

NiO/ α -Fe₂O₃/CoO 反強磁性膜と NiFe 膜との交換結合Exchange Coupling between Antiferromagnetic NiO/ α -Fe₂O₃/CoO and Ferromagnetic NiFe Films

添谷 進

(株)日立製作所中央研究所, 東京都国分寺市東恋ヶ窪 1-280 (☎185-8601)

S. Soeya

Central Research Lab., Hitachi Ltd., 1-280 Higashi-Koigakubo, Kokubunji, Tokyo 185-8601

The exchange coupling between antiferromagnetic NiO/ α -Fe₂O₃/CoO and ferromagnetic NiFe films was investigated. The exchange-coupled NiO/ α -Fe₂O₃/CoO/NiFe films exhibited a large unidirectional anisotropy of ~ 0.17 erg/cm², which was the largest value in any exchange-coupled systems containing NiO based antiferromagnetic and ferromagnetic films. Moreover, the NiO/ α -Fe₂O₃/CoO films improved the distribution of the local blocking temperatures. The local blocking temperatures of the NiO/ α -Fe₂O₃/CoO/NiFe films were localized at high temperatures of around 200–230°C, whereas those of the NiO/NiFe films previously studied were widely distributed ranging from room temperature to 230°C.

Key words: exchange coupling, antiferromagnetic, NiO, NiO/ α -Fe₂O₃/CoO, distribution of the local blocking temperature

1. はじめに

磁気ディスク装置の高密度化に向けて、スピバルブ型巨大磁気抵抗効果ヘッド(以下、GMRヘッドと略す)の開発競争が激化している。高密度化のためには、GMRヘッドを狭トラック化、狭ギャップ化しつつ、再生出力の向上を図らなければならない。GMRヘッドの再生出力 V は、 $T_w \cdot J \cdot \Delta R \cdot \beta$ の積に比例する(T_w : トラック幅, J : 電流密度, ΔR : 磁気抵抗変化, β : 分流比)¹⁾。したがって、 V を向上させるためには、GMRヘッドの ΔR , β をいかに向上させるかがキーポイントとなる。現在実用化されているGMRヘッドは、反強磁性膜に導電性のあるPtMn膜を適用したPtMn膜適用GMRヘッドが主流である。そして、PtMn膜適用GMRヘッドにおいて、 ΔR を向上すべく、スピフィルター膜の配置検討²⁾やNOL(Nano Oxide Layer)の挿入検討³⁾が盛んになされている。しかしながら、これらの技術による ΔR 向上にも限界が見えつつある。また、PtMn膜は導電性があるため、分流損が避けられず、 β にロスが生じる。一方、反強磁性膜として酸化物を適用した場合には、絶縁性に優れていることから分流損がなく、 β を約1にできる。また、酸化物/金属界面ではスペキュラー散乱効果が生じるとされており、これにより ΔR を大きく向上できるとの報告がある⁴⁾。これらの背景を踏まえ、筆者らは、NiOベースの酸化物反強磁性膜の検討を進めている。FujikataらがNiO膜上に厚さ数nmの α -Fe₂O₃膜を配置するとNiO単層膜より良好な

交換結合特性が得られることを報告していることから⁵⁾、NiO/ α -Fe₂O₃膜に新規概念を導入する形で検討を進めている。NiO/ α -Fe₂O₃膜の検討課題は以下の3点である。

(1) 大きな結合磁界(H_{ex})、大きな一方向異方性定数(K_e)。NiO/ α -Fe₂O₃/NiFe膜の K_e は約0.13 erg/cm²と報告されており⁵⁾、実用化のためには H_{ex} 、すなわち K_e をできるだけ大きくすることが望ましい。

(2) 高ブロッキング温度化(T_B)。NiO/NiFe膜の T_B は約230°Cである⁶⁾。NiOのネール温度(T_N)が250°Cであることを考慮すると、 $T_B \approx 230^\circ\text{C}$ は限界的な温度である。よって、ここでの課題はブロッキング温度分布の改善、向上とする。

