

Fe-7%Ni-0.4%C 마르텐사이트합금의 미세조직과 진동감쇠능에 미치는 용체화처리온도의 영향

李榮局·池光求*·崔鍾述

연세대학교 공과대학 금속공학과

*한국과학기술연구원 금속연구부

Effect of Solution-Treatment Temperature on Microstructure and
Damping Capacity of a Martensitic Fe-7%Ni-0.4%C Alloy

Young-Kook Lee, Kwang-Koo Jee and Chong-Sool Choi

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

*Division of Metals, Korea Institute of Science and Technology, Seoul 136-791

ABSTRACT

The objective of this study is to investigate the effect of solution-treatment temperature on the microstructure and damping capacity of a martensitic Fe-7%Ni-0.4%C alloy. The size of lath increased from $0.3\mu\text{m}$ to $0.55\mu\text{m}$ with increasing the solution-treatment temperature from 700 to 1100°C . In addition, the size of block, packet, and austenite grain had tendency to increase with increasing solution-treatment temperature. The damping capacity of the Fe-7%Ni-0.4%C martensitic alloy decreased with increasing the solution treatment temperature. The reason is not attributed to the increase in the size of lath, block, packet, and austenite grain, but to the increase in vacancy concentration which hinders dislocation motion.

1. 서 론

최근 본 연구자들은 fcc→hcp 마르텐사이트변태를 하는 Fe-Mn 합금과 Co-Ni 합금이 높은 진동감쇠능을 나타내며, 이러한 진동감쇠는 주로 γ 오스테나이트와 ϵ 마르텐사이트내의 부분전위와 ϵ 마르텐사이트 형제정경계 및 γ/ϵ 상계면의 이동에 의해 일어난다고 보고한 바 있다^{1,2,3)}. 그런데, 이 두 합금은 fcc→hcp 마르텐사이트변태를 한다는 점 이외에도 마르텐사이트가 thin plate 형상을 갖는다는 공통점을

갖고 있다.

종래 마르텐사이트는 그 형상에 따라 크게 lath, butterfly(또는 Chevron), lenticular(또는 plate), thin plate 마르텐사이트로 구분되며, 각 마르텐사이트 형상별로 그 변태기구와 특성에 대해서는 오래전부터 많은 연구가 행해져 왔다^{4,5,6)}. 한편, 마르텐사이트 형상과 진동감쇠능과의 관계에 대해서는 지금까지 거의 보고된 바 없는데, 최근 본 연구자들이 이에 대해 조사한 결과, butterfly 마르텐사이트가 가장 높은 진동감쇠능을 나타낸다는 것을 알았다⁷⁾. 그

러나, 각 마르텐사이트 형상별로 열처리에 따른 미세조직의 변화가 진동감쇠능에 미치는 영향에 대해서는 아직까지 연구가 행해진 바 없다.

따라서, 본 연구자들은 Ni 함량과 열처리만으로 다양한 마르텐사이트 형상을 얻을 수 있는 Fe-Ni-C 합금을 선택하여, 각 마르텐사이트 형상별로 다양한 열처리에 따른 미세조직과 진동감쇠능의 변화를 조사하고자 하였다. 이번 연구에서는 그 가운데 먼저 래스 마르텐사이트변태를 하는 Fe-7wt.%Ni-0.4wt.%C 합금을 이용하여 용체화처리온도에 따른 래스 마르텐사이트 조직의 변화가 진동감쇠능에 미치는 영향에 대해 조사하였다.

2. 실험방법

본 연구에서 사용된 Fe-7wt.%Ni-0.4wt.%C 합금과 보조합금인 Fe-10wt.%Ni 합금은 99.9%의 전해철, 전해니켈 및 99.99% 탄소를 마그네시아 도가니에 장입하고, 고주파 진공유도로를 사용하여 약 10^{-2} torr에서 용해하여 약 14kg의 잉곳으로 제조하였다. 잉곳내의 Ni 원자의 편석을 제거하기 위해 보호성 분위기중에서 1100℃에서 24시간동안 균질화처리를 실시하였으며, 이렇게 균질화처리된 잉곳의 화학조성은 table 1과 같다.

Table 1. Chemical composition of Fe-Ni and Fe-Ni-C alloys used.

Alloy	Chemical composition (wt.%)					
	Ni	C	Mn	Si	S	Fe
Alloy1	7.2	0.390	0.012	0.030	0.006	bal.
Alloy2	10.3	0.007	0.006	0.020	0.007	bal.

균질화처리된 잉곳을 약 1100℃에서 열간압연을 실시하여 직경이 약 18mm인 환봉을 제조하였다. 그 환봉으로부터 표점부지름 7mm, 표점부길이 90mm, 전체길이 186mm인 본상 진동감쇠능 측정시편을 기계가공하여 제작하였다.

