

# Fe-Mn 합금에서 $\gamma \rightarrow \epsilon$ 마르텐사이트 변태의 $M_s$ 온도에 미치는 오스테나이트 결정립크기의 영향

田 仲 桓 · 崔 鍾 述

연세대학교 공과대학 금속공학과

Effect of Austenite Grain Size on  $M_s$  temperature of  $\gamma \rightarrow \epsilon$  Martensitic Transformation in an Fe-Mn Alloy

Joong-Hwan Jun and Chong-Sool Choi

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

## ABSTRACT

Effect of austenite grain size on starting temperature of  $\gamma \rightarrow \epsilon$  martensitic transformation ( $M_s$ ) has been studied in an Fe-18%Mn alloy. Particular attention was paid on the variation of stacking fault energy with austenite grain size, which is considered to be an important factor affecting  $\gamma \rightarrow \epsilon$  martensitic transformation. Austenite grain size was increased in a wide range from  $13\mu\text{m}$  to  $185\mu\text{m}$  with increasing solution treatment temperature from  $700^\circ\text{C}$  to  $1100^\circ\text{C}$ . Hardness was decreased with increasing austenite grain size while the volume fraction of  $\epsilon$  martensite showed a reverse tendency, which indicates that the hardness is more dependent on austenite grain size than  $\epsilon$  martensite content. No significant change was found in  $M_s$  temperature when the grain size was larger than about  $30\mu\text{m}$ . In case that, the austenite grain size was smaller than about  $30\mu\text{m}$ , however,  $M_s$  temperature was markedly decreased with decreasing austenite grain size. A linear relationship between  $M_s$  temperature and the stacking fault formation probability, i.e. the reciprocal of the stacking fault energy was obtained, which suggests that the variation of  $M_s$  temperature with austenite grain size is closely related to the change in stacking fault energy.

## 1. 서 론

모상의 결정립크기는 마르텐사이트의 변태개시온도 ( $M_s$ )에 영향을 미치는 중요한 인자로, 결정립크기에 대한  $M_s$  온도의 의존성은 합금계 및 마르텐사이트 변태기구에 따라 다르다. 예를 들면, Ni-Ti 합금에서는 결정립계가 사방정(monoclinic) 구조를 가지는 마르텐사이트의 주요 핵생성장소로 작용하기 때문에

결정립이 미세할수록  $M_s$  온도가 상승한다<sup>1)</sup>. 반대로, BCC( $\text{DO}_3$ )에서 FCT( $M_{18R}$ ) 구조로 전단변형에 의해 마르텐사이트 변태를 하는 Cu-Zn-Al 합금에서는 모상의 결정립크기가 작을수록 마르텐사이트 변태에 필요한 임계전단응력이 커지기 때문에  $M_s$  온도가 낮아지며, 결정립크기와 인장강도와의 상관관계를 나타낸 Hall-Petch식과 유사하게  $M_s$  온도가 결정립크기(D)의  $-1/2$ 승에 직선적으로 비례함이 실험

적으로 밝혀졌다<sup>2)</sup>. 한편, Fe-Cr-Ni 합금이나 Fe-Ni-C 합금과 같은 철계합금에서는 오스테나이트의 결정립크기가 작을수록 마르텐사이트의 함량이 감소하면서  $M_s$  온도 또한 낮아지는데, 그 원인은 이웃한 원자와의 결합상태가 완전하지 않아 마르텐사이트의 성장을 방해하기 때문이라고 알려져 있다<sup>3-5)</sup>.

