

## SA106 Gr.C강 용접재에서의 유체가속부식(FAC) 현상 연구

Zheng Yugui\* · 김준환\*\* · 김인섭\*\*

\*중국과학원 금속연구소

\*\*한국과학기술원 원자력공학과

### A Study on Flow-Accelerated Corrosion of SA106 Gr.C Weldment

Yu Gui Zheng\*, Jun Hwan Kim\*\* and In Sup Kim\*\*

\*State Key Laboratory for Corrosion and Protection, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang, 110015, P. R. China

\*\*Department of Nuclear Engineering, Korea Advanced Institute of Science and Technology, Taejon 305-701, Korea

#### Abstract

The chemical and geometric effects of weld on flow-accelerated corrosion (FAC) of SA106 Gr.C low alloy steel pipe in 3.5wt% NaCl and simulated feedwater of nuclear power plant have been investigated by using rotating cylinder electrode. Polarization test and weight loss test were conducted and compared at rotating speed of 2000rpm (3.14m/s) with the variables of chemical and geometric parameters. The results showed that the chemical effects were relatively larger than the geometric effects, and the welded parts were the local anode and preferentially corroded, which could be explained by the differences between microstructural and compositional parameters. On the other hand, under active corrosion conditions, the heat affected zone were severely corroded and microstructural effects became the important role in the whole process.

(Received March 5, 2001)

Key Words : Flow-accelerated corrosion, SA106 Gr.C steel, Artificial seawater, Preferential corrosion, Heat affected zone, Corrosion rate

#### 1. 서 론

최근 화력발전과 원자력발전소에서 단상유체에 의한 유체가속부식(Flow Accelerated Corrosion, 이하 FAC)현상이 주된 열화기구로 보고되고 있다. 1986년 가압경수로인 미국 Surry 발전소의 응축기 계통의 파단으로 수 명의 사상자가 난 사고 이후 탄소강 배관에 대한 FAC 연구가 이루어지고 있다.

FAC 현상은 유체에 노출된 탄소강과 저합금강에서 부식현상이 가속되는 현상을 통털어 일컬으며 이러한 FAC는 열유체적, 금속부식적 인자의 상호작용으로 일어나는 현상이므로 이에 영향을 미치는 인자는 유속, 온도, pH, 용존 산소, 금속의 화학 조성 등으로 다양하다<sup>1)</sup>.

현재 현장 발전소에서는 상용 FAC 예측코드와 예측코드에서 예측한 취약 부위를 중심으로 지속적인 초음파 검사를 통하여 배관두께의 관리를 수행하고 있다. 그러나 FAC 예측모델로 널리 쓰이고 있는 미국 전력연구원 (EPRI)의 CHECWORKS code는 예측범위가 실제치의  $\pm 50\%$  정도로 상당한 불확실도가 존재한다. 이는 코드에 포함해야 할 인자가 다양하여 조합시 각 인자의 불확실성이 중첩되어 확산된 이유를 들 수 있으나 실제의 배관 환경은 서로 다른 재질의 배관이 용접으로 연결되어 있고 이러한 용접부 접합부위의 유동특성과 용접에 따른 부식현상의 특이성을 코드에 반영하지 않은 것도 한 이유로 들 수 있다. 현재 스테인리스강과 탄소강과 같은 이종금속의 접합에 대한 FAC 증가현상에 대한 연구<sup>2)</sup>는 이루어지고 있으나 동종 재질을 용접함에 따른 미량의 합금원소와 미세조직

의 차이에 따른 부식현상과 용접부의 돌출된 부위에서 유동의 특이현상의 상호작용에 의한 FAC 증가현상에 대한 연구는 아직 미흡한 실정이다.

본 연구의 목적은 실제 원자력발전소에서 쓰이는 저합금강 배관재인 SA106 Gr.C강의 용접부에 대한 FAC 영향을 관찰하고 미세조직과 합금원소의 차이에 따른 FAC 현상을 실험적으로 분석하는 데 있다.

## 2. 실험 절차

### 2.1 시편 준비

본 연구에서 사용된 SA106 Gr.C 강은 영광 3, 4호기의 주증기 배관재로 사용되고 있고 한국중공업에서 제작하였으며 외경 669mm와 두께 32mm를 갖는다. 실제 용접부는 한국중공업에서 용접 절차서에 따라 제작되었으며 용접 조건을 Table 1에 실었다. 모재와 용접재의 화학조성과 기계적 성질은 Table 2와 3과 같다. 합금원소와 돌출부위의 상호작용을 관찰하기 위해 시편은 모재, 모재+용접재, 모재+용접재(1mm 돌출), 모재+용접재(1mm 홈) 4가지로 가공하였다. (이하 NB, NW, PW, GW) 돌출부위와 홈은 용접부 전면에 가공하여 접합부식에 대한 유체교란의 효과를 극대화하려 했다. Fig. 1에 각 시편의 채취 그림을 실

