

## Synthesis and Magnetic Properties of Body-centered-tetragonal Fe-Co Alloy

K. M. Kim and H. W. Kwon\*

Pukyong National University, Busan 48547, Korea

J. G. Lee and J. H. Yu

Korea Institute of Materials Science, Changwon 51508, Korea

(Received 5 July 2017, Received in final form 7 August 2017, Accepted 8 August 2017)

Bulk-type body-centered-tetragonal Fe-Co alloy was synthesised by utilising a conventional alloy preparation technologies, such as melting, solidification, and homogenising treatments, and its magnetic properties were investigated. In the  $(\text{Fe}_{100-x}\text{Co}_x)_{1-y}\text{C}_y$  alloy, the composition range, from which single phase body-centered-tetragonal alloy (martensite phase) was obtained, was severely limited: Co content  $x=2.5$ , and C content  $y=0.062$ . Tetragonality( $c/a$ ) of the synthesised body-centered-tetragonal  $(\text{Fe}_{97.5}\text{Co}_{2.5})_{0.938}\text{C}_{0.062}$  alloy was 1.05. Magnetocrystalline anisotropy constant ( $K_1$ ) of the body-centered-tetragonal  $(\text{Fe}_{97.5}\text{Co}_{2.5})_{0.938}\text{C}_{0.062}$  alloy was measured to be  $9.8 \times 10^5 \text{ J/m}^3$ , which was 3.1 time as high as the pure iron ( $\alpha\text{-Fe}$ ).

**Keywords :** magnetocrystalline anisotropy constant ( $K_1$ ), body-centered-tetragonal, Fe-Co-C

### 체심정방정 구조 Fe-Co계 합금상의 합성 및 그 자기적 특성

김경민 · 권해웅\*

부경대학교 재료공학과, 부산시 남구 신선로 365, 48547

이정구 · 유지훈

재료연구소, 경남 창원시 성산구 창원대로 797, 51508

(2017년 7월 5일 받음, 2017년 8월 7일 최종수정본 받음, 2017년 8월 8일 게재확정)

합금 제조에 흔히 이용되는 기존의 용해, 용고, 열처리 등의 가공 공정으로 덩치 형태의 체심정방정 구조의 Fe-Co계 합금상을 합성하고, 그 결정학적, 자기적 특성을 조사하였다.  $(\text{Fe}_{100-x}\text{Co}_x)_{1-y}\text{C}_y$  합금에서 체심정방정 구조의 단일상(martensite)이 얻어지는 Co 및 C의 함량은 크게 제한되어, Co의 함량  $x=2.5$ , C의 함량  $y=0.062$ 로 제한된 조성에서 체심정방정 구조의 단일상 합금이 얻어졌다. 합성된 조성  $(\text{Fe}_{97.5}\text{Co}_{2.5})_{0.938}\text{C}_{0.062}$ 인 체심정방정 구조의 단일상 합금의 정방성(tetragonality,  $c/a$ )은 1.05였으며, 이 합금의 결정자기 이방성 상수,  $K_1$  값은 순수 철( $\alpha\text{-Fe}$ )의  $K_1$  값에 비하면 3.1배 정도 높은  $9.8 \times 10^5 \text{ J/m}^3$ 였다.

**주제어 :** 결정자기이방성상수, 체심정방정 구조, Fe-Co-C

### I. 서 론

Nd-Fe-B계 영구자석이 고성능 자석 응용 분야의 대부분을 차지하고 있는 가운데, 기존의 Nd-Fe-B계 영구자석이 안고 있는 기술적 한계를 극복하기 위한 연구개발 노력이 활발하게 이루어지고 있다. 현재 진행 중인 영구자석용 재료 관련

연구개발은 기존 영구자석용 재료의 고성능화 그리고 고성능 영구자석용 신물질 개발로 요약할 수 있다. 이를 위한 구체적인 연구개발의 방향은; (1) Nd-Fe-B계 자석의 경우 중희토류 원소를 사용하지 않거나 그 사용을 최소화하면서 보자력의 극대화, (2) 높은 자기이방성과 높은 포화자화를 갖는 새로운 희토류 화합물 탐색 및 자석 성능 발전 연구 개발, (3) 높은 자기이방성과 높은 포화자화를 갖는 3d 전이금속 합금 탐색 및 자석 성능 발전 연구 개발, (4) 높은 경자성 합금과 높은 포화자화 합금 간의 복합재료화를 통한 자석 성능 향상

© The Korean Magnetics Society. All rights reserved.

