

AA5083 합금의 고온 변형시 유동응력 및 연신율에 미치는 온도와 변형 속도의 영향

고병철* · 김종현** · 유연철*
(1998년 1월 5일 접수)

The Effects of Temperature and Strain Rate on Flow Stress and Strain of AA5083 Alloy during High Temperature Deformation

Byung-Chul Ko, Jong-Heon Kim and Yeon-Chul Yoo

Abstract

Hot workability of the AA5083 alloy was investigated by torsion test at temperature ranges of 350~520 °C and strain rates of 0.5, 1.0, and 3.0/sec. The flow stress and hot ductility of the AA5083 alloy as a function of deformation variables such as temperature and strain rate were studied. The microstructural evolution of the AA5083 alloy was studied in relation to Zener-Hollomon parameter ($Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT)$). Also, the hot restoration mechanism of the AA5083 alloy was analyzed and found to be dynamic recrystallization(DRX) from the flow curves and deformed microstructures during hot deformation. It was found that the increase of flow stress of the AA5083 alloy was small when Z values were higher than $1.73 \times 10^{16}/\text{sec}(370^\circ\text{C}, 0.5/\text{sec})$. In addition, the difference of the flow strain of the AA5083 alloy was not noticed when Z values were higher than $1.73 \times 10^{16}/\text{sec}(370^\circ\text{C}, 0.5/\text{sec})$. However, under the low Z values less than $1.73 \times 10^{16}/\text{sec}(370^\circ\text{C}, 0.5/\text{sec})$, the flow stress increased with increasing the Z values. The large dispersoid particles in the matrix grain decreased the flow strain of the AA5083 alloy because it caused the stress concentration during hot deformation.

Key Words : Hot Workability, Hot Restoration, Dynamic Recovery, Dynamic Recrystallization, Zener-Hollomon Parameter, Flow Stress, Flow Strain

1. 서 론

Al 합금 중 Al-Mg계 합금(5xxx)은 강도특성 및 해수에 대한 내식성이 우수하기 때문에 선박용 구조재로서 가장 적합한 것으로 평가되고 있으나, 합금조성에 따라 강도특성 및 내식성이 변화하며 특히 압출·압연 등의 열간가공 공정 중에서 고강도화에 따른 연신을 저하가 그 문제점으

로 지적되고 있으며,^(1,2) 이 재료의 기계적 특성은 대부분 고온소성 공정에서 결정되고 있다.

Al 합금의 압연·압출·단조 등의 고온소성 변형은 고온에서 빠른 변형속도로 이루어지기 때문에 냉간변형과는 달리 재료의 조직변화 및 상변태가 쉽게 일어날 수 있으므로 고온변형시 변형 파라메타인 온도(T)·변형속도($\dot{\epsilon}$)·변형량(ϵ) 등이 적정조합이 되어야 강도 및 연신율 특성

* 인하대학교 금속공학과

** Department of Advanced Packing Group, PKG R & D Center, LG Semicon Co., LTD., Cheongju-Si 361-480, Korea

이 우수한 미세조직 특성을 얻을 수 있다. 그리고 고온변형시 발생하는 동적회복(dynamic recovery, DRV) 또는 동적재결정(dynamic recrystallization, DRX)의 동적연화(dynamic softening) 특성을 이해함으로써 조직제어는 물론 분산상의 크기 및 분포도 조절할 수 있으므로 사용환경하에서 보다 우수한 기계적·물리적 특성을 기대할 수 있게 된다.^{13, 4)} 또한, Al 합금재료의 고온변형 조직은 변형조건에 따라 각 부위의 조직이 균일하지 못하여 달라질 수 있고 이로 인해 상온 기계적 특성에 있어서는 그 신뢰성을 보장받기 어렵게 되는데, 이는 DRV 또는 DRX 등의 고온연화정도가 외부응력 차이에 따라 달라지게 되면 결국 변형후 치수 불균일을 일으킬 수 있기 때문이다.

보고된 Al-Mg 합금의 고온변형 연구^{5, 6, 11)}결과에 의하면 Mg 함량과 변형조건에 따라서 이 재료의 연화특성이 DRV와 DRX가 다르게 나타나며, 이때 용질원자인 Mg 함량(보통 5 at.% 이상)이 증가할수록 고용강화된 Mg원자가 전위 이동속도를 줄임으로써 DRX 시작에 필요한 임계전위밀도(critical dislocation density)를 높임으로써 DRX가 용이하게 된다고 하였다. 또한, Al 합금에 첨가원소 중 Mg이외에 Mn을 포함하는 경우에는 전체적인 용질원소의 양에 따라 고온연화특성이 달라지게 된다. 예를들어, Al-1Mg 합금은 Mg함량이 작아 DRX가 나타나지 않으나 Al-1Mg-1Mn 합금을 어닐링 하여 조대한 크기의 Al_6Mn 상이 기지조직내에 있을 경우에는 Al_6Mn 상 입자 주위에서만 부분적으로 DRX가 나타나는 반면, 미세한 석출물의 경우에는 DRX가 나타나지 않게 된다. 그리고, 고온연화특성은 합금조성 뿐만 아니라 외부변형조건에 따라서도 달라지게 되는데, Al-5.1Mg-0.7Mn 합금의 압출변형의 경우에 변형량이 많은 영역에서는 부분적 DRX가 나타나는 반면 변형량이 적은 영역에서는 DRX가 나타나지 않고 이를 비틀림 시험한 결과 완전한 DRX는 400℃, 1.0/sec 및 500℃, 5.0/sec 변형조건하에서 발생하였으며, 변형후 미세조직 역시 아조직을 갖는 미세한 등축정의 결정립을 그 특징으로 하였다.

