

FeCo 膜への V, C 添加による bct 構造安定化と一軸結晶磁気異方性

坂本真人 (院生), 熊谷洸平 (院生), 高橋海里 (院生), 石尾俊二, 長谷川崇
(秋田大理工)

Stabilization of bct structure and uniaxial magnetocrystalline anisotropy of FeCoVC films

M. Sakamoto, K. Kumagai, K. Takahashi, S. Ishio, T. Hasegawa
(Akita Univ.)

はじめに

資源問題の観点から、レアアースを含まない高結晶磁気異方性 (K_u)、高飽和磁化 (M_s)、高キュリー温度 (T_c) を有する次世代の新規永久磁石材料の開発が求められている。FeCo 合金は、遷移金属の中で最大の M_s と高 T_c を有する材料であるが、立方晶であるために一軸磁気異方性をもたない軟磁性材料として知られている。正方晶歪を有する $Fe_{1-x}Co_x$ は、高い K_u と高い M_s をあわせもつ可能性があることが T. Bukert¹⁾, Y. Kota²⁾ により報告されている。また実験的には、Ir や Rh パツファー層と FeCo 層との間の格子ミスフィットによる歪の導入、あるいは第三元素添加による歪の導入により、垂直磁気異方性が発現するとの報告がある³⁻⁵⁾。しかしながら、例えば数 100 nm 程度の厚膜領域における十分な歪の導入、またそれに伴う高 K_u の獲得には至っていない。そこで本研究では、FeCoVC 合金薄膜の膜厚に対する結晶構造と K_u の変化を調べた。

実験方法

試料の成膜には超真空多元同時スパッタリング装置 (到達真空度 $< 5 \times 10^{-7}$ Pa) を用いた。まず、MgO(001) 単結晶基板上に FeCoVC を配向させるために、基板温度を 200°C に保持して成膜を行った。次いで、酸化防止のためにキャップ層として SiO_2 を室温で成膜した。構造評価には X 線回折装置 (XRD)、磁気特性評価には振動試料型磁力計 (VSM) を用いた。

実験結果

Fig.1 に MgO 基板上に異なる膜厚で成膜した FeCoVC 薄膜の Out of plane XRD パターンを示す。MgO 基板からのピークと FeCo(002) ピークのみが観測されることから、FeCo 以外の化合物の生成はなく、(001) 面が膜面に対して垂直方向に配向した試料が得られていることが分かる。FeCo(002) ピークが膜厚の増加に伴い、低角側にシフトしていることから、 c 軸が伸びた結晶構造を有することが分かる。Fig.2 は、XRD の結果から求めた格子定数 c, a およびその軸比 c/a をプロットしたものである。Rh 下地層上の FeCoVC では、膜厚の増加に伴い格子緩和が生じ c/a が減少している。一方、MgO 基板上に直接成膜した FeCoVC では、膜厚の増加に伴い c/a が増加し、膜厚 100nm においても $c/a \approx 1.08$ が発現している。これらのことから、FeCoVC は自発的に正方晶歪を有すると考えられる。

参考文献

- 1) T. Burkert *et al.*, *Phys. Rev. Lett.*, 93, 027203 (2004).
- 2) Y. Kota and A. Sakuma, *Appl. Phys. Express*, 5, 113002 (2012).
- 3) F. Yildiz *et al.*, *Phys. Rev., B*, 80, 064415 (2009)
- 4) H. Oomiya *et al.*, *J. Phys. D: Appl. Phys.*, 48, 475003 (2015).
- 5) 石尾俊二他, まぐね, Vol. 12, No. 1, PP. 21-25 (2017)

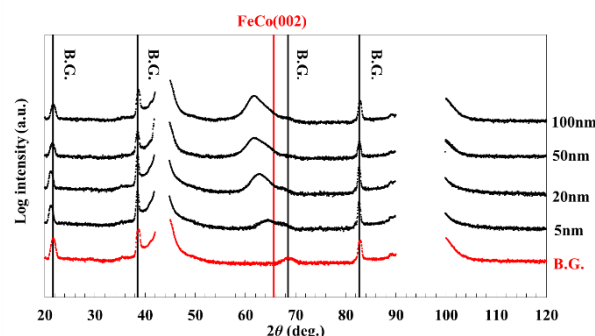


Fig.1 Out of plane XRD spectra of MgO/FeCoVC/SiO₂ films as a function of film thickness.

