

# 단일 시험편법에 의한 극저온용 구조재료의 파괴인성 저하에 관한 연구

권 일 현\*

(1997년 4월 16일 접수)

## A study on the Fracture Toughness Degradation in Cryogenic Structural Material Using Single-Specimen Method

Il-Hyun Kwon

**Key Words :** Cryogenic Temperature(극저온), Elastic-Plastic Fracture Toughness(탄소성 파괴인성), Unloading Compliance Method(제하 컴플라이언스법), Sensitizing Heat-Treatment(예민화 열처리), Fusion Line(용융선)

### Abstract

This paper was investigated degradation of the fracture toughness caused by sensitizing heat-treatment of the cryogenic structural material JN1 base metal using unloading compliance method reported as useful a method in evaluating the elastic-plastic fracture toughness at cryogenic temperature. The specimens used in this paper were 20% side-grooved 0.5T-CT specimens which were machined in the JN1 base metal. Also, to investigate cryogenic fracture toughness of the fusion line region in the JN1 GTA weldments, it was also used 20% side-grooved 0.5T-CT specimens that was machined fusion line to located in the middle of the specimen. The cryogenic fracture toughness values of the JN1 base metal were significantly decreased with increasing the time and temperature of the heat treatment. The fracture toughness value obtained from the fusion line specimen was invalid, but it was lower value than that of the JN1 base metal. Especially, this value was approximately equal with that obtained from the JN1 650°C-5h heat-treated material.

### 1. 서 론

산업기술의 발달은 그 응용에 사용되는 재료의 성질에 있어서도 큰 변혁을 요구하고 있다. 그 중에서도 대표적인 것이 저온에서 사용하는 구조재료의 기계적 성질에 대한 요구사항이다. 일반적으로 저온에서 사용되는 구조물의 재료로서는 오스테나

이트계 스테인레스강이 사용되고 있다. 이는 온도가 저온으로 됨에 따라 재료가 취약해지는 저온 취성현상이 이 강에서는 나타나지 않기 때문이다.<sup>(1)</sup> 그러나, 보다 첨단기술의 출현은 저온뿐만 아니라 극저온에서도 안전성을 구비한 재료를 요구하게 되었고, 이 때문에 현재 세계는 저온뿐만 아니라 극저온에서도 저온 취성이 나타나지 않는 오스테나이트계 스테인레스강의 개발에 큰 관심을 두고 있다.<sup>(2)</sup>

일반적으로 현재 상용화된 오스테나이트계 스테인레스강이 직면한 가장 큰 문제중의 하나는 고온

\*회원, 전북대학교 기계공학부

(550~650°C)에서 장시간 사용함에 따른 탄화물 등의 석출에 의해 파괴인성치가 저하되는 예민화(sensitization)와 취화(embrittlement)와 같은 열 시효 저하(thermal aging degradation)이다.<sup>(3)</sup> 대형 구조물은 용접을 행하여 구성되며, 이는 극후판의 다층 용접을 필요로 하기 때문에 용접시 장시간의 가열에 의해 용접부의 모재는 예민화 온도역과 시간에 상당할 수 있어 구조물의 건전성에 큰 영향을 줄 우려가 있다. 따라서, 대형 구조물의 장시간에 걸친 건전성 및 신뢰성을 확보하기 위해서는 예민화에 따른 재료의 기계적 성질, 특히 파괴인성의 평가가 선행되어야 한다. 덧붙여, 용접부의 용융선 부위는 일반적으로 용접부중 가장 취약한 기계적 성질을 나타낸다고 보고되고 있고,<sup>(4)</sup> 이는 극저온 환경하에서 사용되는 용접 구조물에서는 불안정한 파괴를 일으킬 수 있는 요인으로 될 수 있다. 따라서, 새로 개발된 극저온용 구조재료가 핵 융합로와 같은 대형 구조물에 사용되기 위해서는 예민화에 따른 파괴인성의 저하뿐만 아니라 용융선 부위의 파괴인성평가도 시급한 과제라고 생각된다.

이상의 배경으로부터 본 연구는 단일 시험편에 의해 극저온 파괴인성을 평가할 수 있다고 보고된 제하 컴플라이언스(unloading compliance)법<sup>(5)</sup>을 이용하여, 극저온용 구조재료로 새로 개발된 오스테나이트계 스테인레스강 JN1 단조재의 예민화에 따른 파괴인성치의 저하를 조사하였다. 또한, JN1 강 용접부의 용융선 부위에 대한 파괴인성치를 구하여 예민화 열처리된 재료의 파괴인성치와의 비교를 행하였다.

