

압력용기강의 파괴저항곡선과 파괴변형률에 관한 연구

차귀준* · 임만배**

*동명대 가스냉동과, **동아대 생산기술연구소

A Study on the Relations Between Fracture Strain and Fracture Resistance Curve of Nuclear Pressure Vessel Steel

GEE-JUN CHA* AND MAN-BAE LIM**

*TongMyang College Gas & Refrigeration Dept., Pusan 608-740, Korea

**Dong A University Research Institute of Industrial Techmology, Pusan 604-714, Korea

KEY WORDS: Local fracture strain 국부파괴변형률, Fracture resistance curve 파괴저항곡선, Material tearing modulus 재료의 찢어짐계수, Stretch zone width 스트레치존폭, Strain hardening 가공경화

ABSTRACT: Safety and integrity are required for reactor pressure vessels because they are operated in high temperature. There are single specimen method, multiple specimen method, and load ratio analysis method which used as evaluation of safety and integrity for reactor pressure vessels. In this study, the fracture resistance curve (J-R curve), elastic-plastic fracture toughness (J_{IC}) and material tearing modulus (T_{mat}) of SA 508 class 3 alloy steel used as reactor pressure vessel steel are measured and evaluated at room temperature, 200 °C and 300 °C according to unloading compliance method and load ratio analysis method. And then the comparison with experimental J_{IC} and theoretical J_{IC} by local fracture strain is managed.

1. 서 론

최근 화력발전 설비나 원자력 발전 설비를 구성하고 있는 재료들은 고온에 장시간 노출되며 노출시간에 따른 조직변화의 가속에 의하여 강도나 연성이 저하된다. 특히, 원자로 압력용기는 고온에서 장시간 가동되기 때문에 실제 사용 분위기 하에서 재료의 손상을 검출하여 설비의 수명평가 및 안정성을 확보하는 것은 국내외적으로 관심의 대상이 되고 있다.

재료의 안전성 평가로 파괴역학적인 방법의 하나인 파괴인성 평가법에는 ASTM E813에 복수 시험편법과 단일 시험편법이 규정되어 있으며(ASTM E 813, 1994), 많은 연구자들의 결과로부터 여러 형태의 시편과 구조물의 재료 종류에 따른 평가법의 신뢰성도 수립되고 있다.

그러나 이와 같은 연구는 하중-변위 곡선과 균열선단에서 회전모정 및 소성변형을 고려한 균열길이의 산출로 물리적인 의미에 대한 배경이 부족하고 실제 적용 절차가 단순하지 않는 분세점을 가지고 있다.

고온 파괴인성 거동에서는 재료의 손상이 역학적 환경 및 재료 등의 변수에 매우 복잡하게 연관되어 있으므로 파괴인성의 J-R 곡선 특성을 고려할 경우 상당한 오차를 포함하게 된다. 따라서 파괴역학 분야를 연구하는 많은 연구자들은 균열진전량에 미치는 영향인자와 지배 파라미터를 구하는 실험적 방법에서 해석적 방법의 적용가능성에 대한 많은 관심을 기울이고 있다. 그 중 제하킴플라이언스법에서 추천하는 해중법을 사용할 경우 균열성장량을 알려면 적당한 시기에 해중하여 그 기

울기로부터 균열성장량을 계산해야 되므로 매우 번거롭고 균열길이에 대한 정보가 단속적이기 때문에 가공경화에 따른 물리적 현상을 완전히 파악하기에는 현재의 실험 및 해석 수준으로서는 어렵다.

따라서 파괴인성 평가시 재료의 소성변형에 의한 가공경화 효과의 물리적 이해를 바탕으로 정밀계측장치의 도움없이 하중-변위 곡선을 이용하여 J-R 곡선을 평가할 수 있는 하중비 해석법으로 이 문제점을 해결하기 위하여 최근 활발한 연구들이 전개되고 있으나(윤과 김, 1997) 실온하의 재료강도 데이터에 비하여 실제 사용 분위기 하의 실험결과는 현재 매우 부족한 실정이며 이에 관한 연구의 지속적인 보안이 요구되고 있다.

또한 원자로 용기 등에 균열이 존재할 때, 임계하중을 예측하기 위해서는 파괴인성값과 균열성장 저항성 변화에 대한 충분한 연구를 통하여 기계적 물성변화의 규명이 필요하며 이러한 구조물의 균열 거동을 기술하기 위한 파괴매개변수로 J-적분(Ricc, 1968; Landes, 1972)과 균열선단 열림 변위가 제안되었다(Wells, 1971; BS 1972; Pratap 1986). 이런 매개 변수들은 연성재료에서 균열발생을 잘 나타낼 수 있으나 균열이 안정하게 성장할 것인가, 불안정하게 성장할 것인가에 대해서는 잘 기술할 수 없는 단점을 가지고 있다.

이러한 균열의 불안정 성장을 평가하기 위한 파라미터로서 J-적분에 근거한 T_j (Paris et al., 1979)와 CTOD에 근거한 T_s (Shih, 1979)가 있으며, Paris는 J-적분에 근거한 T_j 를 정의하여 찢어짐 계수 (T_j)_{max}가 부하조건에 의해서 결정되는 찢어짐 계

수(T)_{app}보다 작을 때 균열 불안정 성장이 일어난다고 하였다. 그 이후 많은 연구자들에 의하여 효과적인 매개변수로서 T_I 의 타당성이 연구되었고 균열진전에 따라 J-R 곡선의 기울기가 변화한다는 점이 지적되고 있으나 실제 사용 분위기 하에서 T_I 의 적용 가능성을 연구한 결과는 아직 부족한 실정이다.

한편 J-적분, CTOD 등의 파괴 역학적 파라메타는 외력과 결함의 크기를 함께 고려하기 때문에 파괴를 정확히 해석할 수 있는 반면 적용절차가 복잡하고 어렵다는 단점이 있다. 따라서 재료역학적인 파괴기준을 결함의 크기를 고려하여 파괴 역학적인 파괴해석에 이용할 수 있다면 편리한 방법이 될 수 있을 것이다.

