J. of the Korean Society for Heat Treatment
Vol.4, No.3, September 1991, pp.31~38

論 文

# Fe-21%Mn 합금의 형상기억효과와 모상의 안정화에 미치는 반복열처리의 영향

陳 元·崔鍾述
연세대학교 공과대학 금속공학과

# Effect of Thermal Cycling on Shape Memory Effect and Stabilization of Parent Phase in Fe-21%Mn Alloy

**W. Jin and C.S. Choi**
Department of Metallurgical Engineering, Yonsei University

## ABSTRACT

Effect of thermal cycling on shape memory effect and stabilization of austenite was investigated in Fe-21%Mn alloy. The thermal cyclic treatment was carried out with two types, room temperature←→215℃ and room temperature←→260℃.

In case of the room temperature←→215℃, the SME was rapidly increased up to 3 cycles and maintained nearly constant value regardless of further cycles. In case of the room temperature←→260℃, however, the SME was increased with increasing the thermal cycle up to 5 cycles and decreased gradually with further cycle.

The variation of the $\varepsilon$ martensite volume pct with the thermal cycle was in good agreement with the variation of the SME. Therefore, the change of the SME due to the cyclic treatment was explained with the change of the $\varepsilon$ martensite content. As the thermal cycle was increased, the $M_s$ temperature was decreased, and the $A_s$ and $A_f$ temperatures were increased, respectively.

## 1. 서 론

최근 비열탄성형 철계 마르텐사이트 합금도 SME(형상기억효과)를 나타냄이 밝혀졌으며, 그 대표적인 합금이 Fe-Ni-Co-Ti[1,2]계, Fe-Ni-C[3~6]계 및 Fe-Mn-Si[7~15]계이다. 이들 중 공업적으로 가장 유망한 합금이 Fe-Mn-Si계로 알려져 있으며, 이것의 SME와 내식성을 더욱 향상시키기 위한 연구[11]가 활발히 진행되고 있다. Fe-Mn-Si합금에서 Si는 (가)모상의 $\gamma$를 고용강화시켜 항복강도를 상승시키고, (나)적층결함에너지를 낮추어 $\varepsilon$ 마르텐사이트의 생성을 용이하게 하며, (다)자기변태점인 Néel point($T_N$)를 낮추기 위해서 첨가한 것이며, 기본 합금으로는 응력유기 마르텐사이트 변태($\gamma \rightarrow \varepsilon$)를 하는 Fe-Mn 이원계 합금이다.

따라서 Fe-Mn-Si계의 SME를 향상시키기 위해서는 기초적으로 Fe-Mn 이원계 합금의 SME를 조사할 필요

가 있음에도 불구하고, 지금까지 이와같은 연구는 찾아 볼 수 없는 실정이다. 이러한 관점에 착안하여 이 연구에서는 Fe-21%Mn합금을 가지고 반복변태($\gamma \rightleftarrows \varepsilon$)를 되풀이할 때 모상의 안정화가 어떻게 변화하며, 이에 따라 SME는 어떻게 달라지는지 조사하였다. 아울러 반복변태 횟수에 따른 미세조직 변화를 광학현미경과 TEM으로 관찰해서 모상의 안정화 기구를 규명하였다.

## 2. 실험방법

### 2.1. 합금용해 및 시편제작

본 연구에 사용된 합금은 전해철 및 전해망간을 사용하여 대기중에서 고주파유도로를 이용하여 용해하였으며, 금형에 주조하여 약 5 kg의 잉곳트를 만들었다. 이 잉곳트를 1150℃에서 보호성 분위기중에서 24 시간 균질화처리한 후, 1100℃에서 열간압연하여 약 13 mm 직경의 봉상시편을 제조하였으며, 이로부터 약 3 mm 두께의 판상시편을 제작하였다. 이 시편을 두께가 0.5 mm인 형상기억효과 측정시편으로 제작하기 위해 350℃에서 여러 패스 냉간압연한 후, 1050℃에서 1 시간동안 어닐링처리를 실시하였다. 본 연구에 사용된 합금의 조성은 Table 1에 나타낸 바와 같다.

