

<論 文>

고온에서의 316스테인리스강의 용질원자에 의한 강화효과

백 남 주* · 이 상 매**

(1985년 11월 30일 접수)

Solute Strengthening Effects for 316 Stainless Steel at Elevated Temperature

Nam Ju Paik and Sang Mae Lee

Key Words: Solute Strengthening(용질 강화), Vacancy-Interstitial Pair(공공-격자간 원자 쌍), Dislocations(전위), Isotropic Hardening(등방성 경화), Precipitates(석출상)

Abstract

The inelastic behavior of 316 stainless steel is studied in order to investigate the solute strengthening effects. The Arrhenius-type rate equation with inclusion of the Voce-type evolution phenomenon is extended by addition of solute strengthening term to the isotropic work hardening effect.

Changing of strain rate and temperature during the tension tests, we found that the strong work hardening for the inelastic behavior of 316 stainless steel resulted from the vacancy-interstitial pair mechanism. Thus, the calculated results using the extended constitutive equations including solute effect due to the vacancy-interstitial pair mechanism were found to be in good agreement with the stress-strain curves obtained from the tension tests.

기 호 설 명

<p>A : 재료상수</p> <p>\bar{c} : 용질원자들의 농도</p> <p>\bar{c}_{v-i} : 공공-격자간원자 쌍들의 농도</p> <p>D : 벌크당 용질의 확산계수(diffusivity of solute in the bulk)</p> <p>D_v : 공공의 확산계수</p> <p>E : 탄성계수</p> <p>F/L : 전위의 단위길이당 용질에 의한 저지력(solute drag force per unit length of dislocation)</p> <p>$F_{sol, max}$: 재료상수</p>	<p>J : 재료상수</p> <p>k : Boltzmann의 상수</p> <p>m : 변형을 속도감도(strain rate sensitivity)</p> <p>n : 재료상수</p> <p>Q : 겉보기 활성화 에너지(apparent activation energy)</p> <p>Q_{sol} : 용질원자의 확산활성화 에너지(solute diffusion activation energy)</p> <p>s : 항응력(drag stress)을 나타내는 내부변수</p> <p>T : 절대온도</p> <p>T_n : 용융온도</p> <p>β : 재료상수</p> <p>$\dot{\epsilon}^i$: 비탄성변형률속도(inelastic strain rate)</p>
-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------	-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------

* 정회원, 부산대학교 공과대학 생산기계공학과
 ** 부산대학교 대학원 기계공학과

- $\dot{\epsilon}^i$: 전변형율속도(total strain rate)
- ν : 전위속도
- σ : 부가응력
- $\dot{\sigma}$: 응력속도
- σ_i : 배응력(back stress)을 나타내는 내부변수

1. 서 론

최근, 고온용기기의 설계문제에 있어서 재료의 응력과 변형을 거동을 기술할 수 있는 비탄성체 구성식의 확립이 절실히 요구되고 있으며, 비탄성 해석의 정밀도나 신뢰성도 요망되고 있다⁽¹⁾.

또, 이러한 비탄성체 변형에 대하여 많은 수학적 모델이 개발되고 있는데⁽²⁻⁴⁾ 이들 수학적 모델은 보통 응력과 비탄성 변형을 및 재료의 미세조직 사이의 관계를 묘사하는 구성방정식으로 표현되고 있다. 또 이들 구성식에서는 내부변수⁽²⁻⁴⁾ 개념을 사용하여 미세조직의 변화를 매개변수화하고, 그것을 시간에 대한 미분의 형태로 표현하는 발전방정식을 도입하고 있다.

Voce⁽⁵⁾는 재료의 변형율 속도 및 온도에 의존하는 소성변형을 표현하는데 있어서 정상상태응력(포화응력)을 도입하여 이를 지수함수형으로 표현하여 응력과 변형을 관계를 나타내었다. 즉 대변형에 있어서 가공경화거동은 온도 및 변형율속도에 크게 의존하고 이 가공경화거동의 특성으로서 유한한 정상상태응력이 존재한다고 하였다.

합금강에 있어서는 미세조직의 변화 뿐만 아니라 용질원자의 운동에 의한 용질강화효과가 크게 기여하고 있음이 밝혀졌다⁽⁶⁻⁹⁾. 즉, 오스테나이트에 있어서 전위와 공공-격자간 원자 쌍(Vacancy-interstitial pair)의 상호작용은 응력-변형율관계에서 볼 수 있는 톱니모양의 유동과 같은 강한 용질강화효과를 주는 변형기구로서 제안되어졌다⁽⁶⁾. Wu와 Wang⁽⁷⁾은, 인장시 재료의 내부마찰은 두개의 용질원자로 이루어진 용질원자의 쌍의 회전에 의하여 일어날 수 있다고 하였다. 또 톱니모양의 불연속항복현상은 공공(vacancy)모델에 의하여 잘 기술되었는데⁽⁸⁾, 여기서 용질원자의 확산은 변형에 의하여 생성된 공공에 의하여 야기된다고 하였다. Schmidt와 Miller⁽⁹⁾도 용질강화효과를 설명함에 있어서 공공-격자간원자 쌍의 규칙도(ordering rate)에 의한 결과로써 전위운동이 방해되어 변형이 억제된다고 하였다.

본 논문에서는 인장시험과 인장시 변형율속도 변화와 온도변화를 주는 시험을 통하여 316 스테인리스강

에 있어서의 비탄성거동을 규명하여 가공경화에 대한 용질강화효과를 시험하고, Voce 형의 발전방정식(evolutionary equation)을 포함하는 Arrhenius 형의 구성식에 용질강화효과를 첨가하여 정확한 비탄성 해석을 기하고자 한다.

