

トピックス

GMR/TMR 膜作製における膜表面処理技術

Surface Treatment Techniques in Fabrication of GMR and TMR Films

恒川孝二・長井基将・小須田 求・ダビッド ジャヤプラウイラ・渡辺直樹 アネルバ株式会社
K. Tsunekawa, M. Nagai, M. Kosuda, D. D. Djayaprawira, and N. Watanabe, ANELVA Corporation

This paper describes surface treatment techniques, such as plasma treatment and oxygen exposure, for preparation of GMR and TMR films. We found that when an oxygen exposure process is applied on a Cu spacer layer in GMR film, the magnetoresistance *MR* ratio and interlayer coupling field are improved from 15.4% to 16.3% and from -5 Oe to -13 Oe, respectively. In TMR film, both plasma treatment and oxygen exposure processes improve the *MR* ratio from 6.8% to more than 27% while slightly increasing the resistance area product *RA* from $3.2 \Omega \cdot \mu\text{m}^2$ to about $8.0 \Omega \cdot \mu\text{m}^2$. We also found that the interlayer coupling field was reduced from about 90 Oe to less than 35 Oe. A surface morphology study using AFM showed that a plasma treatment process applied before Al film deposition reduces the surface roughness of the Al-oxide barrier layer. We suggest that this is the dominant factor in the origin of *MR* ratio improvement and interlayer coupling field reduction in TMR film. The above results show that the plasma treatment and oxygen exposure techniques are effective in improving the performance of GMR and TMR films.

Key words: GMR film, TMR film, interlayer coupling, surface treatment, plasma treatment, oxygen exposure

1. はじめに

Spin-valve構造のGMR(giant magneto-resistance)膜¹⁾はHDD(hard disk drive)の再生素子として1998年に実用化されて以来、HDDの記録密度の向上に大きな役割を果たしてきた。一方、TMR(tunnel magneto-resistance)膜^{2), 3)}はGMR膜に置き換わる次世代の再生素子として注目されており、またMRAM^{4), 5)}(magnetic random access memory)への応用にも大きな期待が寄せられている。これらGMR膜およびTMR膜は数nmオーダーの極薄膜を積層した磁性多層膜であり、積層界面における磁気的な交換結合やスピン依存伝導を利用した高機能素子である。そのため試料作製時においては極薄膜の膜厚制御のみならず界面の制御も十分に考慮しなければならない。従来の半導体/電子デバイスにおける多層膜作製プロセスでは、薄くともせいぜい数十nm程度の膜を単純に1層1層積み重ねるように作製する方法が一般的であり、積層界面を制御するということはほとんどなかった。また初

期のGMR膜もそのような方法で作製されていた。しかしながらHDDの記録密度が飛躍的に上昇した近年においては従来の作製方法のままではさらなるGMR特性の向上は難しくなり、積層界面を制御する技術が必要となってきた。そして次世代のTMR膜の作製においては、この界面制御技術がTMRヘッドやMRAM実現のカギを握っているとも言えよう。本稿では、GMR/TMR膜の界面制御となる表面処理技術について磁気と伝導特性を中心に紹介する。

2. 界面粗さと Interlayer Coupling

GMR/TMR膜は実用的には10層以上の多層膜であるが、GMR/TMR効果を発現するのは磁性層(ピン層)/非磁性層/磁性層(フリー層)の3層構造の部分である。ここ

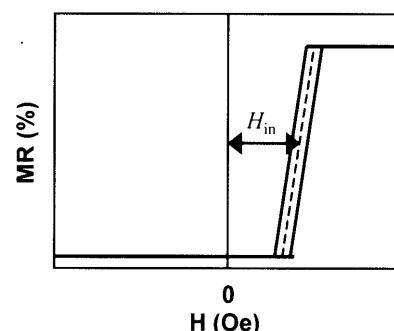


Fig. 1 Interlayer coupling field H_{in} is defined as the shift of the *MR* hysteresis curve.

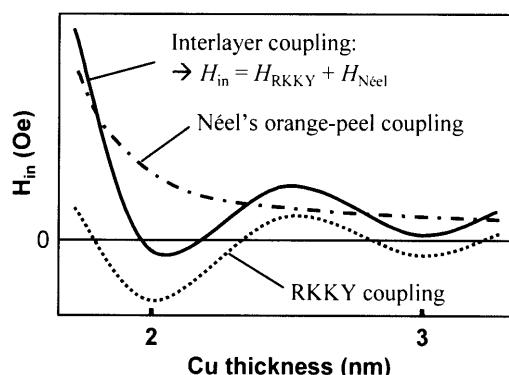


Fig. 2 H_{in} as a function of Cu layer thickness for spin-valve GMR film.

