

## 저합금강의 부식속도에 미치는 시편 면적의 영향

김민준 · 장영욱 · 유윤하 · 김종집<sup>†</sup> · 김정구\*

성균관대학교 신소재공학부, <sup>†</sup>한국표준과학연구원

(2010년 2월 1일 접수: 2010년 4월 8일 채택)

## Effect of Specimen Area on the Corrosion Rate of Low Alloy Steel

Min-Jun Kim, Young-Wook Jang, Yun-Ha Yoo, Jong-Jip Kim<sup>†</sup>, and Jung-Gu Kim\*

Department of Advanced Materials Engineering, Sungkyunkwan University, Suwon 440-746, Korea

<sup>†</sup>Korea Research Institute of Standards and Science, Daejeon 305-340, Korea

(Received February 1, 2010 : Accepted April 8, 2010)

### 초 록

본 연구에서는 균일부식이 발생하는 저합금강의 노출면적에 따른 부식속도의 변화를 관찰하고 이에 대한 원인을 규명하고자 하였다. 다양한 표면적을 지닌 동일한 저합금강 시편의 부식속도를 전기 화학적 임피던스 분광법, 직선분극저항 측정법, 동전위 분극 시험법을 이용하여 산출하였다. 또한 전지주사현미경, X선 광전자 분광법 및 X선 전자탐침 미량분석을 이용하여 표면분석을 실시하였다. 전기화학적 시험 결과 모든 시험법에서 시편의 크기가 증가할수록 부식속도가 높게 산출되었으며, 표면분석을 통해 망간과 황으로 구성된 화합물이 존재하는 영역에서 우선적으로 부식이 발생하며, 이 화합물과 철 또는 구리 산화물이 소양극-대음극의 미세 갈비닉 셀을 구성함을 확인하였다. 이러한 효과는 시편 크기에 비례하여 증가하였으며, 국부적인 부식이 우선적으로 발생한 후, 부식생성물이 표면을 덮게 되어 점차 균일부식의 형태로 전환하게 된다.

**Abstract :** Effects of specimen area on the corrosion rate of low alloy steel were studied in sulfuric acid solution. The corrosion behavior of specimen was tested by electrochemical impedance spectroscopy (EIS), linear polarization resistance measurement (LPR) and potentiodynamic polarization measurement. The surface was analyzed by scanning electron microscopy (SEM), X-ray photoelectron spectroscopy (XPS) and electron probe X-ray micro analyzer (EPMA). As surface area was increased, corrosion rate was increased by the effect of small anode-large cathode.

**Keywords :** Electrochemical technique, Corrosion rate, Low alloy steel, Predominant corrosion region, Specimen area

### 1. 서 론

금속재료의 산업적 응용에 있어 부식 내구 수명을 예 측하기 위한 정확한 부식속도의 측정은 매우 중요하다.<sup>1)</sup> 금속재료가 적용되는 현장에서의 부식속도 측정은 장비 및 기술 등의 제한이 다르므로 일반적으로 실제 현장을 모사 한 환경에서의 무게감소량 측정 및 전기화학적 시험 등 실

험실 시험을 통해 부식속도를 측정하게 된다. 그러나 실제 현장 조건을 정확히 모사한 환경에서 내식성 평가를 통해 얻은 재료의 부식 수명이 실제 현장에서의 부식 수명과 일치하지 않는 경우가 종종 발생한다. 이는 동일한 재료가 같은 환경에 노출되었다 할지라도 다양한 측정 조건에 의해 부식속도 측정 결과가 다를 수 있음을 의미한다.

부식속도 측정 결과에 영향을 미치는 한가지 예로동전위 분극시험에서 인가하는 전위의 주사 속도를 들 수 있다.<sup>2,5)</sup> 일반적으로, 주사속도가 낮을수록 측정되는 부식속도는 감

\*E-mail: kimjg@skku.edu

소하는 것으로 알려져 있으며, 부동태 피막을 형성하는 금속의 내식성을 나타내는 공식전위(Pitting potential) 또한 바뀔 수 있다.<sup>3,4)</sup> 주사 속도가 낮아지면 보호성을 가지는 산화물이 더 효과적으로 성장하기 때문에 높은 공식전위를 나타내게 된다는 연구결과가 보고되고 있다.<sup>6,7)</sup>

