

9% Ni 강 다층 용접열영향부의 취성파괴 저항성능에 미치는 LBZ 존재의 실질적 영향

張宰溢 · 李正錫* · 鄭아람* · 金愚植** · 權東一*

(주) 프론틱스 연구개발팀
*서울대학교 재료공학부
**한국가스공사 연구개발원

Actual Effects of LBZ Existence on the Brittle Fracture Resistance in Heat-Affected Zones of Multi-Pass Welded 9% Ni Steel

Jae-il Jang, Jung-Suk Lee*, Aram Jeong*, Woo-sik Kim** and Dongil Kwon*

R & D Team, Frontics, Inc., Seoul 151-742, Korea

*School of Materials Science and Engineering, Seoul National University, Seoul 151-742, Korea

**R & D Center, Korea Gas Corporation, Ansan 425-150, Korea

Abstract : In authors' previous study using the synthetic HAZ specimens, it was found that, like other structural steels, there were local brittle zones (LBZs) in the weld heat-affected zones (HAZs) of QLT (quenching, lamellarizing and tempering) - treated 9% Ni steels which are used for inner walls of domestic LNG (liquefied natural gas) storage tanks. In the continuing line of research, this study was performed to evaluate the influence of the LBZs on the brittle fracture resistance of the actual weldment of the steel. Crack tip opening displacement (CTOD) tests and compact crack arrest (CCA) tests were conducted to measure the crack initiation toughness and the crack arrest toughness respectively, and the results from both tests were compared each other. The results indicated that unlike CTOD test which showed the toughness decrease as approaching to fusion line, the crack arrest toughness values of the regions near fusion line, i.e., the regions containing LBZs, were higher than those of the other regions. It was due to the fact that the arrest toughness was ruled by the large fraction of fine-grained HAZs surrounding LBZs instead of LBZs themselves. Conclusively, by the comparison of the brittle crack arrest toughness, K_{Ic} , with brittle crack initiation toughness, K_{IC} , calculated from CTOD test results, it was suggested that the LBZ was not a main risk factor affecting the fracture mechanical safety of the actual 9% Ni steel weldments.

(Received August 7, 2000)

Key words : HAZ, QLT-9% Ni steel, Local brittle zone, Crack initiation toughness, Crack arrest toughness, CTOD test, CCA test.

1. 서 론

구조용 강재의 용접열영향부(heat-affected zone, 이하 HAZ) 파괴특성에 미치는 다양한 인자들을 분석한 많은 연구들은, HAZ 내에 존재하는 sub-mm 단위의 국부적 취화 영역(local brittle zone, 이하 LBZ)의 존재가 파괴인성평가에 매우 큰 영향을 미치고, 나아가서 구조물 전체의 취성과 피강도에도 중요한 영향을 미친다는 결론을 제시하였다¹⁻²⁾. 이에 따라 새로이 개발되는 각각의 구조용 강마다 비슷한 절차에 따른 LBZ 연구가 필수적으로 수행되어 왔고, 강재 생산자측도 LBZ가 없는 생산공정(LBZ-free production), 또는 LBZ가 없는 강재성분(LBZ-free steel)의 개발에 많은 연구인력과 자본을 투입하여 왔다³⁾. 하지만 이러한 LBZ 연구가 활발히 진행되어온 데 비하여 LBZ의 존재가 실제 용접부의 파괴역학적 안전성에 어떠한 위험을 야기하는지에 대한 체계적인 검토는 상대적으로 미비한 상태이다.

본 연구자들도 기존의 연구에서^{4,5)} 국내에서 건설된 액화천연가스(liquefied natural gas, 이하 LNG) 저장탱크의 내벽 재료로 사용되고 있는 초저온용 강인 QLT(quenching,

lamellarizing and tempering) 열처리 9% Ni 강 HAZ에 대하여 LBZ 연구를 수행한 바 있다. 열영향부내 각 영역을 재현한 모사시험편과 균열선단의 미세조직 분포관찰이 용이한 K-개선 용접부 시험편을 이용하여 연구를 수행한 결과, 본 강의 IC CGHAZ(inter-critically reheated coarse-grained HAZ)와 UA CGHAZ(unaltered coarse-grained HAZ)가 1차(primary) 및 2차(secondary) LBZ임을 확인할 수 있었다. 또, 이들은 상온에서는 큰 인성저하를 나타내지 않고 초저온에서만 LBZ 거동을 나타내는 '초저온 LBZ(cryogenic LBZ)'인 것으로 관찰되었다. 하지만, 이 경우에도 LBZ가 실제 저장탱크 내벽의 파괴 저항성에 어떠한 영향을 미칠지는 여전히 의문이다.