따라서, 이러한 관점에서 AA5083합금의 고온연화기구

를 정확하게 구명하고 변형조건에 따른 미세조직 및 파괴 변형량의 변화를 조사하는 것은 Al-Mg 합금의 고온소성능을 향상시키기 위해 필수적인 사항들이다. 특히, 어떤 외력하에서 변형이 일어났을 때 변형온도(T)·변형속도($\dot{\epsilon}$)·변형률(ϵ) 등의 변형조건을 알고 이 조건으로부터 금속조직을 예측함으로써 조직의 균일성을 유지하도록 하기 위한 공정변화 및 적절한 공정을 선택할 수 있다면 이 재료의 고온변형공정 확립에 크게 기여할 수 있을 것이다. 따라서 본 연구는 고강도 및 용접성이 우수하나 고온변형 조건에 따라 고온 취성이 나타나는 Al-Mg 합금계의 AA5083 합금의 고온변형 특성을 조사하여 이 재료의 가공성 향상을 위한 적정 변형조건을 제시하고자 하였다.

2. 실험방법

Al-Mg 합금계의 고온변형시 유동응력 및 연신율 특성에 미치는 변형속도($\dot{\epsilon}$)와 온도(T)의 영향을 알아보기 위하여 (주)롯데 알루미늄에서 구입한 AA5083 압연 판재를 사용하였으며, 이 합금 조성의 습식분석한 결과를 Table 1에 나타내었다. AA5083 합금의 고온변형특성 평가를 위해서 압연 판재를 500℃에서 1 시간 동안 용체화 처리한 후 표점거리 10 mm, 직경 7 mm의 고체형 비틀림 시편으로 제작하여 350, 370, 400, 430, 450, 480, 500, 520℃의 변형온도와 0.5, 1.0, 3.0/sec의 변형속도에서 비틀림 시험하였으며, 이때 얻은 유동응력 곡선 및 변형조직으로부터 이 재료의 유동응력·연신율 등의 기계적 특성과 DRX·DRV 등의 고온연화 기구 및 연화특성에 미치는 온도와 변형속도의 영향을 구명하고자 하였다. 유효응력(effective stress)과 유효변형률(effective strain)은 비틀림 시험시 얻어진 비틀림 모멘트(M)와 비틀림 각(Φ)으로부터 von Mises 항복조건⁷⁾을 이용하여 변환하였으며, 동적재결정에 필요한 임계변형률 값은 유동응력곡선을 이용하여 가공경화를 ($\theta = (d\sigma / d\epsilon)$)과 유효변형률(ϵ)과의 관계로부터 정량화하였다.⁸⁾

압출후의 미세조직은 전해연마 [HClO₄(60%) 50ml,

Table 1 Chemical composition of AA5083 alloy(wt%)

wt. %	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ti	Zn	Al
Al 5083	~0.40	~0.35	~0.10	0.40~1.0	4.0~4.9	0.05~0.25	~0.15	~0.25	bal.
this work	0.28	0.30	0.025	0.48	2.20	0.07	0.015	0.003	bal.

CH₃OH(absolute) 950 ml, 스테인레스강 음극, Cell Voltage:20~30V] 한 후 광학현미경으로, 고온변형 후의 미세조직은 투과전자현미경으로 각각 관찰하였다. 이때, 투과전자현미경 관찰을 위한 시편은 ~60 μm까지 기계적 연마 후에 HNO₃:CH₃OH 를 1:3으로 하는 부식액에서 40 mA, -40℃ 조건하에서 전해연마(jet thinning)하였다.

3. 실험결과 및 고찰

• 미세조직 및 연화특성

Fig. 1(a)는 압연판재를 500℃에서 1시간 동안 용체화 처리하고 난 후에 압연방향에서 관찰한 광학조직으로써 압연방향으로 길게 연신된 결정립은 보이지 않고 등축

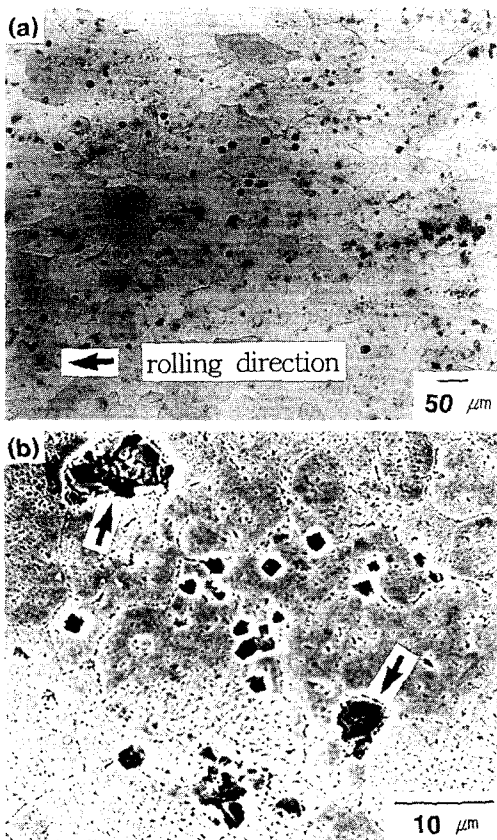


Fig. 1 (a)Optical micrographs of the AA5083 alloy solution treated at 500℃ for 1 hour. (b)SEM micrographs of the AA5083 alloy deformed at 480℃ under a strain rate of 0.5/sec

