

TMR膜とヘッド技術

TMR Film and Head Technology

あらまし

著者らはAl-Oバリア層磁気トンネル接合の開発を行い、抵抗面積積RAが約 $3 \cdot \mu\text{m}^2$ でMR比27%を得ることができた。また、新しい低バリア材料としてTi-OおよびMgOバリア層磁気トンネル接合の研究を行った。ピン層にCoFeB、フリー層に $\text{Co}_{74}\text{Fe}_{26}/\text{NiFe}$ を用いることにより、MgOバリア層磁気トンネル接合において、RAが $2 \sim 3 \cdot \mu\text{m}^2$ で40～50%のMR比を得ることができた。100 Gbit/in²の面記録密度を目指したAl-Oバリア層TMRヘッドを作製した。シンセティックフェリマグネティック媒体を用いて測定することによって、バイアス電圧を150 mVとしたとき、約5000 μVpp の大きな再生出力を得ることができた。さらに、ヘッドノイズについても検討を行った。熱揺らぎノイズがドミナントなノイズであり、マイクロマグネティックシミュレーションにより、ピン層と反強磁性層間の交換結合磁界 (H_{ex}) を強くするとノイズが減ることを見いだした。

Abstract

We have developed Al-O barrier magnetic tunnel junctions (MTJs) and achieved a magneto-resistance (MR) ratio of 27% with a resistance-area product (RA) of about $3 \cdot \mu\text{m}^2$. Moreover, we conducted research on the use of Ti-O and MgO barrier magnetic tunnel junctions as new low barrier energy materials and obtained an MR ratio of 40 to 50% with an RA of 2 to $3 \cdot \mu\text{m}^2$ in MgO barrier MTJs by using CoFeB for the pinned layer and $\text{Co}_{74}\text{Fe}_{26}/\text{NiFe}$ for the free layer. We created Al-O barrier TMR heads that enable an areal recording density of 100 Gbit/in². Measurements using a synthetic ferrimagnetic medium indicated a large playback output signal of approximately 5000 μVpp with a bias voltage (V_b) of 150 mV. Micromagnetic simulations of head noise showed that the dominant noise was thermal fluctuation noise and that it could be reduced by strengthening the exchange coupling field H_{ex} between the pinned and antiferromagnetic layers. This paper describes these new TMR film and head technologies.



小林和雄(こばやし かずお)
ヘッド事業部ヘッド先行開発部
所属
現在、HDD用記録/再生ヘッドの材
料開発・製品開発支援に従事。



秋元秀行(あきもと ひでゆき)
ヘッド事業部ヘッド先行開発部
所属
現在、HDD用記録/再生ヘッドの製
品設計・開発に従事。

ま え が き

トンネル磁気抵抗 (TMR : Tunnel Magnetoresistive) ヘッドは, その磁気抵抗変化率 (MR比) が大きいこと, およびセンス電流がセンサ膜に垂直に流れる (CPP : Current Perpendicular to Plane) 構造のために, スピンバルブヘッドの次に出現するだろうヘッドの有望な候補であると考えられている。センス電流がセンサ膜面内に流れる (CIP : Current In Plane) スピンバルブヘッドはいずれMR比に限界がくるだろうと思われており, また様々な問題, 例えば狭シールドギャップのために絶縁層を薄くしなければならないという問題がある。CPP構造を持ったスピンバルブ (CPP-GMR) ヘッドはシールドギャップ間隔を狭くできるが, MR比は数%であり抵抗が極端に小さい。したがって, CPP-GMRヘッドの再生出力は低いと予想される。

著者らはこれまで研究の初期の段階より磁気トンネル接合 (MTJ : Magnetic Tunnel Junction) の研究に携わってきた⁽¹⁾⁻⁽⁵⁾ MTJは基本構造としては磁気的自由層, 絶縁層, および磁気的固定層から成り (図-1), そのMR比はJuliereによると, $2P_1P_2 / (1 - P_1P_2)$ で与えられる⁽⁶⁾ ここで P_1 および P_2 は各磁性層の分極率である。Ni, Co, およびFeの分極率はそれぞれ0.23, 0.3, 0.4である。もし分極率 P が1である強磁性体材料が得られたならば理論的には無限大のMR比が得られるだろう。MTJは, 絶縁的バリア層を持っているために, MR比が高いにもかかわらず普通は大きな抵抗面積積 (RA) を示す。

仮にもしRAが $3 \cdot \mu\text{m}^2$ としても, $0.1 \mu\text{m} \times 0.1 \mu\text{m}$ の大きさの素子では抵抗は300 となってしまふ。抵抗と浮遊容量はローパスフィルタを形成するので, 高抵抗素子は高データレート (高周波数) の信号を通さない。したがって, TMRヘッドとして最も重要なことは, いかにもその抵抗面積積RAを減らすかである。これまでRAを減らすための多くの努力がなされてきた。バリア層形成のための酸化は, 電気を通すための平坦な端面に堆積された薄いアルミ (Al) 層を用いて最適化される必要がある。また, 膜の平坦度は, 電氣的ショートをなくし, 低抵抗MTJを得るための非常に重要なファクタである。絶縁層として低バリアエネルギー材料はRAを下げるのにまた有効である。これまで多くのバリア材料が研究されてきている。

Al-OバリアのMTJは, この研究の初期段階から開発されてきたが, 最近になり新しいバリア層材料としてのTi-OやMgOが低抵抗TMRヘッドに適していることが発見された。本稿では, 最初にそれらMTJの電氣的特性について報告する。つぎに, 100 Gbit/in^2 の面記録密度用に作製したAl-OバリアTMRヘッドの記録再生特性とノイズ特性について述べる。最後に, 100 Gbit/in^2 の面記録密度用センサの素子幅および素子高さはそれぞれ100 nm程度と小さくなっていることより, TMRヘッドのノイズの主成分は熱揺らぎノイズとなっており, それについての三次元マイクロマグネティックシミュレーションの結果について述べる。

