

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

박인덕\* · 남기우\*\*

## Creep Behavior Analysis of 25Cr-20Ni Stainless Steels With Omega Methods

In-Duck Park and Ki-Woo Nam

**Key Words :** Nitrogen(질소), Stress Exponent(응력지수), Apparent Activation Energy(겉보기 활성화 에너지), Power Law Breakdown(자승 법칙 붕괴 영역)

### Abstract

For two kinds of 25Cr-20Ni stainless steels, SUS310J1TB and SUS310S with and without a small amount of Nb and N, creep behavior has been studied in a stress and temperature range from 147 to 392MPa and from 923 to 973K with a special reference to tertiary creep. The average creep life of SUS310J1TB was about 100 times longer than that of the SUS310S. The apparent activation energy for the initial creep rate was 330 kJ/mol in SUS310J1TB, while that of the SUS310S 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 SUS310S below PLB is close to the that 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 SUS310J1TB was reduced to the activation energy for diffusion of chromium atom in a gamma steel. The stress exponent of SUS310S was about 12 above PLB and 5.1 in a power law creep region. Notwithstanding that the creep condition for SUS310J1TB was in a power law creep region, its stress exponent was 8.3 larger than that of SUS310S corresponding to the same creep conditions. This was ascribed to the presence of fine precipitates in SUS310J1TB.

### 1. 서 론

크리프 현상은 고온에서 사용되는 장치의 재료에는 항상 고려 되는 사항으로서, 많은 연구자들은 고온에서의 재료의 성질에 대한 연구를 실시하고 있다.<sup>(1-4)</sup> SUS310J1TB<sup>(5)</sup>는 1980년대 초에 개발된 화력발전소용 초고온 고압용재료로 SUS310S 보다 뛰어난 크리프강도를 가지고 있으나 기본적인 화학 조성은 SUS310S와 거의 같다. 화학 조성에서 두 합금의 차이는 전자가 미량의 Nb와 N를 함유하고 있으나, 후자는 두가지 원소를 함유하고 있지 않은 단상 금속이다. SUS310J1TB의 뛰어난 고온 크리프 특성은 미세하고 안정한 석출물에 의한 것이라고 생각되나, Cr 과 고용된 N의 상

호작용으로 인한 고용 강화 효과도 크리프 특성 향상에 기여하고 있을 가능성이 있으리라 생각된다.<sup>(6-8)</sup>

따라서, 본 연구에서는 25Cr-20Ni 계 오스테나이트 스테인리스강인 SUS310J1TB와 SUS310S를 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 시험편 및 실험재료

본 연구에서 사용한 시험편은 SUS310J1TB와 SUS310S로 그 화학조성을 Table 1에 나타내었다. 시험편은 1473K에서 용체화처리 하였다. 시험편의 형상은 Fig. 1에 나타내었다. 크리프 시험은 923~ 973K의 온도 범위에서 초기 하중을 SUS310J1TB에서는 254.9~392.2MPa, SUS310S에서

\* 책임저자, 요코하마국립대학 공학연구원

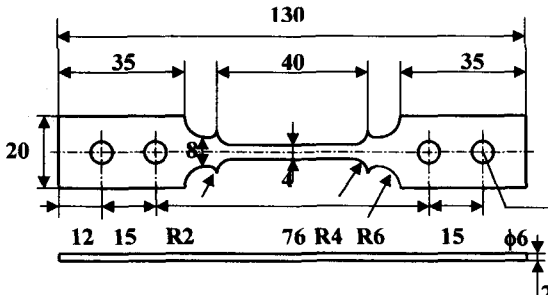
\*\* 회원, 부경대학교 재료공학부

e-mail : namkw@pknu.ac.kr

는 147.1~294.1MPa의 범위에서 행하였다. 크리프 시험은 각각의 시험 온도에서 86.4ks 동안 유지하여 열적인 안정을 확인한 후 실시하였다.

