

パルスレーザー蒸着法により作製した L1₀-FeNi 薄膜の異常ネルンスト効果

齊藤真博¹, Himanshu Sharma², 小嗣真人¹, 水口将輝²
(¹東京理科大, ²東北大金研)

Anomalous Nernst effect in L1₀-FeNi thin films fabricated by pulsed laser deposition
Masahiro Saito¹, Himanshu Sharma², Masato Kotsugi¹, Masaki Mizuguchi²
(¹Tokyo Univ. of Sci., ²IMR Tohoku Univ.)

はじめに

低環境負荷のエネルギー源が求められる現代社会において、ゼーベック効果やネルンスト効果といった熱流と電流の変換現象が注目を集めている。ネルンスト効果は、試料の磁化と垂直に熱勾配を印加したとき、両者に垂直な方向に熱起電力が生じる現象であり、近年は L1₀-FePt などの磁気異方性(K_u)の大きな規則合金材料を用いた異常ネルンスト効果の研究が精力的に行われている^[1,2]。その一方で、ユビキタス材料のみで構成される新しい規則合金磁性材料である L1₀-FeNi が、レアメタルフリーの高 K_u 磁性材料として注目を集めている^[3]。本研究では L1₀-FeNi の熱電変換素子への応用の可能性を調査するため、パルスレーザー蒸着法により L1₀-FeNi 薄膜を作製し、その異常ネルンスト効果を測定したので報告する。

実験方法

パルスレーザー蒸着法(PLD)を用いて Cu/Au バッファ層上に単原子交互積層により合計 50 ML の L1₀-FeNi 層を様々な基板温度で作製した。すべての試料は SPring-8 BL46XU に設置されている放射光 XRD を用いて L1₀ 規則相を含んでいることを確認している。物理特性測定装置(PPMS)を用いて試料に対して垂直方向に磁場を印加し、熱流を面内方向に流す配置でゼーベック効果、異常ネルンスト効果を測定した。試料の両端間に印加する温度差は 3 K とし、測定は室温で行った。試料作製時の基板温度を制御することで K_u の異なる試料を複数作製し、異常ネルンスト効果と K_u の関係を調査した。

実験結果

基板温度 300°C で作製した L1₀-FeNi 薄膜について測定したネルンスト効果の測定結果を Fig. 1 に示す。試料の磁化に対応するネルンスト電圧のヒステリシスが観測された。当日は磁気異方性との関係や、異常ホール効果との比較結果などについても報告することになっている。

参考文献

- [1] M. Mizuguchi *et al.*, Appl. Phys. Express **5**, 093002, (2012)
- [2] K. Hasegawa *et al.*, Appl. Phys. Lett. **106**, 252405, (2015)
- [3] T. Kojima *et al.*, Jpn. J. Appl. Phys. **51**, 010204, (2012)

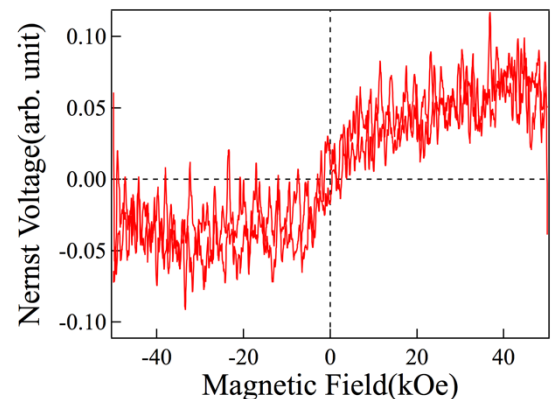


Fig. 1 Nernst voltage of L1₀-FeNi film as a function of applied magnetic field.

