



Fe-Al-Cr계 합금의 부식거동에 미치는 Al 및 Cr 합금원소의 영향

최 한 철*

조선대학교 치과재료학교실 및 생체재료나노계면활성화센터

Effects of Al and Cr Alloying Elements on the Corrosion Behavior of Fe-Al-Cr Alloy System

Han-Cheol Choe*

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

(Received 7 November 2005 ; accepted 4 December 2005)

Abstract

Effects of Al and Cr alloying elements on the corrosion behavior of Fe-Al-Cr alloy system was investigated using potentiodynamic and cyclic potentiodynamic polarization tests(CPPT) in the H_2SO_4 and HCl solutions. The corrosion morphologies in Fe-Al-Cr alloy were analysed by utilizing scanning electron microscopy(SEM) and EDX. It was found that the corrosion potential of Fe-20Cr-20Al was highest whereas the critical anodic current density and passive current density were lower than that of the other alloys in 0.1 M H_2SO_4 solution. The second anodic peak at 1000 mV disappeared in the case of alloys containing high Al and low Cr contents. Pitting potential increased with increasing Cr content and repassivation potential decreased with decreasing Al content in 0.1 M HCl solution. Fe-Al-Cr alloy containing high Al and Cr contents showed remarkably improved pitting resistance against Cl^- attack from pit morphologies.

Keywords : Fe-Cr-Al Alloy, Potentiodynamic test, CPPT, SEM, EDX, Corrosion, Pitting and repassivation potential

1. 서 론

자동차 배기계용 재료는 엔진의 고성능화 및 내구성향상을 위해 배기메니폴드, 배기파이프, 머플러 등 배기계 부품용재료에 스테인리스강을 부분적으로 사용하고 있으며 일부 외국의 승용차에는 가스킷부터 tail pipe까지 거의 모든 부위에 스테인리스강이 사용되고 있으나¹⁾ 자동차용 배기계 부품에 적합한 스테인리스강의 제품의 미개발 및 재료비의 고가 등으로 인하여 고급차 이외의 일반 자동차용 배기계 재료로의 사용은 많지 않다. 현재 머플러 및 tail pipe용으로 Fe-19Cr 합금이 사용되고 있으며 안전성과 수명의 측면에서 Fe-17Cr-Mo-Ti 합금 및 Fe-18Cr-Mo-Ti-Nb-Zr 합금이 일부 사용되고 있다. 즉 Fe-17Cr-Mo-Ti 합금은 Mo와 Ti에 의해 공식을 억

제하여 muffler의 수명을 개선하고 제조공정에서 가공성과 함께 내식성을 향상시킨 재료이며 Fe-Cr 합금에 Al 합금원소의 첨가는 고온산화분위기에서 보호성이 우수한 Al_2O_3 피막을 표면에 형성시켜 우수한 내 고온 산화성특성을 나타내기 때문에 연소기기 등의 내고온부재료로 사용되고 있다^{2,3)}. 최근에는 Fe-20Cr-5Al 합금은 자동차의 배기가스정화장치용 촉매담체(擔體)재료의 지지체로 사용되고 있는데 기존에 사용하던 세라믹재료는 가공이 어렵고 열용량이 크기 때문에 예열시간이 길고 열 충격에 취약하기 때문에 고온에서 내식성 및 내산화성이 우수한 금속담체로 대체하고 있으며 연구자들이 Fe-20Cr-5Al 또는 Fe-20Cr-4Al에 미량의 희토류원소 등을 첨가하여 하지금속과 산화보호피막간의 밀착성을 개선하여 내산화성을 증가시키는 연구가 주를 이루고 있다⁴⁻⁶⁾. 그러나 이들 연구는 거의 고온산화 거동에 관한 연구이고 해안가의 Cl^- 에 노출될 경우

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

나 북유럽 및 북미 등과 같이 제철작업 시 사용된 염화칼슘에서 나오는 Cl⁻에 대한 저항성에 대하여 전기화학적으로 연구한 경우는 거의 미미하다^{6,7)}.

따라서 본 연구에서는 Fe에 Cr 및 Al의 함량을 달리하여 여러 가지 Fe-Cr-Al계 합금을 제조한 후, Cl⁻ 분위기에서 전기화학적 방법에 의하여 부식특성을 평가하였다.

2. 실험방법

본 연구에서 사용한 시편의 화학적 조성은 표 1과 같으며 이들 각 시편은 준비된 시료를 진공아크 용해로에 장입하고 5.0×10^{-5} torr까지 진공처리한 후 고순도 Ar 가스 분위기하에서 4-5회 반복 아크 용해하여 제조하였으며 용해전후의 무게변화가 거의 없으므로 목표조성을 실제 조성치로 사용하였다. 제조된 시편은 관상로를 이용하여 1000°C에서 7일간 Ar 가스 분위기하에서 균질화처리를 행하였다.

