

# 방전 플라즈마 소결로 제조된 나노결정 Fe-7wt.%Mn 합금의 오스테나이트 안정성에 미치는 Mo 첨가 효과

신우철<sup>a</sup> · 손승배<sup>a,b</sup> · 정재길<sup>a,b</sup> · 이석재<sup>a,b\*</sup>

<sup>a</sup>전북대학교 신소재공학부, <sup>b</sup>전북대학교 신소재개발연구센터

## Effect of Mo Addition on the Austenite Stability of Nanocrystalline Fe-7wt.%Mn Alloy Fabricated by Spark Plasma Sintering

Woochul Shin<sup>a</sup>, Seung Bae Son<sup>a,b</sup>, Jae-Gil Jung<sup>a,b</sup> and Seok-Jae Lee<sup>a,b\*</sup>

<sup>a</sup>Division of Advanced Materials Engineering, Jeonbuk National University, Jeonju 54896, Republic of Korea

<sup>b</sup>Research Center for Advanced Materials Development, Jeonbuk National University, Jeonju 54896, Republic of Korea

(Received December 9, 2022; Revised December 27, 2022; Accepted December 27, 2022)

**Abstract** We investigate the austenite stability in nanocrystalline Fe-7%Mn-X%Mo (X = 0, 1, and 2) alloys fabricated by spark plasma sintering. Mo is known as a ferrite stabilizing element, whereas Mn is an austenite stabilizing element, and many studies have focused on the effect of Mn addition on austenite stability. Herein, the volume fraction of austenite in nanocrystalline Fe-7%Mn alloys with different Mo contents is measured using X-ray diffraction. Using a disk compressive test, austenite in Fe-Mn-Mo alloys is confirmed to transform into strain-induced martensite during plastic deformation by a disk d. The variation in austenite stability in response to the addition of Mo is quantitatively evaluated by comparing the k-parameters of the kinetic equation for the strain-induced martensite transformation.

**Keywords:** Fe-Mn-Mo alloy, Austenite stability, Strain-induced martensite, Spark plasma sintering

### 1. 서 론

최근 자동차 산업에서 우수한 강도와 연성을 가진 3~12 wt.% Mn 함량을 포함한 중방간강은 3세대 초고강도강(advanced high-strength steel, AHSS)으로 개발이 활발히 이뤄지고 있다. 변태유기소성(transformation-induced-plasticity, TRIP)강은 잔류 오스테나이트가 외부에서 가해진 변형에 따라 마르텐사이트로 상변태가 일어나면서 기계적 물성이 변화하는 특성을 보인다. 이에 따라 우수한 기계적 물성 확보가 가능하다[1]. 기존에 Mn 함량이 낮은 1세대 저합금 TRIP강에서 볼 수 없었던 수백 나노미터 크기의 잔류 오스테나이트가 중방간 TRIP강에서 관찰이 됨에 따라 열역학적 안정 분율과 다른 오스테나이트 분율을 확보할 수 있게 되어 많은 연구들이 진행되고 있다[2].

기계적 물성을 제어하는데 있어 상온에서의 오스테나이트 분율과 안정성이 중요한 요소로 작용되는데 오스테나이트 안정성은 합금의 화학 조성에 따라 결정된다[3, 4]. 철의 상태에서 오스테나이트와 페라이트가 안정적으로 존재하는 영역이 구분되어 있는데 오스테나이트 안정화 원소로 알려진 C, Mn, Ni 등의 합금 원소 첨가 시 함량 증가함에 따라 오스테나이트 격자 내에 고용되어 오스테나이트가 존재하는 범위를 증가시켜 오스테나이트 안정성을 향상시킨다[5, 6]. 오스테나이트 안정성은 결정립 크기도 영향을 받는데 결정립 크기가 미세할수록 오스테나이트 안정성이 향상되는 연구가 보고되었다[7].

분말 야금법은 주단조 공정에서 보이는 합금의 결정립 미세화에 대한 한계를 극복할 수 있는 공정이다. 분말 야금 공정 속 기계적 합금화(mechanical alloying, MA)는 기

- 신우철: 학생, 손승배·정재길·이석재: 교수

\*Corresponding Author: Seok-Jae Lee, TEL: +82-63-270-2298, FAX: +82-63-270-2305, E-mail: seokjaelee@jbnu.ac.kr

존의 합금화 방식에 비해 상대적으로 간단하고 효과적이다. 기계적 합금화는 고 에너지 볼 밀링으로 하여금 분말들 사이의 냉간 압접(cold welding) 및 파쇄(fracturing) 공정의 반복으로 이루어지며 nm 수준의 결정 크기를 갖는 합금 분말을 제조할 수 있다. 방전 플라즈마 소결(spark plasma sintering, SPS)은 다양한 소결 방식 중 하나로 분말로 충전한 흑연 몰드에 압력을 가함과 동시에 펄스 전류를 흘려 소결하는 방식이다. 이는 빠른 시간 내에 소결을 할 수 있기 때문에 입자 성장을 억제시켜 미세 결정립 크기의 소결체 제조가 가능하다[8, 9].

