

Mn₂VAl/Fe 積層膜における交換バイアス特性の熱処理条件依存性

土屋朋生¹, 小林亮太¹, 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 スピントロニクス学術連携研究教育センター)

The effect of the annealing condition on exchange bias properties of Mn₂VAl/Fe bilayers

Tomoki Tsuchiya, Ryota Kobayashi, Takahide Kubota, and Koki Takanashi

(¹Institute for Materials Research, Tohoku Univ., ² CSRN, Tohoku Univ.)

緒言

ハードディスクドライブ (HDD) の磁気センサや磁気ランダムアクセスメモリ (MRAM) などのスピントロニクスデバイスにはスピバルブ構造が用いられている。スピバルブ中の反強磁性体は一方向磁気異方性により隣接する強磁性層の磁化を固定する役割を担っている。Mn₃Ir は高交換結合磁界と高ブロッキング温度を両立する魅力的な材料であるため、スピバルブ構造に広く用いられているが、Ir は希少金属であり、元素戦略的な観点から使用量の削減が望まれる。本研究では Mn₃Ir の代替材料として、ホイスラー合金 Mn₂VAl に注目した。反強磁性ホイスラー合金は、Co-Fe 合金やハーフメタルホイスラー合金などのスピン偏極率が高い強磁性体材料と格子整合性が良く特性の向上が期待できる。他方、反強磁性ホイスラー合金を用いた交換バイアス効果の研究は少なく、系統的な実験による知見の蓄積が必要である。Mn₂VAl はバルクにおいて A2 構造の時に反強磁性となり、そのネール温度は 600 K 以上と室温よりも十分に高い値であることが報告されている[1]。我々は 2016 年学術講演会で A2 構造の Mn₂VAl と強磁性体 Fe 積層膜における交換磁気異方性を報告したが[2]、本講演では、Mn₂VAl/Fe 積層膜の交換バイアス特性の向上を目的とし、熱処理条件を系統的に変化させ、その交換バイアス特性を調査することを目的とした。

実験方法

薄膜試料は MgO(100)単結晶基板上に DC マグネトロンスパッタ法を用いて作製した。Mn₂VAl の膜厚は 100 nm とし、成膜温度を室温から 800°C の範囲で変化させた。Mn₂VAl 薄膜上に強磁性層の Fe とキャップ層の Ta をそれぞれ 3 nm、室温で成膜した。Mn₂VAl 薄膜の組成は合金ターゲットを使用することにより化学量論組成に調整した。作製した試料の結晶構造は X 線構造回折法 (XRD)、磁気特性は振動試料型磁力計 (VSM) により測定した。交換バイアスは、300 K から 10 K まで印加磁場 1 T において磁場中冷却を行った後に磁化曲線を測定し評価した。

結果

XRD 測定の結果、全ての試料において、Mn₂VAl が MgO (100)単結晶基板上に(001)配向でエピタキシャル成長していることが確認された。また、成膜温度が室温, 300, 400, 700, 800°C の試料は A2 相、500, 600°C の試料は L2₁ 相となることが確認された。Mn₂VAl/Fe 積層試料において、Mn₂VAl 層の成膜温度 400°C の条件で、成膜後の *in situ* アニール(400°C、180 分間)の有無による交換バイアスの差異を調査した。その結果 10 K におけるシフトの大きさは *in situ* アニール無しの 120 Oe に対し、アニール有りの試料では 230 Oe まで増大した。また、交換バイアスシフトが消失する温度であるブロッキング温度は *in situ* アニールを行うことで、200 K から 275 K まで増大した。両試料間の交換バイアス特性の差は、アニールの有無による結晶性の違いが影響していると考えられる。

謝辞

本研究の一部は JST 国際科学技術共同研究推進事業 (SICORP-EU, HARFIR) および東北大学金属材料研究所新素材共同研究開発センター共同利用研究 (17G0409) の支援を受けて行われた。

参考文献

- [1] 貝沼亮介、日本金属学会 2015 年秋期講演大会、S4・12、(2015)
- [2] 土屋朋生、日本磁気学会 第 40 回学術講演会概要集、8pC-7 (2016).

