

AZ31 Mg 합금의 가공 조건에 따른 고온 성형성 연구

이병호* · 신광선** · 이종수*

Effect of Processing Variables on the High Temperature Formability of AZ31 Mg alloy

B. H. Lee, K. S. Shin and C. S. Lee

Abstract

High temperature deformation behavior of AZ31 Mg alloy was investigated in this study on the basis of a processing map ($\epsilon \approx 0.6$). To construct a processing map, compression tests were carried out at wide range of temperatures and strain rates ($T=250\sim 500^\circ\text{C}$, $\dot{\epsilon}=10^{-4}\sim 100/\text{s}$). Two regions of high deformation efficiency (η) were identified as: (1) a dynamic recrystallization (DRX) domain at 250°C and $1/\text{s}$ and (2) a superplasticity domain at 450°C and $10^{-4}/\text{s}$. Possible deformation mechanisms operating at high temperature were discussed in relation to the activation energy. A two-stage deformation method was found to be effective in enhancing the superplasticity of AZ31 Mg alloy. From the two-stage deformation method, tensile elongation of 1200% was obtained at the superplastic domain.

Key Words : AZ31 Mg alloy, processing map, dynamic recrystallization (DRX), superplasticity

1. 서 론

최근 자동차 산업에서 차체의 무게를 감소시켜 연비 향상과 배기가스의 양을 줄이려는 목적으로 경량재료를 이용하려는 활발한 연구가 진행되고 있다. 특히 사용 가능한 구조 용 금속 중 가장 낮은 밀도를 가지는 Mg 합금은 경량 재료로서 자동차 산업에 이용될 가능성이 크다고 할 수 있다⁽¹⁾. 지금까지 대부분의 Mg 합금을 이용한 자동차 부품은 die-casting 이나 thixoforming 등의 방법을 이용하였으나 이런 방법으로 제조된 부품은 wrought material 에 비해 기계적 성질이 떨어진다는 단점을 가지고 있다⁽²⁾. 일반적으로 Mg 합금은 그 slip system 의 제한으로 인해 상온에서 성형성이 좋지

못하다. 하지만 성형 온도를 높일수록 작용하는 slip system 의 수가 많아져 성형성이 좋아지는 특성을 가진다⁽³⁾. 따라서, 최근 Mg 합금의 고온 성형성을 향상 시키고⁽⁴⁾ 고온에서의 변형 기구를 밝히려는 많은 노력이 있어 왔다⁽⁵⁾. 이러한 연구는 kinetic relation 을 이용한 활성화 에너지 분석법, deformation mechanism map⁽⁶⁾, Raj's map⁽⁷⁾ 등이 있다. 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 연구가 필요한 실정이다.

본 연구의 목표는 (1) processing map 도출을 통한 성형성을 향상 시키기 위한 최적의 가공 조건

* 포항공과대학교 신소재 공학과

** 서울대학교 재료공학부

을 도출하는 것과 (2) two-stage deformation method 를 이용하여 보다 나은 초소성 조건을 유도하는 것이며 (3) 각 조건에서 압축된 실험 결과를 이용하여 AZ31 Mg 합금의 고온 변형 기구를 연구하는 것이다.

2. 실험 방법

본 연구에 사용된 Mg 합금은 다음 Table.1.의 조성을 가진 cross-rolled 방법으로 제조된 상용 AZ31 Mg 합금이다. 이 미세 조직의 평균 결정립 크기는 linear intercept method 를 이용하여 도출되었으며 그 크기는 12 μ m이다.

Table 1 Chemical compositions (wt. %)

Alloys	Al	Zn	Mn	Fe	Mg
AZ31	3.8	1.0	0.5	0.02	Bal.