연성재료에서는 균열선단의 소성역이 커지기 때문에 탄소싱 해석이 필요하며 탄소싱 해석에서는 균열선단의 응력해석에 의한 소성역의 크기를 고려하고 소성역내의 응력이나 변형률, 변형 에너지를 해석한 연구들이 있다(Glinka, 1985; Kujawia, 1986). 이러한 연구들은 균열선단 부근의 응력이나 변형률의 해석에 그치고 직접 파괴의 기준으로 사용할 수 없는 것이 문제점이라 할 수 있다. 본 연구에서는 연성재료에 대하여 재료 역학적인 파괴기준을 균열의 크기를 고려한 파괴 역학적 해석에 적용하여 균열선전이 시작될 때 균열선단의 변형률과 인장 시험후 넥킹(necking)부의 파괴시 국부 변형률이 같다고 생각하면 균열선단의 최대 변형률이 국부 파괴 변형률이 될 때 균열이 시작될 것이다. 즉 국부 파괴 변형률과 파단면의 직경(단면적) 감소율과의 관계를 이론적인 연구를 통하여 J-적분에 이용하였다.

따라서 본 연구는 원자로 구조용강 SA 508 C-3재를 사용하여 재료의 사용 분위기(상온, 200°C, 300°C)에 따라 제하 킴플라이 언스범과 하중비 해석에 의한 균열길이 차이와 J-R 곡선을 비교·평가하고, Paris가 제안한 찢어짐 계수인 T_I 의 불안정 파괴의 매개변수로서 온도 변화에 따른 적용 가능성을 검토하고자 한다.

또한 국부 파괴 변형률에 의한 이론적인 J_{IC} 값을 도출하여 위 두가지 방법에 의해 구하여진 실험치와 비교·검토하고자 한다.

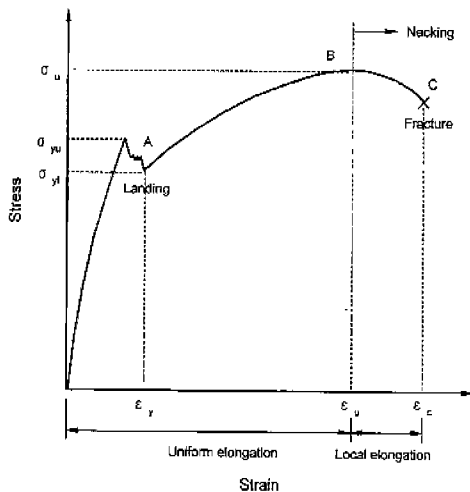


Fig. 1 Typical nominal stress - strain curve

2. 국부 파괴 변형률의 개요

Fig. 1은 인장실험을 실시한후 공칭응력과 공칭변형률의 관계를 도식적으로 나타내었다. 시험편에 응력이 증가되어 σ_{ys} 에 이르면 변형률은 ϵ_{ys} 가 되고 항복이 발생한다. A점 이후에서는 응력을 제거하여도 원래의 상태로 복귀되지 않으므로 재료역학적인 설계개념에 의하면 이 이하의 응력에서 사용되도록 설계하여 왔다.

가공경화에 의해 응력이 증가되어 B점에 이르면 더 이상의 응력을 증가시키지 않아도 파괴에 이르게 되므로 이때의 응력 σ_u 를 인장강도라 하며 이 이하의 응력에서만 파괴에 대한 안전성이 보장이 된다. 그러나 변형률로 보면 응력이 σ_u 일때의 변형률 ϵ_u 에서는 파괴에 이르지 않고 국부수축부에서는 중심부가 최대의 인장응력 상태로 되며 이 부분에서 시험편 내부의 결함이나 비금속 개재물에 의한 보이드(void) 형성 및 합체가 일어나 넥킹(necking)이 일어난다.

변형률이 더욱 증가하여 ϵ_c 에 이르게 될 때 파단이 일어남을 알 수 있으며 변형률이 극한값에 이를 때 균열의 찢어짐이 시작될 것이다.

즉, 인장실험시 국부수축 후 파단이 일어날 때 국부적으로 응력이 집중되어 변형률이 그 임계치에 도달할 때 파괴됨을 고려하던 연성 균열재에서도 균열선단이 둔화된 후 찢어짐(tearing)이 일어나므로 연성재료에서는 인장시험시의 ϵ_c 가 국부 파괴 변형률로 생각할 수 있다.

따라서 인장실험시 파단된 부분의 국부 파괴 변형률(ϵ_c)을 알 수 있다면 균열 선단부의 최대 변형률(ϵ)을 알 수 있으며 $\epsilon \leq \epsilon_c$ 의 안전조건을 적용하여 안전성 평가를 할 수 있을 것이다.

3. 실험재료 및 방법

3.1 실험재료 및 시험편

본 연구에 사용된 재료는 원자력 발전소의 압력용기에 사용되는 SA 508 C-3 저 탄소강이며 화학적 성분 및 기계적 성질을 Table 1, 2에 나타내었다.

단조과성을 거친 원통 Shell의 형태에서 C-R 방향으로 인장 시험편 및 파괴인성 시험편을 채취하였으며, 그 형상 및 치수를 Fig. 2 및 Fig. 3에 나타내었다.

