

bcc-FeCoNi/bcc-like-CrMnPt 膜の交換結合特性と CrMnPt 膜の格子歪

Exchange Coupling of bcc-FeCoNi/bcc-like-CrMnPt Films and Lattice Distortion of Their CrMnPt Films

添谷 進

(株)日立製作所中央研究所, 日立市大みか町 7-1-1 (☎319-1292)

S. Soeya

Central Research Lab., Hitachi Ltd., 1-1 Omika-cho, 7-chome, Hitachi-shi, Ibaraki 319-1292

Exchange coupling of bcc-Fe₅₅Co₃₀Ni₁₅/bcc-like-Cr₄₅Mn₄₅Pt₁₀ films and lattice distortion of their CrMnPt films were investigated. In this system, the unidirectional anisotropy constant (K_e) continued to increase even if the CrMnPt thickness (t_{CrMnPt}) was more than the critical thickness, because the lattice distortion of the CrMnPt film was amplified by increasing t_{CrMnPt} . The reason for this was that the total stress applied to the lattice of the CrMnPt film through annealing, due to a positive spontaneous lattice distortion of the CrMnPt film and a negative FeCoNi/CrMnPt lattice mismatch, increased with the depth in the CrMnPt layer from the interface. The K_e did not saturate at the critical thickness because of the negative FeCoNi/CrMnPt lattice mismatch.

Key words: exchange coupling, unidirectional anisotropy, antiferromagnetic film, Cr₄₅Mn₄₅Pt₁₀, antiferromagnetic crystalline anisotropy, lattice distortion

1. はじめに

スピナルブ型巨大磁気抵抗ヘッド¹⁾には固定層用反強磁性膜が必要である。固定層用反強磁性膜には (i) 大きな一方向異方性定数 (K_e), (ii) 高耐食性, (iii) 高ブロック温度 (T_B), (iv) 薄膜化, (v) 高比抵抗, (vi) 高 K_e を得るための熱処理温度が低いこと, が要求される。固定層用反強磁性膜の有力候補として disorder 系の (PdPt)₅₀Mn₅₀ 膜 (at%)²⁾, Pt₅₀Mn₅₀ 膜³⁾, disorder 系の Mn₈₀Ir₂₀ 膜⁴⁾, Cr₄₅Mn₄₅Pt₁₀ 膜⁵⁾⁻⁸⁾ がある。これらの中で新反強磁性材料 Cr₄₅Mn₄₅Pt₁₀ 膜の検討を進めている。

開発当初, Cr₅₀Mn₅₀ 膜に Pt を添加すると, Ni₈₁Fe₁₉ (下層)/Cr₄₅Mn₄₅Pt₁₀ (上層) 結合膜は比較的大きな K_e 約 0.07 erg/cm² を示すことを見いだした^{6),7)}。これは CrMnPt 膜が fcc 構造の NiFe 膜上に bcc 構造としてエピタキシャル成長するためかつ Pt が CrMnPt 膜の磁気異方性定数 (K_{AF}) を増大させているためと説明されている。しかし, NiFe/CrMnPt 結合膜の K_e は実用化のためには小さかった。これに対し, CrMnPt 膜を fcc 構造を有する Co 膜上に形成した Co/CrMnPt 結合膜の K_e は 230°C-3 h と比較的低温の熱処理により約 0.138 erg/cm² にまで向上することを見いだした⁵⁾。この熱処理による K_e 向上は, CrMnPt 結晶格子が歪んで bcc の立方対称性が破れるためであり, 軌道角運動量が生じて LS 相互作用が大きくなり K_{AF} が増大するためとされている^{5),8)}。CrMnPt 膜の結晶構造は究明中であるが, CrMnPt 結晶格子は熱処理により膜厚方向に収縮し膜内方向に伸長する性質がある。具体的には, 熱処理により膜面に平行な CrMnPt(110) 面間隔 (d_{110}) が収縮し膜面から

約 60 deg 傾いている CrMnPt(101) 面間隔 (d_{101}) が伸長することを報告した⁸⁾。

しかし, Co/CrMnPt 結合膜は, fcc 構造の Co 膜と bcc よりわずかに歪んだ結晶構造 (以下 bcc-like とする) を有する CrMnPt 膜との結合膜 (以下 fcc/bcc-like 結合のように表現する) でありかつ Co(111) 面上に CrMnPt(110) 面がエピタキシャル成長している結合膜であることから, 界面での格子形状が一致していない。このことから, fcc/bcc-like 結合では熱処理による K_{AF} 増大が K_e 向上に十分に反映されていないと推測する。一方, bcc-強磁性/CrMnPt 結合膜として bcc/bcc-like 結合とすれば, bcc-強磁性 (110) 面上に CrMnPt(110) 面がエピタキシャル成長することから界面での格子形状が一致する。このことから, bcc/bcc-like 結合では熱処理による K_{AF} 増大が K_e 向上に有効に反映され, より大きな K_e が得られる可能性がある。また, bcc/bcc-like 結合とした場合, CrMnPt 膜の格子歪は下地強磁性膜の結晶格子の影響を強く受けると予想されることから, fcc/bcc-like 結合とした場合とは異なり, その結果交換結合特性の見え方も fcc/bcc-like 結合とした場合とは異なってくると予想される。以上のことから, bcc/bcc-like 結合は交換結合特性, 格子歪面観点でたいへん興味深い。

