creative commons
COMMONS DEED

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

dCollection

[UCI]I804:21031-200000606970

공 학 박 사 학 위 논 문

냉간가공에 따른 Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si 합금의 기계적 특성 및 조직학적 특성에 미치는 영향

PUKYONG NATIONAL UNIVERSITY
부경대학교

2022년 2월

부 경 대 학 교 대 학 원

금 속 공 학 과

정 종 민

공 학 박 사 학 위 논 문

냉간가공에 따른 Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si 합금의 기계적 특성 및 조직학적 특성에 미치는 영향

지도교수 김 권 후

이 논문을 공학 박사 학위 논문으로 제출함.

2022년 2월

부 경 대 학 교 대 학 원

금 속 공 학 과

정 종 민

정종민의 공학박사 학위논문을 인준함.

2022년 2월 25일

위 원 장 공학박사 남 기 우 (인)

위 원 공학박사 강 창 룡 (인)

위 원 공학박사 왕 제 필 (인)

위 원 공학박사 박 영 태 (인)

위 원 공학박사 김 권 후 (인)

목 차

표 목차 iv

그림 목차 iv

ABSTRACT vi

제 Ⅰ 장 서론

1.1. 연구배경 02

1.2. 연구목적 05

1.3. 연구내용 08

제 Ⅱ 장 이론적 배경

2.1. 마르텐사이트 변태 10

2.1.1. 마르텐사이트 변태의 구동력 12

2.1.2. 응력 유기 마르텐사이트 변태 16

2.1.3. 정벽면(habit plane) 18

2.2. 오스테나이트(FCC)→ε마르텐사이트(HCP) 변태 21

2.2.1. γ → ε 변태의 전단변형 특성 21

2.2.2. ε 마르텐사이트의 생성기구 22

2.2.3. ε 마르텐사이트의 자기조정(self-accommodation) 25

2.3. ε 마르텐사이트→ α′ 마르텐사이트 변태 26
2.3.1. ε 마르텐사이트(HCP)→α′마르텐사이트(BCC) 변태 26
2.3.2. α′ 마르텐사이트(BCC)의 성장 과정 28

2.4. 진동감쇠기구(Damping mechanism) 30
2.4.1. 동적 이력 기구(dynamic hysteresis mechanism) 32
2.4.2. 정적 이력 기구(static hysteresis mechanism) 35
2.4.3. 진동감쇠능을 표현하는 방법 35

2.5. 열탄성 마르텐사이트와 비열탄성 마르텐사이트 41
2.5.1. 열탄성 마르텐사이트 41
2.5.2. 비열탄성 마르텐사이트 46

제 Ⅲ 장 가공유기 마르텐사이트가 감쇠능에 미치는 영향

3.1. 서론 48
3.2. 실험방법 50
3.2.1. 시료(Specimens) 50
3.2.2. 미세조직의 관찰 50
3.2.3. 미세조직의 정량 분석 51
3.2.4. 감쇠능 측정 51
3.3. 실험결과 및 고찰 52
3.3.1. 미세조직 관찰 52

3.3.2. 미세조직과 감쇠능에 미치는 냉간 가공의 영향 58
3.3.3. 감쇠능에 미치는 마르텐사이트의 영향 61
3.4. 결론 66

제 Ⅳ 장 냉간가공이 인장특성에 미치는 영향

4.1. 서론 68
4.2. 실험 방법 70
4.2.1. 시료 및 열처리 70
4.2.2. 미세조직의 관찰 70
4.2.3. 미세조직의 정량 분석 71
4.2.4. 인장성질 측정 71
4.3. 실험 결과 및 고찰 72
4.3.1. 미세조직관찰 72
4.3.2. 미세조직과 인장성질에 미치는 냉간가공의 영향 78
4.3.3. 인장성질과 마르텐사이트의 상호관계 81
4.4. 결론 86

제 Ⅴ 장 결론

5. 결론 88

참고문헌 90

감사의 글 95

표 목 차

[Table 1.1] Classification of high damping alloys 02
[Table 3.1] Chemical composition of specimen (wt.%) 50
[Table 4.1] Chemical composition of specimen (wt.%) 70

그 림 목 차

[Fig.1.1] Specific damping index in various metallic materials as a function of tensile strength 07
[Fig.2.1] Expansion and contration of heating and cooling 11
[Fig.2.2] The free energy change for a martensite transformation 14
[Fig.2.3] The shape changes of (a) thermal-induced and (b) stress-induced ε plates 15
[Fig.2.4] Martensite crystal showing shear and surface tilting 19
[Fig.2.5] Diagram of γ → α′ transformation 20
[Fig.2.6] [110] projection of fcc lattice at different heights 23
[Fig.2.7] The formation and growth of a ε martensite by cross-slip of stair-rod type 24
[Fig.2.8] The movement of atoms in ε→α′ martensitic transformation .. 27
[Fig.2.9] Growth of an α′ martensite by coalescence of small α′ martensite 29
[Fig.2.10] Internal friction as a function of strain amplitude and temperature 31
[Fig.2.11] The anelastic response (lower curve) to a stress cycle (upper curve) 33

[Fig.2.12] Dynamic hysteresis behavior 34
[Fig.2.13] Static hysteresis behabior 38
[Fig.2.14] Measurement of specific damping capacity 39
[Fig.2.15] Measurement of logarithmic decrement and Q-factor 40
[Fig.2.16] Schematic diagram showing the internal friction of a thermoelastic martensitic alloy as a function of temperature 44
[Fig.2.17] Schematic diagram showing the internal friction of a thermoelastic martensitic alloy as a function of stress amplitude 45
[Fig.3.1] Microstructure of Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si alloy before cold-working 54
[Fig.3.2] Optical and SEM micrographs of 29% cold rolled Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si alloy 55
[Fig.3.3] SEM micrographs showing the effect of cold rolling in Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si alloy 56
[Fig.3.4] TEM micrographs showing the martensite obtained in 49% cold rolledFe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si alloy 57
[Fig.3.5] Effect of cold rolling on the volume fraction of each phase in Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si alloy 59
[Fig.3.6] Effect of cold rolling on the internalfriction in Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si alloy 60
[Fig.3.7] Effect of α'-martensite on the internal friction in cold rolled Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si alloy 63
[Fig.3.8] Effect of ε-martensite on the internal friction of cold rolled Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si alloy 64
[Fig.3.9] Effect of total martensite on the internal friction in cold rolled Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si alloy 65

[Fig.4.1] Microstructure of Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si alloy before cold-working 74
[Fig.4.2] Optical micrograph of 49% cold rolled Fe-20Mn12Cr-3Ni-3Si alloy 75
[Fig.4.3] SEM micrograph showing after cold rolling in Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si alloy 76
[Fig.4.4] TEM micrographs showing the martensite obtained in 49% cold rolled Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si alloy 77
[Fig.4.5] Effect of cold rolling on the volume fraction of each phase in Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si alloy 79
[Fig.4.6] Effect of degree of cold rolling on the tensile properties in Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si alloy 80
[Fig.4.7] Effect of volume fraction of α'-martensite on the tensile properties in cold rolled Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si alloy ... 83
[Fig.4.8] Effect of volume fraction of ε-martensite on the tensile properties in cold rolled Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si alloy ... 84
[Fig.4.9] Effect of volume fraction of total martensite on tensile properties in cold rolled Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si alloy ... 85

Effect of cold working on mecahnaical and microstructural properties on Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si alloy

Jong Min Jeong

Department of Metallurgical engineering, The Graduate School,
Pukyong National University

Abstract

There are two types of damping materials which are organic or metallic material. Shortage of organic materials that they are easily polluted by environment and their applications are limited by temperature and wavelength. Thus, metallic materials that have lower dependence on temperature and wavelength have highly been attentioned. Also, the metallic materials are classified with the type of composite, ferromagnetism, dislocation or etc. However, they still had the problem that low strength, complication of manufacturing process. From these reason, their application on industrial field have been inhibited. Moreover, in the most case, damping materials are need to endure the noise and vibration and have the high damping capacity and strength in sametime. Almost every metallic damping materials are hard to be satisfied that condition. Thus, the new materials that have high damping capacity, high strength, mechanical properties and corrosion resistance in sametime. Thus, as the fundamental research for the development of high strength and damping capacity material, the newly composed alloy were used in this study. Fe-20Mn-12Cr alloy was used and 3Ni and 3Si was adopted as an alloying element. Alloying elements were choosed for increasing corrosion resistance and stacking fault energy. Alloy were melted in vacumm furnace and manufactured to ingot. And then, they were hot rolled at 1200 to

process for appropriate size of plate shape. Every plates was leansed in acid after annealing at 1050 1H and quenched for solid solution. Finally, they were cold rolled with different rolling reduciton but plate shape to 2mm thickness on the room temperature. They were used to investigate the relationship between microstructure and mechanical properties or damping capacity. The damping capacity was measured by electric discharge machining from a cold-rolled sample to a test piece having a size of 2 mm × 120 mm × 10 mm, and then, using a horizontal internal friction measurement device to obtain the logarithmic damping rate under vacuum. The microstructure of each specimens was obeserved using optical microscopy and scanning electron microscopy. Also, transmission electron microscopy was used for phase identification. After cold rolling,

After performing the cold working, martensite was generated by working from the previously formed austenite phase, which showed a larger amount as the working amount increased. In addition, martensite had two different phases, α′ and ε, and it was confirmed that they intersect or have directionality for a specific orientation. Of the two phases, α′ was initially formed, and as the stacking fault energy increased as processing proceeded, the fraction of the ε phase became higher. In this alloy, the damping properties were highly influenced by the ε phase. In particular, as the fraction of the ε phase increased, the interaction between austenite and the interface occurring in the ε phase, such as interfacial migration and the increase of stacking fault energy, increased, and the damping capacity characteristics increased. Changes in tensile properties such as strength in this alloy were also affected by the fraction of the ε phase, and as the fraction of the corresponding phase increased, its strength and elongation increased further.

ㅎ

제 Ⅰ 장

서 론

1.1. 연구배경

재료의 내부에서 진동에 의한 기계적 에너지를 열에너지로 전환시키는 능력을 내부마찰(internal friction), 혹은 재료가 가지는 고유의 기계적 감쇠능(intrinsic mechanical damping)이라고 한다. 최근 발생하는 소음과 진동을 제어하기 위하여 기계공학적인 접근방법(진동체에 오일댐퍼(oil damper) 또는 에어댐퍼(air damper)를 설치해서 금속사이에 점탄성이 큰 고분자 재료를 삽입해서 진동에너지를 흡수시키는 설계)으로 이러한 문제점을 해결하는 방법을 많이 이용되고 있지만, 이러한 방법은 공업적 한계성 및 구조적 문제점을 여전히 가지고 있기 때문에, 보다 효과적인 제진대책으로 내부마찰을 이용하는 방법이 제시되었다. 따라서 높은 내부마찰을 가지고 있는 제진재료(damping materials)를 소음원이나 진동원에 응용하는 재료공학적인 방법에 관심이 높아지고 있다.[1~5)]

제진재료는 일반적으로 유기재료(organic materials)와 금속재료(metallic materials)로 분류할 수 있지만, 유기재료의 경우, 주위 환경에 의해서 쉽게 오염되고 제한도니 범위의 주파수 및 온도에서만 사용되는 단점을 가지고 있다. 따라서 비교적 주파수와 온도에 덜 민감하고 강도와 인성 등의 기계적 특성이 우수한 금속계 제진 합금(damping alloy) 개발에 관련된 연구가 중점적으로 이루어지고 있다.[5)]

제진합금의 진동 감쇠기구(damping mechanism)는 금속의 내부에 존재하는 결함이 외부응력에 의해서 가역적 또는 비가역적으로 이동하면서 발생하는 이력손실(hysteresis loss)에 기인하며, 미세조직에 크게 영향을 받는다. 진동 감쇠기구는 에너지를 변환시키는 방법에 따라서 크게 동적이력기구(dynamic hysteresis mechanism)와 정적이력기구(static hysteresis mechanism)로 나눌 수 있다. 동력이력기구는 외부응력에 의한 침입형 불

순물 원자들의 재배열(reconfuguration) 또는 규칙화(ordering)에 의해서 발생하며, 이로 인해 진동 감쇠능은 원자의 확산속도와 밀접한 관계가 있는 온도에 크게 의존한다. 정적이력기구는 탄성변형영역(elastic)에서의 미소변형과 관련이 있으며, 진동감쇠능은 가해진 진폭에 크게 의존하고 주파수 의존성이 작아 공업적으로 매우 유용하다.

Mn-Cu 합금[6], Cu-Al-Ni 합금[7], Ni-Ti 합금[8], Fe-Co-Mo-Cr 합금[9], Mg-Zr 합금[10] 등이 있으며, 대부분 정적이력기구에 의하여 진동감쇠를 나타낸다. 이들은 감쇠원(damping source)의 종류에 따라 복합(composite)형, 강자성(ferromagnetic)형, 전위(dislocation)형, 쌍정(twin)형으로 분류되고 있으며, 각 유형별로 감쇠기구에 대한 설명과 합금계 및 개발된 합금의 명칭을 정리하여 [Table 1.1]에 나타내었다[3].

복합형 제진합금, 강자성형 제진합금 및 전위형 제진합금은 대체로 강도가 낮으며, 제조공정이 복잡한 단점을 가지고 있으며, 쌍정형 제진합금은 기계적 성질 및 진동감쇠능이 우수하지만, 고가이고 가공성이 좋지 않아 특수한 목적에만 사용되는 단점을 가지고 있다. 따라서 지금까지 제진합금은 제한적인 산업분야에서 사용되고 있지만, 이러한 단점을 개선한다면 보다 많은 산업분야에서 사용될 것으로 판단된다.

복합형 제진합금, 강자성형 제진합금 및 전위형 제진합금은 대체로 강도가 낮으며, 제조공정이 복잡한 단점을 가지고 있으며, 쌍정형 제진합금은 기계적 성질 및 진동감쇠능이 우수하지만, 고가이고 가공성이 좋지 않아 특수한 목적에만 사용되는 단점을 가지고 있다. 따라서 지금까지 제진합금은 제한적인 산업분야에서 사용되고 있지만, 이러한 단점을 개선한다면 보다 많은 산업분야에서 사용될 것으로 판단된다.

[Table 1.1] Classification of high damping alloys

Type	Damping Mechanism	Alloy System	Example
Natural Composite	Viscous flow (or plastic flow) across phase boundaries between matrix and the second phase	Fe-C-Si Al-Zn	Grey cast iron Rolled nodular cast iron
Ferromagnetic	Magneto-mechanical static hysteresis due to irreversible movement of ferromagnetic domain-walls	Fe and Ni Fe-Cr Fe-Cr-Al Fe or Ni base	T.D. Nickel 12%Cr-steel Silentalloy Gentalloy
Dislocation	Static hysteresis due to the movement of dislocation loops breaking away from pinning points by impurity atoms	Mg Mg-0.6%Zr Mg-Mg2Ni	KIXI alloy
Twin-boundary (or phase boundary)	Movement of internal twin boundaries on thermoelastic martensite or movement of the interface between the martensite and the high temperature phase	Mn-Cu Mn-Cu-Al Cu-Al-Ni Cu-Al-Zn TiNi	Sonoston Incramute

1.2. 연구목적

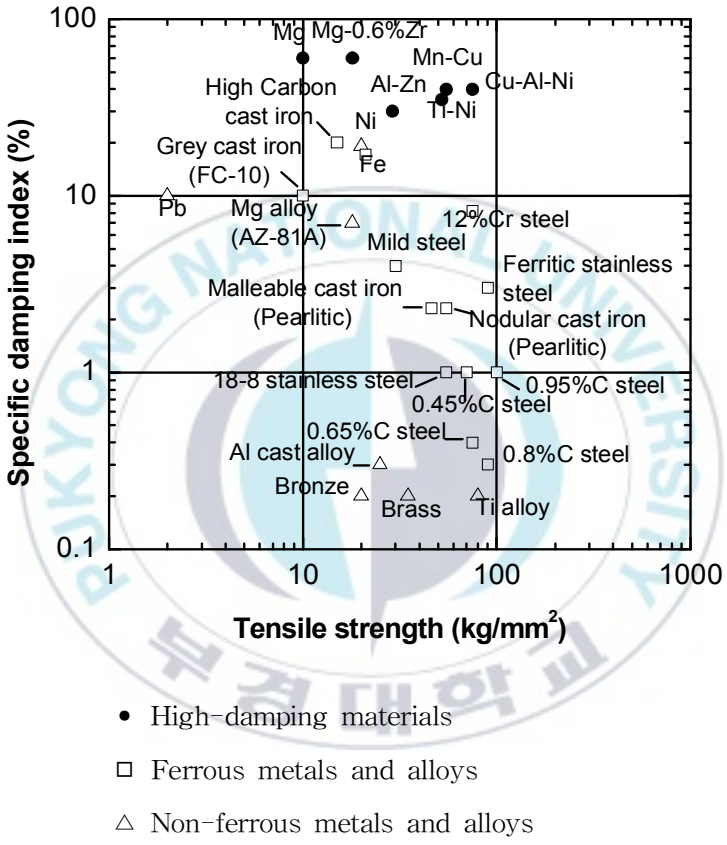
[Fig. 1.1]은 여러 금속재료의 인장강도와 진동 감쇠능을 비교하여 나타낸 것이다. 일반적인 금속재료는 인장강도가 높을수록 감쇠능이 낮은 특징을 나타내며, 현재까지 개발된 비철계 제진합금들은 경제성 혹은 기계적 성질의 취약성으로 인하여 극히 일부만이 제한된 영역에 사용되고 있는 실정이다.

소음과 진동을 방지하기 위해 지금까지 개발하여 이용하고 있는 방법으로서는 여러 방법이 있지만, 그 중 material damping법이 효과가 높아 최근 가장 많은 연구의 대상이 되고 있다. 이 방법은 그 재료가 지니고 있는 내부마찰을 이용하는 방법으로 높은 내부마찰을 갖는 금속재료를 소음과 진동원에 적용함으로서 소음과 진동을 방지하기 때문에 그 효과가 대단히 큰 방법으로 알려져 있다. 따라서 최근에는 제 특성이 우수한 제진 합금을 개발하여 소음과 진동원에 적용하기 위한 연구가[3-6] 활발히 진행되고 있다.

한편 개발되어 공업적으로 이용되고 있는 제진합금을 소음과 진동이 발생되는 여러 부위의 부품에 적용하기 위해서는 그 부품이 요구하는 제 성질을 만족시켜야 한다. 예를 들면, 제진 합금을 수송기기의 엔진 부재인 기어나 산업 기기 등에 사용되는 기어 또는 금속과 금속 사이의 마찰에 의해 소음과 진동이 발생되는 부품에 사용하기 위해서는 우수한 감쇠능과 뛰어난 내마모성을 지니고 있어야 한다. 또한, 개발된 제진합금은 사용 중 감쇠능이 떨어지거나, 강도가 낮거나, 가공이 어렵거나 또는 내식성이 낮은 등 여러 가지 형태의 단점을 지니고 있다. 따라서 우수한 기계적 특성과 내식성을 지니면서 소음과 진동에 관계되는 에너지를 쉽게 소실시킬 수 있는 제 특성이 우수한 새로운 높은 강도와 우수한 감쇠능을 갖는 제진합금의 개발이 필요하다.

일반적으로 금속재료는 그 종류에 따라 또한 동일한 재료라 하여도 그 재료가 갖는 조직 등과 같은 재료가 가지고 있는 내부 구조에 따라 감쇠능이 달라질 뿐만 아니라 강도와 인성 등과 같은 기계적 성질 및 물리적, 화학적 성질 등이 달라진다.[11.12] 또한 제진재료는 강도, 가공성, 제진에 의한 주파수 의존성, 온도 의존성 등이 낮을수록 유리하다고 알려져 있다. 그러나 이러한 모든 성질을 모두 만족시키는 제진 합금을 개발하기란 어렵다. 뿐만 아니라 금속재료는 강도가 높아지면 감쇠능은 낮아진다.[13] 때문에 강도와 감쇠능의 조합이 우수한 구조용 재료로서 활용 가능성이 높은 제진 합금 개발을 위한 많은 연구가 수행되어 왔지만[14], 아직도 많이 부족한 실정이다.

따라서, 본 연구는 강도와 감쇠능의 조합이 우수하면서 내식성이 양호한 제진 합금의 개발에 필요한 자료를 얻기 위해 수행하였다. 즉 감쇠능이 우수하면서도, 강도 등이 높은 것으로 알려져 있는 Fe-20Mn-12Cr계 합금에서 내식성 향상과 적층결함 에너지를 크게 함으로서 감쇠능을 높이기 위하여 3%의 Ni과 Si를 첨가된 Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si 합금을 설계하였다. 다음 이 합금에서 가공량을 달리하여 냉간가공한 후, 기계적인 특성, 조직학적인 특성 및 진동 감쇠능과의 상호 관계를 조사하였다.



[Fig. 1.1] Specific damping index in various metallic materials as a function of tensile strength[3)]

1.3. 연구내용

본 논문은 다음과 같은 연구를 하여 구성하였다.

