

Granular Nanostructures and Magnetic Properties of FePt-C/FePt-SiO₂ Films

LURAN ZHANG¹, LIWANG LIU¹, KOUJI HAYASAKA³, SHUNJI ISHIO^{1,2}

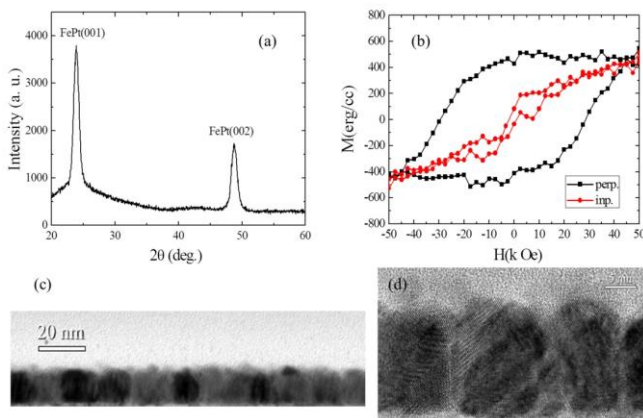
¹ Venture Business Laboratory, Akita University, Akita, Japan

² Department of Materials Science and Engineering, Akita University, Akita, Japan

³ Nanotechnology Platform of the Ministry of Education, Culture, Sports, Science and Technology (MEXT), Japan, Center for Integrated Nanotechnology Support, Tohoku University

The $L1_0$ ordered FePt is one of the most promising candidates for heat assisted magnetic recording (HAMR) media due to its high bulk magnetocrystalline anisotropy energy constant K_u of $\sim 7 \times 10^7$ ergs/cc. For HAMR media, $L1_0$ FePt-X(segregant) thin films must have high coercivity and small, uniform and columnar shape FePt grains. Various segregants, such as C, TiO₂, SiO₂ and etc.¹⁻³ have been doped to FePt film to obtain desired properties. By doping amorphous SiO₂ and TiO₂ can fabricate the (001) textured FePt films with columnar grains. However, these FePt films exhibited poor perpendicular anisotropy because their phase separation tendency is too weak to isolate FePt grains in the lateral direction⁴. FePt-C granular films realize high K_u and well-isolated FePt grains with small grains. But the doped C easily diffused to the surface at the relatively higher fabrication temperature of FePt films. This resulted in second nucleation and the formation of double layer structure with increased media thickness⁵. In this work, we successfully fabricated columnar structured FePt film with large coercivity by using FePt-C/FePt-SiO₂ bilayer structure. Granular nanostructures and magnetic properties of FePt-C, FePt-SiO₂ and FePt-C/FePt-SiO₂ films have been investigated.

Fig. 1(a) shows an XRD pattern of the FePt-C30vol%(4 nm)/FePt-SiO₂ 45vol%(4 nm) film. The wide background peak between 17° and 35° corresponds to the amorphous glass substrate. The (001) and (002) peaks of the $L1_0$ FePt structure are clearly observed with a missing (111) peak, indicating the FePt grains are strongly (001) textured. The high degree of chemical ordering of $L1_0$ FePt manifests itself as a large integrated peak intensity ratio $A(\text{FePt}_{001})/A(\text{FePt}_{002})=2.2$. Fig. 1(b) shows the magnetization curves of the film. Coercivity of the out-of-plane direction is about 28.5 kOe. Fig. 1(c) and (d) show the cross-sectional TEM bright field images of the film. It is evident that only one layer of well-isolated columnar FePt grains which are about 10 nm in diameter and 13 nm in height is epitaxially grown on the MgO intermediate layer. It can be seen that the FePt-SiO₂ layer is successfully grown on the FePt-C layer without forming the second layer. Note that the 8 nm thickness of FePt-C/FePt-SiO₂ is thicker than the critical thickness of FePt-C single-layer formation (4 nm). It means that the FePt-SiO₂ layer suppress the phase separation between FePt and C.



Reference

- 1) S. D. Granz, K. Barmak, and M. H. Kryder, *Eur. Phys. J. B* **86** 81, (2013).
- 2) L. Zhang, Y. Takahashi, A. Perumal, K. Hono, *J. Magn. Magn. Mater.* **322**, 2658 (2010).
- 3) Y. Ding, J. Chen, B. Lim, J. Hu, B. Lui, G. Ju, *Appl. Phys. Lett.* **93**, 032506 (2008).
- 4) B. S. D. C. S. Varaprasad, M. Chen, Y. K. Takahashi, and K. Hono, *IEEE Trans. Magn.* **49**, 718 (2013).
- 5) J. S. Chen, B. C. Lim, J. F. Hu, B. Liu, G. M. Chow and G. Ju, *Appl. Phys. Lett.* **91**, 132506 (2007)

Fig. 1. (a) XRD pattern, (b) magnetization curves and (c), (d) cross sectional TEM images of FePt-C30vol%(4 nm)/FePt-SiO₂ 45vol%(4 nm) film.

Simulation of $L1_0$ FePt microstructure by using phase field model

L. W. Liu¹, K. Ohsasa², T. Koyama³, L. Y. Liang⁴, L. R. Zhang¹, and S. Ishio^{1,2}

¹Venture Business Laboratory, Akita University, Gakuen Machi 1-1, Tegata, Akita 010-8502, Japan

²Department of Materials Science and Engineering, Akita University, Gakuen-machi 1-1, Tegata, Akita 010-8502, Japan

³Department of Materials Physics and Energy Engineering, Graduate School of Engineering, Nagoya University, Furo-cho, Chikusa-ku, Nagoya 464-8603, Japan

⁴Mathematics and Computer Science Division, Argonne National Laboratory, Argonne, Illinois 60439, USA

Heat Assisted Magnetic Recording (HAMR) media demands $L1_0$ FePt-X(segregant) thin films should have small and columnar FePt grains with high coercivity. In this work, the influence factors to form the columnar FePt grains were studied by using 3D phase field model based on Koyama's model.¹⁾

Fig. 1 shows the 3D microstructure of the FePt-X thin films with increasing the film thickness ($L1_0$ FePt: yellow, Al FePt: red, X: cyan). The simulated volume is $50 \times 50 \times (t=2-10)$ nm³ and using isotropic atomic mobilities. The interfacial energy is 1.82 J/m². Fig. 1(a) shows the morphology of the FePt-X thin films when t is 2 nm, and the columnar FePt grains can be seen clearly. Fig. 1(b) shows the FePt-X microstructure when t is 5 nm. The bilayer FePt grains start to form and the interconnected FePt grains increase. Fig. 1 (c-d) shows that the FePt grains are layer by layer or semi-spherical shape when the FePt-X thickness varies from 8 nm to 10 nm.

Fig. 2 shows the variations of 3D microstructure of the FePt-X thin films with the different mobility M_{cz} values and the same mobility $M_{cx}=M_{cy}=1.0$. The volume is $50 \times 50 \times 10$ nm³. Fig. 2 (a)-(b) shows the number of bilayers of FePt grains reduces when M_{cz} is decreased from 0.5 to 0.1. When M_{cz} continues to decrease to 0.01 and 0.001, the microstructure of the FePt-X thin films almost fully become the columnar shape as shown in Fig. 2(c) and Fig. 2(d). These results clearly demonstrate that selecting the materials with the anisotropic mobility of atom diffusion as a segregant is vital to prepare the columnar microstructure of the FePt-X thin films.

References

1) T. Koyama, and H. Onodera, *Mater. Trans.*, 44(8) 1523-1528, (2003).

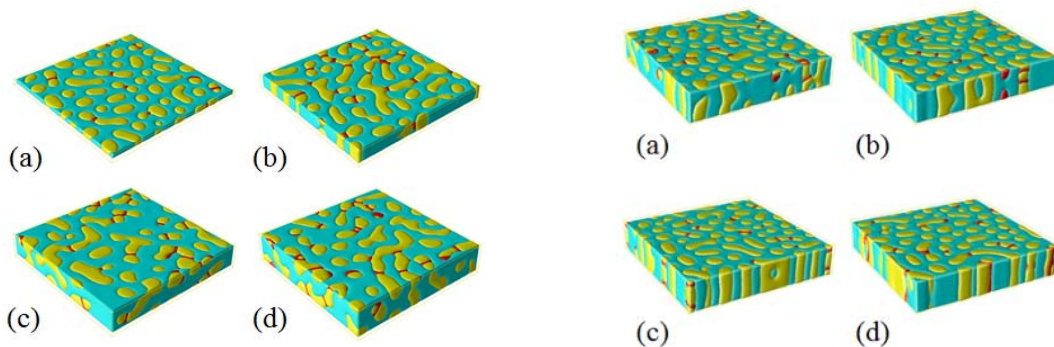


Fig. 1 The variations of the FePt-X thin films microstructure with different film thicknesses: (a) 2 nm; (b) 5 nm; (c) 8 nm; (d) 10 nm.

Fig. 2 The FePt-X thin films microstructure with decreasing M_{cz} at $t = 10$ nm: (a) 0.5; (b) 0.1; (c) 0.01; (d) 0.001.

Effect of amorphous Cr-Ti texture inducing layer on highly (002) textured large grain $\text{Cr}_{80}\text{Mn}_{20}$ seed layer for $L1_0$ ordered FePt-C granular film

Seong-Jae Jeon^{a)}, Shintaro Hinata^{a,b)}, and Shin Saito^{a)}

^{a)}Tohoku University, ^{b)}JSPS Research Fellow (PD)

Introduction Heat-assisted magnetic recording media has attracted much attention for future hard disk drive owing to the high magnetocrystalline anisotropy of $L1_0$ ordered FePt ($K_u \sim 7 \times 10^7 \text{ erg/cm}^3$)¹⁾. In order to improve signal to noise ratio, it is necessary to fabricate the medium in which the grains are magnetically isolated such as FePt-C based granular film. For large perpendicular anisotropy, controlling the c -axis (002) orientation of the FePt, corresponding to the magnetic easy axis, toward normal to the film is required. In general, the preferred crystal orientation of the FePt can be adjusted by means of hetero-epitaxial growth from (002) textured MgO underlayer. However, it is reported that the misalignment of the (002) grains normal to the film is caused by angular distribution of the MgO (002) orientation^{2, 3)}. Origin of the angular distribution is regarded due to the absence of the epitaxy growth of the MgO underlayer, which is directly deposited on an amorphous film. In this study, method to suppress the angular distribution is proposed by introducing a new concept of layered structure.

Concept of layered structure The proposed structure consists of the magnetic layer (ML)/under layer (UL)/seed layer (SL)/ texture-inducing layer with amorphous structure (a -TIL) as shown in Fig.1. Developing the SL with having the highly (002) texture-crystalline film, key idea of the concept, can be described when satisfying the high wettability of SL on a -TIL. The liquid phase of sputtered atoms of the SL tends to spread out on the a -TIL before solidification. Since the crystal terrace, evolved during solidification from liquid phase, possesses the largest surface area on the top surface compared to the other surfaces, the main contribution to the sheet texture evolution results from the top surface. And consequently, the large grain size with highly textured SL can be realized. Typically, the condition of high wettability is defined as Young relation written below $\gamma_{\text{SL}} > \gamma_{\text{in}} + \gamma_{a\text{-TIL}}$ where γ_{SL} is surface energy of SL, γ_{in} is interfacial energy, and $\gamma_{a\text{-TIL}}$ is surface energy of a -TIL. Since there is still lack of information on γ_{in} , expectation for high wettability by using the interfacial energy is difficult. However, it can be rationalized by taking into account the quantitative value between γ_{SL} and $\gamma_{a\text{-TIL}}$. Accordingly, condition favorable for the high wettability can be a high value of $\gamma_{a\text{-TIL}}$ and a lower value γ_{SL} . Thus, we have investigated to enlarge the grain size of SL by changing the quantitative value of $\gamma_{a\text{-TIL}}$.

Experimental results CrMn and Cr-Ti were introduced as the SL and a -TIL, respectively⁵⁾. In order to enlarge the grain size of SL, two methods were presented. (1) High wettability; changing the compositions of Cr-Ti a -TIL owing to the higher γ_{Ti} (2.570 J/m^2) than γ_{Cr} (2.056 J/m^2)⁵⁾. (2) Promoting the adatomic mobility of the SL; elevating the substrate temperature. The film structure used in this study consists of CrMn (30)/Cr_{100-x}Ti_x (20)/Ni₆₀Ta₄₀(2)/glass substrate. Substrate temperature was elevated before CrMn deposition. The temperature varied from RT to 600 °C. Ti composition (x) in the Cr_{100-x}Ti_x a -TIL varied from 0 to 100 at.%. Figure 2 shows the dependence of the full width of half maximum at CrMn (002) diffraction ($FWHM_{002}$) on the grain diameter (GD) of the CrMn SL with various fabrication conditions of Cr-Ti TIL. The $FWHM_{002}$, degree of the angular distribution, was evaluated by rocking curve profile (not shown in this abstract). The GD was estimated by Scherrer equation using CrMn (110) diffraction measured by in-plane XRD. As shown in the figure, the $FWHM_{002}$ decreases from 10.5 deg to 3.4 deg with increase of the GD from 11.4 nm to 15 nm. The result indicated that the remarkable progress in reducing the one-third value of the angular distribution was accomplished by increase of 3 nm of GD . It is expected that the epitaxy from CrMn, MgO to FePt-C can be improved by introducing Cr-Ti a -TIL.

Reference 1) M. H. Kryder *et al.*, *Proceedings of the IEEE*, **96**, 1810 (2008). 2) S. Wicht *et al.*, *J. Appl. Phys.*, **114**, 063906 (2013). 3) J. Wang *et al.*, *Acta Mater.*, **91**, 41 (2015). 4) S. J. Jeon *et al.*, *J. Appl. Phys.*, **117**, 17A924 (2015). 5) L. Z. Mezzy *et al.*, *Jpn. J. Appl. Phys.*, **21**, 1596 (1982).

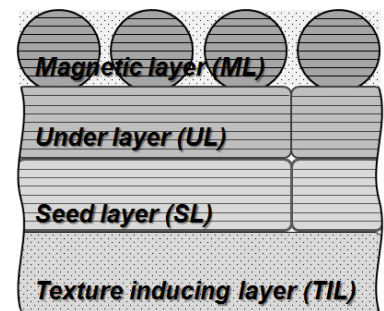


Fig. 1 Concept of layered structure for suppressing the (002) texture distribution of FePt-C medium.

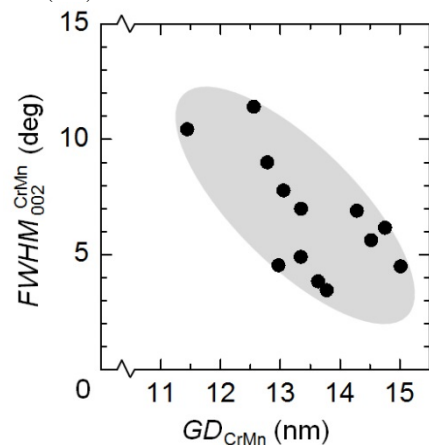


Fig. 2 $FWHM_{002}$ for CrMn seed layer dependence on grain diameter GD_{CrMn} with various fabrication conditions of Cr-Ti TIL.

Switching field distribution of FePt-C/FePt exchange coupled perpendicular media

J. Wang¹, Y.K. Takahashi¹, J.Y Kim², K. Hono¹

¹ National Institute for Materials Science, 1-2-1, Sengen, Tsukuba 305-0047, Japan

² Seagate Technology, 47010 Kato Road, Fremont, California 94538, USA

Since the grain size of the recording media has to be reduced, a magnetic material with high K_u must be applied for the concern of thermal stability. However, high K_u media require high writing field in order to write the information onto the media. Due to the physical limitation where the maximum attainable head field is about 1.7 T^{-1} , the writability of such media becomes a challenge. In this work, by increasing FePt soft layer thickness in FePt-C/FePt exchange coupled granular/continuous (CGC) perpendicular media, we successfully reduced the coercivity field from 4.9 to 1.4 T without sacrificing thermal stability. Meanwhile, the switching field distribution (SFD) of the bilayer media also got significant improved. Both of these advantages make FePt-C/FePt CGC media here a potential candidate for extremely high areal density recording media which is writable meanwhile thermal stable.

