

# FeCo 薄膜初期形成時における不連続応力変化

中込将成、林原久憲、高村陽太、中川茂樹  
(東京工業大学院理工学研究科電子物理工学専攻)

Investigation of abrupt change of internal stress at the initial stage of FeCo thin film growth

Masanari Nakagome, Hisanori Hayashibara, Yota Takamura, and Shigeki Nakagawa

(Dept. of Physical Electronics, Tokyo Institute of Technology)

## はじめに

対向ターゲット式スパッタ(FTS)法では形成する薄膜内部に生じる異方的な残留応力に起因する機能を磁性薄膜に付与できる<sup>1,2)</sup>。これまで我々は FTS 装置に片持ち梁法を用いた応力の高感度 in-situ 測定システムを導入し、ガラス基板上に Ru や Ti 膜を堆積させた際の応力の初期形成過程を明らかにしてきた。一方で、FeCo 薄膜の場合は、初期形成過程の特定の膜厚(約 4nm)において、Ru や Ti では現れない不連続な応力の変化が起こることを確認してきたが、その原因は分かっていなかった<sup>3)</sup>。本研究では、応力測定に加え、電気抵抗率の in-situ 観測や X 線回折(XRD)測定を用いてこの不連続性の原因を明らかにすることを目的とした。

## 実験方法

FeCo 薄膜は、ガラス基板上に FTS 法を用いて Ar ガス圧 0.133 Pa で成膜した。応力は基板の一端を固定し膜の内部応力によるガラス基板のたわみ量をレーザー変位計により測定する片持ち梁法で in-situ 観測した。また、電気抵抗測定はガラス基板に Al 電極パターンを形成し、その電極間の抵抗を in-situ 観測した。さらに X 線回折(XRD)法を用いての FeCo 薄膜の結晶性の評価も行った。

## 実験結果

Fig. 1 の黒丸はガラス基板上に FeCo を直接堆積させたときの、FeCo 膜厚に対する応力と膜厚の積を表す。曲線の正負の傾きはそれぞれ引張応力、圧縮応力が優位に形成されていることを表す。0.5 nm までに観測される圧縮応力は、基板への粒子入射による基板のそりを反映している。1.0nm 以上での引張応力は島状成長による表面張力、2.5 nm 以上での圧縮応力は連続膜が形成されたことによる peening 効果の発現を表す。FeCo 膜厚が 4.0 nm までは応力は滑らかに変化するが、4.0 nm 程度で急激に引張応力が形成される。この不連続な応力の変化は成膜レートによらず常に 4.0 nm 程度の膜厚において現れる。

Fig. 1 の白丸は電気抵抗率と膜厚の積を表す。電気抵抗率は、島状成長の領域では大きな値となり、連続膜の領域ではほぼ一定となった。また、応力と同じ 4.0 nm で不連続に変化し、電気抵抗率は低下した。このような抵抗の減少は構造の相転移によって説明できる<sup>4)</sup>。

Fig. 2 に FeCo 薄膜の XRD パターンを示す。応力と電気抵抗率における不連続な変化が生じる前の試料(FeCo 膜厚 3.0nm)では回折ピークが検出されず、膜はアモルファスであると考えられる。一方で不連続な変化が起こった後の試料(FeCo 膜厚 5.0 nm)では FeCo(110)回折ピークが確認された。この結果は、不連続な変化の原因が結晶構造の変化であることを示唆している。

## 参考文献

- 1) 中川茂樹, 日本磁気学会「まぐね」 **8**, 107 (2013).
- 2) A. Hashimoto, K. Hirata, T. Matsuu, S. Saito, and S. Nakagawa, IEEE Trans. Magn. **44**, 3899 (2008).
- 3) 林原久憲, 中込将成, 高村陽太, 中川茂樹, 第 38 回 日本磁気学会学術講演会, 2pE-12, 2014
- 4) P. Duwez, R. H. Willens, and R. C. Crewdson, J. Appl. Phys. **36**, 2267 (1965).

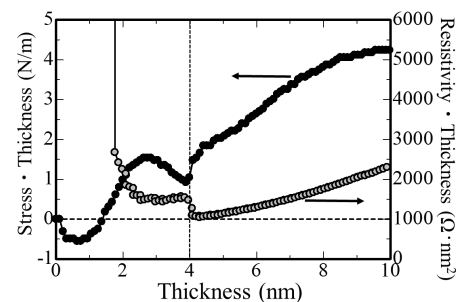


Fig. 1 Stress and resistivity as a function of nominal thickness of FeCo film

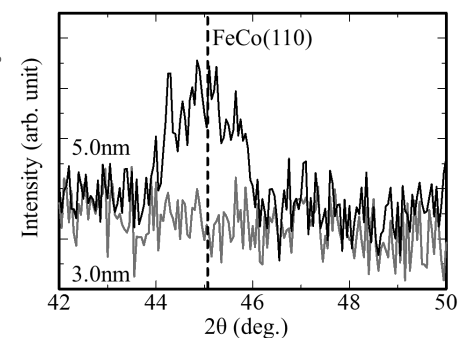


Fig. 2 XRD patterns of FeCo thin films

## [Fe/C/Co/C]多層膜における正方晶歪と磁気異方性

藤島周, 新宅一彦\*, 石尾俊二

(秋田大工資, \*秋田県産業技術センター)

