Magnetic Properties of TbCu₇ Type Sm-Fe-Co-Ti-Zr-Y System Nitrides

H. Yamamoto and M. Tajima

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

Experiments were carried out to investigate the effects of composition, heat-treatment, and nitrogenation conditions on the magnetic properties of Sm-Fe-Co-Ti-Zr-Y-N compounds with a TbCu₇-type structure. The optimum preparation conditions for the compounds were: composition: {Sm₁₀(Fe_{0.9}Co_{0.1})_{88.7}Ti_{0.3}Zr_{0.5}Y_{0.5}}_{85.6}N_{14.4}, roller velocity: 50 m/s, heat treatment: 660 °C for 60 min in high-purity Ar gas, and nitrogenation conditions: 420 °C for 10 h in high-purity N₂ gas. Typical magnetic properties of the obtained compound powders were: $J_r = 0.98$ T, $H_{cJ} = 751.5$ kA/m, $H_{cB} = 544.7$ kA/m, $(BH)_{\max} = 147.0$ kJ/m³ (18.5 MGOe), and $T_c = 510$ °C. We found that a sample made from these compound powders was an exchange spring magnet from the recoil loops of the hysteresis curves, X-ray diffraction patterns, and σ -T (Magnetization-Temperature) curves. The value of $(BH)_{\max}$ for an isotropic compression-molding bonded magnet prepared by using {Sm₁₀(Fe_{0.9}Co_{0.1})_{88.7}Ti_{0.3}Zr_{0.5}Y_{0.5}}_{85.6}N_{14.4} powder was 92.7 kJ/m³ (11.7 MGOe), when the density of the bonded magnet was 6.08 Mg/m³. The average reversible temperature coefficient of J_r was $\alpha(J_r)_{\text{ave.}} = -0.05\%/^{\circ}\text{C}$, and the temperature coefficient of H_{cJ} in a range from 25 to 125 °C obtained by linear extrapolation was $\alpha(H_{cJ}) = -0.46\%/^{\circ}\text{C}$.

Keywords: Sm-Fe-Co-Ti-Zr-Y system nitrides, TbCu₇-type structure, magnetic properties, nitrogenation, bonded magnet

TbCu₇型構造 Sm-Fe-Co-Ti-Zr-Y 系窒化化合物磁石の磁気特性

山 元 洋・田 嶋 允 順

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, 液体急冷法を用いた SmFe₇系窒化化合物の研究は盛んに行われている¹⁻¹³⁾. 先に著者らは Sm-Fe-Co-Cr 系化合物に Y を添加することにより, 保磁力が上昇することを報告した¹¹⁾. 本実験は高性能な TbCu₇型構造 SmFe₇系窒化化合物磁石を開発する目的で, 著者らが先に高性能な特性が得られた Sm-Fe-Co-Ti-Zr 系化合物¹⁰⁾を基本に Y 添加し, 片ロール液体急冷法を用い試料を作製し, 組成, 熱処理, 窒化条件等がこれらの窒化化合物に与える影響を詳細に実験し, その磁氣的, 物理的特性について, 今回詳細に検討したので報告する. また, これらの試料の粉末を用いてボンド磁石を作製し, それらの諸特性についても報告する.

2. 実験 方法

実験に用いた試料は Sm₁₀(Fe_{0.9}Co_{0.1})_{89.2-x}Ti_{0.3}Zr_{0.5}Y_x (at%) 組成において $x = 0.0 \sim 2.0$ まで変化させたもので, これら母合金は真空高周波炉にて各試料 2.5 kg で溶解鑄造した. これら合金は組成分析を行い, 確認された組成で実験を行った. 急冷薄帯の作製は, 高純度 Ar ガス雰囲気中において片ロール液体急冷法により, 周速度 50 m/s 一定で行った. その後, 作製した急冷薄帯を 32~75 μm に粉砕した. 熱処理は, 赤外線ゴールドイメージ炉を用い純度 99.998 %Ar ガス雰囲気中で熱処理温度 640~700 °C の温度範囲で熱処理時間 60 min 一定として行い, 窒化処理は熱処理から所定の温度に下げ, 引き続き 99.9998 %N₂ ガス雰囲気中で窒

