

〈論 文〉

시효열화시킨 1Cr-1Mo-0.25V 강 의 고온에서의 J_{IC} 및 T_{mat} 의 평가

윤기봉* · 윤석호**** · 김승태** · 서창민*** · 남승훈*

(1994년 2월 22일 접수)

Evaluation of J_{IC} and T_{mat} of Aged 1Cr-1Mo-0.25V Steel at Elevated Temperature

Kee-Bong Yoon, Seok-Ho Yoon, Seoung-Tae Kim, Chang-Min Suh and Seoung-Hoon Nahm

Key Words : Degradation(열화), Elevated Temperature Fracture Toughness(고온파괴인성), J-R Curve(J_{IC} , J-저항곡선), Tearing Modulus(찢음계수), 1Cr-1Mo-0.25V Steel T_{mat} (1Cr-1Mo-0.25V강), DC Electrical Potential Drop Method(직류전위차법)

Abstract

When crack are detected in aged turbine rotors of power plants, information on fracture resistance of the aged material at operating temperature is needed for determination of critical loading condition and residual life of the turbine. In this study, fracture toughness(J_{IC}) and tearing modulus(T_{mat}) of virgin and thermally degraded 1Cr-1Mo-0.25V steel, which is one of the most widely used rotor steels, were measured at 538°C according to ASTM E813 and ASTM E1152, respectively. Five kinds of specimen with different degradation levels were prepared by isothermal aging heat treatment at 630°C. It was observed that J_{IC} and T_{mat} value decreased as the degradation level increased. Analysis of microstructures using a scanning electron microscope showed that the decrement of J_{IC} is related to segregation of impurities at grain boundaries. It was also verified that the DC electric potential drop method is accurate and reliable for crack length monitoring at elevated temperature.

1. 서 론

노후한 화력, 원자력발전소 및 석유화학 플랜트 등의 고온부를 대상으로 한 상태진단 및 잔여수명 예측기술의 개발이 최근 관심의 대상이 되고 있다.^(1,20) 특히 부가가치가 높은 터빈의 경우 고온에서 장시

간 사용됨에 따라 탄화물의 조대화, 불순물의 입계 편석 등과 같은 미세조직의 변화를 수반하게 되어 파괴인성 등 재료의 기계적 성질이 저하하게 된다. 따라서, 터빈로터 등에 균열이 존재할 때에 임계중 또는 잔여수명을 정확히 예측하기 위해서는 사용시간에 따른 파괴인성값과 균열성장 저항성의 변화를 우선 알아야 한다.⁽¹⁾

따라서 고온에서 장시간 사용하여 발생한 재질열화에 따른 재료의 기계적 물성변화를 알아보기 위해 터빈로터의 대표적인 재료 1Cr-1Mo-0.25V 강을 사용하여 등온 노화 열처리(isothermal aging heat

*정회원, 한국표준과학연구원 소재특성평가센터

**한국전력공사(주) 기술연구원 발전연구실

***정회원, 경북대학교 기계설계학과

****경북대학교 대학원 기계공학과

treatment) 방법으로 재료를 시효열화시켜 열화(degradation) 정도가 각각 다른 5종의 시편을 준비하였다. 이것으로 ASTM E813⁽²⁾ 및 E1152⁽³⁾에 준하는 시험편으로 제작하여 터빈의 사용온도인 538°C에서 파괴인성값 J_{IC}를 측정하고 J-R곡선을 작성하여 찢음계수 T_{mat}를 구하여 비교검토하였다. 이때 균열 길이는 일반적으로 쓰이는 제하 컴플라이언스법(unloading compliance method) 대신에 균열길이를 연속적으로 모니터할 수 있는 직류전위차법(DC electrical potential drop method)을 사용하여 측정하였다.

본 연구결과는 발전소에서 열화된 터빈로터에 균열이 탐지된 경우 임계운전조건 결정 및 수명예측에 필요한 기본적인 재료물성 데이터로 사용될 수 있을 것이다.

2. J-R곡선의 개념

Hutchinson, Rice and Rosengren⁽⁵⁾은 정지균열 선단부근의 응력을 식(1)과 같이 표현하였는데 이를 HRR특이성(HRR singularity)이라 하고 J-적분⁽⁴⁾은 특이 응력장의 세기를 나타낸다.

$$\sigma_{ij} = \sigma_o \left[\frac{EJ}{\sigma_o^2 I_n r} \right]^{1/n+1} \bar{\sigma}_{ij}(\theta, n) \quad (1)$$

여기서, σ_o 는 항복강도, E 는 영계수, r 은 균열 선단의 좌표, n 은 소성계수, I_n 은 소성계수에 따른 상수, $\bar{\sigma}_{ij}$ 는 정지 균열선단부근의 응력을 나타낸다.