そこで, 本研究では bcc の強磁性膜として NiO 膜との交換結合膜で実績のある Fe₅₅Co₃₀Ni₁₅ 膜を選択し⁹⁾, Fe₅₅Co₃₀Ni₁₅/Cr₄₅Mn₄₅Pt₁₀ 結合膜として bcc/bcc-like 結合とし, 交換結合特性および Cr₄₅Mn₄₅Pt₁₀ 膜の格子歪について検討した。また, 交換結合特性と CrMnPt 膜の格子歪の関係などについての考察結果を報告する。

2. 実験方法

FeCoNi/CrMnPt 結合膜は rf マグネトロンスパッタリング装置で形成した。CrMnPt 膜形成時の Ar ガス圧は, bcc/bcc-like 結合としても高 Ar ガス圧で形成した方が交換結合特性に優れていたことから 15 mTorr とした。試料形成後, 真空中磁界中熱処理装置を用いて熱処理を行った。熱処理は一軸異方性が付与されている方向に 3 kOe の直流磁界を印加しながら 230°C-3 h 行い, 以後同一方向の磁界を印加しながら室温まで冷却した。試料の結合磁界 (H_{ex}), 容易軸保磁力 (H_{ce}), および困難軸保磁力 (H_{ch}) の測定は, VSM で行った。 K_e は H_{ex} の測定結果から $K_e = t_F H_{ex} M_s$ (t_F : 強磁性膜厚, M_s : 強磁性膜の飽和磁化) の換算式を用いて算出した¹⁰⁾。 T_B の測定はトルクメーターで行った。膜の組成は ICPS で分析した。CrMnPt 膜の格子歪を調べるため 3 軸 X 線回折装置 ($\omega, 2\theta, \chi$) を用いて d_{110} および

d_{101} を算出した。 θ - 2θ スキャンでは、CrMnPt(110) ピークと FeCoNi(110) ピークのみが観測された。そこで θ - 2θ スキャンの結果から d_{110} を算出した。一方の d_{101} は、Fig. 1(a) に示すように ω 軸を 0 deg かつ χ 軸を約 60 deg に固定した状態での非対称 X 線回折法による 2θ スキャンの結果から算出した。CrMnPt 膜の bcc の立方対称性からのずれ量 $E\%$ (格子歪 E) を Fig. 1(b) のように定義すると、格子歪 E は (1) 式で表せる。

$$E = \frac{H_{110} \cos 30^\circ - \sqrt{H_{101}^2 - (H_{110}/2)^2}}{H_{110} \cos 30^\circ} \times 100 \quad (1)$$

H_{110} および H_{101} は逆格子ベクトルの大きさであり $1/d_{110}$ および $1/d_{101}$ の長さを有する。 θ - 2θ スキャンおよび 2θ スキャンの結果から算出した d_{110} および d_{101} を (1) 式に代入し CrMnPt 膜の格子歪 E を評価した。

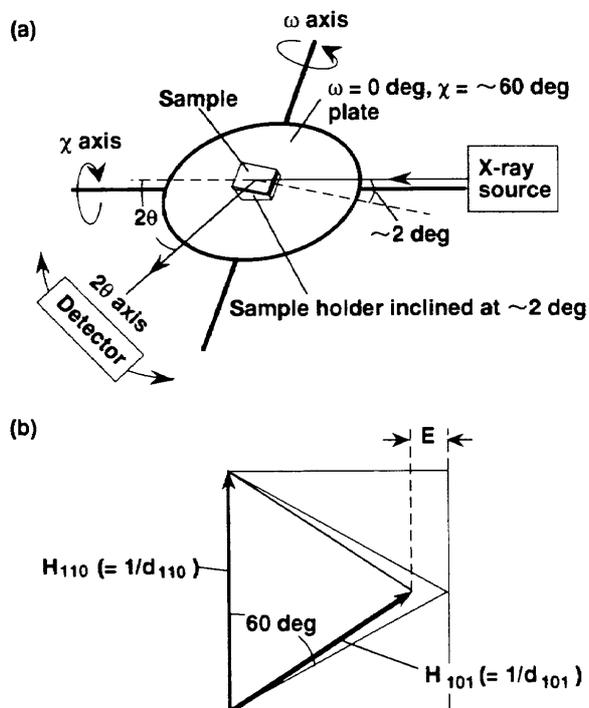


Fig. 1 XRD experimental method and analysis: (a) 2θ scanning method used with the ω and χ axes set at 0 deg and ~ 60 deg and (b) schematic illustration of the method for estimating lattice distortion of $\text{Cr}_{45}\text{Mn}_{45}\text{Pt}_{10}$ film (E).

