

LNG 저장탱크 내조용 9% Ni강의 SAW 용접열영향부내 파괴인성 변화 평가

장재일* · 이정석* · 이백우* · 주장복* · 권동일** · 김우식***
(2001년 8월 23일 접수, 2001년 12월 24일 심사완료)

Change in Fracture Toughness within Heat-Affected Zone of SA-Welded 9% Ni Steel

Jae-il Jang, Jung-Suk Lee, Baik-Woo Lee, Jang-Bog Ju,
Dongil Kwon and Woo-sik Kim

Key Words: Heat-Affected Zone(용접열영향부), Crack Initiation Fracture Toughness(균열개시 파괴인성), Crack Arrest Fracture Toughness(균열정지 파괴인성), 9% Ni Steel(9% Ni 강), LNG Storage Tank(LNG 저장탱크), CTOD Test(CTOD 시험), CCA Test(CCA 시험)

Abstract

As one step for the safety performance of LNG storage tank, the change in fracture toughness within the X-grooved weld heat-affected zone (HAZ) of newly developed 9% Ni steel, which was submerged arc (SA)-welded, was investigated. Both crack initiation fracture toughness and crack arrest fracture toughness were evaluated by the crack tip opening displacement (CTOD) tests and compact crack arrest (CCA) tests. As the evaluated region approached the fusion line, each test result showed different tendency, that is, crack initiation toughness decreased while crack arrest toughness increased. The results were discussed through the observation of the microstructural change.

기호설명

- T_p : 최고 도달온도
- r : 용융선으로부터의 수직거리
- d_{HAZ} : HAZ 폭
- A_{C3} : 오스테나이트 변태종료온도
- T_{mp} : 모재의 용융온도
- T_0 : 모판의 초기온도, 혹은 패스간 온도

1. 서론

높은 효율을 가진 청정에너지로서의 장점때문

† 책임저자, 회원, (주)프론틱스 연구개발부
E-mail : jijang@frontics.com
TEL : (02)884-8025 FAX : (02)875-8018
* 서울대학교 재료공학부
** 회원, 서울대학교 재료공학부
*** 회원, 한국가스공사 연구개발원

에 천연가스의 사용은 세계적으로 꾸준히 증가하는 추세이며, 국내에서도 80년대 중반 처음으로 천연가스가 도입된 이래 급격한 경제규모의 증대에 힘입어 사용량이 크게 증가하고 있다. 국내에 수입되는 천연가스는 운반성과 저장성의 문제로 천연가스의 기화점인 111K의 초저온에서 액화시킨 후 액화천연가스(liquefied natural gas, 이하 LNG)의 형태로 공급된다. 따라서 LNG 저장탱크는 LNG가 가진 초저온 환경에서도 우수한 강도와 인성을 가진 초저온용 재료를 귀벽재료로 사용하여야 한다. 이러한 재료로는 5083 AI 합금, 304 스테인리스강, INVAR 합금 등이 있지만, 현재까지 가장 널리 사용되어지고 있는 재료는 9% Ni강이다. 9% Ni강은 우수한 초저온 인성을 바탕으로 지상형 LNG 저장탱크의 내조로서 전세계 저장탱크 80% 이상의 사용실적을 가지고 있다.

최근 LNG 저장탱크의 초대형화 추세와 함께 9% Ni강의 개발과 관련한 가장 큰 관심사는 극후판용 고인성 9% Ni강의 개발로서 1) P와 S를 극저화한 고청정강의 생산기술, 2) 잔류 오스테나이트 함량의 증가를 위한 새로운 열처리 기술, 3) C 함량을 줄이고 강도감소치에 대하여 Mo로 보충하거나 Nb를 첨가하여 결정립 미세화를 추구한 미세합금화(micro-alloying) 기술 등이 주된 개발 방향이다. 이와 관련하여 국내에서도 LNG 수요의 증가에 부응하기 위한 고인성 9% Ni강의 국산화가 90년대 중반이후 이루어지고 있는데, 국내 LNG 저장탱크에 공급되는 국산화 9% Ni강은 용선예비처리를 통하여 탈 P 및 탈 S를 하는 등 P와 S를 극저화하는 한편, 9%Ni강의 기존 열처리 방법과는 다른 QLT (quenching, lamellarizing & tempering) 열처리 공정을 채택하였다.⁽¹⁾ 3단 열처리 공정인 QLT 열처리는 담금질 열처리(quenching treatment, Q처리)와 뜨임 열처리(tempering treatment, T처리) 중간에 A_{C1} 과 A_{C3} 사이의 페라이트와 오스테나이트의 2상 영역으로 가열후 공냉시키는 층상화 열처리(lamellarizing treatment, L처리)를 추가로 행하여 열적으로 안정한 잔류오스테나이트 함량의 증가와 결정립 크기의 미세화를 통하여 초저온 인성의 증가를 얻는 열처리방법이다.⁽²⁾

