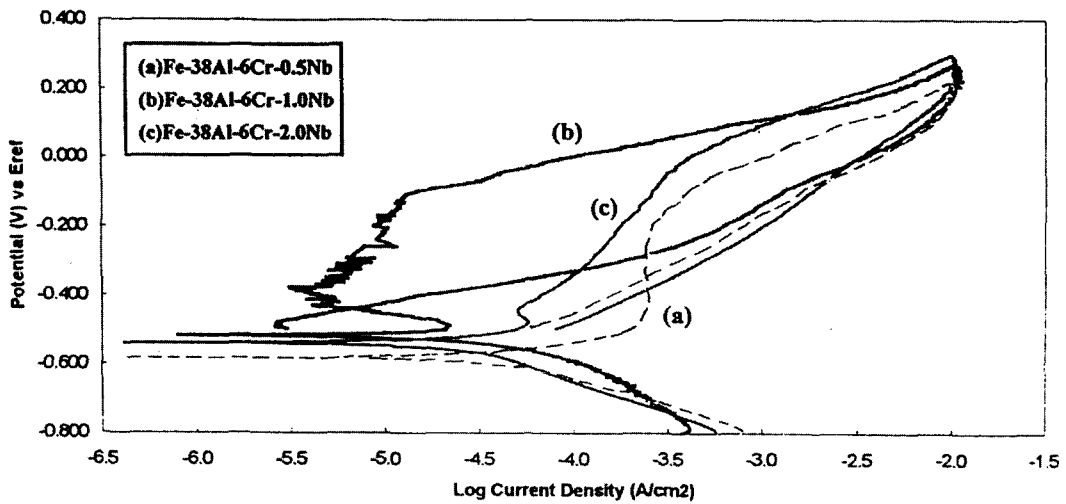


Fig. 8. Cyclic potentiodynamic polarization curves for Fe-38Al-6Cr-0.5Nb, Fe-38Al-6Cr-1.0Nb, and Fe-38Al-6Cr-2.0Nb samples in 0.1 M HCl solution at 25°C.

그림 8은 0.1 M HCl용액에서 Fe-38Al-6Cr에 Nb를 0.5-2.0 at.%첨가하여 측정한 CPPT곡선이다. Nb가 첨가되면 공식전위가 Mo가 첨가된 경우의 200 mV에 비해 크게 감소된 -110 mV를 나타내 공식에 대한 저항성이 감소함을 알 수 있으며 이는 재료 내에 형성된 Fe₂Nb 등의 석출물의 존재¹²⁾로 인하여 그 부위가 Cl⁻에 의하여 쉽게 국부적 또는 틈부식과 같은 기구에 의해 침식한 것으로 생각된다. 이런 이유로 부식전위와 재부동태화전위도 감소함을 보이며 또한 전류밀도가 Mo가 첨가된 경우에 비해 우측으로 이동된 양상을 보인다. 공식전위와 부식전위의 차($E_{pit} - E_{corr}$)는 Nb의 첨가량이 증가함에 따라 500 mV에서 400 mV까지 감소함을 보여 내공식성이 감소함을 알 수 있다.

그림 9는 0.1 M HCl용액에서 공식특성을 조사하기 위하여 Fe-38Al-6Cr에 보론함량을 0.1-1.0 at.%첨가하여 측정한 CPPT곡선이다. 보론이 0.1 at.%첨가되었을 때의 공식전위가 -120 mV에서 1.0at.%첨가되면 -170 mV로 감소됨을 알 수 있는데 이는 보론이 증가할수록 결정입자가 미세화하고 따라서 (Cr, Fe, Al)₂₃B 또는 M₂B²⁰⁾ 등의 2차상이 석출된 자리가 증가되어 공식저항이 감소되며 공식전위와 부식전위의 차가 440 mV에서 230 mV로 감소하는 것에서 알 수 있다. 또한 재부동태화 전위가 감소하지만 보론이 첨가되어도 Fe-38Al보다는 높게 나타나 석출물이 많이 존재함에도 공식에 대한 저항을 유지한다는 것을 알 수 있는데 이는 보론이 B₄O₇²⁻를 형성하여 Cl⁻에 대한 공식억제제로 작용하기 때문으

