

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第4582488号  
(P4582488)

(45) 発行日 平成22年11月17日(2010.11.17)

(24) 登録日 平成22年9月10日(2010.9.10)

(51) Int.Cl.	F I	
HO 1 F 10/16 (2006.01)	HO 1 F 10/16	
HO 1 F 10/32 (2006.01)	HO 1 F 10/32	
HO 1 L 43/08 (2006.01)	HO 1 L 43/08	M
HO 1 L 21/8246 (2006.01)	HO 1 L 43/08	Z
HO 1 L 27/105 (2006.01)	HO 1 L 27/10	4 4 7
請求項の数 25 (全 23 頁) 最終頁に続く		

(21) 出願番号 特願2008-513300 (P2008-513300)  
 (86) (22) 出願日 平成19年4月27日(2007.4.27)  
 (86) 国際出願番号 PCT/JP2007/059226  
 (87) 国際公開番号 W02007/126071  
 (87) 国際公開日 平成19年11月8日(2007.11.8)  
 審査請求日 平成20年10月10日(2008.10.10)  
 (31) 優先権主張番号 特願2006-123502 (P2006-123502)  
 (32) 優先日 平成18年4月27日(2006.4.27)  
 (33) 優先権主張国 日本国(JP)

(73) 特許権者 503360115  
 独立行政法人科学技術振興機構  
 埼玉県川口市本町四丁目1番8号  
 (74) 代理人 100082876  
 弁理士 平山 一幸  
 (72) 発明者 猪俣 浩一郎  
 宮城県仙台市青葉区錦ヶ丘1-3-2-1  
 107  
 (72) 発明者 手束 展規  
 宮城県仙台市太白区長町8-2-31-2  
 05  
 審査官 右田 勝則

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 磁性薄膜及びそれを用いた磁気抵抗効果素子並びに磁気デバイス

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

基板上に形成される  $Co_2Fe(Si_{1-x}Al_x)$  磁性薄膜で成り、  
 上記  $Co_2Fe(Si_{1-x}Al_x)$  磁性薄膜は  $L2_1$  又は  $B2$  構造の結晶構造を有し、  
 かつ、 $0 < x < 1$  であることを特徴とする、磁性薄膜。

【請求項2】

前記基板が、熱酸化  $Si$ 、ガラス、 $MgO$  単結晶、 $GaAs$  単結晶、 $Al_2O_3$  単結晶の何れか一つから成ることを特徴とする、請求の範囲1に記載の磁性薄膜。

【請求項3】

前記基板と前記  $Co_2Fe(Si_{1-x}Al_x)$  磁性薄膜との間にバッファ層が配設されていることを特徴とする、請求の範囲1又は2に記載の磁性薄膜。

【請求項4】

基板と、フリー層となる強磁性層と、トンネル層となる絶縁層と、ピン層となる強磁性層と、を含み、

上記強磁性層の何れかが、上記基板上に形成される  $L2_1$  又は  $B2$  構造の結晶構造を有する  $Co_2Fe(Si_{1-x}Al_x)$  (ここで、 $0 < x < 1$ ) 磁性薄膜から成ることを特徴とする、トンネル磁気抵抗効果素子。

【請求項5】

基板と、フリー層となる強磁性層と、トンネル層となる絶縁層と、ピン層となる強磁性層と、を含み、

10

20

上記フリー層となる強磁性層が、上記基板上に形成される  $L2_1$  又は  $B2$  構造の結晶構造を有する  $Co_2Fe(Si_{1-x}Al_x)$  (ここで、 $0 < x < 1$ ) 磁性薄膜から成ることを特徴とする、トンネル磁気抵抗効果素子。

【請求項 6】

前記基板が、熱酸化  $Si$ 、ガラス、 $MgO$  単結晶、 $GaAs$  単結晶、 $Al_2O_3$  単結晶の何れか一つから成ることを特徴とする、請求の範囲 4 又は 5 に記載のトンネル磁気抵抗効果素子。

【請求項 7】

前記基板と前記  $Co_2Fe(Si_{1-x}Al_x)$  (ここで、 $0 < x < 1$ ) 磁性薄膜との間にバッファ層が配設されていることを特徴とする、請求の範囲 4 ~ 6 の何れかに記載のトンネル磁気抵抗効果素子。