スキルミオンバブルの電界駆動特性

劉小晰¹, 馬闢¹, 張溪超¹, 山田侑生¹, 森迫昭光¹, 小野輝男²
(¹信州大学, ²京都大学)

Electrical field induced controllable motion of skyrmion bubbles

Xiaoxi Liu¹, Chuang Ma¹, Xichao Zhang¹, Yusei Yamada¹, Akimitsu Morisako¹, Teruo Ono²
(¹Shinshu University, ²Kyoto University)

はじめに

磁気スキルミオンは磁性体の中の渦巻き状のスピン配向構造である。その小ささから超高密度記録媒体や論理素子と期待されている。これらの応用を実現するために、より低消費電力な磁気スキルミオンの生成、駆動方法が必要である。本研究では、ジュール熱を出さずに磁気スキルミオンの電界駆動手法を提案し、楔先端を有する磁性細線を作製した。ここでは、電界印加時にスキルミオンバブルの生成及び駆動特性を報告する。

実験方法

マスクレーズ露光装置、金属ステンシルマスク、スパッタリング装置を用いて Pt (0.5 nm)/CoNi (0.5 nm)/Pt (0.5 nm)/CoNi (0.5 nm)/Pt (1 nm) の多層構造で、楔先端を有する細線をガラス基板上に作製した。細線の幅は $6\mu\text{m}$ から $100\mu\text{m}$ までとした。電極は Pt (5 nm)/Al (100 nm)/Ti (3 nm) 用いて形成した。更に、細線の上に SiO_2 絶縁層と ITO 電極層を作製した。Fig. 1 に試料構造の断面図を示す。

約 300nm のスポットに集光できるレーザーマイクロカー測定装置 (自作) を用いて、作製した磁性細線の各所の磁化曲線並びに電界印加時の磁気特性を測定した。カー顕微鏡を用いて、細線の中の磁区構造を観察した。

実験結果

Fig. 2(a) にレーザーマイクロカー測定装置を用いた試料の細線方向 (以下 x 方向) に沿って、磁界を基板の垂直方向に印加時の磁化曲線を示す。 $x = 1\mu\text{m}$ で楔エッジ付近は面内磁気異方性を示すが、 x の増加により垂直異方性が増加に伴う。 $x = 20\mu\text{m}$ で完全な垂直磁気異方性を示す。Fig. 2(b) に $x = 30\mu\text{m}$ 位置でゲート電界を $V_G = 0\text{V}$ から $V_G = 8\text{V}$ の磁化曲線を示す。Fig. 3 に MOKE による各外部磁界において電界を印加した時の磁区の様子を示す。(a)+2 Oe、(b)0 Oe、(c)-2 Oe のそれぞれの外部磁界を印加しながら電界を印加した時に、全ての結果から磁壁の移動を確認できた。(a)、(b)の場合にスキルミオンバブルの生成を確認できた。また、(d)外部磁界のみの場合と電界印加時の場合の磁壁移動の様子が異なることも確認した。

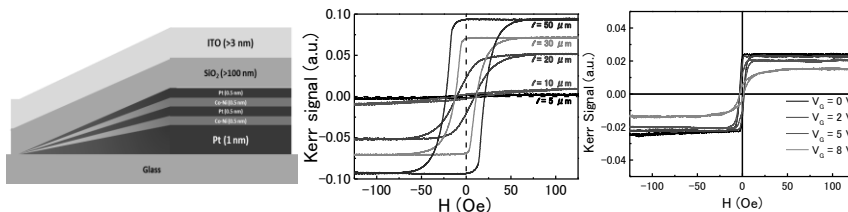


Fig. 1 Illustration of the sample

Fig.2(a) Kerr hysteresis at different thickness in the absence of the EF, (b) Kerr hysteresis $x = 30\mu\text{m}$ for different applied gate voltage V_G

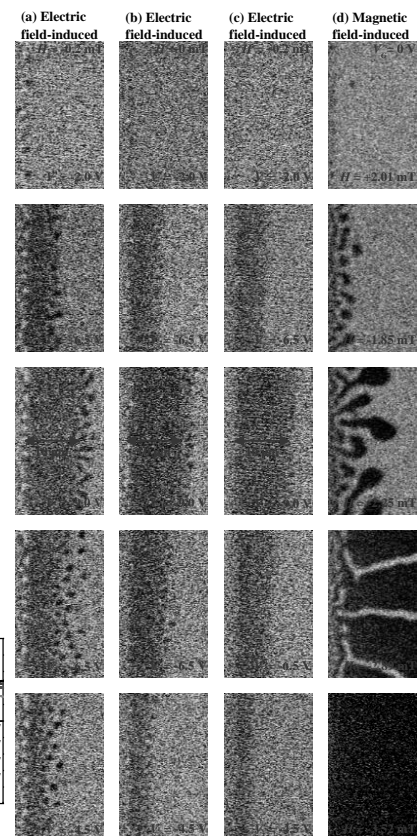


Fig.3 MOKE microscopy images of EF-induced and magnetic field-induced motion of domain walls in the region with the thickness gradient.

