

## LNG 저장탱크용 9% Ni강 용접부의 저온피로균열진전 특성

김재훈<sup>\*,†</sup> · 심규택<sup>\*</sup> · 김영균<sup>\*\*</sup> · 안병욱<sup>\*\*\*</sup>

<sup>\*</sup>충남대학교 기계설계공학과

<sup>\*\*</sup>한국가스공사 연구개발원

<sup>\*\*\*</sup>한밭대학교 기계공학과

### Fatigue Crack Growth Characteristics of 9% Ni Steel Welded Joint for LNG Storage Tank at Low Temperature

Jae-Hoon Kim<sup>\*,†</sup>, Kyue-Taek Shim<sup>\*</sup>, Young-Kyun Kim<sup>\*\*</sup> and Byoung-Wook Ahn<sup>\*\*\*</sup>

<sup>\*</sup>Dept. of Mechanical Design Engineering, Chungnam National University, Daejeon 305-764, Korea

<sup>\*\*</sup>Korea Gas Corporation Research and Development Division, Incheon 406-130, Korea

<sup>\*\*\*</sup>Dept. of Mechanical Engineering, Hanbat National University, Daejeon 305-719, Korea

<sup>†</sup>Corresponding author : kimjhoon@cnu.ac.kr

(Received March 5, 2010 ; Revised June 30, 2010 ; Accepted August 11, 2010)

#### Abstract

The fatigue crack growth characteristics of base metal and weld joint of 9% Ni steel for LNG storage tank was carried out using CT specimen at room temperature and  $-162^{\circ}\text{C}$ . Fatigue crack growth rate of base and weld metals at RT and  $-162^{\circ}\text{C}$  was coincided with a single line independent of the change of stress ratio and temperature. In the region of lower stress intensity factor range, fatigue crack growth rate at  $-162^{\circ}\text{C}$  was slower than that at RT, and the slop of fatigue crack growth rate at  $-162^{\circ}\text{C}$  increased sharply with propagating of fatigue crack, fatigue crack growth rate at RT and  $-162^{\circ}\text{C}$  was intersected near the region of  $2 \times 10^{-4}$  mm/cycle, and after the intersection region, fatigue crack growth rate at  $-162^{\circ}\text{C}$  was faster than that at RT. The micro-fracture mechanism using SEM shows the ductile striation in the stable crack growth region. Also the defects of weld specimen after fatigue testing were detected using the A scan of ultrasonic apparatus.

Key Words : LNG storage tank, 9% Ni steel, Fatigue crack growth rate, Weld metal, Low temperature, Striation, Ultrasonic

#### 1. 서 론

에너지 고갈의 문제 및 에너지 위기 대책으로서 열효율이 높고 안전한 천연가스의 사용이 급증하고 있다. 따라서 높은 효율을 가진 청정에너지의 장점 때문에 천연가스의 사용은 세계적으로 꾸준히 증가하는 추세이며, 우리나라도 천연가스가 도입된 이래 급격한 경제규모의 증대에 힘입어 사용량이 크게 증가하고 있다. 최근 LNG탱크의 대형화 추세에 따라 더욱 높은 안전성

이 요구되고 있다. LNG 저장탱크는 대형으로 용접구조물에 의하여 제작되고 있다. 용접구조물은 용접 시에 발생하는 용접결함인 기공, 언더컷, 불연속적인 이음부 등의 현상을 유발시켜서 구조물의 피로강도를 크게 감소시키는 요인이 된다. 저온으로 주로 사용되는 9% Ni강은 LNG 저장탱크의 후판 구조물로 사용되고 있다. 본 재료는 우수한 저온 인성을 바탕으로 지상형 LNG 저장 탱크의 내조로서 전 세계에 널리 사용되고 있다<sup>1)</sup>. 용접 열영향부(heat-affected zone, HAZ)는 용접구조물에서 가장 취약한 부위이므로, 9% Ni강 HAZ에

대한 저온 피로균열진전에 대한 평가는 LNG 저장탱크의 대규모 재해 방지를 위한 안전성 확보의 관점에서 대단히 중요하다<sup>2,3)</sup>. 그러나 향후 저장탱크의 초대형화에 따른 후판용 열처리 조건인 QLT 9% Ni강의 사용이 증가할 전망이다에도 불구하고 9% Ni강의 용접 열영향부에 관한 저온 피로균열진전에 관한 연구는 국내·외적으로 극히 미미한 실정이다.