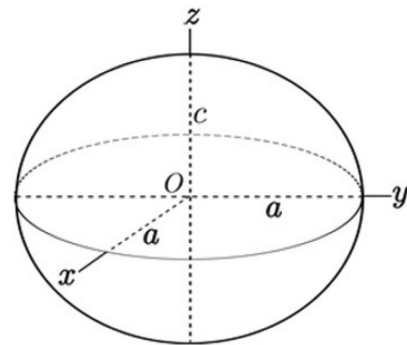
\*Corresponding author: Tel: +82-51-629-6362,

Fax: +82-51-629-6353, e-mail: hkwkwon@pknu.ac.kr

등으로 요약할 수 있다. 이 가운데, (1), (2) 및 (4)는 희토류 원소를 함유하는 화합물을 기초로 하는 재료에 관한 것으로 희토류 금속 원료의 불안정한 수급에 따른 우려는 계속될 수밖에 없을 것으로 생각된다. 이에 반해, (3)의 3d 전이금속계 영구자석 재료 개발은 희토류원소를 포함하지 않고 원료가 풍부하고 수급이 용이한 전이금속을 주원료로 하는 재료를 개발하고자 하는 것이기 때문에, 이에 관한 연구는 앞으로도 더욱 활발하게 진행될 것으로 예상된다. 제일원리 계산에 의하면, 전이금속 합금인 Fe-Co 합금은 특정한 조건하에서 대단히 큰 결정자기이방성(magnetocrystalline anisotropy(MCA)) 에너지를 가질 수 있는 것으로 보고되고 있다[1-3]. 특히 체심정방정구조의 Fe-Co 합금상은 높은 일축결정자기이방성을 갖는 것으로 계산되어, 이 합금상의 영구자석용 재료로의 활용 가능성을 확인하기 위한 연구가 활발하게 진행되고 있다. 이들 연구의 대부분은 박막형 재료를 합성하여 그 결정학적, 자기적 특성과 같은 기초물성 조사에 주목하고 있다[4-8]. 박막형 재료는 모델실험으로서 재료의 합성이나 특성의 측정 면에서 편의는 달성할 수 있겠지만, 이들 재료를 실질적으로 영구자석용 재료로 활용하고자 할 경우를 생각하면 이상적으로는 덩치 형태의 재료 혹은 분말 형태의 재료로 합성하는 것이 기술적으로 의미를 가진다. 뿐만 아니라, 재료의 합성 공정 역시 실용적인 관점에서 보면 기존에 확립되어 있는 용해, 주조, 열처리 등의 일반적인 재료가공공정을 이용하여 합성하는 것이 더 큰 기술적 의미를 갖는 것으로 생각된다. 본 연구에서는, 용해, 응고, 열처리 등의 기존의 일반적인 합금 가공 공정으로 덩치 형태의 체심정방정 구조의 Fe-Co-C계 합금상을 합성하고 그 결정학적, 자기적 특성을 조사하였다.

II. 실험 방법

Fe-Co-C계  $(Fe_{100-x}Co_x)_{1-y}C_y$  합금은 고순도(> 99.99%)의 Fe, Co, C 성분 금속을 아르곤용해법으로 용해하여 작은 버튼형 잉곳(0.11 g)으로 제조하였다. 이후 본 논문에서 언급되는 조성은 합금제조를 위해 용해 시 장입한 원료의 양을 기준으로 한 노미널 조성(nominal composition)이다. 제조한 합금의 조직 및 조성의 균질화를 위해 알곤 가스로 채워진 가열로 내에서 1100 °C에서 1시간 균질화 어닐링 후 상온으로 유지된 소금물에 신속히 투입하여 급냉처리하였다. 시료의 결정구조 및 상분석은 x-선회절법(x-ray diffractometer; XRD)과 열자기분석법(thermomagnetic analysis: TMA)으로 조사하였다. 열자기분석법으로 자성상을 분석하는 경우, 가열 중 발생할 수 있는 시료 내의 불필요한 상변화를 최대한 억제하기 위해 급속 열자기분석법(swift TMA)을 채택하였다. 원하는 온도도 미리 가열되어 있는 오븐 속에 알곤가스를 흘리면서(200 ml/



$a = 1.5 \text{ mm}, c = 1.2 \text{ mm}$

Fig. 1. (Color online) Dimension of the prepared  $(Fe_{100-x}Co_x)_{1-y}C_y$  alloy specimen with oblate spheroid shape.