2. 이론 전개

비탄성 변형은 변형율속도에 의존하고 응력의 도움을 받아 장애물을 뛰어넘는 열적 활성화된 전위의 활주에 기인된다고 간주된다⁽¹⁰⁾. 장애물의 크기는 변형율의 도움을 받는 열적 활성화된 미세조직의 회복과 축적된 비탄성변형에 의해 야기되는 미세조직의 경화사이의 차의 결과로서 계속적으로 변화한다. 미세조직의 경화는 등방성경화 및 이동경화로서 두개의 내부변수를 선택하여 구성식을 공식화하는데 사용된다. 이들 내부변수를 중 등방성경화를 나타내는 변수는 항응력으로서 경도⁽³⁾ 또는 기계적 문턱(threshold)⁽¹⁵⁾으로 특성화되고, 전위의 얽힘(tangles), 전위숲(forest dislocation), 셀구조(cell-structure)의 형성 등으로 인한 등방성경화를 나타내는 내부응력으로 설명된다.

또 이동경화를 나타내는 변수는 배응력으로서 전위의 집적(pile-up), 바우잉(bowing) 등으로 발생하는 내부응력으로 설명된다. 따라서, 비탄성변형시 일차원 응력상태하에서, 구성방정식들은

$$\dot{\sigma} = E(\dot{\epsilon}^i - \dot{\epsilon}^i) \tag{1}$$

과

$$\dot{\epsilon}^i = A \exp(-Q/kT) \left(\frac{\sigma - \sigma_i}{s} \right)^{\frac{1}{n}} \tag{2}$$

로 된다. 배응력 σ_i 는 Kock⁽¹³⁾의 유도에 의하여 무시하여도 좋다고 가정된다. 즉, 식 (2)의 적용은 주로 비탄성 변형체에 대한 것이므로 고온변형에 한정된다.

항응력을 나타내는 내부변수 s 는 $\dot{\epsilon}^i \neq 0$ 와 $\dot{\epsilon}^i = 0$ 인 경우에 시간에 따라 변화할 것이다. 그러므로 항응력을 나타내는 내부변수 s 에 대한 발전방정식은

$$\dot{s} = h(\sigma, T, s)\dot{\epsilon}^i - r(T, s) \tag{3}$$

로 된다. 여기서 h 는 변형을 경화속도를 나타내고 r 은 항응력을 나타내는 내부변수 s 의 정적회복에 대한 온도 의존 효과를 나타낸다.

적당히 높은 변형율속도에 대해서 정적회복속도를 나타내는 r 은 변형동안에 무시되어도 좋다고 가정했다. 더구나 h 는

$$h(\sigma, T, s) = h_1(\sigma, T, s) - h_2(\sigma, T, s) \tag{4}$$

로 나누어 질 수 있다. 여기서 함수 h_1 은 변형을 경화할 수 h_2 는 동적회복에 의한 연화를 각각 나타낸다^(14,15).

여기서 적용되는 항응력을 나타내는 내부변수 s 에 대한 발전방정식은

$$\dot{s} = h_0 \left(1 - \frac{s}{s^*} \right) \dot{\epsilon}^i \quad (5)$$

이다. 여기서

$$s^* = \bar{s} \left[\frac{\dot{\epsilon}^i}{A} \exp(Q/kT) \right]^n \quad (6)$$

이다. s^* 는 주어진 변형률속도와 온도의 짝에 대해서 $\dot{s}=0$ 에서의 항응력 s 의 값에 상당하는 정상상태값이다.

고정된 온도 T 와 변형률속도 $\dot{\epsilon}^i$ 에서 소성유동이 완전히 이루어졌을 때 ($\dot{\epsilon}^i \sim \dot{\epsilon}^i$), 식 (2)는 항응력을 나타내는 내부변수 s 가 부가응력 σ 에 비해함을 의미한다. 즉,

$$s = \sigma/c \quad (7)$$

이다. 여기서 c 는 상수로서

$$c = \left[\frac{\dot{\epsilon}^i}{A} \exp(Q/kT) \right]^n \quad (8)$$

으로 정의된다.

그러므로, 등온 일정변형률속도 시험에서 식 (5)와 식 (6)은

$$\frac{d\sigma}{d\dot{\epsilon}^i} = ch_0 \left(1 - \frac{\sigma}{\sigma^*} \right) \quad (9)$$

로 쓰여질 수 있다. 여기서

$$\sigma^* = cs^* \quad (10)$$

이다. 대변형에서 가공경화계동은 온도와 변형률속도에 의존한다. 그리고 모든 응력-변형률곡선들은 가공경화의 기본적인 특성으로서 유한한 정상상태 응력으로 되는 경향이 있다^(5,14). 이 정상상태응력을 σ^* 로 표시하였다.

Voce⁽⁵⁾의 응력-변형률관계식을 얻기 위하여 초기 조건 $\dot{\epsilon}^i=0$ 에서 $\sigma=\sigma_0$ 를 사용하여 식 (9)를 적분하면 응력-변형률 관계식은

$$\sigma = \sigma^* - (\sigma^* - \sigma_0) \exp(-\epsilon^i/\epsilon^{i*}) \quad (11)$$

로 된다. 여기서

$$\sigma_0 = cs_0, \quad \epsilon^{i*} = \sigma^*/(ch_0) \quad (12)$$

이고, s_0 는 s 의 초기치이다.

합금강의 변형거동에 있어서 용질원자들에 의한 가공경화효과는 용질원자들이 전위운동에 대한 효과적인 장애물로 작용함으로써 일어날 수 있다. Cottrell과 Jaswon⁽¹⁶⁾, Schmidt와 Miller⁽¹⁷⁾, 그리고 Hirsh와 Lothe⁽¹⁸⁾ 등에 의해서 주어진 용질원자 강화효과에 대한 모델에 의하면, 용질원자에 의한 저지력(drag force)

은 용질원자들의 농도에 비해하고, 벌크(bulk)당의 용질원자들의 확산에 대한 전위속도의 비에 따라서 변화한다. 즉,

$$F/L \propto f(\dot{\epsilon}) \cdot g(v/D) \quad (13)$$

로 표현된다. 이것은 공공-격자간원자 쌍에 의한 기구로 적용되어져도 좋을 것이다. 즉,

$$F/L \propto f(\dot{\epsilon}_{v..i}) \cdot g(v/D) \quad (14)$$

로 된다.

