

論文

다결정질 Fe-Mn-Si계 형상기억합금의 형상기억능과 변태점에 미치는 결정입도와 이전가공의 영향

최 종 술 · 김 현 우*진 원 · 손 인 진** · 백 승 한

연세대학교 공과대학 금속공학과

*주식회사 럭키금속 · 기술연구소

**전북대학교 공과대학 재료공학과

Effects of Grain Size and Predeformation on Shape Memory Ability and Transformation Temperature in Iron Base Fe-Mn-Si System Shape Memory Alloy

Chong Sool Choi, Hyun Woo Kim,* Won Jin, In Jin Shon**, Seung Han Baek

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

*Research Center, Lucky Metals Corp.

**Department of Materials Engineering, Chonbuk National University, Chonju 560-756

ABSTRACT

Effects of grain size and cold rolling degree on shape memory ability and transformation temperature were studied in Fe-35% Mn-6% Si shape memory alloy.

Md point of the alloy was determined by variation of yield stress with test temperature. The Md point measured in this way was linearly increased with increasing grain size.

Shape memory ability of the alloy was decreased with increasing grain size, showing a minimum value at around $63\mu\text{m}$, and then increased with increasing grain size. From this result, it was concluded that the shape memory ability in the grain size smaller than a critical value is controlled by amount of retained γ and prior ϵ phase, but that the shape memory ability in the grain size greater than the critical value is mainly dominated by grain boundary area in unit volume of parent phase.

The shape memory ability was decreased with increasing deformation degree. This was because the γ content being available for the formation of ϵ martensite during bending was decreased with increasing deformation degree.

1. 서 론

형상기억효과는 종래에는 Ni-Ti 및 Cu-Zn-Al 등 비철합금에서 주로 나타났으며 그것도 열탄성마르텐사이트

합금에서 나타났다. 철계형상기억합금으로는 열탄성마르텐사이트합금인 Fe-Pt¹⁻²⁾, Fe-Pd³⁾ 두 합금 뿐이었으며, 형상기억능은 위의 두 합금에 비하면 현저한 열세에 있을 뿐 아니라, 가격면에서도 공업적 이용가치가

없었다. 그러나 최근 비열탄성마르텐사이트합금인 Fe-Ni-C⁴⁾ 및 Fe-Mn-Si⁵⁻⁷⁾ 합금 단결정에서도 형상기억 효과가 나타난다는 보고가 있어서 주목되고 있다. 즉 Kajiwara⁴⁾는 비열탄성합금인 Fe-31%Ni-0.4%C 합금을 오스포밍(ausforming)에 의해서 오스테나이트를 강화시키면 형상기억효과를 나타낸다고 보고하였으며, Enami⁶⁾ 등은 Fe-19%Cr-10%Ni 오스테나이트 스텐리스강도 형상기억효과를 나타낸다고 보고하였다. 또한 Sato⁵⁻⁷⁾ 등은 비열탄성마르텐사이트합금인 Fe-30%Mn-1%Si 단결정이 현저한 형상기억효과를 나타낸다고 하였다. Murakami⁸⁾ 등은 Fe-Mn-Si 삼원계다결정에서도 형상기억효과가 나타나며, 상온에서 가장 우수한 형상기억효과를 나타내는 합금조성은 Fe-(28~33)% Mn-(4~6)% Si라고 제한하였다.

형상기억효과를 나타내는 이러한 비열탄성철계마르텐사이트는 모두 thin plate 형상을 가지며, plate 중심에 midrib가 없고 하부조직은 plate 전폭을 관통하는 미세한 내부쌍정으로 되어 있음이 특징이다. 그리고 형상기억방법은 종래의 열탄성마르텐사이트합금의 경우는 마르텐사이트 상태를 변형시켜 A_1 이상으로 가열(역변태)하면 형상이 회복되는데 반해서, 비열탄성마르텐사이트합금의 경우는 모상상태를 M_s 이하에서 변형시켜 A_1 이상으로 가열하면 형상이 회복된다. 양자가 모두 역변태에 의해서 형상이 회복되는 것은 같으나, 변형을 전자는 마르텐사이트 상태에서 행하며 후자는 모상상태에서 행하는 것이 다르다. 한편 형상기억기구를 살펴보면, 열탄성마르텐사이트합금인 경우는 마르텐사이트 상태에서 변형하면 여러 방위의 마르텐사이트형제정들(Variants)이 변형응력축에 가장 가까운 방위의 형제정에 합체하면서 외부 변형을 부담하게 되고 드디어는 단결정 마르텐사이트로 변하며, 이것을 가열하면 모상으로 역변태되면서 형상이 회복된다. 비열탄성 마르텐사이트합금인 경우는 M_s 이하에서 모상에 응력을 가하면 응력유기 마르텐사이트가 생기면서 변형이 일어나고, 이것을 가열하면 모상으로 역변태되면서 원상으로 되돌아 간다.