化温度 380~440 °C の温度範囲で窒化時間を 5~20 h とした. なお, 粉末の磁気特性は, 反磁界補正せず, 振動試料型磁力計 (VSM)を用いて測定した. また, 結晶構造は, CuK α を用いた粉末 X 線回折法 (XRD)により調べた. 試料の組織は透過型電子顕微鏡 (TEM)により観察した. さらに得られた試料を用い, 結合剤としてエポキシ樹脂を 2.5 wt% 加え, プレス圧 980 MPa で圧縮成形したのち, 150 °C $\times$ 1 h の硬化処理を施してボンド磁石を作製した. なお, ボンド磁石の磁気特性は高感度自記磁束計を用いて測定した.

3. 実験 結果 ならびに 考 察

3.1 組成, 窒化条件等の磁気特性に及ぼす影響

まず最初に, Sm₁₀(Fe_{0.9}Co_{0.1})_{89.2-x}Ti_{0.3}Zr_{0.5}Y_x 組成において Y 量 $x = 0, 0.3, 0.5, 0.7, 1.0, 1.5, 2.0$ at% と変化させたとき, 試料の磁気特性にどのような影響を与えるかについて実験検討した. Fig. 1 は Sm₁₀(Fe_{0.9}Co_{0.1})_{89.2-x}Ti_{0.3}Zr_{0.5}Y_x 組成において Y 量を $x = 0 \sim 2.0$ at% と変化させたそれぞれの試料に熱処理条件 660 °C $\times$ 60 min, 窒化処理条件 420 °C $\times$ 10 h 一定として処理した時の磁気特性を示したものである. この図からわかるように, H_{cJ} は x の増加にともない増加した. σ_r は $x=0 \sim 0.5$ at% では若干増加していき, $x=0.5$ at% のとき最大値をとり, その後減少した. $(BH)_{\max}$ は $x=0 \sim 0.5$ at% では徐々に増加していき, $x=0.5$ at% のとき最大値をとり, その後減少した. 以上の結果より, Y 量 $x=0.5$ at% の時に最高の $(BH)_{\max}$ を示したので, 以後の実験では Sm₁₀(Fe_{0.9}Co_{0.1})_{88.7}Ti_{0.3}Zr_{0.5}Y_{0.5} 組成を中心に詳細な実験を

行った。

Fig. 1 Effect of x value on magnetic properties of $\text{Sm}_{10}(\text{Fe}_{0.9}\text{Co}_{0.1})_{89.2-x}\text{Ti}_{0.3}\text{Zr}_{0.5}\text{Y}_x$ nitrides.

Fig. 2 Effect of heat-treatment temperature on magnetic properties of $\text{Sm}_{10}(\text{Fe}_{0.9}\text{Co}_{0.1})_{88.7}\text{Ti}_{0.3}\text{Zr}_{0.5}\text{Y}_{0.5}$ nitrides.

Fig. 2 は、 $\text{Sm}_{10}(\text{Fe}_{0.9}\text{Co}_{0.1})_{88.7}\text{Ti}_{0.3}\text{Zr}_{0.5}\text{Y}_{0.5}$ 組成において、窒化処理条件 420 °C × 10 h とし、熱処理時間 60 min 一定で窒化前の熱処理温度を 640~700 °C と変化させたときの磁気特性を示したものである。この図より、 H_{cJ} は熱処理温度が上昇するとともに増加していき、 σ_r は 640 °C から 660 °C までは若干増加し、660 °C で最高値をとった後、700 °C にかけて徐々に減少した。この熱処理温度の上昇によって H_{cJ} が上昇し、 σ_r が低下する現象は、福永¹⁴⁾の報告

