

# 자장중 열처리에 의한 Nd<sub>2</sub>Fe<sub>14</sub>B/Fe<sub>3</sub>B 초미세립 복합자성상의 자기특성 향상

박언병 · 양충진

산업과학기술연구소, 전자소재연구팀, P.O.Box 135, 790-330 포항시

(1995년 12월 13일 받음, 1996년 4월 30일 최종수정본 받음)

Nd<sub>2</sub>Fe<sub>14</sub>B / Fe<sub>3</sub>B 복합자성상을 근간으로 한 금속제조된 합금을 외부자장중에서 열처리를 함으로써 자기특성이 월등하게 좋아짐을 확인하였다. Nd<sub>4</sub>Fe<sub>73.5</sub>Co<sub>3</sub>(Hf<sub>1-x</sub>-Ga<sub>x</sub>)B<sub>18.5</sub> 조성 합금을 1~5 kOe 자장중에서 열처리함으로써 연자성의 기지상(Fe<sub>3</sub>B) 및 강자성상(Nd<sub>2</sub>Fe<sub>14</sub>B)의 결정임도가 20% 감소하였고, 그 결과 잔류자속밀도( $B_r$ ) 및 최대자기에너지적( $(B,H)_{max}$ )가 30% 이상 증가하였다. 이러한 증가는 임도의 감소뿐만 아니라 미세임도의 고른 분포에도 기인한 것으로 판단되었다. 보자력의 극대점은 잔류자속밀도와는 달리 특정결정임도에서 발생하며, 이러한 기구를 교환상호작용변수와 연관하여 설명한다. Nd<sub>4</sub>Fe<sub>73.5</sub>Co<sub>3</sub>Hf<sub>0.5</sub>Ga<sub>0.5</sub>B<sub>18.5</sub> 합금을 자장중 열처리 한 결과 ( $B,H)_{max}$  = 15.8 MGoe의 고에너지적을 얻을 수 있음을 확인하였다.

## I. 서 론

Nd<sub>2</sub>Fe<sub>14</sub>B 단일상을 근간으로 하는 기존의 회로류자석과는 달리 초미세립의 강자성상(Nd<sub>2</sub>Fe<sub>14</sub>B)과 연자성상(Fe<sub>3</sub>B 또는  $\alpha$ -Fe)의 공존으로 인해 두상간의 교환상호작용(exchange coupling)을 유발하여 잔류자속밀도의 향상을 얻을 수 있는 방법은 신자성재료의 상업화측면에서도 상당히 가능성이 있다. Fe<sub>3</sub>B 상을 기지상으로 하면서 Nd<sub>2</sub>Fe<sub>14</sub>B상을 제이상으로 가진 조성의 연구[1, 2]를 시작으로,  $\alpha$ -Fe를 기지상으로 하는 조성의 연구[3, 4]들이 뒤따르고 있다. Fe<sub>3</sub>B + Nd<sub>2</sub>Fe<sub>14</sub>B 복합상을 근간으로 하는 합금은 현재까지 잔류자속밀도,  $B_r$  = 10~12 kG 범위로써 Nd<sub>2</sub>Fe<sub>14</sub>B 상의 Stoner-Wohlfarth 한계값  $M_r/M_s = 0.5$  (각 결정립이 서로 교환작용이 없이 독립적인 입자로서 존재 할 경우)를 훨씬 초과하지만, 보자력이 2~3 kOe로 미미하여 보자력 향상연구가 주로 되고 있다[2, 5]. 보자력향상 조건으로  $\alpha$ -Fe를 주상으로 하기 위해 합금중에 Nd함량을 8~9%로 증가시킴과 동시에 Si 또는 Ti등의 첨가에 따라 잔류자속밀도의 감소를 최소화하면서 보자력의 큰 증가를 얻을 수 있게 되었으며[6], 그에 따른 최대자기에너지적은 금냉분말에서 16 MGoe의 값을 보이고 있다.