선행 연구에서 Lee 등[10, 19]은 철계 소결합금에서의 오스테나이트 안정성을 정량적으로 평가하여 오스테나이트 안정화 원소 첨가량에 따른 오스테나이트 분율이 비례함과 결정립 크기에 의한 오스테나이트 안정성이 증가함을 보고하였다. 이 소결 방식을 이용하여 최근 TRIP강재 성분의 소결 합금에 대한 연구 또한 진행되고 있는데 대부분의 연구는 오스테나이트 안정성을 높이는 오스테나이트 안정화 원소 첨가에 집중이 되어 있다.

이번 연구에서는 페라이트 안정화 원소 Mo를 첨가하여 Fe-7wt.%Mn-Xwt.%Mo(X=0,1,2) 합금 분말을 고 에너지 볼 밀링을 통해 제조하고 방전 플라즈마 소결을 통해 소결합금을 제조하였다. 이전에 보고된 실험 중 공정제어제(process control agent, PCA) 첨가량 및 밀링 시간에 따른 Fe-7wt.%Mn의 오스테나이트 분율을 비교한 결과에서 가장 높은 분율의 오스테나이트를 보인 Fe-7wt.%Mn 조건으로 진행하였다[10]. 분말 야금 페라이트 안정화 원소 Mo를 첨가 시 기계적 특성과 압축 전과 후의 오스테나이트 분율에 대해 조사하여 Mo첨가 효과를 알아보았다.

## 2. 실험방법

본 연구에서는 초기 분말로 Fe 분말(Alfa Aesar, 순도 99%, 평균 입도 <math>74 \mu\text{m}</math>)과 Mn 분말(Alfa Aesar, 순도 99%, 평균 입도 <math>10 \mu\text{m}</math>) 그리고 Mo 분말(Alfa Aesar, 순도 99%, 평균 입도 <math>3\sim 7 \mu\text{m}</math>)을 사용하였다. 기계적 합금화를 이용하여 나노 결정 Fe-7 Mn-x Mo(wt.%) (x=0, 1, 2) 합금 분말을 제조하였다. 기계적 합금화는 직경 10.0 mm의 FeCrC 볼과 혼합 분말의 비율(ball to powder ratio, BPR)을 30:1로 설정하고 공정 제어를 돕는 스테아릭산( $\text{CH}_3(\text{CH}_2)_{16}\text{CO}_2\text{H}$ , Alfa Aesar)을 혼합 분말 중량의 1wt% 첨가하여 SKD-11 용기에 넣고 고 에너지 볼 밀 장비(FRITSCH, Pulverisette-6)를 이용해 수행하였다. Ar 분위기에서 250 rpm으로 24시간 진행하는 동안 냉간 압접과 파쇄 과정이 균형을 이루었다. 밀링된 합금 분말을 외경 35 mm, 내경 10 mm, 높이 40 mm의 원통형 흑연 몰드에

충진시킨 후, 방전 플라즈마 소결(SPS)을 이용하여 소결을 진행하였다. 소결은 고 진공 분위기 속 80 MPa의 압력을 가한 상태에서  $1000^\circ\text{C}/\text{min}$ 의 속도로  $1000^\circ\text{C}$ 까지 승온 시켰고 유지 시간없이 상온까지 공기중에서 냉각하였다. 소결이 치밀하게 되었는가 확인하기 위해 식 (1)을 통해 상대 밀도, 식 (2)를 통해 이론 밀도 그리고 아르키메데스법을 통해 실제 밀도를 측정하였다[11].

$$\rho_r = \frac{\rho_a}{\rho_t} \quad (1)$$

$$\rho_t = (1.270X_{\text{Fe}} + 1.380X_{\text{Mn}} + 1.076X_{\text{Mo}})^{-1} \times 10^3 \quad (2)$$

$\rho_r$ 은 상대 밀도,  $\rho_t$ 는 이론 밀도,  $\rho_a$ 는 실제 밀도, X는 각 원소의 중량 분율이다.