**Table 1** Welding condition of SA106 Gr.C actual weldment

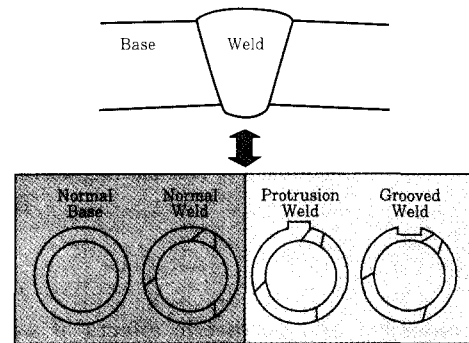
	specification	
	welding method	Gas Tungsten Arc Welding
welding parameter	pass	multi-pass
	inter-pass temperature	max 250℃
	filler metal size and type	2.4mm or 3.2mm ER70S-6
	preheat temperture	120℃
	Inspection after fabrication	Radiography, Ultrasonography
post-weld heat treatment	610℃, 2hr	

**Table 2** Chemical composition of the base metal and the weld metal of SA106 Gr.C steel pipe

	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	V	Al	Cu
Base	0.19	1.22	0.009	0.007	0.27	0.11	0.05	0.03	0.004	0.029	0.13
Weld	0.073	1.44	0.015	0.017	0.83	0.007	0.02	0.03	0.007	-	0.28

**Table 3** Mechanical properties of the base metal and the weld metal of SA106 Gr.C steel pipe

base metal	yield stress	347Mpa
	UTS	556Mpa
	fracture strain	28%
weld metal	yield stress	403Mpa
	UTS	539Mpa
	fracture strain	27%



**Fig. 1** Preparation of four kinds of the specimen

었다. 미세구조의 관찰을 위하여 시편을 1 $\mu$ m까지 연마하여 2% Nital 용액으로 etching한 후 광학 현미경으로 관찰하였다.

### 2.2 부식실험장치의 구성

용접재의 유속에 따른 부식현상을 측정하기 위하여 Rotating Cylinder Electrode(이하 RCE)를 사용하여 부식실험과 무게감소 실험을 수행하였다. RCE는 부식 용기 내부에서 원통전극을 일정한 속도로 회전시켜서 회전에 의하여 유도되는 유동에 의한 금속재료의 부식거동을 측정하는 장치로 난류생성이 타 장치보다 용이하고 ( $Re_{crit} = 200$ ) 통제된 전기화학 실험이 용이한 장점으로 최근 FAC 현상을 관찰하는 간편한 방법으로 응용되고 있는 방법이다<sup>3)</sup>. Fig. 2에 RCE의 개략도를 실었다. 부식 용기에 원통형 시험편 전극 (working electrode)을 가공하여 모터에 연결된 회전막대에 부착하였고 스프링을 이용한 연결단자 (bridge)를 가공하여 이를 회전중인 전극에 접촉시켜 전위를 인가하였다. 기준전극(reference electrode)과 대전극(auxiliary electrode)은 각각 포화 카로멜 전극(Saturated Caromel Electrode, 이하 SCE)과 탄소 전극을 사용하였다. 시험편 전극은 냉각재가 흐르는 방향과 동일한 방향으로 채취하였으며 지름과

