

K-R 손상이론에 의한 316LN 스테인리스강의 크리프 설계

김우곤* · 김대환** · 류우석**

(2000년 7월 15일 접수)

Creep Design of Type 316LN Stainless Steel by K-R Damage Theory

Woo-Gon Kim, Dae-Whan Kim and Woo-Seog Ryu

Key Words: Damage Parameter(손상파라미터), 316LN Stainless Steel(316LN 스테인리스강), Kachanov-Rabotnov Creep Damage(K-R 크리프손상), Monkman-Grant Strain(M-G 변형), Creep Rate(크리프 속도), Creep Cavity(크리프 기공)

Abstract

Kachanov-Rabotnov(K-R) creep damage theory was reviewed, and applied to design a creep curve for type 316LN stainless steel. Seven coefficients used in the theory, *i.e.*, A , B , k , m , λ , r , and q were determined, and their physical meanings were analyzed clearly. In order to quantify a damage parameter (ω), cavity amount was measured in the crept specimen taken from interrupted creep test with time variation, and then the amount was reflected into K-R damage equations. Coefficient λ , which is regarded as a creep tolerance feature of a material, increased with creep strain. Master curve with $\lambda=2.8$ was well coincided with an experimental one to the full lifetime. The relationship between damage parameter and life fraction was matched with the theory at exponent $r=24$ value. It is concluded that K-R damage equation was reliable as the modelling equation for type 316LN stainless steel. Coefficient data obtained from type 316LN stainless steel can be utilized for life prediction of operating material.

기호설명	
A : 시편의 단면적	q, r : Rabotnov's 손상식 지수
A_e : 시편의 유효 단면적	t : 시간
A_o : 시편의 초기 단면적	t_R : 파단 시간
A, B : Rabotnov's 손상식 상수	ϵ, ϵ_c : 크리프 변형
K : Power-law 상수	$\dot{\epsilon}, \dot{\epsilon}_c$: 크리프 변형 속도
k, m : Power-law 응력지수	ϵ^* : Monkman-Grant(M-G) 변형
P : 하중	$\dot{\epsilon}_o$: σ_o 응력에서의 크리프속도
	ϵ_R : 크리프 파단 연신율
	λ : 크리프 상수
	ν : Kachanov's 손상식 응력지수
	σ : 응력
	σ_o : 초기응력
	σ_t : 시간 t 에서의 응력

* 회원, 한국원자력연구소 원자력재료기술개발팀
E-mail : wgkim@kaeri.re.kr

TEL : (042)868-2493 FAX : (042)868-8346

** 한국원자력연구소 원자력재료기술개발팀

ω : 손상 파라미터
 ω_f : 파단시의 손상 파라미터

1. 서 론

원자력발전소에 사용되는 많은 구조물들은 크리프 현상을 유발하는 온도영역에서 작동되므로 여러 설계 변수 중에서도 크리프 성질이 중요하게 고려된다.^(1,2) 고온 크리프 설계에는 파단까지의 사용시간, 영구변형률, 허용응력 등의 설계기준을 정하여 제한하지만 사용재료의 하중조건, 온도, 응력형태, 열적-화학적 안정성 등과 같은 많은 변수들의 상호작용에 의하여 재료의 수명은 감소하며, 설계시에 예측하지 못한 갑작스런 파 단을 수반하기도 한다. 그래서 고온 구조물을 정확히 설계하고 해석하기 위해서는 응력, 변형률, 시간과 온도 등의 상호관계를 나타내는 구성방정식(constitutive equation)에 재료의 손상 거동을 반영하지 않으면 계산결과의 정확도는 모호해 질 수 있다.^(3,4)

현재 원자력 구조 재료로는 304L이나 316L 스테인리스강이 많이 사용되고 있으며, 최근에는 질소가 0.07 % 이상 첨가된 316LN 스테인리스강이 개발되고 있다. 316LN강은 316L강에서 나타나는 탄화물 석출에 따른 예민화 거동을 보다 안정화시키고 고온강도와 크리프 특성을 향상시킨 것으로 원자력발전소의 일차계 고온구조재료로 주목받고 있는 재료이다.^(2,5) 이러한 오스테나이트 스테인리스강의 대표적인 크리프 손상유형은 입계에서의 탄화물 및 제2상의 석출물 등에서 발생하는 크리프 기공(cavity)으로 알려져 있다.⁽⁶⁾ 이들 재료의 손상을 정량화하여 구성방정식에 반영할 수 있는 손상이론으로는 연속체 손상역학 개념을 도입한 Kachanov-Rabotnov(K-R) 이론이 있다. 이 이론은 손상 매개변수로 재료내의 미소균열이나 공공(void)의 생성으로 보고, 공공은 재료내의 내부응력이 점차 증가됨에 따라서 증가하며 공공들에 의해 유효 단면적은 줄어들어 최종 파단에 이르는 과정을 상태 매개변수인 손상 파라미터, ω 를 취하고 이것을 연속체로 나타내고 있다. 이 이론은 대부분의 크리프 해석에서 취급하는 1차 및 2차 크리프를 다루고 있는 것과는 달리 파손이 일어나는 3차 크리프 영역을 포함하기 때문에 보다 타당성이 있는 것으로 판단되고 있다.

