

Co₂Fe(Ga,Ge)を用いた電流面直型スピバルブ素子の磁気抵抗特性に及ぼす Co₂Fe(Ga,Ge)薄膜の Ge 組成の影響

近惣祐輝¹, 谷本哲盛¹, 井上将希¹, 犬伏和海², 中田勝之², 植村哲也¹
(¹北海道大学, ²TDK 株式会社)

Influence of Ge composition in Co₂Fe(Ga,Ge) films on magnetoresistance characteristics of Co₂Fe(Ga,Ge)-based current-perpendicular-to-plane spin valves

Y. Chikaso¹, T. Tanimoto¹, M. Inoue¹, K. Inubushi², K. Nakada², and T. Uemura¹
(¹Hokkaido University, ²TDK Corporation)

1. はじめに

ハーフメタル材料の一種である Co 基ホイスラー合金は、そのスピン偏極率の高さから、電流面直型巨大磁気抵抗(CPP-GMR)素子に用いた際に大きな磁気抵抗(MR)比が期待されるため、現在、盛んに研究が進められている¹⁻⁵⁾。最近、我々は Co₂MnSi(CMS)を用いた CPP-GMR 素子において、Mn 組成を化学量論組成よりも過剰にすることで、CMS のハーフメタル特性を低下させる Co_{Mn} アンチサイトが抑制され、MR 比が向上することを実証した⁴⁾。このことから、Co 基ホイスラー合金のハーフメタル特性の向上には、組成制御が有効であると考えられる。最近、Co₂Fe(Ga,Ge)(CFGG)を用いた CPP-GMR 素子において比較的高い MR 比が報告されたが⁵⁾、CFGG の組成制御に対する MR 特性への影響は明らかになっていない。本研究の目的は、CFGG を用いた CPP-GMR 素子の MR 特性に対する組成制御の影響を明らかにすることである。

2. 実験方法

CFGG 電極と Ag spacer を有する保磁力差型 CPP-GMR 素子において、CFGG の Ge 組成を系統的に変化させた素子を作製した。層構造は MgO(001)単結晶基板上に、MgO buffer (10 nm)/Co₅₀Fe₅₀ seed (10)/Ag buffer (100)/CFGG lower electrode (10)/Ag spacer (5)/CFGG upper electrode (8)/Ru cap (5)の順とした。尚、MR 比の向上を図るため、Ag spacer と上下 CFGG 電極間に厚さ 0.21 nm の NiAl 極薄層を挿入した素子も作製した⁵⁾。CFGG 電極の組成制御は CFGG ターゲットと Ge ターゲットの同時スパッタ法により行い、Co₂Fe_{1.03}Ga_{0.41}Ge_αにおいて α = 0.24 から 1.06 まで変化させた。CFGG 電極の結晶性向上のため、上部 CFGG 電極を室温にて堆積後、in-situ で 550°C のアニールを行った。上記の層構造に対して、微細加工を施し、CPP-GMR 素子を作製した。素子の MR 特性は、室温において直流 4 端子法により測定した。MR 比は $(R_{AP} - R_P)/R_P$ により定義した。ここで、 $R_{AP(P)}$ は磁化反平行(平行)時の素子抵抗である。

3. 結果および考察

Fig. 1 に作製した CPP-GMR 素子の室温における MR 比の Ge 組成 α に対する依存性を示す。α の増加に対し、MR 比はほぼ単調に上昇し、NiAl 極薄層を持つ素子において、α = 1.06 にて最大 55.6% の MR 比が得られた。これは、Ge rich 組成による Co アンチサイトの抑制等が原因と考えられる。以上の結果より、Ge-rich CFGG の CPP-GMR 素子における有用性を実証した。

参考文献

- 1) Y. Sakuraba et al., Appl. Phys. Lett. **101**, 252408 (2012).
- 2) H. Narisawa et al., Appl. Phys. Express **8**, 063008 (2015).
- 3) Y. Du et al., Appl. Phys. Lett. **107**, 112405 (2015).
- 4) M. Inoue et al., Appl. Phys. Lett. **111**, 082403 (2017).
- 5) J. W. Jung et al., Appl. Phys. Lett. **108**, 102408 (2016).

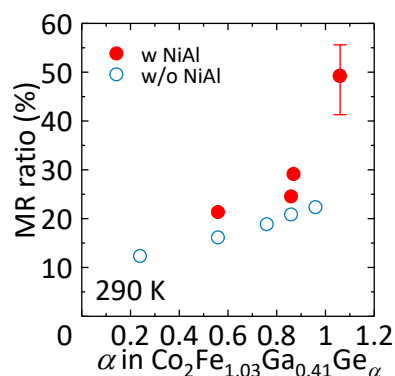


Fig. 1. MR ratio at 290 K for CFGG/NiAl/Ag/NiAl/CFGG CPP-GMR devices as a function of Ge composition α in Co₂Fe_{1.03}Ga_{0.41}Ge_α electrode with NiAl thickness of 0 and 0.21 nm.