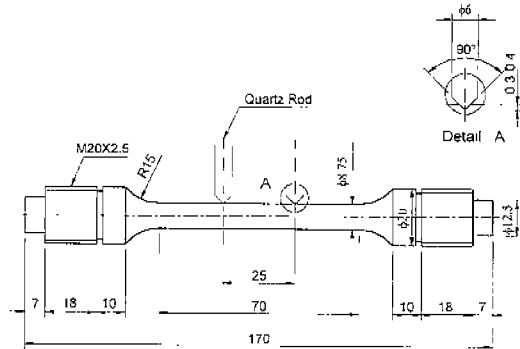


Fig. 2 Geometry of specimen for tensile test

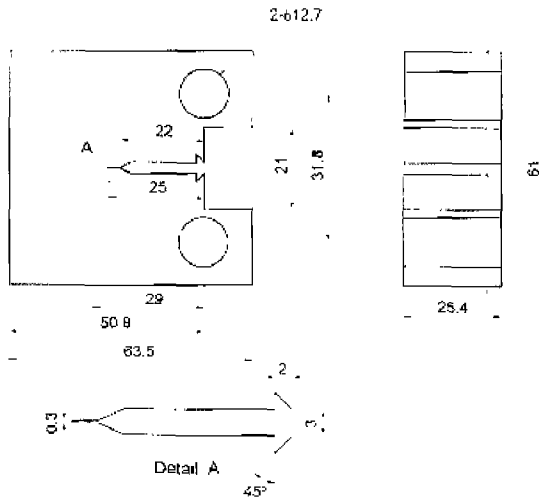


Fig. 3 Geometry of specimen for fracture toughness test

Table 1 Chemical composition of SA 508 C-3 steel (wt %)

	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	V	Cu
SA-508 C1.3	0.15	1.20	0.025	0.025	0.12	0.40	0.25	0.45	0.05	0.10
Specification	~0.25	~1.50	max	max	max	~1.00	max	~0.60	max	max
The Analyzed	0.17	1.42	0.004	0.003	0.04	0.98	0.22	0.58	0.003	0.045

Table 2 Mechanical properties of SA 508 C-3 steel

Temp (°C)	Tensile strength (MPa)	Yield strength (MPa)	Elongation (%)	Young's modulus (MPa)
RT	587.52	446.45	27.8	205.32
200	549.56	405.45	25.6	194.43
300	570.28	415.23	31.2	190.21

3.2 실험장치 및 방법

3.2.1 인장 실험

인장 실험은 ASTM E8-82(ASM E8-82, 1994)에 의거하여 Fig. 2에서 보는 바와 같이 직경 12.5mm, 표점거리 25mm인 환봉시험편에 평행부의 변위를 측정하기 위한 석영 유리봉을 드릴 선단각이 90°인 드릴로서 깊이 0.3~0.4mm 되는 접촉점을 만들어 이곳에 고정하여 상온, 200°C, 300°C의 실험 분위기에 실험을 실시하였고, 기계적 물성치를 얻기 위하여 변위계(extensometer)를 사용하였다.

3.2.2 탄소성 파괴인성 실험

탄소성 파괴인성 실험에는 Fig. 3에서 보는 바와 같이 폭 50.8mm, 두께가 25.4mm인 1CT형 시험편을 사용하였으며, 기계노치는 폭 3mm의 슬릿을 가공하고 균열발생을 쉽게하기 위하여 방전가공기(wire cut electric spark machine)를 이용하여 폭 0.25mm, 길이 3mm로 가공하여 기계가공 노치길이 $a_0=0.5 a/W$ 로 하였다.

파괴인성 시험편의 예비균열 도입 분위기는 상온 대기중에서 실시하였으며, 용력비 $R=0.05$, 주파수 15Hz인 정현하중파형으로 노치 끝에서 약 3mm의 예비균열을 도입하여 최종균열비 $0.5 \leq a_0/W \leq 0.75$ 의 조건을 만족시켜 $a_0/W=0.6$ 이 되게 하였다. 또한 시험편에 균열이 발생될 때 까지 최대응력확대계수 폭 $\Delta K=29.69 \text{ MP}\sqrt{\text{m}}$ 로 하였고 균열발생 후 하중을 단계적으로 감소시켜 최대응력확대계수 폭 $\Delta K=28.19 \text{ MP}\sqrt{\text{m}}$ 로 유지하였다.

피로하중은 한계하중(P_{max})의 40%이하로 하였으며, 파괴인성 시험은 단일시험편법을 채택하였고 파괴인성시험과 정적부하는 스트로크제어로 석용하여 부하속도는 0.1mm/min로 일정하게 유지하였다. 균열길이는 충분히 진전될 때까지 부하후 정지하고 그후 시험편은 피로균열을 정적부하시 최대하중의 약 60%로 시험편을 파단시켰다. 이 파면으로부터 최종점에서 균열의 성장량을 측정하기 위해 시험편을 두께방향으로 8등분한 9점에서 균열길이를 측정하여 계산하였다.

Fig. 4는 인장실험과 파괴인성실험에 이용된 용량 98kN의 전기유압서어보 피로시험기(Instron Model 1331)과 고온실험에 사용된 전기로(Instron Model 3111)를 피로시험기에 부착한 구성도이며 실험분위기는 자동온도조절장치를 이용하였으며 노내 분위기를 안정시키기 위하여 약 1시간 이상 유지시켰으며 실험온도차를 $\pm 2.5^\circ\text{C}$ 이내로 유지시켰다.

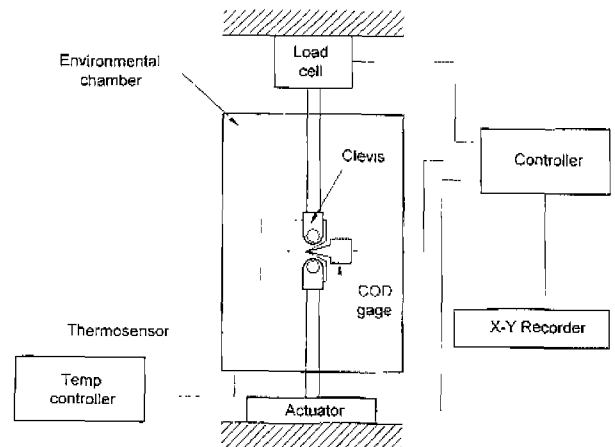


Fig. 4 Schematic diagram for room and high temperature test

4. 실험결과 및 고찰

4.1 J 적분과 균열길이의 관계

Fig. 5는 실험방법 및 환경조건에 따른 J적분과 균열길이를 지수근사식으로 나타낸 것으로 지수근사식은 $J = C_1 \Delta a^{C_2}$ 로 표현되며 이 수식의 계수 C_1, C_2 의 의미는 J-R 곡선 평가에서 곡선의 기울기를 나타내며, 궁극적으로 J_{IC} 의 평가에 밀접한 관계를 가지고 있다.