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

	C	Si	Mn	Ni	Cr	Nb	N
SUS310 JITB	0.06	0.4	1.2	20.0	25.0	0.45	0.2
SUS310S	0.08	0.4	1.6	20.0	25.0	-	-



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

## 2.2 $\Omega$ 법에 의한 크리프 거동 해석

크리프의 시간축을 기술하는 여러 가지 방법이 이전부터 제안 되어 왔으나, 시간축에 포함되어 있는 파라메터의 물리적 의미는 명확하지 않다. 그러나  $\Omega$  법은 정하중 크리프 곡선을 해석하기 위해 고안되어진 것으로 파라메터의 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 변형율,  $\dot{\epsilon}$ 는 3차 크리프영역에 있어서의 변형율속도,  $\dot{\epsilon}_0$ 는 크리프 전 영역에서 식(1)이 성립한다고 가정 했을 때의 초기 변형율 속도(이후부터는 가상적 초기 변형율 속도로 명명) 그리고,  $\Omega$ 는 실선의 기울기로서(Fig. 2 참고) 단위 변형율의 증가에 대한 변형율 속도의 증가를 나타내고 있다(이후 부터는 변형율 속도 가속 인자로 명명).  $\Omega$  값은 응력 및 온도 의존성이 비교적 작지만,  $\dot{\epsilon}_0$ 는 응력 및 온도 의존성이 크다.<sup>(10)</sup> 그리고 크리프의 대부분이 3차 크리프 영역에 속할 경우에는 식(1)을 시간  $t_0$ 에서 파단시간  $t_f$ 까지 적분하여,  $\exp(-\epsilon)$ 이 1보다 작은 것을 고려하면 크리프 수명  $t_f$ 은 이하의 식으로 나타난다.<sup>(11,12)</sup>

$$t_f = 1/\Omega \cdot \dot{\epsilon}_0 \quad (2)$$

## 3. 결과

### 3.1 크리프 거동의 상이

SUS310JITB 및 SUS310S의 일정 하중 크리프 시험의 결과를 Table 2에 나타낸다.

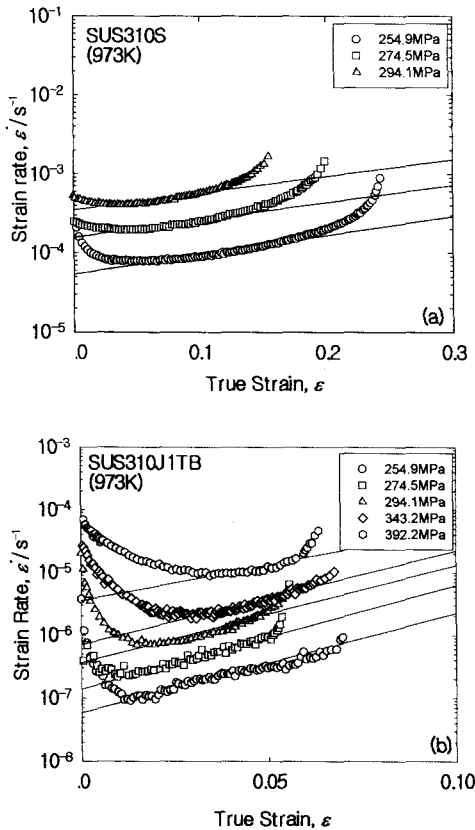
**Table 2** Summary of creep tests.

