

## 오스테나이트계 25Cr-20Ni 스테인리스강의 Ω법을 이용한 고온 크리프 거동 해석

박 인 덕<sup>†</sup>, 남 기 우<sup>\*</sup>

(2001년 6월 12일 접수, 2001년 11월 16일 심사완료)

### Creep Behavior Analysis of 25Cr-20Ni Stainless Steels by Omega Method

In Duck Park and Ki Woo Nam

**Key Words :** Stress Exponent(응력지수), Apparent Activation Energy(겉보기 활성화 에너지), Power Low Breakdown(떡법칙 붕괴영역)

#### Abstract

For two kinds of 25Cr-20Ni stainless steels, STS310J1TB and STS310S with and without a small amount of Nb and N, creep behavior has been studied in a stress and temperature range from 147 to 392 MPa and from 923 to 973 K with a special reference to tertiary creep. The average creep life of STS310J1TB was about 100 times longer than that of the STS310S. The apparent activation energy for the initial creep rate was 330 kJ/mol in STS310J1TB, while that of the STS310S was 274 kJ/mol in a power law creep region and 478 kJ/mol in a region of power law breakdown (PLB). The activation energy for STS310S below PLB is close to the for self-diffusion. When compensating for the temperature dependence of the Young's modulus and the omega value, it was found that the apparent activation energy for STS310J1TB was reduced to the activation energy for diffusion of chromium atom in gamma steel. The stress exponent of STS310S was about 12.3 above PLB and 5.1 in a power law creep region. Notwithstanding that the creep condition for STS310J1TB was in a power law creep region, its stress exponent was 7.9 larger than that of STS310S corresponding to the same creep conditions. This was ascribed to the presence of fine precipitates in STS310J1TB.

#### 1. 서론

크리프 현상은 고온에서 사용되는 장치의 재료에는 항상 고려 되는 사항으로서, 많은 연구자들이 고온에서의 재료의 성질에 대한 연구를 실시하고 있다.<sup>(1-4)</sup> STS310J1TB<sup>(5)</sup>는 1980년대 초에 개발된 화력발전소용 초고온 고압용재료로 STS310S 보다 뛰어난 크리프강도를 가지고 있으나 기본적인 화학 조성은 STS310S와 거의 같다. 화학 조성에서 두 합금의 차이는 전자가 미량의 Nb와 N를 함유하고 있으나, 후자는 두가지 원소를 함유하고 있지 않은 단상 금속이다. STS310J1TB의 뛰어난 고온 크리프 특성은 미세하고 안정한 석출물

에 의한 것이라고 생각되나, Cr 과 고용된 N 의 상호 작용으로 인한 고용 강화 효과도 크리프 특성 향상에 기여하고 있을 가능성이 있으리라 생각된다.<sup>(6-8)</sup>

따라서, 본 연구에서는 25Cr-20Ni 계 오스테나이트 스테인리스강인 STS310J1TB와 STS310S를 사용하여 일정 하중 크리프 시험을 실시하고, 그 결과를 Ω 법<sup>(9)</sup>으로 해석하여 두 합금의 고온 크리프 거동의 차이를 규명하였다.

#### 2. 실험방법

##### 2.1 공시재 및 시험편

본 연구에서 사용한 공시재는 STS310J1TB 와 STS310S로 그 화학조성을 Table 1에 나타내었다. 시험편은 1473 K에서 용체화처리 하였다. 시험편은 Fig. 1에 나타낸 것과 같이 두께 2 mm, 표점거리 40 mm의 평판시험편으로 신장계를 부착하기 위해서 돌기부분을 가진 형상으로 방전가공하여

<sup>†</sup> 책임저자, 회원, 요코하마국립대학 공학연구원

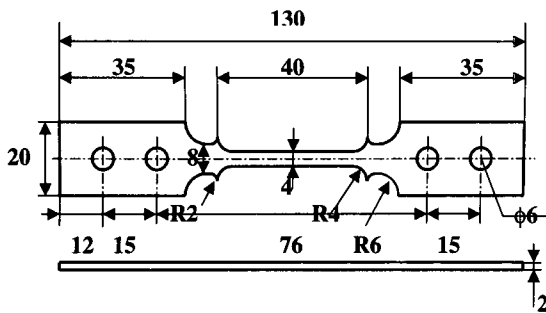
E-mail : parkid@ynu.ac.jp

TEL : +81-45-339-3873 FAX : +81-45-331-6593

<sup>\*</sup> 회원, 부경대학교 재료공학부

**Table 1** Chemical composition of tested materials (mass.%)

	C	Si	Mn	Ni	Cr	Nb	N
STS310 JITB	0.06	0.4	1.2	20.0	25.0	0.45	0.2
STS310S	0.08	0.4	1.6	20.0	25.0	-	-

**Fig. 1** Dimension of specimen (All dimensions in mm)

제작하였다.

본 연구의 정하중 크리프 시험에는 JIS 규격을 만족하는 일정 하중 방식의 레버식 C-3L 형 시험기를 사용하였다. 시험기의 최대 하중은 약 30 kN이며, 레버비는 1:10 이다. 또한, 시험 중의 온도 변화는  $\pm 2$  K로 제어하였다. 변형률의 측정에는 1/100 mm까지 측정 가능한 신장계를 사용하여 변형률을 연속적으로 자동기록하였다. 크리프 시험은 923~973 K의 온도 범위에서 초기 하중을 STS310JITB에서는 254.9~392.2 MPa, STS310S에서는 147.1~294.1 MPa의 범위에서 행하였다. 크리프 시험은 각각의 시험 온도에서 86.4 ks 동안 유지하여 열적인 안정을 확인한 후 실시하였다.