K-R 손상 이론에 대해 Marriott, Penny 등은^(7,8) 알루미늄재료에 대해 여러 응력별로 실험치를 얻어 계산치를 비교한 결과 잘 일치하였고, 또한,

Mclean, Cane, Stamm, Belloni 등은⁽⁹⁻¹²⁾ Nimonic 80A 합금강, 저 합금강, 2.25%Cr-1Mo강, AISI 310 스테인리스강에 대해 손상 파라미터 cavity의 밀도변화가 파단을 나타내는 합리적인 인자가 될 수 있다고 하였으며, cavity를 정량화하기 위하여 여러가지 측정법을 시도하였다. 그러나 원자력발전소의 고온 구조재료로 개발되고 있는 질소가 첨가된 316LN강에 대하여는 K-R 손상식을 적용 분석한 결과는 없으므로 이 식의 활용성 관계를 확인할 필요가 있다.

본 연구에서는 K-R 크리프 손상식을 이론 해석하여 316LN 스테인리스강에 이를 적용시켜 수명예측에 사용되는 각 상수 값들을 결정하고, 이들 상수 값으로 계산된 이론치와 실험치를 비교하여 K-R 손상식의 적용성 관계를 논의하였으며, 각 상수들이 주는 물리적 의미를 분석하였다.

2. 크리프 시험

시험에 사용된 316LN 스테인리스강은 두께 40mm의 상용 압연판재(CNG)와 두께 15 mm의 시험용 합금 판재(KNG)이며 화학조성은 Table 1과 같다. 크리프 시험은 압연방향이 시험편의 길이 방향이 되도록 채취하여 1100 °C 에서 1시간 동안 용체화 열처리 후 수냉하였다. 용체화 처리된 시험편은 게이지 길이가 30 mm 이고 직경이 6 mm 인 봉상의 크리프 시험편으로 가공하였다. 시험편의 게이지 길이부에 대해서는 SiC 연마지로 #1000번 까지 시험편의 길이방향으로 표면 연마하여 기계가공에 의한 표면 결함을 제거하였다. 크리프 시험은 일정 하중방식 시험기로 수행하였으며, 시험편의 온도측정은 시험편의 게이지 길이 중앙부에 열전대를 설치하여 측정하였으며, 온도 편차는 ASTM 오차 범위 ± 2 °C 이내로 제어하였다.

크리프 시험은 CNG 시험편으로 500 시간 정도의 파단시간이 예상되는 620 °C, 260 MPa 조건에서 공기 중에서 수행하였다. 본 시험은 우선 620 °C, 260 MPa 조건에서 시험편의 파단까지 크리프 시험을 수행한 후 동일한 크리프 조건에서 크리프 시

Table 1 Chemical composition of type 316LN stainless steel(wt. %)

S.P.	Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N
CNG	bal.	0.023	0.55	0.87	0.020	0.001	18.50	10.70	2.51	0.13
KNG	bal.	0.019	0.63	0.97	0.018	0.004	17.26	12.35	2.41	0.10

간을 20 h, 130 h, 327 h, 430 h, 457 h(파단)의 5 단계에서 시험을 각각 중단하는 interrupted creep test를 하였다. 각 단계로 실험이 끝난 시편은 가스퀵칭으로 냉각하고, 게이지 중심부분에 대하여 시편의 길이방향으로 시편을 채취하여 전해연마한 후 주사전자현미경(JEOL, JSM-5200)으로 크리프 변형에 의한 cavity 생성정도를 관찰하였다.

3. K-R 손상식의 해석

Kachanov는 재료내부의 공공에 기인한 단면적의 유효손실을 연속체 손상으로 표현하였다. 외적 작용하중에 상당하는 내부응력은 시간이 증가함에 따라서 증가하고, 손상도 축적되어 증가한다. 이와 같이 시간에 따른 손상 정도를 정량적으로 표현하기 위하여 유효 단면적(A)의 감소를 수식화하였다. 원래 단면적(A_0)에 대한 남아있는 유효 단면적 A_t 의 비를 손상 파라미터, ω 로 표현하고 이것을 연속체(continuity)로 나타내며, ω 가 1인 조건을 손상의 상한치인 파단조건으로 한다.

