

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第4487472号
(P4487472)

(45) 発行日 平成22年6月23日(2010.6.23)

(24) 登録日 平成22年4月9日(2010.4.9)

(51) Int.Cl.	F I
HO 1 L 43/08 (2006.01)	HO 1 L 43/08 Z
HO 1 L 21/8246 (2006.01)	HO 1 L 43/08 M
HO 1 L 27/105 (2006.01)	HO 1 L 27/10 4 4 7
G 1 1 B 5/39 (2006.01)	G 1 1 B 5/39
G 1 1 C 11/15 (2006.01)	G 1 1 C 11/15 1 1 2
請求項の数 10 (全 27 頁) 最終頁に続く	

(21) 出願番号	特願2002-196662 (P2002-196662)	(73) 特許権者	000005108 株式会社日立製作所 東京都千代田区丸の内一丁目6番6号
(22) 出願日	平成14年7月5日(2002.7.5)	(74) 代理人	100100310 弁理士 井上 学
(65) 公開番号	特開2004-39941 (P2004-39941A)	(72) 発明者	高橋 宏昌 東京都国分寺市東恋ヶ窪一丁目280番地 株式会社日立製作所中央研究所内
(43) 公開日	平成16年2月5日(2004.2.5)	(72) 発明者	早川 純 東京都国分寺市東恋ヶ窪一丁目280番地 株式会社日立製作所中央研究所内
審査請求日	平成17年3月15日(2005.3.15)	(72) 発明者	添谷 進 東京都国分寺市東恋ヶ窪一丁目280番地 株式会社日立製作所中央研究所内
前置審査			最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 磁気抵抗効果素子、及びこれを備える磁気ヘッド、磁気記録装置、磁気メモリ

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

第1の磁性層と、第2の磁性層と、該第1の磁性層と第2の磁性層との間に形成された電子伝導中間層とを備え、膜厚方向にセンス電流が流れる磁気抵抗効果素子において、

上記第1の磁性層及び第2の磁性層は、ハーフメタル磁性体又は高分極率磁性体を含有一、上記第1の磁性層に含有される磁性体の伝導電子が属するエネルギーバンドと、上記第2の磁性層に含有される磁性体の伝導電子が属するエネルギーバンドと、上記電子伝導中間層に含有される非磁性体の伝導電子が属するエネルギーバンドとが同種の軌道であり、

上記第1の磁性層、第2の磁性層が、ハーフメタル磁性体として Fe_3O_4 を含有し、且つ電子伝導中間層が、 $SrTiO$ 又は TiO_2 を含有する d 電子伝導体であることを特徴とする磁気抵抗効果素子。

【請求項2】

電流が膜厚方向に流れることにより磁気抵抗効果を生じること特徴とする請求項1に記載の磁気抵抗効果素子。

【請求項3】

上記電子伝導中間層を通過して上記第1の磁性層及び第2の磁性層間に電流が流れる状態で外部磁界が印加されると、上記第1の磁性層の磁化方向は変化することを特徴とする請求項1に記載の磁気抵抗効果素子。

【請求項4】

上記第2の磁性層の電子伝導中間層と対向する面とは反対側の面上に反強磁性層を形成し、上記第2の磁性層の磁化を固定することを特徴とする請求項1に記載の磁気抵抗効果素子。

【請求項5】

上記第2の磁性層と上記反強磁性層との間に、上記第2の磁性層側から貴金属層と軟磁性層とが形成されていることを特徴とする請求項4に記載の磁気抵抗効果素子。

【請求項6】

請求項1乃至5のいずれか1つに記載の磁気抵抗効果素子を有する磁気ヘッド。

【請求項7】

請求項1乃至5のいずれか1つに記載の磁気抵抗効果素子と、
前記磁気抵抗効果素子の膜厚方向に電流を供給する電極と、
障壁層を介して前記磁気抵抗効果素子に接続された完全分極スピン注入手段とを備えることを特徴とする磁気ヘッド。

10

【請求項8】

磁気記録層を有する磁気記録媒体と、
前記磁気記録媒体を駆動する駆動部と、
請求項1乃至5のいずれか1つに記載の磁気抵抗効果素子を有する磁気ヘッドと、
前記磁気ヘッドを前記磁気記録媒体上の所定の位置に移動させるアクチュエーターと、
前記磁気ヘッドからの出力信号再生を行う信号処理手段とを備える磁気記録装置。

【請求項9】

前記磁気ヘッドは、記録部と再生部とを備えることを特徴とする請求項8に記載の磁気記録装置。

20

【請求項10】

請求項1乃至5のいずれか1つに記載の磁気抵抗効果素子と、
前記磁気抵抗効果素子に接続し、素子に電流を流すビット線と、
前記磁気抵抗効果素子を挟んで前記ビット線と対向した位置の、前記磁気抵抗効果素子から離れた位置にあって、かつ、前記ビット線に直交し、前記磁気抵抗効果素子に記録動作を行うワード線と、
記録信号を増幅する増幅系と、
読み出し、書き込みのスイッチをおこなう読み出しワード線を備えたセルが、複数個並列している構造を持つ磁気メモリ。

30

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

本発明は、磁気抵抗効果素子、それを備える磁気ヘッド及び磁気記録装置、並びに磁性メモリに関する。

【0002】

【従来の技術】

磁気記録再生装置においては、記録密度の向上が著しい。この磁気記録再生装置が備える磁気記録再生ヘッドには、記録、再生の両特性に関し、高性能化が要求されている。

40

【0003】

特に、磁気再生ヘッドに関しては、(1)高感度化、(2)トラック幅の狭小化技術向上、(3)再生ギャップ間隔の狭小化技術の向上という3点の技術向上が要求されている。

【0004】

それぞれの高密度記録に対応した技術としては、(1)については、1~10(Gb/in²)の記録密度では異方性磁気抵抗効果(AMR)が知られ、10~20(Gb/in²)の高記録密度になると、より高感度の得られる巨大磁気抵抗効果(GMR)が知られ、さらには、20~50(Gb/in²)記録密度の候補としては、高分極率材料又は酸化物層等をGMR構造の界面に挟み、電子のスピン多重反射効果により出力の増大をねらったスペキュラーGMRや、NOL-GMRと呼ばれるアドバンスGMR効果が知られている。

50

【 0 0 0 5 】

GMRを用いた磁気ヘッドは、特開平4-358310号公報で、スピンバルブと呼ばれる構造が開示されている。この磁気ヘッドは、反強磁性層によって磁化が特定の方向に固定された磁性体からなる固定層と、この固定層に積層した非磁性薄膜と、この非磁性薄膜を介して積層した磁性膜からなる自由層で構成されており、固定層と自由層の磁化の相対的な角度で電気抵抗が変化する磁気抵抗効果素子を備えている。

【 0 0 0 6 】

しかし、今後、さらなる高感度化の進展により、より高感度な再生方式が必要とされている。70～150 (Gb/in²) では、MR比が非常に高いトンネル磁気抵抗効果(TMR)が、感度向上の面から有利である。そして、150 (Gb/in²) を超えた高記録密度世代では膜面に垂直な方向に検出電流を流す方式のGMR(CPP-GMR)等が主流になると考えられる。TMRは基本技術としてはP03-154217にて公開されているほか、特開平10-91925等に公開されている。ただし、非常に薄い絶縁層が特性の重要な部分になっていることに起因した静電圧破壊や、S/N確保のための低抵抗化、高バイアス化が課題である。

10

【 0 0 0 7 】

従来、CIP-GMR (Current in Plane GMR: 検出電流を膜面内に流すタイプのGMR) の場合は、以下の問題点を持っている。一つは高線記録密度化に対応するためにGMR素子の上下に配した磁気シールド膜の間隔を縮めねばならず、素子とシールド間との間に配した絶縁層が薄膜化し、結果的に絶縁が保てないことである。また、再生トラック幅の縮小に伴って磁区制御が困難になり、出力信号の非対称化することも深刻な問題である。

20

【 0 0 0 8 】

これに対し、CPP-GMRの場合、素子上下を電極とするためシールド間の絶縁特性は重要な問題ではない。したがって、静電圧電流による熱素子破壊や磁界による非線形化の影響も少ないと考えられる。また、素子面積が小さくなったときに出力が向上することが期待されるため、高記録密度に対して有望である。CPP-GMRは多数報告されているが、代表的なものとして特表平11-509956や、特開平7-221363に記述がある。

【 0 0 0 9 】

【 発明が解決しようとする課題 】

将来の磁気再生素子の構造を考えた場合、電流の流れる方向が磁気抵抗効果素子の膜厚方向であり且つ高感度な磁気抵抗センサー、具体的にはCPP-GMR (Current-perpendicular to plane GMR) やTMR (トンネル磁気抵抗効果) 等が有力である。これら磁気抵抗センサーの基本的構造は共に、膜面に垂直なセンス電流を流す構造(CPP)を利用した磁界センサーであることから、CPP方式のセンス電流を流す構造に移行するようになると考えられる。

30

【 0 0 1 0 】

TMR素子は、絶縁体障壁を挟む一对の磁性体からなる素子であり、これの膜厚方向にセンス電流を流す構造である。TMR素子では、絶縁障壁層を介した電気伝導のため抵抗が高い。このため、TMR素子を再生ヘッドや磁界センサーに用いた場合、さまざまなノイズが発生し、信号対雑音特性(S/N)が低下するという問題がある。この問題の対策として、絶縁障壁層の薄膜化による低抵抗化の研究が盛んである。その一方、低抵抗化に伴う出力の低下が否めない。また、TMR素子面積を小さくすると、素子抵抗が素子面積に比例して大きくなるという問題がある。

40

【 0 0 1 1 】

これに対し、CPP-GMRでは、非磁性層を挟む一对の磁性体からなるGMR構造であり、膜厚方向に電流を流す構造である。膜面方向に電流を流すCPP-GMRでは、膜厚方向に垂直な方向に電流を流すCIP-GMRと比べると電流パスが短いため、従来のGMR膜を適用した場合の抵抗は数ミリ程度である。このため、CPP-GMRを磁気再生素子に適用するには小さすぎるという特徴がある。さらに、従来型GMR膜によるCPP方向の抵抗変化率は数%程度と高いが、素子面積1 μm^2 あたりの出力では、従来型GMR膜では抵抗が小さすぎるために、出力は非常に小さい。

50

【0012】

したがって、ある程度の比抵抗を持った材料からなり、且つGMR出力が大きくなるような材料が求められている。

【0013】

CPP-GMRの大きな課題は、

- (1) 素子サイズを小さくするための作製プロセス
 - (2) 素子の磁気抵抗変化率を高くするための材料選択と膜構造
 - (3) 素子の電気抵抗を調整するための膜構造
- と考えられる。