## 2.2 $\Omega$ 법에 의한 크리프 거동 해석

크리프의 시간축을 기술하는 여러 가지 방법이 이전부터 제안 되어 왔으나, 시간축에 포함되어 있는 파라미터의 물리적 의미는 명확하지 않다. 그러나,  $\Omega$  법은 정하중 크리프 곡선을 해석하기 위해서 고안되어진 것으로 파라미터의 물리적 의미는 명확하다.<sup>(9)</sup> 본 연구의 해석에 이용된  $\Omega$  법을 간단히 소개한다.

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln \dot{\epsilon}_0 + \Omega \cdot \epsilon \quad (1)$$

여기서,  $\epsilon$ 는 진변형률,  $\dot{\epsilon}$ 는 3 차 크리프영역에 있어서의 변형률속도,  $\dot{\epsilon}_0$ 는 크리프 전 영역에서 식 (1)이 성립한다고 가정 했을 때의 초기 변형률속도(이후부터는 가상적 초기 변형률 속도: Imaginary initial strain rate로 명명) 그리고,  $\Omega$ 는 실선의 기울 기로서(Fig. 3참고) 단위변형률의

**Table 2** Summary of creep tests

	Temp. (K)	Initial stress (MPa)	Rupture strain	Creep life (s)	Reduction of area (%)
STS 310 JITB	923	254.9	5.9	1296000	13.5
		274.5	6.1	990720	14.6
		294.1	4.3	169200	15.6
		343.2	5.5	136440	6.2
		392.2	4.0	88718	14.5
	948	254.9	5.7	729720	11.4
		274.5	6.6	462600	17.4
		294.1	3.7	217080	9.8
		343.2	1.7	34488	9.8
		392.2	2.3	17898	8.7
	973	254.9	6.9	339120	12.8
		274.5	5.4	136532	13.1
294.1		5.5	47520	20.4	
343.2		6.8	19800	7.7	
392.2		6.0	4534	9.8	
STS 310S	923	254.9	20.9	29160	46.7
		274.5	16.4	9360	49.2
		294.1	16.3	4680	49.4
	948	254.9	19.3	7200	47.6
		274.5	17.5	3240	47.1
		294.1	17.6	1440	47.7
	973	254.9	24.3	2160	47.0
		274.5	19.8	720	48.2
		294.1	16.4	288	52.3

증가에 대한 변형률 속도의 증가를 나타내고 있다 (이후 부터는 변형률 속도 가속인자: Strain rate acceleration factor로 명명).  $\Omega$  값은 응력 및 온도의존성이 비교적 작지만,  $\dot{\epsilon}_0$ 는 응력 및 온도의존성이 크다.<sup>(10)</sup> 그리고, 크리프의 대부분이 3 차 크리프 영역에 속할 경우에는 식 (1)을 시간  $t_0$ 에서 파단시간  $t_r$ 까지 적분하여,  $\exp(-\epsilon_r)$ 이 1보다 작은 것을 고려하면 크리프 수명  $t_r$ 은 이하의 식으로 나타난다.<sup>(11,12)</sup>

$$t_r = \frac{1}{\Omega \cdot \dot{\epsilon}_0} \quad (2)$$

## 3. 결 과

### 3.1 크리프 거동의 상이

STS310JITB 및 STS310S의 일정 하중 크리프 시험으로 얻은 파단변형률, 파단수명, 단면감소율의 결과를 Table 2에 나타낸다. Fig. 2는 (a) STS310S와 (b) STS310JITB의 크리프곡선으로 973 K에서의 결과이다. 모든 경우에서 위쪽으로 볼록한 제 1 차 크

