

고주파전기저항용접강관의 제하컴플라이언스법에 의한 파괴인성 평가

오세욱* · 윤한기** · 안광주**

Evaluation on Fracture Toughness of High Frequency Electric Resistance Welded Steel Pipe by Unloading Compliance Method

S. W. Oh*, H. G. Yoon**, K. J. Ahn**

Key Words; High Frequency Electric Resistance Welding(고주파전기저항용접), Post Weld Heat Treatment(용접후열처리), J_{IC} (탄소성파괴인성치), Blunting Line(둔화직선), Unloading Compliance(제하컴플라이언스), Heat Affected Zone(열영향부), Crack Growth Δa (균열진전량)

Abstract

The fracture toughness, J_{IC} of high frequency electric resistance welded steel pipe for smooth and side-grooved CT specimen was evaluated by unloading compliance method.

The crack growth, Δa was obtained from the equation of Donald and Saxena & Hudak, and J_{IC} was determined from the curve of $J-\Delta a$ relations.

The crack growth on the experiment using unloading compliance method is underestimated as compared with Δa measured directly by the SEM, so the reliability of J_{IC} from saxena & Hudak equation is large than that from Donald.

The J_{IC} value of side-grooved CT Specimen is estimated less than that of smooth, and this is the effect of the side-groove, the shear-lip of crack tip and the reduction of crack tunnelling phenomena.

1. 서 론

재료의 파괴인성치 (Fracture Toughness) J_{IC} 는 Begley와 Landes¹⁾가 안정균열성장 시작점에서의 J_{max} 으로 정의하고 J_{IC} 의 결정방법을 제안한 이후 많은 연구가 진행되어 왔다. 근래에는 ASTM E813-81 규정²⁾과 JSME S 001-81 규정³⁾에서 J_{IC} 의 측정방법을 표준화한 바 있으며, 구조물의 안정성 해석에 중

요한 정보를 제공하고 있다. 균열성장 시작점 이후의 $J-\Delta a$ 관계를 정확히 구하는 방법은 많은 연구의 대상이 되고 있다. 특히 고주파전기저항용접(High Frequency Electric Resistance Welding, HFERW)⁴⁾을 한 강관의 용접결합방향은 관표면에 수직이며 용접중의 업셋(Upset) 형상에 의해 나타내기 때문에 결합의 검출이 매우 어려우며 이와 같은 용접결합이 용접부에 존재하면 파괴에 대한 저항은 급격히 감소

* 동아대학교 기계공학과, 정회원

** 동의대학교 기계설계학과, 정회원

되고 용접부의 인성이 저하된다. 또한 용접부는 용접시 발생된 열의 영향때문에 변화하므로 용접부의 조직개선을 위해서 용접후 열처리(Post Weld Heat Treatment, PWHT)⁵⁾를 하여 연성, 저온인성 및 내식성 등을 향상시키고 있다. 이와 같은 강관의 기계적성질과 품질관리시험은 API(American Petroleum Institute) 규격에서는 V-노치충격시험, DWTT(Drop Weight Tear Test) 등에 의해서 평가하고 있으나 파괴역학적 개념에 의한 파괴인성치 Jic를 평가하고 있지 않으므로 이 분야의 자료축적, 강관의 불안정 연성파괴 및 안전설계를 위해서 파괴인성평가의 필요성이 매우 크다. 파괴인성 평가법은 복수시험편(multiple specimen)법과 단일시험편(single specimen)법이 있다. 복수시험편법은 균열성장량 Δa 를 직접 측정하여 얻기 때문에 Δa 를 구하는 가장 신뢰성있는 방법이나 여러 개의 시험편을 필요로 하는 결점이 있다. 이와는 달리 단일시험편법중 제하컴플라이언스(Unloading Compliance)법^{6,7)}은 균열진전량을 직접 측정하는 대신 균열이 성장함에 따라 변화하는 컴플라이언스의 변화량을 측정하여 컴플라이언스와 균열성장량과의 관계식으로부터 간접적으로 Δa 를 구하는 방법이다. Clarke 등⁷⁾의 연구결과에 의하면, 취성에 가까운 재료의 경우는 제하컴플라이언스법으로 구한 Δa 는 직접 측정한 Δa 와 잘 일치한다고 보고하였다. 그리고 Joyce,⁸⁾ Earnst,⁹⁾ Vassilaros¹⁰⁾ 등은 연성재료에서는 직접 측정한 Δa 보다 약간 과소평가됨이 알려져 있다. 과소평가되는 원인은 용

접재에서는 용접조건, 균열선단 부근의 shear lip과 균열터널링의 형성, 재료의 물성치인 탄성계수와 포와송비에 관계된다고 알려져 있다.^{11,12)} 따라서 용접구조물의 파괴인성평가에서 이와 같은 원인을 분석하는 것은 매우 중요한 사항이다.

본 연구에서는 열간압연강대를 실용상태의 HFERW로 제조한 API 5LB 강관의 용접금속부, 열영향부 및 모재부에 대하여 조직, 경도 및 충격에너지 등에 관하여 실험 고찰하고, 파괴인성 평가는 평활 및 측면홀 CT 시험편을 사용하여 제하컴플라이언스법에 따라 시험하였다. 균열진전량 Δa 추정은 Donald¹³⁾ 및 Saxena & Hudak¹⁴⁾을 사용하였고, 균열진전량 Δa 에 미치는 탄성계수와 포와송의 비 및 Shear lip의 영향에 대하여 고찰하였다.