## 2. 실험재료 및 실험방법

### 2.1 실험재료 및 시험편 형상

실험에 이용한 재료는 극저온용 구조재료로 새로 개발된 오스테나이트계 스테인레스강으로서 JN1 단조재(이하: 모재)로 명명된 것이다. JN1 모재는 극저온 강도를 높이기 위해 0.2% 이상의 질소를 포함한 강이다. 또한, 용접재로서는 200 mm 두께의 JN1 모재에 GTA 용접을 실시한 것이다. JN1 모재 및 GTA 용접재의 화학성분을 각각 Table 1에 나타내었다. Table 2는 GTA 용접재의 용접조건이다. 본 시험에 제공된 시험편은 모두 ASTM E813-89 규격<sup>(6)</sup>에 준거한 0.5T-CT 시험편이다. 예민화에 따른 JN1 모재의 파괴인성치 저하를 조사하기 위해 각 시험편은 피로 예비균열의 도입전에 기존 오스테나이트계 스테인레스강의 예민화 온도역내에서 임의의 조건으로 열처리하였다. Fig. 1에 0.5T-CT 시험편의 형상 및 크기를 보인다. 여기서 R은 side-groove 홈의 반경, B<sub>N</sub>은 정미 시험편 두께이다. 시험편의 채취방향은 모두 T-L방향으로 하였고, 피로 예비균열을 도입한 후 20%의 side-groove를 도입하였다. 이는 JN1 모재의 탄소성 파괴인성치 J<sub>IC</sub>가 0.5T-CT 시험편의 두께에 20% side-groove를 부여하여도 큰 영향을 받지 않는다는 결과<sup>(7)</sup>에 의거한 것이다. 특히, 용접부의 용융선 부위의 파괴인성평가를 위해 가공된 시험편의 경우, 피로 예비균열의 도입부가 용융선과 일치하도록 정밀가공하였다. 피로 예비균열의 도입조건은 실온, 초기 균열길이와 시험편 폭의 비  $a_0/w =$

**Table 1** Chemical compositions of JN1 forged plate and weld metal of GTA welded joint (wt%).

Material	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Al	N	Mo	Nb
Forged plate	0.040	0.97	3.88	0.022	0.001	15.07	24.32	0.023	0.32	—	—
Weld metal I-625 <sup>R</sup>	0.035	0.14	0.05	0.008	<0.001	21.6	24.32	—	0.029	9.0	3.55
Weld metal I-625 <sup>RM</sup>	0.008	0.10	0.15	0.001	0.0004	21.8	24.32	—	0.15	8.50	—

**Table 2** Welding conditions for JN1 GTA welding.

Steel	Plate size	Current (A)	Voltage (V)	Welding speed (cm/min)	Welding wire
Solution treated JN1 forged plate	200 t × 250 W × 880 L	250~270	10~11.5	10~12	YT-1625(1.2φ) YT-1625M(1.6φ)

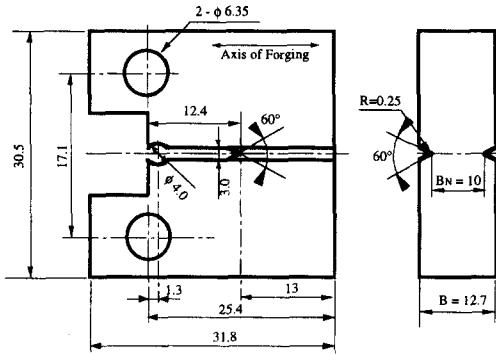


Fig. 1 Configuration and dimension of 0.5T-CT specimen used for fracture toughness test.

0.6, 응력비  $R=0.1$ , 주파수  $f=10$  Hz 그리고 응력확대계수 폭  $\Delta K=20$   $\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 였다.

2.2 극저온 파괴인성 시험방법

4.2 K의 파괴인성 시험의 경우, 먼저 지그상에 시험편을 고정시킨 후 내통의 크라이오스테이트에 액체질소를 주입시킨 상태에서 약 30분 정도 예냉을 행하였다. 그 후 내통의 액체질소를 추출한 후 외통에는 액체질소를 주입함과 동시에 내통에는 액체헬륨을 트랜스퍼 튜브(transfer tube)를 통해 연속적으로 주입하였다. 온도측정은 극저온 고속탄소저항온도계(모델명, KTC-1-50000-A 10)를 이용하였다. 시험기는 용량 10톤(ton)인 만능 인장시험기를 이용하였고, 실험은 크로스헤드속도 0.1 mm/min의 변위제어에서 행하였다. Fig. 2에 본 실험에 사용한 극저온 파괴인성 시험의 구성도를 나타내었다. 그리고, 시험법은 ASTM E813-89<sup>(6)</sup>에서 추천되고 있는 단일 시험편법의 일종인 제하 컴플라이언스법(unloading compliance method)을 사용하였고, 균열개구변위의 측정은 샤프(shopic) 클립게이지(clip gage)를 이용하였다. 제하 컴플라이언스법에서 발생하는 균열진전곡선(J-R 곡선)의 C자형의 구부러짐을 보정하기 위해 Nakajima 등<sup>(8)</sup> 그리고 Smith 등<sup>(9)</sup>이 제안한 데이터의 평행이동방법을 적용하였다. 그 외의 부분은 ASTM E813-89 규격에 준하였다.

2.4 탄소성 파괴인성의 평가

J-적분은 하중-변위곡선을 이용하여 ASTM E813-89에서 제시하고 있는 제하 컴플라이언스(unloading compliance)법에 기초하여 산출하였다. ASTM

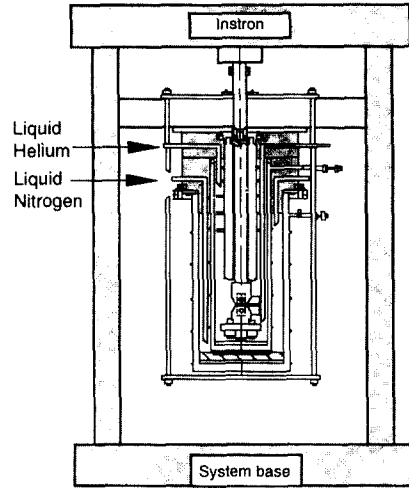


Fig. 2 Schematic diagram explaining cryogenic fracture toughness testing system.