비열탄성마르텐사이트합금들이 형상기억효과를 나타낸다는 이상의 보고들⁴⁻⁷⁾은 형상기억효과는 열탄성 마르텐사이트합금에만 나타난다는 종래의 연구에 일대 타격을 주었을 뿐 아니라, 형상기억합금 개발에 새로운 영역을 제공했다는 점에서, 이 분야의 연구자들에게 비상한 관

심을 끌고 있다.

이 연구에서는, 다결정 Fe-Mn-Si 형상기억합금의 공업적 실용화를 위한 기초연구로서, Fe-35%Mn-6%Si 합금을 시료로 하여서, 모상의 결정입자크기에 따라 이 합금의 M_s 점이 어떻게 변하며, 또한 결정입자크기와 이전 가공도에 따라 형상기억효과가 어떻게 달라지는가를 조사·검토하였다.

2. Fe-35%Mn-6%Si 형상기억합금의 합금설계 배경

Fe-Mn의 γ (FCC)상은 Neel point(T_N)를 갖고 있다. T_N 은 자기적성질이 고온의 상자성으로부터 저온의 반강자성으로 바뀌는 온도이며, T_N 가 $M_s \sim M_f$ 사이에 놓여 있으면 M_s 이하로 냉각하여도 T_N 까지만 ϵ (HCP)마르텐사이트가 생기고, 그 이하의 온도에서는 더 이상의 마르텐사이트가 생성되지 않는다. 이것은 ϵ 마르텐사이트가 모상의 자기적 성질과는 다른 상자성을 갖기 때문이다. 따라서 M_s 가 T_N 보다 낮으면 M_s 이하로 아무리 냉각하여도 ϵ 마르텐사이트는 생성되지 않게 된다. 이러한 T_N 은 Si를 첨가하면 강해진다. 예컨대 Fe-30%Mn에 Si를 첨가하면 Si 1%당 T_N 가 25°C 강해한다는 보고¹⁰⁾가 있다. 또한 Si는 Fe-Mn의 γ 상을 고용 강화시켜 항복강도를 상승시킨다. 따라서 M_s 이하에서 외력을 가하면 통상적인 $\{111\} \langle 110 \rangle$ 의 슬립변형이 일어나기 전에, 응력유기 ϵ 마르텐사이트가 먼저 생성되면서 변형을 부담하게 된다. 한편 Si는 Fe-Mn의 적결합에너지를 낮추어서¹¹⁾ ϵ 마르텐사이트 생성을 용이하게 하는 역할도 한다.

Fe-Mn 합금에서 Mn 함량도 형상기억효과에 매우 중요한 인자로 작용한다. Mn을 20% 이하로 첨가하면 ϵ 마르텐사이트외에 α' (bcc)마르텐사이트가 생성된다¹²⁾.

이들은 모두 형상기억을 방해하는 인자로 작용한다. Mn 첨가량과 더불어 M_s , A_s , A_f 등의 변태점은 낮아지지만 T_N 은 상승한다. 그러므로 Mn함량이 낮으면 M_s 는 상온 이상에 놓이게 되고, 이때는 냉각에 의해 상온에서 ϵ 마르텐사이트가 생기며, 이것은 응력유기 마르텐사이트 생성을 억제한다. 그러나 시편을 A_f 이상으로 가열하여 M_s 직상에서 변형하면 이러한 문제는 쉽게 제어될 수 있지만, 고온에서 변형하면 항복강도가 낮기 때문에 응력유기 ϵ 마르텐사이트가 생기기 전에 통상적인 $\{111\} \langle 110 \rangle$ 의 슬립변형이 일어나므로, 형상기억효과

를 얻을 수 없게 된다. 따라서 양호한 형상기억효과를 얻기 위해서는, 가급적 낮은 온도에 M_s 를 유지해야 한다. M_s 는 Mn함량 증가에 의해서 낮아지지만, Mn 함량 증가와 더불어 T_N 가 상승하여 32% 이상으로 Mn을 첨가하면, T_N 가 M_s 보다 높게 되어 γ 가 안정화 되어, -196°C (액체질소)까지 냉각해도 ϵ 마르텐사이트는 생성되지 않는다. 그러나 Mn을 32% 이상 함유한 Fe-Mn합금일지라도 γ 는 어디까지나 준안정상이므로, 25° 에서 -196°C 의 넓은 온도구역에서 변형하면 응력유기 ϵ 마르텐사이트가 형성되므로, 형상기억효과를 얻을 수 있다. Mn 함량이 더욱 증가하여 36%를 넘으면 T_N 가 M_s 보다 너무 높게 되어 γ 가 매우 안정화하게 되므로, 전혀 형상기억효과를 얻을 수 없게 된다.