이러한 방법으로 초저온 인성을 향상시킨 9% Ni강은 국내의 LNG 저장탱크의 내벽으로서 건설 시 필연적으로 용접공정을 경험하게 된다. 국내의 경우 Fig. 1에 나타낸 바와 같이 SAW(submerged

arc welding)와 SMAW (shielded metal arc welding)의 2가지 방식으로 용접이 행해지며, 각각의 방식에 대하여 Inconel 타입과 Hastelloy 타입의 70% Ni기 초합금이 용접봉으로 사용된다. 이들 오스테나이트 계열 용착금속을 사용함으로써 용접부는 용착금속의 강도가 페라이트 계열의 모재나 용접열영향부 (heat-affected zone, 이하 HAZ)의 강도에 비해 낮아 결과적으로 연결이음부 (undermatched joint)를 형성하게 된다. 잘 알려진 바와 같이 HAZ는 용접구조물에서 가장 취약한 부위이므로, 9% Ni강 HAZ의 초저온에서의 파괴 특성 평가는 LNG 저장탱크의 대규모 재해 방지를 위한 안전성 확보의 관점에서 가장 기초적인 동시에 필수적인 연구이다. 하지만 향후 저장탱크의 초대형화에 따른 극후판용 QLT-9% Ni강의 사용이 증가할 전망임에도 불구하고 본 QLT-9% Ni강의 HAZ에 관한 연구는 국내외에서 극히 미미한 실정이다. 이에 본 연구자들은 SMAW 용접부에 대한 파괴 특성 연구결과를 기 발표한 바 있다.⁽³⁾

후속연구 결과인 본 논문에서는, 국산화 QLT-9% Ni강의 SAW 다층 용접 열영향부내의 파괴인성 변화를 분석하였다. 우선 본 용접부의 특성이 반영된 CTOD(crack tip opening displacement) 시험을 수행하여 균열 개시 파괴인성의 변화를 관찰하였다. 더불어, LNG 저장탱크의 취성파괴에 대한 이중안전성(double integrity) 개념에 바탕하여 용접열영향부내의 각 위치에 대한 CCA (compact crack arrest) 시험을 수행하여 균열정지 파괴인성의 변화를 관찰하였다. 최종적으로는 이들 인성의 변화원인을 미세조직적 관찰 결과를 통해 고찰하였다.

2. 실험방법

2.1 사용재료 및 용접

실험에 사용된 모재는 P와 S를 극저화하고 QLT열처리(Q처리 : 820℃ 전후-60여분, L처리 : 680℃ 전후-80여분, T처리 : 570℃ 전후-60여분)를 이용하여 제작된 22mm 두께의 고급 9% Ni강으로, 국내 LNG 저장탱크에 공급되는 상용의 강과

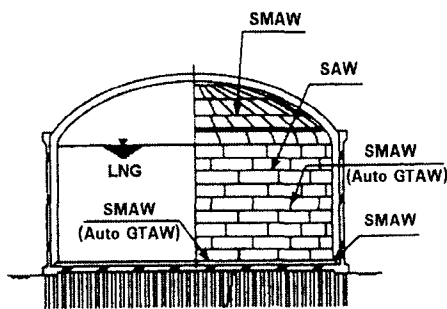


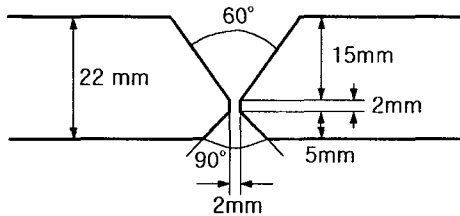
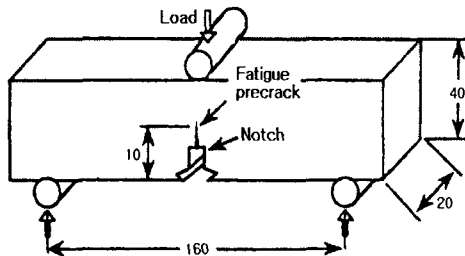
Fig. 1 Schematic illustration of welding method used in construction of LNG storage tanks in Korea

Table 1 Chemical compositions and basic mechanical properties of used material

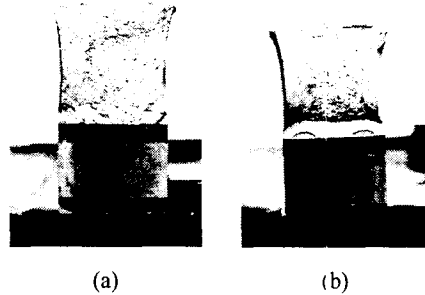
Chemical Compositions (wt%)						Mechanical Properties at F.T. (at 77K)			
C	Si	Mn	P	S	Ni	YS (MPa)	TS (MPa)	EL (%)	vE (J)
0.066	0.24	0.65	0.005	0.005	9.28	640 (910)	710 (1140)	36 (34)	290 (210)

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	2.4 Φ	DCEP	320~360	25~28	25~53	avg. 23

**Fig. 2** Schematic view of X-groove preparation**Fig. 3** Schematic illustration of CTOD test setup and specimen geometry

동일한 강이다. 그 화학 성분과 상온 및 저온에서의 기계적 성질을 Table 1에 나타내었다. 이러한 모재에 대하여 SAW 방식으로 다층 용접을 수행하였는데, 실제 LNG 저장탱크 건설 시의 용접부와 동일한 조건으로 행하였고 그 개선 및 조건을 Fig. 2와 Table 2에 나타내었다. 용접후에는 방사선 투과 비파괴검사(radiographic test, RT)를 실시하여 결함이 존재하지 않는 부위를 선택, 절단하여 시험편을 제작하였다.