E813-89에서 제안하고 있는 탄소성 파괴인성 시험법에 대해서 살펴보면, 먼저 둔화적선은 다음 식으로 주어져 있다.

$$J = 2\sigma_y \Delta a \tag{1}$$

$$\sigma_y = (\sigma_{y.s} + \sigma_{t.s}) / 2 : \text{유동응력}$$

여기서,  $\sigma_{y.s}$ 는 0.2% 항복응력,  $\sigma_{t.s}$ 는 최대 인장강도이다. 그리고, 그래프상의 R곡선은 그래프상의 0.15~1.5 mm 사이에 위치한 점들을 대수곡선으로 회귀하여 얻는다. 또한, 시험편 두께 B 또는 리가먼트(ligament) 길이 b에 대해서 다음과 같은 조건이 부여되어 있다.

$$B_N, b > 25(J_Q / \sigma_y) \tag{2}$$

여기에서  $J_Q$ 는 둔화곡선과 0.2 mm 오프-셋선과의 교점으로부터 얻어지는 J-적분 값, b는  $b = W - a_0$ 이다. 식 (2)를 만족하지 않으면  $J_Q = J_{IC}$ 로 되지 않는다. 그리고, J-R 곡선상의 점에 대해서는 다음과 같은 조건이 부여되어 있다.

$$B_N, b > 15(J / \sigma_y) \tag{3}$$

이상의 식들을 이용하여 각 재료의 탄소성 파괴인성치  $J_{IC}$ 를 구하여 예민화 열처리에 따른 JN1 단조재의 파괴인성치의 저하에 대한 고찰을 행하였다.

### 3. 실험결과 및 고찰

3.1 예민화 열처리에 따른 극저온 인장특성의 저하  
 $J_{IC}$ 의 유효성 판정을 결정하기 위해서는 재료의 유동응력(flow stress : 이하  $\sigma_y$ )이 필요하다. 따라서, 본 절에서는 JN1 모재 및 열처리재의 유동응력을 얻기 위해 77 K와 4.2 K에서 ASTM E1450-92 규격<sup>(10)</sup>에 준거하여 인장실험을 행하였다. Fig.3은 JN1 모재와 열처리재를 대상으로 77 K와 4.2 K의 실험온도에서 얻은 응력-변형률(이하:  $\sigma-\epsilon$ )곡선이다. 77 K에서 얻은 JN1 모재의 곡선 양상은 통상의 인장시험에서 얻어지는 전형적인  $\sigma-\epsilon$ 곡선을 나타내고 있고, 열처리 온도와 시간의 증가와 더불어 변형률이 현저히 감소하고 있다. 이와 같은 열처리에 따른 변형률의 감소는 4.2 K의 곡선상에서 보다 현격히 발생하고 있다. 이때 4.2 K의 곡선형상은 77 K의 것과는 다소 다른 양상을 보이고 있다. 즉, 4.2 K의 JN1 모재의 곡선상에서는 최대응력

을 지난 후 극저온 특유의 현상으로 재료의 소성변형 능력과 관계된다고 보고되고 있는 세레이션(serrations) 현상이 규칙적으로 발생하고 있다.<sup>(11)</sup> 그러나, 세레이션현상은 열처리 온도와 시간이 증가함에 따라 현저히 감소되어 800°C-5h 열처리재에서는 발생되지 않고 있다. 결국 JN1 모재는 예민화 열처리에 의해 점차적으로 연성을 상실해 가고 있음을 알 수 있다. Table 3에 각 온도환경하에서 얻은 JN1 모재 및 열처리재의 0.2% 항복응력, 최대 인장강도 및 신연을 정리하여 나타내었다.

### 3.2 예민화 열처리에 따른 탄소성 파괴인성치의 저하

본 절에서는 오스테나이트계 스테인레스강 JN1 단조재를 예민화 온도역에서 열처리하여 예민화 열처리조건에 따른 파괴인성치의 저하를 조사하였다. 파괴인성시험 종료후 모든 시험편은 예비균열과 균열진전량의 구별을 위해 약 200°C~300°C의 온도범

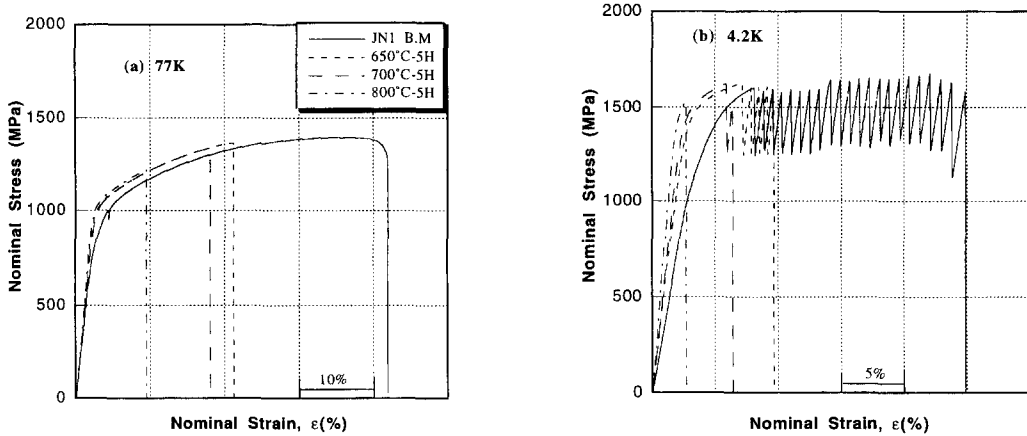


Fig. 3 Typical stress-strain curves of the JN1 B.M and heat treated materials tested at 77 K and 4.2 K.

