

# AA5083 합금의 고온유동응력 및 연신율에 미치는 압연온도와 패스변형량의 영향

고병철\* · 박도현\* · 유연철\*  
(1998년 11월 24일 접수)

## The Effects of Pass Strain and Rolling Temperature on Flow Stress and Flow Strain of AA5083 Alloy

Byung-Chul Ko, Do-Hyun Park and Yeon-Chul Yoo

### Abstract

Different pass strains and rolling temperatures were applied to understand the effects of pass strain and rolling temperature on flow stress and flow strain of AA5083 alloy. The specimens were prepared by conventional casting process followed by hot rolling. Hot torsion tests were conducted at temperature ranges of 350 to 520 °C under a strain rate of 1.0/sec. During the process, hot-restoration mechanisms, dynamic recovery(DRV) or dynamic recrystallization(DRX), of the AA5083 alloy were analyzed from the flow curves and deformed microstructures. It was found that while the rolling strain per pass and rolling temperature have little effect on the flow stress, they have significant effect on the failure strain. The DRV was responsible for the hot restoration mechanism of the hot-rolled specimen. Heavily elongated grains and small subgrains containing dislocations were obtained during the hot deformation. This was due to the presence of Al<sub>6</sub>Mn precipitate in the alloy.

**Key Words** : Pass Strain, Rolling Temperature, Flow Stress, Flow Strain, Dynamic Recovery, Dynamic Recrystallization

### 1. 서 론

현재까지도 국내외에서 Al 합금을 비롯한 기존 금속재료의 고온변형시 동적재결정(dynamic recrystallization, DRX) 및 동적회복(dynamic recovery, DRV)의 고온연화특성을 이용하여 동적변형조직을 제어하여 재료의 압연변형 특성을 향상시키는 물론 우수한 기계적 성질을 갖도록 하는 고온 변형조건에 대한 연구나 압연판재의

성형성을 향상시키기 위해 집합조직을 제어하는 연구 또는 가공열처리 공정(thermomechanical processing) 등에 대한 연구가 계속 현재 진행 중에 있다.<sup>(1, 2, 3)</sup> 주지하는 바와 같이, Al 합금은 주로 주조법이나 분말법으로 벌크화하여 구조용재료로 사용하고 있는 데, 두 경우 모두 원하는 형상의 소성가공제품을 얻으려면 인발·단조·압연 등의 2 차적인 후속 소성가공공정을 필요로 하게 된다.<sup>(4)</sup> 이때, 변형량·변형속도·변형온도 등의 차이에 따라 발

\* 인하대학교 금속공학과

생하는 DRX, DRV 등의 동적연화특성이나 변형과 변형 사이의 단속시간(interruption time) 동안에 발생하는 정적재결정(static recrystallization, SRX), 정적회복(static recovery, SRV) 또는 초기 변형량이 DRX 발생에 필요한 임계변형량을 넘는 변형량을 주는 경우에 발생하는 준동적재결정(metadynamic recrystallization, MDRX) 등의 정적연화특성을 적절히 이용하면 결정립은 물론 결정립내에 전위밀도·아결정립 등을 제어할 수 있으므로 소성변형후 재료의 기계적 특성을 수십 % 정도 향상시킬 수 있을 뿐만아니라 앞서 언급한 공정변수들간의 상관관계를 구성방정식으로 정량화하고 이를 조직변화와 관련시키면 압연이나 단조시에 압하력 또는 단조하중을 예측할 수 있으므로 실제 산업현장에 적용할 수 있는 대단히 유용한 기술이라 할 수 있다.<sup>(5-7)</sup>

지금까지는 Al 합금의 기계적 특성을 향상시키기 위해서 주로 합금조성이나 열처리 공정 등을 변화시켜왔으며 고온소성가공 공정을 제어하여 금속재료의 기계적 특성을 향상시키려는 연구는 적었다. 따라서 본 연구에서는 지난 연구결과<sup>(6)</sup> 즉 Al-Mg-Mn 합금계의 고온변형 특성을 비틀림 시험으로 정량화하여 얻은 최적의 변형조건을 토대로 하여 실제 이를 압연공정에 적용하였을 경우에 이 재료의 유동응력 및 파괴변형률이 압연온도 및 패스 변형량의 조합에 따라 어떻게 달라지는지를 알아보고자 한다. 즉, 전보<sup>(6)</sup>의 비틀림시험에 의한 모의실험 결과와 실제 압연변형으로부터 얻은 유동응력 및 파괴변형률의 결과를 비교·분석함으로써 궁극적으로는 이 재료의 열간 변형특성을 향상시킬 수 있는 최적의 변형조건을 제시하고자 한다.

