

Al-Mg합금의 압연변수에 따른 미세구조의 변화와 고온인장특성

金泰圭 · 全彩洪 · 權肅仁 · 朴鍾雨*

고려대학교 공과대학 금속공학과

*한국과학기술 연구원

The effects of rolling process on microstructures and high temperature tensile properties of Al-Mg alloy

Tae-Kue Kim, C.H. Jeon, S.I. Kwun and Jong-Woo Park

Department of Metallurgical Engineering, Korea University, Seoul 136-701

*Korea Institute of Science and Technology, Seoul, 136-791

ABSTRACT

The effect of alloying elements, precipitate size, its distribution, and dislocation substructure resulted from warm rolling or cold rolling in the superplastic Al-Mg alloy system was investigated. One of the major requirements for fine structure superplasticity is that the grain size should be very small. Fine grain structure is controlled by the dislocation substructure and the dynamic recrystallization during hot or warm working. The recovery of Al-Mg base alloys was constrained resulting in relatively high dislocation density when the alloys were warm rolled. In particular, Al-Mg-Zr alloy exhibited the smallest sub-grain size among Al-Mg alloys containing Mn, Cu, Zr as a third element.

The Al-Mg-Mn alloy cold rolled 80% after hot rolling showed the maximum strain rate sensitivity exponent, m , of 0.75 under strain rate of $7.1 \times 10^{-4}/s$ at $500^\circ C$. The elongation of the alloys was limited in spite of high m values due to large dispersoids containing appreciable amount of Fe impurities.

1. 서 론

초소성변형이란 재료가 necking의 과정 없이 많은 소성변형을 일으키는 것을 뜻하며 일반적으로 초소성 현상이 일어날 때의 유동응력은 매우 작다¹⁾. 초소성 재료는 높은 변형속도민감도 값을 갖으며, 낮은 응력으로도 높은 연신율을 얻을 수 있기 때문에, 초소성 공정은 복잡한 모양을 기체로 압력을 가하여 성형하는 blow forming 방식으로 여러 번의 공정을 거치지

않고 하나의 공정으로 끝낼 수 있다는 장점^{2,3)}을 가지고 있다. 이로 인해서 금형비의 절감, 재료절약, 성형품의 디자인 개선, 경량화와 내구성 증대 등 파생되는 여러 가지 좋은 효과는 초소성 연구를 추진하는 원동력이 되고 있다⁴⁾.

다결정 금속의 초소성거동은 크게 2가지로 나눌 수 있는데, 그 한가지는 미세구조 초소성이며 다른 하나는 내부응력 초소성이다. 이중 본 연구에서 깊이 있게 다루고자 하는 것은 미세구조 초소성으로 미세구

조 초소성 현상이 일어나기 위해서는 높은 인장연신율과 균일하며 얇은 두께를 유지하기 위한 높은 변형속도민감도⁵⁾, 미세한 결정립⁶⁾, 미세한 제2상의 균일한 분포⁷⁾, 적절한 변형속도와 변형온도⁸⁾ 등이 필요하다는 것이 알려졌다. 초소성 현상을 나타내는 합금계는 주로 Ni, Ti, Al 합금계이며 이중 Al 합금계에서 초소성 성형의 가장 중요한 요건은 미세한 결정립이다. 이러한 미세한 결정립을 얻는 공정으로는 냉간 압연 후 재결정처리를 거치는 정적 재결정형^{9,10)}과 초소성 변형도중에 일어나는 동적, 정적 재결정을 통한 동적 재결정형¹¹⁾의 두 가지가 있다. 이중 후자의 경우가 공정이 비교적 간단하여 산업화에 유리하며 더욱 미세한 결정립을 얻을 수 있다고 알려져 있다. 동적 재결정을 일으키기 위해서는 낮은 적층결합에너지를 가져야 하며, 재결정을 촉진시킬 수 있는 많은 양의 미세한 제2상의 존재가 필수적이다¹²⁾.

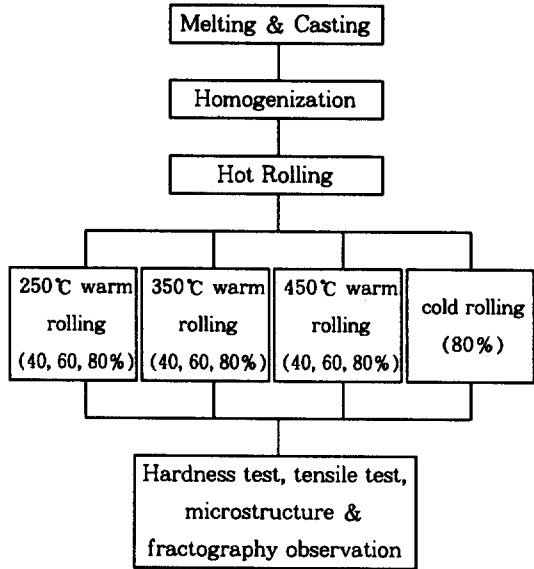
Al-Mg합금계는 낮은 적층결합에너지¹³⁾를 가지며, 강도, 내식성, 용접성, 경제성을 두루 갖추어 상용 초소성용 Al합금의 2/3를 점유하고 있으나 현재 개발된 재료는 $10^{-3} \sim 10^{-4}$ /s의 느린 속도에서 연신율이 300~460%에 불과하다. 보다 빠르게 많은 제품을 생산하기 위해서는 빠른 변형을 속도에서 초소성을 일으킬 수 있는 합금계와 열처리조건의 연구가 필요하다. 이렇게 보다 빠른 속도에서 높은 연신율을 얻기 위해서는 결정립 크기를 줄이고 동적 재결정을 일으킬 수 있는 장소(제2상)를 확보해야 한다. 따라서 본 연구에서는 Al-Mg합금계에서 냉간, 온간 가공을 행하여 아결정립의 형성과 동적 재결정을 일으키기 위한 가공량 및 가공온도의 영향을 조사하였다. 또한 Mn, Cu, Zr 등의 합금원소를 첨가하여 생성되는 제2상이 변형조직에 미치는 영향과 이들이 고온인장 연신율에 미치는 영향을 고찰하였다.

