

〈 論 文 〉

Fe-17%Mn 합금의 진동감쇠능에 미치는 ϵ 마르텐사이트 함량과 진폭변형율의 영향

田仲桓 · 李榮局 · 崔鍾述

연세대학교 공과대학 금속공학과

Effect of ϵ Martensite Content and Strain Amplitude on
Damping Capacity of Fe-17%Mn Alloy

Joong-Hwan Jun, Young-Kook Lee, Chong-Sool Choi

Department of Metallurgical Engineering, Yonsei University, Seoul 120-749

ABSTRACT

The effects of ϵ martensite content and strain amplitude on damping capacity of an Fe-17%Mn alloy have been studied to establish damping mechanism of Fe-Mn system corresponding to the magnitude of strain amplitude. In a range of $1 \times 10^{-4} \sim 3 \times 10^{-4}$ strain amplitude, the damping capacity is linearly proportional to the ϵ martensite content, which suggests that stacking faults and ϵ martensite variant boundaries are the principal damping sources. In the range of $4 \times 10^{-4} \sim 6 \times 10^{-4}$ strain amplitude, however, a maximum damping capacity is observed around 68 vol.% ϵ . This behavior is very similar to dependence of relative area of γ/ϵ interface on ϵ martensite content. This means that in this strain range, γ/ϵ interface acts as damping source in addition to the stacking faults and variant boundaries in Fe-17%Mn alloy.

1. 서론

산업문명의 발전으로 인류는 편의와 풍요를 누리게 되었지만, 그것이 남긴 각종 부산물인 공해는 인간과 자연환경을 위협하고 있다. 특히 소음과 진동은 인간에게 심리적 불안감과 난청 등을 유발시키며, 공업적 측면에서는 정밀기계의 정밀도 저하 및 부품

의 조기 피로파괴 등의 성능저하를 유발시킨다. 이러한 소음과 진동을 제어·방지하기 위한 방진대책으로 종래에는 진동체에 오일댐퍼나 에어댐퍼를 부착하여 진동에너지를 흡수시키거나(system damping), 금속과 금속사이에 점탄성이 큰 고분자 재료를 끼워서 진동에너지를 흡수시키는 방법(structure damping) 등이 강구되어 왔었다. 그러나, 이러한 구조적 방법

에 의해서는 진동과 소음을 제거하는데 있어 많은 문제점이 내포되어 있을 뿐만 아니라, 공업적 이용면에서도 그 한계성을 벗어날 수가 없다. 따라서 최근에는 금속재료 그 자체가 진동에너지를 직접 흡수하는 보다 적극적인 방식(material damping)으로 방진대책이 전환되면서 방진합금의 개발에 관한 연구가 활발히 이루어지고 있다¹⁻³⁾.

최근, 본 연구자들의 일부는 Fe-Mn 이원계 합금이 기계적 성질이 우수하면서 높은 진동감쇠능(SDC=30%)을 나타낸다는 것을 밝혀냈다⁴⁻⁶⁾. 그 이후 이 합금계에 대한 연구로는 합금원소 첨가에 의한 내식성의 향상⁷⁾, 냉간압연에 따른 진동감쇠능의 변화⁸⁾ 및 제 3원소 첨가에 따른 진동감쇠능의 변화⁹⁻¹²⁾ 등 주로 공업적 실용화를 위하여 집중적으로 연구가 수행되어 왔다.

이 연구에서는 Fe-Mn계의 진동감쇠기구에 관한 기초연구로써, Fe-17%Mn 합금을 시료로 선정하여 용체화처리 후 공냉, 수냉 및 상온 이하의 여러 온도에 심냉처리하여 ε 마르텐사이트의 부피분율을 광범위하게 변화시킨 다음, $1 \times 10^{-4} \sim 6 \times 10^{-4}$ 의 범위에서 진폭변형율을 변화시키면서 진동감쇠능을 조사하였다. 이 연구결과를 분석하여 Fe-17%Mn 합금에서 진폭변형율의 크기별로 가장 우수한 진동감쇠기구를 도출하고 고찰하였다.

2. 실험 방법

본 연구에서는 ε 마르텐사이트 함량을 광범위하게 변화시키기 위하여, Schumann¹³⁾의 상태도에 근거하여 Fe-Mn 이원계 합금 중 상온에서 ε 마르텐사이트 함량이 가장 많고 열처리에 의하여 상분율이 가장