における、Nd-Fe-B 系磁石の結晶粒成長による残留磁化の減少と緩やかな保磁力の増加と同様に考えられ、粒子間相互作用が弱まった結果と思われる。また $(BH)_{\text{max}}$ においても 660 °C のとき最も良好な磁気特性を示したことから、以後の熱処理温度を 660 °C として実験検討を行った。

Fig. 3 Effect of nitrogenation temperature on magnetic properties of $\text{Sm}_{10}(\text{Fe}_{0.9}\text{Co}_{0.1})_{88.7}\text{Ti}_{0.3}\text{Zr}_{0.5}\text{Y}_{0.5}$ nitrides.

Fig. 4 X-ray diffraction patterns of $\text{Sm}_{10}(\text{Fe}_{0.9}\text{Co}_{0.1})_{88.7}\text{Ti}_{0.3}\text{Zr}_{0.5}\text{Y}_{0.5}$ nitrides.

次に窒化処理条件について検討した。Fig. 3 は、 $\text{Sm}_{10}(\text{Fe}_{0.9}\text{Co}_{0.1})_{88.7}\text{Ti}_{0.3}\text{Zr}_{0.5}\text{Y}_{0.5}$ 組成において、熱処理条件を 660 °C × 60 min、窒化処理時間を 10 h で一定とし、窒化処理温度を 380~440 °C と変化させたときの磁気特性を示したものである。この図より、 H_{cJ} は窒化温度の上昇と共に

徐々に減少し、 σ_r , $(BH)_{\max}$ ともに窒化処理温度 420 °C で最高値をとりその後減少した。又 Fig.4 はこの処理条件下での X 線回折図を示したものである。この X 線回折図において特に保磁力が窒化処理温度の上昇とともに減少する原因については明確ではないが、窒化処理温度 420 °C 以上で軟質磁性相である α -(Fe,Co)相の強度が大きくなっていることから、 $\text{Sm}(\text{Fe,Co})_7$ 窒化物の減少が保磁力の減少の原因と思われる。これらのナノコンポジット磁石について、Fischer ら¹⁵⁾と Bauer ら¹⁶⁾はナノコンポジット $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}/\alpha$ -Fe 磁石について、 α -Fe の含有量、粒子の大きさ等について詳細に検討し、 α -Fe の量によってはヒステリシスの角型、保磁力が低下することを指摘している。又日高ら⁶⁾は $(\text{SmZr})\text{Fe}_7\text{N}_x + \alpha$ -Fe ナノコンポジット磁石で α -Fe の含有量と磁気特性について調べ、 α -Fe が 16 %~21 % の範囲で少量の α -Fe 相の違いで、 α -Fe の多い方が保磁力が落ちることを指摘している。以上を参考にすると、X 線回折図において α -(Fe,Co)相が増加していることが、 α -(Fe,Co)/ $\text{Sm}(\text{Fe,Co})_7$ の比を取っても最終的には $\text{Sm}(\text{Fe,Co})_7$ 相の減少に繋がるので、保磁力が減少する一因と思われる。

以上の結果から、窒化処理温度 420 °C のとき最も良好な磁気特性を示したことから、以後窒化処理温度を 420 °C として実験検討を行った。

Fig. 5 Effect of nitrogenation time on magnetic properties of $\text{Sm}_{10}(\text{Fe}_{0.9}\text{Co}_{0.1})_{88.7}\text{Ti}_{0.3}\text{Zr}_{0.5}\text{Y}_{0.5}$ nitrides.

