

Fe-Ga エピタキシャル薄膜の作製と磁歪特性

丁浩¹, 関剛斎¹, 遠藤恭², 高梨弘毅¹
(¹東北大金研、²東北大院工学研究科)

Preparation and magnetostriction of Fe-Ga epitaxial thin films

H. Ding¹, T. Seki¹, Y. Endo², K. Takanashi¹

(¹IMR, Tohoku Univ., ²Grad. Sch. Eng., Tohoku Univ.)

はじめに

準粒子間の相互作用の一つである「マグノン-フォノン結合」は、フォノンを使った磁気的信号の制御などの新機能性を実現できることから、近年注目を集めている。磁歪材料である Fe-Ga 合金は、格子変形と磁気異方性に強い相関があり、マグノンとフォノンの強い相互作用が期待できることから、Fe-Ga 単結晶薄膜や多結晶薄膜を用いた研究が進められている¹⁾。しかしながら、種々の基板の上に Fe-Ga 薄膜を単結晶成長させるための条件や、それら Fe-Ga 単結晶薄膜における磁気ひずみや高周波磁気特性の合金組成依存性は十分に調べられておらず、マグノン-フォノン結合の効率を上げるためには基本特性の理解が不可欠となっている。そこで本研究では、マグネトロンスパッタ法を用いて Ga 組成の異なる Fe-Ga 薄膜を様々な基板材料上に成長し、それらの構造および磁気特性、特に磁気ひずみを明らかにすることを目的とした。

実験方法

基板材料には、先行研究で用いられた GaAs (100) 基板¹⁾²⁾および MgO (100) 基板³⁾、さらに比較のため熱酸化 Si 基板を選択した。薄膜作製にはマグネトロンスパッタリング装置を用い、基板上に Fe_{100-x}Ga_x (20 nm) / Pt (2 nm) (x=0, 20, 30, 50) を成膜した。Fe-Ga 層成膜中の基板温度は室温および 400°C とした。X 線回折 (XRD) および反射高速電子線回折 (RHEED) を用いて構造解析を行った。さらに試料型振動磁束計を用いて磁気特性を評価し、光てこ法を用いて磁気ひずみを評価した。

結果

まず、GaAs 基板の表面清浄化のプロセスを検討した。GaAs 基板を 36%塩酸に 3 分間、超純水に 30 秒浸漬し、その後スパッタ成膜室で 400°C × 30min の熱処理を行ったところ、平坦な表面を示す RHEED パターンが観察された。さらに、成長中の基板温度を 400°C とすることにより、GaAs (100) 基板および MgO (100) 基板の上において、Fe₈₀Ga₂₀、Fe₇₀Ga₃₀、および Fe₅₀Ga₅₀ がエピタキシャル成長することが分かった。MgO (100) 基板上の Fe_{100-x}Ga_x の XRD パターンにおいて、Ga の組成が増えるにつれて回折ピーク角度が低角側へとシフトし、Fe-Ga 合金の格子定数が増大することが確認された。MgO (100) 基板および GaAs (100) 基板の上に 400°C で成膜した Fe₇₀Ga₃₀ 薄膜は、バルクの Fe-Ga 合金⁴⁾と同程度の磁歪を示すことがわかり、磁気ひずみとマグノン-フォノン結合の効率を調べるための対象となるエピタキシャル薄膜を作製することができた。

参考文献

- 1) F. Godejohann *et al.* *Phys. Rev.* **B 102**, 144438 (2020).
- 2) D. E. Parkes, *et al.* *Sci. Rep.* **3**, 2220 (2013)
- 3) H. Nakayama *et al.* *Phys. Rev. Mater.* **3**, 114412 (2019).
- 4) A. E. Clark *et al.* *J. Appl. Phys.* **93**, 8621 (2003)

異なる結晶方位のエピタキシャル γ' -Fe₄N 薄膜の構造と磁歪特性阿部航大¹・中村優太¹・今村光佑¹・前田悠良¹・大竹充¹・川井哲郎¹・二本正昭¹・磯上慎二²・桐野文良³・稲葉信幸⁴⁽¹⁾横浜国大, ⁽²⁾物材機構, ⁽³⁾東京藝大, ⁽⁴⁾山形大)Structural and Magnetostrictive Properties of Epitaxial γ' -Fe₄N Thin Films with Different OrientationsKouta Abe¹, Yuta Nakamura¹, Kosuke Imamura¹, Yura Maeda¹, Mitsuru Ohtake¹,Tetsuroh Kawai¹, Masaaki Futamoto¹, Shinji Isogami², Fumiyo Kirino³, Nobuyuki Inaba⁴⁽¹⁾Yokohama Nat. Univ., ⁽²⁾NIMS, ⁽³⁾Tokyo Univ. Arts, ⁽⁴⁾Yamagata Univ.)

