

Magnetic Properties of High Coercivity Melt-Spun Didymium-Fe-Co-Nb-Y-B System Ribbons and Their Bonded Magnets

H. Yamamoto, K. Furusawa, and N. Miyashita

School of Science and Technology, Meiji Univ., 1-1-1, Higashimita, Tama-ku, Kawasaki 214-8571, Japan

Melt-spun ribbons of Didymium-Fe-Co-Nb-Y-B system alloys were prepared by the single-roller liquid rapid-quenching method. The effects of Y addition, wheel velocity, and heat treatment on the magnetic properties were investigated. The optimum preparation conditions of the compounds were as follows: composition $\text{Didymium}_{12.5}\text{Fe}_{69.8}\text{Co}_{10}\text{Nb}_1\text{Y}_{0.7}\text{B}_6$; wheel velocity 20.0 m/s; heat treatment 650°C for 10 min. Magnetic properties of this ribbon were $(\text{BH})_{\text{max}} = 126.4 \text{ kJ/m}^3$ and $H_{\text{cJ}} = 1409.0 \text{ kA/m}$. The value of $(\text{BH})_{\text{max}}$ for the isotropic compression molding $\text{Didymium}_{12.5}\text{Fe}_{69.8}\text{Co}_{10}\text{Nb}_1\text{Y}_{0.7}\text{B}_6$ bonded magnet prepared by using the ribbons annealed at 650°C for 10 min was 66.3 kJ/m^3 and the density was 6.1 Mg/m^3 . The irreversible loss of this bonded magnet was -3.58% (at 150°C). It was found that the irreversible loss was improved by Y addition.

Key words: Didymium-Fe-Co-Nb-Y-B alloy, melt-spun ribbons, magnetic properties, bonded magnets, temperature characteristics

高保磁力 Didymium-Fe-Co-Nb-Y-B 系急冷薄帯 並びにそれらボンド磁石の磁気特性

山元 洋・古澤 綱・宮下 尚之

明治大学理工学部, 川崎市多摩区東三田 1-1-1 (〒214-8571)

1. 緒言

近年、車載用の小型モータは大変多く生産されているが、それらに使用される磁石材料は熱安定性の良好なものが要求される。また、希土類-鉄-ボロン系合金では高性能な急冷薄帯が種々開発され^{1)~5)}、ボンド磁石として利用されている。

先に著者らは Di-Fe-Co-Nb-B ⁶⁾⁷⁾系や Di-Fe-Co-Nb-V-B ⁸⁾⁹⁾系急冷薄帯ボンド磁石の報告をした。本研究では、さらなる温度特性の向上を目的として、Fe-Cr系のカンタル線等でイットリウム(Y)を少量添加したときの発熱体としての耐熱性向上はよく知られているので、 Di-Fe-Co-Nb-B 合金にイットリウム(Y)の少量の添加を試み、組成、急冷条件、熱処理条件等が Di-Fe-Co-Nb-Y-B 系急冷薄帯合金の磁気的・物理的特性に与える影響を詳細に検討した。また、得られた薄帯を用いて等方性圧縮成形ボンド磁石を作製し、それらの諸特性についても詳細に検討した。なお、Didymiumを用いた理由としては、Pr並びにNd単体を用いるより工業的に安価なためである。

2. 実験方法

実験に用いた原材料は Di-Fe 合金、Co, Nb, Y, Bである。 Di-Fe 母合金はNdが66.7 wt.%, Prが19.1 wt.%, Feが14.1 wt.%のものを用いた。また、各原子の構成比率よりDidymiumの分子量を143.5とした。以後、組成式でDidymiumをDiと表記する。

急冷薄帯作製に用いた組成は $\text{Di}_{12.5}\text{Fe}_{70.5x}\text{Co}_{10}\text{Nb}_1\text{Y}_x\text{B}_6$ として、Y含有量xを0~1.0 at.%と変化させた。これらの組成は著者らの先の報告、 Di-Fe-Co-Nb-B 系急冷薄帯の研究⁷⁾より決定した。上記の各組成の母合金は、真空吸い上げ法により棒状インゴットを作製した。また、薄帯は片ロール液体急冷法により作製した。片ロール液体急冷法は母合金の酸化防止のためArガス雰囲気中において、

母合金を石英射出管に入れ、高周波誘導炉で溶解した後に、銅製にCrメッキを施した回転ロール上に射出するという工程で行った。このとき石英射出管はオリフィス径が0.5 mmのものを使用した。また薄帯作製時の条件は、ロール径300 mm、ロール周速度15.0~22.5 m/sで、射出時には高純度Arガスを用いて射出ガス圧を38 kPa一定とした。熱処理は、赤外線ゴールドイメージ炉を用いて高純度Arガス雰囲気中で行った。熱処理温度は575~675°C、熱処理時間は0~15 minの範囲で変化させた。また、昇温時間は所定の温度まで3 min一定とした。