	Temp. (K)	Initial stress (MPa)	Creep life (s)	Imaginary initial creep rate $\dot{\epsilon}_0$ ( $s^{-1}$ )	Strain rate acceleration factor $\Omega$
SUS 310 JITB	923	254.9	1296000	$1.15 \times 10^{-8}$	46.1
		274.5	990720	$1.51 \times 10^{-8}$	39.2
		294.1	169200	$4.23 \times 10^{-8}$	65.6
		343.2	136440	$1.37 \times 10^{-7}$	38.2
		392.2	88718	$2.41 \times 10^{-7}$	17.5
	948	254.9	729720	$2.57 \times 10^{-8}$	40.8
		274.5	462600	$4.84 \times 10^{-8}$	35.3
		294.1	217080	$8.88 \times 10^{-8}$	30.2
		343.2	34488	$3.25 \times 10^{-7}$	21.9
		392.2	17898	$6.04 \times 10^{-7}$	30.6
	973	254.9	339120	$5.78 \times 10^{-8}$	36.5
		274.5	136532	$1.32 \times 10^{-7}$	38.2
		294.1	47520	$3.62 \times 10^{-7}$	35.8
		343.2	19800	$7.18 \times 10^{-7}$	33.9
		392.2	4534	$4.11 \times 10^{-6}$	23.2
SUS 310S	923	254.9	29160	$2.81 \times 10^{-6}$	8.3
		274.5	9360	$8.62 \times 10^{-6}$	8.1
		294.1	4680	$1.76 \times 10^{-5}$	7.5
	948	254.9	7200	$1.20 \times 10^{-5}$	7.9
		274.5	3240	$2.34 \times 10^{-5}$	8.0
		294.1	1440	$5.77 \times 10^{-5}$	7.5
	973	254.9	2160	$5.36 \times 10^{-5}$	5.6
		274.5	720	$1.56 \times 10^{-4}$	5.0
		294.1	288	$3.50 \times 10^{-4}$	4.8

Table 2에서 알 수 있듯이 파단 시간은 응력과 온도가 증가함에 따라서 감소한다. 동일한 크리프 조건에서 비교해 보면 SUS310JITB의 파단수명은 SUS310S에 비해 약 100배 정도로, Nb와 N을 첨가함으로써 크리프 파단 수명이 현저히 증가하고 있음을 알 수 있다.

Fig. 2는 변형율 속도와 진변형율과의 관계를 편대수 그래프로 나타낸 것으로 (a)가 SUS310S의 경우이고 (b)가 SUS310JITB의 경우이다. 전 응력 범위에 있어서 변형율 속도의 대수와 진변형율의

사이에는 비교적 넓은 범위에 걸쳐서 식(1)에서와 같이 직선관계가 성립한다. 이들 직선으로 부터 기울기  $\rho$  및 가상적 초기 변형율 속도를 결정하는 경우에는 3차 크리프 영역중 변형율속도가 급격히 증가하는 부분(파단 전의 약 10%부분)을 제외하고, 명백히 3차 크리프 영역이라고 판단되는 부분의 변형율 속도와 진변형율의 수치를 사용해 회복직선을 구했다. Fig. 2는 973K의 경우이나 다른 시험온도와 응력하에서도 구한, 가상적 초기 변형율 속도  $\dot{\epsilon}_0$ 와 변형율 속도 가속 인자  $\rho$ 의 측정결과를 Table 2에 나타내었다.



Relationship between true strain and strain rate at 973K.  
Fig. 2

Table 2에서부터도 알 수 있듯이 가상적 초기 변형율 속도는 온도 및 응력에 민감하나,  $\rho$ 는 온도 및 응력에 관계없이 변화하지 않는다. 이 점은 다른 합금에서의 결과와 일치하였다.<sup>(10)</sup> 그러나, 주의 깊게 Table 2을 보면 온도가 일정할 경우, 응력

이 증가하면  $\rho$ 는 감소하고, 응력이 일정할 경우에는 온도가 증가함에 따라 감소하는 경향이 보였다.

Fig. 3은 SUS310J1TB 및 SUS310S의 가상적 초기 변형율 속도와 응력의 관계를 나타낸 양대수 그래프이다. 가상적 초기 변형율 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. 3에서 알 수 있듯이 응력지수의 평균치는 SUS310J1TB의 경우, 254.9~392.2MPa의 범위에서  $7.9 \pm 0.5$ , SUS310S의 경우, 254.9~294.12MPa의 범위에서  $12.3 \pm 1.4$ 이다.