Fe-Mn계 합금은 조성에 따라 오스테나이트( $\gamma$ )로부터  $\gamma$ (FCC)  $\rightarrow$   $\alpha'$ (BCC),  $\gamma \rightarrow \epsilon$ (HCP)의 두가지 마르텐사이트 변태를 일으키는데, 특히  $\gamma \rightarrow \epsilon$  변태는 재료를 소성변형시킨 후 일정한 온도로 가열하면 원래의 형상을 회복하는 형상기억효과<sup>6,7)</sup> 및 외부에서 가해진 진동에너지를 소비하여 소음과 진동을 감소시키는 능력인 진동감쇠효과<sup>8-10)</sup>와 밀접한 관련이 있어 변태기구의 규명과 공업적 응용에 많은 관심이 집중되고 있다. Fe-Mn계 합금에서 오스테나이트 결정립크기가  $\gamma \rightarrow \epsilon$  마르텐사이트 변태의  $M_s$  온도에 미치는 영향에 대한 연구결과는 이미 몇차례 보고된 바 있지만,  $M_s$  온도가 결정립 크기와 무관하게 거의 일정하다는 주장<sup>11-13)</sup>과 임계값 이하의 결정립 크기에서는 결정립이 미세화됨에 따라  $M_s$  온도가 급격히 낮아진다는 주장<sup>14)</sup> 등 상기 설명한 합금들과 달리 그 결과들이 서로 일치하지 않고, 열단성 마르텐사이트 합금에서와 같이  $M_s$  온도를 결정립크기에 관련된 변수를 이용하여 수식화하려는 시도 또한 전혀 행해지지 않은 실정이다.

따라서, 본 연구에서는 Fe-Mn계 합금 중 Fe-18%Mn 합금을 선택하여 오스테나이트 결정립크기에 따른  $\gamma \rightarrow \epsilon$  마르텐사이트 변태의  $M_s$  온도를 측정하였으며, 그 결과를 기존에 보고된 연구결과들과 비교하여 분석하였다. 또한,  $\epsilon$  마르텐사이트의 핵생성장소로 작용하는 적층결합의 생성확률이 적층결합에너지와 밀접한 관계가 있다는 점에 근거하여<sup>15)</sup>, 오스테나이트 결정립크기에 따른 적층결합에너지의 변화와 연관지어  $M_s$  온도를 수식화하였다.

본 연구에 사용된 Fe-18%Mn 합금은 전해철(순도 99.7%)과 전해망간(순도 99.5%)을 사용하여 고주파유도로에서 용해하였으며, 금형에 주조하여 5kg의 잉곳으로 제조하였다. 제조된 합금의 화학 조성은 Table 1과 같다. 주조된 잉곳을 1200°C에서 24시간 동안 유지하여 균질화처리를 행한 후 적당한 크기의 각재로 절단하고 900°C에서 3mm두께의 판상으로 열간압연하였다. 이로부터 20mm(L)  $\times$  5mm(W)  $\times$  1.3mm(T)의 치수를 갖는 변태온도 측정용 시편, 상분율의 측정을 위한 X-선 회절시험용 시편 및 미세조직 관찰용 시편을 제작하였다.

Table 1. Chemical compositions of the alloy used.

Alloy	Chemical Composition(wt.%)		
	Mn	C	Fe
Fe-18%Mn	17.70	0.018	bal.

오스테나이트의 결정립크기를 변화시키기 위하여 700°C에서 1100°C까지 100°C간격으로 30분동안 용체화처리한 후 수냉하였으며,  $\gamma \rightarrow \epsilon$  마르텐사이트 변태의  $M_s$  온도는 TMA(thermomechanical analyzer, model : Rigaku Thermoflex ME800KR)를 이용하여 300°C에서부터 3°C/min의 속도로 냉각시키면서 온도에 따른 길이의 변화로부터 측정하였다. 한편, 오스테나이트의 평균결정립크기(D)는 식 (1)과 같이 주어지는 평균교차길이(mean intercept length,  $l$ )로부터 측정이 가능하다<sup>16)</sup>.

$$l = \frac{L}{N} \quad (1)$$

여기서 L은 결정립을 가로질러 임의로 그은 선의 길이이고 N은 선을 따라서 존재하는 결정립의 수이다. 평균결정립크기는 평균교차길이와 비례관계가 성립하므로 식 (2)와 같이 나타낼 수 있다.

$$D = Kl \quad (2)$$

## 2. 실험방법

이 식에서  $K$ 값은 결정립의 형상(shape)에 의존하는 비례상수로, 모상의 결정립은 균일한 구(sphere)의 형태라고 간주하여 Fullman<sup>17)</sup>이 제안한 1.5를 사용하였다.