반복열처리는 이 합금의 $A_f$보다 30, 75℃높은 온도의 염욕속에 30 초동안 유지한 후 상온에 수냉하는 과정을 반복하였다. 형상기억효과 측정시편은 0.5×5×70 mm 크기의 판상시편으로 제작하였으며, 반경이 13 mm인 다이스에서 길이방향의 변형율이 약 1.8%가 되도록 굽힘변형한 후, $A_f$이상인 350℃에 가열하여 형상을 회복시켰다. 이때 형상기억효과(SME)는 다음 식을 이용하여 구하였다.

$$SME(\%) = \frac{\theta_i - \theta_f}{\theta_i} \times 100 \quad \cdots\cdots (1)$$

$\theta_i$ : 초기 각도

$\theta_f$ : 형상회복 후 각도

**Table 1.** Chemical Composition(wt%), Transformation Temperature(℃) and ε vol% of the Alloy Used.

| Mn | C | S | Fe | $M_s$ | $T_N$ | $A_s$ | $A_f$ | ε Vol% |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 21.48 | 0.045 | 0.014 | bal. | 112 | 15 | 165 | 200 | 46% |

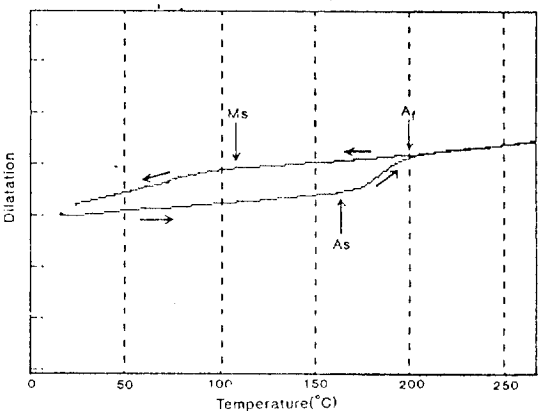


**Fig.1.** Dilatation curve of Fe-21%Mn alloy after solution treatment and water quenching.

광학현미경 조직관찰을 위한 시편의 부식은 sodium thiosulfate($Na_2S_2O_3$) 포화용액 100 ml + potasium metabisulfite($K_2S_2O_5$) 10 gr을 사용하였다. 투과전자현미경 조직은 90% acetic acid+ 10% perchloric acid의 혼합용액 중에서 jet polisher를 이용하여 박막시편을 만든 후, Hitachi사(Model : H-600) 투과전자현미경으로 관찰하였다. X-선회절시험은, emery paper로 가볍게 polishing한 후 polishing중에 생성될 수 있는 응력 유기 마르텐사이트를 제거하기 위해 표면층을 전해연마한 후, Fe-$K_\alpha$선을 사용하여 시험하였다. 또한 자기변태점인 Néel point($T_N$)는 온도를 변화시키면서 magnetic susceptibility의 변화로부터 구하였다. 본 합금의 $M_s$, $A_s$ 및 $A_f$ 온도는 8 $\phi$×12 mm 크기의 봉상 시편을 1℃/sec의 가열속도로 350℃까지 가열하여 이 온도에서 10분 유지 후 다시 1℃/sec의 냉각속도로 냉각시키면서 얻은 길이변화-온도의 곡선(Fig.1은 용체화처리후 수냉한 상태의 예를 나타낸 것이다)으로부터 구하였다. 본 합금의 $M_s$, $A_s$, $A_f$ 및 $T_N$는 Table 1에 나타내었다.

### 2.2. γ, α′ 및 ε의 부피분율측정

ε 마르텐사이트의 부피분율은, 시편을 Fe-$K_\alpha$선으로 X-선회절시킨 다음 ε(10·1), γ(200), α′(110)의 적분강도를 측정해서 아래 식들을 이용하여 구하였다[16,17]

$$V_\varepsilon + V_\gamma - V_{\alpha'} = 1 \quad \cdots\cdots (2)$$

$$\frac{I_\varepsilon}{I_\gamma} = \frac{R_\varepsilon}{R_\gamma} \times \frac{V_\varepsilon}{V_\gamma} \quad \cdots\cdots (3)$$

