新しい積層構造を用いた 超高密度垂直記録媒体

島津武仁* 青井 基** 北上 修***

1. はじめに

垂直磁気記録方式⁽¹⁾⁽²⁾を用いた磁気ハードディスクドライブ(HDD)の量産化が始まり、従来の面内記録方式のHDDが垂直磁気記録方式に完全に置き換わりつつある。これまでの垂直記録の記録層材料の研究開発に目を向けてみると、CoCr垂直磁化膜を用いた垂直磁気記録媒体の発表⁽²⁾があったからしばらくの間は、その研究開発は主にCoCr二元合金を用いて進められてきた。研究初期のCoCr合金の膜厚は数 μm 程度と厚く、粒径も100 nm前後と大きかったため、結晶粒内部における菊模様に似たCrの析出⁽³⁾、カーリングモデル⁽⁴⁾に類似したインコヒーレントな磁化反転等の特徴を有していた。その後、高密度化に必要な粒子の磁気的分離度の向上と結晶粒径の微細化の要求に答えるべく、CoCrにTa, Pt等を添加したCoCr系合金薄膜が研究の主流となり⁽⁵⁾⁽⁶⁾、垂直磁気記録による磁気ハードディスクで52.5 Gbits/inch²の記録密度の達成⁽⁷⁾が報告された西暦2000年頃には、磁性層の膜厚は20 nm弱、結晶粒径は十数 nm 程度にまで低下した。この膜厚および粒径は、磁化の交換結合長と同程度の大きさであり、この頃を境に、磁化がコヒーレント的に反転する磁化機構へと変化している⁽⁸⁾。

磁性層の研究開発を大きく変えたのが、CoPtCr-SiO₂等のグラニュラ媒体である⁽⁹⁾。これは、それまでのCoCr系媒体における高濃度Cr相の粒界への相分離による粒子の磁気的分離構造に代わり、CoPtCr粒子の粒界にSiO₂を始めとする酸化物を析出させることで粒子の磁気的分離度を飛躍的に高めたものである。CoPtCr-SiO₂層のCoPtCr粒子は、シード層に用いるRu膜の結晶粒の上にエピタキシャル成長しており、c軸の配向分散を増加させることなく、粒界にSiO₂

を析出させた粒子の分離構造が実現できる。従来のCoPtCr媒体における粒子の分離構造(相分離)は成膜時の基板加熱が必要であるが、グラニュラ媒体は基本的には室温で成膜することが可能であり、粒径の制御性の向上、大きな磁気異方性の導出、膜厚の低下に伴う磁気特性の劣化の抑制等が可能となった。これにより、媒体の信号対雑音比、記録分解能、熱安定性等が大幅に向上した⁽⁹⁾。近年の製品あるいは研究開発段階にあるグラニュラ系媒体をベースにした積層型の媒体は、結晶粒径は6~8 nm、膜厚は15 nm前後にまで低下している。

このCoPtCr-SiO₂媒体は、従来の加熱プロセスで形成したCoPtCr媒体に比較して大きな結晶磁気異方性 K_u を有し⁽⁹⁾⁻⁽¹¹⁾、低ノイズ化のために結晶粒を微細化しても、磁化の熱擾乱を抑制できる高いポテンシャルを有している。しかし、熱安定性を維持するため K_u を大きくしすぎると、今度は飽和記録性能が劣化してしまう。この、熱安定性の維持と、低ノイズ化、および、飽和記録性能の維持の“トリレンマ”(3者の拮抗)を克服するため、新規構造のグラニュラ媒体の提案がいくつかなされている。

