

## AISI 420F 스테인리스강의 Creep 거동

박용권\* · 윤병주\*\* · 최재하\*\*\*

\*충북대학교 공과대학 재료공학과

\*\*주성대학 공학1학부

\*\*\*충북대학교 공과대학 재료공학과

### A Study on the Creep Behavior of AISI 420F Stainless Steel

Yong Gwon Park\*, Byoung Joo Yoon\*\* and Jae Ha Choi\*\*\*

Dept. of Die Mold Engineering Juseong college Cheongwon, Korea 363-794

Department of Materials Engineering, Chungbuk National University, Cheongju, Korea 361-763

**Abstract** The static creep behaviour of AISI 420F stainless steel was investigated over the temperature range of 540~585°C and the stress range of 13~19 kg/mm<sup>2</sup> (127.4~186.2MPa). Constant stress creep tests were carried out in the experiment. Measured stress exponent, n, for the creep deformation of the alloy under the given conditions was found to vary at the range of 9.59, 9.15, 8.78, and 8.53 for the temperature of 540, 555, 570, and 585°C respectively. The activation energy, Qc, for the creep deformation was 106.42, 102.58, 97.81, and 94.58 kcal/mole for the stress of 13, 15, 17, and 19 kg/mm<sup>2</sup>, respectively. Lason-Miller parameter, P, for the crept specimens for AISI 420F stainless steel was measured as  $P=T(\log t_c + 21)$ . The empirical static creep rate obtained by the regression analysis was as follows.

$$\epsilon = \exp[(3.79 \times 10^{-2} \sigma + 2.722)T - 3.0747\sigma + 28.109] \\ \times \sigma^{(-2.367 \times 10^{-2}T + 22.33)} \exp\left[-\frac{(-2.015\sigma + 132.580) \times 10^3}{RT}\right]$$

The failure plane were observed, intergranular fracture was dominated by r ( round ) type crack over the experimental range.

(Received August 30, 2000)

**Key words:** Static creep, AISI 420F stainless steel, Stress exponent, Activation energy, Intergranular fracture

### 1. 서 론

마르텐사이트계 스테인리스강( AISI 420F )은 내식성과 내마모성이 우수하고, 열처리 조건에 따라 우수한 강인성을 얻을수 있는 재료적 특성을 가지고 있다. 따라서 이러한 우수한 재료적 특성 때문에 사용되는 범위는 매우 다양하며, 이 중에서 금형, 밸브, 베어링(bearing) 및 터빈샤프트(turbin shaft), 특히 항공기 부품으로 사용되는 강착장치(landing gear), 휘팅류(fittings) 등은 creep 손상에 대한 연구가 절실히 필요한 부품들이다.

마르텐사이트계 스테인리스강(12%Cr)의 creep 손상에 대한 연구는 Eggeler[1], Eathman[2] 등이 650°C에서 creep 파단 시험시 prior austenite 입계, 결정립 내부

의 페라이트 계면 및 subgrain(아결정립) 계면에서 cavity가 생성하고 성장하여 서로 연결됨으로써 재료가 파단된다고 하였고 Murphy[3] 등은 Nb가 첨가된 12%Cr강을 550°C에서 creep 파단 시험시 prior austenite 입계 및 lath martensite 계면 등에 석출되어 있는 탄화물에서 cavity가 생성되어 성장한다고 보고하였다.

본 연구에서는 마르텐사이트계 스테인리스강(AISI 420F)을 일정 응력 creep 시험장치를 사용하여 온도범위 540°C~585°C에서 creep실험을 하였다. 이것은 일반적으로 본 재료가 많이 이용되는 항공기 부품의 경우 약 500°C[4], 사출금형은 약 300°C 유리금형의 경우는 약 550°C[5], 터빈샤프트(turbin shaft)등은 증기터빈의 증기온도가 약 566°C[6]이므로 이 온도조건과 유사

한 온도범위를 정하여 실험한 것이며, 응력범위는 13 kg/mm<sup>2</sup>~19 kg/mm<sup>2</sup> 에서 일정응력 creep실험을 행하여 각종 실험 data와 creep변형기구를 규명코자하며, 파단 형태를 관찰하고 파괴기구를 분석함으로써 본 재료의 안정한 사용범위를 예측하고자 한다.

