

## 급속응고법으로 제작된 (Nd · Dy)-(Fe · Co · Al · M)-B (M : Sn, Mo) 리본의 자기특성과 미세구조

김병철\* · 강기원\* · 여정수 · 송진태

\*한국원자력연구소  
한양대학교 공과대학 재료공학과

### Magnetic Property and microstructure of melt-spun (Nd · Dy)-(Fe · Co · Al · M)-B ribbon (M : Sn, Mo)

B. C. Kim\*, K. W. Kang\*, J. S. Yeo and J. T. Song

Dept. of Materials Engineering, Hanyang Univ., Seoul, 133-791

\*Korea Atomic Energy Research Institute, Dae jeon, 305-600

(1996년 10월 14일 받음, 1997년 2월 26일 최종수정본 받음)

초 록 (Nd · Dy)-(Fe · Co · Al)-B합금에 Sn, Mo 등을 첨가하여 그에 따른 미세구조와 열적안정성 및 자기적특성 변화를 조사하였다. Sn과 Mo의 첨가는 (Nd · Dy)-(Fe · Co · Al)-B 합금리본의 큐리온도를 크게 향상시켰으며 자기특성, 특히 보자력을 1KOe이상 증가시켰다. 그리고 이러한 현저한 보자력 증가는 입계형 defect인 disturbed grain boundary defect에 기인하는 것이라 판단되었다. 또한 Sn과 Mo 첨가원소는 irreversible loss를 각각 4%와 6% 감소시켜 리본자석의 열적안정성을 향상시켰다. 이는 Sn과 Mo의 첨가가 보자력을 크게 증가시켰기 때문이다. 한편 (Nd · Dy)-(Fe · Co · Al · M)-B 리본자석들의 열저항온도(heat resistance temperature)는 irreversible loss와 직선관계를 이루었다.

**Abstract** The microstructures, temperature stability and magnetic properties of melt-spun (Nd · Dy)-(Fe · Co · Al)-B ribbons with the addition of Sn and Mo were studied. The addition of Sn and Mo greatly increased the Curie temperature of (Nd · Dy)-(Fe · Co · Al)-B ribbon and improved magnetic properties, especially the coercivity over 1KOe. It was considered that disturbed grain boundary, a kind of defects of the grain boundary region, could be observed along the grain boundaries by HREM(high resolution electron microscopy) which seemed to be responsible for the marked improvement of coercivity. Also, the additive element of Sn and Mo decreased the irreversible loss to 3% and 6%, respectively and improved the temperature stability of the ribbons. It seemed that the additions of Sn and Mo were resulted in higher coercivity. A linear relationship was found between HRT(heat resistance temperature) of (Nd · Dy)-(Fe · Co · Al · M)-B ribbons and irreversible loss.

### 1. 서 론

1983년 Nd-Fe-B 자석합금이 개발되어 이 재료는 최첨단 자석재료로 세계적인 주목을 받게 되었다. 40MGOe이상의 (B · H)max이라는 최대의 자기에너지 특성<sup>1~3)</sup>을 갖고 있기 때문이다. 그후 Nd-Fe-B 소결자석은 미국, 일본, 중국등의 나라에서 생산되어 실용화되고 있으며 각 나라는 그 특성향상과 제조기술에 관한 연구개발에 몰두하고 있다.

그러나 이 자석재료는 우수한 자기적 성질에도 불구하고 두가지의 결점을 가지고 있다. 하나는 일상적인 환경에서도 쉽게 산화되어 녹슬게 된다는 것이고 다른 하나는 자기특성의 온도변화가 커서 고온에서의 안정성이 좋지 않다는 것이다. 전자의 경우 자석에 내산화 피막처리를 하여 산화저항성을 증가시키는 연구<sup>4~5)</sup>와 자석합금의 조성을 변화시켜 자석합금자체에 내산화성을 부여하는 방법<sup>6)</sup>으로 문제를 해결하고 있다. 그러나 후자의 경우에 있어서는 포화자화(Ms)의 온도변화와 보자력(Hc)의 온도변화가 공히 문제

가 되며 포화자화의 온도변화는 Fe의 일부를 Co로 치환하여 개선시키고 있으나 보자력의 온도변화 개선에 있어서는 현재 유효한 방법을 찾지 못하고 있다. 다만 몇가지 원소를 첨가하여 실온에서의 보자력을 크게 하므로써, 고온의 사용온도에서 실용상 충분한 보자력이 되게하여 그 사용을 가능하게 하는 것이 유일한 방법으로 되고 있다.

현재 보자력 증대 원소로서 알려진 것으로서는 중희토류 원소의 Dy와 Tb, 천이금속의 Nb, Ti, Mo, Zr 기타로서 Al, Ga, Sn원소등이다. 그러나 이들의 첨가원소에 대해서 보자력과 포화자화는 trade-off관계에 있으며 Al, Ga, Nb, Mo 원소등의 보자력 증대 효과의 mechanism은 아직도 확실하지 않고 있다. 뿐만 아니라 Nd화합물의 열적안정성에 주는 영향도 개개의 원소에 대해서 단편적으로 조사되고 있을뿐 아직도 그 기구에 대해서는 불분명한 상태에 있다.