따라서 본 연구에서는 LNG 저장탱크용 QLT 9% Ni강의 용접 열영향부에 대한 실온 및 저온 -162°C에서 피로균열진전시험을 수행하여 응력비 및 온도의 영향을 비교·고찰하였다.

## 2. 실험방법

### 2.1 사용재료 및 용접

실험에 사용된 재료는 9% Ni강으로 국내 LNG 저장탱크 후판으로 공급되고 있는 재료와 동일한 재료를 사용하였다<sup>4)</sup>. 재료의 열처리 방법은 3단열처리 QLT (quenching, lamellarizing and tempering) 열처리 공정이다. QLT 열처리는 담금질 열처리 (quenching treatment, Q처리)와 뜨임 열처리 (tempering treatment, T처리) 중간에  $A_{C1}$ 과  $A_{C3}$  사이의 페라이트와 오스테나이트의 2상 영역으로 가열한 후에 공냉시키는 층상화 열처리 (lamellarizing treatment, L처리)를 추가로 행하여 열적으로 안정한 잔류오스테나이트 함량의 증가와 결정립 크기의 미세화를 통하여 저온 파괴인성을 증가시키는 열처리방법이다<sup>5,6)</sup>. 재료로부터 시험편은 판 두께 35 mm에서 채취하였다. 피로균열진전시험에 사용된 CT 시험편 두께는 12.7 mm이며, 모재와 용접 열영향부에 대하여 피로균열을 삽입하여 제작하였다.

Table 1은 QLT 9% Ni강의 화학적 성분을 정리한 것이다. 본 재료는 Ni의 성분이 8.90의 비율로 많은 양을 함유하고 있다. Table 2는 QLT 9% Ni강의 실

**Table 1** Chemical compositions of 9% Ni steel (wt%)

Material	C	Mn	P	S	Si	Ni	Fe
9% Ni steel	0.05	0.69	0.006	0.003	0.25	8.90	Bal.

**Table 2** Mechanical properties for 9% Ni steel

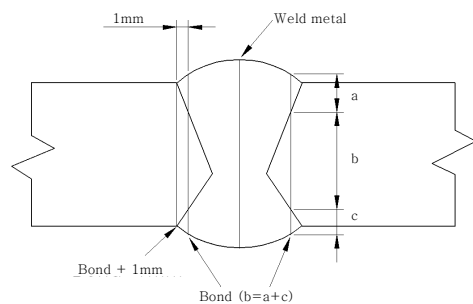
Temp. (°C)	Yield stress (Mpa)	Ultimate stress (Mpa)	Elongation (%)
RT	657.7	713.2	37.9
-162	810.1	910.8	36.4

온 및 -162°C에 대한 기계적 성질을 나타낸 것이다.

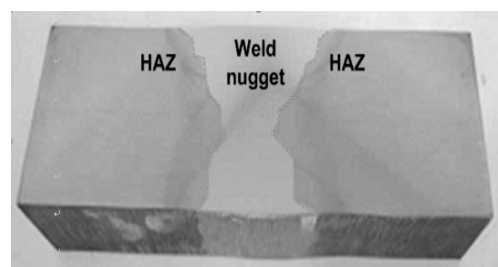
LNG 저장탱크의 용접은 SMAW (shielded metal arc welding)와 SAW (submerged arc welding)로 각각 수행하여 수직 및 수평 용접을 수행하였다. 따라서 본 시험에 사용된 용접 방식은 SMAW (shielded metal arc welding)이며, 공정의 용접자세나 경제성에 따라 LNG 저장탱크의 위치별로 적용하였다. 본 용접 공정은 피복재가 고온에서 분해되어 가스를 방출하고 별도의 보호가스가 필요하지 않다. 그리고 전자세 용접이 가능하고 입열량이 낮기 때문에 균열에 대한 문제가 적고 용접금속의 강도 및 열팽창계수가 모재와 비슷하다. 또한 용접봉은 극저온에서 높은 충격인성이 요구되는 Inconel계 AWS 511 E NiCrFe-4계의 YAWATA WELD B(M)를 사용하였다. 상세한 용접 조건은 Table 3과 같다. Fig. 1은 SMAW 용접법으로 수행한 9% Ni강 용접재의 X-groove 형상을 나타낸 것이다. 용접선으로부터 1 mm 떨어진 부분을 용접 열영향부로 하였다. Fig. 2는 9% Ni강의 SMAW 용접 이음부의 사진을 보여주고 있다.

