

Fe_{0.8}Co_{0.18}(BN)_{0.02}의 열처리 및 소성변형에 의한 결정구조와 자기적 성질

김정기 · 한경훈 · 이상문 · 정재운 · 김예니

한양대학교 물리학과, 서울 133-791

신경호

한국과학기술연구원 박막기술연구센터, 서울 136-791

(2000년 8월 17일 받음 2000년 9월 15일 최종수정본 받음)

Fe_{0.8}Co_{0.18}(BN)_{0.02}의 구조와 자기적성질은 최대출력 3.5 kW인 고주파에 의한 아르곤 플라즈마 분위기에서 제작되었고, 제작된 시료는 상온에서의 X선 회절과 진동시료자력계를 이용한 자기이력곡선 측정 방법에 의해서 조사하였다. 시료는 수압기로 9,000 N/cm²의 압력을 가하여 일약형태 제작하여 열처리와 가공처리를 네단계로 수행하였다. 첫 번째 단계에 의해서 준비된 시료의 X선 회절결과는 결정구조는 균질이며 각 시료는 동일한 결정구조를 갖는 단일결정상(single crystal phase)이며, 최종 900 °C 열처리를 통해서 시료내부에 존재하는 잔류응력이 제거된다. 롤링율과 열처리온도를 증가함으로써, 포화자화와 잔류자화는 증가하고, 보자력은 감소하는 한다. 잔류자화는 열처리에 의한 효과보다는 롤링율과 방향에 의해서 변화의 폭이 크다. 또한 보자력은 롤링율과 방향 뿐만 아니라 열처리온도에 의해서도 영향을 받는다. 이 결과로서 롤링과 열처리효과에 의해서 시료내부에 존재하는 개재물과 잔류응력이 제거되어 자력이동이 용이해졌음을 의미하며, 또한 롤링에 의해서 동축원자쌍 생성되어 롤링방향에 평행한 극부 유도자화용이축이 생성되었음을 의미한다.

I. 서 론

Fe_{100-x}Co_x계 합금의 구조는 X-ray 회절[1]을 이용하여 연구되어졌으며, 자기적 성질은 중성자 회절[2], Mössbauer spectroscopy[3] 그리고 자화측정(magnetization measurement)실험[4]을 통해서 연구되었다. 한편 Fe_{100-x}Co_x계 합금은 광범위한 온도범위에 걸쳐 bcc(body centered cubic) 구조를 형성하고 있으며, Co의 조성비가 30 < x < 70의 범위까지는 약 730 °C 온도 부근에서 disordered bcc 구조에서 CsCl구조로의 상변환을 행한다[5]. 따라서 ordered Fe-Co계 합금은 높은 포화자화값, 높은 Curie 온도 그리고 작은 결정자기이방성 K₁의 특성을 가지고 있어 항공터빈엔진, 자성배어링과 같은 고온물질, 그리고 고밀도기록매체 대체물질 등에 중요한 장점을 가지고 있는 연자성체 합금 중 하나이다[6]. 그러나 이런 Fe-Co계 합금은 깨지기 쉽고 가공하기 어려운 물질이어서 가공할 수 있는 합금으로 만들기 위해 V과 같은 제3원소를 첨가한다. 깨지기 쉬운 Fe-Co의 이원합금은 위에서 언급 했듯이 730 °C 이하에서 bcc와 ordered L₂₀ 초격자구조를 형성하며, 여기에 제3원소를 첨가하면 L₁₂ 구조의 이차상(2nd phase)을 유도하는 것으로 알려졌다[7].

일반적으로 bulk 합금의 자기적 성질은 미세 구조적 성질과 매우 밀접한 관계를 가지고 있어서, hysteresis 곡선

의 모양, 보자력, 그리고 초기 투자율 등은 결정 이방성상수와 자왜상수등과 같은 본질적인 자성의 성질에 의해서 결정되어질 뿐만 아니라, 입자(grain)의 크기, 결정구조의 결함, 그리고 결정립의 조직 등이 포함된 미세구조의 매개변수에 의해서도 결정되어지는 것으로 알려져 있다[8]. 이런 매개변수들에 대해서 적절한 구조와 자기적 성질을 얻기 위해서는 롤링과 열처리와 같은 여러 방법이 있을 수 있다. 특히 본 연구에서는 롤링에 의한 방법으로 시료에 소성변형(plastic deformation)을 일으키게 하는 것이다. 이런 효과를 롤자기이방성이라고 부른다. 이 롤자기이방성은 유도된 이방성의 용이축과 축의 크기가 시료면의 결정면과 롤링방향에 의해서 결정되어진다[9]. 따라서 이런 현상을 Chikazumi *et al.*[10]는 특정범위를 갖는 결정이 롤링 될 때 실제 작용하는 슬립계의 방향과 이들 계에서의 슬립에 의해 형성되는 동축 원자쌍이 형성되어 이들 방향으로의 용이축이 형성되어지며 이런 현상을 슬립유도이방성(slip-induced anisotropy)으로 설명하였다.