전기화학적 방법에 의한 부식실험을 하기 위하여 Fe-Al-Cr 합금강을 100 mm²의 크기로 가공 제작하고 작업전극으로 사용한 시편은 표면을 균일하게 하기 위하여 600 grit의 SiC 연마지에 연마한 후 시험 전에 진공데시케이터에 보관하였으며 본 연구에서 사용된 기준전극은 포화칼로멜전극(SCE)을, 보조전극은 고밀도탄소전극을 각각 사용하였으며 각 전극은 ASTM⁷⁾에 따라 위치시켰다. 또 실험에 사용한 각 전해액은 고순도 Ar가스를 사용하여 용존 산소를 충분히 제거하였으며 실험은 25°C의 일정 온도에서 수행하였다. 제조된 시편의 양극분극특성은 0.1 M H₂SO₄ 용액에서 동전위법에 의해 75 mV/min의 주사속도로 분극곡선을 측정하여 조사하였으

며 Cl⁻이 함유된 용액에서 시편의 부식거동은 0.1 M HCl에서 75 mV/min의 주사속도로 순환동전위법을 행하여 조사하였다. 부식실험이 끝난 시편들의 부식형태는 광학현미경, 주사전자현미경을 사용하여 관찰하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 Fe-Cr-Al계 합금의 양극분극특성

그림 1은 0.1 M H₂SO₄ 용액에서 Fe에 Cr을 5에서 20 at% 첨가하여 동전위법으로 측정한 분극곡선이다. 여기에서 보면 Fe에 Cr이 5 at% 첨가된 경우가 부동태영역과 활성태영역에서 전류밀도가 높게 나타났으며 15 at% 첨가까지는 전류밀도가 크게 감소함을 보이는데 이는 스테인리스강에서 Cr이 증가됨에 따라 표면에 Cr(OH)₃나 Cr₂O₃의 산화피막의 형성으로 활성태전류밀도가 낮아진다는 보고^{8,9)}와 잘 일치하나 Cr이 20 at% 첨가된 경우는 활성태전류밀도가 크게 감소하나 부동태피막의 전류밀도는 증가된 형태를 보인다. 또 1000 mV의 전위에서 전류밀도가 갑자기 증가하는 2차 양극곡선을 보

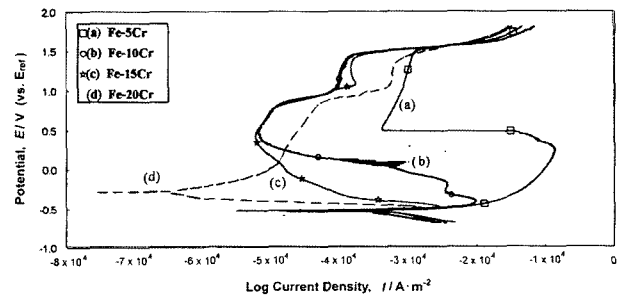


Fig. 1. Anodic polarization curves for Fe-(5-20)Cr alloy in 0.1 M H₂SO₄ solution at 25°C.

Table 1 The chemical composition of samples investigated

Fe-Cr-Al alloy (at%)	Fe	Cr	Al	Fe-Cr-Al alloy (at%)	Fe	Cr	Al
Fe-5Al	bal.	-	5.0	Fe- 5Cr-10Al	bal.	5.0	10.0
Fe-10Al	bal.	-	10.0	Fe-10Cr-10Al	bal.	10.0	10.0
Fe-15Al	bal.	-	15.0	Fe-15Cr-10Al	bal.	15.0	10.0
Fe-20Al	bal.	-	20.0	Fe-20Cr-10Al	bal.	20.0	10.0
Fe-5Cr	bal.	5.0	-	Fe- 5Cr-15Al	bal.	5.0	15.0
Fe-10Cr	bal.	10.0	-	Fe-10Cr-15Al	bal.	10.0	15.0
Fe-15Cr	bal.	15.0	-	Fe-15Cr-15Al	bal.	15.0	15.0
Fe-20Cr	bal.	20.0	-	Fe-20Cr-15Al	bal.	20.0	15.0
Fe- 5Cr-5Al	bal.	5.0	5.0	Fe- 5Cr-20Al	bal.	5.0	20.0
Fe-10Cr-5Al	bal.	10.0	5.0	Fe-10Cr-20Al	bal.	10.0	20.0
Fe-15Cr-5Al	bal.	15.0	5.0	Fe-15Cr-20Al	bal.	15.0	20.0
Fe-20Cr-5Al	bal.	20.0	5.0	Fe-20Cr-20Al	bal.	20.0	20.0

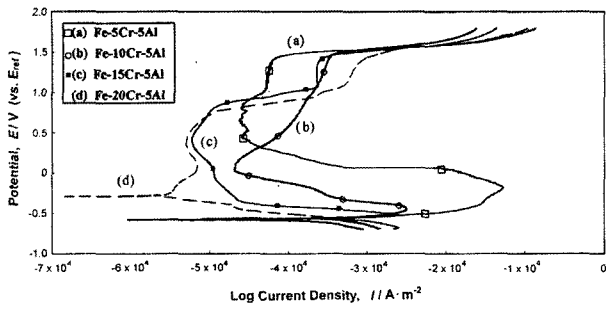


Fig. 2. Anodic polarization curves for Fe-(5-20)Cr-5Al alloy in 0.1 M H₂SO₄ solution at 25°C.