Fig. 5(a)는 제하컴플라이언스법으로 평가하여 나타낸 도표이

며 지수근사식의 C_1 , C_2 값은 상온의 경우 710.874, 0.6069이며, 200℃의 경우 667.955, 0.7586이고, 300℃의 경우 600.307, 0.7241로 나타났다. Fig. 5(b)는 하중비해석법에 의한 것이며 상온의 경우 620.689, 0.5308, 200℃의 경우 540.330, 0.6690, 300℃의 경우 488.680, 0.6454 이었다. 특히 이들 계수를 비교하면 상온을 기준으로 하여 200℃일 때 12.95% 감소, 26.04% 증가하였으며, 300℃일 때 21.27% 감소, 21.59% 증가하였다. 따라서 J-R 곡선의 지수식은 $J=620.689 \Delta a^{0.5308}$, $J=540.33 \Delta a^{0.6690}$, $J=488.68 \Delta a^{0.6454}$ 로 나타났다. 이러한 기울기 변화는 하중과 변위 곡선상에서 온도의 증가에 따라 가공경화지수가 다르게 나타남을 반증할 수 있다. 이와 같이 하중-변위 곡선은 온도에 영향을 받아 가공경화지수와 반복제하시 변형시효에 의한 실험적인 오차가 발생하기 때문에 설계자료의 기초가 되는 J-R 곡선 평가시 사용분위기에 대한 집중적인 연구가 필요하다고 생각된다.

또한 Fig.6~8은 J-R 곡선 데이터가 유효한 한계를 나타내는 최대균열길이(Δa_{max})선과 탄소성 파괴 인성값(J_{IC})을 함께 나타

내었다. 각 온도변화에 따라 구한 최대균열길이에 대한 J_{max} 은 상온의 경우 $\Delta a_{max}=2.85\text{mm}$ 일 때 $J_{max}=657$ (kN/m), 200℃의 경우 $\Delta a_{max}=2.85\text{mm}$ 일 때 $J_{max}=606$ (kN/m), 300℃의 경우 $\Delta a_{max}=2.85\text{mm}$ 일 때 $J_{max}=626$ (kN/m)이었다.

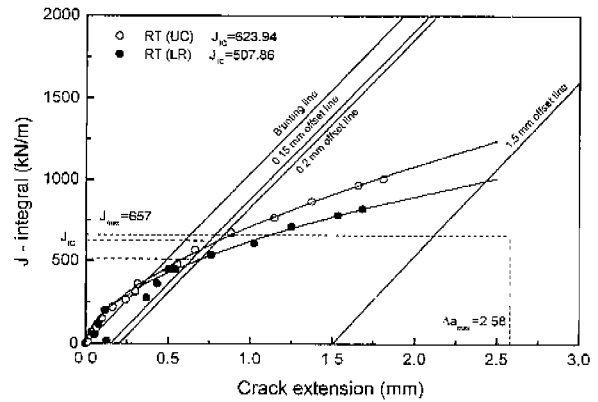
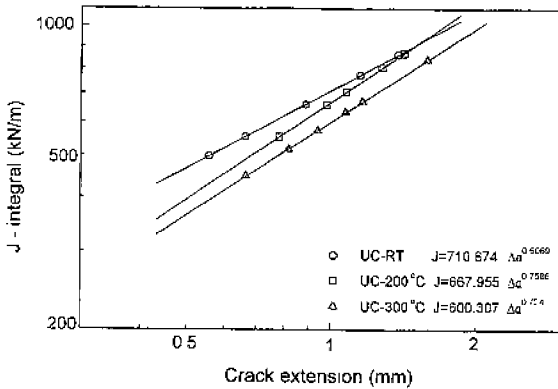
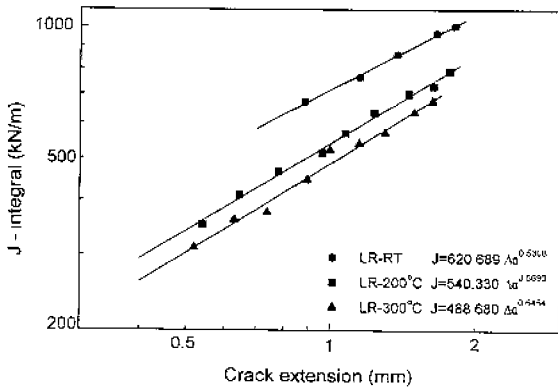


Fig. 6 J-R curve by unloading compliance and load ratio analysis method at room temperature



(a) unloading compliance method



(b) load ratio analysis method

Fig. 5 Exponential fitting curve of R-curve by unloading compliance and load ratio analysis method