その一つがここでご紹介するハードソフトスタック媒体である。我々は、大きな K_u を有するL1₀-FePtの島状孤立膜の上に薄いPt層を成膜すると、外部印加磁界に対するFePtの磁化反転をPt膜の分極磁化が促進させること⁽¹²⁾に着想を得てこの媒体を提案し、研究を行ってきている。SiO₂等の酸化物で覆われた一つの結晶粒の中を、ハード層にCoPtCr, Co/Pt等を、ソフト層にNiFeあるいはfcc-Co等をそれぞれ用いることで、ハードソフトスタック媒体を試作し、その基礎特性について検討を開始した⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾。ソフト層に用いたCo等のfcc(111)面は、CoPtCr等のc面上にエピタキシャル成長させることができるため、二層構造の粒子の周りに

* 東北大学准教授; 電気通信研究所(〒980-8577 仙台市青葉区片平2-1-1)

** 東北大学客員教授; 電気通信研究所

*** 東北大学教授; 多元物質科学研究所

Hard/Soft-Stacked Perpendicular Recording Media for High Density Recording; Takehito Shimatsu*, Hajime Aoi**, Osamu Kitakami*** (*,**Research Institute of Electrical Communication, Tohoku University, Sendai. ***Institute of Multidisciplinary Research for Advanced Materials, Tohoku University, Sendai)

Keywords: hard/soft-stacked perpendicular recording media, remanence coercivity, thermal stability, high density recording, energy barrier
2007年10月14日受理

SiO₂を析出させた媒体作製が可能となる。一方、我々の提案と同じ年に、Victoria等は、ハード層とソフト層をスタックした媒体において、両層の界面交換結合力を制御することで、熱安定性を維持しながらスイッチング磁界を効果的に低下できることを理論的に示しており、それを、ECC媒体と呼んでいる⁽¹⁵⁾。また、Suess等は、ソフト層の厚みを十分に厚くし、反転の瞬間にソフト層の中に磁壁のようなニュークリエーションを発生・伝播させることで、スイッチング磁界をさらに効果的に低下できることを理論的に示した⁽¹⁶⁾。(Exchange Spring Media)

このように、一つの結晶粒の中がハード層とソフト層がスタックされた媒体は、今後の高密度化に有効と考えられ、研究開発が進められており、これに類似した一部の技術は既に应用到に用いられ始めている。そこで、本論文では、このような積層型の粒子からなるグラニューラ媒体について、その基本的な特性と特徴を紹介したい。

2. Hard/Soft スタック粒子のエネルギー計算

(1) 計算条件

スタック化した媒体では、理論的には10⁶ J/m³ 台の大きな K_u を有するハード層の上に、10 nm以上の厚いソフト層をスタックした場合の方が、熱安定性を維持しながらスイッチング磁界を効果的に低下できると考えられている⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾。しかし、低ノイズ化に必要な粒子分離度の実現⁽¹⁷⁾、記録磁界強度の維持、低記録密度における熱安定性の確保等のためには、ソフト層の膜厚は薄い方が良い。そのため、我々は、高飽和磁化を有するソフト層を用いることで、ソフト層の厚みを薄く抑えたスタック媒体について検討を続けてきている⁽¹⁸⁾⁽¹⁹⁾。そこで、ここでは、薄い高 M_s ソフト層を有するグラニューラ型のスタック媒体に焦点を絞り、まず、界面の結合力および飽和磁化を変化させた場合のエネルギー計算を行い、どの程度の高密度化が期待できるのかを紹介したい。

図1に示すように、磁気異方性の大きなハード材料の上に、ソフト材料を載せた粒子を想定した。このとき、系全体の磁気エネルギー E は、次のように表すことができる。

$$E = E_{\text{anisotropy}} + E_{\text{zeeman}} + E_{\text{exchange}} \quad (1)$$

ここで、 $E_{\text{anisotropy}}$ 、 E_{zeeman} 、 E_{exchange} は、それぞれ、次に示すように、ハード、ソフト各材料の磁気異方性エネルギー、ゼ