GMRヘッドの動作温度は約100°Cであり、この仕様環境下で、固定層は記録ヘッド、媒体からランダムな磁界を受けている。また、静電気により、一時的に、より高温の環境下にもさらされる^{*1)}。よって、固定層に付与されている K_e は、できるだけ高温の環境下でいかなる磁界を受けても乱されず、着磁後の値を維持できる必要がある。そのためには、局所ブロッキング温度分布⁷⁾の改善、向上が必要である。

(3) 薄膜化。NiO/ α -Fe₂O₃膜は、高抵抗シールド膜と組み合わせ下部ギャップ膜を兼ねられる^{*2)}。NiO/ α -Fe₂O₃膜の薄膜化の限界は約50nmであるが⁶⁾、面記録密度40 Gb/in²以上対応GMRヘッドでは30nm以下までの反強磁性膜の薄膜化が必要とされている。

本報では、反強磁性膜をNiO/ α -Fe₂O₃(極薄)/CoO(極薄)膜とすることにより、上述の(1)と(2)に改善効果が見られたので、これについて報告する。なお、CoO(極薄)膜を付加した動機は、NiO/CoO(極薄)膜とすることにより、NiO単層膜に比べ、最大約30%、 H_{ex} 、すなわち K_e を大きくできるとの報告があることによる⁸⁾。

*1 静電気によりGMRヘッドに電流が流れるため、ジュール熱により温度上昇が生じる。現在のGMRヘッドでは、その上昇温度は最大300°C程度と見積もられている¹⁵⁾。静電気による温度上昇は、生産工程において、人がヘッドを手で扱っているとき、人のもつチャージがヘッドに流れ込むことにより生じる。よって、NiO膜のような $T_B \approx 230^\circ\text{C}$ 程度の反強磁性膜を実用化するには、局所ブロッキング温度分布の向上を図ると同時に、局所ブロッキング温度分布の出現開始する温度(Fig. 4のRが出現する温度に相当)を超さないよう静電気管理が必要とされる。

*2 NiOは半導体的な電気特性を有するため下部シールド膜に電流がリークする。この問題を解決するためには、下部シールド膜を高抵抗とする必要がある。

2. 実験方法

NiO(50 nm)/ α -Fe₂O₃(2 nm)/CoO(0.5 nm) 膜と NiFe(6 nm) 膜との交換結合膜を作製し、磁気特性を評価した。ここで、 α -Fe₂O₃ 膜厚 2 nm, CoO 膜厚 0.5 nm は、大きな H_{ex} , すなわち K_e を得るための最適膜厚である。NiO, α -Fe₂O₃, CoO, および NiFe ターゲットを用い、ガラス基板 (コーニング社製, #7059) 上に、NiO 膜, α -Fe₂O₃ 膜, CoO 膜, および NiFe 膜を、順次、rf スパッタリング装置で形成した。到達真空度を 4×10^{-7} Torr 以下とし、Ar 雰囲気中で形成した。基板温度はすべて室温とした。NiO 膜, α -Fe₂O₃ 膜, CoO 膜, および NiFe 膜の膜形成時の Ar ガス圧は 0.6 mTorr, パワー密度はそれぞれ約 1.1, 1.1, 0.60, および 0.14 W/cm² とした。このときのスパッタリングレートは、それぞれ約 0.130, 0.033, 0.024, 0.053 nm/s であった。NiO/ α -Fe₂O₃/CoO/NiFe 膜形成後、真空中磁界中熱処理装置を用い、着磁を行った。試料に一方方向磁界 3 kOe を印加しながら 230°C-3 h 熱処理し、同一方向の磁界を印加しながら室温まで冷却することにより NiFe 膜に一方方向異方性を付与した。

試料の H_{ex} は、振動試料型磁力計 VSM で測定した。 T_B は、トルクメーターにより測定した。得られたトルクカーブの 1 回対称成分より K_e を算出し、 K_e の消失温度を求め、測定した。局所ブロッキング温度の分布は、真空中磁界中熱処理装置を用い、新たに評価方法を確立した回転磁界中熱処理法で算出した。

