

Improvement of MR output in $\text{Co}_2\text{MnGa}_{0.25}\text{Ge}_{0.75}$ Heusler alloy based CPP-GMR devices through composition tuning

S. Li, Y. K. Takahashi, Y. Sakuraba, T. Furubayashi, and K. Hono

National Institute for Materials Science, Tsukuba 305-0047, Japan

Many recent investigations have shown that the usage of Heusler alloy is an effective way to enhance the MR output in current-perpendicular-to-plane giant magnetoresistance (CPP-GMR) devices due to its half-metallic nature as predicted by band structure calculations. We have developed highly spin polarized $\text{Co}_2\text{MnGa}_{0.25}\text{Ge}_{0.75}$ full Heusler alloy and achieved large MR output by using it as ferromagnetic electrode in CPP-GMR devices [1]. In our previous study, DO_3 -disorder was found with annealing temperature (T_a) higher than 450 °C in the CoMnGaGe film with the composition of $\text{Co}_{52.7}\text{Mn}_{25.6}\text{Ga}_{6.1}\text{Ge}_{16.5}$. The DO_3 -disorder (Co antics) is thought to decrease the spin polarization of Co-based Heusler alloy based on the band structure calculations [2]. MR output was thus degraded due to the appearance of Co antics in our previously study using CoMnGaGe film. In this work, we report an improvement of MR output in CPP-GMR device by suppressing the Co antics through the composition tuning in CoMnGaGe Heusler alloy.

Epitaxial CoMnGaGe thin films with the composition of $\text{Co}_{46.4}\text{Mn}_{28.8}\text{Ga}_{7.1}\text{Ge}_{17.7}$ (refer to Mn-rich CMGG) or $\text{Co}_{52.7}\text{Mn}_{25.6}\text{Ga}_{6.1}\text{Ge}_{16.5}$ (refer to Co-rich CMGG) were prepared by using $\text{MgO}(100)$ single crystal substrate in ultra-high vacuum magneto-sputtering system. CPP-GMR devices were fabricate through conventional EB lithography and Ar ion milling process. Anisotropy magneto resistance (AMR) measurement was performed in a physics property measurement system (PPMS) and GMR measurement was performed in the CPP-geometry.

Fig. 1 shows AMR as function of T_a in Mn-rich CMGG film and Co-rich CMGG films with thickness of 50 nm, deposited on MgO substrate. The amplitude of negative AMR reaches maximum at $T_a=500$ °C, and then decreases with further increasing T_a . This can be interpreted by the reduction of spin polarization caused by Co antics at high T_a in Co-rich CMGG film, which has been discussed in our previous work [3]. On the other hand, AMR in Mn-rich CMGG film shows monotonic relation with T_a up to 650 °C, which might indicate suppressed Co antics in Mn-rich CMGG film by increasing the concentration of Mn. Fig. 2 shows CPP-GMR output as function of T_a in Mn-rich CMGG film and Co-rich CMGG films based CPP-GMR devices. The Mn-rich CMGG film based CPP-GMR devices show more robust dependence of T_a . It is gives strong evidence of suppressed Co antics in CMGG film thus leading to lager spin polarization. The ΔRA drops at high T_a might be due to the chemical diffusion between Mn and Ag in case of Mn-rich CMGG film based CPP-GMR devices.

[1]Y. K. Takahashi et al, J. Appl. Phys. **113**, 1223901 (2013) [2]S. Picozzi et al, J. Phys.: Condens. Matter, **19**, 315215 (2007) [3]Y. Sakuraba et al, Appl. Phys. Lett. **104**, 172407 (2011)

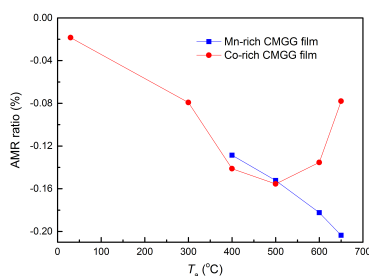


Fig. 1 AMR as function of T_a in Mn-rich (blue square) and Co-rich CMGG (red circle) films.