Ag-In:Mn-Zn-O ナノコンポジットスペーサーを有する

CPP-GMR 素子の微細構造とスピン依存伝導

中谷 友也, 佐々木 泰祐, 桜庭 裕弥, 宝野 和博
(物質・材料研究機構)

Microstructure and spin-dependent electronic transport in CPP-GMR devices with Ag-In:Mn-Zn-O spacer
Tomoya Nakatani, Taisuke Sasaki, Yuya Sakuraba, Kazuhiro Hono
(National Institute for Materials Science)

はじめに

Cu:AlO_xなどのナノコンポジットをスペーサー層に用いることで、電流が nm サイズの金属パスに狭窄され、CPP-GMR 比が増大することが知られている¹⁾。我々は昨年、ホイスラー合金 Co₂(Mn_{0.6}Fe_{0.4})Ge (CMFG)を強磁性体層に用いた CPP-GMR 素子に、Ag-In-Zn-O (AIZO)をスペーサーとして用いることで 50%を超える高い MR 比が得られることを報告した²⁾。これは、CMFG 中の Mn と IZO 中の In₂O₃の間の酸化還元反応により、Mn-Zn-O マトリックス中に Ag-In 合金のパスが析出したナノコンポジットが形成され、Ag-In パス電流が狭窄する効果によると考えられる。すなわち AIZO 層は Ag-In:Mn-Zn-O ナノコンポジットの前駆体として機能する。しかしながら、Ag/IZO 2 層構造をスペーサーの前駆体に用いた場合に得られる MR 比は AIZO を用いた場合に比べて小さい。本研究では、これら 2 種類の系における MR 比の違いを決定するメカニズムを、微細構造解析の結果を元に考察した。

実験方法

CPP-GMR 素子の積層構造は、Cu 電極/Ta(2)/Ru(2)/CoFe(0.5)/CoFeBTa(1.5)/CMFG(5)/CoFe(0.4)/スペーサー/CoFe(0.4)/CMFG(5)/CoFeBTa(1.5)/Ru(8) (膜厚は nm) であり、スペーサーの前駆体として 1.2 nm 厚の AIZO (公称 Ag 濃度 29 at. %)と、Ag(0.4 nm)/IZO(1.3 nm)を用いた。成膜後に 280 °C で 3 h の熱処理をおこなった。これらの CPP-GMR 膜の微細構造を、走査透過電子顕微鏡 (STEM)によって解析した。

実験結果

室温での RA と MR 比は、AIZO 前駆体に対しては $0.08 \Omega \cdot \mu\text{m}^2$, 50%, Ag/IZO 前駆体に対しては $0.1 \Omega \cdot \mu\text{m}^2$, 30%と、同等の RA に対して大きな MR 比の違いがある。図 1 に STEM による高分解能 HAADF 像を示す。いずれの試料においてもスペーサーは、Mn-Zn-O マトリックスに fcc 構造の Ag-In が分散したナノコンポジット構造であり、Ag-In 析出相は電流狭窄路 (CCP)として機能すると考えられる。Ag-In CCP の大きさは、AIZO 前駆体の場合、直径 5-10 nm 程度 (広範囲視野の低倍観察より測定)、厚さ約 1.8 nm であるのに対し、Ag/IZO 前駆体の場合直径約 3 nm, 厚さ約 2.4 nm と違いが見られる。

2 流体モデルに基づいた CCP-CPP-GMR の理論³⁾によると、強磁性体層と CCP のスピン抵抗の整合性の観点から、MR 比が最大になる CCP の直径が存在する。AIZO, Ag/IZO 前駆体のそれぞれについて、スピン抵抗を見積もったところ、AIZO 前駆体による Ag-In CCP の方が Ag/IZO 前駆体の場合よりも、CMFG 強磁性体層とのスピン抵抗の整合性がよいことが示唆された。

参考文献 1) Fukuzawa *et al.* IEEE Trans. Magn. 40, 2236 (2004).

2) 中谷ら, 第 42 回日本磁気学会学術講演会 13-aB-7. 3) Sato *et al.* IEEE. Trans. Magn. 44, 2608 (2008).

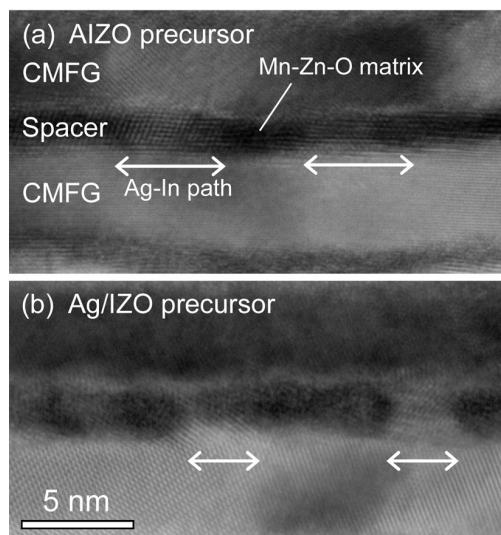


図 1 (a) AIZO および (b) Ag/IZO スペーサー前駆体を用いた CPP-GMR 膜の HAADF-STEM 像。

L1₀型磁性合金のスピンの異常ホール効果に関する第一原理計算

三浦 良雄, 名和 憲嗣, 増田 啓介
(物質・材料研究機構)

