

# 柔軟鋼板の湾曲磁気サスペンションの浮上メカニズム

## (FDM を用いた振動特性に関する基礎的考察)

宮崎 陸、船田孔明、小川和輝、遠藤文人\*、成田正敬、加藤英晃  
(東海大学、\*福岡工業大学)

Levitation mechanism of bending electromagnetic suspension for flexible steel plate  
(Fundamental consideration on vibration characteristics using FDM)

R. Miyazaki, K. Funada, K. Ogawa, A. Endo\*, T. Narita, H. Kato  
(Tokai Univ., \*FIT,)

### はじめに

現在の産業の製品には薄く柔軟な鋼板が広く使用されている。鋼板の生産ラインにおける搬送システムに、電磁石を利用した磁気浮上技術を応用するため、非接触搬送技術の研究が進んでいる<sup>1-4)</sup>。しかし柔軟鋼板を磁気浮上させる場合、吸引力がかからない箇所たわみが生じ、弾性振動が発生して制御性能が劣化する。そのため本報告は薄鋼板の浮上安定性向上を目的として、浮上中の鋼板振動を把握するために有限差分法 (FDM) を用いた数値解析により考察を行った。

### 解析方法

本報告では FDM を用いて、湾曲磁気浮上の数値解析を行った。湾曲磁気浮上システムは、鋼板の端部付近に設置した電磁石の角度を変更し、傾けることで鋼板を湾曲させている。本報告では、電磁石角度  $13^\circ$ 、 $20^\circ$  の場合に解析を行い、得られた変位から変位標準偏差を算出し、薄鋼板の振動を評価した。

### 解析結果

電磁石角度  $13^\circ$  としたときの鋼板の変位の時刻歴を Fig. 1 に、電磁石角度  $20^\circ$  としたときの時刻歴を Fig. 2 に示す。得られた解析結果から変位標準偏差を算出した。電磁石角度  $13^\circ$  と  $20^\circ$  の場合の変位標準偏差を Fig.3 に示す。同図より、電磁石角度  $13^\circ$  と  $20^\circ$  の結果を比較すると、電磁石角度  $13^\circ$  の方が変位標準偏差が小さいことが分かった。よって、電磁石角度  $13^\circ$  の方が振動が小さく、鋼板の制振効果が高いことが分かった。

### 参考文献

- 1) S. Matsumoto, Y. Arai, T. Nakagawa, IEEE Trans. Magn. Vol.50, No.11, (2014)
- 2) 油野, 宮崎, 大路, 飴井, 作井, J. Magn. Soc. Jpn., Vol.35, No.2 pp.123-127 (2011)
- 3) 水野, 小杉, 福澤, 日本応用磁気学会誌, Vol.31, No.6 pp.445-450 (2007)
- 4) 小川, 多田, 成田, 加藤, 日本磁気学会論文特集号, Vol. 4, No. 2, pp. 122-128, (2020)

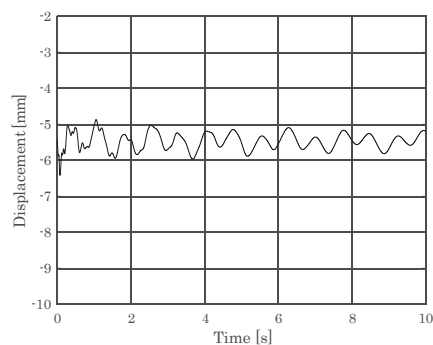


Fig.1 Time history of analyzed displacement of steel plate.  
(Electromagnet angle  $13^\circ$ )

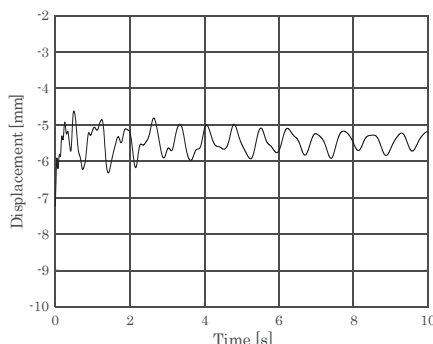


Fig.2 Time history of analyzed displacement of steel plate.  
(Electromagnet angle  $20^\circ$ )

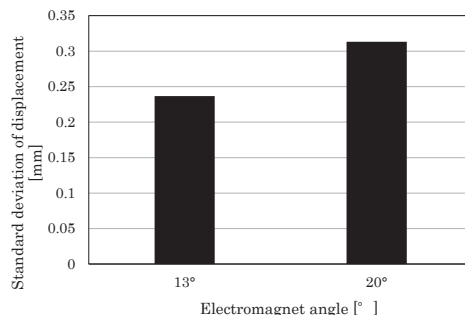


Fig.3 Relationship between electromagnet angle and standard deviation of analyzed displacement.