薄帯試料の磁気特性、キュリー温度および温度特性は、振動試料型磁力計(VSM)を用いた。薄帯試料の測定は、全て4.8 MA/mのパルス着磁後に測定した。結晶構造は粉末X線回折法により測定した。また、非結晶試料の結晶化温度は、示差走査熱量測定計(DSC)を用いて測定した。

ボンド磁石の作製法は、薄帯試料を最適条件で熱処理後、結晶化されたものを150 μm以下に粉碎し、結合剤として耐熱性エポキシ樹脂(2.5 wt.%)を混合・攪拌し、980 MPaの圧力で圧縮成形した後、200°C×1 hのキュア処理を行った。ボンド磁石の磁気特性は4.8 MA/mのパルス着磁後に高感度自記磁束計を用いて測定した。また、ボンド磁石の不可逆減磁率はデジタルフラックスメータを用いて測定した。

3. 実験結果並びに考察

3.1 組成・作製条件による磁気特性の変化

Fig.1 は $\text{Di}_{12.5}\text{Fe}_{69.8}\text{Co}_{10}\text{Nb}_1\text{Y}_{0.7}\text{B}_6$ 組成急冷薄帯をロール周速度20.0 m/sで作製したときのDSC曲線を示したものである。測定は急冷薄帯を粉末にしたものを約20 mg用いた。図から知られるようにα-Feタイプ、 $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ タイプの発熱ピークが明瞭に確認さ

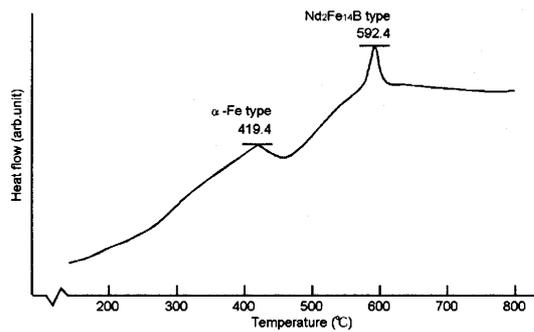


Fig. 1 DSC curve for melt-spun $\text{D}_{12.5}\text{Fe}_{69.8}\text{Co}_{10}\text{Nb}_1\text{Y}_{0.7}\text{B}_6$ alloy powders.

れた。 $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ タイプの結晶化温度のピークが約 592°C であることから、今後この系の熱処理は 575°C 以上で行った。また、相の同定は各温度付近で熱処理し、急冷後X線回折法を行い決定した。

Fig. 2に $\text{D}_{12.5}\text{Fe}_{70.5-x}\text{Co}_{10}\text{Nb}_1\text{Y}_x\text{B}_6$ 組成急冷薄帯において、Y含有量 x を $0\sim 1.0$ at.%の範囲で変化させたときの磁気特性を示す。このときの作製条件は、ロール周速度 20.0 m/s、熱処理温度 650°C 、熱処理時間 10 minとした。図から知られるように、Yの含有量 x の増加に伴い、 H_{cJ} は上昇する傾向を示した。また、 $(BH)_{\text{max}}$ は $x=0.7$ まで緩やかに増加し、その後急激に減少する傾向を示した。 H_{cB} においてはYの含有量 x の変化による影響はあまり見られなかった。以上の結果から、 H_{cJ} が比較的良好な値を示し、 J_r 、 $(BH)_{\text{max}}$ が良好な値を示したY含有量 $x=0.7$ at.%を本組成の最適量とした。Y含有量 $x=0.7$ at.%のとき、Y無添加の時と比べ保磁力 H_{cJ} は約 27% 増加した。

続いて、急冷薄帯作製時のロール周速度変化が磁気特性に及ぼす影響について検討した。Fig. 3は $\text{D}_{12.5}\text{Fe}_{69.8}\text{Co}_{10}\text{Nb}_1\text{Y}_{0.7}\text{B}_6$ 組成において、熱処理温度 650°C 、熱処理時間 10 min一定で、ロール

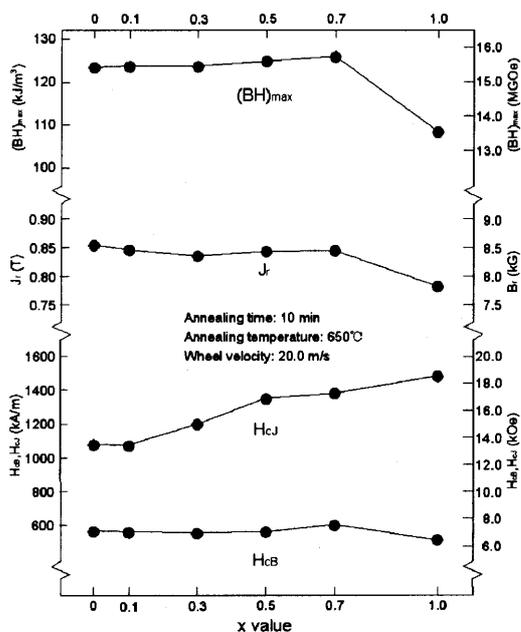


Fig. 2 Magnetic properties of melt-spun $\text{D}_{12.5}\text{Fe}_{70.5-x}\text{Co}_{10}\text{Nb}_1\text{Y}_x\text{B}_6$ alloy ribbons.