図1 計算に用いたスタック粒子の模式図。

ーマンエネルギー、および界面の結合力に起因するエネルギーである。各層の磁化をそれぞれ一つのスピンの置き換えた2スピンモデルを用いた場合、各エネルギーは次のように表すことができる。

$$E_{\text{anisotropy}} = K_{u \text{ hard}} (S \delta_{\text{hard}}) \sin^2 \theta_{\text{hard}} + K_{u \text{ soft}} (S \delta_{\text{soft}}) \sin^2 \theta_{\text{soft}} \quad (2-a)$$

$$E_{\text{zeeman}} = M_{\text{hard}} (S \delta_{\text{hard}}) H \cos(\phi - \theta_{\text{hard}}) + M_{\text{soft}} (S \delta_{\text{soft}}) H \cos(\phi - \theta_{\text{soft}}) \quad (2-b)$$

$$E_{\text{exchange}} = -J S \cos(\theta_{\text{hard}} - \theta_{\text{soft}}) \quad (2-c)$$

ここで、 θ は容易軸と磁化のなす角度、 ϕ は容易軸と印加磁界のなす角度、 S は粒の断面積、 δ は膜厚、 M_s は飽和磁化、 K_u は一軸磁気異方性エネルギー、 J は界面結合エネルギー(J/m²)、 H は外部印加磁界をそれぞれ表す。外部磁界の印加方向は、磁化容易軸方向とした。なお、ハード、ソフト各層における値には、それぞれhard, softの添え字をつけて表記した。

ハード層の膜厚は10 nmで一定とし、ソフト層の膜厚は5 nmおよび2 nmの2種類について検討した。粒径は7 nmとしたが、粒子体積を変化させた計算では粒径を変化させている。ソフト層の K_u は0とし、スタック粒子の充填率は現行の媒体とほぼ同じである70%とした。充填率を考慮した膜平均の K_u および M_s の値は、 $\langle K_u \rangle$ および $\langle M_s \rangle$ と表記した。また、界面結合エネルギーの分散は考慮していない。

式(1)に示した磁気エネルギーを H の関数として計算し、スイッチング磁界 H_{sw} を求めた。粒子の集合体では、保磁力近傍では膜平均の磁化が0となるため、 H_{sw} の計算において反磁界の影響は無視した。一方、垂直媒体の場合、膜の反磁界のために、直流消磁された状態(飽和残留磁化状態)がエネルギー障壁 ΔE が最も小さくなり、熱的に不安定な状態となる。そのため、 $H = 4\pi \langle M_s \rangle$ の反磁界が印加された状態におけるエネルギーポテンシャル曲線から、飽和残留磁化状態における ΔE を求め、熱安定性を評価した。

ここで、記録過程において媒体の磁化曲線が飽和する飽和磁界、 H_s を下記のように定義した。

$$H_s = 0.9 \times H_{\text{sw}} + (4\pi/3) \langle M_s \rangle / \alpha \quad (3)$$

ここでは粒子のc軸分散を考慮し、 H_{sw} を0.9倍したものを実効的なスイッチング磁界とした。磁化曲線の傾き、 α は1.0としたが、記録過程では、裏打ち層と主磁極とで挟まれる効果により、媒体の反磁界係数が1/3倍⁽²⁰⁾⁽²¹⁾に低減すると仮定した。この1/3は、記録時の反磁界の減衰率としては大きめの仮定であるが、一方で、媒体に仮定した $\alpha = 1.0$ は、想定している媒体の膜厚および層構成から考えると⁽¹⁹⁾小さめな値であり、 H_s の評価の上でバランスを取っている。計算では、ヘッドの最大磁界が1.28 MA/mであると仮定して飽和記録条件を $H_s = 1.28 \text{ MA/m}$ とした。

