



저작자표시-비영리-변경금지 2.0 대한민국

이용자는 아래의 조건을 따르는 경우에 한하여 자유롭게

- 이 저작물을 복제, 배포, 전송, 전시, 공연 및 방송할 수 있습니다.

다음과 같은 조건을 따라야 합니다:



저작자표시, 귀하는 원저작자를 표시하여야 합니다.



비영리, 귀하는 이 저작물을 영리 목적으로 이용할 수 없습니다.



변경금지, 귀하는 이 저작물을 개작, 변형 또는 가공할 수 없습니다.

- 귀하는, 이 저작물의 재이용이나 배포의 경우, 이 저작물에 적용된 이용허락조건을 명확하게 나타내어야 합니다.
- 저작권자로부터 별도의 허가를 받으면 이러한 조건들은 적용되지 않습니다.

저작권법에 따른 이용자의 권리는 위의 내용에 의하여 영향을 받지 않습니다.

이것은 [이용허락규약\(Legal Code\)](#)을 이해하기 쉽게 요약한 것입니다.

[Disclaimer](#)

工學碩士 學位論文

Fe-Mn-Al 합금의 진동 감쇠능 및 인장 성질에 미치는 Si 첨가의 영향



釜慶大學校 大學院

金屬工學科

權 敏 基

工學碩士 學位論文

Fe-Mn-Al 합금의 진동 감쇠능 및 인장 성질에 미치는 Si 첨가의 영향

指導教授 姜 昌 龍

이 論文을 工學碩士 學位論文으로 提出함.



釜慶大學校 大學院

金屬工學科

權 敏 基

權敏基의 工學碩士 學位論文을 認准함.

2008 年 6 月



主 審 工學博士 金 昌 圭 (印)

委 員 工學博士 鄭 炳 琥 (印)

委 員 工學博士 姜 昌 龍 (印)

목 차

Abstract	iii
1. 서 론	1
2. 이론적 배경	3
2.1 재료의 진동감쇠능	3
2.2 진동감쇠기구	3
2.2.1 동적이력기구	6
2.2.2 정적이력기구	10
2.3 진동감쇠능의 측정	10
2.4 오스테나이트(γ) $\rightarrow$ ϵ 마르텐사이트 변태	16
2.5 ϵ 마르텐사이트 $\rightarrow$ α' 마르텐사이트 변태	21
2.5.1 ϵ (hcp) $\rightarrow$ α' (bcc) 변태에 관련된 원자이동	21
2.5.2 α' 마르텐사이트의 성장	23
3. 실험 방법	25
3.1 시료 및 열처리	25
3.2 미세조직 관찰	25
3.3 인장 시험	27
3.4 X-선 회절 시험	27
3.5 감쇠능측정	27

4. 실험 결과	30
4.1 미세조직 관찰	30
4.2 미세조직 변화에 미치는 냉간압연의 영향	34
4.3 감쇠능에 미치는 미세조직의 영향	42
4.4 인장성질에 미치는 미세조직의 영향	47
5. 결 론	60
참고문헌	62



The Effect of Si addition on the Damping Capacity and Tensile Properties in Fe-Mn-Al Alloys

Min ki Kwon

*Department of Metallurgical Engineering, The Graduate School,
Pukyong National University*

Abstract

The aim of this study is to investigate the effects of silicon addition and the degree of cold rolling on the damping capacity and tensile properties of Fe-Mn-Al alloys for the development of new materials with high strength and high damping capacity.

The results obtained from this study are as follows :

Micro structures of Fe-26%Mn-2%Al and Fe-26%Mn-2%Al-3%Si alloys at room temperature consist of a large quantity of austenite and a very small quantity of ϵ and α' martensite. With increasing the degree of cold rolling, the volume fraction of α' martensite linearly increased, while the volume fraction of ϵ martensite decreased after rising to maximum value at specific level of cold rolling.

Damping capacity was linearly increased with increasing ϵ martensite content. Here, we know that the damping capacity is strongly affected by the content of ϵ martensite, but the other phase such as α' martensite and austenite phase are not. Also, the damping capacity of Fe-26%Mn-2%Al-3%Si alloy is larger than Fe-26%Mn-2%Al alloy

With increasing the degree of cold rolling in Fe-26%Mn-2%Al and Fe-26%Mn-2%Al-3%Si alloys, tensile strength was increased due to increasing the volume fraction of the entire martensite($\alpha'+\epsilon$) and transforming from austenite

structure to martensite structure, but elongation was dramatically decreased at early stage, and than slightly decreased with increasing the degree of cold rolling. Also, addition of Si improved tensile strength but decrease elongation because of solid solution strengthening effect.

The tensile strength increases and the elongation decreases with increasing the volume fraction of α' martensite, consequently they are proved that tensile strength is mainly affected by the content of α' martensite.



1. 서 론

산업문명이 고도로 발달함에 따라 인간들의 생활은 보다 편리하고 풍요로운 삶을 누릴 수 있게 되었지만 이에 기인된 부산물은 다양한 형태로 우리들의 삶에 심각한 영향을 미치고 있다.

이러한 환경문제 중 소음, 진동과 같은 공해문제는 산업화에 따라 나타난 대표적인 환경문제로서 정밀기계의 정밀도 저하, 부품의 조기 피로파괴 등과 같은 성능저하를 유발시키고 있을 뿐만 아니라 심리적 불쾌감, 난청 등과 같은 질병을 일으켜 수면을 방해하고, 업무 능률을 떨어뜨리며 장시간 지속될 경우 스트레스, 정서장애, 생리기능 장애 등의 문제를 초래 할 수 있기 때문에 이에 대한 법적 규제가 점차적으로 강화되어 가고 있다. 이렇듯 다양한 형태로 인류의 삶에 좋지 않은 영향을 미치고 있는 소음과 진동을 제어하기 위한 방법 중 시스템 제진 (system damping)은 구조의 설계 시 재료의 공진을 피하게 하여 진동을 방지하는 방법으로서 구조물을 무겁게 하여 공진 주파수를 낮게 만들어 사용 조건이 공진 주파수에서 멀게 하는 것으로 진동체에 오일댐퍼나 에어댐퍼를 부착하여 진동에너지를 흡수시키는 것이다. 또한, 구조적 제진법(structure damping)은 진동이 많이 일어나는 부분에 고무 등 제진 성능이 좋은 재료를 사용하여 진동을 약화시키는 것으로 금속과 금속사이에 점탄성이 큰 고분자 재료를 끼워서 진동에너지를 흡수시키는 방법 이다. 그러나 이러한 두 방법은 진동과 소음을 제거하는데 있어 많은 문제점이 내포되어 있을 뿐만 아니라 공업적인 이용에서도 그 한계성을 벗어날 수가 없다. 따라서 최근에는 감쇠능이 큰 재료를 진동 및 소음 발생원에 적용시켜 진동에너지를 직접 흡수하게 함으로서 진동 및 소음을 감소시키는 재료제진법(material

damping)이 감쇠효과가 높고, 또 설계 등의 변경 없이 간단하게 적용할 수 있는 장점을 지니고 있어 많은 관심의 대상이 되고 있을 뿐만 아니라 이에 대한 연구도 활발히 진행되고 있다^{1~11)}.

현재까지 개발된 제진합금에는 Mn-Cu 합금¹²⁾, Cu-Al-Ni 합금¹³⁾, Ni-Ti 합금¹⁴⁾, Fe-Co-Mo-Cr 합금¹⁵⁾, Mg-Zr 합금¹⁶⁾, Co-Ni 합금¹⁷⁾ 등이 있으며 이중 일부는 공업적으로 이용되고 있다. 또한 감쇠기구에 따라서 복합(composite)형, 강자성(ferro-magnetic)형, 전위(dislocation)형 및 쌍정(twin)형으로 분류되고 있으며⁸⁾, 복합형 제진합금, 강자성형 제진합금 및 전위형 제진합금은 대체로 강도가 낮고 제조공정이 복잡하며, 비교적 고온에서 사용이 어려운 단점을 가지고 있으며, 쌍정형 제진합금은 기계적 성질과 진동감쇠능이 모두 우수하지만 합금원소의 가격이 고가이고 가공성이 좋지 않아 특수한 목적에만 제한적으로 사용되고 있는 단점이 있다. 따라서 지금보다 제진합금의 공업적 적용범위를 다양화하고 폭넓게 하기 위해서는 새로운 높은 강도를 지니면서 감쇠능이 우수한 재료의 개발이 필요하다.

본 연구는 높은 감쇠능을 지니면서 강도가 높고 가공성이 뛰어나는 뿐만 아니라 내식성이 우수한 새로운 제진합금을 개발하는데 필요한 자료를 얻기 위해 Fe-26%Mn-2%Al의 화학조성을 갖는 합금을 기본으로 하고 여기에 고용강화에 기인되는 강도 향상뿐만 아니라 적층결함에너지를 낮춤으로서 ϵ 마르텐사이트의 생성을 촉진시킴으로서 높은 감쇠능을 갖게하기 위하여 합금원소 Si를 3% 첨가한 두 종류의 합금을 실험에 사용하였다. 이러한 두 시료에 대하여 가공 양을 달리하는 냉간압연을 실시하여 미세조직을 변화시킨 다음 감쇠능 및 인장성질에 미치는 미세조직의 영향을 정성 및 정량적으로 조사함과 동시에 합금원소 Si의 첨가에 관한 영향도 조사하였다.

2. 이론적 배경

2.1 재료의 진동감쇠능

재료의 진동감쇠는 열탄성거동의 하나로 진동에너지를 열 등의 에너지로 분산시켜 진동을 약화시키는 성질이다. 재료 내부에서 진동감쇠는 열탄성기구를 제외하면 재료 내부의 결정결함의 이동에 따라 발생한다. 이러한 결정결함은 점결함, 선결함 그리고 면결함 등이 있으나 점결함은 매우 작은 진동감쇠능을 가지기 때문에 실용적으로는 이용되지 않고 있다.

2.2 진동감쇠기구

진동감쇠기구를 현상학적으로 분류하면 동적 이력형(dynamic hysteresis)과 정적 이력형(static hysteresis) 그리고 양 특성을 모두 가진 것의 세 가지로 나눌 수 있으며¹⁹⁾ 대부분의 진동감쇠기구는 응력에 의한 결함의 이동을 포함하고 있다.

점결함은 중간이하의 수준에서 미약한 진동감쇠를 일으키고 전위와 같은 선결함은 중간부터 높은 수준으로 진동감쇠를 일으키며 여러 종류의 결정입계인 면결함은 높은 수준의 진동감쇠를 유발한다.

1) 점결함 (Defect Damping - Point defect)

점결함에 의한 내부마찰에는 응력에 의한 용질원소의 규칙화 현상이 있으며 여기에는 Snoek 효과와 Zener 효과가 있다. 이들은 각각 침입형 용질과 치환

형 용질에 의하여 나타나는 효과이다. 이 크기는 매우 작아 실용적으로 이용할 수는 없다.

2) 선결함 (Defect Damping - Line defect)

전위에 의한 진동감쇠기구이며 내부마찰이 진폭에 의존하는 성분과 의존하지 않는 성분으로 구분된다. 이 기구는 슬립전위와 불순물 원자와의 상호작용에 따라 생기는 기계적인 정이력에 의해 생기는 손실로 설명된다²⁰⁾. Fig. 1에 이 과정을 도식적으로 나타내었다. (A)와 같이 강하게 고착된 전위가 외부 응력에 의하여 (B)-(C)의 과정을 거쳐 작은 현을 이루고 곡률이 커지다가 이탈하여 변형이 갑자기 증가한다. 응력이 증가함에 따라 변형이 (E)→(F)→(G)의 경로로 증가한다. 응력이 감소하면 (D)에서 직접 (A)로 연결되어 이때의 폐곡선의 면적만큼 정이력 손실이 일어난다.

3) 면결함 (Defect Damping - Surface defect)

결정립계(grain boundary) - 결정립계에서 원자의 자기확산에 의하여 일어나며 온도의 증가에 따라 최대 점을 가지는 열 형성화과정이다.

상계면(phase boundary) - 공정, 공석과 같이 2상의 혼합조직인 재료에서 모상과 제2상과의 계면에서 생기는 점성유동 또는 소성유동에 의한 에너지 손실이 감쇠기구로 알려져 있다. 일반적으로 제 2상의 강도가 적을수록 계면이동이 발생하기 쉽다고 알려져 있다.

미세쌍정(micro-twin) - 이 형태의 제진합금이 진동감쇠능과 강도가 가장 크며 가공성이 뛰어나다. 이 쌍정은 마르텐사이트 변태에 의하여 일어나는 격자불변전단변형으로 생기는 내부쌍정이다. 이 기구에는

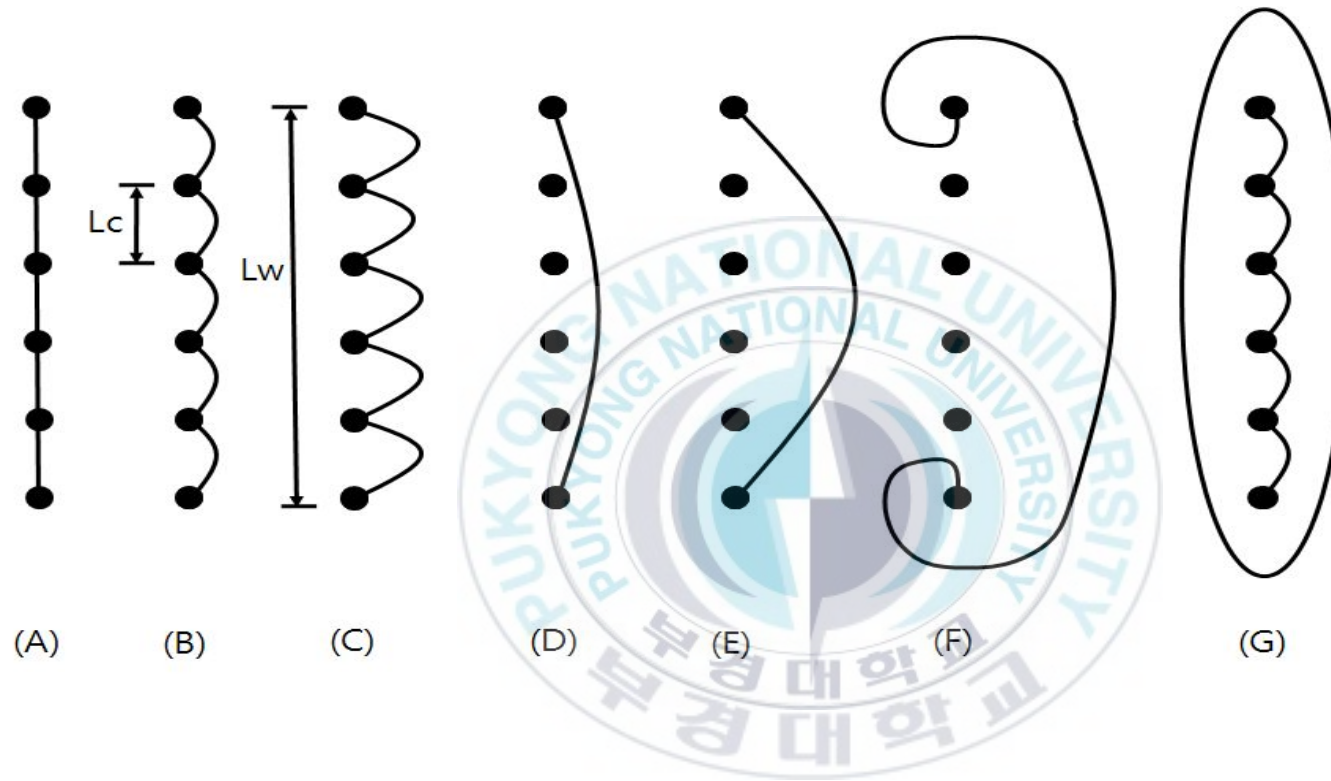


Fig. 1 Schematic of damping mechanism due to dislocation¹⁸⁾.

열탄성 마르텐사이트 변태(Thermoelastic martensite transformation)에 의하여 재료가 응력을 받을 때 응력유기 마르텐사이트 변태(stress induced martensite transformation)가 일어나 쌍정의 수가 증가하고 다시 외력을 제거하면 원상태로 돌아온다.

결과적으로 대부분의 제진합금에서 작동하는 진동 감쇠 기구에는 응력에 의한 전위 혹은 경계(결정립계, 쌍정경계, 자구경계, 마르텐사이트 형제정간의 경계 및 모상/마르텐사이트 상 경계)의 이동이 포함된다. Fig. 2는 (a) 동적이력기구와 (b) 정적이력기구의 온도, 주파수 및 진폭(amplitude)의존성을 나타낸 것이다¹⁸⁾. 동적이력기구는 온도와 주파수에 의존하고 진폭에는 의존하지 않는 반면, 정적이력기구는 온도와 주파수에 의존하지 않고 진폭에 의존하는 특성을 나타낸다.

2.2.1 동적이력기구 (Dynamic Hysteresis Mechanism)

동적이력은 응력에 의한 결함의 규칙화에 의해 발생하는데 그에 따른 의탄성변형의 완화 과정을 Fig. 3에 나타내었다¹⁸⁾. 순간적인 탄성 변형이 응력(σ_0)의 반응으로 발생하고 시간이 지남에 따라 용질원자의 확산제어 재배열에 의한 의탄성변형이 탄성변형에 추가적으로 나타난다. 응력이 제거되면 즉각적인 탄성회복 후에 내부회복력에 의하여 의탄성변형이 시간에 의존하여 회복된다. 이 경우 응력 변형거동은 Fig. 4(a)와 같고 ΔW 만큼의 에너지가 소비된다. Fig. 4(b)는 이력손실에 의한 진동감쇠능(ΔW)을 온도의 함수로 나타낸 것으로 저온에서는 작은 의탄성변형량으로 인하여 고온에서는 의탄성변형이 응력에 즉각적으로 대응하기 때문에 진동감쇠능이 낮아진다.