## 2. 실험방법

### 2.1. 재료 및 시험편

실험에 사용한 재료는 AISI 420F의 마르텐사이트계 스테인리스 원형봉강이며 이를 rolling방향으로 75×40×3 mm 의 크기로 절단한 후 두께 1 mm가 될 때까지 냉간 압연기로 반복 압연하여 판 상으로 제작하였으며, 압연방향과 수평방향이 되도록 ASTM 규격에 따라 Fig. 1과 같은 형상으로 W-EDM(와이어 컷 방전가공기)으로 방전 가공하였다. 그리고 시험편의 화학성분을 확인하기 위하여 전자탐침미세분석기(EPMA: electron probe micro analyser)로 분석하였으며, 그 결과는 Table 1에 나타내었다.

시험편 제작후 잔류응력제거 및 내부조직의 균질화를 목적으로 관상열처리로 (cabolite furnaces LTF 15/74)를 사용하여 870°C에서 60분 동안 등온 유지한 후 서냉 하였고, 950°C에서 60분간 등온유지 후 유냉으로 퀴칭(quenching) 하였다. 그리고 시험편의 강인성을 부여할 목적으로 670°C에서 1시간 템퍼링(tempering) 하였다.

시험장치는 Andrade와 Chalmer등[7] 이 고안한 lever-beam 형태를 기본으로 하여 creep변형량이 증가하여도 항상 일정한 응력이 유지되는 constant stress creep 시험기이며 자체 제작된 것으로 사용하였으며, 온도 540

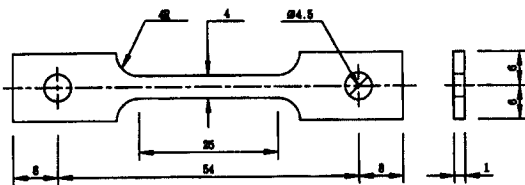


Fig. 1. A dimension of tensile creep specimen.

~585°C, 응력 13~19 kg/mm<sup>2</sup> 범위에서 creep 시험을 하였다.

파단된 시험편은 관찰하기에 적당한 크기로 준비하여 아세톤(acetone)으로 약 30분간 초음파 세척 후 주사전자현미경(scanning electron microscope:SEM)으로 관찰하였다.

## 3. 실험결과 및 고찰

### 3.1. 미세조직관찰

AISI 420F 스테인리스강의 미세조직은 Fig. 2에서 보여 주는 것 같이 미세한 래스(lath)를 가지는 마르텐사이트(martensite)조직이고, Fig. 3에서 석출물은 주로 PAGB (prior austenite grain boundary) 및 래스계면(lath boundary)에 석출되어 있는 Cr이 많이 함유된 탄화물로서 미세한 Cr-rich (M)<sub>23</sub>C<sub>6</sub> 이다.[1,8]

### 3.2. Creep 곡선

creep 실험조건인 온도범위 540°C~585°C 구간과 응력범위 13~19 kg/mm<sup>2</sup>에서 온도와 응력을 변화시켜 creep을 행한 결과 전구간에서 전형적인 creep 곡선을 얻을 수 있었다. 이때 얻어진 data의 분석 결과를 Table 2에 나타내었다.

온도 540°C에서의 creep 곡선에서는 초기구역 (pri-

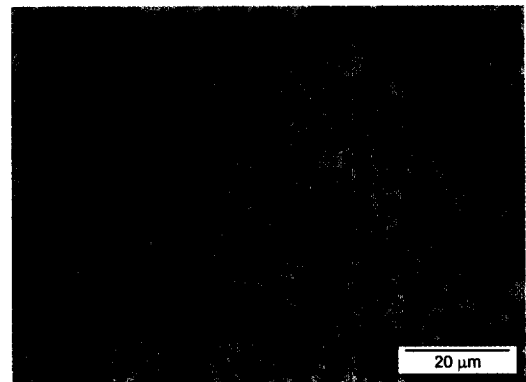


Fig. 2. Optical microstructure of AISI 420F after at tempering 670°C.

Table 1. Chemical composition of the specimen

Element	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
wt.(%)	0.3	0.45	0.7	0.02	0.01	0.1	0.36	12	0.02

mary creep)이 미세하게 나타나며 정상 creep 구역 (steady creep)이 계속되는 creep 저항성이 아주 우수한 결과를 얻었으며, 온도 555°C에서는 전구간에서 전형적인 creep 형태를 보여주며 540°C보다는 다소 감소하였으나 대체로 우수한 creep 저항성이 나타나고 있다.