Table 3 Mechanical properties of JN1 forged plate under the solution and sensitization conditions.

Material	77 K				4 K			
	$\sigma_{ys}$ (MPa)	$\sigma_{UTS}$ (MPa)	Elongation (%)	Reduction of area (%)	$\sigma_{ys}$ (MPa)	$\sigma_{UTS}$ (MPa)	Elongation (%)	Reduction of area (%)
Solution treated	843	1395	52	57	1349	1690	31	42
650°C-5h	989	1358	25	—	1318	1671	13	—
700°C-5h	969	1302	21	—	1310	1625	6.8	—
800°C-5h	967	1199	12.2	—	1299	1564	2.4	—

Here,  $\sigma_{ys}$  and  $\sigma_{UTS}$  are yield strength and ultimate strength, respectively.

위에서 균열진전면을 산화착색하였다. 그 후 시험편을 피로파단시켜 균열진전량의 관측 및 파면의 SEM 관찰을 행하였다. 피로파단은 응력비  $R=0.1$ , 주파수  $f=10$  Hz의 조건으로 상온에서 행하였다. 그리고, 피로파단시 사용된 최대하중은 파괴인성시험 종료시의 1/3정도로 하였다.

Fig. 4에 JN1강 모재, 열처리재 그리고 용융선 시험편을 대상으로 4.2 K 환경에서 파괴인성 시험을 행하여 얻어진 거시적인 균열진전 사진을 나타내었다. 사진에서 알 수 있듯이 모든 시험편에서는 균열진전의 만족화현상은 발생되지 않았다. 그리고, JN1 모재에 비해 열처리재는 열처리 온도 및 시간의 증가와 함께 균열이 급속히 전파되었음을 시사하는 평활(smooth)한 파면을 보이고 있다. 용융선 시험편에서 얻어진 사진을 살펴보면, 시험편

표면에는 균열진전방향과 평행하게 요철이 심각하게 나타나 있다. 이와 같은 요철은 용융선 부위를 구성하는 조직의 복잡성에 기인한 불안정 급속파괴에 의해 발생되었을 것으로 생각된다.

Table 4에 0.5T-CT의 JN1강 열처리 시험편 및 용융선 시험편을 대상으로 77 K와 4.2 K에서 환경에서 제하 컴플라이언스법에 의한 탄소성 파괴인성 시험을 행하여 얻은 최종 균열진전길이의 계산치  $\Delta a_{pre}$ 와 ASTM E813-89 규격에 준거한 최종 균열진전길이의 측정치  $\Delta a_{ave}$ 를 나타내었다. 실험온도 및 열처리에 관계없이 모든 시험편에 있어서  $\Delta a_{pre}$ 와  $\Delta a_{ave}$ 가 15%이내의 오차를 보이고 있어 ASTM E813 규격을 만족하고 있음을 알 수 있다. 따라서, 제하 컴플라이언스법은 극저온에서도 균열진전량을 연속적으로 측정할 수 있는 유용한 방법임을

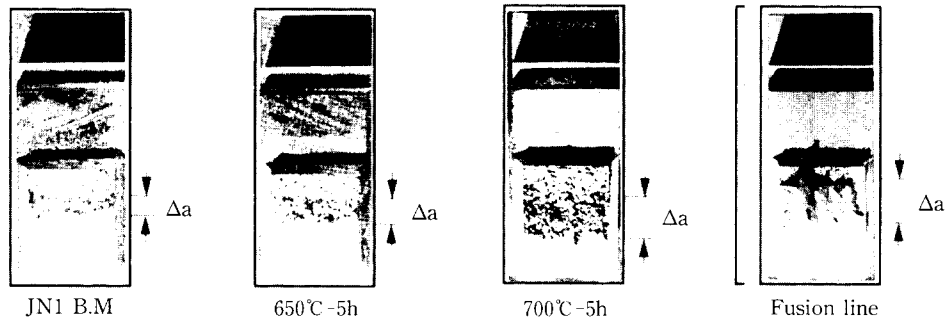


Fig. 4 Photographs of the surface appearance observed from each of 0.5TCT specimens fractured at 4.2 K.

Table 4 Crack extension, crack aspect ratio  $\alpha$  and crack size obtained from 0.5T-CT specimens of JN1 base metal and heat treated material tested at 77 K and 4.2 K.

