

Cu₂O シード層と Co フェライト薄膜のミスフィット改善

佐々木 諒、神島 謙二、柿崎 浩一
(埼玉大学)

Refinement of the lattice misfit between a Cu₂O seed layer and a Co ferrite thin film

R. Sasaki, K. Kamishima, K. Kakizaki
(Saitama Univ.)

はじめに

Co フェライト(CoFe₂O₄)は大きな垂直磁気異方性を示すことが報告されており^{1),2)}、当研究グループではシード層に(100)配向 Cu₂O 薄膜を用いることで、垂直磁気異方性を示す Co フェライト薄膜を得る試みを行ってきた³⁾。しかしながら、両者のミスフィットが大きいため(100)面が膜面内に配向した Co フェライト薄膜は得られなかった。そこで、本研究では Mn 置換により Co フェライト薄膜の格子定数を制御することでミスフィット率を低減し、エピタキシャル成長の可能性を模索した。

実験方法

試料は RF マグネトロンスパッタ装置を用いて作製した。ターゲットは Cu 円板および Fe 円板上に Co と Mn チップを貼り付けたものを用いた。基板には石英ガラスを用い、チャンバー内に O₂ および Ar ガスを導入し、投入電力 4.4 W/cm² で薄膜を堆積した。Cu₂O 薄膜は、450°C に加熱した基板上に O₂ ガス分圧 15.0 ~ 16.3 %、全圧 2.0 mTorr で成膜し、Mn 置換 Co フェライト薄膜は O₂ ガス分圧 10%、全圧 4.5 mTorr、基板温度 300°C で成膜し、その後、大気中、800°C で 5 時間熱処理を行った。

実験結果

Fig. 1 および Fig. 2 にそれぞれ Cu₂O 薄膜および Co_{1-x}Mn_xFe₂O₄ 薄膜の X 線回折図を示す。Mn 置換量 x は EDX による定量結果である。Cu₂O 薄膜では、O₂ 分圧 15.9 % の試料で(100)面が膜面内に強く配向した。これより格子定数 a を求めたところ、4.27 Å であった。一方、Co_{1-x}Mn_xFe₂O₄ 薄膜では、Mn 置換量 $x = 0 \sim 0.2$ すべての試料でスピネル相が生成した。各試料の格子定数は、 x の増加に伴い増大し、ベガード則と概ね一致した。これらの結果より、Cu₂O とのミスフィット率は $x = 0.2$ の試料において -1.52% であり、 $x = 0$ の試料のミスフィット率 -1.87% に対し、0.35% 低減することができた。

Fig. 3 は Mn 置換 Co フェライト薄膜の磁化値および保磁力を示す。Mn 置換量 x の増加に伴い磁化値は増加した。これは Mn フェライトの飽和磁化値が Co フェライトよりも大きいこと、およびシェラーの式により算出した結晶子径が 240 から 320 Å に増加したことから、スピネル相の結晶性の向上が原因として考えられる。保磁力は $x = 0.2$ の試料で膜面直、面内方向ともに他の試料と比べ大きな値であった。前述のように Mn 置換した試料ではスピネル相の結晶性が向上したことから、これが原因の一つであると考えられる。

参考文献

- 1) T. Niizeki, Y. Utsumi, H. Yanagihara, J. Inoue, E. Kita; Appl. Phys. Lett., 103 (2013) 162407.
- 2) S. E. Shirsath, X. Liu, Y. Yasukawa, S. Li, A. Morisako; Scientific Reports, 6 (2016) 30074.
- 3) 岩動大樹, 神島謙二, 柿崎浩一; 信学技報 (2021) 18.

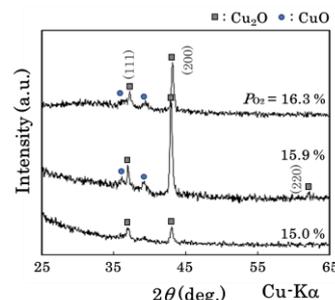


Fig. 1 X-ray diffraction patterns of the Cu₂O thin films.

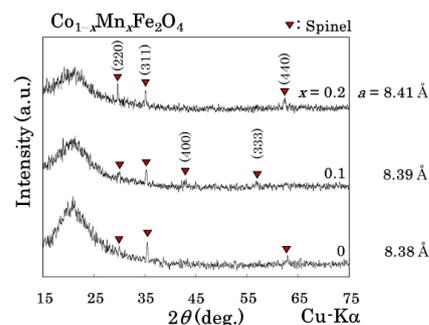


Fig. 2 X-ray diffraction patterns of the Mn-substituted Co ferrite thin films.

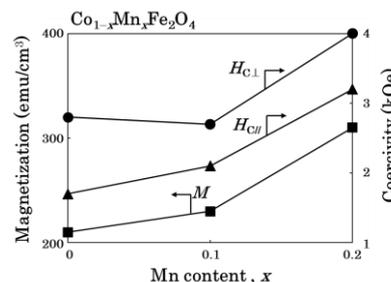


Fig. 3 Magnetic properties of the Mn-substituted Co ferrite thin films.

MOD 法により作製した Sr 系 M 型フェライト薄膜の磁気特性

川口 真弘、神島 謙二、柿崎 浩一
(埼玉大学)

Magnetic properties of M-type strontium hexaferrite thin films prepared by metal organic decomposition

M. Kawaguchi, K. Kamishima, K. Kakizaki
(Saitama Univ.)

はじめに

微小電気機械システム(MEMS)の構成要素として微小な磁石が求められている。Sr 系六方晶フェライトはコストパフォーマンスに優れた永久磁石材料だが、微小加工が困難であり、MEMS への応用には工夫が求められる。その工夫の一つとして薄膜技術が使われる。本研究では MOD 法を用いた高保磁力の Sr 系六方晶フェライト薄膜の作製を目的とした。その際、Sr がガラス基板に拡散することを防ぐために、ガラス基板上に緩衝膜として ZrO₂ 膜を用いた。

実験方法

試料は MOD 法により作製した。出発溶液には Fe、Sr の有機金属塗布材料(SYMETRIX)を用い、Fe/Sr=8.0~9.0 となるように調製した。これを室温で 24 時間攪拌し、スピンコート法を用いて、あらかじめ MOD 法により ZrO₂ 薄膜を成膜した石英ガラス基板上に塗布した。その後大気中 400°C で 30 分乾燥させた。塗布と乾燥の工程を 3 回繰り返した後、900°C で 5 時間熱処理を行い、膜厚約 300 nm の SrFe₁₂O₁₉ 薄膜を作製した。得られた膜の結晶構造は X 線回折法(XRD)により解析し、磁気特性は振動試料型磁力計(VSM)により膜面内および膜面垂直方向に磁場を印加して測定した。

結果および考察

Fig. 1 は Fe/Sr 比の異なる Sr フェライト薄膜の X 線回折図を示す。全ての試料で M 型フェライト相が生成したが、Fe/Sr=9.0 の試料では過剰となった Fe が α-Fe₂O₃ 相として生成した。Fe/Sr 比がそれ以下の試料においては一貫して緩衝膜として用いた ZrO₂ 相と SrM 相からの回折線のみであり、異相はない。

Fig. 2 は Fe/Sr 比が 8.4 の試料のヒステリシスループを示す。膜面内および膜面垂直方向ともに大きな保磁力を示し、硬磁性であることがわかる。この膜の膜面垂直方向に測定した保磁力は 5.7 kOe であり、今回成膜した一連の試料の中で最大であった。この値は Masoudpanah らが溶液法で作製した Sr フェライト薄膜¹⁾の約 4.8 kOe よりも大きかった。以上のことから Fe/Sr=8.4 の試料が最良であるといえる。一方、磁化値は 275 emu/cm³ であり、バルク値に比べて若干小さい値であった。これは膜の密度が低いためと考えられる。ただし、膜面内方向と膜面垂直方向の保磁力に大きな差がないことから膜は磁氣的に等方であり、Sr フェライトの大きな結晶磁気異方性を生かすためには結晶配向制御が必要である。

参考文献

- 1) S.M. Masoudpanah, S.A. Seyyed Ebrahimi, JMMM., 342 (2013) 128.

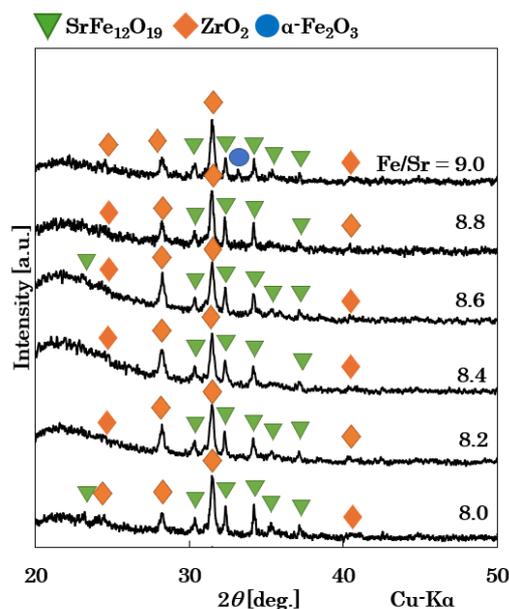


Fig. 1 X-ray diffraction patterns of the ZrO₂/SrFe₁₂O₁₉ films with different Fe/Sr ratio.

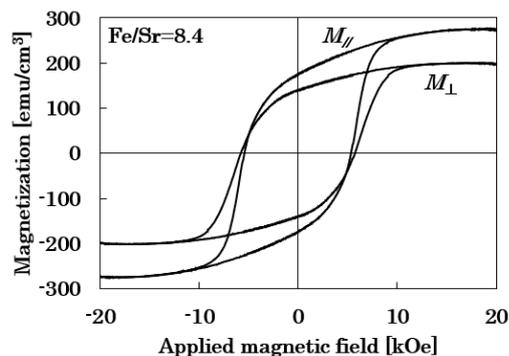


Fig. 2 Hysteresis loop of the SrFe₁₂O₁₉ film with Fe/Sr ratio of 8.4.

