

비탄성 변형 이론을 바탕으로 한 Mg-Al 합금의 슬립기구 천이 현상 해석

이현석^{*} · 장영원^{*} · 방원규^{**}

(2004년 5월 13일 접수)

Effect of Slip System Transition on the Deformation Behavior of Mg-Al Alloy: Internal Variable Based Approach

H. S. Lee, Y. W. Chang and W. Bang

Abstract

Although magnesium has high potential for structural material due to the lightweight and high specific strength, the structural application has been limited by the low ductility at room temperature. The reason of the poor ductility is few activated slip systems of magnesium (HCP structure) during deformation. As temperature increases, however, additional non-basal slip systems are incorporated to exhibit higher ductility comparable to aluminum. In the present study, a series of tensile tests of Mg-Al alloy has been carried out to study deformation behavior with temperature variation. Analysis of load relaxation test results based on internal variable approach gave information about relationship between the micromechanical character and corresponding deformation behavior of magnesium. Especially, the material parameter, p representing dislocation permeability through barriers was altered from 0.1 to 0.15 as the non-basal slip systems were activated at high temperature.

Key Words : AZ31 Magnesium Alloy, Deformation Behavior, Load Relaxation Test, Flow Curve, Internal Variable Theory

1. 서 론

마그네슘은 경량성(밀도 1.74g/cm^3) 외에도 높은 충격 흡수성, 비강도 및 재활용성 등의 우수한 성질을 가지므로 고효율 구조용 금속재료로서 많은 관심을 받고 있다. 그러나, 최근까지 전 세계에서 소비되는 마그네슘의 70% 이상이 구조용이 아닌, 알루미늄 합금 첨가제나 화학 촉매제 등으로 사용되고 있으며, 또한, 마그네슘 제품의 대부분이 다이캐스팅 공정을 통하여 생산되므로, 아직 까지 마그네슘의 구조재로서의 활용은 미미하고 극히 제한된 영역에서만 이루어지고 있다.⁽¹⁾ 그

주된 원인으로서는 마그네슘의 매우 낮은 상온 성형성을 들 수 있는데, 이를 극복하고 마그네슘의 사용 영역을 확장하기 위하여 합금 원소 첨가 및 결정립 미세화를 통한 성형성 향상, 온간 성형 공정 개발 등 여러 연구들이 활발하게 진행 중이다.

위와 같은 마그네슘의 성형 특성은 상온 변형 시에 활성화 슬립 기구수가 적은 HCP 결정 구조 금속인데 그 원인이 있다. 그러나 변형 온도가 증가한다면, 상온 슬립 기구 외에 다른 슬립기구들도 변형에 참가하게 되어 성형성은 크게 증가하고, 미세한 결정립의 마그네슘 합금의 경우 초소

* 포항공과대학교 신소재 공학과

** 포항산업과학연구원

성 현상이 발생하기도 한다.⁽²⁾ 이와 같이 고온에서 활성화 되어 성형성 증가를 주도하는 것은 Non-basal 슬립기구들로서, 그 활성화 온도는 순수 마그네슘의 경우 225°C 정도이며 마그네슘 합금의 경우에는 조성에 따라 다르다.⁽³⁾ Ono⁽⁴⁾는 다결정 마그네슘을 여러 온도 조건에서 인장 시험한 결과 150°C 이상의 온도에서 Hall-Petch slope, K_y 가 급격히 감소한다 보고 하였고, 이는 온도가 증가함에 따라 전체 활성화 슬립 기구들이 중 Non-basal 슬립 기구들이 차지하는 분율이 증가하는데 그 원인이 있다고 주장하였다. Zuzan-ka⁽⁵⁾는 이러한 Non-basal 슬립기구들의 활성화 되는 것은 일종의 열적 활성화 현상이라 보고 하였다. 한편, Koike⁽⁶⁾는 ECAP 공정을 통하여 AZ31 마그네슘 합금의 결정립을 미세화시킨 결과, 상온에서도 높은 연신율을 나타내었으며 이는 Non-basal 슬립기구 활성화와 동적 회복에 그 원인이 있다고 하였다. 이 외에도 마그네슘 단결정 및 합금 등을 이용하여 Non-basal 슬립기구의 거동을 관찰한 여러 연구들이 보고 되었으나,⁽⁷⁻⁹⁾ 아직 그 활성화 기구 및 온도, 응력과의 정성적 관계 등 많은 부분이 확실히 밝혀지지 않은 채 논란의 여지를 남겨 두고 있다.