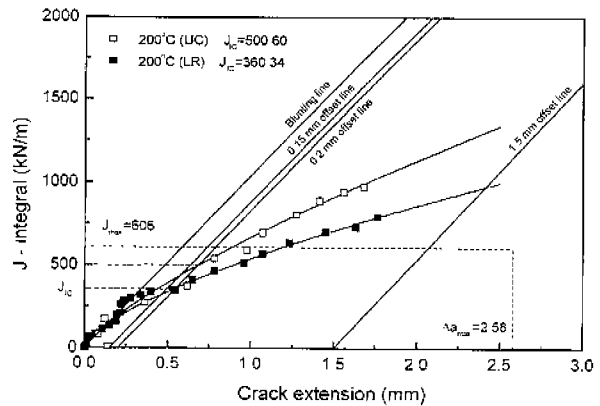


Fig. 7 J-R curve by unloading compliance and load ratio analysis method at 200℃

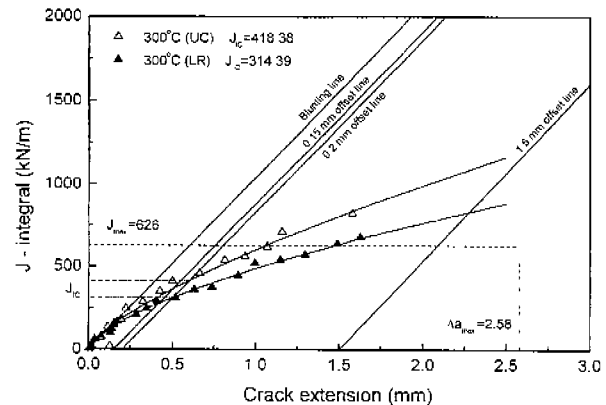


Fig. 8 J-R curve by unloading compliance and load ratio analysis method at 300℃

찢어짐 계수 T_{mat} 의 측정은 이 범위 내에서만 유효하며, 이 범위 밖에서의 찢어짐 계수를 결정하기 위해서는 J값 계산에 Ernst(H. Ernst 등 1979)가 제안한 수정 J값 평가식을 사용하여야 한다는 것으로 알려져 있다. Fig.6~8에서 알 수 있듯이 J-R 곡선 데이터가 대부분 유효데이터 내에 존재하였으며, 이 범위에서는 J-지배 균열성장조건이 성립함을 알 수 있었다. 그러나 균열진전량이 1.5mm 이상 성장하면 약간의 분산도를 가지며 균열성장조건이 만족되기 위해서 Ernst가 제안한 수정 J값으로 평가하여 정확한 J-R 곡선을 해석하여 신뢰성을 갖는 J_{IC} 값을 평가해야 할 것으로 사료된다. 그리고 J_{IC} 값은 제하컴플라이언스법의 경우 상온이 623.94 kN/m, 200℃ 일 때는 500.6 kN/m, 300℃는 418.38 kN/m였으며, 하중비 해석법에 의한 J_{IC} 값은 상온이 507.86 kN/m, 200℃ 일 때는 360.34 kN/m, 300℃는 314.39 kN/m로서 온도가 증가할수록 J_{IC} 값은 감소하고 있다.

4.2 균열길이와 찢어짐계수(T_{mat}) 관계

Fig. 9는 J-R 곡선의 경사부에 해당하는 J-적분의 미분값 dJ/da 의 변화를 균열길이의 증분에 따라 제하 컴플라이언스법

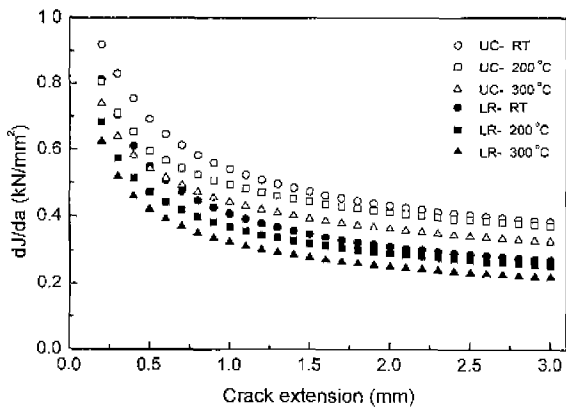


Fig. 9 The variation of dJ/da with crack extension and for SA 508-C3 steel at room temperature, 200℃ and 300℃

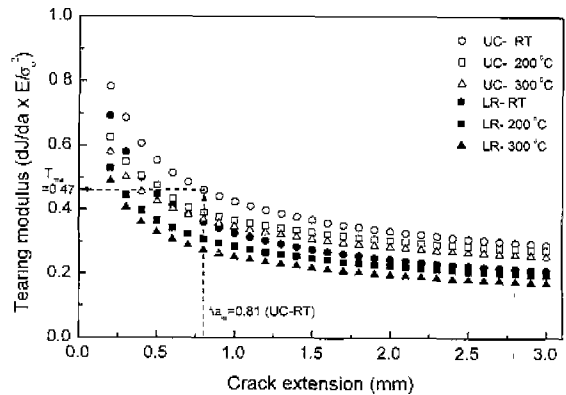


Fig. 10 The variation of tearing modulus with crack extension for SA 508-C3 steel at room temperature, 200℃ and 300℃

과 하중비 해석법의 각 온도 변화에 따른 경향을 나타낸 것이다.

그림에서 알 수 있듯이 dJ/da 값은 J값을 균열길이에 대하여 1차 미분한 값이기 때문에 각 온도변화에 따른 저항곡선의 변화를 나타낼 수 있으며 J_{IC} 값의 경우와 마찬가지로 dJ/da 의 값은 온도의 변화에 따라 상온의 경우보다 200℃, 300℃일 때가 낮게 나타나는 경향을 볼 수 있고, 하중비 해석법보다는 제하 컴플라이언스법이 높게 나타났다.

Fig. 10은 dJ/da 를 Paris가 제안한 찢어짐계수(T_j) 값으로 환산하여 나타내었다.

각 온도의 파괴저항 곡선의 변화는 dJ/da 의 1차 미분값으로 나타낸 것과 같은 경향이 나타났다. 이러한 경향으로부터 상온의 경우가 불안정 균열성장(unstable crack growth)에 대한 저항력이 가장 크게 나타났으며 온도가 증가함에 따라 균열성장에 대한 저항력이 약화되어 어느 정도 균열이 안정 성장 단계를 벗어나 불안정 성장단계로 진입할수록 T_{mat} 값이 감소함으로써 온도변화에 관계없이 일정한 범위 내로 수렴하는 것을 볼 수 있다. Table 3은 본 연구의 실험 결과치를 나타내었다. 따라서 δ_c 나 J_{IC} 가 균열 발생에 대한 저항력을 측정하기 위한 것이라면 T_{mat} 은 균열 성장에 대한 저항력을 나타내는 매개변수로서 적용 가능성이 있음을 알 수 있다.

