

<論 文>

304스테인리스강과 316스테인리스강의 크립 균열 발생 거동에 관한 실험적 연구

최영환*·엄윤용*

(1989년 7월 19일 접수)

An Experimental Study on Creep Crack Initiation Behavior in 304 and 316 Stainless Steels

Y. H. Choi and Y. Y. Earmme

Key Words : Creep Fracture(크립 파괴), Crack Initiation(균열 발생), Crack Tip Opening Displacement(균열 선단 열림 변위), C^* Integral(C^* 적분), Ductility(연성도)

Abstract

Creep crack initiation behavior in 304 and 316 stainless steels at 600°C and 625°C respectively is studied. Crack initiation time (t_i) is measured as a function of various fracture parameters, and compared with the time which is theoretically predicted from crack initiation models based on the critical strain failure criterion. It is shown that t_i for the stainless steels can be correlated with C^* integral. However the t_i-C^* relation, measured from experiments is not in full agreement with the relation which is theoretically predicted. It is also shown that the critical value of crack tip opening displacement at the instant of crack initiation is not constant. In order to explain the results, a crack initiation model based on the variation of creep ductility with strain rate is proposed. For the materials we used, the model is shown to be in reasonable agreement with the experiment.

기 호 설 명

a : 균열길이	t : 시간
b : 균열되지 않은 길이	\dot{V}_L : 하중선 변위 속도
B : 크립 계수	W : 시편 폭
B_t : 시편 두께	X_c : 임계 길이
C^* : C^* 적분	σ_e : 유효 응력
E : 영 계수	σ_{ij} : 편차 응력
K : 응력 강도 계수	σ_o : 항복 응력
n : 크립 지수	$\dot{\epsilon}_{ij}$: 변형률 속도
P : 하중	ϵ_c : 임계 변형률
r_p : 회전 상수	$\bar{\epsilon}$: Monkman-Grant 상수
	δ : 균열 열림 변위
	δ_t : 균열 선단 열림 변위
	HRR : Hutchinson-Rosengren-Rice

*정회원, 한국과학기술원 기계공학과

- α : ϵ_c 대 ϵ 곡선의 지수
 β : C^* 대 t_i 곡선의 지수 [식 (7)]
 γ : δ_i 대 t_i 곡선의 지수 [식 (6)]
 ω_n : 참고문헌 (14)에 주어진 n 의 함수

1. 서 론

지난 20년간 크립 조건하의 균열 거동에 관한 많은 연구가 수행되어 왔다. 그러나 대부분의 연구는 크립 균열 전진(creep crack propagation)에 관한 것이었고^(1,2), 크립 균열 발생(creep crack initiation)에 관한 연구는 그리 많지 않았다. 크립 파괴에 있어서 균열 발생이 크게 문제되지 않았던 이유는 크립 조건하에서는 균열이 매우 천천히 전진하기 때문에 균열 발생만으로는 구조물의 안정성이 크게 저하되지 않은데 있다. 그러나 재료의 크립 저항이 작은 경우나, 작용 온도나 초기 하중과 같은 외부 조건이 심각한 경우는 크립 균열 전진 속도가 상대적으로 빨라져서 크립 균열 발생이 구조물의 안정성에 미치는 영향이 커지게 되므로 균열 발생에 대한 고려가 요구된다.

크립 균열 발생 문제에서는 첫째, 크립 균열 발생을 지배하는 파괴매개변수(fracture parameter)는 무엇인가, 둘째, 크립 균열 발생 시간(crack initiation time)을 이론적으로 예측할 수 있는가가 주된 관심의 대상이 된다. 크립 균열 발생에 대한 실험적 연구에 의해 알려진 크립 균열 발생을 지배하는 파괴 매개변수로는 균열선단열립변위(CTOD)^(3,4), 응력강도계수(K)⁽⁵⁻⁸⁾, C^* 적분^(9,10) 등이 있다. 또한 크립 균열 발생 시간을 이론적으로 예측하기 위해 제안된 모델로는 Vitek⁽¹¹⁾과 Ewing⁽¹²⁾에 의해 제안된 BCS모델, Riedel과 Rice⁽¹³⁾의 모델, 그리고 Ainsworth⁽¹⁴⁾의 모델 등이 있다.

이런 모델에 의하여 이론적으로 예측된 크립 균열 발생 거동은 실험 결과와 잘 일치하기도 하지만^(5,6,14-16), 실험 결과와 차이를 보이는 경우도 있다⁽⁷⁻¹⁰⁾. 즉 실험에서 얻어진 '크립 균열 발생 시간과 파괴 매개변수간의 관계'가 이론적으로 예측된 관계와 차이가 있는 경우나, 균열 발생 시간의 절대값을 정확히 예측하지 못하는 경우 등이 보고되었다⁽⁷⁻¹⁰⁾. 또한 크립 균열 발생시에 측정된 CTOD의 임계값이 초기 하중 조건에 따라 변하는 경우를 여러 실험 결과에서 관찰할 수 있다^(3,6,10). 이처럼 실험 결과와 이론적 모델에서 예측된 결과와 차이를

보이는 이유로서 Diboine와 Pieneau⁽⁸⁾은 '산화에 의한 재료의 연성도의 변화' 때문임을 보였고, Maas와 Pieneau⁽⁹⁾는 '초기 하중에 의한 균열 선단의 둔화나 변형을 속도에 따른 재료의 연성도 변화' 때문일 것으로 추정하였다.

본 논문에서는 발전소의 소재로 많이 쓰이고 있는 304 스테인리스강(앞으로는 304SS로 표기함)과 316스테인리스강(앞으로는 316SS로 표기함)의 크립 균열 발생 거동을 각각 600°C와 625°C에서 조사한다. 이 온도는 발전소의 반응기(reactor)에 사용되는 304SS와 316SS이 받는 온도이다. 즉 304SS와 316SS의 크립 균열 발생을 지배하는 파괴 매개변수가 무엇인지가 크립 파괴 실험을 통하여 조사된다. 실험 결과는 이미 제안되어 있는 크립 균열 발생 모델에서 예측된 결과와 비교된다. 특히 304SS과 316SS은 고온에서의 연성도가 변형률 속도에 따라 변하는 것으로 알려져 있다^(17,18). 본 연구에서는 '변형률 속도에 따른 재료의 연성도의 변화에 근거한 균열 발생 모델'을 제안하고, 그 모델에서 예측된 크립 발생 거동을 실험 결과와 비교한다.

