

# 해양구조물용 RE36강 용접부의 부식거동 및 기계적 특성에 미치는 용접후열처리 효과에 관한 연구

김성종\* · 문경만\*\*

\* 한국해양대학교 기관공학과 대학원

\*\* 한국해양대학교 기계소재공학부

## A Study on the Post-Weld Heat Treatment Effect Affecting Corrosion Behavior and Mechanical Property of Welding Part of RE36 Steel for Marine Structure

Seong-Jong Kim\* and Kyung-Man Moon\*\*

\* Graduate School of Engineering, Korea Maritime University, Busan 606-791, Korea

\*\* Dept. of Mechanical and Material Engineering, Korea Maritime University, Busan 606-791, Korea

### Abstract

A study on the corrosion behavior in case of As-welded and PWHT temperature 550°C of welding part of RE36 steel for marine structure was investigated with parameters such as micro-Vickers hardness, corrosion potential measurement of weld metal(WM), base metal(BM) and heat affected zone(HAZ), both Al anode generating current and Al anode weight loss quantity under sacrificial anode cathodic protection conditions. And also we carried out slow strain rate test(SSRT) in order to research both limiting cathodic polarization potential for hydrogen embrittlement and optimum cathodic protection potential as well as mechanical properties by post-weld heat treatment(PWHT) effect.

Hardness of HAZ was the highest among three parts(WM, BM and HAZ) and the highest galvanic corrosion susceptibility was HAZ. And the optimum cathodic polarization potential showing the best mechanical properties by SSRT method was from -770mV to -875mV(SCE).

In analysis of SEM fractography, applied cathodic potential from -770mV to -875mV(SCE) it appeared dimple pattern with ductile fracture while it showed transgranular pattern(Q.C : quasicleavage) under -900mV(SCE).

However it is suggested that limiting cathodic polarization potential indicating hydrogen embrittlement was under -900mV(SCE). (Received August 22, 2000)

Key Words : Post-weld heat treatment, Corrosion potential, Polarization behaviors, Cathodic protection, SSRT, Hydrogen embrittlement, Galvanic corrosion

## 1. 서 론

최근 해양구조물은 점점 대형화되어 가고 있는 추세에 있으며 또한 이들 구조물의 대형화에 따른 구조물의 보수, 유지관리가 더없이 중요한 사안으로 등장하게 되었다. 따라서 보수, 유지관리의 측면에서 볼 때 구조물의 장수명화를 위한 재료의 내구성이 무엇보다

중요하다고 사료된다. 일반적으로 해양구조물은 파랑, 조류, 모래 등에 의한 끊임없는 물리적 충돌에 노출되어 있으며 이러한 물리적인 작용에 따른 재료의 손상은 물론 물리적 작용과 함께 수반되는 가혹한 부식환경에 노출되어 있어 재료의 내식성 문제는 무엇보다 중요하다고 사료된다.

특히 고정식플랫폼 등과 같은 해양구조물의 대부분은 한번 설치되면 수십년을 수면하에 위치하고 있기

때문에 설치후 용접부의 검사, 보수는 대단히 어려운 실정이며 또한 이들 구조물의 검사와 보수를 위한 경제적 비용은 대단히 클 것으로 사료된다. 뿐만 아니라 이러한 구조물 등이 손상 또는 파괴되었을 경우는 그에 따른 인적, 경제적 손실 또한 막대할 것으로 사료되며 이러한 구조물의 파괴사례중 상당 부분이 용접부의 부식문제와 관련된 사고인 것으로 보고되고 있다<sup>1~4)</sup>.

한편 용접은 급속가열, 급속냉각의 공정으로 인한 정도와 열적, 조직적 변화를 일으켜 용접부 각 미세부위별 전위차가 발생하게 되며, 이로 인해 갈바닉부식을 일으키는 것으로 보고되고 있다<sup>5~6)</sup>. 그리고 갈바닉 부식에 의한 용접부의 부식성을 억제하기 위해 용접후열처리(post weld heat treatment, PWHT)를 시행하여 내식성을 향상시키는 경우도 있다<sup>7~10)</sup>. 그리고 부식의 원인이 되는 용접인자로서는 용접방법, 용접이음매의 설계와 그 형상, 잔류응력과 같은 물리적 인자와 열이력, 결정립의 크기, 합금성분, 탄소의 확산과 같은 야금학적 인자 그리고 화학성분의 불균일과 이온화 경향의 차, 재료의 편석과 개재불순물 및 환경조건 등으로 나눌 수 있다<sup>11)</sup>. 한편 이러한 용접부 부식의 특징은 균열속도가 빨라 비교적 짧은 시간에 대형구조물이나 시설 등이 파괴될 수 있는 가능성도 배제할 수 없을 것으로 사료된다.

특히 선체 및 해양구조물에 주로 사용되는 RE36강은 가혹한 해양부식환경에 노출되어 있으므로 용접부의 철저한 방식대책은 더없이 중요하며 방식법으로는 음극방식법을 주로 사용하나 이 경우 수소취성 감수성에 대한 수소취성한계전위를 규명하는 것도 방식대책의 일환으로 짚고 넘어가야 할 중요한 사안으로 사료된다. 그리고 전보(前報)<sup>12)</sup>에서는 RE36강의 용접후열처리 온도변수에 따른 내식성 평가를 연구고찰한 바 있으며 이 때 550℃의 열처리 온도에서 가장 내식성이 우수한 결과가 나왔다. 뿐만 아니라 As-welded 상태에서 저변형률속도시험(slow strain rate test, SSRT)법에 의한 최적음극방식전위 및 수소취성한계전위와 기계적 특성 등을 고찰한 바 있다<sup>13)</sup>.

본 연구에서는 해양구조물용 강으로 주로 사용되는 RE36강을 As-welded시험편과 550℃에서 용접후열처리를 시행한 시험편의 용접부 주위 각 미세부위별 천연해수용액에서의 부식특성과 음극방식을 위해 공급되는 일정 전위상태에서 SSRT법을 시행<sup>14~17)</sup>하여 최대인장강도, 항복강도, 연신율, 파단시간 및 파괴변형비 등을 상호 비교·고찰하였다. 따라서 본 실험의 결과는 내식성 향상은 물론 기계적 특성 개선에 미치는 용접후열처리 효과를 규명하는데 좋은 참고자료가

되리라 사료된다.

뿐만 아니라 본 연구결과는 해양구조물 및 선박의 설계시공시에 용접부의 부식 및 수소취화의 위험성을 배제하는 최적 음극방식 전위 결정에 좋은 참고자료가 될 것으로 기대된다.

## 2. 시험편 및 실험방법

### 2.1 시험용 재료 및 용접조건

본 연구에 사용된 용접 시험편은 길이 400mm, 폭 355mm, 두께 27mm인 RE36강으로 용접부 형상은 그루브각도  $35 \pm 5^\circ$  정도이며, 루트간격은 10mm, 그리고 루트면은 2mm로 하였으며, 세라믹백킹재료를 사용하였다. 용접부 그루브의 형상은 Fig. 1과 같다.

