

強磁性体中のスピホール効果による自己誘起スピン軌道トルク

青木基^{1,2}, 重松英¹, 大島諒^{1,2}, 新庄輝也^{1,2}, 白石誠司^{1,2}, 安藤裕一郎^{1,2,3}

(¹京都大学大学院, ²京都大学 CSRN, ³PRESTO, JST)

Self-induced spin-orbit torque induced by the spin Hall effect in ferromagnets

Motomi Aoki^{1,2}, Ei Shigematsu¹, Ryo Ohshima^{1,2}, Teruya Shinjo^{1,2},

Masashi Shiraishi^{1,2}, and Yuichito Ando^{1,2,3}

(¹Kyoto Univ., ²CSRN Kyoto Univ., ³PRESTO, JST)

背景

近年のスピン軌道トルク(SOT)に関する研究では、ほぼ全てが非磁性体(NM)/強磁性体(FM)2層構造において、図1(a)に示すような、NM中の電流-スピン流変換現象によりFMへと注入されるスピン流がFMの磁化に与えるトルクを対象としている。一方FM中のスピホール効果を考慮すれば、図1(b)に示すように、FMでスピホール効果(SHE)などにより生成されたスピン流がNMへ流出し、FM内に一方向のスピン流が生成されて、FM自身の磁化に自己誘起スピン軌道トルク(SI-SOT)¹⁾が働くと考えられている。重金属に匹敵するスピホール角がCoやNiなどの一般的なFMにも報告されていることを考慮すると、SI-SOTはほぼ全てのNM/FM2層構造でのSOT測定に影響すると予想されるが、SI-SOTに関する実験的研究は少ない。

目的・方法

以上を踏まえ、本研究ではNM/FM2層構造におけるSI-SOTの観測を目的とし、Ta/Co2層構造を対象に研究を行った²⁾。本構造においては、TaのSHEによるSOTとCoのSHEによるSI-SOTが逆符号であるため、Co膜厚の増加に従いSI-SOTが増大し、Ta由来のSOTを打ち消すことが予想される。本効果を確認するため、異なるCo膜厚のデバイスに対し、スピントルク強磁性共鳴法³⁾を用いてSOT効率 ζ_{FMR} を測定した。

結果

図2は測定された ζ_{FMR} のCo膜厚 t_{FM} 依存性である。薄膜領域でのフィールドライクトルクに起因する符号反転に加え、 $t_{\text{FM}} > 8.5$ nmにおいても ζ_{FMR} の符号反転が見られた。これはTaのスピホール効果による通常のSOTとCoのスピホール効果によるSI-SOTがCoの膜厚に対して異なる依存性を示し、かつTaとCoではスピホール角の符号が逆であることに起因しており、スピン拡散方程式から予想される信号と一致した。さらにスピン拡散方程式を用いた計算で、非磁性体が高抵抗な場合はSI-SOTの影響が顕著になり、従来の解析手法ではスピホール角を大幅に過大評価する可能性があることを示した。

参考文献

- 1) K.-W. Kim *et al.*, Phys. Rev. Lett. **125**, 207205 (2020).
- 2) M. Aoki *et al.*, Phys. Rev. B **106**, 174418 (2022)
- 3) L. Liu *et al.*, Phys. Rev. Lett **106**, 036601 (2011)

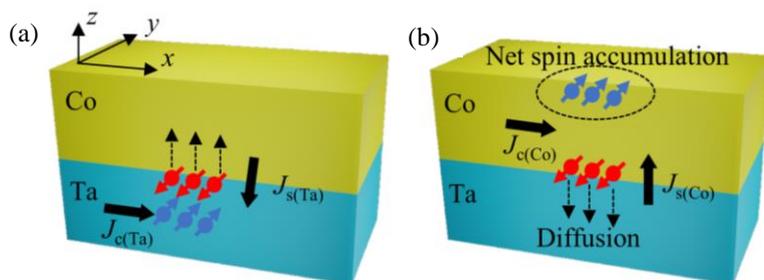


Fig. 1 (a) Injection and (b) absorption of spin current via the SHE in Ta and Co, respectively. J_c and J_s are the electric and spin current, respectively.