3. 結果と考察

3.1 交換結合特性

Fig. 1 に、(a)筆者らが以前開発した NiO(50 nm)/NiFe(6 nm) 膜⁶⁾, (b) Fujikata ら⁵⁾ の追試実験を行った結果得られた NiO(50 nm)/ α -Fe₂O₃(2 nm)/NiFe(6 nm) 膜, (c) 新規概念として、 α -Fe₂O₃ 膜と NiFe 膜との間に CoO 膜を挿入した NiO(50 nm)/ α -Fe₂O₃(2 nm)/CoO(0.5 nm)/NiFe(6 nm) 膜の磁化曲線を示す。これらの試料の H_{ex} は、それぞれ、約 188, 310, 365 Oe であった。NiO/ α -Fe₂O₃/CoO 膜とすることにより、NiO 単層膜, NiO/ α -Fe₂O₃ 膜よりも大きな H_{ex} が得られ、 H_{ex} を向上させることができた。

CoO 膜の挿入により、 H_{ex} の向上効果が得られたので T_B を測定した。Fig. 2 に、Fig. 1 と同様の試料、(a) NiO(50 nm)/NiFe(6 nm) 膜, (b) NiO(50 nm)/ α -Fe₂O₃(2 nm)/NiFe(6 nm) 膜, (c) NiO(50 nm)/ α -Fe₂O₃(2 nm)/CoO(0.5 nm)/NiFe(6 nm) 膜の K_e の温度依存性を示す。室温での K_e は、それぞれ、約 0.09, 0.15, 0.17 erg/cm² であった。 K_e は温度上昇とともにブリュアン関数的に減少し、三つの試料すべて約 230°C の T_B を示しており、CoO 膜挿入による T_B の低下のないことを確認した。

以上、反強磁性膜を NiO/ α -Fe₂O₃/CoO 膜とすることにより、高 T_B 約 230°C を維持しつつ、 H_{ex} , すなわち K_e を向上させることができた。今回開発した、NiO(50 nm)/ α -Fe₂O₃(2 nm)/CoO(0.5 nm) 膜と NiFe 膜との交換結合膜の K_e は約 0.17 erg/cm² であり、この値は NiO ベースの反強磁性膜の中では

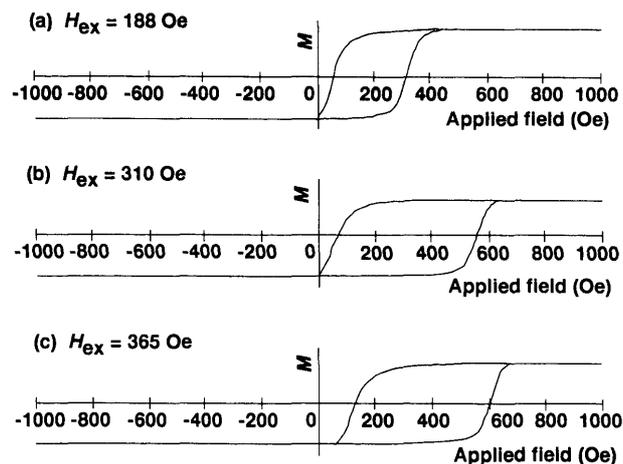


Fig. 1 M - H loops obtained along the easy axis for exchange-coupled films: (a) NiO(50 nm)/NiFe(6 nm), (b) NiO(50 nm)/ α -Fe₂O₃(2 nm)/NiFe(6 nm), (c) NiO(50 nm)/ α -Fe₂O₃(2 nm)/CoO(0.5 nm)/NiFe(6 nm).

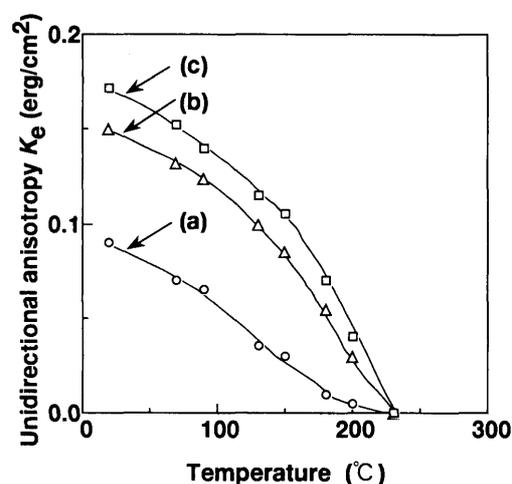


Fig. 2 Temperature dependence of the unidirectional anisotropy (K_e) for exchange-coupled films: (a) NiO(50 nm)/NiFe(6 nm), (b) NiO(50 nm)/ α -Fe₂O₃(2 nm)/NiFe(6 nm), (c) NiO(50 nm)/ α -Fe₂O₃(2 nm)/CoO(0.5 nm)/NiFe(6 nm).

