

## 강도적 불균질을 가진 9% Ni강 X-개선 용접부의 파괴인성 평가

### Evaluation of Fracture Toughness in the X-grooved 9% Ni Steel Weldment with Strength Mismatch

장 재일, 김 철만\*, 양 영철\*, 김 우식\*, 권 동일

서울대학교 재료공학부, 151-742, 서울

한국 가스 공사 연구개발원, 425-150, 안산\*

#### 1. 서론

국내의 급격한 경제발전에 힘입어 액화천연가스(LNG-liquified natural gas)의 사용량이 폭증하고 있고 이에 최근에는 국내의 POSCO에서도 LNG온도인  $-162^{\circ}\text{C}$ 에서의 우수한 저온 인성때문에 LNG탱크의 내조로 널리 사용되는 9% Ni강을 자체 생산하고 있다. POSCO의 9% Ni 강에서 특이한 점층 하나는 열처리 방식으로 외국의 경우의 QT, NNT, DQT와는 달리 L처리(lamellarizing treatment)를 추가로 행하여 열적으로 안정한 잔류오스테나이트 함량의 증가와 결정립 크기의 미세화를 통하여 저온 인성의 증가를 얻는 열처리방법인 QLT열처리를 채택한 것이다. 9% Ni강은 LNG저장탱크의 건설시 내조로서 SAW, SMAW 와 GTAW방식으로 용접되는데, 이때 용착금속으로는 Inconel타입과 Hastelloy타입의 70% Ni가 초합금이 이용된다. 용접열영향부(HAZ:heat-affected zone)는 용접구조물에서 가장 취약한 부위이므로, 9% Ni강의 HAZ의 파괴인성 평가는 LNG저장탱크의 안전성 평가를 위하여 필수적이다. 따라서 기존의 QT-공정 9% Ni강의 열영향부에 대하여 K-개선 용접부나 모사시편을 이용하여 샤프 V-노치 시험과 CTOD시험이 행하여져 왔다[1-3].

본 연구에서는, 국내에서 개발한 QLT-공정 9% Ni 강 HAZ의 파괴인성 평가를, 합목(수 H:fitness-for-purpose)개념을 가지고, 실제 LNG 저장탱크의 상황과 동일한 X-개선 후판용접부에 대하여 실시하였다. 이러한 X-개선 후판용접부를 위하여 본 연구자들이 제안한[4] 개선화된 CTOD시험을 사용하여 샤프충격시험의 결과와 비교하였으며, 미세조직 및 파면분석 등은 XRD, OM, SEM, AES를 통하여 행하였다.

#### 2. 실험 방법

실험에 사용된 시험편은 POSCO에서 QLT열처리를 통하여 제작된 22mm두께의 9% Ni 강으로 그 화학 성분과 상온에서의 기계적 성질을 표 1에 나타내었다. 이러한 후판 9% Ni강을 SMAW 방식으로 용접을 행하였는데 용접조건은 실제 LNG저장탱크의 용접에 사용되는 조건으로 행하였고 이를 표 2에 나타내었다.

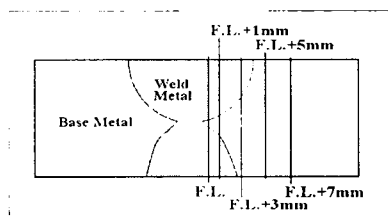


Fig. 1. Notch location of CTOD specimen with X-groove.

