

## 고온변형 중의 AZ80 마그네슘 합금의 미세조직 형성 거동에 미치는 변형속도의 영향

박민수\* · 김권후\*\*†

\*동경공업대학교, \*\*부경대학교 금속공학과

### Effect of Strain Rate on Microstructure Formation Behaviors of AZ80 Magnesium Alloy During High-temperature Deformation

Minsoo Park\*, Kwonhoo Kim\*\*†

*\*Institute of Innovative Research (IIR), Tokyo Institute of Technology,  
4259 nagatsuta-cho, Midori-ku, Yokohama, Kanagawa, Japan*

*\*\*Department of Metallurgical Engineering, Pukyong National University,  
45, Yongso-ro, Nam-gu, Busan, Republic of Korea*

**Abstract** The crystallographic texture plays an important role in both the plastic deformation and the macroscopic anisotropy of magnesium alloys. In previous study for AZ80 magnesium alloy, it was found that the main texture components of the textures vary with the deformation conditions at high temperatures. Also, the basal texture was formed at stress of more than 15-20 MPa and the non-basal texture was formed at stress of less than 15-20 MPa. Therefore, in this study, uniaxial compression deformation of AZ80 magnesium alloy was carried out at high temperature (stress of 15-20 MPa). The uniaxial compression deformation is performed at temperature of 723 K and strain rate  $3.0 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ , with a strain range of between -0.4 and -1.3. Texture measurement was carried out on the compression planes by the Schulz reflection method using nickel filtered Cu K $\alpha$  radiation. EBSD measurement was also conducted in order to observe spatial distribution of orientation. As a result of high temperature deformation, the main component of texture and its development vary depending on deformation condition of this study.

(Received June 17, 2020; Revised June 26, 2020; Accepted July 03, 2020)

**Key words** : Magnesium, Texture, High-temperature deformation, Microstructure

### 1. 서 론

마그네슘 및 마그네슘 합금은 높은 비강도와 우수한 고유풀성을 가지고 있음에도 불구하고, 육방결정 구조(hexagonal close-packed, HCP)로, 실온에서 한정된 슬립시스템의 활동으로 인해 실온성형성이 떨어지는 문제점을 가지고 있다[1-2]. 이러한 실온성형성을 개선하기 위한 방법 중 하나로, 집합조직 및 미세조직의 형성 거동을 제어하는 것이 대표적이며, 이에 대한 연구가 많이 이루어지고 있다[3-4]. 실온에서 저면슬립만이 활동이 가능한 환경에서 온도가 올라감에 따라서 저면뿐만 아니라 비저면슬립계도 활동

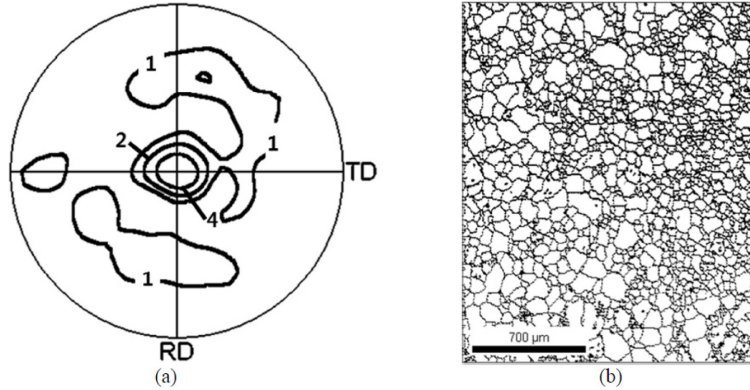
이 가능해지며, 집합조직 및 미세조직의 형성 거동에 미치는 다양한 슬립계들의 영향을 파악할 수 있는 중요한 연구정보가 된다[5].