また、熱安定性の議論では、 $\Delta E/kT = 60$ を熱安定性が確保できる指標とした。

(2) 界面結合力に対するエネルギー変化

図2には、 H_{sw} と ΔE の値を、界面結合力の強さ J に対し

て示した⁽¹⁸⁾。 ΔE は熱エネルギー kT で規格化して示してある。ここでは、一例として、ソフト層膜厚が 5 nm、ハード層、ソフト層の $\langle M_s \rangle$ がいずれも 400 kA/m とした場合のスタック媒体の結果が示してある。また、図中には各領域における磁化反転様式を模式図で示した。

結合力が強い領域(A)ではソフト、ハード両層の磁化は一斉反転するが、結合力を弱めた領域(B)ではソフト層が先に反転を始め、スイッチング磁界が低下する。この時、エネルギー障壁はほとんど変化しない。さらに結合力を低下させた領域(C)では、ソフト層が先に反転を終えてしまい、その後ハード層が反転する、いわゆるスピンドロップ状態が出現し、スイッチング磁界は急激に増加する。

ここで、 H_{sw} が極小を示す J を、 J の最適値と定義した。計算では、ハード層およびソフト層の膜厚、物性値等を変化させた種々の条件下で、それぞれ J の最適値を求め、この J の最適値における H_{sw} および ΔE の値を求めた。これ以降に示す H_{sw} および ΔE の値は、特に断らない限り、この J の最適値における値である。

(3) 飽和磁化の与える影響

ハード層とソフト層の $\langle M_s \rangle$ が同じ場合、 $\langle M_s \rangle$ が大きくなるほど飽和記録条件である式(3)を満たす $\langle K_u \rangle$ 値は増加する。これは、 H_{sw} を決める一つの要因が異方性磁界であることから理解できる。このため、例えば、ソフト層の厚みが 5 nm のスタック媒体では、総厚が同じ単層媒体に比べて2倍以上大きな $\langle K_u \rangle$ の材料を使うことができる⁽¹⁸⁾。これにより、スタック媒体の $\Delta E/kT$ の値は単層媒体に比較して2倍以上(ソフト層厚 5 nm の場合)に増加させることができる。ただし、 $\Delta E/kT$ の値は、 $\langle M_s \rangle$ が大きくなり過ぎると膜の反磁界の増加により逆に低下するため、最適な $\langle M_s \rangle$ が存在する⁽¹⁸⁾。

図2 スwitching磁界および残留磁化状態におけるエネルギー障壁の界面結合力に対する変化(計算値)。

図3には飽和記録条件と $\Delta E/kT=60$ の両方を満足する粒子体積 $\langle V_{grain} \rangle$ を示した⁽¹⁸⁾。上述した $\Delta E/kT$ が最大となる最適な $\langle M_s \rangle$ 値において、粒子の体積を最も効果的に減少させ、高密度化が実現できる。スタック媒体の $\langle V_{grain} \rangle$ は、単層媒体の 1/2 以下であり、 $\langle M_s \rangle$ が大きいほど両者の差が大きい。スタック媒体において $\langle V_{grain} \rangle$ が最も小さくなる $\langle M_s \rangle$ は 400~500 kA/m であり、この $\langle M_s \rangle$ では、熱擾乱による残留保磁力の低下を考えても角型比 1 を維持することが可能と考えられる⁽¹⁸⁾。この時、 $\langle K_u \rangle = 8 \sim 10 \times 10^5$ J/cm²、 $J = 5 \sim 6$ mJ/m² に対応する。また、この $\langle M_s \rangle$ 領域におけるスタック媒体の $\langle V_{grain} \rangle$ は約 700 nm³ であり、単層媒体の $\langle V_{grain} \rangle$ の 2.4 分の 1 まで低下できることになる。

このようなスタック化による効果は、ソフト層の $\langle M_s \rangle$ を増加させることで、さらに大きくなる。図4には、ハード層の $\langle M_s \rangle$ を 400 kA/m に固定し、ソフト層の $\langle M_s \rangle$ のみを変化させた場合の $\langle V_{grain} \rangle$ を、ソフト層の $\langle M_s \rangle$ 値 ($\langle M_s^{soft} \rangle$) に対して示した⁽¹⁸⁾。計算ではハード層とソフト層の界面における磁束の不連続性の影響は無視している。図中には、ソフト層の厚みが 5 nm と 2 nm の結果をそれぞれ示しており、 $\langle M_s \rangle$ が 400 kA/m の単層媒体における $\langle V_{grain} \rangle$ も比較のた