본 연구는 다양한 온도 조건 하에서 Mg-Al 합금의 인장 시험과 응력 이완 시험을 수행하고, 그 결과를 비탄성 변형이론을 바탕으로 해석하여 마그네슘 합금의 미세구조 변화와 그에 따르는 변형 거동에 관하여 고찰하는 것을 목적으로 한다.

2. 비탄성 변형이론⁽¹²⁾

Chang등에 의해 제안된 비탄성 변형 이론은 소성변형의 기본단위인 전위운동에 기초한 모델로서, 각각의 변수들이 재료 내부의 변형상태에 대응하는 상태변수이기 때문에 이전의 변형 이론들보다 물리적 근거가 충실하다는 장점을 가지고 있다. 상기 이론의 근본적 원리는 재료의 비탄성 변형은 장애물을 포함하고 있는 재료 내에서 경쟁적으로 일어나는 전위의 축적(accumulation)과 이의 유출(leakage) 과정으로 이루어 진다는 것이며, 따라서 총 비탄성 변형율($\dot{\epsilon}$)은 집적된 전위에 의한 내부 변형율($\dot{\alpha}$)과 이완에 의한 소성 변형율($\dot{\alpha}$)의 합으로 구성된다. 이러한 기구학적 관계를 식 (1)과 같이 제안할 수 있으며, 또한 소성 변형을 일으키는 전위 활주에 필요한 응력을 마

찰 응력(σ^F)과 내부응력(σ^I)로 나누어 식 (2)와 같이 생각할 수 있다. 식 (1)과 (2)의 관계식으로부터 Fig. 1과 같은 비탄성변형의 유변학적(rheological) 모델을 제시하였다.

$$\dot{\epsilon} = \dot{\alpha} + \dot{\alpha} \quad (1)$$

$$\sigma = \sigma^I + \sigma^F \quad (2)$$

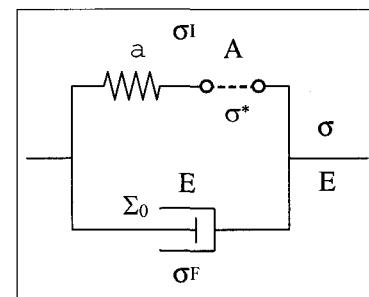


Fig. 1 Rheological model for inelastic deformation

이와 같은 기구학적 관계식과 응력관계식으로부터 비탄성 변형을 기술해 줄 수 있는 구성을 방정식을 식 (3), (4)와 같이 제안할 수 있다.

$$(\sigma^*/\sigma^I) = \exp(\dot{\alpha}^*/\dot{\alpha})^p \quad (3)$$

$$(\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}_0) = (\sigma^F/\Sigma_0 - 1)^{1/M} \quad (4)$$

여기서 p , M 은 변형모드를 나타내는 재료상수이며, σ^* 는 전위의 활주를 방해하는 내부장애물(입자, 개재물등)의 강도를 나타내는 값으로서, Hart에 의해 Hardness Parameter라고 정의된 바 있다. Σ_0 는 결정격자의 정적인 마찰응력을 나타낸다. 특히, 소성변형율에 대한 지수 p 는 구동력인 내부응력에 의한 전위 flux의 투자율(permeability)로서 기하학적 형상을 포함한 장애물의 성질에 따른 변형모드에 의존하는 재료 상수로서, 재료의 결정구조에 따라 그 값이 달라질 수 있다.

2. 시험 방법 및 결과

사용한 소재는 두께 6mm의 AZ31 마그네슘 합금(Mg-3Al-1Zn) 압연재이며, 압연 과정 중에 형성된 집합 조직과 불균일 한 결정립들의 크기

분포 효과를 제거하기 위하여 400°C에서 100분 동안 열처리하였다. 그 결과 미세 조직은 Fig. 2과 같이 비교적 조대한 등축정의 결정립들로 구성되게 된다.

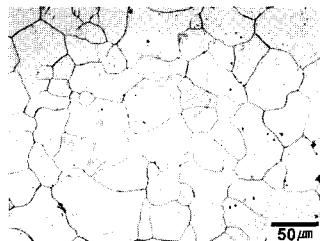


Fig. 2 Microstructure after heating (400 °C 100min)

2.1 인장시험 및 미세조직 관찰

$10^{-3}/\text{s}$ 의 고정된 변형율로 저항 가열로를 이용하여, 150, 200, 250 및 350°C에서 인장 실험을 수행하였다. 상온에서 각 시험 온도까지의 도달 시간은 90~120분 정도가 소요 되었다. 변형 온도가 증가할수록 항복 강도는 거의 직선적으로 감소하는 반면, 연신율은 250°C까지는 감소하였다가 그 이상의 온도에서는 크게 증가하는 경향을 보였다(Fig. 3). Fig. 4. (a) 와 (b)는 각각 150°C와 350°C에서 인장-파괴 된 시편의 grip 과 gage 부의 미세 조직 사진이다.