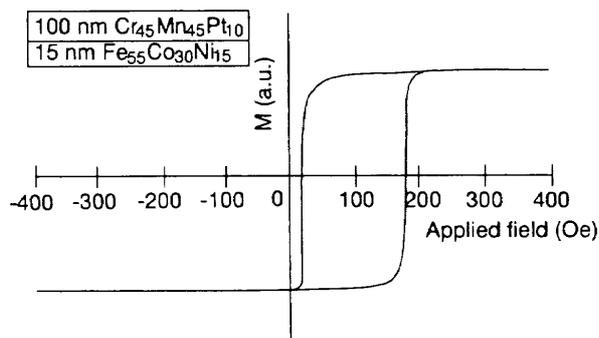


Fig. 2 M - H loop for 15 nm $\text{Fe}_{55}\text{Co}_{30}\text{Ni}_{15}/100$ nm $\text{Cr}_{45}\text{Mn}_{45}\text{Pt}_{10}$ films annealed for 3 h at 230°C .

3. 結果と考察

3.1 $\text{Fe}_{55}\text{Co}_{30}\text{Ni}_{15}/\text{Cr}_{45}\text{Mn}_{45}\text{Pt}_{10}$ 膜の交換結合

Fig. 2 に 15 nm $\text{FeCoNi}/100$ nm CrMnPt 結合膜の熱処理後 (230°C -3 h) の M - H 曲線を示す。 M - H 曲線は完全に一方にシフトしており、 H_{ex} 約 94 Oe、 H_{ce} 約 80 Oe が得られた。 H_{ex} 約 94 Oe を K_e に換算すると約 0.224 erg/cm 2 となり、大きな K_e を有することがわかった。 Fig. 3 は、同一試料の熱処理後の K_e の温度依存性である。 K_e は約 200°C まで約 0.224 erg/cm 2 と大きな値を維持しており、かつ高 T_B 約 350°C を有することがわかった。

3.2 一方向異方性定数 vs. $\text{Cr}_{45}\text{Mn}_{45}\text{Pt}_{10}$ 膜の格子歪

Fig. 4 に $\text{FeCoNi}/\text{CrMnPt}$ 結合膜の as-depo および熱処理後の K_e の CrMnPt 膜厚 (t_{CrMnPt}) 依存性を示す。 同図挿入図には比較のため以前検討した Co/CrMnPt 結合膜の K_e の t_{CrMnPt}

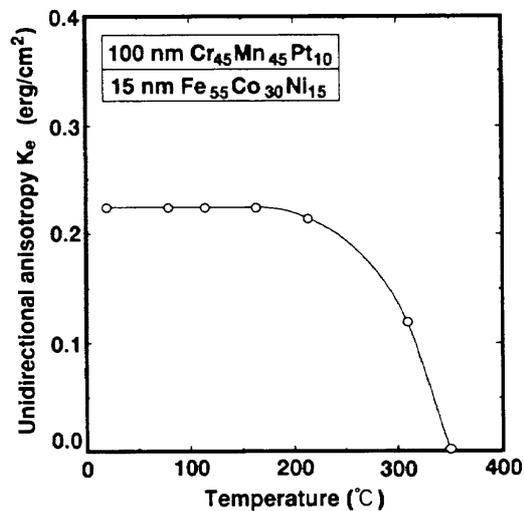


Fig. 3 Temperature dependence of the unidirectional anisotropy (K_e) of the 15 nm $\text{Fe}_{55}\text{Co}_{30}\text{Ni}_{15}/100$ nm $\text{Cr}_{45}\text{Mn}_{45}\text{Pt}_{10}$ films annealed for 3 h at 230°C .

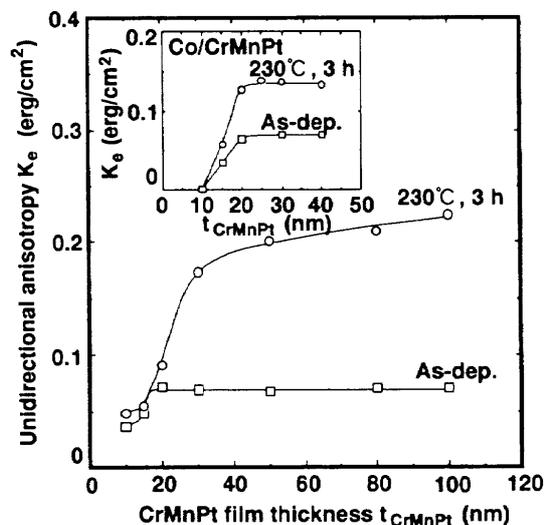


Fig. 4 $\text{Cr}_{45}\text{Mn}_{45}\text{Pt}_{10}$ thickness (t_{CrMnPt}) dependence of the unidirectional anisotropy (K_e) of the 15 nm $\text{Fe}_{55}\text{Co}_{30}\text{Ni}_{15}/10\sim 100$ nm $\text{Cr}_{45}\text{Mn}_{45}\text{Pt}_{10}$ films.