で非磁性層が Cu である場合は GMR 効果を、酸化 Al のような絶縁層である場合は TMR 効果を発現する。非磁性層の膜厚は Cu で 2~3 nm, 酸化 Al で 1~1.5 nm である。GMR/TMR 多層膜において重要な膜特性は GMR/TMR 効果の高抵抗と低抵抗の比率 (MR 比) であるが、磁気ヘッドや MRAM への応用を考えた場合それ以外の膜特性も考慮しなければならない。その中に interlayer coupling (H_{in}) という膜特性がある。 H_{in} は非磁性層を介してピン層とフリー層の間に作用する磁気的な結合である。視覚的には Fig. 1 に示すように印加磁界と膜の抵抗との関係を示す MR 曲線においてヒステリシスのゼロ磁界からシフトとして現れる。GMR 膜では Cu 層が薄くなるほど高い MR 比が得られるが、Cu 層を薄くしていくと H_{in} が増大するというトレードオフ問題がある⁶⁾。磁気ヘッドへの応用を考えた場合、 H_{in} は -10 Oe から +10 Oe の範囲に入っているなければならない。つまり Cu 層を薄くして高 MR 比を得ようとするとき、いかにして H_{in} の増大を抑えるかがポイントとなる。

H_{in} は大きく分けると二つの起源によって発生している。一つは RKKY (Ruderman-Kittel-Kasuya-Yosida) coupling と言われ、ピン層とフリー層の相対的な磁化方向が Cu 層厚に対して周期的に平行/反平行状態をとり、その結合磁界は Cu 層厚が厚くなるにつれて減衰する。もう一つは、Néel's orange-peel coupling と言われ、ピン層とフリー層の相対的な磁化方向が平行になるように強磁的に結合し、その結合磁界は Cu 層厚が厚くなるにつれて単調に減少する。そして実際に観測される H_{in} は Fig. 2 に示すように RKKY coupling と Néel's orange-peel coupling の和として現れる。つまり Cu 層厚を薄くしていくときに生じる H_{in} の増大を抑えるためには、Néel's orange-peel coupling を小さくすることを考えればよい。Néel's orange-peel coupling の発生メカニズムは Néel model よりて説明されている^{7), 8)}。Néel model によると強磁性層と非磁性層の界面粗さが大きい場合、Fig. 3 に示すように界面のうねりの山に磁極が生じるためにピン層/非磁性層界面と非磁性層/フリー層界面が強磁的に結合する。ここで Néel's orange-peel coupling の結合のエネルギーを J 、うねりの振幅を h 、うねりの波長を λ 、二つの磁性層間の距離 (= 非磁性層の膜厚) を t 、二つの磁性層 (ピ

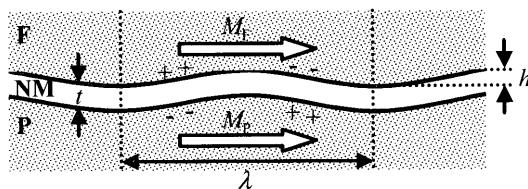


Fig. 3 Schematic diagram of the Néel model for magnetic pinned layer (P)/non-magnetic layer (NM)/magnetic free layer (F).

ン層とフリー層) の磁化をそれぞれ M_P, M_F とすると、結合エネルギーと界面粗さとの関係は次式のように表される。

$$J = \pi^2 h^2 \mu_0 M_F M_P / (\sqrt{2} \lambda) \exp(-2\pi\sqrt{2}t/\lambda)$$

この式からわかるることは Néel's orange-peel coupling の結合エネルギーの大きさはうねりの振幅 h の 2 乗に比例しているということである。つまり界面が粗いほど結合エネルギーは大きくなるのである。このことから Néel's orange-peel coupling を低減するためにはサブナノメートルオーダーで極めて平坦な膜を作製することが必要とされる。

3. GMR 膜作製における酸素暴露プロセスの効果

Spin-valve 構造の GMR 膜は 1991 年に IBM のグループによって発表されて以来¹⁾、材料や積層構造、成膜プロセスの最適化によって目覚しい進歩を遂げてきた。とりわけ CoFe 磁性層⁹⁾、Ru を介した積層フェリマグネット¹⁰⁾、NiFeCr シード層¹¹⁾の三つは現在の GMR ヘッドには欠か

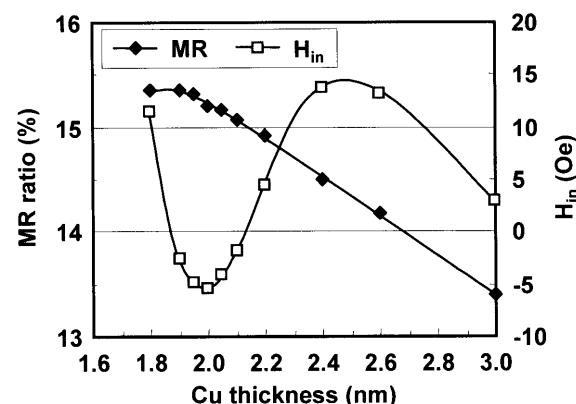


Fig. 4 Magnetoresistance MR ratio and interlayer coupling field H_{in} as a function of Cu thickness for spin-valves with a structure of NiFeCr (4 nm)/PtMn (14 nm)/CoFe (1.8 nm)/Ru (0.9 nm)/CoFe (2.2 nm)/Cu (2 nm)/CoFe (1.3 nm)/NiFe (2.5 nm)/Cu (0.6 nm)/Ta (3 nm).

