

## Mg 합금에서 진동감쇠능의 $\beta$ 상 석출 의존성

전 중 환<sup>†</sup>

한국생산기술연구원 신소재본부 경량소재팀

### Dependence of Damping Capacity on $\beta$ Phase Precipitation in Mg Alloy

Joong-Hwan Jun<sup>†</sup>

Light Material Team, Advanced Materials Division, Korea Institute of Industrial Technology  
7-47 Songdo-dong, Yeonsu-gu, Incheon 406-840, Korea

**Abstract** Changes in microstructure and damping capacity with aging time for solutionized Mg-Al alloy have been investigated. Discontinuous  $\beta$  ( $Mg_{17}Al_{12}$ ) precipitates form along the primary grain boundaries, the amount of which increases as the aging time increases. The hardness of the matrix with respect to aging time shows a typical "S" shape, indicating a generation of fine continuous precipitates in the matrix during the aging. The peak level of damping capacity is obtained after 1 hour of aging, over which the damping capacity becomes deteriorated continuously. The formation of optimum density of continuous  $\beta$  precipitates with fine morphology which would act as pinning points for dislocation lines, might be responsible for the improvement of damping capacity.

(Received September 11, 2007; accepted November 7, 2007)

**Key words:** Mg-Al alloy, age hardening, microstructure,  $\beta$  precipitates, damping capacity

#### 1. 서 론

마그네슘(Mg)-알루미늄(Al) 합금은 현재 Mg 합금 중 주조재와 가공재로서 가장 폭넓게 사용되고 있으며, 그 이유는 Mg에 Al이 고용되면 고용강화로 인해 강도와 주조성이 향상되며 Al의 낮은 밀도로 인해 비중의 증가가 크지 않기 때문이다. AZ91(Mg-9%Al-1%Zn-0.3%Mn) 합금은 대표적인 Mg-Al계 주조용 합금으로 일반 중력주조용과 다이캐스팅용으로 모두 사용되며 다이캐스팅용으로 사용할 때는 공정 중 생성되는 기공 등의 구조결함으로 인해 T6 열처리를 하지 않지만 일반 중력주조로 제조된 상태에서는 T6 열처리로 강화상인  $\beta$ ( $Mg_{17}Al_{12}$ )상을 석출시켜 강도를 추가적으로 향상시킬 수 있다. 지금까지 AZ91 합금에서 석출물의 결정구조나 모상과의 방위 관계[1-3], 시효처리에 따른 기계적 특성의 변화[4, 5] 등에 대한 연구결과가 많이 보고된 것과 달리 석출물의 밀도와 밀접한 관련이 있는 진동감쇠능에 대해서는 체계적으로 조사된 바 없다. 따라서, 본 연구에서는 AZ91 합금에 대하여 용체화처리한 후 시효

처리를 하면서 진동감쇠능의 변화를 조사하였으며, 그 결과를 미세조직의 변화와 연관지어 분석하였다.

#### 2. 실험방법

본 연구에서는 상용 AZ91D 잉곳을 전기저항로를 이용하여 대기 중 ( $SF_6 + CO_2$ ) 보호성 분위기하에서 채용해한 다음 금형에 주조하였으며, 사용된 AZ91D 합금의 조성을 Table 1에 나타내었다. 주조된 잉곳을 적당한 크기의 각재로 절단한 다음 413°C에서 22시간 동안 용체화처리한 후 수냉하였으며[6], 이로부터 경도, 미세조직 분석, 진동감쇠능 측정에 필요한 시편들을 가공하여 마련하였다. 용체화처리한 시편은 180°C에서 100시간까지 시효처리한 다음 공냉하였으며, 시효처리에 따른 미세조직의 변화는 광학현미경(OM)과 투과전자현미경(TEM), X선 회절법(XRD)으로 분석하였다. 경도는 마이크로비커스 경도기를 이용하여 측정하였으며, 100 gf의 하중에서 각각 10회씩 측정된 다음 최고치와 최소치를 뺀 나머지를 평균하여 경도값을 결정하였다. 진동감쇠능은

<sup>†</sup>E-mail : jhjun@kitech.re.kr

**Table 1.** Chemical composition of experimental alloy

Alloy	Chemical composition (wt.%)				
	Al	Zn	Mn	Fe	Mg
AZ91	8.83	0.94	0.26	0.001	bal.

