

오스테나이트계 내열강의 크리프 유효응력 해석

박인덕* · 남기우*

(2001년 9월 14일 접수, 2002년 5월 2일 심사완료)

Analysis of Creep Effective Stress in Austenitic Heat Resistant Steel

In-Duck Park and Ki-Woo Nam

Key Words: Solid-Solution Hardening(고용강화), Dislocation Velocity(전위속도), Nitrogen(질소), I-S Cluster(I-S클러스터), Dragging Stress(지연응력)

Abstract

This paper describes the comparison of calculated effective stress with experimental one in austenitic heat resistant steels, STS310J1TB and STS310S with and without a small amount of Nb and N. Based on a solute atoms diffusion model, contribution from soluble nitrogen to the high-temperature strength was numerically examined for austenitic heat-resisting Fe-Cr-Ni-N(STS310J1TB) and Fe-Cr-Ni (STS310S) alloys. The solute atmosphere dragging stress of dislocation was calculated in optional dislocation velocity of STS310J1TB and STS310S at 650°C, 675°C and 700°C. As a result of the numerical calculation, the solute atmosphere dragging stress of STS310J1TB was about 50 times larger than that of STS310S. When the temperature became high, the maximum value of solute atmosphere dragging stress was small and the velocity of moving dislocation was fast. From the relationship between the dislocation rate and the solute atmosphere dragging stress, the relation of both was proportional and the inclination is about 1 in the level with low velocity of moving dislocation. From above results, the mechanism of dislocation movement in STS310J1TB was the solute atmosphere dragging stress. The solute atmosphere dragging stress, which was calculated from the numerical calculation was close to the effect stress in stress relaxation tests.

1. 서론

고온에서 가동되는 구조물은 열역학적 효율을 높이기 위하여 가동온도가 증가하는 경향으로 나아가고 있다. 이러한 고온 구조물의 부재에 대한 크리프 특성은 안전한 설계 측면이나 사용면에서 많은 연구가 이루어지고 있다.^{1,2)} 이와 같은 관점에서 질소가 함유된 고용강화합금에서는 고용 질소가 화학적인 친화력이 큰 Cr, Mo 등의 치환형 고용원자와 원자대 혹은 단범위의 클러스터를

형성하여 전위와 탄성적인 상호작용을 하여 크리프 거동에 영향을 미친다.^{3,4)} 이와 같이 침입형 고용원자(I: interstitial atom)와 치환형 고용원자(S: substitutional atom)의 화학적 상호작용으로 인해 생성된 용결분위기가 전위의 운동을 방해함으로 발생하는 지연응력(dragging stress)에 의해 고온강도가 향상되는 것은 오래 전에 Monma⁵⁾ 등에 의해 제안되어, I-S(interstitial-substitutional) 효과라고 명명되었다. 또한, 그들은 Cr, Mo 등을 포함하는 직합금강에 C 및 N를 첨가하여 경도 측정, 일정 속도 부하인장시험 및 이론 계산 등을 실시하여 I-S효과가 이들 합금강의 크리프 변형의 효과적인 강화기구를 보고하였다. 그러나, 당시에는 진공용해법이 낙후되어 고질소강 제조가 불가능하여, I-S효과에 대한 연구는 그다지 활발히 이루어

* 책임저자, 회원, 요코하마국립대학 공학연구원

E-mail : parkid@ynu.ac.jp

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

* 회원, 부경대학교 재료공학부

어지지는 않았다. 그러나, 최근에는 진공용해법의 발달로 고질소강의 제조가 가능해짐에 따라 고용 질소에 의한 강화작용에 관심이 높아져 질소첨가에 의한 I-S효과에 대한 연구가 활발히 이루어지고 있다.

