



공학석사 학위논문

가공열처리한 Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si 합금의 강도와 감쇠능의 상호관계



금속공학과

오 동 석

공학석사 학위논문

가공열처리한 Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si 합금의 강도와 감쇠능의 상호관계

지도교수 강창룡

이 논문을 공학석사 학위논문으로 제출함.

2019년 8월

부경대학교 산업대학원

금속공학과

오 동 석

오동석의 공학석사 학위논문을 인준함.



목 차

Abstract ·······ii
제 I 장 서론 ··································
제 Ⅱ 장 이론적 배경 ···································
1. 마르텍사이트 변태의 특징 ······5
2. 역변태 오스테나이트 ····································
3. 진동감쇠 기구11
4. 진동감쇠능의 측정 ······22
제 Ⅲ 장 실 험 방 법28
1. 시료 ······29
2. 가공열처리
3. 미세조직 관찰
4. 감쇠능 측정
5. 인장강도 측정
제 IV 장 실험결과 및 고찰 ······31
1. 미세조직 관찰
2. 가공열처리에 따른 미세조직 변화38
3. 기계적 성질과 감쇠능의 상호관계
제 Ⅴ 장 결론 ······50
참고문헌

The Corelationship between Strength and Damping Capacity of Thermo-mechanical Treated Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si Alloy

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

Abstract

NATIONAL

This study was processed to investigate the co-relationship between the mechanical properties and damping capacity of thermo-mechanical treated Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si alloy. α' and ε -martensite were formed by deformation and thermo-mechanical treatment. With the increasing cycle number of thermo-mechanical treatment, volume fraction of ε -martensite was increased, and then decreased, whereas dislocation and α' -martensite were slowly increased. In 5-cycle number thermo-mechanical treated specimens result showed more than 10% of the volume fraction of ε -martensite. With the increasing number of thermo-mechanical treatment, the strength rapidly increased, but the damping capacity was slowly decreased, and results of damping capacity was the opposite to tendency for a metal with deformation induced martensite transformation. The damping capacity was decreased with the strength increasing, these results was opposite to

tendency for metal with deformation induced martensite transformation. The strength was affected to formation of martensite and dislocation, grain refining by thermo-mechanical treatment, damping capacity was affected formation of dislocation and grain refinement.





1. 서 론

소음과 진동은 다양한 형태의 인적 및 물적 손실을 초래하고 있다. 때문에 이에 대한 규제는 갈수록 강화되고 가고 있을 뿐만 아니라 노동 환경의 개선, 기기 또는 장치 등의 안정성과 장수명화 등을 위해서 소 음과 진동의 저, 감에 대한 필요성이 높아가고 있고, 이러한 노력도 활 발히 이루어지고 있다.

현재 공업적으로 이용되고 있는 소음과 진동 방지법은 여러 방법이 있 지만 최근에는 가공성과 강도가 높고, 내부마찰계수가 큰 가공유기 마 르텐사이트 변태를 일으키는 합금을 소음과 진동원에 적용하여 직접 감 쇠하는 재료감쇠(Material damping)법이 그 효과가 우수하고, 부착성 등이 용이하여 이에 대한 관심이 높아지면서 많은 연구가 수행되어 왔 다¹⁻⁶⁾.

한편 가공유기 마르텐사이트 변태를 나타내는 오스테나이트 조직을 갖 는 제진합금에서 강도를 높일 수 있는 이상적인 방법은 가공하여 오스 테나이트를 마르텐사이트로 만든 다음 어닐링처리 하여 초미세립 오스 테나이트 조직으로 만드는 것이다⁷¹. 그러나 가공온도와 양을 달리하는 가공과 가공 한 다음 온도와 시간을 달리하는 어닐링처리⁸⁰ 및 가공과 어닐링처리를 함께하는 가공열처리⁸⁰ 등의 방법에 의해 오스테나이트와 마르텐사이트 조직이 함께 존재하는 2상 조직을 갖는 강으로 만드는 것 도 유용하다. 그러나 제조방법을 달리하여 2상 조직을 갖는 강으로 만 들게 되면 오스테나이트와 마르텐사이트 조직의 성상이 달라져 기계적 성질과 감쇠능 등이 달라진다^{8,9)}. 따라서 우수한 강도와 감쇠능의 조합 을 갖는 강을 개발하기 위해서는 제조방법에 따라 달라지는 미세조직에 기인되는 강도와 감쇠능의 상호 관계를 조사하는 것이 필요하다. 따라서 본 연구는 가공성과 감쇠능 및 강도 등이 우수한 가공유기 마르 텐사이트 변태를 갖는 Fe-Cr-Mn계 합금에서²⁾ 내식성과 고용강화 및 적층결함 형성에 의한 강도와 감쇠능을 높이기 위하여¹⁰⁾ 3%의 Ni와 Si 가 첨가된 합금을 설계하였다. 다음 이 강에서 강도를 높일 수 있는 한 방법인 가공과 역변태 어닐링처리를 병행하는 가공열처리하여 미세조직 변화를 조사하고 이에 따른 감쇠능과 강도와 상호관계를 조사하였다.





