

## 상용 AZ31B Mg합금 판재의 어닐링에 따른 집합조직 변화 및 결정립 이상 성장

양권승\* · 윤성식 · 장우양 · 강조원†  
조선대학교 금속재료공학과, \*조선대학교 신소재공학과

### Effects of Annealing on the Texture Development and Abnormal Grain Growth in a Commercial AZ31B Mg Alloy Sheet

G. S. Yang\*, S. S. Yoon, W. Y. Jang, J. W. Kang†

Dept. of Metallurgical Engineering, Chosun University, Gwangju 501-759, Korea  
\*Dept. of Advanced Materials Engineering, Chosun University, Gwangju 501-759, Korea

**Abstract** In order to provide with fundamental data of the wrought Mg alloy for press forging, the effect of annealing temperature on the microstructure, texture development and tensile properties is studied in a commercial AZ31B Mg alloy sheet. Basal texture *i.e.* (0001)  $\pm$  5°[2130] is developed in a commercial AZ31B Mg sheet, and the texture is not changed considerably by annealing over 400°C  $\times$  30 min, while (10 $\bar{1}$ 0) component with high intensity can be observed due to abnormal grain growth. When the sheet is tensile-deformed with RD, 45° and TD directions at room temperature, fracture strains are given by 25.8, 21.4 and 11.9% in the order of RD, 45° and TD directions, respectively. With increasing annealing temperature up to 450°C  $\times$  30 min, little change in mean grain size can be revealed by annealing below 300°C  $\times$  30 min but an abnormal grain growth, where some grains become significantly coarser than the rest, occurs by annealing above 400°C  $\times$  30 min. The maximum tensile strain of around 25% is obtained by annealing below 300°C  $\times$  30 min, but it is abruptly decreased to 16% by annealing above 400°C  $\times$  30 min owing to intergranular fracture of abnormal grown grains.

(Received October 30, 2008; Revised November 7, 2008; Accepted November 12, 2008)

**Key words:** AZ31 Mg alloy, Annealing, Texture, Abnormal grain growth, Tensile property

### 1. 서 론

Mg 합금은 실용합금 중 비강도가 가장 크고 동시에 제진특성 및 전자파 차폐 특성 등을 갖기 때문에 승용차의 판넬류, 노트북 컴퓨터 및 휴대용 통신기기의 케이스 등의 제조에 필수적인 합금소재이다[1]. 그러나 Mg 합금은 슬립계가 제한된 hcp 결정구조를 갖는 합금으로서 상온에서의 성형성이 좋지 않기 때문에 산업용 부품을 제조하기 위해서는 주로 다이캐스팅, 레오키스팅 또는 반응용 주입법 등과 같은 주조법[2, 3]이 이용되고 있으나 이들 공정은 후처리공정이 필요하고 대량생산에는 제조원가의 상승이 수반된다.

따라서 이러한 주조법에 의한 부품 제조 공정상의 단점을 보완하고 Mg 합금의 활용범위를 넓히기 위해서는 성형성이 우수한 Mg 합금 판재의 개발이 선

행되어야 하고 Mg 합금 판재로부터 상온 또는 온간 프레스 성형에 의해 부품을 제조하기 위한 성형기술이 확보되어야 한다.

Mg 합금의 프레스 성형공정에서 성형성은 금형, 성형온도, 성형하중 및 성형속도 등과 같은 공정상의 요인뿐만 아니라 Mg 합금의 미세조직, 결정립 크기 및 우선방위 생성 등과 같은 금속조직학적 요인들에 의해 크게 영향을 받는다[4, 5].

특히 가공용 합금인 AZ31B Mg 합금에서 성형성은 결정립 크기 및 집합조직 유무 등에 의해 큰 영향을 받기 때문에 ECAP(Equal Channel Angular Pressing), ECAE(Equal Channel Angular Extrusion), DSR(Differential Speed Rolling) 및 SPD(Severe Plastic Deformation) 등에 의해 미세조직을 제어하고자 하는 많은 연구결과들이 보고[6-8]되고 있으며

†E-mail : jwbkang@chosun.ac.kr

일부는 상용화되어 시판되고 있다. 그러나 시판 AZ31B Mg 합금 판재는 hcp 결정구조, 제한된 슬립계 및 압연 집합조직 발달 등에 의해 상온에서의 좋지 않은 성형성 때문에 고체윤활제를 사용하여 250°C 이상에서 프레스 성형에 의해 부품을 제조한다.