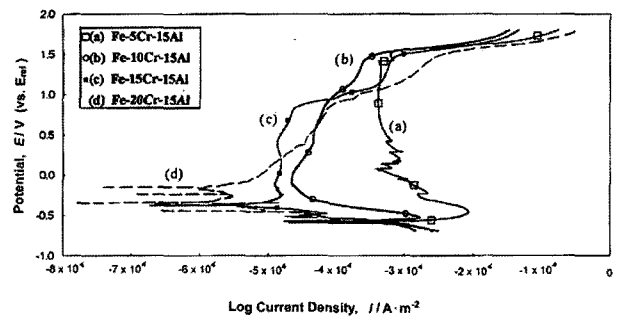


Fig. 3. Anodic polarization curves for Fe-(5-20)Cr-15Al alloy in 0.1 M H₂SO₄ solution at 25°C.

이는데 이는 Cr³⁺이 Cr⁶⁺로 산화될 때 즉, Cr(III) + 4H₂O = HCrO₄⁻ + 7H⁺ + 3e와 같은 반응¹⁰시에 나타나는 전류밀도의 증가로 생각되며 Cr 함량이 증가한 경우가 그 현상은 뚜렷하다.

그림 2는 0.1 M H₂SO₄용액에서 Fe에 5Al을 기본 조성으로 하여 Cr을 5에서 20 at% 첨가하여 제조한 시편의 분극곡선이다. 활성태전류밀도가 5 at% Cr을 첨가하였을 때 약 6.0×10⁻² A/cm²에서 20 at%Cr을 첨가하면 약 5.5×10⁻⁶ A/cm²으로 크게 감소함을 알 수 있고 부동태전류밀도도 같은 경향을 보이거나 역시 Cr 산화반응에 의해 1000 mV에서 전류밀도가 크게 증가한 양상을 나타낸다. Cr 함량의 영향은 앞의 그림 1과 유사한 경향을 보이지만 Al이 첨가됨으로써 부동태전류밀도가 10⁻⁵ 및 10⁻⁶ A/cm² 정도까지 감소함을 보여 내식성이 증가함을 알 수 있고 1000 mV의 전위에서 Cr의 산화에 의한 전류밀도가 그림 1에서와 같이 급격히 증가한 것과는 달리 완만한 증가를 보여 강산에서 hydragillite (Al₂O₃·3H₂O)와 같은 부동태피막을 표면에 형성한

효과¹¹임을 확인할 수 있으며 활성태전류밀도가 Al이 증가함에 따라 크게 감소하며 거의 모든 Fe-Al계에서 보여준 분극양상^{8,9})과 같아짐을 알 수 있다.

그림 3은 같은 용액에서 Al을 15 at%로 증가하여 기본조성으로 하고 Cr을 5에서 20 at% 첨가하여 동전위법으로 측정된 분극곡선이다. Cr 함량이 증가함에 따른 분극거동은 앞의 곡선들과 유사한 경향을 보이지만 Al 함량이 증가함에 따라 부식전위가 -359 mV까지 높아지고 부동태전류밀도는 3.0×10⁻⁶ A/cm²로 감소함을 보인다.

일반적으로 Cr과 Al 함량이 증가하면 그림 4와 표 2와 같이 활성태전류밀도가 크게 감소하고 부식전위는 증가하나 부동태전류밀도는 약간 감소한 경향을 보이고 부동태천이전위가 대부분 증가되어 2차 양극곡선이 명확하게 나타나지 않는데 이는 Cr이 증가됨에 따라 나타나는 Al의 첨가로 강산(pH 4 이하)과 1300 mV 이상의 전위에서 Al₂O₃과 Al₂O₃·H₂O를 표면에 형성¹¹함으로써 Cr의 영향을 상쇄하기 때문으로 생각된다. 이들원소의 효과로 H₂SO₄

Table 2 Corrosion potential(E_{corr}), critical current density for passivation(I_a) and critical current density for passive region (I_p) of Fe-Cr-Al alloys with variations in Cr and Al contents after anodic polarization measurement in 0.1 M H₂SO₄ solution