2. 시험편 및 실험방법

2-1 시험편 및 실험장치

본 실험에 사용한 소재는 PLB2540×12.5t(mm)의 열간압연강대를 고주파전기저항용접한 API 5LB 강관으로서 모재 및 용접재시험편의 화학적 성분과 기계적 성질은 Table 1, Table 2와 같다. 고주파전기저항용접 조건은 Table 3과 같으며 전원공급은 집촉자(contact tip)를 이용하여 450 KHz 전후의 고주파 전류를 직접 공급하였으며, 용착면은 집촉저항열에 의한 용융과 동시에 압착하였다. 충격시험편과 CTS(Compact Tension Specimen)의 채취는 Fig.1과 같

Table 1. Chemical composition (Wt, %)

material	C	Si	Mn	P	S	Ni
base metal	0.2161	0.0953	0.823	0.0116	0.0000	0.0963
welded metal	0.2191	0.0965	0.832	0.0135	0.0005	0.0973

Table 2. Mechanical properties

material	tensile strength $\sigma_B(MPa)$	yield strength $\sigma_Y(MPa)$	flow stress $(\sigma_Y + \sigma_B)/2, \sigma_{fs}(MPa)$	elongation $\epsilon(\%)$
base metal	484.5	414.5	449.5	34.7
welded metal	581.3	511.0	546.2	34.0

Table 3. Welding condition

line speed (m/min)	induction voltage regulation (V)	plate voltage (KV)	plate current (A)	grid current (A)	welding temperature(°C)	post annealing temperature(°C)	heat coefficient	pipe thickness (mm)
3	2800	10	19	1.8	1200-1300	850	5.07	12.5

이 T-I 방향으로 하였으며, 용접방향에 따라 용접 금속부(CWM), 열영향부(HAZ) 및 모재부(BM)에 노치를 가공한 형상과 치수는 ASTM E 813-81 규정

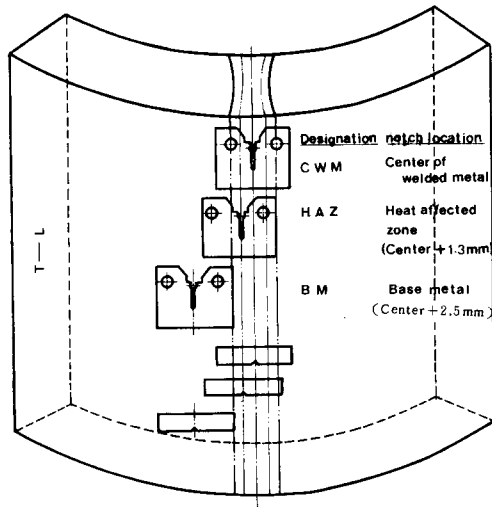


Fig. 1. Various notch locations with respect to weld geometry and their designation

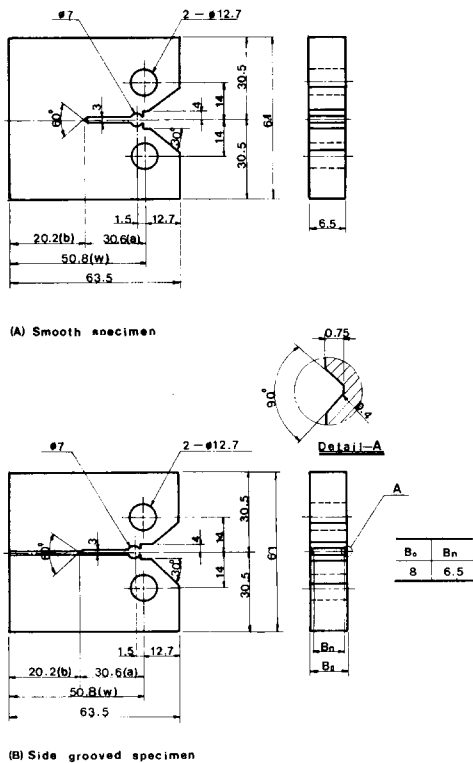


Fig. 2 Configuration and dimensions of compact tension specimens

에 따라 Fig. 2와 같이 제작하였다. Fig. 2의 (A)는 평할 CTS이고 (B)는 측면홈 CTS이다. 모재와 용접재에 대한 기계적 성질은 만능재료시험기(Instron model 1137, 15tonf)로 구하였으며, 충격시험은 충격시험기 모델 TMT-III을 사용하였다. CTS의 예균열 삽입과 파괴인성시험은 전기유압서어보식 만능재료 시험기(Instron model 1331, 10tonf)를 사용하였다. 균열길이를 측정하기 위하여 두 대의 이동식 망원현미경(배율: × 25)을 시험편의 양측면에 배치하여 표면상의 균열길이를 측정하였으며, 제하컴플라이언스 측정을 위한 증폭에는 Zero Suppression 장치를 제작하여 부착하였다.

2-2. 실험방법

예균열 삽입은 대기중 실온에서 응력비(R) 0.05, 주파수 20Hz, 하중파형은 sine파로써 $K_I = 0.5K_Q$ 되었끔 2단계로 나누었으며 예균열진전길이는 1.6mm 만큼 삽입하였다. 파괴인성시험에 있어서 제하는 10% 범위내에서 시행하였으며 초기제하 컴플라이언스는 탄성구간에서 최대하중의 30% 정도에서 제하하였다. 하중-하중점변위선도에서 제하부분을 Zero Suppression 장치에 의해 10배 확대하여 X-Y 기록계에 기록하였다. 균열진전량 Δa 는 식(1)의 Donald¹³⁾ 및 Saxena & Hudak¹⁴⁾을 이용하여 구하였다. 균열비 a/W 는

$$a/W = 1.000196 - 4.06319U_x + 11.242U_x^2 - 106.043U_x^3 + 464.335U_x^4 - 650.677U_x^5 \quad (1)$$