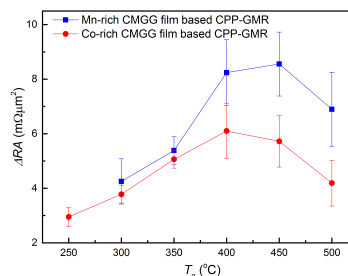


Fig. 2 ΔRA as function of T_a in Mn-rich (blue square) and Co-rich CMGG (red circle) films based CPP-GMR devices.

CPP-GMR devices using $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Ga}_{0.5}\text{Ge}_{0.5})$ full Heusler alloy and a AgZn alloy spacer

NIMS¹, Univ. Tsukuba², ^oYe Du,^{1,2} T. Furubayashi,¹ T. Sasaki,¹ Y. Sakuraba,¹ Y. K. Takahashi,¹ K. Hono^{1,2}

The current-perpendicular-to-plane giant magnetoresistance (CPP-GMR) devices with a metallic spacer layer have been considered to be promising for read sensors of ultrahigh density hard disk drives (HDDs). Using a Ag spacer layer, the MR ratios have reached over 50% with the resistance-change area product (ΔRA) reaching 9-12 $\text{m}\Omega \mu\text{m}^2$. However, a room-temperature ΔRA of at least 15 $\text{m}\Omega \mu\text{m}^2$ is required to use CPP-GMR as a read sensor for the areal density of over 2 Tbit/in². In this work, we report a very large MR output obtained from the CPP-GMR devices that use CFGG Heusler alloy as ferromagnetic layers combined with an Ag-Zn alloy spacer.

Fully epitaxial multi-layer stacks of Cr(10)/Ag(100)/CFGG(10)/AgZn(5)/CFGG(10)/Ag(5)/Ru(8) (thickness in nm) were deposited onto (001) MgO single-crystalline substrates at room temperature (RT) by ultrahigh vacuum magnetron sputtering with a base pressure lower than 4×10^{-7} Pa. The CFGG and AgZn layers were deposited from alloy targets. The compositions of the deposited films examined by the induced coupled plasma analysis were $\text{Co}_{47.2}\text{Fe}_{25.9}\text{Ga}_{13.5}\text{Ge}_{13.4}$ and $\text{Ag}_{50.2}\text{Zn}_{49.8}$ (at%). The top CFGG layer was annealed right after deposition with annealing temperature (T_{an}) ranging from 350°C to 630°C. The samples were fabricated into CPP-GMR devices using electron beam lithography and Ar milling. The area of the pillar was measured by scanning electron microscopy. The microstructure was characterized by transmission electron microscopy (TEM).

Intrinsic MR ratio of 25.6% with ΔRA of 10.9 $\text{m}\Omega \mu\text{m}^2$ was obtained in the sample annealed at 350°C and MR ratio of 59.6% with ΔRA of 21.5 $\text{m}\Omega \mu\text{m}^2$ in the sample annealed at 630°C (Fig. 1). The structure of AgZn was found to be B2 in the as-deposited state; however, it changes to fcc after annealing at 350°C. At 630°C, Zn diffuses out of the spacer region (Fig. 2). The diffusion of Zn at 630°C improves the degree of ordering in CFGG, thereby enhancing the MR output. This work shows that the CPP-GMR devices with the AgZn spacer layer are promising for readers for high-density HDDs. The method for obtaining high spin polarization by utilizing the diffusion of Zn would be useful not only for CPP-GMR but also for other spintronic applications.

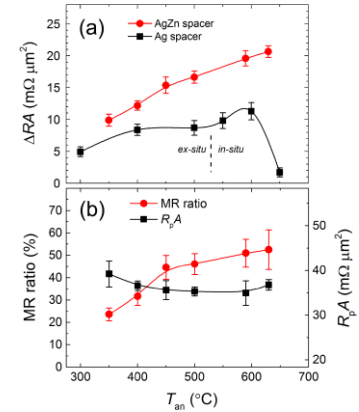


Fig. 1 Annealing temperature dependence of (a) ΔRA for AgZn, Ag spacer and (b) MR ratio and intrinsic $R_p A$ for AgZn spacer.