最も高い値である。

筆者らは、多結晶の NiO/強磁性膜において、 H_{ex} , すなわち K_e に寄与している局所交換結合領域は、Meiklejohn モデルに従うことの考察結果を得ている⁹⁾。この場合、 K_e は $J_{F,AF} M_F \cdot M_{AF}$ に比例する。 $J_{F,AF}$ は反強磁性/強磁性界面でのスピナー対あたりの交換積分、 M_F は強磁性膜の磁気モーメント、 M_{AF} は反強磁性膜の磁気モーメントである。Meiklejohn モデルにおいての $J_{F,AF}$ の大きさは、強磁性膜の交換積分 J_F , 反強磁性膜の交換積分 J_{AF} の大きさに強く影響されるとの報告がある¹⁰⁾。上記三つの試料の強磁性膜は NiFe 膜と同じであるから、三つの試料間での J_F , M_F の大きさは同じである。また、 J_{AF} は T_N に比例することが知られている。以上のことを踏まえると、ここでの K_e は、 T_N , M_{AF} が大きくなるほど大きくなる傾向にあることが示唆される。NiO の T_N , M_{AF} は、250°C (523 K), 1.9 μ_B である¹¹⁾。 α -Fe₂O₃ の T_N , M_{AF} は、677°C (950 K), 5 μ_B であ

る¹²⁾. CoO の T_N , M_{AF} は, 27°C (300 K), $3.8\mu_B$ である¹³⁾. したがって, NiO/ α -Fe₂O₃/NiFe 膜が NiO/NiFe 膜よりも大きな K_e を示すのは, NiO に比べて α -Fe₂O₃ の T_N , M_{AF} が大きいと考える. しかしながら, CoO の T_N , M_{AF} は, α -Fe₂O₃ のそれらよりも小さく, NiO/ α -Fe₂O₃/CoO/NiFe 膜が NiO/ α -Fe₂O₃/NiFe 膜よりも大きな K_e を示す理由については, Meiklejohn モデルを用いての説明ができず, よくわからなかった. CoO 膜は 0.5 nm と極薄であり, CoO(111) 配向していると仮定すると, この膜厚は 1 ユニットセルを構成するための必要最小膜厚 0.7 nm よりも薄い. このことから, CoO(0.5 nm) 膜はバルクの CoO とは異なる磁気物性値を有していることが予想される. 今後, 詳細検討する予定である.

3.2 ブロッキング温度の分布

NiO(50 nm)/NiFe(6 nm) 膜, NiO(50 nm)/ α -Fe₂O₃(2 nm)/NiFe(6 nm) 膜, および NiO(50 nm)/ α -Fe₂O₃(2 nm)/CoO(0.5 nm)/NiFe(6 nm) 膜について, 局所ブロッキング温度の分布の測定を行った. Fig. 3 に, 回転磁界中熱処理法による局所ブロッキング温度分布の評価方法を示す. 基本原理は, 以前筆者らが確立した ac 磁界中熱処理法⁷⁾ と同じであるので, ここでは簡単な説明にとどめておく.

まず, Fig. 3 に示すように, dc 磁界と膜面内方向とが平行になるよう真空中磁界中熱処理装置内に試料をセットする. 次に, dc 磁界中で試料を回転させながら, ある冷却開始温度 (T_P) まで加熱し, 約 5 分間 T_P の温度に維持する. 最後に, 同磁界中で試料を室温まで冷却する.