(1) 제 1장에서는 본 연구를 수행하게 된 배경과 연구목적을 논하였다.

(2) 제 2장에서는 본 연구의 수행과 관련된 이론적 배경을 설명하였다.

(3) 제 3장에서는 강도와 감쇠능이 우수할 뿐만 아니라 내식성 등이 뛰어난 다기능성 제진합금을 개발하기 위해서, 우수한 감쇠능과 강도 등을 가진 Fe-20Mn-12Cr계 제진합금을 사용하였으며, 내식성 향상 및 적층결함 에너지를 높이기 위해서 3%의 Ni과 Si가 첨가된 Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si 합금을 제작하였다. 제작된 합금을 대상으로 가공량을 달리하여 냉간가공을 하였으며, 가공량에 따른 인장성질과 미세조직과의 상호관계를 조사하였다.

(4) 제 4장에서는 감쇠능과 강도의 조합이 우수한 제진합금 개발에 필요한 자료를 얻기 위해 감쇠능과 강도 등이 우수한 Fe-20Mn-12Cr 합금에서 적층결함 생성에 의한 감쇠능을 높이고, 고용강화에 의한 강도 및 내식성 향상 등을 위하여 3%의 Ni와 Si 가 첨가된 제진합금을 설계하고, 이 합금에서 압연량을 달리하는 냉간압연하여 미세조직을 변화시킨 다음 감쇠능에 미치는 미세조직의 영향을 조사하였다.

(5) 제 5장에서는 본 연구에서 얻은 결론을 종합하여 정리하였다.

제 Ⅱ 장

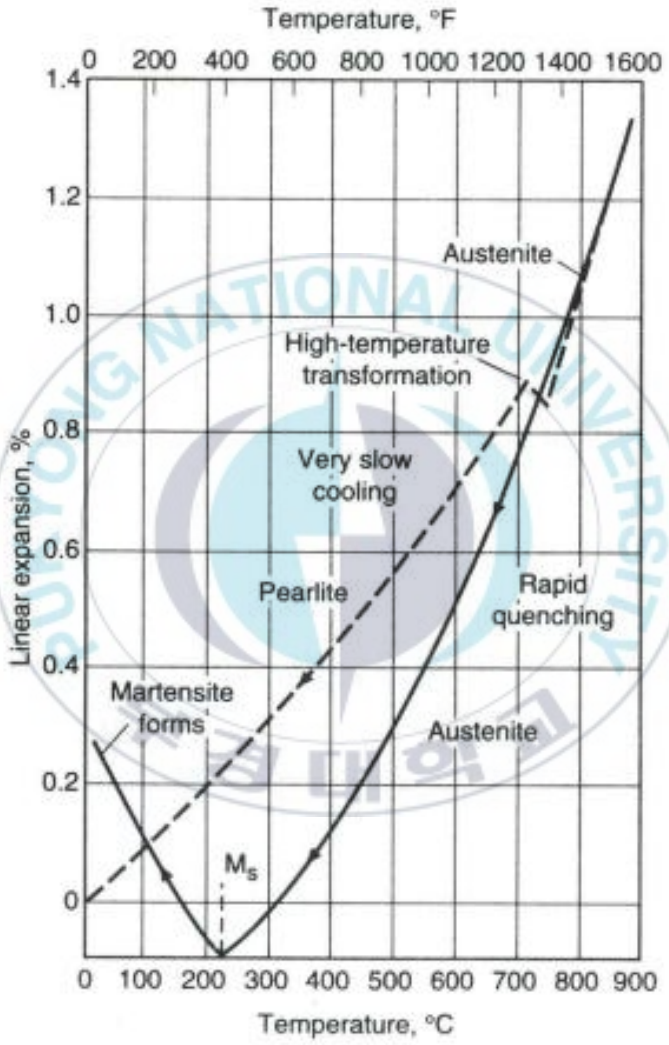
이론적 배경

2.1. 마르텐사이트 변태

마르텐사이트 변태는 무확산 변태이며, 온도의 변화에 따라서 원자의 전단변위와 하나의 원자 이동보다 적은 원자의 이동을 발생시킨다. 마르텐사이트는 개시온도(M_s)에서 생성하기 시작하고 마르텐사이트 완료온도(M_f)에 도달하면 변태가 끝나게 되는데, 이는 마르텐사이트가 온도에 의존한다는 것을 의미한다.

강의 마르텐사이트에서 충진율이 큰 오스테나이트(FCC)상이 충진율이 작은 체심입방구조(BCC)의 페라이트상 또는 사방정계 구조(BCT)인 마르텐사이트 결정구조로 변태한다. 오스테나이트로부터 서냉을 하면 결정조직은 적게 밀집되어서 페라이트 상으로 변태하지만, 냉각속도를 빠르게 하면 페라이트 변태는 억제되고 탄소 원자가 과포화된 철 원자 사이의 전단변위에 의해서 마르텐사이트 변태가 일어나고 오스테나이트 보다 더 적게 철 원자가 밀집된 준안정 상태의 BCT구조를 가지게 된다. [Fig. 2.1]에서 볼 수 있듯이, 전위 움직임의 지연에 의한 강도, 경도 생성인 격자 비틀림과 마르텐사이트 개시온도(M_s)에서의 체적확장이 일어나고, 냉각하는 동안 강은 마르텐사이트 완료온도(M_f)에 도달하면 마르텐사이트 변태는 완료된다.[15)]

기계적 또는 화학적인 요인에 의해서 오스테나이트의 안정화가 일어나기 때문에, 오스테나이트 일부는 오스테나이트 완료 온도(M_f) 이하에서 잔류 오스테나이트로 존재할 수 있다.[16)]



[Fig. 2.1] Expansion and contration of heating and cooling [15)]

2.1.1. 마르텐사이트 변태의 구동력

마르텐사이트 변태는 일반적인 확산변태와는 달리 T_0에서 변태하지 않으며, 어떤 임계 구동력($\triangle G_{M_s}^{P\rightarrow M}$)을 발생하는 마르텐사이트 개시온도($M_s$)까지 모상을 과냉해야만 변태가 일어난다. 따라서 모상을 과냉하면 화학적 구동력이 발생하고 과냉도가 증가할수록 그 구동력은 증가한다. 마르텐사이트 개시온도(M_s)에서 마르텐사이트의 핵생성에 필요한 구동력은 다음의 식 (2.1)과 같다.

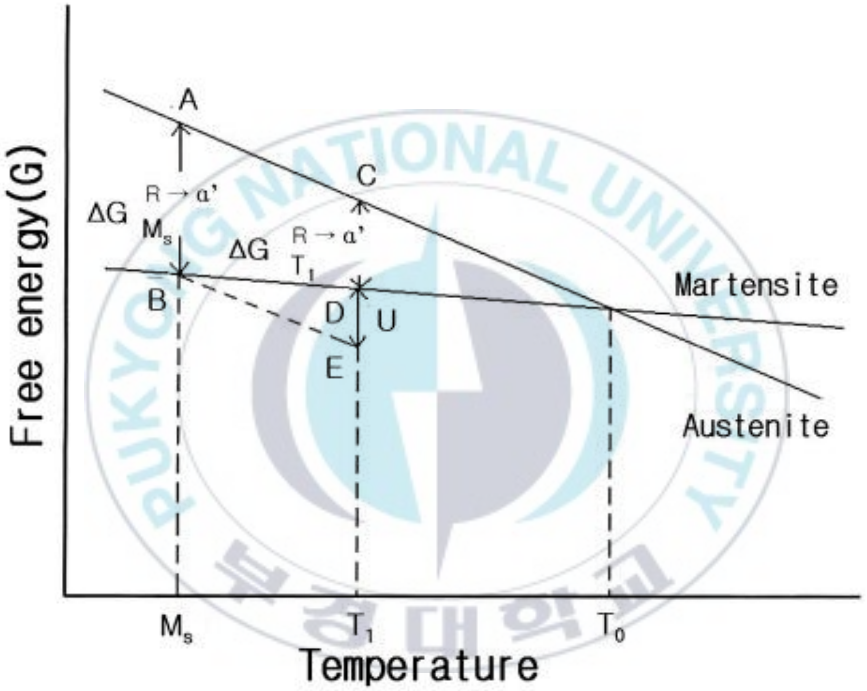
$$\triangle G_{M_s}^{P\rightarrow M} = \triangle H_{M_s}^{P\rightarrow M}\frac{(T_0 - M_s)}{T_0} \qquad (2.1)$$

여기서, $\triangle G_{M_s}^{P\rightarrow M}$ 은 모상에서 마르텐사이트상으로 변태할 때의 화학적 자유에너지의 차이, $\triangle H_{M_s}^{P\rightarrow M}$ 은 마르텐사이트로 변태할 때의 엔트로피 변화, T_0는 모상 및 마르텐사이트상의 자유에너지가 같아지는 온도, M_s는 마르텐사이트 변태 개시온도를 나타낸다. 또한 모상으로 역변태할 때도 이와 같은 구동력이 필요하며, T_0보다 적당히 높은 온도까지 가열하지 않으면 역변태가 일어나지 않는다.

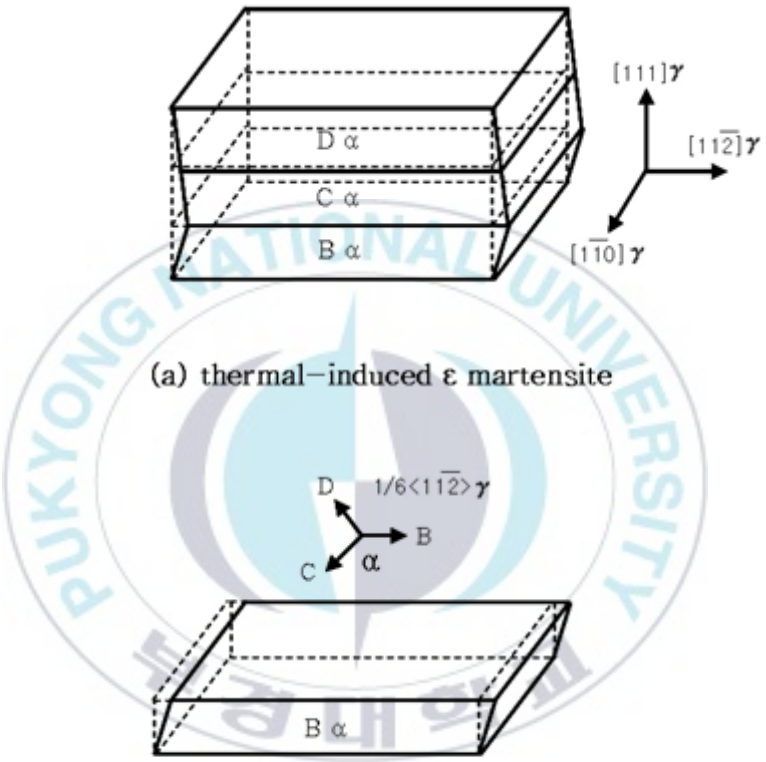
[Fig. 2.2]는 동일농도의 모상과 마르텐사이트상의 화학적 자유에너지를 온도에 대해서 나타낸 것이다. γ → α′ 마르텐사이트 변태가 일어나기 위해서는 γ상의 자유에너지보다 α′ 상의 자유에너지가 낮아야 하지만[17], 변태에는 추가적인 비화학적인 에너지가 필요하기 때문에 두 상의 자유에너지 차이가 그것을 넘지 않으면 변태는 일어나지 않는다. 마르텐사이트 변태할 때 계에 도입되는 비화학적 자유에너지는 (1) 모상과 마르텐사이트상 사이의 계면에너지, (2) 변태할 때 전단변형에 의한 소성변형에너지, (3) 변

태할 때 계에 도입되는 탄성변형에너지, (4) 변태시 동반되는 탄성진동에너지 등이 있다. 따라서 마르텐사이트 변태가 일어나기 위해서는 화학적 자유에너지 이외에 이러한 비화학적 자유에너지의 합 이상이 되어야 하며, T_0보다 훨씬 낮은 온도까지 모상을 과냉해야 하는 이유이다.

PUKYONG NATIONAL UNIVERSITY
부경대학교



[Fig. 2.2] Schematic diagram showing the free energy change for a martensite transformation[17)]



[Fig. 2.3] Schematic illustration showing the shape changes of (a) thermal-induced and (b) stress-induced ε plates[18]

2.1.2. 응력 유기 마르텐사이트 변태

오스테나이트 단상을 M_d~M_s 온도구역에서 변형할 때, 응력유기 ε 마르텐사이트 변태는 [Fig. 2.3 (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 응력유기 ε 마르텐사이트 플레이트는 큰 균일전단(homogeneous shear)을 일으킨다.

M_s 온도 이하에서는 이미 열적으로 생성된 ε 마르텐사이트와 응력유기 ε 마르텐사이트 사이에 상호작용이 발생하기 때문에 변태양상이 훨씬 복잡하며, 이러한 경우 ε 마르텐사이트는 다음과 같이 3가지 과정을 통하여 성장한다[19]. (ⅰ) 응력방향에 우선적인 1개의 형제정이 잔류 오스테나이트에서 개별적으로 핵 생성되어 성장한다. (ⅱ) ε 마르텐사이트 플레이트 내에 존재하는 3개의 형제정이 기저면을 따른 전단변형에 의해 우선적인 형제정으로 합체한다. (ⅲ) 응력방향에 우선적인 형제정이 다른 플레이트를 가로질러 성장한다.

결정립이 무질서하게 분포된 임의의 다결정 모상에 응력을 가해서 마르텐사이트 변태가 일어날 때 아래의 식의 U값을 최대로 나타내는 방위를 갖는 마르텐사이트 결정이 가장 먼저 생성된다.[20]

$$U = \frac{1}{2}\sigma_1 \times [\gamma_0(\sin 2\theta \cdot \cos\alpha) \pm (1+\cos 2\theta)] \qquad (2.2)$$

여기서, σ_1은 작용하는 인장 혹은 압축응력의 크기, Θ는 응력축과 정벽면의 버선 사이의 각도, α는 정벽면에서 응력에 의한 최대 전단변형과 변태 전단변형 방향사이의 각, ±의 부호는 인장응력과 압축응력의 경우를 나타

낸다. U의 최대치는 α=0일 때 얻어지므로, du/dΘ=0의 식으로부터 임계 기계적 구동력(U')을 얻을 수 있다.

$$U' = \frac{1}{2}\sigma_1' \times [\gamma_0 \sin 2\theta') \pm \epsilon_0 (1 + \cos 2\theta)] \qquad (2.3)$$

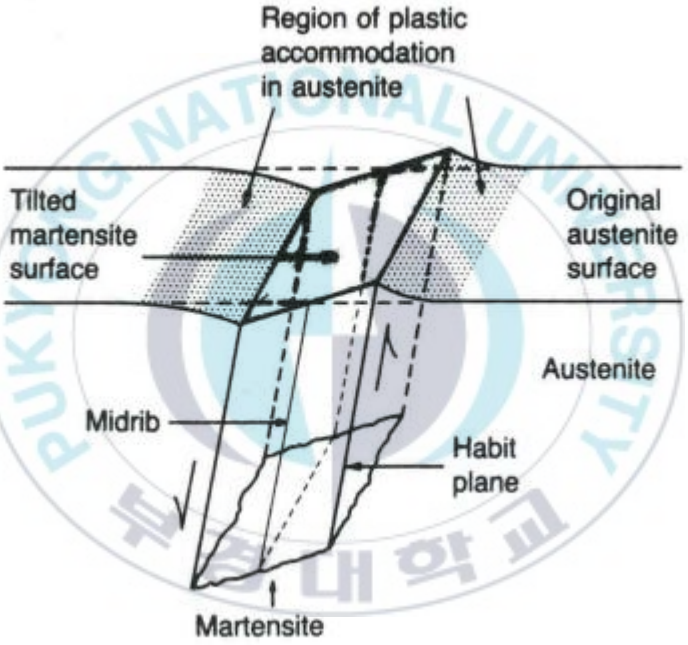
여기서, σ′는 마르텐사이트 변태개시에 요구되는 임계응력이며, Θ′는 최대의 U를 나타내는 각도이다. 화학적 구동력이 마르텐사이트 변태 개시 온도 이상에서 온도와 같이 직선적으로 감소한다면 마르텐사이트 변태개시에 요구되는 임계응력은 응력을 가하는 온도가 증가할수록 직선적으로 증가하게 된다.

PUKYONG NATIONAL UNIVERSITY 부경대학교

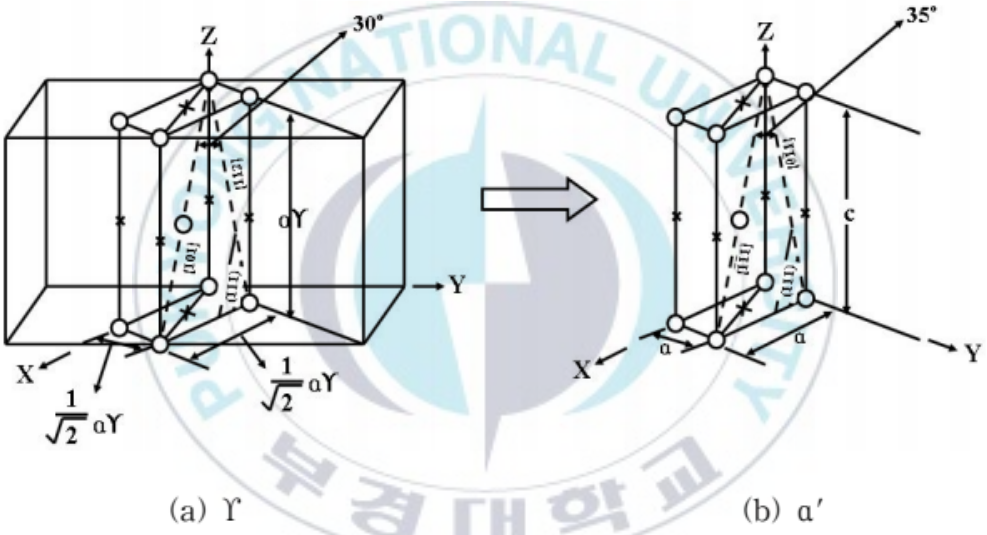
2.1.3. 정벽면(habit plane)

[Fig. 2.4]는 마르텐사이트의 특정면인 정벽면(habit plane)을 나타내며[21], 마르텐사이트 변태에서 생성된 상의 결정방위와 모상의 결정방위가 일정한 관계를 유지하고 있다는 것을 알 수 있다. 탄소강의 경우, $(111)_{\gamma}//(011)_{\alpha'}$ $[\bar{1}01]_{\gamma}//[\bar{1}\bar{1}1]_{\alpha'}$ 와 같은 관계를 하고 있다.

이것은 [Fig. 2.5]의 (a)와 (b)에서 사선으로 표시되어 있는 삼각형의 면이 서로 평행하고 그 중의 한 개의 방향이 서로 평행한 것을 알 수 있다. 이러한 관계를 Kurdjumov-Sachs 관계(K-S relation)이라고 한다. 마르텐사이트 생성에서 발생되는 변태(전단응력)이 작용하고 이에 적응하여 기울어지거나 회전하기도 한다. 양쪽 정벽면을 따라 상하로 전단하여 모상인 오스테나이트로부터 소성변형하여 표면기복이 심하여 연마하지 않아도 육안으로도 확인할 수 있다.



[Fig. 2.4] Diagram of martensite crystal showing shear and surface tilting[21].



[Fig. 2.5] Schematic diagram of γ → α′ transformation[17].

