

304 스테인리스강의 고온 유동응력곡선과 미세 조직의 예측

한형기* · 김성일* · 유연철*

(1999년 10월 4일 접수)

Prediction on Flow Stress Curves and Microstructure of 304 Stainless Steel

H.K. Han, S.I. Kim and Y.C. Yoo

Abstract

Dynamic recrystallization (DRX), which may occur during hot deformation, is important for the microstructural evolution of 304 stainless steel. Especially, the current interest in modelling hot rolling demands quantitative relationships among the thermomechanical process variables, such as strain, temperature, strain rate, and etc. Thus, this paper individually presents the relationships for flow stress and volume fraction of DRX as a function of processing variables using torsion tests. The hot torsion tests of 304 stainless steel were performed at the temperature range of 900~1100°C and the strain rate range of $5 \times 10^{-2} \sim 5 \text{ s}^{-1}$ to study the high temperature softening behavior. For the exact prediction of flow stress, the equation was divided into two regions, the work hardening (WH) and dynamic recovery (DRV) region and the DRX region. Especially, The flow stress of DRX region could be expressed by using the volume fraction of DRX (X_{DRX}). Since X_{DRX} was consisted of the critical strain (ϵ_c) for initiation of dynamic recrystallization (DRX) and the strain for maximum softening rate (ϵ^*), that were related with the evolution of microstructure. The calculated results predicted the flow stress and the microstructure of the alloy at any deformation conditions well.

Key Words : Hot Deformation, Work Hardening, Dynamic Recovery, Dynamic Recrystallization, Strain for Maximum Softening Rate.

1. 서론

최근 열간 압연이나 열간 단조 등의 고온 소성변형은

단순히 형상만을 제어하던 과거와는 달리 변형 시 발생 하는 높은 변형저항 (deformation resistance)을 낮추는 공정과 이와 함께 기계적 특성의 향상을 위해 결정립 미

* 인하대학교 재료공학부

세화를 동시에 추구할 수 있는 공정으로 실시되고 있으며 이와 같은 제어변형 공정을 개발하는 연구도 많이 이루어지고 있다^(1~7). 특히, 오스테나이트계 스테인리스강의 고온 소성변형 시 변형저항은 일반 탄소강에 비해 약 2배정도로 매우 높은 값을 보이므로 공정 제어가 필수적으로 요구되고 있다. 열간 변형의 공정 제어는 유동 응력 (flow stress)과 미세 조직의 제어가 목표이므로 공정 변수인 온도 (T), 변형속도 ($\dot{\epsilon}$), 변형량 (ϵ)의 변화에 대한 정확한 유동 응력과 미세 조직의 변화를 예측할 수 있어야 한다. 따라서 변형 중에 발생하는 연화 기구인 동적 재결정 (dynamic recrystallization, DRX)에 의한 연화과정을 정확하게 이해하고 이를 유동 응력과 결정립의 변화 예측에 적용해야 한다. 그러나 유동 응력과 미세 조직의 변화를 연구한 기존의 연구 결과들은 동적 재결정의 발생이 시작되는 임계 변형량을 무시하거나 대략적으로 최대 변형량에 대해 약간 작은 값으로 표현⁽⁸⁾하여 동적 연화기구에 대한 고려를 제대로 하지 못하였으며 변형조건에 따라 달라지는 여러 가지 변수를 상수로 가정^(8~11)하거나 동적 재결정 분율을 실험적인 관찰에 의존하여 표현⁽⁸⁾하는 등 대부분 유동 응력과 미세 조직의 상호 연관성이 부족하므로 유용한 결과를 얻지는 못하였다. 따라서, 본 연구에서는 대표적인 오스테나이트계 스테인리스강인 304 스테인리스강의 동적 연화기구를 바탕으로 유동 응력과 미세 조직의 변화의 상호 관계를 규명하여 유동 응력과 미세 조직을 정확하게 예측하고자 하였다. 이를 위해 동적 재결정이 발생하는 임계 변형량 (critical strain, ϵ_c)과 동적 연화속도가 최대가 되는 변형량 (strain for maximum softening rate)을 이용하여 동적 재결정 분율 (volume fraction of DRX)을 정량화하였으며 동적 재결정 분율을 이용하여 유동 응력곡선을 예측함으로써 미세 조직의 변화와 연관된 유동 응력의 변화를 예측하고자 하였으며 제어변형 (controlled deformation) 기술을 확립하는데 기여하고자 하였다.