Fe-Cr-Al alloy	E _{corr} (mV:SCE)	I _a (A/cm ²)	I _p (A/cm ²)	Fe-Cr-Al alloy	E _{corr} (mV:SCE)	I _a (A/cm ²)	I _p (A/cm ²)
Fe-5Al	-590	N.D	N.D	Fe- 5Cr-10Al	-584	1.2×10 ⁻²	7.0×10 ⁻⁵
Fe-10Al	-490	1.5×10 ⁻¹	8.5×10 ⁻³	Fe-10Cr-10Al	-598	2.0×10 ⁻³	6.0×10 ⁻⁶
Fe-15Al	-550	9.0×10 ⁻²	1.5×10 ⁻⁵	Fe-15Cr-10Al	-584	2.0×10 ⁻⁴	5.0×10 ⁻⁶
Fe-20Al	-480	2.5×10 ⁻⁴	2.0×10 ⁻⁴	Fe-20Cr-10Al	-361	1.1×10 ⁻⁴	4.5×10 ⁻⁶
Fe-5Cr	-580	1.2×10 ⁻¹	4.0×10 ⁻⁴	Fe- 5Cr-15Al	-589	9.0×10 ⁻³	5.5×10 ⁻⁴
Fe-10Cr	-550	9.5×10 ⁻³	7.0×10 ⁻⁶	Fe-10Cr-15Al	-580	1.5×10 ⁻³	1.5×10 ⁻⁵
Fe-15Cr	-580	3.0×10 ⁻³	6.0×10 ⁻⁶	Fe-15Cr-15Al	-371	1.5×10 ⁻⁵	1.1×10 ⁻⁵
Fe-20Cr	-560	1.5×10 ⁻³	2.0×10 ⁻⁵	Fe-20Cr-15Al	-359	2.5×10 ⁻⁶	3.0×10 ⁻⁶
Fe- 5Cr-5Al	-581	6.0×10 ⁻²	2.0×10 ⁻⁵	Fe- 5Cr-20Al	-607	3.5×10 ⁻³	1.0×10 ⁻⁵
Fe-10Cr-5Al	-581	3.5×10 ⁻³	1.5×10 ⁻⁵	Fe-10Cr-20Al	-563	1.2×10 ⁻³	1.1×10 ⁻⁴
Fe-15Cr-5Al	-581	2.5×10 ⁻³	7.0×10 ⁻⁶	Fe-15Cr-25Al	-253	1.2×10 ⁻⁴	3.5×10 ⁻⁵
Fe-20Cr-5Al	-233	5.5×10 ⁻⁶	6.0×10 ⁻⁶	Fe-20Cr-25Al	-0.08	9.0×10 ⁻⁶	1.5×10 ⁻⁵

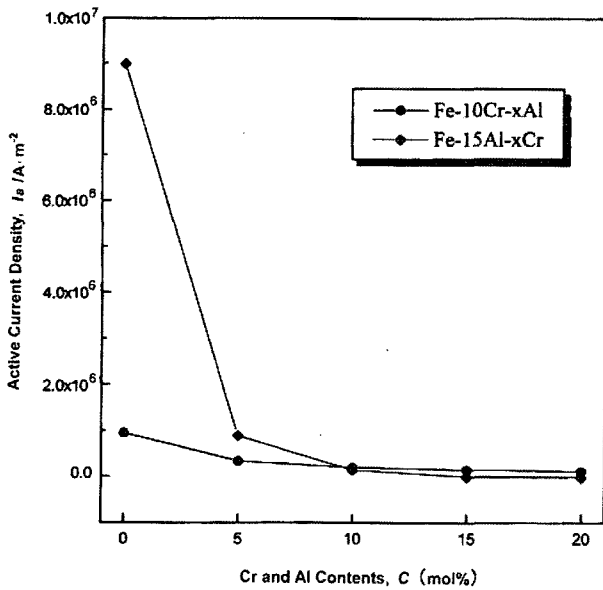


Fig. 4. Active current density(I_a) of Fe-Cr-Al alloys with variations in Cr and Al content after anodic polarization measurement in 0.1 M H_2SO_4 solution at 25°C.

용액에서 부식전위는 Fe-20Cr에 Al이 25 at% 첨가되었을 때 150 mV로 가장 높고 부동태전류밀도와 활성태전류밀도는 가장 낮다. 또 Al의 함량이 높아지고 Cr 함량이 낮을수록 1000 mV 부근에서 2차 양극곡선이 명확하게 나타나지 않는다.

3.2 Cl⁻ 함유 전해액에서 Fe-Cr-Al계 합금의 부식특성

그림 5는 0.1M HCl 용액에서 공식특성을 조사하기 위하여 Fe-5Al에 Cr을 5-20 at%까지 첨가하여 제조한 시편의 CPPT 곡선이다. 여기에서 보면 Fe-5Al-5Cr의 경우 거의 부동태피막의 형성 없이 전면에서 핏트(pit)의 발생으로 인하여 전류밀도가 크게 증가하는 곡선의 양상을 보이지만 같은 Al함량에서 Cr이 10 at% 이상으로 증가함에 따라 부식전위가 -400 mV까지 증가하고 공식전위가 -100 mV에서

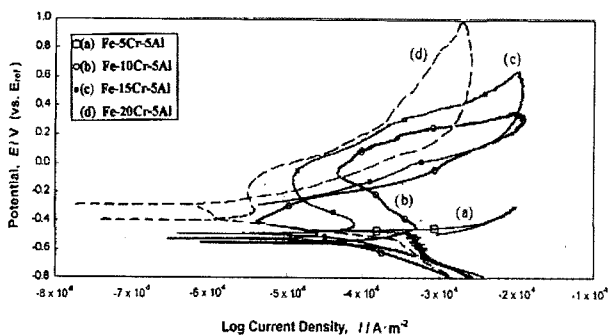


Fig. 5. Cyclic potentiodynamic polarization curves for Fe-(5-20)Cr-5Al alloy in 0.1 M HCl solution at 25°C.