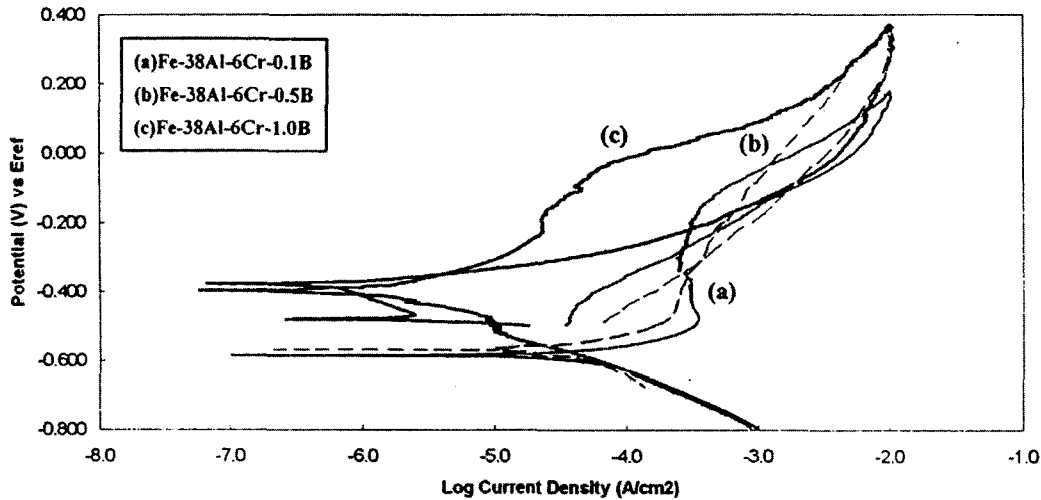


Fig. 9. Cyclic potentiodynamic polarization curves for Fe-38Al-6Cr-0.1B, Fe-38Al-6Cr-0.5B, and Fe-38Al-6Cr-1.0B samples in 0.1 M HCl solution at 25°C.

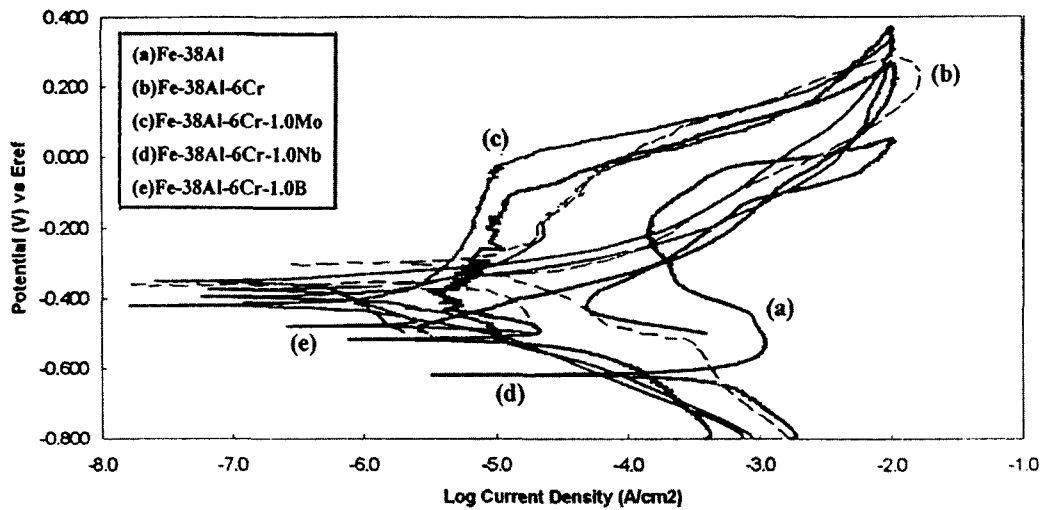


Fig. 10. Cyclic potentiodynamic polarization curves for Fe-38Al, Fe-38Al-6Cr, Fe-38Al-6Cr-1.0Mo, Fe-38Al-6Cr-1.0Nb, and Fe-38Al-6Cr-1.0B samples in 0.1 M HCl solution at 25°C.