그러므로 본 연구에서는, 실제 LNG 저장탱크 내벽과 유사한 조건으로 용접된 QLT-9% Ni 강 HAZ의 파괴 저항성에 미치는 LBZ의 영향을 보다 체계적인 실험을 통하여 분석하고자 하였다. LNG 저장탱크의 파괴역학적 안전성을 평가하기 위하여 일반적으로 행해지는 시험은 그림 1에 나타난 바와 같이, 취성균열의 발생저지 능력의 척도인 균열개시 파괴인성과 일단 발생한 취성균열에 대한 전파저지 성능을 나

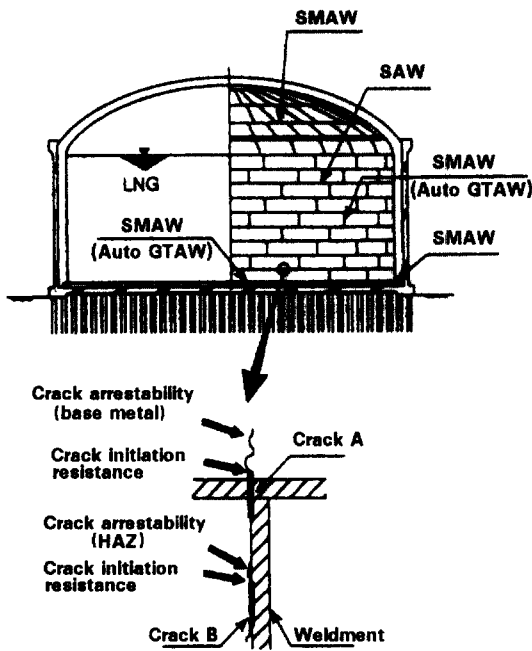


Fig. 1. Schematic illustration of basic evaluation for the safety performance of LNG storage tanks.

타내는 균열정지 파괴인성의 두 가지이다. 본 연구에서는 이 두 가지 인성들을 평가하기 위하여, CTOD(crack tip opening displacement) 시험과 CCA(compact crack arrest) 시험을 HAZ 내의 각 위치에 대하여 수행하였고, 용융선으로부터의 거리에 따른 인성치의 변화 및 각 영역에서 균열개시 인성과 균열정지 인성 사이의 관계를 해석함으로써 LBZ가 실용접부의 취성파괴 저항성능에 미치는 영향을 분석하고자 하였다.

2. 실험 방법

실험에 사용된 모재는 P와 S를 극저화하고 3단 열처리 공정인 QLT 열처리를 수행하여 제작되어 국내 LNG 저장탱크에 공급되는 상용의 고급 9% Ni 강으로, 그 화학 성분과 기계적 성질을 표 1에 나타내었다. 국내 저장탱크 내벽의 최고 두께인 22 mm 두께의 모재에 대하여 저장탱크 건설시 사용되는 용접조건과 유사한 조건에 따라 SMAW(shielded metal arc welding)와 SAW(submerged arc welding) 방식으로 각각 X-개선 형상 용접부를 제작하였다. 사용된 용접 조건 및 용접부 형상을 표 2와 그림 2에 각각 나타내었다.

Table 1. Chemical compositions and basic mechanical properties of used material.

Chemical Compositions (wt%)						Mechanical Properties at R.T. (at 77K)			
C	Si	Mn	P	S	Ni	YS (MPa)	TS (MPa)	EL (%)	vE (J)
0.066	0.24	0.65	0.005	0.005	9.28	640 (910)	710 (1140)	36 (34)	290 (210)

Table 2. Welding conditions used in this study.

Welding method	Filler Metal		Polarity	Current (A)	Voltage (V)	Speed (cm/min)	Heat input (KJ/cm)
Type	Size						
SAW (flat)	Inconel	2.4Φ	DCEP	320~360	25~28	25~53	avg. 23
SMAW (vertical)	Hastelloy	4Φ	AC	100~130	20~40	6~20	avg. 28

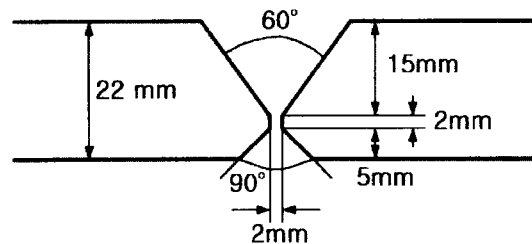


Fig. 2. Schematic view of X-groove preparation.

Fig. 3. Locations of through-thickness cracks within CTOD and CCA specimens with X-groove.

용접후 열처리(post-weld heat treatment, PWHT)를 적용하지 않는 LNG 저장탱크의 실제 용접상황에 따라 본 연구에서도 별도의 PWHT를 수행하지 않았다. 용접후에는 방사선 투과 비파괴검사(radiographic test, RT)를 실시하여 결함을 관찰하였고, 결함이 존재하지 않는 부위를 선택, 절단하여 파괴인성 시험편을 제작하였다.

HAZ 내의 균열개시 파괴인성 및 균열정지 파괴인성 변화를 평가하기 위하여 50 ton 급의 만능 시험기를 사용하여 CTOD 시험과 CCA 시험을 각각 수행하였다. 이때 두가지 인성의 평가 대상 위치는 그림 3에서 나타난 바와 같이 용융선(fusion line, 이하 F.L.)에서 F.L. + 7 mm 까지 거리에 따라 변화시켰고, 시험편의 두께는 22 mm 두께의 용접판으로부터 표면을 최소 가공한 20 mm 실험편을 사용하였으며, 각각의 위치에 두께 관통균열(through-thickness crack)을 도입하였다.

