

LNG 탱크 내조용 9% Ni 강 열영향부의 파괴인성 평가

장 재일, 양 영철*, 김 우식*, 홍 성호*, 권 동일
서울대학교 재료공학부
한국 가스 공사 연구개발원*

Evaluation of Fracture Toughness of Heat-Affected Zone in 9% Ni Steel for Inner Wall of LNG Storage Tank

J.-i. Jang, Y.-c. Yang*, W.-s. Kim*, S. H. Hong* and D. Kwon
Division of Materials Science and Engineering, Seoul National University,
Seoul, 151-742, Korea
Research and Development Center, Korean Gas Corporation,
Ansan, 425-150, Korea*

ABSTRACT

The objective of this study is, with concept of fitness-for-purpose, to evaluate the fracture toughness in X-grooved weld HAZ(heat-affected zone) of QLT(quenching, lamellarizing and tempering)-processed 9% Ni steel, qualitatively and quantitatively, and analyze the relation with the change of microstructure. In general, CTOD test is widely used to determine the fracture toughness of steel weldments. But several problem of accuracy has been brought up. Therefore, in this study, modified CTOD test was used for X-grooved weld HAZ for 9% Ni steel. Additionally, microstructure of HAZ is observed and analyzed by OM, SEM and XRD.

From the result, HAZ toughness of QLT-9% Ni steel decreased as the evaluated region approaches the fusion line. The decreased toughness was partly caused by reduction of the retained austenite content, resulted from decreased nucleation site for reverse transformation due to the increasing fraction of coarse grained region. On the other hand, unexpectedly, the increasing fraction of ductile weld metal did not increase the HAZ toughness. Therefore, in this X-grooved weld HAZ, the primary factor affecting fracture toughness was the fraction of coarse grained region, i.e., the weakest region.

1. 서론

세계적으로, 높은 효율을 가진 청정에너지로서의 장점 때문에 액화천연가스(LNG-liquified natural gas)의 사용은 꾸준히 증가하는 추세이며 특히, 국내에서는 급격한 경제발전에 힘입어 사용량이 폭증하고 있다. 이에 최근에는 국내의 POSCO에서도 LNG온도인 -162°C 에서의 우수한 저온인성때문에 LNG탱크의 내조로 널리 사용되는 9% Ni강을 자체 생산하고 있다. POSCO의 9% Ni 강에서 특이한 점은 열처리 방식으로 외국의 경우의 QT, NNT, DQT와는 달리 QLT열처리를 채택한 것이다. 이는 기존에 3.5% Ni강과 5.5% Ni강에서 사용되었던 방법으로 quenching과 tempering사이에 L처리(lamellarizing treatment- A_{c1} 과 A_{c3} 사이의 페라이트와 오스테나이트의 2상 영역으로 가열후 quenching)를 추가로 행하여 열적으로 안정한 잔류오스테나이트 함량의 증가와 결정립 크기의 미세화를 통하여 저온 인성의 증가를 얻는 열처리방법인데 아직 9% Ni강에 대하여 규격화는 되어 있지 않은 실정이다. 9% Ni강은 LNG저장탱크의 건설시 내조로서 SAW, SMAW와 GTAW방식으로 용접되는데, 이때 용착금속으로는 Inconel타입과 Hastelloy 타입의 70% Ni기 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(합목: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 사용하였으며, 미세조직 관찰 및 파면분석 등은 XRD, OM, SEM을 통하여 행하였다.

2. 실험 방법

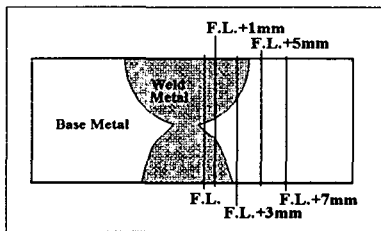


Fig. 1. Notch location of CTOD specimen with X-groove.

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

우선 CTOD시험의 평가대상위치로는 그림 1에 나타난 바와 같이 용융선(fusion line-F.L.), F.L. + 1mm, F.L. + 3mm, F.L. + 5mm, F.L. + 7

mm로 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 시험들[5-7]이나 K-개선이나 half-V-개선 용접부만을 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, 보완한 잔류응력의 측정을 통한 균일한 피로예균열의 도입과 시험후 시험편의 평가와 함께 게이지로부터의 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)식에서는, 용착금속의 σ_{YS} 가 상온 시험시에 45 kgf/mm²이고 -162℃에서도 fcc결정구조를 가지고 있으므로 거의 바뀌지 않는다고 가정하여 같은 값을 사용한 반면 모재의 경우 상온에서의 65 kgf/mm²과 -162℃에서는 91 kgf/mm²값을 이용하였고 X는 용착금속의 평가대상 위치에서의 길이 분율이다. 한편, (2)식에서 α 는 균열개구변위비이다. CTOD시험은 50ton급 Instron 만능시험기를 이용하여 상온과 -100℃, 그리고 LNG온도인 -162℃에서 행하였고 시험편은 상대적으