1. 마르텐사이트 변태의 특징

강을 강화하는 방법 중의 하나로서 비열탄성 마르텐사이트를 기지조 직으로 이용하는 방법이 있다. 마르텐사이트를 기지조직으로 만드는 방 법은 오스테나이트상을 갖는 시료를 MS점 이하로 확산변태가 일어나 지 않을 정도의 빠른 속도로 냉각시키는 방법^{11,12)}과 Ms점 이상에서 가 공하여 마르텐사이트를 생성시키는 방법^{13,14)}이 있고, 이러한 마르텐사이 트 변태는 스테인리스강, 퀜칭강, 볼 베어링강 등에서 잘 알려져 있다. 또한, 마르텐사이트 변태와 관련된 성질을 이용하여 개발된 강으로는 마르에이징강, Trip강, 오스포밍강, 2상 혼합강 등이 있으며 마르텐사이 트 변태는 다음과 같은 특징을 지니고 있다.

1.1 무확산 변태

일반적인 상변태는 각 원자들이 개별적으로 장범위에 걸쳐 확산을 함 으로서 일어나지만 마르텐사이트 변태는 이러한 원자 확산을 동반하지 않고 변태가 시작할 때부터 끝날 때 까지 개개의 원자가 원자간 거리보 다 작은 거리를 이동하여 일어난다. 따라서, 모상 중의 다수 원자가 단 번에 협동적으로 이동함에 의해 새로운 결정을 생성하기 때문에 모상과 마르텐사이트의 화학조성은 동일하다.

1.2 해비트면(habit plane)

한 개의 모상 결정 중에 형성된 마르텐사이트는 해비트면이라고 부르 는 모상격자의 특정면에 평행으로 존재하는 면이 있다. 보통 이 해비트 면은 고지수의 결정학적 면이고 변태온도 및 조성에 따라 달라지기도 한다. 탄소강에서 해비트면을 조성에 따라 나타내면 탄소 함유량이 0.4wt.%C 이하에서는 {111}r, 0.4~1.4wt.%C 에서는 {225}r이고, 1.4~ 1.8wt.%C에서는 {259}r이다. 또한, 18Cr-8Ni 스테인리스강은 {225}r이 다. 이와 같이 마르텐사이트가 모상의 특정면에서 생성되는 것이 마르 텐사이트 변태의 특징이다.

Fig. 1¹⁵⁾에 오스테나이트계 강이 마르텐사이트로 변태 시 생성되는 해비트면을 나타내었고, Fig. 2에는 전위에 의해 생성되는 {225}r 해비 트면의 모델을 나타내었다.¹⁶⁾

1.3 표면기복

마르텐사이트 변태가 일어나면 표면에 기복이 생긴다. 즉, 강에 다량 의 Cr, Ni, Mn 등을 단독 또는 복합적으로 첨가하여 상온에서 오스테 나이트상으로 만든 다음, 표면을 정연마하여 MS점 이하로 냉각시키거 나 MS점 이상에서 응력을 가하여 마르텐사이트로 변태시키면 Fig. 3 (a) 에서와 같이 마르텐사이트 조직이 나타난 부분에 표면기복이 생긴 다. 표면기복 양상은 불규칙한 것이 아니고 표면의 경사각이 결정방위 에 따라 일정한 값을 갖는다. 또한, 모상 표면에 미리 선을 그어 놓으면 Fig. 3 (b)와 같이 오스테나이트와 마르텐사이트 경계에서 선의 굴절이 생긴다¹⁷⁾. 이 굴절각은 방위에 따라서 일정한 값을 가지며 이렇게 결정 방위에 따라서 표면기복, 선의 굴절이 생긴다는 것은 오스테나이트에서 마르텐사이트로 변태시 표면에서 일정한 형상변화(결정의 외형변화)가 생겼다는 증거이다.





Fig. 1 Schematic illustration of martensite habit plane and preferred planes in austenite lattice¹⁵⁾.



Fig. 2 Model for the (225) habit austenite-martensite interface in steel¹⁶⁾.



Fig. 3 Schematic representation of surface relief (a) and a scratch line $(b)^{17}$.

2. 역변태 오스테나이트

BCC(body centered cubic) 또는 BCT(body centered tetragonal)의 결정 구조를 갖는 마르텐사이트를 가열하게 되면, FCC(face centered cubic) 결정 구조를 갖는 오스테나이트로 변하게 되는데, 역변태 된 오 스테나이트는 미변태 오스테나이트와 동일한 FCC 결정 구조를 가지고 있지만 매우 다른 기계적 성질을 나타내기 때문에 역변태 오스테나이트 라 부른다.