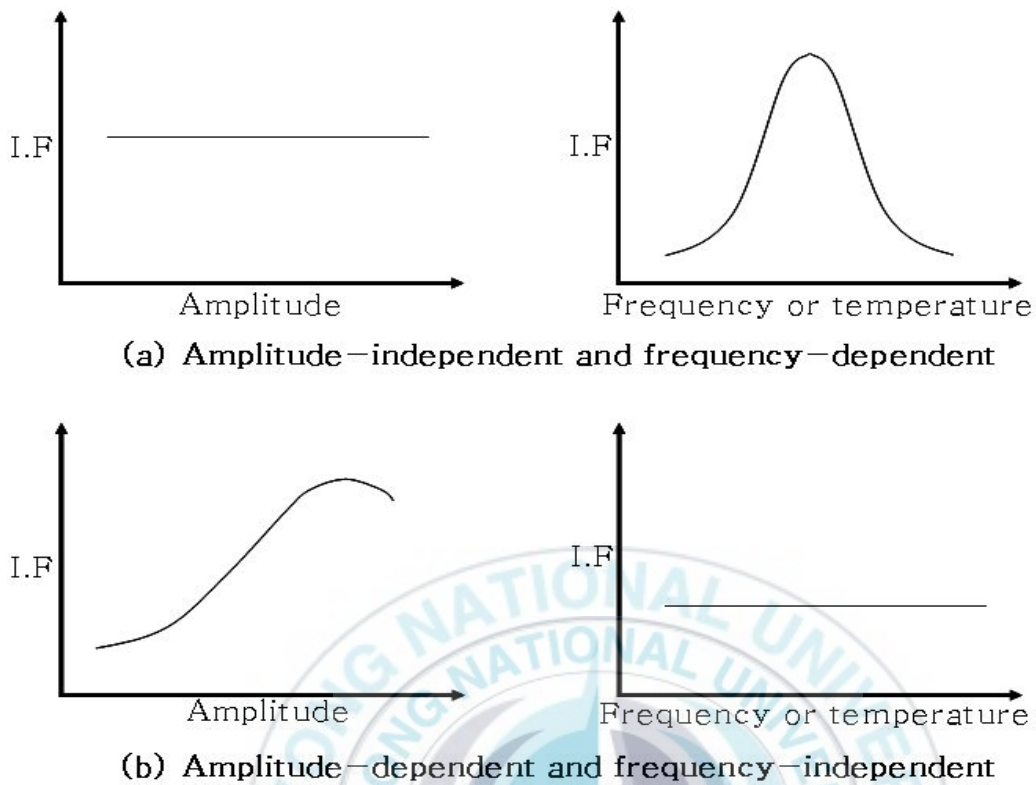


Fig. 2 Schematic diagrams of internal friction as a function of strain amplitude and temperature for

- (a) amplitude-independent (dynamic hysteresis) and**
- (b) amplitude-dependent (static hysteresis) damping¹⁸⁾.**

σ – stress ε – strain

M – Elastic modules

S – Elastic compliance

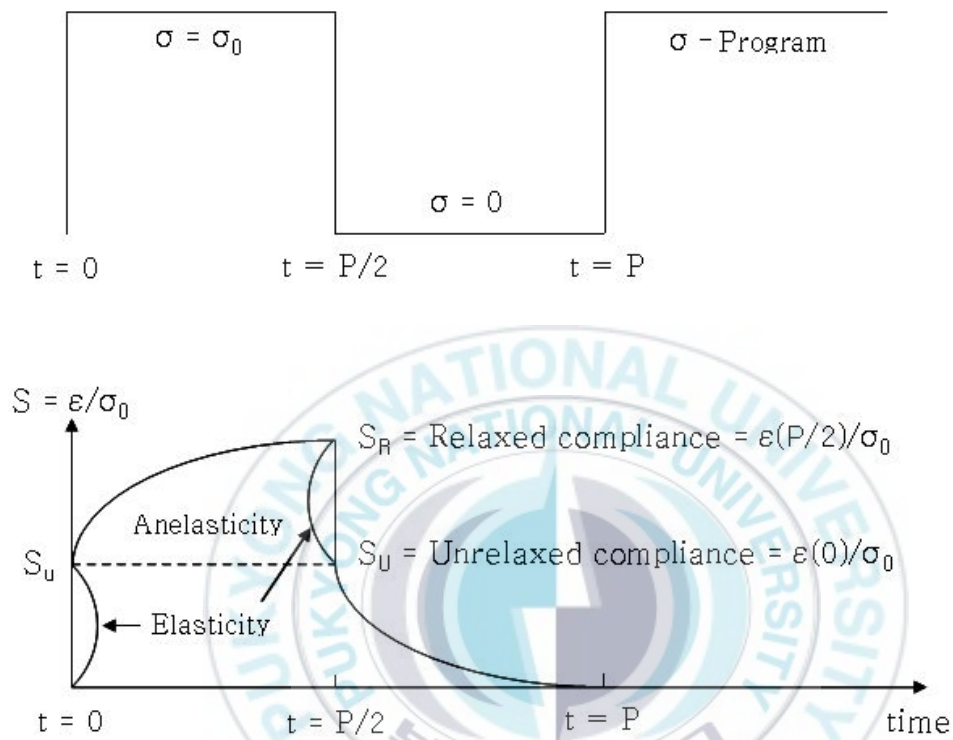


Fig. 3 Schematic diagram of the anelastic response (lower curve) to a stress cycle (upper curve)¹⁸⁾.

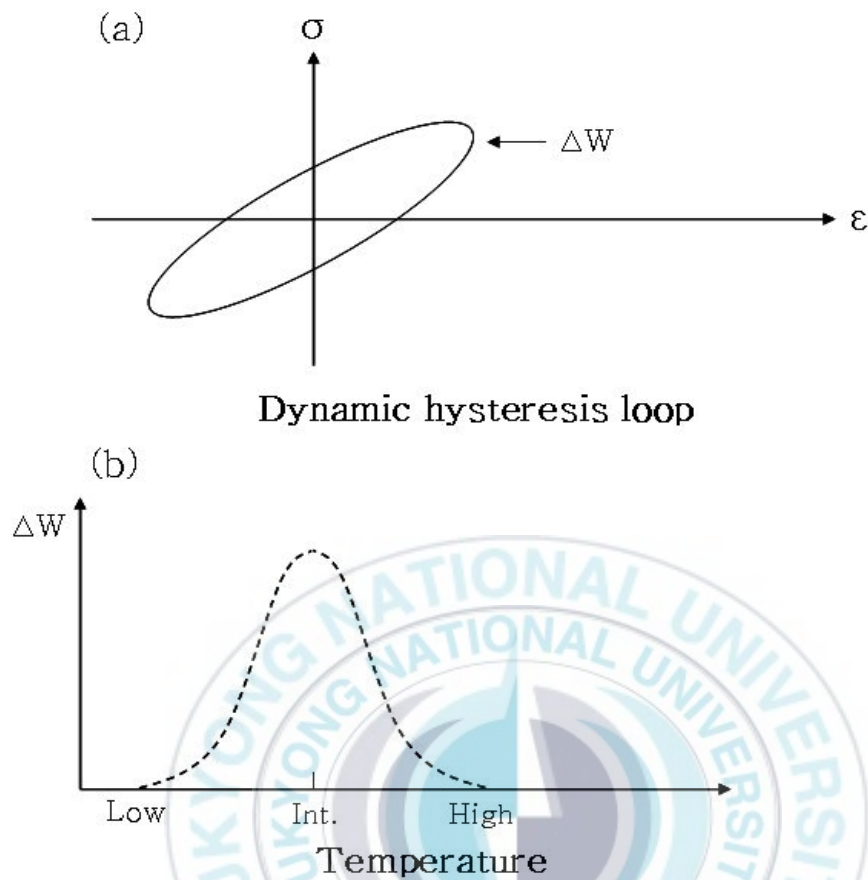


Fig. 4 Dynamic hysteresis behavior

(a) hysteresis loop in the stress-strain plane

(b) the resultant internal friction peak as a function of temperature¹⁸⁾.

2.2.2 정적이력기구 (Static Hysteresis Mechanism)

정적이력기구는 외부응력에 의한 결함의 이탈로 발생하는 미세한 소성변형에 기인한다. Fig. 5는 정적이력기구의 응력 변형 곡선을 나타낸 것으로¹⁸⁾ 선형적인 탄성변형 후 임계응력(σ_u)에서 이탈에 의한 의탄성변형이 나타난다. 하중이 제거되는 동안 변형의 회복경로는 하중이 가해질 때와 다르기 때문에 이로 인하여 이력손실(ΔW)이 발생한다. 결함의 이탈현상은 매우 짧은 시간 동안 임계값 이상의 응력에서 나타나므로 진동감쇠능은 주파수에 의존하지 않고 응력(진폭)에 의존하게 된다.

2.3 진동감쇠능의 측정

첫 번째 방법은 비감쇠능(Specific damping caapacity)으로 다음과 같이 정의된다¹⁸⁾.

$$SDC = \frac{\Delta W}{W} \quad (2-1)$$

Fig. 6에서 W 는 그 주기의 최대 에너지이며 ΔW 는 한 주기 당 감쇠되는 에너지이다. 이 방법은 주로 전자기 유도장치로 시편을 일정한 진폭을 유지시키도록 조절하여 일정 진폭에 대하여 W 를 구할 수 있고, 가해 주는 에너지에 의하여 ΔW 를 구할 수 있다. 자유 감쇠하는 재료의 경우 전체 에너지는 진폭의 자승에 비례하므로 다음과 같이 놓을 수 있다.

$$SDC = \frac{\Delta W}{W} = \frac{A_n^2 - A_{n+1}^2}{A_n^2} = 1 - \left(\frac{A_{n+1}}{A_n}\right)^2 \quad (2-2)$$

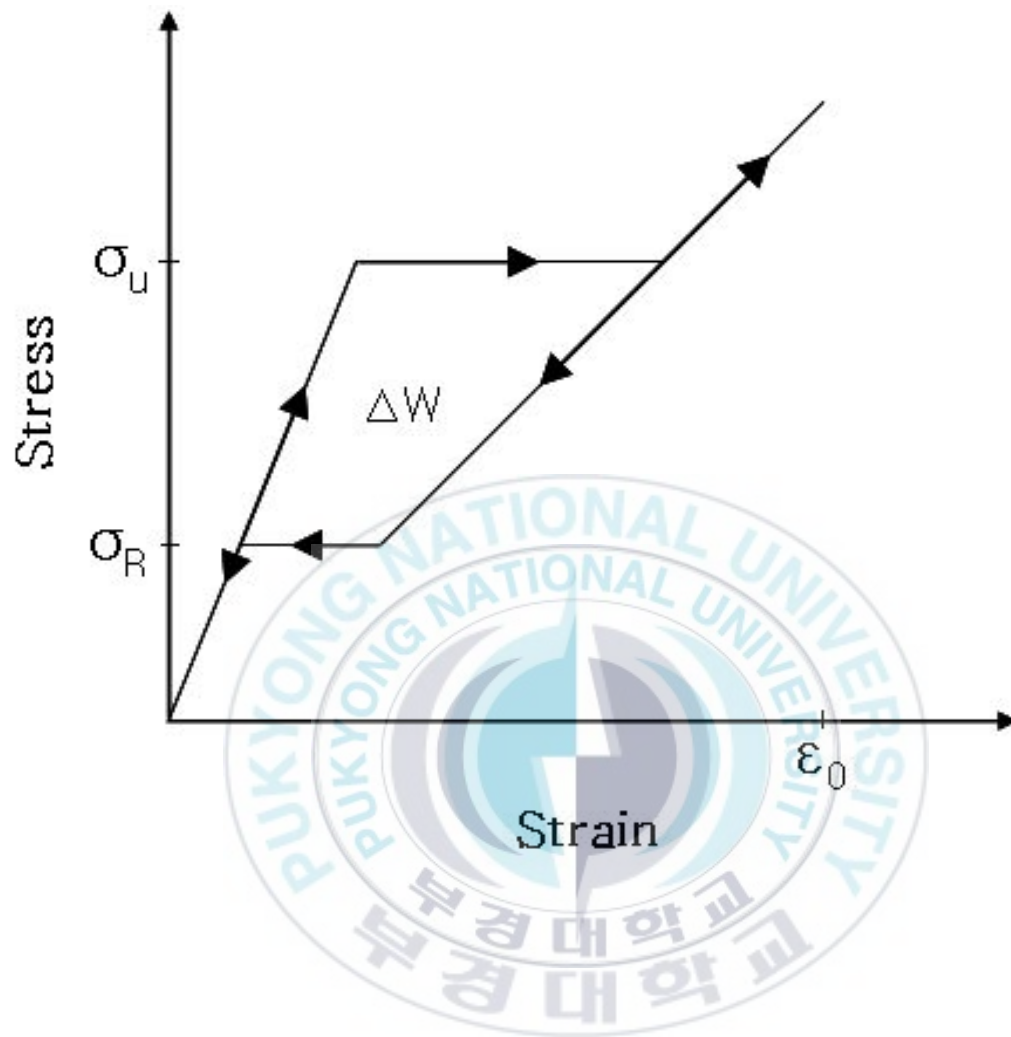


Fig. 5 Static hysteresis behavior. The type of hysteresis loop obtained during defect unpinning¹⁸⁾.

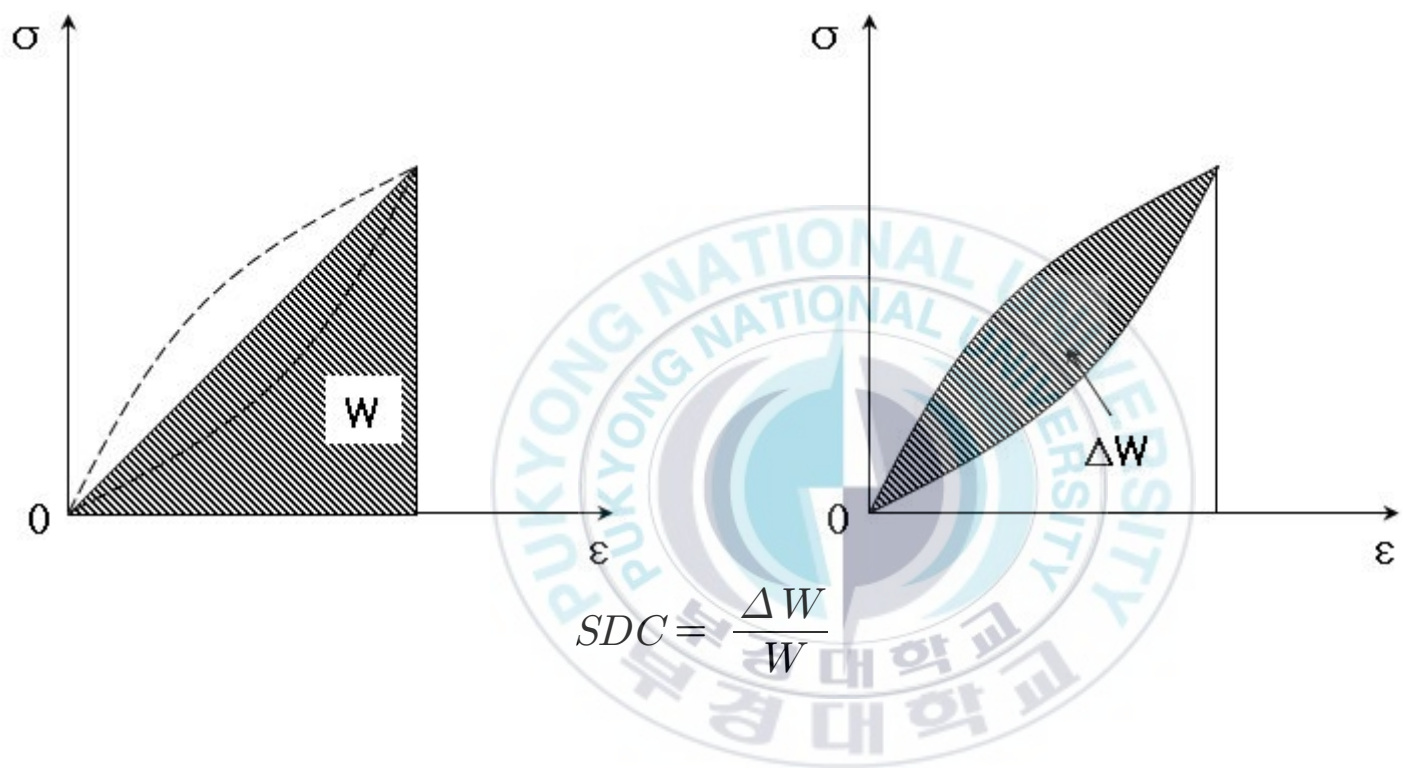


Fig. 6 Measurement of specific damping capacity.

두 번째로 대수감쇠율(Logarithmic Decrement)은 다음과 같이 정의된다.

$$\delta = \ln\left(\frac{A_n}{A_{n+1}}\right) \quad (2-3)$$

A_n 과 A_{n+1} 은 n 번째와 $n+1$ 번째의 진폭을 나타낸다. 이 방법은 주로 얇은 외팔보를 외력으로 주 모드로 진동시키고 외력을 제거하여, 자유 감쇠하는 것의 진폭의 변화를 측정한다. 개략적인 그림을 Fig. 7에 나타내었다.