## 2. 실험방법

지난 연구<sup>(6)</sup>에서 Al-Mg-Mn 합금계의 고온변형시 유동응력 및 연신율 특성에 미치는 패스변형량( $\epsilon$ ) 및 압연온도(T)의 영향을 알아보기 위하여 일정 변형속도에서 변형

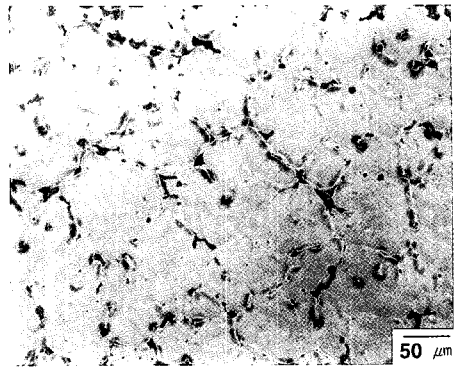


Fig. 1 Optical microstructure of as-casted AA 5083 alloy ingot

온도를 달리하여 비틀림 모의시험한 결과를 토대로 하여, 이번 연구에서는 본 연구실에서 보유하고 있는 열간압연기를 사용하여 열간압연 시험을 하였다. 우선, 비틀림 시험을 위한 시편은 (주)롯데 알루미늄에서 구입한 AA5083 압연 판재를 사용하였으며, 열간압연변형에 사용한 합금은 본 연구실에서 직접 주조한 잉곳트(초기 결정립 크기  $\sim 80 \mu\text{m}$ )를 사용하였는데, 이들의 합금조성 및 초기 주조조직을 Table 1과 Fig. 1에 각각 나타내었다.

앞서 언급한 바와 같이, 비틀림 시험에 의해 얻은 파괴변형률의 결과<sup>(6)</sup>를 실제 압연변형에 적용하기 위하여 Fig. 2에 일정변형속도(0.5/sec)하에서 변형온도를 달리하여 얻은 유동응력 및 파괴변형률의 결과를 나타내었다. 그림에서 알 수 있는 바와 같이 이 재료의 유동응력은 변형온도가 증가함에 따라 감소하였고, 파괴변형률은 변형온도에 따라  $\sim 430 \text{ }^\circ\text{C}$  및  $\sim 500 \text{ }^\circ\text{C}$ 에서 최대값을 나타내었으며,  $\sim 370 \text{ }^\circ\text{C}$  및  $\sim 480 \text{ }^\circ\text{C}$ 에서는 상대적으로 낮은 값을 나타내었다. 이와같은 실험결과를 이용하여 AA 5083 합금의 열간압연시 패스변형량 및 압연온도가 재료의 유동응력 및 파괴변형률에 미치는 영향을 알아보기 위하여 Table 2에서와 같이 DRX 발생에 필요한 임계변형률<sup>(6)</sup>을 전·후가 되도록 패스변형량을 0.05, 0.1, 0.2로 달리하

Table 1 Chemical composition of AA5083 alloy

wt. %	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ti	Zn	Al
Al 5083	$\sim 0.40$	$\sim 0.35$	$\sim 0.10$	$0.40 \sim 1.0$	$4.0 \sim 4.9$	$0.05 \sim 0.25$	$\sim 0.15$	$\sim 0.25$	bal.
Al 5083 alloy sheet	0.28	0.30	0.025	0.48	2.20	0.07	0.015	0.003	bal.
this work	0.04	0.08	-	0.70	4.72	0.09	0.09	-	bal.

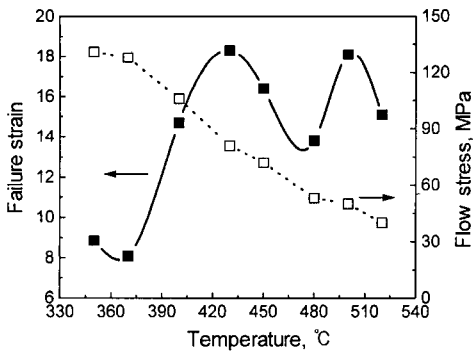


Fig. 2 Failure strain and flow stress of AA 5083 alloy sheet

였으며, 압연온도는 Fig. 2의 결과를 이용하여 파괴변형률이 높게 나타나는 430 °C와 상대적으로 이 보다 낮게 나타나는 480 °C를 선택하여 총 변형량이 40 %가 되도록 열간압연하였다. 이때, 압연시 재료의 변형속도를 일정 (0.5/sec)하게 하기 위하여 롤 회전수를 다음과 같은 식<sup>9)</sup>에 의해 패스변형량마다 롤 회전수/min 조절하여 압연하였다.

$$\dot{\epsilon} = \frac{V_r}{\sqrt{Rh_0}} \sqrt{r} \left(1 + \frac{r}{4}\right)$$

여기서,  $\dot{\epsilon}$  = 변형속도(/sec),  $V_r$ 은 압연속도(/sec),  $r$ 은 롤 지름(mm), 그리고  $h_0$ 는 잉고트 초기 두께(mm)이다.

이어서, 패스변형량과 압연온도를 달리하여 얻은 압연판재의 고온유동응력 및 파괴변형률이 어떻게 달라지는지를 알아보기 위하여 압연판재를 열처리를 하지 않고 표점거리 10 mm, 직경 7 mm의 고체형 비틀림 시편으로 제작하여 1.0/sec의 변형속도에서 변형온도(350, 370, 400, 430, 450, 480, 500, 520 °C)를 달리하여 비틀림 시험하였다.