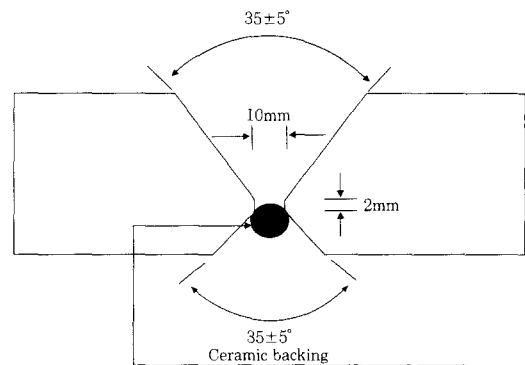


Fig. 1 Schematic diagram for welding groove

그리고 SSRT용 시험편은 두께 27mm, 길이 358mm, 평행부의 폭은 4mm이며, 표점거리는 59mm로 JIS Z 2201의 비례 14B호의 규정에 따라

Table 1 Chemical composition and mechanical properties of RE36 steel specimen and chemical composition of welding wire

C	Si	Mn	P	S
0.17	0.45	1.26	0.0027	0.0008

(a) Chemical composition of RE36 steel

T · S(Mpa)	Y · S(Mpa)	Elongation(%)
597	360	26.6

(b) Mechanical properties of RE36 steel

C	Si	Mn	P	S	Ni
0.04	0.40	1.20	0.012	0.008	1.50

(c) Chemical composition of welding wire

제작하였다. 그리고 본 실험에 사용된 RE36 강 의 화학적 조성 과 기계적 성질 및 용접 와이어(E80T1-K2, 1.2mmφ)의 화학적 성질은 Table 1과 같으며, 용접 방법은 FCAW이며, 용접 조건은 Table 2와 같다.

Table 2 Welding parameters

Pass No.	Welding process	Shielding gas	Filler metals		Type & polarity	Current (A)	Voltage (V)	Travel speed (cm/min)
			AWA class	Dia (mm)				
1	FCAW	CO <sub>2</sub>	E80T1-K2	1.2	DCRP	180~240	23~29	10~20
2	FCAW	CO <sub>2</sub>	E80T1-K2	1.2	DCRP	220~280	25~32	20~30
3~	FCAW	CO <sub>2</sub>	E80T1-K2	1.2	DCRP	250~300	28~32	20~40

한편 용접후열처리 조건은 시간당 80℃씩 승온하여 550℃에서 1.5시간 유지한 후 냉각시키는 방법을 채택하였으며, 고장력강의 용접후열처리 조건은 550℃~650℃에 해당<sup>18)</sup>되나 550, 600 및 650℃ 중 내식성 측면에서 최적의 용접후열처리 조건은 550℃였으므로 이 온도 조건에서 후열처리를 시행하게 되었다<sup>12)</sup>.

2.2 실험방법

2.2.1 경도측정 실험

길이 60mm, 폭 15mm인 시험편을 2000번까지 사포로 연마한 후 나이트로 에칭하여 마이크로버커스 경도기로 용착부 중앙에서부터 모재부쪽으로 측정하였으며, 열영향부는 0.5mm 간격으로, 모재부와 용착부에서는 1mm 간격으로 하중크기는 1000g, 유지시간 10sec로 하여 경도를 측정하였다. 그리고 측정위치는 Fig. 2의 점선으로 표기하였다.

2.2.2 전기화학적 실험

미세 각 부위별로 노출면적이 8mm<sup>2</sup>(4mm×2mm)가 되도록 한 상태에서 420분동안 부식전위를 측정하였으며, 측정위치는 용착부의 경우 노출면 4mm인 곳이 종방향과 같게 하여 측정하였으며, 모재부는 열영향부와 모재부 경계에서 10mm 떨어진 곳에서 측정하였다. 그리고 열영향부는 종방향에 대해 2mm, 폭 방향에 4mm를 노출시킨 다음 측정하였으며, 상세 측정 부위는 Fig. 2에 나타내었다.

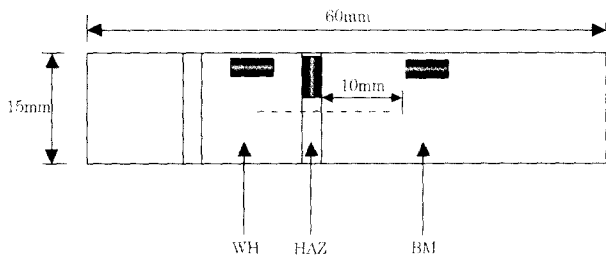


Fig. 2 Position of hardness test and corrosion potential test

분극실험은 용접부 시편을 연마지 600번까지 연마한 후 일정노출면적(6.5cm<sup>2</sup>)을 제외하고 모든 시편을 실리콘으로 절연시켰다. 분극시험용 Potentiostat는 Gamry사의 CMS100 전기화학적 부식측정시스템을 사용하여 실시하였으며, 주사속도는 1mV/sec, 상대전극은 백금전극을, 기준전극은 SCE를 사용하여 실시하였다.

그리고 희생양극법으로 방식하였을 경우 면적이 0.123cm<sup>2</sup>인 알루미늄합금 희생양극을 사용하여 용접 금속(6.5cm<sup>2</sup>)과 해수용액에서 부식셀을 형성한 후 교반기를 사용하여 유동의 변화를 주었다. 그리고 1주일 동안 양단간에 흐르는 양극발생 전류량 및 희생양극 소모량을 측정하여 상호 비교·분석하였으며, 알루미늄합금 희생양극의 화학적 조성은 Table 3과 같다.

Table 3 Chemical compositions of Al alloy sacrificial anode

Composition	Fe	Si	Cu	Zn	In	Al
Weight percent(%)	0.084	0.0375	0.0325	5.24	0.0175	Balance

2.2.3 저변형을 인장실험

Fig. 3은 SSRT용 실험장치 개요도이다.

그림에서 알 수 있듯이 RE36강 시험편을 천연해수 용액셀(cell)에 침지하여 판통시킨 후 재료만능시험기(instron 8500)에 고정시켰다. 그리고 셀에는 Pt대