2. 실험방법

본 연구에서는 Al-5wt.%Mg합금을 기본으로 하여 제3원소가 첨가되지 않은 합금을 Al-Mg합금, 0.

7wt.%의 Mn을 첨가한 것을 Mn첨가합금, 0.6wt.%의 Cu를 첨가한 것을 Cu첨가합금, 0.15wt.%의 Zr를 첨가한 것을 Zr첨가합금이라 칭하였다. 이들 합금의 준비 과정을 Table 1에 나타내었다.

Table 1. Flow chart of experimental procedures.



이들 합금은 각 조성에 맞추어 흑연도가니에 넣고 고주파 대기용해로를 사용하여 용해하였다. 용융된 금속은 95mm×62mm×170mm의 사각 단면 금형에 10cm내화벽돌로 압탕을 설치하여 주조한 후 상온까지 공냉시켜 약 3.2kg의 주괴를 얻었다. 이와 같이 얻어진 주괴는 승온속도를 3°C/min으로 하여 440°C까지 가열하여 24시간 유지하고 다시 0.1°C/min으로 520°C까지 가열한 후 24시간 유지하여 공냉하는 2단계 균질화 처리를 하였다. 이후 ICP 분석을 행하였으며 분석결과를 Table 2에 나타내었다. 이런 방식으로 균질화 처리된 괴의 표면을 면삭하여 50mm×70mm×90mm의 크기로 가공하였다. 열간 압연은 두께가 50mm인 시편을 500°C에서 1시간 유지 후 70% 압연 하였다. 온간압연량과 가공온도에 따른 미세조직의 관찰을 위해서 한번의 압연으로 압연량 40, 60, 80%를 얻을 수 있도록 두께가 단계

적으로 다른 시편으로 기계가공 하였다. 이러한 시편을 각각 250, 350, 450℃에서 1시간씩 유지한 후 pass로 최종 두께가 2mm가 되도록 온간압연하여 공냉하였다. 이후 TEM으로 온간압연된 각 시편들을 관찰하여 아결정립, 전위셀 등의 형태를 관찰하여 회복의 정도를 관찰하였다. 그리고 온간압연 된 재료와 비교를 위하여 냉간압연을 80% 행한 재료의 초소성 거동도 조사하였다.

Table 2. The actual chemical composition of the Al alloys investigated in this study. (wt.%)

	Mg	Mn	Cu	Zr	Al
Al-Mg	4.7	0	0	0	bal.
Al-Mg+Mn	4.87	0.56	0	0	bal.
Al-Mg+Cu	4.82	0	0.66	0	bal.
Al-Mg+Zr	5.05	0	0	0.11	bal.

초소성능의 주요 지표로 인정되는 변형속도민감도 지수(m)를 먼저 각 합금조건에 80% 냉간압연 재료에 대하여 측정하였다. 가장 높은 변형속도민감도 지수 값은 Mn 첨가합금의 시험에서 얻어졌으며 또한 변형속도민감도 값의 각 합금별 차이가 매우 크므로 온간압연 재료의 고온인장에 의한 변형속도민감도 측정은 Mn 첨가합금에만 수행하였다. 인장시편은 게이지 길이가 9mm, 두께 2mm, 폭 2mm의 판상을 제작하였다. 고온인장시험은 온도 500℃의 대기분위기에서 $5 \times 10^{-4} \sim 5 \times 10^{-3}$ /s의 범위에서 수행하였다. 상온에서 목적온도까지 10분 동안 승온하였으며 노 내부의 안정화를 위하여 15분간 유지한 후 인장 시험하였다. 인장시험 후 SEM(Hitachi사 S-2400)을 이용하여 고온인장후의 결정립을 관찰하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3-1 경도시험

제3원소가 없는 Al-Mg합금의 경도시험 결과를 Fig. 1에 나타내었다. 온간압연온도가 올라갈수록 경

도 값은 조금씩 감소하는 경향을 나타내었으나 그 변화는 미미하였다. 가장 높은 온도 및 압연량의 조건인 450℃ 80%의 온간압연조건에서도 급격한 경도 값의 변화가 없는 것으로 볼 때 재결정이 발생하지 않았음을 추측할 수 있었다. 이것은 온간압연 후 시편의 두께가 매우 얇아 급속한 냉각이 이루어졌으며 따라서 재결정이 일어나지 않은 것으로 여겨진다.

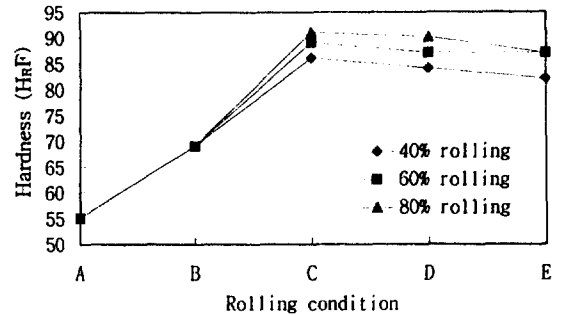


Fig. 1 Variation of hardness of hot rolled Al-Mg alloys.

