

# Processing map을 이용한 AZ31 Mg합금의 미세조직예측

이병호<sup>1</sup>, 이종수<sup>#</sup>

## Prediction of Microstructure evolutions during hot-working of AZ31 Mg alloy using Processing map

Byoung Ho Lee, Chong Soo Lee

### Abstract

In this study, optimum processing condition of AZ31 Mg alloy was investigated utilizing processing map and constitutive equation considering microstructure evolution (dynamic recrystallization) during hot-working. A series of mechanical tests were conducted at various temperatures and strain rates to construct a processing map and to formulate the recrystallization kinetics and grain size relation. Dynamic recrystallization (DRX) was observed to occur revealing maximum intensity at a domain of 250°C and 1/s. The effect of DRX kinetics on microstructure evolution was implemented in a commercial FEM code followed by remapping of the state variables. The volume fraction and grain size of deformed part were predicted using a modified FEM code and compared with those of actual hot forged one. A good agreement was observed between the experimental results and predicted ones.

**Key Words** : AZ31 Mg Alloy, Processing Map, Dynamic Recrystallization, Hot-Forging

### 1. 서론

최근 에너지 가격의 상승과 환경 문제의 대두로 인해 자동차 산업에서 연비 향상에 대한 관심이 크게 증가하고 있는 실정이다. 자동차의 연비를 줄이는 방법은 차체 디자인의 최적화, 엔진 설계의 최적화, 경량 구조재료의 사용 등이 있으나, 그 중 경량 구조재료를 자동차 차체에 사용하여 차체의 무게를 감소시키는 방법이 가장 효율적이라고 알려져 있다. 그리하여 최근 자동차 차체용 구조용 소재로 경량 금속을 이용하려는 많은 움직임이 있어왔다.

특히 사용 가능한 구조용 금속 중 가장 밀도가 낮은 마그네슘 합금은 경량 구조용 재료로서 자동차의 차체 무게 감소를 위한 많은 가능성을 갖고 있는 재료이다.

지금까지 대부분의 Mg 합금을 이용한 자동차

부품은 die-casting 이나 thixoforming 등을 이용하였으나 이런 방법으로 제조된 부품은 wrought material 에 비해 기계적 성질이 떨어진다는 단점이 있다. 일반적으로 마그네슘 합금은 그 슬립 계의 제한으로 인해 상온에서 성형성이 좋지 못하지만 성형 온도를 높일수록 작용하는 슬립 계의 수가 많아져 성형성이 좋아지는 특성을 가진다[1]. 따라서, 최근 마그네슘 합금의 고온 성형성을 향상 시키고 고온에서의 변형 기구를 밝히려는 많은 노력이 있어 왔다. 특히 마그네슘 합금의 고온 성형 시에 일어나는 동적 연화 현상에 대한 최근 연구가 있었다[2]. 이를 비롯하여, 고온 성형성에 대한 연구는 kinetic relation 을 이용한 활성화 에너지 분석법, deformation mechanism map, Raj's map 등이 있다. 그러나 보다 넓은 온도 범위와 변형율 속도 범위에서 가공 조건에 따른 최적의 변형 조건을 도출하고 그에 따른 미세 조직의 변화를 알

1. 포항공과대학교 신소재공학과

#교신 저자: 포항공과대학교신소재공학과,

E-mail: cslee@postech.ac.kr

아보기 위해 processing map 에 기반을 둔 체계적인 연구 또한 필요하다.

본 연구에서는 AZ31 Mg 합금의 processing map 을 이용한 최적 성형 조건을 도출하고, 최적 성형 조건에서의 변형 기구를 밝히며, 또한 실제로 최적 성형 조건에서 항온 단조 실험을 수행하여, 이를 AZ31 Mg 에서 일어나는 동적 연화 현상과 연관지어 미세조직을 예측하는 모델링을 수행하였으며, 이를 유한요소 해석에 적용하여 실제 결과 값과 비교하였다.

## 2. 실험 방법

본 연구에 사용된 Mg 합금은 3.8wt%Al-1.0wt%Zn-0.5wt%Mn 의 조성을 가진 상용 AZ31 Mg 합금이다. 이 마그네슘 합금의 평균 결정립 크기는 12 $\mu$ m 였다. 본 연구에서는 AZ31 마그네슘 합금의 공정 지도를 구하고, 동적 재결정 모델링과 열적 연화에 대한 해석을 위해, 다양한 온도구간(250 $^{\circ}$ C~500 $^{\circ}$ C)과 변형율 속도구간(0.0001 /s~100/s)에서 Gleeble3500 고온 압축 시험기를 이용하여 압축실험을 수행하였다. 시편은 직경 10mm, 높이 12mm 의 원통 모양이었으며, 진공 chamber 안에서 전기 저항에 의해 목표 온도까지 가열되고 열적 평형을 위해 1 분 동안 유지한 후 0.6 의 변형율까지 압축실험을 수행하였다.

