

25Cr-20Ni계 스테인리스강의 예변형에 의한 크리프 거동

박인덕* · 안석환* · 남기우**

*부경대학교 신소재공학부

**부경대학교 기계공학부

Effect of Prestrain on Creep Behavior of Austenitic 25Cr-20Ni Stainless Steels

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

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

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

KEY WORDS: Prestrain 예변형, Recrystallization 재결정, Dislocation Velocity 전위 밀도, Precipitates 석출물, Grain Size 결정립경

ABSTRACT: 25Cr-20Ni series stainless steel have an excellent high temperature strength, high oxidation and high corrosion resistance. However, further improvement can be expected of creep strength by work hardening prior creep. In the present study, the effect of prestraining at room temperature on the creep behavior of a Class M(STS310S) and a Class A(STS310J1TB) alloy containing precipitates have been examined. Prestraining was carried out at room temperature and range of prestrain was 0.5~2.5 % at STS310J1TB and 2.0~7.0 % at STS310S. Creep behavior and creep rate of pre-strained specimens were compared with that of virgin specimens. Room temperature prestraining produced the creep life that is longer than that of a virgin specimen both for STS310J1TB and STS310S when creep test carried out at the temperature lower than recrystallization temperature. The reason for this improvement of creep life was ascribable to the interaction between dislocations and precipitates in addition to the dislocation-dislocation interaction in STS310J1TB and the dislocation-dislocation interaction in STS310S. The beneficial effect of prestraining in STS310J1TB was larger than that of STS310S.

1. 서 론

오스테나이트계 스테인리스강은 탄소강 또는 페라이트계 스테인리스강에 비해 냉간 가공에 의해 경화되기 쉽다. 이러한 성질을 이용하여 일반적으로 오스테나이트계 스테인리스강을 냉간 가공하여 강도를 높이는 방법이 널리 이용되어진다. 오스테나이트강에 M_{23} 점 이상, M_{12} 점이하의 온도 범위에서 소성가공을 실시하면, 모상인 오스테나이트조직으로부터 α' 마르텐사이트나 ϵ' 마르텐사이트가 생성된다. 이것을 가공유기 마르텐사이트 변태라 한다. Ni이 작은 19Cr-8Ni강에서는 가공에 의한 마르텐사이트 생성이 현저하지만 Ni양이 많아질수록 생성량은 줄어든다. 또한, Cu, Mn 첨가시에도 거의 비슷한 현상이 일어난다. 이처럼 오스테나이트계 스테인리스강의 가공경화는 마르텐사이트의 생성과 오스테나이트 자체의 가공경화에 기인하지만, 본 연구에서 사용한 합금에서는 Ni의 함유량이 20%정도로 커, 가공 유기 마르텐사이트 변태는 일어나지 않을 것으로 사료되므로 가공경화에 대해서만 착목한다. Grant등은 347스테인리스강에 있어서 크리프 변형중 재결정이 일어나지 않는 온도영역에서

는 냉간 가공에 의해 크리프 파단 수명이 증가하지만, 완전히 재결정이 일어나는 온도범위에서는 반대로 그 수명이 감소한다고 보고하고 있다(Grant et al., 1956; Baba et al., 1995).

냉간 가공을 실시한 스테인리스강은 473~673 K의 온도범위에서는 가공에 의한 변형스트레인이 제거되고, 더욱 온도가 상승하면 재결정이 일어난다. 오스테나이트계 스테인리스강의 재결정은 1173~1223 K부근에서 일어나기 시작해 1323~1473 K부근에서는 거의 완료된다. 또한, 재결정 온도는 가공도에 의해 영향을 받으며 일반적으로 가공도가 클수록 연화는 보다 작은 온도에서 일어난다. 또한, 석출물의 존재 여부, 합금의 종류 등에 따라 그 온도는 다를 것으로 사료된다.(Baba et al., 1995; Chalmers and Hume-Rothery, 1966; Kikuchi and IIschner, 1986).

본 연구에서는 Class M 합금인 STS310S와 Class A 합금이며 석출강화형 합금인 STS310J1TB(Park et al., 2000; Park and Endo, 2000)를 사용하여 크리프 시험 전, 실온에서 예변형을 실시하여 합금의 종류, 석출물의 존재 여부에 따라 실온 예변형이 크리프 거동에 어떠한 영향을 미치는 가를 조사하여 두 금속에 있어서의 크리프 수명의 변화를 비교 검토하였다.