Li 系 QS 型六方晶フェライトの作製条件の探索

吉島丈史、柿崎浩一、神島謙二
(埼玉大学 大学院 理工学研究科)

Exploring the synthesis conditions of Li-based QS-type hexaferrite

T. Yoshijima, K. Kakizaki, K. Kamishima

(Graduate School of Science and Engineering, Saitama University)

緒言

QS 型六方晶フェライトは、化学式 $\text{Ba}_2\text{Sn}_2\text{MeFe}_{10}\text{O}_{22}$ (Me : 2 価金属) で表され、反強磁性体でありながら磁場に対し大きな磁化を示すという特異な性質を持つ。¹⁾ QS 型六方晶フェライトにおける二価金属を Li で置換することでフェリ磁性が発現すれば、デバイスへの応用が期待できる。

本研究では未確認の Li 系 QS 型六方晶フェライトの作製条件の探索を行い、単相試料の作製を試みた。

実験方法

原料粉(BaCO_3 , SnO_2 , Li_2CO_3 , $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$)を $\text{Ba} : \text{Sn} : \text{Li} : \text{Fe} = 2 : 2 + x : 0.5 + 0.5x : 10.5 - 1.5x$ ($-0.8 \leq x \leq 1.0$) に秤量し、エタノール湿式ミルで 24 時間混合した。乾燥後、ディスク状に加圧成型し、 $1000\sim 1250^\circ\text{C}$ で 5 時間焼成した。その後ディスク表面を約 0.3 mm 研磨した後に粉碎し、測定を行った。試料の結晶構造は粉末 X 線回折法により解析し、磁気特性は振動試料型磁力計(VSM)、超伝導量子干渉磁束計(SQUID 磁束計)を用いて行った。

結果と考察

図 1 は 1200°C で焼成した $\text{Ba} : \text{Sn} : \text{Li} : \text{Fe} = 2 : 2 + x : 0.5 + 0.5x : 10.5 - 1.5x$ 試料の X 線回折図である。 1200°C 焼成条件では、 $-0.1 \leq x \leq 0.4$ の範囲で単相試料が得られた。 $x \geq 0.5$ の組成では、 $\text{BaSn}_2\text{Fe}_4\text{O}_{11}$ が副相として現れた。 $x \leq -0.1$ の組成では M 型フェライトと $\text{Ba}_3\text{SnFe}_{10}\text{O}_{20}$ が副相として現れた。格子定数は、 $x \geq -0.1$ の範囲で x の増加に対し、 $a = 5.929\sim 5.943 \text{ \AA}$, $c = 28.62\sim 28.71 \text{ \AA}$ と系統的に増加し、 $\text{Li}^+(0.59 \text{ \AA})$, $\text{Sn}^{4+}(0.76 \text{ \AA})$ の重み付き平均イオン半径が $\text{Fe}^{3+}(0.645 \text{ \AA})$ より大きいことから、 $\text{Fe} \rightarrow \text{Sn}_{2/3}\text{Li}_{1/3}$ 置換が要因であると考えられる。 $x \leq -0.1$ の範囲では x の変化に対し格子定数は変化せず $\text{Sn}_{2/3}\text{Li}_{1/3} \rightarrow \text{Fe}$ 置換は行われていないと考えられる。

図 2 は 1200°C で焼成した $\text{Ba} : \text{Sn} : \text{Li} : \text{Fe} = 2 : 2 + x : 0.5 + 0.5x : 10.5 - 1.5x$ 試料の室温磁化曲線である。 $x \geq -0.1$ の組成は反強磁性的なふるまいを示した。 $x < -0.1$ の組成は保磁力を示し、これは副相として生成した M 型フェライトによるものと考えられる。 x の増加に対する磁化の低下は、 $\text{Fe} \rightarrow \text{Sn}_{2/3}\text{Li}_{1/3}$ 置換による全体の磁気モーメントの減少が原因であると考えられる。

参考文献

- 1) M.C. Cadée *et al.*, J. Magn. Magn. Mater. 62 (1986) 367.

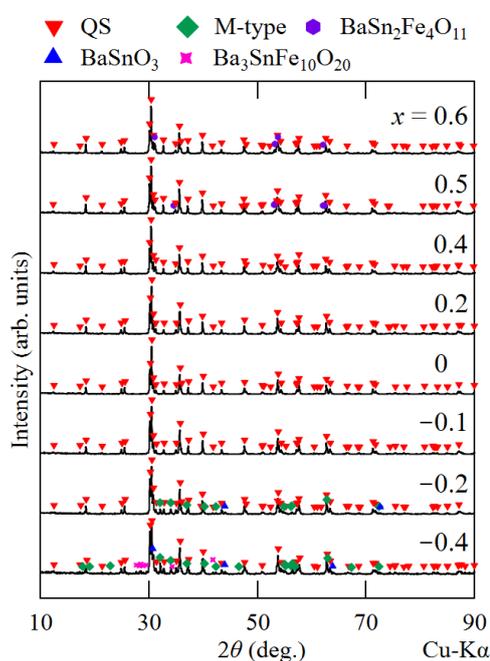


図 1 $\text{Ba}_2\text{Sn}_{2+x}\text{Li}_{0.5+0.5x}\text{Fe}_{10.5-1.5x}\text{O}_{22}$ ($T_S = 1200^\circ\text{C}$) の X 線回折図

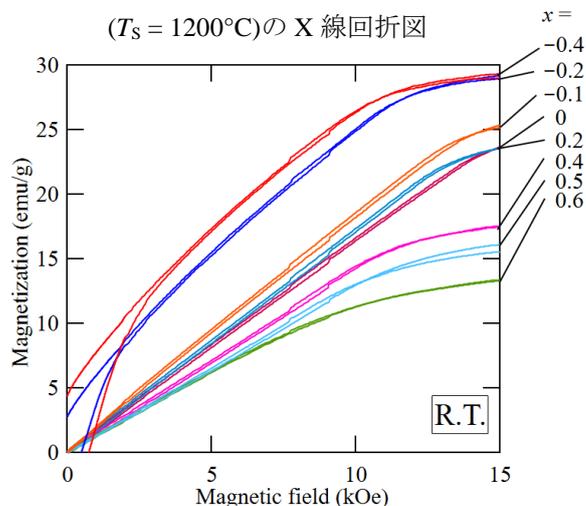


図 2 $\text{Ba}_2\text{Sn}_{2+x}\text{Li}_{0.5+0.5x}\text{Fe}_{10.5-1.5x}\text{O}_{22}$ ($T_S = 1200^\circ\text{C}$) の室温磁化曲線

2価鉄を含むQS型フェライトに関する研究

落合 響、柿崎 浩一、神島 謙二
(埼玉大学)

Investigation of QS-type ferrite containing divalent iron cations

H. Ochiai, K. Kakizaki, K. Kamishima
(Saitama Univ.)

はじめに

QS型六方晶フェライトは $\text{Ba}_2\text{Sn}_2\text{MeFe}_{10}\text{O}_{22}$ で表される¹⁾。また、反強磁性的な挙動を示すが一般的な反強磁性体と比較すると磁場に対して大きな磁化を示すことが知られている²⁾。先行研究では2価イオンとしてNi、Cu、Mg、Mn、Cd、Co、Zn等を置換したQS構造フェライトが研究されてきた。本研究では、これまでに作製報告のない2価イオンとして Fe^{2+} を用いたQS構造フェライトの作製条件と磁気特性の調査を行った。また、一般的な反強磁性体より大きな磁化を示すことから非磁性イオンによる置換によってフェリ磁性の発現が期待されるため、 2Fe^{3+} を $\text{Fe}^{2+}\text{Sn}^{4+}$ で置換することも試みた。

実験方法

2価鉄を除いた原料粉($\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$, BaCO_3 , SnO_2)を目的組成から2価鉄を差し引いた分だけ秤量、混合した。その後、1 mm ϕ のジルコニアボールで遊星ミル粉碎、混合し試料を乾燥させた。700°Cで脱気処理を行った後、目的組成となるように Fe_3O_4 を混合し、直径12 mm ϕ のディスク状に1.0 ton/cm²で加圧成型した。成型後、試料を石英管に入れ内圧2.0 Paで真空封入を行い、この石英管を1000~1200°Cで5時間加熱した。試料の結晶構造は粉末X線回折法を用いて同定し、振動試料型磁力計で磁気特性を測定した。

実験結果

Fig. 1に $\text{Ba}_2\text{Sn}_{2+x}\text{Fe}^{2+}_{1+x}\text{Fe}^{3+}_{10-2x}\text{O}_{22}$ (1200°C焼成)のX線回折図を示す。置換量 $x = -0.1, 0, 0.1, 0.2$ においてQS型フェライトが単相となった。

Fig. 2に1200°Cで本焼成を行った試料の印加磁場1 kOeにおける熱磁気曲線を示す。置換量 $x = 0, 0.1, 0.2$ でのネール温度は約410 K、 $x = -0.1$ でのネール温度は422 Kであった。また、 $\text{BaSn}_{0.9}\text{Fe}^{3+}_{5.47}\text{O}_{22}$ のネール温度は420 K²⁾と報告されており、今回の試料と近い値であった。さらに置換量 x が大きくなるにつれてネール温度が減少した。これは今回得られた試料で $\text{Fe}^{2+}\text{Sn}^{4+}$ の置換が進んだためだと考えられる。

参考文献

- 1) M. C. Cadée *et al.*, J. Magn. Magn. Mater. 62 (1986) 367
- 2) M. C. Cadée *et al.*, J. Solid State Chem. 40 (1981) 290

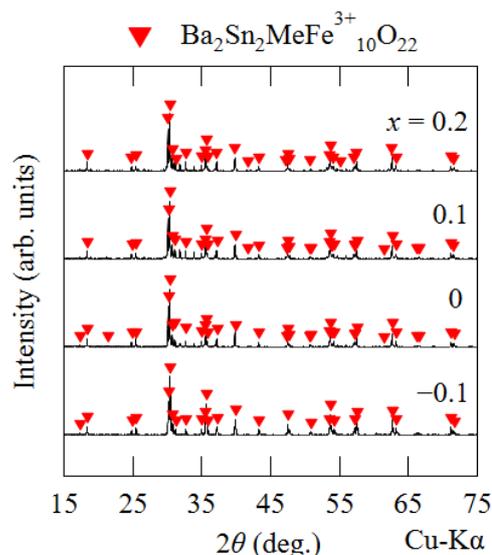


Fig. 1 $\text{Ba}_2\text{Sn}_{2+x}\text{Fe}^{2+}_{1+x}\text{Fe}^{3+}_{10-2x}\text{O}_{22}$ の X 線回折図

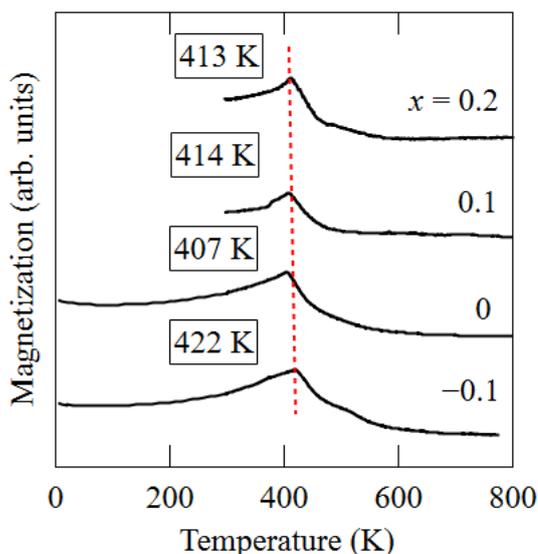


Fig. 2 $\text{Ba}_2\text{Sn}_{2+x}\text{Fe}^{2+}_{1+x}\text{Fe}^{3+}_{10-2x}\text{O}_{22}$ の 1 kOe における熱磁気曲線

W型Srフェライト単磁区粒子の保磁力

中井慎司、和氣剛、田畑吉計、中村裕之
(京都大学)

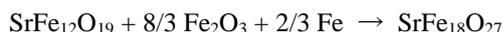
Coercivity of W-type Sr ferrite single-domain particles
Shinji Nakai, Takeshi Waki, Yoshikazu Tabata, Hiroyuki Nakamura
(Kyoto University)

はじめに

W型Srフェライト ($\text{SrFe}_{18}\text{O}_{27}$, SrW) は、室温で高い飽和磁化 (77~79 emu/g) と十分な異方性磁場 (17~19.5 kOe) を持ち^[1,2]、次世代のフェライト磁石母材として注目されている。これまでに最大エネルギー積(BH)_{max} = 5.3 MGOe のSrW磁石が報告されているが、SrWが大気中で不安定であることに起因し、焼結磁石化の際に複雑なプロセスが必要で、組織制御が難しく、期待されるほどの性能が得られていない^[3]ことが課題である。最近我々は封管法を用いることで、高温安定相であるSrWを炉冷条件でも分解させずに得られることを報告した^[4]。本研究では封管法を用いて調整したSrW単磁区粒子化試料の保磁力を評価した。

