

Fe-Mn 합금에서 열적 ϵ 마르텐사이트와 변형유기 ϵ 마르텐사이트 부피분율에 대한 진동감쇠능의 의존성

전중환 · 홍권표 · 최종술*
한국원자력연구소 핵연료주기시험부
*연세대학교 금속공학과

Dependence of Damping Capacity on Volume Fractions of Thermal and Deformation-induced ϵ Martensites in an Fe-Mn Alloy

Joong-Hwan Jun, Kwon-Pyo Hong and Chong-Sool Cho†*

Nuclear Fuel Cycle Examination Team, Korea Atomic Energy Research Institute, 150 Dukjin-dong,
Yusong-gu, Daejeon 305-353, Korea

*Department of Metallurgical Engineering, Yonsei University, 134 Shinchon-dong, Seodaemun-gu, Seoul 120-749, Korea

Abstract The changes in damping capacity with volume fractions of thermal and deformation-induced ϵ martensites were compared and analyzed in an Fe-23%Mn alloy. The volume fraction of thermal ϵ martensite increased with decreasing cooling temperature, whereas that of deformation-induced ϵ martensite increased steeply up to 10% of cold rolling and nearly saturated in further cold rolling. In the case of thermal ϵ martensite, the damping capacity increased linearly with the increase in ϵ martensite content. For the deformation-induced ϵ martensite, however, the damping capacity increased continuously up to 70% of ϵ martensite, over which it decreased suddenly. TEM microstructures showed that the deterioration of damping capacity above 70% of deformation-induced ϵ martensite is ascribed to the introduction of perfect dislocations, which play an important role in inhibiting the movement of damping sources such as stacking fault boundaries inside ϵ martensite, ϵ martensite variant boundaries and γ/ϵ interfaces.

(Received September 30, 2002)

Key words: Fe-23%Mn alloy, damping capacity, thermal ϵ martensite, deformation-induced ϵ martensite

1. 서 론

최근 구조적으로 발생하는 소음과 진동을 제어·방지하기 위하여 방진재료(damping materials)를 소음원이나 진동원에 적용시키는 재료공학적인 방안이 주목받고 있다[1-3]. 방진재료는 크게 유기재료(organic materials)와 금속재료(metallic materials)로 분류될 수 있는데, 유기재료는 주위 환경에 의해 쉽게 오염될 수 있으며 제한된 범위의 주파수 및 온도에서만 사용이 가능한 반면, 금속재료는 비교적 주파수와 온도에 덜 민감하며 강도와 인성이 상대적으로 높아 공업적으로 훨씬 광범위하게 사용될 수 있다. 따라서, 금속계 방진재료인 방진합금(damping alloys)에 대한 연구가 중점적으로 이루어지고 있다[3]. 현재까지 개발된 방진합금에는 Mn-Cu[4,5], Cu-Al-Ni[6,7], Ni-Ti[8,9], Mg-Zr[10], Co-Ni[11] 등이 있으며, 감쇠기구별로 전위형, 강자성형, 쌍정형,

복합형으로 분류되고 있다. 하지만 이와 같은 비철계 방진합금들은 낮은 강도, 제조공정의 까다로움, 높은 제조비용, 열악한 가공성 등과 같은 단점으로 인하여 특수한 용도에만 제한적으로 사용되고 있는 실정이다.

최근에 개발된 Fe-Mn 이원계 방진합금[12-14]은 합금 원소의 가격 및 제조비용이 저렴하고 우수한 기계적 특성과 진동감쇠능을 겸비하여 기존의 비철계 방진합금을 대체할 재료로 인정받고 있다. Fe-Mn 합금은 적층결합 에너지가 매우 낮기 때문에 HCP 구조를 가지는 ϵ 마르텐사이트의 생성이 매우 용이하며, 지금까지의 연구결과 이 합금의 진동감쇠능은 조직 내의 ϵ 마르텐사이트 함량과 매우 밀접한 관련이 있는 것으로 밝혀졌다[15-17].