공공-격자간원자 쌍들의 규칙도(ordering rate)는 상대적으로 부동상태에 있는 격자간원자들의 주위에서 운동하는 공공에 의하여 일어난다. 그 결과 F/L 을 결정함에 있어서 전위속도는 공공의 확산계수에 의하여 보정되어 진다. 따라서 용질강화효과를 표현하는 식은

$$F_{s01} = F_{s01, \max} \left\{ \exp \left(- \left[\frac{\log(\dot{\epsilon}^i/\theta'_{s01}) - \log(J)}{\beta} \right]^2 \right) \right\} \quad (15)$$

와 같이 나타낼 수 있다⁽¹⁷⁾. 여기서

$$\theta'_{s01} = \exp(-Q/kT)$$

이다.

식 (2)는 등방성경화의 항인 항응력을 나타내는 내부변수 s 에 식 (15)를 부가함으로써 확장되어진다. 즉

$$\dot{\epsilon}^i = A \exp(-Q/kT) \left(\frac{\sigma}{s + F_{s01}} \right)^{\frac{1}{n}} \quad (16)$$

로 된다. 식 (16)을 역산하면

$$\sigma = \left[\frac{\dot{\epsilon}^i}{A} \exp(Q/kT) \right]^n (s + F_{s01}) \quad (17)$$

로 되어 σ 를 직접 계산할 수 있다.

3. 실험장치 및 실험방법

본 실험에 사용된 시편은 316 스테인리스강으로서 인장시편은 게이지 길이 25mm, 직경 8 ± 0.01 mm, 크리프시편은 게이지 길이 50mm, 직경 10mm로서 NC 선반으로 가공하였다. 이 시편을 1100°C에서 1시간 야르곤 분위기하에서 용체화처리를 했다. 화학조성과 기계적 성질은 Tables 1, 2에 각각 나타내었다. 인장 시험은 MTS 유압서어보시험기를 사용하였으며, 시험 온도는 650°C, 변형률 속도 $2.3 \times 10^{-3} \text{s}^{-1} \sim 0.7 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ 에서 행해졌다. 크리프시험은 모델 CRL-3000의 일정하중시험장치로 650°C 온도에서 초기공칭응력 213 MPa에서 107MPa로 응력을 강하여 시험을 행하였다. 또 MTS 유압서어보시험기를 이용하여 사다리꼴의 응력파형을 준 인장-압축시험을 행하였다. 크리프동안 응력강하시험과 사다리꼴 응력파형 시험동안 316

Table 1 Chemical composition of test specimen, Wt %

C	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	Fe
0.022	0.44	0.023	0.027	10.16	16.50	2.10	Bal.

Table 2 Mechanical properties

Yield Strength (MPa)	Tensile Strength (MPa)	Brinell Hardness (HB)
280.5	590.9	143

스테인리스강에서 발생하는 용질강화효과가 시험되어졌다. 시험후의 시험편의 단면에서 금속현미경으로 조직을 관찰하기 위하여 먼저 미세한 에머리지로 연마한 다음 회전원판상에 펠트를 고정시켜 그 위에 연마액 알루미늄과 물을 떨어뜨리며 버핑을 하였다. 부식제로는 marble 시약(10ml/CuSO₄+50ml/HCl+150ml H₂O)를 사용하였다.

4. 결 과

650°C에서 여러가지 변형속도로 행한 인장시험의 결과를 Fig. 1에 나타내었다. 변형중의 응력-변형을 곡선들에 원할하지 않은 톱니모양의 유동(불연속항복)과 같은 동적변형시효거동⁽¹⁹⁾이 나타났다.

