

AZ31 Mg 합금의 고온 성형 시 미세조직 예측

이병호¹ · 이종수[#]

Prediction of Microstructure during Hot-working of AZ31 Mg Alloy

Byoung Ho Lee, Chong Soo Lee

(Received October 11, 2007)

Abstract

In this study, optimum processing condition of rolled AZ31 Mg alloy was investigated by utilizing processing map and constitutive equation considering microstructure evolution(dynamic recrystallization) occurring 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 in terms of grain size. Dynamic recrystallization(DRX) was observed to occur at a domain of 250 °C and 1/s(maximum dissipation-efficiency region). 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 were compared with those of actual hot forged part. A good agreement was observed between the experimented results and predicted ones.

Key Words : AZ31 Mg Alloy, Processing Map, Dynamic Recrystallization, Hot-forging, Finite Element Method.

1. 서 론

최근 에너지 가격의 상승과 환경 문제의 대두로 인해 자동차 산업에서 연비 향상에 대한 관심이 크게 증가하고 있다. 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 금속의 이용이 크게 증대되고 있다.

특히 사용 가능한 구조용 금속 중 가장 밀도가 낮은 마그네슘 합금은 경량 구조용 재료로서 자동차의 차체 무게 감소를 위한 많은 가능성을 갖고 있는 재료이다 [1~6]. 또한 마그네슘 합금은 그

낮은 밀도 이외에도 우수한 전자파 차폐능과 진동 감쇄능으로 인해 최근 디지털 카메라, 핸드폰, 노트북 등의 전자 기기 케이스 류로서 각광 받고 있다. 지금까지 대부분의 Mg 합금을 이용한 부품은 die-casting 이나 thixoforming 등을 이용하였으나 이런 방법으로 제조된 부품은 가공재에 비해 가공 중 생기는 미세 기공이나, 가공 후의 기계적 성질이 떨어진다는 단점이 있다. 그리하여 마그네슘 합금 가공재를 사용하려는 많은 시도가 진행중이지만, 상온에서의 낮은 성형성으로 인해 사용이 제한되고 있는 실정이다. 일반적으로 마그네슘 합금의 낮은 상온 성형성은 마그네슘 합금의 제한된 슬립계에서 기인한다. 마그네슘 합금은 c/a ratio 로 인해 주 슬립계가 기저면 슬립에 제한된다. 최근 basal slip system 이외에 prismatic 이나

1. 포스텍 신소재공학과
교신저자: 포스텍 신소재공학과, E-mail:cslee@postech.ac.kr

pyramidal slip 계가 나타난다는 보고가 있었다. 그러나, 마그네슘 합금은 안정된 변형을 위해 필요한 5 개의 독립적인 슬립계를 형성하기에는 여전히 모자란 슬립계를 가진다. 이러한 마그네슘 합금의 낮은 상온 성형성은 그 성형 온도를 높일수록 기저면 슬립 이외의 다른 슬립계가 작용하게 되어 일반적인 마그네슘 합금의 성형은 고온에서 이뤄진다[7]. 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 연구가 최근에 보고되었다[8]. 이를 비롯하여, 고온 성형성에 대한 연구는 kinetic relation 을 이용한 활성화 에너지 분석법, deformation mechanism map, Raj's map 등이 있다[9~11]. 그러나 보다 넓은 온도 범위와 변형률 속도 범위에서 가공 조건에 따른 최적의 변형 조건을 도출하고 그에 따른 미세 조직의 변화를 알아보기 위해 processing map 에 기반을 둔 체계적인 연구 또한 필요하다.

따라서 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 동적 재결정 분율을 구하는 속도식을 제안하였으며, 이를 유한요소 해석에 적용하여 실제 결과값과 비교하였다.