# 高磁気異方性を有する窒素添加 FeNi 合金における不規則化の影響

喬子建<sup>1,2</sup>, 辻川 雅人<sup>2,3</sup>, 白井 正文<sup>2,3</sup>

(<sup>1</sup> 東北大学 大学院工学研究科, <sup>2</sup> 東北大学 電気通信研究所, <sup>3</sup> 東北大学 CSRN)

The effect of atomic disorder in nitrogen-doped FeNi alloys with high magnetic anisotropy

Zi-Jian Qiao<sup>1,2</sup>, M. Tsujikawa<sup>2,3</sup>, M. Shirai<sup>2,3</sup>

(<sup>1</sup> Grad. Sch. of Eng., Tohoku Univ., <sup>2</sup> RIEC, Tohoku Univ., <sup>3</sup> CSRN, Tohoku Univ.)

## はじめに

$L1_0$ 型 FeNi 合金はレアアースフリー永久磁石の候補として注目を集めている。高規則度を持つ  $L1_0$  型 FeNi 磁石の人工創製が進められているが、まだ実用レベルの磁気異方性は得られていない。最近、窒素を添加した  $L1_0$  型 FeNi 合金において、その添加率の増加に伴い磁気異方性が增大するとの理論予想が報告された[1]。そこで、本研究では窒素添加率の高い正方晶 FeNiN<sub>0.5</sub> 合金に着目し、合金の規則度と磁気異方性の関係を、第一原理計算に基づいて理論的に研究した。

## 計算方法

不規則合金の計算には、Special Quasi-random Structure (SQS) 法[2]を用いて、スーパーセル内の疑似的な不規則原子配置を作製した。構造緩和と電子状態計算には第一原理計算コード VASP [3]を用いた。スピン軌道相互作用を取り入れて磁化方位の異なる状態に対する一電子エネルギーの総和の差から磁気異方性エネルギーを求めた。

## 計算結果

80 個の原子を含む正方晶 FeNiN<sub>0.5</sub> 合金のスーパーセルに対して計算を実行した。規則相と不規則相のエネルギー差と磁気異方性エネルギー密度  $K_u$  の規則度依存性を、緑の曲線でそれぞれ Fig. 1(a)と(b)に示す。比較のため、64 個の原子を含む  $L1_0$  型 FeNi 合金のスーパーセルに対する計算結果も同じグラフに示した。FeNiN<sub>0.5</sub> 合金の磁気異方性は高規則化に伴い増加し、規則度 0.5 以上の領域では FeNi の値を上回り、完全に規則化すると約 2 MJ/m<sup>3</sup> に達した。この値は FeNi 合金に対する計算値の 3 倍を超える。一方、規則相と不規則相のエネルギー差は FeNi 合金よりも小さく、磁性原子当たり 7.8 meV しかない。高規則化した FeNiN<sub>0.5</sub> 合金を実際に作製するためには、この値を増大させる方策が必要となる。

## 謝辞

本研究の一部は、文部科学省補助金事業東北大学人工知能エレクトロニクス(AIE)卓越大学院プログラムの助成により行われた。

## 参考文献

- [1] P. Rani, *et al.*, J. Alloys Compd. **835**, 155325 (2020).
- [2] A. van de Walle, *et al.*, CALPHAD, **42**, 13-18 (2013).
- [3] G. Kresse and J. Furthmüller, Phys. Rev. B **54**, 11169 (1996).

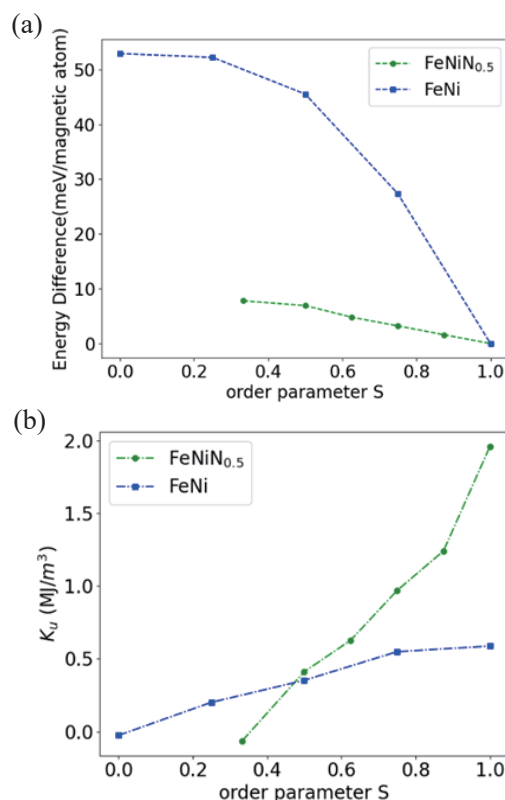


Fig. 1. Energy difference between ordered and disordered phases of  $L1_0$ -FeNi and FeNiN<sub>0.5</sub> (a) and magnetic anisotropy energy density  $K_u$  as a function of the degree of order  $S$  for both alloys (b).