Processing map을 도출하기 위하여 고온에서 Gleeble-3500 machine을 이용하여 여러 변형율 속도 조건에서 압축실험을 수행하였다. 시편은 직경 10mm, 높이 12mm의 원통 모양이었다. 시편은 진공 chamber안에서 전기 저항에 의해 목표 온도까지 가열된 후 열적 평형을 위해 1분 동안 유지하였으며 그 후 0.6의 변형율까지 압축실험을 수행하였다. 응력-변형율의 변화는 Gleeble-3500 machine에 장착된 컴퓨터를 통해 연속적으로 측정되었다. 실험 후의 미세조직을 보존하기 위해 실험을 마친 직후 재빨리 수냉하였다.

또한 초소성 구간의 확인을 위해 Instron-5582 machine을 통해 고온에서 인장 실험을 수행하였다. 고온 인장 실험 시편의 규격은 폭 5mm, gauge length 5mm, 두께 3mm의 판상 시편으로 압연 방향으로 가공되었다. 고온 인장 실험은 대기압 하에서 일정 변형율 속도 하에서 수행되었다. 미세 조직 관찰을 위해 시편을 연마하여 acetic picral acid (10ml acetic acid + 4.2g picric acid + 10ml water + 70ml ethanol)에서 etching하였다. 또한 SEM을 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 map은 dynamic materials model(DMM)의 원리에 기반을 두고 있다. DMM에서는 시료를 외부의 힘을 분산시키는 힘의 분산자로 가정한다. 그렇게 분산되는 힘을 나타내는 구성 방정식은 순간적으로 열적 분산 인자와 미세조직적 분산 인자로 나뉜다. 이때 온도 상승으로 인해 분산된 에너지를 나타내는 인자는 G content로 미세 조직화적인 변화에 의해 분산된 에너지는 J co-contents로 나타내어진다. 일반적인 분산자의 미세조직적인 파워분산효율은 다음 식(1)로 나타내어진다. 식의 의미는 미세조직학적 변화에 의해 분산된 에너지를 m=1인 최대 J값을 갖는 조건에 대해 표준화하여 단위 없는 값으로 나타낸 것이다.

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

이러한 파워분산효율을 온도와 변형율 속도의 함수로 plot한 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-변형율 곡선에서 온도범위 250~500 $^{\circ}$ C와 변형율 속도 범위 10 $^{-4}$ 에서 구한 파워 분산 효율값을 plot하였다

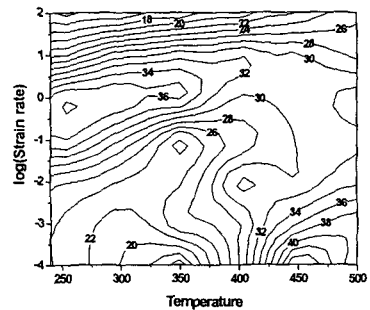


Fig. 1. Power dissipation map of AZ31 Mg alloy

위의 Fig.1.은 이렇게 작성된 파워분산효율 지도를 나타낸다. 그림에서 두 부분의 높은 효율을 갖는 부분을 확인할 수 있다. 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)

파워분산효율 지도에서 40%의 효율을 가지는 지역의 미세 조직을 확인해 보았다. Mg합금 같이 낮은 적층 결함에너지를 가지는 재료는 40% 정도의 효율이 동적 재결정을 나타낸다는 보고가 있었다⁽⁸⁾. 다음의 Fig.2.는 일정한 250°C의 온도에서 변형을 속도를 달리하여 결정립 크기를 조사한 것이다. 이 그림에 따르면 1/s의 변형을 속도 지역에서 2.5 μ m의 최소값을 가지는 것을 알 수 있었다.

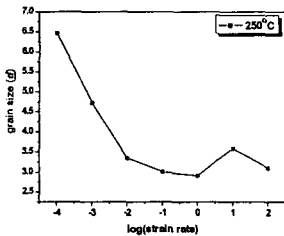


Fig. 2. Average grain size of compression specimens

3.1.2. 450°C 10⁻⁴/s 지역 (초소성)

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

3.2. Instability map

Ziegler⁽⁹⁾ 등은 다음의 식(2)를 통해 안정한 소성 유동을 보이는 조건을 나타내었다.