역변태 오스테나이트에 대한 연구는 1937년 마르텐사이트를 역변태 시켜서 형성된 오스테나이트가 역변태 시키지 않은 오스테나이트에 비 해 내부결함의 증가로 강도가 현저히 증가한다는 Wassermann의 보고 를 시발점으로 하여 연구가 진행되었다. 역변태 오스테나이트의 강도가 미변태 오스테나이트의 강도에 비해 상당히 높게 나타나는 이유는 역변 태 오스테나이트는 전단변형에 의해서 생성되는데 이때 많은 전위가 도 입되고 미변태 오스테나이트에 비해 결정립 크기가 미세화 되기 때문에 역변태 오스테나이트의 강도가 높아진다.

3. 진동감쇠기구(damping mechanism)¹⁸⁾

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

3.1 동적이력기구와 정적이력기구

진동감쇠기구는 응력에 의한 결함(defect)의 이동에 기인한다. 점결함 (point defect)은 미약한 진동감쇠를 일으키고, 전위와 같은 선결함(line defect)은 중간정도의 수준, 면결함(planar defect)은 높은 수준의 진동 감쇠를 유발한다. 결과적으로 대부분의 제진합금에서 작동하는 진동 감 쇠기구에는 응력에 의한 전위 혹은 경계(결정립계, 쌍정정계, 자구경계, 마르텐사이트 형제정 간의 경계 및 모상/마르텐사이트상 경계)의 이동 이 포함된다. 진동감쇠기구는 현상학적으로 동적이력기구(dynamic hysteresis)와 정적이력기구(static hysteresis) 그리고 양 특성을 모두 가진 것의 세 가지로 나눌 수 분류할 수 있으며, 대부분의 진동감쇠기 구는 응력에 의한 겸함의 이동을 포함하고 있다. Fig. 4는 a)동적이력기 구와 b)정적이력기구의 온도, 주파수 및 진폭(amplitude)의존성을 나타 낸 것이다. 동적이력기구는 온도와 주파수에 의존하고 진폭에는 의존하 지 않는 반면, 정적이력기구는 온도와 주파수에 의존하고 진폭에는 의존하 지 않는 반면, 정적이력기구는 온도와 주파수에 의존하지 않고 진폭에



Fig. 4 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.

1) 동적이력기구(dynamic hysteresis mechanism)

동적이력은 응력에 의한 결함의 규칙화(ordering)에 의해 발생되며, 그에 따른 의탄성 변형(anelastic strain)의 완화(relaxation)과정을 Fig. 5에 나타내었다. 순간적인 탄성변형이 응력(σ₀)의 반응으로 발생하고, 시간이 지남에 따라 용질원자의 확산제어(diffusion-controlled)에 의한 재배열에 의한 의탄성 변형이 탄성변형에 추가적으로 나타난다. 응력이 제거되면 즉각적인 탄성회복 후에 내부회복력에 의하여 의탄성 변형이 시간에 의존하여 회복된다. 이 경우 응력-변형거동은 Fig. 6의 a)와 같 고 △W 만큼의 에너지가 소비된다. Fig. 6의 b)는 이력손실에 의한 진 동감쇠능(△W)을 온도의 함수로 나타낸 것으로, 저온에서는 작은 의탄 성 변형량으로 인하여 진동 감쇠능이 낮아지고, 고온에서는 의탄성 변 형이 응력에 즉각적으로 대응하기 때문에 진동감쇠능이 낮아진다.

2) 정적이력기구(static hysteresis mechanism)

정적이력기구는 외부응력에 의한 결함의 이탈(unpinning)로 발생하는 미세한 소성변형에 기인한다. Fig. 7는 정적이력기구의 응력-변형곡선 을 나타낸 것으로, 선형적인 탄성변형 후 임계응력(σ_u)에서 이탈에 의한 의탄성 변형이 나타난다. 하중이 제거되는 동안 변형의 회복경로는 하 중이 가해질 때와 다르기 때문에, 이로 인하여 이력손실(△W)이 발생한 다. 결함의 이탈현상은 매우 짧은 시간 동안 임계값 이상의 응력에서 나타나므로, 진동 감쇠능은 주파수에 의존하지 않고 응력(진폭)에 의존 하게 된다.

3.2 열탄성(thermoelastic) 마르텐사이트의 진동감쇠기구^{19,20)}

Cu-Al-Ni 합금, Ni-Ti 합금 및 Cu-Zn-Al 합금과 같은 열탄성 마르 텐사이트 합금에서 발생하는 내부마찰은 (i)온도의 하강·상승에 따른 마르텐사이트의 성장(growth)·소멸(shrinkage), (ii)응력에 의한 마르 텐사이트의 성장, (iii)마르텐사이트 내부에 존재하는 쌍정경계와 적층결 함 경계의 이동, 그리고 (iv)형제정의 재배열(reorientation) 등에 수반되 는 이력현상에 기인한다.