경도 시험은 디지털 마이크로 비커스 경도기(TIME GROUP, TH715)를 이용하여 측정하였다. 소결체의 압축 변형을 가하기 위해 Brazilian 실험[12]이라 불리는 디스크 압축 시험법을 채택하였다. 디스크 압축 시험은 소결 합금을 직경 10 mm, 5 mm 높이의 디스크 형태로 가공하여 지름 방향에 대해  $1 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ 의 변형 속도로 만능 시험기(INSTRON 5569)에서 압축 실험을 수행하였다. 압축에 따른 상분율 변화를 관찰하기 위해 만능 시험기의 최대 하중까지 압축을 가하여 변형을 주어 시험을 실시하였다. 샘플의 상 분석은 X선 회절(X-ray diffraction, XRD, Shimadzu XRD-6100)을 사용하였다. Cu  $K_\alpha$  타겟을 사용하였고 40 kV와 30 mA 조건에서  $2^\circ/\text{min}$  속도로 분석하였다. 오스테나이트 상분율은 X선 회절에서의 회절 피크 강도를 이용한 계산을 통해 측정하였다.

## 3. 결과 및 고찰

그림 1은 Fe, Mn, Mo 각 원소 분말과 고 에너지 볼 밀링을 통해 기계적 합금화된 Fe-7wt.%Mn-Xwt.%Mo(X=0,1,2) 합금 분말의 XRD 분석 결과이다. 이를 통해 Fe-7wt.%Mn-Xwt.%Mo(X=0,1,2) 합금 분말에서 첨가 원소들이 Fe 기지 내에 기계적 합금화가 완료되었음을 확인하였다.

합금 분말을 방전 플라즈마 소결을 통해 소결하였고 실제 밀도  $7.69 \text{ g}/\text{cm}^3$ , 이론 밀도  $7.76 \text{ g}/\text{cm}^3$ 로 소결한 시편의 상대밀도는 99.1%로 측정되어 완전한 소결체를 제조할 수 있음을 확인하였다. 각 소결 시편의 XRD 분석결과는 그림 2(a)에 나타냈다. 소결 시편의 결정 크기는 XRD 분석 결과로부터 반치전폭(full width at half maximum, FWHM)과 Bragg 각도를 이용하여 식 (3)과 같이 Williamson-Hall 방정식으로 계산하였다[13, 14].