FePt-C 10 nm/FePt X nm exchange coupled granular/continuous perpendicular bilayer films were DC magnetron sputtered on single-crystalline MgO (001) substrates. Bottom hard layer was deposited by the co-sputtering using Fe, Pt and C targets at a substrate temperature of 600°C under 0.48 Pa Ar while the top relative soft FePt layer was sequenced co-sputtered at a lower substrate temperature of 400°C . The soft FePt layer thickness was varied from 2 to 15 nm.

Figure 1 shows the in plane and cross-sectional TEM images of MgO(001)/FePt-C 10nm/FePt Xnm CGC perpendicular bilayer films with different soft FePt capping layer thickness. Fig.1 (a) & (b) illustrate the TEM images of single FePt-C 10nm layer without soft capping layer. One can see that the single FePt-C layer gives a well-isolated nano granular structure with average grain size around $10.2 \pm 1.5 \text{ nm}$ (Inset of Fig. 1a). For bilayer film with 5 nm capping soft FePt layer, due to the inter-diffusion at FePt-C/ FePt interface, FePt grains grow larger with average grain size around 12 nm and the capping soft FePt growth epitaxially on the top of each individual hard FePt grains forming identical grains. Further increase the layer thickness to 10 or 15nm, one can detect soft FePt gains island on the top of bottom FePt grains, finally forming continuous soft FePt layer which is typically CGC structure. On the other hand, magnetization curves (Fig. 2) of the exchange coupled bilayer with various soft FePt layer thicknesses indicate that the introduced capping soft FePt layer also holds perpendicular magnetic anisotropy (PMA) and can effectively reduce the covercivity field H_c (4.9 to 1.4T) though direct exchange coupling at the FePt-C/ FePt interface. Furthermore, SFD analysis with ΔH (M, ΔM) method² shows that the direct exchange coupling at the interface can significantly narrow the SFD (33% to 6%) by increasing soft FePt layer thickness. However, decline of SFD with 15nm capping soft FePt layer can be attributed to the degradation of PMA.

Reference

- 1) Koji Matsumoto, Akhihiro Inomata, and Shin-ya Hasigawa, Fujitsu Scientific & Technical Journal 42, 158 (2006).
- 2) A. Berger, B. Lengsfeld and Y. Ikeda, J. Appl. Phys., 99, 08E705. (2006).

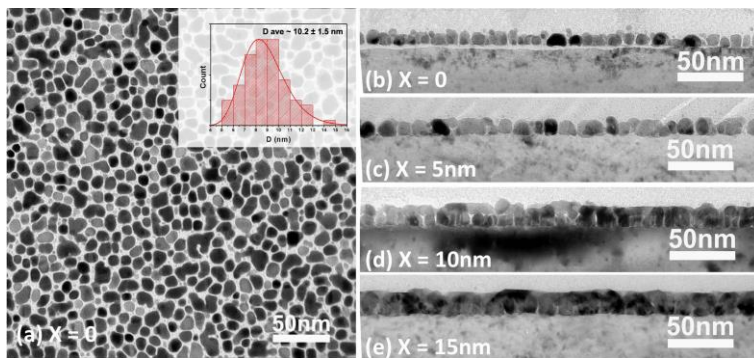


Fig. 1 In plane and cross-sectional TEM images of FePt-C10nm/FePt Xnm exchange coupled media (Inset: FePt grain size distribution)

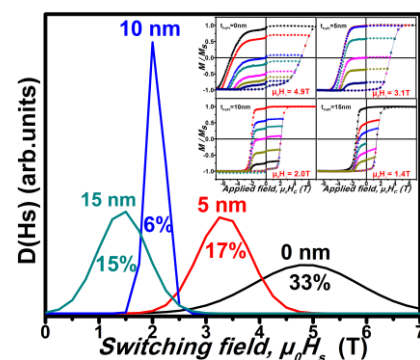


Fig.2 Switching field distribution and corresponding out-of-plane magnetization curves of FePt-C 10nm/FePt X nm exchange coupled media.

Microstructure and magnetic properties of $L1_0$ ordered FePt-C nanogranular films: Influence of graded structure with different C volume fraction

Himanshu Pandey, A. Perumal, J. Wang, Y. K. Takahashi, and K. Hono

Magnetic Materials Unit, National Institute for Materials Science, 1-2-1 Sengen, Tsukuba 305-0047, Japan

$L1_0$ ordered FePt nanogranular thin films are considered as one of the leading candidates for heat assisted magnetic recording media [1] with areal density beyond 1 Tbits/in². Considering the feature of its high magnetocrystalline anisotropy, it is possible to fabricate thermally stable FePt particles with size down to 4 nm [2]. Hence, enormous efforts are being made to produce FePt grains with minimum size, high coercivity and columnar growth with the aspect ratio of more than 1.5. However, to realize the nanogranular structure in FePt films, various spacer materials such as C, SiO₂, Al₂O₃, ZrO₂, TiO₂, Cr₂O₃, etc must be used. Although the spacer materials help to reduce the grain size below 7 nm with narrow size distribution, the magnetic properties degrade due to reduction in degree of $L1_0$ ordering and enhancement of misaligned FePt grains.

Therefore, in this study, we present FePt-C granular films deposited as graded layer structure with different C volume fraction by co-sputtering FePt alloy and C targets on single crystalline (001) MgO substrate as a model system. The graded structure was implied to suppress growth of randomly oriented grains on top of FePt granular layer [3] and thickness of FePt-C film was optimized for obtaining a single layered structure with columnar growth. Crystal structure and degree of $L1_0$ ordering were analyzed using X-ray diffraction (XRD) with Cu- $K\alpha$ radiation ($\lambda = 1.54056 \text{ \AA}$). Microstructure was characterized by using transmission electron microscope (TEM, FEI Technai F20 and F30). The room temperature magnetic properties were measured by superconducting quantum interference device vibrating sample magnetometer (SQUID-VSM) with an applied magnetic field up to ± 70 kOe.

The present investigation reveals that the average FePt grain size as shown in Fig.1 decreases with increasing C volume fraction. The cross sectional TEM analysis confirmed the column growth of FePt grains without the formation of second layer of FePt grain. A minimum grain size of around 6.5 nm and the pitch distance of 7.6 nm is achieved with perpendicular coercivity of 4.4 Tesla (see inset of Fig.1). A systematic investigation on the effect of C volume fraction and graded structure on the degree of ordering, microstructure refinement with columnar growth and the resulting magnetic properties will be discussed in detail.

This work was supported by the Advanced Storage Technology Consortium (ASTC).

Reference

1. L. Zhang, Y. K. Takahashi, A. Perumal, and K. Hono, *J. Magn. Magn. Mater.* **322** (2010) 2658.
2. D. Weller, G. Parker, O. Mosendz, E. Champion, B. Stipe, X. Wang, T. Klemmer, G. Ju, and A. Ajan, *IEEE Trans. Magn.* **50** (2014) 3100108.
3. B.S.D.Ch.S. Varaprasad, M. Chen, Y.K. Takahashi, and K. Hono, *IEEE Trans. Magn.* **49**, (2013) 718.

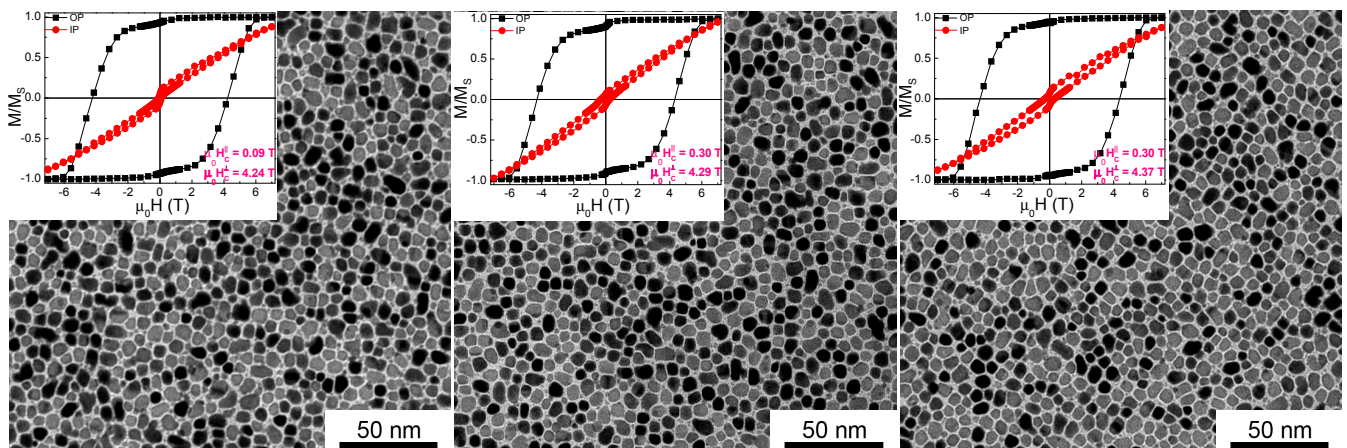


Fig. 1: Plane view TEM images of FePt-C thin films with different carbon volume fraction in graded structure. Room temperature M-H loops are plotted in the inset.

MgAl₂O₄ 及び MgO 基板上に作製した FePt 薄膜の構造と磁気特性

岩間弘樹、土井正晶、嶋敏之
(東北学院大工)

Structure and magnetic properties for FePt thin films prepared on MgAl₂O₄ and MgO substrates

H. Iwama, M. Doi and T. Shima

(Graduate School of Engineering, Tohoku Gakuin University)

はじめに

磁気記録媒体は垂直磁気記録方式が用いられ飛躍的に記録密度が増加した。今後更なる高密度化が求められているが、高密度化により磁性粒子の縮小に伴う熱揺らぎの問題が深刻化する。次世代の磁気記録媒体の材料には高い結晶磁気異方性を有する材料が求められている。そこで注目を集めているのが $L1_0$ 型 FePt 規則合金であり、 $L1_0$ 型 FePt 規則合金は高い結晶磁気異方性($K_u = 7.0 \times 10^7$ erg/cc)を有する事から次世代の磁気記録媒体材料として期待され多くの研究がなされている(1 ~ 3)。しかしながら、FePt 薄膜の磁化過程については未だ十分に解明されていない。そこで本研究では $L1_0$ 型 FePt 規則合金の格子定数の近い MgAl₂O₄ (MAO)(100) 及び MgO(100)単結晶基板を用い、配向性及び規則度を調べ優れた FePt 薄膜を作製するため、その構造、表面形態および磁気特性を評価し、磁化過程について詳細に調べた。

実験方法

全ての試料は超高真空多元スパッタ装置を用いて作製した。到達真空度 8.5×10^{-7} Pa 以下及び Ar ガス圧 0.2 Pa にて成膜を行った。基板に MAO 単結晶基板及び MgO 単結晶基板上に基板温度 $T_s = 700^\circ\text{C}$ にて FePt 層 (10 nm)成膜した。FePt 層の成を Fe_xPt_{100-x} (at. %) ($x = 46.1 \sim 50.8$)と変化させた。評価には膜組成は電子線マイクロアナライザ(EPMA)、結晶構造は X 線回折装置(XRD)、表面形状は原子間力顕微鏡(AFM)及び磁気特性は超伝導量子干渉計(SQUID)を用いて行った。

実験結果

全ての試料において X 線回折パターンより $L1_0$ 型 FePt 相の基本反射ピークである FePt(002)及び超格子反射ピークである FePt(001)、FePt(003)が観察された。Fig. 1 に Fe の組成を変化させた時の a 軸のグラフを示す。a 軸の格子面間隔はいずれの単結晶基板においても Fe_{47.2}Pt_{52.8}(at. %)の際に面間隔が最大を示し、それ以降 Fe の組成が増加するに伴い面間隔が縮小することが得られた。Fig. 2 に Fe の組成を変化させた時の保磁力のグラフを示す。保磁力は MAO 単結晶基板においては Fe の組成が増加するに伴い増加し、Fe_{48.3}Pt_{51.7} (at. %)の時に最大 54.2 kOe が得られた。MgO 単結晶基板においても同様に Fe の組成が増加するに伴い増加し、Fe_{49.3}Pt_{50.7} (at. %)の時に最大 57.8 kOe が得られた。また、いずれの基板においてもさらに Fe の組成が増加するに伴い保磁力の減少が確認された。

参考文献

- 1) T. Shima *et al.*, *Appl. Phys. Lett.*, **81**, 1050 (2002).
- 2) T. Shima *et al.*, *Appl. Phys. Lett.* **99**, 033516 (2006).
- 3) T. Seki *et al.*, *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **44**, 335001 (2011).

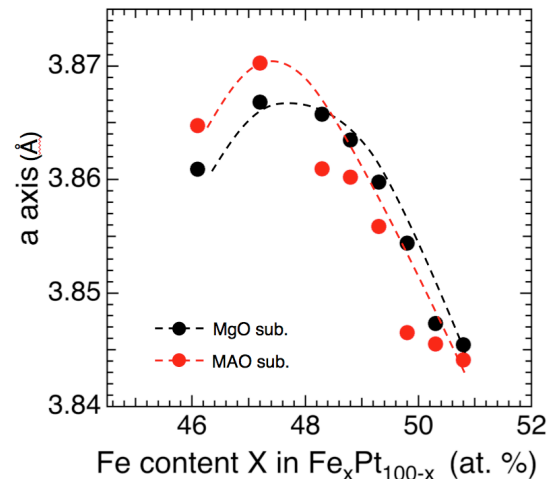


Fig. 1. a axis as a function of Fe content.

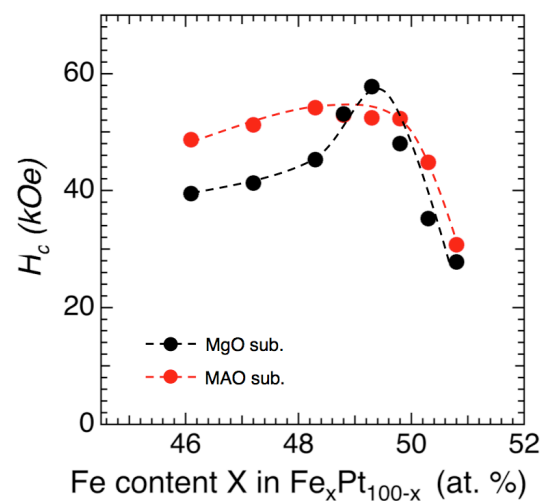


Fig. 2. H_c as a function of Fe content.

MgO 下地層上に形成した FePt 合金薄膜の結晶配向解析

野口陽平・中村将大・落合亮真・大竹充・二本正昭・桐野文良*・稲葉信幸**
(中央大, *東京藝大, **山形大)

Characterization of Crystallographic Orientation of FePt Alloy Thin Films Formed on MgO Underlayer

Youhei Noguchi, Masahiro Nakamura, Ryoma Ochiai, Mitsuru Ohtake,

Masaaki Futamoto, Fumiyoshi Kirino*, and Nobuyuki Inaba**

(Chuo Univ., *Tokyo Univ. Arts, **Yamagata Univ.)

