

Mg-Al-Si 합금에서 진동감쇠능의 변형진폭 의존성

전 중 환[†]

한국생산기술연구원 융합신공정연구그룹

Strain Amplitude Dependence of Damping Capacity in Mg-Al-Si Alloy

Joong-Hwan Jun[†]

Advanced Fusion Process R&D Group, Korea Institute of Industrial Technology,
7-47 Songdo-dong, Yeonsu-gu, Incheon 406-840, Korea

Abstract Change in damping capacity with strain amplitude was studied in Mg-Al-Si alloy in as-cast, solution-treated and aged states, respectively. The as-cast microstructure of the alloy is characterized by eutectic β (Mg₁₇Al₁₂) phase and Chinese script type Mg₂Si particles. The solution treatment dissolved the β phase into the matrix, while the aging treatment resulted in the distribution of continuous and discontinuous type β precipitates. The solution-treated microstructure showed better damping capacity than as-cast and aged microstructures both in strain-dependent and strain-independent damping regions. The decrease in second-phase particles which weakens the strong pinning points on dislocations and distribution of solute atoms in the matrix, would be responsible for the enhanced damping capacity after solution treatment.

(Received March 8, 2011; Revised March 27, 2011; Accepted April 25, 2011)

Key words : Mg-Al-Si alloy, Solution treatment, β phase, Damping capacity

1. 서 론

수송기기용 내·외장 부품이나 IT 기기의 케이스 등에 사용되는 상용 Mg 합금은 대부분 Mg-Al계이며 대표적으로 AZ(Mg-Al-Zn) 및 AM(Mg-Al-Mn) 합금이 있다[1]. 이러한 합금들은 주조성, 가격경쟁력, 상온 기계적 특성이 우수한 장점을 가지고 있지만, 주요 강화상인 β (Mg₁₇Al₁₂)상의 낮은 용점(462°C)과 고온에서 쉽게 조대화되는 특성으로 인해 내열성이 떨어지는 단점 또한 가진다[2, 3]. Si은 Mg-Al계 합금의 고온 기계적 특성과 주조성을 동시에 향상시키는 효과적인 저가형 첨가원소로 인식되어 왔으며, AS21(Mg-2%Al-1%Si)이나 AS41(Mg-4%Al-1%Si) 등이 상용으로 개발되어 내열성이 필요한 부품에 일부 적용되고 있다[4, 5]. Mg에서의 Si 고용도는 매우 낮기 때문에 첨가된 Si은 대부분 Mg₂Si 금속간 화합물을 형성하여 기지 내에 분포하게 되는데, 이 Mg₂Si는 밀도, 열팽창계수가 낮으며 경도와 용점(1085°C)이 높아 미세조직의 열적 안정성을 향상시

키는데 도움을 준다. 지금까지 Mg-Al-Si 합금과 관련하여 상·고온 기계적 특성[6, 7]이나 크립 저항성 [8, 9]에 대해 연구한 결과들은 많이 보고되었지만 이 합금의 진동감쇠특성과 관련된 연구[10]는 상대적으로 적다. 본 연구에서는 각각 주조, 용체화처리, 시효처리 상태의 Mg-Al-Si 합금에 대하여 변형진폭 (strain amplitude)에 따른 진동감쇠능을 조사·비교하고, 그 결과를 열처리에 따른 미세조직의 변화와 Mg의 진동감쇠기구로 알려진 Granato-Lücke(G-L) 전위형 감쇠기구(dislocation type damping mechanism)를 이용해 해석하였다.

2. 실험방법

본 연구에서는 Mg-7%Al-0.5%Si 합금을 제조하였으며, 99.9%Mg, 99.99%Al, Al-25%Si 모합금을 목적 조성으로 평량한 후 전기저항로를 이용하여 대기 중(SF₆ + CO₂) 보호성 분위기하에서 용해한 다음 급형에 주조하였다. 주조된 잉곳트를 가공하여 미세조

