

## 0.1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + NaCl 수용액에서 Fe-Cr강의 재부동태 특성

함 동 호 · 이 재 봉

국민대학교 공과대학 금속재료공학과

### Repassivation Characteristics of Fe-Cr Steels in 0.1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + NaCl Solutions

Dong Ho Ham and Jae Bong Lee

*School of Metallurgical and Materials Engineering, Kookmin University, Seoul 136-702, Korea*

The repassivation characteristics of Fe-Cr steels in deaerated 0.1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> solution have been investigated with the variation of Cr content, applied potential and Cl<sup>-</sup> concentration. Cr plays a major role in passive film formation of Fe-Cr steels while Fe has the minor effect on that. Abrading electrode test results show that as Cr content increases, repassivation current density is decreased, slope  $-n$  of  $\log i = k - n \log t$ , a parameter of repassivation rate becomes lower and finally approaching that of pure Cr steel. The repassivation curves of Fe-Cr steels become similar in shape as applied potentials increase. On the other hand, Cl<sup>-</sup> ions in the solution seem to suppress the formation of passive film. A.C. Impedance Spectroscopy results show that the polarization resistance of oxide film becomes higher and the capacitance of oxide film becomes comparable to that of pure Cr in the case of the 0.1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> without Cl<sup>-</sup> solution, as Cr content and applied potentials increase.

*Keywords* : repassivation, abrading electrode test, a.c. impedance spectroscopy, polarization resistance.

### 1. 서 론

스테인리스강과 같이 표면에 부동태 피막을 형성하는 금속은 부식환경에 노출되었을 때 부동태 피막이 부식환경과 모재간의 직접적인 접촉을 막아 금속이 부식에 대해 높은 저항성을 나타내게 하며 이러한 부동태 피막이 금속표면에 치밀하고 안정되게 형성될수록 높은 부식저항성을 보이게 된다. 그러나 부동태 피막의 일부분이 기계적 혹은 화학적인 공격에 의해 파괴되면 그곳으로부터 국부적인 금속의 용해가 일어나 공식이 발생하게 된다. 공식은 균일부식과 달리 특정지역에 집중적으

로 발생하므로 재료의 수명을 현저히 감소시킬 수 있으며 더욱이 인장응력을 함께 받게 되면 응력부식균열을 일으키는 요인이 된다.<sup>1,2)</sup> 따라서 금속이 높은 부식저항성을 나타내고 공식과 같은 국부부식의 발생을 줄이기 위해서는 무엇보다 부식환경에서 치밀한 부동태 피막을 유지해야하며, 국부적으로 피막의 파괴가 발생하더라도 다시 피막이 복원되는 재부동태 특성이 좋아야 한다.

재부동태 특성에 대해서는 많은 연구자들에 의해 굽기 시험법,<sup>3,4)</sup> in-situ 파괴 시험법,<sup>5)</sup> straining electrode 시험법<sup>6)</sup> 및 scraping 시험법<sup>7,8)</sup> 등의 다양한 방법을 통해 연구되어 왔다. 각 시험법들은 부

동태 피막이 없는 금속 표면을 만드는 방법에 차이가 있지만 공통적으로 재부동태 피막형성 동안 시간에 따라 흐르는 전류밀도의 변화를 이용하여 피막형성에 대한 기구를 연구하였다.<sup>9-12)</sup> 금속이 재부동태를 형성하는데 합금원소,<sup>13)</sup> Cl<sup>-</sup>와 같은 halide 이온,<sup>14,15)</sup> 재부동태를 일으키는 인가전위<sup>16,17)</sup> 등과 같은 요소들이 재부동태 특성에 매우 큰 영향을 미치는 것으로 알려져 있으나 이러한 요소들은 조건에 따라서 다른 영향을 나타내고 각 시험법이 가지고 있는 장·단점에 따라 조금씩 다른 결과를 보이고 있어 이에 대한 연구가 필요한 실정이다.

본 연구는 Fe-Cr강이 산성인 용액에서 나타내는 재부동태 특성을 알기 위하여 순수한 Fe에 Cr의 함량을 변화시키면서 시편을 제조한 후 강산인 0.1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 용액에서 동전위 분극시험과 마멸전극 시험<sup>17,18)</sup> 그리고 A.C. Impedance spectroscopy 측정을 통해 Fe-Cr강의 부동태 및 재부동태 거동에 미치는 Cr 함량의 영향을 알아보고자 하였다. 용액 중 NaCl의 농도를 0.01N, 0.1N, 0.6N로 변화시키면서 복합용액을 만든 후, 인가전위는 부동태 영역의 세 전위구역을(-0.25V, 0.3V, 0.6V) 선택하여 인가한 후 마멸전극 시험을 하여 Cr 첨가가 Fe-Cr강의 부동태 및 재부동태 거동에 미치는 영향을 알아보고 염소이온 농도와 인가전위가 미치는 영향도 함께 알아보고자 하였다.

## 2. 실험 방법

실험은 전해정련한 순수한 Fe (99.8%)와 순수한 Cr (99.7%)을 진공아크 용해로에서 Cr의 함량을 0, 13, 18, 25, 30, 40, 100 wt%로 변화시키면서 제조한 Fe-Cr강을 시편으로 사용하였다. 제조된 시편들을 균질화시키기 위해 1050℃에서 용체화 처리하였고 50% 열간 압연한 후 다시 1050℃에서 소둔 처리하여 급냉시켰으며 각 시편들은 EDS 분석을 통해 최종 성분을 확인하였다(Table 1). 시편의 Cr함량과 용액중의 염소이온의 농도가 부식전위, 공식전위 그리고 부동태 전류밀도에 미치는 영향을 비교하기 위하여 동전위 분극시험을 실시하

Table 1. Chemical compositions(wt%) of Fe-Cr alloy samples

Alloy designation	13 Cr	18 Cr	25 Cr	30 Cr	40 Cr
Cr	13.49	18.62	25.28	31.42	41.36
Fe	Bal.	Bal.	Bal.	Bal.	Bal.