본 연구에서는 AZ31B Mg 합금 판재의 온간 프레스 성형시 성형온도의 변화에 따른 미세조직 및 결정립 크기 등에 대한 금속학적 기초자료를 제공하고 고자 국내 P사에서 제조되어 시판 중인 AZ31B Mg 합금 판재를 200°C~450°C 온도구간에서 어닐링하여 어닐링 온도에 따른 미세조직, 집합조직 및 인장성질의 변화 등에 대하여 조사하였다.

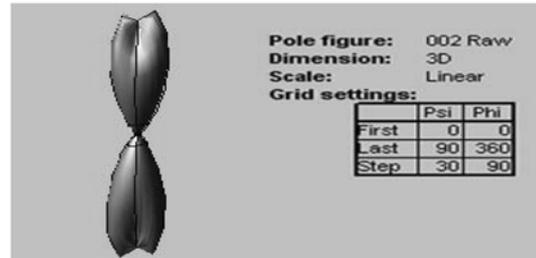
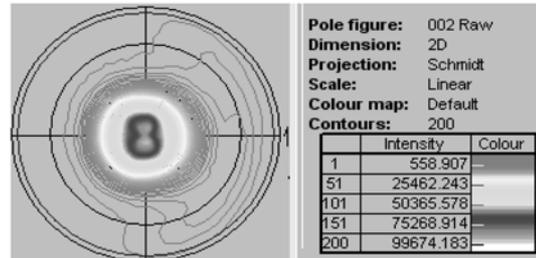
## 2. 실험방법

본 실험에 사용된 AZ31B Mg 합금은 POSCO에서 제조한 판재( $t = 3 \text{ mm}$ )로서 as-received 상태에서 결정립 크기는 약  $3 \mu\text{m}$ 이었다. AZ31B Mg 합금 판재에 대한 어닐링 전후의 집합조직의 변화는 Schultz 반사법에 의해  $(0001)_{\text{hcp}}$  및  $(10\bar{1}0)_{\text{hcp}}$  극점도를 측정하였다.

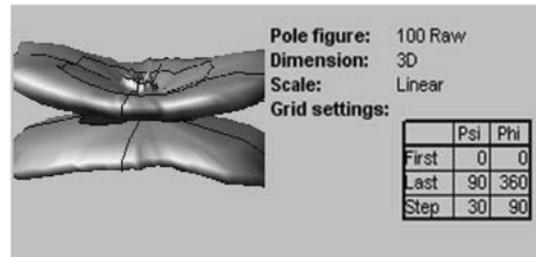
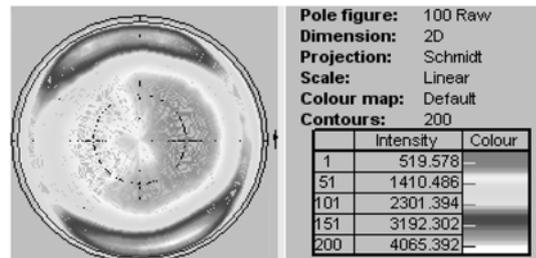
어닐링 온도에 따른 미세조직 및 결정립 크기 등을 비교하기 위하여 판재를 압연방향에 평행하게 절단하여 200°C~450°C 온도구간에서 각각 30분간 어닐링하였으며, 이 때 어닐링 처리 중 표면 산화를 방지하기 위하여 판재를 알루미늄 박으로 밀봉하였으며 어닐링 후 공냉하였다.

미세조직은 아세트산( $\text{CH}_3\text{COOH}$ ) 5% + 증류수 10% + Ethanol 80% + 피크린산( $\text{C}_6\text{H}_3\text{N}_3\text{O}_7$ ) 1g의 혼합용액에서 에칭한 후 세척·건조하여 광학현미경 및 FESEM으로 관찰하였으며 어닐링 온도에 따른 결정립 크기는 화상분석기를 이용하여 측정하였다.

