

H₂SO₄ 수용액 변화에 따른 철 알루미늄이드 합금의 부식특성 Corrosion characterization of Fe-aluminide alloys with various sulphuric acid solution

이병우 · 최희락

B. W. Lee and H. L. Choi

Key Words : Fe aluminide(철 알루미늄이드), Potentiodynamic polarization curve(동전위분극곡선), Passive film (부동태피막)

Abstract : Corrosion characterization of Fe-XAl-0.3Y(X=5, 10, 14 wt%) alloys in 0.1~1N sulphuric acid at room temperature was studied using potentiodynamic techniques. The morphology and components of corrosion products on surface of Fe-aluminide alloys were investigated using SEM/EDX, XRD.

The potentiodynamic polarization curve of alloys exhibited typical active, passive, transpassive behaviour. Corrosion potential(E_{corr}) and corrosion current density(I_{corr}) values of Fe-XAl-0.3Y alloys followed linear rate law. E_{corr} of 10Al alloy and 14Al alloy was ten times lower than 5Al alloy. I_{corr} of 14Al alloy was five times lower than 5Al alloy. The passive film on the surface of Fe-5Al-0.3Y alloy was formed iron oxide. Fe-10Al-0.3Y and Fe-14Al-0.3Y alloys passive films were aluminium oxide. especially, Fe-14Al-0.3Y alloy showed good corrosion resistance in 0.1~1N sulphuric acid. This is attributed to the forming of protective Al₂O₃ oxide on the surface of Fe-14Al-0.3Y alloy.

1. 서 론

최근 석유자원의 고갈에 의한 고유가로 기존에너지인 석탄에너지 사용 증가 및 대체에너지 개발이 예상된다. 기존의 석탄에너지를 사용함에 따라 발생되는 배기가스가 CO, H₂O 및 H₂S 등의 가스성분을 함유한 산화 및 황화환경으로 현재 이용되는 부품 합금으로는 이들 환경에 견딜 수 있는 내식 및 내열 구조용 재료로 Cr 및 Ni 등의 원소를 함유한 스테인레스강 및 내열구조용강이 대부분이다.^{1,2)} 또, 고유가로 인해 에너지 절감에 대한 요구가 증대되어 자동차, 항공기, 철도, 차량, 선박 등 각종 수송기기의 경량화 및 에너지 절약형 발전시스템에 이용될 수 있는 고 기능성합금 개발이 시급한 실정이다. 최근에는 저밀도 및 고온강도, 내산화성 등의 우수한 성질을 가진 Ni, Ti 및 Fe 알루미늄이드 합금에 대한 개발이 진행되고 있다. 이들 알루미늄이드 합금

중 Fe-Al계 합금은 스테인레스강에 비해 저밀도이고 Fe 함량의 조성 범위가 넓으면서 800K까지 높은 강도를 유지하고 있는 것이 큰 장점이다. 특히 Al 함량이 높은 Fe-Al계 합금은 고온의 산화 및 황화 환경에 노출되면 산화알루미나(Al₂O₃) 피막이 형성된다고 보고되고 있다.^{3,4)} 이 Al₂O₃ 산화피막은 열팽창계수가 낮고 환경저항성이 우수하여 열교환기 용 재료, 핵발전소의 배관 등에 사용되는 스테인레스계의 내식강을 대체할 것이다. Fe-Al계 합금은 금속산화합물 합금이므로 Al함량이 증가할수록 항복강도와 변형경화율이 증가하고 연성이 감소되어 상온취성이 발생하는 문제가 있다. 그러나 미세조직 제어, 열처리공정 개발, Cr, Zr 및 Mo 등의 합금 원소첨가로 상온에서 소성가공을 가능케 하기위한 연구가 진행되고 있다.⁵⁾ 또 현재까지 Fe-Al계 합금의 부식특성에 관한 검토는 고온의 산화 및 황화환경에 관한 연구가 주류를 이루고 있으나 수용액에서의 습식환경에서의 연구는 거의 전무하다.

