還元拡散法により製造された Sm-(Fe,Mn)-N 磁石粉末

正員 石川 尚* 非会員 井関 隆士**
 非会員 横沢 公一* 非会員 渡辺 邦夫*
 正員 大森 賢次*

Sm-(Fe,Mn)-N Magnet Powder Made by Reduction and Diffusion Method

Takashi Ishikawa, Member, Takashi Iseki, Non-member, Koichi Yokosawa, Non-member,
 Kunio Watanabe, Non-member, Kenji Ohmori, Member

We have produced $\text{Sm}_2(\text{Fe,Mn})_{17}\text{N}_x$ coarse powders by a reduction and diffusion (R/D) method and investigated the characteristics. The $\text{Sm}_2(\text{Fe,Mn})_{17}$ mother alloy powder made by the R/D method showed rounded shape and sharp particle size distribution, and was consisting of almost only $\text{Th}_2\text{Zn}_{17}$ -type phase with minor α -Fe. For the nitrided $\text{Sm}_2(\text{Fe,Mn})_{17}\text{N}_3$ compound, the Mn addition increased the lattice constants of the $\text{Th}_2\text{Zn}_{17}$ structure and decreased both Curie temperature and magnetization of the compound. The nitrogen content of $\text{Sm}_2(\text{Fe,Mn})_{17}\text{N}_x$ coarse powder increased with increasing coercive force and decreasing magnetization. The nitrogeneration of $x>5$ resulted in high coercive force more than 900 kA/m. The highest magnetic properties of $\text{Sm}_2(\text{Fe}_{0.95}\text{Mn}_{0.05})_{17}\text{N}_x$ coarse powder is $B_r=1.10$ T, $H_{cj}=720$ kA/m and $(\text{BH})_{\text{max}}=193$ kJ/m³ at $x=4.2$. The $\text{Sm}_2(\text{Fe}_{0.95}\text{Mn}_{0.05})_{17}\text{N}_x$ magnet powder indicated good thermal stability. The deterioration of coercive force of $\text{Sm}_2(\text{Fe}_{0.95}\text{Mn}_{0.05})_{17}\text{N}_{4.5}$ powder after exposure at 160 °C for 160 h was as small as those of MQP-O and $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ powders. The coercive force of an $\text{Sm}_2(\text{Fe}_{0.95}\text{Mn}_{0.05})_{17}\text{N}_x$ injection molded magnet with PPS was almost the same as the powder used. The time dependence of irreversible flux loss at 180 °C was similar to that of $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ bonded magnets.

キーワード：Sm-Fe-N, Mn, 還元拡散法, 射出成形, ボンド磁石, ポリフェニレンサルファイド, 磁気特性, 格子定数, キュリー温度, 経時変化

Keywords : Sm-Fe-N, Mn, reduction and diffusion method, injection molding, bonded magnet, PPS, magnetic properties, lattice constant, Curie temperature, thermal stability

1. はじめに

$\text{Th}_2\text{Zn}_{17}$ 型結晶構造を有する $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_3$ 化合物は, $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 化合物と同等以上の飽和磁化・キュリー温度・一軸磁気異方性を有する高性能な永久磁石材料である。特に, 平均粒径 2-3 μm の $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_3$ 単結晶粉末は, 異方性ボンド磁石材料として, 単独または他のボンド磁石粉末と混合して, 射出成形磁石, 押出成形磁石, 圧縮成形磁石に応用されている。しかし微粉末であるために高温で保磁力が酸化劣化しやすく, また保磁力の温度係数 $\alpha(H_{cj})$ が -0.5 %/K と比較的大きいことから, 150 °C を超える高い温度での使用は限定

されていた。

一方 Fe の一部を Mn で置換した $\text{Sm}_2(\text{Fe,Mn})_{17}\text{N}_x$ ($x>4$) 磁石粉末は, 上記の $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_3$ 磁石粉末に比べて優れた耐熱性を示すことが報告されている⁽¹⁾。保磁力発生機構はピニング型であると考えられており, 粒径が 30 μm と粗くても高い保磁力が得られている。しかし良好な耐熱性を持つ反面, それらの最大エネルギー積は, Co を添加した $\text{Sm}_2(\text{Fe}_{0.84}\text{Co}_{0.11}\text{Mn}_{0.05})_{17}\text{N}_{4.4}$ 圧粉体で 97.1 kJ/m³, Co と Ti を複合添加した $\text{Sm}_2(\text{Fe}_{0.88}\text{Co}_{0.66}\text{Mn}_{0.05}\text{Ti}_{0.01})_{17}\text{N}_{5.3}$ 磁石粉末で 143 kJ/m³ と⁽²⁾, 量産レベルの異方性 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_3$ 磁石粉末の 290 kJ/m³ に⁽³⁾対して十分ではない。