본 연구에서는 롤링과 자기적 성질간의 관계를 체계적으로 조사하기 위해서 Fe, Co 그리고 (BN)분말을 사용하여 Fe_{0.8}Co_{0.18}(BN)_{0.02}계를 아르곤 플라즈마 분위기의 arc-melting 방법으로 직접 제조하여 롤링과 열처리를 하였다. X선 회절 분석을 통해 Fe-Co-(BN)계 합금의 결정구조변화를 조사하였고, 거시적 자성측정 도구인 시료진동자력

계(vibrating sample magnetometer)를 통한 자기이력곡선 측정 방법으로 포화자화(saturation magnetization), 잔류자화(remanence), 그리고 보자력(coercivity)값 등을 측정하여 시료의 자기적 성질을 조사하였다. 또한 자화곡선을 이용하여 간접적인 방법으로 자구벽이동과 자화벡터회전의 영역을 조사하였다. 이러한 결과는 시료의 롤링과 열처리에 따른 잔류응력 효과에 대한 자기적 성질변화를 관찰할 수 있음을 기대할 수 있다.

II. 실험

$Fe_{0.8}Co_{0.18}(BN)_{0.02}$ 시료는 다음과 같이 제조하였다. 이 시료에 쓰인 시료 제조에는 Electronic Space Products, Inc 제품의 순도 99.999% 이상인 Fe, Co (BN) 분말을 사용하였다. 10^{-4} g의 정확도를 갖는 전기저울에서 이들 분말을 적정량 측정하여 질구에서 혼합한 후 3시간 동안 잘게 갈았다. 충분히 갈아서 혼합된 시료는 수압기로 9000 N/cm^2 의 압력을 가하여 알약모양으로 만들었다. 이렇게 제조한 시료는 arc용해로(model; SV RSP 303, 삼한진공)에서 최대출력 3.5 kW인 고주파를 사용하여 용해하였다. 이때 시료의 균질성을 위해 3회 이상 뒤집어가면서 반복 용해하였다. 용해로 내부의 진공을 10^{-5} torr 이하로 배기하고 플라즈마 arc방전을 위해 아르곤가스를 36 mmHg까지 채웠다. 합금의 용해시 플라즈마 arc발생이 용이하도록 극과 시료사이를 5 mm 간격으로 유지하였다. 용융된 시료는 arc용해로 내부에서 상온까지 자연냉각시켰다. 이렇게 하여 만들어진 시료에 대해서 롤링과 열처리를 반복하면서 아래의 5단계를 통해서 준비하였다.

첫 번째 단계는 직경이 약 4-5 mm인 냉각된 반구형 시료를 수압기로 9000 N/cm^2 의 압력을 가하여 두께가 0.65 mm인 얇은 판으로 만든 후 산화막과 불순물 제거를 위해 시료의 앞뒷면을 사포로(CW1000)로 연마하였다. 이 시료명은 F1으로 하였다. 두 번째 단계는 F1 시료를 삼등분하여 그 중 두 시료에 대해서 롤링 방향이 서로 직각이 되도록 각각을 압연기로 눌러 얇은 sheet로 만들었다. 이때 롤링한 시료의 두께는 각각 0.275 mm, 0.25 mm이며, 이때 시료명은 F2와 F3로 하였다. F1 시료두께에 대해서 F2시료는 58% 그리고 F3 시료는 62% 두께가 감소하였다. 세 번째 단계는 F1, F2와 F3시료를 고순도 질소가스 분위기에서 4시간 동안 $800\text{ }^\circ\text{C}$ 에서 열처리하고 상온까지 서서히 냉각시켰다. 이 시료명은 F1h, F2h, F3h 로 하였다. 네 번째 단계는 F2h와 F3h 시료를 다시 롤링하여 각

각의 시료의 두께는 0.165 mm(75%), 0.15 mm(77%)로 만들었다 이 시료명은 F2R, F3R로 하였다. 이 시료의 두께는 F1시료에 비해서 F2R 시료는 75% 그리고 F3R 시료는 77% 두께가 감소하였다. 다섯 번째 단계는 F2R와 F3R 시료를 고순도 질소가스분위기에서 4시간 동안 $900\text{ }^\circ\text{C}$ 에서 열처리하고 상온까지 서서히 냉각시켰다. 이 시료명은 F2Rh와 F3Rh로 하였다.