Kneller와 Hawig 등[7]이 연자성 기지상에 산재한 강자성상 입자모델을 통하여 제시한 임계임도를 보면 강자성상의 임계임도( $b_{ck}$ )와 연자성상의 임계임도( $b_{cm}$ )가 동일하면서 그때의  $b_{cm} = \pi(A_k/2K_k)^{1/2} = b_{ck}$  표현되며, 이때의 임계임도는 10 nm 정도로 계산된다.  $A_k$ 는 강자성상의 이방화에너지,  $K_k$ 는 이방화상수이다. 위와 같은 모델을 사용하여 Skomski[8] 등은 계산적으로 연자성상

/강자성상의 조합인 Sm<sub>2</sub>Fe<sub>17</sub>N<sub>3</sub>/Fe<sub>65</sub>Co<sub>35</sub> 또는 Sm<sub>2</sub>Fe<sub>17</sub>N<sub>3</sub>/Fe일 경우 100~137 MGoe의 최대자기에너지적을 얻을 수 있는 가능성을 보이기도 했다. 그러나 실제로 자체상분리에 의하여 생성되는 Nd<sub>2</sub>Fe<sub>14</sub>B 또는 Fe<sub>3</sub>B, Fe 등은 생성되는 순서도 다르며 성장속도 역시 상이하므로 각 입자의 분포와 크기는 동일할 수가 없어 여태 얻어진 초미세립 복합상 자석은 완전한 교환상호작용이 일어나지 않은 상황이다. 따라서 현실적으로 스프링 마그넷으로서의 생산을 위해서는 경자성상, 연자성상을 막론하고 최저임도를 얻을 수 있는 금속냉각기술과 순간적인 열처리기술 또는 초미립자를 갖는 금속냉각기술을 개발하는데 있다. 근래에 Fukunaga 등[9, 10]은 컴퓨터 모사를 통해 입자간의 교환상호작용이 특정 임도 이하에서는 잔류자속밀도 뿐만 아니라 보자력에도 영향을 준다는 것을 보였으며, 최적의 자기특성을 부여하는 임도는 각 자성상의 부피분율에 따라 다르게 나타남을 보였다. Fukunaga 등이 사용한 교환상호작용변수(exchange parameter),  $\eta$ 는 SJ<sub>e</sub>/(6KV)로 나타내고, 여기서 S와 V는 각각 강자성상 Nd<sub>2</sub>Fe<sub>14</sub>B 입자의 표면적 및 부피를 나타내고 J<sub>e</sub> 및 K는 각각 교환상호결합상수(exchange coupling constant) 및 이방화상수를 의미한다. 이렇게 볼 때, S/V는 단순하게 결정임도의 역수(1/d, d = 임도)라고 볼 수 있다. 한편, Fukunaga 등이 모사계산을 할 때 가정중 하나는, 사용한 결정임도의 형상이 일정하며 따라서 정자기에너지(magnetostatic energy)를 무시하고 계산을 수행하였다.

저자는 연/경자성상의 결정임도를 최소화 하기 위해 HfB<sub>2</sub> 또는 ZrB<sub>2</sub> 등의 초미립분산체(dispersoid)를 생성시켜 열처리과정중 불가피하게 수반되는 결정성장을 억

제하는 연구를 발표하기도 하였으나[11], 결정입도의 분포는 조절할 수 없는 어려움이 있었다. 본 연구에서는 Nd<sub>2</sub>Fe<sub>14</sub>B / Fe<sub>3</sub>B 복합상의 결정입도뿐만 아니라 입도분포까지도 조절할 수 있는 외부자장 열처리에 의한 자기특성 향상연구을 보고하고자 하며, Fukunaga[9]의 모사실험에 의한 가정중 입도형상을 무시한 자기특성 예측은 결함이 있다는 것을 실험적으로 증명하고자 한다.