Table 3 The results of J_{IC} , Δa_m and T_{mat} for SA 508-C3 steel at room temperature, 200℃ and 300℃

	Temp.	J_{IC}	Δa_m	T_{mat}
Unloading compliance method	RT	623.94	0.81	0.47
	200℃	500.60	0.68	0.42
	300℃	418.38	0.61	0.40
Load ratio analysis method	RT	507.86	0.69	0.39
	200℃	360.34	0.55	0.37
	300℃	314.39	0.51	0.34

본 연구에서 관찰한 바와 같이 SA 508 C-3재는 사용온도 범위가 300℃ 부근인 점을 고려할 때 J_{IC} 값과 T_{mat} 값이 온도 변화에 따라 감소하므로 고온에서 사용중인 원자로 압력용기의 경우 임계운전 조건 및 잔여수명 평가를 위해서는 균열 성장량 및 거동을 정확한 기초자료로 이용하여야 할 것으로 판단된다.

4.3 국부 파괴 변형률 해석

4.3.1 국부 파괴 변형률(ϵ_c)

인장시험시 파괴직전의 변형률인 국부 파괴 변형률을 직접 측정하는 것은 어려운 문제이나 변형률의 측정 없이도 시험후의 단면적으로부터 국부 변형률을 결정할 수 있다. Fig. 11은 인장시험편의 넥킹(necking) 전, 후의 파괴 모식도로서 소성변형의 경우 체적이 불변이라고 볼 수 있기 때문에 파단부의 실

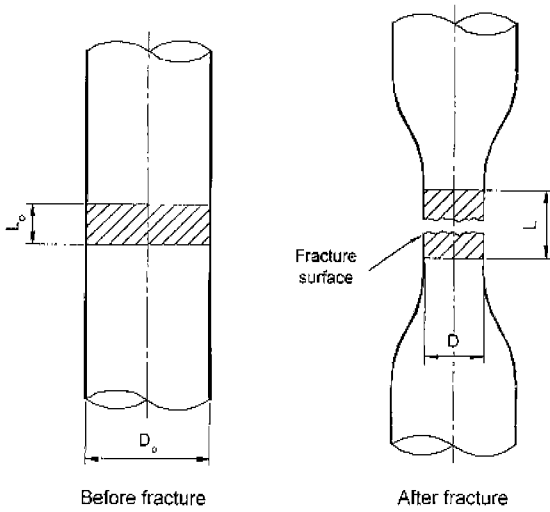


Fig. 11 Schematic features of the ductile fracture after necking

험과 실험후의 체적이 같다고 생각하면 실험 전의 직경을 D_0 , 실험 후 파단된 단면 수축부의 직경을 D 라 하면 다음 식이 성립한다.

파단시의 공칭 변형률(nominal strain)을 ϵ_{nc} 로 나타내면

$$\epsilon_{nc} = (D_0/D) - 1 \tag{1}$$

파괴시의 진 변형률(true strain)을 ϵ_c 라 하면

$$\epsilon_c = \ln(1 + \epsilon_{nc}) = 2 \ln(D_0/D) \tag{2}$$

따라서 인장실험 후 파단면의 직경(D)과 시험편의 직경(D_0)만 측정하면 식(2)에 의하여 한계 국부 파괴 변형률을 구할 수 있다(Schindler 1984; Gillemot, 1976).

4.3.2 한계 변형 에너지 밀도(W_c)와 국부 파괴 변형률(ϵ_c)의 관계

단위체적당 변형 에너지인 변형 에너지 밀도(strain energy density)가 한계치에 도달할 때 파괴에 이르는 파괴기준으로 일축 응력 상태일 때의 변형 에너지 밀도는 인장실험으로부터 얻은 응력-변형률 선도의 탄성 에너지와 소성 에너지를 더한 면적과 같다. 인장실험으로부터 얻은 진응력과 진변형률 관계는 다음과 같은 식으로 나타낼 수 있다.

$$\sigma = a (\epsilon)^b \tag{3}$$

여기서, 상수 a 는 응력과 같은 차원을 갖고 b 는 무차원이다. 한계 변형 에너지 밀도(W_c)는 응력과 변형률 곡선에서 국부 파괴 변형률(ϵ_c)까지의 면적으로 다음 식과 같이 나타낼 수 있다.

$$W_c = \int_0^{\epsilon_c} \sigma d\epsilon \tag{4}$$

식(3)을 식(4)에 대입하여 정리하면

$$W_c = a (\epsilon_c)^{b+1} / (b+1) \tag{5}$$

따라서 인장시험으로부터 얻은 식(5)에서 상수 a, b 를 구하면 일축 응력 상태일 때 변형 에너지 밀도의 한계치를 구할 수 있다.

4.3.3 탄소성 파괴인성치(J_{IC}) 해석에 적용

Rice에 의해 제안된 J-적분식에서 균열이 둔화되어 등골게 된 균열선단으로 적분경로를 잡으면 $T=0$ 이 되므로

$$J = \int_l W dy \tag{6}$$

$$W(y) = W_0 f(y) \tag{7}$$

여기서 W_0 는 균열선단에서의 변형 에너지 밀도로서 $W(y)$ 의 최대값과 같으며 $f(y)$ 는 1보다 작거나 같은 미지의 함수이다. 식(6)과 식(7)에서

$$J = W_0 \int_l f(y) dy \tag{8}$$

W_0 는 변형 에너지 밀도로 W_0 가 그 극한값인 W_c 가 될 때 J 는 J_{IC} 가 된다.

$$J_{IC} = W_c \int_l f(y) dy \tag{9}$$

평면 응력 상태(plane stress condition) 일 때의 W_c 는 ϵ_{nc} 가 인장실험시 파단부의 최대 공칭 변형률일 때 다음과 같다.