Hutchinson과 Paris⁽⁶⁾는 균열성장시에 J-적분의 적용성을 알아보기 위해 소성변형론에 근거해서 이상소성재료의 경우 균열성장시의 변형률 증분을 식(2)와 같이 유도하였다.

$$d\epsilon_{ij} = \frac{1}{\alpha \sigma_o} \frac{dJ}{r} f_{ij}(\theta) + \frac{1}{\alpha \sigma_o} J \frac{da}{r^2} \beta_{ij}(\theta) \quad (2)$$

여기서,

$$\beta_{ij}(\theta) = \frac{n}{n+1} \cos \theta \epsilon_{ij} + \sin \theta \frac{\partial}{\partial \theta} \epsilon_{ij}$$

식(2)의 첫째항은 작용하중의 증가에 의해 발생하는 변형률의 비례 증가량이며 둘째항은 균열이 진전함에 따라 발생하는 비례하지 않는 변형률의 증가량이다. 그러나, 만일 식(2)에서 첫째항이 둘째항에 비해 매우 큰 경우에는 즉, 식(3)과 같이 균열이 성장하는 경우에도 J-적분이 균열선단의 응

력 특이장의 세기를 나타낼 수 있다.

$$\frac{dJ}{da} \gg \frac{J}{r} \quad (3)$$

다시 말하면 균열선단의 아주 작은 영역을 제외하고는 계속 비례하중이 작용할 경우 J-적분을 이용하여 균열성장을 특성화 할 수 있게 된다. Hutchinsson과 Paris⁽⁶⁾는 이 경우의 균열성장을 J-제어 균열성장(J-controlled crack growth)이라고 칭하였다. 그들이 설명한 J-제어 균열성장의 조건은 다음과 같다.

- (a) $\frac{\sigma_o b}{J_{IC}} \gg 1$
- (b) $\Delta a \ll R$
- (c) $\omega = \frac{b}{J} \frac{dJ}{da} \gg 1$

여기서, b 는 시편의 리가멘트길이이다. (a)는 균열 열림변위(crack opening displacement)가 균열 비형성부에 비해 작아야 된다는 조건으로서 균열의 발생, 성장에도 적용할 조건이다. 많은 실험에서 (a)을 위한 최소값은 25~50임이 알려져 있다. (b)는 해중과 비선형 소성하중의 발생영역이 비례하중 발생영역에 비해 작기 위한 조건이며 (c)는 HRR 특이성이 지배하는 영역에서 비례하중항이 비선형 하중항보다 우세하기 위한 조건이다. 이와 같이 J-제어 균열성장조건을 만족할 경우에는 탄소성 변형의 안전성 해석이 J-매개변수를 기초로 가능하게 된다.

J-제어 균열성장이 만족하는 경우에도, 균열이 성장할 때에 J 값의 평가는 ASTM E813에서 제안한 식을 사용하면 하중-변위 곡선하의 면적이 과대 평가되어 J 값을 과대 평가하게 된다. J_{IC} 측정시에는 J- Δa 곡선을 외삽하여 균열의 진전시작점을 찾는데 목적이 있었기 때문에 이 과대평가량을 수정하지 않아도 무관하지만 J-R 곡선을 평가하기 위해서는 균열의 진전에 따른 J의 과대평가량을 수정해야 한다. 따라서 본 연구에서는 이를 수정하여 제안된 ASTM E1152의 식을 사용하였다.

3. 실험

3.1 재료 및 시험편

시험재료는 터빈로터용 소재로 널리 사용되는 1Cr-1Mo-0.25V 강으로서 고주파 진공용해법으로 제조

Table 1 Chemical composition(wt %)

Element	C	Si	Mn	P	S	Sb	N
Composition	0.31	0.29	0.80	0.015	0.022	0.015	0.013
ASTM A470	0.25~0.35	0.15~0.35	1.00 max	0.015 max	0.018 max	-	-

Cu	Ni	Cr	Mo	V	Sn	As
0.21	0.39	1.19	1.42	0.25	0.004	0.015
-	0.75 max	0.90~1.50	1.00~1.50	0.20~0.30	-	-

Table 2 Determination of aging time at 630°C for equivalent microstructures serviced at 538°C

Time in service at 538°C (h)	25,000	50,000	75,000	100,000
Aging time at 630°C (h)	453	933	1382	1820

되었으며 시험재의 화학성분 및 규격(ASTM A470)에서 정한 화학성분을 Table 1에 표시하였다. 현재의 진공용해기술로는 재료의 열화에 영향을 주는 것으로 알려진 P 및 S의 양을 매우 작게 조절할 수 있으나, 1960~1970년대에 생산되었던 로터소재를 모사(simulate)하기 위해 이들의 첨가량을 의도적으로 증가시켜 시험재료를 제작하였다. 로터강의 경우 실제 발전소에서 사용된 열화재를 종류별로 입수하는 것은 매우 어렵기 때문에 이와 유사한 미세조직을 갖는 재질을 얻기 위해서 사용 온도(538°C)보다 높은 온도(630°C)에서 등온 시효 열처리를 행하였으며 시효시간은 Fe의 자기확산(self diffusion) 식(4), (5)에 근거하여 각 온도에서의 Fe 확산량이 같은 조건으로부터 결정하였다.^(7,8) 즉, 538°C와 630°C에서 각각 식(4), (5)로 표시된다.

$$D_1 = D_0 \exp\left[-\frac{Q}{RT_1}\right] = \frac{C}{t_1} \quad (4)$$

$$D_2 = D_0 \exp\left[-\frac{Q}{RT_2}\right] = \frac{C}{t_2} \quad (5)$$

이때 확산계수 $D_1 = D_2$ 이므로 630°C에서의 시효시간 t_2 는 식(6)과 같이 유도된다.

$$t_2 = t_1 \exp\left[\frac{Q}{R} \left(\frac{1}{T_2} - \frac{1}{T_1}\right)\right] \quad (6)$$

단, 여기서 R 은 기체상수, Q 는 Fe의 자기확산에 필요한 활성화에너지 D_0 , C 는 상수, T_1 , T_2 는

시효온도, t_1 , t_2 는 시효시간이다. Table 2에 538°C에서 장시간 사용된 것과 동일한 열화조직을 얻기 위해 필요한 630°C에서의 열처리 시간을 표시하였다.