본 연구에서는 비틀림 시험후 얻은 유동응력곡선 및 변형조직으로부터 이 재료의 유동응력·연신율 등의 기계적 특성과 DRX·DRV 등의 고온연화 기구 및 연화특성에 미치는 패스변형량과 압연온도의 영향을 구명하고자 하였다. 유효응력(effective stress)과 유효변형률(effective strain)은 비틀림 시험시 얻어진 비틀림 모멘트(M)와 비틀림 각( $\phi$ )으로부터 von Mises 항복조건<sup>10)</sup>을 이용하여 변환하였다. 압출후의 미세조직은 전해연마 [HClO<sub>4</sub>(60%) 50 ml, CH<sub>3</sub>OH(absolute) 950 ml, 스테인레스강 음극, Cell Voltage : 20~30V] 한 후 광학현미경으로, 고온변형 후의 미세조직은 투과전자현미경으로 각각 관찰하였다. 이때, 투과전자현미경 관찰을 위한 시편은 ~60  $\mu$ m까지 기계적 연마 후에 HNO<sub>3</sub> : CH<sub>3</sub>OH 를 1 : 3으로 하는 부식액에서 40 mA, -40 °C 조건하에서 전해연마(jet thinning)하였다.

### 3. 실험결과 및 고찰

#### 3.1 패스변형량 및 압연온도 차이에 따른 미세조직 특성

Fig. 3은 Table 2에 나타난 압연 스케줄에 따라 총변형량이 40 %가 되도록 열간압연하고 난 후 이를 광학현미경으로 관찰한 것으로써 열간압연 변형조건 즉 패스변형량·압연온도에 따라 변형 후 최종조직이 다를 수 있다. 즉 Fig. 3(a)에서와 같이, 압연온도를 430 °C로 하고 패스변형량을 0.05로 한 경우 즉 DRX 발생에 필요한 임계변형량 이하의 변형량을 주었을 경우에는 초기의 주조상태 결정립이 그대로 압연방향으로 연신된 형태로 나타났으나, Fig. 3(b)에서와 같이 패스변형량을 0.1로 한 경우 즉 DRX에 필요한 임계변형량 부근의 변형량에서는 압연 변형시 DRX발생으로 인하여 초기 주조조직은 사라지고 결정립이 미세해졌음을 알 수 있다. 게다가, Fig. 3(c)에서와 같이 패스변형량이 가장 큰 0.2인 경우에는 결정립

Table 2 Nomination and hot-rolling schedule of AA 5083 alloy

Nomination	Rolling Temp.	Pass Strain( $\epsilon_p$ )	Total Amount of Reduction (%)
Specimen A	430 °C	0.05	40
Specimen B	430 °C	0.1	40
Specimen C	430 °C	0.2	40
Specimen D	480 °C	0.05	40
Specimen E	480 °C	0.1	40
Specimen F	480 °C	0.2	40

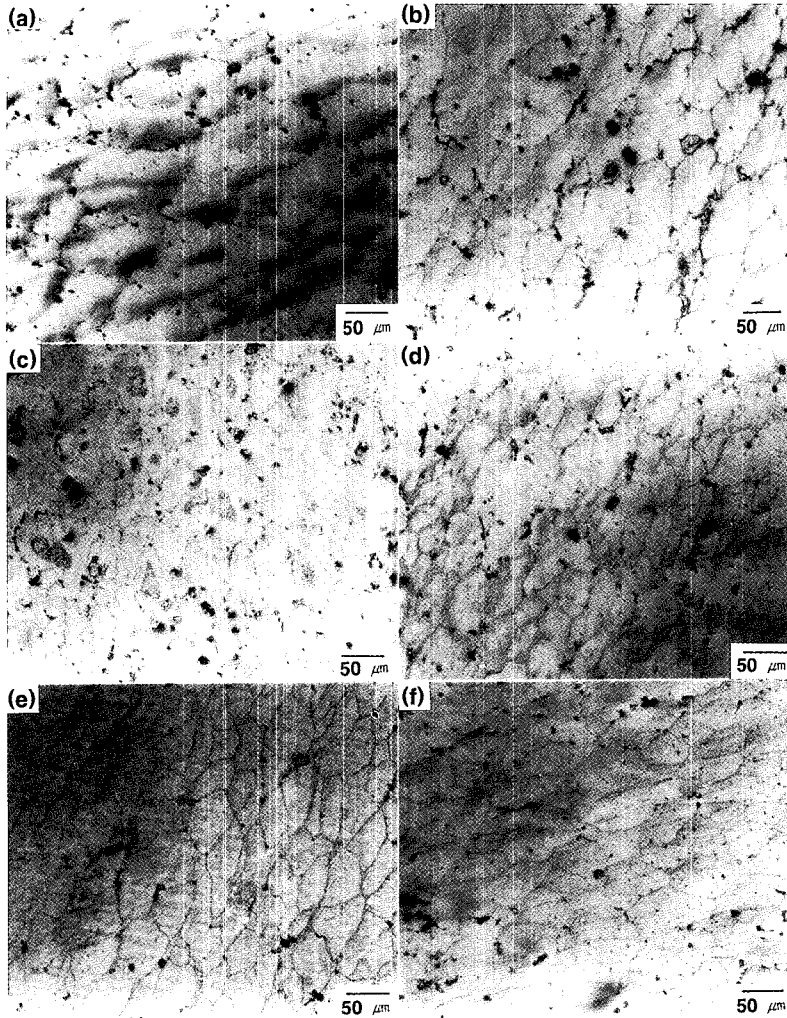


Fig. 3 Optical micrographs of the specimens (a) A, (b) B, (c) C (d) D, (e) E, and (f) F

크기가 더욱 미세해짐을 알 수 있다. 이와같이, 실제 열간 압연변형에서 결정립은 패스변형량에 따라 결정립 크기가 달라짐을 알 수 있는데 초기변형량이 DRX발생에 필요한 임계변형률보다 작은 경우에는 DRX가 발생하지 않아 결정립 미세화 효과를 기대할 수 없음을 알 수 있다.