電界効果磁気スキルミオントランジスタの作製とその特性

馬闌¹, 荒井遼真¹, 張溪超¹, 山田侑生¹, 森迫昭光¹, 劉小晰¹, 小野輝男²
(¹信州大学, ²京都大学)

Preparation and properties of field-effect magnetic skyrmion transistor

Chuang Ma¹, Ryoma Arai¹, Xichao Zhang¹, Yusei Yamada¹, Akimitsu Morisako¹, Xiaoxi Liu¹, Teruo Ono²,
(¹Shinshu University, ²Kyoto University)

はじめに

磁気スキルミオンはトポロジカル準粒子とみなすスピンの特殊な渦巻き構造である。その小ささと不揮発性、可制御性から次世代不揮発性論理回路への応用を考えられる。本研究では、チャンネルに電界を印加可能な3端子構造を作製し、電界アシスタント磁気スキルミオンの生成、電流駆動磁気スキルミオンの閾値電流密度とそのゲート電圧の影響、電界効果磁気スキルミオントランジスタとしての動作を報告する。

実験方法

試料作製には、ステンシルリソグラフィ法、フォトリソグラフィ法とスパッタリング装置を用いて、Fig. 1に示すような3端子構造を作製した。チャンネルは幅 $4\ \mu\text{m}$ 、長さ約 $20\ \mu\text{m}$ の Pt (0.5 nm)/CoNi (0.4 nm)/Pt (0.5 nm)/CoNi (0.4 nm)/Pt (1 nm) の多層構造と構成された。

作製した素子はレーザーマイクロカー測定装置を用いて電界印加時の磁気特性を測定した。更に、高分解能カー顕微鏡による電界電流印加時の磁区構造と電界印加時の磁壁移動速度を測定した。

実験結果

Fig. 2にチャンネル部にゲート電圧 $V_G = 0\ \text{V}$ と $V_G = 8.5\ \text{V}$ の磁気特性を示す。 $V_G = 0\ \text{V}$ 時は優れた垂直磁気異方性を示し、保磁力 H_c が約 $30\ \text{Oe}$ であった。しかし、 $V_G = 8.5\ \text{V}$ 印加すると磁気特性に大きな変化が見られ、試料の垂直磁気異方性が減少し、保磁力も約 $2\ \text{Oe}$ まで減少した。Fig. 3にチャンネル部のカー顕微鏡によって観察した磁区構造の一例を示す。電流駆動時に、ゲート電圧アシスタントによって磁気スキルミオンバブルが形成したと考えられる。Fig. 4に $V_G = 0\ \text{V}$ から $V_G = 8.5\ \text{V}$ まで増加させた時に電流駆動磁気バブル移動の閾値電流密度 J_c の結果を示す。 $V_G = 0\ \text{V}$ の時の J_c が約 $5.9 \times 10^{11}\ (\text{A}/\text{m}^2)$ であったが、 V_G の増加に伴い J_c が減少し、 $V_G = 8.5\ \text{V}$ の時に J_c が約 $5.1 \times 10^{11}\ (\text{A}/\text{m}^2)$ まで減少した。ゲート電圧印加によってチャンネル部の閾値電流密度の制御を実現した。電流一定の時、電界による磁気スキルミオンの電流駆動の“ON”と“OFF”の確認もできた。

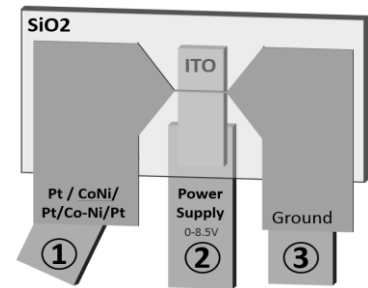


Fig.1 Structure of the device.