Fig. 5 Schematic diagram of the anelastic response (lower curve) to a stress cycle(upper curve).



Fig. 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. 7 Static hysteresis behavior. The type of hysteresis loop obtained during defect unpinning.

1) 진동감쇠능의 온도의존성¹⁹⁾

Fig. 8은 온도에 따른 열탄성 마르텐사이트 합금의 진동 감쇠거동을 나타낸 것이다. 모상의 낮은 진동 감쇠능은 격자결함(lattice defects)의 이동으로 인한 것이며, 마르텐사이트의 비교적 높은 진동 감쇠능은 마 르텐사이트 내부의 적충결함경계(stacking fault boundary), 쌍정경계 (twin boundary) 및 마르텐사이트 형제정 경계(variant boundary)의 이 동에 의하여 유발된다. 이 그림으로부터 온도에 따른 최대의 진동 감쇠 능은 마르텐사이트 변태온도구역(냉각시 Ms⁻Mf, 가열시As⁻Af)에서 나 타나는 것을 알 수 있는데, 이것은 모상/마르텐사이트 상 경계 (interphase boundary)의 이동에 의한 내부마찰에 기인한다.

2) 진동 감쇠능의 응력의존성²¹⁾

Fig. 9는 응력에 따른 열탄성 마르텐사이트 합금의 진동 감쇠거동을 나타낸 것으로¹⁵⁾, 진동 감쇠능이 거의 일정하거나 혹은 미약하게 상승 하는 구간(stage I), 응력에 비례하여 진동 감쇠능이 크게 상승하는 구 간(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 진 동 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^{19,21)} 이상으로 증가하여 마르텐사이트 변태가 발생하지 않기 때문에 진동 감쇠능이 점 차 감소하며, stage Ⅳ에서 나타나는 진동 감쇠능이 급격한 증가는 이 미 생성된 마르텐사이트 형제정들이 응력방향으로 재배열(reorientation) 되기 때문이다.





4. 진동감쇠능의 측정

첫 번째 방법은 비감쇠능(Specific damping caapacity)으로 다음과 같 이 정의 된다.

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

Fig. 10에서 W 는 그 주기의 최대 에너지이며 ΔW 는 한 주기 당 감쇠되는 에너지이다. 이 방법은 주로 전자기 유도장치로 시편을 일정 한 진폭을 유지시키도록 조절하여 일정 진폭에 대하여 W 를 구할 수 있고, 가해 주는 에너지에 의하여 ΔW 를 구할 수 있다. 자유 감쇠하 는 재료의 경우 전체 에너지는 진폭의 자승에 비례하므로 다음과 같이 놓을 수 있다.

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

두 번째로 대수감쇠율(logarithmic decrement)은 다음과 같이 정의된 다.

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

A_n과 A_{n+1}은 n 번째와 n+1 번째의 진폭을 나타낸다. 이 방법은 주로 얇은 외팔보를 외력으로 주 모드로 진동시키고 외력을 제거하여, 자유 감쇠하는 것의 진폭의 변화를 측정한다. 개략적인 그림을 Fig. 11에 나 타내었다. 실질적으로 한 주기간의 진폭의 차이는 크지 않고, 시편 그 자체나 외부의 노이즈가 존재하기 때문에 다음과 같이 여러 주기의 평균값을 사용한다.

$$\delta = \frac{1}{N} ln(\frac{A_1}{A_{N+1}}) - \dots - (4)$$

세 번째로 일정한 힘으로 재료를 공진주파수 주위의 일정 범위의 진 동수로 진동시켜, 진동수와 진폭의 관계에서 진동감쇠능을 구하는 방법 이 있다. 이 방법에서 공진 주파수의 전후의 진폭이 반이 되는 주파수 간의 거리 Δf를 찾는다. Fig. 12에 이 과정을 나타내었고, 전기회로에 서와 같이 Quality factor를 구해서 그 역수를 사용한다.

$$Q^{-1} = \frac{\Delta f}{\sqrt{3}f_r} \tag{5}$$

네 번째의 방법은 반복적인 정현파의 응력을 가해 시편의 움직임이 정상상태에 이르게 한 후 응력과 변형 량의 위상차(φ)를 측정하여 내부 마찰(internal friction), tanφ를 측정하는 것으로 Fig. 13에 나타내었다. 이 방법은 보통 낮은 진동수에서 사용한다.

진동감쇠능이 매우 작은 경우, 다음의 관계가 성립한다.

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

진동감쇠능의 측정 과정에서는 필연적으로 시편 내부의 변형률이 균 일하지 못한 문제가 발생한다. 측정된 시편의 진동감쇠능(specimen damping)은 시편 내부의 각 부분의 고유감쇠능(intrinsic damping)을 적 분한 값이다. 따라서, 물성치로 측정하기 위해서는 시편 내의 변형 량의 분포를 고려해야 한다. 이를 다음과 같이 나타낼 수 있다.

