

マイクロ波アシスト磁気記録における FGL と SIL の膜厚と発振磁界強度の関係

栗田佳典, 赤城文字

(工学院大学大学院 工学科電気・電子専攻)

Examination of FGL film thickness and spin torque magnetic field condition in microwave assisted magnetic recording

Kurita Keisuke, and Fumiko Akagi

(Graduate School of Electrical Engineering and Electronics, Kogakuin University)

まえがき

近年、磁気ディスク装置 (Hard Disk Drive:HDD)は、テラビット級の高記録密度化が要求されている。しかし、そのためには媒体雑音、熱揺らぎ、記録ヘッドの磁界強度限界というトリレンマを解決する必要がある。これを解決する方法としてマイクロ波アシスト磁気記録(Microwave Assisted Magnetic Recording:MAMR)方式が提案されている[1]。MAMRは記録ヘッドに隣接してスピントルク発振素子(SpinTorque Oscillator:STO)を設け、記録時に STO から高周波磁界を発生させる。この高周波磁界が記録媒体に磁気共鳴を起こすため、低磁界でも記録ができ、トリレンマを解決することができる。STO から発生する高周波磁界は 100 kA/m 以上の磁界強度が必要とされている。先行研究では、約 130 kA/m の発振磁界強度で高い SNRを確認している [2]。また、STO の磁界発生層(Field Generation Layer : FGL)の膜厚を増加させると、磁界強度を増加できることも報告している[3]。しかし、STO は磁気ヘッドの主磁極とシールドの間に設けるために、STO を構成する FGLの膜厚を増大させるには限界がある。また、FGLにスピントルク磁界を与える STO の別の構成要素であるスピン注入層(Spin Injection Layer : SIL)の膜厚も関係してくる。従って、本研究では、ヘッド、媒体、及び STO を考慮したマイクロマグネティクスシミュレーションによって、FGL、及び SIL の膜厚と発振磁界強度との関係を検討した。

計算モデル及び計算方法

本研究で用いた磁化挙動計算用シミュレータは、(1)式に示す Landau-Lifshitz-Gilbert(LLG)である [2]。

$$(1 + \alpha^2) \frac{d\vec{M}}{dt} = -\gamma \vec{M} \times (\vec{H}_{eff} - \alpha \vec{H}_{st}) - \frac{\gamma}{M_s} \vec{M} \times \{ \vec{M} \times (\alpha \vec{H}_{eff} + \vec{H}_{st}) \} \quad (1)$$

\vec{M} は磁化ベクトル、 γ はジャイロ磁気定数、 α はダンピング定数、 M_s は飽和磁化、 \vec{H}_{eff} は実効磁界ベクトルである。 \vec{H}_{st} は STO へ電流を流す事で FGL または SIL に印加される偏極スピンによるスピントルク磁界である。

$$\vec{H}_{st} = \frac{\hbar J}{2eM_s d} \vec{M}_p \quad (2)$$

\hbar はディラック定数、 J は注入電流密度、 e は電気素量、 η はスピン分極率、 d は膜厚、 \vec{M}_p は \vec{H}_{st} の方向ベクトルである。記録ヘッドは単磁極ヘッドとし、メインボールの膜厚は 98 nm、トラック幅は 56 nm とした。記録層は粒子サイズを 7 nm、膜厚 5 nm の軟磁性膜と硬磁性膜によって構成される ECC(exchange coupled composite)媒体とし、線記録密度は 1814 kfc i (1.65 Tbit/in²)とした。ヘッドと媒体のスペーシングは 5 nm、ヘッド・媒体間の相対速度は 20 m/s とした。STO はトラック幅 28 nm、高さ 28 nm、膜厚 21nm とし、非磁性の中間層を 3.5 nm とした。また、本研究ではヘッド、STO、及び媒体間の静磁氣的相互作用は考慮している。ただし、前回の結果から、発振磁界を不安定にさせる媒体から STO へ印加される静磁界は除いて計算を行った[2]。Table.1 に媒体および STO の磁気特性を示す。

計算結果

Fig.1 に FGL と SIL の膜厚を変化させた場合の発振磁界強度のスピントルク磁界依存性を示す。発振磁界強度はクロストラック成分で膜厚中央の磁界とした。図より、FGL の膜厚を厚くすると発振磁界は減少することがわかった。これは FGL の膜厚の増加にともない SIL の膜厚が減少し、SIL の磁化が一方向を向かず、乱れた回転をするからである。また、スピントルク磁界を増加させると、発振磁界強度が減少する結果となった。

まとめ

FGL の膜厚を増大させ SIL の膜厚を減少させると SIL が不安定な歳差運動を行うため、発振磁界強度が減少する。

謝辞 本研究の一部は、JSPS 科研費 16K06313、及び情報ストレージ研究推進機構(ASRC)の助成を受けて行った。

参考文献

[1] Y. Tang, and J. G. Zhu, *IEEE Trans. Magn.* 44, pp. 3376-3379, 2008.
 [2] 栗田佳典, 赤城文字, 吉田和悦, 2019 信学総大, C-7-2, 2019.
 [3] 古賀理樹, 赤城文字, 吉田和悦, 信学技報 114(327), pp. 1-5, 2014.