- A : homogenization
- B : homogenization + 500℃ hot rolling
- C : homogenization + 500℃ hot rolling + 250℃ rolling
- D : homogenization + 500℃ hot rolling + 350℃ rolling
- E : homogenization + 500℃ hot rolling + 450℃ rolling

3-2 온간압연 후의 광학관찰 결과

Fig. 2는 가공량과 온도를 변수로 하여 Al-Mg합금에서 온간압연조건에 따른 재결정립의 형성을 가장 잘 보여주는 측면방향의 광학관찰 결과이다. 사진에서 볼 수 있듯이 광학현미경으로 관찰할 수 있는 정도의 크기로의 재결정은 발생하지 않았다. 따라서

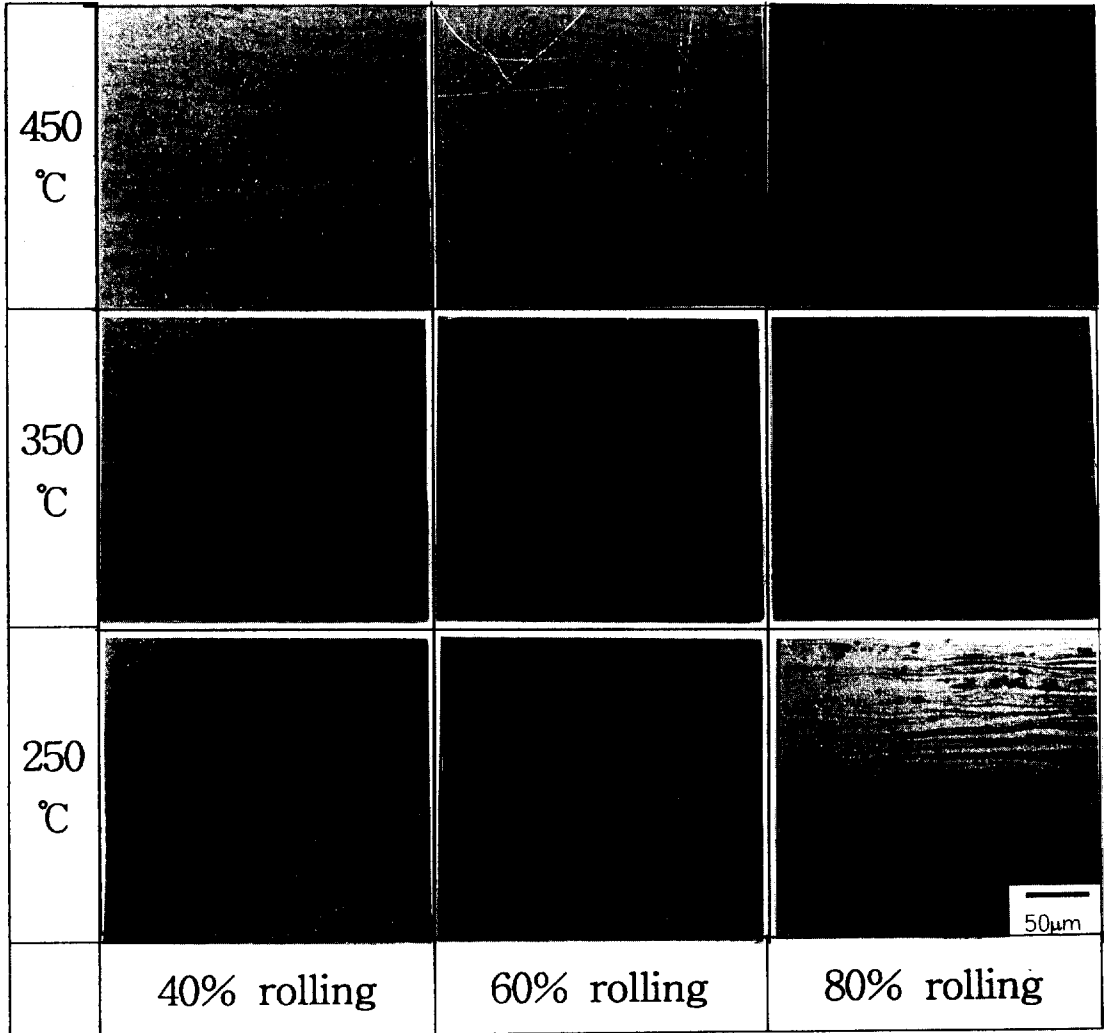


Fig. 2. Optical micrographs of hot rolled Al-Mg alloy in transverse direction.

경도시험 결과와 함께 고려해 볼 때 본 실험의 온간 압연 조건에서는 동적 혹은 정적인 재결정이 발생하지 않았음을 확인할 수 있었다. 이러한 경향은 Mn, Cu, Zr을 첨가한 합금들에서도 비슷하게 나타났다.

3-3 온간압연 후의 TEM 관찰 결과

Fig. 3은 열간압연 후의 Mn 첨가합금과 Zr첨가합

금에서 관찰된 제2상들의 TEM관찰 결과이다. Mn 첨가합금의 경우에 0.5~1µm길이의 막대형의 제2상들이 발견되었는데, Fig. 3(a)는 이들 중 하나를 보여주고 있다. Fig. 3(b)는 Zr 첨가합금의 경우로 0.05~0.1µm의 크기를 가진 제2상을 보여주고 있다. 이러한 제2상은 온간압연시 전위의 이동을 억제시키고 아결정립의 성장을 억제시킬 것으로 기대된다. 이

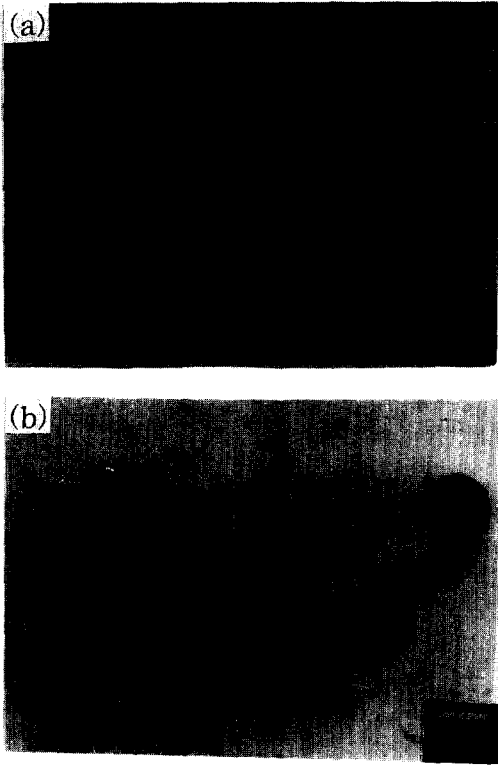


Fig. 3. TEM micrographs of dispersoids in Al-Mg-Mn and Al-Mg-Zr alloys.
(a) Al-Mg-Mn (b) Al-Mg-Zr



Fig. 4. TEM micrographs of warm rolled Al-Mg alloys.
(a) Al-Mg-Mn alloy 80% Rolling at 350°C
(b) Al-Mg-Zr alloy 80% Rolling at 450°C
(c) Al-Mg-Zr alloy 40% Rolling at 450°C



러한 증거라고 생각되는 관찰 결과가 Fig. 4에 나타나 있다.