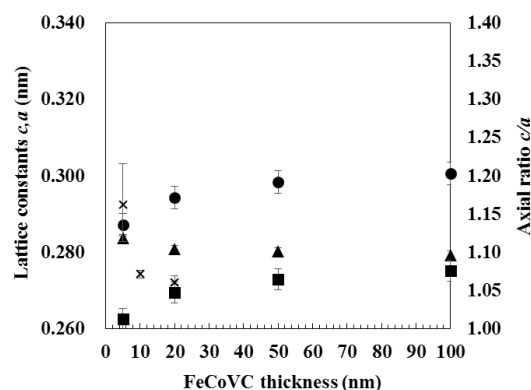


Fig.2 Film thickness dependences of lattice constants c (●), a (▲) and axial ratios c/a (MgO/Rh/FeCoVC/SiO₂ ■, MgO/FeCoVC/SiO₂ ×).

一軸結晶磁気異方性を有する bct FeCo 薄膜のナノドット化による磁気特性の変化

長谷川崇, 熊谷洸平 (院生), 坂本真人 (院生), 中村靖子 (院生), 石尾俊二 (秋田大理工)

Magnetic properties of bct FeCo nanodots with uniaxial magnetocrystalline anisotropy
T. Hasegawa, K. Kumagai, M. Sakamoto, Y. Nakamura, S. Ishio (Akita Univ.)

はじめに

永久磁石や磁気記録媒体の機能向上のためには、高い結晶磁気異方性定数 (K_u)、高い飽和磁化 (M_s)、高い保磁力 (H_c) を兼ね備えた材料が必須である。筆者らのグループではこれまでに、FeCo 薄膜に対して軸比 c/a が 1.15 ~ 1.25 の正方晶歪 (Fig.1(a)参照) を導入すると、 10^7 erg/cm³ オーダーの高 K_u が得られることを報告している[1]。しかし薄膜状態では、バルク体とは異なり膜面垂直方向の反磁場が極めて大きいため、たとえ高 K_u が得られても、高 H_c が得られにくい。そこで本研究では、正方晶歪を導入した FeCo 薄膜を、ドット直径が数十 nm の円形ドットパターン状に微細加工し、 H_c をはじめとする磁気特性を調べた。

実験方法

超高真空多元同時マグネトロンスパッタリング装置 (到達真空度 $\sim 10^{-7}$ Pa) を用いて、MgO (100)単結晶基板上に、Rh 下地層 (膜厚 20 nm) と Fe₄₅Co₄₅Al₁₀ (膜厚 $1.0 < t < 20$ nm) を、それぞれ基板加熱温度が 300、200 で成膜した。Al は K_u 増大のために添加した[2]。微細加工には電子線描画装置 (EB) を用い、ネガ型レジスト (TEBN-1) をマスクとして、Ar イオンミリングを行った。

実験結果

Fig.1(b)は、MgO sub./Rh(20 nm)/FeCoAl(20 nm)連続薄膜の垂直()磁化曲線と消磁状態の MFM 像である。図には示していないが、軸比は $c/a = 1.01$ 、規則度は 0.1-0.2 程度、 $M_s = 1.95$ Wb·m⁻² (1550 emu/cm³)、 $K_u = 6.8 \times 10^5$ J m⁻³であった。この K_u 値から見積もられる $\mu_0 H_k$ は約 0.88 T となる。しかし薄膜状態では、反磁場 $\mu_0 H_d$ は 1.95 T と見積もられ、方向の磁化曲線は図のように磁化困難軸となっている。Fig.1(c)は、上述の薄膜を、EB リソグラフィ技術でナノドット化した試料 (ドット直径 $D = 50$ nm) の磁化曲線と消磁状態の MFM 像である。磁化曲線は常磁性成分を補正してある。微細化により、反磁場は約 41%減少して 1.15 T と見積もられ、磁化曲線には図のように磁化容易軸の成分が出現している。保磁力 $\mu_0 H_c$ は 0.60 T であり、 $\mu_0 H_k$ の値の約 68%に達している。

[1] H. Oomiya *et al.*, J. Phys. D: Appl. Phys., 48 (2015) 475003. [2] S. Yoshida *et al.*, 8th Joint European Magnetic Symposia, p. 757, Glasgow, UK (2016). This work was supported by the Japan Society for the Promotion of Science KAKENHI through its Grant-in-Aid for Young Scientists (A) (JP15H05518).