10

【請求項 8】

基板と、フリー層となる強磁性層と、非磁性金属層と、ピン層となる強磁性層と、を含み、

上記強磁性層の何れかが、上記基板上に形成される  $L2_1$  又は  $B2$  構造の結晶構造を有する  $Co_2Fe(Si_{1-x}Al_x)$  (ここで、 $0 < x < 1$ ) 磁性薄膜から成り、膜面垂直方向に電流を流すことを特徴とする、巨大磁気抵抗効果素子。

【請求項 9】

基板と、フリー層となる強磁性層と、非磁性金属層と、ピン層となる強磁性層と、を含み、

20

上記フリー層となる強磁性層は、上記基板上に形成される  $L2_1$  又は  $B2$  構造の結晶構造を有する  $Co_2Fe(Si_{1-x}Al_x)$  (ここで、 $0 < x < 1$ ) 磁性薄膜から成り、膜面垂直方向に電流を流すことを特徴とする、巨大磁気抵抗効果素子。

【請求項 10】

前記基板が、熱酸化  $Si$ 、ガラス、 $MgO$  単結晶、 $GaAs$  単結晶、 $Al_2O_3$  単結晶の何れか一つから成ることを特徴とする、請求の範囲 8 又は 9 に記載の巨大磁気抵抗効果素子。

【請求項 11】

前記基板と前記  $Co_2Fe(Si_{1-x}Al_x)$  (ここで、 $0 < x < 1$ ) 磁性薄膜との間にバッファ層が配設されていることを特徴とする、請求の範囲 8 ~ 10 の何れかに記載の巨大磁気抵抗効果素子。

30

【請求項 12】

基板と、該基板上に形成される  $L2_1$  又は  $B2$  構造の結晶構造を有する  $Co_2Fe(Si_{1-x}Al_x)$  (ここで、 $0 < x < 1$ ) 磁性薄膜と、を有することを特徴とする、磁気デバイス。

【請求項 13】

前記磁気デバイスは、フリー層となる強磁性層を有するトンネル磁気抵抗効果素子又は巨大磁気抵抗効果素子を備え、

上記フリー層が、前記基板上に形成される  $Co_2Fe(Si_{1-x}Al_x)$  (ここで、 $0 < x < 1$ ) 磁性薄膜で成ることを特徴とする、請求の範囲 12 に記載の磁気デバイス。

40

【請求項 14】

前記基板が、熱酸化  $Si$ 、ガラス、 $MgO$  単結晶、 $GaAs$  単結晶、 $Al_2O_3$  単結晶の何れか一つから成ることを特徴とする、請求の範囲 12 又は 13 に記載の磁気デバイス。

【請求項 15】

前記基板と前記  $Co_2Fe(Si_{1-x}Al_x)$  (ここで、 $0 < x < 1$ ) 磁性薄膜との間にバッファ層が配設されていることを特徴とする、請求の範囲 12 ~ 14 の何れかに記載の磁気デバイス。

【請求項 16】

基板と、該基板上に形成される  $L2_1$  又は  $B2$  構造の結晶構造を有する  $Co_2Fe(S$

50

$i_{1-x}Al_x$ ) (ここで、 $0 < x < 1$ ) 磁性薄膜と、を有することを特徴とする、磁気装置。

【請求項 17】

前記磁気装置は、フリー層となる強磁性層を有するトンネル磁気抵抗効果素子又は巨大磁気抵抗効果素子を備え、

上記フリー層が前記基板上に形成される  $Co_2Fe(Si_{1-x}Al_x)$  (ここで、 $0 < x < 1$ ) 磁性薄膜で成ることを特徴とする、請求の範囲 16 に記載の磁気装置。

【請求項 18】

前記基板が、熱酸化 Si, ガラス, MgO 単結晶, GaAs 単結晶,  $Al_2O_3$  単結晶の何れか一つから成ることを特徴とする、請求の範囲 16 又は 17 に記載の磁気装置。 10

【請求項 19】

前記基板と前記  $Co_2Fe(Si_{1-x}Al_x)$  (ここで、 $0 < x < 1$ ) 磁性薄膜との間にバッファ層が配設されていることを特徴とする、請求の範囲 16 ~ 18 の何れかに記載の磁気装置。