민감하게 변하는 Fe-17%Mn 합금을 실험합금으로 선택하였다. 합금의 용해는 전해철(순도 99.7%)과 전해망간(순도 99.5%)을 사용하여 고주파유도로에서 용해하였으며, 금형에 주조하여 약 5kg의 잉곳트를 제조하였다. 제조된 합금의 화학조성을 표 1에 나타내었다. 주조된 잉곳트는 보호성 분위기 중에서 1200℃에서 24시간 동안 유지하여 균질화처리를 행한 후 적당한 크기의 각재로 절단하고 열간압연을 행하여 약 15mm 직경을 갖는 환봉을 제조하였다. 이로부터 진동감쇠능 측정용 시편, X-선 회절용 시편 및 미세조직 관찰용 시편을 각각 제작하였다. 모든 시편은 1050℃에서 1시간 동안 용체화처리한 후 냉각하였으며, 이때 상온에서 존재하는 ε 마르텐사이트 함량을 변화시키기 위하여 그림 1에 나타낸 것과 같이 공냉(25℃), 수냉(18℃, 3℃), 수냉 후 상온 이하의 여러 온도에 심냉처리(-5℃~-196℃)하는 냉각방법

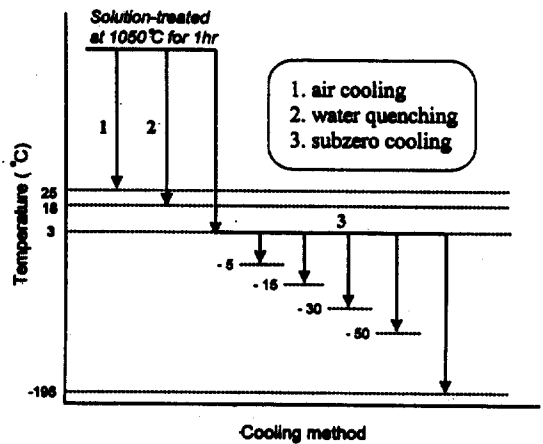


Fig. 1 Schematic diagram showing various cooling methods

Table 1 Chemical composition and transformation temperatures of Fe-17%Mn alloy.

Alloy	Chemical Composition(wt.%)			Transformation Temperatures(°C)		
	Fe	Mn	C	M _s	A _s	A _r
Fe-17%Mn	bal.	17.20	0.015	148	186	220

을 사용하였다. 본 합금의 ϵ 마르텐사이트 변태온도 (M_s , A_s , A_f)는 용체화처리 후 수냉한 시편을 2°C/min의 속도로 가열·냉각하면서 온도에 따른 길이의 변화를 TMA로 측정하여 결정하였으며 그 결과를 표 1에 같이 나타내었다.

냉각방법에 따른 ϵ 마르텐사이트, 오스테나이트 및 α' 마르텐사이트의 부피분율은 X-선 회절방법^{14,15)}에 의하여 $\epsilon(10\cdot1)$, $\gamma(200)$ 및 $\alpha'(110)$ 면에 해당하는 피크의 적분강도를 측정 한 후 다음 식을 이용하여 계산하였다.

$$V_\epsilon + V_\gamma + V_{\alpha'} = 1 \quad (1)$$

$$\frac{I_\epsilon}{L} = \frac{R_\epsilon}{R} \times \frac{V_\epsilon}{V} \quad (2)$$

$$\frac{I_\gamma}{L} = \frac{R_\gamma}{R} \times \frac{V_\gamma}{V} \quad (3)$$

$$R = \frac{1}{v^2} \cdot F^2 \cdot P \cdot (L.P) \cdot e^{2M} \quad (4)$$

V : 각 상의 부피분율

v : 각 상의 단위격자의 부피

p : 다중도인자

e^{2M} : Debye-Waller 온도인자

I : 각 상의 특정회절선의 적분강도

F : 구조인자

$L.P$: Lorentz-편광인자

식 (4)의 R값은 적분강도에 영향을 미치는 여러 가지 인자들을 고려한 값이며, 이 값을 구하는데 사용된 인자들은 Cullity¹⁶⁾가 제시한 값들을 사용하였다. 최종적으로 각 상의 부피분율은 R값과 실제로 측정 한 각 상의 적분강도를 식 (2)와 (3)에 대입하여 구하였다.

냉각방법에 따른 하부조직의 변화는 열처리가 끝난 시편을 박막형태로 전해연마한 후 가속전압 200kV에서 투과전자현미경(model: Philips CM30)으로 관찰하였으며, 이때 전해연마는 perchloric acid(HClO₄)와 acetic acid(CH₃COOH)를 1:9로 혼합한 용액을 사용하여 전압 30V, 전류 40mA의 조건에서 행하였다. 광학현미경 조직관찰은 전해연마한

시편을 1.2% potassium pyrosulfite(K₂S₂O₅) 수용액을 사용하여 부식한 후 행하였으며, ϵ 마르텐사이트 부피분율에 따른 γ/ϵ 상계면의 상대적인 면적은 광학현미경 조직사진을 상분석기(image analyzer)로 분석하여 결정하였다.