Ta (3 nm)
Cu (0.6 nm)
NiFe (2.5 nm)
CoFe (1.3 nm)
Cu (2 nm)
CoFe (1.6 nm)
CoFe (0.6 nm)
Ru (0.9 nm)
CoFe (1.8 nm)
PtMn (12 nm)
NiFeCr (4 nm)

- ← on Cu spacer layer
- ← on CoFe reference layer
- ← in CoFe reference layer
- ← on Ru spacer layer

Fig. 5 Schematic diagram of the GMR stack and the film surfaces exposed to a low-pressure oxygen atmosphere in this experiment.

せない技術である。そしてこれらの技術の組合せによって Fig. 4 に示すように最近では実用レベルのものでも MR 比がゆうに 15% を超えるようになった。しかしながら HDD のさらなる高密度化への要請に対してより高い MR 比が求められている。MR 比を上げるためにバブル中および界面における伝導電子の diffusive な散乱を抑制し、ピン層とフリー層の磁化が平行状態であるときの mean free path をできるだけ長くすることにある。その代表的な例として NOL (nano oxide layer) のスペキュラー効果による MR 比の向上が数多く発表されているが^{[12], [13]}、磁性層中に酸化物層を使用することによるデメリットもあり実用化への課題は少なくない。

一方、筆者らは膜表面を極低圧酸素雰囲気に暴露することによって MR 比の向上を試みた。酸素暴露による MR 比の向上や H_{in} の低減は過去にも何件か報告例^{[14], [15]}がありその効果はすでに実証されているが、筆者らの実験例ではより実用的な spin-valve 膜構成を使用している点と、実際に生産ラインで稼動している装置と同じものを使用しているという点が他の例と異なる。本実験で使用した spin-valve の膜構成は Fig. 5 に示すように熱酸化膜付き Si 基板/NiFeCr (4 nm)/PtMn (12 nm)/CoFe (1.8 nm)/Ru (0.9 nm)/CoFe (2.2 nm)/Cu (2 nm)/CoFe (1.3 nm)/NiFe (2.5 nm)/Cu (0.6 nm)/Ta (3 nm) である。酸素暴露を行った膜表面は 1) Ru 上、2) reference layer (RL) の CoFe (2.2 nm) の成膜を 0.6 nm と 1.6 nm の 2 回に分けたときの CoFe (0.6 nm) 表面上、3) RL の CoFe (2.2 nm) の成膜を 1 回で行ったときの CoFe (2.2 nm) 表面上、4) spacer layer の Cu (2 nm) 上の 4 条件について調べた。成膜はアネルバの磁気ヘッド/MRAM 用スペッタ装置「C-7100」を使用した。成膜前の到達真空度は 5×10^{-7} Pa 以下、成膜方法は DC マグネットロンスペッタ法を用い、成膜中のガス圧は 0.02~0.03 Pa である。酸素暴露プロセスは成膜チャンバーとは別の真空チャンバー内で行った。このチャンバーの到達真空度は 2×10^{-6} Pa 以下で、酸素暴露プロセス時には 0.02 sccm の酸素ガスを導入し圧力を 2.6×10^{-5} Pa に維持した。成膜後には 8 kOe の高磁界を印加しながら 300°C で 4 時間の真空中熱処理を行った。GMR の測定は直流四端子法で ± 2 kOe の高磁界測定と ± 5 Oe の低磁界測定を各試料について行った。

Fig. 6~8 はそれぞれ MR 比、 H_{in} 、シート抵抗 R_s の酸素暴露時間（暴露量）依存性を示している。酸素暴露を施さないリファレンス試料では 15.4% の MR 比と -5 Oe の H_{in} が得られている。Ru 上に酸素暴露した試料の場合、60 秒 (12 Langmuir^{*1}) の暴露で MR 比が 15.8% まで上昇したがそれ以上暴露すると MR 比は単調に減少した。 H_{in} と R_s は酸素暴露時間とともに増大しているので膜が平坦化し

*1 1.3×10^{-4} Pa の真空雰囲気に基板を 1 秒間暴露したときの暴露量を 1 Langmuir と定義する。

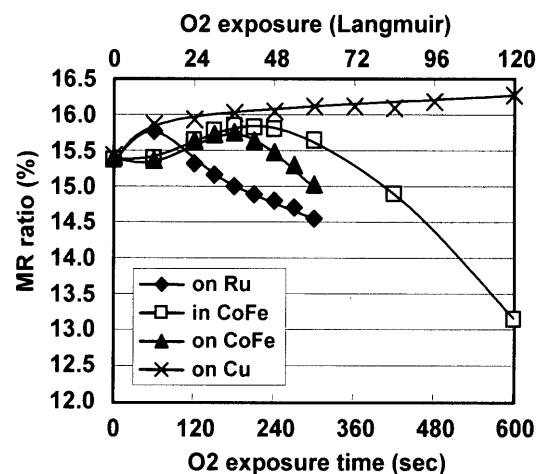


Fig. 6 Magnetoresistance MR ratio as a function of oxygen exposure time for spin-valves with various surfaces exposed to oxygen.

