

(Fe₇₅Co₂₅)₇₅(Al₅₀Si₅₀)₂₅ 合金薄膜の軟磁気特性と構造

中野 拓真^{1,2}, Bhuwan Nepal², 田中 美知¹, Shuang Wu², 阿部 暁太郎^{1,2}, Gary Mankey²,
Tim Mewes², Claudia Mewes², 鈴木 孝雄²
(¹TDK 株式会社, ²アラバマ大学)

Soft Magnetic and Structural Properties of (Fe₇₅Co₂₅)₇₅(Al₅₀Si₅₀)₂₅ Alloy Thin Films

Takuma Nakano^{1,2}, Bhuwan Nepal², Yoshitomo Tanaka¹, Shuang. Wu², Kyotaro Abe^{1,2}, Gary Mankey²,
Tim Mewes², Claudia Mewes² and Takao Suzuki²
(¹TDK Corporation, ²The University of Alabama)

はじめに

電子部品の小型化、駆動周波数の高周波化に伴い、高飽和磁化 (M_s)、低保磁力 (H_c)、低ダンピング定数 (α_{eff}) を持つ軟磁性材料が要望されている。これまで、Fe(Co)-Al¹⁾、Fe(Co)-Si^{2,3)} をはじめとする鉄系合金の軟磁性特性に関して研究を行ったが、さらなる改善が必要である。一方 Fe(Co)-Al-Si 合金は、Fe₆₀Co₁₂Al₁₂Si₁₆ 付近の組成で、零磁気異方性、零磁歪定数を持つことが報告されている⁴⁾。しかし、磁化ダイナミクス特性を含めた Fe(Co)-Al-Si 合金系に関する報告はほとんどない。本研究では、(Fe₇₅Co₂₅)₇₅(Al₅₀Si₅₀)₂₅ 合金薄膜の軟磁気特性を明らかにすることを目的とする。

実験方法

合金薄膜 (Fe₇₅Co₂₅)₇₅(Al₅₀Si₅₀)₂₅ を、DC マグネトロンスパッタ装置を用いて、MgO(100)単結晶基板の上に [Fe₇₅Co₂₅ (0.7 nm)/Al₅₀Si₅₀ (0.4 nm)] を積層することにより成膜した。成膜中の基板温度 (T_s)、および膜厚を変化させた試料を複数作製した。X線回折法 (XRD)、透過電子顕微鏡 (TEM) を用いた結晶構造の評価、VSM、MOKE を用いた軟磁気特性の測定を行った。磁化ダイナミクス特性は強磁気共鳴測定により評価した。

実験結果

XRD による結果より、 $T_s = 410^\circ\text{C}$ で成膜した試料では DO₃ 構造を含むことが確認された (Fig. 1(a))。また、 $T_s = 40^\circ\text{C}$ では非晶質、 $T_s = 100\sim 300^\circ\text{C}$ では bcc 構造を示すことが分かった。Fig. 1 に H_c 、 M_s 、 α_{eff} の T_s 依存性を示す。 H_c 、 M_s は T_s によらずほぼ一定であり、それぞれ、約 700 emu/cc、4 Oe であった。ダンピング定数は、 T_s の増加とともに低下し、その後増加する。 $T_s = 300^\circ\text{C}$ における最小値は 2.2×10^{-3} であった。さらなる H_c 、 α_{eff} の低下のために、成膜条件の最適化を検討中である。磁気特性の膜厚依存性についても報告する。

本研究における結果は、TDK 株式会社及びアラバマ大学 MINT センターによる共同研究により得られたものである。

参考文献

- 1) Y. Ariake et al. AIP Advances 8, 056119 (2018).
- 2) K. Abe et al. AIP Advances 9, 035139 (2019).
- 3) S. Wu et al., Phys. Rev. B, 99, 144416 (2019)
- 4) M. Hayakawa et al., IEEE Trans. Magn., 23, 5 (1987).