はじめに $L1_0$ 型構造を持つ FePt 規則合金は 10^7 erg/cm³ オーダーの一軸磁気異方性エネルギーを持つ。そのため、この合金薄膜は高密度垂直記録媒体や MRAM などへのデバイス応用に向けて、研究が盛んに行われている。デバイス応用では、磁化容易軸である c 軸を基板面に対して垂直に配向させる必要があり、(001)配向した下地層もしくは(001)単結晶基板が用いられる。しかしながら、膜中に c 軸が面直に向いた(001)結晶に加えて、面内に向いた(100)結晶が混在する場合は報告されている。(100)配向の解析には HR-TEM¹⁻³⁾や面内 XRD⁴⁾法が有効である。我々は、これまで、単結晶基板上に形成した FePt 膜に対して面内 XRD 法を用いた配向解析を行ってきた⁵⁾。本研究では、熱酸化 Si 基板上に FePt/MgO 膜を形成し、結晶配向評価を行った。

実験方法 試料の作製には超高真空マグネトロンスパッタリング装置を用いた。熱酸化 Si 基板上に 200 °C で 10~100 nm 厚の MgO 下地層を形成し、その上に 10 nm 厚の FePt 膜を形成した。その後、600 °C で熱処理を施すことにより、 $L1_0$ 相へ規則化させた。構造評価には RHEED および XRD、磁化曲線測定には VSM を用いた。

実験結果 Fig. 1(a-1)–(c-1)に 10~100 nm 厚の MgO 下地層上に形成した FePt 膜の面外 XRD パターンを示す。いずれの場合も、FePt(001)超格子反射が観察されており、 c 軸が面直に向いた FePt(001)結晶が形成されていることが分かる。また、10 nm 厚の MgO 下地層上に形成した FePt 膜では (Fig. 1(a-1))、FePt(111)反射も認められる。FePt(001)結晶に加えて(111)結晶が混在していることが分かる。一方、下地層厚が 40 nm を超えると、

FePt(111)反射は消失しており、このことは FePt 膜で FePt(001)結晶が優先成長していることを示している。基本反射と超格子反射の強度比から算出した FePt 膜の規則度は、下地層厚 10~100 nm に対して 0.5~0.6 とほぼ一定であった。Fig. 1(a-2)–(c-2)に面内 XRD パターンを示す。全ての下地層厚の場合において、強度が弱い FePt(001)超格子反射が観察されており、 $L1_0(100)$ 結晶が混在していることが分かる。

参考文献

- 1) K. Sato, B. Bian, and Y. Hirotsu: *J. Appl. Phys.*, **91**, 8516 (2002).
- 2) Y. K. Takahashi, K. Hono, T. Shima, and K. Takanashi: *J. Magn. Magn. Mater.*, **267**, 248 (2003).
- 3) A. Perumal, Y. K. Takahashi, T. O. Seki, and K. Hono: *Appl. Phys. Lett.*, **92**, 132508 (2008).
- 4) S. Jeong, T. Ohkubo, A. G. Roy, D. E. Laughlin, and M. E. McHenry: *J. Appl. Phys.*, **91**, 6863 (2002).
- 5) M. Ohtake, A. Itabashi, M. Futamoto, F. Kirino, and N. Inaba: *IEEE Trans. Magn.*, **50**, 2104204 (2014).

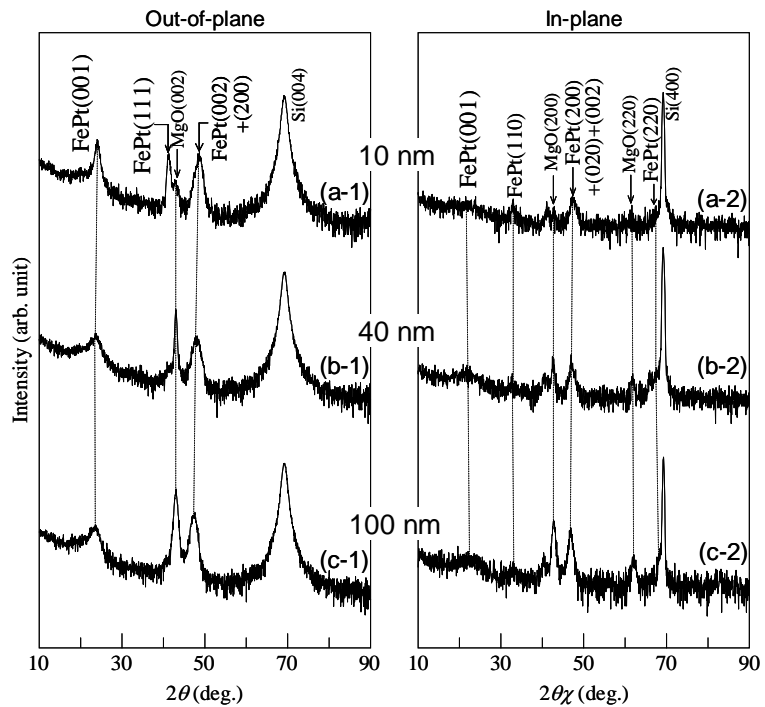


Fig. 1 (a-1)–(c-1) Out-of-plane and (a-2)–(c-2) in-plane XRD patterns of FePt films deposited on MgO underlayers of (a) 10, (b) 40, and (c) 100 nm thicknesses.

MgO(001)基板上に形成した FePt/FePd 二層薄膜の構造解析

中村将大・落合亮真・野口陽平・大竹充・二本正昭・桐野文良*・稲葉信幸**

(中央大, *東京藝大, **山形大)

Structure Analysis of FePt/FePd Bilayer Films Formed on MgO(001) Substrate

Masahiro Nakamura, Ryoma Ochiai, Youhei Noguchi, Mitsuru Ohtake,

Masaaki Futamoto, Fumiyoshi Kirino*, and Nobuyuki Inaba**

(Chuo Univ., *Tokyo Univ. Arts, **Yamagata Univ.)

はじめに $L1_0$ 構造を持つバルク FePt および FePd 合金は、それぞれ、 6.6×10^7 および 1.8×10^7 erg/cm^3 の K_u を持つため、これらの薄膜は高密度磁気記録媒体や MRAM などへの応用に向けて研究されている。デバイス応用では、高規則化に加えて、磁化容易軸である c 軸が面直に向くように方位制御する必要がある。しかしながら、(001)配向下地層や単結晶基板上にこれらの合金膜を形成した場合、 c 軸が面直に向いた(001)結晶に加え、面内に存在する(100)結晶が混在する場合は報告されている¹⁻³。我々は、これまで、MgO(001)基板上に 10~40 nm 厚の FePt および FePd 膜を形成し、結晶配向について調べてきた^{4,5}。FePt 膜では、僅かに $L1_0(100)$ 結晶が混在したが、FePd 膜は、 $L1_0(001)$ 結晶のみから構成されていることが分かった。本研究では、FePt/FePd 二層膜を形成することにより、FePt 層の配向制御を試みた。

実験方法 試料作製には超高真空 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 200 °C で FePt(40-x nm)/FePd(x nm) もしくは FePt(10-y nm)/FePd(y nm) 二層膜を形成した。製膜後、 $L1_0$ 相への規則化を促進させるために、600 °C での熱処理を施した。構造評価には RHEED, XRD, 磁気特性評価には VSM を用いた。

実験結果 作製したすべての膜で、エピタキシャル成長していることを RHEED 観察で、 $L1_0$ 相に規則化していることを面外 XRD 測定で確認した。 c 軸が面内に向いた(100)結晶の有無を調べるために、面内 XRD 測定を行った。Fig. 1(a) に FePt(40-x nm)/FePd(x nm) 膜の面内 XRD パターンを示す。いずれの二層膜 ($x = 10 \sim 30$ nm) でも $L1_0(001)$ 反射が認められ、 $L1_0(100)$ 結晶が混在していることが分かる。Fig. 1(b) に総膜厚を 10 nm へ減少させた場合の結果を示す。FePt : FePd 層厚比を 1 : 3 とした試料では $L1_0(001)$ 反射が観察されていない。 c 軸が面直に向いた $L1_0(001)$ 結晶からなる膜構造が実現できている。Fig. 2 に面内および面外 XRD 測定の結果から算出した面内格子間隔 a と面外間隔 c を示す。総膜厚を 40 から 10 nm へ、さらに FePd 層厚を増加させると、面内格子は膨張し面外格子が収縮する傾向が認められる。このような格子歪が c 面配向の促進に寄与していることが考えられる。

参考文献

- 1) K. Sato, B. Bian, and Y. Hirotsu: *J. Appl. Phys.*, **91**, 8516 (2002).
- 2) Y. K. Takahashi, K. Hono, T. Shima, and K. Takanashi: *J. Magn. Magn. Mater.*, **267**, 248 (2003).
- 3) H. Ho, J. Zhu, A. Kulovits, D. E. Laughlin, and J. Zhu: *J. Appl. Phys.*, **116**, 193510 (2014).
- 4) A. Itabashi, M. Ohtake, S. Ouchi, F. Kirino, and M. Futamoto: *J. Magn. Soc. Jpn.*, **37**, 358 (2013).
- 5) M. Ohtake, A. Itabashi, M. Futamoto, F. Kirino, and N. Inaba: *IEEE Trans. Magn.*, **50**, 2104204 (2014).

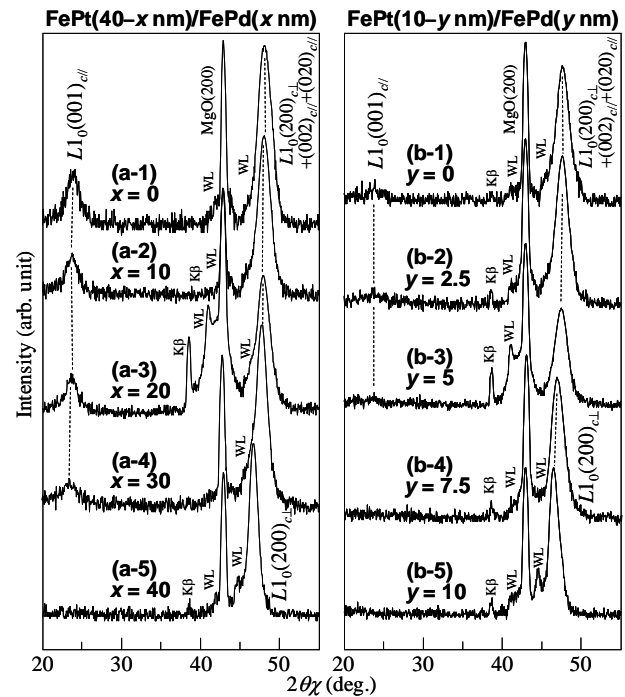


Fig. 1 In-plane XRD patterns of (a) FePt(40-x nm)/FePd(x nm) and (b) FePt(10-y nm)/FePd(y nm) bilayer films deposited on MgO(001) substrates.

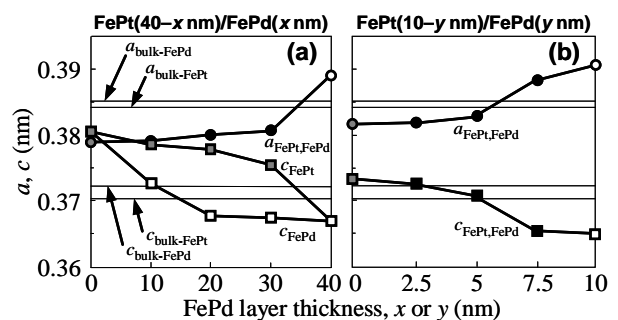


Fig. 2 Lattice parameters, a and c , of (a) FePt(40-x nm)/FePd(x nm) and (b) FePt(10-y nm)/Pd(y nm) bilayer films.

Cr シード層による MgO/FePt-C の配向性改善

城山泰祐、Varaprasad, B. S. D. Ch. S., J. Wang, A. Felicia、高橋有紀子、宝野和博
(物質・材料研究機構)

Improvement of texture for MgO/FePt-C by Cr seed layer
T. Shiroyama, B. Varaprasad, J. Wang, A. Felicia, Y.K. Takahashi and K. Hono
(National Institute for Materials Science)

はじめに

次世代超高密度磁気記録方式として提案されている熱アシスト方式用記録媒体として、MgO 下地上に $L1_0$ 規則構造をもつ FePt-C ナノグラニューラー膜の研究が盛んに行われている。以前、我々は FePt-C ナノ粒子の c 軸配向性について、MgO(001)単結晶基板上とガラス基板に成膜した多結晶 MgO(001)下地上において比較解析を行い、多結晶 MgO の配向性不良が FePt-C ナノ粒子の配向性不良に大きく影響していることを示した¹⁾。また、Cr(002)膜は MgO との格子整合性が良く、成膜後のアニールにより結晶性と表面平滑性が改善されることから、MgO(002)/ホイスラー合金等の磁性薄膜の配向性向上を目的としても利用されている²⁾。

我々は、ガラス基板上に成膜した FePt-C ナノグラニューラー膜の C 軸配向性向上を目的として、多結晶 MgO 膜の下地に Cr(002)膜を挿入し、成膜条件の種々検討を行った。そして、Cr(002)膜の挿入が、FePt-C 膜の特性向上に有用であることを確認した。さらに、Cr(002)層の有無が、多結晶 MgO や FePt-C の特性に対してどのように影響したのかを考察したので、その検討内容について報告する。

実験方法

製膜は超高真空マグネトロンスパッタ装置を用いて行った。まず、ガラス基板上に NiTa(100nm)を製膜し、続いて、Cr(5~20nm)を室温で製膜後 600°C30 分アニールし、MgO(10nm)を室温にて製膜した。さらに、それらの Cr/MgO 下地上に FePt-C(10nm)膜を、3.6mTorr Ar ガス雰囲気下、基板温度 550°C、Fe、Pt、C の 3 元同時スパッタによって製膜した。試料の構造は、X 線回折にて、平面及び断面構造形態は透過型高分解能電子顕微鏡により評価した。また、磁気特性は超伝導量子干渉振動試料型磁力計にて行った。

実験結果

図 1 に Glass/NiTa/Cr/MgO の MgO(002)ロックンクカーブを示す。Cr 層が厚い程、MgO の配向性は向上するが、Cr 20nm でも Cr が無い場合とほぼ同じカーブとなった。また、図 2 に MgO/FePt-C の磁気特性の Cr 層(15nm)有無による違いを示す。Cr 層の挿入により、面内保磁力が約半分となり、また面直方向のループは角形性が改善されている。このことは、Cr 層の挿入により、MgO(002)の配向性が改善されていないにも関わらず、FePt-C 微粒子の c 軸配向性が向上したことを意味している。講演では、微細構造観察からこの原因についても議論する。

参考文献

- 1) J. Wang et al., Acta Mater. **91**, 41 - 49 (2015).
- 2) J. Okabayashi et al., Appl. Phys. Lett. **103**, 102402 (2013).

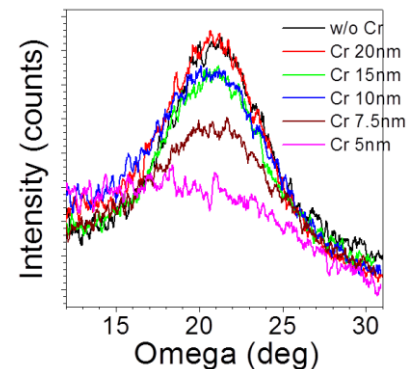


Fig.1 MgO(002) rocking curve of Glass/NiTa/Cr/MgO.

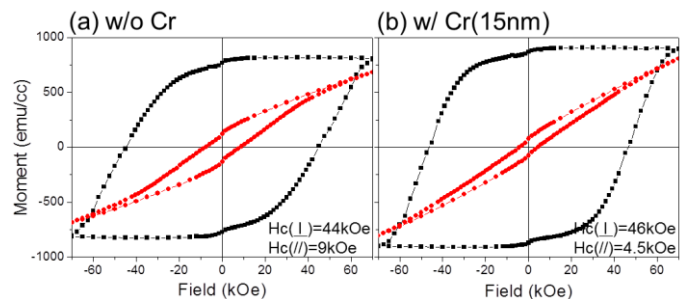


Fig.2 Magnetic properties of MgO/FePt-C (a)w/o and (b) w/ Cr(15nm).