# La<sub>1-x</sub>Sr<sub>x</sub>MnO<sub>3</sub> 薄膜/BaTiO<sub>3</sub>(100) における磁気異方性変調効果

石川翔太, 小森祥央, 井村敬一郎, 谷山智康

(名大理)

Modification of magnetic anisotropy of La<sub>1-x</sub>Sr<sub>x</sub>MnO<sub>3</sub> thin film/BaTiO<sub>3</sub>(100)

S. Ishikawa, S. Komori, K. Imura, T. Taniyama

(Nagoya Univ.)

## 1 はじめに

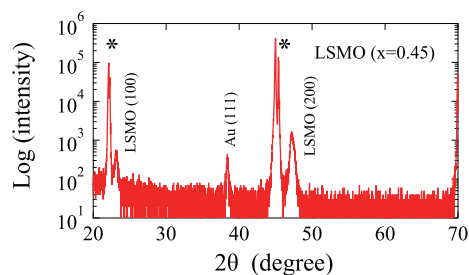
マンガン酸化物 La<sub>1-x</sub>Sr<sub>x</sub>MnO<sub>3</sub>(LSMO) は Sr 置換に伴うホールドーピングにより  $x = 0.5$  付近で強磁性状態から反強磁性状態へと磁気相転移を示すことが知られている<sup>1)</sup>。  $x = 0.3$  付近の強磁性 LSMO/強誘電体 BaTiO<sub>3</sub> (BTO) ヘテロ構造においては、電界を印加することで界面でホールドーピング濃度の変調が生じ、磁気特性の変化が観測されている<sup>2)</sup>。また、強誘電体 BTO の構造相転移に伴う磁気異方性変調効果についても報告がなされている<sup>3)</sup>。しかしながら、これまで報告されている磁気特性変調効果は主として  $x = 0.3$  付近の強磁性領域に集中しており、強磁性-反強磁性の相境界にあたる  $x = 0.5$  付近における磁気特性の変調効果についての報告は少ない<sup>4)</sup>。今回、我々は  $x = 0.5$  付近の LSMO/BTO ヘテロ構造における BTO の構造相転移と磁気特性との関係について調査した結果について報告する。

## 2 結果および考察

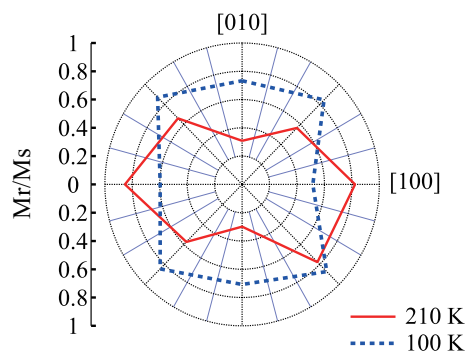
Fig.1 に La<sub>0.55</sub>Sr<sub>0.45</sub>MnO<sub>3</sub>(20 nm)/BTO(100) の X 線回折パターンを示す。良好なエピタキシャル成長が確認される。磁場 500 Oe のもとで磁化の温度依存性を測定したところ、BTO の正方晶から直方晶 (278 K)、直方晶から菱面体晶 (183 K) への構造相転移に起因する磁化の飛びが観測された。特に冷却過程において、183 K 付近で 114% の磁化の上昇が確認された。Fig.2 に BTO の直方晶 (210 K) および菱面体晶 (100 K) における飽和磁化で規格化した残留磁化の面内磁場方位依存性を示す。いずれの温度においても二回対称の磁気異方性が見られる一方で、磁化容易軸が 90 度回転していることがわかる。また、飽和磁化は温度の低下とともに単調に増加することが確認されている。以上の結果は、BTO の構造相転移に起因する LSMO の磁気弾性効果として理解される。  $x = 0.5, 0.55$  に対する結果についても併せて議論する予定である。本研究の一部は、JST CREST, JPMJCR18J1、JSPS 科研費, JP21H04614、二国間交流事業, JPJSBP12 197716 の支援を受けたものです。

## References

- 1) Y. Tokura and Y. Tomioka: *J. Magn. Magn. Mater.*, **200**, 1 (1999).
- 2) H. J. A. Molegraaf et al.: *Adv. Mater.*, **21**, 3470 (2009).
- 3) G. Panchal et al.: *Phys. Rev. B*, **98**, 045417 (2018).
- 4) D. Yi et al.: *Phys. Rev. Lett.*, **111**, 127601 (2013).