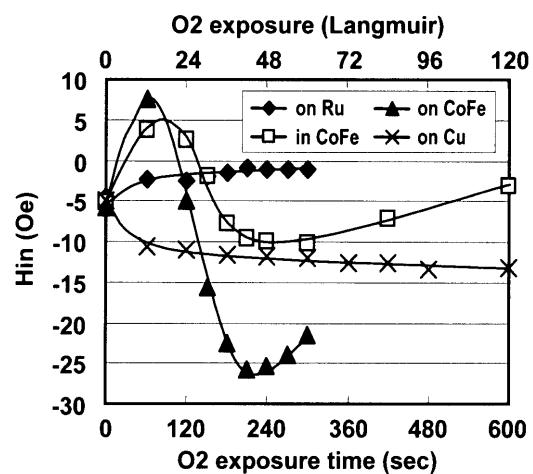


Fig. 7 Interlayer coupling field H_{in} as a function of oxygen exposure time for spin-valves with various surfaces exposed to oxygen.

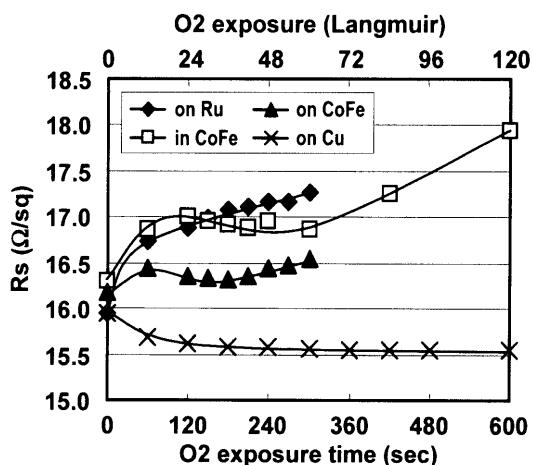


Fig. 8 Sheet resistance R_s as a function of oxygen exposure time for spin-valves with various surfaces exposed to oxygen.

たとは考えにくい。CoFe RL 中、CoFe RL 上を暴露したものはそれぞれ 210 秒、180 秒で *MR* 比が最大値に達し、その値は 15.8%、15.7% であった。それ以上暴露すると *MR* 比は単調に減少した。これは過剰な酸素暴露により CoFe 層の酸化が進行したためと思われる。*R* は酸素暴露により上昇するが、*MR* 比が最大となるところで減少していることからこの *MR* 比の増加は Specular 効果によるものと思われる。また H_{in} の挙動もほぼ *MR* 比の挙動とリンクしており、*MR* 比が最大となるところで H_{in} は最小となる。これはつまり酸素暴露によって膜の成長モードが 2 次元的になり平坦な膜が得られていると推察できる。とりわけ 3 次元的な島状成長の傾向が強い Cu の成膜直前の酸素暴露（すなわち CoFe RL 上の暴露）においてその効果が顕著に現れており、 H_{in} は -25 Oe 以上の非常に大きな負の値を示した。一方、Cu 表面の酸素暴露については最大 600 秒までの暴露に対して *MR* 比は緩やかに上昇し続け 16.3% にまで達した。*R* と H_{in} はともに暴露時間に対して緩やかに減少する挙動を示した。これは Cu 層と CoFe 層の界面に存在する酸素が Cu 層と CoFe 層のミキシングを抑制し、diffusive な散乱の原因となる界面ミキシング層を薄くしているためと考えられる。

4. TMR 膜作製におけるプラズマトリートメントと酸素暴露の効果

TMR 膜はその高い *MR* 比から MRAM や次世代の磁気ヘッド¹⁶⁾への応用が期待されている。しかしながらそれら実デバイスへ応用するにあたり克服しなければならない課題がいくつかある。その一つとしてピン層とフリー層の間に作用する H_{in} をできるだけ低く抑えることが要求される。とりわけ磁気ヘッドのように bias point を電流磁界で調整することができない MRAM では素子自身の H_{in} をゼロにすることが望ましい。したがって TMR 膜においてもやはり H_{in} を下げるための膜表面処理が必要となる。以下に TMR 膜の *MR* 比向上および H_{in} 低減のための手法としてのプラズマトリートメント¹⁷⁾ (PT) と酸素暴露について紹介する。

PT は元々 GMR 膜の H_{in} 低減を目的として筆者らが独自に開発した表面処理手法である。プロセスとしては低圧 Ar 霧囲気において基板に RF バイアスを印加して行う逆スパッタエッチであるが、従来の基板表面クリーニングに用いられる逆スパッタエッチに比べると投入する Power が 1 衍以上低い。従来の基板クリーニングプロセスでは基板表面の不純物を除去し、なおかつ清浄な表面を出すために積極的に表面層を削り取っていた。一方、PT は成膜直後の清浄な金属膜表面に対して行うプロセスであるので清浄表面を出すという目的ではなく膜表面を削り取る必要はない。むしろ膜表面を削らない程度のソフトな Ar イオン衝撃が膜表面にエネルギーを与えることによって表面改質を

