

용접공정이 3Ni-Cr-Mo계 고인성 고장력강의 응력부식에 미치는 영향

金永鎬·金奎泳*·金英宇**

산업과학기술연구소 특수강연구부, *포항공과대학, **국방과학연구소

Effect of Welding Process on the Stress Corrosion Phenomena of High Strength and High Toughness 3Ni-Cr-Mo Steel

Y. H. Kim, K. Y. Kim* and Y. W. Kim**

*Department of Special Steel, Research Institute of Industrial Science and
 Technology, Pohang 690-330*

**Department of Materials Science and Engineering, Pohang Institute of
 Science & Technology, Pohang 690-330*

***Agency for Defence Development, Daejun P. O. Box 35 Daejun 300-600*

Stress corrosion phenomena of a high strength and high toughness 3Ni-Cr-Mo steel were investigated with various welding and electrochemical parameters. The weldment specimens were prepared by using two different welding techniques of the shielded metal arc welding (SMAW) and gas metal arc welding (GMAW). The K_{ISCC} values of GMAW specimens were higher than those of the SMAW specimens due to higher amount of inclusions in the latter. Dominant crack propagation mode was quasi-cleavage (QC) type in GMAW specimens and intergranular cracking (IG) type in SMAW specimens. The hydrogen charging effect was clearly observed from the specimens tested at -1020 mV (vs. SCE) where hydrogen evolution became significant. However, the hydrogen charging effect can be properly controlled by adjusting the optimum cathodic potential. The stress corrosion property of 3Ni-Cr-Mo steel weldment can be improved by selecting a proper welding method with good shielding efficiency as well as by controlling an appropriate cathodic protection potential.

1. 서 론

심해구조물에 사용되는 고강도의 재료에서 응력과 부식의 상호작용에 의한 응력부식균열(Stress

Corrosion Cracking, SCC)의 발생은 재료의 수명을 결정짓는 중요한 변수가 된다. 특히 용접공정에 의한 구조물의 건조시 용접부의 낮은 청정도와 불균일한 조직 등은 응력부식균열에 민감하게 반응한

다고 알려져 있다. 해양구조물에 널리 작용되는 음극방식의 도입은 재료의 표면에서 수소의 발생을 유발시켜 수소취성에 의한 재료의 파괴를 촉진시킬 가능성이 있으므로 적정 음극전위의 설정과 이의 확인은 구조물의 수명과 사용여부를 결정하는데 기본적으로 필요하다. 그러므로 용접부의 응력부식성은 재료의 사용여부를 결정하는 중요한 변수가 된다.

용접에 의한 구조물의 건조시 용접부위 즉, 용접부와 열영향부에서 재료의 취화가 주로 발생되는데, 이것은 용접공정중에 발생하는 높은 용융열에 의한 불순물, 응고속도등의 영향에 의한 조직적 불균일, 그리고 제한적인 열처리조건등에 크게 기인한다.^{1,2)} 이러한 용접부위의 열악한 상태로 인하여 용접된 구조물이 부식분위기에서 하중을 받을때 응력부식의 균열이 용접부위에서 비교적 쉽게 발생된다. 또한 음극전위의 수소분위기에서 청정도가 낮은 용접부에서 수소취성의 가능성이 높으며, 여러 분헌에 의하면 고장력강 용접부에서 낮은 응력부식성이 자주 관찰되고 있다.^{1,2,3)} 용접부의 응력부식성을 개선할 수 있는 용접변수로 주로 언급되는 것은 용접공정, 입열량, 용접봉, 용접전후열처리, 그리고 용접속도등이 있다.

본 연구에서는 용접공정과 시편전위가 최근에 심해구조용재료로 개발된 3Ni-Cr-Mo계 고인성 고장력강 용접부의 응력부식성에 미치는 영향을 관찰하여 후관구조물의 설계한계치 기준설정에 필요한 자료를 제공하고자 하였다. 응력부식실험은 Linear Elastic Fracture Mechanics에 기초한 Constant Displacement Test (CDT)를 하여 K_{ISCC} 를 측정하였다. 이와같은 응력부식실험결과와 미세조직과의 상관관계를 규명하여 내응력부식성을 향상시키기 위한 용접공정변수 및 음극방식 전위의 역할을 이해하고자 하였다.

2. 실험방법

2.1 재 료

본 연구에 사용된 재료는 최근에 심해구조용재료로 국내에서 개발된 3Ni-Cr-Mo계 고인성 고장력강으로 일명 DS-100강으로 불리우며 기존의 HY-100강과 동일계열의 강종이다. DS-100강은 표 1에서 보여주듯이 주요합금원소가 Ni, Cr, Mo이며 1200°C에서의 압연과 900°C에서 2시간동안 오스테나이트화, 그리고 수냉후 640°C에서 1시간동안 소려과정을 거쳐서 열처리되었다. 이러한 열처리조건은 DS-100강에 가장 적절한 강도와 저온인성을 부여하기 위해 설정되었다. 재료의 용접은 K-Groove의 DS-100강 후판에 SMAW와 GMAW에 의해 다층용접(Multi-Pass Welding)으로 수행되었다. 표 1에 DS-100강 모재부, 각 용접공정에 사용된 용접봉, 그리고 제작된 용접부의 화학적 조성을 정리하였다. 일반적으로 용접부는 고온의 Arc에 의한 용융시 모재부에 의한 희석(Dilution)작용으로 사용된 용접봉과 모재부의 중간조성을 가지게 된다. 본 실험에 사용된 용접부도 이같은 경향을 가지며, 모재부에 비하여 낮은 C, Ni, Cr과 높은 Mn, Mo의 함량

Table 1. Composition of DS-100 steel base metal, Mil-spec and weld metals. (wt %)

Alloying Element	Base Metal	SMAW		GMAW	
		Weld Metal	MIL 1208M	Weld Metal	MIL 130S 1
C	0.17	0.079	<0.10	0.093	<0.10
Mn	0.25	1.650	0.80/0.85	1.446	0.40/1.30
Si	0.22	0.335	<0.65	0.305	0.25/0.30
P	0.106	0.015	<0.03	0.013	<0.01
S	0.005	0.015	max. 0.012	0.006	max.0.010
Ni	3.0	2.484	1.5/4.0	2.551	0.60/2.30
Cr	1.5	0.900	<0.65	0.548	0.30
Mo	0.39	0.457	<0.90	0.500	0.30/0.65
V	0.02	0.013	<0.90	0.003	-
Cu	-	0.015	-	0.033	-
Ti	-	0.008	-	0.010	-
N	0.0025	-	-	-	-
Sol. Al	0.045	-	-	-	-

Table 2. Welding conditions of DS-100 steel weldments.

Process	Electrode	Voltage (V)	Current (A)	Speed (cm/min)	Heat Input Rate (KJ/cm)
SMAW	MIL-1208M	26	170	15	17
GMAW	MIL-120S 1	30	325	34	17

Table 3. Mechanical properties of deposited weld metal and base metal.