【請求項 20】

前記磁気装置が、磁気ヘッド、該磁気ヘッドを用いた磁気記録装置、MRAM、ハードディスク駆動装置を含むことを特徴とする、請求の範囲 16 ~ 19 の何れかに記載の磁気装置。

【請求項 21】

前記バッファ層が、Cr, Ta, V, Nb, Ru, Fe, FeCo 合金, フルホイスラー合金のうち少なくとも一つから成ることを特徴とする、請求の範囲 3 に記載の磁性薄膜。 20

【請求項 22】

前記バッファ層が、Cr, Ta, V, Nb, Ru, Fe, FeCo 合金, フルホイスラー合金のうち少なくとも一つから成ることを特徴とする、請求の範囲 7 に記載のトンネル磁気抵抗効果素子。

【請求項 23】

前記バッファ層が、Cr, Ta, V, Nb, Ru, Fe, FeCo 合金, フルホイスラー合金のうち少なくとも一つから成ることを特徴とする、請求の範囲 11 に記載の巨大磁気抵抗効果素子。 30

【請求項 24】

前記バッファ層が、Cr, Ta, V, Nb, Ru, Fe, FeCo 合金, フルホイスラー合金のうち少なくとも一つから成ることを特徴とする、請求の範囲 15 に記載の磁気デバイス。

【請求項 25】

前記バッファ層が、Cr, Ta, V, Nb, Ru, Fe, FeCo 合金, フルホイスラー合金のうち少なくとも一つから成ることを特徴とする、請求の範囲 19 に記載の磁気装置。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】 40

【0001】

本発明は、スピン分極率の大きい磁性薄膜及びそれを用いた磁気抵抗効果素子並びに磁気デバイスに関する。

【背景技術】

【0002】

近年、強磁性層 / 非磁性金属層の多層膜からなる巨大磁気抵抗 (GMR) 効果素子、及び強磁性層 / 絶縁体層 / 強磁性層からなる強磁性スピントネル接合 (MTJ) 素子が新しい磁界センサや不揮発性ランダムアクセス磁気メモリ (MRAM) 素子として注目されている。巨大磁気抵抗効果素子には、膜面内に電流を流すタイプの CIP (Current In Plane) 構造の巨大磁気抵抗効果素子と、膜面垂直方向に電流を流すタイ 50

プのCPP (Current Perpendicular to the Plane) 構造の巨大磁気抵抗効果素子が知られている。巨大磁気抵抗効果素子の原理は磁性層と非磁性層の界面におけるスピン依存散乱にあるが、磁性体中でのスピン依存散乱(バルク散乱)の寄与もある。そのため一般に、バルク散乱の寄与が期待されるCPP構造の巨大磁気抵抗効果素子の方がCIP構造の巨大磁気抵抗効果素子よりもGMRが大きい。

【0003】

このような巨大磁気抵抗効果素子は、強磁性層の一方に反強磁性層を近接させて強磁性層のスピンを固定させるスピバルブ型が用いられている。CPP構造のスピバルブ型巨大磁気抵抗効果素子の場合、反強磁性層の比抵抗が $200 \mu \cdot \text{cm}$ 程度とGMR膜に比べて2桁程度大きいため、GMR効果が薄められ、スピバルブ型でCPP構造を有する巨大磁気抵抗効果素子の磁気抵抗の値は1%以下と小さい。そのため、CIP構造の巨大磁気抵抗効果素子はすでにハードディスクの再生ヘッドに実用化されているものの、CPP構造の巨大磁気抵抗効果素子はまだ実用にいたっていない。しかし、ハーフメタルのようなスピン分極率の大きい磁性材料が開発されれば、それを用いることで大きなバルク散乱が期待され、結果として大きなCPP-GMRが期待できる。

10

【0004】

一方、MTJでは、外部磁場によって2つの強磁性層の磁化を互いに平行あるいは反平行に制御することにより膜面垂直方向のトンネル電流の大きさが互いに異なる、いわゆるトンネル磁気抵抗(TMR)効果が室温で得られる(非特許文献1参照)。このTMRは、用いる強磁性体と絶縁体との界面におけるスピン分極率Pに依存し、二つの強磁性体のスピン分極率をそれぞれ $P_1$ 、 $P_2$ とすると、一般に下記(1)式(Jullierの式)で与えられることが知られている。