Fig. 1은 실험에 사용된 CT시험편의 형상을 나타내며 고온 크리프게이지를 설치하기 위해서 ASTM의 표준시험편을 약간 수정하여 제작하였으며 신재를 포함하여 열화된 정도가 다른 5가지 종류의 시험편에 대해 각각 2개씩 실험하였다.

고온에서 균열이 성장할 때 균열의 터널(tunnel) 현상을 방지하기 위해서 초기 피로균열 형성후 시험편 두께의 25%의 측면 홈(side groove)을 가공하였다. 또 각 열화조건에 2개씩, ASTM E8⁽⁹⁾ 규격에 따라 인장시험편을 준비하였으며 표점길이는 25.4mm로 하였다.

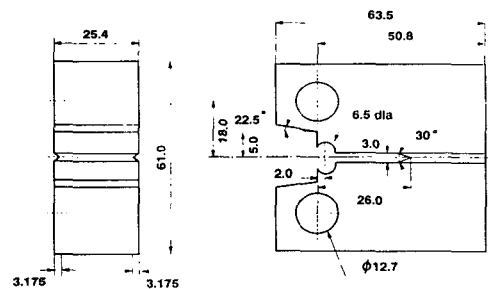


Fig. 1 CT specimen geometry for J_{IC} and T_{max} test(Unit : mm)

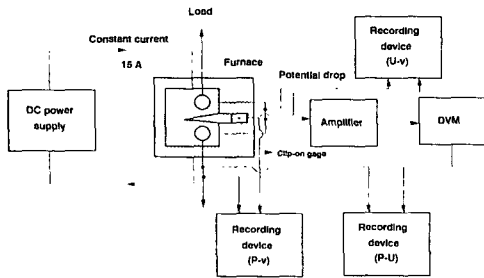


Fig. 2 Schematic diagram of test set-up

3.2 실험장치

Fig. 2는 실험장치의 약도이며 유압식 파괴시험기(MTS Model 810)를 사용하여 인장 및 파괴시험을 행하였다. 인장시험시 변위측정은 고온용 변위계(extensometer), 파괴시험시 하중선의 변위측정은 커패시턴스형(capacitance type)의 고온 크리프 게이지⁽¹⁰⁾를 사용하였다. 균열길이를 모니터하기 위해 직류전위차법을 사용하였다. 이를 위해 직류공급기(DC power supply(15Amp)), DC 증폭기(x1000), DVM(differential voltmeter)을 사용하였고 하중-하중선 변위, 하중-전위차, 전위차-하중선 변위 등을 기록하기 위해 세개의 X-Y 기록계를 사용하였다.

3.3 실험방법

인장시험은 ASTM E8에 따라 538°C에서 행하여 항복강도, 인장강도, 연신율 등을 측정하였다. 파괴시험을 실시하기 위해 CT시편의 초기균열비(a_0/w)가 0.6이 되도록 파괴균열을 성장시켰다. 이때 파괴하중은 한계하중(P_{max})의 40% 이하로 하였다. 파괴인성 측정은 ASTM 813의 J_{IC} 시험법에 준하였고, 균열진전 저항성 측정은 ASTM E1152의 J-R 곡선 시험법에 의하여 538°C에서 각각 수행하였다.

ASTM에서 추천하는 제하 컴플라이언스법을 사용할 경우 균열 성장량을 알려면 적당한 시기에 제하하여 그 기울기로부터 균열 성장량을 하나 하나 계산해야 되므로 번거롭고, 균열길이에 대한 정보가 단속적이다. 그러나 전위차법을 사용할 경우 제하(unloading)에 따른 번거로움이 없고, 하중-하중선 변위 및 균열길이의 연속적인 기록이 가능하여 균열 성장량을 찾기가 용이하며, 제하 컴플라이언스법이 사용될 수 없는 높은 변형률 조건에서도 사용할 수 있다. 전위차법을 사용하여 얻은 전위차

기록으로부터 균열발생점(crack initiation point)을 직접 측정하는데에는 어려움이 있지만⁽¹¹⁻¹⁴⁾ 균열성장량을 계산하여 J-R곡선 상에서 외삽(extrapolation)하여 균열진전점을 찾는 데는 어려움이 없다.⁽¹⁵⁾

본 실험에서 직류전위차법의 전류입력단자 및 전위차 출력단자의 최적위치는 참고문헌⁽¹⁶⁾에 나타난 것을 채택하였고 Fig. 3에 나타내었다. 각 단자에는 스테인리스선을 용접하여 측정기와 연결하였다. 이때 균열길이는 식(7)과 같은 Johnson의 방정식⁽¹⁷⁾에 의해 예측하였다.

$$a_{(i)} = \frac{2W}{\pi} \cos^{-1} \left[\frac{\cosh(\pi y/2w)}{\cosh \left[\frac{u_{(i)}}{u_0} \cosh^{-1} \frac{\cosh(\pi y/2w)}{\cos(\pi a_0/2w)} \right]} \right] \quad (7)$$

여기서, $u_{(i)}$ 및 u_0 는 열전대 효과의 전위차(the thermal voltage)를 제거한 값이어야 하므로 이 값을 측정하기 위해 실험 중 입력전류의 전원을 끊은 상태에서 출력 전위차를 측정 후 $u_{(i)}$ 에서 이 값을 빼주었다. 입력전류는 15 Amp이다.