図3 $H_s = 1.28$ MA/m, $\Delta E/kT = 60$ を満たす結晶粒体積 $\langle V_{grain} \rangle$ と、膜平均の飽和磁化 $\langle M_s \rangle$ の関係。

図4 $H_s = 1.28$ MA/m, $\Delta E/kT = 60$ を満たす結晶粒体積 $\langle V_{grain} \rangle$ と、ソフト層の平均飽和磁化 $\langle M_s^{soft} \rangle$ の関係。

め示している。

$\langle M_s^{\text{soft}} \rangle$ が大きくなるほど $\langle V_{\text{grain}} \rangle$ は低下している。ソフト層の膜厚が 2 nm の場合でも、 $\langle M_s^{\text{soft}} \rangle = 1000 \text{ kA/m}$ (充填率 70% の Co にほぼ相当) の $\langle V_{\text{grain}} \rangle$ は約 620 nm^3 まで低下しており、上下両層の $\langle M_s \rangle$ が 400 kA/m の場合よりも、さらに低減できることがわかる。この $\langle V_{\text{grain}} \rangle$ は、単層媒体に比較して 2.7 分の 1 の小さな値である。

以上のことから、ソフト層の膜厚を 2 nm と薄く設定しても、純 Co を用いたグラニュー膜相当まで $\langle M_s^{\text{soft}} \rangle$ を増加させることで、 $\langle V_{\text{grain}} \rangle$ は単層媒体の 1/3 近くまで小さくすることができる。これは、近似的には単位面積辺りの記録密度を 3 倍近くまで高めることが可能であることを意味する。

3. 実験による検証

(1) 残留保磁力の変化と飽和記録性能

ハードソフトスタック媒体の基礎実験を通して、このような理論的な予測を検証した結果を以下に紹介する。ハード層には計算結果に合わせ $\langle M_s \rangle$ を 400 kA/m 程度に調整した (Co-Pt)- SiO_2 グラニュー層を用い、膜厚は 9 nm とした。また、ソフト層は Co- SiO_2 (2 nm) を用いた。ここで、2 nm の Co- SiO_2 ソフト層をスタックした媒体の $\langle M_s \rangle$ は 500 kA/m 程度であり、Co- SiO_2 ソフト層のみの $\langle M_s \rangle$ は約 950 kA/m に相当する。両層に添加した SiO_2 量は、磁気特性の評価から粒子の磁気的分離度が最も高くなる添加量に調節しており、電子顕微鏡による組織観察によって、概ね個々の粒子がアモルファス層によって分離されたグラニュー構造を有することを確認している。

図 5 には、膜厚 9 nm の (Co-Pt)- SiO_2 ハード層と 2 nm の Co- SiO_2 ソフト層で構成したスタック媒体の界面に、界面交換結合制御層 (Pt- SiO_2 層) を挿入し、その厚みを 0 nm から 3 nm まで増加させて界面結合力を弱めた際の磁化曲線の変化を示す⁽¹⁸⁾⁽¹⁹⁾。図には磁化曲線と共に残留磁化曲線を白丸で示してあり、界面結合制御層が 0 nm の図中にはハード層のみの結果も示した。