Sample	Y. S. MPa(ksi)	T. S. MPa(ksi)	Elongation %	CVN J
Base Metal	716 (104)	814 (118)	20	237(-40°C)
				246(-18°C)
SMAW	836 (121)	948 (137)	22	41(-51°C)
				53(-18°C)
GMAW	629 (94)	794 (115)	23	81(-51°C)
				109(-18°C)

을 가진다. GMAW와 SMAW 용접부를 비교하면, SMAW 용접부에서 V, Cr, S등이 비교적 높게 측정되었다. 용접공정의 구체적인 조건은 표 2에 나타내었다. 두 용접부 모두 입열량을 17KJ/cm로 동일하게 설정하였고 GMAW의 용접속도는 SMAW에 비하여 2배정도 빠르게 수행되었다. 각 부위의 기계적성질을 표 3에 정리하였다. DS-100 강 용접부의 물성을 비교해 보면, GMAW 용접부가 SMAW보다 조금 낮은 항복강도와 2배정도 큰 저온충격인성을 가진다.

2. 2 미세조직관찰 및 경도측정

응력부식시험에 사용되는 재료의 미세조직을 각 부위에 대하여 관찰하였다 모재부의 경우 조직의 균일로 관찰이 간단하나 용접부에서는 국부적인 조직의 변화가 심하였으므로, 용접부의 경우 가장 늦게 용융된 Final Bead와 그 아래의 Prior Bead 그리고 두 Bead의 경계로 구분하여 조직을 관찰하였다. 용접부의 조직을 보다 미시적으로 관찰하기 위해 투과전자현미경(TEM)을 이용하였다. TEM 시편의 준비는 면적 용접부시편을 100μm이하로 기계적

연마한후 3mm Disk를 제작하였고, 20% Perchloric 산으로 상온에서 Jet Polishing하였다. 관찰되는 Hole의 위치는 용접부의 Prior Bead에 위치하도록 하였고, 120KV의 조건에서 Bright Field(BF) Image를 주로 관찰하였다.

2. 3 전기화학실험

해양구조물의 방식방법으로 자주 적용되는 음극 방식시의 적정 음극전위의 설정과 이경우 수반되는 주요 전기화학반응을 관찰하기 위하여, DS-100 강 모재부와 SMAW용접부 그리고 GMAW 용접부에 대하여 부식전위 (Open Circuit Potential, OCP)의 측정과 동전위음분극현상을 관찰하였다. 그리고 아연부착시 각 시편에 유지되는 전위를 측정하여 동전위 분극곡선상에서 수소환원이 지배적으로 되는 천이전위 (Transition Potential)와 비교하였다. 전기화학실험을 위하여, EG&G PAR Model 273의 Potentiostat과 Saturated Calomel Electrode (SCE)의 기준전극(Reference Electrode)을 사용하였다.

2. 4 응력부식실험

본 실험에 도입된 응력부식 시험방법은 Constant Displacement Test Type으로 Modified-WOL 시편을 사용하였다. 그림 1에 Modified WOL 시편의 개략도를 보였다. 시편의 두께는 0.8inch로 제작되었고 GMAW 용접부의 경우 1 inch두께로도 제작되었다. 용접부 Modified-WOL 시편은 1 inch 두께의 SMAW 후판용접부와 1.5 inch 두께의 GMAW 후판용접부에서 균열이 용접방향과 평행하도록 개취되었다. 시편의 예비피로균열(Precracking)은 수파수 15 Hz, 하중비 (R) 0.1 그리고 최대하중은 1.9, 1.8, 1.7 ton의 세단계로 하였다. Modified-WOL 시편에서 균열 첨단에 걸리는 응력확대계수 K_I 은 아래의 식에 의해 계산될 수 있으며, 시편의 a W의 비가 0.25와 0.75 사이일때 타당한 K_I 을 계산할 수 있다.¹⁾

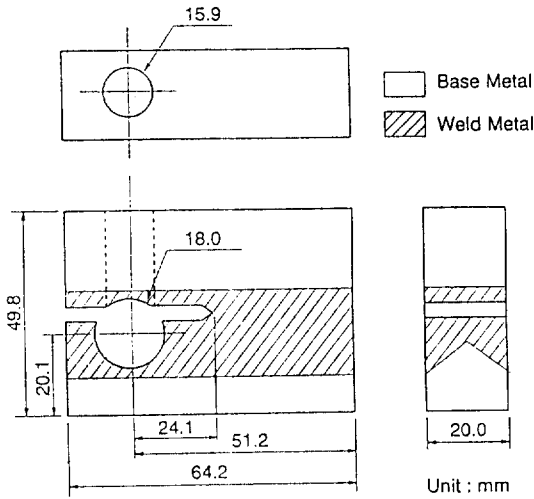


Fig. 1 Schematic showing the modified WOL specimen with typical dimensions.

$$K_I = \frac{P}{B\sqrt{a}} C_3 \quad (1)$$

$$C_3 = 30.96(a/W) - 195.8(a/W)^2 - 730.6(a/W)^3 - 1186.3(a/W)^4 + 754.6(a/W)^5$$

- P : Load
- a : Crack Length
- W : Specimen Depth
- B : Thickness

WOL 시편을 이용한 응력부식실험에서 COD의 측정이 중요한데 이것은 WOL 시편에 하중을 가할 때 COD의 측정을 통해 시편에 걸리는 하중을 정량적으로 알 수 있기 때문이다. 파괴균열을 낸 각 Modified-WOL 시편에서 Load vs. COD 관계를 구하여 각 시편의 초기하중에 해당하는 Initial COD 양을 구한후 시편에 초기 K_{I0} 를 가하였다. 24시간이 경과한 후 시편에 유지된 COD가 변하지 않음을 확인하고 공기주입조건인 인공해수내에 침지하였다. 1000시간이 경과한 후 시편을 용액에서 꺼내어 하중을 가하는 볼트를 풀고 이때 감소된 COD를 측정하였다. 이 최종 COD양에 해당하는 하중(P_{Arrest})을 Instron Model 8501을 이용하여 측정하였고, 시편

을 파괴시킨 후 파면의 관찰을 통하여 최종균열의 길이(a_{Arrest})를 측정하였다. 이렇게 측정된 최종하중과 균열길이를 식 (1)에 대입하여 시편에 걸려있는 응력부식 임계응력확대계수 K_{ISCC} 를 계산하였다.

응력부식실험은 이상의 과정을 거쳐서 SMAW의 용접부 그리고 GMAW의 용접부에 대하여 OCP, -750mV 그리고 아연이 부착된 상태에서 공기주입 분위기의 인공해수내에서 수행되었다. 시편에 Bolt로 하중을 부과하여 부식조에 침지시킨 후 부식조내에 균일한 산소농도를 분포시키기 위하여 별도로 용기를 준비하여 공기를 주입시키고 모터를 순환시켰다. 음극방식시 수소발생전위를 유지하기 위하여 아연을 시편에 부착시켰고, 적정 음극방식전위인 -750mV의 전위는 Potentiostat을 이용하여 유지되었다. Potentiostat을 이용할때 기준전극은 SCE를 그리고 대전극(Counter Electrode)은 고밀도흑연극대를 사용하였다.

