

극저온용 구조재료의 파괴인성평가법에 관한 연구

권 일 현* · 정 세 희*

(1997년 2월 26일 접수)

A Study on the Fracture Toughness Evaluating Method for Cryogenic Structural Material

Il-Hyun Kwon and Se-Hi Chung

Key Words : Cryogenic Temperature(극저온), Elastic-Plastic Fracture Toughness(탄소성 파괴인성), Superconducting Magnet Structural Materials(초전도 마그네트 구조용 재료), Unloading Compliance Method(제하 컴플라이언스법)

Abstract

This paper was undertaken to develop the fracture toughness testing method using small and single specimen compared to the conventional method in evaluating elastic-plastic fracture toughness of the superconducting magnet structural material at cryogenic temperature. The elastic-plastic fracture toughness test was conducted by using the unloading compliance method recommended by ASTM E813-89 to accomplish the above purpose. And, the 20% side-grooved 0.5TCT and 1TCT specimens were used to evaluate the fracture toughness by using as possible as miniaturized CT specimen. The unloading compliance method was a very useful method in evaluating elastic-plastic fracture toughness at cryogenic temperature. It could be taken valid fracture toughness values by using 20% side-grooved 0.5TCT specimen recommended by ASTM E813-89.

1. 서 론

현재 세계는 천연 에너지 자원의 고갈이라는 위기감과 더불어 차세대 에너지원으로서 핵융합로의 개발 및 실용화를 향하여 활발한 연구를 진행하고 있다.⁽¹⁾ 핵융합로 발전기술은 극저온하에서 대형화된 초전도 마그네트에 의해 발생하는 자기력을 이용하기 때문에, 초전도 마그네트의 구조부재는 강자장 및 극저온하에서도 우수한 기계적 성질을 유지해야만 한다.⁽²⁾

극저온 영역에서 사용되는 강재에 있어 가장 중요

한 기계적 성질중의 하나는 파괴인성이다. 현재 극저온 구조재료와 같은 연성 고인성 재료의 파괴인성 시험은 탄소성 파괴역학에 기초한 ASTM E813-81 규격에 준거하여 행해져왔다.^(3,4) 이 시험법은 비교적 대형의 시험편을 이용할뿐만 아니라 복수시험편을 필요로 하기 때문에 장시간 및 고가인 액체헬륨을 다량으로 필요로 한다. 따라서, 이들 단점을 개선할 수 있는 시간적·경제적인 측면에서 우수한 시험법의 개발은 극저온용 구조재료의 개발 및 평가의 차원에서 극히 중요한 문제로 되고 있다.

현재까지 극저온 파괴인성시험법의 개발을 지향한 연구들은 크게 두 가지로 분류할 수 있다. 첫째는 단일시험편에 의한 파괴인성평가 가능성에 대한 연구이다. Takahashi 등⁽⁵⁾과 竹内 등⁽⁶⁾은 단일

*회원, 전북대학교 기계공학부

Table 1 Chemical compositions of HN1 forged plate (wt%).

Material	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Al	N
Forged plate	0.040	0.97	3.88	0.022	0.001	15.07	24.32	0.023	0.32

시험편법을 지향한 연구 결과로서 키곡선법(key curve method)을 제안하여 그 유용성을 보고한 바 있다. 두번째는 소형시험편에 의한 파괴인성평가이다. 일반적으로 소형화된 시험편을 이용하여 유용한 파괴인성치를 얻는데 있어 문제점은 균열진전의 만곡화현상이다. 균열진전의 만곡화현상은 시험편이 얇은 경우, 균열진전시 시험편 내부와 외부의 응력 차이에 의한 균열진전속도의 차이에 기인한다. 특히, 균열진전의 만곡화는 탄소성 파괴인성치에 큰 영향을 줄 수 있기 때문에, 이를 억제하기 위해 시험편에 side-groove를 부여하여 보다 신뢰성있는 파괴인성치를 구하고자 하는 연구도 행해져 왔다.^(7, 8) 이와 같은 수 많은 연구에도 불구하고 현재까지 극저온 파괴인성시험법의 규격화는 성취되지 않고 있다.

이상에 주목하여 본 연구는 단일 및 소형시험편을 사용하는 극저온 파괴인성시험법의 개발을 지향한 것이다. 이를 위해 본 저자들은 핵융합로 초전도 마그네트용 구조재료로서 사용이 예상되는 오스테나이트계 스테인리스강 HN1 단조재를 대상으로 액체질소(77 K) 및 액체헬륨 온도(4.2 K) 환경하에서 ASTM E813-89⁽⁹⁾에 의해 추천되고 있는 제하 컴플라이언스(unloading compliance)법을 사용하여 탄소성 파괴인성실험을 행하였다. 그 후 제하 컴플라이언스법에 의해 얻어진 결과들을 기존의 다 시험편법에 의해 얻어진 결과와 비교하여 극저온 파괴인성시험법으로서의 타당성을 검증하였다. 또한, 보다 소형화된 시험편을 이용하여 유용한 탄소성 파괴인성치를 구하고자 ASTM E813 규격에 따라 가공한 1TCT와 0.5TCT 시험편을 대상으로 균열진전 만곡화현상에 기초하여 탄소성 파괴인성치에 미치는 시험편크기의 영향에 대해서 조사하였다.