われわれは Sm-(Fe,Mn)-N 系磁石粉末の高性能化を検討し, 溶解鋳造法に比べてコストパフォーマンスに優れた還元拡散法により, $\text{Sm}_2(\text{Fe}_{0.945}\text{Mn}_{0.055})_{17}\text{N}_x$ 組成で 178 kJ/m³ を得ている⁽⁴⁾。本報告では, 引き続き高性能化を進める中で得られた磁石粉末の特性とその耐熱性について述べる。

* 住友金属鉱山(株)技術本部 市川研究所
 〒272-8588 市川市中国分 3-18-5
 Ichikawa Laboratory, Sumitomo Metal Mining Co. Ltd.
 3-18-5, Nakakokubun, Ichikawa 272-8588

** 住友金属鉱山(株)国富事業所 電子工場
 〒048-2143 北海道岩内郡共和町国富 351-1
 Kunitomi Factory, Sumitomo Metal Mining Co. Ltd.
 351-1, Kunitomi, Kyowa-cho, Iwanai, Hokkaido 048-2143

2. 実験方法

原料として Sm_2O_3 粉末, MnO_2 粉末, および Fe 粉末を, 還元剤として粒状 Ca を所定量混合し, 鉄製容器に装填して Ar 気流中 $1100\text{--}1200^\circ\text{C}$ で $4\text{--}8\text{ h}$ 加熱した。これにより, 次式に従って, Ca によって還元された Sm と Mn が, Fe 粉末に拡散して, $\text{Sm}_2(\text{Fe},\text{Mn})_{17}$ 合金粉末を含有する反応生成物が得られる。

これを純水および酢酸水溶液で洗浄し CaO から生成した $\text{Ca}(\text{OH})_2$ を分離除去することによって, $\text{Sm}_2(\text{Fe}_{1-y}\text{Mn}_y)_{17}$ 母合金粉末を得た。次にこの母合金粉末を, アンモニアと水素の混合気流中 $430\text{--}460^\circ\text{C}$ で $5\text{--}14\text{ h}$ 窒化し $\text{Sm}_2(\text{Fe}_{1-y}\text{Mn}_y)_{17}\text{N}_x$ 磁石粉末を得た。

磁石粉末の耐熱性を確認するために, 粉末の大気中加熱による磁気特性変化と, 高融点のポリフェニレンサルファイド (PPS) 樹脂を用いた射出成形ボンド磁石の磁気特性とを評価した。射出成形ボンド磁石の試作にあたっては, 磁石粉末 $88\text{ wt}\%$ と PPS 粉末 $12\text{ wt}\%$ を 300°C で混練し, プラスチック粉砕機で粉砕してコンパウンドとした。このコンパウンドを, 640 kA/m の配向磁界がかけられた金型にノズル温度 300°C で射出成形し, 直径 10 mm 長さ 7 mm の射出成形ボンド磁石を得た。

粉末の外観を SEM で, また粉末をエポキシ樹脂と共に圧縮成形し, バフ研磨した研磨面について組成の均一性を EPMA 面分析で, それぞれ確認した。さらに粉末の結晶構造を XRD($\text{Cu K}\alpha$)で確認し, 最小自乗法で格子定数を求めた。磁石粉末の磁気特性とキュリー温度は最大磁界 1190 kA/m の VSM で評価した。ここで磁気特性は, 日本ボンド磁石工業協会のボンド磁石試験方法ガイドブック BMG-2005 に基づいて配向試料を作製し, 4800 kA/m でパルス着磁してから測定している。なお VSM 測定にあたって反磁界補正はしていない。射出成形ボンド磁石については, 磁気特性を最大磁界 1600 kA/m の Cioffi 型自記磁束計で, 不可逆減磁をデジタル磁束計でそれぞれ評価した。