Fig. 5 は最適組成において、熱処理条件を 660 °C×60 min、窒化処理温度を 420 °C 一定とし、窒化処理時間を 5~20 h と変化させたときの磁気特性を示したものである。この図より、 H_{cj} は時間の増加に伴い減少した。これも窒化処理時間の増加に伴い α -(Fe,Co)相が多くなることが原因と思われる。また σ_r , $(BH)_{\max}$ は窒化処理時間 10 h のとき最高

値を示し、その後減少した。この結果より最適窒化処理時間を 10 h とした。以上より、最適作製条件を組成: $\text{Sm}_{10}(\text{Fe}_{0.9}\text{Co}_{0.1})_{88.7}\text{Ti}_{0.3}\text{Zr}_{0.5}\text{Y}_{0.5}$ 、熱処理条件: 660 °C×60 min、窒化処理条件: 420 °C×10 h とした。

Fig. 6 X-ray diffraction patterns of $\text{Sm}_{10}(\text{Fe}_{0.9}\text{Co}_{0.1})_{88.7}\text{Ti}_{0.3}\text{Zr}_{0.5}\text{Y}_{0.5}(\text{N}_x)$ compounds.

3.2 窒化化合物磁石およびボンド磁石の諸特性

Fig. 6 は、最適組成の試料について急冷後、熱処理後、窒化処理後の X 線回折図を示したものである。急冷後では TbCu_7 型構造 $\text{Sm}(\text{Fe,Co})_7$ 相が確認できた。熱処理後には急冷後と比べ TbCu_7 型構造 $\text{Sm}(\text{Fe,Co})_7$ 相と α -(Fe,Co)相の成長が確認でき、結晶化の進行が確認できた。窒化処理後では、 TbCu_7 型構造 $\text{Sm}(\text{Fe,Co})_7$ 相からのピークが低角度側にシフトした。これは窒化処理により結晶格子間に窒素が侵入し、結晶格子の間隔が伸びたためと考えられる。

Fig. 7 は最適組成の試料における、急冷後、熱処理後、窒化処理後の σ -T 曲線を示したものである。試料は 4.8MA/m でパルス着磁したのち、印加磁界は 160 kA/m として測定した。Fig. 6 の急冷後の X 線回折図からは明確に α -(Fe,Co)相が確認できなかったが、 σ -T 曲線では見られた理由として、X 線回折では見られないが、 α -(Fe,Co)相が急冷状態ですでに存在しているためと思われる。また TbCu_7 型構造 $\text{Sm}(\text{Fe,Co})_7$ 相のキュリー温度は急冷後及び、熱処理後では 358 °C であったのに対し、窒化処理後では窒素侵入により $\text{Sm}(\text{Fe,Co})_7$ 相の窒化物のキュリー温度が 510 °C と約 150 °C 上昇した。以降 800 °C 以上で α -(Fe,Co)相のキュリー点を示したことから、窒化処理後の試料は TbCu_7 型構造 $\text{Sm}(\text{Fe,Co})_7$ 相の窒化物と僅かに α -(Fe,Co)相を含む二相であることがわかった。

Table 1 Lattice constants of Sm-Fe-Co-Ti-Zr(N) compounds.

Composition	Heat treatment condition	Nitrogenation condition	<i>a</i> (nm)	<i>c</i> (nm)	<i>c/a</i>
Sm ₁₀ (Fe _{0.9} Co _{0.1}) _{88.7} Ti _{0.3} Zr _{0.5} Y _{0.5}	—	—	0.489	0.420	0.859
	660 °C × 60 min	—	0.489	0.420	0.859
{Sm ₁₀ (Fe _{0.9} Co _{0.1}) _{88.7} Ti _{0.3} Zr _{0.5} Y _{0.5} } _{85.6} N _{14.4}	660 °C × 60 min	420 °C × 10 h	0.500	0.425	0.850

Fig. 7 σ - T curves of Sm₁₀(Fe_{0.9}Co_{0.1})_{88.7}Ti_{0.3}Zr_{0.5}Y_{0.5} (N_x) compounds.