## II. 실험방법

사용한 조성은 Nd<sub>4</sub>Fe<sub>73.5</sub>Co<sub>3</sub>(Hf<sub>1-x</sub>Ga<sub>x</sub>)B<sub>18.5</sub> ( $x = 0, 0.5, 1$ )으로서, 모든 합금시편은 일차 플라즈마아크에 의해 용해한 잉곳트를 진공실내에 위치한 석영관에서 유도용해에 의해 3차례 반복 용해한 즉시 금속냉각에 의해 두께 20 ~ 30  $\mu\text{m}$ , 폭 0 ~ 1.5 mm의 리본으로 제작되었다. 금냉제조된 리본의 결정조직은 비정질이었고, 미세결정질로 하기 위해 628 ~ 705 °C 온도구간에서 5분간 진공중 열처리를 실시하였다. 외부자장이 미세결정립생성에 미치는 영향을 보기 위해 필요시 5 kOe의 전자석에 의한 자장을 부여하면서 열처리를 끝마쳤다. 이때 부여한 자장의 방향은 리본의 길이방향과 일치하도록 하였다. 모든 자기특성은 진동시편자력계(vibrating sample magnetometer)에서 시편의 길이방향으로 자장을 부여 하면서 측정하였고 동시에 적절한 탈자화계수(demagnetization factor)를 선택하여 표준화하였다. 본 측정에 사용한 자장세기는 16 kOe 였으므로 실측치는 실제값보다 과소 평가된 값이라 할 수 있다. 결정질의 명확한 판별을 위해 TEM / SEM 및 결정립분포의 판별을 위한 image analyzing scanner를 사용하였다. 모든 자성상은 전자현미경 조직판찰 외에 TGA 및 X-ray 회절시험으로 확인하였다.

## III. 실험결과 및 고찰

### A. 자장을 부하하지 않은 열처리후의 자기특성

일반적인 초미세립 복합상의 금냉제조된 자석을 정밀분석하면 Fig. 1과 같이 1/4분계에서 2/4분계로 떨어지는 히스테리시스 곡선이 자화반전을 시작하는 H = 0에서 잔류자속밀도의 급격한 감소를 보이고 있다. 이러한 히스테리시스 거동은 재료 내에 존재하는 Nd<sub>2</sub>Fe<sub>14</sub>B 결정립과 Fe<sub>3</sub>B 결정립간의 교환상호작용이 충분하게 일어나지 않은 증거로서, 그 원인은 두 자성상중의 한쪽이 조대한 입경을 갖고 있어 Kneller와 Hwaig 등이 예측한 임계입도 이상으로 존재하기 때문이다[7, 9]. 저자는 자장을

부하하지 않고 열처리한 시편의 히스테리시스 곡선상에 나타난 잔류자속밀도의 감소분을 step distance ratio라고 정의하고 그 비( $\beta$ )를 각 해당재료의  $(M_r - M') / M_r$ 로 표시하였다. 본 히스테리시스 곡선은 Nd<sub>4</sub>Fe<sub>73.5</sub>Co<sub>3</sub>Hf<sub>0.5</sub>Ga<sub>0.5</sub>B<sub>18.5</sub> 조성의 것이지만, 본 연구에서 사용한 모든 조성의 시편에서 공통된 사항이었다. Fig. 2에서는 본 연구에서 사용한 대표적 조성합금의 step distance ratio를 측정하여  $M_r / M_s$  (reduced remanence) 값의 변화를 열처리온도의 함수로 표시한 경우이다. 열처리온도가 높을수록 step distance ratio는 모든 조성의 합금에서 증가하며, 따라서  $M_r / M_s$ 비가 하락하는 경향이 완연하다. 가장 좋은 자기특성을 보이는 조성으로는 Nd<sub>4</sub>Fe<sub>73.5</sub>Hf<sub>0.5</sub>Ga<sub>0.5</sub>B<sub>18.5</sub> 임을 알 수 있다. 따라서 이번에는 첨가원소의 변화에 따른  $M_r / M_s$  및 step distance ratio를 측정하여 Fig. 3에 보였다. 일반적으로  $M_r / M_s$  비는 Ga원소가 첨가될수록 감소하다가 Hf, Ga 각각 0.5 %일 때 최고치를 보이면서 그 이상에서는 급격히 하락하는 경향을 보인다. 결국 Hf 또는 Ga의 단독첨가보다는 동시에 첨가하는 것이 높은 각형비를 유지하는 방법임을 알 수 있다. 특히 Ga원소는 초미세립 복합상 자석의 각형비 향상에 좋은 효과를 보이고 있음을 step distance ratio가 감소하는 경향을 고려할 때 알 수가 있다.