2.2. 오스테나이트(FCC)→ε마르텐사이트(HCP) 변태

γ(fcc)→ε(hcp) 마르텐사이트 변태는 Fe-Mn 합금[22], Fe-Mn-Si 합금[23~25], Fe-Mn-C 합금[26], Fe-Cr-Ni 합금[27], Fe-Mn-Cr-Ni 합금[28], Fe-Ru 합금[29], Co-Ni 합금[30], 등이 있으며, 모상과 마르텐사이트상 사이의 결정학적 방위관계는 아래와 같은 Kurdjumov-Sachs 관계(K-S relation) 또는 Shoji-Nishiyama 관계(S-N relation)를 따른다. 하지만, 대부분의 합금은 S-N관계를 유지한다.

$$(111)_{fcc} \parallel (0001)_{hcp} \quad [112]_{fcc} \parallel [1100]_{hcp} \quad \text{혹은} \quad [110]_{fcc} \parallel [1120]_{hcp}$$

2.2.1. γ → ε 변태의 전단변형 특성

γ(FCC)→ε(HCP) 상변태는 결정학적으로 여러 종류의 마르텐사이트 변태 중 가장 단순하다. FCC와 HCP 모두 조밀구조(close-packed structure)이며, 조밀면에서 원자의 적층 순서만이 다르기 때문에, 각각의 구조는 규칙적으로 적층결함이 생긴 형태로 간주할 수 있다.[31]

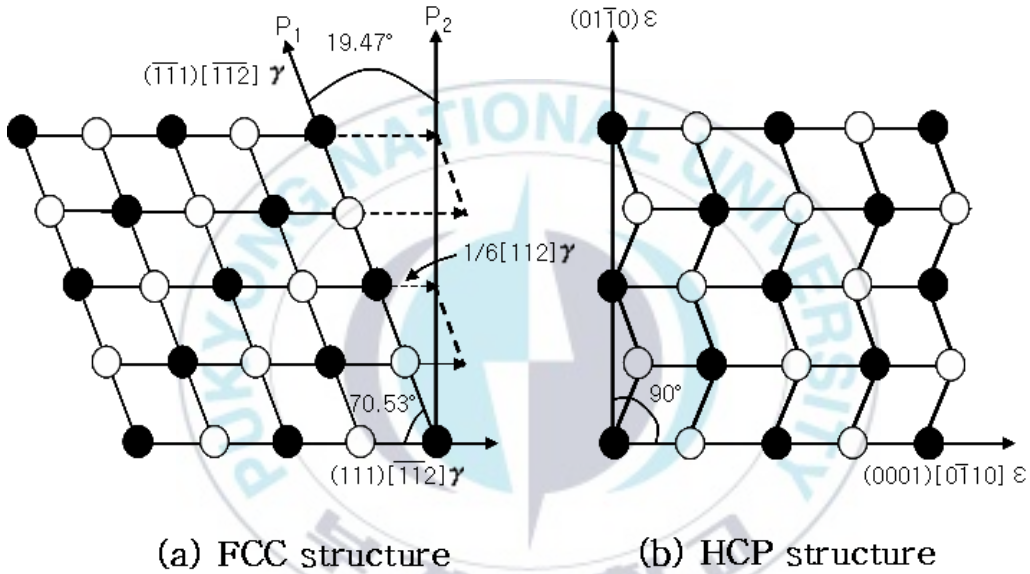
FCC 구조의 조밀면에서 각 층마다 존재하는 하나의 적층결함이 FCC (ABCABC...) 적층 구조를 HCP (ABABAB...) 적층 구조로 변화시킨다. [Fig. 2.6]은 {111}면 각 층마다 1/6<112> Shockley 부분 전위가 이동하여 γ→ε 마르텐사이트 변태와 형상변화가 일어나는 모습을 나타낸 것이다[18]. γ→ε 마르텐사이트 변태에 따른 전단변형량은 [Fig. 2.6]에 나타나 있는 것과 같이, 0.353 (tan 19.47°)으로 γ→α' 변태의 전단변형량인 0.2보다 훨씬 크다.

2.2.2. ε 마르텐사이트의 생성기구

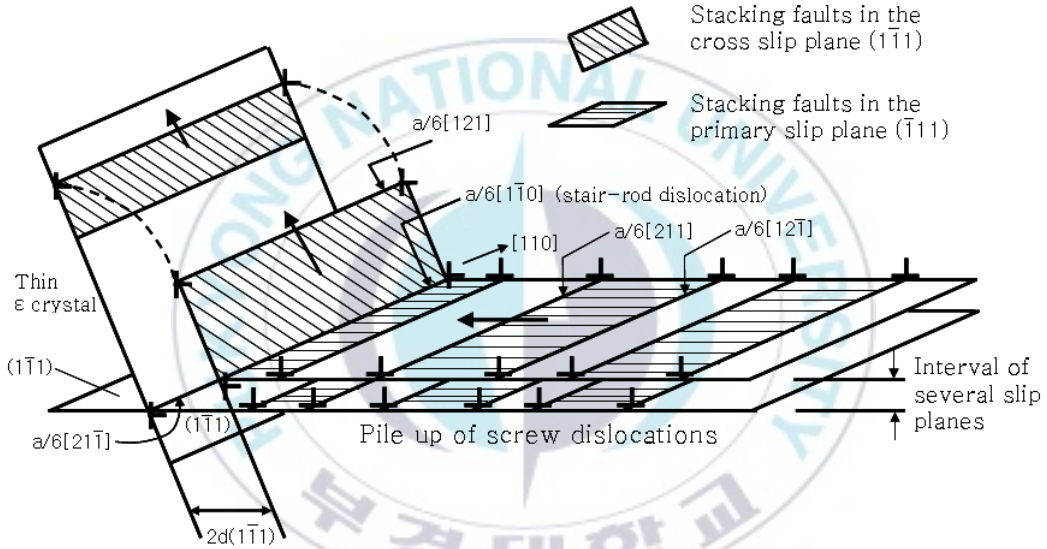
적층결함에너지가 매우 낮은 오스테나이트계 스테인레스강이나 Fe-Mn계 합금은 1개의 완전 전위가 2개의 부분 전위로 분해하여 적층결함이 쉽게 생성되는 경향을 가진다. 적층결함의 폭은 주위에 존재하는 다른 전위의 응력장(stress field)에 의해서 크게 영향을 받으며, 이론적으로 계산된 적층결함의 폭은 나선전위의 경우 약 80Å, 인상전위의 경우 약 180Å이다. 만약 반대부호를 가지는 전위가 인접한 슬립면(slip plane)에서 접근해 오면, 양쪽 전위가 상호작용에 의해 크게 확장된다. 또한 가동하기 쉬운(mobile) 전위가 다른 전위 근처를 지나가면 그 상호작용에 의하여 확장된 적층결함이 생성된다.

[Fig. 2.7]는 stair-rod 형태의 교차슬립에 의해서 ε 마르텐사이트가 형성되고 성장하는 과정을 나타낸 것이다.[32] 기존의 슬립 면과 교차 슬립 면(cross-slip plan)이 동시에 작동하면, 두 슬립면의 교차부분을 따라 놓여있는 전위들은 넓게 확장하게 되며, 기존의 슬립 면에 존재하는 적층결함 선단부분의 전위는 stair-rod 형태로 교차 슬립을 해서 다른 슬립계로 이동할 수 있게 된다.

슬립면의 일부에서 stair-rod 형태의 교차슬립이 일어나면, 뒤에서 따라오는 전위가 집적(pile-up)되어 응력집중이 발생하게 되기 때문에, 교차슬립이 쉽게 활성화된다. 교차 슬립이 두 개의 원자면 만큼 떨어진 슬립 면에서 일어나면, 전체 적층결함 에너지가 최소화 되며, 이러한 과정이 ε 마르텐사이트에 핵생성에 원인이 된다. 이러한 과정을 통해서 얇은 판상의 ε 마르텐사이트가 생성되고 그 후 점차 두꺼워진다.



[Fig. 2.6] [110] projection of fcc lattice with atoms at different heights shown as open and shaded circles, illustrating the shear nature of γ → ε martensitic transformation in connection with the passage of Shockley partial dislocations[31]



[Fig. 2.7] Schematic illustration showing the formation and growth of a ε martensite by cross-slip of stair-rod type[32)]

2.2.3. ε 마르텐사이트의 자기조정(self-accommodation)

냉각에 의한 자발적인 ε 마르텐사이트 변태에서는 우선적인 전단방향이 존재하지 않는다. 따라서 세 가지 종류의 1/6<112> Shockley 부분전위가 하나의 {111}면에서 거의 같은 수만큼 작용하는 자기조정현상이 나타나며, 그 결과 4개의 {111}면에서 총 12개의 변위(variant)가 생성된다. [Fig. 2.3] (a)는 각각의 변위에 의해 형상변형(shape strain)을 서로 상쇄하고 거시적으로 형상변화가 나타나지 않는 특별한 방식으로 세 가지 부분전위가 작용하는 전형적인 예를 보여 준다[18]. 균일하게 전단 변형된 {111}면의 수 혹은 그 넓이는 불규칙하게 달라질 수 있으며, 계면변형에너지(interfacial strain energy)에 큰 영향을 끼친다.

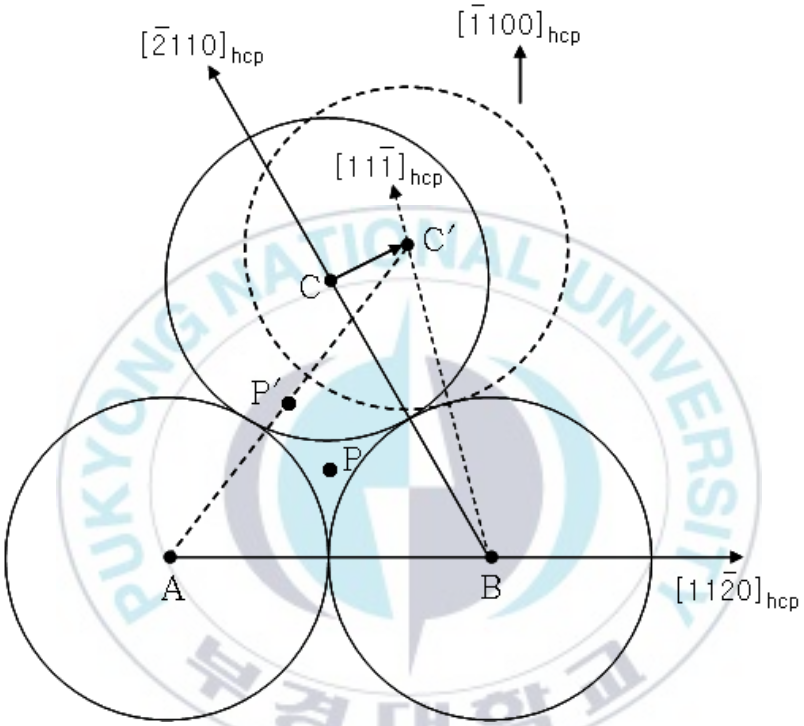
2.3. ε 마르텐사이트→ α′ 마르텐사이트 변태

2.3.1. ε 마르텐사이트(HCP)→α′마르텐사이트(BCC) 변태

[Fig. 2.8]는 ε 마르텐사이트(HCP) → α′ 마르텐사이트(BCC) 변태에 따른 조밀면에서의 원자이동을 나타낸 것이다.[33] 실선의 세 종류의 원(A, B, C)은 $(0001)_{\varepsilon}$면의 원자배열을 나타내고, 점 P는 중간층에 있는 원자의 중심위치를 표시한 것이다. 전단변형을 가해서 원자 C가 원자 B와 조밀관계를 유지하면서 C′으로 표시된 원자위치로 이동하면, ∠ABC(=60°)가 ∠ABC′(=70.32°)으로 넓어지면서 기하학적으로 bcc 구조의 조밀면이 그대로 유지된다. 이 과정에서 P의 위치에 있는 원자는 원자 A와 C′에 대응하는 점에 해당되는 P′으로 이동하여 완전한 bcc구조가 형성된다. 한편, 원자간 거리(D)는 각 원자의 배위수에 크게 의존하며 다음과 같은 식 (2.4)로 나타낼 수 있다.

$$D = D_0 - \alpha \cdot \ln(e / z) \qquad (2.4)$$

여기서 D_0는 각각 최초상태에 있는 조밀방향의 원자간 거리, α는 원자의 종류에 의존하는 계수, e는 하전자수, z는 배위수를 나타낸다. HCP → BCC 마르텐사이트 변태의 경우, 배위수가 12에서 8로 변화하므로, 조밀방향의 수축으로 인해 A, B원자열 및 C를 포함한 평행한 원자열의 거리는 팽창하게 된다.



[Fig. 2.8] The movement of atoms in ε→α′ martensitic transformation. Solid line circles A, B and C show atom positions of (0001) of hcp. Solid line circles A, B and dotted line circle C′ show atom positions of (011) of bcc[33]

2.3.2. α′ 마르텐사이트(BCC)의 성장 과정

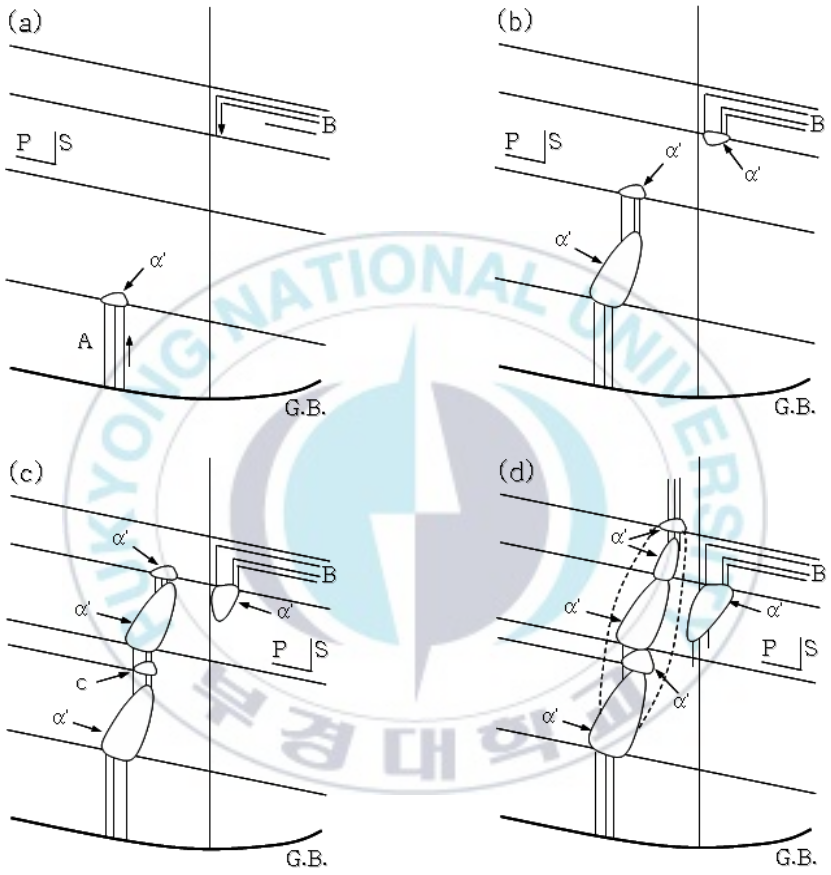
[Fig. 2.9]은 ε 마르텐사이트의 교차 부분에서 핵생성된 α′ 마르텐사이트의 성장과 합체과정을 나타낸 것이다.[33] 여기에서 P와 S 방향으로 그은 실선은 주슬립계(primary slip system)와 활성화된 슬립계(conjugate slip system)에서 생성된 ε 마르텐사이트 플레이트를 표시한 것이며, ε 마르텐사이트의 교차 부분에서 관찰되는 단일상의 α′ 마르텐사이트 형성과정은 다음과 같은 순서를 따른다.

(1) 미세한 α′ 마르텐사이트가 ε 마르텐사이트의 교차 부분에서 생성된다. (a)

(2) α′ 마르텐사이트가 주슬립계에 거의 수직인 방향으로 성장한다. (b)

(3) 미세한 α′ 마르텐사이트가 활성화된 슬립계의 교차부에서 주슬립계의 부근에 생성된다.

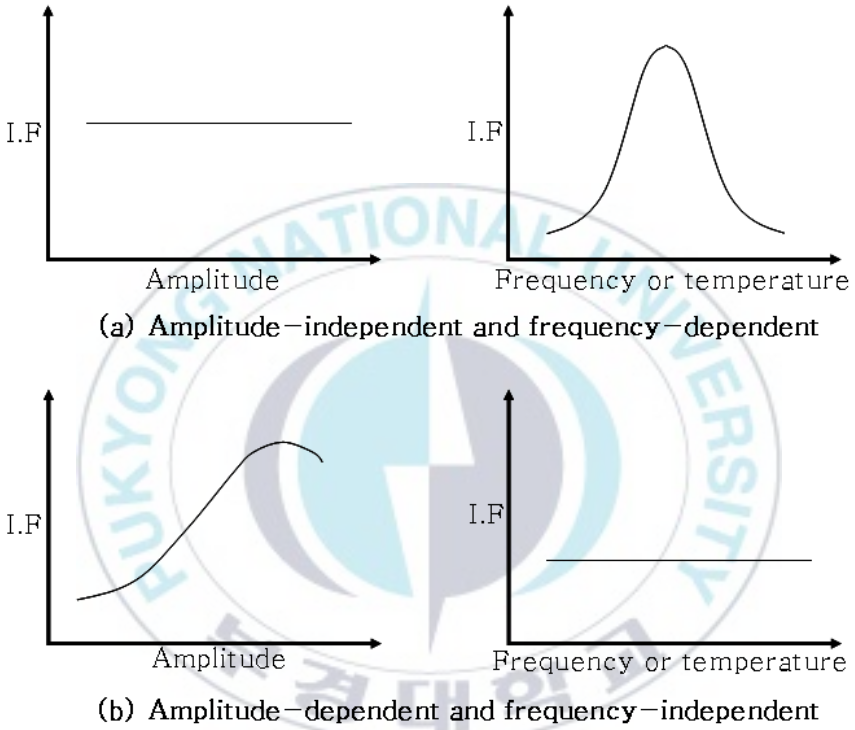
(4) 위의 과정이 연속적으로 반복되면서 이웃한 α′ 마르텐사이트와의 합체되어, 복잡하고 미세한 구조를 가진 큰 α′ 마르텐사이트가 형성된다. (c)(d)



[Fig. 2.9] Growth of an α′ martensite by coalescence of small α′ martensite which were formed successively by local ε→α′ transformation[33)]

2.4. 진동감쇠기구(Damping mechanism)

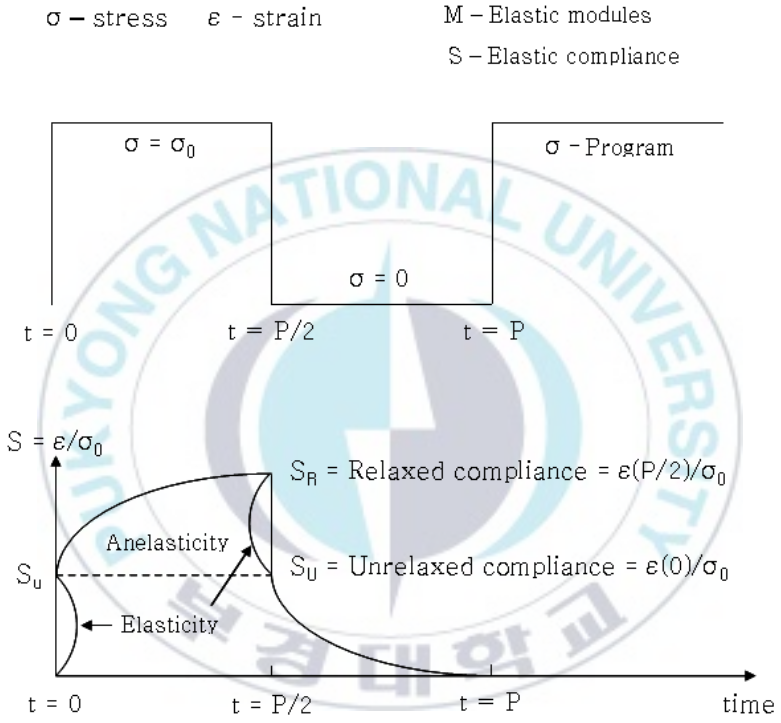
일반적으로 진동감쇠기구는 응력에 의한 결함(defects)에 기인한다. 점결함(point defect)은 낮은 수준의 진동감쇠를 일으키고, 전위와 같은 선결함(line defect)은 중간보다 높은 수준, 여러 종류의 경계(boundary)인 면결함(planar defect)은 높은 수준의 진동감쇠를 발생시킨다. 따라서, 주로 제진합금에서 작동하는 진동 감쇠기구에는 응력에 의한 전위 혹은 경계(결정립계, 쌍정정계, 자구경계, 마르텐사이트 형제정 간의 경계 및 모상/마르텐사이트상 경계)의 이동이 포함된다. 일반적으로, 진동 감쇠기구는 현상학적인 측면에서 동적이력기구와 정적이력기구로 분류할 수 있으며, [Fig. 2.10]는 a) 동적이력기구와 b) 정적이력기구의 온도, 주파수 및 진폭(amplitude)의 존성을 나타낸 것이다1). 동적이력기구는 온도 및 주파수에 의존하고 진폭에는 의존하지 않지만, 정적이력기구는 온도와 주파수에 의존하지 않고 진폭에 의존하는 특성을 나타낸다.



