

# Al 고용 강화가 Mg-Al 합금 고용체의 진동감쇠능에 미치는 영향

전 중 환

한국생산기술연구원 소재·공급망연구부

## Effect of Al Solution Strengthening on Damping Capacities of Mg-Al Alloy Solid Solutions

Joong-Hwan Jun

Materials· Supply Chain R&D Department, Korea Institute of Industrial Technology,  
Incheon 21999, Republic of Korea

**Abstract:** The damping capacities in the strain-amplitude dependent and strain-amplitude independent regions were comparatively investigated for pure Mg and Mg-X%Al solid solutions (X : 1, 2 at%) to clarify the role of Al solute in the damping properties of Mg-Al binary solid solution. In order to rule out the effect of grain size on damping capacity, grain sizes of the samples were adjusted to an almost similar level by changing the heat-treatment or solution treatment times at 683 K (12 h, 24 h and 32 h for pure Mg, Mg-1%Al and Mg-2%Al alloys, respectively). The damping capacities of the heat-treated pure Mg and Mg-X%Al solid solutions exhibited a decreasing tendency with an increase in Al concentration both in the strain-amplitude dependent and strain-amplitude independent regions. The observed damping trends depending on strain-amplitude were analyzed and discussed in association with decreasing length between weak pinning points (Al solutes) in Granato-Lücke model.

(Received August 22, 2024; Revised September 5, 2024; September 10, 2024)

**Keywords:** Mg-Al alloy, solid solution, damping capacity, microstructure, Granato-Lücke model

### 1. 서 론

마그네슘(Mg)은 낮은 밀도( $1.74 \text{ g/cm}^3$ )로 인한 탁월한 경량성, 우수한 비강도 및 열전도도와 같이 구조재료가 갖추어야 할 많은 장점들을 가지고 있지만, 육방조밀구조(HCP)로 인한 낮은 연성과 성형성, 낮은 내열 및 크립 특성, 낮은 전기화학 포텐셜에 기인한 열악한 내식성 등과 같은 단점들로 인해 수송기기 및 휴대용 전자·통신기기와 같이 경량성 및 휴대성이 중요한 응용 분야에서 그 사용량이 기대만큼 확대되고 있지는 못한 실정이다[1,2]. 최근, Mg의 고유한 특성 중 우수한 진동감쇠능에 관한 관심이 증가하고 있는데, 그 이유는 진동감쇠능이 높으면 수송기기의 정숙성과 주행 감성에 영향을 주는 소위 NVH(noise, vibration, harshness)를 줄이는데 도움

이 되고, 휴대용 전자·통신기기에서는 외부 충격으로부터 회로나 데이터 저장장치를 보호하는데 일정 부분 효과를 볼 수 있기 때문이다[3-6]. 또한, 생체재료로 사용할 수 있는 생분해성 합금의 경우에도 진동감쇠능이 높으면 유리하다고 할 수 있는데, 외부에서 충격이 가해질 경우 체결 부위가 손상되는 것을 방지하는데 도움이 되기 때문이다[7]. Mg의 진동감쇠기구는 불순물(impurities), 공공(vacancies), 용질 원자(solute atoms), 석출물(precipitates), 결정립계(grain boundaries) 등과 같은 다양한 고착점(pinning points)에 고정되어 있던 전위선이 외부 응력에 의해 이탈하고, 이를 통해 이력(hysteresis)이 발생하면서 에너지가 소모되는 방식의 전위형 감쇠기구(dislocation damping mechanism)이다[8-11]. 순 Mg 및 Mg-Zr 합금을 제외하면 대부분의 상용 Mg 합금의 진동감쇠

능은 그다지 우수하지 않은 것이 사실인데[12,13], 그 이유는 Mg에 첨가된 합금 원소가 결정립 미세화 강화(grain refinement strengthening), 고용 강화(solid solution strengthening) 및 석출 강화(precipitation strengthening) 등을 통해 Mg의 경도 및 강도를 증가시키는데 기여하지만, 이들은 미세조직에서 전위선의 고착점 밀도를 높이기 때문에 동일한 외부 응력에서 전위의 이동이 더 어려워지며 이는 결과적으로 진동감쇠능을 감소시키는 역할을 하기 때문이다[14-16].

