

トピックス

スピバルブ型 CPP-GMR 薄膜の高性能化

High MR Performance of Spin-Valve Films in CPP Geometry

佐橋政司・岩崎仁志・高岸雅幸・湯浅裕美・船山知己・吉川将寿 (株)東芝, 研究開発センター

M. Sahashi, H. Iwasaki, M. Takagishi, H. Yuasa, T. Funayama, and M. Yoshikawa Corporate R & D Center, Toshiba Corporation

Methods enhancing GMR characteristics of spin-valves in current-perpendicular-to-plane (CPP) geometry are reviewed. MR ratio and ΔR of CIP-GMR (Current In Plane-GMR) have been extended 10 to 20% and 2 to 4 Ohm, by using NOL (Nano-Oxide Layer) specular spin-valves. Spin-valve films with 20% GMR could be applied to around 100 Gbps. If we have no more steps on CIP-GMR, we need next generation of read head material for recording density over 100 Gbps, such as TMR (Tunneling Magneto-Resistive) head. Although TMR head seems now reaching production stage, there are some difficulties for extending to higher areal density, that is much higher resistance than current CIP-GMR head due to tunnel junction. CPP-GMR (Current Perpendicular to Plane-GMR), which is another candidate, has advantages to these points. However, CPP-GMR film performance of CoFe/Cu based spin-valve is not so enough that over 100 Gbps magnetic recording is realized. In this paper, we present two meaningful approaches to improve CPP-GMR performance and mainly discuss the GMR enhancement by replacing ferromagnetic material and film structure of spin-valves in CPP geometry.

Key words: spin-valve, current-perpendicular-to-plane (CPP), giant magnetoresistance (GMR), spin-dependent interface resistance, spin-dependent bulk resistance, confined-current-path (CCP)

1. はじめに

スピバルブ型¹⁾, Nano Oxide Layer を用いた NOL スペキュラ型^{2), 3)} などのアドバンスト GMR 薄膜の使用で, 年率 100% にも及ぶ HDD の面記録密度の伸びを牽引してきた GMR ヘッドの高性能化も, ここにきて大きな壁に突き当たりつつある。

現行の CIP-GMR ヘッドでは, NOL スペキュラ型を用いたとしても, その MR 比 (15~20%) および抵抗変化量 ΔR_s (3~4 Ω) から, 100~200 Gbit/inch² が限界と予測され, 盛んに開発が行われているトンネル接合を用いた TMR ヘッドも, 接合抵抗の高さとトンネルバリアの電気的信頼性の問題を抱え, 100 Gbit/inch² 超への拡張性には疑問点が多い。

そこで次代のヘッド技術として注目され始めているの

が, ここで取り上げる CPP-GMR である^{4)~8)}. GMR 薄膜面内に電流を通すこれまでの面内通電型 (Current In Plane: CIP) とは異なり, 電流を膜面垂直に通す垂直通電型の CPP (Current Perpendicular to Plane) は, CIP に比べて, フリー層/スペーサ層/ピン層からなるスピン依存散乱ユニットの MR 比が大きいといった特徴に加えて, 抵抗が低い, 熱放散に優れる, 通電断面積が大きく, より大きなセンス電流が使える可能性がある, CPP 素子構造のために狭ギャップ化に適しているなど, ヘッドへの適用の上でも多くの魅力を秘めている。

一方, このような CPP-GMR 薄膜は, スピン拡散長の推定に適していることなどから, 基礎物理の観点からも, スピバルブ薄膜および人工格子多層薄膜の研究が盛んに行われ, CIP よりも MR 比が大きいことが報告されている^{9)~12)}.

しかしながら, これまでのスピバルブ型 CIP-GMR 薄膜で多用してきた CoFe と Cu からなる CPP-GMR 薄膜では, MR 比および $A\Delta R$ (A : 素子面積, ΔR : 抵抗変化量) が, それぞれ約 0.7% と約 0.5 $m\Omega\mu m^2$ と小さく, 1 桁以上の高性能化が要求される。これは, スピバルブ型の場合には, 寄生抵抗 (電極, 反強磁性層など) がスピン散乱ユニットの抵抗に比べてかなり大きいためである。この $A\Delta R$ を高める試みとしては, スペキュラスピバルブ型 CIP-GMR で使う NOL を用いる研究もなされているが⁵⁾, AR (A : 素子面積, R : 素子抵抗) が 1 $\Omega\mu m^2$ 以上の高 AR では, トンネル接合と同じ問題を抱えることになり, CPP-GMR 薄膜の高性能化には, 構成金属材料と薄膜構造の基礎的な見直し検討が必要である。