2. 실험 방법

실험에 사용한 시료는 상용되고 있는 304 스테인리스강으로 그 화학조성은 Table 1과 같았다. 시편은 직경 10mm×표점거리 20mm로 절삭 가공하여 고체형 비틀림 시험편으로 제작하였으며 초기 결정립 크기는 1100°C에서 30분 동안의 열처리를 통해 약 100 μ m로 일정하게 하였다. 연속변형시험은 고온 비틀림 시험기를 이용하였으며 변형온도까지 1°Cs⁻¹의 승온 속도로 가열하여 10분간 유지한 후 변형온도 범위 900~1100°C 그리고 0.05~5s⁻¹의

Table 1 Chemical composition(wt%) of 304 stainless steel

Fe	C	Ni	Cr	Mn	Si	P	Cu
bal.	0.045	8.16	18.21	1.03	0.45	0.25	0.16

변형속도 범위에 대해 연속 변형하였다. 유동 응력곡선은 비틀림 시험으로 얻은 비틀림 모멘트 (M)와 비틀림 각을 다음에 나타낸 Fields-Backofen식과 Von Mises 항복조건을 이용하여 진응력 (σ)과 진변형률 (ϵ)로 변환하여 구하였다⁽¹²⁾.

$$\tau = M(3+p+q)/2\pi r^3 \quad (1)$$

$$\gamma = 2\pi rN/L \quad (2)$$

$$\sigma = \sqrt{3}\tau, \quad \epsilon = \gamma/\sqrt{3} \quad (3)$$

여기에서 τ 와 γ 는 각각 전단응력과 전단변형률이며 M은 토크(torque), p는 가공경화율(work hardening rate), q는 변형속도민감도 (strain rate sensitivity)이고 r과 L은 각각 시편의 반경과 길이, N은 회전수이다. 최대 응력 (σ_p)과 정상상태 응력 (σ_{ss}), 최대 변형량 (ϵ_p) 및 정상상태 변형량 (ϵ_{ss})은 유동 응력곡선상에 나타난 값을 이용하였다. 미세 조직의 관찰은 미세 연마 후 15 mlHCl-10mlHNO₃-10ml아세트산 혼합액으로 부식하여 광학 현미경과 영상 분석기를 이용하였다.

3. 실험 결과

3.1 동적 재결정 분율과 평균 결정립 크기 예측

고온에서의 소성변형 중 발생하는 연화기구인 동적 재결정은 최대 변형량 보다 작은 임계 변형량 (ϵ_c)에 도달했을 때 변형된 미세 조직과 결정립계 등에서 빠르게 핵 생성되어 성장하는데 Fig. 1에 나타난 것처럼 동적 재결정에 의한 미세 조직의 변화는 유동 응력의 감소를 초래하며 유동 응력은 동적 재결정립의 크기가 더 이상 변화하지 않는 정상 상태 변형량에 이를 때까지 계속 감소하게 된다^(7,13~14). 이처럼 변형 중 유동 응력의 변화는 미세 조직의 변화에 의존하여 변화하므로 미세 조직의 변화는 유동 응력곡선의 변화를 통해 예측할 수 있었다. 동적 재결정이 발생하기 시작하는 임계 변형량은 Fig. 2에 보인 유동 응력의 변화에 따른 가공경화율 (work hardening rate, $d\sigma/d\epsilon$)의 변화로부터 예측할 수 있었다. 변형 초기에 높은 값을 보이는 가공경화율은 동적 회복으로 서서히 감소하다가 변곡점을 보인 후에 급격하게 감소하는데 계속되는 변형으로 최대 응력 (σ_p)에 도

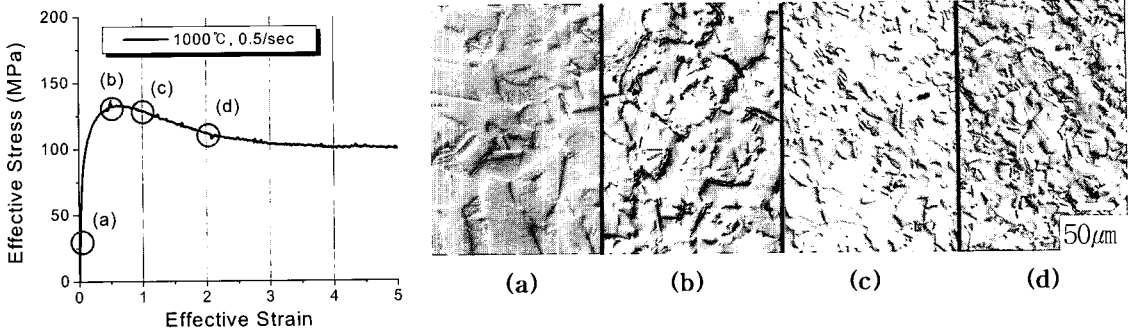


Fig. 1 Representative flow curves and evolution of microstructures of 304 stainless steel at 1000 °C and 0.5s⁻¹ (a) before deformation, (b) 50% deformed (c) 100% deformed (d) 200% deformed