次に, 解析方法を述べる. 各 T_P からの回転磁界中冷却後の結合磁界を $H_{ex||}$ とすると, $H_{ex||}$ は T_P から T_B の温度範囲に局所ブロッキング温度を有する結合の室温での結合磁界の大きさである (H_{ex}, T_P-T_B). H_{ex} は, 室温から T_B の温度範囲に局所ブロッキング温度を有する結合の室温での結合磁界の大きさと言い換えることができる ($H_{ex}, RT-T_B$). $H_{ex||}$ (すなわち, H_{ex}, T_P-T_B) と H_{ex} (すなわち, $H_{ex}, RT-T_B$) は実験値として与えられるので, H_{ex} から $H_{ex||}$ を差し引くことにより, 室温から T_P の温度範囲に局所ブロッキング温度を有する結合の室温での結合磁界 ($H_{ex}, RT-T_P$) の大きさが求まる. 最後に, $H_{ex}, RT-T_P$ を H_{ex} で割ることにより, 室温から T_P の温度範囲に局所ブロッキング温度を有する結合の室温での結合磁界への寄与率 R を算出する. この R は unblockable 比を意味し, 一パラメータとしての認知が広まっていることから¹⁴⁾, ここでも R と呼ぶことにする.

Fig. 4 に, (a) NiO(50 nm)/NiFe(6 nm) 膜, (b) NiO(50 nm)/ α -Fe₂O₃(2 nm)/NiFe(6 nm) 膜, (c) NiO(50 nm)/ α -Fe₂O₃(2 nm)/CoO(0.5 nm)/NiFe(6 nm) 膜の T_P 対 R 曲線を示す. NiO/NiFe 膜では, 約 100°C でも R が出現しており, 以後 T_P が高くなるに従って大きくなっている. これは, 局所ブロッキング温度の分布が, 室温 (約 20°C) ~ 約 230°C の温度範囲にブロードに分布していることを示している. よって, 局所ブロッキング温度の分布幅は約 210°C もあることになる. これに対し, NiO/ α -Fe₂O₃/NiFe 膜では約 180°C まで, NiO/ α -Fe₂O₃/CoO/NiFe 膜に至っては約 200°C まで, R は 0 のままであり, 以後 R が出現している. これらは, それぞれ, 局所ブロッキ

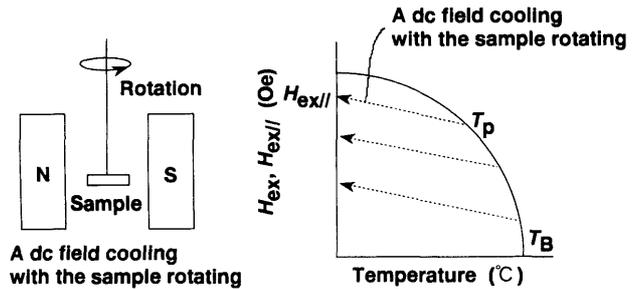


Fig. 3 Schematic illustration of a dc field cooling performed with the sample rotating in order to estimate the distribution of the local blocking temperatures.

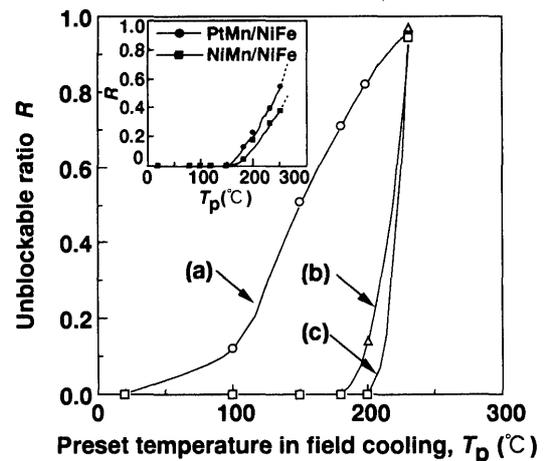


Fig. 4 Unblockable ratios (R) of the exchange-coupling field in exchange-coupled films: (a) NiO(50 nm)/NiFe(6 nm), (b) NiO(50 nm)/ α -Fe₂O₃(2 nm)/NiFe(6 nm), (c) NiO(50 nm)/ α -Fe₂O₃(2 nm)/CoO(0.5 nm)/NiFe(6 nm). The unblockable ratios (R) of the exchange-coupling field in the exchange-coupled PtMn and NiMn/NiFe films previously studied are inserted in the upper left for comparison.

