

技術論文

Technical Paper

熱間加工ネオジム磁石における低温共晶合金浸透に伴う膨張現象

秋屋貴博*¹, 日置敬子*², 服部 篤*³, 大久保忠勝*⁴, 宝野和博*⁵

Expansion Phenomena by Infiltration of Low Eutectic Temperature Alloy in Hot-deformed Nd-Fe-B Magnets

Takahiro Akiya, Keiko Hioki, Atsushi Hattori, Tadakatsu Ohkubo, and Kazuhiro Hono

Synopsis

We investigated expansion phenomena of hot-deformed Nd-Fe-B magnets by infiltration process of low-eutectic temperature alloy, e.g. Nd₇₀Cu₃₀ at.%. An expansion of 22% in the c-axis direction of a hot-deformed magnet was observed after the infiltration process using a large amount of Nd-Cu alloy. The coercivity of the hot-deformed magnet increased from 1.4 T to 2.2 T. Only the edge of the cuboidal shaped magnet expanded after the Nd-Cu infiltration process from the ab-plane of the hot-deformed magnet. This local expansion of the specimen by infiltration process can be explained by the nature of the expansion mechanism. In addition, many thick Cu-rich bands with around 1 μm were formed parallel to the c-plane in the hot-deformed magnet after the infiltration process. In the Pr-Cu infiltrated hot-deformed magnet, the composition of Cu-rich bands was estimated as Nd₂₀Pr₂₅Cu₄₀Fe₁₀Ga₅ at.%. We discussed the expansion mechanism by infiltration process in hot-deformed magnets.

1. 緒 言

ネオジム磁石は永久磁石の中でも高い特性を有しており、その使用量は年々拡大している。とりわけ、電気自動車の駆動用モータや環境にやさしい風力発電機などの用途で、永久磁石の需要が著しく伸びている。また、永久磁石が用いられる装置の高機能化・大規模化に伴い、より高性能な磁石材料が求められている。

永久磁石の性能は、主に残留磁束密度と保磁力で評価される。残留磁束密度は、磁石が空間に発生する磁界の

強さに比例し、磁石粒子の飽和磁化と体積分率、および配向度で決定される。この残留磁束密度については、焼結磁石ではNd₂Fe₁₄Bの飽和磁化が1.61 Tに対して、1.5 T程度の値をもつ永久磁石が製造されており、理論限界値近くまで高められている。さらに残留磁束密度を高めるためには、Nd₂Fe₁₄Bを上回る飽和磁化をもつ有望な磁性材料が必要である。

一方、保磁力の理論限界値は主相粒子の異方性磁場であると考えられているが、現状はその20%程度しか発現していない。そのため、保磁力の機構解明や、向上の

2015年12月24日 受付

* 1 大同特殊鋼(株)技術開発研究所, 工博(Dr. Eng., Corporate Research & Development Center, Daido Steel Co., Ltd.)

* 2 大同特殊鋼(株)技術開発研究所, 理博(Dr. Sci., Corporate Research & Development Center, Daido Steel Co., Ltd.)

* 3 大同特殊鋼(株)特殊鋼ソリューション部 (Specialty Steel Solutions Department, Daido Steel Co., Ltd.)

* 4 物質・材料研究機構 元素戦略磁性材料研究拠点, 工博(Dr. Eng., Elements Strategy Initiative Center for Magnetic Materials, National Institute for Materials Science)

* 5 物質・材料研究機構 元素戦略磁性材料研究拠点, 博士(Ph. D., Elements Strategy Initiative Center for Magnetic Materials, National Institute for Materials Science)

ための指針獲得に向けた理論研究および実験が続けられている。とりわけ、主相粒子を取り囲む Nd-rich 粒界相が重要な役割を担っているとされており、磁石のナノ組織と保磁力について研究が進められている。

最近のネオジム磁石の高性能化や、永久磁石全体の研究動向については文献 1, 2 にまとめられている。特に 2005 年頃から、保磁力を高める効果のある Dy や Tb といった重希土類元素 (HREE: Heavy Rare Earth Element) の使用量を低減する技術の開発が行われ、焼結磁石に対する HREE の粒界拡散法³⁾ や、主相粒径の微細化⁴⁾ が効果的であることが実証されてきた。この背景には、HREE の産地が中国に偏在していることや、HREE がネオジム磁石の残留磁束密度を低下させることなどがある。焼結磁石の製造には、まずジェットミル法で原料合金を 3 μm 径程度に粉碎し、磁場中プレスで配向した圧粉体とする。圧粉体の焼結は液相焼結プロセスで進行し、約 5 μm 径まで成長した $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 主相粒子と Nd-rich 粒界相の二相組織からなるバルク磁石が製造される。ネオジム系焼結磁石では、主相粒径の微細化に伴って保磁力が上昇する傾向がある⁵⁾。この方法は、HREE や他のレアメタルを用いる方法ではないため、大量に生産されるネオジム磁石の高特性化には望ましい。また、ジェットミル法で 1 μm まで微粉化された原料粉末を用いることで、室温で 2 T の保磁力を有する焼結磁石が得られている⁴⁾。これは、電気自動車の駆動用モータでネオジム磁石を用いる場合に要求される 2.5 T の保磁力に迫る値である。しかし、機械的な粉碎法によって主相粒径をさらに微細化することは難しく、現状では別の方法を組み合わせて焼結磁石の保磁力を高める工夫が必要である。