本稿では, スピバルブ型 CPP-GMR 薄膜の特徴を, ①高導電率のスペーサ Cu 層近傍に電流が集中し¹³⁾, 界面でのスピン依存散乱が主として GMR に寄与する CIP-GMR に対して, 電流が薄膜全体に流れるためにスピン依存バルク散乱の寄与が相対的に大きくなる, ②人工格子多層薄膜に比べて界面の数が極端に少ない, の 2 点と考え, 強磁性層であるフリー層およびピン層内でのスピン依存バルク散乱を増大させる金属材料の検討と薄膜内を流れる電流の狭窄によるスピン依存界面散乱の有効活用を試みた筆者らの研究例を中心に, 200 Gbit/inch² 以上の面記録密度を実現するスピバルブ型 CPP-GMR 薄膜の高性能化の検

討について述べる。

2. CPP-GMR 薄膜の性能指針⁸⁾

スピバルブ型 CPP-GMR 薄膜の高性能化を構成金属材料とスピバルブ薄膜構造から検討するにあたり、200 Gbit/inch² 以上の面記録密度を実現していくために求められる薄膜性能について論ずる。候補としては、現行の CIP-GMR ヘッド、開発中の TMR ヘッドとこれからの研究となる CPP-GMR ヘッドがある。

Fig. 1 に、各面記録密度で要求される CIP-GMR 薄膜の性能 (ΔR_s) を示す。アドバンスド技術である NOL スペキュラを採用しても、CIP-GMR の ΔR_s は 3~4 Ω (MR 比にして 15~20%) が上限のため、仮に垂直磁気記録が登場しても 200 Gbit/inch² の前に限界となる。また、期待が高まってきた TMR ヘッドは、Fig. 2 に面記録密度とヘッド抵抗の関係を示すが、バリア抵抗の低減で AR が 5

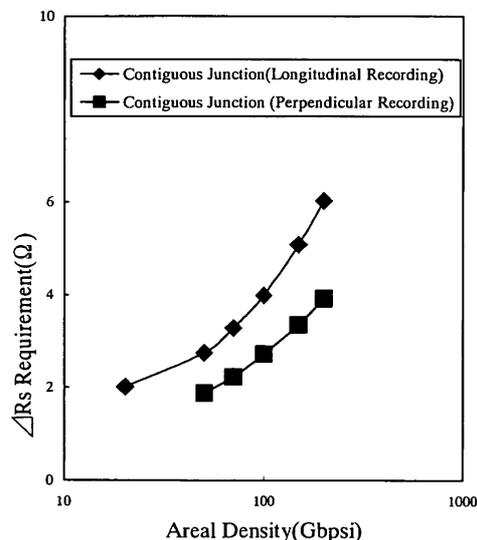


Fig. 1 ΔR_s requirement vs. areal density for CIP-GMR head.

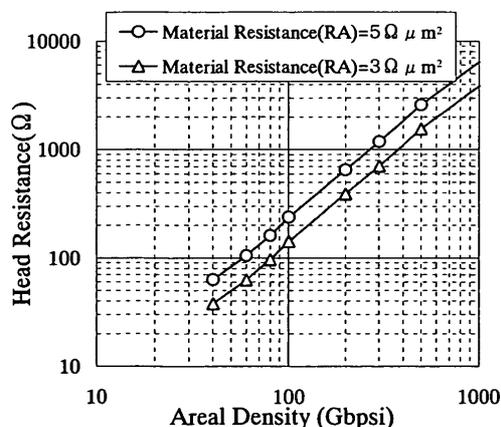


Fig. 2 Relationship between head resistance and areal density for TMR head.

$\Omega \mu\text{m}^2$ から 3 $\Omega \mu\text{m}^2$ と下がってはきている。しかしながら、200 Gbit/inch² ではヘッド抵抗が 200 Ω を超える高抵抗となり、ヘッドデバイスとして成立するか難しいところである。このように現行 CIP-GMR や TMR では性能指針がかなりはっきりしているが、まだヘッドが実在していない CPP-GMR では、その薄膜性能の見積もりとターゲットの設定から始める必要がある。Fig. 3 に 100, 200, 500 Gbit/inch² の各面記録密度で要求されるスピバルブ型 CPP-GMR 薄膜の性能 (MR vs. AR) マップを示す。要求される MR 比が CIP-GMR に比べて小さいように見えるが、CPP-GMR の場合には、電流が薄膜全体を通して流れるために、電極、下地層、反強磁性層、キャップ層がすべて寄生抵抗となり、全体の抵抗を高くしてしまうためである。このように寄生抵抗が上乘せられる CPP-GMR では、フリー層/スペーサ層/ピン層からなるスピ散乱ユニットの MR 比を、CIP-GMR 以上に高くする必要がある。ちなみに、MR 比が約 0.7% と小さい、CoFe/Cu スピバルブ型 CPP-GMR 薄膜でも、そのスピ散乱ユニットの MR 比は大よそ 30% あり、CIP-GMR の 15~20% に比べて、約 2 倍大きい値である。