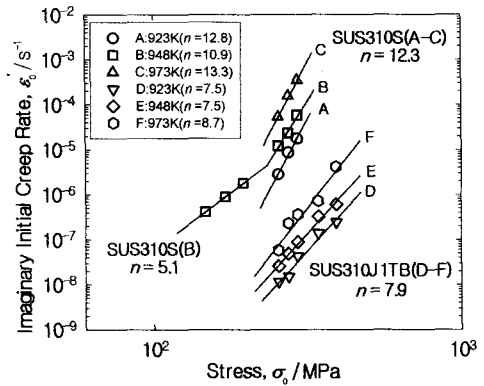


Fig. 3 Stress dependence of imaginary initial creep rate.

Fig. 4는 SUS310J1TB 및 SUS310S의 가상적 초기 변형율 속도의 온도 의존성을 나타낸 것이다. 응력이 다른 경우에서도 비교할 수 있도록 종축의 가상적 초기 변형율 속도를 응력으로 규격화하였다.

Fig. 4에서 가상적 초기 변형율 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 SUS310J1TB에서는  $4.64 \times 10^{-10} \text{ s}^{-1}$  및 330kJ/mol, SUS310S에서는  $6.42 \times 10^{-9} \text{ s}^{-1}$  및 478kJ/mol이다. 이들 값의 유효성

을 검토하기 위해서 식(4)를 이용하여 계산한 가상적 초기 변형을 속도의 계산치와 실험치와의 비교를 Fig. 5에 나타낸다. 미소한 오차는 있으나 가상적 초기 변형을 속도의 계산치와 실험치는 잘 일치하고 있음을 알 수 있다.

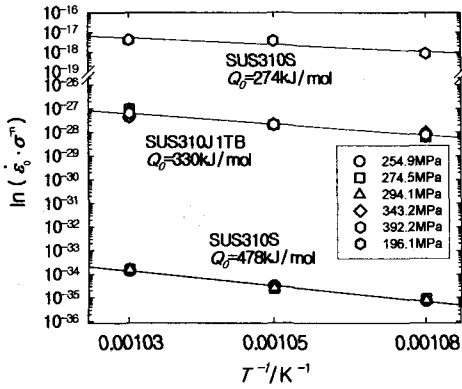


Fig. 4 Temperature dependence of stress-compensated imaginary initial creep rate.

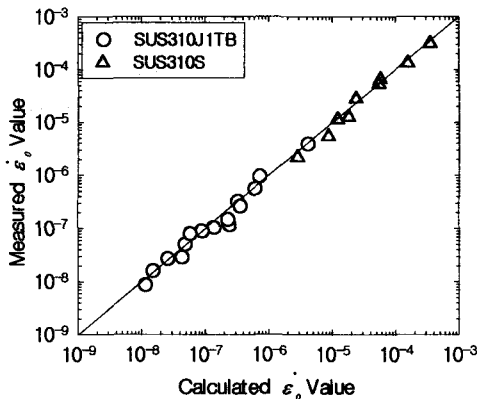


Fig. 5 Comparison of calculated imaginary initial creep rate with experimental one.