2. 5 응력부식균열전파관찰

시편에 응력부식 균열이 발생된 후 시편표면의 균열전파거동을 관찰하기 위해 균열이 발생한 시편 표면을 1 μ m까지 연마한 후 광학현미경으로 관찰하였고 이 때 사용된 에칭용액은 미세조지관찰에서와 같이 표면활성제를 섞은 2% Picric산을 사용하였다. 그리고 시편내부에서 발생한 파괴경향을 정확히 관찰하기 위하여 시편을 파괴시킨 후 초음파세척기로 충분히 세척하여 주사전자현미경(SEM)으로 파면관찰을 하였다. 주요 관찰부위는 비교적 높은 하중조건에서 균열이 발생한 균열경로(Crack Path)부분과 낮은 하중조건 즉 K_{ISCC} 근처인 균열첨단으로 구분되었다.

3. 실험 결과

3. 1 미세조직관찰 및 경도측정결과

소려의 열처리를 통해 제작된 DS-100강 모재부

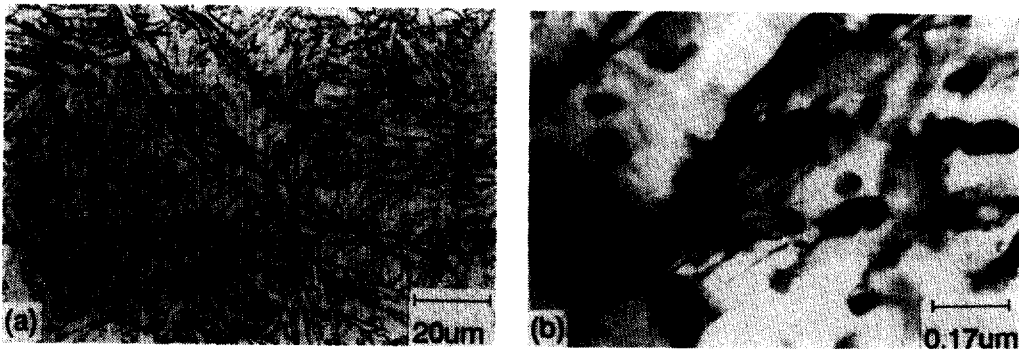


Fig. 2 Microstructure of DS-100 steel base metal.
 (a) Optical Micrograph (Etchant : 2% Picric acid)
 (b) TEM micrograph with bright field image.

의 경우 Tempered Martensite의 미세조직을 가지며 그림 2에 광학조직과 TEM 관찰결과를 실었다. 주요조직은 QT(Quench and Tempered)처리된 저탄소강에서 주로 발생하는 Lath Martensite이며, Lath Boundary의 Carbide 생성과 Lath 내부의 미세한 석출물의 분포가 발견되는데 이러한 석출물들은 합금원소에 의한 것으로 고려된다. 다층 용접부에서의 미세조직은 매우 복잡하여 정확한 규명이 어려우나, Final Bead (F)와 바로 아래에 용착된 Prior Bead (P)에 대하여 관찰할 때 Final Bead (F), Bead Boundary (B) 그리고 Prior Bead (P)의 세부위로 구분할 수 있다. 그림 3에 SMAW와 GMAW 용접부의 각 부위별 미세조직을 실었다. GMAW 용접부의 경우 SMAW 용접부에 비하여 비교적 선명한 Columnar 구조의 조직이 관찰되었고, 고배율(1000X)로 관찰했을 때 두 용접부 모두 Prior Bead에서 보다 뚜렷한 Prior Austenite입계가 관찰되었다. 또한 SMAW에서 비교적 어두운 명암을 가지는 미세조직이 관찰되며, GMAW에서는 전반적으로 밝은 명암을 가진다. 조직성분의 구성과 확인을 위해 TEM 관찰을 하였고, 그림 4에 SMAW와 GMAW 용접부에서 관찰된 결과를 보였다. SMAW 용접부에서는 조직내에 고루분포된 Carbide와 약 $0.5\mu\text{m}$ 크기의 많은 개재물을 발견할 수 있고, 침상

의 Ferrite가 조직내에 많이 발생한 것을 볼 수 있으며, 이로부터 SMAW 용접부에는 Acicular Ferrite Type의 미세조직이 형성되었음을 알 수 있다. GMAW 용접부에서는 개재물이 적은 비교적 청정한 조직과 SMAW 용접부에 비하여 조대한 Lath 들을 자주 관찰할 수 있었다.

3. 2 전기화학실험결과

그림 5는 DS-100강의 모재부, SMAW 용접부 및 GMAW 용접부의 음분극곡선을 공기주입분위기의 인공해수에서 관찰한 결과이다. 세가지 경우 모두 비슷한 경향을 가지며, 용존산소의 환원반응과 수소발생반응이 뚜렷이 구분되었으며 이 두반응의 천이전위(Transition Potential)는 약 -1004mV 구간에서 일어나고 있었다. 표 4에 각부위의 OCP, 아연부착시 전위 및 산소 수소환원반응의 천이전위를 수록하였다. 모든 부위에서 아연부착전위가 천이전위 아래로 유지되었음을 알 수 있다. 그러므로, 본 실험에서 아연의 부착에 의해 수소취성의 효과를 시편에 유지시킬 수 있었고, -750mV 의 음극전위를 시편에 유지시킴에 의해 수소취성의 효과를 배제할 수 있었다.