외괄보형 진동감쇠능 측정장치에서 판상시편(길이 120 mm, 폭 12 mm, 두께 1.3 mm)의 한쪽을 고정시킨 후 자유단의 진폭감소를 스트레인게이지를 사용하여 측정하였다. 진동감쇠능을 나타내는 수치로는 대수감쇠율(logarithmic decrement,  $\delta$ )을 사용하였으며, 대수감쇠율의 정의는 이웃하는 두 변형진폭(strain amplitude)의 비에 자연대수를 취한 것으로 다음 식과 같다[7].

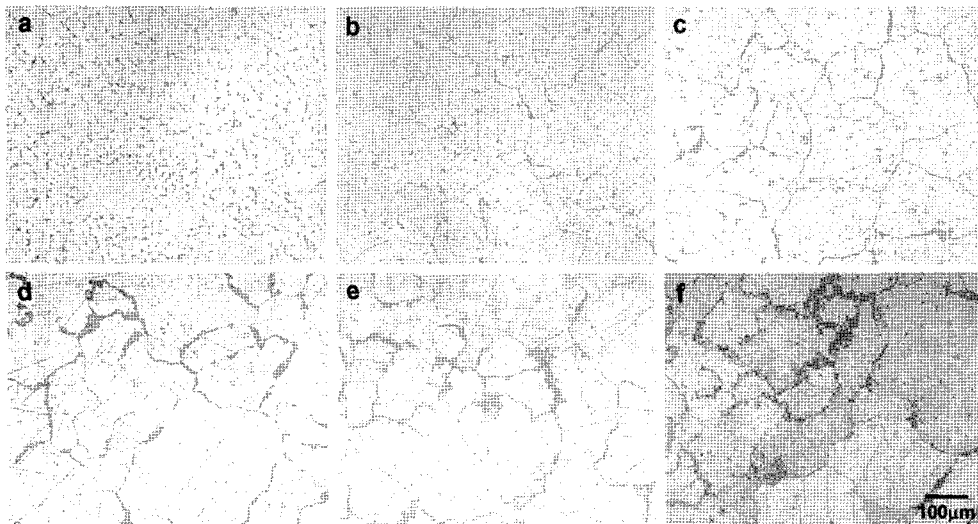
$$\delta = \ln\left(\frac{A_n}{A_{n+1}}\right) \quad (1)$$

여기서,  $A_n$ 과  $A_{n+1}$ 은 각각  $n$ 번째와  $(n+1)$ 번째의 변형진폭을 의미한다.

### 3. 실험결과 및 고찰

Fig. 1은 용체화처리 후 시효처리한 AZ91 합금의 광학현미경 조사를 시효시간에 따라 나타낸 것으로, 시효시간이 증가함에 따라 결정립계에  $\beta$ 상 석출물이 점차 증가하는 것을 확인할 수 있다.  $\beta$ 상은 체심입