이다. U_x 는

$$U_x = \frac{1}{\left[\frac{BEV_{LL}}{P} \right]^{\frac{1}{2}} + 1} ; \text{Donald} \quad (1-a)$$

$$U_x = \frac{1}{\left[\frac{BEV_{LL}}{(1-\nu^2)P} \right]^{\frac{1}{2}} + 1} ; \text{Saxena \& Hudak} \quad (1-6)$$

이며 여기서 E 는 탄성계수(GPa), ν 는 포와송비, B 는 시험편 두께(mm), a 는 크랙길이(mm), W 는 CT 시험편의 폭(mm), 그리고 V_{LL}/P 는 제하컴플라이언스이다. 파괴인성치 J 값은 Merkle-Corten¹⁵⁾의 간편식을 이용하여 계산하였다.

$$J = \frac{A}{B \cdot b} f(a/W) \quad (2)$$

$$f(a/W) = 2[(1+\alpha)/(1+\alpha^2)]$$

$$\alpha = [(2a/b)^2 + 2(2a/b) + 2]^{\frac{1}{2}} - (2a/b + 1)$$

여기서 A 는 하중-하중점변위 곡선하의 면적(KJ), 그리고 b 는 리가먼트 폭(mm)이다.

제하컴플라이언스에 의하여 구한 균열진전량 Δa 는

파단후에 실측한 균열진전량과 비교하여 $\pm 15\%$ 이내일 때 균열진전량 추정은 유효한 것으로 판정하였다. 식(2)에서 구한 J 값과 균열진전량 Δa 관계에서 R곡선을 구하였으며 R곡선과 둔화직선의 교점으로 J_{IC} 를 평가하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3-1. 용접부 조직과 경도변화

HFERW한 API 5LB 강관의 PWHT는 850°C 에서 실시하였다. PWHT 후 용접부의 CWM, HAZ 및 BM에 대한 미세조직은 Photo.1에 나타내었다. 이 조직을 확대한 것은 Photo.2에 나타내었으며 Photo.2의

(a)는 용접금속부의 조직으로 고주파열사이클을 받아 PWHT에 의해 미세화된 것으로 기존 grain boundary ferrite나 acicular ferrite의 존재는 찾아볼 수 없고 전체가 아주 미세한 ferrite grain으로 구성되어 있다. 또한 본드선(bond line)이 나타나 있으며, 오픈 파이프 에지(open pipe edge) 단면이 용접까지 가열되어 압접된 것을 나타내고 있다. (b)는 용접부 중심에서 0.6mm 떨어진 본드선 근처의 열영향부로서 침상 페라이트와 미세 퍼얼라이트로 이루어진 조직으로 모재의 조직이 조대화된 뒤 다시 열영향을 받아 미세화된 것으로 bond 조직의 형상을 찾아볼 수 없을 뿐만 아니라 입도(grain size)가 모재에 비하여 극히 미세화되었음을 나타내고 있다. (c)는 용접부 중심에서 1.3mm 떨어진 열영향부의 가장자리

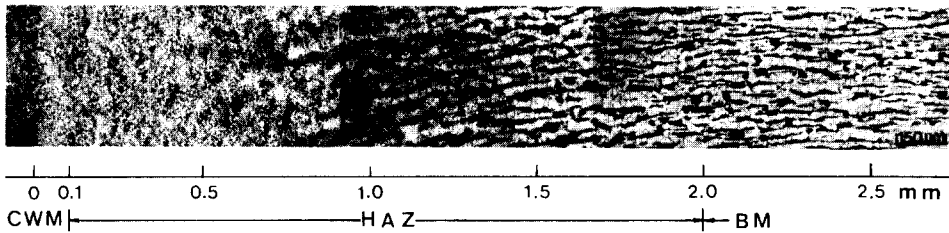


Photo.1. Change of continuous micro-structure from weld metal to base metal in API 5LB.

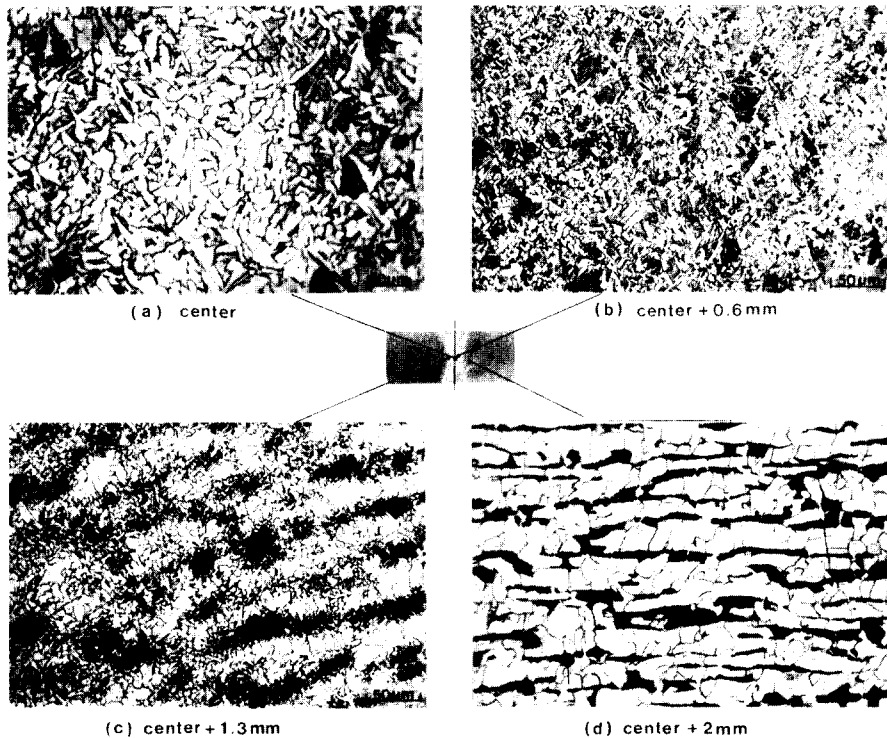


Photo.2. Micro-structure of weldmetal in API 5LB.