부식속도에 영향을 미칠 수 있는 또 다른 요인으로 노출된 시편의 표면적의 영향이 보고되고 있다.<sup>8-11)</sup> 국부부식의 거동을 나타내는 재료의 경우, 한 시편 표면에서 부식 전지를 형성하는 양극 영역과 음극 영역의 분포 및 면적 비율에 따라 부식속도 측정 결과는 상당한 차이를 나타낼 수 있으며, 표면적 크기에 따라 양극의 분포 확률이 변화하게 되므로 부식속도의 편차를 발생시키는 변수로 작용할 수 있다. 따라서 작은 시험실 시편을 사용하여 얻은 부식속도 측정 결과를 토대로 실제 환경에서 설비의 부식 수명을 예측하는 것은 합리적이지 않다고 알려져 있다.<sup>12)</sup> 하지만 균일부식 거동을 나타내는 재료의 경우, 시편 전체에 걸쳐 마이크로 부식전지가 균일하게 분포한다는 가정하에 단위면적당 부식전지에서 발생하는 부식전류(부식전류밀도)로부터 산출되는 부식속도는 표면적의 크기와는 무관하다는 인식이 일반화되어 있으며, 시편의 표면적과 부식속도와의 상관관계에 대한 연구는 큰 관심사로 여겨지지 않고 있는 실정이다.

본 연구에서는 염소이온을 포함한 황산용액에서 균일 부식이 발생하는 저합금강에 대한 전기화학적 내식성 평가를 진행하여, 부식속도 산출에 미치는 노출 표면적의 영향에 대하여 연구하였다.

## 2. 실험방법

### 2.1. 시편 준비

시편의 조성은 Table 1에 나타난 것과 같다. 시편은 1250°C의 노(Furnace)에서 1시간 동안 가열하고 3.2mm의 두께로 롤링 처리 후에 660°C에서 1시간 동안 노냉을 하였다. 열처리 과정을 거친 판재를 원형 형태로 절취하였으며, 시편의 표면적은 각각 1.77, 3.14 그리고 4.91 cm<sup>2</sup>로 제어하였다. 원형 형태의 시편을 에폭시 수지로 마운팅한 후 노출된 표면의 동일한 표면 조건을 제어하기 위하여 SiC 연마지 #800까지 연마하였다.

### 2.2. 전기화학 시험

모든 전기화학 시험은 16.9 vol.%의 황산과 0.35 vol.%의 염산을 포함한 상온의 통기된 수용액에서 시편(작동

전극), 고순도 탄소봉(상대전극), 포화감홍기준전극(SCE)으로 구성된 3전극 시스템을 사용하였으며, 전기화학 측정에 앞서 용액에 시편을 침지한 후 1시간 동안 1mV/min 이하의 전위변화에 해당하는 안정한 개방회로전위(OCP)를 취하였다. 부식속도 산출은 전기화학적 임피던스 분광법(EIS), 직선 분극 저항법(LPR) 및 동전위 분극 시험법을 통해 산출하였다.

EIS측정은 Parstat 2263 potentio/galvanostat/FRA를 이용하여 수행하였으며, 100 kHz 에서 10 mHz까지의 주파수 범위에서 OCP를 기준으로 10 mV의 진폭을 갖는 사인(sine)파형의 전위를 인가하였다. 측정된 임피던스 데이터는 Fig. 1에 도시된 등가회로를 적용하여 분석하였으며, 다음과 같은 인자들을 정량적으로 산출하였다.

$R_s$ : 작동전극과 상대전극 사이의 용액저항(solution resistance)

$C_{dl}$ : 이중층 정전용량(double layer capacitance)

$R_{ct}$ : 전하이동저항(charge transfer resistance)

LPR 측정은 OCP를 기준으로  $\pm 20$  mV의 전위범위에서 0.166 mV/s의 주사 속도로 전위를 순차적으로 인가하여 분극저항(polarization resistance,  $R_p$ )을 산출하였다. EIS 측정 및 LPR측정을 이용하여 산출한  $R_{ct}$  및  $R_p$ 는 다음과 같은 Stern-Geary 식을 이용하여 부식 전류밀도( $i_{corr}$ )로 환산하였다.<sup>13)</sup>

$$i_{corr} = \frac{\beta_{ox,M} \times \beta_{red,C}}{2.3 \times R_p \times (\beta_{ox,M} + \beta_{red,C})} \quad (1)$$

동전위 분극시험은 EG&G Model 273A potentiostat를 이용하여  $-250$  mV<sub>OCP</sub>부터  $+100$  mV<sub>SCE</sub>의 범위에서 0.166 mV/s의 전위 주사 속도로 진행하였으며, 측정된 동전위 분극 곡선으로부터 Tafel 외삽법을 이용하여 부식 전류밀도( $i_{corr}$ )를 산출하였다.<sup>14)</sup>