박인덕 연락처: 부산시 남구 용당동 산100번지

051-620-1640 parkid@mail1.pknu.ac.kr

2. 실험방법

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	-	-

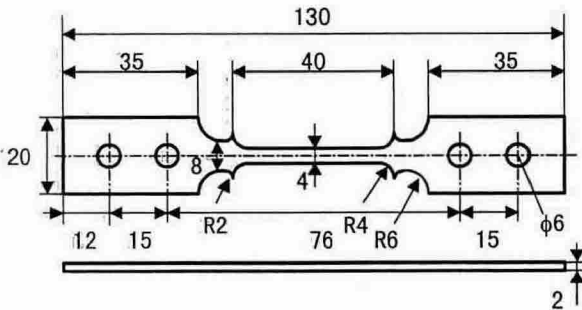


Fig. 1 Dimension of specimen(All dimensions in mm)

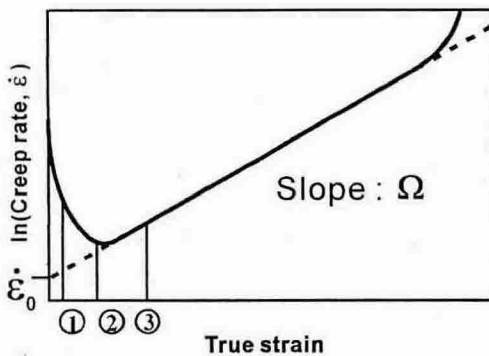


Fig. 2 Schematic illustration of logarithm of strain rate plotted against true strain

2.1 시험편 및 조직관찰

본 연구에서 사용한 시험편은 STS310J1TB와 STS310S로 그 화학조성을 Table 1에 나타내었다. 시험편은 Fig. 1에 나타낸 것과 같이 두께 2 mm, 표점거리 40 mm의 평판시험편으로 연신계를 부착하기 위해서 돌기부분을 가진 형상으로 방전 가공하여 제작하였다. 최종 시험편은 1473 K에서 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 ± 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) 그리고 도달한 후(Fig. 2의 ③)의 세 가지 조건으로, STS310J1TB의 경우 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). 예변형은 실온에서 실시하였으며, 예변형 부하 후의 크리프 시험의 온도 조건은 923, 948, 973 K이며, 응력 조건은 254.9 MPa이다. 크리프 시험의 해석방법에는 Ω 법(Park et al., 2000; Park and Endo, 2000)을 이용하였다.

또한, 각각의 조건에서 예변형을 실시한 후, 행한 크리프 파단재에 대하여 광학현미경 관찰을 행하였다. 광학현미경 관찰용 부식액은 $\text{CH}_3\text{COOH} : \text{HCL} = 3 : 1$ 용액을 사용하였다.

3. 결과

3.1 크리프 파단 수명에 착목한 크리프 거동

Fig. 3은 STS310J1TB와 STS310S의 948 K에서의 크리프 곡선으로, 그림에서 검은색의 표시가 미변형재이고, 흰색의 표시가 각각의 조건에서의 예변형재이다. 두 합금 모두에서 예변형량에 관계없이 예변형재와 미변형재의 크리프 곡선이 위쪽으로 볼록한 제 1차 크리프를 나타낸 후 아래쪽으로 볼록한 제 3차 크리프의 형상을 나타내고 있다. 이는 923, 973 K에서도 같은 경향을 나타내었다. 파단 수명은 STS310J1TB의 경우, 예변형량에 관계없이 예변형재가 미변형재보다 약간 감소하였음을 알 수 있다. 그러나, STS310S의 경우는 예변형량에 관계없이 예변형재의 파단 수명이 미변형재보다 증가한 것을 알 수 있다.

Fig. 4에 STS310J1TB와 STS310S의 전 시험온도에서의 파단 수명과 예변형량의 관계를 나타내었다. 그림에서 예변형량을 0으로 표시한 경우가 미변형재이며 1, 2, 3으로 표시한 경우가 각각의 예변형재에서의 예변형 조건이 1, 2, 3인 경우이다. 두 합금 모두에서 923 K에서는 예변형재의 파단 수명이 미변형재의 파단 수명보다 증가하였고, 그 증가폭은 STS310J1TB의 예변형량이 2, 3의 경우가 가장 커 미변형재에 비하여 증가폭이 약 2배 정도였다. 973 K의 경우에서는 두 합금 모두에서 예변형재의 파단 수명이 미변형재보다 오히려 감소하였다.