본 연구에서는 경제적으로 부가가치가 높고 저밀도, 고강도를 가진 Fe-Al 합금을 채택하였으며 합금의 가공성을 고려하여 5Al wt%를 기본 합금으로 하고 점차 Al 함량을 10, 14 wt%로 증가시켜 규칙

접수일 : 2005년 11월 30일
이병우(책임저자) : 부경대학교 신소재공학부
E-mail : leebw@pknu.ac.kr Tel. 051-620-1661
최희락 : 부경대학교 신소재공학부

적 결정구조의 합금으로 제조하였고 부식물의 접착성을 높일 수 있도록 희토류원소인 이트륨(Y)을 0.3 wt% 첨가하여 제조하였다. 이들 합금들을 0.1~1N로 제조된 H₂SO₄ 용액에 침지시켜 동전위 분극실험(Potentiodynamic polarization test)을 하여 전기적특성을 검토하였다. 또 합금의 조직, 합금표면의 형상 및 부식 표면의 화학적 성분을 광학 현미경, SEM/EDX, XRD 등으로 분석하였고 수용액에서의 각 합금들의 부식기구를 비교하여 수용액에서 사용되는 내식재료인 스테인레스 합금의 대체 재료로의 기초적 부식특성 자료로 하였다.

2. 실험방법

2.1 시험재료 및 부식시험편

본 실험에 사용된 합금은 Fe(99.9%), Al(99.99%), Y(99.9%)의 고순도 재료를 이용하여 진공아크 용해로로 용해하여 Fe-XAl-0.3Y(X=5, 10, 14) 합금들을 제조하였고 합금들의 화학적조성은 Table 1에 나타내었다. 용해 주조된 합금들은 균질화 열처리를 하기 위해 Ar 가스분위기 중에 1273K 온도에서 24시간 동안 열처리를 하였다. 각각의 시험편들은 10×10×5mm의 크기로 미세 절단기로 절단하였으며 시험편을 불포화 폴리에스테르 수지로 열간 마운팅(mounting) 하였다. 이 시험편을 분극실험장치에 사용하기 위해 ϕ 2.4mm로 드릴링한 후 Tap 가공을 하였다. 시험편 표면의 적정성을 위해 SiC 연마지로 #400~#1500까지 연마한 후 아세톤으로 초음파 세척을 하고 열풍으로 건조하여 부식 시험편으로 사용하였다. 합금들의 미세조직 관찰용 시험편은 SiC 연마지로 #400~#2000까지 연마한 후 다이아몬드 연마제로 polishing 하였다. 시험편은 Keller 부식액으로 표면을 부식시킨 뒤 미세 조직의 변화를 광학 현미경(Leica DM IRM DC 300)으로 관찰하였다.

Table 1 Chemical compositions of Fe-aluminide alloys

Alloy	Comp.	Chemical Composition(wt.%)		
		Fe	Al	Y
Fe-5Al-0.3Y		bal.	5	0.3
Fe-10Al-0.3Y		bal.	10	0.3
Fe-14Al-0.3Y		bal.	14	0.3

2.2 부식실험 방법 및 부식종의 분석

본 연구에 사용된 동전위 분극실험은 짧은 실험시간으로 재료의 부식특성을 평가하는 방법으로 널리 이용되고 있는 전기 화학적 분극실험을 실시하였다.