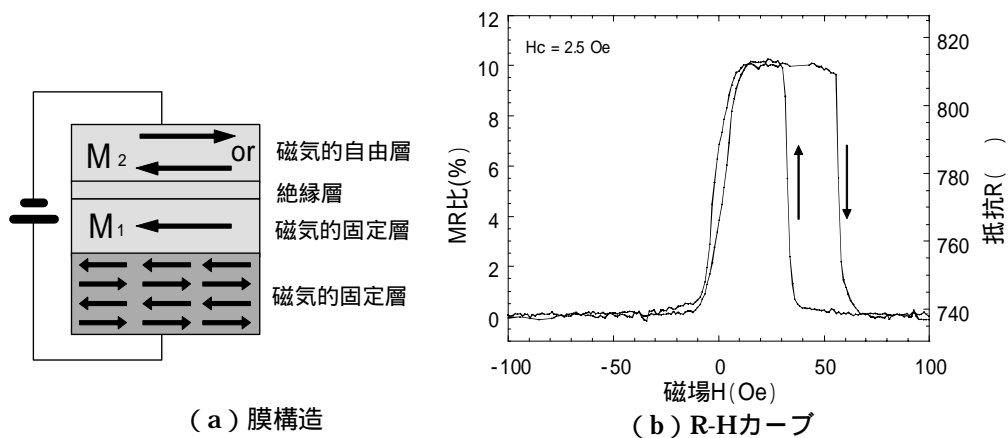


図-1 磁気トンネル接合のスピバルブライク特性
Fig.1-Spin-valve-like property of magnetic tunnel junction (MTJ).

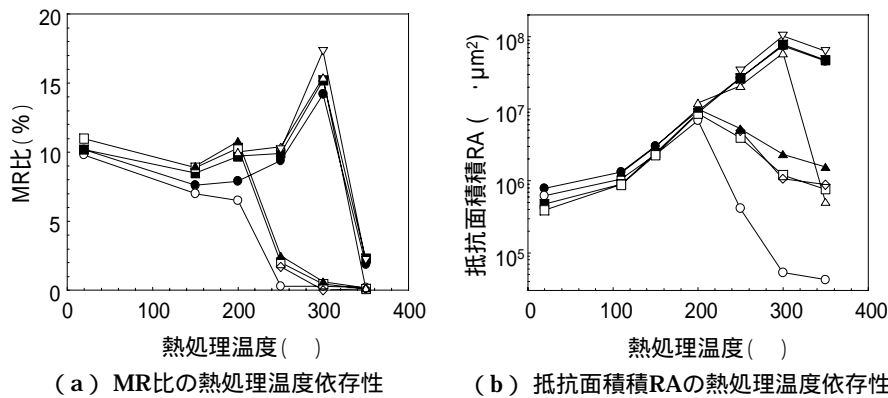


図-2 トンネル磁気抵抗の熱処理依存性 { (a)と(b)のシンボルは同じ素子の結果 }
 Fig.2-Annealing temperature dependence of tunnel magnetoresistance (TMR).

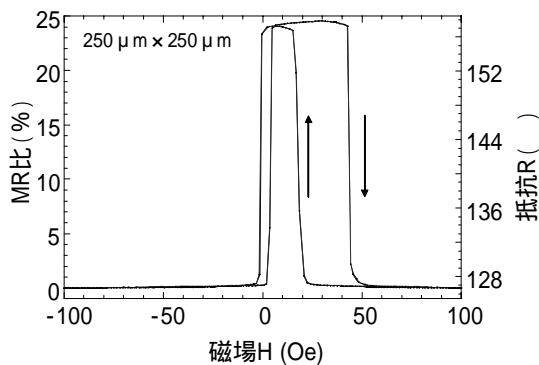


図-3 300 °C, 1時間の熱処理後のMTJのMRカーブ
 Fig.3-MR curve of MTJ after annealing at 300 °C for 1 hour.

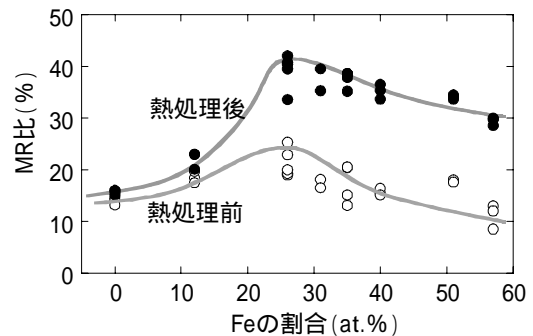


図-4 NiFe (24 nm)/Co_{1-x}Fe_x (10 nm)/Al-O (1.6 nm)/Co_{1-x}Fe_x (10 nm)/IrMn (15 nm) 接合におけるMR比のCoFe組成依存性
 Fig.4-Dependence of MR ratio on CoFe composition in NiFe (24 nm)/Co_{1-x}Fe_x (10 nm)/Al-O (1.6 nm)/Co_{1-x}Fe_x (10 nm)/IrMn (15 nm) junctions.