알루미늄(Al)은 가볍고, 가격이 저렴하며 주조성과 강도를 동시에 향상시켜 상용 Mg에 가장 많이 첨가되는 합금 원소이다[17]. 이전 논문에서 저자는 Mg-Al계 대표적인 상용 합금인 AZ91(Mg-9%Al-1%Zn-0.2%Mn)에서 Mg 합금의 핵심적인 강화기구인 연속 석출물(continuous precipitates)에 의한 석출 강화와 진동감쇠능과의 상관관계를 조사하였다. 그 결과 시효가 진행됨에 따라 경도가 증가하는 반면 진동감쇠능은 감소하고 경도가 최대가 되는 피크 시효(peak-aging) 상태에서 진동감쇠능이 가장 낮은 수준을 보였으며, 그 이후 과시효(over-aging)로 진행됨에 따라 경도가 감소하면서 진동감쇠능이 다시 상승하는 경향을 나타냄을 보고한 바 있다[18]. 본 연구는 후속적인 것으로, Mg-Al 합금에서 석출 강화와 함께 가장 강도에 기여도가 큰 강화기구 중 하나인 Al에 의한 고용 강화가 Mg-Al 합금 고용체의 진동감쇠능에 미치는 영향에 대해 조사하였다.

## 2. 실험방법

본 연구에서는 Mg-1%Al 및 Mg-2%Al (at%) 합금을 사용하였으며 순도 99.9%의 Mg과 순도 99.9%의 Al을 목적한 조성으로 평량한 후 ( $SF_6+CO_2$ ) 보호가스 분위기에서 전기저항로를 이용하여 용해한 다음 503 K로 예열된 금형에 주조하는 방법으로 제조되었다. 또한, 순 Mg 잉곳을 채용해한 후 금형에 주조하였으며, 이를 레퍼런스 소재로 포함시켰다. 유도 결합 플라즈마 분광분석기(ICP-OES, GBS Scientific Equipment Integra XL)로 화학조성을 분석한 결과, Mg-1%Al 합금은 Al이 무게 비율로 1.14 wt%, 원자 비율로 1.03 at%였고, Mg-2%Al 합금은 Al이 무게 비율로 2.35 wt%, 원자 비율로 2.12 at%인 것으

로 확인되었다. 잉곳으로부터 35(길이)×12(폭)×1.5(두께) mm<sup>3</sup>의 크기를 갖는 진동감쇠능 측정용 시편들을 기계가공을 통해 마련하였고, 모든 시편은 주조 중 생성되는 공정  $\beta(Mg_{17}Al_{12})$ 상을 기지 내에 고용시키기 위해 683 K에서 용체화처리한 후 공냉하였다. 이때 결정립 크기가 진동감쇠능에 미치는 영향을 최소화하기 위해 열처리 시간을 변경하여 모든 시편의 결정립 크기를 유사하게 조절하였다. 열처리한 시편의 진동감쇠능은 동적기계분석기(dynamic mechanical analyzer, TA Q-800)를 사용하여 측정하였다. 상온, 주파수 1 Hz, 단일 칸틸레버(single cantilever) 모드의 조건에서 진행하였고 이때 시편에 가해진 변형 진폭(strain amplitude)의 범위는  $1 \times 10^{-6}$ 에서  $2 \times 10^{-3}$ 이었다. 본 연구에서는 측정된 진동감쇠능을 다음 식으로 표현되는 손실 탄젠트(loss tangent,  $\tan \phi$ )의 단위로 표현하였다.

$$\tan \phi = E''/E' \quad (1)$$

$$E'' = (\sigma_0/\epsilon_0) \cdot \cos\phi \quad (2)$$

$$E' = (\sigma_0/\epsilon_0) \cdot \sin\phi \quad (3)$$

여기서  $\phi$ 는 가해진 변형율과 반응으로 나타난 응력 사이에서의 위상 지연각(phase lag angle),  $E'$ 은 저장 탄성율(storage modulus),  $E''$ 은 손실 탄성율(loss modulus)이며,  $\sigma_0$ 와  $\epsilon_0$ 는 각각 응력 진폭과 변형 진폭이다[19]. 미세조직은 0.02  $\mu m$  알루미늄나( $Al_2O_3$ ) 연마제를 이용해 최종 기계 연마한 시편을 Nital 또는 Acetic-Picral 용액으로 에칭한 후 광학현미경(OM, Nikon Epiphot-200BD)과 주사전자현미경(SEM, FEI Quanta-200F)으로 관찰하였다. 경도는 상온에서 마이크로 비커스 경도계(micro-Vickers hardness tester, Matsuzawa MMT-X)를 이용하여 50 gf의 하중으로 측정하였다.