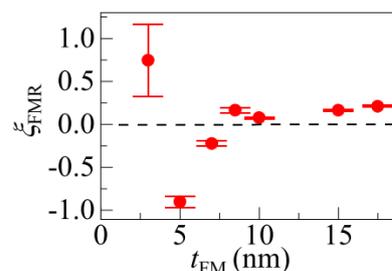


Fig. 2 Torque efficiency as a function of the thickness of the Co layer

Ta 層上に積層した Tb/Gd/FeCo 多層膜における スピン軌道トルク磁化反転

藤田雄大, 大島大輝, 高橋茂樹*, 平山義幸*, 加藤剛志
(名古屋大学, *日本サムスン)

Spin Orbit Torque Magnetization Switching of Tb/Gd/FeCo Multilayers deposited on Ta layer

Y. Fujita, D. Oshima, S. Takahashi*, Y. Hirayama*, T. Kato

(Nagoya Univ, *Samsung Japan Corporation)

はじめに

スピン軌道トルク(SOT)磁化反転は、現在 MRAM に用いられているスピン移行トルク(STT)磁化反転と比較して、高速かつエネルギー効率が低いことから、次世代の MRAM 書き込み方式として期待されている。また、SOT 磁化反転では、書き込みと読み出しの電流経路が異なるため、読み出し時の誤書き込みが大幅に低減する。我々はこれまで Ta 層上に積層した GdFeCo 合金、Gd/FeCo 多層膜の SOT を調べ、SOT 有効磁界が磁化補償組成に近づくほど増加することなどを報告してきた[1]。また近年、膜厚方向に組成勾配をつけた TbCo 合金において、空間反転対称性の破れに起因する Dzyaloshinskii–Moriya 相互作用(DMI)によって無磁場での SOT 磁化反転が報告されている[2]。本研究では、膜厚方向の構造非対称性を人工的に制御できる構造として、Gd/FeCo/Tb 多層膜に注目し、Ta 上に積層した Gd/FeCo/Tb 多層膜の SOT 磁化反転の Gd/Tb 層厚依存性を測定した。

実験方法

試料作製には RF マグネトロンスパッタ装置を用いて成膜した。サンプルとして熱酸化シリコン基板上に Ta(20)/[FeCo(0.5)/Gd(0.5- t_{Tb})/Tb(t_{Tb})]₅/SiN(5)を積層した(数字の単位は nm)。Tb 膜厚 t_{Tb} は 0.08 nm から 0.14 nm と変化させた。サンプルは微細加工前に交番磁界勾配型磁力計(AGM)によって飽和磁化や異方性磁界を測定した。微細加工の際にはホールクロス幅が 3 μm になるように加工し、異常ホール効果(AHE), SOT 磁化反転の測定を行った。SOT 磁化反転は膜面内磁界 H_{ext} を印加し、パルス幅 1 ms のパルス電流を印加後の AHE を測定することで調べた。

実験結果

Fig. 1 (a)は Tb/Gd/FeCo 多層膜の有効磁気異方性 K_{eff} の Tb 層厚 t_{Tb} 依存性を示しており、 K_{eff} は t_{Tb} の増加に伴い、増加している。なお、 K_{eff} は磁化と異方性磁界の積より算出した。Fig. 1 (b)は Ta 層上の Tb/Gd/FeCo 多層膜の SOT 磁化反転電流密度 J_{sw} の H_{ext} 依存性を示している。全ての試料で J_{sw} は H_{ext} の増加とともに低下している。また、 $H_{\text{ext}} = 0$ へ外挿した J_{sw} は t_{Tb} の増加とともに減少しており、 K_{eff} が増加するにもかかわらず、 J_{sw} が減少するという結果が得られた。

参考文献

- 1) S. Yanai *et al.*, Jpn. J. Appl. Phys. **62**, SB1004 (2023).
- 2) Z. Zheng *et al.* Nat. Commun. **12**, 4555 (2021).