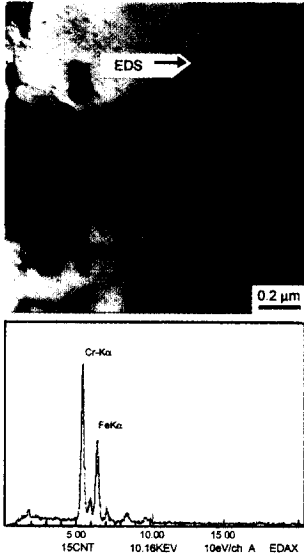


Fig. 3. TEM micrograph and EDS analysis of the precipitation AISI 420F.

Table 2. Experimental creep data

Temperature (°C)	Stress (kg/mm <sup>2</sup> )	Creep rate (hr <sup>-1</sup> )	Rupture time (hr)
540	13	1.36 × 10 <sup>-5</sup>	-
	15	2.98 × 10 <sup>-5</sup>	-
	17	1.14 × 10 <sup>-4</sup>	-
	19	4.50 × 10 <sup>-4</sup>	197
555	13	4.01 × 10 <sup>-5</sup>	-
	15	1.26 × 10 <sup>-4</sup>	190
	17	4.12 × 10 <sup>-4</sup>	155
	19	1.49 × 10 <sup>-3</sup>	121
570	13	1.38 × 10 <sup>-4</sup>	151
	15	2.90 × 10 <sup>-4</sup>	112
	17	9.86 × 10 <sup>-4</sup>	65
	19	2.93 × 10 <sup>-3</sup>	25
585	13	3.12 × 10 <sup>-4</sup>	63
	15	1.82 × 10 <sup>-3</sup>	33
	17	3.39 × 10 <sup>-3</sup>	18
	19	1.57 × 10 <sup>-2</sup>	8

온도 570°C에서는 하중의 증가에 따라 creep 저항성이 감소하였고 또한 파단변형률도 감소하였으며 온도 585°C에서는 creep 저항성과 파단변형률 모두 가장 작은 값을 나타내었다.

### 3.3 creep 변형에 따른 응력지수

creep 변형은 원자들의 순수한 확산이나 회복에 의한 전위들의 점진적인 이동에 의해 시간이 지남에 따라 변형이 계속되는 현상으로 thermally activated time-dependent plastic deformation이라 할 수 있다. 이러한 creep 변형에서 고온 크립속도에서의 응력 의존성은 Garofalo[9] 와 Cuddy[10] 에 의한 power law에 따라 다음과 같은 식으로 표시된다.

$$\dot{\epsilon} = A\sigma^n \tag{1}$$

여기서  $\sigma$ : applied stress

A: structural constant

따라서 (1)식으로부터 응력지수 n은 다음과 같은 식으로 나타내어진다.

$$n = \frac{d \ln \dot{\epsilon}}{d \ln \sigma} \tag{2}$$

그러므로 실험에서 얻어진 Table 2로부터 stress (kg/mm<sup>2</sup>)에 대한 creep rate(hr<sup>-1</sup>)의 관계를 Fig. 4와 같이 plot 하여 그 기울기인 응력지수 n 값을 구하였다.

Fig. 4에 나타난 것과 같이 온도 540°C에서 585°C로 온도가 증가함에 따라 응력지수 n값은 각각 9.59,

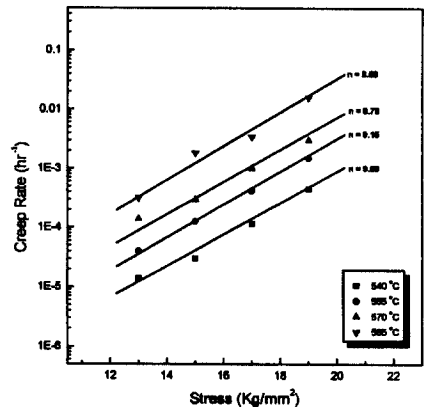


Fig. 4. Dependence of creep rate on applied stress.

9.15, 8.78, 8.53 의 점진적으로 감소하는 경향을 나타내고 있다. 이와 같이 온도가 증가함에 따라 응력지수  $n$  값이 감소하는 경향은 응력이 증가하고 온도가 낮아지면 전위밀도의 증가에 의해 전위의 확산성이 우세해지고, 온도가 증가하면 격자확산과정이 우세해지므로 응력 의존성이 감소하는 경향인 응력감소효과[11]로 사료된다.