방(BCC) 구조를 가지며 격자상수의 크기는 1.05438 nm(space group  $I43m$ )으로 알려져 있다[8]. Mg-Al 또는 Zn 함량이 크지 않은 Mg-Al-Zn 합금에서는 시효처리 중 2가지 형태의  $\beta$ 상이 석출되는데, 그것은 연속(continuous)  $\beta$ 상과 불연속(discontinuous)  $\beta$ 상이다[1]. Fig. 1에서 보이는 것과 같이 결정립계에서 관찰되는  $\beta$ 상은 불연속  $\beta$ 상으로, 고각각입계(high angle grain boundaries)에 주로 석출되고, Mg( $\alpha$ )/Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>( $\beta$ )의 층상(lamellar)구조를 가지며 (0001) $\alpha$ //(110) $\beta$ , [12 $\bar{1}$ 0] $\alpha$ //[1 $\bar{1}$ 1] $\beta$ 의 버거스(Burgers) 방위관계를 나타낸다[1, 2]. 한편, 연속  $\beta$ 상은 결정립계를 제외한 결정립 내부에서 생성되며 불연속상보다 훨씬 복잡하고 다양한 형태와 방위관계를 갖는다[9, 10]. 연속 석출상의 대부분은 미세한 얇은 레스(lath) 형태를 나타내며 모상과 버거스 방위관계를 갖지만, 일부 봉(rod) 형태의 석출물이 관찰되기도 하는데, 이러한 석출물은 (0001) $\alpha$ //(111) $\beta$ , [11 $\bar{2}$ 0] $\alpha$ //[1 $\bar{1}$ 2] $\beta$  또는 [1 $\bar{1}$ 00] $\alpha$ //[1 $\bar{1}$ 0] $\beta$ 의 Crawley 방위관계를 갖는다[11, 12]. 시효처리시 2가지 형태의 석출물이 모두 AZ91 합금의 기계적 특성에 영향을 미칠 것으로 예상되지만 밀도나 크기, 생성장소 등으로 비추어 보아 불연속  $\beta$ 상보다는 연속  $\beta$ 상의 영향이 더욱 클 것으로 생각되며, 특히 진동감쇠능의 경우에는 감쇠기구가 전위선과 고착점으로 작용하는 석출물간의 상호작용에 의존하므로 연속  $\beta$ 상의 영향이 지배



**Fig. 1.** Optical microstructures of AZ91 alloy aged at 180°C for (a) 0 hr, (b) 1 hr, (c) 2 hrs, (d) 5 hrs, (e) 10 hrs and (f) 40 hrs, respectively.

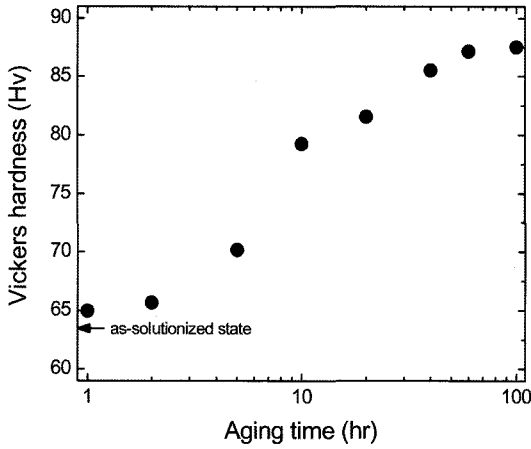


Fig. 2. Age hardening curve of AZ91 alloy aged at 180°C.

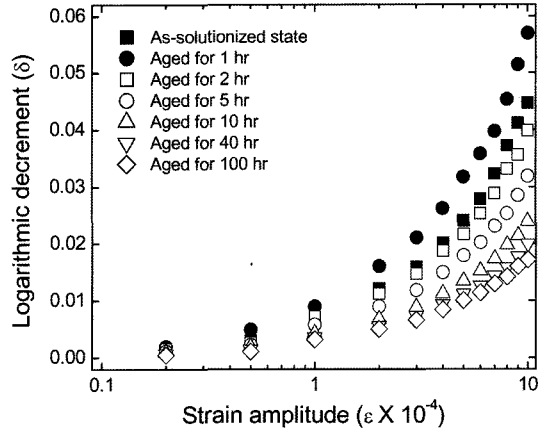


Fig. 4. Logarithmic decrement against strain amplitude for aged AZ91 alloy.