또한 고온 변형 시 동적 재결정 분율에 대한 모델링을 위해 200~500 $^{\circ}$ C 의 온도 구간에서 응력 이완 실험을 수행하였다. 실험은 Instron1361 을 이용하였으며, 시편은 직경 10mm, 높이 18mm 였다. 일반적으로 고온 압축 시험에서 나타나는 베럴링 현상을 방지하기 위해 본 실험에서는 시편에 베럴링을 최소화 할 수 있는 V-자 홈을 내어 고온 압축 실험시의 시편 형상 이 유동 응력에 미치는 영향을 최소화 하였다.

또한 본 연구에서 도출된 동적 재결정 모델링의 검증에 위해, DEFORM3D code 에 동적 재결정 모델링을 삽입하였으며, 이를 공정지도에서 얻어진 최적 성형 조건에서 실제 항온 단조를 수행한 결과와 비교하였다. 미세 조직 관찰을 위해 시편을 연마하여 acetic picral acid (10ml acetic acid + 4.2g picric acid + 10ml water + 70ml ethanol )에서 etching 하였다. 또한 SEM 을 사용하여 동적 재결정된 미세 구조와 결정립 크기를 조사하였다.

## 3. 실험 결과 및 고찰

### 3.1 Power dissipation map of AZ31 Mg alloys

압축 실험을 통해 도출된 processing map 은 dynamic materials model(DMM)의 원리에 기반을 두고 있다[3]. DMM에서는 시료를 외부의 힘을 분산시키는 힘의 분산자로 가정한다. 이때 온도 상승으로 인해 분산된 에너지를 나타내는 인자는 G content로 미세 조직학적인 변화에 의해 분산된 에너지는 J co-contents로 나타내어진다. 일반적인 분산자의 미세조직적인 파워분산효율은 다음 식(1)로 나타내어진다.

$$\eta = J / J_{max} = 2m / (m + 1) \quad (1)$$

이러한 파워분산효율을 온도와 변형율 속도의 함수로 도시한 것이 파워분산효율 지도이다. 이때의 효율값은 고온 변형시의 상대적인 내부 엔트로피 형성 속도를 의미하며, 이것은 온도와 변형율 속도에 대해 미세조직의 변화 정도를 나타낸다. 압축실험에 의해 얻어진 응력-변형을 곡선에서 온도범위 250~500 $^{\circ}$ C와 변형율 속도 범위 10 $^{-4}$ 에서 구한 파워 분산 효율값을 도시하였다. 그림에서 두 군데의 높은 효율을 갖는 부분을 확인할 수 있다.

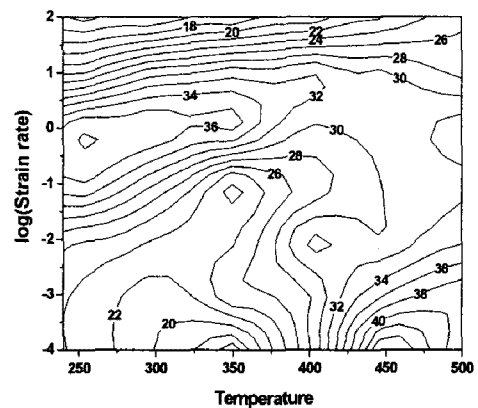


Fig.1. Power dissipation map of AZ31 Mg alloy

그 하나는 40%정도의 효율 값을 가지는 250 $^{\circ}$ C, 1/s의 지역이며 다른 하나는 약 50%이상의 효율을 가지는 450 $^{\circ}$ C, 10 $^{-4}$ /s의 지역이다. 위의 두 지역은 다음의 실험적 증명을 통해 각각 DRX(동적 재결정)지역과 초소성 지역으로 확인되었다.

### 3.1.1. 250°C 1/s 지역 (DRX)

Mg 함량이 낮은 적층 결합에너지를 가지는 재료는 40% 정도의 효율이 동적 재결정을 나타낸다는 보고가 있었다[3]. 다음의 그림 2는 일정한 250°C의 온도에서 변형률 속도를 달리하여 결정립 크기를 조사한 것이다. 이 그림에 따르면 1/s의 변형률 속도 지역에서 2.5μm의 최소값을 가지는 것을 알 수 있었다. 고로 250°C 1/s 지역은 동적 재결정이 가장 활발하게 일어나는 최적 동적 재결정 지역으로 확인되었다.