**Table 3** Welding conditions of 9% Ni steel

Process	Filler Metal		Current		Volt Range	Weld speed (cm/min)
	Class	Dia (mm)	Polar	Amp		
SMAW	NiCrFe-4	∅3.2	AC	65~120	18~32	6~20
		∅4.0		85~150	20~36	2.5~23
		∅5.0		120~190	22~38	14~20



**Fig. 1** X-groove shape for weld metal



**Fig. 2** Configuration of weld metal

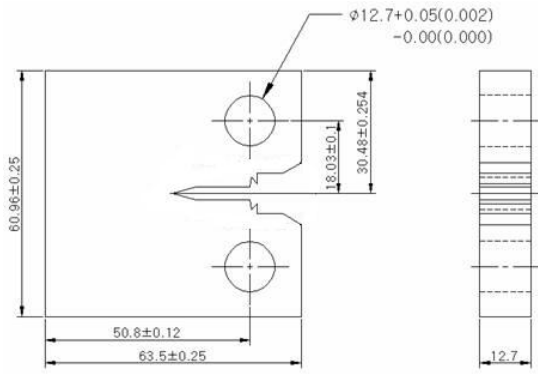


Fig. 3 Shape and dimensions of CT specimen

용접부로부터 시험편의 채취는 앞·뒤 면에서 용접 경계면이 불규칙하므로 가능한 일직선으로 용접이 비교적 양호한 부분을 선택하였다. 시험편은 ASTM E 647 규정<sup>7)</sup>에 의거 CT (compact tension) 으로 가공하고, 노치부는 와이어의 직경  $\phi 0.3$  mm을 이용하여 와이어 방전가공 (EDM: electric discharge machine)하여 피로균열이 일정하게 생성·진전하도록 하였다. Fig. 3은 CT 시험편의 형상 및 치수를 보여주고 있다.

### 2.2 실험장치 및 실험방법

본 시험에 사용된 9% Ni강의 용접부 및 HAZ에 대한 경도는 마이크로비커스 경도기를 사용하여 측정하였으며, HAZ부를 가로질러 3구간으로 나누어 측정하였다. 피로균열진전시험은 10톤용 MTS 810 유압식 만능시험기를 이용하였다. 피로균열의 진전길이는 확대현미경을 설치하여 1/1000 mm까지 측정하였다. 9% Ni강에 대한 저온  $-162^{\circ}\text{C}$ 의 피로균열진전시험은  $\text{LN}_2$  가스를 이용하여 챔버(chamber)의 내부온도를 일정하게 유지하였다. 이때 균일한 내부온도를 유지하기 위하여  $\text{LN}_2$ 의 유입과 배기는 PID(proportional integral and derivative instruction) 제어방식의 온도 컨트롤러인 솔레노이드 밸브를 이용하여 허용 온도차  $\pm 3^{\circ}\text{C}$  내에서 조절이 가능하도록 하였다. 저온 온도는 T-type 열전대를 시험편 주위에 상·중·하의 위치에 설치하여 시험편 온도가 설정온도로 안정화되었을 때 피로균열진전시험을 수행하였다. 시험조건은 응력비  $R = 0.1, 0.5$ 의 인장 하중일정시험으로 수행하였다. 주파수는 8 Hz, 파형은 정현파(sine wave)로 하였으며, 피로시험의 최대하중은  $P_{\text{MAX}} = 1200$  kgf로 하였다. CT시험편의 예비균열은 노치로부터 1.0~1.3 mm 까지 생성한 후 피로 균열진전시험을 수행할 때 노치의 영향이 발생하지 않도록 하였다.