이전의 연구에서는 초기에 저면집합조직을 가진 AZ80 마그네슘 합금의 고온변형조건에 따른 미세조직 및 집합조직의 형성 거동을 파악하였다[6]. 변형조건에 따라서 상이한 미세조직 및 집합조직의 형성 거동을 나타냈고, 저면집합조직이 연속적인 동적 재결정에 의해서 형성된다는 것을 알아냈다. 유동응력 15-20 MPa를 기준으로 15-20 MPa 이상에서는 저면 집합조직이 발달되며, 15-20 MPa 이하에서는 비저면 집합조직이 발달된다는 것도 알 수 있었다. 또한, 초

†Corresponding author. E-mail : mrppeng@pknu.ac.kr  
Copyright © The Korean Society for Heat Treatment

**Table 1.** Chemical composition of AZ80 magnesium alloy (mass %)

Element	Al	Zn	Mn	Na	Mg
Mass %	7.86	0.46	0.19	0.22	Bal.



**Fig. 1.** (a)  $\{10\bar{1}0\}$  pole figure of extruded AZ80 magnesium alloy before deformation. Pole densities are projected onto the compression plane. Mean pole density is used as a unit. (b) Microstructure of compression plane observed by EBSD measurement before deformation [8].

기집합조직이 미세조직 및 집합조직에 미치는 영향을 분석한 연구에서도 각각의 집합조직의 성분 및 그 발달 정도가 상이한 형성 거동이 나타났으며, 위에 언급한 유동응력 15-20 MPa를 기준으로 크게 다른 경향을 나타냈다[7]. 따라서, 이번 연구에서는 비저면 집합조직을 가진 AZ80 마그네슘 합금의 고온변형조건에서의 미세조직 및 집합조직의 형성 거동을 연구하기로 했으며, 특히 유동응력 15-20 MPa 지점의 미세조직 및 집합조직의 형성 거동을 상세하게 조사했다.

## 2. 실험방법

이번 연구에서 사용된 재료는 압출 성형된 AZ80 마그네슘 합금이며, Table 1에 그 화학적인 조성을 나타냈다.

기계 가공으로, 직경 12 mm와 높이 18 mm의 시료를 제작하였으며, 단상의 시료를 제작하기 위해서, 723 K에서 1시간 열처리한 후 유냉하였다.

Fig. 1은 열처리 후의 초기집합조직의 결과를 나타내며, (a)는 단축압축시험 전의 결정방위분포를 나타낸  $\{0001\}$  정극점도이며, (b)는 변형 전의 미세조직을 나타낸다[8]. Fig. 1(a)에서 볼 수 있듯이,  $\{10\bar{1}0\}$

정극점도의 중앙부에 극밀도가 높은 것을 알 수 있으며, 이는  $\{10\bar{1}0\}$  집합조직이 형성된 것을 의미한다. Fig. 1 (b)는 균질한 결정이 형성된 것을 알 수 있으며, 그 결정립 평균 크기는 42  $\mu\text{m}$ 이다.

단축압축시험은 유동응력 15-20 MPa를 나타내는 온도 723 K, 변형속도  $3.0 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ 에서 변형률 -0.4에서 -1.3의 변형조건으로 행하였다. 단축압축시험 후의 미세조직의 변화를 예방하기 위해서, 압축시험 후 바로 유냉을 했다. 미세조직관찰을 하기 위해서, 시료의 중간 부분을 절단한 후, 기계적인 연마와 전해 연마를 행하였다.

집합조직은 Cu K $\alpha$ 선을 이용한 Schulz reflection 방법으로 5개의 정극점도를 측정하였으며, 이를 바탕으로 Dahms와 Bunge방법으로 해석을 했다[9]. 또한, EBSD(Electron Back-Scattered Diffraction) 측정을 통해서, 각 결정 방위의 분포상태를 상세하게 조사하였다.

