

일정하중 및 일정 C_t 에서 로터강의 크리프 균열전파 특성

정순억*

Creep Crack Propagation Properties of Rotor Steel under Constant Load and Constant C_t Condition

Soon Uk Jeong*

ABSTRACT

The creep crack growth properties in 3.3NiCrMoV steel were investigated at 550°C by using CT specimen under constant load and constant C_t condition that was held during crack growth of 1mm distance. C_t lied on load line displacement rate, C^* usually increased with crack length though load is reduced in order to maintain constant C_t value as crack growth and appeared scatter band. At constant load and C_t region, crack growth slope was 0.900 and 0.844 each, on the other hand C^* slope was 0.480.

Fully coalesced area(FCA) ahead of crack tip increased as C_t increase to the critical value, and after that value FCA decreased. For the tertiary creep stage of crack growth test, the most of displacement was due to the steady state creep, except only small part due to the primary creep and other effects. Therefore, tests were mainly interrupted in the tertiary stage to obtain high value of C_t .

Key Words : Creep Crack Growth Rate(크리프 균열전파속도), Tertiary Creep(3기 크리프), Steady State Creep(정상상태 크리프), Load Line Displacement Rate(하중선 변위속도), Creep-induced Displacement Rate(크리프 유도 변위속도)

1. 서론

고온, 고압 분위기에서 사용되는 발전설비 등의 부재는 고온 크리프 변형을 수반한다. 고온 부재의 수명은 균열발생(crack initiation)과 균열전파(crack propagation)로 구성되며^{1~3)}, 상업용 제품들은 제작 공정중이나 사용도중 균열이 내재될 가능성이 매우 높고, 이러한 균열의 선단에서는 상대적인 응력집중에 의해 공동의 생성, 성장과 결함 등으로 인한 균열의 급진전으로 파괴가 발생된다⁴⁾. 지금까지 크

리프 균열전파속도(da/dt)를 예측하기 위한 파라미터^{5~7)}로서 응력확대계수(K), J-적분, C^* -적분, C_t 등이 있다. 고온강도가 높은 Ni-base 내열 합금이나 크리프 취성이 강한 페라이트계 강에서는 K가 적절한 파라미터인 것으로 알려져 있으며⁷⁾, 균열선단의 소성역이 비교적 큰 SUS316강 등에서는 J-적분이 하중변수로 적당한 것으로 보고되고 있다⁸⁾. 그리고, 멱법칙(power law)의 크리프에 의한 광범위한 변형이 발생하여 HRR 응력장으로 변하는 재료는 C^* -적분이 잘 적용되고 있다.⁹⁾ 그러나,

* 경상대학교 수송기계공학부, 해양산업연구소

Table 1 Chemical composition of 3.3NiCrMoV steel.

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	P	S
0.28	0.25	0.35	3.32	1.34	0.29	0.09	0.005	0.003

Table 2 Mechanical properties of 3.3NiCrMoV steel at room temperature

Tensile strength (MPa)	Yield strength (MPa)	Elongation (%)	Reduction of area (%)	Hardness (H _R C)
856	745	10.8	21.8	25

K와 J-적분, C*-적분 등은 시험편의 형상이나 크리프 영역에 따라 정반대의 상황을 보이기도 한다. 소규모 크리프(small creep)과 천이 크리프(transient creep)를 포함한 이러한 여러 환경에서의 da/dt를 예측하기 위해서 최근 C_i가 제안되었다¹⁰⁾.

본 연구에서는 화력 발전소 저압 로터로 사용되고 있는 3.3NiCrMoV 강을 이용하여 일정하중 및 일정 C_i 조건하에서 실험을 통하여 C*-적분, C_i 파라미터의 특성을 연구하고, 파단면 분석을 통하여 C_i에 따른 균열선단의 손상영역 변화 및 크리프 균열전파 특성 등을 조사하였다.