Fig. 4(a)는 Mn 첨가합금의 경우로 약 $0.5\mu\text{m}$ 의 크기를 갖는 막대형의 제2상에 의해 아결정립계의 이동이 억제된 모습을 보이고 있으며, Fig. 4(b)와 Fig. 4(c)는 Zr첨가합금에서 관찰된 것으로 Fig. 4(b)는 구형의 제2상에 의해 아결정립의 이동이 억제된 모습을 보여주고 있으며, Fig. 4(c)에서는 전위셀이 제2상에 걸려 있는 모습을 보이고 있다. 이와 같은 TEM관찰 결과는 선행된 Humphry 등¹⁴⁾과 Li¹⁵⁾의 연구와도 잘 일치하며, 따라서 본 조성의 제2상들

은 아결정립계와 전위의 이동을 억제하여 회복의 거동을 지연시킨다고 할 수 있다.

제2상들이 전위셀이나 아결정립과 상호 작용한다는 것을 확인한 후 전위셀과 아결정립의 생성과 크기를 중심으로 TEM 관찰을 하였다.

Fig. 5는 제3원소를 첨가하지 않은 합금인 Al-Mg 합금의 온간압연량과 온도변화에 따른 TEM 관찰 결과이다. 온간압연량이 40%인 경우, 모든 온간압연 온도에서 전위셀들만 관찰될 뿐 아결정립의 형성은 관찰되지 않았다. 이에 비해 가공량이 60%일 때는 350℃에서 온간압연 후에도 국부적으로 아결정

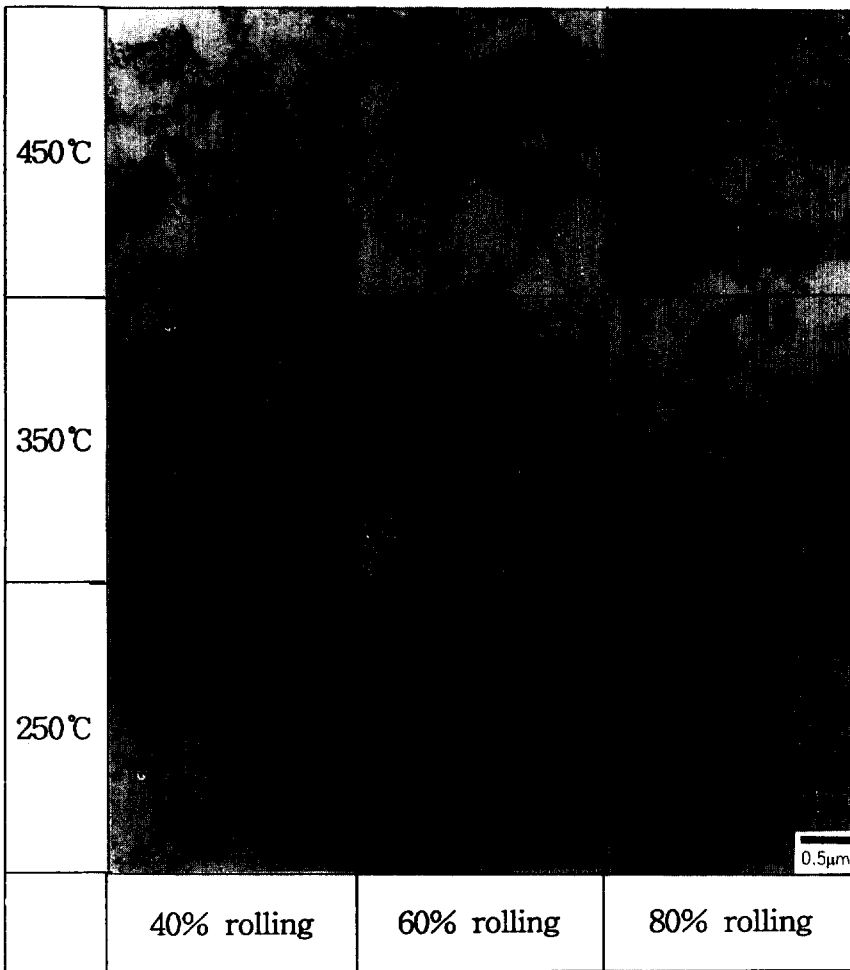


Fig. 5. Typical microstructures of Al-Mg alloy rolled in various conditions.

립이 발견되고 있었으며, 450℃에서의 아결정립의 크기는 350℃에 비해서 더 커지고 있었다. 가장 가공량이 많은 80%의 압연량을 가한 조건의 경우, 250℃에서도 부분적이지만 매우 작은 크기의 아결정립을 보이고 있고 온간압연 온도가 증가함에 따라 아결정립의 크기가 커지고 있음을 관찰할 수 있다. 이렇게 온도가 증가할수록 전위셀보다는 아결정립이 주로 관찰되어지며, 그 크기도 증가한다는 것은 기존에 보고된 많은 연구와 일치하는 결과이다^{16), 17)}. Mn 첨가합금, Cu 첨가합금의 TEM관찰 결과 제3원소가 첨가되지 않은 Al-Mg합금과 큰 차이를 보이지

않고 있었다.

