

# CoPt/Pt/CoPt 薄膜の静磁相互作用が磁気特性に及ぼす影響

早川研人, 河村春樹, 野宮直人, 杉田龍二  
(茨城大)

Effect of magnetostatic interaction on magnetic properties of CoPt/Pt/CoPt thin films

K. Haykawa, H. Kawamura, N. Nomiyama, and R. Sugita  
(Ibaraki Univ.)

## はじめに

CoPt 基薄膜は高い垂直磁気異方性と飽和磁化を有するため、ハードディスクの記録層や磁気転写用マスター媒体の磁性層として研究されている<sup>1), 2)</sup>。積層 Co 基薄膜の層間に働く相互作用については多くの研究がなされているが<sup>3), 4)</sup>、積層 CoPt 垂直磁気異方性膜における層間静磁相互作用に関する議論は十分には行われていない。本研究では、CoPt/Pt/CoPt 薄膜の静磁相互作用が磁気特性に及ぼす影響について検討した。

## 実験方法

高周波マグネトロンスパッタ装置を用いて、ガラス基板上に、Pt 下地層 (100 nm)、下層 Co<sub>70</sub>Pt<sub>30</sub> 膜 (10 nm)、Pt 中間層 ( $\delta_{Pt}$  nm)、上層 Co<sub>70</sub>Pt<sub>30</sub> 膜 (3 nm) をこの順に成膜した。Pt 中間層厚  $\delta_{Pt}$  を 0~30 nm とした。成膜時ガス圧を 2 mTorr とし、成膜は全て室温にて行った。成膜した試料のヒステリシス曲線を振動試料型磁力計 (VSM) により測定した。

## 実験結果

Figs. 1, 2 は、それぞれ Co<sub>70</sub>Pt<sub>30</sub> 単層膜 (Co<sub>70</sub>Pt<sub>30</sub>/Pt(100 nm)/ガラス基板) 及び積層膜の膜面垂直方向ヒステリシス曲線である。単層膜の Co<sub>70</sub>Pt<sub>30</sub> 膜厚は 3, 10 nm、積層膜の  $\delta_{Pt}$  は 15, 20, 25 nm である。膜厚 3 nm 及び 10 nm の単層膜の角型比はそれぞれ 1 及び 0.1 であり、特性が大きく異なる。 $\delta_{Pt} = 15$  nm の積層膜においては、上層 Co<sub>70</sub>Pt<sub>30</sub> 膜と下層 Co<sub>70</sub>Pt<sub>30</sub> 膜が静磁相互作用により結合して一体化し、膜厚 13 nm の単層膜と同じヒステリシス曲線になっている。 $\delta_{Pt}$  が厚くなると、上下層間の静磁結合が弱まり、 $\delta_{Pt} = 25$  nm のヒステリシス曲線では、上層と下層の分離が明瞭になっている。ヒステリシス曲線における横軸近傍の最も急峻な傾きを  $S_0$ 、核形成磁場  $H_n$  と保磁力  $H_c$  間の飽和磁化/2 の点での傾きを  $S_1$  として、 $S_0/S_1$  の  $\delta_{Pt}$  依存性を Fig. 3 に示す。上下層が静磁相互作用により一体化している  $\delta_{Pt} \leq 15$  nm の積層膜では、 $S_0/S_1$  は約 0.9 になっており、 $15 \text{ nm} \leq \delta_{Pt} \leq 25 \text{ nm}$  の領域で上下層間の相互作用が急激に弱まることが分かる。 $\delta_{Pt} \geq 25 \text{ nm}$  では、 $S_0/S_1$  は 6.0 を越えており、上下層間の結合がかなり弱いことが示されている。

## 謝辞

本研究の一部は日本学術振興会科学研究費補助金基盤研究 C(24560394) により行われました。ここに深謝致します。

## 参考文献

- 1) Y. Wang, et al: *J. Appl. Phys.*, **107**, 7732 (2010).
- 2) N. Sheeda, et al: *IEEE Trans. Magn.*, **45**, 3676 (2009).
- 3) S. Guo, et al: *J. Magn. Magn. Mater.*, **344**, 35 (2013).
- 4) G. Gubbiotta, et al: *J. Magn. Magn. Mater.*, **286**, 468 (2005).

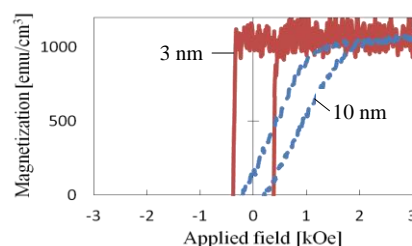


Fig. 1 Perpendicular hysteresis loops of 3 and 10 nm thick CoPt single layer films.