Ru 下地層上の CoNi 人工格子の磁気特性

菊池直登¹、伊藤啓太^{1,2}、関剛斎^{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 スピントロニクス学術連携研究教育センター)

Magnetic properties of CoNi superlattices on Ru under layers

Naoto Kikuchi¹, Keita Ito^{1,2}, Takeshi Seki^{1,2}, Koki Takanashi^{1,2}

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

はじめに

磁気ランダムアクセスメモリ(MRAM)は不揮発性による低消費電力、高速動作が期待されるデバイスである。MRAM に用いられる強磁性材料には、高い軸磁気異方性エネルギー(K_u)と、低いダンピング定数(α)が求められる。高い K_u を持つ材料として貴金属元素を含む規則合金が挙げられるが、同時に大きなスピン軌道相互作用から α も増大する傾向がある。そこで本研究では貴金属元素を含まない高 K_u 材料として CoNi 規則合金に着目した。Co と Ni を単原子層(monolayer: ML)の単位で交互に積層することにより、高い K_u を持つ CoNi 垂直磁化膜を得られることが報告されている^{1,2)}。理論計算からの予想では、 α を低くするためには Co と Ni を 1 原子層ごとに交互積層することが望ましい。このとき CoNi 合金は fcc 積層である $L1_1$ 構造または hcp 積層である B_h 構造を持つと予想されるが、第一原理計算の結果から B_h -CoNi がより大きな K_u を持つことが示唆されている²⁾。本研究では CoNi の下地層に hcp 構造を持つ Ru を用いることで B_h -CoNi を得ることにより、貴金属元素を含まない高 K_u かつ低 α の強磁性材料の作製を目的とした。

実験

硝酸3%エタノール溶液で処理した $Al_2O_3(11-20)$ 基板を $800^\circ C$ でフラッシングし、分子線エピタキシー(MBE)法により室温または $150^\circ C$ で Ru を 20 nm 成膜し $800^\circ C$ でアニーリングを行った。次に、これらの Ru 下地層上へ MBE 法により室温において Co と Ni を 1 ML ずつ交互に 20 回積層し、Au キャップ層を施した。表面形態を反射高速電子線回折(RHEED)、結晶構造を X 線回折(XRD)、磁気特性を振動試料型磁束計(VSM)で評価した。

結果

ω - 2θ XRD 測定の結果から、いずれの試料も $Al_2O_3(11-20)$ 基板上での Ru(0001)および CoNi(0001) or (111)配向でのエピタキシャル成長が、 ϕ -scan XRD 測定の結果から双晶構造が確認された。CoNi の RHEED 像は、Ru を $150^\circ C$ で成膜した試料の方がシャープな回折像となった。Fig. 1 に室温で Ru を成膜した試料、Fig. 2 に $150^\circ C$ で成膜した試料の室温での磁化曲線を示す。Fig. 2 の $150^\circ C$ で Ru を成膜した試料で垂直磁気異方性が確認され、 $K_u = 6.1 \times 10^6 \text{ erg/cm}^3$ となった。これは Ru 下地層の成長温度の上昇により CoNi 層の結晶配向も改善されたためと考えられる。この試料に対してより詳細な ϕ -scan XRD 測定を行ったところ、少量ながらも hcp-CoNi の存在を確認できた。今後は、hcp-CoNi の体積割合と K_u の増大を目指す。

謝辞

本研究は JSPS 科研費基盤 S(No. 25220910)の支援を受けた。

参考文献

1)S. Girod *et al.*, Appl. Phys. Lett. **94**, 262504 (2009). 2)T. Seki *et al.*, J. Phys. Soc. Jpn., accepted for publication.

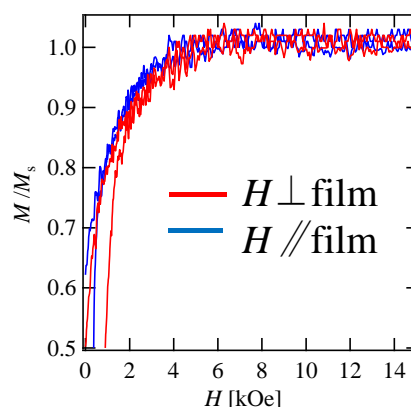


Fig. 1 M - H curves of CoNi on Ru deposited at RT. $M_s = 910 \text{ emu/cm}^3$.

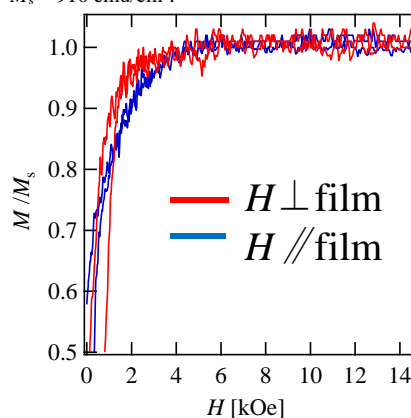


Fig. 2 M - H curves of CoNi on Ru deposited at $150^\circ C$. $M_s = 970 \text{ emu/cm}^3$.