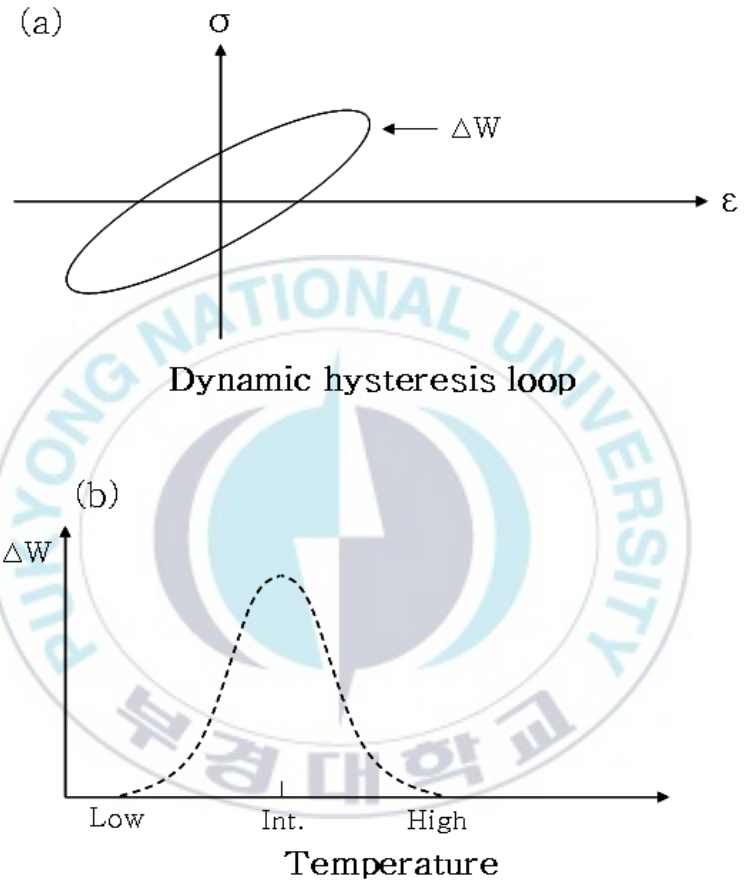
[Fig. 2.10] Schematic diagrams of internal friction as a function of strain amplitude and temperature for (a) amplitude-independent (dynamic hysteresis) and (b) amplitude-dependent (static hysteresis) damping[1)]

2.4.1. 동적 이력 기구(dynamic hysteresis mechanism)

동적이력은 열적인 활성화(thermal activation)에 의한 국부적인 장벽을 극복하는 응력에 의해서 발생되는 결정의 규칙화(ordering)가 그 원인이 되며, 규칙화 과정은 외탄성변형(anelastic strain)을 생성시키고, 기구는 외탄성완화(anelastic relaxation)가 가역적, 선형적으로 나타나는 것을 말한다. 이러한 의탄성변형의 완화과정을 [Fig. 2.11]에 나타냈다.[1)] t=0일 때, 순간적인 탄성변형이 응력(σ0)의 반응으로 발생하고, 시간이 지남에 따라 용질원자의 확산제어(diffusion-controlled)에 의한 재배열에 의해서 추가적으로 의탄성 변형이 탄성변형에 나타난다. t=P/2에서 응력이 제거되면 즉각적인 탄성회복 후에 내부회복력에 의하여 의탄성 변형이 시간에 의존하여 회복된다. 이 경우 응력-변형거동은 [Fig. 2.12]의 a)와 같고 ⊿W 만큼의 에너지가 소비된다. Fig. 2.12의 (b)는 이력손실에 의한 진동감쇠능(⊿W)을 온도의 함수로 나타낸 것으로, 저온에서는 작은 의탄성 변형량으로 인하여 진동 감쇠능이 낮아지고, 고온에서는 의탄성 변형이 응력에 즉각적으로 대응하기 때문에 진동감쇠능이 낮아진다.



[Fig. 2.11] Schematic diagram of the anelastic response (lower curve) to a stress cycle (upper curve) [1)]



[Fig. 2.12] Dynamic hysteresis behavior. (a) hysteresis loop in the stress-strain plane and (b) the resultant internal friction peak as a function of temperature [1)]

2.4.2. 정적 이력 기구(static hysteresis mechanism)

정적이력기구는 외부응력에 의한 결함의 이탈(unpinning)로 발생하는 미세한 소성변형에 기인한다. 금속의 경우, 기계적인 전위의 이탈이 가장 중요하다. 이러한 기구에 의한 진동감쇠는 주파수에 비의존적이며 진폭에 의존적이다. [Fig. 2.12]는 정적이력기구의 응력-변형곡선을 나타낸 것으로[1], 선형적인 탄성변형 후 임계응력(σ_u)에서 이탈에 의한 의탄성 변형이 나타난다. 하중이 제거되는 동안, 변형의 회복경로는 하중이 가해질 때와 다르기 때문에, 이로 인하여 이력손실(⊿W)이 발생한다. 결함의 이탈현상은 매우 짧은 시간 동안 임계값 이상의 응력에서 나타나므로, 진동 감쇠능은 주파수에 의존하지 않고 응력(진폭)에 의존하게 된다.

2.4.3. 진동감쇠능을 표현하는 방법

첫 번째 방법은 비감쇠능(Specific damping capacity)를 이용하는 방법으로 식 (2.5)와 같다.

$$SDC = \frac{\triangle W}{W} \qquad (2.5)$$

여기서, W는 [Fig. 2.13]에서 주기의 최대 에너지이며, ΔW는 한 주기 당 감쇠되는 에너지를 나타낸다. 이 방법은 주로 전기 유도 장치로 시편을 일

정한 진폭을 유지 시키도록 조절하여 일정 진폭에 대하여 W를 구할 수 있고, 가해주는 에너지에 의해서 ΔW를 구할 수 있다. 자유 감쇠하는 재료의 경우, 전체 에너지는 진폭의 자승에 비례하기 때문에 다음의 식 (2.6)과 같이 된다.

$$SDC = \frac{\triangle W}{W} = \frac{A_n^2 - A_{n+1}^2}{A_n^2} = 1 + \left(\frac{A_{n+1}}{A_n}\right)^2 \qquad (2.6)$$

두 번째로 대수감쇠율(logarithmic decrement)은 다음과 같이 식 (2.7)로 나타낼 수 있다.

$$\delta = \ln\left(\frac{A_n}{A_{n+1}}\right) \qquad (2.7)$$

여기서, A_n과 A_{n+1}은 n 번째와 n+1 번째의 진폭을 말한다. 이러한 방법은 주로 얇은 외팔보를 외력으로 진동을 가해서 외력을 제거할 때까지 자유 감쇠하는 것의 진폭의 변화를 측정한다. 이러한 방법으로 측정한 결과의 예를 [Fig. 2.14 (a)]에 나타냈다.

실제적으로 한 주기간의 진폭의 차이는 크지 않고, 시편 그 자체나 외부의 노이즈가 있기 때문에 다음과 같이 여러 주기의 평균값을 사용하며, 위의 식을 다음과 같이 변경할 수 있다.

$$\delta = \frac{1}{N}\ln\left(\frac{A_n}{A_{n+1}}\right) \qquad (2.7)$$

세 번째로 일정한 힘으로 재료를 공진주파수 주위의 일정 범위의 진동수로 진동시켜, 진동수와 진폭의 관계에서 진동감쇠능을 구하는 방법이 있다.

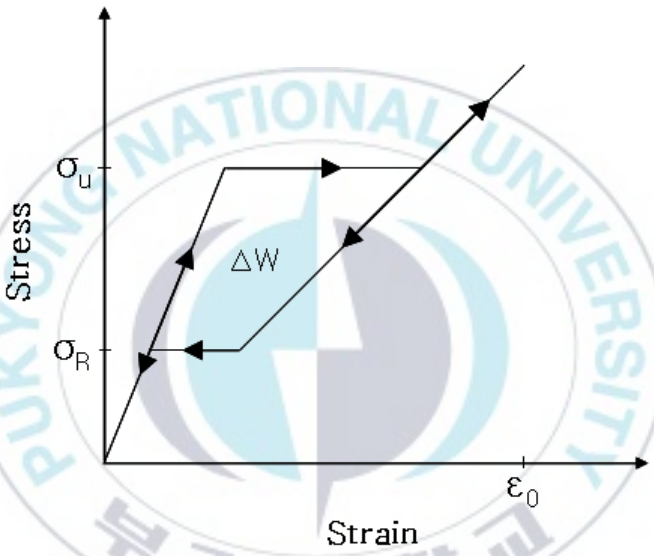
이 방법에서 공진 주파수의 전후의 진폭의 반이 되는 주파수간의 거리 Δf를 찾는다. [Fig. 2.14 (b)]에 이러한 과정을 나타냈고, 전기회로에서와 같이 Quality factor를 구해서 그 역수를 사용하면, 다음의 식 (2.8)과 같다.

$$Q^{-1} = \frac{\Delta f}{\sqrt{3} f_r} \qquad (2.8)$$

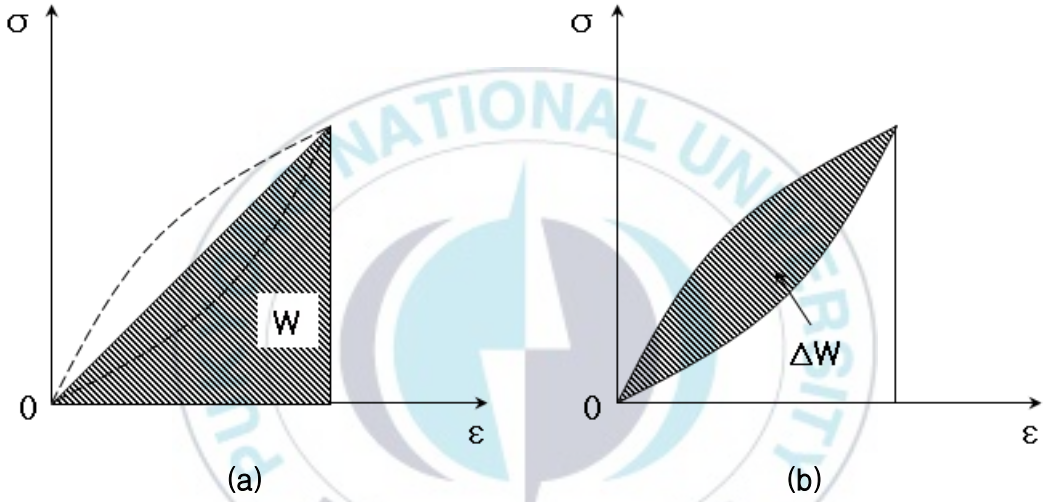
진동 감쇠능의 측정 과정에서는 필연적으로 시편 내부의 변형률이 균일하지 못한 문제가 발생하며, 측정된 시편의 진동 감쇠능(specimen damping)은 시편 내부의 각 부분의 고유감쇠능(intrinsic damping)을 적분한 값이다. 따라서, 물성치로 측정하기 위해서는 시편 내의 변형량의 분포를 고려해야 하는데, 이를 다음과 같은 식 (2.9)로 나타낼 수 있다.

$$Q_s^{-1} = \frac{\int_0^{\epsilon} Q_I^{-1}(\epsilon)\epsilon^2 (dV/d\epsilon) d\epsilon}{\int_0^{\epsilon} \epsilon^2 (dV/d\epsilon) d\epsilon} \qquad (2.9)$$

진동감쇠능이 변형률에 무관한 경우, 시편의 진동감쇠능과 고유감쇠능은 서로 같다.

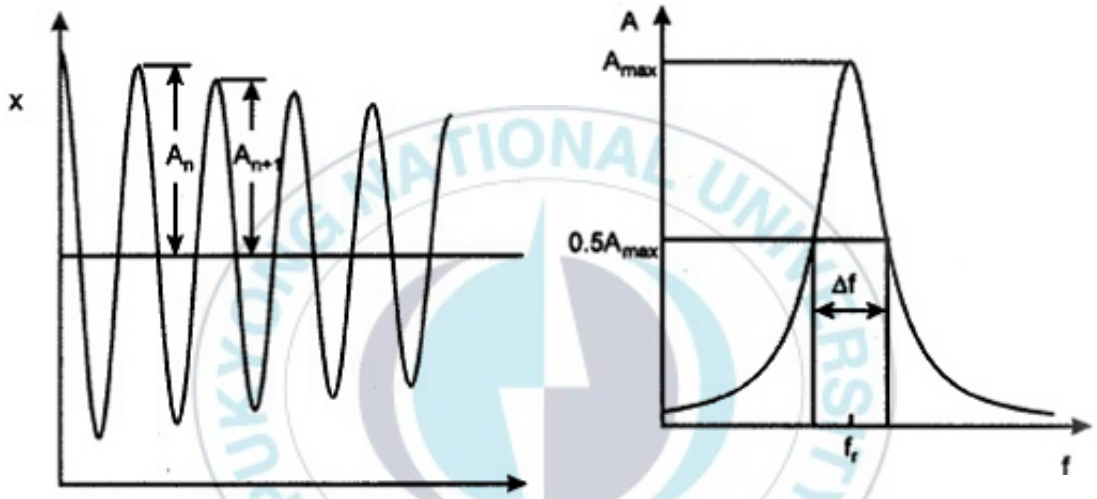


[Fig. 2.13] Static hysteresis behabior. The type of hysteresis loop obtained during defect unpinning [1)]



$$SDC = \frac{\Delta W}{W}$$

[Fig. 2.14] Measurement of specific damping capacity



$$\delta = \ln\left(\frac{A_n}{A_{n+1}}\right) \qquad Q^{-1} = \frac{\Delta f}{\sqrt{3} f_r}$$

(a) (b)

[Fig. 2.15] (a) Measurement of logarithmic decrement and (b) Measurement of Q-factor

2.5. 열탄성 마르텐사이트와 비열탄성 마르텐사이트

2.5.1. 열탄성 마르텐사이트

열탄성 마르텐사이트는 변태할 때 도입되는 비화학적 자유에너지가 탄성 변형에너지가 주가 되고, 계면에너지, 소성변형에너지 등은 무시할 정도로 작다. 만약 모상과 마르텐사이트상의 결정구조가 비슷하고, 모상이 규칙격자라면, 더욱 이것에 만족하게 된다. 계의 자유에너지는 열적인 항과 탄성적인 항에 의해서 결정되므로, 다음의 식 (2. 10)와 같이 나타낼 수 있다.

$$\triangle G = \triangle G^{p \rightarrow M}(chemical) + \triangle G^{p \rightarrow M}(elastic) \qquad (2.\ 10)$$

마르텐사이트 개시온도(Ms) 이하로 냉각시키면 마르텐사이트 결정은 성장하지만, 어느 크기에 도달하게 되면 열적인 화학적 자유에너지 변화량과 탄성적인 비화학적 자유에너지가 서로 평행을 이루게 되고, 이 때 성장은 정지하게 된다.

열탄성 마르텐사이트는 M_s ~ A_s 온도 구간 사이는 15~30℃ 정도이며, 변태에 필요한 구동력은 작으며 마르텐사이트 개시온도(M_s)에서 생성된 핵이 냉각과 같이 성장하고 마르텐사이트 결정의 성장속도는 냉각속도에 의존한다. 오스테나이트 개시온도(A_s) 이상으로 가열하면, 새로운 모상의 핵생성없이 이미 생성된 마르텐사이트 결정이 수축해서 역변태한다.

Cu-Al-Ni 합금[7], Ni-Ti 합금[8] 및 Cu-Zn-Al 합금[34,35]과 같은 열탄성 마르텐사이트 합금에서 발생하는 내부마찰은 (i) 온도의 하강・상승에 따른

마르텐사이트의 성장(growth)·소멸(shrinkage), (ⅱ)응력에 의한 마르텐사이트의 성장, (ⅲ) 마르텐사이트 내부에 존재하는 쌍정경계와 적층결함 경계의 이동, 그리고 (ⅳ) 형제정의 재배열(reorientation)등에 수반되는 이력현상에 기인한다.

1) 진동감쇠능의 온도의존성

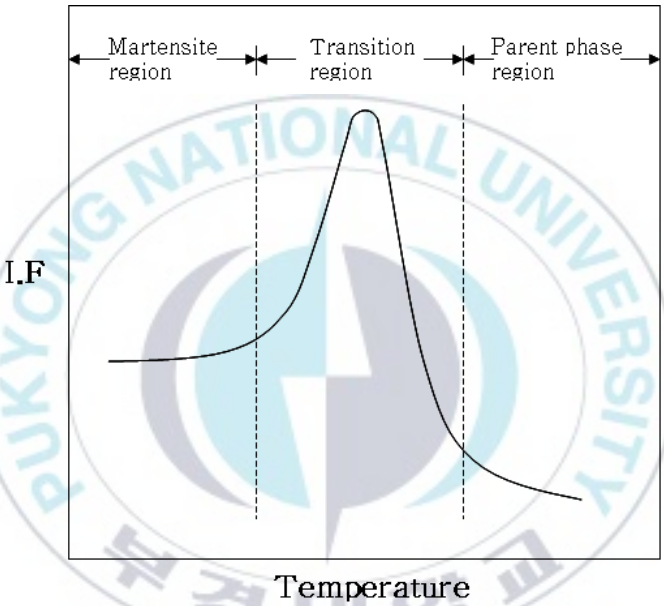
[Fig. 2. 15]은 온도에 따른 열탄성 마르텐사이트 합금의 진동 감쇠거동을 나타낸 것이다.[36] 모상의 낮은 진동 감쇠능은 격자결함(Lattice defects)의 이동으로 인한 것이며, 마르텐사이트의 비교적 높은 진동 감쇠능은 마르텐사이트 내부의 적층결함경계(stacking fault boundary), 쌍정경계(twin boundary) 및 마르텐사이트 형제정 경계(variant boundary)의 이동에 의하여 유발된다. 이 그림으로부터 온도에 따른 최대의 진동 감쇠능은 마르텐사이트 변태온도구역(냉각시 M_s~M_f, 가열시A_s~A_f)에서 나타나는 것을 알 수 있는데, 이것은 모상/마르텐사이트 상 경계(interphase boundary)의 이동에 의한 내부마찰에 기인한다.

2) 진동 감쇠능의 응력의존성

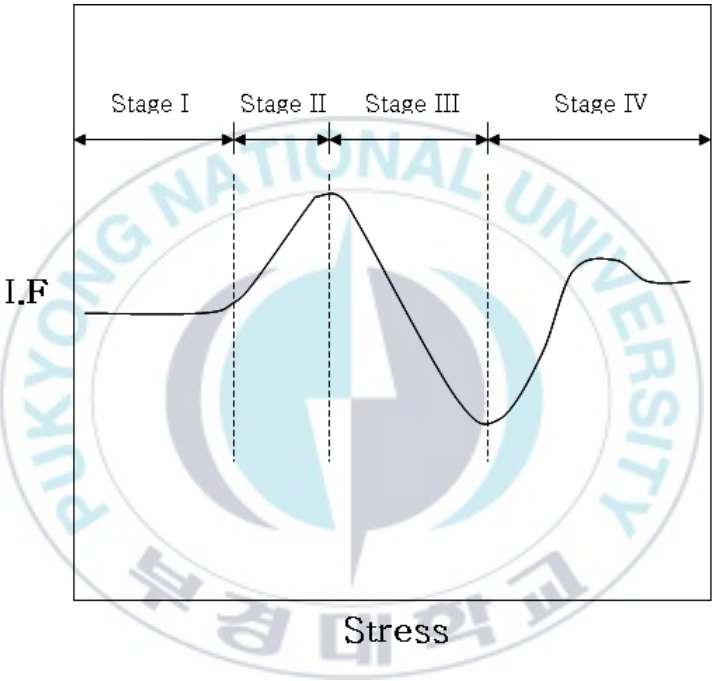
[Fig. 2. 16]은 응력에 따른 열탄성 마르텐사이트 합금의 진동 감쇠거동을 나타낸 것으로[34], 진동 감쇠능이 거의 일정하거나 혹은 미약하게 상승하는 구간(stage Ⅰ), 응력에 비례하여 진동 감쇠능이 크게 상승하는 구간(stage Ⅱ)과 감소하는 구간(stage Ⅲ), 다시 응력이 증가함에 따라 진동 감쇠능이 급격히 증가하는 구간(stage Ⅳ) 등 4구역으로 나눌 수 있다. stage Ⅰ에서는 응력유기 마르텐사이트 변태가 일어나지 않아 진동 감쇠능은 모상에 있는 격자결함의 이동에 의존하며, stage Ⅱ에서 나타나는 진동

감쇠능의 급격한 증가는 외부응력에 우선적인 방향으로 응력유기 마르텐사이트가 생성되기 때문이다. stage Ⅲ에서는 가해진 응력이 응력유기 마르텐사이트 변태가 발생하는 응력구간[35,36] 이상으로 증가하여 마르텐사이트 변태가 발생하지 않기 때문에 진동 감쇠능이 점차 감소하며, stage Ⅳ에서 나타나는 진동 감쇠능이 급격한 증가는 이미 생성된 마르텐사이트 형제정들이 응력방향으로 재배열(reorientation)되기 때문이다.

PUKYONG NATIONAL UNIVERSITY
부경대학교



[Fig. 2.16] Schematic diagram showing the internal friction of a thermoelastic martensitic alloy as a function of temperature[36)]



[Fig. 2.17] Schematic diagram showing the internal friction of a thermoelastic martensitic alloy as a function of stress amplitude[34)]

2.5.2. 비열탄성 마르텐사이트

비열탄성 마르텐사이트 변태를 하는 금속 및 합금은 Fe-C 합금을 비롯해 60여 종류가 있으며, 변태할 때 비화학적 자유에너지가 도입되고 모상과 마르텐사이트상의 구조변화가 매우 다르고 모상이 불규칙 격자일 때 생성되기 쉽다. M_s ~ A_s는 200~300℃로서 변태에 요하는 구동력이 큰 것이 특징이다. 또한, 이러한 마르텐사이트에는 마르텐사이트 생성량이 마르텐사이트 변태 개시온도(Ms) 이하의 온도에만 의존하고 시간에 무관한 비열적 마르텐사이트와 M_s 이상 온도 또는 M_s 이하 온도에 유지할 경우, 시간에 따라서 마르텐사이트 량이 증가한다.