본 실험은 균열길이가 7~8 mm 정도 진전되었을 때 정지하고 시험편을 액체질소에 담근 후 저온에서 파단시켰다. 이 파면으로부터 최종점에서의 균열의 성장량을 측정하기 위해 시험편을 두께방향으로 8등분한 9점에서 균열길이를 측정하여 계산하였다.

측정된 최종 균열길이를 예측된 값과 비교하여 만약 예측된 균열길이가 측정된 값과 상이할 때는 식(8)에 의해 보정하였다.⁽¹⁸⁾

$$a_c = a_0 + (a_p - a_0) \left[1 + \frac{a_{mf} - a_{pf}}{a_{pf} - a_0} \right] \quad (8)$$

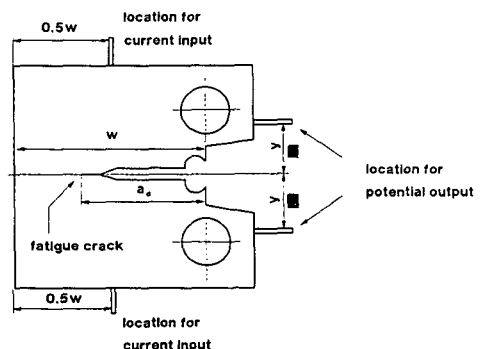


Fig. 3 Optimum location for current input lead and potential output probe

여기서, a_o 는 초기 균열길이, a_{mf} 는 측정된 최종 균열길이, a_{pf} 는 예측된 최종 균열길이이며, 시험 중 전위차법으로 예측한 균열길이, a_p 를 보정한 값이 a_c 이다.

4. 실험결과 및 고찰

4.1 시효열화에 따른 강도의 저하

538°C에서 인장시험 결과를 Table 3 및 Fig. 4에 나타내었다. Fig. 4에 보인 바와 같이 항복강도 및 인장강도는 재료의 시효열화가 진행됨에 따라 감소하는 경향을 나타내었다. 항복강도의 경우 25,000시간 시효열화재료는 열화되지 않은 신재에 비해 강도가 10% 감소하였으며, 50,000시간 시효열화재는 19% 감소하였다. 75,000시간, 100,000시간의 시효열화재의 경우에는 강도가 조금씩 더 감소해

신재에 비해 각각 22%, 23%만큼 감소하였다. 즉, 고온열화에 의한 항복 강도의 감소는 초기(538°C에서 50,000시간까지)에 두드러지며 50,000시간 이후에는 강도의 감소율이 둔화되는 경향을 나타내었다.

4.2 시효열화에 의한 J-R곡선 및 J_{IC} 값의 변화

Figs. 5~9는 각 시험편에서 ASTM E813에 준하여 얻은 데이터를 나타내고, 이 곡선에서 계산된 J_{IC} 값 J-R 곡선 데이터를 Table 4에 나타내었다. 또한 각 시험편의 시효열화 정도에 따른 J_{IC} 값의 변화를 Fig. 10에 나타내었다. Figs. 5~9상에는 각각 J_{IC} 값 결정에 필요한 둔화곡선(blunting line), 0.15 mm/2.0 mm 배제곡선(exclusion line) 및 0.2 mm 오프셋곡선(offset line)도 함께 표시하였다. J_{IC} 값은 두개의 배제곡선 사이에 위치하는 데이터로부터

Table 3 Tensile test results of 1Cr-1Mo-0.25V steel at 538°C

Aging time at 630°C	Simulated service time at 538°C	Yield stress(MPa)	Tensile strength(MPa)	Elongation (%)
0	0	503	566	15.3
453	25,000	452	521	16.8
933	50,000	409	483	19.9
1,382	75,000	394	458	17.6
1,820	100,000	389	475	17.1