Table.1 Magnetic characteristics of head, medium and STO

	K_u [J/m ³]	M_s [T]	α	交換定数 [J/m]
ヘッド	3.0×10^3	2.5	0.05	1.0×10^{-11}
軟磁性記録層	5.0×10^5	0.8	0.05	1.0×10^{-11}
硬磁性記録層	1.2×10^6	0.8	0.05	1.0×10^{-11}
SUL	3.0×10^3	1.5	0.05	1.0×10^{-11}
FGL	5.0×10^3	2.0	0.03	2.0×10^{-11}
SIL	5.0×10^5	1.0	0.03	2.0×10^{-11}

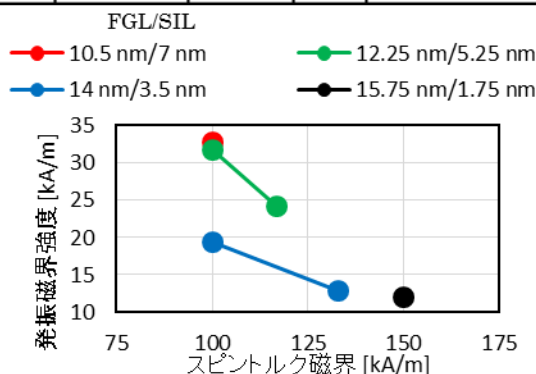


Fig. 1 Dependence of AC magnetic field on spin torque field with different thicknesses of FGL and SIL.

STO が低い印加電流密度で安定に発振するための一考察

板垣諒、金井靖、Simon J. Greaves¹
(新潟工科大、¹東北大)

Effect of magnetostatic interaction with MAMR head on STO oscillation

R. Itagaki, Y. Kanai, S. J. Greaves¹
(Niigata Inst. of Tech., ¹Tohoku Univ.)

はじめに

高周波アシスト磁気記録(MAMR)方式は、高周波発振素子(STO)から発生する高周波磁界を主磁極(MP)からの記録磁界に重畳し、高異方性媒体への記録を可能にする¹⁾。我々は透過のスピントルクを利用した STO と記録ヘッドを組み合わせたマイクロマグネティック解析によるモデル計算を行い、MP とトレーリングシールド(TS)が非平行のギャップ中に STO を挿入すると STO の発振が安定することを示した²⁾。ただし、MP と TS が非平行となる構造は、現行の製造プロセスの観点から望ましくない。そこで、MP、TS および STO が平行かつ媒体面に対して傾けたモデルの計算を行い、その傾きが 10°から 20°の範囲で STO の安定した発振が得られることを述べた³⁾。しかし、STO は傾きが大きいほど FGL の体積が減少し、発振磁界も減少する。これまで、我々は渦電流を扱わないためヘッドの α をフィッティング因子として扱い、大きな値($\alpha = 0.2$)を与えてきた。一方、STO とヘッドの静磁気相互作用を正しく取り扱うには α には現実の値($\alpha = 0.005 - 0.02$)を与える必要がある。本報告では、MP、TS および STO を媒体面に対して傾けないモデルを考慮し、STO 近傍の MP および TS の α の値が STO の発振に与える影響を検討したので報告する。

解析モデルとソフトウェア

Fig. 1 に示すように、FGL とスピン注入層(SIL)からなる STO を考える。STO の諸元を Table. 1 に示す。ここでは、軟磁性の SIL と透過のスピントルクを仮定した。マイクロマグネティック解析には富士通製の EXAMAG V2.1 を用いた。

計算結果

Fig. 2 に、ヘッドの α を 0.2、STO 近傍の α を 0.02、0.005 とした際の FGL の発振 vs.時刻を示す。縦軸は FGL 磁化の面内成分を FGL 全体で平均し、飽和磁化で規格化して表示した。 $M/M_s = 1$ のとき、FGL の磁化が完全に面内で回転していることを示す。同図より、STO 近傍の α が 0.02、0.005 のときは FGL の発振が安定している(磁化の振幅が大きく発振周波数が高い)。これは、STO 近傍の α が 0.02、0.005 のときは α が 0.02 の時と比べ、ヘッドと STO の静磁気相互作用が弱いためと考えられる。つまり、ヘッドの α が小さいときは STO と対向する面のヘッドの磁化が回転し易く、STO がヘッドから受ける作用が小さい。このときの注入電流密度($J = 3.0 \times 10^8$ A/cm²)はこれまでの値($J = 6.0 \times 10^8$ A/cm²)と比べて十分に小さく、長期にわたる素子の信頼性の面からも有利である。

本研究の一部は情報ストレージ研究推進機構(ASRC)の補助金によった。ここに記して深謝する。

参考文献

- 1) J.-G. Zhu, X. Zhu, and Y. Tang: *IEEE Trans. on Magn.*, 44(1), 125, 2008.
- 2) 板垣, 金井, S. Greaves, 村岡: 信学会研資 MR2018-5, 2018.
- 3) 板垣, 金井, S. Greaves: 信学会研資 MR2019-4, 2019.

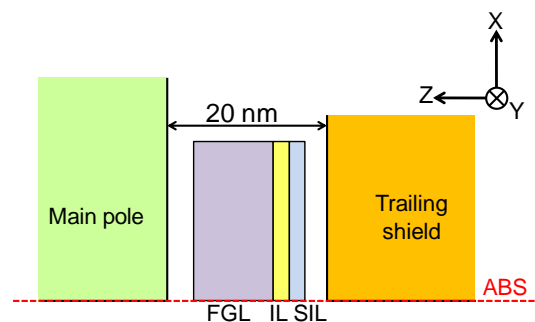


Fig. 1 Schematic of STO inserted into Head gap.

Table.1 Major parameters of STO.