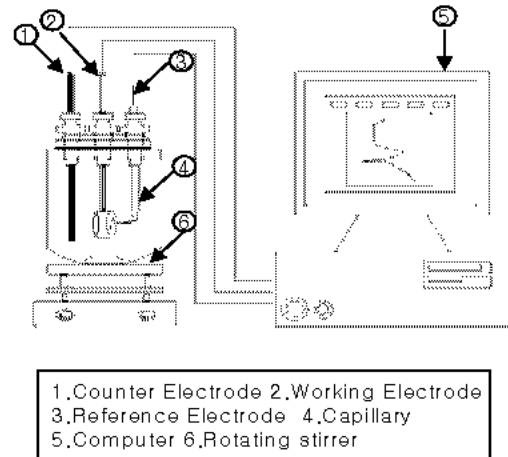


Fig. 1 Schematic diagram of experimental apparatus

Fig. 1에서 보이는 바와 같이 부식용액은 0.1N~1N 농도로 제조한 황산 수용액을 사용하였고 측정기에 사용된 기준전극(reference electrode)은 포화카로멜전극(SCE), 보조전극(counter electrode)은 고밀도 탄소봉으로 하였다. 분극실험 전에 용액 중 용존 산소를 제거하기 위해 90ml/min의 속도로 질소 가스를 30분 동안 주입한다. 그 후 합금 시험편, 보조전극, 기준전극을 황산 부식액을 담은 용기에 고정하고 Gamry사 DC 105에 연결한다. 그 후 시험편을 부식 용액 중에 10분 정도 변동 전위를 안정화시켜 분극 실험을 실시하였고 분극 실험 데이터는 Gamry사 Echem Analyst으로 분석하였다. 분극 실험의 조건은 Table 2에 나타내었다.

Table 2 Experimental condition of the polarization test

Instrument	Gamry DC 105
Electrolyte	H ₂ SO ₄ solution (0.1N, 0.3N, 0.5N, 0.7N, 1N)
Specimen	Fe-5Al-0.3Y Fe-10Al-0.3Y Fe-14Al-0.3Y
Surface area of specimen	1.0cm ²
Temperature	Room temperature(25°C)
Polarization test	Potentiodynamic polarization test

분극 실험이 끝난 시험편의 표면 부식층은 SEM/EDX(S-2400, Hitachi)로 검토하였고 부식 생성물의 성분은 XRD(X'Pert-MPD System, philips)로 정성 분석하였다.

3. 실험 결과 및 고찰

3.1 Fe-XAl-0.3Y 합금의 광학 현미경 조직사진

Fig. 3은 Al 함량을 5, 10, 14 wt%로 증가함에 따라 합금의 미세 조직의 변화를 나타낸 것으로 합금들을 1273K에서 24시간 동안 균질화 열처리한 후 Keller부식액(95% H_2O -2.5% HNO_3 -1.5% HCl -1% HF)으로 부식한 시험편의 광학 현미경 조직을 나타낸 것이다. 대체적으로 Y를 첨가함에 따라 합금의 결정립의 미세화 현상을 보이고 있다. 5Al 및 10Al 합금의 경우 결정립의 크기가 $70\mu m \sim 100\mu m$ 였지만, 14Al 합금은 결정립의 크기가 $100\mu m \sim 160\mu m$ 로 약 1.4배~2.3배 정도 증가하였다. Al 함량이 증가함에 따라 결정립의 크기가 다소 증가하는 경향을 나타내었다.

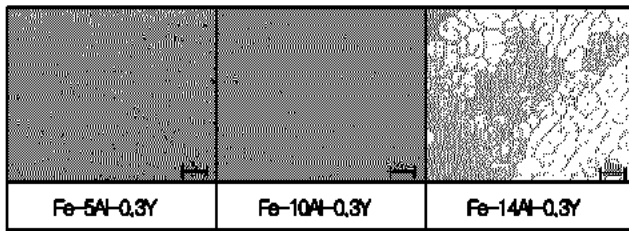


Fig. 2 Optical microstructure of Fe-XAl-0.3Y alloys

3.2 Fe-XAl-0.3Y 합금의 분극곡선

Fig. 3 (a) 및 (b)는 상온에서 H_2SO_4 용액의 농도를 0.1N~1N로 증가시켜 동전위 분극실험을 한 후 각 농도에 따른 Fe-XAl-0.3Y(X=5, 14)의 분극 곡선을 비교하여 나타낸 것이다. H_2SO_4 용액의 농도 증가에 따라 각 합금들은 타 합금에서도 나타나는 전형적인 분극 형태를 보였다. 즉, 활성화, 부동태, 부동태통과 영역을 나타내었고 특히 넓은 부동태 전위 영역이 나타났으므로 이는 시험 표면에 산화물 피막이 생성된 것으로 예상된다. 5Al 합금의 활성화 영역은 약 $-0.55 \sim -0.25V$, 부동태 영역은 약 $-0.25V \sim 1.5V$, 부동태통과 영역은 약 1.5V에서 형성되었다. 활성화 영역에서 부동태 상태로의 전이를 결정하는 임계전류밀도⁶⁾는 H_2SO_4 용액 농도가 0.1~1N로 증가함에 따라 33.2, 91.8, 127.3, 216.6, 304.8 mA/cm^2 로 저 농도를 기준으로 최대 약 10배까지 증가하였다.