## 3. 실험결과 및 고찰

Fig. 1은 주조 상태의 순 Mg, Mg-1%Al, Mg-2%Al 합금에 대한 SEM 미세조직이다. Mg-1%Al과 Mg-2%Al 합금에서는  $\alpha$ -(Mg) 기지 내 응고 중 공정 반응(eutectic reaction)으로 생성된 단절된(divorced) 형태의  $\beta$ 상( $Mg_{17}Al_{12}$ , 입방격자(cubic) 구조,  $a=1.054$  nm)

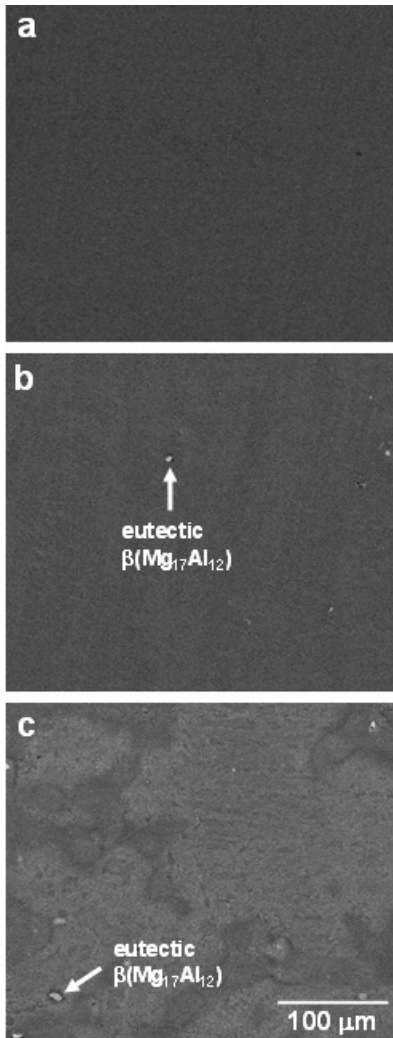


Fig. 1. Back-scattered electron(BSE) images of (a) pure Mg, (b) Mg-1%Al and (c) Mg-2%Al alloys in as-cast state.

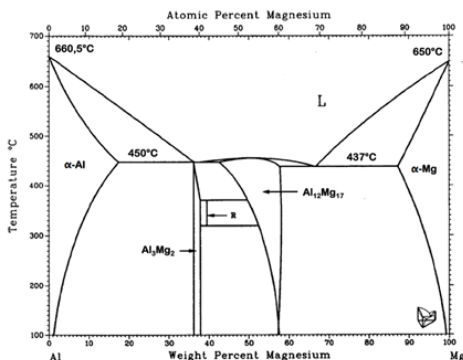
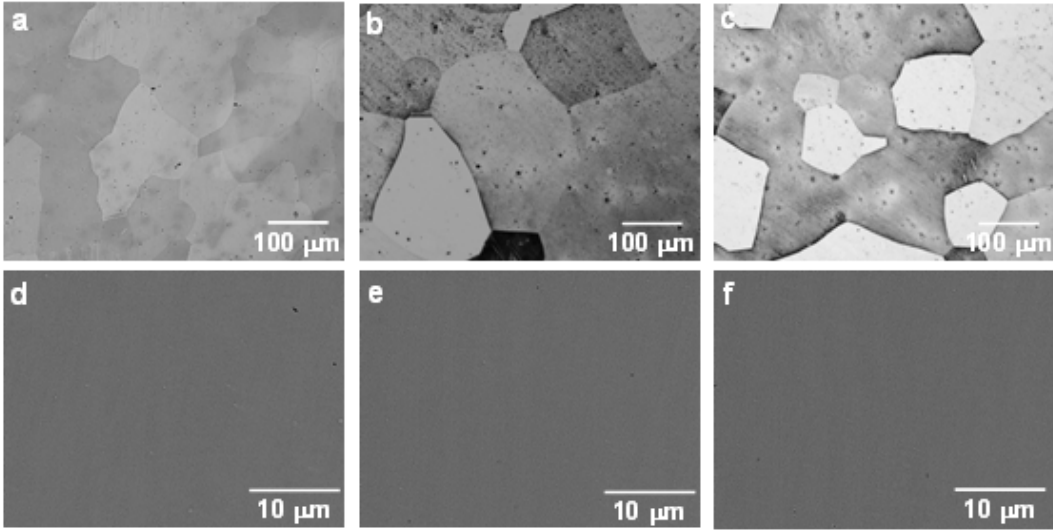