FePt 媒体における円偏光誘起磁化反転

高橋有紀子¹、R. Medapali²、石岡邦江¹、J. Wang¹、葛西伸哉¹、宝野和博¹、E.E. Fullerton²
(¹ 物材機構¹、Univ. of California San Diego²)

Helicity-dependent all-optical switching in FePt media

Y.K. Takahashi¹、R. Medapali²、K. Ishioka¹、J. Wang¹、S. Kasai¹、K. Hono¹ and E.E. Fullerton²
(¹ NIMS¹、UCSD²)

はじめに

ハードディスクドライブ(HDD)の更なる記録密度向上には磁気記録媒体の微細化が必要不可欠である。媒体を構成する強磁性微粒子の微細化に伴い生じる熱安定性の問題を解決するために FePt などの高い異方性(Ku)を持つ材料が次世代媒体材料として検討されている。高 Ku 材料を用いた媒体は高い反転磁界を必要とするため、熱や高周波磁場などを用いたエネルギーアシスト磁化反転方式を使う必要がある。熱や高周波磁場による磁化反転のエネルギーアシストの他に、近年円偏光の極性により無磁場中で磁化反転制御が可能な円偏光誘起磁化反転が次世代記録技術の1つとして注目されている。本研究では、円偏光誘起磁化反転の FePt 媒体への応用を念頭に、円偏光照射による FePt 媒体の磁化変化について検討を行った。

実験方法

FePt-C グラニューラー薄膜は、Fe、Pt、C の3つのターゲットを用いたコスパッタ法で MgO 単結晶基板上に作製した。成膜時の基板温度は 600°C である。円偏光照射による磁化反転はファラデー像およびホール素子により評価した。円偏光には、波長 800nm、周波数 10kHz のフェムト秒レーザーを用いた。サンプルへの熱の影響を最小限にするために、チョッパーにより周波数を 1kHz に低減した。ホール素子は、ホトリソと Ar イオンミリングを用いた微細加工で作製した。

結果

Fig.1 に FePt-C グラニューラー薄膜の面内の TEM 像を示す。平均粒子径が 9.1 nm の FePt 粒子が C マトリックス中に均一に分散している。Fig. 2 に FePt-C グラニューラー薄膜より作製したホール素子の異常ホール抵抗(AHE)曲線と円偏光を照射した後のホール抵抗をそれぞれ(a)(b)に示す。AHE 曲線より薄膜の保磁力は 42.5 kOe である。(b)より円偏光による磁化変化は全体の磁化に対して約 13%である。円偏光を照射することにより極性に応じた磁化変化が観測されているが、照射回数の増加に伴い磁化変化量が小さくなっている。円偏光を照射した後に測定した AHE 曲線は照射前に測定したものと同一であったため、照射回数による磁化変化の減少は熱による破壊的なダメージによるものではなく、円偏光照射による膜の磁化状態の変化によるものと考えられる。以上のことから、円偏光照射量を最適化することにより高効率な磁化変化および再現性のある磁化変化が実現できると考えられる。

参考文献

- 1) C-H. Lambert *et al.*, Science**345**, 1337 (2014).

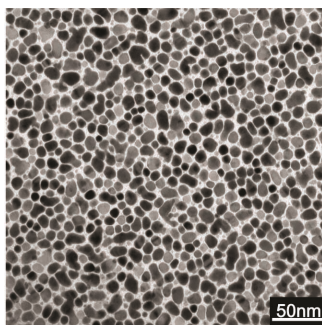


Fig. 1 TEM image of FePt-C granular film.

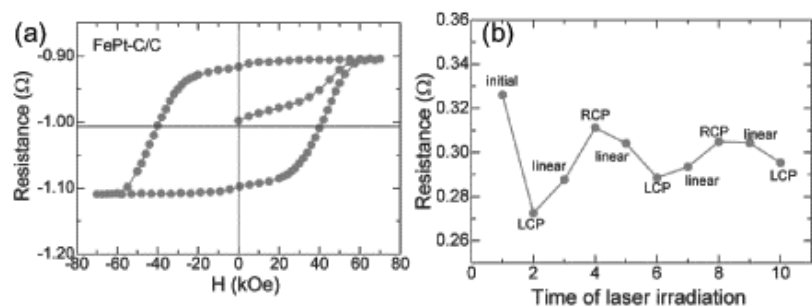


Fig. 2 (a) AHE curve and (b) Resistance after the laser irradiation in Hall cross of FePt-C granular film.

FeCuPt 孤立ナノ磁性微粒子形態・磁気特性の 微粒子形成過程における Fe・Cu・Pt 薄膜-基板界面依存性

小林廉¹, 今里真之¹, 小笠原亜紀¹, 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)

Fe, Cu, Pt Interfacial Effect Dependency in the Fabrication Process of
Isolated FeCuPt Nano Particles and Induced Magnetic and Shape Properties
Ren Kobayashi¹, Masayuki Imazato¹, Aki Ogasawara¹, Arata Tsukamoto²

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

1.はじめに 超高密度熱アシスト用垂直磁気記録媒体等への応用として、我々は熱酸化 Si 基板上に Pt / Fe 多層薄膜を作製し急速昇温熱処理 (Rapid Thermal Annealing: RTA) を施すことによる $L1_0$ -FePt 孤立磁性微粒子の形成¹⁾を報告した。RTA の粒子形成の起点は基板上での金属原子の拡散による粒子核形成²⁾であり、さらに数 nm の金属超薄膜を利用することから、金属薄膜と熱酸化 Si 基板との界面が微粒子形態や磁気特性を決定づける大きな要因になると考えた。そこで界面と粒子形態および磁気特性の相関を明らかとするためエキシマ光による基板表面改質および金属薄膜の層構成を変えた多層薄膜にて粒子を作製し評価・検討を行った。

2.実験方法 使用する基板は熱酸化 Si 基板とし、エキシマ光照射時間を 0, 5, 30 sec とした。DC マグネトロンスパッタ法を用い Fig.1 に示す組成比 Fe₄₃ Cu₁₄ Pt₄₃(積層膜厚 $T_s = 1.88$ nm) の薄膜を Fe, Cu, Pt, がそれぞれ最下層となるよう 3 つの層構成にて作製した。これらの薄膜に対し、真空度 $<3.0 \times 10^{-3}$ Pa 雰囲気下にて昇温速度約 90 °C / sec, 目標到達温度 600 °C の RTA を行い、その後粒結合抑制のため窒素導入による急速冷却³⁾を行った。作製した微粒子の観察には走査型電子顕微鏡 (Scanning Electron Microscope: SEM), 磁気特性の評価には超伝導量子干渉素子型磁束計 (Superconducting Quantum Interface Device Vibrating Sample Magnetometer : SQUID VSM) を用いた。

3.結果 Fig.2 に各条件にて作製した微粒子の表面 SEM 像および平均粒径 (D_p), 粒子数密度 (N_p) の測定結果, Fig.3 に膜面垂直方向へ磁場印加を行い VSM 計測した磁化曲線を示す。Fig.2 より N_p は最下層が Fe, Cu, Pt の順に大きいことを確認した。これは酸化還元電位の観点から、熱酸化 Si 基板と接合する最下層の金属薄膜との酸化傾向が強いほど粒子形成密度は高密度となることを示唆している。そこで更なる N_p の増加を図り、熱酸化 Si 基板に対し Si-O, O-O 等の分子結合を分断することができるエキシマ光照射を行ったが、その寄与は小さいことが確認できる。一方 Fig.3 よりエキシマ光による基板表面改質を行うことで Fe, Cu が最下層のサンプルにおいては保磁力 (H_c) が低減していることが確認できる。これは規則合金化に熱酸化 Si 基板と金属薄膜との界面近傍原子が大きく寄与していることを示唆している。しかし Pt が最下層のサンプルにおいては基板表面改質による磁気特性の変化は小さく、基板による寄与を受けにくいと考えられる。以上の結果より N_p の大きさは熱酸化 Si 基板と界面を形成する金属薄膜に大きく依存しており、磁気特性はエキシマ光による基板表面改質を行うことにより変化していることから、熱酸化 Si 基板と金属薄膜との界面近傍の原子が粒子の規則合金化に大きく寄与していると考えられる。

4.謝辞 本研究の一部は、情報ストレージ研究推進機構及び文部科学省私立大学戦略的研究基盤形成支援事業 (S1311020) の助成により行った。

5.参考文献

- 1) A. Itoh, Y. Itoh, A. Tsukamoto, K. Nakagawa, "IEICE technical report. Magnetic recording.", 105 (167), 13 (2005).
- 2) H. Zeng, M. L. Yan, N. Powers, and D. J. "Sellmyer: Appl Phys.Lett." 80, 2350, (2002).
- 3) A. Itoh, A. Tsukamoto, S. Okame and K. Mizusawa, "J. Magn. Soc. Jpn.", 36, 62-65(2012).

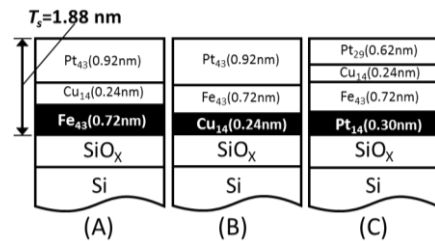


Fig.1 Layer design of FeCuPt thin films.

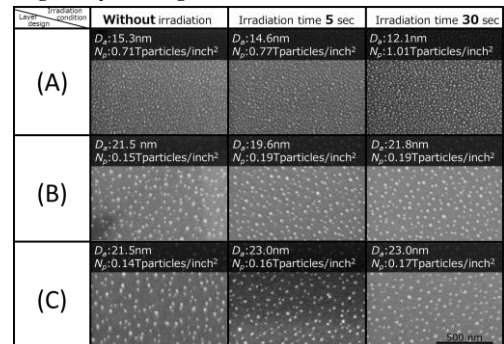


Fig.2 Sequence of SEM images in (A) (B) (C) for different irradiation conditions.

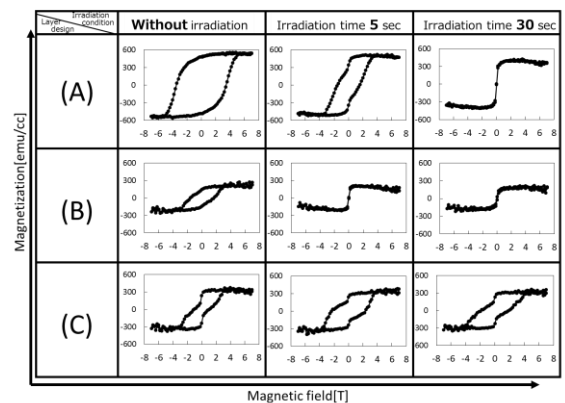


Fig.3 Magnetization VS magnetic field in (A) (B) (C) measured with SQUID VSM at R.T.

急速昇降温熱処理による FePt 孤立微粒子形成の組成依存性

今里真之¹⁾、小笠原亜紀¹⁾、塚本新²⁾日本大学大学院理工学研究科¹⁾、日本大学理工学部²⁾

Compositional dependency of Isolated FePt grains fabricated by RTA

Masayuki Imazato¹⁾, Aki Ogasawara¹⁾, Arata Tsukamoto²⁾Graduate School of Science and Technology Nihon University, Japan¹⁾College of Science and Technology, Nihon University, Japan²⁾

はじめに

磁気記録媒体の高密度化のためには磁性微粒子の微細化、高密度化が不可欠である。平坦な熱酸化 Si 基板上に成膜した連続膜状の Pt/Fe 超薄膜に対して、急速昇降温熱処理(Rapid Thermal Annealing and Rapid Cooling Process :RTA)を施すことのみにより孤立した FePt 微粒子群を形成可能¹⁾であること、また形成される微粒子径、形成密度は積層金属膜厚に依存すること²⁾を報告している。本報告では、積層膜厚を一定とし、成膜時の組成比を変化させた金属超薄膜に対する急速昇降温熱処理により形成した $\text{Fe}_x\text{Pt}_{100-x}$ 孤立微粒子の形成粒サイズ、結晶構造の組成依存性について報告する。

実験

DC マグネトロン法を用いて $\text{Pt}_{100-x}/\text{Fe}_x$ ($x = 50, 55, 57, 63.7$) 総積層金属膜厚 1.88 nm を熱酸化 Si 基板上に成膜し、真空下にて約 $90^\circ\text{C} / \text{sec}$ の昇温速度にて昇温させ到達温度約 600°C とし熱処理を行った。形成した FePt 孤立微粒子の形状観察には走査型電子顕微鏡(Scanning Electron Microscope :SEM)を用いた。結晶構造解析には X 線回折装置(X-Ray diffraction :XRD)を用いた。Figure 1 に形成した各組成における FePt 孤立微粒子群の表面 SEM 像を示し、Table 1 に平均粒径(D_a)、形成粒子密度(N_p)、粒径分散(S_tD)を示す。Figure 2 に各組成における XRD プロファイルを示す。Table 1 より、 $x=57$ の組成比において、平均粒径が最少、形成粒子密度が最大となる。また、Figure 2 より $x=50$ において明瞭なピークは見られず、 $x=55$ において不規則相を示す(111)ピークが観察されたが、 $L1_0$ 構造化した微粒子は存在しないと考えられる。また磁気ヒステリシス計測からも高い磁気異方性を示す特性は得られなかった。一方、 $x=57, 63.7$ において $L1_0$ -FePt(001)、(002)の回折ピークが観察されたことより、 $x=55$ と 57 の組成に $L1_0$ 構造化した FePt 微粒子群の規則合金化する組成の境界が存在すると考えられる。また、約 4 T 以上の保磁力を示した。以上より、本手法により形成される微粒子群は、組成比により大きくその形状、粒サイズ、規則合金化、結果として磁気異方性が変化、相関を持つことが示唆された。

謝辞 本研究の一部は情報ストレージ研究推進機構、文部科学省私立大学戦略的研究基盤支援事業 (S1311020) の助成により行ったものである。

参考文献

- 1) A. Itoh, A. Tsukamoto, S. Okame and K. Mizusawa: *J. Magn. Soc. Jpn.* **36**, 62-65(2012)..
- 2) J. Tsukioka, T. Ubana, A. Tsukamoto, and A. Itoh *J. Magn. Soc. Jpn.* Vol. **38**, No.3-2, pp.143-146 (2014).
- 3) Watanabe, K., The Research Institute for Electric and Magnetic Materials, Japan. Private Communication (1992).
- 4) Cabri, L., Feather. *Can. Mineral.* **13**, 117 (1975)

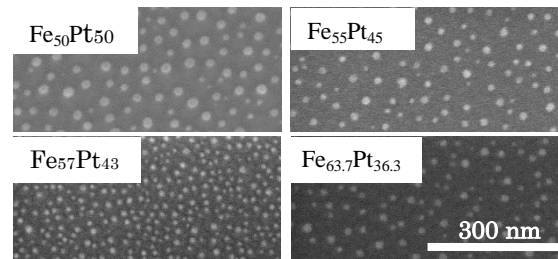


Figure 1 SEM planer view of isolated $\text{Fe}_x\text{Pt}_{100-x}$ grains in various compositions.

Table 1 Average grain diameter(D_a), Standard deviation of diameter (S_tD), areal density of grains (N_p) for isolated $\text{Fe}_x\text{Pt}_{100-x}$ grains in various compositions.

Composition	D_a (nm)	S_tD (nm)	N_p (T particle / inch ²)
$\text{Fe}_x\text{Pt}_{100-x}$			
$\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$	22.4	5.13	0.24
$\text{Fe}_{55}\text{Pt}_{45}$	19.6	2.86	0.24
$\text{Fe}_{57}\text{Pt}_{43}$	14.3	2.25	0.76
$\text{Fe}_{63.7}\text{Pt}_{37.3}$	17.4	3.00	0.27

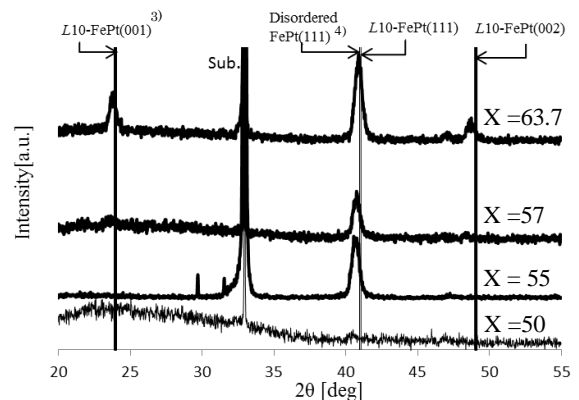


Figure 2 XRD profiles for isolated $\text{Fe}_x\text{Pt}_{100-x}$ grains in various compositions.

