

異なる成膜速度で作製した異方性 Nd-Fe-B 系磁石膜

山本将輝, 山下昂洋, 柳井武志, 福永博俊, 中野正基 (長崎大学)

Anisotropic Nd-Fe-B film magnets prepared at various deposition rates.

M. Yamamoto, A. Yamashita, T. Yanai, H. Fukunaga, and M. Nakano (Nagasaki Univ.)

はじめに

電子機器の小型化に伴い、内部に使用される永久磁石の小型・高性能化が求められている。特に、異方性希土類磁石は小型モータや MEMS (Micro Electro Mechanical Systems) といった小型電子デバイスへの搭載が期待されている^[1]。近年、異方性 Nd-Fe-B 系磁石膜はスパッタリング法を中心に報告されているものの、磁石膜厚が数 μm 程度に留まっており、更なる厚膜化が課題である^[2]。我々も、レーザアブレーション技術の一つである PLD (Pulsed Laser Deposition) 法を利用し、成膜時の基板に直流電流を通電させ異方性 Nd-Fe-B 系磁石膜を作製してきた^[3]。磁石を厚膜化する方法として、成膜時間を増加させる手法があるが、PLD 法により長時間成膜を試みたところ、磁石膜の保磁力や異方性の低下といった磁気特性の劣化が生じた。そこで我々は、PLD 法の特徴の一つである高い成膜速度を利用して、短時間で異方性厚膜磁石が作製できないかと考えた。

本研究では、異方性 Nd-Fe-B 系厚膜磁石の設計指針獲得に向けて、PLD 法で作製する異方性 Nd-Fe-B 系磁石膜の成膜速度の変化が異方化や磁気特性、結晶構造にどのような影響を与えるか検討したので報告する。

実験方法

真空度 10^{-5} Pa 程度のチャンパー内にて、回転させた $\text{Nd}_{2.6}\text{Fe}_{14}\text{B}$ ターゲットと基板の距離を 10 mm に固定し、YAG レーザ (波長: 355 nm, 周波数 30 Hz) を照射することで Nd-Fe-B 系磁石を成膜した。基板には Ta (厚さ 40 μm , 16 \times 16 mm 角) を採用し、基板に直流電流を通電させることで基板加熱を施した^[3]。本研究においては基板に通電させる電流値を 20 A, 成膜時間を 10 分間と固定し、成膜速度を変化させるためレーザの出力を 2~8 W と変化させた。成膜後は 5 mm 角に試料を切り出し、表面形態や組成分析には SEM-EDX, 結晶構造観察には X 線回折装置を用い各々測定した。磁気特性は約 7 T の磁界でパルス着磁を行った後、VSM を用いて面内方向と面直方向の二方向測定した。

実験結果と考察

図 1 に成膜速度を変えた際の面直方向の飽和磁気分極と残留磁気分極の比を示す。成膜速度の上昇に伴い異方化が低下する傾向が確認された。詳しい原因は現在検討中であるが、成膜速度変化は基板に飛んでくる原子や分子の量が変わるため、結晶化する際の配向に影響を与えているのではないかと考えている。図 2 は、成膜速度が 2 倍ほど違う試料の面直方向のヒステリシスループである。成膜速度が速いものは保磁力値が低く磁気特性が劣化している様子が確認できる。X 線回折結果からも成膜速度が速い試料は遅い試料と比べて c 軸方向の結晶面が出ておらず、磁気特性の結果と対応しており、成膜速度を早くすると異方性 Nd-Fe-B 系磁石膜の作製が困難になることが示唆された。

本実験の成膜速度変化は試料の膜厚変化と同義であるため、今後は膜厚と成膜速度の両方の観点から、磁気特性や結晶構造を比較し、異方性 Nd-Fe-B 系磁石膜の厚膜化に向けたプロセスを検討する。

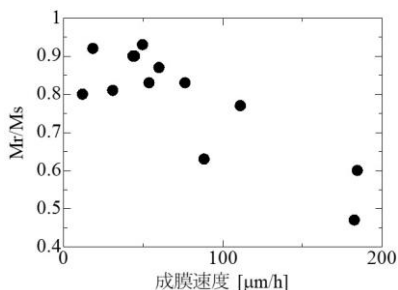


図 1 異方化度の成膜速度依存性

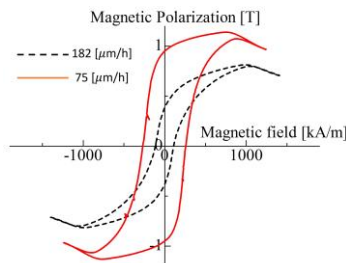


図 2 各成膜速度のヒステリシスループ

参考文献

- [1] 小峠竜也ら, 電気学会マグネティックス研究会資料, MAG-12-170 (2012).
- [2] S.L. Chen, *et al.*, *J. Magn. Magn. Mater.*, **302**, 306–309 (2006).
- [3] A. Yamashita, *et al.*, *AIP Adv.* **13**, 025114 (2023).

PLD 法で作製した三層磁石薄帯の磁気特性

岡村和哉, 山下昂洋, 柳井武志, 福永博俊, 中野正基 (長崎大学)

Magnetic properties of three-layered magnet thin sheets prepared by PLD method

K. Okamura, A. Yamashita, T. Yanai, H. Fukunaga, and M. Nakano (Nagasaki University)

1. 研究目的

小型の希土類系バルク磁石をベースとした磁気 MEMS の研究開発は盛んに進められているものの、希土類系磁石は錆びやすく、耐食性を考慮したデバイス設計の必要がある。例えば、「体内埋め込みデバイス¹⁾」や「流体(血液など)と接しやすいマイクロポンプ²⁾」の利用等を想定した際に、コーティングの検討やその信頼性確保が課題となる。我々は、PLD(Pulsed laser Deposition)法で Si 基板上に成膜した Fe-Pt 系磁石が、基板より剥離しやすい現象を用い、Fe-Pt 系磁石薄帯を作製してきた³⁾。この薄帯は、優れた生体安全性が期待されるものの、(1)希土類系バルク磁石に比べ磁気特性が劣る、(2)厚膜化に際し、高価な Pt 元素を大量に使用する等の課題がある。そういう中、昨年の本磁気学会学術講演会において、希土類系磁石を Fe-Pt 系磁石薄帯で挟み込む三層磁石薄帯の作製を報告⁴⁾したが、保磁力:約 260 kA/m, 残留磁気分極:約 0.5 T であり、Fe-Pt 系単層磁石薄帯の磁気特性(保磁力:約 350 kA/m, 残留磁気分極:約 0.75 T)に比べ著しく劣る値であった。

本稿では、昨年の報告で利用した CA (Conventional annealing) 法に替わり、極短時間での熱処理法 (Pulse annealing)⁵⁾を導入し、三層磁石薄帯の磁気特性向上を検討したので報告する。

2. 実験方法

約 1×10^{-4} Pa の真空雰囲気下で、Nd-YAG レーザ(波長:355 nm, 周波数:30 Hz)を用い Fe-Pt 系ならびに Pr-Fe-B 系磁石を作製した。具体的な手順として、① Fe₆₀Pt₄₀ ターゲットにレーザを照射し、500 nm 厚熱酸化膜付き Si 基板上に Fe-Pt 系磁石を成膜した後、② 真空雰囲気を維持した状態でレーザを照射するターゲットを Pr_{1.8}Fe₁₄B に変更し、上記の Fe-Pt 磁石膜の上に成膜、更に③ Fe₆₀Pt₄₀ ターゲットに再度変更し、Fe-Pt/Pr-Fe-B/FePt の三層構造を in-situ で成膜した。試料をチェンバより取り出し、第 1 層の Fe-Pt 磁石層と Si 基板との界面より剥離させ、三層磁石薄帯を作製した。成膜直後の三層磁石薄帯は軟磁気特性を示したため、Fe-Pt 系磁石の規則化と Pr-Fe-B 系磁石の結晶化による永久磁石特性の確保のために、赤外線加熱炉による PA 法で熱処理した。膜厚はマイクロメータ、組成は SEM-EDX、磁気特性は VSM で測定し、結晶構造は X 線回折で観察した。

3. 実験結果と考察

本研究室では、PLD 法で作製した希土類系磁石を PA 法で熱処理した実績⁶⁾はある一方、Fe-Pt 系磁石は規則-不規則変態に必要な時間を考慮し、CA 法のみで作製してきた。そこで、本研究では最初に PA 法により Fe-Pt 系磁石薄帯の磁気特性の熱処理時間依存性を検討した結果、1.8~2.0 s の範囲で保磁力 360 kA/m を得られることを明らかとなった。更に、この時間範囲が Pr-Fe-B 系磁石薄帯の最適熱処理時間に入ることを確認した⁶⁾。上記の結果を基に、三層積層薄帯を PA 法で熱処理した試料の J-H ループを図 1 に示す。ここでは、比較のために、既報の CA 法で作製した試料の結果も示す。その際、2 つの試料の膜厚は約 50 μm で統一した。PA 法で作製(実線)する事により、CA 法に比べ保磁力、残留磁化ともに向上する。特に、保磁力に関しては Fe-Pt 系単層磁石薄帯と同程度の値を示す事が明らかとなった。この原因として、PA 法による Pr-Fe-B 系磁石の結晶粒の微細化に伴う保磁力向上等が考えられるが、更なる検討が必要である。更に、PA 法で作製した試料の角形性向上に対し、組成や熱処理条件の最適化も図る予定である。

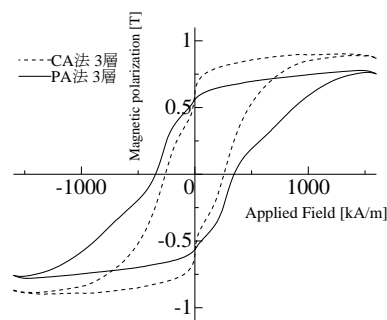


図1 PA法とCA法で熱処理した三層構造のJ-Hループの比較

参考文献 1) A. Yamazaki, *et al.*, *J. Magn. Magn. Mater.*, e1741, 272(2004). 2) Qi Chao ら, The 31st MAGDA Conference, OS-8-3 (2022). 3) M. Nakano, *et al.*, *AIP advances*, 12, #035232 (2022). 4) 宮原悠ら, 第 47 回日本磁気学会学術講演会, 27pPS-9 (2023). 5) H. Fukunaga, *et al.*, *IEEE Trans. Magn.*, vol. 38, pp. 2970-2972 (2002). 6) I. Fukuda, *et al.*, *AIP advances*, 13, #025006 (2023).

謝辞 本研究の一部は、「2024 年度生体医歯工学共同研究拠点共同研究」・「長崎大学卓越大学院プログラム」の支援を受けました。

Sm(Fe-Co-Ni)₁₂-B 薄膜の構造と磁気特性

森 裕一、中塚 奏賀、土井 正晶、嶋 敏之
(東北学院大工)

Structure and magnetic properties of Sm(Fe-Co-Ni)₁₂-B thin films
with simultaneous Ni and Co substitution

Y. Mori, S. Nakatsuka, M. Doi and T. Shima
(Tohoku Gakuin University)

はじめに

ThMn₁₂ 型構造を有する RFe₁₂ 化合物は高い飽和磁化を示すことから新規高性能永久磁石の候補に挙げられ、特に Sm(Fe_{0.8}Co_{0.2})₁₂ 薄膜では室温において優れた磁気特性 (飽和磁化 $\mu_0 M_s = 1.77$ T、異方性磁場 $\mu_0 H_A = 12$ T、キュリー温度 $T_C = 586$ °C) が得られることが報告されている¹⁾。また、我々は Sm(Fe_{0.8}Co_{0.2})₁₂ 薄膜の B 添加により保磁力が $\mu_0 H_c = 0.1$ T から 1.2 T へ飛躍的に増加し、B を含有するアモルファス粒相が SmFe₁₂ 柱状粒子を明瞭に分断した構造が形成されることを報告した²⁾。しかしながら、バルク形態では SmFe₁₂ 相の熱力学的不安定性により Ti, V などの相安定化元素の置換が必要不可欠であるが、それによる飽和磁化の減少は避けられない。Ti は相安定化するための使用量を最小限に抑えることが可能な安定化元素として知られているが、Sm(Fe-Co)₁₂-B 合金の Fe 及び Co を Ti で部分置換した Sm(Fe-Co-Ti)₁₂-B リボンの微細組織は 1:12 相、1:7 相、1:2 相の複相構造であり、その保磁力は約 0.6 T に留まることが報告されている³⁾。しかしながら、最近の第一原理計算を用いた研究により Ni を部分置換した Sm(Fe-Co-Ni)₁₂ 系化合物において Co 置換量を 40% にした場合に SmFe₁₂ 相の生成エネルギーが減少することが報告されている⁴⁾。したがって、Ni 及び Co の同時添加は副相の生成を抑制した高保磁力 SmFe₁₂ 系バルク磁石の開発に貢献することが期待される。本研究では、Ni 置換した Sm(Fe-Co-Ni)₁₂-B 化合物の合金組成による結晶構造及び磁気特性への影響を実験的に検証した。

実験方法

試料作製は超高真空多元スパッタ装置を用いて作製した。4.0 × 10⁻⁷ Pa 以下の真空雰囲気中において、700 °C で基板クリーニングした MgO(100)単結晶基板の基板温度を 400 °C に設定し、下地層として V を 20 nm、磁性層として Sm(Fe_{1-x-y}Co_xNi_y)₁₂-B を $t = 50$ nm 成膜し、最後に酸化防止層として V 層を 10 nm 成膜した。また、磁性層の Ni 及び Co 置換量はそれぞれ $x = 0 \sim 0.4$, $y = 0 \sim 0.1$ の範囲で変化し、B 添加量は 0 ~ 10% の間で変化した。作製した試料の膜組成はエネルギー分散型 X 線分光法 (EDX)、結晶構造は X 線回折 (XRD)、磁気特性は超伝導量子干渉磁束計 (SQUID) を用いて評価した。

実験結果

作製した SmFe₁₂ 薄膜の XRD パターンから ThMn₁₂ 型構造に起因する (002) 及び (004) ピークが明瞭に観察された。SmFe₁₂ 薄膜に Ni のみを置換した場合は 1:12 相、1:9 相、Ni₅Fe 相に相分離することが観察された。しかしながら、Sm(Fe-Co-Ni)₁₂ 薄膜の Co 置換量増加により 1:9 相、Ni₅Fe 相に起因するピークの強度が減少し、1:12 相の生成が促進されることが確認された。さらに、B 添加した Sm(Fe-Co-Ni)₁₂-B 薄膜では B 量及び Co 量の最適化により 1:9 相、Ni₅Fe 相の生成を抑制し、垂直磁気異方性が改善された。講演では Sm(Fe-Co-Ni)₁₂-B 薄膜の Co、Ni 置換量及び B 添加量の変化による結晶構造及び磁気特性の変化について詳細に報告する。

参考文献

- 1) Y. Hirayama, Y. K. Takahashi, S. Hirose, K. Hono, *Scr. Mater.*, **138** (2017) 62-65.
- 2) H. Sepehri-Amin, Y. Tamazawa, M. Kambayashi, G. Saito, Y. K. Takahashi, D. Ogawa, T. Ohkubo, S. Hirose, M. Doi, T. Shima, K. Hono, *Scr. Mater.*, **194** (2020) 337-342.
- 3) A. M. Gaday, G. C. Hajipanayis, *J. Magn. Magn. Mater.*, **529** (2021) 167867.
- 4) Alexander Landa, Per Söderlind, Emily E. Moore, Aurélien Perron, *Metals*, **14** (2024) 59-74.

第一原理計算を用いた(Ce、Zn)置換 M型 Sr フェライトの磁気モーメントと結晶磁気異方性定数の研究

並木 零次、屋山 巴、赤城 文子

(工学院大)

Study of magnetic moments and magnetocrystalline anisotropy constants

(Ce, Zn)-substituted M-type Sr ferrite using first-principles calculations

R. Namiki, T. Yayama, F. Akagi

(Kogakuin Univ.)