## 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 고

용원자를 포함하는 합금(Class A 합금)에서의 응력 지수는 3~4 정도라고 알려져 있다.<sup>(13)</sup> 본 연구에서는 단상금속인 SUS310S의 254.9~294.1MPa 응력범위에서 구한 응력지수는 12.3으로 이는 Class M 합금의 응력지수보다 상당히 높은 수치이다. 이와 같이 SUS310S에서 높은 응력지수가 나온 이유로서 SUS310S의 시험조건이 자승법칙 붕괴 영역(PLB: Power low breakdown)에 속하고 있을 가능성이 있다고 판단되어 그 진위를 검토해 보았다. Sherby 등은<sup>(14)</sup>  $\dot{\epsilon}/D$  ( $D$ 는 자기확산계수)가  $10^{13}$   $m^2/s$ 를 초과하면 응력지수가 커져 자승 법칙이 성립하지 않는다고 보고하고 있다. 본 연구의 부하 응력 범위에서  $\dot{\epsilon}/D$ 를 조사한 결과,  $10^{13}m^2/s \sim 10^{15}m^2/s$ 의 범위였다. 이 범위는 PLB에 속하였다. 따라서, SUS310S에서 큰 응력지수가 나온 이유로서 시험 조건이 PLB에 속하기 때문이라고 사료된다. 또한, 본 연구에서는 이 사실을 검토하기 위해서 온도 948K, 초기응력 147.1~196.1 MPa (이 조건은  $\dot{\epsilon}/D$ 가  $10^{11}m^2/s \sim 10^{12}m^2/s$  정도로 자승 법칙이 성립하는 영역에 속함)의 범위에서 SUS310S의 응력지수를 구한 결과 5.1이었다. 이 수치는 전통적인 단상합금의 응력지수와 일치하였다.

한편, SUS310J1TB의 응력지수도 Class A 합금의 응력지수에서 기대되는 수치보다 크기 때문에 Sherby 등의 판단 기준을 적용해 보았지만, SUS310J1TB의 시험범위는 자승 법칙이 성립하는 영역에 속하고 있었다. SUS310J1TB에서 높은 응력 지수가 나온 또 다른 이유로서 본 연구에서는 석출물의 영향이라고 사료된다. 일반적으로 석출물을 포함하고 있는 재료의 응력지수는 단상합금보다 크다. 그 이유는 석출물에 기인하는 문턱응력(Threshold stress)때문이라고 보고되어 있다.<sup>(15)</sup> 문턱응력은 그 이하의 응력을 부하하여도 소성변형이 일어나지 않는 한계의 응력으로 정의되어 분산 강화재에 있어서 전위의 운동에 분산입자가 장애물로 작용하는 기구등이 그 물리적 의미로 생각되어 지고 있다. 또한, SUS310J1TB에서 Nb와 N의 첨가로 인하여 NbCrN 질화물이 석출된다고 보고되어 있다.<sup>(6)</sup> 따라서, SUS310J1TB에서 높은 응력 지수가 나온 이유는 석출물의 영향이라고 생각되거나 그 정량적인 수치는 아직 검토의 대상이라 사료된다.

### 4.2 결보기 활성화 에너지

SUS310J1TB는 Nb과 N가 함유되어 있기 때문에 NbCrN 질화물의 석출로 인한 석출 강화 효과

와 Cr 과 고용된 질소와의 사이의 화학적 상호작용으로 인한 I-S 효과<sup>(16)</sup>의 고용 강화 효과가 예상되는 합금이다. 따라서, 결보기 활성화 에너지(진활성화에너지와 구별)는  $\gamma$ -Fe 중 Cr의 불순물확산 활성화에너지와 같고, SUS310S는 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 SUS310J1TB에서는 330kJ/mol, SUS310S에서는 478kJ/mol로, 이 수치들은  $\gamma$ -Fe 중 Cr의 불순물확산 활성화에너지 240kJ/mol<sup>(17)</sup> 및  $\gamma$ -Fe의 자기확산 활성화에너지 263kJ/mol<sup>(17)</sup> 보다 상당히 높은 수치이다. 그래서 여기서는 SUS310J1TB와 SUS310S에서 진활성화에너지와 결보기 활성화에너지의 차를 검토해 보았다. 지금까지 양자의 차는 탄성율의 온도 의존성에 기인하기 때문이라고 보고 되어 있다.<sup>(18)</sup> 따라서, 본 연구에서는 탄성율의 온도 의존성에 의한 양자의 차를 이하와 같이 구하였다.