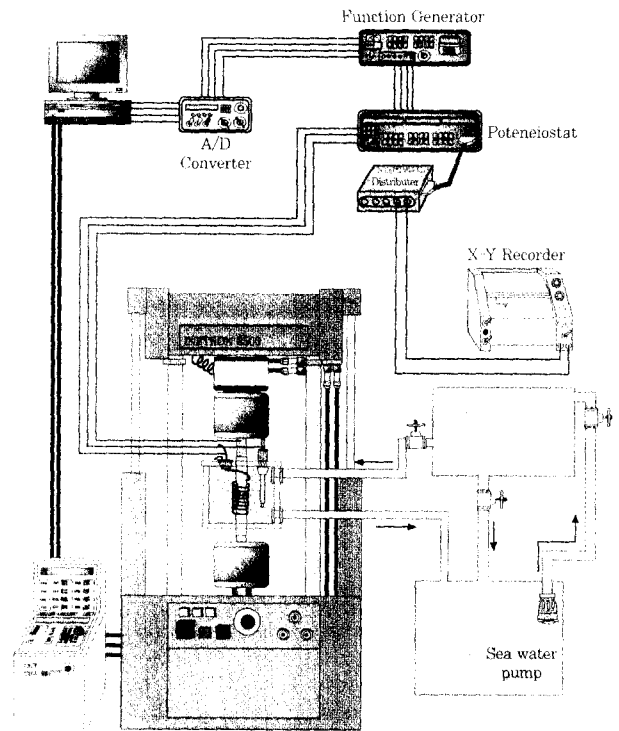


Fig. 3 Schematic diagram of experimental apparatus

극과 SCE기준전극으로 포텐티오스타트(HA-501G)와Function generator(HB-111)를 이용하여 시험편에 음극분극전위를 인가하여 10<sup>-6</sup>/sec의 저변형을 인장실험을 실시하였다. 한편 해수의 성장변화를 방지하기 위해 해수용 펌프를 이용하여 해수용액셀의 해수를 계속 순환시켰으며, 해수의 성상은 Table 4과 같다.

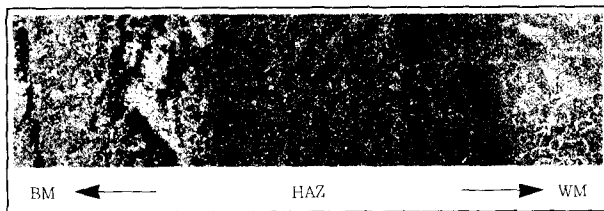
**Table 4** Qualities of sea water used the experiments

Temperature	Specific resistance	pH	Chloride	Dissolved oxygen	Redox potential
23℃	21.46Ωcm	8.0	16.197ppm	7.7ppm	+210mV

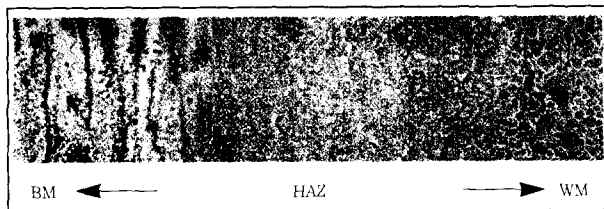
### 3. 실험결과 및 고찰

#### 3.1 조직관찰 및 경도분석

Photo 1은 용접후열처리 유무에 따른 모재부(왼쪽)에서 용착부(오른쪽)까지의 조직사진을 나타내고 있다. 그리고 미세부위별 조직관찰은 前報<sup>12)</sup>에서 관찰한 바와 같이 BM부위는 페라이트, 펄라이트 조직을 나타내고 있으며, 펄라이트 밴드는 PWHT를 시행함으로써 확산으로 인해 다소 소멸된 것으로 사료된다. 그리고 HAZ부는 베이나이트와 마르텐사이트 조직이 혼재되어 있으며, PWHT에 의해서 마르텐사이트 조직이 다소 안정화되어 가는 것으로 사료되며, WM부의 경우에는 페라이트와 베이나이트 조직이 혼재되어 있는 것으로 사료되며, PWHT를 실시함으로써 페라이트 조직이 다소 분산되어 있는 것으로 사료된다.



(a) As-welded specimen

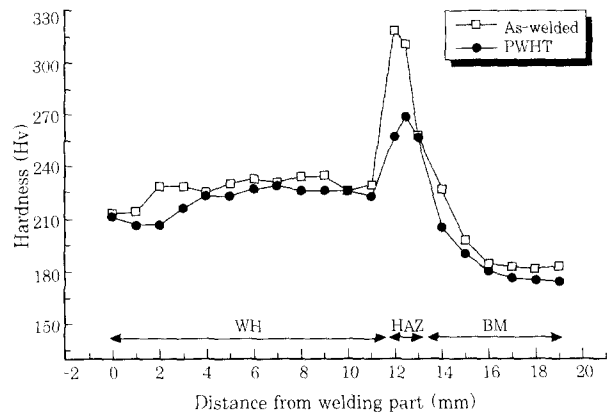


(b) PWHT specimen

**Photo. 1** Fractography of As-welded specimen and PWHT specimen in case of FCAW of RE36 steel

Fig. 4는 RE36강을 E80T1-K2용접와이어를 사용하여 FCAW한 시험편의 경도분포를 나타내고 있다. 그래프에서 알 수 있듯이 As-welded 시험편과 용접

후열처리(PWHT)시험편의 경도는 열영향부(HAZ)에서 각각 310-318Hv, 256-268Hv 정도로 용접후열처리에 의해서 약 50Hv정도의 경도저하가 있음을 알 수 있었다. 그리고 용착부(WM)는 212-234Hv, 205-228Hv 정도로 열처리 영향은 크지 않았으며, 모재부(BM)는 180-183Hv, 173-179Hv 정도의 경도값을 나타내었다. 그리고 HAZ부가 최고경도를 나타내는 이유는 모재가 고온으로 가열되어 반응해부로 되는데 이 부위가 급랭되어 담금질(quenching) 효과에 기인한 것으로 사료되며, 용접후열처리한 경우가 As-welded인 경우보다 경도가 낮은 이유는 용접으로 경화된 조직이 용접후열처리에 의하여 다소 연화되었기 때문인 것으로 사료된다.



**Fig. 4** Variation of micro-vickers hardness in case of As-welded and PWHT specimen of RE36 steel

#### 3.2 전기화학적 실험

Fig. 5는 As-welded 시험편 각 미세부위별 부식전위의 시간적 변화를 나타내고 있다. 초기에는 비(卑) 방향으로 이행하나 120분 경과후부터 다소 안정된 전위를 나타내고 있음을 알 수 있다. 그리고 420분 경과한 후에 WM이 가장 귀(貴)한 전위(-622mV)를 나타냈으며, HAZ가 가장 비(卑)한 전위(-650mV)를 나타내었다. 따라서 HAZ에서 소양극-대음극 형태의 갈바닉 부식발생 가능성이 가장 클 것으로 사료된다.

Fig. 6은 550℃에서 용접후열처리를 시행한 시험편의 각 미세부위별 부식전위변화를 나타내고 있다. As-welded 시험편과 유사하게 초기에는 비(卑) 방향으로 이행하나 120분 경과후부터 다소 안정된 전위를 나타내고 있음을 알 수 있다. 그리고 420분 경과한 후에는 각 부위별 부식전위값의 차이는 As-welded 시험편에 비해서 크게 나타나지 않으나 HAZ가 역시 가장 비(卑)한 전위를 나타내고 있음을 알 수 있다.