はじめに

M 型 Sr フェライト($\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$)は、フェライト磁石の中でも高い結晶磁気異方性定数と磁気モーメント、及び低渦電流損失を持つことから、自動車の電装用、磁気記録媒体など多くの製品に用いられてきた。近年では、 Fe^{3+} および Sr^{2+} を他の遷移金属元素や他の希土類元素で置換することで高性能化できるという報告がある。 Fe^{3+} の一部を Zn^{2+} に置換すると磁気モーメントが増加するが結晶磁気異方性定数が減少する [1]。 Sr^{2+} の一部を Ce^{3+} に置換することで、結晶磁気異方性定数は向上するが磁気モーメントが減少する[2]。Ce-Zn 共置換では飽和磁化と保磁力は増加するが、過剰な Zn 置換は Fe の規則的な配列を壊す可能性がある[3]。しかし、Ce の影響は示されていない。本研究では密度汎関数理論(DFT)に基づく第一原理計算を用いて、(Ce、Zn)置換 M 型 Sr フェライトの磁気モーメントと結晶磁気異方性定数について、電子状態も含め検討した結果を報告する。

計算方法

第一原理計算は Vienna Ab initio Simulation Package (VASP)[4]を用いた。電子状態は Projector-Augmented-Wave method (PAW)法、及び Hubbard 補正した Perdew-Burke-Ernzerhof (PBE)型の一般勾配近似 Generalized Gradient Approximation with Hubbard Correction (GGA+U)法を用いた。Fe の 3d 軌道に $U = 5$ eV、Ce の 4f 軌道に $U = 3$ eV を適用した。カットオフエネルギーは 800 eV、k 点は $8 \times 8 \times 2$ とした。 Zn^{2+} は 5 つある Fe サイト(12k、4f₁、4f₂、2a、2b)のうち最優先サイト 4f₁ [1] と置換した。結晶磁気異方性定数は磁化困難軸[100]と磁化容易軸[001]の全エネルギー差から求めた。

計算結果

Table 1 に Zn 置換 Sr フェライトの磁気モーメントと結晶磁気異方性定数の計算結果を示す。Fe サイト 4f₁ の 1 つを Zn で置換すると、基底状態の磁気モーメントは増加したが、結晶磁気異方性定数は減少した。Fig. 1 に Ce-Zn 共置換 Sr フェライトの状態密度分布を示す。Sr フェライトで観測されたバンドギャップが、Ce-Zn 共置換では見られなくなった。

Table 1 Magnetic properties of $\text{SrFe}_{12-x}\text{Zn}_x\text{O}_{19}$ with $x = 0$ and $x = 0.5$

	$m_{\text{tot}} [\mu_B]$		$K_l [\text{kJ/m}^3]$	
	$x = 0$	$x = 0.5$	$x = 0$	$x = 0.5$
Calc.(this work)	40.0	44.0	179.4	155.2
Calc. [1]	40.0	44.0	193.0	188.2
Exp. [5]			280.9	

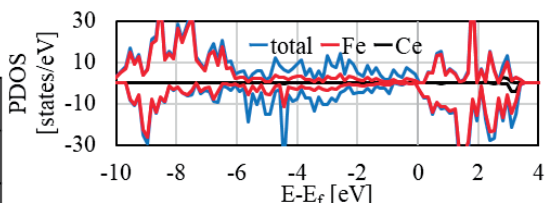


Fig. 1 Partial density of states (PDOS) of $\text{Sr}_{0.5}\text{Ce}_{0.5}\text{Fe}_{11.5}\text{Zn}_{0.5}\text{O}_{19}$

参考文献

- [1] V. Dixit, et al., *J. Appl. Phys.*, **125**, 173901 (2019).
- [2] M. A. Almessiere, et al., *Ceramics International*, **44**, pp. 9000-9008 (2018).
- [3] C. Liu, et al, *J. of Alloys and Compounds*, **785**, pp. 452-459 (2019).
- [4] G. Kresse, *J. Furthmüller, Phys. Rev. B*, **48**, 11169 (1996).
- [5] H. C. Fang, et al. *J. Magn. Magn. Mater.*, **187**, pp. 129-135 (1998).

マルチスケール磁気シミュレーションによる 単一磁壁の異常渦電流解析モデルの構築

島 侑一郎¹、山崎 貴大¹、田丸 慎吾²、Foggiatto Alexandre¹、三俣 千春¹、小飼 真人¹
(東京理科大学¹、産総研²)

Magnetic domain dynamics and anomalous eddy current analysis of amorphous alloy
by multiscale magnetic simulation

Yuichiro Shima¹, Takahiro Yamazaki¹, Shingo Tamaru², Alexandre Foggiatto¹,
Chiharu Mitsumata¹, Masato Kotsugi¹
(Tokyo University of Science¹, AIST²)

はじめに 世界的なエネルギー需要の逼迫を背景に、低損失なパワー用軟磁性材料の創出が課題である。磁壁移動に伴う磁化回転によって生じる異常渦電流損は高速磁化反転過程で支配的となる損失であるため、この損失の低減が重要である。しかし、磁区構造と異常渦電流損の関係はいまだ構築されておらず、磁気損失に寄与する渦電流特性に関する不明点が多い。本研究では、単一磁壁モデルを計算対象にマルチスケール磁気シミュレーションを実施することで、異常渦電流損失を決定する磁壁ダイナミクスと渦電流分布の関係を構築することを目的とする。

実験方法 アモルファス合金の単一磁壁モデルを作成し、Maxwell-LLG 連成方程式^[1]に基づくマイクロ磁気シミュレーションを実行した (Fig. 1)。磁性体は 400 nm の正方形で上下面に空気を、x 軸方向には周期的境界条件を設定した。パラメータは飽和磁化を 9.6×10^5 A/m、交換定数を 1.0×10^{-11} A・m、異方性定数は面内方向 0 A/m、面直方向 -1000 A/m とすることで、面内方向のランダム異方性とした。

結果および考察 連成計算により得られた磁壁の移動速度の時間依存性を Fig. 2 に示す。磁壁の移動速度は、ステップ状に立ち上がる外部磁場を x 軸方向に印加し、磁化の x 成分のグレースケール画像に二値化処理を行うことで算出した。得られた単一波形を拡大すると急峻に立ち上がった後に緩やかに減少していく挙動を確認できた。また、磁壁移動に伴い発生する渦電流を可視化すると、磁壁の移動にわずかに遅れて電流密度が急増し、その後ゆるやかに減少していく様子を確認できた。これは磁壁近傍に発生した局所的な渦電流が磁壁移動の制動力として作用することを示している。本手法は、異常渦電流損の原因となる磁壁ダイナミクスと渦電流分布を可視化し、その関係構築に有用である。

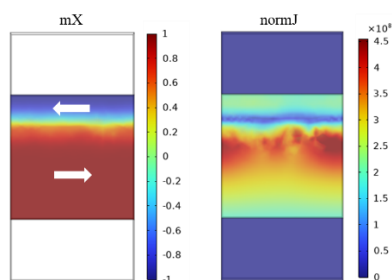


Fig. 1 An example of magnetic domain structure and current density.
The color map indicates mX (x-vector magnetic moment) and normJ

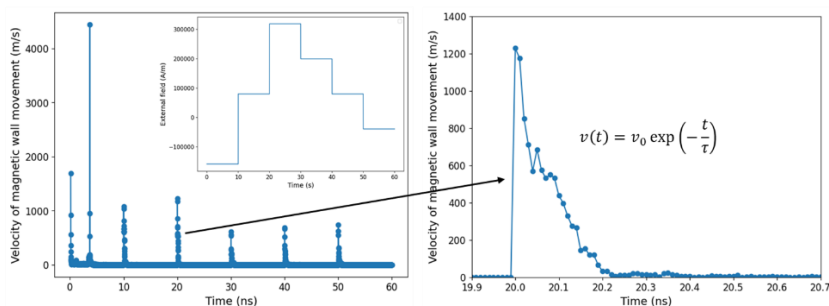


Fig. 2 Time dependence of the velocity of magnetic wall movement

参考文献 [1] S. Couture *et al.*, *J. Magn. Magn. Mater.*, **493**, 165672, (2020)

謝辞

本研究は文部科学省 革新的パワーエレクトロニクス創出基盤技術研究開発事業 JPJ009777 の助成を受けた。

Fe-Ga-N 薄膜の磁気特性における N 組成依存性

日野達樹, 鈴木和歩, 神保睦子, 直江正幸*, 小林伸聖*, 大島大輝**, 加藤剛志**, 藤原裕司
(三重大学, *電磁材料研究所, **名古屋大学)

N composition dependence of magnetic properties of Fe-Ga-N film

T. Hino, K. Suzuki, M. Jimbo, M. Naoe*, N. Kobayashi*, D. Oshima**, T. Kato**, Y. Fujiwara
(Mie Univ., *DENJIKEN-Res. Inst. EM Mater., **Nagoya Univ.)

Fe-Ga 合金は大きな飽和磁歪定数(λ_s)、飽和磁化(M_s)を持ち、良好な機械特性からセンサや発電素子への応用が期待されている。近年ではデバイスの小型化や高効率化の観点から、低磁界印加でも高い磁歪を得るために Fe-Ga 薄膜の軟磁気特性改善が要求されており^{1,2)}、B や C などの軽元素の添加による特性改善が報告されている^{3,4)}。前回、Fe-Ga-N 薄膜を作製・評価し、N 添加により軟磁気特性の改善、 λ_s の増加が可能であることを示した。今回は成膜時ガス圧を変化させた試料を作製し、結晶構造、磁気特性を評価した。

試料は Ar と N₂ の混成ガスを用いた反応性 DC マグネトロンスパッタリング法によりカバーガラス上に作製した。成膜条件を Table 1 に示す。成膜時、基板に約 200 Oe の直流磁界を印加した。Fe-Ga 組成は Fe₅₀Ga₅₀ チップで制御し、N 組成は成膜時ガス圧 P_{Total} に対する N₂ ガス分圧で制御した。また、表面には酸化防止のため SiN 膜を 30 nm 成膜した。光てこ式磁歪測定装置(印加磁界 1400e)で磁歪 λ_{1400e} を測定した。結晶構造は XRD、組成は XPS、磁化曲線は VSM で評価した。

Fig. 1 に N 組成に対する XRD パターンを示す。化学組成 $x = 0$ at. % では全て $2\theta = 44$ deg. 付近に Fe-Ga の bcc(110)由来の回折ピークが見られたが、N 組成増加で低角側にシフトし、ある N 組成以上では回折ピークが消滅してアモルファス化することがわかった。Fig. 2 には H_c と λ_{1400e} の N 組成依存性を示す。 $P_{Total} = 0.8$ Pa の試料の H_c は N 組成の増加とともに減少し、1~2 Oe の最小値を示した後、増加した。 H_c の減少は、アモルファス化による結晶磁気異方性の低下によるものである。 λ_{1400e} は N 組成の増加とともに増加し、最大値を示した後、減少した。 λ_{1400e} が最大値を示す N 組成は H_c が最小を示す N 組成と等しかった。この試料では低磁界領域での磁歪感受率が約 2 ppm/Oe と高い値であった。一方、 $P_{Total} = 0.5$ Pa は Ar 分圧低下により実現させており、こちらも N 組成の増加によりアモルファス化し、 H_c が減少したが、最小値は 18 Oe であった。面直磁化成分が確認されており、N 組成増加による XRD ピークシフト量が大きくなっていることから、低 Ar 分圧によって膜面内方向に圧縮応力が発生したためであると考えられる。 λ_{1400e} は N 組成の増加とともに単調に増加し、85 ppm の最大値を示した。

参考文献

- 1) D.Cao et al : AIP Advances 7, 115009 (2017).
- 2) S.Muramatsu et al : IEE Jpn, MAG-21-085 (2021).
- 3) J.Lou et al : Appl. Phys. Lett. 91, 182504 (2007).
- 4) S.Muramatsu et al : IEE Jpn, MAG-22-085 (2022).

Table 1 Sputtering Condition

Target	Fe ₅₀ Ga ₅₀ chips on Fe ₁₀₀ target		
Composition	(Fe _{0.86} Ga _{0.14}) _{100-x} N _x	(Fe _{0.8} Ga _{0.2}) _{100-x} N _x	
Sputtering Gas	Ar+N ₂		
Sputtering Pressure	0.8 Pa	0.8 Pa	0.5 Pa
DC Power	27 W		
Sputtering Time	1 hour		

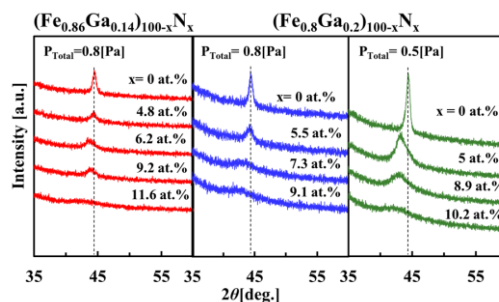


Fig. 1 XRD patterns of Fe-Ga-N films

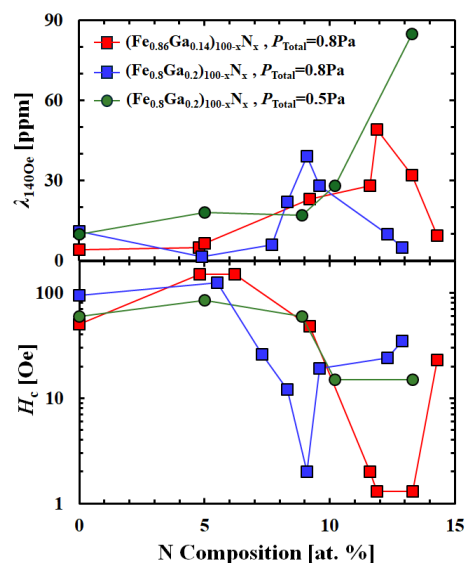


Fig. 2 N composition dependence of H_c and λ_{1400e}

FeSiBNb 薄膜の逆磁歪効果を利用した微小振動検知の試み

前納洗矢、柳田真佑汰、藤原裕司、神保睦子、大島大輝*、加藤剛志*
(三重大学、名古屋大学*)

Attempt to detect small vibrations using inverse magnetostriction effect of FeSiBNb thin film

K.Maeno, M.Yanagida, Y.Fujiwara, M.Jimbo, *D.Oshima, *T.Kato
(Mie Univ., *Nagoya Univ.)

はじめに

近年、機器や建築物の故障を早期発見するための方法として、微小な振動を検知する高感度な振動センサの開発が行われている。⁽¹⁾我々のグループでは、以前から FeSiBNb 薄膜を利用した電磁誘導式の高感度なひずみセンサの研究をしており、本研究では、その高感度なひずみセンサを利用し、振動センサの開発を試みた。

実験方法

試料は DC、RF 電源を持つマグネトロンスパッタリング装置を用いて、水冷したガラス基板(10×20×0.16mm)上に成膜した。成膜時の Ar ガス圧は 0.42Pa で、約 2000e の直流磁界を基板長手方向に印加した。膜構成は sub./FeSiBNb(300nm)/SiN(30nm)である。Fig. 1 に示すように、作成した試料を膜面を下向きにしてピックアップコイル内に片持ち梁で固定し、端部には 2.8g のおもりを乗せている。また、ヘルムホルツコイルで交流磁界(大きさの最大値 15.40e、磁界の周波数 60Hz)を印加しながら加振装置で振動させた。加速度は WIT Motion WT901BLECL で測定し最大加速度 0.02G であった。ピックアップコイルに発生した電圧を電子回路に入力し直流電圧に変換したものをオシロスコープで観測した。

実験結果

振動を加える前の状態では、おもりによって基板が曲がり膜に圧縮応力が加わっており、異方性が幅方向を向くため交流磁界を印加しても磁壁移動が生じず信号は得られない。加振すると、加速度が正の領域では基板が曲がっている状態で信号は得られないが、加速度が負の領域では基板の曲がりが緩和され、異方性が長手方向を向き印加交流磁界による磁壁移動に起因した信号が得られるため、振動の検出が可能となる。

Fig. 2 に加速度 0.02G での測定結果を示す。図の赤点線はバックグラウンドを示しており、交流磁界 60Hz と加振装置の振動約 0.3Hz およびヘルムホルツコイルの磁界の不均一さに起因する信号で構成されている。また、バックグラウンドとは別に 10mV 程度のパルス状の信号変化が生じている。これは試料の磁壁移動に起因する信号であり、振動により試料の圧縮応力が緩和されたことを示している。当日は他の振動加速度での実験結果等、さらに詳細な結果の発表をする予定である。

謝辞

本研究は名古屋大学未来材料・システム研究所における共同利用・共同研究として実施された。

参考文献

- 1) D.Sora et al. :Trans. Magn. Soc. Jpn., 4, 41-45 (2020).

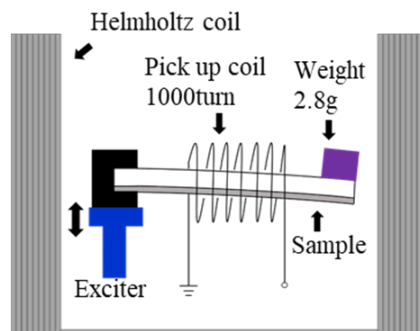


Fig.1 Schematic of experimental

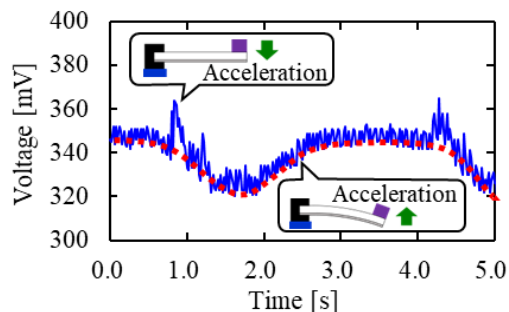


Fig.2 DC voltage change by vibration at a maximum acceleration of 0.02G.