20

【0005】

$$TMR = 2 P_1 P_2 / (1 - P_1 P_2) \quad (1)$$

ここで、強磁性体のスピン分極率Pは、 $0 < P < 1$ の値をとる。

【0006】

バリアとなる絶縁体としてAl酸化膜を用いた場合、室温における現在得られているTMRの最大値は、CoFeB合金を用いた場合の約60%である。

【0007】

MTJ素子は現在、ハードディスク用磁気ヘッドに実用化されており、また、将来は不揮発性ランダムアクセス磁気メモリ(MRAM)への応用が期待されている。MRAMでは、MTJ素子をマトリクス状に配置し、別に設けた配線に電流を流して磁界を印加することで、各MTJ素子を構成する二つの磁性層を互いに平行、反平行に制御することにより、“1”、“0”を記録させる。読み出しは、TMR効果を利用して行う。しかし、MRAMでは高密度化のために素子サイズを小さくすると、素子のバラツキに伴うノイズが増大し、TMRの値が現状では不足するという問題がある。従って、より大きなTMRを示す素子の開発が必要である。

30

【0008】

上記(1)式からわかるように、 $P = 1$ の磁性体を用いると無限に大きなTMRが期待される。 $P = 1$ の磁性体はハーフメタルと呼ばれる。これまで、バンド構造計算によって、 $\text{Fe}_3\text{O}_4$ 、 $\text{CrO}_2$ 、 $(\text{La}-\text{Sr})\text{MnO}_3$ 、 $\text{Th}_2\text{MnO}_7$ 、 $\text{Sr}_2\text{FeMoO}_6$ などの酸化物、NiMnSbなどのハーフホイスラー合金、及び $\text{Co}_2\text{MnGe}$ 、 $\text{Co}_2\text{MnSi}$ 、 $\text{Co}_2\text{CrAl}$ などの $L2_1$ 構造をもつフルホイスラー合金などがハーフメタルとして知られている。

40

【0009】

最近、MgOバリアとFeやFeCoBなどの強磁性層を用いることで、室温で200%以上の大きなTMRが得られている。しかし、これはMgOバリアと上記強磁性層の特殊なバンド構造を利用しており、それらの組み合わせを用いることではじめて大きなTMRが得られるものであり、強磁性層自体のスピン分極率が大きいというものではない。実際、Feのスピン分極率は0.4程度、FeCoBのそれは0.6程度であり、Al酸化

50

膜バリアを用いた場合には上記のような大きな TMR は得られない。

【0010】

フルホイスラー合金で  $L2_1$  構造を得るためには、通常、基板を 300 以上に加熱するか、室温で成膜後 300 以上の温度で熱処理することが必要である。しかし、 $L2_1$  構造が得られても、作製された薄膜が室温でハーフメタルであると認識された報告はない。実際、これらのハーフメタル材料を用いて作製されたトンネル接合素子では、いずれも室温の TMR は期待に反して小さく、バリアとして Al 酸化膜を用いた場合、 $Co_2MnAl$  や  $Co_2MnSi$  ホイスラー合金を用いた場合の 60 ~ 70 % 程度が最大であった。しかも、これら Mn を含むホイスラー合金は界面で酸化されやすく、安定した TMR を得るのが困難である。また、酸化し易いために接合抵抗が大きく、通常、抵抗と面積の積 (RA) が、 $10^7 \cdot \mu m^2$  以上になる。抵抗が高すぎると大容量 MRAM への適用が困難になる。

10

【0011】

このようにハーフメタル薄膜の作製は実際には非常に困難である。その原因は、ハーフメタル特性は組成や原子配列の規則度に敏感であり、特にトンネル接合では、その界面においてハーフメタルの電子状態を得るのが困難であること、また、ハーフメタル薄膜はその構造を得るために基板加熱や熱処理を必要としており、それによって表面のラフネスが増大したり、界面が酸化したりすることなどにあると考えられる。