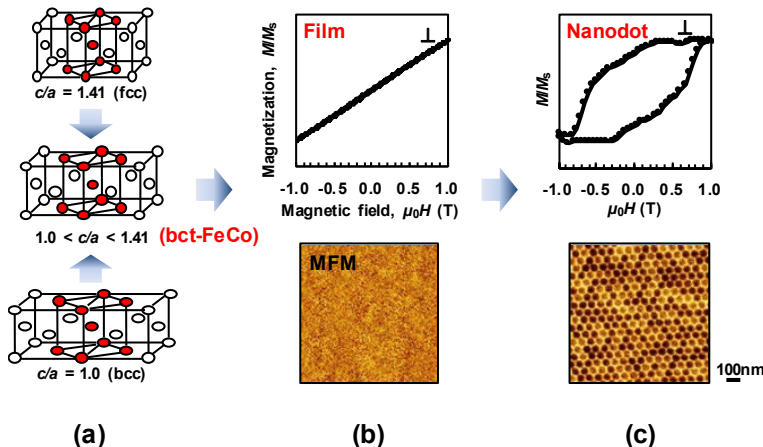


Fig. 1. (a) Schematic image of bct structure. Magnetic properties of (b) bct Fe₄₅Co₄₅Al₁₀ film ($t = 20$ nm) and (c) nanodots with $D = 50$ nm. (Samples were demagnetized before MFM measurements.)

SmCo₅ ナノコンポジット多層膜の高エネルギー積化

古我城 航, 田中 純太, 大橋 健*, 中川 茂樹

(*信越化学工業, 東京工業大学)

Improvement of maximum energy product of SmCo₅ multilayer for permanent magnet films

W.Koganoki, J.Tanaka, K.Ohashi*, S.Nakagawa

(*Shin-Etsu Chemical Co., Ltd., Tokyo Institute of Technology)

はじめに

最大エネルギー積が高くかつ耐熱性の高い永久磁石薄膜は、様々な環境下で使用が想定されるマイクロアクチュエーターやマイクロセンサー等の用途に需要がある。現在最も高い最大エネルギー積を持つ Nd₂Fe₁₄B は、キュリー点が 315°C ほど低く耐熱性に難があるため、本研究では SmCo₅ を用いた永久磁石薄膜の作製を行った。更なる高飽和磁化を達成するため、SmCo₅ の配向制御も期待し、下地層に FeCoB, Fe を採用した。今回基板温度を 450°C で成膜することで SmCo の結晶性向上と層間拡散防止を両立し、さらに FeCoB を Fe に変更することで最大エネルギー積が向上したことを報告する。

実験方法

試料は対向ターゲット式スパッタ法により熱酸化 Si 基板上に成膜した .Si/SiO₂/W(40nm)/[FeCoB(5nm)/SmCo₅(10nm)]₃/Ta 多層構造を基板温度 400-500°C で成膜した。500°C の試料では下地層の W を積層していない。また、FeCoB 層を Fe に変更した Si/SiO₂/W(40nm)/[Fe(5nm)/SmCo₅(10nm)]₃/W を基板温度 450°C で成膜した。作製した試料は、結晶構造を X 線回折法(XRD), 磁気特性を振動試料型磁力計(VSM), 深さ方向元素分布をオージェ電子分光法(AES)により評価した。

実験結果

Fig.1 に作製した試料の XRD の結果を示す。FeCoB を用いた試料では、XRD の結果から 400°C 成膜で SmCo(110) の結晶性が低下し、AES の結果から 500°C 成膜の場合に SmCo と FeCoB 層の相互拡散が確認された。そこで、中間の 450°C 成膜したところ、SmCo の結晶性の向上と積層構造の形成を両立することができた。