min) 시편을 신속하게 삽입하고 원하는 온도에 도달하면(상온에서부터 900 °C 도달에 약 2분 소요) 가열오븐의 전원을 끊어서 냉각과정에서 시편의 자화값의 온도에 따른 변화를 조사하여 자성상의 Curie 온도로부터 상을 분석하였다. 시편의 자기적 특성은 용해, 열처리하여 제조한 버튼형태의 잉곳 시편을 이용하여 상온에서 시료진동형 자성측정기(vibrating sample magnetometer; VSM)로 측정하였다. 시편의 형상은 용해 시 액상합금의 표면장력에 의해 응고 후 구형에 가까운 편구면(oblate spheroid) 형상이 된다(Fig. 1). 시료의 자기적 특성은 항상 Fig. 1에서 xy면내 방향으로 자장을 가하여 측정하여 시료마다 달라질 수 있는 형상이방성 차이의 영향을 최소화하였다. 시료의 결정자기이방성(magnetocrystalline anisotropy (MCA)) 에너지 상수  $K_1$ 은 열탈자(thermal demagnetised) 상태의 시료에 대하여 VSM을 이용하여 상온에서 측정한 초기 자화곡선(initial magnetization curve)에 포화접근법(law of approach to saturation: LAS)[9]을 적용하여 측정하였다.

III. 결과 및 고찰

Fig. 2와 Fig. 3은 제조한 시편 중 일부 합금에 대한 XRD 조사 결과이다. Fig. 2에는  $(Fe_{100-x}Co_x)_{1-y}C_y$  합금에서 탄소의

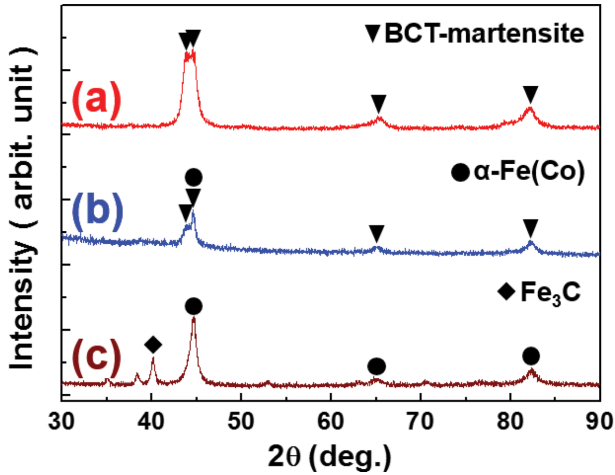


Fig. 2. (Color online) XRD spectrum of the  $(Fe_{100-x}Co_x)_{0.938}C_{0.062}$  ( $x = 2.5$  (a), 5 (b), 15 (c)) alloys with different Co content.

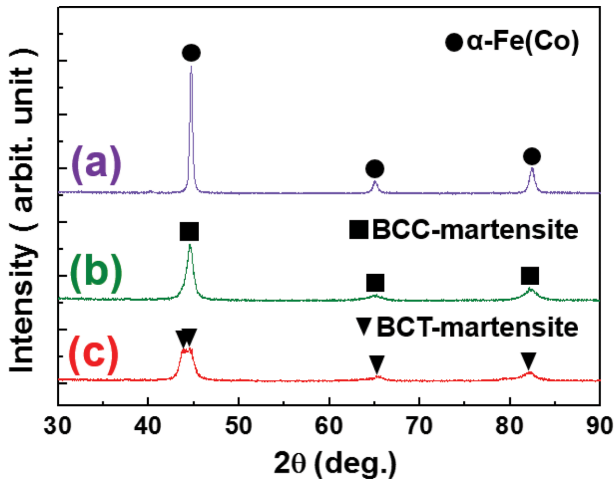


Fig. 3. (Color online) XRD spectrum of the  $(Fe_{97.5}Co_{2.5})_{1-y}C_y$  ( $y = 0$  (a), 0.032 (b), 0.062 (c)) alloys with different carbon content.

함량  $y$ 를 0.062(6.2 at% = 1.4 wt%)로 고정하고 Co의 함량  $x$ 를 변화시킨  $(Fe_{100-x}Co_x)_{0.938}C_{0.062}$  ( $x = 0-50$ ) 합금에 대한, 그리고 Fig. 3에는 Co의 함량  $x$ 를 2.5 고정하고 탄소의 함량을 변화시킨  $(Fe_{97.5}Co_{2.5})_{1-y}C_y$  합금에 대한 XRD 조사 결과가 나타나 있다. 탄소의 함량  $y$ 를 0.062로 고정하고 Co의