EIS, LPR 및 동전위 분극시험법을 통해 산출한 부식 전류밀도를 이용하여 식 (2)에 따라 부식속도로 환산하였다.<sup>15)</sup>

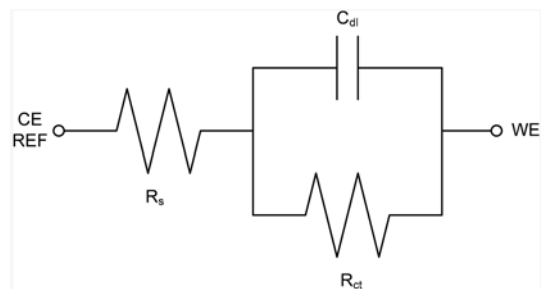


Fig. 1. Equivalent circuit for interpretation of EIS data.

Table 1. Chemical composition of the low alloy carbon steel, the specimen

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Co	Fe
0.07	0.25	0.7	0.02	0.02	0.35	0.25	0.05	bal.

Corrosion rate (mm/yr)

$$= \frac{0.00327 \times i_{corr} (\mu A/cm^2) \times E.W.}{Density (g/cm^3)} \quad (2)$$

E.W.(equivalent weight) =  $\sum f_i M_i / n_i$   
 $f_i$ : 원자분율,  $M_i$ : 원자량,  $n_i$ : 원자가

시험 결과의 신뢰도를 위해서 각 시편에 대해 모든 전기화학 시험을 최소 3회 이상 실시하여 평균값을 취하였다.

2.3. 표면분석

전기화학 실험 후, 표면상태의 변화는 전자주사현미경(SEM), X선 광전자 분광법(XPS) 및 X선 전자탐침 미량 분석법(EPMA)을 이용하여 관찰하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1. 시편 표면적에 따른 부식속도 비교

EIS결과로부터의 부식속도 계산을 위한 분극 저항은 Fig. 1에 나타나 있는 회로에서  $R_{ct}$ 에 해당하며, 그 결과와 나이퀴스트 도표는 각각 Table 2와 Fig. 2에 주어져 있다. 시편의 분극 저항은 표면적이 증가할수록 감소하였으며, 식 (1)과 (2)를 통해 산출한 부식속도는 시편의 표면적이 증가함에 따라 증가하였다. 또한 Table 2에 나타난 바와 같이 시편의 노출 면적이 증가함에 따라 depression angle이 증가하는 것을 알 수 있다. Depression angle은 전극/전해질 계면의 거칠기가 커지거나 계면에 이질상이 존재할 경우 이중층이 충전될 때 이완시간의 분포 때문에 나타나는 것으로써 재료표면의 거칠기와 표면 상태를 표시하는 지표가 될 수 있다.<sup>16-18)</sup>

동전위 분극 곡선은 Fig. 3에 도시하였다. 모든 시편은 전위가 증가함에 따라 전류밀도가 증가하는 활성화 부식 거동을 나타내었고, 이는 균일부식이 발생하는 금속의 전형적인 분극 거동 형태이다. 부식속도는 EIS의 결과와 마찬가지로 시편의 표면적이 증가할수록 증가하였다. 모든 시편의 동전위 분극 곡선은 -200 mV이상의 영역에서 전위 증가에 따라 전류밀도가 더 이상 증가하지 않는 부동태 분극 거동과 유사한 곡선 형상을 나타내었다. 그러나 부동태는 일반적으로 보호성의 피막 때문에 전위증가에 따라  $10^{-6} A/cm^2$  정도의 안정한 전류밀도를 보이는 것으

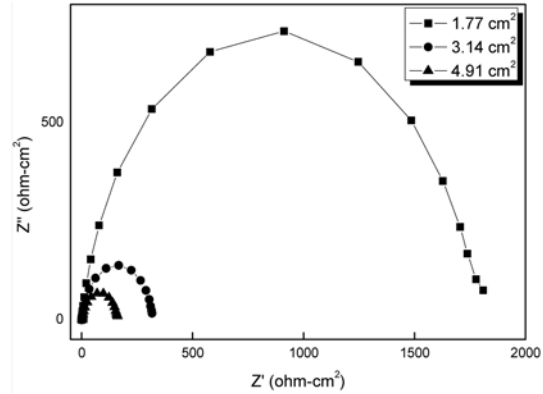


Fig. 2. Nyquist plots of EIS measurement on low alloy carbon steel.