Fig. 2에서는 응력-변형율선도를 가공경화를, $d\sigma/d\epsilon^i$

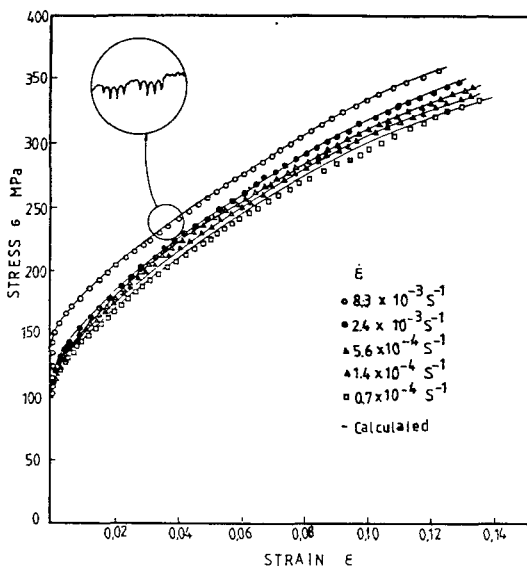


Fig. 1 Stress-strain curves in tensile tests at 650°C

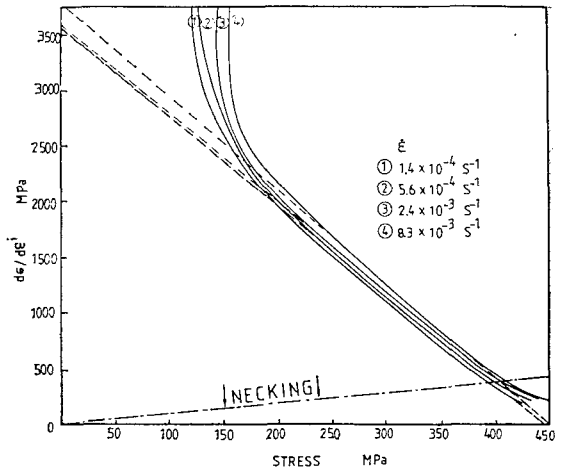


Fig. 2 Work hardening rate, $d\sigma/d\epsilon^i$ vs. stress, σ at 650°C

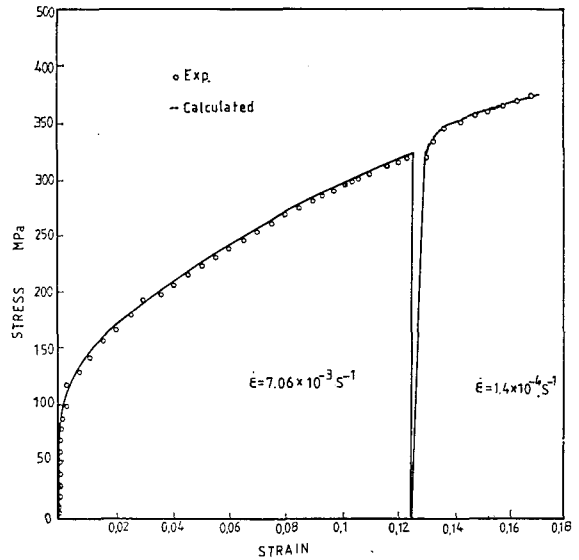


Fig. 3 Tension test with variation of strain rate at 650°C

$d\epsilon^i$ 와 응력의 관계로 나타내었다. Arrhenius 형의 구성방정식 (2)에 포함된 재료상수들은 순수인장의 결과 (Figs. 1, 2)로부터 최소자승법에 구하여 구해졌다.

$$A = 5.2 \times 10^{-1} s^{-1}, Q = 90,000 \text{ cal/mole}, m = 0.17,$$

$$n = 0.04, h_0 = 3000 \text{ MPa}, \bar{s} = 165 \text{ MPa},$$

$$E = 115 \text{ GPa}, \sigma^* = 450 \text{ MPa}, \sigma_0 = 210 \text{ MPa} \quad (18)$$

또, 방정식 (15)에 대한 재료상수들은 다음과 같다⁽¹⁷⁾.

$$F_{sol, \max} = 22, J = 10^5, \beta = 6,$$

$$Q_{sol} = 38,000 \text{ cal/mole.} \quad (19)$$

변형률속도를 $7.06 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ 에서 $0.7 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ 로 감소시키면서 행한 인장시험곡선을 Fig. 3에 나타내었다. 순금속의 경우, 빠른 변형률속도로 변형후에 변형률속도를 감소시켜 변형했을 때 가공경화와 회복사이에서 동적회복에 의한 비평형의 결과로 항복강도는 내려간다고 보고되었다⁽²⁰⁾. 그러나 본 실험결과에서는 Fig. 3에서 보는 바와 같이 항복강도현상은 나타나지 않았다.

동일방향의 변형동안 변형을 도움을 받는 열적 활성화된 동적회복과 용질강화 및 변형강화와 같은 가공경화와의 역할을 Fig. 4에 나타내었다. 두개의 동일한 시편을 550°C에서 동시에 변형한 후 하중을 제거하였다. 그 다음 온도를 650°C로 올리고, 장기간 유지하였는데, 유지시간동안에 석출상이 발생하지 않도록 하기 위해서⁽²¹⁾ 280 초 동안 유지하였다. 이 유지시간 동안에 한 시편은 하중제거상태로 하여 정적으로 회복되도록 하였다. 또 하나의 다른 시편은 하중을 다시 가하여 이전의 변형률속도로 변형한 후 하중을 제거하였다. 마지막에는 온도를 다시 550°C로 환원한 후 두 개의 시편을 동시에 이전의 변형률속도로 변형하였다. 그리고, 이들 각 시편에 대한 응력-변형률선도를 그려서 각각 비교하였다.

초기 550°C에서는 두 시편이 공히 충분한 소성변형이 일어난 연후에야 원할하지 않은 톱니모양의 유동이 약간 나타났다. 650°C에서 하중을 제거하여 정적으로 회복되도록 한 시편에서 항복강도의 감소현상이 약간

나타나고 있다. 그러나 이러한 일시적 연화현상보다는 가공경화 효과가 크게 보임을 다음 사실에서 알 수 있다. 즉, 초기 550°C와 나중의 550°C에서의 가공경화되는 정도는 비슷하나(Fig. 4에서 ○표로 도시한 선) 650°C의 유지시간동안 변형하지 않은 시편에 대하여 변형한 시편이 훨씬 강한 가공경화현상을 보이고 있다. 순 알루미늄에 대한 비슷한 방법의 시험에서는^(20,22) 유지시간 동안에 변형된 시편의 유동응력은 변형시 일어난 동적회복으로 인하여 유지시간 동안에 변형하지 않은 시편에 대한 유동응력보다 낮게 나타나는 것으로 보고되었다. 그런데 본 실험에서는 그와 반대현상이 나타났다. 또, 용질강화효과를 첨가하여 수정한 구성방정식의 계산결과는 Figs. 1, 3, 4에 도시하였다. 실험결과와 잘 일치하는 결과를 얻었다.

Fig. 5는 초기공칭응력 210MPa 하의 정상상태 크리이프동안에 응력감소를 한 후의 천이 크리이프를 나타내었다. 응력강하후 크리이프변형량은 일정하게 나타났다. 순금속에 대한, 응력감소후의 천이 크리이프의 경우, 변형률속도는 감소된 응력량에 상당하는 새로운 정상상태 크리이프 속도에 도달한다고 보고되었다⁽²³⁾. 이처럼 응력감소후 도달한 새로운 정상상태 크리이프는 연화현상이 주도한다고 생각된다. 이러한 연구결과와는 대조적으로 감소된 응력상태에 상당하는 새로운 정상상태 크리이프는 본 316 스테인리스강에 대해서는 관찰되지 않고, 크리이프변형량이 일정하였다.