피로균열진전시험에서 얻어진 데이터로부터 피로균열진전속도  $da/dN$ 은 다소 분산성은 있지만 정확한 데이터 점을 얻기 위해서 분할법(secant method)을 이용하였다<sup>7)</sup>. 그리고 응력확대계수 폭  $\Delta K$ 는 ASTM E 647에 명시되어 있는 CT시험편에 대한 다음 식을 이용하였다<sup>7)</sup>.

$$\Delta K = \frac{\Delta P}{B\sqrt{W}} \frac{(2+a)}{(1-a)^{3/2}}$$

$$(0.886 + 4.64a - 13.32a^2 + 14.72^3 - 5.6a^4)$$

여기서 B는 시편 폭, W는 하중점에서 시편 배면까지 거리,  $\alpha = a/W$  이고,  $\alpha \geq 0.2$  이다.

피로시험 후 피단면의 파괴기구는 전자주사현미경 (SEM : scanning electron microscope)을 이용하여 관찰하였다. 또한 초음파 C-scan을 이용하여 피로균열진전 시험으로부터 발생하는 소성영역(plastic deformation)을 측정하였고, 모재와 용접재에 대하여 내부 결함을 A-scan을 통하여 측정하였다.

## 3. 결과 및 고찰

### 3.1 용접 열영향부(HAZ)의 경도특성

Fig. 4는 9% Ni강의 용접 열영향부에 대한 경도를 측정하여 나타낸 것이다. 재료에 대한 용접 시에 발생하는 고온에 의해 용접열영향부는 기존 재료의 조직에서 변태되어 모재 및 용착금속부 보다 높은 경도를 보이고 있다. 결과로부터 모재의 경도는 평균  $H_v = 260$  이었고, HAZ부는 조직이 변태되어  $H_v = 374$ 로 나타나고 있다. 반면에 용착금속영역은 모재와 HAZ부보다 비교적 낮은 경도를 보이고 있다. 따라서 대형 구조물을 제작하기 위하여 수행되어지는 용접은 모재보다 낮은 경도를 지니고 있어 용접구조물이 피로하중을 받으면 용착금속부가 취약할 것으로 사료된다.

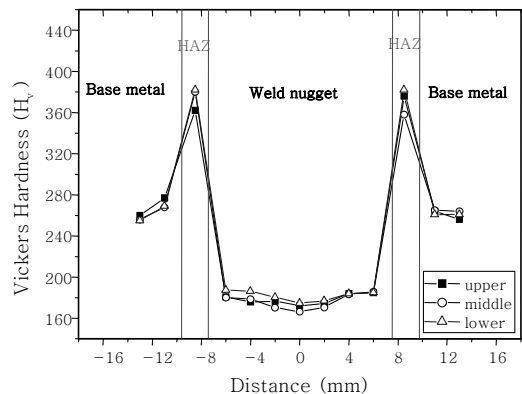


Fig. 4 Micro Vickers hardness for weld metal

### 3.2 응력비 영향

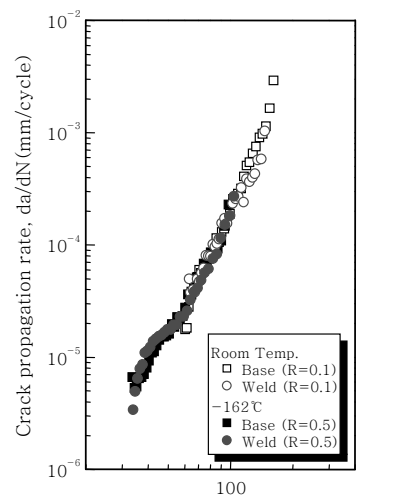
Fig. 5(a)는 실온 및 -162°C에서 9% Ni강의 모재와 용접재의 대하여  $da/dN-\Delta K$ 의 관계를 나타낸 것이다. 실온 및 -162°C에서 각각 동일 응력비에 대한 모재 및 용접재의 균열진전속도는 약간 분산되고 있으나 비교적 잘 일치하고 있다. 따라서 9% Ni강의 모재와 용접재의 균열진전속도는 온도 및 응력비의 변화에 영향이 거의 없는 것으로 사료된다.