함량을 변화시킨 경우 Co의 함량에 따른 합금의 상구성 변화를 보면, Co의 함량  $x = 2.5$ 인 합금은 체심정방정 구조의 martensite 단일상으로 구성되며, Co의 함량을 높여서  $x = 5$ 인 합금은 체심정방정 구조의 martensite상 외에 제2상인 체심입방정 구조의  $\alpha$ -Fe(Co) 상이 공존하며, Co의 함량이 더욱 많아져서  $x = 15$ 인 경우에는 체심정방정 구조의 martensite 상은 더 이상 존재하지 않으며, 대신에 체심입방정 구조의  $\alpha$ -Fe(Co) 상 및  $Fe_3C$ (cementite) 상이 공존함을 알 수 있다. 한편, Co의 함량을 2.5로 고정하고 탄소의 함량 변화에 따른 합금의 결정구조 및 상구성의 변화를 보면, 체심정방정 구조의 martensite 단일상을 만드는 탄소의 함량인  $y = 0.062$  보다 적은 탄소를 함유하는 경우는 체심정방정 구조의 martensite 단일상이 아닌 다른 상을 만든다. 탄소를 포함하지 않는  $Fe_{97.5}Co_{2.5}$  합금은 체심입방정 구조의  $\alpha$ -Fe(Co) 단상이 되며, 탄소의 함량이 0.032인 경우도 체심정방정 구조의 martensite 단일상이 아닌 다른 상이 된다. 탄소의 함량이 0.032인 합금은 x-선 회절 스펙트럼 상으로는 체심입방정 구조의 단일상 합금이 되는 것처럼 보인다. 탄소를 포함하지 않는  $Fe_{97.5}Co_{2.5}$  합금과 비교하면, 회절피크의 회절각이 약간 저각도 쪽으로 이동되어 있고 그 폭이 다소 넓어진 특징이 보인다. 이는 탄소의 함량이 0.032인 합금은 결정구조는 체심입방정 구조를 갖지만, 상은 체심입방정 구조의  $\alpha$ -Fe(Co) 고용체 상이 아닌 다른 상일 수 있음을 시사한다. 탄소의 함량이 0.032인 이 합금에 대한 조직관찰 및 열자기분석 결과, 이 합금이 체심입방정 구조의 martensite 상임을 확인할 수 있었다. Fig. 4는 탄소의 함량  $y = 0, 0.032, 0.062$ 인 합금의 조직을 보여주는 것으로서,  $y = 0.032$ 인 합금과  $y = 0.062$ 인 합금은 체심입방 구조인  $y = 0$ 인 합금과는 달리 두 합금 모두 전형적인 martensite 조직을 가짐을 알 수 있다.  $x = 0.062$ 인 합금이 시편 전 영역에 걸쳐 전형적인 렌즈형(lenticular) martensite를 만드는데 비해  $x = 0.032$ 인 합금은 미세한 lath형 martensite 조직을 보이는 차이는 있지만 조직상으로는 두 합금 모두 martensite 상으로 구성됨을 알 수 있다. 조직관찰을 통해서  $y = 0.032$ 인 합금과  $y = 0.062$ 인 합금이 체심입방정 구조 및 체심정방정 구조의 martensite 상인 것을 알 수

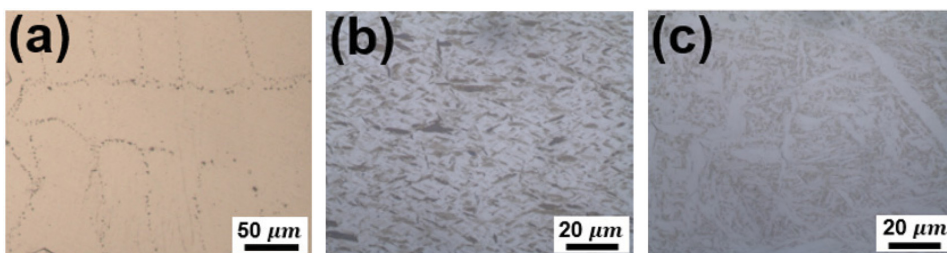


Fig. 4. (Color online) Microstructure of  $(Fe_{97.5}Co_{2.5})_{1-y}C_y$  ( $y = 0$  (a), 0.032 (b), 0.062 (c)) alloys with different carbon content.