패스변형량과 마찬가지로 압연온도 역시 변형후 재료의 결정립 크기에 영향을 주었는데, 압연온도가 480 °C인 경우는 압연온도가 430 °C인 경우보다 결정립 크기가 다소 큼을 알 수 있다. Fig. 3(f)에서와 같이 압연온도가 480 °C이고 패스변형량이 0.2인 경우의 결정립 크기는 압연온도가 430 °C이고 패스변형량이 0.2인 경우(Fig. 3(c))의 결

정립 크기보다 큼을 알 수 있다. 또한, 압연온도가 480 °C로 높은 경우에는 모든 패스변형량에서 변형조직 모두가 DRX가 발생하였음을 알 수 있는데, 이는 패스변형량 0.1, 0.2 모두가 DRX 발생에 필요한 임계변형률 이상의 변형량이기 때문이며, Fig. 3(d), (e), (f)에서와 같이 패스변형량 차이에 따라서 결정립 크기에 큰 차이가 없음을 알 수 있다. 앞서 언급한 바와같이, 본 연구에서 선택한 패스변형량은 지난 연구결과<sup>(6)</sup>에서 얻은 임계변형률 값을 이용하여 결정된 것이다. 즉, DRX 발생에 필요한 임계변형률 값을 유동응력 곡선을 이용하여 가공경화율과 유동응력과의 관계로부터 구할 수 있는데, 370, 430, 480 °C에서 0.5/sec

로 변형한 경우 임계변형률 값을 각각  $\sim 0.12$ ,  $\sim 0.09$ ,  $\sim 0.06$ 으로 얻어졌다. 그리고 Fig. 3(d)에서와 같이 패스 변형량(0.05)이 임계변형률(0.06) 근처일 경우에는 DRX가 발생한 결정립과 함께 변형전의 조대한 결정립이 함께 혼재하는 변형조직을 얻을 수 있었다. 즉 비틀림 변형하여 얻은 임계변형률 값을 고려해볼 때 Fig. 3(d)에서와 같이 패스변형량이 임계변형량보다 작음에도 불구하고 부분적으로 DRX가 발생한 조직을 얻을 수 있었던 것은 순수전단 상태의 비틀림 변형에서 얻은 임계변형률 값이 평면변형 상태인 압연변형시의 변형률과는 차이가 있기 때문이라고 생각되며 마찰일( $W_{friction}$ )과 과잉일( $W_{redundant}$ ) 등을 고려했을 때 압연변형과 비틀림 변형에서 구한 변형효율( $\eta = W_{ideal}/W_{total}$ )도 다소 차이날 수 있을 것이라 예상된다.

Fig. 4는 압연온도를 430 °C로, 패스변형량을 0.2로 하

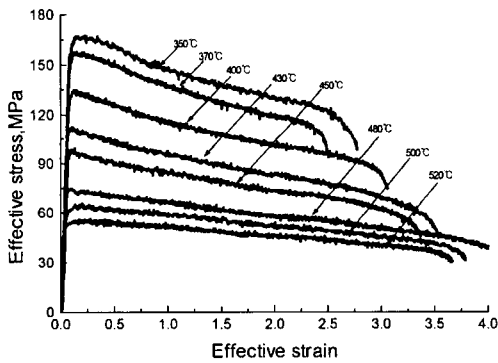


Fig. 4 Flow curves of the specimen C deformed at various temperatures under a strain rate of 1.0/sec

여 열간압연한 시편 C를 일정변형속도(1.0/sec)하에서 변형온도를 달리하여 비틀림 시험하고 난 후의 고온유동 응력 곡선이다. 일반적인 경우와 마찬가지로, 변형온도가 낮을수록 이 재료의 유동응력은 증가하였으며 파괴변형률 값은 감소하였다. 그리고, 유동곡선 형태만으로는 이 재료의 고온연화기구가 DRX인지 DRV인지를 명확히 알 수 없다. 일반적으로 고온변형중 DRX가 발생하면 유동곡선의 형태는 가공경화단계를 지나 피크응력을 보인 후 정상상태를 나타내는 반면, DRV인 경우에는 가공경화 후 바로 정상상태를 갖게 된다.<sup>(11)</sup> 따라서 고온연화기구의 규명은 유동응력 곡선 이외에도 변형조직을 광학현미경이나 전자현미경 등으로 그 변형조직을 반드시 확인해야만 한다. DRX의 변형조직은 등축정의 결정립에 아결정립 그리고 아결정립내에 다수의 전위의 존재를 그 특징으로 하는 반면, DRV의 변형조직은 연신된 결정립에 등축정의 아결정립 등을 그 특징으로 한다.<sup>(12)</sup> 이를 확인하기 위하여 광학현미경 및 투과전자 현미경을 사용하여 변형조직을 관찰한 결과 Fig. 5에서 알 수 있듯이 변형조직은 DRV의 특징을 나타내었다. 즉, 변형방향으로 길게 연신된 결정립(Fig. 5(a))이 모든 변형온도 조건에서 관찰되었고 다량의 전위를 갖는 등축정의 아결정립(Fig. 5(b))들을 TEM으로 확인할 수 있었다. 그리고, 압연변형시 발생한 DRX의 결정립들은 비틀림 변형으로 인해 길게 연신된 형태로 나타났는데 이는 결정립계에 존재하는  $Al_6Mn$  상들로 인해 결정립계 이동이 방해받기 때문이라 판단된다. 또한, 본 실험에 사용한 합금은 Mn을  $\sim 0.7\%$ , Mg을  $\sim 4.7\%$ 로 함유하고 있어 기지조직내에서는  $Al_3Mg_2$ 와 같은 상도

