



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](#)

공 학 박 사 학 위 논 문

피로 손상된 제진합금의 기계적 특성
및 감쇠능에 미치는 응력의 영향



2022년 8월

부 경 대 학 교 대 학 원

금 속 공 학 과

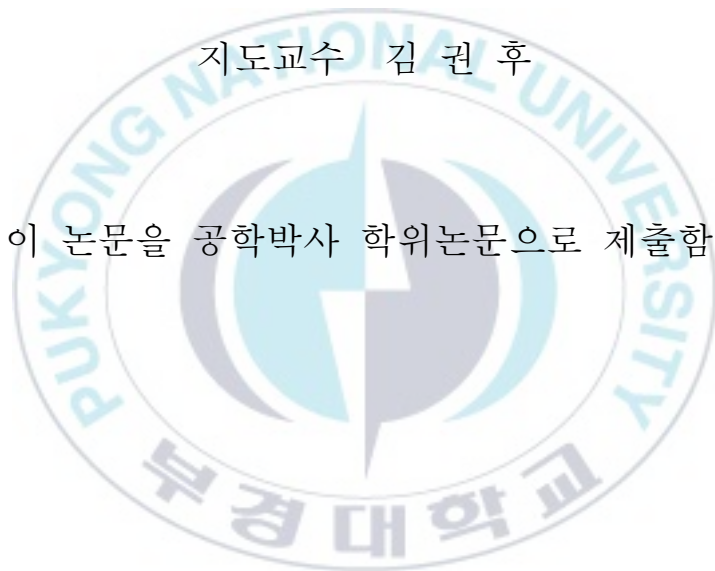
이 명 수

공 학 박 사 학 위 논 문

피로 손상된 제진합금의 기계적 특성
및 감쇠능에 미치는 응력의 영향

지도교수 김 권 후

이 논문을 공학박사 학위논문으로 제출함.



2022년 8월

부 경 대 학 교 대 학 원

금 속 공 학 과

이 명 수

이명수의 공학박사 학위논문을 인준함.

2022년 8월 26일

위 원 장 공학박사 남 기 우 (인)

위 원 공학박사 강 창 룡 (인)

위 원 공학박사 박 영 태 (인)

위 원 공학박사 왕 제 필 (인)

위 원 공학박사 김 권 후 (인)

목 차

표 / 수식 목차	iv
그림 목차	v
Abstract	viii
I. 서 론	01
II. 이론적 배경	
2.1. 마르텐사이트 변태의 특징	06
2.1.1. 무확산 변태 (non-diffusion transformation)	06
2.1.2. 정벽면 (habit plane)	07
2.1.3. 표면 기복	07
2.2. 감쇠 메커니즘 (Damping mechanism)	11
2.2.1. 동적 이력기구	12
2.2.2. 정적 이력기구	12
2.3. 열탄성 마르텐사이트의 진동감쇠기구	17
2.3.1. 온도 의존성	17
2.3.2. 응력 의존성	17
2.4. 진동 감쇠능의 측정	20

III. 응력이 피로 손상된 제진합금의 감쇠능에 미치는 영향

3.1. 서론	25
3.2. 실험방법	26
3.2.1. 시료(Specimens)	26
3.2.2. 피로손상시험	27
3.2.3. 미세조직 관찰	27
3.2.4. X선 회절시험	28
3.2.5. 감쇠능 측정	28
3.3. 실험결과 및 고찰	29
3.3.1. 미세조직 관찰	29
3.3.2. 응력 크기에 따른 미세조직 및 감쇠능 변형 거동	36
3.3.3. 미세조직에 따른 감쇠능 변형 거동	39
3.4. 결론	43

IV. 응력이 피로 손상된 제진합금의 인장 성질에 미치는 영향

4.1. 서론	45
4.2. 실험 방법	46
4.2.1. 시료(Specimens)	46
4.2.2. 피로손상시험	47
4.2.3. 미세조직 관찰	47
4.2.4. X선 회절시험	48
4.2.5. 감쇠능 측정	48
4.3. 실험 결과 및 고찰	49
4.3.1. 미세조직관찰	49
4.3.2. 응력 크기에 따른 미세조직 및 인장 변형 거동	55

4.3.3. 인장 특성에 미치는 마르텐사이트의 영향	58
4.4. 결론	63
V. 결론	65
참고문헌	67



표 / 수식 목 차

[Table. 3.1] Chemical composition of Ferrous alloy made in this study (wt%)	26
[Table. 3.2] Mechanical properties of Ferrous alloy made in this study ..	26
[Table. 4.1] Chemical composition of Ferrous alloy made in this study (wt%)	46
[Table. 4.2] Mechanical properties of Ferrous alloy made in this study ..	46
[Eq. 2.1]	20
[Eq. 2.2]	20
[Eq. 2.3]	20
[Eq. 2.4]	20
[Eq. 2.5]	20

그 립 목 차

[Fig.2.01] Schematic of habit plane in martensite and preferred planes of austenite lattice	08
[Fig.2.02] Model for the (225) habit austenite-martensite interface in steel	09
[Fig.2.03] Schematic representation of surface (a) relief and (b) a scratch line	10
[Fig.2.04] Schematic diagrams of internal friction as a unction of strain amplitude and temperature for (a) amplitude-independent (dynamic hysteresis) and (b) amplitude-dependent (static hysteresis) damping	13
[Fig.2.05] Schematic diagram of the anelastic response(lower curve) to a stress cycle(upper curve)	14
[Fig.2.06] Dynamic hysteresis behavior. (a)hysteresis loop in the stress-strain plane and (b)the resultant internal friction peak as afunction of temperature	15
[Fig.2.07] Static hysteresis behavior. The type of hysteresis loop obtained during defect unpinning	16
[Fig.2.08] Schematic diagram showing the internal friction of a thermo- elastic martensitic alloy as a function of temperature	19
[Fig.2.09] Schematic diagram showing the internal friction of a thermo- elastic martensitic alloy as a function of stress amplitude	19
[Fig.2.10] Measurement of specific damping capacity	22
[Fig.2.11] Measurement of specific damping capacity	22
[Fig.2.12] Measurement of Q-factor	23
[Fig.2.13] Measurement of internal friction	23
[Fig.3.01] The microstructure of alloy which has solute treated and observed	

by optical microscope	31
[Fig.3.02] The microstructure of alloy which was fatigue damaged and observed by optical microscope.	32
[Fig.3.03] The microstructure of fatigue damaged alloy shown in [Figure3.2] observed by scanning electron microscope	33
[Fig.3.04] The (a) dark field image of α' -martensite in fatigue damaged specimen and (b) SAED pattern of microstructure in (a)	34
[Fig.3.05] The (a) dark field image of ϵ -martensite in fatigue damaged specimen and (b) SAED pattern of microstructure in (a)	35
[Fig.3.06] The relationship between the fatigue stress and each volume fraction of phase in Fe- 22Mn- 12Cr- 3Ni- 4Co- 2Si damping alloy	37
[Fig.3.07] The relationship between the fatigue stress and the logarithmic decrement in Fe- 22Mn- 12Cr- 3Ni- 4Co- 2Si damping alloy	38
[Fig.3.08] The relationship between the volume fraction of α' -martensite phase and the logarithmic decrement	40
[Fig.3.09] The relationship between the volume fraction of ϵ -martensite phase and the logarithmic decrement	41
[Fig.3.10] The relationship between the volume fraction of martensite phase and the logarithmic decrement	42
[Fig.4.01] The microstructure of alloy which has solute treated and observed by optical microscope.	51
[Fig.4.02] The microstructure of alloy which was fatigue stressed at (a) 105MPa and (b) 245MPa	52
[Fig.4.03] The microstructure of fatigue damaged alloy shown in [Fig.4.2] observed by scanning electron microscope	56
[Fig.4.04] The dark field image and its SAED pattern of (a) α' - and (b) ϵ -martensite in the microstructure	54
[Fig.4.05] The relationship between the fatigue stress and each volume fraction	

of phase in Fe- 22Mn- 12Cr- 3Ni- 4Co- 2Si damping alloy	56
[Fig.4.06] The relationship between the fatigue stress and tensile properties of damping alloy	57
[Fig.4.07] The relationship between the volume fraction of α' -martensite phase and tensile properties	60
[Fig.4.08] The relationship between the volume fraction of ε -martensite phase and tensile properties	61
[Fig.4.09] The relationship between the volume fraction of martensite phase and tensile properties	62



Effect of Stress on the Strength and Damping Capacity of the Fatigue Damaged Severaged Aggregate

Myeong Soo Lee

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

Abstract

This study was carried out to investigate the effect of fatigue stress magnitude on the tensile properties of the damaged Fe - 22Mn - 12Cr - 3Ni - 2Si - 4Co damping alloy under various fatigue stress magnitudes. α' and ε -martensite were formed by fatigue stress in the Fe - 22Mn - 12Cr - 3Ni - 2Si - 4Co damping alloy. The α' and ε -martensite formed by fatigue stress in the fatigue damaged damping alloy was formed with a specific direction and surface relief, or crossing each other. With an increasing magnitude of fatigue stress, the volume fraction of α' -martensite and ε -martensite was increased, and the increasing rate of volume fraction of α' -martensite was more rapid than ε -martensite. At the same fatigue stress magnitude, a large amount of α' -martensite was formed than ε -martensite. With the increasing of fatigue stress magnitude, the tensile strength slowly increased and elongation rapidly decreased, and then tensile strength slowly decreased by increasing the volume fraction of α' -martensite. The tensile properties of the damaged Fe - 22Mn - 12Cr - 3Ni - 2Si - 4Co alloy under fatigue stress were strongly affected by the α' -martensite formed by fatigue stress. This results were the same tendency for metal with the strain induced martensite transformation.



1. 서론

소음과 진동은 건물 및 수송기와 같은 구조 재료의 적용에 있어 파단 및 균열의 유발을 통해 수명의 저하를 초래함으로써 다양한 형태의 손실이 발생하게 된다. 이에 따라 최근, 노동환경의 개선, 상품의 고부가 가치화 및 기기 또는 장치 등의 안정성과 장수명화 등을 위해서 다양한 규제가 형성 및 강화되고 있는 추세이다.¹⁻³⁾

소음과 진동으로 인해 발생하는 피해를 방지하기 위해서 다양한 형태의 감쇠법이 사용되고 있다. 다만, 시스템 감쇠법⁴⁾은 제품 설계에 있어 그 형태가 특정 수준 이상의 크기로 형성되어야 하며, 구조 감쇠법⁵⁾의 경우 접착성, 용접성과 같은 가공성 측면에서 그 적용이 불리하다. 이로 인하여 제시된 2가지 형태의 감쇠법은 산업적 적용이 매우 제한적으로 나타난다. 따라서 최근에는, 소재 자체 특성으로써 우수한 감쇠 효과를 지니면서 가공성 등이 우수하여 산업적 적용의 폭이 넓은 제진재료(Damping materials)의 개발하기 위한 많은 관심을 받고 있다.⁶⁻⁹⁾

제진 재료(Damping materials)는 타 재료에 비하여 내부 마찰(Internal Friction)이 높아 가해지는 기계적 에너지 형태의 진동을 열에너지의 형태로 전환시키는 능력인 기계 감쇠능(Mechanical damping capacity)이 높은 재료이다.¹⁰⁾ 이들은 그 소재에 따라 유기(organic)와 금속(metallic) 재료로 분류할 수 있으며 오염에 취약하고 적용 가능한 주파수 및 온도가 제한적인 유기재료에 비해 높은 강도와 인성을 지니며 사용환경에 덜 민감한 금속재료가 산업 분야 적용에 있어 더욱 광범위하게 사용될 수 있어 이의 개발을 위한 지속적인 연구가 이루어져 왔다.

한편, 제진합금의 진동 감쇠기구(damping mechanism)는 합금 내부의 결함이 응력에 의하여 탄·소성 변형을 겪게되면서 나타나는 이력손실

(hysteresis loss)이다. 열 기계적 이력(thermomechanical hysteresis)으로부터 기인하는 이력 손실의 변화는 미세조직에 크게 의존한다. 또한 이러한 이력은 에너지 변환방식에 따라 동적 이력기구(dynamic hysteresis mechanism)와 정적 이력기구(static hysteresis mechanism)로 분류된다.¹¹⁾ 동적 이력 기구의 경우, 외력에 의한 침입형 불순물 원자들의 재배열 혹은 규칙화 등을 통해 발생하며, 이로 인해 원자 확산속도나 온도 등에 크게 의존하게 된다.¹²⁾ 이와는 반대로, 정적 이력기구는 탄성 영역 내의 미소 변형에 높은 의존성을 나타낸다.¹³⁾

감쇠능이 우수하면서 동시에 높은 강도를 지니는 제진합금의 개발은 진동으로부터 유발되는 피해를 방지함과 동시에 구조 재료로써도 높은 가치를 지닐 것으로 기대되었다. 그러나, 기존 연구들을 통해 밝혀진 바로는, 제진 재료는 강도, 연신, 진동에 대응하는 주파수·온도 의존성 등이 낮을수록 유리하고,^{14,15)} 이와 반대로 강도가 증가하면 감쇠능은 저하된다.¹⁶⁾ 따라서 이러한 모든 성질들을 만족하는, 강도와 감쇠능의 조합이 우수한 제진합금의 개발이 필요하였다.

특히, 철강재료는 구조재료로서 이미 높은 강도와 우수한 가공성을 지님을 증명한 바 있다. 또한 제진 재료로써 사용되는 환경에서는 지속 하중이나 피로 등의 반복 하중에 노출되는데, 가공 유기 마르텐사이트 변태를 일으키는 영역 조성 내의 Fe 합금의 경우, 작용하는 하중의 크기와 시간, 가해지는 하중의 형태 등에 따라서도 미세조직의 발달에도 변화가 유발될 수 있을 것으로 예상되었다.^{18,19)} 그럼에도 불구하고 이러한 미세조직의 변화에서 유발되는 강도의 변화와 그로부터 유발되는 기계적 감쇠 특성의 변화와의 상관관계에 대한 연구 결과는 부족하다.

이를 위해서 본 연구에서는 안정성 및 사용범위와 같은 데이터의 확보를 위한 연구의 일환으로써, 높은 강도와 우수한 감쇠능을 지니는 합금으로

알려진 Fe- 22Mn- 12Cr 합금에 강도향상을 위한 고용강화와 감쇠능 증대를 위한 ϵ -마르텐사이트 생성을 유발하기 위하여 3%Ni, 2%Si 그리고 4%의 Co가 첨가된 합금을 설계하였다. 최종적으로 형성된 Fe- 22Mn- 12Cr- 3Ni- 2Si- 4Co 합금을 사용하여 연구를 진행하였으며, 피로시험을 통해 재료를 손상시킨 다음 가해진 응력에 따른 미세조직의 변화와 이러한 미세조직의 변화가 인장 성질에 미치는 영향에 대하여 조사하였다.





2. 이론적 배경

2.1. 마르텐사이트 변태의 특징

강의 강도 증대를 위한 방법 중 대표적인 예로 열처리를 통한 마르텐사이트를 형성하는 방법이 있다. 고온 영역에서 가열 유지를 통한 오스테나이트상의 형성 후, 이를 냉각속도가 M_s 점 이하로 내려갈 수 있도록 급속도로 냉각을 실시함으로써 무확산 변태를 유발시킨다. 이를 통한 일반 마르텐사이트가 형성되는 경우¹⁹⁾와, 오스테나이트 기질을 M_s 점 이상의 온도에서 가공을 실시하여 가공유기 마르텐사이트를 형성시키는 방법^{20,21)}이 있다. 상용화된 합금 종류에는 전자의 방법을 통해서 STS, 퀀칭강, Ball bearing 강 등이 있으며, 후자의 방법을 통한 Maraging 강, Trip 강, Ausforming 강, 2상 혼합강 등이 있다.