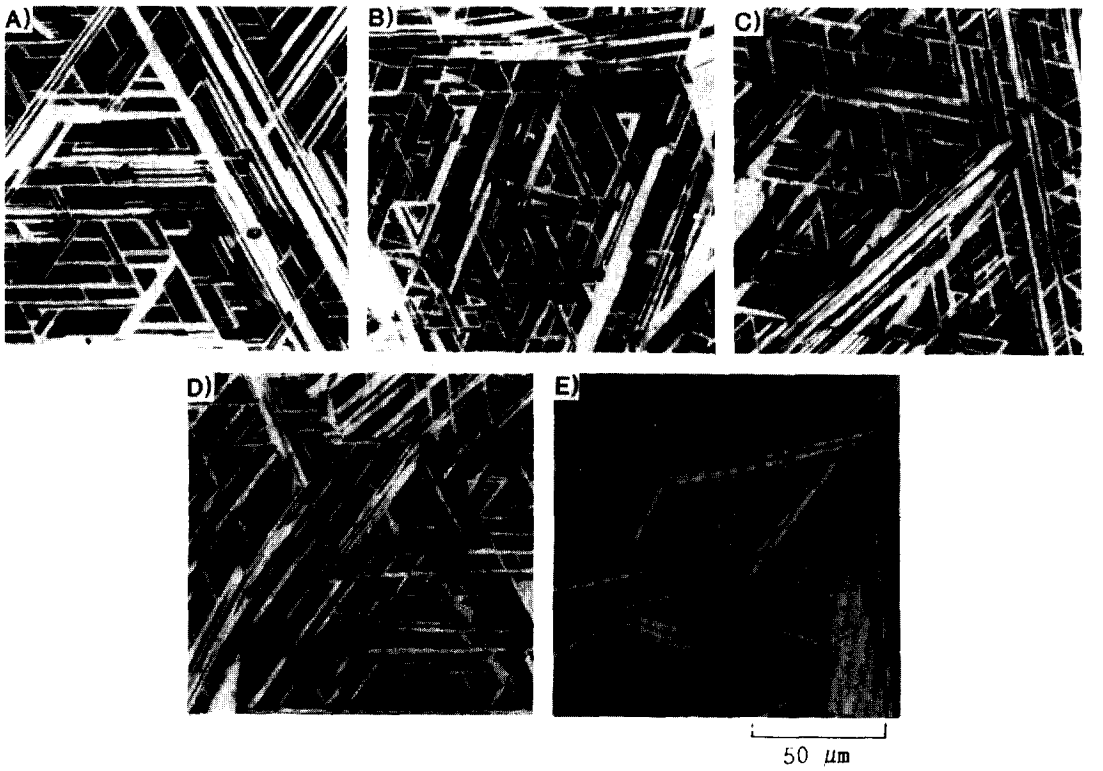


**Photo 1**. Optical micrographs of Fe-21%Mn alloy after thermal cycle.
A) : As quenched state
B), C) : 5, 15 thermal cycled(R.T↔215℃)
D), E) : 3, 15 thermal cycled(R.T↔260℃)

$$\frac{I_{\alpha'}}{I_\gamma} = \frac{R_{\alpha'}}{R_\gamma} \times \frac{V_{\alpha'}}{V_\gamma} \quad \cdots\cdots (4)$$

$$R = m(1/v^2)(LP)(F)^2 \cdot e^{-2M} \quad \cdots\cdots (5)$$

m : 다중도 인자
v : 단위격자의 부피
LP : Lorentz Polarization 인자
F : 구조 인자
$e^{-2M}$ : 온도 인자
V : 각 상의 부피분율

(5)식의 R 값을 구하는 데 사용한 인자들의 값은 Cullity[18]가 제시한 값을 사용하였으며, 단위격자의 체적은 $\varepsilon$, $\gamma$, $\alpha'$의 각 격자상수를 측정하여 계산하였다. 이렇게 구한 각 상의 R 값과 실제 측정한 각 상의 적분강도를 (3)식과 (4)식에 대입한 후, (1)식을 이용하여 각 상의 부피분율을 구하였다.

## 3. 실험결과 및 고찰

### 3.1. 반복열처리에 따른 경도 및 ε 마르텐사이트량의 변화

Fig.2는 Fe-21%Mn 합금을 상온과 $A_f$(=185℃)보다 30℃높은 215℃와 75℃ 높은 260℃ 사이를 반복열처리하였을 경우, 반복열처리 횟수에 따른 경도의 변화를 나타낸 것이다. 상온과 215℃ 사이를 반복열처리하였을 경우, 반복열처리 횟수의 초기 5회까지는 경도값이 급격히 증가하다가 5회 이상부터는 거의 일정한 값을 유지하였으며, 상온과 260℃사이를 반복열처리하였을 경우에는 약 3회까지는 경도값이 증가하다가 그 이상에서는 반복열처리 횟수의 증가와 더불어 오히려 감소하였다. 이와같이 반복열처리에 따라 경도변화가 일어나는 원인을 규명하기 위해 우선 X-선 회절시험을 행하였다.