2. 실험재료 및 실험방법

2.1 실험재료 및 시험편 형상

실험에 이용한 재료는 극저온용 구조재료로 새로 개발된 오스테나이트계 스테인리스강으로서 HN1

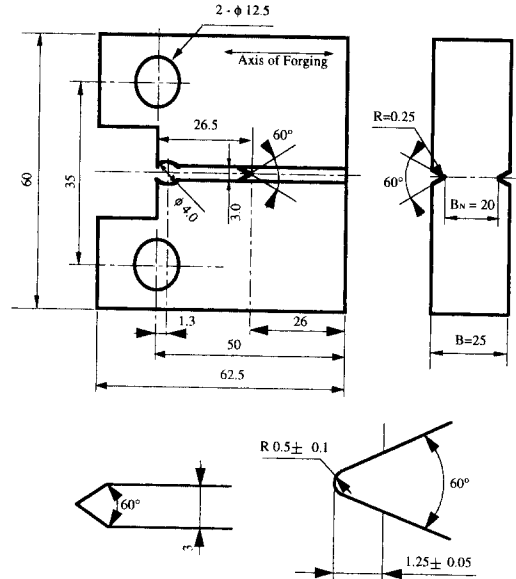
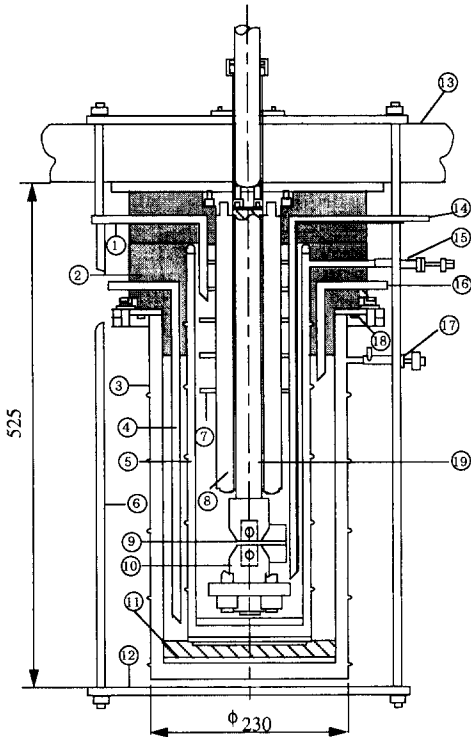


Fig. 1 Configuration and dimension of 1TCT specimen used for fracture toughness test.

단조재(이하:모재)로 명명된 것이다. HN1 모재는 극저온 강도를 높이기 위해 0.2% 이상의 질소를 포함한 강이다. 시험재의 화학성분을 Table 1에 나타내었다. 시험재료부터 ASTM E813-89 규격에 준거한 1TCT 및 0.5TCT 시험편을 제작하여 파괴인성에 미치는 시험편 크기의 영향에 대해서 조사하였다. Fig.1은 1TCT 시험편의 형상 및 크기이며, 0.5TCT 시험편의 두께 및 폭 등은 1TCT 시험편의 1/2이 되도록 하였다. 여기서, R은 side-groove 홈의 반경, BN은 정미 시험편 두께이다. 시험편의 채취방향은 모두 T-L방향으로 하였고, 피로 예비균열을 도입한 후 20%의 side-groove를 도입하여 탄소성 파괴인성실험에 이용하였다. 이때 사용된 피로 예비균열 도입조건은 실온, 초기 균열 길이와 시험편 폭의 비 $a_0/w=0.6$, 응력비 $R=0.1$, 주파수 $f=10$ Hz 그리고 응력확대계수 폭 $\Delta K=20$ $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 였다.



- | | |
|-------------------------------|------------------------|
| ① Gas helium vent | ⑫ Styrofoam |
| ③ Outer dewar | ⑬ Liquid nitrogen fill |
| ⑤ Inner dewar | ⑭ Rod |
| ⑦ Thermal shield plate | ⑮ Load frame |
| ⑨ Clip gage | ⑯ CT specimen |
| ⑪ Styrofoam | ⑰ Base plate |
| ⑬ Crosshead | |
| ⑭ Liquid helium transfer tube | |
| ⑮ Vacuum valve | ⑱ Gas nitrogen vent |
| ⑰ Vacuum valve | ⑳ O-ring |
| ⑲ Pull rod | |

Fig. 2 Cryostat for fracture toughness test.

