

# 오스테나이트계 25Cr-20Ni 스테인리스강의 고온예변형에 의한 크리프 거동

박인덕\* · 남기우\*\* · 안석환\*\*\*

\*요코하마국립대학 공학연구원

\*\*부경대학교 재료공학부

\*\*\*부경대학교 기계공학부

## Creep Behavior of High Temperature Prestrain in Austenitic 25Cr-20Ni Stainless Steels

IN-DUCK PARK\*, KI-WOO NAM\*\* AND SEOK-HWAN AHN\*\*\*

\*Yokohama National University, Yokohama 240-8501, Japan

\*\*Division of Materials and Science Engineering, Pukyong National University, Busan 608-739, Korea

\*\*\*School of Mechanical Engineering, Pukyong National University, Busan 608-739, Korea

**KEY WORDS:** Prestrain 예변형, Strain Rate 변형 속도, Rupture Strain 파단 변형률, Precipitates 석출물, Subgrain Size 아결정립 크기

**ABSTRACT:** In the present study, we examined the influence of prestrain on creep strength of Class M alloy(STS310S) and Class A(STS310J1TB) alloys containing precipitates. Prestrain was given by prior creep at a higher stress than the following creep stresses. Creep behaviour before and after stress change and creep rate of pre-strained specimens were compared with that of virgin specimens. Pre-straining produced the strain region where the strain rate was lower than that of a virgin specimen both for STS310J1TB and STS310S steels. The reason for this phenomenon was ascribable to the viscous motion of dislocations, the interaction between dislocations and precipitates in a STS310J1TB steel, and the interaction of dislocations with sub-boundaries in a STS310S steel which has the higher dislocation density and smaller subgrain size resulted from pre-straining at higher stress.

### 1. 서 론

실은 예변형이 크리프 거동에 미치는 영향은 회복이 일어나지 않는 온도범위에서는 크리프 강도를 향상(Hasegawa et al., 1973; Sherby et al., 1954; Garofalo et al., 1961)시키지만, 완전히 재결정이 일어나는 온도범위에서는 그 효과는 없어진다(Grant et al., 1956; Baba et al., 1995)고 보고되어져 있다. 또한, 실은 예변형시 도입된 전위조직은 고온에서는 불안정한 것으로 생각되어 파단시 연성이 감소한다고 보고되어져 있다(Hasegawa et al., 1973). Masuyama(Masuyama, 1998)에 의하면 20%의 냉간가공을 한 SAVE25(Masuyama, 1998)의 단시간 크리프시험에서 크리프 강도는 증가하였으나, 장시간 크리프시험에서는 변형을 가하지 않은 시험편과 파단수명이 거의 일치하였다. 이 결과는 크리프 중 재결정이 일어나기 때문이라고 보고되어져 있다. 또한, 가공도가 클수록 파단시 연성이 크게 감소하고 특히, 오스테나이트계 강의 장시간 크리프시험에서는 큰 강도저하를 일으킨다. 그러나, 고온에서 예변형을 실시한 경우에는 충분히 발달한 아결정립계가 생성되어, 크리프 강도의 향상이 기대된다

(Hasegawa et al., 1973). 또한, 일차 크리프 영역에서의 변형 속도의 감소의 원인은 아결정립계의 생성에 의한 것이며, 예변형에 의해 이러한 전위구조가 얻어지면, 일차 크리프 중의 변형속도의 감소는 현저할 것으로 사료된다. 그러나, 고온에서의 예변형은 입계공공 발생 등의 크리프 손상을 일으켜 파단연성이 감소하나, 예변형량이 %에 불과하면 크리프 손상의 정도는 작다. 또한, 합금의 종류에 따라 예변형이 미치는 영향이 다를 것으로 생각되며, 이는 아결정립 등의 하부조직, 석출물에 의한 전위운동의 차이 등이 그 원인이라고 생각할 수 있다(Baba et al., 1995; Chalmers and Hume-Rothery, 1966; Kikuchi and Ilchner, 1986).

본 연구에서는 Class M합금인 STS310S와 Class A합금이며 석출강화형합금인 STS310J1TB(Park et al., 2000; Park and Endo, 2000)를 사용하여 크리프시험 실시 전, 923~973 K에서 예변형을 실시하여 합금의 종류, 석출물과 아결정립의 존재 여부에 따라 고온 예변형이 크리프 거동에 미치는 영향을 조사하였다.