정에 가까운 ~60 μm 이상의 조대한 결정립을 관찰할 수 있었다. Fig. 1(b)는 동일한 시편을 480℃, 0.5/sec로 고온변형한 후 SEM으로 관찰한 것으로서 결정립 크기는 5~10 μm로 미세해졌으며, 결정립 크기와 비슷한 크기(~5 μm)를 갖는 조대한 분산상(화살표)들은 주로 큰 결정립계에 우선적으로 분포함을 알 수 있었다. 결정립계에 존재하는 화합물상들은 EDS로 분석한 결과 Mg₂Si와 (FeMn)Al₂의 분산상임을 알 수 있었다.

Fig. 2는 AA5083 합금을 일정변형속도(0.5/sec)하에서 변형온도를 달리하여 고온비틀림시험한 후의 유동응력 곡선으로써, 유동곡선의 형태로 보아 가공경화 후 최대응력(peak stress)의 단일 피크(single peak)를 갖는 전형적인 동적재결정 곡선을 보여주고 있다. 일반적으로 동적재결정의 확인은 유동곡선의 형태와 함께 변형조직으로부터 구명되어야 한다. 즉 동적재결정이 발생한 변형조직은 아결정립, 결정립내 전위 등을 특징으로 하며 같은 크기의 정적재결정(static recrystallization, SRX)된 결정립의 경우보다 전위밀도가 높게 되므로 더욱 우수한 강도특성을 얻게 된다.^(9,10) AA5083 합금에서 동적재결정의 변형

조직을 확인하기 위하여 고온변형하고 난 후의 조직을 TEM으로 관찰하여 이를 Fig. 3에 나타내었다. Fig. 3(a), (b)는 각각 350, 450℃에서 1.0/sec로 고온변형하고 난 후의 조직으로써, 고온변형동안 동적재결정으로 인하여 결정립내에 아결정립이 발달하였음을 알 수 있고 결정립내에는 전위도 관찰되는 것으로 보아 AA5083 합금 재료의 고온연화기구는 DRX임을 알 수 있다. 그리고 350℃에서 변형한 경우에는 등축정의 결정립과 연신된

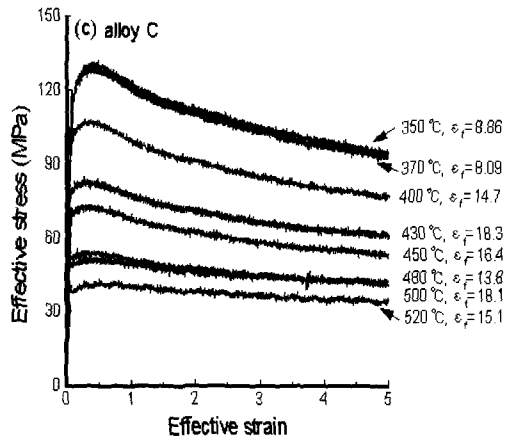


Fig. 2 Flow curves of the AA5083 alloy deformed at 350~520℃ under a strain rate of 0.5/sec

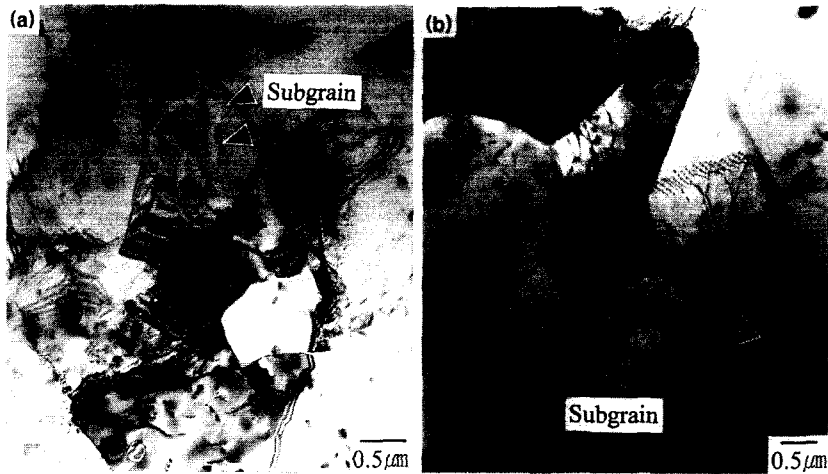


Fig. 3 TEM microstructures of the AA5083 alloy deformed at (a) 350 and (b) 450 °C under a strain rate of 1.0/sec

