Proposal for the Use of Soft Magnetic Material with Negative Uniaxial Magnetocrystalline Anisotropy as an SUL to Suppress both WATE and Spike Noise

A. Hashimoto, S. Saito, and M. Takahashi*

Department of Electronic Engineering, Tohoku University, 6-6-05, Aza-Aoba, Aramaki, Sendai 980-8579, Japan

*New Industry Creation Hatchery Center, Tohoku University, 6-6-10, Aza-Aoba, Aramaki, Sendai 980-8579, Japan

Suppression of spike noise and wide adjacent track erasure (WATE) are important technical issues for perpendicular recording media (PRM) with a soft magnetic underlayer (SUL). To solve these problems simultaneously, we propose in this paper a new type of SUL with negative uniaxial perpendicular magnetic anisotropy ($K_{u\perp}$) induced by material with negative uniaxial magnetocrystalline anisotropy ($K_{u\text{grain}}$). For the proposed SUL, it can be expected that (1) WATE will be suppressed due to a wide distribution of magnetic flux under the return yoke, and that (2) spike noise will be eliminated due to the formation of a Neel wall instead of a Bloch wall. We selected hcp-CoIr as a negative $K_{u\text{grain}}$ material and fabricated c -plane-oriented CoIr film by sputtering. $K_{u\text{grain}}$ of c -plane-oriented CoIr film had a minimum value of -6×10^6 erg/cm³ (saturation magnetization, $M_s = 920$ emu/cm³) at an Ir content of 22 at.%. In PRM using c -plane-oriented CoIr films as SULs, WATE could be suppressed compared with the PRM using amorphous CoZrNb as SUL. And from evaluation of envelopes for PRM using c -plane-oriented CoIr films as SULs, it was found that spike noise could not be clearly observed with a CoIr thickness below the calculated critical thickness of Neel wall formation.

Key words: negative uniaxial magnetocrystalline anisotropy energy, spike noise, wide adjacent track erasure, Neel wall, soft magnetic underlayer

負の一軸結晶磁気異方性をもつ軟磁性材料を用いた裏打ち膜の提案 — WATE およびスパイクノイズの同時抑制のために —

橋本 篤志, 斉藤 伸, 高橋 研*

東北大学大学院工学研究科電子工学専攻, 仙台市青葉区荒巻字青葉 6-6-05 (〒980-8579)

*東北大学未来科学技術共同研究センター, 仙台市青葉区荒巻字青葉 6-6-10 (〒980-8579)

1. はじめに

垂直磁気記録媒体では、媒体側にヘッド系磁気回路の一部として機能する軟磁性裏打ち膜 (SUL: Soft Magnetic Underlayer, $t_{\text{SUL}} \geq 50$ nm) を設ける必要があり、このことが面内媒体では問題とならなかった様々な課題をもたらす。特に時間軸上で信号出力とは無関係に揺らぐスパイクノイズの発生や、オフトラック方向への数 μm にわたる記録情報の消去 (WATE: Wide Adjacent Track Erasure) は、情報記録デバイスとしての根幹に関わるビットエラーレートを劣化させるため、いずれも抑制することが技術課題である。これまで、スパイクノイズを抑制するためには、反強磁性層 (AFL: Antiferromagnetic Layer) との積層による単磁区化 SUL¹⁾²⁾ が、WATE の抑制のためには、非磁性層 (NML: NonMagnetic Layer) を軟磁性層で挟み込み上下の軟磁性層磁化を反平行配列させた SUL³⁾ が、それぞれ有効であると報告されてきた。さらに近年では、これらの層構成を組み合わせた AFL/ 軟磁性層/ NML/ 軟磁性層なる SUL によりスパイクノイズと WATE のいずれも抑制させることが報告されている⁴⁾。しかしながらこの手法では、SUL 作製のための層数が増すことや、一方向磁気異方性誘導のために加熱ならびに磁界中冷却プロセスが必須となり、プロセスが複雑になる。一方、媒体を量産する観点からはより簡略なプロセスが望まれている。そこで本報では、

できるだけ簡素な層構成およびプロセスによってスパイクノイズおよび WATE を同時に抑制できる新規 SUL の材料設計指針を検討し、実際に実験によりその基礎特性を評価したので報告する。