	Crack extension(mm)			Crack aspect ratio $\alpha$	Crack size $(a_i - a_{ave})/a_{ave}$ (i=1~9)
	Predicted $\Delta a_{pre}$	Averaged $\Delta a_{ave}$	$(\Delta a_{pre} - \Delta a_{ave})/\Delta a_{ave}$		
77 K					
JN1 B. M	1.35	1.156	16.7%	0.0656	-17.4~16%
650°C-5h	1.06	1.1375	6.81%	0.04	-20.87~14.28%
700°C-5h	3.19	2.96	7.77%	0.11	-15.61~21.51%
4.2 K					
JN1 B. M	2.187	2.166	0.96%	0.038	-13.85~5.3%
650°C-5h	3.314	3.146	5.3%	0.047	-9.27~12.58%
700°C-5h	4.72	4.15	13.7%	0.066	-5.32~10.07%
Fusion line	5.93	4.86	0.146%	—	-14.65~14.40%

알 수 있다. 그리고, 균열전진의 만곡화를 정량적으로 표현하는 aspect비( $a$ )도 모든 시험편에서 매우 작은 값을 보이고 있어 열처리에 따른 균열전진의 만곡화는 발생하지 않았음을 알 수 있다.

Fig. 5에 77 K 환경하에서 JN1 모재와 각 열처리재의 0.5T-CT 시험편으로부터 얻은 J-적분 저항 곡선(J-R 곡선)을 나타내었다. 이때 J-R 곡선상의 둔화직선은 JN1강 모재의 것만 대표적으로 나타내었다. 77 K의 J-R 곡선을 보면 JN1강 모재의 곡선상의 점들은 식 (2)와 (3)을 만족하고 있으나, 둔화곡선의 0.15 mm~1.5 mm 오프-셀선 사이에 유효한 점이 존재하지 않아  $J_{IC}$ 로는 만족되지 않았다. 그러나, 650°C-5h 및 700°C-5h 열처리재의 J-R곡선상의 점들은 식 (2)의 조건을 만족하고 있고, 둔화곡선의 0.15 mm~1.5 mm 오프-셀선 사이에 유효한 점이 존재하고 있다. 이때 둔화곡선과 0.2 mm 오프-셀선과의 교점으로부터 얻어지는  $J_0$ 의 값은 각각 715 kJ/m<sup>2</sup>과 368.5 kJ/m<sup>2</sup>이었고, 이 값들은 식 (3)의 조건을 만족하므로 유용한  $J_{IC}$ 값으로 되었다. 반면에 800°C-5h 열처리재는 앞 절의 하중-변위곡선에서 알 수 있듯이 탄성영역에서 급격한 파괴에 이르고 있다. 이는 800°C-5h 열처리재 시험편의 균열선단 응력상태가 평면변형이 아닌 평면응력상태에 있음을 시사하고 있다. 따라서 800°C-5h 열처리재의 파괴인성은  $J_{IC}$ 가 아닌 ASTM E399 규격<sup>(12)</sup>에 준거한  $K_{IC}$ 에 의해 평가되어야만 한다.  $K_Q$ 는 하중-변위곡선으로부터 다음의 식에 의해 주어진다.

$$K_Q = (P_Q/BW^{1/2}) \cdot f(a/w) \quad (4)$$

여기서,  $P_Q$ 는 선형탄성 직선으로부터 95 %경사로 구한 하중, B는 시험편의 두께, W는 시험편의 폭,  $f(a/w)$ 는 시험편에 기하학 형상으로 정해지는 계수이다. 파괴인성 시험에서 얻어지는  $K_Q$ 값이 유효한 파괴인성  $K_{IC}$ 로 되기 위해서는 다음의 식 (5)으로 정해져 있는 시험편 크기조건을 만족해야만 한다.

$$B, a > 2.5 \cdot (K_Q/\sigma_{y,s})^2 : K_{IC} \text{ 판정조건} \quad (5)$$

800°C-5h 열처리재의 파괴인성치  $K_Q$ 는 106 MPa·m<sup>1/2</sup>로서 식 (5)의 조건을 만족하므로  $K_{IC}$ 로 되었고, 이를  $J_{IC}$ 로 산술하면 41.1 kJ/m<sup>2</sup>이었다. 이때  $K_{IC}$ 로부터  $J_{IC}$ 로의 산술에는  $J_{IC} = K_{IC}^2(1-\nu^2)/E$ 의 관계식<sup>(12)</sup>을 이용하였다.

Fig. 6은 4.2 K 환경하에서 JN1 모재와 각 열처리재의 0.5T-CT 시험편으로부터 얻은 J-적분 저항 곡선(J-R 곡선)이다. JN1 모재 및 각 열처리재로부터 얻은 J-R 곡선상의 점들은 식 (2)의 조건을 만족하며, 둔화곡선의 0.15 mm~1.5 mm 오프-셀선 사이에 유효한 점이 존재하고 있다. 또한, 둔화곡선과 0.2 mm 오프-셀선과의 교점으로부터 얻어지는 각 시험재의  $J_0$ 의 값들은 식 (3)을 만족하고 있어 유효한  $J_{IC}$ 로 결정되었다. 그러나, 800°C-5h 열처리재는 급속파괴에 의해 균열이 진전하였으므로 식 (4)에 의해  $K_Q$ 를 구하였다. 이때 얻어진  $K_Q$ 는 식 (5)를 만족하여  $K_{IC} = 90 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 의 값으로

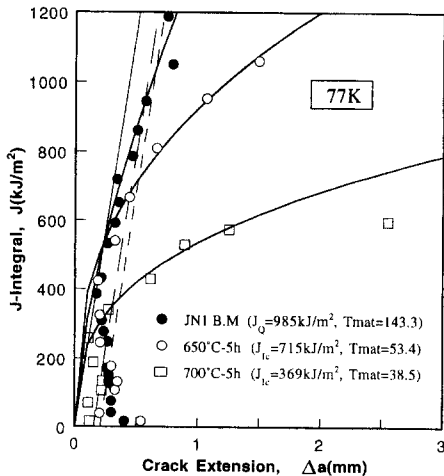


Fig. 5 J-R curves obtained from 0.5T-CT specimens of JN1 heat treated materials tested at 77 K.