2.1.1. 무확산 변태 (Non diffusion Transformation)

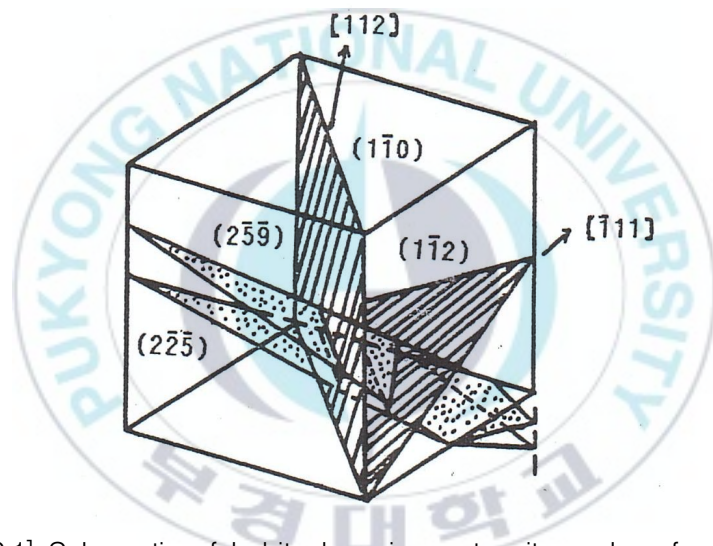
통상적인 상변태라 함은, 격자 내 개개의 원자들이 장범위에 걸친 확산을 통해 발생하나, 마르텐사이트 변태의 경우는 이와 달리 원자 1개와 옆의 원자 간의 거리보다 더 작은 거리의 이동을 통해 발생한다. 이에 따라 FCC 구조인 오스테나이트에서 BCC 구조인 페라이트로 상이 변하는 과정에서 빠른 속도의 냉각으로 인하여 완전한 변태가 일어나지 못하고 새로운 BCT 구조를 형성하게 된다.

2.1.2. 정벽면(habit plane)

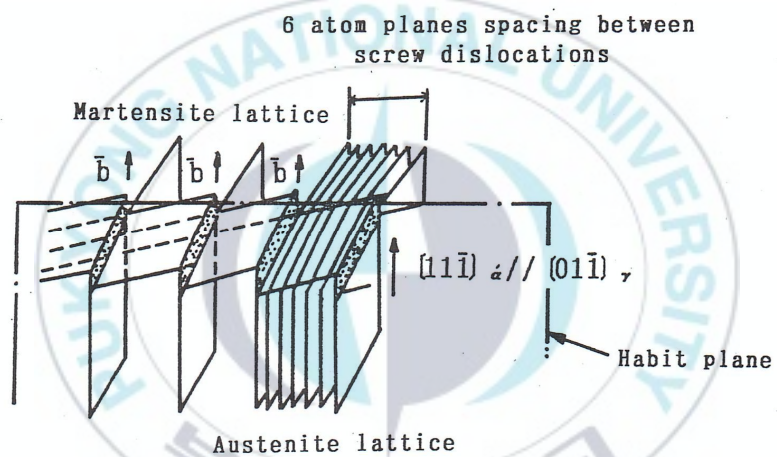
변형 이전의 모결정립에서 형성되는 마르텐사이트는 정벽면이라고 하는 모상격자와 특정과 평행을 이루는 면이 나타난다. 일반적으로 이 정벽면은 높은 밀러지수 값을 지니는 결정면이며, 이들은 변태 온도나 조성에 의해 다르게 나타난다. 탄소강에서는 탄소 함유량에 따라 0.4 wt.%C 이하에서는 {111}r, 0.4~1.4 wt.%C 에서는 {225}r를, 1.4~1.8wt.%C에서는 {259}r이 정벽면으로 나타난다. 또한, 18Cr-8Ni 스테인리스강은 {225}r이다. 결국, 마르텐사이트가 모상의 특정면으로부터 형성되는 것이 마르텐사이트 변태의 큰 특징으로 볼 수 있다. [Fig.2.1]에는 오스테나이트 조직이 마르텐사이트로 변태되는 과정 중 형성되는 정벽면을 나타내었으며, [Fig.2.2]에는 전위에 의해 생성되는 {225}r 해비트면의 모델을 나타내었다.²³⁾

2.1.3. 표면기복의 발생

강에 고함량의 Cr, Mn, Ni 등을 첨가시켜 오스테나이트 변태 온도를 상온까지 낮춘 상태에서, 표면의 정연마를 통해 마르텐사이트 변태가 진행된다면 [Fig2.3(a)]에 나타난 것과 같이 그 표면에서 기복이 발생한다. 이 때 발생하는 표면 기복은 불규칙한 형태가 아닌, 표면의 경사각이 결정 방위에 의존한 특정 값을 지니게 된다. 따라서, 이러한 표면 기복의 발달은 오스테나이트에서 마르텐사이트로의 변태 과정에서 결정 격자의 변형이 발생했다는 것을 의미한다.



[Fig.2.1] Schematic of habit plane in martensite and preferred planes of austenite lattice ²²⁾



[Fig.2.2] Model for the (225) habit austenite-martensite interface in steel ²³⁾



[Fig.2.3] Schematic representation of surface (a) relief and (b) a scratch line ²¹⁾

2.2. 감쇠 메커니즘(Damping mechanism)

재료 내부에서 진동에너지가 열에너지로의 전환은 응력에 대한 격자 결함의 이동에 의해 발생한다. 금속 재료에 있어 격자 결함은 0차원의 점, 1차원의 선, 2차원의 면 결함으로 분류되며, 점선면의 순서로 감쇠 성능에 기여하는 그 수준이 증가하는 거동을 나타낸다. 또한, 이러한 격자결함들 중, 제진합금에서 주요하게 작용하는 진동 감쇠기구에는 전위와 결정입계 쌍정계, 상 경계 등 여러 형태의 결정입계의 이동이 있다. 감쇠기구는 그 특성에 따라 동적이력기구(dynamic hysteresis)와 정적이력기구(static hysteresis) 그리고 양 특성을 모두 가진 복합이력기구 세 가지로 나눌 수 분류할 수 있으며, 대부분의 진동감쇠기구는 응력에 의한 전위 이동을 포함하고 있다. [Fig2.4(a)]에는 동적, [Fig2.4(b)]에는 정적 이력기구의 온도, 주파수 및 진폭(amplitude)의존성을 나타내었다. 이로부터 동적이력기구는 온도에, 정적 이력기구는 진폭에 의존성을 보이며, 그 반대의 경우에는 영향을 받지 않는 것을 확인할 수 있다.

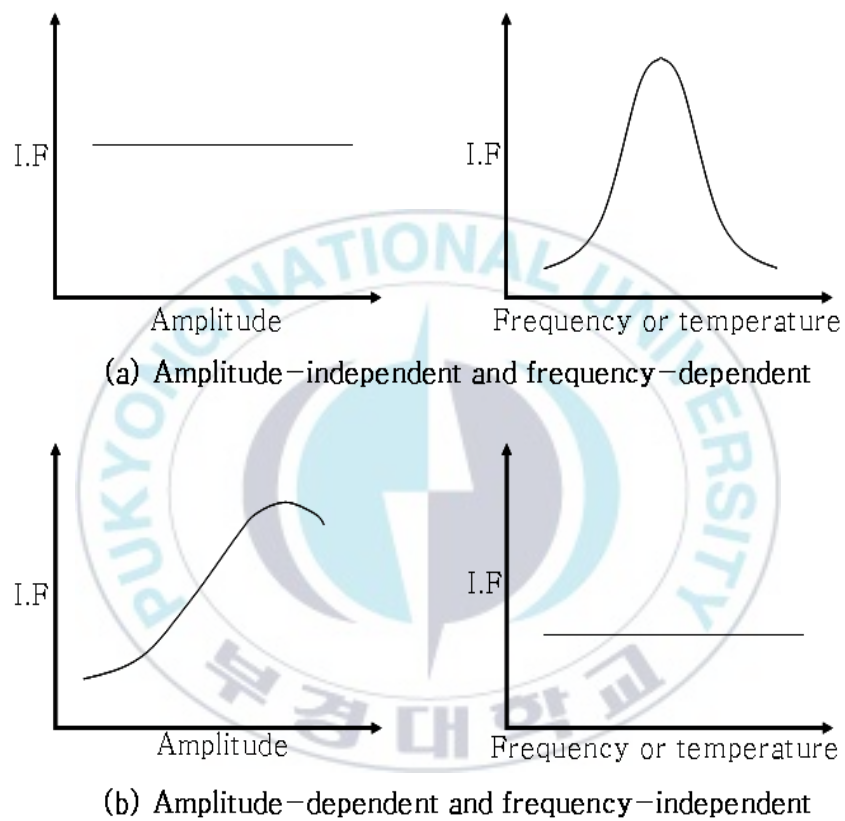
2.2.1. 동적 이력기구

동적 이력은 응력으로부터 발생한 결함의 규칙화(ordering)로부터 발생하며, [Fig2.5]에는 진동 부하로 발생하는 규칙화 및 의탄성 변형(anelastic strain)과 그의 완화(relaxation)과정을 나타내었다. 순간적인 탄성 변형이 응력의 부하를 통해 발생하고, 이후 용질원자의 확산에 의한 재배열을 통해 의탄성 변형이 추가적인 변형으로 나타난다.

응력 제하 후 탄성 변형은 바로 회복되며, 의탄성 변형은 내부회복력을 통하여 일정 시간에 걸쳐 회복된다. 이 때, 응력 변형 거동은 [Fig2.6(a)]에 나타낸 것과 같이 ΔW 만큼의 에너지가 소비된다. 또한 [Fig2.6(b)]는 이러한 이력 손실에 의해 발생한 진동 감쇠능(ΔW)을 온도 함수로 나타내었으며, 이를 통하여 온도가 지나치게 낮거나 높을 경우 그 감쇠능이 저하됨을 확인할 수 있다.

2.2.2. 정적 이력기구

동적이력기구와는 다르게 정적 이력기구는 부가 응력에 따른 결함의 이탈로 발생하는 미소 변형으로부터 발생하게 된다. [Fig2.7]에는 정적이력기구의 응력 변형 곡선을 나타내었다. 동적 이력기구와 동일하게 응력이 부하됨에 따라 의탄성 변형이 발생하게 된다. 제하 이후, 변형은 동일하게 회복이 되나 그러한 회복의 경로는 이전과는 다른 방식을 통하여 나타난다. 결함의 이탈 현상은 극도로 짧은 시간 내에 임계 응력 이상의 값에서 발생하므로, 진동 감쇠능은 주파수보다는 진폭에 더 높은 의존성을 나타내게 된다.

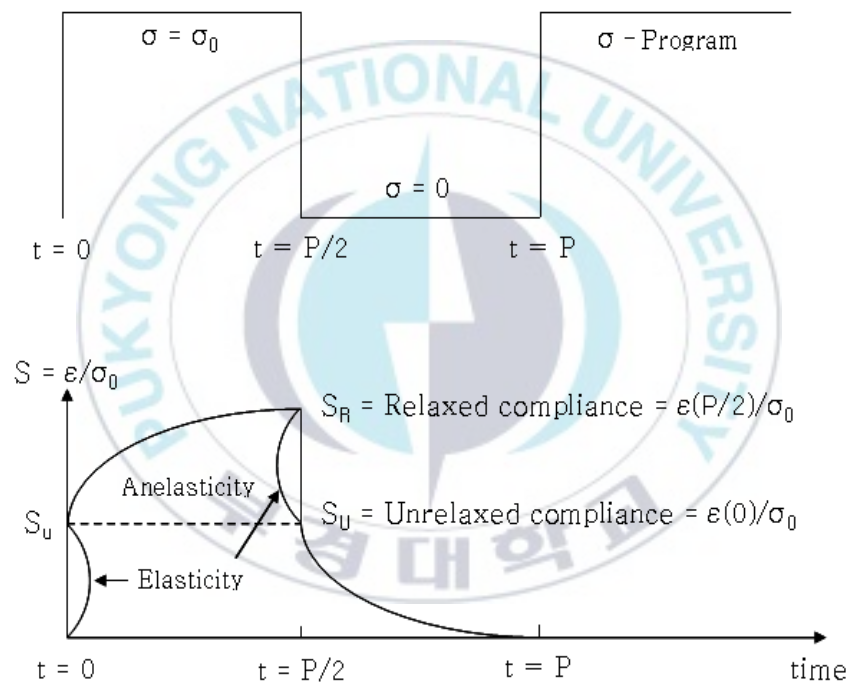


[Fig.2.4] Schematic diagrams of internal friction as a function of strain amplitude and temperature for (a) amplitude-independent (dynamic hysteresis) and (b) amplitude-dependent (static hysteresis) damping

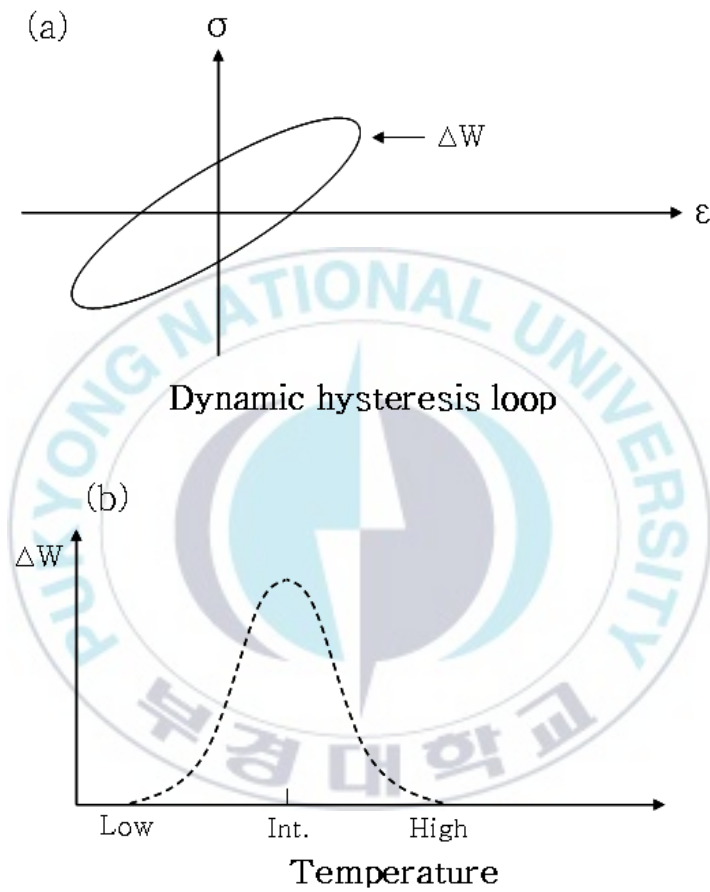
σ – stress ϵ – strain

M – Elastic modulus

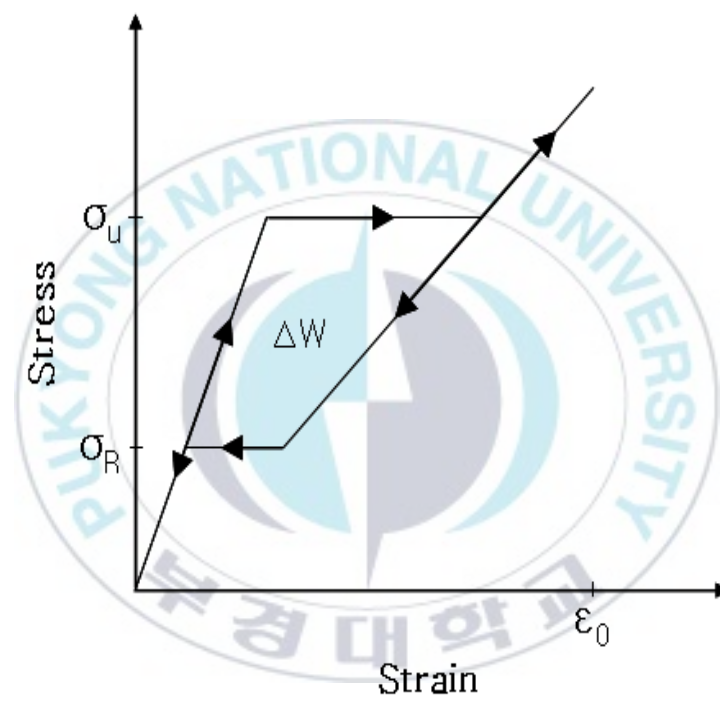
S – Elastic compliance



[Fig.2.5] Schematic diagram of the anelastic response(lower curve) to a stress cycle(upper curve)



[Fig.2.6] Dynamic hysteresis behavior. (a)hysteresis loop in the stress-strain plane and (b)the resultant internal friction peak as a function of temperature.