이상에서 논한 Fe-Mn합금의 형상기억효과에 미치는 합금원소의 역할을 고려해서, 이 연구에서는 냉각에 의해 상온에서 ϵ 및 α' 마르텐사이트가 생기지 않도록, M_s 를 상온에 접근시키기 위해 Mn함량을 약 35% 첨가하였다. 그러나 Fe-35%Mn은 T_N 가 너무 높아서 γ 의 안정화로 인해, 상온에서 응력유기 ϵ 마르텐사이트가 생기기 어렵게 되어, 형상기억효과를 얻을 수 없게 될 것이 예상되므로, T_N 를 상온 부근으로 끌어내리기 위하여 Si를 약 6% 첨가하였다.

3. 실험방법

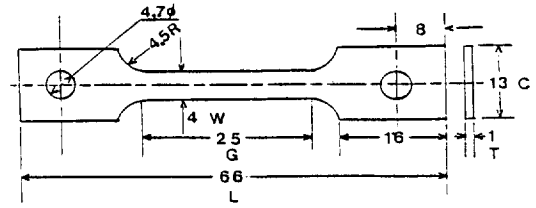
본 연구에 사용된 합금은 대기중에서 고주파유도로를 사용하여 용해하였다. 먼저 고순도 전해철을 장입하여 용해시킨 다음, 금속망간 및 금속규소를 순서대로 첨가하여 용해시켜, 소정의 금형에 주입하여 약 4 kg의 잉곳트를 만들었다. 이 잉곳트를 진공중에서 $1200^\circ\text{C} \times 24 \text{ hr}$. 균질화처리한 다음, 약 1100°C 에서 소정형상으로 열간단조하였다. 이것을 다시 열간압연하여, 직경 약 12 mm의 환봉으로 만들었다. 이로부터 소정 치수의 판상 시험편을 여러 개 제작하였으며, 이때 시편의 두께는

40%까지의 여러 압연율로 냉간압연하였을 때 시편의 최종 두께가 약 0.5 mm가 되도록 시편의 당초 두께를 조절하였다. 이때 압연은 여러 회수에 의해 이루어졌으며 1회 압연율은 약 2%이었다. 이렇게 하여 만든 시편의 화학조성은 Table 1 과 같다.

모상의 결정입자 크기를 변화시키기 위해서, 소정의 시험편을 각각 진공중에서 $800^\circ \sim 1100^\circ\text{C}$ 의 여러 온도에서 2 시간 가열해서 수냉하였다. 조직관찰은 광학현미경을 이용하였으며, 부식액은 결정입계가 뚜렷이 나타날 수 있는 특수 부식액인 villela+Benzalkonium Chloride (20 v/o)를 사용하였다. 여기서 villela는 picric acid 1 gr, HCl 5 ml, Ethanol 100 ml의 비율로 된 용액이었다.

M_c 점의 측정은 인장시험법¹⁰⁾을 이용하였으며, 사용된 인장시험편은 Fig.1 과 같다. 인장시험은 $25^\circ \sim 150^\circ\text{C}$ 의 여러 온도에서 행하였으며, 인장속도는 0.3 mm/min로 하였다.

형상기억능 측정용 시험편은 $0.5 \times 5 \times 70 \text{ mm}$ 의 판상 시험편이었으며, Fig.2와 같이 반경 13 mm인 탄소강봉



R ; Radius of fillet L ; Over-all length
G ; Gage length T ; Thickness
C ; Width of grip section W ; Width

Fig.1. Shape and dimension of tension test specimen.

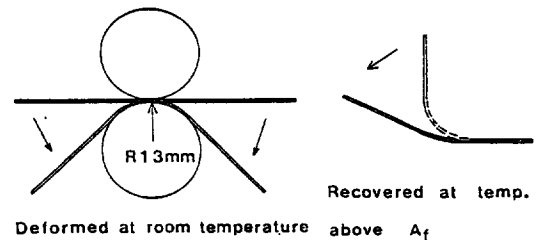


Fig.2. Schematic illustration of shape memory ability measurement.