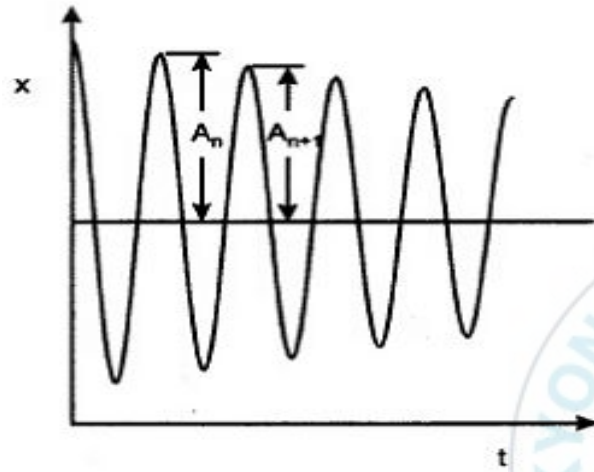
실질적으로 한 주기간의 진폭의 차이는 크지 않고, 시편 그 자체나 외부의 노이즈가 존재하기 때문에 다음과 같이 여러 주기의 평균값을 사용한다.

$$\delta = \frac{1}{N} \ln\left(\frac{A_1}{A_{N+1}}\right) \quad (2-4)$$

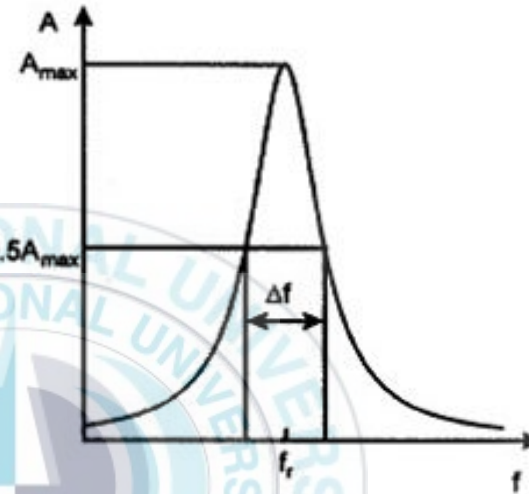
세 번째로 일정한 힘으로 재료를 공진주파수 주위의 일정 범위의 진동수로 진동시켜, 진동수와 진폭의 관계에서 진동감쇠능을 구하는 방법이 있다. 이 방법에서 공진 주파수의 전후의 진폭이 반이 되는 주파수간의 거리 Δf 를 찾는다. Fig. 8에 이 과정을 나타내었고, 전기회로에서와 같이 Quality factor를 구해서 그 역수를 사용한다.

$$Q^{-1} = \frac{\Delta f}{\sqrt{3} f_r} \quad (2-5)$$

네 번째의 방법은 반복적인 정현파의 응력을 가해 시편의 움직임이 정상상태에 이르게 한 후 응력과 변형량의 위상차(ϕ)를 측정하여 내부마찰(internal friction), $\tan\phi$ 를 측정하는 것으로 Fig. 9에 나타내었다. 이 방법은 보통 낮은 진동수에서 사용한다.



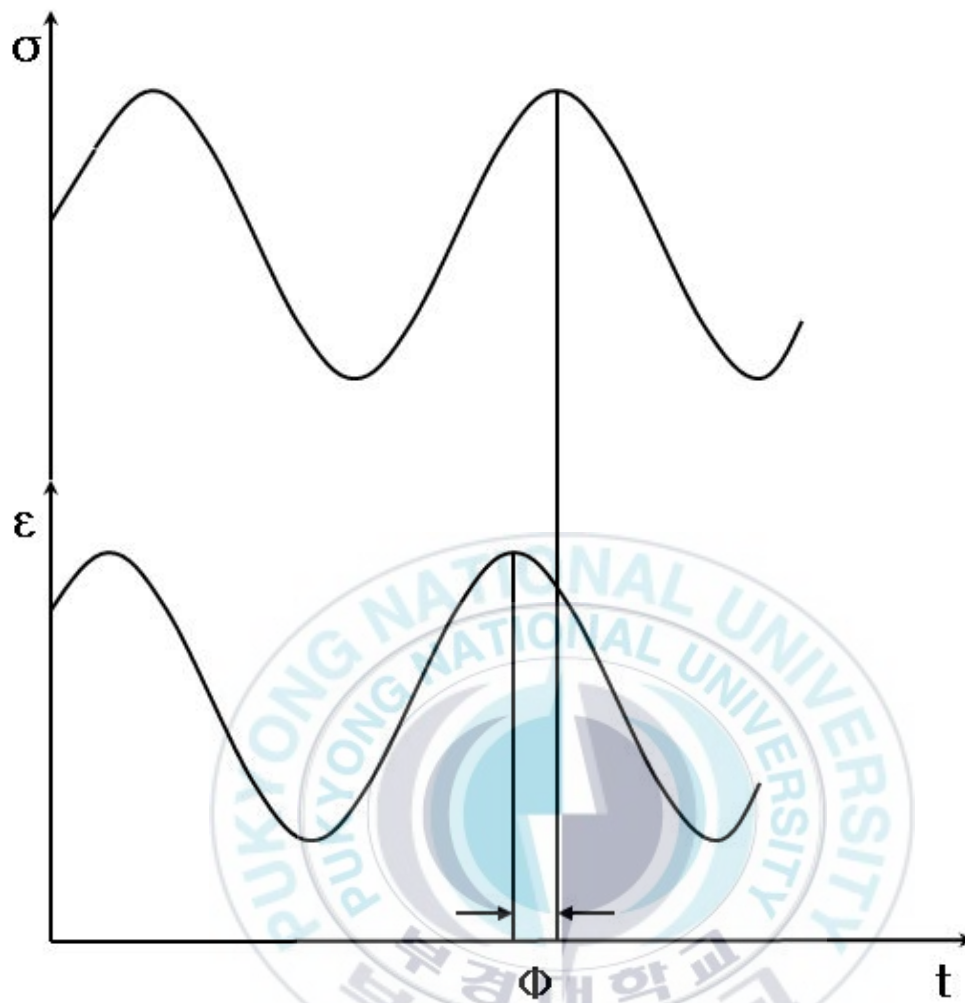
$$\delta = \ln\left(\frac{A_n}{A_{n+1}}\right)$$



$$Q^{-1} = \frac{\Delta f}{\sqrt{3}f_r}$$

Fig. 7 Measurement of logarithmic decrement.

Fig. 8 Measurement of q-factor.



$$I. F. = \tan \theta$$

Fig. 9 Measurement of internal friction.

진동감쇠능이 매우 작은 경우 다음의 관계가 성립한다.

$$Q^{-1} = \frac{\delta}{\pi} = \frac{SDC}{2\pi} = \tan\phi \quad (2-6)$$

진동감쇠능의 측정 과정에서는 필연적으로 시편 내부의 변형률이 균일하지 못한 문제가 발생한다. 측정된 시편의 진동감쇠능(specimen damping)은 시편 내부의 각 부분의 고유감쇠능(intrinsic damping)을 적분한 값이다¹⁹⁾.

따라서 물성치로 측정하기 위해서는 시편 내의 변형 량의 분포를 고려해야 한다. 이를 다음과 같이 나타낼 수 있다¹⁹⁾.

$$Q_s^{-1} = \frac{\int_0^\epsilon Q_I^{-1}(\epsilon) \epsilon^2 (dV/d\epsilon) d\epsilon}{\int_0^\epsilon \epsilon^2 (dV/d\epsilon) d\epsilon} \quad (2-7)$$

Q_s^{-1} : specimen damping

Q_I^{-1} : intrinsic damping

진동감쇠능이 변형률에 무관한 경우에는 시편의 진동감쇠능과 고유 감쇠능이 서로 같다.

2.4 오스테나이트(γ) $\rightarrow$ ϵ 마르텐사이트 변태

1) Shockley 부분 전위의 이동과 $\gamma \rightarrow \epsilon$ 변태의 전단변형 특성

결정학적으로 $\gamma(\text{fcc}) \rightarrow \epsilon(\text{hcp})$ 상변태는 여러 마르텐사이트 변태 중 가장 단순하다. fcc 와 hcp 모두 조밀구조이고 조밀면에서 원자의 적층순서만이 다르기 때문에 각각의 구조는 상대구조에 규칙적으로 적층결합이 생긴 형태로

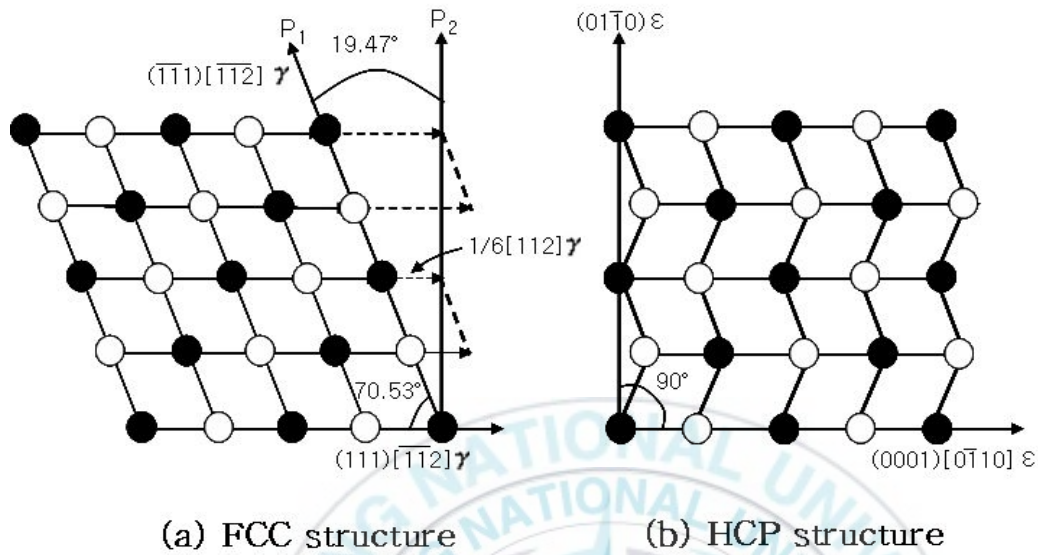


Fig. 10 $[110]$ Projection of fcc lattice with atoms at different heights shown as open and shaded circles, illustration the shear nature of austenite $(\gamma) \rightarrow \epsilon$ martensitic transformation in connection with the passage of Shockley partial dislocations²⁴⁾.

간주할 수 있다²⁰⁾. fcc 구조의 조밀면 매 두층마다 존재하는 하나의 적층결함이 fcc(..ABCABC..) 적층구조를 hcp(..ABABAB..) 적층구조로 변화시킨다.

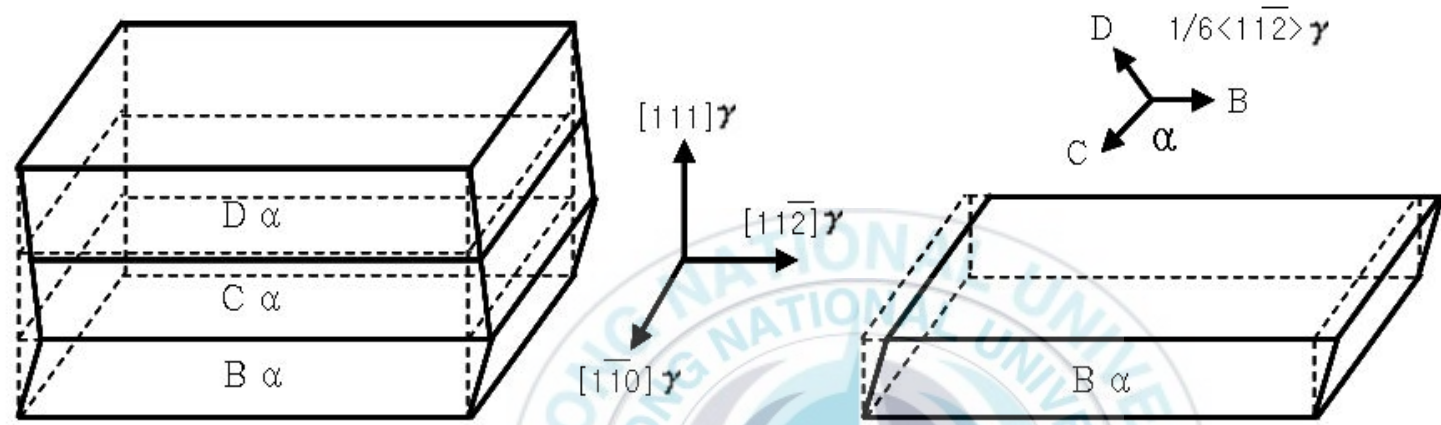
Fig. 10은 {111}면 매 두층마다 $1/6\langle 112 \rangle$ Shockley 부분전위가 작동하여 오스테나이트(γ) $\rightarrow$ ϵ 마르텐사이트 변태와 형상변화가 일어나는 모습을 도식적으로 나타낸 것이다²¹⁾. 오스테나이트(γ) $\rightarrow$ ϵ 마르텐사이트 변태에 따른 전단변형량은 Fig. 10에 나타나 있는 것과 같이 $0.353(\tan 19.47^\circ)$ 으로, $\gamma \rightarrow \alpha'$ 변태의 전단 변형량인 0.2보다 훨씬 크다.

2) ϵ 마르텐사이트의 생성기구

오스테나이트계 스테인리스강이나 Fe-Mn계 합금은 적층결함에너지가 매우 낮아 1개의 완전전위가 2개의 부분전위로 갈라져 적층결함이 쉽게 생성된다. 적층결함의 폭은 주위에 존재하는 다른 전위의 응력장에 의하여 크게 영향을 받으며 이론적으로 계산된 적층결함의 폭은 나선 전위의 경우 약 $80 \text{ \AA}$, 인상 전위의 경우 약 $180 \text{ \AA}$ 이다. 반대부호를 가지는 전위가 인접한 슬립면에서 접근해오면 양쪽 전위가 상호작용에 의해 크게 확장된다. 또한 움직이기 쉬운 전위가 다른 전위 근처를 지나가면 그 상호작용에 의하여 확장된 적층결함이 생성된다.

슬립면과 교차 슬립면이 동시에 작동하면 두 슬립면의 교차부분을 따라 놓여있는 전위들은 넓게 확장되며 기존의 슬립면에 존재하는 적층결함의 선단부분전위는 stair-rod 형태의 교차슬립에 의해 다른 교차 슬립이 일어나면 뒤에서 따라오는 전위가 pile-up되어 응력집중이 발생하므로 교차슬립이 쉽게 활성화된다. 교차슬립이 두개의 원자면 만큼 떨어진 슬립면에서 일어날 때 전체 적층결함에너지가 최소가 되며 이러한 과정이 ϵ 마르텐사이트의 핵생성에 대한 원인이 된다. 이 과정을 통해서 얇은 판상의 ϵ 마르텐사이트 플레이트가

Fig. 11 Schematic illustration showing the formation and growth of ε martensite by cross-slip of stair-rod type²²⁾.



(a) thermal-induced ϵ martensite

(b) stress-induced ϵ martensite

Fig. 12 Schematic illustration showing the shape changes of (a) thermal-induced and (b) stress-induced ϵ plates²¹⁾.

생성되고 점차 두꺼워진다. Fig. 11은 stair-rod 형태의 교차 슬립에 의해서 ϵ 마르텐사이트가 형성되고 성장하는 과정을 도식적으로 나타낸 것이다²²⁾.

3) 응력 유기 ϵ 마르텐사이트 변태

오스테나이트 단상을 $M_d \sim M_s$ 온도구역에서 변형할 때 응력유기 ϵ 마르텐사이트 변태는 Fig. 12의 (b)에 나타낸 것과 같이 가해진 응력방향에 가장 우선적인 1종류의 Shockley 부분전위가 선택적으로 이동하여 발생하며 그 결과 하나의 ϵ 마르텐사이트 형제정이 우선적으로 성장하게 된다. 따라서 가공유기 ϵ 마르텐사이트 플레이트는 큰 균일전단을 일으킨다. M_s 온도 이하에서는 이미 열적으로 생성된 ϵ 마르텐사이트와 응력 유기 ϵ 마르텐사이트 사이에 상호작용이 발생하기 때문에 변태 양상이 훨씬 복잡하며 이러한 경우 ϵ 마르텐사이트는 다음과 같이 3가지 과정을 통하여 성장한다²⁰⁾.

- ① 응력방향에 우선적인 1개의 형제정이 잔류 오스테나이트에서 개별적으로 핵생성 되어 성장한다.
- ② ϵ 마르텐사이트 플레이트 내에 존재하는 3개의 형제정이 기저면을 따른 전단변형에 의해 우선적인 형제정으로 합체한다.
- ③ 응력방향에 우선적인 형제정이 다른 플레이트를 가로질러 성장한다.

2.5 ϵ 마르텐사이트 $\rightarrow \alpha'$ 마르텐사이트 변태

2.5.1 ϵ (hcp) $\rightarrow \alpha'$ (bcc) 변태에 관련된 원자이동

Fig. 13은 ϵ (hcp) $\rightarrow \alpha'$ (bcc) 변태에 따른 조밀면에서의 원자이동을 도식적으로 나타낸 것으로²⁵⁾ 실선의 원(A,B,C)은 (0001) ϵ 면의 원자배열을 나타내고 점 P 는 중간층에 있는 원자의 중심위치를 표시한 것이다. 여기에 전단

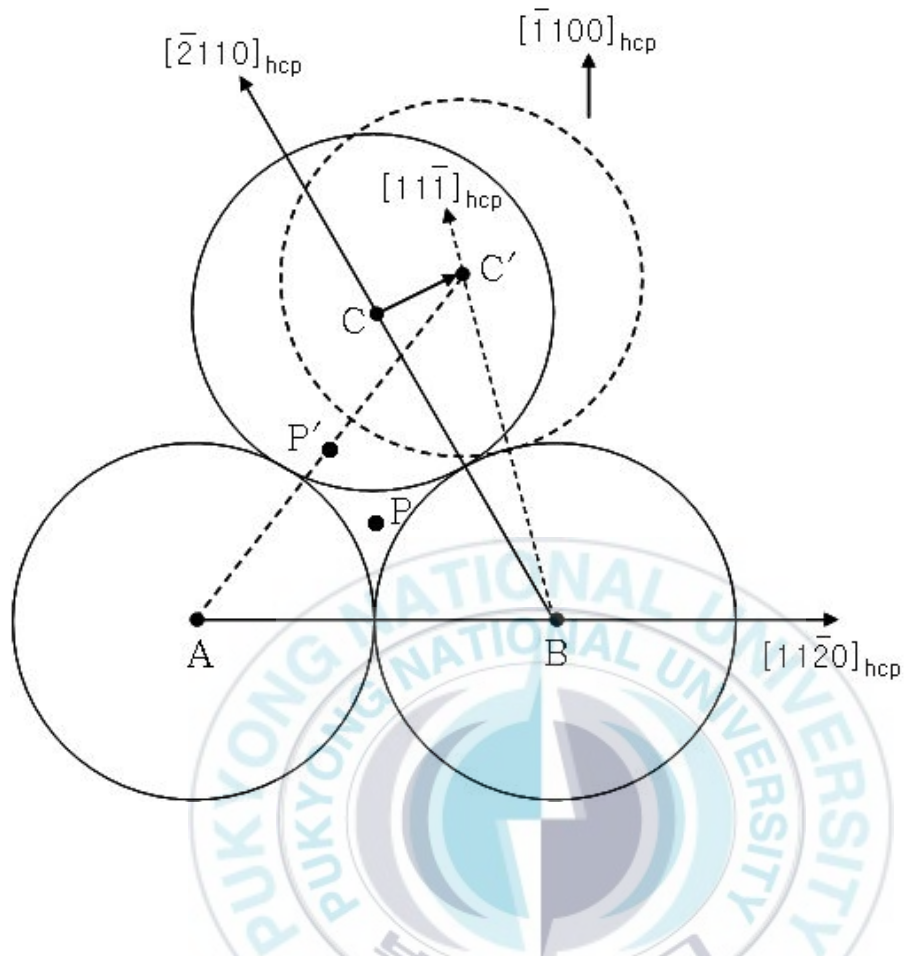


Fig. 13 The movement of atoms in $\varepsilon \rightarrow \alpha'$ martensitic transformation. Solid line circles A, B and C show atom positions of (00·1) of hcp. Solid line circles A, B and dotted line circle C' show atom positions of (011) of bcc²⁵⁾.