**Fig. 1** Out-of-plane XRD pattern.\* denotes the diffractions from BTO substrate.



**Fig. 2** Polar plots of the normalized remanent magnetization at 210 K and 100 K.

# MOD法により成膜した強磁性/強誘電性酸化物積層膜の 磁気—電気効果

一ノ宮拓海、神島謙二、柿崎浩一  
(埼玉大学)

Magneto-electric effect of ferroelectric and ferromagnetic oxide laminated films prepared  
by metal organic decomposition

T. Ichinomiya, K. Kamishima, K. Kakizaki  
(Saitama Univ.)

## はじめに

強磁性、強誘電性、強弾性などの物性を複数併せ持つマルチフェロイック材料は近年盛んに研究されている。中でも、強磁性と強誘電性を併せ持ち、磁歪効果と圧電効果を介して、磁場が電気分極を発生させる磁気—電気(ME)効果を示すものは、磁気センサーや多値メモリーなどへの応用が期待されている。本研究では強磁性体に  $\text{CuFe}_2\text{O}_4$  (CuFO) を、強誘電体に  $\text{Ba}(\text{Ti}_{0.9}\text{Zr}_{0.1})\text{O}_3$  (BZT) を採用した。これらを MOD 法により BZT/CuFO/BZT となるよう積層し、その ME 効果を評価した。ME 効果は各層の界面で生じることを考慮すると、各層の膜厚が薄いほど ME 係数が大きくなると推測される。そこで、本研究では、CuFO 層の膜厚が異なる BZT/CuFO/BZT 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 法により作製した。出発溶液には Ba, Zr, Ti, Cu, Fe の有機金属塗布材料(SYMMETRIX)を用い、 $\text{Ba}(\text{Ti}_{0.9}\text{Zr}_{0.1})\text{O}_3$ 、 $\text{CuFe}_2\text{O}_4$  の組成となるように調製した。これらを室温で 24 時間攪拌した後、スピコート法を用いて FTO 下部電極付きガラス基板上に塗布した。その後、大気中 350°C で 30 分乾燥させた。この塗布および乾燥の工程を BZT 層は 2 回、CuFO 層は 1~4 回行った。成膜後、大気中、640°C で 3 時間熱処理を行い、試料を得た。作製した積層膜の結晶構造は X 線回折法(XRD)により解析した。最大 ME 係数は分極処理した試料を用い、直流磁場と交流磁場を膜面直方向に印加し、誘起された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、CuFO 層の膜厚が異なる BZT/CuFO/BZT 積層膜の X 線回折図を示す。全ての試料で目的とする BZT および CuFO 相が生成する。また、 $t_{\text{CuFO}}=160$  nm の試料では BZT および CuFO 相のみとなる。加えて、 $t_{\text{CuFO}}=210$  nm の試料では  $\text{BaFe}_2\text{O}_4$  相が生成する。これは、BZT 層中の Ba 原子が BZT/CuFO 界面に偏在し、CuFO 層中の Fe 原子と反応したためであると考えられる。

Fig. 2 はこれらの積層膜に直流磁場として  $H_{\text{dc}}=4.11$  kOe を印加したときの ME 係数を示す。 $t_{\text{CuFO}}=50$  および 100 nm の試料では、 $\text{BaCO}_3$  の生成により、CuFO 層における磁歪効果で生じた応力が BZT 層に伝わりにくく、最大 ME 係数はそれぞれ 20.4 および 25.2 mV/cm·Oe と低い値であった。 $t_{\text{CuFO}}=160$  nm の試料で最大 ME 係数は最大値を示し、48.2 mV/cm·Oe となり、 $t_{\text{CuFO}}=210$  nm の試料では減少に転じる。これは、前述のように、各層の界面で相互拡散が生じ  $\text{BaFe}_2\text{O}_4$  相が生成したことで、BZT および CFO 相の生成量が減少したためであると考えられる。

## 参考文献

1) T. Kimura, T. Goto, H. Shintani, K. Ishizaka, T. Arima, Y. Tokura: Nature, 426 (2003) 55.

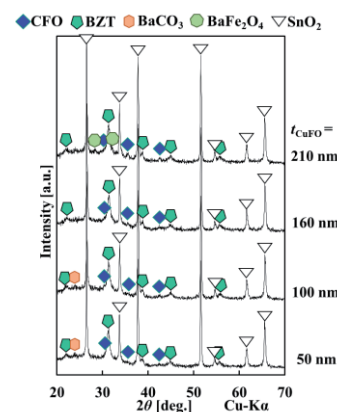


Fig. 1 X-ray diffraction patterns of BZT/CuFO/BZT laminated films with various CuFO layer thicknesses ( $t_{\text{CuFO}}$ ).

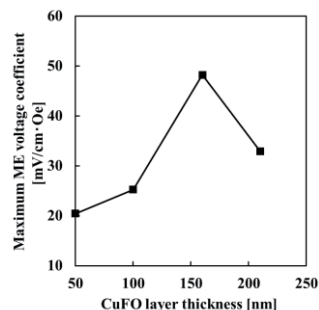


Fig. 2 The ME voltage coefficient for BZT/CuFO/BZT laminated films depends on the CuFO layer thickness.