垂直磁気記録を想定し、要求ヘッド出力を 1 mV とし、筆者らが策定したマップ⁸⁾ でも、700 $\text{m}\Omega \mu\text{m}^2$ 以下の AR で、2% 以上の MR 比が要求され、500 Gbit/inch² の実現には、200 $\text{m}\Omega \mu\text{m}^2$ 以下の AR で、5% 以上の MR 比が要求されることになる。当然、より大きいヘッド出力が必要となれば、その要求値はさらに高くなることから、5% 以上の MR 比が当面の目標となる。

3. (Fe₅₀Co₅₀/Cu)_n 積層フリーおよびピン材料⁷⁾

1970 年代の Durand らのグループ¹⁴⁾、Dorleiji らのグループ¹⁵⁾、Fert と Campbell¹⁶⁾、最近の Mertig¹⁷⁾ により、Fe、Co 強磁性体バルク中でのスピ依存抵抗 (アップスピ電子、ダウンスピ電子それぞれのサブバンドの抵抗) が、実験^{14)~16)}、計算¹⁷⁾ の両面から詳細に研究され、Ni

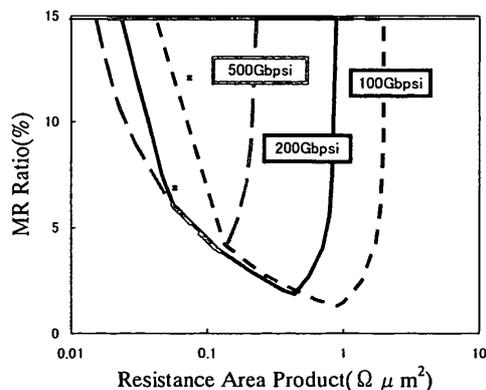


Fig. 3 MR vs. AR area map against CPP-GMR film for over 100 Gbit/inch² magnetic recording.⁸⁾

やCuなどの3d不純物の添加によりスピン依存抵抗が増大する(サブバンドの抵抗差が増大する)ことが報告されている。また、Crなどの添加ではアップスピン電子とダウンスピン電子の抵抗の大小関係が逆転することが報告されており⁷⁾, [Cu(2.3 nm)/Co(0.4 nm)/Cu(2.3 nm)/FeCr(*t* nm)]_nのCPP-GMR人工格子多層薄膜において、Vouilleらが逆GMR効果を観測している。そこで、筆者らはこれらの知見をもとに、ピン層およびフリー層に適した金属材料を探索し、体心立方晶であるFe₅₀Co₅₀はスピン依存界面散乱のGMRへの寄与を高め、さらに極薄のCu層を挿入することで、スピン依存バルク散乱のGMRへの寄与が大幅に向上することを見出した⁷⁾。スピンバルブ薄膜でのスピン依存バルク散乱の増大とスピン依存抵抗の寄与を示した初めての研究例である。

CIPとは異なり、CPP-GMRの測定には特別な素子を作製する必要がある。筆者らは材料探索用には、熱酸化Si基板にメタルマスクとフォトリソグラフィーによって簡易な素子を作製した⁷⁾。Fig. 4に素子の模式図と断面TEM像を示す。まず下部電極をパターンニングし、その上に直径2 mmφのスピンバルブ薄膜をDCマグネトロンスパッタにて成膜した後、絶縁層としてのSiO_xを成膜、RIEによってコンタクトホールをあけて上部電極を作製した。上部電極とスピンバルブ薄膜のコンタクトホールは直径2 μmφから4 μmφまで変化させ、素子面積*A*は、SEMで計測したコンタクトホール面積で規定した。

スピンバルブ薄膜の構成は、Ta(5 nm)/Ru(6 nm)/PtMn(15 nm)/ピン層(2~7 nm)/Cu(5 nm)/フリー層(2~7 nm)/Cu(1 nm)/Ta(15 nm)のシングルタイプのスピンフィルタ型とTa(5 nm)/Ru(6 nm)/PtMn(15 nm)/ピン層/Cu(5 nm)/フリー層/Cu(5 nm)/ピン層/PtMn(15 nm)/Ta(15 nm)のデュアルタイプとした。また、ピン層とフリー層は同じ材料を用い、その厚さも同じとした。