AZ31B Mg 합금 판재의 어닐링 온도에 따른 경도값의 변화를 조사하기 위하여 비커어스 경도 시험기를 이용하여 하중 5 kg에서 경도 시험하였으며, 경도값은 5회 측정하여 평균하였다. 압연방향 및 어닐링조건에 따른 인장성질을 비교하기 위하여 ASTM Sub-size의 인장시편을 제작하여 인장속도 1 mm/min에서 인장시험하여 응력-변형을 곡선을 구하였으며, 인장 시험후 파단면을 전계주사전자현미경으로 관찰하였다.



(0001)



(10 $\bar{1}0$ )

Fig. 1. (0001) and  $(10\bar{1}0)$  pole figures of as-received AZ31B Mg sheet.

## 3. 실험결과 및 고찰

### 3.1 AZ31B Mg합금 판재의 집합조직 및 인장성질

일반적으로 압연에 의해 압연판재는 압연방향으로

는 인장변형을 그리고 두께방향으로는 압축변형을 받게 되며 동시에 합금계 및 가공도 등에 따라 압연 방향(RD) 또는 수직방향(ND)에서 특정한 결정면을 나타내게 되며, 이러한 우선방위는 기계적 성질을 포함한 제 특성들에 대하여 이방성을 나타낸다.

Fig. 1은 as-received 상태의 AZ31B Mg합금 판재에 대해 Schultz반사법으로 측정된 (0001) 및 (10 $\bar{1}$ 0) 극점도를 나타낸다. As-received 상태의 극점도를 나타낸 Fig. 1을 보면 압연판재의 두께방향(ND)으로 (0001)면이 나타나는 저면 집합조직을 나타내고 있으며 이러한 (0001)면들은 압연방향으로  $\pm 5^\circ$  정도 벗어나 있다. 한편 각동면(Prism plane)인 (10 $\bar{1}$ 0)면은  $\theta_1 = 87, \phi_1 = 20, \theta_2 = 87, \phi_2 = -40, \theta_3 = 84, \phi_3 = -160$  및  $\theta_4 = 86, \phi_4 = 141$ 에서 강도가 큰 (10 $\bar{1}$ 0)면의 극점들이 관찰되었으며 이러한 극점들은 TD방향으로 섬유상 형태로 분포되어 있다.

Fig. 2는 Fig. 1과 같은 결정 이방성을 갖는 판재를 압연방향, TD방향 및 45° 방향으로 인장시험을 채취하여 인장시험한 결과를 나타낸다. 세 종류의 시험편에서 항복강도 및 최대인장강도 값은 큰 차이를 나타내지 않았으나, 연신율은 RD 방향, 45° 방향 및 TD 방향 순으로 각각 25.8%, 21.4% 및 11.9%로 나타났다. 이러한 연신율에 대한 이방성은 집합조직을 갖는 합금에서 나타나는 특징으로서 인장방향에 대해 각각 다른 슬립계가 작용하기 때문이다. 즉 hcp 결정구조를 갖는 Mg 합금에서 슬립은 변형온도에 따라 (0001), (1 $\bar{1}$ 01) 또는 (1 $\bar{1}$ 00)면 등에서 [11 $\bar{2}$ 0] 방향으로 일어나나 상온에서의 주 슬립계는 (0001)[11 $\bar{2}$ 0]으로 보고[9]되고 있다. Fig. 1의 극점도를 해석해 보면 압연판재의 주방위는 (0001)  $\pm 5^\circ$  [21 $\bar{3}$ 0]로서 45° 방향은 [21 $\bar{1}$ 0] 방향 그리고 TD 방향은 [4 $\bar{5}$ 10] 방향임을 알 수 있다. 따라서 Fig. 1과 같은 집합조직을 갖는 판재를 상온에서 각각 RD 방향, 45° 방향 및 TD 방향으로 인장변형하였을 때, Fig. 2와 같이 RD 방향 및 45° 방향으로의 인장에서 연신율이 크게 나타나는 이유는 RD 방향 또는 45° 방향으로의 인장에서는 주 슬립계에 근접한 슬립계가 작용하기 때문이다.