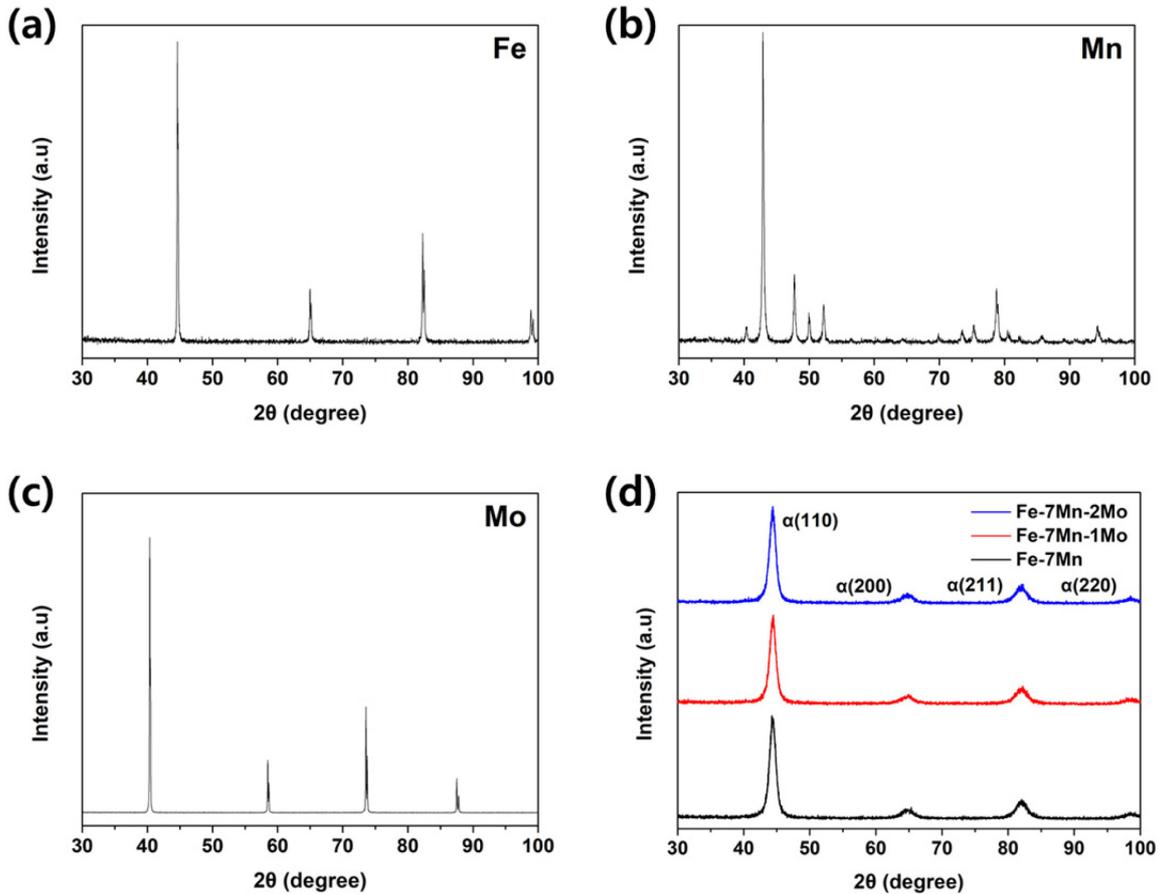


Fig. 1. XRD patterns of the raw (a) Fe, (b) Mn, (c) Mo powders, and (d) milled Fe-Mn-Mo powder.

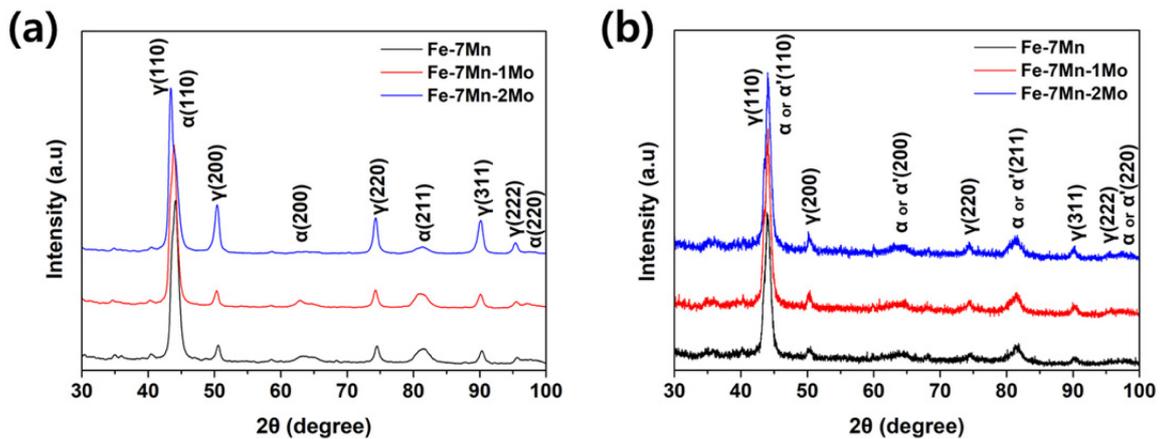


Fig. 2. XRD patterns of the (a) sintered samples and (b) 12% compressed samples.

$$\beta_r \cdot \cos \theta = \frac{k \cdot \lambda}{D} + \eta \cdot \sin \theta \quad (3)$$

식 (3)의 각 항은 다음과 같다.  $\beta_r$ 는 소결 시편의 XRD 피크 속 반치전폭,  $\theta$ 는 Bragg 각도,  $k$ 는 Scherrer 상수,  $\lambda$ 는 Cu  $K_\alpha$  타겟의 파장(=1.5406 Å),  $D$ 는 결정 크기(nm), 그리고  $\eta$ 는 변형률이다.  $\sin \theta$ 와  $\beta_r \cdot \cos \theta$ 를 x, y축으로 설정하고 회절이 일어난 Bragg 각에서의 추세선을 그려 y절

편을 구하고 이를 통해 각 소결 시편의 결정 크기를 계산하였다. 식 (3)에 의해 계산된 소결 시편의 결정 크기는 Fe-7wt.%Mn 시편은 9.6 nm, Fe-7wt.%Mn-1wt.%Mo는 10.8 nm, 그리고 Fe-7wt.%Mn-2wt.%Mo는 8.7 nm였다. 이는 고에너지 볼 밀링 공정 동안 냉간 압접(cold welding) 및 파쇄(fracturing)가 반복되어 나노 크기 결정의 분말을 생성했음을 보여준다.

그림 2는 Mo 첨가량에 따른 소결 합금과 12% 변형된 소결 합금의 XRD 분석 결과이다. 소결 합금과 변형된 소결 합금 모두  $\alpha$  페라이트 혹은  $\alpha'$  마르텐사이트 피크와 오스테나이트 피크가 관찰되었는데, 이는 소결 전 분말 상태 일 때 상온 페라이트에서 1000°C까지 소결하는 동안 오스테나이트로 상 변화가 일어나고 상온까지 냉각되면서 고온 안정 상인 오스테나이트가 일부 변태하지 않고 잔류했기 때문이다.