3. 結果と考察

〈3・1〉 $\text{Sm}_2(\text{Fe}_{0.95}\text{Mn}_{0.05})_{17}$ 母合金粉末 図 1 (a)は, 還元拡散法で得られた $\text{Sm}_2(\text{Fe}_{0.95}\text{Mn}_{0.05})_{17}$ 母合金粉末の外観 SEM 写真である。平均粒径が $35\text{ }\mu\text{m}$ で粒度の揃った, 丸みを帯びた粒子になっていることが分かる。図 1 (b)については後述する。還元拡散法で製造された合金では, 製造条件によって内部に未拡散相が残留する可能性がある。そのため母合金粒子を粉砕して粉末 X 線回折を行った。図 2 (a)にその結果を示す。ごく弱い $\alpha\text{-(Fe,Mn)}$ と思われる回折線が認められる以外, $\text{Th}_2\text{Zn}_{17}$ 型単相 ($a=0.864\text{ nm}$, $c=1.247\text{ nm}$) であった。

本製造方法では, Mn を MnO_2 として還元拡散原料に混合する。 Mn が均一に拡散されているかどうかを, 粉末研磨面

図 1 還元拡散法で製造された合金粉末の SEM 写真 :
(a) $\text{Sm}_2(\text{Fe}_{0.95}\text{Mn}_{0.05})_{17}$ 母合金粉末,
(b) $\text{Sm}_2(\text{Fe}_{0.95}\text{Mn}_{0.05})_{17}\text{N}_{4.8}$ 磁石粉末

Fig. 1. SEM photographs of alloy powders made by reduction and diffusion method: (a) $\text{Sm}_2(\text{Fe}_{0.95}\text{Mn}_{0.05})_{17}$ mother alloy powder, (b) $\text{Sm}_2(\text{Fe}_{0.95}\text{Mn}_{0.05})_{17}\text{N}_{4.8}$ magnet powder.

図 2 合金粉末の X 線回折パターン : (a) $\text{Sm}_2(\text{Fe}_{0.95}\text{Mn}_{0.05})_{17}$ 母合金粉末, (b) $\text{Sm}_2(\text{Fe}_{0.95}\text{Mn}_{0.05})_{17}\text{N}_{4.8}$ 磁石粉末
Fig. 2. XRD patterns of the alloy powders: (a) $\text{Sm}_2(\text{Fe}_{0.95}\text{Mn}_{0.05})_{17}$ mother alloy, (b) $\text{Sm}_2(\text{Fe}_{0.95}\text{Mn}_{0.05})_{17}\text{N}_{4.8}$ magnet powder.

図 3 母合金粉末研磨面の EPMA 面分析

Fig. 3. EPMA element mapping of $\text{Sm}_2(\text{Fe}_{0.95}\text{Mn}_{0.05})_{17}$ mother alloy powder.

の EPMA 分析で確認した。図 3 に示すように Mn は, 合金全体に均一に拡散していることが分かった。

図4 $\text{Sm}_2(\text{Fe}_{1-y}\text{Mn}_y)_{17}\text{N}_3$ 化合物の(a)格子定数と、
(b)X線密度のMn量依存性

Fig. 4. Dependence of (a) lattice constant and (b) X-ray density on Mn content for $\text{Sm}_2(\text{Fe}_{1-y}\text{Mn}_y)_{17}\text{N}_3$.

図5 $\text{Sm}_2(\text{Fe}_{1-y}\text{Mn}_y)_{17}\text{N}_3$ 化合物のキュリー温度 T_c のMn量依存性

Fig. 5. Dependence of Curie temperature T_c on Mn content for $\text{Sm}_2(\text{Fe}_{1-y}\text{Mn}_y)_{17}\text{N}_3$.