### 3.2 어닐링 온도에 따른 미세조직 변화

AZ31B Mg합금 판재의 어닐링 온도에 따른 미세

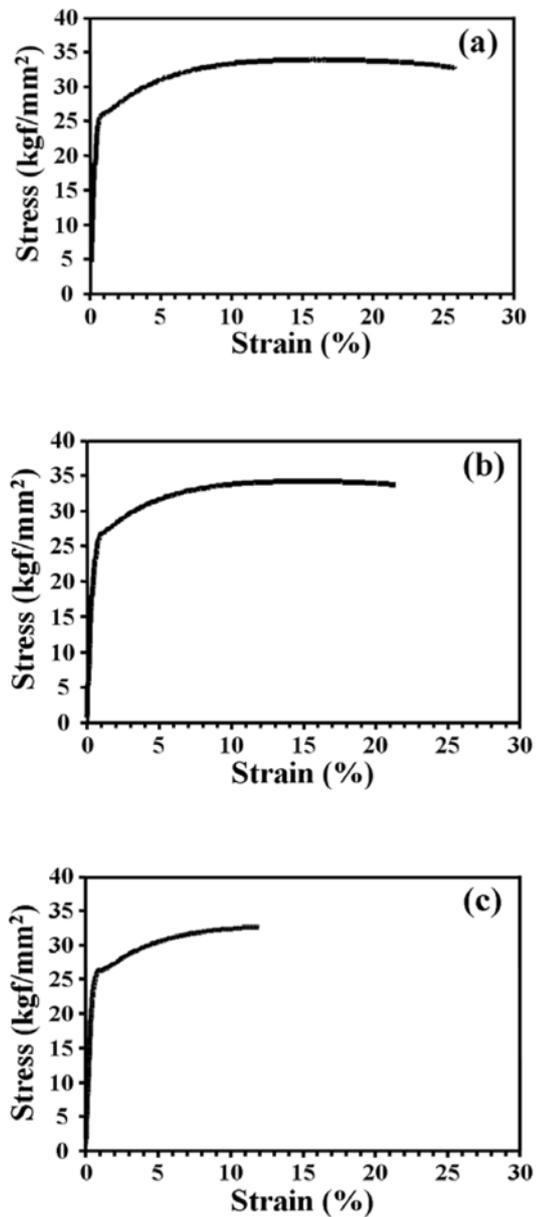


Fig. 2. Stress-strain curves of as-received AZ31B Mg sheet with tensile direction: (a) RD, (b) 45° and (c) TD directions.

조직의 변화를 관찰하기 위하여 Ar분위기의 관상로를 이용하여 200~450°C 온도구간에서 각각 30분간 유지한 후 미세조직의 변화를 조사하였으며 그 결과는 Fig. 3과 같다.