변형이 가해져 원자 C가 원자 B와 조밀관계를 유지하면서 C'로 표시된 원자 위치로 이동한다면, $\angle ABC (= 60^\circ)$ 가 $\angle ABC' (= 70.23^\circ)$ 로 넓어지면서 기하학적으로 bcc 구조의 조밀면이 유지된다.

$$D = D_0 - a \cdot \ln(e/z)$$

여기서 D_0 , a , e , z 는 각각 최종상태에 있는 조밀방향의 원자간 거리, 원자의 종류에 의존하는 계수, 가전자수 및 배위수이다. hcp $\rightarrow$ bcc 마르텐사이트 변태의 경우 배위수가 12에서 8로 변화하기 때문에 조밀방향에 수축이 생겨 A, B원자 배열과 C를 포함한 평행한 원자열의 거리는 팽창하게 된다.

2.5.2 α' 마르텐사이트의 성장

Fig. 14는 ϵ 마르텐사이트의 교차부에서 핵생성된 α' 마르텐사이트의 성장과 합체과정을 도식적으로 나타낸 것이다²⁵⁾. 여기에서 P와 S 방향으로 그은 실선은 주슬립계(primary slip system)와 활용슬립계(conjugate slip system)에서 생성된 ϵ 마르텐사이트 플레이트를 표시한 것이며 ϵ 마르텐사이트의 교차부에서 관찰되는 큰 단일상의 α' 마르텐사이트 형성과정은 다음과 같은 순서에 따른다.

- ① 미세한 α' 마르텐사이트가 ϵ 마르텐사이트의 교차부에서 생성된다.(a)
- ② α' 마르텐사이트가 주슬립계에 거의 수직인 방향으로 성장한다.(b)
- ③ 미세한 α' 마르텐사이트가 활용슬립계의 교차부에서 주슬립계의 부근에 형성된다.
- ④ 위의 과정을 연속적으로 반복되면서 이웃한 α' 마르텐사이트와의 합체가 발생하여, 복잡하고 미세한 구조를 가지는 큰 α' 마르텐사이트가 형성된다.(c, d)

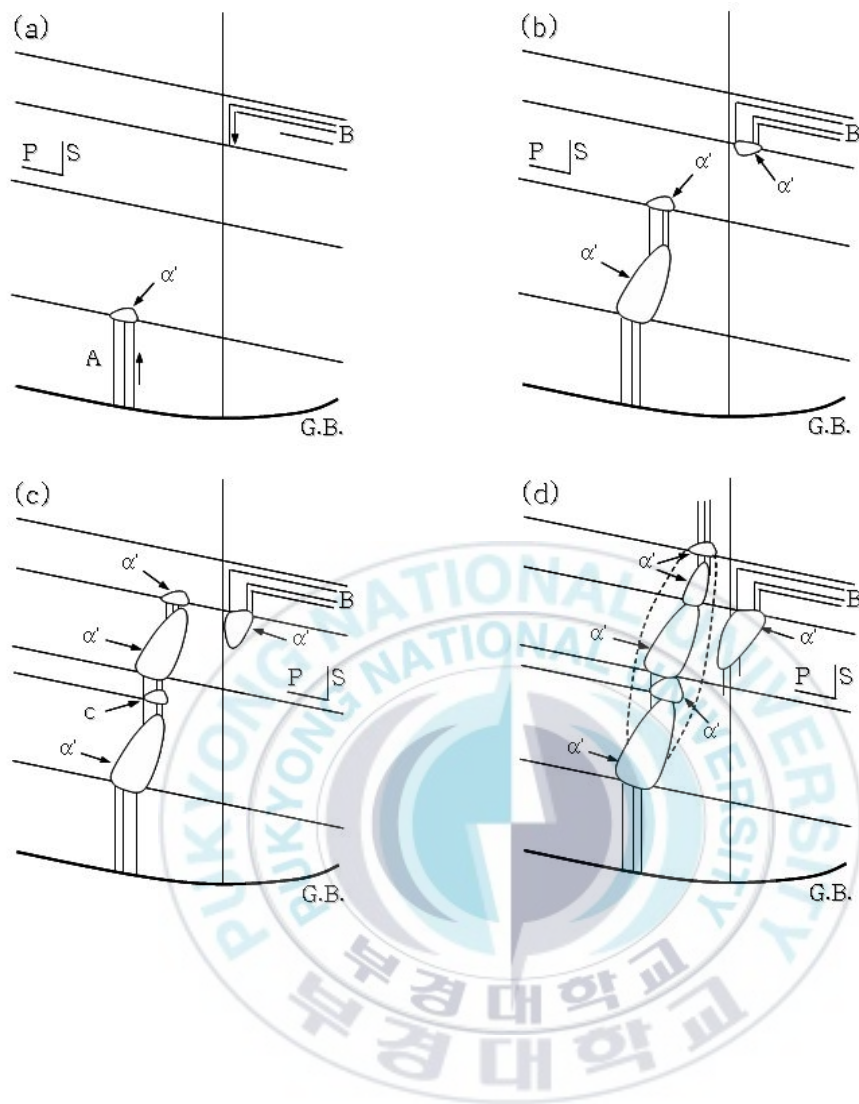


Fig. 14 Growth of an α' martensite by coalescence of small α' martensite which were formed successively by local $\varepsilon \rightarrow \alpha'$ transformation²³).

3. 실험방법

3.1 시료 및 열처리

본 연구에 사용된 시료는 강도가 높고, 가공성 및 내식성이 뛰어날 뿐만 아니라 감쇠능이 우수한 것으로 알려진 Fe-26%Mn-2%Al 합금의 화학조성을 갖는 강을 기본으로 하는 시료와 여기에 적층결합에너지 저하에 따른 ϵ 마르텐사이트의 생성을 고려하여 3% Si가 첨가된 Fe-26% Mn-2%Al-3%Si 화학조성을 갖는 합금을 제조하여 실험을 행하였다. 시료는 진공고주파 용해로에서 용해하여 잉곳으로 제조하였다. 이 잉곳을 1200℃의 온도에서 12시간 균질화처리 한 다음 열간 압연하여 약 10mm 두께의 판재로 만든 후 고용화 처리하였고 다시 냉간 압연을 실시하여 최종 냉간압연에서 압연율이 0%에서 최대 50%가 될 수 있도록 필요한 소정의 두께를 갖는 판재로 만들었다. 이렇게 만든 시료를 다시 1050℃에서 30분 용체화 처리한 다음 최종 1mm 두께가 되도록 압연율을 달리하는 냉간압연을 하여 시료로 사용하였다. 이때 사용된 시료의 화학 조성을 Table 1에 나타내었다.

3.2 미세조직 관찰

Fe-26%Mn-2%Al의 화학조성을 갖는 시료와 여기에 3%의 Si가 첨가된 Fe-26%Mn-2%Al-3%Si 합금의 용체화 처리 한 시료와 용체화처리 후 압연율을 달리하여 냉간압연 한 시료의 미세조직을 10% nital로 부식 후 광학현미경(일본, OLYMPUS CO, PMG-3) 및 주사전자현미경(SEM, Hitachi S-2400)으로 관찰하였다. 또한 진동감쇠능과 강도에 크게 영향을 미치는 것으로 알려진 ϵ 및

Table 1 Chemical composition of specimens (wt.%)

Comp. Spec.	Mn	Al	Cu	P	Si	C	Fe
Fe-Mn-Al	26.5	2.16	0.08	0.003	0.009	0.002	Bal.
Fe-Mn-Al-Si	26.1	2.18	0.08	0.002	3.12	0.003	Bal.

α' 마르텐사이트의 보다 상세한 관찰은 약 35%의 냉간 압연이 끝난 시료를 사용하여 박막으로 만든 후 약 80 μm 두께까지 전해 연마 한 다음 Perchloric acid와 Acetic acid를 1:9로 혼합한 용액을 사용하여 전압 25~30V, 전류 1~1.5A의 조건에서 Jet-polishing 하여 200kV의 가속전압의 투과전자현미경 (TEM, JEOL JEM 2010)으로 관찰하였다.

3.3 인장시험

두 시료의 합금원소 Si의 첨가 및 냉간압연을 변화에 따른 인장성질 변화를 조사하기 위한 인장 시험은 50mm의 표점거리를 갖는 시험편을 ASTM E-8의 규격에 따라 제작한 다음 Shimadzu사의 인장 시험기를 사용하여 상온에서 cross head speed를 1mm/min로 하여 인장 시험을 하였다.

3.4 X-선 회절 시험

합금원소 Si의 첨가 및 냉간 가공량 변화에 따른 각 상(γ , ϵ , α')의 체적분을 변화를 측정하기 위한 X-선 회절시험은 X-선 회절시험기(Rigaku D / Max II A)에서 Mo-K α 선으로 회절 시험하여 측정하였다. 이때 시험은 시험편을 1° /min의 속도로, 10° 에서 40° 의 범위 사이를 회절 시험하였으며, 이때 얻은 X-선 회절 피크 중 α' (110), γ (311) 및 ϵ (10·0)면에 해당하는 회절 피크의 적분강도를 측정하여 계산하였다¹⁰⁾.

3.5 감쇠능 측정

두 시료의 합금원소 Si의 첨가 및 가공도 변화에 따른 감쇠능 변화를 측정하기 위한 시험은 냉간압연이 끝난 시료를 120mm×20mm×1.0mm(길이×폭×두

계) 크기로 방전가공에 의해 시편을 제작한 다음, 횡형 내부마찰 측정장치 (Internal friction measurement machine : 진공 이화학, IFT-1500)를 이용하여 대수감쇠율을 측정하는 방법에 의해서 측정하였다.

이 방법은 시료에 진동을 가하는 전극과 진동을 검출하는 전극위에 평행하게 배열한 2개의 세선위에 전극에 접촉되지 않게 배열한 다음, 진동을 가하는 전극으로 강제 진동시킨 후 자유 감쇠시켜 최종 감쇠 할 때까지의 파수를 측정하여 대수감쇠율을 아래의 식으로 구하였으며, 이때 사용된 대수감쇠율 측정 장치의 개략도를 Fig. 15에 나타내었다.

$$\delta = 1/n \cdot \ln\left(\frac{A_0}{A_n}\right) \quad (3-1)$$

(여기에서 n 은 파수, A_0 는 최초파의 진폭, A_n 은 n 번째 파의 진폭이다.)

참고적으로 진동감쇠능을 나타내는 지수에는 대수감쇠율 이외에 비 감쇠능 (SDC, specific damping capacity) 및 내부마찰계수(Q^{-1}) 등이 있으며, 다음과 같은 식으로 서로 간에 환산이 가능하다.

$$Q^{-1} = \frac{\delta}{\pi} = -\frac{1}{2\pi} \cdot \ln(1 - SDC) \quad (3-2)$$

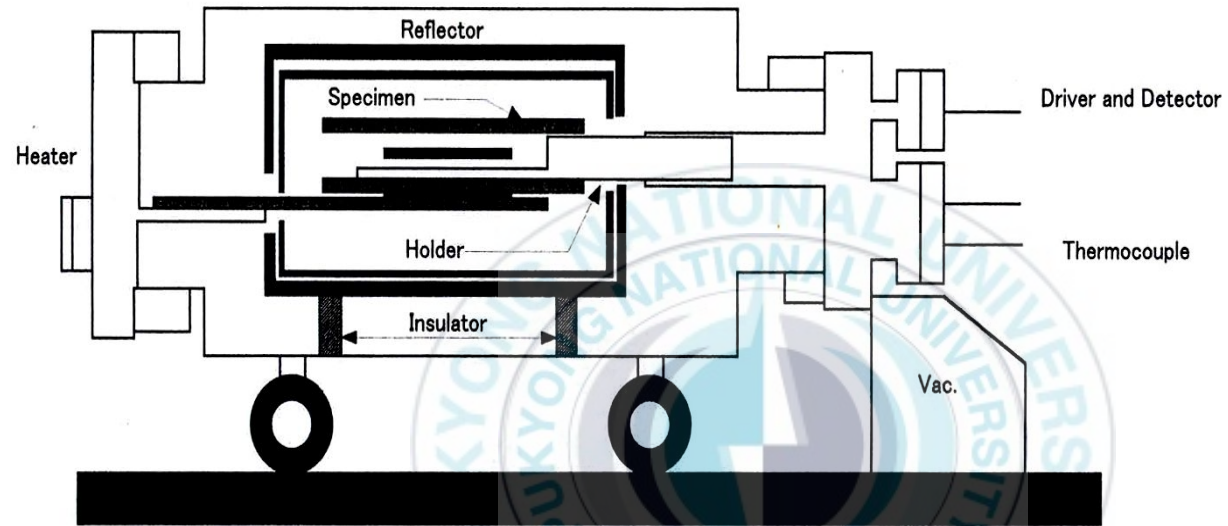


Fig. 15 Schematic drawing of vacuum chamber unit for measurement equipment of damping capacity.

4. 실험결과 및 고찰

4.1 미세조직 관찰

Photo. 1과 2는 Fe-26%Mn-2%Al 및 여기에 합금원소 Si가 3% 첨가된 Fe-26%Mn-2%Al-3%Si의 용체화 처리한 시료와 용체화 처리 후 가공량을 달리하는 냉간압연 한 시료의 미세조직을 광학현미경으로 조사하여 나타낸 것이다.

이 사진에서 알 수 있는 바와 같이 두 시료 모두 용체화 처리 한 시료에서는 오스테나이트와 오스테나이트 내 쌍정이 존재하고 있음을 알 수 있다. 이에 반하여 가공 양을 달리하여 냉간압연 한 시료에서는 오스테나이트와 오스테나이트의 일부가 냉간압연에 의해 마르텐사이트로 가공유기 변태되는데 기인되어 마르텐사이트(α' 및 ϵ)가 생성되어 존재하고 있음을 알 수 있다. 또한 가공 양이 증가할수록 가공유기 변태 생성되는 마르텐사이트의 양이 많아지고 있음을 알 수 있다. 한편 Photo. 1과 2의 비교로부터 합금원소 Si 첨가에 따른 미세조직의 차이를 알 수 있다. 그러나 Si 첨가에 따른 차이는 광학 현미경 조직사진에서는 뚜렷하게 나타나지 않고 있지만 Si가 첨가된 시료가 쌍정이 많이 생성되어 있음을 알 수 있다.

Photo. 3은 가공유기 생성된 마르텐사이트를 보다 상세하게 관찰하기 위하여 Fe-26%Mn-2%Al-3%Si 화학조성을 갖는 합금을 35% 냉간압연 하였을 때의 미세조직을 주사전자현미경으로 조사하여 나타낸 것이다. 이 사진에서 알 수 있는 바와 같이 가공유기 생성되는 마르텐사이트가 표면기복을 일으키고 방향성을 지니면서 생성되거나 또는 서로 교차하면서 생성되고 있음을 알 수 있다.