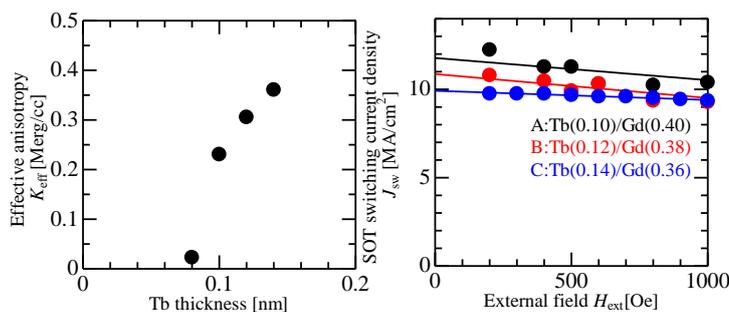


Fig. 1 (a) Tb layer thickness t_{Tb} dependence of effective magnetic anisotropy K_{eff} of Tb/Gd/FeCo MLs. (b) In-plane external field H_{ext} dependence of SOT switching current J_{sw} of Ta/[Tb/Gd/FeCo] MLs with various Tb layer thickness.

単結晶 Dy の強磁性-反強磁性相転移を用いたスピンプンピングの変調

慶大^A, 慶大スピノ研^B

山野井 一人^A, 能崎 幸雄^{A, B}

A modulation of spin pumping due to ferromagnetic to antiferromagnetic phase transition
in single crystalline Dy film

^ADept. of Phys. Keio Univ., ^BKeio Spintronics Center

K. Yamanoi^A, and Y. Nozaki^{A, B}

はじめに

磁化歳差運動を利用してスピンプンピング効果は、様々な材料へのスピンプン注入を可能にするため、スピンプン流が駆動するスピントロニクスデバイスの研究・開発において重要な物理現象である。スピンプンピングによるスピンプン流の生成効率は、スピンプン注入層とスピンプン吸収層（スピンスINK層）の界面のミキシングコンダクタンスとそれぞれのスピンプン輸送特性に依存する。最近、磁気相転移材料をスピンスINK層として使用することで、スピンプンピングによるスピンプン流生成効率を外場により制御した結果が報告された¹⁾。本研究では、より大きな磁気相転移由来のスピンプンピング変調を実現するため、強磁性-反強磁性-常磁性相転移する単結晶 Dy 薄膜と強磁性 NiFe を接合した2層膜を作製し、有効ギルバートダンピング定数の温度依存性を測定することにより、磁気相転移に伴う単結晶 Dy へのスピンプン注入効率の変化を調べた。