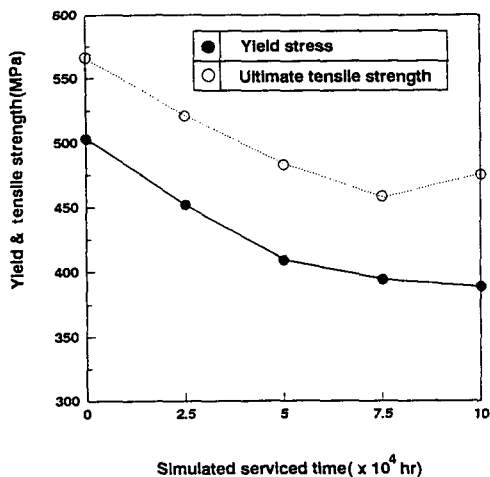


Fig. 4 Tensile test results of 1Cr-1Mo-0.25V at 538°C

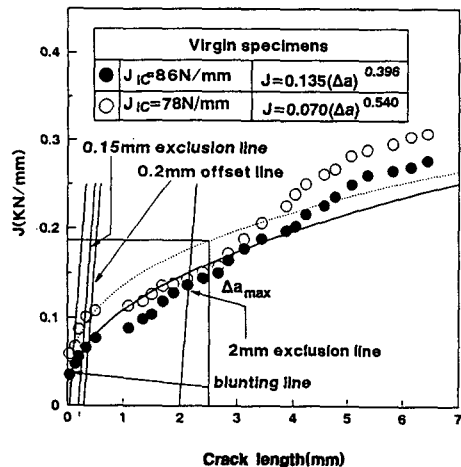


Fig. 5 J-resistance curve at 538°C for virgin specimens

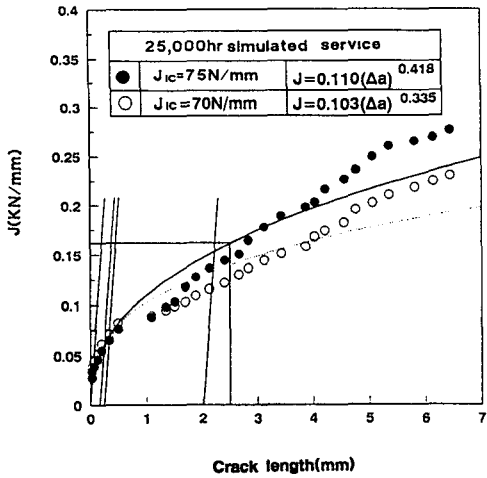


Fig. 6 J-resistance curve at 538°C for 25,000 hr simulated service specimens

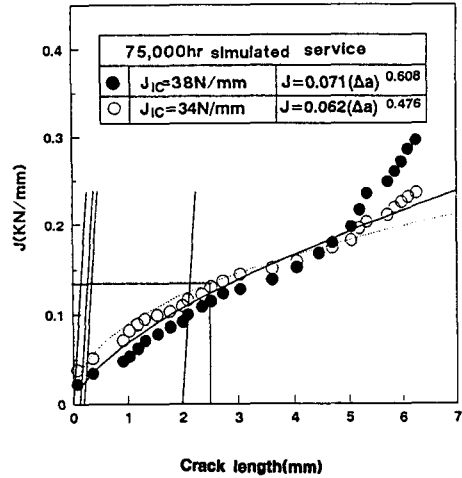


Fig. 8 J-resistance curve at 538°C for 75,000 hr simulated service specimens

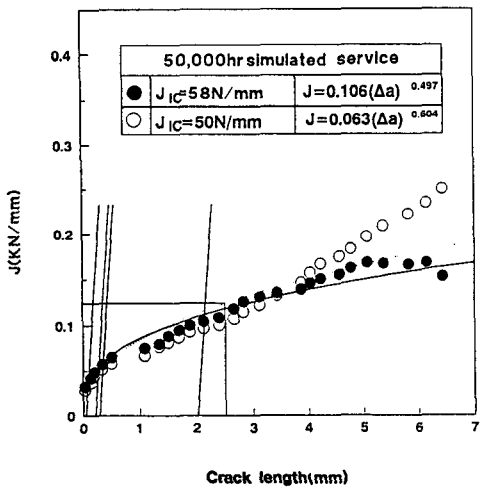


Fig. 7 J-resistance curve at 538°C for 50,000 hr simulated service specimens

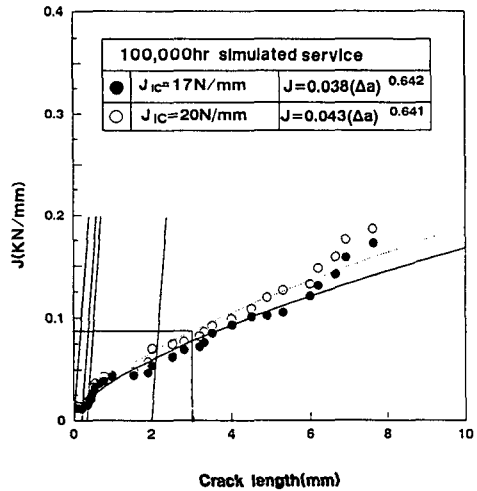


Fig. 9 J-resistance curve at 538°C for 100,000 hr simulated service specimens

구한 회귀선(power law regression line)과 0.2 mm 오브셋곡선과의 교점에서의 J-적분값이다.

Table 4와 Fig. 10에서 보면 시효열화된 정도가 심할수록 J_{IC} 값이 크게 감소함을 알 수 있다. 즉, 25,000시간, 50,000시간, 75,000시간, 100,000시간 시효됨에 따라 J_{IC} 값이 신재에 비하여 각각 12%, 34%, 54%, 77%만큼 감소하였다. 이러한 특징은 Fig. 4에 나타낸 항복강도 및 인장강도의 감소 경향과는 다른 현상이다. 즉 J_{IC} 값은 열화초기뿐만 아니라, 그 후에도 거의 선형적으로 파괴인성이 감소함을 알 수 있다.

Figs. 5~9에는 ASTM E1152 절차에 의해 결정된 J-R 곡선 데이터가 유효한 한계를 나타내는 최대 균열길이(Δa_{max})선을 함께 나타내었으며, 찢음계수 T_{max} 의 측정은 이 범위에서만 유효하다. 이 범위밖에서의 찢음계수를 결정하기 위해서는 J 값 계산에 Ernst가 제안한 수정 J값(modified Jvalue, J_M)⁽¹⁹⁾ 평가식을 사용하여야 한다는 것으로 알려져 있다. Figs. 5~9에서 알 수 있듯이 균열이 3.5~5.0 mm 성장한 후, 즉 리가멘트(uncracked ligament) 길이가 약 15 mm일때 J-R곡선의 경사가 대부분 급격히 증가하였다. 따라서 이 범위에서는

Table 4 Fracture test results of 1Cr-1Mo-0.25V steel at 538°C

Simulate service time at 538°C	Specimen I-D	J_{IC} (N/mm)	J -R curve ($J=C_1(\Delta a)^{C_2}$)	
			C_1	C_2
0	A1	86	0.135	0.396
	A2	78	0.070	0.540
25,000	B1	75	0.100	0.418
	B2	70	0.103	0.335
50,000	C1	58	0.106	0.497
	C2	50	0.063	0.604
75,000	D1	38	0.071	0.608
	D2	34	0.062	0.476
100,000	E1	17	0.050	0.781
	E2	20	0.038	0.700

J-지배 균열성장조건이 성립하지 않는다.