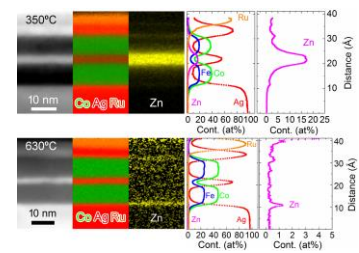


Fig. 2 HAADF-STEM images and EDS mappings for thin film stack of MgO/Cr(10)/Ag(100)/CFGG(10)/AgZn(5)/CFGG(10)/Ag(5)/Ru(8) annealed at 350°C and 630°C.

Magnetization dynamics in mag-flip spin-torque oscillator with Heusler alloy $\text{Co}_2\text{FeGa}_{0.5}\text{Ge}_{0.5}$ electrodes for microwave assisted magnetic recording

S. Bosu, H. Sepehri-Amin, Y. Sakuraba, M. Hayashi, and K. Hono

National Institute for Materials Science, Tsukuba, Japan

The main challenges for practical use of microwave assisted magnetic recording (MAMR) for next generation high areal density magnetic recording are development of a mag-flip STO¹⁾ consisting of the in-plane magnetized field generating layer (FGL) and the perpendicular magnetized spin-injection layer (SIL) that is able to generate a large H_{ac} from FGL with a frequency over 20 GHz at small bias current density $J_C < 1.0 \times 10^{12} \text{ A/m}^2$. Solid understanding of underlying mechanism of the large angle out of plane (OPP) mode uniform precession²⁾ is equally essential. In this study we have investigated the oscillation behavior in a mag-flip STO device (Fig. 1(a)) with a 100 nm diameter circular pillar using well established highly spin polarized ferromagnetic Heusler alloy, $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Ga}_{0.5}\text{Ge}_{0.5})$, for SIL/FGL to reduce J_C . $\Delta R-H_{ex}$ curves with H_{ex} slightly tilted $\theta \sim 7^\circ$ from the film normal are shown in Fig. 1 (b) for different negative dc bias currents I_{dc} . When $|I_{dc}| > 7.5 \text{ mA}$ a sudden jump to the intermediate resistance state at high H_{ex} region appears in the $R-H$ curves, indicating excitation of magnetization dynamics by the reflected spin current from the SIL interface. Fig. 1(c) presents detection of rf signal at $f \sim 12 \text{ GHz}$ with large H_{ex} . In addition, the frequency systematically decreases with reducing H_{ex} following Kittle's equation. The rf frequencies as a function of H_{ex} are also plotted for different I_{dc} in Fig. 1(d). The blue shift of f with increasing I_{dc} at high H_{ex} region indicates detection of OPP mode STO for the bias current density $J_C \sim 0.95$ to $1.15 \times 10^{12} \text{ A/m}^2$, which is close to the limit of desired J_C for practical application.

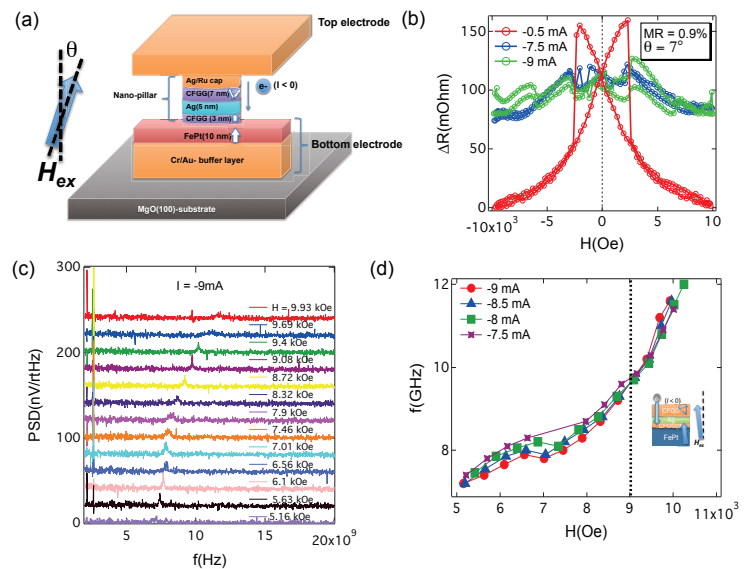


Fig.1: (a) Schematic diagram of the nano pillar STO device structure (b) $\Delta R-H_{ex}$ curves for different I_{dc} , (c) rf spectra at $I_{dc} = -9.5 \text{ mA}$ measured under various H_{ex} , and (d) frequency as a function of H_{ext} for $I_{dc} = -7.5 \text{ mA}$ to -9 mA ($J_C \sim 0.95$ to $1.15 \times 10^{12} \text{ A/m}^2$).