였다. 실험 용액은 0.1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 수용액에 염소의 농도를 0, 0.01, 0.1, 0.6N로 변화시킨 복합 수용액을 사용하였으며 아르곤 가스를 1시간 동안 주입하여 용존산소를 제거하였고 실험 진행동안 아르곤 분위기를 계속 유지하였다. 모든 전극전위 (electrode potential)는 포화 카로멜 기준전극 (saturated calomel reference electrode : sce)을 사용하여 측정하였으며 보조전극 (counter electrode)으로는 백금을 이용하였다.

재부동태 실험은 기존에 사용되어왔던 굿기 시험이나 박막 파괴 시험법 등과는 달리 용액 내에서 시편 표면에 이미 존재하고 있던 부동태 피막을 기계적으로 완전히 제거시킨 후 부동태 영역의 전위에서 수용액에 노출시켜 새로운 부동태 피막을 재형성시키면서 시간에 따른 전류밀도의 변화를 측정하는 마멸전극 시험법<sup>17,18)</sup>을 사용하였다. 시편의 피막 생성거동은 Cr 함량과 재부동태를 시켜주는 인가전위 그리고 수용액 중에 있는 염소이온 농도를 변수로 하여 비교하였다. 수용액은 동전위 분극시험에서와 동일한 수용액을 사용하였으며 재부동태 시키는 인가전위는 동전위 분극 시 부동태 영역 내에 위치한 전위인 -0.25V와 0.3V 그리고 0.6V (vs. SCE)를 인가하여 실험하였다.

마멸전극 실험 후 각 조건에서 형성된 부동태 피막의 특성은 A.C. Impedance 측정을 활용하여 서로 비교하였다. 부동태 피막의 안정성을 유지하기 위하여 0.1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 수용액에서 200초간 각 인가전위에서 재부동태 된 시편들을 초음파 세척하여 표면에 묻어 있는 용액을 제거한 뒤 탈기된 중성 0.1M Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 수용액에 침지하여 실험하였다. 실험은 침지 후 부식전위가 안정화 될 때까지 유지한 후 부식전위에서 진폭은 10 mV, 주파수는 10<sup>4</sup> Hz에서 10<sup>-2</sup> Hz까지의 범위를 주어 A.C. Impedance 측정을 하였다.

### 3. 결 과

#### 3.1 분극실험

Fig. 1은 Fe-Cr강의 분극거동을 Cr 함량과 0.1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 수용액 내의 염소이온 농도 변화에 따라 비교한 결과이다. Fig. 1(a)는 염소이온이 없는 0.1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 수용액에서 분극곡선을 나타낸 것으로 부동태 영역은 낮은 전류밀도를 나타내는 1차 부동태 영역과 높은 전류밀도를 나타내는 2차 부동태 영

역의 2부분으로 나타났다.<sup>19)</sup> 순수한 Fe는 Fe-Cr강이 나타내는 1차 부동태 전위영역에서 높은 양극 전류밀도 값을 나타내며, 전류밀도의 감소를 가져오는 2차 부동태 현상은 900 mV (vs.SCE) 이상에서 이루어지고 있다. Fe-Cr강 시편 내에 Cr 함량이 증가할수록 부식전위는 비(卑)해지는 방향으로 이동하고 1차 부동태 전류밀도는 낮아졌으며 2차 부동태 현상은 나타나지 않게 되었는데 이는 Cr 함량이 증가할수록 Fe-Cr강의 분극거동이 순수한