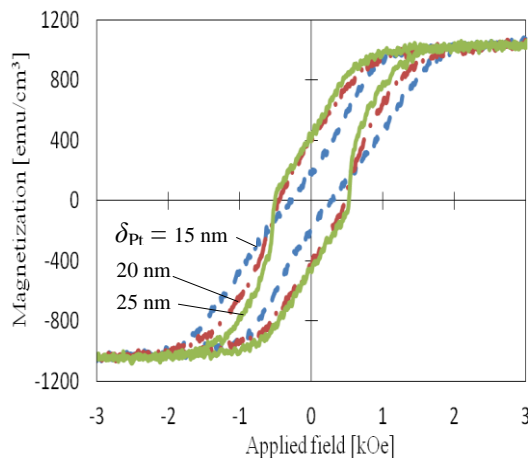


Fig. 2 Perpendicular hysteresis loops of stacked CoPt films with 15, 20 and 25 nm thick Pt interlayers.

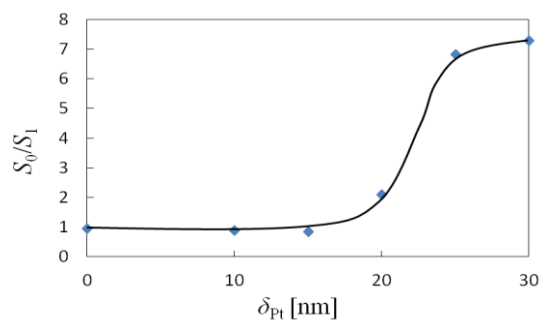


Fig. 3 Dependence of  $S_0/S_1$  on thickness of Pt interlayer.

小田洋平・今村裕志  
(産総研ナノスピ)

### Lattice distortion effect on magnetocrystalline anisotropy in corundum-type $\text{Cr}_2\text{O}_3$

Y. Kota and H. Imamura  
(AIST Spintronics RC)

#### 1 はじめに

近年,  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  に極薄の Co 層を積層した交換バイアス膜において垂直交換バイアスおよび  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  の電気磁気効果を利用した交換バイアス磁場の制御が実現されており [1], 酸化物を用いた電圧制御による低消費電力メモリや媒体の開発に関心が集まっている. しかしながら  $\text{Cr}_2\text{O}_3/\text{Co}$  交換バイアス膜のブロッキング温度は試料の作製条件等に依存し, かつ  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  のネール温度 (308 K) を大きく下回るのが現状である. Meiklejohn-Bean のモデルの考え方によれば交換バイアスのブロッキング温度は反強磁性層の磁気異方性定数に比例すると考えられおり,  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  の磁気異方性を分析することはブロッキング温度向上の指針を得るために重要である.

そこで本講演では, 局所スピン密度近似 (LSDA) に基づく電子状態の第一原理計算によりコランダム型  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  の結晶磁気異方性エネルギーの計算を行った結果について報告する. 特に  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  層とその下地層との間の格子ミスフィットから生じる格子歪の影響について検証する. 電子状態の第一原理計算には Vienna *ab-initio* simulation package を用い, 遷移金属のオンサイトクーロンエネルギーの補正 (+ $U$ ) を考慮した. また  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  の格子定数と体積については実験値 [2] を参照した.

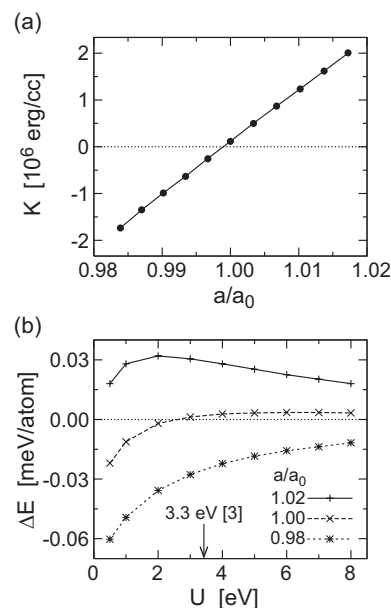
#### 2 計算結果・考察

Figure 1(a) は磁気異方性定数  $K$  と規格化された面内格子定数  $a/a_0$  との関係プロットしたものである. ただクーロンエネルギーの補正值  $U$  は文献 [3] で与えられた参照値 ( $U=3.3$  eV) を用い, また等体積変形となるように面直方向の格子定数を設定した.  $K > 0$  ( $K < 0$ ) のとき面直 (面内) 方向が容易軸方向となる. Figure 1(a) から  $K$  は  $a/a_0$  に対して線形に振る舞い,  $a/a_0$  が 1.00 近傍で  $K$  の符号が変化することが分かる. さらにここで Fig. 1(b) に経験的パラメータである  $U$  に対する  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  の結晶磁気異方性エネルギー  $\Delta E$  の依存性を調べた結果を示す.  $a/a_0$  が 0.98, 1.02 のとき,  $U$  が 3.3 eV 付近もしくはそれ以上の領域では  $U$  の増加とともに  $\Delta E$  は一様にゼロに近づいている (ただし  $a/a_0$  が 1.00 のときは  $U > 6$  eV でゼロに近づいている). これは  $U$  の増加によって  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  のエネルギーギャップ, つまり占有状態と非占有状態との間のエネルギー差が大きくなることに起因するものと考えられる.