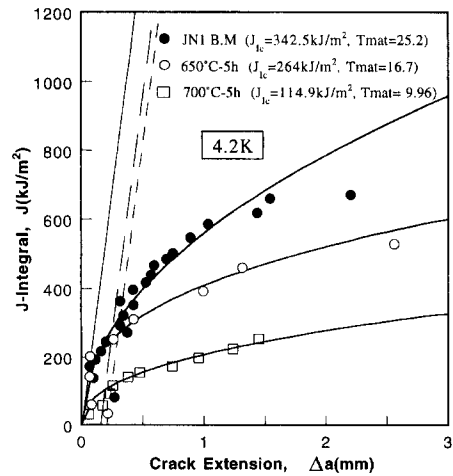


Fig. 6 J-R curves obtained from JN1 heat treated materials of 0.5T-CT specimens tested at 4.2 K.

되었고, 이 값은  $J_{IC}$ 로는 28.5 kJ/m<sup>2</sup>이었다.

또한 본 연구에서는 JN1강 용접부에 대한 파괴인성 시험도 병행하였다. 현재까지 보고된 JN1강 용접부의 결과는 주로 용접금속에 한정되어 왔고,<sup>(13)</sup> 용접부중 용융선에 대한 연구결과는 전무한 실정이다. 이는 파괴인성 시험편의 노치선단을 용융선의 중심에 가공하기 어려울 뿐만 아니라 용융선은 모재와 용접금속의 경계로서 양조직을 공유하고 있어 해석의 어려움 때문이다. 그러나, 본 연구에서는 이러한 어려움에도 불구하고 가능한한 노치선단을 용융선 중심에 오도록 정밀가공한 0.5T-CT 시험편을 대상으로 탄소성 파괴인성 시험을 행하여 용융선부위의 기계적 성질을 평가하고자 하였다. 이는 용접부중 가장 취약하다고 알려진 용융선 부위의 파괴인성평가가 용접부의 건전성에 있어 가장 중요한 요소로 되기 때문이다.

Fig. 7에 0.5T-CT의 용융선 시험편을 대상으로 4.2 K 환경에서 얻은 J-R 곡선을 나타내었다. 이때 곡선상의 둔화직선의 계산에 이용한 유효응력  $\sigma_y$ 는 650°C-5h 열처리재의 것을 사용하였다. 이는 본 저자들이 동일재료를 대상으로 소형 펀치(small punch : 이하 SP) 시험을 행한 결과, 용접부 용융선 시험편과 650°C-5h 열처리재의 파괴거동이 거의 유사하였기 때문이다.<sup>(14)</sup> 그림중 J-R 곡선상의 점들은 ASTM E813의 조건을 만족하고 있으나, 둔화곡선의 0.15 mm~1.5 mm 오프-셸선사이에 유효한 점이 존재하지 않아 유효한  $J_{IC}$ 로는 되지 않았다. 이때 둔화곡선과 0.2 mm 오프-셸선과의 교점

으로부터 얻어지는  $J_Q$ 의 값은 250.7 kJ/m<sup>2</sup>과 188.4 kJ/m<sup>2</sup>였다. 용접부 용융선 시험편의 파괴인성치가 비교적 큰 분산을 나타내는 것은 용융선이 용접 열 사이클에 의해 복잡한 조직이 형성되기 때문에 모든 위치 또는 두께에 걸쳐 동일한 기계적 성질을 유지할 수 없기 때문이라고 생각된다. 그리고, 용융선 시험편에서 얻은 파괴인성치는 모재와 용접부의 용접금속에서 얻어진 값<sup>(13)</sup>의 약 64%, 37~50% 정도에 불과한 낮은 값을 보이고 있다. 결국 용융선 부위는 극저온에서 가장 취약한 파괴인성치를 나타내고 있어, 금후 JN1 GTA 용접재가 극저온에서 사용되는 구조물에 적용되기 위해서는 보다 많은 연구에 의해 충분히 검토되어야 한다고 생각된다.