2. 실험방법

본 실험에 사용된 재료는 국내 H중공업에서 제작한 화력발전용 저압로터재인 3.3%NiCrMoV 강으로서 유도로(Toccol-227)에서 용해하여 단조한 후 1100°C에서 1시간 동안 어닐링한 후 오일퀵칭하고, 690°C에서 5시간동안 템퍼링하여 최종 조직은 템퍼드 마르텐사이트(입계크기 ASTM No. 4) 조직을 나타냈다. 소재의 화학성분 및 기계적 성질을 Table 1과 Table 2에 나타냈다.

시험편은 0.5"CT(compact tension)형으로 Fig. 1과 같이 가공하였으며, DC 전위차법^{4,11)}을 사용하여 균열전파길이를 측정하였으며, 균열길이의 검정을 위하여 20개의 예비시험편을 준비하여 시험도중 중단한 후 액체질소에서 취성파괴 시킨 후 ASTM E399의 규정에 따라 두께방향으로 8분할하여 예비균열과 최종균열길이를 0.1 μm 정밀도의 3차원 만능형상 측정기로 측정하였다.

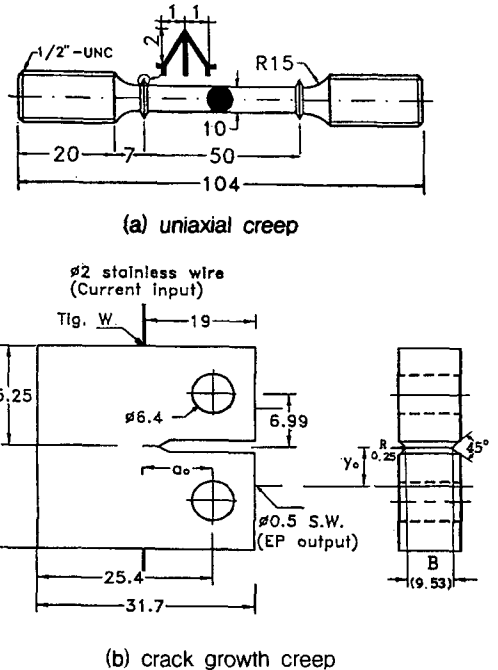


Fig. 1 Uniaxial and constant C_i creep specimen profile

전압의 입출력단자는 고온으로 인한 산화를 가능한 막기 위해 스테인레스 와이어(stainless wire)를 TIG 용접하였다. 그리고, 열기전력은 시험편에 따라 약간의 차이는 있으나 -10~-50 μV 정도로 나타났으며, 시험개시 후 정기적(10분 간격)으로 전류를 차단하고 이를 고려하여 균열길이를 환산하였다. 시험편 균열방향은 소재의 단조방향과 균열면이 평행

Table 3 Test condition of constant load and constant C_i

Applied constant load (N)	Initial condition		Constant C _i		
	Crack length (mm)	Stress intensity factor (MPa√m)	Value (N/mhr)	Start time (hr)	Hold time (hr)
4,090	12.70	24.86	300	18.1	17.5
			1,000	35.4	6.3
			2,000	54.3	4.5
			4,000	61.5	2.5

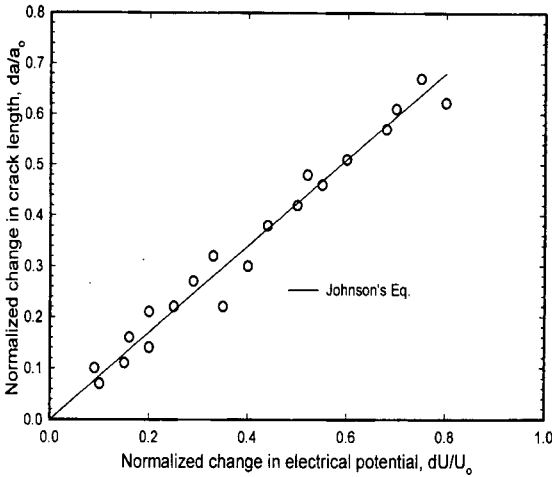


Fig. 2 Relationship between the change in crack length and the change in electrical potential for 0.5T-CT specimen at 550°C