Table 1. Chemical composition and transformation temperatures of the alloy.

Composition (Weight.%)			Transformation temp. ($^\circ\text{C}$)	
Fe	Mn	Si	A_s	A_f
bal.	35.12	6.28	72	153

사이에 시편을 넣고, 상온에서 일정한 각도(약 90°)로 시편을 굽힌 다음, A_r 이상으로 가열하여 시편이 원상으로 회복하는 각도를 측정하였다. X-선 회절시험은 냉간가공된 모든 시편에 대해 행하였으며, 사용된 X-선은 Fe-K α 선이었다.

4. 실험결과 및 고찰

4.1. 가열온도에 따른 결정입자 크기의 변화

시험편의 결정입자 크기를 변화시키기 위하여, 800°~1100°C의 각 온도에서 2시간 가열하여 상온에 급냉한 다음, 광학현미경으로 조직을 관찰한 것이 Photo 1이다. 온도 상승과 더불어 결정입자가 조대화 되었음을 볼 수 있다. 결정입자 약 40 μ m인 시편의 상온에 급냉된 상태와 액체질소중에 심냉처리한 상태에 대해 X-선 회절시험한 결과, Fig.3과 같이 상온에 급냉된 시편은 γ 기지에 약간의 ϵ 마르텐사이트가 생성되었음을 알 수 있다. 그러나 액체질소중에 심냉처리하여도 ϵ 및 γ 피크는 그 크기가 조금도 변화되지 않았다. 이로부터 M_s는 상온 위에 놓여있고 T_s의 위치는 M_s>T_s>R.T. 또는 T_s≈R.T.임을 유추할 수 있다. 따라서 실험합금의 변태점은 당초 합금실계에서 추정한 대로 소정온도에 잘 설정되었다고 볼 수 있다.

Photo 1의 전 시편에 대해 X-선 회절시험한 결과가 Fig.4이며, ϵ 피크는 결정입자의 조대화에 따라 커지고 있으며 상대적으로 γ 피크는 작아지고 있다. ϵ 피크가 결

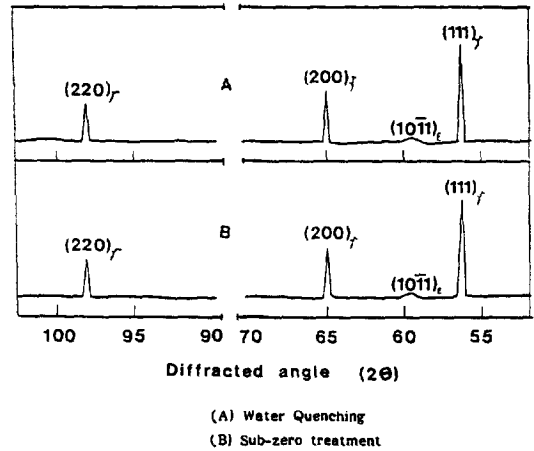


Fig.3. X-ray diffraction pattern of the alloy having grain size of 40 μ m(Fe-K α radiation)

정입자 조대화에 따라 커지고 있는 것은, 결정입자의 조대화가 M_s점의 상승을 초래하기 때문이라고 생각된다. Fig.5는 결정입자 크기를 가열온도에 대해 나타낸 것으로, 1000°C까지는 결정입자가 가열온도와 더불어 점진적으로 커지지만, 그 이상으로 온도가 상승함에 따라 결정입자가 급속히 조대화 됨을 알 수 있다.

4.2. 결정입자 크기에 따른 M_s점의 변화

여러 결정입자 크기를 갖는 인장시편을 가지고 25°~150°C의 각 온도에서 인장시험하여, 항복강도(0.2% off set)를 구해서, 그것을 시험온도에 대해 나타냈다.