SMR におけるビット信頼度への隣接ビットの影響

鈴藤稜太, 岡本好弘, 仲村泰明, 大沢寿, 金井靖*, 村岡裕明**
(愛媛大学, *新潟工科大学, **東北大学)

Influence of adjacent bits to bit reliability in SMR

R. Suzuto, Y. Okamoto, Y. Nakamura, H. Osawa, Y. Kanai* and H. Muraoka**
(Ehime University, *Niigata Institute of Technology, **Tohoku University)

はじめに

ハードディスク装置(HDD : hard disk drive)の記録方式として採用されている瓦磁気記録(SMR : shingled magnetic recording)¹⁾において、各ビットの記録状態はその隣接ビットの影響を大きく受ける。本稿では、離散 Voronoi 図に基づくグラニューラ媒体モデルを用いた SMR シミュレーションによって、記録系列パターンごとにビット信頼度を算出し、隣接ビットの影響について検討する。

ビット信頼度の算出

離散 Voronoi 図に基づくグラニューラ媒体モデル²⁾に対して、二等辺三角形の主磁極を持つ記録ヘッド³⁾を用いて SMR する。ここで、ビット長 $l_c = 7.3$ nm, トラックピッチ $l_p = 22.1$ nm と設定した 4 Tbit/inch² の面記録密度を想定する。また、記録系列には 40950 ビットの PRBS(pseudo-random bit sequence)を用いる。次に、検査対象トラックにおいて、記録系列と等しく磁化されている磁性粒子を構成するピクセルを注目する範囲内でカウントする。ただし、その範囲を注目するビットの前後 2 ビットと両側隣接トラックの 5 ビットで、計 15 ビットとする。ピクセル数に基づいてビット信頼度マップを作成する。また、ビット信頼度マップをパターン数で平均したのち、注目するビット内の信頼度を積分し、 N_{pM} $\times r_p$ で除算することで注目ビットの信頼度を算出する。ただし、 N_{pM} は 1 ビットセルを構成する全ピクセル数、 r_p は磁性粒子の充填率である。

隣接ビットの影響

Fig.1 に、記録系列パターン(注目ビットとその両側のビットの記録系列)が“101”の場合のビット信頼度マップを示す。図において、縦軸はクロストラック方向、横軸はダウントラック方向をそれぞれ表し、注目するビットの中心を原点としている。また、カラーバーは、カウントしたピクセル数を表している。Fig.1 を見ると、ビット上側が右に傾いて記録され、注目するビット内に前のビットの情報が記録されて滲んでいることがわかる。Fig.2 に、記録系列パターンが“000”、“100”、“001”、“101”の場合のビット信頼度をそれぞれ示す。図から、注目するビットの両側に反転がない“000”の場合の信頼度が最も高く、両側に反転のある“101”の場合が最も低いことがわかる。また、前に反転のある“100”と後ろに反転のある“001”の場合を比較すると、ビット上側への前ビットの滲みのため“100”の方が信頼度が低くなることから、前のビットの影響が大となることがわかる。

参考文献

- 1) R. Wood et al., IEEE Trans. Magn., **45**, 917 (2009).
- 2) M. Yamashita et al., IEEE Trans. Magn., **E96-C**, 1504 (2013).
- 3) Y. Kanai et al., IEEE Trans. Magn., **46**, 715 (2010).

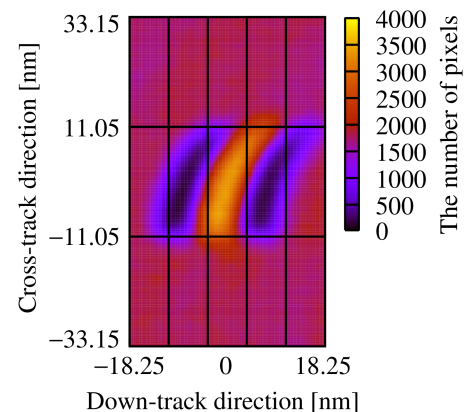


Fig.1 Bit reliability map for recording sequence pattern “101”.

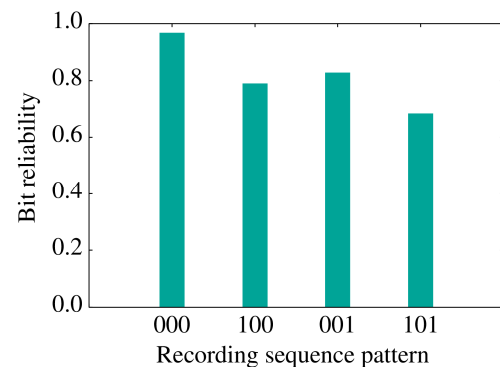


Fig.2 Bit reliability for recording sequence

DWDD を用いた瓦書記録読出し方法の検討

林田洋喜、山田啓介、仲谷栄伸
(電気通信大学)

A study of shingled write recording reading method using the DWDD

Hiroki Hayashida, Keisuke Yamada, and Yoshinobu Nakatani

(Graduate school of Informatics and Engineering, The University of Electro-Communications)

はじめに

ハードディスクの高密度記録化を実現する次世代の記録方式として、瓦書記録方式(SWR : Shingled Write Recording)が期待されている[1]。瓦書記録方式では高密度記録化のために、データトラックを重ねて記録し、狭いトラック幅を実現する。しかし、トラック幅の縮小によりデータトラック内の磁区が小さくなり漏れ磁界強度が低下するため、再生信号の読み出しが困難になる。そこで、微小な磁区の情報を容易に読み出す技術として光磁気記録に利用された磁壁移動検出(DWDD : Domain Wall Displacement Detection)方式を応用する方法が考えられる[2]。DWDD では記録媒体は、移動層、スイッチング層、記録層の3層で構成される。ここでスイッチング層は熱によって磁気特性を失いやすい材質で構成する(Fig. 1(a))。読み出しの際には、読み出したい情報を持つ記録層の媒体上部に熱を与えることでスイッチング層の交換磁界を切断し、移動層の磁区を拡大する(Fig. 1(b))。この方式を磁気記録に応用することで、磁区拡大によって漏れ磁界強度が上昇し、記録層の情報の読み出しを容易にできることが期待される。そこで、本研究ではシミュレーションを用い、瓦書記録された記録媒体において、DWDD 方式を用いて磁区拡大した場合の漏れ磁界の計算を行った。磁区拡大の有無によって、媒体の漏れ磁界強度と再生信号のSNR(Signal-to-Noise Ratio)の変化を調べることで、磁区拡大の優位性について検討した。

計算モデル・条件

記録媒体のモデルとして Fig. 1 に示すように3層の磁性層を有する $10 \text{ nm} \times 10 \text{ nm} \times 12 \text{ nm}$ の磁性粒子が2次元的に配置されている領域を用いた。計算領域のサイズは $130 \text{ nm} \times 130 \text{ nm} \times 12 \text{ nm}$ とし、この領域に $10 \text{ nm} \times 10 \text{ nm}$ の磁区が市松模様状に記録されているとした。計算セルは $1 \text{ nm} \times 1 \text{ nm} \times 1 \text{ nm}$ として計算を行った。磁区拡大による磁界強度上昇の効果を高めるため、移動層の飽和磁化を 1600 emu/cm^3 、スイッチング層と記録層の飽和磁化を 1000 emu/cm^3 とし、再生ヘッドの位置は媒体上部から 4 nm 上方として媒体からの漏れ磁界を求めた。

結果

磁界強度の指標として磁界面積(磁界の漏れ幅×強度)を調べ、磁区拡大の有無の比較を行った。Fig. 2 は拡大磁区の直径 d と磁界面積の関係を示す。磁区拡大を行うことによって磁界面積は拡大し(実線)、 $d=30 \text{ nm}$ で最大2.5倍になることがわかった。これらの結果より、磁区拡大によって磁界強度が向上することがわかった。講演では媒体SNRの計算結果について報告する予定である。

参考文献

- [1] S. Greaves *et al.*, IEEE Trans. Magn., **45**, 3823-3829 (2009).
[2] T. Shiratori, *et al.*, J. Magn. Soc. Jpn **22** pp.47-50 (1998).

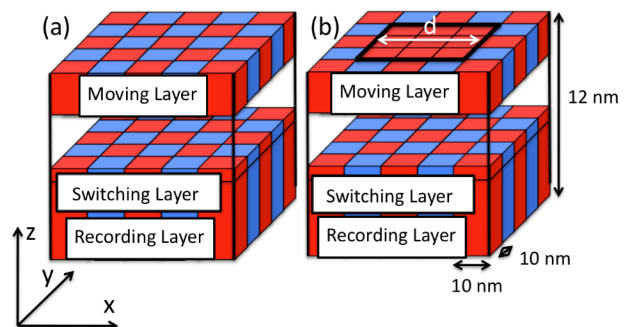


Fig. 1 : Simulation model of (a) without, (b) with domain expansion.

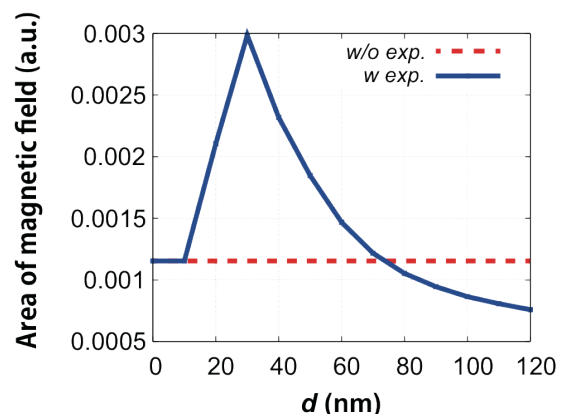


Fig. 2 : Relationships of the domain expansion with diameter and the area of magnetic field.

表面平滑 L₁₀ FeMnPt ドットパターンの磁気特性と磁化過程

長谷川崇, 佐々木香(院生), 小野凌(学生), T. Thomson*, 石尾俊二
(秋田大工資, *University of Manchester)

Magnetization process of L₁₀ FeMnPt dot pattern

Takashi Hasegawa, Kaori Sasaki, Ryo Ono, Thomas Thomson*, Shunji Ishio
(Akita Univ., *Univ. of Manchester)

はじめに

ビットパターンドメディアにおける表面平滑性の保持は重要な課題の一つである。イオン照射は磁性薄膜を削ることなく磁気特性のみを変化させることができる。これまでに我々は L₁₀ FePt の Fe サイトを Mn で置換することで、L₁₀-A1 結晶構造変態に伴う強磁性-常磁性相変化を得て、さらに微細加工マスクを併用したイオン照射によりナノドットパターンの作製を行った¹⁾。本研究では、L₁₀ FeMnPt パターンの磁区観察と磁化反転磁場の角度依存性の評価を行った。

実験方法

マグネトロンスパッタリング法により MgO 基板上に Fe, Mn, Pt を室温で同時成膜し、急速熱処理 (300 K/s, 973 K, 20 min) を行った。次いで微細加工マスクを併用したイオン照射 (Mn⁺, 4 keV, 3.0 × 10¹⁵ ions/cm²) を行った。磁気特性評価では、磁気力顕微鏡 (MFM) による磁区観察と、Pt-L3 吸収端における X 線磁気円二色性 (XMCD) の磁気ヒステリシス測定を室温で行った。

実験結果

Fig.1(a)は、イオン照射直後の L₁₀ FeMnPt パターンの垂直残留磁化状態の MFM 像である。ここには示していないが AFM 像より得られた表面凹凸は最大で約 1.2 nm であった。MFM 像よりドット径は約 100 nm と見積もられ、スペーシング領域は非磁性であることがわかる。Fig.1(b)は、120 μm 角のパターン領域におけるマクロな XMCD 磁気ヒステリシス曲線である。磁化容易軸と困難軸の磁化曲線の高磁場側への外挿から求めた磁気異方性定数 (Ku) は 7.6 × 10⁶ emu/cm³ であり、連続膜の Ku と同程度の値が得られた。Fig.1(c)は、XMCD 磁気ヒステリシス曲線から得られた反転磁場 (H_r) の角度依存性である。連続膜は 1/cosθ に近い関数でフィットされるのに対し、ドットパターンでは Stoner-Wohlfarth (SW) モデルに類似する傾向がある。これより磁化過程は、連続膜では磁壁移動型、ドットパターンでは一斉磁化回転による反転磁区のニュークリエーションが支配的であることが示唆される。(参考文献: ¹⁾T. Hasegawa et al., Abstracts of 58th MMM (2013), p.p.287-288 (CT-06). 謝辞: 本研究は NEDO 若手グラント(11B0700d)の助成を受けて行われた。また本研究の一部は大型放射光施設 SPring-8(BL39XU)(課題番号 2014B1826)で行われた。)

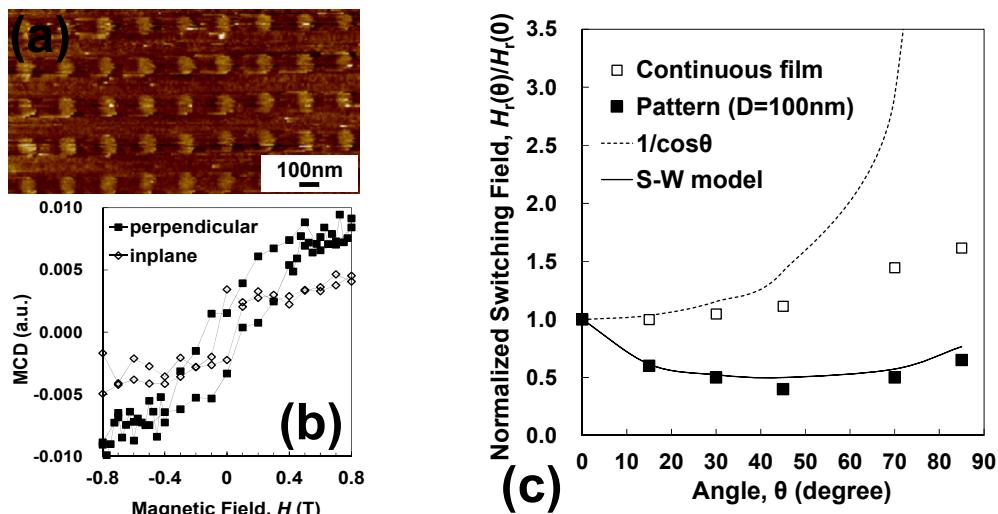


Fig. 1. (a) MFM image and (b) XMCD hysteresis curves of the dot pattern with 100 nm in diameter. (c) Angular dependence of normalized switching fields.

熱処理およびイオン照射による CrPt₃ 膜の構造および磁性制御

福田憲吾, 大島大輝, 加藤剛志, 岩田聡, 綱島滋*
(名古屋大学, *名古屋産業科学研究所)

Control of structure and magnetic properties of CrPt₃ films by heat treatment or ion irradiation

K. Fukuta, D. Oshima, T. Kato, S. Iwata, S. Tsunashima*
(Nagoya Univ, *NISRI)

はじめに

局部的にイオンを照射することで磁気的なパターン構造を作成する手法は、表面形状にほとんど影響を与えないため、物理エッチングなどのプロセスと比べて低コストでビットパターン媒体(BPM)を作製する技術として期待されている。我々はこれまでこの手法で作成した BPM に関する報告を行ってきたが¹⁾、イオン照射による非磁性化において、どのような構造変化が起きているかについての議論は不十分であった。そこで、熱処理温度を変えて生成した CrPt₃ 膜とイオン照射された CrPt₃ 規則合金膜の磁気特性および結晶構造を比較することで、イオン照射によって生じる構造変化について議論した。

実験方法

超高真空蒸着法を用いて 20nm の CrPt₃ 膜を成膜した。規則度を見積もる場合には、基板として(001)配向させやすい MgO(001)単結晶基板を使用した。一方、垂直磁気異方性を見積もる場合には、垂直磁化膜が得られる石英ガラス基板を用いた。超高真空チャンバー内で基板を 600°C に保ち、CrPt₃ を 20nm 成膜した後、別の真空チャンバーに移し、L1₂ 規則化促進のため 700~850°C で 15 分間熱処理をした。結晶構造は X 線回折法、磁気特性は交番磁界勾配磁力計を用いて評価した。

実験結果

Fig.1 は熱処理温度と 001, 002 ピークの積分強度および飽和磁化の関係を示している。図からわかるように、熱処理温度の上昇に伴い 001 ピーク、002 ピークの積分強度が増加しているが、001 ピークと 002 ピークの積分強度比はほぼ一定となった。これより見積もられる規則度もほぼ一定で、その値は約 0.8 であった。一方、飽和磁化 M_s は熱処理温度の上昇に伴い単調に増加していることがわかる。次に Fig.2 に石英ガラス基板上に成膜した CrPt₃ 膜の飽和磁化とトルク曲線から求めた K_u の関係を示す。一般に強磁性体では $K_u \propto M_s^{2-3}$ の関係があるが²⁾、ここでは $K_u \propto M_s$ に近い傾向が得られている。イオン照射をした場合も同様の関係を示すことが報告されており³⁾、熱処理温度による構造変化とイオン照射による構造変化は似た傾向を示すことが分かった。Fig.1 および Fig.2 から、CrPt₃ 膜は、微視的には強磁性の L1₂ 規則相と非晶質のような非磁性の相に分離した構造となっており、その体積の割合の変化が、 M_s および K_u の変化につながっている可能性がある。

参考文献

- 1) D. Oshima et al., IEEE Trans., Magn., vol. 49, 3608 (2013)
- 2) W. J. Carr, Jr., Phys., Rev., vol. 109, p.1971 (1958)
- 3) T. Kato et al., J. Appl. Phys., **106**, 053908 (2009)

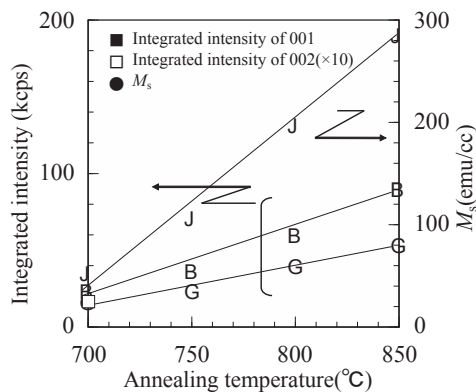


Fig. 1 Annealing temperature dependences of 001 and 002 peak intensities and M_s of CrPt₃ films fabricated on MgO(001) sub.