はじめに 窒化鉄のひとつである γ' -Fe₄N は $L1'$ 型 (ピアソン記号: $cP5$, 空間群: $Pm\bar{3}m$) の結晶構造を持ち, 結晶磁気異方性定数が $K_1 = 1.6 \times 10^5$ erg/cm³ ¹⁾ と低く, 飽和磁化が $M_s = 1556$ emu/cm³ ²⁾ と高い軟磁気的な特性を示す. また, スピン偏極率が大きいことからスピントロニクス応用に向けて注目されているだけでなく, 第一原理計算により $\lambda_{100} = -143 \times 10^{-6}$ ³⁾ の大きな磁歪定数を持つことが示唆されているため, レアメタルフリー磁歪材料としての活用も期待できる. しかしながら, γ' 相の磁歪に関する研究は殆ど行われていない. そこで, 最近, 我々は MgO(110)基板上に γ' -Fe₄N(110)単結晶膜を形成し, 磁歪定数を実測した. その結果, $\lambda_{100} = -80 \times 10^{-6}$, $\lambda_{111} = +220 \times 10^{-6}$ の大きな磁歪定数が得られた. 磁歪は異方的な特性であり, 結晶配向面の違いによって生じる結晶品質によっても影響を受けることが考えられる. 本研究では, (001), (110), (111)配向のエピタキシャル膜およびランダム配向の多結晶膜を形成し, 構造と磁歪特性の関係を調べた.

実験方法 製膜には超高真空 RF マグネトロン・スパッタリング装置を用いた. 基板には, MgO(001), MgO(110), MgO(111)/Al₂O₃(0001), poly-MgO/SiO_xを用いた. 基板温度は 400 °C とし, Ar と N₂ の混合ガス雰囲気 (全圧: 0.67 Pa, N₂ 分圧比: 5%) の下, Fe ターゲットをスパッタすることにより 40 nm の γ' -Fe₄N 膜を形成した. 構造評価には RHEED, XRD, XPS, および AFM, 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 MgO(001), MgO(110), MgO(111)/Al₂O₃(0001) 基板上にはそれぞれ, γ' -Fe₄N(001)単結晶膜, (110)単結晶膜, (111)双結晶膜がエピタキシャル成長し, MgO/SiO_x 基板上には多結晶膜が形成された. 1.2 kOe 面内磁界中で測定した(001)単結晶膜の[100]および[110]方向の寸法変化を Fig. 1(a), (110)単結晶膜の[001]および[111]方向の寸法変化を Fig. 1(b)に示す. 振幅と位相を解析すると磁歪定数を算出することができ, (001)および(110)単結晶膜の磁歪定数(λ_{100} , λ_{111})は, それぞれ, $(-40 \times 10^{-6}, +80 \times 10^{-6})$ および $(-80 \times 10^{-6}, +220 \times 10^{-6})$ であった. (110)膜の配向分散 $\Delta\theta_{50}$ は 1.2°であったのに対して, (001)膜の $\Delta\theta_{50}$ は 3.9°であった. そのため, 結晶性を反映して, (110)膜でより大きな磁歪が得られたものと考えられる. 当日は(111)双結晶膜および多結晶薄膜の磁歪特性や, 結晶配向, 構造, 磁歪特性との相関についても詳細に議論する.