3.2 변형률 속도에 착목한 예변형재의 크리프 거동

Fig. 5는 948 K에서의 STS310J1TB와 STS310S의 가상적 초기 변형률 속도의 대수와 진 변형률의 관계를 나타낸 것으로, 두 그림 모두에서 검은색의 표시가 미변형재이고, 흰색의 표시가 각각의 조건에서의 예변형재이다. 948 K의 경우(Table 2참조), 두 합금 모두에서 예변형량에 관계없이 예변형재의 가상적 초기 변형률 속도 $\dot{\epsilon}_0$ 와 미변형재의 $\dot{\epsilon}_0$ 가 거의 같음을 알 수 있다. 그러나, 923 K의 경우, STS310J1TB에서는 예변형조건이 1인 경우에는 미변형재의 $\dot{\epsilon}_0$ 와 차이가 크지 않았으나, 2와 3의 경우의 $\dot{\epsilon}_0$ 는 미변형재의 $\dot{\epsilon}_0$ 보다 약 1/5정도로 작았다. 또한, 같은 온도의 STS310S에서는 예변형재의 1, 2, 3의 모든 경우의 $\dot{\epsilon}_0$ 와 미변형재의 $\dot{\epsilon}_0$ 가 거의 같았다. 한편, 973 K의 경우(Table 2참조)에는, STS310J1TB에서는 예변형량에 관계없이 예변형재의 $\dot{\epsilon}_0$

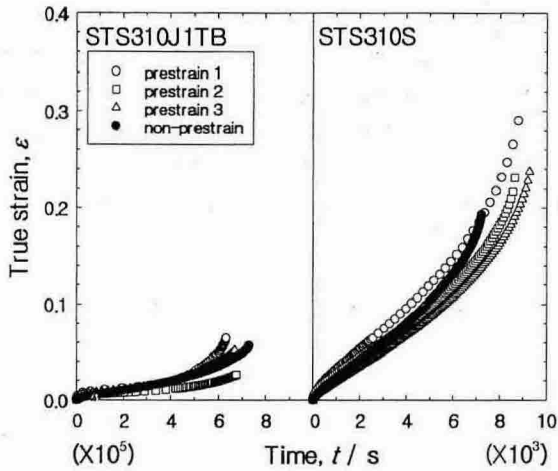


Fig. 3 Creep curve of STS310J1TB and STS310S strain steel in prestrain creep tests at 948K

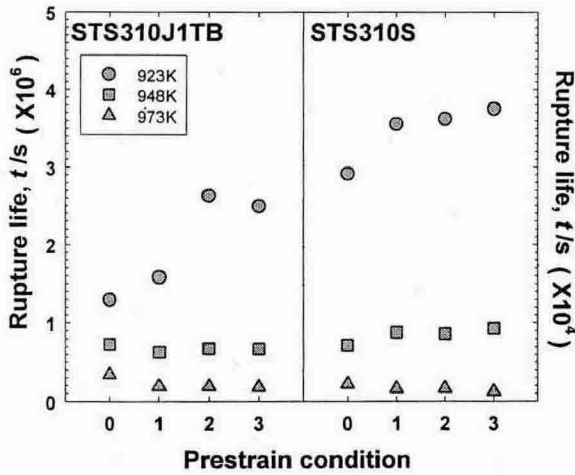


Fig. 4 Relationship between rupture life and prestrain condition in STS310J1TB and STS310S

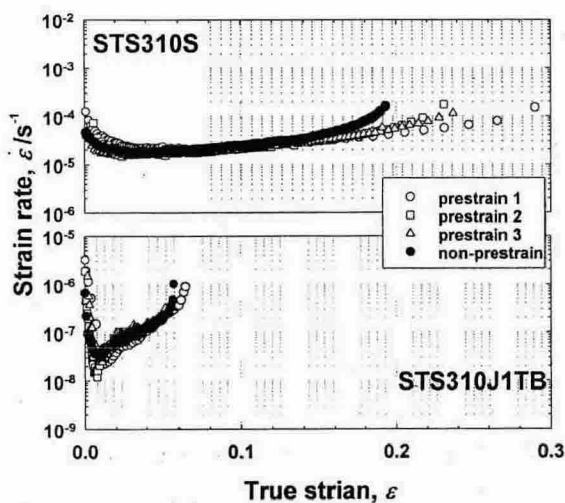


Fig. 5 Relationship between strain rate and true strain in prestrain creep tests in STS310J1TB and STS310S at 948K

Table 2 Results of prestrain creep test.