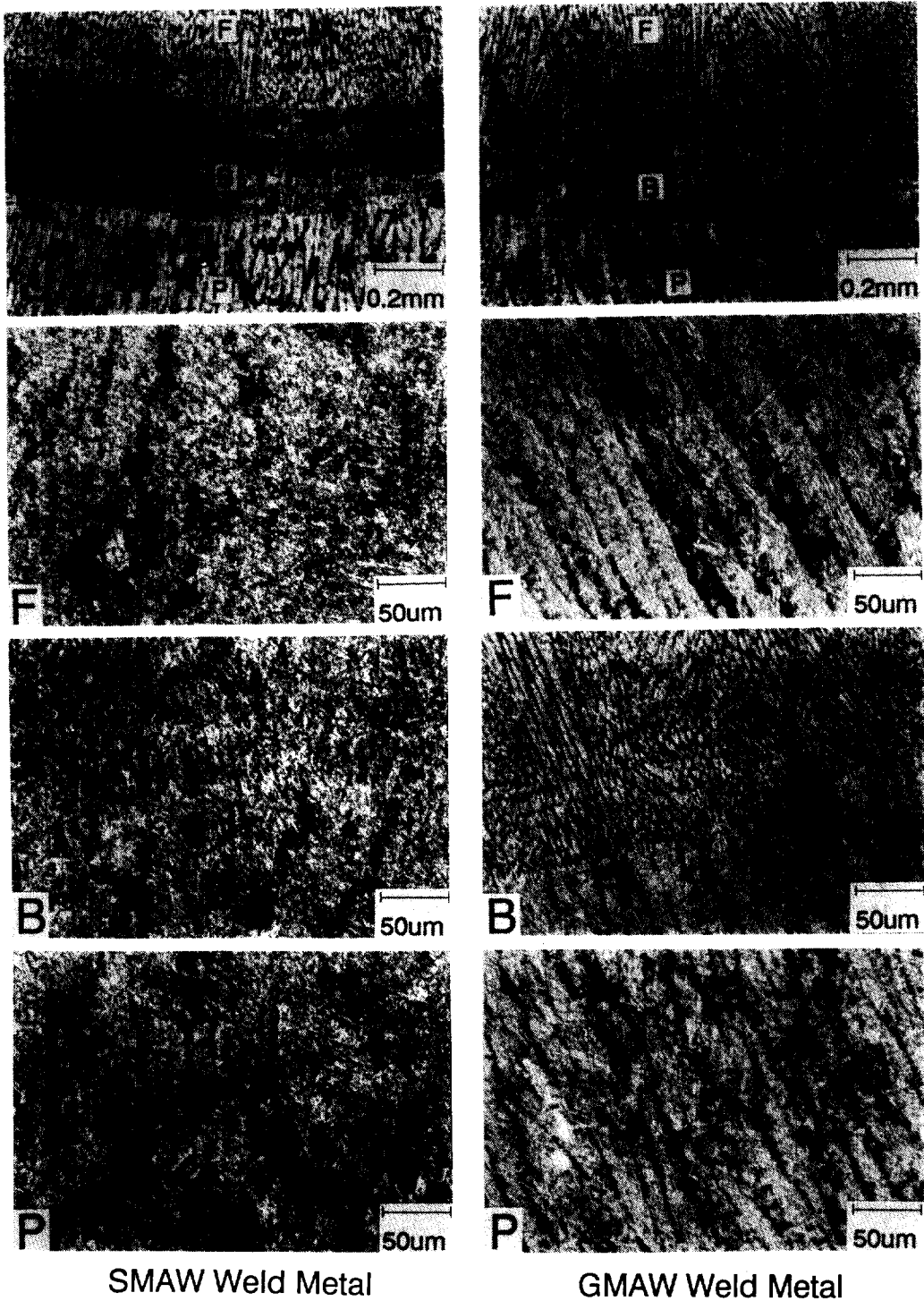


Fig. 3 Comparisons of microstructures in various weld bead regions for SMAW and GMAW weld metals. (F) Final Bead, (B) Bead Boundary, (P) Prior Bead.

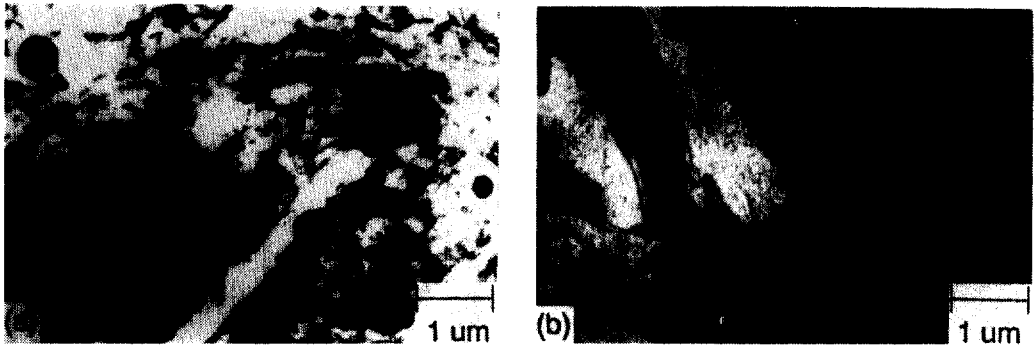


Fig. 4 Transmission electron micrographs of DS-100 steel weld metals obtained by two different welding processes. (a) SMAW, (b) GMAW

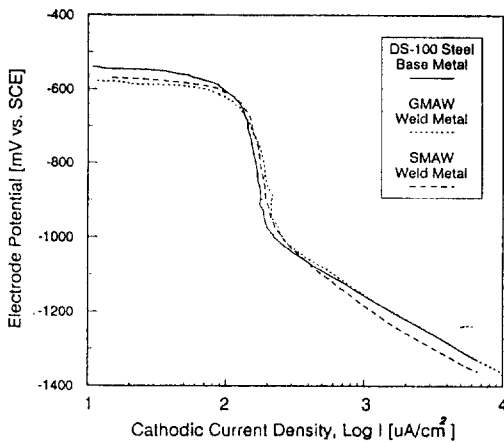


Fig. 5 Cathodic polarization behaviors of various electrodes in synthetic sea water with air bubbled through.

Table 4. Electrochemical test results of DS-100 steel base metal and weld metals.

(unit : mV vs. SCE)

Specimen	Base Metal	SMAW Weld Metal	GMAW Weld Metal
Potential			
OCP	-540	-568	-565
Zinc coupled potential	-1020	-1029	-1028
Transition Potential	-1004	-1006	-1008

3. 3 응력부식 임계응력확대계수 측정

Modified WOL 시편을 이용한 DS-100 강 용접부 응력부식실험에서 구한 응력 부식 임계응력확대계수 K_{ISCC} 값을 표 5에 정리하였다. Sample No.에서 "S"는 SMAW 그리고 "G"는 GMAW 용접부 시편을 표시하며 뒤의 숫자는 시편번호를 나타낸 것이다. 동일조건에서 시험된 둘 이상의 Final K_I 들중 균열

Table 5. SCC test results of DS-100 steel weld metals using modified WOL specimens.

Sample	Testing Potential	No.	Initial			Final		
			P (kN)	a (mm)	K_I (MPa√m)	P (kN)	a (mm)	K_I (MPa√m)
SMAW	OCP	S01	58.8	26.8	148.4	46.6	30.3	140.7*
		S1	54.0	28.5	142.9	49.8	30.66	>152.1
	-750 mV	S5	48.0	29.1	131.9	43.5	30.4	>130.8
		S6	53.3	28.0	137.4	50.1	29.4	>140.7
	-1100 mV	S2	48.4	27.5	120.9	36.9	30.09	108.8*
		S3	47.3	27.9	120.9	2.7	48.59	58.8*X
		S4	52.7	27.1	126.4	14.8	40.12	114.3*
		S05	61.4	26.0	148.4	4.3	47.0	78.0*X
GMAW	OCP	G6	34.9	33.0	128.6	32.1	35.05	>142.8
	-1100 mV	G1	46.3	30.8	142.9	8.1	44.71	110.0*X
		G2	59.5	25.2	131.9	53.7	26.68	>128.6
		G3	41.2	30.1	120.9	38.4	30.76	>117.6

P : Applied Load > : Crack not Occurred
 a : Crack Length * : Crack Occurred
 K_I : Stress Intensity Factor
 X : Not Valid K_I due to a/W Limit