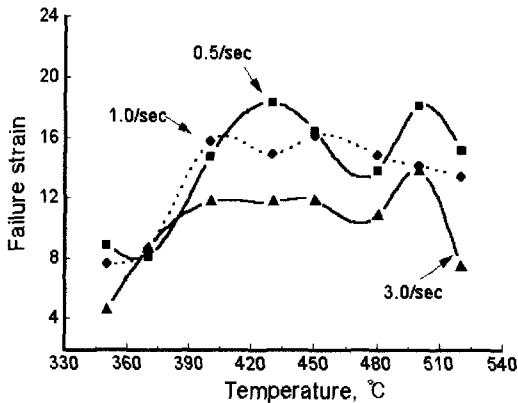


Fig. 4 Failure strain of the AA5083 alloy deformed at various temperature under strain rates of 0.5, 1.0, and 3.0/sec

결정립이 함께 관찰되었으며(Fig. 5(a)), Fig. 3(a)에서와 같이, 변형후 결정립 크기는 $\sim 4 \mu\text{m}$ 으로 변형전의 결정립 크기보다 미세해짐을 알 수 있으며, 결정립내에는 $\sim 0.4 \mu\text{m}$ 의 아결정립이 관찰되었다. Fig. 3(b)에 나타낸 바와 같이 변형온도가 $\sim 450^\circ\text{C}$ 로 높아짐에 따라 결정립은 $\sim 7 \mu\text{m}$ 로 커졌으며 아결정립도 $\sim 0.7 \mu\text{m}$ 로써 $\sim 350^\circ\text{C}$ 에서 변형한 경우보다는 커짐을 알 수 있었다. 이상으로부터, 유동응력곡선과 변형후 미세조직으로부터 AA5083 합금의 고온연화기구는 동적재결정임을 알 수 있고, 공정 변수인 변형속도와 온도를 제어함으로써 미세조직 제어가

가능하다고 할 수 있겠다. 또한, $\sim 350^\circ\text{C}$ 에서 변형하는 경우에는 결정립 크기는 작을지라도 등축장과 연신된 결정립이 혼재하는 불균일한 변형조직이 나타나므로(Fig.5(a)) 이러한 변형조건은 강도나 연신율 등의 기계적 특성에 바람직하지 않음을 알 수 있다.

• 유동응력곡선 해석

변형온도와 변형속도가 유동응력에 미치는 영향을 살펴 보면, 변형온도가 높아짐에 따라 유동응력은 감소하였고, 변형속도가 빨라짐에 따라 유동응력은 증가하였다(Fig. 2, Table 2). 또한 가공경화율은 유동응력과 마찬가지로 변형온도 증가 및 변형속도가 감소함에 따라 감소함을 알 수 있다. 이와 같이 온도증가에 따른 가공경화율의 감소는 동적재결정 시작에 필요한 임계변형률(critical strain, ϵ_c) 값의 감소를 가져오게 된다. 즉, 동적재결정에 필요한 임계변형률 값을 Fig. 2의 유동응력곡선을 이용하여 가공경화율과 유동응력과의 관계로부터 구할 수 있는데,⁽⁸⁾ 370, 430, 480°C에서 0.5/sec로 변형한 경우 동적재결정 시작에 필요한 임계변형률 값은 각각 ~ 0.12 , ~ 0.09 , ~ 0.06 로 얻어졌다. 그리고, 370, 430, 480°C에서 피크변형률(peak strain, ϵ_p)은 각각 ~ 0.19 , ~ 0.14 , ~ 0.09 로 나타났으며, 동적재결정 시작에 필요한 임계변형률 ϵ_c 와 피크변형률 ϵ_p 와의 관계(ϵ_p/ϵ_c)는 변형온도가 370→480