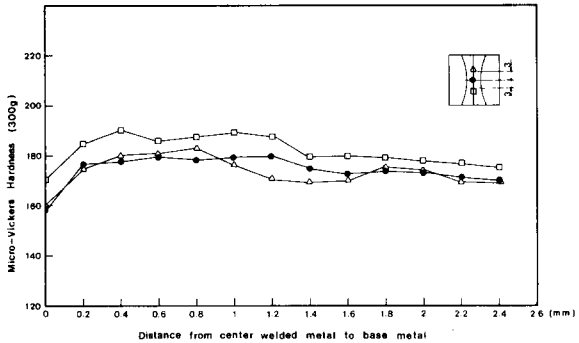


Fig. 3. Distribution of micro-Vickers hardness across the weld interface in API 5LB

부분으로서 모재가 바로 미세화된 것으로 퍼얼라이트가 많이 형성되어 있다. 이와 같은 용접부 조직은 급열 급냉에 의하여 경화된 부분이 PWHT에 의하여 조직이 미세화 됨에 따라 연성 및 인성이 향상된다는 Narita⁵⁾의 보고와 일치한다. (b)는 용접부 중심에서 2mm 이상 떨어진 모재의 조직으로서 열간압연강대의 전형적인 조직을 나타내고 있다. Fig.3은 용접부의 중심에서부터 경도변화를 측정한 결과이다. 경도측정에서 시험하중은 300gf, 작동시간은 20초로 하였으며 시험편 두께의 중앙부의 측정 결과는 흑점

과 같고, CWM의 $H_v = 160$. HAZ의 $H_v = 175$ 및 BM의 $H_v = 168$ 이다. 용접부 중심에서 1.2mm 떨어진 부분에서 최대경도치를 보이며 1.4mm 부근에서 점차 감소하여 2mm 부근에서 모재의 경도치를 보이고 있다.

3-2. 충격에너지의 변화

노치 위치를 용접부 중심으로부터 변화시킨 시험편을 상온에서 충격시험한 결과는 Fig.4와 같다. 용

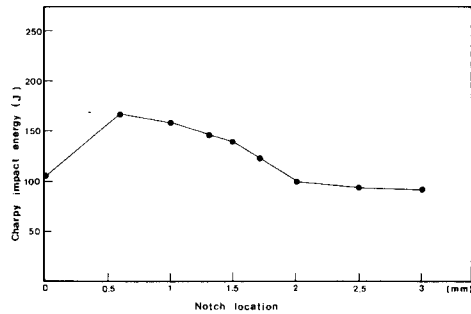


Fig. 4. Variation of Charpy impact values depending on the notch location in API 5LB weld metal.

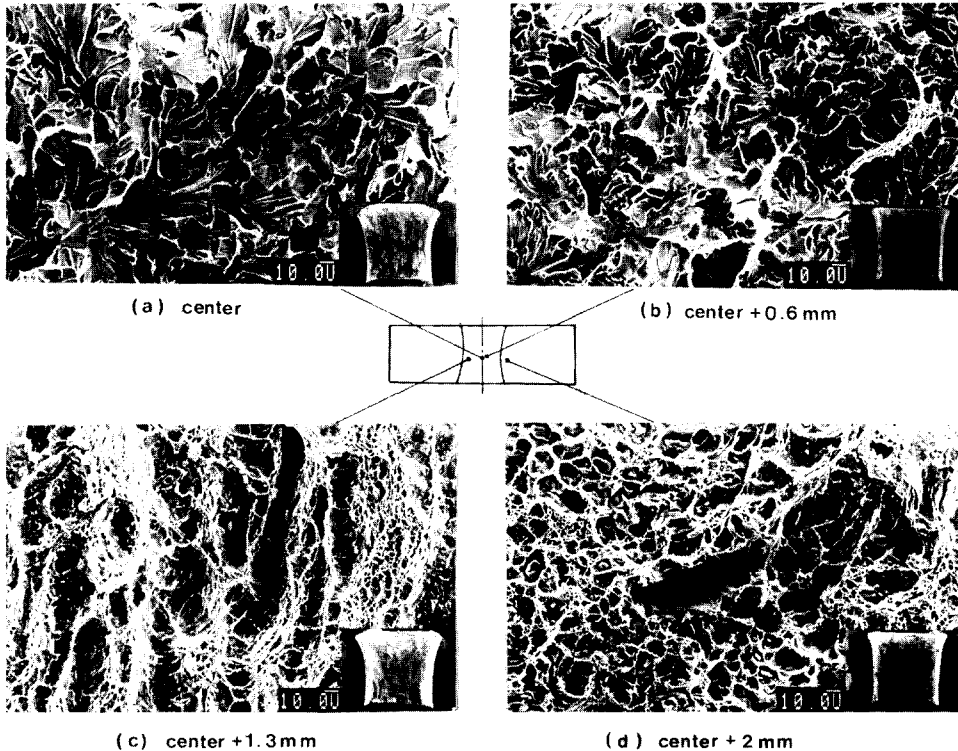


Photo 3. Micro-structure and fracture appearance of Charpy impact specimens.