한편, 지연응력을 수치로 계산하는 것이 가능하게 되면 고온내열강의 합금설계에 있어서 유용하게 사용 될 것이다. 이러한 I-S효과의 수치계산에 대한 연구는 Cottrell 등¹⁷⁾의 연구를 기초로 하여, Nakashima 등¹⁸⁾의 Al-Mg의 2원계 합금, Hara 등¹⁹⁾의 9Cr-2Co계의 3원계 페라이트강의 I-S효과의 수치계산에 대한 연구에 의해 그 방법이 구축되었다. 그러나, 3원계 오스테나이트강에 적용한 예는 아직 보고되어 있지 않다. 또한, Park 등^{10,11)}은 오스테나이트 25Cr-20Ni계 스테인리스강인 STS310JITB와 STS310S를 대상으로 철하중 크리프시험을 실시하여, N와 Nb이 함유되어 있는 전자의 파단수명이 후자의 파단수명보다 약 100배 정도 길며, 그 강화 기구는 고용된 Nb에 의한 석출강화효과와 모상의 Cr원자와 고용된 N원자가 Cr-N클러스터를 형성하여 전위의 이동을 방해함으로써 발생하는 I-S고용강화효과의 복합기구임을 명백히 하였다. 또한, 이진 응력완화시험의 결과로부터, 유효응력 성분은 부하 되어진 외부 저항의 대해 약 16%정도임을 명백히 하였다.¹¹⁾

본 연구에서는 Hara 등¹⁹⁾이 제안한 페라이트 3원계에서의 용질분위기 지연응력의 수치계산을 오스테나이트 3원계에 적용하여 오스테나이트계에서의 수치계산방법을 확립하고 그 결과를 Park 등¹¹⁾이 이전에 보고한 응력완화시험의 결과와 비교 평가하였다.

2. 계산 방법

2.1 시험편

본 연구에서 대상으로 한 재료는 오스테나이트 25Cr-20Ni계의 STS310JITB와 STS310S로, 이 두 합금은 기본적인 화학조성은 같으나 전자에 N가

Table 1 Chemical composition (wt. %)

	C	Si	Mn	Ni	Cr	Nb	N
STS310 JITB	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	-	-

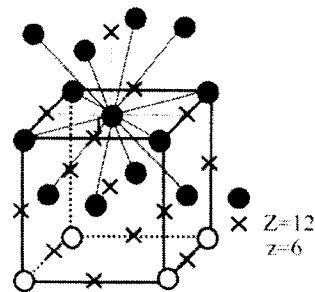
0.2. Nb이 0.45 wt. % 함유되어 있다. 그 화학 조성을 Table 1에 나타내었다.

2.2 용질분위기 지연응력 계산 이론 및 방법

2.2.1 3성분계의 클러스터 형성확률이론

I-S효과가 I-S클러스터의 형성확률에 크게 의존하는 것은, Hara 등의 결과에서도 알 수 있듯이, 용질농도에 의존하기 때문이다. 또한, I-S클러스터와 전위와의 상호작용은 근사적으로 각각 단독으로 표현되어, I 및 S분위기에 의한 전위의 고착 효과의 합이 I-S효과로 된다고 생각할 수 있다.

Hara 등은 용질분위기 지연응력의 수치계산을 Nakashima 등에 의해 계산되어진 2성분계를 3성분계로 확장하여 행하였다. 여기서는 Hara등에 의해 구축된 3성분계의 수치계산 방법을 간단히 서술하면, Nakashima 등의 방법에 의해 구축된 2성분계의 수치계산에서는 2개의 속도인자 즉, 전위속도와 용질원자의 확산속도 및 용질농도의 총 3개의 파라미터를 이용하여 계산하였다. 그러나, Hara등에 의해 구축된 3성분계의 수치계산에서는 속도인자로서 전위속도, I원자, S원자 및 I-S클러스터의 확산속도, 농도인자로서 I원자, S원자 및 I-S클러스터 농도, 합계 7개의 파라미터가 수치계산상 필요하게 된다. 그러나, 이들 파라미터들을 일괄적으로 수치계산에 적용하는 것은 상당히 어렵다. 그 이유는 계산이 복잡하게 되는 수치계산



J:Central atom

Fig. 1 Geometry of FCC lattice. The symbols ● and X represent substitutional and interstitial sites, respectively. Symbol Z designates the number of the nearest neighbors. Two atomic configurations are indicated above, namely, the central atom: J is a substitutional atom