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 (kgf/mm ²)	TS (kgf/mm ²)	EL (%)
0.066	0.24	0.65	0.005	0.005	9.28	65.17	72.07	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

로 취약할 것으로 예상되는 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 모재의 경우 CrK α 선을 이용하였고 용착금속의 경우에는 CrK β 선을 이용하여 측정하였고, 잔류 오스테나이트를 측정하기 위해서는 잔류오스테나이트의 기계적 소멸을 피하기 위하여 10% HF + 90% H₂O₂로서 thinning 한 후 CuK α 선을 이용하여 (110) α 와 (200) γ 면의 회절선의 적분강도를 비교하였다. 마지막으로 파면의 관찰을 위하여 주사전자현미경(SEM)을 이용하여 2000배로 관찰하였다.

3. 결과 및 고찰

개선된 CTOD시험법을 이용한 파괴인성의 평가

우선 균일한 피로예균열을 얻기 위하여 두께방향으로의 잔류응력의 분포인 $\sigma_x(Z)$ 를 측정하였는데 그림 2와 같은 결과를 얻었다. 이 결과에 따라 상대적으로 압축응력이 걸려있는 한 쪽 또는 양쪽에 국부 아크 노치를 도입함으로써 성공적으로 균일한 피로예균열 직선도를 얻을 수 있었다.

앞 절에서 설명한 X-개선 용접열영향부의 CTOD시험을 각 용접열영향부에서 상온 -100 $^{\circ}$ C, -162 $^{\circ}$ C에서 행한 결과를 그림 3에 나타내었다. 모든 결과치는 저장 탱크에서 요구되는 파괴인성에 의한 기준치를 모두 상회하는 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 그냥 취할 수 있었다. 하지만

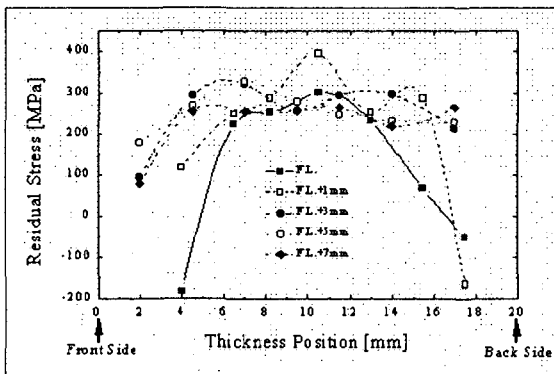


Fig. 2. Results of welding residual stress measurements.

F.L.+3mm의 경우에는 상온과 -100 $^{\circ}$ C에서 균열의 전파경로가 용착금속 쪽으로 상당히 진행된 후 파괴가 일어남을 발견하였는데 결과적으로 그림 3의 상온과 -100 $^{\circ}$ C에서의 F.L.+3mm경우의 CTOD값은 과대평가된 것이라 보여진다. 이러한 F.L.+3mm경우를 제외하면, 그림 3에서 알 수 있듯이 용접열영향부의 파괴인성은 온도가 감소하면서 감소하는 경향을 나타내었으며, 용착금속으로부터의 거리가 증가하면

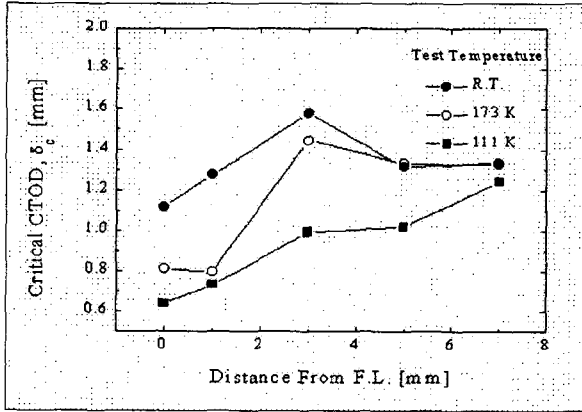


Fig. 3. CTOD values at the various notch locations and the various temperatures.