磁気トンネル接合 (MTJ) 研究の簡単な歴史

著者らは、室温で18%の大きなMR比が発見されて以来、MTJの研究に貢献してきた^{(1),(2)}。著者らは、反強磁性ピニング層を持ったMTJにおいて、スピバルブライクな特性について世界で最初に示すことができた (図-1)⁽³⁾。また、熱処理によってMR比が増大し、24%にもなることを見出した (図-2, 図-3)⁽⁴⁾。さらに、磁性層としてCo₇₄Fe₂₆組成を用いることにより、42%の大きなMR比の得られることを示した (図-4)⁽⁵⁾。

図-5には、Al-OバリアMTJに関して、過去10年間以上にわたって多くの研究者によって報告されたMR比と抵抗面積積RAの関係を示す。驚くことに、RAはこの期間に8桁ほど減少することが可能となった。

磁気トンネル接合の形成方法

MTJは、DCスパッタリング法を用いて、表面酸化されたSiウエハかまたはメカノケミカルに研磨 (CMP: Chemical-Mechanical-Polished) されたアルチック (Al₂O₃・TiC) 基板の上に作製した。図-6はそれらMTJの構造を示す。ピニング層とピンド層には、それぞれPtMn層およびCoFe/Ru/CoFeシンセティック (擬似的) フェリマグネティック層を用いた。バリア層は、1枚のウエハでバリアの厚さ依存性を把握できるように、ウエッジ型に堆積した (ウエハの場所により徐々に膜厚を変化させる)。ピンアニール条件は、 1.11×10^6 A/m (14 kOe) の磁場中で260 °C, 4時間とした。MTJは従来のフォトリソグラフィ、イオンミリング、およびリフトオフ

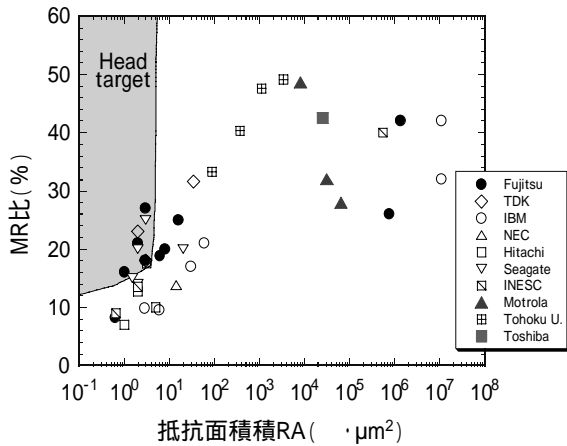


図-5 MTJにおけるMR比と抵抗面積積RAの関係
Fig.5-Relationship between MR ratios and resistance-area product RA in MTJs.

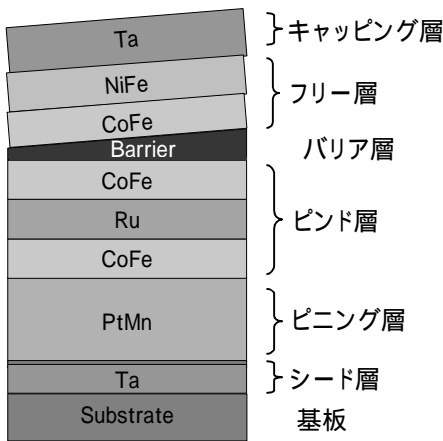


図-6 ウエッジ型バリアのMTJの膜構造
Fig.6-Film structure of MTJ with wedge-shaped barrier layer.

プロセスを用いてパターン化した。電気特性については、四端子プローブを用いて、室温で $\pm 7.96 \times 10^3$ A/m (100 Oe) の最大磁場をかけて測定した。

磁気トンネル接合の磁気抵抗特性

この章では、最初に低抵抗Al-OバリアMTJの特性について述べる。つぎに、低抵抗が期待できるTi-OバリアMTJの特性について、また、次世代のTMRヘッドとして期待される、低抵抗高MR比を示すMgOバリアMTJの特性について述べる。

(1) 低抵抗Al-OバリアMTJの特性

三つの異なる酸化時間に対する、アルチック基板上でのAl-OバリアMTJのMR比のRA依存性を図-7

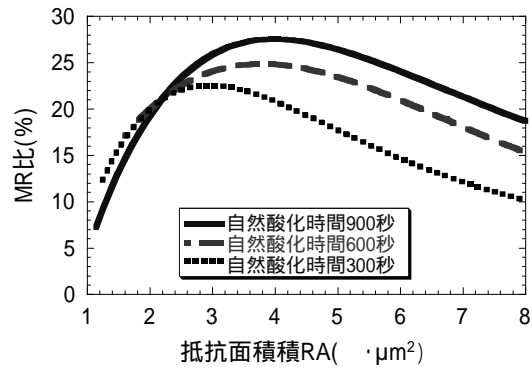


図-7 自然酸化時間を変化させたときのAl-OバリアMTJにおけるMR比の抵抗面積積RA依存性
Fig.7-Dependence of MR ratio on resistance-area product RA in Al-O barrier MTJs with different natural oxidization times.

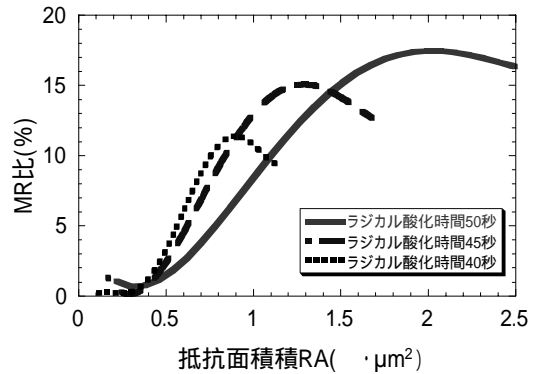


図-8 ラジカル酸化時間を変化させたときのTi-OバリアMTJにおけるMR比の抵抗面積積RA依存性
Fig.8-Dependence of MR ratio on resistance-area product RA in Ti-O barrier MTJs with different radical oxidization times.

