

研 究 論 文

大韓熔接學會誌
 第11卷第3號1993年9月
 Journal of the Korean
 Welding Society
 Vol. 11. No. 3. Sep., 1993

강용접부의 응력부식크랙감수성 평가에 관한 연구(I)

—재료특성과 변형률 속도—

임재규* · 정대식** · 정세희***

Evaluation of SCC Susceptibility of Weld HAZ in Structural Steel(I)

—material properties and strain rate—

J. K. Lim*, D. S. Chung** and S. H. Chung***

Key Words : SCC(응력부식균열), Strain Rate(변형률 속도), HAZ(용접열영향부), R.O.A.(단면수축률), Synthetic Sea Water(인공해수), SSRT(저변형률시험)

Abstract

The cause of corrosion failure found in structures or various components operating in severe corrosive environments has been attributed to stress corrosion cracking(SCC) which is resulting from the combined effects of corrosive environments and static tensile stress. Slow strain rate test (SSRT) provides a rapid reliable method to determine SCC susceptibility of metals and alloys for a broad range of application. The chief advantage of SSRT procedures is that it is much more aggressive in producing SCC than conventional constant strain or constant load tests, so that the testing time is considerably reduced. Therefore, in this paper, the combined effects of material properties and strain rate on the tensile ductility and fracture morphology of parents and weldment for SM45C, SCM440 and SM20C steels were examined and discussed in synthetic sea water. The susceptibility of SCC was the most severe under the strain rate of $1.0 \times 10^{-6} \text{ sec}^{-1}$, and R.O.A can be used for parent and maximum load for weldment to evaluate the parameter for SCC susceptibility.

*정회원, 전북대학교 기계설계학과
 **정회원, 국방과학연구소
 ***정회원, 전북대학교 정밀기계공학과

1. 서 론

최근 기계구조물은 점점 대형화, 고속화, 효율화되기 때문에 기계재료도 고강도, 고인성, 내식성, 내열성 등이 요구되고 있다. 또한 이런 기계구조물이 가동되는 환경도 더욱 가혹화 되고 있다. 특히 석유자원을 포함한 해양자원의 개발을 위한 해양구조물의 대형화가 최근 현저하게 증가하고 있는 실정이다. 따라서 이와 같이 역학적으로나 환경적으로 가혹한 조건하에서 기계나 구조물이 장기간에 걸쳐 충분한 신뢰성을 갖게 하기 위해서는 기계재료에 미치는 환경, 특히 부식성 환경효과의 해명과 환경강도 설계기준의 확립이 강력히 요구되고 있다¹⁻³⁾. 즉, 환경크랙에 관여되는 역학적, 화학적 그리고 재료공학적 인자를 어떻게 파괴역학적으로 수렴하느냐가 문제이다. 그런데 재료의 환경강도는 부식환경중에서 재료 표면의 성질과 깊은 관계가 있다고 하는 것이다.

일례로 스테인레스강 등 내식성 재료의 내식성이 환경중에서 표면에 형성된 두께 10 μ m 정도의 산화피막 즉, 부동태 피막에 의한다는 사실이다. 따라서 재료의 환경강도 본질은 특정의 부식환경중에서 같은 재료에 생성된 부동태 피막의 파괴와 신생면(fresh surface)의 노출, 또 노출된 신생면의 재부동태화의 특성 등에 의존하게 되는 것이다.

특히 응력부식크랙(Stress Corrosion Cracking : SCC)은 금속재료가 특정의 anion을 포함한 환경과 인장응력과의 협동적 작용에 의해 파괴하는 현상이므로 SCC의 발생환경과 재료에는 고유한 조합상태가 있다. 따라서 SCC 감수성을 평가하기 위해서는 저변형률속도시험(Slow Strain Rate Test : SSRT)^{4, 5)}에

의해 계속적으로 신생면이 부식환경에 접하게 하여 크랙이 이와같은 신생면에서의 화학적인 변화와 변화된 주위환경에 어떠한 거동을 나타내는지를 정확하게 고찰할 필요가 있다.

따라서 본 연구에서는 마찰용접부를 포함하여 고강도 기계구조용강인 중탄소강, SM45C 및 크롬-몰리브덴강, SCM440과 이에 비교되는 저탄소강, SM20C에 대하여 인공해수환경의 자연부식조건에서 SSRT를 수행하여 이들이 변형률속도의 변화에 따라 어떠한 SCC 거동을 보이는지를 고찰하였다.

2. 시험편 및 실험방법

2.1 시험편

시험에 사용된 재료는 구조용강인 SM45C, SCM440 및 SM20C의 모재와 마찰용접재를 대상으로 하였다. 화학적 성분 및 기계적인 성질은 각각 Table 1 및 Table 2와 같다. Table 3은 마찰용접의 조건을 나타낸다.

시험편은 직경 13mm의 인발봉재를 가공하여 모재의 경우 게이지 길이 20mm, 직경 4mm의 인장시험편을 제작하였고, 용접재는 마찰용접한 후 용접면(welded joint)을 가운데 두고 곡률반경이 115mm, 중앙의 직경이 4mm가 되도록 가공하여 제작하였다. Fig. 1은 모재와 용접재의 시험편의 형상 및 치수를 보여주고 있다.

Fig. 2는 시험에 사용된 재료의 마찰용접부 단면을 부식시켜 얻은 사진이다. 표시된 부위의 각 재료에 대한 조직에서 (A)부위는 접합면의 용융선(fusion line)으로 용융주조 조직을 나타내며 (B)는 용접열영향부(Heat Affected Zone : HAZ)조직으로 조대결정 조직을 보여주고 있다. (C)부분은 모재조직과 용접

Table 1. Chemical composition(wt%)

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
SM45C	0.45	0.25	0.75	<0.03	<0.035	-	-
SCM440	0.41	0.25	0.73	<0.03	<0.035	1.05	0.23
SM20C	0.20	0.21	0.52	<0.03	<0.032	-	-

Table 2. Mechanical properties

Material	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)	Hardness (H _{RC})
SC45C	907	10.0	27
SCM440	729	13.0	20
SM20C	580	16.5	15

Table 3. Friction welding conditions

Material	Friction time (sec)	Welding time (sec)	Friction pressure (MPa)	Upset pressure (MPa)
SM45C	5	3	39.2	78.5
SCM440	7	5	39.2	117.7
SM20C	4	3	39.2	39.2