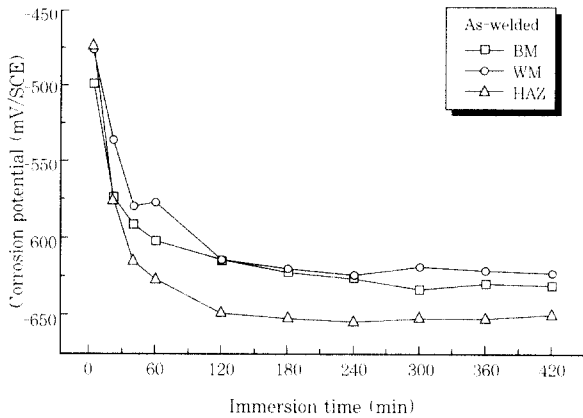


Fig. 5 Variation of corrosion potential of As-welded welding joint specimen immersed in natural sea water solution

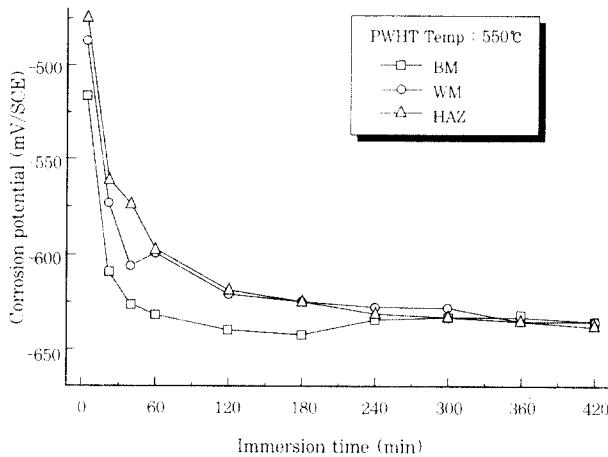


Fig. 6 Variation of corrosion potential of welding joint with PWHT temperature 550°C specimen immersed in natural sea water solution

Fig. 7은 Fig. 5와 Fig. 6의 각 부위별 용접후열처리 전후의 부식전위값을 정리하여 나타내었다. Fig. 7에서 알 수 있듯이 두가지 시험편 모두 WM부가 가장 전위가 높았으며, BM, HAZ순으로 낮게 나타났다. 따라서 부식환경에 노출되었을 경우 HAZ에서 갈바닉 부식발생 가능성이 가장 클 것으로 사료된다. 또한 As-welded 시험편의 경우 각 미세 부위별 최대 부식 전위차(WM부와 HAZ부의 전위차)는 약 28mV이며, 550°C에서 용접후열처리를 시행한 경우는 약 3mV정도를 나타내는 것으로 보아 용접후열처리를 시행함으로써 Photo. 1의 설명에서 알 수 있듯이 BM부에서는 펄라이트 밴드가 다소 감소하는 경향이 있었으며, 부식전위는 비(卑)한 값으로 이행하였고 HAZ부에서는 마르텐사이트가 다소 감소되는 경향을 있었으며, 또한 부식전위는 귀(貴)한 값으로 이행한 결과가 나왔다.

그리고 WM부에서는 베이나이트 조직이 다소 감소되는 경향을 보였으며, 부식전위는 비(卑)한 값으로 이행하였다. 그러나 Fig. 4에서 알 수 있듯이 PWHT를 실시함으로써 HAZ부에서는 경도가 다른 부위에 비해서 현저하게 저하되면서 부식전위가 귀(貴)한 값을 나타낸 실험결과 등을 고려할 때 현 단계에서는 부식전위와 조직 및 경도의 상관관계를 확실적으로 설명할 수는 없으며, 향후 좀더 구체적인 연구검토가 필요할 것으로 사료된다. 그리고 결과적으로 PWHT를 실시함으로써 각 부위별 최대전위차를 감소시켜 갈바닉 부식에 대한 저항성도 향상시킬수 있을 것으로 사료된다.

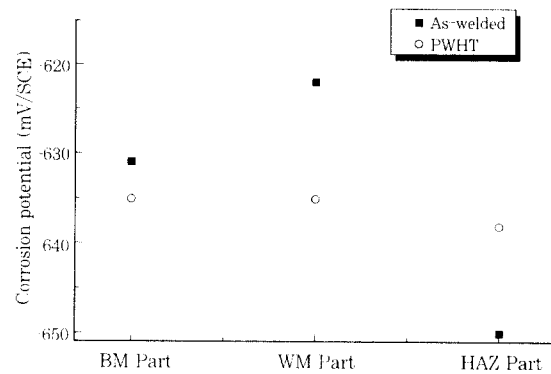


Fig. 7 Variation of corrosion potential of welding part with and without PWHT after immersed time 420min in natural sea water solution

Fig. 8은 Al양극을 이용하여 희생양극법으로 방식하였을 경우 As-welded 시험편과 용접후열처리를 시행한 시험편의 유동속도 변화에 따른 침지시간 경과에 따라 양단간 흐르는 양극발생 전류량의 변화를 나타낸 그래프이다.

희생양극에 의해서 음극방식을 한 본 실험의 경우 음극은 용접부(모재부, 열영향부, 용착부 포함)를 사용하였으며, 양극은 알루미늄 양극을 사용하였다. 그리고 이때 음극과 양극의 면적비는 53:1(6.5cm<sup>2</sup> : 0.123cm<sup>2</sup>)로 하여 실험을 실시하였다. 전체적으로는 용액의 유동속도가 0cm/sec인 경우에 비해 3cm/sec인 경우가 알루미늄 양극과 음극인 용접부사이에 흐르는 전류량이 많아졌음을 알 수 있으며, 이 때 흐르는 전류량은 알루미늄 양극발생 전류량을 의미하므로 3cm/sec인 경우가 0cm/sec인 경우에 비해 양극소모량이 많을 것으로 예측할 수 있다. 또한 용접후열처리를 시행한 경우가 As-welded인 경우에 비해 양극발생전류량이 적다는 사실을 알 수 있는데, 이는 용접후열처리로 인하여 미세부위별 전위차를 감소시켰기 때문인 것으로 사료된다.

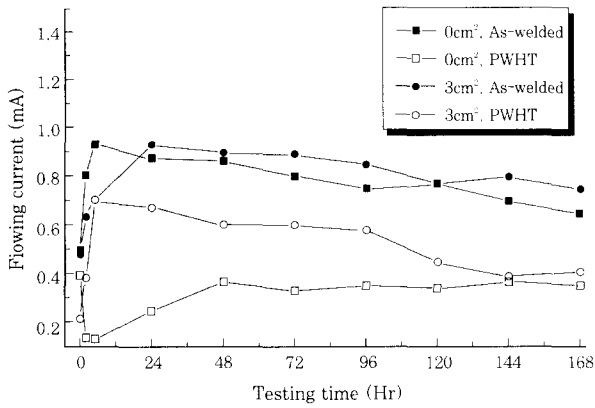


Fig. 8 Variation of flowing current between welding part of RE36 steel and Al anode as a function of rate, PWHT condition in natural sea water solution

Fig. 9는 용액의 유동유무에 따른 As-welded인 경우와 용접후열처리를 시행한 경우의 Al양극 소모량을 나타낸 그래프이다.

