

トピックス

IrMn/CoFe スピンバルブ GMR の耐熱性

Thermal Stability of IrMn/CoFe Spin-Valves for Giant Magnetoresistive Heads

福家ひろみ・上口裕三 (株)東芝 研究開発センター, 材料・デバイス研究所

H. N. Fuke and Y. Kamiguchi, Materials and Devices Research Labs., Research and Development Center, Toshiba Corporation

The thermal stability of the pinned layer magnetization of IrMn/CoFe spin-valves, compared with PtMn/CoFe spin-valves, was investigated by measuring a decrease in unidirectional anisotropy (H_{UA}) after annealing at various temperatures under a large applied magnetic field of 5 kOe, which can perfectly reverse the magnetic moment direction of the pinned layer. The high H_{UA} is obtained at above 6 nm IrMn film thickness for the IrMn spin-valves and at above 20 nm PtMn film thickness for PtMn spin-valves at room temperature. Good thermal stability can be obtained for both spin-valves. The pinned layer magnetization of IrMn spin-valves is found to be very stable under the opposite applied magnetic field at temperatures below 150°C, though the blocking temperature of the IrMn/CoFe spin-valves is about 300°C which is lower than that of the PtMn/CoFe spin-valves and the H_{UA} of the IrMn spin-valves is also smaller than that of the PtMn spin-valves.

Key words: spin-valve GMR head, IrMn antiferromagnetic film, CoFe spin-valve film, unidirectional anisotropy, blocking temperature, thermal stability, corrosion resistance, pinned layer, free layer, fcc structure

1. はじめに

ハードディスク装置の記録密度は、年率 60% もの勢いで増加しており、この勢いで開発が進むと 2000 年には 10 Gbps の面記録密度が実現されることになる。しかし、この高密度化を達成するためには、現行の異方性磁気抵抗効果を用いた MR ヘッドでは限界があり、MR ヘッドよりも数倍以上の高感度が期待される新しい物理現象である巨大磁気抵抗効果 (Giant Magnetoresistance) を利用した GMR ヘッドの使用が不可欠である。巨大磁気抵抗効果を示す膜は強磁性膜と非磁性膜の多層構造で形成されており、非磁性膜を狭んで隣り合う強磁性膜の磁化配列が平行の時と反平行の時とで、スピンの依存した散乱によりその電気伝導度が異なり抵抗値が変わる¹⁾。このような巨大磁気抵抗効果を示す膜の中でも構成が単純で、低磁界での線形動作が得られやすいスピンバルブ型の GMR が実用化に最も近い^{2)~5)}。スピンバルブは強磁性膜、非磁性膜、強磁性膜、反強磁性膜の四層構造からなり⁶⁾、反強磁性膜と隣接する強磁性膜は、反強磁性膜からの交換結合磁界によりその

磁気モーメントが固着されており、通常ピン層と呼ばれている。一方、もう一つの強磁性膜は、外部磁界に敏感に反応する層であり、通常フリー層と呼ばれる。

IBM 社が 1991 年に初めて報告したスピンバルブ膜は、フリー層が NiFe 合金、反強磁性膜は FeMn 合金で形成されていた⁶⁾。しかし、NiFe を用いたフリー層では十分な抵抗変化率が得られないこと、また NiFe と固溶系の Cu との拡散という問題⁷⁾、さらに、反強磁性膜も FeMn ではその温度特性が不十分であるのに加えて、非常に耐食性が悪いという欠点があり、実用化は困難である。

このようなスピンバルブの反強磁性膜に要求される特性としては、

1. ピン層との交換結合磁界が大きいこと
2. 交換結合磁界の消失する温度であるブロッキング温度が高いこと
3. 耐食性が良好であること

がまず第一に挙げられる。

先に述べた FeMn ではこの三つの条件がすでに満たされていなかった。これらの特性を十分に満足するための反強磁性膜開発が活発に行われ、fcc (面心立方構造) 系では、著者らの IrMn^{8), 9)} を初めとして、RhMn¹⁰⁾、RuMn¹¹⁾、RhRuMn¹²⁾ が報告されている。これらは as-depo. 状態でも交換結合特性を示すのに対して、230°C 以上の高温で長時間の熱処理をしないと交換結合しない fct (面心正方構造) の規則系では、NiMn¹³⁾、PtMn¹⁴⁾、PdPtMn¹⁵⁾ が、また、bcc (体心立方構造) 系では CrMnPt がある¹⁶⁾。反強磁性膜の開発は、95 年頃から急速に活発化したわけだが、この開発に成功したところがいち早く GMR ヘッドの製品化に到達すると言っても過言ではない。