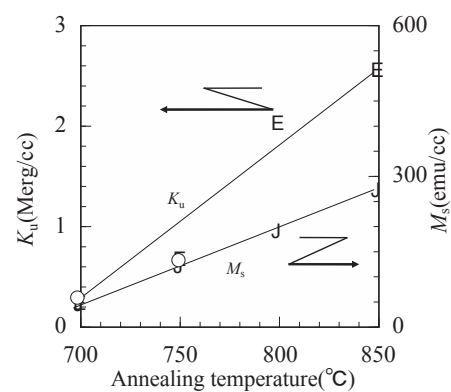


Fig. 2 Annealing temperature dependences of K_u and M_s of CrPt₃ films fabricated on SiO₂ sub.

L1₀-MnGa (001) 配向膜への低エネルギーイオン照射による非磁性化

松永隆雅, 根来翼, 大島大輝, 加藤剛志, 岩田聡, 綱島滋
(名古屋大学, 名古屋産業科学研究所)

Control of magnetism of L1₀-MnGa(001) films by low energy ion irradiation

T. Matsunaga, T. Negoro, D. Oshima, T. Kato, S. Iwata, S. Tsunashima
(Nagoya Univ., Nagoya Industrial Science Research Institute)

はじめに

イオン照射によって垂直磁化膜を局部的に非磁性化させることでビットパターン媒体を作製する手法により, 表面平坦性が良く, 高い記録面密度の媒体を低コストで作製することができるものと期待される. これまで我々は L1₀ 規則相で大きな垂直磁化を持つ MnGa 膜に 30keV の Kr⁺ イオンを照射することで非磁性化できることを示すとともに, これを利用した高密度ビットパターン膜の作製を報告してきた¹⁾. しかし, 更なる高密度化のためには, イオンの低エネルギー化および MnGa 膜の薄膜化が必須である. 本研究では, MnGa 膜厚を 15 nm から 5 nm に薄膜化し, MnGa の飽和磁化, 保磁力, 磁気異方性を検討するとともに, 低エネルギーイオンでの非磁性化を行った.

実験方法

RF マグネトロンスパッタリング装置により Cr(2 nm) / MnGa(5 ~ 15 nm) / Cr(20 nm) / MgO(001) を以下のように成膜した. まず, MgO 基板に Ar イオンエッチングを行い, 600℃で 10 分間, 真空中で熱処理を行った. その後, 400℃まで徐冷して, Cr(20 nm) をスパッタ成膜した. 成膜後 600℃で 60 分加熱処理し, 200℃まで徐冷後, MnGa をスパッタ成膜した. MnGa 層の L1₀ 規則化のため 400℃で 30 分の熱処理を行った. 最後にこれを 100℃以下に徐冷して, Cr 保護膜をスパッタ成膜した.

実験結果

Fig. 1 は, MgO 基板上に作成した MnGa 膜 (5, 10, 15 nm) の膜面垂直方向の磁化曲線である. 全ての膜で角形比 1 の垂直磁化膜となっているが, 飽和磁化は膜厚 10 nm までは 400 emu/cc 程度であるのに対し, 5 nm では 300 emu/cc 程度へ減少している. 膜厚の減少に伴う飽和磁化の減少は, MnGa の初期成長層の磁化がバルク値に比べて小さいためと考えられる.

Fig. 2 は, 膜厚の異なる MnGa 膜に 10 keV の Kr⁺ イオンを照射した際の磁化の照射量依存性を示している. なお, 磁化の値は照射前の値を 1 として規格化した. これまで報告してきた 30 keV のイオン照射と異なり, 10 keV の Kr⁺ イオンを MnGa(15 nm) に照射した場合, 1×10^{15} ion/cm² でも完全に非磁性化できないことがわかる. 一方, 膜厚を 10 nm, 5 nm とした場合, 両者とも 3×10^{14} ion/cm² で完全に非磁性化できることが分かる. すなわち, MnGa 膜の薄膜化により, 低いイオンエネルギーで非磁性化が可能となることが分かった.

参考文献

- 1) D. Oshima et al., IEEE Trans.Magn., **49**, pp. 3608-3611 (2013)

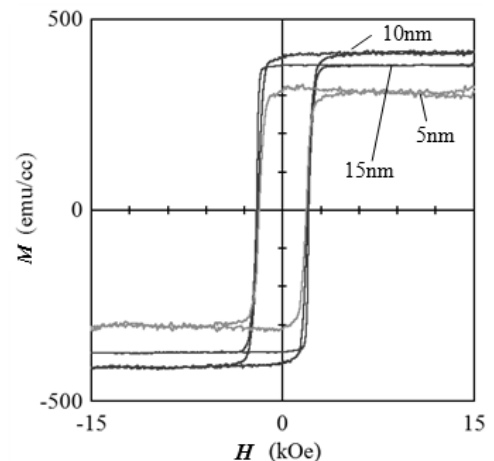


Fig. 1 Hysteresis loops of MnGa films with thicknesses of 5, 10, and 15 nm. The loops were taken applying a field along the film normal direction.

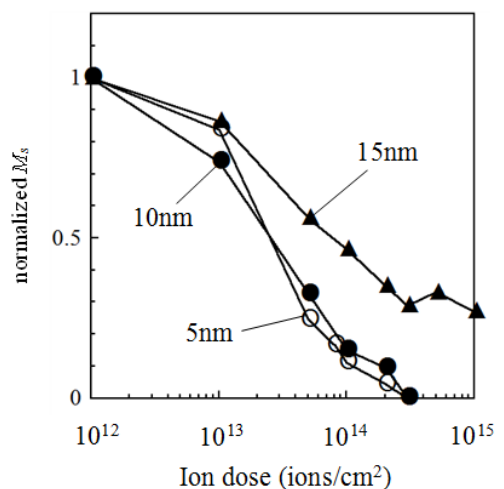


Fig. 2 Ion dose dependence of magnetization of MnGa films with thicknesses of 5, 10, and 15 nm irradiated by 10 keV Kr⁺ ions.

傾斜異方性 2 層交換結合複合(ECC)ドットの磁化反転

本多 直樹, 山川 清志*

(東北工業大学, *秋田県産業技術センター)

Magnetization reversal of 2-layer exchange coupled composite (ECC) dots with inclined anisotropy

Naoki Honda, Kiyoshi Yamakawa*

(Tohoku Institute of Technology, *Akita Industrial Technology Center)

はじめに

交換結合複合ドット(ECC dot)は熱磁気安定性を保ちながら磁化反転磁界を低減できる¹⁾。我々は単純なスピンモデルを用いて4層構造まで解析し, 3層構造が反転磁界低減効果と反転磁界の印加磁界角度依存性低減効果に有効とし²⁾, 最適化した3層ECCドットのビットパターン媒体では4 Tdot/in²のシングル記録でも十分な記録シフトマージンを示すことをシミュレーションで示した³⁾。ここでは傾斜異方性を導入することで, 2層構造でも3層構造に近い磁化反転特性が得られる可能性を報告する。

解析モデル

ECCドットの反転磁界をFig. 1中に示すようなスピンモデルで解析した²⁾。ハード層(第1層)とソフト層(第2層)の飽和磁化 M_s , 異方性磁界 H_k , 体積 V 及び層間交換結合エネルギー J をハード層のパラメータで規格化して用いた。反転磁界は平均した異方性エネルギーに対応するSW粒子の反転磁界で規格化した h^* を求めた。反転磁界は最少エネルギーパスで磁化が反転する磁界として求めた。

規格化反転磁界

Fig. 1にハード層の異方性角度を 0° (垂直)から 20° まで変えた場合の規格化反転磁界 h^* の層間交換結合依存性を示す。 M_s と V は両層で同じとした。異方性の角度が傾くに従いより小さな規格化反転磁界を示すことが分かる。ECCドットの反転磁界低減効果は磁化傾斜によるため, 異方性の傾斜でより大きな効果が得られたと考えられる。次に, Fig. 2に異方性角度垂直と 10° の場合について規格化反転磁界 h^* のソフト層の規格化異方性磁界依存性を示す。 h^* は傾斜異方性の場合に小さいが, ソフト層の異方性磁界を大きくするとより大きく低減できることを示している。ソフト層に異方性がある場合も, 異方性の傾斜により印加磁界による磁化傾斜が効果的に働くためと考えられる。応用上もソフト層の磁化揺らぎを低減できる効果が期待できる。Fig. 2で矢印で示したドットに対して, Fig. 3に h^* の印加磁界角度依存性を垂直方向での値で規格化して示す。傾斜異方性を用いることで, 90° 近辺での角度依存性も小さくなり, 最適化した3層ECCに近い特性となった²⁾, 2層膜ECCでも高密度記録の可能性が期待される。

参考文献

- 1) R. H. Victora, X. Shen, IEEE Trans. Magn., vol. 41, pp. 537-542, 2005. 2) N. Honda, J. Magn. Soc. Jpn., vol. 37, pp. 126-131, 2013. 3) N. Honda, K. Yamakawa, IEEE Trans. Magn., vol. 50, p. 3002504, 2014.

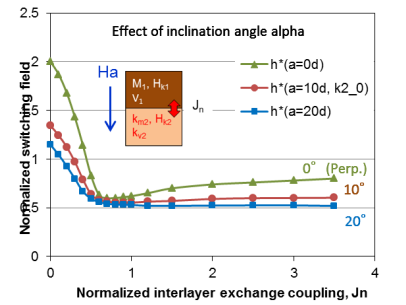


Fig. 1 Interlayer exchange coupling dependence of normalized switching field, h^* , for 2-layer ECC dots with various inclined anisotropy angles.

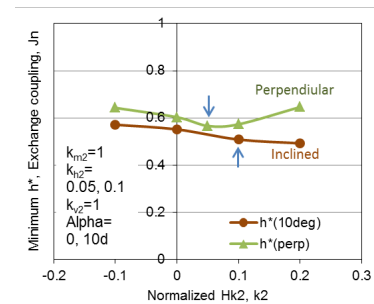


Fig. 2 Normalized soft layer anisotropy field, H_{k2} , dependence of normalized switching field for ECC dots with perpendicular and inclined anisotropy.

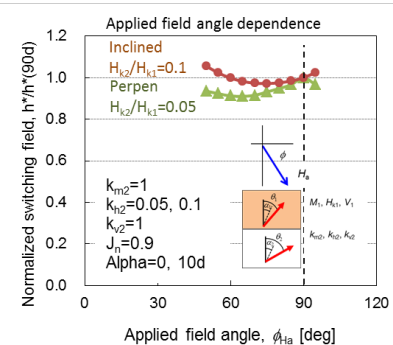


Fig. 3 Applied field angle dependence of normalized switching field for ECC dots with perpendicular and inclined anisotropy.

熱アシスト磁気記録におけるプラズモニック導波路 温度上昇抑制のための構造検討

林慶彦, 田村京介, 芦澤好人, 大貫進一郎, 中川活二
(日本大学)

Study of plasmonic waveguide structure to suppress head temperature rise
for heat assisted magnetic recording

Yoshihiko Hayashi, Kyosuke Tamura, Yoshito Ashizawa, Shinichiro Ohnuki, and Katsuji Nakagawa
(Nihon University)

はじめに

数 Tbit/inch² の高い磁気記録密度を実現する手法として、近接場光を用いた熱アシスト磁気記録が注目されている。我々は、伝搬型表面プラズモンを励起し、先端部へ収束するプラズモニック導波路 (PW: Plasmonic Waveguide) により記録媒体表面 $10 \times 10 \text{ nm}^2$ の領域に集光できることを報告している¹⁾。このとき表面プラズモンが収束する先端部では、エネルギー密度が高いため記録媒体を記録温度に加熱した際にヘッド先端部が高温となることが問題となっている。本報では、ヘッドの温度上昇を抑制する先端構造について検討した。

シミュレーションモデル

電磁界解析には時間領域差分法を、熱伝導解析には有限要素法を用いた。磁極と PW を組み合わせた構造を Fig. 1 に示す。Fig. 1 中の金属薄膜先端部は Fig. 2(a) に示す台形型 (上底 5 nm、下底 20 nm) のプラズモンアンテナとなっており、先端に向かって 5° 傾いている。今回、金属薄膜先端部の温度上昇を抑制するため、Fig. 2(b) に示すように先端部台形アンテナの高さ h を 9 nm (従来は 35 nm) とした。誘電体導波路のクラッド中に、コアからギャップ 190 nm をあけて厚さ 100 nm の金属薄膜を、PW として配置している。真空波長 780 nm、電界の振幅 1 V/m の p 偏光の光をクラッドとコアの境界で入射角 60° で入射した。

PW に照射した光により励起した表面プラズモンが、アンテナ先端部へ収束し、記録媒体を記録温度に加熱する際のヘッドの温度上昇の解析を行った。

金属薄膜先端部温度上昇量の先端構造依存性

金属薄膜先端部のプラズモンアンテナの高さ $h = 35 \text{ nm}$ および 9 nm の場合の先端付近の温度分布図を Figs. 3(a)、(b) にそれぞれ示す。記録媒体を記録温度 (150°C) に加熱した際、 $h = 35 \text{ nm}$ ではアンテナ先端部が 372°C まで温度上昇するのに対し、 $h = 9 \text{ nm}$ ではアンテナ先端部温度上昇が 210°C に抑えている。アンテナの高さ h が低い場合、最も高温になるアンテナ先端部の熱が、隣接するプラズモニック導波路金属部分へ容易に熱伝導できることが、アンテナ先端部の温度上昇抑制の原因だと考えられる。

まとめ

熱アシスト磁気記録にプラズモニック導波路を応用する際、先端部の温度上昇は変形や破損などの問題となる。今回、ヘッド先端部のアンテナ高さ h を低減し、高温部の熱を逃がしやすい構造とすることにより、温度上昇量を 210°C に抑制可能であることを示した。

謝辞 本研究の一部は、科研費基盤研究(C) No. 23560413、平成 25~29 年度文部科学省私立大学戦略的研究基盤形成支援事業 (S1311020)、および情報ストレージ研究推進機構の助成を受けて行われた。

参考文献 1) K. Tamura, Y. Ashizawa, S. Ohnuki, and K. Nakagawa, *J. Magn. Soc. Jpn.*, **38**, 131-134 (2014).

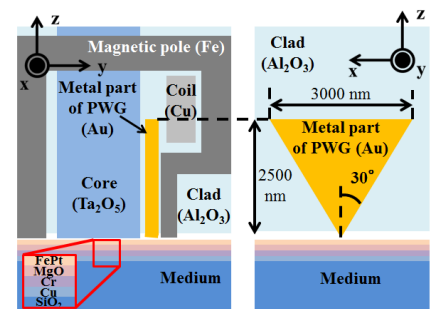


Fig. 1 A model of magnetic head with a plasmonic waveguide.