200°C  $\times$  30 min 어닐링한 Fig. 3의 (a)를 보면 3~5  $\mu$ m 내외의 결정립들이 비교적 고르게 분포되어

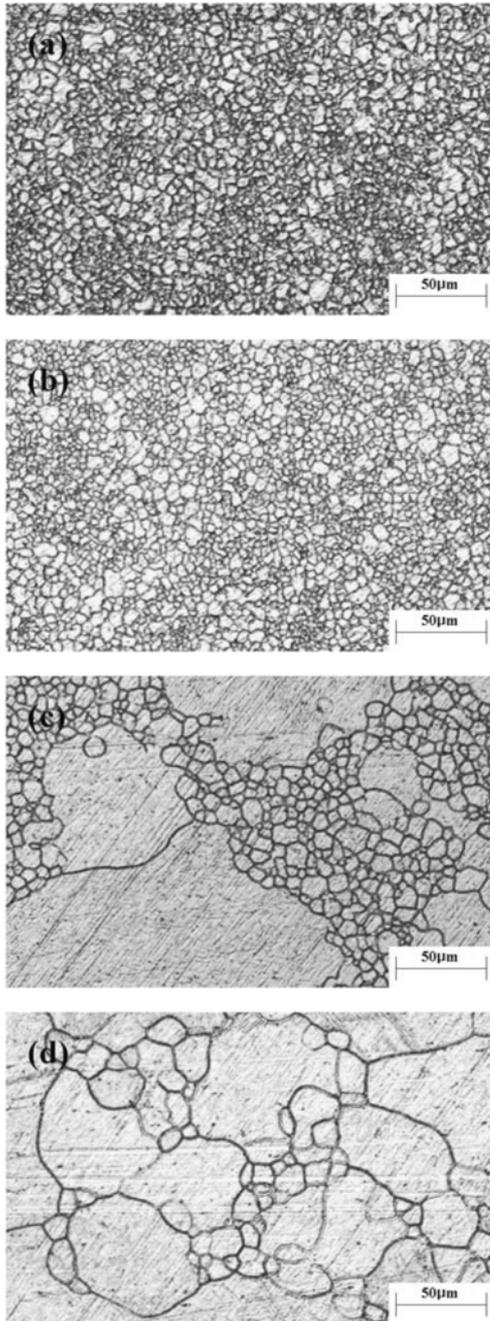


Fig. 3. Optical micrographs of AZ31B Mg sheet with annealing temperature; (a)  $200^{\circ}\text{C} \times 30 \text{ min}$ , (b)  $300^{\circ}\text{C} \times 30 \text{ min}$ , (c)  $400^{\circ}\text{C} \times 30 \text{ min}$  and (d)  $450^{\circ}\text{C} \times 30 \text{ min}$ .

있음을 알 수 있으며,  $300^{\circ}\text{C} \times 30 \text{ min}$  어닐링에 의해서도 Fig. 3의 (b)와 같이 결정립 성장은 일어나지 않으며 평균 결정립 크기는 거의 큰 변화를 나

타내지 않는다. 그러나  $400^{\circ}\text{C} \times 30 \text{ min}$  어닐링한 Fig. 3의 (c)에서는 평균 결정립 크기가  $10 \mu\text{m}$  내외로 결정립이 성장한 구역과 결정립 크기가  $100 \mu\text{m}$  이상으로 크게 성장한 구역을 관찰할 수 있었으며,  $450^{\circ}\text{C} \times 30 \text{ min}$  어닐링에서는 Fig. 3의 (d)에서와 같이 대부분의 결정립들이 크게 성장한 이상 결정립 성장(Abnormal grain growth) 현상[4]을 관찰할 수 있었다.

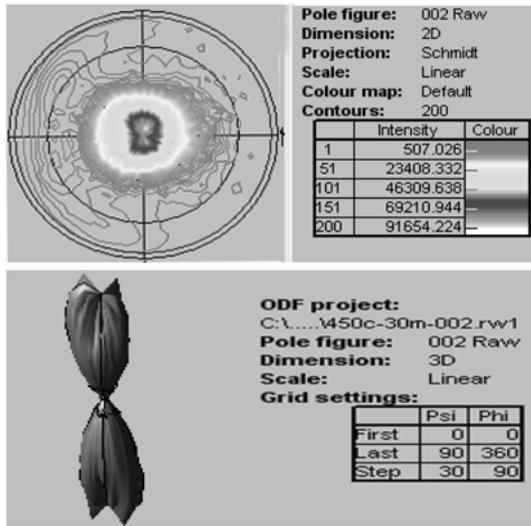
Fig. 3의 (c) 및 (d)에서와 같이 어닐링에 의해 나타나는 이상 결정립성장 현상은 가공에 의해 변형 집합조직이 발달하거나 석출물이 존재하게 되면 나타나는 것으로 보고[10, 11]되고 있다. 즉 집합조직 또는 석출물에 의해 결정립 성장에 특정한 방향관계를 갖는 결정립들이 존재함으로써, 이러한 결정립들의 우선적인 결정립계 이동(Migration)에 의한 결정립들의 합체에 의해 이상 결정립 성장이 일어난다. 본 실험에 사용된 AZ31B Mg 합금 판재에서는 기지 내에 석출물이 존재하지 않기 때문에, Fig. 3의 (c) 및 (d)에서 나타나는 일부 결정립의 이상 결정립 성장은 판재 가공시의 변형 스트레인의 불균일한 분포에 의한 특정한 결정립의 우선적인 성장에 기인하기 때문이다.

한편 Fig. 4는  $450^{\circ}\text{C} \times 30 \text{ min}$  어닐링한 AZ31B Mg합금 판재의 (0001) 및  $(10\bar{1}0)$  극점도를 나타낸 것으로서 as-received 상태와 비교하면 (0001) 극점은 큰 차이를 나타내지 않았다. 그러나  $(10\bar{1}0)$  극점의 위치는 크게 변하지 않으나 강도는 매우 낮아지며 동시에  $(10\bar{1}0)$  극점도의 중앙에서 강도가 큰  $(10\bar{1}0)$  극점들이 관찰되었으며 이는 이상 성장한 결정립에 의한 것으로 판단된다.