一方、フリー層に関しては、Co を用いたスピンバルブ膜が最も高い抵抗変化率を示すことが報告されているが¹⁷⁾、大きな保磁力をもつことからその軟磁性化が課題となっていた。著者らは、CoFe 系スピンバルブの膜構成を検討し、CoZrNb/NiFe/CoFe の三層構造とすることで、NiFe 膜と同レベルの軟磁性 (保磁力: 1 Oe 以下, 異方性磁界: 10 Oe 以下) を実現した¹⁸⁾。

ここでは、現在、著者らが開発を進めている IrMn/CoFe スピンバルブ膜の、特に反強磁性膜特性とその耐熱性について報告する。

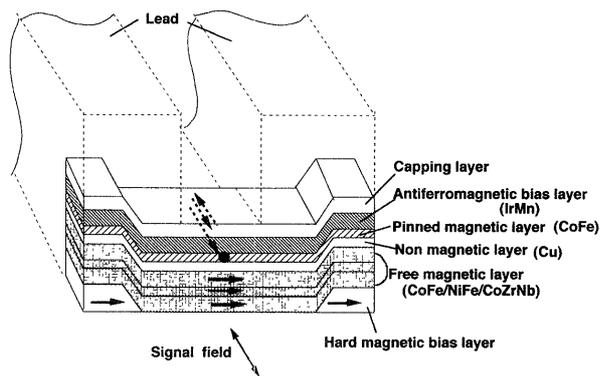


Fig. 1 Structure of IrMn/CoFe spin-valve GMR element.

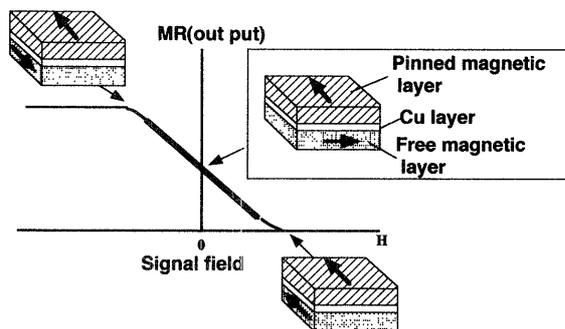


Fig. 2 Readout principle of spin-valve GMR.

2. スピンバルブの膜構成と反強磁性膜に求められる特性

Fig. 1 に著者らが開発したスピンバルブ膜の素子構成を示す。下から非晶質 CoZrNb (5~10 nm)/NiFe (2~5 nm)/CoFe (2~4 nm)/Cu (2~3 nm)/CoFe (2~5 nm)/IrMn (5~15 nm)/Ta (5 nm) の積層構成である。Fig. 1 に媒体磁界の方向を記述してあるが、このスピンバルブ膜の断面が、媒体と向かい合うことになる。抵抗変化率は7~8% であり、2% 以下の抵抗変化率を示す現行MR膜や4% 程度であるNiFe系スピンバルブ膜より大きな値を実現している。

ヘッドへの応用を考えると、反強磁性膜からの交換結合磁界によってピン層の磁化は媒体磁界流入方向（素子幅方向）にしっかりと固定され、一方、フリー層の磁化は、自身の磁気異方性と両サイドに隣接する(Fig. 1)ハード膜からの磁界によりトラック幅方向（素子長手方向）にそろっている必要がある。このハードバイアス膜からの磁界は、フリー層を単磁区化し、バルクハウゼンノイズの発生を抑制する。

Fig. 2 に示すように、スピンバルブ膜のフリー層とピン層の磁化は媒体磁界ゼロでは、直交磁化配列をしているが、媒体磁界によりフリー層磁化が回転し、ピン層磁化とのなす角が平行、反平行方向に変化し、抵抗変化の線形応答が得られることがスピンバルブの動作原理である。ここで、ピン層とフリー層が初期にきちんと直交磁化配列をし