Table 2 Wagners interaction coefficients of nitrogen in iron alloys⁽¹³⁾

Parameter	Function	600°C	Remarks
$\epsilon_N^{(Cr)}$	31.0-80600/T	-61.3	Fe-Cr-N
$\epsilon_N^{(N)}$	-0.5+6010/T	6.4	Fe-N

상의 문제뿐만 아니라, 화학적 친화력에 기초한 1 원자와 S 원자의 용질흐름을 예측하는 것이 원리적으로 불가능하기 때문이다. 따라서, Hara 등은 1 및 S 원자의 용질흐름을 상호 독립적으로 가정하여 전위의 주변에 형성되는 I-S 복합분위기를 구하여, 그 후 각 격자 점에 있어서의 I-S 클러스터의 형성을 확률과정으로서 취급하여 계산을 행하였다. 즉, I-S 클러스터의 형성 확률 P_{mn} 을 열역학적 파라미터로부터 도입하여, Central atoms model(이하 CAM)법⁽¹²⁾에 의해 구하여, I-S 복합분위기내의 I-S 클러스터의 농도분포를 평가하였다. 이상이 Hara 등에 의해 계산되어진 9Cr-2Co 페라이트 강에서의 I-S 클러스터의 농도분포를 평가한 방법으로 본 연구의 오스테나이트계 25Cr-20Ni 강에서의 I-S 클러스터의 농도분포는 Hara 등의 방법을 이용하여 다음과 같이 구하였다.

Hara 등은 페라이트강 중의 질소의 상호작용계수로 오스테나이트강 중의 질소의 상호작용계수 ($\epsilon_N^{(Cr)}, \epsilon_N^{(N)}$)⁽¹³⁾를 이용하여 P_{mn} 을 구하였으나, 25Cr-20Ni 강은 오스테나이트계 강이기 때문에 본 연구에서는 그 상호작용계수를 각각의 계산온도에 외삽하여 얻은 수치를 이용하였고 또한, Fig. 1에 나타낸 것처럼 오스테나이트계 강 중의 원자의 기하학적 배치를 고려하여 P_{mn} 을 구하였다. Table 2에 P_{mn} 의 계산에 이용한 γ -Fe-Cr-N계와 γ -Fe-N계의 물성치를 나타내었다. 또한, P_{mn} 은 Hara 등이 구한 9Cr-2Co 페라이트강의 $P_{mn} = 0.85$ 를 참고로 하여 다음과 같이 구할 수도 있다. 본 연구의 25Cr-20Ni 강에서는 Cr의 원자농도가 약 26%이기 때문에 P_{mn} 은 약 1 이라고 생각할 수 있다 (25Cr-20Ni 강에서의 Cr의 원자농도는 9Cr-2Co 페라이트강의 그것에 비해 약 3배 정도임). 따라서, 본 연구에서는 $P_{mn} = 1$ 이라 간주하여 고용된 1원자(질소 원자)의 전부가 I-S 클러스터를 형성하고 있다고 가정하여 수치계산을 실시하였다.

2.2.2 용질분위기 지연응력의 수치계산

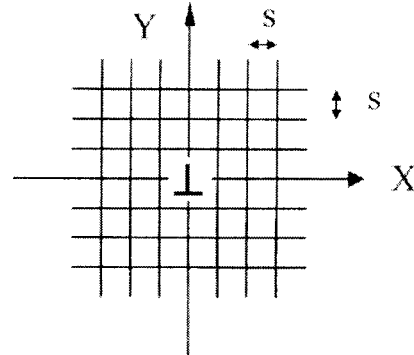


Fig. 2 Imaginary tetragonal lattice around a dislocation

용질분위기에 의한 전위의 점성적 저항을 Hara 등의 방법을 적용하여 본 연구의 오스테나이트계의 STS310J1TB와 STS310S에서의 지연응력을 구하였다. 1개의 용질원자가 전위에 미치는 슬립 운동저항력은 $\partial W^*/\partial x$ 로 주어진다.⁽⁷⁾ 여기서, $\partial W^*/\partial x$ 는 단위길이당의 용질원자와 전위와의 탄성적 상호작용 에너지이다. 따라서 각 격자 점에 존재하는 용질원자수를 n^* 라고 하면 전위의 단위길이당의 용질분위기 지연응력 τ 는 다음 식으로 나타내어진다.