$$W_c = \sigma_{ys} \epsilon_{nc} = \sigma_{ys} (e^{\epsilon_c} - 1) \tag{10}$$

여기서 σ_{ys} : 항복응력
 ϵ_c : 진변형률의 임계치
 식(9)과 식(10)에서

$$\int_l f(y) dy = J_{IC} / \sigma_{ys} (e^{\epsilon_c} - 1) \tag{11}$$

Rice에 의하면 평면 응력 상태에서 J-적분값과 균열 개구 변위와의 관계는 다음과 같다.

$$J_{IC} = \sigma_{ys} \delta_c = 2A_c \sigma_{ys} \tag{12}$$

여기서 δ_c : 균열 개구 변위의 극한값
 A_c : 둔화에 의한 균열 진전량의 극한값
 식(11)과 (12)에서

$$\int_l f(y) dy = 2A_c / (e^{\epsilon_c} - 1) \tag{13}$$

평면 변형률 상태(plane strain condition)에서는 다음과 같다.

$$J_{IC} = A_c \sigma_{ys} (2 + \pi) / \sqrt{3} \tag{14}$$

식(13)은 평면 응력 상태에서 유도된 것이나 평면 변형률 상태에서 적용된다고 가정하면 식(14)를 식(13)에 대입하면 다음과 같다.

$$\int_l f(y) dy = 2A_c (2 + \pi) / \sqrt{3} (e^{\epsilon_c} - 1) \tag{15}$$

식(9), (13), (15)을 정리하면 다음과 같다.

평면 응력 상태에서

$$J_{IC} = 2W_c A_c / (e^{\epsilon_c} - 1) \quad (16)$$

평면 변형률 상태에서

$$J_{IC} = 2.96 W_c A_c / (e^{\epsilon_c} - 1) \quad (17)$$

변형률의 한계치까지에서 구한 한계 변형 에너지 밀도의 식(5)을 식(17)에 대입하면 아래와 같은 정량적인 J_{IC} 값을 산출할 수 있는 이론식을 얻을 수 있다.

$$J_{IC} = 2.96 a A_c (\epsilon_c)^{b+1} / (b+1)(e^{\epsilon_c} - 1) \quad (18)$$

4.4 이론해석치와 실험해석치의 비교

Fig. 12는 인장시험에 의한 응력과 변형률 곡선에서 진응력 및 진변형률 곡선을 도출하여 진응력-진변형률 선도의 커브피팅 상수 a, b를 구하였다.

진응력-진변형률 선도의 커브피팅 상수 a, b를 비교하면 a는 200°C의 경우가 가장 크게 나타났으며 b는 300°C가 크게 나타났다.

인장시험의 결과와 탄소성 파괴인성 실험 후 시험편 파단면으로부터 측정된 A_c (스트레치존 폭)를 이용하여 식(18)에 따라 이론적 J_{IC} 값을 도출하고, 이론 해석치와 제하 컴플라이언스법과 하중비 해석에 의한 실험 해석치의 결과를 비교하여 Fig. 13에 나타내었다.

그림에서 알 수 있는 바와 같이 서로 다른 온도에서 SA 508 C-3에 대하여 ϵ_c 로 구한 J_{IC} 와 두 방법으로 구한 J_{IC} 를 비교한 결과 둔화에 의한 균열진전량 극한값(A_c) 또는 스트레치존 폭(SZW)의 원인이 되어 약간 과대평가 되지만 비교적 잘 일치함을 알 수 있었다. 주사식 전자 현미경을 이용하여 측정된 스트레치존 폭은 약간의 산포를 가진다는 것은 여러 연구자들에 의해 규명된 사실이다. 본 연구에서는 실험분위기에 따른 둔화에 의한 균열 진전량을 측정된 결과 상온에 비하여 200°C 실험조건에서 평균측정값(9점법)이 크게 나타났으며 300°C의 경우가 가장 크게 평가되었다.

한편 탄소성 파괴인성시험 후 X-Y 레코더 상에 나타난 하중-변형률곡선 측정시 200°C, 300°C의 경우 제하 반복회수에 따라 변형시효(Strain aging)가 일어났으며, 이러한 원인은 파괴인성값의 정량적인 값에 영향을 준 것으로 생각된다. 따라서 스트레치존폭의 산포와 변형시효가 이론치와 실험치의 오차를 발생하게 되었다.

본 연구는 인장시험을 기초로 한 파괴변형률을 이용한 탄소성 파괴 인성치를 추정하는 방법을 고려하면 실험결과가 비교적 잘 일치함을 알 수 있다. 특히 연성재료에서는 ϵ_c 로부터 J_{IC} 를 구할 수 있을 것으로 생각되며, 보다 체계적이고 많은 연구를 통하여 J_{IC} 와 ϵ_c 와의 한계가 명확히 밝혀지고 구조물의 균열 선단부의 변형률 해석이 가능해진다면 ϵ_c 를 연성재료의 파괴 해석 인자로 사용할 수 있을 것으로 생각된다.

따라서 둔화에 의한 균열 진전량 극한값(A_c) 또는 스트레치

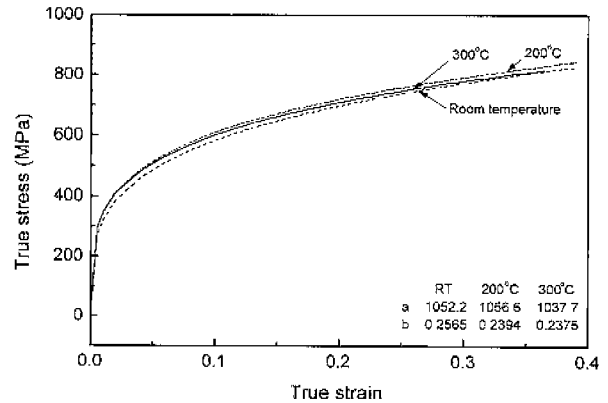


Fig. 12 True stress-true strain curves for SA508-3 steel room temperature, 200°C, and 300°C