오스테나이트 결정립크기에 따른  $\epsilon$  마르텐사이트 부피분율의 변화는 X-선 회절도형의 적분강도를 이용하여 측정<sup>18,19)</sup>하였으며, 광학현미경 조직관찰은 과염소산(HClO<sub>4</sub>)과 아세트산(CH<sub>3</sub>COOH)을 1 : 9로 혼합한 용액을 사용하여 전압 29V, 전류 0.9A의 조건에서 전해연마한 시편을 1.2% 피로아류산포타슘(K<sub>2</sub>S<sub>2</sub>O<sub>8</sub>) 수용액으로 부식시킨 후 행하였다. 한편, 결정립크기에 따른 경도는 미소비커스경도계(model : Matsuzawa MXT- $\alpha$ )를 이용하여 하중 1kg하에서 측정하였으며, 10회 측정한 값의 평균치를 취하였다.

### 3. 실험결과 및 고찰

#### 용체화처리 온도에 따른 미세조직의 변화

Fig. 1은 각각 700°C, 900°C, 1100°C에서 30분간 용체화처리한 Fe-18%Mn 합금의 미세조직을 광학현미경으로 관찰한 결과이다. 여기서 판상(thin plate)의 흰 부분은  $\epsilon$  마르텐사이트, 검은 부분은 오스테나이트로 용체화처리 온도가 높을수록 오스테나이트의 결정립이 조대화되면서 결정립당  $\epsilon$  마르텐사이트 플레이트의 수와 함량이 증가하는 것을 관찰할 수 있다. Fe-18%Mn 합금에서 용체화처리 온도에 따른 오스테나이트 평균결정립크기의 변화를 측정하여 Fig. 2에 나타내었다. 이 그림으로부터 700°C~900°C의 온도구간에서는 용체화처리 온도가 증가함에 따라 오스테나이트 결정립크기가 13 $\mu$ m에서 35 $\mu$ m까지 서서히 증가하지만, 900°C~1100°C에서는 35 $\mu$ m에서 185 $\mu$ m로 결정립성장이 급격히 빨라지는 것을 알 수 있다. 결정립계를 가로지르는 원자의 확산이 활성화과정(activated process)이라고 간주하면, 이상적인 결정립성장법칙(grain-growth law)은 식(3)과 같이 온도(T)와 시간(t)의 함수로 나타낼 수 있다<sup>20)</sup>.

$$D = k_0 e^{\frac{-Q}{2RT}} t^n \quad (3)$$

여기서  $D$ 는 평균결정립크기,  $k_0$ 는 비례상수,  $Q$ 는 활성화에너지,  $R$ 은 기체상수, 그리고  $n$ 은 결정립성장지수이다. 식(3)에 의하면 시간이 일정한 경우 평균결정립크기는 온도가 증가함에 따라 그에 지수함수적으로 증가하며, Fig. 2로부터 700°C~1100°C의



Fig. 1. Optical micrographs of the Fe-18%Mn alloy solution-treated at (a) 700°C, (b) 900°C and (c) 1100°C, respectively.

용체화처리 온도구간에서 Fe-18%Mn 합금의 오스테나이트 결정립크기는 결정립성장법칙을 잘 따르는 것을 알 수 있다.