2.2 극저온 파괴인성 시험용 크라이오스테트

Fig. 2에 본 실험에 사용한 극저온 파괴인성시험용 크라이오스테트(cryostat)의 도식적인 그림을 나타내었다. 크라이오스테트는 내통과 외통으로 구성되며, 내통에 액체헬륨을 주입하여 시험을 행하기 때문에 로드(rod), 프레임(frame), 지그(jig) 등은 열전도율이 낮고 저온에서의 강도가 높은 티타늄(Ti) 합금을 사용하여 구성되었다. 또한, 시험기의 크로스헤드로부터의 입열을 방지하기 위해 크로스헤드와 플레이트(plate) 사이에는 방열판을 부착하였다.

2.3 실험방법

4.2 K의 파괴인성시험의 경우, 먼저 지그에 시험편을 고정시킨 후 내통의 크라이오스테트에 액체 질소를 주입시킨 상태에서 약 30분정도 예냉을 행하였다. 그 후 내통의 액체 질소를 추출한 후 외통에는 액체 질소를 주입함과 동시에 내통에는 액체 헬륨을 트랜스퍼 튜브(transfer tube)를 통해 연속적으로 주입하였다. 온도측정은 극저온 고속탄소저항온도계(모델명, KTC-1-50000-A 10)를 이용하였다. 액체헬륨 공급개시로부터 액체헬륨 온도에 도달하기까지의 시간 및 실험종료까지 필요한 액체헬륨의 소비량은 0.5 TCT의 경우가 각각 약 30분 정도 및 약 25 리터(liter)인 반면에 1 TCT의 경우는 약 50분정도 그리고 약 40 리터가 소요되었다. 실험종료까지 최대한 온도의 보정을 행하였고, 실제 시험시의 온도는 4.2 K~4.6 K의 범위였으나 모두 4.2 K로 하여 실험데이터의 정리를 행하였다. 시험기는 용량 10톤(ton)인 만능 인장시험기를 이용하였고, 실험은 크로스헤드속도 0.1 mm/min의 변위제어에서 행하였다. 또한, 시험법은 ASTM E813-89에서 추천되고 있는 단일시험편법의 일종인 제하 컴플라이언스법(unloading compliance method)을 사용하였고, 균열개구변위의 측정은 사픽(shepic) 클립게이지(clip gage)를 이용하였다. 하중 제하량은 각각의 제하 하중의 10%로 하였다. 균열진전길이 Δa 의 계산을 위해 제하시의 데이터의 상·하부 데이터중 10%를 소거하였다. 제하 컴플라이언스법에 의해 균열진전곡선(J-R 곡선)을 그리면, 시험 초기의 균열진전길이(Δa)가 (-)로 되어, R곡선이 C자형으로 된다. 또, 0.15~1.5 mm 오프-셋(offset) 선사이에 거의 데이터가 없게 되어 J_{Ic} 의 오차가 크게 된다. 이에 대해 Nakajima 등⁽¹⁰⁾ 그리고 Smith 등⁽¹¹⁾은 둔화곡선과 실험초기의 데이터가 일치하도록 데이터를 평행이동시켜 균열진전곡선(J-R)을 결정하여 J_{Ic} 의 오차를 억제할 수 있다고 보고하고 있다. 본 연구에서도 동일한 결과가 산출되어 상기의 방법을 이용하여 J-R곡선과 J_{Ic} 를 결정하였다. 그 외의 부분은 ASTM E813-81과 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 E813-

89에서 제안하고 있는 탄소성 파괴인성시험법에 대해서 살펴보면, 먼저 둔화직선은 다음 식으로 주어 져 있다.

$$J = 2\sigma_y \Delta a$$

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

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

$$B_N, b \geq 25(J_Q/\sigma_y) \quad (3)$$

여기에서 J_Q 는 둔화곡선과 0.2 mm 오프-셸 선과의 교점으로부터 얻어지는 J-적분 값, b는 $b = W - a_0$ 이다. 식 (3)을 만족하지 않으면 $J_Q = J_{Ic}$ 로 되지 않는다. 그리고, J-R곡선상의 점에 대해서는 다음과 같은 조건이 부여되어 있다.

$$B_N, b > 15(J/\sigma_y) \quad (4)$$

이상의 식들을 이용하여 각 재료의 탄소성 파괴인성치 J_{Ic} 를 구하여 기존의 다시시험편법에 의해 얻어진 결과와의 비교 및 파괴인성에 미치는 시험편 두께의 영향에 대한 고찰을 행하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 극저온에서의 인장시험

J_{Ic} 의 유효성 판정을 결정하기 위해서는 재료의 유동응력(flow stress : 이하 σ_y)이 필요하다. 따라서, 본 절에서는 HN1 모재의 유동응력을 얻기 위해 77 K와 4.2 K에서 인장실험을 행하였다. Fig. 3은 HN1 모재를 대상으로 77 K와 4.2 K의 실험온도에서 ASTM E1450-92규격⁽¹²⁾에 따른 인장시험에 의해 얻은 응력-변형률(이하 : $\sigma-\epsilon$)곡선이다. 77 K에서 얻은 HN1 모재의 곡선양상은 통상의 인장

시험에서 얻어지는 전형적인 $\sigma-\epsilon$ 곡선을 나타내고 있다. 반면에, 4.2 K에서 얻은 HN1 모재의 곡선 상에서는 최대응력을 지난 후 극저온 특유의 현상인 세레이션(serrations) 현상이 규칙적으로 발생하고 있다. 이러한 세레이션현상은 극저온에서만 발생하는 특이한 현상으로서, 일반적으로 재료의 소성변형 능력에 관계한다고 보고⁽¹³⁾되고 있다. 따라서, HN1 모재는 4.2 K에서도 충분한 소성변형 후 파괴에 이르고 있음을 알 수 있다. Table 2에 각 온도환경하에서 얻은 HN1 모재의 0.2% 항복응력, 최대 인장강도 및 연신율을 정리하여 나타내었다.