Fig. 8에서 예측했던바와 같이 용액의 유동속도가 3cm/sec인 경우가 0cm/sec인 경우에 비해 양극소모량이 많았음을 알 수 있으며, 이는 유속의 증가에 따라 해수의 상대적인 운동으로 인하여 금속표면 즉, 음극의 농도분극이 감소되어 Al양극과 시험편의 전위차가 커지게 되어 양극의 발생전류가 증가하며, 동시에 양극소모량을 증대시킨 것<sup>19)</sup>으로 사료된다. 한편 As-welded인 경우에 비해 용접후열처리를 시행한 경우가 양단간 흐르는 전류량이 감소되어 양극소모량 역시 적다는 사실을 알 수 있었다.

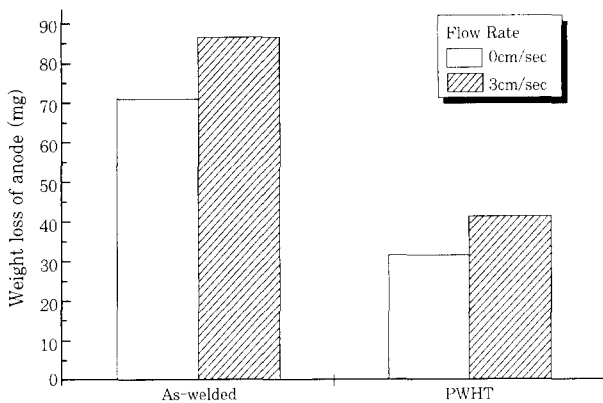


Fig. 9 Relationship between Al anode weight loss quantity and PWHT condition in case of flow rate 0cm/sec, 3cm/sec

Fig. 10은 RE36강의 As-welded인 시험편과 550℃에서 용접후열처리를 시행한 시험편(WM, BM, HAZ을 동시 노출, 6.5cm<sup>2</sup>)의 음분극 곡선을 나타낸 그래프이다.

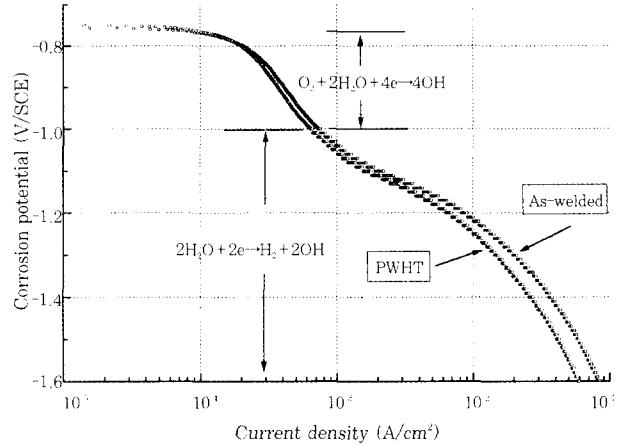


Fig. 10 Cathodic polarization curves of welding metal of RE36 steel in natural sea water solution

그래프에서 알 수 있듯이 두 시험편의 전체적인 경향은 유사하였으며 부식전위는 큰 차이는 나타나지 않으나 -750mV 전후에서 PWHT를 시행한 경우(O 표시)가 As-welded인 경우(□ 표시)보다 약간 전위가 귀한 전위를 나타내고 있음을 알 수 있다. 그리고 분극곡선상에서 -0.8V(SCE)에서 공급전류밀도는 두 시험편 모두 큰 차이가 없으나 -1.0V, -1.2V의 분극전위상태에서는 용접후열처리한 시험편의 경우가 공급전류밀도가 적다는 사실을 알 수 있다. 이것은 수소발생과전압이 용접후열처리를 함으로써 증가하고 있음을 미루어 알 수 있다고 사료된다. 그리고 음극분극곡선상에서 용존산소의 환원반응( $O_2 + 2H_2O + 4e^- \rightarrow 4OH^-$ )에 따른 농도분극과  $2H_2O + 2e^- \rightarrow H_2 + 2OH^-$ 의 반응에 의한 수소발생에 의한 활성화 분극의 변곡점은 대략 -1000mV전후이나 용접후열처리 유무에 관계없이 음분극곡선상태만으로 수소취성의 한계전위를 규명하기에는 다소 무리가 있으므로 저변형을 속도실험(slow strain rate test, SSRT)을 시행하여 정확한 수소취성영역을 고찰하는 것이 중요하다고 사료된다.

### 3.3 용접후열처리 유무와 인가전위에 따른 SSRT시험 및 파면관찰

Table 5는 용접후열처리 유무와 인가전위(음극방식 전위)의 변화에 따라 용접부를 모두 부식셀(cell)에 일정 면적 노출시켜 저변형을 인장실험을 실시하여 각각의 음극분극전위에 따른 최대인장강도, 항복강도, 연신율, 파단시간 및 파괴변형비 등의 결과를 정리한 표이며, 본 실험에서는 모든 조건에서 파단부위는 모재부였으며, 이것은 Fig. 4의 경도측정에서 알 수 있듯이 모재부가 가장 경도가 낮기 때문으로 사료된다.

**Table 5** The data obtained by SSRT as a function of applied cathodic potential in case of As-welded and PWHT specimen

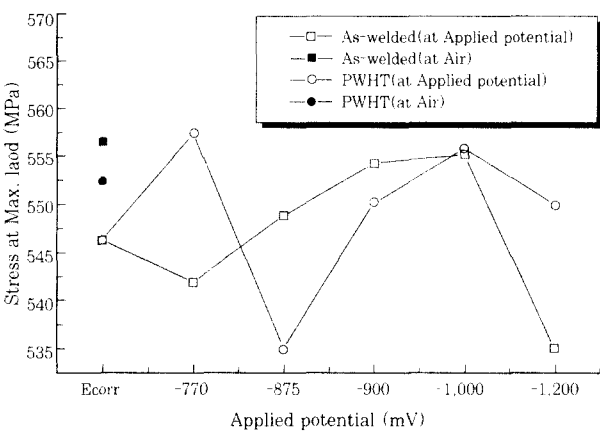
	Stress at Max load(MPa)		Stress at offset Yield (MPa)		Elongation (%)		Time to Fracture (Hrs)		Strain to Failure Ratio	
	As-welded	PWHT	As-welded	PWHT	As-welded	PWHT	As-welded	PWHT	As-welded	PWHT
Air	556.2	552.4	232	355.1	25.6	27.3	72.3	77.1		
Ecorr	546.3	546.4	201	351.0	21.87	25.08	65.4	70.81	0.85	0.919
-770mV	542	557.5	312	346.2	24.9	26.93	70.2	76.0	0.97	0.986
-875mV	549	535.0	302.1	342.9	23.2	26.31	65.5	74.31	0.91	0.964
-900mV	554.4	550.3	338.4	350.9	19	23.92	53.7	67.5	0.74	0.876
-1,000mV	555.3	555.9	305.8	355.7	16	21.27	45.2	60.1	0.63	0.779
-1,200mV	535.1	550.1	300	353.4	12.3	16.42	34.8	46.4	0.48	0.601

그리고 Fig. 11은 Table 5의 결과에서 인가분극전위 변화에 따른 최대인장강도의 관계를 나타내고 있다.