본 연구는 Nd화합물의 고온에서의 안정성을 개선시켜 고내열성의 새로운 Nd-Fe-B계 본드자석을 개발하고자

Table 1. Chemical composition of base alloys

구분	Nd	Dy	Fe	Co	Al	B	Sn	Mo
#1	14	1	68	8	1	8		
#2	13	2	68	8	1	8		
#3	13	2	69	8		8		
#4	12	3	68	8	1	8		
#5	14	1	67.85	8	1	8	0.15	
#6	14	1	67.85	8	1	8		0.15

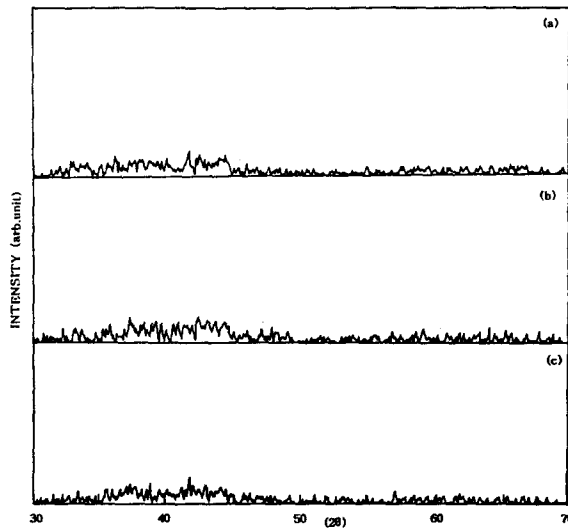


Fig. 1. X-ray diffraction patterns of ribbons before heat treatment (a) (NdDy)(FeCoAl)B (b) Sn addition (c) Mo addition

Nd의 일부를 중희토류원소의 Dy로 치환하고, Fe을 Co와 Al로 치환하여 동시에 Sn, Mo을 첨가시켰을 때 이들 원소들이 보자력과 자기특성에 어떠한 효과를 미치는가를 미세구조와 관계시켜 연구조사하였다.

### 2. 실험 방법

저자들은 조성이  $Nd_{15}Fe_{77}B_8$ 로 되는 자석합금에 대하여 많은 연구를 하여온 바 본 연구의 기본적 조성은 동일하게 하였으며 여기에 Dy와 Co을 첨가하였다. Dy는 보자력을 높이기 위한 것이고 Co는 Nd-Fe-B계 자석의 큐리온도를 높이기 위한 것이다. 그러나 첨가량이 너무 많으면 보자력이 오히려 떨어지므로 (Dy+Co)첨가량을 10wt%이하로 하였다. 또한 Dy만을 첨가하는 것으로는 잔류자속밀도(Br)가 저하되므로 자기특성 향상을 가져올 것으로 예상되는 Al, Ti, Sn, Nb, Mo 금속중에서 (Al+Sn) 및 (Al+Mo)를 복합첨가시켜 (Nd·Dy)<sub>15</sub>(Fe·Co·Al·M)<sub>77</sub>B<sub>8</sub> (M: Sn 또는 Mo)의 모합금을 만들었다. 모합금은 진공중에서 arc melting하여 제조하였다. 또 균일한 조성의 모합금을 얻고저 5~6회에 걸쳐 뒤집어 재용융시켰으며 B첨가는 ferrobore 합금을 사용하였다. 위와 같이 얻은 모합금의 조성은 표 1과 같다.

급냉리본은 단롤급냉응고장치(single roll rapid quenching)를 이용하여 제작하고 급냉속도는 Cu wheel의 표면속

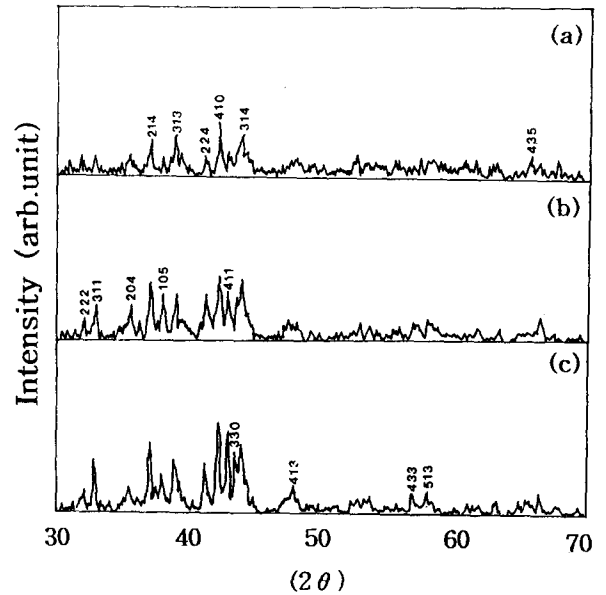


Fig. 2. X-ray diffraction patterns of ribbons after heat treatment (750°C, 10min) (a) (NdDy)(FeCoAl)B (b) Sn addition (c) Mo addition

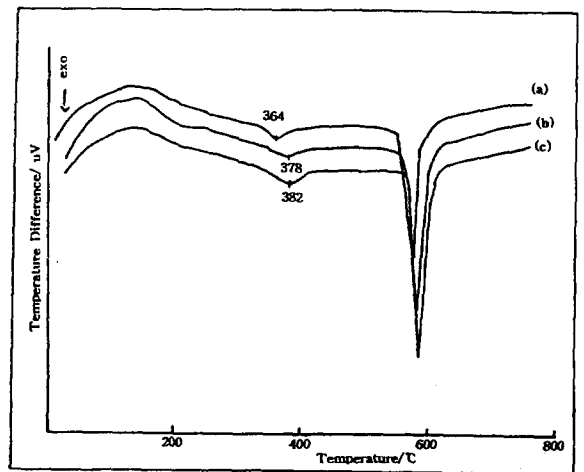
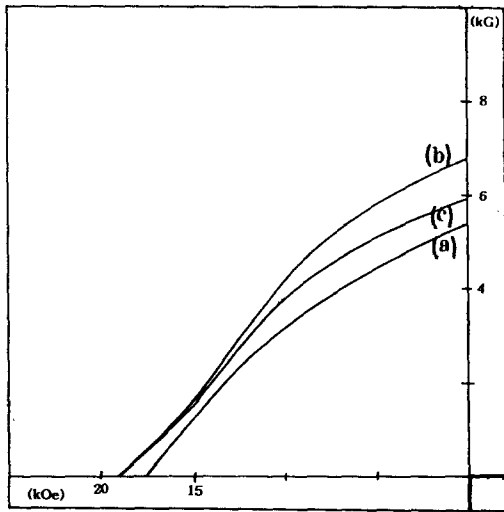


Fig. 3. DSC curves for (a) (NdDy)(FeCoAl)B (b) Sn addition (c) Mo addition, showing curie temperature and crystallization temperature