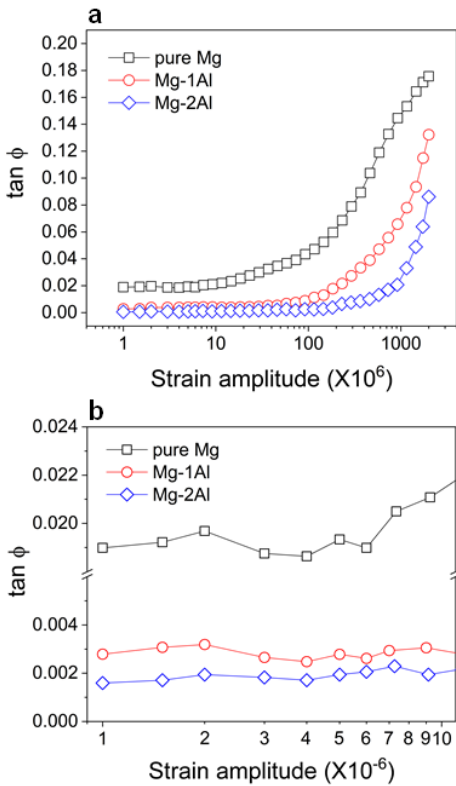
Fig. 2. Phase diagram of Mg-Al binary system[21].

[20] 입자가 미량 관찰된다(Fig. 1-(b, c)). Mg-Al 이원계 합금에서 Al 함량이 9 wt% 이하인 상용 합금의 범위인 경우 응고는 873~923 K에서 시작되며, 냉각 중 710 K에서  $\alpha$ -(Mg)- $\beta$ (Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>) 공정 반응이 일어나게 된다[21]. Fig. 2의 Mg-Al 이원계 상태도에 따르면 [21], 공정  $\beta$ (Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>)상은 ~13 wt% 수준의 Al 함량에서 생성되어야 하지만, 실제 주조 환경에서의 냉각은 비평형 조건에서 진행되기 때문에 ~2 wt% 이하의 Al 함량에서도 공정상이 관찰된다고 보고되어 있다 [22]. Fig. 3은 683 K에서 용체화처리 후 공냉한 Mg-1%Al, Mg-2%Al 합금 및 동일한 온도에서 열처리한 순 Mg의 OM 및 SEM 미세조직을 나타낸 것이다. 열처리 및 용체화처리 후 결정립 크기가 각 시편의 진동감쇠능에 미치는 영향을 배제하기 위해 예비 실험 데이터를 활용해 열처리 및 용체화처리 시간을 각각 순 Mg은 12시간, Mg-1%Al 합금은 24시간, Mg-2%Al 합금은 32시간으로 다르게 진행하였다. OM 조직(Fig. 3-(a-c))의 영상 분석을 통해 열처리 및 용체화처리한 시편의 결정립 크기를 정량적으로 측정된 결과, 순 Mg, Mg-1%Al, Mg-2%Al 합금의 결정립 크기는 각각 105  $\mu$ m, 103  $\mu$ m, 108  $\mu$ m로 대체적으로 유사한 것이 확인되었다. 한편, Mg-1%Al 및 Mg-2%Al 합금에서 주조 상태에서 존재하는  $\beta$ 상이 용체화처리 후 모두 기지 내에 고용되었는지 SEM으로 관찰한 결과, 두 합금 모두 용체화처리 후 완전한 고용체가 되었음을 확인하였다(Fig. 3-(e, f)).

Fig. 4는 열처리한 순 Mg 및 Mg-1%Al, Mg-2%Al 합금 고용체 시편의 진동감쇠능( $\tan \phi$ )을  $1 \times 10^{-6} \sim 2 \times 10^{-3}$ 의 변형 진폭(strain amplitude) 구간에서 측정된 결과로, Fig. 4(b)는  $1 \times 10^{-5}$  이하의 낮은 변형 진폭 구간에서 측정된 진동감쇠능 데이터를 확대하여 나타낸 것이다.  $1 \times 10^{-5}$  이하 변형 진폭이 낮은 영역에서는 변형 진폭이 증가해도 진동감쇠능의 변화가 거의 없지만(Fig. 4(b)), 그 이상의 변형 진폭 구간에서는 진동감쇠능이 변형 진폭이 증가함에 따라 지속적으로 증가하는 경향을 쉽게 관찰할 수 있다(Fig. 4(a)). 이는 변형 진폭 비의존(strain-amplitude independent) 및 변형 진폭 의존(strain-amplitude dependent) 진동감쇠능이라고 각각 표현하며 전위형 감쇠기구를 갖는 Mg에서 전형적으로 나타나는 특징이다[23-26]. Fig. 4로부터, 변형 진폭 비의존 구간과 변형 진폭 의존 구



**Fig. 3.** Optical and back-scattered electron(BSE) images of (a,d) heat-treated pure Mg, (b,e) Mg-1%Al and (c,f) Mg-2%Al alloys in solution-treated state : (a-c) optical images and (d-f) BSE images.