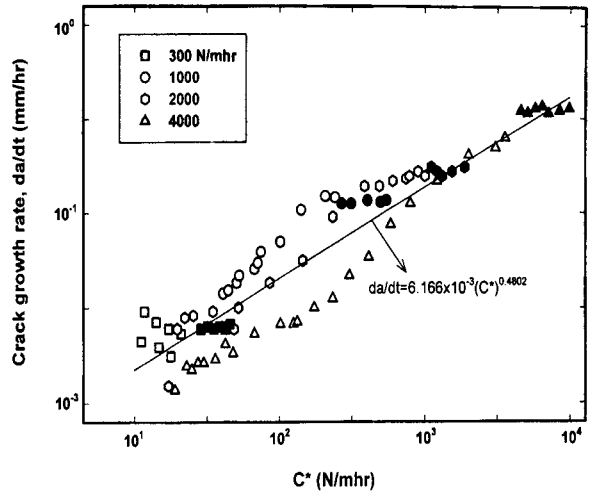


Fig. 3 Relationship between C^* and crack growth rate

이 되도록 하여 ASTM E813규정에 따라 만능피로 시험기(Instron 1350)로서 최대하중 11kN, 최소하중 1.1 kN하에서 7Hz의 사인파로 8mm의 예비균열을 낸후, 평면변형률(plain strain) 조건이 되도록 시험편 양쪽에 두께의 25% 깊이로 측면 그루브(side groove)를 가공하였다.

일정 C_t 시험조건은 Table 3에 나타냈다. 일정 C_t 시험을 위해서는 균열전파에 따라 하중을 감소시켜야 하므로 단식 레버형 크리프 시험기에 부착된 디지털 응력이완(digital stress relaxation) 시험장치를 이용하여 1초 간격으로 DC 전위차법에 의해 균열 길이를 계산한 후, 해당하는 하중을 시험기에 자동 입력하였다. 실험로는 3-zone 석면 저항로를 사용하여 $\pm 2^\circ\text{C}$ 이내로 유지하였으며, 하중점 변위는 고온 신장계(extensometer)를 부착하여 측정하였다.

본 실험에서 일정 C_t 값은 300, 1000, 2000, 4000N/mhr로 하였으며, 균열이 1mm정도 전파할 때까지 유지하고 하중을 제거한 후 측면 그루브(side groove)를 연삭가공 하고 광학현미경으로 공동을 관찰하였다. 남은 ligament는 액체질소 속에서 취성 파괴시켜서 균열선단과 파면을 SEM과 영상분석기(Image Analyzer)로 공동의 분포상황과 크기 등을 조사하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 크리프 균열길이의 검정

직류 전위차법을 본 재료의 크리프 균열길이의 측정에 사용하기 위해서 초기전압(U_0)에 대한 전압변화($dU=U-U_0$)를 횡축으로 하고, 초기균열길이(a_0)에 대한 균열변화($da=a-a_0$)를 종축으로 하여 도시한 결과를 Fig. 2에 나타냈다. Johnson에 의한 이론적인 해석식¹¹⁾은 다음과 같으며, 본 실험 결과를 이 식과 비교하면 잘 일치함을 알 수 있다.

$$\frac{U}{U_0} = \frac{\cosh^{-1} [\cosh(\pi y_0/2W)/\cos(\pi a/2W)]}{\cosh^{-1} [\cosh(\pi y_0/2W)/\cos(\pi a_0/2W)]} \quad (1)$$

여기서, W 는 시험편 폭(mm), a_0 는 초기균열길이(mm), y_0 는 전압 출력단자 거리(mm)의 1/2이다.