### 2. 실험방법

#### 2.1 시험편

1저자 박인덕 연락처: 부산시 남구 용당동 산100번지

051-620-1640 parkid@ynu.ac.jp

본 연구에서 사용한 시험편은 STS310J1TB와 STS310S로 그 화학조성을 Table 1에 나타내었다. 시험편은 Fig. 1에 나타낸 것과 같이 JIS규격을 만족하는 두께 2 mm, 표점거리 40 mm의 평판시험편으로 연신계를 부착하기 위해서 돌기부분을 가진 형상으로 방전 가공하여 제작하였다. 최종시험편은 1473K에서 2시간 용체화처리 하였다. 본 연구의 정하중 크리프 시험에는 JIS규격을 만족하는 일정 하중 방식의 레버식 C-3L형 시험기를 사용하였다. 시험기의 최대 하중은 3 ton이며, 레버비는 1:10이다. 또한, 시험 중의 온도 변화는  $\pm 2$  K로 제어하였다. 변형률의 측정에는 1/100 mm까지 측정 가능한 연신계를 사용하여 변형률을 연속적으로 자동 기록하였다. 예변형량은 Fig. 2에 나타낸 것처럼 크리프 변형률이 최소크리프속도에 도달했을 경우 (Fig. 2의 ②), 도달하기 전 (Fig. 2의 ①), 도달한 후 (Fig. 2의 ③)의 세 가지 조건으로, STS310J1TB의 경우의 예변형량은 각각 파단 변형률의 약 0.5, 1.5, 2.5%이고, STS310S의 경우의 예변형량은 약 2.0, 4.0, 7.0%이다(이후부터는 각각의 세가지 조건을 ①, ②, ③이라고 함). 예변형 부하시의 온도조건은 923~973 K이고, 응력조건은 STS310J1TB의 경우 343.2 MPa, STS310S의 경우 294.1 MPa이다. 예변형 부하 후의 크리프 시험의 온도 조건은 예변형 부하시와 같고 응력 조건은 두 합금 모두에서 254.9 MPa이다. 크리프 시험의 해석방법에는  $\Omega$ 법을 이용하였다.

## 2.2 $\Omega$ 법에 의한 크리프 거동 해석

크리프의 시간축을 기술하는 여러 가지방법이 이전부터 제안되어져 있으나, 시간축에 포함되어져 있는 물리적인 의미는 명확하지는 않다. 그러나,  $\Omega$ 법(Prager, 1994)은 정하중 크리프곡선을 해석하기 위하여 고안되어진 것으로 파라미터의 물리적 의미는 명확하다. 다음에서는 본 연구의 해석에 사용되어진  $\Omega$ 법을 간단히 소개한다.

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

여기서  $\epsilon$ 은 진 변형률,  $\dot{\epsilon}$ 은 3차 크리프 영역에서의 변형 속도,  $\dot{\epsilon}_0$ 는 크리프 전 영역에서의 식 (1)이 성립한다고 가정했을 때의 초기 변형 속도(이후부터는 가상의 초기 변형 속도로 명명: imaginary initial strain rate),  $\Omega$ 는 실선의 기울기(이후부터는 변형 속도 가속인자로 명명: strain rate acceleration factor)(Fig. 2 참조)로서 단위 변형률의 증가에 대한 변형 속도의 증가를 나타내고 있다.  $\Omega$ 는 응력 및 온도의 의존성이 비교적 작지만,  $\dot{\epsilon}_0$ 는 응력 및 온도 의존성이 크다(Prager, 1994). 그리고 크리프의 대부분이 3차 크리프 영역에 속할 경우에는 식 (1)을 초기시간  $t_0$ 에서 파단시간  $t_r$ 까지 적분하여,  $\exp(-\epsilon_r)$ 이 1보다 작은 것을 고려하면 크리프 파단시간  $t_r$ 은 식 (2)와 같이 나타내어진다.