냉각방법에 따른 ϵ 마르텐사이트와 오스테나이트의 경도는 미소 비커스 경도계(model: Matsuzawa MXT-a)를 이용하여 하중 25g하에서 측정하였으며, 각 경도값은 10회 측정 한 값의 평균치를 취하였다.

진동감쇠능 측정은 본 연구실에서 제작한 외팔보(cantilever)형 진동감쇠능 측정장치를 이용하였으며 그림 2에 진동감쇠능 측정장치의 개략도 및 시편형상을 나타내었다. 시편을 자유진동시킨 후 시간에 따른 진폭의 변화를 시편에 부착된 스트레인 게이지를 이용하여 미소 신호전압으로 변환시키고, 이 전압을 앰프(model: signal conditioning amplifier 2310)로 증폭하여 A/D 컨버터(model: data translation DT

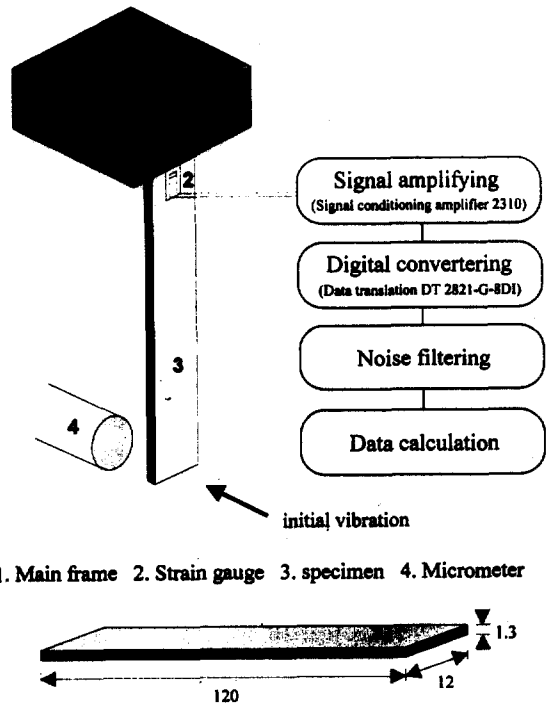


Fig. 2 Schematic illustration of damping measuring apparatus and dimension of specimen

2821-G-8DI)를 통해 디지털 신호로 변환시켜 컴퓨터에 입력시켰다. 입력된 신호에 혼재하는 고주파 노이즈를 필터링 과정을 거쳐 제거한 후, 최종적으로 결과를 분석하였다. 한편, 진동감쇠능을 나타내는 수치는 다음 식으로 나타나는 대수감쇠율(logarithmic decrement, δ)¹⁷⁾을 사용하였다.

$$\text{대수감쇠율} : \delta = \ln \frac{a_n}{(a_{n+1})} \quad (5)$$

여기서 a_n 과 a_{n+1} 은 자유진동곡선에서 n 번째와 $n+1$ 번째 변형진폭을 나타낸다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 미세조직과 상분율의 변화

그림 3은 1050℃에서 1시간 용체화처리후 공냉

(25℃), 수냉(18℃), 수냉 후 -5℃ 및 -196℃에 심냉 처리한 시편의 광학현미경 조직사진이다. 여기서 판상의 흰 부분은 ϵ 마르텐사이트이고 검은 부분은 오스테나이트이다. 그림으로부터 냉각온도가 낮아짐에 따라 ϵ 마르텐사이트의 양이 증가하는 것을 확인할 수 있다. X-선 회절법¹⁴⁻¹⁶⁾을 이용하여 냉각온도에 따른 각상의 부피분율을 정량적으로 측정하였으며 그 결과를 그림 4에 나타내었다. 냉각온도가 낮아짐에 따라 ϵ 마르텐사이트의 부피분율은 초기에 급격히 증가하다가 점차 증가추세가 둔화되며 약 -30℃ 이하에서는 거의 증가되지 않고 일정한 값을 유지하였다. -30℃ 이하에서 ϵ 마르텐사이트의 양이 증가하지 않는 것은 Néel 온도의 영향이라고 생각된다. Néel 온도(T_N)는 냉각시 상자성(paramagnetic)에서 반강자성(antiferromagnetic)으로 자기적 성질이 변화하는 자기변태온