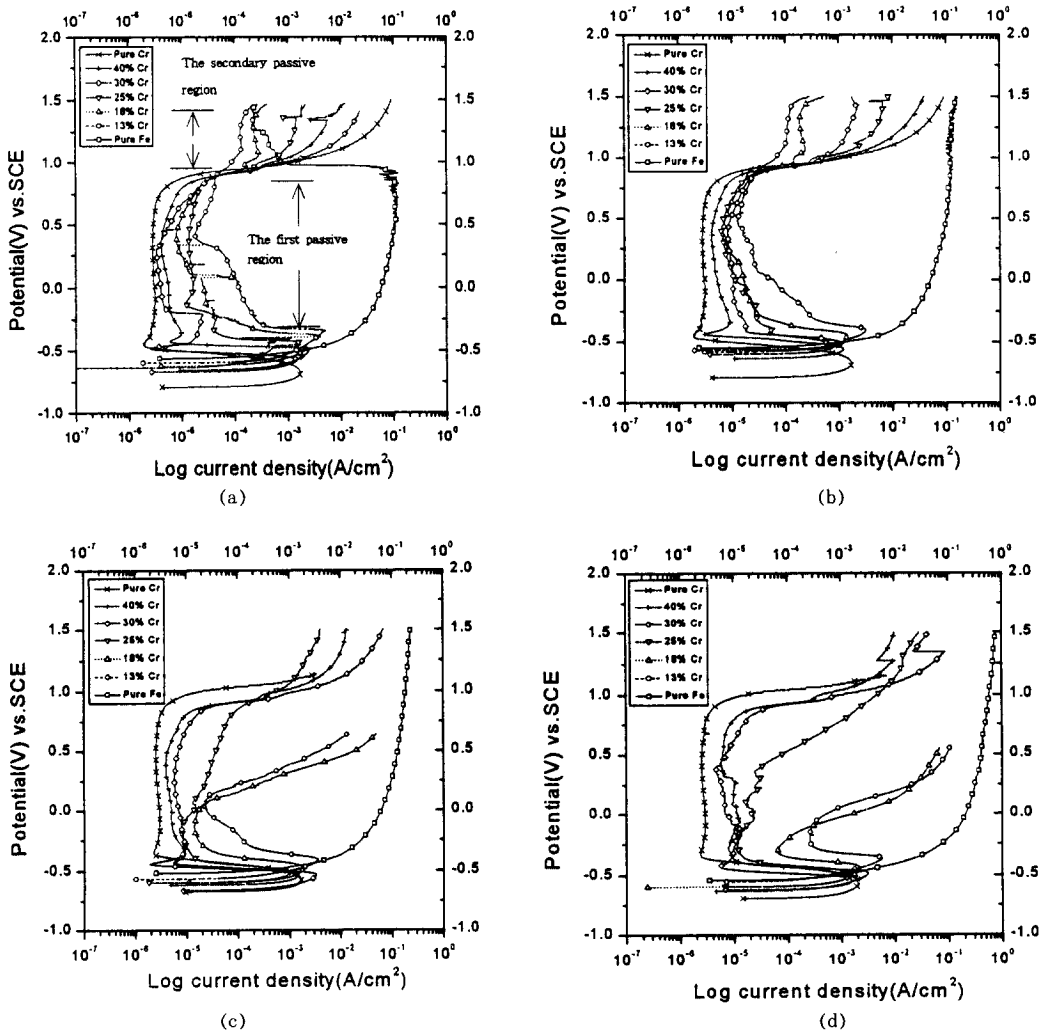


Fig. 1. Potentiodynamic polarization curves for Fe-Cr steels in deaerated 0.1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> solution with varying Cr content and Cl<sup>-</sup> concentration; (a) 0.1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>; (b) 0.1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + 0.01N NaCl; (c) 0.1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + 0.1N NaCl; (d) 0.1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + 0.6N NaCl.

Cr이 나타내는 분극거동에 가까워지고 있음을 의미한다. 이것으로 보아 Fe-Cr강에서 부식에 대하여 강한 저항성을 갖는 1차 부동태 피막은 Cr에 의해 형성되고 2차 부동태 피막은 Fe에 의해 형성되는 것으로 판단된다(이 후 부동태는 1차 부동태를 말함).

염소이온이 부동태 피막에 미치는 영향을 알아보기 위해 용액 내에 염소이온의 농도를 0.01N, 0.1N, 0.6N로 변화시키면서 분극실험 한 결과를 Fig. 1의 (b), (c), (d)에 나타내었으며 Fig. 2에 염소이온 농도의 변화에 따른 Fe-18 wt%Cr강의 분극곡선을 나타내었다. 순수한 Cr은 염소이온의 농도에 상관없이 동일한 분극거동을 보인 반면 순수한 Fe는 염소이온의 첨가로 2차 부동태 피막이 형성되지 않았다. Fe-Cr강들은 수용액 내에 염소이온의 농도가 높아질수록 부동태 영역이 줄어들고, 부동태 전류밀도가 상승하였는데 이러한 효과는 시편 내에 Cr의 함량이 적을수록 두드러졌으며 Cr 함량이 많은 시편은 염소이온에 대한 영향을 적게 받았다. 위의 결과로 보아 산성인 0.1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 수용액에서 Fe-Cr강이 부동태 특성을 보이는 것은 Cr 산화막에 의한 것이며 Fe 산화막은 부동태 거동에 별다른 영향을 주지 않는 것을 알 수 있다.

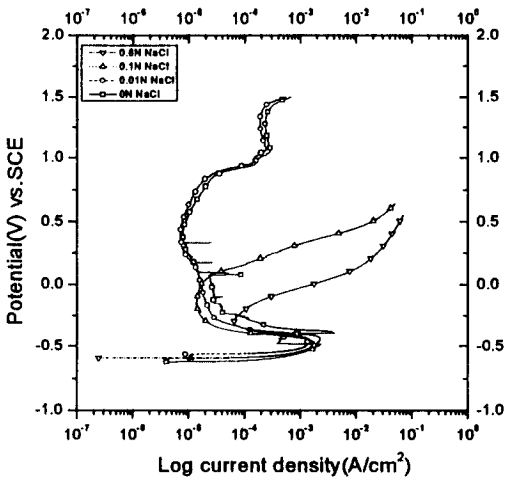


Fig. 2. Potentiodynamic polarization curves for Fe-18 wt%Cr steel in deaerated 0.1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> solution with varying Cl<sup>-</sup> concentration.

### 3.2 마멸전극 실험

Fig. 3은 0.1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 수용액에서 Fe-Cr강들의 재부동태 거동을 log time과 log current density의 관계로 나타낸 것으로 실험결과 각 시편들의 재부동태 전류밀도(*i*)는 시간(*t*)에 대해  $i = At^{-n}$ 의 멱급수를 따라서 감소하였다.<sup>20,21)</sup> 재부동태 거동은 kinetics를 나타내는 기울기 ( $-n$ )과 재부동태 동안 나타나는 전류밀도(*i*)로 각 시편을 비교하였다. 순수한 Fe의 경우 기울기 ( $-n$ )은 무한대를 보이며 전류밀도 또한 전구간에 걸쳐서 높은 값을 유지하고 있어 재부동태가 일어나지 않는 반면 순수한 Cr은 가장 낮은 전류밀도를 보이며 재부동태를 형성하고 있다. Fe-Cr강의 재부동태 곡선은 시편 내에 Cr함량이 증가할수록 순수한 Cr의 재부동태 곡선이 보이는 기울기 ( $-n$ )과 전류밀도(*i*)에 수렴하고 있어 재부동태 특성을 결정하는 주된 요인이 합금원소 Cr임을 알 수 있었다.