Fig. 5 (b)는 -162°C에서 9% Ni강 용접 열영향부의 응력비에 대한  $da/dN-\Delta K$ 관계를 나타낸 것이다. 결과로부터 저온에서 용접부의 균열진전속도는 약간의 불규칙한 곡선 변화가 발생하고 있으나 응력비에 관계 없이 하나의 곡선으로 잘 일치하고 있어 동일한 진전속

도를 보이고 있다. 용접재의 균열진전속도는 용접부의 결합에 의해 균열이 불규칙하게 진전하는 것을 볼 수 있었으며, 균열진전시험 중 균열방향이 용접 열영향부에서 재료의 취약한 지점인 모재와 용착금속의 경계면으로 이동하여 결국 용착금속 부분으로 균열이 진전하는 것을 볼 수 있었다. 이와 같은 균열진전속도의 불규칙한 변화는 수동용접 시에 발생한 용접결함이 내재되어 초래하는 것으로 판단된다.

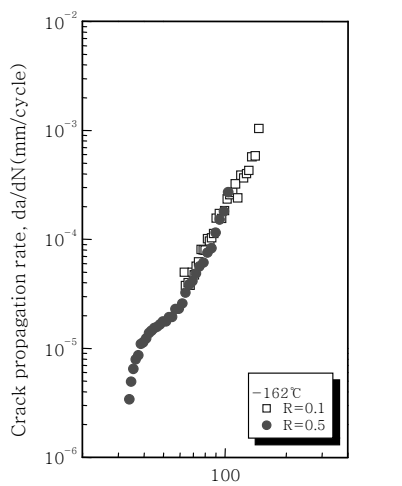
### 3.3 온도변화에 따른 피로균열진전거동

Fig. 6은 실온 및 -162°C에서 모재와 용접재의 응력비 R=0.1 및 0.5에 대한  $da/dN-\Delta K$  관계를 나타낸



Stress intensity factor range,  $\Delta K(\text{kgf}/\text{mm}^{3/2})$

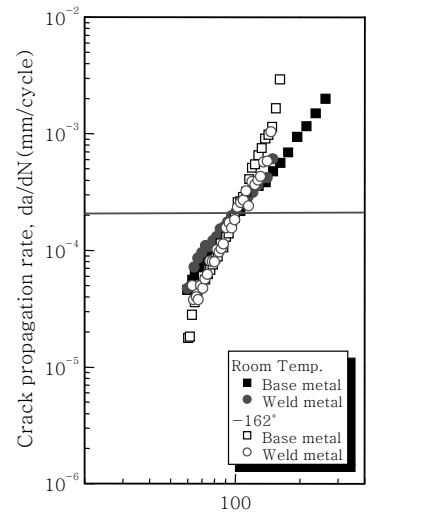
(a)



Stress intensity factor range,  $\Delta K(\text{kgf}/\text{mm}^{3/2})$

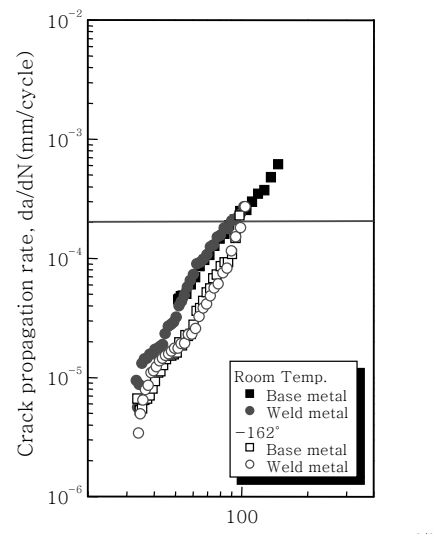
(b)

**Fig. 5** (a)  $da/dN$  versus  $\Delta K$  of R.T. and -162°C  
(b)  $da/dN$  versus  $\Delta K$  weld metal for QLT at -162°C