Tested material	Temp. [K] and stress [MPa]	Pre-strain [%]	Imaginary initial strain rate $\dot{\epsilon}_0$ [s^{-1}]	Rupture strain	Creep life [s]
STS310 J1TB	923 254.9	0	1.15×10^{-8}	5.9	1296000
		0.5	4.15×10^{-8}	1.7	1579974
		1.0	2.32×10^{-9}	2.0	2630574
		1.5	2.72×10^{-9}	2.0	2412760
	948 254.9	0	2.57×10^{-8}	5.7	729720
		0.5	2.22×10^{-8}	6.4	633512
		1.5	1.20×10^{-8}	2.6	676601
		2.5	2.55×10^{-8}	5.1	670854
	973 254.9	0	5.78×10^{-8}	6.9	339120
		1.0	6.42×10^{-8}	4.6	186102
		2.0	3.62×10^{-8}	2.3	185542
		2.5	2.23×10^{-8}	1.7	180642
STS310S	923 254.9	0	2.81×10^{-6}	20.9	29160
		3.0	3.98×10^{-6}	21.0	35562
		4.0	3.91×10^{-6}	24.2	36184
		7.0	3.55×10^{-6}	19.9	37474
	948 254.9	0	1.20×10^{-5}	19.3	7200
		2.0	1.88×10^{-5}	26.5	8558
		4.0	1.57×10^{-5}	21.7	8560
	973 254.9	7.0	1.41×10^{-5}	22.7	9200
		0	5.36×10^{-5}	24.3	2160
		2.0	1.12×10^{-4}	28.6	1584
		4.0	1.01×10^{-4}	24.7	1640
		7.0	1.17×10^{-4}	22.8	1206

가 미변형재의 $\dot{\epsilon}_0$ 보다 작았고, STS310S에서는 예변형량에 관계 없이 예변형재의 $\dot{\epsilon}_0$ 가 미변형재의 그것보다 커졌다. 또한, $\dot{\epsilon}_0$ 만을 고려 할 경우, 2와 3의 조건으로 예변형을 하여 923 K에서 크리프 시험을 실시한 STS310J1TB의 경우의 $\dot{\epsilon}_0$ 가 가장 작아 크리프 수명 향상의 가능성이 크다고 할 수 있다.

3.3 결정립경의 변화

Fig. 6은 두 합금의 예변형량이 2인 경우의 각각의 온도에서의 크리프 파단 후의 광학현미경조직으로, (a)가 STS310J1TB의 경우이고 (b)가 STS310S의 경우이다. 그림으로부터 두 합금 모두에서 시험 온도에 따라 결정립경이 다르게 나타났다. 이것을 확인하기 위하여, 조직사진으로부터 결정립경의 빈도 분포를 조사하여 그림에 함께 나타내었다. 입경을 구할 때, 사진으로부터 결정립의 면적을 측정하여, 이것을 같은 면적의 원의 직경으로 계산하였다. 각각을 비교해 보면, STS310J1TB의 경우, 시험온도 948 K의 경우가 923, 973 K의 경우보다 결정립경이 작은 경향을 나타내고 있고, STS310S의 경우에는 973 K의 결정립경이 923,

948 K의 결정립경보다 작은 경향을 나타내고 있다.

4. 고찰

4.1 가공에 의한 오스테나이트의 마르텐사이트에의 변태

오스테나이트계 스테인리스강의 가공경화기구는 오스테나이트의 마르텐사이트 변태와 오스테나이트 자체의 가공경화 두 가지로 생각할 수 있다.

먼저 오스테나이트의 마르텐사이트 변태에 대하여 고찰하면 오스테나이트계 스테인리스강의 상온에서의 조직은 일반적으로 알려진 준안정오스테나이트이고, 이것을 어떤 온도 이하로 냉각하면 자연발생적으로 모상인 오스테나이트(f.c.c.구조)로부터 α' 마르텐사이트(b.c.c.구조)나 ϵ' 마르텐사이트(h.c.p.구조)가 생긴다. 이것을 비등온 내지는 등온 마르텐사이트변태라고 부르고(三加學 등, 2000), 이 마르텐사이트 변태개시온도를 M_s 점이라 한다. 또, M_s 점 이상의 온도에서도 응력을 가하거나 소성가공을 가하면 모상인 오스테나이트로부터 α' 마르텐사이트나 ϵ' 마르텐사이트가 생긴다. 이것을 가공유기 마르텐사이트라 부르고 이 변태가 발생하는 최고온도를 M_d 라 한다. 또한, M_d 와 M_s 를 화학조성만으로 산출하는 식이 제안되어져 있다(長谷川 正義, 1973). 또한, Angel은 강을 단축인장시험에 의하여 30%의 변형을 가할 때, 50%의 마르텐사이트를 발생하게 하는 온도를 M_{d50} 이라 하여 가공경화가 조직에 미치는 영향을 고려한 식을 제안하였다(Angel, 1954).