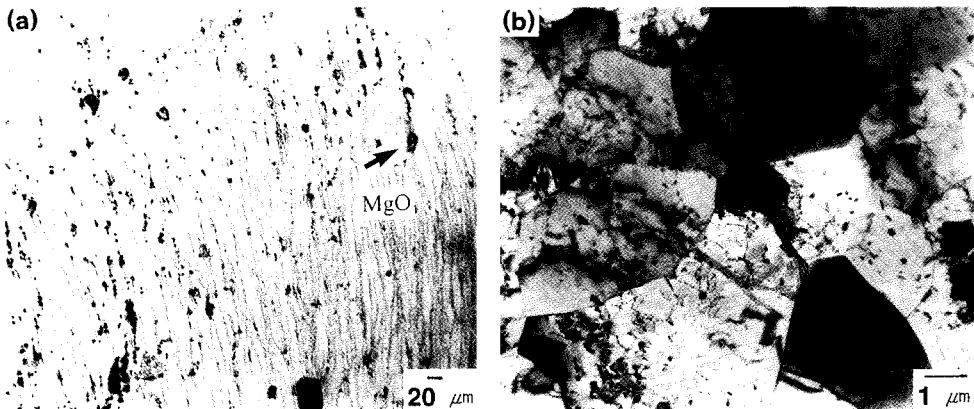


Fig. 5 (a) Optical microstructure of the specimen C deformed at 480 °C and (b) TEM bright field images of specimen C deformed at 500 °C under a strain rate of 1.0/sec

관찰되었는데 이들 역시 DRV의 미세조직에 기여했으리라 생각된다. 따라서, 1 차적인 소성가공과정 즉 초기 잉고트의 변형에서는 DRX가 나타나는 반면, DRX가 발생하고 난 후의 2 차적인 소성가공과정에서는 DRV가 발생함을 알 수 있다.

Fig. 4에서와 같이, 본 연구에서 얻어진 유동응력 곡선의 형태는 DRV에 가까운 유동곡선을 보여주고 있으나 피크응력 이후의 변형량에서는 정상상태를 보이지 않고 변형량이 증가함에 따라 유동응력이 점차 감소하는 경향을 나타내고 있다. 특히, 변형온도가 저온일수록 그 기울기 감소폭이 더 뚜렷해짐을 알 수 있었는데, 이는 변형속도가 1.0/sec로 빠른 경우에는 변형열(deformation heat)이 발생하기 때문이라 판단된다. 소성변형시 발생하는 변형열은 비열 · 밀도와 같은 재료의 물리적 성질과 외부 변형 조건 특히 변형속도에 따라 달라지는데, 동적 비틀림 하중에서 아주 빠른 변형속도(1500/sec)하에서 철강재료를 변형할 경우에는 전단밴드(shear band)가 발생할 수 있고 이 영역에서는 ~600 °C의 온도상승<sup>(13)</sup>이, 20 vol. % SiCw/Al2024 복합재료를 475 °C에서 변형할 경우에는 ~15 °C의 온도상승이 보고<sup>(14)</sup>되기도 하였다. 이와같이 전단밴드내에서의 온도상승은 상변태 및 고온연화 특성(DRX, DRV) 등에 영향을 줌은 물론 초소성 특성과도 관련이 되기도 하는데 아직까지도 Al 합금재료에서는 변형열이 고온연화 특성에 미치는 영향에 대해서는 이렇다할 연구결과가 보고된 적이 없다. 특히, 소성변형동안에 발생하는 변형열은 단열전단밴드의 열적연화를 일으킬 수 있으며 이와같은 변형열로 인해 단열전단밴드 영역에서는 가공경화효과보다 연화효과가 우세할 수 있게 된다. 따라서, 실제 빠른 변형속도하에서 행해지는 단조 · 압연 등의 소성가공과정에서는 변형열 발생을 정확하게 예측할 수 있어야 하는데, 이는 변형열이 유동응력 특성은 물론 고온연화조직과도 연관되기 때문인데 현재 구성방정식 등을 이용하여 변형열값을 예측하려 하고 있다.