Stress intensity factor range,  $\Delta K(\text{kgf}/\text{mm}^{3/2})$

(a) R=0.1



Stress intensity factor range,  $\Delta K(\text{kgf}/\text{mm}^{3/2})$

(b) R=0.5

**Fig. 6**  $da/dN$  versus  $\Delta K$  of base and weld metals for RT and -162°C

**Table 4** Material constants of C and m for base and weld metals

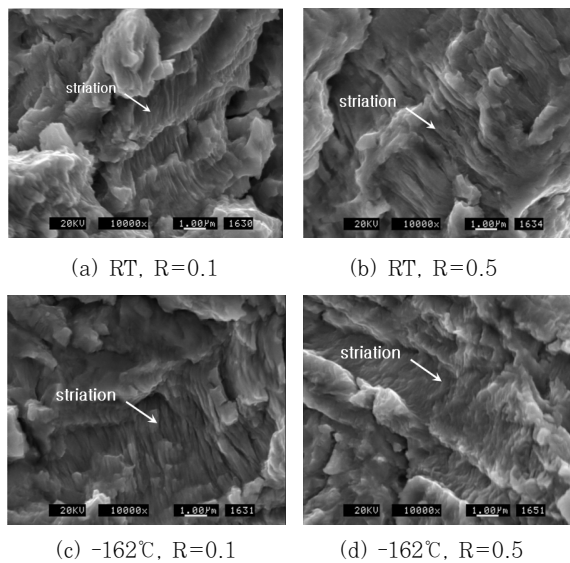
Material	Temperature	Stress ratio (R)	C	m	Temperature	Stress ratio (R)	C	m
Base metal	RT	R=0.1	$2.382 \times 10^{-9}$	2.445	-162 °C	R=0.1	$2.328 \times 10^{-9}$	2.476
		R=0.5	$2.749 \times 10^{-9}$	2.467		R=0.5	$1.272 \times 10^{-10}$	3.195
Weld metal	RT	R=0.1	$2.291 \times 10^{-13}$	4.489	-162 °C	R=0.1	$1.229 \times 10^{-11}$	3.595
		R=0.5	$6.063 \times 10^{-11}$	3.217		R=0.5	$1.142 \times 10^{-10}$	3.059

것이다. 응력비 R= 0.1에서 -162°C의 균열진전속도는 낮은  $\Delta K$ 에서 실온보다 느리게 진전하나 균열이 진전함에 따라서 기울기가 가파르게 증가하며 가속되어,  $da/dN$ 이  $2 \times 10^{-4} \text{ mm/cycle}$  지점에서 실온과 -162°C의 균열진전속도는 교차하고 그 후 -162°C에서 실온보다 빠르게 진전하고 있다. 한편 응력비 R= 0.5에서 균열진전속도도 낮은  $\Delta K$ 에서 실온보다 느리고 R= 0.1인 경우와 유사한 경향을 보이나,  $da/dN$ 이  $2 \times 10^{-4} \text{ mm/cycle}$  지점에서 교차하면서 -162°C의 균열진전 시험편이 파단되어 그 후에 균열진전속도는 구할 수 없었다. 따라서 저온 162°C에서 균열진전속도는 낮은  $\Delta K$ 에서 실온보다 느리고 그 기울기는 커서 가속되고 있음을 알 수 있다.

Table 4는 9% Ni강의 모재 및 용접재에 대한 피로 균열의 안정성장영역에서 Paris식<sup>7)</sup>  $da/dN = C\Delta K^m$ 로부터 얻은 C와 m은 정리한 것이다.