拡張型ランダウ理論による高速磁化反転過程のエネルギー損失解析

○西岡 宏祐¹, 長岡 竜之輔¹, 谷脇 三千輝¹, Lira Foggianto Alexandre¹, 三俣 千春¹,
山崎 貴大¹, 岡本 聡², 大林 一平³, 平岡 裕章⁴, 小嗣 真人¹
(東京理科大学¹, 東北大学², 岡山大学³, 京都大学⁴)

Energy loss analysis in high-frequency magnetization reversal process using Extended Landau Free Energy Model

○Kosuke Nishioka¹, Ryunosuke Nagaoka¹, Michiki Taniwaki¹, Alexandre Lira Foggianto¹,
Chiharu Mitsumata¹, Takahiro Yamazaki¹, Satoshi Okamoto², Ippei Obayashi³,
Yasuaki Hiraoka⁴, Masato Kotsugi¹

(Tokyo University of Science¹, Tohoku University², Okayama University³, Kyoto University⁴)

はじめに 世界の電力需要逼迫に伴い、電力制御や省電力化を担うパワーエレクトロニクスの研究開発が加速している。パワエレ受動素子では、磁性素子由来のエネルギー損失が約3割を占め、高効率化の課題となっている^[1]。特に 100kHz~1MHz の高周波数帯では、磁区の細分化や異常渦電流損などの複雑な現象が顕在化するが、エネルギー損失の起源を適切に解析する手法は未だ存在しない。我々はこれまで拡張型ランダウ自由エネルギーモデル(eX-GL)を開発し、準静的な保磁力機構を解析してきた^[2]。本研究では eX-GL を高速磁化反転過程に適用し、高速磁化反転過程における磁区構造と損失の関係を明らかにすることを目的とする。

実験方法 富岳の COLMINA CAE 磁界シミュレータを使用し、FINEMET[®]を模したナノ結晶薄帯の磁区構造を計算した。励磁周波数は 100kHz, 1MHz, 10MHz に設定した。得られた磁区構造データに対してパーシステントホモロジー(PH)^[3]や主成分分析(PCA)による特徴量抽出を行い、ハイゼンベルグ模型に基づいて算出した擬交換エネルギーと融合し、エネルギー地形を描画した。解析では、特徴量と物理量の相関解析、特徴量を用いたエネルギー障壁の解析を行い、高速磁化反転機構を解析した。

結果・考察 擬交換エネルギー地形を示す(Fig.1)。PC1 と PC2 は磁区構造の形状の特徴量であり、各点は1つの磁区構造に対応している。磁化反転過程に伴って連続変化するプロットが得られ、保磁力領域が中央部、飽和領域が両端にプロットされた。また、周波数の増加に伴い保磁力領域の PC2 の固有値が増加することが確認できた。eX-GL を用いて解析した磁化反転過程におけるエネルギー障壁の結果を示す(Fig.2)。飽和から保磁力の領域には 2 つのエネルギー障壁が存在し、障壁 II においてエネルギー障壁の高さに周波数依存性を持つことが明らかとなった。

参考文献

- [1] H.Akagi *et al.* IEEE Trans. Ind. Appl. 51, 420 (2015)
- [2] S.Kunii *et al.* Sci Rep 12, 19892 (2022)
- [3] I.Obayashi *et al.* J.Phys. Soc. Jpn. 91, 091013 (2022)

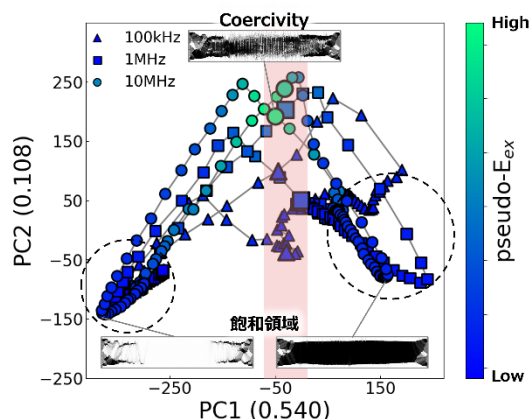


Fig.1 Pseudo-Ex landscape using eX-GL

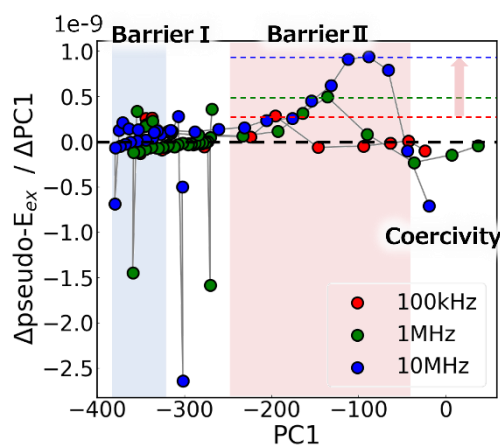


Fig.2 Frequency dependence of the energy barrier
(from saturation to coercivity)

人工交互磁性作製の試み

鈴木陽太¹、服部冬馬¹、飯浜賢志¹、森山貴広¹
(¹名古屋大工)

Fabrication and characterization of synthetic altermagnets

Y. Suzuki¹, T. Hattori¹, S. Iihama¹, T. Moriyama¹

(¹Department of Materials Physics, Nagoya Univ.)

はじめに

磁性体はその磁気秩序により分類され、代表的なものとして強磁性体や反強磁性体などが古くから知られている。近年、新たな磁性秩序相を有する“交互磁性体”が提案され[1]、注目されている。交互磁性体は、スピンの反平行に揃った磁気構造を有するが、スピンの取り巻く結晶構造に由来して、通常の反強磁性体では見られないスピン分極を有する新規な物質である。交互磁性体の候補物質である RuO₂ などについて、磁気構造やバンド構造、スピン輸送特性などの調査研究が盛んに行われている[2]。

本研究は、磁性多層膜を用いて人工的に交互磁性を創成し、その磁気的性質やスピン輸送特性を実験的に調査することを目的とする。強磁性層/非磁性層/強磁性層の三層構造において、層間に生じる交換相互作用を利用して反強磁性結合を実現する[3]。さらに、上下の強磁性層に異なる結晶構造を有する強磁性体を用いることで交互磁性の特徴を再現し、スピン分極を発生させる。今回我々は MgO(110)/Fe/Ru/Co 多層膜による人工交互磁性体の作製を試みた。

実験方法

マグネトロンスパッタリング法により、MgO(110)単結晶基板の上に様々な基板温度（室温 ~ 500°C）にて Fe 1.5 nm/Ru t_{Ru} nm/Co 1.8 nm/ Ta 3.0 nm を成膜した。各層の表面の結晶性を in-situ 反射高速電子線回折法(RHEED)を用いて観察した。さらに磁化測定により層間交換結合の評価を行った。また、得られた多層膜を微細加工し、電流方向や外部磁場方向を変化させながらスピン輸送測定を行った。

実験結果

Fig. 1 に各層表面の代表的な RHEED パターンを示す。Fe 層は MgO 基板上にエピタキシャル成長しており、MgO(110)面の結晶対称性を反映した二回対称のパターンが観察された。Co 層ではエピタキシャル成長が劣化しており、パターンに明瞭な回転対称性は見られなかった。磁化測定の結果、 $t_{\text{Ru}} = 0.8$ nm において反強磁性的な層間交換結合が観測された。この試料について磁気抵抗およびホール抵抗測定などのスピン輸送測定を行った。講演では、輸送測定の結果も併せて、交互磁性の可能性について議論する。

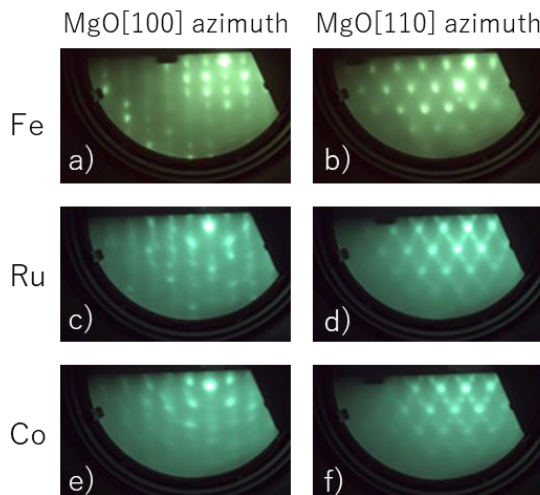


Fig. 1 RHEED patterns for (a, b) Fe, (c,d) Ru, and (e,f) Co surfaces in MgO(110)/Fe 1.5 nm/Ru 0.8nm/Co 1.8nm.

参考文献

- [1] L. Šmejkal *et al.*, *Phys. Rev. X* **12**, 040501 (2022).
 [2] S. Karube *et al.*, *Phys. Rev. Lett.* **129**, 137201 (2022).
 [3] G. Binasch *et al.*, *Phys. Rev. B* **39**, 4828 (1989).

レーザ加熱による磁壁の熱磁気起電力検出

鷲見 聡、M. Mohammad、田辺賢士、栗野博之 (豊田工業大学)

Domain wall detection using a laser induced thermo-magnetic electromotive force
S. Sumi, M. Mohammadi, K. Tanabe and H. Awano (Toyota Technological Institute)

はじめに

磁性細線を用いたメモリは可動部がなく低消費電力化が期待できるため高信頼・省電力デバイスとして注目されている。我々はこれまでに希土類-遷移金属アモルファス合金磁性細線を使うことで、低閾値電流密度でしかも高速に磁壁を移動させることができることを報告してきた [1][2]。一方、その磁壁の検出方法についての報告は少ない。

今回、われわれはレーザ加熱により生じる磁壁の熱磁気起電力[3]から磁性細線メモリの再生方法について検討を行ったので報告する。

実験方法

磁性細線は熱酸化 Si 基板上に GdFeCo 100 nm / Pt 2 nm をスパッタ法にて積層し、SEM リソグラフィとリフトオフ法にて幅 5 μm 長さ 30 μm の細線に加工して作製した。Figure 1 に測定方法を示す。レーザスポット (波長 405 nm) を細線方向に走査し、その起電力をナノボルトメータで測定した。

結果

Figure 2 に測定結果を示す。磁性細線の偏光顕微鏡像の上に起電力をその位置に対応させ表示している。磁壁は外部磁界により細線部のみに導入した。磁壁が無い左右の電極部では起電力が見られないものの細線部では磁壁に応じて起電力が生じているのが分かる。また、電極部と細線部の境界で大きな起電力が生じその極性は反転していることも分かった。

レーザ加熱による熱磁気起電力により磁性細線メモリのデータ再生の可能性があることが分かった。

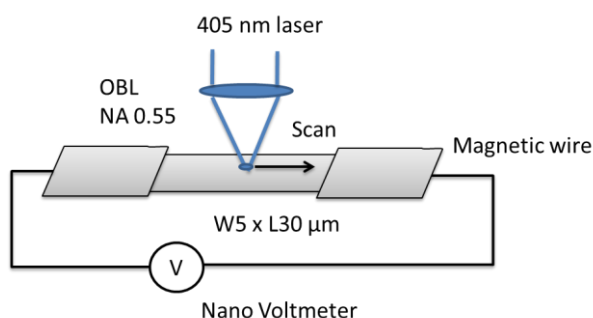


Figure 1. A schematic diagram of measurement method.

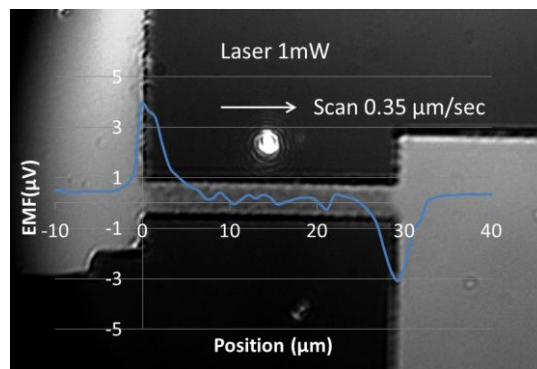


Figure 2. A laser induced thermo-magnetic electromotive force on a magnetic nano-wire.

参考文献

- [1] D. Ngo, et al., APEX Vol. 4, No. 9, 093002(2011).
- [2] S. Ranjbar, et al., Mater. Adv., 3, 7028(2022).
- [3] T. Suzuki, et al., Joint MMM-Intermag FK-06 (2019).

軌道フェリ磁性体 CoMnO_3 薄膜の熱電効果

大沼 樹生、柳原 英人

(筑波大学)

Thermoelectric effect of orbital ferrimagnetic CoMnO_3 thin film

Tatsuki Onuma and Hideto Yanagihara

(University of Tsukuba)

背景

CoMnO_3 は、 $\text{Co}^{2+}(d^7: S = 3/2)$ と $\text{Mn}^{4+}(d^3: S = 3/2)$ が層状に配列するイルメナイト構造の酸化物絶縁体であり、反強磁性的な超交換結合が働くため、それぞれのスピンモーメントは打ち消しあう。しかし、六配位の結晶場中の Co^{2+} は軌道角運動量が消失せず、系全体では Co^{2+} の軌道角運動量 ($\sim 1 \mu_B/\text{f.u.}$) が残る軌道フェリ磁性となる [1,2]。そこで軌道角運動量のみが残る軌道フェリ磁性体 CoMnO_3 に特徴的な磁気輸送現象を探索することとした。今回は、スピナーベック効果 [3] による角運動量の流れの生成を試み、その評価を行った。

方法

試料は反応性 RF マグネトロンスパッタリング法により作製した。基板には $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3(0001)$ を用い、その上に緩衝層 $\text{Cr}_2\text{O}_3(0001)$ 、軌道フェリ磁性層 $\text{CoMnO}_3(0001)$ を成膜した。更にスピナーベック効果の観測のため常磁性金属層 Pt を成膜した。試料の表面状態の観察は RHEED、結晶構造評価は XRD、磁気特性評価は VSM で行った。スピナーベック効果は、膜面垂直方向の温度勾配・膜面内の磁場印加のセットアップ (longitudinal spin seebeck effect) [3] で測定した。

結果

RHEED により $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3(0001)$ 基板上にエピタキシャル成長、XRD によりイルメナイト構造の薄膜が得られたことが確認された。スピナーベック効果 ($\Delta T = 12 \text{ K}$) の結果 (Fig 1)、得られた電圧信号は小さく、磁場反転 ($\mu_0 H = \pm 9 \text{ T}$) による電圧差は 50 nV 程度であったが、磁化過程に対応した熱電信号が観測された。講演当日は、軌道フェリ磁性体 CoMnO_3 のスピナーベック効果の温度依存性、磁場印加方向依存性等についても合わせた角運動量の流れに関する議論を行う予定である。

【参考文献】

- [1] R. M. Bozoth and D. Walsh, *J. Phys. Chem. Solids*. Pergamon Press. **5** 299(1958).
 [2] Hiroki Koizumi, *et al.*, *Phys. Rev. Materials*. **3** 024404(2019).
 [3] Ken-ichi Uchida, *et al.*, *Appl. Phys. Lett.* **97** 172505 (2010).