単結晶および多結晶 Ni/Ni-Co 積層膜の磁歪挙動

芹澤伽那¹・川井哲郎¹・大竹充^{1,2}・二本正昭¹・桐野文良³・稲葉信幸⁴

(¹中央大, ²工学院大, ³東京藝大, ⁴山形大)

Magnetostriction Behaviors of Single- and Poly-Crystalline Ni/Ni-Co Bi-Layer Films

Kana Serizawa¹, Tetsuroh Kawai¹, Mitsuru Ohtake^{1,2}, Masaaki Futamoto¹, Fumiyoshi Kirino³, and Nobuyuki Inaba⁴
(¹Chuo Univ., ²Kogakuin Univ., ³Tokyo Univ. Arts, ⁴Yamagata Univ.)

はじめに 軟磁性材料は磁気ヘッドやセンサなどの磁気デバイスから変圧器やモータなどの電磁エネルギー変換機器まで幅広く活用されている。デバイスや機器の性能向上には保磁力などの基本磁気特性に加え、磁歪の制御も要求される場合がある。また、軟磁性材料はデバイスや機器中においてしばしば交番磁界にさらされる。従って、回転磁界を用いて磁歪挙動を調べることが有効である¹⁾。これまで、我々は、回転磁界中における $\text{Ni}_{100-x}\text{Co}_x(001)_{\text{fcc}}$ 単結晶膜 ($x = 0-100$ at. %) の磁歪挙動を調べてきた²⁾。本研究では、正の λ_{100} ³⁾を持つ $\text{Ni}_{50}\text{Co}_{50}$ 合金と負の λ_{100} ³⁾を持つ Ni を積層させた単結晶および多結晶積層膜を形成することにより、磁歪特性の制御を試みた。

実験方法 膜形成には超高真空 RF マグネトロンスパッタリング装置を使用した。単結晶膜形成には、 $\text{MgO}(001)$ 基板上にヘテロエピタキシャル成長させた $\text{Cu}(001)$ 単結晶下地層、多結晶膜形成にはガラス基板を用いた。そして、これらの上に $\text{Ni}_{50}\text{Co}_{50}(100-t \text{ nm})/\text{Ni}(t \text{ nm})$ 二層膜を形成した ($t = 0-100 \text{ nm}$)。構造評価には RHEED および XRD、磁化曲線測定には VSM、磁歪測定には片持ち梁法を用いた。

実験結果 Fig. 1(a-1)および(c-1)にそれぞれ $\text{Ni}_{50}\text{Co}_{50}$ 単層膜 ($t = 0$) および Ni 単層膜 ($t = 100$) の $\text{fcc}[100]$ 方向に対して観察を行った磁歪の出力波形を示す。 $\text{Ni}_{50}\text{Co}_{50}$ 単層膜に対しては正の λ_{100} , Ni 単層膜に対して負の λ_{100} を示す出力波形が観察されている。また、 $\text{Ni}_{50}\text{Co}_{50}$ 膜の方が Ni 膜よりも出力の絶対値が大きいことが分かる。

Fig. 1(b-1)に $\text{Ni}_{50}\text{Co}_{50}/\text{Ni}$ 二層膜 ($t = 50$) の出力波形を示す。正と負の λ_{100} をそれぞれ持つ $\text{Ni}_{50}\text{Co}_{50}$ および Ni の磁歪特性が重畳され、 $\text{Ni}_{50}\text{Co}_{50}$ 単層膜 (Fig. 1(a-1)) に比べ、 $\text{Ni}_{50}\text{Co}_{50}/\text{Ni}$ 二層膜 (Fig. 1(b-2)) の出力は半分程度まで低下していることが分かる。 Fig. 1(b) に上述の3種類の膜に対して観察方向を $\text{fcc}[110]$ とすることにより測定した磁歪の出力波形を示す。いずれの膜に対しても、同程度の負の λ_{111} を示す出力波形が現れており、二層膜にすることによる出力の低下は認められない。以上のことから、単結晶の場合、積層膜の磁歪挙動においても、膜面内における観察結晶方位の依存性があることが分かる。当日は、二層膜の層厚比を詳細に変化させた結果および単結晶膜と同様な条件で形成した多結晶二層膜の磁歪挙動についても報告する。