A first-principles study on spin anomalous Hall effect of L1₀-type magnetic alloys
Yoshio Miura, Kenji Nawa, and Keisuke Masuda
(NIMS)

[背景]

近年、スピン軌道相互作用に起因するトルク(スピン軌道トルク:SOT)を用いた電流誘起の磁化反転がスピンメモリにおける有効な書き込み手段として盛んに研究されている[1]。SOTは磁気接合の強磁性層に隣接した非磁性金属層にスピンホール効果(SHE)によってスピン流を生じさせ、強磁性層にスピン注入することにより強磁性体の磁化にトルクを与える。SOTによる磁化反転は、スピントランスファートルクによる磁化反転よりも高速な磁化反転が期待できる一方で、強磁性層に注入されるスピン量子化軸の向き、及び強磁性層の磁化に与えるトルクの向きが電流方向や強磁性層の磁気異方性などに依存するため、デバイス構造に制約を受ける。そこで、強磁性金属におけるスピンホール効果(スピン異常ホール効果:SAHE)を利用した新しいスピン軌道トルクを用いた磁化反転が理論的に提案されている[2,3]。この手法では、強磁性層に電流を流してその垂直方向に発生するSAHEによって、非磁性層を挟んだもう一方の強磁性層にスピン流を注入し、トルクを発生させて磁化反転を行う。SAHEを用いた磁化反転の利点は、注入するスピン流のスピン量子化軸の向き、及び他方の強磁性層の磁化に与えるトルクの向きがSAHEを発現する強磁性層の磁化の向きによって制御可能なことである。先行の理論研究[2]では、SAHEによって大きなSOTを得るためには、強磁性層のスピン異常ホール伝導度(SAHC: $\sigma_{xy}^{\text{spin}}$)と異常ホール伝導度(AHC: σ_{xy})の比 $\zeta = \sigma_{xy}^{\text{spin}} / \sigma_{xy}$ を大きくすることが重要であると指摘されている。そこで本研究では第一原理計算により内因性のSAHCとAHCを理論解析し大きな $\zeta = \sigma_{xy}^{\text{spin}} / \sigma_{xy}$ を得るための指針を明らかにする。

[結果]

内因性のSAHCおよびAHCは線形応答理論に基づいて第一原理計算を行い、強磁性層として大きな磁気異方性を有するL1₀型のFePtおよびFeAu合金に着目した。この計算では磁化はz軸方向に固定し、通常の電流はx方向、ホール電流はy方向に流れるものとしている。Fig. 1にスピン分解したホール伝導度の計算結果を示す。

ここで、AHCは $\sigma_{xy} = \sigma_{xy}^{\uparrow\uparrow} + \sigma_{xy}^{\downarrow\downarrow} + \sigma_{xy}^{\uparrow\downarrow} + \sigma_{xy}^{\downarrow\uparrow}$ で、SAHCは $\sigma_{xy}^{\text{spin}} = \sigma_{xy}^{\uparrow\uparrow} - \sigma_{xy}^{\downarrow\downarrow}$ で与えられる。Fig.1よりL1₀-FePtのAHCは $\sigma_{xy} = 761$ [S/cm], SAHCは $\sigma_{xy}^{\text{spin}} = 498$ [S/cm]であるため、その比 $\zeta = \sigma_{xy}^{\text{spin}} / \sigma_{xy}$ は1より小さい。これはFePtの↓スピン電子がPtの大きなスピン軌道相互作用によりスピン反転散乱を受けて $\sigma_{xy}^{\downarrow\downarrow}$ が負に減少し、代わりに $\sigma_{xy}^{\uparrow\uparrow}$ が正に増加したためと考えられる。一方FeAuのSAHCは $\sigma_{xy}^{\text{spin}} = 472$ [S/cm]でありこれはAHC $\sigma_{xy} = 79$ [S/cm]より大きく、よってその比は $\zeta = 5.9$ と1を大きく超える。これはFeAuの↑スピン電子の状態密度がフェルミ準位付近で小さいためスピン反転散乱が抑制され $\sigma_{xy}^{\downarrow\downarrow}$ が負に増加したためであると考えられる。本研究は、文部科学省 科学研究費補助金 基盤研究(S) (JP16H06332)の助成を受けて行われた。

参考文献

- 1) Miron, *et al.*, Nature **476**, 189 (2011).
- 2) Taniguchi, *et al.*, Phys. Rev. Appl. **3**, 044001 (2015).
- 3) S. Iihama, *et al.*, Nature electronics **1**, 120-123 (2018).

