

〈논 문〉

## 국산 원자로용기 재료의 피로 및 파괴특성 연구

정 순 역\*

(1997년 2월 22일 접수)

### A Study on the Fatigue and Fracture Characteristics of Localized Nuclear Reactor Vessel Material

S. U. Jeong

**Key Words :** Low Cycle Fatigue(저싸이클 피로), Stress Intensity Factor(응력확대계수), Crack Growth Rate(균열성장속도), Heat Affected Zone(열영향부)

#### Abstract

It is important to ensure the reliability of the first localized reactor vessel steel. To satisfy with this purpose, a study on the impact/hardness, low cycle fatigue(LCF), crack growth rate( $da/dN$ ) and fracture toughness( $K_{Ic}$ ) of base material(BM) and weld metal(WM) were performed under room temperature air and corrosion conditions. A summary of the results is as follows: (1) Charpy impact absorbed energy of BM was the highest value, heat affected zoon(HAZ) and the lowest, WM. The hardness of BM was similar to HAZ. (2) Coefficients of Manson equation using the monotonic tensile test data were obtained for the present material. (3) The effects of stress ratio and ambient ( $120^{\circ}C$  and NaCl) condition on  $da/dN$  were investigated,  $da/dN$  with NaCl condition expressed the highest value. (4) The results of Charpy V-notch impact test had good correlation with  $K_{Ic}$  characteristics and the lowest curve of  $K_{Ic}$  for BM was derived, more researches about WM and HAZ are required hereafter.

#### 1. 서 론

원자력발전소 1차 계통에 사용되는 재료로서 원자로용기 재료가 국내에서 처음으로 개발되어 원자력발전소 국산화에 큰 부분을 차지하게 되었다. 그러나, 공업설비 중에서 원자력분야는 안전성이 가장 중요시되는 것이므로 제작시 여러가지 품질문제가 고려되고 있다. 원자로용기는 200 mm 이상의 두께를 가지며 수명기간 동안에는 교체가 불가능하여 가동중에 중성자에 의한 조사취화현상으로 재료의 성질이 점차 나빠져 취성파괴의 위험이 있다.

그러한 이유로 고강도(high strength) 및 고인성(high toughness)이 요구되며 또한 균질한 재료가어야 한다. 따라서, 제조시에 각종 기계적 특성을 확인하고, 데이터를 확보하는 것이 매우 중요하다.

본 연구에서는 단조재로 개발된 SA 508 Cl. 3 코어셸(core shell)을 절단하여 일정한 위치에서 시편을 채취하여 충격 및 경도시험, 저싸이클 피로시험, 피로균열진전실험, 파괴인성실험 등을 행하였다. 특히, 저싸이클 피로시험을 통해 본 재료의 수명예측에 최적인 Manson식의 계수를 결정하였고, 샬피충격시험만으로 파괴인성을 예측하는 것이 가능함을 실증하였으며, 파괴인성의 하한치를 예측할 수 있는 모델식을 제안하였다.

한편, 소재를 다시 230 mm 두께의 판재로 만들

\*회원, 경상대학교 기관공학과

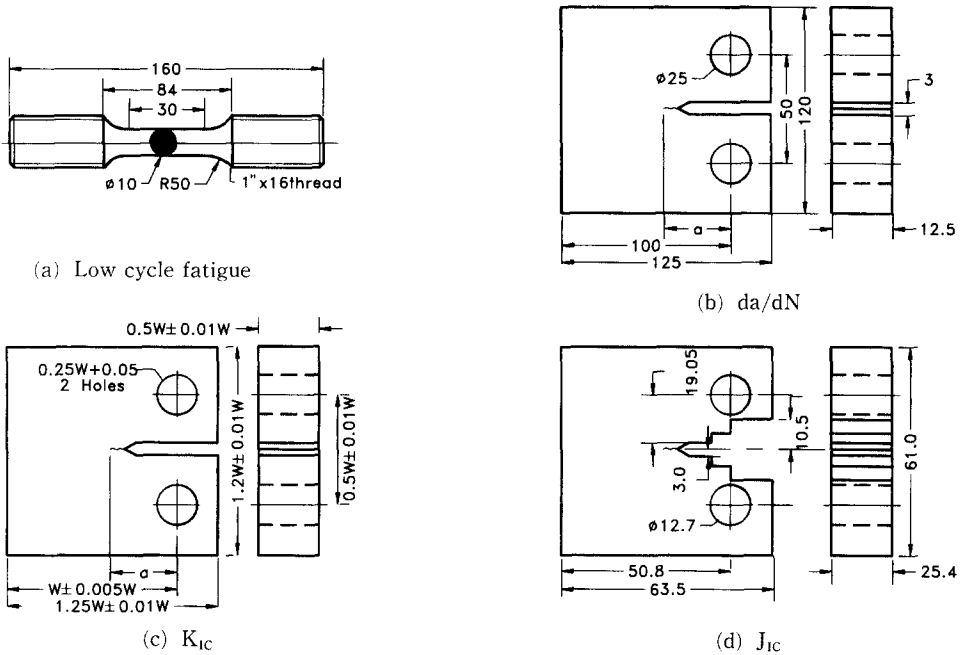


Fig. 1 Specimen geometry for (a) low cycle fatigue, (b) da/dN, (c)  $K_{IC}$ , (d)  $J_{IC}$

어 U-groove를 가공한 후, 4.8 mm의 용접피어어 로 서브머저드(submerged) 용접을 하고 해수와 120°C 고온에서 균열진전 특성도 연구하였다.