초기 단면적 A_0 에 하중 P 가 작용하면 초기응력 σ_0 는 $\sigma_0 = P/A_0$ 이고, 시간 t 이후 시편 내의 유효응력 σ_t 는 손상이 축적됨에 따라서 단면적은 식 (1)과 같이 감소된다.

$$A_t = A_0(1 - \omega) \quad (1)$$

여기서 $(1 - \omega)$ 는 t 시간에서 면적 손실비율로서 면적 손실은 미소균열, 공공 등의 조합으로 일어난다. 시간 t 에서의 유효응력은

$$\sigma_t = \sigma_0 \frac{A_0}{A_t} = \frac{\sigma_0}{(1 - \omega)} \quad (2)$$

로 되고, 손상 파라미터 $\omega = (1 - A/A_0)$ 이며, 연속체와 응력의 관계는 대부분의 크리프 영역이 power law 영역에 해당되므로 power law를 따른다고 가정하면, 손상속도(damage rate)는

$$\frac{d\omega}{dt} = K \sigma_t^\nu \quad (3)$$

로 되며, 식 (2)와 식 (3)의 관계로부터

$$\frac{d\omega}{dt} = K \sigma_0^\nu (1 - \omega)^{-\nu} \quad (4)$$

로 된다. 여기서 시간 $t = 0$ 에서 $\omega = 0$ 로 초기의 손상이 없는 완전한 연속체의 상태이고, 시간 $t = t_R$ 에서 $\omega = 1$ 은 연속체의 불완전한 상태인 파단조건을 따른다고 하면, 식 (4)를 시간 $t = 0$ 에서 $t = t_R$ 까지 적분하면, 식 (5)가 된다. 식 (5)는 Kachanov의 취성파괴 수명식이 되며 보통 $\log \sigma - \log t$ 의 관계로 표시된다.

$$\int_0^1 (1 - \omega)^\nu d\omega = \int_0^{t_R} K \sigma_0^\nu dt$$

$$t_R = \frac{1}{K(1 + \nu) \sigma_0^\nu} \quad (5)$$

Rabotnov는 크리프 변형과 파단시간을 동시에 예측하기 위하여 Kachanov 개념을 보다 일반화시켰다. ω 를 균열의 상태변수($0 \leq \omega \leq \omega_f$)로 정의하고, 초기 1차 크리프 단계의 탄성과 소성 변형은 무시한다. 시간변화에 따른 크리프 변형과 손상은

$$\frac{d\epsilon}{dt} = f_1(\sigma, \omega)$$

$$\frac{d\omega}{dt} = f_2(\sigma, \omega)$$

로 되고 f_1 과 f_2 에 대해 power law로 나타내면

$$\frac{d\epsilon}{dt} = A \sigma^m (1 - \omega)^{-a} = \frac{\dot{\epsilon}_0}{(1 - \omega)^a} \quad (6)$$

$$\frac{d\omega}{dt} = B \sigma^k (1 - \omega)^{-r} = \frac{\dot{\omega}_0}{(1 - \omega)^r} \quad (7)$$

로 된다. 실제 크리프 변형은 취성파괴이므로 $\sigma = \sigma_0$ 로 한다. 식 (7)을 적분하면

$$(1 - \omega)^{1+r} = 1 - B(1+r) \sigma_0^k t \quad (8)$$

이 되고 식 (8)의 $(1 - \omega)$ 를 식 (6)에 대입하고 필요한 적분을 하면

$$\epsilon = \dot{\epsilon}_0 (1 - \omega)^{-a}$$

$$\int \frac{1}{\dot{\epsilon}_0} d\dot{\epsilon} = \int [1 - B(1+r) \sigma_0^k t]^{-\frac{r}{1+r}} dt$$

결국, 크리프 변형은

$$\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0 t_R} = \lambda \left[1 - \left(1 - \frac{t}{t_R} \right)^{1/\lambda} \right] \quad (9)$$

$$\begin{aligned} \epsilon &= \lambda \dot{\epsilon}_0 t_R \left[1 - \left(1 - \frac{t}{t_R} \right)^{1/\lambda} \right] \\ &= \lambda \epsilon^* \left[1 - \left(1 - \frac{t}{t_R} \right)^{1/\lambda} \right] \end{aligned} \quad (10)$$

되고, 여기서

$$t_R = \frac{1}{B(1+r) \sigma_0^k} \quad (11)$$

$$\epsilon^* = \lambda^{-1} \dot{\epsilon}_0 t_R \quad (12)$$

$$\epsilon^* = \dot{\epsilon}_0 t_R = A \sigma_0^m t_R \quad (13)$$

$$\lambda = \frac{1+r}{1+r-q} \quad (14)$$

$$\epsilon_R = \frac{\lambda}{1+r} \cdot \frac{A}{B} \cdot \sigma_0^{m-k} \quad (15)$$

이 된다.