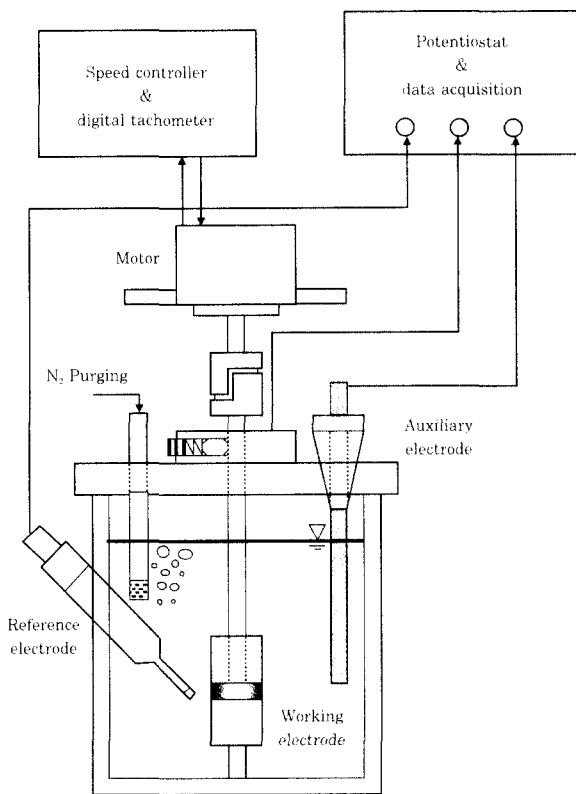


Fig. 2 Schematic illustration of RCE setup

두께는 각각 30mm와 5mm로 전극의 면적은 NB와 NW의 경우 약 4.71cm<sup>2</sup>이며 PW와 GW의 경우 약 4.81cm<sup>2</sup>이다. 시험편 전극에는 회전하는 시편의 모서리에 존재할 유속의 왜곡현상을 없애기 위해 전극 상하로 일전극 두께의 10배 크기만큼 테플론으로 접착하여 시편 주위에 단일한 유동장을 형성하도록 유도하였으며 부식 용기 상단에는 시편의 고회전시 발생할 Taylor 와류(Taylor vortices)를 막기 위하여 부식 용기 상단에 방해판을 장착하였다. 회전속도는 분극실험과 무게 감소실험에 일관되게 2,000rpm을 적용하였고 이는 전극표면에서 약 3.14m/sec의 선속도를 갖는다. 실험에 사용된 수용액은 가압경수로 1차측 수용액과 3.5% 염수를 사용하였으며 Table 4에 실험에 사용된 수용액 조건을 실었다. 부식실험 전 시편을 600번까지 연마한 후, 증류수에 세척과 아세톤으로 탈지한 후 용액에 담겼다.

무게감소 실험에는 실험 전 무게측정시 시편을 데시케이터에 보관하였고 실험 후 시편은 수돗물에 세척 후 천으로 닦고 아세톤에 30분간 초음파 세척을 하여 시편 표면에 부착된 부식생성물을 제거한 후 무게를 측정하였다. 실험 후 주사 전자현미경(SEM)을 이용하여 부식으로 인한 손상면을 관찰하였다. 부식전위는 분극곡선에서 산화전류밀도( $i_{ox}$ )와 환원전류밀도( $i_{red}$ )의

Table 4 Water chemistry condition used in this study

	Condition
PWR primary water <sup>(1)</sup>	3,000ppm Boric acid (H <sub>3</sub> BO <sub>3</sub> ) 1M LiOH Titration (pH=6.98) de-aeration (3hr Nitrogen charging)
Artificial seawater	3.5% NaCl solution (pH 6.7~7.2) air saturation

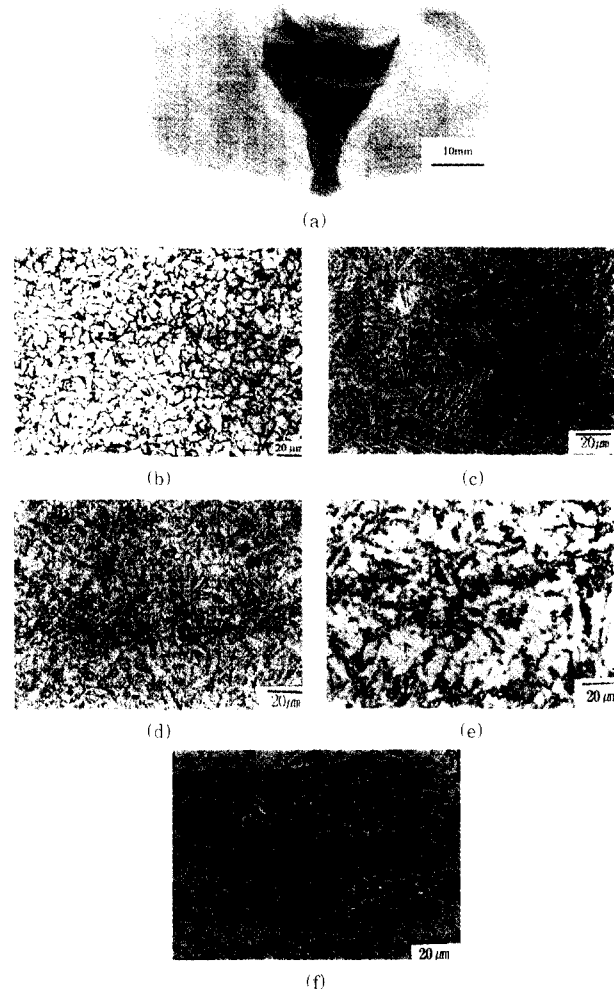


Photo. 1 Microstructure of SA106 Gr.C carbon steel (a) overall cross-section, (b) weld metal, (c)CGHAZ, (d) FGHAZ, (e) ICHAZ, (f) base metal

절대값이 같아지는 지점에서의 전위를 측정하였고 부식 전류밀도는 탈기된 조건인 가압경수로 1차측 수용액의 경우 부식전위 근처에서 전극표면의 활성화 반응에 의한 지배방정식인 Tafel 방정식에 따른 각 산화곡선과 환원곡선의 교점으로 결정하였고 산소 포화된 3.5% 염수의 경우 음극분극곡선에서 농도분극의 시작점인 한계전류밀도를 부식 전류밀도로 결정하였다.