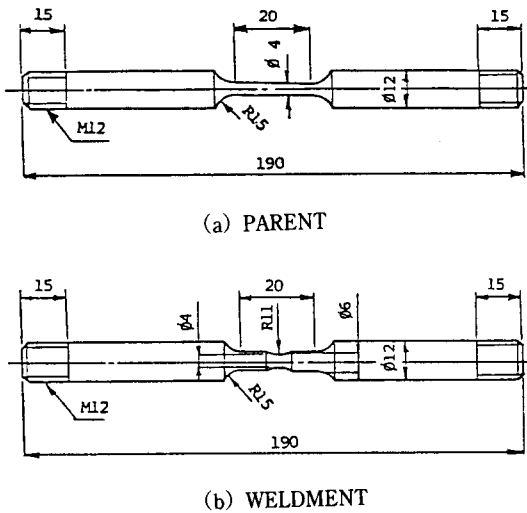


Fig. 1 Specimen geometries

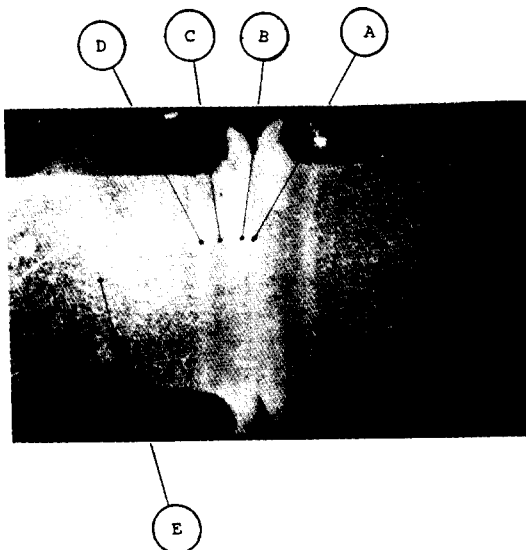


Fig. 2 Macroetching photograph of welded joint

HAZ의 중간으로 용접열영향이 여전히 존재하는 조직이다. 따라서 SM45C와 같은 고강도강에서는 subcritical HAZ로써 기계적 성질에서도 차이가 나타나는 영역이다. (D)부분은 미세조직으로 강종류에 따라서는 열영향이 거의 나타나지 않는 곳이다. (E)부분은 각 시편의 모재조직으로써 층상조직을 보여주고 있다.

Fig. 3은 용접 접합부를 중심으로 그 부분의 경도 분포를 미소경도계(microvikers; weight = 100gf)를 이용하여 측정한 결과이다. 그림에서 SM45C의 경우 접합면에서 최대치를 보이고, 그로부터 3mm떨어진 곳에서 subcritical point가 나타나고 있다. 또한 SCM 440의 경도는 약 2mm까지 높은 경도치를 보이며, SM 20C는 접합부 근처의 경도치가 오히려 모재보다도 낮은 경향을 보이고 있다.

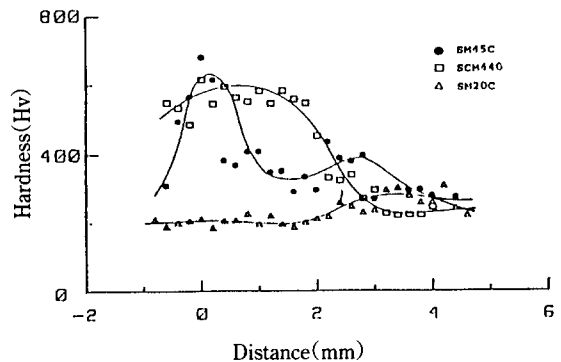


Fig. 3 Distribution of hardness at HAZ for SM45C, SCM440 and SM20C with micro-vickers hardness tester(weight : 100g)

2.2 실험장치 및 방법

실험에 사용된 시험기는 Fig4와 같이 frame, 로드셀(load cell), 감속장치 등으로 구성된 인장시험기이다. 용량은 2ton이고, 구동원은 AC소형모터이다.

특히 감속장치를 사용하여 저변형률속도(slow st-

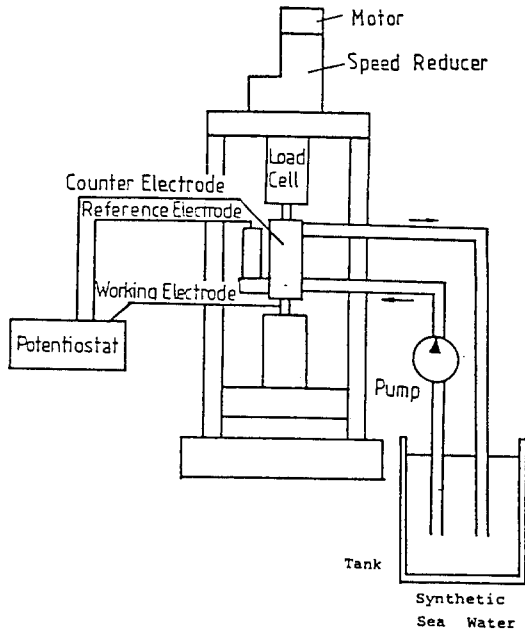


Fig. 4 Schematic drawing of slow strain rate tester.

rain rate)로 시험할 수 있도록 하였다. 이때 cross head speed의 범위는 $10^{-1} \sim 10^{-5}$ mm/min이다.

인공해수(pH : 8.2)는 ASTM-D1141에 따라 제조하였으며, 인공해수의 성분은 Table 4에 표시되었다.

Table 4. The composition of synthetic sea water. (in 10 liter water)

Composition	Quantity (gf)
NaCl	245.34
MgCl ₆ H ₂ O	111.11
Na ₂ SO ₄	40.94
CaCl ₂	11.58
KCl	6.95
NaHCO ₃	2.01
KBr	1.01
SrCl ₆ H ₂ O	0.42
H ₃ BO ₃	0.27
NaF	0.03

일반적으로 철강재료에 대한 저변형률속도 시험은 10^{-6} s⁻¹ 변형률 속도에서 응력부식에 대한 큰 감수성을 나타낸다고 보고되고 있다⁶⁾. 따라서 본 실험에서도 그 값을 고려하여, 모재를 대상으로 인공해수중 -0.9V의 방식전압에서 4가지 변형률 (1.0×10^{-5} S⁻¹, 4.17×10^{-6} S⁻¹, 1.0×10^{-6} S⁻¹, 4.17×10^{-7} S⁻¹)을 택하여 실험하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 모재의 재료특성과 변형률속도 효과

Fig 5에서 Fig.7까지 모재의 최대응력 및 진파단응력, 연신율, 단면수축률에 대한 변형률속도효과를 보인 것으로, Fig. 5에서 변형률속도가 증가함에 따라 SM 45C의 최대응력 σ_{max} 와 진파단응력 σ_f 는 저속에서 증가하다가 고속에서 감소하는 경향이 있고, SM440은 σ_f 의 경우, 변형률 4.17×10^{-6} sec⁻¹까지 증가되고 있으며, SM20C는 변형률속도 증가에 따라 σ_{max} 와 σ_f 가 서서히 증가하는 경향을 보이는 것을 알 수 있다.

Fig. 6과 Fig.7로부터는 SCM440의 경우 변형률속도 1.0×10^{-6} sec⁻¹에서 연신율과 단면수축률의 최저치를 보이며 SM45C의 경우는 변형률 4.17×10^{-6} sec⁻¹에서 연신율과 단면수축률의 감소를 보인 후 그 이하의 저변형률속도에서 거의 일정한 값을 유지하고, SM20C의 경우는 변형률속도가 저하함에도 불구하고 연신율과 단면수축률에는 큰 변화가 없음을 볼 수 있다(Table 5 참조).