3.2 C^* 파라미터

C^* -적분의 측정방법에는 복수 시험편에 의한 도식법¹²⁾, J-적분 해석법¹³⁾, 면적법¹⁴⁾ 등이 있다. Saxena⁷⁾는 C^* -적분이 순수굽힘과 인장을 동시에 고려한 소성변형을 포함하기 때문에 예비균열을 도입한 CT시험편의 경우 작용하중(P)과 하중선 변위속도($\dot{\Delta}$)를 측정하고 구한다음 식이 유효하다고 보고하였다.

$$C^* = \frac{n}{n+1} \frac{P\dot{\Delta}}{B(W-a)} \left[\gamma - \frac{\beta}{n} \right] \quad (2)$$

여기서, n은 크리프 지수이며, 실험결과 n=7.225로 나타났다. α와 β 및 γ는 재료정수로서

$$\gamma = \frac{2(1+\alpha)(1+a/W)/(1+\alpha^2) + \alpha(1-a/W)}{(1+a/W) + \alpha(1-a/W)}$$

$$\beta = \frac{\alpha}{\alpha + (1+a/W) + \alpha(1-a/W)}$$

$$\alpha = \sqrt{[2a/(W-a)]^2 + 2[2a/(W-a)] + 2 - [2a/(W-a) + 1]}$$

이다.

본 실험의 경우 시간에 따른 식 (2)의 C* 파라미터의 변화를 Fig. 3에 나타냈다. C* 파라미터는 하중선 변위의 함수이므로 일정 Ci 조건에서도 C* 값은 점차 증가하는 양상을 보였다. 그 이유는 3기 크리프 단계에서는 Δ가 급격히 증가하기 때문으로 사료된다.

일정 Ci 구간을 제외한 경우 선형회귀분석에 의한 da/dt와 C*의 상관관계 실험식은

$$da/dt = 6.166 \times 10^{-3} (C^*)^{0.4802} \quad (3)$$

으로 나타났으며, Fig. 3에 보이는 것처럼 작용하중에 따라 데이터의 밴드가 상당히 심함을 알 수 있다. 따라서, C*는 본 재료의 da/dt를 예측하는데 적절한 파라미터가 되지 못하는 것으로 사료된다. 이 결과는 Hour¹⁵⁾가 800H합금강의 650°C da/dt 실험에서 응력비(stress ratio), 주파수(frequency)등을 변화시켰을 경우, C*의 적용은 ΔK와 K_{max}보다는 데이터의 scatter band가 줄어들었으나 하나의 직선상에는 군집되지 않고, 그 영향이 나타난다는 보고결과와 일치하였다.

3.3 Ci 파라미터

C*적분은 Δ만 고려하고 이로 인한 크리프유도 변위속도(creep-induced displacement rate, V_c)를 고려하지 않기 때문에 재료에 따라서는 정상 크리프 이외의 영역에서 da/dt 예측 파라미터로 적절하지 않을 경우도 있다. 이를 보완하기 위해 천이영역을 포함한 크리프 균열해석법으로 Saxena⁷⁾에 의해 제안된 Ci는 다음과 같다.

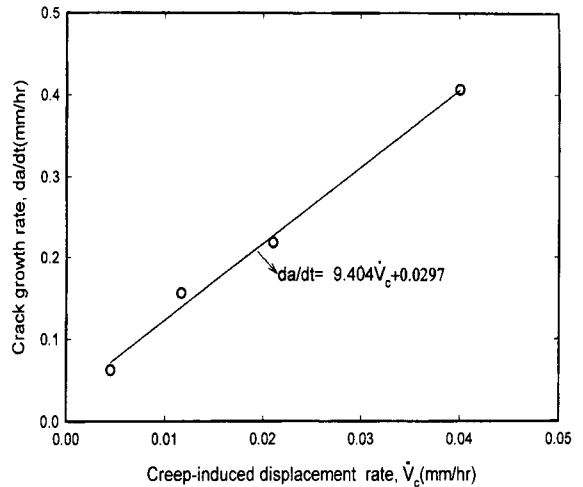


Fig. 4 Relationship between creep-induced displacement rate and crack growth rate

$$C_i = \frac{P \dot{V}_c}{BW} \frac{F'}{F} + C^* \left[1 - \frac{F'/F}{\eta} \right] \quad (4)$$

여기서,

$$\dot{V}_c = \frac{4\xi(1-\nu^2)}{E(n-1)} \left(\frac{P}{B} \right)^3 \frac{F^4}{W^2} i^{3-n/n-1} (EA)^{2/(n-1)}$$

$$\xi = \frac{1}{2\pi} \left[\frac{(n+1)^2}{2n \cdot \beta^{n+1}} \right]^{2/(n-1)}$$