Tetragonal distortion and magnetic anisotropy of [Fe/C/Co/C] multilayer films

S.Fujishima, K.Shintaku, S.Ishio

(Akita Univ., \*Akita industrial Technology Center)

### はじめに

次世代永久磁石や情報記録媒体の性能向上には、高い結晶磁気異方性 ( $K_u$ ) と高い飽和磁化 ( $M_s$ ) とを兼ね備えた新材料の開発が必要不可欠である。T. Burkert<sup>1)</sup>、G. Andersson<sup>2)</sup>、Y. Kota, A. Sakuma<sup>3)</sup>らの第一原理計算によれば、 $\text{Fe}_x\text{Co}_{1-x}$ におけるCoの組成が0.5-0.6、軸比(c/a)が1.2-1.25の値を取ったとき  $10^7 \text{ erg/cm}^3$ をはるかに超える  $K_u$ を誘起することができる。本研究では、第三元素としてCを選択し、[Fe/C/Co/C]多層膜を作製することで、正方晶歪を有するFeCo合金膜を得ることを目的とした。

### 実験方法

製膜には、超高真空多元スパッタ装置(到達真空度は  $3-6 \times 10^{-7} \text{ Pa}$ )を用いた。マグネトロンスパッタ法により、基板温度を  $200^\circ\text{C}$ とし、 $\text{MgO}(001)$ 単結晶基板上に下地膜としてRuを製膜した。その後、同温度においてFe/C/Co/Cを40層製膜した。磁気特性には振動試料型磁力計(VSM)、構造評価にはX線回折装置(XRD)を用いた。

### 実験結果と考察

Fig. 1は  $\text{MgO}(001)\text{sub.}/\text{Ru}(20\text{nm})/[\text{Fe}(x)/\text{C}(y)/\text{Co}(x)/\text{C}(y)]_{40}(x, y) = (0.14\text{nm}, 0.00\text{nm}), (0.11\text{nm}, 0.01\text{nm}), (0.098\text{nm}, 0.021\text{nm}), (0.07\text{nm}, 0.035\text{nm})$ の軸比  $c/a$  及び飽和磁化  $M_s$  のC添加量依存性である。膜厚は、Fe+C及びCo+Cの合計膜厚が1原子層になるよう設計した。[Fe/Co]多層膜にC層を添加することにより、 $c/a$ 値がわずかに増加する傾向が見られた。これは、一部のCがFeCo結晶に侵入したことによると考えられるが、添加量に対して期待していたほどの変化は見られず、Cが均一に分散していないと思われる。添加量50%に関しては、 $\text{FeCo}(002)$ ピークが観測されなかったため、 $c/a$ の算出ができなかった。 $M_s$ に関しては、C添加量の増加に伴い減少する傾向が見られた。

これらの結果から、第三元素としてCを用いて正方晶歪の導入を試みたが、予想していた  $c/a$  値よりも低い値となった。しかし、界面近傍だけでなく、膜全体としてFeCoに格子歪を導入できたことは、材料探索の手法として多層膜が有効であることを示すとともに、新たな材料設計のモデル構造ともなるため、応用的な観点からも重要である。

### 参考文献

- 1) T. Burkert et al., *Phys. Rev. Lett.*, **93**, 027203(2004)
- 2) G. Andersson et al., *Phys. Rev. Lett.*, **96**, 037205(2006)
- 3) Y. Kota, and A. Sakuma, *J. magn. Soc. Jpn.*, **37**, 17-23 (2013)

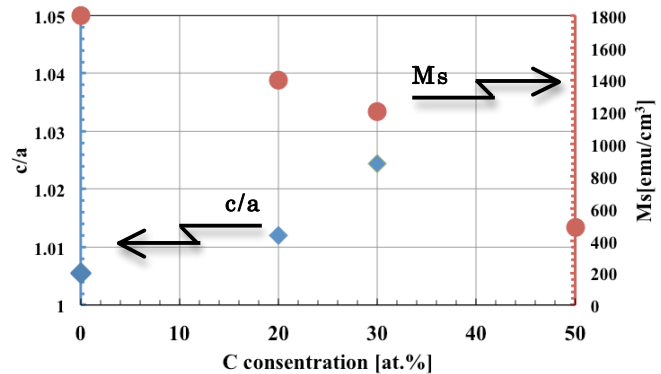


Fig. 1  $c/a$  ratio and  $M_s$  as a function of C content for [Fe/C/Co/C] multilayers

# MgO 及び SrTiO<sub>3</sub> 基板上に成長させた FeCoAl 薄膜の垂直磁気異方性

湯口嵩, 吉田真司, 金谷峻介, 高橋海里, 荒川明, 長谷川崇, 石尾俊二

(秋田大工資)

Perpendicular magnetic anisotropy of FeCoAl thin films grown on MgO and SrTiO<sub>3</sub> substrates

T. Kataguchi, S. Yoshida, S. Kanatani, K. Takahashi, A. Arakawa, T. Hasegawa, S. Ishio

(Akita Univ.)