[†]E-mail : jhjun@kitech.re.kr

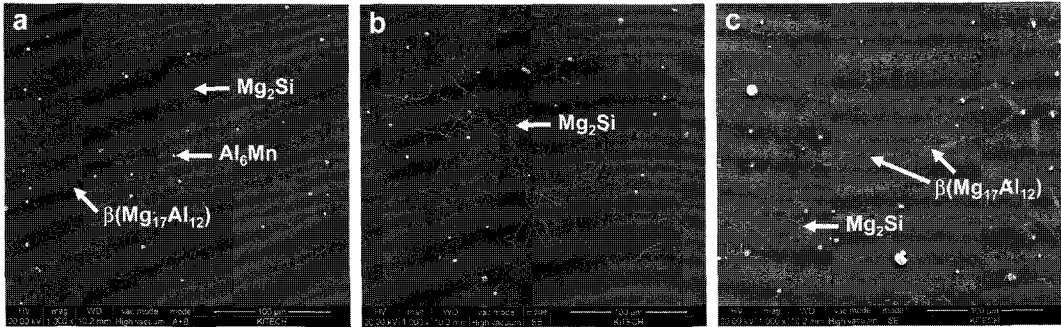


Fig. 1. SEM images of Mg-7%Al-0.5%Si alloy in (a) as-cast, (b) solutionized and (c) aged states, respectively.

직 관찰과 인장시험, 진동감쇠능 측정에 필요한 시편들을 마련하였으며, 시편의 일부에 대해 420°C에서 24시간 동안 열처리한 후 상온에 급냉하는 용체화처리와 용체화처리한 시편을 다시 200°C에서 2시간 열처리한 후 공냉하는 시효처리를 실행하였다. 제조된 합금의 화학조성은 유도결합 플라즈마(ICP)를 이용하여 분석하였으며, Al은 7.04%, Si는 0.43%로 분석되었다. 열처리에 따른 미세조직의 변화는 주사전자현미경(SEM)으로 관찰하였으며, 에너지 분산 X선 분광기(EDS)를 활용하여 제 2상의 화학조성도 분석하였다. 진동감쇠특성은 길이 35 mm, 폭 12 mm, 두께 3 mm의 시편을 DMA(Dynamic mechanical analyzer, TA Q-800)를 이용하여 상온에서 1 Hz의 주파수로 진동하는 single cantilever 방식으로 측정하였으며, $1 \times 10^{-6} \sim 6 \times 10^{-4}$ 의 범위에서 변형진폭(strain amplitude)을 증가시키면서 $\tan \phi$ 값을 도출하였다. 여기서 $\tan \phi$ 는 진동감쇠능을 나타내는 단위 중의 하나로 손실지수(loss factor)라고 불리며, ϕ 는 가해진 응력과 변형 사이의 phase lag에 해당한다[11]. 한편, 상온 인장특성은 게이지 길이 25 mm의 ASTM subsize 시편을 1 mm/min의 crosshead 속도로 인장시험하면서 얻은 인장곡선을 분석하여 결정하였다.

3. 실험결과 및 고찰

Fig. 1은 각각 주조, T4, T6 상태의 Mg-7%Al-0.5%Si 합금에 대한 주사전자현미경(SEM) 조직사진이다. 주조 상태에서, Chinese script 형태를 갖는 Mg_2Si 상과 주조 중 생성된 조대한 공정 β

($Mg_{17}Al_{12}$)상이 기지 내에 고르게 분포하는 미세조직을 나타내고 있다(Fig. 1-(a)). 1~2 μm 정도의 크기를 갖는 밝은 구형의 입자들 또한 조직 내에 소량 관찰되는데, EDS 분석결과 이들은 Al_6Mn 상으로 확인되었다. 용체화처리 상태(Fig. 1-(b))에서는 β 상이 모두 기지 내에 고용되어 Mg_2Si 상만이 관찰되고 있으며, 이는 용융온도(462°C)가 낮아 열적 안정성이 떨어지는 β 상이 용체화처리 중 대부분 기지 내로 고용되는 반면, 용융온도가 1085°C인 Mg_2Si 는 용체화처리 온도에 거의 영향을 받지 않기 때문이다. 시효처리(Fig. 1-(c)) 후에는 결정립계에 층상조직을 갖는 β 상과 결정립 내에 분포한 미세한 β 상들을 관찰할 수 있는데, 이들은 각각 불연속(discontinuous) β 상과 연속(continuous) β 상이다[2, 12]. 불연속 β 상은 주로 에너지가 높은 고경각 입계에서 시효처리 초반에 생성되고 시간이 지날수록 생성속도가 급격히 떨어지는 반면, 연속 β 상은 결정립 내에서 미세한 침상의 형태로 생성되며 불연속 β 상의 생성속도가 떨어지는 시점부터 생성속도가 증가하는 특징을 갖는다[2]. Fig. 2는 주조, 용체화, 시효 상태의 Mg-7%Al-0.5%Si 합금에 대한 상온 기계적 특성이다. 항복강도(YS)의 경우 용체화처리 시 약간 감소하다가 시효처리를 하면 다시 상승하는데, 용체화처리 후 β 상이 기지에 고용되고 시효처리 후에는 다시 결정립계와 결정립 내부에 생성되는 것과 관련이 있다. 연신율과 인장강도(UTS)는 반대로 시효 상태에서 가장 높은 값을 보이는데, 이것은 시효처리 후 미세한 연속 β 석출상이 조직 내에 분포하여 인장변형 중 크랙이 쉽게 생성되어 전파되는 기지/ Mg_2Si 상 계면에서의 응력 집중을 억제하여 상대적으로 균일한 변형이 가