## 2, 실험방법

### 2.1 실험용 재료

본 실험에 사용된 원자로용기 재료는 미세 베이 나이트 조직(fine bainite structure)을 가진 시제품 으로서 1차적으로 진공정련로(vacuum refining furnace)에서 탈탄하고, 진공중에서 표준성분으로 조정되었으며 수소, 산소, 질소 등의 불순물을 최소로 하기위해 2차적으로 vacuum stream degassing법으로 특수주조하였다. 한편, 용접부는 120°C 에서 충분히 예열(preheating)한 후, 후열처리(max. 55°C/hr로 625±5°C까지 가열하여 40 hr 유지)하고, max. 55°C/hr로 서냉하여 모재와 동일한 양호한 용접조건을 얻었다.

### 2.2 충격 및 경도실험

230 mm 두께의 소재 표면으로부터 1/4 t 위치의 모재 및 용접부에서 충격시험편을 가공한 후, 샬피(Charpy) 충격시험기로 ASTM SA 370 기준에 의

하여 -60°C에서 40°C까지 20°C 간격으로 각 온도에 서 3개씩 실시하였다. 경도시험은 마이크로 비커스(하중 5 kg) 경도기로 동일한 위치에서 실시하였다.

### 2.3 저싸이클 피로실험

시험편은 표면에서 1/4 t 위치에서 채취하였으며, ASTM E 606<sup>(1)</sup>에 주어진 시험편의 형상중 Fig. 1 의 (a)와 같이 표점거리 내의 직경이 균일한 평활 시험편으로 직경이 10 mm이고, 표점거리는 30 mm로 하였으며, 시험편의 화학성분 및 용접조건 은 Table 1 과 같다. 저싸이클 피로실험(LCF)은 Instron 1336 시험기를 이용하여 하중파형은 삼각 파로 하고 축방향 변형량 제어방식으로 하중비(R) 는 -1, 변형속도는 0.1% sec로 시험하였다. 시험 조건으로는 Table 2 와 같이 7 개의 전변형도 범위 (total strain range)를 선택하고 최대 변형도 범위 2.00%, 최소 변형도 범위 0.60%로 하였다. 시험 도중의 한주기에서 시험편에 작용되는 최대하중이 시험시작 초기의 80%이하로 떨어지면 시험편의 파 면을 보호하기 위해 파손된 것으로 간주하였다.<sup>(2)</sup>

### 2.4 피로균열진전(da/dN)실험

**Table 1** Chemical composition and welding condition of specimen

(a) Chemical composition (weight %)

C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	V	Cu	Co
0.17	1.42	0.004	0.003	0.04	0.98	0.22	0.58	0.003	0.045	0.006

(b) Welding condition

Electrode	Flux	Heat input (kJ/cm)	Current (A)	Voltage (V)	Speed (cm/min)
Mil B-4low Cu, P (Dia. 4.8 mm)	Linde 124	52.5	725	35	29

**Table 2** Low cycle fatigue test data

Test temp. (°C)	Total strain range $\Delta\epsilon_t$ (%)	At 1/2 N		Fatigue life N (%)
		Plastic strain range $\Delta\epsilon_p$ (%)	Elastic strain range $\Delta\epsilon_e$ (%)	
Room temp.	2.00	1.50	0.50	904
		1.52	0.48	920
				850
	1.50	1.01	0.49	1,817
		1.04	0.46	1,008
				1,225
	1.00	0.50	0.44	4,920
		0.58	0.42	2,925
		0.59	0.41	3,600
	0.90	0.49	0.41	5,550
		0.48	0.42	4,960
				5,190
	0.80	0.39	0.41	6,625
		0.40	0.40	6,210
		0.37	0.43	6,405
	0.70	0.32	0.38	10,635
		0.31	0.39	10,340
				10,705
	0.60	0.21	0.39	16,719
				17,741

시험편의 형상은 Fig. 1의 (b)에 나타난 것처럼 두께 12.5 mm의 CT 시험편으로서 노치는 chevron

형으로 기계가공하고 균열측정을 위하여 표면은 에머리 페이퍼 및 알루미늄 분말로 연마하였다. 모재

Table 3 Results of crack growth rate test

Specimen	Test condition		C	m
Base material	Room temp.	R= 0.043	$1.17 \times 10^{-11}$	3.50
		R= 0.50	$3.39 \times 10^{-11}$	3.34
		R= 0.75	$7.84 \times 10^{-11}$	3.21
	120°C	R= 0.50	$3.50 \times 10^{-10}$	2.82
	3.5% NaCl		$3.25 \times 10^{-9}$	2.46
Weld metal	Room temp.	R= 0.50	$1.95 \times 10^{-10}$	3.01
	3.5% NaCl		$3.37 \times 10^{-7}$	1.49
HAZ	Room temp.	R= 0.50	$4.29 \times 10^{-10}$	2.78