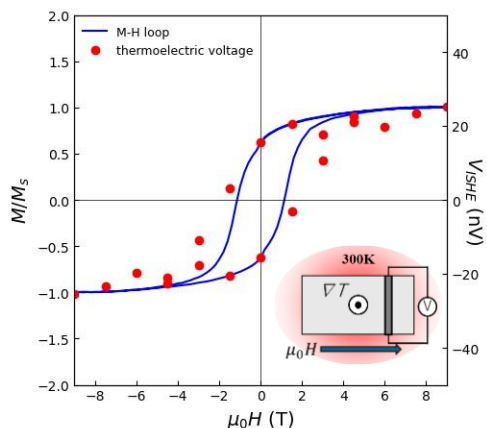


Fig 1. M-H loop and thermoelectric voltage of the $\text{CoMnO}_3(0001)$ film

Ge-doped GdCo 薄膜を用いた

異常ネルンスト効果型熱流センサーの最高感度更新

小泉朋寛、小田切美穂、今枝寛人、栗野博之、田辺賢士
(豊田工業大学)

Maximizing sensitivity of anomalous Nernst-type heat flux sensors in Ge-doped GdCo films

T. Koizumi, M. Odagiri, H. Imaeda, H. Awano, and K. Tanabe
(Toyota Technological Institute)

はじめに

熱流センサーは、熱の流れを検知できるセンサーであり、排熱マネージメント社会の要素技術として期待されている。これまでの熱流センサーはゼーベック効果を用いてきたが、価格やその熱抵抗の大きさに問題があった。そこで、Zhou らは異常ネルンスト効果(ANE)を利用した新しい熱流センサーを提案した¹⁾。一般的に ANE 型熱流センサーの材料感度は、発生電界と熱流密度の比 $|E/j|$ で評価される。 $|E/j|$ は横ゼーベック係数 S_{ANE} に比例し、熱伝導率 κ に反比例する²⁾。これまでの先行研究において Co_2MnGa が最大の正の材料感度を有すること³⁾、我々が昨年度報告したアモルファス GdCo 合金が大きな両極性の材料感度を持ち、かつ 24%の組成において過去最高の負の材料感度を持つこと²⁾が明らかになっている。本研究では、さらなる高感度化を目指して GdCo 合金に対して、Ge を添加することで、熱流センサーの最高感度更新に成功したのでここで報告する。

実験方法および結果

作製した試料構造は、 $\text{Si}_3\text{N}_4(10 \text{ nm})/\text{Ge-doped Gd}_x\text{Co}_{1-x}(20 \text{ nm})/\text{SiO}_2 \text{ glass sub.}$ である。Ge-doped GdCo 層はコスパッタ法を用いて成膜された。GdCo の組成比は $x = 15\text{at\%}$ に固定し、Ge 濃度は 0-10at%と変調させた。組成比はエネルギー分散型 X 線分析装置によって決定した。各試料における横ゼーベック係数や材料感度等の輸送係数を測定した。その結果、Ge-doped GdCo の材料感度は、Ge 3.9at%ドープのとき、最高感度 $|E/j| = 0.27 \mu\text{m/A}$ に達し、それ以上ドープすると感度が減少することが明らかになった。この原因について調査するために S_{ANE} と縦抵抗率を評価したところ、Ge ドープに対して S_{ANE} は増加傾向に、縦抵抗率は 3.9at%で一度増加しその後減少傾向になった。これらの結果は、Ge 3.9at%ドープの増加は S_{ANE} と縦抵抗率の増加に由来し、その後の減少は縦抵抗率の減少が熱伝導率の増加を引き起こしたためであると考えられる。

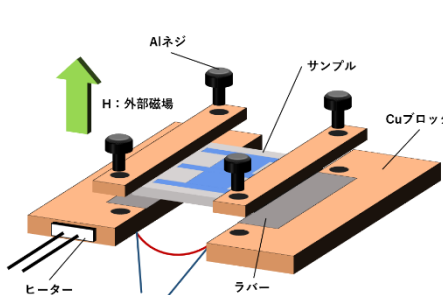


図1 測定装置の概念図

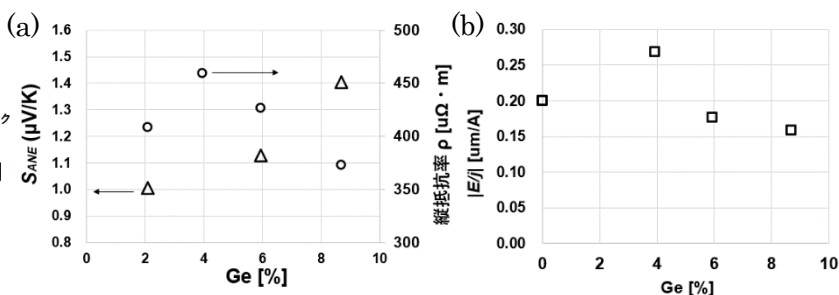


図2 (a)Ge 添加による S_{ANE} と縦抵抗率の変化(b)感度と Ge 濃度の関係

参考文献

- 1) W. Zhou et al., Applied Physics Express **13**, 043001(2020).
- 2) M. Odagiri et al., arXiv, 2402.004259v2 (2024).
- 3) K. Uchida et al., Applied Physics Letters **118**, 140504 (2021).

人工スピンアイスの磁気結合と磁化過程

久保田均¹、常木澄人¹、薬師寺啓¹、谷口知大¹、田丸慎吾¹、山本竜也¹、杉原敦¹、
松浦稜²、野村光^{2,3,4}、磯川悌次郎⁵、鈴木義茂^{1,2,3}

(¹産総研、²阪大院基礎工、³阪大 CSRN、⁴東北大 SRIS、⁵兵庫県立大)

Magnetic coupling and magnetization process in artificial spin ice

H. Kubota¹, S. Tsunegi¹, K. Yakushiji¹, T. Taniguchi¹, S. Tamaru¹, T. Yamamoto¹, A.
Sugihara¹, R. Matsuura², H. Nomura^{2,3,4}, T. Isokawa⁵, Y. Suzuki^{1,2,3}

(AIST¹, Osaka Univ.², CSRN-Osaka³, Tohoku Univ. SRIS⁴, Hyogo Pref. Univ.⁵)

はじめに

人工スピンアイス(ASI)は、強磁性体セルが2次元的に配列したもので、セルは形状に起因する一軸磁気異方性を有し、セル間には磁氣的相互作用が働く。ASIはモノポール励起など集団的な磁氣的性質を示す事が知られており^{1,2)}、近年はマグノニクスや物理レザバー計算へのデバイス応用が検討されている³⁻⁵⁾。ASIの磁化過程はこれまでMFM¹⁾などの顕微鏡的手法を用いて調べられてきたが、このような手法ではセル間の磁気結合の大きさを定量的に評価することは難しい。我々は、強磁性トンネル接合を用いてASIを作製し、トンネル磁気抵抗効果を通して各セルの磁化状態を検出しセル間に働く磁気結合を定量的に評価した。これまでにセルの間隔が小さくなるとセル間の静磁結合が強くなることがわかっている。しかしながら、磁化反転磁界とそのばらつきに関する統計量に磁気結合の強さに依存した明確な違いはなく、磁気結合がASIの磁化過程におよぼす影響は明瞭ではなかった。そこで本研究では、セルの磁化状態を視覚化し、磁気結合がASIの磁化過程に及ぼす影響を検討した。

実験方法

超高真空スパッタ法により、下地層/Ir-Mn/Co-Fe/Ru/Co-Fe-B 基合金/MgO/FeB(15 nm)/保護層からなる積層膜を作製し、真空中熱処理(350°C, 1 T)を行った。微細加工プロセスを用いて Stadium 型の 72 個のセルからなるハニカム格子 ASI (ピッチ=1.04~2.0 μm) を作製した (Fig. 1(a)を参照。ピッチの定義は Fig. 1(b)を参照。) フリー層 FeB 層のみをパターンニングし、72 セルのうち 62 セルに上部電極を個別に取り付けた。熱処理中磁界およびトンネル磁気抵抗効果曲線測定磁界では Fig. 1(a)の横方向に平行に印加した。

実験結果

初めに-500 Oe で左向きに磁化をそろえた後、徐々に磁界を増大させ磁気抵抗効果を測定した。抵抗値から、磁化状態を求め、フリー層磁化が左向きを赤、右向きを青で示した図を Fig. 2 に示す。磁気結合がほとんど無いピッチ 2.0 μm 場合、Fig. 2(a)に示すような磁化配置が得られた。長軸が横方向のセルの保磁力は、斜めのセルのそれにくらべて小さいため、このような磁化配置が得られる。さらに磁界を増やすと斜めのセルの磁化反転が起こった。一方、磁気結合の強いピッチ 1.04 μm の場合は、Fig. 2(c)に示すように複数のセルが鎖状に磁化反転し、磁界を増やすとその鎖が伸びたり増えたりした。このようにセル間の磁気結合が ASI の磁化過程に与える影響を確認できた。謝辞 本研究は科研費 JP20H05655, 文部科学省「マテリアル先端リサーチインフラ」事業 JPMXP 1224AT0126, JPMXP1223AT0091 の支援を受けた。

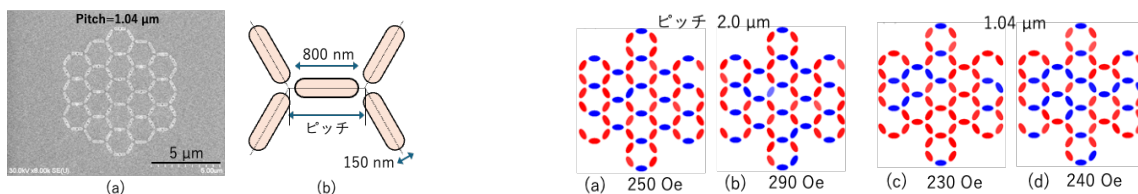


Fig. 1 (a)SEM 写真, (b)セル模式図. Fig. 2 フリー層の磁化状態. 図形は同一ピッチで示している.

参考文献 1) R. F. Wang, et al., Nature 439, 303 (2006). 2) S. H. Skjærvø, et al., Nat. Rev. Phys. 2, 13 (2020). 3) J. H. Jensen, et al., Proc. The 2018 Conf. Artificial Life, 15 (2018). 4) K. Hon, et al., APEX 14, 033001 (2021). 5) J. C. Gartside, et al., Nat Nanotechnol. 17, 460 (2022).

Free 層形状が磁気渦スピントルク発振器のダイナミクスに及ぼす影響

堀住 耕太¹, 千葉 貴裕^{2,3}, 小峰 啓史¹

(1. 茨城大院, 2. 東北大工, 3. 東北大学際研)

Influence of free layer shape on vortex dynamics in vortex spin torque oscillator

Kota Horizumi¹, Takahiro Chiba^{2,3}, and Takashi Komine¹

(1. Ibaraki Univ., 2. Tohoku Univ., 3. FRIS)

1 はじめに

磁気渦スピントルク発振器 (Vortex Spin Torque Oscillator, VSTO) は、磁気渦構造がスピントルクにより運動し、高周波電圧を出力するナノスケールの発振器である¹⁾。VSTOにおいて、磁気渦コアが運動する閾値電流が存在することが知られており、閾値電流はVSTOのダンピングや静磁気エネルギーを反映したポテンシャル形状に依存する²⁾。本研究では、磁気トンネル接合における自由層の構造に細工することで磁気渦コアに対するポテンシャル形状の制御を行い、ポテンシャル形状が磁気渦コアのダイナミクスに及ぼす影響を数値解析により調べた。

2 モデル

半径 $R = 187.5$ nm, 厚さ 5 nm の自由層を持つ VSTO における磁気渦コアの運動を Thiele 方程式^{3,4)} の数値解析により調べた。

$$-G \times \dot{X} - D(s)\dot{X} - \frac{\partial W}{\partial s} X + a_J J p_z e_z \times X + c a_J J R_0 p_x e_x = 0$$

ここで、 X は磁気渦コアの位置、 s は規格化された磁気渦コアの変位 $s = |X|/R$, R_0 は磁気渦コアの半径 (10nm), G はジャイロベクトル、 $D(s) = |D|(1 + \xi s^2)$ は非線形効果を含むダンピング係数、 a_J はスピントルク、 J は電流密度、 $(p_x, 0, p_z)$ は参照層の磁化ベクトルの向き、 c は磁気渦のコイラリティである。磁気渦コアに対するポテンシャル $W(s)$ はディスク中心からの距離 s の偶数乗で展開した関数でモデル化され、 $W(s) = (\kappa/2)s^2 + (\kappa\zeta/4)s^4$ がしばしば用いられる。ここで ζ は非調和項の無次元パラメータである。本研究では、自由層に追加層を重ねた2枚のディスク形状とすることで磁気渦コアに対するポテンシャル $W(s)$ を変化させた。追加層は厚さ 1.5 nm, 半径 20 nm, 及び、40 nm を仮定し、マイクロマグネティクスにより磁気渦解²⁾ に対するポテンシャルエネルギーを計算した。追加層の影響を考慮するためパラメータ κ_1 を追加し係数を $\kappa_{\text{add}} = \kappa - \kappa_1$, $\zeta' = \kappa\zeta/\kappa_{\text{add}}$ と置き直した関数 $W(s) = (\kappa_{\text{add}}/2)s^2 + (\kappa_{\text{add}}\zeta'/4)s^4$ でポテンシャルをモデル化した。

3 計算結果

マイクロマグネティクスにより計算したポテンシャル、及び、モデル化したポテンシャルを Fig.1 に示す。追加層のエッジはポテンシャルの極小値を形成すると同時に、ポテンシャルにおける s^2 の係数 κ_{add} を小さくする効果があることがわかる。パラメータ κ_1 を変えて磁気渦コアの運動を調べた結果を Fig.2 に示す。VSTO の動作は閾値電流 I_c が存在し、閾値電流以上で磁気渦の規格化距離 s が一定となる周回運動となる。このとき、閾値電流密度 J_c 、及び、定常状態における周回半径 s_0 は、それぞれ

$$J_c = \frac{|D|\kappa_{\text{add}}}{G a_J p_z}, \quad s_0 = \sqrt{\frac{J_c - 1}{\zeta' + \xi}}$$

となる⁴⁾。Fig.2 に示した $\kappa_1 = 0$ に対する計算結果は上記の s_0 の理論式と一致する。また、 κ_1 を変えた場合、閾値電流密度 J_c も上記理論式と一致する。つまり、ポテンシャル形状を変えることで閾値電流を大幅に低減することが可能である。講演では、様々な自由層形状に対して計算したポテンシャルが磁気渦ダイナミクスに及ぼす影響を議論する。

【謝辞】本研究の一部は、科学研究費補助金 (基盤研究 (S), 基盤研究 (B), 若手研究) の支援により行なわれました。ここに深謝致します。

4 参考文献

- 1) V. S. Pribiag, *et al.*, *Nat. Phys.* **3**, 498 (2007).
- 2) K. Y. Guslienko, *et al.*, *J. Phys.: Conf. Ser.* **292**, 012006 (2011).
- 3) A. V. Khvalkovskiy, *et al.*, *Phys. Rev. B* **80**, 140401(R) (2009).
- 4) Y. Imai, *et al.*, *Sci. Rep.* **12**, 21651 (2022).

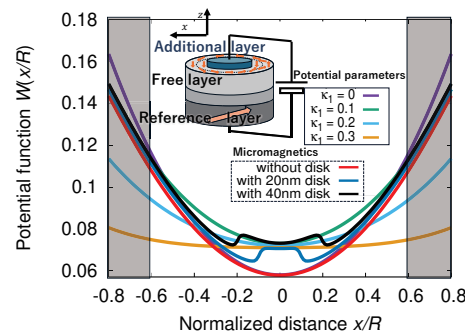


Fig.1 Model potentials for micromagnetic models and various potential parameters κ_1 . The inset illustrates VSTO with a double-disk free layer.

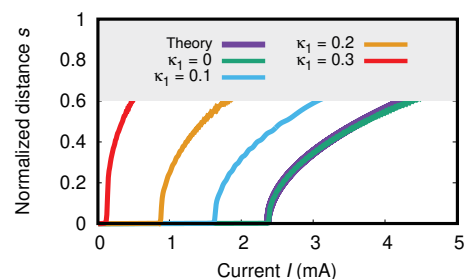


Fig.2 Current dependences of normalized vortex core distance s for various potential parameters κ_1 , and a theoretical trend for a single free layer⁴⁾ was also shown. Only the range of data adequately represented by the model was shown here.

段差構造の導入による磁性細線メモリの記録動作の安定化

加藤 大典、小倉 溪、木下 延博、宮本 泰敬
(NHK 放送技術研究所)

Stabilization of recording operation in magnetic nanowire memory with step structures

Daisuke Kato, Kei Ogura, Nobuhiro Kinoshita, Yasuyoshi Miyamoto
(NHK Science & Technology Research Labs.)