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

여기서, Q_S^{-1} : specimen damping

Q_I⁻¹ : intrinsic damping 진동감쇠능이 변형률에 무관한 경우에는 시편의 진동감쇠능과 고유 감쇠능이 서로 같다.





Fig. 10 Measurement of specific damping capacity.



Fig. 11 Measurement of logarithmic decrement. Fig. 12 Measurement of Q-factor.



Fig. 13 Measurement of internal friction.



1. 시료

시료는 먼저 고주파 진공용해로에서 Table 1에 나타낸 성분으로 용 해 후 잉곳으로 제작 후 1200℃에서 열간 압연하여 판재로 만들었다. 다음 1050℃에서 용체화처리와 산세과정 등을 거쳐 압연율을 달리하는 냉간압연하여 여러 두께를 갖는 판재로 만든 후 용체화처리하여 시료로 사용하였다.

Table 1. Chemical composition of specimen (wt.%)

С	Ν	Р	S	Mn	Cr	Ni	Si	Fe
0.01	0.02	0.001	0.008	20.3	12.08	3.2	3.15	bal.
		5/					Li.	

2. 가공열처리

먼저, 강을 냉간압연 하였을 때 높은 감쇠율을 나타낸 압연율인 16% 압연을 하였다. 다음 냉간압연에 의해 생성된 마르텐사이트를 오스테나 이트로 역변태 시키기 위하여 700℃에서 20분 유지 후 수냉하는 어닐링 처리를 하였다8,9). 또한, 이러한 압연과 어닐링처리를 함께하는 과정을 1 cycle(회)로 하는 가공열처리를 최대 5회까지 하였고, 가공열처리에는 1~2.5mm 사이 여러 두께를 갖는 판재시료를 사용하여 필요한 사이클 수로 가공열처리한 후에는 동일하게 모두 1mm가 되도록 하였다.

3. 미세조직 관찰

가공열처리 전, 후의 미세조직을 광학현미경, 주사전자현미경과 투과 전자현미경(Hitachi, 200 kV)으로 관찰하였고, 가공열처리에 따른 각 상 의 체적분율 변화는 Cu-Ka 특성 X선을 이용한 X-선 회절시험으로 측 정하였다. 뿐만 아니라 가공열처리에 의해 변화된 미세조직과 체적분율 변화를 EBSD (Electron Back Scattered Diffraction)를 사용하여 IQ(Imag Quality) map과 Phase map 으로도 관찰하였다.

NATIONAL

4. 감쇠능 측정

감쇠능은 가공열처리한 시료로부터 1mm × 120mm × 20mm 크기 시험편 으로 제작하여 횡 형 진동법을 이용하는 진동감쇠능 측정장치를 사용 하여 측정하였다. 이 방법은 시험편에 자유진동을 가한 후 시간에 따른 진동의 진폭변화를 potentiometer로 감지하고, 이를 증폭기와 A/D converter를 통하여 digital 신호로 변환시켜 컴퓨터에 입력한 후 noise 는 filtering 하여 제거하고 얻은 결과를 계산용 프로그램에 입력하여 stress와 strain에 따른 대수감쇠율(δ=1/n ln A0/An, 여기서 n: 파수, A0: 최초 파의 진폭, An: n번째 파의 진폭)을 구하는 방법이다.

5. 인장강도 측정

인장강도는 가공열처리한 시료로부터 평행부 길이가 50mm 인 ASTM E-8의 규격을 따라 시험편을 제작한 다음 상온에서 cross head speed 를 2mm/min 로 인장시험하여 측정하였다.



1. 미세조직 관찰

Fig. 14 는 본 연구에 사용된 Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si 제진합금의 미 세조직을 광학현미경으로 나타낸 것이다. 부분적으로 쌍정들이 존재하 고 있는 오스테나이트 조직에 적은 양의 마르텐사이트가 존재하고 있는 것을 확인 할 수 있다.

Fig. 15 는 가공에 의해 생성되는 마르텐사이트를 조사하기 위하여 16% 냉간압연 한 시료의 미세조직을 주사전자현미경으로 관찰한 것이 다. 가공열처리 전, 후에 생성되어 존재하고 있는 마르텐사이트가 특정 방향을 지니고, 부분적으로는 교차하며 또한 표면기복을 일으키며 생성 되어 있는 것을 알 수 있다.