# 高飽和磁化・垂直磁化 BiFeO<sub>3</sub> 系強磁性・強誘電薄膜材料の探索 — Bi サイトの元素置換効果 —

吉村 哲, 尾関拓海, 鈴木陸, 武田航太郎, 山本大地, 江川 元太  
(秋田大)

Development of BiFeO<sub>3</sub> based multiferroic thin film materials with large saturation magnetization and perpendicular magnetic anisotropy – Effect of substitution element against Bi on magnetic properties –  
S. Yoshimura, T. Ozeki, R. Suzuki, K. Takeda, D. Yamamoto, G. Egawa  
(Akita Univ.)

**はじめに** 強磁性・強誘電材料は、電場( $E$ )もしくは磁場( $H$ )による磁化( $M$ )および電気分極( $P$ )の方向制御が可能とされていることから、電界駆動型の低消費電力な次世代電子デバイス用材料として研究が活発化してきている。高性能磁気デバイス用磁性材料薄膜には、大きな飽和磁化( $M_s$ )、大きな垂直磁気異方性( $K_u$ ) (垂直保磁力( $H_{c\perp}$ )), 大きなスピン分極率( $P$ ), 大きな磁気 Kerr 回転角( $\theta_k$ )などの高い機能性が求められるが、強磁性・強誘電材料薄膜のそれらの値は大きくなく、本薄膜の単独使用では磁気デバイスの低消費電力化はできても高性能化は容易でない。これをふまえて、著者らは近年、強磁性・強誘電薄膜の電界印加による磁化反転により、その上に積層させた高機能な磁性薄膜の磁化を反転させる、電界印加磁気転写を提案している。そして、70 emu/cm<sup>3</sup>程度の  $M_s$  および 4 kOe 程度の  $H_{c\perp}$  を有する (Bi<sub>0.4</sub>La<sub>0.6</sub>)(Fe<sub>0.72</sub>Co<sub>0.28</sub>)O<sub>3</sub> 薄膜上に成膜した [Co/Pd]<sub>n</sub> 垂直磁化膜において、電界印加磁気転写に成功したり。しかしながら、[Co/Pd]<sub>n</sub> 薄膜の磁化反転割合は 75 % 程度であり、完全な電界印加磁気転写を実現した訳ではなかった。完全磁気転写を実現するためには、強磁性・強誘電薄膜において、更に高い  $M_s$  および大きな  $K_u$  ( $H_{c\perp}/H_{c\parallel}$ ) が必要となる。本研究では、BiFeO<sub>3</sub> 系強磁性・強誘電薄膜において、Bi サイトの置換元素として、種々のアルカリ土類 (Ca, Sr, Ba) およびランタノイド (La, Nd, Sm, Gd) を用いた種々の薄膜を作製し、高い  $M_s$  および大きな  $H_{c\perp}/H_{c\parallel}$  を有する材料薄膜の探索を行った。

**方法** (Bi<sub>0.4-0.5</sub>A<sub>0.6-0.5</sub>)FeO<sub>3</sub> (A = Ca, Sr, Ba) (BAFO) 薄膜もしくは (Bi<sub>0.4-0.5</sub>L<sub>0.6-0.5</sub>)(Fe,Co)O<sub>3</sub> (L = La, Nd, Sm, Gd) (BLFCO) 薄膜 (膜厚 200 nm) を、反応性パルス DC スパッタリング法 (周波数: 100 kHz, 電力: 150 W, デューティー比: 2:1) を用いて、熱酸化膜付き Si 基板/Ta(5 nm)/Pt(100 nm) 下地層上に成膜した。積層膜は、Ta を室温、Pt を 400 °C、BAFO もしくは BLFCO を 700-860 °C、の基板温度で成膜した。構造解析は X 線回折装置 (XRD) により、磁気測定は振動試料型磁力計 (VSM) および磁気 Kerr 効果測定装置により、評価を行った。

**結果** Table.1 に、作製した BAFO もしくは BLFCO 薄膜の  $M_s$ ,  $H_{c\perp}/H_{c\parallel}$ ,  $\theta_k$ , をそれぞれ示す。各置換元素の原子番号、イオンの価数、イオン半径の比 (対 Bi), 薄膜における Fe に対する Co 置換量, もあわせて示す。XRD 解析の結果から、いずれの薄膜においても、BiFeO<sub>3</sub> 相の単相であり、(111) 配向していることを確認している。BAFO 薄膜について、置換元素に BiFeO<sub>3</sub> 相のペロブスカイト構造の形成を阻害することが懸念される Bi のイオン半径より大きいものを用いるに従い、 $M_s$  が大きくなり、最大で 90 emu/cm<sup>3</sup> であった。Ca での置換においては特に酸素欠損が多く生じることが報告されており、 $M_s$  低下の要因にはその影響も考えられる。また、 $H_{c\perp}/H_{c\parallel}$  はいずれも 1.0 以下であり、膜面内が磁化容易方向であった。そして、参考までに測定した  $\theta_k$  も非常に小さかった。BLFCO 薄膜について、一様に大きな  $M_s$  が得られたが、その中でも特に Nd での置換において、最大の 140 emu/cm<sup>3</sup> が得られた。そして、 $H_{c\perp}/H_{c\parallel}$  および  $\theta_k$  も一様に大きく、1.0 および 0.1° 以上であった。置換元素によりこれらの特性値は変化するが、その傾向は明確でなく、特性に及ぼす効果も非常に大きい訳ではない。一方で、(Bi,La)(Fe,Co)O<sub>3</sub> 薄膜において、Co 置換の有無により、 $M_s$  および  $H_{c\perp}/H_{c\parallel}$  が、更には  $\theta_k$  も大幅に増大している。Bi サイトのランタノイド (3 価のイオン) での置換よりも、Fe サイトの Co (2 価のイオン) での置換の方が、磁気特性に及ぼす影響が大きいと思える。学術講演会 (本発表とは別の発表) では、Fe サイトへの Co 置換に関する詳細を報告する予定である<sup>2)</sup>。