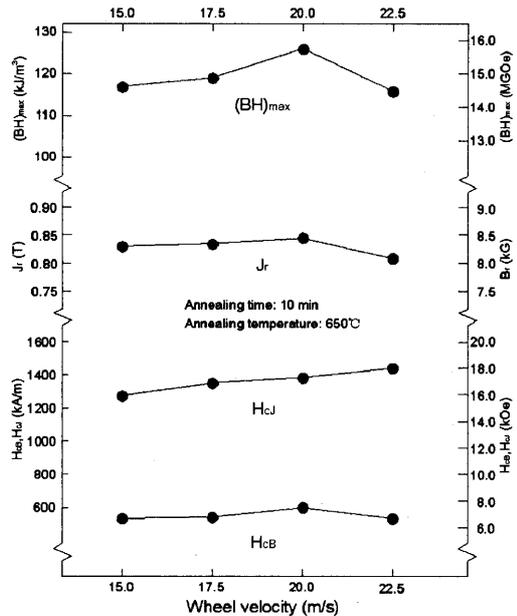


Fig. 3 Effect of the wheel velocity on the magnetic properties of melt-spun $\text{D}_{12.5}\text{Fe}_{69.8}\text{Co}_{10}\text{Nb}_1\text{Y}_{0.7}\text{B}_6$ alloy ribbons.

周速度を $15.0\sim 22.5$ m/sまで変化させたときの磁気特性を示したものである。図から分かるように、 H_{cJ} はロール周速度の上昇とともに増加する傾向を示した。また、 J_r 、 H_{cB} 、 $(BH)_{\text{max}}$ はロール周速度 20.0 m/sのとき最大値をとり、その後減少する傾向を示した。以上の結果から、 $(BH)_{\text{max}}$ の値を考慮し、本組成の最適ロール周速度は 20.0 m/sとした。

次に $\text{D}_{12.5}\text{Fe}_{69.8}\text{Co}_{10}\text{Nb}_1\text{Y}_{0.7}\text{B}_6$ 組成急冷薄帯において熱処理条件の変化が磁気特性に与える影響について検討した。Fig. 4は

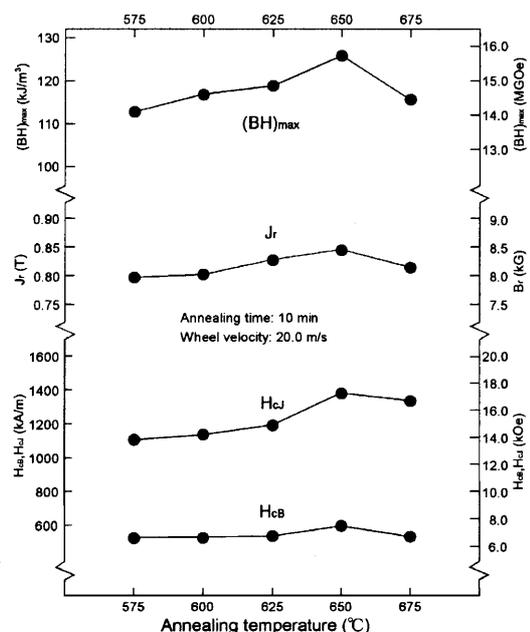


Fig. 4 Effect of the annealing temperature on the magnetic properties of melt-spun $\text{D}_{12.5}\text{Fe}_{69.8}\text{Co}_{10}\text{Nb}_1\text{Y}_{0.7}\text{B}_6$ alloy ribbons.

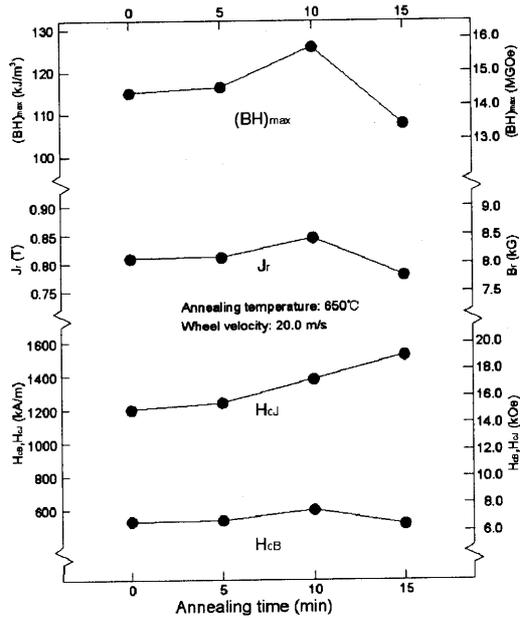


Fig. 5 Effect of the annealing time on the magnetic properties of melt-spun $Di_{12.5}Fe_{69.8}Co_{10}Nb_1Y_{0.7}B_6$ alloy ribbons.