ているということが重要なポイントである。

このようなヘッドにおいて反強磁性膜に要求される特性としては基本的な3項を上述したが、さらに、交換結合特性の熱安定性という大きな課題がある。ドライブ動作時の環境温度は、パーソナルコンピュータの処理能力の高速化に伴い、HDD周りで60~70℃近くになり、それとヘッド自身の自己発熱量とをあわせると、GMR素子部は100~150℃の高温になっているものと推定される。このような温度環境下にスピンバルブ膜がさらされると、極薄膜で構成されている膜の拡散が懸念されると同時に、ピン層にとってはもっと悪い条件が重なる。それは、フリー層のバルクハウゼンノイズ除去のためのハードバイアス膜の磁界が、ピン層磁化を横に倒す方向に働いているためである。また、媒体磁界や電流磁界など、ピン方向とは反対方向に加わる磁界も存在する。これらの磁界を受けながら高温にさらされても、ピン層磁化は反強磁性膜との交換結合によりびくともしないという強い耐熱性が要求されることになる。

加えて、フリー層とピン層の磁化が初期にきちんと直交磁化配列していることがヘッド応用上の重要なポイントであるということを実に述べたが、この直交磁化配列を熱処理により実現しなければならない。しかし、熱処理温度もヘッドの製造プロセス上の制限から、250℃以下に設定する必要があり、この温度域で容易に直交磁化配列が実現できる反強磁性膜ということも重要な要素の一つである。

反強磁性膜に求められる特性についてまとめると、先に述べた三つの条件のうち1と2が耐熱性を決める要因となっていると考えられるため、

その課題は

1. 高耐熱性
2. 直交磁化配列の容易性
3. 高耐食性

となる。

現在、報告されている反強磁性膜の中でも、as-depo.で高い交換結合磁界を発現し、直交化が容易なIrMn/CoFeスピンバルブ膜が、耐熱性にも優れていることを以下に示す。

3. 実験方法

成膜はRFマグネトロンスパッタ装置およびDCマグネトロンスパッタ装置を用いて行った。IrMn膜の組成依存性を調べる実験には、前者を、CoZrNb/NiFe/CoFe/Cu/CoFe/Ir₂₂Mn₇₈/Taスピンバルブ膜の作製には後者を用いた。IrMn膜の組成は、Mnターゲット(127 mφ)上にIrチップ(10×10 mm)を載せることにより変化させた。また、Ir₂₂Mn₇₈/CoFeスピンバルブ膜の作製にはIrMn合金ターゲットを用いた。用いた基板は、熱酸化Si(100)基板またはアルミナ(100 nm)でコーティングしたSi(100)基

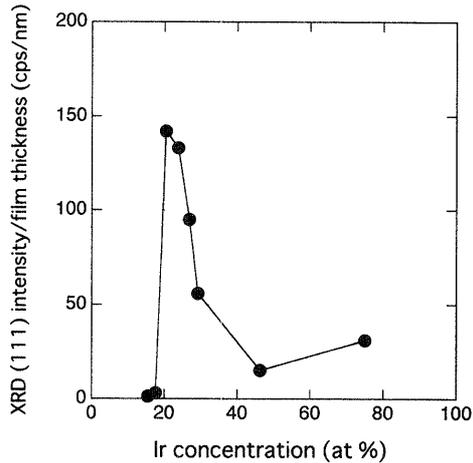


Fig. 3 Relationship between XRD intensity/film thickness and Ir concentration in as-deposited Ir-Mn single-layer films on thermally oxidized Si(100) substrates.

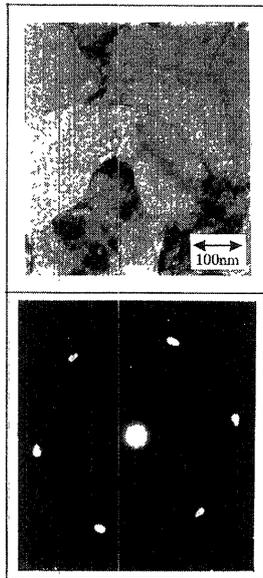


Fig. 4 TEM image and diffraction pattern of as-deposited Ir-Mn single-layer film on thermally oxidized Si(100) substrate.