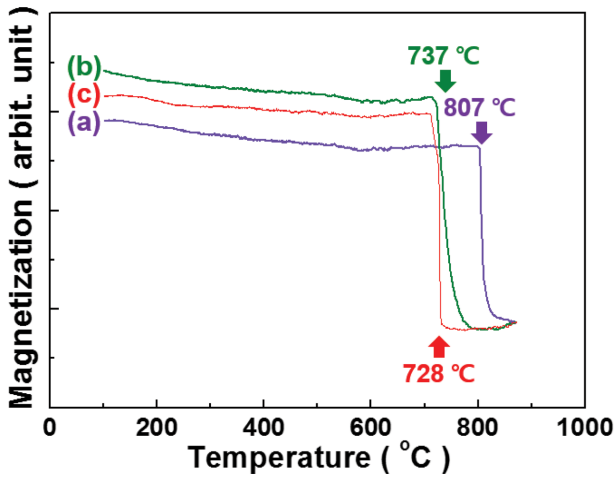


Fig. 5. (Color online) TMA results of  $(\text{Fe}_{97.5}\text{Co}_{2.5})_{1-y}\text{C}_y$  ( $y = 0$  (a), 0.032 (b), 0.062 (c)) alloys with different carbon content.

있었는데, 이는 열자기분석 결과에서도 확인할 수 있었다.

Fig. 5는  $(\text{Fe}_{97.5}\text{Co}_{2.5})_{1-y}\text{C}_y$  합금에서 Co의 함량을 2.5로 고정하고 탄소의 함량을 변화시킨 합금에 대한 열자기분석 결과이다. 탄소를 포함하지 않는  $\text{Fe}_{97.5}\text{Co}_{2.5}$  합금은 Curie 온도가 807 °C인 상으로 확인되고 있으며, 탄소의 함량  $y = 0.032$  및 0.062인 합금은 탄소를 포함하지 않는 합금의 Curie 온도보다 상당히 낮은 730 °C 부근의 유사한 Curie 온도를 갖는

상으로 구성되어 있음을 확인할 수 있다. 탄소를 포함하지 않고 800 °C 이상의 Curie 온도를 갖는 합금은 체심입방정 구조의  $\alpha\text{-Fe}(\text{Co})$  상, 730 °C 부근의 Curie 온도를 갖는 탄소의 함량  $y = 0.032$  및 0.062인 합금은 martensite 상에 해당한다[10, 11], XRD의 조직관찰 및 열자기분석 결과는 탄소의 함량  $y = 0.032$  및 0.062인 합금은 둘 다 martensite 상이며, 탄소의 함량  $y = 0.032$ 인 합금은 체심입방구조,  $y = 0.062$ 인 합금은 체심정방정 구조의 상임을 확인해 주고 있다. 체심입방구조의 martensite는 Fe-Ni, Fe-Ni-Co 합금 등에서도 흔히 나타나는 것으로 보고되어 있다[12-14]. 탄소의 함량이 비교적 높은  $y = 0.062$ 인 합금에서 체심정방정 구조의 martensite가 만들어지는 것은, Fe-Co 합금에 포함되어 있는 탄소가 고온 균질화 처리 시 면심입방격자의 8면체형 격자간 위치에 존재하다가 급냉으로 인한 압축이 작용하고 탄소의 확산이 일어날 수 있는 시간이 주어지지 않아 대부분의 탄소는 그 위치에 그대로 유지되어 상온에서 체심입방정의 c축 방향으로 변형을 일으켜 체심정방정 구조를 만드는 것으로 이해할 수 있다. 본 연구에서 합성된 체심정방정 구조 단일상  $(\text{Fe}_{97.5}\text{Co}_{2.5})_{0.938}\text{C}_{0.062}$  합금의 정방성(tetragonality,  $c/a$ )은 1.05 정도로 확인되었다. Table I에는 여러 조성의 합금시료들에 대한 결정학적 특징 및 상의 구성을 정리하였다.  $(\text{Fe}_{100-x}\text{Co}_x)_{1-y}\text{C}_y$  합금에 대한 결정구조 및 상구성에 대한 조사결과로부터, 용

Table I. Phase and crystal structure of  $(\text{Fe}_{100-x}\text{Co}_x)_{1-y}\text{C}_y$  alloys.

$(\text{Fe}_{100-x}\text{Co}_x)_{1-y}\text{C}_y$			Phase	Structure	Lattice parameter			$c/a$
$x$	$y$	wt% of C			$a$	$b$	$c$	
2.5	0	0	$\alpha\text{-Fe}(\text{Co})$	BCC	2.8661	2.8661	2.8661	1.00
	0.032	0.7	Martensite	BCC	2.87016	2.87016	2.87016	
	0.062	1.4	Martensite	BCT	2.852	2.852	3.012	
5	0.062	1.4	Martensite	BCT	2.835473	2.835473	2.983000	1.05
			$\alpha\text{-Fe}(\text{Co})$	BCC	2.873079	2.873079	2.873079	
15	0.062	1.4	$\alpha\text{-Fe}(\text{Co})$	BCC	2.868797	2.868797	2.868797	
50	0.044	1	$\alpha\text{-Fe}(\text{Co})$	BCC	2.857943	2.857943	2.857943	