Fig. 3은 오스테나이트 결정립크기에 따른 경도 (Hv)와  $\epsilon$  마르텐사이트 부피분율의 변화를 나타낸 것이다. 결정립크기가  $13\mu\text{m} \sim 185\mu\text{m}$ 로 증가함에 따

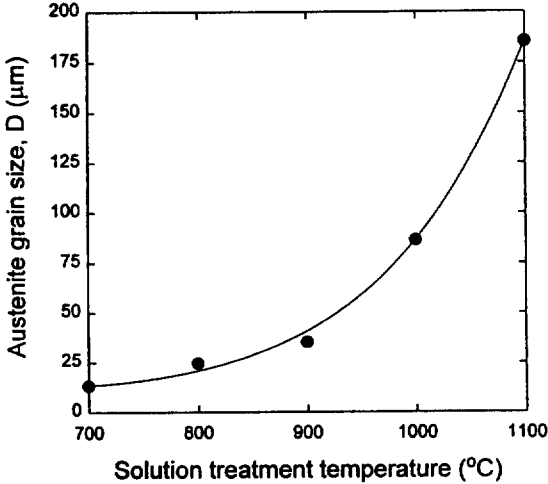


Fig. 2. Variation of austenite grain size with solution treatment temperature in Fe-18%Mn alloy.

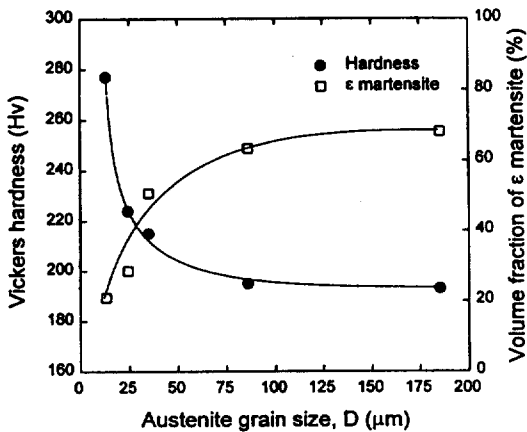


Fig. 3. Variation of Vickers hardness and volume fraction of  $\epsilon$  martensite with austenite grain size in Fe-18%Mn alloy.

라  $\epsilon$  마르텐사이트 함량은 약 20%에서 70%까지 증가하며, 특히  $35\mu\text{m}$  이하에서는 결정립크기가 증가함에 따라  $\epsilon$  마르텐사이트 함량이 급격히 증가한다. 이와는 반대로 경도는 결정립 크기가 증가함에 따라  $35\mu\text{m}$ 까지는 급격히 감소하다가 그 이후 점차 감소추세가 둔화되는 경향을 나타낸다. 이러한 결과로부터 Fe-18%Mn 합금의 경도는  $\epsilon$  마르텐사이트 함량보다는 오스테나이트 결정립크기에 더욱 의존하는 것을 알 수 있다.

#### 오스테나이트 결정립크기에 따른 $M_s$ 온도의 변화

지금까지 Fe-Mn계 합금에서 오스테나이트 결정립크기와  $\gamma \rightarrow \epsilon$  마르텐사이트 변태의  $M_s$  온도와의 상관관계에 대한 연구결과는 (i),  $M_s$  온도가 결정립 크기에 관계없이 거의 일정하다는 주장<sup>11-13</sup>과 (ii) 임계값 이하의 결정립크기에서는 결정립이 작아질수록  $M_s$  온도가 낮아진다는 주장<sup>14</sup> 등 두 가지로 요약할 수 있다. 이와 같이 오스테나이트 결정립크기에 따른  $M_s$  온도의 변화경향이 일치하지 않는 이유를 분석하기 위하여, 본 연구에서 측정한 오스테나이트 결정립크기에 따른  $M_s$  온도를 다른 연구자들이 Fe-Mn계 합금에서 측정한 결과들<sup>12-14</sup>과 비교하여 Fig. 4에 나타내었다. 이 그림으로부터 알 수 있는 중요한 사실은 결정립크기가 약  $30\mu\text{m}$  이상인 경우에는 Fe-Mn계 합금의  $M_s$  온도가 결정립크기에 관계없이 거의 일정하지만,  $30\mu\text{m}$  이하에서는 결정립크기가 감소함에 따라  $M_s$  온도가 급격히 낮아진다는 경향을 나타낸다는 것이다. 따라서, 결정립크기에 따른  $M_s$  온도의 변화경향이 보고한 연구자들마다 다른 이유는  $M_s$  온도를 측정한 결정립크기 구역이 서로 다르기 때문임을 파악할 수 있다.