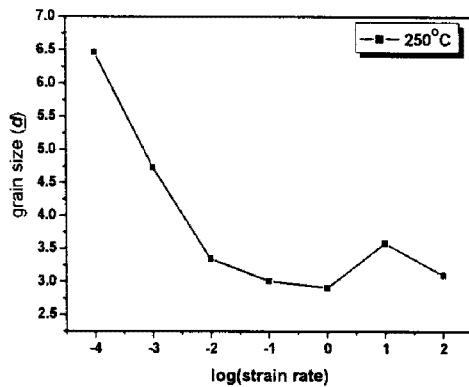


Fig.2. Average grain size of compression specimens

### 3.1.2. 450°C 10<sup>-4</sup>/s 지역 (초소성)

다른 최대의 분산효율 값을 가지는 지역은 450°C 10<sup>-4</sup>/s 지역으로 나타났다. 이 지역의 주변부인 450°C의 일정한 온도에서 변형률 속도를 달리하여 고온 인장실험을 수행하였다. 그리고 10<sup>-4</sup>/s의 일정 변형률 속도에서 온도를 달리하여 고온 인장실험을 수행하였다. 그 결과 450°C, 10<sup>-4</sup>/s 지역에서 가장 연신율이 높은 1040%의 초소성 성질을 보이는 것을 알 수 있었다. 이것은 450°C, 10<sup>-4</sup>/s의 지역이 최적 초소성을 나타낸다는 것을 알 수 있었다.

## 3.2 AZ31 Mg 합금의 동적 연화

일반적으로 AZ31 Mg 합금의 미세조직적 연화는 동적 재결정에 의해 일어난다고 알려져 있다. 동적 재결정된 결정립 내의 전위 밀도가 동적 재결정의 구동력으로 작용하면서 낮아진 전위 밀도로 인해 연화 현상이 일어나는 것이다. 이러한 동적 재결정 현상을 정량화 하기 위해 C. M. Sellars 등은 다음의 식과 같은 동적 재결정의 속도론 모델을 제시한 바 있다.

$$X_{dx} = 1 - \exp \left[ - \ln 2 \left( \frac{\dot{\epsilon} - \dot{\epsilon}_c}{\dot{\epsilon}_{0.5}} \right)^2 \right] \quad (2)$$

여기서  $X_{dx}$ 는 동적 재결정이 일어난 분율,  $\dot{\epsilon}_c$ 는 변형률,  $\dot{\epsilon}_c$ 는 동적 재결정이 일어나기 시작하는 임계 변형률,  $\dot{\epsilon}_{0.5}$ 는 동적 재결정이 50% 일어나는 변형률을 나타내는 것이다. 이러한 동적 재결정 모델을 이용하기 위해서는  $\dot{\epsilon}_c$ ,  $\dot{\epsilon}_{0.5}$  등의 변형률의 파라미터를 구해야 하는 단점이 있어 정확한 동적 재결정의 속도식을 구하기 어려웠다. 하지만 최근 M. R. Barnett 등은 동적 재결정의 속도론을 정적 재결정이 일어나는 초기의 재결정 현상으로 보고 동적 재결정의 임계 변형률을 정적 재결정식을 이용하여 제시한 바 있다[4]. 다음의 식 (4)는 Avrami equation 으로 알려진 정적 재결정의 속도식이다.

$$X_s = 1 - \exp \left[ - \ln 2 \left( \frac{t}{t_{0.5}} \right)^2 \right] \quad (3)$$

그리고 널리 알려진 다음의 식 (4)를 이용하여 50%재결정이 일어나는 시간을 변형률의 함수로 나타내었다.

$$t_{0.5} = A\dot{\epsilon}^a \quad (4)$$

이러한 식을 식(4)에 적용한 정적 재결정과 동적 재결정의 통합론적 속도론 식은 다음의 식 (5)와 같다.

$$X = 1 - \exp \left[ - \ln 2 \left( \frac{\dot{\epsilon}^{1-a}}{A(1-a)\dot{\epsilon}} \right)^2 \right] \quad (5)$$

이때 식(5)의 파라미터인 A와 a를 구하기 위해 본 연구에서는 고온 압축 응력 이완실험을 실시하였다. 다음의 그림 4(a)는 AZ31 Mg 합금의 초기 변형률을 달리하여 300°C에서 압축 응력 이완실험을 실시한 것이다. G. Mateo 등은 재결정이 활발하게 일어나는 재료에서 압축 응력 이완 시 곡선이 세가지 지역으로 나뉘며 이때 지역 2의 응력 이완은 재결정에 의한 것이라는 보고를 하였다[5]. 이를 정량화하여 재결정 분율을 구한 것이 다음의 식 (6)과 같다. 이식 (6)에 의해 재결정 분율을 시간에 따라 나타낸 것이 그림 3 (b)이다.