**Fig. 4.** Change in damping capacity( $\tan \phi$ ) with strain amplitude for heat-treated pure Mg, Mg-1%Al and Mg-2%Al solid solutions : (a)  $1 \times 10^{-6} \sim 2 \times 10^{-3}$  strain amplitude region and (b) low strain amplitude region below  $1 \times 10^{-5}$ .

간 모두에서 Al 함량이 높을수록 Mg-Al 고용체의 진동감쇠능 수준이 낮은 것을 확인할 수 있다.

Mg의 전위형 감쇠기구는 Fig. 5에 나타난 것과 같은 Granato-Lücke(G-L) 모델로 설명될 수 있다[8-11]. Mg 내부에 존재하는 전위선(dislocation line)은 약한 고착점(weak pinning point) 역할을 하는 불순물, 공공, 용질 원자 및 강한 고착점(strong pinning point) 역할을 하는 결정립계나 석출물과 같은 두가지 종류의 고착점으로 고정되어 있으며, 약한 고착점 사이의 거리( $L_c$ )는 강한 고착점 사이의 거리( $L_N$ )보다 상대적으로 크게 짧다( $L_c \ll L_N$ ). 외부에서 가해진 응력( $\sigma$ )이 작은 경우,  $L_c$  사이의 전위 분절(dislocation segment)이 활처럼 휘어지면서 진동하게 되는데, 이때 운동을 방해하는 내부 마찰(internal friction)에 의해 변형과 응력 사이에 위상 지연이 발생한다(Fig. 5의 (A)  $\leftrightarrow$  (B)  $\leftrightarrow$  (C)에 해당). 이 과정을 통해 에너지 손실이 생기면서 변형 진폭의 크기에 의존하지 않는 진동감쇠능( $\delta_0$ )이 나타나게 된다. 응력이 임계점을 넘어서면 전위 분절이 약한 고착점으로부터 빠져나오게 되고 이때 전위선의 이동은 강한 고착점에 의해 제한되면서 변형 진폭에 의존하는 진동감쇠능( $\delta_H$ )이 나타나게 된다(Fig. 5의 (C)  $\rightarrow$  (D)  $\rightarrow$  (E)). 이러한 이론에 근거하여 G-L 모델에서 Mg의 전체 진동감쇠능( $\delta$ )은 다음과 같은 식들로 표현될 수 있다[8-10] :



$$\delta = \delta_o + \delta_H(\epsilon) \quad (4)$$

$$\delta_o \sim \rho L_c^4 \quad (5)$$

$$\delta_H(\epsilon) = (C_1/\epsilon) \cdot \exp(-C_2/\epsilon) \quad (6)$$

$$C_1 = (\rho F_B L_N^3)/(6bEL_c^2) \quad C_2 = F_B/(bEL_c) \quad (7)$$

여기서,  $\rho$ 와  $L_c$ 는 각각 전위 밀도 및 약한 고착점 사이의 평균 거리이고,  $F_B$ ,  $E$ ,  $L_N$ ,  $b$ 는 각각 전위와 약한 고착점 사이의 결합력, 탄성 계수, 강한 고착점 사이의 평균 거리, 그리고 버거스 벡터이다.

Fig. 6은 Fig. 4의 진동감쇠능 결과를 분석하여 열처리한 순 Mg 및 Mg-1%Al, Mg-2%Al 합금 고용체에 대해 변형 진폭 비의존 진동감쇠능( $\delta_o$ )으로부터 변형 진폭 의존 진동감쇠능( $\delta_H$ )으로 전환되는 시점에 해당되는 변형 진폭의 임계값( $\epsilon_{CR}$ )과 경도(Hv)를 함께 나타낸 것이다. 이 그림으로부터  $Hv(\text{Mg-2\%Al}) > Hv(\text{Mg-1\%Al}) > Hv(\text{순 Mg})$ 이며,  $\epsilon_{CR}$  역시 Hv와 동일하게  $\epsilon_{CR}(\text{Mg-2\%Al}) > \epsilon_{CR}(\text{Mg-1\%Al}) > \epsilon_{CR}(\text{순 Mg})$ 인 것을 쉽게 확인할 수 있다. 일반적으로 경도가 높아질수록 전위선이 약한 고착점으로부터 빠져나오는데 필요한 임계 응력(Fig. 5의 (C) → (D)에 해당)이 증가하기 때문에  $\epsilon_{CR}$ 값이 더 증가한다는 점을 감안하면, 이러한 결과는  $\alpha$ -(Mg) 기지에 고용된 Al의 농도 증가로 인한 고용 강화 효과와 밀접한 관련이 있다고 생각된다. 한편, Fig. 4에서 변형 진폭 의존 진동감쇠능( $\delta_H$ )이  $\delta_H(\text{순 Mg}) > \delta_H(\text{Mg-1\%Al}) > \delta_H(\text{Mg-2\%Al})$  (Fig. 4-(a)), 변형 진폭 비의존 진동감쇠능( $\delta_o$ )이  $\delta_o(\text{순 Mg}) > \delta_o(\text{Mg-1\%Al}) > \delta_o(\text{Mg-2\%Al})$  (Fig. 4-(b))인 이유는 기지 내 Al 농도에 따른  $L_c$ 값의 변화로 설명할 수 있다. 식 (5) ~ (7)을 보면  $\delta_o$ 는  $\rho$ 와  $L_c$ 에 의존하고  $\delta_H$ 는  $L_c$ ,  $L_N$ ,  $\rho$ ,  $F_B$ ,  $E$ ,  $b$  등에 의존하는데, 열처리한 순 Mg, Mg-1%Al, Mg-2%Al 합금 고용체 사이에  $\rho$ ,  $F_B$ ,  $E$ ,  $b$  등의 변수에는 차이가 거의 없다는 점과 열처리 및 용체화처리 시간을 조절하여  $L_N$ 값과 관련