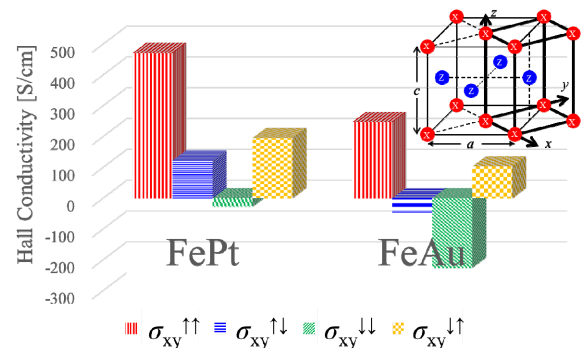


Fig.1: Spin-resolved anomalous Hall conductivity of L1₀-FePt and FeAu.

L1₀-FePt におけるスピン異常ホール効果

関剛斎^{1,2}、飯浜賢志³、谷口知大⁴、高梨弘毅^{1,2}

(¹東北大金研、²東北大 CSRN、³東北大材料科学高等研、⁴産総研)

Spin anomalous Hall effect in L1₀-FePt

T. Seki^{1,2}, S. Iihama³, T. Taniguchi⁴ and K. Takanashi^{1,2}

(¹IMR, Tohoku Univ., ²CSRN, Tohoku Univ., ³WPI-AIMR, Tohoku Univ., ⁴AIST)

はじめに

スピン軌道相互作用は、スピントロニクスが新しい展開を見せるための重要なキーワードである。例えば、スピン軌道相互作用を起源とするスピンホール効果(SHE)を用いれば、電流(\mathbf{J}_c)と直交方向にスピン角運動量の流れであるスピン流(\mathbf{J}_s)を作り出すことができ、その \mathbf{J}_s により隣接する強磁性体の磁化(\mathbf{M})にトルクを加えることも可能となる。SHE はこれまで非磁性体を中心に調べられてきたが、最近になって強磁性体における類似の電流-スピン流変換も報告されるようになってきた^{1,2)}。

強磁性体では、 \mathbf{M} と \mathbf{J}_c の外積方向に異常ホール効果(AHE)による電圧が生じる。強磁性体内では \mathbf{J}_c が既にスピン偏極電流であり、AHE により生じる横方向電流もスピン偏極すると考えられる。縦伝導度に対する偏極率を β 、横伝導度に対する偏極率を ζ 、および異常ホール角を α_{AH} とした場合、AHE により生じる横方向スピン流は $\mathbf{J}_s \propto (\zeta - \beta) \alpha_{AH} [\mathbf{M}/|\mathbf{M}| \times \mathbf{J}_c]$ で与えられる。これがスピン異常ホール効果(SAHE)である³⁾。本研究では、大きな AHE を示す L1₀-FePt 合金が大きな SAHE を示す可能性に着目し、L1₀-FePt のスピン異常ホール角および SAHE の対称性を調べ、さらに SAHE を用いた磁化反転を試みた。

実験結果

図1に模式的に示した L1₀-FePt | Cu | Ni₈₁Fe₁₉ の巨大磁気抵抗(GMR)膜において、電流を膜面内に流したときの Ni₈₁Fe₁₉ 層の磁化(\mathbf{m})に作用するトルクを評価することで、L1₀-FePt 層の SAHE による \mathbf{J}_s を定量評価することができる。本研究では、スパッタ法を用いて SrTiO₃ (110)基板上に L1₀-FePt (30 nm) | Cu (3 nm) | Ni₈₁Fe₁₉ (20 nm) をエピタキシャル成長させた。ここで、L1₀-FePt 層は膜面内に一軸磁気異方性を有する面内磁化膜となっている。この薄膜試料に微細加工を施すことにより、FePt 層の磁化(\mathbf{p})と \mathbf{J}_c が直交した素子(Orthogonal configuration-device)、および \mathbf{p} と \mathbf{J}_c が平行の素子(Parallel configuration-device)の二種類の素子を作製した。これらの素子について直流電流(I_{dc})を印加しながら強磁性共鳴スペクトルを測定したところ、 I_{dc} に依存した共鳴線幅の変調が観測され、L1₀-FePt のスピン異常ホール角が 0.25 ± 0.03 と見積もられた。この値はこれまでに CoFeB で報告されている値⁴⁾よりも大きい。さらに、Orthogonal configuration-device と Parallel configuration-device の結果を比較することで、観測された電流-スピン流変換は SAHE の対称性で説明できることが確認された。講演時には SAHE を用いた磁化反転についても議論する。

参考文献

- 1) B. F. Miao *et al.*, *Phys. Rev. Lett.* **111**, 066602 (2013).
- 2) T. Seki *et al.*, *Appl. Phys. Lett.* **107**, 092401 (2015).
- 3) T. Taniguchi *et al.*, *Phys. Rev. Applied* **3**, 044001 (2015).
- 4) S. Iihama *et al.*, *Nature electronics* **1**, 120-123 (2018).

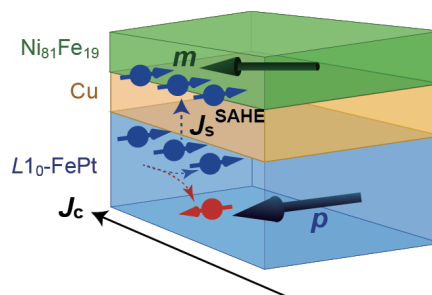


Fig. 1 Schematic illustration of current-in-plane giant magnetoresistance stack with L1₀-FePt | Cu | Ni₈₁Fe₁₉ for the evaluation of spin anomalous Hall effect.