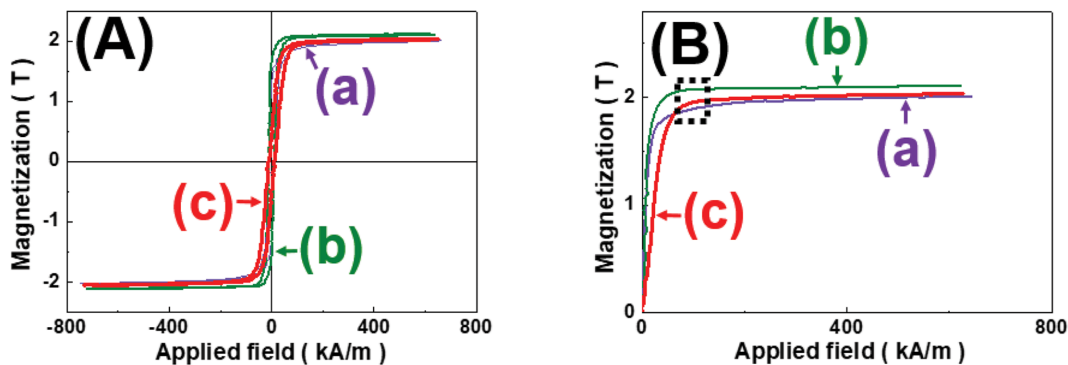


Fig. 6. (Color online) Hysteresis loops (A) and initial curves (B) of the  $(\text{Fe}_{97.5}\text{Co}_{2.5})_{1-y}\text{C}_y$  ( $y = 0$  (a), 0.032 (b), 0.062 (c)) alloys with different carbon content.



**Table II.** Saturation magnetization and intrinsic coercivity of the  $(\text{Fe}_{97.5}\text{Co}_{2.5})_{1-y}\text{C}_y$  alloys with different carbon content.

Composition	Saturation magnetization		Coercivity (kA/m)
	y	wt% C	
$(\text{Fe}_{97.5}\text{Co}_{2.5})_{1-y}\text{C}_y$	0	0	2.00
	0.032	0.7	2.10
	0.062	1.4	2.03

해, 응고, 열처리 등과 같은 기존의 합금제조 및 가공 기술을 이용해서 합금상을 합성할 때 체심정방정 구조의 단일상을 얻을 수 있는 조성은 크게 제한되어, Co의 함량  $x=2.5$ , 탄소의 함량  $y=0.062$ 로 제한된 조성에서 체심정방정 구조의 단일상 합금이 얻어짐을 알 수 있다.

Fig. 6는 열탈자(thermal demagnetised) 상태에 있는  $(\text{Fe}_{97.5}\text{Co}_{2.5})_{1-y}\text{C}_y$  시료들에 대하여 상온에서 측정된 초기자화곡선 및 자기이력곡선이며, Table II에는 이들 합금의 자기적 특성을 정리하였다. 탄소의 함량이 다른 합금들의 자기적 특성을 측정할 결과에서 흥미로운 것은 세 합금의 초기자화곡선에서 자화가 포화에 접근할 때 곡선의 기울기가 탄소의 함량에 따라 차이가 있다는 점이다. 탄소의 함량  $y=0.032$  및  $0.062$ 인 체심입방정 및 체심정방정 구조 합금의 경우가 탄소를 포함하지 않는 체심입방정 합금에 비하여 포화 접근 시  $dM/dH$ , 즉 자화율(susceptibility) 이 낮다. 포화 접근 시 자화율이 서로 다르다는 것은 세 합금들의 결정자기이방성이 차이가 있음을 의미한다. 이들 3 합금들의 결정자기이방성 상수를 실험적으로 구하였다.

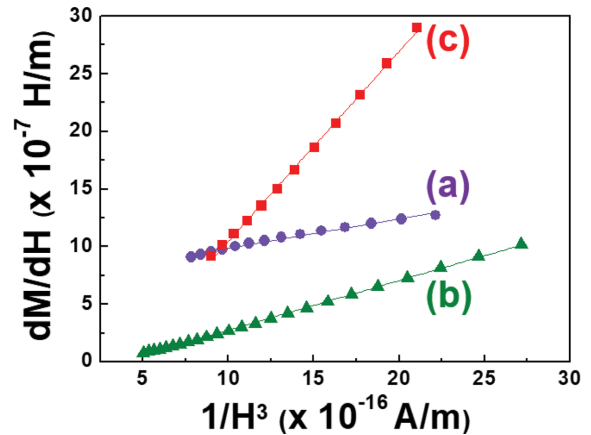
강자성체 덩치재료의 결정자기이방성 상수는 포화접근법을 이용하여 구할 수 있다[9]. 다결정 강자성체에 충분히 높은 자장이 가해지면 자벽의 이동이 완료되고 자화의 방향도 가해진 외부자장과 평행에 가까워지게 된다. 초기자화곡선 상에서 자화가 포화에 접근할 때 자장의 증가에 따른 자화의 증가는 실험적으로 아래 식(1)과 같이 주어진다.