ハード層に直接ソフト層を付与した場合、保磁力 H_c は約 30% 低減している。ここに Pt- SiO_2 を挿入すると H_c はさらに低下し、1.5 nm で極小となっている。さらに 2 nm と厚くすると、磁化曲線上には段差が観察され、磁化曲線と残留磁化曲線に大きな差が現れるようになる。これは、ソフト層のみが可逆的に反転するスピンドロップ状態である。3 nm ではソフト層も非可逆的に反転し、磁気的な結合力が非常に弱くなっている。これらの界面結合力の低下による磁化機構の段階的な変化は、図 2 に記した (A) ~ (C) に示した理論的な予測と良く一致していることがわかる。ここで、0 ~ 2 nm に及ぶ膜厚領域にわたり上下層の磁化の交換結合力が徐々に低下して行く理由は、Pt の分極の影響であると考えられ、Pt の分極厚み⁽²²⁾ とほぼ一致する。なお、図 5 において、Pt- SiO_2 を 3 nm まで厚くしてもソフト層の磁化が垂直方向を向いている理由は、Pt- SiO_2 層と Co- SiO_2 層の間に誘導される界面異方性が関係しているものと推察される。Co- SiO_2 層と

図 5 Pt- SiO_2 界面結合制御層の厚みを変化させた場合の磁化曲線の変化(実験結果)。

図 6 界面結合制御層の厚みと、残留保磁力の変化率 ΔH_r (%) の関係。

の界面異方性が小さな NiFeCr-SiO_2 等を界面結合制御層に用いた場合⁽¹⁹⁾⁽²³⁾には、スピンドロップが現れる膜厚以上に界面制御層を厚くすると、角型比は低下する。

図 6 には、Pt- SiO_2 膜厚に対する残留保磁力の変化率 ΔH_r を示した。図中には、 NiFeCr-SiO_2 層を用いた結果についても示した⁽²³⁾。界面結合制御層の材料や組成に依存して H_r が極小となる界面結合制御層の膜厚は異なるものの、 ΔH_r はいずれの界面結合制御層を用いた場合でも約 -20% である。ここで、実験に用いたソフト層およびハード層の物性値を用いて、先に述べたような磁気エネルギーの計算を行った結果、界面結合の低下による H_r の低下率は 43% と算出された。実験で得られている H_r の低下率は、この約 1/2 の値である。この原因としては、計算では J の分散等を考慮せず H_r の低下率を H_r の極小値(図 2 参照)から求めていること、また、今回の計算は 2 スピンモデルによる近似計算であり、厳密には、スイッチング時の磁化の非線形性⁽²⁴⁾を考慮する必要があること等が考えられるが、詳細はさらなる検討が必要である。

図7 スタック媒体およびハード単層媒体の、オーバーライト性能の比較。

このようなスタック化による効果を記録再生特性の上から確認するため、CoZrNb 軟磁性層(膜厚 200 nm)を裏打ち層としてガラス基板とシード層の間に形成した媒体を作製し、評価を行なった⁽¹⁸⁾⁽¹⁹⁾。記録にはマージ型単磁極ヘッド(主磁極材料の飽和磁束密度は 2.4 T, ライトコア幅は 180 nm), 再生には GMR ヘッド(リードコア幅 140 nm, シールドギャップ長 55 nm)をそれぞれ用いた。

図7に高記録密度(500 kFCI)の上に低記録密度(70 kFCI)を上書きした場合のオーバーライトを、記録電流に対して示す。図中には、Pt-SiO₂層が 0.0 と 1.5 nm の2つの媒体と、総厚が同じ単層媒体の結果を示してある。Co-SiO₂(2 nm)をスタックすることにより飽和記録特性が向上し、さらに界面結合力を低下させることで効果的にオーバーライトが改善されていることがわかる。一方、スタック化した場合でも、信号対雑音比 SN_mR を始めとする信号品質は全く劣化しないことを確認している⁽¹⁸⁾⁽¹⁹⁾。さらに、薄い高 $\langle M_s \rangle$ なソフト層を用いる付帯的な効果として、局所的な反磁界係数の増加により記録分解能が向上することも明らかになっている⁽¹⁹⁾。