연신율과 단면수축률 σ_{max} 를 동시에 고려할때는 SM 45C와 SC440의 경우, 변형률속도 1.0×10^{-6} sec⁻¹에서

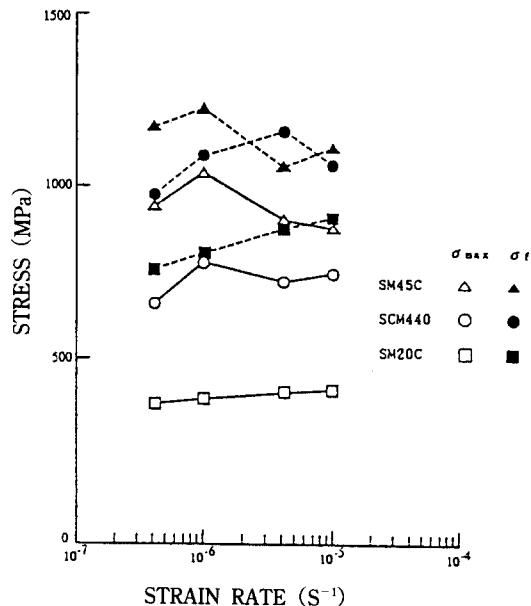


Fig. 5 The effect of strain rate on σ_{max} and σ_f of SM45C, SCM440 and SM20C (parent)

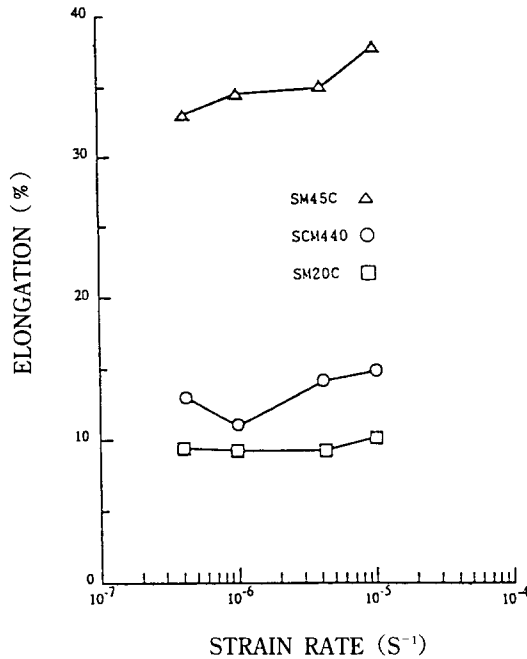


Fig. 6 The effect of strain rate on elongation of SM 45C, SCM440 and SM20C (parent)

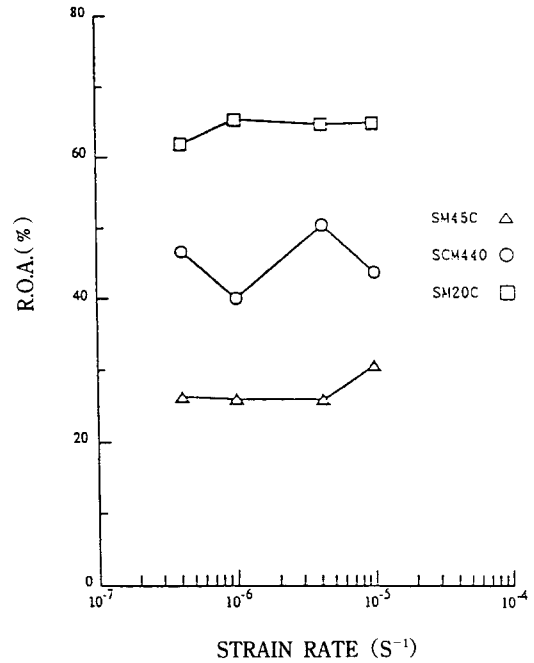


Fig. 7 The effect of strain rate on R.O.A. of SM45C, SCM440 and SM20C (parent)

Table 5. Slow strain rate test results of parent

Material	Environment	Strain-rate (s ⁻¹)	Max. stress (MPa)	Frac. stress (MPa)	Elong. (%)	R. O. A. (%)	T. T. F. (min)	Remarks
SM 45 C	Air	4.17x10 ⁻⁶	907.1	1083.7	10.0	24.7	476	No SCC
	Air	1.0x10 ⁻⁶	890.5				1714	No SCC
	S. S. W.	1.0x10 ⁻⁵	896.4	1130.7	10.2	31.1	204	Micro cracks in necking
	S. S. W.	4.17x10 ⁻⁶	919.9	1072.9	9.2	26.0	427	Micro cracks in necking
	S. S. W.	1.0x10 ⁻⁶	1057.2	1238.6	9.2	26.0	2162	Micro cracks in necking
	S. S. W.	4.17x10 ⁻⁷	960.1	1196.5	9.4	26.2	4124	Micro cracks in necking
SCM 440	Air	4.17x10 ⁻⁶	728.7	1101.3	13.5	45.7	609	No SCC
	Air	1.0x10 ⁻⁶	762.0					No SCC
	S. S. W.	1.0x10 ⁻⁵	767.9	1081.7	14.9	43.7	273	Micro cracks in necking
	S. S. W.	4.17x10 ⁻⁶	745.3	1176.8	14.2	50.3	649	Micro cracks in necking
	S. S. W.	1.0x10 ⁻⁶	801.2	1105.2	10.9	40.4	2864	Micro cracks in necking
	S. S. W.	4.17x10 ⁻⁷	681.6	995.4	13.1	45.6	5590	Micro cracks in necking
SM 20 C	Air	4.17x10 ⁻⁶	474.7	916.0	36.5	61.8	618	No SCC
	S. S. W.	1.0x10 ⁻⁵	437.4	927.7	37.9	64.8	631	General corrosion
	S. S. W.	4.17x10 ⁻⁶	429.5	895.4	35.0	64.6	1429	General corrosion
	S. S. W.	1.0x10 ⁻⁶	409.9	828.7	34.6	65.2	5954	General corrosion
	S. S. W.	4.17x10 ⁻⁷	402.1	779.7	33.0	61.7	13448	General corrosion

Note : S. S. W. : Synthetic sea water (Free corrosion condition)
T. T. F. : Time to failure