実験方法および結果

マグネトロンスパッタリング法により、熱酸化 Si 基板上に Ta(3 nm)/Dy(50 nm)/NiFe(20 nm)/SiO₂(30 nm)を成膜した。Dy 層の成膜時のみ基板を 350 度に加熱し、他は室温成膜した。XRD 測定により、Dy 層が単結晶成長していることを確かめた。その後、イオンミリング装置とレーザー描画装置を用いて多層膜を細線形状に加工し、その上に Ti/Au マイクロ波導波路を作製した。図 1 に単結晶 Dy 薄膜の磁気特性の温度依存性を示す。これにより、作製した単結晶 Dy 層で強磁性-反強磁性-常磁性相転移が実現することが分かった。次に、任意の外部磁場下でベクトルネットワークアナライザを用いて導波路の S_{11} パラメータの周波数依存性を測定し、NiFe 層の強磁性共鳴 (FMR) スペクトルの温度変化を調べた。FMR スペクトルの線幅の周波数依存性から有効ダンピングの温度依存性を評価した。NiFe/Dy の有効ダンピングから、NiFe 単層のダンピングを差し引くことで、単結晶 Dy 薄膜へのスピンプンピングによる有効ダンピングの増大 $\Delta\alpha$ を算出した (図 2)。単結晶 Dy のスピンプンピングは、常磁性-反強磁性相転移点では極大を示した一方で、反強磁性-強磁性相転移点では大きく増加した。前者は、相転移点近傍において熱スピンプン揺らぎによるスピンプンピングの増大に起因する。また強磁性 Dy に対して反強磁性 Dy ではスピンプンピングが大幅に低下し、常磁性 Dy と同程度であることも分かった。これは、先行研究で指摘されている界面ミキシングコンダクタンス効果によるスピンプンピング変調¹⁾以外にも、磁気相転移によってスピンプン拡散長が大きく変化することによる変調を示唆している²⁾。

参考文献

- 1) B. Khodadad, *et al.* Phys. Rev. B (2017) 2) K. Yamanoi, *et al.* APEX (2023).

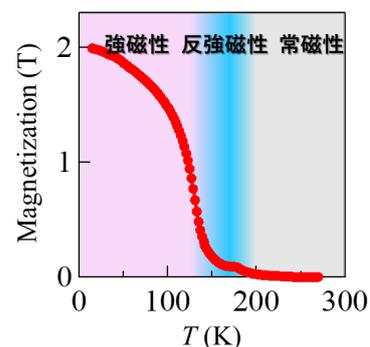


図 1. Dy 薄膜の磁化の温度依存性。

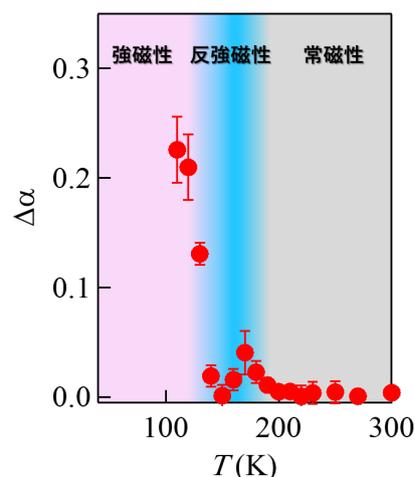


図 2. 単結晶 Dy の $\Delta\alpha$ の温度依存性。

MnGa の成長とスピン軌道トルク磁化反転に対する 極薄 Fe 中間層の影響

小川峰登、原拓也、長谷部俊、山ノ内路彦、植村哲也
(北海道大)

Effect of an ultrathin Fe interlayer on the growth of MnGa and spin-orbit-torque
induced magnetization switching

M. Ogawa, T. Hara, S. Hasebe, M. Yamanouchi, T. Uemura
(Hokkaido Univ.)

はじめに

垂直磁化膜をスピン源とした半導体へのスピン注入は、スピントランジスタやスピン LED などのスピンの機能を利用したデバイスの実現にとって重要な技術である。MnGa は垂直磁気異方性が比較的大きく、また、スピン偏極率も高いことから、垂直スピン源として有望であるが、これまで MnGa から GaAs へのスピン注入効率は 2 K で数%と非常に低い[1]。この原因の一つとして、MnGa は結晶化するために高温成長や熱処理を必要とし、それによって生じる MnGa/GaAs 界面の反応がスピン注入を妨げることが考えられる。本研究では MnGa と GaAs の間に Fe 中間層を挿入することで、垂直磁化特性を有する MnGa が室温で形成できること、さらに、スピン軌道トルク(SOT)磁化反転の効率が增大することを実証した[2]ので報告する。