【0012】

本発明者等は、これまで種々のフルホイスラー合金を用いた MTJ 素子を作製してきたが、MgO 基板上に作製した  $Co_2FeAl$  フルホイスラー合金薄膜を用いた場合、室温で 50 % 以上の TMR が安定して得られることを報告している (非特許文献 2 参照)。このときの  $Co_2FeAl$  の構造は  $L2_1$  ではなく不規則構造の B2 であり、この組成においては  $L2_1$  構造を得るのは困難であることも見出している。

20

【0013】

一方、最近、 $Co_2FeSi$  フルホイスラー合金がハーフメタルになることが報告されている。この材料はバルクで  $L2_1$  構造が得られ易く、薄膜においても  $L2_1$  構造が得られることを本発明者等は見出している。しかし、非特許文献 3 では、この材料を用いたトンネル接合では室温 TMR は 40 % 程度と小さく、ハーフメタルから期待されるような大きな TMR は得られないことが、本発明者等により報告された。

30

【0014】

【非特許文献 1】T. Miyazaki and N. Tezuka, "Spin polarized tunneling in ferromagnet/insulator/ferromagnet junctions", J. Magn. Mater, L39, p.1231, 1995

【非特許文献 2】Okamura et al., Appl. Phys. Lett., Vol.86, pp.232503-1-232503-3, 2005

【非特許文献 3】Inomata et al., J. Phys. D, Vol.39, pp.816-823, 2006

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0015】

従来、理論的にハーフメタルであることが指摘されている材料は上述のように多く存在するが、作製された薄膜はいずれも室温でハーフメタル特性を示していない。そのため、ハーフメタルで期待されるような、室温での大きな TMR は得られていないという課題がある。

40

【0016】

本発明は、上記課題に鑑み、従来の FeCo 合金や FeCoB 合金よりも大きな TMR が室温で安定して得られる、スピン分極率の大きい磁性薄膜及びそれを用いた TMR 素子や GMR 素子等の磁気抵抗効果素子並びに磁気デバイス、さらにはこれを用いた磁気ヘッドや磁気記録装置などの磁気装置を提供することを目的としている。

【課題を解決するための手段】

【0017】

50

本発明者等は、 $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x)$  (ここで、 $0 < x < 1$ ) 薄膜を作製し、この膜を用いて強磁性トンネル接合(MTJ)素子等を作製した結果、この膜は室温で強磁性であり、かつ、室温で70%を超えるような大きなTMRを発現することを見出し、本発明を完成するに至った。

【0018】

上記目的を達するため、本発明の磁性薄膜は、基板と基板上に形成される $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x)$ 薄膜と、を備え、 $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x)$ 薄膜は $L2_1$ 又は $B2$ 構造を有し、かつ、 $0 < x < 1$ であることを特徴とする。

上記構成において、基板は、熱酸化Si、ガラス、MgO単結晶、GaAs単結晶、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 単結晶の何れか一つであればよい。好ましくは、基板と $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x)$ 薄膜の間にバッファ層が配設されており、バッファ層として、Cr、Ta、V、Nb、Ru、Fe、FeCo合金、フルホイスラー合金のうち少なくとも一つであってよい。

【0019】

本発明の $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x)$  (ここで、 $0 < x < 1$ ) 薄膜によれば、室温において強磁性であり、スピン分極率の大きいハーフメタルとすることができる。

【0020】

本発明のトンネル磁気抵抗効果素子は、基板と、フリー層となる強磁性層と、トンネル層となる絶縁層と、ピン層となる強磁性層と、を含み、強磁性層の何れかが、基板上に形成される $L2_1$ 又は $B2$ 構造を有する $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x)$  (ここで、 $0 < x < 1$ ) 磁性薄膜から成ることを特徴とする。

上記 $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x)$  (ここで、 $0 < x < 1$ ) 磁性薄膜は、フリー層として用いてもよい。基板としては、熱酸化Si、ガラス、MgO単結晶、GaAs単結晶、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 単結晶の何れか一つが適用できる。基板と $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x)$  (ここで、 $0 < x < 1$ ) 薄膜との間には、好ましくは、バッファ層が配設されており、このバッファ層として、Cr、Ta、V、Nb、Ru、Fe、FeCo合金、フルホイスラー合金のうち少なくとも一つを用いることができる。