Zr 첨가합금의 온간압연 후 TEM관찰 결과가 Fig. 6에 나타나 있다. 전반적으로 제3원소가 첨가되지 않은 Al-Mg합금보다 아결정립의 크기가 많이 작아져 있는 것을 관찰할 수 있었으며, 가공량이 60% 일 때에도 전위셀의 구조만이 보일뿐 아결정립들은 거의 관찰되고 있지 않았다. 따라서 Fig. 5의 제3원소를 첨가하지 않은 Al-Mg합금과 비교해 볼 때 회복의 거동이 많이 억제되고 있는 것을 알 수 있으며, 450℃, 80%의 경우를 제외하면 전 부문에서 회복의 거동이 일어나지 않고 있다. 따라서 전체적으로 보면

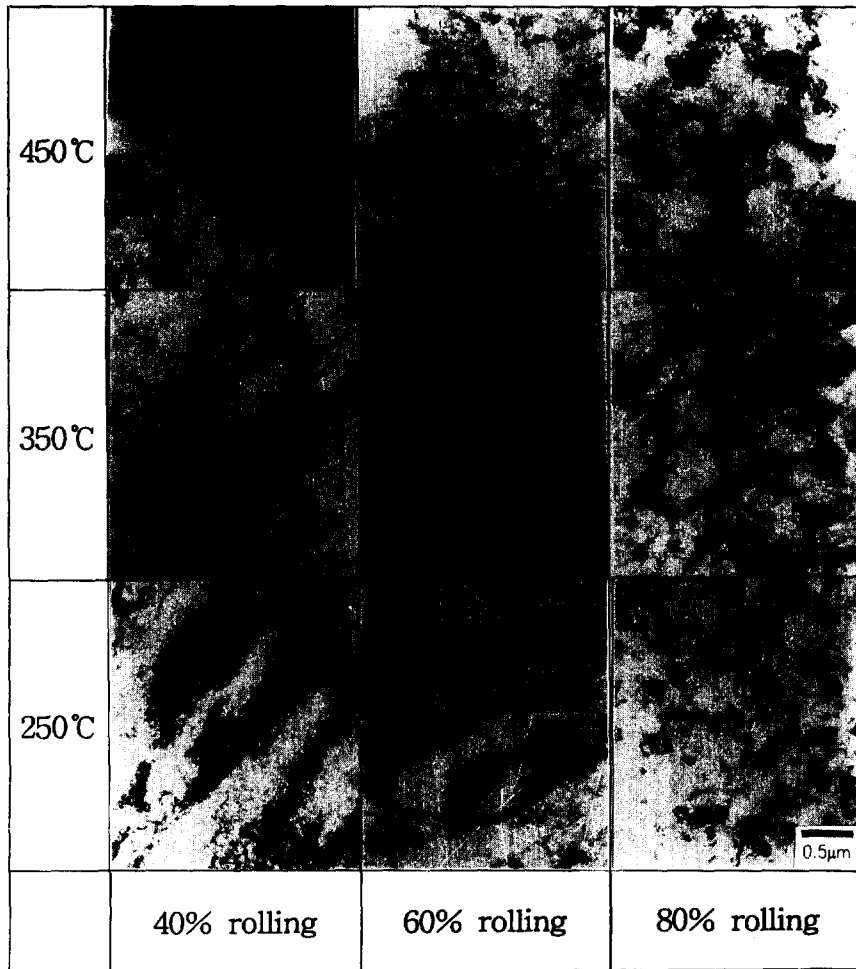


Fig. 6. Typical microstructures of Al-Mg-Zr alloy rolled in various conditions.

Zr 첨가합금에서 회복이 가장 많이 억제되고 있음을 확인할 수 있었다.

3-4 냉간압연재의 고온인장결과

냉간압연을 80% 행한 재료에 대해 고온인장시험을 500℃에서 다양한 공칭 변형속도($5 \times 10^{-4} \sim 5 \times 10^{-3}$)로 수행하였으며 그 결과를 Fig. 7에 나타내었다. 그림에서 볼 수 있듯이 m값은 Mn 첨가합금에서 약 0.75로 나타났으며 이 값은 Al-Mg합금계의 초소성재료에서 요구하는 0.7이상의 m값을 만족하고 있다. 그 외 Cu 첨가합금, Zr 첨가합금의 경우에는 약 0.51~0.55의 값을 나타내고 있었으며, m값이 증가할수록 최대 유동용력이 감소하는 경향을 나타내고 있었다. 이러한 결과의 이유를 알고자 고온인장

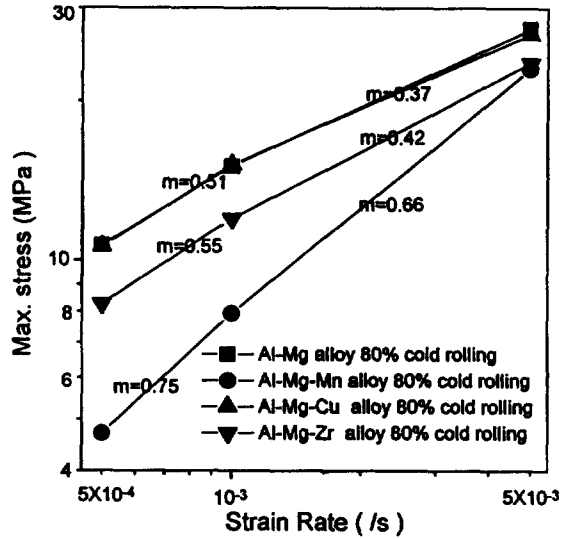


Fig. 7. Log-log plot of maximum stress vs. strain rate for 80% cold rolled Al-Mg alloys.