달하게 되면 '0'의 값을 갖게 된다. 이 때의 변곡점은 가공경화율의 응력에 대한 2차 미분값이 '0'이 되는 곳으로 유동 응력곡선 상에서 이 지점의 응력값에 상응하는 변형률값을 임계 변형률 (ϵ_c)이라고 한다. 동적 재결정 핵의 발생은 가공경화에 의해 심하게 엉킨 전위조직이 동적 회복에 의해 아결정립(subgrain)을 형성한 후 아결정립의 밀도가 임계수준에 도달했을 때 발생하는 것으로 알려져 있다.^(7,12~14) 따라서, 임계 변형률은 전위밀도와 아결정립의 밀도에 영향을 미치는 변형온도와 변형속도에 크게 의존하며 전위 및 아결정립의 밀도가 감소하기 시작하여 가공경화율이 급격하게 감소하기 시작하는 변곡점을 동적 재결정의 핵이 발생하는 임계 변형률으로 결정하였다. 임계 변형률은 변형온도가 증가할수록 변형속도가 감소할수록 작아졌으며 이는 최대 변형률 (ϵ_p)이 변형조건에 대해 보이는 경향과 같은 것으로 304 스테인리스강의 경우 임계 변형률을 최대 변형률의 약 0.73배의 값으로 결정할 수 있었으며 이는 오스테나이트계 스테인리스강에 대해 얻어진 다른 연구자들의 결과와 같은 경향을 보이는 것이었다.⁽¹⁵⁾

또한 최대 변형률이 변형조건에 대해 보이는 변화를 이용하여 임계 변형률을 변형조건에 대해 식 (5)로 정의할 수 있었다. 이와 유사하게 유효 변형률에 따른 가공경화율의 변화를 이용하여 연화속도가 최대일 때의 변형률 (ϵ^*)을 결정할 수 있었다. 가공경화율은 최대 변형률 이후에 음의 값을 보이는데 이 때의 가공경화율은 변형률의 증가에 따른 응력의 감소정도를 의미하므로 연화속도로 고려할 수 있다. 연화속도는 점점 증가하다가 최대값을 보인 후 감소하기 시작해서 정상상태 변형률에 이르러서 '0'의 값을 갖게 된다. 연화속도가 최대일 때의 변형률은 Fig. 3에 보인 것처럼 최대 변형률 이후에 음의 값을 갖는 가공경화율이 최소값을 나타낼 때의 변형률으로 변형속도가 증가할수록 변형온도가 감소할수록 증가하였다. 이처럼 임계 변형률과 연화속도가 최대일 때의 변형률은 주어진 변형조건에 대한 상대적인 동적 연화과정의 난이도와 속도를 파악할 수 있는 유용한 자료라 할 수 있다. 예를 들어, 동적 재결정이 1100 °C, 0.05s⁻¹의 고온과 저변형속도의 조건에서 0.35 정도의 작은 변형률로도 쉽게 발생할 수 있으며 0.6의 변형률에서 최대 연화속도를 보이지만 900 °C, 5s⁻¹의 저온 고변형속도의 조건에서는 동적 재결정을 발생시키기 위해서는 0.8 이상의 변형률이 필요하며 최대 연화속도를 위한 변형률도 1.2로 동적 재결정이 매우 느리게 진행한다는 것을 알 수 있다. 이처럼 고온변형 중 유동 응력의 변화는 동적

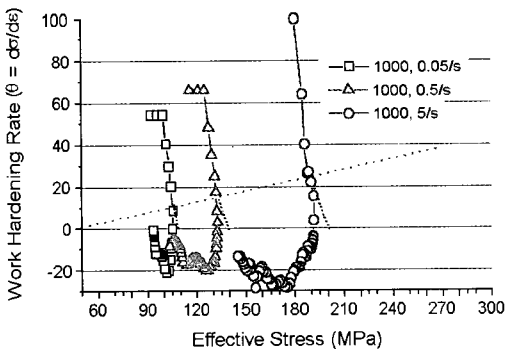


Fig. 2 Work hardening rate - effective stress curves to determine the critical strain for 304 stainless steel