板である。いずれの成膜も磁界中にて行った。基板加熱はしていない。また、比較のために作製した PtMn スピンバルブ膜は、Pt₅₃Mn₄₇ 組成の同 CoFe スピンバルブ構成である。PtMn/CoFe スピンバルブ膜については、交換結合磁界を発現させるための熱処理を 270°C で 10 時間の条件で行った。熱処理は磁界中熱処理装置を使用し、真空中において、3~5 kOe の磁界を印加して行った。膜の組成分析は蛍光 X 線を用い、結晶構造解析には X 線回折装置、透過型電子顕微鏡を用いた。また、GMR 特性評価は室温で直流四端子法を、磁気特性評価は VSM (Vibrating Sample Magnetometer) を用いた。交換結合磁界の温度特性評価も VSM を用い、真空中にて行った。

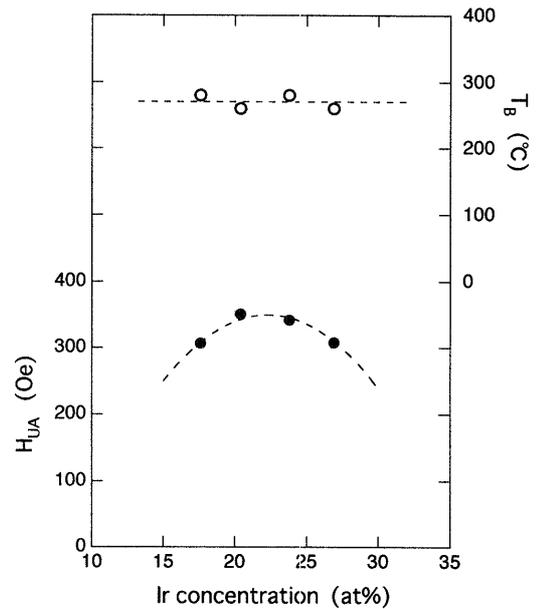


Fig. 5 Ir concentration dependence of unidirectional anisotropy (H_{UA}) and blocking temperature (T_B) for IrMn/CoFe spin-valve films.

4. IrMn 膜の組成依存性

熱酸化 Si(100) 基板上に成膜した約 200 nm の IrMn 単層膜は、fcc 構造を有しており、(111) 配向していることが X 線回折により判明した。Fig. 3 に、その熱酸化 Si(100) 基板上に成膜した熱処理を施していない IrMn 単層膜の fcc(111) 面の X 線回折ピーク強度と、Ir 添加量との関係を示す。各組成の膜は膜厚が均一ではないため、1 nm 当たりの回折強度に換算してある。この図からわかるように、バルクでの IrMn の平衡状態図で、fcc 構造が安定に存在する組成領域近傍において¹⁹⁾、強い (111) 配向が得られた。このことから、膜でも 20 at% の Ir 添加量近傍で、最も安定した fcc 構造が成長すると考えられる。この最も高い (111) 配向を示したサンプルについて、平面 TEM 観察を行った結果を Fig. 4 に示す。結晶粒径は非常に大きく、電子線回折像からもわかるように、面内でもその結晶軸方向は一方向にそろっており、非常に単結晶ライクな膜が形成されていると思われる。

交換結合磁界 (H_{UA})、ブロッキング温度 (T_B) に対する IrMn 組成依存性を Fig. 5 に示す。サンプルは熱酸化 Si(100)/CoZrNb (10 nm)/NiFe (2 nm)/CoFe (4.5 nm)/Cu (3 nm)/CoFe (3 nm)/IrMn (15 nm)/Ta のスピンバルブ膜である。IrMn 膜の fcc 構造の安定性に、起因していると考えられる交換結合磁界の組成依存性が確認された。しかし、ブロッキング温度に関しては、この組成領域で顕著な変化は見受けられなかった。IrMn 膜に対する最適組成は 20~25 at% 近傍であると考えられる。そのため、以下のスピンバルブ膜の IrMn 膜組成は Ir₂₂Mn₇₈ とした。