그래프에서 알 수 있듯이 As-welded인 경우 인가분극전위가 -1000mV일때 가장 높았고, 방식전위 -770mV에서 가장 낮았으며, 부식전위인 경우가 오히려 -770mV보다 다소 높은 인장강도를 나타내었다.

용접후열처리를 시행한 경우에는 -770mV에서 가장 높은 반면 -875mV에서 가장 낮은 인장강도를 나타내는 것으로 보아 용접후열처리 유무에 관계없이 인가분극전위와 인장강도의 사이에는 특별한 상관관계가 반드시 성립되지 않음을 알 수 있었다.

오히려 -770mV보다 다소 높은 인장강도를 나타내었다. 용접후열처리를 시행한 경우에는 -770mV에서 가장 높은 반면 -875mV에서 가장 낮은 인장강도를 나타내는 것으로 보아 용접후열처리 유무에 관계없이 인가분극전위와 인장강도의 사이에는 특별한 상관관계가 반드시 성립되지 않음을 알 수 있었다.



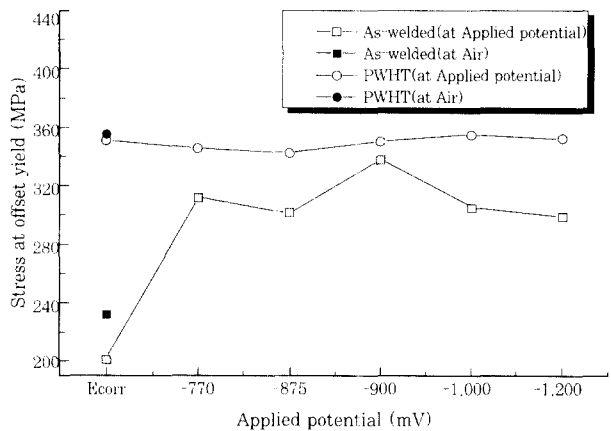
**Fig. 11** Relationship between stress at Max. load and applied cathodic potential

Fig. 12는 인가분극전위변화에 따른 항복강도를 나타낸 그래프이다.

그래프에서 보는 바와 같이 As-welded시험편에서는 Ecorr인 경우가 가장 낮은 항복강도를 나타내었고, -900mV(SCE)인 경우가 가장 높은 항복강도를 나타내고 있음을 알 수 있으며, 인가전위에 따라 항복강도가 다소 변하고 있음을 알 수 있다. 그러나 용접후열처리를 시행한 경우에는 모든 인가분극전위에 걸쳐 As-welded인 경우에 비해 항복강도가 상승했으며, 인가분극전위변화에 따라 거의 균일한 값을 나타내고 있다는 사실을 알 수 있었다. 따라서 용접후열처리 유무에 무관하게 수소취성과의 특별한 상관관계는 나타나지 않으며 이는 R Francis 등의 연구와 동일한 실험결과라고 사료된다<sup>20)</sup>.

Fig. 13은 인가분극전위변화에 따른 연신율과의 관계를 나타낸 그래프이다.

그래프에서 알 수 있듯이 As-welded인 경우



**Fig. 12** Relationship between stress at offset yield and applied cathodic potential

-770mV에서 연신율이 24.9%로 대기중(25.6%) 다음으로 가장 크게 나타났으며, -875mV에서도 부식전위에 비해 연신율이 증가하였으나, -900mV에서는 부식전위에 비해서 연신율이 오히려 저하하였다. 따라서 -900mV에서는 수소취성의 영향을 배제할 수 없다고 사료된다. 특히 -1200mV에서는 연신율이 12.3%정도 밖에 되지 않았다는 사실을 알 수 있었다.

그러나 용접후열처리를 시행한 경우가 As-welded인 경우에 비해 인가분극전위 전 범위에 걸쳐 연신율이 향상되었으며, 이는 용접후열처리를 시행함으로써 파괴인성이 증대되었기 때문인 것으로 사료된다. 그리고 As-welded인 경우와 유사하게 -770mV에서 26.93%로 대기중(27.3%) 다음으로 가장 큰 연신율을 나타냈으나, 인가분극전위가 비한 전위값을 나타낼수록 연신율도 함께 감소한다는 사실을 알 수 있었으며, -900mV이하에서는 E<sub>corr</sub> 상태에 비해 낮은 연신율을 나타내는 것으로 보아 용접후열처리한 경우에도 수소취성의 위험성은 있다고 사료된다.

한편 -770mV인 경우는 용접후열처리를 시행함으로써 연신율이 2%정도 향상된 반면 -875mV에서는 3.1%, 그리고 -900mV, -1000mV, -1200mV에서는 각각 4.92%, 5.27% 및 4.12% 향상된 것으로 볼 때 수소취성의 영향이 있는 전위영역에서는 수소취성의 영향이 없는 전위영역에 비해 연신율의 증대가 큰 것으로 보아 용접후열처리를 함으로서 수소취성에 대한 민감도가 둔화된 것으로 사료된다.

그리고 -900mV의 경우에는 음극분극곡선상 수소발생의 변곡점 영역에 해당되지 않으며, 실험도중 수소가스의 발생이 육안으로 확인되지 않았으나 연신율은 -875mV에 비해서 다소 감소되었다. 따라서 수소취성은 육안으로 확인되는 분자상수소( $H + H \rightarrow H_2$ ),

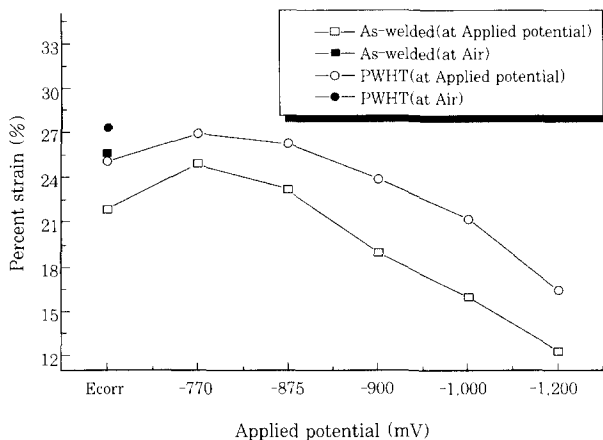


Fig. 13 Relationship between percent strain(%) and applied cathodic potential

$H + H^+ + e \rightarrow H_2$ )에 의한 것이 아니라  $H^+ + e \rightarrow H$ 의 원자상 수소가 금속내부에 침입하여 수소취성을 일으키는 것으로 사료된다<sup>21,22)</sup>.

Fig. 14는 인가분극전위변화에 따른 파단시간과의 관계를 나타낸 그래프이다.

그래프에서 알 수 있듯이 용접후열처리 유무에 무관하게 -770mV에서 파단되는데 걸리는 시간이 가장 긴 것으로 보아 최적의 음극방식 상태에 있으며 또한 수소가스의 생성과 침입에 의한 수소취성의 영향은 없는 것으로 사료된다. 그리고 인가전위가 비(卑)방향으로 이행할수록 파단시간이 짧아지고 있다는 사실을 알 수 있다.