に示す。Al層は自然酸化法を用いて酸化した。MTJの膜構成は、Ta/PtMn/C_{0.55w. & oxid.}/C_{0.74Fe₂₆}/Al (0.55w. & oxid.) /C_{0.74Fe₂₆} (1.5) /NiFe (3) /Taである。括弧内の値はnm単位での膜厚で、“0.55w. & oxid.”はAlウエッジの平均の膜厚が0.55 nmであり、また膜形成後の引き続いての酸化処理を意味する。RAが3 $\cdot \mu\text{m}^2$ で、MR比が27%のヘッドとして良好な特性が得られた。Al-OバリアTMRヘッドの記録再生特性は次章で述べる。

(2) Ti-OバリアMTJの特性

Ti-OバリアMTJについても検討した。三つの異なる酸化時間に対する、アルチック基板上でのTi-OバリアMTJのMR比のRA依存性を図-8に示す。この場合、Tiはラジカル酸化法により酸化した。MTJの膜構成は、Ta/PtMn/C_{0.74Fe₂₆}/Ru/C_{0.74Fe₂₆}/Ti

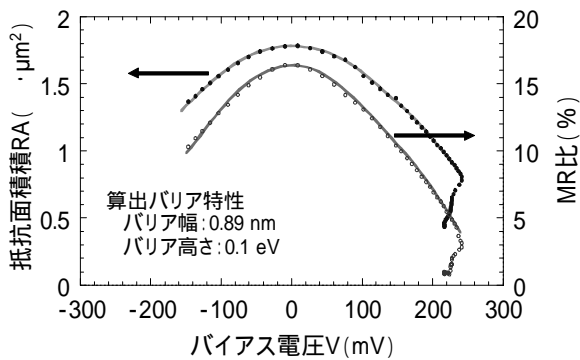


図-9 Ti-OバリアMTJにおけるRAおよびMR比のバイアス電圧依存性

Fig.9-Dependence of RA and MR ratio on bias in Ti-O barrier MTJ.

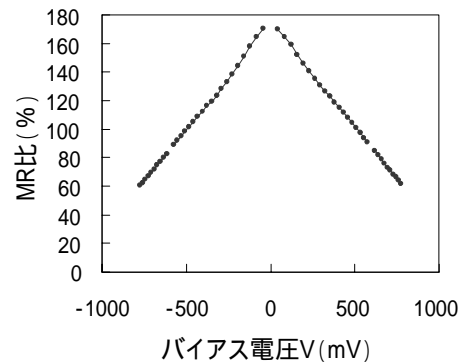


図-11 MgOバリアMTJにおけるMR比のバイアス電圧依存性

Fig.11-Dependence of MR ratio on bias in MgO barrier MTJ.

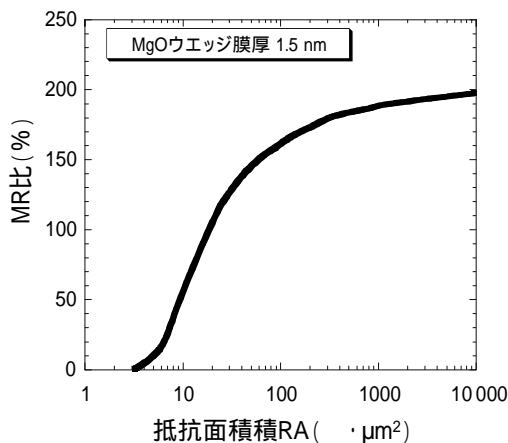


図-10 MgOバリアMTJにおけるMR比の抵抗面積積RA依存性

Fig.10-Dependence of MR ratio on resistance-area product RA in MgO barrier MTJs.

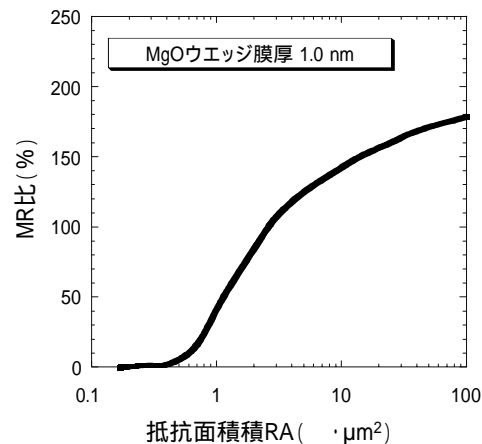


図-12 MgOバリアMTJにおけるMR比の抵抗面積積RA依存性

Fig.12-Dependence of MR ratio on resistance-area product RA in MgO barrier MTJs.

(0.45w. & oxid.)/Co₇₄Fe₂₆(1)/NiFe(3)/Taである。Ti-OバリアMTJはバリア高さが低いために、非常に低いRAを示す。Ti-OバリアMTJの典型的なR-V曲線とMR比のバイアス電圧依存性を図-9に示す。R-V曲線をSimmonsの式⁽⁷⁾にフィッティングすることにより、Ti-OバリアMTJのバリア高さ0.1 eVが得られた。この値はAl-OバリアMTJのバリア高さである0.5 eVよりもかなり小さな値である。また、V_{1/2}はMR比が0バイアス電圧の半分になる電圧で定義される。したがって、ヘッドとしての大きな出力を得るためには、V_{1/2}は大きい方が望ましい。Ti-OバリアのV_{1/2}は約200 mVであり、この値もAl-OバリアMTJの450 mVに比較して小さい。

(3) MgOバリアMTJの特性

CoFeBを磁性層にしたMgOバリアMTJは200%

もの大きなMR比を持つことが報告されている⁽⁸⁾⁻⁽¹⁰⁾ Si基板上に形成したMgOバリアMTJのMR比のRA依存性を図-10に示す。MgOはMgOターゲットを用い、RFスパッタリングにより形成した。このMTJの膜構成は、Ta/PtMn/Co₇₄Fe₂₆/Ru/CoFeB(3)/MgO(1.5w.)/CoFeB(3)/Taである。膜堆積後、MTJを温度350℃で熱処理した。RAが1 k \cdot μ m²を超えたところで200%のMR比が得られた。MR比のバイアス電圧依存性を図-11に示す。600 mVの高いV_{1/2}が得られている。