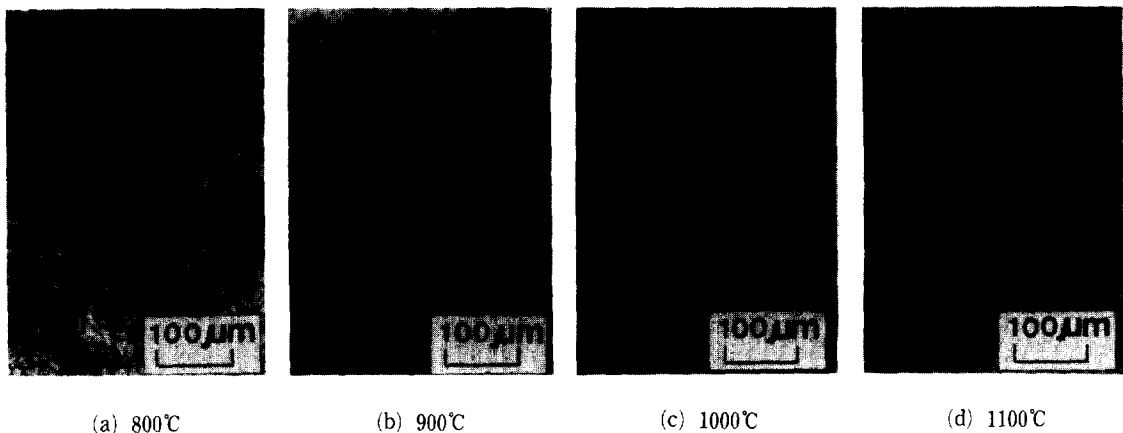


Photo.1. Variation of grain size of the alloy with annealing temperature.

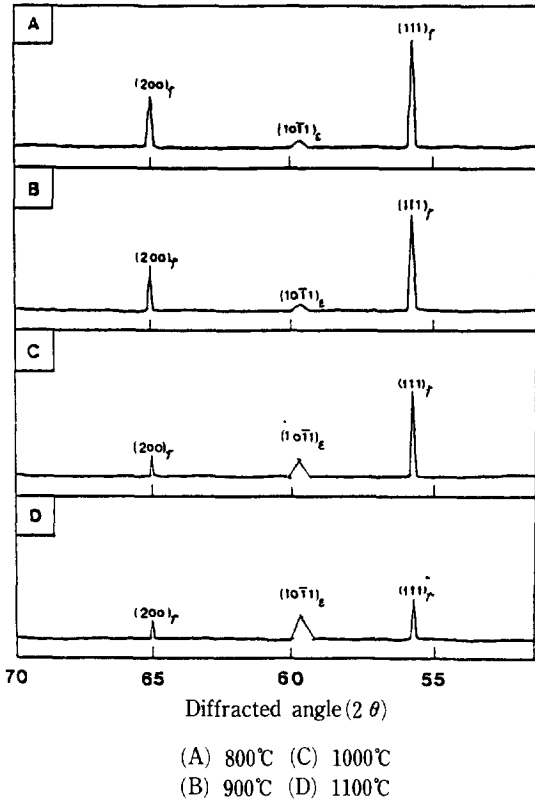


Fig.4. Variation of X-ray diffraction pattern of the alloy with annealing temperature(Fe-K α radiation).

Fig.6은 108 μm 의 결정입자에 대한 것을 대표적으로 나타낸 것으로, 항복강도-온도 관계 직선에 꺾임 점이 있으며, 이 점의 오른쪽 구역은 통상의 재료처럼 온도가 높을수록 항복강도가 낮아지고 ($\partial \sigma / \partial T < 0$), 왼쪽 구역은 온도가 높을수록 항복강도가 커졌다($\partial \sigma / \partial T > 0$). 항복강도의 정온도의존성($\partial \sigma / \partial T > 0$)은 소성변형이 마르텐사이트변태를 수반할 때 나타난다. 꺾임점 이하의 온도에 외삽한 통상의 항복강도보다 낮은 항복강도를 나타내는 이유는, 낮은 응력에서 $\gamma \rightarrow \epsilon$ 변태가 일어나에 의해 재료내에 전단변형이 도입되기 때문에, 통상의 항복강도에 도달하기 이전에 항복현상이 일어나기 때문이다. 꺾임점 이하로 온도가 내려갈수록 항복강도가 낮아지는 것은, $\gamma \rightarrow \epsilon$ 변태의 화학적 구동력이 온도강하와 더불어 증가하므로, $\{111\} \langle 112 \rangle$ 의 전단변형을 일으키는데 요하는 응력이 온도강하와 더불어 작아

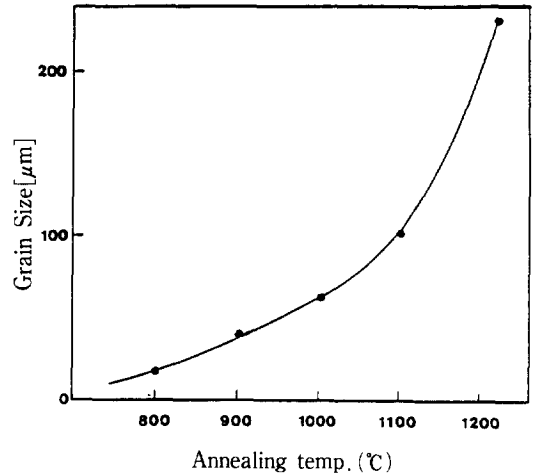


Fig.5. Variation of grain size of the alloy with annealing temperature[2 hr.].