Fig. 4는 염소이온이 재부동태 거동에 미치는 영향을 알아보기 위하여 0.1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 수용액에 0.01N NaCl을 첨가했을 때 나타난 결과이다. 30 wt%Cr 이상의 고크롬강은  $i = At^{-n}$ 의 멱급수를 따라 재부동태가 이루어졌지만 18 wt%Cr 이하 저크롬강

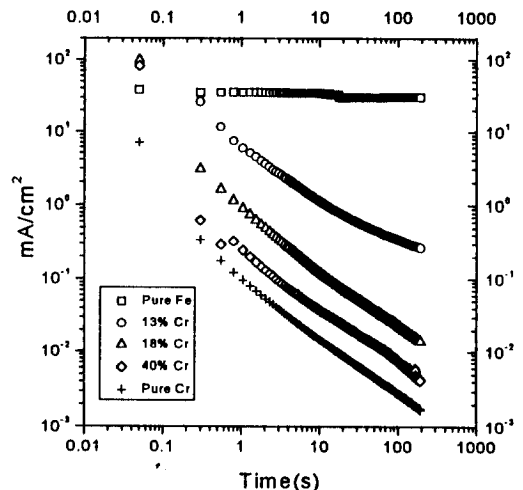


Fig. 3. Decay of current density with time during repassivation of Fe-Cr steels applied at -0.25V (vs SCE) in deaerated 0.1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> solution.

은 초기 높은 전류밀도를 유지하는 I 단계, 급작스런 전류밀도의 감소를 나타내는 II 단계 그리고 전류밀도의 완만한 감소가 나타나는 III 단계의 재부동태 거동을 보였다. 그러나 이러한 I, II, III 단계의 재부동태 거동은 인가전위를 -0.25V(Fig. 4(a))에서 0.3V, 0.6V(Fig. 4(b),(c))로 증가시킬수록 점차 없어지게 되어 순수한 Cr이 갖는 재부동태 거동과 유사한 곡선을 나타내었다.

이상의 결과를 보아 0.1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 수용액에서 Fe-Cr 강들이 재부동태 거동을 보이는 것은 주로 Cr의 영향 때문이므로 Fe-Cr강의 재부동태 특성을

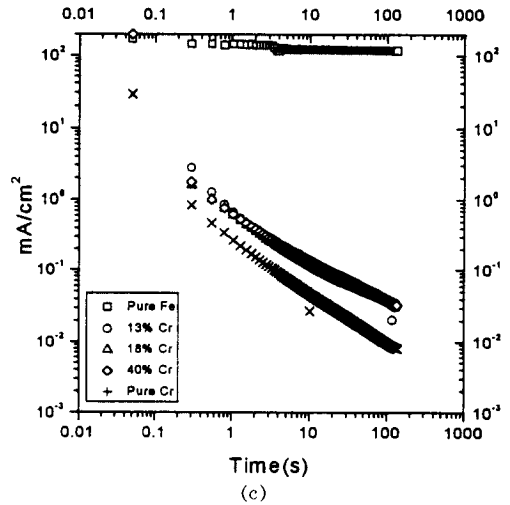
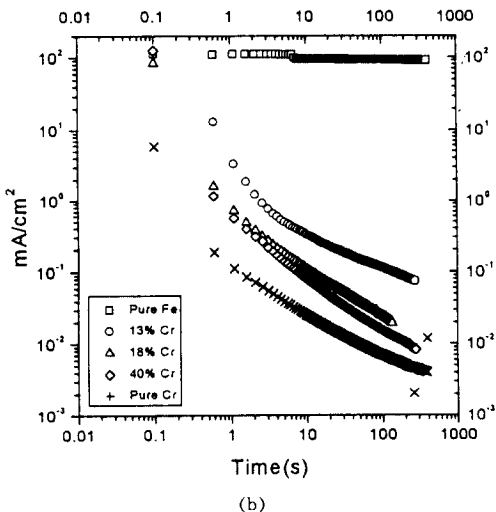
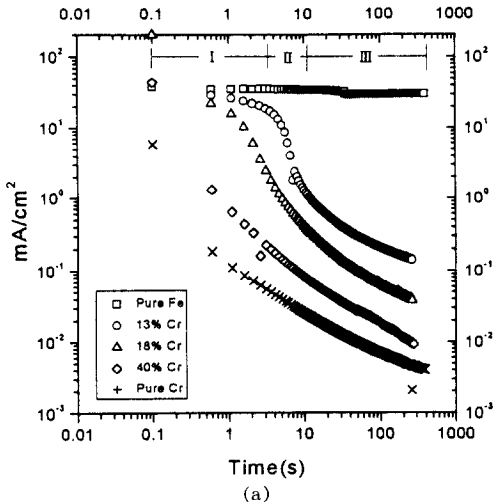


Fig. 4. Decay of current density with time during repassivation of Fe-Cr steels with varying applied potential in deaerated 0.1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + 0.01N NaCl solution ; (a) -0.25V ; (b) 0.3V ; (c) 0.6V (vs SCE).