行うことが目的である。

本実験で使用した TMR 膜の膜構成は熱酸化膜付き Si 基板/Ta (5 nm)/CuN (20 nm)/Ta (3 nm)/PtMn (15 nm)/CoFe (2.5 nm)/Ru (0.85 nm)/CoFe (2.5 nm)/PT or 酸素暴露/Al (0.56 nm)/Radical Oxidation (35 s)/CoFeB (3 nm)/Ta (5 nm)/Cu (20 nm)/Ta (5 nm)/Ru (7 nm) である。PT と酸素暴露はいずれも Al 層を成膜する前の CoFe RL 上に対して行い、それぞれ処理時間依存性を調べた。酸素暴露の圧力は GMR 膜で使用した条件と同じ 2.6×10^{-5} Pa を使用した。成膜後には 8 kOe の高磁界を印加しながら 270°C で 5 時間の真空中熱処理を行った。TMR 膜の *MR* 比と *RA* (素子抵抗とサイズの積) の測定は CIPT¹⁸⁾ (current-in-plane tunneling) 法を用いた。 H_{in} は MOKE を用いて測定した。

Fig. 9 と Fig. 10 はそれぞれ *MR* 比と *RA* の PT 処理

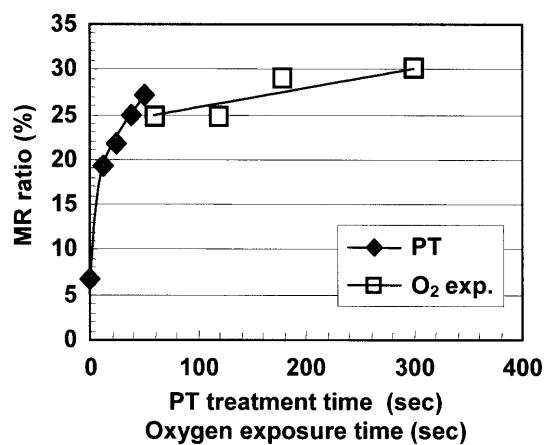


Fig. 9 *MR* ratio as a function of treatment time for plasma treatment (PT) and oxygen exposure time (O_2 exp.) for TMR films with surface treatment of the CoFe reference layer.

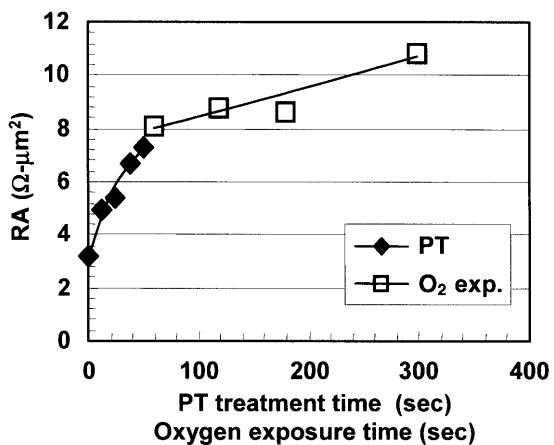


Fig. 10 Resistance area product *RA* as a function of treatment time for plasma treatment (PT) and oxygen exposure time (O_2 exp.) for TMR films with surface treatment of the CoFe reference layer.

時間および酸素暴露時間依存性を示している。表面処理を施さない膜では $RA = 3.2 \Omega\text{-}\mu\text{m}^2$ で 6.8% の MR 比を示した。それに対して CoFe RL 上に PT を行うと、PT 処理時間とともに MR 比、 RA ともに急激に上昇し、50 秒処理後には $RA = 7.3 \Omega\text{-}\mu\text{m}^2$ において 27.1% の MR 比を得た。一方、酸素暴露については、酸素暴露を行うことにより MR 比、 RA ともに一気に上昇し、60 秒間の暴露で $RA = 8.0 \Omega\text{-}\mu\text{m}^2$, MR 比 = 24.7% を得た。その後、暴露時間とともに MR 比と RA は緩やか上昇し、300 秒間の処理で $RA = 10.7 \Omega\text{-}\mu\text{m}^2$, MR 比 = 31.7% に達した。PT と酸素暴露の特性の違いをより明らかにするために RA と MR 比の関係をグラフ化した (Fig. 11)。Fig. 11 によると酸素暴露の方が PT に比べてわずかながら高い MR 比が得られやすいが、 RA も高くなることがわかった。逆に PT では低 RA を得ることができるので、 $10 \Omega\text{-}\mu\text{m}^2$ 以下の低 RA が要求される磁気ヘッド用途には適していると言える。Fig. 12 は H_{in} の PT 処理時間および酸素暴露時間依存性を示している。表面処理なしの膜では H_{in} は 89.4 Oe と非常に高い

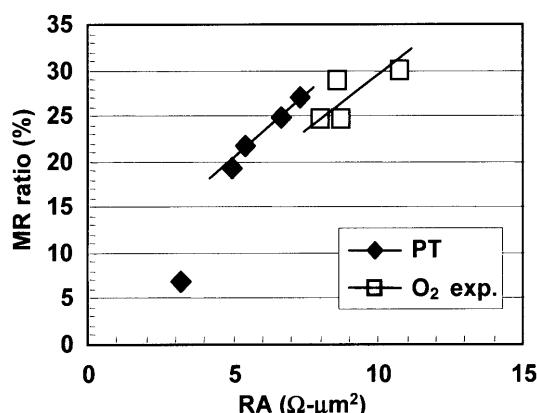


Fig. 11 MR vs. RA for the TMR films with surface treatment of the CoFe reference layer.