**Fig. 4** Examples of fatigue precrack; (a) without partial arc notch and (b) with partial arc notch

2.2 CTOD 시험

균열개시 파괴인성을 평가하기 위해 3점 굽힘 CTOD 시험을 수행하였고, Fig. 3에 시험편의 형상, 크기 및 하중인가 방법을 나타내었다. 비록 BS 7448의 Part 2⁽⁴⁾가 용접부 시험법을 제시하고 있지만 용접부 형상 및 조건에 따라 다양한 특성을 나타내는 용접열영향부의 특성상 기존 규격대로 수행하여 정확한 결과를 얻기에는 어려움이 있다. 따라서 본 연구에서는 저자들의 기존 연구⁽³⁾를 통해 CTOD 시험편 준비를 위해 실제 QLT-9% Ni 강 용접부의 특성을 고려하여 수정한 CTOD 시험법을 적용하였다. 예를 들어 HAZ 시험편에 대한 균일한 피로예비균열 도입은 큰 난제 중 하나인데, 본 연구에서는 압축간류응력이 작용하는 두께 부위에 국부 아크 노치를 도입하여 피로예비균열의 균일화를 얻을 수 있었다. Fig. 4에 국부 아크 노치를 도입한 경우와 도입하지 않은 경우의 차이를 나타내었다. 그림에서 볼

수 있듯이 국부 아크 노치를 도입한 경우 균일한 파괴예비균열을 얻을 수 있음을 알 수 있다. 기타 수정 CTOD 방법에 대해서는 기 논문⁽³⁾에 자세히 소개되어 있으므로 본 논문에서는 생략한다.

CTOD 시험은 22mm 두께의 실두께 용접판을 최소로 표면가공한 20mm 두께 시험편에 대하여 50ton급 Instron 만능시험기를 이용하여 상온과 173K, 그리고 LNG온도인 111K에서 행하였다. 평가대상위치는 X-개선 중심부의 교차점에 위치한 실제 용접용융선으로부터 모재쪽으로 0.5mm 떨어진 위치를 실험조건상의 용융선(Fusion Line, F.L.)이라 규정하고 F.L. 및 F.L.으로부터 1mm, 2mm, 5mm, 7mm 떨어진 각각의 위치에 두께 관통균열(through-thickness crack)을 도입하였다. 이러한 위치선정은 강제 공급자가 구조용 강제 개발시 사용하는 CTOD 시험법에서의 평가대상 선 정법과 동일한 방법이다.

또, 기존의 9% Ni강에 대한 CTOD 시험이 표준 시험법에 따라 수행된 결과, 샤피 시험결과와 서로 다른 변화경향을 나타내는 등⁽⁵⁾ 결과의 정확성에 의문의 소지가 있어, 본 연구에서는 시험편 두께 1/2 지점에서 채취한 샤피 충격시험편을 이용하여 충격시험을 수행함으로써, HAZ내 샤피 충격치의 변화와 CTOD 값의 변화를 비교하여 CTOD 시험결과와의 정확도를 확인하고자 하였다.

두 가지 시험편은 모두 상대적으로 취약함에 예상되는 압연에 수직한 방향으로 채취하였고, 동일 조건의 다중시험편에서 얻은 결과중 평균값의 25% 이내이면서 상대적으로 가장 낮은 인성(lower bound toughness)을 평가자료로 선택하였다.

2.3 CCA 시험

균열정지 파괴인성을 평가하기 위하여 CCA시험을 수행하였다. CCA시험은 균열정지 파괴인성을 평가하는 기타 대형시험과는 달리 ASTM, E1221⁽⁶⁾에 이미 규격화되어 있어 시험결과의 재현성이 상대적으로 높고, 측면홈(side groove)을 도입하므로 CTOD시험의 경우와 마찬가지로 용접열영향부내 노치도입의 위치선정이 용이한 장점이 있다. 또, 유사한 크기의 소형시험편을 사용