依存性を示した⁵⁾. FeCoNi/CrMnPt 結合膜の K_e は, Co/CrMnPt 結合膜のそれと同様熱処理により向上する. fcc/bcc-like 結合とした Co/CrMnPt 結合膜の as-depo および熱処理後の K_e は, 共に臨界膜厚 20 nm 以上で一定値を示している. 一方の bcc/bcc-like 結合とした FeCoNi/CrMnPt 結合膜の as-depo の K_e は臨界膜厚 20 nm 以上で一定値を示しているものの, 熱処理後の K_e は臨界膜厚 20 nm では飽和せず 20 nm 以上としても大きくなっている. Co/CrMnPt 結合膜のみならずたいの多結晶の交換結合膜の K_e は熱処理後も臨界膜厚で飽和し以後一定値を示している¹¹⁾. そこで, FeCoNi/CrMnPt 結合膜の熱処理後の K_e が 20 nm 以上としても大きくなる理由について以下, 検討した. なお, ここでの臨界膜厚は, 膜厚減少 (CrMnPt 結晶粒の体積 V の減少) に伴う磁気異方性エネルギーの低下により K_e が急激に低下しはじめる CrMnPt 膜厚で定義した¹²⁾. FeCoNi/CrMnPt 結合膜の熱処理後の臨界膜厚を 20 nm としたのは, (i) 熱処理による K_e 向上分は K_{AF} の増大によることを本節検討結果より得ている, (ii) Co/CrMnPt 結合膜の熱処理による K_e 向上分も K_{AF} の増大によると説明されているが, 熱処理後の臨界膜厚は as-depo と同じ 20 nm を示している⁵⁾, (iii) NiO 膜をキャップ層として形成したことによる $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}/\text{CrMnPt}$ 結合膜の K_e 向上分も K_{AF} の増大によると説明されているが, その臨界膜厚はキャップ層を形成していない試料と同じ 20 nm を示している⁸⁾, (iv) 上記 (ii) および (iii) の実験結果は, K_{AF} の増大は臨界膜厚を変える要因にはなっていないことを示している, ことから, 臨界膜厚は as-depo と熱処理後とで変わらないと判断したためである.

FeCoNi/CrMnPt 結合膜の熱処理後の K_e が 20 nm 以上としても大きくなる理由としては, t_{CrMnPt} を厚くするに従って, (a) K_{AF} の増大, (b) V の増加, (c) 結合密度の増加, が生じていることが考えられる¹¹⁾. そこで, X線回折を行った. Fig. 5(a) および (b) に 15 nm FeCoNi/30~100 nm CrMnPt 結合膜中の CrMnPt 膜の d_{110} および d_{101} の算出結果を示す. t_{CrMnPt} が 20 nm 以下のときの d_{110} および d_{101} を図示できなかったのは, CrMnPt(110) および (101) 面からの回折ピークが非常に弱かったことによる. as-depo の d_{110} および d_{101} は共に約 2.08 Å を示している. 一方の熱処理後の d_{110} および d_{101} は, as-depo のそれらよりもそれぞれ収縮および伸長しそれらの収縮量および伸長量は t_{CrMnPt} を厚くするに従って大きくなる傾向がある. そこで, Fig. 5(a) および (b) の d_{110} および d_{101} の値を (1) 式に代入し CrMnPt 膜の格子歪 E を算出した. Fig. 6 にその結果を示す. as-depo の格子歪 E は 0% であり bcc の立方対称性を有している. 一方の熱処理後の格子歪 E は正の値を示しかつ t_{CrMnPt} を厚くするに従って増大している. このことは, CrMnPt 膜においては, 熱処理後の K_{AF} が as-depo のそれと比べて増大しており, かつその K_{AF} は t_{CrMnPt} を厚くするに従って増大していることを示唆している^{*1)}. したがって, 熱処理による K_e 向上分には (a) の K_{AF} の増大が関与している. 一方,

*1) CrMnPt 膜においては, 材料学的要因を排除したとき, K_e は格子歪 E にほぼ比例する結果を得ており, また一般的に K_e は K_{AF} が増大すると大きくなるとされていることから, 格子歪 E が増大すると K_{AF} が増大すると論ずることは妥当である.

Table 1 に 15 nm FeCoNi/30~100 nm CrMnPt 結合膜の as-depo と熱処理後の CrMnPt(110) ピークの半値幅および回折強度を示す. 熱処理後の CrMnPt(110) ピークの半値幅および回折強度は as-depo のそれらと比べてほとんど差異がない. 本結果からは, 熱処理前後で V および結合密度はほとんど変化していないと判断でき, このことから熱処理による K_e 向上分には (b) の V の増加および (c) の結合密度の増加はほとんど関与していない.

以上のことから, 熱処理による K_e 向上分は (a) の K_{AF} の増

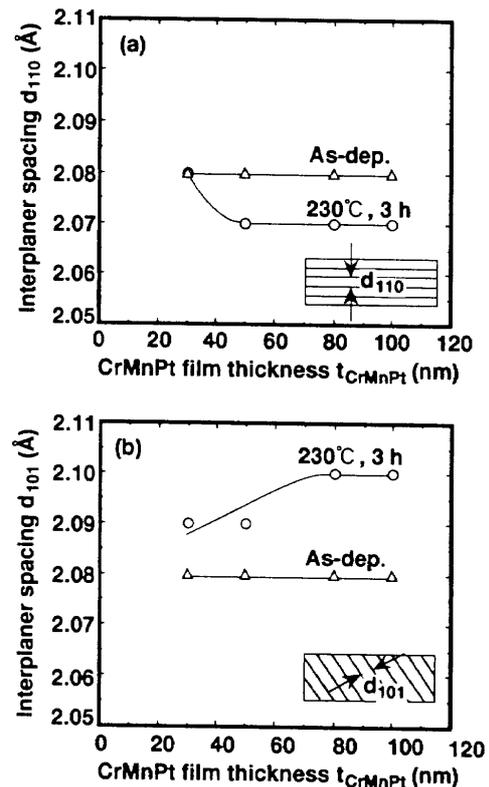


Fig. 5 $\text{Cr}_{45}\text{Mn}_{45}\text{Pt}_{10}$ thickness (t_{CrMnPt}) vs. the interplanar spacing for the $\text{Cr}_{45}\text{Mn}_{45}\text{Pt}_{10}$ films: (a) d_{110} and (b) d_{101} .