【0014】

(1)は、現在のホトリソグラフィを用いたアライナーやステッパを用いた素子作製では、 $0.5 \times 0.5 \mu\text{m}^2$ 程度の素子が限界である。通常のGMR膜をCPP GMRタイプの素子にする場合、この程度の大きさでは出力は測定限界程度にしかない。この原因は、GMR膜が金属多層膜からなり、CPP-GMRでは伝導パスが数十nmの膜厚なので電気抵抗が低すぎることに起因する。したがって、CPP-GMRでは、さらに小さくして $0.1 \times 0.1 \mu\text{m}^2$ 未満の素子を作製するか、適当な素子面積で適当な素子抵抗になるように材料構成に変更を加えることが必要とされる。素子を小さくする技術としては、原子間力顕微鏡の技術を応用したりソグラフィや、電子線描画法等が考えられるが、 $0.1 \times 0.1 \mu\text{m}^2$ 未満の素子を作製することは未解決技術の一つである。

【0015】

そこで本発明では、素子サイズについては既存の技術で可能な範囲を考え、上記(2)、(3)のように材料や膜構造を最適化することにより、磁気抵抗変化率が高く、且つ電気抵抗が調整され、再生出力の向上した磁気抵抗効果素子、これを備える磁気ヘッド及び磁気記録装置、ならびに磁気メモリを提供することを目的とする。

【0016】

【課題を解決するための手段】

上述の目的を達成するために、本発明に係る磁気抵抗効果素子は、第1の磁性層と、第2の磁性層と、該第1の磁性層と第2の磁性層との間に形成された非磁性中間層とを備える磁気抵抗効果素子において、上記第1の磁性層に含有される磁性体の伝導電子が属するエネルギーバンドと、上記第2の磁性層のうち少なくとも一方に含有される磁性体の伝導電子が属するエネルギーバンドとが同種の軌道であることを特徴とする。

【0017】

また、第1の磁性層と、第2の磁性層と、該第1の磁性層と第2の磁性層との間に形成された非磁性中間層とを備える磁気抵抗効果素子において、上記第1の磁性層、第2の磁性層のうち少なくとも一方に含有される磁性体の伝導電子が属するエネルギーバンドと、上記中間層に含有される非磁性体の伝導電子が属するエネルギーバンドとが同種の軌道であることを特徴とする。

【0018】

さらにまた、第1の磁性層と、第2の磁性層と、該第1の磁性層と第2の磁性層との間に形成された非磁性中間層とを備える磁気抵抗効果素子において、上記第1の磁性層及び第2の磁性層は、ハーフメタル磁性体又は高分極率磁性体を含有することを特徴とする。

【0019】

また、本発明に係る磁気ヘッド、磁気記録装置、磁気メモリは、上述の磁気抵抗効果素子を有することを特徴とする。

【0020】

以上のように構成された磁気抵抗効果素子、磁気ヘッド、磁気記録装置、磁気メモリによれば、磁気抵抗効果素子の膜構造、材料が最適化されているので、磁気抵抗変化率が高く、且つ電気抵抗が調整され、再生出力が向上する。

【0021】

【発明の実施の形態】

以下、本発明を適用するのに好ましい磁気抵抗効果素子、磁気ヘッド、磁気記録装置、磁気メモリについて、詳細に説明する。

【0022】

本発明を適用した磁気ヘッドは、第1の磁性層（自由層）と、第2の磁性層（固定層）と、第1の磁性層と第2の磁性層との間に形成された中間層とを有する磁気抵抗効果素子を備える。

【0023】

また、この磁気抵抗効果素子は、第2の磁性層の中間層と対向する面とは反対側の面に形成された反強磁性層と、固定層と反強磁性層との間に形成された軟磁性層と、固定層と軟磁性層との間に形成された貴金属層とを有するものであってもよい。

10

【0024】

固定層及び自由層は、それぞれ、ハーフメタルとよばれる Fe_3O_4 、 CrO_2 若しくは ZnO に遷移金属を添加した材料、ホイスラー合金のうち少なくとも1種の材料を含有している。この磁気抵抗効果素子は、ハーフメタルと呼ばれる材料を中間層の両側に配していることが第一の特徴である。

【0025】

ハーフメタルとは、その材料のもつ電子構造が、図1(a)のような特徴を持つものである。ここで、電子構造について簡単に説明する。なお、図1において、(a)はハーフメタル磁性体の電子密度状態を示し、(b)は非磁性金属の電子密度状態を示し、(c)は磁性金属の電子密度状態を示す。

20

【0026】

一般に、金属（非磁性）の電子構造は図1(b)のような形をとる。これらの図は、下から上へエネルギー準位の低い（安定）状態から高い状態になっていることを示し、図の横方向は中心をゼロとした電子密度を表すと考えられる。図の中心を境にした左右は、電子が2種類の電子スピンをもつことを区別するものである。なお、便宜的に、右側を上向きスピン（ \uparrow ）、左側を下向きスピン（ \downarrow ）と呼ぶこととする。

【0027】

図中、点線で示したところは、フェルミ面と呼ぶ部分でこの電子が電気伝導の大半を担っている。金属は、フェルミ面のところに電子密度があるため、これが自由電子であり、電気伝導する。ハーフメタルとは、図1に示すようにフェルミ面における電子が、上下スピンのどちらか一方のスピンだけから成る物質のことである。

30

【0028】

この電子スピンと磁性とは大きく関係している。磁性体の場合はフェルミ面から下側のバンド内にある電子総数が、上向きスピンと下向きスピンとで大きく異なるという特徴がある。一方、ハーフメタルでは、フェルミ面のスピン数が100%片側スピンからなるという点が特徴である。

【0029】

したがって、ハーフメタルであり、かつ、強磁性体である材料が実在する。これを、ハーフメタル磁性体というが、多くのハーフメタルは磁性体であることからここでは総称してハーフメタルと呼ぶことにする。ここで、このスピンの偏りを分極率Pという。分極率Pは、フェルミ面における上向きスピン電子数を n_{\uparrow} 、下向きスピン電子数を n_{\downarrow} として下記数1であらわされる。

40

【0030】

【数1】

数 1

$$P=100 \times (n \uparrow - n \downarrow) / (n \uparrow + n \downarrow)$$

ハーフメタルに電子を流すと、ハーフメタルの電子スピンの向きと同じスピン成分の電子は保存しハーフメタル中を伝導するが、逆向きのスピンをもつ電子は反発力が働くため伝導できない。したがって、ハーフメタル磁性体と金属磁性体とを非磁性金属を介して接合したスピバルブ構造では、磁性体金属を軟磁性にすれば、外部磁界でその金属磁性膜の磁化が反転したときに磁気抵抗が大きく変化する可能性がある。

10

【 0 0 3 1 】

原理的に、このようなスピバルブ構造においては、ハーフメタル磁性体の分極率が100%の場合、抵抗変化率は無限大となると考えられる。したがって、ハーフメタル磁性体を用いてスピバルブ構造を構成すれば、抵抗変化率の増大すなわち出力の増加に有効であると考えられる。

【 0 0 3 2 】

さて、実際にはこれらの値は有限の値をとる。これは、フェルミ面に存在する電子の属するバンドが、他の物質への電子伝導の効率を支配していることによる。具体的には、電子の角運動量によって1s、2p、3dなどの軌道による電子の種類で分けられ、それぞれがバンドという同じ電子の集団を構成している。フェルミ面での電子が、s電子の材料とd電子の材料を接合して電子を流した場合、s電子のスピン情報は、d電子に直接伝わらず反射されたり、わずかなs電子やその他複雑な経路を経てd電子に伝達されるため、電子伝導の効率は必ずしも良好でない。また、接合を介した二種の材料の抵抗が極端に異なる場合も、電子の流入が阻害されるため、反射損失が小さくない。

20

【 0 0 3 3 】

そこで、この界面を挟んだ膜構成は、GMR膜についても同様で、固定層と中間層、中間層と自由層の界面における伝導電子を最適化させるような材料の組み合わせを選択することで、抵抗変化率の向上が期待できる。

30

【 0 0 3 4 】

上記のハーフメタル磁性体は、(A)磁性半導体、(B)一部の酸化物磁性体、(C)ホイスラー合金に大別される。

【 0 0 3 5 】

(A)磁性半導体としては、CrAs、CrSb、あるいは、閃亜鉛型の結晶構造をもつIII-V族化合物半導体にMnなどの磁性体をドーブした希薄磁性半導体(InMnAs、GaMnAs)等、MBE(molecular beam epitaxy:分子線エピタキシ法)による単結晶エピタキシャル成長により作製される。

【 0 0 3 6 】

磁性半導体は一般に、ハーフメタル的な特性を示すのは10K以下の低温度域である。また、ZnOやGaNに遷移金属をドーブした磁性半導体、その他の閃亜鉛型結晶構造をもつ磁性半導体については、室温で強磁性的挙動を示し、ハーフメタルである。なお、例外的に、CrSb(~350K)やCrAs($T_c > 1000K$)のように高温でも特性を示すものがある。

40

【 0 0 3 7 】

(B)の酸化物磁性体としては、例えばFe₃O₄がよく知られている。また、CrO₂、LaSrMnO等もハーフメタル材料として使用可能である。Fe₃O₄はハーフメタル特性が室温でも得られる点と磁性体としても磁化が大きくかつ軟磁気特性を得られるので重要である。ただし、一般には単層膜を得るためには500℃をこえる高温処理あるいは基板温度上の製膜が必要なためにこれまで実用化にはいたっていない。

【 0 0 3 8 】

50

酸化物ハーフメタル磁性体には、作製温度の問題が大きな課題となり、これまで一般に素子化あるいは実際の磁気ヘッドを作製するには至っていない。Fe₃O₄の場合、近い組成に安定相であるが磁化が低く、ハーフメタルではないFe₂O₃という相があり、混層化しやすいのと、FeとFe₃O₄とも混相になりやすい傾向にある。CrO₂もCr₂O₃という絶縁体と混相化しやすいため、酸素雰囲気中の高温作製など特別な作成法が必要である。

【0039】

この問題に関して、Fe₃O₄の成長エネルギーを調整することで、単相化することが可能である。RFスパッタリング法で基板上にこれらの貴金属膜を形成し、この上にFe₃O₄を形成する方法である。この方法では、基板温度300 で製膜した場合に、XRDパターンから単層のFe₃O₄であり、かつ、室温での飽和磁化が0.55~0.6テスラとなりバルクのFe₃O₄（室温における飽和磁化は0.5~0.6テスラ）と同じ値となり、かつ、Fe₃O₄の特徴である120K付近での飽和磁化の温度依存性異常（フェルベ-点）も確認できている。これは、基板温度250 以上ではほぼ同様である。基板温度が150~200 でも0.5テスラ以上の飽和磁化である。したがって、この方法でFe₃O₄単層膜の形成ができていると考える。また、数nmの薄膜化も可能である。

10

【0040】

ホイスラー合金とはCu₂MnAlといわれる構造を持つ特徴がある材料で、規則状態でMn原子に局在する磁気モーメントに起因した強磁性を示すことで有名な材料である。一般には、(MMn)₂Al₂（MはCu, Ni, Co, Fe）あるいは、Co₂MnSiなどAlをSiやSn, Geで置き換えた系がTcも高く磁性も大きい。この磁性はMnのd電子に起因しているが、伝導電子はs電子およびp電子によるとされておりMnのd電子による長距離相互作用でこれらが完全分極し、ハーフメタルになっていると考えられている。これらの材料は、MBE装置あるいはスパッタリング装置を用いて基板温度300 で形成することで作製できる。さらに、500-800 の温度で長時間熱処理することで完全規則化される。