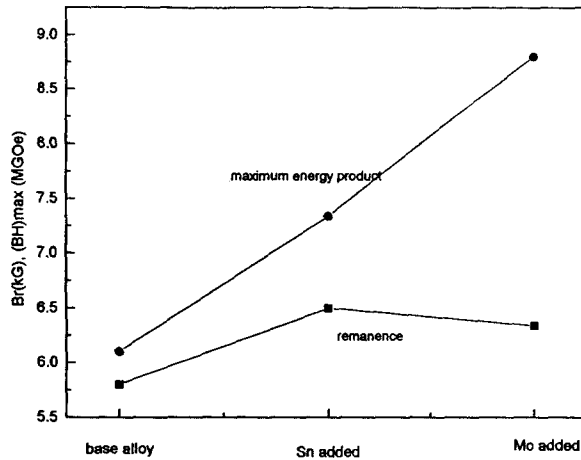
도로 나타냈다. wheel속도(Vs)는 비정질리본을 얻고저 35m/sec의 일정속도로 하였으며 그 후 750°C에서 10분간 결정화처리하였다. 이는 급냉시의 리본상하에 생기는 불균일한 입자크기의 차이를 최소화하기 위해서였다.

급냉리본의 결정구조는 리본을 파쇄한 분말을 사용, X-ray diffractometer로 조사하였으며 미세구조는 주사전 자현미경(SEM)과 투과전자현미경(TEM)으로 특히 입계 영역의 구조와 화학적분석은 고분해능의 전자현미경(JEM-7000FX)과 EDS를 사용하여 조사하였다. 자기적 성질은 시료를 먼저 60Koe의 펄스전자석(pulse magnet)으로 착자시킨후 최대자장이 20Koe인 시료진동형자력계(VSM)를 사용하여 Br, iHc, 감자곡선등을 측정하였고 열적안정성을 알아보기 위한 비가역손실(irreversible loss)은 각 조성의 리본을 파쇄하여 2ton의 압력으로 rod 형태의 green compact시편들을 만들어 실온에서의 magnetic flux를 측정후 실온에서 290°C까지 30°C간격으로 진공속에서 승온시키면서 magnetic flux의 감소량을 백분율로



Element	base alloy	Sn addition	Mo addition
Br (KG)	5.3	6.8	6
iHc (KOe)	17.8	18.9	19.1
(BH)max	6	9.8	7.5

Fig. 4. Demagnetization curves of ribbon samples (a) (NdDy) (FeCoAl)B (b) Sn addition (c) Mo addition



Element	base alloy	Sn addition	Mo addition
Br (kG)	5.8	6.5	6.34
iHc (kOe)	over 16	over 17	over 18
(B · H)max (MGoe)	6.1	7.34	8.8

Fig. 5. Magnetic properties of rapidly quenched ribbons at 21m/sec wheel velocity

나타내어 측정하였다.

### 3. 결과 및 고찰

#### 급냉리본의 결정구조

Fig. 1은 (Nd<sub>14</sub>Dy<sub>1</sub>)-(Fe<sub>68</sub>Co<sub>8</sub>Al<sub>1</sub>)-B<sub>8</sub>의 조성을 갖는 시료 1(표 1)과 Fe의 일부를 각각 Sn과 Mo으로 치환한 시료 5, 6을 35m/sec의 wheel속도로 급냉시킨 리본들의 X-ray 회절패턴이며 Fig. 2는 이들을 750°C에서 10분간

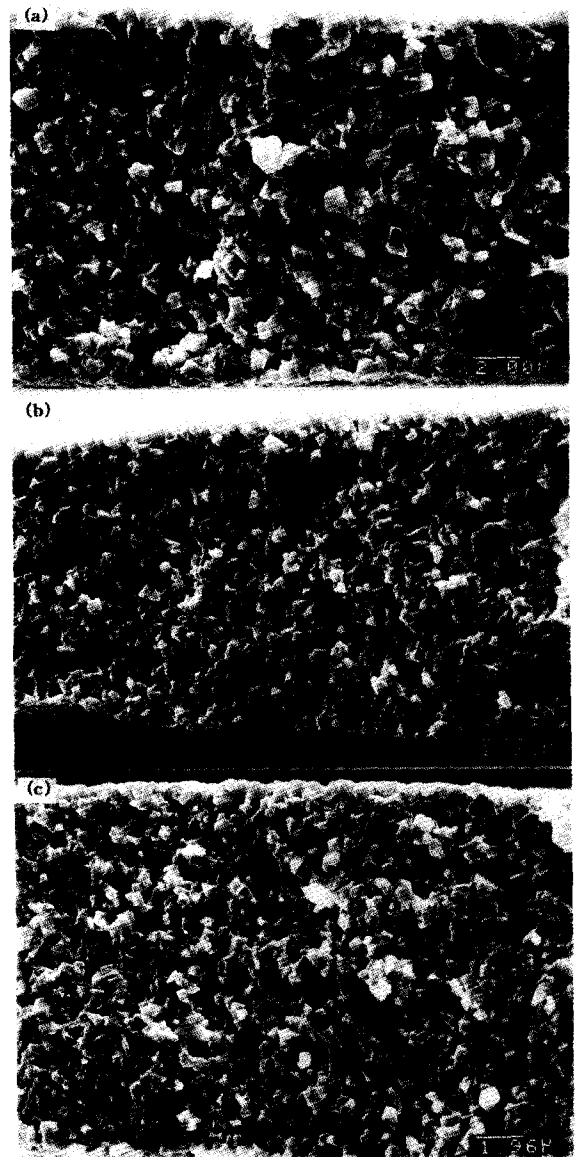


Fig. 6. SEM micrographs of (a) (NdDy)(FeCoAl)B (b) Sn addition (c) Mo addition

열처리시킨 리본의 XRD 패턴이다. 그림에서와 같이 급냉 리본 그대로는 비정질상이며 열처리로 결정화가 일어나고 그 구조는 (Nd · Dy)<sub>2</sub>(Fe · Co · Al · M)<sub>14</sub>B상을 주상으로 하는 Nd<sub>2</sub>Fe<sub>4</sub>B형 정방정구조임을 알 수 있다.