[Fig.2.7] Static hysteresis behavior. The type of hysteresis loop obtained during defect unpinning.

2.3. 열탄성 마르텐사이트의 진동감쇠기구

Cu-Zn-Al 계열, Ni-Ti 계열 및 Cu-Al-Ni 계열 합금과 같은 열탄성 마르텐사이트 합금에서 발생하는 내부마찰은 (i) 온도의 변화에 따른 마르텐사이트의 성장(growth)과 소멸(shrinkage), (ii) 응력으로 인한 마르텐사이트의 성장, (iii) 마르텐사이트 내부에 발생한 쌍정경계와 적층결함의 이동 그리고 (iv) 쌍정의 재배열(reorientation) 등에 수반되는 이력현상에 기여한다.

2.3.1. 온도 의존성

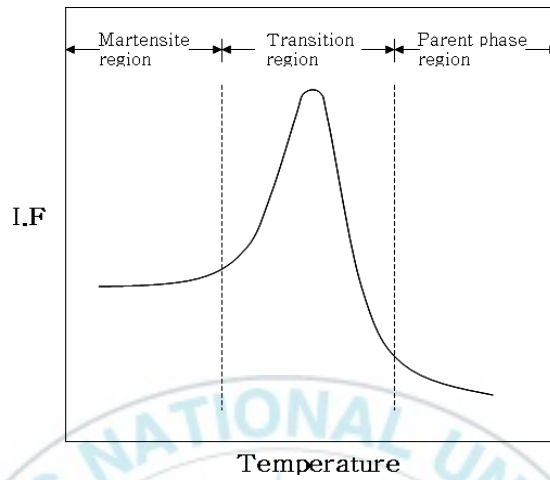
[Fig2.8]은 열탄성 마르텐사이트 합금의 온도에 따른 진동 감쇠능의 변형 거동을 나타낸 것이다. 격자 결함의 이동으로 인하여 모상에서는 낮은 진동 감쇠능이 확인되며, 최대 진동 감쇠능은 모상으로부터 마르텐사이트 영역으로 전이되고 있는 마르텐사이트 변태온도구역(냉각시 $M_s \sim M_f$, 가열시 $A_s \sim A_f$)에서 가장 높게 나타난다. 이는 마르텐사이트의 내부 적층결함, 쌍정, 상 등의 여러 경계들의 이동을 통해 유발된다.

2.3.2. 응력 의존성

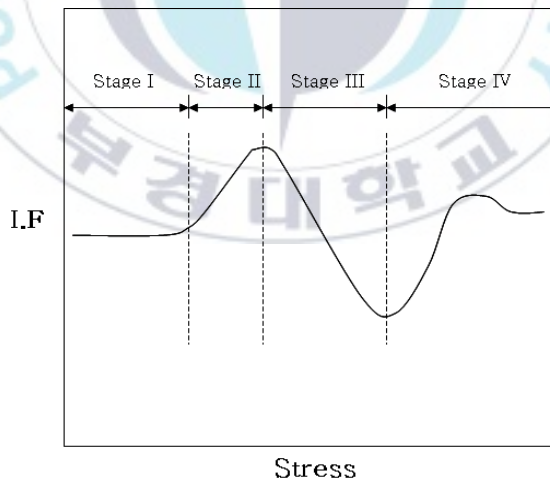
[Fig2.9]는 열탄성 마르텐사이트 합금의 온도에 따른 진동 감쇠능의 변형 거동을 나타낸 것이다.²⁰⁾ 응력의 부하에 대한 진동감쇠 거동은 크게

4단계로 나타나며 각 단계의 거동은 다음과 같다. 우선 응력이 초기에 일정하게 유지되는 stage I에서는 응력유기 마르텐사이트 변태가 일어나지 않아 진동의 감쇠는 모상 격자 내 결함의 이동에 의존한다. stage II에서는 응력 유기 마르텐사이트의 형성으로 인하여 진동 감쇠 거동이 크게 증가하게 된다. 이후 마르텐사이트의 그 함량이 점차 증가하면서 stage III에서는 다시 그 감쇠 거동이 감소하게 된다. 최종 단계인 stage IV에서는 앞서 형성된 가공 유기 마르텐사이트 결정립들이 응력의 방향으로 재배열(reorientation)되면서 진동 감쇠는 불규칙한 증가를 나타낸다.





[Fig.2.8] Schematic diagram showing the internal friction of a thermo- elastic martensitic alloy as a function of temperature²⁵⁾



[Fig.2.9] Schematic diagram showing the internal friction of a thermo- elastic martensitic alloy as a function of stress amplitude²⁴⁾

2.4. 진동 감쇠능의 측정

본 연구에서 진동 감쇠능의 측정 및 계산은 다음과 같은 방식을 통하여 실시하였다. 비감쇠능(SDC, Specific Damping Capacity)은 다음 Eq.2.1을 통해 계산이 가능하다.

$$SDC = \frac{\Delta W}{W} \quad \dots\dots\dots \text{Eq.2.1}$$

[Fig2.10]에서 확인할 수 있듯, W는 한 주기의 최대 에너지로 볼 수 있으며, ΔW 는 현재와 다음 주기 간의 W 차이로, 주기 간 감쇠되는 에너지를 의미한다. 자유 감쇠 조건의 경우, 전체 에너지의 크기는 다음과 같은 관계를 가진다.

$$SDC = \frac{\Delta W}{W} = \frac{A_n^2 - A_{n+1}^2}{A_n^2} = 1 - \left(\frac{A_{n+1}}{A_n}\right)^2 \quad \dots\dots\dots \text{Eq.2.2}$$

또한, 대수 감쇠율은 다음 Eq.2.3과 같이 나타낼 수 있다.

$$\delta = \ln\left(\frac{A_n}{A_{n+1}}\right) \quad \dots\dots\dots \text{Eq.2.3}$$

이 때, A_n 과 A_{n+1} 은 n 번째와 n+1번째의 진폭을 나타낸다. 실질적으로 한 주기간의 진폭의 차이는 그리 크지 않고, 외부의 노이즈와 같은 다양한 오차 발생 원인이 존재하기 때문에 다음과 같이 여러 주기의 평균값을 사용한다.

$$\delta = \frac{1}{N} \ln\left(\frac{A_1}{A_{N+1}}\right) \quad \dots\dots\dots \text{Eq.2.4}$$

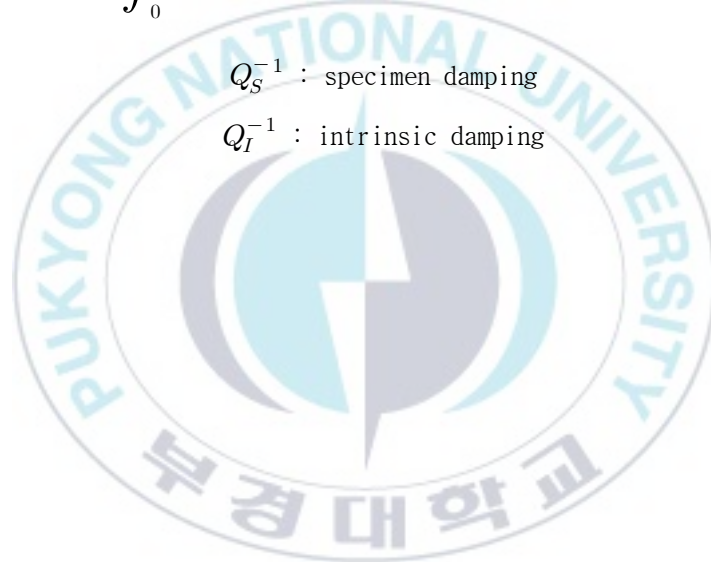
이 때, 측정 과정에서는 필연적으로 시편 내부의 변형률이 균일하지 못한 문제가 발생한다. 이에 따라 측정된 시편의 진동감쇠능 (specimen

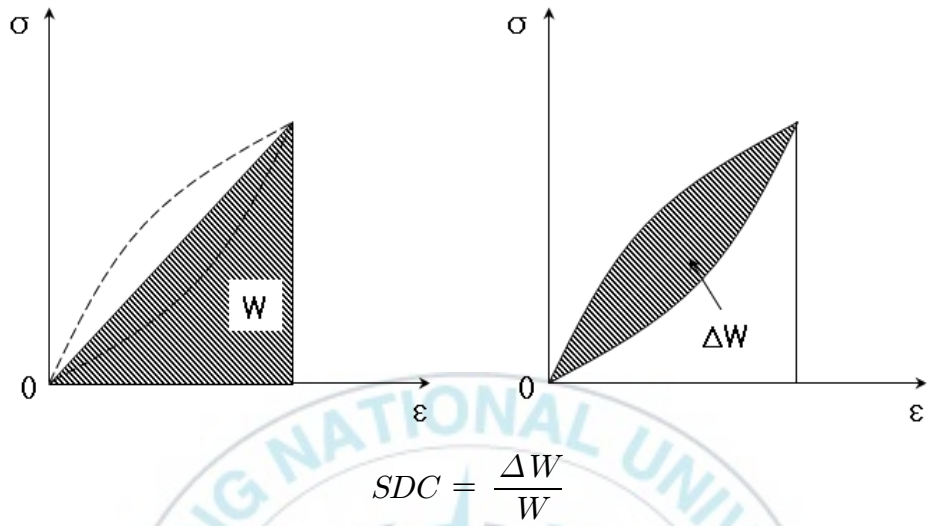
damping)은 시편 내부의 각 부분의 고유감쇠능 (intrinsic damping)을 적분한 값이다. 따라서, 물성치로 측정하기 위해서는 시편 내의 변형량의 분포를 고려해야 한다. 이를 다음과 같이 나타낼 수 있다. 진동 감쇠능이 변형률과 무관한 경우, 측정 진동 감쇠능은 재료 고유 감쇠능과 동일하게 나타난다.

$$Q_s^{-1} = \frac{\int_0^\epsilon Q_I^{-1}(\epsilon) \epsilon^2 (dV/d\epsilon) d\epsilon}{\int_0^\epsilon \epsilon^2 (dV/d\epsilon) d\epsilon} \dots\dots\dots \text{Eq.2.5}$$

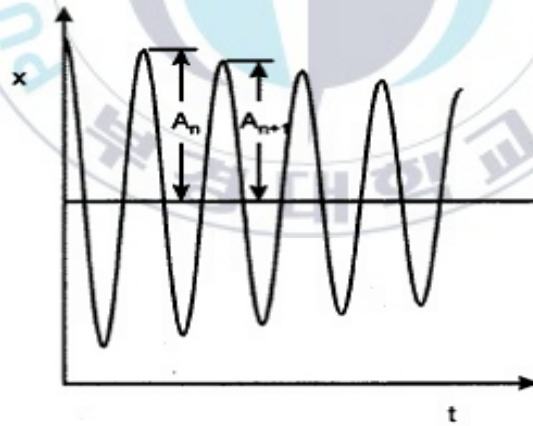
Q_s^{-1} : specimen damping

Q_I^{-1} : intrinsic damping



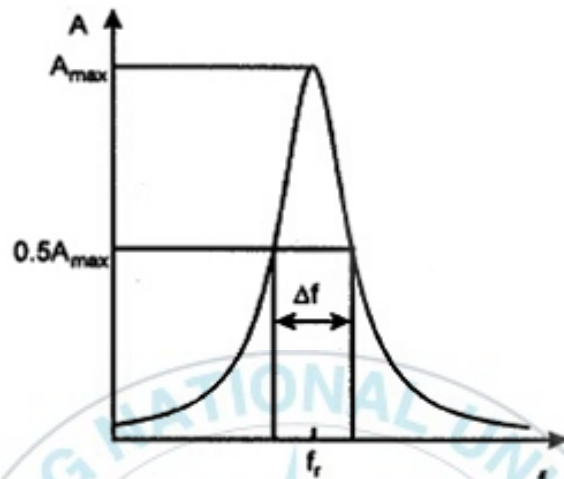


[Fig.2.10] Measurement of specific damping capacity.



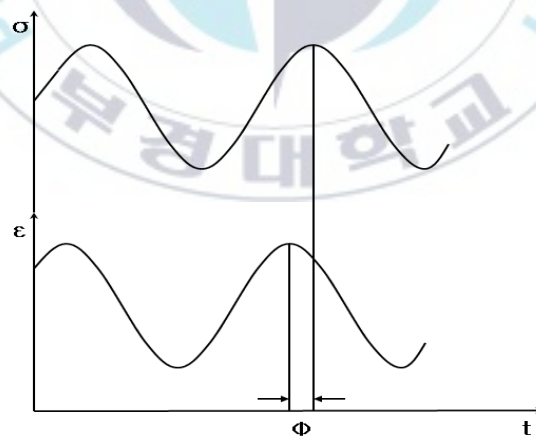
$$\delta = \ln\left(\frac{A_n}{A_{n+1}}\right)$$

[Fig.2.11] Measurement of specific damping capacity.



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

[Fig.2.12] Measurement of Q-factor



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

[Fig.2.13] Measurement of internal friction.

제 Ⅲ 장

피로 손상된 제진합금의 감쇠능에 미치는 피로 응력의 영향

3.1. 서론

일반적으로 금속 재료에서 재료가 갖는 조직의 형상이나 크기 등의 인자에 의하여 강도를 포함한 기계적인 특성이나 진동 감쇠능은 변하게 된다. 또한, 기계적 특성 및 주파수의 의존성, 온도의존성 등이 낮을수록 제진합금이 우수하다는 것은 알려져 있지만, 이러한 특성들을 모두 만족하는 재료를 제작하는 것은 어렵다. 따라서, 기계적 특성과 진동감쇠능이 우수한 구조용 재료의 개발이 필요하며, 이러한 제진합금을 개발을 위해서 다양한 조건에서의 연구를 통해서 실용재료로서의 사용범위 확대 및 사용상 안정성 등을 확보할 필요가 있다.