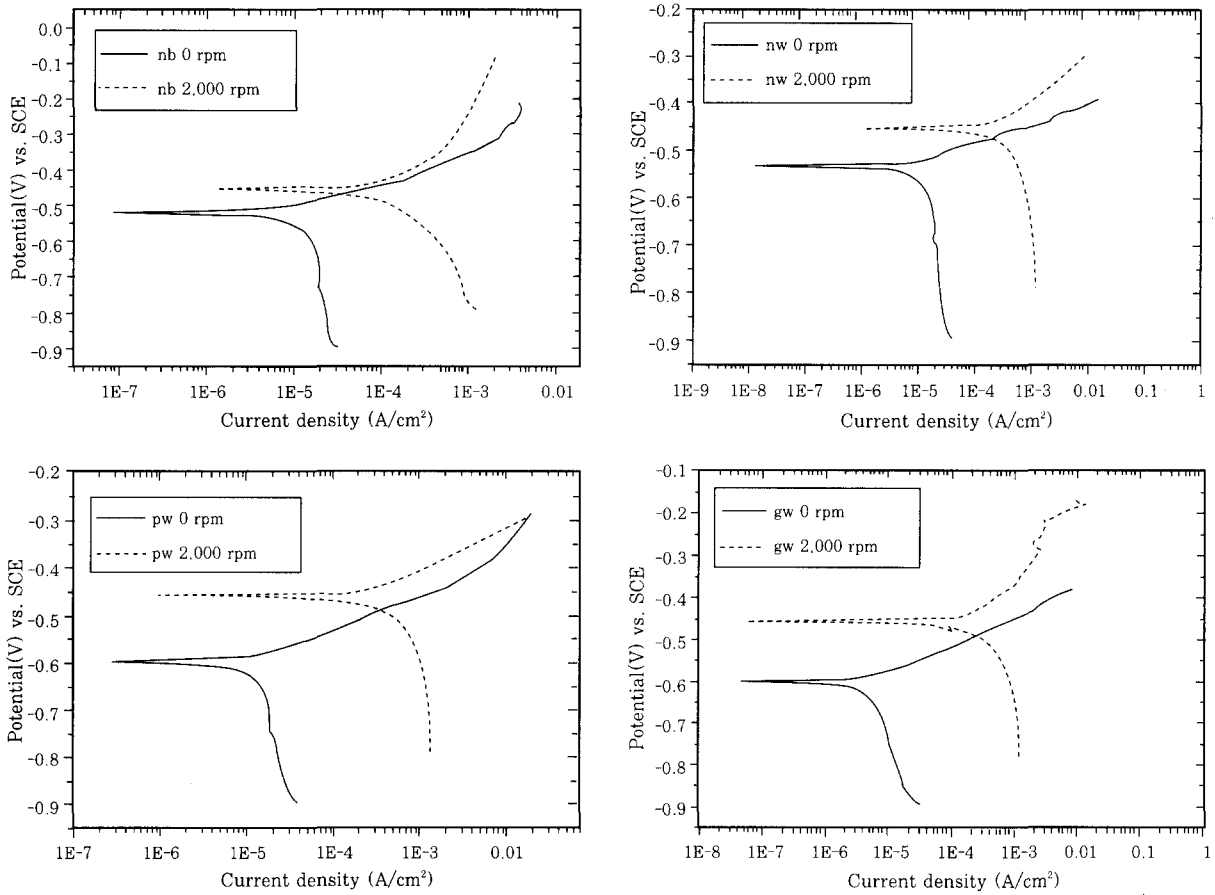


Fig. 3 Polarization curve of SA106 Gr.C steel in 3.5% NaCl solution

### 3. 실험결과 및 고찰

#### 3.1 미세구조 관찰

Photo. 1은 모재와 열영향부, 용접재의 미세조직 사진이다. 용접재와 모재는 각각 전형적인 페라이트 구조와 페라이트-펄라이트 층상 조직을 지니고 있으며 열영향부의 조직은 위치에 따라 모재로 가까이 갈수록 침상의 템퍼드 마르텐사이트 조직인 결정립 조대화 영역(Coarse-Grain Heat Affected Zone)과 미세한 페라이트, 펄라이트로 구성된 결정립 미세화 영역(Fine-Grain Heat Affected Zone)과 결정립의 미세화와 함께 모재의 페라이트-펄라이트의 층상 조직이 무질서한 부분적 변태 영역(Inter-Critical Heat Affected Zone)으로 구성되어 있으며 전체 열영향부의 폭은 약 2.5mm 이었다.

#### 3.2 부식실험 결과

Fig. 3는 3.5% 염수 분위기에서 회전속도에 따른 각 조직의 분극곡선을 나타내고 있다. 회전속도가 높

아질수록 부식전위의 상승이 관찰되었는데 이는 회전 속도가 높아질수록 용존산소의 전극 표면으로의 확산에 의한 이동이 원활해져서 이에 전체반응을 지배하는 cathodic 반응인 산소의 환원 반응속도가 빨라진 결과로 판단된다<sup>5)</sup>.