実験方法

SrWの多結晶試料を固相反応法により合成した。原料に $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ 、 $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ 、Feを用い、以下の式に基づいて秤量、混合したものを石英管に真空封入し、1250℃で12時間、反応させた。



得られた試料を直径0.5mmのジルコニアビーズとともに遊星ボールミルを用いて600rpmで30分間湿式粉碎し、単磁区粒子化した。粉碎後の試料は再度石英管に真空封入し、1000℃で1時間の熱処理を行い、歪を取り除いた。得られた試料は粉末X線回折(XRD)を用いて相同定をした。また、単磁区粒子化試料は無配向でパラフィンで固定し、振動試料型磁力計(VSM)により室温でヒステリシスループを測定した。

実験結果、考察

得られたSrW多結晶試料のXRDプロファイルを図1に示す。ボールミルによる粉碎前は Fe_3O_4 が不純物として含まれていたが、粉碎、熱処理後は不純物としてM型Srフェライトと $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ が確認された。これは試料が粉碎時に一部酸化されたことを示唆している。

単磁区粒子化試料のヒステリシスループを図2に示す。飽和磁化は76 emu/gであり、不純物発生に伴い飽和磁化の僅かな減少が見られた。一方で、保磁力は4 kOeであり、SrWの物性値^[2]から求められる保磁力の理論値6.0 kOeと比較して、十分な保磁力が得られた。講演では様々な粉碎条件により作製した試料の磁気特性を、粒径分布測定を踏まえて考察する。

参考文献

[1] S. Dey and R. Valenzuela, J. Appl. Phys., **55** (1984) 2340. [2] H. Ueda et al., J. Phys. Soc. Jpn., **87** (2018) 104706. [3] 豊田幸夫、粉体および粉末冶金, **44** (1997) 17. [4] 中井慎司 他、日本セラミックス協会2024年年会、[3E05].

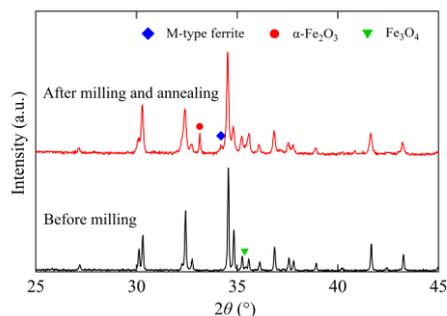


Fig. 1 XRD profiles of the samples.

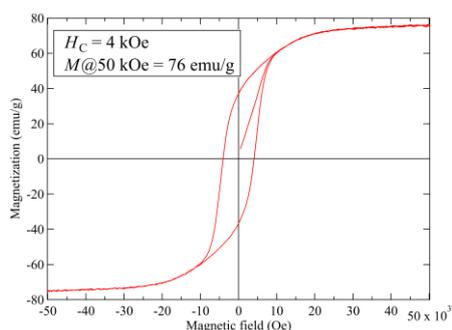


Fig. 2 Hysteresis loop of the sample after milling and annealing process.

RF スパッタリング法による Eu 鉄磁性酸化物の組成変化

澤本 敦史, 劉 小晰
(信州大学)

Compositions of Eu magnetic iron oxide by RF sputtering
Atsushi Sawamoto, Xiaoxi Liu
(Shinshu Univ.)

はじめに

希土類鉄ガーネットは $R_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ (R は希土類元素) の化学式であらわされるフェリ磁性絶縁体である。巨大な磁気光学効果を示すことから光アイソレータに使用されており、光通信において不可欠な部品となっている。またスピン波と呼ばれる電荷の移動を伴わない磁気モーメントの伝搬について非常に小さい減衰定数を有することから、近年では超低消費エネルギーデバイスへの応用が研究されている¹⁾。本研究では、RF マグネトロン・スパッタリング法で石英ガラス基板上に Eu 鉄磁性酸化物を製膜し、スパッタ条件の違いによる組成の変化を調べた。

実験方法

成膜には RF マグネトロン・スパッタリング装置を用いた。0.67 Pa の Ar 雰囲気中で、 Fe_2O_3 (Φ 50.8 mm) と Eu_2O_3 (Φ 7 mm) の焼結ターゲットを同時スパッタすることにより、室温の基板上に膜形成を行った。その後、電気炉を用いて、800°C で 2 時間の熱処理を大気中で施した。結晶構造評価には Cu-K α の X 線による XRD、磁気特性評価には振動試料型磁力計 (VSM) とマイクロカー効果顕微鏡を用いた。

実験結果

Fig. 1 に用いた Eu_2O_3 の個数ごとの XRD パターンを示す。 Eu_2O_3 のタブレット数によって形成する相が変化した。(a), (b) では $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ 相と $\text{Eu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ (EuIG) 相が混在し (c) では EuIG 単相になった。また, (d) では EuIG 相と EuFeO_3 (EFO) 相が混在し, (e) では EFO 単相になった。この解析パターンの変化はスパッタ時のユウロピウム量によると考えられる。ユウロピウムと鉄の比を EuIG と EFO の化学式から考えるとそれぞれ 0.6, 1 となり, EFO の形成には EFO と比べてユウロピウムが必要であると推測される。(c), (d), (e) より Eu_2O_3 のタブレット数が増えることで形成される相が EuIG から EFO に変化していることから, ユウロピウムによって生成される相が決定することが示唆される。また, ユウロピウムがさらに少なくなるとユウロピウムを含まない $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ 相が形成されると予想され, これは (a) と (b) の回析パターンと一致する。当日は EuIG の磁気特性や磁気光学効果の評価についても報告する。

参考文献

- 1) Yamahara, H. *et al.*, *Commun Mater.*, **2**, 95 (2021)

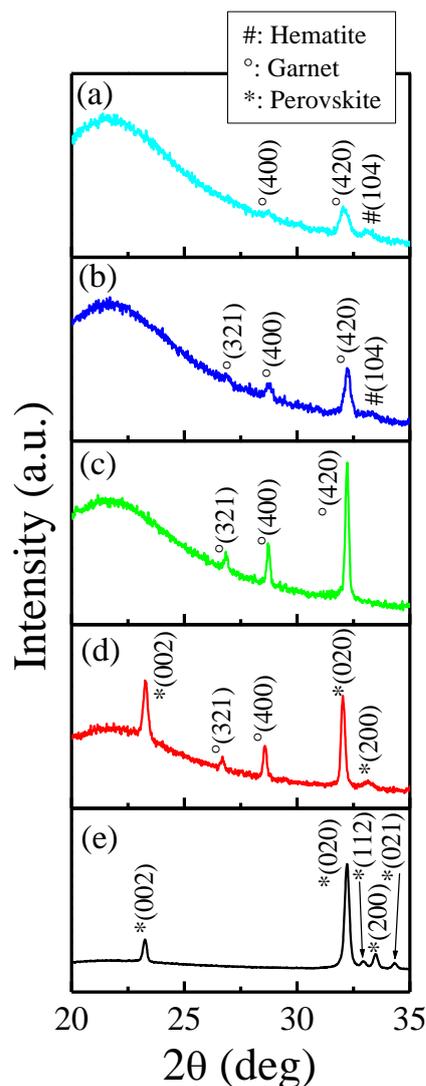


Fig. 1. XRD patterns of the films deposited with various number of Eu_2O_3 tablets. The films were deposited with (a) 3, (b) 4, (c) 5, (d) 6, (e) 7 Eu_2O_3 tablets.

歯科用磁性アタッチメント向けステンレス鋼磁石の開発

三嶋 千里*, 水野 貴仁, N.N.Adline, 菊池 永喜, 本蔵 義信
 (*三嶋研究所、マグネデザイン株式会社)

Development of Stainless-Steel Magnets for Magnetic Dental Attachments

C. Mishima*, T. Mizuno, N.N.Adline, E. Kikuchi, Y. Honkura
 (*Mishima Lab., Magnedesign corporation)

はじめに

オーステナイト系ステンレス鋼は非磁性のため、医療分野を始め工業的に広く使用されている。しかしながら、応力が加わることで加工誘起マルテンサイト変態を引き起こし磁性を帯びるため、しばしば大きな問題となっている^{1) 2)}。一方、当社は加工誘起マルテンサイト変態を積極的に応用し、これまで SUS304 を使用したステンレス鋼磁石 (以下 SUS 磁石) を開発した³⁾。さらに SUS 磁石を磁性アタッチメントのプレート部品に適用することで、吸着力を従来品に比べ 2.5 倍に向上させることに成功している。SUS 磁石を使用した歯科用磁性アタッチメントは、昨年度からインドネシアを中心に販売開始している。しかしながら、日本国内で販売する場合 SUS304 に代わって耐食性に優れた SUS316 を使用の方が望ましい。そこで本研究では、SUS316 の磁石化検討およびアタッチメント作製後の吸着力も評価したので報告する。

実験方法

商業用オーステナイト系ステンレス鋼の SUS304 および SUS316 の母材を、各温度 (室温, ドライアイス温度 (-79°C), 液体窒素温度 (-196°C)) まで冷却した後、スエージングマシン (榊吉田記念製: SD-500) を使用して加工を行った。その後、各試料を 500~700°C × 1 時間、無負荷および 50kgf で張力をかけた状態で熱処理を施した。磁気測定は、VSM (東英工業製 P-7 型最大印加磁場 1193kA/m) を使用した。飽和磁化 (J_s) は、最大磁場に対応する磁化の値とした。マルテンサイト体積分率は 100% を 1.57T (SUS304 の Fe 量から計算) として、各試料の J_s から体積分率を推定した。組織観察は、各試料を研磨後、JIS G 0571-2003 に準拠したしゅう酸エッチングを行い、光学顕微鏡および SEM 観察を行った。

実験結果

Fig. 1 は、SUS304 および SUS316 の加工率とマルテンサイト量 (M_s 量) の関係を示した。304 および 316 とも、加工率が大きくなることで M_s 量は増加する。しかし M_s 量は、加工温度によって大きく異なり、室温加工では高々 20% 程度、ドライアイス温度や液体窒素温度では 70% 以上が得られることが分かった。一方、保磁力 (iH_c) は室温、液体窒素温度とも、加工率が大きくなると減少することが分かった (Fig. 2)。さらに 304 では、550°C 程度で張力熱処理を施すことで J_s は 1.52T に、316 では 500°C で 1.37T が得られた。保磁力は、580°C で張力熱処理することで、316 で最大 16.8kA/m が得られることが分かった。

報告では、組織観察、硬さ測定も含めて SUS 磁石の特性を報告する予定である。

謝辞: 本研究は 2023 年新あいち創造研究開発補助金事業 (5 産科 技第 218-60 号) の支援を受けて開発を行いました。

参考文献

- 1) 三浦等: 日本金属学会誌 78(10), 2014, p.375.
- 2) 杉本等: あいち産業科学技術総合センター研究報告 2016, p.2.
- 3) 本蔵等: 特許第 7312995 号 (2023 年)

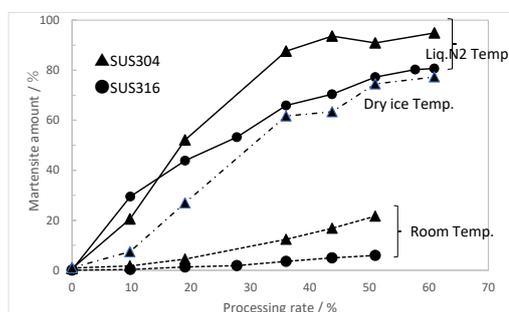


Fig. 1 Relationship between processing rate and M_s amount

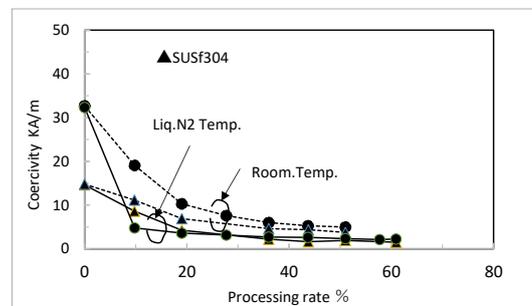


Fig. 2 Relationship between processing rate and Coercivity

Nd-Fe-B 系等方性バルク磁石の高磁力特性化

幸村治洋、山根旭裕、花島健太郎、鈴木淳詔、大河原遊

(ミネベアミツミ株式会社)

Improving the magnetic properties of Nd-Fe-B isotropic bulk magnets

H. Komura, A. Yamane, K. Hanashima, T. Suzuki and Y. Okawara

(MINEBEA MITSUMI Inc.)