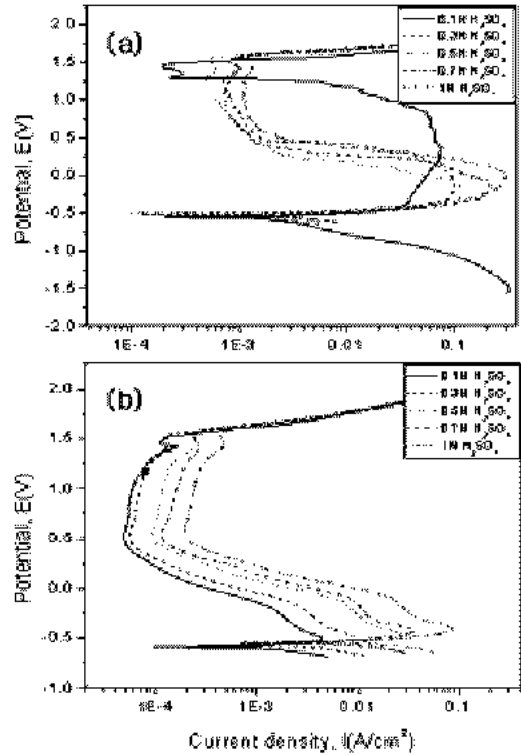


Fig. 3 Anodic polarization curves of Fe-5Al-0.3Y(a) and Fe-14Al-0.3Y(b) alloys in various H_2SO_4 solution

Fig. 3(b)는 14Al 합금의 분극곡선을 나타낸 것이다. 활성화 영역은 약 $-0.6V \sim -0.4V$, 부동태 영역은 약 $-0.4V \sim 1.5V$, 부동태통과 영역은 1.5V에서 형성되었다. 임계 전류밀도는 농도가 증가함에 따라 4.4, 9.4, 29.8, 36.5, 116 mA/cm^2 로 약 26배까지 증가하였다. 각 합금들은 H_2SO_4 용액의 농도 변화에 따른 활성화 영역의 전위는 5Al 합금보다 14Al 합금이 다소 감소하였으나 부동태나 과부동태 영역의 전위는 큰 변화가 없었다. 각 합금들의 임계 전류밀도 증가는 H_2SO_4 용액 농도가 증가할수록 부식이 다소 증가하는 것을 알 수 있었고 또, 부동태로의 전이 전류밀도도 높아지게 되는 것으로 생각된다.

3.3 Al 함량변화에 따른 Fe-XAl-0.3Y(X=5, 10, 14) 합금의 부식 특성

H_2SO_4 용액 중의 부식거동을 Fe-XAl-0.3Y 합금의 성분 중 Al의 함량 증가에 따른 부식거동으로 부식 특성을 비교 검토하였다.

Table 3은 각각의 농도의 H_2SO_4 용액에서 합금들의 분극실험 후 측정된 부식전위(E_{corr}) 및 부식 전류밀도(I_{corr}) 값들을 나타내었다.

Table. 3 Electrochemical parameters of Fe-XAl-0.3Y alloys derive from polarization curves in various H₂SO₄ solutions

Parameter		E _{corr} (mV)	I _{corr} (mA/cm ²)
Alloy			
0.1N	5Al	-553	0.8
	10Al	-569	0.5
	14Al	-587	0.4
0.3N	5Al	-520	1.5
	10Al	-548	1.4
	14Al	-571	1.2
0.5N	5Al	-511	11.4
	10Al	-536	5.7
	14Al	-548	3.5
0.7N	5Al	-524	13.2
	10Al	-527	9.4
	14Al	-540	3.8
1 N	5Al	-528	17.6
	10Al	-522	8.7
	14Al	-536	4.3