3.5% 염수 분위기에서 A 516강의 모재와 재현 열영향부의 부식실험을 한 Huang의 결과<sup>6)</sup>에 의하면 각 미세조직의 변화에 따라 anodic 분극의 변화는 없는 반면 cathodic 분극곡선은 용입열(heat input)의 증가에 따라 낮아지는 경향을 보였다. 이는 용입열의 증가에 따라 미세조직 내의 입계 페라이트의 분율이 커져서 이것이 수소발생 기구를 저하시키는 것으로 보고 있다. 본 연구에서는 미세조직의 변화에 따라 분극곡선의 기울기 변화를 감지하기 어려웠는데 이는 사용된 시편의 열영향부의 면적 분율이 낮아서 충분한 수소발생기구를 얻기 어려운 것으로 보인다.

Table 5는 3.5% 염수 분위기와 중성용액에서의 회전속도에 따른 각 조성별 전기화학적 부식 전류밀도를 나타낸 표이다. 여기서 3.5% 염수 분위기인 경우 정지상태에서의 각 조성별 부식속도의 차이는 보이지 않

**Table 5** corrosion current density of SA106 Gr.C steel in 3.5% NaCl and PWR feedwater solution

3.5% NaCl (A/cm <sup>2</sup> )	NB	NW	PW	GW
0 rpm	1.59×10 <sup>-5</sup>	1.41×10 <sup>-5</sup>	1.54×10 <sup>-5</sup>	6.46×10 <sup>-5</sup>
2,000 rpm	4.84×10 <sup>-4</sup>	5.91×10 <sup>-4</sup>	7.94×10 <sup>-4</sup>	3.67×10 <sup>-4</sup>

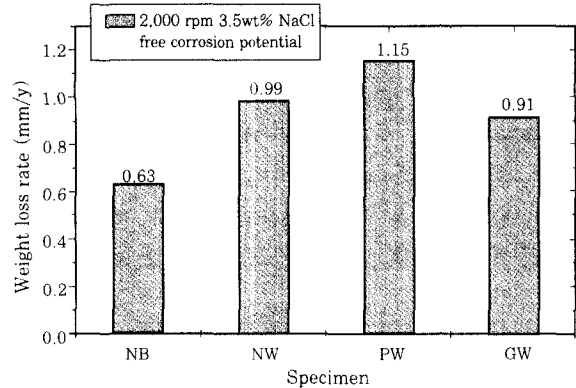
PWR (A/cm <sup>2</sup> )	NB	NW	PW	GW
0 rpm	2.62×10 <sup>-6</sup>	4.20×10 <sup>-6</sup>	2.73×10 <sup>-6</sup>	1.74×10 <sup>-6</sup>
2,000 rpm	2.77×10 <sup>-6</sup>	4.43×10 <sup>-6</sup>	4.09×10 <sup>-6</sup>	2.58×10 <sup>-6</sup>

았으나 2,000rpm인 경우 각 조성별로 속도의 영향이 보였으며 특히 NB와 NW의 차이가 두드러졌다. 이는 정상상태보다 유동이 존재하는 경우 용접재와 모재 사이의 전자교환이 용이해져서 결국 국부전지의 역할이 가속되는 것으로 보고있다. 여기서 기하학적 요인이 결합된 PW에서 부식 전류밀도가 최대로 관찰되었는데 이는 용접재 바로 앞은 돌출부위에서의 국부 난류 현상이 앞서 언급한 국부전지의 역할을 가속시키기 때문이다. 중성용액인 경우 염수의 경우만큼 큰 영향을 관찰하기 어려웠으나 역시 속도에 따른 PW의 효과가 두드러짐을 관찰하였다.

여기서 특이할 만한 것이 GW는 모든 조건에 대하여 낮은 부식 전류밀도를 보였으며 이러한 경향은 2,000rpm에서도 변하지 않았다. 이는 GW의 기하학적 특성상 시험편 전극과 기준전극간의 거리가 늘어남으로서 그에 따른 전기화학적 저항이 높아져서 수반하는 전류밀도 값이 떨어진 것으로 보고 있다<sup>7)</sup>.