용체화처리온도에 따른 미세조직의 변화를 관찰하기 위해 열간압연된 시편을 진공중에서 700~1100℃사이의 여러 온도에서 각각 30분간 유지한 후 수냉하였다. 이들 시편을 기계연마하고, 10% 나이탈(nital)용액으로 부식시킨 다음, 광학현미경으로 조직을 관찰하였다. 용체화처리온도에 따른 오스테나이트 결정립크기는 광학현미경 조직사진상에서 길이를 이미 알고 있는 선분을 임의의 방향으로 여러 개를 긋고, 각 선분의 길이를 그 선분이 통과된 결정립의 수로 나눔으로써 구하였다.

래스 마르텐사이트의 하부조직을 관찰하기 위해서는 먼저 기계연마로 시편의 두께를 약 60 μ m까지 줄인 다음, acetic acid(80ml)와 perchloric acid(20ml)의 혼합용액에서 전압 20V, 전류 1A의 조건으로 시편을 전해연마하여 박막시편을 만든 후, 투과전자현미경을 사용하여 가속전압 120KV에서 미세조직을 관찰하였다. 한편, 용체화처리 후 상온에서 잔류 오스테나이트가 존재하는지 확인하고자, Cu target을 사용하여 X-ray 회절시험을 실시하였다.

본 연구에서 진동감쇠능 측정은 Fopple-Pertz형 비틀림 진동시험장치⁸⁾를 사용하였으며, 진동감쇠능 값은 대수감쇠율(logarithmic decrement, δ)로 나타내었다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 용체화처리 온도에 따른 미세조직의 변화

Fig.1은 Fe-7wt.%Ni-0.4wt.%C 합금을 700~1100℃사이의 여러 온도에서 각각 30분간 진공중에서 가열하여 수냉한 다음, 상온에서 광학현미경으로 관찰한 미세조직을 보여주고 있다. Fig. 1(f)는 1000℃에서 용체화처리한 조직(Fig. 1(d))을 개략적으로 보여주고 있다. 사진들로부터 용체화처리온도에 관계없이 모두 래스 마르텐사이트 조직을 나타낸다는 것과 용체화처리온도가 증가할수록 초기 오스테나이트 결정립이나 block의 크기가 증가하고 있음을 알 수 있다. 그러나, 광학현미경 관찰만으로