Cu-Ir スピンホール層を有する人工反強磁性構造の創製

増田啓人¹、関剛斎^{1,2}、窪田崇秀^{1,2}、高梨弘毅^{1,2}

(¹ 東北大学金属材料研究所、² 東北大学 CSRN)

Fabrication of artificial antiferromagnetic structure with Cu-Ir spin Hall layer

H. Masuda¹, T. Seki^{1,2}, T. Kubota^{1,2}, and K. Takanashi^{1,2}

(¹IMR, Tohoku Univ., ²CSRN, Tohoku Univ.)

はじめに

低い磁場感受率、漏れ磁場の抑制及び高い磁気共鳴周波数など多くの利点を有する反強磁性体がスピントロニクス分野で注目を集めている¹⁾。反強磁性スピントロニクスの課題の1つが、反強磁性磁気構造を効率的に制御する手法の確立である。低磁場感受率の反強磁性体に対して有効になると考えられているのが、スピンホール効果によって生じるスピン軌道トルク (SOT) の活用である。これまで、バルク反強磁性体とスピン軌道相互作用の大きな Pt などの非磁性層を組み合わせた系において、SOT と反強磁性磁気構造の相互作用が調べられてきた^{2,3)}。しかし、バルク反強磁性体では磁区や反強磁性結合強度を制御することが難しく、反強磁性体に作用するスピン軌道トルクの系統的な研究には不向きである。これに対して、反強磁性結合した金属人工格子を用いれば非磁性層または強磁性層の膜厚を変えることによって反強磁性結合強度を制御することが可能である。加えて、多数ある界面の効果によって大きなスピン軌道トルクが発現する可能性があり、系統的なスピン軌道トルクの研究に適した研究対象であると言える。

したがって、本研究の最終目的は、強い反強磁性結合及び大きなスピン軌道トルクを両立できる金属人工格子の探索である。この目的を達成するために、本研究では、Co/Cu-Ir/Co 人工格子に着目した。Co/Co 系は反強磁性結合を示す代表的な金属人工格子であり、加えてその大きな巨大磁気抵抗効果は電気的な手法によって磁化方向を評価する際に有利となる。一方、Cu はスピンホール効果をほとんど示さないが、Cu に Ir を添加することによって $\theta_{SH} = 2.1 \pm 0.6\%$ のスピンホール角を得られることが報告されている⁴⁾。しかしながら、Co/Cu-Ir/Co における反強磁性結合についての報告はない。そこで、本研究では Co/Cu-Ir/Co が反強磁性結合とスピンホール効果を両立できる非磁性中間層材料であるかを調べた。

実験結果

薄膜試料として、マグネトロンスパッタリング装置を用いて Al₂O₃ (0001) 基板 / バッファー層 (Cr (10 nm) / Au (5 nm) / Cu (35 nm) を熱処理によって合金化したもの) / Co (2 nm) / Cu、Ir、または Cu-Ir (*t* nm) / Co (2 nm) / Cu (2 nm) / Cr (5 nm) を作製した。ここで Cu-Ir の組成比は、Cu : Ir = 95 (at%) : 5 (at%) である。

振動試料型磁力計を用いて作製した試料の磁化曲線を測定し、反強磁性結合強度の中間層厚 *t* 依存性を調べたところ、Co/Cu/Co 及び Co/Cu-Ir/Co は $t \approx 0.75$ (nm) の試料、Co/Ir/Co は $t \approx 0.5$ (nm) の試料において反強磁性結合強度が最大となることが分かり、Cu-Ir 中間層を用いて人工反強磁性構造を形成できることが明らかとなった。

次に、Cu-Ir の θ_{SH} を定量的に見積もるため、Al₂O₃ (0001) 基板 / Co (2 nm) / Cu-Ir (*t* nm) / Cr (5 nm) の 3 層構造におけるスピンホール磁気抵抗効果を調べた。その結果、スピンホール角 $\theta_{SH} \approx 4.3\%$ という値が得られ、本研究で用いた Cu-Ir 非磁性中間層が反強磁性結合とスピンホール効果を両立できる材料であることが確認された。

参考文献

- 1) T. Jungwirth, X. Marti, P. Wadley, and J. Wunderlich, Nat. Nano. 11, 231 (2016).
- 2) W. Zhou et al., Phys. Rev. Mater. 2, 094404 (2018).
- 3) T. Moriyama et al., Sci. Rep. 8, 14167 (2018).
- 4) Y. Niimi et al., Phys. Rev. Lett. 106, 126601 (2011).