JMatPro 소프트웨어를 이용한 열역학 계산을 통해 Fe-7wt.%Mn 합금의 평형  $\gamma \rightarrow \alpha$  상변태 온도는 701.6°C이며 상온 25°C에서 평형 상분율은 페라이트가 89.8 vol.%이고 오스테나이트가 10.2 vol.%임을 확인하였다. Mo는 페라이트 안정화 원소로 알려져 있으며 Fe-7wt.%Mn-1wt.%Mo 합금의 평형  $\gamma \rightarrow \alpha$  상변태 온도는 710.3°C로 높아졌으며 이는 Fe-Mn 상태도에서 페라이트 영역이 확장되었음을 의미한다. Fe-7wt.%Mn-1wt.%Mo 합금의 상온 페라이트와 오스테나이트 상분율은 각각 87.8 vol.%와 10.0 vol.%이다. Mo 첨가로 인해서 특이한 것은 LAVES 상이 약 2.2 vol.% 정도 석출된다는 것이다. LAVES 상의 평형 조성은 58.75% Fe-7.92%Mn-33.33%Mo(at.%)이다. 상온에서 페라이트와 오스테나이트 내에 Mo의 고용도가 거의 0( $\sim 10^{-5}$  at.%)에 가깝기 때문에 석출되는 금속간 화합물이다. Fe-7wt.%Mn-2wt.%Mo 합금은 732.6°C의 평형  $\gamma \rightarrow \alpha$  상변태 온도를 보인다. Mo 첨가에 의한 페라이트 영역이 급격하게 증가함을 확인할 수 있다. 하지만 특이한 점은 페라이트 영역이 확장되었음에도 불구하고 상온에서의 평형 오스테나이트 분율은 10.0 vol.%로 1wt.%Mo가 첨가되었을 때와 차이가 없다. 대신 Mo 증가로 인해 LAVES 상분율이 3.5 vol.% 정도로 증가하였고 페라이트 분율은 86.5 vol.%로 약간 감소하였다. 열역학 계산 분석 결과 Mo 첨가에 따른 페라이트와 오스테나이트 내에 Mn 고용도의 변화는 없는 것으로 나타났으며 단지 LAVES 상의 석출과 변화에만 관여한 것으로 판단된다.

그림 3은 XRD 분석을 통해 변형에 따른 소결 합금의 오스테나이트 부피 분율 변화를 나타내었다. XRD 분석 결과를 토대로 Averbach-Cohen 모델을 이용하여 계산하였다[15]. 이를 통해 Fe-7wt.%Mn 시편의 경우 오스테나이트 분율이 소결 시편을 12% 압축변형 시 56.0 vol.%에서 42.0 vol.%로, Fe-7wt.%Mn-1wt.%Mo 시편은 58.0 vol.%에서 48.0 vol.%로, Fe-7wt.%Mn-2wt.%Mo 시편은 82.0 vol.%에서 46.8 vol.%로 감소하였다.

열역학 계산 결과 Mo 첨가에 따른 평형 오스테나이트의 분율 차이는 0.2 vol.%로 매우 미비함을 알 수 있다. 또한 Fe-7wt.%Mn에서 평형 오스테나이트 상분율도 10.2 vol.%로 XRD로 측정된 소결 시편의 56.0 vol.%와는 차이

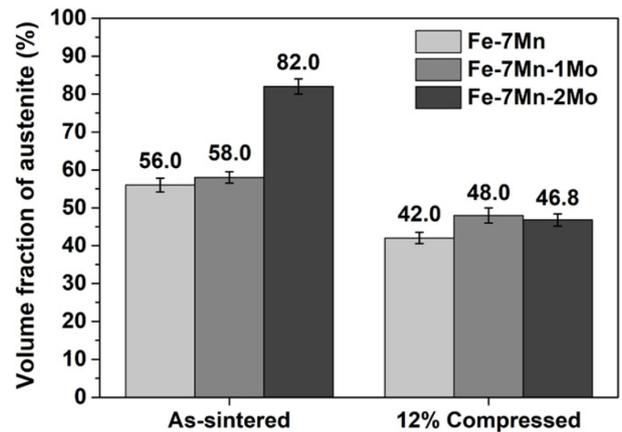


Fig. 3. Variation of the volume fraction of austenite according to the compressive strain.

가 매우 크다. 이는 화학조성에만 기반한 열역학 계산과는 달리 실제 금속 소결을 통해 제조된 시편의 경우 9.7 nm의 결정립 크기로 인해 오스테나이트 안정성이 높아졌기 때문이다[16-19]. 오스테나이트의 열역학적 평형 상분율인  $\sim 10.0$  vol.%와 비교하여 매우 높은 상분율을 갖는 상태의 소결 시편이 외부로부터 압축 변형이 되면 소성 유기 마르텐사이트(strain-induced martensite)로 상변태가 발생한다. 실제로 압축 변형된 시편에서 오스테나이트 분율이 모두 감소함을 확인할 수 있다.