## はじめに

次世代永久磁石や磁気記録媒体の向上には、高結晶磁気異方性( $K_u$ )、高飽和磁化( $M_s$ )を兼ね備えた新材料が不可欠である。第一原理計算によると、 $\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x$  が  $x=0.5\sim 0.6$ 、軸比( $c/a$ )が 1.20~1.25、 $B2$  規則度が 1.0 で、 $1.0\times 10^8 \text{ erg/cm}^3$  の高  $K_u$  が発現すると報告されている<sup>1)</sup>。本グループでは、MgO / Rh / FeCo 膜において、正方歪に起因する  $K_u$  と  $c/a$  の関係や、 $K_u$  の FeCo 膜厚依存性を明らかにした<sup>2)</sup>。しかし、今後、正方晶 FeCo の実用化には厚膜化が課題であり、更に  $2\times 10^7 \text{ erg/cm}^3$  以上の  $K_u$  を実現するには正方歪と  $B2$  規則構造の両立も重要である。本研究では、MgO 及び SrTiO<sub>3</sub> 基板上の FeCoAl 薄膜の垂直磁気異方性について報告する。

## 実験方法

本実験では MgO と SrTiO<sub>3</sub> の二種の酸化物単結晶基板を用いた。前者では、マグネトロンスパッタ法により、MgO(100) 基板上に Rh 膜を [001] 配向させた後に、基板温度を 200°C とし FeCoAl を製膜し、更に保護層として SiO<sub>2</sub> を室温製膜した。また、SrTiO<sub>3</sub>(100) 基板では、最初 400°C で 60 分のベーキングを行った後、前者と同じ条件で FeCoAl 及び SiO<sub>2</sub> を製膜した。製膜後、規則化のため急速加熱熱処理装置を用いて熱処理を行った。磁気特性評価に極カー効果測定装置、構造評価に X 線回折装置を用い、 $K_u$  の算出には振動試料型磁力計を用いた。

## 実験結果

Fig.1 には、MgO(100)sub. / Rh[20nm] /  $(\text{FeCo})_{1-x}\text{Al}_x$ [2nm] ( $x=0, 5, 10, 15, 20$ ) / SiO<sub>2</sub>[5nm] について、XRD によって求めた  $c/a$  の Al 組成依存性を示した。 $c/a$  は約 1.2 の値を示している。Fig.2 には、極カー効果で測定した室温の磁化曲線の測定結果を示している。磁化曲線は全て垂直磁気異方性を示しており、正方歪により垂直磁気異方性が誘起された事が分かる。

学会時には、酸化物単結晶基板を変えた際に伴う磁気異方性の変化等の実験結果についても報告を行う。

## 参考文献

- 1) Y. Kota and A. Sakuma, *Appl. Phys., Express* **5**, 113002 (2012)
- 2) 吉田, 湯口, 他 ; 第 39 回日本磁気学会発表予定 (2015)

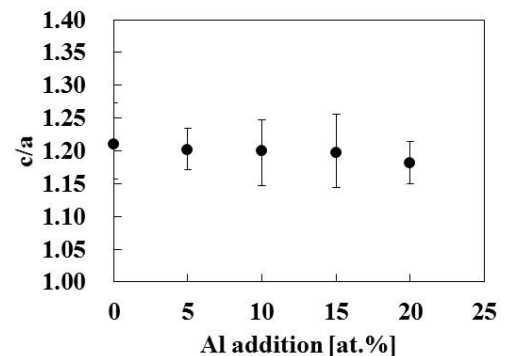


Fig.1  $c/a$  ratio as a function of Al content for  $(\text{FeCo})_{1-x}\text{Al}_x$  films.

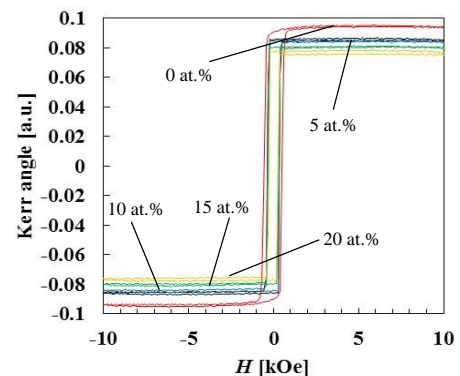


Fig.2 Magnetization curves of  $(\text{FeCo})_{1-x}\text{Al}_x$  films measured by Polar Kerr effect.