β 相および α 相 W-Ta 合金/CoFeB 積層系のスピントール磁気抵抗効果

斉藤好昭¹、手束展規^{2,4}、池田正二^{1,3,4,5}、佐藤英夫^{1,3,4,5}、遠藤哲郎¹⁻⁵
 (東北大¹CIES、²工学研究科、³CSIS、⁴CSRN、⁵RIEC)

Spin Hall magnetoresistance in β - and α -phase W-Ta alloy/CoFeB stack systems

Y. Saito¹, N. Tezuka^{2,4}, S. Ikeda^{1,3-5}, H. Sato^{1,3-5} and T. Endo¹⁻⁵

(Tohoku Univ. ¹CIES, ²Graduate School of Engineering, ³CSIS, ⁴CSRN, ⁵RIEC)

はじめに

スピントールトルク(SOT)-MRAM, skyrmion, domain wall デバイスの実現を目指し、重金属/強磁性接合系のスピントールトルクの研究開発が盛んに行われている。特に、磁化反転の効率、つまり、ある電流(J_C)を流したときのスピントール流(J_S)の生成効率であるスピントール角($|\theta_{SH}|=|J_S/J_C|$)を増加させるため、多くの重金属材料や重金属/強磁性界面の研究が行われ、 $|\theta_{SH}|$ が日に日に増加している。しかし、 $|\theta_{SH}|$ が大きくなると多くの重金属材料は、比抵抗が大きいのが現状である。LSI などの大規模回路中で大きな比抵抗材料を配線として用いると、消費エネルギーの増大、スピードの遅延、大きな電圧降下をもたらす好ましくない。これらの課題を解決するためには、比抵抗の増大に起因する $|\theta_{SH}|$ の増大に頼らず、本質的なスピントール効果(intrinsic SHE)を増大することが重要である。今回、第一原理計算¹⁾で intrinsic SHE の増大が予想されている β 相 $W_{100-x}Ta_x$ および α 相 $W_{100-x}Ta_x$ において、スピントール角の Ta 組成依存性を調べたので報告する²⁾。

実験方法

超高真空スパッタを用いて、その成膜条件を変えることにより、様々な Ta 濃度(x)を有する β 相 $W_{100-x}Ta_x$ および α 相 $W_{100-x}Ta_x$ /CoFeB/MgO/Ta 積層薄膜を作製した。それらを微細加工しホールバー形状に加工し、スピントール磁気抵抗効果(SMR)を測定した。測定は 305 K、-4 Tesla ~ +4 Tesla で行った。得られた結果から、拡散方程式を用いて $|\theta_{SH}|$ 、スピントール拡散長を求め、それらの Ta 濃度依存性を調べた。

実験結果

Fig. 1 に様々な Ta 濃度を有する β 相 $W_{100-x}Ta_x$ /CoFeB 系の SMR ($\Delta R_{XX}/R_{XX}^{H=0}$) の結果を示した。図に示すように、SMR の絶対値はある Ta 濃度で増大し最大値をとることがわかる。最大値をとる $W_{100-x}Ta_x$ 膜厚も変化している。また、ここでは示さないが、Ta 濃度を増大すると α 相 $W_{100-x}Ta_x$ /CoFeB 系の場合も同様の SMR の絶対値の増加が観測された。

β 相および α 相 $W_{100-x}Ta_x$ /CoFeB 系の SMR の結果を、拡散方程式を用いて解析した。Fig.2 に、解析結果であるスピントール角の絶対値($|\theta_{SH}|$)の Ta 濃度依存性を示す。 β 相、 α 相ともにある Ta 濃度で $|\theta_{SH}|$ は最大値を示すことが明らかとなった。 β 相に関しては、Ta 濃度を増大すると $W_{100-x}Ta_x$ の比抵抗の絶対値は単調減少するため、観測された $|\theta_{SH}|$ の最大値は、第一原理計算で予想された intrinsic SHE の増大に起因していると考えられる。本研究は JST-OPERA、科研費(15H05699, 19H00844)の支援のもとで行われた。

参考文献

- 1) X. Sui et al., Phys. Rev. B **96**, 241105(R) (2017).
- 2) Y. Saito et al., Appl. Phys. Exp. **12**, 053008 (2019).

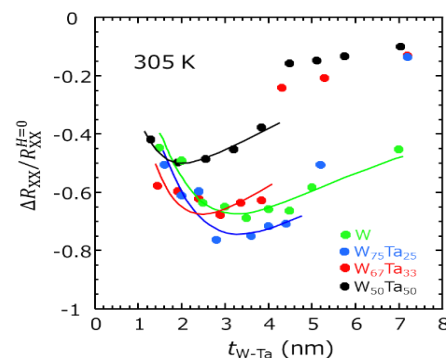


Fig. 1 SMR plotted against the heavy metal (HM) layer thickness t_{W-Ta} for the devices with β -phase W-Ta HM.

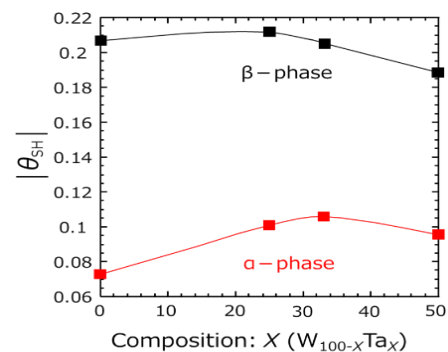


Fig. 2 Estimated magnitude of the $|\theta_{SH}|$ as a function of Ta concentration x in the $W_{100-x}Ta_x$ alloy HMs.