	FGL	SIL
$4\pi M_s$	20 kG	10 kG
H_k in perpendicular	31.4 Oe	31.4 Oe
α	0.02	0.02
Exchange, A	2.5×10^{-6} erg/cm	1.25×10^{-6} erg/cm
Thickness	10 nm	2 nm
$P_0 = 0.5$, Width \times height = 20 nm \times 20 nm (max), Inter layer = 2 nm		

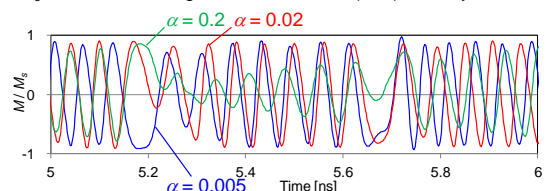


Fig. 2 In-plane component of volume-averaged FGL oscillation vs. time. $\theta = 0^\circ$, Head $\alpha = 0.2$ (STO vicinity: 0.005, 0.02, 0.2), $J = 3.0 \times 10^8$ A/cm², MMF = 1 GHz, coil current = 0.2 AT_{pp}.

MAMR においてヘッド磁極から伝達するスピンの影響

田河育也

東北工業大学電気電子工学科 仙台市太白区八木山香澄町 35-1

Impact of Transmitted Spin from Head Pole in MAMR

Ikuya Tagawa

Electrical and Electronic Engineering, Tohoku Institute of Technology, Sendai, Japan

1. はじめに

マイクロ波アシスト磁気記録 (MAMR) において、スピントルク発振器 (STO) から強い振動磁界を得ることは依然として課題である[1]。STO 構造および材料や、ヘッド磁極と STO の間の磁気的な相互作用に関する検討がなされている[2]。これに対して我々は、磁極と STO の間を往来するスピンの影響について検討を行った。市販のマイクロマグネティクスシミュレータ (富士通 Examag V2.1.1) を用い、主磁極端直下の媒体表面付近 (浮上面から 5 nm) において観測されるマイクロ波アシスト磁界 (*MA field*) を性能指数とした。

2. ヘッド磁極スピンの影響

図 1 に、発明当初の MAMR ヘッドモデルと現実的なヘッドにおける構造の違いを示す。当初のデザインでは分離した電極が STO に直接接続されるため、ヘッド主磁極 (MP) およびトレーリングシールド (TS) からスピンの流れは STO に流れることはない。一方、実用的デザインでは MP および TS が電極として使用されるため、ヘッド磁極で偏極したスピンの流れ、発振に悪影響を及ぼす。

図 2(a) は、MP/TS からスピンの流れない当初モデルにおける、ヘッド走行方向 (H_x)、トラック幅方向 (H_y)、および垂直方向 (H_z) の記録磁界の時間応答波形である。 H_x は強い振動を示し、通常のヘッド記録磁界にマイクロ波磁界が重畳している。一方、MP/TS からスピンの流れる現実的モデルの同図 (b) では振動が見られない。これより、MP から透過スピンを阻止する必要性は明らかである。スピン拡散長が短い材料 (重い原子量の非磁性金属) [3] を MP と SIL の間に置く必要がある。別のアイデアとして、MP スピンを阻止する代わりに、透過スピンの極性を反転させることも有効である。負のスピン偏極を持つ材料が必要となる[4]。

図 3 に、マイクロ波アシスト磁界 (*MA field*) の注入電流 (J) 依存性を示す。*MA field* は時間応答波形のフーリエスペクトルから求めた。MP/TS からスピンの流れる場合 (Δ)、*MA field* は生じていない。MP/TS からスピンの流れない場合 (\times)、注入電流の増加に応じて *MA field* が増加する。MP スピンを 50% に制限した場合にも (\circ)、かなり大きな *MA field* が得られた。TS が負の分極を有し、電子が反対方向 (TS から MP) に流れるとき (\square)、注入電流応答は最も良好であった。

3. まとめ

通常の材料のスピン拡散長はそれほど短くないため、ヘッド磁極からの透過スピンの影響を無視できず、STO の磁化振動を阻害する要因となる。ここでは、重い原子量の材料を用いたスピンバリア層、および、負の分極材料を用いたヘッド磁極の有効性を示した。

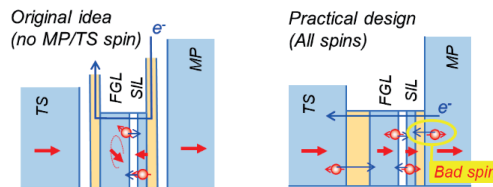


Figure 1. Structure design difference between (a) original idea and (b) practical design of MAMR head.

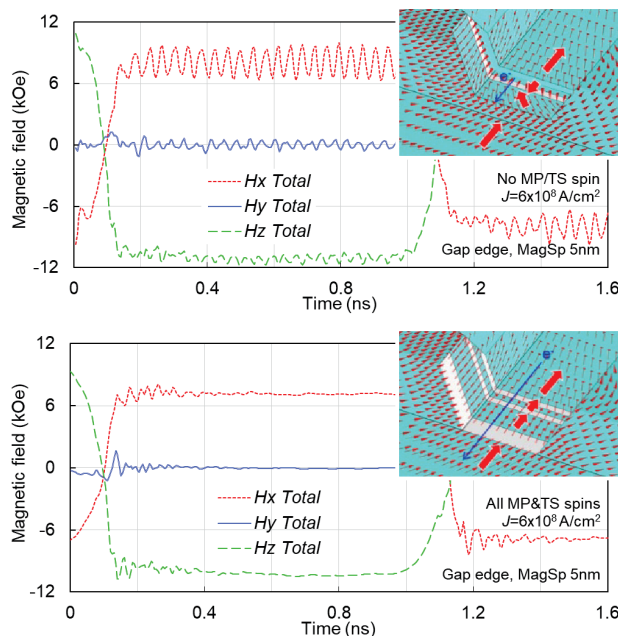


Figure 2. Time response waveforms of write field and magnetization distribution in pole tip area, when there are (a) no spin and (b) all spins from MP and TS.