Fig. 16 은 가공에 의해 생성된 마르텐사이트를 결정학적으로 조사하기 위하여 16% 냉간 압연한 Fig. 15 시료에서의 마르텐사이트를 투과전자 현미경으로 관찰하여 나타낸 것이다. 사진 a)는 미세조직의 명시야상을, b)는 명시야상에서 나타낸 상들로부터 얻은 제한시야 회절패턴(DP)과 이를 분석하여 나타낸 것이다. HCP 결정구조의 ε-마르텐사이트와 FCC 결정구조의 오스테나이트 그리고 BCT 결정구조를 갖는 α'-마르텐사이 트가 함께 존재하는 것을 알 수 있다.

Fig. 17 은 가공 후 어닐링처리한 시료의 미세조직을 조사하기 위하여 16% 냉간압연 한 다음 700℃에서 20분 유지 후 수냉하는 어닐링처리 한 시료의 미세조직을 투과전자현미경으로 나타낸 것이다. a)는 미세조 직을 명시야상으로, b)는 명시야상에서 나타낸 상의 제한시야회절패턴 과 이를 분석하여 나타낸 것이다. 결정립의 크기가 대단히 미세한 오스 테나이트 조직임을 알 수 있다.





Fig. 14 Optical micrograph of Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si alloy







- Fig. 16 TEM micrographs of 16% cold rolled Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si damping alloy
- a) Bright field b) SADP and indexing of SADP

শ্ব

टा छ ज



- Fig. 17 TEM micrographs of reversed austenite in 16% cold rolled Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si damping alloy, after annealing at 700℃ for 20min.
 - a) Bright field b) SADP and indexing of SADP

2. 가공열처리에 따른 미세조직 변화

Fig. 18은 가공열처리에 따른 미세조직변화를 조사하기 위하여 1회 및 5회 가공열처리한 시료의 미세조직을 EBSD로 조사하여 IQ map으로 나타낸 것이다. 가공열처리에 의해 전위들이 도입되고, 가공열처리 사이 클 수가 증가함에 따라 결정립 크기가 작아지고 있는 것을 알 수 있다. 또한 5회 가공열처리 한 시료에서는 오스테나이트의 평균 결정립 크기 가 5µm 보다 적은 미세립으로 되어 있는 알 수 있다.

Fig. 19는 가공열처리에 따른 미세조직변화를 다른 방법으로 조사하기 위하여 1회 및 5회 가공열처리 한 시료의 미세조직을 투과전자 현미경 으로 조사하여 나타낸 것이다. 두 시료 모두 가공열처리 사이클 수에 관계없이 *ɛ*-마르텐사이와 오스테나이트 조직에 가공열처리에 의해 도입 된 많은 전위와 적층결함 들이 존재하고 있는 것을 알 수 있다. 또한, 가공열처리 사이클 수가 많아질수록 전위와 적층결함 등이 많이 도입되 고 있는 것을 알 수 있다.

Fig. 20은 가공열처리에 따른 마르텐사이트의 생성을 보다 상세히 조사 하기 위하여 1회 및 5회 가공열처리 한 시료에서 존재하는 미세조직들 을 EBSD의 Phase map으로 나타낸 것이다. 1회 가공열처리 한 사진 a) 에서는 오스테나이트 상과 ε-마르텐사이트(노란색)가 관찰되고 α'-마르 텐사이트는 관찰되지 않는데 반하여, 5회 가공열처리한 시료에서는 오 스테나이트에 소량의 ε-마르텐사이트와 α'-마르텐사이트(붉은색)가 함 께 존재하는 것을 알 수 있다. 따라서 가공열처리를 많이 하면 α'-마르 텐사이트가 생성되는 것을 알 수 있다.

Fig. 21은 가공열처리에 의해 생성되는 마르텐사이트의 체적분율 변화 를 알아보기 위하여 가공열처리 사이클 수를 달리하여 가공열처리 한 시료에서 존재하는 마르텐사이트의 체적분율 조사하여 나타낸 것이다. 여기서 양이 많은 ϵ -마르텐사이트는 X-선 회절 시험으로, 양이 적어 X-선 회절시험으로 검출하기 어려운 α' -마르텐사이트는 EBSD의 Phase map으로 조사하여 나타낸 것이다. 사이클 수가 증가함에 따라 ϵ -마르텐사이트는 증가하다 5사이클이 되면 약간 감소하는 것을 알 수 있다²²⁾. 그러나 α' -마르텐사이트는 원시료와 1회 가공열처리한 시료에서 는 검출되지 않지만, 가공열처리 사이클수가 2회 이상이 되면 아주 적 은 양이 검출되기 시작하고, 이후 가공열처리 사이클 수가 증가함에 따 라 서서히 증가하는 것을 알 수 있다. 그러나 5회 가공열처리한 시료에 서도 그 량은 3% 이하로 조사되었다.

한편 Fig. 21의 회절시험에서는 α'-마르텐사이트가 검출되지 않는데 반 해 Fig. 20의 Phase map 에서는 적은 양의 α'-마르텐사이트가 확인되 고 있는데 이는 EBSD 방법이 XRD 방법 등에 비하여 측정감도가 상대 적으로 우수하기 때문이다²³⁾.