일정시간에서의 크리프 손상 파라미터와 크리프 변형은 식 (8) 및 식 (10) 으로부터 수명비 (life fraction) 형태로 다시 쓰면 식 (16)과 식 (17) 로 나타낼 수 있다.

$$(1-\omega)^{1+r} = 1 - \frac{t}{t_R} \quad (16)$$

$$\epsilon = \epsilon_R \left[1 - \left(1 - \frac{t}{t_R} \right)^{1/\lambda} \right] \quad (17)$$

4. 결과 및 고찰

4.1 K-R 손상식의 적용

고온재료를 K-R 손상식에 적용하려면 곡선의 형태를 결정하는 온도 및 재료 의존 상수 A, B, k, m, λ, r, q 들의 결정이 필요하며 이를 위해서는 실험치가 요구된다. Fig. 1은 316LN 스테인리스강의 620 °C 및 260 MPa의 일정하중 크리프 조건하에서 얻은 시간-크리프 곡선을 관계를 나타낸 것이다. 크리프 변형은 초기의 1차 크리프 변형을 제외한 ε - ε₀ 값을 나타내었다. 크리프 파단시간은 457.2 시간이며, 정상상태 크리프 속도는 8.5 × 10⁻⁸ s⁻¹ 로 측정되었다. 제3차 크리프

시작시간을 0.2 % offset 변형 방법으로 조사하면 약 300시간 정도로 나타났다.

Fig. 2는 식 (17) 을 사용하여 계산한 것으로서 상수 λ = 2, 3, 4, 5, 6의 변화에 따른 크리프 수명비(life fraction, t/t_R)와 파단 연신율에 대한 크리프 변형비(strain fraction, ε/ε_R)의 변화 관계를 나타낸 마스터 곡선이다. λ 값의 커짐에 따라서 ε/ε_R 는 감소되고 있으며, 그 값이 더욱 커질수록 λ 상수들 간의 간격은 좁아지며, 수명비의 80 % 이후가 되면 λ 값에 따라 매우 큰 차이를 나타내며 급격히 변형이 증가되고 있다. 그리고 316LN 강 of 실험치를 적용하면 λ = 3.0 일 때 곡선의 형태가 거의 같은 모양으로 잘 일치되고 있다.

Fig. 3 은 식 (10)을 사용하여 M-G 변형에 대한 크리프 변형비 즉 ε/ε*를 t/t_R에 대하여 나타낸 마스터 곡선이다. λ 값이 작아질수록 ε/ε*의

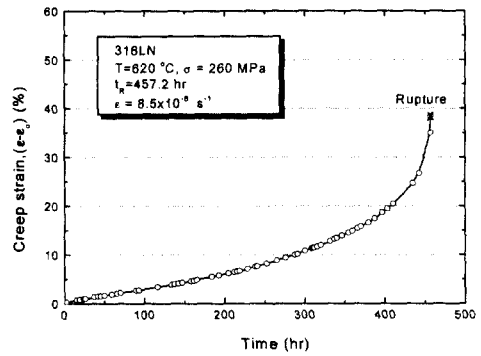


Fig. 1 Creep curve of interrupted creep test at 620 °C, 260 MPa for type 316LN stainless steel

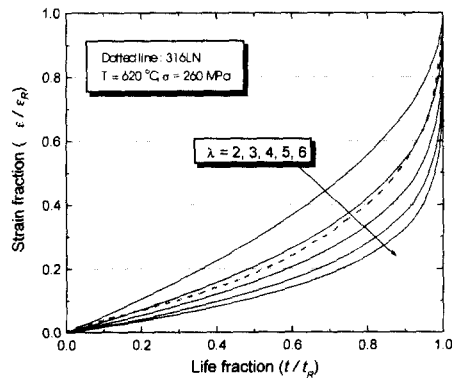


Fig. 2 Variation of strain fraction(ε/ε_R) with life fraction(t/t_R) for type 316LN stainless steel

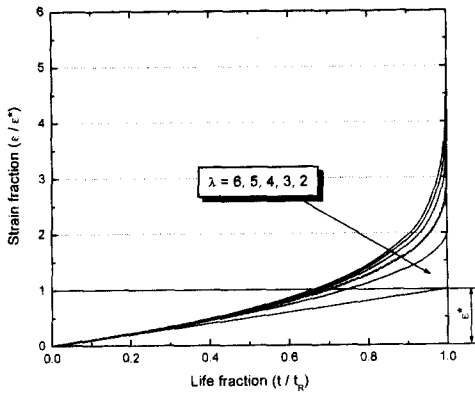


Fig. 3 Variation of strain fraction(ϵ/ϵ^*) with life fraction(t/t_R) for type 316LN stainless steel

변형비 값은 작아지며, 각 곡선들간의 간격은 λ 값이 커질수록 각 커브들간의 간격은 조밀해진다. 반대로 ϵ/ϵ_R 변형비의 값은 λ 값이 커질수록 작아짐을 알 수 있다.

그림에서 $\lambda = 1$ 인 경우는 손상이 되지 않은 재료를 의미하며, ϵ^* 은 M-G 변형으로 파단에서는 변형량은 $\epsilon_R = \lambda \cdot \epsilon^*$ 로 λ 의 배수가 된다. 따라서 상수 λ 가 주는 의미는 크리프 저항성을 나타냄을 알 수 있고, 마지막 10%에서는 변형이 급격히 증가된다. 결국 λ 는 크리프 곡선의 모양을 결정하는 상수가 되므로 그 값의 결정에는 조심스러운 결정이 필요하다.