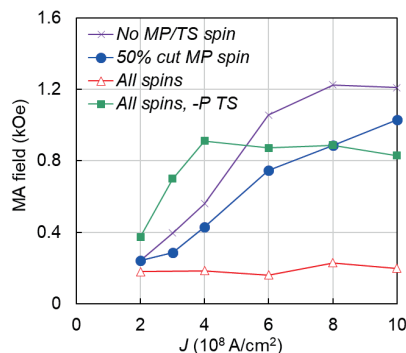


Figure 3. Injection current dependences of *MA field* amplitude.

[文献]

[1] I. Tagawa, et al., IEEE Trans. Magn., Vol.52, No.9, (2016).
 [2] Y. Kanai, et al., IEEE Trans. Magn., Vol.53, No.2 (2017)

[3] J. Bass and W. Pratt Jr., J. Phys. Cond-Mat. 19 (2007) 183201
 [4] M. Tsunoda, et al., Appl. Phys. Express 2 (2009) 083001

CoGa バッファ層を用いた Si 基板上 MnGa (001)配向膜の作製

三輪 佳嗣, 大島 大輝, 加藤 剛志, 岩田 聡
(名古屋大学)

Fabrication of (001) oriented MnGa film on Si substrate using CoGa buffer layer

Y. Miwa, D. Oshima, T. Kato, S. Iwata
(Nagoya Univ.)

はじめに

局所的なイオン照射は、表面形状にほとんど影響を与えず微細な磁気パターン構造を作製できる手法であり、低コストで高密度なビットパターン媒体(BPM)の作製に応用できると考えられる。我々は、このイオン照射型ビットパターン媒体に適する材料として大きな垂直磁気異方性を有する $L1_0$ -MnGa 規則合金膜に注目し、ビットパターン膜を作製してきた¹⁾。初期の検討では、MnGa 膜は MgO(001)単結晶基板上に作製していたが、応用上は安価なガラス基板上等に作製する必要があるため、最近、熱酸化膜付き Si 基板上に(001)配向させた $L1_0$ -MnGa 膜の検討を行っている²⁾。今回、MnGa(001)配向膜の形成に効果的である CoGa バッファ層³⁾の熱処理条件の検討を行うことで、熱酸化膜付き Si 基板上に高配向の $L1_0$ -MnGa (001)膜を成膜したので報告する。

実験方法

膜構成は Cr (2 nm) / MnGa (5 nm) / CoGa (30 nm) / Cr (20 nm) / MgO (20 nm) / CrB (5 nm) / NiTa (25 nm) / Si sub. とした。MgO 層のみ超高真空蒸着により成膜し、その他の層は、マグネトロンスパッタリング法にて行った。MgO 層上の Cr バッファ層までの全ての層は室温で成膜し、その後 800 °C で 60 分間、真空中で熱処理を行った。また、CoGa 層の成膜温度を T_s とし、温度 T_a で 30 分間、真空中で熱処理を行った。MnGa 膜は 200 °C で成膜し、成膜後 $L1_0$ 規則化のため 400 °C で 60 分間、真空中で熱処理を行った。初めに T_s を 200 °C から 500 °C まで変化させて最適値を決定した後、 T_a を 500 °C から 800 °C の間で変化させた。膜の磁気特性は交番磁界勾配型磁力計(AGM)で評価した。

実験結果

まず、 $T_a = 500$ °C として T_s 依存性を調べたところ、 T_s が 400 °C のときに MnGa 膜の飽和磁化が最大となったので、次に T_s を 400 °C として T_a 依存性について調べた。Fig. 1 に(a) $T_a = 600$ °C、(b) $T_a = 700$ °C で Si 基板上に作製した MnGa 膜の M - H ループを示す。また、Fig. 1 (c) に、MgO(001)基板上に作製した MnGa 膜の M - H ループを示す。Si 基板上の MnGa 膜はいずれも大きな垂直磁気異方性を示し、 $T_a = 700$ °C において飽和磁化は 290 emu/cc となった。この値は MgO 基板上の MnGa 膜 (Fig. 1 (c)) とほとんど同じである。さらに、 $T_a = 700$ °C の MnGa 膜では、 $T_a = 600$ °C と比較して、膜面垂直方向のループの傾きが急になっている。これは、MnGa 膜の膜質が向上し、スムーズな磁壁移動が行われているためであると考えられる。以上より、CoGa バッファ層の熱処理条件を検討することにより、良好な磁気特性を有する MnGa(001)配向膜を Si 基板上に作製することに成功したと言える。

参考文献

- 1) D. Oshima et al., IEEE Trans. Magn., vol.49, p.3608 (2013)
- 2) T. Ishikawa et. al, IEEE Trans. Magn., vol. 55, 3200104 (2019).
- 3) A. Ono et. al., Appl. Phys. Exp., vol. 10, 023005 (2017).