본 연구에서 산출한 두 합금의 M_s 온도와 M_{d50} 온도는, STS310J1TB의 M_s 는 -85.46 K, M_{d50} 은 -19.98 K이고 STS310S의 M_s 는 -108.28°C, M_{d50} 은 99.9 K이다. 따라서, 본 연구에서 행한 크리프전전의 예변형 조건에서는 STS310J1TB 및 STS310S에서 모두 오스테나이트의 마르텐사이트 변태는 발생하지 않는다고 사료되며 이는 미세조직관찰의 결과와도 잘 일치하고 있다. 따라서, 본 연구에서는 오스테나이트 자체의 가공경화 및 오스테나이트의 재결정과 이것들의 상호관계에 대하여 고찰한다.

4.2 냉간가공에 의한 가공경화

오스테나이트계 스테인리스강은 13Cr강과 같은 마르텐사이트계 강에서 처럼 열처리에 의하여 강도를 높이는 것이 불가능하기 때문에 냉간 가공에 의하여 재료강도를 높이는 것이 일반적으로 행하여지고 있다.

본 연구의 결과, STS310J1TB에서는 923 K, STS310S에서는 923 K 및 948 K에서 예변형재의 파단 수명이 미변형재보다 길었던 결과에 대하여 살펴보면, 금속을 인장 시험하면, 상항복점에 도달 하면서부터 시험편의 두께부분부터 항복하고, 그 후 변형부분이 넓어져 간다. 이 소성변형부를 워더스대라고 부른다. 워더스대가 시험편의 평행부 전체로 넓어질 때의 소성 변형율은 0.1~1%가 되지만 이 이상 변형을 계속하면 가공경화가 일어난다. 이것은 변형의 진행에 수반하여 전위밀도가 높게되면 전위사이의 상호작용으로 인해 운동전위가 움직이기 어렵기 때문이다(Eicherman and Hull, 1953). 이 때 응력 σ 와 전위밀도 ρ 의 사이에는 다음과 같은 관계가 있다.