이 발생한 경우의 가장 낮은 값을 K_{ISCC} 로 간주하였고 균열이 발생하지 않은 경우 측정된 Final K_I 값들중에서 가장 높은 값을 선택하였다. 왜냐하면 균열이 발생되지 않은 경우 K_{ISCC} 값이 가장 큰 K_I 값보다 큰 것이기 때문이다. 각 조건에서 이와같이 선택된 Final K_I 를 1000시간의 응력부식시험중에 시험편에 걸려있는 K_I 으로 채택하였다. OCP에서 시험된 SMAW 용접부에서는 $140.7\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 의 비교적 높은 K_{ISCC} 가 측정되며, 반면 동일재료에서 -1100mV 에서는 균열의 발생이 자주 관찰되고 $109\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 의

낮은 K_{ISCC} 가 측정되었다. 음극방식전위가 -750mV 에서 시험된 SMAW 용접부의 경우에는 모든 시험편에서 균열의 발생이 관찰되지 않았고, 따라서 $141\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 이상의 높은 K_{ISCC} 가 예상된다. GMAW 용접부의 경우, OCP의 전위조건에서는 $142\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 이상의 K_{ISCC} 가 예상되며, -1100mV 의 음극방식전위에서는 $129\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 의 K_{ISCC} 가 기대된다. 즉, 수소취성이 발생할 수 있는 -1100mV 의 음극전위에서 GMAW 용접부가 SMAW 용접부에 비하여 비교적 높은 K_{ISCC} 를 보인다.

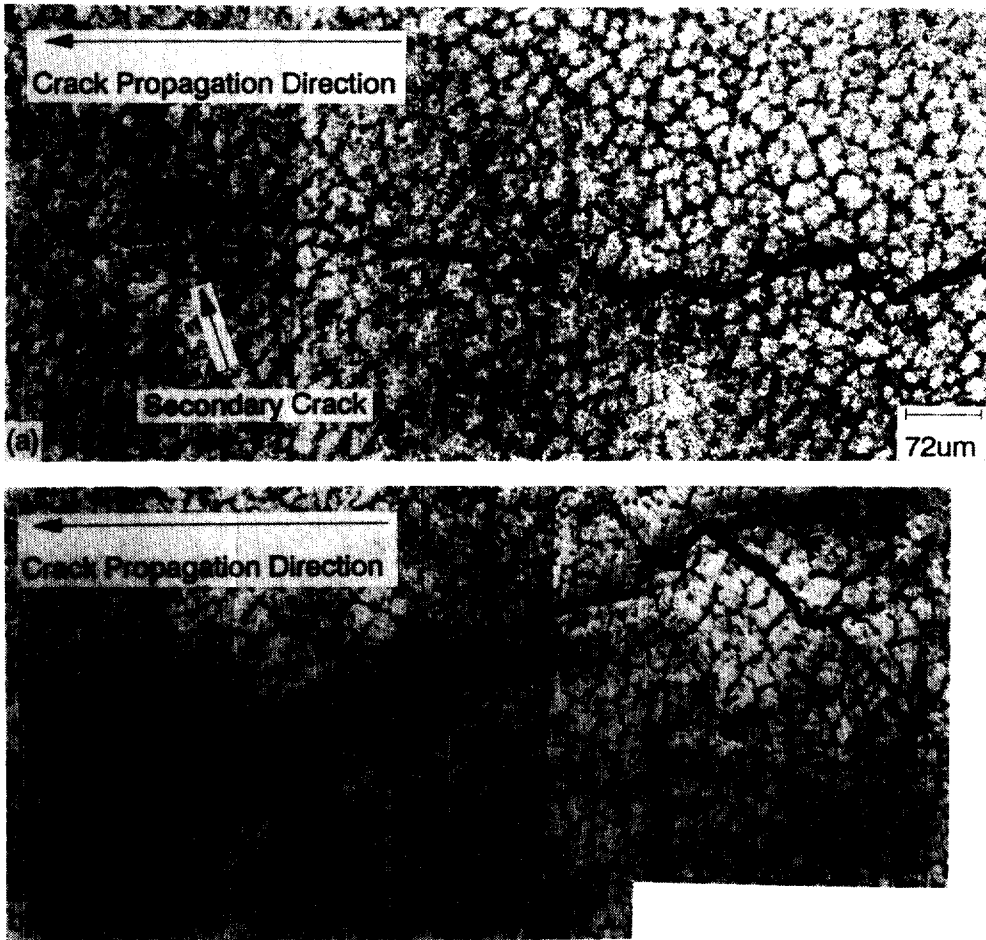


Fig. 6 Optical observation of stress corrosion crack propagation in SMAW and GMAW weld metals in synthetic sea water at cathodic potential of -1100mV . (a) SMAW, (b) GMAW

3. 응력부식균열전파관찰

응력부식실험이 끝난 후 -1020mV 정도의 음극 전위에서 균열이 발생한 SMAW와 GMAW 용접부 시편의 표면을 광학현미경으로 관찰한 결과를 그림 6에 실었다. 그림 6(a)는 SMAW 용접부에 대해 관찰한 결과인데 Columnar Boundary를 따라 응력부식균열이 전파하였음을 보이고 있다. 또한, Columnar Boundary에서 Secondary Crack이 부분적으로 자주 관찰되었다. GMAW에서 응력부식균열이 전파하는 경향은 그림 6(b)에서 보는 바와 같이 Columnar 구조의 내부로 균열이 진행되고 있고 Secondary Crack의 흔적은 SMAW에 비하여 드물게 발견되었다. 이와 같이 응력부식균열의 미세조직에 대한 민감성은 SMAW와 GMAW 용접부에서 각각 다르게 관찰되었다. 하지만, 파괴시편에서 표면과 내부의 균열첨단주위에 형성되는 응력장이 다르므로 표면

에서의 관찰은 정확한 균열전파의 경향을 규명하는데 한계가 있다. 그러므로, 시편을 파괴시킨 후 파면관찰을 통해 자료의 파괴경향을 알아 보았다.

각 조건에서 균열이 발생한 시편의 파면을 거시적으로 관찰했을 때 OCP에서 파괴된 SMAW용접부에서는 응력부식균열이 시편내부에서 활발하게 발생하는 경향을 보이며, 수소취성조건인 SMAW 용접부는 내부의 심한 연성파괴의 경향과 외부의 취성파괴경향이 관찰되었다. 이러한 표면과 내부의 파괴경향차이는 균열이 전파하여 하중이 낮아지는 균열첨단에서 사라지는 경향을 보인다. 한편, 수소취성조건인 GMAW 용접부는 이러한 표면과 내부의 파면 차이가 거의 관찰되지 않는다. 음극전위가 -1020mV 일때 응력부식균열이 발생한 SMAW와 GMAW 용접부의 파면을 SEM으로 관찰한 결과를 그림 7과 8에 실었다. 그림 7에서 SMAW 용접