알기 위해서 순수한 Cr이 갖는 재부동태 특성을 살펴보았다. Fig. 5는 마멸전극실험을 통하여 0.1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 수용액에서 인가전위와 염소이온 농도의 변화에 따른 순수한 Cr의 재부동태 특성을 나타낸 것이다. 0.1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 수용액 내에 염소이온이 0.01N 함유된 경우, 재부동태 전류밀도는 인가전위가 높아질수록 상승하였으나 염소이온이 없는 경우와 마찬가지로 모든 인가전위에서 재부동태가 진행되었다. 염소이온의 농도가 0.1N로 높아지게 되면 인가전위 0.6V에서 재부동태가 잘 이루어지지 않았으며 염소이온의 농도를 0.6N로 높이면 인가전위 0.3V에서도 재부동태가 일어나지 않고 오히려 전류밀도가 상승하는 현상을 발견할 수 있었다. 따라서 순수한 Cr은 염소이온이 존재하지 않으면 인가전위에 관계없이 동일한 재부동태 곡선을 보이나 용액 내에 염소이온이 증가하게 되면 재부동태가 잘 발생하지 않으며 그 정도는 인가전위가 증가할수록 더욱 크다는 것을 알 수 있다.

3.3 A.C. Impedance Spectroscopy

Fig. 6은 0.1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 수용액에서 Cr 함량과 인

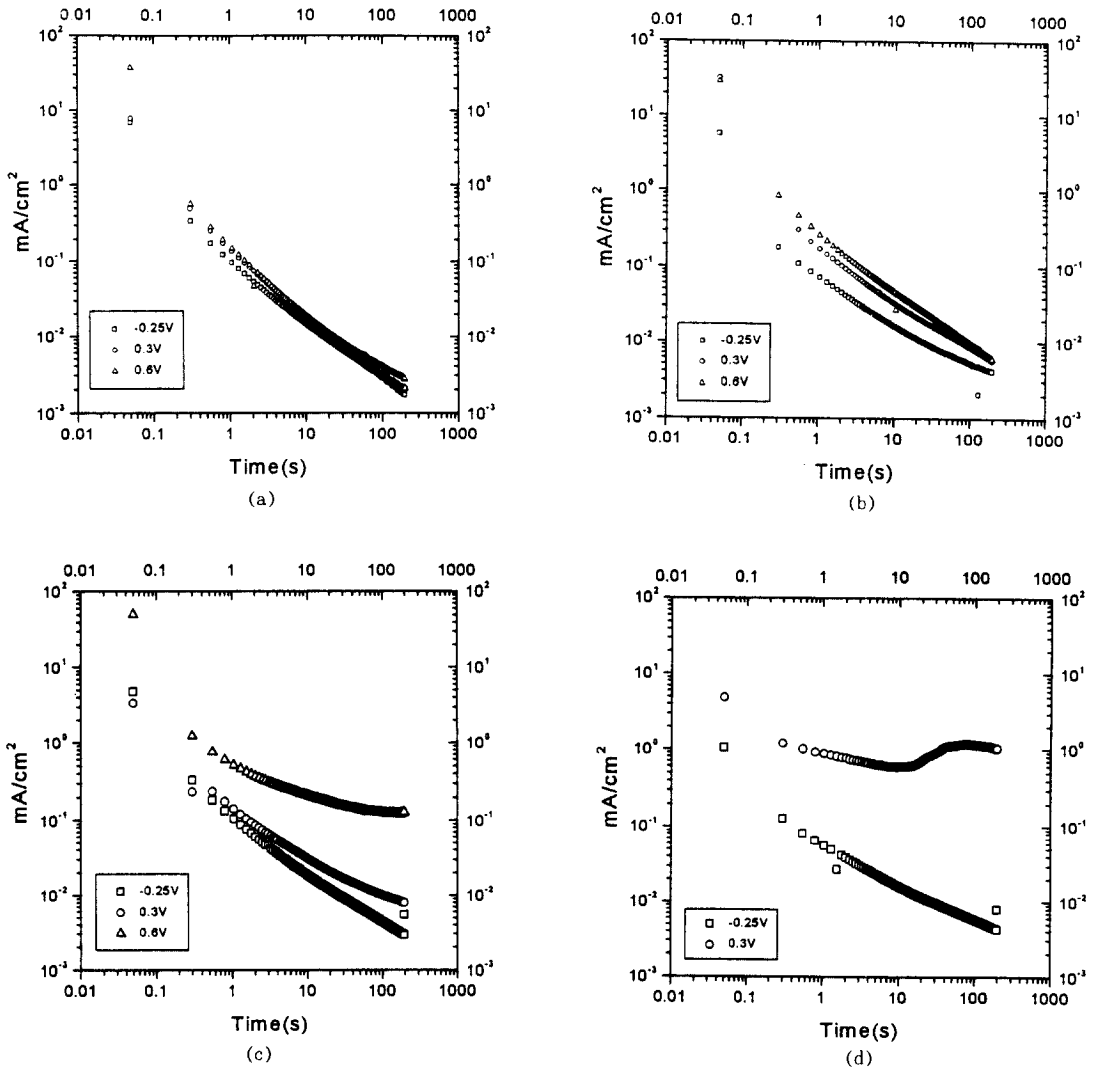


Fig. 5. Decay of current density with time during repassivation of pure Cr with varying applied potential and Cl<sup>-</sup> concentration in deaerated 0.1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> solution ; (a) 0.1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> ; (b) 0.1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + 0.01N NaCl ; (c) 0.1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + 0.1N NaCl ; (d) 0.1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + 0.6N NaCl.