3.4 파괴기구 특성

Fig. 7은 실온 및 -162°C에서 9% Ni강의 피로균열



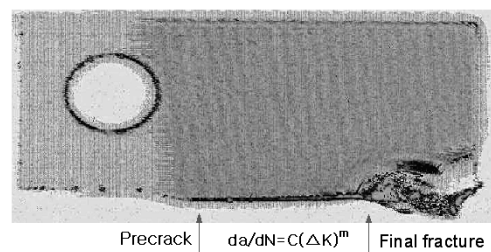
**Fig. 7** Fatigue fracture surfaces of weld metals for QLT

진전 시험 후 파단된 피로시험편으로부터 노치 선단으로부터 5~10 mm 떨어진 지점에서 관찰한 SEM사진을 나타낸 것이다. 실온 및 -162°C에서 용접재는 피로 균열진전의 미소파괴기구는 공히 연성 스트라이에이션 (ductile striation)을 나타내고 있다. 스트라이에이션 간격으로부터 구한 균열진전속도는  $2.33 \times 10^{-4} \text{ mm/cycle}$ 로 실험결과와 비교적 잘 일치하고 있다.

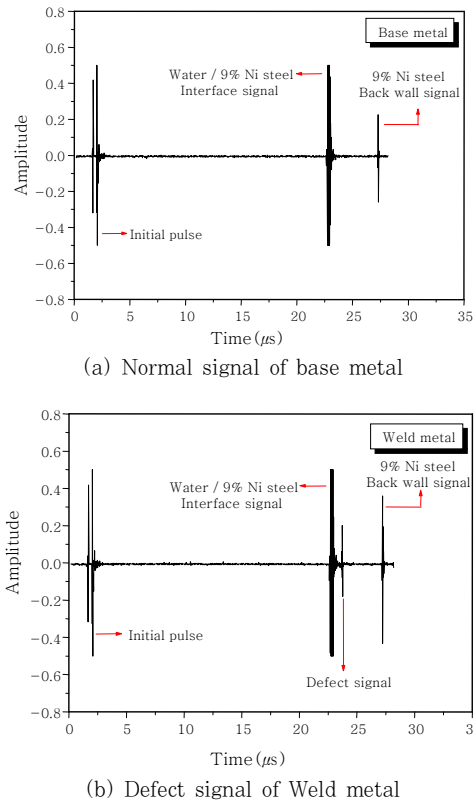
3.5 초음파 신호 분석

피로균열진전시험 후에 CT 시험편의 파단면은 SEM을 이용하여 표면 분석이 가능하지만, 파단면 내부에 존재하는 미세 균열은 관찰되지 않았다. 따라서 시험편 내부에 존재하는 결함은 탐촉자 위치와 초음파 신호의 진폭 및 빔 경로를 이용하여 2차원 평면 영역으로 표시할 수 있는 초음파 C-scan기법을 이용하여 측정하였다. 초음파 시험은 미세한 피로 균열을 검출하기 위하여 일진동자 수침용 고주파수 탐촉자를 사용하였으며, 초기 펄스가 CT 시험편의 초음파 신호에 영향을 미치지 않도록 탐촉자와 CT 시험편 사이에는 15 mm의 물거리를 두었다. C-scan 시험 조건은 중심주파수는 35 MHz였고, 음압은 25 dB이었다.

Fig. 8은 피로균열진전 후에 파단된 CT 시험편의 C-scan 영상으로 예비균열부(pre-crack zone), 피로균열진전시험구간(Region II), 최종파단구간 (Fracture zone)을 확인할 수 있다. 여기서 예비균열부는 초기 하중이 1500 kgf이었고, 피로균열진전시험구간 보다 높은 하중을 적용하고 있으므로 시험구간과 비교하여 상대적으로 소성영역이 크게 집중되었던 것을 C-scan 영상으로 확인하



**Fig. 8** C-scan image of CT specimen



**Fig. 9** Ultrasonic signals of CT specimen for base and weld metals

었다. 시험구간 즉 피로균열의 안정성장영역은 최대하중을  $P_{max}=1200$  kgf로 설정하였으며, 피로균열이 진전함에 따라 소성변형이 크게 발생하여 미세균열 영역도 점점 확대되고 있다.

Fig. 9는 내부결함을 검출하기 위하여 A-scan 영상을 이용하였다. Fig. 9 (a)는 모재 내부의 초음파 신호이다. 결과에서 모재 내부에서 결함은 나타나지 않았다. Fig. 9 (b)는 용접재 내부의 초음파 신호이다. 모재와는 달리 내부에 용접 결함들이 내포하고 있는 것을 알 수 있다. 이는 용접 시에 발생하는 기공 및 각종 결함이 내포하고 있는 것으로 판단된다.