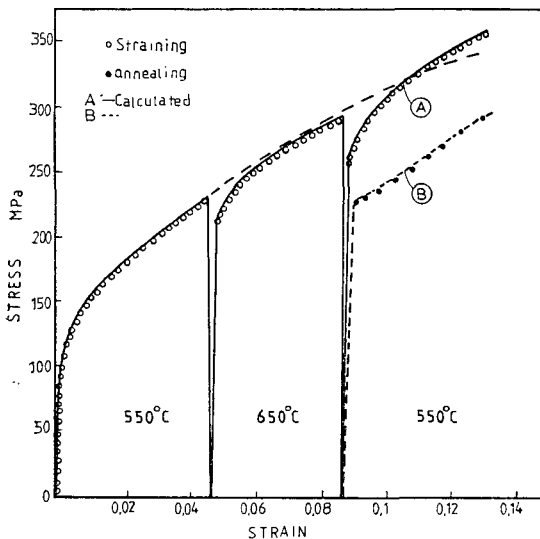


Fig. 4 Temperature change test in unidirectional, $\dot{\epsilon} = 1.4 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$

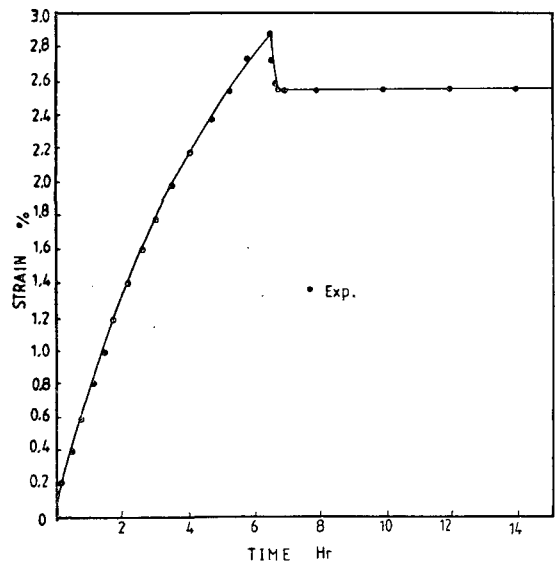


Fig. 5 Creep strain in stress drop from 210MPa to 107MPa at 650°C

Fig. 6은 사다리꼴 응력파형에에서의 반복가공효과를 보였다. 1~3 사이클 동안에 히스테리시스 루프의 빠른 감소를 보여준다. 응력을 일정하게 유지하는 시간동안에 발생한 크리프변형량을 Fig. 7에 나타내

었으며, 사이클 수가 증가할수록 크리프변형량이 감소하였다.

Fig. 8에서 인장 및 크리이프후의 316 스테인리스강에 대한 조직의 현미경사진들을 검토하였다. 크리이프

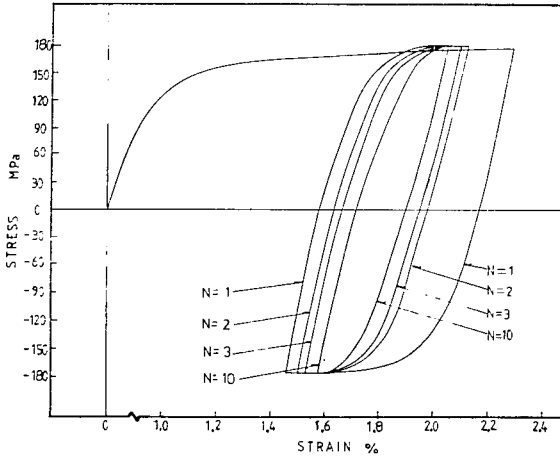


Fig. 6 Trapezoidal cyclic stressing hysteresis loop; stress rate 80MPa/min, stress amplitude 180MPa, holding period 5 min, 650°C

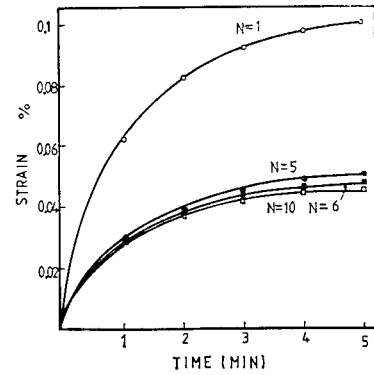
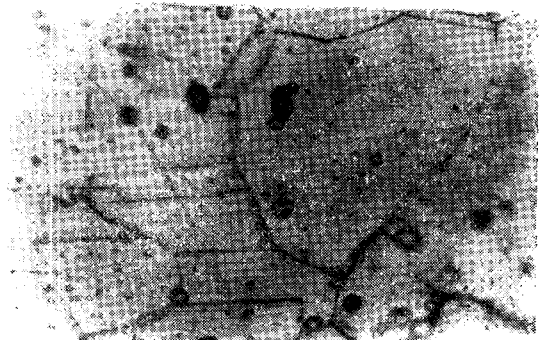


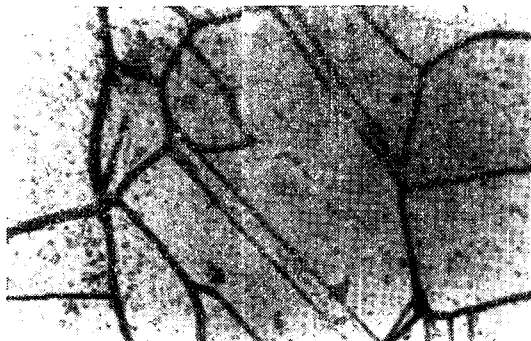
Fig. 7 Creep strain in trapezoidal cyclic stressing vs. holding time



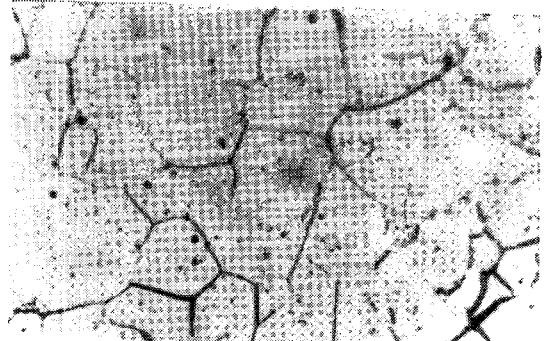
(a) Tension specimen with straining, $\times 600$



(b) Tension specimen with annealing, $\times 600$



(c) Creep with stress reduction from 210MPa to 107 MPa, $\times 600$



(d) Specimen with trapezoidal cyclic stressing, $\times 500$

Fig. 8 Microphotograph of 316 stainless steel

동안에 탄화물이 입계 및 입내에 현저하게 석출하였음을 보여 주는데 비해서, 인장시는 탄화물 석출이 거의 없음을 나타내고 있다.