はじめに

当所で研究開発を進めているイマーシブメディアでは取り扱うデータ量が膨大なため、データをリアルタイムに記録・再生するには超高速な記録デバイスが必要になる。そこで我々は、将来の超高速記録デバイス実現に向けて磁性細線メモリの研究を進めている。このデバイスの確実なメモリー動作のためには、記録ビットとなる磁区を一定長ずつシフトさせる必要があるが、磁性細線媒体の局所的な磁気特性のばらつきにより磁区のシフト長が一定でなく、複数磁区の記録が安定しない課題があった。そこでこれまでに、磁性細線の長手方向に周期的な段差を設け、磁区のシフトをトラップする方法を考案した¹⁾²⁾。今回、試作プロセスと駆動信号の最適化を行うことで、段差による凹凸を単位として磁区のシフト長を一定化し、磁性細線への複数磁区の安定記録に成功した。

実験方法および結果

Fig.1 に示す段差構造を導入した磁性細線メモリーを作製するため、イオンビームスパッタとレーザーリソグラフィーにより、高さ 4 nm、周期 6 μm の SiN からなる段差構造を表面熱酸化 Si 基板の上に設置した後、その直交方向に Pt(3 nm)/[Co(0.35 nm)/Tb(0.85 nm)]₄ 垂直磁化膜を幅 3 μm 、長さ 60 μm の磁性細線としてパターン形成した。さらに SiO₂(25 nm)/SiN_x(3 nm) からなる層間絶縁層を介して、磁性細線の直交方向に幅 6 μm の Ta/Au/Ta 金属線(全厚 150 nm) からなる記録素子を形成した。試作デバイスの光学顕微鏡像を Fig.2 に示す。

次に、試作デバイスを用いて、単位ビット長(1T)、その 2 倍長(2T)、3 倍長(3T)の磁区が混在したランダムデータの記録・駆動評価を行った。印加した信号は、パルス幅 10 μs で、記録電流密度 4.1 MA/cm²、駆動電流密度 9.0 MA/cm² である。まず、1 kOe の外部磁界により磁性細線を下向きに初期化した。その後、磁区の記録・駆動を繰り返しながら、Fig.3 の模式図に示す通り、上向き磁区 2T、下向き磁区 1T、上向き磁区 3T、下向き磁区 1T、上向き磁区 1T の順で、磁性細線中に 8 つのランダムな磁化方向からなる磁区を記録した。Fig.4 は上記記録後の磁気光学カー効果顕微鏡(MOKE)像であり、暗状態が下向き、明状態が上向きの磁化方向に対応する。周期的に設けた段差を単位として磁区のシフト長を一定化し、複数磁区を安定して記録できていることがわかる。当日は最適化した試作プロセスの詳細と、駆動条件に対する磁区のシフト長の評価結果を併せて報告する。

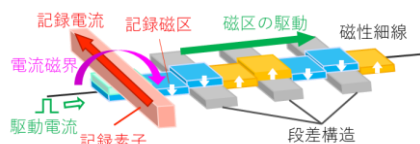


Fig.1 Magnetic nanowire memory with step structures

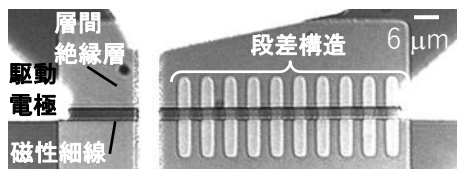


Fig.2 Fabricated magnetic nanowire memory with step structures

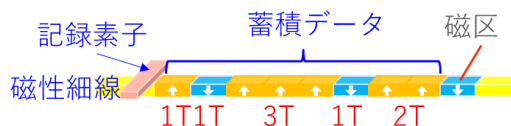


Fig.3 Schematic illustration of random data recording in magnetic nanowire memory

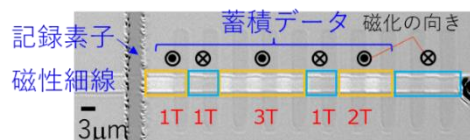


Fig.4 MOKE image of random data recording in magnetic nanowire memory

参考文献

- 1) 加藤ほか: 第 47 回日本磁気学会学術講演会, 27pB-15 (2023) 2) D.Kato *et al.*: MMM2023, DG-06 (2023)

Dependence of magnetic properties on morphology of Mn-Zn ferrite nanoparticles

B.Enkhmend, S.Kobayashi, Li Hui

Faculty of Science and Engineering, Iwate University, Morioka 020-8551, Japan

Magnetic nanoparticles have garnered significant attention due to their unique properties and potential applications in various fields, such as biomedical engineering, electronics, and catalysis. Among these materials, Mn-Zn ferrites stand out for their high magnetic permeability, low magnetic loss, and excellent thermal stability [1]. In comparison to spherical nanoparticles, non-spherical iron oxide nanoparticles exhibit superior advantages in biomedical applications due to their increased surface area and enhanced magnetic field interactions from unique geometry [2].

This study focuses on magnetic characterization of Mn-Zn ferrite synthesized by thermal decomposition with two distinct shapes: spherical and concave. Transmission electron microscopy (TEM) images confirmed the successful synthesis of Mn-Zn ferrite nanoparticles with distinct spherical and concave shapes. The average size of the spherical nanoparticles was approximately 13.4 nm, while the concave shaped sample had an average size of 33.2 nm (fig 1.a, b).

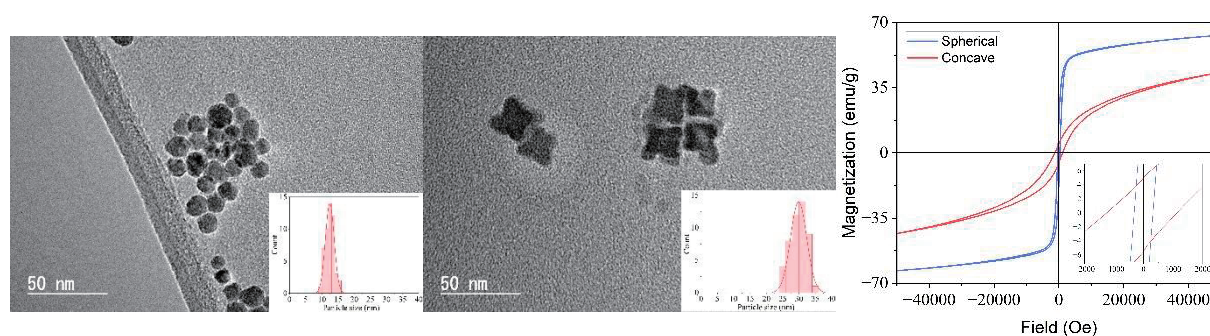


Fig 1. TEM image and size distribution of (a) spherical, (b) concave shape samples. (c) Hysteresis loop at 10K of $Mn_{0.4}Zn_{0.6}Fe_2O_4$ nanoparticles.

X-ray diffraction (XRD) measurements identified the primary phase as Mn-Zn ferrite in both samples, with a noticeable presence of MnO as a secondary phase. To reduce the MnO phase, the samples were re-annealed at a lower temperature. XRD analysis of re-annealed samples showed a significant reduction in the MnO phase, confirming the effectiveness of the annealing process. Magnetic measurements revealed that the spherical sample exhibited a saturation magnetization (M_s) of 63 emu/g and a coercivity (H_c) of 321 Oe. In contrast, the sample with concave shape showed a lower M_s of 43 emu/g but a higher H_c of 1182 Oe (fig 1.c). Further first-order reversal curve (FORC) analysis were carried at $T = 10$ K, and corroborated with magnetization curve results, highlighting the differences in magnetic behavior between the two shapes. While a single FORC distribution peak appears in the FORC diagram for spherical nanoparticles, a broad weak FORC ridge along the reversal field direction was observed in addition to a strong FORC peak. This FORC feature was also observed for other concave sample that we synthesized and may reflect step-like magnetization reversal process for concave nanoparticles with $\{111\}$ shape anisotropy.

References:

- [1] RadioanalNuclChem, vol. 330, (2021) 445
- [1] CrystEngComm, vol. 16, (2014) 600

準安定 bcc Co-Mn-Fe 合金薄膜の垂直磁気異方性

石橋未央¹、Deepak Kumar¹、久保田駿介²、梶原 輝^{3,1}、Tufan Roy⁴、
辻川雅人²、白井正文^{2,4}、水上成美^{1,4}

(¹ 東北大学材料科学高等研究所, ² 東北大学電気通信研究所, ³ 東北大学工学部,
⁴ 東北大学先端スピントロニクス研究開発センター)

Perpendicular magnetic anisotropy in metastable bcc Co-Mn-Fe alloy thin films

Mio Ishibashi¹, Deepak Kumar¹, Shunsuke Kubota², Hikaru Kajihara^{3,1}, Tufan Roy⁴,
Masahito Tsujikawa², Masafumi Shirai^{2,4}, Shigemi Mizukami^{1,4}

(¹AIMR, Tohoku Univ., ²RIEC, Tohoku Univ., ³Faculty of Eng., Tohoku Univ., ⁴CSIS, Tohoku Univ.)

1. はじめに 埋め込み型の不揮発性磁気抵抗メモリ (STT-MRAM) が製品化され、X-1X nm 世代の MRAM の開発が進んでいる。課題の一つは、微細化された垂直磁化 FeCoB/MgO トンネル磁気抵抗 (TMR) 素子の熱揺籃耐性 Δ を高めることである。 Δ は磁性層の実効的な垂直磁気異方性とその厚みの積に比例するため、それらを増強する工夫が必要である。そのため、MgO/FeCoB を多層化した構造¹ や、FeCoB に CoPt 系高垂直磁気異方性材料を積層した構造² 等を磁性 (記憶) 層に有する素子が提案・実証されている。このような背景において、高 TMR・高垂直磁気異方性を同時に発現する磁性材料の研究も基礎的には重要であると考えられる。これまで我々は、これまで報告例のない Co-Mn-Fe 三元不規則合金の準安定 bcc 相磁性薄膜を用いた TMR 素子を研究し、300%以上の TMR を報告した³。ここでは、その磁性薄膜の垂直磁気異方性について調べた結果を報告する。

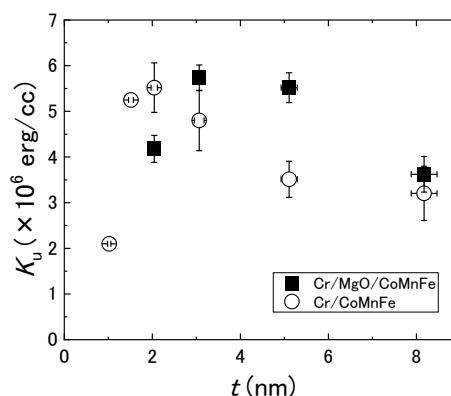


Fig.1 垂直磁気異方性定数の膜厚依存性。

2. 実験方法 試料は超高真空マグネトロンスパッタ法で作製し、基板には MgO(001)単結晶を用いた。Co-Mn-Fe 薄膜の作製にはコスパッタ法を用いた。磁気特性の評価には振動試料型磁力計 (VSM) ならびに極磁気光学カー効果を用い、構造評価には薄膜 X 線回折等を用いた。測定はすべて室温で行った。

3. 結果と考察 Fig. 1 に基板 /Cr(40)/Mg(0.4)/MgO(2.0)/Co₈₀Mn₁₀Fe₁₀(t)/保護層、ならびに基板 /Cr(40)/Co₈₀Mn₁₀Fe₁₀(t)/保護層 (膜厚: nm) における垂直磁気異方性定数 (K_u) の膜厚 (t) 依存性を示す。二つの試料で傾向は異なるものの、 $t = 2-5$ nm の時に最大 $K_u = 5-6$ Merg/cm³ の垂直磁気異方性を示した。他方、我々の第一原理計算からは、bcc Co-Mn-Fe が歪むことで体心正方晶 (bct) となった場合に、対称性の低下から一軸磁気異方性が発現することが示された。また、その軸比 $c/a < 1$ かつ Co リッチな組成において 10 Merg/cm³ を超える値を得た。この計算結果は、過去の bct Co の一軸磁気異方性の計算結果と定性的に一致する⁴。試料の下地となる bcc Cr(001)や岩塩型 MgO(001)の格子定数は、bcc Co-Mn-Fe の格子定数よりも大きい。そのため、bcc Co-Mn-Fe が下地の結晶格子に整合しつつ結晶成長する際に、歪みが入ることで垂直磁気異方性が発現していると定性的には解釈される。当日は、他の実験ならびに計算データも示しつつ結果を考察する。

謝辞 本研究の一部は、JST CREST (No. JPMJCR17J5)、MEXT X-NICS (No. JPJ011438)等の支援で行われた。

参考文献 [1] K. Nishioka *et al.*, AIP Adv. **11**, 025231 (2021), B. Jinnai *et al.*, IEDM (digest), 1 (2021). [2] M. Nakayama *et al.*, IEDM (digest), 1 (2023). [3] T. Ichinose *et al.*, J. Alloys. Comp. **960**, 170750 (2023). [4] T. Burkert *et al.*, Phys. Rev. B **69**, 104426 (2004).

酸素雰囲気アニールによるスピネルフェライト薄膜の磁気特性変化

竹尾 昂起、柳原 英人

(筑波大学)

Change in magnetic properties of spinel ferrite thin films by oxidation annealing

Kouki Takeo, and Hideto Yanagihara

(University of Tsukuba)

【背景】

スパッタリング等で MgO(001)基板上に成膜された Fe_3O_4 や CoFe_2O_4 といったスピネルフェライト薄膜の磁気特性は、バルクと比較して飽和磁化や角型比が小さくなる傾向にあり、初期成長時に生じる逆位相境界(APB)と呼ばれる欠陥がその理由であると考えられている[1]。スピネルフェライトを酸化物スピントロニクスデバイスに用いる際には、APBの抑制が不可欠である。そこで、我々は成膜後に試料を酸素雰囲気下でアニール(ポスト酸化)の効果を検討した。反応性 MBE 法で作製した NiCo_2O_4 に対し、ポスト酸化することで磁化が大きくなる報告[2]があり、本研究ではマグネトロンスパッタリング法で作製した $\text{Co}_{0.125}\text{Fe}_{2.875}\text{O}_4$ (CFO)に対してポスト酸化を行い、構造や磁気特性の変化を調べた。

【実験・結果】

反応性 RF マグネトロンスパッタリング法により、MgO(001)基板上に CFO(20 nm)を成膜した。VSM による磁気特性評価、XRD による結晶構造解析を行った後、スパッタ装置に戻し、Ar・酸素雰囲気下でプラズマを立て、 $450^\circ\text{C} \cdot 20$ 分のポスト酸化を行った。その際、Ar 流量を 30 sccm とし、酸素流量は Fig.1 に示す通りだ。ポスト酸化後の試料についても同様の解析を行った。

Fig.1 にポスト酸化前後の試料、酸素流量 4.0 sccm で作製した試料に対する面直方向の XRD の結果を示す。ポスト酸化により、ピークが高角側に変位し、通常成膜時と同角度に観測された。成膜時の酸素分圧データにより、ポスト酸化を制御できることが確認された。Fig.2 に同試料の M-H 曲線を示す。ポスト酸化によって体積単位当たりの飽和磁化、角型比、保磁力の増加が確認された。特に、体積単位当たりの飽和磁化の増加は、APB が減少していることが示唆される。

【参考文献】

- [1] D. T. Margulies et al., Appl. Phys. Lett. **79**, 5162 (1997)
 [2] Asaka Tsujie et al., Appl. Phys. Lett. **116**, 232404 (2020)

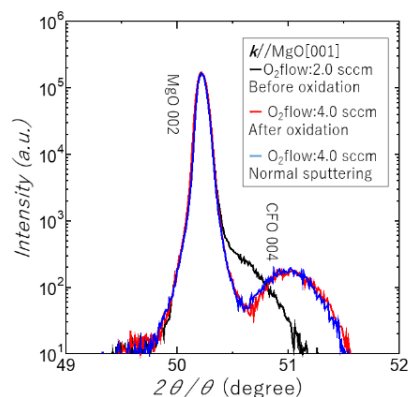


Fig.1 X-ray diffraction patterns of the films.

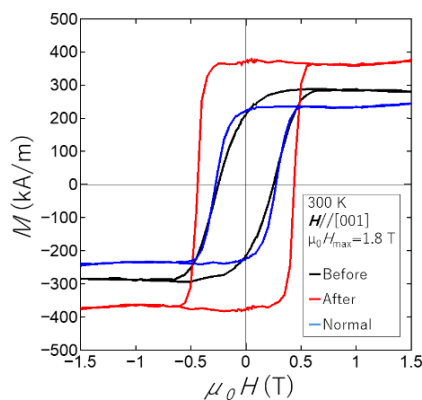


Fig.2 Magnetic hysteresis loops.