一方、焼結法以外の方法でバルクのネオジム磁石を製造する方法に熱間加工法がある。この方法では、150 μm 程度に粗粉碎したアモルファスの急冷箔帯合金粉末を原料とし、冷間プレスで圧粉成形した後に熱間加工することで、直径 200 ~ 500 nm、厚さ 50 nm 程度の板状の $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 結晶粒子が一方に配向したネオジム磁石を製造することができる^{6), 7)}。熱間加工磁石の主相粒径は焼結磁石に比べて一桁程度小さいが、その保磁力は主相の粒径から期待されるほど高くない。

その原因について、粒界を介した主相粒子間の磁氣的結合が強く働いていることにあると考えられ、共晶合金の拡散による粒界の非磁性化が検討された。H. Sepelri-Amin らは、Nd-Cu、Nd-Al などの共晶合金を熱間加工磁石に粒界拡散させることで、保磁力が大幅に上昇することを見出した⁸⁾。この方法は低温共晶合金拡散法と呼

ばれ、サブミクロンサイズの結晶粒からなるネオジム系磁石に有効である。特に比較的低温かつ短時間の処理で粒界改質の効果が現れるため、粒成長が問題となる系でも粒界改質が可能である^{9), 10)}。

ここで、ネオジム系磁石に対する粒界拡散法は、一般に焼結磁石に対する HREE の粒界拡散を意味する^{3), 5)}。その方法では、HREE 合金粉末を焼結磁石の表面に付着させ、およそ 900 $^{\circ}\text{C}$ で 10 時間程度の拡散処理が行われる。拡散処理時には焼結磁石内部から表面に液相化した Nd-rich 相が染み出し、HREE 合金粉末と Nd-rich 相の希土類原子が置換する。その結果、HREE が磁石内部に粒界を通して拡散する。粒界拡散した HREE は、さらに粒界から主相の内部へ体拡散し、Nd 原子と置換することで異方性磁場の高い $(\text{Nd}, \text{Dy})_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ シェル組織を形成する。そのようなシェル組織の形成により、磁石粒子表面での磁化反転核が発生しにくくなり、磁石全体の保磁力が高められる。

一方、熱間加工磁石への低温共晶合金拡散法は、焼結磁石で用いられている粒界拡散の描像とは異っており、共晶合金の磁石の表面から内部への積極的な浸透が起こる¹¹⁾。その結果、磁石粒子間に比較的厚い Nd-rich 粒界相が形成される。それにより、主相粒子が磁氣的に分離されるために保磁力が上昇する。すなわち、従来の主相粒子内部への体拡散を伴う現象とは異なり、“粒界への浸透”の方が表現としてふさわしいと思われる。そこで、本論文では以降誤解を避けるために、“粒界浸透”と表記する。

また、熱間加工磁石に粒界浸透プロセスを行うことにより、磁石試料の膨張が起こる¹¹⁾。この膨張現象は焼結磁石では報告されておらず、熱間加工磁石において最近見出された現象である。そこで本研究は、熱間加工磁石における浸透処理前後の磁石試料の形状および組織の変化を観察し、膨張現象を理解することを目的として行った。

2. 実験方法

2. 1 供試材

実験には、 $7.0 \times 7.0 \times 5.6 \text{ mm}^3$ に加工した熱間加工磁石を用いた。磁石の容易軸は、5.6 mm の方位に平行である。また、熱間加工磁石の作製には、 $\text{Nd}_{12.9}\text{Fe}_{77.7}\text{Co}_{3.9}\text{B}_{5.54}\text{Ga}_{0.5}$ (at.%) の組成の原料合金粉末を用いた。

2. 2 試験方法

粒界浸透に用いた共晶合金は、超急冷箔帯作製装置

を用いて調整した。共晶合金の組成は、Nd-Cu 二元系では最も低い共晶温度（およそ 500 °C）を有する Nd₇₀Cu₃₀ (at.%) を狙いとした。

作製した急冷箔帯は、50 ~ 200 μm に粗粉碎し、磁石表面に接触させた状態で浸透処理を行った。浸透処理の温度および時間は、650 °C、3 時間とし、10³ Pa 程度の真空中で行った。

2. 3 組織観察

組織観察は、収束イオンビーム (FIB : Focused Ion Beam) システムを備えた SEM (Scanning Electron Microscopy) を用いて行った。組織観察には、SEM の BSE (Back Scattered Electron) モードを用いた。また、組成分析は SEM チャンバー内に設置されている EDS (Energy Dispersive x-ray Spectroscopy) 検出器を用いて行った。

