

Dy を使わない Nd-Fe-B 磁石の開発動向

宝野和博*

1. はじめに

1982年に佐川眞人が発明した Nd₂Fe14B 化合物を主相とす るネオジム磁石は⁽¹⁾,資源的に豊富なNdと微量のBを含 む Fe 基の合金であり、当時先行していた Sm-Co 系磁石よ りも安価でより高性能なために、発明後直ちに工業化され高 性能磁石市場を席巻した.Nd₂Fe₁₄B相は飽和磁気分極 I₈= $\mu_0 M_{\rm s} = 1.6 \, {
m T}$,結晶磁気異方性エネルギー $K_{
m u} \sim 4.4 \, {
m MJ/m^3} \, {
m c}$ 持つ化合物であり、この相が強く配向した多結晶組織を造り 込むことにより,永久磁石として必要な保磁力 H_c(磁石の磁 化方向に反対の磁場をかけた時に,磁化反転により磁化がゼ ロになる磁界の強さ)と高い残留磁化が得られる.ここで µ0 は真空の透磁率, M_sは飽和磁化である.磁石をモータや発 電機の磁界発生のために使用するとき、磁化に反対方向の減 磁界がかかるが、これが H_cよりも高くなると、磁石は減磁 されてしまう、そのため、モータや発電機などで使用される 磁石は、減磁界よりも高い Hc を持っていなければならな い. 磁石の保磁力は結晶磁気異方性 K₁を飽和磁化 M_sで割 った異方性磁界 $H_{\rm A}=2K_1/\mu_0M_{\rm s}$ を物理限界とするが、これ はあくまで一斉回転により磁化が進む 5lex~20 nm 程度の欠 陥を含まない孤立粒子に対するものである.ここで、lex は Nd₂Fe₁₄Bの交換結合長である.バルク磁石では、粒子の反 磁界を考えると、H_Aの1/3程度を上限とするのが妥当である. H_A~7.7 TのNd₂Fe₁₄B化合物を使ったNd-Fe-B系市販焼 結磁石の保磁力は1.2T程度であるが、微細構造を最適化す れば 2.5 T 程度の保磁力は達成できると期待される.動作中 の磁石の性能は最大エネルギー積(BH)max と呼ばれる特性 で表され、その上限は $(BH)_{max} > \mu_0 M_r^2/4$ となる.ここで、 Mrは外部磁界の無いときに磁石が持つ残留磁化である.高 い(BH)maxを持つ磁石では小さな体積で高い磁力を得るこ とができるので、磁石を使う機器の小型化が可能となる.例 えば、ハードディスクなどの電子機器では小型化が必須とな るので, 高価であってもネオジム磁石を使わざるを得ない.

このため,2005年の統計では,ネオジム磁石の最大の用途 はハードディスクドライブのヘッドを駆動するボイスコイル モータであった.

モータや発電機の小型化は省エネ・高効率にも繋がるの で、ハイブリッド自動車や電気自動車用の駆動モータでもネ オジム磁石が使われるようになり、近年、ネオジム磁石最大 の用途はモータに置き換わった.この応用分野の拡大によ り、ネオジム磁石に新たな技術課題が生まれた. ハイブリッ ド車の駆動モータでは磁石の動作温度が200℃まで上がるの で、キュリー温度がわずか312℃の Nd₂Fe₁₄B 化合物を使っ た磁石では保磁力が 0.2 T 程度まで低下してしまい, 使用温 度で減磁してしまう. このネオジム磁石の耐熱性の問題を解 決するために開発されたのが、Nd の一部を Dy で置換した (Nd, Dy)-Fe-B 系磁石である⁽²⁾. Dy を含まない焼結 Nd-Fe-B磁石の保磁力が200℃において約 0.2 T まで低下してし まうのに対して,およそ1/3の Nd を Dy で置換した磁石で は,200℃において約0.8Tの保磁力が得られる.この保磁 力は、モータや発電機が動作しているときに磁石にかかる減 磁界よりも高い. 但し, Dy と Fe のスピンは反強磁性結合 するために、NdをDyで置換することにより磁化または (BH)maxの低下を伴う. これまでハイブリッド車の駆動モ ータ用には、Dy を全体で約8 質量%程度使う(Nd_{1-x}Dy_x)-Fe-B 基焼結磁石が使われてきたが、最近になって重希土類 元素の資源問題が浮上し、Dy を使わずに高保磁力を得られ る Nd-Fe-B 系磁石を開発することが重要な課題となってき た. 軽希土類元素の Nd については世界的な資源量は豊富で, 2010年に政治問題で一時的に高騰した価格も現在では安定 化しており、資源的な観点からも Nd を代替する必要性はな い.一方, DyやTbなどの重希土類元素は資源量が限られ る上に、採掘可能な鉱床が中国に偏在しており、これらの元 素を使わずに、現在の8質量%Dy含有ネオジム磁石と同等 以上の特性を出す Nd-Fe-B 系磁石の開発は、日本の自動車 産業にとって重要である.