2. 실험 방법

본 연구에 사용된 Mg 합금은 3.8wt%Al-1.0wt%Zn-0.5wt%Mn 의 조성을 가진 평균 결정립 크기 12 μ m 의 상용 AZ31 Mg 합금이다. 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 변형률 속도 구간(0.001/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 변형률까지 압축실험을 수행하였다. 또한 고온 변형 시 동적 연화에 대한 속도 식을 도출하기 위해 200~500 $^{\circ}$ C 의 온도 구간에서 응력 이완 실험을 수행하였다. 실험은 Instron1361 을 이용하

였으며, 시편은 직경 10mm, 높이 15mm 였다. 일반적으로 고온 압축 시험에서 시편의 표면과 지그의 마찰에 의해 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 검증을 위해, DEFORM 3D code 에 동적 재결정 속도 식을 삽입하였으며, 이를 공정지도에서 얻어진 최적 성형 조건에서 실제 항온 단조를 수행한 결과와 비교하였다. 실제 항온 단조는 최대 970ton 의 용량을 갖는 단조 프레스를 이용하였다. 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. 결과 및 고찰

3.1 Power dissipation map of AZ31 Mg alloys

압축 실험을 통해 도출된 processing map은 dynamic materials model(DMM)에 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 나타난다. 일반적인 분산자의 미세조직적인 파워분산효율은 다음 식(1)로 표현된다[6].

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

이러한 파워분산효율을 온도와 변형률 속도의 함수로 도시한 것이 파워분산효율 지도이다. 이때의 효율은 고온 변형시의 상대적인 내부 엔트로피 형성 속도를 의미하며, 이것은 온도와 변형률 속도에 대해 미세조직의 변화 정도를 나타낸다. 압축실험에 의해 얻어진 응력-변형률 곡선에서 온도 범위 250~500 $^{\circ}$ C와 변형률 속도 범위 10 $^{-4}$ /s에서 구한 파워 분산 효율 값을 도시하였다. 그림에서 두 지역의 높은 효율을 갖는 부분을 확인할 수 있다. 그것은 약 40%의 효율을 갖는 250 $^{\circ}$ C, 1/s의 지역과 약 50%이상의 효율을 가지는 450 $^{\circ}$ C, 10 $^{-4}$ /s

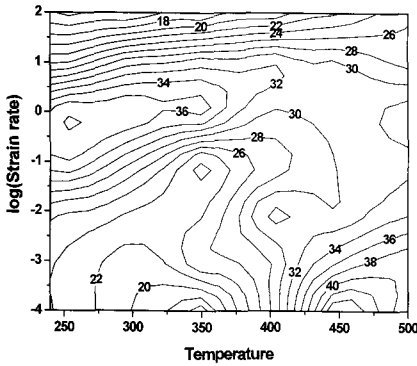


Fig. 1 Power dissipation map of AZ31 Mg alloy

의 지역이다. 이 두 지역은 다음의 실험적 증명을 통해 각각 DRX(동적 재결정) 지역과 초소성 지역으로 확인되었다.

3.1.1. 250°C 1/s 지역(DRX)

Mg합금과 같은 낮은 적층 결합에너지를 가지는 재료는 활발한 동적 재결정을 일으킬 경우 40% 정도의 분산 효율을 갖는다고 알려져 있다 [6]. 다음의 Fig. 2는 일정한 250°C의 온도에서 변형속도를 달리하여 결정립 크기를 조사한 것이다. 이를 보면 1/s의 변형속도 지역에서 결정립 크기가 3 μ m의 최소값을 가지는 것을 알 수 있었다. 그리하여 250°C 1/s 지역은 동적 재결정이 가장 활발하게 일어나는 최적 동적 재결정 지역으로 확인되었다.

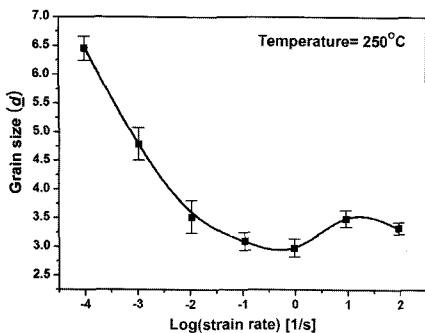


Fig. 2 Average grain size of compression specimens

3.1.2. 450°C 10⁻⁴/s 지역(초소성)

압연된 AZ31 Mg합금의 공정 지도에서 최대의 분산효율 값을 가지는 지역은 450°C 10⁻⁴/s 지역이었다. 이 지역에서 일어나는 미세조직적 변화를 확인하기 위해, 주변 지역에서 고온 인장 실험을