Fig. 19TEM micrographs of bright field image
showing the effect of the
thermo-mechanical treatment in
Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si damping alloy
a) 1 Cycle b) 5 Cycle





3. 기계적 성질과 감쇠능의 상호 관계

Fig. 22는 가공열처리에 따른 강도변화를 조사하기 위하여 사이클 수를 달리하여 가공열처리 한 다음 인장강도를 조사하여 나타낸 것이다. 가 공열처리에 의해 강도가 상승하고 또한 가공열처리 사이클 수가 증가함 에 따라 강도는 비례관계로 빠르게 증가하고 있는 것을 알 수 있다. 또 한 이러한 이유는 가공열처리에 의해 오스테나이트가 자신보다 강한 마 르텐사트로 변태 될 뿐만 아니라, 전위 등과 같은 많은 결함들이 도입 되고, 또한 결정립 크기가 작아지기 때문이라 판단된다^{23,24)}.

Fig. 23은 가공열처리 사이클 수에 따른 감쇠능 변화를 조사하여 나타 낸 것이다. 가공열처리하면 감쇠능은 감소하고, 또한 가공열처리 사이클 수가 증가함에 따라 감쇠능이 비례관계로 빠르게 감소하는 것을 알 수 있고, 이러한 결과는 가공량이 증가함에 따라 &-마르텐사이트의 양이 증가하고, 이에 기인하여 감쇠능이 증가하는 가공유기 마르텐사이트 변 태를 갖는 합금의 결과와는^{35,26)} 다른 것을 알 수 있다. 또한. 이러한 이 유는 일반적으로 가공에 의한 오스테나이트가 a' 및 &-마르텐사이트로 가공유기 변태를 일으키는 합금에서 감쇠는 오스테나이트와 &-마르텐사 이트의 계면, 오스테나이트내 적층결함의 경계와 전위, &-마르텐사 이트 개면 등이 이동하면서 진동에너지를 열에너지로 바꾸는데 기인하여 감쇠가 일어난다^{26,27)}. 따라서 주로 &-마르텐사이트에 지배되기 때문에 & -마르텐사이트의 양이 많아지면 감쇠능은 증가하여야 한다. 그러나 결 정내 많은 전위가 도입되거나 또는 결정립 크기가 적어지면 전위의 상 호작용과 결정입계가 진동에너지의 소실을 어렵게 하여 감쇠능은 낮아 진다²⁸⁾. 따라서 이러한 연구결과와 본 연구에서 얻은 Fig. 18, 19, 20 등 의 결과를 종합하여 보면 가공열처리에 의해 *ɛ*-마르텐사이트가 생성되 고 있지만, 그 양이 크게 많지 않아 감쇠능이 *ɛ*-마르텐사이트에 영향을 받기 보다는 가공열처리에 의해 도입된 많은 전위들과 같은 결함, 결정 립 크기의 미세화 등에 더 크게 영향을 받아 감쇠능은 감소한다고 판단 된다. 또한 이러한 원인에 기인하여 가공유기 마르텐사이트 변태를 일 으키는 합금과는 다른 결과를 나타낸다고 판단된다.

Fig. 24는 사이를 수를 달리하여 가공열처리 한 시료의 강도와 감쇠능 의 상호관계를 조사하여 나타낸 것이다. 강도가 증가함에 따라 감쇠능 이 비례관계로 빠르게 감소하고 있는 것을 알 수 있고, 이러한 결과도 가공유기 마르텐사이트 변태를 일으키는 합금에서 강도와 감쇠능의 상 호관계의 결과인 강도가 증가함에 따라 감쇠능이 증가하는 결과와도 다 른 것을 알 수 있다^{25,26)}. 그리고 이와 같이 가공열처리 사이클 수가 증 가하면 감쇠능이 낮아지는 이유는 가공열처리 사이클 수가 많아짐에 따 라 강도의 증가가 강한 마르텐사이트의 양이 많아지고, 전위 등과 같은 결함이 많이 도입되며, 결정립이 미세화되는데 영향을 받지만, 감쇠능의 감소 또한 많은 전위의 도입, 결정립이 미세화되는데 기인되기 때문이 라 판단된다. 또한 강도의 증가와 감쇠능에 미치는 영향이 같기 때문에 를 나타낸다고 판단된다.









alloy



1. 결 론

가공열처리한 Fe-20Mn-12Cr-3Ni-3Si 합금의 강도와 감쇠능의 상호 관 계를 조사한 결과 다음과 같은 결과를 얻었다

 가공열처리에 의해 전위, 적층결함, α' 및 ε-마르텐사이트가 생성되 었다

2) ε-마르텐사이트는 가공열처리 사이클 수가 증가할수록 증가하다 감 소하는데 반하여 전위, 적층결함, α'-마르텐사이트는 서서히 증가하였 다.