2. 실험

2.1 시 험 편

시험편의 재질은 304SS와 316SS이다. 실험 온도는 304SS의 경우 600°C이고, 316SS의 경우 625°C이다. 재료들의 화학 성분과, 실험 온도에서의 물성치가 Table 1과 Table 2에 각각 표시되어 있다.

Table 1 Chemical compositions of 304 and 316 stainless steels(wt %)

Element	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
304 SS	.06	.38	1.48	.03	.022	8.38	18.48	.44
316 SS	.05	.46	1.46	.03	.024	10.37	16.54	2.13

Table 2 Material properties of 304 stainless steel at 600°C and 316 stainless steel at 625°C

	304 SS	316 SS
Yield stress(MPa)	108	107
Tensile strength(MPa)	374	427
Young's modulus(MPa)	151900	151900
Creep coefficient(1/sec)	7×10^{-5}	1.7×10^{-6}
Creep exponent	6	8

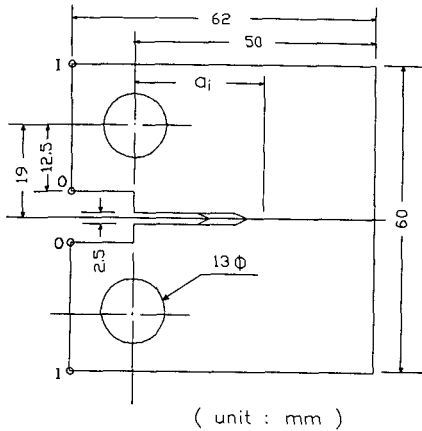


Fig. 1 Geometry and dimensions of the compact tension specimen

시험편은 스테인리스강 바(stainless steel bar, $100 \times 100 \times 3000\text{mm}$)에서 LT방향으로 채취하였다. 시험편의 형상은 컴팩트 인장형(compact tension type, CT 시험편)으로 제작하였고, 실온(room temperature)에서 피로(fatigue)에 의해 예비균열(pre-crack)을 발생시켰다⁽¹⁹⁾. Fig. 1은 시험편의 형상과 크기를 나타낸 그림이다.

실험은 레버형 정하중 크립 시험기(lever-type dead-load creep test machine)를 사용하여 일정 하중 실험(constant load test)으로 하였다. 시험편의 하중선 변위(load line displacement)는 익스텐소메터(extensometer)를 사용하여 측정하였고, 하중은 시험기에 부착된 로드 셀(load cell)로 측정하였다. 균열 진전량은 전압 강하법(potential drop method)⁽²⁰⁾으로 측정하였다. 시험편에 가해주는 전류는 304SS의 경우는 10암페어(ampere)였고, 316SS의 경우는 5암페어였다. 전류는 DC 전력 공급기(DC power supply)를 사용하여 일정하게 시험편에 공급하였다. 전류의 공급과 전압 변화의 측정을 위하여 시험편의 재질과 같은 재질의 스테인리스선(stainless wire)을 시험편에 용접하여 사용하였다. 여기서 전류는 Fig. 1의 I점으로 공급하였고, 시험편의 전압 변화는 Fig. 1의 O점에서 측정하였다. 균열 진전에 의한 전압의 증가량은 DVM(digital volt meter, Model: Hewlett Packard 3455A)에 부착된 GPIB 포트(GPIB port)를 통해 16비트 개인용 컴퓨터(16 bit personal computer, AT)에 저장하였다. 본 실험에서 사용한 전압 강

Table 3 Specimen thickness (B_i), initial loading conditions (P_i , K_i), and some data at the instant of crack initiation (t_i , $(C^*)_i$, $(\delta_i)_i$). The symbols of C4 and C6 represent 304 stainless steel and 316 stainless steel respectively

Specimen number	B_i (mm)	P_i (N)	K_i ($\text{MN/m}^{3/2}$)	t_i (hr)	$(C^*)_i$ (N/m/sec)	$(\delta_i)_i$ (mm)
C4-1	9.79	7922	36.42	57.8	0.050	0.15
C4-2	9.99	8545	38.85	31.4	0.110	0.16
C4-3	10.04	8431	38.25	39.2	0.115	0.22
C4-4	9.98	8957	39.83	22.2	0.179	0.18
C4-5	10.05	9192	42.44	23.8	0.184	0.20
C4-6	10.00	9320	42.87	26.3	0.156	0.19
C4-7	10.09	7117	27.12	153.0	0.014	0.12
C4-8	9.95	7327	31.93	106.7	0.021	0.13
C4-9	12.25	10264	34.79	83.4	0.032	0.15
C4-10	24.91	24879	45.21	15.2	0.332	0.22
C4-11	6.08	5709	43.53	21.9	0.208	0.21
C6-1	10.00	7350	36.64	203.3	0.028	0.20
C6-2	9.98	7920	42.70	97.9	0.112	0.30
C6-3	9.96	7120	35.06	350.2	0.014	0.15
C6-4	10.02	7691	38.77	117.7	0.060	0.25
C6-5	9.92	7720	38.45	180.4	0.040	0.21

하법에 의해 측정될 수 있는 최소 균열 진전량은 $20\mu\text{m}$ 였다. 시험편의 폭 W 는 50mm 이고, 초기 균열비는 304SS의 경우는 약 0.5, 316SS의 경우는 약 0.6으로 하였다. 시험편의 두께 B_i 는 304SS의 경우는 25, 12, 10, 6mm의 네 가지로 하였으며, 316SS의 경우는 10mm로 하였다. Table 3에는 두께 B_i , 초기 하중 P_i 와 초기 응력강도계수 K_i 가 표시되어 있다.

본 연구에서는 크립 조건하에서의 균열 발생을 균열이 $100\mu\text{m}$ 진전하였을 때로 정의하였다. 이 길이는 본 실험에서 사용한 재료의 입체 크기(grain size)에 해당하는 양으로 전압 강하법에 의해 충분히 검색될 수 있는 양이다.

2.2 파괴 매개변수

균열 발생 시간과 관련되는 파괴 매개변수로서 응력강도계수 K , J 적분, C 적분, net stress σ_{net} , reference stress σ_{ref} , 그리고 CTOD등을 조사하였

다. 이중 CT 시험편에 대한 J , K , σ_{net} 는 각각 참고문헌 (19), (21) 그리고 (22)에 의거하여 계산하였으며, σ_{ref} 는 다음식으로 계산하였다^(23,24).

$$\sigma_{ref} = \frac{2.02 \cdot P \cdot (1 + a/W)}{B_t \cdot b \cdot (1 - a/W)^2} \quad (1)$$

여기서 P 는 하중이고 a 는 균열 길이이다.