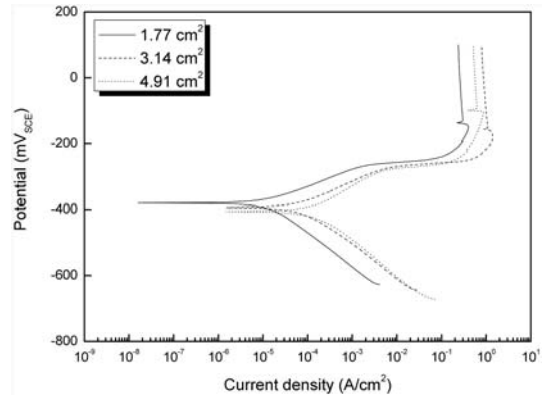


Fig. 3. Potentiodynamic polarization curves of the specimen.

로 알려져 있으며,<sup>19)</sup> 따라서 본 결과는 부동태 거동이 아니라 양극반응에 의해 용해된 금속 양이온들이 표면에 산화물로 적층됨에 따라 추가적인 양극 반응을 제한하기 때문에 -200 mV이상의 영역에서 전류밀도가 일정해진 것으로 사료된다.<sup>20)</sup>

Fig. 4에 시편의 표면적 변화에 따라 EIS, LPR 및 동전위 분극시험을 통해 산출한 부식속도를 정리하였다. 측정 방법에 따라 부식속도는 미소한 차이가 발생하였으나, 시편 표면적의 증가에 따라 0.4~0.45의 비례상수로 선형적인 부식속도의 증가 경향을 나타내었다.

Table 2. The result of the EIS test

Specimen area (cm <sup>2</sup> )	R <sub>s</sub> (Ωcm <sup>2</sup> )	C <sub>dl</sub> (F/cm <sup>2</sup> )	R <sub>ct</sub> (Ωcm <sup>2</sup> )	i <sub>corr</sub> (mA/cm <sup>2</sup> )	Corrosion rate (mm/year)	Depression Angle(°)
1.77	0.32	1.135E-04	1845	0.01	0.14	10.73
3.14	1.20	2.319E-04	286.5	0.08	0.88	13.73
4.19	3.02	3.745E-04	158.5	0.14	1.59	20.28

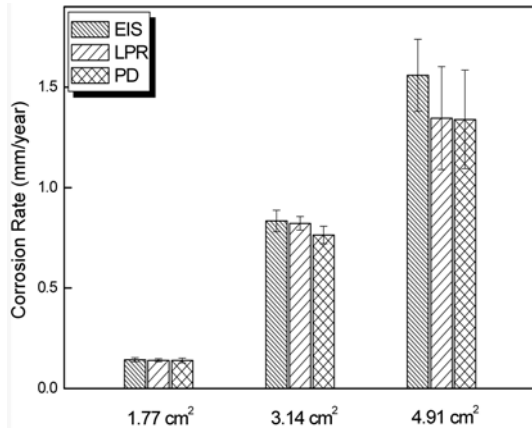


Fig. 4. Corrosion rates in different electrochemical measurement techniques.

3.2. 표면분석

시편의 표면적에 따라 부식속도의 차이가 발생하는 원인을 규명하기 위하여 SEM을 이용하여 침지 시간에 따른 부식 표면의 형상 변화를 관찰하여 Fig. 5에 나타내었다. 침지 30초 후 표면에서 흑색의 점들로 이루어진 활성 영역이 나타났으며, 이 영역은 주변의 금속 기지에

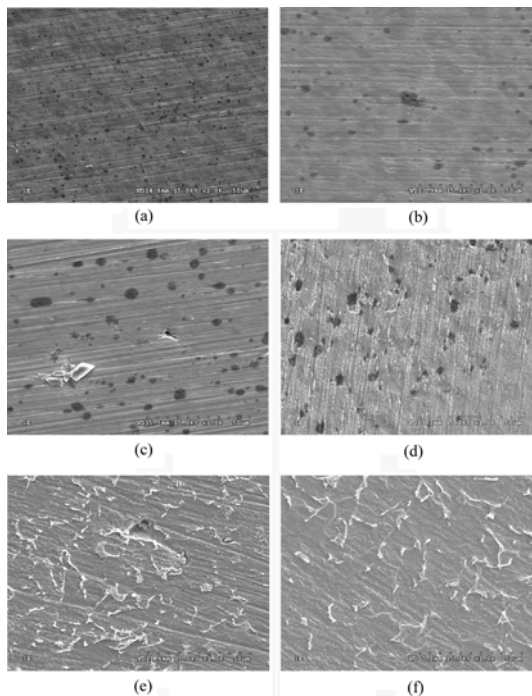


Fig. 5. SEM images with immersion time; (a) After 30 s, (b) After 10 min, (c) After 30 min, (d) After 60 min, (e) After 180 min, (f) After 360 min.