^{*} 国立研究開発法人物質・材料研究機構;フェロー,元素戦略磁性材料研究拠点;解析評価グループリーダー(〒305-0047 つくば市千現 1-2-1)

Toward the Development of Dysprosium–free Neodymium–Iron–Boron High Coercivity Magnets; Kazuhiro Hono(National Institute for Materials Science, Tsukuba)

Keywords: neodymium-iron-boron, permanent magnet, neodymium magnet, heavy rare earth element, coercivity, critical element 2015年4月8日受理[doi:10.2320/materia.54.351]



図1 過去の文献で実験的に報告された磁性化合物の 異方性磁界(μ_0H_A)と飽和磁化(μ_0M_s), $\mu_0M_s^2/4$. 微細構造を最適化したバルク磁石で得られる最 大の保磁力は概ね $\sim H_A/3$ で,(*BH*)_{max}の上限は $0.8\mu_0M_s^2/4$ が目安となる.

2. 高性能磁石となり得る磁性化合物

このような背景から, Dy のような希少金属の使用量の削 減を目指したさまざまな研究が日米欧中で活発に行われるよ うになってきた. このようなプロジェクトの中には, Dy だ けでなく,Nd までも使わない希土類フリー磁石開発の研究 提案も行われている.図1に主な磁性化合物の異方性磁界 $\mu_0 H_A$ と磁化 $\mu_0 M_s$ ならびに $\mu_0 M_s^2/4$ の関係を示す⁽³⁾.上述 のように微細組織を最適化した場合の保磁力の上限が µ0HA/ 3, 最大エネルギー積の上限は µ0Mr²/4 となる. バルク磁石 で保磁力を得るためには最低10%の非磁性相が必要とする と、実際の $(BH)_{\text{max}}$ の上限は $\mu_0(0.9M_{\text{s}})^2/4 \sim 0.8\mu_0 M_{\text{s}}^2/4$ と なる.これらのことを考慮して図1を眺めると、磁性化合 物の物性値から最終的に得られるバルク磁石の特性の最大値 を見積もることができる.また、 $(BH)_{max} = \mu_0 M_r^2/4$ の上限 を得るための条件が $H_{\rm c} > \mu_0 M_{\rm r}/2 \sim 0.9 \mu_0 M_{\rm s}/2$ であることを 考慮すると、 $H_{c} < H_{A}/3$ との条件を同時に満たすのは $H_{A} >$ 1.35Msとなり、この条件を満たさない領域の化合物は永久 磁石としては不適合となる.新規磁石の開発を考える時に, どの化合物をベースにして磁石を作るかを決めれば、微細構 造を最適化した場合の最大特性はおおよそ予想できる. その ような特性に適した応用分野を想定し、原料コストとプロセ スコストが既存の商用磁石と価格・性能面で競合できるかを 判断する必要がある. さらに, 資源量から想定される需要を 賄えるかも検討した上で、新規磁石の研究開発を進めるのが 合理的である.

3. 結晶粒微細化によるネオジム磁石の高保磁力化

現在,工業的に用いられている高性能ネオジム磁石の大部分は,微細な Nd₂Fe₁₄B/Nd の粉を磁場中配向させ固化した



図2 文献に基づいて整理された異方性焼結磁石と熱 間加工 Nd-Fe-B 磁石の保磁力の結晶粒径依存性.