가전위에 따라 생성된 부동태 피막의 부식저항성을 알아보기 위하여 A.C. Impedance 측정한 결과를 Bode Plot으로 나타낸 것이다.

실험결과는 일반적으로 쓰이고 있는 NLLS (non-linear least squares fitting) 연산(演算) 방법<sup>22)</sup>을 사용하여 Fig. 7과 같은 등가회로를 구성하여 해석하였다. 부식에 따른 전체저항은 용액의 저항(Rs)과 시편의 분극저항(Rp) 그리고 확산의 영향을

나타내는 Warburg impedance (Wd)와 부동태 피막에 의한 capacitance (Cox)와 capacitor의 보정상수 CPE (constant phase element) 값<sup>23)</sup>으로 구성된다고 생각할 수 있다.

재부동태 된 피막의 부식저항성(Rp)은 시편내에 Cr 함량과 재부동태를 형성시키는 인가전위가 증가할수록 높은 값을 나타내었으며 (Fig. 8(a)), 부동태 피막의 capacitance (Cox)는 Cr 함량이 높

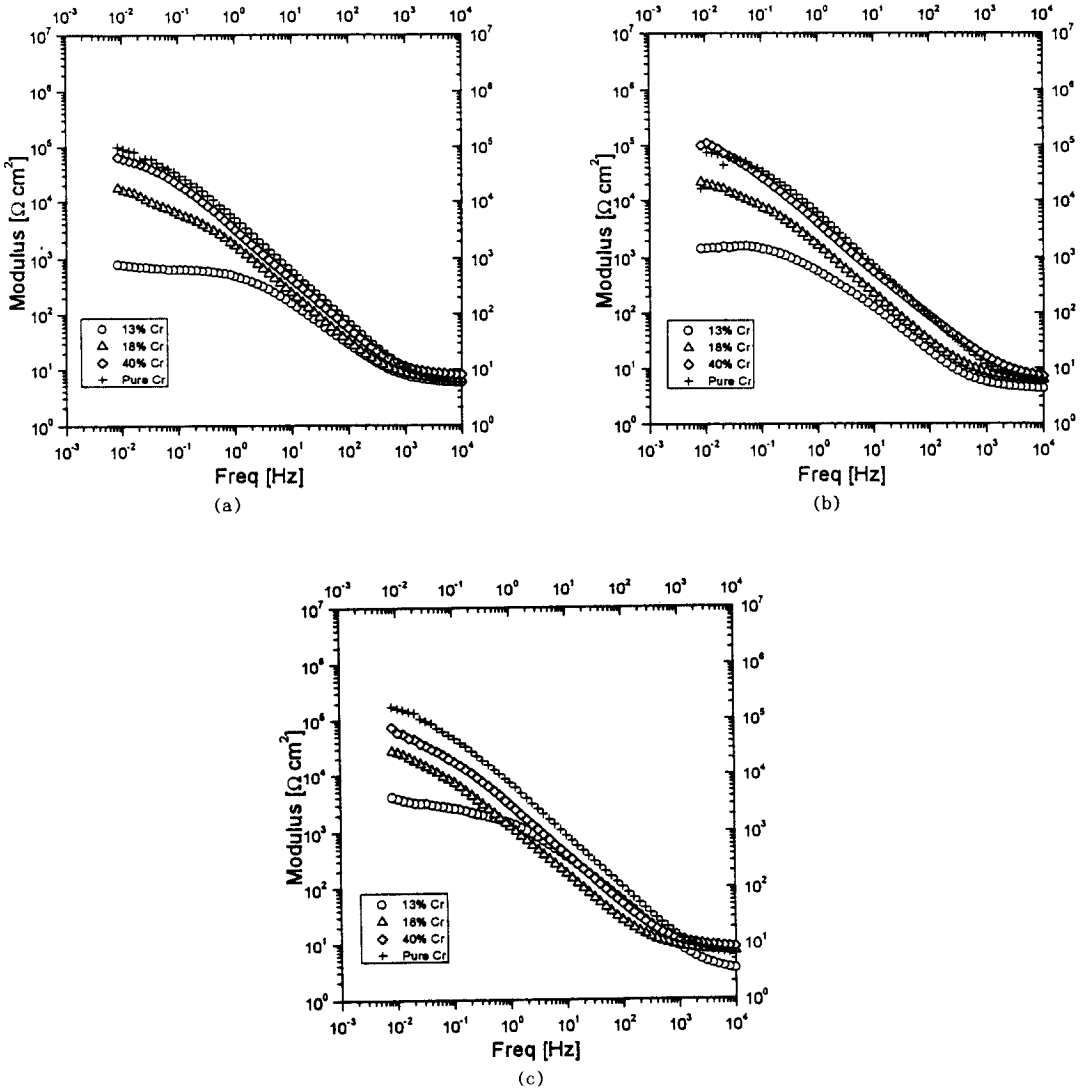


Fig. 6. Impedance spectra in bode plot obtained from Fe-Cr steels at various applied potentials and Cr content in deaerated 0.1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> solution ; (a) -0.25V ; (b) 0.3V ; (c) 0.6V (vs SCE).

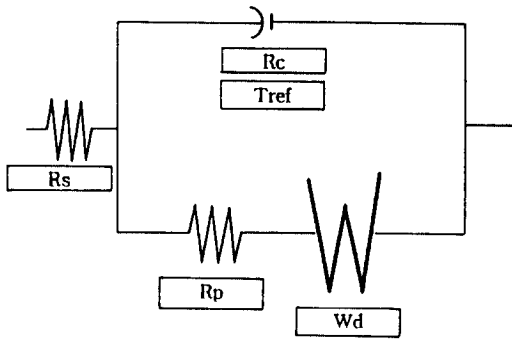
은 Fe-Cr강일수록 순수한 Cr이 보이는 낮은 capacitance값으로 수렴하였다 (Fig. 8(b)).