Fig. 8 TEM micrographs of Sm₁₀(Fe_{0.9}Co_{0.1})_{89.2}Ti_{0.3}Zr_{0.5} and Sm₁₀(Fe_{0.9}Co_{0.1})_{88.7}Ti_{0.3}Zr_{0.5}Y_{0.5} ribbons. Heat-treatment condition: 660 °C × 60 min, and nitrogenation condition: 420 °C × 10 h.

Table 1 は最適組成における急冷後，熱処理後，窒化処理後の試料の格子定数を示したものである．急冷後，熱処理後に比べ，窒化処理後では *a* 軸，*c* 軸ともに格子間が伸びていることが確認でき，また不活性ガス融解法により，

窒素量を分析したところ窒素量は 14.4 at%であった．以上から窒素が侵入型に入っていることが確認された．

次に TEM 組織観察を行った．Fig. 8 はそれぞれ Sm₁₀(Fe_{0.9}Co_{0.1})_{89.2}Ti_{0.3}Zr_{0.5} 組成，Sm₁₀(Fe_{0.9}Co_{0.1})_{88.7}Ti_{0.3}Zr_{0.5}Y_{0.5} 組成で作製した急冷試料に熱処理条件を 660 °C × 60 min とで熱処理を施した試料の TEM 写真を示したものである．窒化物粉末は TEM 組織観察が困難であるため，今回は熱処理後の試料をイオンエッチングで TEM 試料を作製し組織観察を行った．この写真より両試料とも結晶構造がナノオーダーで構成されていることが確認された．また平均結晶粒径が，それぞれの試料の結晶粒径を約 200 個ずつ測定したところ Sm₁₀(Fe_{0.9}Co_{0.1})_{89.2}Ti_{0.3}Zr_{0.5} 組成が 25.9 nm，Sm₁₀(Fe_{0.9}Co_{0.1})_{88.7}Ti_{0.3}Zr_{0.5}Y_{0.5} 組成が 18.7 nm であった．Y 添加によって平均結晶粒径が小さくなっているため *H*_{cJ}が増加したと思われる．

Fig. 9 Demagnetization curves and recoil loop of {Sm₁₀(Fe_{0.9}Co_{0.1})_{88.7}Ti_{0.3}Zr_{0.5}Y_{0.5}}_{85.6}N_{14.4} powder.

Fig. 9 は本実験において最高の磁気特性が得られた試料

の粉末の減磁曲線とリコイル曲線を示したものである。この試料の磁気特性は $J_r = 0.98$ T, $H_{cJ} = 751.5$ kA/m, $(BH)_{\max} = 147.0$ kJ/m³ (18.50 MGOe)であった。またこのとき、保磁力付近から磁界を 0 に戻したときのスプリングバック率は 29.6 %であった。以上より、減磁曲線が単相を示していることから、硬質磁性相の TbCu₇ 型構造 Sm(Fe,Co)₇ 相窒化物と軟質磁性相の α -(Fe,Co)相が交換結合していると考えられる。さらに X 線回析図, σ -T 曲線において 2 相である事, TEM 写真においてナノオーダーで組織が構成されている事から、この試料は交換スプリング磁石であることが確認できた。

Fig. 10 Demagnetization curves of bonded magnet.

Fig. 11 Dependence of J_r and H_{cJ} on temperature in $\{Sm_{10}(Fe_{0.9}Co_{0.1})_{88.7}Ti_{0.3}Zr_{0.5}Y_{0.5}\}_{85.6}N_{14.4}$ bonded magnet.

Fig. 10 は最適組成において、最適条件で処理した試料を用いて作製した圧縮成形ボンド磁石の減磁曲線を示したものである。図よりこの試料の磁気特性は $J_r = 0.75$ T, $H_{cJ} = 741.1$ kA/m, $(BH)_{\max} = 92.7$ kJ/m³ (11.7 MGOe)であった。このときの密度は 6.08 Mg/m³ であり、良好な特性を示すボンド磁石が得られた。