잘 알려진 바와 같이, 마르텐사이트는 오스테나이트를 M_s 온도 이하로 냉각하거나(열적 마르텐사이트) M_d 온도 이하에서 변형하여 생성시킬 수 있다(변형유기 마르텐사이트). 본 연구는 냉각 및 변형에 의해 생성된 ϵ

마르텐사이트가 각각 Fe-Mn 합금의 진동감쇠능에 어떻게 영향을 미치는지 체계적으로 조사하기 위하여 실행되었다. 이를 위하여 Fe-Mn 이원계 합금 중 열적 ϵ 마르텐사이트와 변형유기 ϵ 마르텐사이트의 함량을 모두 광범위하게 변화시킬 수 있는 Fe-23%Mn 합금을 선택한 후 각각의 ϵ 마르텐사이트 함량에 따른 진동감쇠능의 변화를 측정·비교하였으며 그 결과를 미세조직과 연관지어 분석하였다.

2. 실험방법

본 연구에 사용된 Fe-23%Mn 합금은 순도 99.95%의 전해철과 99.7%의 전해망간을 고주파 진공 유도로를 이용하여 용해한 후 금형에 주조하여 마련하였다. 보호성 분위기중 1200°C에서 12시간 동안 유지하여 균질화처리한 후 화학조성을 분석하였으며, 그 결과를 Table 1에 나타 내었다. 균질화처리 후 잉곳트를 적당한 크기의 각재로 절단하고 표면의 스케일을 제거한 후 열간압연과 각종 기계적 가공을 통하여 소정의 치수를 갖는 시편을 제작하였다. Fe-23%Mn 합금의 마르텐사이트 변태온도(M_s , A_s , A_f)는 열팽창계를 이용하여 2°C/min의 속도로 가열·냉각하면서 측정하였으며, 그 결과를 Table 1에 함께 나타 내었다. 조직 내의 열적 ϵ 마르텐사이트 함량은 1050°C에서 1시간 동안 용체화처리한 시편을 공냉(25°C), 수냉(3°C), 공냉 후 심냉(-196°C)하는 방법을 통하여 20~52%까지 변화시켰으며, 변형유기 ϵ 마르텐사이트 함량은 공냉한 시편을 상온에서 0~20%까지 두께감소율을 변화시키면서 냉간압연하여 20~75%까지 조절하였다. 냉각온도 및 두께감소율에 따른 각 상의 부피분율은 X선 회절시험(Fe-K α)을 통하여 측정하였는데, 이 때 γ 오스테나이트는 $\chi(200)$, α' 마르텐사이트는 $\alpha'(110)$ 피크를 이용하였으며 ϵ 마르텐사이트는 냉각 또는 가공 중 나타날 수 있는 우선방위(preferred orientation)를 고려하여 40~120° 범위의 회절각(2 θ)에서 얻어진 모든 회절피크를 이용하였다. 자세한 계산과정은 다음의 참고문헌에 잘 나와있다[18]. 냉각 및 변형에 따른 미세조직의 변화는 과염소산

(HClO₄)과 아세트산(CH₃COOH)을 1:9의 비율로 혼합한 용액에서 전압 20 V, 전류 20 mA의 조건으로 시편을 전해연마한 후 1.2% 피로아황산칼륨(K₂S₂O₈) 수용액으로 에칭하여 광학현미경으로 관찰하였다. 한편, 하부조직은 광학현미경 조직관찰에 사용한 전해연마용액에서 전압 30 V, 전류 30 mA의 조건으로 박막시편을 제트연마한 후 200 kV의 가속전압으로 작동하는 투과전자현미경(JEOL JEM-200CX)으로 관찰하였다. 냉각 및 변형에 따른 정도의 변화는 마이크로비커스 경도계를 이용하여 하중 500 g 하에서 측정하였으며, 각 경도값은 10회 측정값의 평균치를 취하였다. 진동감쇠능의 측정은 외팔보형 진동감쇠능 측정장치를 이용하였으며, Fig. 1에 장치의 개략도와 시편의 형상을 나타내었다. 진동감쇠능을 나타내는 수치로는 대수감쇠율(logarithmic decrement, δ)을 사용하였으며, 그 정의는 이웃하는 두 변형진폭의 비에 자연대수를 취한 것으로 다음 식과 같다.

Fig. 1. Schematic illustration of damping test assembly and dimension of its specimen (in mm).

Table 1. Chemical composition and martensitic transformation temperatures (M_s , A_s and A_f) of Fe-23%Mn alloy

Alloy	Chemical composition (wt.%)			Transformation temperature (°C)		
	Mn	C	Fe	M_s	A_s	A_f
Fe-23%Mn	23.30	0.015	bal.	114	162	214

$$\delta = \ln(Y_n/Y_{n+1}) \quad (1)$$

여기서, Y_n 과 Y_{n+1} 은 각각 n 번째와 $n+1$ 번째의 최대 변형진폭을 의미한다. 본 연구에서는 Y_n 에 해당하는 최대 변형진폭이 3×10^{-4} 이었다.