$Di_{12.5}Fe_{69.8}Co_{10}Nb_1Y_{0.7}B_6$ 組成急冷薄帯において、ロール周速度を 20.0 m/s, 熱処理時間を 10 min 一定とし、熱処理温度を 575~675°C まで変化させたときの磁気特性を示したものである。図から知られるように J_r , H_{cJ} , H_{cB} , $(BH)_{max}$ はそれぞれ熱処理温度 650°C まで増加し、その後減少する傾向を示した。以上の結果より本組成の最適熱処理温度は 650°C であった。さらに熱処理時間の影響について検討した。Fig. 5 は $Di_{12.5}Fe_{69.8}Co_{10}Nb_1Y_{0.7}B_6$ 組成急冷薄帯において、ロール周速度を 20.0 m/s, 熱処理温度を 650°C 一定とし、熱処理時間を 0~10 min まで変化させたときの磁気特性を示したものである。図から知られるように $(BH)_{max}$, J_r , H_{cB} は熱処理時間 10 min まで増加し、その後減少する傾向を示した。また、 H_{cJ} は熱処理時間が増加するとともに上昇する傾向を示した。以上の結果から、 $(BH)_{max}$ の値を考慮し、本組成の最適熱処理時間を 10 min とした。

以上の組成別、ロール周速度別、熱処理温度別、熱処理時間別による考察から、本実験の範囲で最も高い磁気特性を得た条件は、組成 $Di_{12.5}Fe_{69.8}Co_{10}Nb_1Y_{0.7}B_6$, ロール周速度 20.0 m/s, 熱処理条件 650°C × 10 min であることがわかった。以後、この条件を最適作製条件とした。

最適作製条件で作製した $Di_{12.5}Fe_{69.8}Co_{10}Nb_1Y_{0.7}B_6$ 組成急冷薄帯の減磁曲線を Fig. 6 に示す。磁気特性として、 $J_r = 0.85$ T, $H_{cJ} = 1409.0$ kA/m, $H_{cB} = 588.3$ kA/m, $(BH)_{max} = 126.4$ kJ/m³ を得た。また角型比 $H_c/H_{cJ} \times 100 = 31.9$ % であった。

なお、上記の組成は Fe を Y で置換した組成になっているが、Didymium を Y で置換した $Di_{11.8}Y_{0.7}Fe_{70.5}Co_{10}Nb_1B_6$ 組成急冷薄帯では保磁力 $H_{cJ} = 1262.1$ kA/m であった。 $Di_{12.5}Fe_{69.8}Co_{10}Nb_1Y_{0.7}B_6$ 組成急冷薄帯と比較すると保磁力は約 10 % 減少したものの、Y 無添加の $Di_{12.5}Fe_{70.5}Co_{10}Nb_1B_6$ 組成急冷薄帯では $H_{cJ} = 1048.8$ kA/m であるため、Y の希土類置換でも保磁力増大が確認された。

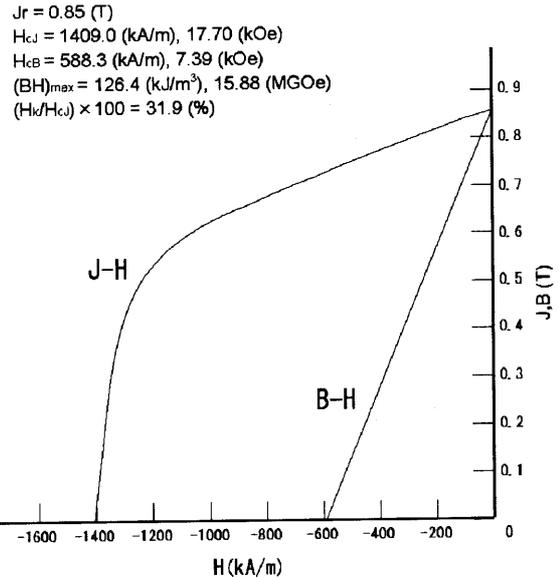


Fig. 6 Demagnetization curves of melt-spun $Di_{12.5}Fe_{69.8}Co_{10}Nb_1Y_{0.7}B_6$ alloy ribbons annealed at 650°C for 10 min.