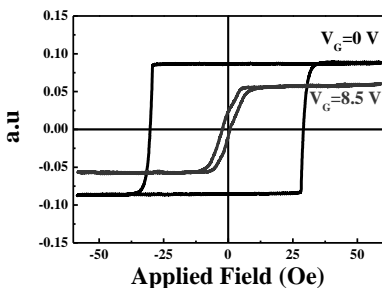


Fig.2 Kerr Hysteresis for $V_G = 0\ \text{V}$ and $V_G = 8\ \text{V}$.

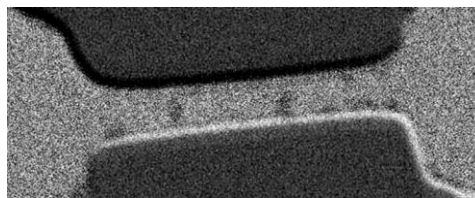


Fig.3 Kerr image

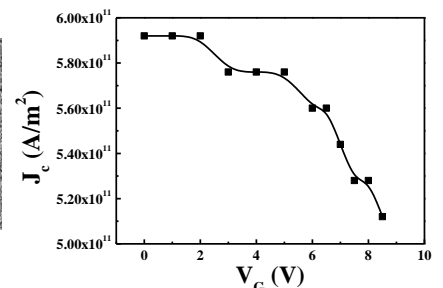


Fig.4 Threshold current density as a function of gate voltage V_G .

磁気近接効果を用いた Pt/CoFe₂O₄ 超薄膜の磁気特性評価

○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)

Evaluation of magnetic property of Pt/CoFe₂O₄ ultra-thin film using magnetic proximity effect

○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

コバルトフェライト (CoFe₂O₄: CFO) はバルクで 793K と高い Curie 温度を持ち、優れた磁気特性から室温動作可能なスピフィルター素子等への応用が期待されている。しかしながら薄膜ではバルクと異なった磁気特性を示し、特に厚さが数 nm 程度の超薄膜では逆位相境界(APBs)やカチオン欠陥等に起因する様々な磁気特性が報告されている^{1),2)}。今回は磁気近接効果の存在が報告されている³⁾ Pt/CFO 二層膜系を用いて、Pt の磁気輸送測定によって CFO 超薄膜の磁気特性の評価を行った。

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/MgO(20 nm)/Pt(2,3 nm)/CFO(2-6 nm)である。Pt/CFO 二層膜の結晶構造は反射高速電子回折(RHEED)によるその場観察、X 線回折(XRD)によって評価した。製膜後は微細加工によって Hall バー構造の素子を作製し、磁気輸送測定(Hall 測定)を行った。

実験結果

Fig.1 に室温における Pt の Hall 測定の結果を示す。今回作製したサンプルで最も CFO 膜厚が厚い 6 nm においても、バルクの保磁力 3000 Oe より小さくなっていることがわかる。また膜厚が小さくなるにつれ、保磁力が低下しており 3.4 nm 以下では保磁力がほぼ 0 と、(超)常磁性的に振る舞っていることがわかった。これは超薄膜化による影響、あるいは既に報告のあるような欠陥密度の増加^{1),2)}によるものと考えられる。

次に最も CFO 膜厚が薄い 2 nm のサンプルについて Pt の Hall 測定の温度依存性を測定した。結果を Fig.2 に示す。保磁力に着目すると温度の低下に伴って単調に減少する傾向が見られ、220 K 以上ではほぼ 0 となった。このことから、CFO 膜厚 2 nm では磁気相転移温度が 220 K 付近にあると考えられる。また、この 220 K におけるデータを Brillouin 関数でフィッティングしたところ、 $J \approx 1500$ となったことから、超常磁性体のように振る舞っていると考えられる。

参考文献

- 1) C. Jin *et al.*, *J. Appl. Phys.* **110**, 013917 (2011)
- 2) Y. K. Wakabayashi *et al.*, *Phys. Rev. B* **96**, 104410 (2017)
- 3) W. Amamou *et al.*, *Phys. Rev. Mater.* **2**, 011401 (2018)