Fe-Mn계 합금은 적층결합에너지가 낮기 때문에 1개의 완전전위가 2개의  $1/6 \langle 211 \rangle$  부분전위로 갈라져 적층결합이 쉽게 형성된다. 결정립크기가 작은 경우에는 적층결합이 하나의  $\{111\}$  면에서만 생성되는 반면, 결정립크기가 커지면 적층결합이 여러  $\{111\}$  면에서 생성되므로 적층결합이 생성될 확률이

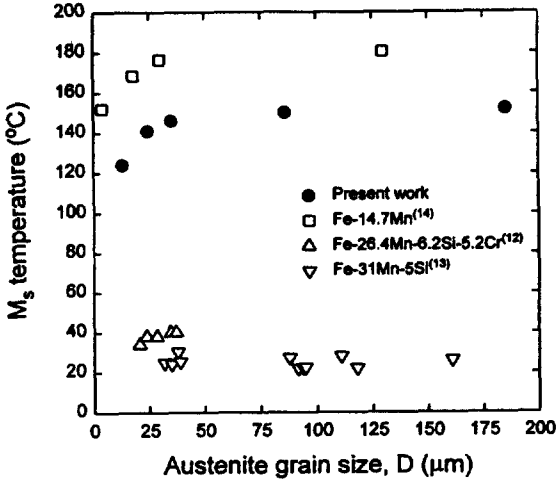


Fig. 4. Variation of  $M_s$  temperature with austenite grain size in Fe-Mn based alloys, according to the present work and previous studies<sup>12-14</sup>.

증가하고 이와 동시에 결정립초대화에 따른 내부응력의 감소로 인하여 확장이 용이해진다<sup>21</sup>.  $\epsilon$  마르텐사이트의 핵이 생성되는데 필요한 결함은 보통 4층 혹은 5층의 적층결함으로 구성되므로<sup>22</sup>, 결정립크기가 커질수록 적층결함이 중첩되어  $\epsilon$  마르텐사이트의 핵이 생성될 수 있는 가능성이 높아진다고 할 수 있다. 그림 1에서 결정립크기가 점차 커질수록 결정립내에 존재하는  $\epsilon$  마르텐사이트 플레이트의 수가 증가하는 사실이 이를 뒷받침한다. 이러한 관점에서 볼 때 결정립크기에 따른  $M_s$  온도의 변화는  $\epsilon$  마르텐사이트의 핵생성처인 적층결함이 생성될 수 있는 확률과 밀접한 관련이 있는 것으로 생각된다.

Fe-Mn계 합금에서 적층결함의 생성확률( $\alpha$ )은 Bogachev 등<sup>15</sup>에 의하여 적층결함 에너지의 함수로 식 (4)와 같이 수식화되었다.

$$\alpha = \frac{K \rho}{24\pi \gamma} \quad (4)$$

여기서,  $\rho$ 는 전위밀도,  $\gamma$ 는 적층결함에너지, 그리고 K는 탄성계수와 격자상수에 연관된 상수이다. 재

결정 후 오스테나이트 결정립내의 전위밀도는 거의 일정할 것이므로 적층결함의 생성확률은 적층결함에 너지에 반비례하게 된다. 따라서, 결정립크기에 따른 적층결함에너지의 변화를 이용하여  $M_s$  온도와 적층결함 생성확률과의 상관관계를 도출해낼 수 있다.