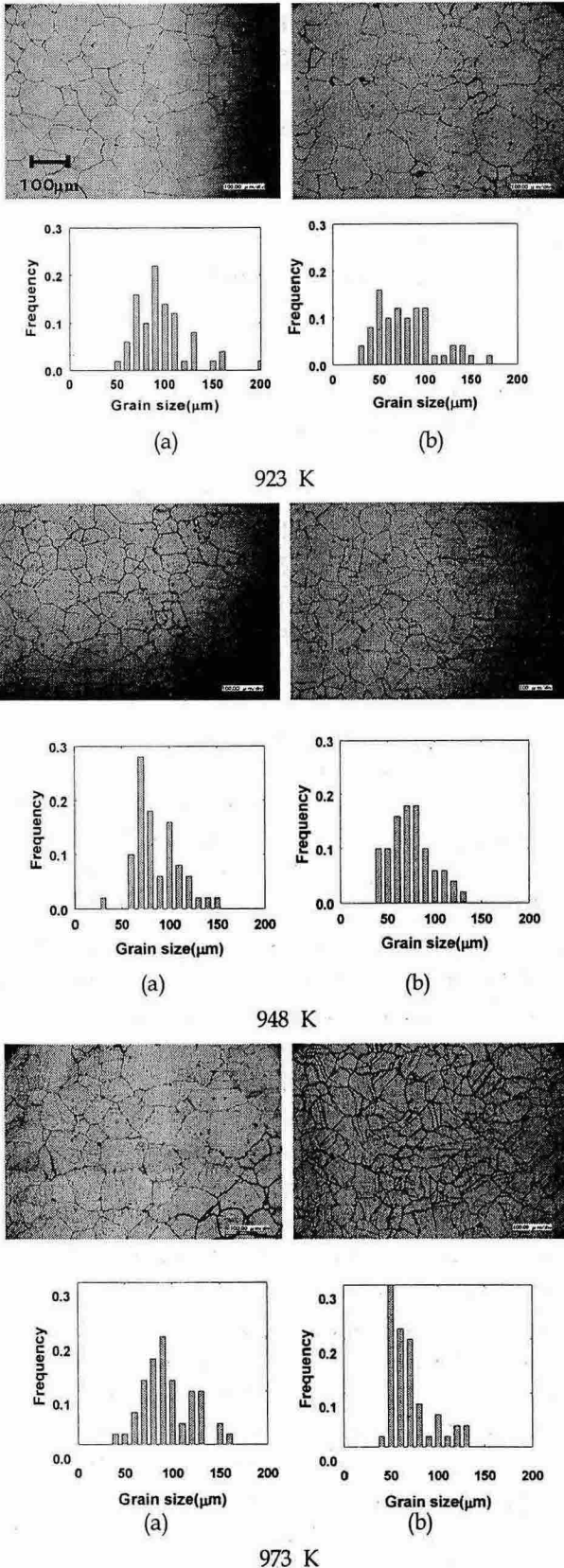


Fig. 6 (a) Optical micrographs and (b) distributions of grain size of STS310J1TB

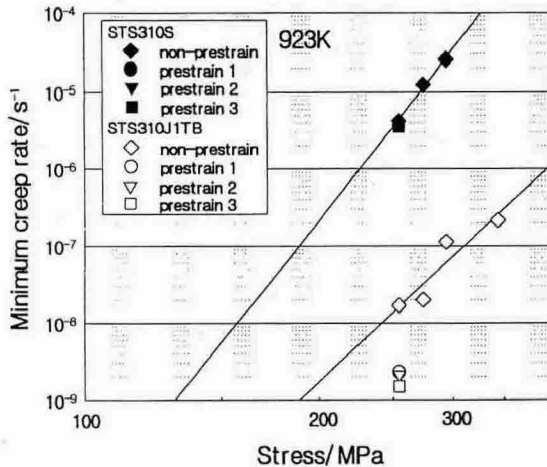


Fig. 7 Minimum creep rate as a function of applied stress

$$\sigma = \sigma_0 + \alpha G b \sqrt{\rho} \quad (1)$$

여기에서 σ_0 는 다른 전위의 방해 없이 전위가 결정입내를 운동할 때 받는 마찰저항, α 는 1정도의 비례정수, G 는 강성을, b 는 버거스 벡터의 크기이다. 위의 식으로부터 알 수 있는 것과 같이 냉간 가공에 의한 전위밀도의 증가는 재료의 강도를 상승시킨다. 여기에서 Fig. 7에 STS310J1TB 및 STS310S에서 냉간 가공에 의한 크리프 수명이 향상된 온도인 923K에서의 부하 응력과 최소크리프 속도의 관계를 나타내었다. 먼저 STS310J1TB 및 STS310S의 미변형재를 연결한 두 직선이 왜 일치하지 않은가를 살펴보면, 그것은 STS310J1TB에서는 NbCrN이 입내에 미세하게 분산석출해서 STS310S에 비하여, 전위의 운동이 석출물에 의해 방해받기 때문인 것으로 사료된다(박인덕 등, 2002). 이 경우 위의 식을 다음과 같은 식으로 개선할 수 있다.

$$\sigma = \sigma_0 + \sigma_p + \alpha G b \sqrt{\rho} \quad (2)$$

여기에서, σ_p 는 STS310J1TB에서 관찰된 석출입자의 분포에 의해서 나타나는 석출강화응력으로, STS310J1TB가 석출강화형합금이라는 것은 이전의 연구에서 보고하였다(박인덕 등, 2002).

다음으로 본 연구의 STS310J1TB에서 예변형재의 수명이 미변형재보다도 최대 2배이상 증가하는 것과 STS310S에서 비교적 수명증가가 작은 것에 대하여 고찰 해보면, Fig. 7서 STS310S에서의 예변형재의 표시(그림에서 ●, ▼, ■)와 미변형재의 근사 직선의 차, 즉 식 (1)의 변형인 $\sigma - \sigma_0 = \alpha G b \sqrt{\rho}$ 에 대응하는 가공경화량은 그림에서 예변형조건이 1인 경우에는 약 4 MPa, 2인 경우에는 약 2 MPa, 3인 경우에는 약 5 MPa정도였고, 위의 식에서 $\alpha=1$, γ -Fe 의 $G=75000$ MPa(γ -Fe, 923 K), $b=2.58 \times 10^{-10}$ m (γ -Fe)를 이용해서 전위밀도 ρ 를 구하면, 예변형 조건이 1인 경우에는 약 8.5×10^{10} m⁻², 2인 경우에는 약 2.1×10^{10} m⁻², 3인 경우에는 약 1.3×10^{11} m⁻²이었다. 또한, STS310J1TB에서도 각각 가공경화량과 전위밀도를 구하면, 예변형 조건이 1인 경우에는 약 45 MPa, 1.1×10^{13} m⁻², 2인 경우에는 약 50 MPa, 1.3×10^{13} m⁻², 3인 경우에는 약 60 MPa, 1.9×10^{13} m⁻²였다.