비해 부식이 앞서 개시되는 우선 부식영역(preferential corrosion site)으로 작용한다. 침지 시간이 경과할수록 우선 부식영역이 성장하며, 침지 10분 경과 후 약 5 um 크기로 성장한 우선 부식영역의 내부에서 미세한 공식이 발생한다. 침지 30분까지 우선 부식영역의 성장과 내부에서의 공식의 발생이 계속 진행된다. 침지 60분이 경과 하면서 일정량의 부식 생성물이 표면을 덮기 시작하기 때문에 공식의 형태는 찾아보기 어려웠으나 여전히 우선 부식영역은 관찰할 수 있었다. 침지 후 180분이 지나면서 부식 생성물은 시편 표면 전체를 덮고 있으며, ASTM G1의 절차에 따라 부식생성물을 제거하고 관찰하였다.<sup>21)</sup> 이 시점에서의 부식 거동은 부식 생성물의 영향으로 우선 부식영역과 그렇지 않은 영역 간의 부식 속도 차이가 감소하여 균일 부식의 형태로 전환되는 것으로 사료된다.

EPMA관찰을 통해 저합금강 시편의 합금원소의 분포를 분석하였으며, 그 결과는 Fig. 6에 나타내었다. 니켈, 구리 그리고 코발트는 표면에 고르게 분포하고 있었다. 반면에 철, 망간 그리고 황은 국부적으로 응집되어 있었다. 철, 망간 그리고 황은 탄소강과 스테인리스강의 공식

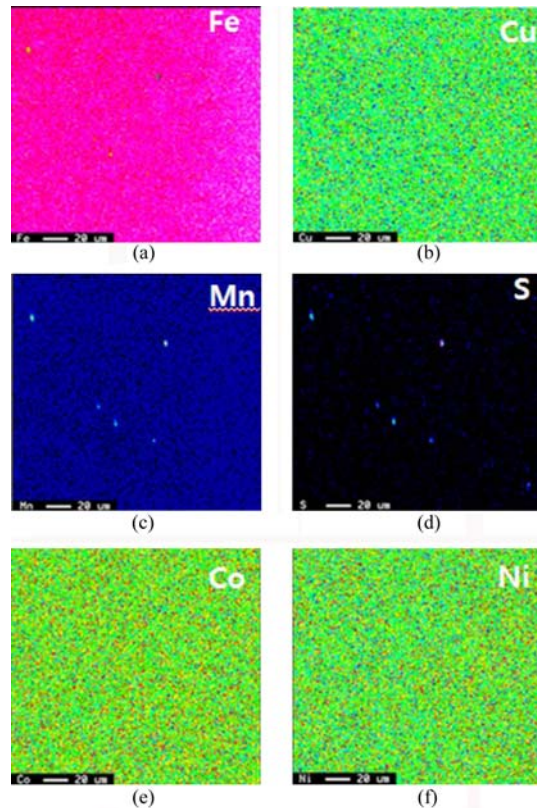


Fig. 6. Results of EPMA mapping; (a) Fe, (b) Cu, (c) Mn, (d) S, (e) Co, (f) Ni.

**Table 3. The result of the Potentiodynamic polarization test**

Specimen area (cm <sup>2</sup> )	E <sub>corr</sub> (mV <sub>SCE</sub> )	i <sub>corr</sub> (mA/cm <sup>2</sup> )	corrosion rate (mm/year)
1.77	-377.44	0.01	0.14
3.14	-386.73	0.07	0.77
4.91	-400.35	0.12	1.34