以上のように、ソフト層のスタック化ならびに界面結合力の低下により、信号品質を劣化させることなく飽和記録特性を向上させることができる。

(2) 熱安定性

一方、スイッチング磁界が低下した場合でも、熱安定性が高く維持できていなければスタック化の意味が無い。そのため、スタック媒体の熱安定性について実験的な検証を行なった。図8には、垂直磁気記録媒体の磁化曲線を模式的に示した。図中には、磁化の熱擾乱の影響が無い場合の磁化曲線を実線で、磁化の熱擾乱の影響がある長い時間スケールにおける磁化曲線を点線(1)および点線(2)で示した。垂直媒体の磁化曲線の傾きは、膜の反磁界によりほぼ決定されており、磁化の熱擾乱の影響により H_r が低下した場合(図中の白丸印の変化に対応)でも、その傾きはほとんど変化しない。磁化の熱擾乱の影響が非常に大きくなると(例えば観察時間が

図8 垂直磁気記録媒体の磁化曲線の模式図。

長くなると), H_r の低下率が増大し(図における(1)から(2)への磁化曲線のシフトに対応), 磁化曲線のニュークリエーション磁界 H_n が 0 を横切り正となる。この時、残留磁化状態における角型比が 1 よりも小さくなり(図中の黒丸印の変化に対応), 飽和と残留磁化状態における磁化減衰が生じるようになる⁽⁸⁾⁽²⁵⁾。

ここで、垂直媒体の場合、直流消磁された状態(飽和と残留磁化状態)が、反磁界のために ΔE が最も小さく熱的に不安定な状態であり、上述した理論計算においても、この状態の熱安定性を計算している。実験を行った全ての媒体は、VSM の時間スケールの角型比がほぼ 1 であり、低記録密度時の磁化の減衰は全く観察されていないため、信号の時間減衰の評価から熱安定性の変化を議論することはできない。この飽和と残留磁化状態における磁気エネルギーポテンシャルの大きさを他の方法で評価できれば、熱安定性の検証が可能となるが、実験的には非常に難しい。

一方、上述したように、飽和と残留磁化状態における熱安定性は、磁化の熱擾乱による H_r の変化率と関係がある。即ち、スタック化した場合でも、熱擾乱による H_r の低下率が変わらなければ、長い時間スケールにおいても角型比 1 (H_n が負)が維持できるため、飽和と残留磁化状態における熱安定性に変化が無いことを間接的に示すことができる。

そこで、観測時間ならびに測定温度による H_r の変化をスタック媒体と単層媒体で測定し、両者を比較した。

図9には、図6に示した NiFeCr-SiO₂ 結合制御層(1 nm)を用いたスタック媒体と単層媒体について、パルス磁界を用いて測定した残留磁化曲線(磁界変化速度: 約 10^{10} (A/m)/s)の結果を示した。図中には、電磁石 VSM (磁界変化速度: 約 10^3 (A/m)/s)を用いて測定した残留磁化曲線と通常時の磁化曲線も比較のため示してある。ここで、 10^{10} (A/m)/s の磁界変化速度で測定した残留磁化曲線から求めた残留保磁力を、 H_r^P と定義した。 $(10^3$ (A/m)/s で求めた残留保磁力は、これまでの記述に用いてきた H_r に対応。)

いずれの媒体においても、 H_r^P の値は H_r よりも大きく、なっており、この違いは磁化の熱擾乱に起因する。しかし、磁界の変化速度を変えた場合でも、磁化曲線の傾きはほとんど変化していないことが確認できる。

ここで、各媒体の H_r および H_r^P の値を、下記の式⁽²⁶⁾にフィッティングして、磁化の熱擾乱の影響が無い場合の残留保

図9 スタック媒体および単層媒体における、パルス磁界 (10^{10} (A/m)/s) および電磁石 VSM (10^3 (A/m)/s) を用いて測定したそれぞれの残留磁化曲線。図中には、通常の磁化曲線も比較のため実線で示した。