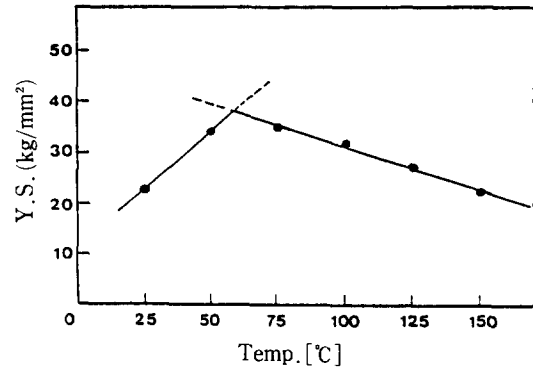


Fig.6. Temperature dependence of 0.2% offset yield stress on test temperature in specimen annealed at 1100°C (108 μm).

지기 때문이다¹³⁾. 꺾임점 이상의 온도에서는 통상의 FCC 결정의 슬립계 $\{111\} \langle 110 \rangle$ 의 작동에 의해서 소성변형이 일어나므로, 온도가 높을수록 항복응력은 감소하게 된다.

이상의 항복강도의 온도의존성에 대한 설명으로부터, Fig.6에서 꺾임점은 분명히 소성유기마르텐사이트가 생기는 최고 온도인 M_d 점으로 결정할 수 있다. 이와같은 방법으로 각 결정입크기에 대해 측정된 M_d 점을 결정입자크기에 대해 나타낸 것이 Fig.7이다. 결정입자가 커질수록 M_d 점이 상승함을 알 수 있다. M_d 점이 결정입자의 조대화와 더불어 상승하는 것은, M_d 점과 일정한 간격

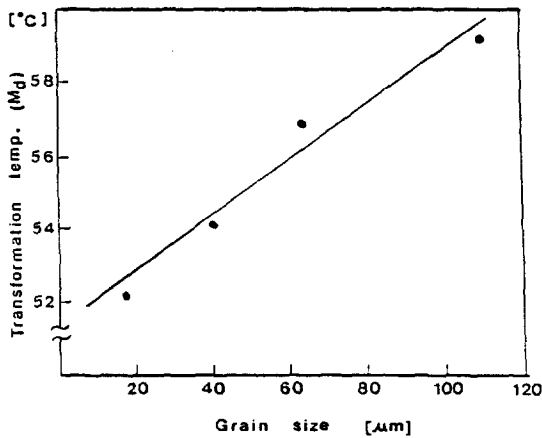


Fig. 7. Variation of transformation temperature(M_s point) of the alloy with grain size.

을 유지하는 M_s 점이 결정입의 조대화와 더불어 상승하기 때문이다. M_s 점이 결정입자의 조대화와 더불어 상승하는 이유는, 마르텐사이트 핵 생성과 그 성장의 양 측면에서 검토해 볼 수 있다¹⁴⁾. 즉, 결정입계의 원자는 인접원자의 구속이 적기 때문에 비교적 안정한 상태에 있을 뿐 아니라, 입계에 가까운 곳에 있는 격자결합들은 입계로 이동하여 소멸하기 때문에, 입계는 마르텐사이트 핵 생성을 어렵게 한다고 볼 수 있다. 또한 모상의 결정입계는 전단변태를 억제하는 역할을 하기 때문에, 결국 M_s 점은 결정입자의 조대화와 더불어 상승하게 된다고 생각된다.

4.3. 모상의 결정입자크기에 따른 형상기억능의 변화

결정입자 크기가 다른 4 종류의 시편을 가지고 Fig. 2와 같이 굽힌 다음 곧 바로 A 이상으로 가열하여, 형상기억능을 측정하였다. 형상기억능은 형상회복율로 나타냈으며, 형상회복율은 다음과 같이 구하였다.

$$\text{형상회복율}(\%) = \frac{\theta_i - \theta_f}{\theta_i} \times 100$$

이 식에서 θ_i 는 당초의 굽힘각도(90°)이며, θ_f 는 가열 후의 시편이 회복한 후의 각도이다. 이렇게 하여 구한 형상회복율을 결정입자크기에 대해 나타낸 것이 Fig. 8이다.