成形体を焼き固めた焼結磁石である.長年の研究から、ネオ ジム焼結磁石の保磁力は焼結体のNd₂Fe₁₄Bの結晶粒径の微 細化とともに増加することが知られている.図2は,Dvを 含まない Nd-Fe-B 系焼結磁石と後述する熱間加工磁石の保 磁力 µ₀H_cの変化を,過去の文献に基づいて,結晶粒径に対 して整理した図である⁽⁴⁾. Ramesh らは焼結磁石において, Nd₂Fe₁₄B結晶が非磁性の結晶粒界相により磁気的に分断さ れているという仮定のもと,磁性粒子表面における磁区の核 生成頻度が表面の欠陥密度に支配されると考え、保磁力は平 均粒径 D の 2 乗の対数に反比例(1/ln D²)することを導き出 し,実験的にもその傾向を示した⁽⁵⁾.最近の焼結磁石の詳細 な微細構造解析結果によると、Nd₂Fe₁₄B 結晶が強磁性粒界 相を介して交換結合していることが明らかとされ⁽⁶⁾⁽⁸⁾, Ramesh らの仮定が現実の磁石で成立しないことが分かって いる. 最近のマイクロマグネティクスシミュレーションによ れば、保磁力の粒径依存性は磁化反転した隣接粒子からの漏 洩磁界によるものとされている⁽⁹⁾.図2に示されるよう に、焼結磁石の保磁力の結晶粒依存性は粒径3µm以上では 実験的に成り立つが、それ以下では結晶粒径の減少とともに 急に保磁力が下がり始める.このときの結晶粒径は焼結磁石 中の酸素量によって大きく変化することも知られてお り(10),これは臨界粒径以下で焼結磁石に副相として生成す る Nd リッチ相の大部分が酸化され,結晶粒界に均一に Nd リッチな相が形成されなくなることに原因があるとされ た⁽¹¹⁾. この3µm という臨界粒径は Nd₂Fe₁₄B 相の単磁区粒 子サイズよりも一桁も大きいことから、焼結磁石の微細化に 伴う酸化物形成など微細組織の変化を制御すれば、保磁力は 単磁区粒子サイズまで粒径の減少とともにさらに上昇し続け ると考えられた.

最近,宇根らは,He 雰囲気中でジェットミリングを行い,粒径 1 μ m 以下の粉体を作製し,さらに,酸素量を制御した不活性ガス雰囲気中でプレスレス焼結を行い,平均粒径 1 μ m の焼結磁石で $\mu_0H_c=2$ T の保磁力を達成している(図 2 破線丸で囲んだデータ)⁽¹¹⁾.このように,焼結磁石でも超微 細粉を作製し,酸素を厳密に制御したプロセスで焼結磁石を

作製すれば、結晶粒径相応の保磁力が得られることが実験室 レベルでは示されている.しかし, $\mu_0 H_c \sim 2.5 \text{ T}$ を目指すに は、Nd リッチ相の酸化を制御して、さらなる結晶粒の微細 化と結晶粒界が必要であり、そのためには粒径1µm以下の 粉体を厳密に酸素管理した雰囲気で大量に扱う必要となり, その工業的なハードルは高い.