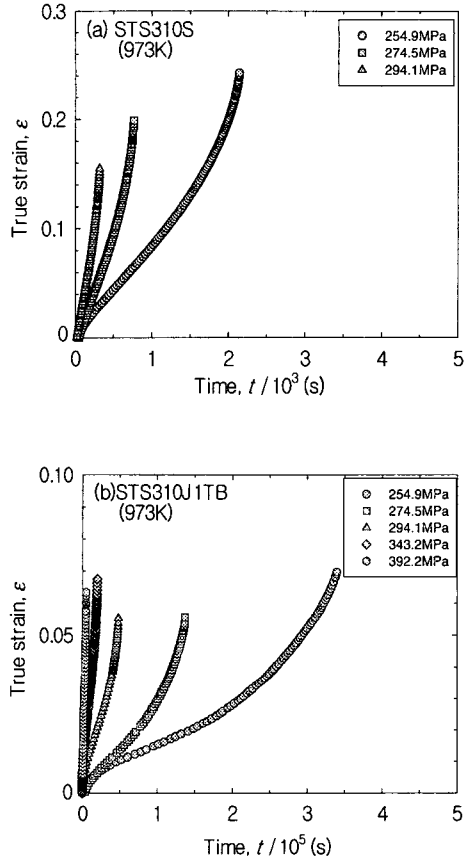


Fig. 2 Creep curves of STS310S and STS310J1TB stainless steels

립을 나타낸 후 아래쪽으로 블록한 제 3차 크리프 곡선 형상을 나타내고 있다. 두 합금의 크리프곡선을 비교하면 Nb와 N의 첨가에 의해서 크리프곡선의 형상은 변화가 거의 없다. Fig. 2는 973 K의 경우이지만, 923 K 및 948 K의 경우에서도 크리프곡선의 형상은 거의 같았다. 이들 크리프 곡선이 명확한 정상 상태를 나타내지 않는 이유는 변형률의 증가와 함께 진응력이 증가하기 때문이라고 사료된다. Fig. 2에서 알 수 있듯이 파단 시간은 응력과 온도가 증가함에 따라서 감소한다. 동일한 크리프 조건에서 비교해 보면 STS310J1TB의 파단 수명은 STS310S에 비해 약 100 배 정도로, Nb와 N을 첨가함으로써 크리프 파단 수명이 현저히 증가하고 있음을 알 수 있다. 또한, 모든 경우에서 파단 변형률과 단면 감소율은 파단 시간에 관계없이 일정하였다. 그러나 Nb와 N의 첨가에 의해 파단 변형률과 단면 감소율은 감소하였다. (Table 2 참고)

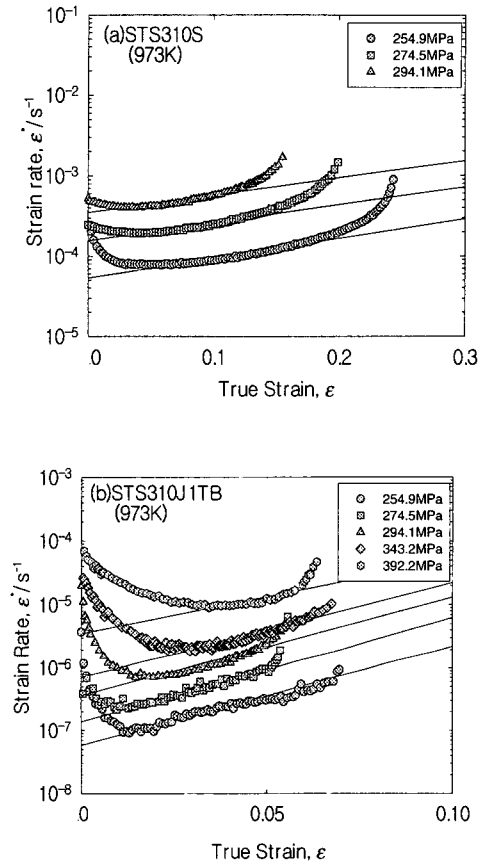
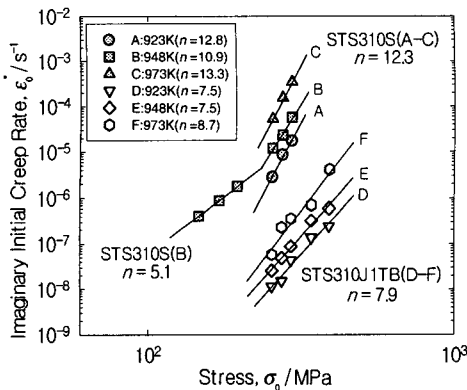


Fig. 3 Relationship between true strain and strain rate at 973K

Fig. 3은 변형률 속도와 진변형률과의 관계를 편대수 그래프로 나타낸 것으로 (a)가 STS310S의 경우이고 (b)가 STS310J1TB의 경우이다. 전 응력범위에 있어서 변형률 속도의 대수와 진변형률의 사이에는 비교적 넓은 범위에 걸쳐서 식 (1)에서와 같이 직선관계가 성립한다. 이들 직선으로부터 기울기  $\dot{\epsilon}_0$  및 가상적 초기 변형률 속도를 결정하는 경우에는 3차 크리프 영역중 변형률 속도가 급격히 증가하는 부분(파단 전의 약 10%부분)을 제외하고, 명백히 3차 크리프 영역이라고 판단되는 부분의 변형률 속도와 진변형률의 수치를 사용해 회귀직선을 구했다. Fig. 3은 973K의 경우이나 다른 시험온도와 응력하에서도 구한 가상적 초기 변형률 속도  $\dot{\epsilon}_0$ 와 변형률 속도 가속 인자  $\dot{\epsilon}$ 의 측정 결과를 Table 3에 나타낸다.

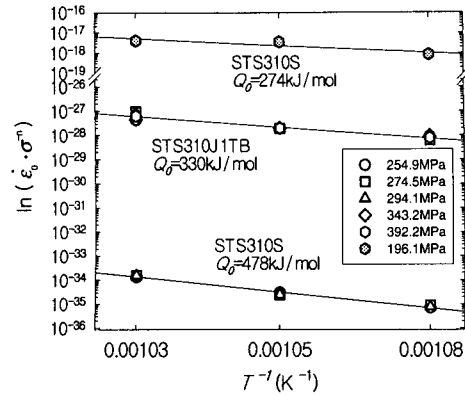
**Table 3** Summary of imaginary initial strain rate and strain rate acceleration factor