접부의 CWM의 충격에너지 $U=100.94$ Joule, HAZ의 $U=142.1$ Joule 및 BM의 $U=98.0$ Joule이다. Photo.3은 용접부 중심으로부터 0.6mm, 1.3mm 및 2mm 떨어진 부분의 충격파단면과 전자현미경 사진이다. Photo.3의 (a)에서 CWM의 조직은 벽개면의 취성파괴 양상을 보이며 (b)는 용접부 중심에서 0.6mm 떨어진 HAZ 조직은 역시 취성파괴를 보이나 입계의 크기가 미세하게 나타났다. (c)에서는 용접부로부터 1.3mm 떨어진 HAZ의 가장자리 부분으로 딩플(dimple)에 의한 연성파괴현상을 나타내고 있다. (d)에서는 용접부로부터 2mm 떨어진 BM의 조직으로서 연성파괴를 나타내고 있다.

3-3. 제하컴플라이언스법에 의한 J_{Ic} 평가

Table 4는 실험적으로 구한 균열진전량 Δa_E 와 이론적 균열진전량 Δa_T 및 실측한 균열진전량 Δa_M 에 대한 실험결과이다. Δa_E 는 실험에서 측정된 제하컴플라이언스 V_{LL}/P 값을 Donald 및 Saxena & Hudak 식에 대입하여 구한 균열진전량 Δa 를 기록한 것이다. Δa_T 는 이론곡선으로부터 추정된 이론치의 균열진전량 Δa 를 기록한 것이다. Δa_M 은 실험을 완료한 시험편을 피로파단하여 JSME S 001-81 규정에 따라 3점법으로 실측한 균열진전량 Δa 를 기록한 것이다.

Fig.5는 균열길이 비에 대한 실험적 제하 컴플라

Table 4. Values of Δa obtained by experiments

specimens	$\Delta(a/W)_E$	$\Delta(a/W)_T$	$\Delta(a/W)_M$	$\Delta a = a_f - a$ mm			error %	
				Δa_E	Δa_T	Δa_M	$\frac{\Delta a_M - \Delta a_T}{\Delta a_M}$	$\frac{\Delta a_M - \Delta a_E}{\Delta a_M}$
CWM(S.)	0.0202	0.0159	0.0239	1.0302	0.8109	1.2189	33.47	15.48
HAZ(S.)	0.0206	0.0152	0.0241	1.0506	0.7752	1.2291	36.93	14.52
BM(S.)	0.0192	0.0140	0.0216	0.9792	0.7140	1.1016	35.19	11.11
CWM(S.G.)	0.0208	0.0302	0.0218	1.0608	1.5402	1.1118	-38.53	4.59
HAZ(S.G.)	0.0190	0.0250	0.0202	0.9690	1.2750	1.0302	-23.76	5.94
BM(S.G.)	0.0194	0.0219	0.0207	0.9894	1.1199	1.0557	-5.57	6.28

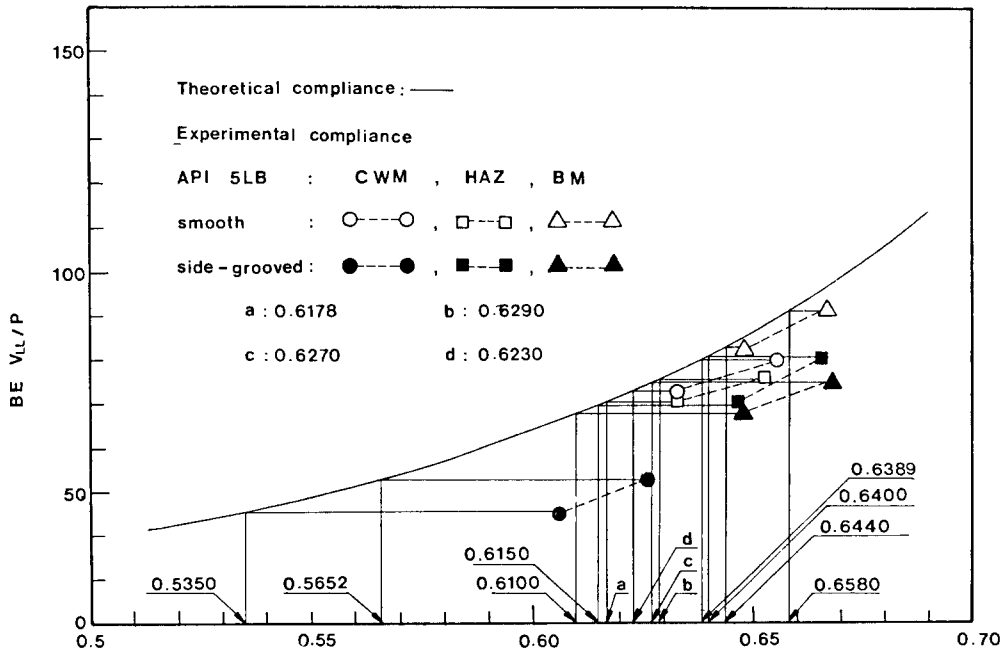


Fig. 5. Comparison of crack ratio between theoretical and experimental normalized compliance.