본 실험에서 316LN강에 대하여 측정한 최소크리프 속도와 파단시간의 관계를 적용하여 M-G strain, ϵ^* 를 계산하면, $\epsilon^* = t_R \cdot \dot{\epsilon}_o = 457.2 \times 3600 \times 8.5 \times 10^{-8} \text{ s}^{-1} = 0.14$ 가 된다. 또한, M-G 변형의 계산치와 실험 측정치인 파단 연신율의 관계를 식 (12)를 사용하여 λ 값을 계산하면 $\lambda = \epsilon_R / \epsilon^* = 0.39 / 0.14 = 2.8$ 이 된다. $\lambda = 2.8$ 값을 사용하여 계산 후 ϵ/ϵ^* 와 t/t_R 관계로 나타내면 Fig. 4와 같은 마스터 곡선이 그려진다.

Fig. 4는 316LN강의 실험에서 얻은 측정치인 $\lambda = 2.8$ 로 할 경우 이론 계산치와 실험치를 비교한 것으로 이론 계산치는 실험치와 거의 잘 일치하고 있음을 알 수 있다. 그리고 316LN강에 대하여 온도 및 온도 의존성을 알아보기 위하여 550 °C에서 여러 응력별로 크리프 시험된 당 실험실의 KNG 시편에 대하여 얻은 크리프 data를 이용하여 나타내면 Fig. 5와 같다.

Fig. 5는 크리프 시험 온도 및 응력에 관계없이

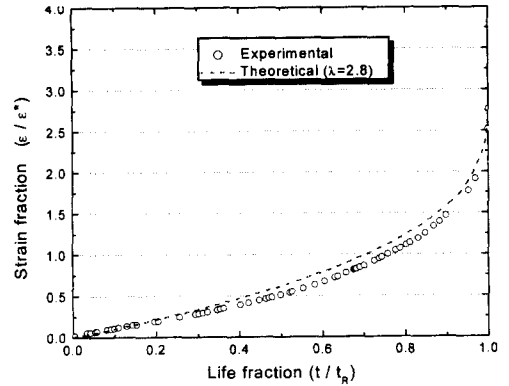


Fig. 4 Experimental and theoretical creep curves of strain fraction(ϵ/ϵ^*) with life fraction(t/t_R) for type 316LN stainless steel

초기단계에서는 실험치와 이론치는 매우 잘 일치하고 있으며, 수명비 $t/t_R = 0.8$ 이후부터는 다소 차이가 있다. 전체적인 크리프 곡선의 모양은 시험응력이나 온도에 관계없이 $\lambda = 2.8$ 의 계산값에 따라 잘 일치되고 있음을 확인할 수 있다. 따라서 316LN강은 $\lambda = 2.8$ 로 결정할 수 있으며, power law 크리프일 경우 316LN 스테인리스강에 K-R 손상식을 적용하면 온도나 응력에 관계없이 크리프 곡선의 모양을 잘 묘사할 수 있을 것으로 판단된다.

Fig. 6은 λ 값의 변화에 따른 t/t_R 과 변형속도비, $\dot{\epsilon}_c / \dot{\epsilon}_o$ 의 관계를 계산 후 나타낸 것으로 λ 값을 알면 크리프속도의 변화를 예측할 수 있다. 크리프 속도비의 관계식은 식 (10)을 미분하면 얻을 수 있다.

$$\frac{\dot{\epsilon}_c}{\dot{\epsilon}_o} = \frac{1}{\left(1 - \frac{t}{t_R}\right)^{(\lambda-1/\lambda)}} \quad (18)$$

그림에서 $\lambda = 2.8$ 일 경우 파단수명의 80% 이후부터는 초기 변형속도의 약 3배치를 가지며 80% 이상의 수명비에서는 크리프 변형속도가 급격히 증가되고 있음을 알 수 있다. 이상의 수명시간에 따른 크리프 변형과 속도결과로부터 파단시간을 기준으로 크리프 변형량과 변형속도를 추정할 수 있다. 이러한 고온 크리프 변형하에서 관찰되는 취성파괴의 대부분은 입계에서 성장하는 void나 cavity와 관련되므로 이들의 kinetic를 이해하는 것이 필요하다.