본 연구에서는 높은 강도와 가공성 및 감쇠능이 우수한 Fe-22Mn-12Cr 합금에서 고용강화에 의한 강도향상과 내식성, 적층결함에너지를 낮추어서 ϵ -마르텐사이트를 형성시켜 감쇠능을 높이기 위한 3.0%Ni, 2.0%Si 4.0%Co를 첨가한 합금을 제작했다. 이 합금에서 응력 크기에 달리하여 피로시험을 행하여 재료를 손상시킨 다음 가해진 응력의 크기에 따른 미세조직 및 기계적인 특성 변화를 알아보았다.

3.2. 시료 및 실험 방법

3.2.1. 시료

각각 99.99% 순도를 지니는 철 잉곳을 고주파 용해로에서 용융시킨 뒤, 이에 Mn, Cr, Ni, Si, Co를 각각 무게 분율로 계산하여 Fe- 22Mn- 12Cr - 3Ni - 2Si- 4Co의 화학조성을 갖는 시료를 제작하였다. 또한 이러한 합금을 인장시험을 통해 그 강도, 연신률과 같은 물리적 특성을 측정하였다. 최종적으로 얻어진 합금의 조성과 특성을 각각 [Table 3.1], [Table 3.2]에 나타내었다. 이를 폭, 너비, 높이가 각각 100 × 200 × 40 mm의 치수를 지니도록 판재로 가공하였다. 판재를 1473K으로 가열하여 최종 높이가 20 mm가 되도록 고온 압연을 실시하였다. 이후, 1323K의 온도에서 고용화 열처리를 실시하였다.

[Table. 3.1] Chemical composition of Ferrous alloy made in this study (wt%)

Fe	Mn	Cr	Ni	Si	Co	Ti	Others
Bal.	22	12	3	2	4	0.3	≤0.1

[Table. 3.2] Mechanical properties of Ferrous alloy made in this study

Tensile Strength (MPa)	Yield Strength (MPa)	Elongation (%)
705	353	35

3.2.2. 피로 손상 시험

응력에 따른 시료의 피로 손상 정도를 파악하기 위하여 피로 시험을 수행하였다. 압연 후 열처리까지 완료된 판재를 ASTM E-8의 규격에 맞추어 평행부의 길이가 약 50mm 정도의 치수를 지니도록 인장시편을 제작하였으며, 모합금의 항복강도로부터 각각 그의 30, 50, 70%에 해당하는 응력값인 105, 175, 245 MPa 정도의 응력을 파장과 강도의 비인 응력비 $R=0.1$ 의 정현파, 주파수는 10Hz로 하여 1×10^5 cycle 까지 피로 시험을 통하여 시료를 손상시켰다.

3.2.3. 미세조직의 관찰

피로 손상되기 전의 초기재와 피로 손상이 가해진 이후의 시편을 각각 100번 부터 2000번까지의 사포를 이용한 연마와 이후 폴리싱을 통해 시편 연마를 실시하였으며, 이를 3% Nital 용액(99.99% pure ethanol 98% + 3% HNO_3)에서 부식을 진행하였다. 이를 광학 현미경과 주사 전자 현미경을 통하여 미세조직을 확인하였다. 또한 시료 내에 형성된 서로 다른 상이 이루는 결정 방위관계를 확인하기 위하여 연마를 통해 약 $80\mu\text{m}$ 두께와 3mm 크기의 직경을 갖는 시편을 만든 다음, Jet Polishing을 사용하여 박막 시편을 제작하였다. 이러한 시편을 200kV 가속전압의 투과 전자현미경(JEOL JEM 2010)으로 확인하였다.

3.2.4. X선 회절 시험

초기재와 피로 손상된 시료의 미세조직 내에서 형성된 상 별 체적분율을 측정하기 위하여 X선 회절 시험을 수행하였다. X선 회절 시험은 Mo-K α 선을 사용하였으며, 1°/min의 속도로 10~80° 사이의 2 θ 범위를 회절하였다. 이렇게 얻어진 회절 선도로부터 각 상의 특정 성분각에서의 피크 강도를 적분을 통하여 체적분율의 측정을 실시하였다.

3.2.5. 진동 감쇠능 측정

초기재와 피로 손상된 시료를 방전가공을 사용하여 1×10×80 mm 크기의 시편을 조건별로 제작하였다. 이후 횡형 진동법을 이용하는 진동 감쇠능 측정 장비를 사용하였으며, 가해진 자유 진동에 대한 시간에 따른 진동의 진폭변화를 potentiometer로 측정되었다. 이를 증폭기와 A/D converter를 거쳐 digital 신호로 변환시킨 뒤, 그 결과로부터 noise는 filtering 하여 제거함으로써 얻어진 결과를 통하여 응력과 변형률에 따른 대수 감쇠율($\delta=1/n \ln A_0/A_n$, 여기서 n: 파수, A_0 : 최초 파의 진폭, A_n : n번째 파의 진폭)을 구하는 방법으로 내부 마찰계수 측정을 실시하였다. 이를 통해 최종적으로 진동 감쇠능에 대한 raw data를 얻었다.

3.3. 실험 결과 및 고찰

3.3.1. 미세조직 관찰

[Fig3.1]은 용체화 처리된 합금 시료의 미세조직을 OM을 이용하여 관찰한 것이다. 여기에서 부분적으로 쌍정이 존재하는 오스테나이트 조직이 기본 매트릭스로 나타났으며, 약 24% 정도의 마르텐사이트 조직이 동시에 발생한 것으로 나타났다.

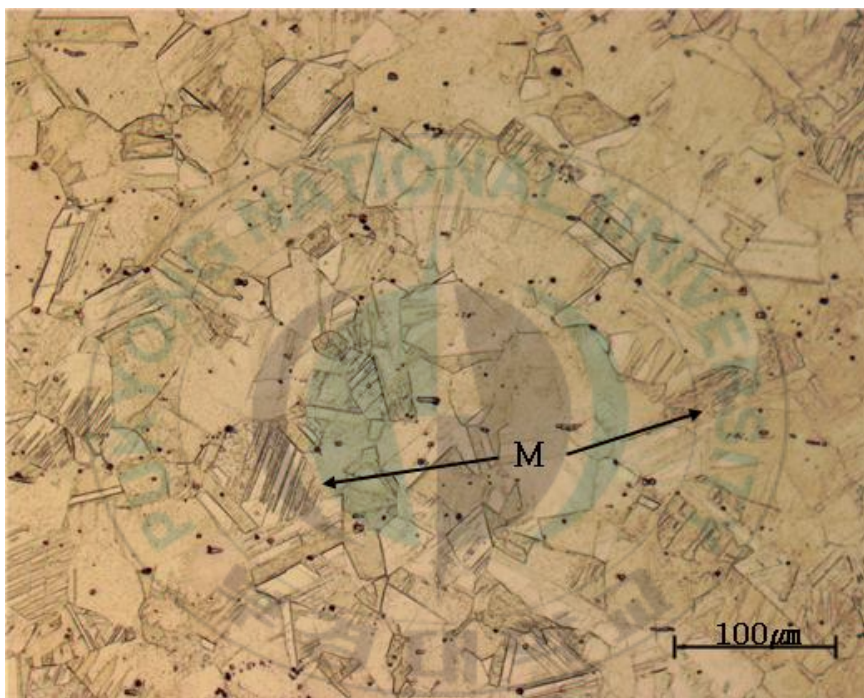
[Fig3.2]은 앞서 용체화 처리된 시료를 $f=10$ Hz, $R=0.1$, 175 MPa (항복 응력의 약 50 %) 조건의 피로 응력을 가하여 피로손상시킨 후의 미세조직을 OM을 이용하여 관찰한 것이다. 피로 손상을 위해 가해진 응력으로 인하여 잔류하던 오스테나이트 조직에서 일부가 마르텐사이트 조직으로 변태되면서, [Fig3.1]에 비하여 더 높은 분율의 마르텐사이트가 미세조직에서 관찰되었다. 이를 통해 피로 손상에 의하여 조직 내 오스테나이트가 마르텐사이트로 추가로 변형된 것으로 보였다. 이렇게 형성된 ϵ -마르텐사이트는 주로 이 재료의 기계적 성질 중에서도 진동 감쇠능에 있어 큰 변화를 유발하는 것으로 알려져 있기 때문에, 이러한 마르텐사이트의 변태 거동을 확인하는 것이 필수적이므로, 추가적인 관찰을 수행하였다.

[Fig3.3]은 피로 손상을 통해 형성된 마르텐사이트의 형태를 확인하기 위하여 SEM(주사전자현미경)을 통해 확인한 것이다. 피로 손상으로 인하여 오스테나이트에서 마르텐사이트로 변태된 이후, 기존에 알려진 가공 유기 마르텐사이트와 동일하게 표면 기복을 유발하고, 각 결정립들이 특정 방향성을 지니는 것을 확인할 수 있었다.⁵⁾ 또한 이들의 변태거동은

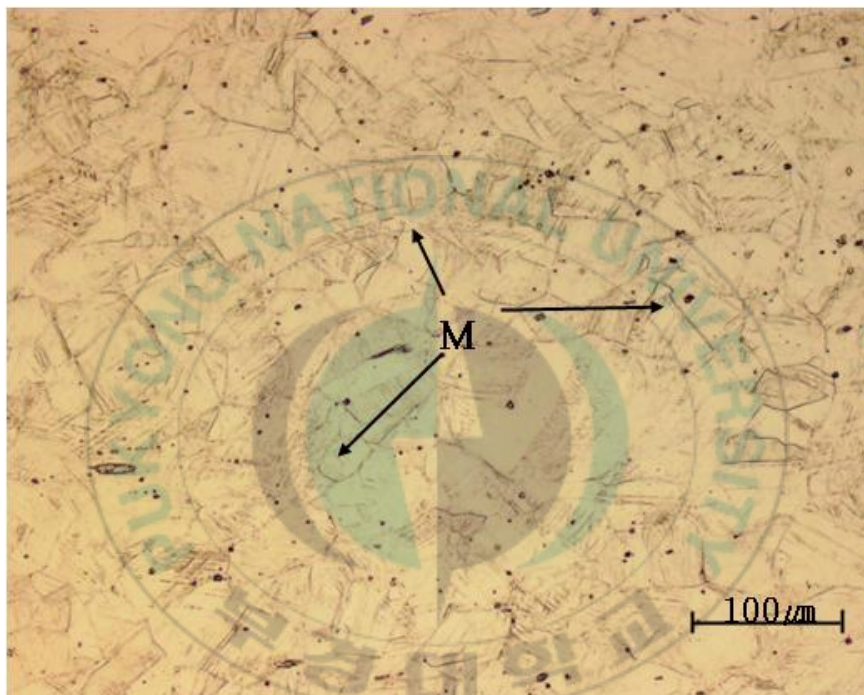
가공온도, 초기 결정립크기나 화학적 조성과 같이 이들 재료가 갖는 특성에 따른 변하는 오스테나이트 조직의 안정도와 이외에 응력 크기, 가공량과 같은 변수들에 의해 달라지는 것으로 알려져있다.^{31,32)}

[Fig3.4(a)]는 [Fig3.3]에 나타낸 시료를 TEM(투과전자 현미경)의 Dark Field Image를 사용하여 서로 다른 상의 형상을 구분하여 나타낸 것이며, [Fig3.4(b)]는 동일 시편을 TEM의 선택적 투과 영역 회절(Selective Area Electron Diffraction, SAED)을 관찰한 후, 이를 indexing한 결과를 나타낸 것이다. 이로부터 FCC 구조를 지니는 α' -마르텐사이트가 형성되었으며, 오스테나이트와 조직 내부에 동시 존재하고 있는 것을 확인 할 수 있었다. 또한 [Fig3.5]는 [Fig3.4]와 동일한 방법으로 조직 내 ϵ -마르텐사이트를 조사한 결과이며, 이로부터 HCP 결정구조를 지니는 ϵ -마르텐사이트가 형성되었으며, 오스테나이트와 조직 내부에 동시 존재하고 있는 것을 확인 할 수 있었다.

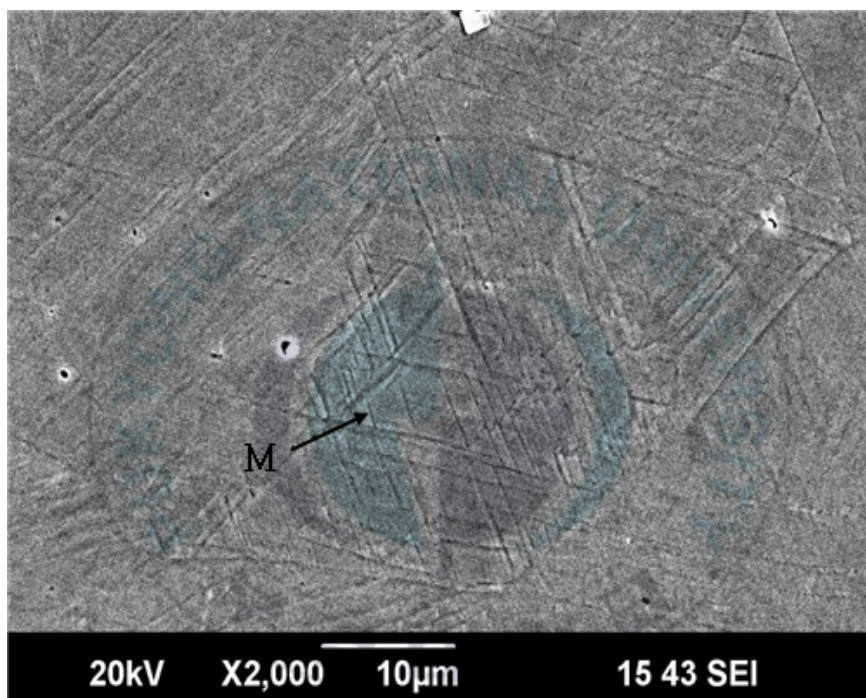
따라서, 피로 손상을 위해 가해진 응력으로 인하여, 기존의 초기재에 존재하던 오스테나이트 조직의 일부가 마르텐 사이트 조직으로 변하는 가공 변태가 발생하였음과 이렇게 형성된 마르텐사이트는 기질과의 교차를 통해 특정 방향성을 유지하고 있는 상태인 것, 형성된 마르텐사이트들도 서로 다른 결정구조를 지니는 두 종류로 구성된 것을 확인할 수 있었다.