試料の観察表面は、はじめに大気中で機械研磨を行い、SEM チャンバー内に導入した後 FIB を用いて観察表面を精研磨することで、磁石内部の機械研磨や酸化の影響などを受けていない領域を削り出し、組織観察を行った。

2. 4 磁気測定

室温における磁石試料全体の磁気測定は、7 T のパルス磁場着磁を行った後、閉磁路型 BH トレーサーを用いて行った。磁石試料から取り出した小磁石片の磁気測定および保磁力の温度変化の評価は、SQUID-VSM (Superconducting QUantum Interference Device - Vibrating Sample Magnetometer) で行った。

3. 実験結果

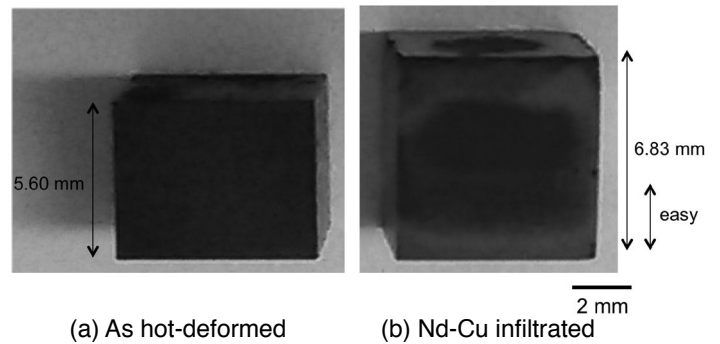
3. 1 大量の共晶合金を浸透させた場合

Fig. 1 は、熱間加工磁石試料への Nd₇₀Cu₃₀ 共晶合金の浸透処理前後の外観写真である。直方体状の磁石試料の表面を大量の Nd-Cu 合金で覆い、650 °C で 3 時間の浸透処理を行ったところ、磁石の容易軸方向にのみ膨張していることが分かった。容易軸方向の長さは、5.60 mm から 6.83 mm まで膨張しており、その膨張率は 22.0 % に及ぶ。一方、容易軸に対して垂直方向では、ほとんど膨張が起らなかった。

試料重量については、2.090 g から 2.516 g への 20.4 % の増加がみられた。試料全体の密度については、浸透処理前は 7.59 g/cc であったのに対し、浸透処理によって 7.47 g/cc に低下している。微細組織観察の結果、磁石内

部にはマクロなクラックのような組織は観測されなかった。すなわち、浸透処理に伴う熱間加工磁石の密度の低下は、共晶合金の密度が低いことに由来すると思われる。

Fig. 2 は、Nd-Cu を大量に浸透処理した前後の磁化曲線の比較である。拡散前の残留磁束密度および保磁力は、 $M_r = 1.42$ T, $H_c = 1.425$ T であった。一方、大量の Nd-Cu の浸透処理によって、それほど角型性に変化は起こらず、磁気特性値は $M_r = 1.11$ T, $H_c = 2.207$ T にそれぞれ変化した。すなわち、大量の Nd-Cu を浸透処理することによって、磁石全体の残留磁束密度はおよそ 0.3 T 低下するが、保磁力は 0.8 T 程度高められることが分かった。



	As hot-deformed	Nd ₇₀ Cu ₃₀ infiltrated
Dimensions (mm ³)	5.60 x 7.01 x 7.01	6.83 x 7.023 x 7.023
Weight (g)	2.0899	2.5159
Density (g/cc)	7.588	7.465

Fig. 1. Photographs of hot-deformed Nd-Fe-B magnet. (a) As hot-deformed and (b) large amount of Nd-Cu infiltrated sample.

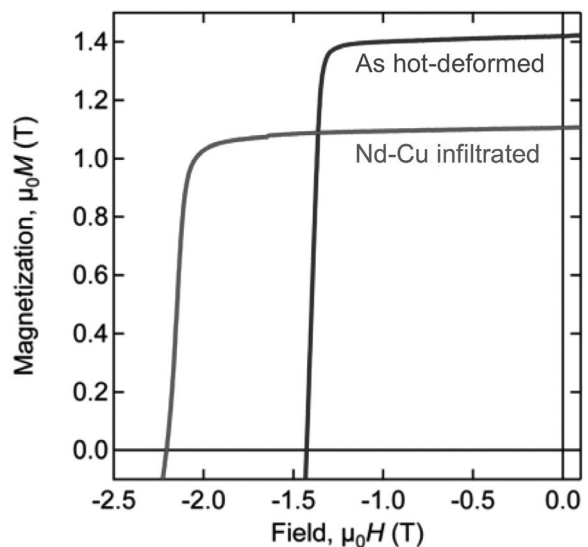


Fig. 2. Demagnetization curves for as hot-deformed and Nd-Cu infiltration processed Nd-Fe-B magnet.