우선 CTOD시험과 샤프충격시험의 평가대상위치로는 그림 1에 나타난 바와 같은 위치를 선택하여 기계적 결함을 도입하였으며, 이는 POSCO를 비롯한 일본의 여러 철강회사에서 선택한 평가대상 위치와 동일한 것이다. 본 연구의 경우와 같은 강도적 불균질을 가진 X-개선 후판용접부의 파괴인성을 평가하기 위해서 기존의 규격화된 CTOD 시험편들[5-7]이나 K-개선이나 half-V-개선 용접부

만을 위한 용접부 CTOD시험의 draft들[8-10]을 사용하기에는 많은 어려움이 있다. 이에 본 연구자들이 앞서 제안한[4] 방법을 사용하여 CTOD시험을 행하였다. 제안한 방법에서는 Kajimoto 등[11]의 방법을 검토, 보완하여 잔류응력의 측정을 통한 균일한 피로예균열을 도입하였고 시험후 시험편을 평가하였으며, 게이저로부터의 CTOD의 환산에는 F.L.~F.L.+3mm에는 (1)식을, F.L.+5mm~F.L.+7mm에는 Toyoda 등[12]의 hinge model을 이용한 (2)식을 사용하였다. (본 식들에서 사용된 모든 기호들은 ASTM E1290[6]에 따른 것이다.)

$$\delta = \frac{K^2(1-\nu^2)}{2[\sigma_{YS,WM}X + \sigma_{YS,BM}(1-X)]E} + \frac{r(w-a)}{a+r(w-a)} V_g \quad \dots\dots(1)$$

$$\delta = \frac{K^2(1-\nu^2)}{2\sigma_{YS}E} + \left[ \frac{r_1(w-a)}{a+r_1(w-a)} \frac{\alpha}{1+\alpha} + \frac{r_2(w-a)}{a+r_2(w-a)} \frac{1}{1+\alpha} \right] V_g \quad \dots(2)$$

(1)식에서, X는 용착금속의 평가대상 위치에서의 길이 분율이고 (2)식에서  $\alpha$ 는 균열개구변 위비이다. CTOD시험은 50ton급 Instron 만능시험기를, 샤프시험은 409 J용량의 시험기를 각각 이용하여 상온과 -100℃, 그리고 LNG온도인 -162℃에서 행하였고 시험편은 압연방향에 수직하게 채취하였다.

용접열영향부의 미세조직을 알아보기 위하여 광학현미경을 사용하였는데 이때 에칭액으로는 2% Nital을 이용하였다. X선 회절분석(XRD)은 균일한 피로예균열을 얻기위한 잔류응력의 측정과 용접열영향부내의 잔류오스테나이트의 함량변화를 알아보기 위하여 이용되었다. 우선 잔류응력의 평가를 위하여 평가대상이 모재인 경우 CrK $\alpha$  선을 이용하였고 용착금속인 경우에는 CrK $\beta$  선을 이용하여 측정하였고, 잔류 오스테나이트를 측정하기 위해서는 잔류오스테나이트의 기계적 소멸을 피하기 위하여 10% HF + 90% H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>로서 thinning 한 후 CuK $\alpha$  선을 이용하여 (110) $\alpha$ 와 (200) $\gamma$ 면의 회절선의 적분강도를 비교하였다. 파면의 관찰을 위하여 주사전자현미경(SEM)을 이용하여 2000배로 관찰하였고 각 부위의 잔류오스테나이트내의 합금원소함량의 변화는 오제전자 분석기(AES)를 이용하여 평가하였다.

### 3. 결과 및 고찰

우선 균일한 피로예균열을 얻기 위하여 두께방향으로의 잔류응력의 분포인  $\sigma_x(Z)$ 를 측정된 결과에 따라 상대적으로 압축응력이 걸려있는 한 쪽 또는 양쪽에 국부 아크 노치를 도입함으로써 성공적으로 균일한 피로예균열 직선도를 얻을 수 있었다.