시료의 결정구조은 X선 회절기(Rigaku사, $CuK\alpha = 1.5425\text{ \AA}$)를 이용하였으며, 이때 scanning 속도는 분당 1° 로 하였다. 자기적성질은 시료진동자력계(LakeShore 7300)를 이용하여 최대 외부 인가자장의 크기가 10 kG가 되도록 하여 상온에서 포화자화, 보자력과 잔류자화를 각각 측정하였다.

III. 결과 및 고찰

제작된 시료의 균질(homogenetic) 여부와 결정상을 알아보기 위해서 시편에 대한 X선 회절상을 얻었고, 그 결과를 Fig. 1과 2에 그렸다. Fig. 1과 2에 표시된 Miller 지수(hkl)는 JCPDS card[11]에 따라 붙였다.

JCPDS card와 비교할 때, 임의의 알 수 없는 상은 $2\theta = 38^\circ$ 와 78° 근방에서 나타났으며, 임의의 peak을 제외한 다른 peak들은 Fe-Co 합금상과 같은 균질한 bcc인 단일상(single phase)을 갖음을 볼 수 있다. X선 강도의 상대적 세기는 Fig. 1, 2에서 보듯이, F1시료에서 상대적인 세기가 큰 면은 (110)이었으나, F2와 F3에서 보면 (200)의 상대적인 세기는 F2에 대해서 100%이고 F3에 대해서는 97%로써 (110)과 비슷한 세기를 보였으나, $800\text{ }^\circ\text{C}$ 열처리를 통해서 (110)의 상대적인 세기가 100%가 되었으며

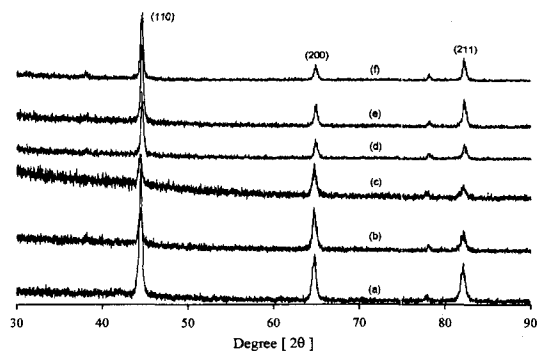


Fig. 1. X-ray diffraction pattern for the $Fe_{0.8}Co_{0.18}BN_{0.02}$ sample (a) F1, (b) F2, (c) F3, (d) F1h, (e) F2h, and (f) F3h (Miller index (hkl) of JCPDS card).

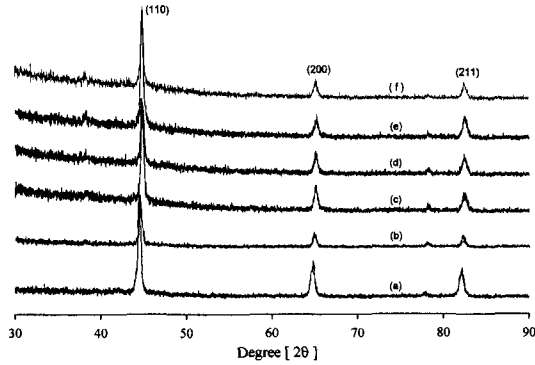


Fig. 2. X-ray diffraction patterns for the $\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.18}\text{BN}_{0.02}$ sample (a) F1, (b) F1h, (c) F2R, (d) F3R, (e) F2Rh, and (f) F3Rh (Miller index (hkl) of JCPDS card).

(200)의 세기는 40% 정도이다. 이는 표면에 대해서 (110)면이 높은 배양성임을 보여준다. 따라서 본 시료의 용이축은 시료면과 45°를 이루고 있음을 알 수 있다.

다결정시료에 롤링을 가하면 각각의 입자(grain)와 입자(grain)들은 형상이 변화하여 슬립(slip)이 형성되어 소성 변형을 한다[9]. 이때 시료 내에 잔류응력이 포함되며, 그 잔류응력은 잔류거대응력과 잔류미소응력으로 나누어진다. 이런 잔류거대응력과 잔류미소응력간의 차이는 X선 회절선에서 회절선의 이동과 선폭의 변화로 구별할 수 있다. 그 결과로서 잔류거대응력은 회절선 이동(line shift) 즉 회절되는 빔의 방향변화를 일으키며, 잔류미소응력은 전위와 같은 결정결합에 의해 생기며, 이로 인해 격자면 간거리의 변화 때문에 선폭의 증감을 일으킨다[12, 13]. 이 잔류미소응력은 열처리에 의해 상당히 낮은 수준까지 줄일 수 있으나 완전히 제거할 수 없는 것으로 알려졌다 [14].