Fig. 3は、大量のNd-Cu拡散前後の微細組織の比較である。磁石の容易軸は図の上下方向である。いずれも試料の中心部付近から取得した典型的な微細組織のSEM像であり、グレーの領域がNd₂Fe₁₄B主相粒子、明るいコントラストで見える領域はNd-Cu共晶合金およびNd-rich相である。拡散処理前の熱間加工まま材では、白く見えるNd-rich粒界相が不連続であり、各主相粒子の輪郭は不明瞭である。したがって、主相粒子同士が直接接触しており、磁氣的結合が強く働いているものと推測される。一方Nd-Cu共晶合金を浸透処理した後では、明らかに粒界相の体積分率が増加しており、ほとんどの磁石粒子の輪郭を確認することができる。すなわち、非磁性の粒界相が主相粒子間によく浸透し、磁石粒子同士が充分に分離された微細組織が形成されている。また、浸透処理時間が3時間と比較的短いにもかかわらず、7.0 × 7.0 × 5.6 mm³の磁石内部まで共晶合金が浸透しており、磁石試料全体で保磁力が上昇していることが分かった。

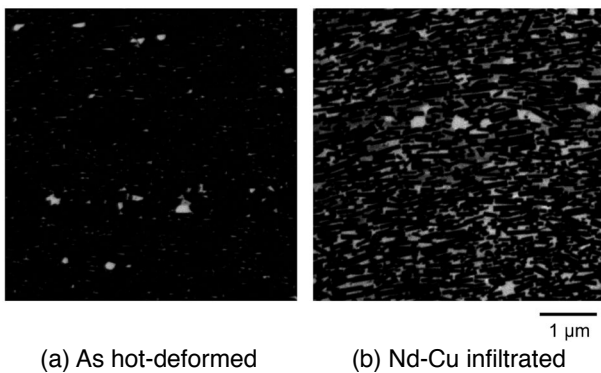


Fig. 3. SEM-BSE images for (a) as hot-deformed and (b) Nd-Cu infiltrated Nd-Fe-B magnet. Both images were taken at center of each specimen.

なお残留磁束密度に関しては、磁石体積の膨張量から単に主相の体積分率が非磁性体で希釈されたと考えると、18%程度低下すると見積られるが、実際は22%低下している。これは、磁石粒子の配向度が低下しているためと推測される。このことはFig. 3のSEM像からも見てとれる。

3. 2 c面側からNd-Cuを浸透させた場合

この節では、直方体型の磁石試料のc面側からNd-Cu共晶合金を浸透させた場合について述べる。Fig. 4は、浸透プロセスの各段階で撮影した試料の写真である。(a)は浸透処理前の初期の状態である。試料の寸法は、3.1節で示したものと同じく、7.0 × 7.0 × 5.6 mm³である。Nd-Cu粉末を磁石のc面側に付着させた状態が(b)である。この実験では、57.0 mgのNd-Cu合金を試料の片面のみに付着させた。この状態を保ったまま真空中、650℃で浸透処理を行った直後の磁石の状態が(c)である。磁石表面に若干の酸化物が残り、拡散処理を行った面の近傍で黒色に変色していることが分かる。この酸化物を研磨で取り除いた後の重量は、処理前に比べて50.5 mg増加していた。すなわち、付着させた共晶合金の80%以上が試料内部に浸透していることが分かった。

また、磁石のab面側(側面側)に見られる黒色の部分は、研磨しても簡単には取り除くことができなかった。すなわち、浸透処理時にc面側から融けたNd-Cu合金が垂れて付着したのではなく、一旦c面側から浸透したNd-Cu液相が内部から浸み出し、酸化物などを形成したものと推測される。

この試料の全体の減磁曲線がFig. 5(a)である。保磁力は1.8 Tまで上昇しているが、明らかに角型性が劣化している。この原因は、磁石の拡散処理を行ったc面側

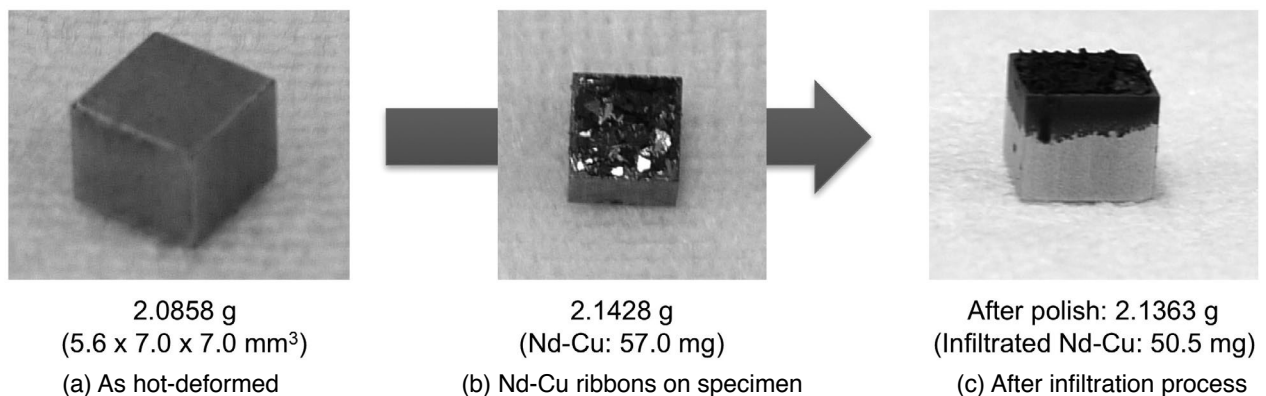


Fig. 4. Photographs of hot-deformed Nd-Fe-B magnet. (a) As hot-deformed, (b) crushed Nd-Cu ribbons on c-plane of the specimen and (c) after Nd-Cu infiltration processed.