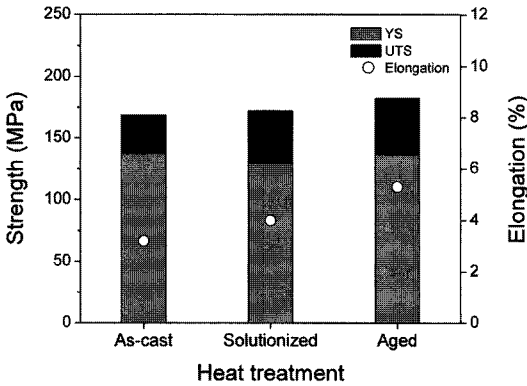


Fig. 2. Tensile properties at RT for Mg-7%Al-0.5%Si alloy in as-cast, solutionized and aged states, respectively.

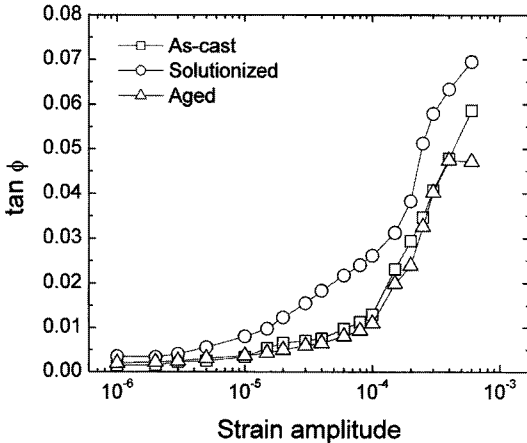


Fig. 3. Change in tan φ with strain amplitude in Mg-7%Al-0.5%Si alloy in as-cast, solutionized and aged states, respectively.

능해지기 때문이라 생각된다.

Fig. 3은 $1 \times 10^{-6} \sim 6 \times 10^{-4}$ 의 변형 진폭(strain amplitude) 구간에서 tan φ값으로 표현된 진동감쇠능의 변화를 나타낸 것이다. 주조 및 시효처리 상태의 tan φ는 측정된 변형진폭 구간에서 거의 유사한 값을 보이는 반면, 용체화처리 상태에서는 주조 및 시효처리 상태보다 모든 변형진폭 구간에서 더 높은 tan φ를 나타내고 있다. 또한, 용체화처리 상태에서는 3×10^{-6} 의 변형진폭에서부터 변형진폭에 따라 tan φ가 서서히 증가하다가 1×10^{-4} 이상에서 급격히 증가하는 경향을 보이지만, 주조 및 시효처리 상태에서는 1×10^{-5} 의 변형진폭부터 서서히 증가하다가 1×10^{-4} 에 이르러서야 급격히 증가하는 양상을