**3.3 무게감소 실험 결과**

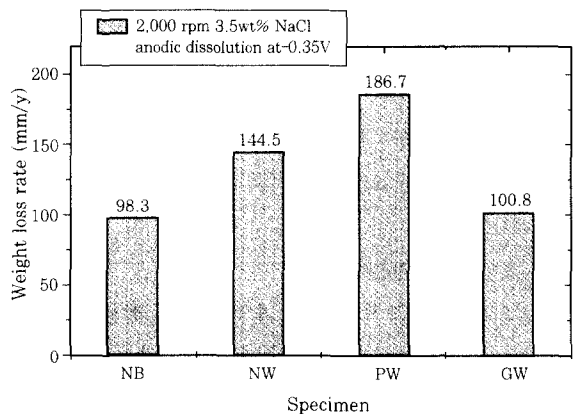
Fig. 4는 정상상태 (open circuit potential)에서 3.5% 염수에서의 각 조성별 무게감소율을 나타낸 그래프이다. 이중 조성의 조합에 따른 부식증가 현상이 기하학적 영향보다 우세한 경향을 보였으며 이는 앞서 구한 전기화학적 부식전류값과 일치하는 거동이다. Photo. 2는 정상상태에서의 NW 시편의 모재와 용접재 부분의 부식 표면의 주사 전자현미경 사진이다. 여기서 용접부분은 부식으로 인한 손상이 관찰된 반면 모재는 부식현상이 관찰되지 않았다. 이는 용접재와 모재간의 조성차이로 인하여 용접재가 희생양극 (sacrificial anode)의 역할을 담당하는 것으로 보인다. 가속화한 분위기에서의 조성별 부식거동을 관찰하기 위해 분극곡선의 양극용해 영역인 -350mV(SCE)로



**Fig. 4** Weight loss rate at free corrosion potential in 3.5% NaCl



**Photo. 2** Surface profile of corroded part of NW specimen after weight loss test of free corrosion condition (left : base metal, right : weld metal)



**Fig. 5** Anodic dissolution results at -0.35V(SCE) in 3.5% NaCl

전위를 올린 상태에서의 무게감소율을 측정하였다. 그 결과를 Fig. 5에 실었다. 위의 결과에서 부식으로 인한 무게감소율이 정상상태보다 가속되는 것을 관찰할 수 있었다. 여기서 중성조건에서 염수조건, 그리고 양극용해 영역인 염수조건으로 부식환경이 심각해질수록

조성과 아울러 기하학적 불균일성이 결합된 PW 조건에서 높은 부식민감도를 보였다. 이는 Fig. 6에서 보듯이 -350mV(SCE) 정전위를 인가한 상태에서 시험도중 측정된 용해 전류밀도의 거동과 일치하는 현상을 보였다. 전기화학적 결과와 마찬가지로 GW는 PW, 심지어 NW보다 낮은 무게감소율을 보였다. 이러한 결과에 대하여서는 향후 고찰이 필요할 것으로 보인다.

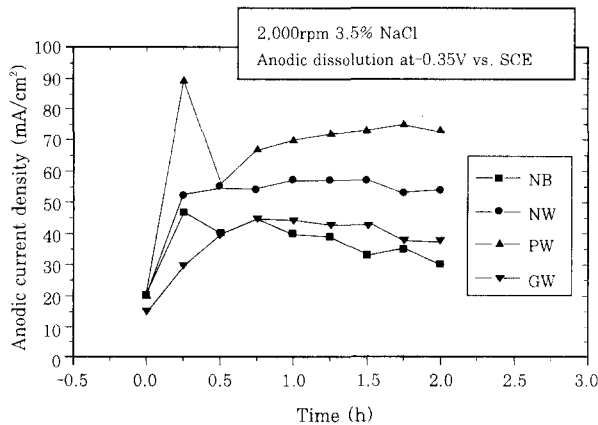


Fig. 6 Anodic current density profiles during the dissolution at -0.35V(SCE) in 3.5% NaCl

### 3.4 부식현상에 대한 화학조성과 미세구조의 영향

Voruganti<sup>8)</sup>는 모재와 용접재간의 미량의 합금원소의 차이와 미세구조의 차이에 대한 부식민감도를 주사 기준전극법으로 측정하여 각각 RI와 ChE라는 지수를 고안하였다.

$$RI = (H_M - H_{BP}) / (H_M - H_{HAZ}) \quad (1)$$

$$ChE = -(3.2 \Delta Cu + 1.5 \Delta Ni - 4.0 \Delta Si + 1.5) \quad (2)$$

$H_M$ : 주어진 탄소함량에서의 마르텐사이트의 최대 경도값

$H_{BP}$ : 모재의 경도값

$H_{HAZ}$ : 용융선 근처에서의 열영향부의 평균 경도값

$\Delta$ (element): (모재의 해당 합금원소) - (용접재의 해당 합금원소)

RI는 각 미세경도값의 상대적 차이로 부식에 대한 조직별 불균일성에 대응하는 지수로 조직내 마르텐사이트의 영향이 커지거나 열영향부와 모재간의 조직차가 커지면 RI값이 높아지게 된다. 용접재 부식에 관한 미세구조의 영향은 아직 논란이 분분한데 Saarinen의 결과<sup>9)</sup>에 의하면 마르텐사이트와 상부, 하부 베이나이트를 함유한 열영향부가 빠른 부식률을 보인다고 보고