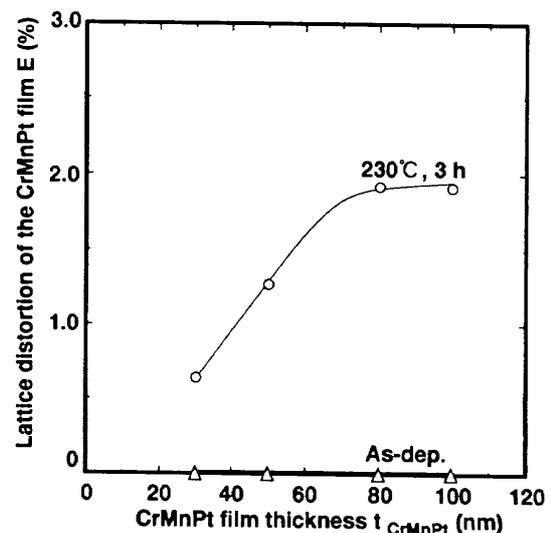


Fig. 6 $\text{Cr}_{45}\text{Mn}_{45}\text{Pt}_{10}$ thickness (t_{CrMnPt}) vs. the lattice distortion of the $\text{Cr}_{45}\text{Mn}_{45}\text{Pt}_{10}$ films (E).

Table 1 Half-width and peak intensity for CrMnPt (110) peaks of the $\text{Fe}_{55}\text{Co}_{30}\text{Ni}_{15}/\text{Cr}_{45}\text{Mn}_{45}\text{Pt}_{10}$ films

CrMnPt thickness t_{CrMnPt} (nm)		Half width (deg)	Intensity (a.u.)
30	As-dep.	0.82	682
	230°C, 3 h	0.81	695
50	As-dep.	0.69	1307
	230°C, 3 h	0.70	1300
80	As-dep.	0.66	2086
	230°C, 3 h	0.66	2135
100	As-dep.	0.64	2544
	230°C, 3 h	0.64	2548

大によるものであり、その K_{AF} は格子歪 E の t_{CrMnPt} 依存性から t_{CrMnPt} を厚くするに従って増大することがわかった。したがって、bcc/bcc-like 結合とした $\text{FeCoNi}/\text{CrMnPt}$ 結合膜の熱処理後の K_e が臨界膜厚 20 nm 以上としても大きくなる理由は、 t_{CrMnPt} を厚くするに従って CrMnPt 膜の格子歪 E が増大するためそのため K_{AF} が増大するためである。

3.3 $\text{Cr}_{45}\text{Mn}_{45}\text{Pt}_{10}$ 膜の格子歪に関する考察

Fig. 6 の熱処理後の格子歪 E が t_{CrMnPt} を厚くするに従って増大する理由について考察した。Fig. 7 に熱処理時 CrMnPt 結晶格子に加えられている応力イメージを示す。膜面に平行および膜面から約 60 deg 傾いた CrMnPt 結晶面が (110) および (101) 面であるから、膜厚方向に [110] 方向、面内方向に [001] 方向 (bcc 以下の対称性の場合 c 軸) がある。

CrMnPt 結晶格子は、熱処理により d_{110} が収縮しかつ d_{101} が伸長したが、このことから、CrMnPt 結晶格子には熱処理時に Fig. 7(a) に示してある応力が加わっているとされている^{5, 8)}。本応力は、CrMnPt 結晶格子が自発的に歪みたがることにより生じていると推測されるので自発歪の応力と定義する。また、自発歪の応力の方向および本応力によって生じる格子歪 E の方向を、CrMnPt 結晶格子が自発的に歪みたがる方向であり、かつ Fig. 1(b) ですでに正にとってあることから、正方向とする。なお、Fig. 7(a) の応力を熱膨張係数差に起因する応力ではなく自発歪の応力と推測したのは、熱膨張係数差に起因する応力の大きさ (概算値約 300 MPa) では Fig. 7(a) の応力の大きさ (概算値約 1.5 GPa) を説明できず、ほかに該当する物理現象が見当たらなかったためである。また、自発歪であるならば、その意味する物理的起源が必要であるが、今のところ NiO (111) 面間に働く交換歪¹³⁾ と類似した機構が CrMnPt(110) 面間で働いているのではないかと考えている。しかし、CrMnPt 膜の磁気構造は未知であり、物理的起源は今後の課題である。一方の界面付近の CrMnPt 結晶格子には、(i) $\text{FeCoNi}/\text{CrMnPt}$ 結晶格子間の拘束力は bcc/bcc-like 結合のため非常に強い、(ii) $\theta-2\theta$ スキャンの結果から FeCoNi 膜の a 軸および Fig. 5 の d_{110} , d_{101} の結果から bct 構造を仮定して CrMnPt 膜の c 軸を算出してみるとそれぞれ約 2.87 Å および約 2.97~3.02 Å ($t_{\text{CrMnPt}}=30\sim 100$ nm) となり、CrMnPt 膜の c 軸が FeCoNi 膜の a 軸より長い、(iii) CrMnPt 結晶格子は加えられた応力の方向に歪みやすい性質を有している⁸⁾、(iv) 上記 (i)~(iii) から CrMnPt 膜の c 軸は FeCoNi 膜の a 軸に整合しようと収縮した