からの保磁力分布にあると推測される。そこで、拡散処理表面から深さ方向で磁石の薄片を取り出し、保磁力の値を測定した。Fig. 5(b)は、深さ方向の保磁力分布である。拡散処理を行った磁石表面では1.72 T程度まで保磁力が高まっているが、深さ方向で保磁力が徐々に低下し、Nd-Cuが到達していない面ではおよそ1.27 Tであった。なお、この実験ではSQUID-VSMを用いて磁気測定を行っており、磁石の薄片を切り出す作業と、磁気測定時の温度(27℃)によって若干保磁力が小さく評価される傾向にある。したがって、それらを勘案すればBHトレーサーで評価した磁化曲線と矛盾はなく、少なくとも保磁力の相対値としては十分な情報を与えている。

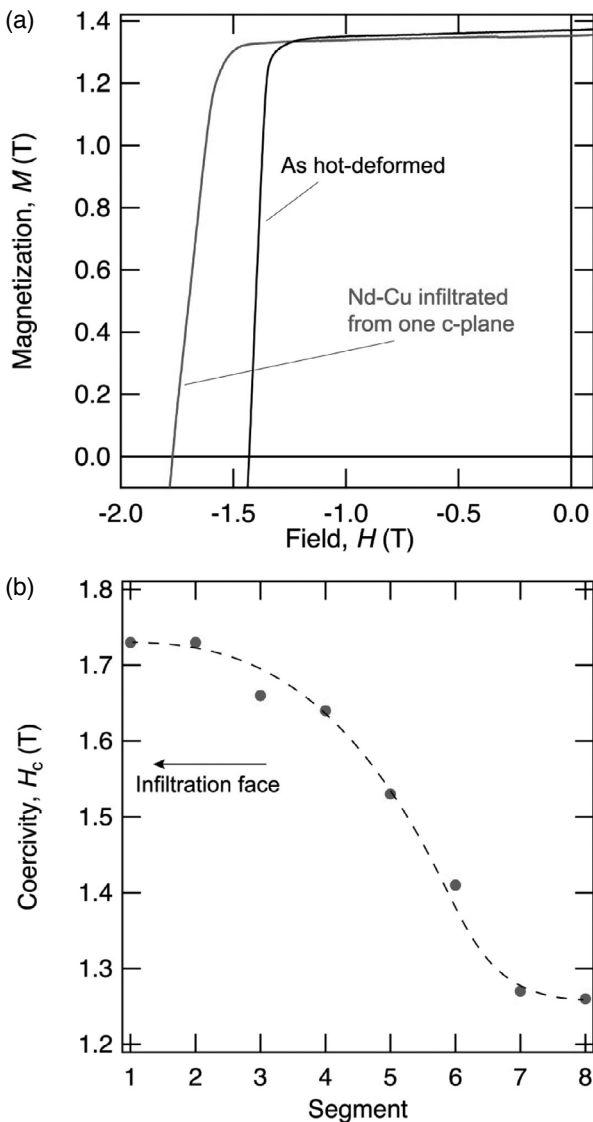


Fig. 5. (a) Demagnetization curves for as hot-deformed and Nd-Cu infiltrated from one c-plane. (b) Coercivity of each segments sliced from infiltration face.

Fig. 6は、c面側からNd-Cuを浸透させた場合の表面から深さ方向への組織観察の結果である。浸透処理表面では、主相粒子間にNd-Cuが浸透しており、完全ではないが各粒子を判別することができる。浸透処理表面から3.0 mmの深さでもまだNd-Cu相が浸透していることが分かるが、3.0 mm以上の深さでは各粒子の輪郭はほぼ判らない。浸透処理表面から4.5 mmの場所では浸透処理前の状態とほぼ同様の微細組織であり、Nd-Cuの浸透は650℃、3時間の処理で、表面から3 mm程度であることが分かった。