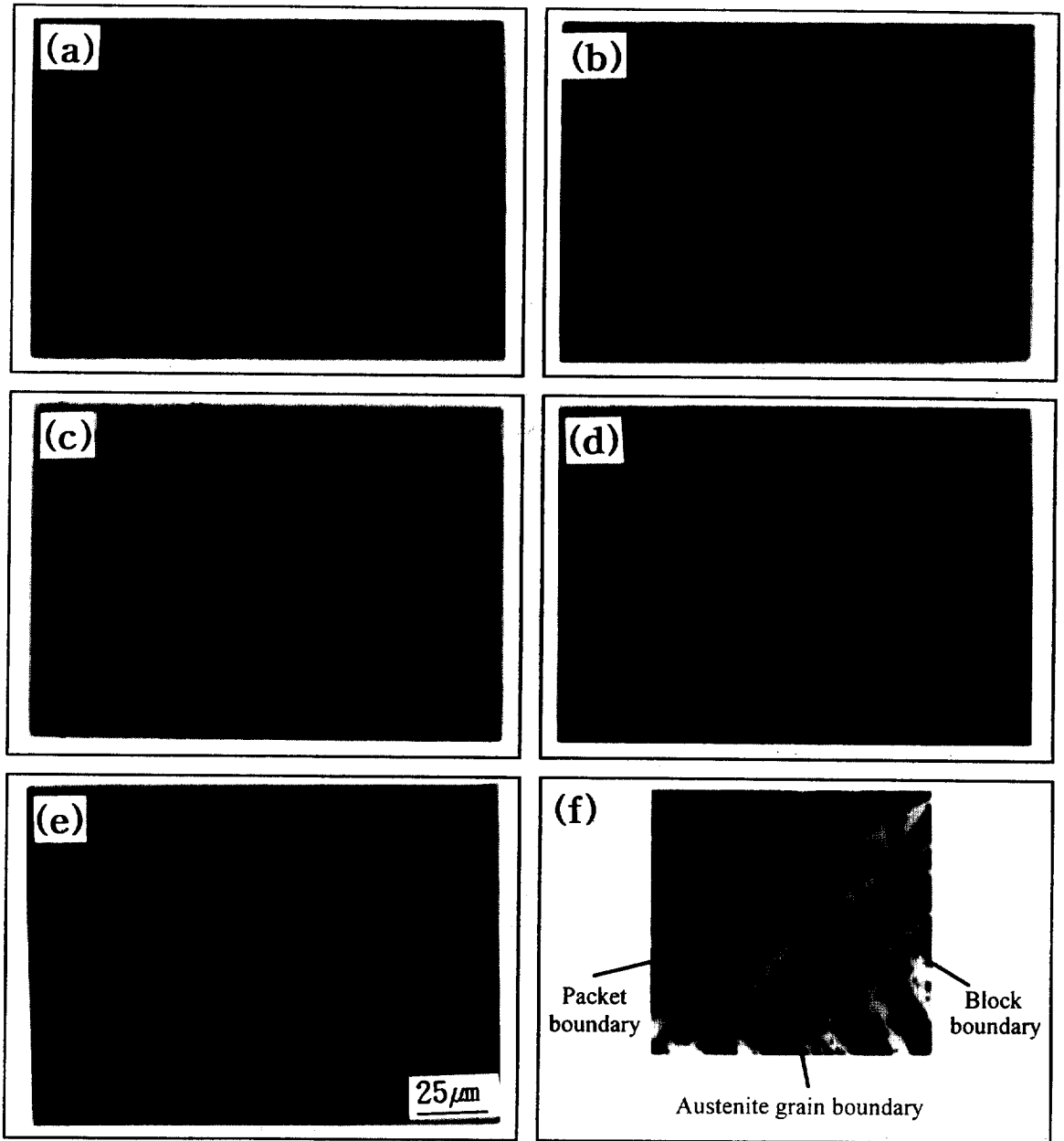


Fig. 1 Optical micrographs showing the change of lath martensite morphology with solution-treatment temperature in Fe-7wt.%Ni-0.4wt.%C alloy.
(a) 700°C, (b) 800°C, (c) 900°C, (d) 1000°C, (e) schematic illustration of (d)

는 잔류 오스테나이트의 유·무를 정확히 알 수 없기 때문에, X-ray 회절시험을 하였다. Fig. 2는 700°C에서 30분간 용체화처리하고 수냉한 시편의 X-ray 회절도형으로서 α' 피크만이 나타났다. 따라서, 700°C에서 용체화처리된 시편은 100% α' 마르텐사이트 단상임을 알 수 있고, 700°C 보다 높은 온도에서 열처리된 시편들에 대한 X-ray 회절시험결과도 Fig. 2와 같았기 때문에 이 합금에서는 용체화처리온도에 관계없이 상온에서 모두 α' 마르텐사이트 단상임을 알 수 있다.

Fig. 3은 용체화처리온도에 따른 오스테나이트 결정립크기의 변화를 보여주고 있다. 그림에서 알 수 있듯이 800°C까지는 오스테나이트 결정립크기가 거의 변하지 않으나, 900°C 이상에서는 급격히 커짐을 알 수 있다. 이와 같이 오스테나이트 결정립크기가 증가하면 마르텐사이트 조직내에 존재하는 block이나 packet은 커지지만, 래스두께는 0.3 μ m 정도로 거의 변하지 않는다고 보고되고 있다^{9,10}.

이를 확인해 보고자, 본 연구에서는 Fe-7wt.% Ni-0.4wt.%C 합금을 각각 700, 900, 1100°C에서 30분간 용체화처리한 후 수냉한 시편의 미세조직을 투과전자현미경으로 관찰해 보았다. Fig. 4는 그

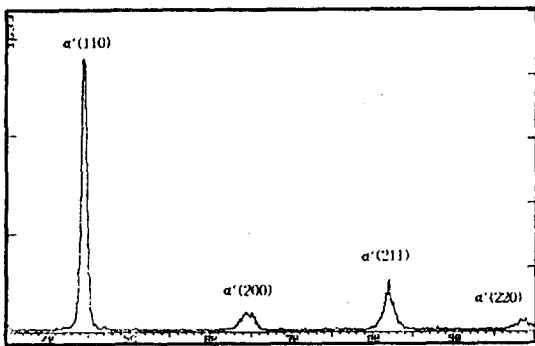


Fig. 2 X-ray diffraction pattern of Fe-7wt.%Ni-0.4wt.%C alloy subjected to solution treatment at 700°C for 30min. and quenching at room temperature.

결과로서 한 개의 래스내부에는 무수히 많은 전위들이 존재하고 있으며, 용체화처리온도를 달리한 시편들에서 촬영한 여러 장의 투과전자현미경 사진들로부터 래스두께를 정량적으로 측정된 결과를 Fig. 5에 나타내었다. 그림으로부터 Fe-7wt.%Ni-0.4wt.%C 합금의 래스두께는 0.3 ~ 0.55 μ m으로서 다른 래스 마르텐사이트합금들의 래스두께와 유사한 값^{9,10}임을 알 수 있다. 그러나, 700°C에서 용체화처리한 시편의 경우 래스들의 평균두께는 약 0.3 μ m이고, 1100°C에서 용체화처리한 시편의 경우에는 약 0.55 μ m으로 용체화처리온도가 높을수록 래스두께가 점차 증가하고 있음을 알 수 있다. 이는 래스두께가 용체화처리온도에 무관하다는 종전의 연구결과^{9,10}와는 다른 결과를 보여준다. 마르텐사이트 래스들은 모상인 오스테나이트의 무확산 전단변형에 의해 생성되기 때문에 오스테나이트 결정립크기가 작을수록 모상이 강화되어 전단변형이 일어나기 어려울뿐 아니라, 오스테나이트 결정립계와 같은 대각각입계 (high angle grain boundary)는 래스의 성장에 큰 장애물로 작용할 수 있다. 따라서, 오스테나이트 결정립 크기가 클수록 래스의 성장에 장애가 되는 결정립계의 면적이 줄어서, 전단변형이 용이하게 일어나기 때문에 오