$$\tau = \frac{1}{b} \sum n^* \frac{\partial W^*}{\partial x} \tag{1}$$

여기서, 주의해야 할 인자는 n^* 로서 각 격자점의 격자사이트농도 즉, 용질원자의 존재확률 c 를 그대로 윗 식에 대입해서는 안 된다. 그 이유로서 가상격자는 2차원상의 것이고 또한, $n^* = c$ 라고 가정하여 얻어진 지연응력은 전위의 단위길이당의 지연응력이 아니라, 무한거리당의 지연응력이기 때문에 반드시 2차원 가상격자를 실 공간에 확장하여 구해야 한다.

Fig. 2의 각각의 가상 격자점은 수직방향을 전위길이라 하면 s^2 의 체적을 가지고, 하나의 실제의 격자 점에 존재하는 용질원자의 점유확률을 Ω' 라고 하면 하나의 가상 격자점은 실제의 공간에 있어서 s^2/Ω' 개의 사이트를 가질 수 있다. 따라서, 식 (1)의 n^* 는 다음 식으로 나타낼 수 있다.

$$n^* = \frac{cs^2}{\Omega'} \tag{2}$$

Table 3 Structure parameters for a Fe-Cr-Ni-N system

Parameter	Designation	Value	Unit	Remarks
Poissons rate	ν	0.30	-	γ -Fe
Rigidity	G	5.51×10^{10} 5.41×10^{10} 5.31×10^{10}	N/m ²	γ -Fe(650 °C) γ -Fe(675 °C) γ -Fe(700 °C)
Lattice constant	a	3.56×10^{-10}	m	γ -Fe
Burgers vector	b	2.48×10^{-10}	m	γ -Fe
Atomic radius	R_p	1.26×10^{-10}	m	γ -Fe
Jump distance	s	2.48×10^{-10}	m	γ -Fe
Impurity diffusion coefficients	D_{ij}	9.10×10^{-7} 1.08×10^{-5} 8.90×10^{-3}	m ² /s	γ -Fe-N γ -Fe-Cr γ -Fe-Ni
Activation energy for impurity diffusion	Q	168 291 317	kJ/mol	γ -Fe-N γ -Fe-Cr γ -Fe-Ni
I-S binding energy	W_{IS}	15	kJ/mol	N-Cr
Probability of I-S pair formation	P_{IS}	1.0	-	CAM method
Lattice size misfit	ϵ_{ij}	0.023 0.012	-	γ -Fe-Ni γ -Fe-Cr
Mean lattice size misfit	$\bar{\epsilon}_{ij}$	0.236	-	γ -Fe-N

여기서, FCC격자중의 S 및 I원자에서의 Ω 는 각각 $3a/4$ 및 $3a/6$ 이다.¹¹⁾ 또한, 식 (1)에서 예상되는 것처럼 τ 는 가상 격자점의 수 ξ 에 비례한다. 즉, $\xi \rightarrow \infty$ 일때는 $\tau \rightarrow \infty$ 이다. 그러나, 실제의 결정중에는 전위간의 상호작용에 의해 아주 먼 거리에 작용하는 τ 는 역부호를 가지는 전위에 의해 상쇄되어, τ 는 일정치 τ^* 에 지배된다고 생각된다. 한편, ξ 가 충분히 작을 경우에는 τ 가 τ^* 보다 작아진다. 따라서, 적절한 크기의 ξ 를 정하는 것이 필요하게 된다. 이상이 정상상