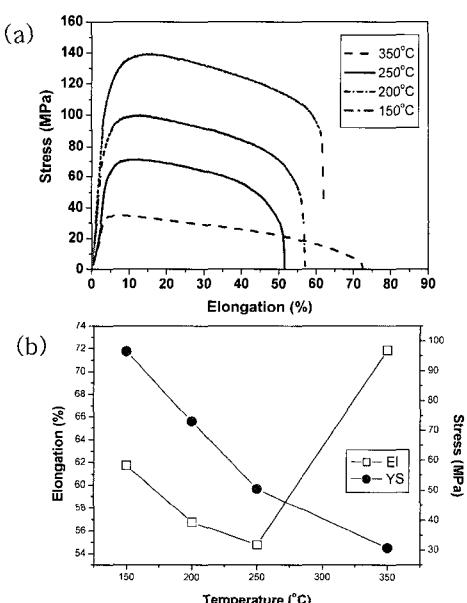


Fig. 3 (a) flow curve and (b) elongation and yield stress variation as temperature change
350°C 시편의 경우 초기 조직(Fig. 1) 및 150°

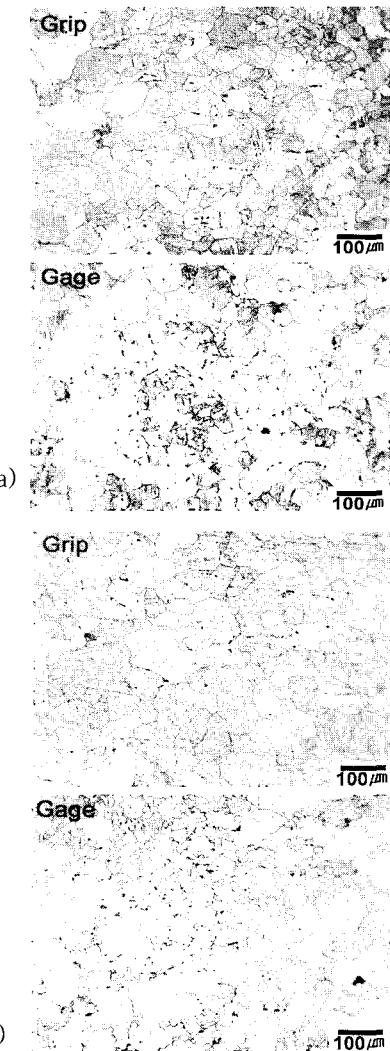


Fig. 4 Microstructure of grip and gage after tensile tests at (a) 150°C and (b) 350°C

C 시편 grip 부와 비교해 볼 때, 결정립들의 성장이 일어 났음을 알 수 있으며, 동적 재결정 현상으로 인한 일부 미세한 결정립들과 serrated 결정립 계면들이 관찰되었다. 또한 gage 부에서는 150°C시편과는 달리 결정립 내의 twinning이 거의 존재하지 않았다. 이러한 인장 및 미세조직 관찰 결과들을 종합하여 볼 때, 항복응력의 감소는 결정립 성장과 AZ31 마그네슘 합금의 유일한 강화상인 Mg₁₇Al₁₂ 상의 열적 불안정에 그 원인이 있다고 판단되어지며, 한편 250°C 이상의 온도에서 나타나는 연신율의 급격한 증가와 350°C 시편의 gage부에서 twinning이 나타나지 않는 것은 non-basal 슬립기구 활성화에 그 원인이 있다고

할 수 있다. HCP 결정 구조 금속의 경우 상온 및 저온에서 변형이 일어날 경우 제한된 슬립 기구 수로 인하여 twinning 현상이 활발하게 일어나나, 고온에서는 슬립 기구들의 수가 증가하여 변형을 수용하고 twinning 현상을 억제 한다. 한편, 150~250°C 사이에서 일어나는 연신율 감소는 결정립 성장과 깊은 관계가 있다고 생각되는데, 목표 온도까지 빠른 시간 내(20분 이내)에 도달하여 결정립 성장의 효과를 최소화 할 수 있는 할로겐 램프 가열로를 이용하여 인장 시험을 한 결과 저항가열로를 이용한 경우와는 조금 다른 결과를 얻을 수 있다. 즉, 항복 응력의 감소와 250~300°C 이상의 온도 영역에서 연신율이 급격히 증가하는 현상은 공통적으로 관찰되나, 할로겐 램프 가열로의 경우 150~250°C 영역에서 10% 정도의 연신율 증가가 관찰된다. non-basal slip이 본격적으로 활성화 되기 전에 발생하는 이러한 연신율의 증가 또는 감소 현상에 관해서는 앞으로 좀 더 체계적인 연구가 필요하다 생각 되어진다.