2. 裏打ち層の材料設計

2.1 設計指針

まず、スパイクノイズの抑制法について考える。AFL との積層 SUL がスパイクノイズの抑制に効果的であることは前述したが、この手法を用いても SUL 膜厚を厚くしすぎるとスパイクノイズが発生する⁵⁾。この理由として筆者らは、SUL が厚い場合には AFL による磁化のピンニングが有効に働かず、AFL/ SUL の積層界面から離れた SUL の一部に、膜面垂直方向に磁化が立ち上がって回転する 180°磁壁が形成されてしまうためであると考えている⁶⁾。一方、NML を挿入し、上下層の磁化を反平行配列させた SUL では、残留磁化状態で多磁区構造をとるにもかかわらず、その磁壁に起因したスパイクノイズはほとんど観測されない⁴⁾。この理由は、SUL の上層および下層の磁化間の反強磁性的結合が強いため、上下層の磁化が磁壁部分でも反平行配列を維持したまま面内で回転する 180°磁壁対⁷⁾を形成しているためであると考えられる。これら2つの事例を考え合わせると、スパイクノイズの抑制のためには、単磁区化を図ることが最も好ましいが、多磁区状態であって

もその境界の磁壁の構造を、垂直方向への漏れ磁束を低減できる面内回転型にすることが肝要である。

次に WATE の抑制法について考察する。WATE は、その消去範囲を考慮すると、リターンヨークへの環流磁束がヨーク端部に集中することにより、記録層の磁化が反転させられる現象と考えられ、記録ヘッド、記録層、SUL の全てが関わる現象である。したがって WATE の抑制には、ヘッド側、媒体側の各々での対応策が考えられるが、SUL の磁気特性を制御することによる対応策として筆者らは、SUL の垂直方向の磁化率 ($\chi_{\perp}$) を低減させてリターンヨーク部での環流磁束を分散させる手法を報告している⁸⁾。さらに層構成およびプロセスの簡素化をも考慮すると、上述した面内回転型磁壁の形成および $\chi_{\perp}$ の低減を、1 層の磁性層に担わせることができれば利点が多い。これらの点を考慮して我々は、SUL に負の垂直磁気異方性エネルギー ($K_{u\perp}$) を具備させる手法を提案する。ここで $K_{u\perp}$ とは、反磁界に起因する自己エネルギーを除いた、SUL の有する膜面垂直方向の一軸磁気異方性エネルギーを指す。負の $K_{u\perp}$ の導入による $\chi_{\perp}$ の低減効果については文献⁸⁾ で報告しているので、次項では、SUL 中に形成される磁壁構造と $K_{u\perp}$ との相関について議論する。

2.2 ネール磁壁の安定形成

$K_{u\perp}$ が付加された SUL に 180° 磁壁が 1 枚形成された場合、磁壁エネルギー密度 (σ) は、それぞれ異方性エネルギー、交換結合エネルギー、静磁気エネルギーの和として、以下のように表すことができる。

$$\sigma_N = \frac{d_{\text{wall}} K_{u\perp}^{\text{imp}}}{2} + \frac{\pi^2 A}{d_{\text{wall}}} + \frac{d_{\text{wall}} d_{\text{SUL}} \pi M_s^2}{d_{\text{wall}} + d_{\text{SUL}}} \quad (1)$$

$$\sigma_B = \frac{d_{\text{wall}} (K_{u\perp}^{\text{imp}} - K_{u\perp})}{2} + \frac{\pi^2 A}{d_{\text{wall}}} + \frac{d_{\text{wall}}^2 \pi M_s^2}{d_{\text{wall}} + d_{\text{SUL}}} \quad (2)$$

ここで σ_N , σ_B はそれぞれネール型、およびブロッホ型構造をとった際の磁壁エネルギー密度を表し、 d_{SUL} は SUL 膜厚、 d_{wall} は磁壁厚さ、 $K_{u\perp}^{\text{imp}}$ は SUL 膜面内の一軸磁気異方性エネルギー、 A は交換ステイフネス定数である。 $K_{u\perp}$ は式 (2) のみに現れることに注意

Fig. 1 Thickness dependence of the SUL on the energy density of domain walls of (a) Neel type (broken line) and (b) Bloch type (solid lines) for films with negative $K_{u\perp}$. The arrows indicate the maximum SUL thickness of Neel wall formation, d_{crit} , in the cases of $K_{u\perp} = 0$ and $-6 \times 10^6 \text{ erg/cm}^3$.