1. はじめに

モータ向け磁石として リング形状の Nd-Fe-B 系等方性ボンド磁石が多く使われており、主に側面（外周あるいは内周）から多極着磁して用いられている。モータの高特性化や軽薄短小化を実現させるためには、当然ながら磁石には磁力特性を上げることが要求されるが、ボンド磁石の対策である高密度化や磁粉の静磁気特性向上は検討され尽くされた感があり、今後の飛躍的改善は困難と思われる。

モータとしては、正弦波着磁を実現しやすい等方性ボンド磁石からのレベルアップは コギング低減効果を伴うため有用であり要望も強い。そこで、バインダ樹脂を省き熱間で緻密化した Nd-Fe-B 系等方性バルク磁石について詳細な検討を行った。

2. 技術課題～検討内容

Nd-Fe-B 系等方性バルク磁石に関して、熱間で緻密化したバルク磁石は押圧方向に若干異方化する傾向が報告されており、完全な等方性では無い。つまり、リング磁石の場合 磁氣的に不利な側面からの多極着磁となるため高磁力特性化は難しくなる。この現象を踏まえると、高磁力特性を得るための最適条件は高密度化と異方化抑制を同時に満たすことと思われた。そこで、密度と異方化レベルの相関の確認および多極着磁特性の評価から Nd-Fe-B 系バルク磁石における高磁力特性化の可能性を判断した。

3. 実験

市販の急冷薄帯による磁粉を用いて、放電プラズマ焼結装置 (SPS)にて、外径φ10mm-高さ7mmのシリンダ形状のバルク磁石を作製した。その際、比較用として一般的なボンド磁石を用いた。静磁気特性は7mm角の立方体に加工し、押圧方向(A方向)およびその垂直方向(B方向)から測定した。(Fig.1) その際、マイナー特性も取得し静磁界解析による計算に供した。多極着磁特性は作製したシリンダを外径φ9mmに加工し側面から10極着磁して評価した。(Fig.2) その結果、バルク磁石の静磁気特性は、押圧方向の異方化によりA方向は上昇しB方向は低下するが、B方向の多極着磁特性は静磁界解析による計算値よりもかなり高くなることがわかった。

静磁界解析による計算値と実測値との差異はパルス着磁に起因すると考えられる。着磁特性の着磁電流波形への依存を確認したところ、磁界変化が急峻な着磁電流波形ほど導体であるバルク磁石は渦電流の影響を受け着磁特性は低下すると思われたが、実際の着磁特性は逆に上昇する結果となった。これは、押圧方向の若干の異方化によりランダムに配向された成分の中に渦電流により着磁された成分が含まれ、結果として着磁特性が高くなったと推測される。また、密度が上昇するほどA方向の異方化が進みB方向の静磁気特性は低下するが、B方向の多極着磁特性は上昇する傾向が確認された。

4. まとめ

当初考えていた結果とは異なり、Nd-Fe-B 系バルク磁石では静磁気特性が低下する不利な方向であってもランダムな配向成分を含むことで高い着磁特性が得られる現象が確認された。この現象を活用することで当該磁石の高磁力特性化が実現可能となり、モータの高特性化や軽薄短小化に貢献できると思われる。

5. 参考文献

[1] R. W. Lee (1985). Hot-pressed neodymium-iron-boron magnets *Appl. Phys. Lett.* 46, 790–791 (1985)

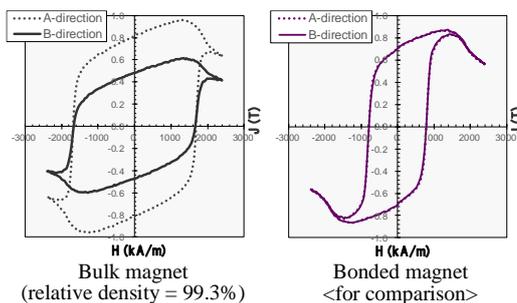


Fig.1 J-H loops of Nd-Fe-B bulk magnet and bonded magnet

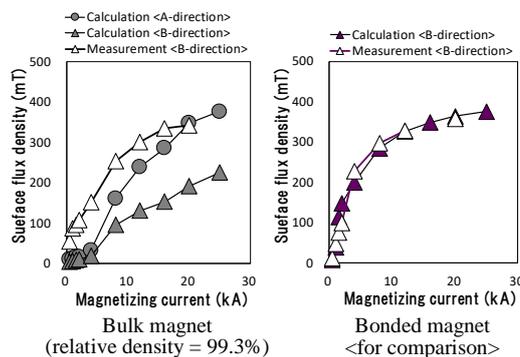


Fig.2 Magnetization characteristics of Nd-Fe-B bulk magnet and bonded magnet (ϕ 9-10P)

レーザー誘起前方転写法により作製した磁性膜の特性

中野正基*, 東倅主, 田原楽飛, 山下昂洋, 柳井武志, 福永博俊 (長崎大学)

Properties of magnetic films prepared by LIFT technique

M. Nakano*, K. Higashi, G. Tahara, A. Yamashita, T. Yanai, and H. Fukunaga (Nagasaki University)

はじめに

永久磁石膜の MEMS (Micro Electro Mechanical Systems) への応用が提案される中で、有機材料基板を利用して作製されるフレキシブル MEMS を利用した研究も注目され始めている[1]。これらの MEMS への磁石膜の組み込みを想定すると、高温熱処理のプロセスを用いた場合、他のデバイスや低融点材料との共存が困難であると考えられる。本研究では、室温基板への磁石膜の成膜が期待される「レーザー誘起前方転写法：LIFT 法 (Laser Induced Forward Transfer 法)」[2]に着目した。

本発表では、装置の構築も含めた基礎研究として LIFT 法による Fe 薄膜の成膜結果を最初に紹介し、更に室温の金属基板や有機材料：PDMS (ポリジメチルシロキサン) 上に転送成膜した磁石膜の磁気特性の評価や結晶構造の観察結果、ならびに成膜挙動に関する簡単な考察に関し報告する。

実験方法

LIFT 法のターゲットとして、本研究室の既存の成膜技術である PLD 法[3]を用い、数 μm 厚以上の $\alpha\text{-Fe}$ 膜ならびに Nd-Fe-B 系磁石膜を 10 mm 角の松浪ガラス (S1111 or S100224) 上に作製した。ただし、Nd-Fe-B 系磁石膜ターゲットは、成膜後、熱処理を施している。次に、大気中 ($\alpha\text{-Fe}$ 膜のみ) や真空中において、LIFT 法を検討した。LIFT 法は、図 1 に示すように、各ターゲットのガラス基板側からレーザーを照射し、ターゲットに対向するガラス基板、Ta 基板 もしくは 5 mm 角の PDMS 付 Si 基板 (4 枚：PDMS 100 μm 厚, Si 420 μm 厚) に堆積させる手法である。その際、レーザーの行路と照射時間を制御するため、2 軸ガルバノミラー (型式：Thorlab GVS412/M) とレーザーシャッター (型式：Thorlab SH05R/M) を用いた。

実験結果と考察

大気中での LIFT 法による $\alpha\text{-Fe}$ の成膜の結果、酸化物の著しい形成は生じないことを確認した。一方、Nd-Fe-B 系磁石膜では 10 Pa (ロータリーポンプのみを利用した真空雰囲気) においても、成膜に伴う酸化現象が観察された。そこで、 10^{-4} Pa の真空雰囲気において、Ta 基板上へ Nd-Fe-B 系磁石を LIFT 成膜した結果、熱処理することなく、 $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 結晶相を形成 (転送) でき、200 kA/m 以上の保磁力を得られる事を確認した。更に、Si 基板上に有機材料である PDMS (ポリジメチルシロキサン) を塗布した基板 (以降、PDMS + Si 基板と呼ぶ) を利用した LIFT 法にて Nd-Fe-B 系磁石膜を成膜した結果、図 2 に示すように保磁力：200 kA/m 以上の値を得る事を確認した。現状、J-H loop において観察される低保磁力相の存在が課題と考えられる。

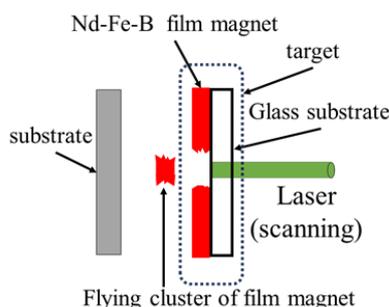


Fig. 1 Schematic diagram of LIFT technique.

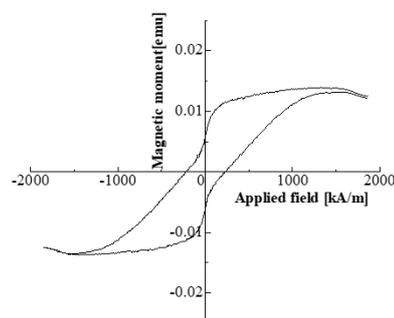


Fig. 2 . J-H loop of LIFT made Nd-Fe-B film on PDMS + Si substrate.

参考文献

- [1] 水谷ら, エレクトロニクス実装学術講演大会, 第 35 回エレクトロニクス実装学術講演大会, 17B2-02 (2021).
- [2] 佐野 智一, 廣瀬 明夫, J-STAGE スマートプロセス学会誌 2013 年 2 巻 4 号 pp. 192-196, 2013.
- [3] M. Nakano *et al.*, IEEE Transactions on Magnetics, vol. 56, #7516303(2020).