이며, P는 작용하중, V_c는 순간변위, V⁰는 전변위, C는 탄성 compliance이다. 그리고, F=F(a/W)=F(a/W)₀(K/P)BW^{1/2}으로서 K - calibration factor⁷⁾이며, F'는 dF/d(a/W)를 의미하고 η는 n에 의존하는 calibration factor이다. ν는 프와송비, A는 크리프 지수, E는 탄성계수이다. 그리고, βⁿ⁺¹의 값은 3≤n≤10에서 0.69정도를 나타낸다¹⁶⁾고 보고되고 있다.

한편, da/dt와 V_c의 상관관계를 Fig. 4에 나타냈으며 기울기는 9.404로 나타났다. 일정 Ci에서는 일정 V_c가 얻어지므로 일정 Ci에서는 일정 da/dt가 얻어짐을 간접적으로 알 수 있다.

일정하중 및 일정 Ci 조건에서 크리프 시간에 따른 Ci의 변화를 Fig. 5에 나타냈다. 시험초기 천이영역에서 크리프 균열전파속도(da/dt)가 점차 낮아지는 이유는 하중부가 직후 변형에 의한 가공경화 현상 때문이며, 시간의 경과에 따라 균열주위의 탄성변형은 크리프 변형에 의해 점차 해소되고, 시

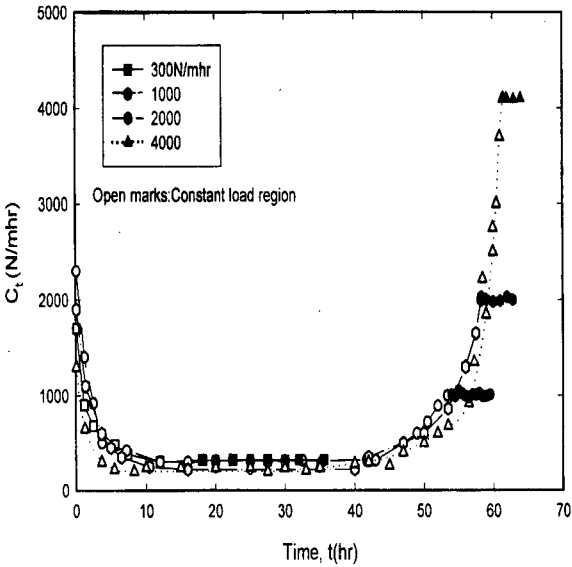


Fig. 5 The variation of C_1 with time under constant load and constant C_1

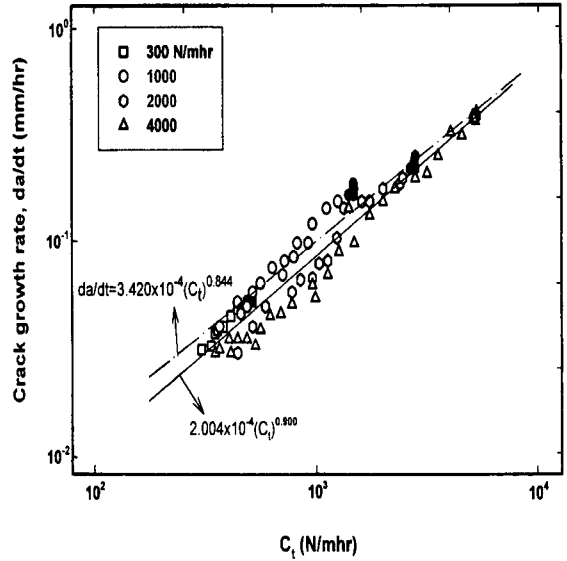


Fig. 6 Relationship between C_1 and crack growth rate

간변화와 더불어 안정된 상태에 도달된다. 따라서, 이때에 da/dt 와 \dot{V}_c 는 일정한 경향을 보이는 것으로 사료된다.