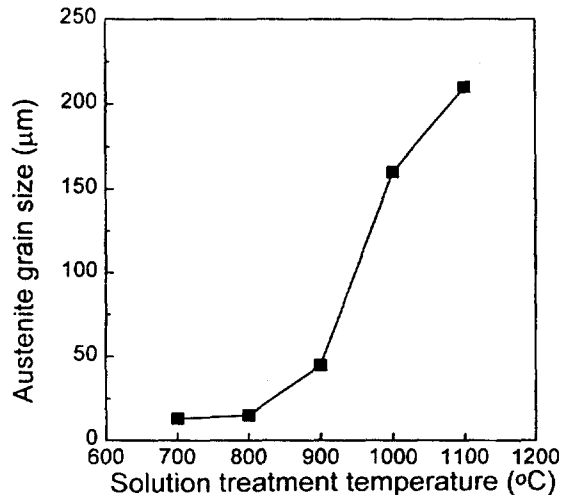


Fig. 3 Variation of austenite grain size with solution treatment temperature in Fe-7wt.%Ni-0.4wt.%C alloy.

스테나이트 결정립크기가 클수록 래스두께가 커지는 것으로 생각된다.

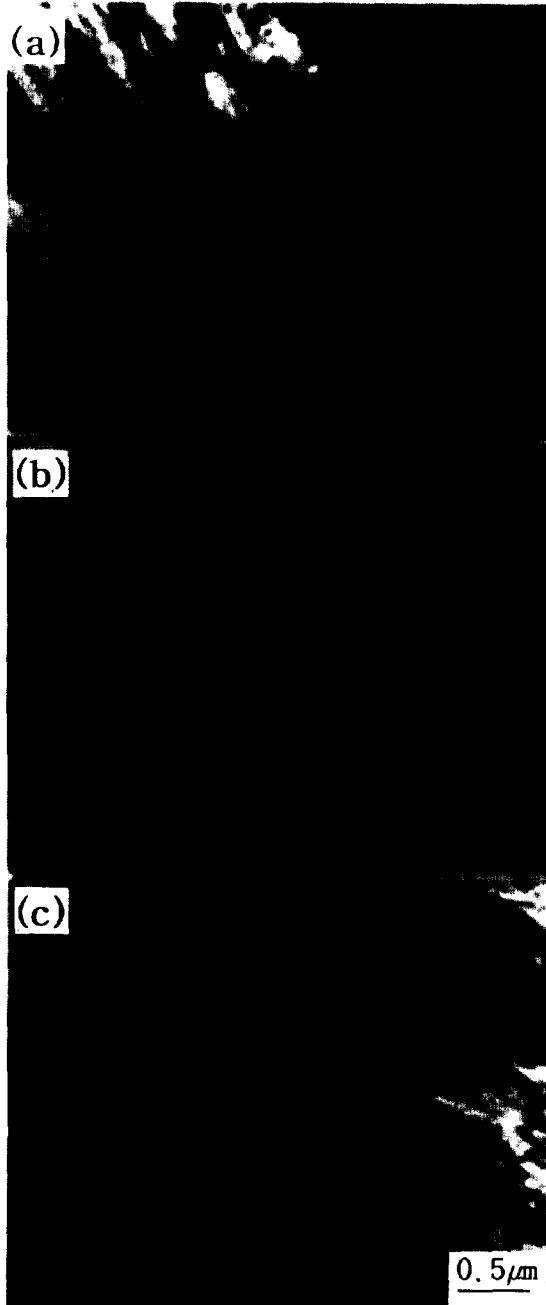


Fig. 4 Transmission electron micrographs showing the change of lath morphology with solution treatment temperature in Fe-7wt.%Ni-0.4wt.%C alloy. (a) 700°C, (b) 900°C, (c) 1100°C

3.2 용체화처리온도에 따른 경도와 진동감쇠능의 변화

Fig. 6은 700~1100°C 사이의 여러 온도에서 용체화처리된 Fe-7wt.%Ni-0.4wt.%C 합금의 진동감쇠능을 최대진폭변형률에 대해 나타낸 것이다. 모든 시편에서 최대변형률이 증가함에 따라 진동감쇠능이 증가하는 것으로 보아 이 합금의 진동감쇠능은 이력형 방진기구에 의한 것임을 알 수 있다. 지금까지 알려진 이력형 방진기구는 복합형, 쌍정형, 전위형, 강자성형, 등이 있는데, 100% 래스 마르텐사이트조직을 갖고, 상온에서 강자성을 띠는 Fe-7wt.%Ni-0.4wt.%C 합금에서 일어날 수 있는 진동감쇠는 래스내에 존재하는 전위의 이동에 의한 전위형 진동감쇠와 자구벽의 이동에 의한 강자성형 진동감쇠이다. 먼저, 이 합금에서 강자성형 진동감쇠능이 어느 정도인지를 알아보기 위해 무자장상태에서와 약 840Oe의 외부자장하에서 각각 시편을 자유진동시켜 진동감쇠능을 측정하였다.