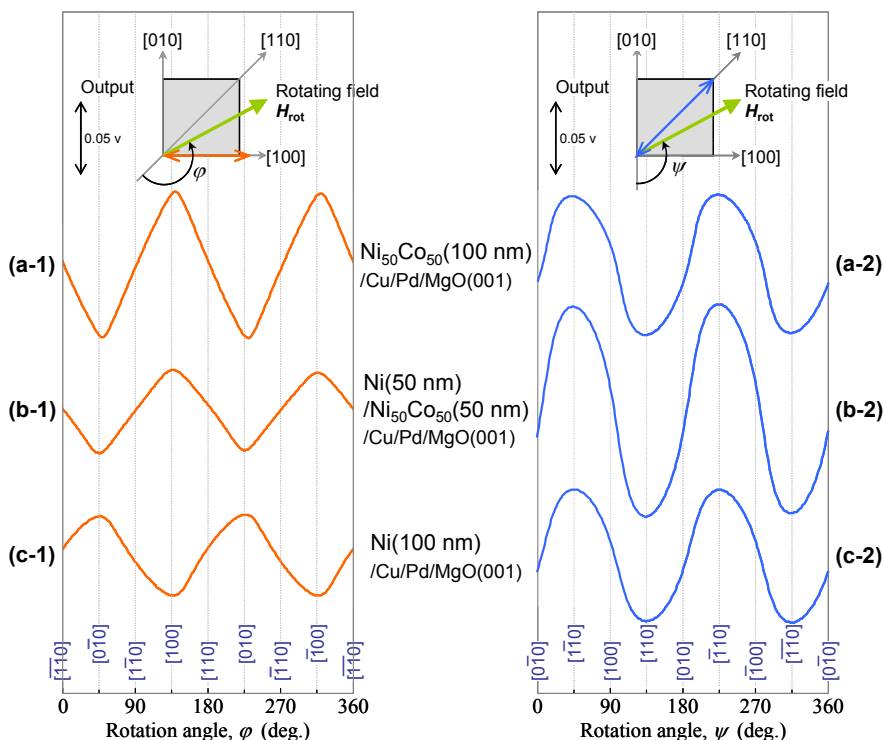


Fig. 1 Output waveforms of magnetostriction observed for (001) single-crystalline (a) $\text{Ni}_{50}\text{Co}_{50}(100 \text{ nm})$ single-layer (b) $\text{Ni}(50 \text{ nm})/\text{Ni}_{50}\text{Co}_{50}(50 \text{ nm})$ bi-layer, (c) $\text{Ni}(100 \text{ nm})$ single-layer films along (a-1)–(c-1) $[100]$ and (a-1)–(c-2) $[110]$.

- 1) M. Enokizono, T. Suzuki, and J. Sievert: *IEEE Trans. Magn.*, **26**, 2067 (1990).
- 2) K. Serizawa, T. Kawai, M. Ohtake, M. Futamoto, F. Kirino, and N. Inaba: to be published in *IEEE Trans. Magn.*, **53** (2017).
- 3) S. Ishio, T. Kobayashi, H. Saito, S. Sugawara, and S. Kadowaki: *J. Magn. Magn. Mater.*, **164**, 208, (1996).

Cr(100)単結晶下地層に形成した Sm-Co_{1-x}Cu_x および Er-Co_{1-y}Cu_y 合金薄膜の構造解析

大竹充^{1,2}・落合亮真²・鈴木中²・二本正昭²・桐野文良³・稲葉信幸⁴
(¹工学院大, ²中央大, ³東京藝大, ⁴山形大)

Structure Analysis of Sm-Co_{1-x}Cu_x and Er-Co_{1-y}Cu_y Alloy Thin Films Formed on Cr(100) Single-Crystal Underlayer
Mitsuru Ohtake^{1,2}, Ryoma Ochiai², Ataru Suzuki², Masaaki Futamoto², Fumiyoshi Kirino³, and Nobuyuki Inaba⁴
(²Kogakuin Univ., ¹Chuo Univ., ³Tokyo Univ. Arts, ⁴Yamagata Univ.)

はじめに 高 K_u 磁性薄膜は磁気記録媒体などへの応用に向けて研究されており、また、異方性ナノコンポジット磁石の基礎検討にも用いられている。希土類金属 (R) と Co からなる $D2_d$ 型六方規則格子構造を持つ RCo_5 合金は $10^7 \sim 10^8 \text{ erg/cm}^3$ の高い K_u を持つものが多い¹⁾。また、 R 元素の原子番号の増加に伴い ($57 \Rightarrow 68$), M_s と T_c が増加する傾向が認められる。しかしながら、バルク状態では 66 番以降の R 元素 (${}_{66}\text{Dy}$, ${}_{67}\text{Ho}$, ${}_{68}\text{Er}$) からなる RCo_5 規則相は $1100 \text{ }^\circ\text{C}$ 以下において準安定である²⁾。 RCo_5 規則相は Co サイトを Cu 原子で部分置換することにより安定化させられることが Sm-Co 合金に対して報告されており³⁾, ${}_{66-68}R\text{-Co}$ 合金に対しても同様な効果が期待される。本研究では、Cu/Co 組成比 x , y を変化させることにより $\text{Sm}_{17}(\text{Co}_{1-x}\text{Cu}_x)_{83}$ および $\text{Er}_{17}(\text{Co}_{1-y}\text{Cu}_y)_{83}$ 合金膜 (at. %) を Cr(100)単結晶下地層上に形成し、規則相の安定化を試みた。