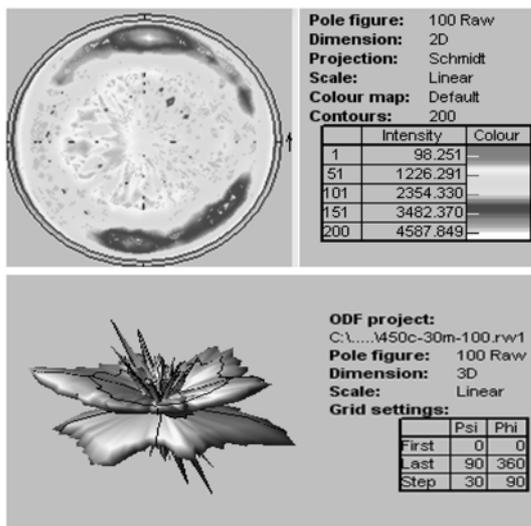
### 3.3 어닐링 온도에 따른 기계적 성질 변화

Fig. 5는  $200\sim 450^{\circ}\text{C}$  온도구간에서 각각 30분간 유지한 판재의 어닐링 온도에 따른 비커어스 경도값의 변화를 나타낸다. As-received 판재의 경우  $\text{HV} = 59$ 이었으며  $200^{\circ}\text{C}$  및  $300^{\circ}\text{C}$  어닐링에 의해서도  $\text{HV} = 58$ 로 경도값은 크게 변하지 않았다. 그러나  $400^{\circ}\text{C}$  및  $450^{\circ}\text{C}$  어닐링에 의해서는 각각  $\text{HV} = 53$  및  $\text{HV} = 48$ 로 경도값은 급격히 저하하였다.

한편 Fig. 6은  $200\sim 450^{\circ}\text{C}$ 에서 어닐링한 판재에 대하여 압연방향으로 인장시편을 채취하여 인장시험



(0001)



(10 $\bar{1}0$ )

Fig. 4. (0001) and (10 $\bar{1}0$ ) pole figures of as-received AZ31B Mg sheet after annealing at 450°C × 30 min.

에 의해 구한 응력-변형률곡선을 나타낸다. As-received 상태에서 항복응력 및 연신률은 각각 25.9 kgf/mm<sup>2</sup> 및 25.8%이었으나 어닐링에 의해 항복응력과 함께 연신률 역시 감소하는 경향을 나타냈다. 즉 200°C 및 300°C 어닐링에 의해 항복응력은 각각 16.5 kgf/mm<sup>2</sup> 및 13.3 kgf/mm<sup>2</sup>, 연신률은 각각

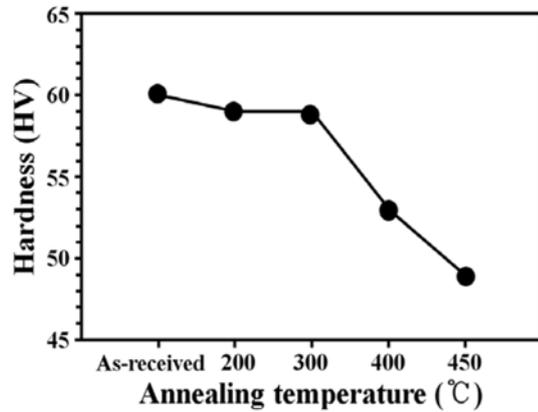


Fig. 5. Change in Vickers hardness values of AZ31B Mg sheet with annealing temperature.