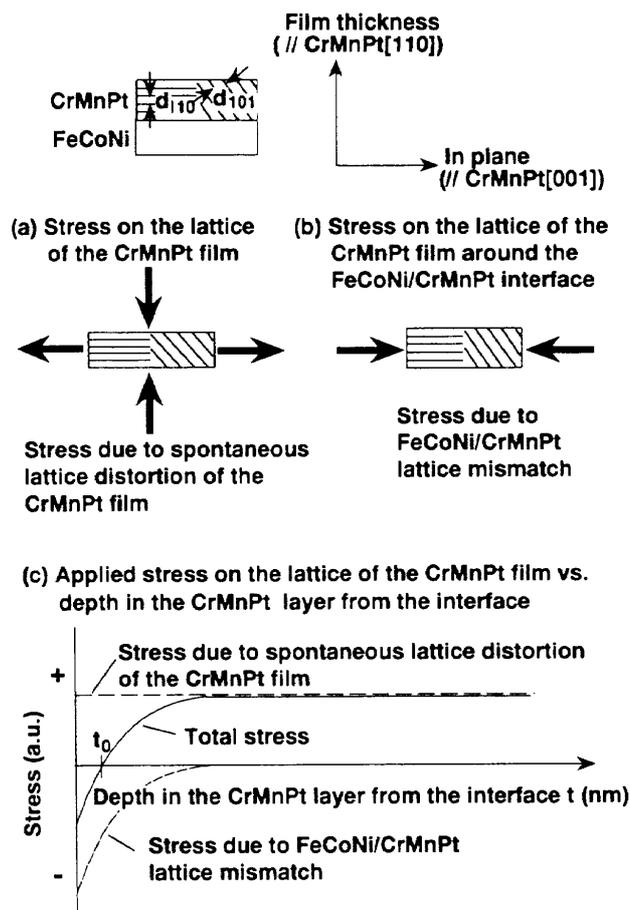


Fig. 7 Schematic illustration of the applied stress: (a) stress on the lattice of the $\text{Cr}_{45}\text{Mn}_{45}\text{Pt}_{10}$ film, (b) stress on the lattice around the $\text{Fe}_{55}\text{Co}_{30}\text{Ni}_{15}/\text{Cr}_{45}\text{Mn}_{45}\text{Pt}_{10}$ interface, and (c) their applied stress vs. the depth in the $\text{Cr}_{45}\text{Mn}_{45}\text{Pt}_{10}$ layer from the interface (t).

がることから、Fig. 7(b) に示してある応力が印加されている。また、上記 (iv) から、本応力は界面での格子不整合に起因していることがわかるので、格子不整合に起因する応力と定義する。また、格子不整合に起因する応力の方向および本応力によって生じる格子歪 E の方向は、Fig. 1(b) で bcc の立方対称性より d_{101} が収縮する方向であるから負方向である。

Fig. 7(c) に自発歪の応力、格子不整合に起因する応力、およびこれら応力と CrMnPt 膜中における界面からの膜厚方向の距離 (t) との関係を示す。自発歪の応力は CrMnPt 単位格子当たり一定としてよいことから図中点線のように t に対して一定となる。一方の格子不整合に起因する応力は界面で発生しているため、界面から遠ざかるに従って減衰する。したがって、自発歪の応力と格子不整合に起因する応力との応力合は、図中実線のように界面から遠ざかるに従って正方向に増大し、格子不整合に起因する応力が及ばなくなると飽和する。図中、界面での応力合を負方向に選択してあるのは、CrMnPt 膜を格子不整合の影響を強く受ける低 Ar ガス圧で形成した場合は、その格子歪 E は負方向となることを確認しているためであり (t_{CrMnPt} が 50 nm のとき格子歪 E は約 -1.28%)、このことから高 Ar ガス圧で形成した場合でも界面付近の格子不整合に起因する応力はかなり大きいと推定できるからである。

Fig. 7(c)を用いると、熱処理後の格子歪 E の t_{CrMnPt} 依存性を予想できる。あるCrMnPt結晶粒の t におけるCrMnPt単位格子当たりの格子歪 E を格子歪 $E'(t)$ で定義すると、CrMnPt結晶格子は加えられた応力の方向に歪みやすい性質を有していることから^{51,8)}、熱処理後の格子歪 $E'(t)$ の t 依存性はFig. 7(c)の応力 σ の t 依存性に類似した曲線を描くと予想される。したがって、熱処理後の格子歪 $E'(t)$ の t 依存性は以下のとおりになると予想される。