응력지수는 재료에 따라 변화가 많은 것으로 여러 연구자들에 의해 보고된바 있다. Dorn[12]은 pure metal 이나 dilute solid solution 합금에서  $n$ 값이 4~7의 값을 갖는다고 하였고, 박[13] 등은 0.6Tm에서 316스테인레스강의 경우 8.2~8.8 의 값으로 보고하였다. 또한 Lagneborg[14]는 탄화물로 강화된 오스테나이트 상의 스테인리스강에서 응력지수값이 5~15 의 큰 값을 갖는 것으로 실험적으로 측정하였으며, Morris[15]는  $M_{23}C_6$  type 탄화물이 석출되어있는 스테인리스강에서의  $n$ 값이 7~15 의 값을 갖는다고 보고하고 있다.

본 연구에서 구한 응력지수의 평균값은 약 9정도로서, 사용된 재료가  $M_{23}C_6$  탄화물이 Prior austenite 입계, lath martensite 계면 및 입내등에 석출되어있는 재료 이므로 Morris 의 주장에 부합하는 creep 변형의 응력 의존성으로 사료된다.

### 3.4. creep 변형의 활성화 에너지

creep 변형은 열적 활성화 과정 (thermally activated process)에 의해 진행되므로 creep 변형 속도는 다음과 같이 나타낼 수 있다[16].

$$\dot{\epsilon} = A \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (3)$$

여기서,  $Q$ : creep 변형에 필요한 활성화 에너지

$A$ : 응력, 조직, 온도 등에 따른 structure factor

$R$ : 기체상수

$T$ : 절대온도 등이다.

(3) 식으로부터 creep 에 필요한 활성화 에너지  $Q$ 는 다음과 같이 (4) 식으로 구한다.

$$Q = -R \frac{d \ln \dot{\epsilon}}{d\left(\frac{1}{T}\right)} \quad (4)$$

본 실험에서의 활성화에너지  $Q$ 는 식 (4)에서 나타났듯이 일정응력 하에서 변형속도를  $1/T$ 에 따라 plot 하여 그 기울기로부터 구했으며 Fig. 5에 나타내었다.

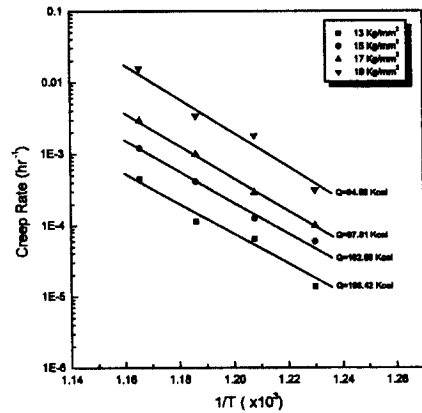


Fig. 5. Dependence of creep rate on temperature.

Fig. 5에서 보면 가해진 응력 13, 15, 17, 19 kg/mm<sup>2</sup> 각각에 따라 106.42, 102.58, 97.81, 94.58 kcal/mole 의 값을 나타내고 있다. 즉 creep 변형의 활성화 에너지가 응력이 증가함에 따라 감소하는 경향을 볼 수 있는데, 이와 같은 현상은 Bradley 와 Nam[16] 이 주장한 다음의 식에 근거하여 설명될 수 있다.

$$Q = Q_0 - \sigma_e \Delta V \quad (5)$$

여기서,  $Q_0$ : 자기확산에 필요한 활성화 에너지

$\sigma_e$ : 유효응력

$\Delta V$ : 활성화 체적

윗 식에서  $Q_0$ 는 응력이 없을 때의 활성화에너지이며 이 값은 자기확산에 필요한 활성화에너지와 일치하는 값으로 사료된다. 그리고  $\sigma_e$ 는 유효응력 즉, 가해진 응력이며 " $\sigma_e \cdot V$ "는 athermal 항으로써 가해진 응력에 큰 영향을 받아 정성적으로 변화하게 된다. 따라서 활성화 에너지  $Q$ 는 가해진 응력의 증가에 따라 감소하는 결과를 가져오게 된다.

또한 Takahashi[17]는 결정입도가 작을 때의 creep 변형에 필요한 활성화에너지 값은 자기확산에 필요한 활성화에너지 값과 비슷하나 결정입도가 커지면 creep 활성화에너지는 상승한다고 주장하고 있다. Ermi[18] 와 challenger[19]는 304 및 316 스테인리스강을 482 °C, 593°C, 650°C 그리고 400°C, 650°C, 816°C에서 변형속도에 따른 전위구조를 관찰한 결과 온도의 증가와 함께 변형속도가 감소하고, 이에따라 subgrain의 크기가 증가함을 관찰하였고, 또한 Earthman[20]은

12%Cr 스테인리스강을 600°C에서 creep 시험시 equiaxed subgrain 구조가 형성되고, 부분적으로 전위 밀도가 높은 vein 구조와 prior austenite 입계 근처에서 결정학적 slip band가 형성되는 것을 관찰하였으며, Eggeler[21]등은 12%Cr 스테인리스강을 650°C에서 creep 시험을 실시한 후 전위조직을 관찰한 결과 subgrain이 형성되고 creep 변형량이 증가할수록 grain의 크기가 증가한다는 결과를 보고하였다.