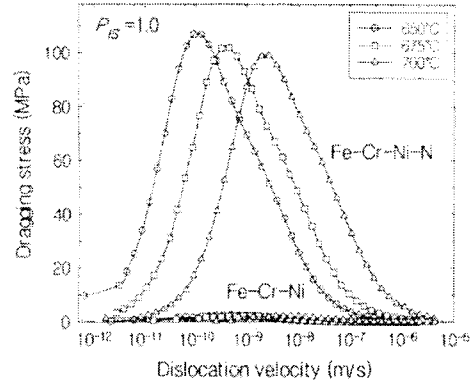


Fig. 3 Dragging stress-dislocation velocity curve in 25Cr-20Ni stainless steels

태에 있어서의 용질분위기 지연응력의 해석법이다. 앞서의 서술한 방법에 의해, STS310JTB (Fe-Cr-Ni-N계)에서는 c_{IS} , c_S , c_{Cr} , c_{Ni} 을 4곳의 가상격자상에, STS310S(Fe-Cr-Ni계)에서는 c_{Cr} , c_{Ni} 을 2곳의 가상격자상에 분리하여, 각각에 있어서의 지연응력의 합인 τ_{total} 을 구하므로써, 고용강화에 의한 I-S효과의 기여를 검토하는 것이 가능하다. 이상이 정상상태에 있어서의 용질분위기 지연응력을 구하는 방법이며, 각종 인자들을 Table 3에 나타내었다.

3. 결과 및 고찰

3.1 지연응력의 수치계산 결과

수치 계산은 I-S클러스터의 형성확률을 열역학적인 파라미터에서 도출하는 CAM법에 의해 구하여, I-S복합분위기내의 I-S클러스터의 농도분포를 평가하여 구하였다. 본 연구의 STS310JTB에서의 P_{IS} ($=P_{nm}$)=1이며, 650-700 °C에 있어서의 계산결과를 Fig. 3에 나타내었다. 본 연구의 수치계산에서 구한 지연응력은 STS310JTB에서는 $\tau_{total} = \tau_{IS} + \tau_{Cr} + \tau_{Ni}$, STS310S에서는 $\tau_{total} = \tau_{Cr} + \tau_{Ni}$ 이며, 임계전위속도 부근에서의 지연응력의 최대치는 STS310JTB에서는 106 MPa, STS310S에서는 2 MPa정도이다. 이 결과로부터 두 합금의 최대지연응력을 비교하면 전자의 최대지연응력이 후자의 그것에 비해 약 50배 정도 크다. 또한, 각각의 온도에 있어서의 임계전위속도는 약간의 차

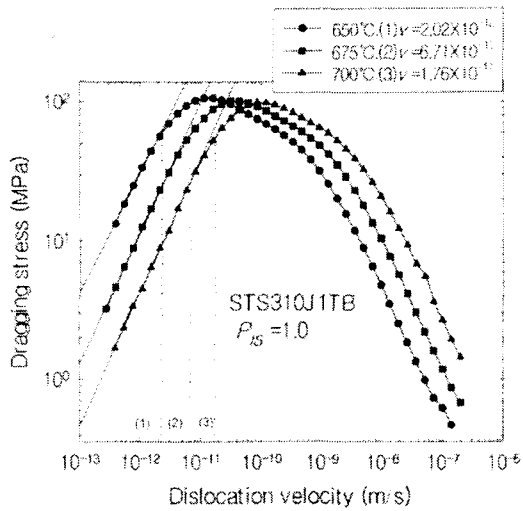


Fig. 4 Relationship between calculated dragging stress and dislocation velocity in STS310J1TB

이가 있음을 알 수 있다. 그 이유는, I-S결합사이 트에 있어서 Cr-N클러스터의 포텐셜에너지가 Cr, N의 결합에너지 W_B 의 크기만큼 감소하고 있기 때문이다. 용질원자와 전위간의 탄성적 상호작용은 용질원자의 확산속도와 전위속도가 거의 같을 경우에 생기기 때문에, Cr에 비하여 확산속도가 느린 Cr-N클러스터에 의한 지연응력은 그 최대치가 낮은 속도영역으로 이행하기 때문이라고 사료된다. 또한, Fig. 3에서부터 온도가 높을수록 임계 전위속도는 빠르고, 최대 지연응력은 작아진다. 그 이유로서는 온도가 증가함에 따라 확산속도도 증가하기 때문이라고 사료된다.