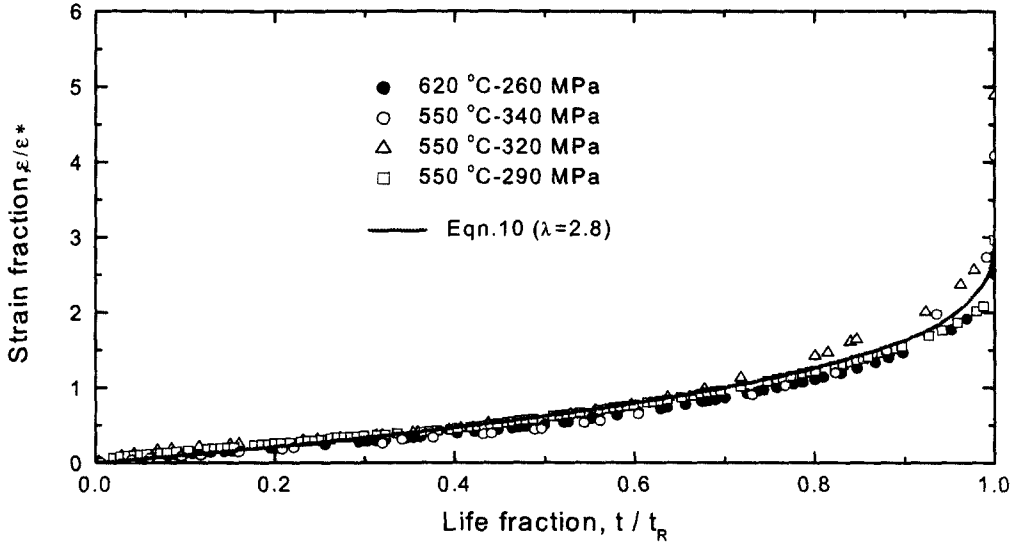


Fig. 5 Normalized creep strain accumulation data for type 316LN stainless steel

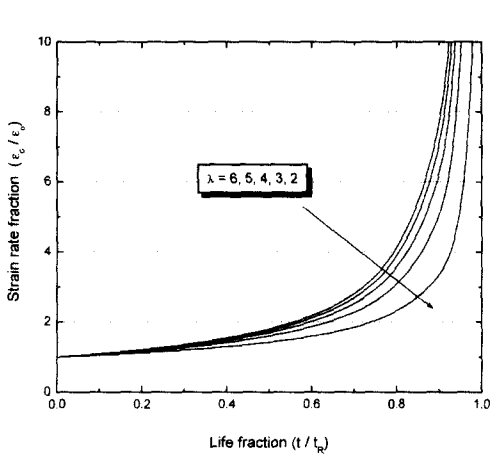


Fig. 6 Plot of strain rate fraction with life fraction

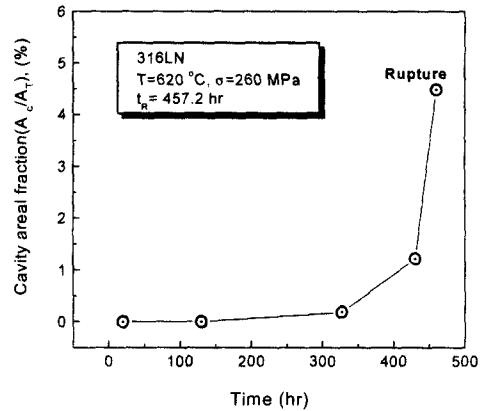


Fig. 7 Cavity area fraction during creep at 620 °C, 260 MPa for type 316LN stainless steel

Fig. 7은 크리프 변화에 따른 손상 파라미터, ω 를 정량화하기 위하여 620 °C, 260 MPa의 크리프 조건하에서 interrupted creep test로 5단계의 시간별로 cavity 밀도 변화의 측정 결과를 나타낸 것이다. 그림에서 볼 수 있듯이 제3차 크리프가 시작되는 300시간 이후부터 크리프 cavity가 급격히 증가되고 있으며 파단시간에서 가장 많은 양을 보인다.

Fig. 8은 200배의 SEM 사진에서 관찰한 것으로 cavity 숫자는 변형량이 많을수록 증가되며, cavity 크기는 300시간 이하에서는 200 μm^2 이하의 것

이 관찰되었고, 430시간(24% 변형률) 이상에서는 400 μm^2 이하의 것들도 관찰되었다. 파단시편에서는 크리프 손상에 영향을 준 것으로 판단되는 800 μm^2 이상의 것도 관찰되었다. Cavity 면적도 300시간 이후부터 크게 증가하였다. 결국 316LN 스테인리스강에서 관찰되는 cavity 양은 1차 및 2차 크리프 단계에서는 매우 적으나 제3차 단계로 진행하면 크게 증가되므로, 이것을 손상 파라미터 식 (19)에 적용하여 계산하여 그려보면 Fig. 9와 같은 마스터 곡선을 얻는다.