0.1N H₂SO₄ 용액 중에 5Al, 10Al, 14Al 합금의 부식전위(E_{corr})는 -553, -569, -587 mV로 Al 함량 증가에 따라 점차 감소하였다. 부식 전류밀도(I_{corr}) 각각 0.8, 0.5, 0.4 mA/cm²로 5Al 합금을 기준으로 10Al 합금 및 14Al 합금은 각각 약 1/2 값으로 감소하였다. 1N H₂SO₄ 용액에서는 각각의 합금들의 부식전위는 -528, -522, -526 mV로 나타났고 부식 전류밀도(I_{corr})는 17.6, 8.7, 4.3 mA/cm²로 5Al 합금과 비교하여 10Al 합금 및 14Al 합금은 약 1/2 및 1/4로 감소하였다. 이들 결과 값으로 동일 농도의 H₂SO₄ 용액에서 Al 함량이 증가 할수록 합금의 저항성이 증가하는 것을 알 수 있었다. Fig.4(a), (b)는 H₂SO₄ 용액 농도변화에 따른 각 합금들의 부식전위 및 부식 전류밀도 값들을 회귀 분석한 결과를 나타낸 것으로 용액의 농도가 증가할수록 Y=AX+B(A>0)의 직선적인 경향의 거동을 나타내었다. 부식전위의 기울기는 5Al 합금을 기준으로 10Al 합금 및 14Al 합금이 약 1/10정도 감소하였고 부식 전류밀도 기울기는 10Al 및 14Al 합금이 5Al 합금에 비해 약 1/2 및 1/5로 감소하였다. 그러므로 Al의 함량이 증가할수록 부식전위 및 부식 전류밀도 기울기 값이 저하하여 H₂SO₄ 수용액에서 내식성이 뚜렷하게 증가하는 거동을 나타내었다. 특히 이들 기울기 값은 황산수용액에서 Fe-Al계 합금의 부식 자료로 활용할 수 있을 것으로 예상된다.

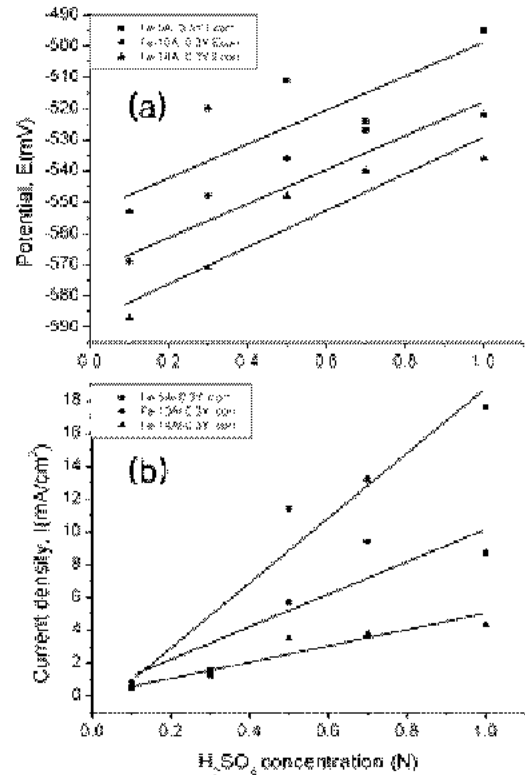


Fig. 4 E_{corr} and I_{corr} of Fe-XAl-0.3Y alloys as a function of various H₂SO₄ solutions