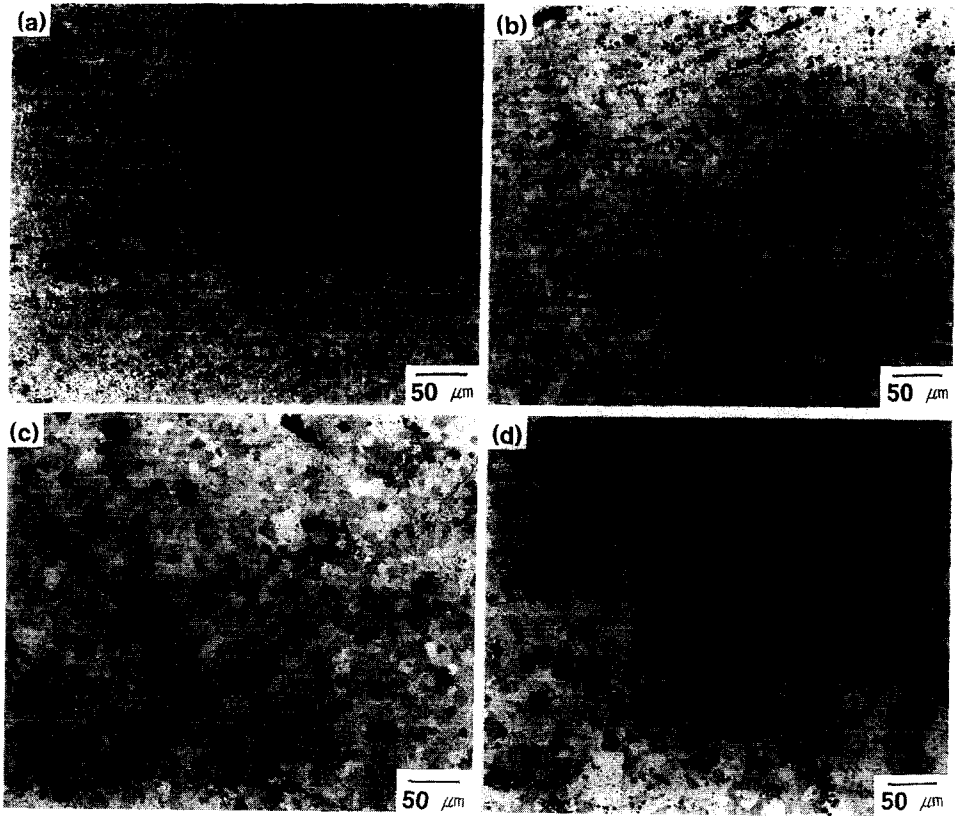


Fig. 5 Optical microstructures of the AA5083 alloy deformed at (a) $Z=5.89 \times 10^{16}/\text{sec}$ (35°C, 0.5/sec)(b) $Z=2.56 \times 10^{16}/\text{sec}$ (450°C, 0.5/sec), (c) $Z=1.33 \times 10^{14}/\text{sec}$ (480°C, 0.5/sec), and (d) $Z=1.28 \times 10^{13}/\text{sec}$ (500°C, 0.5/sec)

°C로 증가함에 따라 ~0.63, ~0.64, ~0.66 ϵ_p 로 나타나는 것으로 보아 변형온도가 증가함에 따라 ϵ_c 와 ϵ_p 의 간격이 줄어들을 수 있다. 이는 온도와 변형속도를 달리 하는 고온변형중에 동적재결정 의한 결정립 미세화 효과를 얻기 위해서는 초기변형률을 얼마로 하여야 하는지를 결정할 수 있는 중요한 결과라 하겠다.

변형속도를 1.0, 3.0/sec로 변형한 경우에 있어서도 유동응력곡선의 형태는 0.5/sec로 변형한 경우와 마찬가지로

동적재결정 형태로 나타났으며, 동적재결정에 필요한 ϵ_c 값 역시 변형온도 증가함에 따라 감소함을 알 수 있었다. 그러나, 같은 변형온도에서 변형속도 차이에 따른 ϵ_c 값은 변형속도가 빠를수록 ϵ_c 값이 작음을 알 수 있었는데 이는 변형속도가 빠르게 되면 초기 변형률에서 가공경화율이 높게 되므로 전위밀도가 증가하게 되어 동적재결정 핵생성에 필요한 임계 전위밀도에 빨리 도달하였기 때문이라고 판단된다.

Table 2 Flow stress of the AA5083 alloy deformed at temperatures and strain rates

Flow stress (MPa)	$\dot{\epsilon}$ \ T	350°C	370°C	400°C	430°C	450°C	480°C	500°C	520°C
	0.5/sec		~131	~128	~106	~81	~72	~53	~50
1.0/sec		~139	~127	~105	~88	~76	~63	~51	~47
3.0/sec		~150	~135	~118	~98	~92	~78	~67	~62

한편, 고온변형시 가공변수인 온도와 변형속도가 유동응력에 미치는 영향은 Table 2의 유동응력 결과를 이용하여 멱수식(power law, $\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{n'} \exp(-Q/RT)$)과 지수함수식(exponential law, $\dot{\epsilon} = A_2 (\beta \sigma) \exp(-Q/RT)$)으로 정량화하여 그 결과를 Table 3에 나타내었다. 일정 온도에서 변형속도에 따른 AA5083 합금의 유동응력의 관계를 멱수식으로 정량화할 경우에는 변형온도가 증가함에 따라 기울기 n' 값이 일정하지 않음을 알 수 있었으며, 이를 지수함수식에 적용하여 기울기 β 값을 구하여 보면 370℃의 경우를 제외하고는 비교적 일정한 값(avg. $\beta = 0.09$)을 나타내었다. 따라서, AA5083 합금을 고온변형할 경우에 온도·변형속도·유동응력과의 관계는 멱수식보다는 지수식으로 정량화하는 것이 바람직함을 알 수 있었다. 그리고, AA5083 합금의 활성화 에너지는 지수함수식을 사용하여 일정 변형속도하에서 최대응력(peak stress, σ_p)과 변형온도(1/T)의 관계로부터 구할 수 있는데, 이때 얻어진 활성화에너지 값은 ~ 203.7 kJ/mol이었다. 이와같은 활성화에너지 값은 고온변형시 전위 이동에 대한 에너지 장벽을 나타내는 것으로써 이 값이 클수록 상대적으로 고온변형하는데 있어서 많은 에너지가 요구된다고 하겠다. 본 연구에서 얻어진 활성화에너지 값은 Al-(2~3)Mg 합금의 활성화 에너지인 153 kJ/mol⁽¹¹⁾ 보다는 크게 나타났는데 이는 Mg이외에도 Mn이 기지합금에 고용되었기 때문이라고 판단된다. 그리고, 보고된 바⁽¹¹⁾에 의하면 Al-Mg 합금의 경우에는 재결정 지연원소로 알려진 Mg 함량이 많을수록 재결정 온도가 높아짐은 물론 활성화에너지 값도 크게 나타남을 알 수 있었는데, 이와같은 결과는 Mg 및 Mn함량을 달리하는 Al합금재료에서 압연·단조·압출 등의 고온소성 가공법으로 제품을 생산할 경우에는 첨가원소의 종류 및 함량에 따라 압연하중·압출하중·단조하중 등이 달라질 것이라는 것을 예측할 수 있는 것이며, AA5083 합금처럼 높은 활성화에너지 값을 갖는 경우에 있어서는 변형속도 및 온도를 정확히 제어해