이러한 주장들과 함께 본 실험의 결과에서 응력의 증가에 따라 creep 변형의 활성화에너지 값이 106.42에서 94.58 kcal/mole로 감소한 이유는 Bradley등이 제안한 가해진 응력의 증가에 따른 활성화 에너지의 감소요인과 Takahashi 및 Eggeler 등이 제안한 결정입도의 증가에 따른 영향과 전위구조의 영향으로 사료된다.

### 3.5. Creep 수명예측

creep 실험에서 재료의 어떤 온도 영역에서 rupture life를 알고 있을 때 또 다른 온도 영역에서의 rupture life를 예측하는 방법으로 비교적 간편하면서도 여러 합금에 폭 넓게 사용되는 Larson-Miller Parameter를 사용하였으며 그 식은 (6)과 같다.

$$P = f(\sigma) = (T+460)(\log t_r + c) \quad (6)$$

여기서

P : Larson - Miller Parameter

T : Temperature (°F)

$t_r$  : Rupture time (hr)

$\sigma$  : stress

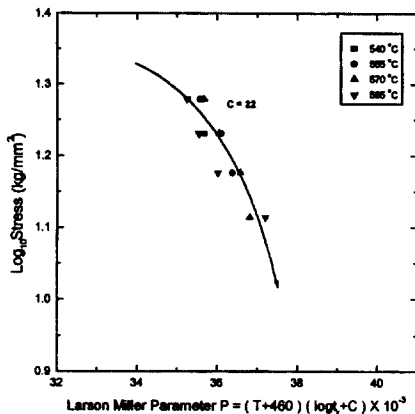


Fig. 6. Correlation of Larson-Miller parameter for AISI 420F from experimental stress-rupture data.

c : constant

(6) 식에서 상수값 c를 구하므로 creep 수명을 예측할 수 있기 때문에 c값을 구하기 위하여 Table 2의 data를 이용하여 Fig. 6과 같이 graphical determination 방법으로 구한 결과 22정도의 값을 얻었다.

### 3.6. creep rate $\epsilon$ 의 경험식

Creep 거동은 온도와 응력 및 재료의 구조적 요소, 가공이력, 화학조성 등에 의해 결정되는 함수로 다음과 같은 식으로 나타낼 수 있다.

$$\epsilon = f(\epsilon, T, \sigma, ST) \quad (7)$$

여기서,  $\epsilon$  : creep strain

T : temperature

$\sigma$  : stress

ST : structure factor

(7)식을 일반적인 creep 속도 식으로 나타내면 다음과 같다.

$$\epsilon = A(\sigma, T, ST)\sigma(\epsilon)^{n(\sigma, T, ST)} \exp\left[\frac{-QA(\sigma, T, ST)}{RT}\right] \quad (8)$$

윗 식에서 상수항 A, n, Q의 함수를 본 실험구간의 data로부터 구함으로써 경험 식을 유도할 수 있다.

본 실험에서 얻어진 응력지수 n과 온도와의 관계를 Fig. 7에서 관찰해 보면 온도의 증가에 따라 응력지수 n값은 거의 직선적으로 감소함을 볼 수 있다. 따라서  $n = aT + b$  (a, b는 상수)로 표시되는 직선 관계식을 least

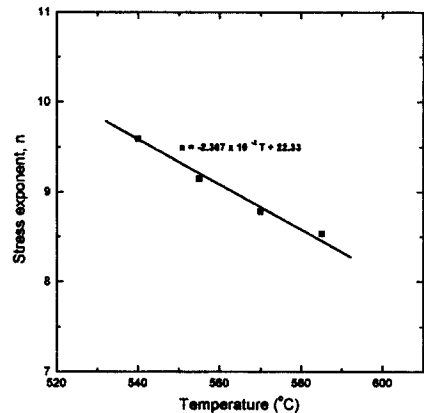


Fig. 7. Stress exponent vs. temperature.