実験方法

GaAs 基板の上に厚さ 250 nm の undoped GaAs バッファ層を MBE にて成長後、MnGa (2 nm)/Fe (0.6 nm) 二層膜を室温で成長した。最後に SOT のスピン源として膜厚 6 nm の Ta 層を成膜した。Fe 中間層の影響を明らかにするため、Fe 中間層無しのサンプルも同時に作製した。そして、積層膜を幅 5 μm のホールバー構造に加工し、磁気特性および SOT 磁化反転の特性を評価した。

実験結果

図 1 に GaAs [110] 方向に沿った MnGa の RHEED パターンを示す。同図(a)は Fe 層あり、同図(b)は Fe 層無しの際のパターンである。Fe 層上の MnGa では室温成長でも明瞭なストリークパターンが観察され、MnGa がアニールなしにエピタキシャル成長したことが示された。一方、GaAs 上に直接成膜した MnGa は、成膜直後ではアモルファス状態であり、結晶化のためには 200°C 以上のアニールが必要であった。このことから、極薄の Fe 層が MnGa の室温成長を可能にする下地層として有効であることがわかった。また、磁化測定から、MnGa/Fe 二層膜は MnGa 単層膜と同様に室温で垂直磁化を有していることが分かった(not shown)。

図 2 に MnGa/Fe 二層膜における、パルス電流 I_P に対する横抵抗 R_{yx} の変化を示す。MnGa/Fe 二層膜において、明瞭な SOT 磁化反転が観察された。一方、MnGa 単層膜においては明瞭な磁化反転は観察されなかった(not shown)。講演では MnGa/Fe 二層膜と MnGa 単層膜のより詳細な磁気特性および、SOT 特性について報告する。

参考文献

- 1) C. Adelman *et al.*, Appl. Phys. Lett. **89**, 112511 (2006).
- 2) M. Ogawa *et al.*, Appl. Phys. Exp. **16**, 063002 (2023).

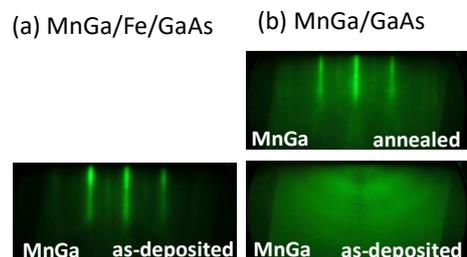


図 1. GaAs 基板の [110] 方向に沿った、(a)MnGa/Fe/GaAs, (b)MnGa/GaAs サンプルにおける、MnGa の RHEED パターン。

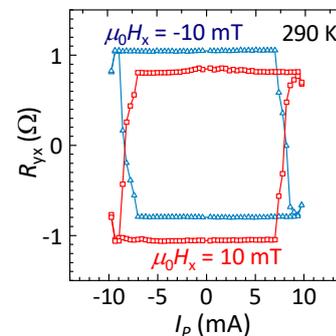


図 2. 290 K における、幅 100 μs の I_P に対する R_{yx} の変化。 $\mu_0 H_x$ は I_P に平行な方向に印加した面内の外部磁場である。

垂直磁化 Co/Pd メモリ層を用いた CPP-GMR 膜における STT アシスト SOT 磁化反転

潘 達, 曹 哲, 大島大輝, 加藤剛志
(名古屋大)

Spin transfer torque assisted spin orbit torque switching of CPP-GMR with
perpendicularly magnetized Co/Pd memory layer

D. Pan, Z. Cao, D. Oshima, T. Kato
(Nagoya Univ.)

はじめに

Co/Pd 多層膜は大きな界面垂直磁気異方性を有するだけでなく、層厚比を変えることで実効異方性を容易に制御できることから、大容量磁気ランダムアクセスメモリ(MRAM)のメモリ層として注目されている。MRAM 書き込み技術として、高速かつ高効率なスピン軌道トルク(SOT)磁化反転が注目されているが、SOT-MRAM は3端子素子となるため、セルサイズが大きく、高密度化に課題がある。これを解決するために、メモリとなる磁性体柱に磁壁を導入し、スピン移行トルク(STT)で磁壁を移動させる新たな3次元多値磁気メモリ素子が提案されている[1]。本研究では、この3次元磁気メモリの書き込み方式として、SOTとスピン移行トルク(STT)の同時印加による垂直磁化 Co/Pd メモリ層の磁化反転[2]を調べた。