すると、 $K_{u\perp}$ を負とすることにより σ_B のみが増大することがわかる。Fig. 1 には、SUL 膜厚に対する (a) σ_N 、および (b) σ_B の計算結果の一例を示す。数値計算を行うにあたっては、 $K_{u\perp}$ には 0 erg/cm^3 もしくは $-6 \times 10^6 \text{ erg/cm}^3$ を、 M_s , $K_{u\perp}^{\text{imp}}$, A には軟磁性材料として一般的な物性値 (M_s : 1000 emu/cm^3 , $K_{u\perp}^{\text{imp}}$: $5 \times 10^3 \text{ erg/cm}^3$, A : $1.0 \times 10^{-6} \text{ erg/cm}$) を用いた。 σ_N , σ_B の大小関係より、SUL の膜厚が薄い領域ではネール磁壁が、厚い領域ではブロッホ磁壁が、 $K_{u\perp}$ の値に関わらず安定であることがわかる。 $\sigma_B = \sigma_N$ の交点により定められる、ネール磁壁が形成される最大臨界膜厚 (d_{crit}) は、 $K_{u\perp}$ を 0 から $-6 \times 10^6 \text{ erg/cm}^3$ と負にすることにより、25 nm から 86 nm まで増大する。Fig. 2 には、 M_s , $K_{u\perp}^{\text{imp}}$, A の値を Fig. 1 に示した計算と同様の一定値とし、 $K_{u\perp}$ のみを種々に変化させた際の、 d_{crit} の計算結果を示す。 $K_{u\perp}$ を負に増強させるとともに d_{crit} は増加し、 $K_{u\perp}$ を $-3 \times 10^6 \text{ erg/cm}^3$ 以下とすることにより d_{crit} は 50 nm 以上となる。このことは、 10^6 erg/cm^3 オーダーの負の $K_{u\perp}$ を付与することにより、SUL の実用膜厚範囲でもブロッホ磁壁に代わってネール磁壁を安定形成できることを示している。

3. 負の垂直磁気異方性をもつ SUL の実現

3.1 c 面配向 CoIr 膜の作製およびその磁気物性値

SUL に 10^6 erg/cm^3 オーダーの大きな負の $K_{u\perp}$ を具備させる手段としては、結晶磁気異方性の利用が有効である。すなわち、一軸結晶磁気異方性エネルギー ($K_{u\perp}^{\text{grain}}$) が負である六方晶相や正方晶相を c 面配向させれば $K_{u\perp} = K_{u\perp}^{\text{grain}}$ となり、提案中の SUL を実現できる可能性がある。室温近傍で負の $K_{u\perp}^{\text{grain}}$ を有する材料としては、 α' -FeC⁹⁾, dhcp-CoFe¹⁰⁾, NiAs 型-MnSb¹¹⁾, hcp-CoIr¹²⁾ 等が知られている。この中で本実験では、比較的飽和磁化が高く、広い組成範囲で不規則構造の平衡相として存在する材料という観点から、hcp-CoIr を選択した。文献¹²⁾ によると、MgO 基板を用いてエピタキシャル成長させた (100) 面配向 $\text{Co}_{80}\text{Ir}_{20}$ 膜の一軸結晶磁気異方性エネルギー (文献¹²⁾ 中の K_1 と K_2 の和に相当) は $-6 \times 10^6 \text{ erg/cm}^3$ 程度である。

以下、本項で議論する CoIr 薄膜の作製法について述べる。CoIr 膜は dc マグネトロンスパッタリング法を用い Co ターゲットと Ir ターゲットとの 2 元同時放電によって結晶化ガラス基板上に室温成膜した。成膜チャンバの到達真空度は $5 \times 10^{-6} \text{ Pa}$ であり、成

Fig. 2 Change in the calculated critical thickness as a function of $K_{u\perp}$.