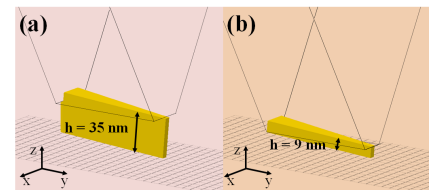


Fig. 2 Antenna structure of the plasmonic waveguide. The antenna heights are 35 nm (a) and 9 nm (b), respectively.

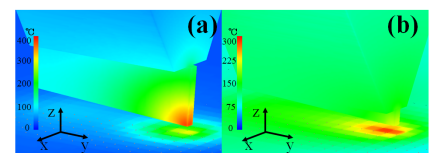


Fig. 3 Temperature distribution around the tip of the plasmonic waveguide. The antenna heights are 35 nm (a) and 9 nm (b), respectively.

熱アシスト磁気記録媒体の異方性定数比の検討

湯浅優, 赤尾達也, 磯脇洋介, 小林正, 藤原裕司
(三重大)

Study on anisotropy constant ratio for Heat Assisted Magnetic Recording media
Y. Yuasa, T. Akao, Y. Isowaki, T. Kobayashi, Y. Fujiwara
(Mie Univ.)

はじめに

熱アシスト磁気記録 (HAMR) 媒体では異方性定数 K_u とともにキュリー温度 T_c を指定する必要があるが、 K_u は T_c の関数である。そこでバルクの Fe-Pt の K_u に対する膜の K_u の本質的な比、異方性定数比 K_u/K_{ubulk} を導入した。^{1,2)} K_u/K_{ubulk} が同じであれば K_u が異なっても媒体の作製難易度は同じであるが、 K_u/K_{ubulk} を大きくすることは難しい。そこで K_u/K_{ubulk} を小さくする HAMR の設計を考える。

研究結果

本研究では情報の安定性を考慮して媒体設計を行った。主な条件として (1) 情報の長期安定性 $K_u(T_a)V_m/(k_B T_a) \geq TSF_{10}$ と、(2) 記録時の情報安定性 $\Delta T/\Delta x(y) \leq \partial T/\partial x(y)$ を考える。 T_a はドライブの最高動作温度であり、 $T_a = 330$ K とした。 TSF_{10} は統計的に算出された熱揺らぎ指標である。 $\Delta T/\Delta x(y)$ は媒体が要求する温度勾配であり、 $\partial T/\partial x(y)$ は熱伝導シミュレーションによって得られた温度勾配である。

HAMR の最大書き換え数を 10^4 回^{1,2)} から 10^7 回に変えた。

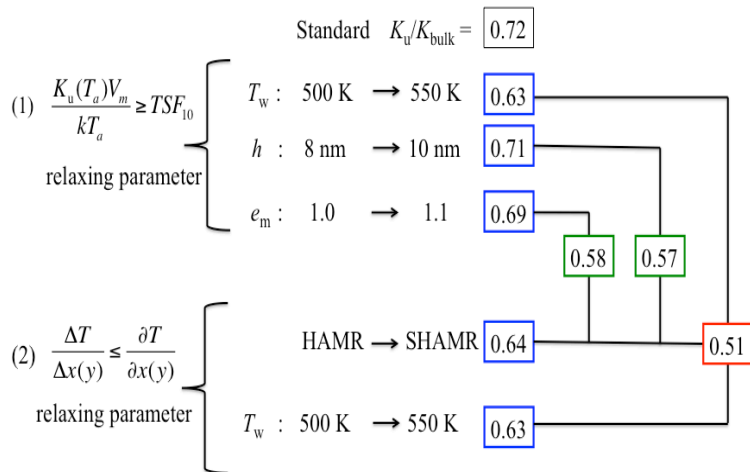
Table 1 に結果を示すが標準パラメータ値^{1,2)} で計算した K_u/K_{ubulk} は 0.72 であった。条件 (1) を緩和できるパラメータは書き込み温度 T_w と記録層膜厚 h 、グレイン間交換結合 e_m の利用³⁾ であり、条件 (2) を緩和できるパラメータはシングル磁気記録 (SMR) と HAMR を組み合わせた SHAMR の利用と T_w である。 T_w を標準パラメータ値の 500 K から 550 K に高くすると K_u/K_{ubulk} は 0.63 に下がった。しかし h を厚くしたり、 e_m を利用しても、律速が条件 (2) のためそれぞれ 0.71 と 0.69 と K_u/K_{ubulk} の低減にあまり効果がなかった。

SHAMR の利用は $\Delta T/\Delta x(y)$ を下げられるので K_u/K_{ubulk} は 0.64 に下がった。 T_w の上昇は $K_u(T_a)$ を大きくできるだけでなく $\partial T/\partial x(y)$ も大きくできる。さらに、 e_m と SHAMR を同時に利用すると、 T_w を上昇させなくても K_u/K_{ubulk} は 0.58 まで下げられ、 h を厚くして同時に SHAMR を利用しても、0.57 まで低減できる。 T_w を高くできる場合には、SHAMR と組み合わせることによって、 K_u/K_{ubulk} をさらに 0.51 まで下げられる。

HAMR の媒体設計では律速条件が (1) か (2) かを区別することが重要である。そして、律速条件を緩和できるパラメータを改善することが必要である。

本研究の一部は情報ストレージ研究推進機構 (SRC) の助成のもとに行われました。ここに謝意を表します。

Table 1 Media design guidelines



参考文献

- 1) T. Kobayashi et al.: J. Magn. Soc. Jpn., 39, 8 (2015)
- 2) T. Kobayashi et al.: to be published in J. Magn. Soc. Jpn.
- 3) Y. Isowaki et al.: J. Magn. Soc. Jpn., 38, 1 (2014)

赤外光を用いたキュリー温度測定システムの開発

○赤羽 浩一, 佐藤 春彦, 斉藤 伸 (東北大学)

Development of the Curie temperature measurement system using infrared light

K. Akahane, H. Sato, and S. Saito (Tohoku Univ.)

1. はじめに 熱アシスト記録方式は、垂直磁気記録ハードディスクの記録密度増大を実現する次世代記録方式の有望な候補である。熱アシスト記録では磁気モーメントを反転させるために熱が使用されるため、グラニューラ媒体の記録層として用いられる金属強磁性材料の磁気特性の温度依存性を把握することが必須となる。中でもキュリー温度 (T_C) とその分散は書き込み時に反転磁区を形成する上で重要な物性である。我々は、これらの特性の簡単かつ迅速な測定手段として、光学特性に現れる伝導電子のスピン依存散乱現象に注目している。一般に金属強磁性体の抵抗の温度依存性には、格子振動に伴う抵抗の温度依存性に重畳して原子磁気モーメントの配列秩序に依存した抵抗の温度変化が現れることが知られており、磁気相転移点で変化勾配に変化が現れることが知られている。グラニューラ媒体では粒界相として酸化物等の絶縁体が用いられることがあるため、我々は光の周波数帯での伝導電子の散乱現象の計測を試みた。課題は 400°C 以上への昇温下でも信号検出可能な光学系の構築と試料の酸化の抑制である。本講演では、伝導電子の光学応答が可視光よりも顕著に現れる中赤外光を用い、真空槽内に設置した試料からの反射率の温度依存性を測定する装置を開発し、強磁性薄膜ならびに熱アシスト磁気記録用グラニューラ薄膜の T_C の検出を試みた結果を報告する。

2. 実験結果 Fig. 1 に今回開発した装置の光学系及び真空加熱チャンバーを示す。プローブ光にはシリコンチップ上に微細加工された薄膜抵抗体による輻射赤外光源を用い、受光器には液体窒素冷却型 InSb 赤外検出器を用いた。光学系の検出波長域はおおよそ $2\text{--}6\ \mu\text{m}$ である。試料室は真空引き可能な構造とし、斜め入射用ポートと 600°C まで昇温可能なセラミックヒーターを設けた。排気装置はドライポンプとターボポンプとを組み合わせ、到達真空度 $10^{-4}\ \text{Pa}$ 台を実現した。プローブ光の波長と高温部からの輻射光を弁別する手段として、赤外光源を $133\ \text{Hz}$ の正弦波電流で駆動し光強度変調をかけると共に、検出器の出力をロックインアンプで増幅した。レンズや窓には ZnSe 材及び CaF_2 材を用い、ミラーには金蒸着膜を用いた。

Fig. 2 には一例として、入射角 45° の場合の MnSb 薄膜の反射率の温度依存性を示した。(a) は構築した光学系で実測した実験結果である。スパッタ薄膜の構造変化による光学特性の変化の影響を排除するため、2 回昇降温を繰り返した後の 3, 4 回目の昇温時のデータを示している。(b) は各温度での可視-近赤外光領域の誘電率スペクトルから振動子モデルによりドルーデ項をフィッティングして波長 $5\ \mu\text{m}$ での反射率を計算し、温度に対してプロットし直した計算結果である。(a) によると 320°C 付近で光学特性の温度変化傾向が異なっており、文献によるとこの温度が MnSb 薄膜の T_C と対応することがわかった。この結果は計算結果ともよく一致している。講演では、加熱部からの輻射を抑制するための光学系の工夫、試料酸化防止のための真空加熱チャンバーの構造について説明すると共に、熱アシスト媒体に用いられる FePt-C グラニューラ薄膜を測定した結果についても報告する。

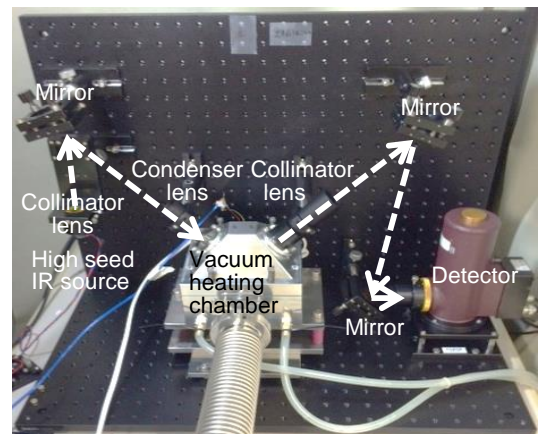


Fig. 1 The setup of IR reflection measurement system with vacuum heating chamber. White broken arrows correspond to an optical path.

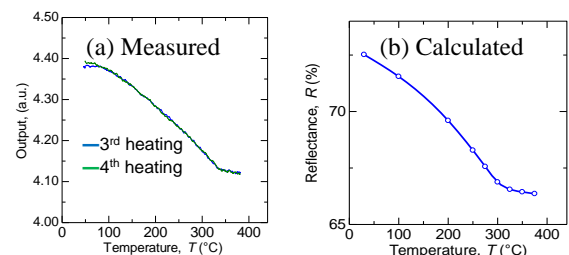


Fig. 2 (a) measured and (b) calculated reflectance as a function of temperature for a MnSb film.

Optically induced demagnetization in $\text{Gd}_{23}\text{Fe}_{77-x}\text{Co}_x$

Souliman El Moussaoui¹, Hiroki Yoshikawa², Tetsuya Sato^{1,3}, Arata Tsukamoto¹

(¹College of Science and Technology, Nihon Univ., ²Graduate School of Science and Technology, Nihon Univ., ³College of Industrial Technology, Nihon Univ.)

The manipulation of the magnetic order in a ferrimagnet by the use of an ultrafast laser radiation has seen growing interest since the work published by Beaurepaire et al.¹⁾ In GdFeCo rare earth (RE)-transition metal (TM) amorphous alloys, it has been demonstrated that all optical switching (AOS) can occur in these materials and the magnetization reversal can be triggered in a sub-picosecond timescale²⁾. The magnetization reversal within this material is found to be achieved via a transient FM-like state where the RE and TM moments are parallelly aligned³⁾. Such reversal can be triggered every time when the two sub-lattices are brought out of their equilibrium state by a heat pulse alone⁴⁾. In terms of applications, this mechanism could revolutionize the industry of magnetic recording and information technologies. Therefore, in sight of the large interest that has been paid to the study of this reversal mechanism, an important aspect is to determine the parameters that could boost this reversal process.

In order to achieve such a goal, we have investigated the optically induced demagnetization dynamics in GdFeCo RE-TM amorphous alloy when changing the Fe/Co constituent ratio. For that purpose, $\text{Gd}_{23}\text{Fe}_{77-x}\text{Co}_x$ thin films were fabricated with magnetron sputtering technique, where the Co composition x was varied from 0 to 15 atomic percent while keeping the Gd composition fixed. The obtained samples exhibit strong out-of-plane anisotropy and equivalent coercive fields.

The ultrafast demagnetization dynamics of the thin films is measured with the Faraday effect in a stroboscopic pump-probe experiment. Fig.1 displays the normalized Faraday signal obtained in $\text{Gd}_{23}\text{Fe}_{77}$ and $\text{Gd}_{23}\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}$ as a function of the elapsed time after exposing the sample to an ultrashort laser radiation. As it can be deduced from the graph, the difference in demagnetization dynamics for $\text{Gd}_{23}\text{Fe}_{77}$ and $\text{Gd}_{23}\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}$ is of significant importance when considering the AOS phenomena. Our primary findings, which will be presented during this talk, could lead to important indications for the engineering of new magnetic media.

Reference

- 1) E. Beaurepaire et al., Phys. Rev. Lett. 76, 4250 (1996)
- 2) C. D. Stanciu et al., Phys. Rev. Lett. 99, 047601 (2007)
- 3) I. Radu et al., Nature 472, 205 (2011)
- 4) T.A. Ostler et al., Nature comm. 3, 666 (2012)

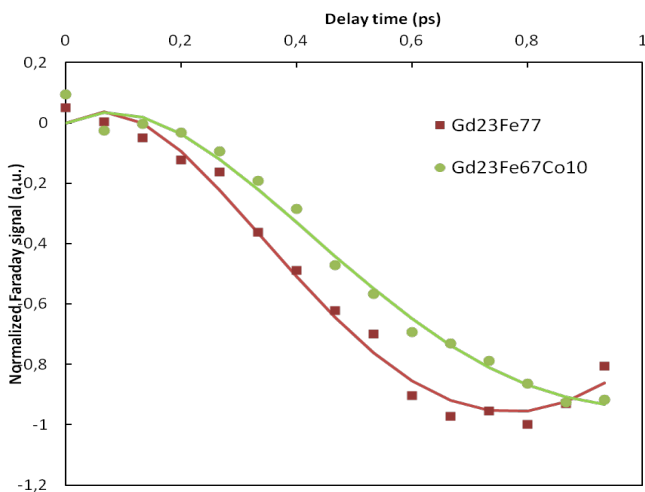


Fig.1 Demagnetization dynamics of $\text{Gd}_{23}\text{Fe}_{77}$ and $\text{Gd}_{23}\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}$ amorphous alloys measured with Faraday pump-probe set-up in the time range [0, 1ps]. The solid lines are fits obtained from double exponential function.

誘電体中間層を有するGdFeCo二層膜における全光型磁化反転現象

寺下進之佑, 吉川大貴, 佐藤哲也***, 塚本新**

(日本大学大学院理工学研究科, *日本大学生産工学部, **日本大学理工学部)

All-optical magnetization switching in the GdFeCo double layer films with dielectric intermediate layers
Shinnosuke Terashita, Hiroki Yoshikawa, Tetsuya Sato*** Arata Tsukamoto*

(Graduate School of Science and Technology, Nihon Univ., *College of Industrial Technology, Nihon Univ.,
**College of Science and Technology, Nihon Univ.)

はじめに 近年, 希土類(RE)-遷移金属(TM)フェリ磁性合金薄膜に数十フェムト秒オーダーの極短時間パルスレーザー光を照射することのみで, 全光型磁化反転現象 (All-Optical Magnetization Switching: AOS) を誘起することができる^[1]. また, この AOS は円偏光照射することで, 外部磁場を印加せずに偏光面の回転方向に一意に対応した磁区の形成も可能である^[2]. この AOS は従来の磁気記録原理とは異なり非常に短い作用時間で磁化反転が可能であることから, 磁気記録の飛躍的高速化への応用が期待されている. 本稿では, 偏光に依存せず常に磁化反転を生じるタイプの AOS^[3]による多値磁気記録手法への応用を目的とし, 誘電体中間層を有する GdFeCo 二層膜試料に着目した. 二つの磁性層 (Layer I 及び Layer II) の間には, 磁気交換結合の分断を目的として SiN 誘電体を挿入している. これにより各層の磁気応答を独立させ, 磁化の向きに選択性を持たせ, 磁場を用いない全光型多値磁化状態形成を検討した.