**参考文献** 1) 吉村 他, 第 43 回日本磁気学会学術講演会, 25aB-3, 2) 尾関 他, 第 45 回日本磁気学会学術講演会

Table 1 Magnetic properties of BiFeO<sub>3</sub>-based films with various substitution element against Bi.

Substitution element	Ca	Sr	Ba	La	Nd	Sm	Gd	Bi
Atomic number	20	38	56	57	60	62	64	83
Ionic valence	2+	2+	2+	3+	3+	3+	3+	3+
Ratio of ion radius	1.02	1.26	1.42	1.11	1.09	1.07	1.06	1
Co <sup>2+</sup> / (Fe <sup>3+</sup> +Co <sup>2+</sup> )	0	0	0	0	0.28	0.28	0.28	0.28
$M_s$ [emu/cm <sup>3</sup> ]	10	60	90	15	80	140	110	80
$H_{c\perp} / H_{c\parallel}$	0	0.4	0.8	0	1.5	1.7	2.6	2.7
$\theta_k$ [° @750 nm]		0.01	0.03	0	0.72	0.35	0.19	0.21

# 高飽和磁化・垂直磁化 $\text{BiFeO}_3$ 系強磁性・強誘電薄膜材料の探索 — Fe サイトの元素置換効果 —

尾関拓海, 山本大地, 江川元太, 吉村哲  
(秋田大)

Development of  $\text{BiFeO}_3$  based multiferroic thin film materials with large saturation magnetization and perpendicular magnetic anisotropy – Effect of substitution element against Fe on magnetic properties –

T. Ozeki, D. Yamamoto, G. Egawa, S. Yoshimura  
(Akita Univ.)

**はじめに** 室温で反強磁性・強誘電性を有する  $\text{BiFeO}_3$  の  $\text{Bi}^{3+}$  や  $\text{Fe}^{3+}$  を, 適切な価数を有する元素で置換することで, 強磁性が発現することが既に報告されている. 我々は, 反応性パルス DC スパッタリング法を用いて作製した  $(\text{Bi}_{1-x}\text{Ba}_x)\text{FeO}_3$  薄膜において最大  $92 \text{ emu/cm}^3$  の高い飽和磁化が得られることを報告したりが, 磁気異方性が薄膜面内方向であり, 電圧駆動型磁気デバイス応用に適していなかった. これに対して, 同様の成膜法で作製した  $(\text{Bi}_{1-x}\text{La}_x)(\text{Fe}_{0.72}\text{Co}_{0.28})\text{O}_3$  薄膜において, 電圧駆動型磁気デバイス応用に有用な, 最大  $70 \text{ emu/cm}^3$  の比較的高い飽和磁化かつ垂直磁気異方性が得られている<sup>2)</sup>. しかしながら, 3 価の Bi を 3 価の La で置換した本薄膜の磁気特性の発現要因については, 全く解っていなかった. 本研究では,  $\text{Fe}(\text{Bi},A)(\text{Fe},\text{Co})\text{O}_3$  ( $A=\text{Ba}, \text{La}$ ) 薄膜における, Fe に対する Co 置換量に着目し, 磁気特性に及ぼす影響を検討した.