#### 리본의 자기적특성

Fig. 3은 각 리본의 큐리온도 (T<sub>c</sub>)를 조사한 DSC곡선이다. 보는 바와 같이 각각 두 개의 발열피크를 볼 수 있으며 첫째 피크는 큐리온도, 둘째피크는 결정화 온도를 나타낸다. Sn이나 Mo이 첨가되지 않은 (a)의 경우 큐리온도가 364°C로 Nd-Fe-B합금에 비하여 향상되었음을 알 수 있으며 이는 Co첨가에 기인한 것이다. (b)의 경우 Sn을 첨가함으로써 (a)보다 14°C 정도 큐리온도가 향상되고 (c)의 경우 Mo첨가로 18°C 정도 큐리온도가 향상되었다. 이것은 Fe가 Sn이나 Mo원자로 치환됨으로서 일어나는 Fe-Fe거리와 3d 밴드의 전자밀도 변화에 기인되는 것이라고 생각된다.

Fig. 4는 각 리본의 자기특성을 측정한 감자곡선(dema-

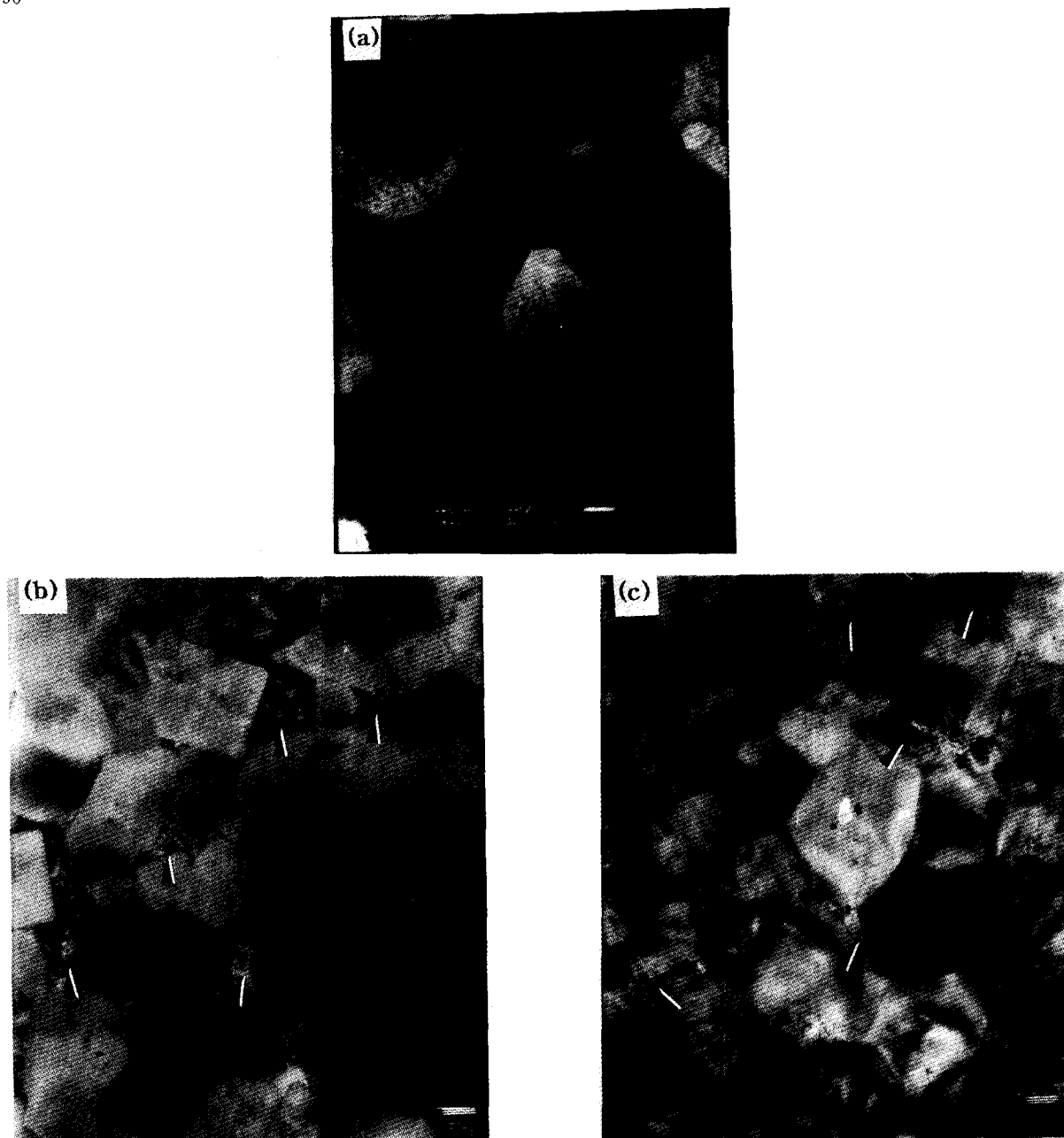


Fig. 7. TEM micrographs showing microstructure of (a) (NdDy)(FeCoAl)B (b) Sn addition (c) Mo addition

agnetization curve)을 나타낸다. Sn과 Mo이 첨가되지 않은 시료의 경우 보자력( $iH_c$ )이 17.8kOe, 최대에너지적( $B \cdot H$ )max는 6MGoe였다. 이에 대하여 Sn 및 Mo를 (단 1at% 이하) 첨가시킨 시료 5, 6의 경우  $iH_c$ 는 각각 18.9kOe, 19.1kOe로 증가하였으며 Sn, Mo 모두 Br도 증가시켰다. 위와 같은  $iH_c$ 의 증가는 여러가지 기구로 설명할 수 있다고 본다. 즉 Ishigaki<sup>7)</sup>가 보고한 바와 같이 첨가된 Mo이 입성장을 억제하였기 때문이고 또는 Panchanathan<sup>8)</sup>과 Pollard<sup>9)</sup>가 지적한 바와 같이 (Nd·Dy)<sub>2</sub>(Fe·Co·Al)<sub>14</sub>B 주상의 입내와 입계에 석출하는 미세한 석출물들이 자벽의 이동을 고착하기 때문이라 생각할 수 있으나 후의 미세조직관찰에서 지적하는 바와 같이 본 연구에서는 입계에 석출되는 미세한 석출상에 기인하는 것이라 사려되었다.