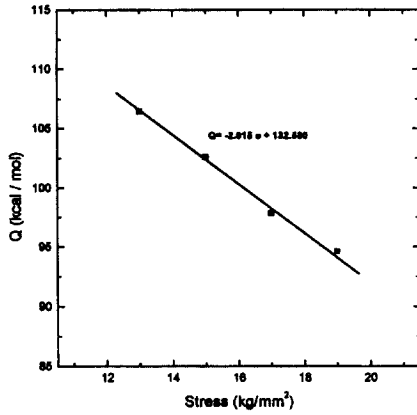


Fig. 8. Activation energy vs. stress.

square method 로 구한 결과 응력지수 n에 관한 식은 다음과 같다.

$$n = -2.367 \times 10^{-3}T + 22.33$$

또한 creep 활성화 에너지 Q와 응력  $\sigma$ 와의 관계를 Fig. 8에 표시하였는데, 역시 응력  $\sigma$ 가 증가함에 따라 활성화에너지 Q값이 거의 직선적으로 감소하고 있음을 알 수 있다. 따라서  $Q = c\sigma + d$  (c, d는 상수)로 표시되는 직선관계식을 least square method 로 구하여

Table 3. LnA obtained by computer simulation

Stress (kg/mm <sup>2</sup> )	Temperature (°C)	lnA
13	540	30.08
	555	31.09
	570	32.12
	585	33.41
$\ln A = 0.07588T - 10.9790$		
15	540	27.11
	555	28.59
	570	29.31
	585	31.21
$\ln A = 0.08526T - 18.9186$		
17	540	24.30
	555	25.73
	570	26.59
	585	28.51
$\ln A = 0.09119T - 24.9963$		
19	540	22.60
	555	24.04
	570	24.78
	585	26.75
$\ln A = 0.09918T - 29.4516$		

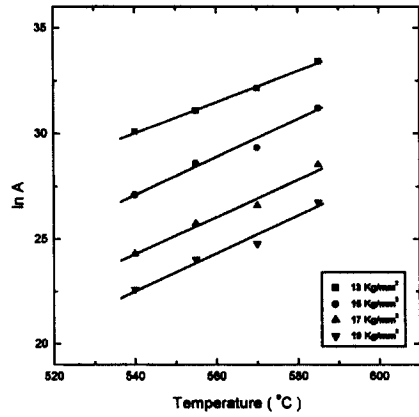


Fig. 9. Temperature dependence of material parameter A.

$Q = -2.015\sigma + 132.580$ 의 값을 얻었다.

그리고 가해진 응력  $\sigma$ 에서 온도와 lnA의 관계를 실험 data를 이용하여 computer simulation 에 의해 얻은 값으로 Table 3과 Fig. 9에 나타내었는데, 온도가 상승할수록 lnA 값은 거의 직선적으로 증가함을 알 수 있다. 그러므로,  $\ln A = eT + f$ 로 표시되는 직선관계식을 least square method 로 구하였으며 각 응력에서의 구해진 값들을 Table 3에 나타내었다. Table 3에서 계수 e와 응력  $\sigma$ 와의 관계 및 계수 f와 응력  $\sigma$ 의 관계를 살펴보면 응력의 증가에 따라 계수 e와 f의 값이 거의 직선적으로 변화함을 알 수 있다. 따라서 이들 계수 e와 f의 값을 least square method 로 구한 결과 다음과 같은 값을 얻었다.

$$e = 3.79 \times 10^{-2}\sigma + 2.722, \quad f = -3.0747\sigma + 28.109,$$

따라서 계수 e와 f의 값을 직선 관계식에 대입하여 다음의 식이 얻어졌다.

$$\ln A = (3.79 \times 10^{-2}\sigma + 2.722)T - 3.0747\sigma + 28.109$$

그러므로 본 실험구간에서 computer simulation 결과 얻은 creep rate  $\epsilon$ 의 경험식은 다음과 같다.

$$\epsilon = \exp[(3.79 \times 10^{-2}\sigma + 2.722)T - 3.0747\sigma + 28.109] \times \sigma^{(-2.367 \times 10^{-3}T + 22.33)} \exp\left[-\frac{(-2.015\sigma + 132.580) \times 10^3}{RT}\right]$$