의 경우 Table 3과 같이 상온에서 응력비를 0.043, 0.50, 0.75 의 3가지 조건에서 시험하여 응력비에 따른 변화와 데이터의 폭을 조사하고 Paris 등<sup>(3)</sup>의 시험결과 제 1구역에서의 영향이 가장 컸던 120°C 에서도 시험하여 제 2구역에서의 온도영향의 변화를 조사하였으며, 부식조건에서의 균열진전을 보기 위하여 3.5% NaCl 용액에서도 시험하였다. 고온 시험은 소형 chamber를 사용하여 시험온도 속에서 균열을 성장시켰으며, 3.5% NaCl 용액분위기 시험은 균열측정이 가능한 투명한 용기를 사용하여 균열을 쉽게 관측하도록 하였다. 균열성장량( $\Delta a$ )는 이동식 현미경으로 측정하였으며, 하중변형속도는 1 Hz로 시험하였다. 용접시험편에서는 균열이 용접부 중앙으로 전파되도록 하고 fusion line에서 2 mm거리인 열영향부(HAZ)에서의 균열진전도 측정하였다.

2.5 파괴인성(K<sub>IC</sub>)시험

K<sub>IC</sub>시험편으로는 ASTM E 399<sup>(4)</sup> 규격의 두께 2" 및 3" CT 시험편을 사용하고, J<sub>IC</sub>시험편으로는 ASTM E 813<sup>(5)</sup> 규격의 두께 1" CT 시험편을 사용하였으며, 노치는 모두 chevron형으로 하고 균열선단에서의 소성영 발생을 최소화하기 위해 a/W = 0.6까지 피로균열을 진전시킨 후 평면변형률 (plain-strain) 조건을 위해서 side groove를 가공하였다. K<sub>IC</sub>시험은 Table 4와 같이 취성이 있는 저온(0 ~ -140°C까지 6단계 온도)에서 시험하였는데, 하중-균열열림변위 (COD) 곡선을 작성하여 직선부 기울기의 95% 교점을 P<sub>0</sub>로 하였다. 그리고, 하중-균열열림변위 곡선상의 최대하중을 P<sub>max</sub>라고

할 때, P<sub>0</sub>와 P<sub>max</sub>의 상관관계와 시험편 두께, 균열길이 조건을 만족하면 P<sub>0</sub>에 대응하는 K<sub>0</sub>로서 K<sub>IC</sub>를 구하였다.

한편, J<sub>IC</sub>시험은 연성이 강한 상온과 40°C, 80°C에서 복수시험편법으로 실험하였으며, R곡선과 둔화직선(blunting line)을 이용하여 J<sub>IC</sub>를 구하고, J<sub>IC</sub>로부터 K<sub>IC</sub>를 구하기 위해 평면변형률상태의 다음 식을 이용하였다.

$$K_{IC}^2 = \frac{J_{IC} \cdot E}{(1-\nu^2)} \tag{1}$$

3. 시험결과 및 고찰

3.1 충격 및 경도실험

충격 및 경도실험 결과를 Table 5에 나타냈고, 충격 및 경도실험 결과를 Fig. 2에 나타내었는데, 용접부의 충격흡수에너지가 가장 낮았으며, 모재가 가장 높았다. 50% 전단파괴(shear fracture)인 FATT(fracture appearance transition temperature)는 용착부에서 -10°C, HAZ에서 -13°C, 그리고, 모재에서 -15°C로 나타나 용착부의 FATT가 가장 높게 나타났다. 한편 경도시험 결과 모재와 HAZ부는 비슷한 경향을 보였으며, 용접부는 약간 낮게 나타났다. 이것은 향후 언급(3.3 절 참조)할 피로균열진전속도(da/dN)의 측정결과와 밀접한 상관관계가 있으리라 사료된다.

3.2 저싸이클 피로시험

시험결과 데이터를 Table 2에 나타냈으며, 이들

Table 4 Fracture toughness test data

Test specimen	Test temp. (°C)	T-RT <sub>NDT</sub> (°C)	K <sub>IC</sub> test		J <sub>IC</sub> (kg/mm <sup>3/2</sup> )
			K <sub>IC</sub> (kg/mm <sup>3/2</sup> )	K <sub>Q</sub> (kg/mm <sup>3/2</sup> )	
1CT-J	80	120	971		42
	40	80	960		41
	20	60	1,018		46
3CT-K	0	40		573	
	-20	20		402	
2CT-K	-40	0	193*		
				360	
				368	
	-80	-40		379	
				242	
				276	
	-100	-60	186*		
				221	
			343		
-140	-100	187*			

\* : Invalid

Table 5 Results of mechanical test at room temperature

Material	Yieldstrength (kg/mm <sup>2</sup> )	Tensile strength (kg/mm <sup>2</sup> )	Elongation (%)	Reduction of area (%)	Poisson's ratio <sup>(26)</sup>
Base material	45.7	59.9	27.8	73.1	0.3
Weld metal	45.4	56.7	29.6	68.7	