비열탄성 마르텐사이트는 역변태할 때, 이미 생긴 마르텐사이트상이 수축해서 모상으로 되돌아가는 것이 아니라 모상에 새로운 핵이 생성되어 모상으로 역변태하고 또는 모상을 냉각할 때 마르텐사이트상의 새로운 핵이 생성되면서 급속히 성장한다. 나중에 생성된 마르텐사이트 결정일수록 그 크기는 작아진다.

제 Ⅲ 장

가공유기 마르텐사이트가 감쇠능에 미치는 영향

3.1. 서론

매년 소음 및 진동에 대한 규제가 갈수록 강화되어 가고 있으며, 산업분야에서는 기기 또는 장치 등의 안정성과 장수명화 뿐만 아니라, 노동과 주거환경의 개선 등을 위해서도 진동과 소음의 저감에 대한 필요성이 높아지고 있다.

현재 공업적으로 많이 이용되고 있는 소음과 진동 방지법은 시스템, 구조 및 재료 감쇠법 등이 있다. 그러나 시스템 및 재료 감쇠법은 제품의 경, 박, 단소화 등이 어려울 뿐만 아니라 가공성과 용접성 등이 낮고, 감쇠효과도 적어 공업적 이용 측면에서는 제한적으로 적용되고 있다. 따라서 최근에는 강도가 높고 가공성이 우수하면서도 내부마찰계수가 큰 재료를 소음과 진동원에 직접 적용함으로서 큰 감쇠효과를 얻을 수 있는 재료 감쇠법에 대한 관심이 크게 높아지고 있고, 이에 따라 소음과 진동원에 강도와 감쇠능의 조합이 우수한 재료를 개발하여 적용하려는 많은 연구들이 수행되어 왔다.[37-43)]

내부마찰이 커서 외부에서 가한 진동에너지의 대부분을 열 또는 다른 형태의 에너지로 전환시키는 합금을 제진합금이라 말하며[38)], 제진합금의 감쇠는 외력에 의해 발생한 금속 내 전위 등과 같은 결함에 의해 일어나기 때문에, 감쇠능은 합금의 열 기계적 이력(Thermo-mechanical history), 즉 미세조직 등에 따라 크게 달라지며[40)], 강도, 가공성, 제진에 의한 주파수 및 온도의존성 등이 낮을수록 높아지고, 강도가 높아지면 감쇠능은 낮아지는 특성을 가지고 있다.[37,43)] 따라서, 이러한 여러 특성들을 만족하는 우수한 강도와 감쇠능의 조합을 가진 제진합금 개발은 어렵기 때문에 이에 대한 다양한 많은 연구가 수행되어 왔지만[41,45)], 아직 많이 부족하다. 본 연구는 감쇠능과 강도의 조합이 우수한 제진합금 개발에 필요한 자료를 얻기 위해 감쇠능과 강도 등이 우수한 Fe-20Mn-12Cr 합금에서 적층결함생성에 의한 감쇠능을 높이

고, 고용강화와에 의한 강도 및 내식성 향상 등을 위하여 3%의 Ni와 Si 가 첨가된 제진합금을 설계하고, 이 합금에서 압연량을 달리하는 냉간 압연하여 미세조직을 변화시킨 다음 감쇠능에 미치는 미세조직의 영향을 조사하였다.

3.2. 실험방법

3.2.1. 시료(Specimens)

본 연구에서 사용된 시료는 진공용해로에서 목적성분으로 용해하여 잉곳으로 제작하여, 1200℃로 가열한 다음 열간 압연하여 필요한 여러 두께의 판재로 만들었다. 다음 1050℃에서 1시간 유지한 후 수냉하는 용체화처리와 산세과정을 거친 다음, 각 시료가 최종 2mm 두께의 판재가 되도록 냉간 압연 했다. [Table 3.1]은 본 연구에서 사용된 최종 시료의 화학조성을 나타내었다.

[Table 3.1] Chemical composition of specimen (wt.%)

C	N	Si	P	S	Mn	Co	Al	Fe
0.01	0.02	0.06	0.001	0.008	26.3	3.97	2.23	Bal.

3.2.2. 미세조직의 관찰

각 시료의 미세조직을 광학현미경으로 관찰하였다. 또한 냉간 가공한 시료의 미세조직에 대해서는 주사전자현미경과 투과전자현미경으로도 관찰하였다. 투과전자현미경 관찰용 시료를 80㎛ 두께로 만든 다음 제트폴리싱으로 박막으로 만든 후 200kV 가속전압의 투과전자현미경(JEOL JEM 2010)에서 측정했다.

3.2.3. 미세조직의 정량 분석

각 시료가 갖는 상들의 체적분율은 Mo-Kα 특성 X선을 사용하여 2°/min의 속도로 10~80° 사이의 범위에서 얻은 회절선도로 부터 각 상에 해당되는 피크의 상대 적분강도 크기를 사용하여 측정하였다.[45] 또한 가공에 의해 생성되는 양이 대단히 적어 X-선 회절시험으로 측정하기 곤란한 α′-마르텐사이트의 양은 EBSD (Electron Back Scattered Diffraction)를 사용하여 Phase map 등으로 조사하였다.

3.2.4. 감쇠능 측정

감쇠능 측정은 냉간 압연한 시료로부터 2mm × 120mm × 10mm 크기의 시험편으로 방전가공하여 제작한 후, 횡형 내부마찰 측정 장치를 이용하여 진공 하에서 대수감쇠율을 구하는 방법으로 측정하였다. 감쇠율을 구하는 방법은 아래의 식 (4.1)과 같다.[41]

$$\delta = \frac{1}{n} In \frac{A_0}{A_n} \qquad (4.1)$$

여기서, n: 파수, A_0 :최초파의 진폭, A_n :n 번째 파의 진폭을 의미한다.

3.3. 실험결과 및 고찰

3.3.1. 미세조직 관찰

냉간 가공 전의 Fe-20%Mn-12%Cr-3Ni-3Si 합금의 미세조직을 광학현미경에서 측정한 결과를 [Fig. 3.1]에 나타냈다. [Fig. 3.1]을 보면, 오스테나이트 조직에 부분적으로 쌍정과 마르텐사이트 조직이 존재하고 있는 것을 알 수 있다.

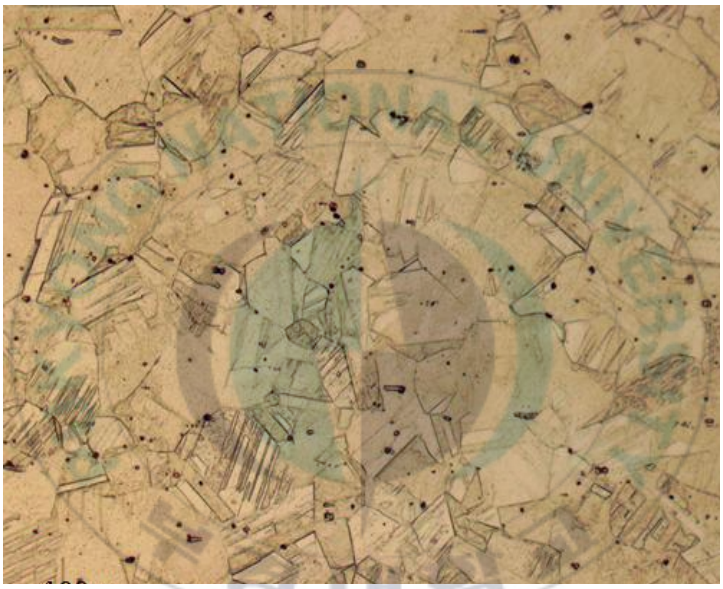
[Fig. 3.2]는 냉간 가공에 따른 미세조직변화를 조사하기 위하여, [Fig. 3.1]의 미세조직을 갖는 시료를 29% 냉간압연 후, 미세조직을 광학현미경과 주사전자현미경으로 관찰한 결과를 나타냈다. 냉간 가공에 의해 일부 오스테나이트 조직이 마르텐사이트 조직으로 변태되어 오스테나이트 조직에 비교적 많은 양의 마르텐사이트가 발생하여 존재하고 있는 것을 알 수 있다. 또한, 두 미세조직 사진으로부터 마르텐사이트에 의한 발생된 표면기복이 확인되고, 특정한 방향성을 지니고, 부분적으로는 서로 교차하며 생성되어있는 것을 알 수 있다.[42,47)]

[Fig. 3.3]은 미세조직 변화에 미치는 냉간 가공도의 영향을 조사하기 위하여 가공량을 달리하여 냉간 압연한 두 시료의 미세조직을 주사전자현미경으로 관찰하여 나타낸 것이다. 13% 냉간 압연한 시료의 미세조직 a)에서 보다는 49% 냉간 압연한 시료의 미세조직인 b)에서 더 많은 마르텐사이가 존재하고 있는 것을 알 수 있고, 이 결과로부터 가공량이 증가할수록 더 많은 양의 오스테나이트가 마르텐사이트로 변태되고 있다는 것을 확인할 수 있다.

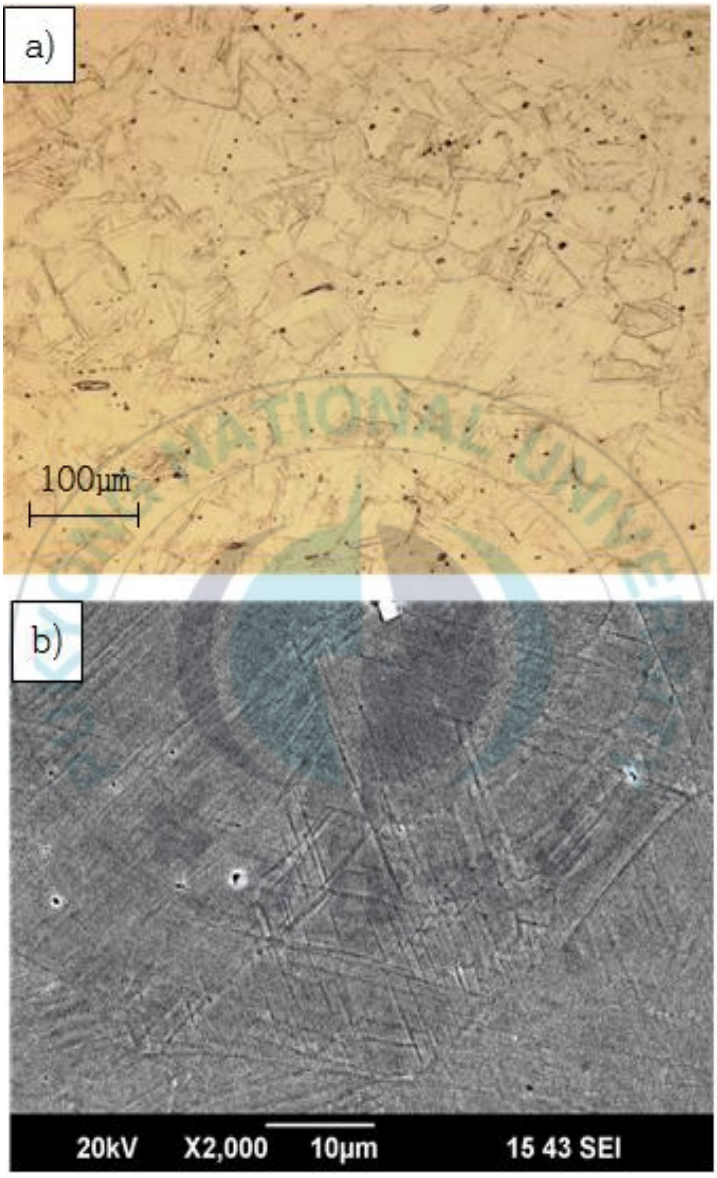
[Fig. 4.4]는 냉간 압연에 의해 생성되는 마르텐사이트를 결정학적 분석으로 조사하기 위하여, 용체화처리 후 49% 냉간 압연한 미세조직을 투과전자현미경으로 관찰하여 나타낸 결과로서, a)는 미세조직의 암시야 상, b)는 암시야

상에서 나타낸 상의 제한시야회절 패턴과 이를 분석한 결과이다. 이 결과로부터, BCT 결정구조를 갖는 α′-마르텐사이트와 HCP 결정구조를 갖는 ε-마르텐사이트의 두 종류의 마르텐사이트가 생성되어 있는 것을 확인할 수 있다. 또한, 마르텐사이트는 특정한 방향성을 지니고 생성되거나 또는 부분적으로는 서로 교차하며 생성되어 있는 것을 다시 확인할 수 있다.[48)]

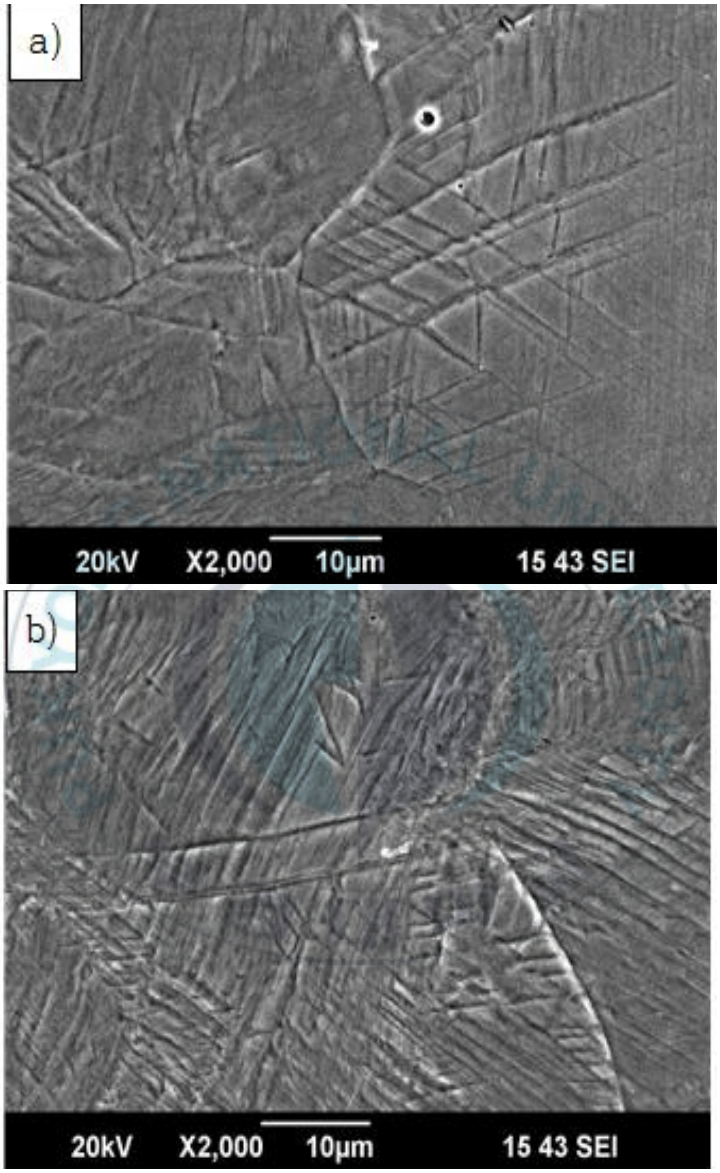
PUKYONG NATIONAL UNIVERSITY
부경대학교



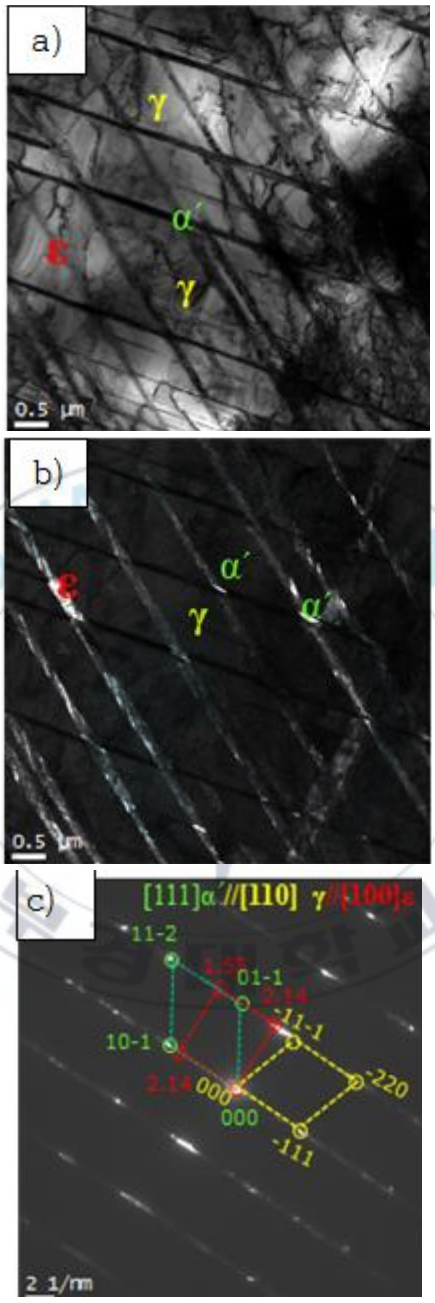
[Fig. 3.1] Microstructure of Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si alloy before cold-working



[Fig. 3.2] Optical and SEM micrographs of 29% cold rolled Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si alloy ; a) Optical b) SEM



[Fig. 3.3] SEM micrographs showing the effect of cold rolling in Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si alloy a) 13% Cold rolling and b) 49% Cold rolling

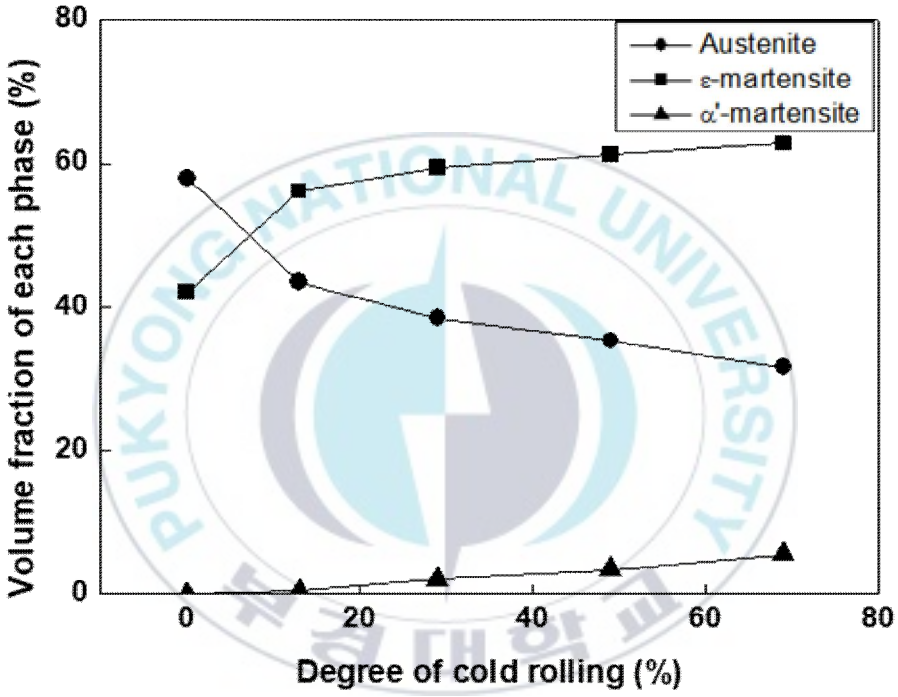


[Fig. 3.4] TEM micrographs showing the martensite obtained in 49% cold rolled Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si alloy a) Bright field image, b) Dark field and c) SADP and indexing of SADP

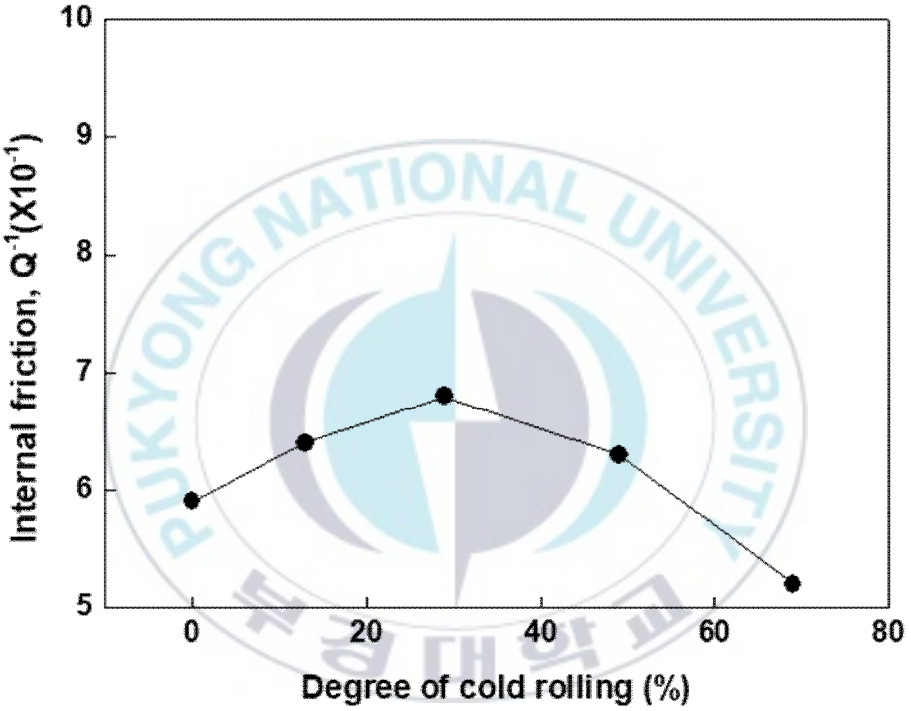
3.3.2. 미세조직과 감쇠능에 미치는 냉간 가공의 영향

[Fig. 3.5]는 가공에 따른 미세조직의 정량적 변화를 조사하기 위하여, 용체화처리 후 냉간 압연량을 달리하여 냉간 압연한 시료내 존재하는 각 상들의 체적분율을 나타낸 결과이다. 냉간 압연량이 증가함에 따라서 오스테나이트의 양은 서서히 감소하고 있는 것에 반해, α′-마르텐사이트와 ε-마르텐사이트의 양은 서서히 증가하고 있는 것을 확인할 수 있다. 이와 같이 압연량의 증가에 의해 오스테나이트의 양이 감소하고 α′ 및 ε -마르텐사이트의 양이 증가하는 현상이 일어나는 이유는 냉간 가공에 의해서 오스테나이트의 조직의 일부가 두 종류의 α′ 및 ε 마르텐사이트 조직으로 마르텐사이트 변태가 일어나기 때문이다. 또한, ε-마르텐사이트는 변형 초기에서부터 생성되어 서서히 증가하고 있는데 반하여, α′-마르텐사이트는 변형 초기에는 생성되지 않지만, 어느 정도 변형이 진행된 다음 생성되기 시작하여 가공량의 증가와 더불어 서서히 증가하고 있는 것을 알 수 있다. 그러나 가공량이 많은 78%의 가공에서도 그 생성량은 6% 이하로, 적은 체적분율을 나타낸다. 또한, ε-마르텐사이트는 비교적 많은 양이 존재하고 있지만, α′ 의 양이 극히 적은 이유는 20%의 Mn과 3%의 Ni 및 3%의 Si가 첨가됨에 따라 오스테나이트의 안정도 높아질 뿐만 아니라 적층결함 등이 많아지는데 기인된다고 판단된다.