3.2 극저온 탄소성 파괴인성시험

3.2.1 하중-변위곡선

Fig. 4는 HN1 모재로부터 채취한 ITCT 시험편에 대해 제하 컴플라이언스법을 이용한 파괴인성시험을 행하여 얻은 하중-균열개구변위(이하 : P- δ)곡선을 제하 데이터와 병행하여 나타낸 것이다. 그림에서 (a)~(f)는 제하를 실시한 개시점을 나타내며, 이때 제하된 직선의 기울기로부터 제하 컴플라

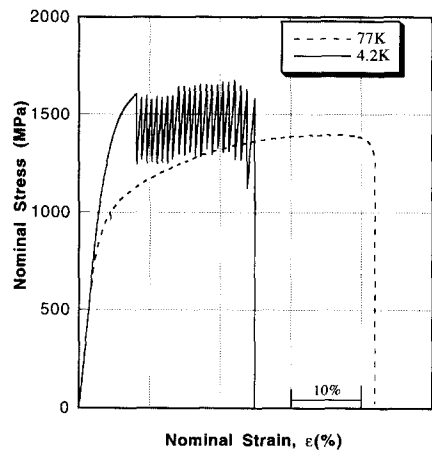


Fig. 3 Typical stress-strain curves of the HN1 B.M. tested at 77 K and 4.2 K.

Table 2 Mechanical properties of HN 1 forged plate tested at 77 K and 4.2 K.

Material	77 K				4.2 K			
	$\sigma_{y,s}$ (MPa)	$\sigma_{t,s}$ (MPa)	Elongation (%)	Reduction of area (%)	$\sigma_{y,s}$ (MPa)	$\sigma_{t,s}$ (MPa)	Elongation (%)	Reduction of area (%)
HN1 B. M	843	1395	52	57	1349	1690	31	42

Here, $\sigma_{y,s}$ and $\sigma_{t,s}$ are yield strength and ultimate strength, respectively.

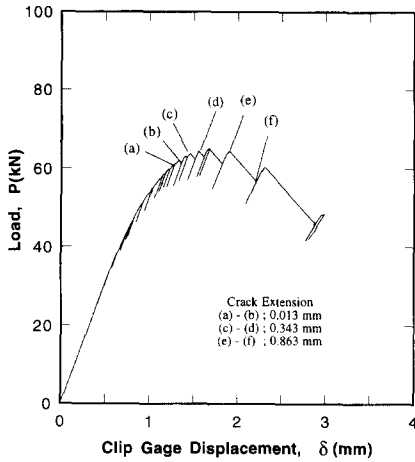


Fig. 4 Load-displacement ($P-\delta$) curve obtained from the HN1 B.M tested at 4.2 K.

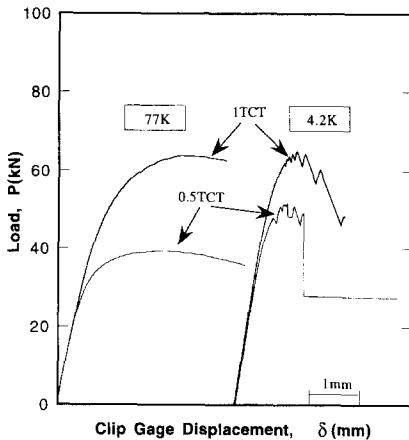
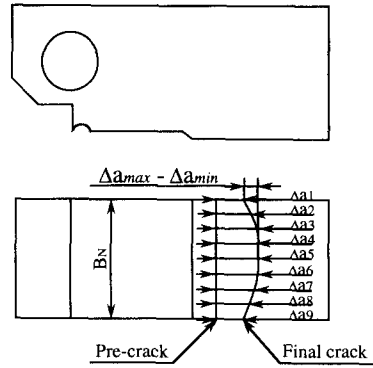


Fig. 5 Load-displacement ($P-\delta$) curve obtained from 0.5TCT and 1TCT specimens of HN1 B.M tested at 77 K and 4.2 K.

이런스법을 이용하여 균열길이의 계산치를 얻을 수 있다. 예를 들면 (b)의 균열길이로부터 (a)에서의 균열길이를 빼는 것에 의해 (a)에서 (b)까지의 균열진전길이 계산치가 얻어진다. 그림에는 각 제하점간 균열진전길이의 계산치를 병행하여 나타내었다. (a), (b), (c)는 큰 하중강하가 거의 관찰되지 않은 영역에 있고, 각 제하점간의 균열진전량도 작다. 이것에 대해서 (d), (e), (f), (g)의 사이에는 큰 하중강하가 발생하고 있고, 큰 균열진전을 동반하는 것으로부터 이들 큰 하중강하는 pop in 이라고 생각된다.