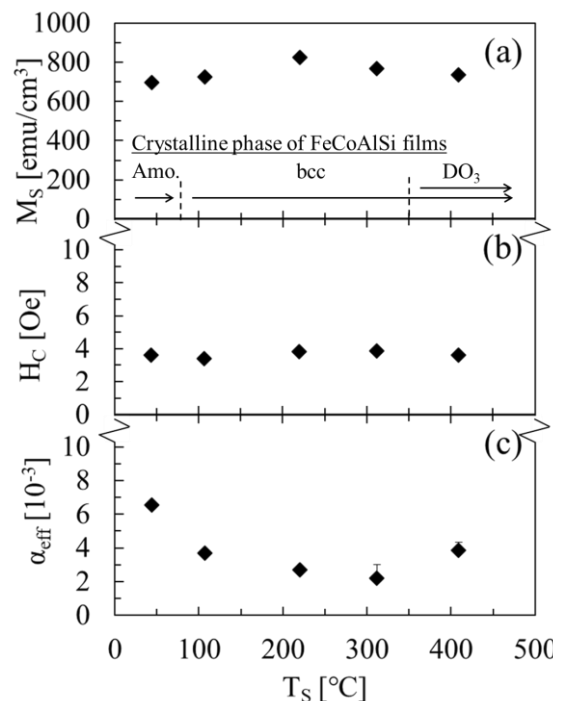


Fig.1 The dependences of (a) M_s , (b) H_c and (c) α_{eff} on T_s of (Fe₇₅Co₂₅)₇₅(Al₅₀Si₅₀)₂₅ films. The crystalline phases for each T_s are shown in Fig. 1(a)

VN 下地層上に形成した FeCo(001)単結晶膜の磁歪特性

大竹充¹・芹澤伽那^{1,2}・川井哲郎¹・二本正昭²・桐野文良³・稲葉信幸⁴
(¹横浜国大, ²中央大, ³東京藝大, ⁴山形大)

Magnetostrictive Property of FeCo(001) Single-Crystal Film Formed on VN Underlayer

Mitsuru Ohtake¹, Kana Serizawa^{1,2}, Tetsuroh Kawai¹, Masaaki Futamoto², Fumiyoshi Kirino³, Nobuyuki Inaba⁴
(¹Yokohama Nat. Univ., ²Chuo Univ., ³Tokyo Univ. Arts, ⁴Yamagata Univ.)

はじめに 大きな磁歪を示す軟磁性材料は、センサやアクチュエーター、振動発電デバイス等への応用に向けて研究されている。bcc 構造を持つ Fe-Co 合金は代表的な軟磁性材料であり、組成や形成条件により 10^{-4} オーダーの大きな磁歪を示すことから¹⁻³⁾、これらの応用に向けて注目されつつある。最近、我々は、材料基礎物性を調べることを目的に、MgO(001)基板上に bcc-Fe_{100-x}Co_x(001)単結晶膜 ($x = 0 \sim 50$ at. %) を基板温度 300 °C で形成し、Co 組成 x を 0 から 50 at. % に増加させると、 λ_{100} は $+274 \times 10^{-6}$ 、 λ_{111} は $+78 \times 10^{-6}$ まで増加することを報告した⁴⁾。形成基板温度や熱処理後の冷却過程によっても、結晶特性が変化し、磁歪も増加する可能性がある。しかしながら、高基板温度で膜形成を行うと、一般に基板上での薄膜材料原子の表面拡散が促進され、起伏の大きな膜が形成され、磁歪特性を評価することができない。本研究では、MgO と同じ結晶構造と同程度の格子定数を持ち、MgO に比べて表面エネルギーの大きな VN を下地層材料として用いることにより、高基板温度においても、平坦な表面を持つ Fe₅₀Co₅₀ 合金膜の形成を実現した。そして、基板温度および基板加熱後の冷却過程が磁歪特性に及ぼす影響について調べた。

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用いた。MgO(001)基板上に 600 °C の基板温度で 10 nm 厚の VN(001)単結晶下地層を形成し、その後、室温から 600 °C の間の一定基板温度で 100 nm 厚の Fe₅₀Co₅₀ 膜を形成した。構造評価には RHEED および XRD、表面形態観察には AFM、磁化曲線測定には VSM を用いた。磁歪は、0 から 1.2 kOe の回転磁界中に片持ち梁の状態を試料を配置し、そのそりをレーザー変位計で測定し、 $\Delta l/l = \Delta S t_s^2 E_s(1+\nu_s) / 3L^2 t_f E_f(1-\nu_f)$ の関係式を用いることにより算出した。ここで、 $\Delta l/l$ は歪、 ΔS は片持ち梁のそり量、 L は 2 つのレーザーポイント間の距離、 t は厚さ、 E はヤング率、 ν はポアソン比、添え字の s および f はそれぞれ基板および膜のパラメータであることを表している。

実験結果 室温から 600 °C の全ての基板温度において、FeCo(001)[110]_{bcc} || VN(001)[100] の結晶方位関係で FeCo(001)単結晶膜がエピタキシャル成長した。また、いずれの膜においても、平坦な表面が得られた。Fig. 1(a)および(b)に、それぞれ、 λ_{100} および λ_{111} の基板温度依存性を示す。基板温度を室温から 600 °C に上昇させると、 λ_{100} は $+261 \times 10^{-6}$ から $+299 \times 10^{-6}$ 、 λ_{111} は -16×10^{-6} から $+117 \times 10^{-6}$ まで増加しており、高基板温度を用いることにより、磁歪を増加させられることが分かった。当日は、基板加熱後の冷却過程が磁歪特性に及ぼす影響についても報告する。