X-개선 용접열영향부의 CTOD시험을 각 용접열영향부에서 상온 -100℃, -162℃에서 행한 결과를 그림 2에 나타내었다. 모든 결과치는 저장탱크에서 요구되는 파괴인성에 의한 기준치를 모두 상회하는 높은 값을 나타내었다. 시험후의 평가법을 통하여 균열의 전파경로를 살펴보았는데 모든 평가대상위치에서 조금씩 균열의 성장이 용착금속 쪽으로 향함을 알 수 있었지만 1mm이상의 급격한 편차를 보이지는 않았으므로 그 값을 의문없이 취하였다. 하지만 F.L.+3mm의 경우에는 상온과 -100℃에서 균열의 전파경로가 용착금속 쪽으로 상당히 진행된 후 파괴가 일어남을 발견하였는데 결과적으로 그림 2의 상온과 -100℃에서의 F.L.+3mm 경우의 CTOD값은 과대평가된 것이라 보여진다. 이러한 F.L.+3mm 경우를 제외하면, 용접열영향부의 파괴인성은 온도가 감소하면서 감소하는 일반적인 경향과 함께 용착금속으로부터의 거리가 증가하면서 같이 증가하였다. 이를 기존의 CTOD환산법을 통한 결과와 비교한 결과, 항복강도의 차이를 고려한 결과에는 큰 차이를 보이지 않았지만 강도적 불균질에 의한 균열

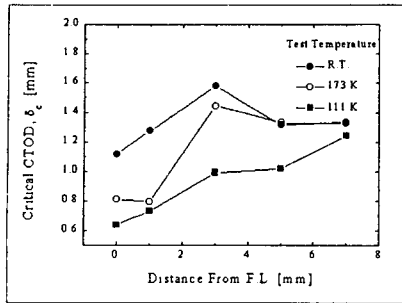


Fig. 2. CTOD values at the various notch locations and the various temperatures.

하여 F.L.의 경우는 미세공동 합체에 의한 덩플외에도 입내파괴형태의 준 벽개파괴(transgranular quasi-cleavage)의 분율이 매우 증가해 있음을 관찰할 수 있었다. 한편 파면의 거시적인 관찰에서도, F.L.에서의 거리가 증가할 수록 연성파괴의 척도를 나타내는 전단 입술(shear lip)의 증가를 관찰할 수 있었다. 이러한 CTOD값의 변화는 샤피 충격시험을 통한 충격치의 변화와도 같은 경향성을 나타내었다.

앞서의 평가대상위치에 대하여 OM을 통하여 미세조직학적인 분석을 실시하였는데 예상되었던 바와 같이 X-개선 용접부내의 모재내에서 조대화 결정립이 차지하는 분율(LCGHAZ/LHAZ)이 F.L.으로부터 멀어짐에 따라 감소함을 확인 할 수 있었다.

9% Ni강의 저온 인성의 증가에 중요한 역할을 하는 것으로 알려진 잔류오스테나이트의 각 평가대상위치에서의 함량을 X선 회절법을 이용하여 조사한 결과 과대평가된 인성을 나타내는 F.L.+3mm를 제외하고는 인성의 변화결과와 잘 일치함을 알 수 있었는데, 이는 앞서의 결정립 조대화영역의 분율의 변화에서 기인한 결과이다. 즉, 용접열영향부의 전(前) 패스에서 열 사이클효과에 의하여 매우 조대화된 영역에서는 후속 패스에 의하여 열 사이클을 받아도 용접 열사이클에 의한  $\alpha \rightarrow \gamma$  역변태가 일어날 자리(site)가 결정립이 미세한 영역과 비교할 때 매우 작아져서 오스테나이트의 석출이 감소하기 때문이다.

한편, 그림 2의 시험결과로부터 상온에서  $-162^{\circ}\text{C}$ 로 온도를 내렸을 때 인성의 감소 정도가 F.L.~F.L.+3mm의 경우가 F.L.+5mm와 F.L.+7mm의 경우보다 매우 큼을 알 수 있다. 이는 모재가 좁은 영역에서 더욱 복잡한 열이력을 받는 F.L.~F.L.+3mm영역에서 열사이클에 의한 확산을 통하여 합금원소들의 재분포가 상대적으로 심하게 일어나 그 영역에서 잔류오스테나이트의 열적 안정성이 매우 감소하였기 때문이고 이에 대하여 AES를 이용한 분석을 수행하였다.