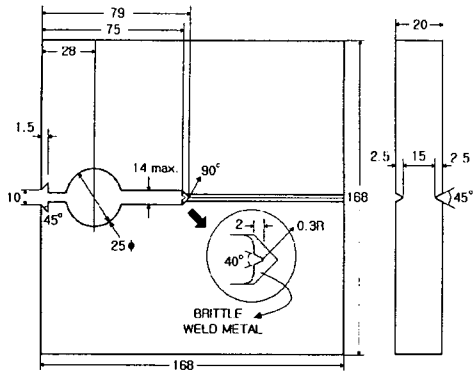
하는 DCB (double cantilever beam) 시험이 K_{Ic} (균열발생 파괴인성)보다 K_{IS} (균열정지 파괴인성)가 더 큰 경우에는 평가가 불가능한데 반하여 본 CCA시험은 $K_{IS} > K_{Ic}$ 의 경우도 분석이 가능하다. 또한 CCA시험은 대형시험기를 요구하지 않으므로 경제적이면서 손쉽게 실험실 규모에서 수행할 수 있다. CCA 시험의 세부 방법은 ASTM E1221⁽⁶⁾의 규격에 따라 진행하였으며, 사용된 시험편의 형상과 시험법의 모식도를 Fig. 5에 나타내었다. 시험과정을 간단히 요약하면, 우선 Fig. 5(a)에서 나타낸 바와 같이 시험편의 기계가공 노치의 끝에 취화 비드를 용접으로 형성시켜 취성균열의 발생을 용이하게 한 후, Fig. 5(b)에서와 같이 췌기 하중(wedge load)형태로 하중인가(loading)→유지(holding)→하중제거(unloading)의 순서를 반복한다. 이후 하중-변위 곡선상에서 첫 번째로 얻어지는 팝인(pop-in)에 해당하는 변위로부터 구해지는 실험변수들을 규정된 응력확대계수와와의 관계식에 대입하면 균열정지 파괴인성을 구할 수 있다.

CCA 시험편에서 노치의 도입위치는 CTOD 시험과 동일하게 F.L.으로부터의 거리에 따라 변화시켰는데, 실제 사용된 시험편들의 단면사진인 Fig. 6로부터 측면홈의 위치, 즉 평가대상위치를 CTOD 시험에서 정의한 F.L.으로부터의 거리에 따라 변화시켰음을 알 수 있다. 한편, CCA 시험편은 다른 균열정지 시험법에 비해서 상대적으로는 소형이지만 여전히 상당한 크기의 용접시험편이 소요되는 관계로 시험온도를 LNG온도인 111K로 고정하여 실험을 수행하였다.

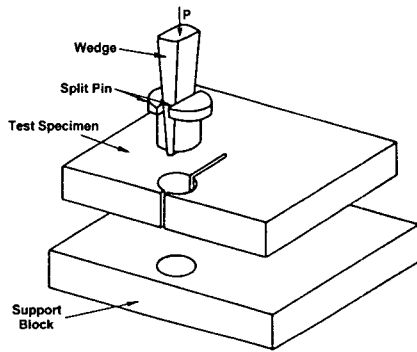
2.4 미세조직 분석

X선 회절장치(X-ray diffractometer)를 사용하여 HAZ 내의 잔류 오스테나이트의 함량변화를 관찰하였다. 이 때, 잔류 오스테나이트의 기계적 소멸을 피하기 위하여 10% HF + 90% H₂O₂로서 화학연마한 후 CrK_α 선을 이용하여 (200)_α와 (220)_γ면의 회절선의 적분강도를 비교하였다.

균열선단의 미세조직 분포가 파괴인성에 미치는 영향을 알아보기 위해서 동일 용접부에 대한 미세조직 분포도(microstructure-distribution map)를 작성하였다. 용접부 표면을 2% 나이탈(nital)을 이



(a)



(b)

Fig. 5 Schematic views showing (a) geometry of specimen and (b) standard arrangement for the CCA test used in this study

용하여 매크로 에칭, 관찰한 후, 표면에 열사이클의 범위를 표시하여 미세조직의 분포를 해석하는데 이용하였다. 열사이클의 최고 도달온도 T_p 에 따른 범위는, 용접비드를 판두께 중심에 위치한 순간 선열원이라 가정한 다음의 열전도론적 식 (1)을 통하여 분류할 수 있다.^(7,8)

$$r_{HAZ} = \frac{\sqrt{(Ac_3 - T_0)} \cdot \sqrt{(T_{mp} - T_0)} - \sqrt{(T_p - T_0)}}{\sqrt{(T_p - T_0)}} \quad (1)$$

위 식에서 r 은 최고 도달온도 T_p 인 열사이클의 범위를 용융선으로부터의 수직거리로 나타낸 것

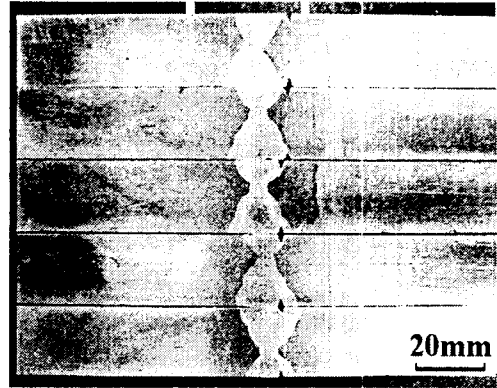


Fig. 6 Actual view of side-groove locations in CCA specimens

이고, d_{HAZ} 는 시편표면을 2% 나이탈로 매크로 에칭시켰을 때 육안으로 관찰할 수 있는 HAZ 경계까지의 폭을 의미한다. 이때, 나이탈에 의하여 나타나는 HAZ 폭은 실제 전체 HAZ 폭과는 다른데, 이는 매크로 에칭하였을 때 모재와 평균 결정립 크기가 다른 부분만 부식되어 관찰되기 때문이다. 따라서 경계의 T_p 는 결정립 미세화가 일어나는 오스테나이트 변태 종료온도인 Ac_3 를 나타내게 된다. 또 T_{mp} 는 모재의 용융온도, T_0 는 모판의 초기온도, 혹은 패스간 온도를 의미한다.