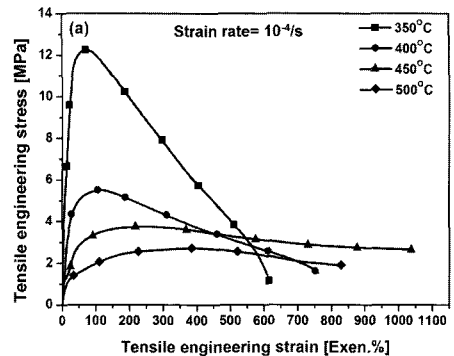
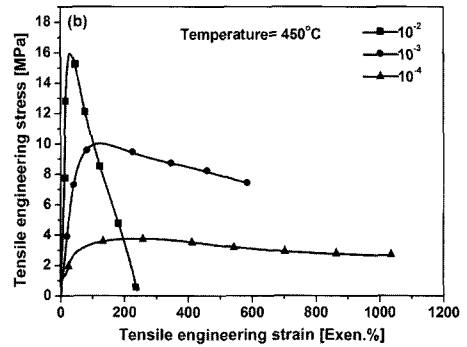


Fig. 3 Tensile stress-strain curves of specimen deformed (a) at various temperatures with fixed strain rate of 10⁻⁴/s and (b) at fixed temperature with various strain rates

수행하였다. 다음의 Fig. 3은 고온 인장 실험의 결과를 나타낸다. 이 그림을 보면, 450°C, 10⁻⁴/s 지역에서 가장 연신율이 높은 1040%의 초소성 연신율을 보이는 것을 알 수 있었다. 이것은 450°C, 10⁻⁴/s의 지역이 최적 초소성 지역임을 나타낸다.

3.2 AZ31 Mg합금의 동적 연화

Fig. 4는 압축 실험이 실시된 온도와 변형속도 영역에서의 유동 곡선의 모양을 분석하여 공정 조건에 따른 동적 연화와 동적 경화 지역을 나타낸 것이다. 그림을 보면 높은 온도와 느린 변형속도 지역에서 가공 경화 현상이 발생하고 있었으며, 그 외의 지역에서는 가공 연화가 활발하게 일어나고 있음을 알 수 있었다. 가공 경화가 일어난 지역의 미세조직을 조사한 결과 가공 경화 지역에서 활발한 결정립 성장이 일어나고 있음을 알 수 있었다. 하지만, 일반적인 가공이 행해지는 넓은 범위의 변형 조건에서는 가공 연화 현상이 활발하게 일어났다[8].

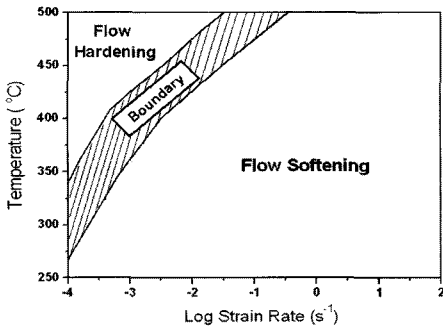


Fig. 4 Processing conditions showing regions of flow softening or flow hardening in AZ31 Mg alloy

이러한 가공 연화 현상은 크게 열적 연화 현상과 미세조직적 연화 현상으로 나뉜다. 열적 연화는, 변형률 속도가 빠른 구간에서 변형 열이 발생하여 실제 재료가 목표보다 높은 온도에서 변형되어 일어나는 현상이다. 본 연구에서는 열적 연화가 일어나는 1/s 이상의 빠른 변형률 속도에서 일어난 가공열을 인공 신경망 모델링을 통해 보정하였으며, 보정된 응력-변형률-변형률 속도 관계를 유한요소해석 시뮬레이션에 삽입하였다 [13]. 일반적으로 AZ31 Mg 합금의 미세조직적 연화는 동적 재결정에 의해 일어난다고 알려져 있는데, 동적 재결정 된 결정립 내의 전위 밀도가 동적 재결정의 구동력으로 작용하면서 낮아진 전위 밀도로 인해 발생한다 [8]. 가공중의 동적 재결정 현상을 정량화 하기 위해 C. M. Sellars 등은 다음의 식과 같은 동적 재결정의 속도론 모델을 제시한 바 있다[8].

$$X_{dtx} = 1 - \exp \left[- \ln 2 \left(\frac{\epsilon - \epsilon_c}{\epsilon_{0.5}} \right)^2 \right] \quad (2)$$