하고 있다. 또한 마르텐사이트 조직과 페라이트-펄라이트 층상구조와의 접합시 공식(pitting)을 유도하여 높은 부식속도를 일으키는 요인으로 작용한다<sup>10)</sup>. ChE는 각 조성의 상대적 차이로 인한 화학조성별 불균일성에 따른 부식 취약성에 대응하는 지수이다. 부식저항성이 높은 합금원소인 Cu, Ni의 조성차이에 대한 인자이며 ChE값이 양이면 용접재가 안정하고 음이면 모재가 안정한 성질을 지닌다. 용접재 내의 Cu와 Ni의 증가는 용접재와 모재의 접합시 접촉으로 인한 갈바닉 전류가 용접재에서 모재로 흐르게 만들어 상대적으로 모재의 부식경향을 취약하게 만든다. 본 연구에 사용된 재료는 ChE가 -1.76으로 이는 모재가 안정한 것으로 앞 절에 서술한 결과와 일치한다. Fig. 7은 RI와 ChE간의 관계를 도시한 그래프이다. 여기서 조건별로 편차가 있으나 일반적으로 ChE의 값이 커질수록 RI의 값이 커지는 경향을 보인다. 이는 RI의 상승이 마르텐사이트 조직이 커짐으로 열영향부 부식이 가속될 여지가 있음을 의미하는 가설과 전기화학적 인자인 ChE의 상승은 용접재의 안정을 가져와서 결국 계면에 위치한 열영향부 부식을 가속시킨다는 가설이 서로 상관관계가 있음을 의미한다. 현재 본 연구에 사용된 재료는 용접재가 부식에 취약하고 열영향부는 상대적으로 부식에 안정한 양상을 띠며 이는 정상상태(open circuit potential)에서의 손상면을 전자현미경으로 관찰한 결과와 일치한다. 본 연구에 사용된 용접재가 anode로 작용하는 원인이 모재와 용접재 간의 Cu와 Ni 함량 차이 외에 Mn양이 모재보다 높은 것도 한 요인이 될 수 있는데 Mn은 페라이트 상 격자 내의 급랭 탄소를 증가시켜서 부식을 증가시킨다는 보고<sup>11)</sup>와 Mn이 전기화학적으로 철보다 양극에 위치하기 때문에 페라이트 입계 주위에서 우선 산화되어 선택 용해경향을 높인다는 보고<sup>12)</sup>가 있다.

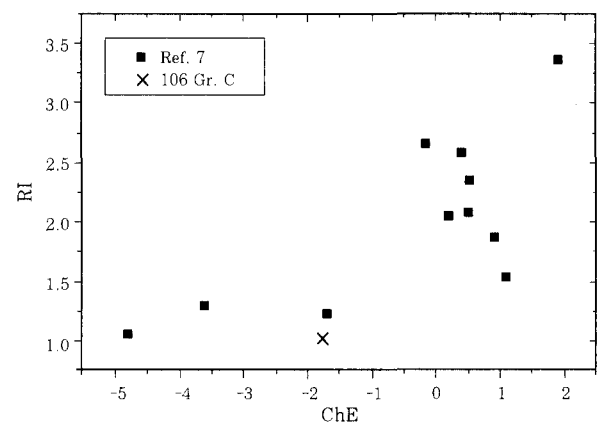


Fig. 7 Relationships between RI and ChE value

Photo. 3은 양극용해가 가속화된 지점에서의 NW 시편의 모재와 용접재 부분의 부식 표면의 주사 전자 현미경 사진이다. 여기서 모재의 표면은 전형적인 FAC로 인한 손상인 horseshoes pits를 보인 반면 용접재의 표면은 부식으로 인한 손상이 전범위적으로 일어나서 표면이 둥글둥글한 양상을 보였다. 여기서 부식환경이 가속될수록 모재와 용접재 계면에서의 선택적 부식현상이 관찰되었다. CO<sub>2</sub>가 포함된 염수 분위기에서 탄소강의 열영향부와 모재의 미세구조에 따른 부식실험<sup>13)</sup>에서 모재가 페라이트-펄라이트 층상 구조이고 열영향부가 베이나이트 구조를 갖는 조직인 경우 각각의 경우에서 부식전위는 열영향부가 모재보다 약간 active한 위치에 있었으며 정상상태에서의 부식 전류밀도는 거의 차이 없었으나 인가전위가 높아질수록 모재의 용해 전류밀도보다 열영향부의 용해 전류밀도가 큰 결과를 나타내었다. 본 연구에서도 앞에서 언급했던 것과 같이 정상상태에서는 상부/하부 베이나이트 조직을 갖는 결정립 조대화 영역과 페라이트-펄라이트 층상 조직을 갖는 모재간의 미세조직 차이로 인한 부식 구동력이 정상상태에서는 그 영향을 보이지 않다가 인가전위를 증가시킴에 따라 열영향부 근처에서의 조직 차이로 인한 선택용해 현상이 두드러진 것으로 보인다.