## 3. 실험 결과 및 고찰

### 3.1 응력-변형률 곡선

Fig. 2는 온도 723 K, 변형속도  $3.0 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$  변형조건으로 단축압축시험을 행한 후 얻은 진응력 - 진

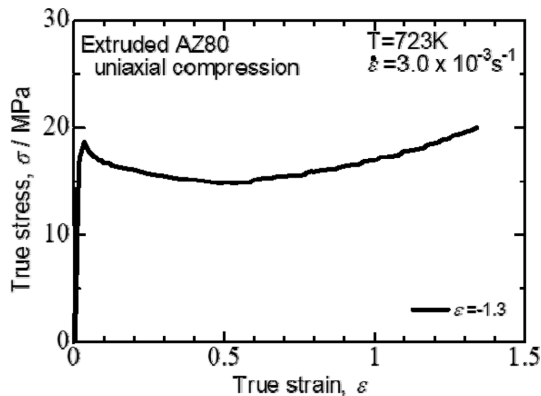


Fig. 2. True stress – true strain curve obtained by uniaxial compression test.

변형률 곡선이다. 압축시험 초기에 가공 연화가 일어나고, 변형률 0.5부터는 가공경화가 일어난다는 것을 알 수 있다.

### 3.2 변형률에 따른 집합조직의 변화

초기에 저면집합조직을 가진 AZ80 마그네슘 합금을 온도 673~723 K, 변형속도  $1.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1} \sim 5.0 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 의 변형조건으로 고온단축변형시험을 행한 결과, 모든 변형조건에서 섬유집합조직이 형성이 되었으며, 주성분 및 그 성분의 발달 정도가 변형조건에 따라서 변화한다는 것을 알 수 있었다. 또한, 변형 메카니즘은 15~20 MPa를 기준으로 크게 변화했으며, 15~20 MPa 이상에서는 변형률이 증가할수록 저면집합조직이 형성되었고, 15~20 MPa 이하에서는 변형률이 증가할수록 비저면집합조직이 형성된 것을 알 수 있다[7]. 또 다른 연구에서는 15~20 MPa를 기준으로 결정립 크기와 미세조직이 큰 변화가 나타난다고 보고되었다. 따라서, 15~20 MPa에서의 미세조직 및 집합조직 변화에 대한 연구가 상세하게 알아볼 필요가 있으며, Fig. 3은 15~20 MPa의 응력에 해당되는 변형조건에서 변형률을 변화시켜서 집합조직의 변화를 알아본 결과이다. 그림의 위에 나타난 집합조직 강도는 평균 극밀도를 1로 했을 때, 그 배수로 나타냈다. 변형 전의 집합조직은 중심부로부터 90° 떨어진 부분에서 집중적으로 형성되는 전형적인 압축 집합조직, 즉 저면집합조직이 ED방향을 따라서 형성되지만, 변형률이 증가할수록 연속적으로 중심부로 집합조직 성분이 이동한다는 것을 알 수 있다. 또한,

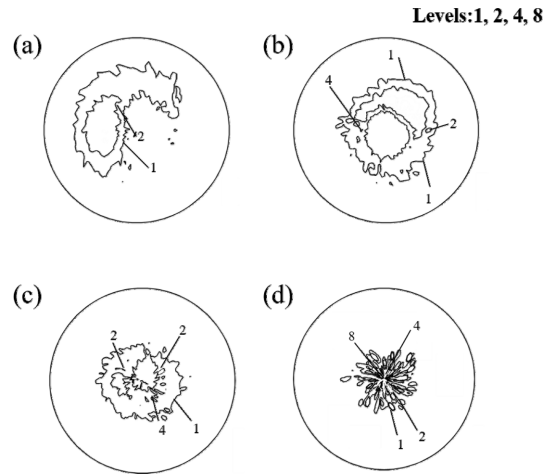


Fig. 3. (0001) pole figures showing the effect of strain on the texture of specimens. Absolute values of true strains of (a), (b), (c) and (d) are 0.4, 0.7, 1.0 and 1.3, respectively. Pole densities are projected onto the compression plane. Mean pole density is used as a unit.