나타낸다. 이 결과로부터, 용체화처리 상태의 조직, 즉 β상이 기지 내에 고용되어 Mg₂Si상만이 존재하는 미세조직이 β상과 Mg₂Si가 공존하는 조직보다 더욱 높은 진동감쇠능을 나타냄을 확인할 수 있다. 이미 보고된 바와 같이 Mg 및 Mg 합금의 높은 진동감쇠능은 전위형(dislocation type) 감쇠기구에 의한 것이다[13, 14]. 전위형 감쇠기구는 공공(vacancies), 불순물(impurities), 용질원자(solutes), 석출상(precipitates) 등의 고착점(pinning points)에 의해 고정된 전위선에 외부 응력이 가해질 때 전위선이 진동하거나 순간적으로 고착점으로부터 이탈하면서 발생하는 이력에 해당하는 에너지 손실과 관련이 있다. Granato-Lücke(G-L) 모델에 따르면 전위형 감쇠기구에 의한 진동감쇠능(δ)은 크게 변형진폭과 무관한 진폭-비의존성(strain-independent) 감쇠능(δ₀)과 변형진폭에 따라 증가하는 진폭-의존성(strain-dependent) 감쇠능(δ_H)으로 구분된다[13, 14]. δ₀는 공공, 불순물, 용질원자 등의 약한 고착점(weak pinning points)에 의해 고정된 전위 분절(dislocation segment)이 낮은 응력하에서 진동함에 따라 발생하는 에너지 손실과 관련이 있으며, δ_H는 응력이 높은 경우 약한 고착점으로부터 전위 분절이 이탈하면서 발생하는 에너지 손실에 기인한다. 이 모델에 따르면 δ는 식 (1)과 같이 간단히 쓸 수 있다.

$$\delta(\epsilon) = \delta_0 + \delta_H(\epsilon) \tag{1}$$

한편, 진폭-비의존성 감쇠능(δ₀)은 다음과 같이 3개의 항목으로 구성되어 있다[15].

$$\delta_0 = \delta_t + \delta_a + \delta_d \tag{2}$$

여기서, δ_t는 시편이 진동할 때 압축응력이 작용한 표면에서 팽창응력이 작용한 표면으로의 열흐름(heat flow)에 의한 열탄성 감쇠능(thermoelastic damping)이고 δ_a는 장비에 의해 불가피하게 발생하는 감쇠능, 그리고 δ_d는 실제 전위의 이동과 관련된 재료(material) 감쇠능이다. 실제로 δ_t와 δ_a는 δ₀에 거의 영향을 주지 않기 때문에 δ₀는 주로 δ_d의 함수라고 볼 수 있다. δ₀는 다시 다음의 식으로 표현된다[13, 14].

$$\delta_0 = \frac{2\Omega(1-\nu)}{\pi^3} \times \frac{AL_e^4 B \omega}{Gb^2} \tag{3}$$

여기서, Ω 는 방향인자(orientation factor), ν 는 poisson비, Λ 는 이동가능한 전위선의 총 길이, L_c 는 약한 고착점에 의한 전위 분절길이(L_c)의 3.3배, B 는 단위길이 당 감쇠력(damping force), ω 는 각주파수(angular frequency), G 는 shear modulus, 그리고 b 는 버거스 벡터이다. 이 식을 단순화하면 δ_0 는 ΛL_c 에 비례하며, 결국 공공, 불순물, 용질입자와 같은 약한 고착점 사이의 거리(L_c)에 크게 의존하는 것을 알 수 있다. Fig. 3을 보면 진폭-비의존성 감쇠능 구간이라고 할 수 있는 1×10^{-5} 이하의 변형진폭 구간에서 용체화처리 상태의 조직이 상대적으로 높은 진동감쇠능을 나타내고 시효처리 후에는 진동감쇠능이 주조 상태 수준으로 다시 떨어지는 것을 확인할 수 있다. 그 이유는 열처리에 따른 L_c 의 변화로 설명이 가능하다. 본 연구에 사용된 합금은 Al을 7% 함유하여 L_c 에 영향을 미치는 약한 고착점은 공공이나 불순물 보다는 주로 용질원자와 관련이 있다고 할 수 있다. 용체화처리 상태에서는 주조 상태에서 전위선에 편석된 β 정출상이나 Al 용질원자들이 용체화처리 중 기지로 확산되어 들어가면서 L_c 가 증가하고 이로 인해 δ_0 가 향상되는 반면, 시효처리 상태에서는 시효 중 생성된 나노크기의 미세 β 상 클러스터들이 편석된 용질원자의 클러스터와 유사하게 전위선의 약한 고착점으로 작용해 L_c 를 감소시키고 이로 인해 δ_0 가 떨어지게 된다고 생각된다.