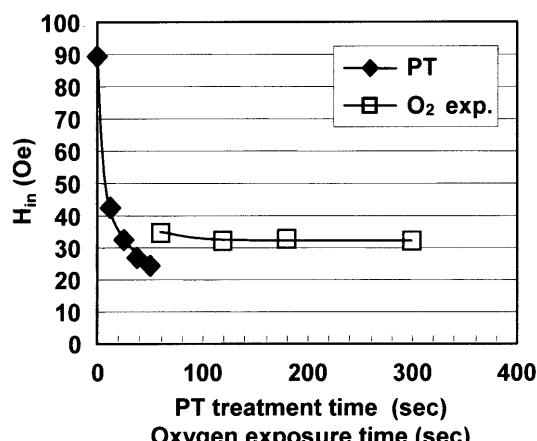


Fig. 12 H_{in} としての処理時間に対する PT と酸素暴露時間 (O_2 exp.) の TMR 膜の表面処理による CoFe 参照層。

値を示したが、PT を行うことによって H_{in} は劇的に下がり 50 秒後には 24.5 Oe にまで下がった。一方、酸素暴露についても H_{in} 低減の効果は現れ、60~300 秒の処理で 34.6~31.7 Oe の値が得られた。これら表面処理による TMR 膜特性の向上は CoFe RL 成膜後の Al 膜の結晶成長を変調させていると考えられ、それによって界面ミキシング層の低減や膜の平坦化が引き起こされていると推察される。そこで PT や酸素暴露による界面ミキシング層の低減効果を間接的に確かめるために CoFe/Al (Ox) 界面における magnetic dead layer^{*2} 厚を評価した。

実験に使用した膜構成は Ta (3 nm)/CoFe (2, 3.5, 5, 7.5, 10 nm)/Surface Treatment/Al (0.9 nm)/Radical Oxidation (150 s)/Ta (3 nm) である。この膜に、1) Ref. (表面処理なし、Al 層の Radical Oxidation もなし), 2) No ST (表面処理なし), 3) PT (プラズマトリートメントあり), 4) O_2 exp. (酸素暴露あり) の 4 種類のプロセスを適用し、比較した。Magnetic dead layer は VSM 測定から得られた各試料の磁化量を CoFe 膜厚に対してプロットし、これを直線近似して外挿し、X 軸との切片から求めた。また各試料とも 270°C × 5 時間の熱処理を行い、熱処理前後における magnetic dead layer の厚さの変化も調べた。その結果を Fig. 13 にまとめた。Ref. 試料では表面処理を施さずなおかつ Al 層を酸化していないため、純粋に CoFe 層と Al 層のミキシングによる dead layer を示している。この場合の dead layer 厚は熱処理前で 0.8 nm、熱処理後には 1.0 nm にも達する。つまり CoFe と Al の組合せは非常に界面ミキシングをしやすい系であり、そしてその界面ミキシング層が CoFe の磁性を消失させているのであろうと推察される。それに対して CoFe RL 上の表面処理は行っていないが Al 層の酸化を行っている No ST 試料では、熱処

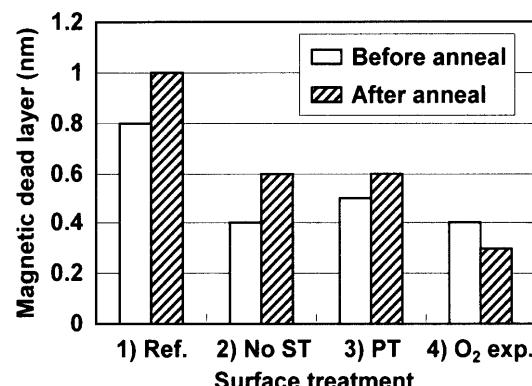


Fig. 13 Magnetic dead layer thickness for Ta/CoFe/Surface Treatment/Al/Radical Oxidation/Ta with various surface treatments: 1) Ref. (= no surface treatment and no radical oxidation), 2) No ST (= no surface treatment), 3) PT (= plasma treatment), and 4) O_2 exp. (= oxygen exposure).