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

Table 1 Chemical composition (wt.%)

	C	Si	Mn	Ni	Cr	Nb	N
STS310 J1TB	0.06	0.40	1.20	20.0	25.0	0.45	0.2
STS310S	0.08	0.40	1.60	20.0	25.0	-	-

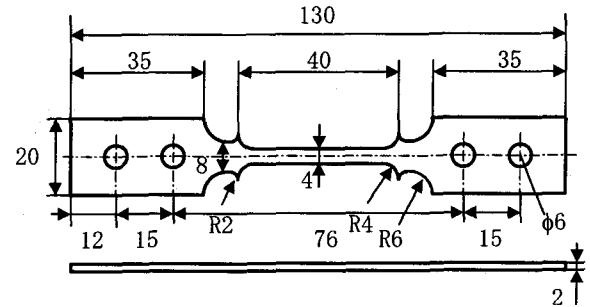


Fig. 1 Dimension of specimen(All dimensions in mm)

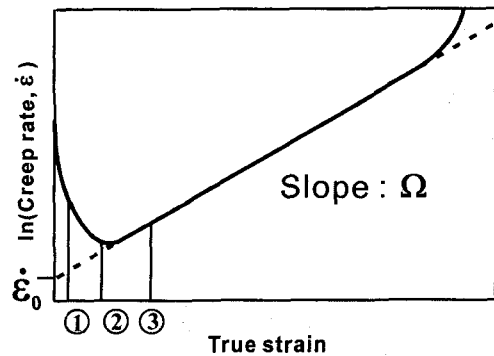


Fig. 2 Schematic illustration of logarithm of strain rate plotted against true strain

## 3. 결과

### 3.1 예변형이 크리프 파단수명 및 파단변형률에 미치는 영향

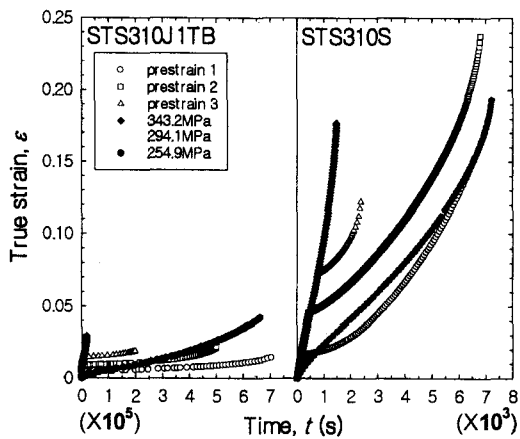
Fig. 3은 STS310J1TB 및 STS310S의 948 K에서의 미변형재와 예변형재의 크리프곡선으로, 예변형재의 경우는 두 합금에서 각각의 예변형 부하응력에서 예변형을 실시한 초기의 크리프곡선도 함께 나타내었다. 그림에서 검은색의 표시가 미변형재이고, 흰 색의 표시가 각각의 조건에서의 예변형재이다. 예변형 후, STS310S의 예변형재의 크리프곡선은 미변형재와 같이 거의 평형상태를 이루고 있지만, STS310J1TB의 예변형재의 크리프곡선은 미변형재의 크리프곡선과 다른 거동을 하고 있음을 알 수 있다. 이러한 경향은 다른 온도조건에서도 같았다. 본 연구의 모든 온도 및 응력조건에서의 예변형재의 크리프 파단변형률을 Table 2에, 파단수명을 Table 3에 나타내었다. 참고적으로 미변형재도 함께 나타내었으며 예변형량을 영으로 표시한 것이 미변형재이다. 또한, Fig. 4는 각각의 응력 조건에서 예변형을 부하한 후, 254.9 MPa에서 크리프를 실시한 크리프 곡선만을 나타낸 것