膜時の Ar ガス圧は 0.6 Pa とした。膜の組成は、各々のターゲットへの投入電力を変化させて調整し、蛍光 X 線法によって定量評価した。CoIr 膜の膜厚は 50 nm 一定とした。

まず、CoIr 膜の *c* 面配向化の検討を行った。Fig. 3 には、下地層として Ti(7 nm)/ Ru(3 nm) を用いた CoIr 膜の in-plane XRD プロファイルを、試料の Ir 濃度 (C_{Ir}) 毎に示す。すべての薄膜において hcp-(100) 面および hcp-(110) 面に起因する回折線のみが良好に観測され、回折角 $2\theta_{\chi}$ は Ir 濃度の増加に対応して低角側に

Fig. 3 In-plane XRD profiles for CoIr films using Ti/ Ru underlayers with various Ir contents.

Fig. 4 Change in (top) lattice constants, a , c (middle) M_s and (bottom) K_{II}^{grain} as a function of the Ir content for *c*-plane-oriented CoIr films using (circle) Ti/ Ru and (triangle) Ta/ Pt/ Ru underlayers, respectively.

シフトしている。このことから作製された CoIr 薄膜は、いずれの C_{Ir} においても良好に *c* 面配向していることがわかる。尚、下地の層構成としては、他にも Ta(5 nm)/ Pt(6 nm), Ta(10 nm)/ Pt(10 nm)/ Ru(10 nm) について検討しており、その上に成長する CoIr 薄膜が *c* 面配向することを確認した。Fig. 4 上段には in-plane および out-of-plane XRD プロファイルの回折角から導出した *c* 面配向 CoIr 結晶粒の格子定数 a , c の C_{Ir} に対する変化を示す。図中 Δ は Ti/ Ru 下地層を、 $\circ$ は Ta/ Pt/ Ru 下地層を用いて作製した CoIr 膜の結果である。 a , c は、下地層の種類によらず、 C_{Ir} を増加させるにつれ直線的に増加しており、今回検討した C_{Ir} の範囲では、Ir は六方晶相内に固溶していることが確認できる。

次に *c* 面配向 CoIr 膜の磁気物性値を評価した。Fig. 4 には C_{Ir} に対する *c* 面配向 CoIr 膜の飽和磁化 (M_s ; 中段), ならびに一軸結晶磁気異方性エネルギー (K_{II}^{grain} ; 下段) を示す。ここで K_{II}^{grain} は、試料の実効的な異方性の大きさによっては必ずしも厳密ではないが、垂直磁気トルク曲線の 2θ 成分の磁界無限大漸近値を求め、反磁界エネルギー分を補正することにより求めた¹³⁾。 M_s は下地層に依存せず、 C_{Ir} を 0 から 39 at. % まで増加させると、1350 emu/cm³ から 700 emu/cm³ まで単調に減少した。一方、 K_{II}^{grain} については $C_{Ir} = 7$ at. % 付近で符号が正から負に変わり、 $C_{Ir} = 22$ at. % で極小をとる傾向が認められる。ただしその極小値は下地層に依存して異なり、Ti/ Ru 下地層では極小値は -3×10^6 erg/cm³ を示し、Ta/ Pt/ Ru 下地層では -6×10^6 erg/cm³ を示した。以上のように *c* 面配向させた CoIr 薄膜の K_{II}^{grain} は、下地層によって絶対値が多少変化するものの、 $C_{Ir} = 20$ at. % 付近で 10^6 erg/cm³ オーダーの大きな負の値を有することが確かめられた。尚、*c* 面配向 hcp-Co 基材料の結晶磁気異方性エネルギーの大きさについては、CoPt 系材料でも議論されているように¹⁴⁾ 下地材料や下地の成膜条件に依存して変化することが知られつつあり、起源が解明されれば、CoIr 膜でも更に大きな負の K_{II}^{grain} を導出できる可能性がある。

3.2 *c* 面配向 CoIr 薄膜の軟磁気特性

SUL は、記録時にヘッド系磁気回路としての機能を担うために、膜面内方向では軟磁的に振る舞うことが求められる。*c* 面配向 CoIr 薄膜は、対称性の高い *c* 面を配向させた結晶粒を 2 次元ランダム配向させた集合組織を有する。したがって本 SUL は、面内方向ではランダム配向組織をもちつつも個々の結晶粒の面内方向の結晶磁気異方性が小さいために局所的な磁気異方性分散が抑えられ、軟磁性化できることが期待される。