〈3・2〉 $\text{Sm}_2(\text{Fe}_{1-y}\text{Mn}_y)_{17}\text{N}_3$ 化合物粉末 $\text{Sm}_2(\text{Fe}_{1-y}\text{Mn}_y)_{17}\text{N}_3$ 化合物において、格子定数、キュリー温度、磁化のMn量依存性を調べた。図4は格子定数とその値から計算されたX線密度の変化である。Mn置換量が増えると格子定数は a 軸、 c 軸共に増加し、化合物のX線密度はMnを含まないときの 7.68 Mg/m^3 から $y=0.05$ では 7.66 Mg/m^3 に低下する。キュリー温度 T_c は、図5に示すようにMn置換量が増えると単調

図6 $\text{Sm}_2(\text{Fe}_{1-y}\text{Mn}_y)_{17}\text{N}_3$ 化合物の最大磁化 σ_m のMn量依存性($H_m=1190 \text{ kA/m}$, H_m は最大測定磁界)

Fig. 6. Dependence of maximum magnetization σ_m on Mn content for $\text{Sm}_2(\text{Fe}_{1-y}\text{Mn}_y)_{17}\text{N}_3$ ($H_m=1190 \text{ kA/m}$, H_m : maximum magnetic field for measurements).

に低下し、 $y=0$ の 476°C から $y=0.05$ で 434°C を示す。図6は、粉末を解砕し、 1190 kA/m までの外部磁界で最大磁化 σ_m を測定した結果である。Mn置換量の増加に伴って単調減少し、 $y=0.05$ で $130 \text{ Am}^2/\text{kg}$ となった。この値を図4(b)のX線密度 7.66 Mg/m^3 で換算して得られる理論 $(BH)_{\max}=J_m^2/4$ は、 312 kJ/m^3 である。 $130 \text{ Am}^2/\text{kg}$ の最大磁化は、図6に示すように、Imaoka ら⁽¹⁾が 1190 kA/m までの外部磁界で測定した $\text{Sm}_2(\text{Fe}_{0.95}\text{Mn}_{0.05})_{17}\text{N}_3$ 化合物の値と一致する。さらに 11.2 MA/m までの強磁界磁化測定によれば、飽和磁化が約 $160 \text{ Am}^2/\text{kg}$ で、そこから計算される理論 $(BH)_{\max}$ は 480 kJ/m^3 と報告されている⁽⁵⁾。還元拡散法をベースに製造された今回の磁石粉末についても、同等の磁気特性が得られるものと考えている。

〈3・3〉 $\text{Sm}_2(\text{Fe}_{0.95}\text{Mn}_{0.05})_{17}\text{N}_x$ ($x>4$) 磁石粉末 図1(b)は(a)の母合金粉末を窒化して窒素量 $5.0 \text{ wt}\%$ ($x=4.8$) としたものの外観SEM写真である。窒化することによって粗い粉末が少なくなり、平均粒径が $30 \mu\text{m}$ になった。これは、窒素原子の侵入に伴う体積膨張によって、粉末にクラックが発生し解砕されたためであると考えている。この粉末のXRD測定結果を図2(b)に示す。窒化前の母合金粉末に比べてブロードな、 $\text{Th}_2\text{Zn}_{17}$ 型で指数付けされる回折線 ($a=0.875 \text{ nm}$, $c=1.270 \text{ nm}$) に加えて、 $2\theta=44.7^{\circ}$ に半値幅が広くやや強い回折線が見られた。この $\text{Th}_2\text{Zn}_{17}$ 型結晶相の格子定数や $2\theta=44.7^{\circ}$ の回折線の存在は、これまで溶解鋳造法で製造された磁石粉末において報告されているものと同じである。Imaoka らは、このピークについて、 $\text{Th}_2\text{Zn}_{17}$ 型 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_x$ 相が分解することによって生成した $\alpha\text{-Fe}$ 相と推測している⁽¹⁾。従来のTEMによる $\text{Sm}_2(\text{Fe,Mn})_{17}\text{N}_x$ ($x>4$) 粉末の組織観察⁽²⁾⁽⁵⁾⁽⁶⁾では、 $\text{Th}_2\text{Zn}_{17}$ 型結晶相とアモルファス相とからなる微細組織が報告されているものの、Imaoka らが示唆している $\alpha\text{-Fe}$ 相は確認されていない。われわれは、磁石粉末の磁気特性への影響という観点で、この $2\theta=44.7^{\circ}$ の回折線に関する調査をTEMによって進めている。

図7に、 $\text{Sm}_2(\text{Fe}_{0.95}\text{Mn}_{0.05})_{17}\text{N}_x$ 磁石粉末の磁気特性の窒素量

図7 $\text{Sm}_2(\text{Fe}_{0.95}\text{Mn}_{0.05})_{17}\text{N}_x$ 磁石粉末の磁気特性の窒素量依存性

Fig. 7. Dependence of magnetic properties on nitrogen content for $\text{Sm}_2(\text{Fe}_{0.95}\text{Mn}_{0.05})_{17}\text{N}_x$ magnet powders.