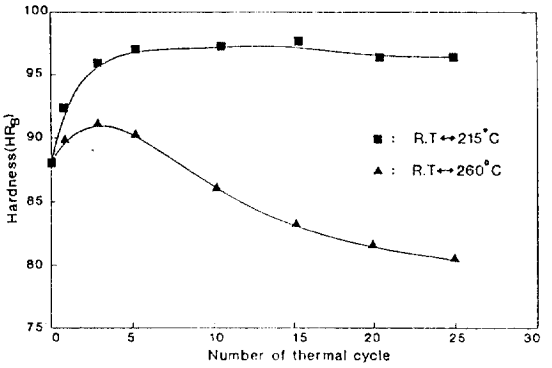


**Fig.2.** Variation of hardness with the number of thermal cycle(R.T ⟷ 215℃, R.T ⟷ 260℃) in Fe-21%Mn alloy.

Fig.3은 본 합금의 용체화처리후 수냉상태와 상온과 215℃ 사이를 5회 및 15회 반복열처리한 상태를 X-선 회절시험한 결과이다. 반복열처리 횟수가 증가될수록 $\varepsilon$(10·1) 피크는 커지고 $\gamma$(200)피크는 상대적으로 작아지고 있으며, 또한 작은 $\alpha'$(110)피크도 반복열처리 횟수에 관계없이 존재함이 확인되었다. Fig.4는 본 합금의 용체화처리 후 수냉 상태와 상온과 250℃ 사이를 3회 및 15회 반복열처리한 상태를 X-선 회절시험한 결과이다. 반복열처리 횟수가 증가될수록 초기 3회에서 $\varepsilon$(10·1)피크는 수냉상태에 비해 약간 커지나, 15회에서 $\gamma$(200)피크에 비해 상대적으로 작아짐을 알 수 있다. 이상의 X-선 회절도형을 이용해서 $\varepsilon$ 마르텐사이트의 양을 측정하였다. Fig.5는 본 합금을 상온과 215℃ 및 260℃ 사이를 반복열처리하였을 경우, 반복열처리에 따른 열적 $\varepsilon$ 마르텐사이트량(%)을 나타낸 것이다. 상온과 215℃사이를 반복열처리하였을 때, $\varepsilon$ 마르텐사이

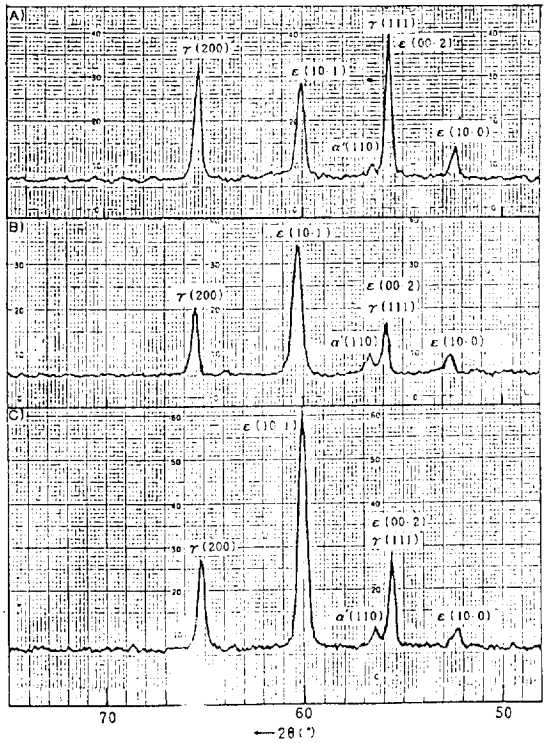


**Fig.3.** X-Ray diffraction patterns of Fe-21%Mn alloy after thermal cycling(R.T ⟷ 215℃).
A) As quenched, B) 5 thermal cycled, C) 15 thermal cycled.

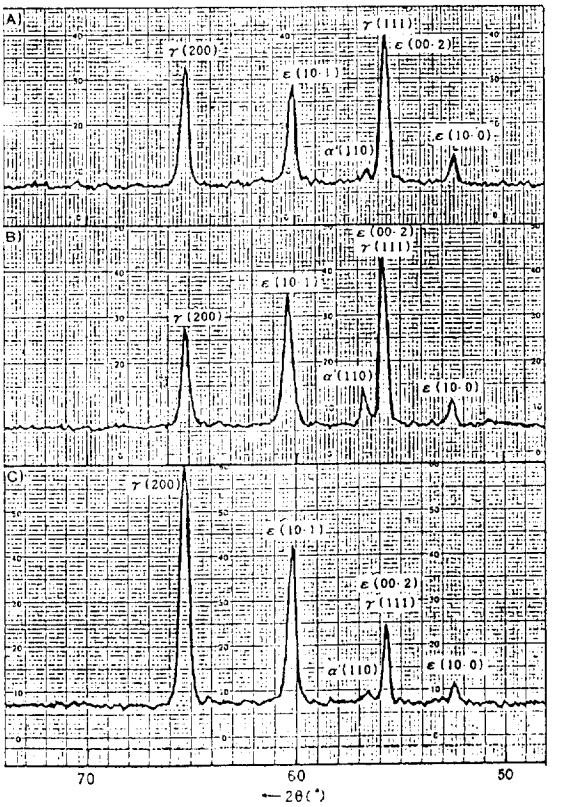


**Fig.4.** X-Ray diffraction patterns of Fe-21%Mn alloy after thermal cycling(R.T ⟷ 260℃).
A) As quenched, B) 3 thermal cycled, C) 15 thermal cycled.