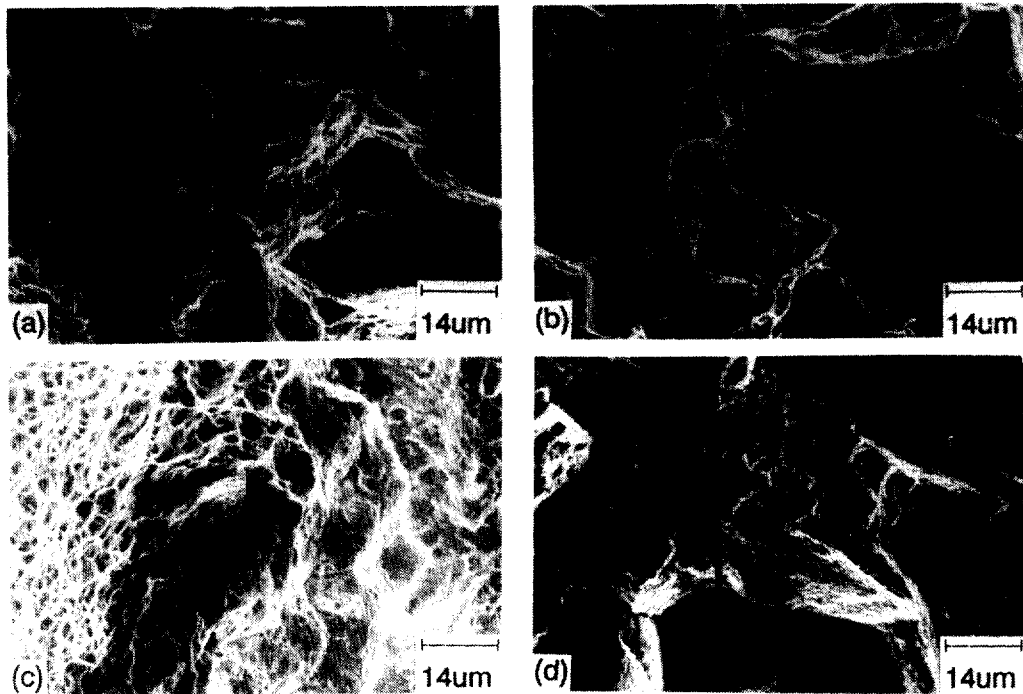


Fig. 7 SEM fractography observed from SMAW weld metal tested at cathodic potential of -1029mV . (a) and (b) Fractography around crack tip. (c) and (d) Fractography in crack path.

부는 균열철단근처에서 Intergranular (IG)와 Quasi Cleavage(QC)의 경향을 보이는 응력부식 파면이 관찰되며 (그림 7(a) 및 7(b)), 균열경로에서는 벽개면 (Cleavage)의 흔적과 함께 Microvoid Coalescence (MVC)의 파괴경향이 관찰되었다. (그림 7(c) 및 (그림 7(d)). 특히 IG에 의한 균열전파의 흔적은 SMAW 용접부에서 두드러지게 관찰되었고 Columnar Boundary가 파면에서 자주 관찰되었다. 또한 Secondary Cracking에 의한 Crack Branching의 발생은 입계균열이 관찰된 부위에서 자주 발견되었다. GMAW 용접부에서의 응력부식파면은 그림 8에서와 같이 QC와 IG의 경향을 보여 주고 있다. 균열철단에서 주로 발견되는 파괴경향은 SMAW 접부와는 다르게 QC에 의한 결과를 보여주고 있다 (그림 8(a) 및 8(b)). GMAW 용접부에서도 Secondary Cracking의 흔적은 관찰되었지만 비교적 드물었고

균열중간에서의 MVC의 발생여부는 심한 부식에 의한 파면의 손상으로 확인할 수가 없었다. 하지만 부분적으로 관찰된 균열경로에서의 파면은 입계 및 벽개면의 혼합으로 구성되어 있었다. 부식전위에서 파괴된 SMAW 용접부에서의 SEM 파면관찰 결과를 그림 9에 실었다. 부식전위에서도 SMAW 용접부는 음극전위에서 관찰된 바 (그림 7)와 마찬가지로 IG에 의한 파괴경향이 두드러졌고 QC의 존재도 확인되었다. 또한, 입계를 따라 발생한 Secondary Cracking도 관찰되었다. 이상의 응력부식파면의 관찰을 통하여 DS-100 강 용접부에서 QC나 IG등의 취성파괴에 의하여 응력부식균열이 발생했음을 알 수 있는데, 이것은 그림 10과 같이 공기중에서 각 용접부의 파괴가 전적으로 MVC에 의한 연성파괴를 보이는 것과 비교할 때, 응력부식에 의하여 재료가 취화되었음을 말해주고 있다.

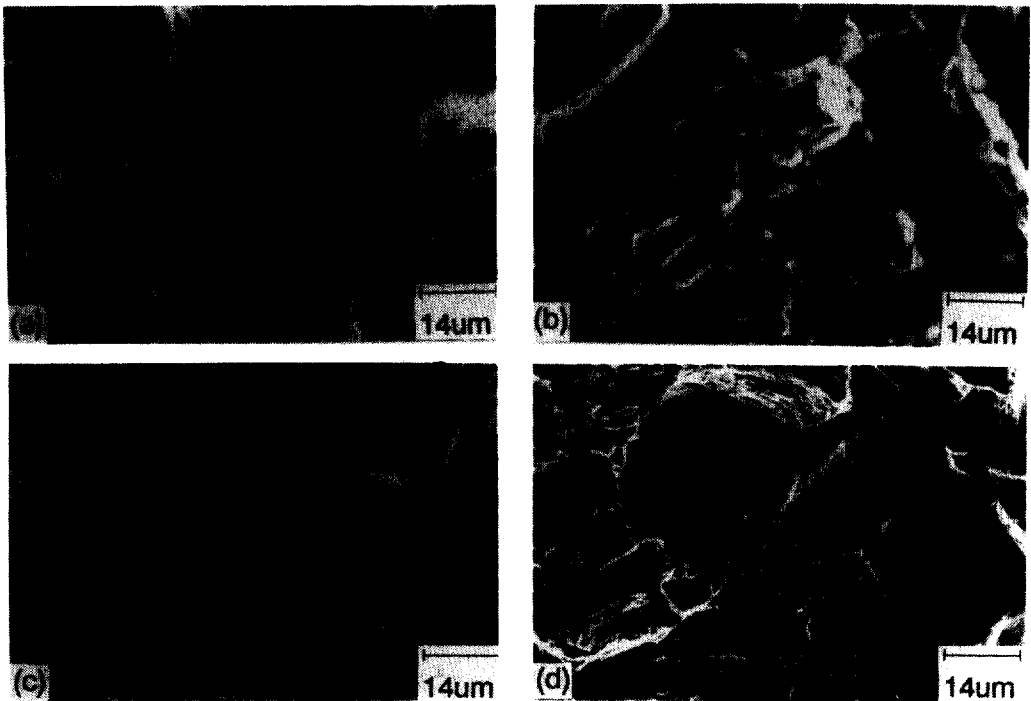


Fig. 8 SEM fractography observed from GMAW weld metal tested at cathodic potential of -1028mV . (a) and (b) Fractography around crack tip, (c) and (d) Fractography in crack path.