## MgO/Rh/Fe<sub>100-x</sub>Co<sub>x</sub> 膜の正方歪と一軸磁気異方性

吉田真司, 瀧口嵩, 高橋海里, 金谷峻介, 大宮裕之, 荒川明, 長谷川崇, 早坂浩二\*, 斉藤伸\*, 石尾俊二  
(秋田大工資, \*東北大学)

Tetragonally distorted structure and uniaxial magnetic anisotropy of MgO/Rh/Fe<sub>100-x</sub>Co<sub>x</sub> epitaxial film

S. Yoshida, T. Kataguchi, K. Takahashi, S. Kanatani, H. Ohmiya, A. Arakawa, T. Hasegawa, K. Hayasaka\*, S. Saito\*, S. Ishio  
(Akita univ. \*Tohoku univ.)

### はじめに

高飽和磁化 Fe<sub>1-x</sub>Co<sub>x</sub> 合金に正方歪を導入すると高結晶磁気異方性を発現することが、第一原理計算により示されている<sup>1)</sup>。これによると、 $x=0.5-0.6$ 、軸比( $c/a$ )が 1.22-1.25 付近で一軸磁気異方性( $K_u$ )が最大となり  $K_u=1.0 \times 10^8 \text{ erg/cm}^3$  が予測される。実験では種々のバッファ層を用いたエピタキシャル成長によって FeCo に正方歪を導入が試みられている<sup>2)3)</sup>。しかし、依然として Fe<sub>1-x</sub>Co<sub>x</sub> の結晶構造と  $K_u$  との相関は明らかではない。本研究では、Rh バッファ層を用いて正方晶 FeCo を合成し、 $K_u$  と正方歪  $c/a$  の相関を調べた。

### 実験方法

マグネトロンスパッタ法により、基板加熱温度 300°C で MgO(100)基板上に Rh を(001)配向させた。その後、基板加熱温度 200°C で FeCo を成膜し、次いで保護層として Ru を室温成膜した。磁気特性評価にはカー効果、磁気トルクメーター、VSM、構造解析には XRD、TEM 及び走査透過電子顕微鏡 (STEM) を用いた。

### 実験結果

Fig.1 に MgO(100)sub./Rh(20.0nm)/Fe<sub>0.5</sub>Co<sub>0.5</sub>(3.0nm)/Ru (2.0nm) の HAAD-STEM 像(a)と SAD パターン(b)を示した。FeCo と Rh の界面は平滑であり、エピタキシャル成長していることが確認できる。(b)では、Rh の強い回折スポットに加え、FeCo の弱い回折スポットが観察され、正方歪をもった FeCo が形成されていることが解る。この時の  $c/a$  は 1.11 で、格子関係は FeCo(001)[110]/Rh(001)[100]/MgO(001)[100]となる

一軸磁気異方性( $K_{u1}$ )の大きさは膜厚に依存しており、膜厚が 1.5-2.5nm で、 $1.6 \times 10^7 \text{ erg/cm}^3$  の最大値を示した。一方、上述のように、膜中は正方歪も誘起されており、正方歪も膜厚に依存している。そこで Fig.2 には Fe<sub>50</sub>Co<sub>50</sub> の種々の膜厚での  $K_{u1}$  と  $c/a$  データを用いて、 $K_{u1}$  と  $c/a$  の関係をプロットした (図中●)。図のように、 $K_{u1}$  は  $c/a$  に依存しており、 $c/a=1.15-1.35$  で最大値となった。この結果は、Kota らの第 1 原理計算の結果 (図中○) とよく一致しており、正方晶 FeCo の一軸磁気異方性( $K_{u1}$ )は、正方歪に起因していることと結論できる。また、膜厚 10.0nm 以上( $c/a=1.0-1.04$ )付近でも、 $K_{u1}=0.5 \times 10^7 \text{ erg/cm}^3$  の値が観察されるが、これは FeCo の B2 規則化ドメインの[001]配向に起因していると思われる。

### 参考文献

- 1) Y. Kota and A. Sakuma, *Appl. Phys. Express*, 5, 113002 (2012)
- 2) B. Wang et al, *J. Appl. Phys.*, 115, 133908 (2014)
- 3) L. Reichel et al, *J. Appl. Phys.*, 116, 213901 (2014)

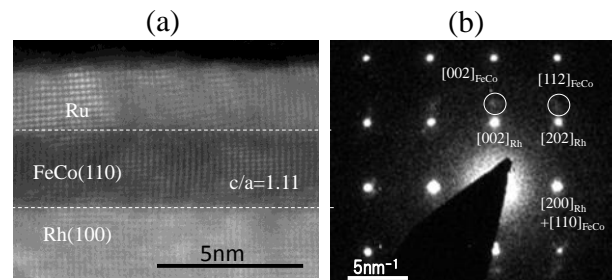


Fig. 1 (a) HAAD-STEM and (b) SAD images for the Rh/FeCo layer in the Rh/FeCo(3 nm)/Ru film.