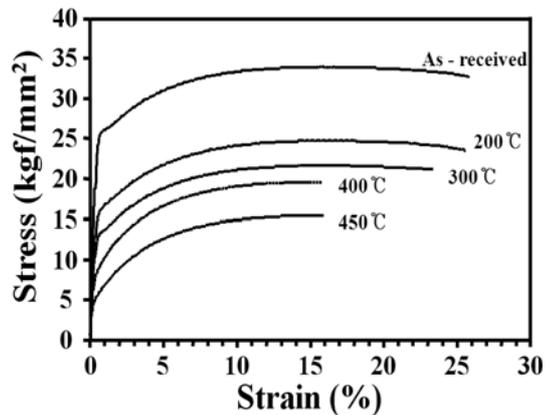
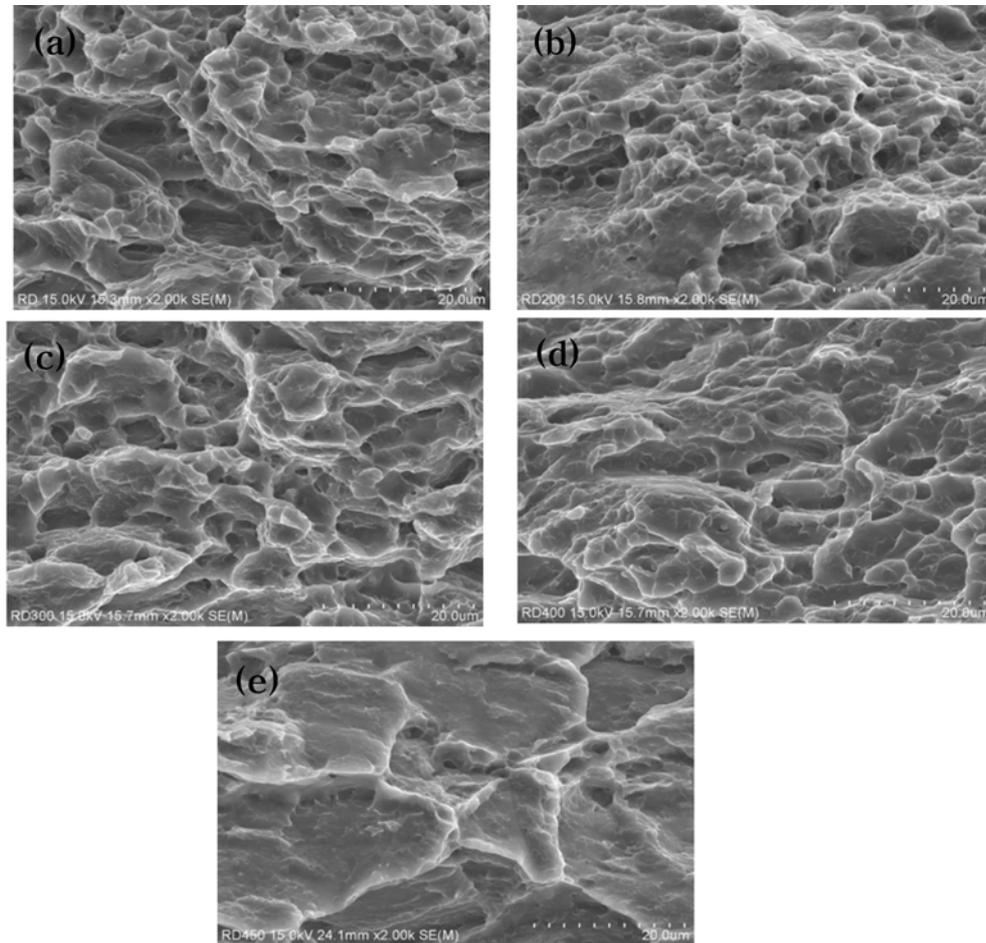


Fig. 6. Stress-strain curves of as-received AZ31B Mg sheet with annealing temperature.

25.6% 및 15.9%이었으며 특히 어닐링온도가 400°C 및 450°C로 상승함에 따라 즉 이상 결정립 성장이 일어남에 따라 항복응력은 각각 8.8 kgf/mm<sup>2</sup> 및 4.6 kgf/mm<sup>2</sup>로 감소하였으며 연신률 역시 15.9% 및 15.8%로 급격히 감소하였다.

또한 모든 시편에서 가공경화률은 크지 않았으며 이는 상온 변형에서 슬립계가 주로 기저면으로 제한되어 있는 hcp 결정구조를 갖는 합금의 응력-변형률 곡선의 특징을 나타낸다. 그러나 이러한 가공경화률은 400°C 및 450°C의 어닐링에 의해 이상 결정립 성장이 일어난 판재에서는 미세 결정립을 갖는 판재에 비해 상대적으로 증가하는 것으로 나타나는 데 이러한 이유는 조대한 결정립에서는 다중 슬립계가 작용하기 때문이다[9].