プラズモンセンサによる HAMR エミュレーションおよび 保護膜・潤滑膜の化学構造解析に基づく寿命推定

柳沢雅広、國本雅宏、本間敬之
(早稲田大学)

HAMR emulation and life estimation based on chemical structure analysis of overcoat and lubricant film
using plasmonic sensor

M.Yanagisawa, M.Kunimoto, T.Homma
(Waseda University)

はじめに

磁気ディスクの記録密度向上のために、熱アシスト磁気記録方式(HAMR)が注目されている。NFT(Near field transducer)を介してレーザー光により磁気記録膜をキュリー点近傍まで加熱する方式は、筆者らが開発したプラズモンセンサリによる表面・界面の化学構造分析手法と物理的に等価であり、これにより HAMR の加熱エミュレーションが可能になると同時に、加熱による化学構造の解析が可能となる。本報告ではプラズモンセンサによる表面増強ラマン分光法(SERS)を用いて、レーザー加熱時の磁性膜、カーボン保護膜(DLC)、潤滑膜(PFPE)などの耐熱性を測定し、それらの化学構造変化を解析した。

実験方法

Fig.1 にプラズモンセンサを用いた SERS 測定ツール の概念図を示す。レーザー光の強度を連続的に変えることにより、磁性膜・カーボン保護膜・潤滑膜の温度の測定と化学構造変化を調べた。磁性膜の温度は 1064nm の近赤外レーザー励起加熱による放射スペクトルから、また保護膜と潤滑膜の温度は 532nm の可視光レーザーのアンチストークスとストークスピーク の強度比から測定した。また CoPt 媒体の 2.5 インチハードディスクドライブにプラズモンセンサアレイを組み込み、10,500rpm で回転させてオペランド測定を行った。

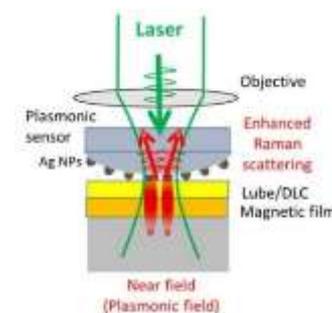


Fig.1 SERS analysis system with plasmonic sensor

結果・考察

ハードディスクドライブに組み込んだセンサアレイにより測定したカーボン膜と潤滑膜の化学構造は、Fig.2 に示すように HAMR の条件(Typical および Worst)においても変化が無いことを確認した。しかし Co 酸化物や Fe 酸化物などの触媒作用や摺動によるトライボケミカル反応により、潤滑剤が分解することを明らかにした²⁾。実際にエラーが多発して記録再生できなくなったドライブのヘッド部分の付着物から潤滑剤分解物や Co 水酸化物が検出された。新開発のブリュアン散乱/ラマン散乱ハイブリット分光法により、潤滑剤分解酸化物やカーボンおよび Co 酸化物の混合物は粘度を増加させることがわかった。

これは熱、触媒、機械エネルギーが潤滑剤を分解し、ヘッドクラッシュの原因となることを示唆している。

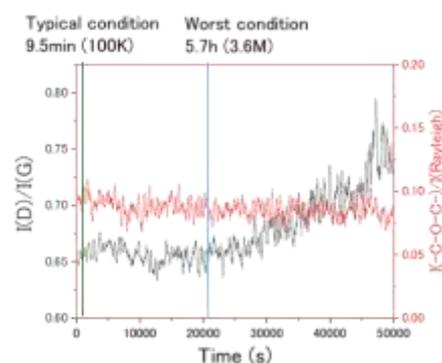


Fig.2 I(D)/I(G) of carbon and ether group(-O-) for duration time

参考文献

- 1) M.Yanagisawa, M.Saito, M.Kunimoto, and T.Homma, "Transmission-type plasmonic sensor for surface-enhanced Raman spectroscopy", Appl.Phys.Express, 9 (2016) pp.122002.
- 2) 柳沢,ベルツ,齋藤,國本,本間: ラマン分光法を用いたトライボロジーのオペランド観察(第5報): 材料その1, トライボロジー会議 2019 春 東京(2019).

HAMR Read/Write System Prospects and Challenges

Masafumi Mochizuki, Naoto Ito, Masato Matsubara, Mitsumasa Minematsu, Yukiya Shimizu,
Masayoshi Shimokoshi and Masaomi Ikeda
Western Digital Technologies GK, 1 Kirihara-cho, Fujisawa-shi, Kanagawa-ken, 252-0888

For decades, Heat-Assisted Magnetic Recording (HAMR) has been researched and developed as a candidate to enable higher area density in Hard Disc Drive (HDD) [1]. Recent Demonstrations and Announcements [2], [3], [4] have identified HAMR as a promising practical technology for HDD and enabling its areal density growth. The Advanced Storage Technology Consortium (ASRC) HDD Technology Roadmap includes HAMR as the main successor to the conventional perpendicular magnetic recording (PMR), (Fig.1). However, we have several technical challenges of Read/Write system because HAMR uses a laser-coupled near-field transducer for writing on FePt base media. Since the recording process is significantly different from PMR, we must take care of unique phenomena of HAMR.

Written track quality can be degraded by iteration of adjacent track write. Adjacent track interference (ATI) is a well-known characteristics to be handled for HAMR as well as PMR. ATI causes performance degradation and unrecoverable error in the worst-case scenario. Therefore, the track pitch in the product is chosen to provide sufficient margin against these problems. Ito et.al [5] characterized ATI in HAMR drives. In HAMR, there are two types of ATI: one is ATI localized at the track edge. The other is broad ATI which affects several adjacent tracks. For ATI localized at the track edge, it is important to reduce the number of ATI-sensitive grains by using a high cross-track thermal gradient head, by using high anisotropy field (Hk) media, and by reducing the base write current. The broad ATI is a relatively gentle effect compared to the others. It is caused by a combination of wide magnetic head field, widespread heat, and low Hk grains.

The combination of HAMR with Shingled Magnetic Recording (SMR) system is also another point to be optimized because the temperature distribution in HAMR is different from the magnetic write field distribution of PMR.

More challenges and understandings by HDD and spin-stand evaluation will be presented and discussed at the conference.

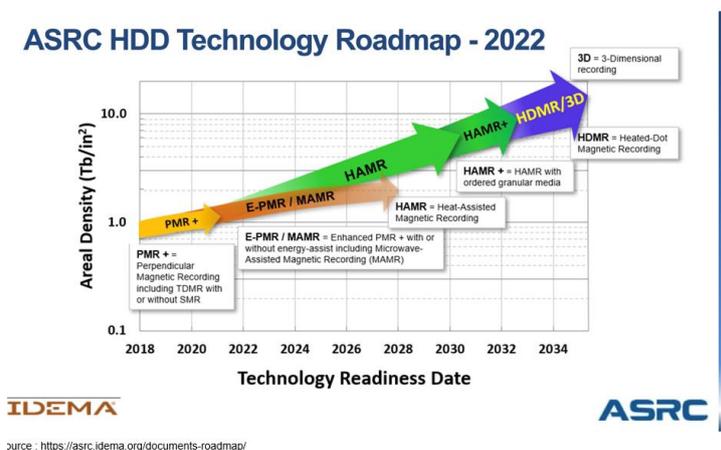


Fig.1. The Advanced Storage Technology Consortium HDD Technology Roadmap [2].

Reference

- 1) D. Weller, et. al., "A HAMR Media Technology Roadmap to an Areal Density of 4 Tb/in²", *IEEE Trans. Magn.*, vol. 50, No. 1, Jan. 2014.
- 2) IDEMA "ASRC HDD Technology Roadmap – 2022", <https://asrc.idema.org/documents-roadmap/>
- 3) Seagate, <https://www.seagate.com/blog/seagate-hamr-solutions-deliver-industry-leading-reliability/>
- 4) Seagate, <https://www.seagate.com/innovation/mosaic/>
- 5) Akihiko Takeo, "HDD Technology toward Large Capacity", IDEMA Japan Symposium, May/16th, 2024.
- 6) N. Ito, et. al., "HDD Level Characterization of Adjacent Track Interference in Heat-Assisted Magnetic Recording", TMRC 2019 #A5.

複数の FGL を有する MAMR 用 STO のマイクロマグ解析

金井靖、龍野京太、サイモン グリーブズ*
(新潟工大、*東北大)

Micromagnetic analysis of STO with multiple FGLs for MAMR
Yasushi Kanai, Keita Tatsuno, Simon Greaves
(Niigata Inst. Tech, *Tohoku Univ.)

1. はじめに

マイクロ波アシスト磁気記録(microwave-assisted magnetic recording: MAMR)は次世代の垂直磁気記録方式として提案された[1], [2]。スピントルク発振器(spin torque oscillator: STO)は MAMR を実現するために最も重要な構成要素であり、当初は 1 枚の高周波発振層(field generation layer: FGL)を有するモデルが提案、研究された。近年は安定な発振を得るため、複数の FGL を有する STO が提案されている[3]-[5]。それに伴い、構造や材料の選定は自由度が増す一方で、最適化が複雑になった。本報告では FGL/軟磁性層(soft magnetic material: SMM)/FGL で構成される、単純な構造の STO のマイクロマグ解析を行い、発振特性および記録再生特性を論ずる。

2. 計算モデルとソフトウェア

Fig.1 に提案する記録ヘッドと STO の模式図を示す。記録ヘッドは高周波電流に良好に対応するようヨーク長を 500 nm とした。2 層媒体のうち媒体裏打層 (soft magnetic underlayer: SUL) は考慮したが、表示していない。媒体記録層は、発振特性シミュレーションでは考慮していない。前述の通り、STO は FGL/SMM/FGL で構成される単純な構造である。本 STO を記録ヘッドのギャップ中に挿入し、主磁極 (main pole: MP)と FGL2 の間および FGL1 と負の分極率をもつスピン注入層 (spin injection layer with negative polarization: nSIL) の間にスピントルクを考慮した。一方、FGL1 と SMM の間および FGL2 と SMM の間にはスピントルクを考慮していない。また、FGL1 と SMM および FGL2 と SMM の間に負の exchange を仮定し、それぞれ -10 erg/cm^2 を与え、トレーリングシールド(trailing shield: TS)と nSIL の間には $\text{exchange} = 12.5 \text{ erg/cm}^2$ を与えた。他の材料特性は Table1 の通りである。FGL1 および FGL2 の大きさは $40 \text{ nm} \times 40 \text{ nm} \times 5 \text{ nm}$ であり、nSIL の大きさは $40 \text{ nm} \times 40 \text{ nm} \times 3 \text{ nm}$ である。非磁性層の厚さは MP-FGL2 間が 3 nm、他は 2 nm である。スピントルク項を含む LLG 方程式を解くために、FastMag Micromagnetic Simulator (Numerics and Design, Inc.)を使用した。

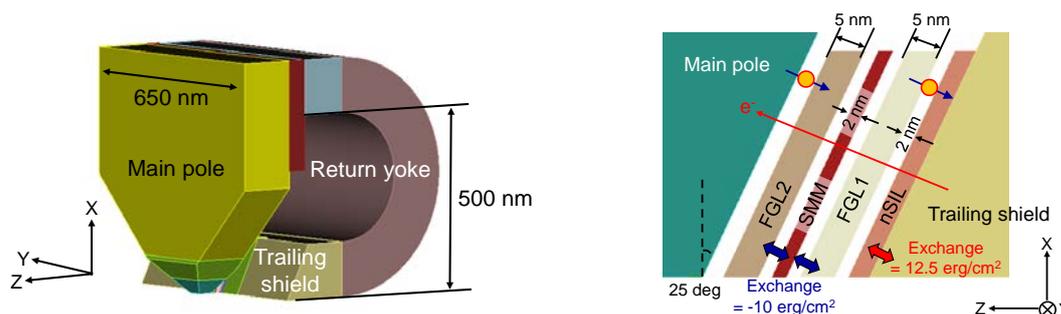


Fig. 1 Schematics of write head (left) and arrangement of STO inserted into main pole (MP) – trailing shield (TS) gap (right). A double-layered medium was considered, but not shown.