Fig. 5에 HN1강 모재의 0.5TCT와 1TCT 시험



Average physical crack extension

$$\Delta a_{ave} = (0.5 \Delta a_1 + \Delta a_2 + \Delta a_3 + \Delta a_4 + \Delta a_5 + \Delta a_6 + \Delta a_7 + \Delta a_8 + 0.5 \Delta a_9) / 8$$

Crack aspect ratio

$$\alpha = (\Delta a_{max} - \Delta a_{min}) / B_N$$

Fig. 6 Schematic illustration of the average physical crack extension Δa_{ave} and crack aspect ratio α .

편을 대상으로 77 K와 4.2 K 환경하의 탄소성 파괴인성시험결과로 얻은 $P-\delta$ 곡선을 나타내었다. 77 K 환경하에서 얻어진 하중-변위곡선은 고연성 재료의 전형적인 곡선형태를 보이고 있고, 곡선상에서 세레이션현상은 관찰되지 않았다. 반면에 4.2 K 환경하에서 얻어진 모든 곡선상에서는 극저온 특유의 작은 세레이션이 최대하중점에 도달하기 전에 발생하기 시작해서 최대하중을 지나서는 급격한 하중강하를 동반하는 불안정한 균열진전에 기인한 pop-in이 관찰되고 있다.

3.2.2 균열진전의 만곡화

ASTM E813-89 규격⁽⁹⁾은 균열길이의 측정치와 계산치와의 차이가 15% 이내인 것을 요구하고 있고, 이를 만족하지 못하면 유용한 J_{Ic} 로 되지 않는다고 제한하고 있다. 일반적으로 시험편의 소형화에 따른 J R 곡선의 기울기의 증가 및 균열진전거동의 차이 등은 side-groove의 유무에 의존하며, J_{Ic} 값에 큰 영향을 줄 수 있음이 보고되고 있다.⁽¹⁴⁾ 이와같은 배경에도 불구하고 현재까지 균열길이의 계산치와 측정치의 차이에 미치는 시험편 두께의 영향이나 side-groove의 영향 그리고 균열진전의 만곡화의 영향은 충분히 고려되지 않아왔다.

이상에 주목하여 본 절에서는 시험편의 두께에 20%의 side-groove를 부여한 시험편을 대상으로 파괴인성시험을 하여 균열진전의 만곡화현상에 대한 고찰을 행하였다. 만곡화현상의 고찰을 위해 시

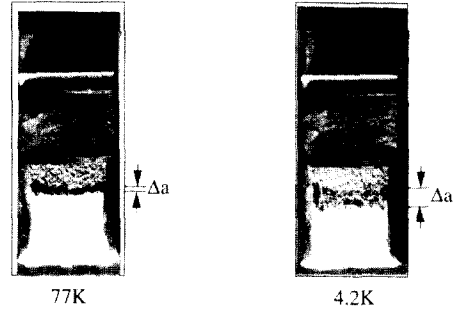
험편은 파괴인성시험 종료후 균열선단 근방의 관찰 및 균열진전량 Δa 의 측정을 위해 피로파단되었다. 여기에서 균열진전량 Δa 는 시험편의 파면상에서 9점측정하여 그 평균값을 이용하였다. 또한, 각 시험편의 균열진전 반곡화를 정량적으로 평가하기 위해, 균열선단의 형상비(aspect ratio) α 를 도입하였다. Fig. 6에 균열진전량 Δa 및 형상비 α 의 결정 방법을 도식적으로 나타내었다. 그림중 a_{max} 및 a_{min} 은 최대 균열진전길기와 최소 균열진전길기를 나타낸다. 피로파단에 앞서 모든 시험편은 예비균열과 균열진전량의 구별을 위해 시험편의 표면을 열처리 에 의해 산화착색하였다. 피로파단시의 부하조건은 최대하중을 극저온 파괴인성시험 종료시의 1/3정도의 하중으로 하여 응력비 $R=0.1$, 주파수 10 Hz로 상온에서 행하였다.

Fig. 7에 77 K와 4.2 K에서 실험된 HN1강 보체의 0.5TCT와 1TCT 시험편의 파단면 사진을 나타내었다. 사진으로부터 알 수 있듯이 77 K에서 관찰된 시험편의 균열진전의 반곡화는 4.2 K 시험편의 것과 조금 차이를 보이고 있다. 이는 후술하는 바와 같이 시험편 내의 응력상태의 차이에 기인한다고 생각된다. 그러나, 모든 시험편에서 발생한 반곡화는 그다지 크지 않음을 알 수 있다.