Mo 첨가에 의해 소결 시편의 상온 오스테나이트 안정도가 매우 높아졌음을 알 수 있다. Mo 첨가에 무관하게 결정립 크기가 평균 9.7 nm로 매우 미세하다. 결정립이 나노 크기로 미세화 될수록 냉각 중 오스테나이트에서 마르텐사이트로 무확산 변태가 일어나는 온도인  $M_s$ (martensite start) 온도가 급격하게 감소함이 보고되고 있다[20, 21]. 이는 상온에서 오스테나이트 분율이 늘어남을 의미한다. 또한 실제 소결 시편에서는 열역학 평형 상태에서 존재하는 LAVES 상이 부재할 것으로 생각된다. Fe-7wt.%Mn-1wt.%Mo 조성에서 냉각 중 581.9°C에서 LAVES 상의 석출이 시작된다. 이때 페라이트는 67.8 vol.% 정도 이미 상변태가 진행되었다. XRD 측정 결과 상온에서 페라이트가 변태된 분율은 42.0 vol.% 수준으로 LAVES 상이 석출되는 평형 온도일 때의 페라이트 분율에 미치지 못함을 알 수 있다. LAVES 상이 석출되지 않은 상태는 Mo가 오스테나이트와 페라이트에 고용된 상태로 존재함을 의미한다. 냉각 시 Mo의 첨가는  $M_s$  온도는 낮추는 효과가 있다[22]. 따라서 LAVES 상의 부재로 인한 고용된 Mo의 존재는 그 함량에 비례하여  $M_s$  온도는 낮추고 상온에서의 오스테나이트 분율을 높이는데 기여하게 된다. 이러한 이유로 인해서 Fe-7wt.%Mn-2wt.%Mo 소결 시편에서 82.0 vol.%에 이르는 높은 오스테나이트 분율이 관찰되었다. 하지만 Mo

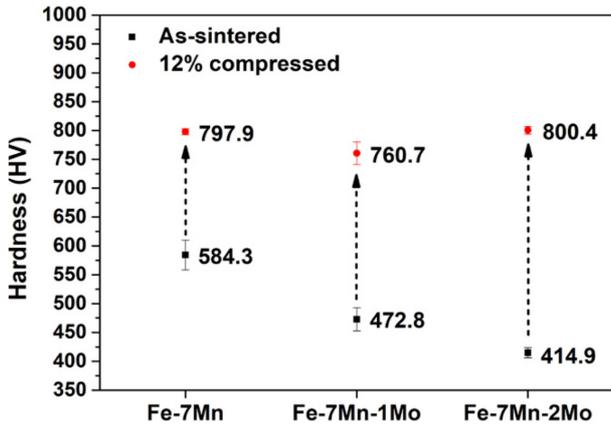


Fig. 4. Hardness comparison of the samples varied with the plastic compression.

첨가량에 무관하게 평형 오스테나이트 분율은 거의 10.0 vol.%로 일정하였고 외부에서 동일한 압축 변형을 가해졌을 때 평형 상분율과 차이가 큰 Fe-7wt.%Mn-2wt.%Mo 소결 시편에서  $\gamma \rightarrow \alpha$  상변태 속도가 빠름을 확인할 수 있다.

그림 4는 소결 합금의 디스크 압축 시험 전후에 측정된 경도 변화를 나타내고 있다. Fe-Mn-C 소결 합금에서 오스테나이트와 페라이트 영역의 미세 경도 측정 결과 오스테나이트의 경도가 더 낮음을 보고하고 있다[23]. 따라서 시편의 초기 경도 값이 오스테나이트 분율이 82.0 vol.%로 가장 높은 Fe-7wt.%Mn-2wt.%Mo 소결 시편에서 가장 낮은 값을 보였다. Mo가 1 wt.% 첨가된 시편의 경우 Mo가 첨가되지 않은 Fe-7wt.%Mn 시편과 비교하여 비슷한 오스테나이트 상분율에도 불구하고 비교적 낮은 경도 값을 보이는데 이는 결정립 차이에 의한 것으로 생각된다. Fe-7wt. %Mn 시편은 9.6 nm의 결정립 크기를 보이는 반면 Fe-7wt.%Mn-1wt.%Mo는 10.8 nm의 결정립 크기를 보였다. Hall-Petch 관계식에 따라 결정립이 미세해질수록 강도와 경도가 높아지기 때문이다[24].