4. HDDR 粉の高保磁力化

結晶粒径 0.3 µm 程度の超微結晶ネオジム磁石を工業的に 製造する方法に,水素不均化脱離再結合(Hydrogenation-Decomposition-Desorption-Recombination: HDDR)法と熱 間加工法がある. HDDR 法は1989年に武下と中山によって 開発された手法であり(12), Nd2Fe14Bの単結晶粉を水素化さ せ, Nd₂Fe₁₄B+H₂→2NdH₂+12Fe+Fe₂Bの不均化反応に より3相の超微細組織を形成し、その後、水素脱離再結合 反応 $2NdH_2 + 12Fe + Fe_2B \rightarrow Nd_2Fe_{14}B + H_2$ により $Nd_2Fe_{14}B$ 相を再度得る方法である.反応前は単結晶であった 60 µm 程度の粉体の中に、初期の結晶と同じ方位を持って配向した 200 nm 程度の超微結晶異方性磁粉を作製できることが HDDR 法の特徴である⁽¹³⁾. この場合,酸素に接触するのは 粗大な粉体の表面だけで、0.3 µm 程度に細分化された結晶 粒界は直接酸素に接触しないために、結晶粒界自体は酸化の 影響を受けない. このような HDDR 処理を経た磁粉はその 微細な結晶粒径により比較的高い*H*。を示し、結晶粒が配向 しているので、異方性ボンド磁石用原料として使われてい る. とはいうものの, HDDR 磁粉の保磁力は高々 1.6 T 程 度で、焼結磁石の保磁力の結晶粒径依存性を単磁区粒子径に まで外挿した値の半分程度でしかない. つまり, HDDR 磁 粉は結晶粒径から期待されるほどの高い保磁力を出していな いことになる.これは HDDR 磁粉の結晶粒界が強磁性で, 微結晶粒が交換結合しているためであることが示され た⁽¹⁴⁾. つまり,結晶粒界を非磁性相に改質すれば, さらに 高い保磁力が期待される. このような視点から, Sepehri-Aminら⁽¹⁶⁾と三嶋ら⁽¹⁷⁾は独立に, HDDR 磁粉に低融点の Nd-Cu 共晶合金を結晶粒界に沿って浸透させ、粒間の交換 結合を弱めることにより、異方性 HDDR 磁粉でほぼ $\mu_0 H_c \sim$ 2Tの保磁力が達成できることを示した.この手法を使った 高保磁力異方性磁粉は、マグファインという商標のボンド磁 石用原料として愛知製鋼㈱で量産されている(18).しかし, 現状の大量生産されている HDDR 磁粉では結晶の配向度が 低いために残留磁化が低く、スパークプラズマ焼結した焼結 体でも通常の焼結磁石に匹敵する保磁力と残留磁化は実現さ れていない(19).

熱間加工磁石の高保磁力化 5.

液体急冷法を用いると、50 nm 程度の等方的なナノ結晶組 織を持つ箔帯を得ることができる⁽²⁰⁾.このようなナノ結晶 Nd-Fe-B 合金は結晶磁化容易軸が等方的に分散した等方性

める膨張拘束共晶合金拡散法が提案された⁽²⁵⁾.

磁石であるので、保磁力は高いが残留磁化が低い中特性のボ ンド磁石用原料として使用されている. 1985年に Lee は, この等方性液体急冷粉の圧粉体を熱間押し出しすると、結晶 粒がc面に扁平に成長すると同時に、c軸が扁平面の垂直方 向に強く配向することを見出し、液体急冷粉を出発材料とし た焼結法と異なる異方性磁石の製法を発表した(21).大同特 殊鋼㈱のグループはこの熱間加工磁石の量産に成功し、その 微細な結晶粒径から焼結磁石と比べて高い保磁力が得られる ことを示したが、その保磁力は HDDR 磁石同様、結晶粒の 微細さから期待されるほどではなかった.また,母合金の Nd 濃度を上げると1.8T 程度まで保磁力の向上が可能であ るが、それに伴い磁化が大きく低下してしまう問題があっ た⁽²²⁾. Sepehri-Amin らは HDDR 磁粉に適応した共晶合金 Nd₇₀Cu₃₀を拡散させる方法を熱間加工磁石にも適用し、保 磁力を2.3Tにまで飛躍的に高めることが出来ることを示し た⁽²³⁾. また, Nd₆₀Dy₂₀Cu₂₀ 共晶合金を用いることで, 保磁 力は 2.6 T にまで高められることも示した⁽²⁴⁾.しかし,こ の方法では結晶粒界に形成する非磁性相の体積分率が増える ために、磁化が著しく低下する.これらの実験はいずれも2 mm 厚程度の薄板を用いて行われたが、秋屋らは 5.6 mm の 厚みの熱間加工ネオジム磁石に Nd₇₀Cu₃₀ 合金粉を塗布し, それを650℃熱処理することにより共晶合金拡散法が実用的 なサイズのバルク磁石にも適応可能であることを示し た⁽²⁴⁾.このバルク試料を用いた実験において、試料の体積 膨張が c 軸方向にだけ起こることが見出された. これは, 共 晶合金が粒界に浸透する際に,扁平な結晶のc面に沿って優 先的に Nd-Cu 相が浸透し、その厚みが c 軸方向に増加する ためであることが分かった.そこで,共晶合金拡散処理に伴 う体積膨張を治具によって拘束し、磁化の減少を最小限に止

図3にNd₇₀Cu₃₀共晶合金で拡散処理前の熱間加工磁石, 通常に拡散処理した試料、拡散処理中の膨張変形を拘束した



図3 熱間加工磁石とそれに Nd-Cu を拡散処理した試 料, さらに膨張拘束を加えた上で Nd-Cu を拡散 処理したときの熱間加工磁石の減磁曲線.