ASTM E1152의 유효한 범위내에서 측정된 찢김 계수 T_{mat} 의 값을 비교하기 위해 모든 J-R곡선을 Fig. 11에 나타내었으며 J-R곡선의 경사부에 해당하는 dJ/da 를 Fig. 12에 나타내 보였다. dJ/da 값은 J값을 균열길이에 대하여 1차 미분값이므로 이를 실험적으로 정확하게 나타내기에는 매우 어렵다. 따라서 Fig. 12에 보인 값은 회귀선을 미분한 식으로부터 계산한 근사값이다.

J_{IC} 의 경우와 마찬가지로 dJ/da 의 값은 열화된 재료가 신재에 비해 찢음계수가 낮게 나타나는 경향을 알 수 있다. 이러한 경향으로부터 열화재는 신재보다 불안정 균열성장(unstable crack growth)에 대한 저항력이 작음과 동시에 시효열화시킨 시간이 큰 경우일수록 저항력이 떨어짐을 알 수 있다.

본 연구에서 관찰한 바와 같이 1Cr-1Mo-0.25V 열화재는 신재에 비해 J_{IC} 값 및 T_{mat} 값이 계속적으

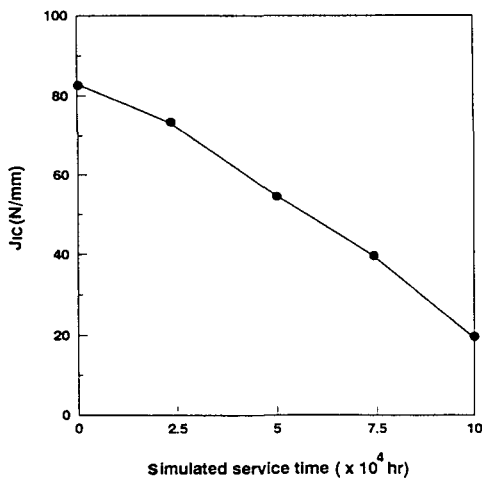


Fig. 10 Decrease of J_{IC} value as simulated service time at 538°C

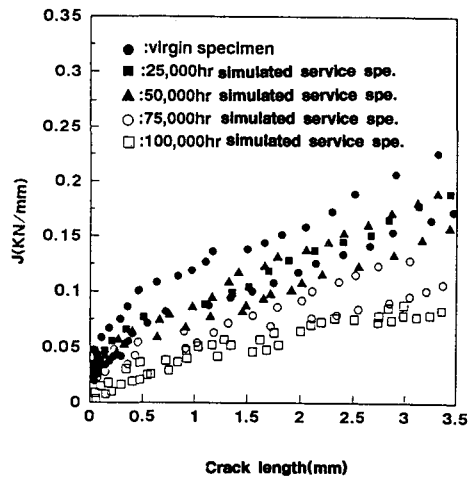


Fig. 11 Comparison of J-resistance curve 1Cr-1Mo-0.25V steel at 538°C

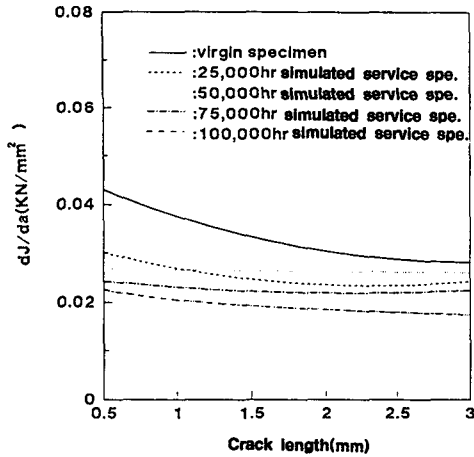


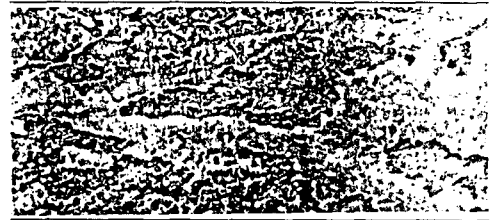
Fig. 12 The variation of dJ/da with crack extension for 1Cr-1Mo-0.25V steel at 538°C

로 감소하므로, 고온에서 사용중인 발전소 터빈로터에 균열이 탐지된 경우의 임계운전조건 및 잔여수명평가를 위해서는 발전기 제작 당시 알려진 재료물성 데이터 대신 열화된 재료의 재료물성 데이터를 사용하여야 한다. 직류전위차법의 정확도를 알아보기 위해 이 방법으로 예측한 균열의 길이와 실제 파면으로부터 측정된 균열길이를 Table 5에서 비교하였다. Table 5에서 보면 모든 시편에서 두값이 3%의 오차내에서 잘 일치하였으므로, 이 방법을 사용하여 고온에서 균열성장량을 정확히 모니터링할 수 있음을 알 수 있다.