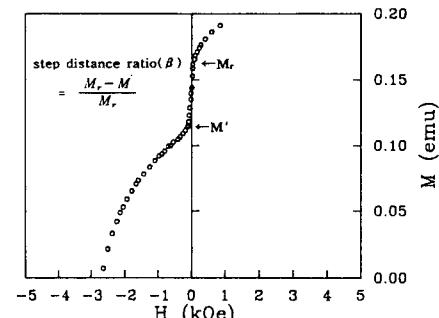


Fig. 1 The typical hysteresis loop of melt-spun Nd<sub>4</sub>Fe<sub>73.5</sub>Co<sub>3</sub>Hf<sub>0.5</sub>Ga<sub>0.5</sub>B<sub>18.5</sub> ribbons after heat treatment at 680°C / 5 min without a magnetic field.

Fig. 2 및 Fig. 3을 참고할 때, Hf/Ga 동시첨가는 Nd-Fe-Co-Hf-Ga-B합금에서 결정립 미세화에 따른 교환상호작용(exchange coupling)의 증대를 초래한다고 볼 수 있다. 낮은 열처리온도에서는 형성되는 결정립 자체의 입도가 이미 상당히 미세하므로 Hf/Ga 원소의 첨가에 따른 효과가 특별히 눈에 띠지 않게 되며, 이러한 결과는 Fig. 3의 열처리온도 628 °C / 5 min 조건에서

$M_r/M_s$  및 step distance ratio 모두 크게 변화가 없는 것으로도 알 수 있다. 또한 열처리온도가 높을수록  $M_r/M_s$  비가 낮은 이유는 본 조성의 합금에서 최적의 교환상호작용이 628 ~ 655 °C에서 활성화함을 암시하며 그 이상의 온도에서는 결정립의 조대화에 따른 교환상호작용의 상실에 따른 것으로 판단된다.

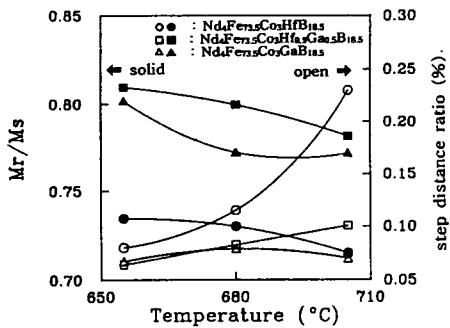


Fig. 2 Variation of reduced remanence ( $M_r/M_s$ ) and step distance ratio ( $(M_r - M')/M_r$ ) of the melt-spun  $\text{Nd}_4\text{Fe}_{73.5}\text{Co}_3\text{Hf}_{1-x}\text{Ga}_x\text{B}_{18.5}$  ribbons as a function of heating tempeprature.