実験方法

500 nm 熱酸化膜付きシリコン基板に、SiN(5)/Pt(35)/Cu(0.2)/Co(0.4)/Pd(0.2)/Co(0.4)/Cu(3)/Co(0.6)/[Pt(1.0)/Co(0.6)]₂/Ru(0.85)/[Co(0.6)/Pt(1.0)]₄/Ru(5.0)を超高真空 RF スパッタリング法により成膜した。積層膜はフォトリソグラフィ、電子線リソグラフィ、Ar⁺エッチングにより電流を膜法線方向に流す巨大磁気抵抗(GMR)素子に加工した。下部電極の幅は4 μm である。STT および SOT 磁化反転はそれぞれ、GMR 素子および Pt 下部電極にパルス電流を印加することで確認した。STT アシスト SOT 磁化反転は GMR 素子及び Pt 下部電極にパルス電流を同時に印加した後、GMR 素子抵抗を測定することで確認した。但し、SOT および STT のパルス幅はそれぞれ、10 μs, 12 μs であり、SOT 電流は STT 電流を注入した 1 μs 後に注入した。

実験結果

Fig. 1 に 3 kOe の面内補助磁場を印加した際の SOT 磁化反転を示している。積層フェリ固定層からの浮遊磁場が十分小さいため、平行、反平行遷移で同程度の臨界電流で SOT 磁化反転していることが確認された。Fig. 2 に SOT 磁化反転電流密度 J_{SOT} の STT アシスト電流密度 J_{STT} 依存性を示す。面内磁場は図中に示している。 J_{STT} の増加により、 J_{SOT} は大幅に減少することが確認された。Fig. 2 の傾き $\Delta J_{SOT} / \Delta J_{STT}$ で定義されるアシスト効率の面内磁場依存性を Fig. 3 に示す。アシスト効率は面内磁場の大きさに依存し、面内磁界が小さいほど高いアシスト効率が得られることが分かった。

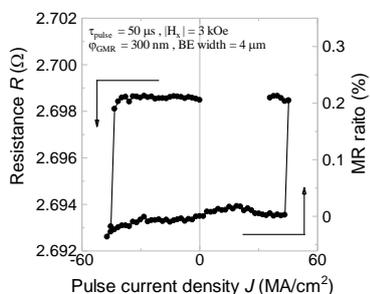


Fig. 1 SOT switching loop of GMR pillar under STT assisting current.

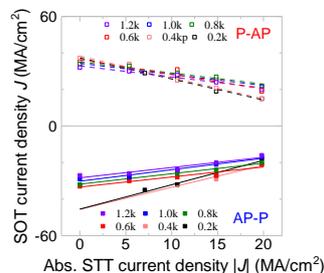


Fig. 2 STT assisted SOT switching current density under different in-plane magnetic fields.

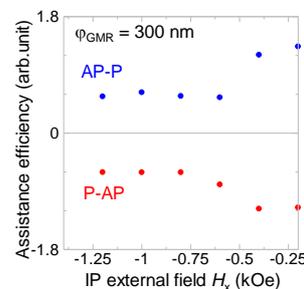


Fig. 3 STT assist efficiency as a function of in-plane magnetic field.

参考文献

- [1] Y. M. Hung *et al.*, J. Magn. Soc. Jpn. **45**, 6 (2021).
- [2] D. Pan *et al.*, IEEE Trans. Magn. (2023), DOI: 10.1109/tmag.2023.3284862.