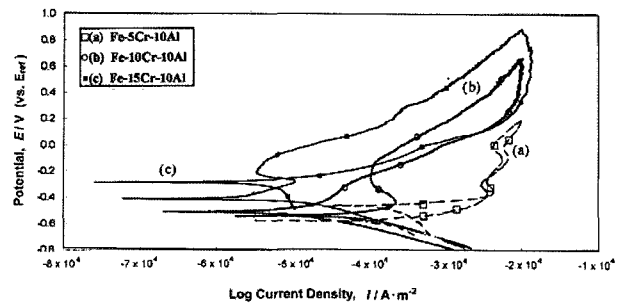


Fig. 6. Cyclic potentiodynamic polarization curves for Fe-(5-15)Cr-10Al alloy in 0.1 M HCl solution at 25°C.

-20 mV로 크게 증가하고 부동태영역이 나타나 핏트의 발생으로 피막이 파괴되는 양상을 보인다. 즉 Cr이 10 at% 이상합금의 경우 공식전위가 나타나기 시작하며 재부동태화능력도 있다. 재부동태화능은¹²⁾ Cr이 10 at% 및 15 at% 첨가 시 360 mV 및 250 mV로 다른 시편의 경우보다 쉽게 부동태화가 이루어짐을 알 수 있다.

그림 6은 0.1 M HCl 용액에서 공식특성을 조사하기 위하여 Al의 함량을 10 at%로 증가한 시편을 기본 조성으로 하여 Cr을 5~15 at%까지 첨가한 경우의 CPPT곡선이다. Al이 10 at%로 증가하면 Cr이 증가함에 따라 공식전위의 변화가 그림 5와 비슷한 값보다 약간 낮은 값을 보이나 재부동태화능 ($|E_{rep} - E_{corr}|$)은 Cr이 5 at% 함유된 경우 60 mV인 반면 10 at%Cr으로 증가하면 230 mV를 보여 재부동태화능은 주로 Cr 함량에 의해 좌우된다. Al이 증가하면 오히려 재부동태화가 같은 10 at%Cr에서 Al이 5 at% 첨가될 때 360 mV에서 10 at%첨가된 경우인 230 mV로, 또 15 at%일 때는 170 mV로 감소하여 재부동태화능을 감소시키는 것이 명확하였다. 이는 재부동태화전위의 영역에서 0.1 M의 HCl 용액(pH 0.1)에서 Cr은 Cr_2O_3 를 형성하지만 Al은 Al^{3+} 로 용출¹¹⁾되기 때문이다. 그러나 그림 7에서와 같이 Al 함량을 20 at%로 증가시키

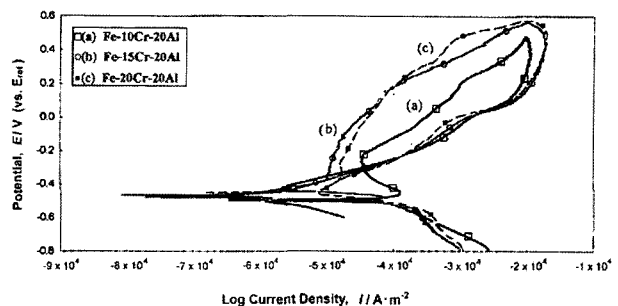


Fig. 7. Cyclic potentiodynamic polarization curves for Fe-(10-20)Cr-20Al alloy in 0.1 M HCl solution at 25°C.

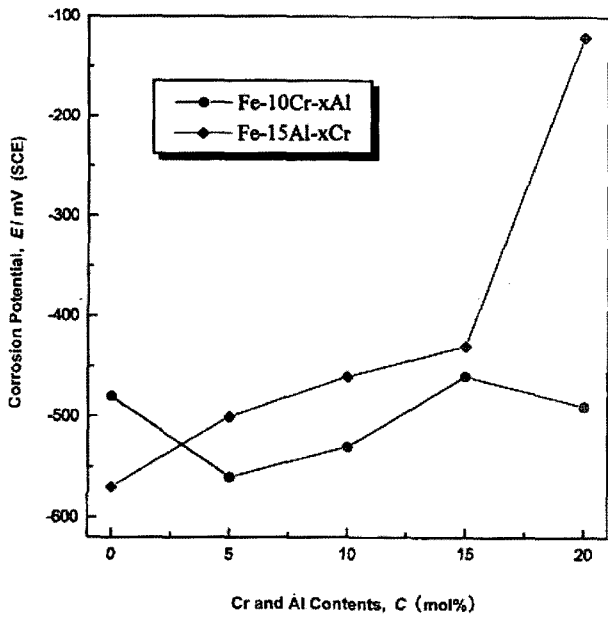


Fig. 8. Corrosion potential of Fe-Cr-Al alloys with variations in Cr and Al contents after CPPT in 0.1 M HCl solution at 25°C.