한편, 변형진폭의 크기에 비례하는 진폭-비의존성 감쇠능(δ_H)은 다음과 같은 식으로 표현된다[13, 14].

$$\delta_H = \frac{C_1}{\varepsilon} \exp\left(-\frac{C_2}{\varepsilon}\right) \quad (4)$$

$$C_1 = \frac{\rho F_B L_N^3}{6bEL_c} \quad (5)$$

$$C_2 = \frac{F_B}{bEL_c} \quad (6)$$

여기서, 여기서 L_N 은 석출상과 같은 강한 고착점(strong pinning point)으로 고정된 전위선 양 끝단의 길이, ε 는 변형진폭, ρ 는 전위밀도, F_B 는 전위선과 약한 고착점 사이의 결합력, E 는 elastic modulus, b 는 버거스 벡터의 크기이다. 식 (4)에 의하면 진동감쇠능이 진폭에 의존하는 조건에서는

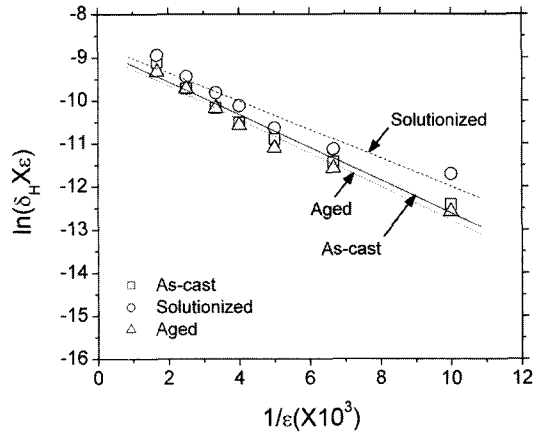


Fig. 4. G-L plots of Mg-7%Al-0.5%Si alloy in as-cast, solutionized and aged states, respectively.

Table 1. Values of C_1 and C_2 obtained from G-L plots of Mg-7%Al-0.5%Si alloy

Heat treatment	$C_1 (\times 10^4)$	$C_2 (\times 10^4)$
As-cast	1.50	3.80
Solutionized	1.68	3.31
Aged	1.39	3.90

$\ln(\delta_H \cdot \varepsilon)$ 이 $1/\varepsilon$ 의 선형함수로 표현되어야 하며, 이때 C_1 은 Y절편, C_2 는 기울기에 해당된다.

Fig. 4는 Fig. 3의 데이터를 이용하여 진폭-비의존성 감쇠 경향이 뚜렷한 1×10^{-4} 이상의 변형진폭 구역에서 $\ln(\delta_H \cdot \varepsilon)$ 를 $1/\varepsilon$ 의 함수로 도식적으로 나타낸 것으로 Granato-Lücke(G-L) plot이라고 부른다. 이 그림으로부터 $\ln(\delta_H \cdot \varepsilon)$ 값이 $1/\varepsilon$ 과 선형관계를 보여 진폭-비의존성 감쇠를 나타내고 있음을 확인할 수 있으며, 도출된 선형관계식으로부터 구한 C_1 과 C_2 값을 Table 1에 정리하였다. C_1 값은 용체화처리 시 증가하였다가 시효처리 후 다시 감소하는 경향을 보이며, C_2 는 반대로 용체화처리 시 감소하였다가 시효처리 후 증가하고 있어 식 (4)에 따라 용체화처리 상태에서 δ_H 가 증가하고 시효처리 후에는 다시 δ_H 가 감소하는 경향을 잘 뒷받침하고 있다. 열처리에 따른 C_1 및 C_2 값의 변화는 미세조직의 변화에 근거하여 다음과 설명이 가능하다. 용체화처리 후에는 전위선으로부터 용질원자가 이탈하여 L_c 가 증가하기는 하지만 용체화처리 중 강한 고착점으로 작용하는 β 상 입자들이 대부분 고용되어 사라지게 되므로 L_N 이 거의

결정립 크기만큼 증가하게 된다[16]. 식 (5)에 따르면 C_1 값은 L_C 보다는 L_N 에 더욱 크게 의존하므로 결과적으로 C_1 은 증가하는 양상을 보이게 된다고 생각된다. 시효처리 후에는 연속 β 상과 같은 미세 석출물과 나노크기의 β 클러스터가 결정립 내에 생성되어 L_N 과 L_C 가 동시에 감소하지만 L_N 감소에 의한 영향을 더 크게 받게 되므로 결과적으로 C_1 이 감소하게 된다고 판단된다. 한편, 주조 상태와 비교하여 용체화처리 후 C_2 가 감소하는 것은 용질원자의 재배치가 일어나고 그로 인해 L_C 가 증가하는 것과 관련이 있으며, 또한 시효처리 후 C_2 값이 다시 증가하는 것은 미세한 β 상 클러스터 생성으로 인한 L_C 의 감소와 관련이 있다고 생각된다.