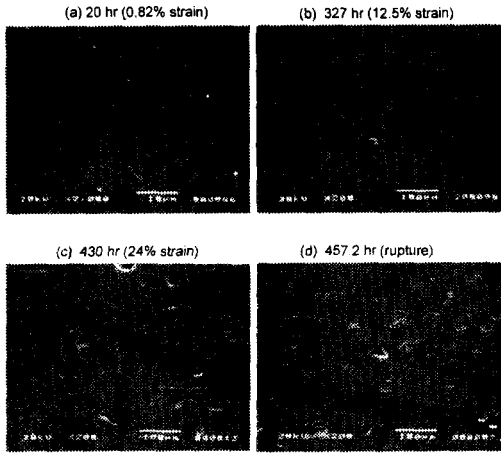


Fig. 8 Cavity growth during interrupted creep test at 620 °C, 260 MPa for type 316 stainless steel

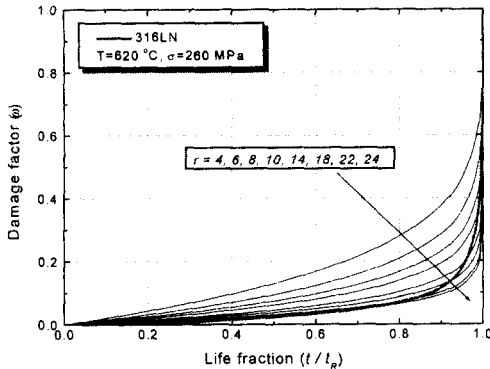


Fig. 9 Variation of damage factor(ω) with life fraction(t/t_R) for type 316LN stainless steel

Fig. 9는 식 (16)을 ω 의 식 (19)로 변형시켜서 t/t_R 과 ω 의 변화 관계를 나타낸 것이다. r 의 변화에 따른 수명비와 ω 의 관계를 보면 r 값이 커질수록 손상 파라미터의 값이 작아지고 있으며 그 간격은 좁아지고 있다.

$$\omega = 1 - r+1 \sqrt[1+r]{1 - \frac{t}{t_R}} \quad (19)$$

따라서 r 값은 크리프 저항성을 나타내는 의미를 내포하고 있으며, 파단수명의 80% 이후부터 대부분의 손상이 일어나고 있음을 볼 수 있다.

실험 측정치를 비교하여 보면 수명의 80%까지는 $r = 24$ 값에 근접하나 80% 이후에는 급격히 증가하여 그 값을 결정하기 곤란함을 알 수 있다. 그러나 80% 이후의 수명비에서는 큰 의미를 주지 못하므로 파단수명의 80%까지 실험치를 적용한다면 $r=24$ 로 결정할 수 있다. 그리고 316LN강에 대하여 얻어진 λ 및 r 값을 이용하여 식 (14)로 상수 q 를 계산하면 $q = 16.6$ 로 매우 높은 값을 보였다. 따라서 질소가 첨가된 316LN강은 수명비의 80% 이상까지 cavity가 잘 발생이 되지 않고, 그 이후에서는 cavity가 내부응력에 의해 급격히 개방되면서 빠른 시간 내에 파손이 되는 재료로 생각할 수 있다. 이런 파괴를 보이는 재료들의 대부분은 강도가 높은 재료에서 관찰되는데 이는 질소 첨가에 의한 고용강화 효과로 고온 강도가 높기 때문으로 판단된다.

4.2 크리프 상수 값들의 결정

크리프 손상식에 사용되는 모든 상수는 $A, B, k, m, \lambda, r, q$ 의 7개 상수로서 k, m 은 응력지수, q, r 은 손상 파라미터 지수로서 ω 와 관련이 되고, A, B 는 온도 및 재료상수, 그리고 λ 는 크리프 저항성을 나타내는 상수로서 q 와 r 값에 의해 결정됨을 각 식으로부터 알 수 있다. q, r 의 경우는 그 값이 커질수록 크리프 저항성이 좋은 재료이며, λ 의 경우는 반대로 그 값이 낮아수록 크리프 변형이 잘되지 않는 재료임을 알 수 있다.

7개의 상수 중 λ, r, q 는 연속 크리프 시험으로부터 측정되는 크리프속도, 파단 연신율과 그리고 손상 파라미터를 이용하여 관련 손상식에 적용시켜 계산하고, 손상식의 이론 계산치와 가장 근접하게 그려지는 마스터 곡선의 상수 값을 선택하면 된다. 그러나 A, B, k, m 의 상수들은 최소 2개 이상의 많은 크리프 시험 데이터가 요구된다. 즉 상수 A, m 은 식 (6)과 식 (13)에서처럼 $\log \sigma - \log \dot{\epsilon}$ 의 여러 data의 기울기로부터 계산으로 얻을 수 있다. 그리고 상수 B, k 는 크리프 파단시험에서 얻어지는 $\log \sigma - \log t_R$ 의 관계에서 여러 data의 기울기 값으로 지수 k 를 구할 수 있고, B 값은 식 (11)을 계산하면 된다. 본시험에서 사용된 316LN강에 대한 응력지수 m, k 값은 당 실험실에서 기 생산된 크리프 데이터를 이용하면^(2,13) $m = 7.3, k = 9.0$ 로 나타났고, 이를 이용하여 재료상수 A, B 를 각각 계산하여 구하면 $A \approx 1.98 \times 10^{-25} \text{ (MPa}^{-1} \text{s}^{-1}), B \approx 4.48 \times 10^{-30} \text{ (MPa}^{-1} \text{s}^{-1})$ 로 계산되었다. 이들 값에 대하여 상용 316 스테인러

스강의 650 °C에서의 보고된 결과를 비교하여 보면⁽¹⁴⁾ $m = 7.9$, $A = 1.60 \times 10^{-27}$ (MPa⁻¹s¹)로 거의 유사한 결과치를 보이고 있음을 알 수 있다.