3. 結果と考察

STO 発振シミュレーション

Fig.2に FGL2, SMM, FGL1, および nSIL の磁化回転を示す。このとき、STO への印加電流

Table 1 Major Parameters Used in Calculations

	$4\pi M_s$	24 kG	$4\pi M_s$	10 kG
	H_k	31.4 Oe	H_k	31.4 Oe
FGL	Exchange, A	$2.5 \times 10^6 \text{ erg/cm}$	nSIL	Exchange, A
	α	0.02		α
	P_0	0.5 (FGL2) -0.3 (FGL1)		P_0
				-0.3

密度 J は 4.0×10^8 A/cm² であった。STO が記録ヘッドのギャップに挿入されていることを考慮すると、極めて安定した発振が得られている。これは、1枚のFGLを有するSTOと比べ、FGL1とSMMおよびFGL2とSMMが反磁性結合しており、STOと記録ヘッドの静磁気相互作用が小さいためと思われる。発振周波数は16 GHzであり、 $J = 7.0 \times 10^8$ A/cm²のときは20 GHzであった。つまり、 J を大きくすると発振周波数が高くなることから、本STOは2層記録に用いることが可能である [6], [7]。さらに、FGL1とFGL2は同相で回転し、FGL1とSMMおよびFGL2とSMMは逆相で回転する。

媒体記録再生シミュレーション

ここではSTOの発振解析よりも小さい(20 nm × 20 nm × 5 nm) STOを用いた。また、STOは媒体垂直面に対して15°傾いている。さらに、FGLとSMMは完全に薄膜面内で回転し(FGL1とFGL2は同相で回転し、FGL1とSMMおよびFGL2とSMMは逆相で回転する)、スイッチング時間(FGLが回転方向を変えるに要する時間)はゼロと仮定した[8]。これらの条件は異なるが、現象を理解するには十分であろう。

Fig.3にいろいろなSMMの厚さ(d_{soft})に対する、記録幅のSTOの発振周波数への依存性を示す。SMMの厚さがゼロのときに記録幅は最大であり、SMMの厚さが増すと記録幅は減少する。これは、FGL1およびFGL2とSMMの間で磁束が閉じるためである。その結果、Fig.3 Insetに示す通り、 d_{soft} が増加するにつれてfigure of merit (FOM: SNR / track width)は大きくなる。ここで、信号対雑音比 (SNR) はSTOの発振周波数が9 GHz付近で18.1 dB – 18.4 dBであり、 d_{soft} に依らない。

参考文献

- [1] J.-G. Zhu, *IEEE Trans. Magn.*, **57** (2021) 3300106.
- [2] M. Takagishi, et al., *J. Magn. Magn. Mater.*, **563** (2022) 169859.
- [3] M. Takagishi, et al., *IEEE Trans. Magn.*, **57** (2021) 3300106.
- [4] Y. Nakagawa, et al., *IEEE Trans. Magn.*, **58** (2022) 3201005.
- [5] W. Chen, et al., *TMRC*, (2022) C3.
- [6] R. Itagaki, et al., *International Journal of AEM*, **71** (2023) S191.
- [7] S. Greaves, et al., *IEEE Trans. on Magn.*, **53** (2017) 300510.
- [8] S. J. Greaves and Y. Kanai, *TMRC*, (2024), (to be presented).

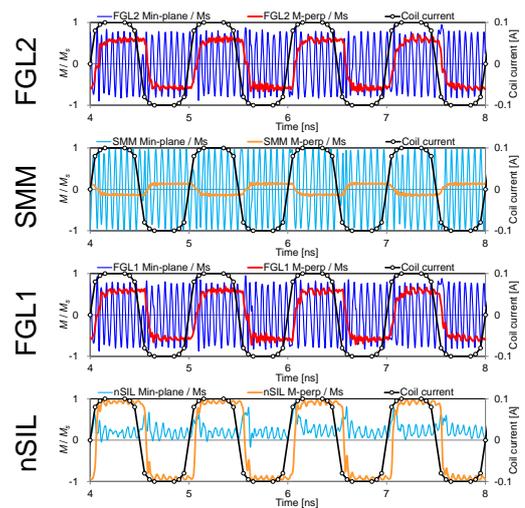


Fig. 2 Magnetization rotation of, from top to bottom: FGL2, soft magnetic material (SMM), FGL1, and nSIL. $J = 4.0 \times 10^8$ A/cm².

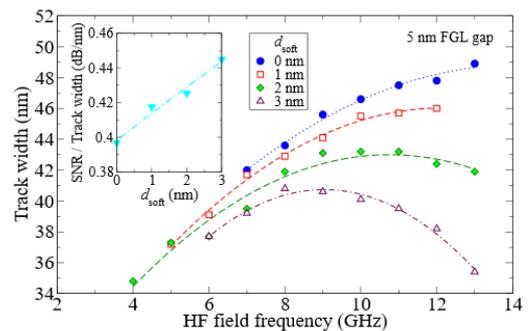


Fig. 3 Written track width vs. HF field frequency for the new dual FGL STO with various SMM thicknesses, d_{soft} . Inset: SNR / track width vs. d_{soft} .

マイクロ波アシスト磁気記録技術開発

成田 直幸、高岸 雅幸、中川 裕治、前田 知幸
(東芝 研究開発センター)

Development of Microwave-Assisted Magnetic Recording Technologies
Naoyuki Narita, Masayuki Takagishi, Yuji Nakagawa, Tomoyuki Maeda
(Corporate Research & Development Center, Toshiba)

はじめに

マイクロ波アシスト磁気記録 (Microwave-Assisted Magnetic Recording : MAMR) は、次世代の高記録密度ハードディスクドライブを実現可能にするアシスト記録技術のひとつである¹⁾。東芝では、磁束制御型 (Flux Control MAMR : FC-MAMR) ・磁気共鳴型 (Microwave-Assisted Switching - MAMR : MAS-MAMR) のふたつの MAMR 技術の開発を行っている。本報告では、これらの技術の開発状況を説明するとともに、特に高い記録密度ポテンシャルを有する MAS-MAMR における重要開発要素と、それらの開発要素に対する東芝での検討について報告する。

FC-MAMR と MAS-MAMR

MAS-MAMR は、従来よく知られる強磁性共鳴を用いたアシスト記録技術である。記録ヘッド内に設置されたスピントルク発振子 (Spin torque oscillator : STO) から、数十 GHz 帯の高周波磁界を媒体に局所的に印加し、記録媒体内で強磁性共鳴を誘起することで記録密度を高めることが可能になる。一方で、FC-MAMR では、記録ヘッド内に設置したスピントロニクス素子において、磁化発振ではなく、磁化反転を発生させる。これにより、磁極から発生する磁束の流れが局所的に変調されることで、記録密度を高めることができる²⁾。FC-MAMR では共鳴現象を用いないため、MAS-MAMR に比べてポテンシャルは低いものの、後述する MAS-MAMR 固有の開発要素の技術検討を必要としないことから、スピントロニクス技術を用いたアシスト記録ヘッド技術として、世界で初めて実用化に至った。

MAS-MAMR の重要開発要素³⁾

1. “STO と磁極の相互作用の影響” :

STO と磁極が磁氣的に結合することで、STO の動作電圧が増大する。相互作用を抑制し、信頼性観点で適切な動作電圧を達成する必要がある。

2. “周波数マッチング” :

記録媒体の強磁性共鳴周波数と STO の発振周波数を、磁気記録としての他の要件を満たしながら一致させる必要がある。

3. “STO による記録ヘッドの磁路短絡効果” :

記録ヘッド内に配置された STO の磁化配置によって、実効的な磁路短絡が生じ記録能力が劣化する効果。STO の発振効率を改善することで抑制できる。

4. “高周波磁界垂直成分によるアシスト効果の劣化” :

媒体面直方向に高周波磁界が印可されることで、実行的にアシスト効果が劣化する。従来の STO 構造では、回避することが困難であり、新たな STO 構造の提案が必要となる。

参考文献

- 1) J.-G. Zhu et al., IEEE Trans. Magn., **44**, pp. 125-131 (2008)
- 2) N. Narita et al., IEEE Trans. Magan., **57**, Art. no. 3300205 (2021)
- 3) M. Takagishi et al., IEEE Trans. Magn., **57**, Art. no. 3300106 (2021).

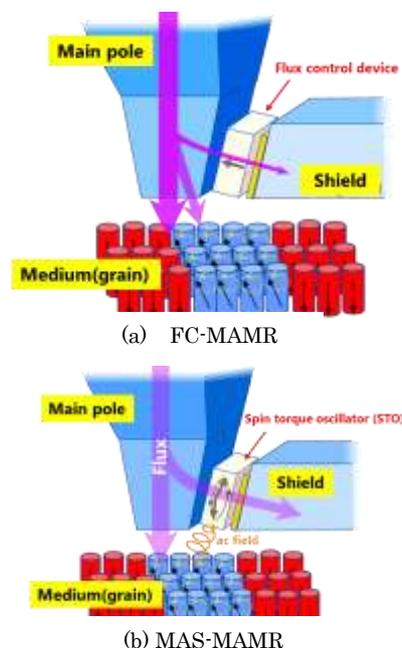


Fig.1 Schematic views of MAMR technologies

次世代垂直磁気記録媒体の開発状況

大橋栄久

(株式会社レゾナック・ハードディスク)

Development Status of Next Generation Perpendicular Magnetic Recording Media

Haruhisa Ohashi

(Resonac Hard Disk Corporation)

はじめに

近年、人工知能や機械学習をはじめとするデジタル技術は目覚ましい発展を遂げている。これらの技術の基盤となるのが大量のデータである。その総量は指数関数的な増加をみせており、2025年には全世界で175ZBものデータが生成されると予測されている¹⁾。ハードディスクドライブ (HDD) は今後も継続して大容量ストレージとしての役割を担うことを期待されている。HDDの記録密度向上のためには単位面積あたりに記録するビットの数を増やす必要があるが、微小なビットを形成するために磁性粒子の体積を小さくしていくと熱エネルギーによって磁化が消失してしまう問題が発生する。これは磁性粒子の磁気異方性エネルギー KuV (Ku : 単位体積あたりの磁気異方性エネルギー, V : 磁性粒子の体積) が熱エネルギー k_bT (k_b : ボルツマン定数, T : 絶対温度) に打ち勝てなくなるためである。この問題を解決するために高い Ku を有する磁性材料を使用すると、保磁力が高くなるために現行のヘッド磁界では記録ビットを形成することが出来なくなる。この問題、いわゆるハードディスクのトリレンマ問題を解決するための手段がエネルギーアシスト磁気記録である。ヘッド磁界でも書き込みができるように記録媒体に対して外部からエネルギーを付与して磁化反転に必要なポテンシャルを引き下げる技術であり、次世代の垂直磁気記録方式としての期待から盛んに研究が行われている。媒体メーカーであるレゾナックでは二つの次世代磁気記録方式に対応した媒体開発に取り組んでおり、それらの開発状況について報告する。