これらの結果から  $K$  には  $U$  に対する依存性があるものの,  $a/a_0$  を大きくすることで  $K$  が増大するため, 面内伸張による  $\text{Cr}_2\text{O}_3/\text{Co}$  のブロッキング温度の向上が期待できる. 講演では結晶磁気異方性の計算結果に加え, 磁気双極子相互作用由来の磁気異方性 [4] との競合についても議論する予定である.

#### References

- 1) Y. Shiratsuchi *et al.*, *Appl. Phys. Express* **3**, 113001 (2010); X. He *et al.*, *Nature Materials* **9**, 579 (2010); T. Ashida *et al.*, *Appl. Phys. Lett.* **104**, 152409 (2014).
- 2) L. W. Finger and R. M. Hazen, *J. Appl. Phys.* **51**, 5362 (1980).
- 3) N. J. Mosey *et al.*, *J. Chem. Phys.* **129**, 014103 (2008).
- 4) M. Tachiki and T. Nagamiya, *J. Phys. Soc. Jpn.* **13**, 452 (1958); J. O. Artman *et al.*, *Phys. Rev.* **138**, A912 (1965).



**Fig. 1** (a) Magnetic anisotropy constants  $K$  of  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  as a function of normalized in-plane lattice constant  $a/a_0$ . (b)  $U$  parameter dependence of magnetic anisotropy energy  $\Delta E$ . Positive (negative) sign of  $K$  and  $\Delta E$  indicates out-of-plane (in-plane) anisotropy.

# MOD 法による MgO(100) 基板上への Co フェライト薄膜の作製と評価

二宮南, 佐々木教真, 鶴井隆雄, 篠崎健二, 小松高行, 石橋隆幸  
(長岡技術科学大学)

Preparation and characterization of Co-ferrite thin films on MgO (100) substrate by metal organic decomposition method

M. Ninomiya, M. Sasaki, T. Tsurui, K. Shinozaki, T. Komatsu, T. Ishibashi  
(Nagaoka Univ. of Technology)

## 1. はじめに

近年, 反応性高周波マグネトロンスパッタリング法を用いて MgO(100)基板上に  $\text{Co}_x\text{Fe}_{3-x}\text{O}_4$  ( $x = 0.75, 1.0$ ) 薄膜を作製した場合に薄膜のエピタキシャル成長に伴い発現する格子歪によって強い垂直磁気異方性を示すことが報告されている<sup>1)</sup>. また, Co フェライトは分子線エピタキシー法やパルスレーザー堆積法で作製した場合にも大きな垂直磁気異方性を示すことが報告されている. 本研究では上記のような真空装置を用いない簡便な薄膜作製方法である有機金属分解(MOD)法を用いて薄膜を作製し, 薄膜の結晶性及び磁気特性の評価を行った.

## 2. 実験方法

薄膜は MgO(100)基板(10 mm×10 mm×0.5 mm)上に高純度化学研究所製 CoFe(1/2)の MOD 溶液を用いて作製した. Co フェライト薄膜は, MOD 溶液を基板に塗布(3000 rpm, 30 秒), 乾燥(100°C, 10 分), 仮焼成(450°C, 10 分)を 5 回繰り返した後, 本焼成(550°C/700°C/850°C, 1 時間)を行うことによって作製した. 結晶性は X 線回折(XRD)法, 試料表面の形状は原子間力顕微鏡(AFM), 磁化測定は室温で振動試料磁力計(VSM), さらに局所的な結晶構造を透過型電子顕微鏡(TEM)により評価した.

## 2. 結果及び考察

Figure 1 に 700°C で本焼成を行った試料の X 線回折パターンを示す. 42.9 deg., 43.5 deg. にそれぞれ MgO の 200 回折線及び  $\text{CoFe}_2\text{O}_4$  の 400 回折線が確認できた. また,  $\text{CoFe}_2\text{O}_4$  の 400 回折線の半値幅から求められる格子定数は 8.34 Å であり, バルクの  $\text{CoFe}_2\text{O}_4$  の格子定数 8.38 Å に比べ面直方向に -0.05%ほど歪んでいた. この結果は, 新関らが報告した強い垂直磁気異方性を示す場合の格子歪である -1.108%よりも値が小さいことがわかった<sup>1)</sup>.