図8 磁石粉末の磁気特性：(a) $\text{Sm}_2(\text{Fe}_{0.95}\text{Mn}_{0.05})_{17}\text{N}_{4.2}$ $(\text{BH})_{\text{max}}=193 \text{ kJ/m}^3$, (b) MQP-B $(\text{BH})_{\text{max}}=129 \text{ kJ/m}^3$, (c) MQP-O $(\text{BH})_{\text{max}}=87 \text{ kJ/m}^3$

Fig. 8. Magnetic properties of several magnet powders : (a) $\text{Sm}_2(\text{Fe}_{0.95}\text{Mn}_{0.05})_{17}\text{N}_{4.2}$ $(\text{BH})_{\text{max}}=193 \text{ kJ/m}^3$, (b) MQP-B $(\text{BH})_{\text{max}}=129 \text{ kJ/m}^3$, (c) MQP-O $(\text{BH})_{\text{max}}=87 \text{ kJ/m}^3$.

依存性を示す。磁気分極 J は磁石粉末の真密度を用いて換算されるべきものであるが、非単相粉末の真密度評価が困難であることから、ここでは主相と考えられる $\text{Th}_2\text{Zn}_{17}$ 型結晶相の X 線密度 7.66 Mg/m^3 で換算した。なお x が 3 から 5 の範囲で、 $\text{Th}_2\text{Zn}_{17}$ 型結晶相の X 線密度の変化は 1%以内だった。また還元拡散法で製造された $\text{Sm}-(\text{Fe},\text{Mn})$ 母合金粉末には、図 1(a)で見られるように焼結した多結晶粒子が含まれている。そのため $\text{Sm}-(\text{Fe},\text{Mn})-\text{N}$ 粗粉末の磁気特性は、解砕によって配向度が改善し向上するが⁽⁴⁾、図 7 は解砕せずに測定したものである。保磁力 H_{cj} は、窒素量が増加するのに比例して大きくなり、 $x>5$ で 900 kA/m を超える。一方、最大磁気分極 J_{m} は窒素量の増加と共に単調に減少した。これらは、窒素量が増えるにつれて、アモルファス相が増加して $\text{Th}_2\text{Zn}_{17}$ 型結晶相が微細化すると共に、この結晶相の結晶方位が乱れていくために引き起こされているのであろう⁽¹⁾⁽⁵⁾⁽⁷⁾。組成と製造工程を最適化して得られた磁石粉末の

図9 磁石粉末の保磁力 H_{cj} の大気中加熱による変化：(a)温度変化，(b)時間変化

Fig. 9. Change of H_{cj} by heating test in air for several magnet powders in air (a) temperature dependence (Heating time: 1 h) and (b) time dependence (Heating temperature: 160°C).

図10 PPS 射出成形磁石と用いた磁石粉末の減磁曲線
Fig. 10. Demagnetization curves of an $\text{Sm}_2(\text{Fe}_{0.95}\text{Mn}_{0.05})_{17}\text{N}_{4.8}$ magnet powder and its injection molded magnet with a PPS binder.

減磁曲線を等方性 NdFeB 磁石粉末 MQP-B および耐熱仕様の MQP-O と比較して図 8 に示す。 $B_r=1.10 \text{ T}$, $H_{\text{cj}}=720 \text{ kA/m}$, $(\text{BH})_{\text{max}}=193 \text{ kJ/m}^3$ の磁気特性が得られた。

〈3・4〉 $\text{Sm}_2(\text{Fe}_{0.95}\text{Mn}_{0.05})_{17}\text{N}_x$ ($x>4$) 磁石粉末の耐熱性