このようなスピンバルブ薄膜の大きさとコンタクトホール(ピラー状電極)の大きさが大きく異なる場合でも、ス

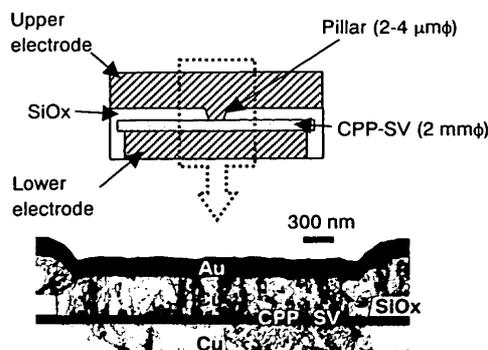


Fig. 4 Schematic illustration and cross-sectional TEM image of a simple element of a CPP spin-valve.⁷⁾

ピンバルブ薄膜内での電流の広がりは無視でき、*AR*および*AΔR*の測定には支障がない⁷⁾。

Fig. 5に、3種類のフリーおよびピン層材料からなるスピンバルブ型CPP-GMR薄膜の*AΔR*のフリー層およびピン層膜厚依存性を示す。ここに、材料A(●)はCo₉₀Fe₁₀、材料B(▲)はFe₅₀Co₅₀、材料C(◆)は(Fe₅₀Co₅₀/Cu)_n積層材料である。材料をCo₉₀Fe₁₀からFe₅₀Co₅₀に変えることで*AΔR*、特に切片が増加し、さらに(Fe₅₀Co₅₀/Cu)_n積層にすることで、*AΔR*はさらに増大し、膜厚依存性が顕著となる。このFe₅₀Co₅₀による切片の増加は、スピン依存界面散乱の増大を、(Fe₅₀Co₅₀/Cu)_n積層による顕著な膜厚依存性は、スピン依存バルク散乱の増大を示唆するものである。ちなみに、ピン層およびフリー層膜厚がともに7 nmのシングルスピンバルブのMR比と*AΔR*は、材料Aが0.8%と1 mΩμm²、材料Bは1.3%と1.5 mΩμm²、材料Cは2.5%と2.5 mΩμm²となり、材料Cのデュアルスピンバルブ薄膜の*AΔR*は5.2 mΩμm²に達し、そのMR比は4.3%となった⁷⁾。

この*AΔR*およびMR比の増大について、Valet-Fertモデル¹⁸⁾を用いて簡単な解析を行い、各々の材料のスピン依存バルク散乱係数(β)とスピン依存界面散乱係数(γ)を求めた(Table 1)⁷⁾。ここではピン層、ピン層とスペーサCu層の界面、スペーサ層、スペーサ層とフリー層の界面、フリー層、フリー層とスピンフィルタCu層の界面、スピンフィルタCu層の抵抗だけを考慮し、このときのピン層磁

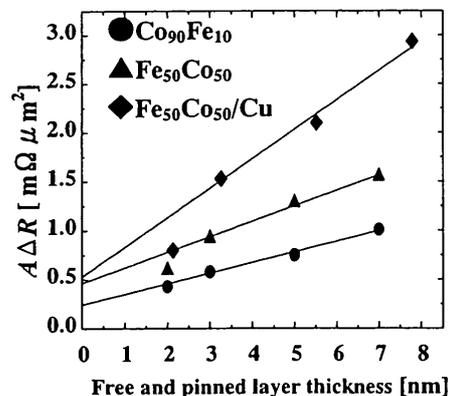


Fig. 5 Free and pinned layer thickness dependence of the *AΔR*. Filled symbols denote experimental data and solid lines denote the results of a least-square fit by Eq. (3).⁷⁾

Table 1 Spin asymmetry parameters β and γ ⁷⁾

	Free and pinned layer material		
	Co ₉₀ Fe ₁₀	Fe ₅₀ Co ₅₀	Fe ₅₀ Co ₅₀ /Cu
β (bulk)	0.55	0.62	0.77
γ (interface)	0.62	0.72	0.72

化とフリー層磁化が反平行状態の抵抗 AR^{AP} と平行状態の抵抗 AR^P をそれぞれ、

$$\frac{1}{AR^{AP}} = \frac{1}{4\rho_{FM}^* t_{FM} + 2\rho_{Cu}(t_{Spacer} + t_{Filter}) + 2AR_{FM/Cu}^*(3-\gamma)} + \frac{1}{4\rho_{FM}^* t_{FM} + 2\rho_{Cu}(t_{Spacer} + t_{Filter}) + 2AR_{FM/Cu}^*(3+\gamma)} \quad (1)$$

$$\frac{1}{AR^P} = \frac{1}{4\rho_{FM}^*(1-\beta)t_{FM} + 2\rho_{Cu}(t_{Spacer} + t_{Filter}) + 6AR_{FM/Cu}^*(1-\gamma)} + \frac{1}{4\rho_{FM}^*(1+\beta)t_{FM} + 2\rho_{Cu}(t_{Spacer} + t_{Filter}) + 6AR_{FM/Cu}^*(1+\gamma)} \quad (2)$$