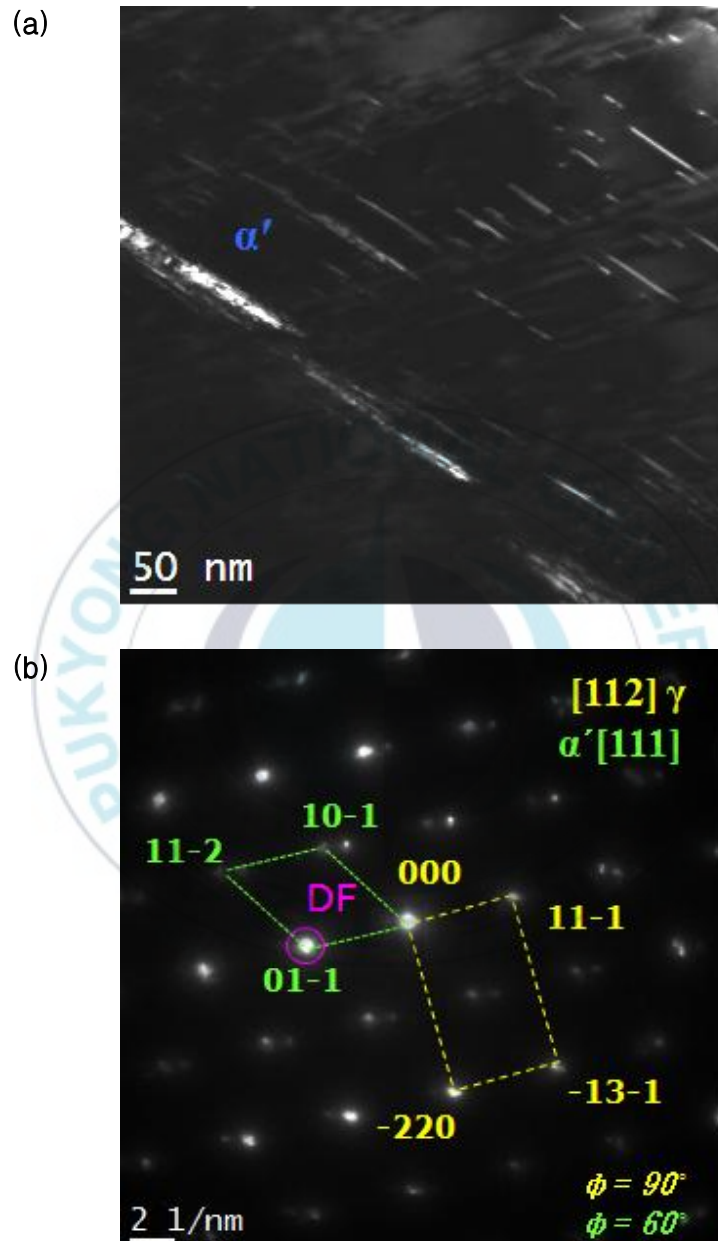
[Fig.3.1] The microstructure of alloy which has solute treated and observed by optical microscope.



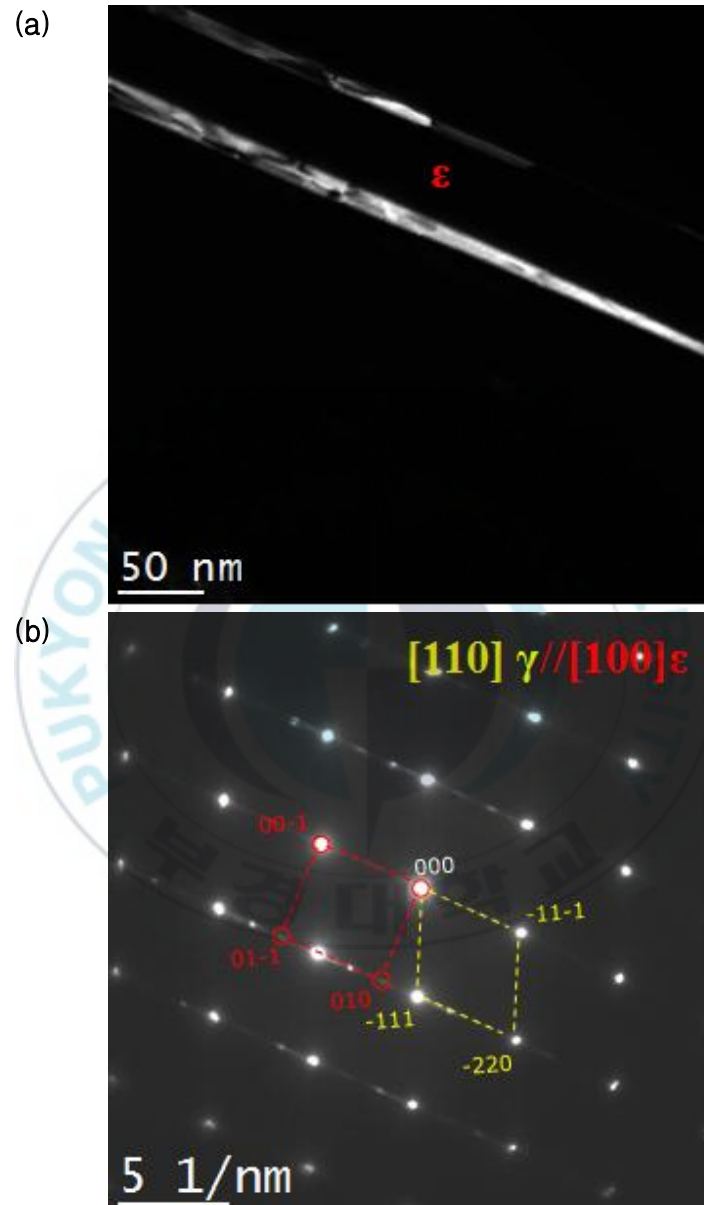
[Fig.3.2] The microstructure of alloy which was fatigue damaged and observed by optical microscope. Fatigue damaging was conducted at $f=10$ Hz, $R=0.1$, 175 MPa



[Fig.3.3] The microstructure of fatigue damaged alloy shown in [Figure3.2] observed by scanning electron microscope



[Fig.3.4] The (a) dark field image of α' -martensite in fatigue damaged specimen and (b) SAED pattern of microstructure in (a)

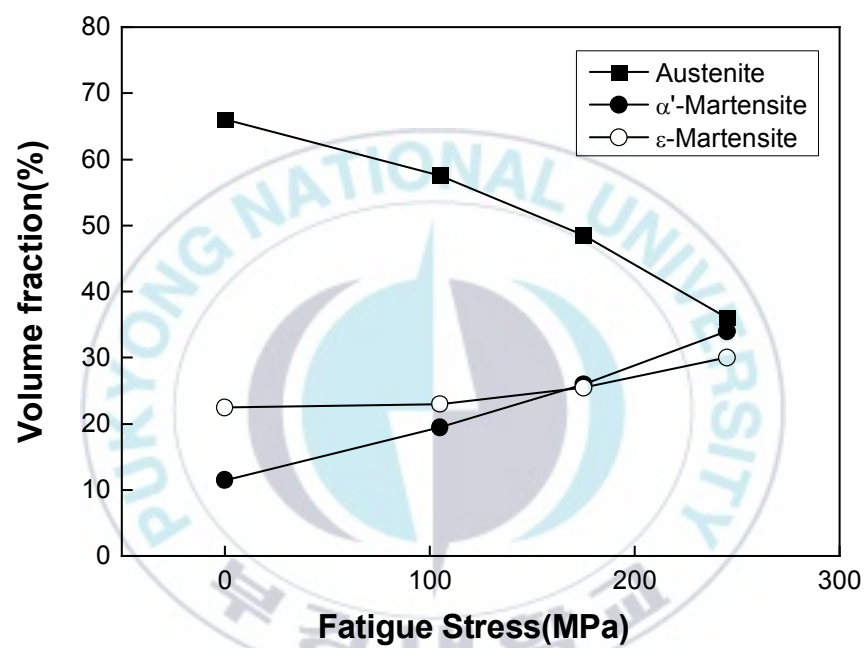


[Fig.3.5] The (a) dark field image of ϵ -martensite in fatigue damaged specimen and (b) SAED pattern of microstructure in (a)

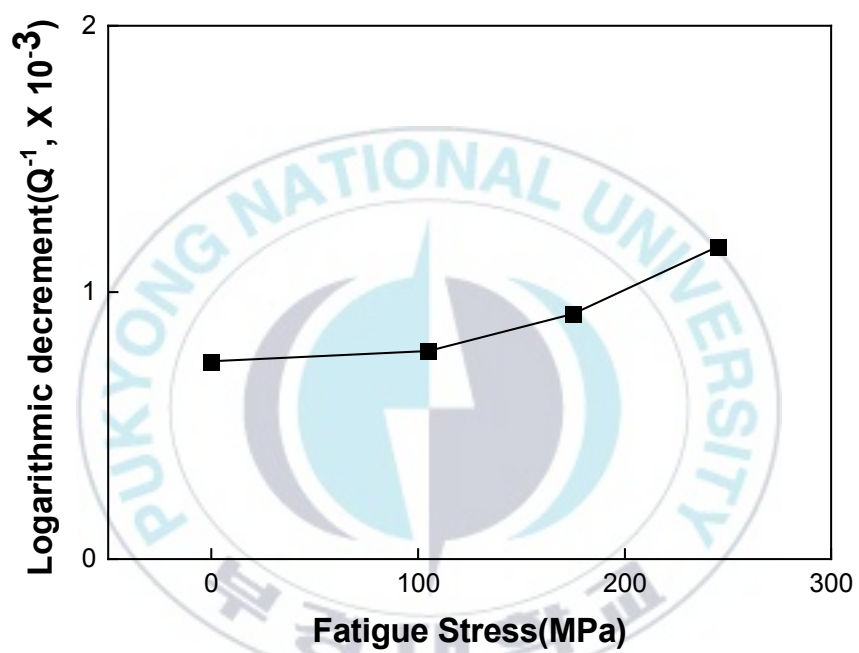
3.3.2. 응력 크기에 따른 미세조직 및 감쇠능 변형 거동

[Fig.3.6]은 피로 응력의 크기로 인해 다르게 나타나는 각 상의 분율의 변화와 이러한 변형 거동이 미세조직에 미치는 영향을 확인하기 위하여 그 관계를 나타내었다. 응력이 가해짐으로 인하여 오스테나이트의 조직 일부가 두 종류의 마르텐사이트로 변태되었고, 가해지는 응력의 크기가 증가할수록 변태되는 분율이 더욱 증가함과 동시에 잔류 오스테나이트는 감소하는 거동을 나타내었다. 전체적인 마르텐사이트의 분율은 증가하였으나, α' -마르텐사이트의 분율이 크게 증가한데 반하여, ε -마르텐사이트의 분율은 그 차이가 크지 않았다. 이에 따라서 피로응력에 의해 발생하는 주요 마르텐사이트는 α' 의 분율이 지배적임을 확인할 수 있었다. 이러한 결과는 기존에 보고된 바와 같이, 응력에 의한 가공유기 마르텐사이트변태를 연구한 결과와도 잘 일치하였다.³³⁾

[Fig.3.7]은 피로 응력의 크기와 이에 따른 감쇠능 변화의 상관관계를 나타낸 것이다. 이 때 감쇠능의 변화는 대수 감쇠율로 나타내었다. 피로 응력에 의해 내부 마찰계수가 증가하였고, 피로 응력의 크기가 증가함에 따라 내부 마찰계수는 서서히 증가하였다. 또한, 응력의 크기가 항복 응력의 30% 이상이 된 이후로는 그 증가량이 더 크게 나타났다.



[Fig.3.6] The relationship between the fatigue stress and each volume fraction of phase in Fe- 22Mn- 12Cr- 3Ni- 4Co- 2Si damping alloy

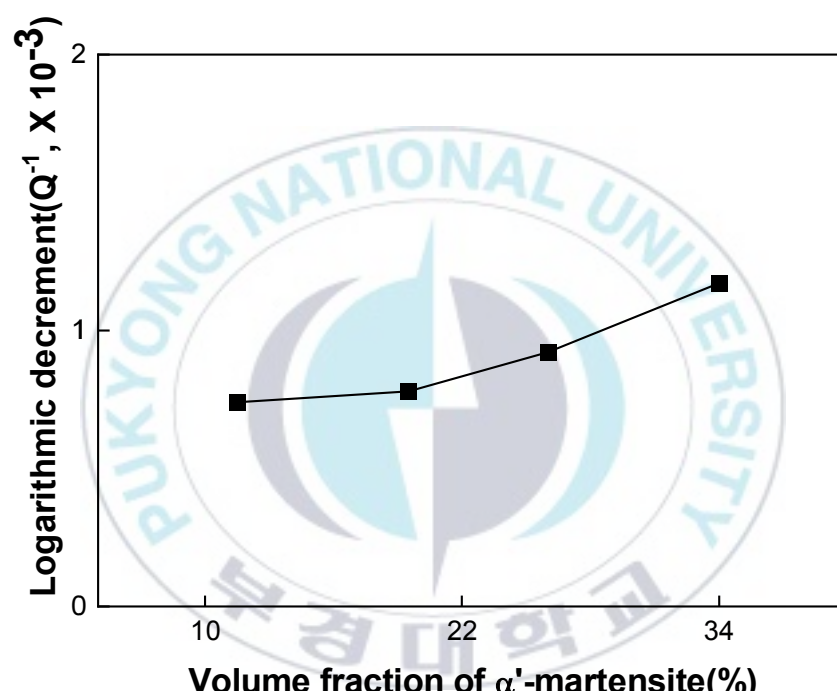


[Fig.3.7] The relationship between the fatigue stress and the logarithmic decrement in Fe- 22Mn- 12Cr- 3Ni- 4Co- 2Si damping alloy

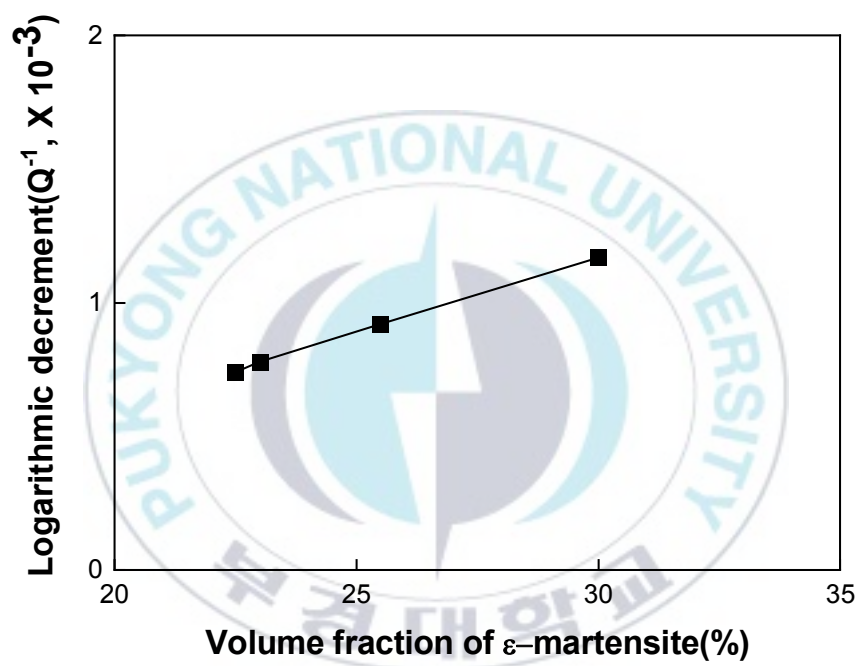
3.3.3. 미세조직에 따른 감쇠능 변형 거동

오스테나이트 조직을 지나는 강을 상온에서 가공할 시, 결정구조가 서로 다른 α' 과 ε -마르텐사이트로 변태될 뿐만 아니라, 그 변태거동에 따라서 기계적 성질 등이 다르게 나타나는 것으로 알려진 바 있다.^{2,11)} 이와 마찬가지로 이번 연구에서 피로 응력이 가해져 손상된 합금 시편에서도 두 종류의 마르텐사이트가 형성되었으며 그 응력의 크기에 따라 형성되는 상의 분율도 다르게 나타났다. 따라서 이러한 시편의 감쇠능 역시 달라질 것으로 예상되었다. 이를 확인하기 위하여 미세조직 내 상과 감쇠능 간의 상관관계를 확인하고자 하였다.