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \partial \ln(m/(m+1)) / \partial \ln \dot{\epsilon} + m \geq 0 \quad (2)$$

이 안정성인자 값이 음수인 지역이 불안정 소성 유동을 보이는 지역이다. 본 연구에서 조사한 결과 100/s의 빠른 변형을 속도 지역에서 아주 작은 부분의 불안정을 나타내는 부분이 존재하는 것을 알 수 있었다. 하지만, 미세조직이나 가공된 시편의 결모양을 살펴본 결과 불안정한 유동이 관찰되지 않았다. 즉, 본 연구가 수행된 조건에서는 불안정 지도의 영역이 표시되지 않는다는 것

을 알 수 있었다. 하지만, 100/s이상의 더욱 빠른 변형을 속도 하에서는 불안정이 나타날 것으로 예상된다.

3.3. 고온 변형 기구

고온 변형 기구를 분석하기 위해 각 변형 조건에서 yield stress 값을 구하였다. 이렇게 구해진 yield stress 값에 대해 stress exponent (n) 값을 구하였다. 그 결과 세 부분의 다른 n 값 (n=1.4, 3, 8)을 가지는 지역이 존재함을 알 수 있었다. 이 세 지역에서 다음의 식(3)을 이용하여 활성화 에너지 값을 구하였다.

$$Q = -Rd \ln \dot{\epsilon} / d(1/T) \Big|_{\sigma} \quad (3)$$

다음 Fig. 3은 각기 다른 n 값을 가지는 지역에서 구해진 활성화 에너지 값을 나타낸다.

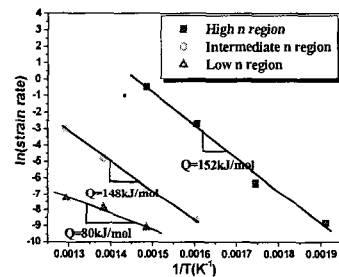


Fig. 3. Activation energy of plastic flow

활성화 에너지를 구한 결과 낮은 n 값을 가지는 지역(높은 온도와 낮은 변형을 속도 구간)에서는 80kJ/mol의 낮은 에너지를 가지는데 비하여 중간과 높은 n 값을 가지는 지역에서는 150kJ/mol 가량의 활성화 에너지를 가지는 것을 알 수 있었다. 본 연구의 중간과 높은 n 값을 가지는 조건에서의 활성화 에너지 값이 150kJ/mol 정도로 최근의 다른 연구자⁽¹⁰⁻¹¹⁾들의 활성화 에너지 값과 비교해 볼 때 큰 차이가 없는 것으로 보여진다. Al 원소가 Mg 기저 안에서 확산할 때의 활성화 에너지 값은 143kJ/mol 이라고 알려져 있다⁽¹²⁾. 즉, 이 구간에서의 변형 기구는 다른 연구자들이 밝힌 바와 같이 glide-controlled dislocation creep임을 예측할 수 있었다. 반면, 낮은 n 값을 가지는 지역에서는 80kJ/mol 정도의 낮은 활성화 에너지 값을 가지는 것으로 나타났다. 이는 pure한 Mg의 입계에서의 자기 확산에 드는 활성화 에너지 (=92kJ/mol⁽⁶⁾)와 비슷한 값을 가진다. 다음 Fig. 4.

는 450°C, 10^{-4} /s 에서 고온 인장 실험한 시편의 게이지부 미세 조직 사진이다.



Fig. 4. Cavity formed around grain boundary

위 사진에서 입계를 따라 생성된 cavity가 주변 입계의 모양을 하고 있다는 점과 1000%이상의 연신율을 보였음에도 불구하고 결정립이 인장되지 않은 모양으로 입계 미끄러짐(GBS)이 발생했다는 것을 알 수 있다. 이 사실을 고려해 볼 때 낮은 n 값을 갖는 지역의 변형기구는 GBS으로 이때의 수송 기구가 입계 확산임을 짐작할 수 있다.