実験方法 試料には Magnetron Sputtering 方式により作製した SiN(60nm)/[Gd₂₇Fe_{63.9}Co_{9.1} (10 nm) : Layer I]/SiN(5 nm)/[Gd₂₂Fe_{68.3}Co_{9.7} (10 nm) : Layer II]/SiN(5 nm)/glass sub. を使用する. 試料に中心波長 800 nm パルス幅 90 fs (半値全幅) のレーザー光 (直線偏光) を照射し, 室温にて磁化反転を誘起し, 偏光顕微鏡を用いて, 形成磁区を磁気光学像にて観察する. 試料を透過した光の偏光面が磁気光学ファラデー効果により回転する. この透過光が検光子を通過することで光強度変化に変換される. これにより, 磁気光学像の黒白の濃淡で磁化の向きを判断できる.

結果と考察 本試料は異なる組成比の磁性層を二種類有し, 各層の磁化の向きにより層全体でのファラデー回転角 θ_F が決まる. 各種外部磁場における θ_F の推移を Fig.1(a) に示す. 単一パルス光照射実験で得られた磁気光学像を Fig.1(b) に示し, A~D の領域内の輝度値のラインプロファイルを Fig.2 に示す. 磁気光学像の各輝度値は磁化曲線の θ_F に対応しており, Fig.1 (b) は A~D の四種の磁化状態が形成していることがわかる. これらは, 二層膜構造に AOS を用いて極短作用時間で磁化状態を任意に変えられることを示している. また, 本実験では, 単一パルス照射のみで C→B, A→D に磁化状態が遷移する. これは磁気履歴を伴う外部磁場制御においては実現しえない遷移過程である. さらに AOS は保磁力が極大となる磁化補償現象近傍領域においても誘起されることが確認出来ており^[4], 本報告は, 大きな外部磁場を要する磁性層を持つ薄膜においても, レーザー光を照射することで, 各層の磁化の向きを任意に変化させることが可能であることを示す. これは各種磁性薄膜材料における磁化動特性計測・評価及び制御方法の確立に要求が高まっている中で, 多層膜において任意に各層の磁化の向きを変えることは磁化動特性制御にも有用な手段となる可能性を示している.

謝辞

本研究の一部は文部科学省私立大学戦略的研究基盤形成支援事業 (S1311020) の助成を受けて行ったものである.

参考文献

- [1] C.D. Stanciu, F. Hansteen, A. V. Kimel, A. Kirilyuk, A. Tsukamoto, A. Itoh, and Th. Rasing: Phys. Rev. Lett. 99, 047601 (2007).
- [2] S. Kogure, A. Tsukamoto, A. Itoh: MAG-13-67 (2013).
- [3] T.A. Ostler, et al: Nature Comm 1666, 3:666 (2012)
- [4] H. Yoshikawa, S. Kogure, A. Tsukamoto, A. Itoh: J. Magn. Soc. Jpn. 5pA-1 (2013).

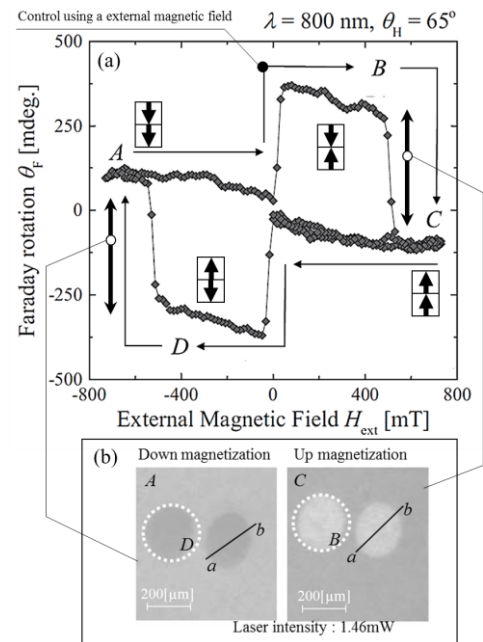


Figure.1 (a) Faraday hysteresis loop of GdFeCo double layer films. (b) Magnetic contrast of GdFeCo after laser irradiation with single linear polarized laser pulses

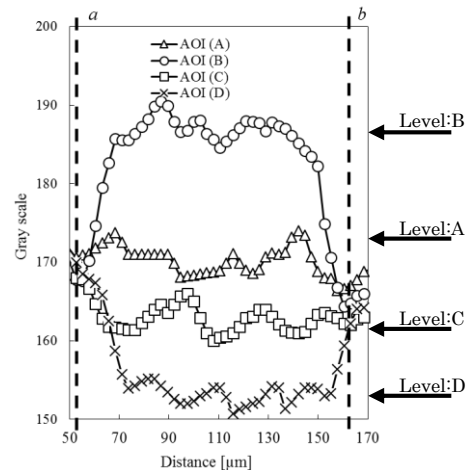


Figure.2 The line profile of magneto-optical images in Fig. 1 (b)

全光型磁化反転の磁性層膜厚依存性

吉川大貴¹, 寺下進之佑¹, 植田涼平¹, Souliman EL Moussaoui², 佐藤哲也^{2,3}, 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, ³ 日本大学生産工学部)

The magnetic layer thickness dependency of all-optical magnetization switching
 Hiroki Yoshikawa¹, Shinnosuke Terashita¹, Ryohei Ueda¹, Souliman El Moussaoui², Tetsuya Sato^{2,3}, Arata Tsukamoto²
 (¹ Graduate School of Science and Technology, Nihon Univ., ² College of Science and Technology, Nihon Univ.,
³ College of Industrial Technology, Nihon Univ.)

序論

数十フェムト秒程度の超短パルス光をフェリ磁性薄膜に照射することで全光型磁化反転現象(all-optical magnetization switching: AOS)及び熱磁気的多磁区形成現象(thermo-magnetic nucleation: TMN)を誘起することができる。AOSは磁場駆動型のTMNと誘起原理が異なり、各副格子のスピンダイナミクスの差異に起源を有し、外部磁場を要せずいずれの初期磁区構造に対しても反転できることを特徴としている¹⁾。また、同磁性層を有しながら、電子・スピン・格子の各系・系間の非断熱的エネルギー散逸過程が顕在化するフェムト〜数十ピコ秒の時間領域での磁気光学応答が異なる層構成試料群において、超短パルス光照射により形成された磁区の検討から、AOSとTMNはそれぞれ異なる層構成依存性を有していることが明らかとなった²⁾。本稿では更に空間的なエネルギー散逸の検討を行うために、膜厚のみ異なる一様なアモルファス金属磁性薄膜の試料群に対し、同様に超短パルス光照射により形成された磁区のサイズの照射光強度依存性を評価した。

実験方法

Magnetron Sputtering方式により作製したSiN(60 nm)/Gd₂₅Fe_{65.6}Co_{9.4}(*t* nm)/SiN(5 nm)/glass sub. (*t* = 10 ~ 30 [5 nm 毎])薄膜に中心波長800 nmパルス幅90 fs(半値全幅)のガウシアンレーザー光照射により室温にて磁化反転を誘起し、形成磁区を偏光顕微鏡の磁気光学像にて観察する。本試料群では、膜厚ごとに正味の磁気特性が異なる。*t* = 15 (0.5 emu/cc)近傍に磁化補償点を有し、 $|t - 15|$ にほぼ比例して正味の磁化は最大50 emu/cc程度まで増大する。

実験結果

Fig.1に上記超短単一パルス光を各試料(横軸)に照射し形成される磁区サイズ(円面積)を各照射光強度毎(縦軸)に示す。いずれの膜厚でもAOS形成磁区サイズは照射光強度に一意に対応し、高強度側(白円)ではそれぞれある照射エネルギー密度閾値 W_{th} 以上の領域で反転磁区が形成され、正味の磁化にはほぼ依存しない³⁾。そして、 W_{th} を膜厚*t*で規格化した単位体積当たりの平均照射エネルギー密度閾値はいずれの膜厚においても、ほぼ一定の値を示す。これは形成磁区サイズが W_{th} により決定され、かつその後の磁壁移動等を生じないことを示す。

しかし、低強度(灰円)では単位体積当たりの平均照射エネルギー密度閾値は最大約10倍程の大きな値を示す。また、磁区形成が始まる照射光強度は膜厚*t*に正比例する。これらの結果は、AOSによる磁区形成には膜厚方向に平均的に十分なエネルギーを与える必要がある事を示している。

謝辞

本研究は平成25~29年度文部科学省私立大学戦略的研究基盤形成支援事業(S1311020)の助成を受けて行った。

参考文献

- 1) T. A. Ostler, J. Barker, R. F. L. Evans, R. W. Chantrell, U. Atxitia, O. Chubykalo-Feseko, S. El. Moussaoui, L. Le Guyader, E. Mengotti, L. J. Heyderman, F. Nolting, A. Tsukamoto, A. Itoh, D. Afanasiev, B.A. Ivanov, A.M.Kalashnikova, K. Vahaplar, A. Kirilyuk, Th. Rasing and A. V. Kimel: *Nature Comm* **1666**, 3:666 (2012).
- 2) 吉川大貴, 佐藤哲也, 塚本新, 伊藤彰義: 第38回日本磁気学会学術講演会予稿集, 3aA-8 (2014).
- 3) H. Yoshikawa, S. Kogure, T. Toriumi, T. Sato, A. Tsukamoto, and A. Itoh: *J. Magn. Soc. Jpn.* **38**, 139 (2014).

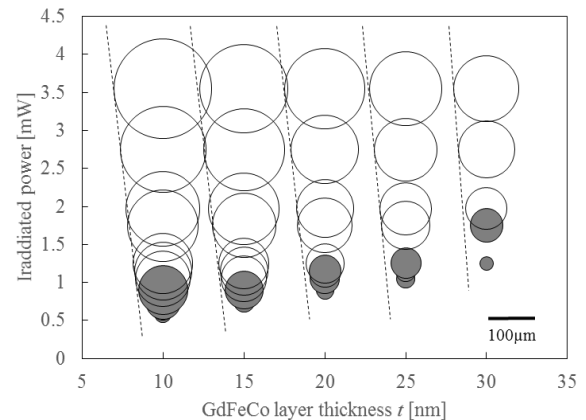


Fig. 1 The layer dependence of created domain sizes by AOS in the films SiN(60 nm)/Gd₂₅Fe_{65.6}Co_{9.4}(*t* nm)/SiN(5 nm)/glass sub. (*t* = 10 ~ 30 [by 5nm]).

希土類遷移金属 GdFeCo フェリ磁性薄膜における 磁気静特性及び磁化動特性の膜厚依存性

植田涼平¹, 吉川大貴¹, 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)

Thickness Dependence of Static and Dynamic Magnetic Properties in Rare-earth Transition Metal Ferrimagnetic GdFeCo Thin Films

R. Ueda¹, H. Yoshikawa¹, A. Tsukamoto²

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

はじめに 磁性薄膜では、磁性層の膜厚ごとに膜の全体積に占める界面近傍領域の体積の割合が大きく変化するため、磁気的特性も変化すると考えられる。そして磁気的特性には、磁気異方性エネルギー K_u や飽和磁化 M_s 、保磁力 H_c に代表されるような磁気静特性と、Gilbertダンピング定数 α や歳差運動周波数 f に代表される磁化動特性がある。これらの特性は磁気記録において重要な指標となるが、磁化動特性のパラメータはサブピコ秒のスケールで歳差運動をする磁化の動きを計測する必要があるため、評価が難しい。そこで、磁気静特性のパラメータから磁化動特性のパラメータを見積もることが求められるが、両特性の相関の有無が問題となる。本報告では磁気静特性のみならず、動特性にも大きな組成、温度依存性が報告されている¹⁾フェリ磁性GdFeCo薄膜に着目し、10 nm~25 nmの膜厚範囲において、磁気静特性である正味の飽和磁化 M_s と磁気異方性エネルギー K_u 、磁化動特性である歳差運動周波数 f 、ダンピング定数 α の膜厚依存性を検討する。

磁気静特性の評価 測定試料は、DCマグネトロンスパッタ法により作製したSiN (60 nm) / Gd₂₂Fe_{68.2}Co_{9.8} (t nm) / SiN (5 nm) / glass sub. (t = 10, 15, 20, 25) を用いる。まず、超伝導量子干渉素子型磁束計を用い、膜面垂直方向と膜面内方向に磁場を印加した際の磁化曲線を計測した。飽和磁化 M_s と磁気異方性エネルギー K_u の膜厚依存性をFig.1に示す。 M_s は膜厚が厚くなるとともに減少する。また、膜厚に依存しない界面の磁化を M_{sf} emu/cm²と、膜厚に依存する内部の磁化を M_v emu/ccと仮定し、 $M_s \cdot t$ emu/cm²を次のように示す。

$$M_s t = M_v t + M_{sf}$$

$M_s \cdot t$ の膜厚依存性を評価した結果、 $M_v = 54.85$ emu/cc, $M_{sf} = 1.0 \times 10^4$ emu/cm²を得た。これは、今回の膜厚範囲においては、 M_{sf} が大きいため、特に膜厚が薄いほどその寄与が大きくなることを意味している。一方、磁気異方性エネルギー K_u に関しては、本測定範囲においてほぼ一定の値であり、 2.7×10^5 erg/ccであった。本膜厚範囲においては、主に正味の磁化 M_s に膜厚依存性を生じることが明らかとなった。

磁化動特性の評価 中心波長800 nm, パルス幅90 fs (半値全幅) のレーザーを光源としたポンプ・プローブ法により、膜面法線から72°傾けた外部磁界 $H_{ext} = 178$ mTを印加し、磁化応答を室温にて測定した。測定結果をFig.2に示す。歳差運動周波数 f 、Gilbertダンピング定数 α 共に膜厚が薄くなるとともに減少している。 f の膜厚に対する変化は、 f は実行磁界 H_{eff} (異方性磁界, 自己減磁界, 印加磁界のベクトルの和) に比例する¹⁾が、磁気静特性の K_u が一定かつ M_s が減少することにより相対的に垂直磁気異方性磁界が増加し、結果として H_{eff} が増加する傾向と対応している。一方、 α については前述の通り磁気静特性との相関が依然明らかではないが、膜厚の減少とともに α 値も減少する傾向が見られ、 M_s の膜厚依存性ととも、界面近傍での実効的な希土類金属の組成比が低い領域の存在を示唆している。

謝辞 本研究の一部は、文部科学省私立大学戦略的研究基盤形成支援事業(S1311020)の助成により行った。

参考文献

- 1) A. Tsukamoto, T. Sato, S. Toriumi, and A. Itoh "Precessional switching by ultrashort pulse laser : Beyond room temperature ferromagnetic resonance limit", *Journal of Applied Physics*, vol. 109, 07D302 (2011).

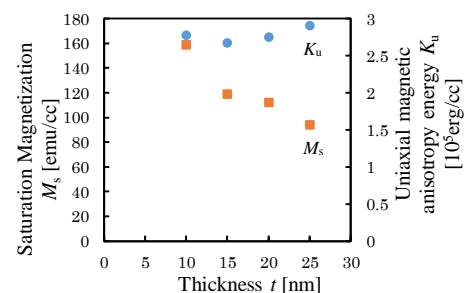


Fig. 1 Thickness dependence of saturation magnetization M_s and uniaxial magnetic anisotropy energy K_u in GdFeCo thin films.

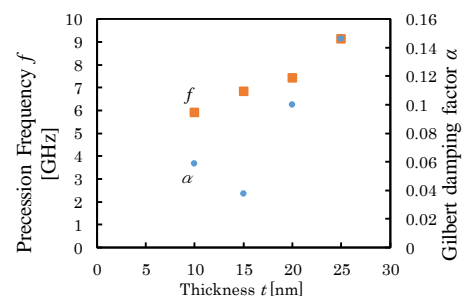


Fig. 2 Thickness dependence of precession frequency f and Gilbert damping factor α in GdFeCo thin films.