야 고온소성능을 향상시킬 수 있음을 알 수 있겠다.

• 연신율 및 미세조직

AA5083 합금의 변형온도에 따른 파괴변형률의 결과를 Fig. 4에 나타내었다. 그림에서 알 수 있는 바와같이 AA5083 합금의 파괴변형률은 두 온도 구간에서 최대값을 나타내었다. 즉, 변형온도가 증가함에 따라 $\sim 430^\circ\text{C}$ 에서 최대값을 갖고 이어 $\sim 480^\circ\text{C}$ 에서 감소하다가 다시 $\sim 500^\circ\text{C}$ 에서 최대값을 갖는 결과를 얻을 수 있었다. 변형속도에 따라서는 0.5/sec로 변형할 경우 $\sim 430^\circ\text{C}$ 에서 가장 높은 파괴변형률을 나타냈으며 3.0/sec로 변형한 경우가 가장 낮은 파괴변형률을 나타내었다.

Fig. 4에서와 같이 $\sim 480^\circ\text{C}$ 에서 파괴변형률이 감소하는 원인을 알아보기 위하여 350, 450, 480, 500℃에서 0.5/sec의 변형속도로 파단시까지 고온변형하고 난후 이를 광학현미경으로 관찰한 결과를 Fig. 5에 나타내었다. Fig. 5(c)에서 알 수 있는바와 같이, 480℃에서 변형한 경우에는 결정립 크기와 비슷한 크기로 캐비티(cavity)가 형성되었음을 알 수 있었다. 이러한 캐비티의 형성의 주요인은 결정립계에 존재하는 $\sim 5 \mu\text{m}$ 이상의 조대한 분산상들(Mg_2Si , $\text{Al}_2(\text{FeMn})$)로 인한 응력집중때문인 것으로 판단되며(Fig. 1(b)), 동적재결정된 결정립 크기도 불균일하며 500℃에서 변형하는 경우보다도 큼을 알 수 있다. 이와같이, 동적재결정 후의 불균일한 조직 및 입계에 존재하는 $\sim 5 \mu\text{m}$ 크기의 분산상들은 고온변형 중 응력집중원이 되고, 결국 파괴변형률을 저하시키는 원인으로 작용하리라 판단된다. 따라서, 5xxx 계열 알루미늄 합금의 경우 연신율 특성에 영향을 미치는 인자는 변형조직 내에 존재하는 분산상에 따라 달라질 것이며 이때 결정립의 형태에 따른 분산상의 분포가 매우 중요하게 작용함을 알 수 있다.

• 적정고온변형조건기의 설정

지금까지는 AA5083 합금을 고온변형함에 있어서 유동

Table 3 Constants of constitutive equations, power law and exponential law, for the hot deformed AA5083 alloy

AA 5083	350℃	370℃	400℃	430℃	450℃	480℃	500℃	520℃	
n'									
$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{n'} \exp(-Q/RT)$	13.28	23.69	12.44	9.44	6.89	4.65	5.22	4.07	
β									
$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta \sigma) \exp(-Q/RT)$	0.09	0.18	0.11	0.10	0.08	0.07	0.08	0.08	avg. 0.09

응력 및 연신율에 미치는 온도와 변형속도의 영향을 각각 개별적으로 언급하였다. 그러나, 실제 AA5083 합금의 고온가공시에 동적재결정에 의한 결정립미세화 효과 그리고 이에 따른 연신을 향상효과를 얻으려면 공정변수인 온도와 변형속도의 영향을 동시에 고려하여야 한다. 즉, 식(1)에 나타난 것처럼 온도로 보정된 변형속도식인 Zener-Hollomon 파라미터(Z)를 사용하여 이를 유동응력 또는 파괴변형을 등과 관련하여 해석하면 미세조직변화에 대한 유용한 정보는 물론 실험적 데이터가 없는 영역에서도 여러 가지 금속학적 조직변화를 예측할 수 있으므로 상당히 유용한 식이라 하겠다.