CoFe₂O₄/Pt 界面における磁気近接効果の電圧制御

○野土翔登¹、山本匠¹、柳瀬隆²、島田敏宏²、長浜太郎²
(北大院総化¹、北大院工²)

Voltage control of magnetic proximity effect at CoFe₂O₄/Pt interface

○S. Nodo¹, T. Yamamoto¹, T. Yanase², T. Shimada², T. Nagahama²
(Hokkaido Univ., Graduate school of Chemical Sciences and Engineering¹
Hokkaido Univ., Graduate school of Engineering²)

はじめに

近年、Pt/CoFe₂O₄のような非磁性重金属、強磁性絶縁体から成る界面(HM/FMI)における諸現象が広く研究されている。特に磁気近接効果は、非磁性材料のスピン制御技術として注目されている。PtはHM/FMIのHMとして用いられることが多く、Stoner条件に近い電子構造[1]のため磁気近接効果によって磁性が誘起されやすいと言われている。したがって、Ptへの電圧の印加でFermi準位を変化させることでPtに誘起される磁性が変化することが期待される。そこで本研究では、イオン液体を用いた電圧の印加[2]によって、Ptの磁気近接効果を制御することを試みた。

実験方法

薄膜試料は反応性分子線エピタキシー(MBE)法によって作製した。膜構成はMgO(001)基板/NiO(5 nm)/CoFe₂O₄(50 nm)/Pt(0.5-3.5 nm)である。製膜後はフォトリソグラフィ、Arイオンミリングによる微細加工を施し、Hallバー構造の素子を作製した。またイオン液体[EMI]⁺[TFSI]⁻のゲルシート(TA210:EMI-TFSI=1:1)を素子に貼り付け、ゲート電極とした。

実験結果

CoFe₂O₄/Pt(2.5 nm)から成る素子にイオン液体を介したゲート電圧の印加によってFigure 1(a)に示すような電気抵抗の変化が得られた。これはゲート電圧の印加によってPtのFermi準位が変化したためだと考えられる。Figure 1(b)にはゲート電圧によるHall測定の変化を示す。Hall抵抗率はヒステリシスな変化(異常Hall効果)を示し、これは磁気近接効果によってPtに磁性が誘起されていることを反映している。また、ゲート電圧によって異常Hall効果の大きさが変化する結果が得られた。これは電圧の印加によって、Ptの磁気近接効果が変化したためだと考えられる。

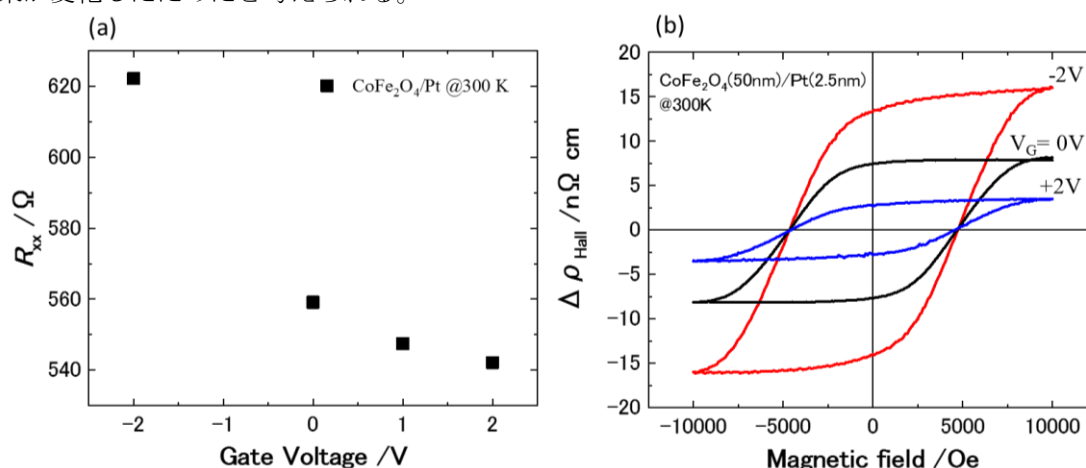


Figure 1 (a) V_G variation of the electrical resistance for CoFe₂O₄/Pt(2.5 nm). (b) V_G variation of Hall resistivity for CoFe₂O₄/Pt (2.5 nm) at room temperature.

参考文献

- [1] A. H. MacDonald *et al.*, *Phys. Rev. B* **23**, 6377 (1981).
[2] S. Dushenko *et al.*, *Nat. Commun.* **9**, 3118 (2018).