#### 4. 결 론

액화천연가스(LNG)는 특별히 제작된 극저온 탱크에 저장되어 사용된다. 현재 사용 중인 저장탱크는 9% Ni 강으로 저장규모의 대형화를 위해서는 후판에 제작되고 있다. 따라서 본 논문에서는 QLT 9% Ni 강의 모재 및 용접재에 대한 실온 및 저온 $-162^{\circ}\text{C}$ 에서 피로균열진전특성, 파괴기구 및 초음파 신호를 분석하였다. 본 연구로부터 얻어진 결과는 다음과 같다.

- 1) 용접 열영향부에 대한 경도는 모재와 용착금속보

다 용접 열에 의한 조직변태로 제일 높고 반면에 용착 금속영역은 비교적 낮다.

- 2) QLT 9% Ni강의 모재와 용접 열영향부에 대한 피로균열진전속도는 응력비 영향이 거의 없었고, 하나의 곡선으로 일치하고 있다.

- 3) QLT 9% Ni강의 실온과 저온( $-162^{\circ}\text{C}$ )에서 용접재의 피로균열진전속도는 약간 분산되고 있으나, 이는 용접 시 발생한 용접 결함 및 조직변태로 인해서 발생하고 있다.

- 4) 저온  $-162^{\circ}\text{C}$ 의 균열진전속도는 낮은  $\Delta K$ 에서 실온보다 느리게 진전하나 균열이 진전함에 따라 기울기가 가파르게 증가하며 가속되어,  $da/dN$ 이  $2 \times 10^{-4} \text{ mm/cycle}$  지점에서 실온과  $-162^{\circ}\text{C}$ 의 균열진전속도는 교차하고 그 후  $-162^{\circ}\text{C}$ 에서는 실온보다 빠르게 진전하고 있다.

- 5) QLT 9% Ni강 용접재의 실온과  $-162^{\circ}\text{C}$ 에서 피로균열진전의 미소파괴기구는 연성 스트라이에이션이며, 이로부터 측정된 균열진전속도는 실험 결과와 비교적 잘 일치하고 있다.

- 6) 초음파 C-scan영상으로 소성영역을 측정하였으며, A-scan 신호를 분석하여 용접재의 미세균열로 인한 결합신호를 계측하였다.

#### 후 기

본 연구는 2007년 한국 가스공사의 연구비 지원으로 수행한 과제이며, 이에 관계자 여러분께 감사드립니다.

#### 참 고 문 헌

1. J. I. Jang, J. B. Ju, B. W. Lee, D. Kwon and W. S. Kim : Effects of Microstructural Change on Fracture Characteristics in Coarse-grained Heat-affected Zones of QLT-processed 9% Ni Steel, *Materials Science and Engineering A* **340** (2003), 68-79
2. K. Mukai, K. Hoshino and T. Fujioka : Tensile and Fatigue Properties of Austenitic Stainless Steels at LNG Temperature, *Tetsu-to-Hagane* **65** (1979), 1756-1765
3. J. H. Baek, Y. P. Kim, W. S. Kim and Y. T. Kho : Fracture Toughness and Fatigue Crack Growth Properties of the Base Metal and Weld Metal of a Type 304 Stainless Steel Pipeline for LNG Transmission, *International Journal of Pressure Vessels and Piping* **78** (2001), 351-357
4. Korea Gas Corporation Homepage : [www.kogas.or.kr](http://www.kogas.or.kr)
5. J. B. Lee and J. K. Han : Korean Welding Society, **13** (1995), 34-41
6. B. C. Kim, S. Lee, N. J. Kim and D. Y. Lee : *Metallurgical Transaction A* **22** (1991), 139-149
7. ASTM : Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates, ASTM E 647-08 (2008), 1-45
8. P. C. Paris, and F. Erdogan : A Critical Analysis on crack propagation laws, *Journal of Basic Engineering*, **85** (1960), 257-270