Fig. 8에서 실선은 시편의 두께가 0.5mm인 경우이며, 점선은 두께가 0.4mm인 경우이다. 모든 결정입자 크기에서 얇은 시편이 두꺼운 시편보다 우수한 형상기

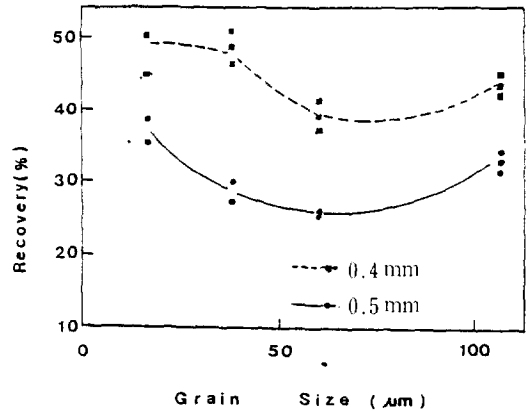


Fig. 8. Recovery ratio as a function of grain size for the alloy.

억능을 나타냄을 알 수 있다. 형상기억능에 대한 결정입크기의 의존성을 살펴보면, 두 경우 모두 결정입자 크기와 더불어 형상기억능이 초기에는 감소하다가, 임계결정입크기 이상으로 결정입이 커지게 되면 다시 형상기억능이 증가하는 경향을 나타냈다. 일반적인 형상기억합금에서는 모상의 결정입자의 조대화에 따라 형상기억능은 증가하는데 반해서, Fig. 8에서 보는 바와 같이 결정입자가 커짐에 따라 초기에는 형상기억능이 저하하는 것은, (가) Fig. 4에서 보는 바와 같이 결정입자가 커짐에 따라 ϵ 마르텐사이트가 많이 생겼기 때문에 굽힘변형시 소성유기 ϵ 마르텐사이트를 생성시킬 γ 량이 적으며, (나) 또한 냉각에 의해 이미 생긴 Prior ϵ 마르텐사이트는 형상회복을 방해하기 때문이라고, 생각된다. 그리고 62~65 μm 의 임계결정입크기를 지나면 결정입조대화와 더불어 다시 형상기억능이 증가하는 것은, 형상기억능에 미치는 잔류 γ 및 Prior ϵ 의 영향보다 결정입계의 영향이 더 크기 때문이라고 생각된다.

4.4. 가공도에 따른 형상기억능의 변화

냉간가공도에 따른 형상기억능의 변화를 조사하기 위해서, 결정입자 크기가 약 40 μm 인 시편에 5~40%의 압연율로 냉간압연 한 후, 굽힘변형하여 형상기억능을 조사하였다.

Fig. 9는 냉간가공도에 따른 형상기억능의 변화를 나타낸 것인데, 가공도가 증가할수록 형상기억능이 직선적으로 저하하고 있음을 알 수 있다.

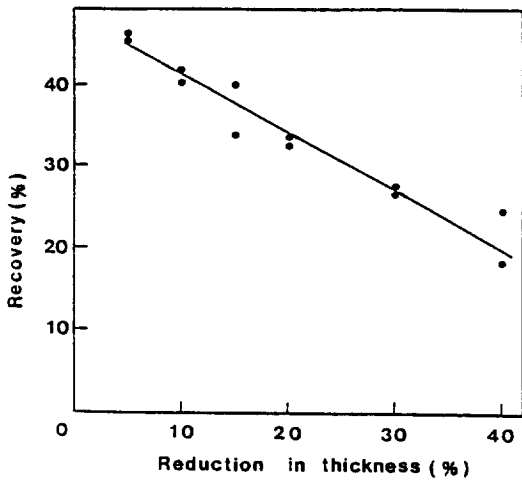


Fig. 9. Recovery ratio as a function of the degree of cold rolling for the alloy (Grain size : 40 μm).

Fig. 10은 냉간가공도의 변화에 따른 X-선 회절양상의 변화를 나타낸 것이다. 가공도가 증가함에 따라 (10 $\bar{1}1$) 및 (11 $\bar{2}0$)의 ϵ 피크가 커지고, (111), (200) 및 (220)의 γ 피크가 작아지는 것으로 보아, 가공도와 더불어 ϵ 마르텐사이트의 양이 증가하는 것을 알 수 있다. 따라서 냉간가공도가 증가할수록 형상기억능이 감소하는 이유는, 앞절에서 설명한 바와 똑같은 방법으로 설명할 수 있다. 즉, (가) 냉간가공도가 증가할수록 압연에 의해 ϵ 마르텐사이트가 많이 생겼기 때문에 이후 굽힘변형 시 소성유기 ϵ 마르텐사이트를 생성시킬 γ 량이 적어지고, (나) 또한 압연에 의해 이미 생긴 Prior ϵ 는 형상기억을 방해하기 때문에, 냉간가공을 많이 받은 시편일수록 형상기억능이 감소하게 된다고 생각된다.