Photo.1 Optical micrographs showing the effect of cold rolling of Fe-26%Mn-2%Al alloy

(a) solution treated (b) 25% cold rolling (c) 49% cold rolling

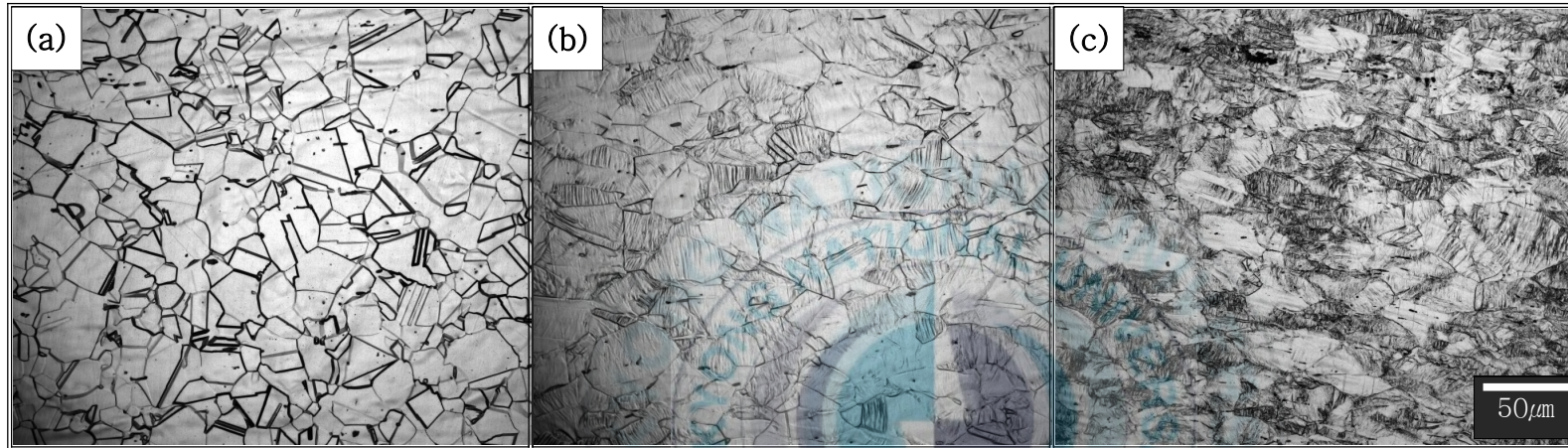


Photo.2 Optical micrographs showing the effect of cold rolling of Fe-26%Mn-2%Al-3%Si alloy

(a) solution treated (b) 35% cold rolling (c) 43% cold rolling

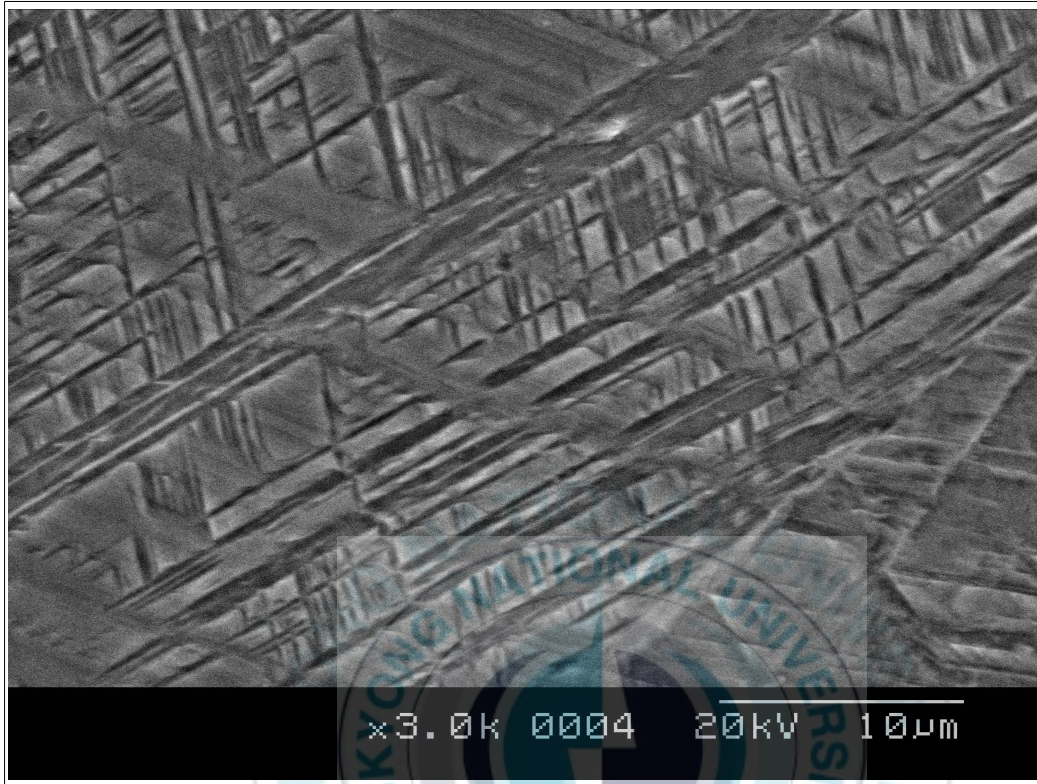


Photo. 3 SEM micrograph showing the deformation induced martensite obtained after 35% cold rolling in Fe-26% Mn-2%Al-3%Si alloy

4.2 미세조직 변화에 미치는 냉간압연의 영향

상온에서 준안정 오스테나이트를 갖는 강을 소성가공하면 오스테나이트의 조직 일부가 α' 및 ε 마르텐사이트로 변태된다고 알려져 있다²⁾. 따라서 미세조직 변화에 미치는 가공도의 영향을 알아보기 위하여 본 실험에서도 가공에 따른 오스테나이트가 마르텐사이트로 변태 되는 것을 조사하였다.

Fig. 16은 Fe-26%Mn-2%Al-3%Si의 화학 조성을 갖는 시료를 가공 양을 달리하는 냉간압연을 한 다음 X-선 회절 시험 하였을 때 얻은 회절 선도를 나타낸 것이다. 용체화처리 한 시료에서도 오스테나이트(γ), α' 마르텐사이트 및 ε 마르텐사이트에 해당되는 회절 피크가 존재하고 있음을 알 수 있다. 이 결과로 부터 용체화 처리 한 시료에서의 조직은 오스테나이트에 소량의 α' 및 ε 마르텐사이트가 존재하고 있음을 알 수 있다. 또한 가공 양이 증가할수록 오스테나이트(γ)의 피크($2\theta = 38^\circ$)는 감소하고, α' 마르텐사이트의 피크($2\theta = 20^\circ$)는 점진적으로 커지고 있으며 ε 마르텐사이트의 피크($2\theta = 18^\circ$)는 가공량의 증가와 더불어 가공의 초기 단계에서는 증가하다가 특정 가공량 이상이 되면 다시 감소하고 있는 특이한 거동을 나타내고 있다. 이러한 현상은 가공 양이 증가함에 따라서 각 상의 체적분율이 달라지는데 기인된다고 생각된다. 즉 가공 양의 증가에 따라 오스테나이트(γ)의 체적분율은 감소하는 반면에 α' 마르텐사이트의 체적분율은 점진적으로 증가하고 ε 마르텐사이트의 체적분율은 증가하다가 가공 양이 특정 량 이상이 되면 적어지기 때문이라 생각된다.

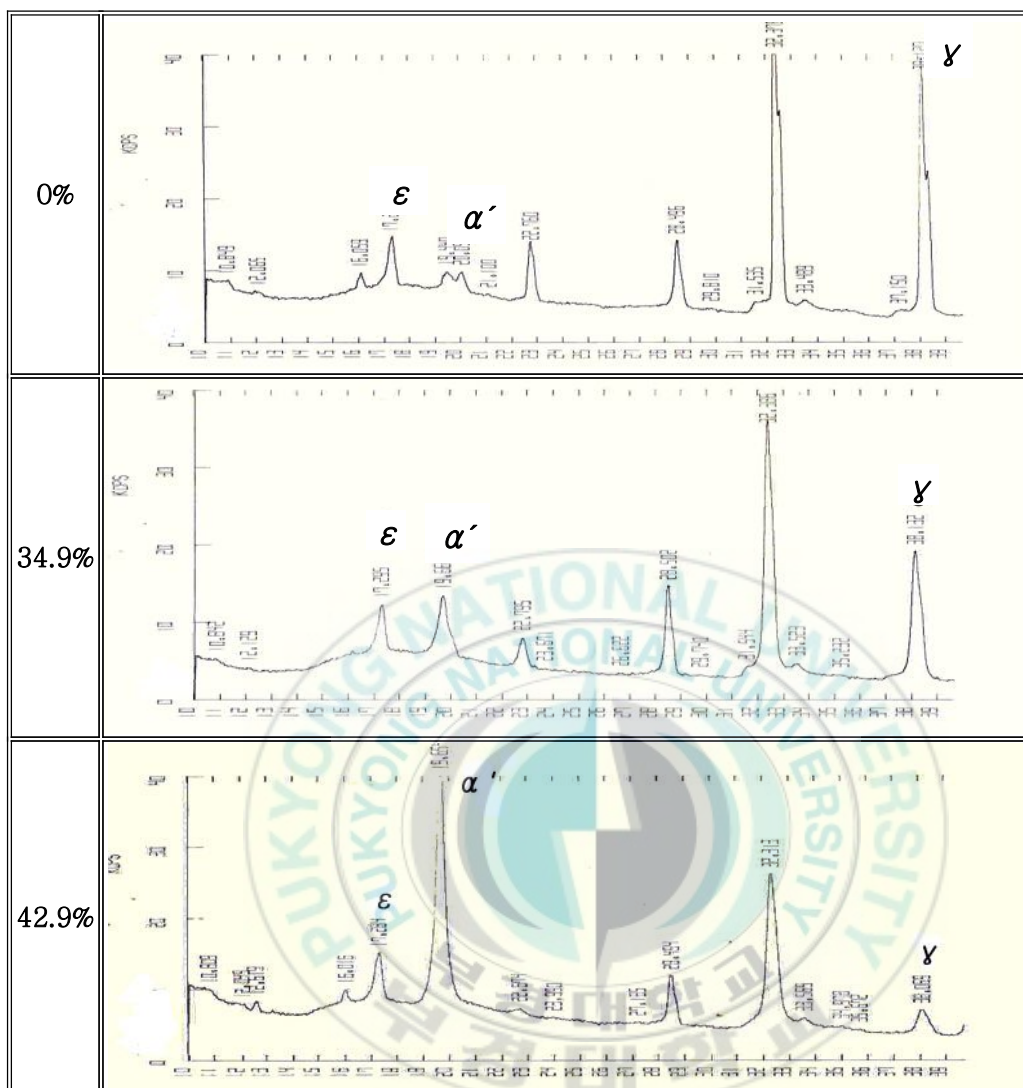


Fig. 16 X-Ray Diffraction patterns on Fe-26%Mn-2%Al-3%Si alloy with the degree of cold rolling.

이상의 X-선 회절 실험으로부터 가공 양이 변화함에 따라 각 상의 체적분율이 달라지고 있음을 알 수 있다. 따라서 두 시료의 가공량 변화에 따른 각 상의 체적분을 변화를 조사하여 Fig. 17과 18에 나타내었다.

Fig. 17은 Fe-26%Mn-2%Al의 화학조성을 갖는 시료를 가공량을 달리하는 냉간 압연 한 다음 X-선 회절시험 하였을 때 얻은 X-선 회절선의 적분강도로부터 가공량 변화에 따른 체적분을 변화를 조사하여 나타낸 것이다. 가공 양이 증가함에 따라 오스테나이트의 체적분율은 감소하고 있고, α' 마르텐사이트의 체적분율은 서서히 증가하다 특정 가공량 이상이 되면 빠르게 증가하고 있는데 반하여 ϵ 마르텐사이트의 체적분율은 서서히 증가하다 특정 가공량에서 최대 값을 나타낸 다음 감소하고 있음을 알 수 있다.

Fig. 18은 Fe-26%Mn-2%Al-3%Si 합금의 가공량 변화에 따른 각 상의 체적분을 변화를 조사하여 나타낸 것이다. Fig. 17의 Fe-26%Mn-2%Al 합금에서와 동일하게 가공 양이 증가할수록 오스테나이트의 양은 감소하는데 반하여 α' 마르텐사이트의 양은 증가하고 ϵ 마르텐사이트의 양은 가공량의 증가와 더불어 증가하다가 특정 가공량에서 최대값을 나타낸 후 감소하고 있음을 알 수 있다.

한편 Fig. 17와 Fig. 18의 비교로부터 첨가된 합금원소 Si의 영향을 알 수 있다. 이 결과로부터 알 수 있는 바와 같이 합금원소 Si가 첨가된 시료의 경우가 오스테나이트와 ϵ 마르텐사이트의 양은 많은데 반하여 α' 마르텐사이트의 양은 적은 것을 알 수 있다. 이와 같이 가공량이 증가함에 따라 오스테나이트의 체적분율은 감소하고 있고, α' 마르텐사이트의 체적분율은 서서히 증가하다 특정 가공량 이상이 되면 빠르게 증가하고 있는데 반하여 ϵ 마르텐사이트의 체적분율은 서서히 증가하다 특정 가공량에

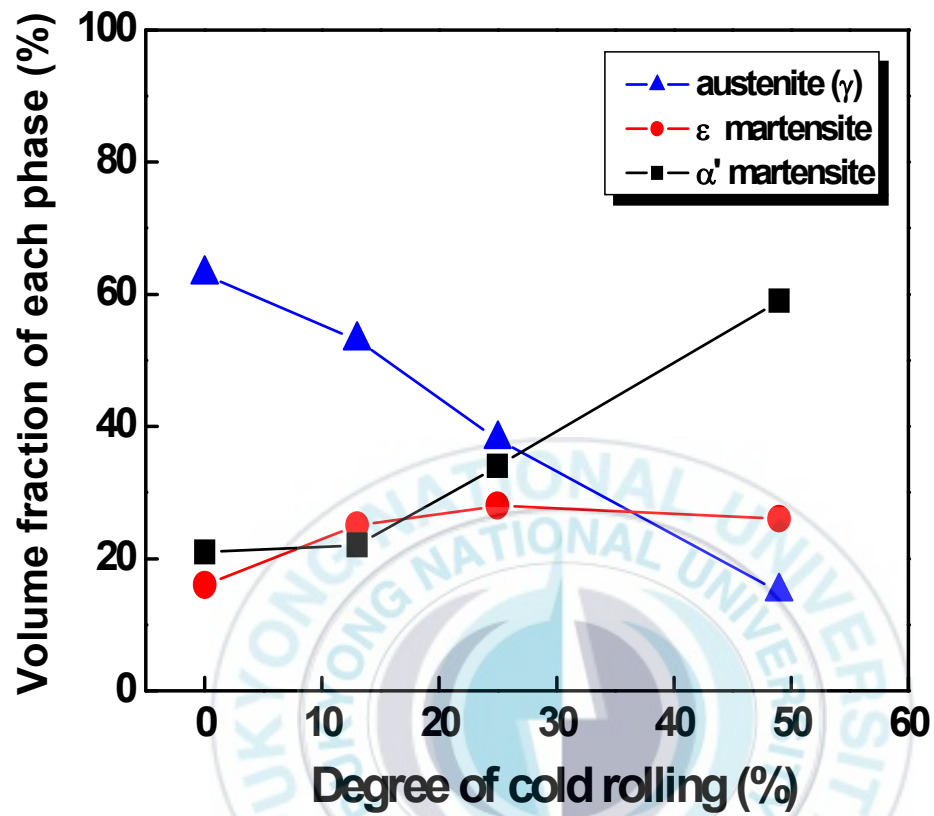


Fig. 17 Relationship between degree of cold rolling and volume fraction of each phase in Fe-26%Mn-2%Al alloy.

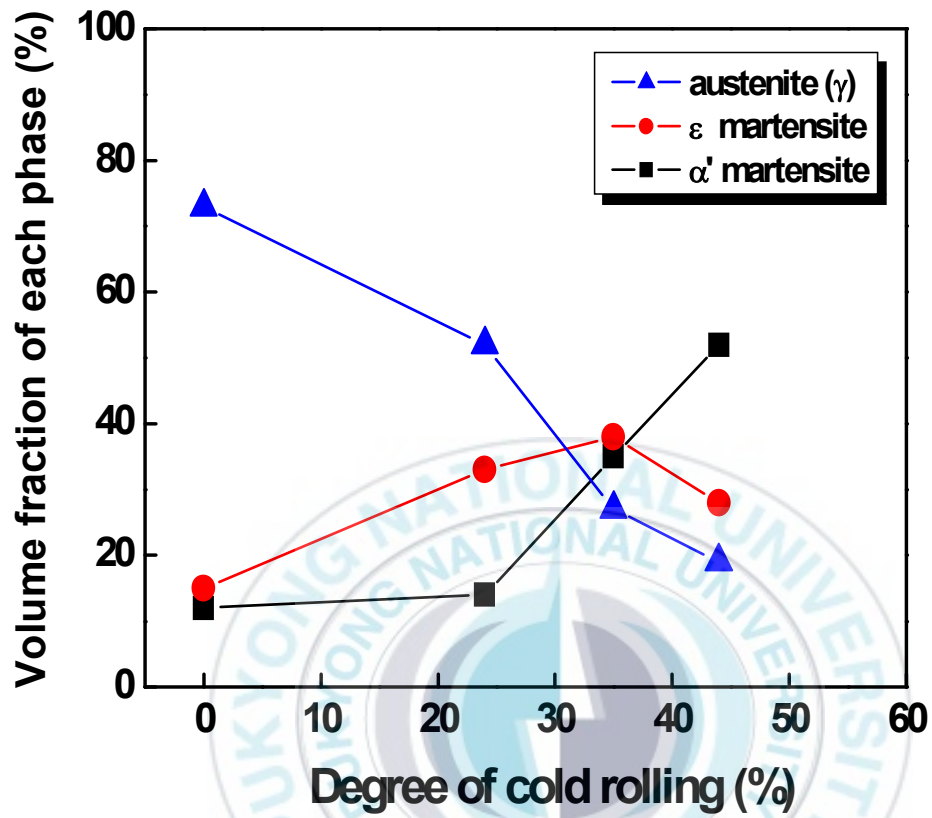


Fig. 18 Relationship between degree of cold rolling and volume fraction of each phase in Fe-26%Mn-2%Al-3%Si alloy.

서 최대 값을 나타낸 다음 감소하고 있는 이유는 지금까지의 연구결과에 의하면 준안정 오스테나이트를 갖는 강을 가공하면 α' 및 ε 마르텐사이트가 생성되며, 이때 α' 마르텐사이트는 밴드 형상으로 생성되는 ε 마르텐사이트의 교차점 또는 밴드 위 그리고 오스테나이트 내의 전위 쌍극자군 근방의 응력 및 전위의 집중 장소 등에서 생성되어진다고 알려져 있다³⁶⁾. 본 실험에서도 α' 마르텐사이트가 전위 집중장소 등에서도 생성되지만 변형 초기 단계에서 생성된 ε 마르텐사이트의 교차점 또는 밴드 위에서 α' 마르텐사이트가 생성되어 성장되어가기 때문에 ε 마르텐사이트의 양은 적어지고 α' 마르텐사이트의 양은 많아진다고 생각된다. 따라서 본 연구에서는 이러한 가공에 따른 α' 및 ε 마르텐사이트의 변태 거동을 보다 명확하게 조사하기 위하여 투과전자현미경으로 가공에 의해 생성된 α' 및 ε 마르텐사이트를 조사하였고 그 결과를 Photo. 4에 나타내었다.

Photo. 4는 Fe-26%Mn-2%Al-3%Si 조성을 갖는 시료를 35% 냉간 압연하였을 때의 미세 조직을 투과전자현미경으로 나타낸 것이다. 밝은 부분이 오스테나이트(γ), 환상의 검은 부분이 ε 마르텐사이트이며, 오스테나이트(γ) 내부에는 ε 마르텐사이트로 성장하지 못한 적층 결함을 관찰 할 수 있다.