実験方法 膜形成には超高真空 MBE 装置を用いた。MgO(100)基板上に 20 nm 厚の Cr(100)下地層を形成し、その上に Cu/Co 組成比 x , y を 0 から 1 の間で変化させた状態で 20 nm 厚の $\text{Sm}_{17}(\text{Co}_{1-x}\text{Cu}_x)_{83}$ もしくは $\text{Er}_{17}(\text{Co}_{1-y}\text{Cu}_y)_{83}$ 合金膜を形成した。膜形成時の基板温度は $500 \text{ }^\circ\text{C}$ とした。構造評価には RHEED および XRD, 磁気特性評価には VSM を用いた。

実験結果 Fig. 1(a)に $\text{Sm}_{17}(\text{Co}_{1-x}\text{Cu}_x)_{83}$ 膜に対して観察を行った RHEED パターンを示す。いずれの組成比 x に対しても、Fig. 1(c)に示す $D2_d(11\bar{2}0)$ 表面に対応する回折パターンが現れており、エピタキシャル膜が形成されていることが分かる。RHEED 解析から決定した Cr 下地層に対する方位関係は $RT_5(11\bar{2}0)[0001]$, $(11\bar{2}0)[1\bar{1}00] \parallel \text{Cr}(100)[011]$ である。 $\text{Sm}_{17}(\text{Co}_{1-x}\text{Cu}_x)_{83}$ 膜は c 軸が面内に存在し、互いに直交した方位関係を持つ 2 つの $D2_d$ バリエーションから構成されていることが分かった。Fig. 1(b)に $\text{Er}_{17}(\text{Co}_{1-y}\text{Cu}_y)_{83}$ 膜の RHEED パターンを示す。 $y = 0$ では、不鮮明なパターンが現れており、結晶化が起きていないことが分かる。 y を 0.25 まで増加させると、 $\text{Sm}_{17}(\text{Co}_{1-x}\text{Cu}_x)_{83}$ 膜と同様に $D2_d(11\bar{2}0)$ 表面に対応する回折パターンが観察されており、Cu 原子による部分置換により規則相形成が促進されていることが分かる。 y が 0.75 まで増加すると、 $D2_d(11\bar{2}0)$ 表面とは異なる回折パターンが観察されている。したがって、 $D2_d$ 規則相の安定化のためには、Cu 原子による置換量の制御も重要であることが分かる。

1) K. J. Strnat: Handbook of Ferromagnetic Materials (Elsevier Science B. V., New York, 1988). 2) T. B. Massalski: Binary Alloy Phase Diagrams (ASM International, Ohio, 1990). 3) F. Hofer: IEEE Trans. Magn., 6, 221 (1970).