종합적으로 설명하면, Mg-7%Al-0.5%Si 합금에서 용체화처리 후 진폭-비의존성 감쇠능(δ_v)과 진폭-의존성 감쇠능(δ_H)이 모두 높아지는 이유는, 용체화처리 중 용질원자가 확산되면서 전위선으로부터 이탈하여 약한 고착점 사이의 거리(L_C)가 증가하고 동시에 강한 고착점으로 작용할 수 있는 정출 β 상 입자들이 고용되면서 강한 고착점 사이의 거리(L_N) 또한 늘어나 외부 응력에 의해 전위선의 진동(진폭-비의존성)이나 고착점으로부터의 이탈(진폭-의존성)이 더욱 용이하게 되기 때문으로 생각된다.

4. 결 론

중력주조한 Mg-7%Al-0.5%Si 합금에서 주조, 용체화처리, 시효처리에 따른 진동감쇠능의 변화를 조사하고 전위형 진동감쇠기구(G-L 모델)에 근거하여 해석하였다. Mg-7%Al-0.5%Si 합금은 용체화처리 후 가장 높은 진동감쇠능을 나타내었으며, 시효처리 후에는 진동감쇠능이 저하되었다. 용체화처리 후 진폭-비의존성(δ_v) 및 진폭-의존성 감쇠능(δ_H)이 모두 증가한 것은 용질원자의 확산으로 인한 약한 고착점 사

이의 거리(L_C) 증가 및 β 정출상의 고용으로 인한 강한 고착점 사이의 거리(L_N)의 증가와 관련이 있다고 판단된다. 또한, 시효처리 후 δ_v 및 δ_H 가 다시 감소하는 이유는 시효 중 생성된 미세한 연속 β 상과 나노크기의 클러스터들이 전위선의 강한 고착점과 약한 고착점으로 작용하여 L_C 와 L_N 을 모두 감소시키고, 이로 인해 전위선의 진동 및 고착점으로부터의 이탈이 더 어렵게 되기 때문이라고 생각된다.

참고문헌

1. B. L. Mordike and T. Ebert : Mater. Sci. Eng., A **302** (2001) 37.
2. S. Celotto : Acta Mater., **48**(2000) 1775.
3. E. Cerri and S. Barbagallo : Mater. Lett., **56** (2002) 716.
4. P. Zhang : Scripta Mater., **52** (2005) 277.
5. W. Blum, P. Zhang, B. Watzinger, B. V. Grossmann and H. G. Haldenwanger : Mater. Sci. Eng. A, **324** (2002) 141.
6. S. Barbagallo, P. Cavaliere and E. Cerri : Mater. Sci. Eng. A, **367** (2004) 9.
7. S. Spigarelli, D. Ciccarelli and E. Evangelista : Mater. Lett., **58** (2004) 460.
8. E. Evangelista, E. Gariboldi, O. Lohne and S. Spigarelli : Mater. Sci. Eng. A, **387-389** (2009) 403.
9. E. Gariboldi and S. Spigarelli : Mater. Design, **24** (2003) 445.
10. L. Liao, X. Zhang and H. Wang : Mater. Lett., **59** (2005) 2702.
11. A. Riviere : J. Alloy Comp., **355** (2003) 201.
12. D. Duly, J. P. Simon and Y. Brechet : Acta Metall. Mater., **43** (1994) 101.
13. A. Granato and K. Lücke : J. Appl. Phys., **27** (1956) 583.
14. A. Granato and K. Lücke : J. Appl. Phys., **27** (1956) 789.
15. J. Göken and W. Riehemann : Mater. Sci. Eng. A, **324** (2002) 127.
16. Z. Zhang, X. Zeng and W. Ding : Mater. Sci. Eng. A, **392** (2005) 150.