데이터를 ASTM E 739<sup>(6)</sup>에 따라 변형률 범위 (strain range,  $\Delta\epsilon$ )를 독립변수로 하고 피로수명 (fatigue life,  $N$ )을 종속변수로 하여 양대수 좌표에 Fig. 3 과 같이 도식화하였으며, 여기서 전변형률 범위 (total strain range,  $\Delta\epsilon_t$ ), 탄성변형률 범위 (elastic strain range,  $\Delta\epsilon_e$ ), 소성변형률 범위 (plastic strain range,  $\Delta\epsilon_p$ ) 사이에는 Morrow 등<sup>(7)</sup>에 의해

$$\frac{\Delta\epsilon_t}{2} = \frac{\Delta\epsilon_e}{2} + \frac{\Delta\epsilon_p}{2} = \frac{\sigma_f'}{E} N^b + \epsilon_f' N^c \quad (2)$$

가 제안되었으며, 여기서  $\sigma_f'$ 는 피로강도계수 (fatigue strength coefficient),  $E$ 는 탄성계수 (elastic modulus),  $\epsilon_f'$ 는 피로연성계수 (fatigue ductility coefficient)로서 본 재료의 경우  $\sigma_f' = 89.1 \text{ kg/mm}^2$ ,  $E = 20,726 \text{ kg/mm}^2$ ,  $\epsilon_f' = 0.476$  이었고,  $b = -0.084$ ,  $c = -0.621$ 로 나타났으며, 그 결과를 Fig. 3에 나타냈다.

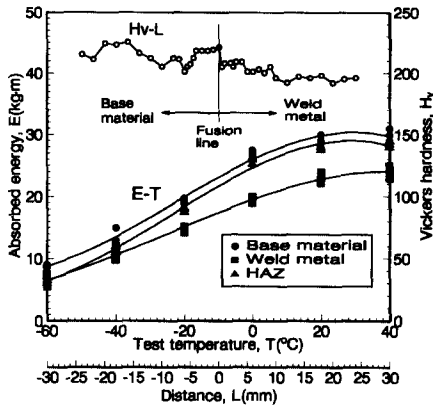


Fig. 2 Charpy V-notch absorbed energy and Vickers hardness distribution of SA-508 steel

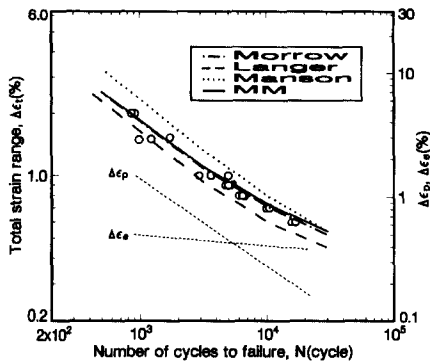


Fig. 3 Results of low cycle fatigue test

한편, Langer 등<sup>(8)</sup>은 고사이클 피로(high cycle fatigue) 시험결과를  $\Delta\epsilon_e$ 에 적용시켜 다음 식을 제안했다.

$$\Delta\epsilon_t (\%) = \frac{C}{N^K} + \frac{2S_D}{E} \times 100 \quad (3)$$

여기서,  $S_D$ 는 피로한도(fatigue limit),  $E$ 는 탄성계수이다. 본 재료의 경우  $S_D = 30.2 \text{ kg/mm}^2$ ,  $C = 95.13$ ,  $K = 0.621$ 로 나타났으며, Fig. 3에서 실험데이터와 상당한 차이를 보이고 있는 데, 그 이유는 Table 2와 Fig. 3에서 보이는 바와 같이 실험구간에서  $\Delta\epsilon_e$ 의 값변화가  $\Delta\epsilon_p$ 의 값변화보다 적기 때문에 이를 상수화하였기 때문이며, 이 결과는 Jeong,<sup>(9)</sup> Chang<sup>(10)</sup> 등의 12% Cr에 대한 연구보고와 일치하였다. 또한, Manson 등<sup>(11)</sup>은 기존의 실험식을 단순화하여 인장시험 결과만을 적용한 후 다음 식을 제안하였다.

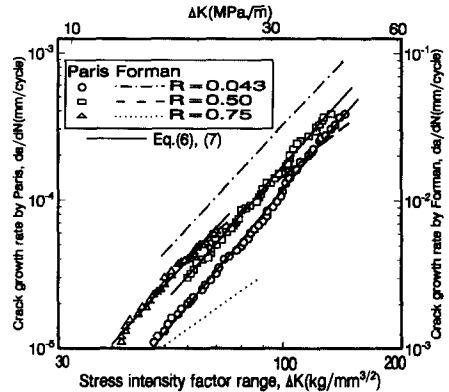


Fig. 4 Effect of stress ratio on crack growth rate by Paris and Forman rule in lab. air,  $f=1 \text{ Hz}$

$$\Delta\epsilon_t = 3.5 \frac{\sigma_u}{E} N^{-0.12} + e^{0.6} N^{-0.6} \quad (4)$$

여기서,  $\sigma_u$ 는 인장강도(tensile strength),  $e$ 는 소성연성(plastic ductility)이며, 본 재료의 경우  $\sigma_u = 59.9 \text{ kg/mm}^2$ ,  $e = 1.313$ 으로 나타났으며, Fig. 3에 나타낸 바와 같이 실제 실험데이터와 상당한 차이가 있음을 알 수 있다. 따라서, 본 재료에서는 Manson(Fig. 3에서 MM이라 명함)식을 다음과 같이 하였다.

$$\Delta\epsilon_t = 3.0 \frac{\sigma_u}{E} N^{-0.08} + e^{-0.2} N^{-0.62} \quad (5)$$

식 (5)를 Fig. 3에 적용한 결과 실험데이터와 잘 일치함을 알 수 있으며, 이 식은 본 재료의 경우 단순인장시험 결과만으로 피로수명을 예측할 수 있음을 알 수 있다.