*2 磁性が消失することを指す。

理前の dead layer 厚が 0.4 nm, 热処理後が 0.6 nm であった。Al 層の酸化を行い, AlO_x 層を形成することによって Al の CoFe 層への進行が抑えられていると考えられる。一方, PT を行った試料は本実験からは表面処理を行っていない No ST 試料との優位差が認められず, TMR 膜特性向上を裏づける結果は得られなかった。No ST と PT の dead layer はおそらく Al 層酸化時の過酸化によるものと考えられ, そのために同程度の dead layer 厚になったのだと思われる。表面処理として酸素暴露を行った O₂ exp. 試料では熱処理前の dead layer 厚が 0.4 nm, 热処理後が 0.3 nm と dead layer 厚が他に比べて薄いばかりでなく, 热処理前後の dead layer 厚がほぼ同じである(ここで, 0.4 nm と 0.3 nm の違いは測定精度を考慮すると同等であると判断した)。CoFe/Al 界面に存在する微量の酸素が CoFe と Al の界面ミキシングを抑制し, なおかつ Al 層酸化時の過酸化の進行をもとどめているのである。

最後に PT による膜表面の平坦化効果を AFM 観察により調査した。Fig. 14 は先述の TMR 膜構成において Al 層下の CoFe 層まで成膜し, その CoFe 表面を (a) 何も処理しない場合と (b) 50 秒間の PT を行った場合の 2 種類に

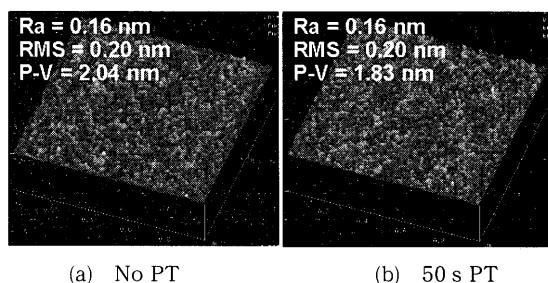


Fig. 14 AFM images for the top surface of as-deposited films consisting of Ta (5 nm)/CuN (20 nm)/Ta (3 nm)/PtMn (15 nm)/CoFe (2.5 nm)/Ru (0.85 nm)/CoFe (2.5 nm) with (a) no PT and (b) 50 s PT of the CoFe RL.

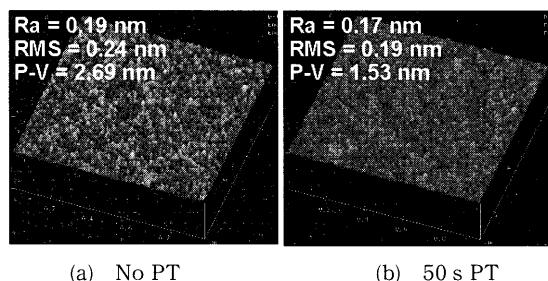


Fig. 15 AFM images for the top surface of annealed films consisting of Ta (5 nm)/CuN (20 nm)/Ta (3 nm)/PtMn (15 nm)/CoFe (2.5 nm)/Ru (0.85 nm)/CoFe (2.5 nm)/Al (0.56 nm)/Radical Oxidation (35 s) with (a) no PT and (b) 50 s PT of the CoFe RL.

ついて CoFe RL 層の表面モロジーを比較したものである。Fig. 14 の膜は熱処理をしていない PT を行ったままの CoFe 層表面を見ているのであるが, 膜表面の平均粗さ (R_a) と 2 乗平均粗さ (RMS) は両試料とも全く同じ値を示した。唯一, 最大高低差 ($P-V$) において PT ありの膜の方が低い値を示したが, AFM の測定精度などを考慮すると明確な優位差とは言い難い。また本試料を 270°C で 5 時間の真空中熱処理をした場合についても調査したが熱処理なしの場合と同様の結果を示しており, 本結果から PT が膜表面を積極的に平坦化させているわけではないことがわかった。そこで PT は膜の表面構造を改質しその上の膜の成長モードを変化させているのではないかと予想し, PT 後に 0.56 nm の Al 層を成膜しさらにその Al 層を酸化させた膜の表面, つまり AlO_x バリア層の表面モロジーを調査した。Fig. 15 は CoFe RL 上を (a) PT しない場合と (b) 50 秒間の PT を行った場合の多層膜について, 热処理後の AlO_x 層表面のモロジーを比較したものである。AFM 像からも明らかに PT ありの膜の方が平坦である様子がわかるが, R_a , RMS の各数値においても PT ありの方が低い値を示している。とりわけ $P-V$ 値においては PT なしで 2.69 nm であるのに対して PT ありでは 1.53 nm であり明確な優位差が現れた。よって先述した PT による TMR 膜の MR 比向上, RA 増大, H_{in} 低減効果は AlO_x バリア層表面が平坦化されていることが一因となっていることがわかった。

5. まとめ

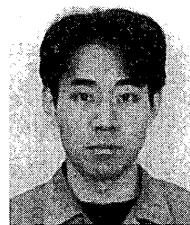
本稿では GMR 膜の膜特性向上のための表面処理技術としてごく低圧の酸素暴露を, TMR 膜においては酸素暴露とさらにはプラズマトリートメント (PT) が有効であることを紹介した。これらの表面処理は膜表面を積極的に平坦化するものではなく, 膜表面を改質することによって界面における層間ミキシングを抑制したり, その上に成長する膜の平坦性を向上するものである。したがってこれらの表面処理は前提として膜を形成する基板および下地層があらかじめ平坦であることが必要である。実デバイスの生産ラインにおいては前工程からの基板の表面状態によって本表面処理手法の効果が異なってくるということを付け加えておかなければならない。今後の課題としては基板表面を積極的に平坦化するようなプロセスを開発することになるであろう。