### 3.7. creep 시험시 파단 양상

creep 변형 하에서 파단 되는 경우에는 보통 높은 온도이면서도 취성 파괴가 일어난다. 파단면의 양상은 거의 대부분 입계파단이 발생되며 이 파단의 원인은 입계에 생성된 cavity가 성장하였기 때문으로 판단된다. 일반적으로 creep 수명의 감소 원인을 creep 변형동안에 입계에서 생성되고 성장하는 cavity의 손상에 의한 설[22]과 creep 변형동안에 입계에 cavity는 생성되지 않지만 산화효과에 의한 균열생성촉진 설[23]등이 있으나, 본 실험재료는 재료의 특성상 전자에 그 비중이 큰 것으로 사료된다. Gooch[24]는 12%Cr 강을 565°C에서 creep 시험 시 탄화물이 존재하는 prior austenite 입계, lath martensite 계면에서 cavity가 생성하고 성장하여 서로 연결됨으로서 재료가 파단 된다고 하였으며, Murphy 등[25]도 12% Cr강을 550°C에서 creep 시험 시 prior austenite 입계 및 lath martensite 계면 등에 석출되어 있는 탄화물에서 cavity가 생성하고 성장하여 파단 된다고 하였다.

본 연구에서 creep 파단 면의 SEM 사진을 Fig. 10에 나타내었는데 전반적으로 미세한 탄화물 입자가 성장하여 파단 된 딩플파괴형태(dimple fracture mode)를 나타내고 있으며 cavity는 r(round)형태의 cavity가 주도적으로 관찰되었다. 이러한 경향은 cavity 생성기구로서 vacancy 응집설(r 형태의 cavity)과 입계활주설

등에 의해 설명할 수 있다. 입계활주에 의한 cavity 생성은 w(wedge)형태의 cavity를 생성하게 되는데 본 실험재료의 미세조직인 Cr-rich  $M_{23}C_6$  탄화물의 밀도는 매우 높으며 모든 입계에 걸쳐 석출되어 있는 입계활주에 의해서 응력집중을 발생시키는 것은 어렵기 때문으로 사료된다. Eggeler 등[21]도 12%Cr 강을 650°C에서 creep 시험 시 입계에서 탄화물의 밀도가 매우 높아 입계활주에 의한 cavity 생성은 타당성이 희박하다고 하였으며, Maiga[26]등도 304 스테인리스강에서 입계석출물은 입계활주의 저항성을 증가시킨다고 보고하였다. 따라서 본 실험재료인 AISI 420F의 마르텐사이트계 스테인리스강의 creep 파단부의 형태는 prior austenite 입계 및 lath martensite 계면 등에 석출되어 있는  $M_{23}C_6$  탄화물 주위에서 r(round) 형태의 cavity가 생성되어 파단 되는 양상이 지배적인 것으로 사료된다.

## 4. 결 론

마르텐사이트계 스테인리스강인 AISI 420F를 온도범위 540°C~585°C에서 13 kg/mm<sup>2</sup>~19 kg/mm<sup>2</sup>의 응력 범위에서 static creep 실험을 행하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 낮은 실험온도의 creep 곡선에서 초기구역(primary creep)이 미세하게 나타나며 정상 creep 구역(steady

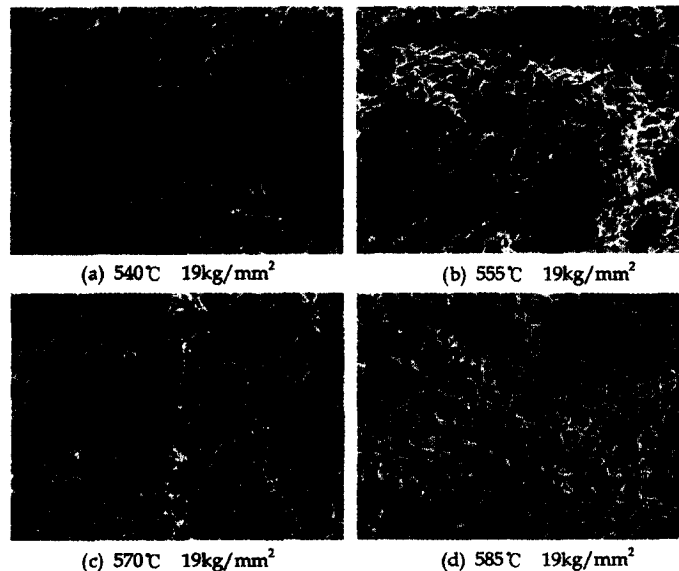


Fig. 10. SEM micrographs of creep rupture for AISI420F( $\times 1000$ )

creep)이 계속되는 creep 저항성이 우수한 결과를 얻었으며 높은 실험온도에서는 creep 저항성과 파단변형을 모두 가장 작은 값을 나타내었다.