이언스 및 이론적 컴플라이언스의 관계($BEV_{LL}/P - a/w$)를 나타내었다. 평활 CT 시험편의 CWM에 대하여 실험적으로 구한 균열길이 비는 $(a/W)_E = 0.6335$ 부터 $(a/W)_E = 0.6537$ 이었다. 이론곡선에서 추정된 균열길이 비는 $(a/W)_T = 0.6230$ 부터 $(a/W)_T = 0.6389$ 이었다. 실측한 균열길이 비는 $(a/W)_M = 0.6335$ 부터 $(a/W)_M = 0.6574$ 이었다. 제하컴플라이언스에 의한 실험치, 이론치 및 실측치의 균열길이 비의 차 $\Delta(a/W)_E$, $\Delta(a/W)_T$ 및 $\Delta(a/W)_M$ 는 각각 0.0202, 0.0159 및 0.0239로써 실측한 균열진전량 $\Delta a_M = 1.2189$ mm는 실험에서 구한 균열진전량 $\Delta a_E = 1.0302$ mm 보다 15.48% 크게 나타났고 이론곡선에서 구한 균열진전량 $\Delta a_T = 0.8109$ mm 보다 33.47% 크게 구해졌다. HAZ에서 $\Delta(a/W)_E$, $\Delta(a/W)_T$ 및 $\Delta(a/W)_M$ 는 각각 0.0206, 0.0152 및 0.0241로써 $\Delta a_E = 1.0506$ mm, $\Delta a_T = 0.7752$ mm, $\Delta a_M = 1.2291$ mm 였다. 실측치의 Δa_M 는 실험치의 Δa_E 보다 14.52% 크게 나타났고 이론치의 Δa_E 보다 36.93% 크게 나타났다. BM의 $\Delta(a/W)_E$, $\Delta(a/W)_T$ 및 $\Delta(a/W)_M$ 는 각각 0.0192, 0.0140 및 0.0216으로써 $\Delta a_E = 0.9792$ mm, $\Delta a_T = 0.7140$ mm, $\Delta a_M = 1.1016$ mm 였다. 실측치의 Δa_M 는 실험치의 Δa_E 보다 11.11% 크게 나타났고 이론치의 Δa_T 보다 35.19% 크게 나타났다.

측면홈 CT 시험편의 CWM(S.G.)에 대하여 실험치, 이론치 및 실측치의 균열길이 비의 차 $\Delta(a/W)_E$, $\Delta(a/W)_T$ 및 $\Delta(a/W)_M$ 는 각각 0.0208, 0.0302 및 0.0218로써 $\Delta a_E = 1.068$ mm, $\Delta a_T = 1.5402$ mm, $\Delta a_M = 1.1118$ mm 이었다. 실측치의 Δa_M 는 실험치의 Δa_E 보다 4.59% 크게 나타났고 이론치의 Δa_T 보다 38.53% 적게 나타났다. HAZ(S.G.)에서 $\Delta(a/W)_E$, $\Delta(a/W)_T$ 및 $\Delta(a/W)_M$ 는 각각 0.0190, 0.0250, 0.0202로써 $\Delta a_E = 0.9690$ mm, $\Delta a_T = 1.2750$ mm, $\Delta a_M = 1.0302$ mm 이었다. 실측치의 Δa_M 는 실험치의 Δa_E 보다 5.94% 크게 나타났고 이론치의 Δa_T 보다 23.76% 적게 나타났다. BM(S.G.)에서 $\Delta(a/W)_E$, $\Delta(a/W)_T$ 및 $\Delta(a/W)_M$ 는 각각 0.0194, 0.0219, 0.0207로써 $\Delta a_E = 0.9894$ mm, $\Delta a_T = 1.1169$ mm, $\Delta a_M = 1.0557$ mm 이었다. 실측치의 Δa_M 는 실험치의 Δa_E 보다 6.28% 크게 나타났고 이론치의 Δa_T 보다 5.79% 적게 나타났다. 실측치의 Δa_M 에 대한 이론치 Δa_T 의 오차는 평활 CT 시험편에서 큰 차이를 나타내고 있으나 측면홈 CT 시험편에서는 적은 차이를 나타내고 있다. 이 차이는 측면홈 효과에 따른 균열선단의 Shear lip 현상에 기인된 것으로 생각된다. 추정치의 Δa_M

에 대한 실험치 Δa_E 의 오차는 평활 CT 시험편에서는 비교적 크고 측면홈 CT 시험편에서는 작은 오차를 보이며, ASTM E813-81 규정에 의한 $\pm 15\%$ 의 범위 내에 있으므로 실험에 의하여 균열진전량 Δa_E 를 구하는 것은 본 실험의 경우 이론곡선에 따라 균열진전량 Δa_T 를 구하는 것 보다 정확하며 신뢰성을 갖는다. 평활 CT 시험편의 CWM에 있어서는 규정에 의한 $\pm 15\%$ 의 균열추정량에 대한 유효범위를 약간 벗어나 있다. 이것은 평활 CT 시험편의 균열진전선단이 불규칙하게 만곡되어 있으므로 측정의 어려움에 따른 실측오차가 복합적으로 작용한 것으로 생각된다.

Fig. 6, Fig. 7 및 Fig. 8은 평활 CT 시험편에 있어서 CWM, HAZ 및 BM부의 $J - \Delta a$ 관계를 나타내었다. 둔화직선식은 $J = 2\sigma_{fs} \Delta a$ 에 따라 표시하였다. 제하컴플라이언스법에 따라 추정된 균열진전량 Δa 와 하중-하중점 변위곡선하의 면적으로 Merkle & Corten식¹⁵⁾을 사용하여 J 값을 구하고 R곡선과 둔화직선과의 교점에서 J_{in} 을 평가하였다. Donald 및 Saxena & Hudak의 균열진전량 추정식에 따라 CWM에서는

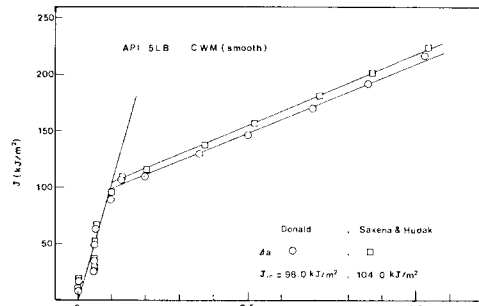


Fig. 6. J versus Δa by the unloading compliance method.