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

$$\Delta Q_1 = -nRT^2(1/G)(dG/dT) \quad (5)$$

여기서,  $1/G$ 는  $1.76 \times 10^{-5} \text{MPa}^{-1(20)}$ ,  $dT/dG$ 는  $-0.035 \text{GPa}^{(20)}$ 로서, 식(5)에 대입하면  $\Delta Q_1$ 은 약 38kJ/mol의 값이 구해진다. 이 결과로부터 SUS310J1TB에서의 진활성화에너지와 결보기 활성화에너지의 차는 탄성율의 온도 의존성만으로 설명하기에는 부족함을 알 수 있다.

따라서, 본 연구에서는 후자가 전자보다 큰 값을 가지는 또 다른 이유로서  $\rho$ 의 온도 의존성을 제안한다. Fig. 6은 초기응력이 일정할 경우, 두 가지의 온도범위에 있어서 변형률 속도와 진변형률과의 관계를 나타내는 모식도이다. 시험 온도가 높아질수록  $\rho$ 의 값이 작아짐을 나타내고 있다. 지금, 온도  $T_1$ 에 있어서 직선의 기울기  $\rho_1$ 의 값은 온도  $T_2$ 의  $\rho_2$ 보다 크다. 즉,  $\rho$ 의 온도 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  $\rho$ 의 온도 의존성에 의한 값을 평가하면 SUS310J1TB의 경우 약 38kJ/mol이 된다. 따라서, 탄성율의 온도 의존성 및  $\rho$ 의 온도 의존성에 기인하는 값들을 결보기 활성화 에너지 값에서 빼면 결보기 활성화 에너지는 254kJ/mol이 된다. 이 값은 Cr이  $\gamma$ -Fe 중

에서 확산될 때의 활성화 에너지의 값과 거의 같다.

한편 SUS310S의 경우에서 탄성율의 온도 의존성에 의한 기여 및  $\rho$ 의 온도 의존성에 기인하는 기여를 고려해도 결보기 활성화 에너지와  $\gamma$ -Fe의 자기확산 활성화에너지와의 차를 설명하는 것은 어렵다. 그 이유로서 시험조건이 PLB에 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 274kJ/mol(Fig. 4참고)로 이는  $\gamma$ -Fe 중 자기확산 활성화에너지와 거의 같다.

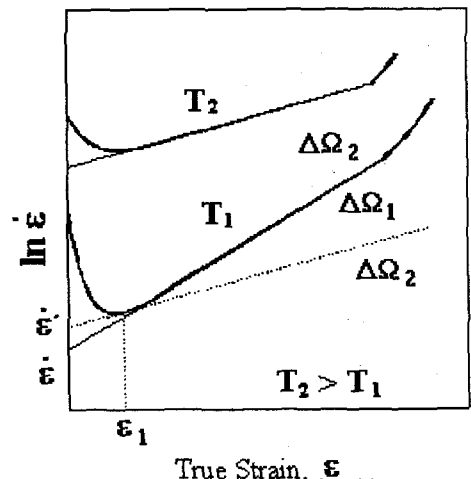


Fig. 6 Schematic illustration of relationship between strain rate and true strain showing the temperature dependence  $\rho$  value.

따라서 본 연구에서는 지금까지의 결과를 토대로 SUS310J1TB와 SUS310S의 고온 변형 기구를 이하와 같이 검토하였다. PLB 이하의 시험조건에서는 SUS310S의 경우, 응력지수는 전형적인 Class M 합금의 수치와 거의 일치하고 결보기 활성화에너지가  $\gamma$ -Fe의 자기확산 활성화에너지와 거의 일치하므로 SUS310S의 크리프 변형 기구는 회복 율속 기구라고 사료된다. 그리고 SUS310J1TB의 경우, 구해진 응력지수는 정량적인 검토가 더욱 필요하다고 생각되나, 탄성율 및  $\rho$ 의 온도 의존성을 고려하면 결보기 활성화에너지는  $\gamma$ -Fe 중 Cr의 확산 활성화에너지와 비슷하여 크리프 변형 기구는 화학적 상호작용으로 결합하고 있는 Cr과 N의 I-S 클러스터<sup>(16)</sup>를 전위가 끌면서 운동하는 과

이라고 생각된다.