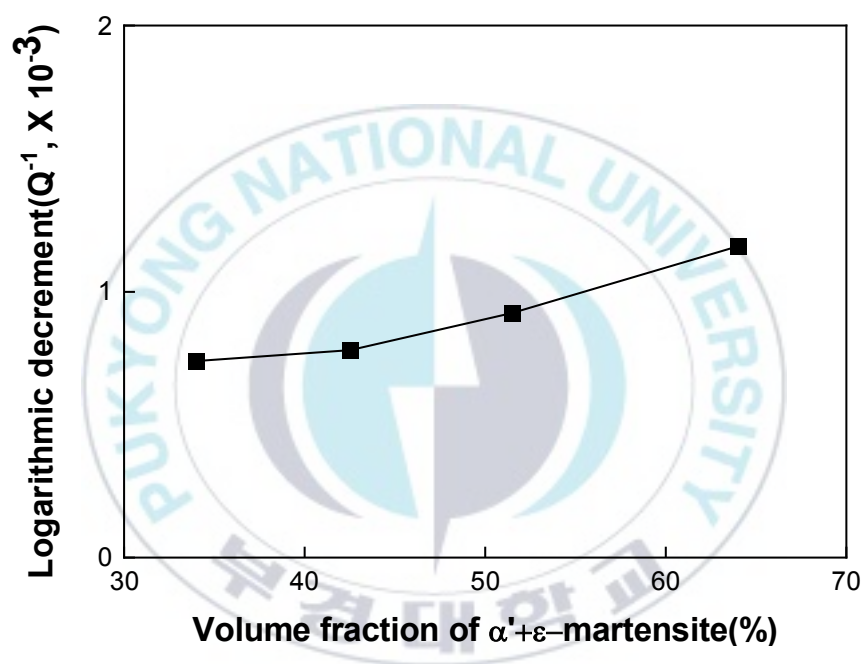
서로 다른 크기의 응력이 가해져 피로 손상된 시료의 대수 감쇠율을 [Fig3.8]에서는 α' -마르텐사이트의 분율, [Fig3.9]에서는 ε -마르텐사이트의 분율, [Fig3.10]에서는 전체 마르텐사이트의 분율과 비교하여 나타내었다. 이러한 결과들을 통하여, α' -마르텐사이트의 양이 많아질수록 감쇠능의 증가량이 점차 크게 나타나는 데에 반해, ε -마르텐사이트는 전체에 걸쳐 그 영향이 상대적으로 작게 나타났다. 또한 전체 마르텐사이트의 양이 증가함에 따라 감쇠능이 점차 크게 증가하였으며, 이러한 거동은 α' -마르텐사이트의 분율과의 상관관계와 그 형상이 매우 유사하였다. 이는 결국 상대적으로 낮은 분율로 형성된 ε -마르텐사이트에 비해 적은 응력에서도 높은 분율을 나타낸 α' -마르텐사이트에 더 지배적으로 영향을 받아 나타난 것으로 판단되었다.



[Fig.3.8] The relationship between the volume fraction of α' -martensite phase and the logarithmic decrement



[Fig.3.9] The relationship between the volume fraction of ϵ -martensite phase and the logarithmic decrement

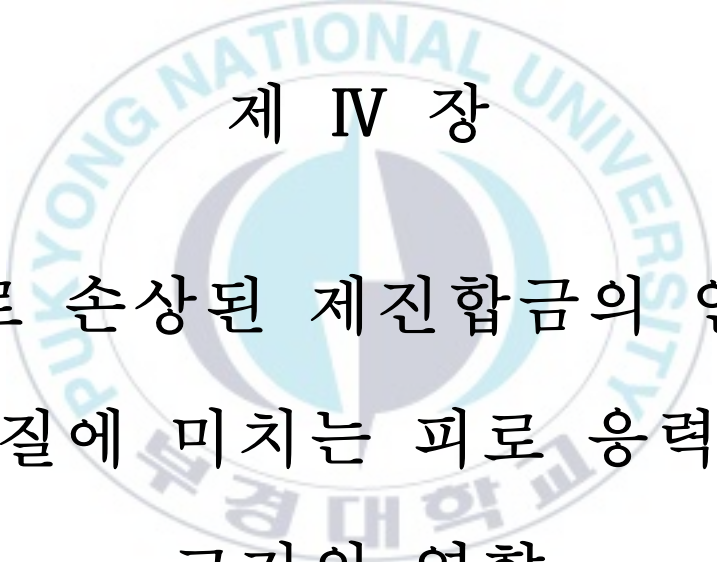


[Fig.3.10] The relationship between the volume fraction of martensite phase and the logarithmic decrement

3.4. 결론

서로 다른 응력 크기에 의하여 피로손상 된 Fe- 22Mn- 12Cr- 3Ni- 2Si- 4Co 제진합금을 사용하여 응력 크기가 합금의 미세조직 형성 거동과 감쇠능에 미치는 영향을 조사한 결과를 통해 얻은 결론은 다음과 같았다.

- 1) 피로 손상을 위하여 가해진 응력은 합금의 조직에서 오스테나이트 상을 α' -마르텐사이트와 ϵ -마르텐사이트로 변태시켰다.
- 2) 응력 유기 마르텐사이트는 조직 상에서 표면 기복을 발생시켰으며, 부분적으로 서로 교차하면서 방향성을 지니는 형태로 생성되었다.
- 3) 피로손상을 위한 응력의 크기가 증가함에 따라 형성되는 α' 및 ϵ -마르텐사이트의 양은 증가하였다.
- 4) 피로 응력의 크기가 증가함에 따라 감쇠능은 증가하는 거동을 나타내었다. 이는 새로이 변태된 ϵ -마르텐사이트에 의한 현상인 것으로 생각되었으며, 이를 통한 감쇠능의 제어가 가능할 것으로 보였다.

The logo of Pukyong National University is a circular emblem. It features a stylized blue and white design in the center, possibly representing a compass or a flower. The text "PUKYONG NATIONAL UNIVERSITY" is written in a circular path around the center, and the Korean text "부경대학교" is written at the bottom.

제 IV 장

피로 손상된 제진합금의 인장 성질에 미치는 피로 응력의 크기의 영향

4.1. 서론

제진합금은 큰 내부마찰에 의해서 외부에서 가해진 진동감쇠능의 대부분을 열에너지나 다른 형태의 에너지로 전환시키는 합금이며, 이러한 합금의 감쇠기구는 외부응력에 의한 금속 내부 전위와 같은 결함의 이동에 기인하기 때문에, 미세조직의 특성에 따라 달라진다. 또한, 기계적 특성 및 주파수의 의존성, 온도 의존성 등이 낮을수록 제진합금이 우수하다는 것은 잘 알려져있으며, 이러한 특성들을 모두 만족하는 재료를 제작하는 것은 높은 수준의 사전 연구 및 데이터의 확보를 필요로 한다.

따라서, 기계적 특성과 진동감쇠능이 우수한 구조용 재료의 개발을 위해서는 다양한 조건에 관련된 연구의 수행이 필요하며, 이의 일환으로써, 다양한 조건에서의 연구를 통해서 실용재료로서의 사용범위 확대 및 사용상 안정성 등을 확보할 필요가 있다.

이번 연구에서는 높은 강도와 가공성 및 감쇠능이 우수한 Fe-22Mn-12Cr 합금에 고용강화에 의한 강도 향상과 내식성, 적층결함에너지를 낮추는 역할을 하며 ϵ -마르텐사이트를 형성시켜 감쇠능을 높이기 위한 3.0 wt.% Ni, 2.0 wt.% Si 4.0 wt.% Co를 첨가한 합금을 제작했다. 이 합금에서 응력 크기를 달리한 피로시험으로 재료를 손상시킨 다음 가해진 응력 크기에 따른 조직학적 특성을 조사하고 이러한 미세조직 변화에 따른 인장성질에 미치는 영향을 확인하고자 하였다.

4.2. 시료 및 실험 방법

4.2.1. 시료

각각 99.99% 순도를 지니는 철 잉곳을 고주파 용해로에서 용융시킨 뒤, 이에 Mn, Cr, Ni, Si, Co를 각각 무게 분율로 계산하여 Fe- 22Mn- 12Cr - 3Ni - 2Si- 4Co의 화학조성을 갖는 시료를 제작하였다. 또한 이러한 합금을 인장시험을 통해 그 강도, 연신률과 같은 물리적 특성을 측정하였다. 최종적으로 얻어진 합금의 조성과 특성을 각각 [Table 3.1], [Table 3.2]에 나타내었다. 이를 폭, 너비, 높이가 각각 100 × 200 × 40 mm의 치수를 지니도록 판재로 가공하였다. 판재를 1473K으로 가열하여 최종 높이가 20 mm가 되도록 고온 압연을 실시하였다. 이후, 1323K의 온도에서 고용화 열처리를 실시하였다.

[Table. 4.1] Chemical composition of Ferrous alloy made in this study (wt%)

Fe	Mn	Cr	Ni	Si	Co	Ti	Others
Bal.	22	12	3	2	4	0.3	≤0.1

[Table. 4.2] Mechanical properties of Ferrous alloy made in this study

Tensile Strength (MPa)	Yield Strength (MPa)	Elongation (%)
705	353	35

4.2.2. 피로 손상 시험

응력에 따른 시료의 피로 손상 정도를 파악하기 위하여 피로 시험을 수행하였다. 압연 후 열처리까지 완료된 판재를 ASTM E-8의 규격에 맞추어 평행부의 길이가 약 50mm 정도의 치수를 지니도록 인장시편을 제작하였으며, 모합금의 항복강도로부터 각각 그의 30, 50, 70%에 해당하는 응력값인 105, 175, 245 MPa 정도의 응력을 파장과 강도의 비인 응력비 $R=0.1$ 의 정현파, 주파수는 10Hz로 하여 5×10^5 cycle 까지 피로 시험을 통하여 시료를 손상시켰다.

4.2.3. 미세조직의 관찰

피로 손상되기 전의 초기재와 피로 손상이 가해진 이후의 시편을 각각 100번 부터 2000번까지의 사포를 이용한 연마와 이후 폴리싱을 통해 시편 연마를 실시하였으며, 이를 3% Nital 용액(99.99% pure ethanol 98% + 3% HNO₃)에서 부식을 진행하였다. 이를 광학 현미경과 주사 전자 현미경을 통하여 미세조직을 확인하였다. 또한 시료 내에 형성된 서로 다른 상이 이루는 결정 방위관계를 확인하기 위하여 연마를 통해 약 80 μ m 두께와 3mm 크기의 직경을 갖는 시편을 만든 다음, Jet Polishing을 사용하여 박막 시편을 제작하였다. 이러한 시편을 200kV 가속전압의 투과 전자현미경(JEOL JEM 2010)으로 확인하였다.

4.2.4. X선 회절 시험

초기재와 피로 손상된 시료의 미세조직 내에서 형성된 상 별 체적분율을 측정하기 위하여 X선 회절 시험을 수행하였다. X선 회절 시험은 Mo-K α 선을 사용하였으며, 1°/min의 속도로 10~80° 사이의 2 θ 범위를 회절하였다. 이렇게 얻어진 회절 선도로부터 각 상의 특정 성분각에서의 피크 강도를 적분을 통하여 체적분율의 측정을 실시하였다.

4.2.5. 인장 시험

초기재 및 서로 다른 크기의 응력에서 피로 손상된 시편의 인장 성질을 측정하기 위하여 인장 시험을 실시하였다. 인장 시험편은 ASTM E8의 규격을 따라 50mm의 길이를 지니도록 제작되었으며, 인장 시험은 상온에서 cross head speed를 2mm/min.의 속도로 설정한 뒤 수행하였다.

4.3. 실험 결과 및 고찰

4.3.1. 미세조직 관찰

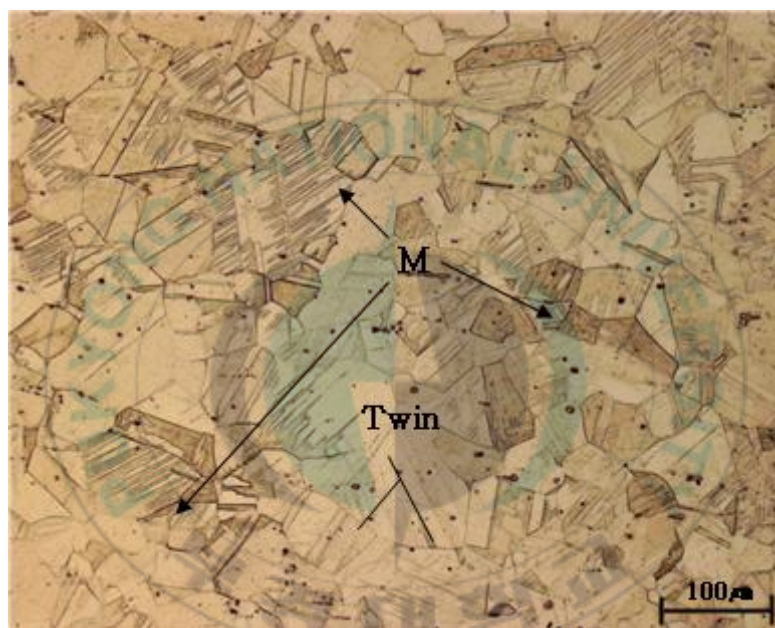
[Fig.4.1]은 용체화 처리된 합금 시료의 미세조직을 OM을 이용하여 관찰한 것이다. 여기에서 일부 쌍정이 존재하는 오스테나이트 조직이 기본 매트릭스로 나타났으며, 일부분에서는 마르텐사이트 조직이 동시에 발생한 것으로 나타났다.

[Fig.4.2]은 앞서 용체화 처리된 시료를 $f=10$ Hz, $R=0.1$, 175 MPa (항복 응력의 약 30 %, 70 % 조건의 피로 응력을 가하여 피로손상시킨 후의 미세조직을 OM을 이용하여 관찰한 후 각각 (a), (b)에 나타내었다. 피로 손상을 위해 가해진 응력으로 인하여 잔류하던 오스테나이트 조직에서 일부가 마르텐사이트 조직으로 변태되면서, [Fig.4.1]에 비하여 더 높은 분율의 마르텐사이트가 미세조직에서 나타났고, 그 피로응력의 크기가 더 증가함에 따라 더 높은 분율의 마르텐사이트가 발생함이 확인되었다. 이를 통해 피로 손상에 의하여 조직 내 오스테나이트가 마르텐사이트로 추가로 변형된 것으로 보였다. 이렇게 형성된 ϵ -마르텐사이트는 주로 이 재료의 기계적 성질 중에서도 진동 감쇠능에 있어 큰 변화를 유발하는 것으로 알려져 있기 때문에, 이러한 마르텐사이트의 변태 거동을 확인하는 것이 필수적이므로, 추가적인 관찰을 수행하였다.