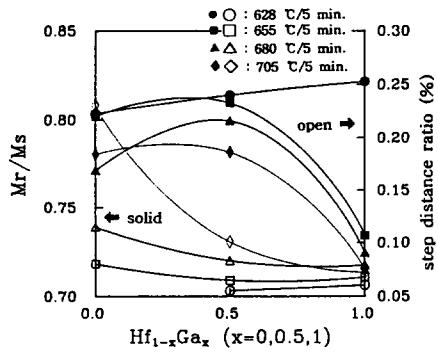


Fig. 3 Variation of reduced remanence ( $M_r/M_s$ ) and step distance ratio ( $(M_r - M')/M_r$ ) of the melt-spun  $\text{Nd}_4\text{Fe}_{73.5}\text{Co}_3\text{Hf}_{1-x}\text{Ga}_x\text{B}_{18.5}$  ribbons as a function of Ga content.

### B. 자장중 열처리가 자기특성상에 미치는 영향

Fig. 4는 전술한 경우와 동일한 조성합금을 동일한 열처리온도에서 외부자장을 부하 하면서 열처리를 실시한 결과이다. 일반적으로 모든 조성의 합금에서 자기특성(잔류자속밀도, 최대자기에너지적)은 자장중 열처리 후에 상당히 증가를 하는 결과를 보이며, 이는 열처리온도

에 관계없이 똑같이 증가함을 알 수 있다. 세 가지 조성중에서 특히 Hf, Ga 각각 0.5 %씩 첨가한 경우에 최대의 자기에너지적을 보이며 이는 물론 그 조건에서 잔류자속밀도가 극대점을 보이기 때문이다. 이러한 현상은 이미 Fig. 2 및 3에서 확인된 사실과도 같다. 특이한 것은 열처리온도가 680 °C일 때 또한 최대의 자기에너지적을 보이는 점이다. 이러한 결과는 대체로 680 °C에서 처리된 ( $\text{Nd}_4\text{Fe}_{73.5}\text{Co}_3\text{HfB}_{18.5}$  및  $\text{Nd}_4\text{Fe}_{73.5}\text{Co}_3\text{Hf}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{B}_{18.5}$ ) 합금에서 보자력이 최대값을 보이기 때문이다. 한편 보자력은 705 °C 열처리온도에서 급격히 하락함을 알 수 있다.

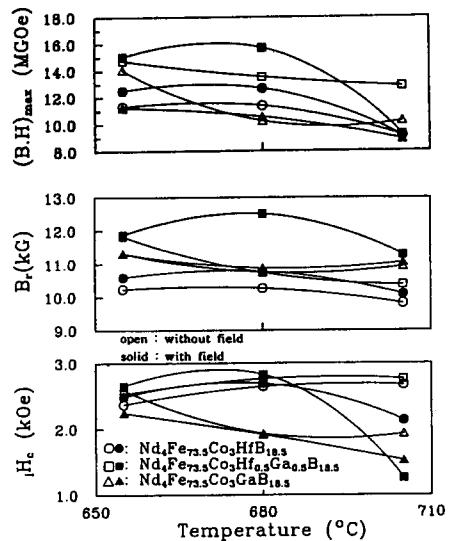
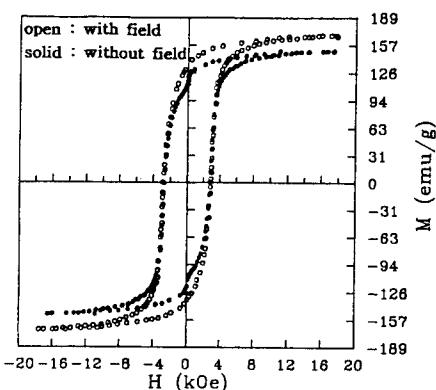


Fig. 4 Variation of magnetic properties of the melt-spun  $\text{Nd}_4\text{Fe}_{73.5}\text{Co}_3\text{Hf}_{1-x}\text{Ga}_x\text{B}_{18.5}$  ribbons as a function of heating temperature with and without a magnetic field.