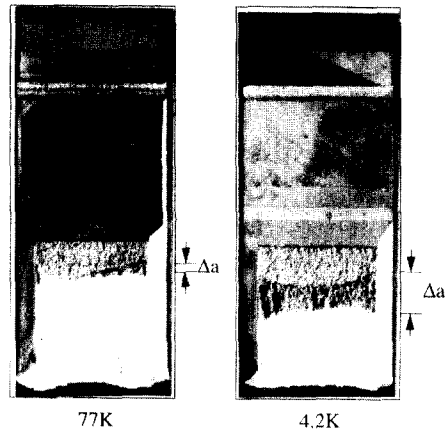
Table 3에 77 K와 4.2 K 환경하에서 HN1강 보체의 0.5TCT와 1TCT 시험편을 대상으로 제하 컴플라이언스법에 의한 최종 균열진전길이의 계산치 Δa_{pre} 와 ASTM E813-89 규격에 준거한 최종 균열진전길이의 측정치 Δa_{ave} 를 나타내었다. Table 3에서 알 수 있듯이 실험온도 및 시험편 크기에 무관하게 균열진전의 반곡화는 모두 8%이내의 값을 유지하고 있어 0.5TCT 및 1TCT 시험편 모두 20%의 side-groove를 부여하면 반곡화현상을 억제

시킬 수 있음을 알았다

Fig. 8은 반곡화를 정량적으로 평가하기 위해 균열선단의 형상비, α 와 시험편 두께의 관계를 나타



(a) Surface appearances observed in the 0.5TCT specimen



(b) Surface appearances observed in the 1TCT specimen

Fig. 7 Surface appearance obtained from 0.5TCT and 1TCT specimens of the HN1 B.M fractured at 77 K and 4.2 K.

Table 3 Crack extension, crack aspect ratio α and crack size obtained from 0.5TCT and 1TCT specimen for HN 1 base metal tested at 77 K and 4.2 K.

Temp.		Crack extension(mm)			Crack aspect ratio α	Crack size
		Predicted Δa_{pre}	Averaged Δa_{ave}	$(\Delta a_{pre} - \Delta a_{ave}) / \Delta a_{ave}$		$(a_i - a_{ave}) / a_{ave}$ ($i=1 \sim 9$)
77 K	0.5TCT	1.35	1.156	16.7%	0.0656	-17.4~16.1%
	1TCT	-	0.8860	-	0.0146	-21.7~11.2%
4.2 K	0.5TCT	2.187	2.166	0.96%	0.0381	-13.85~5.3%
	1TCT	4.349	3.817	-13.9%	0.0777	-17.6~26.6%

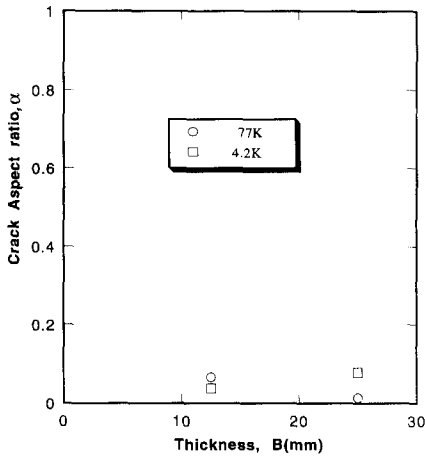


Fig. 8 Correlation between crack aspect ratio and specimen thickness.

낸 것이다. 시험편의 두께감소에 따른 균열진전의 만곡화는 거의 보이지 않고 있다. 일반적으로 side-groove를 부여하지 않은 시험편의 균열중앙부는 평면-변형률상태에 있는 것에 대해서 균열양단부는 평면응력상태에 있게 된다. 이와 같은 판두께방향 응력상태의 차이에 의해 균열양단부에서는 국소적으로 응력확대계수가 작게 되기때문에 균열진전이 억제되며, 이는 균열진전 만곡화의 원인으로 된다. 따라서, 시험편 두께가 감소하면 시험편내의 평면 응력상태의 영역은 증가하게 된다. 본 연구자는 이를 방지하기 위해 모든 시험편에 20% side groove를 부여하였고, 이 결과로 77 K와 4.2 K에서 얻어진 시험편은 모두 응력상태가 거의 평면 변형률상태로 존재하게 되어 균열진전 만곡화가 억제되었다고 생각된다. 그러나, 77 K의 0.5TCT와 1TCT 시험편에서 관찰된 형상비 α 사이의 차이는 4.2 K의 시험편에서 얻어진 것에 비해 조금 큰 차이를 보이고 있다. 이는 후술하는 바와 같이 시험편 내부의 응력상태와 밀접한 관계가 있는 연성파괴저항, T_{mat} 가 77 K에서 보다 큰 값이 얻어진 것과 밀접한 관계가 있을 것으로 생각된다. 즉, T_{mat} 가 증가한다는 것은 시험편의 응력상태가 평면응력상태의 증가로 추론할 수 있기 때문이다.