R. O. A. : Redution of area

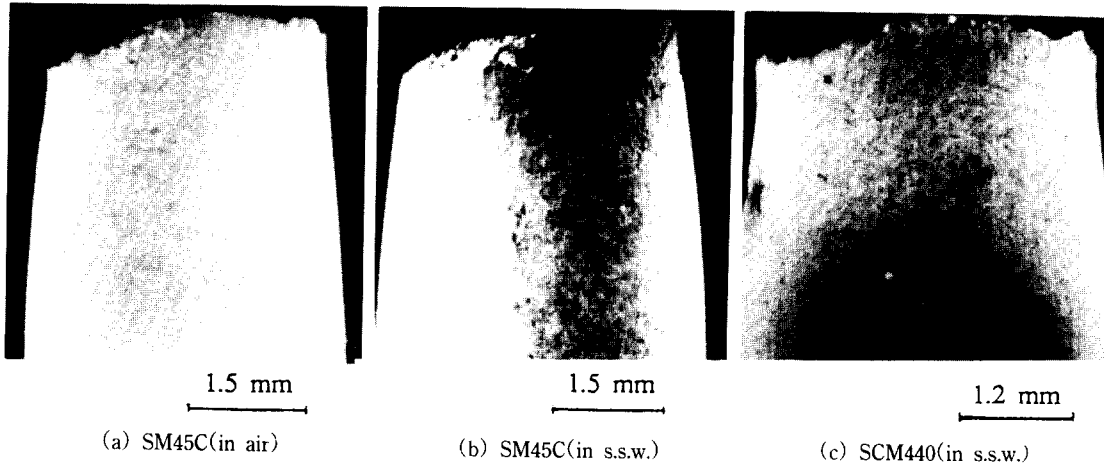


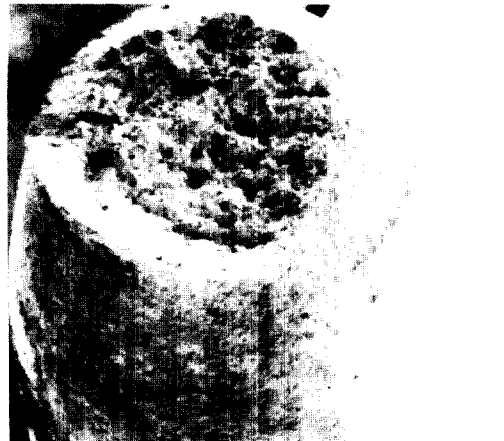
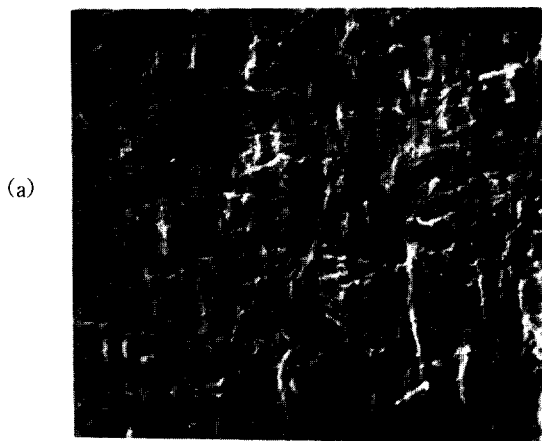
Fig. 8 Microcracks in necking portion of specimens.

연신율과 단면수축률은 감소된 반면, σ_{max} 가 증가된 것으로 미루어 이때의 변형률속도에서는 재료가 취화되었다고 말할 수 있겠다. 이것은 Leach⁷⁾가 기술한 표면의 전위(dislocation)작용을 억제하는 피막의 역할은 재료의 상당한 경화 및 강도를 초래하여 재료의 기계적 성질을 변화시킬 수 있다는 것을 뒷받침해 준다.

SEM을 이용하여 관찰한 결과, Fig.8(a)와 같이 공기중에서 SM45C의 넥킹부에서는 미소균열이 관찰되지 않고 있는데 대하여 Fig.8(b), (c)의 인공해수중에서는 SM45C, SCM440의 경우 모든 시험 변형률속도 상태에서 표면의 부식과 함께 넥킹부에서 미소균열이 다량 존재함을 알 수 있었다. 그러나, 변형률속도에 따른 균열길이를 세밀히 관찰하면, SCM440의 경우

변형률속도 $1.0 \times 10^{-6} \text{ sec}^{-1}$ 에서 균열정도가 가장 심한 것(크기: 약 $150 \mu\text{m}$)을 알 수 있다(Fig.9 참조). 따라서 Fig. 6, 7에서 보인 단면수축률과 연신율이 SCM440 모재의 SCC감수성 평가인자로서 사용될 수 있다고 판단된다. SM45C의 경우도 변형률 $1.0 \times 10^{-6} \text{ sec}^{-1}$ 에서 균열정도가 가장 심하였으나(Fig.10 참조) SCM440의 경우와 같이 이때의 단면수축률과 연신율이 최대치는 아니었다. 이는 SM45C의 재질특성, 즉 연신율과 단면수축률이 본래 SCM440보다 작기 때문에 변형률속도 변화에 따라 상대적으로 충분히 큰 변화폭을 보이지 못한 것으로 생각된다.

또한, SM20C는 시험된 모든 변형률속도에서 균열 발생없이 전면부식이 일어났으며(Fig.11 참조), 이것을 최대응력, 연신율, 단면수축률의 변형률속도 변화에