된 결정립 크기를 유사하게 맞추었다는 점( $L_N(\text{순 Mg}) \approx L_N(\text{Mg-1\%Al}) \approx L_N(\text{Mg-2\%Al})$ )을 종합하여 고려하면, 열처리한 순 Mg 및 Mg-1%Al, Mg-2%Al 합금 고용체의  $\delta_o$ 와  $\delta_H$ 값에 영향을 미칠 수 있는 실질적인 인자는  $L_c$ 가 유일하다고 판단된다.  $L_c$ 값의 경우 기지

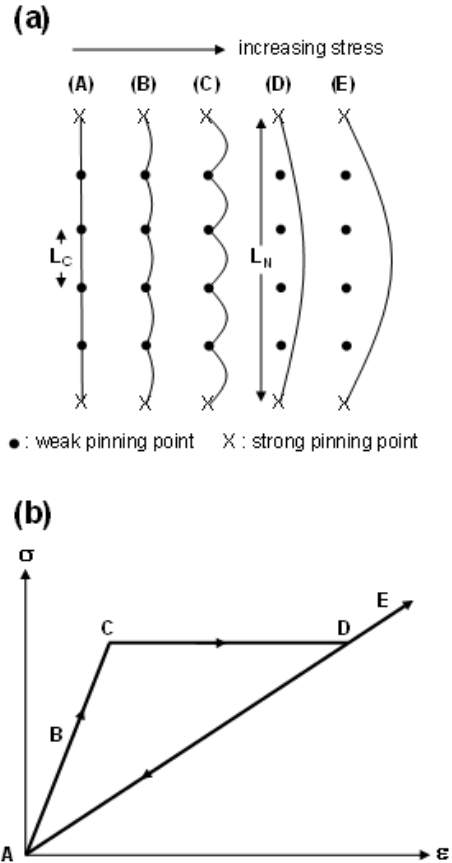


Fig. 5. (a) Granato-Lücke(G-L) dislocation string model illustrating the bowing out and breakaway of dislocations with increasing applied stress ( $\sigma$ ) and (b) strain response under externally applied stress.

Table 1. Values of  $C_1$  and  $C_2$  parameters obtained from G-L plots in Fig. 7.

samples	$C_1 (\times 10^{-3})$	$C_2 (\times 10^{-3})$
heat-treated pure Mg	2.43	1.66
Mg-1%Al solid solution	2.61	2.48
Mg-2%Al solid solution	2.98	3.64

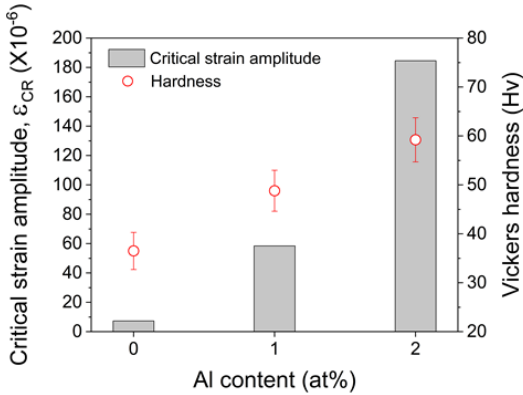


Fig. 6. Comparison of critical strain amplitude( $\epsilon_{cr}$ ) and Vickers hardness(Hv) with respect to Al content for heat-treated pure Mg, Mg-1%Al and Mg-2%Al solid solutions.