**Table 2** Strain of prestrain creep tests

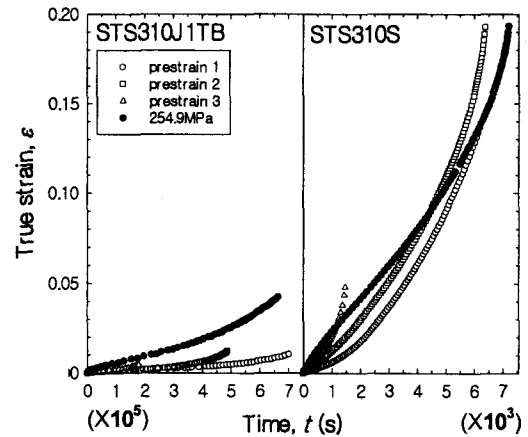
Test -ed material	Temp. [K] and stress [MPa]	Pre-strain [%]	Strain		
			Strain region where strain rate is lower than that of virgin specimen	Rupture strain after stress reduction	Total rupture strain
STS 310 J1TB	923 254.9	0	-	5.9	5.9
		0.5	0.4	0.7	1.2
		1.0	0.3	0.3	1.3
		1.5	0.2	0.2	1.7
	948 254.9	0	-	5.7	5.7
		0.5	0.98	1.0	1.4
		1.5	0.79	1.3	2.1
		2.5	0.41	0.4	1.8
	973 254.9	0	-	6.9	6.9
		1.0	0.59	1.4	2.4
		2.0	0.83	1.7	3.7
		2.5	0.57	1.0	3.5
STS 310S	923 254.9	0	-	20.9	20.9
		3.0	3.85	26.3	29.3
		4.0	2.65	14.6	28.6
		7.0	3.45	24.8	31.8
	948 254.9	0	-	19.3	19.3
		2.0	2.48	13.7	15.7
		4.0	3.34	19.3	23.3
	973 254.9	0	-	24.3	24.3
		2.0	6.9	24.2	27.3
		4.0	7.8	28.9	32.9
		7.0	7.7	23.8	30.8

**Table 3** Creep life of prestrain creep tests

Test -ed material	Temp. [K] and stress [MPa]	Pre-strain [%]	Creep life		
			Time interval where strain rate is lower than that of virgin specimen [s]	Creep Life after stress reduction [s]	Total creep life [s]
STS 310 J1TB	923 254.9	0	-	1296000	1296000
		0.5	1365510	1432840	1434870
		1.0	392410	392410	403800
		1.5	883680	883680	907530
	948 254.9	0	-	729720	729720
		0.5	690023	700164	703544
		1.5	454008	486526	499862
		2.5	190668	181760	201148
	973 254.9	0	-	339120	339120
		1.0	115360	167920	168840
		2.0	111790	153800	157570
		2.5	38200	41070	47450
STS 310S	923 254.9	0	-	29160	29160
		3.0	9430	28450	29920
		4.0	11260	33340	35450
		7.0	8310	22400	26530
	948 254.9	0	-	7200	7200
		2.0	2410	6190	6590
		4.0	2170	6380	6810
	973 254.9	0	-	1470	2280
		2.0	2160	2015	2130
		4.0	1270	2140	2270
		7.0	1150	1830	2070



**Fig. 3** Creep curve of STS310J1TB and STS310S strain steel in prestrain creep test at 948K



**Fig. 4** Creep curve of STS310J1TB and STS310S strain steel after stress change in prestrain creep test at 948K

로 비교를 위해 254.9 MPa의 미변형재도 함께 나타내었다. Fig. 4의 STS310S에서 미변형재에 대한 예변형재의 파단수명의 비율은 ① 및 ②의 경우는 약 85 %로 예변형의 파단수명에의 영향이 크지 않으나, ③의 경우는 약 20 %로 파단수명에의 영향이 비교적 크다는 것을 알 수 있다. 이것에 비하여 STS310J1TB에서는 ①의 경우는 약 95 %로 예변형의 파단 수명에 미치는 영향이 크지 않으나, ② 및 ③의 경우는 약 24~66 %로 파단수명에의 영향이 비교적 크다는 것을 알 수 있다. 이와 같이 예변형이 파단수명의 증감에 미치는 영향은 STS310J1TB가 STS310S보다 크다는 것을 알 수 있다. 또한, 예변형의 파단변형률의 증감에 미치는 영향도 파단수명의 경우와 같이, STS310J1TB의 파단변형률 STS310S의 그것보다 크게 감소하였다.