여기서 X_{dtx} 는 동적 재결정이 일어난 분율, ϵ 는 변형률, ϵ_c 는 동적 재결정이 일어나기 시작하는 임계 변형량, $\epsilon_{0.5}$ 는 동적 재결정이 50% 일어나는 변형율을 나타내는 것이다. 이러한 동적 재결정 모델을 이용하기 위해서는 ϵ_c , $\epsilon_{0.5}$ 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 변형율을 정적 재결정 식을 이용하여 제시한 바 있다[15]. 다음의 식은 Avrami type equation 으로 알려진 정적 재결정

의 속도식이다 [14].

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

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

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

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

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

이때 식 (5)의 파라미터인 A 와 a 를 구하기 위해 본 연구에서는 고온 압축 응력 이완실험을 실시하였다. 다음의 Fig. 5(a)는 AZ31 Mg 합금의 초기 변형량을 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 2 의 응력 이완은 재결정에 의한 것이라는 보고를 하였다 [16]. 이를 정량화하여 재결정 분율을 구한 것이 다음의 식 (6)과 같다. 이 식 (6)에 의해 재결정 분율을 시간에 따라 나타낸 것이 Fig. 5 (b)이다.

$$\begin{aligned} \sigma &= (1-X)\sigma_1 + X\sigma_3 \\ &= (1-X)(\sigma_{01} - \alpha_1 \log t) + X(\sigma_{03} - \alpha_3 \log t) \end{aligned} \quad (6)$$

이때 50% 재결정이 일어나는 시간을 다양한 온도에 대해 표시한 것이 다음의 Fig. 6 이다. 이를 통해 식(5)의 파라미터인 A 와 a 를 도출할 수 있었으며 이는 다음의 식 (7)과 같다.

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

위 식 (6)과 (7)을 이용하여 AZ31 Mg 합금의 동적 재결정 속도식을 얻을 수 있었다. 다음의 식 (8)은 본 연구에서 도출된 동적 재결정의 분율을 나타내는 최종 속도론 식이다.

$$X_{dtx} = 1 - \exp \left[- 13.6918 \left(\frac{\epsilon^3 \times \exp \left(- \frac{1202.79}{T} \right)}{\dot{\epsilon}^2} \right)^2 \right] \quad (8)$$

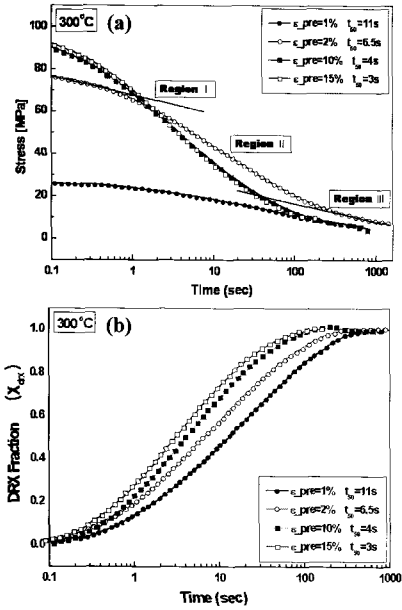


Fig. 5 (a) Stress relaxation curves with time and (b) corresponding volume fractions of DRX

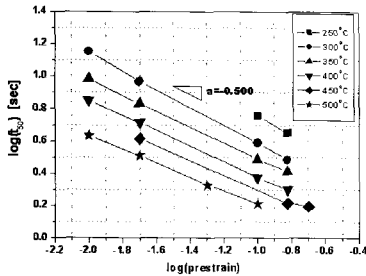


Fig. 6 Time for 50% recrystallization as functions of prestrain and temperature

또한 본 연구에서는 다양한 온도와 변형을 속도 지역에서 압축된 시편의 동적 재결정 지역의 결정립 크기를 주사전자현미경을 통해 구하였다. 그 결과 동적 재결정된 결정립 크기와 다음의 식(9)의 Zener-Hollomon parameter 간에 선형적인 관계를 갖는 것을 알 수 있었다.

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (9)$$

다음의 Fig. 7 은 다양한 공정 조건에서 동적 재결정이 일어난 지역의 결정립 크기와 Z 간의 상관 관계를 보여주는 것이다.