Fig. 1과 2에서 [110]에 대해서 살펴보면, 1차 롤링한 시료(F2, F3)에서는 회절선의 이동은 보이지 않았으나, 선폭은 F1의 선폭 0.39 보다는 약 0.04 정도 증가하였다. 800 °C 열처리한 시료(F1h, F2h, F3h)에서는 열처리된 시료(F1, F2, F3)와 비교할 때, 회절선의 이동은 약 0.2° 오른쪽으로 이동했으며, 선폭은 0.34로 감소하였다. 또한 3차 시료(F2R, F3R)는 800 °C 열처리 시료와 비교할 때 회절선의 이동은 0.2° 오른쪽으로 다시 이동하였으며, 선폭은 다시 0.02 정도가 증가하였다. 마지막으로 900 °C 열처리한 시료(F2Rh, F3Rh)는 3차시료와 비교할 때 회절선의 이동과 선폭의 변화는 나타나지 않으나, F1시료와 비교 할때 회절선의 이동은 0.4° 정도 오른쪽으로 이동하였

고 선폭은 0.04 정도 감소함을 알 수 있다. 따라서 열처리 온도를 증가시킴으로서 선폭을 감소시킬 수 있고, 롤링에 의해 시료두께를 감소시킴으로서 회절선의 이동이 일어남을 알 수 있다. 선폭의 감소로 인해서 시료내부에 존재하는 내부응력(internal stress)이 감소되어진 것으로 볼 수 있다.

시료의 격자상수는 F1시료에 대해서 2.868 Å, 롤링을 통해서 40% 정도까지 감소한 시료 F2과 F3는 각각 2.868 Å과 2.867 Å을 얻었고, 800 °C 열처리한 시료 F1h, F2h와 F3h는 각각 2.868 Å, 2.869 Å, 그리고 2.868 Å이며, 시료두께가 75% 정도까지 감소한 시료 F2R 과 F3R 은 2.868 Å, 2.867 Å 그리고 900 °C 열처리한 시료 F2Rh와 F3Rh는 각각 2.867 Å, 2.868 Å로 결정되었다. 따라서 본 시료는 롤링과 열처리를 통해서 잔류응력의 변

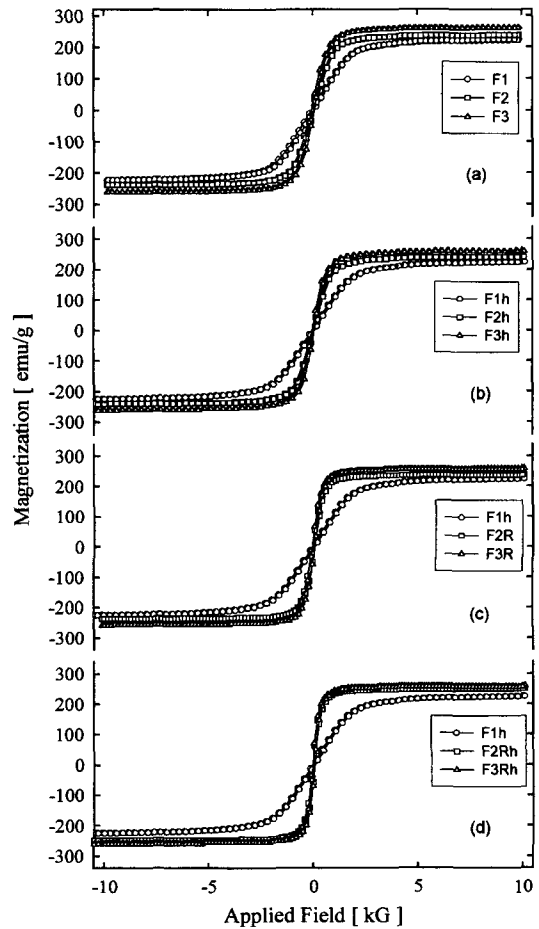


Fig. 3. Hysteresis loops of the samples (a) 1st rolling, (b) 800 °C annealing, (c) 2nd rolling, and (d) 900 °C annealing.

화는 관찰하였지만 격자상수는 거의 변화없이 2.868 Å로 일정함을 알 수 있다. 이는 900 °C 열처리한 Fe₈₀Co₂₀[15]의 2.866 Å와 비교되어진다.

Fig. 3에는 롤링전과 후, 800 °C 열처리, 그리고 900 °C 열처리 시료에 대한 상온에서의 자기이력곡선이며, Table I은 자기이력곡선에서 얻은 포화자화, 보자력, 잔류자화 그리고 각형비들의 값들이다.