Fig. 7은 그 결과로서 그림에서 알 수 있듯이 무자장하에서 측정한 값과 자장하에서 측정한 값이 거의 차이가 없음을 알 수 있다. 이는 Fe-7wt.%Ni-0.4wt.%C 합금이 상온에서 강자성을 나타내는 재료임에도 불구하고, 래스 마르텐사이트내의 여러 가지 격자결합들(전위, 오스테나이트 결정립계, packet 경

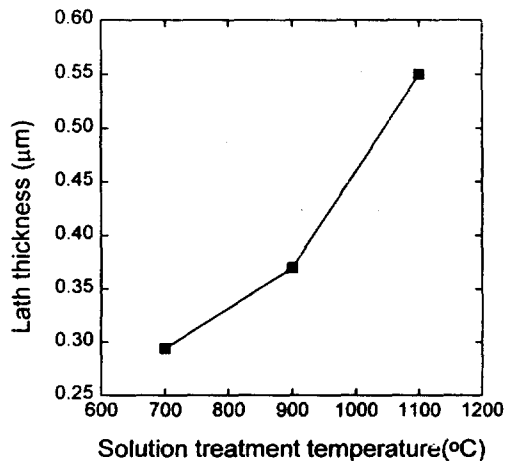


Fig. 5 Variation of lath thickness with solution treatment temperature in Fe-7wt.%Ni-0.4wt.%C alloy.

계, block 경계, 래스 경계, 탄소원자, 공공등)에 의해 자구벽이 고착되어 외부울력이 가해져도 자구벽의 이동이 거의 일어나지 않았음을 의미하는 것이다. 따라서, 래스 마르텐사이트 합금에서는 강자성형 진동감쇠능은 무시할 정도로 매우 작으며, 이 합금의 진동감쇠능은 주로 전위형 진동감쇠에 의해 일어나는 것으로 판단된다. 이와 유사한 결과는 Fe-C합금^{11,12)} 및 Fe-Ni 합금¹³⁾에서도 이미 관찰된 바 있다.

한편, Fig. 6으로부터 동일한 최대진폭변형률에서는 용체화처리온도가 높을수록 진동감쇠능이 감소함을 알 수 있다. 이와 같이 용체화처리온도가 높아짐에 따라 전위형 진동감쇠능에 영향을 줄 수 있는 조직학적 인자로는 ① 결정립크기(오스테나이트, packet, block, lath), ② 결정립계로의 탄소원자의 편석, ③ 래스내의 공공농도 등을 들 수 있다.

먼저, 결정립크기의 영향을 알아 보고자, 오스테나이트 결정립크기와 진동감쇠능, 래스두께와 진동감쇠능의 관계를 구하여 각각 Fig. 8과 Fig. 9에 나타내었다. 그림으로부터 오스테나이트 결정립크기가 조대할수록, 래스두께가 클수록 진동감쇠능이 낮아지고 있음을 알 수 있다. 이러한 결과는 앞서 설명한 바와 같이 이 합금의 중요한 진동감쇠원이 전위라는 점과

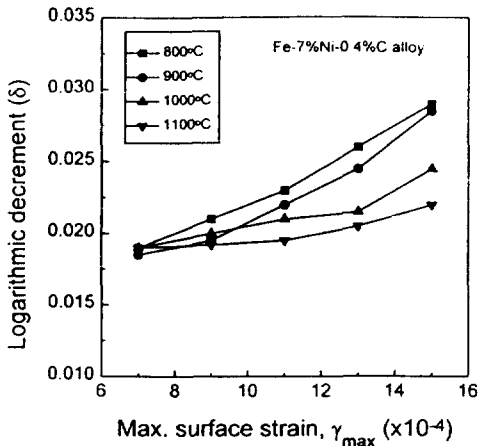


Fig. 6 Variation of damping capacity with the magnitude of maximum surface strain in Fe-7wt.%Ni-0.4wt.%C alloy solution-treated at different temperatures and quenched at room temperature.

용체화처리온도가 높을수록 오스테나이트 결정립크기 (Fig. 3 참조), packet과 block 크기¹⁴⁾ 및 래스크기 (Fig. 5 참조)가 증가하여 전위이동에 장애물로 작용할 수 있는 이들 결정립계가 크게 감소하므로 전위 이동이 용이해진다는 점을 감안해 볼 때, 용체화처리온도에 따른 결정립크기의 변화로는 용체화처리온도가 높을수록 진동감쇠능이 감소되는 것을 설명할 수 없다.