20

【0041】

次に、これらハーフメタル磁性体を含有する磁性膜を中間層を介してハーフメタルを含有する磁性体を含有する磁性膜と接合させた場合の磁気抵抗効果特性が、ハーフメタル磁性体を含有する磁性膜を中間層を介して他の磁性体を含有する磁性膜と接合させた場合の磁気抵抗効果特性と比較して、どの程度向上するかという点が重要である。これについては、界面における接合と電子トランスポートを考慮した計算を行ったところ、いかの結果を得た。

30

(1) 片側がd電子ハーフメタルのCPP-GMR構造、中間相の電子種がs電子、相手側磁性膜の電子種がs電子の場合、正または負の磁気抵抗変化

(2) 片側がd電子ハーフメタルのCPP-GMR構造、中間相の電子種がd電子、相手側磁性膜の電子種がs電子の場合、正の磁気抵抗変化

(3) 片側がd電子ハーフメタルのCPP-GMR構造、中間相の電子種がs電子、相手側磁性膜の電子種がd電子の場合、正の100%近い磁気抵抗変化。但し電子が少ないため、反射や散乱による損失大。

(4) 片側がd電子ハーフメタルのCPP-GMR構造、中間相の電子種がs電子、相手側磁性膜の電子種がs電子とd電子が混成している場合、(1)と(3)との差し引きで小さな磁気抵抗変化。

40

(5) 片側がd電子ハーフメタルのCPP-GMR構造、中間相の電子種がs電子とd電子、相手側磁性膜の電子種がs電子の場合、(1)と(2)との差し引きの磁気抵抗変化。

(6) 片側がd電子ハーフメタルのCPP-GMR構造、中間相の電子種がd電子、相手側磁性膜の電子種がd電子の場合、ほぼ100%の磁気抵抗変化。

【0042】

これは、中間相および自由層の電子状態を最適化する条件としてこれらフェルミ面における電子種を基にした材料指定が可能ということを示唆している。

【0043】

通常のFe₃O₄/Au/NiFeなどでは、Fe₃O₄層はd電子がフェルミ面を構成しているのに対して

50

、Au層はs電子、NiFe層はs電子とd電子が混成している。これは、(4)の場合に相当するため、磁気抵抗変化率 R/R は小さい値となる。

【0044】

これに対し、例えば自由層であるNiFe層をフェルミ面のd電子密度の大きいFeに変えることで(2)に近い構成として R/R が向上する。また、さらには自由層のNiFe層を、やはり100% d電子ハーフメタルのFe₃₀4に変えることで、 R/R は高くなる。

【0045】

さらに、中間層を構成しているAu層を、d電子成分がフェルミ面レベルにあるPtに変えた場合も R/R は大きくなると考えられる。さらに、Au層をTiO₂などの酸化物半導体で、フェルミ面の電子がd電子である材料にした場合は、(6)の構造になり、 R/R はきわめて高い値をとると考えられる。また、この場合、素子を構成する各層の比抵抗がほぼ同じ値になることから、接合面でのインピーダンス不整合による反射損失が最小限となることが期待できる。

10

【0046】

次に、磁気抵抗効果素子としては、ハーフメタル磁性体は自由層および固定相側の磁性膜になる。固定層の磁化固定の方法として、一般のGMR再生ヘッドで適用されている反強磁性結合方式を適用することを考えた場合、反強磁性膜は、下地膜としてNiFeなどの金属磁性膜上に形成する必要がある。酸化物磁性膜上に金属磁性膜/反強磁性膜を形成した場合に、酸化物磁性体(ハーフメタル磁性体)から金属磁性体膜へ酸素拡散が発生し、ハーフメタル特性の劣化、金属磁性膜の酸化、劣化が起きる可能性があり、信頼性が低下する可能性がある。

20

【0047】

これに対して、反強磁性膜と、酸化物磁性膜(ハーフメタル)とを積層フェリ構造を介して結合する構造を用いた。これを用いることにより、反強磁性膜が中中間層の上側でも下側でも、積層フェリの中間膜(貴金属膜)が酸化防止膜の働きをするために信頼性の高い膜を作製することが可能である。この場合も、積層フェリ結合が、金属磁性膜と酸化物磁性体膜の間で形成されるために、従来にない新しい構造である。

【0048】

なお、反強磁性膜としては、MnPt, CrMnPt, PdMnPt, MnIr等の材料を適用することが可能である。

30

【0049】

また、磁区制御については、CFS(Closed Flux Structure)構造やハードバイアス構造が候補である。CFS構造とは、自由層の、中間層と接する面と反対側の面に接して、非磁性中間層を形成し、この上に軟磁性膜と反強磁性膜を順次形成したものである。素子形状にしたときに、素子端部で上記軟磁性膜の端部の磁極と、自由層の端部に生じる磁極が静磁結合し中和されることで磁区発生を抑止する方法である。大面積では、面内結合の影響等無視できなかったが、素子面積が小さくなった場合に有効になると考えられる。

【0050】

ハードバイアス方式とは、素子のトラック幅方向の断面において素子と接した形に永久磁石材料を配し、永久磁石の端部磁極で自由層の磁区発生を抑止する方法で比較的実績のある方法である。ただし、非対称性の影響を考慮すると永久磁石が精度良く素子に対して対称に接することが必要である点と、素子面積が小さくなると精度および磁区制御の強度の点で課題がある。

40

【0051】

[実施例1]

まず、基板上に、ハーフメタル磁性体としてFe₃O₄を含有する磁性膜を形成した。なお、基板としては、ガラス基板、酸化マグネシウム基板、GaAs基板、AlTiC基板、SiC基板、Al₂O₃基板又はSiO₂基板等を用いることができる。

【0052】

膜作製法としては、RFスパッタリング法を用いた。到達真空度は 5×10^{-3} Pa以下であり、

50

ターゲットは Fe_3O_4 の焼結体ターゲットである。Ar雰囲気中で、約1~0.1Paの圧力、50W~150Wのパワーで膜成長させた。膜の成長速度は0.1Å/s未満である。あるいは、分子線エビタキシー法(MBE)でFeを蒸着源とし、これを蒸着しながら、雰囲気中に酸素を入れる方法によっても、0.1~0.01Å/s程度の非常にゆっくりとした膜形成速度で膜形成した場合に Fe_3O_4 の形成が確認された。

【0053】

これらの基板に直接 Fe_3O_4 を形成した場合は、室温成膜した膜の飽和磁化は0.1テスラ未満であり、基板温度400℃における飽和磁化も0.2テスラ~0.3テスラだった。この値は、 Fe_3O_4 単層としては低い値である。

【0054】

また、このようにして作製した膜は非晶質傾向の強い膜になった。これをほぼ完全な Fe_3O_4 単層膜にするためには、基板温度を540℃以上の高温にし、結晶化を促進する手段を施すことが必要であった。ただし、上述の単結晶基板を用い、スパッタ室雰囲気の H_2O 分率を低減し、低レート、低エネルギーで膜形成する新規な作成法により、250℃以上の基板温度において膜厚10~50nmの膜において飽和磁化0.4テスラ以上をもつ Fe_3O_4 膜を作製することができた。

【0055】

この膜の抵抗が、図2に示すような120K以上の高温側の半導体的な温度依存性から、120K未満の絶縁体へと転移する Fe_3O_4 に特有の現象(フェルベーク転移)を120K付近に確認できることや、図3のXRDの回折ピークから Fe_3O_4 であることが確認された。この Fe_3O_4 は、ハーフメタリックな特性を持つことが理論および過去の分光分析等から知られている材料であり、膜厚5nmまで結晶性は確認可能である。

【0056】

図4に飽和磁化の膜厚依存性を示す。図4から、薄膜化が進むと膜の飽和磁化は急激に減少する傾向にあるが、1nm程度では磁化は確保されている。この図から、 Fe_3O_4 膜の膜厚が10nmを超えた領域では Fe_3O_4 膜の飽和磁化は0.5テスラ程度だが、膜厚0.8nm未満ではやや減少し0.4テスラ程度に低下したが、マグネタイトとしての強磁性的特性は維持されていると考える。これより薄い場合は厚さによる特性の変化が急峻なため、磁気再生ヘッドの構造材料としてはあまり適さない。

【0057】

次に、基板に貴金属下地層を形成し、この貴金属層上にハーフメタル Fe_3O_4 を含有する磁性膜を形成した。

【0058】

ハーフメタル Fe_3O_4 を磁気再生ヘッドの磁気抵抗素子に適用する場合、素子の下部に電極兼下地膜となる導電性膜が必要である。また、適当な下地膜を選択することで成長温度を低減できる可能性が高いと考えた。そこで、上述の基板に貴金属であるPt,Pd,Rh,Ru,Ir,Au,Agの膜をそれぞれ厚さ2nmで形成した。この膜上に Fe_3O_4 膜を、先に述べた作製法で厚さ50nm成長し、磁氣的性質の温度依存性を調べた結果、Pt,Pd,Rh,Ru,Ir,Au,Ag,Cuでほぼ良好な Fe_3O_4 成長が確認された。特に、Au,Pd,Pt下地膜を適用した場合、基板温度200℃でも、 Fe_3O_4 膜の飽和磁化は約0.5テスラが得られている。また、この膜の保磁力は約1A/mであり良好な軟磁性膜である。

【0059】

また、これら下地の貴金属膜が50nm~100nmの厚さとなった場合、表面粗さRaを0.4nm以下にすることにより、同様の値が得られることを確認した。また、これら貴金属の下に、CrやTaなどの適当な下地膜を数nmから数十nm挿入することにより、この上に成長した貴金属膜の表面構造が平滑化し、 Fe_3O_4 膜の成長が促進される。

【0060】

再生ヘッドに適用するためには、ハーフメタルの膜厚~1nm程度で上記の特性を示すことが必要である。薄膜化の課題は、薄くすると膜を構成する磁性粒子の磁化スピンの磁気エネルギーよりも、温度エネルギーが高くなるために、磁化の向きがばらばらになる超常磁

10

20

30

40

50

性になる点がある。このため、いわゆる超常磁性限界膜厚よりも膜厚が厚いことが必要である。ただし、固定層の場合には薄膜化したハーフメタル層に反強磁性膜や強磁性膜を接触させることで磁化をサポートし、磁化特性を高い状態に保つことが可能である。

【0061】

また、 Fe_3O_4 以外の酸化物ハーフメタル材料である CrO_2 、 ZnO 、 GaN についても、上述の Fe_3O_4 の場合と同様に下地貴金属膜を形成して、その上に成長させたところ基板温度が250でも単層膜が形成されていることを確認した。 ZnO は、 V 、 Cr 、 Fe 、 Co 、 Ni の強磁性金属を約25%ドーピングすると、強磁性ハーフメタルの状態になる。また、 GaN についても Mn を25%ドーピングすると強磁性ハーフメタルになる。これらの材料についても下地貴金属膜上の形成は有効である。