또한 부식전위상태인 경우가 -900mV보다 오히려 파단시간이 길었다는 사실로 보아 RE36강의 경우 용접후열처리에 관계없이 -900mV(SCE)이하에서는 과방식에 의한 수소취성의 영향이 나타나고 있다는 사실을 알 수 있었다. 그리고 Fig. 13의 결과와 마찬가지로 용접후열처리를 함으로써 파단시간 역시 -900mV 이하에서는 As-welded보다 길어 졌다는 사실을 알 수 있었다.

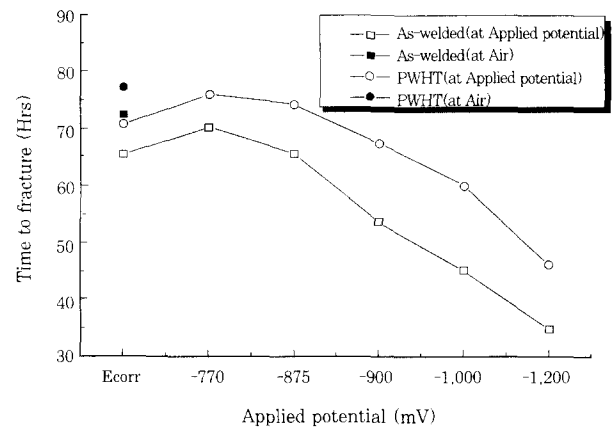


Fig. 14 Relationship between time to fracture and applied cathodic potential

그리고 Fig. 15는 인가분극전위에 따른 파괴변형비를 나타낸 그래프이다.

여기서 파괴변형비란 공기중에서의 파괴변형율에 대한 인가분극전위에서의 변형율의 비를 의미한다. 따라서 파괴변형비가 크다는 의미는 수소취성에 대한 저항성이 크다고 할 수 있다.

파괴변형비는 As-welded인 경우 -770mV에서 0.97로 가장 컸으며, 그 다음 -875mV는 0.91, E<sub>corr</sub>은 0.85였다. 또한 용접후열처리를 시행한 경우에서도 -770mV에서 0.986으로 가장 컸으며, 그 다음 -875mV는 0.964, E<sub>corr</sub>는 0.919였다. 따라서



용접후열처리를 시행함으로써 파괴변형비가 상승한 결과를 얻었으며 이것은 수소취화에 대한 저항성이 용접후열처리를 함으로써 증가했다고 할 수 있다.

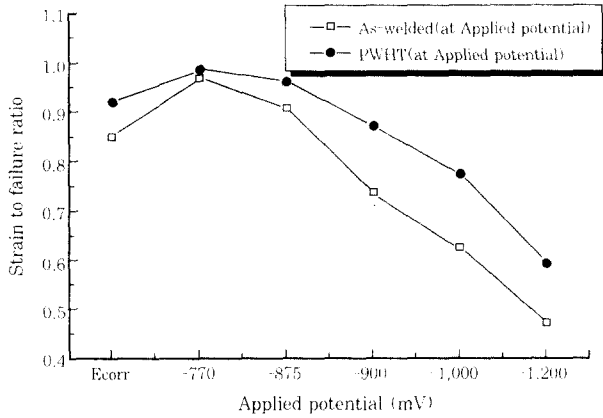


Fig. 15 Relationship between strain to failure ratio and applied cathodic potential

지금까지의 실험결과에서 용접후열처리 유무에 무관하게 최적음극방식전위영역은 수소취성이 나타나지 않는 -770mV~-875mV일 것으로 사료되며 수소취성의 감수성은 연신율, 파단시간 그리고 파괴변형비와 밀접한 상관관계가 있음을 확인 할 수 있었다.

또한 정전위 SSRT법에 의한 RE36강의 기계적 특성에 대한 실험결과를 상호 비교·분석한 결과 수소취성의 한계전위를 -900mV로 잠정적으로 추정할 수 있으나 좀 더 구체적인 실험결과를 도출하기 위해서는 각 인가전위에서 파단된 시험편 표면의 SEM 분석을 함께 병용할 필요가 있다고 사료된다.

다음의 Photo 2, 3은 SSRT법에 의해 파단된 파단면을 SEM분석을 통해 비교하였다.

Photo. 2에서 알 수 있듯이 Air, Ecorr, -770mV 및 -875mV(SCE)에서는 용접후열처리 유무에 무관하게 딴플(dimple)형의 연성파괴가 나타났음을 알 수 있으며, Photo. 3의 -900mV, -1,000mV 및 -1,200mV(SCE)에서는 딴플형의 연성파괴 형태도 보이나 입내파괴에 의한 취성파괴의 양상(Q.C : quasicleavage)도 함께 띄고 있음을 알 수 있다. 특히 -900mV에서는 dimple형의 형태와 함께 입내파괴가 나타나기 시작하였으며 As-welded의 경우가 입내파괴 점유율이 높았다(원형표시: dimple, 사각형 표시 : 입내파괴). 그리고 -1,000mV, -1,200mV로 전위가 비(卑)방향으로 이행할수록 입내파괴의 점유율이 증가하였음을 알 수 있었다. 그리고 전반적으로 As-welded인 시험편에 비해 용접후열처리를 시행한 경우가 Shear lip이 증가했다는 사실을 알 수 있으며, 이러한 Shear lip의 증가는 연성의 증대를 가져오며 이로 인

하여 연신율, 파단시간 등이 향상된 것으로 사료된다.

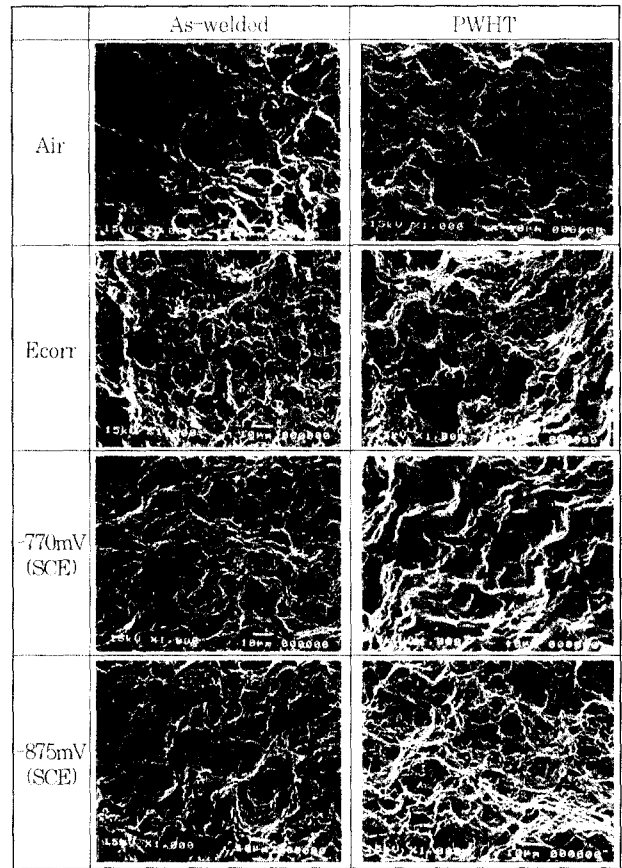


Photo. 2 Fractography at Air, Ecorr and applied potential -770mV, -875mV in case of FCAW of RE36 steel