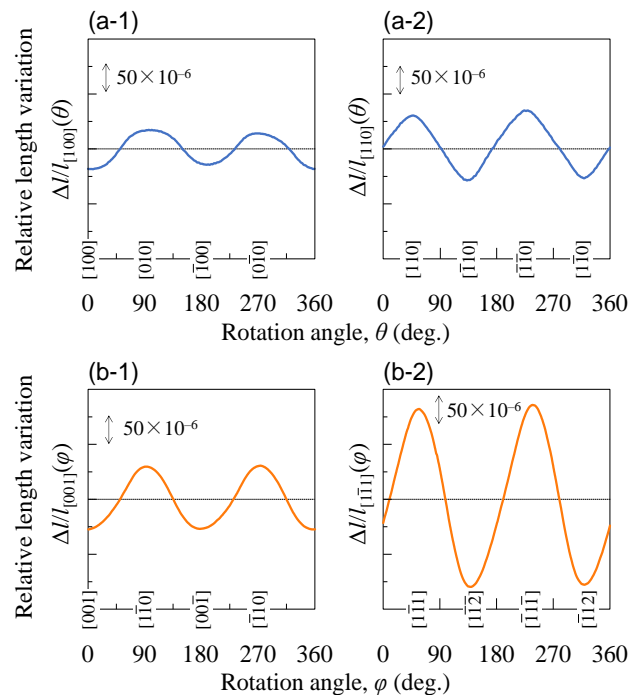


Fig. 1 (a-1) $\Delta l/l_{100}(\theta)$ and (a-2) $\Delta l/l_{110}(\theta)$ of a γ' -Fe₄N(001) single-crystal film and (b-1) $\Delta l/l_{001}(\phi)$ and (b-2) $\Delta l/l_{111}(\phi)$ of a γ' -Fe₄N(110) single-crystal film measured under an in-plane rotating magnetic field of 1.2 kOe.

1) K. R. Nikolaev, I. N. Krivorotov, E. D. Dahlberg, V. A. Vas'ko, S. Urazhdin, R. Loloee, and W. P. Pratt: *Appl. Phys. Lett.*, **82**, 4534 (2003).

2) I. Dirba, M. B. Yazdi, A. Radetnac, P. Komissinskiy, S. Flege, O. Gutfleisch, and L. Alff: *J. Magn. Magn. Mater.*, **379**, 151 (2015).

3) Y. Zhang, Z. Wang, and J. Cao: *Comput. Mater. Sci.*, **92**, 464 (2014).

$(\text{Fe}_{0.7}\text{Co}_{0.3})_{95}\text{Al}_5$ 合金単結晶薄膜の構造と磁気・磁歪特性

中村優太¹・大竹充¹・川井哲郎¹・二本正昭¹・桐野文良²・稲葉信幸³

(¹横浜国大, ²東京藝大, ³山形大)

Structural, Magnetic, and Magnetostrictive Properties of $(\text{Fe}_{0.7}\text{Co}_{0.3})_{95}\text{Al}_5$ Alloy Single-Crystal Thin Films

Yuta Nakamura¹, Mitsuru Ohtake¹, Tetsuroh Kawai¹, Masaaki Futamoto¹, Fumiyoshi Kirino², Nobuyuki Inaba³

(¹Yokohama Nat. Univ., ²Tokyo Univ. Arts, ³Yamagata Univ.)

はじめに Fe-Co 合金は代表的な軟磁性材料であり、組成や形成条件より 100×10^{-6} 以上の大きな磁歪を示すことから¹⁻³、逆磁歪効果を利用した振動発電デバイスやアクチュエータ等への応用に向けて注目されている。Fe-Co 合金における磁歪増大の要因のひとつは、bcc 格子の A2 不規則相に、bcc 格子の B2 規則相や fcc 格子の A1 不規則相がナノレベルで混在することによる応力であることが示唆されている⁴。一方で、良好な軟磁性を得るためには、結晶磁気異方性エネルギーがほぼゼロとなるように Co 組成を 30~40 at. % に制御することが有効である。最近、我々は、材料基礎物性を調べることを目的に、 $\text{Fe}_{70}\text{Co}_{30}$ 合金に B を 5 at. % 添加した単結晶膜を形成した⁵。その結果、B 添加により B2 相への規則化が促進され、磁歪定数 λ_{100} が $+310 \times 10^{-6}$ まで増加した。Al は Fe や Co との合金において B2 相を形成し、Fe-Co 合金への Al 添加により、B2 相の組成幅を拡大させる可能性がある。本研究では、 $\text{Fe}_{70}\text{Co}_{30}$ 合金に Al を 5 at. % 添加した $(\text{Fe}_{0.7}\text{Co}_{0.3})_{95}\text{Al}_5$ 単結晶薄膜の形成を試み、構造と磁気・磁歪特性を調べた。