#### 4. 고 찰

##### 4.1 재부동태 거동에 미치는 Cr함량의 영향

부동태 피막을 형성하는 금속은 기계적 혹은 화학적인 공격에 의해 피막이 제거되어 금속 표면이

부식환경에 노출되면 순간적으로 금속이 용해되어 전류밀도가 급상승하게 되고 시간에 지남에 따라 다시 부동태 피막이 형성되면서 전류밀도가 감소하게 된다. 일반적으로 재부동태가 진행되면서 시간과 전류밀도의 관계는  $i = At^{-n}$ 의 멱급수를 따르며 전류밀도  $i$ 와 재부동태 속도를 나타내는 기울기 ( $-n$ )은 합금원소나 부식환경 등의 조건에 따라 다른 값을 나타내게 된다. Fig. 1의 분극곡선에



Rs : Solution resistance  
 Rp : Polarization resistance  
 Wd : Warburg impedance  
 Rc : Capacitance resistance  
 Tref : Constance phase element

Fig. 7. Equivalent circuit model for simulation of Fe-Cr steels in 0.1M Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> solution.

서 보듯이 산성인 0.1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 수용액에서 Fe-Cr강이 보이는 부동태 영역은 Cr에 의해 주로 형성되므로 재부동태 역시 Cr이 주된 역할을 할 것으로 생각된다. Fig. 3의 재부동태 실험 결과를 보면 Cr함량이 높은 Fe-Cr강일수록 재부동태 전류밀도(i)가 낮게 나오고 기울기(-n)값은 감소하고 있어 Cr 함량이 증가할수록 재부동태가 더욱 빨리 진행되고 있음을 알 수 있다. A.C. Impedance 측정결과, 고크롬강에서 형성된 부동태 피막일수록 높은 부식저항성(Rp)을 나타내었다(Fig. 8(a)). 이것으로 보아 Fe-Cr강의 재부동태는 Cr 함량이 높을수록 빠르게 형성되고, 부식에 대해서도 높은 저항성을 갖는 피막을 형성한다고 볼 수 있다.

4.2 재부동태 거동에 미치는 염소이온과 인가전위의 영향

Cr 함량의 영향 외에 용액의 염소이온 농도와 인가전위도 Fe-Cr강의 재부동태 성질을 결정하는 중요한 요소 중의 하나이다. Fig. 4(a)는 염소이온이 0.01N 포함된 0.1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 수용액에서 재부동태 시킨 것으로 Fig. 3의 염소이온이 없는 경우에 비하여 높은 전류밀도를 나타내었으며 특히 18 wt% 이하의 저크롬강에서는 재부동태가 III단계의 형태를 보였다. 이와 같은 결과가 나온 것은 염소이온이 Fe의 용해를 촉진시켜 상대적으로 Fe 함량이

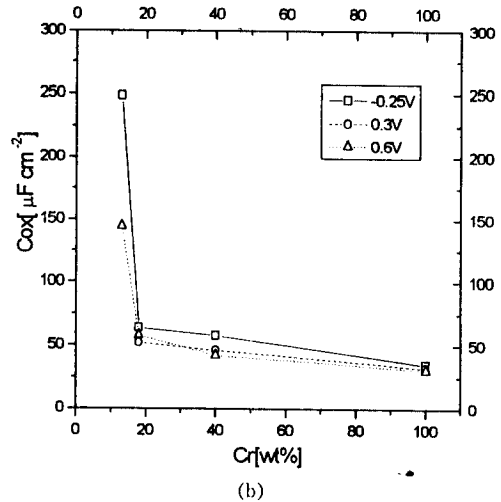
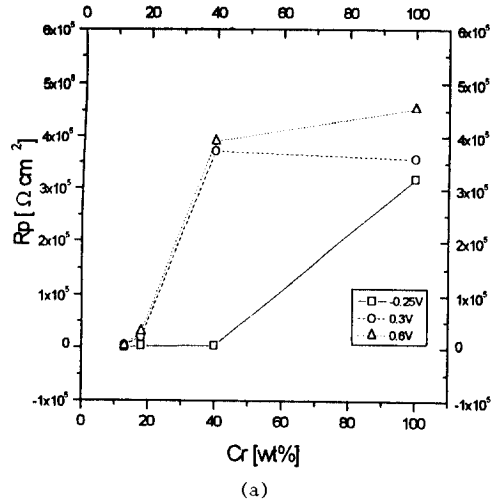


Fig. 8. The change of Rp and Cox of Fe-Cr steels obtained from the impedance spectra with varying applied potential and Cr content ; (a) Rp ; (b) Cox.

많은 저크롬강에서 재부동태 초기에 오랜 동안 Fe의 높은 용해 전류값을 유지하는 것으로 생각할 수 있다. 재부동태 초기, Fe 용해에 의해 시편표면에 상대적으로 Cr의 함량이 증가<sup>24)</sup>하게 되고 Cr 산화막이 생성되면 급작스런 전류밀도의 감소가 나타나게 되며 이후 Cr 산화막 형성에 따르는 완만한 전류밀도의 감소가 나타나는 것으로 설명할 수 있다.