Thermal spin-transfer torque assisted all-optical switching in L1₀-ordered FePt thin films

Jian Wang^{1*}, Zhenchao Wen², Yuta Sasaki², Yukiko K. Takahashi², Ken-ichi Uchida²
Kenta Takagi¹ & Kimihiro Ozaki¹
¹ AIST. ² NIMS.

FePt nanogranular film-based heat assisted magnetic recording (HAMR) is a promising technology which uses temporary near-field laser heating of the hard magnetic recording media during writing to increase the storage density of hard disk drives [1]. Besides the heating effect, the circularly polarized laser can also induce helicity dependent magnetization reversal in magnetic materials, so called all-optical switching (AOS) [2]. With its interesting physical phenomenon and potential practical application, the integration of AOS into HAMR technique *i.e.*, realizing laser-induced deterministic magnetization switching in magnetically hard FePt nanogranular film is attracting increasing interest. However, to date, deterministic (100%) AOS has only been reported in soft magnetic materials (*e.g.*, GdFeCo or [Co/Pt]_n films [3]).

In this work, we propose and demonstrate a thermal spin-transfer torque (STT) assisted AOS in FePt nanogranular films deposited on ferrimagnetic yttrium iron garnet (YIG) substrates. As the conceptual diagram illustrated in **Fig. 1**, a thermal gradient (∇T) is created in the YIG/FePt bilayer film when expose the sample with circular polarized laser (σ^+/σ^-). Consequently, a pure spin current was generated and injected from YIG substrate into the FePt film via the spin Seebeck effect (SSE). It then exerts a spin-transfer torque on the magnetic moment of FePt film and assists the magnetization reversal associated with AOS.

Experimentally, FePt-C nanogranular films were deposited on both YIG and GGG substrates by magnetron sputtering. The YIG and GGG substrates were selected here due to their close match in lattice constants, but distinct spin Seebeck coefficient which enable valid comparison and extract the potential contribution from thermal-STT on the AOS in FePt films. Furthermore, both the laser helicity and laser fluence dependent on AOS in all the samples were investigated to prove the proposed approach. The results from magneto-optical measurement indicated an enhanced helicity-dependent AOS in YIG/FePt-C bilayer sample than GGG/FePt-C bilayer film. Furthermore, the AOS effect presents a visible positive colinear relationship with the laser fluence in YIG/FePt-C bilayer film while it is almost unchanged in GGG/FePt-C bilayer sample. The potential contribution from the thermal-STT on the AOS in FePt nanogranular films will be discussed in detailed with experimental results in the presentation.

Acknowledgement

This work was supported by Early-Career Scientists (21K14521) from JSPS KAKENHI, Japan.

Reference

- [1] D. Weller, G. Parker, O. Mosendz, A. Lyberatos, D. Mitin, N. Y. Safonova, and M. Albrecht, *J. Vac. Sci. Technol. B* 34, 060801 (2016).
- [2] Y. K. Takahashi, Y. K. Takahashi, R. Medapalli, S. Kasai, J. Wang, K. Ishioka, *et al.*, *Phys. Rev. Appl.* 6, 054004 (2016).
- [3] S Mangin, M Gottwald, C-H Lambert, D Steil, V Uhlir, L Pang, M Hehn, S Alebrand, M Cinchetti, *et al.*, *Nat. Mater.* 13, 286 (2014).

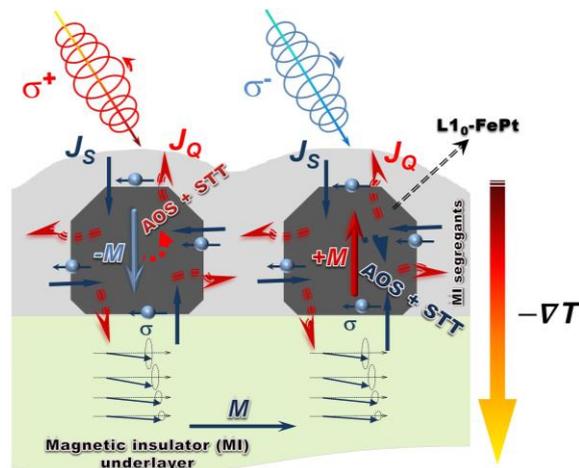


Fig. 1. Conceptual diagram of the laser induced thermal spin-transfer torque for assisting magnetization reversal in FePt nanogranular media.