次に Fig. 2 に同じ試料の磁化曲線を示す. 面内, 面直方向ともに保磁力は約 1 kOe であることがわかった. また, 磁気異方性が見られなかったことから格子歪による垂直磁気異方性が発現しなかったと考えられる. 発表では TEM を用いた薄膜の構造解析結果についても報告する予定である.

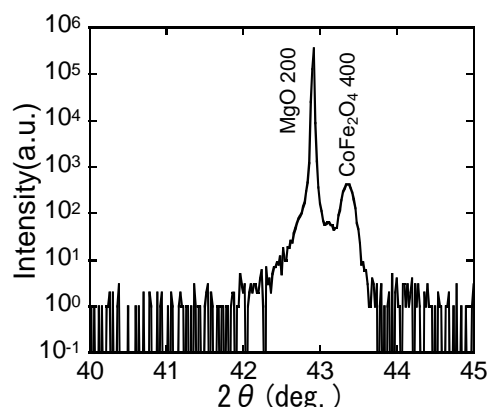


Fig.1 XRD pattern of the film annealed at 700°C

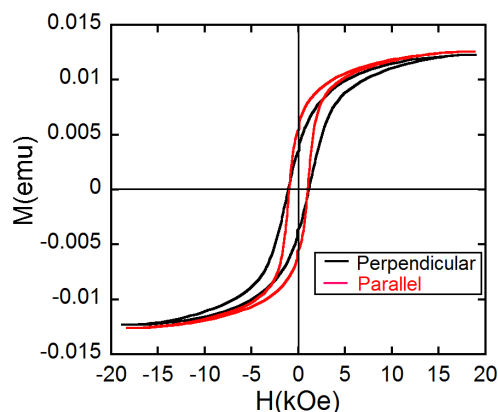


Fig.2 M-H loop of the film annealed at 700°C

## 参考文献

- 1) T. Niizeki, Y. Utsumi, R. Aoyama, H. Yanagihara, J. Inoue, Y. Yamasaki, H. Nakao, K. Koike, and E. Kita, Appl. Phys. Lett. **103**, 162407 (2013).

## Cr(211)下地層上に形成した Ni-Fe 薄膜の Fe/Ni 組成と膜結晶構造

皆川成行・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)

## Relationship between Fe/Ni Composition and Crystal Structure

## in the Ni-Fe Thin Films Deposited on Cr(211) Underlayer

Shigeyuki Minakawa, Mitsuru Ohtake, Masaaki Futamoto, Fumiyoshi Kirino\*, and Nobuyuki Inaba\*\*

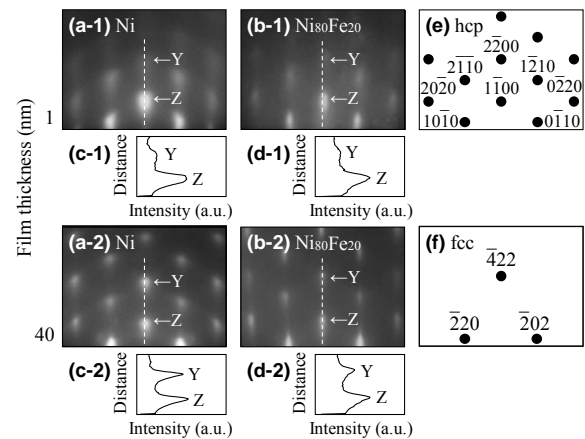
(Chuo Univ., \*Tokyo Univ. Arts, \*\*Yamagata Univ.)

**はじめに** Ni, Fe, Ni-Fe 合金は代表的な軟磁性材料で, 安定結晶構造は fcc もしくは bcc 構造である. 材料の結晶構造が異なると磁気特性も変化する. 近年, バルク状態図には存在しない準安定な結晶構造を持つ磁性材料のデバイス応用が注目されている. これまで, Cr(211)や MgO(001)面上において, 準安定 hcp 構造をもつ Ni および Ni<sub>80</sub>Fe<sub>20</sub> (at. %) 膜が形成されることが報告されているが<sup>1,2)</sup>, 詳細な構造解析は殆ど行われていない<sup>3,4)</sup>. 本研究では, Cr(211)下地層上に Ni, Ni-Fe, Fe 膜を形成し, 膜厚および Fe/Ni 組成が膜の結晶構造に及ぼす影響を系統的に調べた.