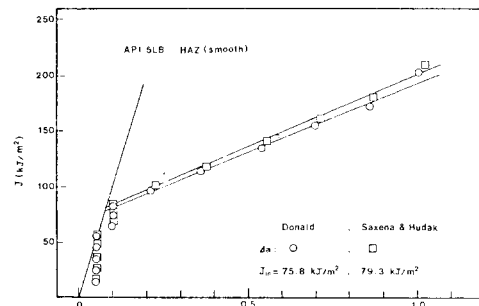


Fig. 7. J versus Δa by the unloading compliance method.

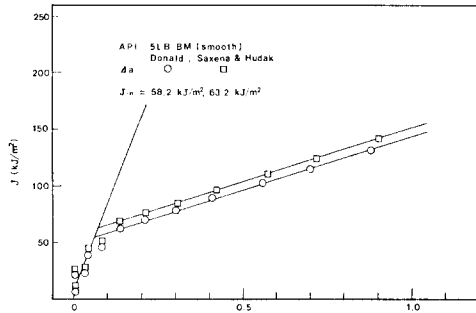


Fig. 8. J versus Δa by the unloading compliance method.

각각 $J_{in}=98.0KJ/m^2$, $J_{in}=104.KJ/m^2$ 이었고 HAZ에서는 $J_{in}=75.8KJ/m^2$, $J_{in}=79.3KJ/m^2$ 이며 BM에서는 $J_{in}=58.2KJ/m^2$, $J_{in}=63.2KJ/m^2$ 이었다. 이와 같은 J_{in} 이 J_{IC} 로서 유효한가의 판정은 ASTM E813-81 규정의 부대조건들이 만족되므로 $J_{in}=J_{IC}$ 로 평가되었다. Saxena & Hudak의 균열진전량 추정식에 의한 J_{IC} 는 Donald식 보다 약 6.5% 정도 크게 나타났다. 이는 균열진전시에 나타나는 균열선단의 소성변형에 대하여 포와중비 ν 의 고려 여부에 따라 균열진전추정량이 차이를 나타내기 때문이다. 그러므로 API 5LB 강관은 균열선단의 소성변형이 크지 않기 때문에 그 차이는 근소하였다. 따라서 제하컴플라이언스법에 의한 균열진전량 Δa_E 는 실측한 균열진전량 Δa_M 에 비해 과소평가 되었으므로 Saxena & Hudak식에 의해서 구한 J_{IC} 가 Donald식에 의해서 구한 J_{IC} 보다 신뢰성이 더 크다. 파괴인성치 J_{IC} 의 크기는 CWM과 HAZ부는 BM부 보다 크게 나타났다. 이것은 450 KHz의 높은 주파수를 사용한 HFERW의 급열 급냉에 따라 경화조직이 PWHT 효과때문에 미세한 페라이트와 퍼얼라이트 조직이 되므로 인성이 증가한 것으로 생각된다. 또한 PWHT시 냉각속도를 조직이 악화하지 않는 범위내에서 빠르게 하면 페라이트 grain의 미세화에 따라 용접부의 인성이 매우 향상된다는 Narita⁵⁾의 보고와 일치한다.

Fig. 9, Fig. 10, 및 Fig. 11은 측면홈 CT시험편에 있어서 CWM, HAZ 및 BM부분의 $J-\Delta a$ 관계를 나타내었다. Donald 및 Saxena & Hudak식에 따라 CWM에 있어서는 각각 $J_{in}=88.0KJ/m^2$, $J_{in}=94.2KJ/m^2$ 으며 HAZ에 있어서는 $J_{in}=69.8KJ/m^2$, $J_{in}=74.2KJ/m^2$ 였고 BM에 있어서는 $J_{in}=46.5KJ/m^2$, $J_{in}=54.0KJ/m^2$ 로 되었다. 이때 J_{in} 은 J_{IC} 로서 유효하였

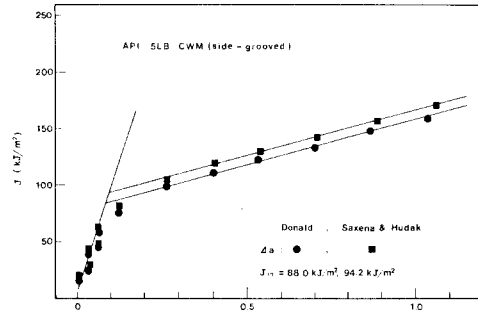


Fig. 9. J versus Δa by the unloading compliance method.

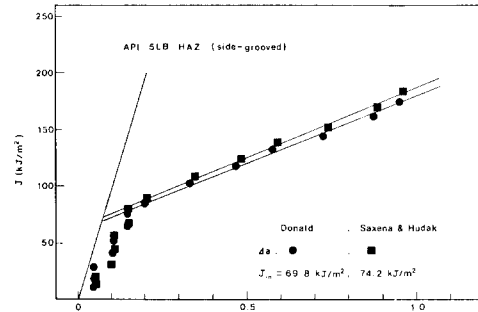


Fig. 10. J versus Δs by the unloading compliance method.

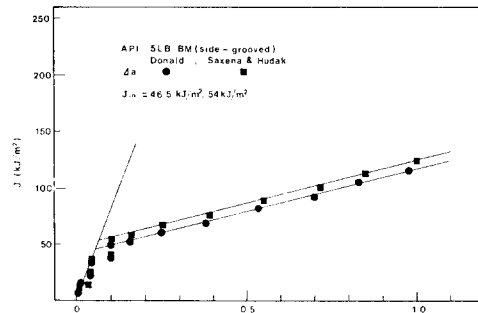


Fig. 11. J versus Δa by the unloading compliance method.