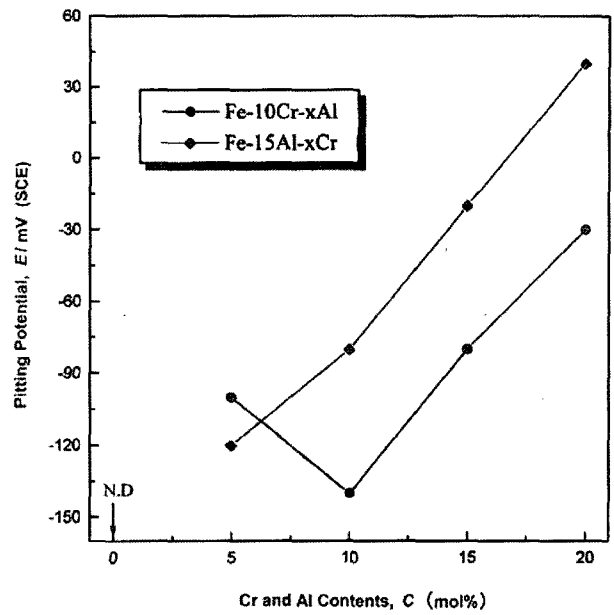


Fig. 9. Pitting potential of Fe-Cr-Al alloys with variations in Cr and Al contents after CPPT in 0.1 M HCl solution at 25°C.

고 Cr이 20 at%로 증가된 시편에서 공식전위가 180 mV로 크게 증가하는데 이는 표면에서 많은 부식생성물을 형성함으로써 공식전위의 증가나 재부동태화전위의 상승에 기여한 것으로 생각된다.

일반적으로 그림 8과 9에서와 같이 Cr과 Al 함량이 증가하면 부식전위와 공식전위가 증가하는데 부식전위의 증가는 Al 함량변화보다는 Cr 함량에 민감하며 공식전위는 Al과 Cr 함량에 따라 증가함을 보이는데 특히 Cr의 함량에 따라 공식전위가 증가되어 공식저항을 증가시키는 역할¹³⁾에 기여하였을

을 보인다.

표 3은 0.1 M HCl 용액에서 측정된 CPPT 곡선으로부터 얻어진 데이터를 나타낸 것으로 공식전위는 Fe-20Cr-20Al 시편이 +180 mV로 가장 높고 Fe-5Cr-20Al이 -270 mV로 낮게 나타났다. 결론적으로 Cr이 증가하면 공식전위가 증가하고 Al이 증가하면 재부동태화가 감소하는 경향이 있다.

3.3 Fe-Cr-Al계 합금의 부식표면

그림 10은 0.1 M HCl 용액에서 Fe-5Al(a), Fe-

Table 3 Corrosion, pitting and repassivation potential values of Fe-Cr-Al alloy with variations in Cr and Al contents after CPPT in 0.1 M HCl solution

Fe-Cr-Al alloy	E_{corr} (mV:SCE)	E_{pit} (mV:SCE)	E_{rep} (mV:SCE)	Fe-Cr-Al alloy	E_{corr} (mV:SCE)	E_{pit} (mV:SCE)	E_{rep} (mV:SCE)
Fe-5Al	-560	N.D	N.D	Fe- 5Cr-10Al	-460	-210	-400
Fe-10Al	-500	N.D	N.D	Fe-10Cr-10Al	-530	-140	-200
Fe-15Al	-570	N.D	N.D	Fe-15Cr-10Al	-410	-100	-230
Fe-20Al	-580	N.D	N.D	Fe-20Cr-10Al	-390	-80	-180
Fe-5Cr	-590	N.D	N.D	Fe- 5Cr-15Al	-500	-120	-340
Fe-10Cr	-480	N.D	N.D	Fe-10Cr-15Al	-460	-80	-290
Fe-15Cr	-510	N.D	N.D	Fe-15Cr-15Al	-430	-20	-310
Fe-20Cr	-600	N.D	N.D	Fe-20Cr-15Al	-120	+40	N.D
Fe- 5Cr-5Al	-430	N.D	N.D	Fe- 5Cr-20Al	-510	-270	-350
Fe-10Cr-5Al	-560	-100	-200	Fe-10Cr-20Al	-490	-30	-320
Fe-15Cr-5Al	-500	-50	-250	Fe-15Cr-20Al	-470	-60	-380
Fe-20Cr-5Al	-400	-20	-230	Fe-20Cr-20A	-450	+180	-390