10

【0062】

ホイスラー合金とは Cu_2MnAl といわれる構造を持つ特徴がある材料で、規則状態で Mn 原子に局在する磁気モーメントに起因した強磁性を示すことで有名な材料である。一般には、 $(\text{MMn})_2\text{Al}_2$ (M は Cu 、 Ni 、 Co 、 Fe)あるいは、 Co_2MnSi など Al を Si や Sn 、 Ge で置き換えた系が Tc も高く磁性も大きい。この磁性は Mn の d 電子に起因しているが、伝導電子は s 電子および p 電子によるとされており Mn の d 電子による長距離相互作用でこれらが完全分極し、ハーフメタルになっていると考えられている。これらの材料は、MBE装置あるいはスパッタリング装置を用いて基板温度200 ~ 300 で形成することで作製できる。さらに、500-800の温度で長時間熱処理することで完全規則化される。

【0063】

[実施例2]

ハーフメタル材料を中間層を介して他の磁性体と接合させた場合に磁気抵抗効果特性が従来型GMRなどと比べて向上するかどうかは重要な課題である。これを明らかにするため、界面における接合を電子トランスポートを考慮したモデルにより計算した。具体的には、図5にあるように、同じ電子軌道間における電子の飛び移りが大きいことを考慮して Fe_3O_4 (502) / 中間層 (s 電子系) (503) / CoFe (s 電子系と仮定) (504) についてモデル計算した。コンダクタンス C は、飛び移り確率 (transmission rate) を T 、左(右)側電極の界面状態密度を $D_{L(R)}$ とすると以下の数2のように表される。

20

【0064】

【数2】

30

数2

$$C = T D_L D_R$$

電子状態として図6のようなモデル的な電子密度分布の接合を考えた。この電子密度分布は、第一原理や局所密度汎関数法によるバンド計算で得られた結果を簡略化したものである。このとき、以下の結果を得た。

40

(1) 図7に示すように、片側が d 電子伝導ハーフメタル(701)のCPP-GMR構造で、 s 電子伝導中間層(702)、相手側磁性膜が s 電子伝導ハーフメタル(703)の場合は、正または負の磁気抵抗変化

(2) 図8に示すように、片側が d 電子伝導ハーフメタル(801)のCPP-GMR構造で、 d 電子伝導中間層(802)、相手側磁性膜が s 電子伝導ハーフメタル(803)の場合は、正の磁気抵抗変化

(3) 図9に示すように、片側が d 電子伝導ハーフメタル(901)のCPP-GMR構造で、 s 電子伝導中間層(902)、相手側磁性膜が d 電子伝導ハーフメタル(903)の場合は、正の100%近い磁気抵抗変化。但し電子が少ないため、反射や散乱による損失大。

50

(4) 図10に示すように、片側がd電子伝導ハーフメタル(1001)のCPP-GMR構造で、s電子伝導中間層(1002)、相手側磁性膜の電子種がs電子伝導とd電子伝導が混成しているs+d電子伝導ハーフメタル(1003)の場合は、(1)と(3)との差し引きで小さな磁気抵抗変化。

(5) 図11に示すように、片側がd電子伝導ハーフメタルのCPP-GMR構造(1101)で、s+d電子伝導中間層(1102)、相手側磁性膜がs電子伝導ハーフメタル(1103)の場合は、(1)と(2)との差し引きの磁気抵抗変化。

(6) 図12に示すように、片側がd電子ハーフメタルのCPP-GMR構造(1201)で、d電子伝導中間層(1202)、相手側磁性膜がd電子伝導中間層(1203)の場合は、ほぼ100%の磁気抵抗変化。

10

【0065】

具体的には、(1)の場合、図13の中間層がs電子伝導体とされている曲線に相当する抵抗変化が予想される。これは、中間層の膜厚に依存して正や負に振動する磁気抵抗変化である。また、計算値でも磁気抵抗変化率が±30%程度で低い。

【0066】

これに対して(2)の場合は、図13の中間層d電子と示された曲線で、正の磁気抵抗で、かつ、磁気抵抗変化率が90%近い値になっている。実際は、中間層の電子密度が低い点と、磁性膜と中間層とのインピーダンスの問題がありこれよりも値が小さくなるが高い値である。

【0067】

これに対して、(3)の構造では、図14に示すように、d電子ハーフメタル膜/s電子中間層膜/d電子膜でも高いGMRになることがわかる。この場合も、インピーダンスの問題がありこれよりも値が小さくなる。

20

【0068】

また、(4)、(5)は、それぞれ、(1)と(2)あるいは、(1)と(3)が混ざった状態である。計算値からこれらの状態でも、磁気抵抗変化率は従来のタイプよりも高くなる。ただし、実際にはs電子の影響を強く受ける場合が多く、各値の差し引きが、それ以下の値となるため、抵抗変化率は計算で予想される値よりは低くなると考えられる。

【0069】

最後に、(6)にて述べた、d電子ですべて接合したd電子ハーフメタル膜/d電子中間層膜/d電子膜では、図14の中間層がd電子伝導体と表記した曲線で示されるように100%近い高い抵抗変化率が得られる。このとき、中間層のフェルミ面との交叉も大きく、電子密度が高い。また、d電子伝導体は、酸化物半導体のような高抵抗体が多く、インピーダンスの接合が良好であり、反射損失が小さい。したがって、この方式は最適である。これは、中間相および自由層の電子状態を最適化する条件としてこれらフェルミ面における電子種を基にした材料指定が可能ということを示唆している。

30

【0070】

以上の結果から、Fe₃O₄などのd電子をフェルミ面の電子状態にもつハーフメタルを使用する場合は、(A)相手側磁性体をd電子系とする。少なくともd電子が主の伝導電子である磁性体を配する。または、(B)中間層をd電子伝導系の材料に変更する。ことが重要な条件である。

40

【0071】

上記(A)にて述べたd電子系の材料として、通常の磁性体としては、Fe、およびFeを含む3d強磁性化合物FeXで、XがNi, Co, C, N, Oを少なくとも一つ含有し、Feの含有率が50%以上である材料が考えられる。例えばFeではフェルミ面で3d電子とs電子が混成しているものの、両者のスピンは上向きで同一である。これに対して、NiやCoが主となる系においては、3d電子とs電子とのスピンの向きが逆向きで、d電子が下向きスピンとなっているために磁気抵抗は低くなる。

【0072】

また、d電子系のハーフメタル材料であるFe₃O₄、CrO₂、LaSrMnOはd電子系のハーフメタ

50

ル磁性体である。ハーフメタルであることにより伝導は100%偏極した電子であり、上記(A)でのべた材料として有効である。例えばFe₃₀₄の場合は下向きd電子がフェルミ面を構成していることがわかっている。

【0073】

また、これ以外のホイスラー合金は、ハーフメタルであるが、フェルミ面においてはsおよびp電子が接合しているためd電子系としては効果が小さい。CrAsなどの磁性半導体では、d電子がフェルミ面で主要な電子となっており、有効である。また、GaMnAsなどの希薄磁性半導体やZn-Oでは、フェルミ面の電子がd電子とp電子の混成となっており、d電子で接合された部分では有効と考えられる。

【0074】

また、中間層としては、Pt, Au, Pd, Ag, Cu, Rh, Ruなどの貴金属ではs電子伝導であるが、上述した(5)以外のs電子系の中間層として有効である。さらに、Pt, Pd, Agは、フェルミ面近傍にd電子状態が多数存在するため、d電子接合を形成しやすいため、d電子中間層の効果が期待できる。また、SrTiOなどのペロブスカイト酸化物、TiO₂などのルチル構造酸化物からなる中間層材料では、フェルミ面の電子状態としてd電子密度が高い。例えばTiO₂では、計算および光電子スペクトルによる実測によりd軌道がフェルミ面に出ていることがわかっている。また、SrTiOもTMRの中間層に用いた場合の極性変化の挙動などから、d電子系の伝導が確認されている。

【0075】

第一の磁性層がs電子系のハーフメタル(1501)だった場合には、図15の構造となる。中間層(1502)、磁性層(1503)をs電子伝導体で接合したものが有効である。第二の磁性層にはホイスラー合金、あるいは、Ni,Coなどを多く含有した材料。中間層には、Pt, Au, Pd, Ag, Cu, Rh, Ruなどの貴金属s電子伝導材料が有効である。

【0076】

[実施例3]

従来のスピバルブタイプのGMR素子は、少なくとも図16に示すように、自由層1601と固定層1603との間にGMR中間層1602が形成されている構造を含む多層膜構造となっている。

【0077】

図17に、基板/Fe₃₀₄(40nm)/Au(5nm)/NiFe(5nm)の構成でのCIP-GMRの状態を示す。これによると、基板/Fe₃₀₄/Pt/NiFeでは下に凸の負のGMRが観察されている。通常の基板/CoFe/Cu/CoFeなどでは正のGMRになる。この極性は、磁性層、および、中間層の伝導電子と相関する傾向にある。すなわち、Fe₃₀₄はd電子伝導体であり、Auはs電子伝導体、NiFeはsとdが混成した状態である。このとき、d/s/s+dの組み合わせは、正のGMRと負のGMRの混成となると予想されるが、実際もそのような結果になっている。基板/CoFe/Cu/CoFeなどでは、s/s/sの組み合わせなので、正のGMRとなる。ところが、中間層の材料としてPtを考えると、Auよりもd電子の状態数が多く、d電子伝導性が高い。このため、d/s/s+dの組み合わせ成分が現れて、正のGMRになる。同様に、GMRの値も基板/Fe₃₀₄/Pt/NiFeのほうが基板/Fe₃₀₄/Au/NiFeよりも倍近く高くなる。

【0078】

一方、CPP-GMRは、図18に示すように基体1801上に下部電極1802を備え、その上に固定層(1803)、中間層(1804)、自由層(1805)、保護膜等(1806)、電極(1808)を備え、上部電極と下部電極は絶縁膜1807で絶縁された構造を少なくとも持っている。この固定層(1803)、中間層(1804)、自由層(1805)の位置関係は、後に述べるGMR素子構造であるAF上置き、AF下置き等いずれにも適用することが可能である。下部電極1802はAu, Cu, NiFe, Cr, Ruを少なくとも含有する材料からなる。基板/Au(100nm)/Fe₃₀₄(40nm)/Au(5nm)/NiFe(5nm)の構成での場合、図19のようなCPP-GMR特性を確認できる。

【0079】

この相手側の自由層にNiFeではなくFeにした場合は、膜構成としては図8に近い状態である。このとき、磁気抵抗変化率は観察され基板/Au/Fe₃₀₄(40nm)/Au(5nm)/Fe(2.5nm)では