2.2 응력 이완 시험

10^{-2} 의 변형율로 1%정도 인장 후 cross-head를 정지시켜 시간에 따른 응력의 감소 경향을 관찰하였다. 그리고 그 결과를 Hart⁽¹⁰⁾의 식에 적용하여 Fig. 5와 같은 유동 곡선들을 구하였다. 결과의 신뢰성을 위하여 같은 조건에서 3번 반복하여 시험 하였으며, Fig. 5의 범례에서 2 pass와 3pass는 각각 2번째와 3번째 응력 이완 시험의 결과임을 뜻한다. 유동곡선들을 관찰한 결과 온도가 증가할수록 유동 곡선은 낮은 응력영역으로 이동하며, 온도와 변형률에 따라 유동곡선의 기울기에 해당하는 변형율 속도 민감계수(strain rate sensitivity, m)값이 달라짐을 알 수 있다.

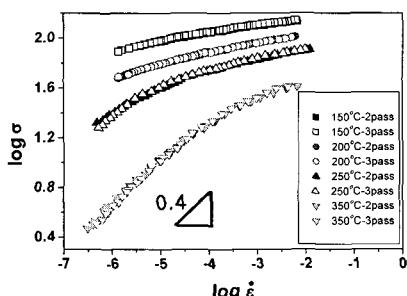


Fig. 5 Flow curves from load relaxation test with temperature variation

높은 온도와 느린 변형을 조건에서는 m 이 0.4 정도의 비교적 높은 값을 나타내므로 초소성 변형 거동이 기대된다. 이전에 보고된, step strain test로부터 구한 AZ31 마그네슘 합금의 유동 커브 역시 이와 비슷한 경향을 보이고 있음을 확인 할 수 있으므로,⁽¹¹⁾ 온도 및 변형율 구간에 따른 m 값의 변화는 Mg-Al 합금의 변형 거동 특성이라 말 할 수 있다.

이러한 온도 및 변형율에 따른 유동 커브의 차이를 설명하기 위하여 앞서 소개한 비탄성 변형 이론⁽¹²⁾을 적용한다면, 기존의 변형 이론들 보다 좀 더 합리적인 물리적인 근거 하에서 마그네슘 합금의 변형 거동 해석이 가능하다.

3. 고찰

Fig. 5의 유동 곡선을 식 (3)을 적용하여 fitting하였고(Fig. 6), 비선형 회귀 분석법(nonlinear regression method)을 이용하여 구성 방정식 내의 각 재료 상수들을 구하여 Table 1에 나타내었다. 재료 상수들의 변화를 살펴보면, 우선 $\log \sigma^*$ 값의 감소는 Mg₁₇Al₁₂ 상의 열적 불안정에 기인된다고 판단된다. 주목할 만한 것은 p 값이 온도 구간에 따라 서로 다른 값을 가진다는 점인데, 이는 결정 구조가 서로 다른 Pb와 Sn의 p 값을 비교한 이전의 연구 결과를 바탕으로 그 해석이 가능하다.⁽¹³⁾

Sn은 BCT 구조로 인한 결정학적 이방성이 때문에 슬립 특성이나 결정립계의 성질이 대칭성이 높은 FCC 구조의 Pb와 다르며, 비탄성 변형 이론을 적용한 결과 Pb와 Sn의 p 값은 각각 0.15와 0.1을 가진다. 마그네슘 합금의 경우 온도가 증가함에 따라 non-basal 슬립이 활성화 되고, 따라서

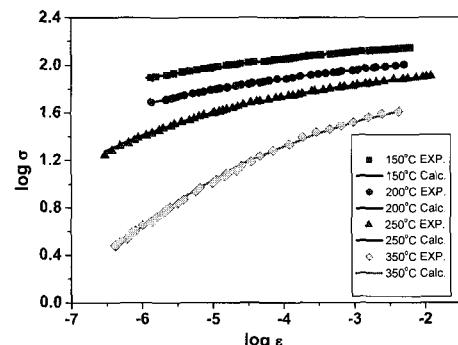


Fig. 6 Flow curves and calculated curves with temperature variation

Table 1 The constitutive parameters determined from load relaxation test results

	p	$\log \sigma^*$	$\log \alpha^*$
150°C	0.1	2.32	-5.87
200°C	0.1	2.25	-4.68
250°C	0.15	2.07	-4.82
350°C	0.15	1.93	-2.92

슬립특성이 변화하였으므로 p 값이 다른 값을 가지게 된다고 판단할 수 있다. 250°C 인장 시험의 경우 주 슬립 기구가 non-basal 슬립 임에도 불구하고 가장 낮은 연신율을 가지는 데, 이는 고온에서 일어나는 결정립 성장의 효과가 non-basal 슬립 활성화에 의한 연신율 증가 효과를 상쇄하는데 그 원인이 있다고 생각되어진다.