$$\sigma = (1-X)\sigma_1 + X\sigma_2 = (1-X)(\sigma_{01} - \alpha_1 \log t) + X(\sigma_{02} - \alpha_2 \log t) \quad (6)$$

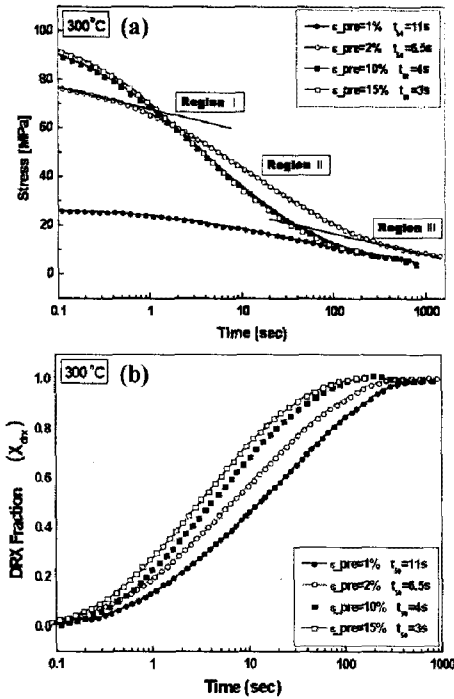


Fig.3. (a) Stress relaxation curves with time and (b) corresponding volume fractions of DRX.

이때 50% 재결정이 일어나는 시간을 다양한 온도에 대해 표시한 것이 다음의 그림 4 이다. 이를 통해 식(5)의 파라미터인 A 와 a 를 도출할 수 있었으며 이는 다음의 식 (7)과 같다.

$$A = 0.15 \times \exp\left(\frac{10,000}{RT}\right), \quad a = -0.500 \quad (7)$$

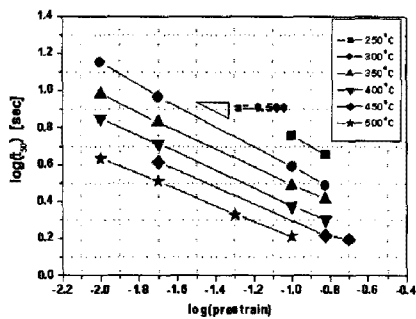


Fig.4. Time for 50% recrystallization as functions of prestrain and temperature.

위 식 (7)을 이용하여 식(6)에 대입하면, AZ31 Mg 합금의 동적 재결정 속도식을 얻을 수 있다. 본 연구에서는 이러한 동적 재결정 속도식을 실제 단조 프로세스를 모사하는 FEM 코드에 적용하여, 식의 타당성을 비교해보았으며 실제 단조 프로세

스의 동적 재결정 분율과 매우 일치하는 값을 얻을 수 있었다.

#### 4. 결론

본 연구에서는 AZ31 Mg 합금의 고온 변형 시 최적 변형 조건을 공정지도를 이용하여 도출하였다. 그 결과 250°C, 1/s 지역이 최적 동적 재결정을 나타내어 분산 효율이 높은 지역으로 확인되었다. 또한 미세조직변화 인자를 동적 재결정으로 인한 연화에 바탕을 두어 모델링하여 공정 조건에 따른 식을 제시하였으며, 이를 유한요소코드로 삽입하여 해석을 실시하였으며 이는 실제 단조실험을 통해 얻어진 결과와 매우 유사한 값이었다.

#### 후 기

본 연구는 과학기술부 2003 년 국가지정연구실 사업의 지원으로 한국과학재단의 지원을 받아 수행된 연구로 이에 감사드립니다. (R0A-2003-000-10309-0)

#### 참 고 문 헌

- [1] T. Obara, H.Yoshinga and S. Morozumi, 1973, [11-22](11-23) slip system in magnesium, Acta Met., Vol.21, pp.845-858.
- [2] B. H. Lee, N. S. Reddy, J. T. Yeom and C. S. Lee, 2007, Flow softening behavior during high temperature deformation of AZ31 Mg alloy, Journal of Mater, Proc. Tech., Vol. 187, pp.766-769.
- [3] Y. V. R. K. Prasad and S. Sasidhara(1997), Hot working guide-A compendium of processing maps, Materials park, OH, ASM international., p.12.
- [4] M. R. Barnett, G. L. Kelly, and P. D. Hodgson, 2000, Predicting the Critical Strain for Dynamic Recrystallization Using the Kinetics of Static Recrystallization, Scripta Materi., Vol. 43, pp. 365-369.
- [5] C. Garcia-Mateo, B. Lopez, and J. M. Rodriguez-Ibabe, 2001, Static Recrystallization Kinetics in Warm Worked Vanadium Microalloyed Steels, Mater. Sci. and Eng. A, Vol. 303, pp. 216-225.