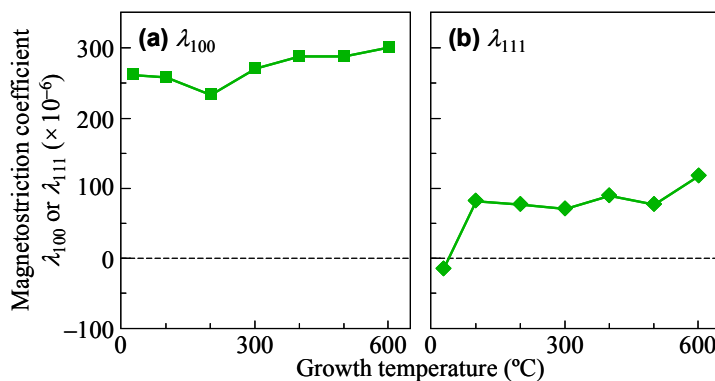


Fig. 1 Substrate temperature dependences of magnetostriction coefficients, (a) λ_{100} and (b) λ_{111} , of FeCo(001) single-crystal film formed on VN underlayer.

- 1) H. M. A. Urquhart, K. Azumi, and J. E. Goldman: *DTIC Tech. Rep.*, no. AD0018771 (1953).
- 2) R. C. Hall: *J. Appl. Phys.*, **30**, 816 (1959).
- 3) D. Hunter, W. Osborn, K. Wang, N. Kazantseva, J. Hattrick-Simpers, R. Suchoski, R. Takahashi, M. L. Young, A. Mehta, L. A. Bendersky, S. E. Lofland, M. Wuttig, and I. Takeuchi: *Nat. Commun.*, **2**, 518 (2011).
- 4) K. Serizawa, M. Ohtake, T. Kawai, M. Futamoto, F. Kirino, and N. Inaba: *J. Magn. Soc. Jpn.*, **43**, 50 (2019).

Cu_xCo_{1-x}Fe₂O₄ フェライトの結晶構造と磁気特性

久松美佑、藤枝 俊、清野智史、中川 貴、山本孝夫
大阪大学 大学院工学研究科

Magnetic properties and crystal structure of Cu_xCo_{1-x}Fe₂O₄

M. Hisamatsu, S. Fujieda, S. Seino, T. Nakagawa, T. A. Yamamoto
Graduate School of Engineering, Osaka University

はじめに

CoFe₂O₄ 薄膜を基板との格子不整合によって歪ませると、磁気弾性効果により保磁力が大きく増大する¹⁾。従って、Co の Cu 部分置換によりヤン・テラー効果に起因する歪みを利用すれば、基板なしでも CoFe₂O₄ の保磁力の増大が期待できる。本研究では、CoFe₂O₄ の永久磁石素材への応用に向けて、固相法で作製した Cu_xCo_{1-x}Fe₂O₄ の結晶構造と磁気特性の関係を明らかにすることを目的とする。

実験方法

α-Fe₂O₃、Cu₂O および CoO 粉末を出発原料として用い、固相反応法により Cu_xCo_{1-x}Fe₂O₄ を作製した (電気炉で 950°C、10 h 保持)。結晶構造を調べるために Cu-Kα 線での X 線回折測定を行った。磁化測定には振動試料型磁力計を用いた。

実験結果

Cu_xCo_{1-x}Fe₂O₄ の X 線回折パターンを Fig. 1 に示す。x=0.5 の試料は、x=0.0 (CoFe₂O₄) のものと同様に立方晶の回折パターンを示した。一方、x=0.9 では回折ピークの分裂が観測され、ほぼ単相の正方晶と同定された。x=0.9 の格子定数は a=b=8.26 Å および c=8.634 Å であり、c/a は 1.044 であった。つまり、Co の Cu 部分置換によるヤン・テラー効果に起因して正方歪みが生じたと考えられる。磁化測定により得られた保磁力の Cu 部分置換量 x への依存性を Fig. 2 に示す。x の増加に伴い保磁力は急激に増加し、x=0.9 の値は部分置換前 (x=0.0) の約 2 倍に達した。従って、ヤン・テラー効果を利用して正方歪みを引き起こすことにより Cu_xCo_{1-x}Fe₂O₄ の保磁力を増大させることに成功した。