### 3.3 피로균열진전(da/dN)실험

피로균열진전속도(da/dN)와 응력확대계수 범위( $\Delta K$ )는 ASTM E 647<sup>(12)</sup>에 있는 7-point incremental polynomial method를 이용하여 계산하였으며, 이들의 관계를 양대수그래프에 표시하고 최소자승법을 이용하여 다음 Paris식으로 구하였다.

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (6)$$

여기서,  $C$ 와  $m$ 은 재료상수로서 본 실험의 경우 Table 3과 같이 나타났다. 동일조건에서 응력비( $R$ )가 증가함에 따라 피로균열진전속도가 증가하였으며, 이는  $R$ 의 영향에 대한 다른 연구결과<sup>(3)</sup>와

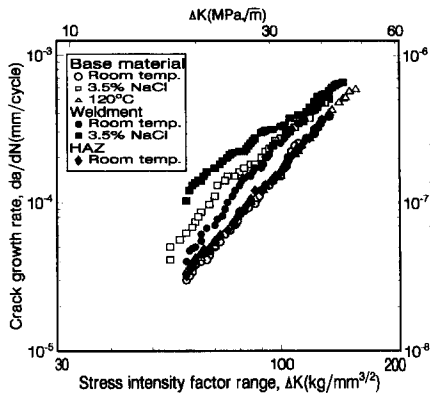


Fig. 5 Effect of environment on fatigue crack growth rate in SA-508 base material, weld metal and HAZ at  $f=1$  Hz,  $R=0.5$

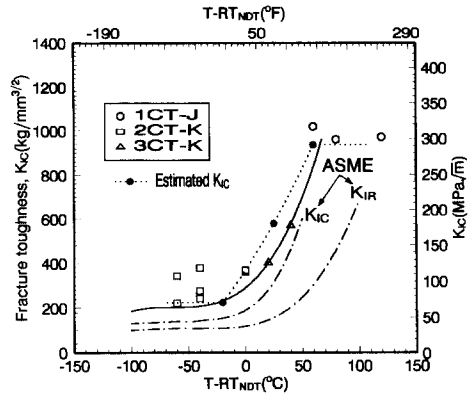


Fig. 6 Effect of environment on fatigue crack growth rate in SA-508 base material, weld metal and HAZ at  $f=1$  Hz,  $R=0.5$

일치하며, 본 재료의 경우 식 (6)의  $C$ 와  $m$ 에  $R$ 을 고려한 식으로 표시하면

$$C = 1.002 \times 10^{-11} \exp^{2.651R}$$

$$m = 3.526 - 0.403R \quad (7)$$

로 나타났고, Fig. 4에서 보이는 것처럼 실험데이터와 잘 일치함을 알 수 있다. Paris식에 의한  $\Delta K$ 가  $70 \text{ kg/mm}^{3/2}$ 일 경우  $R=0.043$ 에 비하여  $R=0.50$ 의 경우는 1.54배,  $R=0.75$ 의 경우는 1.94배 정도의 빠른 속도를 나타내었다.

한편, Forman<sup>(13)</sup>은 다음과 같은 식을 제안하였다.

$$\frac{da}{dN} = \frac{C(\Delta K)^m}{(1-R)K_{IC} - \Delta K} \quad (8)$$

식 (8)은 Paris식과 달리 제 3영역의 점근(漸近)특성을 고려한 특성이 있으며, Paris식보다  $R$ 의 영향이 뚜렷이 나타남을 알 수 있다. 또한,  $R$ 값이 증가함에 따라  $da/dN$  값은 감소하는 특성을 보이고 있으며, 이것은 로터강에 대한 Jeong 등<sup>(14)</sup>의 보고와 일치하였다.

Fig. 5는 분위기의 영향을 나타내고 있는데, 균열진전속도가 가장 높은 경향을 나타낸 것은 용접 시편을 3.5% NaCl 용액 속에서 실험한 경우이고 그 다음이 모재시편을 같은 용액 속에서 실험한 것이며, 가장 낮은 것은 모재를 공기 중에서 실험한 것이다. 모재의 경우 120°C 고온에서의 균열성장률