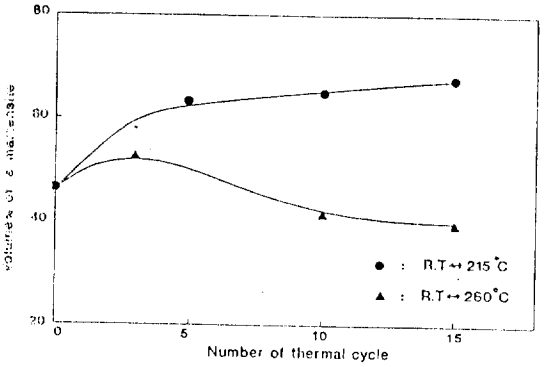


**Fig.5.** Variation of volume pct of ε martensite with the number of thermal cycle(R.T⟷215℃, R.T⟷260℃) in Fe-21%Mn alloy.

트의 양은 반복열처리 횟수에 따라 초기 5회까지는 급격히 증가하였으며, 그 이상부터는 거의 일정한 값을 나타냈다. 상온과 260℃사이를 반복열처리하였을 경우는 초기 3회까지는 ε 마르텐사이트량이 증가하나, 3회 이상부터는 감소하였다. Photo 1은 Fe-21%Mn 합금을 상온과 $A_f$이상 온도인 215℃ 및 260℃사이를 각각 반복열처리한 후의 조직으로서, (A)는 용체화처리 후 수냉한 상태이며, (B), (C)는 상온과 215℃ 사이를 각각 5, 15회 반복열처리한 상태이고, (D), (E)는 상온과 260℃ 사이를 각각 3, 15회 반복열처리한 상태를 나타낸 것이다. 사진에서 흰 부분은 얇은 판상의 ε 마르텐사이트를 나타내며, 검은 부분은 모상인 γ상을 나타낸다. 상온과 215℃사이를 반복열처리하였을 경우, 반복열처리 횟수의 증가에 따라 수냉상태에 비해 ε 마르텐사이트가 미세해졌으며 그 양도 증가되었음을 알 수 있다. 또한 상온과 260℃사이를 반복열처리하였을 때에도 반복열처리 횟수의 증가에 따라 초기 3회까지는 ε 마르텐사이트의 양이 증가하나 15회 행하였을 경우 ε 마르텐사이트의 양이 감소되었음을 확인할 수 있다. 따라서 Photo 1의 조직사진은 X-선 회절방법에 의해 측정한 ε 마르텐사이트량의 변화(Fig.5)와 잘 일치함을 알 수 있다. 이처럼 반복열처리에 따라서 ε 마르텐사이트량이 증가하는 원인이 마르텐사이트 핵생성처의 증가와 관련있을 것으로 생각되어 투과전자현미경으로 조직관찰을 행하였다. Photo 2는 본 합금의 용체화처리 후 수냉한 상태와 상온과 215℃사이, 상온과 260℃사이를 각각 15회 반복열처리한 상태의 투과전자현미경 조직사진이다. 수냉상태의 경우 얇은 판상의 ε마르텐사이트 사이의 모상 γ에는 전위가 존재하지 않았으나, 상온과 215℃, 260℃ 사이를 각각 15회 반복열처리하였을 경우는 두 경우 모두 모상 γ에 많은 전위가 도입되었음을 알 수 있다.