3.4. Two-stage deformation method

최근 Mohri⁽¹³⁾ 등은 압연된 AZ91 Mg 합금을 DRX 지역에서 가공한 후에 초소성 실험을 한 결과 초소성 성질이 향상된다는 보고를 했다. 마찬가지로 Tan⁽¹⁴⁾ 등은 AZ31 Mg 합금에 대해 고온 인장 실험 시 먼저 DRX 지역에서 인장한 후 온도와 변형 속도를 바꿔 초소성 지역에서 인장 실험을 하면 향상된 초소성 성질을 얻을 수 있다고 보고 하였다. 본 실험에서 얻어진 processing map을 통해 최적의 DRX 조건에서 압연 실험을 하여 얻어진 재료를 최적의 초소성을 갖는 지역 (450°C, 10^{-4} /s)에서 고온 인장 실험한 결과 1200%가량의 높은 연신율을 얻었다. 이는 최적의 초소성 조건에서 얻어진 1000%가량보다 약 200%가 증가한 값으로 이 Two-stage deformation 방법을 이용하면 보다 나은 초소성 성질을 얻을 수 있다는 것을 확인하였다.

4. 결론

본 연구에서는 AZ31 Mg 합금의 고온 변형 특성을 processing map 을 바탕으로 조사하였다. 그 결과 최적의 동적 재결정 조건은 250°C, 1/s, 최적의 초소성 조건은 450°C, 10^{-4} /s 인 것으로 확인되었다. 그리고 각 변형 조건에 대하여 변형기구를

분석하였다. 분석결과 낮은 n 값 지역의 변형기구는 입계 확산으로 수용되는 GBS 이며 그 외의 지역의 변형기구는 glide-controlled dislocation creep 인 것으로 예상되었다. 본 연구의 결과를 Two-stage deformation 방법에 응용하여 보다 향상된 초소성 방법을 제시하였다.

후 기

본 연구는 과학기술부 2003 년 국가지정연구실 사업에 의하여 수행되었으며, 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

- (1) S. C. Gerald(2003), Materials Science forum, Vol.43, pp.419-422.
- (2) Y.H. Kim, T.K. Ryou, H.J. Choi and B.B. Hwang, (2002), Journal of Materials Processing Technology., Vol.123, p.270.
- (3) T. Obara, H. Yoshinga and S. Morozumi, (1973), Acta Met., Vol.21, pp.845-858.
- (4) T. Mukai, M. Yamanoi, H. Watanabe and K. Higashi, (2001), Scripta Materialia., Vol. 45, pp.89-94.
- (5) H. Friedrich, (2003), Material Science forum, Vol. 407, pp.491-422.
- (6) Frost H. J. and Ashby M. F. (1983), deformation Mechanism Maps., Pergamon Press, Oxford, p.44.
- (7) R. Raj, (1981), Metall. Trans. A., Vol.12A., pp.1089-1097.
- (8) Y. V. R. K. Prasad and S. Sasidhara(1997), Hot working guide-A compendium of processing maps, Materials park, OH, ASM international., p.12.
- (9) H. Ziegler (1965), Progress in solid mechanics, Vol.4, pp. 91-193
- (10) H. Watanabe, H. Tsutsui, T. Mikai, M. Kohzu, S. Tanabe, K. Higashi (2001), International Journal of Plasticity , Vol.17, pp.387-397.
- (11) Xin Wu, Yi Liu(2002), Scripta Materialia , Vol.46, pp. 269-274.
- (12) S. S. Valgarali and T. G. Langdon,(1982),Acta metal.,Vol.30, p.1157.
- (13) T. Mohri, M. Mabuchi, N. Nakamura, T. Asahina, H. Iwasaki (2000), Mat. Sci. Eng., Vol. A290, p.139.
- (14) J.C. Tan, M.J. Tan(2002), Scripta Materialia, Vol.47, pp.101-106.