먼저 HAZ 내 균열개시 파괴인성을 평가하기 위하여, 용접부 파괴인성 시험으로서 널리 사용되고 있는 3점 굽힘 CTOD 시험을 상온과, 173 K 및 LNG 온도인 111 K에서 수행하였다. 사용된 시험편 개수는 동일한 조건에 대하여 2

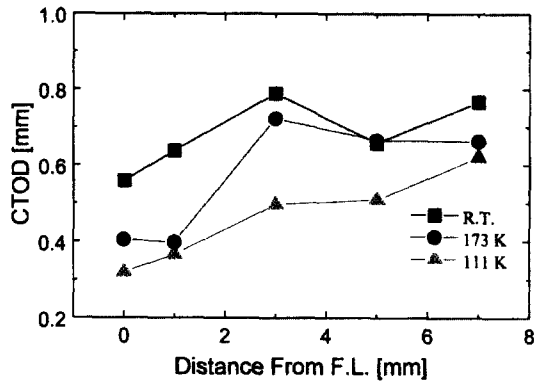


Fig. 7. Results of CTOD tests for SMAW specimens.

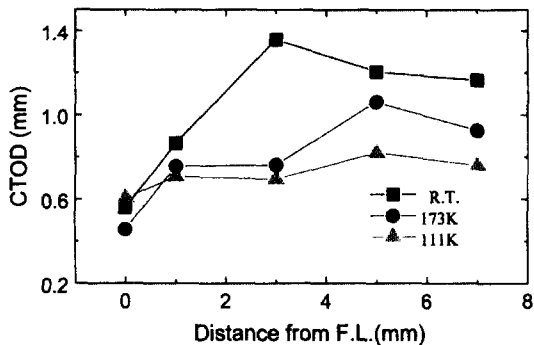


Fig. 8. Results of CTOD tests for SAW specimens.

같이 전반적으로 인성이 감소하는 원인은, 용접열사이클에 따른 잔류 오스테나이트의 불안정화에 따른 분율 감소와 LBZ와 같이 조대한 결정립 증가로 인하여, 본 강의 인성증가 요인인 잔류 오스테나이트와 결정립 미세화 효과가 용융선으로 접근할수록 감소하기 때문이다. 하지만 균열첨단에 존재하는 LBZ 분율이 상대적으로 가장 큰 용융선 부근의 영역(F.L.이나 F.L. + 1 mm 영역)에 대하여 LNG 온도에서 인성시험을 수행한 경우에도, 초저온 LBZ의 존재로 인하여 예상되는 급격한 인성 저하는 관찰되지 않았고, CTOD 인성치도 두 경우 모두 0.3 mm 이상의 양호한 값을 나타냄을 확인할 수 있었다. 이는 용융선 부근에서 본 강 용접부의 LBZ인 IC CGHAZ와 UA CGHAZ가 차지하는 분율이 매우 높고, 본 연구자들의 기존 연구결과⁵⁾에서 밝혀졌듯이 이들 LBZ들은 LNG 온도와 같은 초저온에서 취성균열개시점으로 작용한다는 점을 고려할 때, 예상 밖의 결과이다.

한편, F.L. + 3 mm 영역에서 상온 시험시 높은 CTOD 값을 나타내는 원인은 잔류 오스테나이트의 평균함량이나 결정립 조대화 분율의 변화경향과 무관하게 다음과 같이 거시적인 분석을 내릴 수 있다. 첫째, F.L. + 3 mm에 도달하면 LBZ가 거의 존재하지 않을 뿐 아니라, 다른 미세조직들에 비하여 상대적으로 인성이 높은 FGHAZ(fine-grained HAZ)의 분율이 높아 고유인성 자체가 다른 영역에 비하여 높은 데다가, 둘째, 그림 9에 나타난 바와 같이 모재보다 연성이 큰 인접 용착 금속 쪽으로 균열전파경로가 편차 현상을 나타냄에 따라 인성이 과대 평가됨에 따른 것으로 판단된다. 두 번째의 원인인 강도적 불균질성에 따른 균열전파경로의

Fig. 9. An example of crack path deviation observed in the specimen with a pre-crack at F.L. + 3 mm.

변화는 9%Ni 강 이음부가 가지는 고유 특성중 하나로서⁷⁾, 본 연구에서 사용된 X-개선 용접부에서는 용착금속과 인접한 F.L. + 3 mm 만이 이러한 양상을 나타내게 되고 용착금속과 상대적으로 거리가 먼 F.L. + 5 mm와 + 7 mm의 경우나 균열선단이 이미 용착금속을 일부 포함하는 F.L.과 F.L. + 1 mm의 경우에는 크게 관찰되지 않는다. 결론적으로 F.L. + 3 mm에서의 높은 인성과 그 원인중 하나인 강도적 불균질 현상은 LBZ와는 다른 관점에서 분석되어야 하므로 본 논문에서 자세한 소개는 생략하였다.