3.4 Fe-XAl-0.3Y(X=5, 10, 14) 합금의 부식표면의 형상 및 성분분석

Fig. 5는 Fe-XAl-0.3Y 합금들의 0.3N 및 0.7N H₂SO₄ 용액의 분극 실험에서 측정된 부동태 및 부동태통과 영역 표면 부식층의 SEM 사진을 나타낸 것이다. Fe-XAl-0.3Y 합금들은 전 표면에 걸쳐 산화물 피막이 생성되어 있었다. 5Al 합금은 H₂SO₄ 용액의 각각의 농도에서 입체 부식 및 입내 공식이 다량 발견되었고 Al 함량이 증가된 10Al 합금 및 14Al 합금은 부분적으로 발견되었다. 5Al 합금은 0.3N 농도에서 입체부식 폭의 크기가 약 5.9~9.4μm, 공식의 크기는 약 4.7~12.9μm 였다. 10Al 합금의 입체부식은 약 2.3~3.5μm, 공식은 약 2.4~4.72μm로 나타났다. 14Al 합금의 입체부식은 약 0.5μm, 공식은 약 2.4μm로 Al 함량이 증가된 합금들은 5Al 합금에 비해 훨씬 작았다. 0.7N 농도의 경우 5Al 합금은 0.3N에 비해 결정 입체와 입내 구분이 뚜렷하지 않았고 합금 표면에 산화물 피막이 전체적으로 덮여져 있었으며 산화물의 균열 및 공식이 혼재된 것으로 나타났다. 10Al의 경우 입체부식 폭의 크기는 약 1.2μm으로 큰 변화가 없었으나, 공식의 크기가 약 7μm으로 성장하였다. 14Al의 경우 입체부식은 약 3.5

(μm), 공식은 $3.5\mu\text{m}$ 으로 다소 성장하였다. 각 합금들의 표면에서 입계부식 및 공식의 생성은 활성영역에서 철 원소가 $\text{Fe} \rightarrow \text{Fe}^{2+} + 2e^-$ 의 양극반응에 의해 발생하여 부동태영역에서도 계속 성장된 것으로 생각되고 입내보다 상대적으로 불안정한 결정입계가 우선적으로 부식되어 입계부식의 형태를 나타내었다.⁷⁾ 또, Al 함량이 증가할수록 표면에는 입계 부식과 공식의 발생 및 성장이 억제되었다. 이것은 합금의 표면에 형성된 산화물 피막으로 인해 부동태화 되어 내식성이 향상된 것으로 생각되었다.

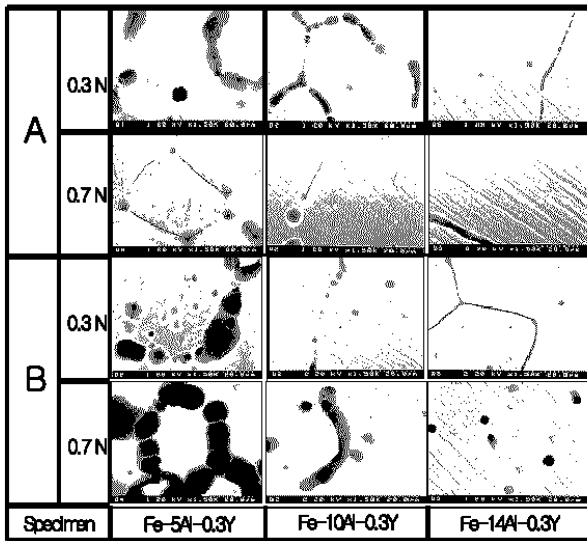


Fig. 5 SEM micrograph of the passive(A) and transpassive(B) region of Fe-XAl-0.3Y alloys during polarization in various H_2SO_4 solutions

부동태통과 영역은 피막의 파괴로 인해 부식이 가속된다고 알려져 있다. 0.3N 농도에서 5Al 합금의 입계부식 폭의 크기는 약 $8.2\sim 14.2\mu\text{m}$, 공식의 크기는 약 $8.2\sim 9.5\mu\text{m}$ 였다. 10Al 및 14Al 합금은 입계부식은 각각 약 $3.5\mu\text{m}$, $1.2\sim 1.8\mu\text{m}$, 공식은 각각 약 $2.4\sim 2.9\mu\text{m}$, $2.3\mu\text{m}$ 로 각 합금들은 부동태영역을 지나 부식이 재 가속되어진 형태를 나타내었다. 0.7N 농도에서는 5Al 합금 및 10Al 합금의 입계부식 및 공식의 크기는 0.3N 농도보다 다소 증가된 것을 나타내었다. 그러므로 부동태피막의 파괴로 인해 입계부식 및 공식이 가속화되는 형태를 보였다. 14Al 합금은 농도가 증가하여도 입계 부식 및 공식은 그다지 크게 성장하지 않은 것으로 보아 합금 표면에 생성된 산화물 피막으로 인한 것으로 생각된다.⁸⁾