Fe₇₀Co₃₀/PMN-PT(011)マルチフェロイクヘテロ構造における磁気ダンピング定数の電場依存性

角田光、菅野樹、小森祥央、井村敬一郎、谷山智康
(名古屋大)

Electric field dependence of magnetic damping constants in Fe₇₀Co₃₀/PMN-PT(011) multiferroic heterostructures

H. Sumida, T. Kanno, S. Komori, K. Imura, T. Taniyama
(Nagoya Univ.)

はじめに

磁性材料を磁気メモリ等に応用するためには、高速磁化スイッチングを実現する低磁気ダンピング強磁性材料の開発が求められる。例えば、Co 25at.%組成の鉄コバルト合金では、 10^{-4} 位の小さな磁気ダンピング定数がこれまでに報告されている^[1]。一方、我々は強誘電体 Pb(Mg_{1/3}Nb_{2/3})O₃-PbTiO₃(PMN-PT)と強磁性体とからなるマルチフェロイクヘテロ構造において、PMN-PT から強磁性体への歪みの伝播とそれによって生じる磁気弾性効果に起因する巨大な電気磁気効果について報告してきた。本講演では、Fe₇₀Co₃₀ 合金薄膜と強誘電体 PMN-PT(011)とからなるマルチフェロイクヘテロ構造における磁気ダンピング定数の電場変調効果について報告し、低磁気ダンピング強磁性材料を実現するための手法について議論する。

実験方法

Fe₇₀Co₃₀/PMN-PT(011)マルチフェロイクヘテロ構造を、到達圧力 10^{-10} Torr の超高真空分子線エピタキシー法によって作製した。Fe₇₀Co₃₀/PMN-PT の強磁性共鳴を PMN-PT 基板に面直に電場を印加しながら測定し、共鳴線幅と共鳴周波数との関係から磁気ダンピング定数 α を算出した。

実験結果

Fe₇₀Co₃₀/PMN-PT(011)に対して PMN-PT[100]および PMN-PT[011]の方向に直流磁場を印加した際の磁気ダンピング定数の電場依存性を Fig.1(a), (b)にそれぞれ示す。電場がゼロのときは、磁気ダンピング定数はいずれの磁場方向に対しても 1×10^{-2} 程度の値を示す。一方、正の電場を印加すると +2 kV/cm 以上で磁場方向[100]に対して磁気ダンピング定数が最大 40%増加し、[011]方向に対して最大 80%減少することが分かった。これとは対照的に、負の電場を印加した際には磁気ダンピング定数に変化は見られず、電場の極性に対して非対称な変化を示すことがわかる。我々はこれまでに同様のマルチフェロイクヘテロ構造において磁気異方性の電場依存性について調査してきており、磁気異方性が電場の極性に対して非対称な変化をすることを確認している。このことは、磁気ダンピング定数が磁気異方性と密接に関連することを示唆する。また、電場を印加することで磁化の絶対値も変化し、その変化量もまた電場の極性に依存することが確認されている。講演では、磁気ダンピング定数、磁気異方性の非対称な電場依存性の起源について詳細に議論する。

本研究の一部は、JST CREST JPMJCR18J1, JST FOREST JPMJFR212V, JSPS 科研費 JP24H00380, JP23KK0086, JP21H04614 の支援を受けたものです。

参考文献

1) M. A. W. Schoen et al., Nat. Phys. **12**, 839 (2016).

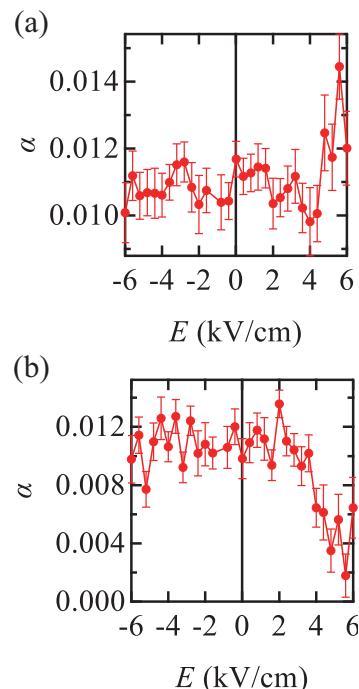


Fig. 1 Electric field dependence of magnetic damping constant α of Fe₇₀Co₃₀/PMN-PT(011) with magnetic fields along the (a) [100] and (b) [011] directions of PMN-PT.

界面反強磁性結合したナノワイヤにおける磁気と応力相互作用

原山寛都、劉小晰
(信州大学)

Magnetic and stress interactions of nanowires with interfacial antiferromagnetic coupling

Hiroto Harayama, Xiaoxi Liu
(Shinshu Univ.)

はじめに

近年、IoTの発展によりエネルギーハーベスティング(EH)が注目されている。EHは、周囲の環境から微小なエネルギーを収穫して電力に変換する技術であり、IoTの無線センサシステム用の電源として、軽量化や電池交換に要するコストの低減等が期待される。EHの一つとして磁歪式振動発電があり、機械的振動から逆磁歪効果による磁化の変化によって発電することができる。

磁歪式振動発電に用いる磁歪材料に求められる条件としては、大きな磁歪、高い飽和磁化等が挙げられる。レアメタル、レアアースを含まない磁石材料であり、高い結晶磁気異方性および飽和磁化の観点から FeCo 合金は有望な材料の一つである。しかしながら、大きな格子歪みを導入する事は難しい。そこで高い磁歪性能と、優れた垂直磁気異方性を示す材料である TbFeCo 薄膜を用いた界面反強磁性結合三層膜に注目した。この界面の交換結合は応力によって変化させる可能性があるため、本研究では三層ナノワイヤの界面交換結合スティフネス定数による磁区構造、磁化方向についてシミュレーションを行った。

実験方法

シミュレータには GPU ベースのマイクロマグネティックシミュレータである Mumax3 を用いた。薄膜の厚さは TbFeCo(5 nm) / FeCo(100 nm) / TbFeCo(5 nm) であり、ナノワイヤの形状は膜厚 110 nm、幅 100 nm、長さ 2000 nm の直方体とした。TbFeCo の材料パラメータは、飽和磁化を 300 kA/m、交換スティフネス定数を 10 pJ/m に設定した。また、FeCo の材料パラメータは、飽和磁化 1950 kA/m、交換スティフネス定数 30 pJ/m に設定した。界面に強磁性結合と反強磁性を変化させシミュレーションを行った。

実験結果

Fig.1 に界面の交換スティフネス定数 A とワイヤの長手方向の磁化 M のグラフを示した。界面交換スティフネス定数 A の値によって、磁化の強さが変化することが確認できる。

Fig.2 に膜厚方向に磁場を加えた時の膜厚方向のヒステリシスループを示した。Ni/TbFeCo/Ni を使った反強磁性三層膜において負の保磁力が生じるように²⁾、 $A = -20$ pJ/m の時は負の保磁力が確認できる。

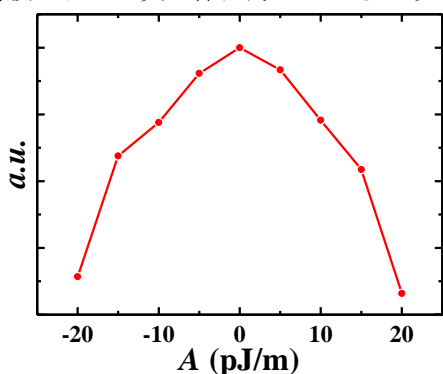


Fig.1 Relation between exchange stiffness constant and magnetization

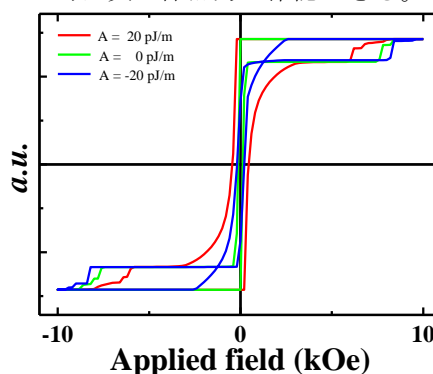


Fig.2 Exchange stiffness constant and hysteresis loop

参考文献

- 1) Q. Yang et al.: *Nat. Commun.*, **9**, 991(2018)
- 2) X. Liu et al.: *IEEE Trans. Magn.*, **47**, 3126 - 3128 (2011)

Gd-Fe 薄膜における組成勾配に誘起された巨大な保磁力

水野淳平、栗野博之、田辺賢士
(豊田工業大学)

Giant coercive force induced by composition gradient in Gd-Fe thin films

J. Mizuno, H. Awano and K. Tanabe
(Toyota Technological Institute)

はじめに

ジャロシンスキー・守谷相互作用 (DMI) やラシュバ効果は、非対称な系でしか生じない反対称相互作用として知られている。近年のスピントロニクス分野では、厚さ 1 nm 以下の磁性超薄膜を重金属層と絶縁層で挟んだ、人工的に作製された非対称構造を用いて DMI やラシュバ効果の制御の研究が進められている。しかし磁性超薄膜は保磁力・キュリー点が低いことや、重金属層は Pt などの貴金属が用いられることが多いことから、実用化に向かないという欠点があった。ごく最近、面直方向に組成勾配を持つ磁性体薄膜が注目されている。このような組成勾配は自然な反転対称性の破れを引き起こすため、反対称相互作用を誘起できる可能性がある。実際、磁性超薄膜と Pt 等の重金属を使うことなく DMI[1-2]やラシュバ効果[2]を誘起できることが報告されている。本研究では新しい組成勾配誘起の現象の探索を目指して、GdFe 膜における保磁力に注目した。面直方向に組成勾配を持つ GdFe 膜において、組成勾配由来の巨大な保磁力の発現を見出したのでここで報告する。

実験方法と結果

熱酸化膜 (SiO₂) を持つ Si 基板上に Pt (5 nm)/ g-GdFe(20 nm)/SiN (10 nm) の構造を持つ試料を、マグネトロンスパッタ装置で作製した。g-GdFe は面直方向に組成勾配 (gradient) を持つ GdFe 膜を表す (Fig. 1)。g-GdFe 膜は、カソードパワーをリモート制御したコスパッタ法を用いて作製し、①②磁化補償点が中心となるように 5at% の勾配 (③は反転した勾配) をつけた。参照試料として組成が一樣な膜も同様に作製した。作製した薄膜に対して、エネルギー分散型蛍光 X 線分析装置を用いて薄膜全体の Gd の平均組成を、Kerr 効果測定装置を用いて薄膜の磁気ヒステリシスを測定し、保磁力と磁化補償点を決定した。測定された組成、保磁力の関係を Fig. 2 に示す。保磁力は試料①が 5700 Oe で、一樣膜と比較して 7 倍以上もの大きな保磁力が得られた。磁化補償点を真ん中でまたぐような組成勾配を作製することで、容易に巨大な保磁力が発現するものと考えられる。

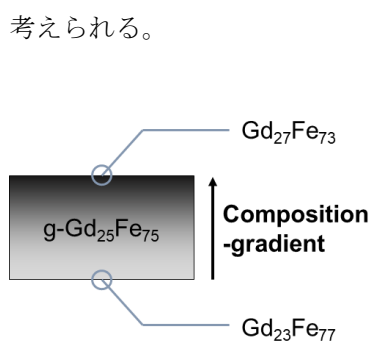


Fig. 1 組成勾配を持つ GdFe 膜の概念図

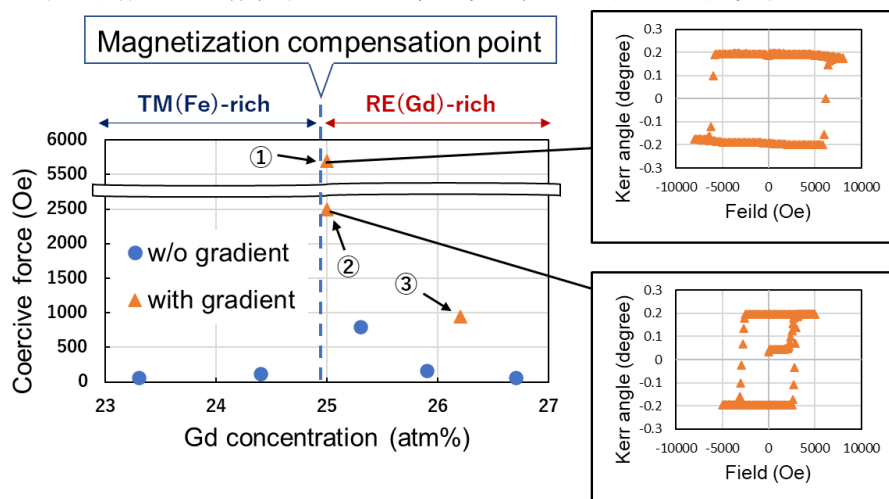


Fig. 2 Gd 組成と保磁力の関係。○が一樣膜，△が濃度勾配膜を表す。挿入図が各点における Kerr 効果のヒステリシスを表す。

参考文献

- 1) D. H. Kim et al., Nature Materials **18**, 685 (2019).
- 2) Z. Zheng et al., Nature Communications **12**, 4555 (2021).

軽元素 (B, C, N) 侵入による磁性, スピン輸送特性の創発

N. Tripathi¹, S. Mishra¹, 三浦良雄², 小田洋平³, 安福秀幸², 大吉啓司², 坂口穂貴⁴, 新美信⁴, 石橋隆幸⁴, 磯上慎二²

(¹IIT(BHU), ²NIMS, ³福島高専, ⁴長岡技科大)

Magnetic and spin transport properties created with interstitial elements of B, C, and N

N. Tripathi¹, S. Mishra¹, Y. Miura², Y. Kota³, H. Yasufuku², K. Ohyoshi², H. Sakaguchi⁴, M. Niimi⁴, T. Ishibashi⁴, and S. Isogami²

(¹IIT(BHU), ²NIMS, ³Fukushima KOSEN, ⁴Nagaoka U.T.)

はじめに 持続可能社会へ向けて希少金属代替技術は我が国の重要なマテリアル戦略の柱となっている。我々以外にも豊富な資源量の遷移金属元素と侵入型軽元素を用いて、新奇な磁性、スピン輸送特性の導出、あるいは既報特性の改善が行われている¹⁾。中でも遷移金属窒化物の代表格である窒化鉄 Fe₄N エピタキシャル薄膜は早期に着手され、高インバーストンネル磁気抵抗効果²⁾、インバース電流誘起磁化反転³⁾、負の異方性磁気抵抗効果⁴⁾などの新奇デバイス特性が導出されてきた。近年では窒化マンガン Mn₄N およびその複合窒化物系への広がりも見せている⁵⁾。ホストを遷移金属元素、ゲストを窒素に見立てると、これらの材料特性はゲストで大きく自在制御できるものと洞察され、実際に窒素欠陥や規則度に依存した異方性磁気抵抗効果が Fe₄N 薄膜で報告されている⁶⁾。これに対し、本研究では磁性やスピン輸送特性に及ぼすゲストの普遍的な効果を議論するため、窒化物に加えて、ホウ化物、炭化物エピタキシャル膜の合成と異常ホール効果、磁気光学効果、電流スピン流変換への効果の解明を目的として実験を行った。

実験方法 ホウ化物、炭化物、窒化物としてそれぞれ、Mn₄(NB)⁷⁾、Co₂Mn₂C⁸⁾、Mn₃PtN⁹⁾エピタキシャル膜を DC マグネトロンスパッタリング法および成膜後真空浸炭法で作製した。基板、膜厚はそれぞれ MgO(001) 単結晶、約 20 nm であり、キャップ層として 2 nm の MgO 膜を成膜している。結晶構造解析、異常ホール効果、化学結合状態、磁気特性の評価にはそれぞれ、薄膜 XRD 装置、PPMS, XPS, MPMS を用いた。スピンホール角の評価には、信頼性を高めるためにスピントルク強磁性共鳴 (ST-FMR) 測定、第二次高調波ホール測定を用いた。微細加工素子は線幅 10 μm のホールクロスとした。

実験結果と考察 軽元素効果の一例として窒素侵入によるスピンホール角の増大に関する実験結果を示す。

Figure 1(a)および 1(b)はそれぞれ、ST-FMR で求められた反強磁性窒化物 Mn₃PtN (MPN)と窒素が取り除かれた構造の Mn₃Pt (MP)におけるスピンホール角の周波数依存性、膜厚依存性を示す。これらの結果より窒素の効果が推察されたため、講演会では第一原理計算を加味した解釈、ホウ化物、炭化物に関する一連の実験結果をまとめながら侵入型軽元素に期待できる効果や材料条件について議論する。

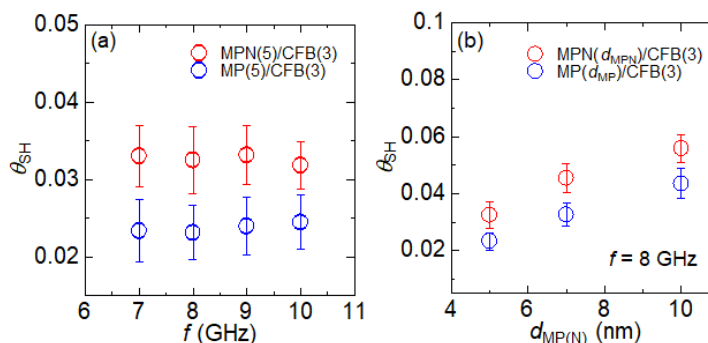


Fig. 1(a) ST-FMR で評価した反強磁性窒化物膜 Mn₃PtN (MPN)と Mn₃Pt (MP) (どちらも膜厚 5 nm) におけるスピンホール角 (θ_{SH}) の共鳴周波数依存性. (b) 同じく反強磁性膜厚依存性.

参考文献

- 1) Isogami et al., Adv. Electron. Mater. 9, 2200515 (2023); Coey et al., ECS J. Solid State Sci. Tech. 11, 055002 (2022).
- 2) Komasaki et al., JAP. 105, 07C928 (2009).
- 3) Isogami et al., APEX. 3, 103002 (2010).
- 4) Tsunoda et al., APEX. 2, 083001 (2009).
- 5) Ito et al., Nanotechnology 33, 062001 (2022).
- 6) Kabara et al., APEX. 7, 063003 (2014).
- 7) Sakaguchi et al., J. Phys. D: Appl. Phys. 56, 365002 (2023).
- 8) Isogami et al., Phys. Rev. Mater. 7, 014411 (2023).
- 9) Tripathi et al., Phys. Rev. B 109, 224406 (2024).