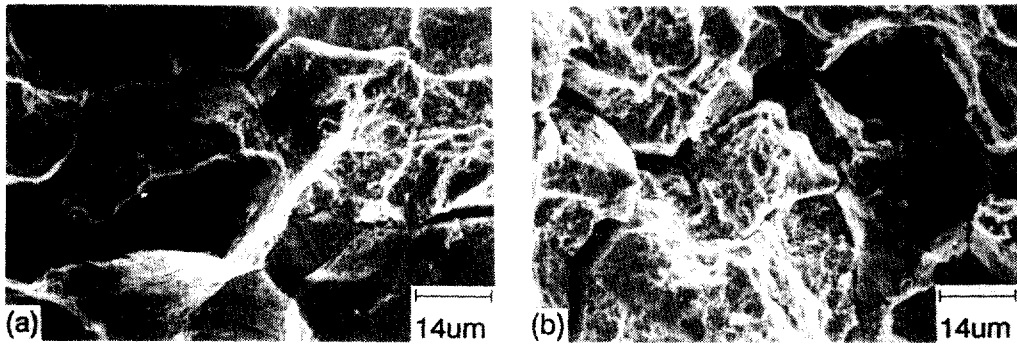


Fig. 9 SEM fractography observed from SMAW weld metal tested at rest potential.

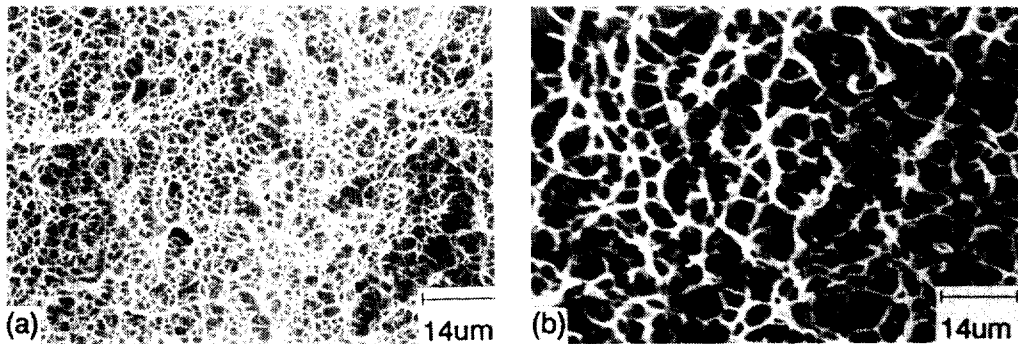


Fig. 10 SEM fractography observed from weld metals fractured in air. (a) GMAW weld metal, (b) SMAW weld metal.

4. 고찰

심해구조용 고장력강종으로 개발된 DS-100강의 모재부는 응력부식성이 우수한 것으로 판명되었으나, 본 실험에서 DS-100 강 용접부에서는 비교적 낮은 응력부식저항성이 관찰되었다. 일반적으로, 고장력강의 용접부에서는 모재부와는 다른 기계적성질과 미세조직적 변화가 발생하게 되는데 이러한 변화는 용접공정에 따른 여러가지 용접변수에 의해 조절될 수 있다.^{1-5,7,8)} 특히, 용접부에서의 미세조직과 항복강도의 변화는 재료의 응력부식에 직접적으로 영향을 준다. 본 실험에 적용된 SMAW와 GMAW의 용접공정은 Shielding 방법, 사용한 용접봉, 그리고 용접속도등에 차이가 있다. 이 중에서 두

공정에 사용된 용접봉의 조성은 SMAW 용접부에서 미소하게 높은 V, Cr, S등의 함량을 제외하더라도 대부분의 합금원소가 동일하다. 두 용접부 모두 모재부에 비하여 비교적 높은 Mn을 함유하고 있으며, Oxide등의 개재물의 형성에 민감한 Mn의 역할을 고려할 때^{9,10)} 용접부의 응력부식 표면에서 발견된 IG의 파괴경향은 용접부 입계에서 불순물편석의 가능성을 제시하고 있다. 용접공정서 Shielding의 효율은 용접부의 청정도 즉 개재물형성의 방지와 직접적으로 관계되며, 일반적으로 용접중에 불활성의 Ar과 미량의 O₂로 용융부위를 Shielding하는 GMAW 용접공정이 용접봉에 피복된 Flux의 용융에 의한 SMAW용접공정에 비하여 높은 Shielding 효과를 가진다고 알려져 있다.^{1,3)}

다층용접시 용접부의 미세조직은 응고중의 냉각 속도에 크게 좌우되며, 냉각속도의 차이는 용접부를 구성하는 조직성분을 직접적으로 변화하게 된다.^{1, 4, 7, 8)} 냉각속도를 결정하는 주요 변수는 실용접부의 두께와 용접입열량 그리고 용접속도인데 본 실험에서 두 용접부의 두께차이는 작으므로 그리 중요한 변수가 되지 않을 것이며, 입열량 역시 동일하게 설정되었다. 용접속도의 영향은 다층용접시 Bead수의 차이에 의한 소려의 효과이다.¹⁰⁾ 본 용접부의 각 용접층간 온도는 약 300°C 정도이며, 이러한 온도범위의 소려조건은 고장력강에서 주로 발생하는 IG의 파괴를 촉진시키는 Temper Embrittlement(TE)를 유발시키게 되는데, TE가 발생하는 재료에서 수소의 영향은 TE에 의한 입계균열을 더욱 촉진시키게 된다.^{8, 11-13)} 하지만 본시험에서 용접부의 조직은 Martensite가 지배적인 조직이 아니고 용접부가 저탄소합금강이므로 이러한 현상은 국부적인 부위에서 발생하였을 것이다. 낮은 용접속도에 의하여 많은 Bead를 가지는 SMAW 용접부의 경우 소려의 효과가 비교적 크게 발생하여 입계에서의 편석이 증가하였을 것으로 예상된다. 수소분위기가 지배적인 음극전위에서 용접부에 내재하는 개재물들은 수소의 Trapping 원으로 작용하므로 개재물의 편석이 심한 용접부에서 QC와 IG에 의한 응력부식균열의 발생이 활발할 것이다.^{11, 12)} 그러므로, SMAW 용접부는 느린 용접속도와 낮은 효율의 Shielding방법으로 제작되고 비교적 높은 항복강도를 가지므로, GMAW 용접부에 비하여 입계에서 응력부식균열에 대한 저항이 낮을 것으로 생각된다. 이것은 SEM 표면관찰 및 시편표면의 광학관찰에서 드러난 SMAW 용접부의 Columnar Boundary를 따라 발생한 많은 IG와 Secondary Crack의 결과와 일치한다. -1029mV의 음극전위에서 시험된 GMAW 용접부 역시 IG의 경향이 관찰되었으나 SMAW 용접부에 비하여 드물었고 K_{isc} 의 하중이 걸린 균열첨단에서는 응력부식에 비교적 저항성이 큰 QC에 의한 벽개면이 주로 관찰되었다.^{11, 13)} 즉

GMAW 용접부는 입계응력부식균열에 대한 저항성이 SMAW 용접부에 비하여 우수하나 느린 냉각속도에 의한 수소취성에 강한 고온변태조직의 형성으로 균열첨단에서 대부분 입내균열의 발생을 보였다.