집합조직 성분의 강도 역시 변형률이 증가할수록 증가하는 것을 알 수 있다. 이는 이전의 연구에서와 마찬가지로, 집합조직 주성분 및 그 강도가 변형조건에 따라서 변화한다는 것을 의미한다.

집합조직 주성분 및 그 강도를 상세하게 알아보기 위해서, 5개의 정극점도를 이용하여 Dahms와 Bunge방법으로 해석한 역극점도를 이전 연구에서 조사하였으며, 그 결과, (40, 7), (39, 14), (27, 2), (13, 30)으로 주성분이 변화하였으며, 그 집합조직의 강도 역시 2.1에서 5.3으로 2배 정도 증가한다고 보고하였다[8]. 따라서, 본 변형조건에서의 집합조직의 주성분은 연속적으로 변화하며, 그 강도 역시 연속적으로 변화하는 것을 알 수 있다. 이는 본 연구에서의 집합조직의 형성 거동이 연속적인 변형에 의해서 이루어진다는 것을 의미한다.

Fig. 4는 변형 후의 정량적인 집합조직 변화를 알아보기 위해서, 역극점도의  $\alpha$  각도를 5°씩 나누어서 각 각도에서의 가장 높은 축밀도를 나타낸 것이다. 그림에서 각 변형률은 다른 색으로 표시를 하였고, 가로축은 역극점도의  $\alpha$  각도, 세로축은  $\alpha$  각의 최대 축밀도를 나타냈다. 변형률이 증가할수록, 초기에 90° 부근의 최대축밀도는 거의 사라지고, 0~30° 부근의 최대축밀도가 점차적으로 증가한다. 특히 변형률 -1.3이 되면 최대축밀도가 4배 정도 증가하는 것

을 알 수 있다. 또한, 변형률이 증가할수록 0~30° 부근으로 연속적으로 최대축밀도가 이동하는 것도 알 수 있다. 이는 이번 연구에서의 변형조건에서의 집합 조직 형성 거동이 연속적인 변형에 의해서 일어난다고 판단된다.

### 3.3 변형률에 따른 미세조직의 변화

Fig. 5는 온도 723 K, 변형속도  $3.0 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$  변형

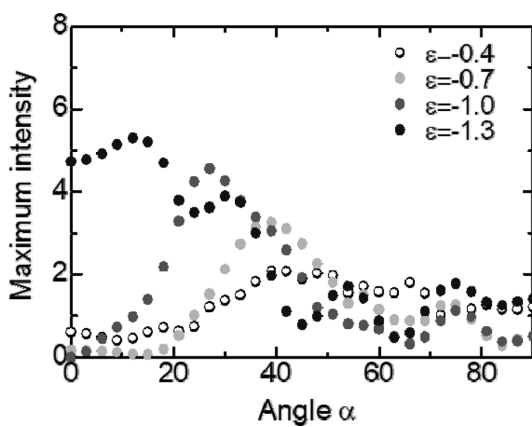


Fig. 4. The relationship between maximum axis density and misorientation from (0001) for specimens compressed at 723 K,  $3.0 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$  with a true strain of 0, 0.4, 0.7, 1.0 and 1.3, respectively.

조건으로 단축압축시험을 행한 시료를 EBSD 측정 후 그린 미세조직 사진이다. 그림 아래에는 (0001)로부터 방위 차이 즉  $\alpha$  각도를 나타내고 있으며, 방위 차가 클수록 (0001)(저면)에 가까운 방위를 의미한다. 그림에서 보면, 변형률이 증가할수록 (0001) 방위에 가까운 결정립의 수가 증가하는 것을 알 수 있으며, 결정립의 크기도 증가하는 것을 알 수 있다. 또한, 변형 전에 존재되어 있던 미세조직과 조대조직이 균일한 결정립으로 된다는 것도 알 수 있다. 따라서, 본 연구에서의 미세조직과 집합조직의 형성 거동은 연속적인 결정 방위 회전과 결정립 성장이 가장 큰 영향을 미친다는 것을 알 수 있다.