とした。ここに、 $\rho_{FM}^* = (\rho_{FM}^{\uparrow} + \rho_{FM}^{\downarrow})/4 = \rho_{FM}/(1-\beta^2)$ 、 $AR_{FM/Cu}^* = (AR_{FM/Cu}^{\uparrow} + AR_{FM/Cu}^{\downarrow})/4 = AR_{FM/Cu}/(1-\gamma^2)$ と定義され、 ρ_{FM} は材料 A, B, C の比抵抗、 ρ_{Cu} は Cu の比抵抗、 $AR_{FM/Cu}$ は Cu と各材料の界面抵抗、 β は各材料のスピニ依存バルク散乱係数、 γ は Cu と各材料の界面におけるスピニ依存散乱係数である。また、 t_{FM} は材料 A, B, C の各膜厚、 t_{Spacer} と t_{Filter} はそれぞれスペーサ Cu 層とスピニフィルタ Cu 層の膜厚であり、非磁性層の膜厚を $t_{Spacer} + t_{Filter} = t_{Cu}$ とまとめ、 $A\Delta R = AR^{AP} - AR^P$ を整理すると、

$$A\Delta R = \frac{(2\beta\rho_{FM}^* t_{FM} + 3\gamma AR_{FM/Cu}^*)^2 - (\gamma AR_{FM/Cu}^*)^2}{2\rho_{FM}^* t_{FM} + \rho_{Cu} t_{Cu} + 3AR_{FM/Cu}^*} \quad (3)$$

となる。

スピニ依存界面散乱係数 (γ) を 0.7 に固定して、スピニ依存バルク散乱係数 (β) のみを変えたときの、 $A\Delta R$ の β 依存性は、 β が 0.7 以上で $A\Delta R$ が急激に増加する関数となっており、ここで見られた $A\Delta R$ の顕著な増大は、 β が

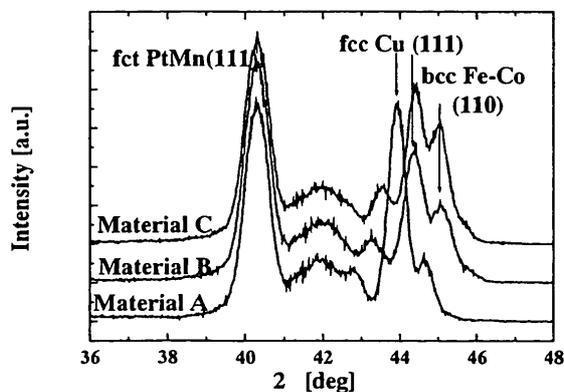


Fig. 6 X-ray diffraction profiles of singlespinvalves with 7 nm free and pinned layers.⁷⁾

$Co_{90}Fe_{10}$ の 0.55 から $(Fe_{50}Co_{50}/Cu)_n$ 積層の 0.77 へと増加したことに起因しているものである。

このような $Fe_{50}Co_{50}$ および $(Fe_{50}Co_{50}/Cu)_n$ 積層でのスピニ依存バルク散乱の増大が何によるものかを調べた。 $Fe_{50}Co_{50}$ は結晶構造として体心立方晶 (bcc) が安定な組成である。Fig. 6 に、簡易素子と同時に作製したスピニバルブ薄膜の X 線回折プロファイルを示す。いずれもピン層とフリー層が 7 nm のシングルスピニバルブ薄膜で、材料をそれぞれ A, B, C と変えたものである。 $Co_{90}Fe_{10}$ (材料 A) では面心立方晶 (fcc) である Cu と $Co_{90}Fe_{10}$ の (111) 回折ピークのみが観測されるのに対し、材料 B と C ではこのピーク強度が減少し、それに代わって bccFeCo の (110) ピークが現れることから、材料 B と C は、ピン層とフリー層のみが bcc 構造をとり、(110) に優先配向しているものと考えられる。このような結晶構造の違いが、スピニ依存バルク散乱を増大させる原因の一つである。

また、0.13 nm の Cu を挿入した $Fe_{50}Co_{50}$ では、Cu は通常 Fe にも Co にも固溶しない系であるが、1 原子層にも満たない厚さの Cu を挿入した場合には、どのような状態をとるか明確ではない。そこで、スピニ依存バルク散乱を増大させている極薄の Cu が、 $Fe_{50}Co_{50}$ 中にどのような状態で存在しているかを X 線吸収スペクトル測定にて調べた。比較のために二つのモデル試料を作製した。一つは、 $Fe_{50}Co_{50}$ 中に Cu を 0.13 nm 挿入した試料 C で、参照試料は、挿入 Cu を 1 nm とした試料である。Cu が 1 nm の厚さをもてば連続膜として存在し、結晶構造としては fcc をとることが期待される。これらの試料について、Cu-K と Co-K の吸収端近傍スペクトルを比較した。Fig. 7 は材料 C と参照試料における、Cu-K 吸収端近傍および Co-K