3. 실험결과

Fig. 2는 1050°C에서 1시간 동안 용체화처리한 후 각각 공냉(25°C), 수냉(3°C), 공냉 후 심냉(-196°C)한

Fe-23%Mn 합금의 광학현미경 조직사진이다. 냉각에 의해 생성되는 열적 ϵ 마르텐사이트의 경우 4개의 {111} 면에서 3개의 <112>방향으로 총 12개의 형제정 (variant)이 형성되며, 이 때 동일한 {111}면에서 생성된 3개의 형제정은 하나의 ϵ 마르텐사이트 플레이트를 구성하기 때문에 광학현미경 조직상에는 Fig. 2에 보이는 것과 같이 서로 다른 4개의 방위를 가지는 ϵ 마르텐사이트 플레이트만이 관찰된다[19,20]. 냉각온도가 낮아 질수록 ϵ 마르텐사이트 함량이 증가하면서 단위면적당 ϵ 마르텐사이트 플레이트의 수도 증가하는 것을 확인할 수 있으며, 이는 냉각온도의 저하에 따른 ϵ 마르텐사이트 함량의 증가가 이미 존재하는 ϵ 마르텐사이트 쪽의 증가가 아닌 오스테나이트 기지에서 생성된 새로운 ϵ 마르텐사이트의 핵이 성장하여 이루어짐을 의미한다. 따라서, Fe-Mn 합금의 γ (FCC) \rightarrow ϵ (HCP) 마르텐사이트 변태는 전형적인 비열탄성 변태임을 알 수 있다. 한편, ϵ 마르텐사이트 플레이트가 교차하는 부분에서 렌즈형태의 검은 상을 발견할 수 있는데 이는 BCC 구조를 가지는 α' 마르텐사이트로 ϵ 마르텐사이트 플레이트의 교차부위에서 발생한 내부응력을 완화시키기 위해 주로 발생하는 것으로 알려져 있다[21]. Fig. 3은 용체화처리한 후 수냉(3°C)한 Fe-23%Mn 합금의 투과전자

Fig. 2. Optical microstructures of Fe-23%Mn alloy subjected to cooling at various temperatures after solution treatment : (a) 25°C, (b) 3°C and (c) -196°C.

Fig. 3. Bright field TEM images of Fe-23%Mn alloy subjected to cooling at 3°C after solution treatment, showing (a) stacking faults in γ austenite and (b) stacking faults inside an ϵ martensite plate.

현미경 조직사진으로 전형적인 Fe-Mn 합금의 하부조직을 관찰할 수 있다. ϵ 마르텐사이트 플레이트들과 더불어 γ 오스테나이트 기지 내에 넓게 확장된 적층결합을 확인할 수 있으며(Fig. 3-(a)), 이것은 이 합금의 적층결합에너지가 매우 낮음을 입증하는 것이다. 하나의 ϵ 마르텐사이트 플레이트 내부에는 수많은 적층결합이 기저면과 평행하게 존재하는 것을 쉽게 발견할 수 있는데(Fig. 3-(b)), 이렇게 결합이 많은 ϵ 마르텐사이트의 구조는 냉각시 자발적인 $\gamma \rightarrow \epsilon$ 마르텐사이트 변태 중 발

생하는 자기조정(self-accommodation) 과정에 기인한다 [20,22].

Fig. 4는 용체화처리한 후 공냉한 시편을 상온에서 5, 10 및 20%의 두께감소율로 냉간압연한 다음 미세조직의 변화를 광학현미경으로 관찰한 결과이다. 5% 압연한 후 미세한 변형유기 ϵ 마르텐사이트의 생성으로 인하여 단위면적당 ϵ 마르텐사이트 플레이트의 수와 ϵ 마르텐사이트의 함량이 가공전과 비교하여 급격히 증가한 것을 확인할 수 있다. 한편, 부분적으로 폭이 크게 증가한 ϵ 마르텐사이트 플레이트 또한 관찰되고 있는데, 이것은 기존의 ϵ 마르텐사이트 플레이트 부근에 변형유기 ϵ 마르텐사이트가 생성되면서 합체되어 나타나는 현상이다. 10% 압연한 조직에서는 ϵ 마르텐사이트 함량이 더욱 증가하였으며, 20% 압연한 후에는 10% 압연한 조직과 비교하여 ϵ 마르텐사이트 함량의 증가가 크지 않은 반면 조직이 심하게 변형되어 오스테나이트와 마르텐사이트의 상간 구별이 어려워진 것을 관찰할 수 있다. 이 결과는 10~20%의 냉간압연도 구간에서 변형유기 마르텐사이트 변태보다는 완전전위의 슬립에 의한 소성 변형이 주요 변형기구로 작용하였음을 의미한다.