Nd70Cu30 合金による拡散理前後の熱間加工磁石 図 4 の微細組織の比較. 上段は SEM による反射電子 像,下段は微細組織の特徴を強調した模式図.暗 く観察されているのが Nd₂Fe₁₄B 化合物の結晶 で, 白く観察されるのが Nd. 扁平な Nd₂Fe₁₄B 粒子の磁化容易軸は扁平な面の垂直方向に向いて いる. (a)の拡散処理前の磁石では大部分が Nd₂ Fe14Bの扁平結晶で埋め尽くされていて,Ndは 少ししか観察されない. (b)は Nd-Cu 合金で拡 散処理した磁石で、白い Nd(Cu)の量が増えて、 これらが Nd₂Fe₁₄B の結晶を覆っている. (c)は 膨張拘束を加えて拡散処理した磁石で白い Nd (Cu)の量が少ないが, Nd₂Fe₁₄B は扁平面に垂直 な方向で Nd(Cu)により分断されている. Nd-Cu 拡散処理後は磁化容易軸(easy)が分散するが,膨 張拘束拡散処理後の結晶配向は処理前と同じ程度 に改善されている.

試料のそれぞれの減磁曲線を示す.拡散処理前の熱間加工磁 石の保磁力は1.40 T, 残留磁化は1.39 T である.通常の拡 散処理では、保磁力は1.97Tまで高まるが、残留磁化は 1.27 T まで減少する. 図4は,熱間加工ネオジム磁石を側 面観察した走査電子顕微鏡写真である.この写真で暗く観察 されているのが Nd₂Fe₁₄B の結晶で, 白く観察されるのが Ndの粒間層である.図4(a)に見られるように、拡散処理前 では非磁性の Nd の比率が少なく,各磁石粒子が直接接触 し、磁気的に結合している.通常の拡散処理後(図4(b))で は、粒界層が扁平な磁石粒子に沿って形成され、面に垂直方 向に厚さが増加する.また、大量の非磁性合金が浸透するた めに磁石粒子の配向に乱れが生じ、8.6%も残留磁化が低下 している. つまり, Nd-Cu の拡散処理により耐熱性の指標 となる保磁力が増加しても,磁石の最大エネルギー積が低下 する.一方,拡散処理による膨張を治具で拘束した場合に は、保磁力が 1.92 T まで高まるが、残留磁化の低下は 1.36 Tに止まっている.これは、浸透する Nd-Cu 相の量が適度 に抑制され(図4(c)),同時に磁石粒子の配向も保たれて, 残留磁化の低下も2.6%に抑えられるためである.この熱間 加工磁石は結晶粒径が通常の焼結磁石の1/20であることか ら,保磁力の温度依存性が焼結磁石と比較すると低いという 特徴も確認された.

図5に、焼結磁石、熱間加工磁石、Nd-Cuにより膨張拘 束拡散処理を施した熱間加工磁石の室温における残留磁化と



市販焼結磁石と熱間加工磁石(熱間加工ままと膨 図 5 張拘束共晶拡散処理した試料)の室温における保 磁力 $\mu_0 H_c$ および残留磁気分極 $\mu_0 M_r$. 図中 HD は 熱間加工磁石,Sは焼結磁石を表す。焼結磁石で は保磁力を高めるために Nd の Dy 置換が必要 で,それに伴い残留磁化が低下する.熱間加工磁 石では Nd 量により保磁力に幅が出るが、高保磁 力化のためには Nd 量を増やすので、それに伴い 残留磁化も下がる.熱間加工磁石でも高保磁力化 には Dy 置換が有効で、それに伴い残留磁化が下 がる. 0%Dy 膨張拡散磁石は熱間加工磁石に膨 張拘束下で Nd-Cu を拡散浸透させた磁石で,保 磁力が焼結磁石比で5%Dy,熱間加工磁石で 3.5%Dy相当であり、残留磁化はいずれの磁石よ りも高い.