3.2 지연응력 및 유효응력의 비교

본 연구의 수치계산에서 구한 STS310J1TB의 지연응력은 응력완화실험에서 구한 결과(Table 4 참조)와 이론적으로는 잘 일치한다. 임의의 변형률속도에서 평균전위속도 \bar{v} 는 다음 식으로 나타내어진다.

$$\bar{v} = \frac{\dot{\epsilon}}{\psi \rho_m b} \quad (3)$$

여기서, $\dot{\epsilon}$ 는 응력완화시험시의 변형률속도, ψ 는 Schmid인자로 0.408, ρ_m 은 전위밀도($\rho_m = \sigma_{m15} / \mu Gb$)로 산출하였다. 여기서, σ_{m15} 는 내부응력(부하응력의 약 84 %)에서 이전의 연구⁽¹¹⁾에서

Table 4 Results of calculated dragging stress in STS310J1TB

Temp (°C)	Applied stress (MPa)	Effective stress ⁽¹¹⁾ (MPa)	Dragging stress (MPa)	Dislocation density (m ⁻²)	Dislocation velocity (m/s)
650	274.5	54.3	60.5	9.05×10^{12}	1.64×10^{-11}
675	274.5	47.2	52.5	9.39×10^{12}	5.28×10^{-11}
700	274.5	37.8	44.5	9.75×10^{11}	2.51×10^{-10}

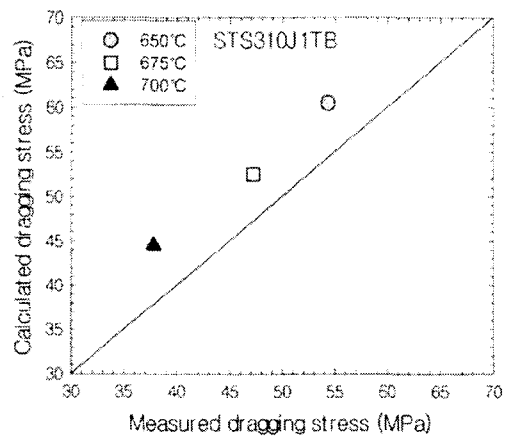


Fig. 5 Comparison of calculated dragging stress with experimental one in STS310J1TB

보고한 STS310J1TB에서의 문턱 응력(threshold stress :부하응력의 약 69 %)을 배서 구한 것으로, 모양이 순금속인 경우, 전위간에 작용하는 상호작용력이다. 또한, a 는 내부응력에 의존하는 하나의 정수로 본 연구에서는 Takeuchi 등⁽¹⁵⁾의 결과 ($a = 1$)를 이용하였다. 또한, G 는 강성률이다. 위의 값들을 대입하여 산출한, ρ_m 의 값은 $9.0 \sim 9.7 \times 10^{12} \text{ m}^{-2}$ 이며, b 는 Burgers vector의 크기이다.

따라서, 이 값들을 식 (3)에 대입하여 구한 평균 전위속도는 650 °C에서 2.02×10^{-12} , 675 °C에서 6.71×10^{-12} , 700 °C에서 $1.76 \times 10^{-11} \text{ m/s}$ 이었다. 또한, 이 값들을 Fig. 4에 결과에 대입하여 구한 각각의 온도에 있어서의 지연응력은 60.5, 52.5, 44.5 MPa이었다. 또한, 용질분위기 지연응력과 응력완화시험에서 구한 유효응력⁽¹¹⁾과 비교한 결과를 Fig. 5 및 Table 4에 나타내었다.

이상의 결과로부터 수치계산에 의해 구한 용질분위기 지연응력은 응력완화시험으로부터 구한

유효응력과 거의 같다고 간주할 수 있으나 약간 컸다. 다음에 그 원인에 대하여 서술하였다.