두 번째로 Fe-7wt.%Ni-0.4wt.%C 합금에서 만약 마르텐사이트 변태중이나 변태후에 기지에 고용되어 있는 탄소원자가 높은 에너지 상태의 계면(오스테나이트 결정립계, block, packet 및 lath의 경계)으로 편석¹⁴⁾된다고 가정하자. 이 경우 용체화처리온도가 낮을수록 이들 계면적이 크게 증가하고, 계면까지의 확산거리가 짧아서 탄소원자들이 이들 계면으로 보다 많이 확산해 갈 수 있다. 따라서, 래스내에는 전위들을 고착하는 탄소원자의 함량이 줄어들어 외부울력에 의해 전위이동이 용이해져서 진동감쇠능이 증가할 것으로 예상된다.

이를 확인하고자 탄소함량이 0.007wt.% 정도로 매우 낮은 Fe-10wt.%Ni 이원계 래스 마르텐사이트 합금을 선택하여 앞에서와 동일한 방법으로 용체화처

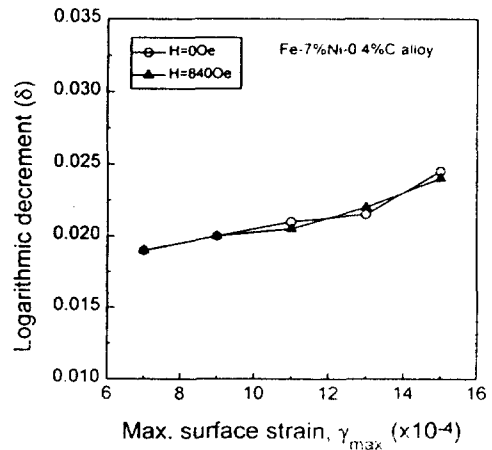


Fig. 7 Variation in damping capacity of Fe-7wt.%Ni-0.4wt.%C alloy with the magnitude of maximum surface strain under non-magnetic field (0 Oe) and 840 Oe magnetic field, respectively.

리온도에 따른 진동감쇠능을 조사 하였다. Fig. 10은 그 결과로서 고용된 탄소함량이 매우 적기 때문에 용체화처리온도에 따라 계면으로 편석된 탄소량이 차이가 거의 없을 것으로 생각되는데 불구하고, Fe-10wt.%Ni 합금의 경우에도 앞서 Fe-7wt.%Ni-0.4wt.%C 합금과 마찬가지로 용체화처리온도가 높을수록 진동감쇠능이 낮아지고 있음을 보여주고 있다. 따라서, 용체화처리온도에 따른 결정립계의 탄소 원자 편석량의 차이로도 Fig. 6과 Fig. 10의 결과를 잘 설명할 수 없다.

마지막으로 용체화처리온도에 따른 래스내의 공공 농도의 차이가 진동감쇠능에 미치는 영향을 생각해 보면 다음과 같다. 용체화처리온도가 높아짐에 따라 오스테나이트 기지내의 공공농도가 급격히 증가하게 되고, 그 후 급랭하는 과정에서 공공들은 대부분 소멸되지 못하고 마르텐사이트 변태후에도 마르텐사이트 기지내에 과포화상태로 존재하게 된다. 이들 과포화된 공공들과 전위들간의 상호작용으로 인해 래스내의 전위주위에 Cottrell 분위기를 형성하므로써 전위의 이동을 방해하여 진동감쇠능이 낮아지는 것이라 생각할 수 있다. 손 등¹⁵⁾은 용체화처리온도를 달리하여 공공의 농도를 변화시킨 Fe-33wt.%Ni 합금의 미세조직을 투과전자현미경으로 관찰한 결과, 용체화처

리온도가 높아서 공공이 많이 존재하는 경우에는 전위주변에 공공들의 집합체(cluster of vacancy)가 많이 모여있어 이들이 전위의 이동을 방해한다고 보고한 바 있다. 또한, Roswell 등¹⁶⁾은 고순도 금(high-purity gold)을 사용하여 전위형 진동감쇠능에 미치는 열처리의 영향에 대해 조사한 결과, 급랭한 시편의 진동감쇠능이 낮았는데, 이는 공공들의 집합체가 전위들을 고착하였기 때문이며, 이런 현상은 아연(Zn)이나 알루미늄(Al)에서도 관찰된다고 보고한 바 있다.