## 5. 결 론

(1) SUS310J1TB 의 크리프 파단 수명은 SUS310S 의 파단 수명보다 평균적으로 약 100 배 정도 길었다. 또한 두 합금의 3 차 크리프 영역에서 변형률 속도의 대수와 진변형률과의 사이에는 식(1)과 같은 직선 관계가 성립하였다.

(2) 가상적 초기 변형률 속도의 응력 및 온도 의존성을 식(4)와 같이 정식화하였다. 또한, 응력 지수 및 길보기 활성화에너지는 SUS310J1TB 에서는 7.9 와 330kJ/mol, SUS310S 에서는 12.3 과 478kJ/mol (저응력에서는 5.1 과 274kJ/mol)이었다.

(3) 길보기 활성화 에너지에 미치는 탄성률의 온도 의존성,  $\Omega$  의 온도 의존성에 의한 영향등을 검토한 결과, SUS310J1TB 의 길보기 활성화 에너지는  $\gamma$ -Fe 중 Cr 의 확산 활성화에너지와 거의 같았다.

## 참고문헌

- (1) 김영진, 박종주, 석창성, 1996, 대한기계학회 논문집, 제 20 권, 제 11 호, pp. 3424 ~ 3432.
- (2) 현중섭, 백수곤, 송기욱, 1998, 대한기계학회 논문집 A, 제 22 권, 제 12 호, pp. 2093 ~ 2099.
- (3) 김종범, 이형연, 유봉, 1998, 대한기계학회 논문집, 제 22 권, 제 12 호, pp. 2269 ~ 2277.
- (4) 김우곤, 김대환, 류우석, 2000, 대한기계학회 논문집, 제 24 권, 제 9 호, pp. 2326 ~ 2333.
- (5) Y. Sawaragi, H. Teranishi, H. Makiura, M. Miura and M. Kubota, 1985, Sumitomo Metals, 37, pp. 166-179.
- (6) R. Tanaka, T. Shinoda and Y. Tobe, 1979, TETSU-TO-HAGANE, 56, pp. 1014 ~ 1033.
- (7) P. D. Goodell, T. M. Cullen and J. W. Freeman, 1967, Trans. ASME, J. of Basic Engineering, pp. 517 ~ 524.
- (8) T. Hujita, 1963, TETSU-TO-HAGANE, 49, pp. 1563 ~ 1565.
- (9) T. Endo and F. Masuyama, 1997, Materia Japan, 36, pp. 225 ~ 231.
- (10) M. Prager, 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) M. Prager, 1994, "Service and Reliability

Improvement: Nuclear, Fossil and Petrochemical Plants", ASME, PVP-vol. 288, pp. 401 ~ 421.

(12) T. Endo and J. Shi, 1994, "Factors Affecting Creep Rate and Creep Life of a 2.25Cr-1Mo Steel under Constant Load", Strength of Materials, Ed. by H. Oikawa, K. Maruyama, S. Takeuchi and M. Yamaguchi, JIM, pp. 665 ~ 668.

(13) H. Oikawa and T. G. Langdon, 1985, "Creep Behaviour of Crystalline Solids", Ed. By B. Wishire and R. W. Evans, Pineridge Press, UK, pp. 33 ~ 82.

(14) O. D. Sherby and P. M. Burke, 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) K. Monma, H. Suto, K. Sotome and T. Nemoto, 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) E. A. Brandes, 1983, "Smithells Metals Reference Book", sixth edition, pp. 13 ~ 14.

(18) C. R. Barrett, A. J. Ardell and O. D. Sherby, 1964, "Influence of Modulus on the Temperature Dependence of the Activation Energy for Creep at High Temperatures", Trans. AIME, 230, pp. 200 ~ 204.

(19) J. Cadek, 1988, "Creep in Metallic Materials", ELSEVIER, pp. 44 ~ 51.

(20) "Metal Data Book", 1984, the Japan Institute of Metals, pp. 181 ~ 183.