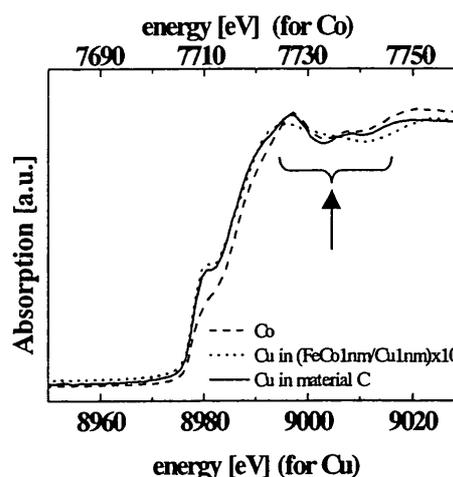


Fig. 7 X-ray absorption spectra of Cu and Co near the Cu and Co-K-edge are shown, respectively. The solid line denotes the spectrum of Cu in material C, the dotted line denotes that of Cu in $[Fe_{50}Co_{50}(1\text{ nm})/Cu(1\text{ nm})] \times 10$, and the broken line denotes that of Co in material C.

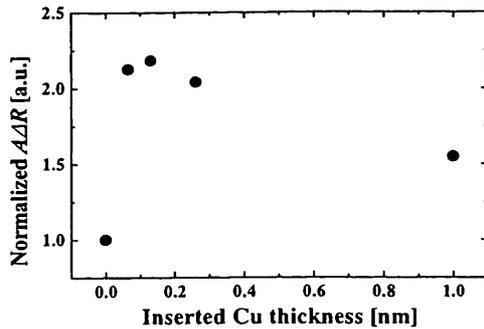


Fig. 8 Cu thickness dependence of $A\Delta R$.

吸収端近傍の構造 (XANES) のスペクトルである。実線が材料 C の Cu, 破線が材料 C の Co, 点線が参照試料の Cu のプロファイルを示す。Co- K 吸収端は約 7.7 keV であるが, スペクトルを比較しやすいように吸収端を Cu の約 8.9 keV に合わせて示してある。参照試料中の Cu のスペクトルは, 典型的な fccCu の吸収スペクトル¹⁹⁾ と同じ周期で振動している。これに対し, 実線で示した材料 C における Cu のスペクトルは, 図中に矢印で示した辺りから明らかに形状が異なっている。これより, 材料 C における Cu 原子は, 参照試料中の Cu よりも Co 原子に近い X 線吸収スペクトルを示すことがわかり, 極薄の Cu は, bcc の $Fe_{50}Co_{50}$ 中に強制固溶していることを示唆する結果となった。

これは, $(Fe_{50}Co_{50}/Cu)_n$ 積層材料では, 先に述べた Fe などへの Cu 不純物導入によりダウンスピン電子の抵抗が増加する現象と関係しているものと考えて良い。まだ半ばではあるが, バンド計算からも bccFeCo 原子面に Cu 原子を強制固溶させた擬似的固溶層の挿入により, スピン分極よりは, アップスピン電子とダウンスピン電子のフェルミ速度の差が大きくなるとの結果も得られており, 今後の詳細な研究に期待がもたれる。

Fig. 8 に, $Fe_{50}Co_{50}$ に挿入された Cu 膜厚と $A\Delta R$ の関係を示す。この結果, Cu が $Fe_{50}Co_{50}$ 層と界面で強制固溶している極薄の場合に比べ, Cu が fcc の単層膜として存在する 1 nm の場合には $A\Delta R$ の増加が小さいことがわかった。したがって, 材料 C におけるスピン依存バルク散乱の増大は, Cu の不純物効果であると考えている。

4. スパース NOL を用いた電流狭窄型 CPP-GMR⁸⁾

先に述べた $(Fe_{50}Co_{50}/Cu)_n$ 積層のような新たな構成金属材料による CPP-GMR 薄膜の性能向上のほかに, 薄膜面に垂直に通す電流の流れを制御し, スピン散乱ユニットでの高い GMR を効率良く引き出す検討がなされており, 電流狭窄型と呼ばれている。しかしながら, このような考えは議論されているものの, この電流狭窄による MR 比および $A\Delta R$ の増大を明確に確認した例はなかった。筆者ら

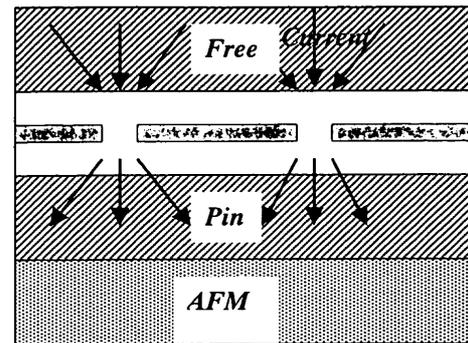


Fig. 9 Spin-valve structure of CCP-CPP-GMR film with spacer NOL.