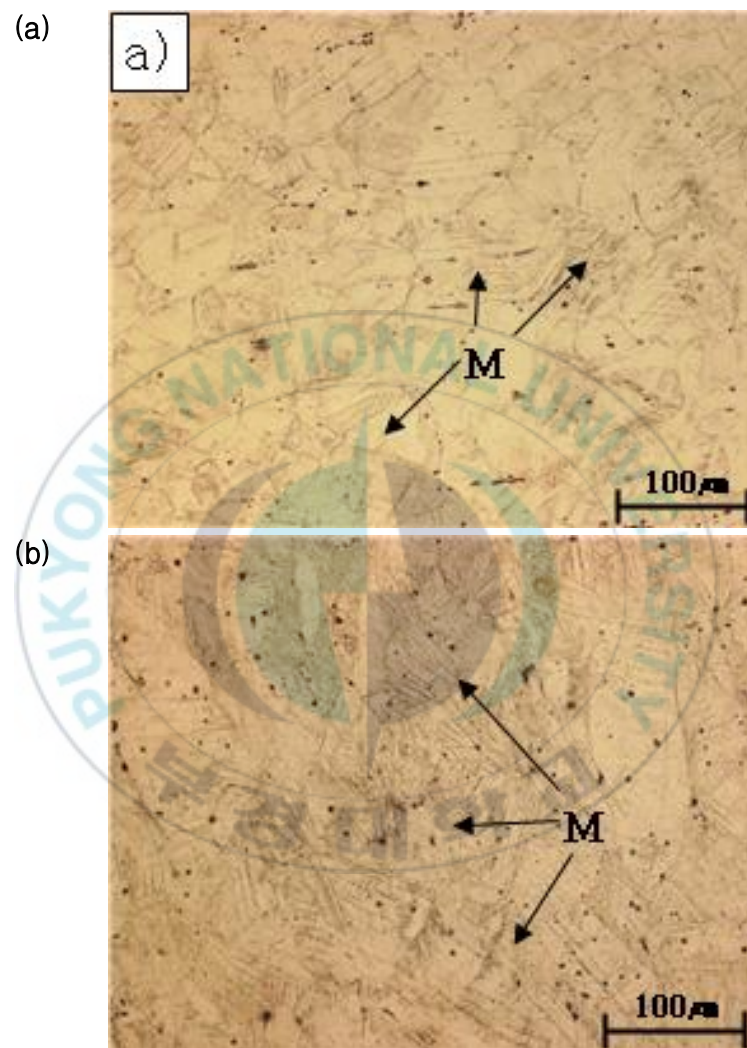
[Fig.4.3]은 [Fig.4.2]에서 나타낸 175MPa에서 피로 손상을 통해 형성된 마르텐사이트의 형태를 확인하기 위하여 추가적으로 SEM(주사전자현미경)을 통해 확인한 것이다. 피로 손상으로 인하여 오스테나이트에서 마르텐사이트로 변태되는 것은 기존에 알려진 바와 같이 소성변형이나 열

처리 등에 의해 가공 유기 마르텐사이트와 동일하게 표면 기복을 유발하고, 각 결정립들이 특정 방향성을 지니는 것을 확인할 수 있었다.⁵⁾ 또한 이들의 변태거동은 가공온도, 초기 결정립크기나 화학적 조성과 같이 이들 재료가 갖는 특성에 따른 변하는 오스테나이트 조직의 안정도와 이외에 응력 크기, 가공량과 같은 변수들에 의해 달라지는 것으로 알려져 있다.^{31,32)}

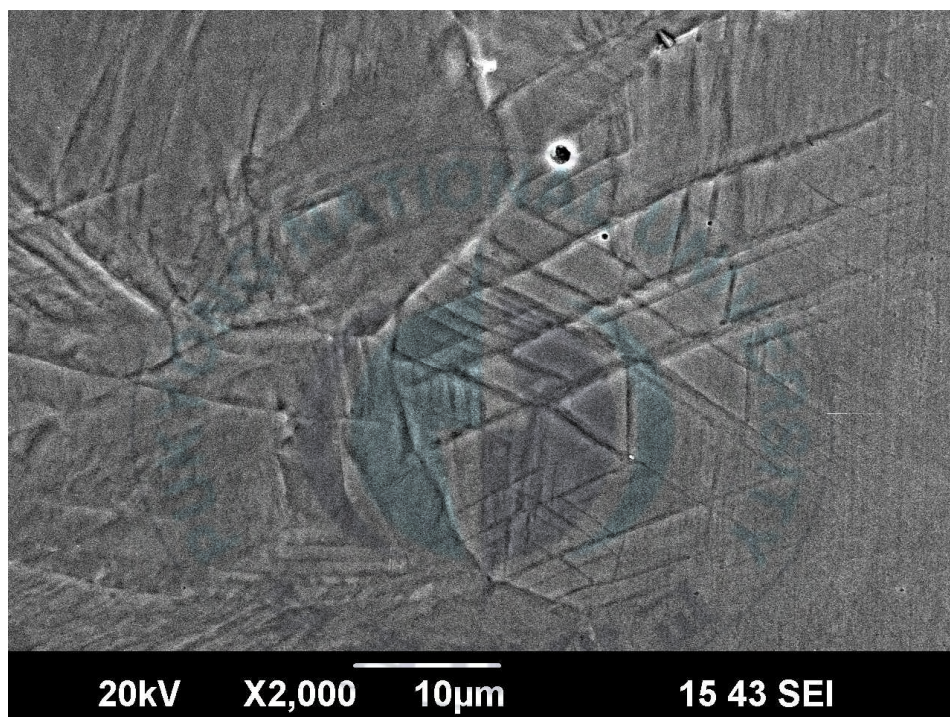
[Fig4.3]의 시편에서 관찰된 α' -마르텐사이트, ϵ -마르텐사이트를 TEM (투과전자 현미경)의 Dark Field Image를 사용하여 서로 다른 상의 형상을 구분하였고, 선택적 투과 영역 회절(Selective Area Electron Diffraction, SAED)을 관찰한 후, 이를 indexing한 결과를 각각 [Fig4.4(a)], [Fig4.4(b)]에 나타내었다. 이로부터 FCC 구조를 지니는 α' -마르텐사이트와 HCP 결정구조를 지니는 ϵ -마르텐사이트가 형성되었음을 확인하였으며, 오스테나이트와 조직 내부에 동시 존재하고 있는 것을 확인할 수 있었다. 따라서, 피로 손상을 위해 가해진 응력으로 인하여, 기존의 초기재에 존재하던 오스테나이트 조직의 일부가 마르텐 사이트 조직으로 변하는 가공 변태가 발생하였음과 이렇게 형성된 마르텐사이트는 기질과의 교차를 통해 특정 방향성을 유지하고 있는 상태인 것, 형성된 마르텐사이트들도 서로 다른 결정구조를 지니는 두 종류로 구성된 것을 확인할 수 있었다.



[Fig.4.1] The microstructure of alloy which has solute treated and observed by optical microscope.



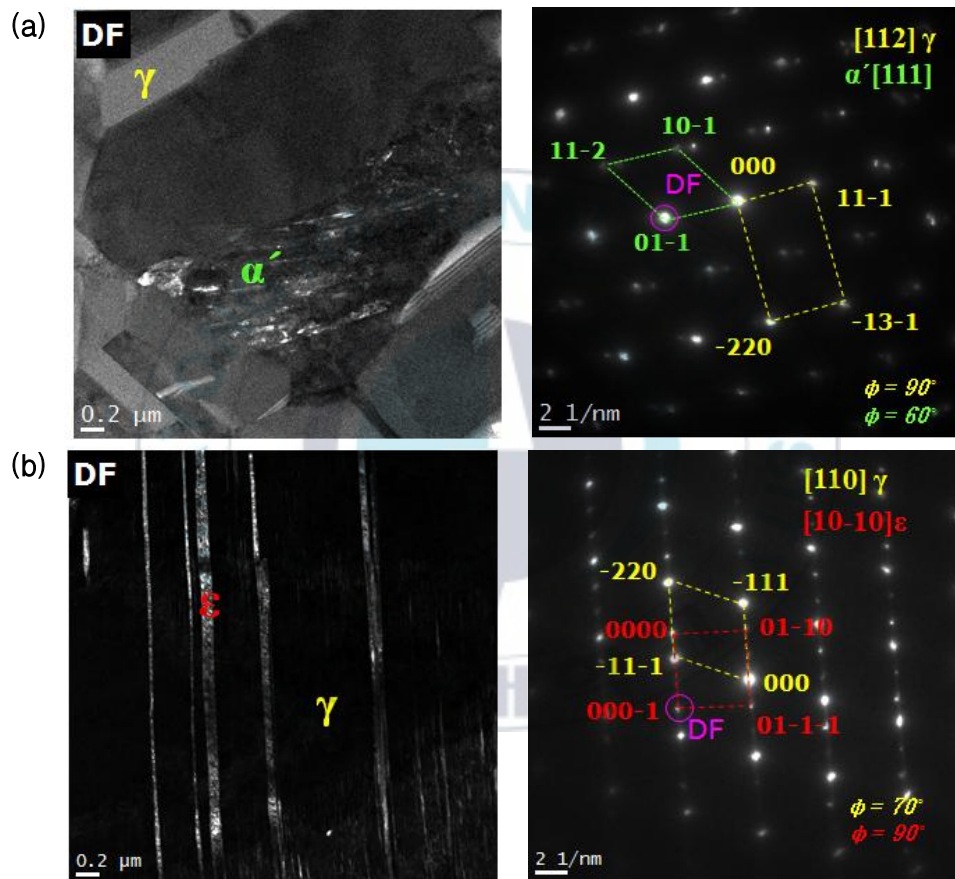
[Fig.4.2] The microstructure of alloy which was fatigue stressed at (a) 105MPa and (b) 245MPa



[Fig.4.3] The microstructure of fatigue damaged alloy shown in [Fig.4.2] observed by scanning electron microscope

Dark Field Image

SAED pattern and its indexing

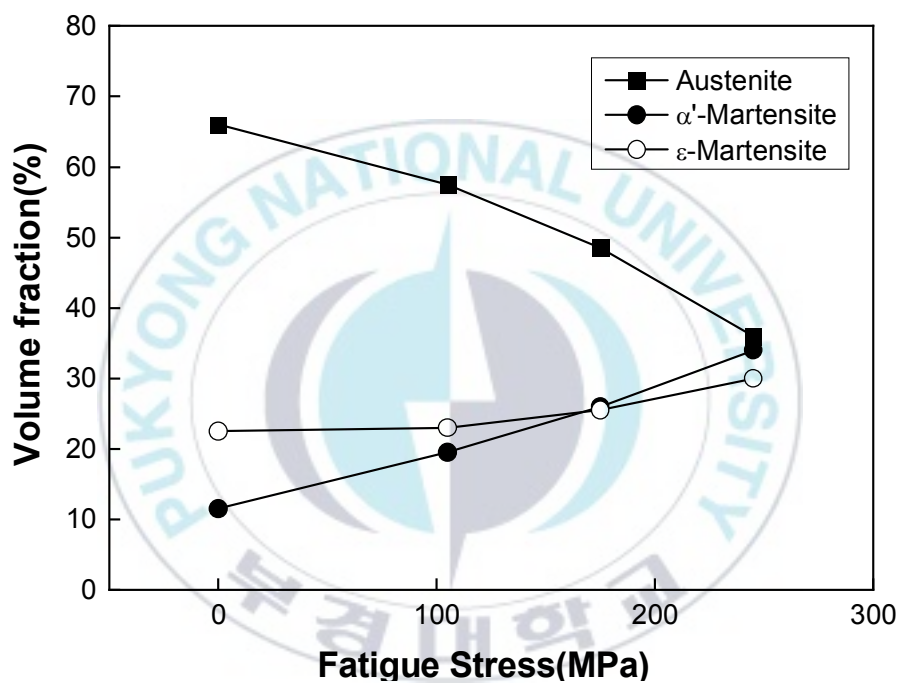


[Fig.4.4] The dark field image and its SAED pattern of (a) α' - and (b) ϵ -martensite in the microstructure

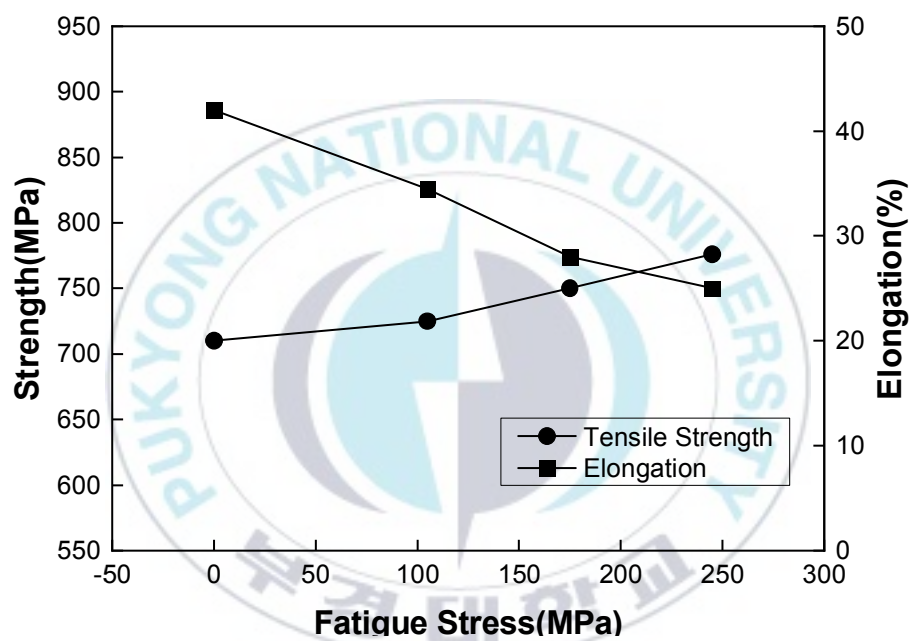
4.3.2. 응력 크기에 따른 미세조직 및 인장 변형 거동

[Fig.4.5]은 피로 응력의 크기로 인해 다르게 나타나는 각 상의 분율의 변화와 이러한 변형 거동이 미세조직에 미치는 영향을 확인하기 위하여 그 관계를 나타내었다. 응력이 가해짐으로 인하여 오스테나이트의 조직 일부가 두 종류의 마르텐사이트로 변태되었고, 가해지는 응력의 크기가 증가할수록 변태되는 분율이 더욱 증가함과 동시에 잔류 오스테나이트는 감소하는 거동을 나타내었다. 전체적인 마르텐사이트의 분율은 증가하였으나, α' -마르텐사이트의 분율이 크게 증가한데 반하여, ε -마르텐사이트의 분율은 그 증가량이 크지 않았다. 이에 따라서 피로응력에 의해 발생하는 주요 마르텐사이트는 α' 의 분율이 지배적임을 확인할 수 있었다. 이러한 결과는 기존에 보고된 바와 같이, 응력에 의한 가공유기 마르텐사이트변태를 연구한 결과와도 잘 일치하였다.^{11,33)}

[Fig.4.6]은 피로 응력의 크기와 이에 따른 인장강도 및 연신율의 상관 관계를 나타낸 것이다. 피로 응력에 의해 인장강도는 비례에 가까운 형태의 관계를 가지도록 그 특성이 나타났던 반면, 연신율은 반비례에 가까운 형태로 관계를 가지도록 나타났다.



[Fig.4.5] The relationship between the fatigue stress and each volume fraction of phase in Fe- 22Mn- 12Cr- 3Ni- 4Co- 2Si damping alloy



[Fig.4.6] The relationship between the fatigue stress and tensile properties of damping alloy

4.3.3. 인장 특성에 미치는 마르텐사이트의 영향

[Fig.4.7]은 서로 다른 크기를 지니는 응력 조건 하에서 피로손상된 합금의 측정된 인장강도와 연신율을 형성된 α' -마르텐사이트 분율에 따라 나타낸 것이다. α' -마르텐사이트의 분율이 증가함에 따라 시편의 인장강도는 70MPa 정도 증가하였으며, 이와 반대로 연신은 거의 절반 수준까지 감소되었다. 이러한 관계는 앞서 [Fig.4.5]에서 나타낸 마르텐사이트 전체 분율과 인장강도 간의 관계와 거의 유사하였다.