Fig. 5 には、膜面内方向に誘導される一軸磁気異方性エネルギー (K_{II}^{imp}) を減少させることを意図してボロン元素を添加した、CoIrB 薄膜の磁化容易軸方向 (E. A.), 困難軸方向 (H. A.) の保磁力 (H_c), ならびに M_s , K_{II}^{grain} の薄膜中のボロン濃度 (C_B) に対する変化を示す。ここで、CoIrB 薄膜は、Co ターゲット、Ir ターゲット、CoB ターゲットを自公転させながら、三元同時放電させて作製している。薄膜の組成は、Co:Ir の組成比を 78:22 で一定とし、CoIr:B の組成比のみを変化させるように各ターゲットへの投入パワーを調整した。図中には参考のため、 $C_B = 0, 18$ at. % の CoIrB 膜における磁化曲線を挿入図にて示す。E. A. は、

成膜時のカソードからの漏れ磁界方向に対応しており、ディスク径方向からほぼ 60~70 度の方向であった。ボロンを添加しない場合、E. A. 方向、H. A. 方向の磁化曲線は大きく異なり、例えば H_c はそれぞれ 80 Oe, 20 Oe であることから、 K_u^{imp} が大きく誘導されていることがわかる。ボロンを添加すると、H. A. 方向の H_c (H_c^{HA}) はほとんど変化せずに、E. A. 方向の H_c (H_c^{EA}) が減少し、 C_B を 18 at. %まで増加させると、 H_c^{HA} と H_c^{EA} がほぼ一致した。このよう

Fig. 5 (Top) Coercivity measured in the easy magnetization direction, H_c^{EA} , and the hard magnetization direction, H_c^{HA} , in the film plane, (bottom) K_u^{grain} and M_s for c -plane-oriented $(\text{Co}_{78}\text{Ir}_{22})_{100-x}\text{B}_x$ films as a function of the B content. The inset shows the M - H loops of the $\text{Co}_{78}\text{Ir}_{22}$ and $(\text{Co}_{78}\text{Ir}_{22})_{82}\text{B}_{18}$ films, respectively.

Fig. 6 Coercivity measured in the easy magnetization direction, H_c^{EA} , and the hard magnetization direction, H_c^{HA} , in the film plane for c -plane-oriented CoIr films as a function of the Ir content. The inset shows the M - H loops of the $\text{Co}_{82}\text{Ir}_{18}$ film.

にボロン添加は K_u^{imp} を抑制する効果があり軟磁性化に有効であることがわかったが、Fig. 5 下図に示すように、 K_u^{grain} の絶対値を低下させてしまうため、注意を要する。尚、CoIrB 膜の XRD プロファイルによると、ボロン添加量に応じ回折線強度の減少が認められたが、いずれのボロン添加量の試料でも、 c 面以外の結晶配向を示す回折線は観測されなかった。

大きな負の K_u^{grain} を維持しつつ K_u^{imp} を低減させる方法を模索し、異なるマグネトロンカソードでのスパッタリングによる c 面配向 CoIr 薄膜の作製を試みた。以降で議論する CoIr 薄膜は、CoIr 合金ターゲットを用い、プレーナ配置式静止カソードからのスパッタリングにより作製した。Fig. 6 には、Co, $\text{Co}_{95}\text{Ir}_5$, $\text{Co}_{90}\text{Ir}_{10}$, $\text{Co}_{85}\text{Ir}_{15}$ (at. %) の合金ターゲットを用いて作製した c 面配向 CoIr 膜における、膜面内の H_c^{EA} および H_c^{HA} の C_{Ir} に対する変化を示す。図中には参考のため、 $\text{Co}_{85}\text{Ir}_{15}$ 合金ターゲットを用いて作製した薄膜の磁化曲線も示した。 c 面配向化のためのシード層には、Co については Ta(5 nm)/ Pt(6 nm)/ Ru(10 nm)、他の合金組成については Ta(5 nm)/ Pt(6 nm) を用いた。 H_c^{EA} , H_c^{HA} とともに、 C_{Ir} を増加させるにつれて増加するものの、 $C_{\text{Ir}} = 18$ at. %でもそれぞれ 28 Oe, 20 Oe 程度に抑えられることがわかった。このように CoIr 膜の軟磁性化には、成膜時に誘導される誘導磁気異方性の制御が重要である。更なる軟磁性化のためには、粒径微細化によりナノクリスタル効果を用いることが有効である¹⁵⁾。また $C_{\text{Ir}} = 18$ at. %の試料では K_u^{grain} は $-7 \times 10^6 \text{ erg/cm}^3$ 程度であることを別途確認しており、CoIr 膜は、大きな負の K_u^{grain} と良好な膜面内方向の軟磁気特性との両立が可能であることがわかった。