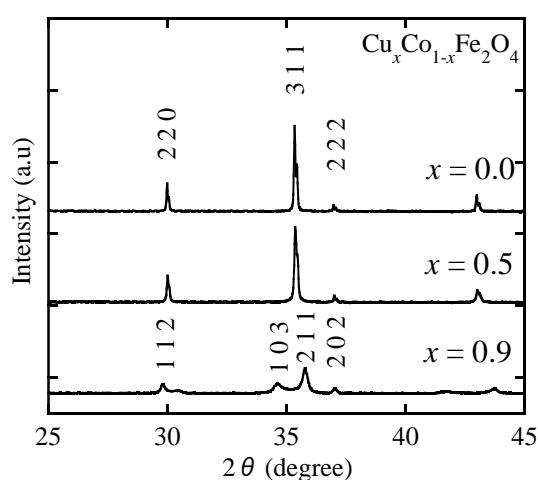


Fig.1 X-ray diffraction patterns of Cu_xCo_{1-x}Fe₂O₄ with x = 0.0, 0.5 and 0.9.

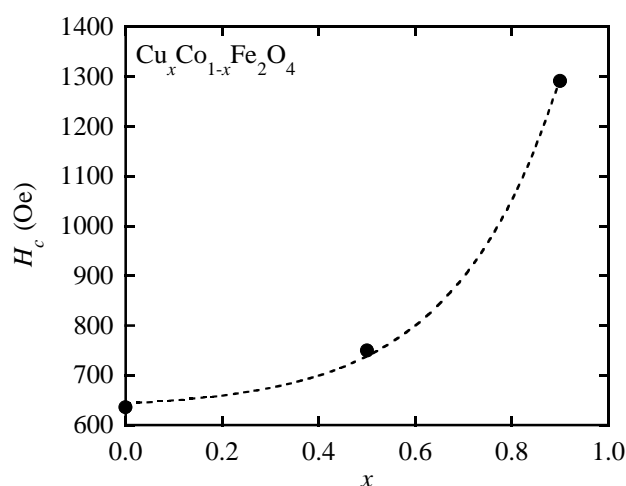


Fig.2 Dependence of coercivity H_c on x in Cu_xCo_{1-x}Fe₂O₄.

参考文献

- 1) H. Onoda, H. Sukegawa, E. Kita, H. Yanagihara, IEEE Trans. Magn. **54** (2018) 2502104

A study of coercivity of Co-Ni spinel ferrites at successive stages of synthesis

Sonia Uddin, Eiji Kita, Mikio Kishimoto, and Hideto Yanagihara
Institute of Applied Physics, University of Tsukuba, Tsukuba 305-8577, Japan

Magnetic nanoparticles with a distinctive synthesis route possess tremendous potential in technological applications for high-density information storage¹⁾. High-quality spinel cobalt-nickel ferrite nanoparticles were synthesized by undergoing a succession of synthesis routes comprised of chemical co-precipitation, hydrothermal treatment, and etching in hydrochloric acid. The samples produced by chemical co-precipitation and then hydrothermal treatment are denoted by AP and HT respectively, while the samples produced as a result of etching after hydrothermal treatment are indicated by ET2 (HCl solution 2.0 mole/L), ET4 (4.0 mole/L), and ET6 (6.0 mole/L). The crystal structure and size were determined by means of transmission electron microscopy and X-ray diffraction. Magnetization and demagnetization were measured by using a vibrating sample magnetometer. It was found that the specific saturation magnetization and coercivities change with the samples, reaching maximum of respectively 61 emu/g for the ET2 sample and 6562 kA/m for the ET4 sample (Table 1).

The HT sample showed a magnetization and coercivity of 52 emu/g and 4519 kA/m respectively, so the etching process produces a considerable effect on the coercive force (see Fig. 1). The effective magnetic anisotropy constants of these samples were calculated by using the law of approach to saturation.

Mössbauer spectroscopic experiments at room temperature and 4.2 K with no applied magnetic field and at room temperature with an application of external magnetic field (5 T) were also carried out on both the HT and ET2 samples²⁾. It was found that etching leads to a significant variation of the Fe³⁺ ion distribution in the tetrahedral (A sites) and octahedral (B sites) sites of the Co-Ni spinel ferrite (Table 2). The cation distribution thus makes it evident that lattice defects are probably present and may be the principal factor in increasing coercivity.

References:

- 1) V. Dupuis *et al.*, MRS Online Proceedings Library Archive (2014) 1708.
- 2) W. Keune, Hyperfine Interactions 204 (2012), 13-45B.