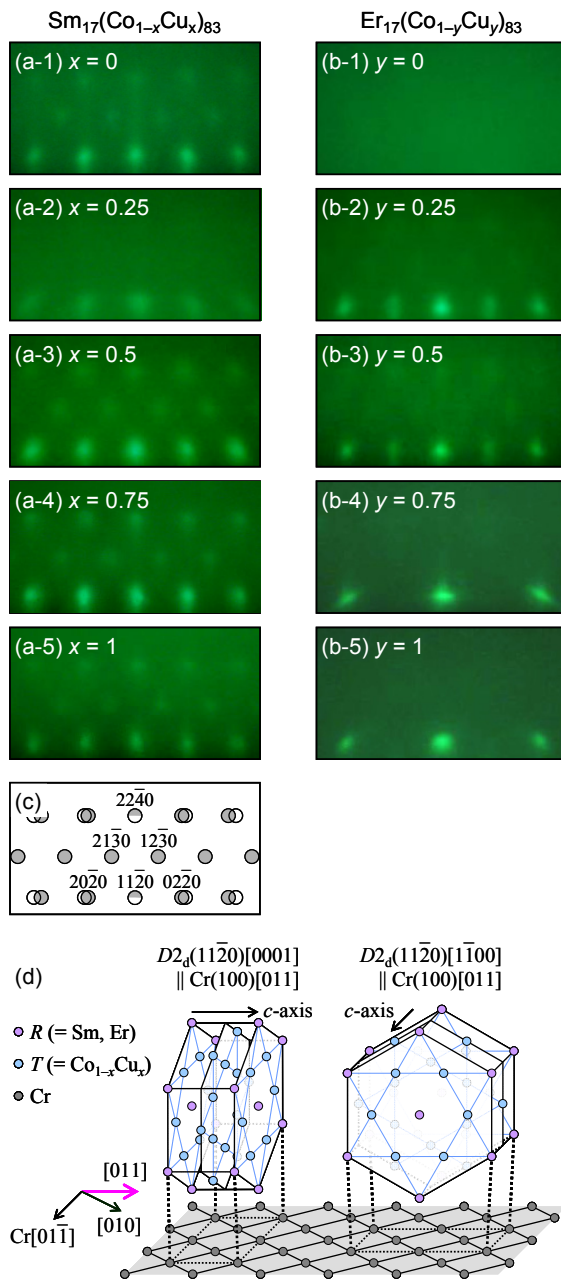


Fig. 1 RHEED patterns observed during formation of (a) $\text{Sm}_{17}(\text{Co}_{1-x}\text{Cu}_x)_{83}$ and (b) $\text{Er}_{17}(\text{Co}_{1-y}\text{Cu}_y)_{83}$ films on Cr(100) underlayers. (c) Schematic diagram of RHEED pattern simulated for $D2_d(11\bar{2}0)$ surface. (d) Epitaxial orientation relationship between $D2_d(11\bar{2}0)$ crystal and Cr(100) underlayer.

GdFeCo フェリ磁性体界面近傍磁気不均一構造の検討

二川康宏¹, Souliman EL Moussaoui², 吉川大貴¹, 笠谷 雄一², 塚本新²

(¹ 日本大学大学院理工学研究科, ² 日本大学理工学部)

Investigation of magnetic inhomogeneous structures at interfaces in GdFeCo ferrimagnetic thin film

Yasuhiro Futakawa¹, Souliman EL Moussaoui², Hiroki Yoshikawa¹, Yuichi Kasatani², Arata Tsukamoto²

(¹ Graduate School of Science and Technology, Nihon Univ., ² College of Science and Technology, Nihon Univ.)

はじめに: 磁気記録メモリやスピントルクオシレータなどのデバイスでは磁気動特性が重要となる。これらのデバイスでは, Landau-Lifshitz-Gilbert 方程式の第二項の Gilbert 減衰定数 α により磁化反転時間や電流印可時の反転電流閾値が決定される。 α は元素種や結晶構造に依存した内的要因に加え、磁性体の微細構造化、薄膜化などの界面条件に代表される外的要因の寄与が想定されているが、その α との相関は明確にはされておらず、微細構造/多層薄膜磁性材料における磁化の動的挙動の解明・制御が求められている。本研究では、膜面垂直方向に一軸磁気異方性を有するアモルファス GdFeCo フェリ磁性薄膜の磁性体界面に着目し、 α との相関について検討を行う。GdFeCo フェリ磁性体は磁気特性に鋭敏な組成依存性を示し、磁化補償現象や角運動量補償現象、独特なスピン動特性^{(1),(2)}を発現する。GdFeCo 単層膜のある膜厚範囲において飽和磁化や磁化動特性パラメータが膜厚により連続的に大きく変化することを明らかにしており⁽³⁾、これは界面近傍領域において実効的組成比の異なる特性が発現した膜厚方向に対する不均一構造の存在を示唆している。本報告ではこの界面磁気不均一に対し、磁気特性の膜厚依存性の寄与を抑制する層構成を提案し、検討を行った。

実験方法: 磁気静特性の評価には、試料振動型磁力計(Vibrating Sample Magnetometer : VSM)を用いた。測定試料には Gd 組成を膜厚に依らず遷移金属優勢の $x = 22$ at.%, 正味の磁化が 0 となる磁化補償点を挟む $x = 25$ at.% とし、マグネトロンスパッタ法で成膜した試料群 A, C : SiN(60nm) / Gd_x(Fe_{87.5}Co_{12.5})_{100-x} (t nm) / SiN(5 nm) / glass sub. ($x = 22$:A, 25:C at.%) ($t = 5 \sim 60$ nm) を用いた。また、試料群 A の界面近傍領域の磁気不均一の均質化を目的とし、同様の手順で作製した試料群 B, D : SiN(60 nm) / Gd(1 nm) / Gd_x(Fe_{87.5}Co_{12.5})_{100-x} (t nm) / Gd(1 nm) / SiN(5 nm) / glass sub. ($x = 22$:B, 25:D at.%) ($t = 5 \sim 60$ nm)を用いた。