Fig. 5는 Volosevich 등<sup>23</sup>이 Fe-18%Mn-0.47%C 합금에서 오스테나이트 결정립크기에 따라 적층결함에너지를 측정 한 결과이다. 본 연구에 사용된 Fe-18%Mn 합금은 탄소함량이 약 0.02%이므로, 탄소함량의 증가에 따른 적층결함에너지의 증가량<sup>23</sup>을 고려하여 Fe-18%Mn 합금에서의 적층결함에너지를 계산하였으며, 그 결과를 Fig. 5에 함께 나타내었다. 이 그림으로부터 결정립이 미세화됨에 따라 적층결함에너지가 증가하면서 그 증가기울기도 점차 급격해지는 것을 관찰할 수 있는데 이것은 다음과 같이 설명될 수 있다. Olson과 Cohen<sup>22</sup>은 고전핵생성 이론에 의하여 FCC→HCP 변태시 결함이 없는 완전한 격자에서 생성된 핵의 자유에너지는 모상과 생성과의 화학적 자유에너지차 ( $\Delta G^{chem}$ ), 변형에너지 ( $E'''$ ) 및 표면에너지( $\sigma$ )의 함수로 표현될 수 있

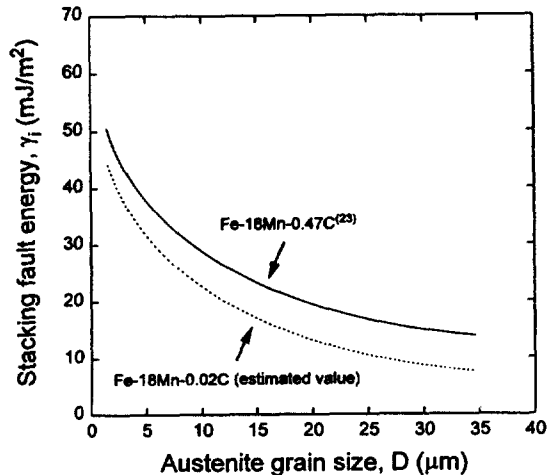


Fig. 5. Variation of stacking fault energy with austenite grain size in Fe-18%Mn alloy and Fe-18%Mn-0.47%C alloy, according to the present work and previous study<sup>23</sup>.

며, 적층결합에너지( $\gamma_i$ )는 식 (5)와 같이 주어질 수 있다고 하였다.

$$n_i = 2\rho_A(\Delta G^{\text{chem}} + E^{\text{int}}) + 2\sigma \quad (5)$$

여기서,  $\rho_A$ 는 단위면적당 물수로 표현되는 조밀면에서의 원자밀도이다.  $\gamma \rightarrow \epsilon$  마르텐사이트 변태는 변태정합변형에너지가 적층결합에너지의 0.1% 정도로 매우 작기 때문에<sup>22)</sup>, 화학적 자유에너지차가 적층결합에너지에 영향을 미칠 수 있는 주요 기여항으로 작용하게 된다<sup>22)</sup>. 따라서, Fig. 5에서 나타낸 것과 같이  $35\mu\text{m}$  이하로 결정립크기가 미세화됨에 따라 적층결합에너지가 급격히 증가하는 주된 원인은 결정립계가 마르텐사이트변태를 억제하여  $\gamma \rightarrow \epsilon$  마르텐사이트 변태의 화학적 자유에너지차가  $35\mu\text{m}$  이하의 결정립크기에서 급격히 증가하기 때문으로 생각된다<sup>14)</sup>. 한편  $35\mu\text{m}$  이상의 결정립크기에서는 화학적 자유에너지차가 거의 일정하기 때문에<sup>14)</sup> 적층결합에너지의 변화가 거의 없을 것이라고 예상된다.

위에서 설명한 것과 같이, 오스테나이트 결정립크기에 따른  $M_s$  온도가  $\epsilon$  마르텐사이트의 핵생성과 밀접한 관계가 있는 적층결합의 생성확률에 비례한다고 가정하면,  $M_s$  온도와 적층결합의 생성확률과의 상관관계를 식 (6)과 같이 표현할 수 있다.

$$M_s(\text{°C}) = M_s^L + B\alpha \quad (6)$$

여기서,  $M_s^L$ 은 결정립크기가 감소함에 따라  $\gamma \rightarrow \epsilon$  마르텐사이트 변태가 나타날 수 있는 가장 낮은  $M_s$  온도이며, B는 기울기로 재료에 의존하는 상수이다. 식 (4)에 의하면 적층결합의 생성확률은 적층결합에너지( $\gamma_i$ )에 반비례하므로 식 (6)은 다시 식 (7)과 같이 나타낼 수 있다.