3) 5회 가공열처리한 시료에서 생성된 ε-마르텐사이트의 양은 10% 보 다 약간 많지만 α'-마르텐사이트는 3% 보다 적었다.

4) 가공열처리 사이클 수가 증가함에 따라 강도는 빠르게 증가하고 감
쇠능은 서서히 감소하였다. 또한 감쇠능이 감소하는 결과는 가공유기
마르텐사이트 변태를 일으키는 합금의 결과와는 반대였다.

5) 강도가 증가함에 따라 감쇠능은 감소하였고, 이러한 결과는 가공유기 마르텐사이트 변태를 일으키는 합금과는 달랐다.

6) 가공열처리한 합금의 강도 증가와 감쇠능의 감소는 동일하게 가공열 처리에 의해 생성되는 마르텐사이트와 전위 및 결정립 크기의 미세화에 크게 영향을 받았다.

참고문헌

- 1) J. H. Jun, T. J. Ha, C. S. Choi, Scripta mater. 43, 603 (2000).
- H. Sahashi, I. S. Kim, C. Y. Kang, N. Igata, K. Miyahara, Kinzoku, 74, 3, 250 (2004).
- V. V. Bilzuk, N. I. Glavatska, O. Soderberg, V. K. Lindroos, Mat. Sci. and Eng., A 338, 213 (2002).
- 4) S. H. Baik, Nuclear Engineering and Design, 198, 3, 241 (2002).
- D. W. Soon, J. W. Kim, I. S. Kim, K. Miyahara, J. H. Sung, C. Y. Kang, J. Kor. Inst. Met. & Mater, 42, 8, 621(2004).
- 6) T. H. Hwang and C. Y. Kang, Kor. J. Met. Mater, 50, 9, 645(2013).
- 7) Y. H. Kim, Y. S. Ahn, H. Y. Jeong, C. Y. Kang, B. H. Jeong, C. G. Kim, J. Kor. Inst. Met & Mater. 33, 11, 42(1995).
- 8) Y. H. Kim, Y. S. Ahn, H. Y. Jeong, C. Y. Kang, B. H. Jeong, C. Y. Kim, J. Kor. Inst. Met & Mater, 33, 1, 1431(1995).
- M. G. Kwoon, C. Y. Kang, The Korean Sosiety for Power System Engineering, 18, 3, 100(2014).
- 10) S. K. Huang, N. Li, Y. H. Wen, J. Teng, S. Ding, Y. G. Xu, Mat. Sci. and Eng., A, 479, 223 (2008).
- 11) R. Lagneborg ; Acta Met., 12, 823 (1964).

- 12) R. P. Reed ; Acta Met., 10, 865 (1962).
- 13) B. Cina ; J.Iron Steel Inst., 4, 406 (1954).
- 14) J. F. Breedis and W. D. Robertson ; Acta Met., 10, 1077 (1962).
- 15) 須藤一, 外山和男; 日本金屬學會誌, 38, 990 (1974)
- 16) F. C. Frank ; Acta Metallurgical, 1, 15 (1953).
- Z. Nishiyama ; "Martensitic Transformation," Academic Press, New York San Francisco London, pp.10²²⁴, (1978).
- 18) I. G. Ritchie and Z-L. Pan ; Metall. Trans. A, 22, 607 (1991)
- 19) W. Dejonghe, R. de Batist and L. Delaey ; Scripta Metall., 10, 1125 (1976)
- 20) T. Xiao and G. P. Johari ; Metall. Trans. A, 26A, 721 (1995)
- 21) T. Xiao ; Metall. Trans. A, 24A, 1067 (1993)
- 22) G. H. Kim, Y. Nishimuro, Y. Watanabe, H. Sato, Y. Nishino, H. R. Jung,C. Y. Kang, I. S. Kim, Mater. Sci. Eng. A, 521, 368 (2009).
- 23) J. S. Kim, J. N. Kim, C. Y. Kang,, Korean J. of Met. and Mater, 56, 4, 265 (2018).
- 24) J. Y. Lee, J. N. Kim, C. Y. Kang, Korean J. of Met. and Mater, 53, 12, 919 (2015).
- 25) H. Okada, H. Shahashi, N. Igeta, K. Miyahara, J. of Alloys and compounds, 355, 17 (2003).
- 26) H. Okada, H. Shahashi, I. S. Kim, C. Y. Kang, N. Igeta, K. Miyahara,

Mat. Sci. and Eng., A, 370 ,519 (2004).

- 27) J. H. Jun, Y. K. Lee and C. S. Choi, J. Korean Inst. Met. Mater., 33,1600 (2004).
- 28) K. S. Jeong, D. H. Kim, S. D. Kweon, C. Y. Kang, Kotran J. of Mat. Research, 26. 9, 129 (2018).