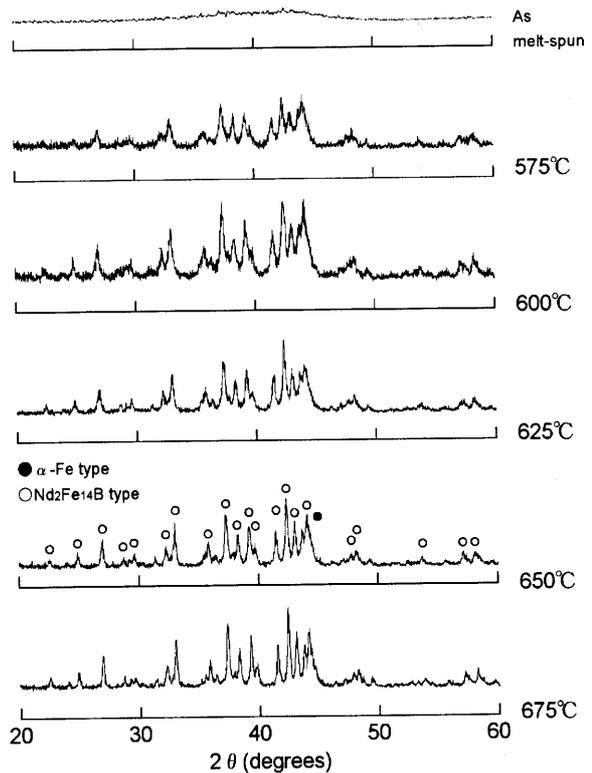


Fig. 7 X-ray diffraction patterns of melt-spun $Di_{12.5}Fe_{69.8}Co_{10}Nb_1Y_{0.7}B_6$ alloy ribbons as a function of the annealing temperature.

Fe 置換、希土類置換ともに Y 添加により保磁力 H_{cJ} が増加することが知られたが、これらの原因については、 $Y_2Fe_{14}B$ は異方性磁界が小さく、また後述の組織写真などから考えても微細化されておらず、化合物の磁気の本質的な特性が変化しているものと思われる。

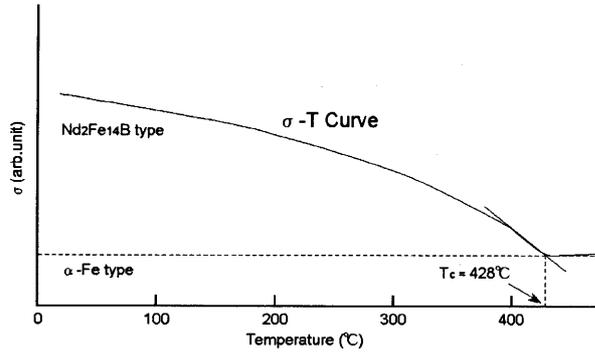


Fig. 8 Temperature dependence of the magnetization of melt-spun $\text{D}_{12.5}\text{Fe}_{69.8}\text{Co}_{10}\text{Nb}_1\text{Y}_{0.7}\text{B}_6$ alloy ribbons annealed at 650°C for 10 min.

3.2 急冷薄帯の X 線回折図形, 組織及び温度特性

Fig.7 は $\text{D}_{12.5}\text{Fe}_{69.8}\text{Co}_{10}\text{Nb}_1\text{Y}_{0.7}\text{B}_6$ 組成急冷薄帯において熱処理温度別と急冷後の薄帯について X 線回折図形をまとめたものである。図より、急冷後はほぼアモルファスになっていることが見て取れる。また、各温度別の X 線回折図では α -Fe 型結晶相と $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 型結晶相の回折線が見られた。 α -Fe 型結晶相の回折線強度は全体から見ると小さいものであった。熱処理後の X 線回折図形の結果、 α -Fe 型結晶相と $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 型結晶相の 2 相が生成されていることが知られた。

Fig.8 に最適条件で作製された $\text{D}_{12.5}\text{Fe}_{69.8}\text{Co}_{10}\text{Nb}_1\text{Y}_{0.7}\text{B}_6$ 組成急冷薄帯の、160 kA/m の印加磁界で測定した σ -T 曲線を示す。図よりキュリー温度を求めると $T_c = 428^\circ\text{C}$ となった。またこの図より、磁化に寄与する結晶相の大まかな割合は、 $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 型結晶相は 76%、 α -Fe 型結晶相は 24% と求められた。

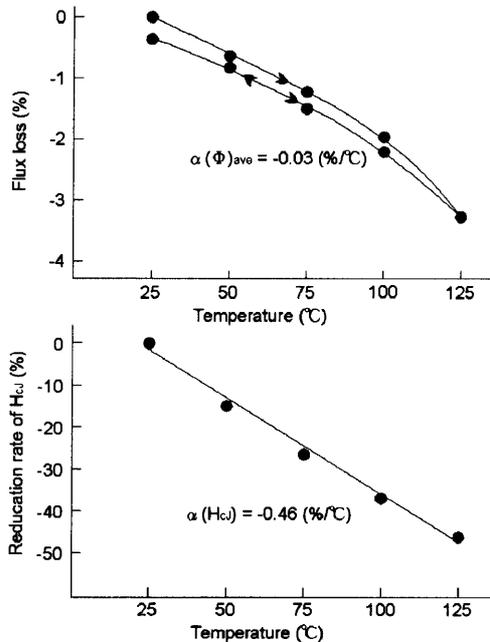


Fig. 9 Temperature dependence of Φ and H_{cj} of melt-spun $\text{D}_{12.5}\text{Fe}_{69.8}\text{Co}_{10}\text{Nb}_1\text{Y}_{0.7}\text{B}_6$ alloy ribbons annealed at 650°C for 10 min.