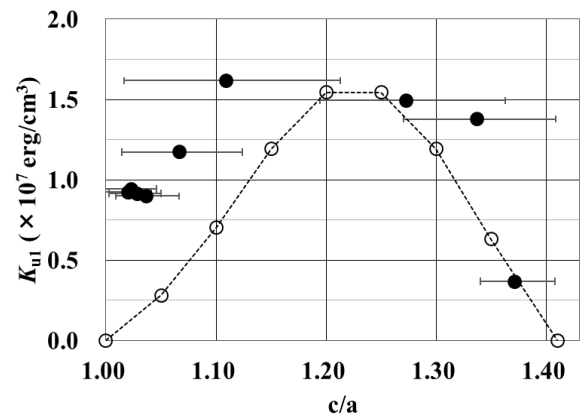


Fig. 2  $K_{u1}$  as a function of  $c/a$  for Rh/Fe<sub>50</sub>Co<sub>50</sub> films. The predicted magnetocrystalline anisotropy for Rh/FeCo with  $S=0$  is also shown (open circles).



## W/Fe (001)エピタキシャル多層膜の歪制御による垂直磁気異方性の発現

松本勇輝<sup>1</sup>, 岡本聡<sup>1</sup>, 菊池伸明<sup>1</sup>, 北上修<sup>1</sup>, 三浦良雄<sup>2</sup> (<sup>1</sup>東北大, <sup>2</sup>京都工芸繊維大)  
 Strain controlled perpendicular magnetic anisotropy of W/Fe (001) epitaxial multilayers  
 Y. Matsumoto<sup>1</sup>, S. Okamoto<sup>1</sup>, N. Kikuchi<sup>1</sup>, O. Kitakami<sup>1</sup>, Y. Miura<sup>2</sup>  
 (<sup>1</sup>IMRAM, Tohoku Univ, <sup>2</sup>Kyoto Institute of Technology)

### はじめに

これまでにエピタキシャル成長させた MgO (100) sub./W (10)/Fe (0.5)/W (3) (nm) 3層膜において  $K_u = -2.1 \times 10^7$  erg/cc (300K),  $-3.5 \times 10^7$  erg/cc (10K) に達する巨大な負の垂直磁気異方性(面内容易面)が発現することを明らかにした[1]. これは Fe/W 界面における界面磁気異方性 ( $K_s = -0.6$  erg/cm<sup>2</sup> (300K),  $-1.0$  erg/cm<sup>2</sup> (10K)) に起因するものである. この試料においては厚い W 下地による格子整合のため, Fe 層が面内の引張り歪を受けている. 一般に磁性材料の磁気異方性は格子歪に極めて敏感であることから, 本試料では下地層や層構造を変えることで歪制御が可能であり, それに付随した磁気異方性の変化が期待される. 今回は Cr エピタキシャル下地を用いて, 歪制御を行った結果, 大きな正の垂直磁気異方性の発現を確認したので, その結果を報告する.

### 実験方法

分子線エピタキシー(MBE)によって, MgO sub./Cr (30)/W ( $t_w$ )/[Fe (2)/W ( $t_w$ )]<sub>4</sub>/Cr (3) (nm) の Fe/W 多層膜を作製した. Fe 層の格子歪制御のため, Fe 層厚は 2 nm 一定とし, W 層厚を変化させた. 構造評価には RHEED および XRD, 磁気特性の評価には VSM および異常ホール効果(AHE)測定を行った.

### 実験結果

Fig.1 に Fe/W 多層膜の面直方向の磁化曲線の結果を示す. 反磁場を含む有効異方性磁場  $H_k^{\text{eff}}$  は飽和磁場から評価した. W 層厚を薄くするに伴い,  $H_k^{\text{eff}}$  が低磁場側にシフトする様子が観測された. Fe バルクの  $M_s$  を仮定して  $K_u$  を見積もった結果を Fig.2 に示す. W 層厚の減少に伴い, 磁気異方性が負から正に変化している様子が分かる. Fe と W では, バルクにおいて約 10% の格子ミスマッチが存在し, W 層厚の薄膜化に伴った歪制御の結果と判断できる. 第一原理計算によれば, バルク  $\alpha$ -Fe の格子定数に整合した Fe/W では正の界面磁気異方性が生じることが予測されており, その挙動にも対応するものである. この  $K_u$  の起源として Fe/W 界面における界面磁気異方性を仮定すると,  $K_s = 0.5$  erg/cm<sup>2</sup> と見積もられる. この値は面内磁気異方性として報告した W 層の厚い場合の  $K_s = -0.6$  erg/cm<sup>2</sup> と同程度である. したがって, 歪制御を保った状態で Fe 層の薄膜化が出来れば,  $10^7$  erg/cc 台の垂直磁気異方性も十分に期待できる.