### 3.2 변형속도에 착목한 예변형재의 크리프 거동

Fig. 5와 6은 STS310J1TB와 STS310S에 있어서 변형속도의 대수와 진 변형률의 관계를 나타낸 것이다. STS310J1TB에서는 각각의 예변형재의 크리프곡선이 예변형 전에는 343.2 MPa의 미변형재의 크리프곡선의 모양과 거의 비슷하나, 예변형 후에는 변형속도가 254.9 MPa의 미변형재의 변형속도보다 작은 영역이 나타남을 알 수 있다. 또한, 그 후의 변형속도는 미변형재의 변형속도보다 커져 파단에 이른다. STS310S에서도 예변형 후 STS310J1TB와 같이 미변형재에 비하여 변형속도가 작은 영역이 있음을 알 수 있다. 그러나, STS310J1TB의 경우에는 예변형 후, 변형속도의 변화가 느리나, STS310S의 경우에는 예변형 후, 변형속도의 변화가 빨랐다. 또한, 예변형 후, 파단변형률에 대해 변형속도가 미변형재보다 작은 영역의 변형률이 차지하는 비율은 STS310J1TB의 경우 약 11~68 %, STS310S의 경우 약 9~25 %이었고 파단시간에 대해 변형속도가 미변형재보다 작은 영역의 시간이 차지하는 비율은 STS310J1TB의 경우는 약 68~98 %, STS310S의 경우는 약 29~52 %로, 변형속도가 미변형재의 변형속도보다 작은 영역이 변형률 및 시간에서 모두 STS310J1TB가 STS310S보다 길었다. 즉, 예변형에 의한 크리프 수명의 향상의 가능성은 STS310J1TB가 크다고 할 수 있다.

미변형재와 예변형재의 크리프거동을 비교해 보면 STS310J1TB에서는 미변형재에서 보이는 1차 크리프 영역이 예변형재에서 관찰되고, 최소 크리프속도는 모든 경우에 있어서 미변형재의 약 1/10정도이며 또한, 예변형량이 증가함에 따라 작지만 커짐을 알 수 있다. 이것은 예변형량이 작을수록 파단 수명이 긴 결과와 일치하였다. 한편, STS310S에서는 1차 크리프 영역이 예변형재에서 관찰되지 않고, 최소크리프속도는 ①경우에서만 미변형재의 약 1/10정도이며 또한, 그 증가가 빠르며 예변형량이 증가함에 따라 커짐을 알 수 있다.

## 4. 고찰

### 4.1 합금종류에 따른 크리프곡선 및 파단 변형률

STS310S에서의 예변형 후의 크리프곡선은 미변형재의 크리프곡선과 거의 같은 거동을 하며 파단변형률도 미변형재에 비하여 거의 차이가 없지만, STS310J1TB에서의 그것은 미변형재와 다

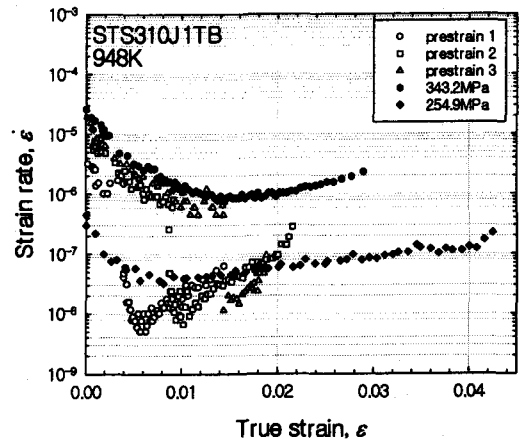


Fig. 5 Relationship between strain rate and true strain in prestrain creep tests in STS310J1TB

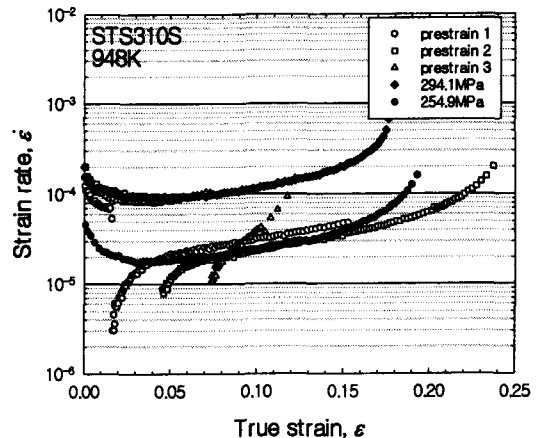


Fig. 6 Relationship between strain rate and true strain in prestrain creep tests in STS310S