본 실험의 경우 $C_1 = 300, 1000, 2000, 4000$ (N/mhr)에서 약 1mm의 균열을 진전시키는 데 각 경우에 17.5, 6.3, 4.5, 2.5hr가 소요되었다. 1mm 정도의 균열전파는 전체균열길이(5~6mm)의 20%정도로서 일정하중하의 시험영향을 제거하기 위한 충분한 길이로 판단된다. Hong 등¹⁷⁾의 연구에 의하면 일정하중하의 $C_1 = 50 \sim 5500$ (N/mhr) 시험에서 손상 (damage) 영역크기가 약 200 μm 이하라고 보고하였다. 4종류의 일정 C_1 조건에서 da/dt 의 실험결과를 Fig. 6에 나타냈다. 일정 C_1 와 da/dt 는 선형적인 상관성이 존재하였으며, 다음과 같이 표시할 수 있었다.

$$da/dt = 3.420 \times 10^{-4} (C_1)^{0.844} \quad (5)$$

한편, 일정 C_1 조건에서의 실험데이터를 제외한 일정하중하의 실험데이터 만으로 회귀분석에 의한 선형 실험식으로 나타내면

$$da/dt = 2.004 \times 10^{-4} (C_1)^{0.900} \quad (6)$$

로 나타냈다. 일정하중 및 일정 C_1 실험결과가 유사하게 나타남을 알 수 있으며, 따라서, 일정 C_1 실험

은 일정하중 실험의 연장선상에 존재하며, 일정하중 실험에서도 C_1 의 적용이 유효함을 알 수 있다. 이 결과는 Saxena⁷⁾가 482°C 및 538°C의 공기중에서 1%CrMoV강의 da/dt 실험에서 C_1 가 작용하중, 온도, 하중선 변형속도에 관계없이 한 직선상에 군집한다고 보고한 결과와 잘 일치하였다.

3.4 파면조사

일정 C_1 의 크리프 실험이 완료(균열 6~8mm진전)된 시험편을 측면 그루브를 제거하고 광학현미경으로 관찰한 결과를 Fig. 7에 나타냈는데, 모든 균열이 입계를 따라 전파하는 것을 알 수 있으며, C_1 값이 300N/mhr으로 낮은 (a)의 경우, 즉 비교적 낮은 균열 진전속도에서 균열 끝부분이 불연속적으로 존재하는 양상을 보였으며, C_1 가 4000 N/mhr으로 높은 (b)의 경우는 날카로운 균열이 연속적으로 전파하여 하나로 연결된 형태를 유지하면서 진전하는 특성을 보였다. 그리고, (c)의 경우는 이들이 복합적으로 나타났다. 그리고, C_1 가 2000 N/mhr인 경우에 액체질소 속에서 CT 시험편을 취성파괴 시킨 후 크리프 균열 선단(크리프 파괴면과 저온 파괴면 사이의 경계부위)의 손상영역(damage zone)의 크기와 공동의 크기 및 분포상황을 조사하였다.

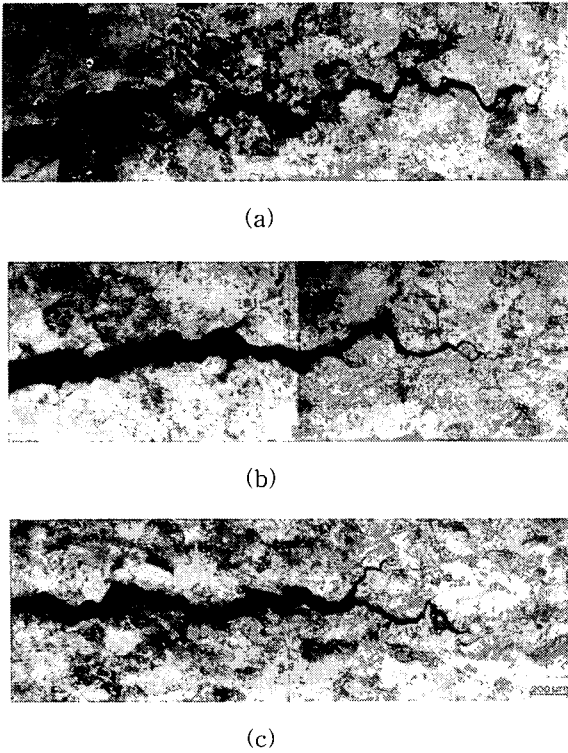


Fig. 7 The Shape of propagated crack under constant C_1 condition (a) 300N/mhr, (b) 2000 N/mhr, (c) 4000N/mhr