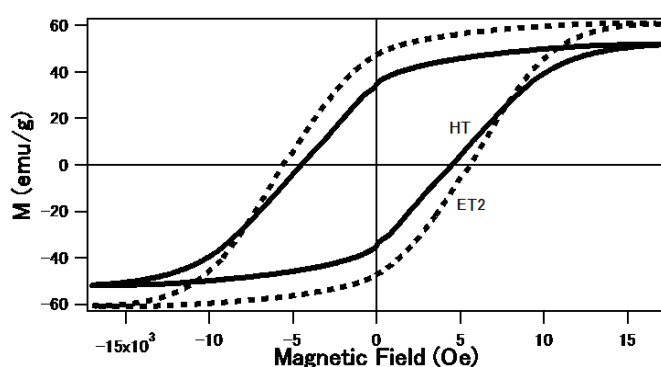


Fig. 1 M-H curve of HT and ET2 samples measured at 300 K.

Table 1: Saturation magnetization (M_s), squareness ratio (SR) and coercivity (H_c) at room temperature

Samples	M_s (emu/g)	SR	Coercivity (Oe)
AP	21.5	0.51	4604
HT	52	0.67	4519
ET2	61	0.78	5605
ET3	60.4	0.77	6281
ET4	60.5	0.77	6562
ET6	59.9	0.70	6423

Table 2: Relative area occupied by Fe³⁺ ion in HT and ET2 samples

Sample	Area (%)	
	A site	B site
HT	71	29
ET2	63	37

マイクロ波の吸収を指向した六方晶系 M 型フェライトのセラミックス及び薄膜の作製

高橋ちとせ、川村充哉、小山大貴、安川雪子
(千葉工業大学)

Preparation of hexagonal M-type ferrite ceramics/thin films aiming for microwave absorption
C. Takahashi, A. Kawamura, D. Koyama, Y. Yasukawa
(Chiba Institute of Technology)

はじめに

近年技術進歩に伴い、様々な電子機器の高性能化、スマート化が進んでいる。それに伴い機器内部の電子回路で素子同士の電磁波干渉や電磁波の漏洩が深刻な問題になっている。これらの電磁障害は、機器の性能低下や本来のパフォーマンスを阻害することから、これを防止することが重要である。本研究では、マイクロ波を吸収できる六方晶系 M 型フェライトセラミックス含有シートを作製した。また有機金属分解 (Metal-Organic-Decomposition: MOD) 法を用いて六方晶系 M 型フェライト薄膜¹⁾の作製も試みた。

実験方法

固相反応法によりセラミックスの $\text{BaTiCoFe}_{10}\text{O}_{19}$ を作製した。試薬を 2 時間混合し、電気炉を用いて 750°C で仮焼を行った。その後、仮焼試料を粉碎、成形し本焼を $900\sim 1300^\circ\text{C}$ 間で施した。このセラミックスをバインダーと硬化剤、希釈剤と混ぜ、シートを作製した。

薄膜は単結晶 Si 基板上に MOD コート剤 ((株) 高純度化学研究所) を滴下し、スピナーを用いて基板に塗布した。その後ホットプレートで仮焼を 2 度行い、水分と溶媒を蒸発させ管状炉を用いて本焼を行った。このプロセスを 1 プロセスとし、これを繰り返し行うことで厚膜化した。

遮蔽型短絡マイクロストリップ線路法²⁾を用いて試料の透磁率を評価した。

実験結果

基本となる $\text{BaTiCoFe}_{10}\text{O}_{19}$ セラミックスの磁気特性の本焼温度依存性を評価した (Fig.1(a))。その結果 1200°C の本焼で最も保磁力が低く、飽和磁化が高くなることがわかった。従ってこのセラミックス試料をシート化し、透磁率を評価した (Fig.1(b))。一般的に市販されているノイズ抑制部品などは共鳴周波数が KHz 帯程度だがこのシートは 4GHz という結果が得られた。薄膜については、本焼温度 820°C 付近が適切な本焼温度であると推定される。