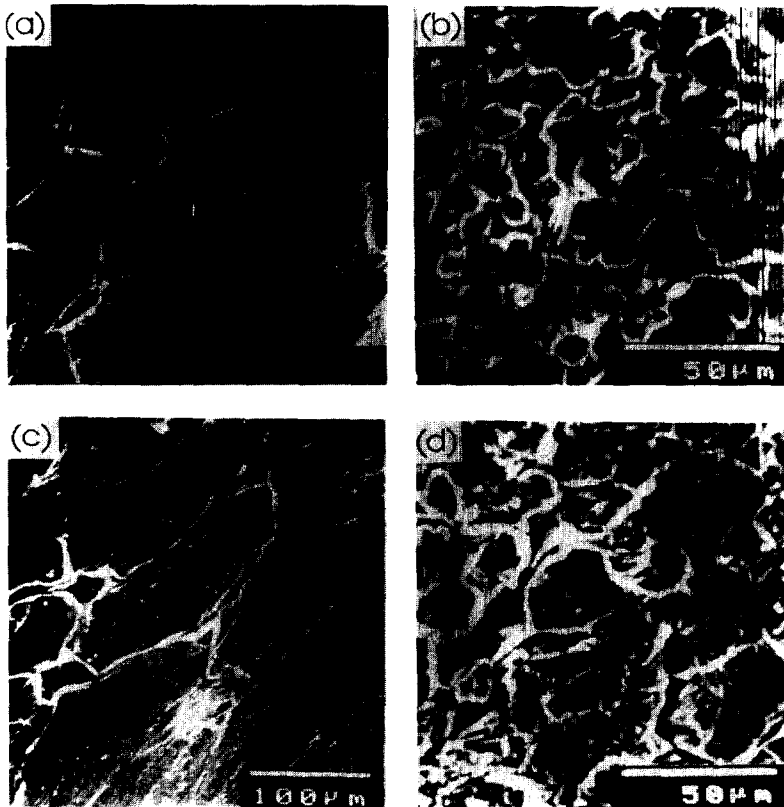


Fig. 8. Grain morphologies of cold rolled Al-Mg alloys after tensile test.
 (1) Al-Mg (b) Al-Mg-Mn
 (c) Al-Mg-Cu (d) Al-Mg-Zr

후의 시편의 측면을 SEM으로 관찰한 결과를 Fig. 8에 나타내었다. Fig. 8(b)는 Mn 첨가합금의 경우로 약 10 μ m크기의 결정립을 갖는 것을 알 수 있었으며, 이러한 정도의 결정립 크기는 초소성현상이 나타날 수 있는 조건을 만족하였고 따라서 변형속도민감도가 높게 나타났다. Zr 첨가합금의 경우에 결정립 크기가 대략 30~50 μ m임을 알 수 있었으며(Fig. 8(d)), 결정립 크기의 증가로 인해 m값이 Mn 첨가합금에 비해 작아짐을 알 수 있다. Cu 첨가합금의 경우(Fig. 8(c))에는 100~200 μ m사이의 결정립 크기를 갖고 있었으며 제3원소가 첨가되지 않은 Al-Mg합금(Fig. 8(a))과 비교해 볼 때 유사한 결정립 크기를 갖고 있었다. 따라서 Cu 첨가합금에서는 회복의 거동에 있어서나 고온인장에 있어서나 미세조직에 어떤 변화를 나타내고 있지 않았으며 Zr 첨가합금은 온간압연시 회복의 거동에 미치는 영향은 탁월하나 고온인장 후의 결정립 크기를 보면 결정립 미세화에 미치는 영향은 Mn이 첨가된 합금에 비해 적다고 할 수 있다.

3-5 온간압연재의 고온인장 결과

냉간압연재가 고온인장에서 가장 높은 m값을 나타내었으며 결정립의 크기도 가장 미세했던 Mn 첨가합금에 대해서 온간압연재의 고온인장시험을 행한 결과를 Fig. 9와 Fig. 10에 나타내었다. Fig. 9는 온간압연 온도가 250 $^{\circ}$ C일 때의 경우로, 가공량이 가장 많은 80%조건에서 m값이 가장 크게 나타났으나 이 값은 Fig. 7에 보여준 Mn 첨가합금의 냉간압연조건에서 나타난 값에는 미치지 못하는 것이었다. 가공량이 40, 60%인 경우의 m값은 대략 0.54~0.57사이를 나타내었으며 m값이 증가할수록 최대 유동응력이 감소하는 경향은 냉간압연재의 경우(Fig. 7)와 마찬가지로 나타났다. Fig. 10은 가공량 80%의 경우로 가공온도에 따른 m값의 변화를 살펴본 그림이다. 이 그림에서 알 수 있듯이 m값은 가공온도가 가장 낮은 250 $^{\circ}$ C에서 가장 크게 나타났으며, 가공온도가 350, 450 $^{\circ}$ C인 경우에는 m값이 대략 0.58~0.60가량을

나타내었다.

이러한 결과를 나타내는 이유를 알고자 고온인장을 행한 시편을 SEM으로 관찰한 결과를 Fig. 11에 나타내었다. Fig. 11(a)는 250 $^{\circ}$ C에서 80%온간압연한 것으로 결정립 크기는 대략 15~20 μ m임을 알 수

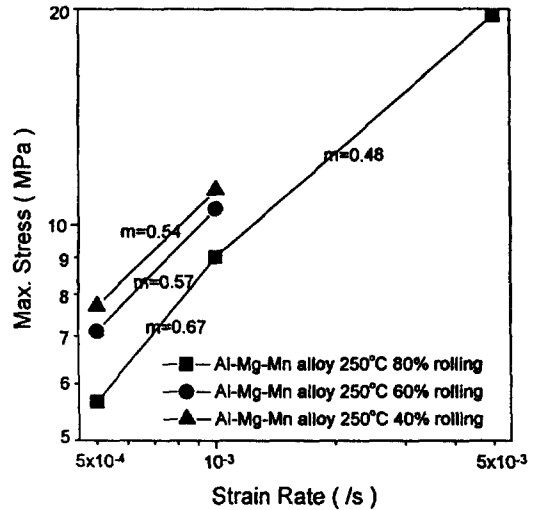


Fig. 9. Log-log plot of maximum stress vs. strain rate for 40, 60, 80% warm rolled (250 $^{\circ}$ C) Al-Mg-Mn alloy.