実験方法 製膜には超高真空 RF マグネトロン・スパッタリング装置を用いた。600 °C の MgO(001)単結晶基板の上に 10 nm 厚の VN(001)単結晶下地層、10 nm 厚の $(\text{Fe}_{0.7}\text{Co}_{0.3})_{95}\text{Al}_5$ シード層を形成し、その後、室温 (RT) から 600 °C の一定温度で 90 nm 厚の $(\text{Fe}_{0.7}\text{Co}_{0.3})_{95}\text{Al}_5$ 膜を形成した。構造評価には RHEED, XRD, EDS, AFM, 磁気・磁歪特性測定には VSM, 片持ち法を用いた。

実験結果 いずれの基板温度においても、エピタキシャル単結晶膜が得られた。Fig. 1(a)および(b)に、RT および 600 °C で形成した膜の RHEED パターンを例として示す。この温度範囲で形成した膜はいずれも同様な回折パターンが観察されており、A2 不規則相もしくは B2 規則相の bcc(001)単結晶表面に対応している。エピタキシャル方位関係は、 $(\text{Fe}_{0.7}\text{Co}_{0.3})_{95}\text{Al}_5(001)[110]_{\text{bcc}} \parallel \text{VN}(001)[100]$ である。A2 と B2 相の違いは、Fig. 1(c)および(d)に示す RHEED パターンの模式図において、003 などの超格子反射の有無であるが、Fe と Co の原子散乱因子の差は小さく、また、ストリーク状の回折パターンとなっているため、RHEED では検出できていない可能性がある。低温の RT および高温の 600 °C の基板温度で形成した膜の面外 XRD パターンを Fig. 1(e)および(f)にそれぞれ示す。いずれの膜に対しても Fe-Co-Al(002)基本反射が観察されている。一方で、600 °C で形成した膜では、Fe-Co-Al(001)超格子反射が見られ、A2 相に B2 相が混在していることが分かる。以上の結果より、 $\text{Fe}_{70}\text{Co}_{30}$ の組成においても、Al を 5 at. % 添加し、高基板温度で形成することにより、B2 相への規則化を促進できることが分かった。磁化曲線を Fig. 2 に示す。形成温度の違いにより磁気異方性も変化していることが見て取れる。当日は、規則度と磁歪を含む各物性の関係について詳細に議論する。

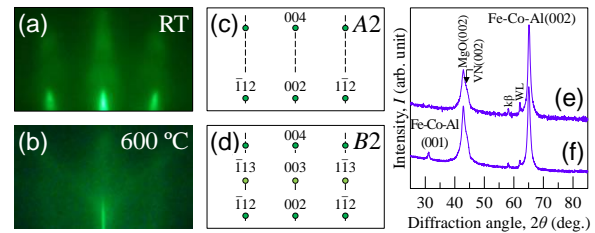


Fig. 1 (a, b) RHEED patterns and (e, f) out-of-plane XRD patterns of $(\text{Fe}_{0.7}\text{Co}_{0.3})_{95}\text{Al}_5$ films formed at (a, e) RT and (b, f) 600 °C. (c, d) Schematic diagrams of RHEED patterns simulated for (001) single-crystal surfaces with bcc-based (c) disordered A2 and (d) ordered B2 structures.

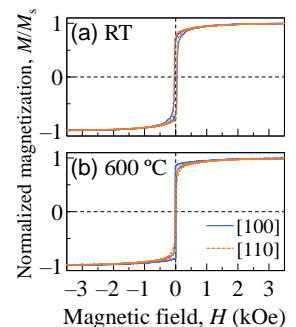


Fig. 2 Magnetization curves measured for $(\text{Fe}_{0.7}\text{Co}_{0.3})_{95}\text{Al}_5$ films formed at (a) RT and (b) 600 °C.

1) H. M. A. Urquhart, *et al.*: *DTIC Tech. Rep.*, no. AD0018771 (1953).

2) R. C. Hall: *J. Appl. Phys.*, **30**, 816 (1959).

3) D. Hunter, *et al.*: *Nat. Commun.*, **2**, 518 (2011).