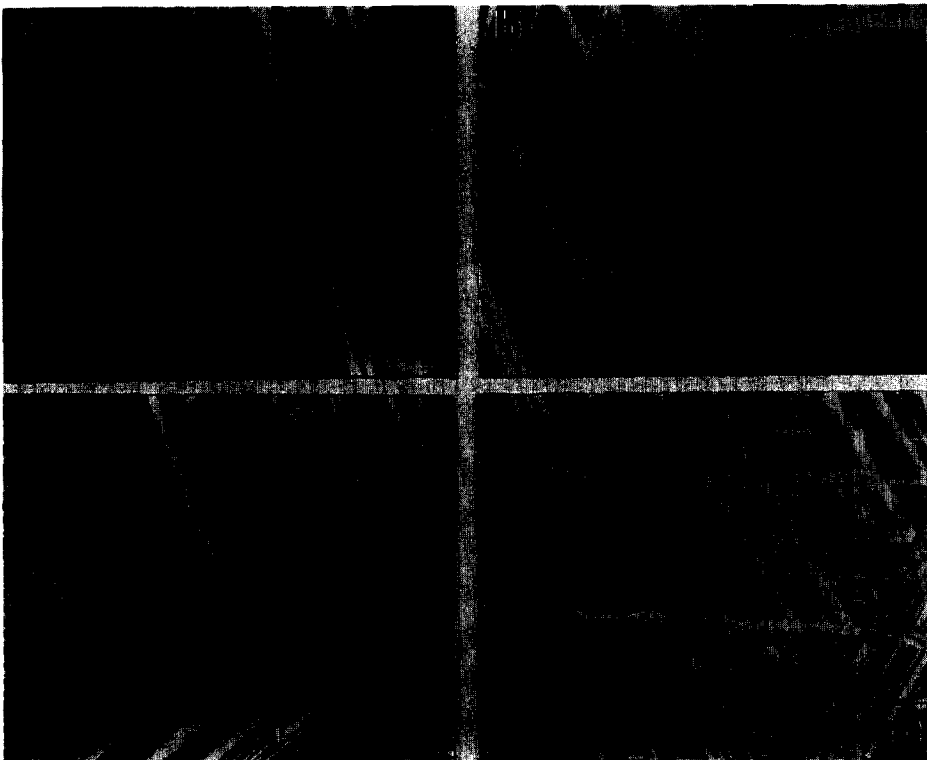


Fig. 3 Optical micrographs of the Fe-17%Mn alloy subjected to cooling at various temperatures (a) 25℃ (b) 18℃ (c) -5℃ (d) -196℃

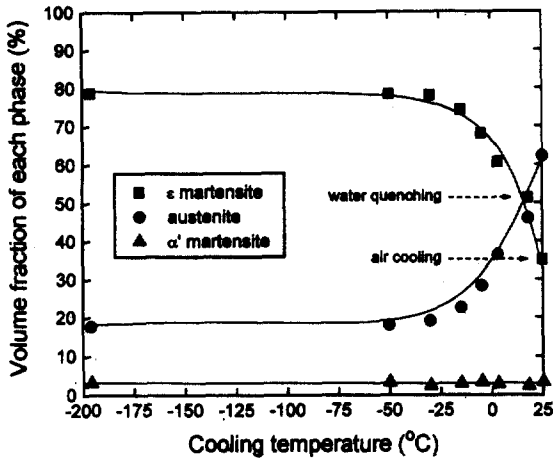


Fig. 4 Variation of volume fraction of each phase in Fe-17%Mn alloy with cooling temperature

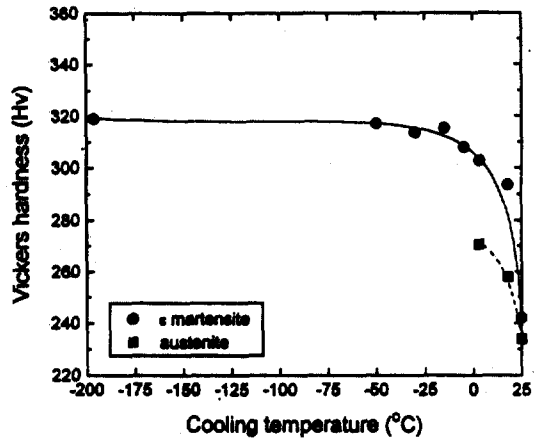


Fig. 5 Variation of Vickers hardness of ϵ martensite and austenite with cooling temperature

도이다. Néel 온도 이하에서는 반강자성 규칙화 (antiferromagnetic ordering)로 인하여 오스테나이트가 안정화되기 때문에 상자성인 ϵ 마르텐사이트의 성장이 어려워진다¹⁸⁾. 최근 Jun¹⁹⁾ 등은 Fe-17%Mn 합금의 Néel 온도가 약 -30°C 이라고 보고하고 있어 위의 결과를 잘 뒷받침하고 있다. 한편, α' 마르텐사이트의 양은 냉각온도에 관계없이 거의 일정한 값을 보이고 있다. 이 그림에서 공냉(25°C)한 경우와 수냉(18°C)한 경우를 비교하면 냉각온도의 감소가 그다지 크지 않음에도 불구하고 공냉한 경우가 ϵ 마르텐사이트 부피분율이 크게 감소된 것을 알 수 있는데 이것은 냉각속도의 차이 때문으로 생각된다²⁰⁾. 공냉의 경우 냉각속도가 느리므로 냉각중 ϵ 마르텐사이트의 핵생성처로 작용할 수 있는 공공(vacancy)이 이동·소멸할 시간을 충분히 주어 핵생성처가 감소하고, 또한 수냉한 경우보다 냉각시 모상에 도입되는 열응력(thermal stress)이 작기 때문에 마르텐사이트의 생성을 촉진시키는 내부응력(internal stress)이 감소하여 ϵ 마르텐사이트양이 적어지는 것으로 생각된다.