(a) 格子歪 $E'(t)$ は界面付近で負方向を示し、界面から遠ざかるに従って正方向に増大してある $t=t_0$ で0となる。

(b) 格子歪 $E'(t)$ は t_0 以上で正方向となり、さらに界面から遠ざかるに従って正方向に増大し、格子不整合に起因する応力が及ばなくなるところで飽和する。

ここで、X線回折で測定される格子歪 E は、格子歪 $E'(t)$ の面内方向および膜厚方向の平均値である。したがって、格子歪 E の測定は(2)式を観測していることになる。

$$E = \frac{\int \langle E'(t) \rangle dt}{t_{\text{CrMnPt}}} \quad (2)$$

$\langle E'(t) \rangle$: $E'(t)$ の面内方向の平均

ここで、熱処理後の格子歪 $\langle E'(t) \rangle$ の t 依存性も熱処理後の格子歪 $E'(t)$ の t 依存性と同様にFig. 7(c)の応力 σ の t 依存性に類似した曲線を描くと予想される。したがって、Fig. 7(c)および(2)式よりX線回折から観測される熱処理後の格子歪 E の t_{CrMnPt} 依存性は以下のとおりになると予想される。

(a') $0 \leq t_{\text{CrMnPt}} \leq \langle t_0 \rangle$ ($\langle t_0 \rangle$ は t_0 の面内方向の平均)

負方向の格子歪 E が観測されその大きさは t_{CrMnPt} を厚くするに従って減少する。

(b') $\langle t_0 \rangle \leq t_{\text{CrMnPt}}$

$t_{\text{CrMnPt}} = \langle t_0 \rangle$ のときの負方向の格子歪 E に加えて、正方向の格子歪 E が観測される。その正方向の格子歪 E の大きさは t_{CrMnPt} を厚くするに従って増大する。

ここで、Fig. 6の熱処理後の格子歪 E の t_{CrMnPt} 依存性は上記(b')と定性的によく一致する。このことは、Fig. 7の応力イメージ図がおおむね妥当であることを示唆している。したがって、Fig. 6の熱処理後の格子歪 E が t_{CrMnPt} を厚くするに従って増大する理由は、熱処理時、CrMnPt結晶格子に印加されている自発歪の応力と格子不整合に起因する応力との応力 σ が界面から遠ざかるに従って増大しているためかつCrMnPt結晶格子の歪量がその応力 σ に従うため、そのため格子歪 E が t_{CrMnPt} を厚くするに従って増大する観測結果に至るためである。なお、Fig. 6では熱処理後負方向の格子歪 E が観測されていないが、これは負方向に歪んでいる体積が非常に小さく、 $\langle t_0 \rangle$ が非常に薄いところにあるため、負方向の格子歪 E をX線回折で観測できないためと考えられる。

3.4 一方向異方性定数に関する考察

Fig. 4のbcc/bcc-like結合としたFeCoNi/CrMnPt結合膜の熱処理後の K_e が臨界膜厚20nmで飽和しない原因について考察した。Fig. 7(c)で格子不整合に起因する応力が存在せず自発歪の応力しか存在しないとした場合には、格子歪 E は3.3節と同様の考察により t_{CrMnPt} に対して正方向の一定値を示す。このことから K_{AF} は t_{CrMnPt} に対して一定になり、 K_e は臨界膜厚

以上で一定になると予想される。そこで、本予想を確認するため、格子不整合を低減した強磁性/CrMnPt結合膜の K_e の t_{CrMnPt} 依存性を検討した。格子不整合を低減するためには、強磁性膜の a 軸とCrMnPt膜の c 軸を一致させる必要がある。bcc-Co₇₀Fe₃₀膜に原子半径の大きなAuを添加し、bcc-Co₆₄Fe₃₀Au₆膜の a 軸をCrMnPt膜の c 軸に近づけたCo₆₄Fe₃₀Au₆/CrMnPt結合膜の K_e の t_{CrMnPt} 依存性を検討したところ、熱処理後の K_e は臨界膜厚20nm以上で一定値($K_e \approx 0.178$ erg/cm²)を示すという結果を得た。本結果は、熱処理時、格子不整合に起因する応力がほとんど存在せず自発歪の応力しか存在しない場合には、熱処理後の K_e は臨界膜厚20nm以上で一定となることを示唆しており、上述の予想と一致する。一方、熱処理時、自発歪の応力のほかに負方向の格子不整合に起因する応力が存在している場合は、Fig. 4の熱処理後の K_e のように、臨界膜厚20nmでは飽和しない。したがって、Fig. 4の熱処理後の K_e が臨界膜厚20nmで飽和しない原因は、熱処理後、負方向の格子不整合に起因する応力が存在するためである。