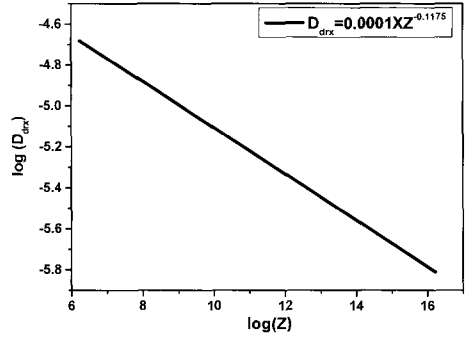


Fig. 7 $\log(D_{drx})$ vs. $\log(Z)$ curves

이러한 재결정된 지역의 결정립 크기와 Z 간의 상관 관계는 다음의 식 (10)과 같이 표현된다.

$$D_{drx} = 0.0001 \times Z^{-0.1175} \quad (10)$$

본 연구에서 도출된 동적 재결정 속도론 식과 동적 재결정된 결정립 크기를 나타내는 식의 타당성을 검증하기 위해 실제 단조 실험을 수행하였다. 단조 실험은 항공기 날개 모양의 부품을 모사한 작은 시편을 Max. 970ton 프레스를 이용하여 수행되었다. 단조 실험은 위에서 최적 동적 재결정 지역으로 제시된 바 있는 250°C, 1/s 지역에서 실시되었다. 다음의 Fig. 8 은 실제 단조 실험이 수행된 날개 모양의 부품을 나타내는 것이다. 이때 항공기 날개 모양의 부품에서 변형량의 차이가 많은 지역을 절단하여 조직 조사를 수행하였으며, 광학 현미경과 SEM 관찰, Image analyzer 분석을 통해 실제 동적 재결정된 지역의 결정립 크기와 동적 재결정이 일어난 분율을 조사하였다.

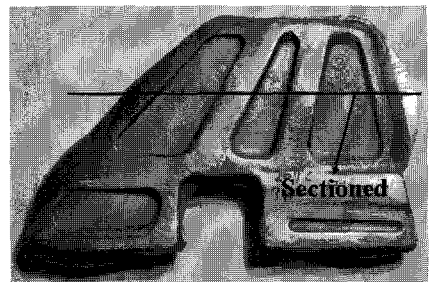


Fig. 8 Wing shape product of hot-forged AZ31 Mg Alloy

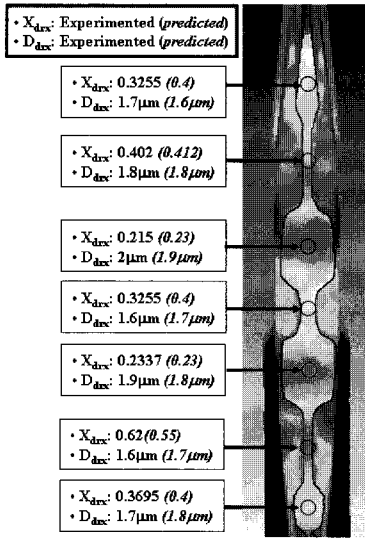


Fig. 9 FEM simulation results and comparison between predicted and experimented fractions and grain sizes of DRX

또한 상용 유한요소해석 code 인 DEFORM3D 에 본 연구에서 도출된 바 있는 식 (8)과 식 (10)을 삽입하고 본 연구에서 수행된 다양한 온도와 변형율, 변형율 속도의 데이터베이스를 삽입하여 유한 요소 해석을 수행하였다. 다음의 Fig. 9 는 유한 요소 해석 수행 결과를 나타낸다.

이 결과를 보면 본 연구에서 제시된 동적 재결정 속도론 식과 동적 재결정된 결정립 크기 식이 매우 타당하게 실험 치와 일치하는 것을 알 수 있었다.

4. 결론

본 연구에서는 AZ31 Mg 합금의 고온 변형 시 최적 변형 조건을 공정지도를 이용하여 도출하였다. 그 결과 250℃, 1/s 지역이 최적 동적 재결정을 나타내는 지역으로 확인되었다. 또한 동적 재결정으로 인한 연화에 바탕을 둔 모델링을 이용하여 미세조직 변화 인자와 공정 조건의 관계식을 제시하였으며, 이를 FEM code로 삽입하여 해석하였으며 이는 실제 단조실험을 통해 얻어진 결과와 매우 유사하였다.