**方法**  $(\text{Bi},A)(\text{Fe},\text{Co})\text{O}_3$  ( $A=\text{Ba}, \text{La}$ ) (BBFCO) (BLFCO) 薄膜(膜厚 200 nm)を反応性パルス DC スパッタリング法によって成膜した. 熱酸化膜付き Si 基板上に Ta(5 nm)/Pt(100 nm)を下地層として成膜した. このとき Ta 層は DC 電源を用いて室温で, Pt 層は RF 電源を用いて  $400^\circ\text{C}$  で, BBFCO もしくは BLFCO 層はパルス DC 電源を用いて  $695^\circ\text{C}$  で, それぞれ成膜を行った. Pt および BBFCO もしくは BLFCO 薄膜を成膜する際, 結晶性の向上を図るため, VHF プラズマを照射した. スパッタリングターゲットには, (Ba or La)-Fe-O 粉末, Fe 粉末, Co 粉末を焼結させて作製した導電性ターゲットに Bi シートと Co シートを配置したものを用いた. 反応性パルス DC スパッタリング法におけるパルス条件として, 周波数 100 kHz, 電力 150 W, ON:OFF 比 3:2 の一定値とした. 組成評価は, エネルギー分散型 X 線分光器 (EDS) により, 磁気測定は振動試料型磁力計 (VSM) により, 評価を行った.

**結果** Fig.1 に, BLFCO, BBFCO 薄膜の飽和磁化における Fe に対する Co 置換量依存性を示す. ここでは, いずれの薄膜においても Bi に対する La もしくは Ba 置換量を 40~60 at% 程度のもを掲載した. BLFCO 薄膜では, 飽和磁化は La 置換量には大きく依存せず, Co 置換量の増加に伴い増大し, Co 置換量 28 at% において  $78 \text{ emu/cm}^3$  が得られた. つまり, A サイトの置換元素が La の時は, B サイトの Co 置換が主に強磁性の発現に寄与していると考えられる. 一方で, BBFCO 薄膜においては, 飽和磁化は Co 置換量にはほとんど依存せず,  $90 \text{ emu/cm}^3$  程度で一定であった. ここで, Co 置換を施していない  $(\text{Bi}_{1-x}\text{Ba}_x)\text{FeO}_3$  薄膜, および Co 置換量が最も多い  $(\text{Bi}_{1-x}\text{Ba}_x)(\text{Fe}_{0.78}\text{Co}_{0.22})\text{O}_3$  薄膜における, 最も高い飽和磁化が得られた時の Ba 置換量は, それぞれ 50~55 at% および 40~45 at% と違いが見られた. つまり, A サイトの置換元素が Ba の時は, A サイトの Ba 置換と B サイトの Co 置換の両方が強磁性の発現に寄与し, 全置換量が 50~60 at% 程度になる時に明確にフェリ磁性化すると考えられる. Fig.2 に, 薄膜面垂直方向の保磁力 ( $H_{c\perp}$ ) の値を薄膜面内方向の保磁力 ( $H_{c\parallel}$ ) の値で割った, 垂直磁気異方性の大きさを示す一つの指標 ( $H_{c\perp}/H_{c\parallel}$ ) における, Fe に対する Co 置換量依存性を示す. いずれの薄膜においても, Co 置換量を増大させることで垂直磁気異方性が発現することが示唆されたが, 特に BLFCO 薄膜についてはその傾向が顕著であった. 以上より, BLFCO 薄膜における磁化および垂直磁気異方性の導出の要因は Fe に対する Co の置換によるものと考えられる.

**参考文献** 1) S. Yoshimura et al., *JJAP-STAP*, **57**, 0902B7 (2018).

2) M. Kuppan, S. Yoshimura et al., *Scientific Reports*, **11**, 11118 (2021).

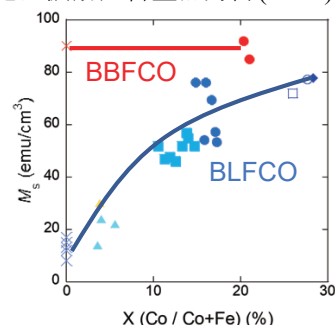


Fig.1 Dependence of saturation magnetization on Co concentration of Bi-(Ba, La)-Fe-Co-O films.

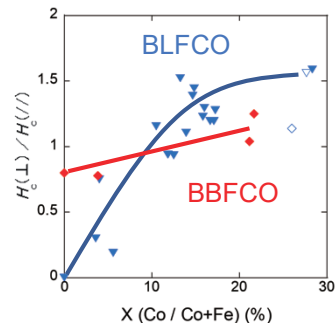


Fig.2 Dependence of  $H_{c\perp}/H_{c\parallel}$  on Co concentration in Bi-(La, Ba)-Fe-Co-O films.

# XMCD から見た $\text{Mn}_2(\text{Co}_{1-x}\text{V}_x)\text{Al}$ の元素別磁気状態と磁化補償

岡林潤<sup>1</sup>、土屋朋生<sup>2</sup>、水上成美<sup>2</sup>

<sup>1</sup>東大理、<sup>2</sup>東北大

Element-specific magnetic states and magnetic compensation in  $\text{Mn}_2(\text{Co}_{1-x}\text{V}_x)\text{Al}$  studied by XMCD

J. Okabayashi<sup>1</sup>, T. Tsuchiya<sup>2</sup>, and S. Mizukami<sup>2</sup>

<sup>1</sup>UTokyo, <sup>2</sup>Tohoku Univ.