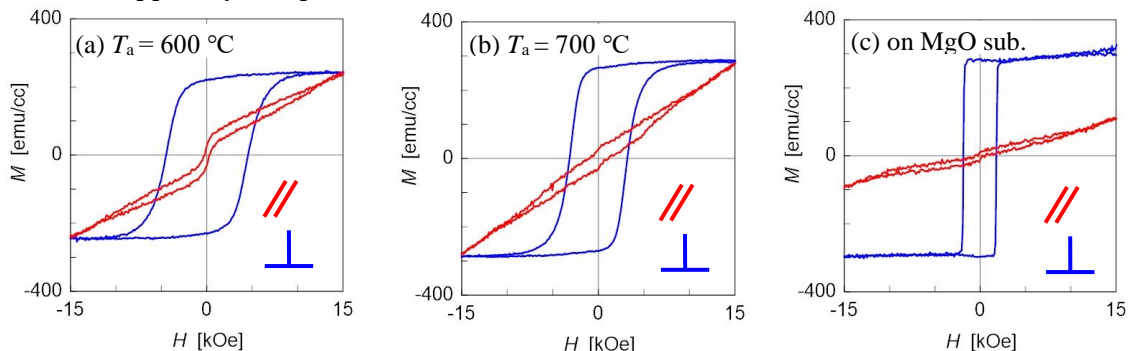


Fig. 1 M - H loops of MnGa films grown on SiO_2/Si substrates using CoGa buffer layers annealed at $T_a =$ (a) 600 and (b) 700 °C. M - H curves of the film grown on MgO (001) substrate are also shown in Fig. (c) as a reference.

MgO/bcc-CrMn 積層下地層上に成膜した FePt グラニューラ媒体の磁気特性

○齊藤 節, 清水 章弘, 齊藤 伸 (東北大学)

Magnetic properties of FePt granular media on MgO/bcc-CrMn stacked underlayer

○Takashi Saito, Akihiro Shimizu, and Shin Saito (Tohoku Univ.)

はじめに 磁気記録媒体の記録密度は 2022 年までに 4 Tbit/in² もの高密度化が求められており、これを実現する次世代の記録方式として熱アシスト磁気記録 (Heat Assisted Magnetic Recording, HAMR) が注目されている。再生信号の出力を確保し、かつ信号/雑音比が高く熱擾乱耐性を有する高記録密度 HAMR 媒体の実現には、室温で 2×10^7 erg/cm³ 以上の高い一軸結晶磁気異方性エネルギーを有する磁性結晶粒を磁氣的に孤立化し、かつ微細でコラム状に成長させたグラニューラ組織を実現する必要がある¹⁾。しかしながら現状最も実用化検討が進んでいる平坦表面を有する MgO 下地層を用いた L1₀ 型 FePt-C 媒体では FePt 磁性結晶粒が球状に成長してしまい、孤立したコラム状結晶粒からなるグラニューラ組織が実現できていない。本研究では、熱絶縁層 (MgO 層)/ 結晶軸配向制御層 (bcc-Cr 合金層)/ 配向誘導層 (アモルファス層) の表面に形成される網目状隆起構造²⁾上に成長した磁性層の磁気特性を詳細に解析し、その知見を元に磁氣的に孤立したコラム状磁性グラニューラ層を実現する媒体設計指針を提案する。

実験結果 試料の層構成は FePt(5 nm)/ MgO(5 nm)/ a-Co₆₀W₄₀(80 nm) (平坦下地) と FePt(5 nm)/MgO(5 nm)/CrMn(20 nm)/ a-Co₆₀W₄₀(60 nm) (網目状隆起下地) とした。配向制御のため、アモルファス層の成膜後 620 °C への加熱と 20 ラングミュア相当の酸素暴露を施した。また磁性層の規則化のため MgO 層の成膜後に、試料に 630 °C への加熱を行った。試料作製後に Out-of-plane XRD 測定により CrMn 層、MgO 層および FePt 層が面直に c 面配向していることを確認した。Fig. 1 に FePt 層を平坦下地上に成膜した試料と網目状隆起下地上に成膜した試料の磁化曲線を示す。保磁力 H_c はそれぞれの試料で 10 kOe と 25 kOe であった。このことは下地層の網目状隆起構造が磁性結晶粒の粒間交換結合を低減させていることを示唆している。この推察をもとに磁氣的孤立化効果の定量評価を試みた。平坦下地上と網目状隆起下地上に成膜した FePt 薄膜に対して 9 T の印加磁界の下で測定したトルク曲線から算出した一軸結晶磁気異方性エネルギー K_u 、異方性磁界 H_k はそれぞれ $K_u = 1.23 \times 10^7$ (emu/cm³)、 $H_k = 39.3$ (kOe)、ならびに $K_u = 1.42 \times 10^7$ (emu/cm³)、 $H_k = 42.2$ (kOe) であった。Fig. 2 にマイナーループから評価した残留磁化 M_r と印加磁界 H_{app} の関係を示す。 M_r が 0 となる残留保磁力 H_{cr} は平坦下地を用いた試料では 13.0 kOe、網目状隆起下地を用いた試料では 27.7 kOe であることがわかった。この結果をもとに H_{cr}/H_k を導出すると、平坦下地を用いた試料では 0.33、網目状隆起下地を用いた試料では 0.66 であり、網目状隆起下地の磁氣的孤立化への有効性を確認した。

網目状隆起構造を活用した新規媒体の提案 以上の結果を踏まえて、L1₀ FePt 結晶粒を柱状孤立化グラニューラ組織に成長させる HAMR 媒体形成法を考察する。Fig. 3 に考案した HAMR 媒体の積層構成の模式図を示す。積層構成は FePt-酸化物グラニューラ層/ FePt/ MgO/ bcc-Cr 合金層/ アモルファス層である。すなわち、MgO 層の網目状隆起構造上に純 FePt 層を成膜し、隆起構造が隣接結晶粒の初期核同士の接触を阻害した島状成長組織の形成を促す。このとき表面は結晶粒部分が盛り上がった構造 (オパール構造) となる。さらにその上に FePt-酸化物層を 2 相析出させることで、FePt 結晶粒をコラム状成長させたグラニューラ組織が実現されると期待される。