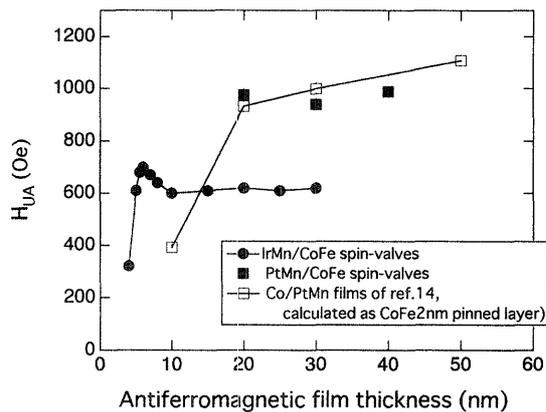


Fig. 6 Dependence of unidirectional anisotropy (H_{UA}) on antiferromagnetic film thickness for as-deposited IrMn/CoFe spin-valve films, annealed PtMn/CoFe spin-valve films and PtMn bilayer films of ref. 14.

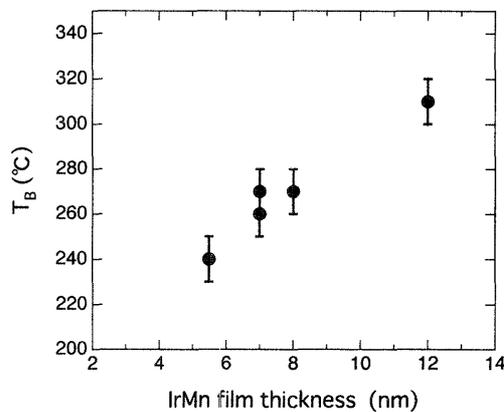


Fig. 7 Dependence of blocking temperature (T_B) on IrMn film thickness for IrMn/CoFe spin-valve films.

5. 交換結合特性の IrMn 膜厚依存性

熱処理前の Si(100)/アルミナ/CoZrNb (10 nm)/NiFe (2 nm)/CoFe (3 nm)/Cu (3 nm)/CoFe (2 nm)/IrMn/Ta 膜における交換結合磁界 (H_{UA}) の IrMn 膜厚依存性を Fig. 6 に示す。同時に PtMn スピンバルブ膜の PtMn 膜厚依存性も示す。IrMn スピンバルブ膜では、6 nm 近傍で H_{UA} は極大となり、さらに膜厚を薄くすると交換結合磁界は減少する傾向が認められた。そこで、臨界膜厚は 6 nm 近傍であると考えられる。fcc 構造の規則系反強磁性膜の臨界膜厚が 20 nm 以上であるのに対して、非常に薄いところで高い交換結合磁界を示すのが特徴である^{14), 20)}。6 nm 以上では交換結合磁界はわずかに減少する。この薄い膜厚で十分な交換結合磁界が得られることは、高密度化に伴う狭ギャップ化においてたいへん有利である。

Fig. 7 に IrMn/CoFe スピンバルブ膜のブロッキング温度の膜厚依存性を示す。室温での交換結合磁界が 6 nm を

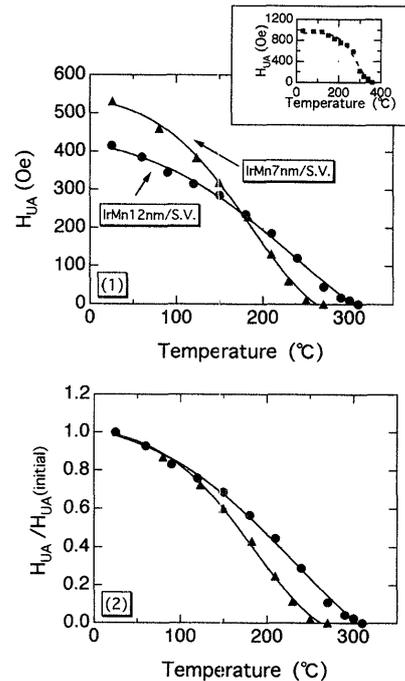


Fig. 8 Temperature dependence of unidirectional anisotropy (H_{UA}) for annealed IrMn (7 nm, 12 nm)/CoFe spin-valve films. (1) H_{UA} vs. temperature, (2) $H_{UA}/H_{UA}(\text{initial})$ vs. temperature. The inserted figure in (1) is the temperature dependence of unidirectional anisotropy (H_{UA}) for an annealed PtMn (30 nm)/CoFe spin-valve film.