3.2.3 J-적분 저항곡선(J-R 곡선)

본 절에서는 전술한 바와 같이 파괴인성에 미치는 시험편 크기의 영향을 조사하기 위해, 시험편 두께가 각각 12.5 mm와 25 mm의 0.5TCT 시험편과 1TCT 시험편을 대상으로 ASTM E813-89 규격

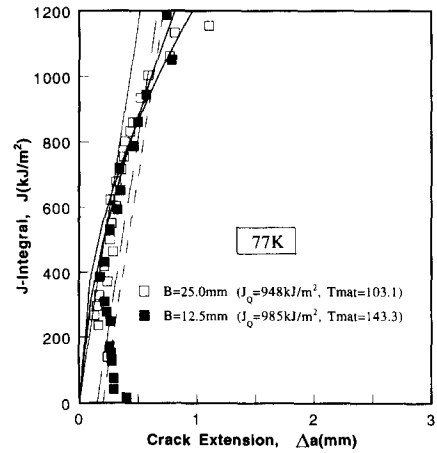


Fig. 9 J-R curves obtained from HN1 base metal of 0.5TCT and 1TCT specimen tested at 77 K.

에서 추천하고 있는 제하 컴플라이언스법에 의한 탄소성 파괴인성실험을 행하여 얻어진 결과에 대해서 서술한다.

Fig. 9는 77 K의 환경에서 HN1강 모재의 0.5 TCT와 1TCT 시험편으로부터 얻은 J-적분 저항곡선(J-R곡선)을 나타낸 것이다. HN1강 모재의 0.5 TCT와 1TCT 시험편의 J-R곡선상의 점들은 식 (3)과 (4)를 만족하고 있고, 분화곡선과 0.2mm 오프-셸 선과의 교점으로부터 얻어지는 J_Q 의 값은 각각 0.5TCT가 985 kJ/m², 1TCT가 948 kJ/m²를 보이고 있다. 그러나, 0.5TCT와 1TCT시험편 모두 분화곡선의 1.0 mm~1.5 mm 오프-셸 선 사이에 유효한 점이 존재하지 않기 때문에 J_{IC} 로는 되지 않았다. 또한, 이때 얻어진 연성 파괴저항, T_{mat} 는 소형 시험편인 0.5TCT에서 보다 높은 값이 얻어져 시험편 두께 감소에 따라 평면응력 상태가 증가하였음을 시사하고 있다.

Fig. 10은 4.2 K 환경에서 탄소성 파괴인성실험을 행하여 얻은 HN1강 모재의 0.5TCT 시험편과 1TCT 시험편의 J-R 곡선을 나타낸 것이다. 먼저 0.5TCT 시험편에서 얻은 J-R곡선은 분화곡선의 0.15 mm~1.5 mm 오프 셸 선사이에 식 (4)의 조건을 만족하는 유효한 점이 존재하고, 분화곡선과 0.2 mm 오프-셸 선과의 교점으로부터 얻어지는 J_Q 의 값은 342.5 kJ/m²이다. 이 값은 식 (3)의 조건을 만족하므로 유효한 J_{IC} 로 결정되었다. 또한, 1 TCT 시험편의 경우도 J-R곡선상들의 점들이 식 (4)의 조건을 만족하며 분화곡선의 0.15 mm~1.5

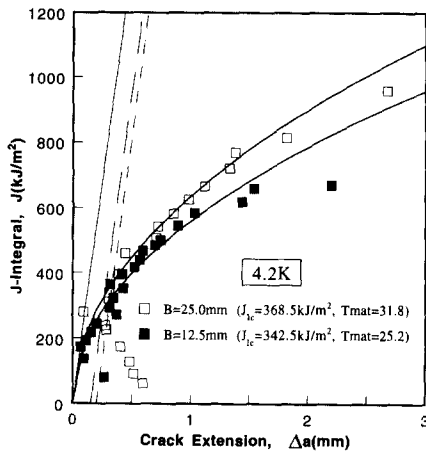


Fig. 10 J-R curves obtained from HN1 base metal of 0.5TCT and 1TCT specimen tested at 4.2 K.

mm 오프-셋 선사이에 충분한 점들이 존재하고 있다. 이때 둔화곡선과 0.2 mm 오프-셋 선과의 교점으로로부터 얻어지는 J_0 의 값은 368.5 kJ/m^2 이었으며, 이 값은 식 (3)의 조건을 만족하고 있어 유효한 J_{IC} 값으로 되었다. 결국 4.2 K 환경에서 HN1강 모재의 1TCT 시험편에서 얻어진 탄소성 파괴인성치 J_{IC} 는 0.5TCT 시험편의 값에 비해 약 7.6% 정도 큰 값을 보이고 있으나, 공학적인 측면에서 그 차이는 별로 크지 않음을 알 수 있다. 특히, 1TCT의 J_{IC} 값은 Nakajima 등⁽¹⁰⁾ 및 Yoshida 등⁽¹⁵⁾이 동일 재료에 대해 다시시험편법에 의해 구한 결과보다 약 10~15% 정도 큰 값이었으나, 0.5TCT는 거의 일치한 값을 나타내었다. 그러나, 1TCT 시험편의 파괴인성치도 Horiguchi 등⁽¹⁶⁾이 동일 재료에 대해 1TCT 시험편에서 얻은 값과 거의 차이를 보이지 않았다.