RAはMgOの膜厚を薄くすれば低くすることができる。MgO膜の平均ウエッジ膜厚を1.0 nmとしたときのアルチック基板上でのMR比のRA依存性を図-12に示す。RAが2 \cdot μ m²のとき100%のMR比が得られた。

ピンド層およびフリー層の両方にCoFeBを用いたMTJは大きなMR比が得られるものの、その保磁力Hcは 1.99×10^3 A/m (25 Oe)とヘッドへの応用には非常に高すぎる値である。そこで、CoFeBフリー層の代わりにCo₇₄Fe₂₆/NiFe複合層を用いた。これにより、CoFeBフリー層MTJに比べMR比は半分程度に低下したが、Hcは 3.98×10^2 A/m (5 Oe)以下に低減した。MgOの膜厚をそれぞれ0.97, 1.00, および1.03 nmとしたとき(ウエッジではなく均一な膜)の、アルチック基板上でのMgOバリアMTJのMR比のRA依存性を図-13に示す。このときの膜構造は、Ta/PtMn/Co₇₄Fe₂₆/Ru/CoFeB/MgO/Co₇₄Fe₂₆(1.5)/NiFe(3)/Taである。RAが $2 \cdot \mu\text{m}^2$ で40%のMR比が得られた。これら低RAを示すMgOバリアMTJは将来のHDD用再生ヘッドとして非常に有望である。

Al-OバリアTMRヘッド

著者らは100 Gbit/in²向けの初代のTMRヘッドとしてAl-Oバリアを使用したヘッドの試作に成功した。試作ヘッドはフォトリソグラフィを用いパターンニング後、イオンミリング、リフトオフ工程を経る従来と同等の製造装置・製造方法で作製した。TMR素子構造はTa/PdPtMn/CoFe/Ru/CoFe/Al & oxid./CoFe/NiFe/Ta膜を使用し、素子両端にはフリー層に縦バイアス磁界を印加するためのハード膜としてCoCrPtを配置したアバテットジャンクションタイプのヘッドである。試作TMRヘッドに用いた素子の膜特性はRAが $4 \cdot \mu\text{m}^2$ 、抵抗変化率が

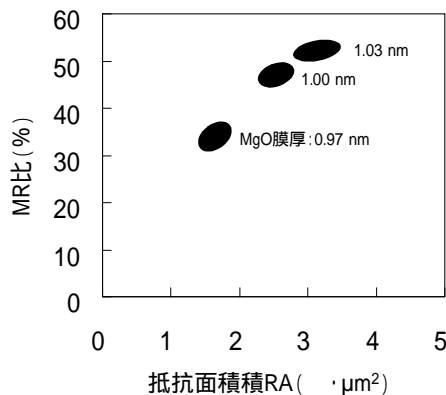


図-13 MgOバリアMTJにおけるMR比の抵抗面積積RA依存性

Fig.13-Dependence of MR ratios on resistance-area product RA in MgO barrier MTJs.

25%程度である。図-14は試作TMRヘッドの浮上面形状を透過型電子顕微鏡(TEM)によって観察した結果の一例である。TMRヘッドの素子幅は約110 nm, 素子高さは100 nm程度であった。これらの試作ヘッドに対し、バイアス電圧(V_b)として150 mVを印加して記録再生特性を評価したところ、孤立波再生出力として平均5500 μVpp程度の出力を得た。

なお、記録再生特性評価に用いた媒体は残留磁束密度と膜厚の積(B_r)が3.7 Tnm (37 Gμm)のシンセティックフェリマグネティック媒体である。この再生信号出力は従来のCIP-GMRヘッドの出力に比べ約4倍程度大きく、高感度化が達成された。磁気的な再生トラック幅(T_{wr})は120 nm程度で、再生出力、T_{wr}およびそのほかの特性評価から100 Gbit/in²超の高面記録密度用再生ヘッドとして使用可能な性能を持っていることを確認した。

著者らは試作TMRヘッドのノイズ特性についても評価を行った。図-15は代表的なヘッドノイズス

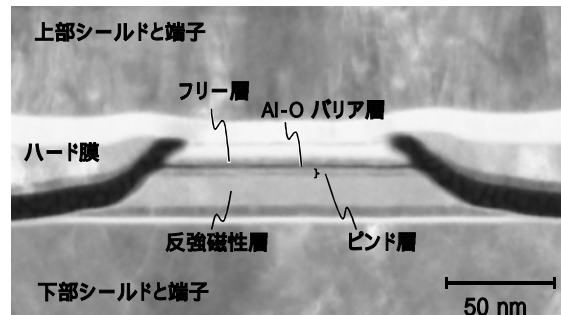


図-14 試作TMRヘッドの浮上面形状の透過型電子顕微鏡像(TEM)

Fig.14-TEM image of air-bearing surface of prototype TMR head.

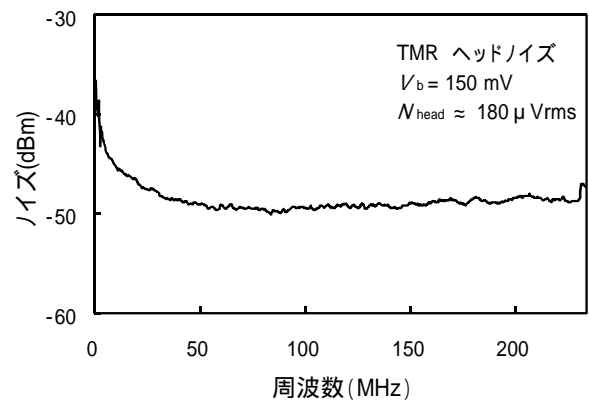


図-15 試作TMRヘッドのヘッドノイズスペクトルの一例
Fig.15-Head noise spectrum of prototype TMR heads.