近傍にピークを示したのとは異なり、ブロッキング温度は膜厚が厚くなるに従い単調に上昇する。このブロッキング温度の IrMn 膜厚増加による上昇は、厚膜化に伴い、IrMn 反強磁性膜の異方性が、安定化したことによるものと考えられる。

6. ピン層の耐熱性

IrMn/CoFe スピンバルブ膜は、熱処理を施すと、室温での交換結合磁界が若干低下すること、しかし、その温度特性は、熱処理前では下に凸であったのが熱処理後改善され、上に凸になることをすでに報告している⁸⁾。ここでは、270°C で 1 時間熱処理したあとの IrMn 7 nm と、IrMn 12 nm のスピンバルブ膜の交換結合磁界の温度依存性を示す (Fig. 8(1)). 室温での交換結合磁界は、7 nm の方が大きく、その大小関係は 180°C 近傍まで保たれ、その後逆転している。室温の交換結合磁界で規格化すると、Fig. 8(2) のように交換結合磁界の減少率は、12 nm の方が小さく、温度特性も上に凸である。

上述した IrMn 7 nm と IrMn 12 nm のスピンバルブ膜について、反転磁界に対する耐熱性試験を行った。比較のために、IrMn 5.5 nm のスピンバルブ膜と、PtMn スピンバルブ膜についても同様の試験を行った結果を併せて示す。PtMn (30 nm)/CoFe スピンバルブ膜については、規

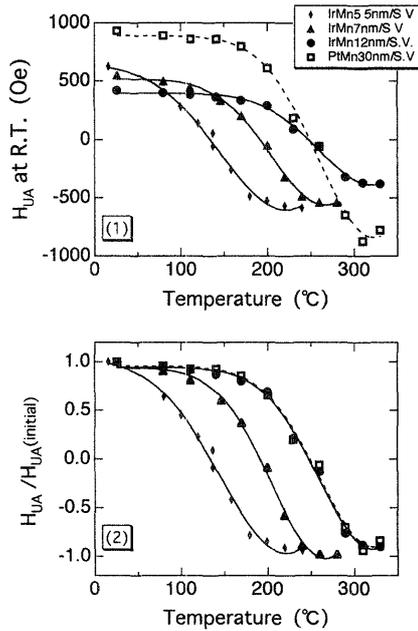


Fig. 9 Relationship between annealing temperature and unidirectional anisotropy (H_{UA}) after annealing in magnetic field of the opposite direction with H_{UA} for IrMn (5.5 nm, 7 nm, 12 nm)/CoFe spin-valve films and PtMn (30 nm)/CoFe spin-valve film. (1) H_{UA} at room temperature vs. temperature (2) $H_{UA} / H_{UA}(\text{initial})$ vs. temperature.

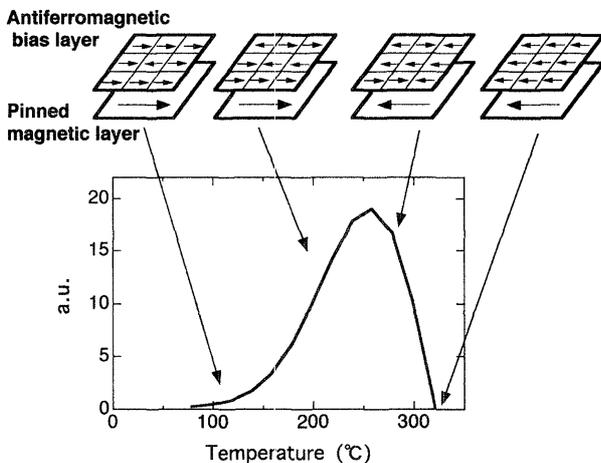


Fig. 10 Differential curve of H_{UA} vs. temperature relationship of IrMn (12 nm)/CoFe spin-valve film shown in Fig. 9(1), and modeling image for variation of unidirectional anisotropy (H_{UA}).