재결정에 의해 지배받게 되는데 동적 재결정에 의한 미

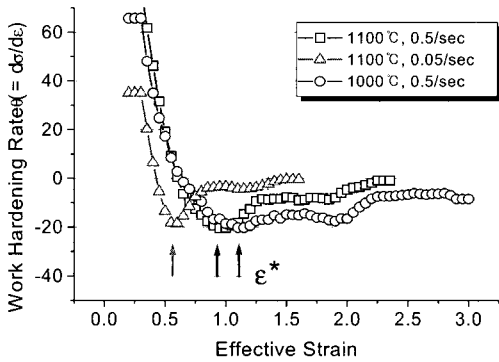


Fig. 3 Work hardening rate - effective strain curves to determine the strain for maximum softening rate

세 조직의 변화, 동적 재결정 분율 (X_{DRX})은 유동 응력의 변화 과정으로 판단할 때 다음의 Avrami's equation⁽¹⁶⁾의 형태로 예측할 수 있었다.

$$X_{DRX} = 1 - \exp[-((\epsilon - \epsilon_c) / \epsilon^*)^{m'}] \quad (4)$$

이 식에서 ϵ_c 와 ϵ^* 는 각각 임계 변형량 (critical strain)과 연화속도가 최대일 때의 변형량이며 m' 은 Avrami 지수로 모두 Zener-Hollomon parameter ($\dot{\epsilon} \exp(Q/RT) = A \sinh(\alpha \sigma_p)^n$)를 이용하여 무차원 상수, Z/A 의 함수로 표현할 수 있었다^(13,14,1-20).

Fig. 4 a, b, c와 다음의 식(5), (6), (7)에 각각 ϵ_c , ϵ^* 그리고 m' 과 Z/A 의 관계를 나타내었다.

$$\epsilon_c = 0.27 (Z/A)^{0.0115} \quad (5)$$

$$\epsilon^* = 0.61 (Z/A)^{0.007} \quad (6)$$

$$m' = 2.07 (Z/A)^{0.0124} \quad (7)$$

Avrami 지수, m' 은 일반적으로 각각의 변형조건에 대해 구한 상수값들의 평균값을 사용하고 있지만 본 실험에서는 예측의 정확도를 향상시키기 위해 변형속도와 변형온도의 함수로 고려하였으며 온도가 증가할수록 변형속도가 감소할수록 감소하였다.

식 (5)~(7)의 R값 (correlation coefficient)은 각각 0.8852, 0.8104, -0.9366이었으며 지수 값들은 비교적 작은 값을 나타내었는데 이는 Fig. 4에 보인 것처럼 Z/A 값이 상대적으로 주어진 변형조건 범위에 대해 최소 9×10^9 에서 최대 8×10^{13} 까지 매우 큰 변화를 보이기 때문으로 판단된다. Fig. 5에 여러 가지 변형조건에 대한 동적 재결정 분율의 변화를 나타내었다. 동적 재결정 분율은 최대 변형량 이후에 급격

하게 증가하였으며 약 80% 이후에는 매우 완만하게 증가하다가 정상 상태 변형량에서 거의 일정한 값을 보였다. 동적 재결정이 완료되는 정상 상태 변형량 이후의 결정립 크기 (D_{DRX})는 변형량이 증가해도 더 이상 변화하지 않으므로 변형량에 무관하였으며 Fig. 6에 보인 미세 조직의 관찰 결과 변형 조건인 변형온도와 변형속도에 따라 달라졌는데 이를 식(8)로 나타낼 수 있었다.

$$D_{DRX} = 67.8 (Z/A)^{0.017} \quad (8)$$

이처럼 동적 재결정립의 크기를 변형조건에 대해 단순히 표현하는 것은 기존의 많은 연구자들도 제시한 방법으로 열간 압연과 단조 등의 실제 가공 공정에서의 미

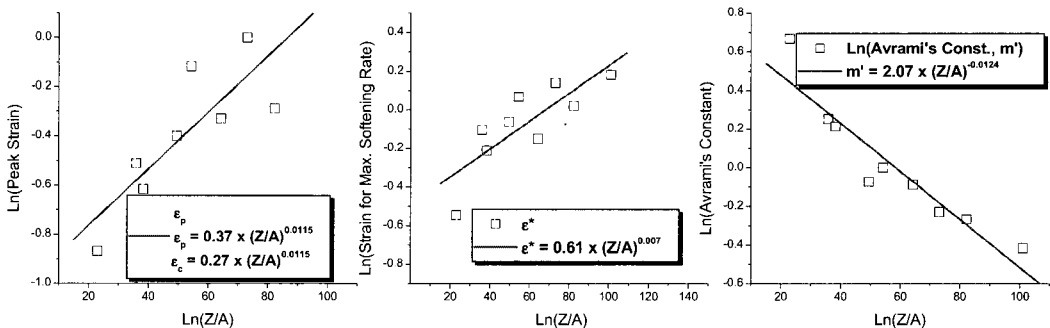


Fig. 4 Relationships between dimensionless parameter, Z/A and (a) critical strain (ϵ_c), (b) strain for maximum softening rate (ϵ^*), and (c) Avrami's constant (m')