그림 5는 시편을 각 온도에 냉각한 후 상온에서 ϵ 마르텐사이트와 오스테나이트의 경도를 측정된 결과이다. 여기서 오스테나이트의 경도는 ϵ 마르텐사이트 함량이 비교적 적은 60vol.% (냉각온도 3°C) 이하에

서만 측정이 가능하였다. 그림으로부터 알 수 있는 바와 같이 냉각온도가 낮아짐에 따라 오스테나이트와 ϵ 마르텐사이트의 경도가 공히 증가하였다. 이 이유를 규명하기 위하여 ϵ 마르텐사이트 함량이 적게 생성된 25°C 에 냉각된 시편과 ϵ 양이 많이 생성된 -196°C 에 심냉처리한 시편을 각각 TEM으로 미세조직을 관찰하였다. 그림 6-(a)와 (c)를 비교하여 보면 25°C 에 냉각된 시편에는 오스테나이트 내부에 적층결합이 거의 발견되지 않지만, -196°C 에 심냉처리한 시편에는 적층결합의 밀도가 상당히 높은 것을 확인할 수 있다. 한편, 그림 6-(d)의 심냉처리한 시편의 투과전자현미경 회절도형을 살펴보면 ϵ 마르텐사이트에 해당하는 회절점에서 25°C 에 냉각된 시편(그림 6-(b))에는 나타나지 않는 streak이 $[00\cdot1]$ 방향으로 나타나는 것을 관찰할 수 있으며, 이것은 ϵ 마르텐사이트의 기저면(basal-plane)에서 적층결합의 밀도가 상당히 높은 것을 입증하는 것이다. 따라서, 그림 5에서 냉각온도가 낮아짐에 따라 ϵ 마르텐사이트 및 오스테나이트의 경도가 증가하는 이유는 냉각온도가 낮을수록 오스테나이트와 ϵ 마르텐사이트 내부에 적층결합이 많이 생성되기 때문이다. 온도가 낮을수록 ϵ 마르텐사이트 및 오스테나이트 내부에 적층결합이 증가하는 것은 다음과 같이 설명된다. Fe-Mn 합금에서 $\gamma \rightarrow$