**Table 4. The result of XPS analysis**

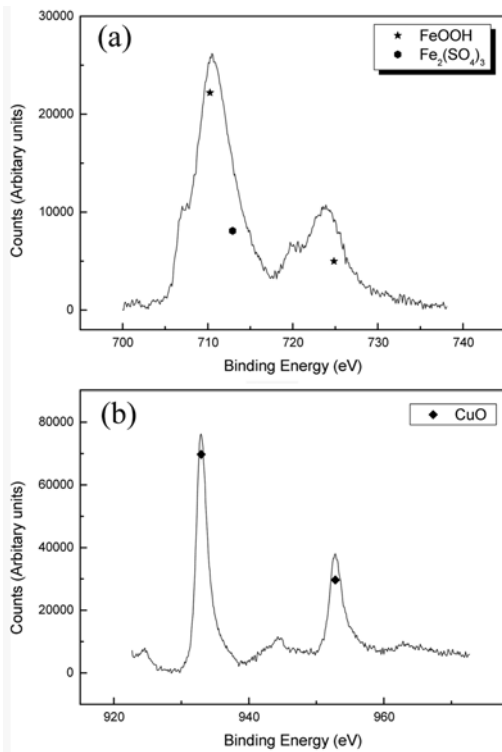
Analysis of XPS spectra	Standard chemicals	Binding energy (eV)
The spectrum of Fe 2p	Fe	706.9, 719.8
	FeOOH	710.7, 724.3
	Fe <sub>2</sub> (SO <sub>4</sub> ) <sub>3</sub>	713.1 ~ 713.5
The spectrum of Cu 2p	CuO	933.9, 953.7

개시점으로 작용한다는 연구들이 보고되고 있다.<sup>22)</sup> 즉, 시편에 내재되어 있는 (MnFe)<sub>x</sub>S<sub>x</sub>를 중심으로 침지 초기 단계에 부식의 개시점으로 작용하여 성장하며, 시간이 경과함에 따라 이 우선 부식영역 내에서 공식이 발생한다. 이후 공식은 증식하지만, 시간이 지남에 따라 시편의 표면에는 전 영역에 걸쳐 부식생성물이 생성되어 우선 부식영역의 부식 속도는 인접 영역의 부식속도와 비슷한 정도까지 감소하게 되고, 결국 전체 시편 표면의 부식 속도가 유사한 균일 부식의 형태를 나타내게 되는 것으로 사료된다.

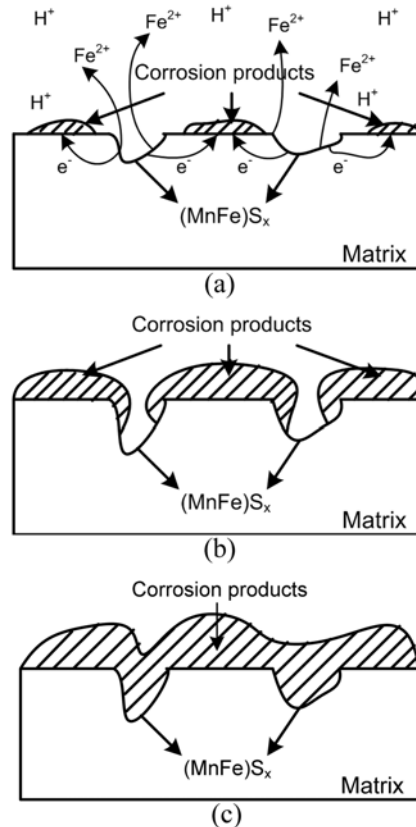
SEM 및 EPMA 결과로부터 시편의 표면에 부식생성물이 생성됨으로써 국부부식에서 균일부식으로의 전환이 이루어지는 것을 알 수 있었다. 부식생성물을 확인하기 위해 XPS 분석을 실시하여 그 결과를 Fig. 7과 Table 4

에 나타내었다. 침지 360분 후 시편 표면에서는 철과 구리의 산화물만이 관찰되었다. 이 산화물들은 화합물들은 보호성 화합물로 알려진 FeOOH, Fe<sub>2</sub>(SO<sub>4</sub>)<sub>3</sub> 그리고 CuO 등으로 분석되었으며, 이와 같은 보호성 부식생성물이 시편 전체를 덮으면서 국부부식에서 균일부식으로 전환이 이루어지는 것을 알 수 있었다.