크리프 파괴면은 Fig. 8에 나타난 것처럼 fully coalesced area(FCA)이며, FCA내에서의 공동의 평균 지름을 Fig. 9에 나타냈다. $C_1=2000\text{N/mhr}$ 일 때 공동의 평균지름이 $1.5\ \mu\text{m}$ 로서 가장 크게 나타났다. 균열선단 앞의 손상영역의 크기도 Fig. 9에 동시에 나타냈는데, FCA 관점에서 C_1 가 증가할수록 손상 영역의 크기는 커지며, $C_1=2000\text{N/mhr}$ 일 때

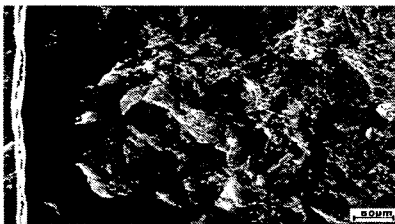


Fig. 8 Intergranular fractured surface at vicinity of crack tip under $C_t=300\text{N/mhr}$

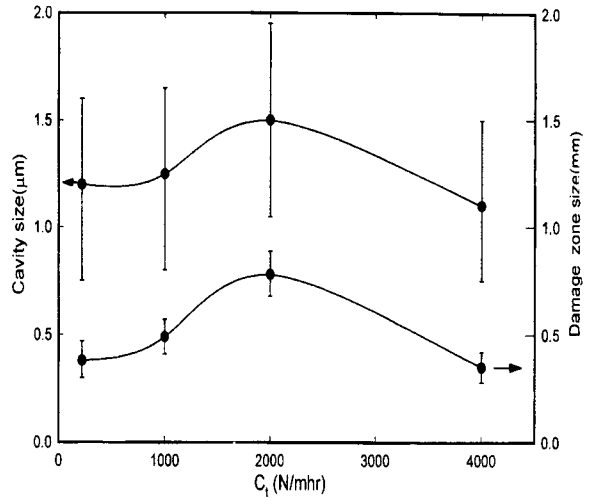


Fig. 9 The variation of cavity size and damage zone size with C_1

최대 $800\ \mu\text{m}$ 에 달하였다. 공동의 평균지름과 크리프 손상영역 크기는 밀접한 상관성이 존재함을 알 수 있으며, C_1 의 증가는 변형장을 증가시키며, 따라서, 손상영역 크기도 증가시킨 것으로 사료된다. 그러나, C_1 값이 어느 임계값을 넘게되면 균열의 전파속도가 변형장의 형성 및 전파속도보다 빨라져서 손상영역 크기가 오히려 줄어든 것으로 판단된다.

이상을 종합하면 순간적으로 어떤 C_1 값에 도달하면 균열선단 주위(crack tip field)는 작은 영역내에 그 C_1 값에 대응하는 적합한 크기 이상의 응력 집중이 형성되며, 이러한 영역은 시간이 경과함에 따라 균열선단에서의 변형(deformation) 등에 의해 응력이 완화되어 해당되는 C_1 값에 맞는 응력수준이 되며, 균열선단 앞의 변형장의 크기도 증가하게 된다. 이 변형장에서 공동이 생성, 성장, 결합되어 균열이 전파되며, C_1 를 일정하게 유지하면 이 변형도 균열전파에 따라 일정한 크기를 유지한 채 da/dt 와 상호 관련되어 일정한 값을 유지하는 것으로 판단된다.

4. 결론

화력발전용 저압 로터강인 3.3NiCrMoV강에 대한 일정하중 및 일정 C_t 하에서 균열전파(da/dt) 실험결과는 다음과 같다.