Fig. 10 TEM photograph and electron diffraction patterns of melt-spun $\text{D}_{12.5}\text{Fe}_{69.8}\text{Co}_{10}\text{Nb}_1\text{Y}_{0.7}\text{B}_6$ alloy ribbons annealed at 650°C for 10 min.

Fig.9 は $\text{D}_{12.5}\text{Fe}_{69.8}\text{Co}_{10}\text{Nb}_1\text{Y}_{0.7}\text{B}_6$ 組成急冷薄帯の磁束 Φ と保磁力 H_{cj} の $25 \sim 125^\circ\text{C}$ までの温度特性を示している。図から知られるように、 Φ 、 H_{cj} は温度の上昇とともに減少する傾向を示し、 Φ の可逆温度係数の平均は $\alpha(\Phi)_{ave} = -0.03\%/^\circ\text{C}$ であった。著者らの報告である $\text{D}_{112.5}\text{Fe}_{70.5}\text{Co}_{10}\text{Nb}_1\text{B}_6$ 組成急冷薄帯⁷⁾、及び $\text{D}_{112.5}\text{Fe}_{69.5}\text{Co}_{10}\text{Nb}_1\text{V}_1\text{B}_6$ 組成急冷薄帯⁸⁾ での Φ の可逆温度係数の平均はそれぞれ、 $\alpha(\Phi)_{ave} = -0.03\%/^\circ\text{C}$ 、 $\alpha(\Phi)_{ave} = -0.04\%/^\circ\text{C}$ であるので、それらと比較し本組成急冷薄帯では同等もしくは良好な値を得ている。また H_{cj} の温度係数は直線外挿で求めると $\alpha(H_{cj}) = -0.46\%/^\circ\text{C}$ であった。なお、 H_{cj} は各温度でパルス着磁後、減磁曲線を測定した値より算出した。

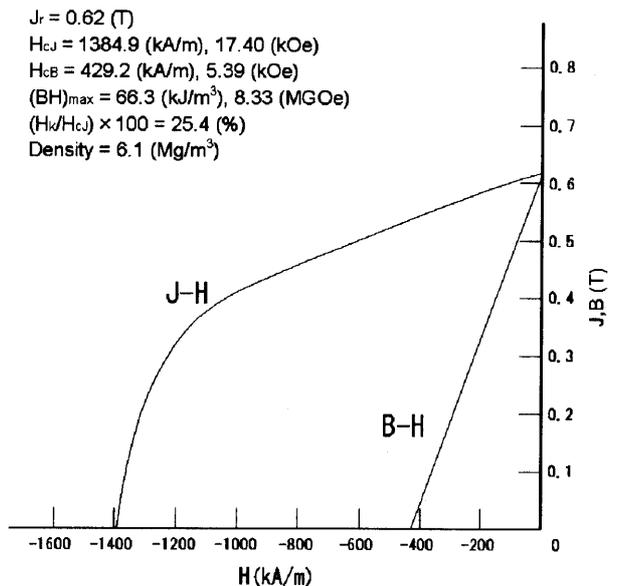


Fig. 11 Demagnetization curves for the isotropic compression molding $\text{D}_{12.5}\text{Fe}_{69.8}\text{Co}_{10}\text{Nb}_1\text{Y}_{0.7}\text{B}_6$ bonded magnet.

Table 1 Magnetic properties of the isotropic compression molding $\text{D}_{12.5}\text{Fe}_{69.8}\text{Co}_{10}\text{Nb}_1\text{Y}_{0.7}\text{B}_6$, MQP-O, and $\text{D}_{12.5}\text{Fe}_{70.5}\text{Co}_{10}\text{Nb}_1\text{B}_6$ bonded magnets.