### 参考文献

- 1) Y. Matsumoto et al., IEEE Trans. Magn. (to be published)

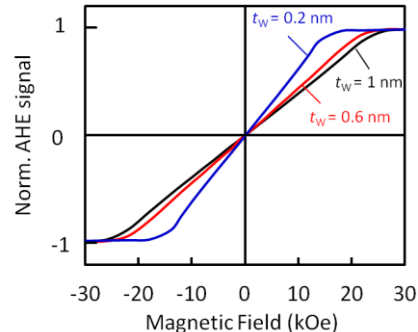


Fig. 1 Perpendicular magnetization curves of W/Fe multilayers

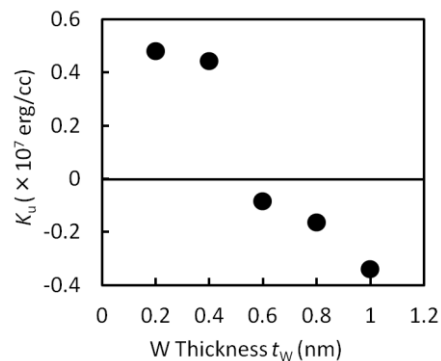


Fig. 2 W layer thickness ( $t_w$ ) dependence of perpendicular magnetic anisotropy constant  $K_u$  of W/Fe multilayers

六方晶  $\text{Co}_{80}\text{Pt}_{20}$  合金薄膜の原子層積層構造におよぼす下地層凹凸の影響○タム キム コング<sup>a)</sup>, 日向 慎太郎<sup>b,c)</sup>, 斉藤 伸<sup>b)</sup>

(a)田中貴金属工業株式会社, (b)東北大学, (c)日本学術振興会特別研究員 (PD))

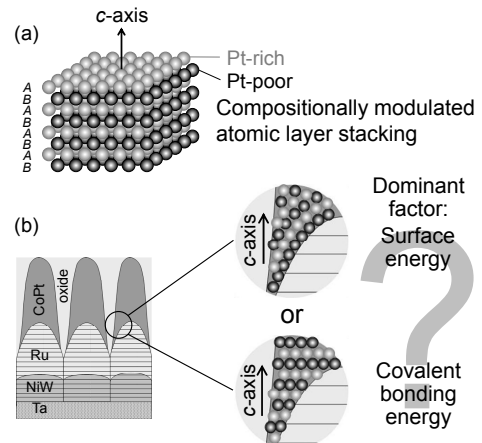
Effect of bumpy surface underlayer morphology on compositionally modulated atomic layer stacking of hcp  $\text{Co}_{80}\text{Pt}_{20}$  alloy film○Kim Kong Tham<sup>a)</sup>, Shintaro Hinata<sup>b,c)</sup>, and Shin Saito<sup>b)</sup>

(a)TANAKA KIKINZOKU KOGYO K. K., (b)Tohoku University, (c)JSPS research fellow (PD))

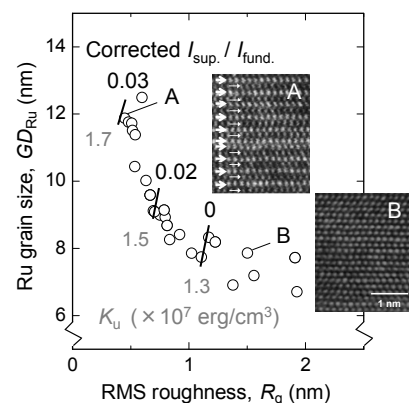
**はじめに** 近年、マイクロ波アシスト磁気記録 (MAMR)<sup>1)</sup> はハードディスクが直面しているトリレンマ課題を打破する将来技術として注目されている。第一世代のMAMR媒体には、現行のグラニューラ媒体に用いられている六方晶CoPt合金を高一軸結晶磁気異方性 ( $K_u$ ) 化して用いることが提案されている<sup>2)</sup>。CoPt合金結晶粒の $K_u$ をさらに高めるためには、スピン軌道相互作用を有効に活かすことが必要不可欠であり、これを達成するために我々はCoPt合金結晶粒中に、Fig. 1(a) に示す組成の異なる原子層の交互積層構造 (原子層組成変調構造) を実現することが有効であると考えている<sup>3,4)</sup>。一般にグラニューラ媒体の下地層表面には、磁性結晶粒の析出サイトを定めるためにnm寸法の凹凸構造を具備させる必要があることが知られているが、そのような表面形態を有する下地層上での原子層組成変調構造の実現の可能性は検討されていない (Fig. 1(b))。そこで、本研究では凹凸下地層の表面粗さおよび結晶粒径が $\text{Co}_{80}\text{Pt}_{20}$  合金薄膜の原子組成変調構造および $K_u$ に及ぼす影響を定量的に評価したので報告する。