본 연구의 수치계산에서는 STS310JTB중 전체의 N원자가 고용하고 있을 경우의 용질분위기 지연응력을 계산하였다. 그러나, 실제로 이전의 연구⁽¹⁶⁾에서의 TEM에 의한 내부조직관찰의 결과로부터도 알 수 있듯이 STS310JTB에는 NbCrN 침화물이 석출되어 있기 때문에, N원자의 전부가 Cr원자와 화학적 상호작용으로 결합하고 있지는 않다고 사료된다. 따라서, 수치계산에 있어서 사용한 N의 양이 실제보다 커, 수치계산에 의해 구한 용질분위기 지연응력이 응력완화시험에서 실측한 유효응력보다 큰 결과가 나왔다고 사료되어진다.

3.3 전위속도의 유효응력지수 평가

Endo 등⁽¹⁶⁾은 Al-Mg합금을 대상으로 하여 수치계산을 실시한 결과 전위속도가 증가하여 전위속도의 유효응력지수 m^* 의 값이 1보다 커지기 시작할 때의 응력은 픽업칙 붕괴영역에 속한다고 하였다. 이 결과를 참고로 하면 본 연구의 시험영역에서는 m^* 가 근소하지만 1보다 클 가능성이 있다. m^* 의 값이 1보다 크다는 것은 용질원자의 확산속도가 전위속도보다 빨라 용질분위기가 전위의 운동에 방해물로 작용하지 않아, 평균속도보다 고속의 전위는 용질분위기를 이탈하여 자유적인 운동을 하고 있다는 것을 의미한다.

따라서, 여기서는 본 연구의 수치계산의 결과

에서 m^* 를 구하여 전위가 용질원자를 갰면서 운동하고 있는가를 평가하였다. 식 (4)에 나타난 것처럼 전위가 용질원자를 점성적으로 갰면서 운동하고 있는 확산 크리프영역에서는 전위속도 v 와 유효전단응력 τ_d 와의 사이에는 선형관계가 성립한다.

$$v = B\tau_d^{m^*}, \quad m^* = 1 \tag{4}$$

여기서, LS클러스터의 형성확률이 1일 경우의 계산결과에 기초를 두고 v 와 τ_d 의 관계를 양대수로 나타낸 결과를 Fig. 6에 나타내었다. 이 결과로부터, 직선의 기울기인 전위속도의 유효응력지수 m^* 는 약 1이므로 저속도영역(전위속도 $v = 10^{-10} \sim 10^{-12}$ m/s)에 있어서, STS310JTB의 대다수의 전위는 용질분위기 지연운동을 하고 있다는 것을 알 수 있다.

4. 결 론

25Cr-20Ni계 오스테나이트 스테인리스강 중 모상의 Cr원자와 고용된 N원자가 LS클러스터를 형성하여 전위의 이동을 방해함으로써 나타나는 지연응력을 수치계산에 의해 구하고, 또한 그 결과를 응력완화시험에서 구한 유효응력과 비교하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

(1) STS310JTB에 있어서 수치계산에 의해 구해진 용질분위기 지연응력은 응력완화시험에 의해 구해진 유효응력과 거의 같았다.

(2) 수치계산에 의한 결과, STS310JTB의 용질분위기 지연응력은 STS310S의 용질분위기 지연응력에 비하여 약 50배 정도 컸다.

(3) 용질분위기 지연응력은 온도가 높아질수록 최대응력은 낮아지고 임계전위속도는 빨라졌다.

(4) 수치계산의 결과로부터 구한 전위속도와 지연응력의 양대수 그래프에서 전위속도가 낮은 영역에서는 양자는 비례관계가 성립하고 그 기울기인 전위속도의 유효응력지수 m^* 의 값이 약 1이었다. 또한, 이 결과로부터 STS310JTB의 전위운동의 지배기구는 용질분위기 지연기구임을 알 수 있었다.