#### 4. 결론

1. 9% Ni강 X-개선 후판용접부의 파괴인성 평가를 위하여, 피로예균열의 도입, CTOD의 계산, 시험후의 검사법 등을 통하여 개선된 CTOD시험법을 통하여 성공적으로 파괴인성을 평가할 수 있었다.

2. 본 용접부의 파괴인성은 용융선(F.L.)으로 접근할 수록 감소하였고 이를 SEM을 통한 파면 사진과 거시적 파면 관찰을 통하여 경향성을 확인할 수 있었다. 한편, 샤피충격시험을 통한 충격치의 변화 역시 같은 경향성을 나타내었다.

3. 이러한 인성의 감소는 잔류오스테나이트의 감소에 기인한 것이고, 이러한 잔류오스테나이트의 감소는 조대화 결정립 분율의 증가에 따른  $\alpha \rightarrow \gamma$  역변태자리의 감소에 의한 것이

다. 그러므로, 본 연구에서 X-개선 열영향부에서의 파괴의 주된 결정 인자는 모재와 용착금속의 혼합률에 의존하지 않고 모재내의 미세조직적 취약부에 의존함을 알 수 있었다.

4. F.L.~F.L.+3mm영역이 F.L.+5mm와 F.L.+7mm영역에서 보다 온도감소에 따른 인성감소의 크기가 상대적으로 매우 큼을 알 수 있었는데 이는 앞의 영역에서의 잔류오스테나이트내의 합금원소의 함량의 변화에 기인한 열적 안정성의 감소에 기인한 것으로 AES를 통하여 이를 분석하였다.

### 감사의 글

본 연구는 한국가스공사의 연구비로 수행되었으며 이에 감사드립니다.

### 참고문헌

1. H.T. Tamura, G. Onzawa, and S. Uematsu : J. Japanese Welding Soc., 49, (1980) 854
2. E.F. Nippes and J.P. Balaguer : Welding Journal, 65, (1986) 237-s
3. Consortium of five Japanese company, "Crack arrest properties of 9% nickel steel and relation between crack-initiation and crack arrest test", GRI report, GRI\_86-0007 (1986)
4. J.-i. Jang, Y.-c. Yang, W.-s. Kim, and D. Kwon : Adv. Cryo. Eng. -Mater., vol. 44, Accepted (1997)
5. British Standard BS 5762 (1979)
6. ASTM Standard E1290 (1989)
7. British Standard BS 7448 (1991)
8. S.J. Squirrel, H.G. Pisarski, and M.G. Dawes : BSIISM/4/4, Working Party Report (1986)
9. ASTM E24 Committee, Draft ASTM Test Standard for Fracture Toughness Testing of Weldments, ASTM E24. 06.05. (1991)
10. M. Toyoda, IIW Doc., X-1217-91 (1991)
11. K. Kajimoto, M. Tani, and N. Ikutoh : Quartely J. Japanese Welding Soc., 4, (1983) 182
12. K. Arimochi, M. Nakanishi, S. Satoh, F. Minami, M. Toyoda, and K. Satoh : J. Japanese Welding Soc., 52, (1983) 148

Table 1. Chemical compositions and mechanical properties of QLT-9% Ni steel

Chemical Compositions (wt%)						Mechanical Properties (at R.T.)		
C	Si	Mn	P	S	Ni	YS (MPa)	TS (MPa)	EL (%)
0.066	0.24	0.65	0.005	0.005	9.28	650	720	36.30

Table 2. Welding conditions used for this study

Welding method	Edge preparation	Multi-pass layer	Welding materials	Current (A)	Voltage (V)	Speed (mm/min)	Heat input (kJ/cm)
SMAW	X	6	Inconel type	100~120	25	50~70	28