세 조직변화를 변형조건만으로도 평가할 수 있어서 매우 중요하다고 하겠다^(6,8,12). Fig. 7에 식 (4)와 (8)을 이용하여 1000°C, 0.5s⁻¹의 변형조건에 대해 계산한 동적 재결정 분율과 평균 결정립 크기의 변형량에 따른 변화를 실험 값과 함께 나타내었다. 평균 결정립 크기는 Fig. 1에 보인 미세 조직의 관찰 후 구한 값과 거의 같은 결과를 보였다.

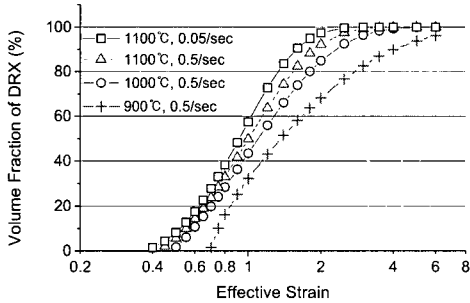


Fig. 5 Volume fraction of DRX at the various deformation conditions

이처럼 동적 재결정 분율의 측정은 유동 응력곡선의 변화를 이용하여 평가하거나 미세 조직의 관찰을 이용하여 직접 측정하는 방법이 있지만 변형 중 상변태나 석출물, 제 2상 입자 등의 발생이 없는 오스테나이트계 스테인리스강의 경우에는 미세 조직의 관찰을 이용하는 것보다 유동응력의 변화를 이용하여 재결정 분율을 평가하는 것이 바람직하다고 하겠다.

3.2 유동 응력 예측

고온 변형시 유동 응력은 Fig. 1에 보인 것처럼 변형 초기에 가공경화와 동적 회복에 의해 변화하며 임계 변형량 이후에는 동적 재결정에 의해 변화하게 된다. 따라서 유동 응력은 임계 변형량을 기준으로 다른 정량식들로 표현해야 하며 특히, 임계 변형량 이후의 유동 응력은 동적 재결정 분율에 의존하므로 동적 재결정 분율의 변화를 이용하여 표현되어야 한다. 따라서 일정한 변형 온도, 변형속도에서의 유동 응력의 변형량에 따른 변화는 식(9)~(12)에 보인 것처럼 가공경화 (work hardening, WH)와 동적 회복 (dynamic recovery, DRV)의 영역과 동적 재결정 (dynamic recrystallization, DRX)의 영역으로 구분하여 예측할 수 있었다^(17~20)

$$\sigma_{(WH+DRV)} = B_1 [1 - \text{Exp}(-C\varepsilon)]^m \quad (9)$$

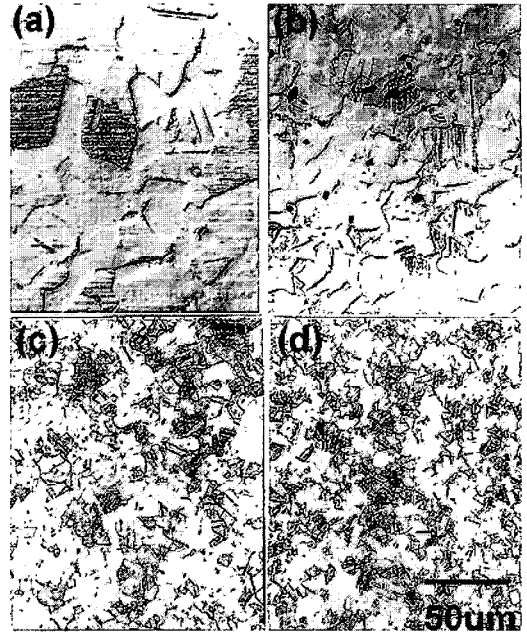


Fig. 6 Optical microstructures of dynamically recrystallized 304 stainless steel. (a)1100°C, 0.5s⁻¹, (b)1000°C, 5s⁻¹, (c)1000°C, 0.5s⁻¹, (d)900°C, 0.5s⁻¹

$$\sigma_{(DRX)} = B_2 \left[\frac{(X_{DRX} - X_{\varepsilon_p})}{(1 - X_{\varepsilon_p})} \right], \quad \varepsilon \geq \varepsilon_p \quad (10)$$

$$\sigma_{(DRX)} = 0, \quad \varepsilon \leq \varepsilon_p \quad (11)$$

$$\sigma_{(Total)} = \sigma_{(WH+DRV)} - \sigma_{(DRX)} \quad (12)$$

식 (9)는 Voce type^(6,9,20)으로 B₁은 다음과 같이 정의되며 결국 최대 응력 (σ_p)에 수렴하게 된다.