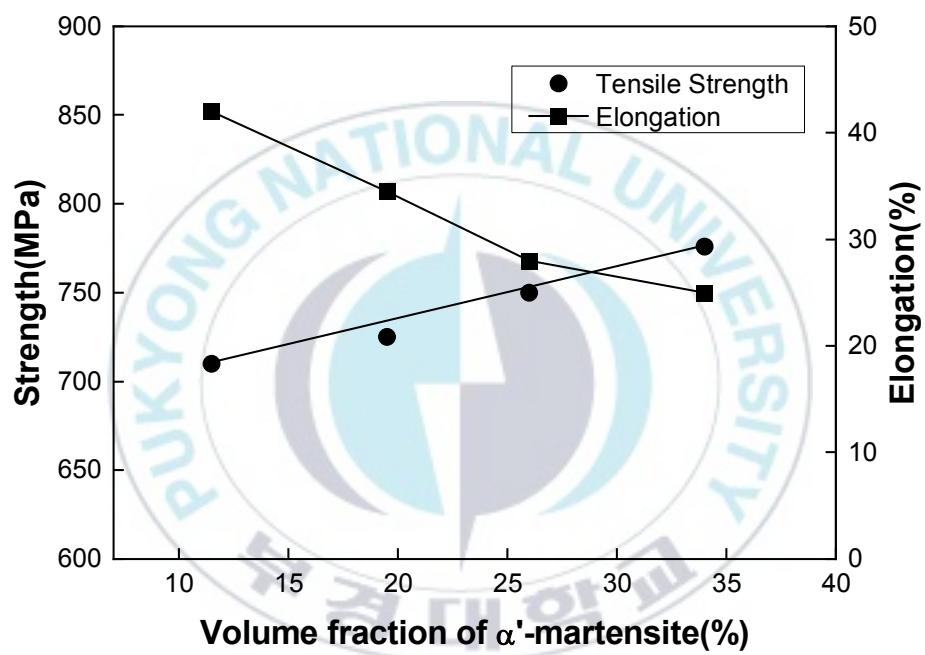
[Fig.4.8]은 서로 다른 크기를 지니는 응력 조건 하에서 피로손상된 합금의 측정된 인장강도와 연신율을 형성된 ϵ -마르텐사이트 분율에 따라 나타낸 것이다. 앞서 α' -마르텐사이트의 분율 변화에 따라 나타나던 결과와는 달리, 비교적 불규칙한 변화를 나타내었다. ϵ -마르텐사이트 분율이 증가함에 따라 강도는 서서히 증가하다 약 22%정도 이후 크게 증가하는 것으로, 반대로 연신의 경우 초기에는 크게 감소하다 이후 그 감소량이 더 낮아지는 형태로 그 특성이 나타났다. 이를 통해 α' -마르텐사이트와 ϵ -마르텐사이트의 변형 영향은 확연히 다름이 확인되었다.

α' -마르텐사이트의 분율이 증가함에 따라 시편의 인장강도는 70MPa 정도 증가하였으며, 이와 반대로 연신은 거의 절반 수준까지 감소되었다. 이러한 관계는 앞서 [Fig.4.5]에서 나타낸 마르텐사이트 전체 분율과 인장강도 간의 관계와 거의 유사하였다. 또한 이는 피로 손상된 시료의 강도와 연신율의 관계가 α' -마르텐사이트와 그 거동이 유사하게 나타나는 것을 확인할 수 있었다.

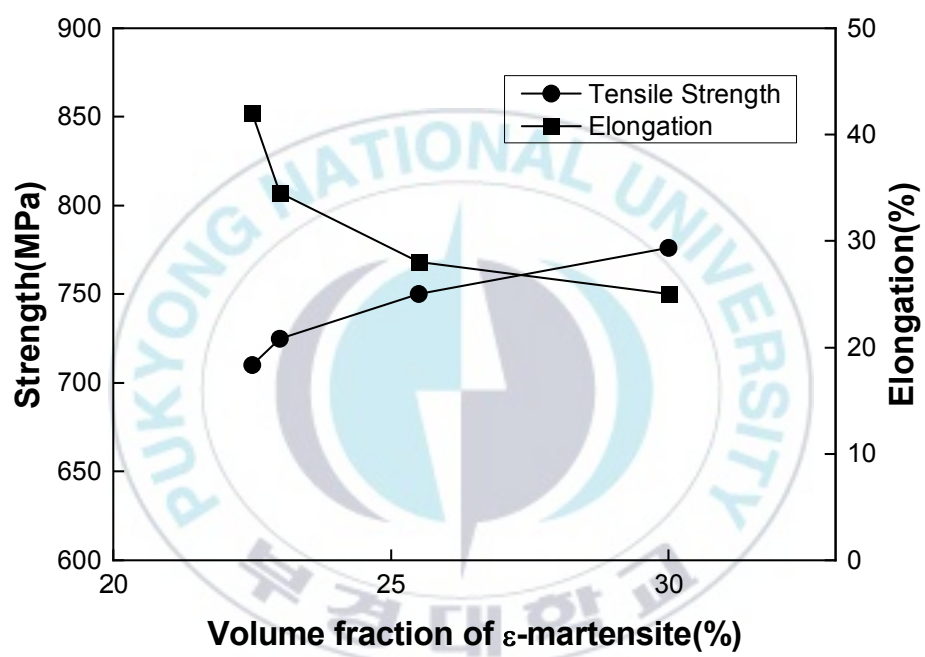
[Fig.4.9]는 서로 다른 크기를 지니는 응력 조건 하에서 피로손상된 합금의 측정된 인장강도와 연신율을 형성된 전체 마르텐사이트 분율에 따라 나타낸 것이다. α' 과 ϵ 마르텐사이트의 두 분율을 모두 더한 전체 마

르텐사이트의 분율이 증가함에 따라 인장강도는 직선적인 관계를 나타내었으며, 이러한 거동은 α' 의 거동과도 매우 유사하였다. 앞서 피로 응력에 의하여 형성되는 두 종류의 마르텐사이트 중, ϵ -마르텐사이트의 전체 분율이 10% 이하로 나타났고, 반대로 α' -마르텐사이트는 20%이상으로 매우 높은 분율을 차지하였다. 따라서, 피로 손상된 재료의 인장 특성은 마르텐사이트에 의해서, 그 중에서도 특히 α' -마르텐사이트에 가장 큰 영향을 받는 것으로 판단되었으며, 이는 변형유기마르텐사이트가 형성된 통상의 철강 합금에서 나타나는 현상과도 잘 일치하였다.^{4.11)}

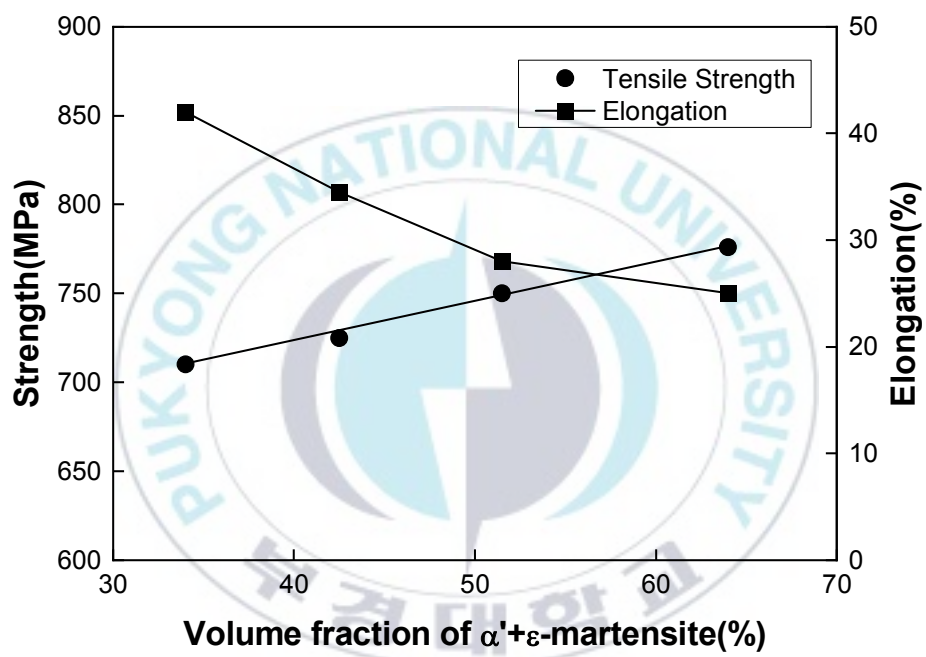




[Fig.4.7] The relationship between the volume fraction of α' -martensite phase and tensile properties



[Fig.4.8] The relationship between the volume fraction of ϵ -martensite phase and tensile properties



[Fig.4.9] The relationship between the volume fraction of martensite phase and tensile properties

4.4. 결론

서로 다른 응력 크기에 의하여 피로손상 된 Fe- 22Mn- 12Cr- 3Ni- 2Si- 4Co 제진합금을 사용하여 응력 크기가 합금의 미세조직 형성 거동과 감쇠능에 미치는 영향을 조사한 결과를 통해 얻은 결론은 다음과 같았다.

- 1) 피로 응력에 의해 α' 및 ϵ -마르텐사이트가 형성되었으며, 마르텐사이트는 방향성을 지니고, 표면기복을 일으키며, 일부는 서로 교차하며 생성되었다.
- 2) 피로 응력의 크기가 증가함에 따라 α' 및 ϵ -마르텐사이트의 체적분율은 증가하였다. 이는 응력의 크기가 가공유기 마르텐사이트 형성에 영향을 주는 요소임을 나타내었다.
- 3) 응력에 의해 형성되는 2종류의 서로 다른 마르텐사이트 중에서, α' -마르텐사이트가 ϵ -마르텐사이트에 비하여 체적분율이 더 크게 증가하였다. 따라서 동일 응력에서 α' -마르텐사이트가 더 많이 생성되었다.
- 4) 피로 응력 증가에 따라 발생하는 마르텐사이트의 양이 증가함으로써 인장강도는 서서히 증가하고, 연신율은 빠르게 감소하였으며, 피로손상된 시료의 인장성질은 가해진 응력에 의해 생성되는 α' -마르텐사이트에 크게 영향을 받았다. 또한, 이러한 결과는 변형을 수반하는 가공유기 마르텐사이트 변태를 일으키는 합금에서와 동일하였다.



V. 결론

서로 다른 응력 크기가 피로 손상된 Fe- 22Mn- 12Cr- 3Ni- 2Si- 4Co 제강합금의 감쇠능과 인장 특성에 미치는 영향을 확인하고자 본 연구를 수행하였으며, 이를 통해 얻은 결론은 다음과 같았다.

- 1) 본 연구에서 사용된 합금에 존재하던 오스테나이트 조직은 피로 손상을 위해 가해진 응력에 의해서 α' 및 ϵ -마르텐사이트로의 변태가 발생하였으며, 이렇게 발생한 마르텐사이트는 표면 기복을 발생시키며 특정 방향성을 나타내도록 되었으며 일부는 교차하는 형태로 발생하였다.
- 2) 피로 손상된 시료에서 가해진 응력이 증가함에 따라 α' 및 ϵ -마르텐사이트의 체적분율이 증가하였으며, 이로 인하여 감쇠능은 증가하는 현상을 나타내었다. 특히, 이러한 현상은 ϵ -마르텐사이트에 비하여 더 높은 분율로 형성되는 α' -마르텐사이트가 지배적인 역할을 한 것으로 보였다. 다만, ϵ -마르텐사이트는 감쇠능의 증가량 변화에 밀접한 영향을 주었다.
- 3) 피로 응력의 증가로 인하여 ϵ -마르텐사이트에 비하여 α' -마르텐사이트의 비율이 더 크게 발생하였다. 이는 동일 응력 조건에서 α' -마르텐사이트가 더 형성되기 쉽다는 것을 의미하였으며, 이로 인하여 인장강도는 증가하는 형태로, 반대로 연신율은 감소하는 형태의 거동

을 나타내었다.

- 4) 피로 응력에 의해 생성되는 α' -마르텐사이트에 크게 영향을 받았으며, 이는 변형으로 인하여 나타나는 가공 유리 마르텐사이트 변태를 나타내는 합금에서의 특성적 거동과도 매우 유사하였다.



참고 문헌

- [01] U. Watanabe, Tetsu-to-Hagane (1991) 77, 306 .
- [02] H. Okada, H. Shashi, I. S. Kim, C. Y. Kang, N. Igata, K. Miyahara, Mater. Sci. Eng., A 307, (2004) 519 .
- [03] K. K. Lee, W. Y. Jang, S. H. Baik, M. C. Shin and C. S. Choi, Scripta. Mater. (1997) 37, 943 .
- [04] M. K. Kwon, C. Y. Kang, Korean J. Mater. Res., 24, (2014) 1, 1 .
- [05] J. Y. Lee, J. N. Kim, C. Y. Kang, Korean J. Met. Mater. 62, 12. (2015) 919
- [06] U. S. Mallik, V. Sampath, Mater. Sci. Eng., A, 478, (2008) 48 .
- [07] Y. K. Lee, J. H. Jun and C. S. Choi, ISIJ Int. 37, (1997) 1023 .
- [08] H. Sahashi, I. S. Kim, C. Y. Kang, N. Igata, K. Miyahara, Kinzoku, 74, 3, (2004) 250 .
- [09] T. H. Hwang, C. Y. Kang, Korean J. Met. Mater. 51, 9, (2013) 645
- [10] I. S. Kim, Y. Nishimura, S. M. Lee, Y. Watanabe, J. Y. Kim, H. R. Jung, C. Y. Kang and K. Miyahara, J. Kor.Inst. Met. & Mater., 45, 7,(2007) 403 .
- [11] D. U. Son, J. H. Kim, I. S. Kim, K. Miyahara, J. H. Sung and C. Y. Kang, J. Kor. Inst. Met. & Mater. 42, 8, (2004) 621 .
- [12] H. V. Panossian, ASME, 114, (1992) 101 .
- [13] I. G. Ritchie and Z-L. Pan ; Metall. Trans. A, 22, (1991) 607
- [14] D. W. James, Mata. sci. Eng., 4, (1969) 1)
- [15] D. Birchon, D. E. Bromly, Met. Sci. Jounal, 2, (1968) 41 .
- [16] N. Bergeon, G. Guenin, C. Esnouf, Mater. Sci. Eng., A 242, (1998) 87.

- [17] Y. V. Taran, M. R. Daymond, J. Schreiber, *Physica B*, 350, (2004) 98.
- [18] R. Lagneborg ; *Acta Met.*, 12, (1964) 823
- [19] R. P. Reed ; *Acta Met.*, 10, (1962) 865
- [20] B. Cina ; *J.Iron Steel Inst.*, 4, (1954) 406
- [21] J. F. Breedis and W. D. Robertson ; *Acta Met.*, 10, (1962) 1077
- [22] 須藤一, 外山和男 ; *日本金屬學會誌*, 38, (1974) 990
- [23] F. C. Frank ; *Acta Metallurgical*, 1, (1953) 15
- [24] Z. Nishiyama ; "Martensitic Transformation," Academic Press, New York San Francisco London, (1978) 10~24
- [25] T. Xiao and G. P. Johari ; *Metall. Trans. A*, 26A, (1995) 721
- [26] T. Xiao ; *Metall. Trans. A*, 24A, (1993) 1067
- [27] T. Murakami, T. Inoue, H. Shimaru, M. Nakano, *Mate. Scie. and Engi. A*, 432,2, (2006) 113 .
- [28] Y. Tomota and Y. Morioka, *Kinzoku* 67, (1997) 5.
- [29] R. L. Miller, *Trans. ASM* 57, (1964) 892.
- [30] A. J. Boger and W. G. Rurgers, *Acta Metall.*, 12, (1964) 255.
- [31] J. A. Venables, *Phil. Mag.* 7, (1961) 35.
- [32] V. F. Zackzy, Z. R. Parker. D. Fahr and R. Bush, *Trans. ASM*, 60, (1967) 252.
- [33] I. Tamura, *Metal Sci.*, 16, (1982) 245.