Composition	J_r [T]	H_{cJ} [kA/m]	H_{cB} [kA/m]	$(BH)_{\max}$ [kJ/m ³]	Irreversible loss(125°C) [%]	Irreversible loss(150°C) [%]
$\text{D}_{12.5}\text{Fe}_{69.8}\text{Co}_{10}\text{Nb}_1\text{Y}_{0.7}\text{B}_6$	0.62	1384.9	429.2	66.3	-1.38	-3.58
MQP-O	0.69	1049.2	464.6	79.1	-1.53	-4.50
$\text{D}_{12.5}\text{Fe}_{70.5}\text{Co}_{10}\text{Nb}_1\text{B}_6$	0.72	956.1	495.1	91.0	-2.34	—

次に $\text{D}_{12.5}\text{Fe}_{69.8}\text{Co}_{10}\text{Nb}_1\text{Y}_{0.7}\text{B}_6$ 組成急冷薄帯のTEM写真及び電子線回折図形をFig.10に示す。電子線回折図形は電子ビーム径700 nmのものである。写真から知られるように結晶粒径は15~100 nm程度のものが観察され、平均粒径は約48 nmであった。また、電子線回折写真より、本試料は等方性であることが確認された。著者らの従来の報告における平均粒径は、 $\text{D}_{12.5}\text{Fe}_{70.5}\text{Co}_{10}\text{Nb}_1\text{B}_6$ 組成急冷薄帯では約20 nm、 $\text{D}_{12.5}\text{Fe}_{69.5}\text{Co}_{10}\text{Nb}_1\text{V}_1\text{B}_6$ 組成急冷薄帯では約25 nmである。それらと比べ本組成急冷薄帯の粒径は大きいので保磁力の増大する原因にはなりにくい。前述のように化合物の磁気の本質的な特性(H_A , K_A)の絶対値が変化しているものと思われる。しかし、等方性であるためはつきりとしたことは明らかでない。

3.3 ボンド磁石の磁気特性及び温度特性

Fig.11に最適条件で急冷、熱処理を行った急冷薄帯を用いて作製した代表的な等方性圧縮成形ボンド磁石の減磁曲線を示す。ボンド磁石の密度は 6.1 Mg/m^3 であった。また、磁気特性は $J_r = 0.62 \text{ T}$, $H_{cJ} = 1384.9 \text{ kA/m}$, $H_{cB} = 429.2 \text{ kA/m}$, $(BH)_{\max} = 66.3 \text{ kJ/m}^3$ を得た。また角型比 $H_{cJ}/H_{cB} \times 100 = 25.4 \%$ であった。これらボンド磁石の磁気特性は急冷薄帯と比べ、保磁力があまり低下していないのが特徴であり、高保磁力のボンド磁石を作製することができた。

Table 1に本実験で得られた $\text{D}_{12.5}\text{Fe}_{69.8}\text{Co}_{10}\text{Nb}_1\text{Y}_{0.7}\text{B}_6$ 組成ボンド磁石とMQP-Oボンド磁石、そしてY無添加の $\text{D}_{12.5}\text{Fe}_{70.5}\text{Co}_{10}\text{Nb}_1\text{B}_6$ 組成ボンド磁石の磁気特性について示す。MQP-Oボンド磁石はMagnequench社のNd-Fe-Nb-B系等方性磁性粉末であるMQP-O¹⁰を用い、同条件で作製したものである。

さらにFig.12にはこれらボンド磁石の不可逆減磁率を示す。不可逆減磁率はボンド磁石の25~150°Cまでの磁束の温度依存性を表したものであり、磁束はボンド磁石を4.8 MA/mでパルス着磁した後、恒温槽中にて所定の温度で1時間保持し、大気中で1時間冷却したものを常温でデジタルフラックスメータを用いて測定した。この結果、 $\text{D}_{12.5}\text{Fe}_{69.8}\text{Co}_{10}\text{Nb}_1\text{Y}_{0.7}\text{B}_6$ 組成ボンド磁石の磁束の不可逆減磁率は、125°Cで-1.38%、150°Cで-3.58%となった。これに対しMQP-Oボンド磁石の磁束の不可逆減磁率は、125°Cで-1.53%、150°Cで-4.50%であった。以上のことよりMQP-Oボンド磁石と比較して良好な値を示し、耐熱性が改善されたことがわかる。また、Y無添加の $\text{D}_{12.5}\text{Fe}_{70.5}\text{Co}_{10}\text{Nb}_1\text{B}_6$ 組成ボンド磁石と比較すると、Y添加

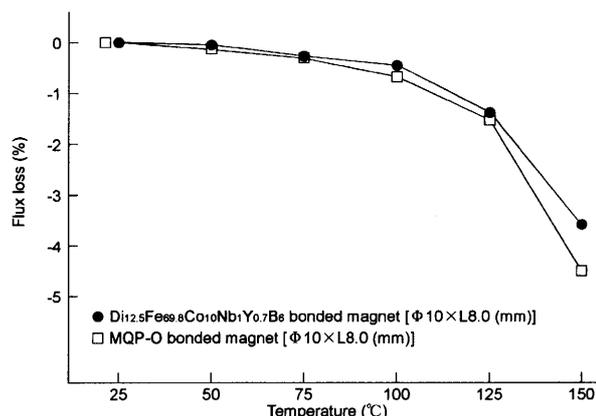


Fig. 12 Temperature dependence of the irreversible loss for the isotropic compression molding $\text{D}_{12.5}\text{Fe}_{69.8}\text{Co}_{10}\text{Nb}_1\text{Y}_{0.7}\text{B}_6$ and MQP-O bonded magnets.