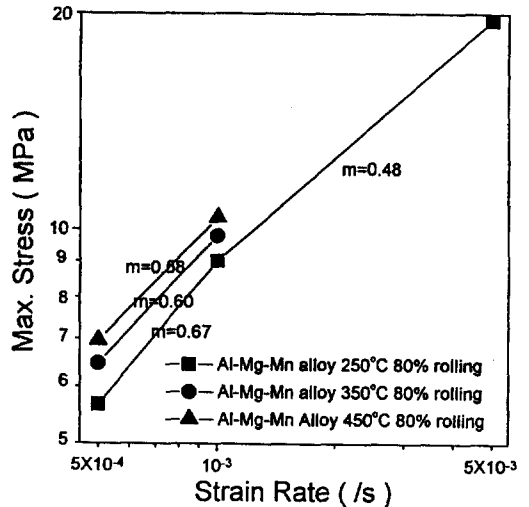


Fig. 10. Log-log plot of maximum stress vs. strain rate for 80% warm rolled (250 $^{\circ}$ C, 350 $^{\circ}$ C, 450 $^{\circ}$ C) Al-Mg-Mn alloy.

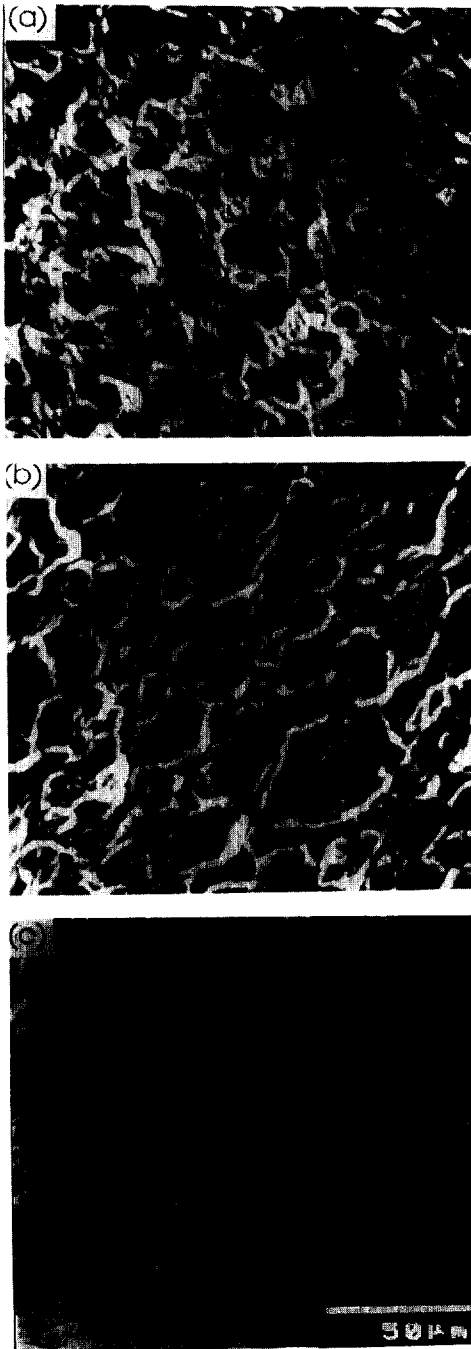


Fig. 11. Grain morphologies of warm rolled Al-Mg-Mn alloy after tensile test.
 (a) 80% rolled at 250°C
 (b) 40% rolled at 250°C
 (c) 80% rolled at 450°C

있었으며, Fig. 11(b)는 250°C에서 40%, Fig. 11(c)는 450°C에서 80% 온간압연한 것이다. 그림에서 보는 바와 같이 압연량이 줄어들고 압연온도가 높아질수록 고온인장이후의 결정립 크기가 조대해짐을 알 수 있다. 이러한 결과에 비추어 볼 때 가공온도가 낮은 것이 초소성거동에 필요한 높은 m값을 얻는데 유리하며 따라서 본 실험결과에서는 가장 낮은 가공온도인 냉간압연, 그리고 가장 압연량이 많은 80% 압연조건에서 가장 높은 m값을 관찰할 수 있었다.

3-6 연신율과 미세구조

Mn 첨가합금에서 가장 높은 변형속도민감도 값과 가장 미세한 결정립 크기를 얻었으나 약 160%의 낮은 연신율을 보였다. 이 수치는 초소성재료로서 사용

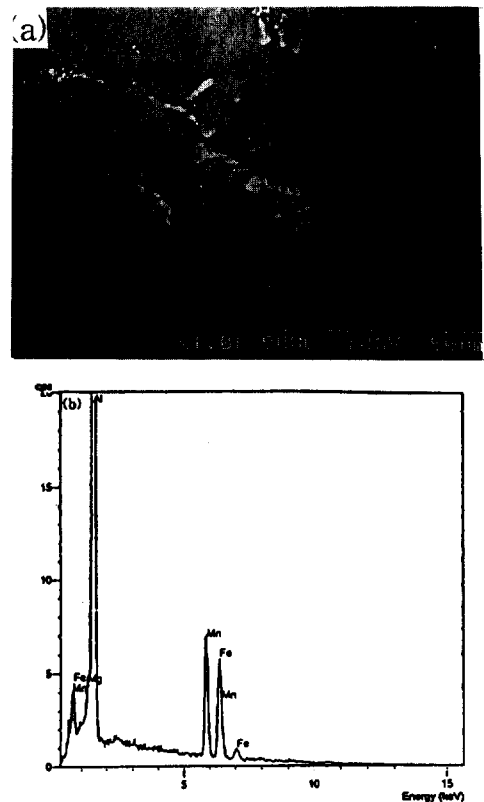


Fig. 12. SEM micrograph and EDS analysis of a large dispersoid.
 (a) SEM micrograph of a large dispersoid.
 (b) result of EDS analysis.