5. 결 론

K-R 손상식을 이론 해석하고 316LN강에 적용하여 크리프 곡선을 설계하였다. 손상식에 사용될 손상 파라미터, ω 를 정량화하기 위하여 크리프 cavity 양을 크리프 시간별로 측정하여 이를 손상식에 반영하였다. 계산에 사용될 7개 상수 A , B , k , m , λ , r , q 의 값들을 얻었으며 물리적 의미도 파악하였다. 316LN강에서의 K-R 손상식의 적용 결과 이론 예측치는 실험치와 잘 일치하였으며 파단수명까지 크리프 곡선의 모양을 완전하게 잘 묘사하였다. 크리프 곡선의 형태를 결정하는 상수 λ 는 2.8이었으며, 그 값이 증가할수록 크리프 변형은 크게 되었다. t/t_R 과 손상 파라미터 ω 의 변화관계는 r 값이 클수록 ω 값은 감소하며 80% 수명비 이후에는 급격히 증가하였다. 316LN강의 r 값은 24 이었으며 수명비의 80% 이후부터 측정치는 이론치를 잘 따르지 않고 급격히 증가되는 것으로 나타났다. 결국 K-R 크리프 손상식은 316LN강의 크리프 곡선을 잘 묘사하므로 본 결과의 상수 값을 이용하면 파단수명의 예측이나 사용중인 구조물의 잔존수명을 예측 평가하는데 활용할 수 있다.

후 기

본 연구는 과기처에서 시행한 원자력중장기연구개발사업중 원자력재료기술개발과제 노심재료 및 종합 DB 구축분야에서 수행한 것입니다.

참고문헌

- (1) 류우석, 김우곤 외, 1998, "액체금속로 구조재료 개요," KAERI/AR-487/98.
- (2) 김우곤, 김대환, 류우석, 2000, "316L(N) 스테인리스강의 Monkman-Grant 크리프 수명식의 적용성," 대한기계학회논문집 A 권, 제24권, 제9호, pp. 2326~2333.
- (3) 김진영, 이강용, 1996, "금속조직 대비법에 의한 고온고압부 크리프손상의 수명평가," 대한기계학회 '96 학술대회논문집, KSME 96MF14, pp. 90~96.
- (4) 김진영, 이순복, 허용학, 1999, "크리프 구성방정식의 재료상수 결정," 대한기계학회 '99 춘계 학술대회 논문집 A, p. 783.
- (5) T. Nakazawa, 1988, "Effects of Nitrogen and Carbon on Creep Properties of Type 316 Stainless Steels," *Proc. High Nitrogen Steels Conf., HNS 88*, pp. 218~224.
- (6) J. K. Lai and A. Wickens, 1979, "Microstructural Changes and Variations in Creep Ductility of 3 Casts Type 316 Stainless Steel," *Acta. Metal*, Vol. 27, p. 217.
- (7) D. L. Marriott and R. K. Penny, 1973, "Strain Accumulation and Rupture During Creep Under Variable Uniaxial Tensile Loading," *J. Strain Anal.*, Vol. 8. p. 3.
- (8) R. K. Penny, 1974, "The Usefulness of Engineering Damage Parameters During Creep," *J. Metal and Materials*, Vol. 8, pp. 278~283.
- (9) D. Mclean, 1973, "Materials Science in High Temperature Service," *Accademia Nazionale dei Lincei*, Roma.
- (10) B. J. Cane and C. J., 1981, Middleton, "Intergranular Creep Cavity Formation in Low Alloy Bainitic Steels," *Metal Sci.*, Vol. 15.
- (11) H. Stamm and U. Estorff, 1992, "Determination of Creep Damage in Steels," *Pro. 5th Int., Conf. on Creep of Materials*, Florida, USA.
- (12) G. Belloni, G. Bernasconi and G. Piatti, 1977, "Creep Damage and Rupture in AISI 310 Austenitic Steel," *Meccanica*, Vol. 12, pp. 84~96.
- (13) 김우곤, 김대환, 류우석, 국일현, 1998, "AISI 316L(N) 스테인리스강의 Creep 특성에 미치는 인 (P)의 효과," 한국원자력학회 '98 추계학술대회 논문집, p. 216.
- (14) H. Riedel, 1987, "Fracture at High Temperature," *Printed by Springer-Verlag Berlin, Heidelberg*, p. 390.