則化を行う 270°C, 10 時間の磁界中熱処理を施したサンプルである。室温で 5 kOe の磁界を、ピン層磁化方向と反対の方向に印加して、温度を上昇し、10 分間の保持を行った後、温度を下げて室温にて交換結合磁界を測定した。この温度上昇、保持、下降は、反転磁界を印加したまま行った。これを各温度について繰り返し行くと、Fig. 9(1) に示すように、室温での交換結合磁界は、保持温度の上昇と

ともに徐々に減少し、最終的にはピン層磁化が完全に反転する。Fig. 9(1) の曲線を微分すると例えば IrMn 12 nm については、Fig. 10 のような微分分布曲線が得られる。これは、各温度での反転磁界に対して動くピンの割合を示している。Fig. 10 に、この反転磁界に対するピン層磁化の挙動を、モデル的に示したが、反転磁界方向に向く反強磁性膜中の交換結合成分が、温度とともに増加していると考えて良い。

Fig. 9(2) には、(1) の図を初期の交換結合磁界で、規格化した曲線を示す。IrMn 膜厚が 5.5 nm のときには、150°C ではほぼ半分以上の H_{UA} が反転磁界に反応してしまっていることがわかる。しかし、膜厚の厚い IrMn 7 nm と IrMn 12 nm では、150°C においてもほとんど動いていない。交換結合磁界の値だけで見ると、12 nm の方が 7 nm より、150°C 近傍での交換結合磁界が小さく劣っていたが (Fig. 8(1)), 耐熱性では、12 nm の方が動きにくくなっていることが判明した。また、Fig. 8(1) に挿入した低温部での交換結合磁界の低下が、非常に小さい PtMn (30 nm)/CoFe スピンバルブ膜も、この Fig. 9(2) の反転磁界に対する強さでは、IrMn (12 nm)/CoFe スピンバルブ膜と同等の結果となった。したがって、交換結合磁界の大きさだけでは、ピンの耐熱性は判断できないこと、また IrMn スピンバルブ膜では、交換結合磁界が温度上昇とともに減少していても、ピン耐熱性は十分強いことがわかった。

7. まとめ

以上 IrMn/CoFe スピンバルブ膜が、高記録密度化に伴う狭ギャップ化に有利な、薄い膜厚での高い交換結合特性を有すること、また十分なピン層耐熱性を有することを述べてきた。また、拡散に起因する耐熱性についても、270°C での 100 時間熱処理後も交換結合特性の劣化が見受けられないこと²¹⁾、さらに CrMnPt/Co スピンバルブ膜よりも、IrMn/Co スピンバルブ膜の方が、MR 耐熱性が良いということも報告されている²²⁾。したがって、第 2 節で述べた反強磁性膜に要求される三つの課題の第 1 の課題の耐熱性については、IrMn/CoFe スピンバルブ膜は、申し分ない特性を有しているといえる。

また、2 番目の課題であった直交磁化配列の容易性については、as-depo. 状態で交換結合特性を示す fcc 系反強磁性膜の方が、230°C 以上の高温で、4 時間以上の熱処理により規則化させないと交換結合しない fct 系反強磁性膜より、直交磁化配列の実現は容易である。

3 番目の課題である耐食性も IrMn は、自然電位測定において -2.4 V と Ni と同等の値であり、FeMn (-0.84V) よりも大幅に耐食性が良好である。

GMR ヘッドの実用化に当たり、どの反強磁性膜が優位であるかについては、fct 系の中では、NiMn より規則化温度が低く、PdPtMn よりブロッキング温度が高い PtMn が

上位にある。さらに、fcc系反強磁性膜の中では、ブロッキング温度が最も高いIrMn反強磁性膜が上位にあり、耐熱性は問題ない。

fct系では、第2の課題である直交磁化配列という点で、難問を抱えている。fct構造の規則化系反強磁性膜の魅力は、交換結合磁界の温度依存性が、低温で非常に小さい減少を示し、耐熱的に優れていると思われることであったが、今回、著者らはPtMnスピネル膜とIrMnスピネル膜とで、耐熱性には差がないことを報告した。