5. 고찰

가공경화는 전위쇄과 아결정립에 의한 조직의 등방성경화가 지배한다고 믿어진다⁽²⁴⁾. 동일방향성의 가공연화(unidirectional work softening)는 변형중의 온도와 응력 또는 변형률속도의 변화를 수반하는 변형등에서 일어날 수 있는 금속의 강도의 감소로 설명된다^(20, 22). 그러나 고용된 용질원자의 동적변형시효가 가공경화 및 가공연화현상을 조절하여 고온변형저동에 영향을 미친다⁽¹⁶⁾.

인장시의 응력-변형률선도에서 경련을 일으키는 톱니모양의 유동이 일어나는 온도에서는, 전위의 속도가 느릴 경우 전위주위의 용질분위기가 전위뒤를 따라 움직일 수 있다. 이때 이 용질분위기로 인하여 천천히 운동하고 있는 전위가 잡히거나 잘려서 항복강도가 증가할 것이며⁽¹⁹⁾, 다시 전위선이 용질분위기에서 벗어나게 되어 항복강도가 일어나는 것으로 생각된다.

고용된 용질원자들의 변형저동에 미치는 효과가 가공경화속도, $d\sigma/d\epsilon$ 를 증가시킨다는 사실이 Michel, Moteff와 Lovell⁽²⁵⁾ 등에 의해 밝혀졌으며, 또 316 스테인리스강에 대한 느린 인장시험결과 $0.5 T_m$ 에서 평균가공경화속도가 최대가 되고, 연신률이 최소로 된다는 것도 밝혀졌다. 이러한 거동은 동적변형시효로써 기본적인 하부조직의 변화가 관찰되는 $0.5 T_m$ 에서 일어나며, 전위에 대한 점결합(소성변형에 의하여 생성된)의 이동(migration)은 용질원자가 전위와 상호작용할 수 있도록 충분한 확산에 대한 가동성을 가질 때까지는 크게 일어나지 않는다⁽²⁵⁾고 함으로써 전위와 공공 및 용질원자에 대한 각각의 상호관계를 암시하였다. 따라서 본 실험에서 선택한 시험온도 650°C 는 용질원자가 전위와 상호작용할 수 있는 충분한 가능성을 가지는 온도영역으로서 시효효과를 충분히 나타내고 있다고 생각된다. 또 650°C 에서 변형률속도를 바꾸면서 행한 인장시험에서 순간속과는 달리 항복강도의 강화현상을 찾아볼 수 없는 것은 가공경화를 높여주는 어떤 변형기구가 존재함을 암시하고 있다. 즉, 순간속의 경우 유동응력을 낮추는 전위의 재분포에 상당하는 회복만큼 항복강도가 감소⁽²⁰⁾하지만, 316 스테인리스강에서는 고용된 용질원자들의 존재로부터 기인하는 용질강화효과가 항복강도를 증가시키고 있다고 생각된다.

316 스테인리스강의 용질강화효과가 Fig. 4에 명백히 나타나고 있다. 시험온도 $550^\circ\text{C}\sim 650^\circ\text{C}$ 의 영역에서 강의 인장연성이 최대로 감소하며 동적변형시효저동이 최대로 되어 "청열취성온도영역"이 된다고 생각된다. 이는 Soo와 Chow⁽²⁶⁾가 인용한 고온 저사이클 피로시 반복가공회피수가 $565^\circ\text{C}\sim 650^\circ\text{C}$ 영역에서 약간 증가한다는 사실과도 일치하는데, 이 온도영역이 용질원자가 전위와 상호작용할 수 있도록 충분한 확산에 대한 가동성을 갖는 영역으로 여겨진다. 그런데 650°C 에서 하중을 제거하여 정적으로 회복되도록 한 시편에서 항복강도의 감소현상이 약간 나타나는 것은 650°C 의 유지시간동안에 이루어진 소둔효과에 의해 초기가동전위밀도가 크게 감소하여 항복이 일어난 직후에 전위의 증식과정으로 인하여 평균전위속도가 감소하고 그로 인해 응력이 감소된 것⁽²⁷⁾으로 생각된다. 그러나 Fig. 4에서 650°C 에서 변형하지 않은 시편에 대하여 변형한 시편이 훨씬 강한 가공경화현상을 보인다는 사실은 용질원자와 전위와의 상호작용이 있는 온도에서는 다른 온도의 변형하에서 생성된 전위조직이라도 동등하게 강화를 가져온다⁽⁹⁾는 사실과 일치하고 있어, 고용된 용질원자들의 가공경화에 대한 역할을 강하게 암시하고 있다.