References:

- 1) J. Zhu *et al.*, IEEE Trans. Magn. 44, 125 (2008)
- 2) A. Takeo *et al.*, Intermag Conference 2014 (AD-02),

スピネル障壁層を用いた強磁性トンネル接合膜の作製

佐々木麻季, 角田匡清
(東北大)

Fabrication of magnetic tunnel junction with spinel barrier layer

Maki Sasaki and Masakiyo Tsunoda
(Tohoku University)

はじめに 現在, MgOを障壁層とした強磁性トンネル接合 (MTJ) 素子が盛んに研究されており, 高い磁気抵抗変化率 (TMR比) が得られている. MTJの磁気ヘッド応用には低い面積抵抗積 (RA) が求められるが, CoFe, Fe, Fe₄N等の強磁性電極とMgOの結晶格子が大きなミスフィットを持つため, 障壁層の極薄化が困難であった. スピネル(MgAl₂O₄)はCoFe等の強磁性電極との格子不整合が小さなことからMTJの性能を改善するためにトンネル障壁として近年研究され, これまでに, CoFe/spinel/CoFe-MTJ, Fe/spinel/Fe-MTJ等において100%を超える大きなTMR比が得られている¹⁻³⁾. 我々の研究グループでも, RFスパッタリング法によってスピネル障壁層を形成したMTJで60%を超えるTMR比を得ている⁴⁾. 本研究では, Sukegawaら²⁾の手法に倣い, スピネル障壁層を自然酸化法で形成したMTJを作製し, そのTMR特性の評価を行った.

実験方法 CoFe/Mg₂₂Al₇₈/Oxi/CoFeB-MTJ及びCoFe/Mg/Oxi/CoFeB-MTJを作製した. また, MgとMgAl層の膜厚比を変化させて障壁層の組成の異なるCoFe/(Mg/Mg₂₂Al₇₈)/Oxi/CoFeB-MTJを作製した. MgO単結晶基板に下部CoFe強磁性層をエピタキシャル成長させ, その上に障壁層を形成した. 障壁層は金属膜を成膜した後, ガス圧3Paの純酸素を用い, 酸化時間を50sから200sの間で変化させて自然酸化を行った. 金属膜の合計膜厚は1.1nmとし, 障壁層形成を1回の酸化もしくは膜厚を分割して複数回の酸化により行った. 作製したMTJの磁気特性評価はVSM, TMR特性はCIPTを用いて測定した.

実験結果 Fig.1 に作製したMTJの障壁層の組成に対するTMR比をプロットしたものを示す. Mg₆₀Al₄₀からMg₅₀Al₅₀の付近でTMR比80%程度を確認した. 分割酸化ではMg₇₀Al₃₀付近で40%程度を確認した.

Fig.2は, 作製したMTJの障壁層の組成に対するRAをプロットしたものである. RA値は分割酸化を行った場合の方が少し高くなった. これは, 一度の酸化で酸化しきれていなかったものが, 分割酸化により酸化されたためだと考えられる.

現在, Sukegawaらの報告のような大きなTMR比が得られていない. これは障壁層の結晶化が不十分であることが考えられる. 現在, 分割酸化ごとに真空中赤外線加熱を行うことでTMR比の向上を試みており, 講演会当日発表する予定である.

参考文献

- 1) H.Sukegawa et al., *Appl.Phys.lett.* **96**, 212505 (2010)
- 2) H.Sukegawa et al., *Appl.Phys.lett.* **105**, 092403 (2014)
- 3) B. S. Tao et al., *Appl.Phys.lett.* **105**, 102407 (2014)
- 4) M.Tsunoda et al., *JAP* **177**, 17D703 (2015).