Fig. 5는 Fe-23%Mn 합금에서 냉각온도 및 냉간압연도에 따른 ϵ 마르텐사이트 부피분율의 변화를 X선 회절시험을 통하여 정량화한 결과이다. 열적 ϵ 마르텐사이트의 경우 냉각온도가 25°C에서 -196°C로 낮아짐에 따

Fig. 4. Optical microstructures of Fe-23%Mn alloy subjected to cold rolling after solution treatment : (a) 5% deformation, (b) 10% deformation and (c) 20% deformation.

Cooling Temperature (°C)

Fig. 5. Change in ϵ martensite volume fractions with cooling temperature and reduction in thickness for Fe-23%Mn alloy.

라 20~52%까지 부피분율이 변화하고 있다. 한편, 변형유기 ϵ 마르텐사이트의 경우 두께감소율 10%까지는 마르텐사이트 함량이 70%까지 급격히 증가하다가 그 이상의 가공도에서는 거의 포화되는 것을 알 수 있는데, 이는 Fig. 4에서 관찰할 수 있는 것과 같이 냉간압연율 10%까지는 주로 변형유기 ϵ 마르텐사이트 변태가 일어나지만 10% 이상에서는 소성변형이 주로 나타나기 때문이라 생각된다. Fig. 5에는 나타나지 않았지만 α' 마르텐사이트의 경우 냉각에 의해서는 온도저하에 따른 부피분율의 증가없이 약 3% 미만으로 유지되었으며, 변형에 의해서는 응력유기 $\epsilon \rightarrow \alpha'$ 마르텐사이트 변태로 인하여 부피분율이 지속적으로 증가하여 20% 가공 후 약 10%의 함량을 나타내었다. Fig. 6은 열적 ϵ 마르텐사이트와 변형유기 ϵ 마르텐사이트 부피분율에 따른 Fe-23%Mn 합금의 경도변화를 나타낸 것이다. 열적 ϵ 마르텐사이트의 경우 마르텐사이트 함량이 증가함에 따라 경도가 거의 직선적으로 증가하고 있으며, 이는 잘 알려져 있는 바와 같이 경도가 상대적으로 높은 ϵ 마르텐사이트 함량의 증가에 기인한 것이다. 한편, 변형유기 ϵ 마르텐사이트의 경우에는 70%까지(10% 냉간압연) 경도가 거의 선형적으로 증가하다가 그 이상으로 ϵ 마르텐사이트 함량이 증가하면 급격히 상승하는 것을 확인할 수 있는데, 이러한 결과는 10~20%의 냉간압연도 구간에서 소성변형으로 인한 가공경화가 급격히 발생하였음을 보여주는 Fig. 4의 미세조직 변화를 잘 뒷받침하고 있다.

Vickers hardness (H)

Volume fraction of ϵ martensite (%)

Fig. 6. Change in Vickers hardness with ϵ martensite volume fraction for Fe-23%Mn alloy.

Logarithmic decrement (δ)

Volume fraction of ϵ martensite (%)

Fig. 7. Change in logarithmic decrement with ϵ martensite volume fraction for Fe-23%Mn alloy.

Fig. 7은 Fe-23%Mn 합금에서 열적 ϵ 마르텐사이트와 변형유기 ϵ 마르텐사이트 함량에 따른 진동감쇠능의 변화를 나타낸 것이다. 열적 ϵ 마르텐사이트의 경우 진동감쇠능은 마르텐사이트 부피분율에 비례하여 직선적으로 증가하고 있는 것을 알 수 있다. 저자들은 이미 Fe-Mn 합금의 미세조직과 진동감쇠능과의 상관관계를 조사하여 (i) ϵ 마르텐사이트 내부에 존재하는 적층결합을 구성하는 1쌍의 부분전위들(적층결합경계), (ii) ϵ 마르텐사이트 플레이트를 구성하고 있는 형제정들 사이의 계면(형제정경계) 및 (iii) γ/ϵ 상계면과 같은 ϵ 오스테나이트 및 ϵ 마르텐사이트와 관련된 계면들이 탄성응력에 의해 이동함에 따라 발생하는 내부마찰(internal friction)이 주요 진동감쇠기구임을 제시한 바 있다 [16,17]. 따라서, Fe-Mn 합금의 전체 진동감쇠능(δ_{total})은 다음과 같이 나타낼 수 있다.