**実験結果** 検討に用いた $\text{Co}_{80}\text{Pt}_{20}$ 合金薄膜は全て基板温度 $300^\circ\text{C}$ の下で、同一スパッタ条件で成膜した。下地Ru層の表面形状は成膜Arガス圧、成膜後の加熱温度、金属-酸化物グラニューラ型バッファ層<sup>5,6)</sup>の有無により変化させた。Fig. 2には、本検討で作製した下地層の二乗平均粗さ ( $R_q$ ) と結晶粒径 ( $GD_{\text{Ru}}$ ) との関係を示す。今回の検討における表面形状の変化幅は、 $R_q$ では約0.4から2.0 nm,  $GD_{\text{Ru}}$ では6.7から12.5 nmであった。図中の等値線はこれらの下地層上に成膜した $\text{Co}_{80}\text{Pt}_{20}$ 合金薄膜の $K_u$ および原子層組成変調度合いを示す超格子回折線と基本回折線との積分強度比をLorentzおよび原子散乱因子で補正したCorrected  $I_{\text{sup.}} / I_{\text{fund.}}$ である。また、挿入図には典型的な結晶粒径および表面粗さの下地上に積層した $\text{Co}_{80}\text{Pt}_{20}$ 合金薄膜の走査型電子顕微鏡の高角散乱環状暗視野 (HAADF) 像を示す。HAADF像は電子線の散乱体の電子密度を反映する特徴がある。大粒径かつ平坦な下地層上に作製した試料では明暗のコントラストを有する原子層が交互に積層している。これは $\text{Co}_{80}\text{Pt}_{20}$ 合金薄膜が平均組成としてPt-richな層とPt-poorな層とに組成変調を起こしていることに対応している。一方、小粒径かつ荒れた下地層上に作製した試料ではコントラストがついておらず、 $\text{Co}_{80}\text{Pt}_{20}$ 合金薄膜が不規則相として形成していることがわかる。 $\text{Co}_{80}\text{Pt}_{20}$ 合金結晶粒の $K_u$ を評価したところ、( $R_q$ ,  $GD_{\text{Ru}}$ )の約(1.3, 7)から(0.5, 12) nmの変化により値が $1.3$ から $1.7 \times 10^7 \text{ erg/cm}^3$ へと増大した。CoPt合金薄膜の知見をグラニューラ媒体の各磁性結晶粒の原子層組成変調構造の実現による高 $K_u$ 化に活かすためには、平滑かつ小粒径で、深い空隙を有する下地層の作製が必要になると考えられる。

**参考文献** 1) J. G. Zhu et al., *IEEE Tran. Magn.*, **44**, 125 (2008). 2) K. Yamada et al., *Digest of the 24th Magn. Rec. Conference. TMRC*, **24**, 64 (2013). 3) S. Saito, et al., *IEEE Trans. Magn.*, **50**, 3201205 (2014). 4) S. Saito et al., *Abstract of 59th Annual conference on Magnetic and Magnetism Material*, GU-03 (2014). 5) K. K. Tham et al., *J. Appl. Phys.*, **115**, 17B752 (2014). 6) K. K. Tham et al., *J. Appl. Phys.*, **117**, 17A923 (2015).



**Fig. 1** (a) Compositionally modulated atomic layer stacking of a Co-Pt alloy film and (b) possible growth of Co-Pt alloy film on a bumpy surface underlayer.



**Fig. 2** Relation between the grain size and surface roughness for underlayers prepared in this experiment. Contour lines inside the graph show integral intensity ratio of the superlattice peak ( $I_{\text{sup.}}$ ) and fundamental peak ( $I_{\text{fund.}}$ ) and  $K_u$  of  $\text{Co}_{80}\text{Pt}_{20}$  films deposited on these underlayers. Insets show HAADF-STEM images of  $\text{Co}_{80}\text{Pt}_{20}$  films deposited on underlayers with typical grain size and surface roughness.

## 下地層形態と Co 薄膜の微細構造の関係

大竹充・二本正昭

(中央大)