4) Y. Han, H. Wang, T. Zhang, Y. He, J. M. D. Coey, and C. Jiang: *J. Alloys Compd.*, **699**, 200 (2017).

5) Y. Nakamura, M. Ohtake, T. Kawai, M. Futamoto, F. Kirino, and N. Inaba: *J. Magn. Soc. Jpn.*, **45**, 136 (2021).

組成比の異なる GdFe 薄膜における異常ホール効果の温度依存性

宋 嘉浩¹, 笠谷雄一², 吉川大貴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

Temperature dependence of anomalous Hall effect in GdFe thin films with different composition ratios

Yoshihiro Sou¹, Yuichi Kasatani², Hiroki Yoshikawa², Arata Tsukamoto²⁽¹⁾ Graduate School of Science and Technology, Nihon Univ.,⁽²⁾ College of Science and Technology, Nihon Univ)

はじめに GdFe に代表される希土類遷移金属合金フェリ磁性体は全光型磁化反転現象(AOS)などのスピントロニクス的高速動作領域への発展に向けた報告にかかわる基礎検討が多く実施されている^[1]. 特に, 異常ホール効果(AHE)は微細高速磁化検出機構への応用や電気伝導・磁気構造の特徴の理解のために注目されている. 一方で, 希土類遷移金属合金フェリ磁性体における AHE では遷移金属磁気モーメントだけでなく希土類磁気モーメントとの相関も示唆されており^[2], 合金の示す AHE や伝導機構に与える各元素の役割等の詳細については未だ明らかではない. 本研究は主たる構成元素が Gd または Fe となる GdFe 合金薄膜試料を用いて電流磁気特性の温度依存性から異常ホール効果に対する各元素由来の電子系に基づく寄与を検討する.

実験方法 スパッタリング法により作製した SiN (5 nm) / Gd₂₀Fe₈₀ (20 nm) / SiN (5 nm) / Si sub. (試料 A), SiN (60 nm) / Gd₇₀Fe₃₀ (20 nm) / SiN (5 nm) / Si sub. (試料 B) に対し, プローバーを用いた四端子計測によりホール電圧を評価した. 真空度 3×10^{-5} Pa 程度で, 背景温度 100 K, 200 K, 300 K にて, 膜面内 y 方向に 0.1 mA の直流電流を印加し, 膜面垂直 z 方向に最大 24 kOe の外部磁場 H を印加したときの x 方向の異常ホール電圧 V_x を計測した. また, 同環境における縦抵抗率 ρ_{xx} も求めた.

実験結果と考察 Fig.1 に 100 K における試料 A, B の V_x の印加磁場依存性を示す. 測定範囲内の最大磁場における V_x をもとに各試料で温度毎に異常ホール抵抗率 ρ_{AHE} を算出し, Fig.2 に示した. また, Fig.2 内の差し込み図に縦抵抗率 ρ_{xx} の温度依存性を示す. 低温において ρ_{xx} は組成で大きく異なる一方, ρ_{AHE} は同水準であった. また, 背景温度の変化に対し ρ_{xx} の変化はいずれの組成においても小さかった. しかし, ρ_{AHE} は温度変化に対し組成により大きく異なった.

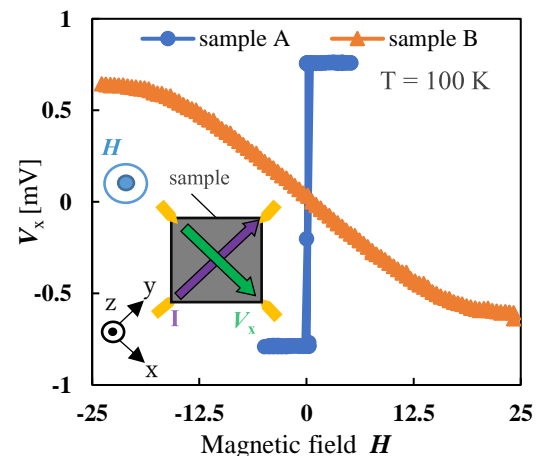
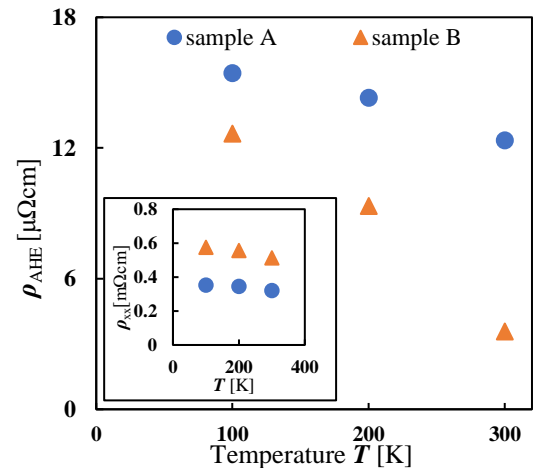
以上のことから, 一般的には主として遷移金属元素に由来するとされる希土類遷移金属合金系での異常ホール効果に対し, 希土類元素も同様に大きな寄与度を有すると考えられる.