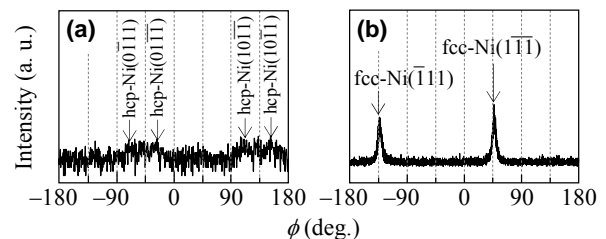
**実験方法** 試料の作製には RHEED 装置付きの超高真空 RF マグネトロンスパッタリング装置を用いた. MgO(110)基板上に 10 nm 厚の Cr(211)<sub>bcc</sub> 下地層を基板温度 300 °C でヘテロエピタキシャル成長させた. その後, 室温で Cr 下地層上に Ni, Ni-Fe もしくは, Fe 膜を形成した. 膜厚を 1 から 40 nm の間で変化させた. 構造評価には RHEED および XRD, 磁化曲線測定には VSM を用いた.

**実験結果** Fig. 1(a-1)および(b-1)に 1 nm 厚の Ni および Ni<sub>80</sub>Fe<sub>20</sub> 膜に対して観察を行った RHEED パターンを示す. hcp 結晶の形成を示す (Fig. 1(e)) 回折パターンが観察されており, 準安定 hcp 構造をもつ Ni および Ni<sub>80</sub>Fe<sub>20</sub> 膜がヘテロエピタキシャル成長により形成されていることが分かる. RHEED 解析により, エピタキシャル方位関係を hcp(1 $\bar{1}$ 00)[0001] || bcc-Cr(211)[01 $\bar{1}$ ]と決定した. この方位関係は, Cr(211)下地層上にエピタキシャル成長した hcp-Co 膜の場合と同様であった<sup>5)</sup>. 膜厚の増加に伴い, Fig. 1(c)および(d)に示す RHEED 回折強度プロファイルのスポット Y に対するスポット Z の強度が増大しているのが確認される. 極点図形 XRD 解析を行ったところ (Fig. 2), hcp(0001)面が fcc(111)面と平行になった方位関係で, 相変態が生じていることが分かった. hcp および fcc 結晶の方位関係は fcc(2 $\bar{1}$ 1)[111] & fcc(2 $\bar{1}$ 1)[111] || hcp(1 $\bar{1}$ 00)[0001]であった. したがって, 膜厚の増加に伴い, Fig. 1(f)に示す fcc 結晶からの RHEED パターンが hcp 結晶からのパターンに重畳しているものと解釈される. Fig. 3 に 40 nm 厚の Ni および Ni<sub>80</sub>Fe<sub>20</sub> 膜の面外 XRD パターンを示す. MgO 基板および Cr 下地層からの反射に加え, hcp 結晶からの反射を確認できる. fcc(211)は禁制反射のため, 観察されていない. 当日は, Fe および Fe リッチの Ni-Fe 合金膜の構造解析結果についても, 報告する.

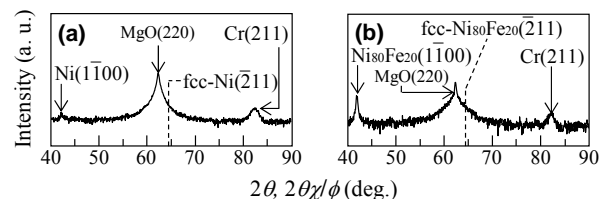
**参考文献** 1) J. C. A. Huang *et al.*: *J. App. Phys.*, **83**, 7046 (1998). 2) W. Tian *et al.*: *App. Phys. Lett.*, **86**, 131915 (2005). 3) M. Ohtake *et al.*: *J. Phys.: Conf. Ser.*, **266**, 012122 (2011). 4) M. Ohtake *et al.*: *Jpn. J. Appl. Phys.*, **50**, 103001 (2011). 5) A. Nakamura and M. Futamoto: *Jpn. J. Appl. Phys.*, **32**, L1410 (1993).



**Fig. 1** (a, b) RHEED patterns observed for (a) Ni and (b) Ni<sub>80</sub>Fe<sub>20</sub> films of (a-1, b-1) 1 and (a-2, b-2) 40 nm thicknesses deposited on Cr(211) underlayers at RT. (c, d) RHEED intensity profiles along the dotted lines in (a, b). (e, f) Schematic diagrams of RHEED patterns simulated for (e) hcp(1 $\bar{1}$ 00) and (f) fcc(2 $\bar{1}$ 1) crystals.



**Fig. 2**  $\phi$ -scan XRD patterns of (a) hcp-Ni{10 $\bar{1}$ 0} and (b) fcc-Ni{111} poles obtained from an Ni/Cr/MgO specimen.