다. 측면홈 CT시험편에 있어서도 평활 CT시험편에 서와 마찬가지로 Saxena & Hudak식에 의한 J_{IC} 값은 Donald식에 의한 J_{IC} 값 보다 약 6.3% 크게 평가되었다. 그리고 측면홈 CT시험편은 평활 CT시험편 보다 적게 나타났다. 이것은 측면홈 효과에 의한 균열선단의 Shear lip과 균열턴덜링 감소효과 때문이라고 생각된다. 이와같은 균열선단의 shear lip이 균

열진전량에 미치는 영향에 대해서는 보다 많은 연구가 요망된다.

크랙이 둔화되는 과정에서는 J 값이 둔화직전 주위에 분포되어야 하나 제하컴플라이언스법을 사용할 경우 그림에서와 같이 J 값들이 둔화직전상을 중심으로 산재하는 경향을 나타내었다. 이런 현상은 Clarke와 Andrews⁶⁾, Joyce⁸⁾ 등이 보고한 바와 같으며 실험에서 측정된 초기 컴플라이언스 보다 둔화때의 제하컴플라이언스가 더 가파른 기울기를 나타내므로 제하컴플라이언스 측정상의 오차에 기인된 것으로 생각된다.

4. 결 론

열간압연강재를 HFERW로 제조한 API 5LB 강관의 용접금속부, 열영향부 및 도재부에 대하여 평활 및 측면홈 CT시험편을 사용하여 제하컴플라이언스법으로 파괴인성 평가하여 고찰한 결과를 요약하면 다음과 같다.

1) 제하컴플라이언스에 의한 균열진전량은 이론곡선에 일치하지 않았으나 실험치는 파단후 실측치에 비해 규정인 $\pm 15\%$ 범위에 있으므로 실험에 의한 균열진전량의 추정은 충분한 신뢰성을 갖는다.

2) 균열진전량 Δa 의 오차는 측면홈 CT시험편이 평활 CT시험편에 비해 적게 나타나므로 균열진전량을 측정하는데 실용성이 크다. 이것은 측면홈 효과에 따른 균열전단의 Shear lip과 균열던널링현상의 감소로 생각된다.

3) 제하컴플라이언스법에 의하여 실험한 균열진전량을 실측한 균열진전량에 비해 과소평가 되므로 Saxena & Hudak식에 의한 파괴인성평가는 Donald식에 의한 것보다 신뢰성이 크다.

4) 파괴인성치 J_{IC} 의 크기는 CWM, HAZ 및 BM 순이며 Saxena & Hudak의 균열진전량 추정식에 따라 구한 CWM, HAZ 및 BM 부의 J_{IC} 값은 평활 CT 시험편에서 각각 $104.0KJ/m^2$, $79.3KJ/m^2$, $63.2KJ/m^2$ 이며 측면홈 CT시험편은 각각 $94.2KJ/m^2$, $74.2KJ/m^2$, $54.0KJ/m^2$ 이다.

5) HFERW법에 의한 API 5LB 강관을 단일 CT시험편의 제하컴플라이언스법을 사용한 J_{IC} 평가는 유용한 결과를 얻을 수 있었다. 특히 측면홈 CT시험편의 경우가 가장 정확하게 나타난다.

참 고 문 헌

1. J.A. Begley and J.D. Landes, "Fracture Toughness", ASTM STP 514, (1972), pp.1-20.

2. ASTM E813-81, "Standard Method of Test for J_{IC} A Measure of Fracture Toughness", ASTM Annual Standards, Vol.03. 01, (1981), pp.762-780.
3. JSME S 001-81, "Standard Method of Test for Elastic-Plastic Fracture Toughness J_{IC} ", JSME Standard, (1981), pp.1-88.
4. H.Haga, K. Aoki and T.Sato, "Welding Phenomena and Welding Mechanism in High Frequency Electric Resistant Welding 1st Report", Weld, J., Vol.59, No.6, (1980), pp.208-212.
5. K. Narita, "PWHT", J. of JWS, Vol.53, No.6 (1984), pp.276-277.
6. G.A. Clarke, W.R. Andrew, P.C. Paris and D.W. Schmidt, "Single Specimen Tests for J_{IC} Determination", ASTM STP 590, (1976), pp.27-42.
7. G.A. Clarke, "Fracture Mechanics", ASTM STP 743, (1981), pp.553-575.
8. J.A. Joyce and J.P. Gudas, "Computer Interactive J_{IC} Testing of Navy Alloys", ASTM STP 668, (1979), pp.451-468.
9. H.A. Earnst, et al., "Fracture Mechanics", ASTM STP 743, (1981), pp.451-468.
10. M.G. Vassilaros, et al., "Fracture Mechanics", ASTM STP 700, (1980), pp.251-270.
11. M.O. Lai and W.G. Ferguson, "Relationship between the Shear lip Size and the Fracture Toughness", Material Science and Engineering, 45, (1980), pp.183-188.
12. J. Schijve, "Shear lip on Fatigue Fractures in Aluminium Alloy Sheet Material", Eng. Frac. Mech., (1981), pp.789-800.
13. K. Donald and D. Schmidt, "Rotational Effects on Compact Tension Specimens", Presented at the ASTM E24, 01, 09 Task Group Meeting on Elastic Fracture of Norfolk, VA, March, (1977).
14. A.Saxena and S.J. Hudak, Jr., "Review and Extension of Compliance Information for Common Crack Growth Specimen", Int. J. Frac., J. Frac., 14, (1978), pp.453-468.
15. J.G. Merkle and H.T. Corten, "A J Integral Analysis for the Compact Specimen Considering Axial Force as Bending Effects", J. Pressure Vessel Technology, (1974), pp.286-292.