GdFeCo フェリ磁性体界面近傍磁気不均一構造の検討

試料群 A, C における飽和磁化の膜厚依存性を Fig.1 に示す。また、試料群 B, D における飽和磁化の膜厚依存性を Fig.2 に示す。試料群 A, C では作製した全膜厚範囲で、飽和磁化 M_s の大きな膜厚依存性が確認された。膜厚依存性は定性的に膜厚に依らず界面近傍に一定の厚さの範囲に異なる磁気特性が発現しているものとして説明でき、低含有率の希土類組成が更に低下するように振る舞う。これに対し、提案した構造の試料群 B, D では試料群 A, C で確認されたような飽和磁化の膜厚依存性はほぼ見られない。隣接した Gd 層を設けることで、組成から期待される GdFeCo の磁気特性を膜厚に依らず発現可能であることを示した。

謝辞: 本研究の一部は平成 25~29 年度文部科学省私立大学戦略的基盤形成事業(S1311020), 平成 26~30 年度文部科学省科学研究費補助金 新学術領域研究 (研究領域提案型) ナノスピン変換科学(Grant No. 26103004), 情報ストレージ研究推進機構の助成により行った

参考文献

1. C. D. Stanciu, A. V. Kimel, F. Hansteen, A. Tsukamoto, A. Itoh, A. Kirilyuk, and Th. Rasing, *Phys. Rev. B* **73**, 220402 (R) (2006)
2. A. Tsukamoto, T. Sato, S. Toriumi, and A. Itoh, *Journal of Applied Physics*, **109**, 07D302 (2011)
3. R. Ueda, H. Yoshikawa, T. Sato, and A. Tsukamoto, *Digests of MORIS 2015*, Mo-P-06, Penang, 2015.

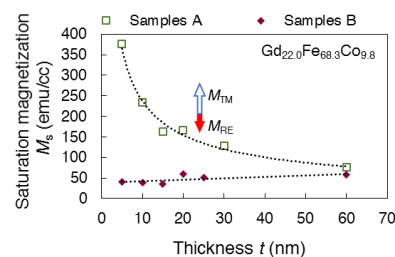


Fig.1 Thickness dependency of M_s in samples A and B measured by VSM.

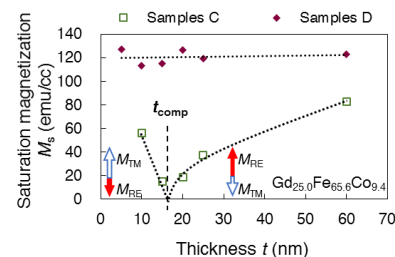


Fig.2 Thickness dependency of M_s in samples C and D measured by VSM.

Fe-Ga 薄膜における高周波磁気特性の膜厚依存性

遠藤 恭, 坂井 拓美, 宮崎 孝道, 島田 寛 (東北大)

Thickness Dependence of High-frequency Magnetic Properties in Fe-Ga Films

Yasushi Endo, Takumi Sakai, Takamichi Miyazaki, Yutaka Shimada (Tohoku Univ.)

はじめに Fe-Ga 合金は巨大磁気ひずみ、低飽和磁界、高い引っ張り応力特性といった特徴的な磁気特性¹⁾を有することから、応力センサやアクチュエータといった電磁気デバイスへの応用が期待されている。最近では、情報通信技術に関連する高速・小型・エネルギー高効率なデバイスの創製に向けて Fe-Ga 薄膜が注目を集めている²⁾。したがって、Fe-Ga 薄膜は、デバイス応用に向けた基礎物性に関する検討が広く行われている。これまでの研究では、主に磁気ひずみ、強磁性共鳴周波数、ダンピング定数の Ga 組成依存性に関して検討されてきた^{2,3)}。一方で、これらの磁気パラメータの膜厚による変化に関しては十分な検討が行われおらず、とりわけ 20 nm 以下のより薄い膜厚領域での結果はこれまで報告されていない。本研究では、幅広い膜厚の Fe-Ga 薄膜における高周波磁気特性を検討し、その膜厚による変化を議論する。