CT 시험편에 대한 C^* 의 값은 다음식으로 계산하였다⁽²⁵⁾.

$$C^* = \frac{P \dot{V}_L}{B_t W} F(a/W) \quad (2)$$

여기서 \dot{V}_L 는 하중선 변위 속도, 그리고 $F(a/W)$ 는 시험편 형상의 함수로 본 연구에서는 참고문헌 (25)에서 주어진 식을 사용하였다.

CTOD δ_t 는 다음 관계식으로 계산하였다⁽²⁶⁾.

$$\delta_t = \frac{d_n}{\sigma_o} \left[\int_0^t C^*(t')^{\frac{n}{n+1}} dt' \right]^{\frac{n+1}{n}} \cdot B^{\frac{1}{n}} \quad (3)$$

여기서 σ_o 는 항복 응력, t 는 시간, d_n 는 Shih⁽²⁷⁾에 의해 주어진 재료상수, 그리고 B 는 크립 상수 (creep coefficient)이다. 식 (3)은 다음의 구성 방정식으로 표시되는 멱 함수 크립이 시험편의 전역에 확산되어 있는 대규모 크립 (extensive creep)에 대해 유도된 것이다.

$$\dot{\epsilon}_{ij} = \frac{3}{2} \frac{B}{E} \left[\frac{\sigma_e}{\sigma_o} \right]^{n-1} \cdot \dot{\sigma}_{ij} \quad (4)$$

여기서 $\dot{\epsilon}_{ij}$ 는 변형률 속도, $\dot{\sigma}_{ij}$ 는 편차응력, E 는 Young 계수, 그리고 n 은 크립 지수 (creep exponent)이다. 식 (3)으로 계산된 CTOD의 크기는 다음 두 가지 다른 방법으로 얻어진 CTOD의 값과 비교된다. 첫째 방법은 균열 열림 변위 (crack opening displacement, COD)의 측정으로 CTOD의 크기를 결정하는 '소성 힌지 방법' (plastic hinge method)^(3,28,29)이다. 이 방법에 의한 CTOD(앞으로는 δ_{t-p} 로 표기함)는 다음 식으로 계산된다⁽³⁰⁾.

$$\delta_{t-p} = \left[\frac{r_p(W-a) + (a-a_i)}{r_p(W-a) + a} \right] \times (\delta - \lambda \cdot \sigma_o \cdot \frac{W}{E}) \quad (5)$$

여기서 δ 는 COD, r_p 는 회전 상수, a_i 는 초기 균열 길이, λ 는 시험편 형상의 함수이다. CT 시험편에 대해 r_p 는 0.45, λ 는 2.5로 하였다⁽²⁵⁾. 둘째 방법은 크립 실험중의 시험편에서 CTOD의 크기를 직접 측정하는 '광학 현미경 방법' (optical microscopy method)⁽¹⁰⁾이다. 균열 선단은 현미경에 부착된 카메라에 의해 사진 촬영되며, 이 때의 배율은

50배였다. 측정된 총 CTOD(δ_t)_T에서 초기하중에 의한 CTOD(δ_t)_o를 뺀 양을 $\delta_{t-m} (= (\delta_t)_T - (\delta_t)_o$)으로 정의한다. 식 (3)과 식 (5)로 계산된 CTOD 즉 δ_t 와 δ_{t-p} 에는 초기 하중에 의한 초기 CTOD δ_o 가 빠져있다. 왜냐하면 초기 하중에 의해 시험편이 변형된 이후에 측정된 데이터를 사용하여 CTOD를 계산했기 때문이다.

균열 진전 속도 \dot{a} , 하중선 변위 속도 \dot{V}_L , CTOD속도 $\dot{\delta}_t$ 는 각각 균열 진전량 Δa -시간 곡선, 하중선 변위 V_L -시간 곡선, 그리고 CTOD-시간 곡선에서 7점 방법(seven point method)⁽³¹⁾을 사용하여 계산하였다.

3. 결 과

Fig. 2는 304SS의 C4-5 시험편의 하중선 변위를 실험 시간에 대해 그린 그림이다. 하중선 변위는 A점까지 비선형적으로 증가한 후, A점에서 B점까지는 거의 선형적으로 증가하고, B점 이후에는 급격히 증가하는 경향을 보인다. A점까지의 비선형적인 하중선 변위의 증가는 초기 하중에 의해 발생한 탄성 응력장의 완화나 1차 크립 영역의 확산에 기인한다⁽¹⁰⁾. A점에서 B점까지는 2차 크립 영역이 확산되어 있는 영역으로, 모든 시험편에 대해 이 영역에서 균열 발생이 시작됨이 관찰되었다. 균열 발생 시간 t_i 의 파단 시간(failure time) t_f 에 대한 비율(t_i/t_f)은 304SS의 경우 약 40%였고, 316SS의 경우 약 30%였다.

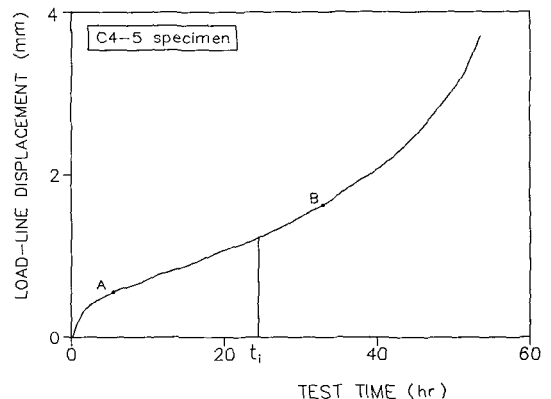


Fig. 2 Variation of load line displacement with test time for C4-5 specimen. Here t_i represents initiation time for C4-5 specimen, 23.8hr

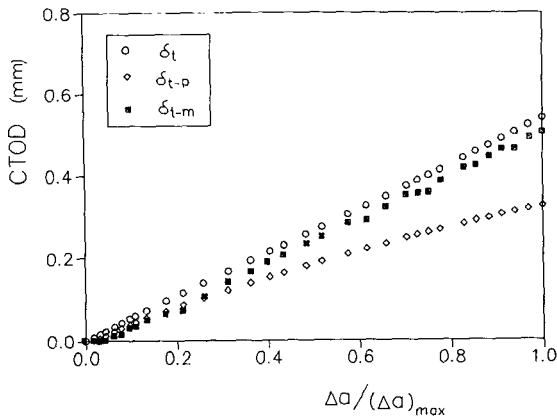


Fig. 3 Three kinds of CTODs, namely, δ_t (\circ), δ_{t-p} (\diamond), and δ_{t-m} (\blacksquare) vs. the amount of crack growth Δa for C4-6 specimen. Here δ_t is the CTOD given by eq.(3), δ_{t-p} given by eq.(5), and δ_{t-m} directly measured from experiments. $(\Delta a)_{max}$ is the maximum amount of crack growth.