次に $\{Sm_{10}(Fe_{0.9}Co_{0.1})_{88.7}Ti_{0.3}Zr_{0.5}Y_{0.5}\}_{85.6}N_{14.4}$ 化合物の J_r , H_{cJ} について、25~125 °C まで温度を変化させたときの温度特性を示したものを Fig. 11 に示す。図より J_r , H_{cJ} ともに温度上昇に伴い減少した。また J_r の可逆温度係数は $\alpha(J_r) = -0.05$ %/°C, H_{cJ} の温度係数は $\alpha(H_{cJ}) = -0.46$ %/°C であり、Y 添加前の組成と比べほぼ同等の値であった。なお、 $\alpha(H_{cJ})$ は 25~125 °C の温度範囲において直線外挿から求めたものである。

3.3 Sm-Fe 系窒化合物への Y 添加効果

著者らは先に Sm-Fe-Co-Cr 系化合物¹¹⁾と Sm-Fe-Co-Mn-Ti 系化合物¹²⁾に Y を添加し、窒化物を作製したことを報告している。これらの結果、本実験と同様に Y を添加することにより、無添加の組織に比べ結晶粒径が小さくなっており、保磁力が上昇することが知られた。

本実験の Sm-Fe-Co-Ti-Zr 系化合物に Y を添加した窒化物は、先の我々の報告した Sm-Fe-Co-Cr-Y¹¹⁾, Sm-Fe-Co-Mn-Ti-Y¹²⁾窒化物と同様に結晶粒径は小さくなっていった。最高の磁気特性が得られる条件は Y を添加することにより、熱処理温度が 660°C と (Y 無添加の熱処理温度 700°C より) 低くなり、 $(BH)_{\max}$ が 5% 向上し、保磁力は本実験の最適条件と同じ条件で作製した Y 無添加窒化物より 7% 向上した。

以上により、Sm-Fe 系合金への Y の添加効果は、結晶粒径微細化による保磁力向上であると確信できた。

4. 結言

$Sm_{10}(Fe_{0.9}Co_{0.1})_{89.2-x}Ti_{0.3}Zr_{0.5}Y_x$ 組成において、Y 量 $x = 0 \sim 2.0$ at% と変化させた試料を急冷し、熱処理、窒化处理をすることにより交換スプリング磁石を作製した。これらの磁氣的、物理的特性についてまとめた結果は以下の通りである。

- 1) $Sm_{10}(Fe_{0.9}Co_{0.1})_{89.2-x}Ti_{0.3}Zr_{0.5}Y_x$ 組成において、Y 量 $x = 0 \sim 2.0$ at% まで変化させ、それぞれの試料を周速度 50 m/s で急冷した試料の結晶構造は、TbCu₇ 型構造 Sm(Fe,Co)₇ 相と α -(Fe,Co)相の 2 相であった。
- 2) $Sm_{10}(Fe_{0.9}Co_{0.1})_{88.7}Ti_{0.3}Zr_{0.5}Y_{0.5}$ 組成において、最適処理を施した試料の σ -T 曲線により得た TbCu₇ 型構造 Sm(Fe,Co)₇ 相窒化物のキュリー温度は 510 °C であり、急冷後の試料は 358 °C であった。窒化处理後の試料では窒素侵入によりキュリー温度が約 150 °C 上昇することが確認された。また、窒素分析の結果より窒素 N は 14.4 at% 含有さ

れていることが分かった。

3) $\text{Sm}_{10}(\text{Fe}_{0.9}\text{Co}_{0.1})_{89.2-x}\text{Ti}_{0.3}\text{Zr}_{0.5}\text{Y}_x$ において Y 量 $x = 0 \sim 2.0$ at% と変化させた時, Y 量 $x = 0.5$ at% において良好な磁気特性が得られ, 熱処理条件 $660^\circ\text{C} \times 60 \text{ min}$, 窒化処理条件 $420^\circ\text{C} \times 10 \text{ h}$ のときに最高の磁気特性を示した. その値は $J_r = 0.98 \text{ T}$, $H_{cj} = 751.5 \text{ kA/m}$, $(\text{BH})_{\text{max}} = 147.0 \text{ kJ/m}^3$ (18.50 MGOe) であった. また, このとき保磁力付近から磁界を 0 に戻した時のスプリングバック率は 29.6 % であり, 減磁曲線, X 線回折図及び組織写真の結果の考察から交換スプリング磁石であることが確認された.