$$B_1 = \lim_{\varepsilon \rightarrow \infty} \sigma_{(WH+DRV)} \quad (13)$$

또한 식 (10)의 B₂는 다음과 같이 정의되고 식 (13)으로부터 (σ_p-σ_{ss})로 수렴하게 된다.

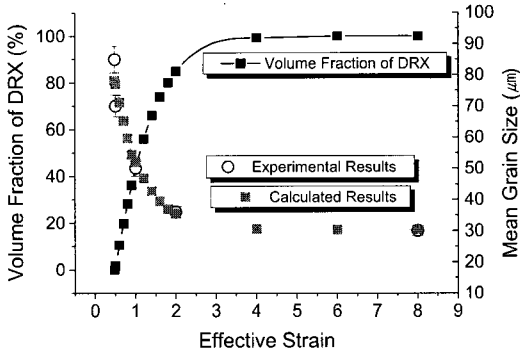


Fig. 7 Fractional softening curve of DRX and grain size at the condition of 1000°C, 0.5s⁻¹

$$B_2 = \lim_{\epsilon \rightarrow \infty} (\sigma_{(WH+DRV)} - \sigma_{ss}) \quad (14)$$

여기에서 σ_p 와 σ_{ss} 는 각각 최대 응력과 정상 상태응력이며 C와 m은 변형조건에 따라 변화하는 상수로서 m은 가공경화지수이다. 일반적으로 C가 1보다 큰 값을 가지면 $\sigma_{(WH+DRV)}$ 값이 작은 변형량에서 B₁에 도달하게 되지만 C가 1보다 작은 값을 갖게 되면 유동 응력은 변형량이 상당히 커야 B₁에 도달하게 된다. 따라서 C가 1보다 큰 값을 나타내야 가공경화와 동적 회복을 모두 표현할 수 있게 된다¹⁹⁾. 식 (10)과 (11)은 동적 재결정에 의한 유동 응력의 변화를 표현한 것으로 기존에 사용하던 식^{6,9,20)}에 비해 그 기준을 최대 변형량으로 하였지만 동적 재결정 분율 (X_{DRX})의 변화는 식 (4)에 나타난 것처럼 임계 변형량을 기준으로 설정하였기 때문에 동적 재결정의 발생에 의한 응력의 변화를 비교적 정확하게 표현할

수 있었다. 본 연구결과 Table 2에 나타난 것처럼 900~1100°C, 0.05~5s⁻¹의 변형조건에 대해 C값은 1보다 큰 6.5~12를 나타내었으며 가공경화와 동적 회복에 의한 응력 변화를 잘 나타낼 수 있었다. 가공경화지수인 m은 일반적으로 상수값으로 고려되었지만 가공변수인 온도와 변형속도에 따라 변화하였다. 따라서 C와 m은 다음에 나타난 것처럼 무차원 상수, (Z/A)로 정량화 할 수 있었다.

$$C = 9.8 (Z/A)^{0.003} \quad (15)$$

$$m = 0.49 (Z/A)^{0.005} \quad (16)$$

Table 2에 여러 가지 변형조건에 대해 계산한 ϵ_c , ϵ^* , m' , C, m, σ_p 그리고 σ_{ss} 를 나타내었으며 Fig. 8에는 1000°C, 0.5s⁻¹의 변형조건에 대해 식 (9)~(12)에 의한 유동 응력의 변화를 보였다. 전체적인 유동응력의 변화 ($\sigma_{(Total)}$)를 식 (12)의 형태로 표현하는 것은 열간 변형 중 미세 조직 변화의 주된 원인인 동적 재결정을 응력 예측에 적용하는 가장 일반적인 방법으로 가공 변수인 온도, 변형속도, 변형량 만으로 쉽게 응력 예측이 가능하다는 점에서 많이 이용되고 있다^{6,9,20)}. Fig. 8에서 일정한 온도와 일정한 변형속도에 대해 변형량의 변화에 따른 유동 응력곡선의 변화가 가공경화와 동적 회복에 의한 응력 변화와 동적 재결정에 의한 응력 변화로 각각 잘 표현되는 것을 알 수 있었으며 실측 결과와도 거의 일치하였다. Fig. 9에 변형속도와 변형온도를 다르게 한 연속 변형실험으로 구한 유효 응력-유효 변형률 곡선과 계산 결과를 함께 도시하였다. 변형속도와 변형온도의 변화에 의한 유동 응력의 변화를 실측치에 가깝게 매우 정확하게 표현할 수 있었다.