$$M_s(\text{°C}) = M_s^L + \frac{C}{\gamma_i} \quad (7)$$

$$C = \frac{BK\rho}{24\pi}$$

Fig. 6은 Fe-18%Mn 합금에서 오스테나이트 결정립크기에 따른  $\epsilon$  마르텐사이트 변태의  $M_s$  온도가 식 (7)을 만족하는지 확인하기 위하여 적층결합에너지의 -1승에 대해  $M_s$  온도를 플롯한 것으로, 이 그림에서  $35\mu\text{m}$  이상의 크기를 가지는 결정립에서의 적층결합에너지는 Fig. 5에 나타낸 결과를 회귀하여 구하였다. 이 그림으로부터  $M_s$  온도와 적층결합에너지의 -1승 사이에 선형관계가 잘 유지되는 것을 알 수 있으며, 이것은 오스테나이트 결정립크기에 따른  $M_s$  온도의 변화가 적층결합에너지 변화에 따른 적층결합의 생성확률에 크게 의존함을 입증하는 결과이다.

본 연구에 사용된 Fe-18%Mn 합금의 경우,  $13\mu\text{m} \sim 185\mu\text{m}$ 의 결정립크기 구간에서  $\gamma \rightarrow \epsilon$  마르텐사이트 변태의  $M_s$  온도는 식 (8)과 같이 적층결합에너지의 함수로 수식화 할 수 있다.

$$M_s(\text{°C}) = 110.04 + \frac{288.44}{\gamma_i} \quad (8)$$

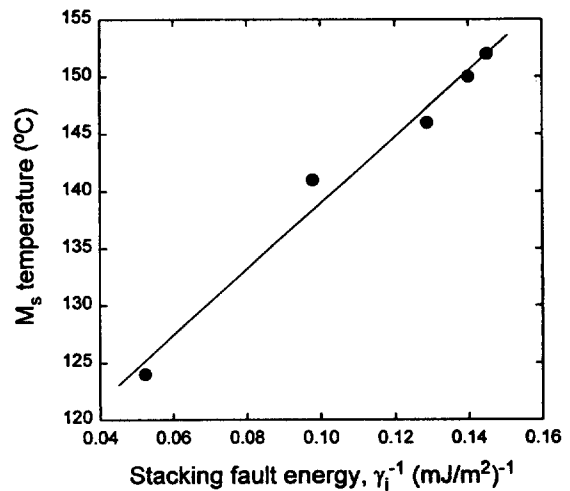


Fig. 6. Relation between  $M_s$  temperature and reciprocal of stacking fault energy in Fe-18%Mn alloy.

#### 4. 결 론

Fe-18%Mn 합금에서 오스테나이트 결정립크기

에 따른  $\gamma \rightarrow \epsilon$  마르텐사이트 변태의  $M_s$  온도를 조사하고 그 결과를 다른 연구결과와 비교·분석하였으며,  $\epsilon$  마르텐사이트 핵생성과 밀접한 관계가 있는 적층결합에너지의 관점에서 결정립크기에 따른  $M_s$  온도를 수식화하였다. 그 결과를 요약하면 다음과 같다.