본 강의 LBZ는 저온에서만 취화 원인으로 작용하는 초저온 LBZ 임⁴⁾을 고려하여 상온과 LNG 온도에서 수행한 시험결과를 비교한 결과, 가장 큰 차이는 하중-변위 곡선 상에서 관찰되는 작은 팝인(pop-in)들의 발생거동이었다. 그림 10에 나타난 SMAW 시험편에 대한 하중-변위 곡선에서 상온과는 달리 저온의 실험결과에는 많은 팝인 횟수를 나타내고

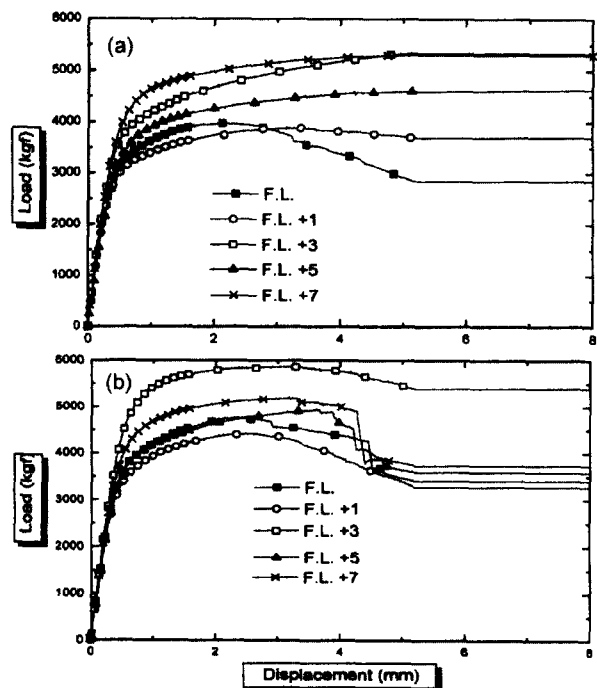


Fig. 10. Load-displacement curves obtained from CTOD tests; (a) at room temperature and (b) at 111K, the LNG temperature.

있고, 또한 노치위치가 용융선 가까이 접근할수록 팝인 횡수가 증가하는 경향을 나타내고 있다. 이러한 팝인의 발생횟수 변화는 용융선 근처가 LBZ 분율이 높은 영역이고, 본 강의 LBZ가 초저온 LBZ라는 점을 고려할 때 LBZ의 영향에 의한 것이라 판단된다. 이러한 팝인은 LBZ로부터 발생한 취성균열이 곧바로 정지하였음을 의미하는 것으로 이에 대한 원인은 아래에서 분석하였다.

실용접부의 균열정지 파괴인성 평가

SMAW와 SAW 시험편에 대하여 CCA 시험을 수행하여 얻은 균열정지 파괴 인성치를 노치위치에 따라 그림 11과 12에 나타내었다. 두 경우 모두 F.L.~F.L. + 3 mm에서 높은 정지 인성값(K_{IS})을 나타내었고 모재와 가까운 F.L. + 5 mm와 +7 mm에서는 상대적으로 작은 인성치를 나타내었는데, 이는 CTOD 인성변화의 경향성과는 반대되는 것이다. 특히 F.L. + 7 mm 영역은 용접열사이클의 최고도달온도(T_p)가 매우 낮아 거의 모재와 비슷한 기계적 성질을 가지고 있음을 감안할 때, 시험결과 HAZ가 모재보다 오히려 높은 균열정지 파괴인성을 가지고 있음을 나타낸다. 다른 영역에 비하여 상대적으로 많은 분율의 초저온 LBZ가 존재하는 용융선 부근(F.L.과 F.L. + 1 mm)의 경우가 LBZ가 존재하지 않는 영역에 비하여 더욱 높은 균열정지 파괴인성을 나타낸 것은 의외의 결과이다.

용융선 주위영역에서 얻어진 높은 균열정지 파괴인성의 원인을 역학적으로 분석하기 위하여 하중-변위곡선에서 얻을

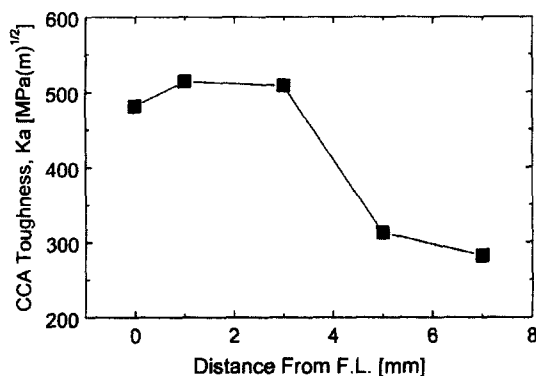


Fig. 11. Results of CCA tests for SMAW specimens.

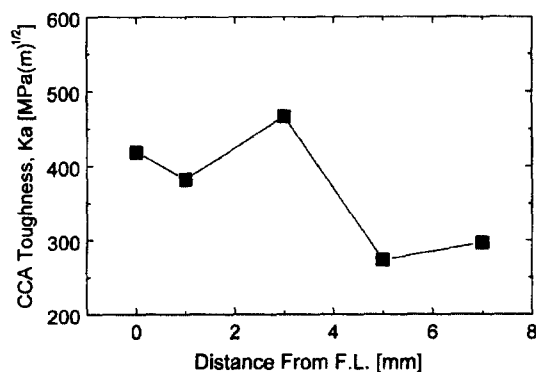


Fig. 12. Results of CCA tests for SAW specimens.