4.3 전자현미경에 의한 열화도의 평가

앞에서 고찰된 바와 같이 열화도에 따라 파괴인성값이 저하하는 원인을 알아보기 위해 열화된 재료와 비열화된 신재의 조직차이를 주사식 전자현미경(SEM)으로 관찰하였으며 그 결과를 Fig. 13에 나타내었다. Fig. 13(a)에 보인 신재에서는 결정입계에 석출물이 관찰되지 않았으나 Fig. 13(b) 및 Fig. 13(c)에 보인 바와 같이 열화도가 증가할수록 결정입계에 석출물이 증가하였다. Fig. 13(e)의 100,000시간의 모사열화시킨 시험편 상에서는 결정입계에 석출물이 덩어리져 있음을 볼 수 있다. 이와같이 입계의 석출물의 증가가 균열시작 및 전파를 쉽게하여 파괴인성 값 및 찢김계수 값이 저하된 것으로 추측된다. 이와같은 입계의 석출물의 증가에 따라 파괴인성 값이 저하된 것으로 추측된다.

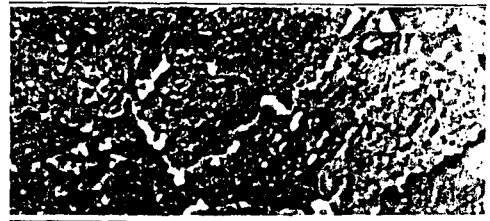
석출물의 성분을 알아보기 위해 신재와 열화재의



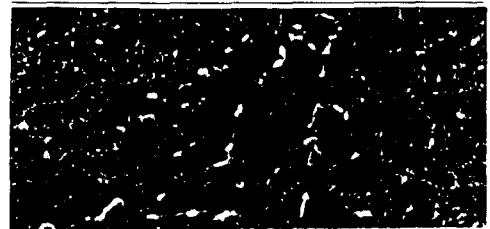
(a) Virgin specimen $4\mu\text{m}$



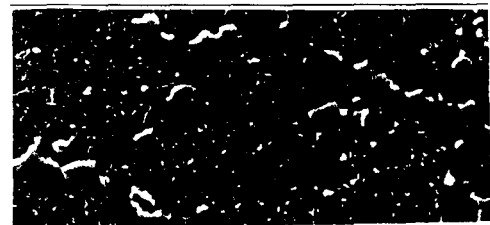
(b) 25,000 hr simulated service $4\mu\text{m}$



(c) 50,000 hr simulated service $4\mu\text{m}$



(d) 75,000 hr simulated service $4\mu\text{m}$



(e) 100,000 hr simulated service $4\mu\text{m}$

Fig. 13 Scanning electron microscopic of 1Cr-1Mo 0.25V steel at 538°C(X2500)

Table 5 Comparisons of predicted crack length and by DC electric potential drop method and measured crack length

Specimen ID	Predicted crack length(mm)	Measured crack length(mm)	Error(%)
A1	36.59	36.86	-0.74
A2	38.98	39.55	-1.46
B1	38.49	38.13	+0.94
B2	37.31	37.33	-0.05
C1	38.85	37.98	+2.24
C2	38.21	38.21	+0.00
D1	38.19	37.65	+1.41
D2	38.78	38.74	+0.10
E1	37.66	38.79	-3.00
E2	38.33	38.20	+0.34

Table 6 Difference of chemical composition of virgin and degraded materials in matrix and at grain boundary

	Virgin material		Degraded material	
	Matrix(wt %)	Grain boundary(wt %)	Matrix(wt %)	Grain boundary(wt %)
Si	0.50	0.42	0.35	0.69
P	0.00	0.00	0.00	0.57
Mo	0.00	0.00	0.05	0.06
S	0.59	0.71	0.30	3.46
V	0.09	0.17	0.15	0.45
Cr	1.14	1.28	0.97	9.80
Mn	0.74	0.81	0.76	4.60
Fe	96.93	96.08	97.07	79.80
Ni	0.31	0.53	0.35	0.56

기지조직부(matrix) 및 석출물이 나타난 입계부를 EDX(energy dispersive analysis x-ray)로 분석하였으며 그 결과를 Table 6에 나타내었다.

Table 6의 데이터를 보면 신재에서는 Fe의 함량이 기지와 결정입계에서 균열하였지만 시효열화재의 경우 결정입계에서는 Fe의 함량이 감소해 있음을 알 수 있다. 즉, 열화재에서는 입계와 기지의 성질이 균일하지 않음을 알 수 있고 결정입계가 약화되어 균열진전이 용이함을 추측할 수 있다. 또

열화된 재료의 결정입계에서는 다량의 Cr, P, Mn, S 등이 석출됨을 보여주어 P 및 S 등의 불순물이 입계에서의 Cr, Mn계 석출물의 석출을 촉진한 것을 알 수 있다. 이와 같은 입계에서의 불순물의 편석량은 사용시간에 따라 증가하며 이로 인해 고온에서 장시간 사용한 재료의 경우 기계적 성질이 점차적으로 변화하게 된다. 즉, 사용시간에 의존하는 입계석출물이나 불순물의 크기 및 분포 등의 변화 거동이 재질열화를 유발하는 미시기구로 작용하여

재료의 기계적인 특성을 변화시키고 있음을 알 수 있다.