따라서, 본 연구에서는 진동감쇠능에 미치는 공공 농도의 영향을 조사해보고자, Fe-10wt.%Ni합금을 각각 1100℃와 900℃에서 30분간 유지한 후 700℃까지 노냉하고 700℃에서 2시간동안 유지하였는데, 이는 용체화처리온도는 다르지만 공공농도는 700℃에서의 평형농도로 같게 하기 위한 것이다. 한편, 700℃에서 2시간동안 열처리한 이유는 손 등¹⁵⁾에 따르면, Fe-Ni 합금에서 약 2시간동안 등온열처리하면 그 온도에서의 평형 공공농도에 도달하는 것으로 알려져 있기 때문이다. 이렇게 열처리된 시편들의 진동감쇠능을 측정하여 용체화처리후 곧바로 수냉한 시편들의 진동감쇠능(Fig. 10)과 함께 비교하여 Fig. 11에 나타내었다. 그림에서 보는 바와 같이

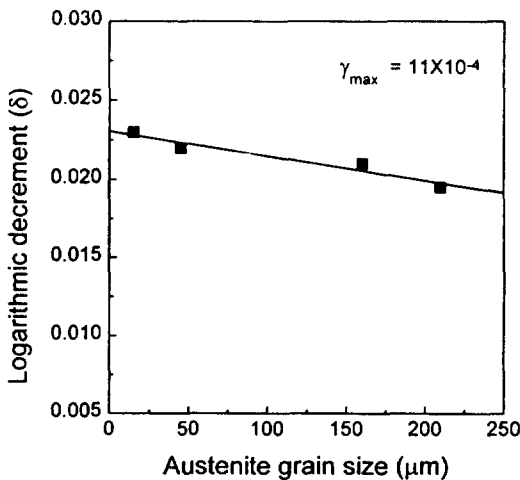


Fig. 8 Variation of damping capacity with austenite grain size in Fe-7wt.%Ni-0.4wt.%C alloy.

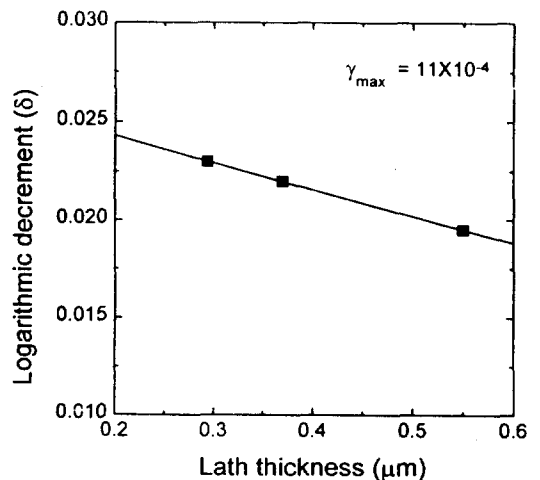


Fig. 9 Variation of damping capacity with lath thickness in Fe-7wt.%Ni-0.4wt.%C alloy.

900℃에서 용체화처리한 후 700℃에서 등온열처리한 시편의 경우에는 용체화처리후 바로 수냉한 경우에 비해 진동감쇠능이 약간 증가하였으나, 1100℃에서 용체화처리한 후 700℃에서 등온유지한 시편의 경우에는 용체화처리후 곧바로 수냉한 시편에 비해 진동감쇠능이 크게 향상 되었음을 알 수 있다.

Reed 등¹⁷⁾은 전기저항측정장치를 이용하여 Fe-29wt.%Ni 합금을 1050℃에서 급랭하였을 때, 과포화 공공의 농도가 약 0.5at.%이며, 공공형성에 필요한 활성화에너지가 약 58,278J/mole라고 보고하였다. 이 값을 Fe-10wt.%Ni 합금에 적용하여 각 용체화처리온도에서의 공공농도를 계산해 보면, 700℃ 경우에는 약 0.074at.%, 900℃ 경우에는 약 0.25at.%, 1100℃ 경우에는 약 0.6at.%로서 용체화처리온도가 증가함에 따라 공공농도는 지수함수적으로 증가한다.

따라서, 용체화처리후 곧바로 수냉한 시편의 경우에는 용체화처리온도가 높을수록 기지내에 과포화 공공농도가 크게 증가하고 이들이 전위의 이동에 장애물로 작용하여 진동감쇠능을 감소시키는 것으로 생각된다. 그러나, 900℃나 1100℃에서 30분간 유지후 노냉하여 700℃에서 2시간 등온유지하게 되면, 공

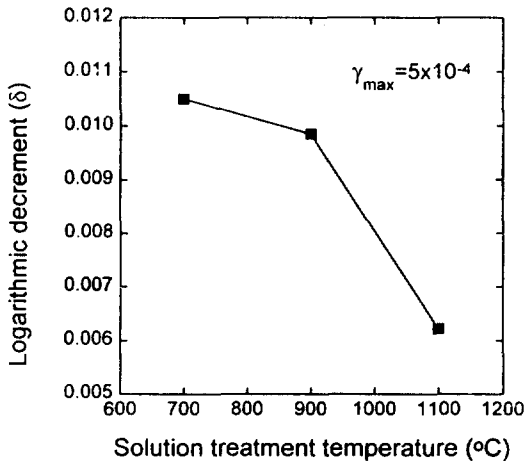


Fig. 10 Variation of damping capacity with solution-treatment temperature in Fe-10wt.%Ni alloy.