Fig. 2 に基板温度 450°C で作製した試料の磁化特性を示す。*J-H* 曲線は単一ループとなっていることから、SmCo 層と FeCoB 層で層間交換結合していることが確認でき、 $(BH)_{max}$ は 85 kJ/m³ となった。

次に、飽和磁化向上のために、FeCoB を Fe に変更した試料を作製した。Fe に変更した試料の XRD の結果から SmCo(110) の結晶性が低下しているが、磁気曲線から飽和磁化、保磁力が共に向上することが確認された。これは SmCo が XRD では回折ピークが明瞭でない程度の微結晶となっているためだと考えられる。 $(BH)_{max}$ は 181 kJ/m³ となり、FeCoB を用いた試料の 2 倍以上の値となった。

参考文献

- 1) J. M. D. Coey, IEEE Trans. Magn. **47**, 12 (2011)
- 2) 田中純太, 第 40 回日本磁気学会学術講演会, 08pC-10 (2016)

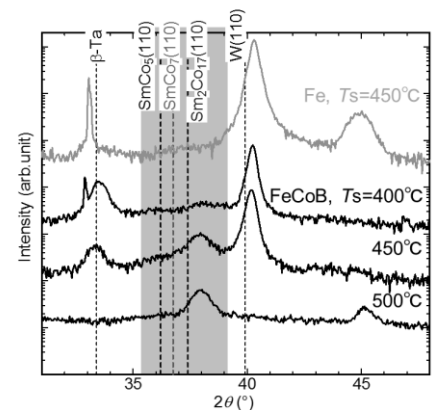


Fig.1 XRD pattern of [FeCoB, Fe/SmCo₅]₃ multilayers

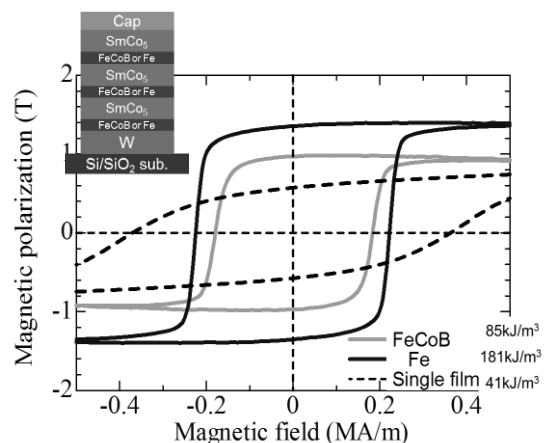


Fig.2 *J-H* loop of [FeCoB, Fe/SmCo₅]₃ multilayers prepared at $T_s = 450^\circ\text{C}$

Estimation of Interlayer Exchange Coupling Constant in Nd₂Fe₁₄B/ Ni₈₀Fe₂₀ Thin Film: A TRMOKE Study

Ruma Mandal^{1,2}, Yukiko K. Takahashi^{1,2}, Kunie Ishioka², Toshiyuki Shima³, Daisuke Ogawa^{1,2},
Takeshi. Kato⁴, Satoshi Hirosawa^{1,2} and Kazuhiro Hono^{1,2}

¹Elements Strategy Initiative Center for Magnetic Materials (ESICMM)

²National Institute for Materials Science, 1-2-1 Sengen, Tsukuba, 305-0047, Japan

³Tohoku Gakuin University, 1-13-1, Chuo, Tagajo, 986-8537, Japan

⁴Nagoya Univ. Furo-cho, Chikusa-ku, Nagoya, 464-8603, Japan

Enhancement of coercivity in Nd-Fe-B magnet without using heavy rare-earth element is one of the most important topics in the permanent magnet community. Recent study on microstructure analysis of hot-deformed Nd-Fe-B magnets revealed that one possible way to achieve high coercivity is to isolate each Nd₂Fe₁₄B grains magnetically by forming non-ferromagnetic (NF) intergranular phase. Grain boundary diffusion process (GBD) using Nd-rich eutectic alloy [1, 2] in sintered and hot-deformed Nd-Fe-B magnets is one solution to form the NF intergranular phase. However, no experimental method to evaluate exchange coupling between Nd₂Fe₁₄B grains is established. In order to estimate the exchange coupling constant (J_{ex}), here we chose a model sample of Nd-Fe-B/Mo (t)/Ni-Fe magnetic multilayer thin film structure.