4. WATE およびスパイクノイズ抑制効果

最後に c 面配向 CoIr 膜を SUL として用いた際の WATE およびスパイクノイズの抑制効果について評価した。WATE の評価に用いた試料は SUL(120 T·nm)/ Ta(5 nm)/ Pt(6 nm)/ Ru(20 nm)/ CoPtCr-SiO₂(10 nm) なる層構成とした。ここで、WATE の測定は以下の手順で行った：まず周波数 133 kfc の信号を 50 トラック記録し（記録電流 58 mA）、微分信号のオフトラックプロファイル（OTP: Off-Track Profile）を測定し、次に、センタートラックのみを 500 kfc の信号で 10,000 回書き換え（記録電流 24 mA）、最後に 133 kfc の微分信号の OTP を測定した。今回用いた WATE 評価試料では 24 mA の記録電流でも飽和記録可能であることを確認した。Fig. 7 には、SUL として (a) アモルファス $\text{Co}_{91}\text{Zr}_4\text{Nb}_5$ 膜を、(b) c 面配向 $\text{Co}_{82}\text{Ir}_{18}$ 膜をそれぞれ用いた垂直二層膜媒体における、書き換え前後の OTP を重ねて示した。(a)では、書き換え前の信号強度（灰色）と比較し書き換え後の信号強度（黒色）が著しく減衰しているのに対し、(b) では信号減衰が抑制されていることがわかる。尚、 c 面配向 CoIr 膜の WATE 抑制効果の詳細については、文献 8 にて議論している。

スパイクノイズの評価試料の層構成は Ta(5 nm)/ Pt(6 nm)/ Co₈₂Ir₁₈/ Ta(5 nm)/ Pt(6 nm)/ Ru(20 nm)/ CoPtCr-SiO₂(10 nm) とし、CoIr 層の実効膜厚 ($B_s \cdot d_{\text{CoIr}}$) のみを変化させた。スパイクノイズは、試料を DC 消磁した後に、ディスク周のエンベロープを測定することにより評価した。Fig. 8 には、CoIr の実効膜厚を(a) 120 T·nm, (b) 80 T·nm, (c) 60 T·nm, (d) 40 T·nm と変化させた際の、

Fig. 7 Off-track profiles for perpendicular double-layered media using (a) CoZrNb film and (b) *c*-plane-oriented CoIr film as SUL, respectively. Gray and black lines denote initial signal power and signal power after rewriting center track, respectively

Fig. 8 Envelopes for perpendicular double-layered media using *c*-plane-oriented CoIr film as SUL. The Ir composition was fixed to 18 at.%, and the effective thickness of CoIr was set to (a) 120, (b) 80, (c) 60, and (d) 40 T·nm. “A” and “B” indicates the positions of observed spike noise. The effective critical thickness, $B_s d_{\text{crt}}$, calculated from the experimentally obtained M_s and K_u^{grain} , is also shown.

エンベロープの評価結果を示す。図中には、 C_{Ir} に対する CoIr 膜のネール磁壁安定化臨界実効膜厚 ($B_s \cdot d_{\text{crt}}$) を *c* 面配向 CoIr 膜の M_s , K_u^{grain} の実験値を用いて計算した結果も併せて示している。計算では A を 1×10^{-6} erg/cm と仮定した。計算結果によると、 $C_{\text{Ir}} = 18$ at.% の SUL における $B_s \cdot d_{\text{crt}}$ は 76 T·nm と予想される。エンベロープの評価結果を見てみると、(a), (b) では、観測毎に発生位置が変化するスパイクノイズ (図中 A, B 部) が明瞭に確認された。これに対し実効膜厚が 76 T·nm よりも薄い (c), (d) では、経時変化するノイズ成分は観測されなかった。今後磁壁内のスピン構造を直接確かめる必要があるが、今回の結果は、 $B_s \cdot d_{\text{crt}}$ 以下の膜厚設計によりネール磁壁を安定化させることが、スパイクノイズの抑制効果をもたらすことを支持するものである。