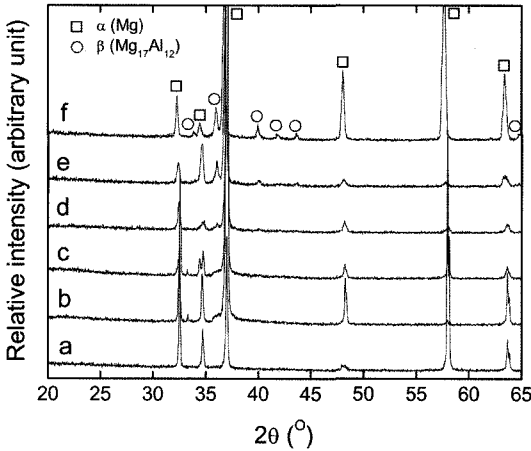


Fig. 3. X-ray diffraction patterns of AZ91 alloy aged at 180°C for (a) 0 hr, (b) 1 hr, (c) 2 hrs, (d) 5 hrs, (e) 10 hrs and (f) 40 hrs, respectively.

적일 것으로 보인다[13].

Fig. 2는 시효처리한 AZ91 합금의 경도변화를 시효시간에 따라 나타낸 것으로, 결정립계에 생성된 불연속 β 석출물의 영향을 배제하고 연속 β 석출물에 의한 기여를 파악하기 위해 결정립 내부의 경도를 마이크로버क्स 경도기를 이용하여 측정된 결과이다. 초기 시효상태에서 경도는 천천히 증가하다가 급격히 상승한 후 점차 포화되는 전형적인 “S” 형태를 나타내어 시효처리 중 불연속 β상의 증가와 더불어 (Fig. 1) 연속 β상의 밀도도 증가하는 것을 간접적으로 확인할 수 있다. AZ91 합금에서 시효시간에 따른 X선 회절패턴의 변화를 Fig. 3에 나타내었다.

초기 용체화처리 상태에서는 β상에 해당하는 피크가 관찰되지 않지만 시효시간이 증가할수록 β상 피크가 나타나면서 피크의 강도도 시효시간이 길수록 점차 커지는 양상을 보여 Fig. 1의 광학현미경 조직사진이나 Fig. 2의 경도변화와 잘 일치하는 경향을 나타내고 있다.

Fig. 4는 180°C에서 다양한 시간동안 시효처리한 AZ91 합금의 대수감쇠율을 변형 진폭(strain amplitude)의 함수로 나타낸 것이다. 이미 보고된 바와 같이 Mg 및 Mg 합금의 진동감쇠기구는 탄성변형영역에서의 미소 소형변형과 관련되는 정적이력기구 중 전위형(dislocation type) 감쇠기구이다. Granato와 Lücke가 보고한 바와 같이 전위형 감쇠기구는 공공이나 석출물 등과 같은 고착점에 고정된 전위선에 외부 응력이 가해질 때, 임계응력 이상으로 외부응력이 증가하면 전위선이 순간적으로 고착점으로부터 이탈하면서 발생하는 이력에 해당하는 에너지 손실과 관련이 있다[13]. 이 이론에 의하면 전위형 감쇠기구에 의한 대수감쇠율( $\delta_H$ )은 다음 식과 같이 나타낼 수 있다[13].

$$\delta_H = \frac{C_1}{\varepsilon} \exp\left(-\frac{C_2}{\varepsilon}\right) \quad (2)$$