### 3.2 유동응력 및 파괴변형률에 미치는 패스변형량 및 압연온도의 영향

Fig. 6(a)와 (b)는 Table 2에 제시한 압연 스케줄에 따라 압연하고 난 후의 압연판재를 가지고 비틀림 시험하여 얻은 고온유동응력 및 파괴변형률을 나타낸 것이다. Fig. 6(a)에서 알 수 있는 바와 같이 이 재료의 유동응력은 패스변형량이나 압연온도차이에 따라 거의 비슷한 값을 나타내었으나, 파괴변형률에 있어서는 유동응력에 비해 큰 차이

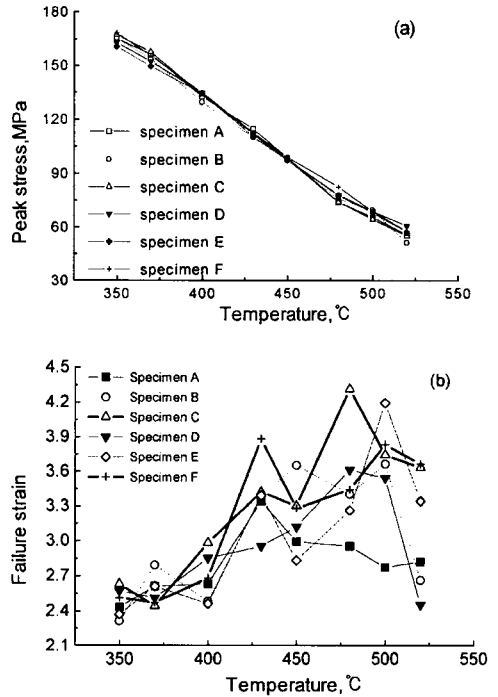


Fig. 6 (a) Variation of flow stress and (b) failure strain of the specimens

를 나타내었다. 압연변형 조건을 달리한 시편들마다 다소 차이는 있으나 파괴변형률은 변형온도가 증가함에 따라 증가하다가 최대 파괴변형률을 보인 후 다시 감소하는 경향을 나타내었다. 이중 최대 파괴변형률은 압연온도를 430 °C로 하고 패스변형량을 0.2로 한 경우(시편 C)가 ~480 °C에서 최대 파괴변형률을 나타내었으며, 압연온도를 480 °C로 하고 패스변형량을 0.2로 한 경우(시편 F)에는 ~430 °C에서 최대 파괴변형률을 나타내었다. 이처럼 최대 파괴변형률을 나타내는 온도가 압연판재마다 다른 것은 압연판재의 결정립 크기 및 결정립내 전위밀도 등과 관련이 있으리라 판단된다. 앞서 언급한 바와 같이, 압연판재의 결정립 크기는 패스변형량이 크고 압연온도가 낮을수록 작아졌는데, 패스변형량이 0.2인 경우에는 압연온도가 480 °C일 때보다 430 °C일 때가 더 작은 결정립이 얻어지는 것으로 보아 결정립 크기가 작을수록 최대 파괴변형률이 고온에서 나타났으리라 판단된다.

한편, 결정립 크기 차이에 따라 이 재료의 고온 유동응력이 큰 차이가 없는 것은 압연온도 차이에 따라서 동적재결정된 결정립내에 존재하는 아결정립 크기가 비슷하기

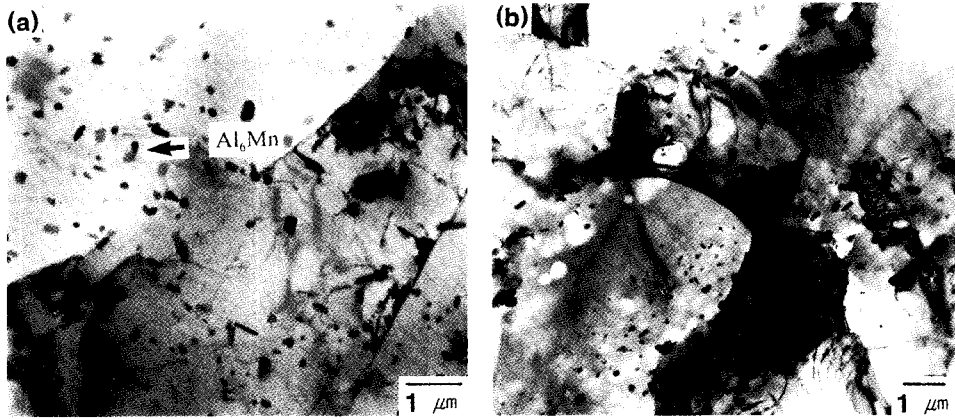


Fig. 7 TEM bright field images of the (a) specimen C deformed at 500 °C and (b) specimen F deformed at 480 °C under a strain rate of 1.0/sec

때문이라 판단된다. 그러나, 이러한 압연온도 차이는 결정립 크기·석출상( $Al_6Mn$ ) 분포·전위밀도 등에 영향을 줄 것이므로 Fig. 6(b)에서와 같이 파괴변형률값도 달라짐을 알 수 있다. Fig. 7은 시편 C와 F를 각각 500 °C와 480 °C에서 변형한 조직을 TEM으로 관찰한 것으로써, 기지조직내에  $Al_6Mn$  상들의 분포가 달라짐을 알 수 있으며, 시편 C의 경우가 시편 F보다 균일하게 분포함을 알 수 있다. 특히, 시편 F의 경우는 석출상들이 입계와 입내 주위에서 우선적으로 위치하여 석출상이 많이 있는 영역과 드문 영역을 형성하여 불균일하게 분포하는 것으로 보아 시편 C의 파괴변형률 값( $\epsilon_f \sim 3.74$ , 500 °C)이 시편 F의 파괴변형률 값( $\epsilon_f \sim 3.44$ , 480 °C) 보다 높게 나타남을 예측할 수 있겠다.