Table 2 Experimental values acquired from flow curves analysis of 304 strainless steel

$\dot{\epsilon}$ (s ⁻¹)	T(°C)	σ_p (MPa)	σ_{ss} (MPa)	ϵ_p	C	m	ϵ^*	m'
0.05	1100	66.5	59	0.42	10.12	0.52	0.58	1.951
0.5	1100	99	80	0.6	8.6	0.57	0.9	1.288
5	1100	145	114	0.89	5.68	0.7	1.07	1.001
0.05	1000	105	91.5	0.54	9.54	0.61	0.81	1.239
0.5	1000	133	100	0.63	8.18	0.69	0.94	0.931
5	1000	192	130	0.92	6.38	0.71	1.15	0.796
0.05	900	170	145	0.67	9.82	0.69	0.86	0.918
0.5	900	215	156	0.69	11.86	0.79	1.02	0.765
5	900	262	180	0.96	6.44	0.8	1.2	0.661

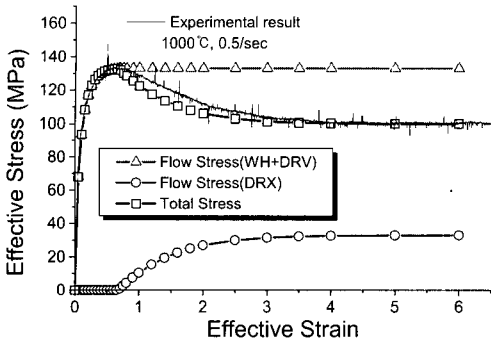


Fig. 8 Flow stress curves calculated in accordance with equation (9)~(12) at 1000 °C, 0.5s⁻¹

4. 결론

(1) 304 스테인리스 강의 고온 변형 중 변형조건에 따른 동적인 연화 정도를 임계 변형량 (ϵ_c)과 연화 속도가 최대일 때의 변형량 (ϵ^*)을 이용하여 상대적으로 평가할 수 있었다.

(2) 온 변형 중 미세 조직의 변화는 Avrami 식의 형태로 표현할 수 있었으며 임계 변형량 (ϵ_c)과 연화 속도가 최대일 때의 변형량 (ϵ^*) 그리고 Avrami 지수 (m')는 무차원 상수인 Z/A 로 표현되므로 변형량 뿐만 아니라 변형속도와 변형온도의 변화에 따른 미세 조직의 변화를 정확하게 예측할 수 있었다.

(3) 동적 재결정이 완료되는 정상상태 변형량 이후의 동적 재결정립의 크기는 변형온도가 감소할수록 변형속도가 증가할수록 감소하였는데 1000°C, 0.5s⁻¹의 변형조건에 대해 약 30 μ m로 나타났으며 다음의 식으로 정량화할 수 있었다.

$$D_{DRX} = 67.8 (Z/A)^{-0.017}$$

(4) 공정 변수인 온도 (T), 변형속도 ($\dot{\epsilon}$) 및 변형량 (ϵ)에 따라 변화하는 고온 유동응력은 가공경화와 동적 회복이 발생하는 영역과 동적 재결정이 발생하는 영역으로 구분하여 정량화 하여 예측할 수 있었으며 유동 응력 곡선을 매우 정확하게 재현할 수 있었다.

참고 문헌

(1) B. C. Ko, K. S. Park and Y. C. Yoo, 1998, "Hot Deformation Behavior of SiCp/Al2024 Composites Reinforced with Various Sizes of SiCp",

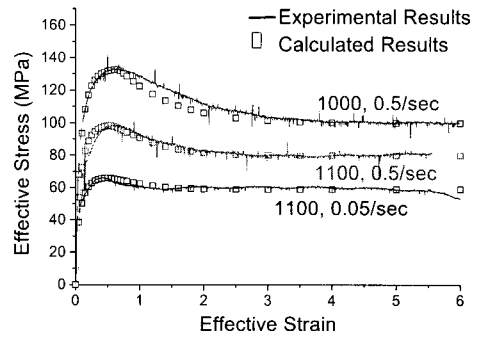


Fig. 9 Comparison of calculated and experimental flow stress at the various deformation conditions

Mater. Sci. Technol., Vol. 14, No. 8, pp. 265~269.