磁力の値 H_0 と、残留保磁力近傍の磁化状態における $\Delta E/kT$ を評価した。

$$H_r(t') = H_0 [1 - \{kT/(\Delta E) \ln(f_0 t' / 0.693)\}^n] \quad (4)$$

ここで、 f_0 は周波数因子 (5×10^9 Hz と仮定)、 k はボルツマン定数、 T は絶対温度、 ΔE はエネルギー障壁である。 t' は磁化が 0 になるまでに必要な測定時間であり、この値は、 $\sim 10^3$ (A/m)/s の磁界変化速度で約 10^3 s、 $\sim 10^{10}$ (A/m)/s の磁界変化速度で約 10^{-5} s に対応する。指数 n は、エネルギー障壁の関数に依存し、理想的な単層垂直媒体では $1/2$ である。しかし、スタック媒体では、ハード・ソフト層間の交換結合の低下にともない n は増加し、 H_r が最小となる界面結合値において最大値を示すことが理論計算の結果として報告されている⁽²⁷⁾⁽²⁸⁾。本報告の層構成のスタック媒体の n の値は、0.6 から 0.8 (代表値で約 0.7) に対応する。

図10には、図9に示したスタック媒体と単層媒体の H_r および H_r^p の値を式(4)にフィッティングした結果を示した⁽²³⁾。スタック媒体では、 $n=0.6 \sim 0.8$ の領域でフィッティングした結果が一緒に示してある。記録時の磁界変化速度相当の $t' = 1$ ns における H_r の値 ($H_r(1 \text{ ns})$) は、スタック媒体では約 0.72 MA/m と見積もられ、単層媒体における値 (約 1.68 MA/m) の半分以下となり、記録時のスイッチング磁界がスタック化によりさらに低下していることがわかる。ここで、スタック媒体の $\Delta E/kT$ の値は 111 ($n=0.7$) となり、 n による評価誤差を考慮しても、単層媒体における $\Delta E/kT = 108$ からほとんど変化していない。この結果は、 t' に対する H_r の変化率がスタック化により増加していないことを示しており、スタック媒体と単層媒体で熱安定性に明確な差が見られないことを示している。

図11には、(Co-Pt)-SiO₂(9 nm)/Co-SiO₂(2 nm) スタック媒体の $H_c (= \sim H_r)$ の値と、133 K の H_c で規格化した値の温度変化を示した⁽²³⁾。図中には、ソフト層を直接スタックした媒体と、NiFeCr-SiO₂ 層 (1 nm) および Pt-SiO₂ 層 (1.5 nm) を挿入して H_r をさらに低減した媒体の結果が示してあ

図10 図9に示したスタック媒体と単層媒体の H_r および H_r^p の値を、式(4)にフィッティングした結果。

図11 スタック媒体の $H_c (= \sim H_r)$ と、133 K の H_c で規格化した値の温度変化。図中には、ソフト層を直接スタックした媒体と、各界面制御層を挿入して H_r をさらに低減した媒体の結果が示してある。

る。界面結合を低減することで、 H_c の絶対値は減少しているが、温度に対する H_c の変化率はほとんど変化していない。この結果は、界面結合の低下が、磁化の熱擾乱をほとんど劣化させていないことを示唆しており、上述の結果を裏付けている。

4. ま と め

これまで述べてきたように、Hard/Soft スタック媒体で

日頃より貴重なディスカッションを賜っている東北大学の村岡裕明教授、岡本聡准教授に、紙面をお借りし謝意を表す。また、研究協力を頂いた東北大学大学院生(電気通信研究所)の稲葉祐樹君(現アラバマ大学研究員)、佐藤英夫君、ならびに、東北大学電気通信研究所の現旧の受託研究員である渡辺貞幸氏、朝倉紀之氏、佐藤 啓氏、工藤幸司氏に謝意を表す。