謝辞 本研究の一部は, JSPS 科研費(21K04184)の支援を受けたものである.

参考文献

[1] Ryo Ando, Takashi Komine, Shiori Sato, Shingo Kaneta, and Yoshiaki Hara, AIP Adv. 8. 056316 (2018).

[2] Hiroshige Hachisuka, Yuichi Kasatani, Hiroki Yoshikawa, Arata Tsukamoto, 第 42 回 日本磁気学会学術講演会. 14aC-1 (2018).

Fig.1 magnetic field dependence of V_x Fig.2 Temperature dependence of ρ_{AHE}

MOD 法により作製した $\text{CoFe}_2\text{O}_4/\text{LiNbO}_3$ 積層膜の磁気—電気効果

米山 佳吾、神島 謙二、柿崎 浩一
(埼玉大学)

Magneto-electric effect of $\text{CoFe}_2\text{O}_4/\text{LiNbO}_3$ laminated films prepared by metal organic decomposition

K. Yoneyama, K. Kamishima, K. Kakizaki
(Saitama Univ.)

はじめに

強磁性と強誘電性を併せ持ち、磁場が電気分極を発現させる磁気—電気(ME)効果を示すものは、磁気センサや多値メモリへの応用が期待されている¹⁾。本研究では強磁性体に CoFe_2O_4 (CFO)を、強誘電体に LiNbO_3 (LNO)を選択し、MOD 法によりこれらの積層膜を作製し、ME 係数を評価した。その結果、LNO 層が不均一な膜となり、ME 効果が発現しない問題が生じた。この原因は LNO 層を塗布する際、溶液の粘度が高すぎることにありと見え、出発溶液の加水分解時間(τ_{hyd})が異なる CFO/LNO 積層膜を作製し、それらの ME 効果を評価したので報告する。

実験方法

試料は MOD 法で作製した。出発溶液は Li、Nb、Co、および Fe の有機金属塗布材料(SYMETRIX)を用い、化学量論組成となるよう調製した。CFO 溶液は大気中、24 時間攪拌した。一方、LNO 溶液は同様に 1~4 時間攪拌した後、密封して更に 24 時間攪拌した。これらの溶液を FTO 電極付きガラス基板の上に CFO、LNO の順でスピコートした。塗布後、大気中 350°C で 30 分間溶媒を除去し、塗布と乾燥の工程を各層 3 回行った。成膜後、CFO 層は大気中 640°C で 5 時間、LNO 層は 640°C で 3 時間熱処理を行い、試料を得た。各試料の最大 ME 係数は分極処理した試料を用い、膜面垂直方向に直流磁場と交流磁場を印加し、誘起される電圧をロックインアンプにより測定することで求めた。

結果および考察

Fig. 1 は加水分解時間が異なる LNO 溶液で作製した CFO/LNO 積層膜の X 線回折図を示す。すべての試料で目的とする CFO および LNO 相のみが生成した。

Fig. 2 はこれらの試料表面における Nb の分布を示す。 $\tau_{\text{hyd}}=1$ および 2 h. の試料では Nb 分布が均一であるのに対し、 $\tau_{\text{hyd}}=2.5$ および 3 h. の試料では不均一となり、膜が不連続になった。これは加水分解時間の増加に伴い溶液の粘度が急激に上昇し、ゲル化が不均一に進行したことが原因と考えられる。

Fig. 3 は 4.08 kOe の直流磁場下における ME 係数を示す。加水分解時間の増加に伴い ME 係数は増大し、 $\tau_{\text{hyd}}=2$ h. の試料において最大値 46.5 $\text{mV}/\text{cm}\cdot\text{Oe}$ となった。これは加水分解時間の増加に伴い LNO 相の結晶化が進行し、より大きな圧電効果を発現したためである。しかし、 $\tau_{\text{hyd}}=2.5$ および 3 h. の試料では、ME 係数が減少に転じた。これは LNO 膜が不連続になり、CFO 層からの応力伝達が不均一になり誘起電圧が得られなかったためであると考えられる。

参考文献

- 1) T. Kimura, *et al.* : Nature, 426 (2003) 55.