ナノ構造磁性体における創発電磁応答の周波数特性

家田淳一、荒木康史、山根結太*
(原子力機構、*東北大)

Frequency characteristics of emergent electromagnetic response in magnetic nanostructures

J. Ieda, Y. Araki, and Y. Yamane
(JAEA, *Tohoku Univ.)

s - d 交換結合は、強磁性導体および強磁性/非磁性界面等ナノ構造磁性体において、伝導電子スピンの磁化の間で角運動量とエネルギーの移行をもたらす、各々スピン移行トルク (STT) とスピン起電力 (SMF) といった創発電磁応答を導く。近年この STT と SMF を組み合わせることで、らせん磁性体による「創発インダクタ (EI)」が理論提案された¹⁾。らせん磁性体に電流を流すと、伝導電子スピンの STT を介して、らせん磁化構造に磁気エネルギーが蓄えられる。さらに、らせん磁化構造のダイナミクスによって SMF が生じ、逆電圧を入力電流が感じることでインダクタンスが得られる。EI の顕著な特徴は、インダクタンスが電流の流れる素子断面積に反比例する点である。これは、コイルの断面積に比例する従来のインダクタンスと本質的に異なり、インダクタの微細化に革新をもたらす可能性を有する。これまでにらせん磁性体 $Gd_3Ru_4Al_{12}$ による低温 ($T < 20$ K) での EI 原理の実証²⁾、らせん面の並進運動と傘状変形という二つの励起モードが正負のリアクタンスに寄与することの理論的解明^{3,4)}、らせん磁性体 YMn_6Sn_6 における室温創発インダクタンスの観察^{5,6)}、が報告されている。また、最近著者らは EI の概念拡張を行い、スピン軌道結合を起源とした EI⁷⁾ や、絶縁体を使った EI の実施形態⁸⁾ を提案している。

今回、これまでに検討されてきた様々なナノ構造磁性体における EI について、特に周波数特性に関する比較を行い、その物理的な意義を議論する。

参考文献

- 1) N. Nagaosa, "Emergent inductor by spiral magnets," *Jpn. J. Appl. Phys.*, **58**, 120909 (2019).
- 2) T. Yokouchi *et al.*, "Emergent electromagnetic induction in a helical-spin magnet," *Nature*, **586**, 232 (2020).
- 3) J. Ieda and Y. Yamane, "Intrinsic and extrinsic tunability of Rashba spin-orbit coupled emergent inductors," *Phys. Rev. B*, **103**, L100402, (2021).
- 4) D. Kurebayashi and N. Nagaosa, "Electromagnetic response in spiral magnets and emergent inductance," *Commun. Phys.*, **4**, 260 (2021).
- 5) A. Kitaori *et al.*, "Emergent electromagnetic induction beyond room temperature," *Proc. Natl. Acad. Sci. U.S.A.*, **118**, e2105422118, (2021).
- 6) A. Kitaori *et al.*, "Doping control of magnetism and emergent electromagnetic induction in high-temperature helimagnets," *Phys. Rev. B*, **107**, 024406, (2023).
- 7) Y. Yamane, S. Fukami, and J. Ieda, "Theory of emergent inductance with spin-orbit coupling effects," *Phys. Rev. Lett.*, **128**, 147201 (2022).
- 8) Y. Araki and J. Ieda, "Emergence of inductance and capacitance from topological electromagnetism," *J. Phys. Soc. Jpn.*, **92**, 074705 (2023).