により保磁力と温度特性が向上したことが見て取れる。

4. 結言

以上の実験・考察をまとめると次のようである。

- $\text{D}_{12.5}\text{Fe}_{70.5-x}\text{Co}_{10}\text{Nb}_1\text{Y}_x\text{B}_6$ 組成急冷薄帯において、良好な磁気特性が得られた試料の組成並びに作製条件以下のとおりである。組成： $\text{D}_{12.5}\text{Fe}_{69.8}\text{Co}_{10}\text{Nb}_1\text{Y}_{0.7}\text{B}_6$ 、ロール周速度：20.0 m/s、熱処理温度：650°C、熱処理時間：10 min、このときの磁気特性は、 $J_r = 0.85 \text{ T}$, $H_{cJ} = 1409.0 \text{ kA/m}$, $H_{cB} = 588.3 \text{ kA/m}$, $(BH)_{\max} = 126.4 \text{ kJ/m}^3$ 、角型比 $H_{cJ}/H_{cB} \times 100 = 31.9 \%$ 、キュリー温度 $T_c = 428^\circ\text{C}$ であった。また、 Φ の可逆温度係数の平均 $\alpha(\Phi)_{\text{ave}} = -0.03 \%/^\circ\text{C}$ 、 H_{cJ} の温度係数 $\alpha(H_{cJ}) = -0.46 \%/^\circ\text{C}$ であった。
- $\text{D}_{12.5}\text{Fe}_{69.8}\text{Co}_{10}\text{Nb}_1\text{Y}_{0.7}\text{B}_6$ 組成において、最適作製条件で作製した薄帯を用いて作製した代表的な等方性圧縮成形ボンド磁石の磁気特性は、 $J_r = 0.62 \text{ T}$, $H_{cJ} = 1384.9 \text{ kA/m}$, $H_{cB} = 429.2 \text{ kA/m}$, $(BH)_{\max} = 66.3 \text{ kJ/m}^3$ 、角型比 $H_{cJ}/H_{cB} \times 100 = 25.4 \%$ 、また密度は 6.1 Mg/m^3 であった。
- $\text{D}_{12.5}\text{Fe}_{69.8}\text{Co}_{10}\text{Nb}_1\text{Y}_{0.7}\text{B}_6$ 組成ボンド磁石の125°Cにおける磁束の不可逆減磁率は-1.38%、150°Cでは-3.58%であった。MQP-Oボンド磁石では125°Cで-1.53%、150°Cで-4.50%であった。本組成ボンド磁石はMQP-Oボンド磁石と比較して良好な値を得ることができた。

以上のように $\text{D}_{12.5}\text{Fe}_{69.8}\text{Co}_{10}\text{Nb}_1\text{Y}_{0.7}\text{B}_6$ 組成ボンド磁石は、Yの少量添加の効果により、Y無添加に比べ保磁力が約45%増加し、耐熱性の優れたボンド磁石の作製が可能となった。

謝辞 本研究は、平成16年度文部科学省科学研究補助金基盤研究B(課題番号:16360159)によることを記し、またDidymium-Fe合金をご提供いただいた(株)三徳の岡田力氏、並びに山本和彦氏に深く感謝致します。

References

- 1) J.J.Croat, J.F.Herbst, R.W.Lee, and F.E.Pinkerton: *J. App. Phys.*, **55**, p.2078(1984)
- 2) H.Yamamoto, M.Nagakura, Y.Ozawa, and T.Katsuno: *IEEE Trans. Magn.*, **25**, p.4123(1989)
- 3) R.Coehoorn, D.B.De.Mooji, and C.De.Ward: *J. Magn. Mat.*, **80**, p.101(1989)
- 4) S.Hirosawa, H.Kanekiyo, and M.Uehara: *J. Appl. Phys.*, **73**, 6488(1993)
- 5) A.Inoue, A.Takeuchi, A.Makino, and T.Mastumoto: *IEEE Trans. Magn.*, **31**, p.3626(1995)
- 6) H.Yamamoto and T.Yamane: *J. Magn. Soc. Jpn.*, **25**, p.1405(2001)
- 7) H.Yamamoto, and N.Adachi: *Proceedings of 2002 Annual Conference of Fundamentals and Materials Society IEE Japan*, IV-04, p.164(2002)
- 8) H.Yamamoto and K.Furusawa: *Proceedings of 2004 Annual Conference of Fundamentals and Materials Society IEE Japan*, III-01, p.27(2004)
- 9) K.Furusawa and H.Yamamoto: *IEEE Trans. Magn.*, **41**, No.10(2005), to be published.
- 10) Catalogue of Magnequench International, INC.
http://www.magnequench.com/products/index_powers.htm (As of June 10, 2005)

2005年10月19日受理, 2006年1月16日採録