大気中加熱による $\text{Sm}_2(\text{Fe}_{0.95}\text{Mn}_{0.05})_{17}\text{N}_{4.5}$ 粉末の H_{cj} 変化を、MQP-B, MQP-O および $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 系磁石粉末と比較した。図 9(a)は 1h 加熱したときの加熱温度依存性、図 9(b)は 160°C での加熱時間依存性である。還元拡散法によって得られた $\text{Sm}_2(\text{Fe},\text{Mn})_{17}\text{N}_x$ 系磁石粉末は、MQP-B より優れ、MQP-O や $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 系磁石粉末と同等の耐熱性を有していることが確認できた。

さらに $B_r=0.89 \text{ T}$, $H_{\text{cj}}=750 \text{ kA/m}$, $(\text{BH})_{\text{max}}=115 \text{ kJ/m}^3$ の $\text{Sm}_2(\text{Fe}_{0.95}\text{Mn}_{0.05})_{17}\text{N}_{4.8}$ 磁石粉末と PPS を混練し、異方性射出成形ボンド磁石を試作した。図 10 に用いた磁石粉末と得られたボンド磁石の減磁曲線を示す。 300°C の高温で混練成

図 11 PPS 射出成形磁石の不可逆減磁率の経時変化
Fig. 11. Thermal stability of an Sm₂(Fe_{0.95}Mn_{0.05})₁₇N_{4.8} injection molded magnet with a PPS binder.

形しているにもかかわらず、保磁力 H_{cj} が 720 kA/m とほとんど劣化していないことが分かる。180 °C で 1000 h までの不可逆減磁の経時変化を調べた結果を図 11 に示す。Sm₂Co₁₇系の PPS ボンド磁石と同等の良好な安定性を示している。1000 h 加熱後の永久減磁率も、Sm₂Co₁₇系の -4.4 % に対して -3.6 % と小さかった。初期減磁率が Sm₂Co₁₇系磁石より大きいのは、ボンド磁石の角形性が悪いためである。今後磁石粉末やボンド磁石のプロセスを見直すことによって、改善の余地がある。

4. まとめ

還元拡散法によって得られた Sm₂(Fe,Mn)₁₇ 合金を窒化して Sm₂(Fe,Mn)₁₇N_x 系磁石粉末を製造し、次のような結果を得た。

(1) Sm₂(Fe_{0.95}Mn_{0.05})₁₇ 母合金は、平均粒径 35 μm で粒度の揃った、丸みを帯びた粉末である。Th₂Zn₁₇ 型単相で、Mn は均一に拡散している。

(2) Sm₂(Fe,Mn)₁₇N₃ 化合物において、Mn 量が増加するに伴って、格子定数 a , c は単調に増加し、キュリー温度 T_c と最大磁化 σ_m は単調に低下した。 T_c は、Fe の 5 at% を Mn で置換すると、476 °C から 434 °C まで低下した。

(3) Sm₂(Fe_{0.95}Mn_{0.05})₁₇N_x 磁石粉末において、窒素量が増えるにつれて保磁力 H_{cj} が増大し最大磁気分極 J_m は低下した。 H_{cj} は $x > 5$ で 900 kA/m を超えた。組成と工程を最適化し、粉末を解砕することによって、 $(BH)_{max} = 193 \text{ kJ/m}^3$, $H_{cj} = 720 \text{ kA/m}$ の粉末が得られている。

(4) 粉末の大気中加熱による磁気特性変化と、ポリフェニレンサルファイド (PPS) 樹脂を用いた射出成形磁石の磁気特性を評価した。いずれにおいても保磁力低下は少なく、良好な耐熱性を有する磁石粉末であることを確認した。また 180 °C における射出成形磁石の不可逆減磁については、初期減磁率が大きかったものの、1000 h までの経時変化が小さく熱安定性に優れていた。

(平成 16 年 1 月 21 日受付, 平成 16 年 5 月 6 日再受付)