한편 일반적으로 급냉리본의 자기특성은 wheel속도에 의존한다고 볼 수 있다. 따라서 Sn 및 Mo첨가에 의한 위와 같은 보자력 향상이 급냉리본의 제작시의 결정립의 결정화 방법의 차이에 관계하는가를 조사하여 보았다. 즉 wheel속도를 크게하여 비정질상으로 만든후 650℃~750℃ 사이에서 열처리하여 결정화시켰을 때와 처음부터 우수한 자기특성이 예상되는 최적의 wheel속도, 예를 들어 20m/sec 전후의 wheel속도로 리본을 만들었을때의 자기특성을 비교하여 보았다. 이를 위하여 급냉응고시의 Vs를 21m/sec로 하여 직접 결정화된 리본을 제작하여 그 자기특성을 측정하였다. Fig. 5에서 보는 바와 같이 Sn과 Mo를 첨가한 경우가 첨가하지 않은 경우보다 Br,  $iH_c$ , (BH)max가 모두 우수하였다. 따라서 (Nd·Dy)-(Fe·Co·Al)-B의 자기특성에 비하여 Sn과 Mo를 첨가한 리본의 특성이 향상된 것



Fig. 8. TEM micrograph of (Nd,Dy)-rich phase at (Nd,Dy)-(Fe, Co,Al)-B ribbon

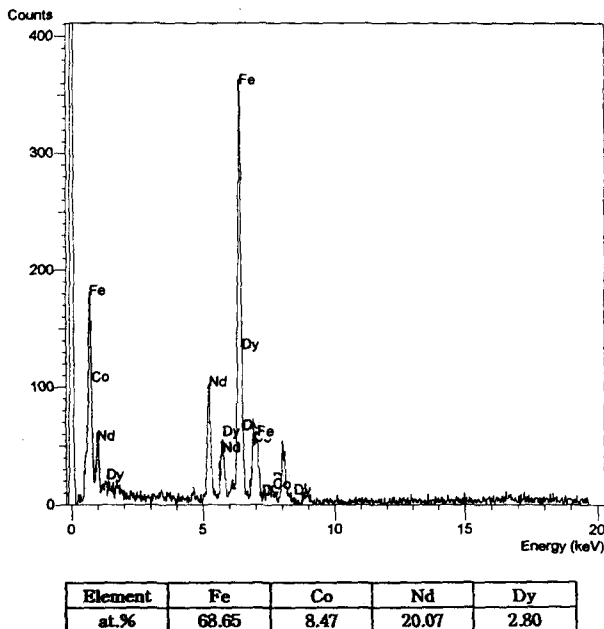


Fig. 9. Energy dispersive X-ray spectra at grain boundary of (Nd,Dy)-(Fe,Co,Al)-B ribbon

은 제작과정의 차이에 의한 것이 아니라는 것을 알 수 있었다.

미세조직 특성

급속응고법으로 제작된 대부분의 리본의 미세구조적 특징은 두께에 따라 매우 상이한 구조를 나타낸다. 즉 급속응

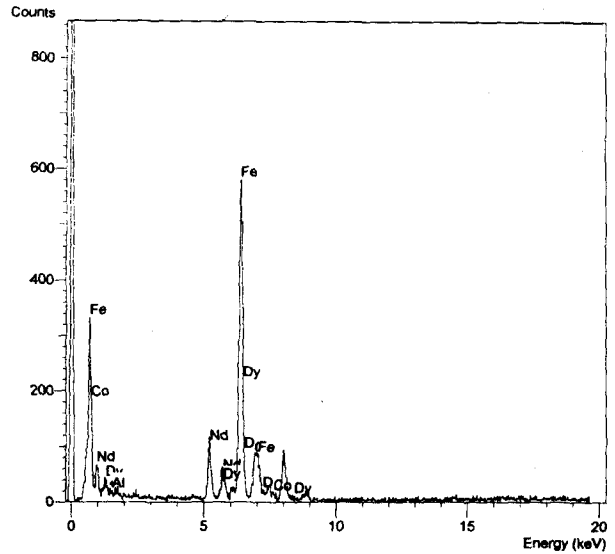


Fig. 10. Energy dispersive X-ray spectra in grain of (Nd,Dy)-(Fe,Co,Al)-B ribbon

고시 Cu-wheel에 직접 닿는 wheel side는 매우 미세한 결정립을 가지며, 공기와 접하게 되는 free side에서는 냉각 속도 차이에 따라 조대한 결정립을 갖는다. 실험방법에서 지적한 바와 같이 본 실험에서는 Vs를 크게한 후 결정화처리를 함으로써 이러한 불균일한 조직을 최소화시켰다.

Fig. 6은 35m/sec의 Vs로 급냉시켜 750℃에서 결정화시킨 리본의 SEM사진이다. 일반의 급냉리본의 미세구조와는 달리 모든 시료에서 wheel side에서 free side까지 결정입자들의 크기가 매우 균일함을 알 수 있다. 또한 Sn 특히 Mo를 첨가한 경우 (b), (c)에서 볼수 있는 바와 같이, 첨가하지 않은 경우에 비하여 입자들의 크기가 다소 미세하여졌음을 볼 수 있다. 이를 확인하고자 미세조직을 다시 TEM으로 관찰하였다. Fig. 7은 각 리본표면의 TEM사진이며 (c)에서 위와 같은 사실을 알 수 있었다. 그리고 (Nd · Dy)<sub>2</sub>-(Fe · Co · Al · M)<sub>14</sub>-B 결정입자의 크기는 40~120nm 정도이었다. Fig.4에서 Mo첨가의 경우 iH<sub>2</sub>가 보다 커짐은 이와 같은 미세구조와 합치한다.