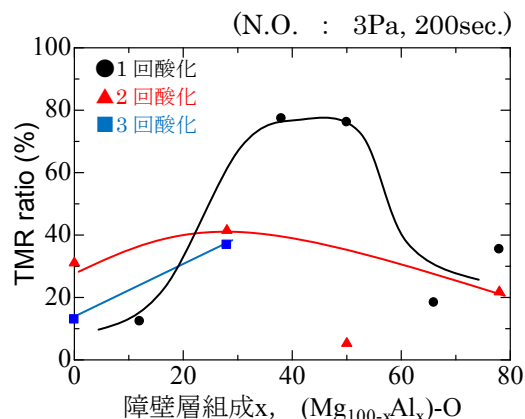


Fig.1 障壁層の組成に対する TMR 比

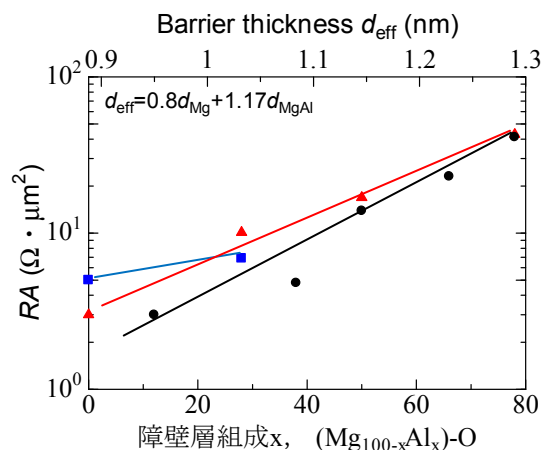


Fig.2 障壁層の組成に対する RA

(Al,Ti)-N 障壁層を用いた強磁性トンネル接合膜の作製

酒井康貴, 小林宗平, 角田匡清
(東北大学)

Fabrication of magnetic tunnel junction with (Al,Ti)-N barrier layer

Yasutaka Sakai, Shuhei Kobayashi and Masakiyo Tsunoda

(Tohoku University)

はじめに 強磁性トンネル接合膜(MTJ)素子を高密度 HDD 用の読み取りヘッドに応用するためには, 低接合抵抗(RA), 高磁気抵抗(MR)比が要求される. 結晶質 MgO を障壁層材料として使用した MTJ の場合には, 成膜直後に真空中加熱を施すことによって MgO 膜厚 0.75 nm で $RA=1.6 \Omega\mu\text{m}^2$, MR 比=210% が得られることを我々のグループでは確認している¹⁾. しかし, MgO 膜厚 0.7 nm 以下では MR 比が急激に減少するため, 膜厚低減によるさらなる低 RA 化は難しく, MgO に代わる新たな障壁層材料の開発が求められている. Zn 添加により MgO のバンドギャップが低下することに着目し, (Mg,Zn)-O を障壁層とした MTJ の報告がされている²⁾が, MgO 障壁層 MTJ に比べて MR 比は低下している³⁾. この原因は Zn の添加により MgO の結晶性が低下し, その結果として Δ_1 電子のコヒーレントトンネルの効果が低減したためであると考えられる. そこで我々は, 第三元素添加によるトンネル障壁高さ低減効果を非晶質または微結晶障壁層によって確認することを考えた. 我々のグループでは非晶質 Al-N 障壁層 MTJ において MR 比=50%, $RA=10^4\sim 10^5 \Omega\mu\text{m}^2$ であることを報告している⁴⁾. また, Ti-N は岩塩型構造の良導体であり, (Al,Ti)-N の結晶構造は Ti 組成 30% 以下では Al-N の結晶構造であるウルツ鉱型構造を保つことが報告されている⁵⁾. そこで本研究では添加第三元素として Ti を選び(Al,Ti)-N 障壁層 MTJ を作製し, その TMR 特性を評価した.

実験方法 試料はマグネトロンスパッタ装置を使用し, 抵抗率測定用(Al,Ti)-N 薄膜, CoFeB/Al-N or (Al,Ti)-N/CoFeB-MTJ を作製した. 抵抗率測定用(Al,Ti)-N 薄膜の形成には Ar と N_2 の混合ガスを用いた反応性スパッタ法, MTJ の障壁層形成には反応性スパッタ法と Al or (Al,Ti)薄膜成膜後のプラズマ窒化法をそれぞれ用いた. MTJ の TMR 特性は CIPT, 結晶構造解析は XRD, 組成分析は XRF, 磁化過程は VSM をそれぞれ使用して評価を行った.