CoCrPt系グラニューラー垂直媒体

CoCrPt系グラニューラー垂直媒体は2005年に市販されてから約20年になるが、大容量ストレージの役割を担っていることから現在も絶え間なく改良が重ねられている。エネルギーアシスト磁気記録の一つであるマイクロ波アシスト磁気記録 (Microwave Assisted Magnetic Recording : MAMR)²⁾は磁気ヘッドに搭載されたスピントルク発振子 (Spin Torque Oscillator : STO) から高周波磁界を媒体に印加し、磁化が強磁性共鳴を起こすことで磁化反転を容易にする技術である。STOの発振周波数はCoCrPt系材料固有の強磁性共鳴周波数と同じ数十GHz帯であることから、膜設計を大きく変えることなく現行の媒体をMAMR媒体として適用可能である。当日はこれまでのCoCrPt系媒体について振り返りながらその設計などを報告する。

FePt系グラニューラー垂直媒体

L10型に規則化した構造を有するFePt系材料はCoCrPt系材料よりも高い Ku を有することから次世代の記録媒体材料として注目されており、記録媒体への実用化に近い段階まで開発が進んでいる。外部エネルギーとして熱を用いることから熱アシスト磁気記録 (Heat Assisted Magnetic Recording : HAMR) と呼ばれており、近接場光を用いて媒体の記録したい箇所をスポット的に加熱し、瞬間的に磁化を熱揺らぎさせることでヘッド磁界でも記録ビットを書き込み可能にする技術である。HAMRは現行媒体と比較して膜設計が大きく異なることから特有の課題も多い。当日はこの課題や開発状況について報告する。

参考文献

- 1) Seagate Technology レポート「データを再考する」
- 2) J.-G. Zhu et. al., *IEEE Trans. Magn.*, vol. 44, no. 1, pp. 125-131 (2008)

熱アシスト 3次元磁気記録と材料開発

高橋有紀子
(物質・材料研究機構)

Materials Development for 3D-HAMR

Y.K. Takahashi
(NIMS)

はじめに

IoT および DX 社会の到来や生成 AI の活躍などによるデジタル情報の爆発的な増加に伴い、デジタル情報を保管するデータセンタ(DC)で用いられるストレージデバイスの大容量化が求められている。一方で、現行技術のままデジタル情報が増加し続けると DC の消費電力は 2025 年には世界の総消費電力の 10% に達すると見込まれており⁽¹⁾、DC の省エネは持続可能な社会を実現する上で喫緊の課題である。DC の省エネと大容量化を同時に実現するため、メインストレージデバイスであるハードディスクドライブ(HDD)の高密度化が必要になる。その 1 つの方法として 3 次元多値記録が挙げられる。ここでは熱アシスト 3 次元磁気記録を目指した我々の最近の取り組みを紹介したい。

熱アシスト 3 次元磁気記録の動作原理

図 1 に多値記録で用いる記録媒体の模式図を示す。記録媒体は 3 次元へと展開する。ここでは簡単のため記録層が 2 層の場合を示している。上下の記録層にはキュリー点の差をつける(T_{c1} と T_{c2})。原理的には、磁化や異方性など他のパラメータは同一でも構わない。上下の記録層の交換結合を制御するために Breaking Layer(BL)層を挿入する。書き込みはレーザー強度を制御することにより 2 回のレーザー照射で上下記録層に書き込む 2 pass write の方法を採用する。再生は現行の磁気抵抗素子を用い、上下の磁気記録層からの和を検出する。これを上下記録層の信号に復号するには新規信号処理技術が必要となる。

FePt-C を用いた原理実証実験

図 2 に FePt-C/Ru-C/FePt-C グラニューラー薄膜の面内と断面の微細組織を示す。面内 TEM 像から、平均粒子径が約 14 nm の FePt 粒子が均一に分散している様子がわかる。断面の STEM-HAADF 像からは、下部 FePt、Ru、上部 FePt がエピタキシャル成長をし、Ru が fcc 構造を取っていることがわかる。磁化曲線は上下 FePt の磁化反転に対応する 2 段のステップがでており、磁化の温度依存性から異なる 2 つのキュリー点(526 K と 620K)が観測された⁽²⁾。講演時には詳細な微細組織と磁気特性測定の結果と、材料開発の現状について触れたい。

参考文献

- 1) Applied Materials Blog, Aug 21, 2019.
- 2) P. Tozman *et al.*, *Acta Mater.* **271**, 119869 (2024).

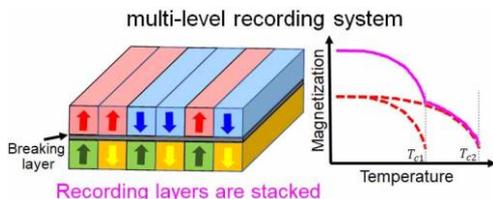


図 1 熱アシスト 3 次元磁気記録で用いる媒体の模式図。簡単のため 2 層の場合を示している。上下の磁気記録媒体は異なるキュリー点を持つ。

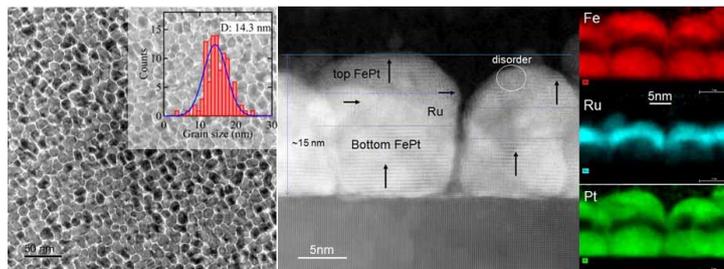


図 2 FePt-C/Ru-C/FePt-C グラニューラー薄膜の面内の明視野像とサイズ分布。断面の STEM-HAADF 像と元素マップ像。

Prospects for Three Dimensional Magnetic Recording

Simon Greaves¹

¹ Research Institute of Electrical Communication, Tohoku University, Sendai, Japan

Introduction

The transition from longitudinal to perpendicular recording allowed a rapid increase in the areal density of hard disk drives, but in recent years areal density growth has slowed due to limitations on the strength of the recording field. Energy-assisted technologies, such as microwave-assisted magnetic recording (MAMR) and heat-assisted magnetic recording (HAMR), offer ways to overcome write field limits and the thermal instability that accompanies reductions in the recording medium grain size.

If a recording medium contains two, discrete recording structures then, in theory, the recording capacity can be doubled. Although such three dimensional (3D) recording is possible by varying the write head current [1], [2], [3], energy-assisted approaches offer more control and flexibility [4], [5], [6]. In this talk we will discuss the technical issues and prospects for 3D recording using examples from micromagnetic simulations.

3D MAMR

Fig. 1 shows how MAMR can be used to selectively switch either of two, vertically-stacked recording structures, RL1 and RL2. The figure shows the maximum medium H_k of grains in each structure that can be switched by a combination of a head field and a high frequency (HF) field from a spin torque oscillator (STO) integrated into the write head. If the two structures RL1 and RL2 have H_k in the range ΔH_{k1} and ΔH_{k2} , respectively, one of the structures will switch at f_1 and not at f_2 , and vice-versa. A similar approach can be used to increase the number of recording structures to three. Using more than three recording structures seems to be unfeasible due to the decay of the HF field with distance from the STO.

3D HAMR

HAMR can also be used for 3D recording if the two recording structures have different Curie temperatures, T_c , as shown in fig. 2. Heating to T_{c2} , or above, allows information to be recorded on both structures, but heating to T_{c1} will only allow writing on the structure with T_{c1} as the coercivity of the other structure is higher than the write field at this point. The difference in the Curie temperatures of the two structures should be around 100 K, or more. 3D HAMR can also be extended to more than two structures, limited by the maximum temperature that can be tolerated and the strength of the write field in the structure furthest from the write head.

Areal density estimation of 3D HAMR

A grain switching probability (GSP) model was trained using data from a Landau-Lifshitz-Bloch (LLB) micromagnetic model. The bit error rate (BER) of tracks with a total of 100000 bits with random polarities (up/down) was then calculated for media with a range of average grain sizes, $\langle D \rangle$, and Curie temperature distributions, σT_c . Given the BER, the user areal density (UAD) was obtained from Shannon's equation. The results for media with a 6 nm RL1 / 3 nm IL / 6 nm RL2 structure and a target areal density of 2 Tbit/in² are shown in figs. 3 and 4.

In the absence of any read/write errors the UAD would be about 2.07 Tbit/in². For RL1 (the lower recording structure, furthest from the read/write head) the maximum UAD was about 1.6 Tbit/in². The target AD of 2 Tbits/in² was not achieved due to the lower readback signal and increased sensitivity to noise from adjacent bits and tracks. Optimisation of the recording structure thicknesses is required to boost the readback signal from RL1.

For RL2 (the uppermost recording structure), a UAD of 2 Tbit/in² was achievable when ($\langle D \rangle, \sigma T_c$) were in the range (5 nm, 25 K (4% of $\langle T_c \rangle$)) to (5.3 nm, 0 K). Lowering the UAD to 1.8 Tbit/in² would enable the use of media with much larger grains (up to $\langle D \rangle = 7$ nm) and/or σT_c (up to 70 K).

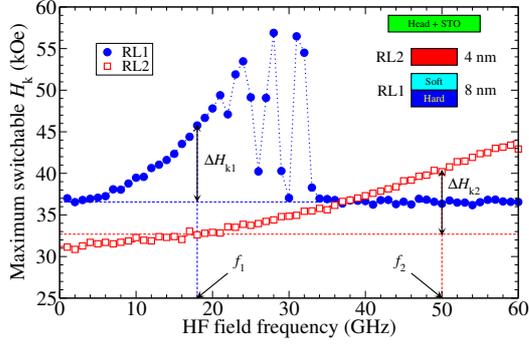


Fig. 1: Example of selective switching of recording structures in MAMR.

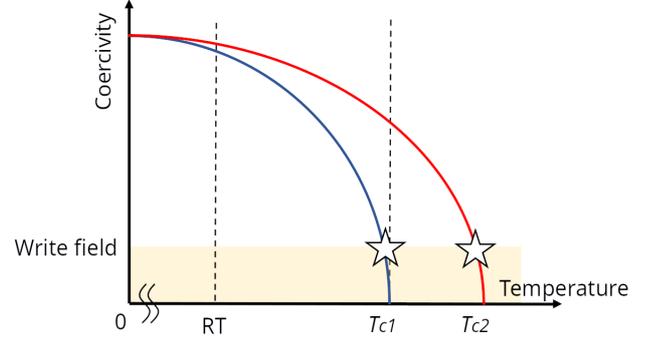


Fig. 2: Selective recording in a 3D HAMR system. The recording structures have different T_c .

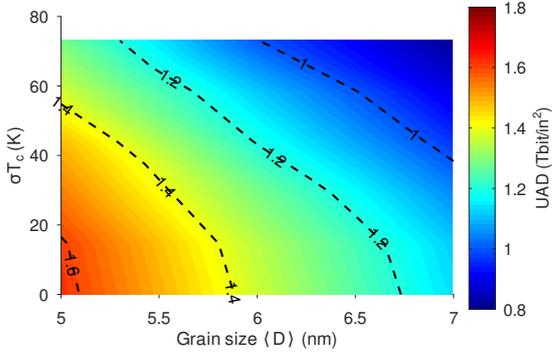


Fig. 3: Effect of average grain size and T_c distribution on user areal density in RL1 of a 3D HAMR system.