사진 a)의 명시야 상을 분석한 b)의 회절패턴 분석으로부터 α' 및 ε 마르텐사이트가 공존하고 있음을 알 수 있다. 또한 α' 마르텐사이트가 ε 마르텐사이트의 교차점 및 밴드 위 등에서 생성되어 존재하고 있음을 알 수 있다. 따라서 본 실험에서도 α' 및 ε 마르텐사이트의 변태 거동

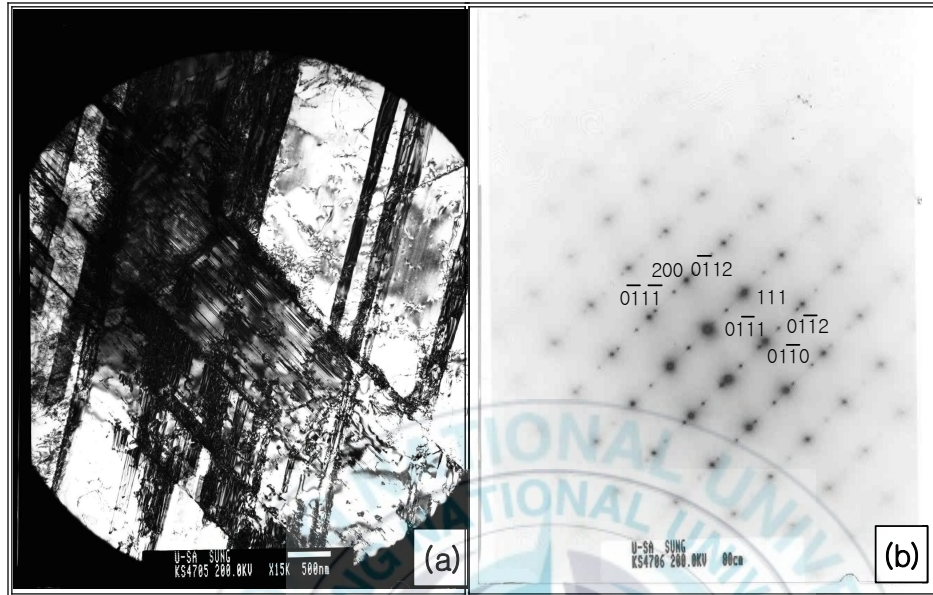


Photo. 4 TEM micrograph of α' and ϵ martensite formed after 35% strain in Fe-26%Mn-2%Al-3%Si alloy

(a) bright field image

(b) SADP and index of (a)

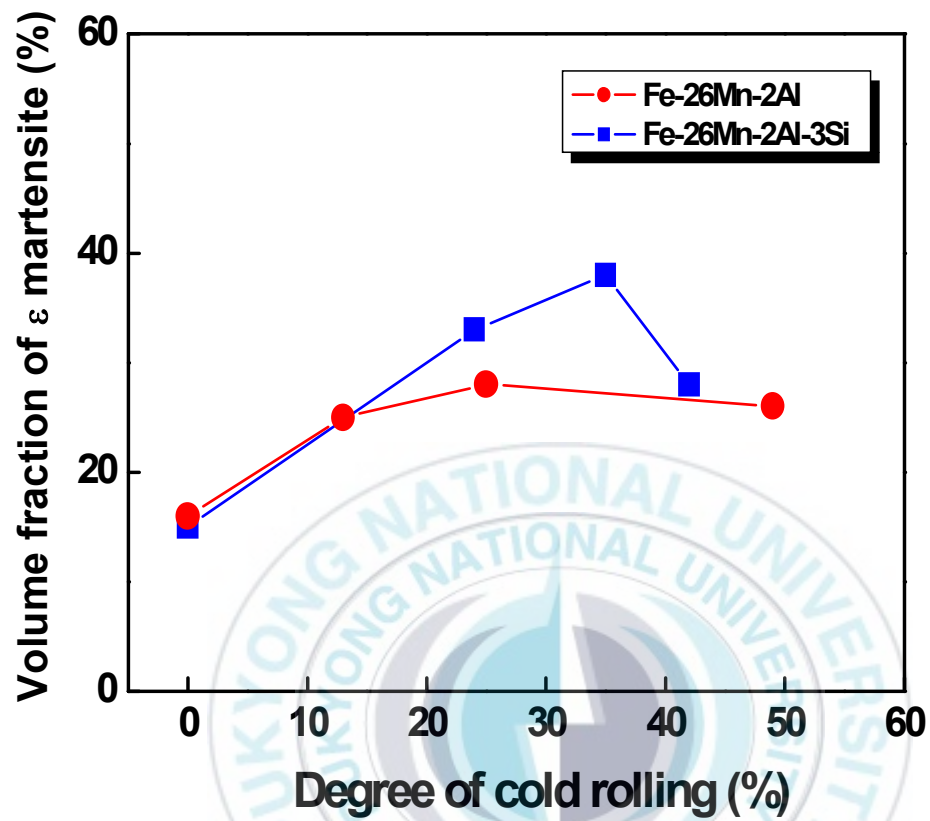


Fig. 19 Relationship between volume fraction of ϵ martensite and degree of cold rolling in damping alloys.

은 상온에서 준안정 오스테나이트를 갖는 스테인리스강과 동일한 변태거동을 나타내고 있음을 알 수 있다²⁾.

Fig. 19는 두 시료에 대하여 합금원소 Si 첨가의 영향을 알아보기 위하여 Fig. 17과 18의 감쇠능에 크게 영향을 미치는 것으로 알려진 ε 마르텐사이트의 체적분을 변화를 비교하기 위하여 가공량에 대해 조사하여 나타낸 것이다. 3% Si가 첨가된 시료가 Si가 첨가되지 않은 시료에 비해 ε 마르텐사이트의 양이 많은 것을 알 수 있다. 이와 같은 이유는 Si의 첨가는 적층결함에너지를 낮추기 때문에 가공에 의해서 오스테나이트가 ε 마르텐사이트로의 변태를 용이하게 하기 때문이라 생각 된다²³⁾. 또한 가공량의 증가에 따라 두 시료 모두 특정한 값을 나타낸 이후에 ε 마르텐사이트량이 감소하였다. 이와 같은 이유는 가공량에 따른 상분율과 미세조직의 변화를 고려하면 가공량이 적은 초기에는 오스테나이트(γ) $\rightarrow$ ε 마르텐사이트로 변태하는 양이 ε 마르텐사이트 $\rightarrow$ α' 마르텐사이트로 변태하는 양 보다 많지만, 가공 양이 증가할수록 $\varepsilon \rightarrow \alpha'$ 마르텐사이트로 변태하는 양이 오스테나이트(γ) $\rightarrow$ ε 마르텐사이트로 변태하는 양 보다 많기 때문이라 생각된다.

4.3 감쇠능에 미치는 미세조직의 영향

지금까지 보고된 연구결과에 의하면 Fe-Mn계와 같은 상온에서 준안정 오스테나이트 조직을 갖는 합금에서 가능한 진동감쇠기구는 주로 ε/γ 상 계면에서 소성유동, 오스테나이트(γ) 내부의 적층결함 경계의 이동, ε 마르텐사이트 내에 있는 적층결함(internal stacking fault)의 수축 및 팽창, ε 마르텐사이트 내의 확장전위의 히스테리시스 및 플레이트 내

부의 형제정 계면(variant boundary) 이동 등에 좌우된다고 알려져 있다. 따라서 감쇠능은 ε 마르텐사이트와 밀접한 관계가 있음을 알 수 있고²⁴⁾, 위에서 언급한 진동감쇠기구의 복합적인 작용에 의해 감쇠능을 나타나게 되며 각각의 기여정도는 미세조직과 상분율 및 외부에서 가한 응력의 크기 등에 따라 달라질 것이다. 본 연구에서도 진동감쇠능에 미치는 미세조직의 영향을 조사하기 위하여 가공량의 변화에 따른 대수감쇠율 변화를 조사하였고, 그 결과를 Fig. 20에 나타내었다. 두 시료 모두 대수감쇠율은 냉간 가공량의 증가와 더불어 급격히 증가하다 특정 가공량에서 최고값을 나타낸 후 감소하고 있음을 알 수 있다. 또한 이 결과를 냉간 가공량의 변화에 따른 ε 마르텐사이트의 체적분율 변화를 조사하여 나타낸 Fig. 19와 비교하여 볼 때, 두 시료의 감쇠능은 ε 마르텐사이트의 거동과 비슷한 거동을 나타내고 있음을 알 수 있다. 따라서 두 시료의 대수감쇠율과 ε 마르텐사이트와는 서로 밀접한 관계가 있음을 알 수 있다. 본 연구에서는 이러한 관계를 보다 정량적으로 알아보기 위하여, ε 마르텐사이트의 체적분율 변화에 따른 대수감쇠율 변화를 조사하였고 그 결과를 Fig. 21에 나타내었다.

두 시료 모두 대수감쇠율은 ε 마르텐사이트의 양이 증가함에 따라 거의 직선적인 비례관계로 증가하고 있음을 알 수 있다. 따라서 두 합금의 감쇠능은 ε 마르텐사이트의 체적분율에 강하게 지배되고 있음을 알 수 있다.

Fig. 22는 α' 마르텐사이트가 감쇠능에 미치는 영향을 알아보기 위하여, 두 시료의 α' 마르텐사이트의 체적분율 변화에 따른 대수감쇠율 변화를 조사하여 나타낸 것이다. α' 마르텐사이트 체적분율이 증가함에 따

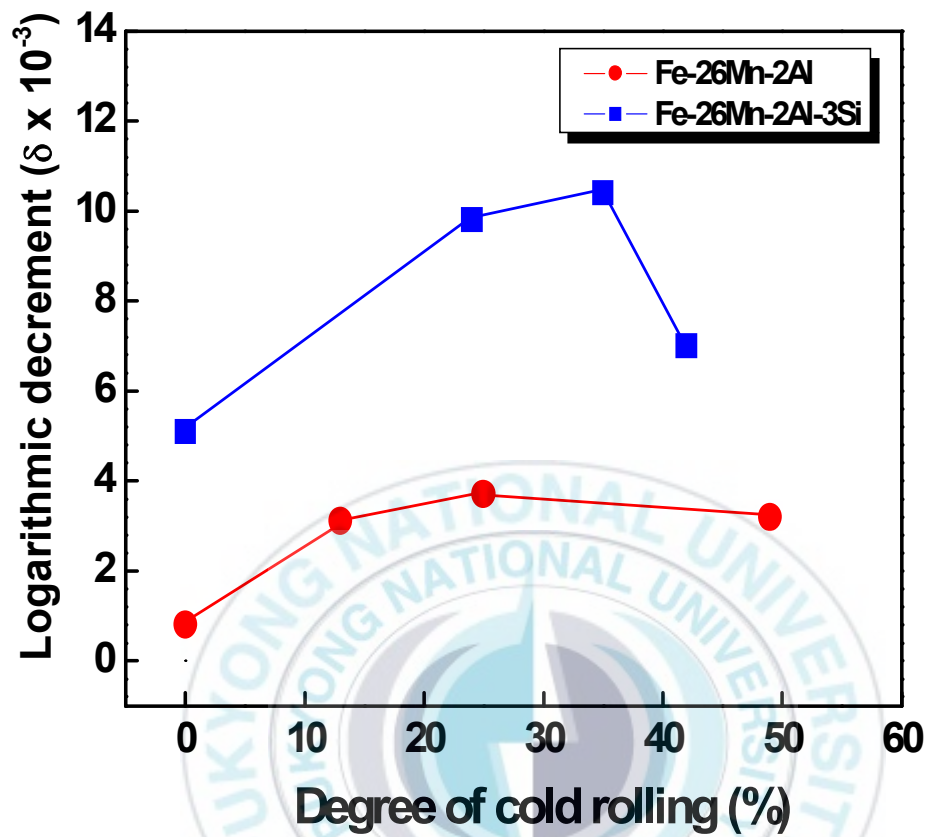


Fig. 20 Relationship between logarithmic decrement and degree of cold rolling in damping alloys.

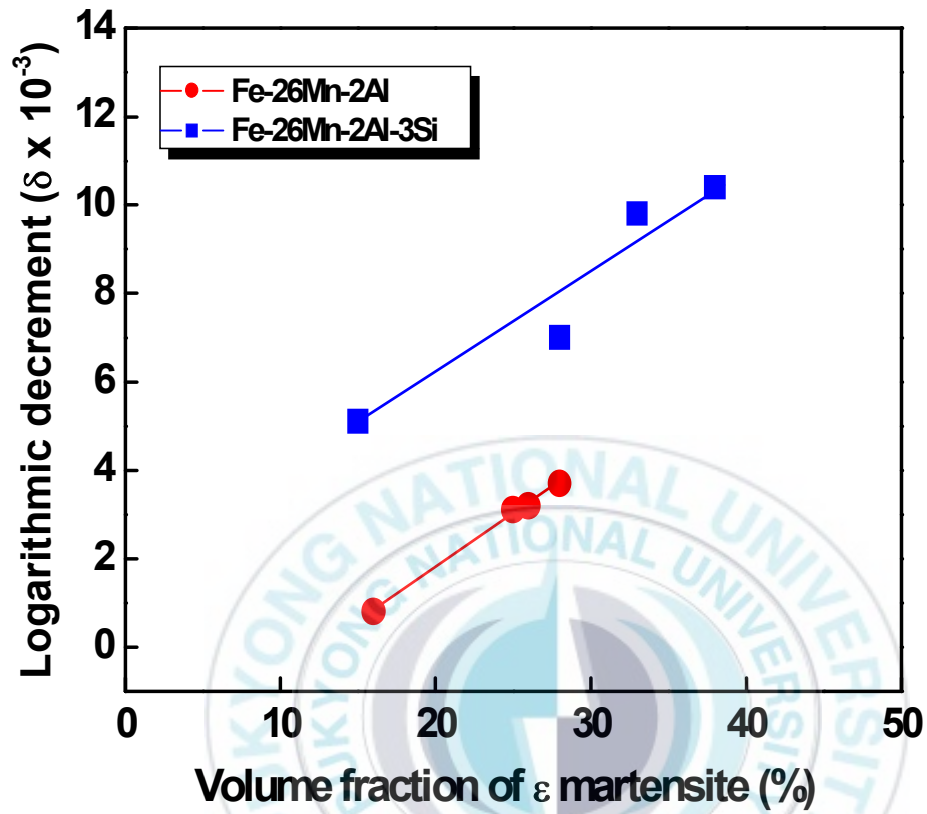


Fig. 21 Relationship between logarithmic decrement and volume fraction of ϵ martensite in damping alloys.

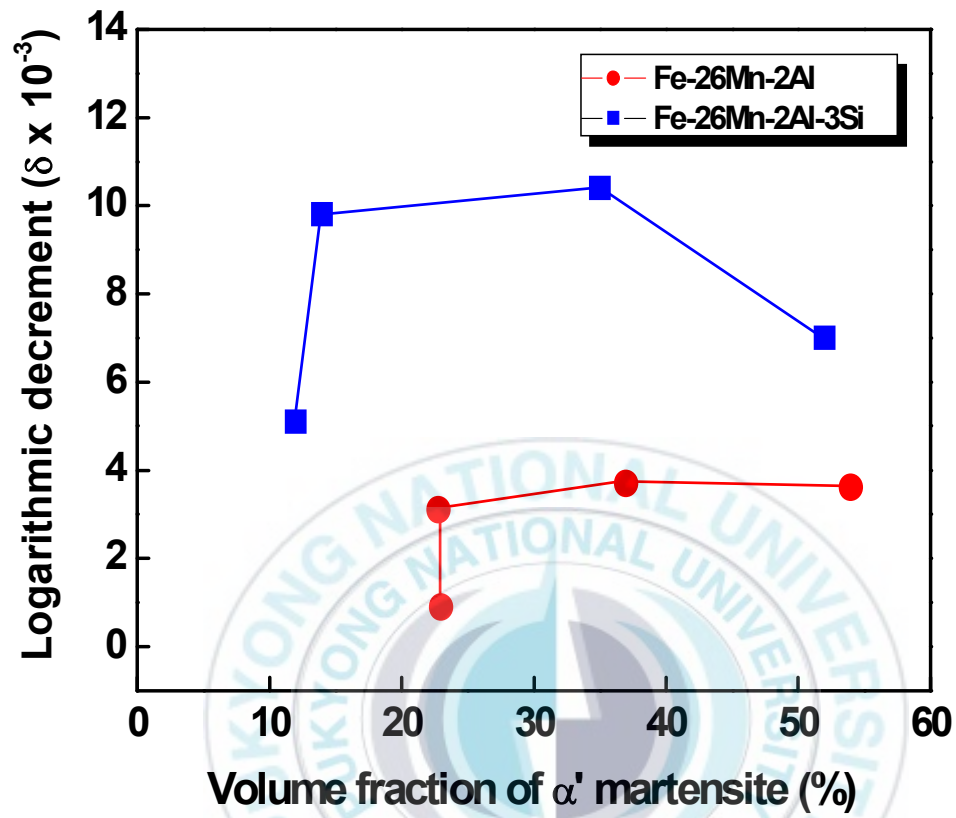


Fig. 22 Relationship between logarithmic decrement and volume fraction of α' martensite in damping alloys.

라 대수감쇠율은 급격히 증가하다 특정한 량에서 부터는 큰 변화가 없다가 다시 감소하고 있는 특이한 거동을 나타내고 있다. 따라서 대수감쇠율과 α' 마르텐사이트와의 관계에는 비례관계가 성립되지 않고 있음을 알 수 있다. 이 결과로부터 α' 마르텐사이트는 감쇠능에 크게 영향을 미치고 있지 않고 있음을 알 수 있다.

Fig. 23는 감쇠능에 미치는 전체 마르텐사이트($\alpha' + \epsilon$)의 영향을 알아보기 위하여, 전체 마르텐사이트의 체적분율 변화에 따른 대수감쇠율 변화를 조사하여 나타낸 것이다. 이 그림에서 알 수 있는 바와 같이 전체 마르텐사이트의 체적분율이 증가할수록 대수감쇠율은 점진적으로 증가하다가 체적분율이 특정량 이상이 되면 감소함으로서 서로 비례관계가 성립되지 않고 있음을 알 수 있다. 따라서 감쇠능은 전체 마르텐사이트($\alpha' + \epsilon$) 조직에도 크게 영향을 받지 않고 있음을 알 수 있다.