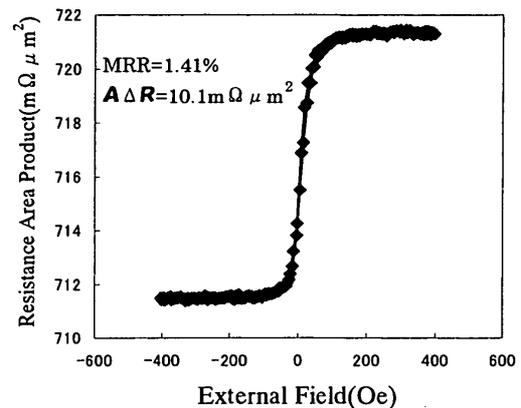


Fig.10 $AR-H$ curve of CoFe/Cu CPP-GMR with spacer NOL.⁸⁾

は, このような電流狭窄の原理確認には, スピン散乱ユニットのセンターにあるスペーサに NOL を挿入したスペーサ NOL 構造での実験検証に意味があると考え, Fig. 9 のような構造の CoFe/Cu スピンバルブ薄膜を作製し, CPP-GMR 特性を調べた。

NOL 材料, スペーサ材料の工夫は必要であるが, 4.2 K からの電気抵抗の温度変化が金属伝導を示し, NOL に金属伝導を示す導電ホールがきちんと形成された CCP (Confined-Current-Path: 電流狭窄) 型の CPP-GMR を作製することに成功した。導電ホールの導電率により, AR および MR 比が変わるが, CoFe/Cu のようなコンベンショナルな材料でも, $200 \text{ m}\Omega \mu\text{m}^2 \sim 800 \text{ m}\Omega \mu\text{m}^2$ の AR において, 1.5~3% の MR 比と $10 \sim 15 \text{ m}\Omega \mu\text{m}^2$ の $A\Delta R$ が得られ, 通常の CoFe/Cu CPP-GMR に比べて, 2~4 倍の GMR の増大, 20~30 倍の $A\Delta R$ の増大が観測された。これは, 初めて CCP 効果を実験で確認したものである。このような構造面からのアプローチは, NOL 形成プロセスを含めてまだ道半ばにあるが, 導電ホールの制御性が高まれば, $500 \text{ m}\Omega \mu\text{m}^2$ の AR で 5% の MR 比, $25 \text{ m}\Omega \mu\text{m}^2$ の $A\Delta R$ を実現することはさほど困難なことではないと考えている。Fig. 10 に, その一例を示す。スペーサに NOL を挿入していることから, フリー層の軟磁気特性, ピン層

の交換結合特性は安定した特性を示す。

5. おわりに

これまでの CIP-GMR, TMR で 200 Gbit/inch² 以上の高面記録密度を磁気記録で実現することの難しさと CPP-GMR への期待を述べた。CIP-GMR でよく使われている CoFe を用いた CPP-GMR の MR 比と $A\Delta R$ を飛躍的に向上させる方法として、(Fe₅₀Co₅₀/Cu)_n 積層のような新たな考えの構成金属材料によるスピン依存散乱の増大と CPP-GMR の特徴を活かした電流狭窄型 (CCP) スピンバルブ構造による MR 比および $A\Delta R$ の増大を示した。いずれも筆者らが初めて見出したか、効果を確認したものである。200 Gbit/inch² の実現に向けては、薄膜性能をさらに高めていく必要があるが、1.5~5% の MR 比、5~15 mΩμm² の $A\Delta R$ がすでに得られており、同時に示した性能目標に後一步のところまできている。実用化には性能の向上に加えて、熱的、電氣的信頼性の理解など多くの課題を克服していく必要があるが、CPP-GMR は本稿でも触れたような新たなスピン物理も含んでおり、興味深い。今後さらに研究が活発に行われ、物理の理解も深まることを期待する。