参考文献 1) Roadmap of Advanced storage technology consortium (2016). 2) A. Shimizu et al., *T. Magn. Soc. Jpn.*, 3, 7-11 (2019)

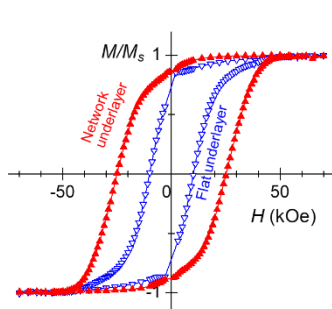


Fig. 1 M - H loops for a FePt film on network underlayer and flat underlayer.

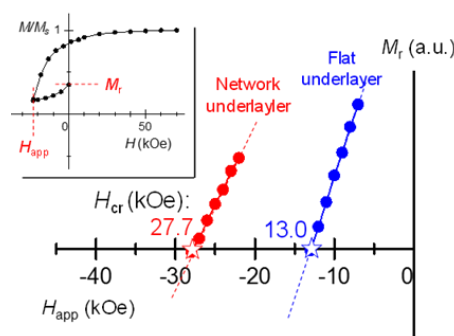


Fig. 2 M_r - H_{app} plots for a FePt film on network underlayer and flat underlayer.

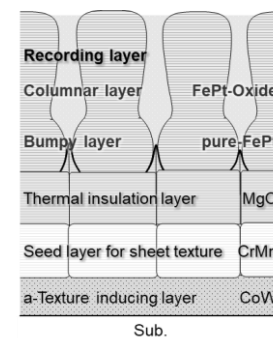


Fig. 3 Schematic of proposed structure for FePt granular media.

種々の組成のターゲットを用いて作製した Nd-Fe-B 薄膜の構造と磁気特性

○土田 隆之, 福島 潤, 林 大和, 斉藤 伸, 滝澤 博胤 (東北大学)

Nanostructure and magnetic properties of the Nd-Fe-B thin film fabricated by various targets with different compositions

○Takayuki Tsuchida, Jun Fukushima, Yamato Hayashi, Shin Saito and Hirotsugu Takizawa (Tohoku Univ.)

はじめに 情報化社会の進展に伴って磁気記録媒体の高密度化の需要が高まっており, 5 Tbit/in² を超える高記録密度媒体の実現は国の重要政策に挙げられている¹⁾. この目標を達成すべく, 熱アシスト磁気記録 (HAMR) が注目されている. HAMR 媒体を実現するためには, 室温で高い結晶磁気異方性定数 (K_u) と 300–500 °C 程度のキュリー温度 (T_c) を有する材料が必要であり, 現在 L1₀ 型 FePt ($K_u = 6.6$ MJ/m³, $T_c = 477$ °C) や Nd-Fe-B ($K_u = 4.6$ MJ/m³, $T_c = 312$ °C) がその候補として検討されている. このうち Nd-Fe-B 薄膜に関しては, HAMR 媒体として必須の, *c* 軸配向化, 粒径微細化, コラム状組織化を同時に実現している報告が見当たらない. これについて我々は高温成膜により薄膜中に形成される磁性結晶粒の相およびその組織が Nd-Fe-B 薄膜の Nd/Fe 原子比, ならびに B 濃度に依存して異なることに原因があるのではないかと考えた. そこで本研究では, 種々の三元組成のターゲットを用いて Nd-Fe-B 薄膜を作製し, その構造と磁気特性を評価した.

実験方法 薄膜作製には DC マグネトロンスパッタリング装置を用いた. 薄膜の積層構成は Mo (5 nm) / Nd-Fe-B (10 nm) / Mo (50 nm) / Ta (5 nm) / glass sub. とした. 磁性層用ターゲットとしては, 寸法を 164φ とし (A) Nd₁₅Fe₇₁B₁₄, (B) Nd_{21.4}Fe_{72.4}B_{5.4}, (C) Nd_{13.4}Fe_{79.9}B_{5.8} という 3 つの組成を準備した (Fig. 1). 磁性層の成膜条件は, 成膜温度 600 °C, 投入電力 500 W である. 得られた薄膜については XRD による相同定, AFM による表面形態の観察, VSM による磁気特性の評価を行った.

実験結果 Fig. 2 に種々のターゲットで作製した Nd-Fe-B 薄膜について面直方向に磁場を印加して得られる磁化曲線を示す. ターゲット (C) を用いて作製した薄膜については角型比が 0.78 を示しているのに対し, ターゲット (A) または (B) を用いて作製した薄膜については, 角型比が 0.9 以上と垂直磁気異方性が高く, 磁化容易軸が膜面垂直方向に高配向していることが示唆される. In-Plane XRD プロファイルには, Nd₂Fe₁₄B 結晶相の (410) 面からの回折線が明瞭に観測されており, Fig. 2 の結果と考え併せると Nd₂Fe₁₄B 相が *c* 軸高配向していることが示唆される. AFM による表面形態の観察を行ったところ, (B) の薄膜については粒径が 200 nm 以上と粗大であったのに対し, (A) と (C) の薄膜については粒径が 50–100 nm 程度であった. 以上の結果から, 高配向かつ微細な Nd-Fe-B 薄膜を得るためには, 今回の検討の範囲からは, 富 B 組成のターゲットを用いることが有効であると考えられる.