침지 초기 단계에서 발생하는 국부부식 형태가 시간 경과에 따라 균일부식 형태로 전환되는 과정을 Fig. 8에



**Fig. 7. XPS spectra of the material; (a) Fe, (b) Cu.**



**Fig. 8. Corrosion behaviors of the material; (a) Corrosion occurs at localized area, (b) Corrosion products are accumulated to the surface, (c) Corrosion products perfectly cover the surface.**

도시하였다; (a) 침지 초기 저합금강 시편의  $(MnFe)_S_x$  개재물에 의해 국부부식 형태로 부식이 개시되어 진행하지만, (b) 국부부식 영역 외 금속기로부터  $FeOOH$ ,  $Fe_2(SO_4)_3$  와  $CuO$ 와 같은 부식생성물이 형성되어 표면을 점차 균일하게 덮고, (c) 부식생성물이 저합금강의 표면 전체를 완전히 덮은 후 금속 표면과 전해질 사이의 계면에서 이온과 전하이동을 방해하므로 전체 부식거동은 국부부식에서 균일부식으로 전환된다.

균일부식을 나타내는 금속은 시편 전체에 걸쳐 마이크로 부식전지가 균일하게 분포한다는 가정하에 단위 면적 당 부식전류인 부식전류밀도로부터 산출되므로 노출 면적에 무관하게 일정한 부식속도를 나타내게 된다. 본 연구의 염소이온을 포함한 황산용액에서 저합금강의 최종적인 부식거동은 균일부식으로 시편의 표면적 변화와는 무관하게 동일한 부식속도를 나타내어야 함에도 불구하고 시편의 면적이 증가함에 따라 부식속도가 증가하였다. 이는 부식이 발생하는 초기 단계에서 저합금강의 금속 개재물에서 우선적으로 발생하는 국부부식 거동이 부식속도 측정에 영향을 미치기 때문으로, 국부부식이 시편의 표면적 증가에 따라 부식속도에 미치는 영향은 다음과 같이 추론할 수 있다. 시편표면에 국부적인 활성영역(active region)이 존재하는 경우 시편 표면적이 증가할수록 음극반응 면적 증가에 비해 국소적인 양극(활성영역) 면적의 증가는 극히 작기 때문에 소양극-대음극의 효과가 가중되어 국부적인 양극에서의 부식전류밀도가 증가한다.<sup>23)</sup> 또한 국부적인 양극 주위에서의 부식전류밀도가 시편 전체의 부식속도를 결정하는 지배적인 요인으로 작용하여 Fig. 9에서와 같이 시편 면적의 증가와 함께 국부적인 양극의 수가 증가함에 따라 부식속도가 증가한 것으로 사료된다.

#### 4. 결 론

1. 염소이온을 포함한 황산용액에서 저합금강에 대한 전기화학 시험에서 표면적 증가에 따라 부식속도가 증가하는 경향을 나타내었다. 동전위 분극 시험에서 저합금강 시편은 균일부식 거동을 나타내는 활성화 분극 곡선을 나타내었다.
2. 표면 분석 결과 시편의 최종 부식 형상은 균일부식 형태였으나, 침지 초기 단계에서 망간과 황의 화합물  $((MnFe)_S_x)$ 에 의해 국부적인 우선부식영역이 형성되어 공식의 개시점으로 작용하는 것을 관찰하였다. 침지 시간이 경과함에 따라  $FeOOH$ ,  $Fe_2(SO_4)_3$ ,  $CuO$ 와 같은 보호성 부식생성물이 시편의 표면 전체를 덮으면서 초기 단계의 국부부식 거동이 균일부식 형태로 전환되었다.
3. 저합금강 시편의 면적 증가에 따른 부식속도의 증가는 부식 발생 초기단계에서 저합금강의 금속 개재물에

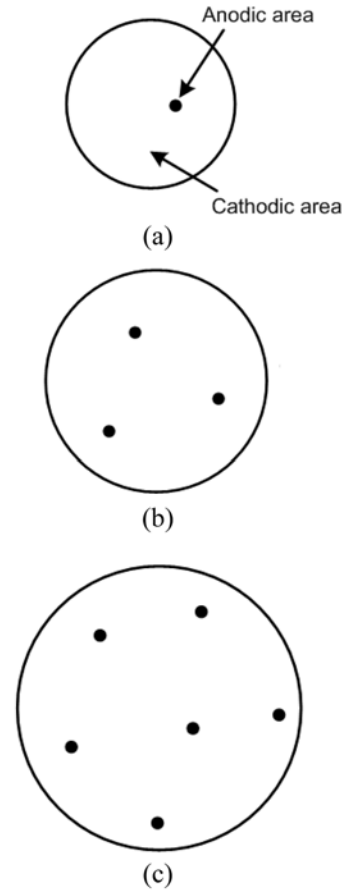


Fig. 9. Schematics of ratio of large cathode/small anode area with increasing surface area; (a) 1.77 cm<sup>2</sup>, (b) 3.14 cm<sup>2</sup>, (c) 4.91 cm<sup>2</sup>.