ベクトルの一例である。ヘッドノイズの絶対量はスペクトルを積分することによって算出することができ、図-15の例では180 μVrms 程度であった。TMRヘッドの積分ノイズにはジョンソンノイズ、ショットノイズと磁化ゆらぎノイズ(マグノイズ)などが含まれる。このうちジョンソンノイズとショットノイズの合計はK. B. Klaassenらによると次式により算出できる⁽¹¹⁾

$$N_{J+\text{shot}} = \sqrt{2 \cdot e \cdot V_b \cdot R \cdot f \cdot \coth\left(\frac{e \cdot V_b}{2 \cdot k_B \cdot T}\right)} \quad \dots (1)$$

ここで、 e は電気素量、 k_B はボルツマン定数、 T は絶対温度、 R はゼロバイアス電圧時のヘッド抵抗である。試作ヘッドの平均ヘッド抵抗値 $R = 360$ と測定帯域幅 $f = 230$ MHzを仮定し、式(1)でジョンソン、ショットノイズの合計値を求めたところ64 μVrms を得た。先に述べたヘッドノイズからジョンソン、ショットノイズを差し引いた残りすべてをマグノイズと仮定すると、その値は170 μVrms ($=\sqrt{N_{\text{head}}^2 - N_{J+\text{shot}}^2}$)であり、ヘッドノイズの大部分をマグノイズが占めている。マグノイズはTMRヘッド素子内の磁性体の磁化方向が熱エネルギーによってランダムに変化し、それに伴い素子抵抗が変化する現象である。マグノイズはTMR素子の持つ磁気エネルギー ($K_u V$, 単位体積あたりの磁気エネルギー: K_u と素子体積: V の積)と熱エネルギー ($k_B T$, ボルツマン定数: k_B と絶対温度: T の積)の比率が小さくなると大きくなるため、高面記録密度化に伴うTMR素子(体積: V)の縮小に伴いマグノイズはさらに増加することが懸念される⁽¹²⁾⁻⁽¹⁴⁾このためマグノイズは磁気記録の高面記録密度化を阻害する要因の一つとなる可能性がある。

次章では計算機シミュレーションを用いて高面記録密度領域におけるマグノイズについてさらに詳しく議論する。

シミュレーションによるマグノイズ解析

前章まで、著者らの取り組んできたMTJ膜のRA低減や抵抗変化率の向上に関する研究、開発について述べた。加えて100 Gbit/in²の面記録密度に使用できるAl-Oバリア層を用いたTMRヘッドの試作に成功した点について述べた。面記録密度100 Gbit/in²

のヘッドの素子幅は100 nm程度であり、面記録密度の向上に伴いますますの縮小が必要不可欠であり、マグノイズの増加やそれが記録密度向上の制限になることが懸念される。本章では熱エネルギーに伴う磁化方向のゆらぎを考慮した計算機シミュレーションを用い、TMRヘッドのマグノイズの解析結果について述べる。とくに、反強磁性層と、ピンド層の反強磁性層に接する磁性層間の交換結合磁界 (H_{ex}) に対するマグノイズの振舞いについて解析する。

シミュレーションモデル

TMRヘッドのマグノイズシミュレーションを行うに当たり、CIP-GMRヘッド用のモデル⁽¹⁴⁾に対して、センス電流方向を膜面垂直方向に変更して使用した⁽¹⁵⁾ 図-16はTMRヘッドのシミュレーションモデルの模式図である。シミュレーションにおいては、TMR膜のフリー層、ピンド層(シンセティックフェリマグネティック磁性層)をそれぞれ直方体セルの2次元集合体に分割し、その磁化挙動を次式に示すLandau Lifshitz Gilbert (LLG) 方程式に従って算出することで行った。

$$\frac{d\mathbf{M}_i}{dt} = \mathbf{M}_i \times \mathbf{H}_{i,\text{eff}} - \frac{\gamma}{M_s} \mathbf{M}_i \times (\mathbf{M}_i \times \mathbf{H}_{i,\text{eff}}),$$

$$i = 1, 2, \dots, N \quad \dots (2)$$

式(2)において、 \mathbf{M}_i は各計算セルの磁化ベクトル、 $\mathbf{H}_{i,\text{eff}}$ は各セルに加わる実効磁界ベクトルである。

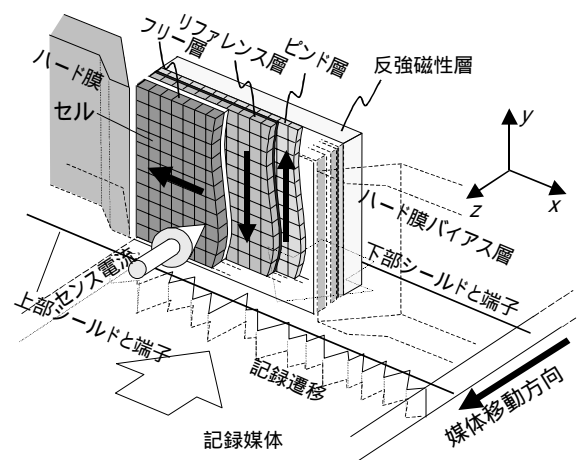


図-16 TMRヘッドのシミュレーションモデル
Fig.16-Micromagnetic simulation model for TMR heads.