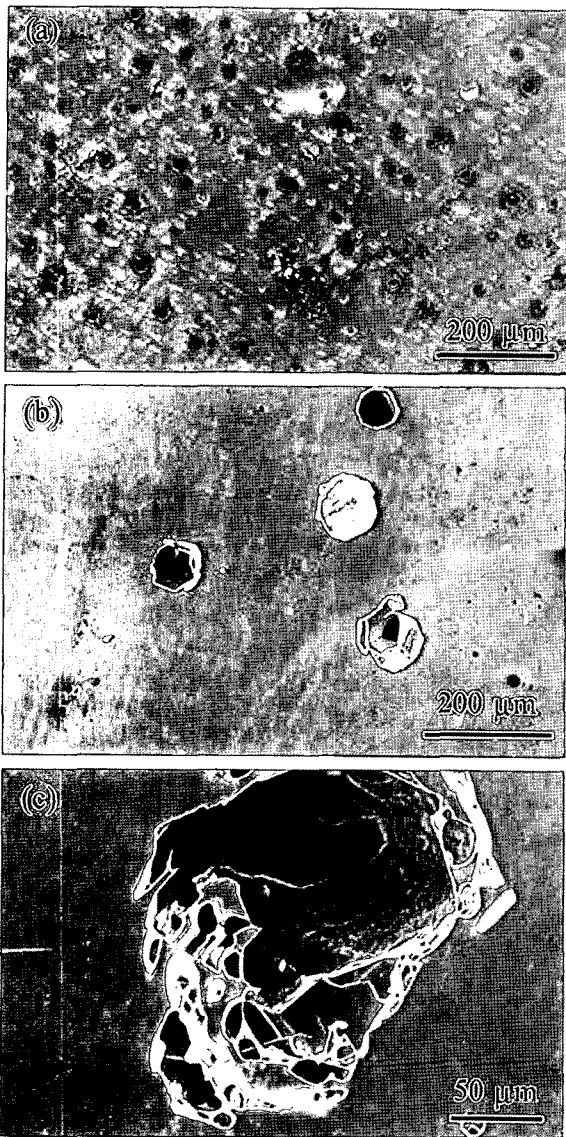


Fig. 10. SEM micrographs showing corrosion behavior of (a) Fe-5Al, (b) Fe-15Cr-5Al, (c) Fe-15Cr-15Al alloy after CPPT in 0.1 M HCl solution at 25°C.

15Cr-5Al(b) 및 Fe-15Cr-15Al(c)의 시편을 CPPT 시험후 촬영한 SEM 사진이다. 여기에서 Al만 첨가된 경우와 Fe-Al에 Cr이 첨가된 경우를 비교해 보면 Cl⁻에 의해 Cr이 첨가되지 않은 (a)의 경우는 많은 핏트가 관찰되나 Cr이 첨가되면 현저히 감소됨을 보이며 Al만이 첨가된 경우, 기지내에 무수히 많은 핏트가 형성되었으나 Cr이 첨가된 경우인 (b)는 기지가 부식되지 않은 부분이 남아 있어 Cr첨가가 내식성을 증가시킨다는 앞의 내용과 잘 일치하고 기 보고된 연구^{8,9)}에서도 이를 확인할 수 있다. 또 같은 Cr 함량일지라도 Al의 첨가량이 5 at%에서 15 at%로 증가하면 CPPT곡선에서 공식전위는 30 mV 정도 증가하여 내공식성이 증가한다고 볼 수 있으며 사진(c)에서도 핏트의 수가 5 at%Al에서 훨씬