$$\delta_{total} = \Delta\delta_v + \Delta\delta_{sf} + \Delta\delta_{\gamma/\epsilon} + \delta_o \quad (2)$$

여기서, $\Delta\delta_v$, $\Delta\delta_{sf}$ 및 $\Delta\delta_{\gamma/\epsilon}$ 은 각각 ϵ 마르텐사이트 형제정경계, ϵ 마르텐사이트 내부의 적층결합경계 및 γ/ϵ 상계면의 이동과 관련된 진동감쇠능을 의미하며, δ_o 는 재료의 고유감쇠능이다. 열적 ϵ 마르텐사이트의 경우 마르텐사이트 함량에 비례하여 진동감쇠능이 증가하는 이유는 앞서 언급한 진동감쇠원들이 ϵ 마르텐사이트 함량에 비례하여 정량적으로 증가하기 때문이다. 한편, 변형유기 ϵ 마르텐사이트의 경우에는 70%(10% 냉간압연)까지 진동감쇠능이 지속적으로 증가하고 있으나, 그 이상에서는 급격히 감소하는 것을 확인할 수 있다. ϵ 마르

Fig. 8. Bright field TEM images of Fe-23%Mn alloy subjected to cold rolling after solution treatment : (a) 10% deformation and (b) 20% deformation.

텐사이트 함량의 증가와 더불어 단위면적당 진동감쇠원의 수도 증가할 것임에도 불구하고 70% 이상에서 진동감쇠능이 급격히 감소하는 원인을 확인하기 위하여 투과전자현미경으로 하부조직을 관찰하였다.

Fig. 8은 상온에서 각각 10%(70%의 ϵ 마르텐사이트)와 20%(75%의 ϵ 마르텐사이트) 냉간압연한 시편에 대한 투과전자현미경 조직사진이다. 사진으로부터 알 수 있는 바와 같이 10% 냉간압연한 조직에서는 완전전위가 거의 관찰되지 않은 반면, 20% 냉간압연한 후에는 많은 수의 완전전위가 조직 내에 도입된 것을 확인할 수 있다. 이는 Fig. 4와 6에서 이미 확인한 것과 같이 10~20%의 냉간압연도 구간에서 소성변형이 일어났음을 의미한다. 따라서, 변형유기 ϵ 마르텐사이트의 경우 70% 이상의 마르텐사이트 함량에서 진동감쇠능이 급격히 감소하는 이유는 소성변형에 의해 오스테나이트와 마르텐사이트 내부에 도입된 완전전위가 앞서 언급한 진동감쇠원들의 이동을 억제하는 역할을 하였기 때문이라고 생각된다. 한편, Fig. 8로부터 알 수 있는 중요한 결과는 동일한 ϵ 마르텐사이트 함량에서 변형유기 ϵ 마르텐사이트가 열적 ϵ 마르텐사이트보다 진동감쇠능이 더 높다는 것이다. Fig. 2와 4에 나타난 것과 같이 변형유기 ϵ 마르텐사이트가 열적 ϵ 마르텐사이트보다 훨씬 더

미세한 것을 감안하면 그 이유는 동일한 ϵ 마르텐사이트 함량에서 주요 진동감쇠원 중의 하나인 γ/ϵ 상계면의 밀도가 열적 ϵ 마르텐사이트보다 변형유기 ϵ 마르텐사이트에서 상대적으로 높기 때문이라고 판단된다. 이로 부터, ϵ 마르텐사이트 함량의 증가를 통한 Fe-Mn 합금의 진동감쇠능 향상을 위해서는 상온이하의 심냉처리보다 10% 이하의 냉간압연이 더욱 효과적이라는 사실을 유추할 수 있다.

5. 결 론

Fe-23%Mn 합금에서 열적 ϵ 마르텐사이트와 변형유기 ϵ 마르텐사이트 함량에 대한 진동감쇠능의 의존성을 조사한 결과 다음과 결론을 얻었다.