서 우선적으로 발생하는 국부부식의 영향으로, 면적 증가와 함께 시편 표면에서 소양극-대음극의 효과가 가중됨에 따라 국부적인 양극 영역에서의 부식전류 밀도가 증가하며, 또한 시편 전체의 부식속도를 지배하는 양극의 수가 증가하기 때문으로 사료된다.

#### 참고문헌

1. J. R. Scully and R. G. Kelly, "Methods for Determining Aqueous Corrosion Reaction Rates" in ASM Handbook, Vol. 13A, 68, ASM International, OH (2003).
2. Z. Szklarska-Smialowaska, "Pitting Corrosion of Metals" NACE, Houston, Texas (1986).
3. A. Broli, H. Holtan, and M. Midjo, 'Use of potentiokinetic and potentiostatic methods for the determination of characteristic potentials for pitting corrosion of an Fe-Cr alloy' *Brit. Corrosion J.*, **8**, 173 (1973).

4. A. Broli and H. Holtan, 'Use of potentiokinetic and potentiostatic methods for the determination of characteristic potentials for pitting corrosion of Aluminum in a deaerated solution of 3 % NaCl' *Corros. Sci.*, **13**, 237 (1973).
5. P. E. Manning, D. J. Duquette, and W. F. Savage, 'Effect of test method and surface condition on pitting potential of single and duplex phase 304L stainless steel' *Corrosion*, **35**, 151 (1979).
6. P. C. Pistorious and G. T. Burstein, 'Metastable pitting corrosion of stainless steel and the transition to stability' *Phil. Trans. Roy. Soc. Lond.*, **A 341**, 531 (1992).
7. P. C. Pistorious and G. T. Burstein, 'Growth of corrosion pits on stainless steel in chloride solution containing dilute sulfate' *Corros. Sci.*, **33**, 1885 (1992).
8. H. Bohni, T. Suter, and A. Schreyer, 'Micro- and nano-techniques to study localized corrosion' *Electrochim. Acta*, **40**, 1361 (1995).
9. G. T. Burstein and G. O. Ilevbare, 'The effect of specimen size on the measured pitting potential of stainless steel' *Corros. Sci.*, **38**, 2257 (1996).
10. A. M. Al-Mayouf, N. A. Al-Mobarak, and A. A. Al-Swayih, 'Dissolution of Magnetite coupled with Iron of various surface areas' *Corrosion*, **63**, 916 (2007).
11. L. Li and A. A. Sagues, 'Chloride corrosion threshold of reinforcing steel in alkaline solutions' *Corrosion*, **60**, 195 (2004).
12. D. A. Jones, "Principles and Prevention of Corrosion" 2nd ed., 200, Prentice-Hall, NJ (1996).
13. M. Stern and A.L. Geary, 'Electrochemical polarization' *J. Electrochem. Soc.*, **104**, 56 (1957).
14. D. A. Jones, "Principles and Prevention of Corrosion" 2nd ed., 94, Prentice-Hall, NJ (1996).
15. S. W. Dean, "Handbook on Corrosion Testing and Evaluation" 171, John Wiley, NY (1971).
16. J. R. Scully, D. C. Silverman, and M. W. Kenkig, "Electrochemical Impedance-Analysis and Interpretation" 54, ASTM, PA (1993).
17. P. R. Roberge, E. Halliop, and M. Asplund, 'Electrochemical Impedance Spectroscopy as a valuable monitoring technique for various forms of corrosion' *J. Appl. Electrochem.*, **20**, 1004 (1990).
18. P. R. Roberge, E. Halliop, and V.S. Sastri, 'Corrosion of mild steel using Electrochemical Impedance Spectroscopy data analysis' *Corrosion*, **48**, 447 (1992).
19. D. A. Jones, "Principles and Prevention of Corrosion" 2nd ed., 119, Prentice-Hall, NJ (1996).
20. D. A. Jones, "Principles and Prevention of Corrosion" 2nd ed., 85, Prentice-Hall, NJ (1996).
21. ASTM G1. "Standard practice for preparing, cleaning, and evaluating corrosion test specimens".
22. Z. Szlarska-Smialowska, 'Influence of sulfide inclusions on the pitting corrosion of steels' *Corrosion*, **28**, 388 (1972).
23. E. E. Stansbury and R. A. Buchanan, "Fundamentals of Electrochemical Corrosion" 315, ASM International, OH (2000).