最後に、同じ格子歪 E 約1.3~1.4%を有することから同程度の K_{AF} を有していると予想されるCo/CrMnPt結合膜の熱処理後の K_e 約0.138 erg/cm²と $t_{\text{CrMnPt}}=50$ nmのときのFeCoNi/CrMnPt結合膜の熱処理後の K_e 約0.210 erg/cm²を比較してみると、FeCoNi/CrMnPt結合膜の K_e の方が大きい。FeCoNi単層膜の H_{ch} は約50 Oeであり、 H_{ch} が大きい場合には強磁性膜側の異方性分散が大きくなり、 K_e は著しく低下してしまうのが通常である¹⁴⁾。それにもかかわらず、FeCoNi/CrMnPt結合膜は高 K_e を維持している。FeCoNi/CrMnPt結合膜の高 K_e は、bcc/bcc-like結合のため界面の格子形状が一致し、熱処理による K_{AF} 増大が K_e 向上に有効に反映された結果を示している。

4. ま と め

bcc/bcc-like結合としたFe₃₅Co₃₀Ni₁₅/Cr₄₅Mn₄₅Pt₁₀結合膜の交換結合特性およびCr₄₅Mn₄₅Pt₁₀膜の格子歪を検討した結果、下記の結論を得た。

(1) FeCoNi/CrMnPt結合膜は、CrMnPt厚膜側で大きな一方向異方性定数約0.224 erg/cm²、高ブロッキング温度約350°Cを有する。

(2) FeCoNi/CrMnPt結合膜の熱処理後の一方向異方性定数が臨界膜厚20nm以上としても大きくなる理由は、CrMnPt膜厚を厚くするに従ってCrMnPt膜の格子歪が増大するためそのためCrMnPt膜の磁気異方性定数が増大するためである。

(3) FeCoNi/CrMnPt結合膜の熱処理後のCrMnPt膜の格子歪がCrMnPt膜厚を厚くするに従って増大するのは、熱処理時、CrMnPt結晶格子に印加されている自発歪の応力と格子不整合に起因する応力との応力 σ が界面から遠ざかるに従って増大しているためかつCrMnPt結晶格子の歪量がその応力 σ に従うことに起因する。

(4) FeCoNi/CrMnPt結合膜の熱処理後の一方向異方性定数が臨界膜厚20nmで飽和しない原因は、熱処理時、負方向(自発歪と反対方向)の格子不整合に起因する応力が存在する

ためである。

(5) FeCoNi/CrMnPt 結合膜の熱処理後の大きな一方向異方性定数は, bcc/bcc-like 結合のため界面の格子形状が一致し, 熱処理による磁気異方性定数増大が一方向異方性定数向上に有効に反映されるためである。

さらに, CrMnPt は, 加えられた応力の方向に歪みやすくそれに伴って磁気異方性定数が変化しやすいことから, 逆磁歪効果の顕著に見られる物質と考えている。

謝 辞 本研究を行うに当たり, 有益なご討論を頂いた(株)日立製作所日立研究所の平野辰巳氏, 同中央研究所の高橋宏昌氏, 星屋裕之氏に深謝致します。

文 献

- 1) B. Diney, V. S. Speriosu, S. S. Parkin, B. A. Gurney, D. R. Wilhoit, and D. Mauri: *Phys. Rev. B*, **43**, 1297 (1991).
- 2) H. Kishi, Y. Kitade, Y. Miyake, A. Tanaka, and K. Kobayashi: *IEEE Trans. Magn.*, **32**, 3380 (1996).
- 3) 齊藤正路, 柿原芳彦, 渡辺利徳, 長谷川直也: 日本応用磁気学会誌, **21**, 505 (1997).
- 4) H. N. Fuke, K. Saito, Y. Kamiguchi, H. Iwasaki, and M. Sashiki: *J. Appl. Phys.*, **81**, 4004 (1997).
- 5) H. Hoshiya, S. Soeya, Y. Hamakawa, R. Nakatani, M. Fuyama, H. Fukui, and Y. Sugita: *IEEE Trans. Magn.*, **33**, 2878 (1997).
- 6) 田所 茂, 今川尊雄, 光岡勝也, 成重真治, 添谷 進, 府山盛明: 日本応用磁気学会誌, **20**, 357 (1996).
- 7) S. Soeya, H. Hoshiya, M. Fuyama, and S. Tadokoro: *J. Appl. Phys.*, **80**, 1006 (1996).
- 8) S. Soeya, H. Hoshiya, K. Meguro, and H. Fukui: *Appl. Phys. Lett.*, **71**, 3424 (1997).
- 9) 林 孝雄, 丸山 功, 神保睦子, 岩田 聡, 綱島 滋: 第21回日本応用磁気学会学術講演概要集, **2aC-11**, 36 (1997).
- 10) C. Tsang, N. Heiman, and K. Lee: *J. Appl. Phys.*, **52**, 2471 (1981).
- 11) T. Lin, C. Tsang, R. E. Fontana, Jr., and J. K. Howard: *IEEE Trans. Magn.*, **31**, 2585 (1995).
- 12) D. Mauri, E. Kay, D. Scholl, and J. K. Howard: *J. Appl. Phys.*, **62**, 2929 (1987).
- 13) 西山善次: マルテンサイト変態基本編, p. 84 (丸善, 1971).
- 14) S. Soeya, S. Tadokoro, T. Imagawa, M. Fuyama, and S. Narishige: *J. Appl. Phys.*, **74**, 6297 (1993).

1998年3月17日受理, 1998年6月9日採録