본 시료에서 측정된 자기이력곡선에 얻은 포화자화값은, F1은 223.15 emu/g이고 900 °C 열처리한 시료 F2Rh와 F3Rh는 각각 251.3 emu/g, 260.1 emu/g으로, F1시료와 비교할 때 시료 두께가 약 75 % 감소에 대해서 포화자화는 17 % 정도 증가, 보자력은 20 % 감소, 잔류자화는 8배 증가하며 각형비는 열처리 효과 보다 롤링율의 증가와 함께 증가한다. 이는 앞서 실험에서 얻은 두께가 0.37 mm이고, 900 °C 열처리한 Fe₈₀Co₂₀ 시료에 대해서 10 kG에서 얻은 값, 즉 $M_s = 216.5$ emu/g, $H_c = 40.50$ Oe, 그리고 $M_r = 6.53$ emu/g과 비교할때 [15], 비자성 물질인 (BN)을 첨가되고 열처리와 소성변형을 통해서 포화자화와 잔류자화는 크게 증가하고, 보자력 약간 증가함을 알 수 있다.

롤링방향에 있어서 자화증가율이 작은 쪽으로 롤링한 시료와 열처리를 반복한 시료 F2, F2h, F2R 과 F2Rh 그리고 자화증가율이 큰 쪽으로 롤링한 시료와 열처리를 반복한 시료 F3, F3h, F3R 과 F3Rh에서 보듯이 자화증가율이 큰 쪽으로 롤링한 시료는 롤링율 감소와 열처리 온도 증가에 관계없이 포화자화값은 거의 변화가 없으나, 자화증가율이 작은 쪽으로 롤링한 시료는 롤링율 감소와 열처리 증가에 따라서 포화자화값은 점진적으로 증가한다. 하지만 F1 시료에 비해 큰 증기를 보였다. 한편 보자력은

롤링에 의한 효과로 증가하지만 열처리를 통해서 감소함을 알 수 있다. 잔류자화는 열처리에 의한 효과보다는 롤링에 의해서 증가한다. 따라서 포화자화값은 롤링 방향에 큰 영향이 있으나 보자력과 잔류자화는 롤링율과 열처리 온도의 변화에 영향을 받음을 알 수 있다. 이 결과는 자화증가율이 큰 쪽으로 롤링하면 동족원자쌍 생성이 용이함을 보였고, 반면 자화율 증가가 작은 쪽으로 롤링한 시료에 대해서는 동족원자쌍 생성이 롤링율의 감소에 따라서 점진적으로 생성 되어진다고 볼 수 있다. 따라서 롤링에 의해서 동족원자쌍 생성이 용이함으로써, 롤링방향에 평행한 국부 유도자화용이축이 생성된 것으로 볼 수 있고, 이 동족 원자 쌍은 국부적인 일축 자화용이축을 형성하게 되는데 방향은 다결정 시료의 경우 롤링방향에 평행하게 형성된다. 이는 FeCo가 원래 가지고 있는 용이축인(100), (010), (001) 축과 동일한 성질을 갖게 되므로 자화율을 증가시키는 원인이 된다. 또한 롤링에 의해 형상의 변화가 생기며 이때 장축방향으로 탈자장(내부자기장)이 감소한다는 것도 자화율 증가에 원인이 된다. 이에 F2, F3시료는 F1시료보다 자화율이 증가되었다고 볼 수 있다.

탈자화된 상태에서 자화곡선은 자구벽이동과 자화벡터 회전 두 부분으로 나누질 수 있다. 자구벽은 아주 작은 자장 하에서도 이동하며 자화벡터는 자기이방성형을 극복할 정도로 큰 외부 자장에 의해서만 회전한다. Fig. 4는 시료의 롤링전,후와 열처리에 따른 자화곡선을 그렸다.

