

STS 430의 고온변형 특성에 관한 연구

김성일* · 조범호* · 한형기* · 유연철*

High Temperature Deformation Characteristics of STS 430

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

Abstract

The dynamic softening behavior of type 430 ferritic stainless steel could be characterized by the hot torsion test in the temperature range of 900 - 1100°C and the strain rate range of 0.05 - 5/sec. It is found that the continuous dynamic recrystallization (CDRX) was a major dynamic softening mechanism. The effects of process variables, strain (ϵ), strain rate ($\dot{\epsilon}$), and temperature (T) on CDRX could be individually established from the analysis of flow stress curves and microstructure. The effect of CDRX increased with increasing strain rate and decreasing temperature in continuous deformation. The multipass deformation processes were performed with 10 pass deformations. The CDRX effect occurred in multipass deformation. The grain refinement could be achieved from multipass deformation. The grain refinement increased with increasing strain rate and decreasing temperature. Also, the CDRX in multipass deformation was affected by interpass time and pass strain. The total strain was to be found key parameter to occur CDRX.

Key Words : Dynamic Softening, Ferritic Stainless Steel, Continuous Dynamic Recrystallization(CDRX), Multipass Deformation

1. 서 론

페라이트계 스테인리스강은 열간 압연 중에 인접한 조대한 결정립들이 {001}<011>의 집합조직으로 형성되어 나타나는 압연결합인 ridging 현상이 발생하는 문제점이

있다. 이와 같은 압연결합은 그 형성기구가 명확히 규명되지는 않았지만 최근 합금성분의 제어와 주조조직의 제어 등을 통해 ridging 현상을 억제하려는 연구들이 많이 진행되고 있다^(1,2). 그러나 ridging 현상의 가장 큰 원인은 변형중 조대한 결정립이 동적 및 정적 연화기구들에

* 인하대학교 재료공학부

의해 미세화되지 않기 때문에 나타난다고 할 수 있다. 이는 페라이트계 스테인리스강의 적층결합에너지가 오스테나이트계 스테인리스강의 경우에 비해 매우 높은 값을 보여 변형 중 동적 재결정이 발생하기 어렵기 때문이다. 따라서 본 연구에서는 대표적인 페라이트계 스테인리스강인 STS430을 연속변형 시험하여 구한 유동응력 곡선과 미세 조직을 분석하여 고온 연화기구가 연속동적재결정(continuous dynamic recrystallization, CDRX)임을 규명하고 연속동적 재결정을 이용하여 결정립을 미세화시킬 수 있는 열간 변형 공정을 설정하고자 하였다. 특히, 연속 변형의 결과를 다단 변형에 적용하여 실제 다단압연 공정에 대한 적용 가능성을 알아보하고자 하였다.

2. 실험 방법

실험에 사용한 시료는 상용 STS 430 봉재로 화학조성은 Fe-0.02wt.%C-16.5wt.%Cr 이었다. 시험편은 직경 10mm×표점거리 20mm로 절삭가공한 고체형 비틀림 시험편을 사용하였다. 연속 및 다단 변형시험은 변형속도 $5.0 \times 10^{-2} \sim 5.0 \times 10^0$ /sec, 변형온도 900 ~ 1100°C의 범위에서 하였는데 승온속도를 1°C/sec로 하여 1100°C에서 30분 유지한 후 각각의 변형온도에서 10분간 유지한 후 변형하였다. 변형 전 초기 결정립 크기는 약 400 μ m로 매우 조대하였다. 다단변형 공정의 모의실험은 500%의 총변형량을 900, 1000, 1100°C의 일정한 온도와 0.05, 0.5, 5/sec의 일정한 변형속도 및 50%의 일정한 패스변형량으로 변형하여 다단변형 중 가공변수의 영향을 파악하고자 하였다. 열간 변형에 의한 조직변화를 관찰하기 위해 미세 연마하여 에칭한 후 광학현미경과 TEM, EBSD를 이용하였다.