인가전위의 상승은 재부동태 전류밀도를 증가시키고 저크롬강에서 나타났던 III단계 거동이 나타나지 않아 Fe-Cr강들의 재부동태 거동을 유사하게 하는 효과를 가져온다 (Fig. 4(c)). 높은 인가전위는 Fe 용해에 대한 큰 구동력을 주는 것이므로 낮은 전위를 인가하였을 때보다 Fe의 용해를 증가시켜 짧은 시간 내에 금속표면에 Cr 함량이 많아지게 된다.<sup>24)</sup> 따라서 낮은 인가전위에서 나타났던 재부동태 초기의 I 단계 Fe 용해구역은 인가전위가 높아질수록 짧아지게 되어 저크롬강의 III단계 거동은 없어지게 된다. 이러한 이유로 높은 인가전위를 가할수록 Fe-Cr강 표면의 Cr 함량이 빠른 시간 내에 농축되어 Fe-Cr강들의 재부동태 거동이 점차 일치하는 현상을 가져온 것으로 생각된다.

순수한 Cr의 재부동태 거동에 미치는 인가전위와 염소이온의 효과는 Fe-Cr강에서와는 달리 Fe에 대한 고려가 없으므로 순수한 Cr 산화막 형성에만 관여한다고 할 수 있다. Fig. 5의 결과를 보면, 순수한 Cr은 염소이온이 존재하지 않는 경우 인가전위에 관계없이 동일한 재부동태 곡선을 보이거나 용액 내에 염소이온이 증가하게 되면 재부동태가 잘 발생하지 않았으며 그 정도는 인가전위가 증가할수록 더욱 커졌다. 따라서 염소이온의 첨가는 부동태 피막형성에 필요한 다른 음이온들과 경쟁적인 흡착관계를 가져 피막형성을 어렵게 하고,<sup>25)</sup> 인가전위가 증가함에 따라 염소이온의 활동도가 더욱 커지므로 재부동태를 방해하는 염소이온의 효과 역시 인가전위가 커짐에 따라 증가하였다고 생각된다.<sup>17)</sup>

## 5. 결 론

1. 0.1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 수용액에서 Fe-Cr강이 나타내는 보호성 부동태피막은 주로 Cr 산화막에 의해 형성되며 Fe 산화막의 영향은 무시할 수 있다.
2. Fe-Cr강의 재부동태 실험과 A.C. Impedance 측정결과 Cr 함량이 증가할수록 재부동태 피막의 생성속도와 부식저항성이 향상되어 순수한 Cr이 나타내는 재부동태 특성에 근접해갔다.
3. 순수한 Cr은 염소이온이 없는 경우 인가전위

에 관계없이 동일한 재부동태 거동을 보이거나 용액 내에 염소이온이 증가하게 되면 재부동태가 잘 이루어지지 않으며 그 효과는 인가전위가 증가할수록 크게 나타났다.

## 후 기

이 논문은 한국과학재단의 '97 특정연구과제(과제번호 97-0300-1001-3)의 연구비에 의하여 지원되었으며 이에 감사드립니다.

## References

1. T. R. Beck, *Corrosion*, **30**, 408 (1974).
2. J. C. Scully, *Corros. Sci.*, **15**, 207 (1975).
3. S. Ahila, B. Reynders and H. J. Grabke, *Corros. Sci.*, **38**, 1991 (1996).
4. M. Barbosa, *Corrosion*, **44**, 149 (1988).
5. T. R. Beck, *J. Electrochem. Soc.*, **129**, 2500 (1982).
6. M. Barbosa, *Corrosion*, **40**, 309 (1987).
7. T. R. Beck, *Electrochim. Acta*, **18**, 807 (1973).
8. D. Boomer, R. Hermann and A. Turnbull, *Corros. Sci.*, **29**, 1087 (1989).
9. N. Sato and M. Cohen, *J. Electrochem. Soc.*, **111**, 512 (1964).
10. M. Stern, *J. Electrochem. Soc.*, **106**, 376 (1959).
11. G. T. Burstein and A. J. Davenport, *J. Electrochem. Soc.*, **136**, 936 (1989).
12. G. T. Burstein and R. K. Misra, *Electrochim. Acta*, **28**, 825 (1983).
13. R. C. Newman, *Corros. Sci.*, **25**, 331 (1985).
14. P. I. Marshall and G. T. Burstern, *Corros. Sci.*, **23**, 1219 (1983).
15. G. T. Burstein and D. H. Davies, *Corros. Sci.*, **20**, 1143 (1980).
16. G. M. Bulman and A. C. C. Tseung, *Corros. Sci.*, **12**, 415 (1972).
17. J. D. Kim and S. I. Pyun, *Corros. Sci.*, **38**, 1093 (1996).
18. Su-Il Pyun and Moon-Hee Hong, *Electrochim. Acta*, **37**, 2437 (1992).
19. A. Atrens, B. Baroux and M. Mantel, *J. Electrochem.*

- Soc., 144, 3697 (1997).
20. Z. Szklarska-Smialowska and W. Kozlowski, *J. Electrochem. Soc.*, 131, 234 (1984).
21. J. W. Schultze, M. M. Lohrengel and D. Ross, *Electrochim. Acta*, 28, 973 (1993).
22. M. Drogowska, H. Menard, A. Lasia and L. Brossard, *J. Appl., Electrochem.*, 26, 1169 (1996).
23. D. Kaushik, M. N. Alias and R. Brown, *Corrosion*, 47, 859 (1991)
24. Hiroyuki ogawa, Hiroyasu omata, Isao itoh and Hideya okada, *Corrosion*, 34, 52 (1978).
25. Z. Szklarska-Smialowska, "Pitting Corrosion of Metals", p. 399, NACE, U.S.A. (1986).