이러한 결과로 부터, 상온과 215℃사이를 반복열처리하였을 경우, ε 마르텐사이트의 양이 증가하는 이유는 다음과 같이 생각된다. 즉, 가열시에 일어나는 마르텐사이트의 역변태시 γ상의 a/6〈112〉 부분전위가 역이동함에 의해서 ε 마르텐사이트가 소멸되면서 모상 γ중에는 많은 완전전위가 도입되는데, 이러한 완전전위는 반복열처리 횟수가 증가됨에 따라 더욱 많이 도입되며, 이들이 냉각시 ε 마르텐사이트의 핵으로 작용하게 된다. 따라서 반복열처리 횟수의 증가와 더불어 초기 5회까지 전위밀도의 증가로 인해 상온에서 ε 마르텐사이트량이 급격히 증가하며, 5회 이상부터는 전위밀도가 과포화되기 때문에 ε 마르텐사이트량이 증가하지 않았다고 생각된다. 또한 상온과 260℃사이를 반복열처리하였을 경우는 반복열처리 횟수 초기의 3회까지 ε 마르텐사이트가 증가하는 이유는 앞에서 설명한 바와같이 모상 γ중에 핵생성처가 많이 도입되어 상온에서 ε 마르텐사이트의 양이 증가되었다고 생각되며, 3회 이상으로 반복열처리 횟수가 증가될수록 ε 마르텐사이트의 양이 감소하는 이유는, $A_f$ 이상 온도인 260℃에서 모상 γ의 안정화가 일어났기 때문이라고 생각된다. 이 안정화는 본 합금중에 함유된 미량의 탄소(0.05 wt%)가 반복열처리 횟수의 증가와 더불어 적층결함과 γ의 경계에 편석하여, ε 마르텐사이트의 핵생성처인 적층결함을 고착시키기 때문에 일어난다고 생각된다. Lysak 와 Nikolin[19]도 Fe-16%Mn-(0~0.35)%C 합금을 가지고 −196℃ → 400℃의 반복열처리하였을 때, 탄소량이 없는 경우는 모상의 불안정화(instability)가 일어나 ε 마르텐사이트량이 증가하는 현상을 나타냈고, 탄소량이 증가할수록 반복열처리 초기에 불안정화가 일어나고 이후부터 안정화가 일어나 ε 마르텐사이트량이 감소했다고 보고한 바 있으며, 이것은 본 연구결과와 매우 잘 일치한다. 따라서 Fig.2의 반복열처리에 따른 경도변화의 경향이 Fig.5의 ε 마르텐사이트량의 변화와 거의 일치하는 것으로 보아 ε 마르텐사이트량이 경도변화를 지배한다고 생각된다.

### 3.2. 반복열처리에 따른 $M_s$, $A_s$, $A_f$ 온도의 변화

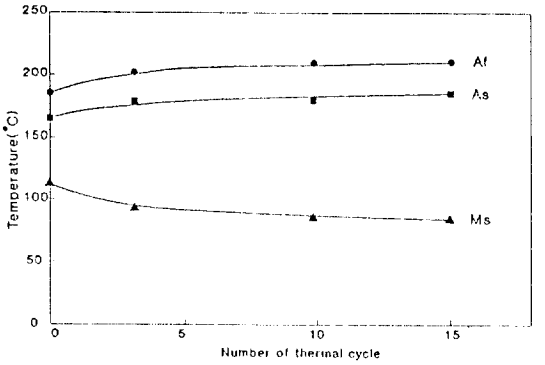


**Fig.6.** Variation of transformation temperature with the number of thermal cycle(R.T ⟷ 260℃) in Fe-21%Mn alloy.

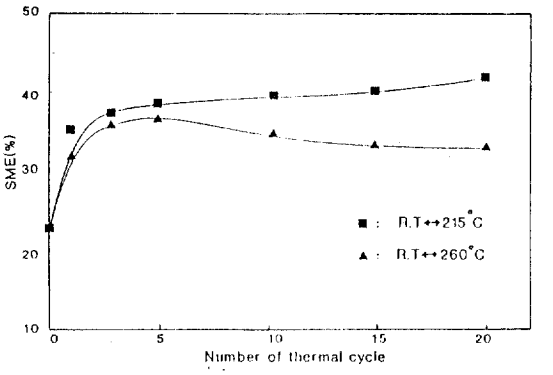


**Fig.7.** Variation of shape memory effect with the number of thermal cycle(R.T⟷215℃, R.T ⟷260℃) in Fe-21%Mn alloy.

Fig.6은 Fe-21%Mn 합금을 상온과 260℃ 사이를 반복열처리하였을 경우 반복열처리 횟수에 따른 $M_s$, $A_s$, $A_f$ 온도의 변화를 나타낸 것이다. $M_s$ 온도는 반복열처리 횟수가 증가함에 따라 낮아지며, $A_s$, $A_f$ 온도는 증가하는 경향을 보이고 있다. 먼저, 반복열처리 횟수 초기인 3회까지 $M_s$가 낮아지는 이유는 다음과 같이 설명된다. 마르텐사이트변태는 확산변태와 마찬가지로 핵생성과 성장으로 이루어져 있으며, 반복열처리함에 따라 전위밀도가 증가하여(Photo 2) 핵생성처는 많아지나 전위 자체가 장애물로 작용해서 마르텐사이트의 전파가 어려워져 결국 마르텐사이트 생성온도는 낮아진다고 생각된다. 그러나 $M_s$ 온도 이하로 냉각시 어느 임계값 이상으로 화학적 구동력이 주어지면, 전위의 장애물을 극복하여 많은 핵생성처에서 $\varepsilon$ 마르텐사이트 결정이 전파되므로, 반복열처리 초기에 $M_s$ 온도의 하강에도 불구하고 상온에서 $\varepsilon$ 마르텐사이트의 양이 증가되었다고 (Fig.5) 생각된다.