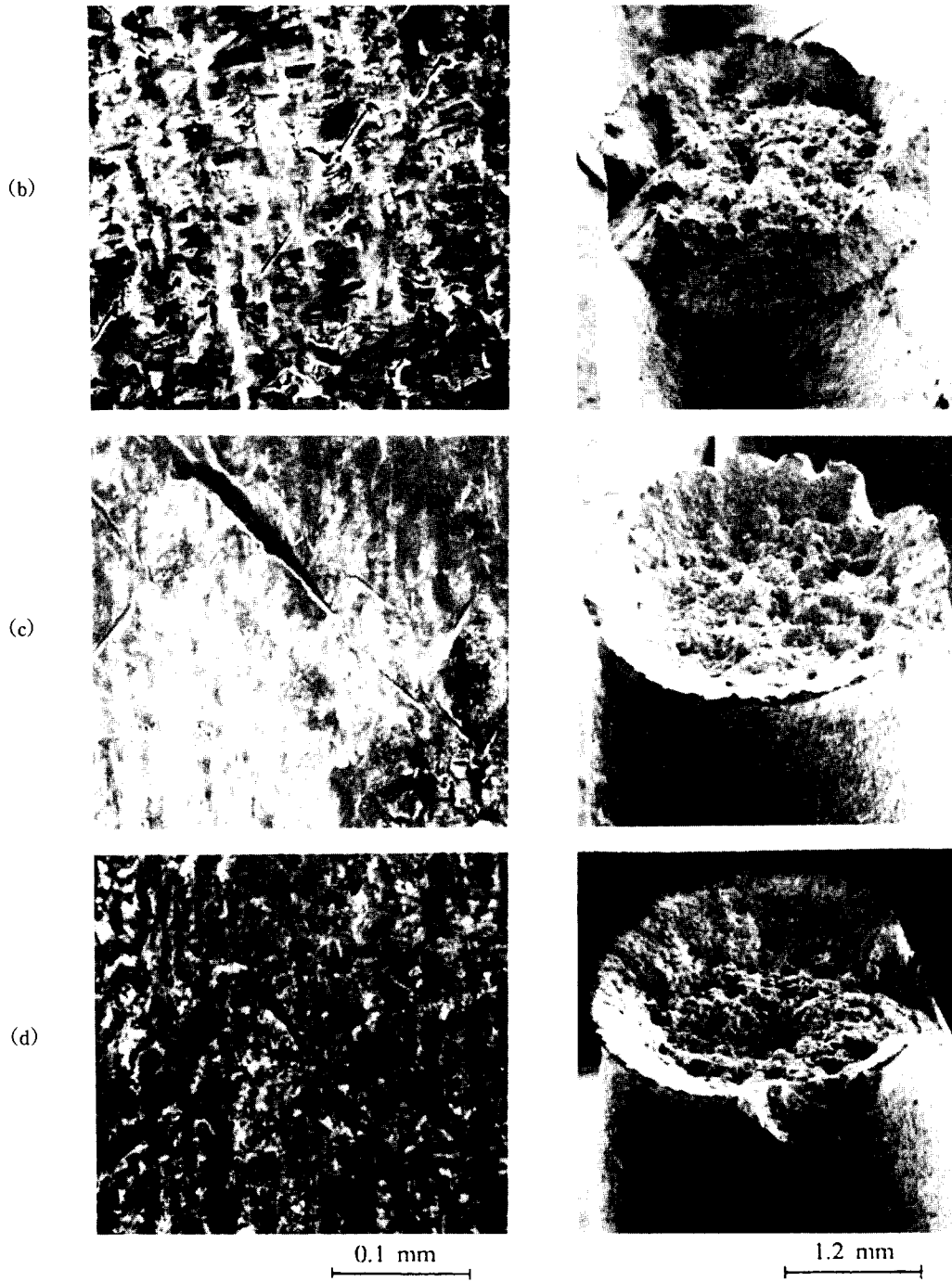


Fig. 9 Micrographs of specimen surface and fracture cross-section of SCM440 after SSRT in s.s.w.

(a) strain rate : $1 \times 10^{-5} \text{ sec}^{-1}$

(c) strain rate : $1.0 \times 10^{-6} \text{ sec}^{-1}$

(b) strain rate : $4.17 \times 10^{-6} \text{ sec}^{-1}$

(d) strain rate : $4.17 \times 10^{-7} \text{ sec}^{-1}$

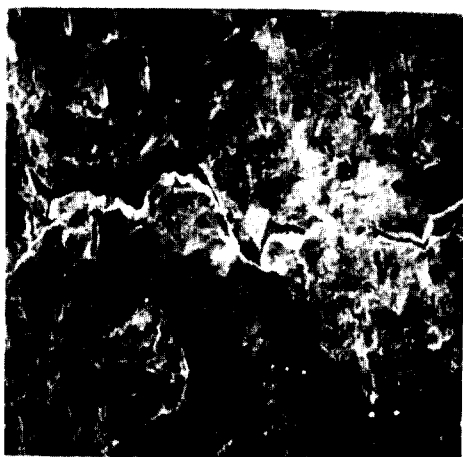
(a)



(b)



(c)



0.1 mm

1.36 mm

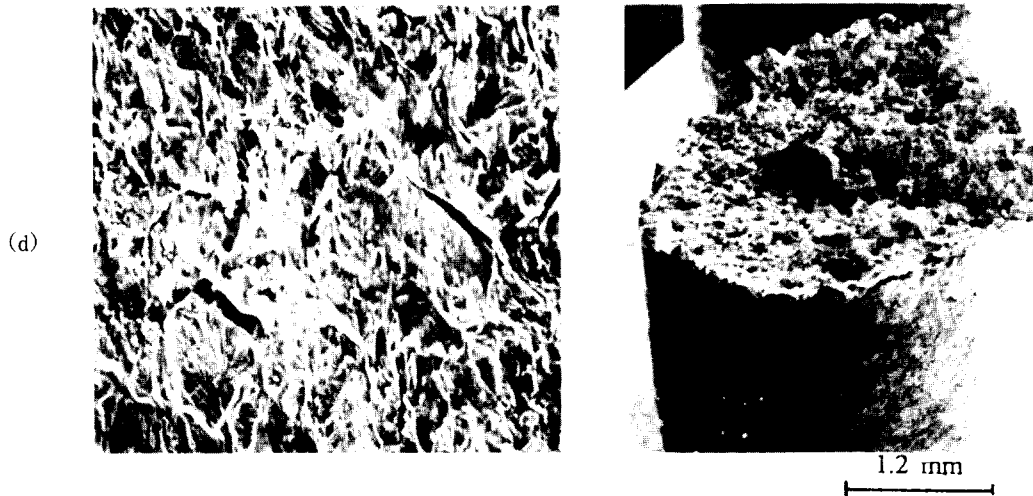


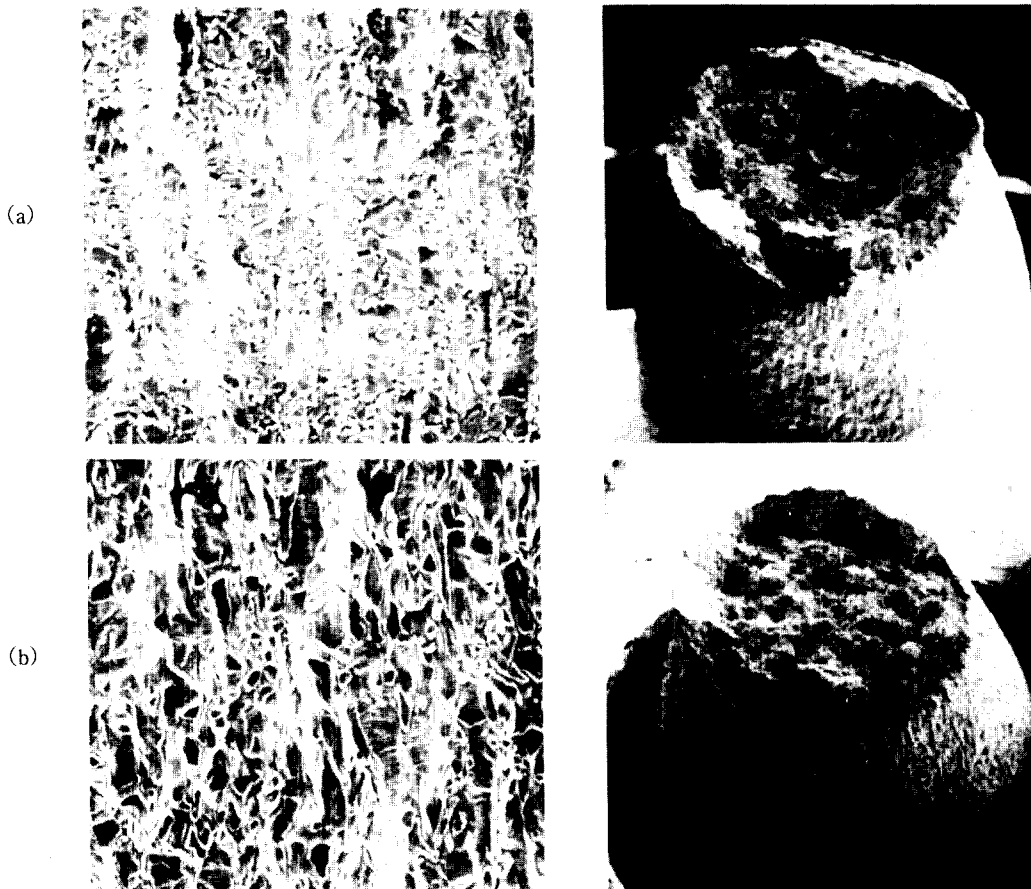
Fig. 10 Micrographs of specimen surface and fracture cross-section of SM45C after SSRT in s.s.w.