文 献

- (1) N. Imaoka, T. Iriyama, S. Itoh, A. Okamoto, and T. Katsumata : "Effect of Mn addition to Sm-Fe-N magnets on the thermal stability of coercivity", *J. Alloys Comp.*, Vol.222, pp.73-77 (1995)
- (2) S. Tajima, T. Hattori, and Y. Kato : "Synthesis and Characteristics of Sm₂Fe₁₅CoMn_{0.9}M_{0.1}N_x (M=Al, Ti, Ga, Zr, Sn, $x \geq 3$) Particles", *J. Mag. Soc. Japan*, Vol.22, No.4-2, pp.349-352 (1998) (in Japanese)
田島 伸・服部 毅・加藤義雄 : 「Sm₂Fe₁₅CoMn_{0.9}M_{0.1}N_x (M=Al, Ti, Ga, Zr, Sn, $x \geq 3$) 粉末の作製と磁気特性」, 応用磁気学誌, **22**, No.4-2, pp.349-352 (1998)
- (3) T. Ishikawa : "Bonded Sm-Fe-N anisotropic magnet", *J. Japan Soc. Appl. Electromagnetics & Mechanics*, Vol.10, No.3, pp.287-292 (2002) (in Japanese)
石川 尚 : 「Sm-Fe-N 系異方性ボンド磁石」, AEM 学誌, **10**, No.3, pp.287-292 (2002)
- (4) T. Iseki, T. Ishikawa, A. Kawamoto, and K. Ohmori : "Study of SmFeMnN Magnets", *J. Jpn. Soc. Powder Powder Metallurgy*, Vol.50, No.8, pp.633-635 (2003) (in Japanese)
井関隆士・石川 尚・川本 淳・大森賢次 : 「SmFeMnN 系磁石の研究」, 粉末および粉末冶金, **50**, No.8, pp.633-635 (2003)
- (5) N. Imaoka, A. Okamoto, H. Kato, T. Ohsuna, K. Hiraga, and M. Motokawa : "Magnetic Properties and Microstructure of Mn-Substituted Sm₂(Fe,Mn)₁₇N_x", *J. Mag. Soc. Japan*, Vol.22, No.4-2, pp.353-356 (1998) (in Japanese)
今岡伸嘉・岡本 敦・加藤宏朗・大砂 哲・平賀賢二・本河光博 : 「Mn 添加 Sm₂(Fe,Mn)₁₇N_x 系材料の磁気特性と微細構造」, 応用磁気学誌, **22**, No.4-2, pp.353-356 (1998)
- (6) K. Majima, M. Ito, S. Katsuyama, and H. Nagai : "Structure and magnetic properties of Sm₂(Fe,Mn)₁₇N_x coarse powders with high coercivity", *J. Appl. Phys.*, Vol.81, No.8, pp.4530-4532 (1997)
- (7) K. Saito, H. Nakamura, S. Sugimoto, M. Okada, and H. Homma : "Microstructural Changes with N Content in Sm-Fe-N Alloys", *J. Mag. Soc. Japan*, Vol.18, No.2, pp.201-204 (1994) (in Japanese)
齋藤恭子・中村 元・杉本 諭・岡田益男・本間基文 : 「Sm-Fe-N 系合金の N 量と組織」, 応用磁気学誌, **18**, No.2, pp.201-204 (1994)

石 川 尚

(正員) 1960 年 2 月 16 日生。1984 年 3 月東北大学大学院理学研究科物理学専攻博士課程前期修了。1986 年 4 月住友金属鉱山 (株) 入社, 現在市川研究所統括研究員。永久磁石材料の開発に従事。日本応用磁気学会会員。

井 関 隆 士

(非会員) 1970 年 7 月 27 日生。1996 年 3 月東京大学大学院工学研究科金属工学専攻修士課程修了。同年住友金属鉱山 (株) 入社・中央研究所配属。現在国富事業所電子工場スタッフ。希土類永久磁石合金の生産技術開発に従事。日本応用磁気学会会員。

横 沢 公 一

(非会員) 1961 年 7 月 5 日生。1980 年 4 月住友金属鉱山 (株) 入社。1992 年 3 月千葉工業大学金属工学科卒業。現在住友金属鉱山 (株) 市川研究所研究員。永久磁石材料の開発に従事。

渡 辺 邦 夫

(非会員) 1957年1月8日生。1976年3月東京都立化学工学高等学校卒業。同年住友金属鉱山(株)入社。現在市川研究所。

大 森 賢 次

(正員) 1949年3月9日生。1977年3月東北大学大学院工学研究科博士課程修了。同年同学電気通信研究所助手。1986年同学電気通信研究所助教授。1987年住友金属鉱山(株)入社,市川研究所勤務,研究主管,現在に至る。専門 磁性材料(工博)。