5. まとめ

簡素な層構成で WATE とスパイクノイズを同時抑制するために、一軸結晶磁気異方性エネルギー (K_u^{grain}) が負である材料の *c* 面配向化により、負の垂直磁気異方性エネルギー ($K_u \perp$) を具備させた軟磁性裏打ち膜 (SUL) を提案した。本 SUL では、垂直方向の磁化率の低減および厚膜におけるネール磁壁の安定化、膜面内方向の磁気特性の軟磁性化が期待される。負の K_u^{grain} を有する材料として hcp-CoIr 不規則相を選択し、適切なシード層を用いて *c* 面配向膜を作製したところ、Ir 添加濃度 22 at. % で K_u^{grain} は極小値 -6×10^6 erg/cm³ (飽和磁化 $M_s = 920$ emu/cm³) を示すことがわかった。*c* 面配向 CoIr 膜を SUL として二層膜媒体を作製したところ、実用膜厚範囲で WATE ならびにスパイクノイズの抑制効果が確認された。

謝辞 結晶化ガラスディスク基板を御提供頂いた(株)オハラ R&D センターの後藤直雪副参事に感謝致します。

References

- 1) S. Takahashi, K. Yamakawa, and K. Ouchi, *J. Magn. Soc. Jpn.*, **23**, Suppl. No. S2, 19 (1999).
- 2) K. Tanahashi, A. Kikukawa, N. Shimizu, and Y. Hosoe, *J. Appl. Phys.*, **91**, 8049 (2002).
- 3) S. Saito, K. Hirai, A. Hashimoto, M. Tsunoda, and M. Takahashi, *J. Magn. Soc. Jpn.*, **27**, 224 (2003).
- 4) B. R. Acharya, J. N. Zhou, M. Zheng, G. Choe, E. N. Abarra, and K. E. Johnson, *IEEE Trans. Magn.*, **40**, 2383 (2004).
- 5) K. Tanahashi, R. Arai, and Y. Hosoe, *IEEE Trans. Magn.*, **41**, 577 (2005).
- 6) A. Hashimoto, S. Saito, and M. Takahashi, *J. Magn. Magn. Mat.*, **287**, 287 (2005).
- 7) S. Iida, S. Iwasaki, Y. Iwama, H. Kobayashi, Y. Sakurai, T. Nagashima, and S. Watanabe: *Jiseihakumakukougaku* (in Japanese), p. 231 (Maruzen, 1977).
- 8) A. Hashimoto, S. Saito, and M. Takahashi, *J. Appl. Phys.*, **99**, (2006) in press.

- 9) M. Takahashi, Y. Takahashi, and H. Shoji, *IEEE Trans. Magn.*, **37**, 2179 (2001).
- 10) M. Takahashi and S. Kadowaki, *J. Phys. Soc. Jpn.*, **48**, 1391 (1980).
- 11) T. Okita and Y. Makino, *J. Phys. Soc. Jpn.*, **25**, 120 (1968).
- 12) N. Kikuchi, O. Kitakami, S. Okamoto, Y. Shimada, A. Sakuma, Y. Otani, and K. Fukamichi *J. Phys. Condens. Matter.*, **11**, L485 (1999).
- 13) S. Saito, D. Hasegawa, F. Hoshi, D. D. Djayaprawira, and M. Takahashi, *Appl. Phys. Lett.*, **80**, 811 (2002).
- 14) T. Shimatsu, H. Sato, Y. Okazaki, O. Kitakami, S. Okamoto, H. Aoi, H. Muraoka, and Y. Nakamura, *Digest of MMM 2005*, DE-12.
- 15) M. Takahashi and T. Shimatsu; *J. Magn. Magn. Mat.*, **101**, 11 (1991).

2005年10月19日受理, 2006年1月16日採録