1. 오스테나이트 평균결정립크기는 용체화처리 온도가 700℃에서 1100℃로 증가함에 따라 13 $\mu\text{m}$ 에서 185 $\mu\text{m}$ 까지 증가하였으며, 용체화처리 온도에 지수함수적으로 증가하는 경향을 나타내었다.
2. 결정립크기가 13 $\mu\text{m}$ 에서 185 $\mu\text{m}$ 로 증가함에 따라  $\epsilon$  마르텐사이트 부피분율은 약 20%에서 70%까지 증가하였으며, 경도값은 반대로 약 280Hv에서 200Hv로 감소하는 경향을 나타내어 경도값이  $\epsilon$  마르텐사이트 함량보다 결정립크기에 더욱 의존하였다.
3. Fe-Mn계 합금에서 오스테나이트 결정립크기에 따른  $\gamma \rightarrow \epsilon$  마르텐사이트 변태의  $M_s$  온도를 조사한 결과, 약 30 $\mu\text{m}$  이상의 결정립크기에서는  $M_s$  온도가 결정립크기에 관계없이 거의 일정하였으나, 30 $\mu\text{m}$  이하의 결정립크기에서는 결정립크기가 작아짐에 따라  $M_s$  온도가 급격히 감소하는 경향을 나타내었다.
4. 13 $\mu\text{m}$ ~185 $\mu\text{m}$ 의 결정립크기를 가지는 Fe-18% Mn 합금에서 결정립크기에 따른  $\epsilon$  마르텐사이트의  $M_s$  온도는 적층결합의 생성확률, 즉 적층결합에너지의 역수에 선형적으로 비례하였으며 실험적으로 구한 관계식은 다음과 같다.

$$M_s(\text{℃}) = 110.04 + \frac{288.44}{\gamma_1}$$

### 참고문헌

1. Y. Motohashi, K. Ohsawa, T. Hoshiya, Y. Okamoto and M. Ohmori : J. Jpn. Inst. Met., 55 (1991) 55
2. W. Jianxin, J. Bohong and T. Y. Hsu : Acta

- Metall., 36 (1988) 1521
3. K. Tomimura, S. Takaki, S. Tanimoto and Y. Tokunaga : ISIJ International, 31 (1991) 721
4. T. Maki, Y. Tomota, I. Tamura : J. Jpn. Inst. Met., 38 (1974) 871
5. I. Tamura, T. Maki, M. Nakanishi and Y. Oka : Trans. Min. Metall. Assoc., 17 (1986) 75
6. A. Sato, E. Chishima, K. Soma and T. Mori : Acta Metall., 30 (1982) 1177
7. J. H. Jun, W. Jin and c. S. Choi : Scripta Metall., 33 (1995) 1339
8. C. S. Choi, J. D. Kim, T. H. Cho, S. H. Baik and G. H. Ryu : Proc. of ICOMAT-92, Monterey, California, (1992) 20
9. 전중환 : 박사학위논문, 연세대학교, (1997)
10. Y. K. Lee, J. H. Jun and C. S. Choi : Scripta Metall., 35 (1996) 825
11. K. K. Jee, W. Y. Jang, S. H. Baik, M. C. Shin and C. S. Choi : Journal de Physique IV, 5 (1985) 385
12. B. H. Jiang, X. Qi, W. Zhou and T. Y. Hsu : Scripta Metall., 34 (1996) 771
13. M. Andersson, J. Van Humbeeck and J. A gren : Mater. Trans., JIM, 37 (1996) 1363
14. S. Takaki, H. Nakatsu and Y. Tokunaga : Mater. Trans., JIN, 34 (1993) 495
15. I. N. bogachev, V. F. Yegolayev, G. Ye Zvigintseva and L. V. Zhurarel : Fiz. Metall. Metalloved., 28 (1969) 885
16. J. H. Hand and d. Y. Kim : Acta Metall., 43 (1995) 3185
17. R. L. Fullman : Trans. AIME, 197 (1953) 447
18. B. L. Averbach and M. Cohen : Trans. Met. soc. AIME, 176 (1948) 401
19. J. Burke and D. W. Harvey : J. Iron Steel

- Inst., 208 (1970) 779
20. R. E. Reed-Hill and R. Abbaschian : Physical Metallurgy Principles, PWS-Kent Publishing Company, 3rd Ed., (1992)
21. B. H. Jiang, L. Sun, R. Li and T. Y. Hsu : Scripta Metall., 33 (1995) 63
22. G. B. Olson and M. Cohen : Metall. Trans. A1, 7A (1976) 1897
23. P. Yu. Volosevich, V. N. Gridnev and Yu. N. Petrov : Fiz. Metal. Metalloved., 40 (1975) 554