른 거동을 하였다. 또한, Fig. 7에 나타난 것처럼 파단변형률도 미변형재에 비하여 상당히 작았다. 여기서, 예변형재의 파단변형률이 작아진 이유에 대하여 고찰하면, STS310J1TB의 948 K, 343.2 MPa에서 부하한 예변형량은 각각 0.5, 1.5, 2.5 %이고, 이들 수치가 254.9 MPa에서 미변형재의 파단변형률에 대한 예변형량의 비율은 각각 8.8, 17.5, 43.9 %이다. 또한, 923 K에서는 각각 8.3, 16.7, 25.0 %이고 973 K에서는 각각 14.5, 29.0, 36.2 %이다. 이와 같이 STS310J1TB의 343.2 MPa에서 부하한 0.5~2.5 %의 예변형량은 254.9 MPa에서는 상대적으로 상당히 큰 변형량임을 알 수 있다. 따라서, 이들 큰 변형량들이 입계공공등을 발생시켜 크리프 손상의 원인이 되어, 결국 예변형재의 파단변형률이 작아졌다고 사료 된다.

또한, Fig. 5와 6에서 보이는 것과 같이 STS310J1TB의 경우에는 예변형 후, 변형속도의 변화가 느렸으나, STS310S의 경우에는 변형속도의 변화가 빨랐다. 그 이유로서는 STS310J1TB에는 미세한 NbCrN 석출물이 존재하기 때문에 이들 석출물이 전위의 이동을 방해하여 낮은 응력에서는 일정시간 전위의 이동이

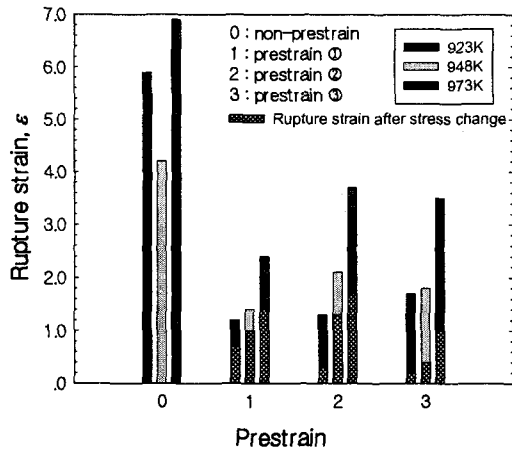


Fig. 7 Relationship between rupture strain and prestrain in STS310J1TB

어려웠다고 사료된다. .

#### 4.2 예변형이 변형속도에 미치는 영향

Fig. 6의 STS310S의 크리프 곡선으로부터 알 수 있듯이 예변형 후의 변형속도가 미변형재의 그것보다 작은 영역이 나타났다. 이것은 종래의 Class M합금의 경우와 같은 경향을 나타내고 있다(Servi and Grant, 1951; Sherby and Dorn, 1953; Sherby et al., 1954). 이러한 변형속도의 감소는 예변형시의 고응력의 부하에 의해 전위밀도의 증가와 아결정립경의 감소가 그 원인이라고 사료된다. 즉, 변형속도가 작은 영역에서는 고응력에 도입되어진 높은 전위밀도와 작은 아결정립경이 예변형후의 낮은 응력의 크리프시험에서도 그대로 존재하여 변형속도가 느린 영역이 나타났다고 사료된다.

일반적으로 평균 아결정립경은 응력에 반비례한다고 보고되어져 있으며(Evans and Wilshire, 1985), 아결정립내에는 전위밀도가 작고 또한, 생성된 전위의 대부분은 아결정립계에 존재하고 있다, 또한 이러한 아결정립은 1차 크리프 동안에는 소멸하지 않는다(Barrett et al., 1966). 따라서, 본 연구에서 예변형시 부하한 응력이 예변형후의 크리프 시험시의 응력보다 크므로 작은 아결정립경이 형성되어 있다고 생각되며, 또한, 일반적으로 크리프중에는 Flank-Read원이 활동하므로서 전위가 증식된다. 여기서, 고응력하에서 형성된 아결정립계는 저응력하에서 형성된 아결정립계에 의한 내부응력보다 크기 때문에 부하응력이 낮아질 경우, Flank-Read원은 아결정립계로부터 역응력을 받아 전위의 이동의 방해로 작용한다. 따라서, Flank-Read원이 활동하기에 충분한 응력이 도달하지 않아 전위원은 활동하기 어렵게 된다. 위와 같은 이유로, 높은 응력에서 예변형을 했을 경우, 큰 전위밀도와 전위가 운동하기 어려운 상태가 되어 Fig. 6에서 보이는 것처럼 변형속도의 저하를 가져왔다고 사료되어진다.