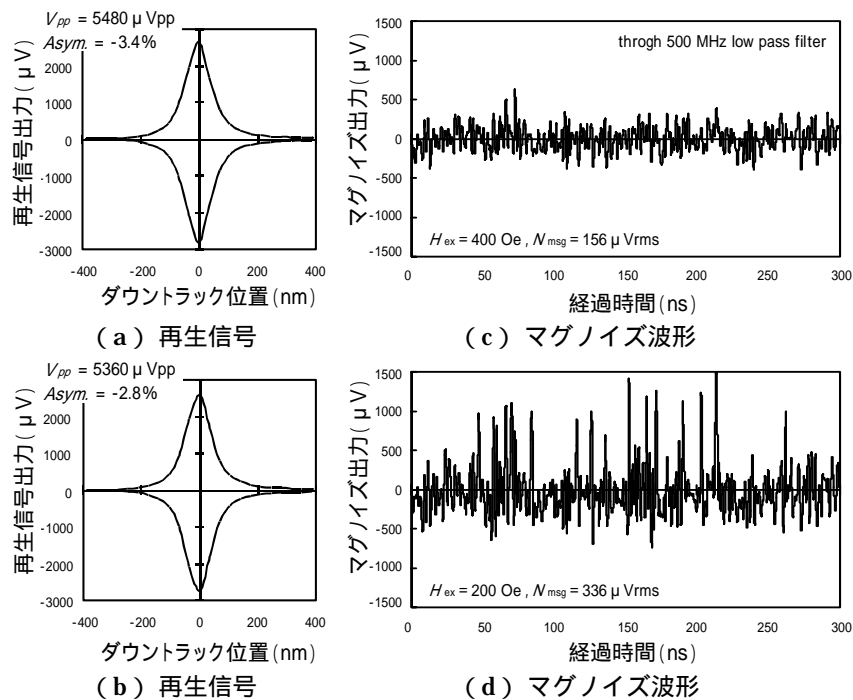


図-17 H_{ex} の異なるTMRヘッドの再生信号波形と磁化ゆらぎノイズ(マグノイズ)
 Fig.17-Simulated output signal and thermal magnetic noise waveforms of TMR heads with different H_{ex} .

$H_{i,eff}$ には磁気異方性，静磁気相互作用，交換磁気相互作用および外部印加の各磁界が含まれる。

また，マグノイズを計算するために式(2)の $H_{i,eff}$ に熱擾乱に相当するランダム熱磁界($H_{i,ther}$)を導入した。ランダム熱磁界は方向が3次元ランダムで，その大きさは平均値ゼロ，分散が次式で与えられるガウス分布として取り入れた⁽¹⁴⁾⁻⁽¹⁶⁾

$$H^2_{ther} = \frac{2k_B T}{V_{cell} M_s (1 + \alpha) t} \quad \dots (3)$$

ここで α はダンピング定数， γ はジャイロ磁気定数で，それぞれ0.02， 1.76×10^7 Hz/Oeを用いた。また， M_s ， V_{cell} は各計算セルの飽和磁化密度，体積である。ランダム熱磁界は乱数を用いて時事刻々と与えるが，ランダム熱磁界が一定の時間間隔(t)としては磁化方向の変化が十分に小さい10 psを用いた。

シミュレーション上のTMR素子の膜構成は試作ヘッドと同様に反強磁性層/シンセティックフェリマグネティック層/Al-Oバリア層/フリー層とし，コア幅方向の両端には縦バイアス磁界を発生するためのハード膜層を配置した。素子の幅と高さはそれぞれ，120 nm，110 nmと仮定して計算を行った。また，シールド間隔は45 nmを想定した。

TMRヘッドのマグノイズシミュレーション結果

図-17(a)と(b)は，反強磁性層とピンド層間の交換結合磁界(H_{ex})が 3.18×10^4 と 1.59×10^4 A/m(それぞれ400，200 Oe)とした場合の孤立波再生波形である。両者の再生波形には大きな差異はなく，ほぼ同等のヘッド出力と非対称性が得られている。すなわち再生波形には H_{ex} が 3.18×10^4 から 1.59×10^4 A/mに減少することによる影響はほとんどない。図-17(c),(d)は H_{ex} を2種類仮定したヘッドのマグノイズ計算結果である。 H_{ex} が大きい(c)のケースでは比較的ノイズが小さいのに対し， H_{ex} が小さい(d)のケースでは不連続に正の出力が大きい波形となり，マグノイズが大きく増加していることが分かる。

図-18は H_{ex} に対する再生出力およびマグノイズ量の依存性である。再生出力は H_{ex} によらずほぼ一定値であるのに対して，マグノイズ量は H_{ex} が 3.18×10^4 から 1.59×10^4 A/mに減少することでほぼ2倍に増加している。以上の結果から H_{ex} の低減は再生出力波形に対する影響はほぼないが，マグノイズに対しては大きな増加をもたらすことが分かる。このため，高面記録密度用の次世代TMRヘッドの開発・

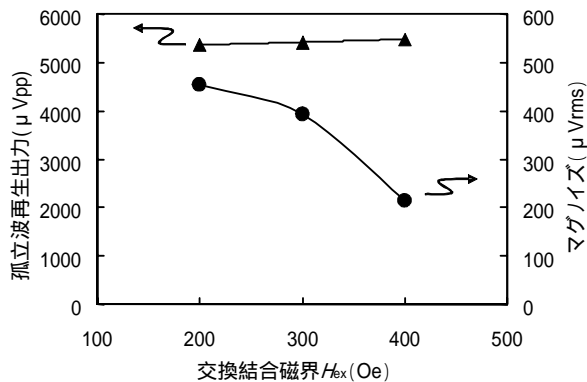


図-18 再生出力とマグノイズの H_{ex} 依存性
Fig.18-Dependence of output signal and thermal magnetic noise on H_{ex} .