이러한 파괴인성의 변화는 그림 5와 6에 나타낸 미시적, 또는 거시적인 파면 관찰을 통하여 확인할 수 있었는데 각각 -162°C 에서의 파면을 나타내었다. 두 가지 경우 모두 용융선에서의 거리가 증가할 수록 연성파괴의 양상이 증가함을 확인할 수 있었다. F.L.+5mm와 F.L.+7mm인 경우에는 덤플로 이루어진 전형적인 연성 파면을 나타내지만 노치의 위치가 F.L.에 접근할 수록 파면에 수직으로의 이차상 파괴의 분율의 증가하여 F.L.의 경우는 미세공동 합체에 의한 덤플외에도 입내 파괴형태의 준 벽개파괴(transgranular quasi-cleavage)의 분율이 매우 증가해 있음을 관찰할 수 있다. 한편 파면의 거시적인 관찰에서도, F.L.에서의 거리가 증가할 수록 연성파괴의 척도를 나타내는 전단입술(shear lip)의 증가를 관찰할 수 있었다.

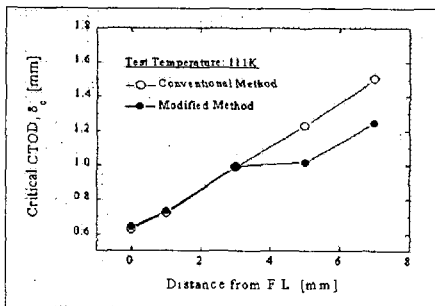


Fig. 4. Comparison of the modified method with the conventional method.

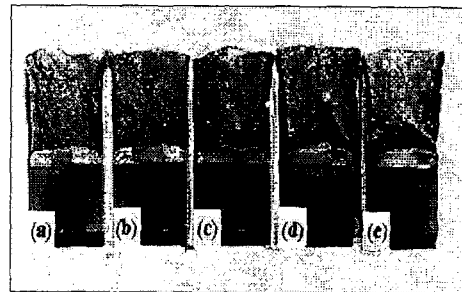


Fig. 6. Macro-views of fractured specimens (a)F.L., (b)F.L.+1mm, (c)F.L.+3mm, (d)F.L.+5mm, and (e)F.L.+7mm.

서 같이 증가하였다. 그림 4에서는 기존의 CTOD환산법을 통한 결과와 비교한 결과를 나타내었는데 항복강도의 차이를 고려한 결과에는 큰 차이를 보이지 않았지만 강도적 불균질에 의한 균열개구변위의 비를 고려한 F.L.+5mm와 F.L.+7mm의 경우는 개선된 환산법에 의한 값이 훨씬 작은 값을 나타내어, 본 연구와 같은 구조물의 안전성 평가에는 개선된 시험법의 적용이 충분히 검토될 필요성이 있음을 알 수 있었다.

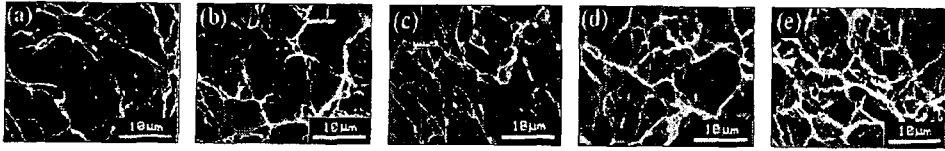


Fig. 5. SEM fractographs of CTOD specimens at -162°C : (a)F.L., (b)F.L.+1mm, (c)F.L.+3mm, (d)F.L.+5mm, and (e) F.L.+7mm.

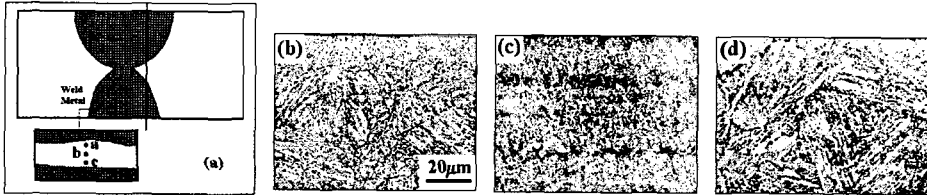


Fig. 7. Examples of optical micrographs for the change of microstructure in HAZ (F.L.+1mm): (a) location of detection point, (b) a point, (c) b point, and (d) c point.