The stacking structure of Mo (20 nm)/Nd₂Fe₁₄B (16 nm)/Mo (t nm)/Ni₈₀Fe₂₀ (5 nm)/Mo (20 nm)/SiN (65 nm) were deposited on MgO [001] single-crystalline substrate by magnetron sputtering with a base pressure of 4×10^{-7} Pa. The thickness (t) of the Mo layer was varied from 0 to 3 nm. The magnetization curve (Fig.1 (c) and (d)) shows that for Mo ($t > 0$ nm) the coercivity increases and remanence decreases. To evaluate J_{ex} at the interface between the Nd-Fe-B and Ni-Fe layers, resonance frequency (f_r) was measured using time-resolved MOKE microscope. An external static bias magnetic field ($\mu_0 H_b$) upto 2 T was applied at an angle of $\theta_H = 50^\circ$. The f_r of a single layer Nd-Fe-B thin film is studied first. Then we studied the magnetization dynamics of coupled multilayer film structure. The f_r of Nd-Fe-B/Ni-Fe resembles with the value of f_r of a single layer Ni-Fe thin film with addition of a strong anisotropic field originated from the Nd-Fe-B thin film. A model calculation [3] of f_r vs. H_b is done using a macro-spin approximation for this bi-layer model (Fig.1 (a), (b)). The total magnetic energy of the system is assumed as a summation of Zeeman, magneto-crystalline anisotropy, magneto-static energy in each layer and the interlayer exchange-coupling energy. Fig.1 (e) shows the fitting of calculated and measured resonance frequencies at different bias magnetic fields. The calculated resonance frequency curve shows that the exchange-coupling constant (J_{ex}) of Nd-Fe-B (16 nm)/Ni-Fe (5 nm) is 4×10^{-3} J/m². But insertion of a very thin ($t = 1\sim 3$ nm) Mo layer can totally decouple the exchange-coupled system.

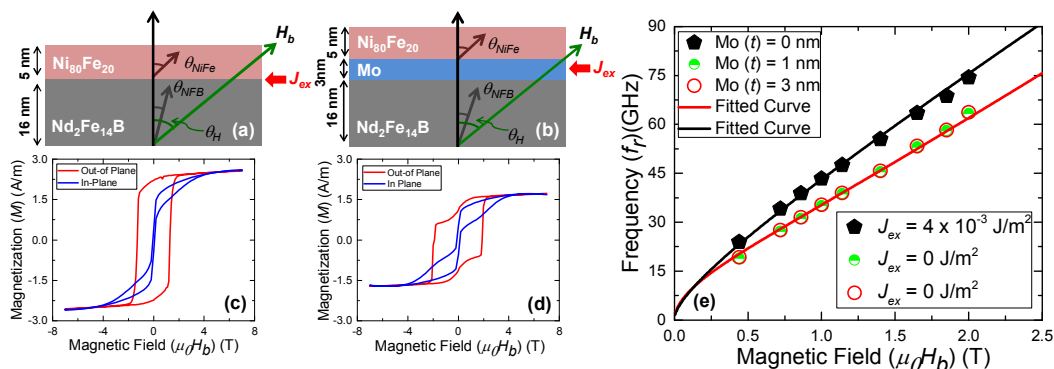


Figure 1: Schematic diagram of Nd-Fe-B/Ni-Fe bilayer coupled system and their corresponding magnetization curve Mo ($t = 0$ nm) (a), (c) and Mo ($t = 3$ nm) (b), (d). (e) Calculated and observed f_r as a function of $\mu_0 H_b$ for Mo ($t = 0, 1$ and 3 nm).

Reference

- 1) H. Sepelri-Amin *et al.*, *Acta Mater.*, **61**, 6622 (2013). T. Akiya *et al.*, *J. Appl. Phys.*, **115**, 17A766 (2014).
- 2) H. Kato *et al.*, *IEEE Trans. Magn.*, **37**, 2567 (2001).