Wu와 Wang⁽⁷⁾은 Fe-Ni-C 합금에 있어서 240°C 에서 일어나는 최대내부마찰의 발생은 탄소원자쌍들(Carbon Pairs)의 회전에 인한다고 하였다. 탄소원자쌍은 두 개의 탄소원자로 이루어지는데, 격자간원자의 자리에 있는 탄소원자가 응력이 부가될 때 한 격자간원자의 자리로부터 다른 인접한 격자간원자의 자리로 튕겨져서 생성되는 것으로 풀이되고 있다. 그런데 Rose와 Glover⁽⁶⁾ 등은 탄소원자쌍에 의한 변형기구가 20°C 에서는 빠른 변형시효현상을 야기할 수 없다고 하여, 이 사실로써 탄소원자 쌍에 의한 변형기구보다는 공공-격자간원자 쌍에 의한 변형기구가 경화기구에 타당하다고 하였고, Jenkins와 Smith⁽²⁸⁾도 Fe-Ni-Cr 계의 높은 가공경화속도는 공공-격자간원자 쌍의 전위와의 고착작용이 원인이라고 보았다. 공공-격자간원자 쌍은 치환형 공공과 인접한 격자자리에 위치해 있는 격자간원자에 의하여 생성된다. 탄소원자 쌍 기구와 공공-격자간원자 쌍 기구사이의 중요한 차이는 탄소원자 쌍이 회전하기 위해서는 탄소원자가 점프해야 하는 반면, 공공-격자간원자 쌍이 회전하기 위해서는 공공이 회전을 해야한다는 점이다. 이러한 회전은 탄소원자보다 공공이 확산하여 움직이기 쉬우므로 공공의 운동에 의하여 이루어진다. 따라서 고용된 용질원자들에 의한

강화효과는 전위주위에서 이동이 용이한 공공-격자간 원자 쌍의 회전(1)에 의하여 야기되는 것으로 사려된다.

공공-격자간원자 쌍이 가공경화를 도운다고 믿어지는 또 다른 이유는 원활하지 않은 톱니모양의 유동(불연속 항복)에 대한 활성화에너지가 공공-격자간원자 쌍의 규칙도(ordering rate)에 대한 활성화에너지와 비슷하다(9)는 점이다. 또, 개개의 용질원자들은 정수압 상태에 있기 때문에 오스테나이트 격자에서는 나사전위와 강하게 작용하지 않으나, 공공-격자간원자 쌍들은 결합의 비대칭성 때문에 나사전위와 강한 상호작용(16)이 가능하여 공공-원자간격자 쌍 기구에 의한 것임이 뒷받침되고 있다. Westwood와 Broom(29)은 f.c.c 격자에서 공공의 이동에 대한 활성화에너지는 근사적으로 자기 확산에 대한 활성화에너지의 $\frac{1}{3}$ 임을 보였다. 316 스테인리스강에 대한 자기 확산에너지가 70,000cal/mole(30)이므로 공공의 이동에 대한 확산에너지는 약 23,000cal/mole이다. 그러므로 오스테나이트에서 용질원자들이 운동하는데 필요한 활성화에너지는 38,000cal/mole(17)인 반면 공공이 운동하는데 필요한 에너지는 위와 같다. 그래서 공공이 인접한 용질원자의 자리로 점프할 때는 언제라도 공공-격자간원자 쌍이 형성될 것이며, 공공-격자간원자 쌍이 회전하는데는 공공이 점프하게 된다. 또 순금속의 경우, 자기확산활성화에너지는 $0.5T_m$ 이상의 온도에서 걸보기활성화에너지와 일치한다(31). 그런데 여기서 316 스테인리스강에 대한 걸보기활성화에너지는 90,000cal/mole로서 자기 확산활성화에너지 값보다 훨씬 크다. 이와같은 사실은 변형을 방해하는 어떤 다른 변형기구가 에너지장벽을 높여준다고 볼 수 있다. 전술한 바에 따른다면 어떤 다른 변형기구는 공공-격자간 원자 쌍에 의한 기구라고 사려된다.

공공-격자간원자 쌍 기구에 의한 용질강화효과를 첨가하여 수정한 구성방정식의 계산결과는 실험결과와 잘 일치하며(Figs. 1, 3, 4) 여기서 석출물에 의한 가공경화효과는 포함되지 않았다. 오스테나이트계 스테인리스강은 장기간의 열적 시효와 변형시효를 받으면 온도와 시간의 함수로서 $M_{23}C_6$ (21)형의 탄화물을 석출한다. 따라서 인장변형시와는 달리 장기간의 크리프변형동안 열적시효와 변형시효등으로 입계 및 입내에 석출한 탄화물이 가공경화를 야기하여 크리프변형을 억제하는 것(Fig. 7, 8c, 8d)으로 생각된다. 인장시에는 탄화물 석출이 거의 나타나지 않으므로(Fig. 8a, 8b), 인장변형시에는 석출상에 의한 가공경화보다는 공공-격자간원자 쌍 기구에 의한 용질분위기 강화효과에 의한

가공경화가 변형을 주도한다고 생각된다. 이러한 사실은 316 스테인리스강의 인장시험에서 높은 가공경화속도는 석출과는 무관하다고 보고된 사실(23)과도 부합된다.

5. 결 론

316 스테인리스강에 대한 비탄성거동 및 비탄성해석의 결과들을 종합해서 다음과 같은 결론을 얻었다.

(1) 공공-격자간 원자 쌍 기구에 의한 용질강화효과를 고려하여 수정한 구성식의 계산결과는 인장시험의 응력-변형도 관계와 잘 일치함을 밝혔다.

(2) 316 스테인리스강의 비탄성변형에 있어서 용질원자 강화효과에 의한 강한 가공경화현상은 공공-격자간 원자 쌍에 의한 기구에 기인한다.