$$Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT) \tag{1}$$

본 연구에서처럼 고온변형 동안에 동적재결정을 유도하여 균일한 결정립도를 갖는 조건을 찾고 동시에 ~0.1 μm 이하의 미세한 Mg₂Si나 (FeMn)Al₂ 등의 분산상을 입게 나 입내에 고루 분산시킴으로써 동적연화 효과에 의한 결정립 미세화 및 연신을 향상을 위한 적정 변형조건을 얻기 위하여 Z 파라메타와 유동응력과의 관계를 Fig. 6(a)에, 그리고 Z 파라메타와 파괴변형률과의 관계를 Fig. 6(b)에 각각 나타내었다. Fig. 6(a)에서 알 수 있는바와 같이, Z 값에 따른 유동응력의 변화는 크게 두 영역으로 나눌 수 있었다. 즉, Z=1.73×10¹⁶/sec(370℃, 0.5/sec) 이하의 변형조건에서는 Z 값 증가에 따라서 유동응력이 거의 직선적으로 증가하는 경향을 나타내었으며, 이 이상의 값에서는 Z 값 증가에 따라 유동응력이 완만하게 증가하였

다. 일반적으로, 온도와 변형속도를 달리하는 AI 합금을 포함하는 금속재료에서 고온변형 후 동적재결정된 결정립 크기와 유동응력과의 관계는 다음과 같은 식⁽¹¹⁾으로 표현될 수 있다.

$$d^{-1} = a + b \log Z \tag{2}$$

$$\sigma = c + ed^{-1} \tag{3}$$

여기서, a, b, c, e는 상수, Z = $\dot{\epsilon} \exp(Q/RT)$ 이고, Q는 활성화에너지, R은 기체상수, d는 변형 후 결정립 또는 아결정립 크기이다.

식(2)는 동적재결정 후의 결정립 크기를 Z 파라메타로 표현할 수 있음을 나타내는 것으로써 Z 값이 클수록 결정립 크기가 작고 Z 값이 작을수록 결정립이 커진다는 것을 의미한다. 그리고 식(3)은 결정립 크기와 유동응력과의 관계를 나타내는 것으로써 결정립 크기가 작을수록 유동응력 즉 변형저항성은 증가하게 되는 것으로써, 역으로 해석하면 유동응력이 클수록 변형 후 결정립 미세화 효과가 큼을 예상할 수 있는 식이다. 따라서, 이와같은 사실로 미루어볼 때 본 연구에서와 같이 Z 값과 유동응력과의 관계가 선형적으로 변하는 구간과 완만하게 변하는 구간이 존재하는 경우에 동적재결정 발생에 의한 결정립 미세화 효과를 얻으려면 Z=1.73×10¹⁶/sec 이하의 변형조건에서 고온변형하는 것이 타당하다고 할 수 있겠다. 그리고 Z=1.90×10¹⁶/sec 이상의 변형조건에서는 변형속도와 변형온도의 조합이 달라질지라도 동적재결정된 결정립은 그 크기 차이가 작음을 알 수 있겠다.

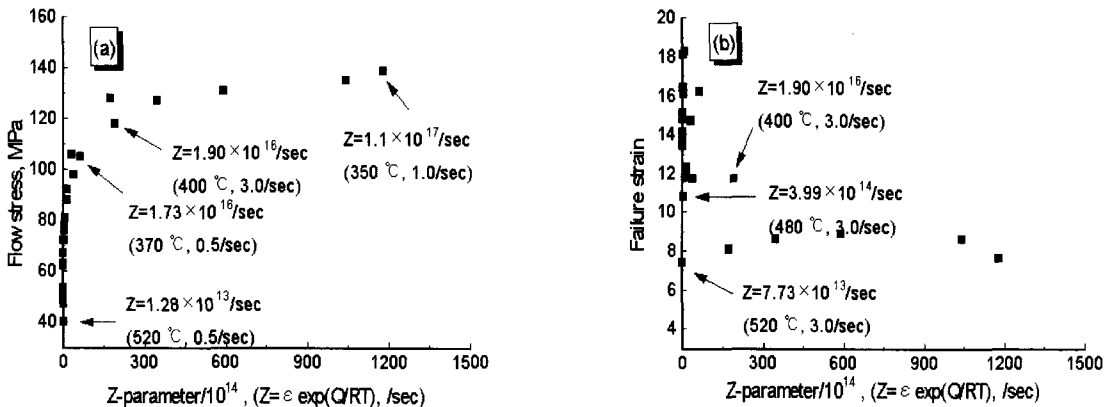


Fig. 6 Relationship between the (a) Zener-Hollomon parameter and flow stress (b) Zener-Hollomon parameter and flow strain of the AA5083 alloy deformed at various temperatures and different strain rates