[Fig. 3.6]은 감쇠능에 미치는 냉간 가공의 영향을 조사하기 위하여, 압연량을 달리하여 냉간 압연 한 시료의 내부마찰계수를 측정한 결과를 나타낸 것이다. 내부마찰계수는 가공량이 증가함에 따라 증가하다가 최댓값이 약 30%의 냉간 압연에서 최댓값을 나타낸 다음 감소하고 있는 것을 알 수 있다.



[Fig. 3.5] Effect of cold rolling on the volume fraction of each phase in Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si alloy.



[Fig. 3.6] Effect of cold rolling on the internalfriction in Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si alloy.

3.3.3. 감쇠능에 미치는 마르텐사이트의 영향

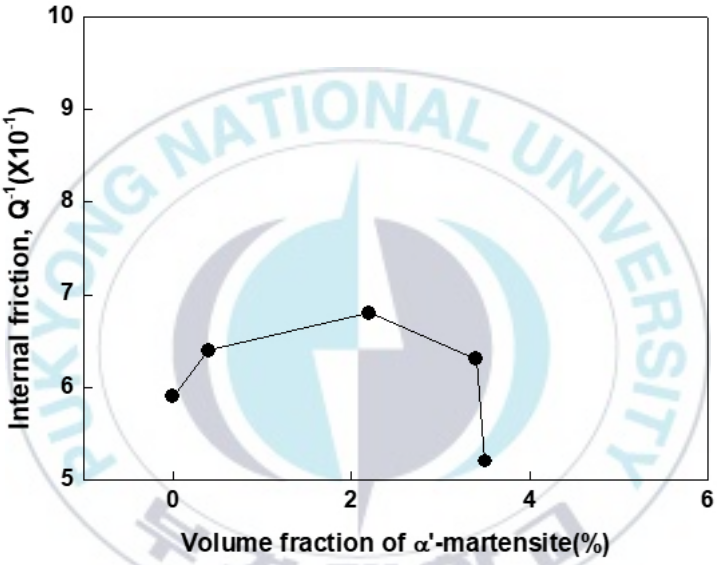
이상의 실험으로부터 가공에 의해 BCT 결정구조를 갖는 α′-마르텐사이트와 HCP 결정구조를 갖는 ε-마르텐사이트, 즉 두 종류의 마르텐사이트가 생성되고, 가공량에 따라서 두 종류의 마르텐사이트의 체적분율이 달라지고 있는 것을 알 수 있다. 또한 이러한 변화가 본 연구에서의 감쇠능에도 영향을 미칠 것으로 판단되어, 냉간 가공에 의해 생성된 두 종류의 마르텐사이트가 감쇠능에 미치는 영향을 조사하였다.

[Fig. 3.7]은 감쇠능에 미치는 냉간 가공에 의해 생성되는 α′-마르텐사이트의 영향을 조사하기 위하여 가공량을 달리하여 냉간 가공한 시료의 내부마찰계수와 α′-마르텐사이트 체적분율과의 관계를 조사하여 나타낸 것이다. α′-마르텐사이트의 체적분율이 증가함에 따라 내부마찰계수는 증가하다 최댓값이 약 2.2%의 α′-마르텐사이트의 체적분율에서 최댓대값을 나타낸 다음 빠르게 감소하고 있는 것을 확인할 수 있다.

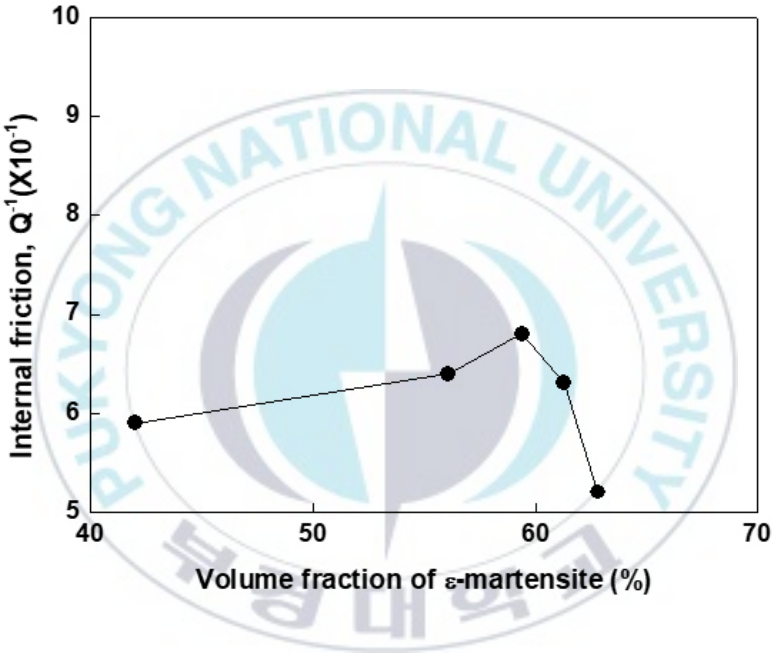
[Fig. 3.8]은 감쇠능에 미치는 냉간 가공에 의해 생성된 ε-마르텐사이트의 영향을 조사하기 위하여, 가공량을 달리하여 냉간 가공한 시료의 내부마찰계수와 ε-마르텐사이트 체적분율과의 상호관계를 나타낸 결과이다. ε-마르텐사이트의 체적분율이 증가함에 따라 내부마찰계수가 서서히 증가하다 최댓값이 약 60%의 ε-마르텐사이트의 체적분율에서 최댓값을 나타낸 다음 빠르게 감소하고 있는 것을 확인할 수 있다. 또한, 이러한 결과는 본 연구에서와 같이 가공에 의해 α′ 및 ε-마르텐사이트가 생성되는 합금에서 감쇠는 주로 오스테나이트와 ε-마르텐사이트의 계면이동, ε-마르텐사이트 내부 적층결함 경계의 이동 및 ε-마르텐사이트 플레이트 내부 형제정 계면의 이동 등에 의해서 일어난다[47]. 따라서, 감쇠능이 ε-마르텐사이트에 지배되기 때문에 ε-마르텐사이트의 양이 증가할수록 감쇠능이 증가하는 일반적인 합금에서의 연

구결과와는 다른 것을 알 수 있다. 또한 이와 같은 거동을 나타내는 이유는 본 합금에서 감쇠능은 ε-마르텐사이트에 영향을 받아 가공에 의해 생성되는 ε-마르텐사이트의 양이 증가함에 따라 증가하여야 하지만, 가공량이 많아지게 되면 재료 내부에 전위 등과 같은 많은 결함들이 도입되어 이들의 상호작용에 의해 오스테나이트와 ε-마르텐사이트의 계면이동, ε-마르텐사이트 내부 적층결함 경계의 이동 및 ε-마르텐사이트 플레이트 내부 형제정 계면의 이동 등을 어렵게 하는 장애물들이 생성되어 방해하기 때문이라 판단된다.

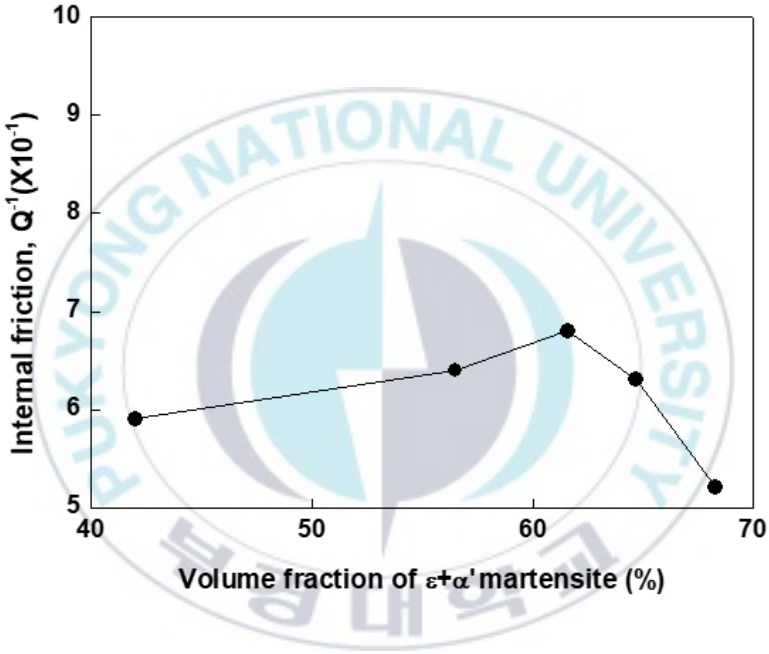
[Fig. 3.9]는 감쇠능에 미치는 가공에 의해 생성된 두 종류의 마르텐사이트(α′와 ε-마르텐사이트를 더한 전체 마르텐사이트의 체적분율)의 관계를 조사하여 나타낸 것이다. 전체 마르텐사이트의 체적분율이 증가함에 따라 내부마찰계수는 빠르게 증가하다 최댓값이 약 62%의 마르텐사이트의 체적분율에서 최댓값을 나타낸 후 감소하는 것을 알 수 있고, 이러한 거동은 [Fig. 3.8]의 내부마찰계수에 미치는 ε-마르텐사이트의 영향을 나타낸 결과와 같은 것을 알 수 있고, 이로부터 감쇠능은 ε-마르텐사이트에 크게 영향을 받고 있다는 것을 알 수 있다. 또한 이와 같이 가공에 의해 결정구조가 다른 두 종류의 마르텐사이트인 α′ 및 ε-마르텐사이트가 생성되고 있지만 ε-마르텐사이트에 크게 영향을 받는 이유는 α′-마르텐사이트는 변형초기에는 생성되지도 않을 뿐만 아니라 78% 가공하여도 6%보다 적은 양이 생성되는데 반하여, ε-마르텐사이트는 변형과 더불어 생성되기 시작하고 또한 78%까지 가공하면 20% 정도로 많이 생성되기 때문에 양이 적은 α′-마르텐사이트 보다는 양이 많은 ε-마르텐사이트에 더 영향을 많이 받기 때문이라 판단된다.



[Fig. 3.7] Effect of α'-martensite on the internal friction in cold rolled Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si alloy



[Fig. 3.8] Effect of Ɛ-martensite on the internal friction of cold rolled Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si alloy



[Fig. 3.9] Effect of total martensite on the internal friction in cold rolled Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si alloy

3.4. 결론

Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Sil 합금을 가공량을 달리하는 냉간 압연하여 미세조직을 변화시킨 다음 감쇠능에 미치는 미세조직과의 영향을 조사한 결과, 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 냉간 가공에 의해 두 종류의 α′ 및 ε-마르텐사이트가 생성되었다. 또한, α′ 및 ε-마르텐사이트는 특정한 방향성을 지니고, 표면기복을 일으키며 생성되었다.

2) 가공량이 증가함에 따라 α′및 ε-마르텐사이트의 양은 서서히 증가하고, 가공에 의해 생성되는 양은 ε-마르텐사이트가 α′-마르텐사이트보다 많이 생성되었다.

3) 가공량이 증가함에 따라 감쇠능은 서서히 증가하다 최댓값이 약 62%의 마르텐사이트의 체적 분율에서 최댓값을 나타낸 다음 감소하였다.

4) 본 연구에서의 감쇠능은 α′-마르텐사이트 보다 약 30배 정도 많은 양이 생성되는 ε-마르텐사이트에 크게 영향을 받았다.

제 Ⅳ 장

냉간가공이 인장특성에 미치는 영향

4.1. 서론

진동과 소음은 다양한 형태의 인적, 물적 손실을 초래하고 있다. 이러한 문제점으로 인해 사회적 관심도 크게 높아지고 있고, 규제도 갈수록 엄격해 지고 있는 현실이다. 따라서, 산업환경의 개선, 쾌적한 생활환경의 추구 및 기기와 장치 등의 안정성 등을 위해서 소음 및 진동의 저감에 대한 중요성이 높아지고 있으며, 이에 대한 연구가 활발하게 이루어지고 있다.[49)]

소음과 진동을 저감 또는 방지에 관련된 연구은 시스템(System), 구조(Structure) 및 재료(Material)에 의한 감쇠 방법 등이 대표적이지만, 이 중 System및 Structure 법은 설치와 제작 등의 문제가 많고, 감쇠 효과 또한 적기 때문에 제한적으로 이용되고 있다. 따라서, 내부마찰 계수가 큰 금속재료 등을 이용하여 소음 및 진동원을 저감 시키는 방법이 많이 이용되고 있으며, 특히 가공성과 부착성 등도 우수한 Material damping법에 대한 관심이 높아지고 있고, 이를 활용하기 위한 재료개발 등에 관한 많은 연구가 수행되고 있다.[49-55)]

금속재료는 재료의 종류뿐만 아니라, 동일한 재료라도 그 재료가 갖는 조직학적 특성 등에 의해서도 기계적 성질과 감쇠능 등이 크게 달라진다[4, 5]. 또한 제진재료는 강도, 가공성 등에 의한 주파수 의존성, 온도 의존성 등에 따라서도 감쇠능이 크게 달라 진다. 따라서 이러한 모든 성질들을 모두 만족하는 강도와 감쇠능의 조합이 우수한 제진합금을 개발하는 것이 중요하다. 강도와 감쇠능의 조합이 우수한 구조용 재료 개발에 대한 많은 연구가 수행되어 왔지만[39,52)], 아직 많이 부족한 실정이다.

따라서, 본 연구는 강도와 감쇠능가 우수할 뿐만 아니라 내식성 등이 뛰어난 다기능성 제진합금의 개발하기 위해서, 우수한 감쇠능과 강도 등을

가진 Fe-20Mn-12Cr계 제진합금을 사용하였으며, 내식성 향상 및 적층결함 에너지를 높이기 위해서 3%의 Ni과 Si가 첨가된 Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si 합금을 제작하였다. 제작된 합금을 대상으로 가공량을 달리하여 냉간가공을 하였으며, 가공량에 따른 인장성질과 미세조직과의 상호관계를 조사하였다.

PUKYONG NATIONAL UNIVERSITY
부경대학교

4.2. 실험 방법

4.2.1. 시료 및 열처리

본 연구에서 사용되는 시료는 진공용해로에서 목적 성분으로 용해하여 잉곳으로 제작 후, 이를 1200℃로 가열한 다음 열간압연하여 요구되는 여러 두께의 판재로 만들었다. 열간압연 이후 1050℃에서 1시간 유지 후 수냉하는 용체화처리와 산세과정을 거친 다음 각 시료가 최종 2 mm 두께의 판재가 되도록 냉간압연 하여 시료로 사용하였다. [Table 4.1]에 실험에 사용된 시료의 화학조성을 나타내었다.

[Table 4.1] Chemical composition of specimen (wt.%)

C	N	Si	P	S	Mn	Co	Al	Fe
0.01	0.02	0.06	0.001	0.008	26.3	3.97	2.23	Bal.

4.2.2. 미세조직의 관찰

시료의 미세조직은 광학현미경으로 관찰하였으며, 냉간가공한 시료의 미세조직에 대해서는 주사전자현미경과 투과전자현미경으로도 관찰하였다. 투과전자현미경 관찰은 시료를 80 ㎛ 두께로 만든 다음 Jet Polishing 하여 박막으로 만든 후, 200 kV 가속전압의 투과전자현미경(JEOL-JEM2010)으로 조사하였다.

4.2.3. 미세조직의 정량 분석

시료가 갖는 각 상들의 체적분율은 Mo-Kα 특성 X선을 사용하여 2°/min의 속도로 10~80° 사이의 범위를 회절시험 하였을 때, 회절선에서 얻은 각상에 해당되는 피크의 상대 적분강도 값을 사용하여 측정하였다.[46] 또한, 가공에 의해 생성되는 양이 대단히 적어, X-선 회절시험으로 측정하기 어려운 α′-마르텐사이트의 양은 EBSD(Electron Back Scattered Diffraction)를 사용하여 Phase map 등으로도 조사하였다.

4.2.4. 인장성질 측정

각 시료가 갖는 인장성질 측정은 ASTM E-8의 규격을 따라 냉간압연한 시료로부터 평행부 길이가 50 mm인 인장시험편을 제작한 후, 실온에서 cross head speed를 2 mm/min.로 인장시험하였다.

4.3. 실험 결과 및 고찰

4.3.1. 미세조직관찰

[Fig. 4.1]은 Fe-20%Mn - 12%Cr-3Ni-3Si 합금의 미세조직을 광학현미경으로 나타낸 것이다. 부분적으로 쌍정들이 존재하고 있는 오스테나이트 조직에 소량의 마르텐사이트 조직이 존재하고 있는 것을 확인할 수 있다.

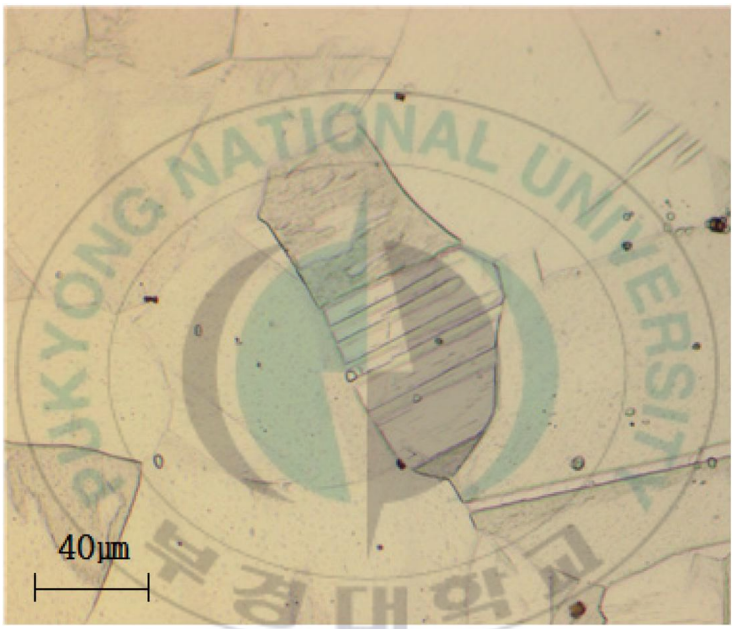
[Fig. 4.2]는 냉간가공이 미세조직 변화에 미치는 영향을 알아보기 위하여, 49% 냉간압연한 시료의 미세조직을 광학현미경으로 관찰하여 나타낸 것이다. 냉간가공에 의해 일부 오스테나이트 조직이 마르텐사이트 조직으로 변태에 의해서, [Fig. 4.1]보다 많은 양의 마르텐사이트가 존재하고 있는 것을 확인할 수 있다.