할 수 없는 범위이며 따라서 높은 m값과 작은 결정립 크기임에도 낮은 연신율을 보이는 이유를 알고자 SEM을 통하여 미세구조관찰을 행하였다. Fig. 12의 (a)는 열간압연 후 경면연마한 시편을 SEM으로 관찰한 결과이다. 그림에서 보여지는 것과 같이 조대한 정출물들이 관찰되었으며 Fig. 12(b)는 이러한 정출물들의 EDS분석결과로서 이들에 Fe가 0.13wt. % 정도로 다량 함유되어 있었다. 이러한 결과는 주조시 불순물로 혼입된 Fe가 Al과 반응하여 조대한 정출물을 형성하였기 때문이라 사료된다. 이러한 정출물이 고온인장시 파괴에 어떤 영향을 주는지 알아보기 위해서 500℃, 10⁻³/s의 고온인장조건에서 Mn 첨가합금을 80% 냉간압연한 조건을 120%까지 인장한 후 경면연마하여 SEM관찰을 행하였다. Fig. 13(a)에서 보면 Fig. 12에서 본 것과 같은 조

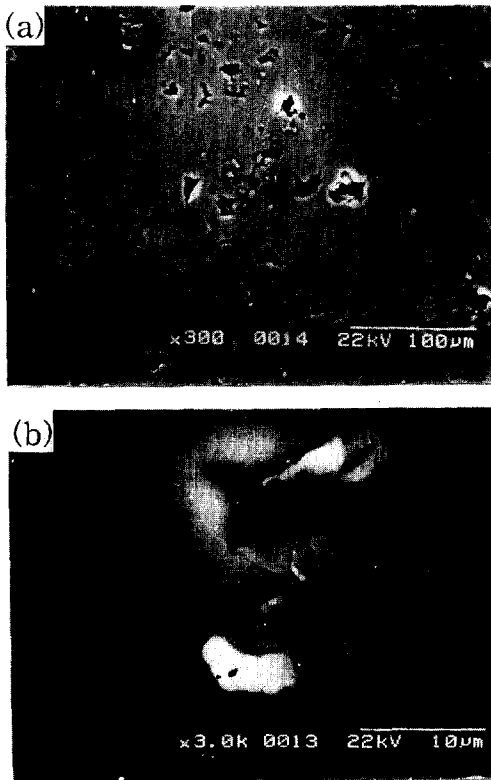


Fig. 13. SEM micrographs of 80% cold rolled Al-Mg-Mn alloy after tensile test at 500°C.
(a) $\times 300$ (b) $\times 3000$

대한 정출물들과 커다란 공공들이 다량 분포하고 있음을 알 수 있으며 이러한 공공들을 더욱 고배율로 관찰한 Fig. 13(b)를 보면 조대한 정출물에서 공공들이 생성되어 이것이 결정립계를 따라 전파되어 나감을 알 수 있었다. 따라서 본 실험 재료에서 높은 m값과 작은 결정립 크기에 비추어 낮은 연신율을 보인 것은 주조시에 혼입된 Fe에 의한 조대한 정출물을 때문이라 사료된다.

4. 결 론

Al-Mg합금과 이것에 제3원소를 첨가한 합금의 온간압연에 따른 미세조직과 고온인장성을 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 온간압연으로는 회복이 일어날 뿐 재결정은 발생하지 않았다.
2. 합금에서 회복이 일어날 때 미세한 제2상은 아결정립계와 전위선의 이동을 억제한다.
3. Cu는 회복속도나 결정립 크기에 아무런 영향을 못미치나 Zr은 회복속도를 억제하고 Mn은 결정립성장을 억제한다.
4. 모든 합금 조건에서 가공온도가 낮을수록 가공량이 많을수록 높은 m 값을 나타내었으며, Mn 첨가합금에서는 0.75라는 큰 m값이 나타났다.

5. 참고문헌

1. J.W. Edington, K.N. Melton and C.P. Cutler : Progress in Materials Science, 21, (1976) 61
2. C.A. Henshall, J. Wadsworth, M.J. Reynolds and A.S. Barnes : Materials and Design, 8, (1987) 324
3. N.E. Patonn and C.H. Hamilton : Superplastic Forming of Structural Alloys, The Metallurgical Society of AIME, Warrendale, (1982)

4. Wu Tiemin and Tang Tiecheng : The 3rd International Conference on Aluminium Alloys, II, (1992) 127
5. D. Lee : Acta Metall., 17, (1969) 1057
6. A. Ball and M.M. Hutchinson : J. Metal. Sci., 3, (1969) 1
7. J.W. Chung and J.R. Cahoon : J. Metal. Sci., 13, (1979) 635
8. D.A. Holt, W.A. Backofen : J. Metal. Sci., 59, (1966) 755
9. J.S. Ventrano, C.A. Lavender, C.H. Hamilton, M.T. Smith and S.M. Bruemmer : Scripta Metall., 30, (1994) 565
10. R. Verman, A.K. Ghosh, S. Kim and C. Kim : Mat. Sci. and Eng. A191, (1995) 143
11. 박종우, 김희수, 문인기, 하기윤, 이덕열 : 한국재료학회지, 5, (1995) 132
12. O.D. Sherby and P.M. Burke : Progress in Materials Science, 13, (1962) 325
13. M. Ueki, S. Horie and T. Nakamura : Aluminium Alloys Physical and Mechanical (E.A. Starke and T.H. Sanders eds.), EMAS, Warley, U.K, (1986) 419
14. F.J.Humphreys : Acta Metall., 25, (1977) 1323
15. Fen Li : The 3rd International Conference on Aluminium Alloys, II, (1992) 121
16. H.J. McQueen : Hot Deformation of Aluminium Alloys (T.G. Langdon et al. eds.), Met. Soc. AIME, Warrendale, (1991) 105
17. B. Verlinden, P. Wouters, H.J. McQueen, E. Aernodudt, L. Delaey, S. Cauwenberg : Mat. Sci. Eng., A123, (1990) 229