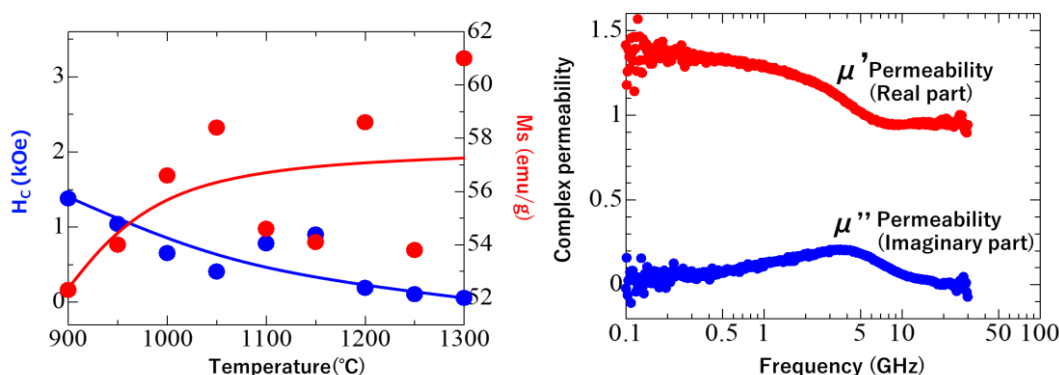


Fig.1(a) Influence of annealing temperature on magnetic parameters Fig.1(b) Complex permeability of ferrite sheet

参考文献

- 1) C. Singh et al., Mater. Lett. **63**, (2009)1921
- 2) S. Takeda et al., Magnetics Jpn, **14** (2019)12

謝辞

透磁率の評価はキーコム (株) にて武田茂様から多大なご協力を頂きました。ここに感謝の意を表します。

光プローブ法を用いた磁性薄膜の高周波応答の観測

齊藤悠一, 栢修一郎, 石山和志
(東北大学 電気通信研究所)

Observation of magnetic thin films excited by RF using laser probe

Y. Ssaito, S. Hashi and K. Ishiyama

(Research Institute of Electrical Communication Tohoku University)

背景

我々はこれまで磁気光学結晶を用いることで、比較的低侵襲に高周波回路から発生する磁場の二次元分布を観測する手法を開発してきた。また、昨今の通信産業の急速な発展に伴い、漏洩磁場の可視化だけでなく軟磁性材料を用いたノイズ抑制などの応用研究も重要性を増している。しかし既存の磁性材料の多くは GHz 帯といった高周波帯での応答が小さく、今後のさらなる高周波化によって応用困難な状況の到来が予想される。これを打破するためにも磁性材料の高周波帯における特性に対して深い知見を得ることが必要不可欠である。そこで本研究では、高周波回路 (MSL: Microstrip Line) から発生した磁場によって軟磁性材料を励起状態にし、そのときの磁性体の応答を磁気光学 Kerr 効果によって観察した。

方法

本研究では Tamaru らの手法¹⁾を参考に、高周波ポンプ-光プローブ法による測定系を構築した。プローブ光源には Ti:Sapphire レーザー (繰り返し周波数: 約 84MHz) を用いた。レーザーの発振タイミングに同期させた高周波信号発生器から MSL へパルス変調信号を伝送することで、MSL 上に設置した磁性薄膜は磁気的に励起される。この励起状態を磁気光学効果の一つである極 Kerr 効果を用いプローブ光の偏光軸の回転として観測した。なお、励起信号と同様にパルス変調された光信号はバランスフォトディテクトで電圧信号に変換した後にロックイン検出した。

結果

磁場中 RF スパッタリングにより成膜した CoZrNb(100nm)/SiO₂(25nm) の 4 層積層膜を MSL 上に設置し、高周波信号 (1.2GHz, 15dBm) とプローブ光 (波長: 800nm, パルス幅: 23.5fs) を用いた二次元イメージングを取得した (Figure 1)。これまでに我々が得ている知見²⁾では磁性ガーネットの励起状態は MSL のエッジ付近に局在していたが、今回の研究によって CoZrNb 薄膜の励起状態は MSL のエッジに局在せず広がりを持っていることが確認できた。

謝辞

本研究に使用した機材の一部を提供していただいた理化学研究所の保科宏道上級研究員と大谷知行チームリーダーに深く感謝申し上げます。

参考文献

- 1) Tamaru, Shingo, et al. Journal of Applied Physics 91.10 (2002).
- 2) Nasuno, Hiroshi, Shuichiro Hashi, and Kazushi Ishiyama. IEEE Transactions on Magnetism 47.10 (2011).