5. 결 론

터빈로터용 소재인 1Cr-1Mo-0.25V 강에 의도적으로 규격 허용값보다 많은 P(0.01%) 및 S(0.022%)를 첨가하여 제작한 후 630°C에서 등온시효 열처리하여 5종의 시효열화도가 다른 시험편을 준비하였으며, 538°C에서 인장 및 파괴인성시험을 수행한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

(1) 1Cr-1Mo-0.25V 강은 고온에서의 시효열화가 진행됨에 따라 항복강도, J_{IC} 값 및 T_{mat} 값이 계속적으로 감소되었다. 항복강도는 538°C에서 50,000시간 사용시 19% 감소하였으나 그 이후는 사용시간에 따른 감소율이 둔화되어 100,000시간 사용시 23%까지 감소하였다. J_{IC} 는 538°C에서 50,000시간 사용시 34%, 100,000시간 사용시 77% 감소하여 사용시간에 따른 감소율이 거의 선형적으로 감소하였다.

(2) 열화가 진행됨에 따라 J_{IC} 값 및 T_{mat} 값이 감소하는 것은 P 및 S 등의 불순물이 입계에서의 석출물 형성을 촉진시킴에 따라 입계와 기지의 성분이 불균일해지고 입계가 약화되기 때문이다.

(3) 직류전위차법을 통해서 고온에서 균열길이를 정확하게(오차 3%이내), 연속적으로 평가할 수 있음을 보여주었다.

후 기

본 연구는 과학기술처 특정연구비지원 및 한전기술연구원의 연구비 지원에 의해 이루어졌으며 이에 감사의 뜻을 포함합니다. 또한 본 연구에 많은 도움을 주신 김시천씨께 감사사를 드립니다.

참고문헌

(1) 경년열화 및 수명평가 연구회, 1991, 제1회 경년열화 및 수명평가 심포지엄 논문집, pp. 1~5.
 (2) "Standard Test Method for J_{IC} , A Measure of Fracture Toughness," *ASTM E813-89*.
 (3) "Standard Test Method for Determining J-R Curves," *ASTM E1152-87*.
 (4) Rice, J. R., 1968, "A Path Independent Integral

and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks," *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 35, pp. 379~386.
 (5) Rice, J. R. and Rosengren, G. F., 1968, "Plane Strain Deformation Near Crack Tip in Power-Low Hardening Material," *Journal of Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 16, No. 1, pp. 1~12.
 (6) Hutchinson, J. W. and Paris, P. C., 1979, "Stability Analysis of J-Controlled Crack Growth," *Elastic-Plastic Fracture, ASTM STP 668*, pp. 37~64.
 (7) Abdel-Latif, A. M., Corbett, J. M., Sidey, D. and Taplin, D. M. R., 1981, "Effects of Microstructural Degradation on Creep Life Prediction of $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo Steel," *Advanced in Fracture Research*, Vol. 4, pp. 1613~1620.
 (8) Abdel-Latif, A. M. Corbett, S. M., and Taplin, D. M. R., 1982, *Metal Science*, Vol. 16, pp. 90~96.
 (9) "Standard Test Method of Tension Testing of Metallic Materials," *ASTM E8-89*.
 (10) Foster, R. L., 1984, *Proceedings of Workshop for Advanced Instrumentation for Experiments in Engineering Mechanics*.
 (11) Vassilaros, M. G. and Hackett, E. M., 1984, "J-Integral R-Curve Testing of High Strength Steels Utilizing the Direct-Current Potential Drop Method," *Fracture Mechanics : 15th Symposium, ASTM STP 833*, pp. 535~552.
 (12) Wilkowski, G. M., Wambaugh, J. O. and Prabhat, K., 1984, "Single Specimen J Resistance Curve Evaluation Using the Direct-Current Electric Potential Method and a Computerized Data Acquisition System," *Fracture Mechanics : 15th Symposium, ASTM STP 833*, pp. 553~576.
 (13) Bakker, Ad., 1985, "A DC Potential Drop Procedure for Crack Initiation and R-Curve Measurements During Ductile Fracture Tests," *Elastic-Plastic Fracture Test Methods, ASTM STP 856*, pp. 394~410.
 (14) Marshall, C. W., Held, P. R., Landow, M. P. and Mincer, P. N., 1990, "Use of the Direct Current Electric Potential Method To Monitor Large Amounts of Crack Growth in Highly Ductile Metals," *Fracture Mechanics : 21st Sym-*

- posium*, *ASTM STP* 1074, pp. 581~593.
- (15) Schwalbe, K., Hellmann, D., Heerens, J., Knaack, J. and Roos, J. M., 1985, "Measurement of Stable Crack Growth Including Detection of Initiation of Growth Using the DC Potential Drop and the Partial Unloading Methods," *Elastic-Plastic Fracture Test Methods*, *ASTM STP* 856, pp. 338~362.
- (16) Saxena, A., 1980, "Electrical Potential Technique for Monitoring Subcritical Crack Growth at Elevated Temperature," *Engineering Fracture Mechanics*, No. 13, pp. 741~750.
- (17) Johnson, H. H., 1965, "Calibrating the Electrical Potential Method for Studying Slow Crack Growth," *Material Research and Standard*, Vol. 5, No. 9, pp. 442~445.
- (18) Saxena, A. and Han, J., 1986, "Evaluation of Crack Tip Parameters for Characterizing Crack Growth Behavior in Creeping Material," *Technology*, *ASTM, Task Group Report, Joint Task Group* E24. 08. 07/E24. 04. 08.
- (19) Ernst., H. A., 1983, "Material Resistance and Instability Beyond J-Controlled Crack Growth," *Elastic Plastic Fracture*, *ASTM STP* 803, Vol. I, pp. 191~213.
- (20) 권재도, 1992, "장기사용 Cr-Mo강 열화재의 파괴인성평가와 수명예측" 대한기계학회논문집, 제16권, 제8호, pp. 1421~1428.