準安定 bcc Cu 中間層を用いた CIP-GMR 素子における巨大磁気抵抗効果

K. B. Fathoni^{1,2}, 桜庭裕弥¹, 佐々木泰祐¹, 三浦良雄¹, 中谷友也¹, 宝野和博^{1,2}
(¹ 物材機構¹, 筑波大学²)

Giant magnetoresistance effect in CIP-GMR device using meta-stable bcc Cu spacer

K. B. Fathoni, Y. Sakuraba, T. Sasaki, Y. Miura, T. Nakatani, K. Hono
(NIMS¹, Univ. of Tsukuba²)

[背景]

スピントロニクスの代表的現象である面内電流型巨大磁気抵抗(CIP-GMR)効果は、HDD のリードヘッドとしてその記録密度に飛躍的な向上をもたらし、現在でも位置や回転等検出用磁気センサーとして幅広く利用されている。昨今では、常温での脳磁気計測までも可能にする超高感度磁気センサーの研究開発が加速しているが、TMR 素子よりも低周波ノイズが小さく[1]、素子構造の簡便さから電気・磁気的设计がしやすい CIP-GMR 素子には大きな利点がある。しかし一方で、CIP-GMR 素子の MR 比は、リードヘッドとして役割を終えた頃よりほぼ更新が見られず、スピナルブ構造では 18%程度に留まっており[2]、センサーとしての検出感度の向上のためには、MR 比向上が強く求められる。CIP-GMR 素子の MR 比には、(1)電子の平均自由行程・(2)界面格子整合・(3)界面電子バンド整合の三要素が重要であるため、(1)の要件から材料の選択肢は電気抵抗率の低い材料に律速される。そこで本研究では、Fe 上に成長が報告される準安定 bcc Cu を中間層とし[3]、CoFe と組み合わせた CIP-GMR 素子に注目した。

[実験方法]

MgO(001)単結晶基板上に、 $\text{Co}_{1-x}\text{Fe}_x/\text{Cu}/\text{Co}_{1-x}\text{Fe}_x/\text{IrMn}$ 構造のスピナルブ(SV)型 CIP-GMR 素子を Co:Fe の組成比を変えて作製し、その結晶構造や磁気抵抗効果の評価と TEM による微細組織観察を行った。Cu 膜厚は傾斜膜として 0-5nm まで変化させた。また TEM 観察による構造をベースとし、第一原理計算によって $\text{Co}_{1-x}\text{Fe}_x/\text{Cu}/\text{Co}_{1-x}\text{Fe}_x$ 界面透過率の面内波数依存性の計算を行った。

[実験結果]

図 1 に示す MR 比の Co:Fe の組成比依存性から、 x が 25,50,66at.% では最大 25%前後となる SV 型素子として過去最高の MR 比を得た。TEM 観察の結果、bcc 構造の CoFe 上では、準安定相として bcc Cu が成長しており、界面転位が全くない理想的な格子整合状態が得られていることが分かった。Fe/Cu/Fe においても同様の bcc Cu の成長と界面格子整合が確認されたが、MR 比は 5%に留まった。第一原理計算によるスピン依存の電子の透過率計算の結果、Fe と bcc Cu では多数スピバンドの整合性が悪いが、価電子数の多い $\text{Co}_{50}\text{Fe}_{50}$ では整合性が大きく改善し、特にブリルアンゾーン境界近傍の波数を持つ面内方向に伝搬する電子の整合性が高いことが、Fe と $\text{Co}_{50}\text{Fe}_{50}$ の MR 比の大きな差の起源であることが分かった。bcc Cu と $\text{Co}_{50}\text{Fe}_{50}$ との極めて高い格子整合性と多数スピバンド整合により、IrMn を除き bcc Cu を介した層間反強磁性結合を利用したスペキュラー反射型素子では、3 層 CIP-GMR 構造で最高となる室温で 40.5%の MR 比が実現された。

参考文献

[1]K. B. Klaassen, et al, IEEE Trans. Magn. 42, 108-113 (2006) [2]R. Sbiaa and H. Morita, Appl. Phys. Lett. 84, 5139-5141 (2004). [3]B. Heinrich et al., Phys. Rev. Lett. 64, 673-676 (1990)

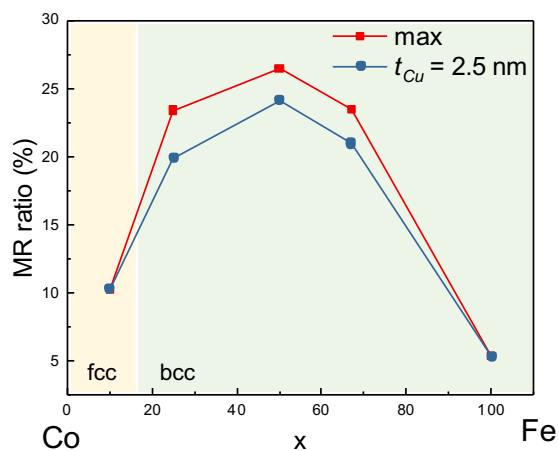


図 1 $\text{Co}_{1-x}\text{Fe}_x\text{Cu}/\text{Co}_{1-x}\text{Fe}_x/\text{IrMn}$ CIP-GMR 素子の室温磁気抵抗比の Co:Fe 組成比依存性