(a) strain rate : $1 \times 10^{-5} \text{ sec}^{-1}$

(c) strain rate : $1.0 \times 10^{-6} \text{ sec}^{-1}$

(b) strain rate : $4.17 \times 10^{-6} \text{ sec}^{-1}$

(d) strain rate : $4.17 \times 10^{-7} \text{ sec}^{-1}$



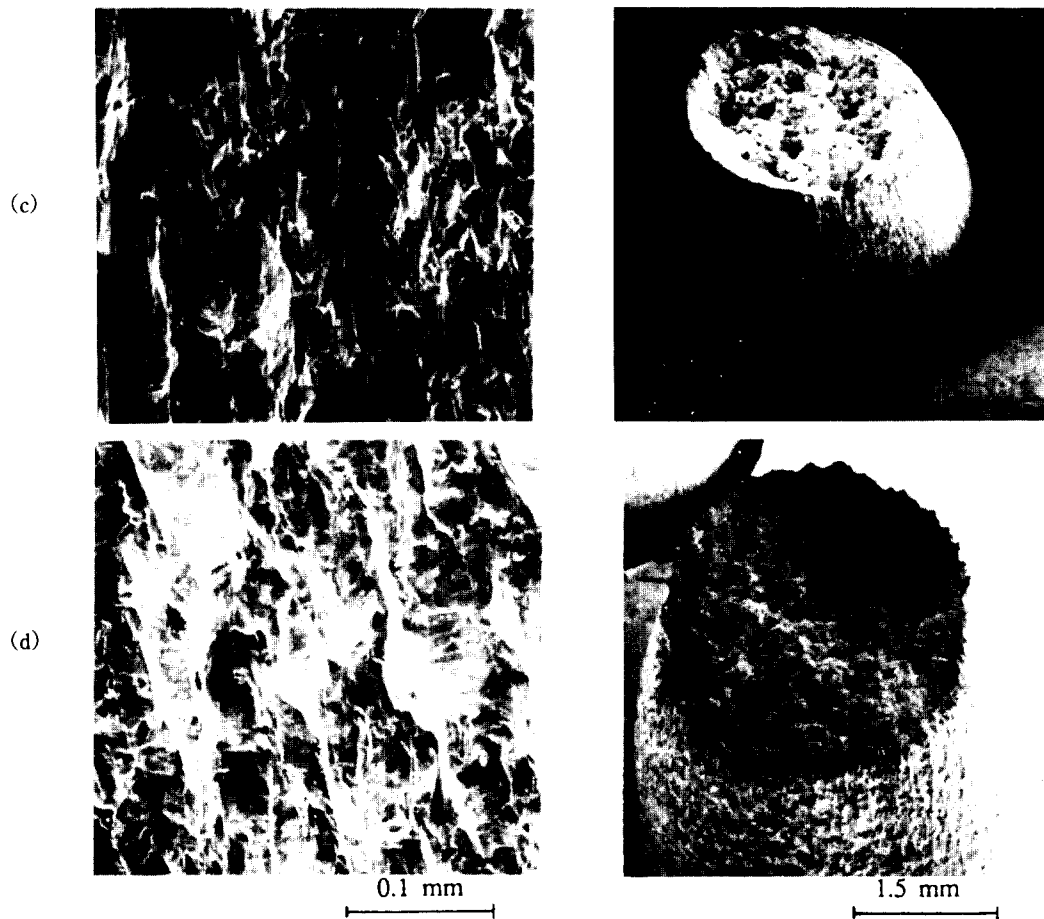


Fig. 11 : Micrographs of specimen surface and fracture cross-section of SM20C after SSRT in s.s.w.

(a) strain rate : $1 \times 10^{-6} \text{ sec}^{-1}$

(b) strain rate : $4.17 \times 10^{-6} \text{ sec}^{-1}$

(c) strain rate : $1.0 \times 10^{-6} \text{ sec}^{-1}$

(d) strain rate : $4.17 \times 10^{-7} \text{ sec}^{-1}$

따른 결과와 비교할때, 이들 SCC평가인자의 일정한 감소추세는 외력 저항 단면적의 부식에 따른 감소에 의한 것으로 생각된다.

3.2 용접부의 변형률속도 영향

용접부는 대기중에서는 Table 2에서 알 수 있듯이 열에 의한 조직변화에 따라 거시적으로 인장강도의 증가를 나타내고 있다. 그러나, 인공해수 조건에서 변형률속도를 변화하면서 시험한 결과는 최대하중이 대기중의 값보다는 저하되고 있었다.(Table 6 참조) SSRT시험결과, 연신율과 단면수축률은 너무 미미하여 측정 불가능하므로 Fig.12에서 볼 수 있는 바와 같이

최대 하중값의 변화를 고찰하였다.

SM45C, SCM440은 시험속도 $1.2 \times 10^{-3} \text{ mm/min}$ 에서 최대하중의 급격한 저하를 보이며 그 이하의 속도에서는 다시 약간의 증가를 보인다. 또한 Upset 압력을 보다 많이 받은 SCM440이 SM45C보다 그 저하 정도가 큼을 알 수 있다. 즉, 용접부에 대한 시험결과인 Table 6에서와 같이 시험속도가 $3 \times 10^{-3} \text{ mm/min}$ 에서 $1.2 \times 10^{-3} \text{ mm/min}$ 로 낮아질때, 최대응력은 SM45C의 경우, 1239.6 MPa에서 1024.8 MPa(17.3%), SCM440의 경우, 1350.4 MPa에서 1058.2 MPa (19.3%)로 저하되었다. 이에 반하여, SM20C의 용접부는 최대하중의 감소정도도 크지않고, 파단면도 대기중의 것과 차이가 없음을 알 수 있었다. 즉, SM20C는 시험속도 $1.2 \times 10^{-3} \text{ mm/min}$ 까지는