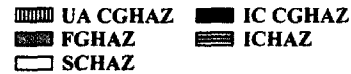


Fig. 13. Microstructure-distribution map for X-grooved HAZ specimen used in this study for showing the change in fraction of sub-zones according to the notch locations.

수 있는 각종 역학적 변수들(하중유지 변위시의 하중, 하중 제거시의 변위, 강성을 나타내는 하중곡선의 기울기 등)을 노치위치에 따라 비교, 분석하였으나, K_{IS} 의 계산에 가장 크게 작용하는 팝인시의 변위를 제외한 나머지 역학적 변수들의 변화와 인성변화 사이에 아무런 경향성을 발견할 수 없었다. 따라서 용융선 주위의 높은 균열정지 파괴인성에 대하여 역학적으로는 설명이 불가능하였고, 다음과 같은 야금학적인 고려를 통해서만 분석이 가능하였다.

그림 13은 실험을 수행한 본 용접부의 시험편에 대하여 준경험적인(semi-empirical) 관찰 방법⁵⁾에 의하여 작성한 미세조직 분포도(microstructure-distribution map)의 예를 나타낸 것이다. 그림에서 각 선들은 균열 도입 위치를 나타낸 것이고, 표시된 번호는 비드의 용접 순서이다. 이 미세조직 분포도에서 알 수 있듯이 모재보다 우수한 균열정지인성을 나타낸 F.L.에서 F.L. + 3 mm 까지의 영역이 나머지 영역과 차별화되는 점은 용접열사이클에 의한 결정립으로 인하여 모재보다도 미세한 결정립을 가지는 FGHAZ 영역이 상당부분을 차지하고 있다는 점이다. Malik 등¹³⁾은 LBZ와 같은 최고 취약부에 의해 결정되는 균열개시 파괴거동(weakest link typed event)과는 달리, 균열정지 거동은 균열발생원의 주위를 둘러싼 미세조직들의 인성을 반영하는 집합적 거동(collective event)이라고 분석한 바 있다. 동일한 관점에서 볼 때, 본 용접부의 용융선 부근영역에서 초저온 LBZ의 존재에도 불구하고, 우수한 균열정지 인성을 나타내는 것은 균열정지 파괴인성이 균열첨단을 차지하는 각각의 미세영역의 평균적 특성을 혼합물 형태(rule of mixture type)로 반영하는 값이기 때문으로 판단된다. 즉, 균열첨단에 LBZ가 취성파괴를 유발할 수 있는 분율인 15% 이상 존재한다고 하더라도, 나머지 85%의 영역에서 FGHAZ와 같은 고인성 영역이 큰 분율로 존재할 경우, 균열정지 파괴인성은 높은 값을 나타내게 되는 것이다. 결론적으로, 그림 13의 예에서 볼 수 있듯이 본 강 용접부의 F.L.과 F.L. + 1 mm 영역에서는 LBZ가 존재하지만 높은 FGHAZ 분율을 가지고 있고, F.L. + 3 mm에서는 LBZ가 거의 없이 높은 분율의 FGHAZ를 가지고 있으므로 두 경우 모두 높은 균열정지 파괴인성을 가지게 된다. 반면, F.L. + 5 mm와 + 7 mm에서는 비록 균열첨단에 LBZ는 존재하지 않지만 고인성 영역인 FGHAZ도 거의 존재하지 않으

므로 용융선 부근 영역에 비하여 상대적으로 낮은 균열정지 인성을 나타내는 것이다.

실용접부의 취성파괴에 미치는 LBZ의 영향 평가

LBZ가 취성균열을 발생시킨다고 가정하고, 동일영역에 대하여 CTOD 실험결과로부터 계산한 취성균열발생 파괴인성 K_{IC} 와 취성균열정지 파괴인성 K_{IS} 를 비교함으로써, 취성균열의 발생원으로 알려진 LBZ가 실용접부에서 취성파괴를 유발할 가능성을 확인하고자 하였다. K_{IC} 와 K_{IS} 의 비교는 직접적으로 취성파괴에 대한 강구조물의 파괴역학적 안전성을 평가할 수 있는 좋은 방법중 하나인데, 예를 들어 일반적으로 페라이트 계열강의 경우는 K_{IC} 가 K_{IS} 보다 큰 경우가 많아서 일단 취성균열이 발생하면 그 균열이 발생점보다 온도가 높은 영역을 통과하거나, 파괴인성이 높은 다른 영역 또는 발생점보다 낮은 응력을 받고 있는 지점을 통과하지 않는 한 정지하지 않고 진전하여 최종파괴를 일으키게 된다. 대표적인 예로 Si-Mn 강의 경우에는 K_{IC} 가 K_{IS} 보다 10배 이상 큰 것으로 평가되었다. 반면, K_{IC} 가 K_{IS} 보다 큰 경우에는 동일온도, 동일 응력하에서도 균열은 쉽게 정지할 수 있어 이중 안전성을 확실히 보장할 수 있게 되는 것이다. 하지만 이러한 장점에도 불구하고 이러한 비교 연구가 본 연구와 같이 HAZ 내의 위치변화에 따라 동일영역에 대하여 수행된 적은 지금까지 한번도 없었다.