본 연구에서 Ac_3 는 본 강에 대한 변태점 측정 시험결과로부터 얻은 968K를 사용하였고, T_{mp} 는 1723K, 또 T_0 는 용접절차서에 따라 423K를 사용하였으며, 피크온도 T_p 는 1323K, 973K, 823K, 723K로 정하여 각각의 열사이클에 따른 초기미세조직이 결정립 조대화 영역(Coarse-Grained HAZ), 결정립 미세화 영역(Fine-Grained HAZ), 임계 영역(Inter-Critical HAZ), 아임계 영역(Sub-Critical HAZ)이 되어 분석이 용이하도록 하였다. 이렇게 표시된 용접열영향부의 열사이클 곡선으로부터 최종적인 미세조직 분포도를 얻기 위해서는 용접순서를 파악하고 이에 따라 열사이클의 순위를 결정하여야 한다. 이는 용접후의 미세조직이 후속 패스의 열사이클에 따라 급변하게 되기 때문인데, 본 연구에서는 실제 용접패스를 고려하여 열사이클의 우선순위를 결정하여 적용하였다.

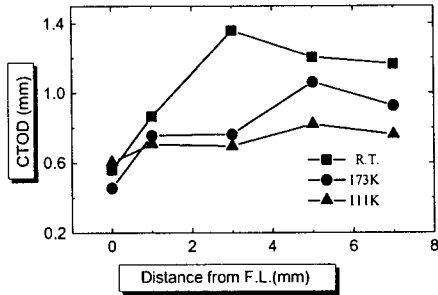


Fig. 7 Results of CTOD tests performed at various temperatures

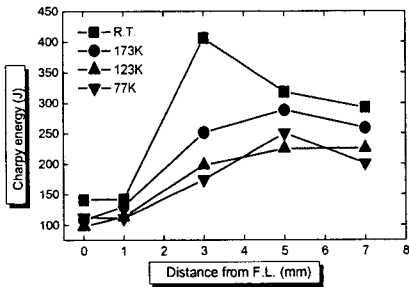


Fig. 8 Results of Charpy impact tests performed at various temperatures

3. 결과 및 고찰

3.1 용접열영향부내의 파괴인성 변화

HAZ내 여러 위치에 대하여 상온, 173K, 111K에서 CTOD 시험을 행한 결과를 Fig. 7에 나타내었다. 균열개시 파괴인성인 CTOD 값은 F.L.+3mm의 상온 시험결과를 제외하면 평가대상 위치가 용융선으로 접근할수록 감소함을 알 수 있다. CTOD 변화 경향의 타당성을 평가하기 위해 같은 위치에 대해 수행한 샤피 V-노치 충격시험 결과를 Fig. 8에 나타내었다. CTOD 시험결과와 마찬가지로 평가대상 위치가 용융선으로 접근할수록 충격치는 감소하였고, 이로부터 CTOD 시험 결과가 균열개시 파괴인성 변화 경향을 잘 나타내고 있음을 확인할 수 있다. 하지만 가장 인성이 낮은 용융선 부근에서도 급격한 인성감소 양상을 나타내지는 않았다.



Fig. 9 Crack path deviation of specimen with notch at F.L.+3mm

CTOD 시험후, 시험편의 표면관찰을 통해 균열 전파경로를 거시적으로 살펴보았는데, 높은 상온 인성을 나타낸 F.L.+3mm의 시험편 경우에는 균열의 전파가 용착금속 쪽으로 상당히 진행된 후 파괴가 일어남을 발견하였는데 그 예를 Fig. 9에 나타내었다. 결과적으로 Fig. 7의 상온에서 얻은 F.L.+3mm 영역의 CTOD값은 이러한 균열전파경로의 힘에 따른 인성의 과대평가 효과가 포함된 것이라 보여진다. 이와 같은 만곡현상은 연질 이음부인 본 용접부의 강도적 불균질 현상에 기인하는 것으로, 피로예비균열을 중심으로 오스테나이트 계의 연한 용착금속쪽 소성변형 축적량이 그 반대쪽인 페라이트 계열의 경한 모재쪽 소성변형 축적량에 비해 훨씬 크기 때문에 균열전파 경로가 연한 용착금속쪽으로 휘게 되는 것이다. 본 용접부의 F.L.과 F.L.+1mm의 경우는 균열선단을 차지하는 많은 분율의 용착금속이 존재하여, 만곡현상이 일어나지 않는 것으로 판단되며, F.L.+5mm와 7mm의 경우는 이종재료인 용착금속으로부터의 거리가 멀어 강도적 불균질의 영향이 상대적으로 작기 때문에 발생하지 않는 것으로 판단된다.