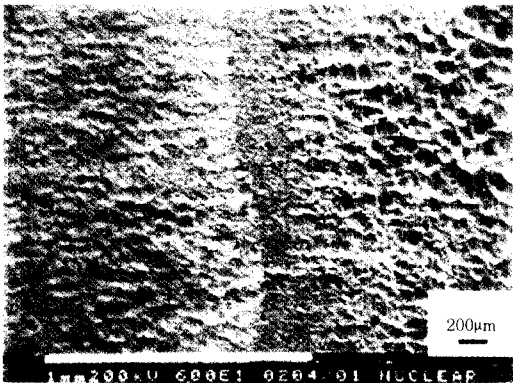


Photo. 3 Corrosion morphologies of the NW specimen after weight loss test at  $-0.35V(SEC)$  (left : weld metal, right : base metal)

#### 4. 결 론

원자력 발전소에 사용되는 배관재인 SA106 Gr.C강 용접부위의 기하학적 불균일성과 첨가 원소의 불균일성에 대한 FAC 증가현상을 RCE를 통해 실험, 고찰한 결과는 다음과 같다.

1) SA106 Gr. C강의 모재와 용접재의 속도에 따른 분극곡선 결과는 정상상태에서의 각 조성별 부식 전류밀도의 차이는 보이지 않았으나 2,000rpm인 경우 각

조성별로 속도에 따른 영향이 보였으며 특히 용접재와 모재가 혼재된 경우 부식 전류밀도의 증가현상이 두드러졌다.

2) 수화학 조건이 발전소 급수조건에서 3.5% 염수 조건의 정상상태와 양극용해 영역으로 부식환경이 심각해질수록 조성과 아울러 기하학적 불균일성이 결합된 조건에서 높은 부식 전류밀도 증가를 보였다.

3) 무게감소 실험 결과는 전기화학적 결과와 마찬가지로 정상상태에서는 모재가 안정하고 용접재의 무게감소율이 높은 양상을 보였으며 열영향부에서의 부식현상은 관찰되지 않았다. 그러나 부식환경이 가속될수록 모재와 용접재 계면에서의 열영향부의 조직차이에 의한 선택적 부식현상이 관찰되었다.

#### 후 기

본 연구는 교육인적자원부에서 지원하는 두뇌한국 21과 한국전력공사의 지원을 받아 기초전력공학공동 연구소에서 시행하는 2000년도 전력기술 기초연구과제에서 부분 지원했음.

#### 참 고 문 헌

1. B. Chexal, et. al. : Flow-Accelerated Corrosion in Power Plants, EPRI Report TR-106611(1996)
2. J. G. Kim : A Study on the Flow Accelerated Corrosion Characteristics of Galvanically Coupled Dissimilar Metals, 1st Workshop on the Evaluation of Pipe Wall Thinning in Nuclear Power Plant, KINS (2000)
3. B. Poulson : Electrochemical Measurement in Flowing Solutions, Corrosion Science, 23-4(1983), 391-430
4. H. H. Huang and T. H. Chuang : Erosion and Wear-Corrosion Behavior of Fe-Mn-Al Alloys in NaCl Solution, Materials Science and Engineering, A292(2000), 90-95
5. H. H. Huang, W. T. Tsai and J. T. Lee : The Influences of Microstructure and Composition on the Electrochemical Behavior of A516 Steel Weldment, Corrosion Science, 36-6(1994), 1027-1038
6. Y. G. Zheng and I. S. Kim : private communication
7. V. S. Voruganti, H. B. Luft, D. DeGeer and S. A. Bradford : Scanning Reference Electrode Technique for the Investigation of Preferential Corrosion of Weldments in Offshore Applications, Corrosion, 47-5(1991), 343-351
8. A. V. A. Saarinen : Int. Conf. Science and Technology of Iron and Steel, Tokyo (1970), 1101
9. R. Strommem : International Institute of Welding (Annual Assembly), Subdivision No. 2(1975), 2-10

10. G. C. Saava, G. C. Weatherly and K. T. Aust : Heat-Affected-Zone Corrosion Behavior of Carbon-Manganese Steels, *Corrosion*, 45-3(1989), 243-249
11. W. Wei and H. J. Graebke : Effect of Alloying Elements on the Grain Boundary Segregation of Phosphorus in Iron and the Intergranular Corrosion of the Fe-P System, *Corrosion Science*, 26-3(1986), 223-236
12. S. Endo, M. Nagae, S. Fujita and T. Wada : Effects of Base Metal Chemistry and Microstructure on Preferential Corrosion Properties of Line Pipe Welded Joints, *Welding International*, 9-6(1995), 425-431