$$C_1 = \frac{\rho F_B L_N^3}{6 b E L_c} \quad (3)$$

$$C_2 = \frac{K b \eta}{L_c} \quad (4)$$

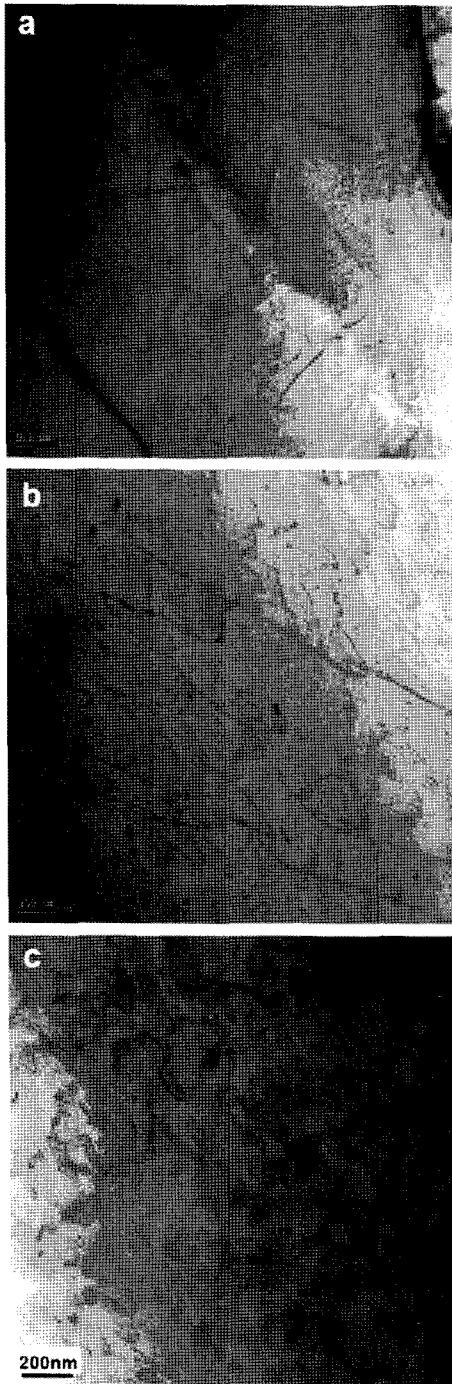


Fig. 5. TEM micrographs of AZ91 alloy aged at 180°C for (a) 0 hr, (b) 1 hr and (c) 10 hrs, respectively.

여기서  $L_N$ 은 강한 고착점(strong pinning point)으로 고정된 전위선 양 끝단의 길이,  $L_c$ 는 전위선 중간간의 약한 고착점(weak pinning point) 사이의 거

리,  $\varepsilon$ 은 변형진폭,  $\rho$ 는 전위밀도,  $F_B$ 는 전위선과 약한 고착점 사이의 결합력,  $E$ 는 elastic modulus,  $b$ 는 버거스벡터의 크기,  $K$ 는 상수, 그리고  $\eta$ 는 용질 및 용매원자의 크기비율이다.

Fig. 4로부터 AZ91 합금의 경우 1시간 시효처리 후에 최대 대수감쇠율이 나타나며, 그 이상 시효시간이 증가하면 지속적으로 진동감쇠능이 감소하는 경향을 보이는 것을 확인할 수 있다. 이와 같은 진동감쇠 경향을 분석하기 위해 각각 용체화처리, 1시간 시효처리, 10시간 시효처리한 AZ91 합금에 대해 투과전자현미경 관찰을 수행하였으며, 그 결과를 Fig. 5에 나타내었다. 용체화처리한 상태에서는 결정립 내부에 일부 전위선만이 관찰되고 연속  $\beta$ 상 석출물 거의 나타나지 않지만(Fig. 5-(a)), 1시간 시효처리 후에는 전위선과 함께 수십 nm 크기의 연속  $\beta$ 상이 낮은 밀도로 결정립 내부에 석출되어 있는 것을 확인할 수 있다(Fig. 5-(b)). 한편, 10시간 시효처리한 후에는 매우 높은 밀도의 연속  $\beta$ 상 석출물들이 결정립 내부에 다량 생성된 것이 관찰된다. 연속  $\beta$ 상 석출물이 주로 결정립 내부에 존재하며 매우 미세한 형태를 나타내어 전위선의 고착점으로 작용할 수 있다는 것을 감안하면, Fig. 5에 나타난 것과 같이 고착점으로 작용할 수 있는 연속  $\beta$  석출물이 거의 없는 용체화처리한 상태보다는 1시간 시효처리 상태가 연속  $\beta$ 상 석출물이 낮은 밀도로 적절하게 생성되어 진동감쇠능을 상승시키는 역할을 하였으며, 시효시간이 1시간 이상으로 증가하게 되면 연속  $\beta$ 상 석출물이 지속적으로 증가하게 되고 그에 따라  $L_c$ 와  $L_N$ 값이 지속적으로 감소하므로 식 (2)~(4)에 의해 진동감쇠능은 급격히 낮아지게 된다고 생각된다.