통상적으로 교환상호작용(exchange coupling)이 영향을 미치는 결과로는 잔류자속밀도의 향상으로 나타나지만 이는 단순한 논리이다. Fukunaga 등[9]은 초미세립 복합상 결정립간의 교환상호작용을 컴퓨터모사사를 통해 계산하면서 모델식에 사용한 변수로서  $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$  결정립에 작용하는 정자기에너지, 결정립간에 작용하는 교환력 및 이방화에너지 등을 동시에 고려하여 각 항의 영향을 분석하였다. 결국, 정자기에너지의 영향은 결정입도의 범위에 관계없이 영향이 없음을 보였고, 교환상호작용은 미립자일수록 영향이 증가하였으며, 이방화에너지(다시 말하면 보자력)은 결정입도의 범위에 따라 변화함을 보여주었다. 그 결과, 교환상호작용변수( $\eta$ )라고 정의한

$J_e S / K_u V$ 가 1 이상(이때의 결정입도는 20 nm)일 때 보자력이 거의 제로에 가깝고 1 이하가 되면서 보자력을 급히 상승하여 이방화에너지의 48 %에 해당하는 값에 도달함을 보였다. 그는 이러한 결과는 초미세립일 수록 결정립들의 배향이 완전 동방화가 되어 보자력의 하락을 초래한다고 모사실험으로 증명하였다. 그리고  $\eta$ 가 증가할 수록(결정입도가 20 nm 이하가 될수록) 히스테리시스 곡선의 각형성은 증가하고 보자력은 감소함을 보여주었다. 이렇게 볼 때 Fig. 4에 나타난 보자력이 특히 680 °C에서 극대점을 보이다가 다시 급히 하락하는 이유는 Fukunaga의 모사실험과 상당히 일치함을 알 수 있는 결과이다. 따라서 당연히 의문시되는 것은 680 °C에서 자장중 열처리한 재료의 결정입도인데, 본 연구의 결과로는 22 nm를 보였다. 물론 705 °C 이상에서 보이는 보자력의 하락은 결정립의 조대화에 따른 것으로 유추된다. 보자력의 변화를 보이는 결정입도의 경계값 20 nm는 Fukunaga의 교환상호작용변수( $\eta$ )  $J_e S / K_u V$ 를  $J_e / K_u d$ (여기서 d는 결정입도)로 변환하여 볼 때 Nd<sub>2</sub>Fe<sub>14</sub>B의  $K_u = 4.5 \times 10^7$  erg/cm<sup>3</sup>,  $J_e = 16$  erg/cm<sup>2</sup>를 대입하여  $J_e / K_u d = 1$ 의 조건에서 얻은 d값이다.

Fig. 5에 자장중 열처리후의 대표적 히스테리시스 곡선을 보여준다. 검은 점의 곡선이 자장을 부하하지 않은 경우이며 자장을 부하하고 난 후의 곡선은  $M_r / M_s$ 가 상당히 향상됨을 알 수 있다. 이러한 결과를 정리하여 Fig. 6에 보여준다. 모든 열처리구간에서 합금조성에 관계없이 자장중 열처리후의 자기특성이 현저하게 증가함을 보여 준다. 또 한가지 장점으로는 자장중에서 열처리한 Nd<sub>4</sub>Fe<sub>73.5</sub>Co<sub>3</sub>Hf<sub>0.5</sub>Ga<sub>0.5</sub>B<sub>18.5</sub> 합금은 처리온도가 700 °C 이상



렇게 볼 때, 본 연구에서 얻은 자장중 열처리후의 자기특성 향상은 결정입자의 미세화 뿐만 아니라 미세한 입자들(특히  $\alpha$ -Fe)의 고른 분포에 유래한다고 판단된다. 그러나 열처리중 자장이 결정립자의 미세화를 유발하는 메카니즘은 아직 판명되지 않고 있으나, 다만, 비정질로부터 결정화하는 순간 외부자장이 핵생성 솟자를 증가시켜 성장속도를 능가하게 하는 경쟁효과를 보인 것으로 유추