参考文献 1) 「超高密度ナノビット磁気記録技術の開発」(事後評価) 第 1 回分科会資料 5-3

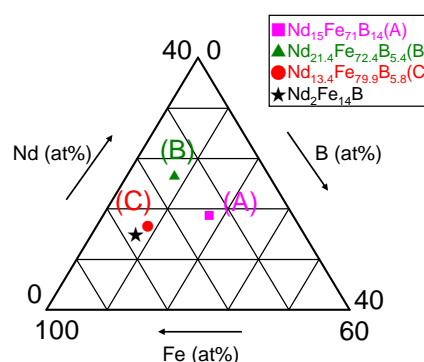


Fig.1 Target compositions of Nd-Fe-B

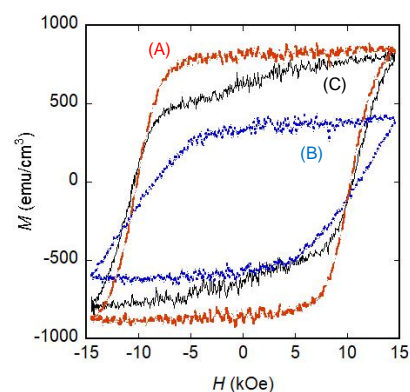


Fig.2 M-H loop of the Nd-Fe-B films

FePt-Cr₂O₃ グラニューラー薄膜の微細組織変化と磁気特性

鈴木一平、H. Sepehri-Amin、高橋有紀子、宝野和博
(物質・材料研究機構)

Microstructure evolution and magnetic properties of FePt-Cr₂O₃ granular thin films

I. Suzuki, H. Sepehri-Amin, YK. Takahashi, and K. Hono
(NIMS)

はじめに:

L1₀-FePt グラニューラー膜を用いた熱アシスト磁気記録方式が有望視され、記録密度 4 Tbit/in² 実現に向けその開発が急がれている。そのような超高記録密度を達成するには、柱状構造を有する FePt 粒子において平均結晶粒径(D)と粒子間距離(PD)の低減が不可欠であり、粒子密度(GD)3.8×10¹²/cm² 以上に微細化されたグラニューラー膜が必要である⁽¹⁾。FePt-Cr₂O₃ は、D: 5 nm 以下の微細な粒子が実現できる一方、粒子サイズに比べ PD が大きく GD が小さいことや、保磁力が低下してしまうことが問題であった⁽²⁾。そこで本研究では、FePt-Cr₂O₃ の粒子密度の改善を目的とし、条件を変えて作製した試料の粒子密度の変化を詳細に調べた。また、磁気特性劣化の要因を元素拡散の観点から調査したのでこれを報告する。

実験方法:

マグネトロンスパッタ法を用いて、異なる膜厚の FePt-Cr₂O₃ を温度および Cr₂O₃ 体積比を変えて作製した。基板には下地層の影響を除外するため MgO(001)単結晶を使用した。磁気特性は SQUID-VSM、微細組織及び元素分析は TEM および EDS を用いてそれぞれ評価した。

実験結果:

まず基板温度 400 °C で作製した FePt-Cr₂O₃ における微細組織の膜厚依存性を調べた。Fig.1 (a)に膜厚 4.5 nm の試料の平面 TEM 像を示す。この像から D: 3.9 nm, PD: 5.1 nm, GD: 3.9×10¹²/cm² がそれぞれ得られた。これらの値は記録密度 4 Tbit/in² の実現に要求される GD を満たしている。また膜厚を 8.5 nm に増加させても D: 3.8 nm, PD: 5.1 nm, GD: 3.9×10¹²/cm² とそれらの値はほとんど変化が見られなかった (Fig.1: (b))。この結果は、FePt-C の場合と異なり、膜成長に伴う粒子の粗大化や GD の低下が起きていないことを示唆している。しかしながら、いずれの FePt-Cr₂O₃ もその保磁力はほとんど消失していた。次に、異なる温度で作製した 8.5 nm の FePt-Cr₂O₃ の微細組織を調べた。基板温度を 400 °C から上昇させると、450 °C 以下では GD の変化はわずかであるが、さらに上昇させると、D、PD の粗大化に伴い GD が大きく低下し 500 °C では PD: 6.6 nm, GD: 2.8×10¹²/cm² となった。加えて、粒径分布に二峰性が顕在化し D₁: 2.1 nm、D₂: 6.2 nm のピークが見られた。発表では、Cr₂O₃ の体積比や温度、雰囲気ガスを変えて作製した試料について、微細構造及び磁気特性を調べた結果についても併せて報告し、磁気特性劣化の要因を EDS の結果を交えて議論する予定である。

参考文献

- 1) D. Weller *et. al.*, IEEE. Trans. Magn. **50**, 3100108 (2014).
- 2) T. Shiroyama *et. al.*, IEEE. Trans. Magn. **50**, 3202404 (2014).