3. 실험 결과

3.1 연속 동적 재결정 (CDRX)

고온 변형 시 STS 430의 유동 응력곡선은 Fig. 1에 나타낸 것처럼 변형량이 증가함에 따라 급격히 증가한 후 서서히 감소하는 형태를 나타내었다. 이 같은 유동 응력곡선은 동적 재결정이 주된 연화기구가 오스테나이트계 스테인리스강이나 탄소강의 경우와는 달리 정상상태응력(steady state stress)을 보이지 않았다. 이는 변형 중에 연속적으로 결정립의 크기가 변화하기 때문으로 Fig. 2(a) - (d)에 보인 변형량에 따른 미세 조직의 변화를 광학 현미경으로 관찰한 결과로부터 쉽게 알 수 있었다. 변형 전의 결정립 크기가 약 400 μ m로 매

우 조대하여 변형 시 발생한 아결정립(subgrain)이 쉽게 관찰되었으며 아결정립은 그 크기와 분포가 변형량이 증가함에 따라 증가하였다.

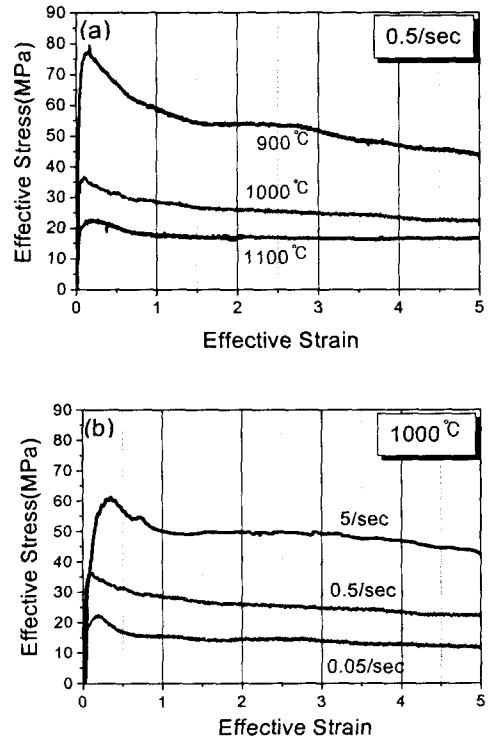


Fig. 1 Representative flow curves of STS 430 stainless steel obtained under (a) various temperatures at 0.5/sec strain rate and (b) various strain rates at 1000°C

그러나 변형량이 매우 클 경우에는 Fig. 2(d)-(h)에 보인 것처럼 결정립 내부의 아결정립들이 광학현미경으로 거의 관찰되지 않으며 결정립의 크기가 초기 결정립에 비해 매우 미세하게 변화하였다. 이와 같은 결정립의 미세화는 EBSD 관찰 결과 변형초기에 소각각입계(low angle grain boundary)로 구성되어 있었던 아결정립들이 변형량이 증가함에 따라 점점 대각각입계(high angle grain boundary)로 발달하는 과정에서 언어졌음을 알 수 있었다. 변형량의 증가에 의한 결정립계의 발달은 연속 동적 재결정(continuous dynamic recrystallization)으로 설명할 수 있는데 비교적 높은 적층결합에너지(stacking fault energy, SFE)를 갖는 Al합금에서 주로 나타나는 것으로 보고되고 있다⁽⁵⁻⁶⁾.