본 시료는 X선 회절 실험 결과에서 시료평면은 [110] 면이 많이 배양되어져 있음을 알 수 있다. 그러므로 시료의 롤링방향과 평행하게 자장을 인가했을 때, 그 방향을 $\langle 1\bar{1}0 \rangle$ 이라고 정의하면 인가자장에 대해서 자구벽운동은 $\langle 0\bar{1}0 \rangle$ 과 $\langle 100 \rangle$ 방향의 자화벡터를 갖는 자구만 남을 때 까지 진행되었다고 가정하자. 그때의 자화값은 $M = M_s \cos 45 = M_s / \sqrt{2} = 0.71M_s$ 가 되며, 여기서 인가자장을 더 강하게 가하면 M_s 벡터는 (001) 면의 자화용이 방향에서 δ 각도만큼 벗어나도록 회전 할 것이다. 이때 자화값은 $M = M_s \cos(45 - \delta)$ 로 주어질 수 있다 [16]. 여기서 M 은 인가자장에 따른 자화값이며, M_s 는 시료의 포화자화값이다. 또한 $\delta=0$ 일 때는 자구벽이동과 자화벡터회전의 경계를 나타내며, 결정내의 자화벡터회전이 일어나는데 필요한 자기장(H_m)을 나타낸다. Table II에 각각 시료의 자화벡터회전이 일어나는데 필요한 자기장(H_m)을 구하였다. 본 실험 결과에서 보면 롤링에 의해서 시료의 두께가 얇아질수록 그리고 열처리 온도가 증가할수록 자구벽이동과 자화벡터회전의 경계 자화값의 세기가 감소되어짐을 알 수 있다.

Table I. The parameter values of Hysteresis loop for samples

samples	Thickness [mm]	M_s [emu/g]	H_c [Oe]	M_r [emu/g]	M_r/M_s
F1	0.650	223.15	61.67	5.70	0.03
F2	0.275	237.32	58.56	13.53	0.06
F3	0.250	262.09	55.11	20.30	0.08
F1h	0.650	227.70	52.77	5.72	0.03
F2h	0.275	242.40	51.40	14.06	0.06
F3h	0.250	262.80	50.15	20.86	0.08
F2R	0.163	239.90	58.26	34.47	0.14
F3R	0.150	260.10	62.62	41.91	0.16
F2Rh	0.163	251.30	49.62	37.52	0.14
F3Rh	0.150	260.10	48.75	43.68	0.16

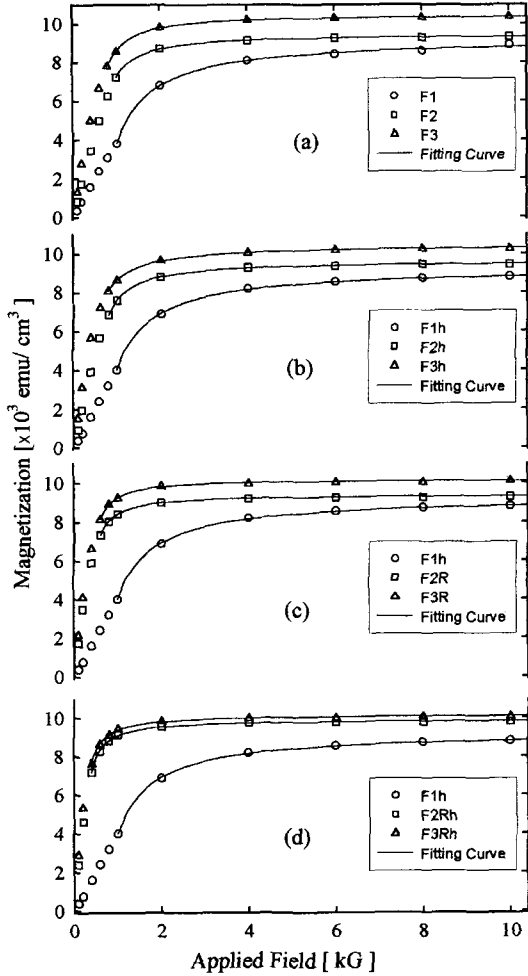


Fig. 4. initial permeability curve calculated LATS method for (a) 1st milling, (b) 800annealing, (c) 2nd Rolling and (d) 900annealing, respectively.

실제로 시료들은 자벽이동을 방해하는 여러 가지 결함을 가지고 있다. 이러한 장애물에는 개재물과 잔류미소응력의 두 가지가 있다. 따라서 이는 XRD 회절상에서 보았듯이 내부잔류 응력의 감소와 비자성물질에 의한 동공이나 크랙의 제거로 자구벽이동이 용이해져, 상대적으로 적은 자기장으로도 시료를 빨리 포화시킬 수 있다는 것을 알 수 있다. 따라서 모든 자구벽이동이 이미 끝나고 외부자기장 방향에 평행하게 자화벡터가 회전하여 포화상태로 자화되었다고 가정하며, 자기이방성상수는 접근의 법칙(the law of approach to saturation)을 이용하여 구할 수 있다. 이때 자화벡터회전은 자기장 H의 함수로서 나타낼 수 있다[17, 18].

$$M_H = M_s \left(1 - \frac{a}{H} - \frac{b}{H^2} - \dots \right) + \chi_p H \quad (1)$$