### 3.3. 반복열처리에 따른 형상기억효과의 변화

Fig.7은 Fe-21%Mn 합금을 상온과 $A_f$이상 온도인 215℃ 및 260℃ 사이를 각각 반복열처리하였을 경우, 반복열처리 횟수에 따른 형상기억효과(SME)의 변화를 나타낸 것이다. 상온과 215℃ 사이를 반복열처리하였을 때, 형상기억효과는 반복열처리 횟수 초기 3회까지는 급격히 증가하다가 그 후부터는 서서히 증가하고 있으

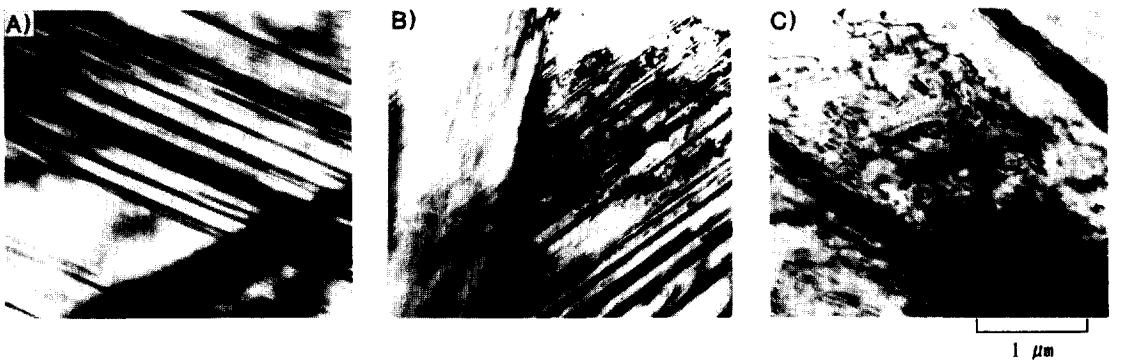


**Photo 2.** Transmission electron micrographs of as-quenched state (zero cycle) and 15 thermal cycled state in Fe-21%Mn alloy.
A) : As quenched state
B) : 15 thermal cycled(R.T⟷215℃)
C) : 15 thermal cycled(R.T⟷260℃)

며, 상온과 260℃ 사이를 반복열처리하였을 때는 약 5회까지는 반복열처리 횟수의 증가에 따라 형상기억효과가 증가하다가, 그 이상으로 횟수가 증가될수록 점진적으로 감소하고 있다. 이러한 SME 변화는 Fig.5의 반복열처리 횟수에 따른 열적 $\varepsilon$ 마르텐사이트의 양과 일치하는 경향을 보여주고 있다. 따라서 상온과 215℃ 사이를 반복열처리 하였을 경우, 반복열처리 횟수 초기에 형상기억효과에 방해가 된다고 알려져 있는 열적 $\varepsilon$ 마르텐사이트의 양이 증가함에도 불구하고 형상기억효과가 증가하는 이유는 다음과 같이 설명된다. 즉, 반복열처리 횟수와 더불어 많은 전위가 도입되고(Photo 2) $\varepsilon$ 마르텐사이트의 양도 증가되므로, 모상이 강화되어 형상기억효과 측정을 위한 변형시 통상적인 {111}〈110〉$\gamma$의 슬립변형이 일어나기 어렵기 때문에, 증가된 핵생성처에서 응력유기 $\varepsilon$ 마르텐사이트의 생성이 용이해지므로 형상기억효과가 증가된다고 생각된다. 또한 3회 이상부터 형상기억효과가 거의 증가하지 않는 이유는 전위밀도와 $\varepsilon$ 마르텐사이트의 생성이 둔화되기 때문이라 생각된다. 한편, 상온과 260℃사이를 반복열처리하였을 경우, 반복열처리 초기 5회까지는 응력유기 $\varepsilon$ 마르텐사이트의 핵생성처의 증가로 인해 형상기억효과가 증가하지만, 그 이상부터는 미량 탄소가 응력유기 $\varepsilon$ 마르텐사이트의 핵생성처인 완전전위를 고착시킴으로 형상기억효과가 감소한다고 생각된다.