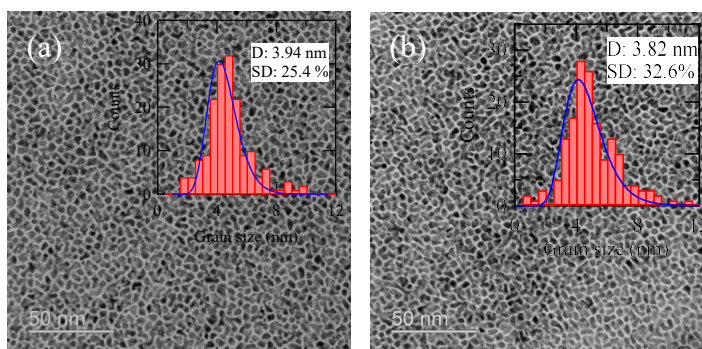


Fig.1 Plan-view TEM images of (a) 4.5-nm-thick and (b) 8.5-nm-thick FePt-Cr₂O₃ grown at 400 °C

CoCrPt グラニューラ薄膜における粒子間交換結合の マイクロ波アシスト磁化反転への影響

佐藤勝成¹, 菊池伸明^{1,2}, 岡本 聡^{1,2}, 北上 修^{1,2}, 島津武仁^{2,3,4}

(¹東北大学 IMRAM, ²東北大学 CSRN, ³東北大学 FRIS, ⁴東北大学 RIEC)

Effects of intergrain exchange coupling on microwave assisted magnetization switching on CoCrPt granular thin film.

K. Sato¹, N. Kikuchi^{1,2}, S. Okamoto^{1,2}, O. Kitakami^{1,2}, and T. Shimatsu^{2,3,4}

(¹IMRAM, Tohoku Univ., ²CSRN, Tohoku Univ., ³FRIS, Tohoku Univ., ⁴RIEC, Tohoku Univ.)

はじめに

マイクロ波アシスト磁化反転(MAS: Microwave Assisted magnetization Switching) は次世代の高密度磁気記録技術として注目されている。グラニューラ薄膜においては、マクロスピンモデルによる理論やナノドットでの実験と比較して、マイクロ波アシスト効果が小さいことや、その周波数依存性が緩やかであるという特徴が実験により報告されている¹⁾。この原因としては、グラニューラ粒子の粒径や磁気異方性の角度・強度の分散、磁性粒子間の双極子・交換相互作用による影響が挙げられている²⁾。そこで、本研究では、CoCrPt-SiO₂ グラニューラ薄膜の上に交換結合制御層として CoCrPt 連続層を積層することで、グラニューラ粒子間の交換相互作用の大きさを積極的に制御し、マイクロ波アシスト磁化反転への影響を調べた。

実験方法及び結果

ノンドープの Si ウエハー上に幅 1 μm の高周波磁場印加用 Au 線路と厚さ 100 nm 程度の絶縁層を形成後、下地層・保護層とともに CoCrPt-SiO₂(15-t)/CoCrPt(t)磁性積層膜を成膜した。t は CoCrPt 連続層の膜厚で、t = 0, 1, 2 nm と変化させた。Au 線路上の磁性膜を電子線リソグラフィ及び Ar イオンエッチングにより 0.6 × 3.0 μm² の矩形状に加工した。その後、下地層を異常 Hall 効果 (AHE) 測定用の電極形状に加工した。高周波磁場は、異常 Hall 効果曲線の測定中、高周波電流を連続波として Au 線路に流すことで印加した。実験に使用した磁性積層膜の異方性磁界 H_k は、t = 0, 1, 2 nm でそれぞれ 18.9, 19.3, 19.0 kOe である。Fig.1 に、t = 0, 2 nm の試料について、高周波磁場振幅 $h_{rf} \approx 470$ Oe の際の反転開始磁場 H_n 、保磁力 H_c 、飽和磁場 H_s の周波数依存性を示す。 H_n は磁化の 10% が反転する磁場、 H_s は 90% が反転する磁場と定義した。 H_s, H_c, H_n ともに低周波側では周波数の増加に伴って減少し、特定の周波数でアシスト効果が減少し上昇に転じる結果が得られた。保磁力のみに着目すると、その変化量及び周波数に対する挙動ともに連続膜の有無による違いは見られない。その一方で、連続膜の付与により反転開始磁場でのアシスト効果はより高周波まで有効になるのに対し、飽和磁場でのアシスト効果はより低周波側で消滅している。これらの結果は、粒子間の交換結合が MAS に与える効果が、その磁化状態により大きく変化することを示唆するものである。

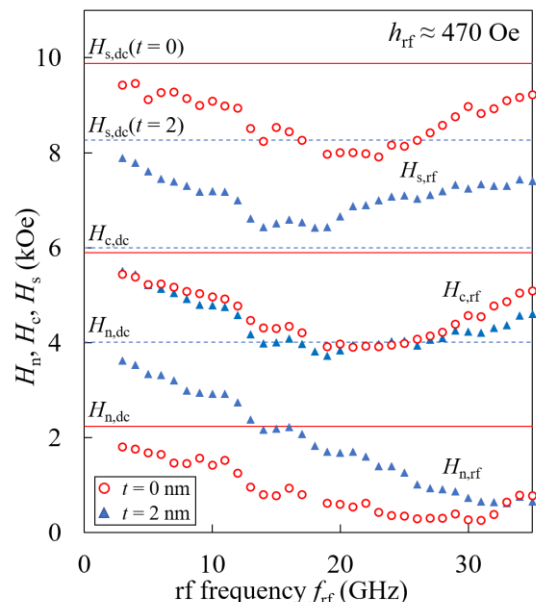


Fig.1 Microwave field frequency dependences of nucleation field H_n , coercive field H_c , and saturation field H_s ($t = 0$ and 2 , $h_{rf} \approx 470$ Oe).

参考文献

- 1) N. Kikuchi *et al.*, J. J. Appl. Phys. **57**, 09TE02 (2018).
- 2) S. Okamoto *et al.*, Appl. Phys. Express **10**, 023004 (2017).