10

20

30

40

50

、0.2%以上のCPP-GMR変化率となり、基板/Au/Fe₃O₄/Au/NiFeの約2倍以上の高いGMRが確認できた。また、基板/Fe₃O₄(40nm)/Au(5nm)/Fe₃O₄(10nm)でも約2倍以上のGMR向上が見られた。この中間層材料を変えて、上下磁性膜を同じハーフメタルとした基板/Fe₃O₄(40nm)/Pt(5nm)/Fe₃O₄(10nm)では、約3倍～10倍の出力(1%)を確認した。

【0080】

また、図12に相当する構造として、中間層にTiO₂を用いた基板/Fe₃O₄(40nm)/TiO₂(5nm)/Fe₃O₄(10nm)では、基板/Fe₃O₄/Au/NiFeをはるかに超える抵抗変化率となり、10%を超える抵抗変化率をCPP-GMRで確認できると考えられる。

【0081】

上記のようなGMR構造の膜を磁気再生ヘッドあるいはGMRセンサとして用いる場合には、固定層は、自由層との保磁力の差を用いる保磁力差型のGMR素子もあるが、磁気特性を最大効率で用いるためには、固定層に、さらに反強磁性膜が接し、その交換結合磁界によって磁化を固定するタイプが望ましい。

【0082】

また、固定層の薄膜化を促進するために、従来のGMRでは、固定層の中間層と接している面とは反対側の面に、Ru膜、金属軟磁性膜、反強磁性膜を積層した膜構造とすることがある。この場合、Ru膜の膜厚を制御することで、固定層と金属軟磁性膜が反強磁性的な結合をする積層フェリと呼ばれる構造であり、一般的な構造である。

【0083】

これをこれまで述べてきたGMR構造を備えたCPP構造に適用し、固定層磁化を反強磁性結合させる場合の構造と特性について以下に述べる。まず、反強磁性膜(AF膜)が下側になる構造として図20に示す構造を示す。一例として、自由層2008(膜厚3nm)/GMR中間層2007(膜厚2nm)/固定層2006(nm)/貴金属層2005(nm)/軟磁性層2004/反強磁性膜2003(膜厚12nm)/Crを含む下地膜/基板を順次積層した構造を実際に作製したところ、これらの膜の固定層2006の磁化は、下地層の貴金属層膜2005を構成する材料や膜厚によっては、軟磁性層2004の磁化(反強磁性膜2004による磁化固定のため磁化している)と磁氣的に結合し、結合磁界による磁化ループのシフトが生じ、スピンプルプ的挙動を示す。例えば、Ruならば膜厚約0.8～1.2nmで、酸化物磁性体(Fe₃O₄)を含む固定層2006/貴金属(Ru)を含む貴金属層2005/金属磁性体(NiFe)を含む軟磁性膜2004の構造/反強磁性膜2003で、積層フェリ構造と呼ばれる反強磁性結合が形成されていることを確認した。この貴金属層を構成する材料はPt, Pd, Rh, Ru, Ir, Au, Agのいずれかで、膜厚が0nm～1.8nmの範囲で結合が得られた。実際は、この貴金属層が無くても結合はえられる。ただし、貴金属層があるほうが効果が大きい。

【0084】

反強磁性材料は、結合定数が高いのはCrMnPtやMnPt系の反強磁性体材料である。ただし、これには熱処理が必要である。PdMnPt, MnIr, MnRh, NiOあるいはこれを含有する反強磁性材料も、保磁力の低い材料系では有効である。MnIrは室温で結合がえら得るため有用である。反強磁性体の膜厚は、Fe₃O₄膜の場合、Fe₃O₄膜厚が5nmのときCrMnPtやMnPt系では結合磁界が最大9000e程度、MnIrでは5500e程度である。

【0085】

このことから、CPP GMR構造としての出力である磁気抵抗変化率の高い磁気抵抗効果膜が得られることがわかった。また、これは、Fe₃O₄以外のハーフメタル酸化物磁性体膜を固定層に用いた磁気抵抗効果膜についても同様に有効な構造である。

【0086】

この構造について、例に挙げたものの他に、軟磁性層2004にもちいる磁性金属は、Ni₈₀Fe₂₀あるいはCo₉₀Fe₁₀に代表される軟磁性金属材料である。

【0087】

一方、反強磁性膜が上側に配置する構造を図21に示す。この構造の一例として、Taを含む保護膜2109(nm)/MnPtを含む反強磁性膜2108(12nm)/NiFeを含む軟磁性膜2107/貴金属層2106/Fe₃O₄固定層2105(nm)/GMR中間層2104(nm)/CoFeを含む自由層2103/Crを含む下

10

20

30

40

50

地層2102/基板2101膜を順次積層した膜を作成した。これについても、同様の磁気抵抗効果特性が得られることがわかった。各構成要素に対する詳細は、上に述べたものと同じである。

【0088】

[実施例4]

ここで、CPP-GMR構造の磁気抵抗効果素子として、図20、図21にある構造をもつ膜を適用する。膜の材料構成は、図8、9、10、11、12、15の構造である。CPP-GMR膜に要求される基本的特性としては、

(a) 膜の面積抵抗が $1 \mu\text{m}^2$ 以下(素子面積によって変わる)

(b) 磁気抵抗変化率2%以上

(c) 磁性体の保磁力

がある。

(a)の面積抵抗RAについては、素子中のハーフメタルに Fe_3O_4 などの酸化物磁性体を用いた場合には、貴金属層2005,2106/酸化物ハーフメタルを含有する固定層2005,2106/貴金属を含有する中間層2007,2104/自由層2008,2103という基本構造を仮定し、Pt(膜厚10nm)/ Fe_3O_4 (膜厚Xnm)/Au(膜厚3nm)/ Fe_3O_4 (膜厚5nm)について Fe_3O_4 層の膜厚を変えたときの面積抵抗の変化を $120\text{nm} \times 120\text{nm}$ の形状をもつ素子について計算する。 Fe_3O_4 の抵抗率は約 $3500 \mu\text{cm} \sim 35000 \mu\text{cm}$ 、その他Ptの抵抗率は $30 \mu\text{cm}$ 、Auは $2 \mu\text{cm}$ である。

【0089】

Fe_3O_4 の膜厚が20nmと10nmのとき、 Fe_3O_4 の抵抗率は $3500 \mu\text{cm}$ とすると、素子抵抗は約73、RAは $1.05 \mu\text{m}^2$ となり、また、 Fe_3O_4 の膜厚が10nmと5nmのとき、素子抵抗は約36、RAは $0.5 \mu\text{m}^2$ となる。 Fe_3O_4 の膜厚が5nmと2.5nmのとき、素子抵抗は約18、RAは $0.25 \mu\text{m}^2$ となる。

【0090】

140Gb/in²の記録密度に対応する再生ヘッドのCPP-GMRの特性の仕様目標は、面積抵抗RAが $1 \mu\text{m}^2$ 以下なので、 Fe_3O_4 の膜厚が30nm以下で $1 \mu\text{m}^2$ 以下の値が達成可能である。相手側の磁性体に、Feなどの3d金属材料を用いると、面積抵抗はさらに低下させることが可能である。

【0091】

素子面積が $250\text{nm} \times 250\text{nm}$ の場合、 Fe_3O_4 の膜厚が30nmで、素子抵抗は約18となる。 Fe_3O_4 の膜厚が50nmのとき、RAは $1.75 \mu\text{m}^2$ となり、素子抵抗は約30となる。実際には、 Fe_3O_4 の抵抗率は作成法によって異なるため、抵抗は最大でこの10倍に上昇する。ただし、その場合でも素子面積や膜厚を制御することで、素子抵抗が20~100程度にする磁気抵抗効果膜を作製することは十分可能である。

【0092】

$\text{Fe}_3\text{O}_4/\text{TiO}_2/\text{Fe}_3\text{O}_4$ では、 TiO_2 の比抵抗も約 $10000 \mu\text{cm}$ 程度なので、 $120\text{nm} \times 120\text{nm}$ の形状で考えるとトータル膜厚が30nm程度であれば十分使用可能である。このとき、5%のR/Rであると、面積出力A/Rは約 $50 \text{m} \mu\text{m}^2$ で、 $120\text{nm} \times 120\text{nm}$ の形状でRが約5となり十分大きな出力が得られる。これに対して、従来のTa1nm/NiFe3nm/MnPt15nm/CoFe3.5nm/Cu3nm/CoFe3nm/Ta1nmの膜では、素子面積を $0.1 \times 0.1 \mu\text{m}^2$ まで小さくしてもR=0.5程度で、R/Rが2%であっても、出力Rは0.01程度で、上記発明と比較すると小さい。先の構造による出力は、200Gb/in²に対応可能な高出力となっている。

【0093】

[実施例5]

本発明を磁気ヘッドに応用した場合の実施例を以下に示す。磁気抵抗効果素子に用いるCPP-GMR膜は、図20や図21に示すような構造をもつ膜であり、例えば実施例2にて提示した構造をもつ。膜の材料構成は、図8、9、10、11、12、15の構造である。これらの磁気抵抗効果素子を適用した磁気ヘッド構造は、インギャップタイプとよばれる構造と、ヨーク構造と呼ばれるヘッド構造のどちらについても適用が考えられる。

【0094】

10

20

30

40

50

ここで、インギャップ構造とは、磁気センサ膜が一对のシールドとシールドとの間に挟まれ、媒体に対向する面に断面が露出した形状のヘッド構造である。また、ヨーク構造とは、センサーが媒体対向面に露出せず、例えばアルファベットのC文字型形状の軟磁性体からなるヨーク膜の奥にセンサーを配置した構造である。これらは、電極をシールドと兼用し、かつ、磁区制御機構のある構造になると考えられる。但し、素子サイズが十分小さいときには素子中に磁壁が生じなくなる場合があり、この場合は、本構造における磁区制御不要になる場合があると考えられる。

【 0 0 9 5 】

図22に、上記の電極をシールドと兼用したインギャップ形状の再生ヘッドの媒体対向面から見た図を示す。例えば、下部シールド+電極膜面2201上にリフトオフ材料を塗布し、膜形成後に感磁部となる場所2205を残す形状でリフトオフパタンを形成した後、イオンミリング法などの方法で磁気抵抗効果膜2205をエッチングする。エッチング後にCoCrPt、CoCrPtZrO₂などの硬質磁性材料によってなる磁区制御膜2203を、絶縁膜2204、2203で挟んだ膜を形成する。この磁区制御膜は、CPP-GMRセンサー膜の磁区挙動によるノイズを防ぐため、磁界測定精度を高めることができる。ここでCrやTaなどの適当な下地上に磁区制御膜2203を形成すると磁区制御膜の特性に関し有効である場合があった。但し、素子サイズが十分小さいときには素子中に磁壁が生じなくなる場合があり、この場合は、本構造における磁区制御不要になる場合がある。

【 0 0 9 6 】

磁区制御膜2203,2204形成後、リフトオフマスクを除去する。その後、上部シールド膜+電極膜2207を形成する。この後、この上に保護絶縁膜2208として例えばAl₂O₃とSiO₂の混合膜を100nm以上の厚い膜として形成した。