여기서, STS310J1TB의 예변형량이 작음에도 불구하고 ρ 가 큰 이유에 대하여 고찰해 보면, STS310J1TB에는 입자내에 미세 분산되어 있는 석출물이 전위의 이동을 방해하기 때문에 같은 변형량만큼의 변형에도 STS310J1TB에는 상당히 많은 양의 전위가 필요하다. 이것은 다음식에 의해서도 분명하다.

$$\epsilon = \rho b s \quad (3)$$

여기에서, ϵ 는 변형량, ρ 는 전위밀도, b 는 버거스 벡터의 크기, s 는 전위의 이동거리이다. STS310J1TB와 같이 석출물이 있을 경우에는 s 는 매우 작기 때문에 석출물이 없을 경우와 같은 ϵ 를 얻기 위해서는 매우 큰 ρ 값이 필요하여 작은 예변형에도 쉽게 가공 경화된다고 사료된다.

또한, STS310J1TB의 미변형재의 근사직선의 기울기와 STS310S의 미변형재 근사직선의 기울기가 다르기 때문에 석출강화응력의 부분을 보정한다고 해도 양자는 결국 한개의 직선으로는 나타나지 않는다고 생각되어지지만, 이것은 지금까지 행해졌던 크리프 시험에서의 각 응력치가 STS310S에서는 너무 크기 때문에 STS310S에 대해서는 더 작은 응력으로 시험을 행하면 STS310J1TB의 근사직선의 기울기와 비슷하게 되지 않을까 예상된다.

4.3 가공과 재결정 및 결정립과의 관계

일반적으로 냉간 가공한 금속이 가열에 의하여 연화하는 과정은 3단계로 구분할 수 있다. 제 1단계는 회복과정이고, 광학현미경적인 조직의 변화는 거의 확인되지 않는다. 더욱이, 고온이 되면 급격한 연화가 일어나지만 그 이유는 전위밀도가 매우 낮은 새로운 결정으로 변화하기 때문이다. 이것을 재결정(1차 재결정)이라 한다. 재결정온도를 지나 더욱 고온으로 가열하게 되는 경우는 결정의 어떤 것은 인접하는 결정을 병합하여 자체의 결정립 크기를 증가시킨다. 이것을 결정립 성장이라 한다.

본 연구에서 사용한 오스테나이트계 스테인리스강의 재결정은 1173~1223 K 근처에서 일어나기 시작하고, 1323~1473 K 근처에서 완료되며, 가공도가 클수록 재결정은 낮은 온도에서 일어난다(長谷川, 1973). 또, 동일 금속에서도 측정할 때마다 재결정온도가 상당히 다르지만, 이것은 순도의 차이에 의한 것으로 고순도일수록 낮은 수치를 나타내는 것에도 주의를 해야한다. 여기에서, 본 연구 결과를 보면, STS310J1TB에서는 948 K 및 973 K에서, STS310S에서는 973 K에서 모든 예변형재가 그 온도에서의 미변형재보다 파단 수명이 짧았다. 이것은 재결정이 일어났기 때문이라고 사료되어진다. 즉, STS310J1TB에서는 923~948 K 사이에서 재결정이 일어나고 그 이하의 온도에서는 예변형에 의하여 파단 수명이 증가하고, 그 이상의 온도에서는 역으로 감소한다. 이것은 Fig. 6에 표시한 입도 분포에서도 948 K에서의 입경이 923, 973K의 입경과 비교해서 작은 것, 즉 948 K에서는 재결정이 일어나고 그 이후 973 K에서는 결정립 성장이 일어나는 것으로서 설명이 가능하다. STS310S에서는 948~973 K에서 재결정이 일어나고 STS310J1TB와 같이 그 이하의 온도에서는 예변형에 의하여 파단 수명이 증가하고 그 이하의 온도에서는 역으로 파단 수명이 감소한다. 이것도 Fig. 6에 표시한 입도 분포로부터 973 K에서의 입경

이 923 K, 948 K의 입경과 비교해서 작은 것으로 보아 973 K에서 재결정이 일어난다고 설명할 수 있다.