実用化に向けてはRAの低減や抵抗変化率の増加のみならず、大きな H_{ex} を持つヘッドを作製することが必要であり、 H_{ex} 増加のための材料探索を並行して進めている。

以上述べたように、著者らは計算機シミュレーションを高面記録密度のヘッド設計に使用すると同時に、早期の課題抽出に役立てている。

む す び

著者らは、抵抗変化率が27%、RAが約 $3 \cdot \mu\text{m}^2$ のAl-OバリアのMTJ開発に成功し、このMTJを用い100 Gbit/in²向けの初代のTMRヘッドを試作・評価した。試作ヘッドはCIPタイプのスピバルブ(CIP-GMR)ヘッドの出力に比べ約4倍の出力が得られ、実用に適したものであることを確認した。一方、試作ヘッドのヘッドノイズについて調べたところ、磁化ゆらぎノイズ(マグノイズ)が支配的であった。マグノイズは素子サイズの減少、すなわち高面記録密度化とともに増加することが懸念されており、ヘッド開発において解決すべき重要な課題の一つである。そこで計算機シミュレーションを用いTMRヘッドのマグノイズについて解析を行い、反強磁性膜とピンド層間の交換結合磁界(H_{ex})が小さくなるとマグノイズが極端に大きくなることを明らかにした。

著者らはTi-OとMgOバリア材料を用いたMTJについても検討を行っている。Ti-OバリアはRAとして $2 \cdot \mu\text{m}^2$ 以下の特性を示した。一方CoFeBピンド層と低保磁力のCo₇₄Fe₂₆/NiFeフリー層とMgOバ

リアを組み合わせたMTJ膜により、40から50%の高い抵抗変化率を 2 から $3 \cdot \mu\text{m}^2$ の低いRAで得ることができた。MgOバリアを用いたMRJ膜は高速転送のハイエンドサーバ向けのHDDを含めた面記録密度200 Gbit/in²以上の次世代TMRヘッド材料として有力な候補であり、継続的に研究開発を続けている。

参考文献

- (1) T. Miyazaki and N. Tezuka : Giant magnetic tunneling effect in Fe/Al₂O₃/Fe junction . *J. Magn. Magn. Mater.* , Vol.139 , p.L231-L234 (1995) .
- (2) J. S. Moodera, L. R. Kinder, T. M. Wong, and R. Meservey : Large Magnetoresistance at Room Temperature in Ferromagnetic Thin Film Tunnel Junctions . *Phys. Rev. Lett.* , Vol.74 , No.16 , p.3273-3276 (1995) .
- (3) M. Sato and K. Kobayashi : Spin-Valve-Like Properties of Ferromagnetic Tunnel Junctions . *Jpn. J. Appl. Phys.* , Vol.36 , p.L200-L201 (1997) .
- (4) M. Sato and K. Kobayashi : Spin-Valve-Like Properties and Annealing Effect in Ferromagnetic Tunnel Junctions . *IEEE Trans. Magn.* , Vol.33 , No.5 , p.3553-3555 (1997) .
- (5) H. Kikuchi, M. Sato, and K. Kobayashi : Effect of CoFe composition of the spin-valve-like ferromagnetic tunnel junction . *J. Appl. Phys.* , Vol.87 , No.9 , p.6055-6057 (2000) .
- (6) M. Juliere : Tunneling Between Ferromagnetic Films . *Physics Letters* , Vol.54A , No.3 , p.225 (1975) .
- (7) J. G. Simmons : Generalized Formula for the Electric Tunnel Effect between Similar Electrodes Separated by a Thin Insulating Film . *J. Appl. Phys.* , Vol.34 , No.6 , p.1793-1803 (1963) .
- (8) S. S. P. Parkin, C. Kaiser, A. Panchula, P. M. Rice, B. Hughes, M. Samant, and S. H. Yang : Giant tunneling magnetoresistance at room temperature with MgO (100) tunnel barriers . *Nat. Mater.* , Vol.3 , p.862 (2004) .
- (9) S. Yuasa, T. Nagahama, A. Fukushima, Y. Suzuki, and K. Ando : Giant room-temperature magnetoresistance in single-crystal Fe/MgO/Fe magnetic tunnel

- junctions . *Nat. Mater.* , Vol.8 , p.868 (2004) .
- (10) D. D. Djayaprawira, K. Tsunekawa, M. Nagai, H. Maehara, S. Yamagata, and N. Watanabe : 230 % room-temperature magnetoresistance in CoFeB/MgO/CoFeB magnetic tunnel junctions . *Appl. Phys. Lett.* , Vol.86 , p.092502 (2005) .
- (11) K. B. Klaassen, X. Xing, and J. C. L. Phipps : Signal and noise aspects of magnetic tunnel junction sensors for data storage . *IEEE Trans. Magn.* , Vol.40 , No.1 , p.195-202 (2004) .
- (12) J.-G. Zhu : Thermal magnetic noise and spectra in spin valve heads . *J. Appl. Phys.* , Vol.91 , No.10 , p.7273-7275 (2002) .
- (13) O. Heinonen and H. S. Cho : Thermal magnetic noise in tunneling readers . *IEEE Trans. Magn.* , Vol.40 , No.4 , p.2227-2232 (2004) .
- (14) H. Akimoto, H. Kanai, Y. Uehara, T. Ishizuka, and S. Kameyama : Analysis of thermal magnetic noise in spin-valve GMR heads by using micromagnetic simulation . *J. Appl. Phys.* , Vol.97 , No.10 , p.10N705-1-3 (2005) .
- (15) H. Akimoto, N. Mukoyama, H. Kanai, and Y. Uehara : Analysis of thermal magnetic noise spectrum of TMR heads by micromagnetic simulation . *J. Magn. Soc. Jpn.* , Vol.30 , No.2 , p.82-85 (2006) .
- (16) W. F. Brown Jr. : Thermal Fluctuations of a Single-Domain Particle . *Phys. Rev.* , Vol.130 , No.5 , p.1677-1686 (1963) .