이상의 결과를 종합해 보면, 단일시험편을 사용하는 제하 컴플라이언스법은 극저온 파괴인성시험법으로서 유용하며, HN1강 모재의 0.5TCT 시험편에 20% side-groove를 부여하면 J_{IC} 에 미치는 시험편 두께의 영향은 보이지 않고 있음을 알 수 있다.

4. 결 론

본 연구는 기존의 극저온 탄소성 파괴인성시험법으로 사용되고 있는 다시시험편법에 비해 단일시험편만을 이용하여 파괴인성치를 구하는 방법에 대한

고찰을 행한 것이다. 이를 위해 탄소성 파괴인성 시험법으로서는 ASTM E813-89에서 추천하고 있는 제하 컴플라이언스법을 사용하였다. 또한, 보다 소형화된 시험편에 의한 파괴인성평가를 위해 20% side-groove를 부여한 1TCT와 0.5TCT 시험편을 사용하여 파괴인성치에 미치는 시험편 크기의 영향에 대해서 조사하였다. 이상의 목적에 의해 얻어진 결과는 다음과 같다.

(1) 단일시험편을 사용하는 제하 컴플라이언스법은 극저온에서도 고인성을 가지는 핵융합로 구조재료의 탄소성 파괴인성치를 구할 수 있는 유용한 방법이었다.

(2) ASTM E813-89 규격에 준거하여 제작한 0.5TCT 시험편에 20% side-groove를 부여 하면, 보다 소형화된 시험편을 사용하여 유용한 탄소성 파괴인성치를 구할 수 있다.

후 기

본 연구를 수행하는데 있어 많은 지도와 애정을 베풀어 주신 일본 동북대학 故 高橋秀明교수님께 진심어린 애도의 마음을 바칩니다.

참고문헌

- (1) Team, JET 1992, "Fusion Energy Production from a Deuterium - Tritium Plasma in the JET Tokamak," *Nuclear Fusion*, Vol. 32, No. 2, pp. 187~202.
- (2) Mchenry, H. I. and Reed, R. P., 1980, "Structural Alloys for Superconducting Magnets in Fusion Energy Systems, Nuclear Engineering and Design," Vol. 58, pp. 219~236.
- (3) 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.
- (4) Ogata, T., Nagai, K. Ishibata, K., and Fukushima, E., 1990, "Vamas Interlaboratory Fracture Toughness Test at Liquid Helium Temperature," *Advances in Cryogenic Engineering (Materials)*, Vol. 36, pp. 1053~1060.
- (5) Takahashi, H., Khan, M. A. and Suzuki, M.,

- 1981, "A Simple Test Method for the Evaluation of Tearing Modulus," *Journal of Testing and Evaluation, JTEVA*, Vol. 9, No. 1, pp. 14~23.
- (6) 竹内正道, 庄子哲雄, 高橋秀明, 穴山 武, 1985, "核融合爐大形超傳導マダネット構造材料の極低溫における破壊じん性評價," 日本機械學會論文集(A編), 51卷, 470, pp. 2256~2264.
- (7) Ogata, T., Ishikawa, K., Yuri, T., Tobler, R. L., Purtsher, P. T., Reed, R. P., Shoji, T., Nakano, K. and Takahashi, 1988, "Effect of Specimen Size, Side-grooving and H., Precracking Temperature on J-integral Test Results for AISI 316LN at 4 K," *Advances in Cryogenic Engineering (Materials)*, Vol. 34, pp. 259~267.
- (8) 和田山芳美, 松本俊美, 佐藤 宏, 高橋秀明, 1988, "オーステナイトステンレス鋼(SUS 316LN)の極低溫破壊靱性に及ぼす試験片寸法効果," 低溫工學, Vol. 23, No. 2, pp. 78~84.
- (9) *ASTM Standard E813-89*, 1989, "Standard Test Method for J_{ic}, A Measure of Fracture Toughness."
- (10) 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.
- (11) 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.
- (12) *ASTM Standard E1450-92*, 1992, "Standard Test Method for Tension Testing of Structural Alloys in Liquid Helium."
- (13) 福島英二, 後藤 昭, 1975, "極低溫における各種金屬, 合金のセレーション變形," 日本金屬學會誌, 第39卷, 第2號, pp. 18~187.
- (14) Shimada, H., Tobler, R. L., Shoji T. and Takahashi, H., 1988, "Size, Side-grooving and Fatigue recracking Effects on J-integral Test Results for SUS 304 Stainless Steel at 4 K," *Advances in Cryogenic Engineering (Materials)*, Vol. 34, pp. 251~258.
- (15) Yoshida, K., Nakajima, H., Oshikiri, M., Tobler R. L. and Shimamoto, S., 1988, "Mechanical Tests of Large Specimens at 4 K : Facilities and Results," *Advances in Cryogenic Engineering (Materials)*, Vol. 34, pp. 225~232.
- (16) 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.