実験結果 Fig.1 に(Al_{1-x}Ti_x)-N 薄膜の抵抗率の Ti 濃度(x)依存性を示す. この結果から, (Al,Ti)-N の結晶構造がウルツ鉱型構造を保つ $x \leq 0.3$ の場合には, Al-N に比べて最大で 2 桁程度の減少が確認できる. また, $x=0.3$ 程度で抵抗率が大きく減少していることは, (Al,Ti)-N の結晶構造が $x=0.3$ を境にしてウルツ鉱型構造から岩塩型構造に変化したためである. Fig.2(a), (b)には MTJ の RA および MR 比の Ti 濃度依存性をそれぞれ示す. Fig.2(a)に示した Ti 濃度による RA の変化は Fig.1 と対応しており, より高 Ti 濃度では RA のさらなる減少が期待できる. 一方, Fig.2(b)からは Al-N に Ti がわずかに固溶することにより MR 比が激減することが分かる. これは窒化前の Al 薄膜に Ti が固溶することで金属結晶粒が微細化した結果, 粒界での窒化が促進され, 下部電極層まで窒化が進行したことが原因であると考えられる. また, 反応性スパッタ法によって作製した(Al,Ti)-N にプラズマ窒化法を施すことによって MR 比が向上した. これは窒化プロセスを変えることで MR 比が向上することを意味しており, MR 比を維持しつつ低 RA 化の実現が期待される.

参考文献 1) S. Isogami *et al.*, Appl. Phys. Lett, **93**, 192109 (2008). 2) Y. Uehara *et al.*, J. Magn. Soc. Jpn., **34**, 311 (2010). 3) Y. Kurosaki *et al.*, 35th MSJ Annual Meeting. (2011). 4) S. Yoshimura *et al.*, Appl. Phys. Lett, **97**, 10C920 (2005). 5) D. Holec *et al.*, Scripta Materialia, **62**, 349 (2010).

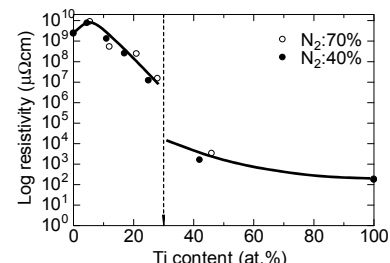


Fig.1 Resistivity of (Al,Ti)-N thin film.

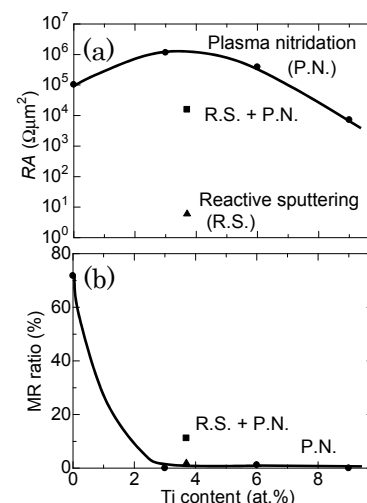


Fig. 2 (a) RA and (b) MR ratio (Al,Ti)-N barrier MTJs.

CoFe₂O₄ を用いた垂直磁化型スピフィルター素子の作製

梶田博樹¹、柳瀬隆²、島田敏宏²、長浜太郎²
(北大院総化¹、北大工²)

Fabrication of perpendicular magnetized spin filter junctions using CoFe₂O₄

H. Kajita¹, T. Yanase², T. Shimada², T. Nagahama²

(Hokkaido Univ. of Graduate school of Chemical Sciences and Engineering¹

Faculty of Engineering, Hokkaido Univ.²)

導入

コバルトフェライト (CoFe₂O₄) は逆スピネル型構造をとっており、比較的大きな磁気異方性、793K の高いキュリー点、そして絶縁体としてよく知られている。このような特性によってスピフィルターのような応用が期待されている。近年、MgO(100)基板上にエピタキシャル成長した CoFe₂O₄ が垂直磁気異方性を有し、高い保磁力を示したという報告がされている¹⁾。L1₀型 FePt 合金のような垂直磁化膜と組み合わせることで垂直磁化型スピフィルターの作製が可能と考えられる。そこで本実験では CoFe₂O₄ の垂直磁化過程の改善を行い、垂直磁化型スピフィルターの作製を試みる。