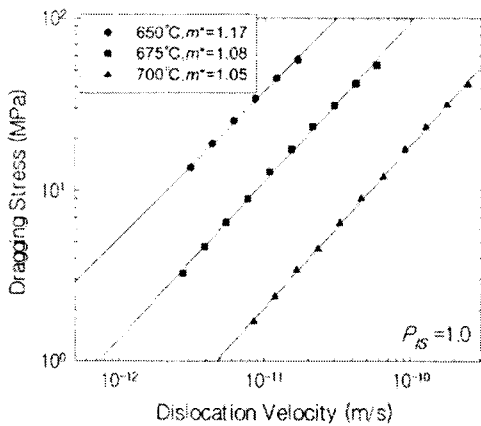


Fig. 6 Relationship between dragging stress and dislocation velocity in STS310JTB

참고문헌

- (1) Yoon, K. B., Shim, H. W. and Shin, Y. E., 1998, "A Computational Study on Ct Parameter for Weld Interface Crack Under High Temperature Creep Condition," *Transactions of the KSME, A*, Vol. 22, No. 12, pp. 2239~2246.
- (2) Lee, J. H., Yoon, K. B. and Kim, Y. J., 1999, "Mechanics Interpretation of Ct-Parameter Under Load Increasing Conditions," *Transactions of the KSME, A*, Vol. 23, No. 2, pp. 217~229.
- (3) Chung, I. S., Shin, C. W. and Chai, Y. S., 2000, "Modeling Creep Behavior and Life by Damage Mechanics," *Transactions of the KSME, A*, Vol. 24, No. 7, pp. 1833~1840.
- (4) Kim, W. G., Ryu, W. S. and Kim, D. W., 2000, "Applicability of Monkman-Grant Relationships to Type 316L(N) Stainless Steel," *Transactions of the KSME, A*, Vol. 24, No. 9, pp. 2326~2333.
- (5) Monma, K., Suto, H. and Ogita, H., 1965, "On the Chemical Interaction Between Interstitial Atoms and Substitutional Atoms Affecting the Strength of Iron-Chromium and Iron-Molybdenum Alloys," *J. Japan Inst. Metals*, Vol. 29, pp. 941~947.
- (6) Monma, K. and Suto, H., 1966, "On the Interaction Between Dislocation and Solute Atom in Low Alloy Heat Resisting Steels," *J. Japan Inst. Metals*, Vol. 30, pp. 558~562.
- (7) Cottrell, A. H. and Jaswon, M. A., 1949, "Distribution of solute atoms round a slow dislocation," *Proc. Roy. Soc.*, A199, pp. 104~114.
- (8) Nakashima, H. and Yoshinaga, H., 1992, "Mobility of Edge Dislocations in Al-Mg Solution Hardened Alloys at High Temperatures," *J. Japan Inst. Metals*, Vol. 56, pp. 254~261.
- (9) Hara, K. and Endo, T., 1999, "Numerical Simulation to the Effect of Soluble Nitrogen on High-Temperature Strength of Ferritic Heat-Resistant Steels," *J. Japan Inst. Metals*, Vol. 63, pp. 440~447.
- (10) 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*, Vol. 64, pp. 1181~1188.
- (11) Park, I. D. and Endo, T., 2000, "Stress Relaxation Behavior of an 25Cr-20Ni Stainless Steels in the range of Power Law Breakdown," *J. Japan Inst. Metals*, Vol. 64, pp. 1189~1195.
- (12) Foo, E. H. and Lupis, C. H. P., 1973, "The "Central Atom" Model of Multicomponent Interstitial Solutions and its Applications to Carbon and Nitrogen in Iron Alloys," *Acta Met.*, Vol. 21, pp. 1409~1430.
- (13) Kikuchi, M. and Tanaka, R., 1975, "Activity of Nitrogen in Austenitic Steels," *TETSU-TO-HAGANE*, Vol. 61, pp. 2892~2903.
- (14) Yoshinaga, H. and Morozumi, S., 1971, "A Portevin-Le Chatelier Effect Expected from Solute Atmosphere Dragging," *Phil. Mag.*, Vol. 23, pp. 1351~1366.
- (15) Takeuchi, S. and Argon, A. S., 1976, "Steady-State Creep of Single-Phase Crystalline Matter at High Temperature," *J. Mater. Sci.*, Vol. 11, pp. 1542~1566.
- (16) Endo, T., Tasaharu, M., Kubo, M. and Shimada, T., 1982, "High Temperature Deformation of an Al-5at%Mg Alloy under Combined High Frequency Stresses," *J. Japan Inst. Metals*, Vol. 46, pp. 773~779.