4.4 인장성질에 미치는 미세조직의 영향

Fig. 두 시료의 인장강도에 미치는 냉간가공의 영향을 조사하여 나타낸 것이다. 냉간 압연에 의해 오스테나이트가 자신보다도 강도가 높은 α' 마르텐사이트 및 ϵ 마르텐사이트로 변태되는데 기인되어 가공 양이 증가할수록 인장강도는 비례하면서 증가하고 있음을 알 수 있다. Fig. 25는 두 시료의 연신율에 미치는 냉간가공의 영향을 조사하여 나타낸 것이다. 연신율은 변형의 초기 단계에서는 급속하게 감소하지만 가공 양이 약 25% 이상을 넘어서게 되면 감소하는 정도가 극히 적어 큰 변화가 없는 비슷한 값을 나타내고 있음을 알 수 있다. 또한 Fig. 24와 Fig. 25의 비교로부터 첨가된 합금원소 Si의 영향을 알 수 있다. 즉, 합금원소 Si가 첨가된 시

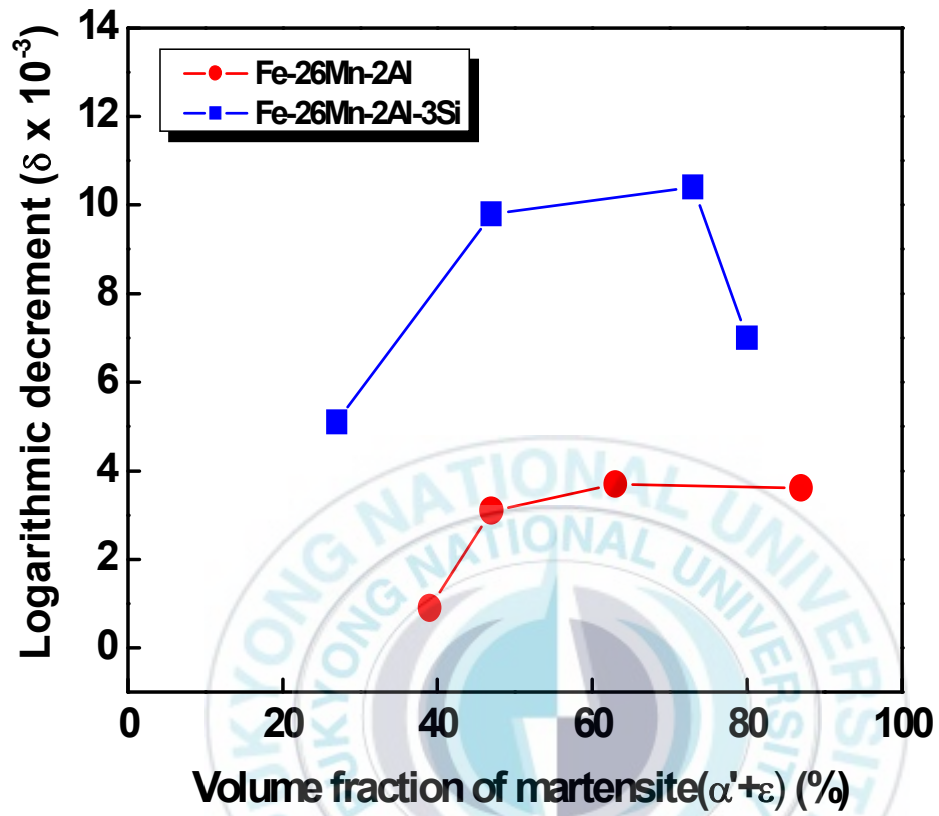


Fig. 23 Relationship between logarithmic decrement and volume fraction of martensite($\alpha' + \epsilon$) in damping alloys.

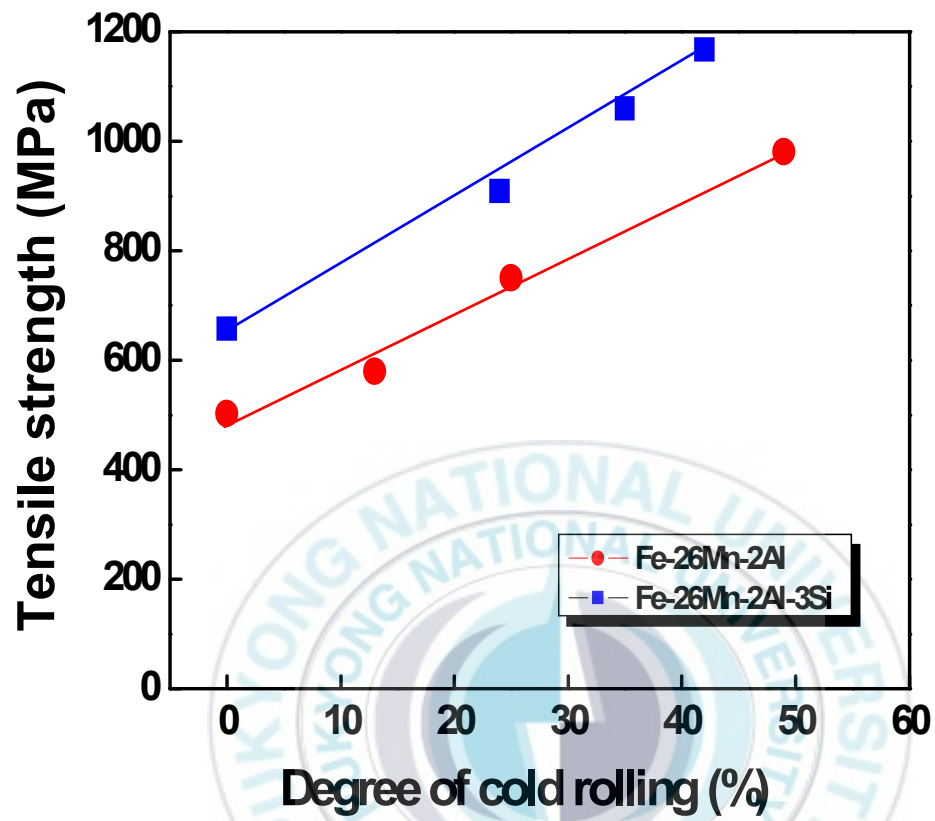


Fig. 24 Relationship between tensile strength and degree of cold rolling in damping alloys.

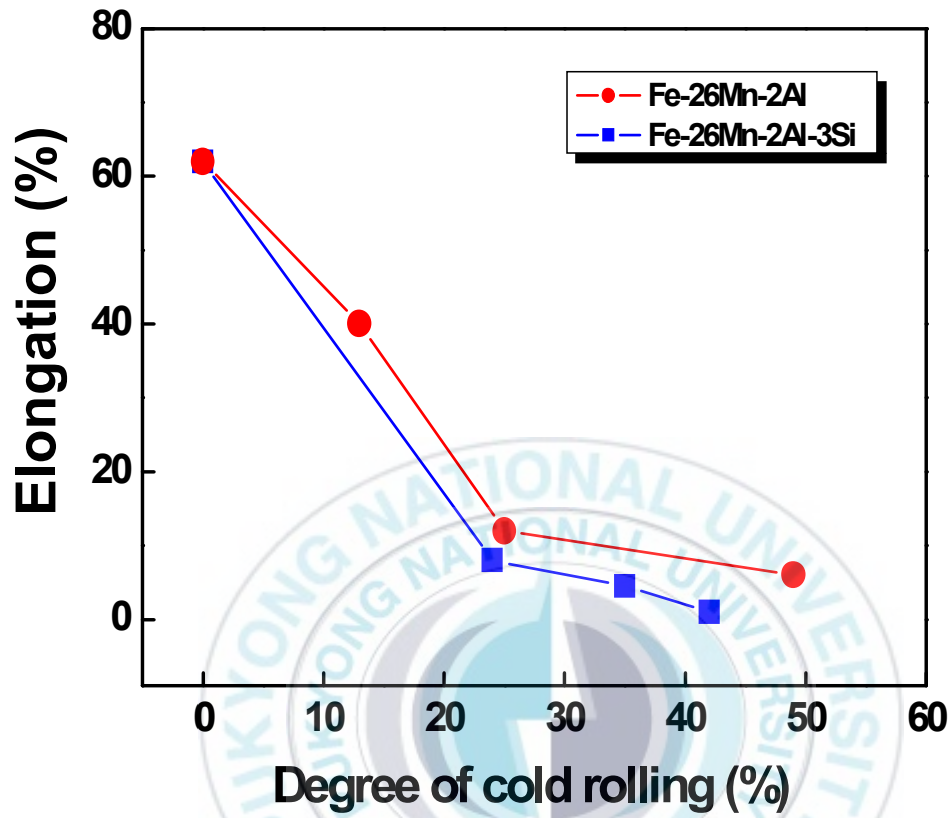


Fig. 25 Relationship between elongation and degree of cold rolling in damping alloys.

료가 Si가 첨가되지 않은 시료보다 강도는 높고, 연신율은 낮은 것을 알 수 있다. 이와 같이 합금원소 Si의 첨가에 따라 강도가 높고 연신율이 낮은 이유는 Si 첨가에 따른 고용강화 효과 때문이라 생각된다.

이전의 실험결과에서 감쇠능을 나타내는 대수감쇠율은 가공에 의해 생성되는 가공유기 조직 중 ϵ 마르텐사이트와 밀접한 관계가 있음을 알 수 있었다. 본 연구에서는 인장강도도 가공유기 생성되는 마르텐사이트와 밀접한 관계가 있을 것으로 판단되어 인장강도와 가공유기 생성되는 마르텐사이트와의 관계를 조사하여 보았다.

Fig. 26은 두 합금의 인장강도에 미치는 α' 마르텐사이트의 영향을 조사하여 나타낸 것이다. 이 그림에서 알 수 있는 바와 같이 두 시료 모두 인장강도는 α' 마르텐사이트의 양이 증가할수록 비례하면서 증가하고 있음을 알 수 있다. 따라서 인장강도는 α' 마르텐사이트에 비교적 강하게 지배되고 있음을 알 수 있다¹³⁾.

Fig. 27은 두 시료의 인장강도에 미치는 ϵ 마르텐사이트의 영향을 조사하여 나타낸 것이다. Fe-26%Mn-2%Al 합금에 있어서는 ϵ 마르텐사이트의 체적분율이 증가함에 따라 인장강도는 증가하다 다시 감소하는 거동을 나타내고 있는데 반하여, Fe-26%Mn-2%Al-3%Si 합금은 ϵ 마르텐사이트의 체적분율이 증가함에 따라 인장강도가 증가하다 낮아지고, 다시 증가하는 특이한 거동을 나타내고 있다. 이결과로부터 ϵ 마르텐사이트와 인장강도 사이에는 비례관계가 성립되지 않고 있음을 알 수 있다. 따라서 ϵ 마르텐사이트는 인장강도에는 크게 직접적인 영향을 미치지 않고 있다는 것을 알 수 있다.

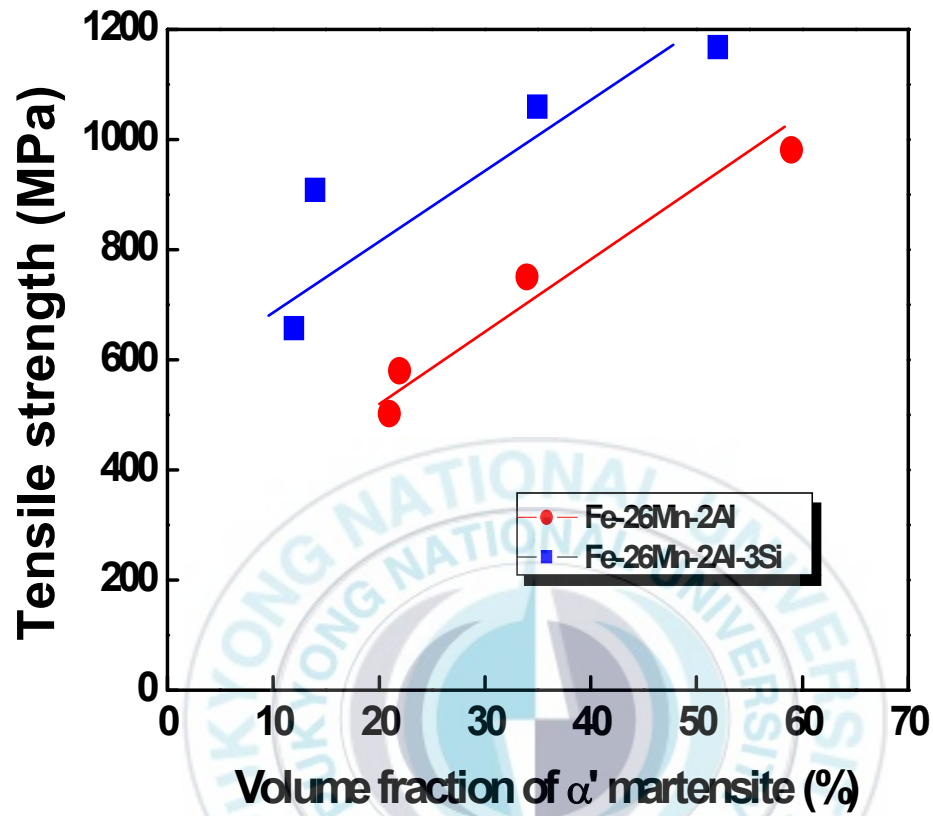


Fig. 26 Relationship between tensile strength and volume fraction of α' martensite in damping alloys.

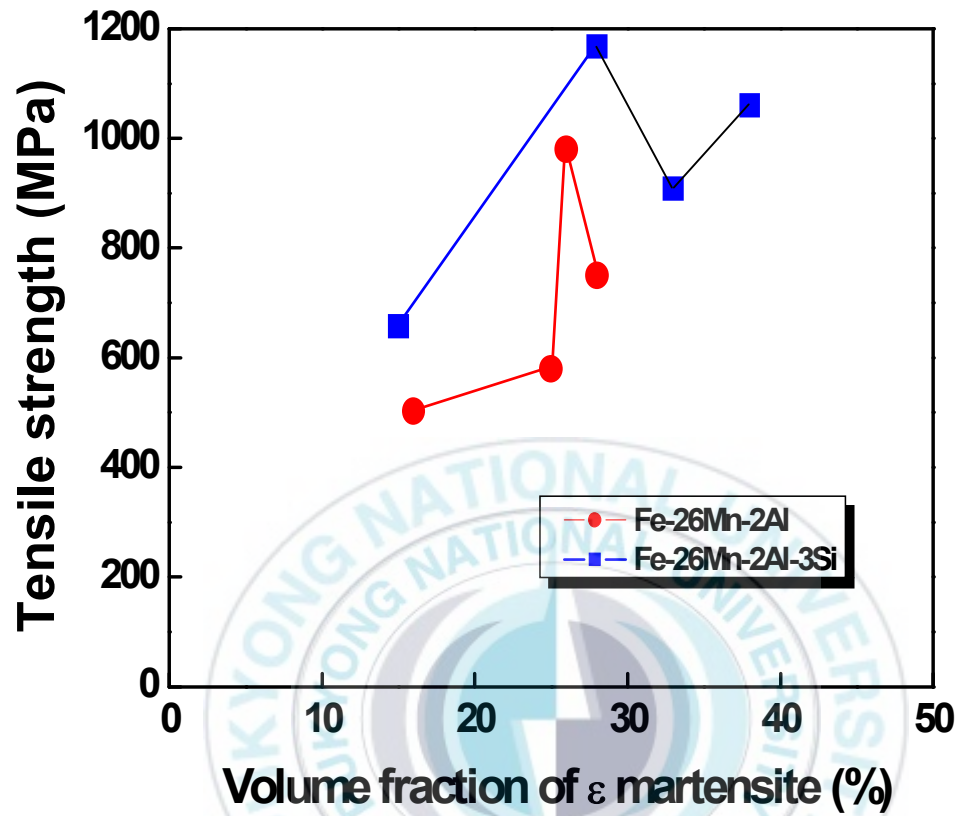


Fig. 27 Relationship between tensile strength and volume fraction of ϵ martensite in damping alloys.

Fig. 28은 두 시료의 인장강도에 미치는 전체 마르텐사이트($\alpha' + \varepsilon$)의 영향을 조사하여 나타낸 것이다. α' 와 ε 마르텐사이트를 합한 전체 마르텐사이트의 체적분율이 증가함에 따라 인장강도가 직선적인 비례관계로 급격하게 증가하고 있음을 알 수 있다. 그러나 인장강도는 α' 및 ε 마르텐사이트를 합한 전체 마르텐사이트의 양이 증가함에 따라 비례적으로 증가하고 있지만, Fig. 26과 27의 결과와 관련시켜 분석하여 볼 때 인장강도는 α' 마르텐사이트에 영향을 받아 비례적인 관계로 증가하고 있다고 판단된다.

Fig. 29는 두 시료의 연신율에 미치는 α' 마르텐사이트의 영향을 조사하여 나타낸 것이다. 두 시료 모두 α' 마르텐사이트의 양이 증가함에 따라 연신율은 변형의 초기 단계에는 급속하게 감소하지만 가공량이 특정량 이상이 되면 점진적으로 서서히 감소함을 알 수 있다.

Fig. 30은 두 시료의 연신율에 미치는 ε 마르텐사이트의 영향을 조사하여 나타낸 것이다. ε 마르텐사이트의 양이 증가함에 따라 연신율은 변형의 초기 단계에는 급속하게 감소하지만 ε 마르텐사이트의 양이 특정량 이상이 되면 다시 증가하는 특이한 거동을 나타내고 있음을 알 수 있다.