室温における保磁力を示している.Nd-Cuの拡散処理を行った熱間加工磁石の保磁力μ₀Hcは、Dyを5%含む焼結磁石とほぼ同等であり、残留磁化はそれよりも高い.またほぼ同じレベルの結晶粒径を持つ熱間加工磁石と比較すると、2.5%Dy含有熱間加工磁石とほぼ同等であることがわかる.ハイブリッド自動車の駆動モータ応用のためには、200℃で0.8 T という8%Dy 焼結磁石相当の磁石特性が必要とされているが、この特性は熱間加工磁石の微細組織制御により近い将来達成されると期待される.

6. おわりに

Dyのような重希土類元素量を減らしてNd-Fe-B磁石を 高保磁力化する研究は磁石メーカーで盛んに研究され,焼結 磁石にDyやTbを結晶粒界に沿って拡散させる粒界拡散法 がすでに実用化されている⁽²⁷⁾. DyやTbは,資源量は少な くても,希土類金属が精製される過程で一定量が産出される ので,その範囲内で軽希土類元素とともに有効に使うこと自 体には問題はない.本稿では,そのような現実的な解とは別 の視点から,果たして重希土類元素を全く使わずにどこまで Nd-Fe-B磁石の高保磁力化が可能か,また一般に高保磁力 化に伴い起こる磁化の減少をどこまで抑えることができる か,という観点から行われた研究を中心に紹介した.焼結磁 石の1/20程度の超微細結晶粒を容易に得られる熱間加工磁 石を基に,Nd-Cu 共晶合金による膨張拘束拡散処理で結晶 粒界に沿った非磁性層を形成し,残留磁化の減少を最小限に 抑えながら,5%のDyを含む焼結磁石と同等の保磁力が 150℃で達成されている. この知見は,磁石内部の微細組織 の最適化によって,希少金属を使わなくても高い残留磁化と 保磁力がネオジム磁石で得られることを示しており,従来の 焼結磁石をさらに高性能化するための設計指針としても役立 てられるものと期待している. Dy フリーの Nd-Fe-B 磁石 を大量消費の見込まれる電気自動車の駆動モーター用に実用 化するためには,200℃で0.8 T を超える保磁力と少なくと も 150 kJ/m³ の最大エネルギー積の実現が必要であり,一 層の保磁力の増加が必要であるが,この目標は射程範囲内に あると考えられる.

本稿では Nd-Fe-B 磁石の微細組織の改良による高保磁力 化の研究動向にしか触れなかったが,最近は NdFe₁₂N 系化 合物など,Fe に対して Nd 比の高い省希土類型の化合物の 磁石活用についての研究も活性化されつつある⁽²⁸⁾⁽²⁹⁾.

本稿はJST, CREST「元素戦略を基軸とする物質・材料 の革新的機能の創出」研究領域(研究総括:玉尾皓平)におけ る研究課題「ネオジム磁石の高保磁力化」の一環として大久 保忠勝, H. Sepehri-Amin, 秋屋貴博各氏と進めた共同研究 の成果に基づいて執筆した.また本稿の一部は文献(30)に 基づいている.

文 献

- M. Sagawa, S. Fujimura, N. Togawa, H. Yamamoto and Y. Matsuura: J. Appl. Phys., 55(1984), 2083–2087.
- (2) M. Sagawa, S. Hirosawa, K. Tokuhara, H. Yamamoto, S. Fujimura, Y. Tsubokawa and R. Shimizu: J. Appl. Phys., 61 (1987), 3559–3561.
- (3) Y. Hirayama, T. Miyake and K. Hono: JOM, June 2015, in press. DOI:10.1007/s11837-015-1421-9
- (4) K. Hono and H. Sepehri-Amin: Scr. Mater., **67**(2012), 530– 535.
- (5) R. Ramesh, G. Thomas and B. M. Ma: J. Appl. Phys., 64 (1988), 6416–6423.
- (6) H. Sepehri-Amin, T. Ohkubo, T. Shima and K. Hono: Acta Mater., 60 (2012), 819–830.
- (7) Y. Murakami, T. Tanigaki, T. T. Sasaki, Y. Takeno, H. S. Park, T. Matsuda, T. Ohkubo, K. Hono and D. Shindo: Acta Mater., 71(2014), 370–379.
- (8) T. Nakamura, A. Yasui, Y. Kotani, T. Fukagawa, T. Nishiuchi, H. Iwai, T. Akiya, T. Ohkubo, Y. Gohda, K. Hono and S. Hirosawa: Appl. Phys. Lett., **105** (2014), 202404.
- (9) H. Sepehri-Amin, T. Ohkubo, M. Gruber, T. Schrefl and K. Hono: Scr. Mater., 89(2014), 29–32.
- (10) P. Nothnagel, K. H. Müller, D. Eckert and A. Handstein: J.