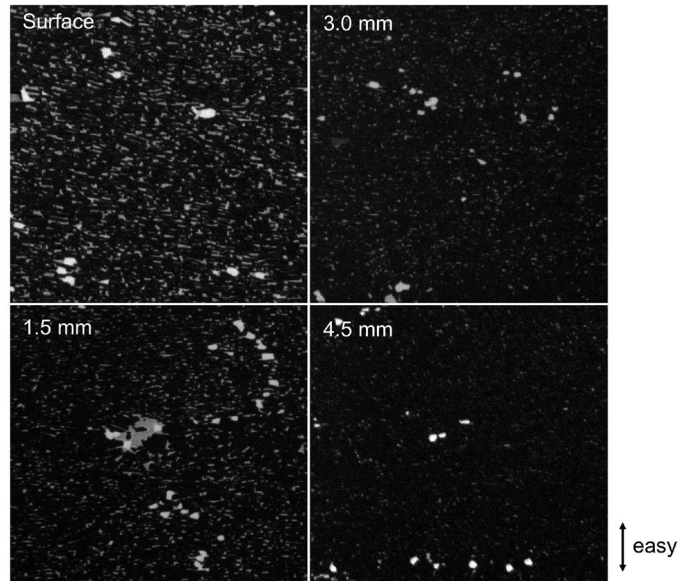


Fig. 6. SEM-BSE images for Nd-Cu infiltrated specimen from infiltration processed face to depth direction. The Nd-Cu was infiltrated from one c-plane of hot-deformed magnet.

3. 3 ab面側から浸透させた場合

この節では、熱間加工磁石試料のc面に垂直方向のab面側からNd-Cuを浸透させた時の結果について述べる。

Fig. 7は、ab面側からNd-Cuを浸透させた後の試料の外観写真である。試料の容易軸(c軸)は図の上下方向である。浸透処理を行った試料では特に端部が膨張し、c面側が湾曲していることが分かる。これはab面側からNd-Cuを浸透させた時、まず浸透処理表面近傍でNd-Cuが磁石粒子のc面に浸透し、粒界の幅が広がる。その結果、試料端部での磁石の膨張が起こる。一方、この膨張については徐々に内部に伝播してゆくが、浸透処理表面近傍で膨張は継続して進行する。その結果、直方体試料のc面側において端部のみが膨張し、湾曲した異形状になってしまうと思われる。

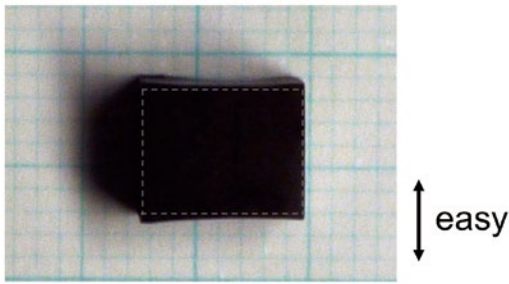


Fig. 7. Side view photograph of Nd-Cu infiltrated hot-deformed magnet from ab-plane. Initial sample shape is also depicted by dashed line.

このマクロな磁石の異形変形は、残留磁束密度の大きな低下を引き起こすが、膨張を拘束する治具を用いて磁石試料を挟んだ状態で浸透処理を行うことで抑制することができ、残留磁束密度を高く保つことができる¹²⁾。

4. 熱間加工磁石への共晶合金の浸透メカニズム

これまで熱間加工磁石に対して共晶合金の浸透を行うと、比較的短時間でマクロな膨張を伴う現象が起こることを示してきた。この機構に関しては、サブミクロンサイズの板状結晶粒子が一方方向に重なった微細組織を有しているためであるという説が有力である。熱間加工直後の磁石内部の微細組織は、Nd-rich 粒界相の量が各磁石粒子を磁気的に分離するには不十分であり、加工時の圧縮軸方向に磁石粒子が物理的に直接接触し、積み重なった状態である。すなわち、磁石粒子の表面エネルギーが高い状態であると推測される。そこに Nd-Cu な

どの共晶合金の液相が接触すると、板状の主相粒子の c 面に強い毛管圧力が働き、それが駆動力となって浸透が高速で進行すると思われる。一方、主相粒子の ab 面間は接触している面が小さいため、十分な毛管圧力が働かず、ab 軸方向への膨張はほとんど起こらないと考えられる。

Fig. 8 は Nd₇₀Cu₃₀ および Pr₇₀Cu₃₀ 共晶合金を ab 面側から浸透させた場合の、試料断面の EDS による組成分析結果である。試料の容易軸方向は、図の上下方向である。Cu の分布について着目すると、どちらの場合にも c 面に平行に Cu-rich のバンドが形成されていることがわかる。そのバンド部分では Fe が少なく、Nd-Cu を浸透させた場合には Nd に富んでおり、Pr-Cu の場合では Pr-rich である。したがってこの Cu-rich バンドは共晶合金の浸透処理によって形成されたことが分かる。

また、Nd-Cu を浸透させた場合には試料の c 面端部に集中しているが、Pr-Cu を浸透させた場合には磁石内部全体に、Cu-rich バンドが形成されていることがわかる。この希土類種による Cu-rich バンドの違いについては、Pr₇₀Cu₃₀ は Nd₇₀Cu₃₀ に比べて 50 °C 程度共晶温度が低く、液化した共晶合金の粘性などが関係し、磁石内部に浸透しやすい傾向があるためと推測される。