여기에서 두 합금의 재결정온도가 다른 것은, 먼저 가공율이 클수록 재결정은 낮은 온도에서 일어나는 것으로 설명할 수 있지만 이것은 일반적으로 20%이상의 강한 가공은 실시한 경우이고, 반대로 5%정도의 낮은 가공에서는 가공율이 작을수록 재결정은 낮은 온도에서 일어난다(Grant et al., 1956; Baba et al., 1995). 즉, 본 연구에서 부여한 낮은 예변형은 후자의 경우에 해당되며, 즉 STS310J1TB에서 부여한 예변형량은 STS310S에서의 예변형량에 비하여 매우 낮기 때문에 STS310S의 재결정온도보다도 낮은 온도에서 재결정이 일어났다고 사료되어진다.

끝으로, 재결정이 일어나면 전위밀도가 매우 낮은 새로운 결정이 생기지만 이것은 앞의 식 (3)의 우변의 ρ 가 미변형재의 ρ 에 비하여 매우 낮아지는 것에 해당되며, 본 연구의 결과와 비교해 보면 식(3)은 재결정이 일어나는 경우에도 적용이 가능하다고 사료된다.

5. 결 론

오스테나이트계 스테인리스강중 Class A합금이며 석출경화형 합금인 STS310J1TB와 Class M합금인 STS310S의 실온 예변형에 대하여 크리프 시험을 실시한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

- (1) 예변형을 부여한 STS310J1TB, SUS310S 모두, 어떤 온도에서 크리프 수명이 향상되었다.
- (2) STS310J1TB에서는 크리프 시험온도가 923 K에서 예변형을 부여하면 파단 수명이 약 2배로 증가하였고, 948 K, 973K의 경우에는 파단 수명이 감소했다. STS310S에서는 크리프 시험온도가 923 K, 948 K에서는 예변형을 부여하면 최대 약 130% 까지 파단 수명이 증가했으나 973 K에서 파단 수명은 감소했다. 이것은 각각의 온도에서 재결정의 일어났기 때문인 것으로 사료된다.
- (3) 두 합금의 재결정이하의 온도에서 예변형에 의한 파단수명 증가율이 다른 것은 STS310J1TB에서는 석출물과 전위의 상호작용이 주된 원인인 것으로 생각된다. 또, 재결정온도가 다른 것은 부여한 예변형량이 다르기 때문인 것으로 생각된다. 이러한 결과에서 냉간 가공에 의하여 재료의 고온크리프강도를 개선하는 것은 크리프온도가 재결정 온도 이하일 때 유효하고 더욱이 석출강화형 합금의 경우가 강도의 개선이 큰 것도 주목해야할 필요가 있다.

참 고 문 헌

박인덕, 남기우 (2002). "25Cr-20Ni계 스테인리스강의 고온 거동에 미치는 N 및 Nb 복합첨가의 영향", 대한 금속재료학회지, 제40권, 제5호, pp 478-483.

- 박인덕, 남기우, 안석환 (2002). "오스테나이트계 25Cr-20Ni 스테인리스강의 고온 예변형에 의한 크리프 거동", 한국해양공학회지, 제16권, 제3호, pp 59-64.
- 三加 學, 湯川 伸樹, 石川 孝司 (2000). "오스테나이트계 스테인리스강의 가공誘起變態에對する加工經路의 影響", 塑性と加工, 41卷, 474號, pp 675-679.
- 長谷川 正義 (1973). "ステンレス鋼 便覽", 日刊工業社, pp 85-89.
- 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.
- 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.
- Kikuchi, S. and Ilschner, 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.
- 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.
- Eicherman, G. H. Jr. and Hull, F. C. (1953). "Creep-Rupture Properties of Cold-Worked Type 347 Stainless Steel", Trans. ASM, 45, pp 77- .
- Angel, T. (1954). "Creep-Rupture Properties of Cold-Worked Type 347 Stainless Steel", JISI, 177, pp 165- .
- Takahashi, M. and Suzuki, A. (1967). "On the strength of Metals and Alloys", Proc. Int. conf., pp 547- .