디스크 압축 시험 후 경도의 증가는 Fe-7wt.%Mn-2wt.% Mo 시편이 가장 큰 변화를 보였는데 이는 역시 소성 변형에 의해 30.0 vol.% 이상의 오스테나이트가 소성 유기 마르텐사이트로 변태되었기 때문이다. 압축 시험된 시편의 XRD 분석 결과 Fe-7wt.%Mn 시편의 오스테나이트 분율이 가장 낮음에도 불구하고 Fe-7wt.%Mn-2wt.%Mo 시편이 더 높은 경도 값을 보이는 이유는 고용된 Mo에 의한 경도 상승 효과로 생각된다.

소성 유기 마르텐사이트 변태 모델에 적용하여 Mo 첨가에 의한 오스테나이트 안정성 변화와 소성 유기 마르텐사이트 변태 거동을 평가하였다. 변형율의 함수로 이루어진 여러 소성 유기 마르텐사이트 변태 모델이 존재한다. 본 연구에서는 Fe 기반의 소결합금에 적용된 식 (4)와 같

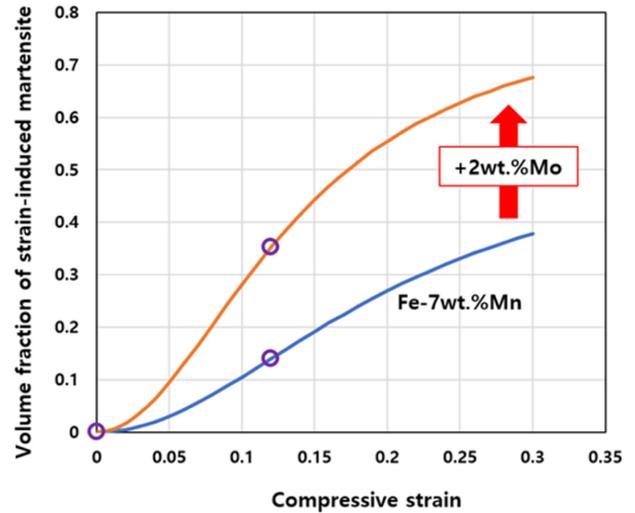


Fig. 5. Effect of Mo addition on the strain-induced martensite formation in Fe-7wt.%Mn. The open circles are the measured volume fraction of strain-induced martensite.

은 변태 거동 모델을 사용하였다[25].

$$V_{\alpha} = \frac{V_{\gamma}^0}{1+p/(k\varepsilon^p \cdot V_{\gamma}^0)} \quad (4)$$

$V_{\alpha}$ 는 소성 유기 마르텐사이트 분율,  $V_{\gamma}^0$ 는 초기 오스테나이트 분율 그리고  $\varepsilon$ 는 소성 변형율을 의미한다.  $k$ 는 오스테나이트 안정성과 관련된 상수인데 이 값이 낮을수록 오스테나이트 안정도가 높다는 것을 의미한다.  $p$ 는 자기 촉매 효과를 의미하는 상수이다. 기존 연구들에서 소결된 Fe-Mn 합금의 경우  $p$ 값으로 2를 적용하였다[16-18].

그림 5는 식 (4)를 이용하여 계산한 소성 유기 마르텐사이트 변태 거동에 미치는 Mo 첨가 효과를 보여주고 있다. 압축 변형률 12%일 때 측정된 소성 유기 마르텐사이트 분율을 이용하여 구한  $k$ 는 Fe-7wt.%Mn 합금과 Fe-7wt.%Mn-2wt.%Mo 합금에서 각각 82.7과 127.4로 계산되었다. Mo 첨가에 의해  $k$ 값이 증가하였으며 이는 오스테나이트 안정성이 감소하였음을 의미한다. 따라서 동일 변형률에 대해서 더 많은 분율의 오스테나이트가 소성 유기 마르텐사이트로 빠르게 변태됨을 확인하였다.

#### 4. 결 론

본 연구에서는 고 에너지 불 밀링으로 기계적 합금화한 후 방전 플라즈마 소결을 통해 Mo첨가량에 따른 Fe-7wt.%Mn-Xwt.%Mo(X=0,1,2) 합금을 제조하였다. 99.1%의 상대 밀도로 치밀한 소결체로 주조/가공재와 같은 거동을 보일 수 있었다. X-선 회절 분석법을 통해 각 소결 시편의 상을 확인하고 결정립 크기를 계산하였다. 소결 시편