LSMO/PMN-PT 界面マルチフェロイク構造における ダンピング特性の電界変調

大橋 裕生, 小森 祥央, 井村 敬一郎, 谷山 智康
(名大理)

Electric field effect on magnetic damping in LSMO/PMN-PT artificial multiferroic heterostructures

Y. Ohashi, S. Komori, K. Imura, T. Taniyama
(Nagoya Univ.)

はじめに

強磁性体/強誘電体からなる界面マルチフェロイク構造が近年注目を集めている。この構造では電界を印加した際の強誘電体の逆圧電効果によって生じる歪みが強磁性体へと伝達し、磁気弾性効果により磁性を制御することができる。ペロブスカイトマンガン酸化物 $\text{La}_{1-x}\text{Sr}_x\text{MnO}_3$ (LSMO) は歪みによる顕著な磁性の変調効果を示すことから界面マルチフェロイク材料として研究されており、これまでに残留磁化¹⁾や磁気秩序²⁾の電界制御などが報告されている。今回我々は LSMO/[$\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$] $_{1-x}$ -[PbTiO_3] $_x$ (PMN-PT) ヘテロ構造におけるギルバート・ダンピング定数の電界変調効果について調査した結果について報告する。

実験方法

PMN-PT(001), (011), (111)基板上に膜厚 50 nm の LSMO 薄膜 ($x = 0.3$) をパルスレーザー堆積法により成膜し、X 線回折逆格子マップ測定によりエピタキシャル成長を確認した (Fig. 1)。面直方向に 6 kV/cm から -6 kV/cm の電界を印加した状態でベクトルネットワークアナライザを用いて強磁性共鳴を測定した。

実験結果

エピタキシャル LSMO/PMN-PT(011) に対して、強磁性共鳴の吸収曲線の半値幅から見積もったギルバート・ダンピング定数の電界依存性を Fig. 2 に示す。磁場は LSMO/PMN-PT(011)の面内磁化困難方向である $[01\bar{1}]$ 方向に印加している。正負の電界によってダンピング定数が 1 桁近く増加することがわかる。PMN-PT(011)では、電界を印加することで電界極性に対して対称的に面内 $[100]$ 方向に圧縮歪み加わることが知られており³⁾、今回見出されたダンピング定数の電界依存性は、歪みによる面内磁気異方性の変調効果に起因することが示唆される。実際、他の配向の試料に対しても同様の測定を行ったところ、電界を印加した際に面内で異方的な歪みが生じる試料においてのみダンピング定数の変調が確認されている。当日はダンピング定数の電界変調機構についてより詳細に議論する。

本研究の一部は、JST CREST JPMJCR18J1, JST FOREST JPMJFR212V, JSPS 科研費 JP24H00380, JP23KK0086, JP21H04614 の支援を受けたものです。

参考文献

- 1) Y. Yang et al., Appl. Phys. Lett. **100**, 043506 (2012).
- 2) K. Imura et al., Appl. Phys. Lett. **122**, 202402 (2023).
- 3) W. Du et al., Appl. Phys. Lett. **117**, 222401 (2020).

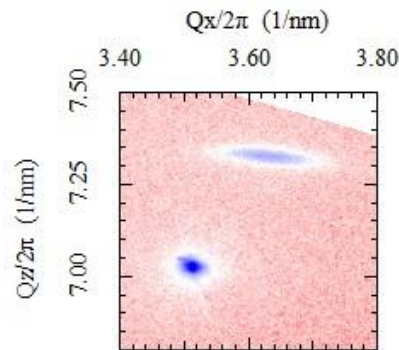


Fig. 1. XRD reciprocal space mapping around the (222) diffraction spot of LSMO/PMN-PT(011). The two spots originate from the LSMO thin film and PMN-PT substrate.

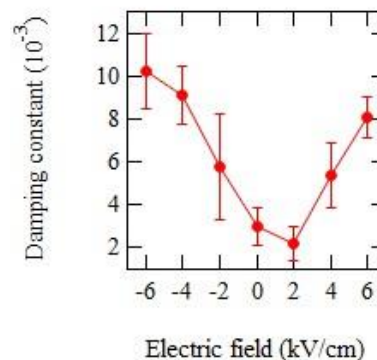


Fig. 2 Electric field dependence of the Gilbert damping constants of LSMO/PMN-PT(011).

プラスチック基板上の GdFe 垂直磁化膜へのバッファ層の影響

井川結衣子、安田優也、栗野博之、田辺賢士
(豊田工業大学)

Influence of a buffer layer on GdFe films with perpendicular magnetic anisotropy on plastic substrate

Y. Ikawa, Y. Yasuda, H. Awano and K. Tanabe
(Toyota Technological Institute)

はじめに

MRAM や磁壁レーストラックメモリ、スキルミオンメモリに代表される次世代型磁気メモリは、高密度化や電流密度、動作速度の観点から垂直磁化膜を利用して研究が進められている。垂直磁気異方性の誘起には、結晶磁気異方性がカギとなっており、単結晶基板上で実験が進められている。一方最近では、フレキシブルデバイスの研究が進み、フレキシブル磁気センサー¹⁾や、逆磁歪効果を利用したひずみセンサー²⁾の研究では、プラスチック基板上への磁性膜の成膜技術の開発が活発に進められている。特に GMR 効果の MR 比の向上のためにポリマーバッファ層による平坦化技術が確立されている³⁾。一方で、垂直磁気異方性に対するバッファ層の影響の研究はあまり進んでいない。そこで本研究では、スパッタで成膜した Si₃N₄(10 nm) のバッファ層の GdFe 垂直磁化膜に対する影響について調べたのでここで報告する。

実験方法と結果

プラスチック基板として日本ゼオンの Zeonorfilm を用いた。サンプル構造は Si₃N₄ (10 nm)/ Gd_xFe_{1-x} (20 nm)/Pt (5 nm)/プラスチック基板であり、プラスチック基板と Pt 層の間に、Si₃N₄ (10 nm) のバッファ層がある試料とない試料を準備した。薄膜はどの層もマグネトロンスパッタ装置で作製した。また参照試料として熱酸化膜付きシリコン基板を用いた試料作製も行った。GdFe 膜の Gd 濃度はおおよそ磁化補償点近傍の 20-30at%にし、エネルギー分散型蛍光 X 線分析装置を用いて計測した。Kerr 効果測定装置を用いて薄膜の保磁力を測定した。Fig. 1 は $x = ??at%$ の際に測定された Kerr ループであり、同一組成に関わらず、バッファ層ありとなしで符号が反転している。このことは磁化補償点がずれていることを示唆している。測定された保磁力と Gd 濃度の関係を Fig. 2 に示す。バッファ層ありの試料は、濃度が 25.3at% 付近に磁化補償点が存在しているのに対し、バッファ層なしの試料では、26.0at% 付近に存在しており、0.7at% 程度の差がある。バッファ層ありの試料の磁化補償点は、Si 基板上で作られた試料と近い傾向がある。バッファ層なしの試料では磁化補償点がよりずれており、これは Gd が見かけ上減っていることを意味している。基板からの水分等の影響で Gd の一部が酸化し磁性が失われたものと考えられる。

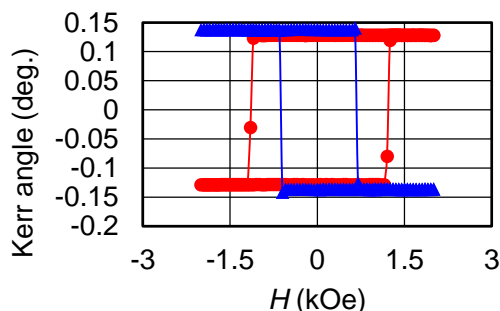


Fig. 1 Kerr ループの結果. 赤○はバッファ層あり, 青△はバッファ層なしを表す.

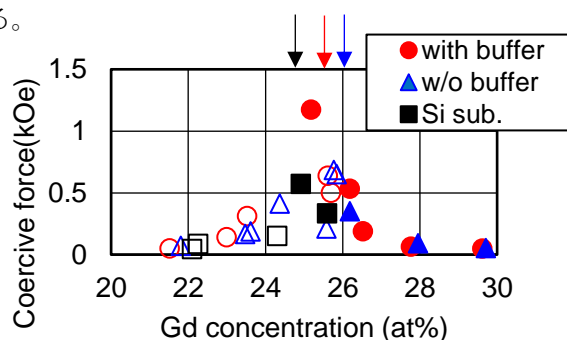


Fig. 2 Gd 組成と保磁力の関係. 白抜きは TM-rich, 塗りつぶしは RE-rich を表す. 矢印で各条件の磁化補償点を示している.

参考文献

- 1) J.-Y. Chen et al., Scientific Reports **7**, 42001 (2017).
- 2) S. Ota et al., Scientific Reports **11**, 6237 (2021).
- 3) Y. F. Chen, et al., Advanced Materials **20**, 3224 (2008).

MgO(001)基板上に形成したエピタキシャル Co-N 薄膜の構造解析

阿部航大¹・今村光佑¹・磯上慎二²・大竹充¹

(1 横浜国大, 2 物材機構)

Structural Analysis of Epitaxial Co-N Thin Films Formed on MgO(001) Substrates

Kota Abe¹, Kosuke Imamura¹, Shinji Isogami², and Mitsuru Ohtake¹

(1Yokohama Nat. Univ., 2NIMS)

はじめに Co と N の二元系材料は、バルク状態も含め、化合物相の形成に関する文献が極めて少ない。一方で、Co₄N 相 (*L1* 構造) が大きなスピン偏極率 ($P_D = -0.875$) を持つ¹⁾ことが理論計算により示唆され、CoN 相 (*B1* 構造) が反強磁性を示す²⁾ことが実験により確認されているように、磁性に関する特徴的な化合物を持つ材料系である。先行研究では MgO(001)³⁾や SrTiO₃(001)⁴⁾などの基板上において Co₄N 相の薄膜形成が試みられており、また、Co 中で N は拡散しやすいため、250 °C 付近で N が薄膜試料から脱離してしまう³⁾ことなどが報告されている。そこで、本研究では、Co-N 系の薄膜状態における相形成の N 組成依存性に関する情報を蓄積することを目的に、反応性スパッタリング法によって、N₂ 分圧比を系統的に変化させることにより MgO(001)基板上に Co-N 薄膜を形成した。

実験方法 製膜には超高真空 RF マグネトロン・スパッタリング装置を用いた。Ar と N₂ の混合ガス雰囲気 (全圧: 0.67 Pa, N₂ 分圧比 PPR_{N_2} : 0~100%) の下、Co ターゲットをスパッタすることにより、Co-N 膜を形成した。膜成長観察には RHEED、構造評価には XRD、N 組成評価には XPS、磁気特性評価には VSM 等を用いた。

実験結果 まずは、N が脱離しやすいことが考えられる基板温度 400 °C で製膜を行った。Fig. 1 に RHEED および XRD パターンを示す。左側に示す数値は製膜時の N₂ 分圧比と XPS により測定した膜の N 組成である。N₂ 分圧比を増加させても N 組成は小さな値であるが、僅かに膜中に固溶できることが分かった。また、N₂ 分圧比が 0%では A3 (hcp) 相が形成されたのに対して、2.5~100%では A1 (fcc) 相が形成された。Co に僅かに N が固溶する、もしくは、成長初期段階で *L1* (Co₄N) 相の形成と N 脱離が起こることにより、A1 構造の結晶核が形成され、A1 相が安定化させられた可能性が考えられる。次に N が脱離しにくい 200 °C で膜形成を行った。Fig. 2 に RHEED および XRD パターンを示す。左側の数値に示すように多くの N が Co に固溶していることが分かる。N₂ 分圧比が 60~100%では B1 もしくは B3 構造の CoN 化合物相が形成され、5%では N 量が少ないため、B1 / B3 相からマルテンサイト変態した A6 (bct) 相が形成された。当日は、より詳細な構造解析と磁気特性評価の結果も併せて報告する。

- 1) Y. Imai, Y. Takahashi, and T. Kumagai: *J. Magn. Magn. Mater.*, **322**, 2665 (2010).
- 2) X. Liu, H. Lu, M. He, K. Jin, G. Yang, H. Ni, and K. Zhao: *J. Alloys Compd.*, **582**, 75 (2014).
- 3) N. Pandey, M. Gupta, R. Gupta, Z. Hussain, V. R. Reddy, D. M. Phase, and J. Stahn: *Phys. Rev. B*, **99**, 214109 (2019).
- 4) K. Ito, G. H. Lee, H. Akinaga, and T. Suemasu: *J. Cryst. Growth*, **322**, 63 (2011).

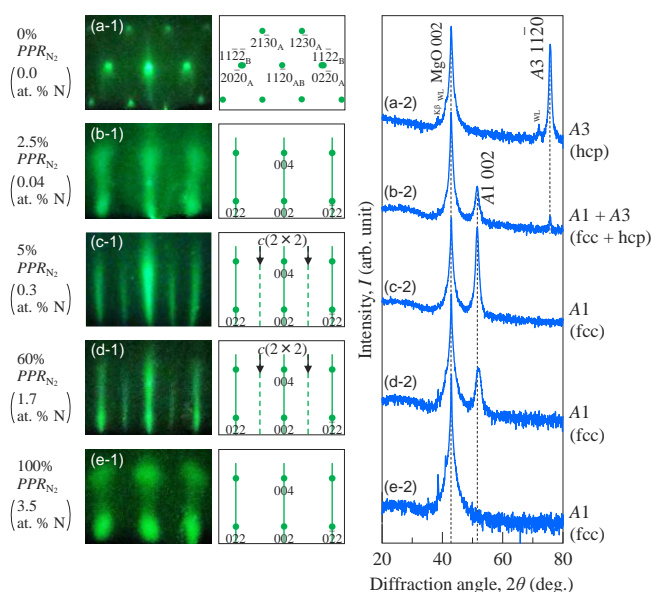


Fig. 1 (a-1)–(e-1) RHEED and (a-2)–(e-2) XRD patterns of Co-N films formed on MgO(001) substrates at 400 °C.

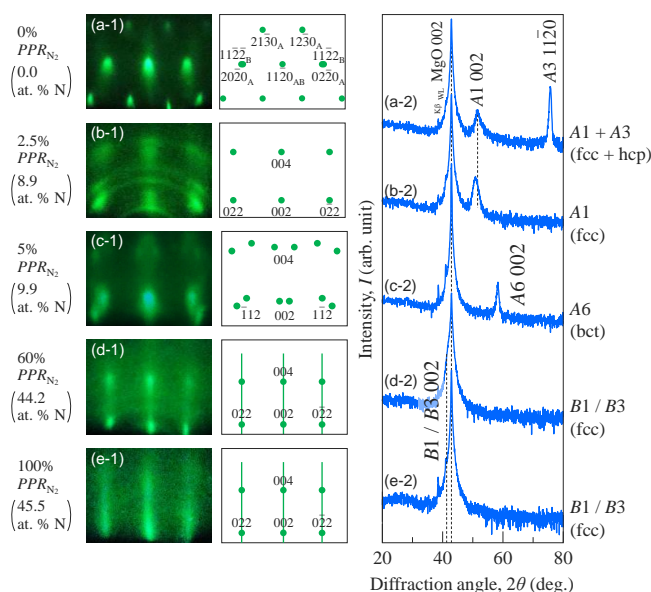


Fig. 2 (a-1)–(e-1) RHEED and (a-2)–(e-2) XRD patterns of Co-N films formed on MgO(001) substrates at 200 °C.

気固反応による酸化皮膜付き窒化鉄系磁性粉の合成とその圧粉磁心化

○西倉 温弘, 中新田 弘幸, 加藤 陽成, 宮澤 守, 飛世 正博, 斉藤 伸 (東北大学)

Synthesis of iron nitride magnetic powder with oxide film by gas-solid reaction
and its pressure forming into powder core

○Atsuhiko Nishikura, Hiroyuki Nakashinden, Yousei Kato, Mamoru Miyazawa, Masahiro Tobise,
and Shin Saito (Tohoku Univ.)