【 0 0 9 7 】

磁区制御の方式として、CFSという方式を導入した場合は、センサー膜構造に変化を生じる。CFSを導入した場合のセンサー膜構造を図23に示す。図23(a)は、反強磁性膜下置き図20の構造の自由層側の、中間層と反対側の面に、非磁性磁性膜2307/軟磁性膜2308/反強磁性膜2309の構造が付与された構造である。この2307の非磁性膜は、3-10nm程度で、反強磁性結合にもちいる貴金属層より膜厚が厚い。このため、軟磁性膜の端部の磁界だけが自由層に働き、磁区制御する方式である。これは、反強磁性膜が上側になった、(b)の構造でも同様である。この構造で、素子面積が小さい場合でも良好な磁区制御が可能である。

【 0 0 9 8 】

この場合、ヘッド構造も変化し、図24に示すように、上述のハードバイアス構造が無くなった構造になっている。すなわち、下部シールド+電極膜2401上にGMRセンサ膜2405があり、上部電極2407がその上に配されているが、素子2405の両側には絶縁膜のみが存在する構造となる。

【 0 0 9 9 】

さらに、図25は、代表的なヨーク構造と、磁区制御膜を模式的に表した立体図である。2509、2510、2511は図の各方向を示したもので、2510は膜厚方向、2511は素子高さ方向、2509はトラック幅方向である。この構造は、媒体に対抗した面に磁気抵抗センサ膜2505が露出しない構造をとっている。ここで、図に示すNi₈₁Fe₁₉からなる下部磁気シールド2503と上部磁気シールド2507に挟まれたギャップ内に、同様の軟磁性材料からなるヨーク膜2506および2502が挟まれている構造を作製し、動作を確認した。該ヨーク膜2506および2502は、図26では上部ヨーク2506と下部ヨーク2502が絶縁体を介して接近したCリング形状になっている。上部ヨークは素子上面と接合し、さらに、上部シールドの電極に信号を通す働きをしている。また、下部ヨークは素子下面に接合し、下部シールドの電極に通じる構造となっている。このほかに、下部ヨーク2506を媒体面近傍の先端でトラック幅方向に絞った形状のものや、ヨーク膜厚を厚膜にした形式、ヨークが磁気センサ下で不連続になっている構造がある。図中には磁区制御膜2501が示されている。これによって、少なくとも下部ヨーク2502と磁気抵抗センサ膜は磁区制御され、かつ、周囲の分流は無い。この磁区

制御膜の構造としては、上下ヨーク膜と磁気抵抗センサ膜を同時に磁区制御する形式と、それぞれを磁区制御する構造のいずれでも、良好な磁区制御が可能であることを確認した。

【0100】

上記図25は、図26に示すように、磁気抵抗センサにセンスされる磁束の量を増すために、該ヨークの磁気センサ膜に接する部分を不連続にした構造でも、磁区制御膜の材料を高抵抗膜にすることによって、磁区制御膜を形成する事が可能である。これらの磁界センサーは、半導体をセンサ膜として使用した場合に比べて、センサ膜の透磁率が1000倍程度になるために、媒体からの磁界を効率良く活用することが可能である。

【0101】

本構造ではセンスする磁界は膜面に垂直に印加される成分であることから、磁気記録されたものからの記録の漏洩磁界、また、面内記録されたものでは記録端部の漏洩磁束をセンスする構造になっている。

10

【0102】

本実施の形態では上記記載の磁気抵抗センサをもちい、再生シールド間隔（ギャップ間距離）が80nm以下でも磁気抵抗変化膜と磁区制御膜の導通による再生特性の劣化は認められなかった。

【0103】

また、ここで示した再生ヘッド構造部分に加えて、上部磁気シールド2507上に絶縁膜2501を形成し、この上に、記録ヘッド機構を搭載したヘッドについても、記録、再生ともに問題無く可能であることを確認した。

20

【0104】

[実施例6]

図27は本発明によるヘッドを用いた一実施例の磁気ディスク装置を示す図である。図示した磁気ディスク装置は、同心円状のトラックとよばれる記録領域にデータを記録するための、ディスク状に形成された磁気記録媒体としての磁気ディスク2701と、磁気トランスデューサーからなり、上記データの読み取り、書き込みを実施するための本発明による磁気ヘッド2706と、該磁気ヘッド2706を支え磁気ディスク2701上の所定位置へ移動させるアクチュエーター手段2711と、磁気ヘッドが読み取り、書き込みするデータの送受信及びアクチュエーター手段の移動などを制御する制御手段とを含み構成される。

【0105】

30

さらに、構成と動作について以下に説明する。少なくとも一枚の回転可能な磁気ディスク2701が回転軸2702によって支持され、駆動用モーター2703によって回転させられる。少なくとも一個のスライダー2706が、磁気ディスク2701上に設置され、該スライダー2706は、一個以上設けられており、読み取り、書き込みするための本発明による磁気ヘッド2710を支持している。

【0106】

磁気ディスク2701が回転すると同時に、スライダー2706がディスク表面を移動することによって、目的とするデータが記録されている所定位置へアクセスされる。スライダー2706は、サスペンション2707によってアーム2708にとりつけられる。サスペンション2707はわずかな弾力性を有し、スライダー2706を磁気ディスク2701に密着させる。アーム2708はアクチュエーター2711に取り付けられる。

40

【0107】

アクチュエーター2711としてはボイスコイルモーター（以下、VCMと称す。）がある。VCMは固定された磁界中に置かれた移動可能なコイルからなり、コイルの移動方向および移動速度等は、制御手段2712からライン2704を介して与えられる電気信号によって制御される。したがって、本実施例によるアクチュエーター手段は、例えば、スライダー2706とサスペンション2707とアーム2708とアクチュエーター2711とライン2704を含み構成されるものである。

【0108】

磁気ディスクの動作中、磁気ディスク2701の回転によってスライダー2706とディスク表面

50

の間に空気流によるエアベアリングが生じ、それがスライダ-2706を磁気ディスク2701の表面から浮上させる。したがって、磁気ディスク装置の動作中、本エアベアリングはサスペンション2707のわずかな弾性力とバランスをとり、スライダ-2706は磁気ディスク表面にふれずに、かつ磁気ディスク2701と一定間隔を保って浮上するように維持される。

【0109】

通常、制御手段2712はロジック回路、メモリ、及びマイクロプロセッサなどから構成される。そして、制御手段2712は、各ラインを介して制御信号を送受信し、かつ磁気ディスク装置の種々の構成手段を制御する。例えば、モーター-2703はライン2704を介し伝達されるモーター駆動信号によって制御される。

【0110】

アクチュエーター-2711はライン2704を介したヘッド位置制御信号及びシーク制御信号等によって、その関連する磁気ディスク2701上の目的とするデータトラックへ選択されたスライダ-2706を最適に移動、位置決めするように制御される。

【0111】

そして、制御信号は、磁気ヘッド2710が磁気ディスク2701のデータを読み取り変換した電気信号を、ライン2704を介して受信し解読する。また、磁気ディスク2701にデータとして書き込むための電気信号を、ライン2704を介して磁気ヘッド2710に送信する。すなわち、制御手段2712は、磁気ヘッド2710が読み取りまたは書き込みする情報の送受信を制御している。

【0112】

なお、上記の読み取り、書き込み信号は、磁気ヘッド2710から直接伝達される手段も可能である。また、制御信号として例えばアクセス制御信号およびクロック信号などがある。さらに、磁気ディスク装置は複数の磁気ディスクやアクチュエーター等を有し、該アクチュエーターが複数の磁気ヘッドを有してもよい。

【0113】

このような複数の機構を兼ね備えることによって、いわゆるディスクアレイ装置を形成することが可能である。本発明の磁気抵抗効果素子を本磁気記録装置に搭載することにより、再生密度が150 Gb / in²を超える領域の磁気記録再生が可能となる。

【0114】

[実施例7]

図28に本実施例の一つを示す。

【0115】

基体2801上に完全分極スピン注入手段2802が形成されており、障壁層2803を介して巨大磁気抵抗効果素子2814が配置されている。巨大磁気抵抗効果素子2814は下から順に強磁性自由層2804、導電性非磁性層2805、強磁性固定層2806、反強磁性層2807を積層してなる。外部磁界(H)により強磁性自由層2804の磁化は自由に回転し、その回転角に応じて膜面垂直方向の電気抵抗が変化し磁気抵抗効果が発生する。この巨大磁気抵抗効果素子に、材料構成が、図8、9、10、11、12、15の構造である、図20、21にて示したGMR素子が適用されている。

【0116】

巨大磁気抵抗効果素子2814の端部には電極2808と電極2810の間の電氣的なリークを阻止するために層間絶縁層2813が形成されている。

【0117】

電極2808は反強磁性層2807上、電極2811及び電極28110は強磁性自由層2804上、電極2812及び電極2809は完全分極スピン注入層2802上にそれぞれ配置され、電極2810、2812間に電流を流し、電極2808と電極2810の間の抵抗変化率を巨大磁気抵抗効果2814の出力とする。

【0118】

次に、上記磁気抵抗効果センサーの作製方法と各種材料についての代表例を説明する。Si基体2801上に完全分極スピン注入層2802であるCo(5nm)/Cu(2)-2層膜を、障壁層2803としてAl₂O₃を2nm、強磁性自由層11としてFe₃₀₄を10nm、導電性非磁性層12としてPtを2.2nm、

10

20

30

40

50

強磁性固定層としてFe₃O₄を2nm、反強磁性層としてRu/CoFe/PtMnをPtMn 厚さ12nmで順次rfスパッタリングにより形成し、所定の形状にパターンニングする。ここで、Al₂O₃はAlを1.5nm成膜し自然酸化させた。これはプラズマ酸化でもかまわない。次に、フォトレジストを塗布し、フォトリソグラフィを用いて規定の形状にパターンニングした。この際加工した素子の面積は強磁性自由層2804部は20×20μm²、反強磁性層2807部は5×5μm²である。電極2808を所定の形状に、電極2811、2810は強磁性自由層2804上に電極2810、2812は完全分極スピン注入層2802上に配置するように加工して、素子を作製する。

【0119】

このように作製した3端子型磁気抵抗効果素子において得られた抵抗変化率は200%であった。この特性は従来の巨大磁気抵抗効果素子の抵抗変化率(30%)よりも約7倍大きい値であった。これは、完全分極スピン注入層にて形成されたCuのs電子バンドがフェルミ準位近傍で完全に分極した状態になり、巨大磁気抵抗効果素子2814に上向きスピンのみ流れることによって出力が増大したためである。

10

【0120】

本実施例では強磁性自由層11及び強磁性固定層13に本実施例では障壁層21にAl₂O₃を用いたが、障壁層21の材料はMgO, SrTiO₃, HfO₂, TaO, NbO, MoO,であってもよい。