평균 결정립 크기가 9.7 nm로 미세 결정립 크기 효과에 따른 높은 오스테나이트 안정성을 보였다. Mo 함량이 증가할수록 오스테나이트 분율이 높게 나타나 오스테나이트의 안정성이 높아짐을 확인하였으며 압축 변형이 진행됨에 따라 상온에 존재하는 잔류 오스테나이트가 소성 유기 마르텐사이트로 변태하였다. 사용된 소성 유기 마르텐사이트 변태 모델을 통해 소성 유기 마르텐사이트 변태 거동을 평가함으로써 오스테나이트 안정성의 지표를 나타내는 상수  $k$  값을 확인하였다. 이때 Mo 첨가에 따른  $k$  값이 증가하여 오스테나이트 안정성이 감소하였고 동일 변형률에 비해 더 많은 분율의 오스테나이트가 소성 유기 마르텐사이트로 변태됨을 확인하였다. 이러한 결과는 압축 전과 후의 경도 사이 증가 폭에서도 확인되었다.

### Acknowledgements

This work was supported by a Korea Institute for Advancement of Technology grant, funded by the Korea Government (MOTIE) (P0002019), as part of the Competency Development Program for Industry Specialists.

### References

- [1] S. Yan, Q. Wang, X. Chen, C. Zhang and G. Cui: *Vacuum*, **163** (2019) 194.
- [2] Z. C. Li, H. Ding, R. D. K. Misra and Z. H. Cai: *Mater. Sci. Eng. A*, **682** (2017) 211.
- [3] K. Kim and S. J. Lee: *Mater. Sci. Eng. A*, **698** (2017) 183.
- [4] Y. Sakuma, O. Matsumura and H. Takechi: *Metall. Trans. A*, **22A** (1991) 489.
- [5] J. Chipman: *Metall. Trans.*, **3** (1972) 55.
- [6] H. K. D. H. Bhadeshia: *Steels microstructure and properties*, 3<sup>rd</sup> ed. Elsevier, (2013).
- [7] S. J. Lee, S. Lee and B. C. De Cooman: *Int. J. Mater. Res.*, **104** (2013) 423.
- [8] C. Keller, K. Tabalaiev, G. Marnier, J. Noudem, X. Sauvage and E. Hug: *Mater. Sci. Eng. A*, **665** (2016) 125.
- [9] J. H. Ryu, S. S. Shin, B. R. Ryu, K. S. Kim, J. H. Jang, I. H. Oh, K. T. Kim and H. K. Park: *J. Powder Mater.*, **24** (2017) 302.
- [10] S. Choi, N. Seo, J. Jun, S. B. Son and S. J. Lee: *J. Powder Mater.*, **27** (2020) 414.
- [11] Y. Kang, S. Yoon, M. Kim and S. J. Lee: *ASCT*, **23** (2014) 151.
- [12] A. T. Procopio, A. Zavaliangos and J. C. Cunningham: *Mater. Sci.*, **38** (2003) 3629.
- [13] C. Suryanarayana: *Prog. Mater. Sci.*, **46** (2001) 1.
- [14] G. K. Williamson and W. H. Hall: *Acta Metall.*, **1** (1953) 22.
- [15] B. L. Averbach and M. Cohen: *Trans. AIME.*, **196** (1948) 1.
- [16] J. Jeon, S. Choi, N. Seo, Y. H. Moon, I. J. Shon and S. J. Lee: *Arch. Metall. Mater.*, **65** (2020) 1249.
- [17] N. Seo, J. Jeon, G. Kim, J. Park, S. B. Son and S. J. Lee: *J. Powder Mater.*, **27** (2020) 373.
- [18] G. Kim, J. Jeon, N. Seo, S. Choi, M. S. Oh, S. B. Son and S. J. Lee: *Arch. Metall. Mater.*, **66** (2021) 759.
- [19] G. Kim, J. Jeon, N. Seo, J. Park, S. B. Son and S. J. Lee: *J. Powder Mater.*, **28** (2021) 246.
- [20] S. Takaki, K. Fukunaga, J. Syarif and T. Tsuchiyama: *Mater. Trans. A*, **7** (2004) 2245.
- [21] S. J. Lee and K. S. Park: *Metall. Mater. Trans. A*, **44** (2013) 3423.
- [22] D. Barbier: *Adv. Eng. Mater.*, **16** (2014) 122.
- [23] S. Yoon, S. Kang, Y. Choi, H. Choi and S. J. Lee: *Powder Tech.*, **298** (2016) 106.
- [24] F. Yin, G. J. Cheng, R. Xu, K. Zhao, Q. Li, J. Jian, S. Hu, S. Sun, L. An and Q. Han: *Scr. Mater.*, **155** (2018) 26.
- [25] S. J. Oh, D. Park, K. Kim, I. J. Shon and S. J. Lee: *Mater. Sci. Eng. A*, **725** (2018) 382.