크립 파괴 실험 후, SEM에 의해 파면이 조사되었다. 모든 시험편에 대해 파단면은 입계 파괴 양상을 보였고, 균열 선단 부근에서 크립 손상(creep damage)에 의한 미소 균열(micro-crack)이 관찰되었다. 또한 초기 하중에 의한 균열 선단의 둔화와 크립 변형에 의한 부차적인 균열 선단의 둔화에 의해 형성된 비교적 큰 크기의 스트레치 영역(stretched zone)이 균열 선단에서 관찰되었다.

본 연구에서는 식 (3)을 사용하여 CTOD의 크기를 결정하였다. 이 식으로 구한 CTOD(δ_t)는 '소성 현미경 방법'으로 계산된 CTOD(δ_{t-p} , 식 (5))와 '광학 현미경 방법'으로 측정된 CTOD(δ_{t-m})와 비교되었다. Fig. 3은 C4-6 시험편에 대한 CTOD의 값을 균열 진전량 Δa 에 대해 그린 것이다. 균열 진전 초기에는 δ_t 와 δ_{t-p} 는 거의 같은 값을 갖지만, δ_{t-m} 은 다른 값들보다 낮은 값을 보이고 있다. 그 이유는 균열 진전 초기 단계에서는 CTOD의 절대값이 매우 작기 때문에 측정 오차가 크고, 또한 δ_{t-m} 이 시험편의 표면에서 측정되었기 때문으로 생각된다. 그러나, 균열 진전량이 많아지면 δ_t 는 δ_{t-m} 과 비슷한 값을 갖지만 δ_{t-p} 는 δ_t 에 비해 30% 정도 과소평가된다. 이것은 식 (5)에 의해 CTOD의 크기를 평가하는 것이 위험하다는 것을 나타낸다. 앞으로는 별다른 언급이 없는 한 δ_t 는

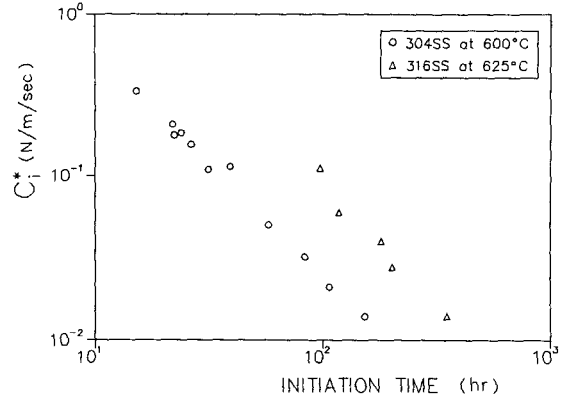


Fig. 4 Relation between initiation time t_i and the C^* integral at the instant of crack initiation (C^*)_i for 304 stainless steel at 600°C(\circ) and 316 stainless steel at 625°C(Δ).

식 (3)으로 계산된 CTOD를 나타낸다.

균열 발생 시간 t_i 와 K , J , C^* , σ_{net} , 그리고 σ_{ret} 등과 같은 여러 파괴 매개변수간의 상관 관계가 조사되었다. 그 결과, 304SS과 316SS 모두에게서 t_i 와 C^* 적분간의 좋은 상관 관계가 나타났다. Fig. 4는 304SS과 316SS에 대한 t_i-C^* 의 관계를 나타낸 그림이다. 여기서 (C^*)_i는 균열 발생시의 C^* 적분의 값이다. Table 3에는 t_i 와 (C^*)_i의 값이 표시되어 있다. Fig. 4에 나타난 $t_i-(C^*)$ _i의 관계는 다음과 같이 피팅할 수 있다.

$$(C^*)_i \cdot t_i^\gamma = \text{constant} \quad (6)$$

여기서 γ 는 피팅 상수로서, 304SS의 경우는 $\gamma=1.38$ 이고, 316SS의 경우는 $\gamma=1.55$ 의 값을 갖는다. 304SS과 316SS에 대한 γ 의 값은 크립 파괴의 균열 발생을 정의할 때 사용하는 임계 길이 X_L 를 100 μm 대신에 50 μm 나 200 μm 로 하여도 크게 변하지 않았다. 또한 304SS의 경우 $t_i-(C^*)$ _i의 관계에서 시험편 두께의 효과(6mm~25mm)는 특별히 관찰되지 않았다.

304SS과 316SS에 대한 균열 발생시의 임계 CTOD값(δ_t)_i이 Fig. 5에 나타나 있다. 그림에 나타난 바와 같이 균열 발생시의 임계 CTOD 값은 일정한 값을 갖지 않고 초기 하중의 증가에 따라 증가하는 경향을 보이고 있다. Fig. 5의 $t_i-(\delta_t)$ _i의 관계는 다음과 같이 피팅할 수 있다.

$$(\delta_t)_i \cdot t_i^\beta = \text{constant} \quad (7)$$

여기서 β 는 피팅 상수로 304SS의 경우는 $\beta=0.25$

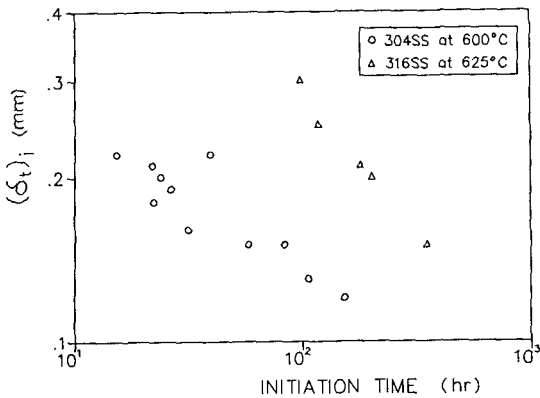


Fig. 5 Relation between initiation time t_i and crack tip opening displacement at the instant of crack initiation $(\delta_t)_i$ for 304 stainless steel at 600°C(○) and 316 stainless steel at 625°C(△).