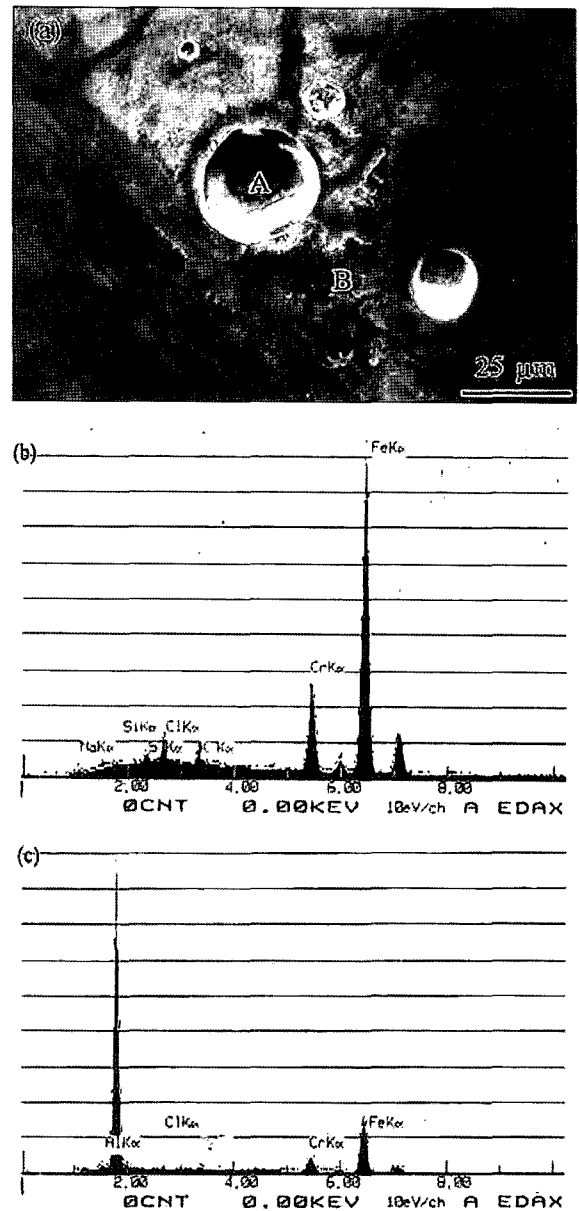


Fig. 11. Pit morphology and EDX results of Fe-15Cr-20Al alloy after CPPT in 0.1 M HCl solution at 25°C; (a) pit morphology, (b) EDX results in pit, (c) EDX results on the corrosion surface.

많고 15 at%Al에서는 감소된 경향을 보여 CPPT결과와 잘 일치함을 알 수 있다. 또한 Al이 Cl⁻와 같은 침식성이온(aggressive ion)에 노출될 때 {100} planes을 따라 tunnel-like의 pit morphology¹⁴⁾를 갖는데 이는 사진 (b)와 (c)에서 확인할 수 있다. 그 침식 방향성도 달리 나타나는데 (b)는 결정의 방위차가 다른 경계부위(중앙부분)에서 집중적으로 공식이 발생되었음을 보이나 (c)는 그 침식양상이 다르다.

그림 11은 Fe-15Cr-20Al(c)의 시편을 CPPT 시험후 촬영한 SEM 사진(a)과 핏트(b)와 부식생성물(c)

에서 EDX 분석을 한 결과이다. 그림 10의 (b)나 (c)에서 볼 수 있듯이 핏트가 irregular shape을 나타낸 반면 Al과 Cr의 함량이 높아지면 부식생성물로 덮여진 hemispherical pit가 관찰되어 침식양상으로 보아 내공식성이 증가됨을 확인할 수 있다. (b)의 핏트내에서 Al성분이 관찰되지 않고 용출되어 표면에서 $AlCl_3$ 와¹⁴⁾ 같은 부식생성물을 형성하는데 기여하였음을 (c)에서 확인할 수 있다.

4. 결 론

Fe-Cr-Al계 합금의 부식거동에 미치는 Cr 및 Al의 영향을 조사하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) Cr과 Al 함량이 증가하면 활성태전류밀도가 크게 감소하고 부식전위는 증가하나 부동태전류밀도는 약간 감소한 경향을 보이며 Al의 함량이 높아지고 Cr 함량이 낮을수록 1000 mV 부근에서 2차 양극곡선이 명확하게 나타나지 않는다.

2) 0.1M HCl 용액에서 공식특성을 조사한 결과, Cr이 증가하면 공식전위가 증가하고 Al이 증가하면 재부동태화전위가 감소하는 경향이 있다.

3) 0.1M HCl 용액에서 Fe-Al-Cr의 공식 morphology를 SEM으로 관찰한 결과 Cr이 증가하면 핏트 수가 적은 반면 Cr이 감소한 경우는 작은 핏트가 입내에 많이 형성되어 부동태피막의 형성이 어렵다. Al이 증가하면 많은 $AlCl_3$ 와 같은 부식생성물을 표면에 형성하여 내공식성이 향상되고 핏트도 원형의

규칙적인 침식양상을 보인다.

참고문헌

1. B. J. Hill, *Automotive Eng.*, (1991) 29.
2. D. R. Sigler, *Oxid. Met.*, 36 (1991) 55.
3. C. Forest, J. H. Davidson, *Oxid. Met.*, 43 (1995) 479.
4. S. Taniguchi, T. Shibata, T. Niida, *Oxid. Met.*, 34 (1990) 34.
5. K. L. Luthra, C. L. Briant, *Oxid. Met.*, 26 (1986) 397.
6. Tadaaki Amano, Toshiki Watanabe and Kaoru Michiyama, *J. Japan Inst. Metals*, 61 (1997) 1077.
7. ASTM, *Wear and Erosion, Metal Corrosion, Section 3, Vol.03.02*, (1988) 97.
8. H. C. Choe, D. C. Choi, S. K. Hong, K. H. Kim, *Corros. Eng.*, 45 (1996) 137.
9. H. C. Choe, H. S. Kim, D. C. Choi, K. H. Kim, *J. of Materials Science*, 32 (1997) 1221.
10. Jhon M. West *et al.*, *Basic Corrosion and Oxidation*, Jhon Wiley & Sons (1986) 126.
11. M. Pourbaix, *Atlas of Electrochemical Equilibria in Aqueous* (1974) 168.
12. D. P. Schweinsberg, B. Sun, V. Otieno-Alego, *J. of Applied Electrochemistry*, 24 (1994) 803.
13. S. Szklarska-Smialowska, *Pitting Corrosion of Metals*, NACE, (1986) 144.
14. S. Szklarska-Smialowska, *Pitting Corrosion of Metals*, NACE, (1986) 136.