CCA 시험결과로부터 얻은 K_{IS} 를 CTOD 시험결과로부터 계산한 K_{IC} 와 비교하기 위해서는 우선 CCA 시험편에서 측면홈 만큼의 두께 감소에 따라 발생하는 인성증가 효과를 CTOD 시험편 두께인 20 mm 두께에서의 인성치로 보정해 주어야 한다.

일본 용접협회규격 WES-3003¹⁴⁾에서는 일찍이 저온용 강의 K_{IS} 값에서 얻은 판두께의 영향에 관한 검토로부터 K_{IS} 두께효과 보정식을 식 (1)과 같이 경험적으로 제안하였다. 식 (1a)는 35 mm 이하의 두께에 대한 것이고, 식 (1b)의 경우는 35 mm 이상의 경우에 해당하는 것이다. 각 식에서 B는 시험편의 두께를 의미한다.

$$f(B) = 1 - \frac{1}{20}(B - 30) \quad (1a)$$

$$f(B) = \frac{54}{65} - \frac{3B}{1300} \quad (1b)$$

Machida 등¹⁵⁾은 QT-9% Ni 강에 대하여 두께 보정식을 이용하여 다른 두께에서의 균열 정지 인성을 예측하였는데, 그 결과 그림 14에 나타난 바와 같이 실측치와 상당히 잘 일치하는 것으로 보고하였다. 이로부터 본 강의 경우에도 식 (1)을 이용하여 측면홈에 대한 두께 보정이 가능하리라 판단되었다. 따라서 본 연구에서는 15 mm 두께의 K_{IS} 값을 20 mm 두께의 K_{IS} 로 변환하기 위해서 WES 3003의 식 (1a)를 이용하였고, 그에 따라 아래와 같은 비율을 이용하였다.

$$\frac{f(20)}{f(15)} = \frac{1.5}{1.75}$$

이를 이용하여 CCA 시험결과로부터 두께효과를 보정한 K_{IS}

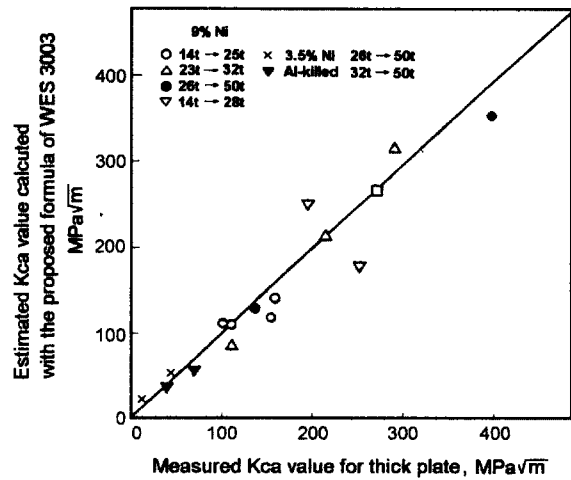


Fig. 14. Estimation of the effect of plate thickness on K_{IC} value of 9% Ni steel with the formula proposed in WES 3003 (Machida et al.¹⁵⁾).

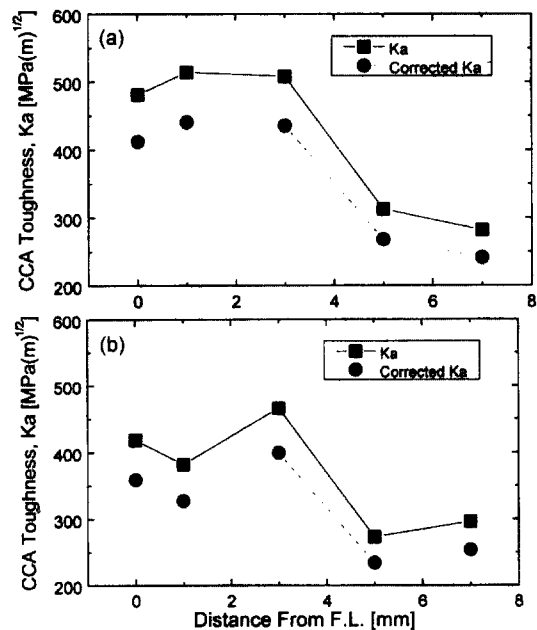


Fig. 15. Correction of thickness reduction due to side-groove of CCA specimen; (a) SMAW and (b) SAW.

값은 그림 15와 같다.

다음으로는 20 mm 두께의 시험편에 대한 값으로 보정한 K_{IS} 와 직접적으로 비교하기 위하여 CTOD 시험으로부터 구한 CTOD 인성(δ)을 취성 균열 발생 인성인 K_{IC} 로 변환해 주어야 한다. 일반적으로 이 변환에 사용되는 변환식은 다음과 같다^{13,15)}.

$$K^2 = m\sigma_{YS}E\delta \quad (2)$$

여기서 E와 σ_{YS} 는 각각 탄성계수와 항복강도를 나타내고, m은 무차원 상수로서 본 경우와 같은 평면 응력 조건일 때는 1이고, 평면 변형 조건일 때는 2이다.