Relationship between Underlayer Morphology and Microstructure of Co Thin Film

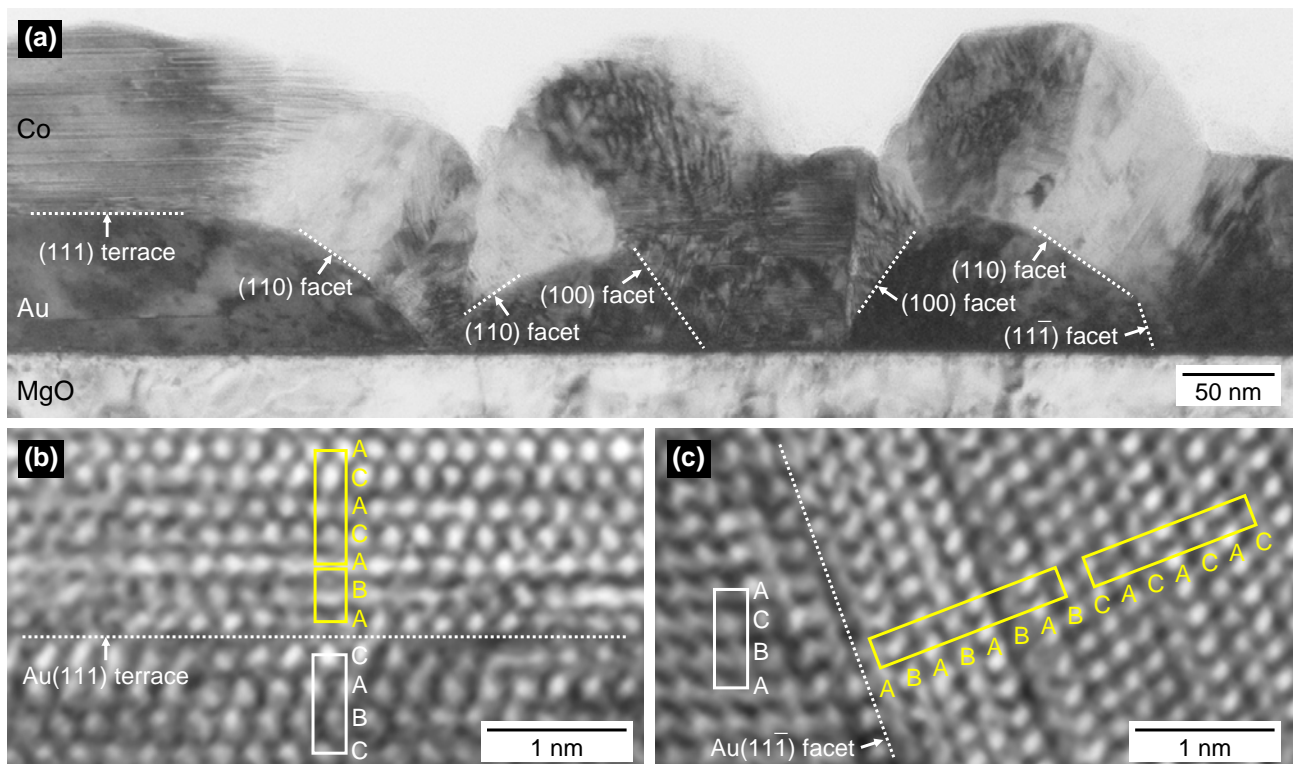
Mitsuru Ohtake and Masaaki Futamoto

(Chuo Univ.)

**はじめに** 磁性薄膜デバイスでは、磁性層の結晶配向制御などを目的に非磁性下地層が用いられる。近年の垂直磁気記録用の Co 基合金グラニューラー媒体では、下地層の起伏も活用することにより、磁性結晶粒のサイズや分布の制御を行っている。しかしながら、下地層起伏が大きくなると、ファセットなどの基板面と平行な結晶面以外にも表面に存在することになり、磁性層の結晶成長に影響を及ぼすことが考えられる<sup>1,2)</sup>。本研究では、基板面と平行なテラスが(111)であり、ファセットとして(11 $\bar{1}$ )や(110)などを持つ Au 下地層上に Co 薄膜を形成し、下地層形態と膜成長の関係を調べた。

**実験方法** 膜形成には超高真空分子線エピタキシー装置を用いた。MgO(111)単結晶基板上に 500 °C でヘテロエピタキシャル成長させることにより上述のファセットを持つ Au 下地層を形成し、その上に 300 °C で 100 nm 厚の Co 膜を形成した。構造解析には、RHEED, XRD, AFM, TEM, SAED を用いた。

**実験結果** Fig. 1(a)に Au 下地層上に形成した Co 膜の断面 TEM 像を示す。Au 下地層は(111)テラスに加え、(11 $\bar{1}$ )や(110)、(100)などのファセットを形成しており、テラスおよび各ファセット上において結晶方位の異なる Co 結晶が成長していることが分かる。Fig. 1(b)に Au(111)テラス上に形成された Co 結晶の HR-TEM 像を示す。ABAB $\cdots$  (もしくは ACAB $\cdots$ ) 積層を基本とする hcp(0001)結晶が形成されていることが分かる。Fig. 1(c)に Au(11 $\bar{1}$ )ファセット上に形成された Co 結晶の HR-TEM 像を示す。ファセット表面と平行に hcp(0001)結晶が形成されており、その結果、Co 結晶の c 軸が面直方向から約 60°傾いてしまっていることが分かる。当日は、(110)や(100)ファセット上に形成された Co 結晶の構造解析結果についても報告する。



**Fig. 1** (a) Cross-sectional TEM image observed for a Co/Au film deposited on MgO(111) substrate. [(b), (c)] HR-TEM images of Co crystals formed on (b) Au(111) terrace and (c) Au(11 $\bar{1}$ ) facet.

- 参考文献** 1) M. Takahashi and S. Saito: *J. Magn. Magn. Mater.*, **320**, 2868 (2008).  
2) M. Ohtake, K. Kobayashi, and M. Futamoto: *IEEE Trans. Magn.*, **48**, 3207 (2012).