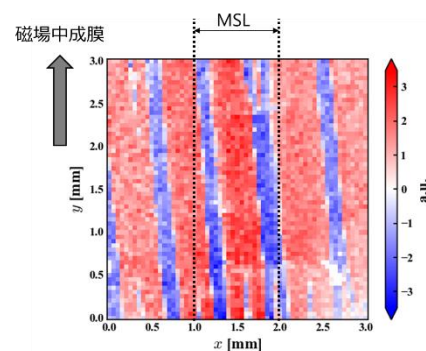


Figure 1 イメージング結果
領域 3mm×3mm, 分解能 0.05mm

(100) [001]珪素鋼単結晶板を利用した振動発電

長内史也¹, 栢修一郎¹, 藤枝俊², 石山和志¹

(¹東北大学電気通信研究所, ²大阪大学)

Study on energy harvesting with (100) [001] silicon steel sheet

F. Osanai¹, S. Hashi¹, S. Fujieda², K. Ishiyama¹

(¹RIEC Tohoku University, ²Osaka University)

1. はじめに

近年、身の回りの振動を電気エネルギーに変換する振動発電が注目を集めており、様々な発電デバイスが提案されている¹⁾。中でも逆磁歪効果を利用した振動発電は TbDyFe, Fe-Ga, FeCo のように大きな磁歪定数を有する材料を利用するケースが多い^{2,3)}が、本研究では(100)[001]珪素鋼板を発電に使用することを提案する。この材料は、面内に2つの磁化容易軸を有しているため、引張応力および圧縮応力が加わったときに磁気モーメントの方向が変化しやすい。また軟磁性材料であり、飽和磁束密度が大きいこと振動によって大きな磁束変化を得ることが期待できる。さらに珪素鋼板は前述の材料よりも安価である。そこで本報告では、(100)[001]珪素鋼単結晶板を利用した振動発電について検討を行った結果について述べる。

2. 実験方法

図1に発電デバイスの断面図、図2に使用した発電デバイスを示す。このデバイスは、短冊形状の2枚の珪素鋼板(4.01 × 44.9 × 0.229 mm)と電磁鋼板を積層したヨークによって閉磁路が形成されており、珪素鋼板にバイアス磁界を印加するために永久磁石を挟み込んでいる。各珪素鋼板にはピックアップコイル(0.1 mmφ, 100 ターン, 5 Ω) が巻かれている。発電デバイス的一方を加振器に固定し、もう一方を自由端として振動させることにより珪素鋼板が湾曲し、引張り・圧縮応力が印加される。このとき、逆磁歪効果によって珪素鋼板内の磁束が時間変化し、ピックアップコイルに電圧が誘起される。この電圧の波形をロックインアンプおよびオシロスコープにより測定する。

3. 実験結果

図3に発電デバイスを共振周波数(48.3 Hz)の正弦波で振動させた際、ピックアップコイル1つに誘起された電圧と磁束密度の測定結果を示す。62 mV_{p-p}の電圧が測定され、そのとき約48 μWの最大瞬間電力が得られた。また、磁束密度の変化幅は0.7 Tであった。最適なバイアス磁界の検討等によって、更なる大きな電圧・磁束密度の変化が期待できる。

参考文献

- 1) H. Liu, J. Zhong, C. Lee, S. Lee, L. Lin, Appl. Phys. Rev. **5**, 041306 (2018).
- 2) S. Fujieda, S. Suzuki, A. Minato, T. Fukuda, T. Ueno, IEEE Trans. Magn. **50**(2014) 2505204.
- 3) B. Yan, C. Zhan, L. Li, IEEE Trans. Magn. **51**(2015) 8205404.

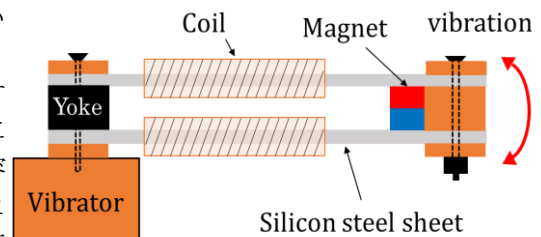


Fig.1 Configuration of energy harvesting device

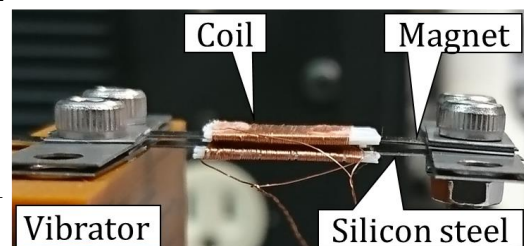


Fig.2 Prototype of the device

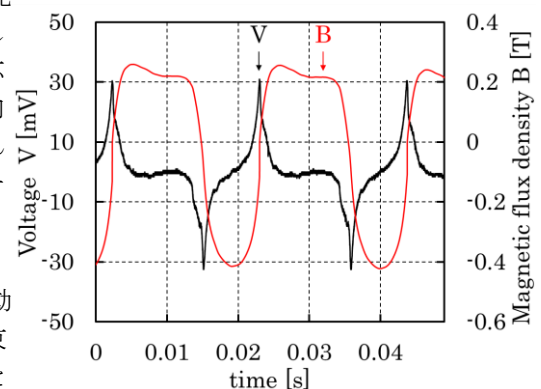


Fig.3 Time response of the voltage and the magnetic flux density at resonant frequency of 48.3 Hz