	Temp. (K)	Initial stress (MPa)	Imaginary initial strain rate $\dot{\epsilon}_0$ ( $s^{-1}$ )	Strain rate acceleration factor $\rho$
STS 310 J1TB	923	254.9	$1.15 \times 10^{-8}$	46.1
		274.5	$1.51 \times 10^{-8}$	39.2
		294.1	$4.23 \times 10^{-8}$	65.6
		343.2	$1.37 \times 10^{-7}$	38.2
		392.2	$2.41 \times 10^{-7}$	17.5
	948	254.9	$2.57 \times 10^{-8}$	40.8
		274.5	$4.84 \times 10^{-8}$	35.3
		294.1	$8.88 \times 10^{-8}$	30.2
		343.2	$3.25 \times 10^{-7}$	21.9
		392.2	$6.04 \times 10^{-7}$	30.6
	973	254.9	$5.78 \times 10^{-8}$	36.5
		274.5	$1.32 \times 10^{-7}$	38.2
		294.1	$3.62 \times 10^{-7}$	35.8
		343.2	$7.18 \times 10^{-7}$	33.9
		392.2	$4.11 \times 10^{-6}$	23.2
STS 310S	923	254.9	$2.81 \times 10^{-6}$	8.3
		274.5	$8.62 \times 10^{-6}$	8.1
		294.1	$1.76 \times 10^{-5}$	7.5
	948	254.9	$1.20 \times 10^{-5}$	7.9
		274.5	$2.34 \times 10^{-5}$	8.0
		294.1	$5.77 \times 10^{-5}$	7.5
	973	254.9	$5.36 \times 10^{-5}$	5.6
		274.5	$1.56 \times 10^{-4}$	5.0
		294.1	$3.50 \times 10^{-4}$	4.8



**Fig. 4** Stress dependence of imaginary initial creep rate

Table 3에서부터 알 수 있듯이  $\dot{\epsilon}_0$  와  $\rho$  는 온도 및 응력에 민감하다. 이 점은 다른 합금에서의 결과와 일치하였다.<sup>(10)</sup> 또한, Table 3을 보면 온도가 일정할 경우, 응력이 증가하면  $\rho$  는 감소하고, 응



**Fig. 5** Temperature dependence of stress-compensated imaginary initial creep rate

력이 일정할 경우에는 온도가 증가함에 따라 감소하는 경향이 보였다.

Fig. 4는 STS310J1TB 및 STS310S의 가상적 초기 변형률 속도와 응력의 관계를 나타낸 양대수 그래프이다. 가상적 초기 변형률 속도와 응력과의 사이에는 대수 그래프상 직선 관계가 성립하고, 둘 사이의 관계는 다음식으로 나타낸다.

$$\dot{\epsilon}_0 = A_0 \cdot \sigma_0^{n_0} \quad (3)$$

여기서,  $A_0$  는 온도에 의존하는 정수,  $n_0$  는 직선의 기울기로서 응력지수이다. Fig. 4에서 알 수 있듯이 응력지수의 평균치는 STS310J1TB의 경우, 25.49~392.2 MPa의 범위에서 7.9, STS310S의 경우, 254.9~294.1 MPa의 범위에서 12.3이다.

Fig. 5는 STS310J1TB 및 STS310S의 가상적 초기 변형률 속도의 온도 의존성을 나타낸 것이다. 응력이 다른 경우에서도 비교할 수 있도록 종축의 가상적 초기 변형률 속도를 응력으로 규격화하였다. Fig. 5에서 가상적 초기 변형률 속도는 다음식으로 나타낼 수 있다.

$$\dot{\epsilon}_0 = A \cdot \sigma_0^{n_0} \exp(-Q_0 / RT) \quad (4)$$

여기서,  $A$  는 온도에 의존하지 않는 정수,  $Q_0$  는 결보기 활성화에너지로서, 그 값은 STS310J1TB에서는  $4.64 \times 10^{-10} s^{-1}$  및 330 kJ/mol, STS310S에서는  $6.42 \times 10^{-9} s^{-1}$  및 478 kJ/mol이다. 이들 값의 유효성을 검토하기 위해서 식 (4)를 이용하여 계산한 가상적 초기 변형률 속도의 계산치와 실험치와의 비교를 Fig. 6에 나타낸다. 미소한 오차는 있으나 가상적 초기 변형률 속도의 계산치와 실험치는 잘 일치하고 있음을 알 수 있다.

크리프에 관한 지금까지의 연구에서는 최소크리프속

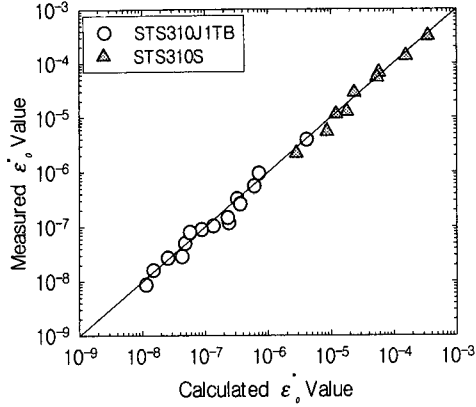


Fig. 6 Comparison of calculated imaginary initial creep rate with experimental one