【0121】

上記完全分極スピン注入層は、Sr₂FeMoO₇、La_{0.7}Sr_{0.3}MnO₃、MnSb、CrO₂、MnAs、Co-TiO₂、CrAsなどのいわゆるハーフメタル強磁性体を用いてもよい。さらにはMn、Co、Ni、及びFeの単体やそれらを1つでも含む金属間化合物を強磁性層として、この強磁性層にAu、Ag、Pt、Pd、Ir、Cr、Ruなどの非磁性層を隣接させた多層膜であってもよい。

20

【0122】

これらを磁気ヘッドとして組みこむことで非常に高い出力の磁気ヘッドを作製することが可能である。

【0123】

[実施例8]

図29は本発明の磁気抵抗効果素子を搭載した磁気メモリの例の一つを示す。巨大磁気抵抗効果素子に材料構成が、図8、9、10、11、12、15の構造である、図20、21にて示したGMR素子が適用されている。この磁気抵抗効果素子に接してビット線2905とワード線2906を備えている。

30

【0124】

図30に示すのは、磁気メモリ、いわゆるMRAMの代表的構造を示すものである。3001はこの場合、基体となるCMOSである。これはエミッタ3003、ベース3010、コレクタ3002と呼ばれる端子をもったトランジスタである。3004は半導体基板上に形成した反応層で、ここを介して電子が伝導する。

【0125】

情報を記録する磁気センサ3009および、3009を挟む電極膜構造を含めた構造3006と、該磁気センサに接続し、素子に電流を流すビット線3007と、磁気センサ構造3006を挟んで該ビット線3007と対抗した位置の、磁気センサ構造3006から離れた位置にあって、かつ、該ビット線に直交し、磁気センサ膜に記録動作を行うワード線3005と、記録信号を増幅する増幅系と、読み出し、書き込みのスイッチをおこなう読み出しワード線3011を備えたセルが、複数個並列している構造を持つ磁気記憶素子において、該磁気センサ3006の膜が、発明の実施の形態1、2、3、4に示すような磁性体を含む磁気センサからなる。そうすると、電流は膜面垂直方向に流れるか、あるいは膜面の一方向に流れるので同様の磁気センサの使用法になる。

40

【0126】

また、磁気センサー素子3009の大きさは、素子形状を正方形とすると、一辺が0.1～0.25μmである。加工は、電子線描画を用いた。磁気センサー膜3009には、図20あるいは図21の構造の膜を適用した。磁気センサー膜の周囲は、絶縁膜で覆われた構造である。素子形状は、電流を垂直方向に流すため四角形、多角形あるいは円形が有効である。このとき、

50

磁気センサ膜の磁化は、ワード線3005とビット線3007を流れる電流の方向で、磁気センサ部分に発生する合成磁界の方向をかえることによって回転させる。この磁気センサ膜の自由層の磁化方向を回転させる時に、自由層に磁区が発生すると、磁界に対する抵抗値が変動し、S/Nが低下するために、記憶が読み出せなくなる。これを制御性良く行うためには磁区制御膜を必要とする。この磁区制御膜を3006のように磁気センサ構造の両端に配置することにより、磁区制御膜への分流損失無しに磁区制御することが可能である。

【0127】

図31は図29、30に示した磁気抵抗効果素子を1セルとする集積回路の例の一つを示す。ビット線2905とワード線2906が交わる位置に磁気抵抗効果素子が備えられている。目的とするセルに交差しているビット線とワード線を選択し、情報の読み書きを行う。

10

【0128】

該素子を磁気メモリに組み込むことによりメモリセルの面積を小さくできるとともに、大容量の集積化が可能である。

【0129】

【発明の効果】

以上の説明から明らかなように、本発明に係る磁気抵抗効果素子は、ハーフメタル磁性体（酸化物磁性体）と金属磁性体とを組み合わせ利用したCPP-GMR用センサー膜であり、磁気抵抗変化率や電気抵抗が高く、GMR出力が大きいものとなる。

【0130】

また、この磁気抵抗効果素子を備える磁気記録装置は面記録密度が200 (Gb/in²) を越える磁気記録媒体と組み合わせて使用可能であり、更にまた、この磁気抵抗効果素子を備える磁気メモリは、現状を超える高密度化が可能である。

20

【図面の簡単な説明】

【図1】磁性体の電子密度状態 (DOS) の模式図。

【図2】貴金属膜 (Au) 上に形成したFe₃O₄膜の飽和磁化の温度依存性を示す特性図。

【図3】貴金属膜 (Au) 上に形成したFe₃O₄膜のX線回折パターンの膜厚依存性。

【図4】貴金属膜 (Au) 上に形成したFe₃O₄膜の飽和磁化の膜厚依存性を示す特性図。

【図5】抵抗変化率の計算の素子構造モデルを可視化した図。

【図6】抵抗変化率のモデル計算における各層の電子状態をモデル化した図

30

【図7】本発明の計算を適用した磁気抵抗効果素子の模式図。

【図8】本発明の計算を適用した磁気抵抗効果素子の模式図。

【図9】本発明の計算を適用した磁気抵抗効果素子の模式図。

【図10】本発明の計算を適用した磁気抵抗効果素子の模式図。

【図11】本発明の計算を適用した磁気抵抗効果素子の模式図。

【図12】本発明の計算を適用した磁気抵抗効果素子の模式図。

【図13】本発明の磁気抵抗効果素子についての計算結果と模式図。

【図14】本発明の磁気抵抗効果素子についての計算結果と模式図。

【図15】本発明の計算を適用した磁気抵抗効果素子の模式図。

【図16】基本的な磁気抵抗効果素子の構造を示す模式図。

40

【図17】本発明の磁気抵抗効果素子についての測定結果。

【図18】本発明を適用したCPP-GMR素子の構造図。

【図19】本発明の磁気抵抗効果素子についての測定結果。

【図20】本発明を適用した磁気抵抗効果素子の模式図。

【図21】本発明を適用した磁気抵抗効果素子の模式図。

【図22】本発明を適用したインギャップ型CPP-GMR再生ヘッドの媒体対向面側からの断面図。

【図23】本発明を適用した磁気抵抗効果素子の模式図。

【図24】本発明を適用したインギャップ型CPP-GMR再生ヘッドの媒体対向面側からの断面図。

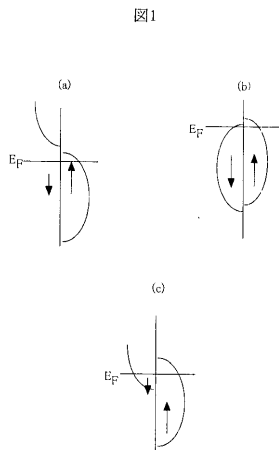
50

- 【図 2 5】本発明を適用した磁気抵抗効果素子とヨークとの位置関係を示す模式図。
- 【図 2 6】本発明を適用した磁気抵抗効果素子とヨークとの位置関係を示す模式図。
- 【図 2 7】本発明を適用した磁気記録再生装置を示す模式図。
- 【図 2 8】本発明を適用した磁気メモリの模式図。
- 【図 2 9】本発明を適用した磁気メモリの模式図。
- 【図 3 0】本発明を適用した磁気メモリの模式図。
- 【図 3 1】本発明を適用した磁気メモリの模式図。

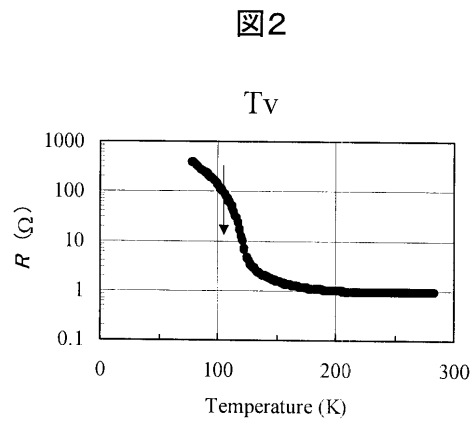
【符号の説明】

601 : Fe, 602 : Fe304, 602 : 中間層、603 : 磁性膜、701 : d 電子伝導体ハーフメタル磁性層、702 : s 電子伝導体中間層、703 : s 電子伝導ハーフメタル磁性層。

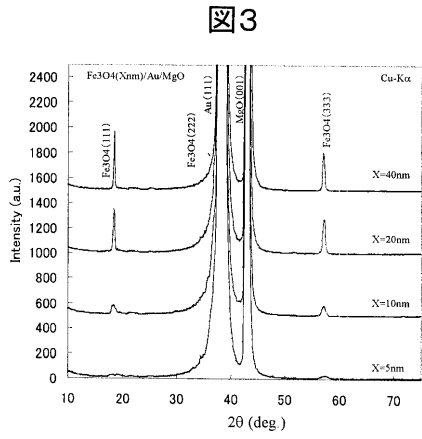
【図 1】



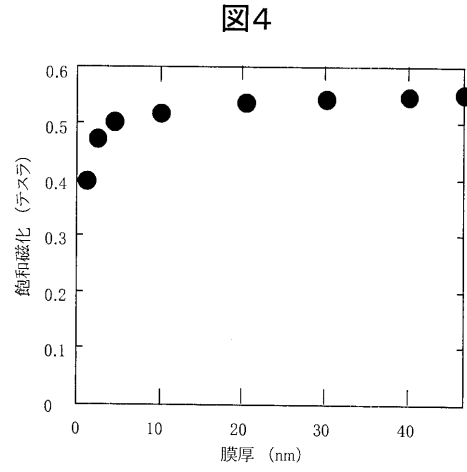
【図 2】



【 図 3 】

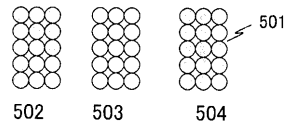


【 図 4 】



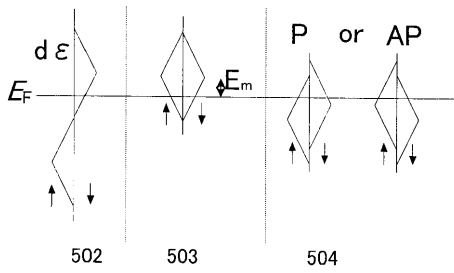
【 図 5 】

図5



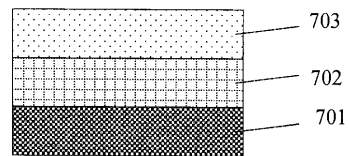
【 図 6 】

図6



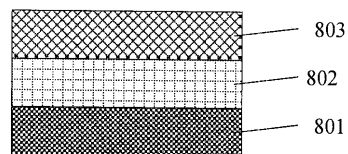
【 図 7 】

図7



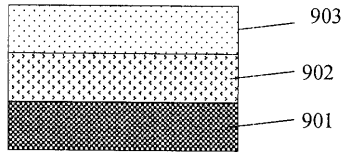
【 図 8 】

図8



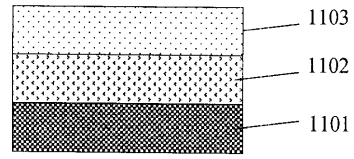
【図9】

図9



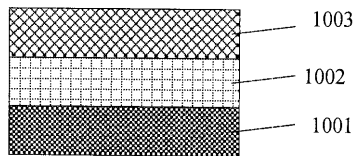
【図11】

図11



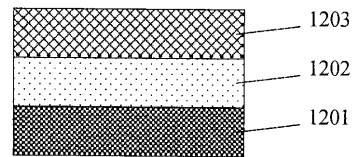
【図10】

図10



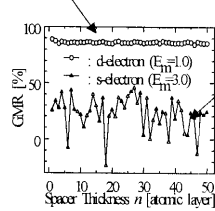
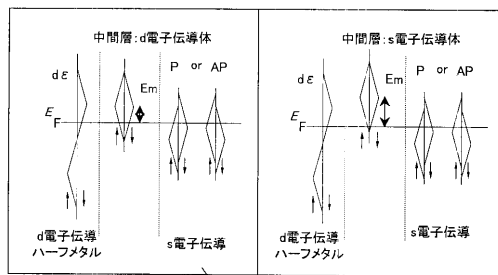
【図12】