Fig. 5의 STS310J1TB에서도 예변형후의 변형속도가 미변형재의 그것보다 작은 영역이 나타났다. STS310S에서도 같은 경향이 나타났으나 본래 Class A합금은 응력을 급히 변화시키면 용질

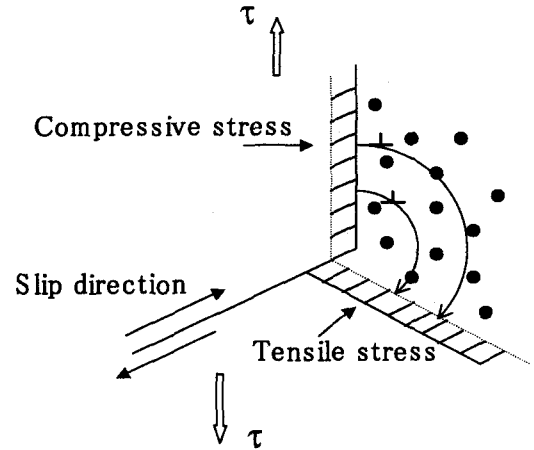


Fig. 8 A model for reduction of rupture strain which is caused by the change from a higher stress to a lower stress

원자 또는 용질 분위기에 의한 점성저항의 영향으로 응력변화 후 일정시간이 경과한 후에 변형속도가 미변형재의 변형속도보다 작아지지 않고 미변형재에 상당하는 변형률속도로 천이한다. 그러나, 본 연구의 STS310J1TB에서는 예변형후의 크리프시험에서 변형속도가 미변형재보다 작은 영역이 나타났다. 이것은 STS310J1TB가 전통적인 Class A합금이 아니라는 것을 시사하고 있다. 그 증거로서 이전에 보고한 응력완화시험의 결과로부터 알 수 있듯이 STS310J1TB의 부하응력에 대한 유효응력의 비율은 약 16%이었다(Park and Endo, 2000). 이 결과는 전통적인 Class A합금인 Al-Mg합금의 경우의 50%(Kikuchi et al., 1980)에 비해 상당히 작음을 알 수 있다. 즉, STS310J1TB는 미세 조직적으로 전통적인 Class A합금과는 다른 특징을 가지고 있다고 생각되며, 그 특징으로서는 불완전한 아결정립계의 존재, 석출물에 의한 영향 등을 들 수 있다. 이 두가지의 이유로 STS310J1TB에서 예변형후의 크리프시험에서 변형속도가 작은 영역이 나타났다고 할 수 있다.

#### 4.3 STS310J1TB에서의 파단수명 저하의 원인

STS310J1TB에서의 파단변형률이 현저하게 저하하여 크리프 수명이 저하한 것은 전위운동기구, I-S 효과, 전위와 석출물의 상호작용 등을 예로 들 수 있으나, 가장 큰 이유로서는 입계 부근의 공공에 의한 것으로 사료된다.

Fig. 8은 인장하중이 작용할 경우의 입계삼중점 부근에서의 전위의 운동을 나타낸 모식도이다. 그림에서 보는 것과 같이 입계 삼중점 부근에서는 인장과 압축을 받는 부분이 존재한다. 이때 전위와 공공은 압축응력장의 입계에서 인장응력장의 입계로 이동함에 의해 응력장을 완화시킨다. 그러나, STS310J1TB에서는 미세한 석출물과 전위의 점성 저항 때문에, 전위의 이동이 곤란하게 되어 입계 삼중점 부근의 응력장이 완화되지 않고, 공공이 발생한다고 사료된다. 위와 같은 이유로 STS310J1TB에서 파단

변형률이 현저하게 저하되어 결국, 파단수명이 저하되었다고 사료된다.

## 5. 결 론

오스테나이트계 스테인리스강중 Class A합금이며 석출경화형 합금인 STS310J1TB와 Class M합금인 STS310S를 사용하여 고온 예변형시험을 실시한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

(1) 변형속도에 주목하여 크리프 강도를 평가하면 같은 응력 조건에서 예변형재의 변형속도가 미변형재의 변형속도보다 낮은 영역이 STS310J1TB, STS310S의 양자 모두에서 나타났다.