3.2 용접열영향부내의 균열정지 인성 변화

9% Ni강은 이중 ESSO 시험 등의 다양한 대형 균열정지시험을 통하여 이미 균열정지 파괴인성의 우수성을 인정받은 적이 있으나 대형시험의 경우, 평가대상 위치의 정의가 뚜렷하지 않아 HAZ내 원하는 영역에 대한 체계적인 균열정지 인성 평가가 어렵고, 시험법이 가진 보수성에 대한 논란의 소지가 있다. 따라서 아직까지 HAZ내의 균열정지 파괴인성 변화 경향에 대해 기 발표

된 결과는 없다.

본 연구에서 CCA시험을 수행하여 얻은 균열정지 파괴인성의 변화를 Fig. 10에 나타내었다. 예상과는 달리 용융선에서 F.L.+3mm에 이르기까지 매우 높은 균열정지 인성을 나타내었고 이후 F.L.+5mm와 F.L.+7mm의 경우는 오히려 감소하는 경향을 나타내고 있다. 이는 Fig. 7에 나타낸 CTOD 시험결과와는 반대되는 경향으로서, F.L.+7mm영역은 용접열사이클의 최고온도가 매우 낮아 거의 모재와 가까운 기계적 성질을 가지고 있음을 감안하면, 시험결과로부터 용융선 주위가 모재보다도 높은 균열정지 파괴인성을 지니고 있음을 알 수 있다. 기존 연구⁹⁾를 통해 본 강의 국부적 취화부(local brittle zone, 이하 LBZ)이라고 밝혀진 IC CGHAZ(inter-critically reheated CGHAZ)와 UA CGHAZ(unaltered CGHAZ)가 균열선단을

차지하는 분율이 매우 높을 것이라 예측되는 용융선 부근에서도 모재보다 높은 균열정지 파괴인성을 나타내는 것은 매우 흥미로운 결과이다.

3.3 파괴인성 변화 원인 고찰

다양한 야금학적, 역학적 인자가 존재하는 HAZ내의 인성변화요인을 분석하기 위해서는 각 영향인자들에 대한 체계적인 이해가 필요한데, 미세조직의 영향을 파악하기 위해 가장 효과적인 방법은 해당 용접부의 미세조직 분포도를 작성하여 이를 활용하는 것이다. Fig. 11에 본 X-개선 용접부의 미세조직 분포도를 나타내었다. 그림에서 볼 수 있듯이, 본 강 용접부의 LBZ인 IC CGHAZ와 UA CGHAZ는 주로 F.L.과 F.L.+1mm 영역에 집중적으로 분포되어 있으며, 그 이후부터 F.L.+3mm 영역에 FGHAZ가 많은 분율로 위치해 있고, F.L.+5mm 영역과 F.L.+7mm 영역에는 ICHAZ와 SCHAZ가 대부분이다. 이는 CTOD 인성 변화를 잘 설명할 수 있는 결과로서 용융선 가까이 갈수록 균열개시점으로 작용할 수 있는 결정립 조대화 영역(CGHAZ)의 분율이 증가하여 CTOD 값이 감소하는 것으로 판단된다. 이 때, 용융선 부근 영역의 표면에 존재하는 용착금속은 오스테나이트 계열의 Inconel 합금이어서 저온에서 취성균열을 발생시킬 가능성이 매우 작을 뿐만 아니라 표면에서는 두께방향의 응력이 급격하게 줄어들어 소성구속도가 급격히 감소하므로, 인성감소에는 상대적으로 작은 영향을 미칠 것으로 예상되어 그 효과를 배제하였다.

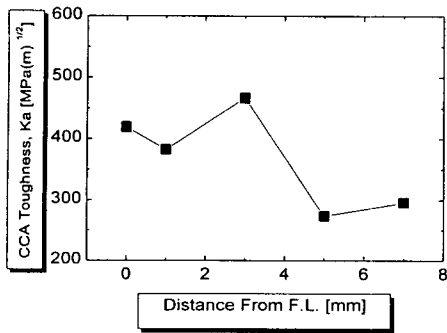


Fig. 10 Results of CCA tests performed at LNG temperature

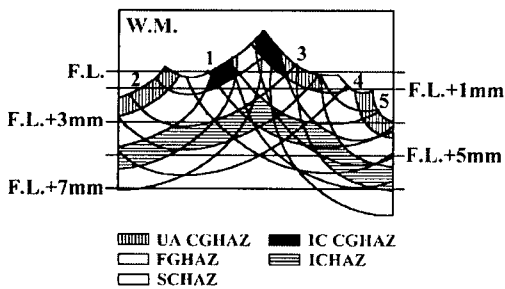


Fig. 11 Microstructures distribution map for X-grooved HAZ showing the change in fraction of sub-zones