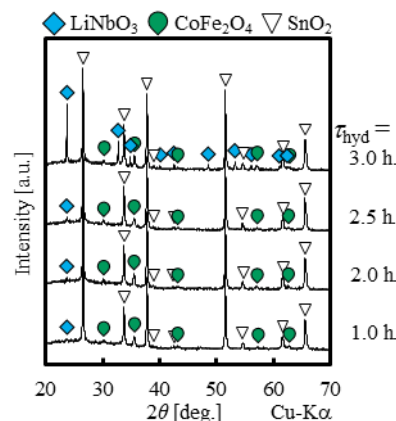


Fig. 1 X-ray diffraction patterns of the CFO/LNO laminated films prepared by hydrolysis reaction of the LNO layer for $\tau_{\text{hyd}}=1.0\text{-}3.0$ h.

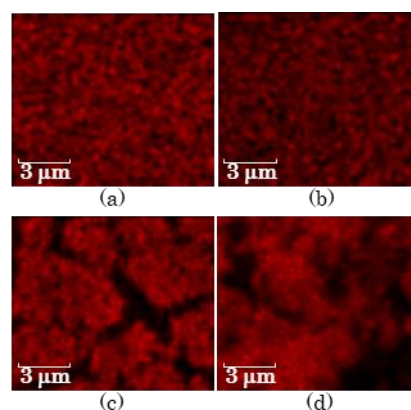


Fig. 2 EDX maps for Nb of the LNO films prepared by hydrolysis reaction for $\tau_{\text{hyd}}=(\text{a})1.0$ h., (b)2.0 h., (c)2.5 h., and (d)3.0 h.

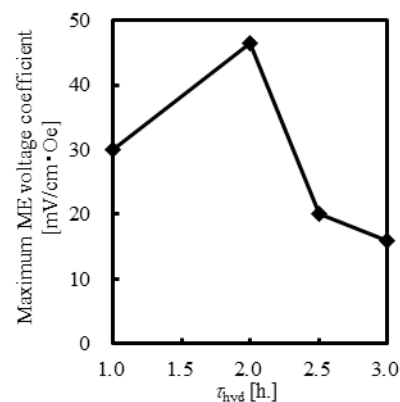


Fig. 3 τ_{hyd} dependence of the ME voltage coefficient of the CFO/LNO laminated films.

充填 β -Mn 構造カイラル磁性体における 磁気スキルミオンのトポロジカル量子物性

Topological Quantum Properties of Magnetic Skyrmions in Filled β -Mn-type Chiral Magnet

強 博文、深澤 健留、羽尻 哲也、富樫 将孝、桑原 真人、伊藤 孝寛、浅野 秀文

名大院工

B.W. Qiang, T. Fukasawa, T. Hajiri, M. Togashi, M. Kuwahara, T. Ito and H. Asano
(Graduate School of Engineering, Nagoya Univ.)

【はじめに】実空間におけるスピンのトポロジカル構造である磁気スキルミオンは、実空間でベリー位相を有することから、トポロジカルホール効果(THE)^{1,2}やノンコリニア磁気抵抗効果(NCMR)³などの特異なトポロジカル量子輸送を起こしうることが報告されてきている。これまでに強磁性スキルミオンの一般的な検出手法として確立されているのはローレンツ透過型電子顕微鏡(Lorentz-TEM)による実空間観察が挙げられる。一方で、トポロジカルスピン構造を電気的な手法により検出する、THEとNCMRの重要性が高まってきている。そこで本講演では、Lorentz-TEMから室温以上までスキルミオンが存在する⁴ことが示されている充填 β -Mn型カイラル磁性体 $\text{Fe}_{2-x}\text{Pd}_x\text{Mo}_3\text{N}$ 薄膜におけるトポロジカル量子物性を調べた結果について、 $\text{Co}_{2-x}\text{Pd}_x\text{Mo}_3\text{N}$ 薄膜における系統研究の結果と合わせて報告する。