한편, Fig. 6(b)의 파괴변형률과 Z 값과의 관계를 살펴 보면, Z 값에 따른 파괴변형률 변화 역시 유동응력의 변화와 마찬가지로 두 영역으로 나눌 수 있다. 즉, $Z=1.73 \times 10^{16}/\text{sec}$ (370℃, 0.5/sec) 이하의 변형조건에서는 Z 값 변화에 따라서 파괴변형률 차이가 뚜렷이 나타나는 반면 이 이상의 Z 값에서는 Z 값 증가에 따라 파괴변형률의 증가가 완만하게 나타났다. 따라서, AA5083 합금의 연신을 향상 위한 적정 변형조건은 $Z=1.73 \times 10^{16}/\text{sec}$ (370℃, 0.5/sec)의 변형조건이 바람직함을 알 수 있으며, 특히 $Z=6.72 \times 10^{14}/\text{sec}$ 를 만족하는 변형조건 예를 들어 430℃, 0.5/sec에서 고온변형하는 것이 결정립 미세화 및 연신을 향상 측면에서는 가장 바람직한 변형조건이라 할 수 있겠다. 이상의 본 연구 결과로부터 Z 파라미터를 사용하여 유동응력 및 파괴변형률을 변형속도와 온도와의 관계로써 정량화하는 것이 가능하였는데 $Z=6.72 \times 10^{14}/\text{sec}$ 를 만족하는 가공조건에서 고온변형하는 것이 이 합금의 미세조직이나 연신을 향상을 위해 필요한 조건임을 알 수 있겠다. 한편, 보고된 연구결과에 의하면^(1,12) Al-Mg 합금처럼 입계에 분산입자가 존재하지 않는 경우에 있어서 고온 연성저하가 나타나는 고온취성 현상은 일정한 Z 파라미터 범위에서 나타났으며 이를 열적 활성화에 의한 확산 크리프로 해석하였다. 그러나, Al-Mg 합금과는 달리 Al_6Mn 등의 조대한 제 2 상의 분산입자가 존재하는 Al-Mg-Mn 합금은 연신율감소(단면감소율로 표현)가 Z 파라미터에 의해 전체 온도 구간에서 하나의 곡선으로 표시되지 않았으며, 이때 고온취성의 원인으로 제 2 상 입자에서 발생하는 높은 응력집중 때문에 캐비티 형성이 용이해지기 때문이라고 하였다.

4. 결론

AA5083 합금을 320~520℃의 온도와 0.5, 1.0, 3.0/sec의 변형속도에서 고온변형하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

(1) 유동응력곡선 및 변형후 미세조직으로부터 AA5083 합금의 고온연화기구는 동적재결정임을 알 수 있었으며, 동적재결정 시작에 필요한 임계변형률 ϵ_c 와 피크변형률 ϵ_p 와의 관계(ϵ_p/ϵ_c)는 변형온도가 370→430→480℃로 증가함에 0.63→0.64→0.66으로 증가함을 알 수 있었다.

(2) 변형속도 및 변형온도에 따른 AA5083 합금의 유동응력 변화는 다음과 같이 지수함수식(exponential

law)으로 정량화 할 수 있었으며, 이때 활성화에너지 값은 ~203.7 kJ/mol 로써 다른 Al-(2~3)Mg 합금재료보다 높았으며 이는 Mn에 의한 고용강화효과 때문이었다.

$$\dot{\epsilon} = 5.20 \times 10^{11} \exp(0.09\sigma) \exp(-203.7kJ/RT)$$

(3) 고온변형시 ~480℃에서 연신율의 감소는 동적재결정 후의 결정립 크기가 불균일하고 결정립계에 존재하는 Mg_2Si 나 (FeMn) Al_2 등의 조대한 분산상 때문에 변형중 응력집중이 발생하였기 때문이었다.

(4) AA5083 합금의 결정립 미세화 효과와 연신을 향상을 위한 적정 변형조건은 Z 파라미터를 이용하여 표현할 수 있었으며, $Z=6.72 \times 10^{14}/\text{sec}$ 를 만족하는 온도와 변형속도에서 고온변형하는 것이 결정립 미세화와 함께 연신율을 향상시킬 수 있는 변형조건이었다.

후 기

본 연구는 1995년도 인하대학교 RRC(황해권수송 시스템 연구센터)의 지원으로 수행되었으며 이에 감사드립니다.

참고문헌

- (1) 大塚正久, 堀内良, 1984, "Ductility Loss of Al-Mg Alloys at High Temperatures", J. of Japan Inst. Metals, Vol. 48, pp. 688~693.
- (2) G. Itoh and H. Suzuki, 1985, "High Temperature Embrittlement of Al-5%Mg Alloy Affected Mainly by Additional Elements", 輕金屬, Vol. 35, No. 9, pp. 501~506.
- (3) 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.
- (4) 고병철, 홍홍기, 유연철 : SiC_p/AA2024 복합재료의 고온연화 및 변형속도 민감도에 미치는 SiC_p 크기의 영향, 대한금속학회, in press.
- (5) M. C. McQueen and M. E. Kassner, 1988, "Superplasticity in Aerospace", H. C. Heikkinen and T. R. McNelly (eds.), Met. Soc. AIME, Warrendale, PA, pp. 77~96.
- (6) T. Sheppard, M. A. Zaidi, M. G. Tatcher, and N. C. Parsons, 1986, "Aluminum Alloys Physical

- and Mechanical Properties”, E. A. Starke and T. H. Sanders(eds.), EMAS Warley, U.K. pp. 155~178.
- (7) 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.
- (8) 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.
- (9) 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.
- (10) X. Xia, P. Sakaris and H. J. McQueen, 1994, “Hot Deformation, Dynamic Recovery, and Recrystallization Behavior of Aluminum 6061-SiCp Composites”, Mater. Sci and Technol., Vol. 10, pp. 487~496.
- (11) 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.
- (12) 김병일, 吉田冬樹, 中島英治, 吉永日出男, 1997, “Al-Mg-Mn 합금의 고온연성 저하에 미치는 분산입자의 효과”, 대한금속학회지, Vol. 35, No. 9, pp. 1109~1115.