로 생각할 수 있다¹¹⁾.

그림 10은 0.1M HCl용액에서 Fe-38Al-6Cr의 공식거동에 미치는 합금원소의 영향을 나타낸 것으로 내공식성은 Fe-38Al-6Cr-1.0Nb와 Fe-38Al-6Cr-1.0B가 가장 낮고 Fe-38Al-Mo가 가장 우수한 특성을 보인다.

표 3은 0.1 M HCl용액에서 측정한 CPPT곡선으로부터 얻어진 데이터를 정리한 것이다. 공식전위는 Fe-38Al이 가장 낮고 Fe-38Al-6Cr-2.0Mo가 가장 높게 나타나 공식저항이 가장 강함을 알 수 있다.

3.3 부식시험 후 광학현미경과 SEM에 의한 표면관찰

그림 11은 0.1 M HCl용액에서 공식특성을 조사하기 위하여 Fe-38Al-6Cr(a)과 Fe-38Al-6Cr-2.0Mo (b)시편의 CPPT시험 후 촬영한 SEM사진이다. 전

Table 3. Corrosion, pitting, and repassivation potential values of Fe-38Al intermetallics with alloying elements after CPPT in in 0.1 M HCl solution

Intermetallic compounds	E_{pit} (mV vs. SCE)	E_{rep} (mV vs. SCE)	E_{corr} (mV vs. SCE)	$ E_{pit} - E_{corr} $ (mV vs. SCE)
FA	-180	-300	-610	430
FAC	-50	-340	-300	250
FACM5	-40	-440	-560	520
FACM10	50	-300	-410	460
FACM20	200	-180	-30	230
FACN5	-80	-350	-580	500
FACN10	-100	-440	-540	440
FACN20	-110	-530	-510	400
FACB1	-120	-290	-560	440
FACB5	-140	-310	-560	420
FACB10	-170	-340	-400	230

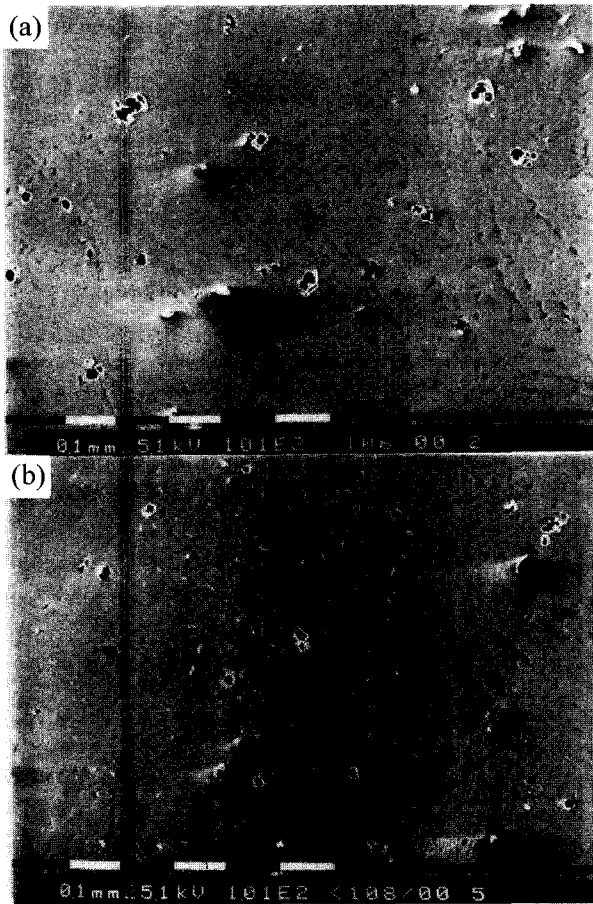


Fig. 11. SEM micrographs showing corrosion behavior of Fe-38Al system after CPPT in 0.1 M HCl solution at 25°C (a) Fe-38Al-6Cr (b) Fe-38Al-6Cr-2.0Mo.