여기서 a , b 는 각각 계수이며, M_s 와 M_H 는 각각 fitting를 통해서 얻어진 시료의 포화자화값이고 외부자기장에 따른 자화값을 나타낸다. 또한 a/H 항은 개재물 또는 미소응력에 의한 변형력 또는 응력장으로 해석하며, 이는 Brown [18]과 Neel[19]에 의해서 고찰되었고, b/H^2 항은 결정자기 이방성, 응력이방성, 형성자기이방성 그리고 여러 종류의 자기 이방성을 포함하고 있다. 여기에서는 형성자기이방성은 무시한다. 또한 $\chi_p H$ 항은 매우 높은 외부자기장에 의해서 자구의 자발자화에서 유도된 자장에 의한 증가 또는 강제자화를 나타내며 Curie 온도 이하의 상자성 성질을 나타낸다. 따라서 여기에서는 무시한다. 입방결정체에 대해서 b 는 다음과 같이 나타낸다.

$$b = \left[\frac{8}{105} \frac{K_1^2}{M_s^2} + \frac{4}{15} \frac{K_E^2}{M_s^2} \right] \quad (2)$$

여기서 K_1 은 결정 자기이방성이며, K_E 는 롤링에 의해서 유도된 롤자기이방성과 응력자기이방성 등이 포함된 유도 자기이방성을 나타낸다. 따라서 식 (1)을 이용하여 측정된 자화곡선에 대해서 fitting 하였고 Fig. 4의 실선을 얻었으며 b 의 값은 식 (2)를 이용하여 유도자기이방성 상수값을 계산하였고 Table 2에 나타내었다.

식 (1)을 이용해서 얻은 a 값으로 시료가 가지고 있는 개재물 또는 미소응력의 효과가 줄었음을 알 수 있다. 그리고 Fe-Co 합금이 가지고 있는 결정 자기이방성상수값은 약 10^4 erg/g[15, 19]으로 물질이 가지는 고유한 특성은

Table II. The magnetic parameters of samples analyzed by LATS method and magnetic anisotropy constant obtained by hysteresis loop

sample	(when $\delta=0$) H_m [G]	LAST Method			
		M_s [emu/cm ³]	a	b	K_E [10 ⁶ ergs/cm ³]
F1	2.0	9245.70	473.16	114522.90	6.1
F2	1.0	9403.84	66.74	163339.27	7.4
F3	0.8	10441.25	68.85	107159.70	6.6
F1h	1.0	9206.70	426.22	13966.19	2.1
F2h	0.8	9574.46	116.34	88845.69	5.5
F3h	0.8	10427.28	136.70	34818.84	3.7
F2R	0.6	9368.65	60.96	41814.24	3.7
F3R	0.6	10147.70	44.07	44622.44	4.2
F2Rh	0.4	9884.70	61.90	19312.55	2.7
F3Rh	0.4	10146.70	59.59	16087.31	2.5

이므로 여기에서는 무시하고 식 (2)의 두 번째 항만을 고려할 때, 유도자기이방성 상수의 차수는 10^6 erg/g 이며, 결정 자기이방성 상수보다 큰 것임을 알 수 있다. 또한 그 효과는 롤링율과 열처리온도 증가에 따라서 감소한다. 이 결과로써 XRD 회절선의 결과에서 보았듯이 롤링율감소와 열처리온도 증가를 통해서 응력의 효과의 감소와 함께 유도자기이방성 상수도 점진적으로 감소한 것으로 볼 수 있다.

IV. 결 론

$\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.18}(\text{BN})_{0.02}$ 시료에 대해서 각각의 단계별 X선 회절결과는 균질이며 격자상수는 약 2.87 \AA 을 갖는 단일상(single phase)임을 암시하며, 5단계 열처리시료인 F2Rh와 F3Rh에서 잔류응력이 제거되어짐을 보았다. F1시료와 비교할 때 롤링과 열처리를 통해서 시료 두께가 약 75% 감소함에 따라 포화자화는 17% 정도 증가, 보자력은 20% 감소, 잔류자화는 8배 증가하는 효과를 얻을 수 있다. 롤링율과 열처리온도가 증가함으로써, 포화자화와 잔류자화는 증가하고, 반면 보자력은 감소함을 알 수 있다. 따라서 포화자화와 잔류자화는 열처리온도효과 보다는 롤링율과 롤링방향에 큰 영향을 받음을 알 수 있고, 보자력은 열처리온도 뿐만 아니라 롤링율과 롤링방향에도 영향을 받음을 알 수 있다. 이 결과로서 이는 롤링과 열처리에 의해서 시료내부에 존재하는 개재물과 잔류응력이 제거되어 자벽이동이 용이함을 알 수 있고 롤링에 의해서 동족원자쌍 생성이 용이해져 롤링방향에 평행한 국부 유도자화용이축이 생성된 것으로 추정된다. 또한 유도된 자기이방성 상수는 단계별 처리를 통해서 감소한 것으로 볼 수 있다.