実験方法

CoFe₂O₄ は MgO(100)基板上に反応性 MBE 法を用いて作製した。膜構成は MgO(100)基板/ Cr (20 nm)/MgO (2 nm) or Pt (3 or 10 nm)/CoFe₂O₄ (t=2-10 nm)/MgO (2 nm)とした。CoFe₂O₄ 層は 4×10⁻⁴ Pa の酸素ラジカル雰囲気下、300°C で Co と Fe の同時二元蒸着のより行った。このとき、リニアシャッターを用いてウェッジ状にした。蒸着後、4×10⁻⁴ Pa の酸素ラジカル雰囲気下で様々な温度(300°C、450°C、600°C)でアニールを行った。エピタキシャル成長は RHEED により、薄膜の表面形状は AFM により確認した。磁気特性は室温において光学磁気カー効果 (MOKE) を用いて測定した。

結果

Pt 上に蒸着し 450°C アニールした CoFe₂O₄ の RHEED 像を図 1 に示す。明瞭なストリークパターンが得られ、エピタキシャル成長していることが確認できた。AFM より平均面粗さは 0.21 nm で平坦性が良いことが分かった。図 2 に CoFe₂O₄ の磁気ヒステリシス曲線を示す。磁場は薄膜に対して垂直に印加した。ヒステリシス曲線より明白な垂直磁化が確認された。面内に印加した場合はヒステリシスが確認されなかった。これより作製した CoFe₂O₄ は垂直磁気異方性を有していることが示唆される。MgO 上に蒸着した CoFe₂O₄ に比べ Pt 上に蒸着した CoFe₂O₄ の方が大きな保磁力を示し、角形比もよくなっていることがわかる。このことから Pt 層を挿入することにより CoFe₂O₄ の垂直磁化過程が改善していることが予想される。また、垂直磁化型スピフィルター素子を作製し、性能を評価する。

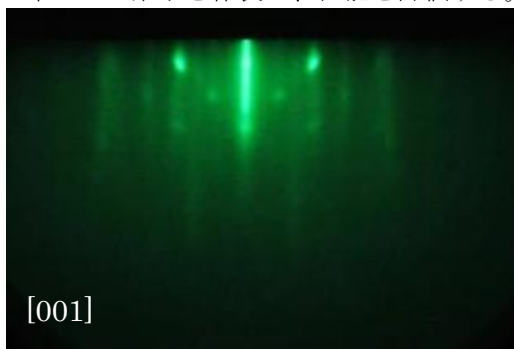


図 1. Pt 上に蒸着した 450°C アニールした CoFe₂O₄ の RHEED 像

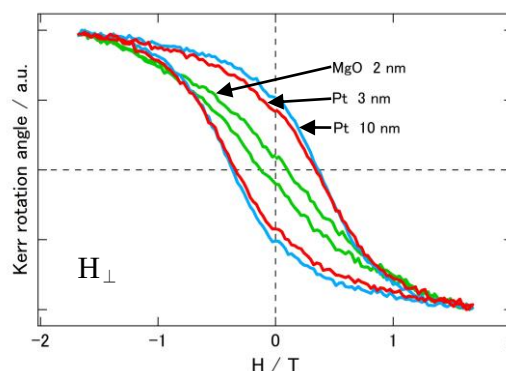


図 2. CoFe₂O₄(t=10 nm)の MOKE 曲線

参考文献

- 1) H. Yanagihara *et al.*, J. Apply. Phys. **115**, 17A719 (2014).

超薄 $\text{Co}_2\text{FeAl}/\text{MgAl}_2\text{O}_4$ エピタキシャル積層構造 を用いた垂直磁化膜の作製

介川裕章、J. P. Hadorn、大久保忠勝、宝野和博、三谷誠司
(物材機構)

Fabrication of perpendicular magnetization films using an ultrathin $\text{Co}_2\text{FeAl}/\text{MgAl}_2\text{O}_4$ epitaxial stack
H. Sukegawa, J. P. Hadorn, T. Ohkubo, K. Hono, and S. Mitani
(NIMS)