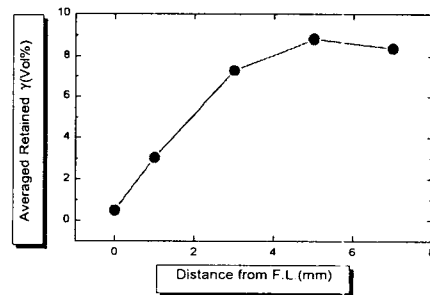


Fig. 12 Change in averaged amounts of retained austenite within HAZ

결정립 미세화 효과와 함께, 9% Ni강의 저온에서의 균열개시 파괴인성 증가에 중요한 야금학적 원인으로 고려되어온 잔류 오스테나이트의 평균 함량 변화를 관찰하였다. 잔류 오스테나이트가 9% Ni강의 저온 인성을 증가시키는 기구에 대해서는 불순물 제거 효과,⁽¹⁰⁾ 국부적인 소성유기 변화, 균열선단의 둔화, 균열 진행의 굴절⁽¹¹⁾ 등 다양한 의견들이 제기되었지만 아직까지도 명확하게 밝혀지지 않은 상태이다. 하지만 9% Ni강의 저온 인성을 증가시키는 핵심 요인이라는 데는 모든 연구자들이 동의하고 있다. XRD를 통해 측정된 잔류 오스테나이트의 함량 변화 결과를 Fig. 12에 나타내었다. HAZ내에서 잔류 오스테나이트 평균함량은 용융선으로 접근할수록 감소하여 용융선 부근에서는 1% 미만의 극히 작은 값을 나타내고 있다. 이러한 잔류 오스테나이트의 감소 경향은 CTOD 인성 감소의 또 다른 원인으로 판단된다. Tamura 등⁽¹²⁾은 기존 9% Ni강에 대한 연구를 통하여 결정립 크기에 따라 잔류 오스테나이트 함량이 변한다고 주장하였는데, 이에 따르면 결정립이 조대함 영역은 결정립이 미세한 영역에 비하여 다층용접시 후속 열사이클에 의해 마르텐사이트(α)에서 오스테나이트(γ)로의 역변태가 일어날 핵생성자리가 매우 작아서 오스테나이트의 석출이 감소하게 된다. 이러한 사실들로부터 용융선 부근의 CGHAZ 영역들은 그 자체로도 9% Ni강이 가진 결정립 미세화효과를 상실하여 낮은 인성치를 가지게 될 뿐 아니라 잔류 오스테나이트의 함량도 상대적으로 줄이므로, 이 영역의 분율이 증가할수록, 즉 용융선으로 접근할수록 낮은 저온인성을 가진다고 잠정적인 결론을 내릴 수 있다.

CCA 시험으로부터 얻은 균열정지 파괴인성의 변화거동이 CTOD 값의 변화거동과 차이를 나타내는 가장 큰 이유는 용접부의 균열개시 파괴거동이 CGHAZ와 같은 LBZ의 존재에 따라 최취약부 형태(weakest link type)로 지배되는 것과는 달리, 용접부의 균열정지 파괴거동은 균열선단을 차지하는 미세조직 모두의 평균적 특성을 반영하는 혼합률 형태(rule of mixture type)로 지배되기 때문이다.^(13,14) 이는 균열정지 파괴인성이 균열발생부위 자체보다는, 균열발생 부위 근방에 있는 미세조직들의 발생 균열에 대한 정지성능을 나타내는데 기인한 것으로, 결정립 미세화에 따라 모

재보다 높은 인성을 가지는 FGHAZ와 같은 고인성 영역의 분율이 증가할수록 해당 영역의 균열정지 파괴인성은 증가할 것임을 쉽게 예측할 수 있다. 따라서 Fig. 11에서 알 수 있듯이 FGHAZ의 균열선단에서의 분율이 가장 큰 F.L.+3mm 영역이 가장 높은 균열정지 인성을 나타내고, FGHAZ가 다수 존재하는 용융선부근이 CGHAZ의 존재에도 불구하고 다음으로 높은 균열정지 인성을 나타내게 된다. 결국 용융선 주위 영역은 CGHAZ에서 취성 균열이 발생할 확률이 높지만 일단 발생하더라도 곧 주위에 위치한 FGHAZ 등의 고인성 영역에 의해 도달하면 쉽게 정지(arrest)될 것으로 판단된다. 따라서 앞선 용융선 부근 영역에 대한 CTOD 시험 결과에서 LBZ의 존재에도 불구하고 급격한 인성저하를 나타내지 않는 이유는 취성균열이 발생하더라도 정지 후 연성균열로 거동을 바꾸기 때문으로 해석할 수 있다.

한편, F.L.+3mm에서 상온시험 시 높은 CTOD값을 나타내는 거시적인 원인으로서는 첫째 Fig. 9에 나타낸 바와 같이 상온에서 균열 전파경로의 만곡현상이 발생해 인성이 과대평가되고, 둘째, Fig. 11에 나타낸 바와 같이 용접열사이클에 의하여 재결정화가 일어나서 높은 인성을 가지는 FGHAZ의 분율이 커지기 때문이라 판단된다. 반면, 초저온에서는 F.L.+3mm 영역에서 인성치가 증가하는 현상을 나타내지 않는 원인으로서는 첫째, 저온 인성 증가의 주요원인인 잔류 오스테나이트가 Fig. 12에서와 같이 감소하여 FGHAZ 분율의 증가를 상쇄할 수 있고, 둘째로 상온에 비하여 소성변형의 양이 상대적으로 작고 변형속도가 빨라 이러한 만곡현상이 일어나지 않기 때문으로 판단된다.