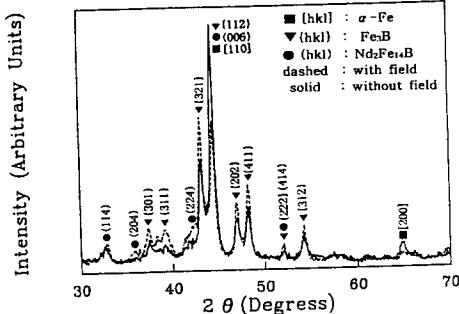


Fig. 7 X-ray diffraction patterns of melt-spun  $\text{Nd}_4\text{Fe}_{73.5}\text{Co}_3\text{Hf}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{B}_{18.5}$  ribbons after heat treatment at 680 °C with and without a magnetic field.

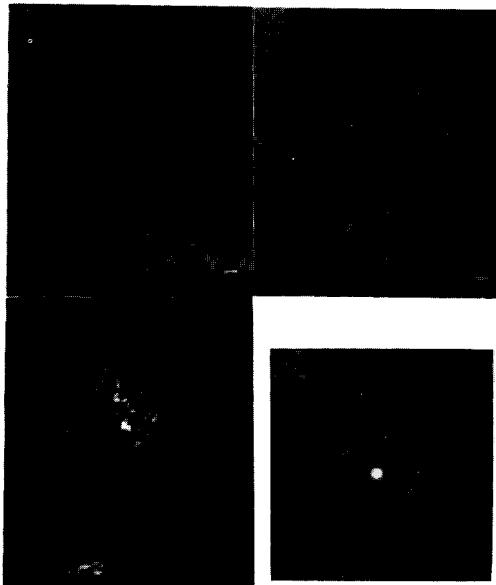


Fig. 8 TEM micrographs showing the grain aspect of the annealed  $\text{Nd}_4\text{Fe}_{73.5}\text{Co}_3\text{Hf}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{B}_{18.5}$  ribbons at 680 °C (a) without a magnetic field and its (b) dark field indicating coarse  $\alpha$ -Fe particles, (c) with a magnetic field and its (d) selected area diffraction pattern.

한다. 이렇게 볼 때 Fukunaga 등[9, 10]이 사용한 교환상호작용변수,  $\eta = 1$ 일 때의 결정입도 20 nm가 본 연구에서 최고의 잔류자속밀도를 주는 입도 22 nm와 차이를 보이는 이유는, 아마도 Fukunaga의 모델에서는 정육면체의 결정립을 가정하여 정자기에너지지를 무시했기 때문에 실제와 차이를 보인다고 생각된다.

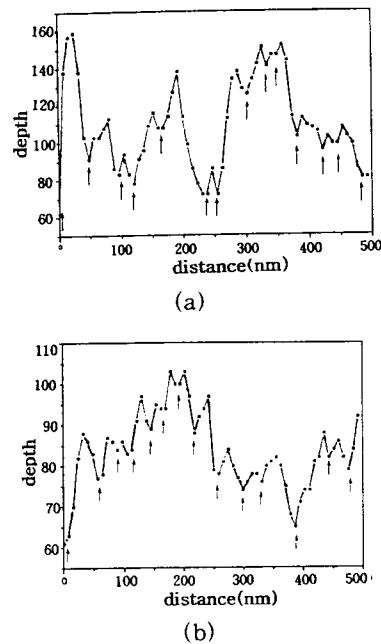


Fig. 9 Grain size distribution for the annealed ribbons (a) without a magnetic field, and (b) with a magnetic field corresponding to Fig. 8.