$$M = M_s \left( 1 - \frac{a}{H} - \frac{b}{H^2} - \dots \right) + \chi_0 H \quad (1)$$

$a/H$ 는 결정 내 응력에 의해 결정되는 항이다. 이식을 자장  $H$ 에 대해서 미분하면 아래의 식(2)가 된다.

$$\frac{dM}{dH} = M_s \left( \frac{a}{H^2} + \frac{2b}{H^3} + \dots \right) + \chi_0 \quad (2)$$

식(2)는 고자장 영역에서 자화가 포화에 접근할 때  $dM/dH$ :  $1/H^3$  관계는 직선이 되며 그 기울기가  $2b$ 가 됨을 의미한다. 결정의 배향이 완전히 흐트러져 있는 다결정 강자성체의 경우  $b$ 는 강자성체의 결정자기 이방성 상수  $K_1$ 과의 사이에 아



**Fig. 7.** (Color online)  $dM/dH$  vs  $1/H^3$  plots according to the law of approach to saturation for calculating  $K_1$  values of the  $(\text{Fe}_{97.5}\text{Co}_{2.5})_{1-y}\text{C}_y$  ( $y=0$  (a), 0.032 (b), 0.062 (c)) alloys with different carbon content.

래 식(3)의 관계가 존재하는 것으로 알려져 있다. 이로부터 실험적으로 강자성체의 결정자기 이방성 상수  $K_1$ 을 구할 수 있다.

$$b = 0.0762 \frac{K_1^2}{M_s^2} \quad (3)$$

Fig. 7은  $(\text{Fe}_{97.5}\text{Co}_{2.5})_{1-y}\text{C}_y$  합금의 초기자화곡선 상의 자화가 포화에 접근하는 자장범위에서 포화접근법을 이용하여  $K_1$ 을 구하기 위한  $dM/dH$ 와  $1/H^3$ 의 관계를 나타낸 것이다.  $K_1$ 을 구하기 위한 초기자화곡선 상에서 자화가 포화에 접근하는 자장범위는 다음과 같이 정의하였다. 낮은 자장 범위에서 자화가 직선적으로 증가하는 구역은 주로 자벽의 이동에 의하여 자화가 증가하는 구역에 해당하며, 이 이후 자화의 증가는 주로 자화의 회전에 의해 일어나며 자장의 증가에 따라 자화는 포화에 접근해 간다. 따라서  $K_1$ 을 구하기 위한 자화의 포화접근 자장범위는 초기자화곡선 상에서 자화가 포화에 접근해 갈 때  $dM/dH$ 와  $1/H^3$ 의 관계에서 직선성을 잘 보이는 영역으로 선택하였으며, 해당 자장범위를 Fig. 6에서 점선의 사각형으로 표시하였다. Fig. 7에서처럼 자화가 포화에 접근하는 자장범위에서  $dM/dH$ 와  $1/H^3$ 의 직선관계가 얻어 지는

**Table III.** Measured magnetocrystalline anisotropy constant of the  $(\text{Fe}_{97.5}\text{Co}_{2.5})_{1-y}\text{C}_y$  alloys with different carbon content.

Composition	Composition		$K_1$ (J/m <sup>3</sup> )
	y	wt% of C	
$(\text{Fe}_{97.5}\text{Co}_{2.5})_{1-y}\text{C}_y$	0	0	$5.9 \times 10^4$
	0.032	0.7	$7.8 \times 10^4$
	0.062	1.4	$1.5 \times 10^5$
Fe			$4.8 \times 10^4$ <sup>a</sup>

<sup>a</sup>Ref. [15].