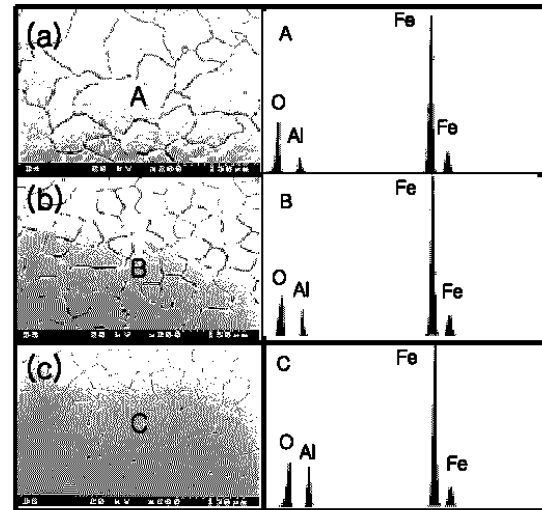


Fig. 6 SEM/EDX spectra from the passivation surface of Fe-XAl-0.3Y Alloys in 0.3N H_2SO_4 solution (a)Fe-5Al (b)Fe-10Al (c)Fe-14Al

Fig. 6은 Fe-XAl-0.3Y(X 5, 10, 14) 합금을 0.3N의 H_2SO_4 용액에서 분극 실험하는 중 부동태 영역에서 꺼내어 합금들의 표면을 SEM/EDX로 분석한 결과이다. 0.3N 농도의 H_2SO_4 용액에서 5Al 합금들은 합금들의 주 원소인 Fe 원소의 X-선 강도가 높게 나타났고 O 및 Al 원소의 X-선 강도 순으로 나타났으므로 철 산화물로 생각된다. 10Al 및 14Al 합금들은 5Al 합금보다 Al 원소의 X-선 강도가 높게 나타났으므로 Al 산화물이 피복된 것으로 여겨진다. 특히 10Al 및 14Al 합금들은 입계 및 입내의 부식이 다소 감소한 것은 이들의 알루미늄 산화물로 인한 것으로 생각된다. 이것을 확인하기 위해 각 합금들의 표면을 X-선 회절 분석한 결과를 Fig. 7에 나타내었다. Fe-XAl-0.3Y (X 5, 10, 14)의 X선 회절 분석 결과 주로 모재로 생각되는 FeAl 회절선이 검출되었다. 5Al 합금에서는 Fe_3O_4 의 회절선이 나타났으므로 표면에 Fe_3O_4 의 산화물 피막이 부동태영역인 것으로 확인되었다. 10Al 및 14Al 합금은 주로 Al_2O_3 의 회절선이 검출되어 Al_2O_3 의 산화물 피막이 부동태로 형성된 것으로 생각되고 앞에서 분석된 SEM/EDX 확인된 결과와도 일치하였다. 그러므로 H_2SO_4 용액 중에서 Fe-XAl-0.3Y 합금들의 표면층은 5Al 합금은 Fe_3O_4 산화물이 형성되었고 10Al 및 14Al 합금은 Al_2O_3 산화물이 형성된 것을 알 수 있었다. 특히, 14Al 합금의 표면에는 안정한 Al_2O_3 산화물 부동태 피막이 형성되어 내식성이 증가된 것으로 생각된다.

후 기

본 연구는 2004년도 부경대학교발전기금재단의 학술연구비 지원에 의하여 연구되었음.