Magn. Magn. Mater., 101(1991), 379-381.

- (11) W. F. Li, T. Ohkubo, K. Hono and M. Sagawa: J. Magn. Magn. Mater., **321** (2009), 1100–1105.
- (12) 宇根康裕, 佐川眞人:日本金属学会誌, 76(2012), 12-16.
- (13) T. Takeshita and R. Nakayama: Proceedings of the 10th International Workshop on Rare Earth Magnets and their Applications, Kyoto, (1989), Vol. 1, p. 551.
- (14) R. Nakayama, T. Takeshita, M. Itakura, N. Kuwano and K. Oki: J. Appl. Phys., 76 (1994), 412.
- (15) W. F. Li, T. Ohkubo, K. Hono, T. Nishiuchi and S. Hirosawa: Appl. Phys. Lett., 93(2008), 052505.
- (16) H. Sepehri-Amin, T. Ohkubo, T. Nishiuchi, S. Hirosawa and K. Hono: Scr. Mater, 63 (2010), 1124–1127.
- (17) C. Mishima, K. Noguchi, M. Yamazaki, H. Mitarai and Y. Honkura: 21st Wrokshop on Rare Earth Magnets and their Applications, Bled, Slovenia, (2010), p. 253.
- (18) 三嶋千里,野口健児,山崎理央,松岡浩,御手洗浩成,本 蔵義信:日本金属学会誌,76(2012),89-95.
- (19) R. Gopalan, H. Sepehri-Amin, K. Suresh, T. Ohkubo, K. Hono, T. Nishiuchi, N. Nozawa and S. Hirosawa: Scr. Mater., 61 (2009), 978–981.
- (20) J. J. Croat, J. F. Herbst, R. W. Lee and F. E. Pinkerton: J. Appl. Phys., 55(1984), 2078.
- (21) R. W. Lee: Appl. Phys. Lett., 46(1985), 790.
- (22) 入山恭彦:まぐね,8(2013),293.
- (23) H. Sepehri-Amin, T. Ohkubo, S. Nagashima, M. Yano, T. Shoji, A. Kato, T. Schrefl and K. Hono: Acta Mater., 61 (2013), 6622–6634.
- (24) H. Sepehri-Amin, J. Liu, T. Ohkubo, K. Hioki, A. Hattori and K. Hono: Scr. Mater., 69 (2013), 647–650.
- (25) T. Akiya, J. Liu, H. Sepehri-Amin, T. Ohkubo, K. Hioki, A. Hattori and K. Hono: J. Appl. Phys., 115 (2014), 17A766.
- (26) T. Akiya, J. Liu, H. Sepehri-Amin, T. Ohkubo, K. Hioki, A. Hattori and K. Hono: Scr. Mater., 81 (2014), 48–51.
- (27) H. Nakamura, K. Hirota, M. Shimao, T. Minowa and M. Honshima: IEEE Trans. Magn., 41(2005), 3844–3846.
- (28) Y. Hirayama, Y. K. Takahashi, S. Hirosawa and K. Hono: Scr. Mater., 95(2015), 70–72.
- (29) S. Suzuki, T. Kuno, K. Urushibata, K. Kobayashi, N. Sakuma, K. Washio, H. Kishimoto, A. Kato and A. Manabe: AIP Adv., 4 (2014), 117131/1–5.
- (30) 宝野和博:工業材料, 62(2014), 27-32.



宝野和博

- 同年 カーネギーメロン大材料科学科ポスドク
- 1990年 東北大金属材料研究所助手 1995年 科学技術庁金属材料技術研究所(現物質・材
- 1995年 科学技術庁金属材料技術研究所(現物員・材料研究機構)主任研究員などを経て
- 2004年 4月から現職 筑波大学大学院数理物質科学 研究科教授(連係)を兼担
- 専門分野:永久磁石材料,磁気記録媒体,磁気抵抗素 子,ナノ解析
- ◎磁性・スピントロニクス材料とそれを応用した素子の構造を原子レベルで評価することにより、磁気・ 伝導特性の改善に従事.

^{*****}