이고, 316SS의 경우는 $\beta=0.41$ 의 값을 갖는다. $(\delta_t)_i$ 의 값도 Table 3에 표시되어 있다.

4. 토 론

초기 하중이 가해진 후 크립 균열 선단에서 전개되는 응력장은 시간이 지남에 따라 매우 복잡한 양상을 띠게 된다. Riedel등^(13,32)은 균열 선단의 응력장을 탄소성 응력장, 1차 크립 응력장, 2차 크립 응력장 등으로 나누고, K , C^*_n , C^*_h 가 각각의 응력장을 지배하는 하중 매개변수임을 보였다. 그들은 탄성 응력장에서 1차 크립 응력장으로의 전이 시간(transition time) t_1 와, 1차 크립 응력장에서 2차 크립 응력장으로의 전이 시간 t_2 를 다음과 같이 구하였다⁽³²⁾.

$$t_1 = \frac{K^2}{(n+1) \cdot E \cdot C^*} \tag{8}$$

$$t_2 = \left[\frac{(p+n+1)}{(p+1) \cdot (n+1)} \cdot \frac{C^*_h}{C^*} \right]^{1/p} \tag{9}$$

여기서 n 은 식 (4)로 주어진 2차 크립의 크립 지수이고 ($\dot{\epsilon} \sim \sigma^n$), p 는 1차 크립의 시간 의존성을 나타내는 지수이다($\dot{\epsilon} \sim \sigma^m \epsilon^{-p}$). 식 (9)의 C^*_h 와 C^*_n 는 Kumar와 Shih⁽³³⁾의 수치해를 사용하여 결정할 수 있다⁽³⁴⁾. 식 (8)과 식 (9)에 의해 계산된 t_1 와 t_2 를 실험에서 측정된 균열 발생 시간 t_i 의 값과 비교하였다. t_i 에 대한 t_1 의 비율(t_1/t_i)은 304SS의 경우는 약 22%였고, 316SS의 경우는 약 4%였다.

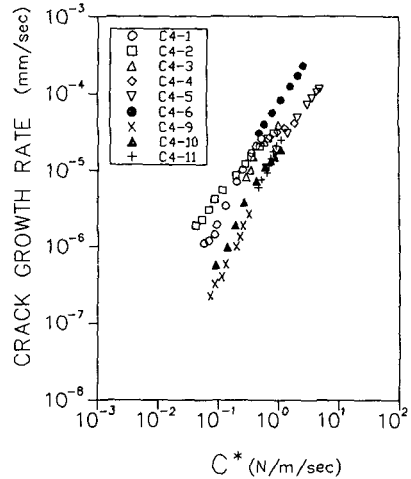


Fig. 6 Creep crack growth rate vs. C^* integral for 304 stainless steel at 600°C.

또한 t_i 에 대한 t_2 의 비율(t_2/t_i)은 304SS의 경우 ($n=6$, $p=0.550$)는 약 46%였고, 316SS의 경우는 약 48%였다. 이것은 304SS과 316SS의 크립 균열 발생시의 균열 선단의 응력장을 지배하는 하중 매개변수가 C^* 적분임을 보여주는 결과이다. 이 결과는 하중선 변위가 시간에 대해 선형적으로 변화하는 영역에서 균열 발생이 일어나는 실험 결과(Fig. 2)와 일치한다. 균열 발생을 지배하는 매개변수가 C^* 적분이므로 균열 진전 거동도 C^* 적분에 의해 기술될 수 있는 가능성이 있다. 304SS과 316SS의 크립 균열 진전 속도와 여러 하중 매개변수와의 상관 관계를 조사한 결과, 두 재료 모두 C^* 적분과 CTOD 속도와 좋은 상관 관계를 보였다. Fig. 6은 304SS에 대한 크립 균열 진전 속도와 C^* 적분과의 관계를 나타낸 그림이다. C4-7과 C4-8 시험편은 균열 진전양이 매우 짧아 그림에서 생략하였다. 데이터간에 약간의 산포를 보이고는 있지만, Fig. 6은 304SS의 크립 균열 진전 거동을 C^* 적분에 의해 기술할 수 있음을 보여준다.

임계 변형률 파단조건에 의해 크립 균열 발생 거동이 지배된다고 가정하면, 식 (6)으로 표시되는 $t_i - (C^*)_i$ 관계의 지수 γ 는 $(n+1)/n$ 이 된다⁽¹³⁾. 따라서 304SS($n=6$)의 경우 γ 는 1.17이고, 316SS($n=8$)의 경우 γ 는 1.13이다. 그러나 Fig. 4에 나타난 바와 같이, 실험에서 측정된 γ 의 값은 304SS의 경우 1.38, 316SS의 경우 1.55로, 임계 변형률 파단조건에 의해 예측된 값과 차이를 보이고 있다.

실험 결과와 임계 변형률 파단조건에 의해 예측된 결과와의 차이는 $t_i - (\delta t)_i$ 관계에서도 나타나고 있다. 임계 변형률 파단조건은 결과적으로 임계 CTOD 파단 조건과 일치하므로⁽¹³⁾ 균열 발생시의 임계 CTOD 값은 초기 하중 조건에 무관하게 어떤 일정한 값을 가져야 한다. 이것은 식 (7)로 표시된 $t_i - (\delta t)_i$ 관계의 지수 β 의 값이 n 에 상관없이 0이어야 함을 의미한다. 그러나 Fig. 5는 β 의 값이 t_i 의 변화, 즉 초기 하중 조건의 변화에 대해 변하고 있음을 보여준다. (304SS : $\beta=0.25$, 316SS : $\beta=0.41$) 균열 발생시의 임계 CTOD값이 초기 하중 조건에 따라 변하는 것은 다른 문헌에서도 관찰된다^(9,6,10). 이상과 같이 $t_i - (C^*)_i$ 과 $t_i - (\delta t)_i$ 의 관계에서 나타나는 실험 결과와 예측 결과와의 차이는 임계 변형률 파단조건이 조건에 따라서는 크립 파괴에 적용할 수 없다는 것을 보여준다.