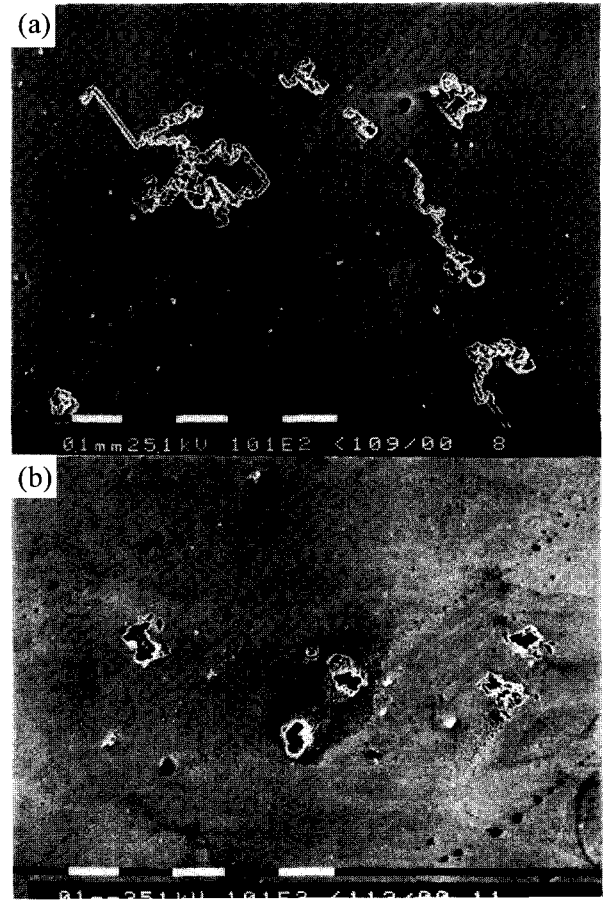


Fig. 12. SEM micrographs showing corrosion behavior of Fe-38Al system after CPPT in 0.1 M HCl solution at 25°C (a) Fe-38Al-6Cr-2.0Nb (b) Fe-38Al-6Cr-1.0B.

반적으로 DO₃구조인 Fe-25Al-6Cr 또는 Fe-28Al-6Cr에 비해¹¹⁾ 핏트의 수와 크기가 크게 증가하며 Mo가 첨가된 Fe-38Al-6Cr-2.0Mo시편도 거의 핏트가 없는 Fe-28Al-6Cr-1.0Mo시편¹¹⁾보다 훨씬 많은 핏트가 관찰되어 B2구조가 Cl⁻을 함유한 분위기에서도 약함을 알 수 있다. 그러나 Mo가 첨가되면 핏트 수와 크기가 크게 감소함을 보이는데 시편 표면에 MoO₂Cl, MoO₂ 및 MoO₃ 등의 화합물¹¹⁾을 형성하기 때문이며 Cl⁻에 대한 공식억제 효과가 크게 나타났기 때문이다.

그림 12는 Nb가 첨가된 Fe-38Al-6Cr-2.0Nb시편(a)과 보론이 첨가된 Fe-38Al-6Cr-1.0B시편(b)의 표면을 관찰한 것으로 (a), (b) 모두 다 입계를 따라 석출물이 존재한 부위가 부식된 형태를 보이며 특히 Nb가 첨가된 경우는 결정방향을 따라 부식된 모습도 보인다. 보론이 첨가된 경우는 입계를 따라 작은 핏트가 다수 관찰되며 큰 핏트도 입계주위에서 주로 관찰되어 위에서 고찰한 (Cr, Fe, Al)₂₃B 또는 M₂B 등의 석출물 존재로 인해 그 부위가 쉽게 침식

되었음을 확인할 수 있다.