参考文献

- 1) H. Fukuzawa, H. Iwasaki, Y. Kamiguchi, K. Koi, and M. Sahashi: *J. Appl. Phys.*, **89**, 5581 (2001).
- 2) H. Fukuzawa, K. Koi, H. Tomita, H. N. Fuke, Y. Kamiguchi, H. Iwasaki, and M. Sahashi: *J. Magn. Magn. Mat.*, **235**, 208 (2001).
- 3) Y. Kamiguchi, H. Yuasa, H. Fukuzawa, K. Koi, H. Iwasaki, and M. Sahashi: Digests of INTERMAG 99, DB-01.
- 4) K. Nagasaka, K. Seyama, Y. Shimizu, and A. Tanaka: *J.*

- Magn. Soc. Jpn.*, **25**, 807 (2001).
- 5) K. Nagasaka, Y. Seyama, L. Varga, Y. Shimizu, and A. Tanaka: *J. Appl. Phys.*, **89**, 6943 (2001).
- 6) M. Yoshikawa, M. Takagishi, H. Yuasa, K. Koi, H. Iwasaki, and M. Sahashi: TMRC2001.
- 7) H. Yuasa, M. Yoshikawa, Y. Kamiguchi, K. Koi, H. Iwasaki, M. Takagishi, and M. Sahashi: to be published (*J. Appl. Phys.*)
- 8) M. Takagishi, K. Koi, M. Yoshikawa, T. Funayama, H. Iwasaki, and M. Sahashi: Digests of INTERMAG2002, CA-02.
- 9) M. A. M. Gijs, S. K. J. Lenczowski, and J. B. Giesbers: *Phys. Rev. Lett.*, **70**, 3343 (1993).
- 10) M. A. M. Gijs, M. T. Johnson, A. Reinders, P. E. Huisman, R. J. M. van de Veerdonk, S. K. J. Lenczowski, and R. M. J. van Gansewinkel: *Appl. Phys. Lett.*, **66**, 1839 (1995).
- 11) P. M. Levy, S. Zhang, T. Ono, and T. Shinjo: *Phys. Rev. B*, **52**, 16049 (1995).
- 12) A. Vedyayev, M. Chshiev, N. Ryzhanova, B. Dieny, C. Cowache, and F. Brouers: *J. Magn. Magn. Mat.*, **172**, 53 (1997).
- 13) U. Hartmann: Magnetic Multilayers and Giant Magnetoresistance, p. 95 (Springer Series in Surface Sciences), ed. by G. Ertl, R. Gomer, H. Luth and D. L. Mills (New York, 1999).
- 14) J. Durand and F. Gautier: *J. Phys. Chem. Solids*, **31**, 2773 (1970).
- 15) J. W. F. Dorleijn and A. R. Miedema: *J. Phys. F: Met. Phys.*, **5**, 487 (1975).
- 16) A. Fert and I. A. Campbell: *J. Phys. F: Met. Phys.*, **6**, 849 (1976).
- 17) I. Mertig: *Rep. Prog. Phys.*, **62**, 237 (1999).
- 18) T. Valet and A. Fert: *Phys. Rev. B*, **48**, 7099 (1993).
- 19) See, for example, M. Jaouen, J. Pacaud, and C. Jaouen: *Phys. Rev. B*, **64**, 144106 (2001).

(2002年7月10日受理)



佐橋政司 さはし まさし
昭49 名古屋大学大学院工学研究科修士課程修了, 同年 東京芝浦電気(株)総合研究所に勤務. 平11 (株)東芝, 研究開発センター技監, 現在に至る.
専門 磁性材料, 磁気デバイス, 磁気記録



湯浅裕美 ゆあさ ひろみ
平10 慶應義塾大学大学院理工学研究科修士課程修了, 同年 (株)東芝 研究開発センター勤務, 現在に至る.
専門 磁性材料, 磁気記録



岩崎仁志 いわさき ひとし
昭56 東京工業大学金属工学専攻修士課程修了, 同年 東京芝浦電気(株)総合研究所に入社, 平7 (株)東芝, 研究開発センター, 主任研究員, 現在に至る.
専門 磁性材料および磁気ヘッド



船山知巳 ふなやま ともみ
昭62 京都大学理学部物理系卒業, 同年 (株)東芝に勤務, 平3 同総合研究所(現研究開発センター)研究主務, 現在に至る.
専門 磁性材料, 磁気デバイス, 磁気記録



高岸雅幸 たかぎし まさゆき
昭63 大阪大学大学院理学研究科修士課程修了, 同年 住友金属工業尼崎総合研究所勤務, 平14 東芝 研究開発センター主任研究員, 現在に至る.
専門 シミュレーション, 磁気記録, 磁気デバイス



吉川将寿 よしかわ まさとし
平8 大阪大学大学院工学研究科修士修了, 同年 東芝 研究開発センター勤務, 現在に至る.
専門 磁気デバイス, 磁性材料, 磁気記録