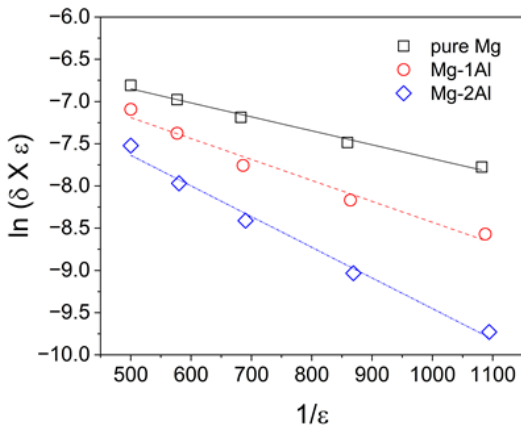


Fig. 7. G-L plots of heat-treated pure Mg, Mg-1%Al and Mg-2%Al solid solutions.

내 Al 용질 입자의 농도에 반비례하기 때문에 이를 감안하면  $L_c(\text{순 Mg}) > L_c(\text{Mg-1\%Al}) > L_c(\text{Mg-2\%Al})$  라고 할 수 있다. 식 (5)에 따르면  $\delta_0$ 는  $L_c$ 에 비례하므로 이는  $\delta_0(\text{순 Mg}) > \delta_0(\text{Mg-1\%Al}) > \delta_0(\text{Mg-2\%Al})$  의 결과로 나타나게 된다.  $\delta_H$ 의 경우 식 (7)에 따르면 열처리한 순 Mg, Mg-1%Al, Mg-2%Al 합금 고용체에서  $L_N$ 값이 유사하고  $L_c(\text{순 Mg}) > L_c(\text{Mg-1\%Al}) > L_c(\text{Mg-2\%Al})$ 이면  $C_1$ 값과  $C_2$ 값 모두 Al 농도가 증가할수록 커지지만, 식 (6)에서  $C_2$ 의 영향력이  $C_1$ 에 비해 상대적으로 크게 작용하여  $\delta_H(\text{순 Mg}) > \delta_H(\text{Mg-1\%Al}) > \delta_H(\text{Mg-2\%Al})$ 의 결과로 이어지게 된다고 생

각된다.

실제 Mg-X%Al 합금 고용체에서 기지 내 Al 농도가 증가할수록 고용체의  $C_1$ ,  $C_2$ 값이 증가하는 경향을 나타내는지 확인하기 위해 Fig. 7과 같은 Granato-Lücke(G-L) 플롯을 활용하였다. G-L 플롯은 식 (6)을 변형하여 얻어진 다음 식에 의해 도식된 것이다.

$$\ln(\delta_H \cdot \epsilon) = \ln(C_1) - C_2/\epsilon \quad (8)$$

여기서  $\delta_H$ 값은  $\delta = \pi \cdot \tan \phi$ [27] 관계식을 이용하여 변환하였다. Fig. 7에서 Y-축 절편과 기울기가 각각  $\ln(C_1)$ 과  $C_2$ 에 해당되며 선형회귀를 통해 도출한 열처리한 순 Mg, Mg-1%Al, Mg-2%Al 합금 고용체의  $C_1$  및  $C_2$  데이터를 Table 1에 정리하였다.  $C_1$ 값과  $C_2$ 값 모두 Al 함량이 증가할수록 높아지고 있는 것을 확인할 수 있으며, 이는 앞의 분석 내용을 잘 뒷받침하는 결과이다.

## 4. 결 론

본 연구에서는 Mg-Al 합금에서 석출 강화와 함께 가장 강도에 기여도가 큰 강화 기구 중 하나인 Al에 의한 고용 강화가 Mg-Al 합금 고용체의 진동감쇠능에 미치는 영향에 대해 파악하기 위해, 순 Mg 및 Mg-X%Al (Al : 1, 2 at%) 고용체에 대해  $1 \times 10^{-6} \sim 2 \times 10^{-3}$ 의 변형 진폭 구간에서 진동감쇠능을 측정, 비교·조사하였다. 이때 결정립 크기가 진동감쇠능에 미치는 영향을 배제하기 위해 683 K에서 열처리 및 용체화 처리 시간을 조절하여 시편의 결정립 크기를 유사하게 맞추었다(순 Mg는 12시간, Mg-1%Al 합금은 24시간, Mg-2%Al 합금은 32시간). 순 Mg, Mg-1%Al 및 Mg-2%Al 고용체의 진동감쇠능을 측정한 결과,  $1 \times 10^{-5}$  이하 변형 진폭 비의존 구간의 진동감쇠능 및  $1 \times 10^{-5} \sim 2 \times 10^{-3}$  구간의 변형 진폭 의존 구간에서의 진동감쇠능 모두 Al 함량이 증가할수록 감소하는 경향을 나타내었다. Granato-Lücke(G-L) 모델에 근거한 고찰을 통해, 변형 진폭 비의존 구간 및 변형 진폭 의존 구간에서의 진동감쇠능 저하는 기지 내 전위선의 약한 고착점(weak pinning points) 역할을 하는 Al 용질의 함량 증가로 인한 고착점 사이 거리( $L_c$ )의 감소가 원인인 것으로 분석되었다.