## 4. 결 론

온도 723 K, 변형속도  $3.0 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ 에서 변형률 -0.4에서 -1.3의 변형조건으로 단축압축시험을 행한 후, 미세조직 및 집합조직의 형성 거동에 대해서 알아보았다. 그 결과 다음과 같았다.

1. 변형조건에 따라서 미세조직의 크기와 집합조직의 성분이 변화했다.
2. 변형 전 90° 부근에서 최대축밀도를 나타냈으나, 변형률이 증가할수록 0~30° 부근의 결정 방위를 가

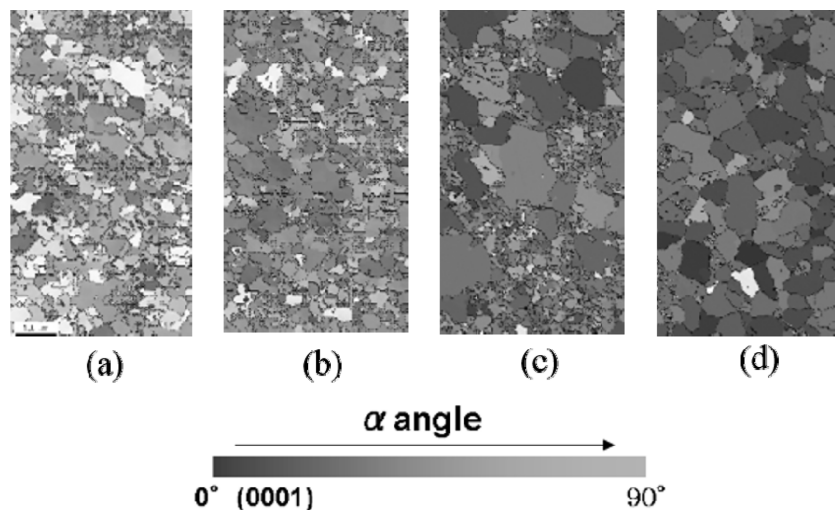


Fig. 5. Grain structure maps, derived from EBSD measurement of extruded AZ80 magnesium alloy compressed at 723 K,  $3 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ , up to true strain of (a) -0.4, (b) -0.7, (c) -1.0, (d) -1.3, respectively. High angle grain boundaries are drawn by a misorientation angle greater than 15 degrees using black line. The colors show the orientation of the compression plane according to the color bar.

진 결정립이 연속적으로 증가하였으며, 결정립의 크기도 증가하였다. 이는 연속적인 결정 방위 회전과 결정립 성장이 일어났다는 것을 의미한다.

### Acknowledgments

This work was supported by the National Research Foundation of Korea grant funded by the Korea government (No.2017R1C1B5076690)

### References

1. K. Ohtoshi and M. Katsuta : J. JILM **51** (2001) 534538.
2. B. L. Mordike and T. Ebert : Mater. Sci. Eng. A **302** (2001) 37.
3. Q. Jin, S.-Y. Shim and S.-G. Lim : Scr. Mater. **55** (2006) 843.
4. M. Kohzu, K. Kii, Y. Nagata, H. Nishio, K. Higashi and H. Inoue : J. JILM **60** (2010) 237.
5. R. E. Reed-Hill : Trans. Metall. Soc. AIME **218** (1960) 554.
6. J. Kim, K. Okayasu and H. Fukutomi : Mater. Trans., **54** (2013) 192.
7. K. Kim, K. Okayasu and H. Fukutomi : Mater. Trans., **56** (2015) 17.
8. K. Kim, K. Okayasu and H. Fukutomi : Mater. Sci. Forum, **879** (2016) 938.
9. M. Dahms and H. J. Bunge : J. Appl. Cryst. **22** (1989) 439.