**はじめに** ハーフメタル反強磁性体、磁化補償フェリ磁性体はスピントロニクス材料として注目されている。これらの物質群には、多元素置換型のホイスラー合金が適しており、理論計算による設計がいくつか報告されている。ホイスラー合金における全磁化  $M$  と全価電子数  $Z$  の間の Slater-Pauling 則  $M = Z - 24$  によって [1]、 $Z = 24$  にて補償点となる。そのため、今回、 $\text{Mn}_2(\text{Co}_{1-x}\text{V}_x)\text{Al}$  薄膜に着目し、 $x = 0.5$  の組成にて磁化補償が起こることが予想される。その起源を調べるために、V, Mn, Co の元素別な磁化状態について組成依存性 ( $x = 0, 0.33, 0.5, 0.6, 1$ ) を調べ、サイト間の交換相互作用の符号を明確にすることを目的とする。そのために、X線吸収分光 (XAS) と X線磁気円二色性 (XMCD) を用い、元素別な磁気状態を明確にする。

**実験方法** 試料について、マグネトロンスパッタ法にて  $\text{MgO}(001)$  基板上に堆積した。  $\text{Mn}_2\text{CoAl}$ ,  $\text{Mn}_2\text{VAl}$  ターゲットの共堆積により、膜厚 30 nm の  $\text{Mn}_2(\text{Co}_{1-x}\text{V}_x)\text{Al}$  の組成を変調した。X線回折により  $L_{21}$  規則度であることを確かめ、磁化測定により試料の全磁化を測定した。V, Mn, Co L 吸収端の XAS, XMCD 測定について、高エネ研 Photon Factory BL-7A (東大理) にて 80 K にて行った。

**結果と考察** 磁化測定では、 $x = 0.5$  付近で磁化が消失していることが判った。そこで、XMCD にて元素別磁化状態を調べた。  $\text{Mn}_2\text{CoAl}$  では、Mn と Co のスピンは平行であり、  $\text{Mn}_2\text{VAl}$  では Mn と V のスピンは反平行である。  $x = 0.33, 0.5, 0.66$  の場合のスペクトルの系統的な組成変化を Fig. 1 に示す。  $\text{Mn}_2\text{CoAl}$  への V 添加により、Mn サイトにおける反平行結合の成分が現れ、補償組成の  $x = 0.5$  では、Mn, Co とともに反平行な成分により XMCD 強度が抑えられ、微分型のスペクトルとなる。さらなる V 添加量の増加により V にも XMCD が現れ、Co の XMCD の符号は逆転することが判る。これは Mn-Co 間の交換相互作用の符号の反転を意味する。Mn の XMCD は途中の組成では反平行な 2 成分から構成されていることがスペクトル形状から判る。これらから、  $\text{Mn}_2(\text{Co}_{0.5}\text{V}_{0.5})\text{Al}$  における磁化補償は、Mn, Co において反平行な 2 サイトが存在してスピンを打ち消し合っていることが元素別な磁化状態の解析から判った [2]。

**参考文献** [1] I. Galanakis, P. H. Dederichs, and N. Papanikolaou, Phys. Rev. B **66**, 174429 (2002).

[2] T. Tsuchiya, J. Okabayashi, and S. Mizukami, submitted.

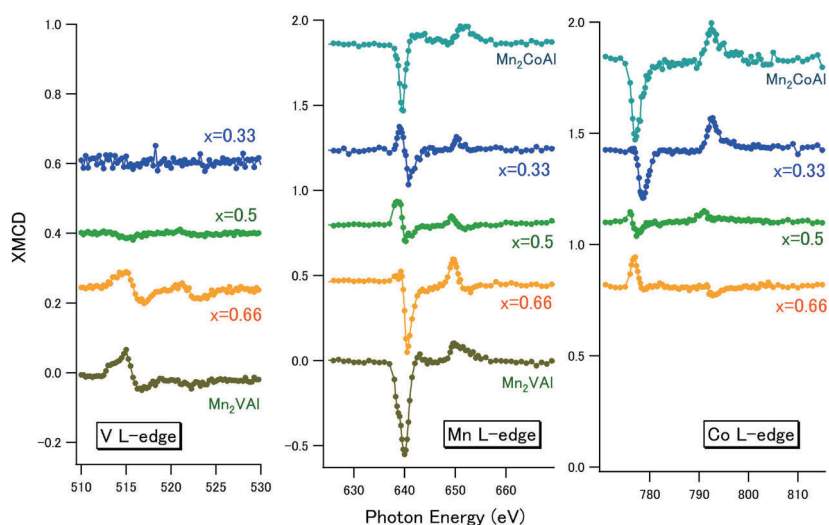


Fig. 1, XMCD at V, Mn, and Co L-edges in  $\text{Mn}_2\text{Co}_{1-x}\text{V}_x\text{Al}$  films for  $x = 0, 0.33, 0.5, 0.66$ , and 1.