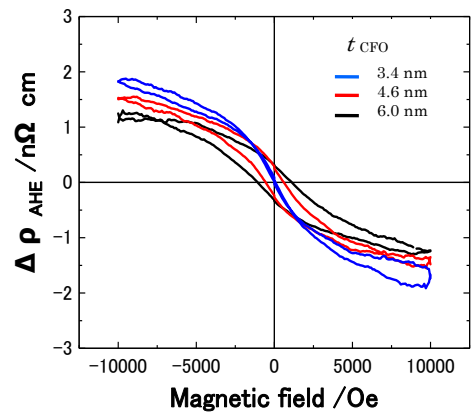


Fig.1 Thickness-dependent Hall measurement in Pt (300 K)

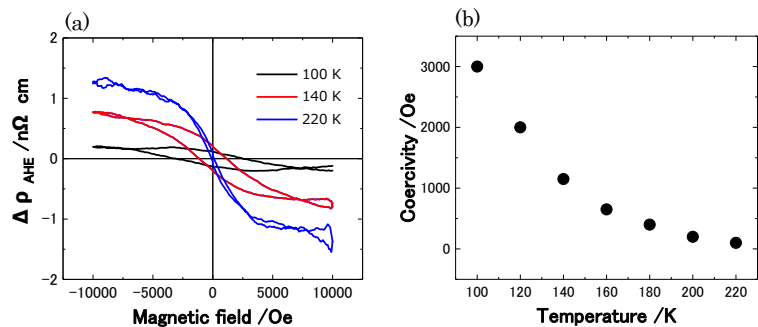


Fig.2 Hall measurement in Pt ($t_{CFO} = 2.0$ nm)
(a) Temperature-dependent Hall measurement (b) Temperature dependence of coercivity

Fe-Ga 膜における磁気特性の Ga 組成による変化

川辺 泰之、遠藤 恭、宮崎 孝道 (東北大学)

Change in Magnetic Properties of Fe-Ga Films with Ga Composition

Yasuyuki Kawabe, Yasushi Endo, Takamichi Miyazaki (Tohoku Univ.)

はじめに Fe-Ga 合金は磁気ひずみが大きく、飽和磁界が低く、機械特性や加工性が良いといった特長を有しており¹⁾、アクチュエータなどの電磁気デバイスへの応用が期待されている。一方、Fe-Ga 膜についても、高速・小型・エネルギー高効率な高周波デバイスへの応用に向けて注目されている²⁾。したがって、これらのデバイス応用の実現を目指して、Fe-Ga 合金や Fe-Ga 薄膜の構造、磁気特性および電気特性に関する検討が行われている。なかでも、磁気特性に関しては、Fe-Ga 合金や Fe-Ga 単結晶薄膜の研究は多数報告されている。しかしながら、Fe-Ga 多結晶薄膜の研究は系統的な報告があまり行われていない。本研究では、Ga 組成の異なる Fe-Ga 膜を作製し、それらの構造および磁気特性を検討した。得られた知見をもとにして Ga 組成による変化について議論する。

実験方法 Fe_{100-x}Ga_x (Fe-Ga) 膜の作製には DC マグネトロンスパッタリングを用いた。作製した膜の構成は石英ガラス基板上に製膜した 50 nm 厚の Fe-Ga 膜である。また、Fe-Ga 膜の Ga 組成 (x) は 18.5 ~ 33.4 at.% と幅広く変化させた。作製した膜の構造に関しては、透過型電子顕微鏡 (TEM) と原子間力顕微鏡 (AFM) を用いて評価した。膜の結晶構造は Ga 組成に関わらず bcc 多結晶であった。膜の表面粗さは Ga 組成に依存せず Ra ~ 0.9 nm および RMS ~ 1.2 nm であり、また、膜の面内方向の結晶粒径はいずれの Ga 組成でも約 20 nm であった。一方、作製した膜の磁気特性に関しては、振動試料型磁力計 (VSM)、光てこ法を用いた高感度薄膜磁歪装置 ((株) 東栄科学産業製) およびベクトルネットワークアナライザと伝送線路を組み合わせたブロードバンド FMR 測定法を用いて評価した。