결과적으로 용체화처리 후 시효시간이 증가할수록 정도는 지속적으로 상승하였지만 진동감쇠능의 경우에는 1시간 시효처리한 후에 가장 높은 수치를 나타내어 진동감쇠능 관점에서는 1시간의 시효처리가 가장 효과적이라는 것을 확인하였다.

#### 4. 결 론

용체화처리한 Mg-Al 합금에 대해 시효처리에 따른 진동감쇠능을 조사하고 그 결과를 미세조직과 연관지어 분석하였다. 시효시간이 증가할수록 결정립계를

따라 불연속  $\beta$ 상 석출물의 함량이 증가하였으며, 경도의 경우 초기 서서히 증가하다가 급격히 증가한 후 포화되는 전형적인 “S”자 형태의 거동을 나타내었다. 진동감쇠능은 1시간 시효처리한 후 최대값을 나타내었으며, 시효시간이 그 이상으로 증가할수록 지속적으로 감소하였다. 투과전자현미경 관찰결과로 볼 때, 고착점으로 작용할 수 있는 연속  $\beta$  석출물이 거의 관찰되지 않은 용체화처리 상태보다는 1시간 시효처리한 상태가 연속  $\beta$ 상 석출물이 낮은 밀도로 적절하게 생성되어 있어 진동감쇠능을 향상시켰으며, 그 이상으로 시효시간이 증가하게 되면 조직 내에 연속  $\beta$ 상 석출물의 밀도가 급격히 증가하여 진동감쇠능이 점차 낮아진다고 판단된다.

### 참고문헌

1. S. Celotto : *Acta Mater.*, **48** (2000) 1775.
2. M. X. Zhang and P. M. Kelly : *Scripta Mater.*, **48** (2003) 647.
3. J. F. Nie, X. L. Xiao, C. P. Luo, B. C. Muddle : *Micron*, **32** (2001) 857.
4. E. Cerri and S. Barbagallo : *Mater. Lett.*, **56** (2002) 716.
5. C. H. Caceres, C. J. Davidson, J. R. Griffiths, and C. L. Newton : *Mater. Sci. & Eng. A*, **A325** (2002) 344.
6. M. M. Avedesian and H. Baker : *Magnesium and Magnesium Alloys*, ASM Specialty Handbook, ASM International, Materials Park, OH, p. 79.
7. I. G. Ritchie and Z. -L. Pan : *Metall. Trans. A*, **22A** (1991) 607.
8. J. P. Zhou, D. S. Zhao, R. H. Wang, Z. F. Sun, J. B. Wang, J. N. Gui, and O. Zheng : *Mater. Lett.*, **61** (2007) 4707.
9. D. Duly, J. P. Simon, and Y. Brechet : *Acta Metall. Mater.*, **43** (1994) 101.
10. D. Bradai, P. Zieba, E. Bischoff, and W. Gust : *Mater. Chem. Phys.*, **78** (2002) 222.
11. A. F. Crawley and B. Lagowski : *Mater. Trans.*, **5** (1974) 949.
12. A. F. Crawley and K. S. Milliken : *Acta Metall.*, **22** (1974) 557.
13. A. Granato and K. Lücke : *J. Appl. Phys.*, **27** (1956) 583.