이제 이 차이를 파단 조건의 관점에서 고찰하여 보자. 임계 변형률 파단조건을 크립 균열 발생의 파단 조건으로 적용하기 위해서는 임계 변형률, 즉 연성도(ductility)가 일정한 값을 가져야 한다. 이것은 연성도가 변하는 '재료나 조건'에 대해서는 임계 변형률 파단조건을 적용할 수 없다는 것을 의미한다. 크립 조건하에서 사용되는 재료의 연성도는 변형률 속도에 따라 변할 수도 있다는 것이 알려져 있다^(17,18,35,36). 변형률 속도에 따라 재료의 연성도가 변한다는 것은 균열 발생을 나타내는 파단 조건이 변형률 뿐만 아니라 변형률 속도의 영향도 받는다는 것을 의미한다. 파단 조건이 변형률 속도의 영향을 받을 수도 있다는 것은 Riedel^(37,38)에 의해서도 보고된 적이 있다. Riedel^(37,38)은 확산 성장 기구(diffusive growth mechanism)에 의해 크립 변형이 발생할 경우, 낮은 응력 수준에서는 임계 변형률 파단조건에 의해 크립 균열 발생이 지배되지만, 높은 응력 수준에서는 $\sigma \cdot t_i =$ 일정일 때 파단이 일어남을 보였다. 이 결과는 높은 응력 수준에서는 파단 조건이 변형률 뿐만 아니라 응력(또는 변형률 속도)의 영향을 받는다는 것을 보여준다.

본 실험에서 사용하는 재료인 304SS과 316SS의 경우, 특정 변형률 속도 범위 [$10^{-7} \sim 10^{-3}$ (1/sec)] 내에서 변형률 속도의 증가에 따라 연성도가 증가하는 현상이 관찰된다^(17,18). 크립 균열 발생이 위의 범위보다 낮은 범위 (10^{-7} (1/sec))에서 일어난다면, 크립 균열 발생은 변형률만에 의해 기술될 수 있다. 그러나 연성도가 변형률 속도에 따라 변하는

범위에서의 크립 균열 발생은 변형률과 변형률 속도(또는 응력)의 결합에 의해 기술되어야만 한다. 먼저 이 범위에서 변형률과 변형률 속도가 $\epsilon_c \cdot \dot{\epsilon}^{-\alpha}$ 의 꼴로 결합되어 있다고 가정하자. 이제 균열 선단에서 X_c 떨어진 곳의 $\epsilon_c \cdot \dot{\epsilon}^{-\alpha}$ 의 값이 임계값을 가질 때 균열 발생이 일어나는 모델을 생각하자(크립 연성도 변화 모델(creep ductility variation model)). 이 모델에 의해 크립 균열 발생이 지배된다면, 식 (6)의 $t_i - (C^*)_i$ 관계의 지수 γ 와 식 (7)의 $t_i - (\delta t)_i$ 관계의 지수 β 는 다음과 유도할 수 있다.

$$\gamma = \frac{n+1}{n \cdot (1-\alpha)} \quad (10)$$

$$\beta = \frac{\alpha \cdot (1-n)}{n \cdot (1-\alpha)} \quad (11)$$

본 실험에서는 비교적 높은 하중 수준에서 크립 파괴 실험이 수행되었기 때문에 각 시험편에 대해 HRR 응력장에서 근사적으로 계산한 $X_c = 100 \mu\text{m}$ 에서의 변형률 속도는 매우 낮은 초기하중을 갖는 몇몇 시험편(C4-7, C4-8)을 제외하고는 변형률 속도에 따라 연성도가 변하는 범위 ($10^{-7} \sim 10^{-3}$ (1/sec)) 내에 있다. 이 범위내에서 임계 변형률과 변형률 속도를 $\epsilon_c \cdot \dot{\epsilon}^{-\alpha} = \text{constant}$ 의 꼴로 피팅하면, 304SS(600°C)의 α 값은 약 0.18이 되고, 316SS(625°C)의 α 값은 약 0.25가 된다⁽¹⁸⁾. 이 값을 식 (10)과 식 (11)에 대입하면 304SS의 경우 $\gamma=1.42$, $\beta=0.26$ 이고, 316SS의 경우 $\gamma=1.50$, $\beta=0.38$ 이다. 이 값들은 실험에서 얻어진 값 (304SS : $\gamma=1.38$, $\beta=0.25$, 316SS : $\gamma=1.55$, $\beta=0.41$)과 상당히 비슷한 값을 보여주고 있다.

이제 각 모델로부터 유도되는 균열 발생 시간의 값을 조사하여 보자. Riedel과 Rice의 모델⁽¹³⁾, Ainsworth의 모델⁽¹⁴⁾, 그리고 크립 연성도 변화 모델에 의해 예측된 균열 발생 시간의 식은 다음과 같다.

$$t_i = \epsilon_c \cdot \left[\frac{X_c}{C^*} \cdot \frac{\sigma_0^2 B I_n}{E} \right]^{\frac{n}{n+1}} \left[\frac{E}{\sigma_0^2 B \bar{\epsilon}_e} \right] \quad (12)$$

$$t_i = \frac{t_r}{\bar{\epsilon}} \left[\frac{\sigma_{rer}^2 \cdot (\delta t)_i}{0.75 \cdot K^2} \right]^{\frac{n}{n+1}} \cdot \omega_n \quad (13)$$

$$t_i = Y_c \cdot \left[\frac{X_c}{C^*} \cdot \frac{\sigma_0^2 B I_n}{E} \right]^{\frac{n(1-\alpha)}{n+1}} \left[\frac{E}{\sigma_0^2 B \bar{\epsilon}_e} \right]^{(1-\alpha)} \quad (14)$$

여기서 ϵ_c 는 임계 변형률, X_c 는 균열 선단에서의 임계 길이, $\bar{\epsilon}$ 는 Monkman-Grant 상수, t_r 는 기준 응력 σ_{rer} 에서의 파단시간, Y_c 는 $\epsilon_c \cdot \dot{\epsilon}^{-\alpha}$, ω_n 는 n 의 함수로 거의 1인 값이고, I_n 과 $\bar{\epsilon}_e$ 는 HRR 임계

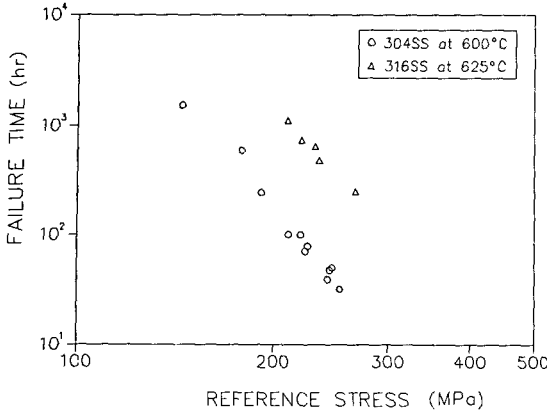


Fig. 7 Curve for failure time vs. reference stress for 304 stainless steel at 600°C(○) and 316 stainless steel at 625°C(△).