この Pr₇₀Cu₃₀ を浸透させた場合に形成された共晶合金のバンドの一部を拡大し、EDS による組成分析を行った結果が Fig. 9 である。まず共晶合金のバンドの幅は、およそ 1 μm であった。熱間加工直後の磁石には、このバンドに対応するような割れ目は存在せず、低温共晶合金の浸透によって形成されたものである。バンド部分の組成は、およそ Nd₂₀Pr₂₅Cu₄₀Fe₁₀Ga₅ at.% と見積られる

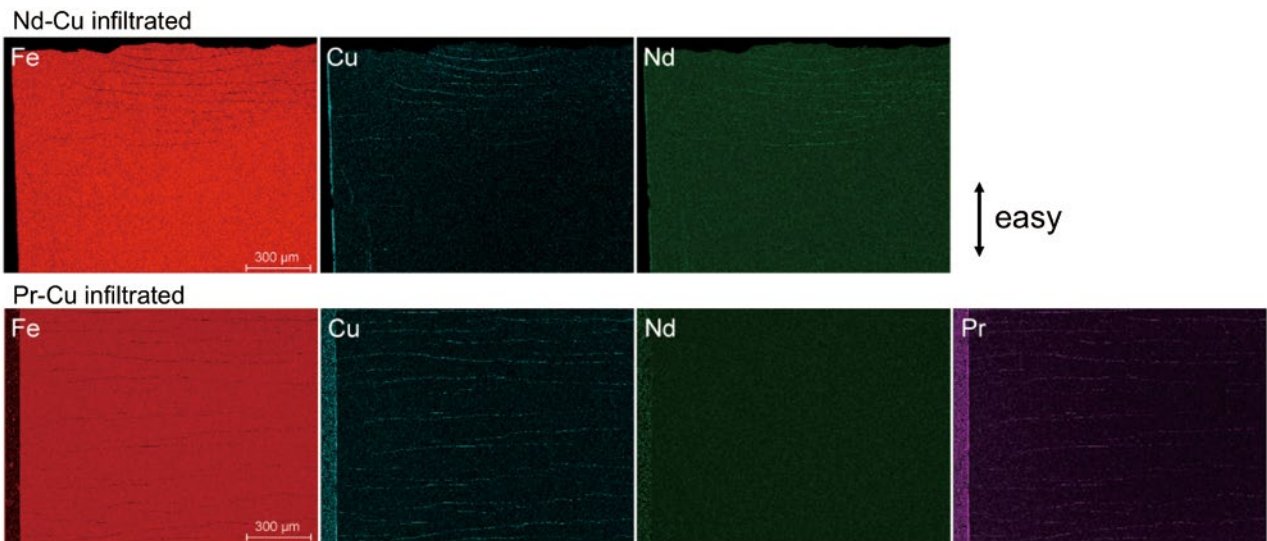


Fig. 8 EDS mapping results of cross-section of Nd-Cu (upper row) and Pr-Cu (under row) infiltrated hot-deformed magnet.

た、すなわち、希土類と銅に富んだ組成である。興味深い点は、浸透に用いた共晶合金は $\text{Pr}_{70}\text{Cu}_{30}$ であるにもかかわらず、総希土類量の約半分が Nd となっていることである。Pr を熱間加工磁石に浸透させた場合、保磁力の温度依存性に影響が現れる¹¹⁾。この理由は、主相表面に Pr-rich シェル構造が形成されたためと説明できる。この時、Pr が $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 結晶内の Nd と置換し、Nd が粒界に掃き出されたとすれば、バンド中の Nd 濃度が相対的に高まることが説明できる。

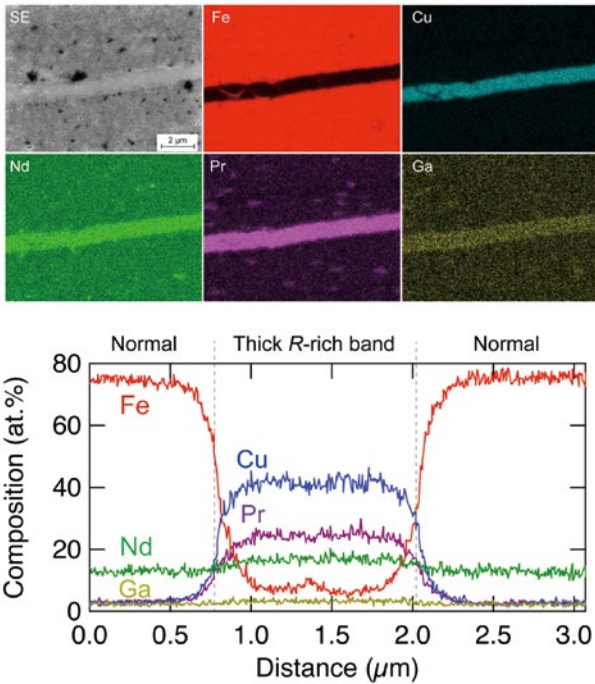


Fig. 9. Elemental mapping and the line profile of a cross-section of a Cu-rich band in Pr-Cu infiltration processed hot-deformed magnet.