참고 문헌

1. K. Natesan, 1997, "Corrosion performance of alumina scales in coal gasification environments", Mater. High. Temp., Vol. 14, No. 2, pp. 137-145.
2. F. H. Stott and G. C. Wood, 1988, "Internal oxidation", Mater. Sci. Tec., Vol. 4, pp. 1072-1078.
3. F. H. Stott, K. T. Chuah and L. B. Bradley, 1996, "Oxidation-sulfidation of iron aluminides at high temperature", Mater. Corro., Vol. 47, pp. 695-700.
4. 이병우, 박화순, 2004, "Fe-XAl-0.3Y 합금의 고온 황화환경(P_{S₂}= 10³Pa)에서의 부식거동", 한국재료학회지, 제14권, 제8호, pp. 547-551.
5. C. G. Mckamey and J. A. Horton, 1989, "The effect of molybdenum addition on properties of iron aluminides", Matall. Trans. A, Vol. 20A, pp. 751-757.
6. R. W. Rivie, 2000, Uhlig's Corrosion Handbook, 2000, 2nd edi. JOHN WILEY & SONS, INC., pp. 165-171.
7. T. F. Wu, T. P. Cheng and W. T. Tsai, 2001, "The electrochemical potentiokinetic reactivation behavior of Alloy 600", Mater. Chem. Physi., Vol. 70, pp. 208-216.
8. V. S. Rao, R. G. Baligheid, V. S. Raja, 2002, "Effect of carbon on corrosion behavior of Fe₃Al intermetallics in 0.5N sulphuric acid", Corro., Vol. 44, pp 521-533.

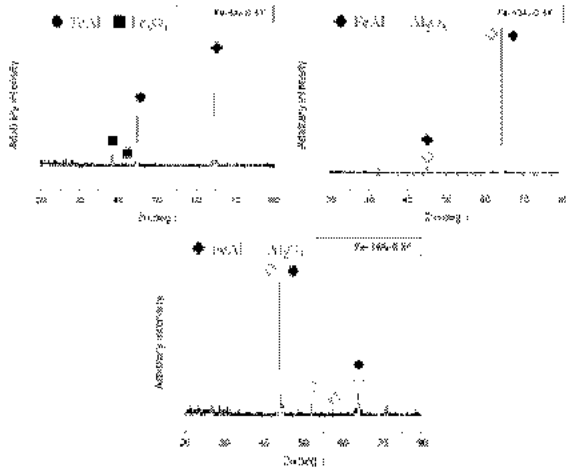


Fig. 7 XRD pattern from the passive surface of Fe-XAl-0.3Y(X=5,10,14) alloys in 0.3 N H₂SO₄ solution

4. 결 론

Fe-XAl-0.3Y(X=5, 10, 14) 합금들을 H₂SO₄ 용액 중에서 동전위 분극실험을 통하여 Al 함량 및 용액의 농도 변화에 따른 합금의 전기화학적 특성과 부식의 형태 및 성분을 SEM/EDX 및 XRD로 분석한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

- 1) H₂SO₄ 용액의 농도가 0.1~1N로 증가함에 따라 Fe-XAl-0.3Y 합금들의 부식전위 및 부식 전류 밀도는 Y=AX+B(A>0)의 직선 형태의 증가거동을 나타내었다. 부식전위 기울기를 비교한 결과 5Al 합금에 비해 10Al 및 14Al 합금은 약 1/10 이하로 감소되었다. 부식 전류밀도 기울기는 5Al 합금에 비해 10Al 및 14Al 합금은 부식 속도가 약 1/2 및 1/5로 감소하였으므로 Al 함량이 증가할수록 합금의 저항성이 우수하였다.
- 2) Fe-XAl-0.3Y 합금들은 active, passive, trans-passive 영역의 전형적인 분극 곡선의 형태를 나타내었으며 동전위 분극실험 중 부동태 영역에서 SEM/EDX, XRD 분석 결과 5Al 합금은 표면에 철 산화물피막이 형성되었지만 결정 입계부식과 공식이 생성 및 성장되어 부식이 가속되는 거동을 보였다. 10Al 및 14Al 합금은 표면에 알루미늄 산화물피막이 형성되어 5Al 합금과 비교하여 입계부식 및 공식이 감소하였고 특히 14Al 합금은 고농도의 H₂SO₄ 용액에서도 우수한 내식성을 나타내었다.