공농도가 700℃에서의 공공농도로 변하게 되므로 900℃에서 용체화처리한 시편의 경우에는 원래의 공공농도 보다 약 0.176at.%가 감소하게 되고, 1100℃에서 용체화처리한 시편의 경우에는 약 0.526at.%가 감소하게 된다.

이와 같이 1100℃의 경우가 900℃ 경우보다 700℃에서 등온유지시 공공농도의 감소량이 크기 때문에 Fig. 11에서 보는 바와 같이 1100℃에서 용체화처리후 700℃에서 등온유지한 경우가 1100℃에서 유지후 곧바로 수냉한 경우보다 진동감쇠능이 크게 향상되는 것으로 생각된다.

이상의 고찰로부터 Fig. 6과 Fig. 10에서 보는 바와 같이 래스 마르텐사이트 합금에서 용체화처리온도가 높을수록 진동감쇠능이 감소하는 이유는 용체화처리온도가 높을수록 상온에서 과포화 공공농도가 크게 증가하여 이들이 전위를 고착시킴으로써 전위형 진동감쇠능 효과가 감소하였기 때문인 것으로 생각된다.

4. 결 론

Fe-7wt.%Ni-0.4wt.%C 합금을 사용하여 래스 마르텐사이트의 미세조직과 진동감쇠능에 미치는 용

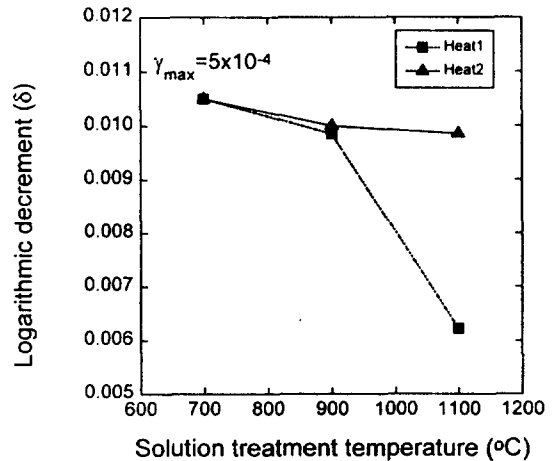


Fig. 11 Variation of damping capacities of Fe-10wt.%Ni alloy directly quenched from different solution-treatment temperatures and quenched after holding at 700℃, respectively.

체화처리온도의 영향을 조사한 결과, 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

1. Fe-7wt.%Ni-0.4wt.%C 합금에서 용체화처리 온도가 높을수록 오스테나이트 결정립, packet, block, 및 래스의 크기가 모두 증가하였는데, 700℃에서 용체화처리한 경우의 래스의 평균두께는 약 0.3 μ m, 1100℃의 경우에는 약 0.55 μ m이었다.
2. Fe-7wt.%Ni-0.4wt.%C 합금은 용체화처리온도가 높을수록 진동감쇠능이 감소하였다. 이는 오스테나이트 결정립, packet, block, 래스와 같은 미세조직단위의 크기와는 무관하며, 용체화처리온도가 높을수록 상온에서 과포화 공공농도가 증가하여 이들이 래스내의 전위들의 이동을 방해하기 때문인 것으로 생각된다.

후 기

본 연구는 1996년도 한국과학기술원의 위탁연구개발비(96HN-091)에 의하여 수행되었으며, 이에 감사드립니다.

참고문헌

1. Y. K. Lee, J. H. Jun, and C. S. Choi : ISIJ International, 37 (1997) 1023
2. Y. K. Lee, B. S. Lim, B. I. Cho, and C. S. Choi : Scr. mater., 37 (1997) 1611
3. Y. K. Lee, J. H. Jun, and C. S. Choi : Scr. Metall., 35 (1996) 825
4. T. Maki : Materials Science Forum, 56-58 (1990) 157
5. H. Gong and N. J. Gu : Proc. of Int. Conf. on Martensitic Transformations, Nara, (1986) 477
6. S. Kajiwara and T. Kikuchi : Acta Metall., 38 (1990) 847
7. 이영국, 신한철, 최종술, : 열처리공학회지, 10 (1997) 188
8. 織田 貞四郎, 中村 誠 : 日本金屬學會報, 6 (1967) 729
9. 牧 正志, 田村今男 : 鐵 と 鋼, 7 (1981) 852
10. M. J. Roberts : Metall. Trans., 1 (1970) 3287
11. 이영국, 이대용, 신한철, 최종술 : 대한금속학회지, 35 (1997) 1434
12. V. I. Sarrak and S. O. Suvorova : Fiz. metal. metalloved., 20 (1965) 315
13. 최종술, 이영국 : 연세대학교 산업기술연구소 논문집, 22 (1990) 51
14. T. Y. Hsu : Journal De Physique IV, 5 (1995) C8-351
15. 손인진, 남기석 : 대한금속학회지, 28 (1990) 574
16. A. E. Rosewell and A. S. Nowick : Acta Metall., 5 (1957) 228
17. R. P. Reed, A. F. Clark and R. E. Schramm : Scr Metall., 5 (1971) 485