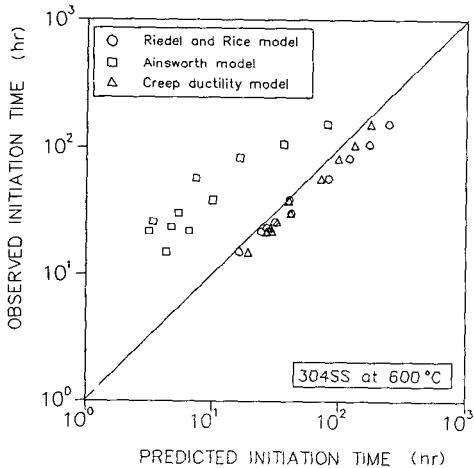


Fig. 8 Comparison of observed initiation time and predicted initiation time based on Riedel and Rice model given by eq. (12) (○), Ainsworth model given by eq. (13)(□), and creep ductility model given by eq. (14)(△) for 304 stainless steel at 600°C.

값이다⁽¹⁴⁾. 본 연구에서는 균열이 100 μ m 진전하였을 때를 균열 발생으로 정의하였으므로 X_c 는 100 μ m이다. ϵ_c , $\bar{\epsilon}$, Y_c 의 값은 304SS의 경우 각각 0.15, 0.15, 2.12sec^{- α} 이고, 316SS의 경우 각각 0.25, 0.25, 5.62sec^{- α} 이다. 특히 Ainsworth 모델에 의해 균열 발생 시간을 예측하기 위해서는 $t_r - \sigma_{ref}$ 의 관계를 알아야 한다. 304SS과 316SS에 대한 $t_r - \sigma_{ref}$ 의 관계는 Fig. 7에 나타나 있다. Fig. 8

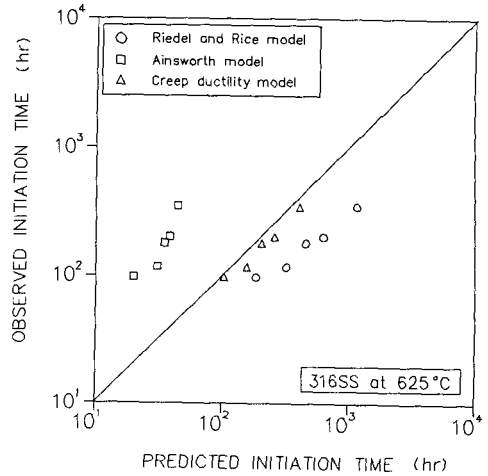


Fig. 9 Comparison of observed initiation time and predicted initiation time based on Riedel and Rice model given by eq. (12)(○), Ainsworth model given by eq. (13)(□), and creep ductility model given by eq. (14)(△) for 316 stainless steel at 625°C.

과 Fig. 9은 Riedel과 Rice모델, Ainsworth 모델, 그리고 크립 연성도 변화 모델에 의해 예측된 크립 균열 발생 시간과 실험에서 측정된 균열 발생 시간을 각각 304SS과 316SS에 대해 비교한 그림이다. Ainsworth의 모델에서 예측된 결과는 실험 결과와 약 1 order의 크기로 과소 평가되며, Riedel과 Rice 모델에서 예측된 결과는 약간 과대 평가된다. 크립 연성도 변화 모델에 의해 예측된 결과는 비교적 실험 결과와 잘 일치하고 있다. 특히 Ainsworth 모델에 의해 예측된 결과는 다른 모델의 결과에 비해 비교적 큰 산포를 보이고 있다. 그 이유는 Ainsworth 모델은 $(\delta_i)_i$ 를 재료 상수로 가정하고 있으나, 본 연구에서 사용한 재료의 경우 $(\delta_i)_i$ 의 값은 초기 하중 조건에 따라 변하고 있기 때문이다[Fig. 5 참조].

본 연구에서 제안한 모델은 임계 변형률이 변형률 속도에 따라 변하는 재료에 대한 한 가지 시도이다. 본 모델을 적용하기 위해서는 ' $\epsilon\dot{\epsilon}^{-\alpha}$ =일정'의 모양으로 임계 변형률이 변화해야 한다. 304SS과 316SS의 경우 600°C에서 650°C까지의 온도 범위에 대해 ' $\epsilon\dot{\epsilon}^{-\alpha}$ =일정'의 모양으로 표현할 수 있음이 알려져 있다⁽³⁵⁾. 따라서 이 범위에서의 본 모델에 대한 적용은 가능하지만 그 이외의 온도 범위에 대해서는 확실하게 적용 가능성을 보장하기는

어렵다.

5. 결 론

600°C에서의 304SS과 625°C에서의 316SS의 크립 균열 발생 거동에 대한 실험 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

(1) 두 재료의 균열 발생 시간은 C^* 적분과 좋은 상관 관계가 있다. 그러나 이 관계는 임계 변형률 파단조건에 근거한 균열 발생 모델에서 예측된 결과와 차이를 보이고 있다. 또한 균열 발생시의 임계 CTOD 값은 초기 하중이 증가함에 따라 증가하는 경향을 보인다.

(2) 변형률 속도에 따른 재료의 연성도의 변화에 근거한 균열 발생 모델을 제안하였다. 이 모델에서 예측된 304SS과 316SS의 크립 균열 발생 거동은 실험 결과와 상당히 잘 일치하고 있다.