**Fig. 3** Out-of-plane XRD patterns of (a) Ni/Cr/MgO(110) and (b) Ni<sub>80</sub>Fe<sub>20</sub>/Cr/MgO(110) specimens.

# 異なる結晶構造の下地層上に形成した エピタキシャル FePt 合金薄膜の構造解析

沼田裕介・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)

Structural Analysis of Epitaxial FePt Alloy Thin Films  
Deposited on Underlayers with Different Crystal Structures

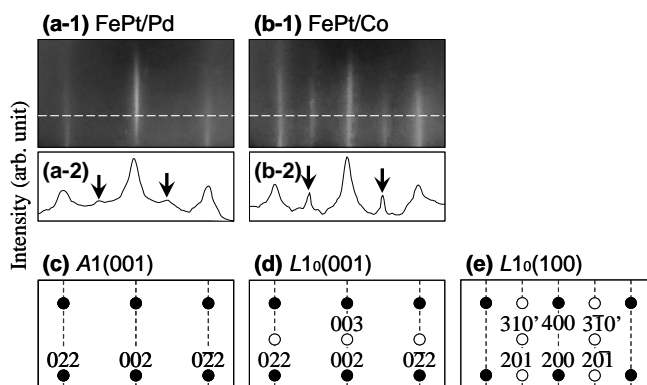
Yusuke Numata, Mitsuru Ohtake, Masaaki Futamoto, Fumiyoshi Kirino\*, and Nobuyuki Inaba\*\*  
(Chuo Univ., \*Tokyo Univ. Arts, \*\*Yamagata Univ.)

**はじめに** FePt 合金は  $c$  軸方向に  $6.6 \times 10^7 \text{ erg/cm}^3$  の高い  $K_u$  を持ち、その薄膜は磁気記録媒体や MRAM などへの応用に向けて研究されている。デバイス応用では磁化容易軸である  $c$  軸の方位制御が重要となる。 $c$  軸方位は下地層の結晶構造や結晶方位によって変化する<sup>1,2)</sup>。本研究では、(001)もしくは(110)単結晶基板上にヘテロエピタキシャル成長させた fcc, hcp, もしくは bcc 構造を持つ金属下地層上に FePt 膜を形成し、詳細な構造解析を行った。

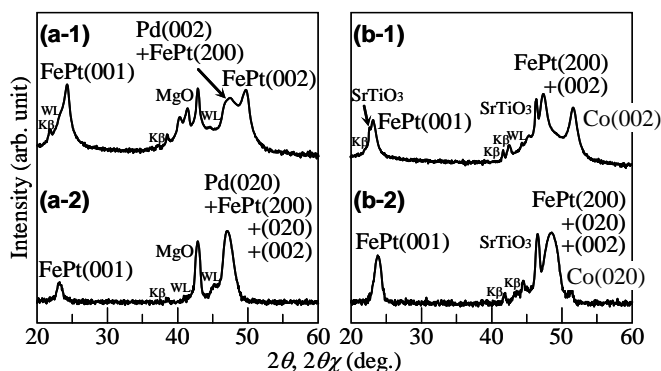
**実験方法** 膜形成には RHEED 装置付きの超高真空 RF マグネトロンスパッタリング装置を使用した。下地層上に基板温度  $600^\circ\text{C}$  で FePt 膜を形成した。下地層材料として、fcc (Pd, Co など), hcp (Ru など), および bcc (Cr など) を用いた。構造評価には RHEED および XRD, 磁化曲線測定には VSM を使用した。

**実験結果** Fig. 1(a-1)および(b-1)に、それぞれ、fcc-Pd(001)および fcc-Co(001)下地層上に形成した FePt 膜の RHEED パターンを示す。いずれの膜に対しても、ストリーク状の鮮明な回折パターンが観察されており、エピタキシャル FePt 膜が得られていることが分かる。Fig. 1(c)-(e)に、Al(001),  $L1_0$ (001), および  $L1_0$ (100)結晶に対して、結晶構造から推定される RHEED パターンの模式図を示す。いずれの膜の RHEED パターンにおいても、Fig. 1(a-2)および(b-2)の強度プロファイル中の矢印で示すように、 $L1_0$ (100)結晶の形成を示す超格子スポットから構成されるストリークが観察されており、膜中に  $c$  軸が面内に向いた  $L1_0$ (100)結晶が存在していることが分かる。一方、 $c$  軸が面直に向いた  $L1_0$ (001)結晶からの超格子反射は、ストリーク状の回折パターンが観察されている場合、 $L1_0$ (100)結晶からの基本反射と重畳してしまい、識別することができない。そこで、XRD を用いて、構造解析を行った。Fig. 2(a-1)および(b-1)に面外 XRD パターン、Fig. 2(a-2)および(b-2)に面内パターンを示す。いずれの膜に対しても、 $L1_0$ (100)結晶の形成を示す面内 FePt(001)超格子反射に加え、 $L1_0$ (001)結晶の形成を示す面外超格子反射が観察されており、 $L1_0$ (001)結晶も存在していることが分かる。RHEED および XRD パターンにおいて、fcc-Co 下地層上に形成した FePt 膜に対しては、fcc-Pd 下地層上のものに比べ、 $L1_0$ (100)結晶からの超格子反射強度が強いことから、面内に  $c$  軸に向いた  $L1_0$ 結晶が優先的に形成されていることが分かる。この理由として、FePt/Pd 界面の格子ミスマッチはマイナスであるのに対して、FePt/Co ではプラスであるため、fcc-Co 下地層上に形成した FePt 膜では面内方向の格子に圧縮応力がかかり、 $L1_0$ (100)結晶の形成が促進されたものと考えられる。当日は、fcc(110)下地層や、hcp もしくは bcc 構造を持つ下地層上に形成した FePt 膜の構造についても報告する。