또한 Fig. 7과 Fig. 8의 TEM사진에서 볼 수 있는 중요한 것은 첫째, Fig. 7의 (a)에서 볼 수 있는 바와 같이 Sn과 Mo이 첨가되지 않은 (Nd · Dy)-(Fe · Co · Al)-B 리본의 경우 입계가 매우 clear하며, Nd-Fe-B 합금리본의 미세구조에서 볼 수 있는 것과 같은 입계상을 볼 수 있었다. 둘째, Fig. 8의 화살표에서 볼 수 있는 바와 같이 이들 입계상은 입계 또는 grain junction에 형성되었고 Fig. 9, 10의 EDS 분석결과 (Nd · Dy)-rich상이었다. 셋째, Mo를 첨가하였을 때 Fig.11, 12의 EDS 분석결과와 같이 희토류 원소의 양과 첨가물의 양이 입내보다 입계에서보다 많았다. 넷째, Nd-Fe-B 합금에 Ga를 첨가한 Panchanathan et. al의 보고<sup>8)</sup>, 또는 (Nd · Dy)-Fe-B 합금에 Nb를 첨가한 Parker의 보고<sup>10)</sup> 등에서 발표된 주상(main

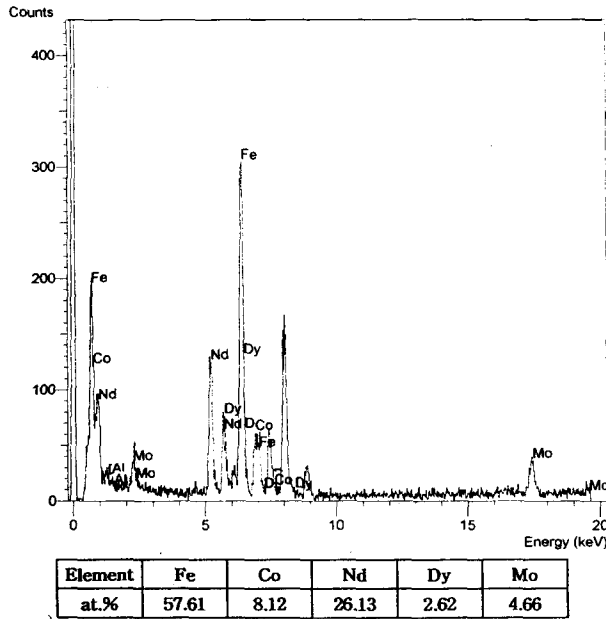


Fig. 11. Energy dispersive X-ray spectra at grain boundary of Mo added ribbon

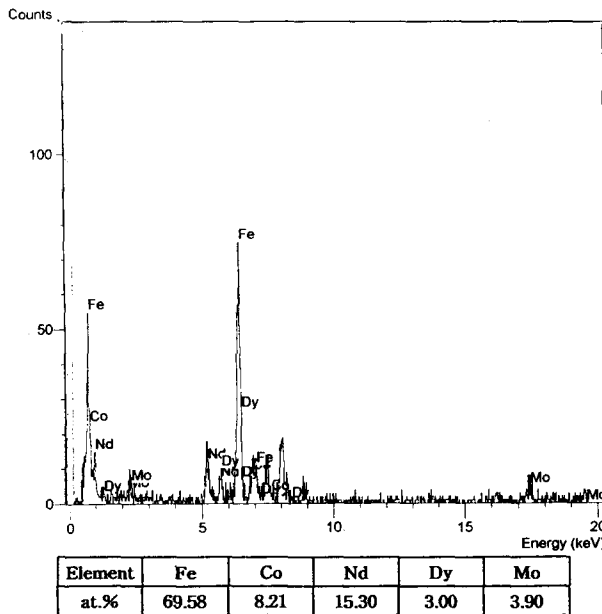


Fig. 12. Energy dispersive X-ray spectra in grain of Mo added ribbon

phase)을 둘러싸는 thin layer의 Nd-Fe-Ga 상, 입내에 분산하는 Nb함유의 미세석출물등과 같은 상들은 본 연구에서 확인하기 불가능하였으나, Fig. 7의 (b), (c) 사진에서 화살표로 표시된 곳등에 (Nd·Dy)<sub>2</sub>-(Fe·Co·Al·M)<sub>4</sub>-B 결정립 이외의 또다른 상이 존재함을 알 수 있었으며 이들 상은 Yajima<sup>11)</sup>가 보고한 Nd<sub>6</sub>Fe<sub>13</sub>Sn 또는 Ishigaki<sup>7)</sup>가 보고한 Mo<sub>2</sub>FeB<sub>2</sub>와 유사한 비강자성상의 계재물이 아닌가 생각되었다. Ishigaki에 의하면 확실하게 규명되지는 않았으나 Nd-Fe-B계 자석에 Co와 Mo를 복합첨