하지만 식 (2)는 CTOD 값을 나타내는 일반 식인 아래의 식 (3)의 탄성항, δ_{El} 만을 고려하여 변환한 식이기 때문에

선형탄성 파괴역학(linear elastic fracture mechanics, LEFM)이 성립하는 온도 영역에서만 사용 가능한데, 본 실험에서 얻은 CTOD 인성은 그림 10의 하중-변위 곡선의 양상에서 알 수 있듯이 완전 취성 균열발생 인성인 δ_c (critical CTOD)가 아니고 연성균열 진전 후 최고 하중에서 구한 δ_m (maximum CTOD)이므로 LEFM을 적용할 수 있는 영역에 속해 있지 않다. 즉, CTOD 계산식 (3)의 δ_{EI} 항은 둘째 소성항, δ_{PI} 에 비하여 매우 작기 때문에 δ_{PI} 항을 0으로 취급해서는 안된다. 따라서 본 연구에서는 CTOD 값의 1/2 만을 탄성항이 차지한다고 가정하여 다음 식 (4)과 같이 K_c 를 구하여 K_a 와 비교해 보았다. 이러한 식 (4)조차도 δ_m 의 양상을 나타내는 재료의 경우 탄성항이 전체 CTOD 값의 1/10에도 미치지 못하는 결과를 생각하면 매우 과대 평가한 변환식이라 할 수 있다.

$$\delta = \delta_{EI} + \delta_{PI} = \frac{K^2(1-\nu^2)}{m\sigma_{YS}E} + \frac{r_p(w-a)}{r_p(w-a)+a} V_s \quad (3)$$

$$K^2 = m\sigma_{YS}E \left(\frac{\delta}{2} \right) \quad (4)$$

식 (4)에 따라 계산한 K_c 를 CCA 시험에서 구한 K_a 와 비교한 결과를 그림 16에 나타내었다. 거의 모든 영역에서 K_a 가 K_c 보다 크고, 특히 LBZ가 큰 분율로 존재하는 용융선 부근에서는 그 차이가 더욱 큼을 알 수 있다. 이같은 결과가 매우 엄격한 변환식으로부터 나온 결과라는 사실을 감안하면, 본 강의 실용접부에서는 K_a 가 K_c 에 비하여 충분히 커서 만일의 경우 LBZ에 의하여 취성균열이 발생하였을 때 균열은 얼마 전파하지 않아 곧 정지할 것임을 쉽게 예측할 수 있다.

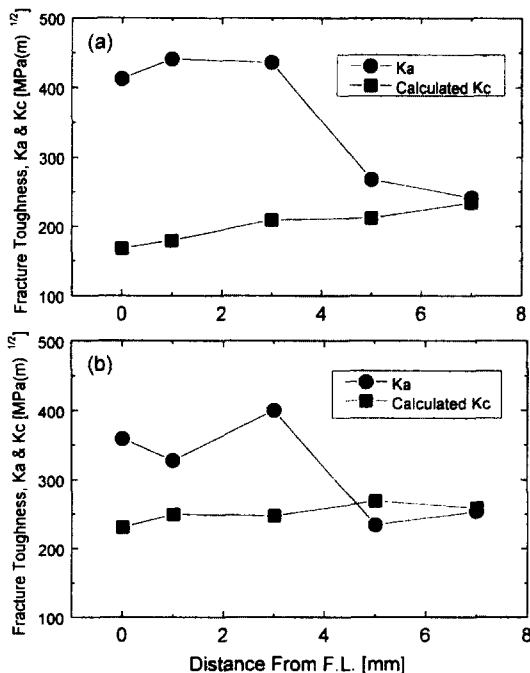


Fig. 16. Comparison of K_a with K_c , which was calculated by equation (4); (a) SMAW and (b) SAW.

Fig. 17. Schematic illustration of a crack front following LBZs.

상기 결과로부터 취성파괴와 관련한 본 강 용접부의 저항성을 다음과 같이 해석할 수 있다. 본 용접부의 용융선 부근에 두께 관통균열이 존재할 경우, 균열의 침단에 존재하는 LBZ, 즉 IC CGHAZ 및 UA CGHAZ는 그림 17에서 나타낸 바와 같이 연속적인 띠의 형태로 균열 진행방향에 존재하게 된다. 이러한 LBZ에서 최고 취약부 형태(weakest link type)로 발생한 취성균열이 균열선단의 형태를 유지하면서 진행하기 위해서는 LBZ의 인성 뿐만 아니라 LBZ 주위 영역의 인성도 LBZ와 비슷한 수준의 낮은 인성을 가져야 한다. 하지만 LBZ를 둘러싼 FGHAZ와 같은 고인성 영역은 이러한 취성균열의 성장을 억제시키므로 발생한 취성균열은 극히 짧은 거리를 전파한 후 정지하게 된다. 이렇게 정지한 취성균열은 하중-변위 곡선상에서 팝인으로 관찰되는데, 그림 10에 나타난 CTOD 시험시 상온과 저온의 팝인 거동 차이도 이와 같은 이유로 설명할 수 있다. 본 강의 LBZ가 저온에서만 작동하는 초저온 LBZ인 까닭에 팝인이 상온보다 111 K에서 다발하게 되고, 111 K에서도 용융선으로 다가갈수록 팝인수는 증가하게 되는 것이다. 또한 이러한 팝인들은 그림 10과 같이, 대개가 허용할 수 있는 범위의 것들이므로 다소간의 CTOD 인성 저하는 유발할 수 있지만 실 구조물의 파괴역학적 안전성에는 큰 위험을 미치지 않게 된다.