グ温度の分布が約 $180\sim 230^\circ\text{C}$, 約 $200\sim 230^\circ\text{C}$ の温度範囲に高温局在し, かつ局所ブロッキング温度の分布幅も 50°C , 30°C にまで低減されていることを示している. 以上から, 反強磁性膜を NiO/ α -Fe₂O₃/CoO 膜とすることにより, NiO 単層膜, NiO/ α -Fe₂O₃ 膜に比べて局所ブロッキング温度の分布を約 $200\sim 230^\circ\text{C}$ と高温局在させることができ, かつ局所ブロッキング温度の分布幅も 30°C にまで低減できることがわかった. 次に, 比較のため, Fig. 4 の上方に, NiMn 膜, PtMn 膜について, 筆者らと同様の方法で Araki ら¹⁴⁾ が算出した T_P 対 R 曲線を挿入した. NiMn 膜, PtMn 膜は, 両者とも約 380°C と最も高い T_B を有する反強磁性膜である. しかしながら, NiMn 膜, PtMn 膜とも, 約 200°C で R は約 0.2 であるのが確認できる. これは, 例えば, 静電気などにより, GMR ヘッドが 200°C という環境下にさらされ, この環境下で記録ヘッド, 媒体などからランダムな磁界を受けてそのまま冷却された場合には, 約 2 割の交換結合成分がランダムな一方向異方性をもち出すことを意味する. 一方, NiO/ α -Fe₂O₃/CoO 膜の R は約 200°C でも 0 である. これは, 静電気などにより, GMR ヘッドが 200°C という環境下にさらされ, この環境下で記録ヘッド, 媒体などか

らランダムな磁界を受けてそのまま冷却された場合でも、着磁後の K_e の値を維持できることを意味する。NiO/ α -Fe₂O₃/CoO 膜は、200°C 以下での一方向異方性の熱的安定性という点で、NiMn 膜や PtMn 膜といった高 T_B を有する材料よりも優れていることがわかった。

反強磁性膜を NiO/ α -Fe₂O₃ 膜、NiO/ α -Fe₂O₃/CoO 膜とすることにより、NiO 単層膜に比べ、局所ブロッキング温度の分布が向上する理由について考察した。NiO/ α -Fe₂O₃/NiFe 膜、NiO/ α -Fe₂O₃/CoO/NiFe 膜において、局所ブロッキング温度がそれぞれ約 180~230°C (約 453~503 K)、約 200~230°C (約 473~503 K) に高温局在するということは、NiO の $T_N = 523$ K ($\propto J_{AF}$) が上述の試料における局所ブロッキング温度の高温局在約 453~503 K、約 473~503 K ($\propto J_{F,AF}$) に十分に反映されていることを示唆している。そのためには、 H_{ex} 、すなわち K_e に寄与している局所交換結合領域の交換結合は、おおよそ $M_F \parallel M_{AF}$ の条件を満足している必要があると考える。したがって、 α -Fe₂O₃ 膜、CoO 膜といった極薄膜は、弱い交換結合成分、すなわち、 $M_F \parallel M_{AF}$ の条件を満足しない局所交換結合領域を排除し、理想的な交換結合成分、すなわち、おおよそ $M_F \parallel M_{AF}$ の条件を満足する局所交換結合領域のみを取り出すフィルター作用を果たし、そのため局所ブロッキング温度の分布が向上したものと推定する。このフィルター作用により、NiO/ α -Fe₂O₃/NiFe 膜、NiO/ α -Fe₂O₃/CoO/NiFe 膜の局所交換結合領域の数が NiO/NiFe 膜のそれよりも少なくなってしまう、その分の K_e の低下が懸念されるが、それ以上に α -Fe₂O₃ 膜、CoO 膜挿入による K_e 向上分が大きく、NiO/ α -Fe₂O₃/NiFe 膜、NiO/ α -Fe₂O₃/CoO/NiFe 膜の K_e が、NiO/NiFe 膜のそれよりも大きくなる結果に至っているに違いない。最後に、NiO/ α -Fe₂O₃/CoO 膜とすることにより、局所ブロッキング温度の分布が NiO/ α -Fe₂O₃ 膜に比べて向上している理由については、 α -Fe₂O₃ 単層極薄膜付加よりも α -Fe₂O₃/CoO 極薄膜付加の方がフィルター作用が強く働くためと考えている。