**参考文献** 1) D. H. Wei, F. T. Yuan, H. W. Chang, and Y. D. Yao: *J. Appl. Phys.*, **103**, 07E138 (2008).  
2) E. Yang, S. Ratanaphan, D. E. Laughlin, and J. G. Zhu: *IEEE Trans. Magn.*, **47**, 81 (2011).



**Fig. 1** [(a-1), (b-1)] RHEED patterns and [(a-2), (b-2)] the intensity profiles observed for FePt films deposited on (a) fcc-Pd(001) and (b) fcc-Co(001) underlayers. The intensity profiles of (a-2) and (b-2) are measured along the dotted lines in (a-1) and (b-1), respectively. (c)-(e) Schematic diagrams of RHEED patterns simulated for (c) Al-FePt(001), (d)  $L1_0$ -FePt(001), and (e)  $L1_0$ -FePt(100) crystals. The open and filled circles correspond to superlattice and fundamental reflections, respectively.



**Fig. 2** [(a-1), (b-1)] Out-of-plane and [(a-2), (b-2)] in-plane XRD patterns of FePt films deposited on (a) fcc-Pd(001) and (b) fcc-Co(001) underlayers. The intensity is shown in a logarithmic scale.

# GaAs(111)単結晶基板上に形成した bcc 構造を持つ Fe, Co および Ni 薄膜の構造解析

曾田卓裕・皆川成行・大竹充・二本正昭・稲葉信幸\*  
(中央大, \*山形大)

Structure Analysis of Fe, Co, and Ni Thin Films with bcc Structure Formed on GaAs(111) Substrates  
Takahiro Soda, Shigeyuki Minakawa, Mitsuru Ohtake, Masaaki Futamoto, and Nobuyuki Inaba\*  
(Chuo Univ., \*Yamagata Univ.)

**はじめに** Fe, Co および Ni は代表的な軟磁性材料であり, 磁気応用デバイスとして広く用いられている. これらの材料はバルク状態では安定構造としてそれぞれ bcc, hcp および fcc 構造をとるが, 薄膜状態では状態図に存在しない準安定な構造を持つ結晶の形成が可能であることが報告されている<sup>1-3</sup>. 結晶構造が異なると磁気特性が変化するため, 準安定構造を持つ 3d 強磁性遷移金属は新磁性材料として注目されている<sup>4</sup>. これまで我々は GaAs(100)基板上での膜形成初期過程で bcc 構造をもつ Co および Ni 膜が形成されることを報告した<sup>5,6</sup>. 本研究では, GaAs(111)基板上に Fe, Co および Ni 膜を形成し, 膜の結晶構造に及ぼす膜厚の影響を系統的に調べた.

**実験方法** 試料の作製には RHEED 装置付きの超高真空 RF マグネトロンスパッタリング機構を用いた. GaAs(111)基板を 600 °C の加熱処理により表面清浄化処理を行った後, 室温で膜厚を 1 から 40 nm の範囲で変化させた Fe, Co および Ni 膜を形成した. 膜の形成過程と形成後の構造解析に RHEED および XRD をそれぞれ用い, 磁化曲線測定には VSM を使用した.