References

- 1) B. Dieny, V. S. Speriosu, S. Metin, S. S. P. Parkin, B. A. Gurney, P. Baumgart, and D. R. Wilhoit: *J. Appl. Phys.*, **69**, 4774 (1991).
- 2) T. Miyazaki and N. Tezuka: *J. Magn. Magn. Mat.*, **139**, L231 (1995).
- 3) J. S. Moodera, L. R. Kinder, T. M. Wong, and R. Meser-

- vey: *Phys. Rev. Lett.*, **74**, 3273 (1995).
- 4) S. Tehrani, J. M. Slaughter, E. Chen, M. Durlam, J. Shi, and M. DeHerrera: *IEEE Trans. Magn.*, **35**, 2814 (1999).
 - 5) S. S. P. Parkin, K. P. Roche, M. G. Samant, P. M. Rice, R. B. Beyers, R. E. Scheuerlein, E. J. O'Sullivan, S. L. Brown, J. Bucchigano, D. W. Abraham, Yu Lu, M. Rooks, P. L. Trouilloud, R. A. Wanner, and W. J. Gallagher: *J. Appl. Phys.*, **85**, 5828 (1999).
 - 6) Y. Feng, M. Pakala, Y. Huai, G. Anderson, K. Rook, and S. Gupta: *J. Appl. Phys.*, **87**, 6612 (2000).
 - 7) L. Néel: *Comptes Rendus*, **255**, 1676 (1962).
 - 8) J. C. S. Kools, W. Kula, D. Mauri, and T. Lin: *J. Appl. Phys.*, **85**, 4466 (1999).
 - 9) H. Yoda, H. Iwasaki, T. Kobayashi, A. Tsutai, and M. Sahashi: *IEEE Trans. Magn.*, **32**, 3363 (1996).
 - 10) D. E. Heim and S. S. P. Parkin: US Patent 5465185.
 - 11) M. Lederman: *IEEE Trans. Magn.*, **35**, 794 (1999).
 - 12) Y. Kamiguchi, H. Yuasa, H. Fukuzawa, K. Kouii, H. Iwasaki, and M. Sahashi: Digests of Intermag '99, DB-01 (1999).
 - 13) A. Veloso, P. P. Freitas, P. Wei, N. P. Barradas, J. C. Soares, B. Almeida, and J. B. Sousa: *Appl. Phys. Lett.*, **77**, 1020 (2000).
 - 14) W. F. Egelhoff, Jr., P. J. Chen, C. J. Powell, M. D. Stiles, R. D. McMichael, J. H. Judy, K. Takano, and A. E. Berkowitz: *J. Appl. Phys.*, **82**, 6142 (1997).
 - 15) E. Makino, S. Ishii, M. Syoji, A. Furukawa, M. Hosomi, and A. Matsuzono: *J. Appl. Phys.*, **89**, 7619 (2001).
 - 16) S. Araki, K. Sato, T. Kagami, S. Saruki, T. Uesugi, N. Kasahara, T. Kuwashima, N. Ohta, J. Sun, K. Nagai, S. Li, N. Hachisuka, H. Hatate, T. Kagotani, N. Takahashi, K. Ueda, and M. Matsuzaki: Digests of TMRC 2001, C1 (2001).
 - 17) K. Tsunekawa, D. Nakajima, and N. Watanabe: Digests of MMM 2001, BD-04 (2001).
 - 18) D. Worledge: Digests of 9th Joint MMM/Intermag, BD-01 (2004).

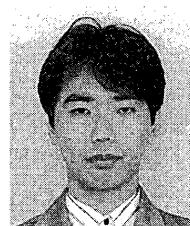
(2004年8月2日受理)



恒川孝二 つねかわ こうじ
平7 東京都立大学理学部物理学科卒業,
同年 アネルバ(株)入社, 現在に至る.
専門 スパッタリング成膜プロセス, 磁性
薄膜



長井基将 ながい もとのぶ
平8 東北大学大学院工学研究科材料物性
学専攻修了, 同年 アネルバ(株)入社, 現
在に至る.
専門 スパッタリング成膜プロセス, 磁性
薄膜



小須田求 こすだ もとむ
平3 東京理科大学理学部二部物理学科卒
業, 平5 アネルバ(株)入社, 現在に至る.
専門 スパッタリング成膜プロセス, 磁性
薄膜



ダビッド D. ジャヤプラウイラ
平7 東北大学電子工学科博士前期課程修
了, 同年 (株)日立製作所入社, 平11 東
北大学大学院工学研究科電子工学専攻助
手, 平15 アネルバ(株)入社, 現在に至る.
専門 スパッタリング成膜プロセス, 磁性
薄膜



渡辺直樹わたなべ なおき
昭60 横浜国立大学工学部卒業, 同年
アネルバ(株)入社, 平15 同エレクトロ
ンデバイス装置事業部グループマネー
ジャー, 現在に至る.
専門 スパッタリング成膜プロセス, 磁性
薄膜