야금학적 분석을 통한 인성변화의 고찰

앞의 시험결과로부터 F.L.으로부터의 거리가 증가함에 따라 용착금속의 분율은 감소하지만 파괴인성은 증가함을 알 수 있었는데. 이는 기존의 X-개선 용접 열영향부에서의 연성용착금속의 사용으로 인한 인성증가효과를 기대하는 것이 잘못되었음을 나타낸다. 즉, 본 연구에서의 파괴인성은 용착금속과 모재의 혼합율(rule of mixture type)을 따르는 것이 아니라 취약부인 모재에서의 야금학적 변화에 의존하는 weakest link type으로 결정된다는 것을 알 수 있다.

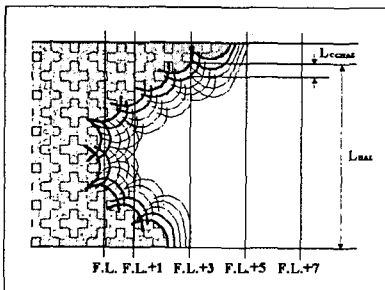


Fig. 8. schematic diagram for the change of coarse-grained region fraction.

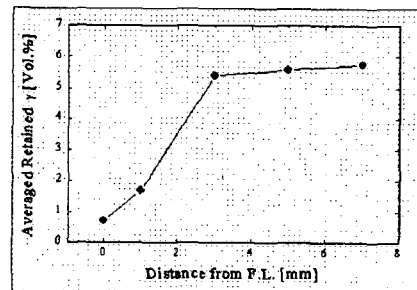


Fig. 9. Change of averaged retained austenite at the various locations. (at room temp.)

앞서의 평가대상위치에 대하여 미세조직적인 분석을 실시하였는데 그 예를 그림 7에 나타내었다. 그림 7에서 나타낸 바와 같이 각각의 미세조직을 용착금속을 제외한 세 부위에 대해 관찰하였다. 그림에서 보듯이 기본조직은 tempered martensite로 이루어져 있고 잔류 오스테나이트가 래쓰 경계(lath boundary)와 전(前) 오스테나이트 경계(prior austenite boundary)에 존재하는 전형적인 9% Ni강 조직으로 이루어져 있다. 그림에서 보이는 검은 띠는 초기 응고동안의 편석에 의한 것이다. 일일히 사진을 게재하지는 않았지만 예상되었던 바와 같이 조대화 결정립이 차지하는 분율이 F.L.으로부터 멀어짐에 따라 급격히 감소함을 확인할 수 있었다. 이에 대한 개략도를 그림 8에 나타내었다. 조대화결정립영역의 분율이란 그림에서 L_{CGHAZ}/L_{HAZ} 를 가리킨다.

9% Ni강의 저온 인성(cryogenic toughness)의 증가에 중요한 역할을 하는 것으로 알려진 잔류 오스테나이트의 각 평가대상위치에서의 함량을 그림 9에 나타내었는데 과대평가된 인성을 나타내는 F.L.+3mm를 제외하고는 그림 3의 인성의 변화결과와 잘 일치함을 알 수 있다. F.L.으로 가까이 갈수록 잔류 오스테나이트가 줄어들어 F.L.에서는 거의 전무함을 알 수 있었는데, 이는 앞서의 결정립 조대화영역의 분율의 변화에서 기인한 결과이다. 즉, 용접열영향부의 전(前) 패스에서의 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. 따라서 조대화 영역이 거의 전부를 차지하는 F.L.의 경우는 잔류오스테나이트가 아주 작은 함량만을 보이는 것이다.

한편, 그림 3의 시험결과로부터 상온에서 -162°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 때문이다. 따라서 현재 이 들 사이의 자세한 관계를 알기 위하여 용접열영향부내의 잔류오스테나이트의 안정성문제를 용접열사이클의 모사시험과 EDS를 이용한 분석을 수행중이며 이는 다음의 논문에 투고할 예정이다.

4. 결론

본 연구에서는 QLT공정 9% Ni 강의 X-개선 용접열영향부에서의 파괴인성의 변화를 연구하였다. 그 주요결과는 다음과 같다.

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

2. QLT-9% Ni 강의 파괴인성은 용융선(F.L.)으로 접근할 수록 감소하였고

이를 SEM을 통한 파면 사진과 거시적 파면 관찰을 통하여 경향성을 확인할 수 있었다.

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

4. 예상과 달리 연성 용착금속의 증가에 따른 인성의 증가효과는 보이지 않았으므로 본 연구에서 X-개선 열영향부에서의 파괴의 형태는 모재와 용착금속의 혼합물 형태로 일어나지 않고 최고 취약부 파괴형태로 일어남을 알 수 있었다.

5. 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 잔류오스테나이트의 열적 안정성의 감소에 기인한 것이다.

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., Submitted (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