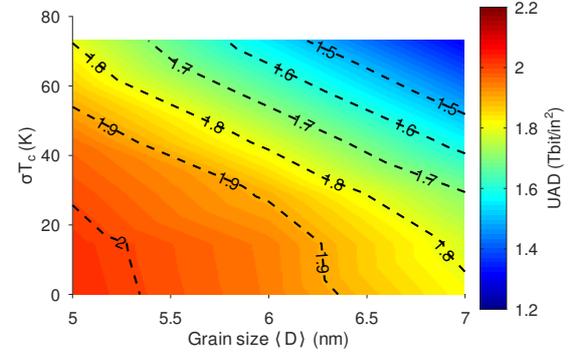


Fig. 4: Effect of average grain size and T_c distribution on user areal density in RL2 of a 3D HAMR system.

References

- [1] M. Albrecht, G. Hu, A. Moser, O. Hellwig, and B. D. Terris *J. Appl. Phys.*, vol. 97, pp. 103910–1–5, 2005.
- [2] S. Khizroev, Y. Hijazi, N. Amos, R. Chomko, and D. Litvinov *J. Appl. Phys.*, vol. 100, pp. 063907–1–8, 2006.
- [3] N. Amos *et al. PLoS ONE*, vol. 7, p. e40134, 2012.
- [4] S. J. Greaves, K. S. Chan, and Y. Kanai *IEEE Trans. Magn.*, vol. 55(12), pp. 6701509–1–9, Dec. 2019.
- [5] A. Aboutaleb, A. Sayyafan, K. Sivakumar, B. Belzer, S. Greaves, K. S. Chan, and R. Wood *Appl. Phys. Lett.*, vol. 119, pp. 010502–1–11, 2021.
- [6] H. Yamane, S. J. Greaves, and Y. Tanaka *IEEE Trans. Magn.*, vol. 58, pp. 3200705–1–5, Aug. 2022.

二層磁気記録における信号処理方式の一検討

仲村 泰明, 西川 まどか, 岡本 好弘

(愛媛大学大学院 理工学研究科)

A study of signal processing in double layered magnetic recording

Yasuaki Nakamura, Madoka Nishikawa, Yoshihiro Okamoto

(Graduate School of Science and Engineering, Ehime University)

はじめに

ハードディスク装置(HDD: hard disk drive)のトリレンマ問題を解決する記録方式として、エネルギーアシスト磁気記録¹⁾が提案されている。また、記録密度を大幅に向上させる記録方式として片面に複数の記録層を有する多層磁気記録²⁾が注目されている。本検討では、記録層を2層有するグラニューラ媒体モデルに熱アシスト磁気記録(HAMR: heat assisted magnetic recording)³⁾を適用した記録再生系に対して採用したPRML (partial response maximum likelihood)方式⁴⁾による誤り率(BER: bit error rate)について検討する。

HAMR モデル

Fig. 1 に、HAMR の記録層に用いる離散グラニューラ媒体モデル⁵⁾を示す。本検討では、磁性粒子材料として FePt⁶⁾を想定しておりその平均粒径、平均粒子間隔、および平均非磁性粒界幅をそれぞれ 5、6、1 nm とし、平均粒径で規格化した粒径分散を 20%としている。また、二層磁気記録媒体の記録層を、ABS (air bearing surface) から 1 層目、2 層目と定義し、各記録層および中間層の厚みを、それぞれ 4、10、1 nm としている。媒体上の面記録密度を 2 Tbit/inch² と想定し、媒体上のチャンネルビット長 l_{bl} 、およびトラックピッチ l_{tp} をそれぞれ 12、26 nm としている。

Fig. 2 に、各記録層における媒体温度 T_m に対する保磁力 H_c の関係⁵⁾を示す。ここで、0 K における両記録層の平均保磁力を 40 kOe、分散を 5%としている。また、第 1 層と 2 層のキュリー温度 T_{c1} 、 T_{c2} を、平均値がそれぞれ 520 K、620 K、標準偏差 σ_{T_c} が 10 K のガウス分布と仮定している。

記録ヘッドは、主磁極の中央に熱源を設置可能な分割構造⁷⁾と仮定する。また、媒体の温度分布を二次元ガウス分布と仮定し、ダウントラック方向、クロストラック方向の標準偏差をそれぞれ 6、12 nm としている。本検討では、第 1 層、2 層の最高加熱温度をそれぞれ $T_{max1} = 570$ K、 $T_{max2} = 730$ K⁵⁾としている。

Fig. 3 に、“0011” の繰返し(2T)パターンに対する再生波形を示す。これは、三次元有限要素法により求めた各層に対する MR(magneto-resistive)ヘッドの再生感度と各層の磁化パターンを畳み込むことで求められ、第 1 層の孤立再生波形の飽和レベルで規格化している。二層一括再生して得られる再生

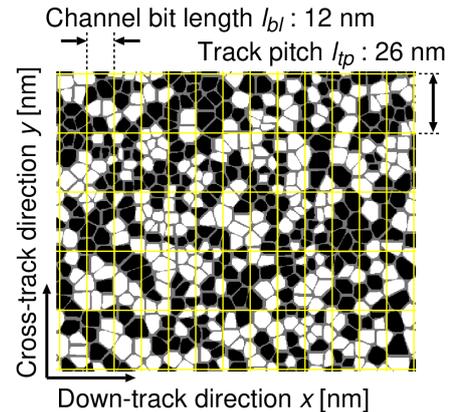


Fig. 1 Granular medium model.

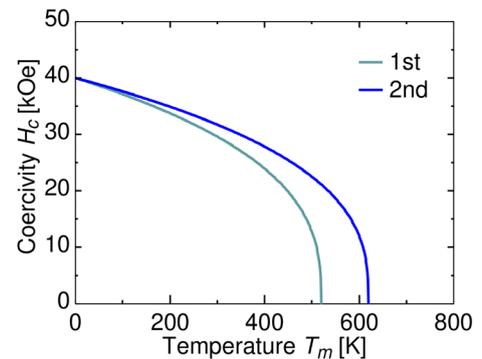


Fig. 2 Temperature dependence of coercivity H_c .

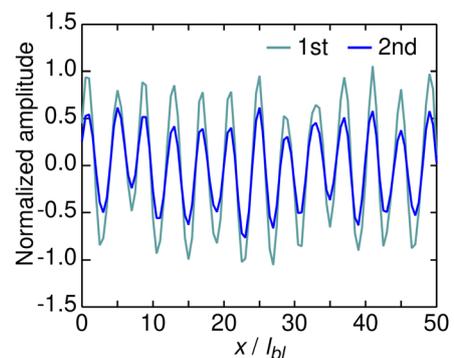


Fig. 3 Reproducing waveforms (2T pattern).

波形は、各層の再生波形を足し合わせることで求められるものと仮定し、信号処理を行う。

性能評価

Fig. 4 に、再生波形のサンプルの頻度分布を示す。ただし、各層に 1 Mbit のランダム系列を記録再生した波形を用いている。図中の赤色の線は第 1 層の記録情報が“0”、青色の線は第 1 層の記録情報が“1”、実線は第 2 層の記録情報が“0”、破線は第 2 層の記録情報が“1”の場合の分布をそれぞれ示している。図より、規格化振幅が“0.0”付近における第 1 層と第 2 層の記録情報が異なる“0”と“1”および“1”と“0”の分布は重なりが大きくなっていることがわかる。

Fig. 5 に、各層のビット応答より求めたチャンネルの時間領域応答を示す。図の横軸はビット間隔で規格化した時間、縦軸は第 1 層のチャンネル応答の最大値で規格化した規格化振幅を示している。図より、第 1 層目の時間応答はあまり広がっていないが、第 2 層目は第 1 層目と比べて広がりがあることがわかる。

Fig. 6 に、各層を個別に再生して PRML 方式を適用して求めた BER 特性を示す。ここで、両層とも PR の相関長を 2 として、1 番目の係数を“1.0”として 2 番目の係数を変化させて求めている。ただし、システム雑音は考慮していない。図より、両層ともに 2 番目の係数を“0.1”とすることで最小の BER が得られていることがわかる。

次に、Fig. 6 の結果を基に二層一括再生した再生波形に波形干渉と層間干渉を考慮した二次元 PR⁸⁾を適用して BER を求めたところ約 1.2×10^{-1} 程度と BER は高く、他の信号処理方式の導入が必要であることが明らかとなった。

謝辞

本検討を行うにあたり有益なご助言をいただきました東北大学 サイモン・グリーブス先生、新潟工科大学 金井靖先生、また物質・材料研究機構 首藤浩文博士、高橋有紀子博士に感謝いたします。また、本研究の一部は、JST、CREST、JPMJCR22C3 および情報ストレージ研究推進機構(ASRC)の支援のもとに行われたことを付記し、謝意を表します。

参考文献

- 1) Y. Shiroishi, et al., *IEEE Trans. Magn.*, **45**, 3816 (2009).
- 2) S. Greaves, et al., *IEEE Trans. Magn.*, **53**, 3000510 (2017).
- 3) M. A. Seigler, et al., *IEEE Trans. Magn.*, **44**, 119 (2008).
- 4) Y. Okamoto, et al., *J. Magn. Magn. Mat.*, **235**, 259 (2001).
- 5) 渡部他, *IEICE Technical Report*, **124**, MRIS2024-5 (2024).
- 6) T. Y. Chang, et al., *IEEE Trans. Magn.*, **59**, 3200107 (2023).
- 7) S. J. Greaves, et al., *IEEE Trans. Magn.*, **55**, 3001506 (2019).
- 8) Y. Nakamura, et al., *2021 IEEE International Magnetic Conference*, 2100024 (2021).

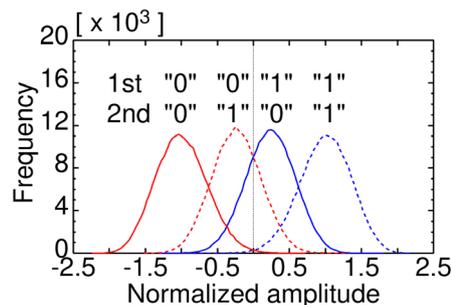


Fig. 4 Distributions of reproduced waveform.

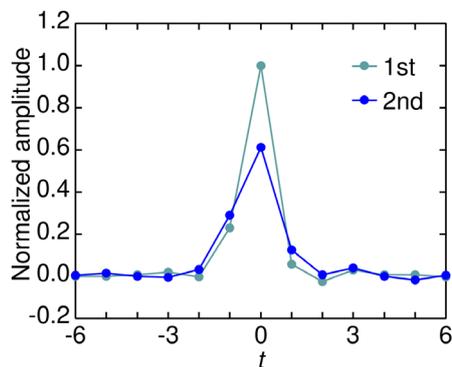


Fig. 5 Channel time-domain responses.

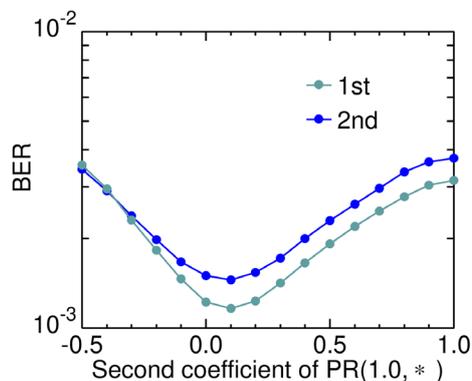


Fig. 6 BER performances for respective