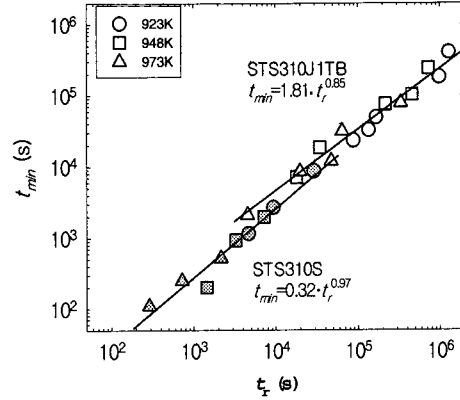


Fig. 8 Relationship between time to minimum creep rate and time to rupture

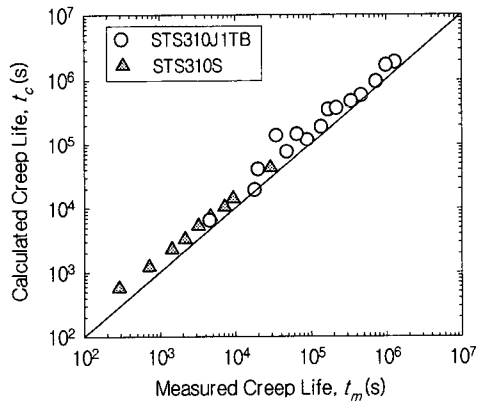


Fig. 7 Comparison of calculated creep life with experimental one

도의 응력 및 온도 의존성을 수식화하는 경우가 많았기 때문에 본 연구에서는 최소 크리프 속도의 구성 방정식을 결정하여 가상적 초기 변형률 속도의 경우와 비교 검토하였다.

$$\dot{\epsilon}_m = A_m \cdot \sigma_0^n \exp(-Q_m / RT) \quad (5)$$

위 식은 최소 크리프 속도의 구성방정식으로, 여기서  $A_m$ 은 온도에 의존하지 않는 정수,  $Q_m$ 은 결보기 활성화에너지,  $n$ 은 응력지수로서, 이들 수치는 각각 STS310J1TB 에서는  $1.14 \times 10^{-11} \text{ s}^{-1}$ , 315 kJ/mol 및 8.7, STS310S 에서는  $3.55 \times 10^{-10} \text{ s}^{-1}$ , 440 kJ/mol 및 12.0 이었다. 식 (4)와 식 (5)를 비교하면  $A_0$ 와  $A_m$ 의 값은 어느정도 차가 있으나, 응력지수 및 결보기 활성화 에너지는 큰 차이가 없다.

### 3.2 1차 크리프의 파단 수명에의 영향

정하중 크리프의 전 영역에서 식 (1)이 성립하는 경우의 크리프 파단 수명은 식 (2)로 나타내어진다. Fig. 7 은 식 (2)의 적용성을 검증하기 위한 것으로 종축은 Table 3의  $\dot{\epsilon}$ 의 수치와 가상적 초기 변형률 속도의 수치를 사용하여 식 (2)로부터 계산한 크리프 파단 수명, 횡축은 실측한 크리프 파단 수명이다. 계산에 의한 파단 수명보다 실측에 의한 파단 수명이 긴 이유는 크리프의 전 영역에 걸쳐서 식 (1)이 성립한다고 가정했기 때문이다. 본 연구의 STS310J1TB 및 STS310S 와 같이 최소 크리프 속도에 도달하는 시간  $t_{min}$ 이 비교적 긴 경우에는 파단시간  $t_r$  안에 1차 크리프에 소비되는 시간의 비율을 고려해야 한다 Fig. 8 은 최소 크리프에 도달하기 까지의 시간과 크리프 파단 시간과의 관계를 나타내었다. 그림에서 부터 알 수 있듯이  $t_{min}$ 과  $t_r$ 과의 사이에는 시험온도와 부하응력에 관계 없이 다음 식이 성립함을 알 수 있다.

$$\text{STS310J1TB의 경우, } t_{min} = 1.81 t_r^{0.85} \quad (6)$$

$$\text{STS310S의 경우, } t_{min} = 0.32 t_r^{0.97} \quad (7)$$

두 식은 시험 온도 및 부하 응력에 관계없이 성립하기 때문에, 온도와 응력의 외부 조건중 어느 한쪽을 일정하게 유지시킨 후, 다른 한쪽을 변화시키면  $t_{min} / t_r$ 의 값이 변화하는 것을 의미하고 있다. 즉, STS310J1TB와 STS310S의 경우, 변형률에 주목하면, 최소 크리프에 도달하기까지의 변형률은 온도에 거의 의존하지 않지만 부하 응력에는 의존한다. 또한, STS310J1TB와 STS310S의 특징은 변형률에 주목하면, 최소 크리프에 도달하기까지

의 파단변형률에 대한 변형률의 비율은 작으나 시간에 주목하면, 최소 크리프에 도달하기까지의 시간의 비율은 STS310J1TB에서는 약 36 %, STS310S에서는 약 23 %로 STS310J1TB의 경우가 최소 크리프에 도달하기까지의 시간의 비율이 커 제 3 차 크리프에 주목한 해석법인  $\dot{\epsilon}$  법을 적용할 경우 고려해야 할 사항이라고 사료된다.