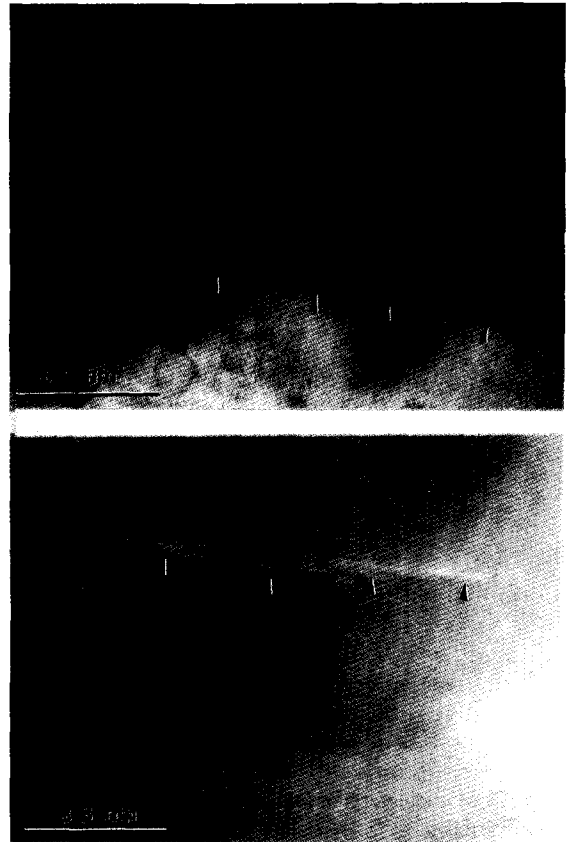


Fig. 13. HREM micrographs of (Nd,Dy)-(Fe,Co,Al,Mo)-B ribbon

가시키면 Mo<sub>2</sub>FeB<sub>2</sub>상이 결정입계에 석출하여 다른 결정립(주상)의 성장을 억제하여 결정립이 미세하고 균일하여 iH<sub>c</sub>가 커진다고 하였다. 또한 Yajima도 (Nd·Dy)-(Fe·Co)-B에 Sn을 첨가하면 Nd<sub>6</sub>Fe<sub>13</sub>Sn이 결정입계상으로 나타나서 보자력의 온도계수가 작아진다고 보고하고 있다. 그러나 그 이유는 잘 알려지지 않고 있다.

한편 주지하는 바와 같이 급냉리본의 경우 실온에서의 iH<sub>c</sub>를 증가시키고 고온에서의 온도의존성을 감소시키기 위해서는 2가지의 방법이 필요하다. 첫째의 방법은 Dy과 같은 첨가원소로 anisotropy field를 크게 하든가 둘째의 방법은 전술한 Parker와 Panchanathan의 보고에서와 같이 강자성상내 또는 입계에 미세한 석출물을 석출시켜 이들이 자석의 pinning site effect를 갖게 하여 iH<sub>c</sub>를 증가시키는 것이다. 따라서 본 연구에서는 고분해능의 TEM (JEM-7000FX)을 사용하여 입계부분을 좀 더 정밀하게 조사하였다. 그 결과 Mo을 첨가한 급냉리본에서 Fig. 13과 같은 HREM사진을 얻었으며 사진에서 화살표로 표시한 부분 특히 하얀 부분들은 화학적 조성을 정확히 분석할 수 없었으나 Zhang등이<sup>12)</sup> 보고한 바와 같은 인접 입자간의 misorientation에 기인한 입계와는 다른 일종의 grain boundary region형의 defect임을 알 수 있었다. 따라서 Fig. 5에서 볼 수 있는 Mo첨가에 의한 19KOe를 넘는 현저한 보자력 향상은 Zhang의 설명과 Nd-Fe-Co-Mo로 되

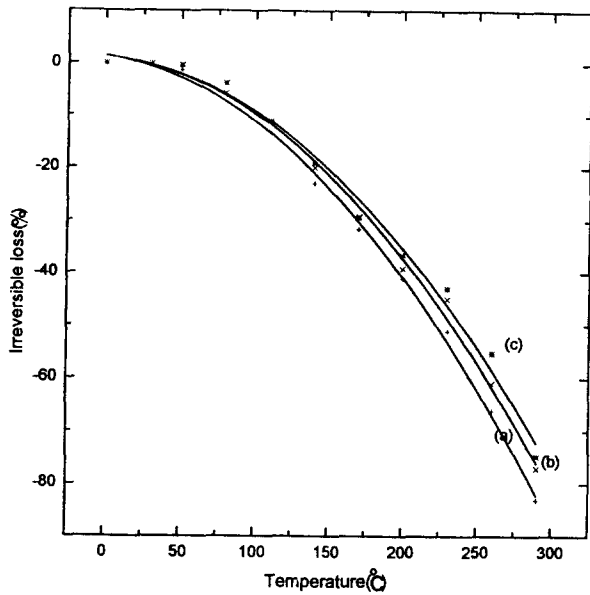


Fig. 14. Irreversible loss behavior of rapidly quenched ribbons after exposure to elevated temperature at  $P_c=d/t=3.5$  (a)  $(NdDy)(FeCoAl)B$  (b) Sn addition (c) Mo addition

는 이들 disturbed grain boundary region이 자벽의 이동을 고착함으로써 일어나는 것이라 판단된다. Disturbed grain boundary defect와 자벽이동의 pinning과의 정량적 관계는 exchange energy, domain wall width, wall energy 등 복잡한 여러 요인에 지배되므로 본 연구는 계속 이들 관계를 연구 조사하고 있다.

Irreversible loss와 열저항온도(Heat Resistant Temperature)

급냉리본의 본쇄분말로 되는  $(Nd \cdot Dy)-(Fe \cdot Co \cdot Al \cdot M)-B$  자석의 고온에서의 열적안정성을 조사하기 위하여 실온에서 290°C까지 30°C간격으로 승온시키면서 비가역손실(irreversible loss)을 측정하였다. Fig.14는 이들 결과를 나타낸다. 200°C에서  $(Nd \cdot Dy)-(Fe \cdot Co \cdot Al)-B$  리본의 irreversible loss는 41%이었고, Sn과 Mo첨가시 37%와 35%로 각각 4%와 6%의 감소율을 보였다. 예상한 대로 Sn과 Mo첨가는  $(Nd \cdot Dy)-(Fe \cdot Co \cdot Al)-B$  리본자석의 열적안정성을 향상시켰다. 이러한 결과에 대해서는 여러 가지로 설명할 수 있다고 보나 단적으로 말하여 비가역손실은 보자력에 직접 관계하며 Sn 및 Mo첨가는 앞서의 자기적 특성에서 보는 바와 같이  $iH_c$ 를 17.8KOe에서 18.9, 17.8KOe에서 19.1KOe와 같이 크게 증가시켰기 때문이다.