은 상온에서와 거의 비슷하였다. 동일재료의 Paris 등<sup>(3)</sup>의 실험에서는 120°C에서 다른 온도보다 가장 낮은  $\Delta K_{th}$  값을 나타내고 있으며, 일반적으로 온도가 상승하면 균열속도도 상승하는 연구결과<sup>(15,16)</sup>가 있으나, 제 2영역에 대한 본 실험에서는 온도의 영향이 거의 없었다. 그 이유는 120°C의 고온 분위기는 제 1영역 threshold의 미스크랙에서는 균열단합 (crack closure) 등에 큰 영향을 미치나, 제 2영역에서는 고온 부식효과가 연성효과와 상쇄되어 큰 영향을 미치지 않기 때문으로 판단된다. 공기분위기에 비하여 3.5% NaCl 용액에서의 균열진전 속도는 응력부식(stress corrosion) 효과에 의해 훨씬 빨라짐을 알 수 있으며,  $\Delta K$ 가 약  $100 \text{ kg/mm}^{3/2}$  정도까지는  $da/dN$ 에 큰 차이를 나타내고 있으나 그 이상에서는 차이가 점차 감소하고 있음을 알 수 있다. 이것은  $\Delta K$ 가 높은 구역에서는 부식에 의한 균열축진효과보다는 높은 응력의 영향이 우세하게 되어서 두 분위기의 균열속도가 매우 가깝게 접근하는 데, 이것은 Crooker 등<sup>(17)</sup>의 연구결과와 일치하였다. 분위기의 영향은 용접부에서 더욱 현저하며  $\Delta K=120 \text{ kg/mm}^{3/2}$  이상에서는 두가지 분위기의 균열진전속도가 거의 같아졌다. 상온에서 모재, 용접부 그리고 열영향부에서의 균열진전 특성을 비교하면 모재와 열영향부 균열진전속도는 거의 같고, 용접부에서는 이보다 높은 속도를 나타냈다. 이 결과는 앞절의 Fig. 2에서 언급한 충격실험 결과 용접부가 충격에 대한 흡수에너지가 가장 낮아서 균열진전속도가 빨라진 것으로 사료되며, 향후

상관성에 대한 깊이있는 연구가 요구된다. 열영향 부의 경우에 실험 후 균열은 fusion line에서  $2 \pm 0.5$  mm의 거리에서 진행되었음을 확인하였다.

3.4 파괴인성( $K_{IC}$ ) 실험

$K_{IC}$ 의 실험결과는 Table 4와 같다. Table 4에서 \*로 표시된 것은 ASTM의 시험편 두께 및 하중조건을 만족하지 않는 것을 나타내며 참고로만 이용하였다. 그리고, 앞에서 언급한  $P_Q$ 에 의한  $K_Q$ 를 구하여  $K_{IC}$ 로 사용하였다. ASTM 규격을 만족하지 못한 것은 시험편의 크기가 작았다는 것을 의미하는 데, 이것은 시험편의 파괴인성이 시험온도에서 높다는 반증이기도 하다.  $J_{IC}$ 에 의한  $K_{IC}$ ,  $K_Q$ 값을 온도(T)와  $RT_{NDT}$ (reference nil-ductility transition temperature)를 고려한 값, 즉  $T-RT_{NDT}$ 를 횡축으로 하여 Fig. 6에 나타냈다. 모재의 경우 drop weight 시험결과 NDT가  $-40^\circ\text{C}$ 로 나타났고, vE ( $-7^\circ\text{C}$ )가  $30 \text{ kg}\cdot\text{m}$ ,  $85 \text{ mil}$ ( $2.159 \text{ mm}$ )로 나타나서 ASME Code에 의해서<sup>(18)</sup> NDT가  $RT_{NDT}$ 로 된다. ASME Code Sec. XI와 Sec. III<sup>(19)</sup>에 규정된  $K_{IC}$ 와  $K_{IR}$  curve와 비교한 결과 모두 양호한 결과임을 알 수 있었다. 한편, 샤피 충격시험 결과를  $K_{IC}$  실험에 적용하여 연관성을 조사하여 보면 다음과 같다. upper shelf 온도에서  $K_{IC}$ 를 예측하는 식으로서

(1) Iwadate-Karushi-Watanabe 식<sup>(20)</sup>

$$\left(\frac{K_{IC}}{\sigma_y}\right)^2 = 0.6478\left(\frac{CVN}{\sigma_y} - 0.0098\right) \quad (9)$$

(2) Rolfe-Novak 식<sup>(21)</sup>

$$\left(\frac{K_{IC}}{\sigma_y}\right)^2 = 5\left(\frac{CVN}{\sigma_y} - 0.05\right) \quad (10)$$

(3) Ault 식<sup>(22)</sup>

$$\left(\frac{K_{IC}}{\sigma_y}\right)^2 = 1.37\left(\frac{CVN}{\sigma_y}\right) - 0.045 \quad (11)$$

등이 있다. 여기서  $\sigma_y$ 는 0.2% 항복강도, CVN은 upper shelf 샤피에너지이며, 식 (9)의  $K_{IC}$ 단위는  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ ,  $\sigma_y$ 는 MPa, CVN은 Joule(J)이다. 그리고, 식 (10), (11)에서  $K_{IC}$ 는  $\text{Ksi}\sqrt{\text{in.}}$ ,  $\sigma_y$ 는 Ksi, CVN은  $\text{ft}\cdot\text{lb}$ 이다.