참 고 문 헌

- (1) J.M. Corum, Future Needs for Inelastic Analysis in Design of High-Temperature Nuclear Plant Component, Computers & Structures, Vol. 13, pp. 231~240, 1981
- (2) A.K. Ghosh, A. Physically-Based Constitutive Model for Metal Deformation, Acta Met., Vol. 28, pp. 1443~1465, 1980
- (3) E.W. Hart, Constitutive Relations for the Deformation of Metals, ASME J. Engg. Matr. Tech., Vol. 98, pp. 193~202, 1976
- (4) A.K. Miller and T.C. Lowe, Improved Constitutive Equations for Modeling Strain Softening-Part I, ASME J. Engg. Matr. Tech., Vol. 106, pp. 337~342, 1984
- (5) E. Voce, A Practical Strain Hardening Function, Metallurgica, Vol. 51, pp. 219~226, 1955
- (6) K.S.B. Rose and S.G. Glover, A Study of Strain-Ageing in Austenite, Acta Met., Vol. 14, pp. 1505~1516, 1966
- (7) T. Wu and C. Wang, Mechanism of Carbon Diffusion Peak in F.C.C. Iron-Nickel Alloys, Scientia Sinica, Vol. 7, p. 1029, 1958
- (8) A.V.D. Beukel, On the Mechanism of Serrated Yielding and Dynamic Strain Ageing, Vol. 28, pp. 965~969, 1980

- (9) C.G. Schmidt and A.K. Miller, The Effect of Solutes on the Strength and Strain Hardening Behavior of Alloys, *Acta Met.*, Vol. 30, pp. 615~625, 1982
- (10) A.S. Argon, Physical Basis of Constitutive Equations for Inelastic Deformation, *Constitutive Equation in Plasticity*, MIT Press, Cambridge, pp. 1~22, 1975
- (11) U.F. Kocks, Constitutive Relations for Slip, *Constitutive Equation in Plasticity*, MIT Press, Cambridge, pp. 81~115, 1975
- (12) J.R. Rice, On the Structure of Stress-Strain Relations for Time-Dependent Plastic Deformation in Metals, *ASME J. Appl. Mech.*, pp. 728~737, 1970
- (13) J.C. Swearingen and R.W. Rhode, Constitutive Modeling of Elevated Temperature Stress Relaxation in Austenitic Stainless Steel, *ASME J. Eng. Mater. Tech.*, Vol. 100, pp. 221~222, 1978
- (14) U.F. Kocks, Laws for Work-Hardening and Low-Temperature Creep, *ASME J. Engg. Matr. Tech.*, Vol. 98, pp. 76~85, 1976
- (15) L. Anand, Constitutive Equations for the Rate-Dependent Deformation of Metals at Elevated Temperatures, *ASME J. Engg. Matr. Tech.*, Vol. 104, pp. 12~17, 1982
- (16) A.H. Cottrell and M.A. Jaswon, Distribution of Solute Atoms round Slow Dislocation, *Phil. Mag.*, Vol. A199, pp. 104~114, 1949
- (17) C.G. Schmidt and A.K. Miller, A Unified Phenomenological Model for Non-Elastic Deformation of Type 316 Stainless Steel-Part I : Development of the Model and Calculation of the Material Constants, *Res Mechanica*, Vol. 3, pp. 109~129, 1981
- (18) J.P. Hirth and J. Lothe, *Theory of Dislocations*, pp. 647~663, 2nd Ed., A Wiley-Interscience Publication, 1982
- (19) G.E. Dieter, *Mechanical Metallurgy*, pp. 208~210, 2nd Ed., McGraw-Hill, 1976
- (20) F.H. Hammad, C.N. Ahlquist and W.D. Nix, High Temperature Work Softening Yield Point Phenomena in Polycrystalline Aluminium, *Met. Trans.*, Vol. 1, pp. 2179~2183, 1970
- (21) B. Weiss and R. Stickler, Phase Instabilities During High Temperature Exposure to 316 stainless steel, *Met. Trans.*, Vol. 3, pp. 851~866, 1972
- (22) A.K. Miller and T.C. Lowe, Improved Constitutive Equations for Modeling Strain Softening-Part II, *ASME J. Engg. Matr. Tech.*, Vol. 106, pp. 343~348, 1984
- (23) I. Ferriera and R.G. Stang, The Effect of Stress Reductions on the Creep Behavior and Subgrain Size in Aluminium Deformed at 573K, *Mats. Sci. and Engg.*, Vol. 38, pp. 169~174, 1979
- (24) M.E. Kassner, A.K. Miller and O. D. Sherby, The Separate Roles of Subgrains and Forest Dislocations in the Isotropic Hardening of Type 304 Stainless Steel, *Met. Trans.*, Vol. 13A, pp. 1977~1986, 1982
- (25) D.J. Michel, J. Moteff and A.J. Lovell, Substructure of Type 316 Stainless Steel Deformed Slow Tension at Temperatures Between 21 and 816°C, *Acta Met.*, Vol. 21, pp. 1269~1277, 1973
- (26) P. Sco and J.G.Y. Chow, High-Cycle Fatigue Behavior of Solution-Annealed and Thermally-Aged Type 304 Stainless Steel, *ASME J. Eng. Matr. Tech.* Vol. 102, pp. 141~146, 1980
- (27) C.R. Barret, W. D. Nix and A. S. Tetelman, *The Principles of Engineering Materials*, pp. 265~266, 1980
- (28) C.F. Jenkins and G.V. Smith, Serrated Plastic Flow in Austenitic Stainless Steel, *Trans. Metall. Soc. A.I.M.E.* 245, p. 2149, 1969
- (29) A. Westwood and T. Broom, Strain-Ageing Al-Mg Alloys at Temperatures Between 208° and 369°K, *Acta Met.*, Vol. 5, p. 249, 1957
- (30) R.A. Perkins, R.A. Padgett, JR., and N.K. Tunali, Tracer Diffusion of ⁵⁹Fe and ⁵¹Cr in Fe-17 Wt Pct Cr-12 Wt Pct Ni Austenitic Alloy, *Met. Trans.*, Vol. 4, pp. 2535~2540, 1973
- (31) H. Luthy, A.K. Miller and O.D. Sherby, The Stress and Temperature Dependence of Steady State Flow at Intermediate Temperature for Pure Polycrystalline Aluminium, *Acta Met.*, Vol. 28, pp. 169~178, 1980