実験方法 Fe_{0.78}Ga_{0.22} (Fe-Ga) 薄膜に関しては、DC マグネトロンスパッタを用いて作製した。その膜構成は、Glass 基板上に製膜した 3-100 nm 厚の Fe-Ga 薄膜である。CPW に関しては、フォトリソグラフィ、DC マグネトロンスパッタおよびリフトオフ法を用いて作製した。その膜構成はガラス基板 (厚さ: 550 μm, 比誘電率ε_r: 7.0) 上に製膜させた Cr (5 nm)/Cu (300 nm)/Cr (5 nm) 積層膜であり、その形状は一端が終端された 1 ポート型形状である。

作製した Fe-Ga 薄膜の結晶構造解析には TEM を、その組成分析には EDX を用いた。なお、結晶構造に関しては、膜厚に関係なく bcc 多結晶膜である。また、静磁気特性に関しては VSM と高感度磁歪計測装置⁴⁾を、高周波磁気特性に関しては VNA と CPW を組み合わせたブロードバンド FMR 測定法⁵⁾を用いた。

結果および考察 Fe-Ga 薄膜の磁化曲線形状は膜厚によって異なっている (図 1)。すなわち、膜厚 5 nm 以下では、外部磁界の印加方向を 90 度変化させると、磁化曲線形状が角型形状から直線形状となり、一軸磁気異方性によるものである。一方、膜厚 7.5 nm 以上では、磁化曲線形状は外部磁界に依存せず、磁化が面内等方に向いていると考えられる。この結果は、Fe-Ga 膜の軟磁気特性が膜厚によって著しく異なることを示している。図 2 は Fe-Ga 膜における飽和磁気ひずみ (λ_s) とダンピング定数 (α) の膜厚による変化である。 λ_s は膜厚 30 nm 以下では膜厚の増加とともに 15 ppm から 24 ppm へと著しく増加し、膜厚 30 nm 以上では 18 ppm まで減少した。これらの値はすべて多結晶バルクの値 (98 ppm) に比べて低くなった。この原因は、膜面内の結晶軸が [111] 方向となっていることによるものと考えられる。 α に関しては、膜厚 30 nm で最大となり、その値は 0.084 であった。膜厚 30 nm 以上では、 α は 0.068 まで減少した。これらの値は Fe-Ga 単結晶膜²⁾ に比べて高く、材料固有の α だけでなく、外的要因が加わったことによるものと考えられる。これらの結果は、膜厚に関係なく、構造的あるいは磁気的不均一性が λ_s と α に著しく影響を与えていることを示唆している。

謝辞 本研究の一部は、東北大学スピントロニクス学術連携研究教育センター、東北大学国際集積エレクトロニクス開発センターの支援のものと行われた。また、本研究の一部は、科研費基盤研究 (B) (No. 26289082, No. 17H03226) 科研費特別研究員奨励費 (No. 17F17070) の補助のもとで行われた。

参考文献

- 1) A. E. Clark et al., IEEE Trans. Magn., 36, 3238 (2000)., 2) B. K. Kuanr et al., J. Appl. Phys., 115, 17C112 (2014)., 3) Y. Yu et al., Appl. Phys. Lett., 106, 162405 (2015)., 4) Y. Endo et al., J. Appl. Phys., 109, 07D336 (2011)., 5) 遠藤恭他, Digest of The 39th Annual Conf. Magn. JPN 2015, 124 (2015).

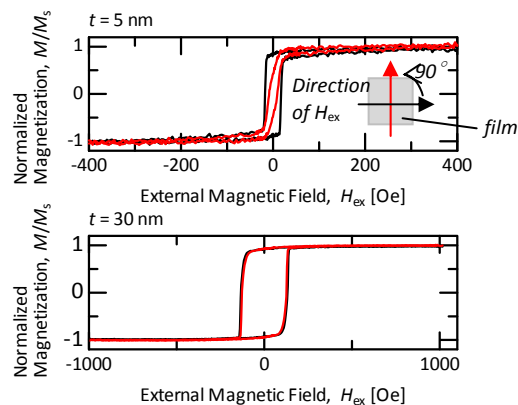


Fig. 1. M - H curves of Fe-Ga films.

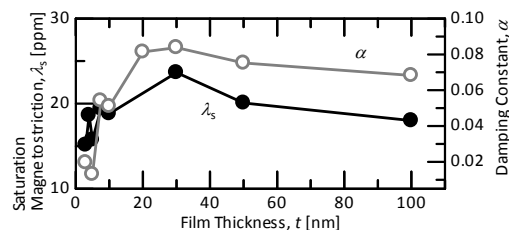


Fig. 2. Thickness dependence of λ_s and α for Fe-Ga films.