4) $\text{Sm}_{10}(\text{Fe}_{0.9}\text{Co}_{0.1})_{88.7}\text{Ti}_{0.3}\text{Zr}_{0.5}\text{Y}_{0.5}$ 組成において, 最適条件を施した窒化物を用いて作製したボンド磁石の磁気特性は $J_r = 0.75 \text{ T}$, $H_{cj} = 741.1 \text{ kA/m}$, $(\text{BH})_{\text{max}} = 92.7 \text{ kJ/m}^3$ (11.7 MGOe) であり, この時の密度は 6.08 Mg/m^3 であった. 測定結果より, このボンド磁石は高性能なボンド磁石であることがわかった. また, このボンド磁石の J_r と H_{cj} について, 温度を $25 \sim 125^\circ\text{C}$ と変化させた時の温度特性は, J_r の可逆温度係数 $\alpha(J_r)_{\text{ave}} = -0.05 \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ であり, H_{cj} の温度係数は直線外挿で求めると $\alpha(H_{cj}) = -0.46 \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ であった.

References

- 1) M. Katter, J. Wecker, and L. Schultz: *J. Appl. Phys.*, **70**, 3188 (1991).
- 2) T. Yoneyama, T. Yamamoto, and T. Hidaka: *Appl. Phys. Lett.*, **67**, 3197 (1995).
- 3) S. Suzuki, S. Suzuki, and H. Yamamoto: *IEEE Trans. Magn.*, **31**, 902 (1995).
- 4) S. Sakurada, A. Tsutai, T. Hirai, Y. Yanagida, and M. Sahashi: *J. Appl. Phys.*, **79**, 4611 (1996).
- 5) T. Yamamoto, T. Hidaka, T. Yoneyama, H. Nishio, and A. Fukuno: *Materials Trans JIM*, **37**, 1232 (1996).
- 6) T. Hidaka, T. Yamamoto, N. Nakamura and A. Fukuno: *J. Appl. Phys.*, **80**, 1667 (1998).
- 7) A. Fukuno, T. Yamamoto, and T. Hidaka: *J. Jpn. Soc. Powder powder Metal*, **46**, 581 (1999).
- 8) H. Yamamoto, S. Matsumoto and A. Fukuno: *J. Jpn. Soc. Powder Powder Metal*, **48**, 184 (2001).
- 9) H. Yamamoto and T. Ooi: *IEEE Trans. Magn.*, **40**, 1952 (2004).
- 10) H. Yamamoto, and R. Nakamura: *J. Magn. Soc.*, **29**, 247 (2005).
- 11) H. Yamamoto and N. Mitani: *Jpn. Soc. Powder Powder Metal*, **53**, 590 (2006).
- 12) H. Yamamoto and K. Osanai: *Jpn. Soc. Powder Powder Metal*, **55**, 522 (2008).
- 13) H. Yamamoto, K. Osanai, M. Tajima and F. Yamashita: *Proc. of 20th International Workshop on Rare Earth Permanent Magnets, Crete.*, 406 (2008).
- 14) H. Fukunaga: *The 120th Topical Symposium of the Magnetism Society of Japan*, 15 (2001).
- 15) R. Fischer, T. Schrefl, H. Kronmüller, *J. Magn. Magn. Mater.*, **150**, 329 (1995).
- 16) J. Bauer, M. Seeger, A. Zern, and H. Kronmüller: *J. Appl. Phys.*, **80**, 1667 (1996).

2009年10月16日受理 2010年1月18日再受理 2010年03月17日採録