著者らは、三つの課題を満たすIrMn/CoFeスピネル膜GMRヘッドが、実用化に最も近いと考えている。

謝辞 本研究において、電子顕微鏡観察をしていただいた(株)東芝 研究開発センター、環境技術研究所の中村新一氏に感謝いたします。

文 献

- 1) M. N. Baibich, J. M. Broto, A. Fert, F. Nguyen Van Dau, F. Petroff, P. Etienne, G. Creuzet, A. Friederich, and J. Chazelas: *Phys. Rev. Lett.*, **61**, 2472 (1988).
- 2) C. Tsang, R. E. Fontana, T. Lin, D. E. Heim, V. S. Speriosu, B. A. Gurney, and M. L. Williams: *IEEE Trans. Magn.*, **30**, 3801 (1994).
- 3) H. Yoda, H. Iwasaki, T. Kobayashi, A. Tsutai, and M. Sahashi: *IEEE Trans. Magn.*, **32**, 3363 (1996).
- 4) H. Kanai, K. Yamada, K. Aoshima, Y. Ohtsuka, J. Kane, M. Kanamine, J. Toda, and Y. Mizosita: *IEEE Trans. Magn.*, **32**, 3368 (1996).
- 5) Y. Hamakawa, H. Hoshiya, T. Kawabe, Y. Suzuki, R. Arai, K. Nakamoto, M. Fuyama, and Y. Sugita: *IEEE Trans. Magn.*, **32**, 149 (1996).
- 6) B. Dieny, V. S. Speriosu, S. S. P. Parkin, B. A. Gurney, D. R. Wilhoit, and D. Mauri: *Phys. Rev. B*, **43**, 1297 (1991).
- 7) T. C. Huang, J. P. Nozieres, V. S. Speriosu, B. A. Gurney, and H. Lefakis: *Appl. Phys. Lett.*, **62**, 1478 (1993).
- 8) H. N. Fuke, K. Saito, Y. Kamiguchi, H. Iwasaki, and M. Sahashi: *J. Appl. Phys.*, **81**, 4004 (1997).
- 9) K. Hoshino, R. Nakatani, H. Hoshiya, Y. Sugita, and S. Tsunashima: *Jpn. J. Appl. Phys.*, **35**, 607 (1996).
- 10) 瀧川雅史, 菅原伸浩, 岡部明彦, 林 和彦: 第20回日本応用磁気学会学術講演概要集, 千葉, 21aC-6 (1996).
- 11) 瀧川雅史: 日本応用磁気学会第99回研究会資料, p. 53 (1997).

- 12) 佐野正志, 小俣英一, 太田 学, 荒木 悟, 野口 潔, 森田治幸, 松崎幹男: 第21回日本応用磁気学会学術講演概要集, 名古屋, 2pC-9 (1997).
- 13) T. Linn, D. Mauri, N. Staud, C. Hwang, J. K. Howard, and G. L. Gorman: *Appl. Phys. Lett.*, **65**, 1183 (1994).
- 14) 斎藤正路, 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).
- 15) H. Kishi, Y. Kitade, Y. Miyake, A. Tanaka, and K. Kobayashi: *IEEE Trans. Magn.*, **32**, 3380 (1996).
- 16) S. Soeya, H. Hoshiya, M. Fuyama, and S. Tadokoro: *J. Appl. Phys.*, **80**, 1006 (1996).
- 17) B. Dieny, V. S. Speriosu, S. Metin, S. S. P. Parkin, B. A. Gurney, P. Baumgart, and D. R. Wilhoit: *J. Appl. Phys.*, **69**, 4474 (1991).
- 18) Y. Kamiguchi, K. Saito, H. Iwasaki, M. Sahashi, M. Ouse, and S. Namura: *J. Appl. Phys.*, **79**, 6399 (1996).
- 19) E. Raub and W. Mahler: *Z. Metallkd.*, **46**, 282 (1995).
- 20) T. Linn, C. Tsang, R. E. Fontana, and J. K. Howard: *IEEE Trans. Magn.*, **31**, 2585 (1995).
- 21) H. Iwasaki, A. T. Saito, A. Tsutai, and M. Sahashi: *IEEE Trans. Magn.*, **33**, 2875 (1997).
- 22) 星屋裕之, 目黒賢一, 濱川佳弘, 中谷亮一, 福井 宏: 第21回日本応用磁気学会学術講演概要集, 名古屋, 2pc-3 (1997).

(1997年11月13日受理)



福家ひろみ ふけ ひろみ

昭60 お茶の水女子大学理学部化学科卒,
昭60 (株)東芝総合研究所(現, 研究開発
センター)入社, 現在に至る.
専門 磁性材料



上口裕三 かみぐち ゆうぞう

昭61 東北大学工学部精密工学科卒, 平3
同大学院工学研究科博士課程修了, 同年
(株)東芝研究開発センター入社, 現在に至る.
専門 磁性薄膜 (工博)