모재의 경우 upper shelf 온도는 Fig. 2에서  $20^\circ\text{C}$ 이며,  $\sigma_y=448 \text{ MPa}$ ( $65 \text{ ksi}$ ), CVN 에너지는  $294 \text{ J}$ ( $217 \text{ ft}\cdot\text{lb}$ )로 나타났다. 상기 3가지 식에 대입하여 계산한 결과, 식 (9)에서  $K_{IC}=290 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , 식

(10)에서  $K_{IC}=264 \text{ ksi}\sqrt{\text{in.}}$ ( $289 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ), 식 (11)에서  $K_{IC}=138 \text{ ksi}\sqrt{\text{in.}}$ ( $152 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ )로 나타났다. 이 결과를 Fig. 6에 도시한 결과 식 (9), (10)은  $K_{IC}$  실험결과와 잘 일치한다. 그러나, 식 (11)은  $K_{IC}$  실험데이터와 많은 차이가 있음을 알 수 있다. 식 (9)와 (10)은 터빈로터강과 압력용기강에 잘 적용된다는 Iwadate,<sup>(23)</sup> Begley<sup>(24)</sup> 등의 보고와 일치하며, 식 (11)은 고강도, 저인성 재료<sup>(25)</sup>에서 유도된 식이기 때문에 사료된다.

Lower shelf 온도에서의  $K_{IC}$  예측은 Rolfe-Novak<sup>(21)</sup>에 의하면  $0.5 \sigma_y$ 가 된다. 본 재료의 경우 lower shelf 온도가  $-60^\circ\text{C}$ 이고 이 온도의 저온인장시험에서  $\sigma_y=88.8 \text{ kg/mm}^2$ ( $126.3 \text{ ksi}$ )이므로  $K_{IC}=63.2 \text{ ksi}\sqrt{\text{in.}}$ ( $224 \text{ kg/mm}^{3/2}$ )로 예측되었으며,  $K_{IC}$  실험결과와 대체로 일치함을 알 수 있다.

FATT에서의  $K_{IC}$  예측식은 Begley-Logsdon<sup>(24)</sup>에 의해

$$K_{IC} = \frac{1}{2}(\text{upper shelf에서의 } K_{IC} + 0.5\sigma_y) \quad (12)$$

가 제안되었으며, 모재의 FATT가  $-15^\circ\text{C}$ 이므로  $K_{IC}=580 \text{ kg/mm}^{3/2}$ 가 된다. 이 값을  $K_{IC}$  실험데이터의 lower band 곡선(실선)과 비교하면 다소 높게 나타나지만 데이터의 평균을 지나는 곡선과는 유사할 것으로 판단된다. Upper와 lower shelf 온도에서의  $K_{IC}$ 는 평행선을 긋고, 이  $K_{IC}$ 와 FATT 점을 2차 곡선으로 연결하면 충격치로부터 예측된  $K_{IC}$ 선이 된다.<sup>(25)</sup>

한편, 모재의 경우 실험데이터의 lower band를 수식으로 표시하면 다음과 같이 나타났다.

$$K_{IC} = a(T-RT_{NDT})^3 + b(T-RT_{NDT})^2 + c(T-RT_{NDT}) + d \quad (13)$$

여기서,  $a, b, c, d$ 는 재료상수로서 본 재료의 경우  $a=3.339 \times 10^{-4}$ ,  $b=6.376 \times 10^{-2}$ ,  $c=4.084$ ,  $d=290$ 로 나타났다. 식 (13)을 실험데이터와 비교하면  $T-RT_{NDT}$ 가  $-100 \sim 50^\circ\text{C}$ 구간에 있어서 모재의 lower band  $K_{IC}$ 를 예측하는 변수로서 유효함을 알 수 있다.

본 재료의  $K_{IC}$ 는 ASME의 규정보다 높게 나타났는데, 그 이유는 미세 베이나이트가 균일하게 분포된 조직으로서 진공정련로에서 탈탄하고, 진공 중에서 표준성분으로 조정된 후 vacuum stream degassing했기 때문에 유화물(MnS, FeS), 산화물(MnO) 등 편석의 식출이 억제되어 인성이 향상된



것으로 사료된다.

#### 4. 결 론

국내에서 처음으로 국산화된 원자로 core shell 부위의 SA-508 Cl. 3 단조재의 충격, 저사이클 피로, 피로균열진전 및 파괴인성 등의 시험결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

(1) 샬피 충격흡수에너지는 모재, 열영향부, 용접부 순으로 높았으며, 모재와 열영향부의 정도값은 비슷하였다.

(2) 저사이클 피로시험 결과 Manson식을 이용하여 단순인장 실험데이터로부터 피로수명을 예측할 수 있는 식이 도출되었다.

(3) 피로균열진전실험을 통하여 응력비, 분위기의 영향과 용접부 균열진전특성이 조사되었으며, 부식분위기에서 가장 빠른 균열진전이 나타났다.

(4) 모재의 샬피 충격시험 결과는 파괴인성값과 밀접한 상관성이 존재하고, 파괴인성에 대한 하한 곡선이 도출되었으며, 향후 용접부에 대한 구체적인 연구를 요한다.