## 4.결 론

Fe-21%Mn 합금의 형상기억효과와 모상의 안정화에 미치는 반복열처리의 영향을 조사하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) Fe-21%Mn 합금을 상온과 $A_f$(=185℃)보다 30℃ 높은 215℃ 사이를 반복열처리하였을 때, $\varepsilon$ 마르텐사이트량은 반복열처리 횟수 5회까지는 급격히 증가하였으며, 그 이상부터는 미미하게 증가하는 경향을 보였다. 또한 상온과 $A_f$보다 75℃ 높은 260℃ 사이를 반복열처리하였을 때는, 초기 3회까지는 $\varepsilon$ 마르텐사이트량이 증가하나 그 이상부터는 오히려 감소하는 경향을 보였다.

2) Fe-21%Mn 합금을 상온과 260℃사이를 반복열처리하였을 경우 $M_s$ 온도는 반복열처리 횟수가 증가함에 따라 감소하였고, $A_s$, $A_f$ 온도는 증가하는 경향을 나타냈다.

3) Fe-21%Mn 합금을 상온과 215℃ 사이를 반복열처리하였을 경우, 반복열처리 횟수 5회까지는 경도값이 급격히 증가하다가 그 이상부터는 거의 변화가 없었으며, 상온과 260℃ 사이를 반복열처리하였을 경우에는 약 3회까지는 경도값이 증가하다가 그 이상에서는 반복열처리 횟수의 증가와 더불어 감소하였다.

4) Fe-21%Mn 합금을 상온과 215℃ 사이를 반복열처리하였을 때, 형상기억효과는 반복열처리 횟수 3회까지는 급격히 증가하다가 그 후부터는 미미한 증가를 나타냈으며, 상온과 260℃ 사이를 반복열처리하였을 때는 약 5회까지는 반복열처리 횟수가 증가함에 따라 형상기억효과가 증가하다가, 그 이상으로 횟수가 증가될수록 감소하였다. 이러한 경향은 반복열처리 횟수에 따른 열적 $\varepsilon$ 마르텐사이트량과 경도변화와 매우 잘 일치하였다.

## 6. 참고문헌


1. Y.N.Koval, V.V.Kokorin, and L.G.Khandros : Phys. Met. Metall., 48 (1981) 162
2. T.Maki, K.Kobayashi, M.Minato and I.Tamura : Scripta Met., 18 (1984) 1105.
3. S.Kajiwara : Trans. JIM, 26 (1985) 595.
4. T.Kikuchi, S.Kajiwara : Proceedings of the MRS International Meeting on Advanced Materials, Tokyo (1988) 463.
5. H.Ohtsuka, S.Kajiwara : Proceedings of the MRS International Meeting on Advanced Materials, Tokyo (1988) 469.
6. H.Ohtsuka, S.Kajiwara : Materials Science Forum, vols. 56-58 (1990) 661.
7. A.Sato, E.Chishima, K.Soma and T.Mori : Acta Met., 30 (1982) 1177.
8. M.Murakami and H.Suzuki : Proc. of Annual Fall Meeting of the Japan Institute of Metals, (1985) 424.
9. A.Sato, Y.Yamaji and T.Mori : Acta Met., 34 (1986) 287.
10. M.Murakami, H.Otsuka, H.G.Suzuki and S.Matsuda : Proceedings of the International Conference on Martensitic Transformations, (1986) 985.

11. H.Otsuka, H.Yamada, H.Tanahashi and T. Maruyama : Materials Science Forum, 56-58 (1990) 655.
12. A.Sato, E.Chishima, Y.Yamaji and T.Mori : Acta Met., 32 (1984) 539.
13. A.Sato, K.Takagaki, S.Horie, M.Kato and T.Mori : Proceedings of International Conference on Martensitic Transformations, (1986) 979.
14. A.Sato, K.Soma and T.Mori : Acta Met., 30 (1982) 1901.
15. A.Sato, K.Ozaki, Y.Watanabe and T.Mori : Materials Science and Engineering A, 101 (1988) 25.
16. B.L.Averbach and M.Cohen ; Trans. Met. Soc. AIME, 176 (1948), 401.
17. J.Burke and D.W.Harvey : J. Iron Steel Inst., 208 (1970), 779.
18. B.D.Cullity :"Elements of X-Ray Diffraction" (1956), 472-479 Addison-Wesley, Roading, Mass.
19. L.I.Lysak, B.I.Nikolin : Fiz. Met. Metalloved., 23 (1967) 93.