(2) STS310J1TB에서는 예변형에 의해 파단변형률이 현저히 작아졌다. 이것은 미세한 석출물에 의한 전위의 이동의 저하에 의해 생기는 입계공공이 주된 원인이라고 사료된다.

(3) STS310S에서는 예변형에 의한 파단변형률의 감소는 작고, 예변형 후의 크리프시험에서 변형률속도의 감소는 예변형부하시의 고응력에서 형성된 작은 크기의 아결정립과 높은 전위밀도에 의해 아결정립계로부터 역응력이 발생함에 기인하는 전위 이동도의 저하가 주요한 원인이라고 사료된다.

## 참 고 문 헌

- Baba, E., Kanemura, O., Abe, F. and Yagi, K. (1995). "Effect of Cold-rolling on Creep Behavior of a 10Cr-30Mn Austenitic Steel", TETSU-TO-HAGANE, 81, pp 845~850.
- Chalmers, B and Hume-Rothery, W. (1966). "Progress in Materials Science", Pergamon Press, Vol 13, No 7, pp 354~356.
- Evans, R. W. and Wilshire, B. (1985). "Creep of Metals and Alloys", Institute of Metal, Dotesios Printers Ltd, pp 85~92.
- Garofalo, F., Zwell, L., Keh, A. S. and Weissman, S. (1961). "Substructure Formation in Iron During Creep at 600 °C", Acta Met., 9, pp 721~729.
- Grant, N. J., Bucklin, A. G. and Rowland, W. (1956). "Creep-Rupture Properties of Cold-Worked Type 347 Stainless Steel", Trans. ASM, 48, pp 446~455.
- Hasegawa, T., Karashima, S. and Ikeuchi, Y. (1973). "High-Temperature Creep Rate and Dislocation Structure in a Dilute Copper-Aluminum Alloy", Acta Met., 21, pp 887~895.
- Kikuchi, S. and Ilchner, B. (1986). "Effects of a Small Prestrain at High Temperatures on the Creep Behavior of AISI 304 Stainless Steel", Scripta Metall, 20, pp 159~162.
- Kikuchi, S., Tomita, K., Motoyama, Y. and Adachi, M. (1980). "Stress Relaxation Behavior of Al-5.5% Mg Alloy Single Crystals with <001>Axis at Elevated Temperature", J. JILM, Vol 30, No 9, pp 480~484.
- Masuyama, F. (1998). "Challenge to the World of Heat Resistance Steel", ISIJ, pp 17~38.
- Masuyama, F. (1998). "Materials for Advanced Power Engineering", Proc. 6Th Liege Conf., Vol. 5, Part V, pp 1807~1812.
- Park, I. D. and Endo, T. (2000). "Stress Relaxation Behavior of an Austenitic 25Cr-20Ni Stainless Steel in the Range of Power Law Breakdown", J. Japan Inst. Metals, 64, pp 1189~1195.
- Park, I. D., Masuyama, F. and Endo, T. (2000). "Creep Behavior Analysis of 25Cr-20Ni Stainless Steels with a Special Reference to Tertiary Creep", J. Japan Inst. Metals, 64, pp 1181~1188.
- Prager, M. (1994). "The Omega Method-An Effective Method for Life and Damage Prediction in Creep Tests and Service", Proc. of 10th Int. Conf. on Strength of material, Sendai, JIM, pp 571~575.
- Servi, I. S. and Grant, N. J. (1951). "Creep and Stress Rupture Behavior of Aluminum as a Function of Purity", Trans. AIME, 191, pp 909~916.
- Sherby, O. D. and Dorn, J. E. (1953). "Some Observations on Correlations Between the Creep Behavior and the Resulting Structures in Alpha Solid Solutions" Trans. AIME, 197, pp 324~330.
- Sherby, O. D., Frenkel, R., Nadeau, R. and Dorn, J. E. (1954). "Effect of Stress on the Creep Rate of Polycrystalline Aluminum Alloys Under Constant Structure", Trans. AIME, 200, pp 275~279.
- Sherby, O. D., Goldberg, A. and Dorn, J. E. (1954). "Effect of Prestrain Histories on the Creep and Tensile Properties of Aluminum", Trans. ASM, 46, pp 681~700.