參 考 文 獻

- (1) Van Leeuwen, H.P., 1977, "The Application of Fracture Mechanics to Creep Fracture Growth", *Engng. Fract. Mech.* Vol. 9, pp. 951~974.
- (2) Fu, L.S., 1980, "Creep Crack Growth in Technical Alloys at Elevated Temperature-a Review", *Engng. Fract. Mech.* Vol. 13, pp. 307~330.
- (3) Haigh, J.R., 1975, "The Mechanisms of Macroscopic High Temperature Crack Growth-Part 1: Experiments on Tempered Cr-Mo-V Steels", *Mat. Sci. and Engng.*, Vol. 20, pp. 213~223.
- (4) Taylor, E. and Batte, A.D., 1980, "Creep Crack Formation in a 1% Cr Mo V Rotor Steel", *Int. Conf. on Engng. Aspects of Creep*, IME, Sheffield.
- (5) Henshaall, J.L. and Gee, M.G., 1986, "Creep Crack Propagation in a Bainitic 1 Cr-0.5 Mo Steel Between 540 and 590°C", *Mat. Sci. and Engng.*, Vol. 80, pp. 49~57.
- (6) Neate, G.J., 1986, "Creep Crack Growth in 1/2 Cr-Mo-V Steel at 838K 1: Behavior at a Constant Load", *Mat. Sci. and Engng.*, Vol. 82, pp. 59~76.
- (7) Neate, G.J., 1987, "Creep Crack Growth in Cold Formed C-Mn Steel at 360°C", *Mat. Sci. and Tech.*, Vol. 3, pp. 14~22.
- (8) Diboine, A. and Pieneau, A., 1987, "Creep Crack Initiation and Growth in Inconel 718 Alloy at 650°C", *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, Vol. 10, pp. 141~151.
- (9) Maas, E. and Pineau, A., 1983, "Creep Crack Initiation and Growth in an Austenitic Stainless Steel", *Int. Conf. on Mech. Behavior of Materials Stockholm*, pp. 763~769.
- (10) Maas, E. and Pineau, A., 1985, "Creep Crack Growth Behavior of Type 316L Steel", *Engng. Fract. Mech.*, Vol. 22, pp. 307~325.
- (11) Vitek, V., 1977, "A Theory of the Initiation of Creep Crack Growth", *Int. J. of Fract.* Vol. 13, pp. 39~50.
- (12) Ewing, D.J.F., 1978, "Strip Yield Model of Creep Crack Incubation and Growth", *Int. J. of Fract.*, Vol. 14, pp. 101~117.
- (13) Riedel, H. and Rice, J.R., 1980, "Tensile Cracks in Creeping Solids", *ASTM STP 700*, pp. 112~130.
- (14) Ainsworth, R.A., 1982, "The Initiation of Creep Crack Growth", *Int. J. of Solids and Struct.*, Vol. 18, pp. 873~881.
- (15) Ainsworth, R.A., Chell, G.G., Coleman, M.C., Goodall, I.W., Gooch, D.J., Haigh, J.R., Kimmins, S. T. and Neate, G.J., 1987, "CEGB Assessment Procedure for Defects in Plant Operating in the Creep-Range", *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, Vol. 10, pp. 115~127.
- (16) Ainsworth, R.A. and Coleman, M.C., 1987, "Example of an Application of an Assessment Procedure for Defects in Plant Operating in the Creep Range", *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, Vol. 10, pp. 129~140.
- (17) Hales, R., 1983, "A Method of Creep Damage Summation Based on Accumulated Strain for the Assessment of Creep-Fatigue Endurance", *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, Vol. 6, pp. 121~135.
- (18) Sikka, V.K., 1978, "Elevated Temperature Ductility of Type 304 and 316 Steel", *Oak Ridge National Lab. Rep.*, ORNL/TM6608.
- (19) Standard Test Method for J_{1c} , a Measure of Fracture Toughness, 1988, *Annual Book of ASTM Standards*, E813-88, pp. 686~700.
- (20) Aronson, G.H. and Ritchie, R.O., 1979, "Optimization of Electrical Potential Technique for Crack Growth Monitoring in Compact Test Pieces Using Finite Element Analysis", *J. of Testing and Eval.*, Vol. 7, pp. 208~215.
- (21) Standard Test Method for Plane Strain Fracture Toughness of Metallic Materials, 1988, *Annual Book of ASTM Standards*, E399-87, pp. 480~504.
- (22) Landes, J. D. and Begley, J. A., 1976, "A Fracture

- Mechanics Approach to Creep Crack Growth; ASTM STP 590, pp. 128~148.
- (23) Ewing, D.J.F. and Richards, C.E., 1974, "The Yield Point Loads in Single-Notched Pin Loaded Tensile Strips", *J. of Mech. Phys. Solids*, Vol. 22, pp. 27~36.
- (24) Haigh, J.R. and Richards, C.E., 1974, "Yield Point Loads and Compliance Functions of Fracture Mechanics Specimens", C.E.R.L Report RD/L/M 461.
- (25) Smith, D.J. and Webster, G.A., 1983, "Estimation of C^* Parameter for Crack Growth in Creeping Materials", ASTM STP 803(1), pp. 654~674.
- (26) Knauf, G. and Riedel, H., 1981, *Advances in Fracture Research*, edited by Francois et al., pp. 2547~2553.
- (27) Shih, C.F., 1981, "Relation Between the J-Integral and the Crack Opening Distance for Stationary and Extending Cracks", *J. of Mech. Phys. Solids*, Vol. 29, pp. 305~326.
- (28) Pilkington, R., 1979, "Creep Crack Growth in Low-Alloy Steels", *Metal Sci.*, Vol. 13, pp. 555~564.
- (29) Pilkington, R., Hutchinson, D. and Jones, C.L., 1974, "High-Temperature Crack-Opening Displacements in a Ferrite Steel", *Metal. Sci.*, Vol. 8, pp. 237~241.
- (30) Putatunda, S.K., 1986, "Determination of Fracture Toughness by CTOD Resistance Curve Method", *J. of Testing and Eval.*, Vol. 14, pp. 49~57.
- (31) Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates Rate, 1988, *Annual Book of ASTM Standards*, E647-88, pp. 636~654.
- (32) Riedel, H., 1982, "Creep Deformation at Crack Tips in Elastic-Viscoplastic Solids", *J. Mech. Phys. Solids*, Vol. 29, pp. 35~49.
- (33) Kumar, V. and Shih, C.F., 1980, "Fully Plastic Crack Solutions, Estimation Scheme, and Stability Analyses for the Compact Tension Specimen", ASTM STP 700, pp. 406~438.
- (34) Kanninen, M.F. and Popelar, C.H., 1985, *Advanced Fracture Mechanics*, Oxford University Press and Clarendon Press, pp. 437~497.
- (35) Hales, R., 1982, "Modelling the High Temperature Mechanical Behavior of Helium Embrittled Austenitic Stainless Steel", *J. of Nuclear Materials*, Vol. 110, pp. 178~185.
- (36) Priest, R.H. and Ellison, E.G., 1981, "A Combination Deformation Map-Ductility Exhaustion Approach to Creep-Fatigue Analysis", *Mat. Sci. and Engng.*, Vol. 49, pp. 7~17.
- (37) Riedel, H., 1983, "Flaw and Fracture at High Temperature", *ASM Mat. Sci. Seminar*.
- (38) Riedel, H., 1983, "Constrained Grain Boundary Cavitation in a Creeping Body Containing a Macroscopic Crack", *Mech. Behavior of Mat., ICF4*, pp. 67~78.