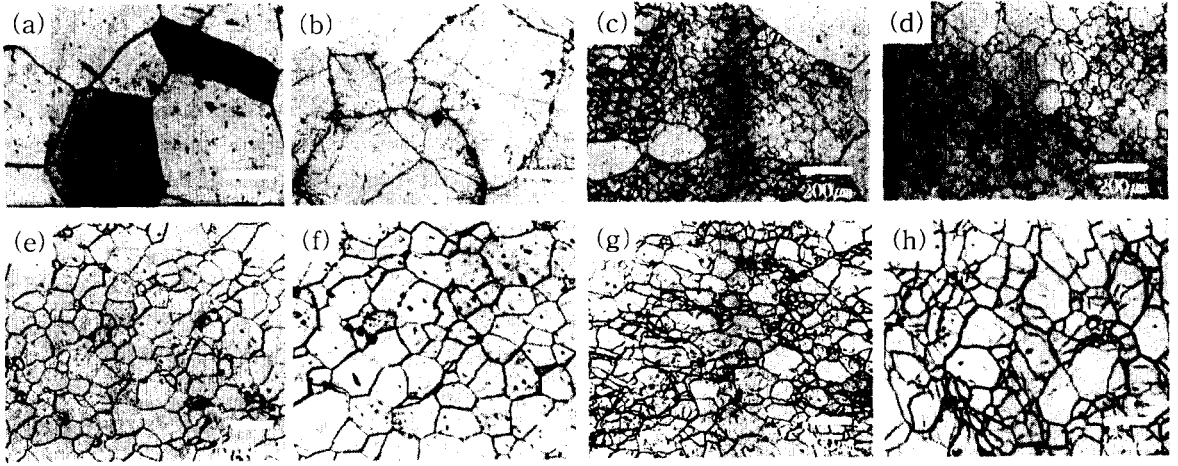


Fig. 2 The microstructural evolution deformed at the several conditions. (a) as-received, (b) 10% deformed at 1000°C and 0.5/sec, (c) 150% deformed at 1000°C and 0.5/sec, (d) 500% deformed at 1000°C and 0.5/sec, (e) 500% deformed at 900°C and 5/sec, (f) 500% deformed at 1000°C and 5/sec, (g) 500% deformed at 1000°C and 0.05/sec, and (h) 500% deformed at 1100°C and 0.05/sec

이 같은 연속 동적재결정의 주된 특징은 변형이 진행됨에 따라 전위의 연속적인 반응과 생성으로 형성된 소경각입계로 이루어진 아결정립들이 다른 아결정립과 결합하며 결정립계의 불일치도가 점점 증가하여 대경각입계로 발달하게 된다는 것이다. 이는 본 연구결과와 일치하는 것으로 연속 동적재결정은 변형온도와 변형속도에 대해서도 크게 영향을 받아 변화하였다. Fig. 2 (e)-(h)에 보인 것처럼 변형온도가 감소할수록, 변형속도가 증가할수록 연속 동적재결정립은 작아졌다. 또한 전체적인 유동응력은 변형온도가 감소하고 변형속도가 증가함에 따라 증가하였는데 이는 연속 동적재결정이 전위형성과 관련이 있기 때문으로 판단되었다. 따라서, 큰 변형량으로 비교적 저온 고변형속도 조건에서 변형하면 연속 동적재

결정을 이용하여 페라이트계 스테인리스강의 결정립을 미세화 시킬 수 있을 것으로 기대되었다.

3.2 다단변형과 연속 동적 재결정

Fig. 3에 STS 430 강재에 대하여 일정한 온도와 일정한 변형속도에서 10패스로 다단 변형 (multipass deformation)하여 얻은 유동 응력곡선들을 나타내었다. 각각의 유동 응력곡선들은 총 변형량 500%의 변형에 대한 것으로 가공변수인 변형속도, 변형온도 및 유지시간을 달리하여 가공변수의 영향을 분석하였다. 유동 응력곡선의 전체적인 형태는 연속변형으로 얻어진 유동 응력곡선과 유사하였는데 이는 연속 동적재결정이 다단변형에서도 발생할 수 있음을 단적으로 보여주는 결과이다.

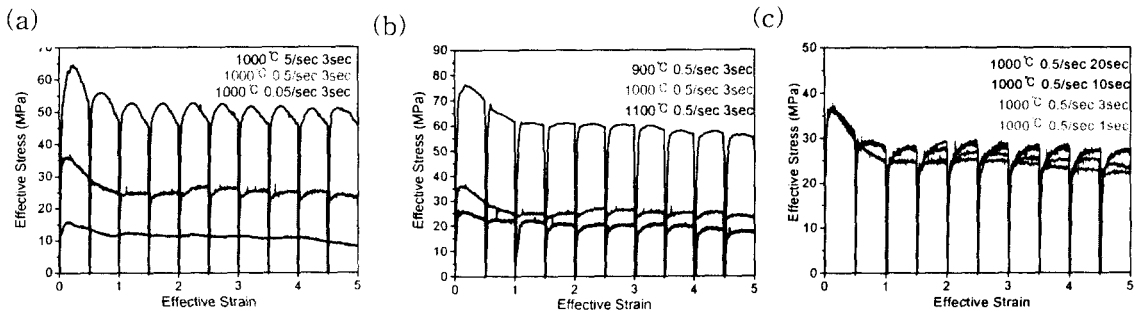


Fig. 3 Flow stress curves obtained from multipass deformation (a) the effect of strain rate, (b) the effect of temperature, and (c) the effect of interpass time