**実験結果** Fig. 1(a-1)-(c-1)に 1 nm 厚の Fe, Co および Ni 膜に対して観察した RHEED パターンを示す. すべての材料において, bcc 単結晶の形成を示す (Fig. 1(d)) 回折パターンが観察された. したがって GaAs(111)基板上に準安定 bcc-Co および bcc-Ni 結晶がヘテロエピタキシャル成長していることが分かる. RHEED パターンから決定したエピタキシャル方位関係は

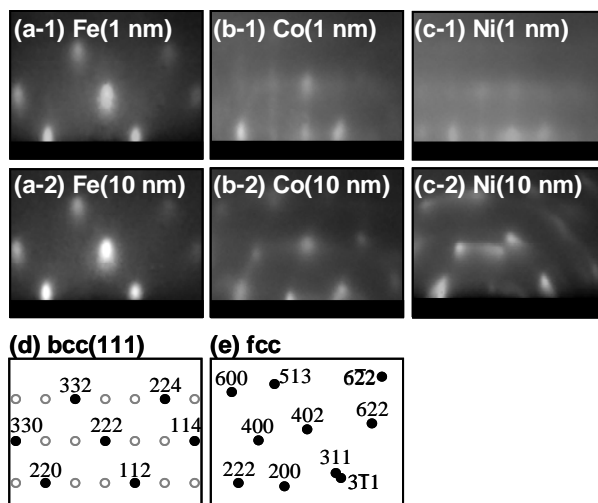
$$\text{bcc}(111)[1\bar{1}0] \parallel \text{GaAs}(111)[1\bar{1}0]$$

であった. Fig. 1(a-2)-(c-2)に 10 nm 厚の Fe, Co および Ni 膜に対して観察した回折パターンを示す. Fe 膜においては 1 nm 厚の場合と同様に bcc 構造の反射が観察されたが, Co および Ni 膜においては fcc 結晶の形成を示す (Fig. 1(e)) 回折パターンが得られた. この結果は準安定な bcc 結晶がより安定な fcc 結晶へと, バルクにおける bcc 構造の相変態として知られている Nishiyama-Wasserman (NW)<sup>7</sup>の結晶方位関係によって変態している可能性が示唆される. したがって, 膜表面では膜厚の増加に伴い, NW の関係に従い, 最密充填面である bcc{110}面と fcc(111)面が平行になった方位関係で相変態が生じたものと解釈される. RHEED パターンから決定した方位関係は

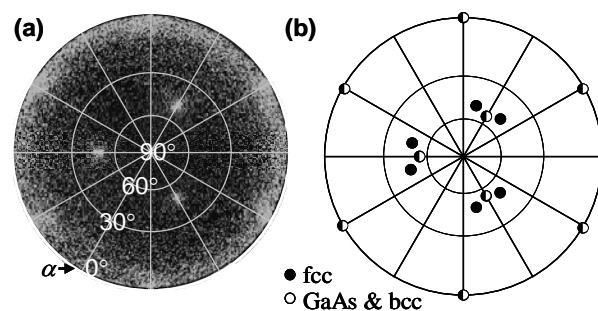
$$\text{fcc}\{111\}\langle 110 \rangle \parallel \text{bcc}\{110\}\langle 001 \rangle$$

であった. Fig. 2(a) に 40 nm 膜厚の Co 膜で測定した XRD 極点図形を示す. GaAs 基板反射の他に fcc-Co 結晶に対応する反射 (Fig. 2(b)) が確認され, 膜内においても NW の関係で結晶の相変態が進行したことが推定される. 当日は磁気特性解析についても報告する.

**参考文献** 1) J. C. A. Huang *et al.*: *J. App. Phys.*, **83**, 7046 (1998). 2) Y. U. Idzerda *et al.*: *Phys. Rev. Lett.*, **62**, 2480 (1989). 3) C. S. Tian *et al.*: *Phys. Rev. Lett.*, **94**, 137210 (2005). 4) X. -G. Zhang *et al.*: *Phys. Rev. B*, **70**, 172407 (2004). 5) M. Ohtake *et al.*: *Key Eng. Mat.*, **605**, 478 (2014). 6) M. Ohtake *et al.*: *Eur. Phys. J. B*, **86**, 1 (2013). 7) Z. Nishiyama: *Sci. Tohoku Univ.*, **23**, 638 (1934).



**Fig. 1** (a)-(c) RHEED patterns observed for (a) Fe, (b) Co, and (c) Ni films of (a-1)-(c-1) 1 and (a-2)-(c-2) 10 nm thicknesses deposited on GaAs(111) substrates at RT. (d, e) Schematic diagrams of RHEED patterns simulated for (d) bcc(111) and (e) fcc crystals. The incident electron beam is parallel to GaAs[1 $\bar{1}$ 0].



**Fig. 2** (a) Pole-figure XRD pattern of a 40-nm-thick Co film deposited on GaAs(111) substrate at RT measured by fixing the diffraction angle of  $2\theta_B$  at  $44^\circ$ . (b) Schematic diagrams of diffraction pattern simulated for GaAs, bcc-Co(111), and fcc-Co crystals.