앞서 언급한 바와 같이, Fig. 4의 고온 유동응력 곡선만으로써는 이 재료의 고온연화기구를 명확히 DRV라고 단정할 수 없었으나 Fig. 5와 8의 변형후 조직을 살펴보면 연신된 결정립내에 등축정의 아결정립과 전위가 존재하는 DRV의 연화조직을 얻을 수 있었다. 고온변형시 DRV가 발생하게 되면 변형조직은 DRX의 경우와 마찬가지로 변형온도·변형속도·변형량 등에 따라 달라지게 된다. 이 중 변형온도가 변형조직에 미치는 영향을 알아보기 위하여 시편 C를 450 °C에서, 시편 F를 480 °C에서 고온변형하고 난 후 이를 TEM으로 관찰하여 각각 Fig. 8(a), (b)에 나타내었다. 그림에서와 같이, 고온변형 후에 1~2 μm 크기의 등축정 형태의 아결정립을 얻을 수 있었고, 아결정립내 전위밀도는 변형온도가 높을수록 낮은 반면 아결정립 크기는 변형온도 차이에 따라 크게 차이나지 않음을 알

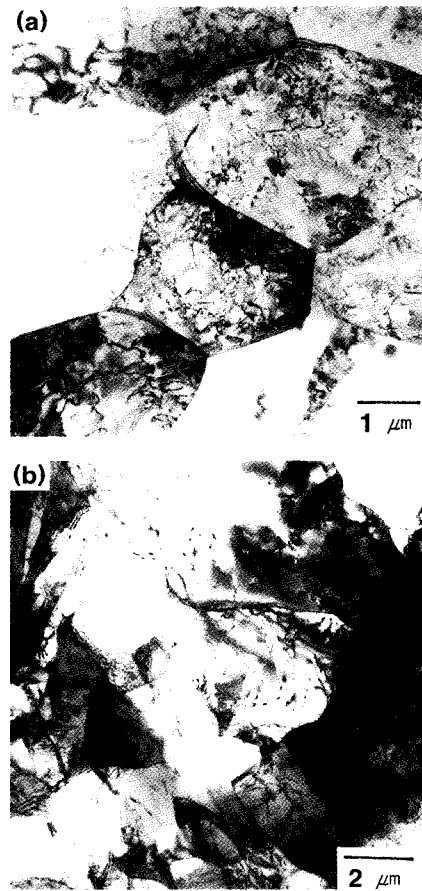


Fig. 8 TEM bright field images of the (a) specimen C deformed at 450 °C and (b) specimen F deformed at 480 °C under a strain rate of 1.0/sec

수 있었다. 이러한 아결정립 전위밀도 차이는 변형중 결정립내에 존재하는  $Al_6Mn$  상과의 상호작용이 달라질 것이며, 전위밀도가 높을수록  $Al_6Mn$  상이 전위이동을 방해하는 정도가 클 것이므로 전위밀도가 증가하게 되고, 이로 인해 열간압연시 DRX 발생시 필요한 임계변형률값을 작게 할 것이며 결국 미세한 결정립의 원인이 될 것이다. 그리고, 결정립계 및 입내에는  $Al_6Mn$  상들 이외에도 주조 공정중에 형성된 것으로 추정되는  $\sim 4 \mu m$ 의  $MgO$  상들도 관찰되었는데 이들은 변형중 기지재료의 소성유동을 방해하는 정도가 커 응력집중의 원인으로 작용하여 파괴변형률에 영향을 주었으리라 판단되며 Fig. 3과 5의 변형조직에서 이를 확인할 수 있었다. 따라서 전위밀도가 높은 시편 C의 경우가 변형중 결정립계에 존재하는 산화물 및 석출상들과 결정립내에 존재하는 전위들과의 상호작용 차이에 따라 압연판재의 파괴변형률 값이 차이남을 알 수 있다. 따라서, 최대파괴변형률값 및 최대파괴변형률을 나타내는 온도는 결정립 크기 · 전위밀도 · 기지조직내에 존재하는 제 2 상들의 복합관계로부터 설명되어야 하겠다.

#### 4. 결 론

패스변형량(0.05, 0.1, 0.2)과 압연온도(430, 480 °C)가 Al 5083 합금의 유동응력 및 파괴변형률에 미치는 영향을 알아보기 위하여 주조 및 열간압연변형을 하여 시편을 얻었으며, 이를 320~520 °C의 온도에서 1.0/sec의 일정 변형속도에서 고온비틀림 변형하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

(1) 열간압연변형 후 결정립 크기는 패스변형량에 따라 달라짐을 알 수 있는데 초기변형량이 DRX 발생에 필요한 임계변형률보다 작은 경우에는 DRX가 발생하지 않아 결정립 미세화 효과를 기대할 수 없었으며, 임계변형률 이상의 패스변형량에서는 결정립 미세화 효과를 기대할 수 있었다.