#### 4. 고찰

##### 4.1 응력지수

일반적으로 지금까지의 연구에서 순금속 및 단상합금의 일부(Class M 합금)에서의 응력 지수는 4.5~6, 단상합금중 모상과 원자반경의 차가 큰 고용원자를 포함하는 합금(Class A 합금)에서의 응력 지수는 3~4 정도라고 알려져 있다.<sup>(13)</sup> 본 연구에서는 단상금속인 STS310S의 254.9~294.1 MPa 응력범위에서 구한 응력지수는 12.3 으로 이는 Class M 합금의 응력지수보다 상당히 높은 수치이다. 이와 같이 STS310S에서 높은 응력지수가 나온 이유로서 STS310S의 시험조건이 떡법칙 붕괴 영역(PLB: Power Law Breakdown)에 속하고 있을 가능성이 있다고 판단되어 그 진위를 검토해 보았다. Sherby 등은<sup>(14)</sup>  $\dot{\epsilon}/D$  ( $D$ 는 자기확산계수)가  $10^{13}$  m<sup>2</sup>/s를 초과하면 응력지수가 커져 떡법칙이 성립하지 않는다고 보고하고 있다. 본 연구의 부하 응력 범위에서  $\dot{\epsilon}/D$ 를 조사한 결과,  $10^{13}$  m<sup>2</sup>/s~ $10^{15}$  m<sup>2</sup>/s의 범위였다. 이 범위는 PLB에 속하였다. 따라서, STS310S에서 큰 응력지수가 나온 이유로서 시험 조건이 PLB에 속하기 때문이라고 사료 된다. 또한, 본 연구에서는 이 사실을 검증하기 위해서 온도 948 K, 초기응력 147.1~196.1 MPa (이 조건은  $\dot{\epsilon}/D$ 가  $10^{11}$  m<sup>2</sup>/s~ $10^{12}$  m<sup>2</sup>/s 정도로 떡법칙이 성립하는 영역에 속함)의 범위에서 STS310S의 응력지수를 구한 결과 5.1 이었다. 이 수치는 전통적인 단상합금의 응력지수와 일치하였다.

한편, STS310J1TB의 응력지수도 Class A 합금의 응력지수에서 기대되는 수치보다 크기 때문에 Sherby 등의 판단 기준을 적용해 보았지만, STS310J1TB의 시험범위는 떡법칙이 성립하는 영역에 속하고 있었다. STS310J1TB에서 높은 응력지수가 나온 또 다른 이유로서 본 연구에서는 석출물의 영향이라고 사료된다. 일반적으로 석출물을 포함하고 있는 재료의 응력지수는 단상합금보다 크다. 그 이유는 석출물에 기인하는 하한계응력(Threshold stress) 때문이라고 보고되어 있다.<sup>(15)</sup> 하한계응력은 그 이하의 응력을 부하하여도 소성변형

이 일어나지 않는 한계의 응력으로 정의되어 분산 강화재에 있어서 전위의 운동에 분산입자가 장애물로 작용하는 기구등이 그 물리적 의미로 생각되어 지고 있다. 또한, STS310J1TB에서 Nb와 N의 첨가로 인하여 NbCrN 질화물이 석출된다고 보고되어 있다.<sup>(5)</sup> 따라서, STS310J1TB에서 높은 응력지수가 나온 이유는 석출물의 영향이라고 생각되나 그 정량적인 수치는 아직 검토의 대상이라 사료된다.

##### 4.2 결보기 활성화 에너지

STS310J1TB는 Nb과 N가 함유되어 있기 때문에 NbCrN 질화물의 석출로 인한 석출 강화 효과와 Cr과 고용된 질소와의 사이의 화학적 상호작용으로 인한 I-S 효과<sup>(16)</sup>의 고용 강화 효과가 예상되는 합금이다. 따라서, 결보기 활성화 에너지(진활성화 에너지와 구별)는  $\gamma$ -Fe 중 Cr의 불순물확산 활성화 에너지와 같고, STS310S는 단상 금속이기 때문에 결보기 활성화에너지는  $\gamma$ -Fe의 자기확산 활성화에너지와 같다고 사료된다. 그러나 응력 254.9 MPa 이상의 범위에서 얻은 가상적 초기 변형률 속도의 결보기 활성화 에너지는 STS310J1TB에서는 330 kJ/mol, STS310S에서는 478 kJ/mol로, 이 수치들은  $\gamma$ -Fe 중 Cr의 불순물확산 활성화에너지 240 kJ/mol<sup>(17)</sup> 및  $\gamma$ -Fe의 자기확산 활성화에너지 263 kJ/mol<sup>(17)</sup>보다 상당히 높은 수치이다. 그래서, 여기서는 STS310J1TB와 STS310S에서 진활성화에너지와 결보기 활성화에너지의 차를 검토해 보았다. 지금까지 양자의 차는 탄성률의 온도의존성에 기인하기 때문이라고 보고 되어 있다.<sup>(18)</sup> 따라서, 본 연구에서는 탄성률의 온도 의존성에 의한 양자의 차를 이하와 같이 구하였다.

탄성률의 온도 의존성에 의한 활성화 에너지에의 기여( $\Delta Q_1$ )는 다음 식으로 주어진다.<sup>(19)</sup>

$$\Delta Q_1 = -nRT^2(1/G)(dG/dT) \quad (8)$$

여기서,  $1/G$ 는  $1.76 \times 10^{-5} \text{MPa}^{-1(20)}$ ,  $dT/dG$ 는  $-0.035 \text{GPa}^{(20)}$ 로서, 식 (8)에 대입하면  $\Delta Q_1$ 은 약 38 kJ/mol의 값이 구해진다. 이 결과로부터 STS310J1TB에서의 진활성화에너지와 결보기 활성화에너지의 차는 탄성률의 온도 의존성만으로 설명하기에는 부족함을 알 수 있다.