**Fig. 7.** FESEM fractographs of AZ31B Mg sheet with annealing temperature; (a) as-received, (b) 200°C, (c) 300°C, (d) 400°C and (e) 450°C.

Fig. 7은 Fig. 6의 인장변형한 시편들의 인장 파단면을 나타낸 파단면 사진으로서 결정립 크기가 작은 즉 어닐링 온도가 낮은 시편에서는 미세한 덩풀들을 관찰할 수 있었으나 어닐링 온도가 상승함에 따라 덩풀의 크기는 커지고 동시에 입계파괴 양상으로 변화하였다.

#### 4. 결 론

시판 중인 AZ31B Mg 합금 판재의 온간 프레스 성형시 성형온도의 변화에 따른 성형성에 대한 기초자료를 제공하고자 AZ31B Mg 합금 판재를 200°C~450°C 온도구간에서 어닐링하여 어닐링 온도에 따른 미세조직, 집합조직 및 인장성질의 변화 등에 대하여

조사하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 상용 AZ31B Mg 합금 판재에서  $(0001) \pm 5^\circ [2\bar{1}30]$  저면 집합조직이 발달하였으며, 이러한 집합조직은 어닐링에 의해 큰 변화를 나타내지 않았으나 압연면에 대해서 강도가 큰  $(10\bar{1}0)$  극점들이 관찰되었으며 이는 이상 성장한 결정립에 의한 것으로 판단된다.

2. 압연방향, TD 방향 및  $45^\circ$  방향으로 인장시험한 결과 항복강도 및 최대인장강도 값은 큰 차이를 나타내지 않았으나 연신율은 RD 방향,  $45^\circ$  방향 및 TD 방향 순으로 각각 25.8, 21.4 및 11.9%이었다.

3. AZ31B Mg 합금 판재는 어닐링 온도가 상승함에 따라 결정립은 성장하여 결정립 크기는 증가하는 경향을 나타냈다. 특히 판재는 400°C × 30 min 및

450°C × 30 min 어닐링에서 일부 결정립이 비정상적으로 크게 성장하는 이상 결정립 성장(Abnormal grain growth)현상을 나타냈다.

4. 어닐링온도에 따른 인장성질을 측정된 결과 as-received 상태에서 항복응력 및 연신률은 각각 25.9 kgf/mm<sup>2</sup> 및 25.8%이었으나 어닐링 온도가 상승함에 따라 항복응력과 함께 연신률 역시 감소하는 경향을 나타냈으며 특히 400°C 이상의 어닐링에 의해 그 감소폭은 매우 크게 나타났다.

### 후 기

본 연구는 2002년도 조선대학교 학술연구비 지원에 의하여 수행되었으며 이에 감사드립니다.

### 참고문헌

1. Y. Kojima, T. Aizawa, S. Kamado and K. Higashi :

Mater. Sci. Forum, **419-422** (2003) 3.  
 2. H. Kaufmann and P. J. Uggowitzer : Advanced Eng. Mater., **3** (2001) 963.  
 3. H. Kaufmann, R. Potzinger, S. Kleiner and P. J. Uggowitzer : Magnesium Industry, **7** (2002) 23.  
 4. C. W. Su, L. Lu and M. O. Lai : Philosophical Magazine, **88** (2008) 181.  
 5. T. Mukai, M. Yamanoi, H. Watanabe and K. Higashi : Scripta Mater., **45** (2001) 89.  
 6. K. Iwanaga, H. Tashiro, H. Okamoto and K. Shimizu : Mater. Processing Tech., **155-156** (2004) 1313.  
 7. S. R. Agnew, J. A. Horton, T. M. Lillo and D. W. Brown : Scripta Mater., **50** (2004) 377.  
 8. S. H. Kim, B. S. You, C. D. Yim and Y. M. Seo : Mater. Letters, **59** (2005) 3876.  
 9. R. W. K. Honeycombe : *The Plastic Deformation of Metals*, Edward Arnold, London (1984) 114.  
 10. R. D. Doherty, D. A. Hughes and F. J. Humphreys : Mater. Sci. Eng., **A238** (1997) 219.  
 11. F. J. Humphreys and M. Hatherly : *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*, Pergamon, Oxford (1995) 314.