高エネルギー密度 PLD 法により作製した Nd-Fe-B/ α -Fe 系

ナノ分散型磁石膜の特性と金属基板材料の関係

近藤 秀俊*, 山下 昂洋, 柳井 武志, 中野 正基, 福永 博俊
(長崎大学)

Relationship between metal substrates and properties of Nd-Fe-B/ α -Fe nano-dispersed film magnets prepared using PLD with high laser energy density

Hidetoshi Kondo*, Akihiro Yamashita, Takeshi Yanai, Masaki, Nakano, Hirotohi Fukunaga
(Nagasaki University)

はじめに 工業, 医療分野の発展に貢献が期待される「薄手永久磁石の開発」が報告される中^{(1),(2)}, 我々は紫外線波長の PLD(Pulsed Laser Deposition)法を用いた際の Nd-Fe-B ターゲット表面に照射するレーザービーム径を Focus し, 10 J/cm² 以上の高エネルギー密度下で成膜し熱処理を施す事で, Ta 基板上に等方性 Nd-Fe-B/ α -Fe 分散型ナノコンポジット磁石膜を作製できる結果を最近報告した⁽³⁾. この手法で作製した膜は, Fig.1 に示すように成膜直後の時点では Nd-Fe-B アモルファス相内に α -Fe が柱状に析出し, 熱処理後に α -Fe が分散配置するような微細構造に変化することが確認されている。上記の微細構造は Ta 基板上では確認できていない。

本研究では, 上記の高エネルギー密度を利用する手法において, Ta 基板と同様, 融点が高い他の金属基板を準備し, それらの基板が成膜直後や熱処理後の微細構造に及ぼす影響について検討し, 磁気特性向上への知見を得ることを目的とした。

実験方法 約 6.5 rpm で回転させた Nd₂₆Fe₁₄B 合金ターゲットに, 波長 355 nm の Nd:YAG レーザーを照射し成膜する PLD (Pulsed Laser Deposition)法を用い, 高融点金属基板 (Ti, W, Nb, Mo) 上に Nd-Fe-B 系磁石膜を作製した。具体的には, ターゲット-基板間距離を 10 mm, レーザーパワーを 4 W, エネルギー密度 10 J/cm² 以上, 成膜時間 60 min に固定し成膜した。いずれの基板においても, 成膜直後は非晶質であったため, 2.0 s 程度のパルス熱処理を施し結晶化させた。その後, 印加磁界 7 T のパルス着磁を施し, 最大印加磁界 2.5 T のもと VSM で磁気特性を評価した。組成は SEM-EDX で Nd と Fe の含有量を測定し, 膜断面の微細構造は TEM (透過電子顕微鏡) を用い観察した。

実験結果 Ti, W, Nb 基板上の成膜後の試料は, 既報の Ta 基板上の試料 (Fig.1 参照) と同様な微細構造が観察され, 熱処理を施すことにより分散構造となる様子を確認した。Fig. 2 が示すように, この 3 つの基板の試料の磁気特性はばらつきはあるものの, Nd-Fe-B/ α -Fe 分散型ナノコンポジット磁石膜として, $(BH)_{\max}$ が平均 90 kJ/m³ 以上の値を示す事が明らかとなった。すなわち, 上述した微細構造を得るに当たり, 基板材料の影響はレーザーのエネルギー密度等の成膜条件に比べ小さいことが明らかとなった。一方, Mo 基板上の試料においては, 熱処理後の $(BH)_{\max}$ が他の基板上の試料に比べ低く, 磁石膜と基板の密着力も弱い事が観察され, 著しく異なる現象が観察された。これらの結果については, 各試料の組成なども含め, 議論する予定である。

参考文献

- (1) P. McGuinness *et al.*, *J. Magn. Magn. Mater.* 305, pp. 177-181, 2006.
- (2) N. M. Dempsey *et al.*, *Appl. Phys. Lett.*, vol. 90, 092509, 2007.
- (3) H. Kondo *et al.*, *INTERMAG Europe 2017*, HR-10

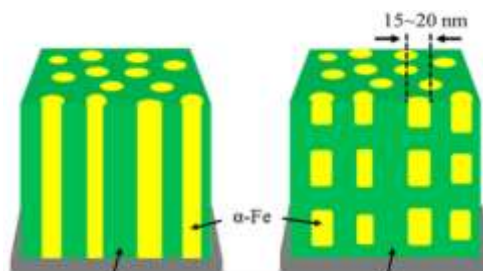


Fig.1 Schematic diagram of the cross-sectional microstructure.