はじめに 次世代半導体デバイスはパワーエレクトロニクス機器全体の効率化ならびに省エネルギー化の鍵である。性能を最大限引き出すため、回路システムを構成する受動素子の一つであるインダクタには飽和磁化が高く高周波動作可能な軟磁性圧粉磁心が期待されている。 α' - Fe_{16}N_2 相は体心立方晶 (bcc) の Fe の格子間に N が侵入した構造を有する正方晶の高飽和磁化材料であり、Fe と N というユビキタな元素だけで構成される。ただしこのままでは一軸結晶磁気異方性が大きい硬質磁性材料であるため、軟磁性化し渦損抑制対策を施した磁性粉を合成できるか、またそれを圧粉磁心化した際に如何なる磁心特性を示すのかに興味を持たれている。我々は窒化鉄系薄膜の知見を粉末材料に展開し N と C を共添加した α' 相磁性粉を合成することにより結晶磁気異方性を低下させて軟磁性化させることを発案するとともに、気固反応を用いて窒化鉄粒子を炭化することにより、N の一部を C で置換した窒化鉄系磁性粉を作製できることを見出している[1]。一方渦損抑制対策に関しては、同じく気固反応を用いて FeSi 合金粉の表面酸化により 5 nm 厚の SiO_2 被膜付き Fe 粒子の合成に成功している。しかしながらこれらの気固反応を組み合わせ、bcc-Fe 粒子に対して N と C を共添加して窒化鉄系磁性粉を合成しつつ、その磁性粉を酸化皮膜で覆うプロセスについては検討してこなかった。そこで本研究では酸化皮膜付きの C 添加窒化鉄系磁性粉を合成する気固反応プロセスを検討し、合成された粉末を圧粉磁心化して圧粉組織と磁心特性を調べたので報告する。

実験結果 Fig. 1 は原料粉を $(\text{Fe}_{0.971}\text{Co}_{0.018}\text{Al}_{0.011})_3\text{O}_4$ マグネタイトとし、異なる気固反応プロセスによって得られた磁性粉の X 線回折プロファイルである。試料 G では還元(500°C、4 時間)→酸化(140°C、1 時間)→窒化(170°C、5 時間)→炭化(200°C、8 時間)の順に、試料 H では還元→窒化→炭化→酸化(温度と時間は試料 H と同じ)の順にプロセスを進めた。試料 G では微量の Fe_3O_4 が残存するとともに bcc-Fe が形成されており、窒化や炭化が進まなかったことがわかる。これは還元時に磁性粉表面に形成された酸化皮膜が、のちの窒化や炭化の気固反応を阻害したことによると考えられる。試料 H では、不規則侵入型正方晶の α' 相と微量の Fe_4N 相の形成が認められる。このことは還元粉が bcc-FeCoAl 相でも気固反応により侵入型の窒化や炭化が進行することを示している。Fig. 2 は各試料の磁化曲線である。両試料とも飽和磁化は bcc-Fe の飽和磁化 222.4 emu/g より小さい。これは粒子重量に酸化皮膜分も含まれていることが要因と思われる。さらに試料 H の方が試料 G より飽和磁化が小さい。これは試料 H には過窒化により Fe_4N 相が形成されたことによると考えている。Fig. 3 には試料 H と同様のプロセスで合成した磁性粉を 10 t/cm^2 プレスにより圧粉磁心化し、その一部を切り出し薄層化した試料の走査型透過電子顕微鏡による明視野像と特性 X 線による元素マップを示す。組織中の大きな空隙は薄層化の際に粒子が脱落した部位であり、圧粉組織は均一緻密であった。組織を見ると Fe 高濃度の粒の外殻に 5 - 10 nm 厚の酸素濃度の高い皮膜組織が形成されており、その部分では Al も偏在しているように見受けられる。これより合成された磁性粉表面には Al 酸化皮膜が形成されており、圧粉成形後も皮膜形態を維持していることがわかった。講演では窒化鉄系磁性粉で作製した圧粉磁心の電磁変換特性についても報告する。本研究は文部科学省革新的パワーエレクトロニクス創出基板技術研究開発事業 JPJ009777 の助成を受けた。

参考文献 [1] M. Tobise et al. "Proposal of New Co-Addition Method for α' - $\text{Fe}_{16}(\text{N}, \text{C})_2$ Particles by Gas-Solid Reactions," IEEE TRANSACTIONS ON MAGNETICS, VOL. 58, NO. 8, AUGUST 2022

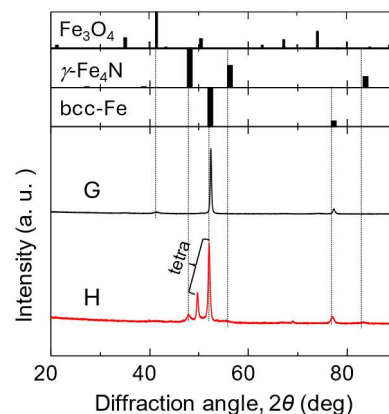


Fig. 1 XRD profiles of magnetic powders with the process order of nitriding, carbonizing and oxidizing (Co-K α line)

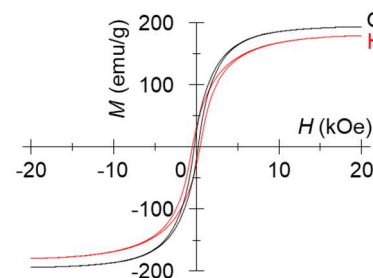


Fig. 2 Magnetization curve of C-doped iron nitride magnetic powder

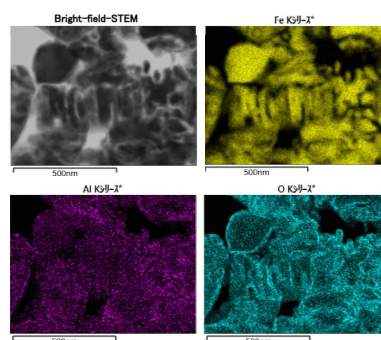


Fig. 3 Bright-field scanning transmission electron microscope image and elemental map of a thin-layered sample of magnetic core cut out from a magnetic powder core using characteristic X-rays

カーボンバッファ層による FePt-酸化物グラニューラ薄膜の 面内(001)配向成分の抑制

◦タム キム コング^{a)}, 櫛引 了輔^{a)}, 斉藤 伸^{b)}

(^{a)}田中貴金属工業株式会社, (^{b)}東北大学)

Suppression of In-plane (001) Texture Component in FePt-oxide Granular Films by Introducing a Carbon Buffer Layer

◦Kim Kong Tham^{a)}, Ryosuke Kushibiki^{a)}, and Shin Saito^{b)}

(^{a)}TANAKA KIKINZOKU KOGYO K.K., (^{b)}Tohoku University)

はじめに L1₀ FePt 薄膜は室温で 5×10^7 erg/cm³ の高い磁気異方性エネルギー (K_u) および適度なキュリー温度を備えているため、次世代熱アシスト磁気記録媒体材料として実用化されている。さらなる高記録密度化のためには、結晶粒が孤立しているグラニューラ構造、 c 軸の膜面垂直高配向、高規則度を有する微細なコラム状磁性粒子の実現が必須である。これらの要件を達成するために、粒界材 (GBM) として B₂O₃¹⁾, SiO₂²⁾, TiO₂³⁾, BN⁴⁾, C^{5,6)} などの様々な材料を FePt 薄膜へ添加した研究が盛んに行われてきた。以前、我々は粒界材が C と酸化物とのグラニューラ薄膜を比較検討し、粒界材が酸化物の薄膜の方が C の薄膜よりも c 軸が膜面平行に配向している FePt の結晶粒の割合が多いことがわかった⁷⁾。 c 軸が膜面平行に配向している結晶粒の形成については下地層表面の粗さ、下地層の粒界、下地層の結晶配向の分布、下地層とグラニューラ薄膜の磁性結晶粒との界面格子不整合など様々な原因が報告されている⁸⁾。我々はこの現象が酸化物 GBM と MgO 下地層との相互拡散によるものだと考えている。そこで我々は、MgO 下地層上に FePt 結晶粒をエピタキシャル成長させながら、酸化物 GBM と MgO 下地層との相互拡散を抑制するために、MgO 下地膜と FePt グラニューラ薄膜との間に薄い C バッファ層 (BL) を積層する検討を行い、グラニューラ薄膜の磁気特性および組織を調べたので報告する。

実験結果 試料の層構成は Sub./ Co₆₀W₄₀(80 nm)/ MgO(5 nm)/ C Buffer Layer (0-2 nm)/ Fe₅₀Pt₅₀-30vol%B₂O₃ (5 nm)/ C(7 nm) とした。Fe₅₀Pt₅₀-30vol%B₂O₃ グラニューラ薄膜は Ar ガスを流しながら、550°C の温度で成膜した。

Fig. 1 に、様々な膜厚の C バッファ層上に成膜した FePt-B₂O₃ グラニューラ薄膜の磁化曲線を示す。C バッファ層 (0.6 nm) を積層すると、ヒステリシスが増大することがわかった。さらに C バッファ層の膜厚を 1.0 nm まで厚くすると、ヒステリシスは小さくなる。この結果は薄い C バッファ層が磁気特性の改善に有効であることを示唆している。

Fig. 2 に、様々な膜厚の C バッファ層上に成膜した FePt-B₂O₃ グラニューラ薄膜の面内 XRD プロファイルを示す。全ての膜において、主に L1₀-FePt 相由来の (110), (200), (220) 回折線が観測され、FePt 結晶粒が c 面配向していることを示唆している。(001) 回折線については、C バッファ層の膜厚を 0.6 nm 以上に厚くすると、積分強度が著しく減少しており、これは C バッファ層を用いることで c 軸が膜面平行に配向している FePt 結晶粒の割合が大幅に減少していることを示している。講演では、FePt-B₂O₃ グラニューラ薄膜の磁気特性、規則度と組織との相関を評価し、FePt 結晶粒の c 軸の配向要因を議論する予定である。

参考文献 1) T. Saito et al., *Jpn. J. Appl. Phys.*, **59**, 045501 (2020). 2) E. Yang et al., *J. Appl. Phys.*, **104**, 023904 (2008). 3) Y. F. Ding et al., *Appl. Phys. Lett.*, **93**, 032506 (2008). 4) B. Zhou et al., *Appl. Phys. Lett.*, **118**, 162403 (2021). 5) J. S. Chen et al., *Appl. Phys. Lett.*, **91**, 132506 (2007). 6) A. Perumal et al., *J. Appl. Phys.*, **105**, 07B732 (2009). 7) J. Wang et al., *Acta Mater.*, **91**, 41 (2015). 8) J. Wang et al., *Acta Mater.*, **177**, 1, (2019).

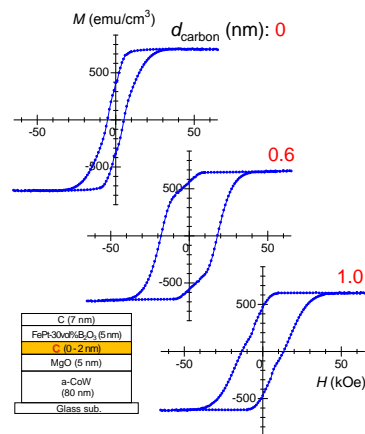


Fig. 1 M - H loops of FePt-B₂O₃ granular films with various C buffer thickness. Film structure is shown in the inset.

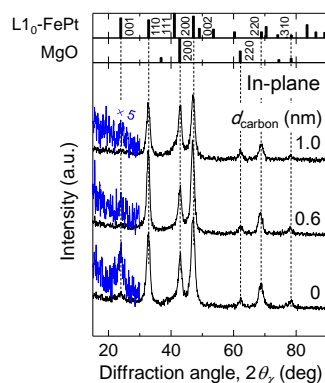


Fig. 2 In-plane XRD profiles for FePt-B₂O₃ granular films with various C buffer thickness.

低角の基礎線を用いた c 面配向 $L1_0$ -FePt 薄膜における In-plane XRD 法による規則度評価の精度向上

○岩動 大樹, 岸 大希, 小川 智之, 斉藤 伸 (東北大学)

Accurate evaluation of degree of order in c -plane-oriented $L1_0$ -FePt thin films
using low angle fundamental line by In-plane XRD

○Daiki Isurugi, Tomoki Kishi, Tomoyuki Ogawa, and Shin Saito (Tohoku Univ.)

はじめに 熱アシスト磁気記録媒体の記録層材料としては、室温で高い一軸結晶磁気異方性エネルギーを有する規則合金である $L1_0$ 型 FePt 相が有力な候補であり、FePt 結晶粒の粒径低減、高核密度化、高規則度化を満足するようグラニューラ化が鋭意研究されている。スパッタリングにより作製される c 面配向 FePt グラニューラ薄膜に関する電子線構造解析によると、結晶粒の表面や下地 MgO 層とのヘテロ界面付近に Fe 原子と Pt 原子の秩序配列が乱れた不規則構造が形成されているなど、結晶粒内に規則度 (S) の不均一性が存在することが指摘されている^{1,2)}。一般に c 面配向 FePt グラニューラ薄膜の開発において規則度 S は Out-of-plane XRD プロファイルの (001) 規則線と (002) 基礎線との強度比から算出されている。構造不均一性が存在するグラニューラ薄膜では、微小領域から発せられる微弱な X 線回折強度を精密に算出して局所的な規則度について情報を得ることが肝要である。我々は前述の Out-of-plane 回折プロファイルから S を求める方法では規則線がガラス基板や下地層に含まれるアモルファス相からのハローパターンと重畳してしまうため精密評価に支障をきたすことを指摘するとともに、In-plane X 線回折線により X 線浸透深さを制限して S を評価する方法を提案している³⁾。今回はこの方法をさらに発展させ、基礎線の強度も精密に算出する手法を試みたので報告する。

評価結果 Fig. 1 に膜厚 (d_{mag}) を 20–1.0 nm と変化させた FePt-C グラニューラ薄膜の Cu-K α 線による In-plane XRD プロファイルを示す。X 線の入射角は 0.4° とした。 $d_{\text{mag}} = 20$ nm の試料では (110) 規則線および (220) 基礎線は共に強く観測される一方で膜厚を 5 nm 以下に薄くすると回折線強度は低下し、 $d_{\text{mag}} = 2.0$ nm の試料では特に (220) 基礎線からの回折線強度が著しく弱く観測されることがわかる。ここで X 線回折法ではローレンツ・偏光因子の回折角依存性により高角の回折線ほど検出が不利になる。そこで c 面配向 FePt グラニューラ薄膜の In-plane XRD プロファイルにおいて、(220) 基礎線よりも低角に現れ下地からの回折線の重畳がない (200) 基礎線を用いて規則度の評価を試みた。Fig. 2 は Fig. 1 から積分強度 I_{200} および I_{220} を算出し相関をグラフ化したものである。 I_{200} は I_{220} とよい比例関係を示し、相関直線の傾きは 3.07 であった。この係数についてはローレンツ・偏光因子を考慮し理論値を計算すると 3.10 であり実験結果とほぼ対応することを確認した。このことは実験結果から I_{220} を算出する代わりに強度が 3.07 倍強い I_{200} を算出して I_{220} を見積もった方が、規則度評価の精度を向上させられることを示している。この手法は極薄膜や微小粒径媒体の規則度評価に有利であり、講演では一例として膜厚方向の規則度不均一性を本手法で評価した結果を紹介する。

参考文献 1) Y. K. Takahashi et al., *J. Appl. Phys. Lett.*, **95**, 2690 (2004).

2) D. Isurugi et al., *IEEE Trans. Magn.*, **59**, 3201304 (2023).

3) T. Saito et al., *Jpn. J. Appl. Phys.*, **59**, 045501 (2020).

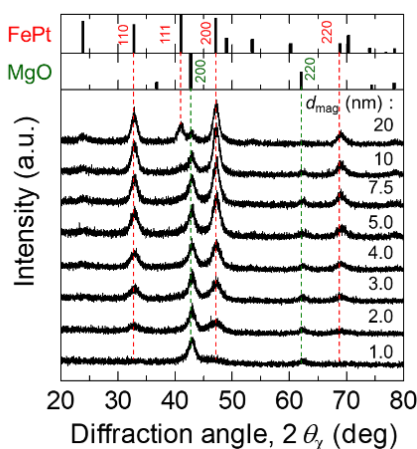


Fig. 1 In-plane XRD profiles of FePt-C granular films with various d_{mag} for FePt-C (1.0–20 nm)/MgO (5 nm)/CoW (80 nm)/sub.

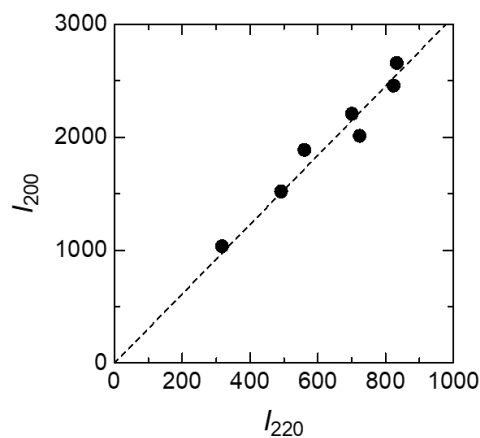


Fig. 2 Relationship between integral intensities of fundamental lines of (220) and (200) diffractions for FePt-C granular films.