(2) 압연온도가 480 °C로 높은 경우에는 모든 패스변형량에서 변형조직 모두가 DRX가 발생하였음을 알 수 있는데, 이는 패스변형량 0.05, 0.1, 0.2 모두가 DRX 발생에 필요한 임계변형량 이상의 변형량이기 때문이었으며, 패스변형량차이에 따라서는 결정립 크기가 큰 차이가 없었다.

(3) 패스변형량 및 압연온도를 달리하여 얻은 압연판재의 유동응력은 서로 비슷한 값을 나타내었는데 이는 패스변형량 및 압연온도에 따라 결정립 크기는 차이났으나 아결정립 크기가 차이하지 않았기 때문이었다.

(4) 패스변형량 및 압연온도를 달리하여 얻은 압연판재

의 파괴변형률은 유동응력에 비해 큰 차이를 나타내었다. 이중 최대 파괴변형률은 압연온도를 430 °C로 하고 패스변형량을 0.2로 한 경우  $\sim 480$  °C에서 나타났으며, 압연온도를 480 °C로 하고 패스변형량을 0.2로 한 경우에는  $\sim 430$  °C에서 최대 파괴변형률을 나타내었다.

(5) 결정립계 및 입내에 존재하는  $Al_6Mn$  상들 이외에도  $\sim 4 \mu m$  크기의  $MgO$  산화물들이 변형중 기지재료의 소성유동을 방해하고 응력집중의 원인으로도 작용하여 파괴변형률을 떨어뜨렸다.

#### 후 기

본 연구는 한국과학재단 지정 인하대학교 황해권수송시스템연구센터의 지원 및 1998년도 인하대학교 교내연구비 지원으로 수행되었으며 이에 감사드립니다.

#### 참고문헌

- (1) B. C. Ko, K. Park and Y. C. Yoo, "Hot Deformation Behaviour of AA2124 Composites Reinforced with Different Sizes of SiC Reinforcement", Mater. Sci. and Technol., in press
- (2) N. D. Ryan and H. J. McQueen, 1990, "Work Hardening, Strength and Ductility in the Hot Working of 304 Austenitic Stainless Steel", High Temp. Technol., Vol. 8, No. 1, pp. 27~44.
- (3) E. I. Poliak and J. J. Jonas, 1996, "A One-Parameter Approach to Determining the Critical Conditions for the Initiation of Dynamic Recrystallization", Acta metall., Vol. 44 No. 1, pp. 127~136.
- (4) D. M. Schuster, M. D. Skibo, R. S. Bruski, R. Provencher and G. Riverin, 1993, "The Recycling and Reclamation of Metal-Matrix Composites", JOM, A Publication of The Minerals, Metals & Materials Society, Vol. 45, p. 26.
- (5) E. A. Simielli, S. Yue, and J. J. Jonas, 1992, "Recrystallization Kinetics of Microalloyed Steels Deformed in the intercritical Region", Metall. Trans., Vol. 23A, pp. 597~608.
- (6) O. Kwon and A. J. Deardo, 1990, "On The



- Recovery and Recrystallization which Attend Static Softening in Hot-Deformed Copper and Aluminum”, *Acta metall. mater.*, Vol. 38, No. 1, pp. 41~54.
- (7) R. A. P. Djaic and J. J. Jonas, 1972, “Static Recrystallization of Austenitic between Intervals of Hot Working”, *J. of the Iron and Steel Inst.*, April, pp. 256~261.
- (8) 고병철, 김종현, 유연철, 1998, “AA5083 합금의 고온변형시 유동응력 및 연신율에 미치는 온도와 변형속도의 영향”, *한국소성가공학회지*, Vol. 7, No. 2, pp. 167~176.
- (9) 이동녕, 1997, *소성가공학*, 문운당, pp. 343~346.
- (10) K. Mills, J. R. Davis, J. D. Destefani, D. A. Dieterich, G. M. Crankovic, H. J. Frissel, D. M. Jenkins, W. H. Cubberly, and R. L. Stedffld, 1985, *Metals Handbook: Mechanical Testing*, Vol. 8, ASM, Metals Park, OH, pp. 154~184.
- (11) C. M. Sellars, 1990, “Modelling Microstructural Development during Hot Rolling”, *Mater. Sci. and Technol.*, Vol. 6, pp. 1072~1081.
- (12) H. J. McQueen, E. Evangelista, and M. E. Kassner, 1992, “The Classification and Determination of Restoration Mechanisms in the Hot Working of Al Alloys”, *Z. Metallkde*, Vol. 82, pp. 336~345.
- (13) A. Marchand and J. Duffy, 1988, “An Experimental Study of the Formation Process of Adiabatic Shear Bands in a Structural Steel”, *J. Mech. Phys. Solids* Vol. 36, No. 3, pp. 251~283.
- (14) T. G. Nieh and J. Wadsworth, 1992, “Superplasticity and Superplastic Forming of Aluminum Metal-Matrix Composites”, *JOM*, Vol. 44, No. 11, pp.46~50.