[Fig. 4.3]은 냉간가공도에 따른 마르텐사이트 조직의 변화를 조사하기 위하여 가공량을 달리하여 냉간압연한 두 시료의 미세조직을 주사전자현미경으로 관찰하 나타낸 것이다. 13% 냉간압연한 시료인 사진 (a)에서 보다 49% 냉간압연한 시료인 사진 (b)에서 더 많은 마르텐사이트가 존재하고 있는 것을 확인할 수 있고, 이는 가공량이 많아질수록 마르텐사이트가 많이 생성된다는 것을 알 수 있다. 또한, 주사전자현미경 사진으로부터 마르텐사이트는 특정한 방향성을 지니고 표면기복을 일으키며 부분적으로 서로 교차하며 생성되는 것을 알 수 있다.[55,59)]

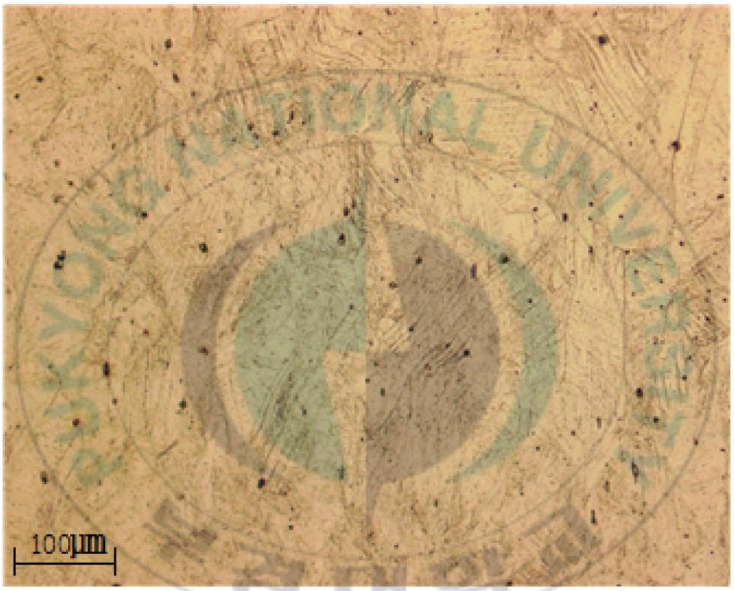
[Fig. 4.4]는 냉간가공에 의해 생성되는 마르텐사이트를 결정학적 분석을 통하여 조사하기 위하여 용체화처리 후 49% 냉간압연한 시료의 미세조직을 투과전자현미경으로 관찰하여 나타낸 것으로 (a)는 미세조직을 암시야상으로 나타낸 것이고, (b)는 암시야상에서 나타낸 상의 제한시야회절 패

턴과 이를 분석하여 나타낸 것이다. 이 결과로부터 BCT 결정구조를 갖는 α′-마르텐사이트와 HCP 결정구조를 갖는 ε-마르텐사이트가 함께 생성되고 있는 것을 알 수 있다.[60] 또한 마르텐사이트는 방향성을 지니고 생성되거나 또는 부분적으로는 서로 교차하며 생성되는 것을 다시 한번 확인할 수 있다

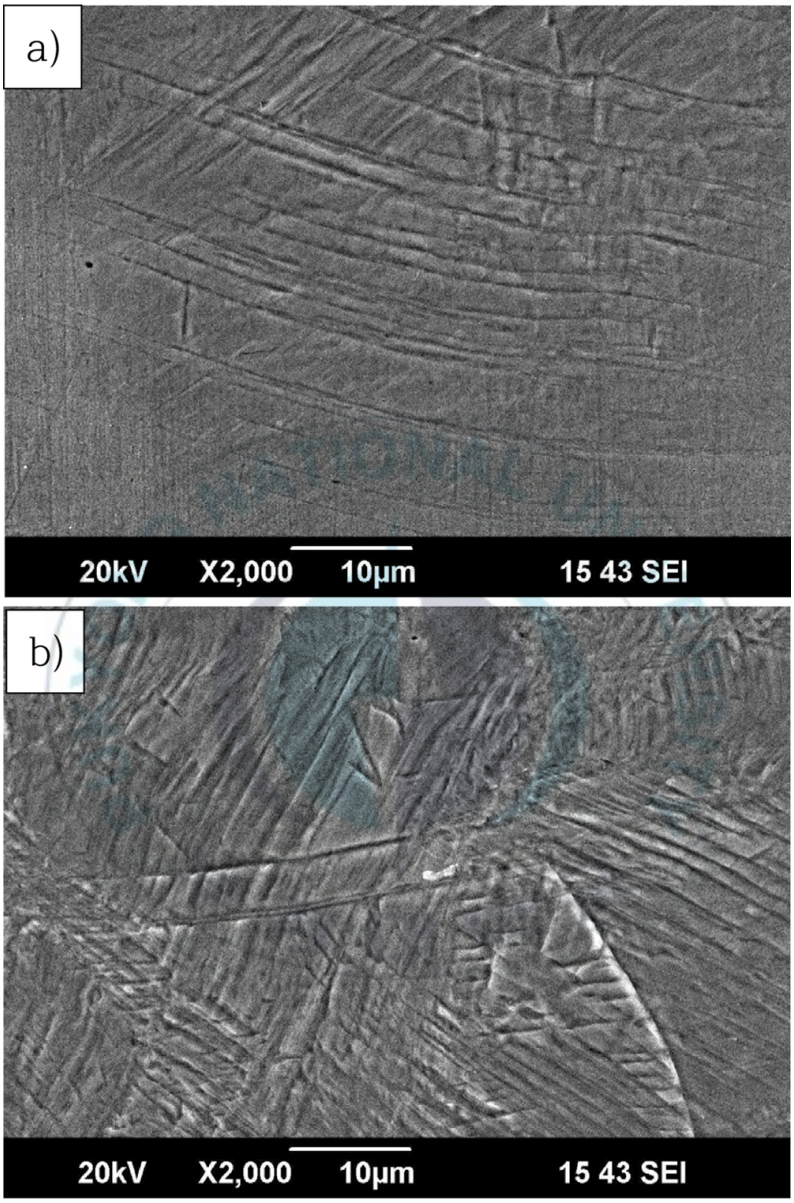
PUKYONG NATIONAL UNIVERSITY
부경대학교



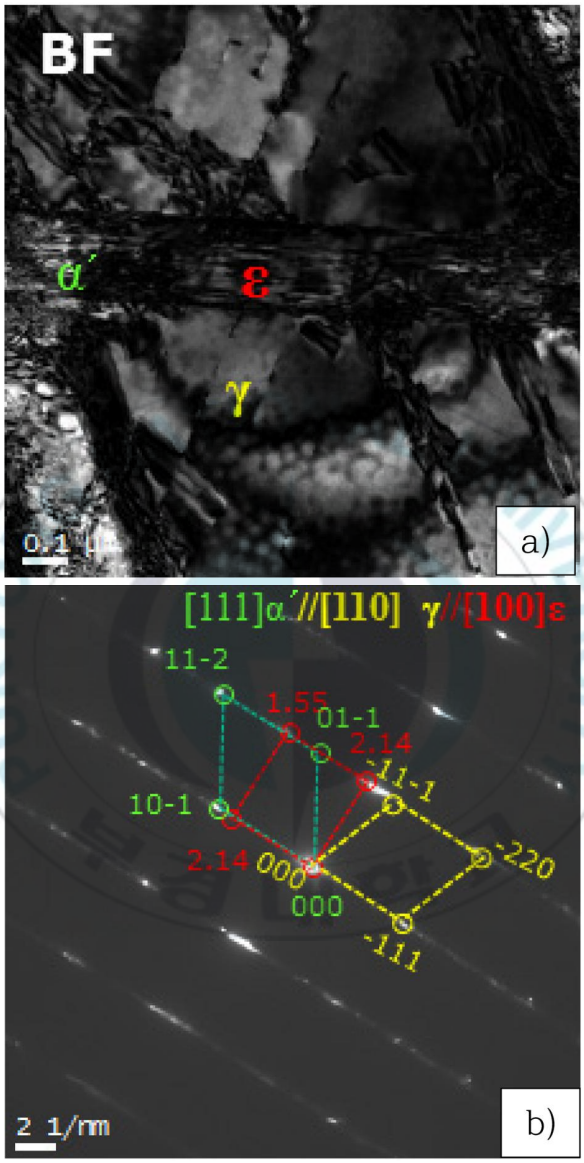
[Fig. 4.1] Microstructure of Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si alloy before cold-working



[Fig. 4.2] Optical micrograph of 49% cold rolled Fe-20Mn12Cr-3Ni-3Si alloy



[Fig. 4.3] SEM micrograph showing the effect of cold rolling in Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si alloy. (a) 13% Cold rolling (b) 49% Cold rolling

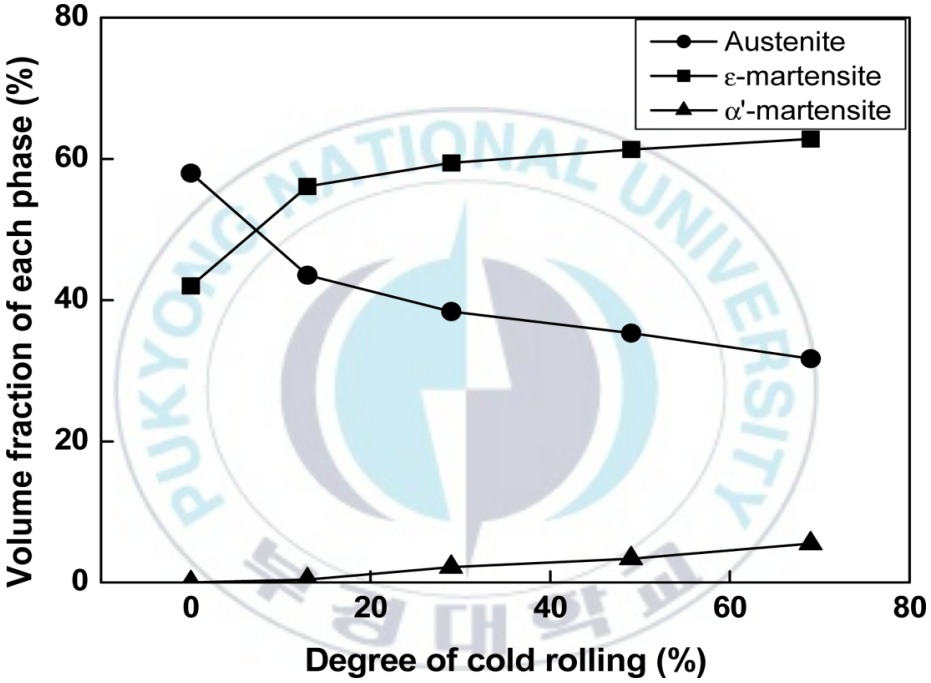


[Fig. 4.4] TEM micrographs showing the martensite obtained in 49% cold rolled Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si alloy. (a) Bright field image, (b) SADP and indexing of SADP

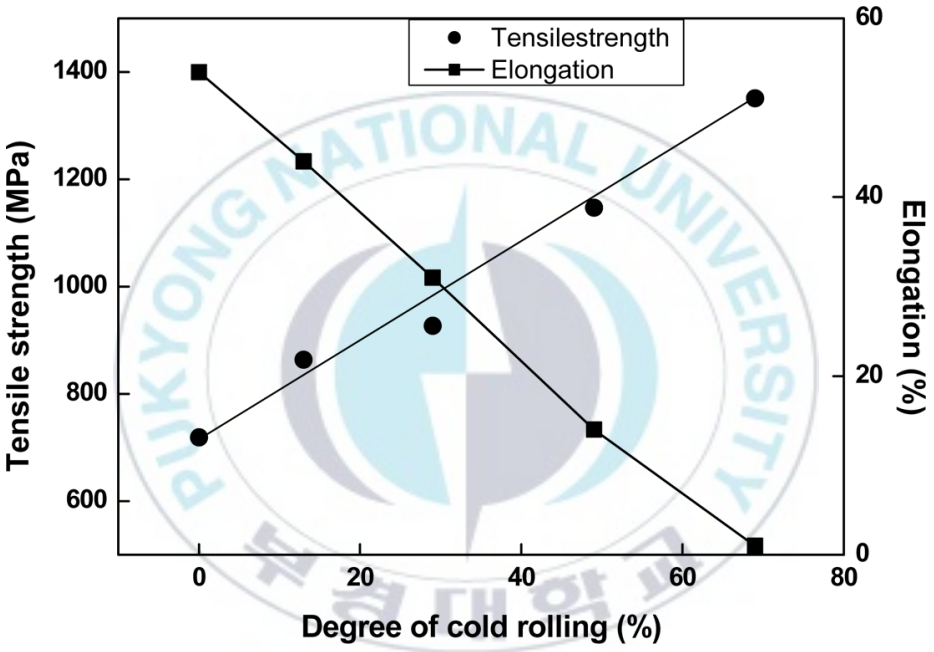
4.3.2. 미세조직과 인장성질에 미치는 냉간가공의 영향

[Fig. 4.5]는 냉간가공에 따른 미세조직의 정량적 변화를 알아보기 위하여, 용체화처리 후 압연량을 달리하여 냉간압연한 시료에서 존재하는 각 상들의 체적분율을 조사하여 나타낸 것이다. 압연량이 증가함에 따라 오스테나이트의 양은 서서히 감소하지만, α′-마르텐사이트와 ε-마르텐사이트의 양은 서서히 증가하고 있는 것을 확인할 수 있다. 이와 같이 압연량이 증가함에 따라 오스테나이트의 양이 감소하고 α′ 및 ε마르텐사이트의 양이 증가하는 이유는 냉간가공에 의해 오스테나이트의 조직의 일부가 α′ 및 ε 마르텐사이트 조직으로 변태되기 때문이다. 또한, ε-마르텐사이트는 변형 초기에서부터 생성되어 빠르게 증가하여 78% 가공에서 20% 정도가 생성되지만, α′-마르텐사이트는 변형 초기에는 생성되지 않고 어느 정도 변형이 진행된 다음 생성되기 시작하여 아주 서서히 증가하여 78%의 가공에서 그 생성량은 6% 이하로 적은 것을 확인할 수 있다.

[Fig. 4.6]은 인장성질에 미치는 냉간가공의 영향을 알아보기 위하여 압연량을 달리하여 냉간압연한 시료의 인장강도와 연신율을 조사하여 나타낸 것이다. 가공량이 증가함에 따라 빠른 속도로 인장강도는 증가하고 있는데 반하여, 연신율은 감소하고 있는 것을 확인할 수 있고, 78% 정도 압연하면 연신율은 거의 0에 가까운 값을 나타내고 있는 확인할 수 있다. 이와 같은 변화가 일어나는 것은 가공량이 증가함에 따라 연한 상인 오스테나이트가 자신보다 강한 상인 마르텐사이트로 변태되기 때문이다.



[Fig. 4.5] Effect of cold rolling on the volume fraction of each phase in Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si alloy



[Fig. 4.6] Effect of degree of cold rolling on the tensile properties in Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si alloy

4.3.3. 인장성질과 마르텐사이트의 상호관계

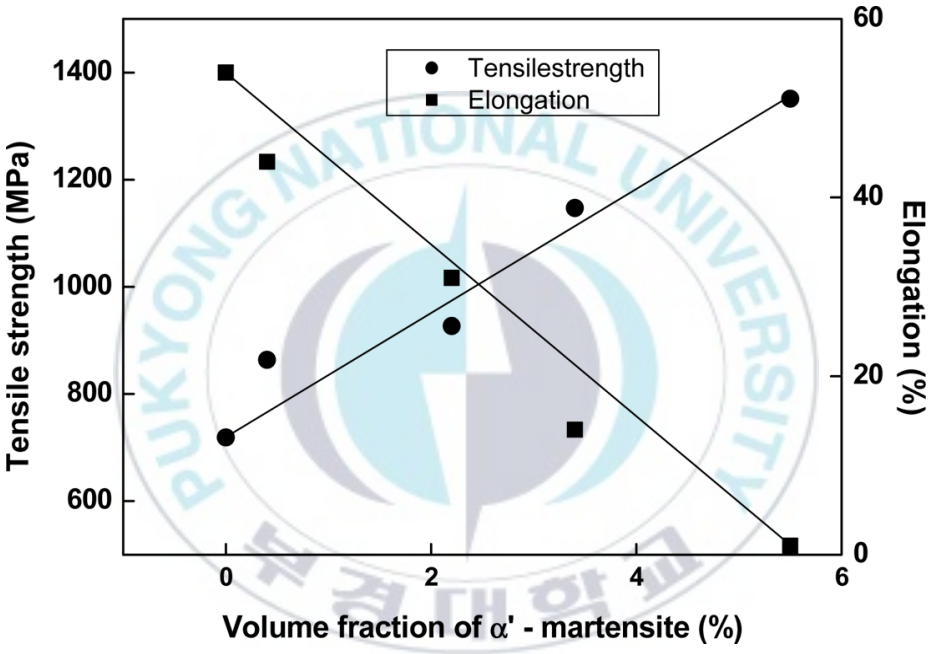
이상의 결과로부터 Fe-20%Mn - 12%Cr-3%Ni3%Si 합금을 냉간가공하면 가공량의 변화에 따라서 각 상의 체적분율, 인장강도 및 연신율이 변화되고 있는 것을 알 수 있다. 또한 가공하면 BCT 결정구조를 갖는 α′-마르텐사이트와 HCP 결정구조를 갖는 ε-마르텐사이트가 함께 생성되는 것을 알 수 있다. 따라서 인장강도와 연신율은 가공에 의해 생성되는 α′ 및 ε-마르텐사이트에 크게 영향을 받는다는 것을 알 수 있었으며, 인장성질과 두 종류의 마르텐사이트와 상호관계에 대해서 상세하게 조사하였다.

[Fig. 4.7]은 냉간가공에 의해 생성되는 α′-마르텐사이트가 인장강도에 미치는 영향을 조사하기 위하여, 가공량을 달리하여 냉간압연한 시료의 인장강도 및 연신율과 α′-마르텐사이트의 체적분율과의 관계를 조사하여 나타낸 것이다. α′-마르텐사이트의 체적분율이 증가함에 따라 직선적인 비례관계로 빠르게 인장강도는 증가하고 있는데 반하여 연신율은 감소하고 있는 것을 확인할 수 있다. 이러한 결과로부터 인장강도와 연신율은 냉간가공에 의해 생성되는 α′-마르텐사이트에 영향을 받고 있다고[56,61] 생각할 수 있지만, 냉간가공에 의해 생성되는 그 양이 6% 이하로 적어 크게 영향은 미치지 않는다고 판단된다.

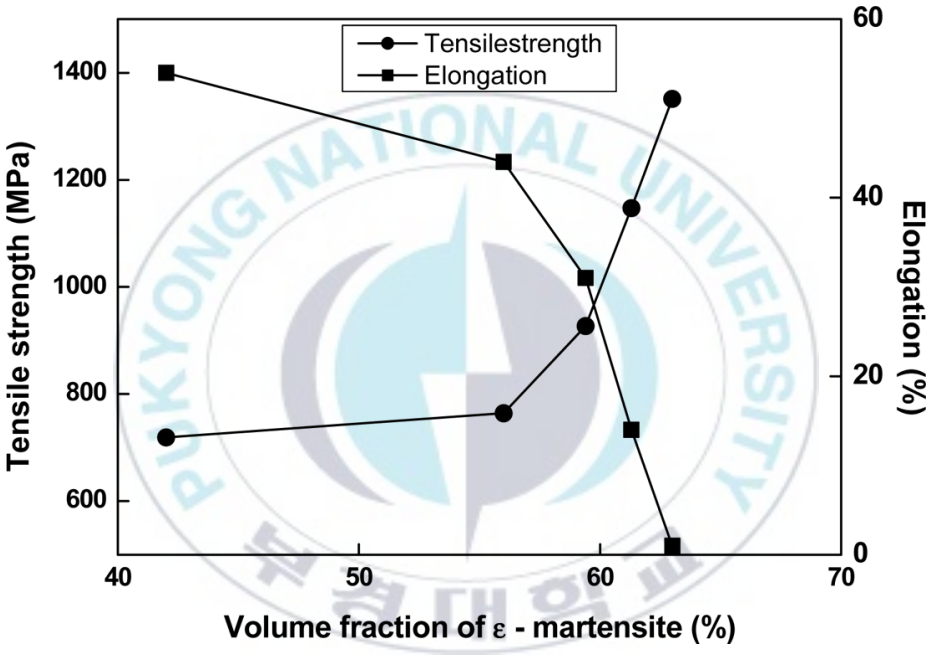
[Fig. 4.8]은 인장성질에 미치는 가공에 의해 생성되는 ε-마르텐사이트의 영향을 조사하기 위하여 가공량을 달리하여 냉간압연한 시료의 인장강도 및 연신율과 ε-마르텐사이트의 체적분율과의 관계를 조사하여 나타낸 것이다. ε-마르텐사이트의 체적분율이 증가함에 따라 인장강도는 서서히 증가하다 빠르게 증가하고 있는데 반하여, 연신율은 인장강도와는 반대로 서서히 감소하다 빠르게 감소하고 있는 것을 확인할 수 있다. 이러한 결과로

부터 인장강도와 연신율은 냉간가공에 의해 생성되는 ε-마르텐사이트에 크게 영향을 받고 있다는 것을 알 수 있다.