Yajima<sup>11)</sup>는  $(Nd \cdot Dy)-(Fe \cdot Co)-B$  자석합금에 Sn을 첨가시키면 온도상승에 따르는 보자력 저하의 정도를 나타내는 온도계수를 작게한다고 하였으며 Schrey<sup>13)</sup>은 Nd-Fe-B에 (Co · Sn), (Fe · Sn)을 첨가시키면 소결자석의 미세조직과  $iH_c$ 의 온도안정성(temperature stability)를 개선시킨다고 하였다. Fig. 12에서 Yoshikawa et. al<sup>14)</sup>과 유사한 방법으로 열저항온도(HRT)를 계산하여 HRT와 intrinsic coercive force사이의 관계를 대략적으

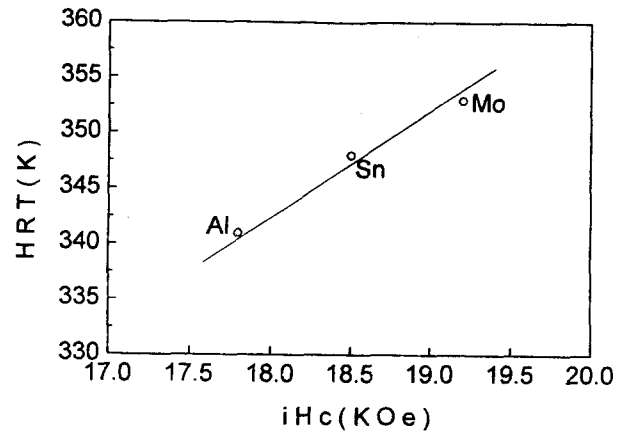


Fig. 15. Relationship between heat resistance temperature (HRT) and intrinsic coercivity

로 구하여 보았다. 단 Yoshikawa는 irreversible flux loss 곡선에서 3%를 HRT로 계산하였으나 본 연구에서는 5%를 HRT로 정하였으며 이 경우  $(Nd \cdot Dy)-(Fe \cdot Co \cdot Al)-B$ ,  $(Nd \cdot Dy)-(Fe \cdot Co \cdot Al \cdot Sn)-B$  및  $(Nd \cdot Dy)-(Fe \cdot Co \cdot Al \cdot Mo)-B$ 의 HRT는 각각 341, 348, 353K이었다. 한편 Fig. 4에서 각각의 intrinsic coercive force는 17.8, 18.9 및 19.1KOe이었다. 이들 사이의 관계는 Fig. 15와 같이 나타내졌으며 그림과 같이 대략 직선관계를 보였다.

이와 같은 직선관계는 Yoshikawa의 결과와 유사하며 보자력의 증가는 열저항온도를 높이며 나아가서는 irreversible loss를 감소시킨다고 말할 수 있다. 이들 사이의 정확한 정량적 관계는 계속 연구중에 있다.

#### 4. 결 론

$(Nd \cdot Dy)-(Fe \cdot Co \cdot Al \cdot M)-B$  (M : Sn, Mo) 급냉리본자석의 자기특성과 미세구조에 관한 본 연구실험에서 얻은 결과는 다음과 같다.

- 1)  $(Nd \cdot Dy)-(Fe \cdot Co \cdot Al)-B$ 에 Sn과 Mo을 첨가한 급냉리본의 결정구조는 Nd<sub>2</sub>Fe<sub>14</sub>B형의 정방정구조이었다.
- 2) Co의 첨가는 물론, Sn과 Mo의 첨가는 Nd-Fe-B 합금리본의 큐리온도를 크게 향상시켰다.
- 3) Sn과 Mo 첨가는  $(Nd \cdot Dy)-(Fe \cdot Co \cdot Al)-B$  리본자석의 자기특성, 특히 보자력을 1KOe이상 향상시켰으며 Mo 첨가의 경우 19KOe를 넘는 현저히 증가된 보자력은 입계형 defect인 disturbed grain boundary defect에 기인하는 것이라 판단되었다.
- 4) Sn과 Mo 첨가원소는 비가역손실(irreversible loss)를 각각 4%와 6% 감소시켜 리본자석의 열적안정성을 향상시켰다. 이는 Sn과 Mo의 첨가가 보자력을 크게 증가시켰기 때문이다.
- 5)  $(Nd \cdot Dy)-(Fe \cdot Co \cdot Al \cdot M)-B$  리본자석들의 열저항온도(HRT)는 irreversible loss와 직선관계를 이루었다.

### 감사의 글

본 연구는 1995학년도 한양대학교 교내 연구비 지원으로 수행되었습니다. 아울러 본 실험에 도움을 준 한국표준과학원의 김운배 박사님에게 감사드립니다.

### 참고 문헌

1. J. J. Croat, J. F. Herbst, R. W. Lee and F. E. Pinkerton, *J. Appl. Phys.* 55, 2078 (1984)
2. R. W. Lee, *Appl. Phys. Lett.* 46, 790 (1987)
3. J. J. Croat, *J. Mater. Eng.* Vol.10, No.1, 7 (1988)
4. T. Minowa, H. Yoshikawa and M. Honshima, *IEEE Trans. Magn.* Vol.25, No.5, 3776 (1989)
5. Paul Mitchell, *IEEE Trans. Magn.* Vol.26, No.5, 1933 (1990)
6. M. Shimotomai, Y. Fukuda, A. Fujita and Y. Ozaki, *IEEE Trans. Magn.* Vol.26, No.5, 1939 (1990)
7. H. Y. Ishigaki, *Nikkei Mechanical.* No.8, 40 (1992)
8. V. Panchanathan and J. J. Croat, *IEEE Trans. Magn.* Vol.25, No.5, 4111 (1989)
9. R. J. Pollard, P. J. Grundy, S. F. H. Parker and D. G. Lord, *IEEE Trans. Magn.* Vol.24, 1626 (1988)
10. S. F. H. Parker, P. J. Grundy and J. Fidler, *J. Mag. and Mag. Materials.* 66, 74 (1987)
11. K. Yajima, H. Nakamura, O. Kohmoto and T. Yoneyama, *J. Appl. Phys.* 64, 5528 (1988)
12. Y. J. Zhang, L. Withanawasam, G. C. Hadjipanayis and A. Kim, *Mat-Res. Soc. Proc.* Vol 232, 261 (1991)
13. P. Schrey and M. Velicescu, *J. Mag. and Mag. Materials.* 101, 414 (1991)
14. N. Yoshikawa, Y. Kasai, T. Watanabe and S. Shibata, *J. Appl. Phys.* 69(8), 6049 (1991)