結果および考察 図 1 は Fe-Ga 膜における飽和磁化 ($4\pi M_s$) の Ga 組成 (x) 依存性である。Ga 組成の増加とともに、 $4\pi M_s$ は単調に減少した。この挙動は、bcc 構造を有する不規則相の Fe-Ga バルク合金の場合と類似している³⁾。飽和磁気ひずみ (λ_s) は Ga 組成に著しく依存した (図 2)。すなわち、Ga 組成が 21.7 at.% 以下では、Ga 組成の増加とともに λ_s は 33 ppm から 47 ppm まで増加した。Ga 組成が 21.7 at.% から 27.2 at.% では、 λ_s は緩やかに減少し、Ga 組成が 27.2 at.% で極小 (44 ppm) となった。Ga 組成が 27.2 at.% では、Ga 組成の増加とともに λ_s はおよそ 54 ppm まで増加した。 λ_s の Ga 組成による変化は、Fe-Ga バルク合金の挙動と類似しているものの、それらの値は従来の Fe-Ga 多結晶膜の結果よりも Ga 組成が 20 at.% 時近傍において低くなった⁴⁾。この原因は、作製した薄膜の結晶粒の結晶軸が磁気ひずみの値を低くする [111] 方向に配向していることによるものと考えられる。また、ダンピング定数 (α) も図 2 に示すように Ga 組成に依存した。すなわち、Ga 組成が 27.2 at.% 以下では Ga 組成の増加とともに α は緩やかに増加して最大 (0.085) となり、Ga 組成が 27.2 at.% 以上では Ga 組成の増加とともに α は減少した。いずれの α の値も、Fe-Ga 単結晶膜の結果²⁾と比べると高くなった。この原因は、物質固有のダンピングに加えて外的要因によるダンピングが重なっていることによるものと考えられる。

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と、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とで行われた。また、本研究の一部は、科研費基盤研究 (B) (No. 17H03226) の支援のもとで行われた。

参考文献 1) A. E. Clark et al., IEEE Trans. Magn., 36, 5, 3238 (2000)., 2) B. K. Kuan et al., J. Appl. Phys., 115, 17C112 (2014)., 3) N. Kawamiya et al., J. Phys. Soc. Jpn., 33, 1318 (1972)., 4) A. Javed et al., J. Appl. Phys., 107, 09A944 (2010).

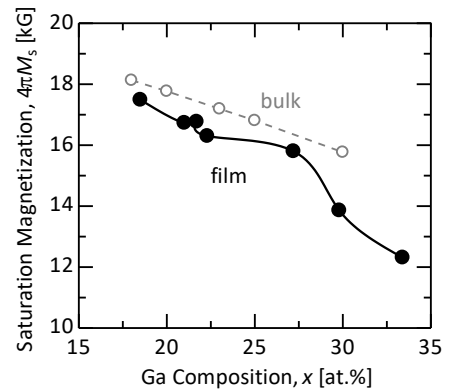


Fig. 1. Dependence of $4\pi M_s$ on the Ga composition (x) for 50-nm thick Fe_{100-x}Ga_x films.

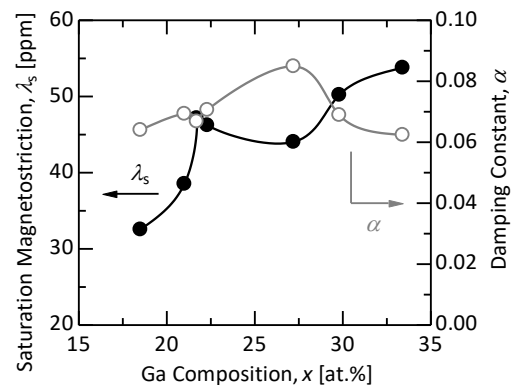


Fig. 2. Relationship between λ_s vs. x and α vs. x for 50-nm thick Fe_{100-x}Ga_x films.