## 후 기

이 성과는 정부(과학기술정보통신부)의 재원으로 한국연구재단의 지원을 받아 수행된 연구임(한국연구재단 과제번호 : No. 2021R1F1A1049912, 한국생산기술연구원 과제번호 : KITECH NP-23-0030).

## 참 고 문 헌

1. Y. Yang, X. Xiong, J. Chen, X. Peng, D. Chen and F. Pan : *J. Magnes. Alloy* **11** (2023) 2611.
2. S. Jayasathyakawin, M. Ravichandran, N. Baskar, C. Anand Chairman, and R. Balasundaram : *Mater. Today: Proc.* **27** (2020) 909.
3. K. Sugimoto, K. Niiya, T. Okamoto and K. Kishitake : *Trans. JIM* **18** (1977) 277.
4. D. Wan, Y. Hu, S. Ye, Z. Li, L. Li and Y. Huang : *Int. J. Miner. Metall. Mater.* **26** (2019) 760.
5. C. Zhao, F. Wang, J. Li, J. Zeng, S. Dong, F. Wang, L. Jin and J. Dong : *Scr. Mater.* **240** (2024) 115845.
6. C. Dang, J. Wang, J. Wang, D. Yu, W. Zheng, C. Xu and R. Lu : *J. Mater. Res. Tech.* **22** (2023) 2589.
7. J.H. Jun and I.J. Hwang : *Metall. Mater. Trans.* **47A** (2016) 4784.
8. A. Granato and K. Lücke : *J. Appl. Phys.* **27** (1956) 583.
9. A. Granato and K. Lücke : *J. Appl. Phys.* **27** (1956) 789.
10. A. Granato and K. Lücke : *J. Appl. Phys.* **52** (1981) 7136.
11. B.D. Trott and H.K. Birnbaum : *J. Appl. Phys.* **41** (1970) 4418.
12. L. Yu, H. Yan, J. Chen, W. Xia, B. Su and M. Song : *Mater. Sci. Eng. A* **772** (2020) 138707.
13. J. Wang, Y. Zou, C. Dang, Z. Wan, J. Wang and F. Pan : *Materials* **17** (2024) 1285.
14. J.F. Nie : *Metall. Mater. Trans. A* **43** (2012) 3891.
15. Z. Liu, L. Wang, L. Wang, Y. Feng, F. Kang, B. Wang, S. Li and C. Hu : *J. Mater. Sci.* **57** (2022) 15137.
16. S. Tang, T. Xin, W. Xu, D. Miskovic, G. Sha, Z. Quadir, S. Ringer, K. Nomoto, N. Birblis and M. Ferry : *Nat. Comm.* **10** (2019) 1003.
17. H. Cao and M. Wessén : *Metall. Mater. Trans.* **35A** (2004) 309.
18. J.G. Han and J.H. Jun : *Mater. Sci. Tech.* **36** (2020) 375.
19. J. Zhang, R.J. Perez and E.J. Lavernia : *J. Mater. Sci.* **28** (1993) 2395.
20. J. Bursik and M. Svoboda : *Mikrochim. Acta* **139** (2002) 39.
21. H. Okamoto : *Desk Handbook Phase Diagrams for Binary Alloys*, ASM International, Materials Park, OH, 2000, p. 36.
22. A.K. Dahle, Y.C. Lee, M.D. Nave, P.L. Schaffer and D.H. StJohn : *J. Light Met.* **1** (2001) 61.
23. J.H. Jun : *Mater. Sci. Eng. A* **665** (2016) 86.
24. J.H. Jun : *Mater. Trans.* **56** (2015) 1609.
25. J.H. Jun and J.H. Moon : *Met. Mater. Int.* **21** (2015) 780.
26. J.H. Jun : *J. Alloys Compd.* **610** (2014) 169.
27. Z. Zhang, X. Zeng and W. Ding : *Mater. Sci. Eng. A* **392** (2005) 150.