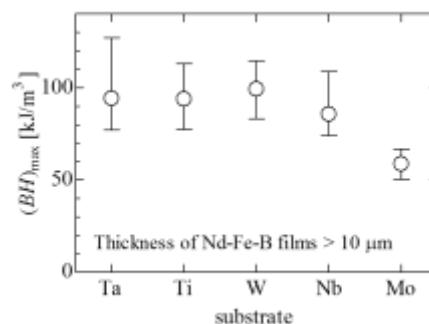


Fig.2 $(BH)_{\max}$ values of each film deposited on various metal substrates.

Si 基板上酸化膜と等方性 Nd-Fe-B 系厚膜磁石の特性の関係

清水 大*, 山口 雄太, 山下 昂洋, 柳井 武志, 中野 正基, 福永 博俊 (長崎大学)

Relationship between each oxide layer on Si substrates and properties of isotropic Nd-Fe-B thick-film magnets

D. Shimizu, Y. Yamaguchi, A. Yamashita, T. Yanai, M. Nakano and H. Fukunaga (Nagasaki University)

はじめに

電子機器の内部に使用される永久磁石の小型化が求められる中, MEMS(Micro-electromechanical system)への応用を鑑み, スパッタリング法を利用した Si 基板上への Nd-Fe-B 系磁石膜の成膜と共に, デバイス応用が報告されている⁽¹⁾⁽²⁾. その膜厚は最大で 20 μm 程度であり, 更なる厚膜化を実現した際には, 磁石膜の応用範囲の拡大, 磁石膜を用いたデバイスの特性向上などが期待される. 最近我々は, 成膜速度を数 10 $\mu\text{m}/\text{h}$ の条件に設定した PLD (Pulsed Laser Deposition) 法を用い, Nd の線膨張係数が $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 相と Si 基板の間の値であることに着目し, 試料内の Nd 含有量を増加させ粒界や三重点に Nd を析出させることで, 熱処理時に起こる基板内部からの破壊を抑制し, 膜厚 100 μm 以上の Nd-Fe-B 系厚膜磁石が Si 基板上に得られる事を報告した⁽³⁾.

本稿では, 上記の Nd 含有量をパラメータとすると共に, 厚膜磁石と Si 基板上の界面に存在する酸化膜に着目した. 具体的には, 自然酸化膜以外に厚さの異なる 3 種類の熱酸化膜を持つ Si 基板を準備し, 各々の磁気特性と機械特性に及ぼす影響を検討した.

実験条件

真空度 10^{-5} Pa 程度のチャンバー内で回転する Nd-Fe-B 合金ターゲットに, Nd-YAG パルスレーザーを照射することで, ターゲットを構成する分子や原子等を解離・放出させ, 対面に設置した熱酸化膜 (20, 100, 500 nm 厚程度) と自然酸化膜 (約 1 nm 厚) を各々有する (100) 単結晶 Si 基板上に堆積した. その際, レーザパワーを 4 W, ターゲットと基板間の距離を 10 mm に固定した. 更に, 成膜直後の試料はアモルファス構造であったため, 3.5~3.7 sec の極短時間での熱処理を施し, $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 相を形成した. 磁気特性の測定は VSM, 膜組成の評価と試料の表面観察には, SEM-EDX, 微細構造観察には TEM を用いた.

実験結果

Nd 含有量 (Nd/(Nd+Fe)) を約 20 at.% で固定した 10 μm 厚以上の Nd-Fe-B 系磁石膜を上記の 4 種類の Si 基板上に成膜し, 熱処理後の磁気特性ならびに機械特性を比較したところ, いずれの基板に作製した試料の $(BH)_{\text{max}}$ も 50~60 kJ/m^3 の範囲の値を示し, 保磁力ならびに残留磁気分極もほぼ同程度の特性であった. すなわち, 現状の条件の範囲では, 磁気特性に及ぼす Si 基板上の酸化膜の影響は小さいことがわかった.