4. 결 론

Fe-38Al 합금의 표면특성에 미치는 Cr, Mo, Nb 및 B의 영향을 조사하기 위하여 H₂SO₄ 및 HCl 용액에서 전기화학적방법과 전자현미경으로 조사하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 0.1 M H₂SO₄ 용액에서 Fe-38Al-6Cr의 분극거동에 미치는 합금원소의 영향을 조사한 결과 내식성은 Fe-38Al가 가장 낮고 Fe-38Al-Mo가 가장 우수한 특성을 보였다.

2. 0.1 M HCl 용액에서 Fe-38Al-6Cr의 공식거동에 미치는 합금원소의 영향을 조사한 결과 내공식성은 Fe-38Al-6Cr-1.0Nb와 Fe-38Al-6Cr-1.0B가 가장 낮고 Fe-38Al-Mo가 가장 우수하다.

3. 현미경에 의한 부식후 표면관찰에서 Mo첨가된 경우에도 핏트가 DO₃구조인 Fe₃Al에 비해 핏트의 수와 크기가 증가하여 B2구조가 Cl⁻을 함유한 분

위기에서도 약하다. Mo가 첨가는 핏트수와 크기가 크게 감소되고 Nb 및 B는 증가된다.

참고문헌

1. B. Schmidt, P. N. Nagpal, I. Baker, *In High Temperature Ordered Intermetallic Alloys III*, MRS Symposia proceedings, MRS, 133 (1989) 755.
2. J. H. DeVan, *In Oxidation of High Temperature Intermetallics*, TMS, (1989).
3. P. F. Tortorelli, J. H. DeVan, *Mater. Sci. & Eng.*, A153 (1992) 573.
4. C. G. McKamey, J. A. Horton, C. T. Liu, *Scr. Metall.*, 22 (1988) 1679.
5. C. G. McKamey, J. A. Horton, C. T. Liu, *J. Mater. Res.*, 4 (1989) 1156.
6. J. R. Knibole, R. N. Wright, *Mater. Sci. & Eng.*, A153 (1992) 382.
7. D. M. Dimiduk, M. G. Mendiratta, D. Banerjee, H. A. Lipsitt, *Acta Metall.*, 36 (1988) 2947.
8. P. J. Maziasz, C. G. Mckamey, *Matr. Sci. and Eng.*, 152 (1992) 322.
9. 崔漢喆, 崔畚川, 金官然, 洪性吉, *日本材料と環境*, 45 (1996) 122.
10. 崔漢喆, 崔畚川, 金官然, *大韓金屬學會誌*, 33 (1996) 1677.
11. H. C. Choe, H. S. Kim, D. C. Choi, K. H. Kim, *J. of Matr. Sci.*, 32 (1997) 1221.
12. 崔漢喆, 崔畚川, *大韓金屬學會誌*, 34 (1997) 468.
13. N. S. Stoloff, C. T. Liu, *Intermetallics*, 2 (1994) 75.
14. ASTM, *Wear and Erosion, Metal Corrosion, Section 3, Vol.03.02*, (1988) 97.
15. J. G. Kim, R. A. Buchanan, *Corrosion*, 50 (1994) 658.
16. M. Pourbaix, *Atlas of Electrochemical Equilibria in Aqueous*, (1974) 168.
17. 小若正倫, *금속의 부식손상과 방지기술*, (1983) 299.
18. Z. Szklaska-Smialowska, *Pitting Corrosion of Metals, NACE*, (1986) 144.
19. 김관휴, 최한철, 조용석, *한국부식학회지*, 22 (1993) 183.
20. F. P. A. Robinson, W. G. Scurr, *Corrsion*, 33 (1977) 408.