5. 結論と今後の課題

$7.0 \times 7.0 \times 5.6 \text{ mm}^3$ の寸法を有するバルクの熱間加工ネオジム磁石に対し、 $\text{Nd}_{70}\text{Cu}_{30}$ 共晶合金の浸透処理の効果について詳細に検討した結果、以下の知見が得られた。

- 1) 大量に $\text{Nd}_{70}\text{Cu}_{30}$ 共晶合金を浸透させることで、磁石試料の容易軸方向に、22%もの膨張が観測された。試料全体にわたって Nd-Cu が大量に浸透していることが確認されたが、容易軸方向に対して垂直方向の寸法にはほとんど変化が見られなかった。また、浸透処理後の磁石の形状は直方体を保ったままだった。
- 2) 粒界改質材として Nd-Cu を用いた時、熱間加工磁石の保磁力が 1.4 T から 2.2 T まで上昇することを確認した。
- 3) 磁石試料の c 面側から共晶合金を浸透させたところ、Nd-Cu の体積比率が浸透処理表面から連続的に変化した組織が形成された。また、650 °C で 3 時間程度の処理でも、熱間加工磁石の c 面から、深さ 3 mm 程度までは Nd-Cu が到達していることが分かった。
- 4) 一方、磁石試料の ab 面側から共晶合金を浸透させた場合、試料の浸透処理表面近傍でのみ膨張が起き、c 面側で凹んだ異形形状になることが分かった。これは、熱間加工磁石が、製造時の圧縮方向に対して異方的な微細組織を有していることから説明できる。また、この磁石の変形はマクロな配向度の低下を招くため好ましくないが、膨張拘束拡散法を用いることで異形変形を抑制することができ、残留磁束密度を高く保つことができる。
- 5) 希土類と銅からなる共晶合金の拡散により、熱間加工磁石内部に幅 1 μm 程度の Cu-rich バンドが形成されることが明らかとなった。

現在のところ、熱間加工磁石の主相の平均的な結晶配向度の評価には至っていない。特に、Nd-Cu 共晶合金の浸透に伴い、内部の組織に乱れを生じていることが考えられる。この程度を定量評価するために、放射光を用いた解析などにより、磁石試料の主相配向度と残留磁束密度の関係を明らかにすることが今後の課題である。また、バルクの磁石試料に対して浸透処理を行うと、焼結磁石に対する拡散処理と同様に、磁石内部での保磁力や残留磁束密度に分布を生じる。この分布の評価と、合理的な制御法の確立も重要であると考えている。

最後に、熱間加工法で作製されたバルクのネオジム磁石は、焼結法で作製されたものに比べ遜色がない磁気特性を有する。また、熱間加工磁石に対する共晶合金の浸透処理による磁石の膨張は、焼結磁石では観測されていない現象であり、粒界組織やナノ構造を比較的自在に設計し、実現できるものと期待される。すなわち、従来から理想的な微細組織として考えられてきた、完全に磁石粒子を非磁性合金で分離した構造を作り上げることも可能であろうと思われる。今後さらにこの現象を突き詰め、応用だけではなく理論の観点からも魅力的な、バルクの永久磁石の創製を目指して行きたい。

謝辞

本研究の一部は、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）の支援を受けて行われた。

(文 献)

- 1) 宝野和博: まてりあ, **54**(2015), 351.
- 2) S. Hirosawa : J. Magn. Soc. Japan, **39**(2015), 85.
- 3) H. Nakamura, K. Hirota, M. Shima, T. Minowa and M. Honshima : IEEE Trans. Magn., **41**(2005), 3844.
- 4) 宇根康裕, 佐川真人: 日本金属学会誌, **76**(2012), 12.
- 5) 佐川真人監修: ネオジム磁石のすべて -レアアースで地球を守ろう-, アグネ技術センター(2011).
- 6) R. W. Lee, Appl. Phys. Lett., **46**(1985), 790.
- 7) 塩井亮介, 宮脇寛, 森田敏之: 電気製鋼, **82**(2011), 31.
- 8) H. Sepehri-Amin, T. Ohkubo, S. Nagashima, M. Yano, T. Shoji, A. Kato, T. Schrefl and K. Hono : Acta Mater., **61**(2013), 6622.
- 9) H. Sepehri-Amin, T. Ohkubo, T. Nishiuchi, S. Hirosawa and K. Hono : Scr. Mater., **63**(2010), 1124.
- 10) 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.
- 11) T. Akiya, J. Liu, H. Sepehri-Amin, T. Ohkubo, K. Hioki, A. Hattori and K. Hono : J. Appl. Phys., **115**(2014), 17A766.
- 12) T. Akiya, J. Liu, H. Sepehri-Amin, T. Ohkubo, K. Hioki, A. Hattori and K. Hono : Scr. Mater., **81**(2014), 48.



秋屋貴博



日置敬子



服部 篤



大久保忠勝



宝野和博