4. 결론

본 연구에서는 국내 LNG 저장탱크의 내벽으로 사용되는 QLT-9% Ni강의 SAW 용접한 HAZ내의 파괴인성 변화를 관찰하였다. 그 분석결과를 바탕으로 한 HAZ내 파괴거동은 다음과 같다.

(1) F.L.과 F.L.+1mm 영역은 본 강의 LBZ인 CGHAZ의 분율이 가장 높은 영역으로서 가장 낮은 CTOD 값을 나타내지만 더불어 일정 분율 이상의 FGHAZ가 존재하므로 균열 정지 파괴인성은 모재보다 높게 된다. 따라서 LBZ를 중심으로

취성균열이 발생되더라도 짧은 거리를 전파한 후 주위에 위치한 고인성영역인 FGHAZ에 의하여 정지되고 이후에는 연성균열의 성장이 이어지게 된다.

(2) F.L.+3mm의 경우는 CGHAZ의 분율이 급격히 감소하여 균열의 개시와 정지는 모두 최고취약부 형태로 지배되지 않고 혼합률 형태로 지배되게 된다. 따라서 고인성부인 FGHAZ의 분율이 가장 높은 이 영역의 고유인성은 매우 크게 되고 강도적 불균질 효과에 따른 균열전파경로의 만곡 현상까지 발생하여 가장 높은 파괴인성치를 나타내게 된다.

(3) F.L.+5mm와 7mm의 경우는 저인성부인 CGHAZ가 존재하지 않고 고인성부인 FGHAZ도 매우 작은 분율로 존재하므로, 모재와 비슷한 파괴거동을 나타내게 된다.

참고문헌

- (1) 이종봉, 한재광, 1995, "최근 9% Ni강의 용접 특성," 대한용접학회지, 제13권, 제3호, pp. 34~45.
- (2) Kim, J. I., Kim, H. J., and Morris, Jr., J. W., 1983, "The Role of the Constituent Phases in Determining the Low Temperature Toughness of 5.5 Ni Cryogenic Steel," *Metall. Trans.*, Vol. 14A, pp. 2213~2219.
- (3) Jang, J.-i., Yang, Y.-c., Kim, W.-s., and Kwon, D., 1997, "Evaluation of Cryogenic Fracture Toughness in SMA-Welded 9% Ni Steel thorough Modified CTOD Test," *Met. & Mater. Int.*, Vol. 3, pp. 230~238.
- (4) *Fracture Mechanics Toughness Tests*, 1997, BS 7448 Part 2.
- (5) NSC Technical Report, 1993, "Nippon Steel's Supply Records of 9% Ni Steel Plates for LNG Storage Tanks," Nippon Steel Corporation.
- (6) Standard Test Method for Determining Plane-Strain Crack-Arrest Fracture Toughness, K_{Ia} , of Ferritic Steels, 1996, ASTM Standard E1221.
- (7) Nakao, Y., Oshige, H., and Noi, S., 1985, "Distribution of Microstructures in HAZ of Multi-Pass Welded High Strength Steel," *Q. J. Jpn. Weld. Soc.* Vol. 3, pp. 766~773.
- (8) Suzuki, M., Bessyo, K., Toyoda, M., and Minami, F., 1995, "Property Distribution Map to understand HAZ CTOD Toughness." *Q. J. Jpn. Weld.*, Vol. 13, pp. 302~308.
- (9) 장재일, 주장복, 김우식, 권동일, 2000, "초저온용 강 용접열영향부의 저온 파괴특성에 관한 금속조직학적 분석(I)," 대한금속재료학회지, 제38권, 제8호, pp. 1001~1010.
- (10) Kim, J. I., and Morris, Jr., J. W., 1980, "On the Scavenging Effect of Precipitated Austenite in a Low Carbon Fe-5.5Ni Alloy," *Metall. Trans.*, Vol. 11A, pp. 1401~1428.
- (11) Kim, J. I., Syn, C. K., and Morris, Jr., J. W., 1983, "Microstructural Sources of Toughness in QLT-Treated 5.5 Ni Cryogenic Steel," *Metall. Trans.*, Vol. 14A, pp. 93~103.
- (12) Tamura, H., Onzawa, G., and Uematsu, S., 1980, "Retained Austenite and Notch Toughness in Synthetic HAZ of 9% Ni Steel," *J. Jpn. Weld. Soc.*, Vol. 49, pp. 854~860.
- (13) Malik, L., Pussegoda, L.N., Graville, B.A., and Tyson, W.R., 1996, "Crack Arrest Toughness of a Heat-Affected Zone Containing Local Brittle Zones," *J. OMAE*, Vol. 118, pp. 292~300.
- (14) 장재일, 이정석, 정아람, 김우식, 권동일, 2000, "9% Ni강 다층 용접열영향부의 취성파괴 저항성능에 미치는 LBZ 존재의 실질적 영향," 대한금속재료학회지, 제38권, 제11호, pp. 1464~1471.