참 고 문 헌

이와 같은 다단변형에서의 연속 동적재결정 효과는 변형 중 축적된 변형 에너지 (strain energy)가 패스와 패스사이의 유지시간 동안에 소모되지 못하고 다음 패스변형에 영향을 미치기 때문으로 판단되었다. Fig. 3(a)에 나타난 다단변형거동에 미치는 변형속도의 영향은 전체적인 유동응력의 변화에도 잘 나타나는데 변형속도가 증가할수록 최대응력값과 마지막 패스의 응력값의 차이가 커졌으며 이는 형성된 연속 동적 재결정립의 크기가 변형속도가 클수록 더 작아진다는 것을 의미한다. 이와 같은 응력값과 결정립의 변화는 변형온도에 대해 더욱 민감하였다. Fig. 1(a)에 나타난 연속변형에서의 유동 응력곡선과 Fig. 3(b)에 나타난 다단변형에서의 유동 응력곡선으로부터 변형온도가 1000°C에서 900°C로 감소할 때 전체적인 응력 수준의 변화가 약 35MPa로 매우 크게 증가하는 것을 알 수 있었으며 그 결과 미세 조직에서의 결정립 크기 역시 크게 변화하게 된다. 이 같은 결과는 Fig. 2(e)와 (h)에 보인 것처럼 다른 변형속도 조건에서도 동일하게 나타났다. 따라서 결정립 미세화를 위한 페라이트계 스테인리스강의 다단변형은 1000°C이하의 온도에서 하는 것이 유리할 것으로 판단되었다. 연속 동적재결정에 미치는 변형속도 및 변형온도의 영향을 고려할 때 다단변형에서의 연속 동적재결정 효과는 변형에너지의 축적이 중요하므로 유지시간이 짧을수록 효과적일 것으로 판단되었으며 이는 Fig. 3(c)의 응력곡선으로 증명할 수 있었다. 유지시간이 1초에서 20초로 증가함에 따라서 각 패스에서의 유동 응력곡선은 그 기울기가 감소하였으며 다단변형 후반기의 응력값은 증가하였다. 이와 같은 결과는 결정립의 크기가 유지시간이 짧을수록 미세해지는 것을 의미하는 것으로 변형온도가 낮고 변형속도가 빠를수록 그 효과는 증가할 것으로 판단되었다. 따라서 총 변형량을 연속 동적재결정이 발생할 수 있도록 충분히 큰 변형량으로 설정하여 낮은 변형온도, 빠른 변형속도 및 짧은 유지시간으로 다단변형공정을 설정하면 미세한 결정립을 얻을 수 있을 것으로 판단되었으며 이로부터 열간 압연 시 발생하는 ridging 현상을 억제할 수 있을 것으로 기대되었다.

4. 결 론

대표적인 페라이트계 스테인리스강인 STS430의 고온 연화기구가 연속 동적 재결정임을 알 수 있었으며 가공 변수인 온도 (T), 변형속도 ($\dot{\epsilon}$), 유지시간(t_i) 및 변형량 (ϵ)에 따라 변화하는 연속 동적 재결정을 다단변형에 적용하여 결정립을 미세화 시킬 수 있었다.

- (1) Hiroshi. Fujimura and Shinji Tsuge, 1999, "Effect of C, Ti, Nb on recrystallization behavior after hot deformation in 16%Cr ferritic stainless steel", Inter. 3rd. Cong. Stainless Steel '99 Sci. and Mar. Vol. 2, p. 67.
- (2) Nobuhiro. Tsuji, Toyohisa Shinmiya, Yoshihiro Saito and Mineo. Muraki, 1988, "Deformation microstructure and nucleation of recrystallization in hot-deformed single crystals of 18%Cr ferritic steel", ISIJ Inter., Vol. 38, p. 380.
- (3) S.J. Hales and T.R. Mcnelley, 1988, "Microstructural evolution by continuous recrystallization in a superplastic Al-Mg alloy", Acta Metall., Vol. 36, p. 1229.
- (4) S. Gourdet, E.V. Konopleva, H.J. McQueen. and F. Montheillet, 1996, "Recrystallization during hot deformation of aluminum", Mater. Sci. Forum, Vols. 217-222, p. 441.
- (5) H. Gudmundsson, D. Brooks and J.A. Wert, 1991, "Mechanisms of continuous recrystallization in an Al-Zr-Si alloy", Acta Metall. Mater, Vol. 39, p. 19.
- (6) T.G. Nieh, L.M. Hsiung, J. Wadsworth and R. Kaibyshev, 1998, "High strain rate superplasticity in a continuously recrystallized Al-6%Mg-0.3%Sc alloy", Acta Mater, Vol. 46, p. 2789.
- (7) M.E. Kassner, 1989, "Large-strain deformation of aluminum single crystals at elevated temperature as a test of the geometric dynamic recrystallization concept", Metall. Trans., Vol. 20A, p. 2182.