4. 결 론

본 연구는 AZ31 마그네슘 합금을 대상으로 150~350°C의 온도 구간에서 인장 시험을 수행하여 변형 거동을 관찰하였다. 결정립 크기 증가, Mg₁₇Al₁₂상의 열적 불안정과 non-basal 슬립기구 활성화 효과 등이 복합적으로 작용하여 온도 증가에 따른 항복 강도의 감소, 특정 온도 이상에서 연신율의 급격한 증가 및 고온 변형 중 twinning의 억제 현상등이 발생하였음을 알 수 있었다. 또한 응력 이완 시험을 통하여 상기 온도 구간에서 유동 곡선들을 그리고 비탄성 변형 이론을 바탕으로 해석하여 다음과 같은 결론들을 얻을 수 있었다.

(1) 전위의 활주를 방해하는 내부장애물 강도를 나타내는 재료 상수인 σ^* 의 온도 증가에 따른 감소는 Mg₁₇Al₁₂ 상의 열적 불안정에 그 원인이 있다고 판단된다.

(2) 온도가 증가하여 Non-basal 슬립이 활성화됨에 따라 마그네슘의 슬립 특성이 변하고, 따라서 결정립계에서 전위의 투자율을 의미하는 지수 p 가 0.1에서 0.15로 변화한다.

참 고 문 헌

- (1) P. Juchmann, S. Wolff, 2002, "Magnesium Sheet Components for Ultra-light Construction", Proc. of 59th

- Annual World Mg Conference, pp. 49~54.
(2) W . J . Kim, S. W. Chung, 2000, "Superplasticity in Fine-grained AZ61 Magnesium Alloy", Metals & Mat. Int., Vol. 6., pp. 255~259.
(3) E. F. Emley, 1966, "Principles of Magnesium Technology", Pergamon Press.
(4) N. Ono, R. Nowak, S.Miura, 2003, "Effect of deformation temperature on Hall-Petch relationship Registered for polycrystalline magnesium", Mater. Letter, Vol. 58, pp. 39~43.
(5) Zuzanka Trojanová, Zdenek Drozd, Pavel Lukáč, Kristián Máthis, Hans Ferkel and Werner Riehemann, 2000, "Thermally activated processes in microcrystalline Mg", Scripta mater, Vol. 42, pp. 1095~1100.
(6) J. Koike, T. Kobayashi, T. Mukai, H. Watanabe, M. Suzuki, K. Maruyama and K. Higashi, 2003, "The activity of non-basal slip systems and dynamic recovery at room temperature in fine-grained AZ31B magnesium alloys", Vol. 51, pp. 2005~2065.
(7) M. H. Yoo, S. R. Agnew, J. R. Morris and K. M. Ho, 2001, "Non-basal slip systems in HCP metals and alloys: source mechanisms", Mater. Sci. Eng. A, 319~321, pp. 87~92.
(8) S. R. Agnew, M. H. Yoo and C. N. Tomé, 2001, "Application of texture simulation to understanding mechanical behavior of Mg and solid solution alloys containing Li or Y", Acta mater, Vol. 49, pp. 4277~4289.
(9) T. Obara, H. Yoshinga and S. Morozumi, 1973, " $\{11-22\} <-1-123>$ Slip system in magnesium", Acta metal., Vol. 21, pp. 845-853.
(10) E. W. Hart, 1967, "Theory of the tensile test", acta metal. Vol. 15, pp. 351~355.
(11) 권용남, 이영선, 유봉선, 이정환, 2003, "AZ 31 판재의 고온 부풀림 성형", Proc. of 17th conference on mechanical behavior of materials, Pogang, Korea, pp. 261~268.
(12) Y. W. Chang and E. C. Aifantis, 1987, "Constitutive Laws for Engineering Materials", Elservior Science Publishing Co.
(13) 하태권, 1996, "내부 변형 변수를 이용한 PbSn 공정 합금의 초소성 변형특성 연구", 포항공대 박사학위논문.