4. ま と め

酸化物反強磁性膜を NiO/ α -Fe₂O₃ (極薄)/CoO (極薄) 積層構造とし、この反強磁性膜と NiFe 膜との交換結合基本特性を抽出した結果、下記の結論を得た。

(1) NiO/ α -Fe₂O₃/CoO 反強磁性積層構造とすることにより、高ブロッキング温度約 230°C を維持しつつ、結合磁界、すなわち一方向異方性定数を向上させることができた。NiO(50 nm)/ α -Fe₂O₃(2 nm)/CoO(0.5 nm) 膜と NiFe 膜との交換結合

膜の一方向異方性定数は約 0.17 erg/cm² であり、NiO ベースの反強磁性膜の中では最も高い値である。

(2) NiO/ α -Fe₂O₃/CoO 反強磁性積層構造とすることにより、局所ブロッキング温度の分布を約 200~230°C と高温側に改善、局所ブロッキング温度の分布幅も 30°C に低減することができた。これにより、NiO/ α -Fe₂O₃/CoO 膜と強磁性膜との交換結合膜においては、200°C 以下でいかなる方向からの磁界を受けても、その一方向異方性定数は着磁後の値を維持できるようにした。

謝 辞 本研究の一部は通産省プロジェクト「超先端電子技術開発促進事業」の一環として NEDO から委託されて実施した。

文 献

- 1) 中本一広, 川戸良昭, 上坂保太郎, 藤本和久, 相原 誠: 日本応用磁気学会誌, **19**, 117 (1995).
- 2) S. K. Upadhyay, R. N. Louie, and R. A. Buhrman: *Appl. Phys. Lett.*, **74**, 3881 (1999).
- 3) M. Sahashi, H. Iwasaki, Y. Kamiguchi, H. Fukuzawa, and K. Kim: Proc. Int. Symp. on Future Magnetic Storage, Japan, pp. 307-312 (The Magnetic Society of Japan, 1999).
- 4) H. Sakakima, E. Hirata, and Y. Kawawake: *J. Magn. Magn. Mat.*, **184**, 49 (1998).
- 5) J. Fujikata, K. Hayashi, M. Saito, and M. Nakada: *IEEE Trans. Magn.*, **34**, 954 (1998).
- 6) S. Soeya, S. Tadokoro, T. Imagawa, M. Fuyama, and S. Narishige: *J. Appl. Phys.*, **74**, 6297 (1993).
- 7) S. Soeya, T. Imagawa, K. Mitsuoka, and S. Narishige: *J. Appl. Phys.*, **76**, 5356 (1994).
- 8) J. Fujikata, K. Hayashi, H. Yamamoto, and M. Nakada: *IEEE Trans. Magn.*, **32**, 4621 (1996).
- 9) 添谷 進, 高橋宏昌, 川邊 隆: 未発表.
- 10) F. T. Parker, K. Takano, and A. E. Berkowiz: *Phys. Rev. B*, **61**, 866 (2000).
- 11) W. C. Roth: *J. Appl. Phys.*, **31**, 2000 (1960).
- 12) 近 桂一郎, 岡本祥一著: マグネットセラミックス, p. 77 (技報堂, 東京, 1985).
- 13) D. H. Ronzaud, P. Burlet, and J. R. Mignod: *J. Phys. C: Solid State Phys.*, **11**, 2123 (1978).
- 14) S. Araki, M. Sano, M. Ohta, Y. Tsuchiya, K. Noguchi, H. Morita, and M. Matsuzaki: *IEEE Trans. Magn.*, **34**, 1426 (1998).
- 15) Y. Hamakawa, M. Komuro, H. Hoshiya, T. Okada, K. Nakamoto, M. Fuyama, and H. Fukui: *IEEE Trans. Magn.*, **35**, 677 (1999).

2000年5月9日受理, 2000年7月18日採録