데, 이 직선들의 기울기로부터 각 합금의 결정자기이방성 상수,  $K_1$ 을 구하여 그 값을 Table III에 정리하였다. 체심정방정 구조의 단일상  $(\text{Fe}_{97.5}\text{Co}_{2.5})_{0.938}\text{C}_{0.062}$  합금의  $K_1$  값은  $1.5 \times 10^5 \text{ J/m}^3$  로서, 탄소를 포함하지 않는 체심입방정 구조의  $\text{Fe}_{97.5}\text{Co}_{2.5}$  합금의  $K_1$  값  $5.9 \times 10^4 \text{ J/m}^3$ 에 비하면 2.5 배, 체심입방정 구조의  $(\text{Fe}_{97.5}\text{Co}_{2.5})_{0.968}\text{C}_{0.032}$  합금의  $K_1$  값  $7.8 \times 10^4 \text{ J/m}^3$ 에 비하면 1.9배, 순수 철에 비하면 3.1배 정도 높은 값을 갖는다. 제일원리 계산에 의하면 정방정 구조의 Fe-Co 합금이 높은  $K_1$  값을 가질 수 있는 것으로 예측되지만[1-3], 본 연구에서 기존의 합금제조 및 가공 기술을 이용하여 합성한 체심정방정 구조 합금의 정방성이 1.05로서 그다지 높지 않아 그  $K_1$  값의 향상에도 제한이 있음을 확인할 수 있었다.

#### IV. 결 론

$(\text{Fe}_{100-x}\text{Co}_x)_{1-y}\text{C}_y$  합금을 합금 제조에 흔히 이용되는 용해, 응고, 열처리 등 기존의 가공 공정을 이용하여 덩치 형태의 체심정방정 구조의 합금상으로 합성할 때 체심정방정 구조의 단일상 합금이 얻어지는 조성 범위는 Co의 함량  $x = 2.5$ , 탄소의 함량  $y = 0.062$ 인  $(\text{Fe}_{97.5}\text{Co}_{2.5})_{0.938}\text{C}_{0.062}$ 로 크게 제한된다. 합성된 체심정방정 구조의 단일상  $(\text{Fe}_{97.5}\text{Co}_{2.5})_{0.938}\text{C}_{0.062}$  합금의 정방성( $c/a$ )은 1.05였으며, 이 합금의  $K_1$  값은 순수 철의  $K_1$  값에 비하면 3.1배 정도 높은  $1.5 \times 10^5 \text{ J/m}^3$ 였다.

#### 감사의 글

본 연구는 2015년도 산업통상자원부 및 한국산업기술평가관리원(KEIT)의 핵심소재원천기술개발사업의 지원으로 수행되었으며, 지원에 감사드립니다(No. 10062130).

#### References

- [1] Y. Kota and A. Sakuma, Appl. Phys. Express. **5**, 113002 (2012).
- [2] T. Burkert, L. Nordstrom, O. Eriksson, and O. Heinonen, Phys. Rev. Lett. **93**, 027203 (2004).
- [3] C. Neise, S. Schonecker, M. Richterm, K. Koepernik, and H. Eschrig, Phys. Status Solidi B **248**, 2398 (2011).
- [4] G. Andersson, T. Burkert, P. Warnicke, M. Bjorck, B. Sanyal, C. Chacon, C. Zlotea, L. Nordstorm, P. Nordblad, and O. Eriksson, Phys. Rev. Lett. **96**, 037205 (2006).
- [5] A. Winkelmann, M. Przybylski, F. Luo, Y. Shi, and J. Barthel, Phys. Rev. Lett. **96**, 257205 (2006).
- [6] P. Warnicke, G. Andersson, M. Bjorck, J. Ferree, and P. Nordblad, J. Phys. Condens. Matter **19**, 226218 (2007).
- [7] F. Luo, X. L. Fu, A. Winkelmann, and M. Przybylski, Appl. Phys. Lett. **91**, 262512 (2007).
- [8] F. Yildiz, M. Przybylski, X. D. Ma, and J. Kirschner, Phys. Rev. B **80**, 064415 (2009).
- [9] S. Chikazumi, Physics of Ferromagnetism, Second Edition, Oxford (1997) pp. 503~508.
- [10] T. Nishizawa and K. Ishida, Binary alloy phase diagrams, Second Edition, ASM International (1990) p. 1186.
- [11] S. S. M. Tavares, D. Fruchart, S. Miraglia, and D. Laborie, J. Alloys. Compd. **312**, 307 (2000).
- [12] U. Sari, E. Guler, T. Kirindi, and M. Dikici, J. Phys. Chem. Solids **70**, 1226 (2009).
- [13] M. Umemoto, E. Yoshitake, and I. Tamura, J. Mater. Sci. **18**, 2893 (1983).
- [14] S. Morito, H. Tanka, R. Konishi, and T. Furuhashi, Acta Mater. **51**, 1789 (2003).
- [15] B. D. Cullity and C. D. Graham, Introduction to Magnetic Materials, John Wiley & Sons (2005).