본 연구를 통하여 확인할 수 있듯이, LBZ는 취성균열발생 측면에서만 보면 강 용접구조물에 매우 큰 위험요소일 수 있으나, 취성균열정지 개념을 포함하였을 때는 그다지 큰 위험요소가 아닐 수도 있다. 따라서 추후 구조용 강 용접부에 대한 파괴역학적 안전성을 종합적이고 실제적으로 평가할 때 LBZ의 존재를 너무 심각하게 고려하는 것은 보수적일 수 있다고 판단된다.

4. 결 론

본 연구에서는 국내 LNG 저장탱크 내벽과 유사한 조건으로 용접된 QLT-9% Ni 강 HAZ의 취성파괴 저항성에 있어서 LBZ가 미치는 영향을 체계적으로 분석한 결과, 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

1. 용접열영향부 내 균열개시 파괴인성의 변화를 관찰하기 위하여 CTOD 시험을 수행한 결과, 용융선으로 접근할수록 인성이 감소하는 경향을 나타내었으나, LBZ의 분율이 높은

용융선 부근에서도 급격한 인성저하는 관찰할 수 없었고 HAZ 내 모든 영역에서 0.3 mm 이상의 양호한 CTOD 인성치를 나타내었다.

2. CCA 시험을 통하여 HAZ 내 균열정지 파괴인성을 평가한 결과, 예상과는 달리 용융선 부근이 다른 영역보다 오히려 높은 균열정지 인성을 나타내었다. LBZ가 존재함에도 불구하고 용융선 부근에서 관찰된 높은 균열정지 인성은 균열정지 인성이 균열개시 인성과는 달리 균열첨단에 존재하는 미세조직의 혼합률(rule of mixture)로 지배되기 때문이다.

3. CCA 시험으로부터 얻은 K_{IC} 와 CTOD 시험으로부터 유추한 K_{IC} 를 비교, 분석한 결과, LBZ가 존재하는 용융선 부근에서 K_{IC} 가 K_{IC} 보다 매우 큼이 확인되었고, 이로부터 LBZ로부터 발생가능한 취성균열은 극히 짧은 거리를 전파한 후 정지할 것을 예측할 수 있다. 이는 CTOD 시험시 하중-변위 곡선상에서 관찰되는 팝인 거동의 변화로도 확인할 수 있다. 결국, 균열정지의 개념을 포함해서 실구조물 용접열영향부의 파괴거동을 해석할 경우, LBZ는 그다지 큰 위험요소가 아닐 수 있다고 판단되었다.

REFERENCES

1. B. C. Kim, S. Lee, N. J. Kim and D. Y. Lee : Metall. Trans., **22A** (1991) 139
2. H. Okada, F. Matsuda and Z. Lee : Q. J. Jpn. Weld., **12** (1994) 126
3. M. Toyoda : J. Jpn. Weld. Soc., **62** (1993) 603
4. J.-i. Jang, J.-B. Ju, W.-s. Kim and D. Kwon : J. Kor. Inst. Met. & Mater., **38** (2000) 1001
5. J.-i. Jang, B.-W. Lee, W.-s. Kim and D. Kwon : J. Kor. Inst. Met. & Mater., **38** (2000) 1011
6. American Society for Testing and Materials, Standard ASTM-E 1290 : "Standard Test Method for Crack-Tip Opening Displacement (CTOD) Fracture Toughness Measurement", (1991)
7. J.-i. Jang, Y.-c. Yang, W.-s. Kim and D. Kwon : Metals and Materials, **3** (1997) 230
8. S. Machida, N. Ishikura, N. Kubo, N. Katayama, S. Muramoto, Y. Hagiwara and K. Arimochi : J. High Pressure Institute of Jpn., **31** (1993) 19
9. I. Watanabe, M. Suzuki, Y. Matsuda, H. Tagawa, K. Matsui and S. Shimada : NKK Technical Report, **104** (1984) 2, Y. Nakano : J. Jpn. Weld. Soc., **61** (1992) 544.
10. American Society for Testing and Materials, Standard ASTM-E 1221 : "Standard Test Method for Determining Plane-Strain Crack-Arrest Fracture Toughness, K_{IC} , of Ferritic Steel", (1988)
11. R. D. Stout, S. K. Tarby and S. J. Wiersma : Weld. J., **65** (1986) 321-s
12. R. M. Bruscatto : Weld. J., **60** (1981) 113-s
13. L. Malik, L. N. Pussegoda, B. A. Graville and W. R. Tyson : J. Offshore Mech. and Arctic Eng., **118** (1996) 292
14. Japan Welding Engineering Society, Standard WES 3003-1983 : "Evaluation Criterion of Rolled Steels for Low Temperature Application", (1983)
15. S. Machida, N. Ishikura, N. Kubo, N. Katayama, Y. Hagiwara and K. Arimochi : J. High Pressure Institute of Jpn., **29** (1991) 341