Table 6. Slow strain rate test results of weldment

Material	Environment	Displ. -rate (mm/min)	Max. stress (MPa)	T. T. F. (min)	Remarks
SM 45 C	Air	1.2×10^{-2}	126.4	117	Dimple
	S. S. W.	1.2×10^{-2}	117.8	130	Dimple
	S. S. W.	3.0×10^{-3}	112.0	360	Dimpl & cleavage
	S. S. W.	1.2×10^{-3}	104.5	960	Quasi cleavage
	S. S. W.	3.0×10^{-4}	109.9	4308	Quasi cleavage
SCM 440	Air	1.2×10^{-3}	1311.2	1611	Cup & cone
	S. S. W.	1.2×10^{-2}	1231.8	156	Cup & cone
	S. S. W.	3.0×10^{-3}	1231.8	513	Dimple & cleavage
	S. S. W.	1.2×10^{-3}	1058.2	1150	Dimple & cleavage
	S. S. W.	3.0×10^{-4}	1120.0	4307	Dimple & cleavage
SM 20 C	Air	1.2×10^{-2}	617.8	309	Cup & cone
	S. S. W.	1.2×10^{-2}	621.8	205	Cup & cone
	S. S. W.	3.0×10^{-3}	615.9	726	Cup & cone
	S. S. W.	1.2×10^{-3}	601.2	1772	Cup & cone
	S. S. W.	3.0×10^{-4}	604.1	5231	Dimple & cleavage

Note : S. S. W. : Synthetic sea water (Free corrosion condition)

R. O. A. : Reduction of area

T. T. F. : Time to failure

Remarks : Fracture surface profile

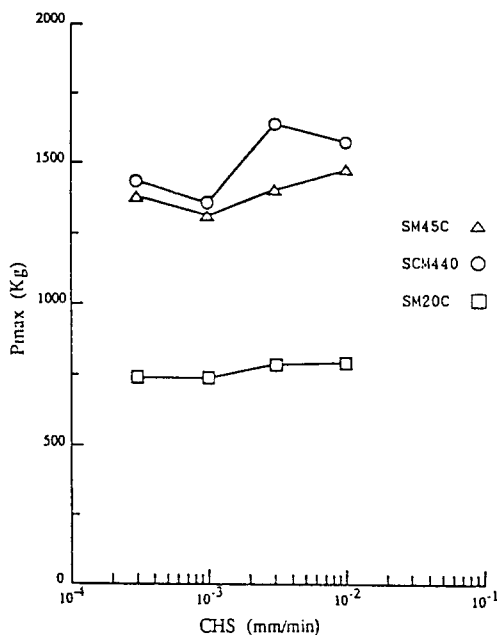


Fig. 12 : The effect of cross head speed on maximum load of SM45C SCM440 and SM20C(weldment)

cup & cone 형상을 유지하다가 그 이후는 수평파단면이었다.

이는 Theus 등⁹⁾에 의하여 35% NaOH 용액의 자연 부식조건에서 연강의 모재와 용접부에 대한 SCC를 연구하기 위하여 SSRT 시험한 결과, 용착부에는 표면균열이 없고 단면수축률도 저하되지 않았다는 결과와 비슷한 결과라 할 수 있겠다.

반면, SM45C, SCM440의 경우는 모든 시험속도의 경우에서 모두 고강도강이 파단될때 일반적으로 보이는 수평파단면을 보였다.(Fig.13 참조)

Fig.14에서와 같이 모든 용접부 시험 표면에서 균열발생은 확인할 수 없었는데 이는 마찰용접부의 특성에 의해 일단 균열이 발생하면 매우 빠른 속도로 전파, 파단되었기 때문으로 생각된다.

3.3 모재와 용접부의 SCC 감수성 평가

응력부식크랙이 발생할때는 부하방향에 수직인 균열이 부재 표면에 발생하며, 파단면은 2개의 영역, 즉 SCC 전파에 의하여 형성된 취성파단 영역과 재료의 기계적 파손에 의한 영역으로 구성된 잘 알려진 사실이다^{9, 10)}. 이 영역은 연성 재료에서는 분명히 구

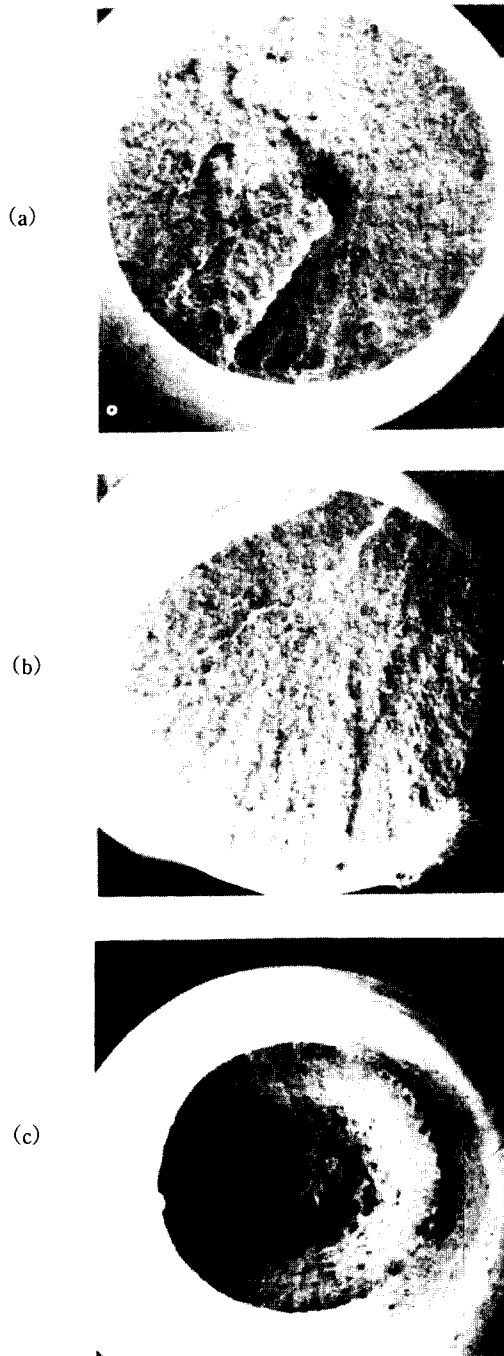


Fig. 13 : Macrofracture surface after SSRT in s.s.w.
 (cross head speed : 3×10^{-3} mm/min)
 (a) SM45C (b) SCM440 (c) SM20C

분되며 이들의 경계는 균열전파의 최후단계로서 이후부터는 작용응력이 재료의 인장강도를 초과하므로 금속의 파단이 초래되고 이때의 파단은 상당한 소성 변형을 동반하므로 딩플(Dimple)파단면을 보인다고 알려져 있다. 또한 고강도강에서는 이들 영역을 구분하기가 매우 어려우나 이때도 파단면을 세심히 관찰하면 구분가능함은 잘 알려져 있다.