#### IV. 결 론

$\text{Nd}_4\text{Fe}_{73.5}\text{Co}_3(\text{Hf}_{1-x}\text{Ga}_x)\text{B}_{18.5}$  ( $x = 0, 0.5, 1$ ) 합금을 자장중에서 열처리를 행한 경우 기지상으로 존재하는  $\text{Fe}_3\text{B}$  및  $\alpha$ -Fe 상의 입자는 현저히 미세화 되며, 결정입도의 고른 분포로 인해 교환상호작용을 증대시켜, 650 ~ 705 °C / 5 min에서 실시된 재료에서 잔류자속밀도 및 최대자기에너지적이 30 % 이상 증가하였다. 초미세립 복합상(스프링 마그넷) 합금의 보자력은 결정입도 범위에 따라 변하며 최대 보자력은 입도 22 nm에서 얻어진다. 그 이상 또는 이하에서는 오히려 보자력이 감소한다.  $x = 0.5$ 에서 최고의 자기특성을 보이며, 그때의 잔류자속밀도 ( $B_r$ )은 12.5 kG, 보자력 ( $iH_c$ )는 2.83 kOe, 그리고 최대자기에너지적, ( $B_r H$ )<sub>max</sub>는 15.8 MGoe의 높은 값을 보였다.

## References

- [1] R. Coehoorn, D. B. De Mooij and C. De Waard, J. Magn. Mag. Mater., **80**, 101(1989).
- [2] J. Ding, P. G. McCormick and R. Street, J. Magn. Mag. Mater., **124**, 1(1993).
- [3] A. Manaf, R. A. Buckley and H. A. Davies, J. Magn. Mag. Mater., **128**, 302(1993).
- [4] J. Wecker, K. Schnitzke and H. Cerva, Appl. Phys. Lett., **67**(4), 563(1995).
- [5] L. Withanawasam and G. C. Hadjipanayis, J. Appl. Phys., **76**(10), 7065(1994).
- [6] J. M. Yao, T. S. Chin and S. K. Chen, J. Appl. Phys., **76**(10), 7071(1994).
- [7] E. F. Kneller and R. Hawig, IEEE Trans. on Mag., **27**(4), 3588(1991).
- [8] R. Skomski and J. M. D. Coey, IEEE Trans. on Mag., **29**(6), 2860(1993).
- [9] H. Fukunaga and H. Inoue, Japan. J. Appl. Phys., **31**, 1347(1992).
- [10] N. Kitajima and H. Fukunaga, Proc. 3rd Inter. Symposium on Phys. of Mag. Mater., ed. by C. S. Kim and T. D. Lee, (The Korean Magnetic Society, Seoul, Korea, Aug. 21-25, 1995), p. 652-655.
- [11] C. J. Yang and B. Y. Park, *ibid*, p. 675-678.

## The Effect of Magnetic Field Treatment on Enhanced Exchange Coupling of Nd<sub>2</sub>Fe<sub>14</sub>B / Fe<sub>3</sub>B Magnet

Choong Jin Yang and Eon Byeong Park

*Electromagnetic Materials Lab., Research Institute of Industrial Science*

*& Technology(RIST), P. O. Box 135, 790-330 Pohang, Korea*

(Received 13 December 1995, in final form 30 April 1996)

An externally applied magnetic field during annealing the Nd<sub>2</sub>Fe<sub>14</sub>B / Fe<sub>3</sub>B based spring magnet was found to enhance the exchange coupling between the hard and soft magnetic grains. More than 30 % increase in remanence values for melt-spun Nd<sub>2</sub>Fe<sub>73.5</sub>Co<sub>3</sub>(Hf<sub>1-x</sub>Ga<sub>x</sub>)B<sub>18.5</sub>(x = 0, 0.5, 1.0) alloys was resulted from uniform distribution of Fe<sub>3</sub>B,  $\alpha$ -Fe as well as Nd<sub>2</sub>Fe<sub>14</sub>B, and also from reduced grain size of those phases by 20 %. The result also showed that there is an optimum grain size exhibiting a high coercivity value which will be discussed in terms of previously simulated exchange coupling parameter.