따라서, 본 연구에서는 후자가 전자보다 큰 값을 가지는 또 다른 이유로서  $\dot{\epsilon}$ 의 온도 의존성을 제안한다. Fig. 9는 초기응력이 일정할 경우, 두 가지의 온도범위에 있어서 변형률 속도와 진변형률과의 관계를 나타내는 모식도이다. 시험 온도가 높아질수록  $\dot{\epsilon}$ 의 값이 작아짐을 나타내고 있다.

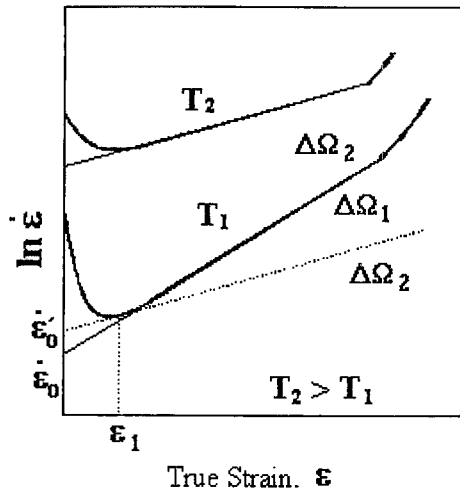


Fig. 9 Schematic illustration of relationship between strain rate and true strain showing the temperature dependence on  $\dot{\epsilon}$  value

지금, 온도  $T_1$  에 있어서 직선의 기울기  $\dot{\epsilon}_1$  의 값은 온도  $T_2$  의  $\dot{\epsilon}_2$  보다 크다. 즉,  $\dot{\epsilon}$  의 온도의 의존성이 없으면 변형률 속도가 점선과 같이 변화한다. 이 때의 가상적 초기 변형률 속도는  $\dot{\epsilon}_0$  에서 그것보다 큰  $\dot{\epsilon}_0'$  로 변하기 때문에 가상적 초기 변형률 속도의 온도 의존성은 없어지고 결보기 활성화 에너지는 감소한다. 이 개념에 의해  $\dot{\epsilon}$  의 온도 의존성에 의한 값을 평가하면 STS310J1TB 의 경우 약 38 kJ/mol 이 된다. 따라서, 탄성률의 온도 의존성 및  $\dot{\epsilon}$  의 온도 의존성에 기인하는 값들을 결보기 활성화 에너지 값에서 빼면 결보기 활성화 에너지는 254 kJ/mol 이 된다. 이 값은 Cr 이  $\gamma$ -Fe 중 에서 확산될 때의 활성화 에너지(약 240 kJ/mol)와 거의 같다.

한편 STS310S 의 경우에서 탄성률의 온도 의존성에 의한 기여 및  $\dot{\epsilon}$  의 온도 의존성에 기인하는 기여를 고려해도 결보기 활성화 에너지와  $\gamma$ -Fe 의 자기확산 활성화에너지와의 차를 설명하는 것은 어렵다. 그 이유로서 시험조건이 PLB 에 속하고 있기 때문이라고 사료된다. 그래서, 본 연구에서는 PLB 이하의 영역에서 결보기 활성화에너지를 구해 진활성화에너지와 결보기 활성화에너지와의 차를 비교해 보았다. 그 결과 PLB 이하의 영역에서 구한 결보기 활성화에너지 값은 274 kJ/mol(Fig. 5 참고) 로 이는  $\gamma$ -Fe 중 자기확산 활성화에너지(약 263 kJ/mol)와 거의 같다.

따라서, 본 연구에서는 지금까지의 결과를 토대로 STS310J1TB 와 STS310S 의 고온 변형 기구를 이하와 같이 검토하였다. PLB 이하의 시험조건에서

는 STS310S 의 경우, 응력지수는 전형적인 Class M 합금의 수치와 거의 일치하고 결보기 활성화에너지가  $\gamma$ -Fe 의 자기확산 활성화에너지와 거의 일치하므로 STS310S 의 크리프 변형 기구는 회복 율속 기구라고 사료된다. 그리고 STS310J1TB 의 경우, 구해진 응력지수는 정량적인 검토가 더욱 필요하다고 생각되나, 탄성률 및  $\dot{\epsilon}$  의 온도 의존성을 고려하면 결보기 활성화에너지는  $\gamma$ -Fe 중 Cr 의 확산 활성화에너지와 비슷하여 크리프 변형 기구는 화학적 상호작용으로 결합하고 있는 Cr 과 N 의 I-S 크라스터<sup>(16)</sup>를 전위가 끝면서 운동하는 과정이라고 생각된다.

### 5. 결론

Nb 과 N 가 복합첨가 되어 있는 STS310J1TB 와 이들 원소가 첨가되어 있지 않는 STS310S 의 정하중 크리프 거동을 3차 크리프에 주목하여 해석한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

(1) STS310J1TB 의 크리프 파단 수명은 STS310S 의 파단 수명보다 평균적으로 약 100 배정도 길었다. 또한 두 합금의 3차 크리프 영역에서 변형률 속도의 대수와 진변형률과의 사이에는 다음과 같은 직선 관계가 성립하였다.