상온의 인공해수 자연부식 조건에서 변형률속도를 변화시키면서 시험된 고강도강 SM45C 및 SCM440의 모재 시편의 경우, SEM에 의한 파단면 관찰시 파단면의 대부분을 기계적 파손임을 보이는 딩플파단면이 차지하고 있어 이로써 이들 재료의 SCC 정도는 매우 미미하다고 할 수 있다. 또한, 시편 표면의 넥킹부에서 미소균열이 발생한것은 Congleton 등¹¹⁾이 제안한 C형의 균열분포에 해당하는 것으로써 균열시작 및 전파가 인장강도 이상의 응력 또는 그때의 변형률에서 발생하였다고 판단할 수 있겠으며, 이때는 균열전파속도가 매우 빠르므로 최대하중 이후부터 파단시까지의 시간이 짧기 때문에 SCC에 의한 취성파단면 형성이 매우 적은 것이라고 생각된다.

이 미소균열이 저변형률속도시험과 관련되어 많이 거론되는 Scully¹²⁾ 및 Vermilyea¹³⁾등에 의하여 보고된 피막파괴에 의한 신생표면의 국부용해에 의한 SCC 현상인지 또는 같은 SCC이나 용액내의 수소이온이 피막파괴된 곳에 침입하여 응력을 받을때 발생된 균열현상인지를 판단하는 것은 추후의 과제로 남긴다.

연강인 SM20C는 시험변형률속도에서 SCC발생없이 단순한전면부식현상이 있었는데 이는 사전열처리되어 균열이 시작될 수 있는 국부부식요인이 제거된 것이 원인이 아닐까 생각된다.

용접부는 시편표면을 관찰한 바로는 SCC를 발견할 수 없었다. 그러나, 고강도강인 SM45C 및 SMC440의 경우, 변형속도 1.2×10^{-3} mm/min에서 최대하중의 최저치를 보인 현상은 SCC의 발생으로 볼 수 있겠는데, SCC를 표면에서 확인할 수 없었던것은 균열이 발생되었다 하면 신속히 파단되는 용접부의 특성때문으로 판단된다. 또한, 마찰용접시 Upset 압력을 많이 받은 SCM440이 가장 큰 최대하중의 감소를 일으킨 것으로부터 마찰용접부는 반경방향으로 신연되고 조대화 된 입자들로 구성된 층이 있으며 이것이 응력집중과 균열전파를 용이하게 한다는 대기중의 연구결과¹⁴⁾를 부식환경에도 적용할 수 있는 가능성을 보여주는 것으로 생각된다. 연강인 SM20C의 용접부는 표면의 SCC발생이 없고 최대하중의 감소도 없는 것으로 부터

SSRT에서는 SCC를 일으킬 수 없다고 추론된다.

이상에서 상온의 인공해수의 자연부식조건에서 고강도강 모재의 경우는 미미한 SCC가 있으며, 이의 변형률 결과를 검토하기 위해서 Hishida¹⁵⁾ 등이 기술한 대로 연신율보다는 단면수축률이 SCC 민감도를 판단할 수 있는 인자가 됨을 본 실험에서 확인할 수 있었고, 연신율이 거의 없는 용접부에 대하여는 최대하중이 SCC 민감도의 판단인자가 될 수 있다고 요약할 수 있겠다.

4. 결 론

인공해수환경하에서 구조용강 SM45C, SCM440 및 SM20C의 모재와 용접부에 대하여 SSRT시험을 실시하여 변형률속도 변화에 따른 SCC 감수성을 평가하기 위해 시편의 표면과 파단면을 SEM으로 관찰하여 정성적인 SCC 발생 여부를 확인하였고, 변형률속도 변화에 따라 측정된 최대하중, 연신율, 단면수축률, 파단소요시간 등으로부터 SCC에 대한 변형률 효과를 고찰한 결과는 다음과 같다.

1. 고강도인 SM45C, SCM440은 모재의 경우, 넥킹부에 집중적으로 미소균열이 발생하였고 용접부의 경우는 표면의 미소균열은 없으나, 최대하중의 저하가 있다.

2. 변형률속도 효과로는, SCM45C 및 SM440 모재에서 SCC가 변형률속도 $1.0 \times 10^{-6} \text{ sec}^{-1}$ 에서 가장 심하며 특히 SM440의 단면수축률은 이 변형률에서 최대치를 보인다.

3. SM45C, SCM440의 모재에서의 미소균열은 최대하중이후에 발생, 진파하며, 극히 큰 균열발생 임계응력값을 가지고 있는 것으로 생각된다.

4. SCC 민감도의 평가 인자로써, 모재에 대하여는 단면수축률이, 용접부는 최대하중이 사용될 수 있다.

후 기

본 연구는 1990년도 한국과학재단 연구비(901-0907-028-2) 지원하에 이루어진 것중 일부이며 동재단 관계자 여러분께 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. W. H. Hartt : Proc. Int. Corros. Forum, No. 81-

- 105(1981) pp.1~13.
2. 江原, 山田, 小澤, 石黒, 三菱重工技報 18-5(1981) pp. 633~638.
3. B., Einer, Proc. Scandinavian Corrosion Congr. 7th (1975) pp.259~278.
4. Parkins R. N. ; Corrosion Science 20(1980) p. 147
5. Holroyd N. J. H, and Parkins R. N. ; Corrosion Science 20(1980) p. 207
6. Hinton B. R. and Proter R. P. : "The Effect of Strain Rate and Cathodic Potential on the Tensile Ductility of X-65 Pipeline Steel", Corrosion Science, Vol. 23, No 2, (1983) pp. 101~123.
7. Leach, J. S. L. "The possible role of surface films in stress corrosion cracking", *ibid*, pp. 16~20.
8. Theus C. J. and Cels, J. R. "Slow strain rate technique : Application to Caustic Stress Corrosion Cracking Studies", *ibid*, pp. 81~95.
9. Kim C. D. and Wilde B. E. ; "A Review of the Constant Strain Rate Stress Corrosion Cracking", *ibid*, pp. 97~112.
10. Karpenko G. V. and I. I. Vasilenko, "Stress corrosion cracking of steels", 2nd Edition, Edited by A. Aladjem, D. Sc., Freund Pub. House, Israel, (1979)
11. Congleton, J. Shih, H. C. Shoji T. and Parkins, R. N. "The stress corrosion cracking of type 316 stainless steel in oxygenated and chlorinated high temperature water", Corrosion Science, Vol. 25, (1985) pp. 769~788.
12. Scully J. C ; ASTM STP 665, pp.237~253.
13. David A. Vermilyea, "A film rupture model for stress corrosion cracking", Hydrogen embrittlement and stress corrosion cracking, American Society for Metals, a troiano festschrift, edited by Gibala & R. F. Hehemann, (1984) pp. 208~217.
14. 鄭世喜, "摩擦 熔接部の Strain 集中과 波勞强度", 大韓機械學會誌, 別冊, 第15卷, 第4號, (1975) pp. 68~75.
15. Hishida, M. Begley, J. A. McCraight, R.D. and R.W. Staehle, "Anodic dissolution and crack growth rate in constant strain-rate test at controlled potentials", *ibid*, pp. 47~59.