図12



【図13】

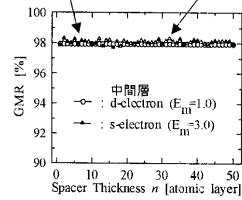
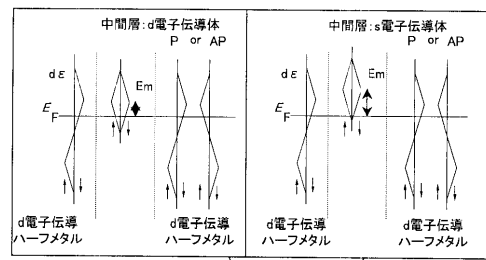
図13



※ エネルギーは全て t ($\sim 0.8eV$) で規格化されている

【図14】

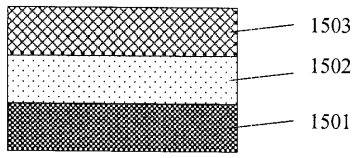
図14



※ エネルギーは全て t ($\sim 0.8eV$) で規格化されている

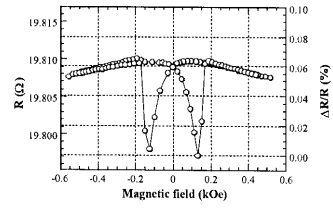
【 図 15 】

図15



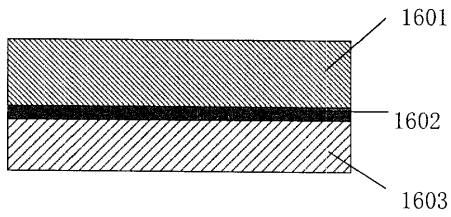
【 図 17 】

図17



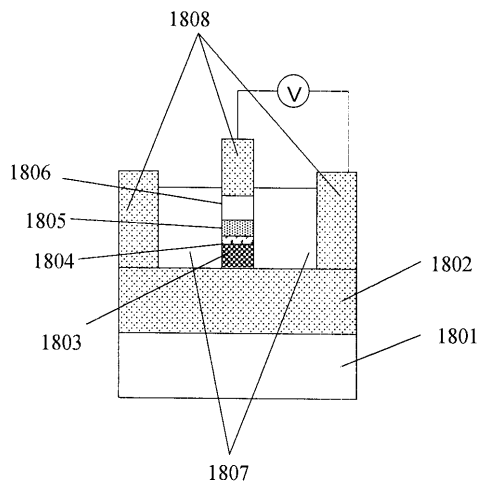
【 図 16 】

図16



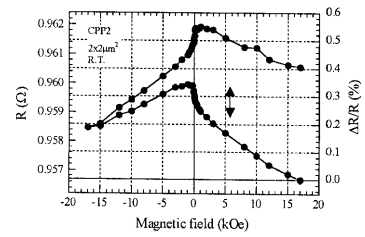
【 図 18 】

図18



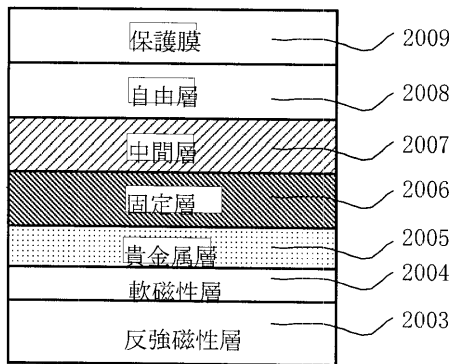
【 図 19 】

図19



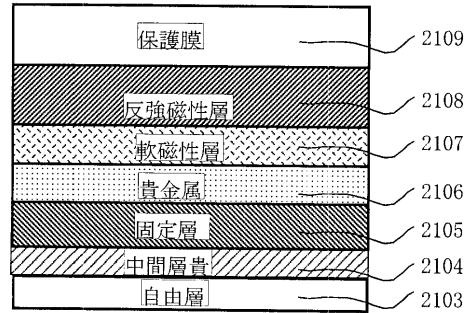
【圖 20】

圖20



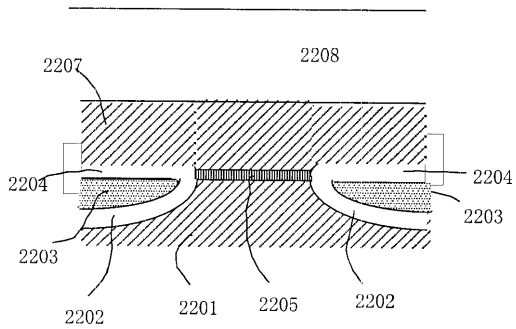
【圖 21】

圖21



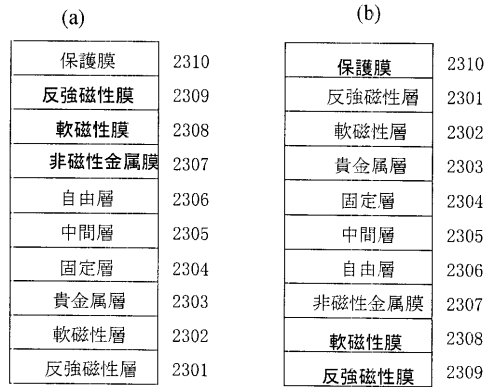
【圖 22】

圖22

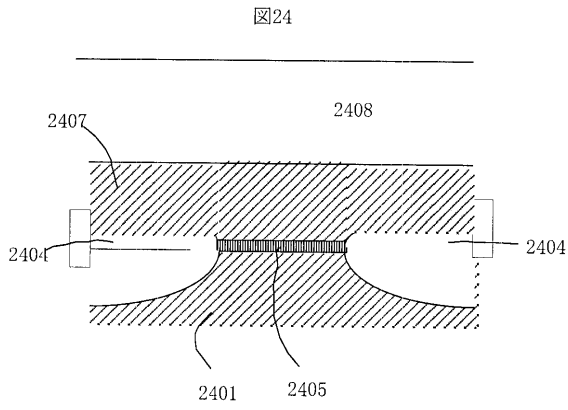


【圖 23】

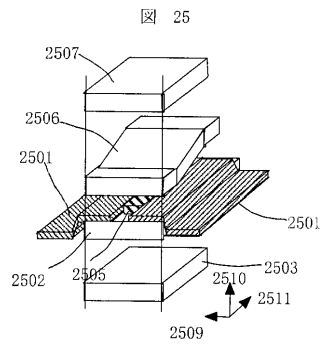
圖23



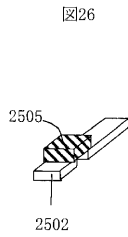
【 図 2 4 】



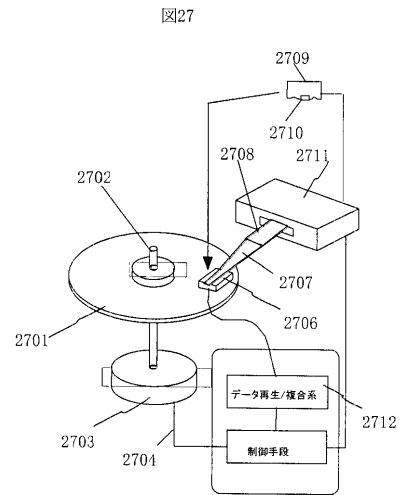
【 図 2 5 】



【 図 2 6 】

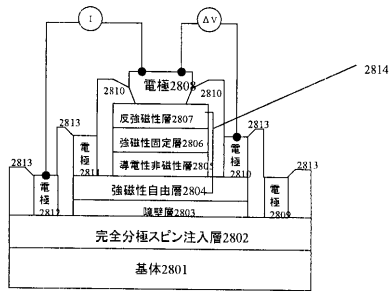


【 図 2 7 】



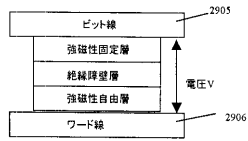
【図28】

図28



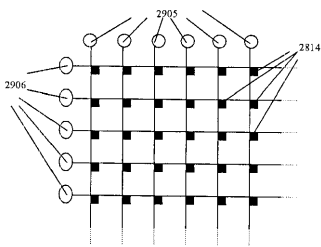
【図29】

図29



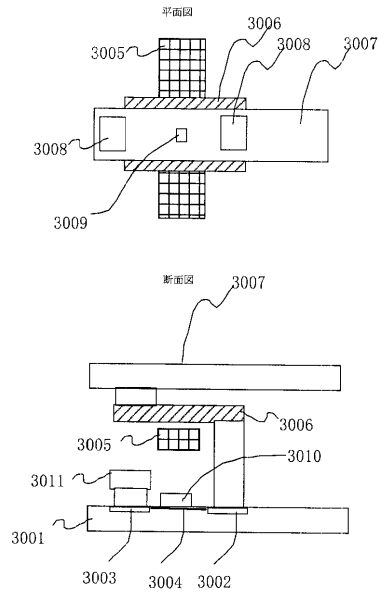
【図31】

図31



【図30】

図30



フロントページの続き

(51)Int.Cl.			F I		
<i>H 0 1 F</i>	<i>10/32</i>	<i>(2006.01)</i>	<i>H 0 1 F</i>	<i>10/32</i>	
<i>G 0 1 R</i>	<i>33/09</i>	<i>(2006.01)</i>	<i>G 0 1 R</i>	<i>33/06</i>	R
<i>H 0 1 L</i>	<i>43/10</i>	<i>(2006.01)</i>	<i>H 0 1 L</i>	<i>43/10</i>	

(72)発明者 伊藤 顕知
東京都国分寺市東恋ヶ窪一丁目280番地 株式会社日立製作所中央研究所内

審査官 川村 裕二

(56)参考文献 特開2002-176211(JP,A)
特開2001-237472(JP,A)
特開2002-110938(JP,A)
特開2001-202604(JP,A)
特開2004-006775(JP,A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

H01L 43/08
G01R 33/09
G11B 5/39
G11C 11/15
H01F 10/32
H01L 21/8246
H01L 27/105
H01L 43/10