【実験及び結果】エピタキシャル薄膜 $\text{A}_{2-x}\text{Pd}_x\text{Mo}_3\text{N}$ ($\text{A} = \text{Fe}, \text{Co}$)はマグネトロンスパッタ法により c -サファイヤ基板上に成長させた。Fig. 1 (a)に示すように、トポロジカルホール効果はスキルミオンの有効磁場による電子散乱に由来すると考えられている。 $\text{Fe}_{2-x}\text{Pd}_x\text{Mo}_3\text{N}$ 薄膜 ($x = 0.32$)において4 Kで得たトポロジカルホール抵抗の結果から、ゼロ磁場近傍の強いピーク($\rho_{\text{TH}}^{\text{max}} = 0.21 \mu\Omega \cdot \text{cm}$)が観測されることを見出した。この結果は、高密度のスキルミオン相が低磁場領域に存在することを示している。Fig. 1 (c)にトポロジカルホール抵抗及び物質全体の電子構造を反映した通常ホール定数 R_0 の温度依存性を示す。 $\rho_{\text{TH}}^{\text{max}}$ が急激に減少し符号が反転する100 K近傍において、 R_0 が増大しピークが形成されることを見出した。この結果は、100 K近傍における磁気相転移(スピンリオリエンテーション)の存在を示唆する。具体的には、低温において巨大な正の有効磁場を持つ高密度スキルミオン相(Sk-I)から高温における若干弱い負の有効磁場を有するスキルミオン相(Sk-II)に電子構造の変化を伴って転移することに起因するものと考えている。講演では、反強磁性 $\text{Co}_{2-x}\text{Pd}_x\text{Mo}_3\text{N}$ 薄膜におけるトポロジカル量子物性についても合わせて報告する予定である。

[1] P. Bruno, et al. Phys. Rev. Lett. **93**, 096806 (2004). [2] K. Nagasawa, et al., Phys. Rev. B **99**, 174425 (2019).

[3] C. Hanneken, et al., Nat. Nanotech. **10**, 1039 (2015). [4] B. W. Qiang, et al., Appl. Phys. Lett. **117**, 142401 (2020).

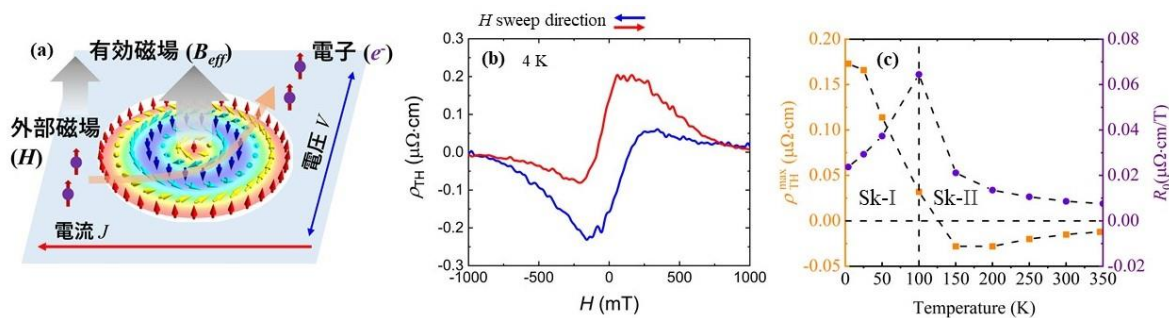


Figure 1 (a) A schematic illustration of topological Hall effect induced by magnetic skyrmion. (b) Magnetic field dependence of topological Hall resistivity, ρ_{TH} , at 4 K of a $\text{Fe}_{2-x}\text{Pd}_x\text{Mo}_3\text{N}$ film with $x = 0.32$. (c) Temperature dependences of topological Hall resistivity, $\rho_{\text{TH}}^{\text{max}}$, and normal Hall coefficient, R_0 , of a $\text{Fe}_{2-x}\text{Pd}_x\text{Mo}_3\text{N}$ film with $x = 0.32$.