Fig. 8에 이상의 탄소성 파괴인성 시험에 의해 얻은 각 시험재의 77 K와 4.2 K 환경에서의 탄소성 파괴인성치  $J_Q$  또는  $J_{IC}$ 를 정리하여 나타내었다. 여기서 800°C-5h 열처리재는  $K_{IC}$ 값 대신에  $J_{IC}$ 로 산술하여 나타내었다. 그림에서 알 수 있듯이 77 K와 4.2 K에서 얻어진  $J_Q$  또는  $J_{IC}$  값은 열처리 온도와 시간의 증가와 함께 현격히 감소하고 있어 JN1 모재는 기존의 오스테나이트계 스테인레스강과 동일하게 650°C~800°C의 온도범위에서 예민화되었음을 알 수 있다. 여기서, 특히 주목할 만한 것은 4.2 K 환경의 용융선 시험편에서 얻어진 파괴인성치이다. 즉, 용융선 시험편의 파괴인성치  $J_Q$ 는 모재에 비해 저하된 값을 보이고 있으나, 이 값

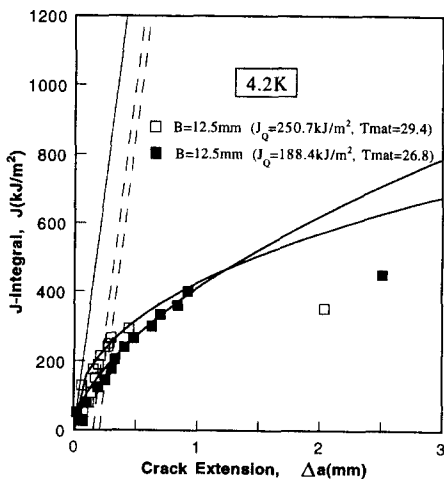


Fig. 7 J-R curves obtained from fusion line specimen of 0.5T-CT specimen tested at 4.2 K.

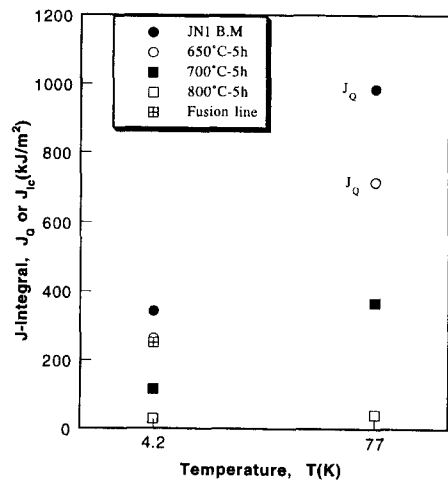


Fig. 8  $J_Q$  and  $J_{IC}$  obtained from JN1 base metal and heat treated materials of 0.5T-CT specimens tested at 77 K and 4.2 K.

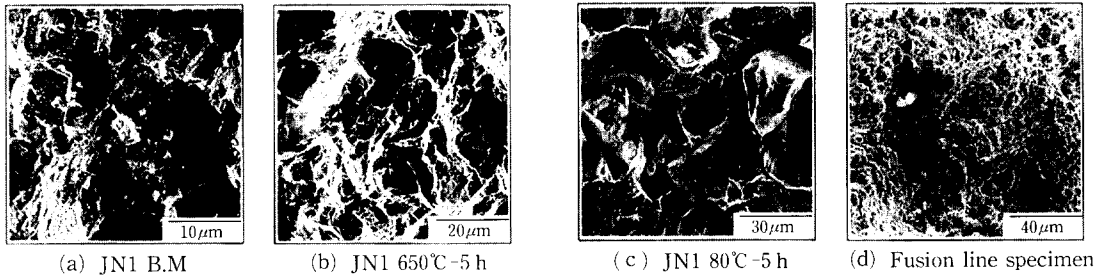


Fig. 9 SEM photographs showing fracture surface transition between each of materials according to heat treatment obtained from 0.5 TCT specimens fractured at 4.2 K.

은 650°C-5h 열처리재의 파괴인성치에 가까운 값이 얻어졌다. 이 결과는 저자들이 동일재료에 대해서 SP 시험을 행하여 얻은 결과<sup>(14)</sup>와 잘 일치하고 있다.

이하에서는 JN1 강의 예민화 열처리재 및 용접부 용융선 시험편에서 얻어진 파괴인성치의 저하 원인을 조사하기 위해 SEM을 이용하여 파면관찰을 행한 결과에 대해 서술하고자 한다. 본 연구에서는 대표적으로 4.2 K 환경에서 얻어진 파면만을 대상으로 논하였다. Fig. 9는 JN1강 모재, 열처리재 그리고 용융선 시험편으로부터 얻은 파면사진이다. JN1강 모재로부터 관찰된 파면은 4.2 K에서 주로 연성적인 덩플파면이 관찰되고 있으나, 650°C-5h 열처리재의 파면에서는 연성 덩플파면 외에 입계파면이 관찰되고 있다. 이러한 경향은 열처리 온도와 시간의 증가와 함께 더욱 뚜렷이 나타나 연성파면은 감소하는 반면에 취성 입계파면이 증가하는 추세를 보이고 있다. 이러한 특성은 800°C-5h 열처리재의 파면사진에서 더욱 두드러지게 나타나고 있다. 이상의 파면관찰로부터 열처리에 따른 탄소성 파괴인성치의 저하는 예민화에 의한 결정입계 또는 결정입내의 변화에 기인하였다고 생각된다. 즉, 고온·장시간 열처리재에 있어서는 결정입경이 크고 균열이 입계를 따라 진전하는 입계파괴가 관찰되었고, 파괴인성치의 변화에 대응한 파면은 현저한 차를 나타내었다. 결국 JN1강 모재는 예민화 열처리에 의해 탄화물 또는 질화물이 입계에 편석하여 결정입계를 취약하게 하였기 때문으로 생각된다. 그리고, 용융선 시험편으로부터 관찰된 파면은 주로 연성적인 덩플파면이 남겨져 있으나, 덩플의 반경은 작고 균열진전방향에 평행하게 파면이 깊게 패인 형태를 보이고 있다. 이와 같은 파면형태는 연성 불안정 파괴를 지적하는 것으로

서, 용융선 시험편은 매우 작은 양의 소성변형을 한 후 크랙의 발생과 동시에 파괴에 이르렀음을 알 수 있다. 그리고 용융선 시험편에서 관찰된 파면은 모재 및 열처리재에서 관찰된 것과는 다른 형태를 보이고 있다. 이는 용융선 및 용융선 근방의 미세조직은 모재와 용접금속의 화학성분 및 용접열에 의해 복잡한 형태를 구성하기 때문으로 사료된다.