#### 참고문헌

- (1) ASTM, 1980, "Standard Recommended Practice for Constant-Amplitude Low-Cycle Fatigue Testing," *ASTM E 606-80*.
- (2) Rao, K. B. S. Baisan, M. Sandhya, R. Ray, S. K. Mannan, S. L. and Rodriguez, P., 1985, "Fatigue and Fracture of Aircraft Materials," *Int. J. Fat.*, 7, pp. 141~147.
- (3) Paris, P. C., Bucci, R. J., Wessel, E. T., Clark, W. G. and Mager, T. R., 1972, "Extensive Study of Low Fatigue Crack Growth Rates in A 533 and A 508 Steels," Stress Analysis and Growth of Cracks, Proceedings of the 1971 National Symposium on Fracture Mechanics(Part I), *ASTM STP 513*, pp. 141~176.
- (4) ASTM, 1978, "Standard Test Method for Plane Strain Fracture Toughness of Metallic Materials," *ASTM E 399-78a*.
- (5) ASTM, 1981, "Standard Test for JIC, A Measure of Fracture Toughness," *Annual Book of ASTM Standards*, Part 10, pp. 810.
- (6) ASTM, 1980, "Standard Practice for Statistical Analysis of Linear or Linearized Stress-Life (S-L) and Strain-Life( $\epsilon$ -L) Fatigue Data," *ASTM E 739-80*.
- (7) Fuchs, H. O. and Stephens, R. I., 1980, *Metal Fatigue in Engineering*, A Wiley-Interscience Publication, pp. 76~78.
- (8) Coffin, L. F., 1960, "The Significance of Cyclic-strain Tests in the Evaluation of Materials," Analytical Methods in the Study of Stress-strain Behavior, Symposium Boston.
- (9) 정순역, 장윤석, 오세욱, 1990, "12% 크롬강의 피로수명예측 모델에 관한 연구," 대한기계학회 1990년 재료 및 파괴부문 학술강연회 초록집, pp. 34~40.
- (10) 장윤석, 오세욱, 오세규, 1990, "12% Cr강의 피로수명예측 모델에 관한 연구," 대한기계학회논문집, 제14권, 제5 권, pp. 1345~55.
- (11) Manson, S. S., 1965, "A Complex Subject-Some Simple Approximations," *Experimental Mechanics*, No. 7, pp. 193~226.
- (12) ASTM, 1983, "Standard Test Method for Constant-Load-Amplitude Fatigue Crack Growth Rates Above  $10^{-8}$  Cycle," *ASTM E647-83*.
- (13) Kocanda, S., 1978, *Fatigue Failure of Metals*, Sijthoff & Noordhoff International Publishers, pp. 230.
- (14) 정순역, 이학문, 정순호, 장윤석, 1988, "터빈로터의 수명평가에 피로균열 성장률의 적용에 관한 고찰," 한국해양공학회 춘계학술대회 강연논문집, pp. 93~96.
- (15) Pettit, D. E. and Van Orden, J. M., 1979, "Evaluation of Temperature Effects on Crack Growth in Aluminum Sheet Material," *Fracture Mechanics, ASTM STP 677*, pp. 106~124.
- (16) Günter Marci, 1981, "Fatigue Crack Growth Rates as a Function of Temperature," *Fracture Mechanics, Thirteenth Conference, ASTM STP 743*, pp. 147~166.
- (17) Crooker, T. W., Bogar, F. D. and Cares, W. R., 1978, "Effects of Flowing Natural Seawater and Electrochemical Potential on Fatigue-Crack Growth in Several High-Strength Marine

- Alloys," *Corrosion-Fatigue Technology, ASTM STP 642*, pp. 189~201.
- (18) 栗山良員, 矢田敏夫, 昭和 55 年, 現代銲接技術大系(銲接構造物の品質保證), 産報出版, pp. 163~164.
- (19) ASME, 1964, "Criteria of Section III and XI of the ASME Boiler and Pressure Vessel Code for Nuclear Vessels," *The American Society of Mechanical Engineering*.
- (20) Iwadate, T., Karushi, T. and Watanabe, J., 1977, "Prediction of Fracture Toughness K<sub>IC</sub> of 21/4 Cr-1 Mo Pressure Vessel Steel from Charpy V-Notch Test Results," *STP 631*, pp. 493~506.
- (21) Rolfe, S. T. and Rolfe, Novak, S. R., 1970, "Slow Bend K<sub>IC</sub> Testing Medium Strength, High Toughness Steels," *STP 463*, pp. 124.
- (22) Ault, R. T., Wald, G. M. and Bertola, R. B., 1971, *Development of an Improved Ultra High Strength Steel for Forged Aircraft Component*, Air Force Materials Lab., TR 7127.
- (23) Iwadate, T., Watanabe, J. and Tanaka, Y., 1985, "Prediction of the Remaining Life of High Temperature/Pressure Reactors Made of Cr-Mo Steels," *Trans. ASME, J. Pressure Vessel Tech.*, Vol. 107, pp. 230~238.
- (24) Begley, J. A. and Logsdon, W. A., 1971, *Correlation of Fracture Toughness and Charpy Properties of Rotor Steels*, Westinghouse Research Laboratories.
- (25) Viswanathan, R., 1989, "Damage Mechanisms and Life Assessment of High-Temperature Components," *ASM International*, pp. 31~32.
- (26) 신기제공학편람 편집위원회, 1993, 신기제공학편람, 청문각, pp. 1-3-3.