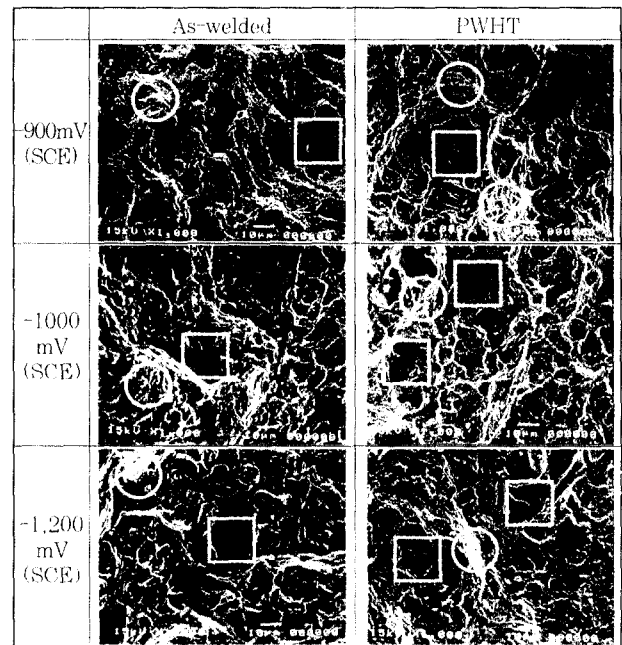


Photo. 3 Fractography at applied potential -900mV, -1,000mV and -1,200mV in case of FCAW of RE36 steel

## 4. 결 론

지금까지 해양구조물용 RE36강 용접부의 부식거동 및 기계적 특성에 미치는 용접후열처리 효과에 대한 연구를 통해 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

1. 각 미세부위별 최대 부식전위차는 용접후열처리를 시행한 경우가 용접후열처리를 시행하지 않은 경우에 비해 미세부위별 전위차이가 감소하였다. 따라서 용접후열처리를 시행함으로써 용접부의 갈바닉 부식을 저하시킬 수 있을 것으로 사료된다.

2. 인가분극전위와 최대인장강도 및 항복강도와와 상관관계는 용접후열처리 유무에 무관하게 특별한 상관관계는 나타나지 않았으나 용접후열처리를 시행함으로써 모든 인가분극전위영역에서 항복강도의 증가 및 연신율 및 파단시간이 향상되었음을 알 수 있었다.

3. 인가분극전위에 따른 연신율, 파단시간 및 파괴변형비는 용접 후 열 처리 유무에 무관하게 -770mV(SCE)에서 가장 크게 나타났으며, 그 다음 -875mV, Ecorr순으로 낮게 나타났다. 한편 -900mV 이하에서는 Ecorr상태보다 낮은 값을 나타내는 것으로 보아 최적음극방식전위는 수소취성의 영향을 받지 않으면서 방식가능한 -770mV~-875mV(SCE)인 것으로 사료되며, -900mV(SCE)이하에서는 수소취성의 발생 가능성이 있을 것으로 사료된다.

4. SEM에 의한 파단면 분석에서는 대기중, Ecorr, -770mV 및 -875mV(SCE)에서는 딥플형의 연성파면을 나타냈으나, -900mV, -1,000mV 및 -1,200mV(SCE)에서는 연성파면 형상을 보이거나 부분적으로 수소취성의 영향에 의한 입내파괴의 취성파면도 관찰되었다.

## 참 고 문 헌

1. 溶接學會編, 溶接·接合技術, 産報出版(1993), p. 292~304
2. Neil Rothwell, Mervyn E.D. Turner, Corrosion problems associated with weldments, MP(1990, Feb), p. 55-58
3. R. K. Singh Raman, J. B. Gnanamoorthy, Oxidation behavior of weld metal, HAZ and base metal regions in weldments of Cr-Mo steels, Welding research supplement(1995, April), p. 133-139
4. 橋本哲之祐, 溶接の腐食に及ぼす影響, 防蝕技術(1998), p. 559-565
5. Denny A. Jones, Principles and prevention of corrosion, Macmillan publishing company(1992), p. 315-330
6. 김성종, 김진경, 문경만, 선박재료용 SS400강의 내식성에 대한 용접후열처리효과에 관한 연구, 한국박용기관학회지, 23-6(1999), p. 806-813
7. 日本高壓力技術協會, 應力燒鈍委員會編, 應力燒なまし基準とその解説(1982), p. 3-66
8. A. K. Bhaduri, S. Sujith, G. Srinivasan, T. P. S. Gill and S. L. Mannan, Optimized PWHT procedures for 17-4 PH stainless steels, Welding research supplement (1995, May), p. 153-159
9. C. Bloch, J. Hill, D. Connell, Proper PWHT can stop stress-induced corrosion, Welding journal(1997, May), p. 31-41
10. 대한용접학회, 용접·접합 편람(1998), p. 403-409
11. 大西正次, 鋼材の溶接部の耐食性について, 防蝕技術, 13-7(1964)
12. 김성종, 김진경, 문경만, 해양구조물용 RE36강의 용접부 부식 거동에 관한 전기화학적 특성 연구, 대한용접학회, 18-5(2000), p. 70-76
13. 김성종, 김진경, 김종호, 이명훈, 김영식, 문경만, 해양구조물용 RE36강의 용접부 부식거동 및 SSRT법에 의한 기계적 특성에 관한 연구, 한국박용기관학회지, 24-4(2000), p. 460-468
14. C. D. Kim, and B. E. Wilde, A review of the constant strain rate stress corrosion cracking, ASTM STP 665(1979), p. 97-112
15. K. H. Lee, G. Cragnolino, and D. D. Macdonald, Effect of heat treatment applied potential on the caustic stress corrosion cracking of Inconel 600, Corrosion, 41-9(1985), p. 540-553
16. Mikio Saito et al, 海洋環境下における高張力鋼應力腐蝕割れ舉動のSSRT法による評價, 日本機械學會論文集(A編), 54-500(1987), p. 746-752
17. ASM International, Vol. 13 Corrosion(1998), p. 245-282
18. 日本高壓力技術協會, 應力燒鈍委員會編, 應力燒なまし基準とその解説(1982), p. 69-91
19. 中川雅央, 電氣防食法の實際, 地人書館(1967), p. 33
20. R. Francis, G. Byrne and G. R. Warburton, The effect of cathodic protection on duplex stainless steels in sea water, An official NACE international publication (1999), p. 46-59
21. F. de Kazinczy, J. Iron and Steel Inst., 177(1954), p. 85
22. F. Galofalo, Y. T. Chou, and V. Ambeguokar, Acta Met., 8(1960), p. 504