電源向け高Bs 低損失 Fe-Nb-B-P 系ナノ結晶合金の開発

中畑 功、長谷川暁斗、熊岡広修、森智子、堀野賢治、松元裕之
(TDK 株式会社)

Development of high Bs type Fe-Nb-B-P nanocrystalline alloy with low core loss for power supply

I.Nakahata, A.Hasegawa, H.Kumaoka, S.Mori, K.Horino, H.Matsumoto
(TDK Corporation)

はじめに

近年の環境への意識の高まり、また電子機器の小型化にともない、それらに用いられる電源において更なる高効率化、高電力密度化が望まれており、それに対しより小型かつ低損失な電子部品が求められている。

特にコイルなどの磁性部品は、電源容積に占める体積が大きく、大電流への対応、小型化、低損失化が強く望まれており、それに適応可能な軟磁性材料の実用化が期待されている。

一般的に広く用いられている MnZn 系フェライトは、低損失という点で優れているが、飽和磁束密度が低く、小型化と大電流対応の両立は困難であり、金属系軟磁性材料の高い飽和磁束密度を利用する必要がある。実用化されている高飽和磁束密度金属軟磁性材料として Fe-Si-B 系アモルファス材料があるが、これはコアロスが高いという問題があり、高飽和磁束密度かつ低損失な材料が求められている。

本報では、優れた軟磁気特性で知られるナノ結晶系軟磁性合金に着目し、Fe-Si-B 系アモルファス合金同等の飽和磁束密度を示し、かつ低損失である新しい Fe-Nb-B-P 系ナノ結晶合金を見出したので、その磁気特性について報告する。

実験方法

Fe(99.99%), B(99.5%), Fe3P(99.9%), Nb(99.9%)の原料を用いて高周波溶解にて母合金を作製し、単ロール液体急冷法により幅 50mm、厚み約 18 μm のアモルファス薄帯を作製した。作製した薄帯に Ar 雰囲気中で 600°C、1 時間熱処理を施しナノ結晶化し、その磁気特性及び微細構造を評価した。飽和磁束密度(Bs)は室温において振動試料型磁力計(VSM)を用いて、コアロス(Pcv)は交流 BH アナライザを用いて測定し、また初透磁率(μ_i)はインピーダンスアナライザにより測定した。微細構造は透過型電子顕微鏡(TEM)を用いて評価した。比較には市販の Fe-Si-B 系アモルファス薄帯を用いた。Fe-Si-B 系アモルファス薄帯は、Ar 雰囲気中で 400°C、1 時間熱処理し、同様に磁気特性の評価を行った。

実験結果

Table 1 に、作製した Fe-Nb-B-P 系ナノ結晶合金、市販の Fe-Si-B 系アモルファス合金の Bs、Pcv、 μ_i を、Figure 1 に Pcv の最大磁束密度(Bm)依存性を示す。Bs は、Fe-Nb-B-P 系で 1.64T と Fe-Si-B 系の 1.63T と同等の特性を有している。また Pcv は、測定周波数 f=100kHz、最大磁束密度 Bm=0.2T の測定条件下において、Fe-Nb-B-P で 646kW/m³ と、Fe-Si-B 系の 1992kW/m³ に対して、半分以下となることが確認された。また初透磁率を比較しても、Fe-Nb-B-P は Fe-Si-B に対し高い値を示している。Fe-Nb-B-P は、電源向け磁性材料として優れた軟磁気特性を有しており、大電流対応・小型・低損失な磁性部品への適用が期待できる。

	Fe-Nb-B-P	Fe-Si-B
Saturation magnetic flux density (Bs) [T]	1.64	1.63
Core loss (Pcv) [kW/m ³] at f=100kHz, Bm=200mT	646	1922
Initial permeability(μ_i) at 1kHz	12356	3360
Initial permeability(μ_i) at 100kHz	8411	3012

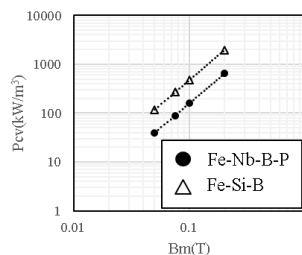


Table 1. Magnetic properties of Fe-Nb-B-P, Fe-Si-B

Figure 1. Bm dependence of core loss at f=100kHz