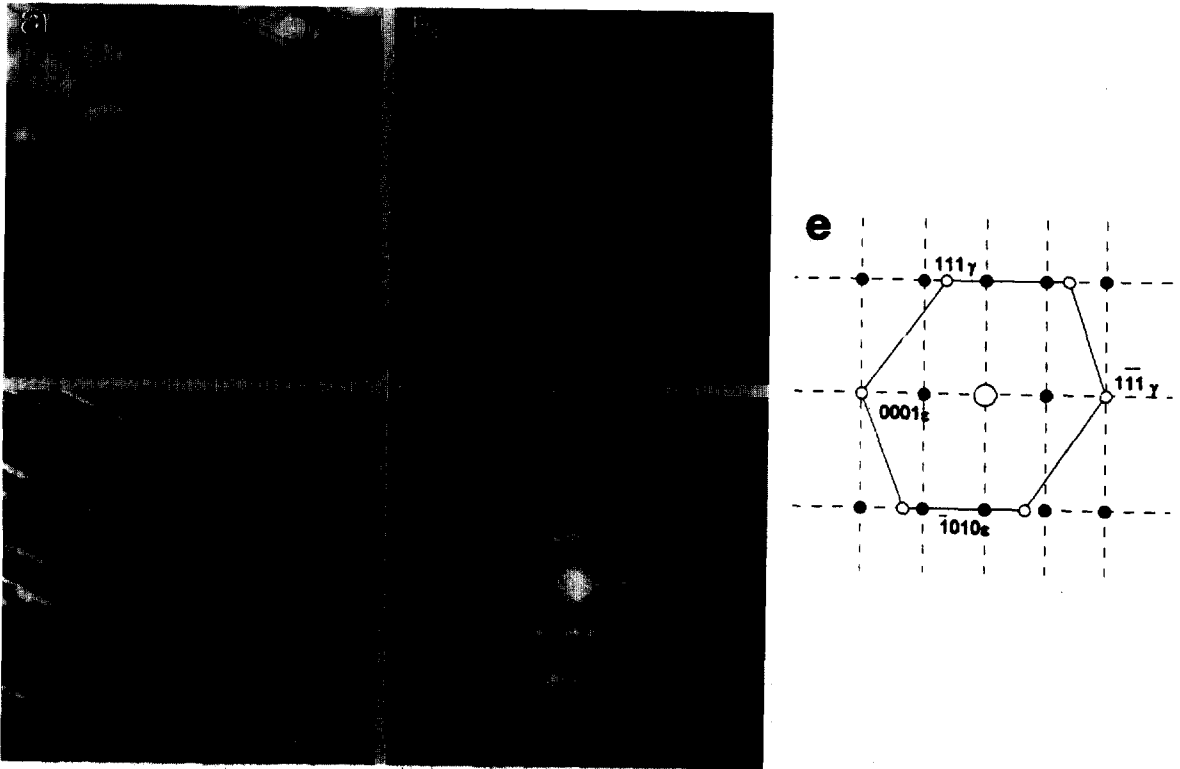


Fig. 6 TEM images and selected area diffraction patterns of the Fe-17%Mn alloy subjected to cooling at various temperatures

- (a) TEM image of the alloy air-cooled at 25°C
- (b) SADP of TEM image (a)
- (c) TEM image of the alloy subzero-treated at -196°C, showing stacking faults in austenite
- (d) SADP of TEM image (c), showing heavy streaks in ϵ spots
- (e) index of (b) and (d)

ϵ 변태시 2.1% 체적수축²¹⁾이 동반되는데 냉각온도가 낮을수록 ϵ 마르텐사이트 함량이 많아져서 절대 수축량이 증가하게 된다. 이로 인해 발생하는 재료 내의 내부응력으로 냉각온도가 낮을수록 ϵ 마르텐사이트 및 오스테나이트 내부에 적층결함이 많이 생성된다고 생각된다.

3.2 ϵ 마르텐사이트양과 진폭변형률에 따른 진동감쇠능

본 연구에서는 ϵ 마르텐사이트의 부피분율이 각각 35vol.%, 51vol.%, 60vol.%, 69vol.%, 79vol.%인 시편에 대하여 $1 \times 10^{-4} \sim 6 \times 10^{-4}$ 의 진폭변형률 구간에서 진동감쇠능을 측정하였다. 그림 7은 그 결과를

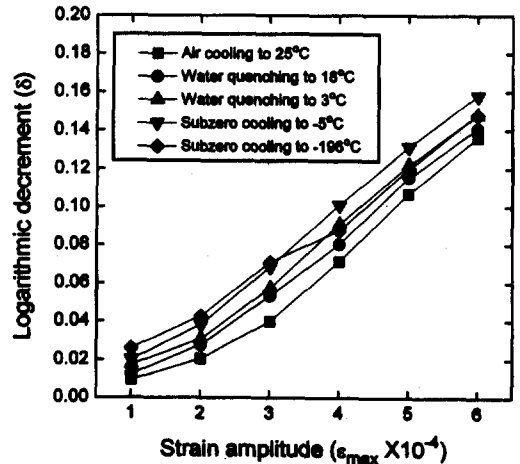


Fig. 7 Strain amplitude dependence of the Fe-17%Mn alloy with various ϵ martensite contents

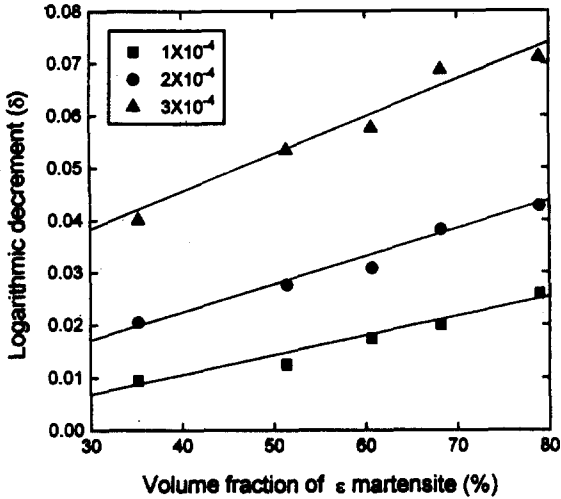


Fig. 8 Variation of damping capacity of the Fe-17%Mn alloy with volume fraction of ϵ martensite in the range of $1 \times 10^{-4} \sim 3 \times 10^{-4}$ strain amplitude

나타낸 것으로, ϵ 마르텐사이트 부피분율에 관계없이 진폭변형율에 비례하여 진동감쇠능이 증가하는 이력형 진동감쇠특성¹⁷⁾을 보여 주고 있다.