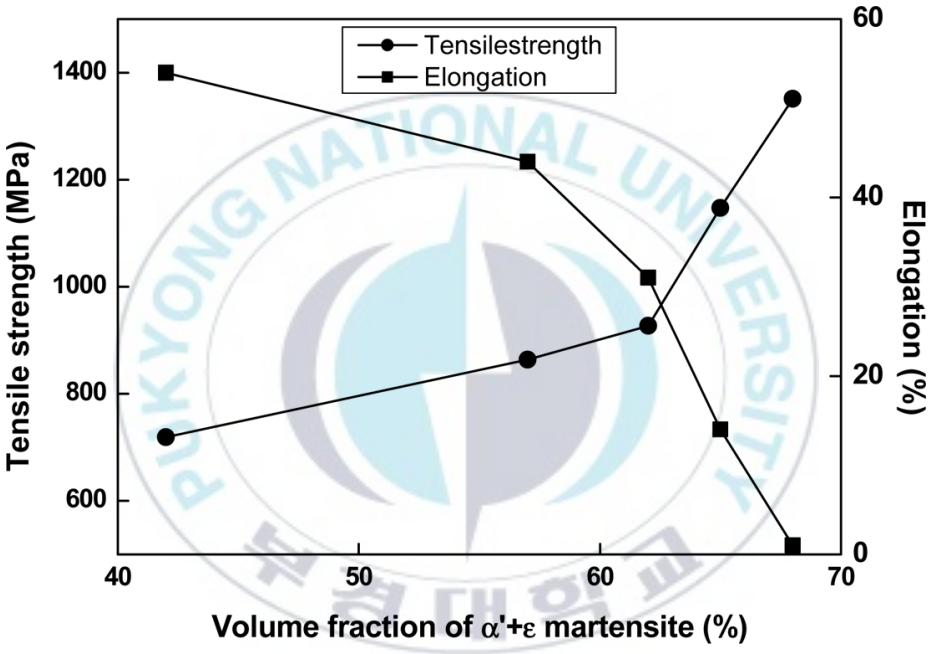
[Fig. 4.9]는 냉간가공에 의해 생성되는 전체 마르텐사이트(α′와 ε-마르텐사이트를 더한 량)가 기계적인 특성에 미치는 영향을 조사하여 나타낸 것이다. 가공에 의해 생성되는 전체 마르텐사이트의 양이 증가함에 따라 인장강도는 서서히 증가하다 빠르게 증가하고 있지만, 연신율은 서서히 감소하다 빠르게 감소하고 있는 것을 확인 할 수 있고, 이러한 결과는 [Fig. 4.8]에서 나타낸 인장성질에 미치는 가공에 의해 생성되는 ε-마르텐사이트의 영향을 나타낸 결과와 같은 것을 알 수 있다. 또한, 이와 같은 이유는 가공에 의해 결정구조가 다른 α′ 및 ε-마르텐사이트가 생성되고 있지만, α′-마르텐사이트는 변형초기에는 생성되지 않을 뿐만 아니라 78%의 많은 가공에서도 6%보다 적은 양이 생성되고 있다. 그러나 ε-마르텐사이트는 변형과 더불어 생성되기 시작하고 또한 78%까지 가공하면 20% 정도의 많은 양이 생성된다. 따라서, 기계적인 특성은 생성량이 적은 α′-마르텐사이트보다는 생성되는 양이 많은 ε-마르텐사이트에 더 크게 영향을 받는다고 판단된다. 또한, 이러한 결과는 일반적으로 가공유기 마르텐사이트 변태를 일으키는 합금에서 강도는 가공에 의해 생성되는 α′-마르텐사이트에 크게 영향을 받는 결과와[58,61] 다른 것을 알 수 있고, 이러한 이유 또한 이 합금에서는 가공에 의해 생성되는 α′-마르텐사이트의 양은 극히 적은데 반하여 ε-마르텐사이의 량이 많기 때문이라 판단된다.



[Fig. 4.7] Effect of volume fraction of α'-martensite on the tensile properties in cold rolled Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si alloy



[Fig. 4.8] Effect of volume fraction of ε-martensite on the tensile properties in cold rolled Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si alloy



[Fig. 4.9] Effect of volume fraction of total martensite on tensile properties in cold rolled Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si alloy

4.4. 결론

Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si 합금을 가공량을 달리하는 냉간 압연하여 미세조직을 변화시킨 다음 인장 성질과 미세조직과의 상호관계를 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

(1) 냉간가공에 의해 α′ 및 ε-마르텐사이트가 생성되었다. 또한 α′ 및 ε-마르텐사이트는 방향성을 지니고, 표면기복을 일으키며 생성되었다.

(2) 가공량이 증가함에 따라 α′및 ε-마르텐사이트의 양은 서서히 증가하였다. 또한 가공에 의해 생성되는 ε-마르텐사이트의 양은 α′-마르텐사이트의 양보다 많았다.

(3) 가공량이 증가함에 따라 가공에 의해 생성되는 마르텐사이트의 양이 증가하는데 기인하여 직선적인 비례관계로 빠르게 인장강도는 증가하고, 연신율은 감소하였다.

(4) 인장강도는 가공에 의해 생성되는 α′-마르텐사이트 보다 더 많은 양이 생성되는 ε-마르텐사이트에 크게 영향을 받았다.

제 V 장

결 론

결 론

물성 향상을 위하여 설계된 Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si 합금에서 가공에 의하여 나타나는 조직학적 변화와 이로부터 기인하는 감쇠능 특성을 파악하기 위하여 냉간 가공을 실시하고 그 조직과 물리적 특성을 확인하였다. 이를 통해 얻은 결론은 다음과 같았다.

1) 냉간 가공을 실시한 이후, 기존에 형성된 오스테나이트 상으로부터 가공에 의하여 마르텐사이트가 발생하였으며, 이는 가공량이 증가할수록 더 많은 생성량을 나타내었다.

2) 또한 마르텐사이트는 α'와 ε 두 개의 서로 다른 상을 지니고 있었으며, 이들이 교차하거나 특정 방위에 대한 방향성을 지니고 있음을 확인하였다. 두 상 중, α' 은 초기에 형성되었으며, 이후 가공이 진행되면서 적층결함에너지가 증가함에 따라 ε 상의 분율이 더 높아지게 되었다.

3) 이 합금에서 감쇠능 특성은 ε 상에 의하여 높은 영향을 받았다. 특히, ε 상의 분율이 높아질수록, 계면이동, 적층결함에너지의 증대 등, 오스테나이트와 ε 상에서 발생하는 계면 간의 상호작용이 커지면서 감쇠능 특성이 증가하였다.

4) 이 합금에서의 강도와 같은 인장 특성의 변화 또한, ε 상의 분율에 의하여 영향을 받았으며, 해당 상의 분율이 증가할수록 그 강도와

연신율은 더욱 증가하였다.

PUKYONG NATIONAL UNIVERSITY
부경대학교

참고문헌

[1] Ritchie, I. G. & Pan, Z. -L. (1991). High-damping metals and alloys. Metallurgical Transactions A, 22, 607-616.

[2] de Batist, R. (1983). High damping materials : Mechanixm and application. Journal de physique, 44, c9-39-c9-50.

[3] Sugimoto, K. (1978). Men. Inst. Sci. & Ind. Res. Osaka Univ., 35, 31-44.

[4] Sugimoto, K. (1974). Journal of Iron steel Inst. Japan, 14, 127.

[5] James, D. W. (1969). High damping metals for engineering applications. Mater. Sci. Eng., 4, 1-8

[6] Siefert, A. V. & Worrell, F. T. (1951). The role of tetragonal twins in the internal friction of copper-managnaese alloys. Journal of Appl. phys., 22, 1257-1259.

[7] Sugimoto, K. (1981). Internal Friction Phenomena Associated with Diffusionless Phase Transformation in Alloys. Journal de physique, 42, c-971.

[8] Lin, H. C., Wu, S. K. & Yeh, M. T. (1993). Damping characteristics of TiNi shape memory alloys. Metallurgical Transactions A, 24, 2189-2194.

[9] Masumoto, H., Hinai, M. & Sawaya, S. (1987). Damping Capacity, Magnetic and Mechanical Properties and Corrosion Resistance of Fe-Co-Mo-Cr Alloys. The Japan Institute of Metals and Materials, 51, 584-590.

[10] Weissmann G.F. & Babington W. (1958). A high damping magnesium alloy for missile applications. Proc. ASTM, 58, 869-892.

[11] Kim, Y. H., Kim, J. H., Hwang, T. H., Lee, J. Y. & Kang, C. Y. (2015). Effect of austenite on mechanical properties in high manganese austenitic stainless steel with two phase of martensite and austenite. Met. and Mater. Inter., 21, 485-489.

[12] Kang, C. Y. & Hur, T. Y. & Yeh, M. T. (2012). 고Effect of Reverse Transformation on the Mechanical Properties of High Manganease Austenitic Stainless Steel. Korean J. Met. Mate., 50, 413-418.

[13] Kwoon, M. G. & Kang, C. Y. (2014). Correlationship between Tensile Properties and Damping Capacity of 316 L Stainless Steel. Korean Journal of Materials Research, 24, 1-5.

[14] Son, D. U., Kim, J. H., Kim, I. S., Kazuya, M., Sung, J. H. & Kang, C. Y. (2004). Effect of ε Martensite on the Damping Capacity of Austenitic Stainless Steel. Korean Journal of Metals and Materials, 42, 621-625.

[15] Robert, C. (1990) Martensite Transformation, ASM Int'l H/B Committee(ed.), ASM H/B Vol. 9(10th ed.), Ohio.

[16] Porter, D. A. & Eastering, K. E. (1992) Phase Transformation in Metals and Alloy, Capman & Hall, London.

[17] 최종술 (1984) 마르텐사이트변태, 동화기술, 서울

[18] Maki, T. & Tsuzaki, K. (1992) Proc. ICOMAT-92, Monterey, California, 1151.

[19] Yang, J. H. & Wayman, C. M. (1992) Proc. ICOMAT-92, Monterey, California, 1193.

[20] 신한철 (2001). FCC→HCP 마르텐사이트 합금의 진동감쇠능과 형상기억효과에 관한 연구, 연세대학교 박사학위논문.

[21] Krauss, G. (1985). Principle of Heat Treatment of Steel, Amer. Soc. for Met.

[22] Schumann, H. (1967). Die martensitischen Umwandlungen in kohlenstoffarmen Manganstählen. Archiv für das Eisenhüttenwesen, 38, 647-656.

[23] Sato, A., Chishima, E., Soma, K. & Mori, T. (1982). Shape memory effect in γ⇌ε transformation in Fe-30Mn-1Si alloy single crystals. Acta Metallurgica, 30, 1177-1183.

[24] Sato, A., Chishima, E., Yamaji, Y. & Mori, T. (1984). Orientation and composition dependencies of shape memory effect IN Fe-Mn-Si alloys. Acta Metallurgica, 32, 539-547.

[25] Sato, A., Yamaji, Y. & Mori, T. (1986). Physical properties controlling shape memory effect in Fe-Mn-Si alloys. Acta Metallurgica, 34, 287-294.

[26] Imai, Y. & Saito, T. (1962). Effect of Cold Work on Thermal Dilatation Characteristics of Hadfield Steel. (Effect of Heating on Work-Hardened High-Manganese Steel-I). J. Japan Inst. Metals., 26, 73-77.

[27] Nishimaya, Z., Shimizu, K. & Morikawa, S. (1963). Transmission Electron Microscopic Observation of the Martensite Transformation in 304-Type Stainless Steel. J. Japan Inst. Metals., 27, 497-502.

[28] Schumann, H. (1970). Wesensgleichheit der hexagonalen ε-Phasen in kohlenstoffarmen austenitischen Mangan- und Chrom-Nickel-Stählen. Archiv für das Eisenhüttenwesen, 41, 1169-1175.

[29] Blackburn, L. D., Kaufman, L. & Cohen, M. (1965). Phase transformations in iron-ruthenium alloys under high pressure. Acta Metallurgica, 13, 533-541.

[30] Gaunt, P. & Christian, J. W. (1959). The cubic-hexagonal transformation in single crystals of cobalt and cobalt-nickel alloys. Acta Metallurgica, 34, 287-294.

[31] Yang, J. H. & Wayman, C. M. (1992). Intersecting-shear mechanisms for the formation of secondary ϵ martensite variants. Acta Metallurgica, 40, 2025-2031.

[32] Fujita, H. & Ueda, S. (1972). Stacking faults and f.c.c. (γ) → h.c.p. (ϵ) transformation in 188-type stainless steel. Acta Metallurgica, 20, 759-767.

[33] Katayama, T. & Fujita, H. (1988). Formation Process of Strain-Induced γ→α' Martensitic transformation Through the ε Phase. J. Japan Inst. Metals., 52, 935-944.

[34] Xiao, T. & Johari, G. P. (1995). Mechanisms of Internal Friction in a Cu-Zn-AI Shape Memory Alloy. Metall. Trans. A, 26A, 721-724.

[35] Xiao, T. (1993). Internal Friction Due to Thermoelastic Martensitic Transformation. Metall. Trans. A, 24A, 1067-1071.

[36] Dejonghe, W., De Batist, R. & Delaey, L. (1976). Factors affecting the internal friction peak due to thermoelastic martensitic transformation. Scripta Metallurgica, 10, 1125-1128.

[37] Birchon, D., Bromley, D. E., & Healey, D. (1968). Mechanism of Energy Dissipation in High-Damping-Capacity Manganese-Copper Alloys. Metal Science Journal, 2(1), 41-46.

[38] 千葉, 範. (1985). 制振鋼板の現状. 鐵と鋼, 71(15), 1742-1750.

[39] Lee, Y.-K., Jun, J.-H., & Choi, C.-S. (1997). Damping Capacity in Fe-Mn Binary Alloys. ISIJ International, 37(10), 1023-1030.

[40] Jee, K. K., Jang, W. Y., Baik, S. H., & Shin, M. C. (1999). Damping mechanism and application of Fe-Mn based alloys. Materials Science and Engineering: A, 273-275, 538-542.

[41] 강창룡, 손영민, 김영화, & 남궁원. (2019). Fe-27Mn-4Co-2Al-3Si 제진합금의 감쇠능에 미치는 냉간가공의 영향 [Effect of Cold Working on the Damping Capacity of Fe-27Mn-4Co-2Al-3Si Damping Alloy]. 동력시스템공학회지, 23(3), 12-17.

[42] Baik, S.-H., Kim, J.-C., Jee, K.-K., Shin, M.-C., & Choi, C.-S. (1997). Transformation Behavior and Damping Capacity in Fe-17%Mn-X %C-Y %Ti Alloy. ISIJ International, 37(5), 519-522.

[43] Kwoon, M.-G., & Kang, C.-Y. (2014). orrelationship between Tensile Properties and Damping Capacity of 316 L Stainless Steel. Korean Journal of Materials Research, 24(1), 1-5.

[44] Venables, J. A. (1962). The martensite transformation in stainless steel. The Philosophical Magazine: A Journal of Theoretical Experimental and

Applied Physics, 7(73), 35-44.

[45] Kyu-Seong, J., & Chang-Yong, K. (2016). Effect of Deformation Induced Martensite on the Damping Capacity of Fe-26Mn-4Co-2Al Alloy. Korean Journal of Materials Research, 26(9), 493-497.

[46] Jun, J., Lee, Y., & Choi, C. (1995). Effect of cold rolling on damping capacity of Fe-23% Mn alloy. Journal of the Korean Institute of Metals and Materials(South Korea), 33(12), 1600-1608.

[47] Bogers, A., & Burgers, W. (1964). Partial dislocations on the {110} planes in the BCC lattice and the transition of the FCC into the BCC lattice. Acta Metallurgica, 12(2), 255-261.

[48] S. Nishiyama : Kinzoku, 41 (2000) 43.

[49] Tomota, Y., & Morioka, Y. (1997). Metals and Technology (KINZOKU). Agne Press, 67, 5-20.

[50] Watanabe, S., Sato, S., Nakagami, I., & Nagashima, S. (1991). Damping Behavior of Fe-Ni-Mn Alloys. Tetsu-to-Hagane, 77(2), 306-313.

[51] Panossian, H. V. (1992). Structural Damping Enhancement Via Non-Obstructive Particle Damping Technique. Journal of Vibration and Acoustics, 114(1), 101-105.

[52] Jee, K. K., Shin, M. C., Jang, W. Y., Baik, S. H., & Choi, C. S. (1997). Damping capacity in Fe-Mn based alloys. Scripta Materialia, 37, Medium: X; Size: pp. 943-948 2009-2012-2016.

[53] Kwon, M., & Kang, C. (2014). Correlationship Between Tensile Properties and Damping Capacity of 316L Stainless Steel. Korean J. Mater. Res, 24(1), 1-5.

[54] Kim, Y., Lee, S., Kim, S., & Kang, C. (2015). Effect of Retained and Reversed Austenite on the Damping Capacity in High Manganese Stainless Steel. Korean Journal of Materials Research, 25(1), 9-15.

[55] Birchon, D., Bromley, D. E., & Healey, D. (1968). Mechanism of Energy

Dissipation in High-Damping-Capacity Manganese-Copper Alloys. Metal Science Journal, 2(1), 41-46.

[56] Miller, R. (1964). A rapid X-ray method for the determination of retained austenite. Transaction of the ASM, 57, 893-899.

[57] Bogers, A. J., & Burgers, W. G. (1964). Partial dislocations on the {110} planes in the B.C.C. lattice and the transition of the F.C.C. into the B.C.C. lattice. Acta Metallurgica, 12(2), 255-261.

[58] Venables, J. A. (1962). The martensite transformation in stainless steel. The Philosophical Magazine: A Journal of Theoretical Experimental and Applied Physics, 7(73), 35-44.

[59] Kang, C., & Sung, J. (1991). Effect of Deformation Temperature and Manganese Contents on the Tensile Properties of Fe-Cr-Ni-Mn Duplex Stainless Steel. Journal of the Korean Society for Heat Treatment, 4(4), 44-52.

[60] 김효종, 강창룡, & 엄정호. (2007). 가공유기 마르텐사이트 변태를 나타내는 Fe-26Mn-2Al 합금의 강도에 미치는 결정립 크기의 영향 [Research papers : Mechanical Behavior ; Effect of Grain Size on the Tensile Strength of Fe-26Mn-2Al Alloy with Deformation Induced Martensite Transformation]. 대한금속재료학회지, 45(3), 157-162.

[61] SON, D.-W., LEE, J.-M., KIM, H.-J., NAM, K.-W., PARK, K.-S., & KANG, C.-Y. (2006). The Effects of Microstructure in Austenitic 316L Stainless Steels on the Strength and Damping Capacity. Journal of Ocean Engineering and Technology, 20(1), 1-6.

감사의 글

박사과정을 통해서 저의 학위논문이 마무리되기까지 많은 분들의 도움이 있었습니다. 이글을 통해 감사의 인사를 드리고자 합니다.

저의 연구에 새로운 방향을 제시해 주시고 마지막까지 큰 그림을 그릴 수 있게 지도해 주신 김권후 교수님, 바쁘신 중에도 어려운 시간을 내시어 논문 평가해 주신 남기우 교수님, 강창룡 교수님, 왕제필 교수님, 박영태 교수님께 진심으로 감사 인사를 드리며, 교수님들의 제자로서 부족함이 없는 연구자가 될 수 있도록 꾸준히 노력하겠습니다. 앞으로도 잘 부탁드립니다.
박사과정에 집중할 수 있도록 많은 지원을 해주신 한국폴리텍대학 울산캠퍼스 윤성종 학장님, 임규성 교학처장님, 권순두 교수님 감사합니다.

힘들 때도 있었지만, 항상 저를 믿어주시고 포기하지 않도록 응원해 주신 부모님, 장인 장모님께 감사드립니다. 앞으로도 효도하고, 기쁨을 드리기 위해 노력하는 아들, 사위가 되겠습니다.
마지막으로 어려운 환경 속에서도 저를 믿고 따라준 윤효인 여사, 힘들 때 무한 비타민을 선물해주는 사랑하는 정도연, 정태훈에게 감사의 마음을 전합니다.

지면으로 미처 언급하지 못했지만, 저를 아끼고 격려해 주셨던 모든 분께 진심으로 감사하다는 말씀을 전합니다. 항상 주어진 일에 최선을 다하고 사회에서 필요한 정종민이 되도록 노력하겠습니다.