(2) S. H. Cho, S. I. Kim and Y. C. Yoo, 1997, "Determination of No-Recrystallization Temperature of Invar Alloy by Fractional Softening Measurement during the Multistage Deformation", J. of Mater. Sci. Lett., Vol. 16, pp. 1836~1837.

(3) B. C. Ko and Y. C. Yoo, 1998, "Hot Deformation Behavior of AA2124 Composites Reinforced with Both Particles and Whiskers of SiC", Comp. Sci. and Technol., Vol. 58, pp. 479~485.

(4) S. H. Cho, Y. S. Kim and Y. C. Yoo, 1998, "Metadynamic Recrystallization of AISI 304 Stainless Steel", The 3rd Pacific Rim Int. Conf. on Advanced Materials and Processing (PRICM-3), Vol. 1, pp. 49~57.

(5) T. Sakai and M. Ohashi, 1990, "Dislocation Substructures Developed during Dynamic Recrystallization in Polycrystalline Nickel", Mater. Sci. and Technol., Vol. 6, pp. 1251~1257.

(6) C. M. Sellars, 1990, "Modelling Microstructural Development during Hot Rolling", Mater. Sci. Technol., Vol. 6, pp. 1072~1081.

(7) C. Roucoules, P. D. Hodgson, S. Yue and J. J. Jonas, 1994, "Softening and Microstructural Change Following the Dynamic Recrystallization of Austenite", Metall. and Mater. Trans. A, Vol. 25, pp. 389~400.

(8) J. M. Cabrera, A. A. Omar, J. J. Jonas and J. M. Prado, 1997, "Modeling the Flow Behavior of a Medium Carbon Microalloyed Steel Under Hot Working Conditions", Metal. and Mater. Trans. A.

- Vol. 28, pp. 2233~2244.
- (9) 조상현, 김유승, 유연철, 임성한, 오수익, 1998, "Al6061 합금의 고온변형시 변형저항 예측", 대한금속학회지, Vol. 36, No. 4, pp. 502~508.
 - (10) K. Karhausen and R. Kopp, 1992, "Model for Integrated Process and Microstructure Simulation: Hot Forming", Steel Research, Vol. 63, No. 6, pp. 247~256.
 - (11) J. H. Beynon and C. M. Sellars, 1992, "Modeling Microstructure and Its Effects during Multipass Hot Rolling", ISIJ Inter. Vol. 32, No. 3, pp. 359~367.
 - (12) H. J. Mcqueen, E. Evangelista, N. Jin and M. E. Kassner, 1995, "Energy Dissipation Efficiency in Aluminum Dependent on Monotonic Flow Curves and Dynamic Recovery", Metall. and Mater. Trans. A, Vol. 26, pp. 1757~1766.
 - (13) S. H. Cho, S. I. Kim and Y. C. Yoo, 1998, "The Effect of Deformation Variables on Hot Workability of Austenite Stainless Steel", Metals and Materials, Vol. 4, No. 4, pp. 732~736.
 - (14) 조상현, 김성일, 유연철, 노광섭, 이경중, 권오준, 1997, "304 오스테나이트계 스테인리스강의 고온연화", 대한금속학회지, Vol. 35, No. 6, pp. 681~688.
 - (15) N. D. Ryan, H. J. Mcqueen and E. Evangelista, 1986, "Dynamic Recrystallization in Austenitic Stainless Steel", Proc. of the 7th RisØ Inter. Sympto. on Metall. and Mater. Sci., pp. 527~534.
 - (16) M. Avrami, J. Chem. Phys., 1939, Vol. 7, p. 1103.
 - (17) S. F. Medina and C. A. Hernandez, 1996, "General Expression of the Zener-Hollomon Parameter as a Function of the Chemical Composition of Low Alloy and Microalloyed Steels", Acta Mater., Vol. 44, No. 1, pp. 137~148.
 - (18) S. F. Medina and C. A. Hernandez, 1996, "The Influence of Chemical Composition on the Peak Strain of Deformed Austenite in Low Alloy and Microalloyed Steels", Acta Mater., Vol. 44, No. 1, pp. 149~154.
 - (19) S. F. Medina and C. A. Hernandez, 1996, "Modelling Austenite Flow Curves in Low Alloy and Microalloyed Steels", Acta Mater., Vol. 44, No. 1, pp. 155~163.
 - (20) S. F. Medina and C. A. Hernandez, 1996, "Modelling of the Dynamic Recrystallization of Austenite in Low Alloy and Microalloyed Steels", Acta Mater., Vol. 44, No. 1, pp. 165~171.