감사의 글

이 논문은 1999년도 한양대학교 교내연구비에 의해서 연구되었음. 또한 한국학술진흥재단 연구비(과제번호: 1999-015-DI0040)지원을 받았기에 이에 감사 드립니다.

참 고 문 헌

- [1] Jen-Hwa Hsu, P. C. Kuo and M. Y. Lin, *J. Appl. Phys.* **69**, 4484(1991).
- [2] I. Vincze, I. A. Campbell and A. J. Meyer, *Solid State Comm.* **15**, 1495(1974).
- [3] H. H. Hamdeh, J. Okamoto and B. Fultz, *Phys. Rev., B* **42**, 6694(1990).
- [4] D. I. Bardos, *J. Appl. Phys.* **40**, 1371(1969).
- [5] R. H. Yu, S. Basu, Y. Zhang, and J. Q. Xiao, *J. Appl. Phys.* **85**, 6034 (1999).
- [6] S. Y. Chu, C. Kline, M. Q. Huang, and M. E. McHenry, *J. Appl. Phys.* **85**, 6031(1999).
- [7] C. D. Pitt and R. D. Rawlings, *Metal. Sci.* **17**, 261(1983).
- [8] R. H. Yu, S. Basu, Y. Zhang, A. Pavizi-Majidi, and J. Q. Xiao, *J. Appl. Phys.* **85**, 6655(1999).
- [9] S. Chikazumi, *Physics of Ferromagnetism*, 2nd-Edition, Oxford Univ. Press Inc., New York (1997), p. 309.
- [10] S. Chikazumi and K. Suzuki, *Phys. REV.* **98**, 2915 (1955).
- [11] Powder Diffraction file, JCPDS (U.S.A.), 1980.
- [12] B. D. Cullity, *Elements of X-Ray Diffraction*, 2nd-Edition, Addition-Wesley Pub. Comp. Inc., London 285 (1978).
- [13] B. D. Cullity, *Introduction to the magnetic Materials*, Addition-Wesley Pub. Comp. Inc., London 320 (1972).
- [14] Baldwin, William Maarsh, Jr., *Proc. A.S.T.M.*, **49**, 1 (1945).
- [15] 김정기, *한경훈 서정철, 한국자기학회* **9**(4), 190(1999).
- [16] B. D. Cullity, *Ref.* **13**, p. 225.
- [17] S. Chikazumi, *Ref.* **9**, p. 503.
- [18] Kai-Yuan Ho, Xiang-Yuan Xiong, Jing Zhi, and Li-Zhi Cheng, *J. Appl. Phys.* **4**(11), 6788(1993).
- [19] R. C. Hall, *Trans. Met. Soc. AIME*, **218**, 268(1960).

The Crystallographic and Magnetic Properties of $\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.18}(\text{BN})_{0.02}$ Synthesized by Heat Treatment and Plastic Deformation

J. G. Kim, K. H. Han, S. M. Lee, J. Y. Jeong and Y. N. Kim

Department of Physics, Hanyang University, Seoul 133-791, Korea

K. H. Shin

Institute Science & Technology, Thin Film Technology Research Center Seoul 136-791 Korea

(Received 17 August 2000, in final form 15 September 2000)

The crystallographic and magnetic properties of the sample $\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.18}(\text{BN})_{0.02}$ synthesized by microwave arc-melting with the maximum power of 3.5 kW have been studied by the methods of an X-ray diffraction and the measurement of the magnetic hysteresis using the vibrating sample magnetometer at room temperature. The samples were prepared in a form of pellet pressed under the pressure of 9,000 N/cm², rolled coldly, and treated with the different temperatures. The X-ray diffraction pattern of pelleted sample shows that the crystal structure of the sample is bcc as same as that of Fe with a good uniformity. The X-ray diffraction pattern shows that a residual stress, which exists in the sample, is eliminated by final 900 °C annealing. As rolling rate and heat treatment temperature increases, the saturation magnetization and the remanence of the samples increase whereas the coercivity of the samples shows decrease. Also the saturation magnetization and the remanence of the samples were affected by rolling rate and rolling direction than heat treatment temperature, but the coercivity of the samples was affected by rolling rate and direction as well as heat treatment temperature. This means that a domain wall motion is easy due to elimination of a residual stress and an inclusion which exists in the sample by rolling and heat treatment and a local induced-magnetization easy axis was also formed to parallel to the rolling direction due to creation of the like-atom pairs across the slip plane by rolling.