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln \dot{\epsilon}_0 + \Omega \cdot \epsilon$$

(2) 가상적 초기 변형률 속도의 응력 및 온도 의존성을 다음 식과 같이 수식화하였다. 또한, 응력 지수 및 결보기 활성화에너지는 STS310J1TB 에서는 7.9 와 330 kJ/mol, STS310S 에서는 12.3 과 478 kJ/mol, 저응력역에서는 5.1 과 274 kJ/mol 로 나타났다.

$$\dot{\epsilon}_0 = A \cdot \sigma_0^n \exp(-Q_0 / RT)$$

(3) 결보기 활성화 에너지에 미치는 탄성률의 온도 의존성,  $\dot{\epsilon}$  의 온도 의존성에 의한 영향등을 검토한 결과, STS310J1TB 의 결보기 활성화 에너지는  $\gamma$ -Fe 중 Cr 의 확산 활성화에너지와 거의 같았다.

### 참고문헌

- (1) 김영진, 박종주, 석창성, 1996, "고온 수명평가를 위한 수정 크리프-피로 손상모델의 개발," 대한기계학회논문집, 제 20 권, 제 11 호, pp. 3424~3432.
- (2) 현중섭, 백수근, 송기욱, 1998, "소성변형에너지에 의한 유지시간효과를 고려한 1Cr-0.5Mo 강의

- 저 사이클 크리프-피로 수명예측에 관한 연구,” 대한기계학회논문집 A, 제 22 권, 제 12 호, pp. 2093~2099.
- (3) 김종범, 이형연, 유봉, 1998, “크리프-피로 하중하에서 손상을 받은 304 및 316LN 스테인리스강 구조물의 손상평가,” 대한기계학회논문집, 제 22 권, 제 12 호, pp. 2269~2277.
- (4) 김우곤, 김대환, 류우석, 2000, “316L(N) 스테인리스강의 Monkman-Grant 크리프 수명식의 적용성,” 대한기계학회논문집, 제 24 권, 제 9 호, pp. 2326~2333.
- (5) Sawaragi Y., Teranishi H., Makiura H., Miura M. and Kubota M., 1985, “ボイラ用高耐食高强度 HR3C 鋼管の開発,” Sumitomo Metals, 37, pp. 166~179.
- (6) Tanaka R., Shinoda T. and Tobe Y., 1979, “25Cr-20Ni 耐熱鋼の高温諸性質におよぼす Mo, N および C の影響,” TETSU-TO-HAGANE, 56, pp. 1014~1033.
- (7) Goodell P. D., Cullen T. M. and Freeman J. W., 1967, “The Influence of Nitrogen and Certain Other Elements on the Creep-Rupture Properties of Wholly Austenitic Type 304 Steel,” *Trans. ASME, J. of Basic Engineering*, pp. 517~524.
- (8) Hujita T., 1963, “Effect of Nitrogen on Long Period Creep Rupture Strength of 12%Chromium Heat Resisting Steels,” TETSU-TO-HAGANE, 49, pp. 1563~1565.
- (9) Endo T. and Masuyama F., 1997, “クリープ挙動解析法の最近の進法と実用合金への適用,” *Materia Japan*, 36, pp. 225~231.
- (10) Prager M., 1994, “The Omega Method-An Effective Method for Life and Damage Prediction in Creep Tests and Service,” *Proc. of 10<sup>th</sup> Int. Conf. on Strength of material*, Sendai, JIM, pp. 571~575.
- (11) Prager M., 1994, “Service and Reliability Improvement: Nuclear, Fossil and Petrochemical Plants,” *ASME, PVP-vol. 288*, pp. 401~421.
- (12) Endo T. and Shi J., 1994, “Factors Affecting Creep Rate and Creep Life of a 2.25Cr-1Mo Steel under Constant Load,” *Strength of Materials*, Ed. by Oikawa H., Maruyama K., Takeuchi S. and Yamaguchi M., JIM, pp. 665~668.
- (13) Oikawa H. and Langdon T. G., 1985, “*Creep Behaviour of Crystalline Solids*,” Ed. By Wishire B. and Evans R. W., Pineridge Press, UK, pp. 33~82.
- (14) Sherby O. D. and Burke P. M., 1966, “Progress in Materials science,” 13, pp. 340~369.
- (15) J. Cadek, 1987, “べき乗則クリープにおける逆応力の概念,” *Bulletin of the Japan Institute of Metals*, 26, pp. 404~412.
- (16) Monma K., Suto H., Sotome K. and Nemoto T., 1965, “低合金鋼の高温硬度におよぼす合金元素の影響について,” *J. Japan Inst. Metals*, 29, pp. 191~196.
- (17) Brandes E. A., 1983, “*Smithells Metals Reference Book*,” sixth edition, pp. 13~14.
- (18) Barrett C. R., Ardell A. J. and Sherby O. D., 1964, “Influence of Modulus on the Temperature Dependence of the Activation Energy for Creep at High Temperatures,” *Trans. AIME*, 230, pp. 200~204.
- (19) Cadek J., 1988, “Creep in Metallic Materials,” *ELSEVIER*, pp. 44~51.
- (20) “Metal Data Book,” 1984, *J. Japan Inst. Metals*, pp. 181~183.