본 실험에서 관찰된 -1028mV의 음극전위에서 시험된 SMAW 용접부의 응력부식파면에서 높은 하중이 걸린 부위는 균열첨단에서와는 다른 MVC와 QC의 파괴경향을 보였다. 고장력강에서 수소취성에 의한 균열의 발생은 수소의 Trapping이 발생하는 개재물경계면이나 결합등 재료내부의 고에너지부위의 분포와 여기에 걸리는 주응력의 합이 의존하며,⁸⁾ 균열전파의 경로는 입계, 입내 그리고 연성파괴의 순서로 취약하다고 알려져 있다.^{11, 13)} Beachem등에 의하면 높은 하중조건에서는 균열첨단의 큰 소성역내의 많은 개재물에서의 Void 발생에 의한 MVC의 경향으로 균열의 전파가 발생하지만, 소성역이 작아지면 QC와 IG를 보인다고 하였다.¹⁴⁾ SMAW 용접부에서 관찰된 파면에서 Arrest된 균열로 갈 수록 파면이 주로 IG에 의해 형성된 것은 이같은 사실이 뒷받침한다고 할 수 있다. 파괴시편에서 평면변형조건(Plane Strain Condition)의 유지는 시편표면과 내부에 거의 균일한 응력장을 형성하여 주응력장에 영향을 받는 수소취성 균열의 발생에 중요하지만, 본 시편은 평면변형조건에 요구되는 두께의 1/3에 해당되므로 대부분 평면응력조건(Plane Stress Condition)이 유지되었다. 그러므로, 파면관찰과 파면의 광학관찰 결과에서와 같이 시편표면에서와 내부에서의 균열전파경향은 거의 같았다. 하지만, 표면에서 발생한 심한 취성균열의 경향에서 Bead의 크기가 작은 SMAW 용접부에서 표면과 내부의 다른 소려효과로 미세조직적 차이가 발생하였을 가능성도 있다.^{2, 7)}

심해구조물에 적용되는 음극방식전위의 영역은 수소취성의 위험을 고려하여 신중하게 선택되어야 한다. 본 실험결과에서 -1020mV의 음극전위는 수소환원반응을 지배적으로 발생시켜 재료에 IG, QC 등의 취성파괴에 의한 수소취성을 유발시키며, 반

면 -750mV 의 음극전위의 적용은 시편에 주로 산소의 환원반응을 발생시켜 균열내에 존재하는 수소의 영향을 거의 제거하여 재료를 수소취성에서 보호할 수 있었다. 부식전위에서 SMAW 용접부에 발생한 균열은 균열내의 Autocatalytic Reaction에 의한 산성분위기에서 발생한 소량의 수소가 재료내부로 확산하여 유발된 수소취성의 결과로 인식되며^{14, 15)} 이것은 부식전위에서 시험된 SMAW 용접부의 파면관찰에서 균열첨단의 파면이 거의 부식되지 않고 수소취성에서와 같은 파괴경향을 보이는 사실에서 확인되었다. 그러므로 심해구조물의 음극방식은 수소의 발생이 미약하고 산소의 환원이 지배적인 음극전위영역을 설정하여 재료의 취화와 부식을 방지할 수 있다.

5. 결 론

심해구조용 3Ni-Cr-Mo계 고인성 고강도(DS-100)강의 용접부가 용접공정 및 시편전위조건의 변화에 따른 응력부식실험의 결과를 요약하면 다음과 같다.

1. SMAW와 GAMW의 공정으로 제작된 DS-100 강 용접부는 인공해수내에서 OCP와 -1100mV 의 전위에서 모재부에 비하여 낮은 K_{ISCC} 를 보인다.
2. 수소의 환원반응이 지배적인 -1100mV 의 음극방식조건에서 시험된 GMAW의 K_{ISCC} 가 SMAW보다 비교적 높게 관찰되었다. 그러므로, 불순물 Shielding의 효과가 우수하고 용접속도가 비교적 빠른 GMAW 용접공정에 의해 용접부의 응력부식성이 개선될 수 있다.
3. OCP에서 시험된 SMAW와 GMAW용접부에서는 -1100mV 에서의 결과에 비하여 높은 K_{ISCC} 가 측정되었다. 이때 측정된 K_{ISCC} 는 두 용접부 모두 모재부의 결과와 거의 유사하였으며, 따라서 자유부식분위기에서는 용접부의 응력부식성이 우수함을 알 수 있었다.

4. 구조용 합금강에 가장 적합한 -750mV 의 음극방식조건에서 시험된 SMAW용접부에서 -1100mV 의 결과에 비하여 높은 K_{ISCC} 가 측정되었다. 그러므로, 수소의 발생이 미약한 음극방식조건으로 용접부의 응력부식균열의 발생을 억제할 수 있었다.
5. 부식전위와 -1100mV 의 음극전위에서 파괴된 SMAW와 -1100mV 에서 파괴된 GMAW에서 Intergranular (IG)와 Quasi-Cleavage (QC)의 파괴경향이 관찰되었다. SMAW의 경우, IG에 의한 균열의 흔적이 주로 관찰되었고, GMAW의 경우 QC가 주로 관찰되었다. 두가지 모두 Secondary Crack의 흔적이 자주 발견되었으며 특히 SMAW의 경우 이러한 현상이 두드러졌다.

후 기

본 연구는 국방과학연구소와 산업과학기술연구소의 지원으로 수행되었으며 연구비지원에 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. C. A. Zanis and P. W. Holsberg, American Society for metals, 319 (1982)
2. C. T. Fujii, Met. Trans. 12A, 1099 (1981)
3. K. Eastering, Introduction to the Physical Metallurgy of Welding, Butterworths, Kent(1983)
4. P. Deb, K. D. Challenger and A. E. Therrien., Met. Trans. 18A, 987 (1987)
5. M. A. Munnig, Schmidt-Van Der Burg, S. Hoekstra and G. D. Ouden, Weld. J., 64, 63s (1985)
6. S. T. Rolfe and J. M. Barsom, Fracture and Fatigue Control in Structures, Prentice-Hall, New Jersey (1977)

7. C. Chen, A. W. Thompson and I. M. Bernstein, Met. Trans. 11A 1723 (1980)
8. T. L. Lin, Y. Lan and J. Wu, Met. Trans. 19A, 225 (1988)
9. N. Bandyopadhyoy, J. Kameda and C. J. McMahon, Jr., Met. Trans. 14A, 881 (1983)
10. J. G. Kaufman, J. W. Coursen and D. O. Sprows, Stress Corrosion New Approaches, H. L. Craig, Jr.(Ed.), STP 610, ASTM, p. 94, Philadelphia (1976)
11. T. G. Gooch, Weld. J., 53, 287s (1974)
12. M. D. Tumuluru, Weld. J., 66, 61s (1987)
13. B. D. Craig and G. Krauss, Met. Trans. 11A, 1799 (1980)
14. C. D. Beachem, Met. Trans. 3A, 437 (1972)
15. Y. A. Marichev and I. L. Rosenfeld, Corrosion, 32, 423 (1976)