진폭변형율에 따른 각 진동감쇠기구를 검토하기 위해 저진폭변형율($1 \times 10^{-4} \sim 3 \times 10^{-4}$)과 고진폭변형율($4 \times 10^{-4} \sim 6 \times 10^{-4}$)에서 ϵ 마르텐사이트 부피분율에 따른 진동감쇠능을 각각 그림 8과 그림 9-(b)에 나타내었다. 그림 8에서 보는 바와 같이 저진폭변형율에서는 진동감쇠능이 ϵ 마르텐사이트 부피분율에 비례하여 직선적으로 증가하고 있지만, 고진폭변형율에서는 그림 9에서 보는 바와 같이 ϵ 마르텐사이트 함량이 약 70 vol.%에서 진동감쇠능이 최대치를 보이고 있다. 저자들은 미소용력하에서 Fe-17%Mn 합금의 γ/ϵ 상계면이 이동하고, ϵ 마르텐사이트 결정들의 재배열에 의해 합체가 일어남을 관찰하였다¹⁹⁾. 따라서, Fe-17%Mn 합금의 진동감쇠기구는 ϵ 마르텐사이트 내부의 적층결함 경계(stacking fault boundary)의 이동, ϵ 마르텐사이트 형제정 경계의 이동 및 γ/ϵ 상계면의 이동으로 이루어져 있다고 보고한 바 있다.

그림 8에서 저진폭변형율에서 진동감쇠능이 ϵ 마르텐사이트 함량과 더불어 직선적으로 증가하는 사실

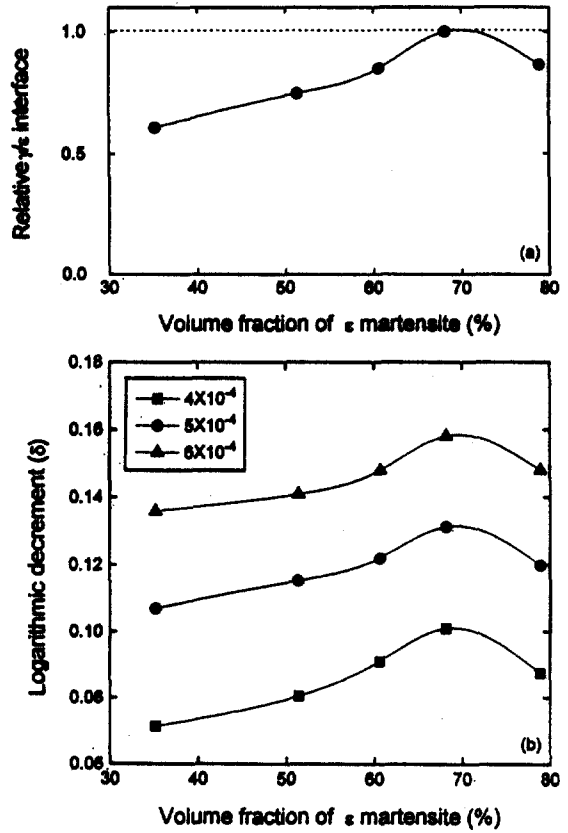


Fig. 9 Variation of (a) relative γ/ϵ interphase boundary area and (b) damping capacity of the Fe-17%Mn alloy in $4 \times 10^{-4} \sim 6 \times 10^{-4}$ strain amplitude range with volume fraction of ϵ martensite

은 단위체적당 ϵ 마르텐사이트의 적층결함 경계와 ϵ 마르텐사이트 형제정 계면의 총면적이 ϵ 마르텐사이트 함량에 비례하여 증가할 것이라는 사실과 잘 대응된다. 따라서 저진폭변형율에서의 감쇠기구는 ϵ 마르텐사이트 내의 적층결함 경계의 이동 및 ϵ 마르텐사이트 형제정 계면의 이동으로 구성되어 있다고 생각된다. 한편, 고진폭변형율에서의 감쇠기구를 규명하기 위하여 상분석기로 측정된 γ/ϵ 상계면의 상대적인 값을 ϵ 마르텐사이트 부피분율에 대해 그림 9-(a)에 나타내었다. 고진폭변형율에서 진동감쇠능의 ϵ 마르텐사이트 함량에 대한 의존성(그림 9-(b))이 γ/ϵ 상

계면의 상대적 계면적의 ϵ 마르텐사이트 함량에 대한 의존성(그림 9-(a))에 너무도 잘 비교된다. 따라서, 고진폭변형율에서 진동감쇠기구는 ϵ 마르텐사이트 내부의 적층결합 경계와 ϵ 마르텐사이트 형제정 계면의 이동에 추가하여 γ/ϵ 상계면 이동이 참여하고 있다고 생각된다.

Gotthardt²²⁾는 Cu-15%Zn-15%Al 마르텐사이트 합금에서 진폭변형율에 따른 마르텐사이트의 거동을 in-situ 투과전자현미경으로 관찰한 결과, 10^{-5} 이하의 진폭변형율에서는 마르텐사이트 내부 적층결합 경계의 이동이 주 감쇠기구이고, 10^{-5} 이상의 진폭변형율에서는 모상 / 마르텐사이트 상계면의 이동이 주요 진동감쇠기구라고 보고하였다. 즉, 이 합금에서도 저진폭변형율에서는 마르텐사이트 내의 적층결합 경계의 이동이 주요 감쇠기구이고, 고진폭변형율에서는 모상 / 마르텐사이트 상계면이 주요 감쇠기구라고 주장하였다.