5. 결 론

Fe-35%Mn-6%Si합금의 형상기억능과 변태점에 미치는 결정입자 크기와 이전 가공의 영향을 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. Fe-35%Mn-6%Si합금의 M_s 점은 결정입자 크기와 더불어 증가하는 경향을 나타냈다. 이 이유는 모상의 결정입계는 전단변태를 억제하는 인자로 작용하기 때문이라고 생각된다.
2. Fe-35%Mn-6%Si합금의 형상기억능은 결정입자

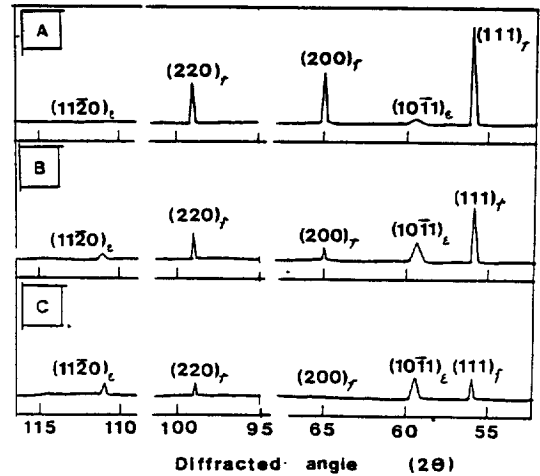


Fig. 10. Variation of the X-ray diffraction pattern of the alloy having grain size of 40 μm with the degree of cold rolling (Fe- K_α radiation). (A) Water quenching (B) 10% (C) 20%.

크기와 더불어 초기에는 감소하다가, 일정크기 (62~65 μm) 이상으로 결정입이 조대화되면 형상기억능이 다시 증가하는 경향을 나타냈다. 이 이유는, 결정입이 임계치보다 작은 경우는 형상기억능이 γ 량과 Prior ϵ 량에 의해 지배되고, 결정입이 임계치보다 큰 경우에는 형상기억능은 결정입계에 의해 지배되기 때문이라고 생각된다.

3. Fe-35%Mn-6%Si합금의 형상기억능은 냉간압연율이 증가할수록 감소하였다. 이것은 냉간가공도가 증가할수록 재료에 Prior ϵ 이 많이 도입되었기 때문이라고 생각된다.

6. 후 기

이 연구는 1987년도 문교부 첨단공학(신소재분야) 연구비에 의해 이루어진 것이다.

7. 참고문헌

1. C.M. Wayman ; Scripta Met., 5 (1971) 489.
2. M. Foos, C. Frantz and M. Cantois : Proc. of Int. Conf. on Shape Memory Effect in Alloy,

- Ed. by J. Perkins, Plenum Press, New York (1975) 407.
3. T. Sohmura, R. Oshima and F.E. Fujita : Scripta Met., 14 (1980) 855.
 4. S. Kajiwara : Trans. JIM, 26 (1985) 595.
 5. A. Sato, E. Chishima, K. Soma and T. Mori : Acta Met., 30 (1982) 1177.
 6. A. Sato, E. Chishima, Y. Yamaji and T. Mori : Acta Met., 32 (1984) 539.
 7. A. Sato, Y. Yamaji and T. Mori : Acta Met., 34 (1986) 287.
 8. K. Enami, S. Nenno and Y. Minato : Scripta Met., 5 (1971) 663.
 9. M. Murakami and H. Suzuik : Proc of Annual Fall Meeting of the Japan Institute of Metals, (1985) 424.
 10. M. Murakami, H. Otsuka, H.G. Suzuki and S. Matsuda : Proc. of Int. Conf. on Martensitic Trans., Nara, Japan (1986) 985.
 11. P.J.C. Gallagher : Met. Trans., 1 (1970) 2429.
 12. J.W. Morris, S.K. Hwang, K.A. Yushchenko, V.I. Belotzerkovets and O.G. Kvasnevs-kii : Advances in Cryogenic Engineering, 24 (ed. by Timmerhaus, Reed and Clark), Plenum Press, New York (1978) 91.
 13. C.S. Choi : Proc. of the Symposium on Phase Trans., Korean Inst. of Metals, Pusan National Univ. (1988) 5.
 14. Zenji Nishiyama : Martensitic Transformation, Academic Press, New York (1978) 283.