はじめに

酸化物層と強磁性層との界面に誘起される強い垂直磁気異方性を利用した垂直磁化膜構造が近年大きな注目を集めている。特にスピン注入書込型磁気ランダムアクセスメモリ (STT-MRAM) への応用にむけて、高いトンネル磁気抵抗 (TMR) 比が得られる MgO バリアと CoFeB を組み合わせた構造が盛んに研究されている¹⁾。また、強磁性体層として Fe^{2+} や Co_2FeAl (CFA) 合金³⁾を用いることによっても MgO との界面に大きな垂直磁気異方性が誘起されることが報告されている。一方、これらの強磁性体と MgO との間には3~4%程度の格子不整合が存在するため、これらの界面においてミスフィット転位や格子ひずみの導入によって構造が乱されうるといった問題がある。 MgAl_2O_4 をベースとするバリアは、MTJのバリア層として高いTMR比が得られることに加え⁴⁾、 MgO に比べ強磁性体との格子不整合を小さくできることから、より理想的な界面構造の作製が期待でき垂直磁気異方性をさらに向上できる可能性を秘めている。本研究ではエピタキシャルCFA超薄膜と MgAl_2O_4 薄膜を積層させることにより大きな垂直磁気異方性が得られたことを報告する。

実験方法

多層膜構造はマグネトロンスパッタ装置を用いて作製し、主な膜構造として $\text{MgO}(001)$ 単結晶基板上にCr層をバッファとして、CFA (t_{CFA}) /Mg (0.2 nm) /MgAl (t_{MgAl}) /Oxidation/Ru保護層 (2 nm) とした。CFA層はCo-Fe-Alの合金ターゲットから成膜を行った。また、MgAl層の酸化にはプラズマ酸化法および自然酸化法を用いた⁴⁾。作製した多層膜は真空中熱処理(熱処理温度 T_{ex})を行った後、VSMを用いて磁気特性評価を室温で行った。また構造解析にはHAADF-STEMを用いた。

実験結果

MgAl層酸化条件を t_{MgAl} に応じて最適化することにより、 $T_{\text{ex}} \geq 200^\circ\text{C}$ で垂直磁気磁化膜が得られた。例として Fig. 1 には、 $t_{\text{CFA}} = 1.0$ nm、 $t_{\text{MgAl}} = 0.45$ nm の膜厚に対し5 Paの酸素雰囲気化で10分間の自然酸化により作製したCFA/ MgAl_2O_4 構造の磁化曲線 ($T_{\text{ex}} = 200^\circ\text{C}$) を示している。この曲線から垂直磁化膜として得られていることがわかる。 $t_{\text{CFA}} = 1.0$ nmを用いた場合、垂直磁気異方性エネルギー K_{eff} は最大 4×10^6 erg/cm³程度と大きな値が得られることもわかった。HAADF-STEM像による解析から作製した積層膜はCFA、 MgAl_2O_4 層とも(001)方位にエピタキシャル成長しており、界面にミスフィット転位がほとんど存在しない格子整合構造が得られていることが確認された。これらの結果は MgAl_2O_4 を用いて高品質な垂直磁化膜構造を実現可能であることを示している。本研究の一部は、革新的研究開発推進プログラム (ImPACT) により委託されて行われた。

参考文献

- 1) 例えば S. Ikeda *et al.*, Nature Mater. **9**, 721 (2010). 2) J. W. Koo *et al.*, Appl. Phys. Lett. **103**, 192401 (2013). 3) Z. C. Wen *et al.*, Adv. Mater. **26**, 6483 (2014). 4) H. Sukegawa *et al.*, Appl. Phys. Lett. **105**, 092403 (2014).

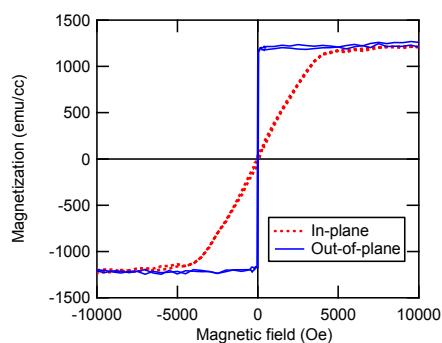


Fig. 1 Magnetization loops for a CFA ($t_{\text{CFA}} = 1$ nm)/Mg (0.2 nm)/MgAl ($t_{\text{MgAl}} = 0.45$ nm)-Ox multilayer annealed at $T_{\text{ex}} = 200^\circ\text{C}$ measured at room temperature.