Fig. 31은 두 시료의 연신율에 미치는 α' 마르텐사이트와 ε 마르텐사이트를 합한 전체 마르텐사이트의 영향을 조사하여 나타낸 것이다. 두 종류의 마르텐사이트를 합한 전체 마르텐사이트의 양이 증가함에 따라 변형의 초기단계인 전체 마르텐사이트의 양이 적은 영역에서는 연신율이 급격히 감소하지만 변형량이 증가하여 가공유기 생성되는 전체 마르텐사이트의 양이 많아지면 서서히 감소하고 있음을 알 수 있다. 그러나 연신율은

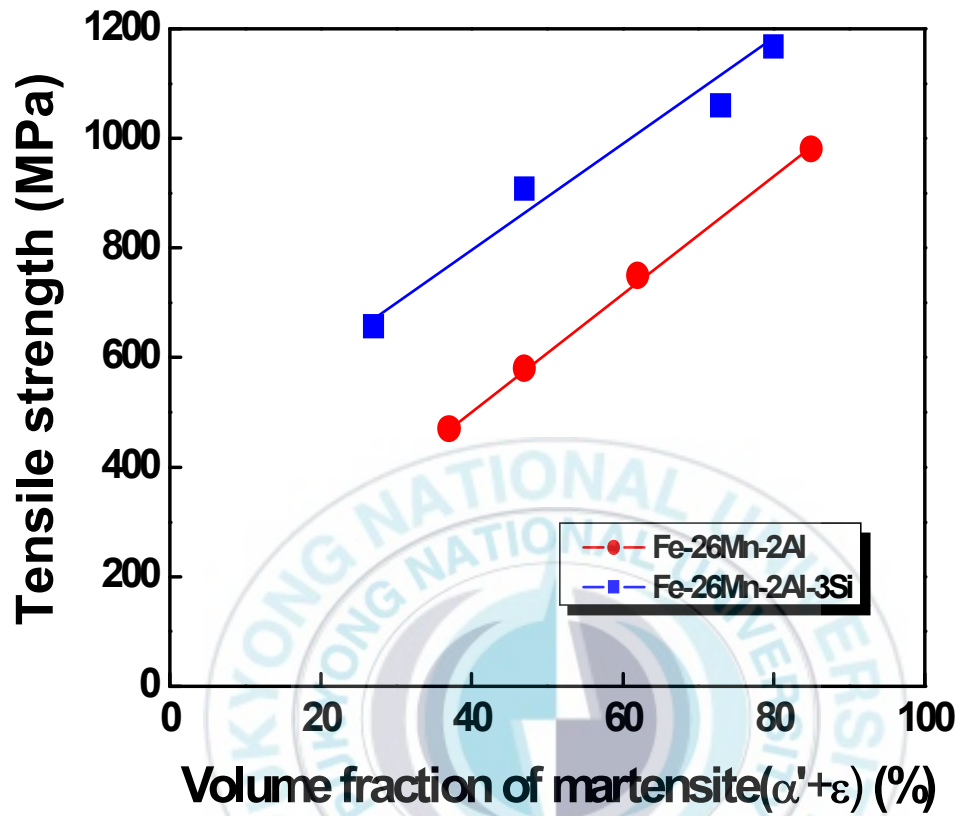


Fig. 28 Relationship between tensile strength and volume fraction of martensite($\alpha' + \epsilon$) in damping alloys.

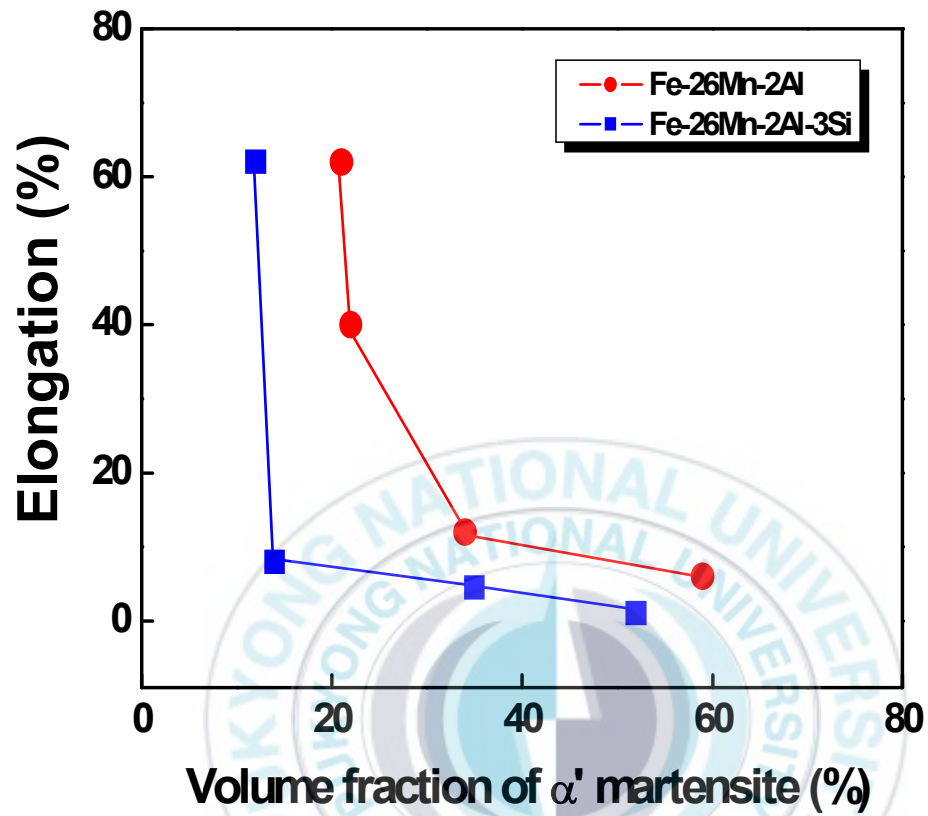


Fig. 29 Relationship between elongation and volume fraction of α' martensite in damping alloys.

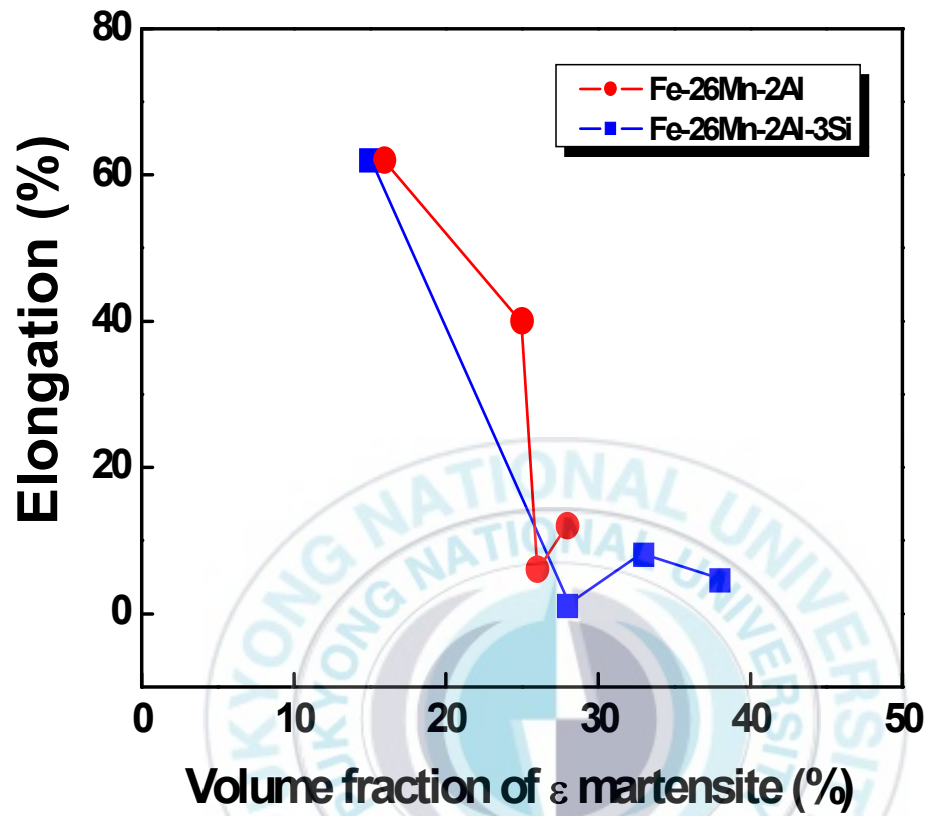


Fig. 30 Relationship between elongation and volume fraction of ϵ martensite in damping alloys.

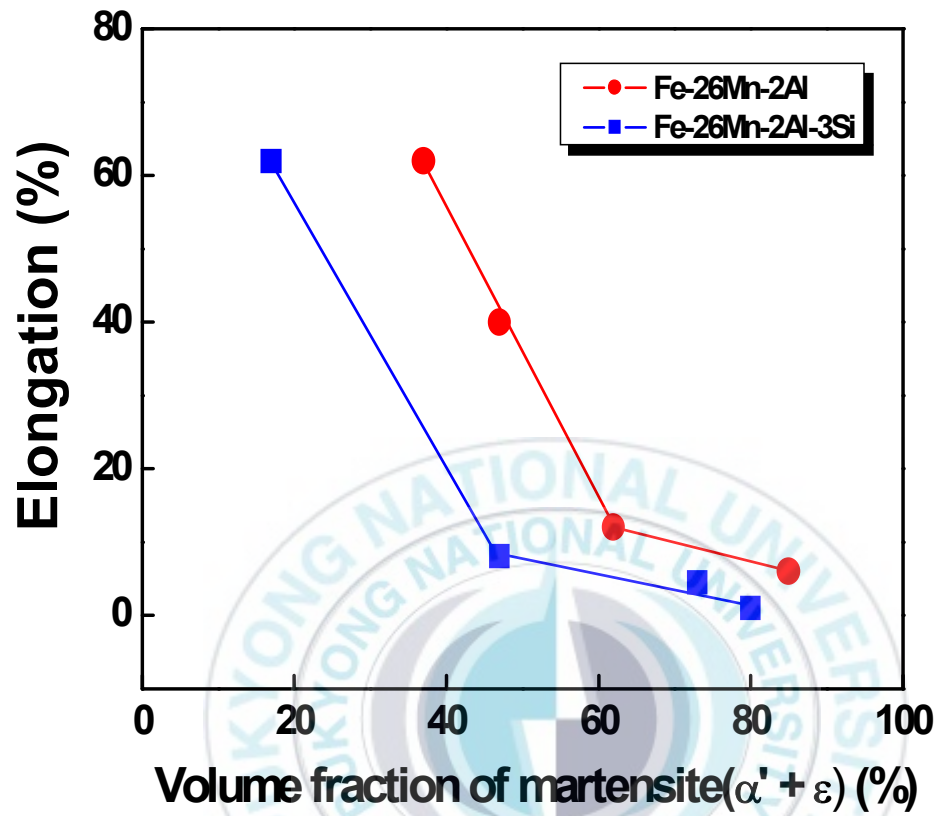


Fig. 31 Relationship between elongation and volume fraction of martensite($\alpha' + \epsilon$) in damping alloys.

α' 및 ε 마르텐사이트를 합한 양이 증가함에 따라 감소하고 있지만 Fig. 30과 Fig. 31의 결과와 관련시켜 분석하여 볼 때 α' 마르텐사이트에 더 크게 영향을 받아 감소하고 있다고 판단된다.



5. 결 론

Fe-Mn-Al 합금과 여기에 적층결함에너지 저하에 따른 마르텐사이트의 생성을 고려하여 합금원소 Si가 첨가된 Fe-26%Mn-2%Al 및 Fe-26%Mn-2%Al-3%Si의 화학조성을 갖는 두 시료를 만든 후, 가공량을 달리하는 냉간압연을 실시하여 미세조직을 변화시킨 다음 인장성질 및 감쇠능에 미치는 미세조직의 영향과 합금원소 Si의 영향을 조사한 결과 다음과 같은 결과를 얻었다.

- 1) 두 시료 모두 초기 조직은 오스테나이트 조직에 소량의 α' 및 ϵ 마르텐사이트로 이루어져 있고, 합금원소 Si가 3% 첨가된 시료가 쌍정이 많이 생성되었다.
- 2) 오스테나이트의 일부가 가공에 의해 마르텐사이트로 변태 되었으며, 가공량이 증가할수록 마르텐사이트로 변태되는 량은 증가하였다.
- 3) 두 시료 모두 가공량이 증가 할수록 ϵ 마르텐사이트의 양은 증가하다 특정 가공 량에서 최대값을 나타낸 후 감소하는데 반하여, α' 마르텐사이트의 양은 가공 초기에는 서서히 증가하다 ϵ 마르텐사이 조직의 양이 감소하기 시작하는 지점에서 부터 급격히 증가하였다.
- 4) 감쇠능은 가공량이 증가함에 따라 증가하다 특정 가공 량에서 최대값을 나타낸 후 감소하였다. 또한 합금원소 3% Si이 첨가된 시료가 가공유기 생성되는 ϵ 마르텐사이트의 양이 많은데 기인되어 감쇠능이 높게 나타났다.

- 5) 두 시료 모두 가공량이 증가 할수록 인장강도는 비례관계로 증가하고, 연신율은 변형의 초기 단계에서는 빠른 속도로 감소하다 변형의 후반기에서는 서서히 감소하였다. 또한 합금원소 3% Si가 첨가된 시료가 강도는 높지만 연신율은 낮게 나타났다.
- 6) 감쇠능은 ϵ 마르텐사이트에는 크게 영향을 받지만 α' 마르텐사이트에는 크게 영향을 받지 않았다. 또한 강도는 α' 마르텐사이트에 강하게 영향을 받지만 ϵ 마르텐사이트에는 크게 영향을 받지 않았다.



참 고 문 헌

- 1) S. Nishiyama : Kinzoku, **41**, 2000, p.43
- 2) H.Okada, H. Saashi. I.S.Kim. C.Y.Kang,N.Igada, K. Miyahara :
Material Science and Engineering, **A 370**, 2004, p.519
- 3) D.Pulino Sagradi, M.Sagradi, A. Karimi and J.L.Martin : Scripta
Material **Vol.39**, No.2, 1998, p.131.
- 4) K. Tenno : Zairyoukagaku **15**, 1978, p.250
- 5) D. W. James : Mater. Sci. Eng., **4**, 1969 1
- 6) N. Chiba : J. Iron Steel Inst. Jpn., **71**, 1985, p.1742
- 7) L. M. Schetky and J. Perkins : Machine Design, 1978, p.202~206
- 8) K. Sugimoto : Mem. Inst. Sci. Ind. Res., Osaka Univ., **35**, 1978, 31
- 9) I. G. Ritchie and Z-L Pan : Metall. Trans., **22A**, 1991, p.607~616
- 10) Y. K. Lee, B. S. Lim, B. I. Cho, C. S. Choi : Scripta Mate., 37,
1997, p.1611
- 11) I. S. Kim, B. Y. Choi, C. Y. Kang, K. Miyahara : Mat. Sci. & Eng. A,
307, 2004, p.519
- 12) A. V. Siefert and F. T. Worrell : J.Appl. Phys., **22**, 1951, p.1257
- 13) K. Sugimoto : Journal de Physique, **42**, 1981, C-971
- 14) H. Masumoto, M. Hinai and S. Sawaya : J. Jpn. Inst. Met., **51**, 1987,
p.584
- 15) G. F. Weissmann : Proc. ASTM, **58**, 1958, p.869
- 16) A. Cochard : Trans. ASM, 52, 1960, p.914

- 17) K. Sugimoto : Men. Inst. Sci. Ind. Res., Osaka Univ., **35**, 1978
- 18) I. G. Ritchie and Z-L Pan : Metall. Trans., **22A**, 1991, p.607~616
- 19) I. G. Ritchie, Z-L Pan and F. E. Goodman : Metall. Trans., **22A**, 1991, p.617~622
- 20) J. H. Yang and C. M. Wayman : Proc. ICOMAT-92, Monterey, California, 1992, p.1193
- 21) T. Maki and K. Tsuzaki : Proc. ICOMAT-92, Monterey, California, 1992, p.1151
- 22) H. Fujita and S. Ueda : Acta. Metall., **20**, 1972, p.759
- 23) K. Kawahara, n. Sakuma and Y. Nishizaki : J. Jpn. Inst. Met., **57**, 1993, 1089
- 24) 최광재 : 제진합금의 기초와 응용, 기술자료
- 25) T. Katayama and H. Fujita : J. Jap. Inst. Met., 52, 1998, p.935

감 사 의 글

어느덧 봄이 지나 여름이 오고 2008년도 반이 지나가는 시점에 정든 이곳을 떠나면서 많은 아쉬움이 남습니다. 나름대로 최선의 노력을 기울였지만 제 자신의 능력이 모자란 탓에 부족한 논문을 내 놓기가 부끄럽습니다. 하지만, 2년의 결실을 이루고 제 자신이 이일을 해내었다는 데 기쁨을 느낍니다. 그래서 인지 이 논문이 완성되기까지 감사를 드려야 할 많은 분들이 떠오릅니다.

먼저, 이제까지 저를 낳으시고 건강하게 길러주신 부모님께 감사를 드립니다. 막내의 응석과 투정을 모두 받아주시고, 항상 말썽 없이 저를 후원하면서 믿어 주신 이 세상에서 가장 존경하는 아버지, 어머니 정말 감사드립니다. 또한, 못난 동생에게 격려의 말 뿐만 아니라 물심양면으로 도와준 막내누나를 비롯하여 큰 용기를 준 큰 누나, 작은누나에게도 감사의 말을 전합니다.

부족한 저에게 논문을 지도해 주시면서도 항상 조언과 격려를 아끼시지 않고 신뢰와 열정으로 학문적으로나 인격적으로 가르침을 주신 아버지처럼 자상한 강창룡 교수님께 감사드립니다. 더불어 논문 심사과정에서 많은 충고와 항상 남을 먼저 생각하는 바를 가르치신 김창규 교수님과 정병호 교수님 그리고 학생들을 열성적으로 가르치시고 용기를 북돋아 주신 오이식 교수님, 사람이 됨을 가르치신 김한군 교수님, 생각하는 것을 보여주신 이종문 교수님, 학문적으로 많은 조언을 주신 김무길 교수님, 항상 열성적인 김현주 교수님께 머리 숙여 감사드립니다.

논문 실험동안 아낌없는 장비 지원과 지도에 힘써 주신 동아대학교 성장현 교수님과 김효중 박사님 그리고 성분분석 및 미세조직 관찰에 많은 도움을 주신 공동실험실의 강순배 선생님께도 고마움을 전합니다.

합금설계연구실 학부 및 대학원 생활동안 많은 도움을 주신 손동욱 박사, 이광희 박사 그리고 김수천 사장님, 이상명 사장님, 김웅규, 김재성, 이병락, 제동현, 김재환, 이도훈 선배님께 감사드리며, 많은 밤을 지새우면서 한 마디의 불평도 없이 실험에 도움을 주었던 연구실 형 조덕호, 동기 엄정호와 석사후배 박영태, 김윤규 그리고 학부생 최한글, 방현식, 유승근, 이상돈, 노경민, 송용근, 김혜능, 김진호, 심현보, 노영진, 하동현 후배들에게 감사의 뜻을 전합니다.

이 작은 결실의 기쁨을 저와 인연이 있는 모든 분들과 함께하고자 합니다.

2008년 8월 권민기 드림