2) 응력지수  $n$ 값은 온도가 540°C, 555°C, 570°C, 585°C로 증가함에 따라 각각 9.59, 9.15, 8.75, 8.53의 점진적으로 감소하는 경향을 나타내었다.

3) Creep 변형의 활성화에너지  $Q$ 는 가해진 응력 13, 15, 17, 19 kg/mm<sup>2</sup> 각각에 따라 106.42, 102.58, 97.81, 94.58 kcal/mol의 값으로 응력이 증가함에 따라  $Q$ 값이 점진적으로 감소하는 결과를 얻었다.

4) AISI 420F 스테인리스강의 어느 온도영역에서 rupture time을 알 때 Creep 수명을 예측하는 방법으로 적용된 Larson-miller parameter는 다음과 같이 구해졌다.

$$P = (T + 460) (\log t_r + 22)$$

여기서,  $T$ ; Temperature (°F)

$t_r$ ; Rupture time (hr)

5) AISI 420F 스테인리스강의 Creep rate 경험식은 실험결과 다음과 같이 얻어졌으며 이식으로 어떤 한 조건에서의 Creep rate를 예측할 수 있다.

$$\begin{aligned} \dot{\epsilon} = & \exp[(3.79 \times 10^{-2} \sigma + 2.722)T \\ & - 3.0747 \sigma + 28.109] \\ & \times \sigma^{(-2.367 \times 10^{-2} T + 22.33)} \\ & \exp\left[\frac{(-2.015 \sigma + 132.580) \times 10^3}{RT}\right] \end{aligned}$$

6) AISI 420F 스테인리스강의 creep 파단부의 형태는 prior austenite 입계 및 lath martensite 계면 등에 석출되어 있는  $M_{23}C_6$  탄화물 주위에서 r(round) 형태의 cavity가 생성되어 입계파단 되는 양상이 지배적이었다.

## 참고문헌

1. G. Eggeler, J. C. Earthman, N. Nilsvang and B.

- Ilshner, Acta Metall., 1(1989)49.  
 2. J. C. Earthman, N. Nilsvang and B. Ilshner, Steel Res., 58(1987)97.  
 3. M. C. Murphy and G. D. Branch, J. Iron and Steel, 3(1968)266.  
 4. 항공기 소재, 부품산업의 현황조사 및 연구개발 계획수립, 과학기술처(1996)204.  
 5. 形技術便覽, 形技術協會, 日刊工業新聞社(1992)727.  
 6. 長谷川正義 監修, 編輯部譯, 스테인리스鋼 便覽, 圖書出版 世和(1992)1074.  
 7. E. N. dac. Andrede and B. chalmers, proc. Roy. soc., 138A(1932)348.  
 8. J. W. Schinkel, P. L. F. Radenmarkers, B. R. Drenth and C. P. Scheepens, J. Heat Treating, 3(1984)237.  
 9. F. Garofulo, Trans. TMS - AIME., 229(1963)351.  
 10. L. J. Cuddy, Met. Trans, 1(1970)395  
 11. S. L. Manner, P. Rodrigueg, Met. Sci., 17(2)(1983)63.  
 12. J. H. Dorn, The Mechanical Behavior of Materials at Elevated Temperature, Mc Graw-Hill, New York (1961).  
 13. 박종건, 최재하, 대한금속·재료학회지, vol. 23, No. 10(1985)1136.  
 14. R. Lagneborg, B. Bergman, Met. Sci. J., 10(1976)20  
 15. D. G. Morris, Acta Met., 26(1978)1143.  
 16. W. L. Bradley, Soo. W. Nam and D. K. Matlock, Met. Trans, 74(1976)425.  
 17. Y. Takahashi, Y. Yamane, J. of Materials Science, 14(1979)2814.  
 18. A. M. Ermi and J. Moteff, Met. Trans. 13A(1982)1577  
 19. K. D. Challenger and J. Moteff, Met. Trans., 3, (1972) 1675.  
 20. J. C. Earthman, G. Eggeler and B. Ilshner, Mat. Sci. Eng, A 110(1989)103.  
 21. G. Eggeler, N. Nilsvang and B. Ilshner, Steel Res, 58(1987)97.  
 22. J. Wareing, Met. Trans. A, 8A(1977)711.  
 23. J. H. Ryu, KAIST PhD Thesis (1989).  
 24. D. J. Gooch, Met. Sci, 16(1982)79.  
 25. M .C. Murphy and G. D. Branch, J. Iron Steel, 3(1968)266.  
 26. P. S. Maiya and S. Majumdar, Met. Trans. 8A(1977) 1651.