1. 열적 ϵ 마르텐사이트의 경우 용체화처리 후 냉각온도가 감소할수록 ϵ 마르텐사이트 함량이 증가하였으며, 이 때 진동감쇠능은 마르텐사이트 함량에 선형적으로 비례하였다. 이는 ϵ 마르텐사이트 함량의 증가와 더불어 ϵ 마르텐사이트 내부의 적층결함경계, ϵ 마르텐사이트의 형체정경계 및 γ/ϵ 상계면과 같은 Fe-Mn 합금의 주요 진동감쇠원의 수가 단위면적당 증가했기 때문이다.
2. 변형유기 ϵ 마르텐사이트의 경우 10%의 냉간압연도까지 ϵ 마르텐사이트 함량이 급격히 증가하였으며 그 이상의 가공도에서는 증가량이 매우 적었다. 진동감쇠능은 마르텐사이트 함량 70%(10% 냉간압연)까지 지속적으로 증가하다가 그 이상으로 함량이 증가하면 급격히 떨어지는 경향을 나타내었다. 투과전자현미경 조직관찰 결과, 그 이유는 10% 이상의 가공도에서는 변형유기 마르텐사이트 변태보다 소성변형이 주요 변형기구로 작용하며 이 때 도입된 완전전위가 진동감쇠원의 이동을 억제하였기 때문으로 생각된다.
3. ϵ 마르텐사이트 함량이 동일한 경우 변형유기 ϵ 마르텐사이트가 열적 ϵ 마르텐사이트보다 진동감쇠능이 높았다. 이는 변형유기 마르텐사이트가 열적 마르텐사이트보다 미세하여 주요 진동감쇠원중의 하나인 γ/ϵ 상계면의 단위면적당 계면적이 더 크기 때문으로 판단된다.

참고문헌

1. I. G. Ritchie and Z-L. Pan, Metall. Trans. A, 22A (1991) 607.
2. K. Sugimoto, J. Iron Steel Inst. Jpn., 14 (1974) 127.
3. D. W. James, Mater. Sci. Eng., 4 (1969) 1.
4. A. V. Siefert and F. T. Worrell, J. Appl. Phys., 22 (1951)

- 1257.
5. K. Kawahara, N. Sakura and Y. Nishizaki, *J. Jpn. Inst. Met.*, 57 (1993) 1089.
 6. K. Sugimoto, *J. de Physique*, 42 (1981) C-971.
 7. K. Suzuki, N. Nakanishi and H. Mitani, *J. Jpn. Inst. Met.*, 44 (1980) 43.
 8. O. Mercier, K. N. Melton and Y. de Preville, *Acta Metall.*, 27 (1979) 1467.
 9. H. C. Lin, S. K. Wu and M. T. Yei, *Metall. Trans. A*, 24A (1993) 2189.
 10. H. Masumoto, M. Hinai and S. Sawaya, *J. Jpn. Inst. Met.*, 51 (1987) 584.
 11. G. F. Weissmann, *Proc. ASTM*, 58 (1958) 869.
 12. 최종술, 김준동, 백승한, 대한민국특허 제 057437호, 1992년 12월 10일.
 13. C. S. Choi, M. E. Lee, S. H. Baik, Y. C. Son, J. C. Kim, J. H. Jun and Y. S. Ko, USA Patent No. 5290372, March 1 (1994).
 14. C. S. Choi, S. H. Baik and J. D. Kim, Japan Patent No. 2036558, March 28 (1996).
 15. J. H. Jun and C. S. Choi, *Scripta Mater.*, 38 (1998) 543.
 16. Y. K. Lee, J. H. Jun and C. S. Choi, *ISIJ International*, 37 (1997) 1023.
 17. J. H. Jun, Y. K. Lee and C. S. Choi, *Mater. Sci. Tech.*, 16 (2000) 389.
 18. 전중환, 박사학위논문, 연세대학교, (1997) 30.
 19. J. H. Yang and C. M. Wayman, *Acta Metall.*, 40 (1992) 2011.
 20. J.-L. Putaux and J.-P. Chevalier, *Acta Mater.*, 44 (1996) 1701.
 21. T. Katayama and H. Fujita, *J. Jpn. Inst. Met.*, 52 (1988) 935.
 22. T. Maki and K. Tsuzaki, *Proc. ICOMAT-92*, Monterey, California, (1992) 1151.