一方, 機械特性を検討したところ, 酸化膜の厚みの影響が見られた. 具体的な結果を図 1 に示す. 試料の Nd 含有量を約 20 at.% で固定した際, 酸化膜の厚みの増加に伴い, 熱処理時の破壊が起きなかった試料での最大膜厚が増加した. 破壊が生じた際の様子を観察すると, 自然酸化膜と 20 nm 厚の熱酸化膜を有する基板を用いた試料は, Si 基板から磁石膜が剥離する一方, 100 nm ならびに 500 nm 厚の熱酸化膜のものでは, 剥離ではなく, Si 基板の内部から常に破損した. すなわち, 後者の試料 (100 nm もしくは 500 nm 厚の熱酸化膜を用いたもの) では基板と厚膜磁石の強い密着性が観察された. 酸化膜の厚みの変化により, 破壊現象が異なる原因を調べるために, 500 nm 厚の熱酸化膜付 Si 基板上の試料における熱処理後の微細構造とその元素分布を観察したところ, Si 基板と Nd-Fe-B 系磁石膜の界面に, Fe, Si, O 元素よりなる約 100 nm 厚の化合物層が確認された. 現在のところ, この化合物は酸化膜の厚みの増加に伴い, より形成しやすい事が推察され, 異なる密着性を生じさせたものと考えられる. 加えて, 図 2 には, 500 nm 厚の熱酸化膜のものに対し, Nd 含有量を 20 もしくは 25 at.% 程度に制御した際の Nd-Fe-B 系厚膜磁石の最大膜厚を示している. 試料の Nd 含有量が増加するに従い, Nd が粒界相, 三重点だけではなく, 基板と厚膜磁石の界面にも析出する様子が観察された. 上記の析出した Nd が, 熱処理における基板と厚膜磁石の線膨張係数の差を起源とする応力を緩和し, 最大膜厚の増加に貢献したものと推察される. 本発表では, 図 2 に示す 100 μm 厚を超える Nd-Fe-B 系厚膜磁石に対してダイシング加工やウェットエッチングを施した結果も併せて報告する.

参考文献

- (1) R. Fujiwara et al., *Int. J. Automobile Tech*, Vol.7 No.2 pp. 148-155(2013).
- (2) 小峠ら, 電気学会マグネティクス研究会資料, MAG-12-170(2012).
- (3) M. Nakano et al., *IEEE Trans. Magn.* 51, #2102604(2015).

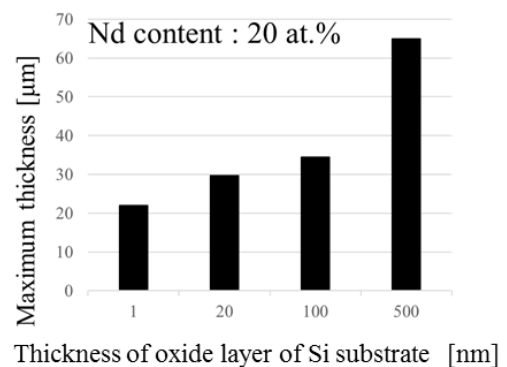


Fig.1 Relationship between each thickness of oxide films and maximum thickness of Nd-Fe-B thick film magnets.

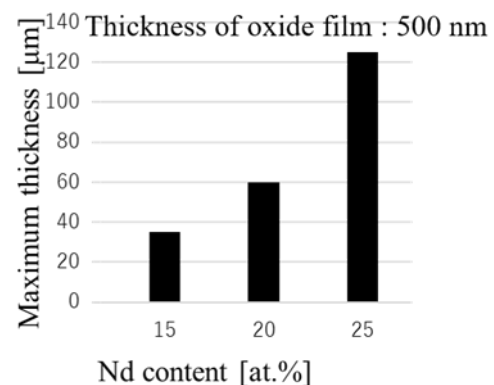


Fig2. Relationship between each Nd content and maximum thickness of Nd-Fe-B thick film magnets.