## 5. 결 론

극저온 기계적 성질을 높이기 위해 강내에 0.2% 이상의 질소를 첨가시켜 새로 개발한 오스테나이트계 스테인레스강 JN1 단조재를 대상으로 단일 시험편을 사용하는 제하 컴플라이언스법(unloading compliance method)을 사용하여 예민화 열처리에 따른 파괴인성치의 저하에 관해서 조사하였다. 또한, JN1강 GTA 용접부의 용융선 부위의 파괴인성 평가도 병행하여 실시하였다. 이상의 목적에 의해 얻어진 결론은 다음과 같다.

(1) JN1 모재의 파괴인성치는 열처리 온도와 시간의 증가 또는 시험온도의 저하에 따라 현저히 저하되었다. 열처리에 따른 파괴인성치의 저하는 강의 예민화에 따른 입계 결함강도의 약화에 기인하였다.

(2) JN1강 GTA 용접부의 용융선 부위의 극저온 파괴인성치는 모재 및 용접금속의 것에 비해 현저히

낮았다. 특히, 용융선 부위의 파괴인성치는 650°C-5h 열처리재로부터 얻어진 것과 근사한 값을 보였다.

(3) 단일 시험편을 사용하는 제하 컴플라이언스법은 JN1 모재와 열처리재뿐만 아니라 용접부의 용융선 부위의 극저온 파괴인성평가에 유용하였다.



## 후 기

본 연구를 수행하는데 있어 따뜻한 지도를 해주신 日本 東北大學의 故 高橋秀明교수님께 애도의 마음을 전합니다.

## 참고문헌

- (1) 低溫工學ハンドブック, 1990, 内田老鶴團新社, p. 202.
- (2) Mchenry, H. I. and Reed., R. P., 1980, "Structural Alloys for Super-conducting Magnets in Fusion Energy Systems," *Nuclear Engineering and Design*, Vol. 58, pp. 219~236.
- (3) 李鶴烈, 1990, "金屬腐蝕工學," p. 246.
- (4) Dolby, R. E. and Knott, J. F., 1972, "Toughness of Martensitic and Martensitic-Bainitic Microstructures with Particular Reference to Heat-Affected Zones in Welded Low-Alloy Steels," *Journal of The Iron and Steel Institute*, pp. 857~865.
- (5) Horiguchi, K., Shindo, Y., Kobori, T., Takahashi, H., Nakajima, H. and Tsuji, H., 1995, "Cryogenic Fracture Toughness and Temperature Rise of Thick Section Weldment in JN1 Forged Plate with Inconel 625 Type Filler Metals," *Proceeding of the 1995 Annual Meeting of JSME/MMD*, 95-2(B), pp. 199~200.
- (6) *ASTM Standard E813-89*, 1989, "Standard Test Method for  $J_{IC}$ , A Measurement of Fracture Toughness."
- (7) 권일현, 1997, "극저온용 구조부재의 파괴인성 평가법에 관한 연구," 박사학위논문, 전북대학교, 전주.
- (8) Nakajima, H., Yoshida, K. and Shimamoto, S., 1988, "Round Robin Tensile and Fracture Test Results for an Fe-22Mn-13Cr-5Ni Austenitic Stainless Steel at 4 K," *Advances in Cryogenic Engineering (Materials)*, Vol. 34, pp. 241~249.
- (9) Smith, R.F. and Doig, P., 1985, "A Microcomputer Control System for Single Specimen Fracture Toughness Testing using the Elastic Unloading Compliance Technique," *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 22, pp. 533~545.
- (10) *ASTM Standard E1450-92*, 1992, "Standard Test Method for Tension Testing of Structural Alloys in Liquid Helium."
- (11) Basinski, Z. S., 1957, "The Instability of Plastic Flow of Metals at Very Low Temperature," *Proceedings of The Royal Society*, Vol. 240, No. 1220, pp. 229~242.
- (12) *ASTM Standard E399-90*, 1990, "Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials."
- (13) Horiguchi, K., Shindo, Y., Kobori, T., Takahashi, H., Nakajima, H. and Tsuji, H., 1995, "Cryogenic Fracture Toughness and Temperature Rise of Thick Section Weldment in JN1 Forged Plate with Inconel 625 Type Filler Metals," *Proceeding of the 1995 Annual Meeting of JSME/MMD*, 95-2(B), pp. 199~200.
- (14) 權一賢, 劉世程, Maribel L. SAUCEDO, 橋田俊之, 高橋秀明, 1997, "小形パンチ試験法を用いたオーステナイト系ステンレス鋼JN1の溶接部および熱處理材の極低溫破壊評價," 日本機械學會論文集(A編), 63卷, 605號, pp. 61~67.