- 1) C_1 는 크리프 유도 변위속도와 밀접한 상관성을 가졌으며, 일정 C_1 에서도 C^* 는 점차 증가하였다.
- 2) C^* 에 의한 da/dt 의 예측은 작용하중의 영향이 뚜렷하게 나타나서 da/dt 의 예측으로 적절하지 않았다.
- 3) C_1 에 의한 da/dt 는 작용하중에 관계없이 동일 직선상에 군집하였으며, 일정 C_1 에서의 da/dt 도 한 직선상에 군집하는 양상을 보였다.
- 4) 일정 C_1 실험결과 $C_1=2000N/mhr$ 에서 공동크기와 손상영역이 가장 크게 나타났으며, 이들은 상호 밀접한 연관성을 나타냈다.

후기

이 논문은 2000년도 두뇌한국 21사업에 의하여 지원되었음.

참고문헌

1. Sellars, C. M., "Creep Strength in Steel and High Temperature Alloys," pp. 20, 1974.
2. 백담주, 이상배, 이민우, "고응력 상태에 있는 316 스테인레스강의 Creep 변형기구에 관한 연구," 한국정밀공학회지, 제2권, 제1호, pp. 53-61, 1985.
3. 이강용, 김종성, "직선 균열강체 함유물을 내포하는 크립 재료의 균열해석," 한국정밀공학회지, 제15권, 제7호, pp. 91-97, 1998.
4. 서성원, 신용승, 유현일, "피로균열 성장거동에 관한 연구," 한국정밀공학회지, 제9권, 제1호, pp. 106-117, 1992.
5. 백운봉, 윤기봉, 이해무, 서창민, "CrMo강 용접계면 균열의 크리프-피로 균열성장 거동," 대한기계학회 논문집, A권, 제24권, 제12호, pp. 3088-3095, 2000.
6. 윤기봉, 김광웅, 백운봉, "저합금강 용접부의 크리프 균열 성장거동 모델링," 대한기계학회 논문집, A권, 제22권, 제12호, pp. 2153-2162, 1998.
7. Saxena, A., "Creep Crack Growth under NonSteady State Conditions," Fracture Mechanics, ASTM STP 905, pp. 185-201, 1986.
8. Taira, S., Ohtani, R. and Komatsu, T., "Application of J-Integral to High Temperature Crack Propagation(Part I - Fatigue Crack Propagation)," Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 101, pp. 154-161, 1979.
9. Hutchinson, J. W., "The Mechanics and Physics of Solids," Vol. 16, pp. 337-347, 1968.
10. Saxena, A., Han, J. and Banerji, K., "Creep Crack Growth Behavior in Power Plant Boiler and Steam Pipe Steels," Journal of Pressure Vessel Technology, Vol. 110, pp. 137-146, 1988.
11. Schwalbe, K. H. and Hellmann, D., "Application of the Electrical Potential Method to Crack Length Measurements Using Johnson's Formula," JTEVA, Vol. 9, No. 3, pp. 218-221, 1981.
12. Saxena, A., "Evaluation of C^* for the Characterization of Creep-Crack-Growth Behavior in 304 Stainless Steel," Fracture Mechanics, Twelfth Conference, ASTM STP700, pp. 131-151, 1980.
13. Ernst, H. A., "Unified Solution for J Ranging Continuously from Pure Bending to Pure Tension," Fracture Mechanics, Vol. 1, ASTM STP791, pp. 1499-1519, 1983.
14. Hermann, R., "Fracture at High Temperature," SpringerVerlag, pp. 263~298, 1986.
15. Hour, K. Y. and Stubbins, J. F., "Fatigue Crack Growth Behavior of Alloy 800H at Elevated Temperature," Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 113, pp. 271-279, 1991.
16. Tada, H., Paris, P. and Irwin, G. R., "The Stress Analysis of Cracks Handbook," Del Research Corp., Hellestown, 1973.
17. Hong, S. H., "Creep Crack Growth and Micro-mechanism," KAIST, Ph.D, 1989.