후 기

본 연구는 과학기술부 2003 년 국가지정연구실

사업의 재원으로 한국과학재단의 지원을 받아 수행된 연구로 이에 감사드립니다(R0A-2003-000-10309-0).

참 고 문 헌

- [1] D. J. Yoon, E. Z. Kim, Y. S. Lee, 2007, Finite Element Study on Deformation Characteristics and Damage Evolution in Warm Backward Extrusion of AZ31 Mg Alloys, Trans. Mater. Proc., Vol. 16, pp. 614~620.
- [2] B. H. Lee, Y. W. Kim, S. H. Park, C. S. Lee, 2007, Effect of Initial Texture on the Twinning Formation of AZ31 Mg Alloy, Trans. Mater. Proc., Vol. 16, pp. 467~472.
- [3] J. G. Choi, S. C. Choi, M. G. Lee, H. Y. Kim, 2007, Measurement of Springback of AZ31B Mg Alloy Sheet in OSU Draw/bend Test, Trans. Mater. Proc., Vol. 16, pp. 447~451.
- [4] K. R. Cho, J. T. Yeom, S. Y. Shim, S. G. Lim, N. K. Park, J. H. Kim, 2007, Characteristics on the Hot Extrusion of Semi-Solid Al-Zn-Mg Alloy, Trans. Mater. Proc., Vol. 16, pp. 391~395.
- [5] D. J. Yoon, S. J. Lim, E. J. Kim, C. Cho, 2006, Plastic Forming Characteristics of AZ31 Mg Alloy in Warm Backward Extrusion, Trans. Mater. Proc., Vol. 15, pp. 597~602.
- [6] N. Y. Kim, J. H. Kim, J. T. Yeom, D. G. Lee, S. G. Lim, N. K. Park, J. H. Kim, 2006, Effect of Processing Condition on the Hot Extrusion of Al-Zn-Mg-Sc Alloy, Trans. Mater. Proc., Vol. 15, pp. 143~147.
- [7] T. Obara, H. Yoshinga, S. Morozumi, 1973, slip system in magnesium, Acta Metall., Vol. 21, pp. 845~858.
- [8] B. H. Lee, N. S. Reddy, J. T. Yeom, C. S. Lee, 2007, Flow Softening Behavior During High Temperature Deformation of AZ31 Mg alloy, J. Mater. Proc. Tech., Vol. 187, pp. 766~769.
- [9] J. J. Jonas, C. M. Sellars, W. J. McG. Tegart, 1969, Strength and Structure under Hot Working Conditions, Metall. Rev., Vol. 14, pp. 1~24.
- [10] H. J. Frost, M. F. Ashby, 1982, Deformation-Mechanism Maps: The Plasticity and Creep of Metals and Ceramics, Oxford, New York, Pergamon press.

- [11] R. Raj, 1981, Development of a Processing Map for Use in Warm-Forming and Hot-Forming Processes, *Metall. Trans.* Vol. 12A, pp. 1089~1097.
- [12] Y. V. R. K. Prasad, S. Sasidhara, 1997, *Hot Working Guide- a Compendium of Processing Maps*, Materials Park, OH, ASM International, pp. 12.
- [13] P. S. Robi, U. S. Dixit, 2003, Application of Neural Networks in Generating Processing Map for Hot Working, *J. Mater. Proc. Tech.*, Vol. 142, pp. 289~294.
- [14] C. M. Sellars, J. A. Whiteman, Recrystallization and Grain Growth in Hot Working, *Metal Sci.*, Vol. 13, pp. 187~194.
- [15] M. R. Barnett, G. L. Kelly, P. D. Hodgson, 2000, Predicting the Critical Strain for Dynamic Recrystallization Using the Kinetics of Static Recrystallization, *Scripta Mater.*, Vol. 43, pp. 365~369.
- [16] C. Garcia-Mateo, B. Lopez, J. M. Rodriguez- Ibabe, 2001, Static Recrystallization Kinetics in Warm Worked Vanadium Microalloyed Steels, *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 303, pp. 216~225.