4. 결론

Fe-17%Mn 합금의 진동감쇠능에 미치는 ϵ 마르텐사이트 함량과 진폭변형율의 영향을 조사하여, 다음과 같은 결론을 얻었다.

- (1) Fe-17%Mn 합금을 상온 ~ -196°C의 여러 온도에 냉각하여 상온에서 ϵ 마르텐사이트 및 오스테나이트의 경도를 미소경도계로 측정 한 결과, 냉각온도가 낮을수록 각 상의 경도값이 높았다. 이 이유는 냉각온도가 낮을수록 ϵ 마르텐사이트 양이 많이 생성되기 때문에 변태에 의한 내부응력이 커서 ϵ 마르텐사이트 및 오스테나이트상 내에 적층결합이 많이 생성되기 때문이다.
- (2) $1 \times 10^{-4} \sim 3 \times 10^{-4}$ 의 저진폭변형율 구간에서는 Fe-17%Mn 합금의 진동감쇠능이 ϵ 마르텐사이트의 부피분율에 대해 직선적으로 증가하는 경향을 보였다. 따라서 이 진폭변형율 구간에서는 ϵ 마르텐사이트의 양과 밀접한 관계가 있는 ϵ 마르텐사이트 내의 적층결합과 ϵ 마르텐사이트 형제정

계면이 주요한 진동감쇠원인 것으로 생각된다.

- (3) 비교적 진폭변형율이 큰 $4 \times 10^{-4} \sim 6 \times 10^{-4}$ 구간에서는 진동감쇠능이 ϵ 마르텐사이트 함량과 더불어 증가하여 약 70vol.%에서 최대치를 보이다가 다시 감소하였다. 이러한 경향은 ϵ 마르텐사이트 함량에 대한 γ/ϵ 상계면적의 의존성과 매우 유사하였다. 이로부터 이러한 진폭변형율 구간에서는 ϵ 마르텐사이트 내의 적층결합과 ϵ 마르텐사이트 형제정 계면 이외에 γ/ϵ 상계면이 또한 감쇠원으로 작용한다고 생각된다.

참고 문헌

1. R. de Batist : Journal de Physique, 44 (1983) C9-39
2. A.S. Nowick: "Anelasticity: An Introduction", 6A (1977) 1
3. 佐佐木雄貞, 遠藤 : 鐵と鋼, 70 (1984) 166
4. 최종술, 김준동, 백승한 : 대한민국 특허 제 057437호, 1992년 12월 10일
5. C.S. Choi, M.B. Lee, S.H. Baek, Y. C. Son, J. C. Kim, J. H. Jun and Y. S. Ko : U.S.A. Pat. No. 5290372, Mar. 1, (1994)
6. C.S. Choi, J.D. Kim, T.H. Cho, S.H. Baik and G. H. Ryu : Proc. of ICOMAT-92, Monterey, California, (1992) 20
7. 백승한, 김정철, 지광구, 최종술 : 열처리공학회지, 8 (1995) 113
8. 전중환, 이영국, 최종술 : 대한금속학회지, 33 (1995) 1600
9. 최종술, 백승한, 전중환, 윤태영, 윤준현 : 연세대학교 산업기술연구소 논문집, 25 (1993) 191
10. 조태희 : 공학석사학위논문, 연세대학교, (1992)
11. 윤태영 : 공학석사학위논문, 연세대학교, (1990)
12. 윤준현 : 공학석사학위논문, 연세대학교, (1991)
13. H. Schumann : Arch. Eisenhüttenwes, 38 (1967) 647

14. B.L. Averbach and M. Cohen : Trans. Met. Soc. AIME, 176 (1948) 401
15. J. Burke and D.W. Harvey : J. Iron Steel Inst., 208 (1970) 779
16. B.D. Cullity : Elements of X-Ray Diffraction, Addison-Wesley press, (1956) 472
17. I.G. Ritchie and Z-L. Pan : Metall. Trans., 22A (1991) 607
18. E. Garstein and A. Rabinkin : Acta Metall., 27 (1979) 1053
19. J.H. Jun, W. Jin and C.S. Choi : Scripta Metall., 33 (1995) 1339
20. Z. Nishiyama : Martensitic Transformation, Academic press, (1978) 322
21. Z. Nishiyama : Martensitic Transformation, Academic press, (1978) 53
21. J.H. Yang and C.M. Wayman : Materials Characterization, 28 (1992) 23
22. R. Gotthardt : Journal de Physique, 43 (1982) C4-667