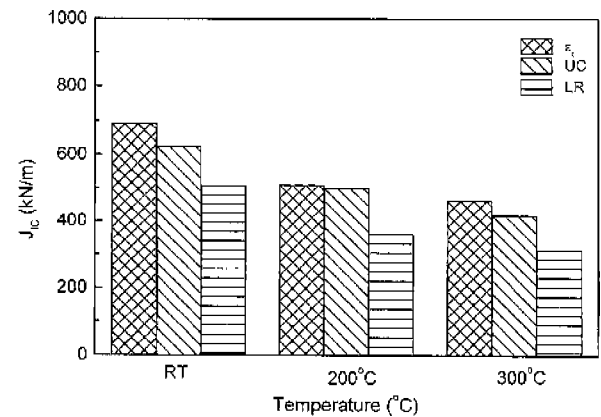


Fig. 13 The results of J_{IC} by unloading compliance method, load ratio analysis method and Δc

존 폭에 의한 균열측정 보다 X-선 회절을 이용한 소성역 깊이와 반가폭의 관계를 통해서 균열 진전량의 정량적인 값을 추정하는 실험방법으로 정확한 경향치를 결정할 수 있는 국부 변형률에 관한 연구가 지속되어야 할 것이다.

5. 결 론

본 연구는 원자로 구조용강 SA 508 C-3강을 사용하여 재료의 사용 분위기(상온, 200°C, 300°C)에 따라 제하 컴플라이언스법과 하중비 해석에 의한 J-R 곡선을 비교·평가하고, Paris가 제안한 찢어짐 계수인 T의 불안정 파괴의 매개변수로서의 적용 가능성과 국부 파괴 변형률에 의한 이론적인 J_{IC} 값을 실험치와 비교한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

(1) 인장시험으로부터 구한 국부파괴변형률(ϵ_c)과 탄소성파괴인성치(J_{IC})의 정량적인 관계는 파괴인성시험 후 스트레치존폭(A_c)과 진응력-진변형률 곡선에서 구하여지는 가공경화지수로부터 다음과 같은 이론식을 구하였다.

$$J_{IC} = 2.96 a A_c (\epsilon_c)^{b+1} / \{(b+1)(e^{\epsilon_c} - 1)\}$$

(2) 각 온도에서 제하 컴플라이언스법과 하중비 해석에 의한 J-R 곡선의 지수 근사식을 비교하면 하중비 해석에 의한 지수 근사식의 계수 C_1 , C_2 는 상온에서 각각 12.69%, 12.54% 감소하였고, 200℃에서 19.11%, 11.81% 감소하였으며, 300℃의 경우 18.6%, 10.87% 감소하였다.

(3) 상온의 경우 탄소성 파괴인성치(J_{IC}) 및 불안정 균열성장에 대한 저항력(T_{max})이 가장 크게 나타났으며, 온도가 증가함에 따라 균열성장에 대한 구속력이 약화되어 J_{IC} 값 및 T_{max} 값이 계속적으로 감소함으로써 찢어짐 계수가 불안정 파괴의 매개변수로서 적용 가능성이 있음을 알 수 있었다.

(4) 연성재료의 경우 균열선단부의 둔화 후 파괴가 일어나므로 파괴역학적인 해석에 국부 파괴변형률의 파라메타 ϵ_c 를 적용하여 파괴기준을 적용할 수 있었다. 또한 시험편채취에 제한을 가지는 구조물재료의 정량적인 평가에 유용하게 사용될 수 있을 것으로 생각된다.

참 고 문 헌

윤한기, 김연겸(1997). "Load Ratio 해석에 의한 알루미늄 5083 합금 용접부의 J-R 곡선평가", 대한용접학회지, 제15권, 제4호.

British Standard Institution(1972). "Method for Crack Opening Displacement(COD) Testing", Draft for Document.

Ernst, H., Paris, P. C., Rossow M., and Hutchinson J. W.(1979). "Analysis and Tearing Instability Material Propertis", ASTM STP 667, pp 581~599.

Gillemot, L. F.(1976). "Criteria of Crack Initiation and Spreading", Engineering Fracture Mechanics, Vol. 8, pp 239~253.

Glinka, G.(1985). "Calculation of Inelastic Notch-Tip Strain-Stress Histories under Cyclic Loading", Engineering Fracture Mechanics, Vol. 22, No. 5, pp 839~854.

Kujawski, D. and Ellyin, F.(1986). "On the Size of Plastic Zone Ahead of Crack Tip", Engineering Fracture Mechanics, Vol. 25, No. 2, pp 229~236.

Landes, J. D, and Begley, J. A.(1972). "J-integral as a Fracture Criterion", in Fracture Toughness, ASTM STP 514, pp 1~20.

Paris, C., Tuda H., Zahoor, A. and Ernst, H.(1979). "The Theory of Instability of the Tearing Mode of Elastic-Plastic Crack Growth", Elastic-Plastic Fracture, ASTM STP 668, pp 5~36.

Pratap, C. R.(1986). "A Composite Crack Profile Model for CTOD Determination 2, An Experimental Application to a Small Scale Yielding Situation", Engineering Mechanics Vol. 24, No. 4 pp 539~552.

Rice, J. R.(1968). "A Path Independent Integral and th Approximate Analysis of Strain Concentrations by Notch Crack", Journal of Applied Mechanics, Vol. 35, pp 379~386.

Schindler, H. J.(1984). "On the Relationship Between J-integral and Crack Opening Displacement", Engineering Fracture Mechanics, Vol. 20, No. 2, pp 281~287.

Shih, C. F., Dellorrenzi. H. G. and Andrews, W. R.(1979). "Studies on Crack Initiation and Stable Crack Growth", Elastic-Plastic Fracture, ASTM STM 668. pp 65~120.

Standard Test Method for J_{IC} , A Measure of fracture Toughness, ASTM E 813-89, 1994.

Standard Test Method for Tension Testing of Metallic Materials, ASTM E8-82, 1994

Wells, A. A.(1971). "In Proceeding Canadian Congress of Applied Mechanics", Calgary, Canada, pp 59~77.

1999년 11월 15일 원고 접수
2000년 1월 24일 수정본 채택