【0021】

上記構成によれば、室温において、低電流で、かつ、低外部磁界でTMRの大きいトンネル磁気抵抗効果素子を得ることができる。

【0022】

本発明の巨大磁気抵抗効果素子は、基板と、フリー層となる強磁性層と、非磁性金属層と、ピン層となる強磁性層と、を含み、強磁性層の何れかが、基板上に形成される $L2_1$ 又は $B2$ 構造を有する $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x)$  (ここで、 $0 < x < 1$ ) 磁性薄膜から成り、膜面垂直方向に電流を流すことを特徴とする。

上記 $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x)$  (ここで、 $0 < x < 1$ ) 磁性薄膜を、フリー層として用いてもよい。基板として、熱酸化Si、ガラス、MgO単結晶、GaAs単結晶、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 単結晶の何れか一つが適用できる。基板と $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x)$  (ここで、 $0 < x < 1$ ) 薄膜との間には、好ましくは、バッファ層が配設されており、このバッファ層として、Cr、Ta、V、Nb、Ru、Fe、FeCo合金、フルホイスラー合金のうち少なくとも一つを用いることができる。

【0023】

上記構成によれば、室温において、低電流で、かつ、低外部磁界でGMRの大きい巨大磁気抵抗効果素子を得ることができる。

【0024】

本発明の磁気デバイスは、基板と、この基板上に形成される $L2_1$ 又は $B2$ 構造を有する $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x)$  (ここで、 $0 < x < 1$ ) 磁性薄膜と、を有することを特徴とする。

上記磁気デバイスは、好ましくは、さらに、フリー層となる強磁性層を有するトンネル磁気抵抗効果素子又は巨大磁気抵抗効果素子を備え、フリー層が、基板上に形成される $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x)$  (ここで、 $0 < x < 1$ ) 磁性薄膜で成る。基板は、熱酸化Si

10

20

30

40

50

、ガラス、MgO単結晶、GaAs単結晶、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>単結晶の何れか一つであってよい。基板とCo<sub>2</sub>Fe(Si<sub>1-x</sub>Al<sub>x</sub>)（ここで、0 < x < 1）薄膜との間には、好ましくは、バッファ層が配設されており、このバッファ層は、Cr、Ta、V、Nb、Ru、Fe、FeCo合金、フルホイスラー合金のうち少なくとも一つを用い得る。

【0025】

上記構成によれば、室温において、低電流で、かつ、低外部磁界でTMRやGMRの大きい磁気抵抗効果素子を用いた磁気デバイスを提供することができる。

【0026】

本発明の磁気装置は、基板と、この基板上に形成されるL<sub>2</sub><sub>1</sub>又はB<sub>2</sub>構造を有するCo<sub>2</sub>Fe(Si<sub>1-x</sub>Al<sub>x</sub>)（ここで、0 < x < 1）磁性薄膜と、を有することを特徴とする。

10

上記磁気装置は、好ましくは、さらに、フリー層となる強磁性層を有するトンネル磁気抵抗効果素子又は巨大磁気抵抗効果素子を備え、フリー層が、基板上に形成されるCo<sub>2</sub>Fe(Si<sub>1-x</sub>Al<sub>x</sub>)（ここで、0 < x < 1）磁性薄膜で成る。基板としては、熱酸化Si、ガラス、MgO単結晶、GaAs単結晶、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>単結晶の何れか一つを用いることができる。基板とCo<sub>2</sub>Fe(Si<sub>1-x</sub>Al<sub>x</sub>)（ここで、0 < x < 1）薄膜との間には、好ましくは、バッファ層が配設されており、このバッファ層は、Cr、Ta、V、Nb、Ru、Fe、FeCo合金、フルホイスラー合金のうち少なくとも一つを用いることができる。好ましくは、磁気装置は、磁気ヘッド、該磁気ヘッドを用いた磁気記録装置、MRAM、ハードディスク駆動装置を含む。

20

【0027】

上記構成によれば、室温において、低電流で、かつ、低外部磁界でTMRやGMRの大きい磁気抵抗効果素子を用いることで、大容量、かつ、高速な磁気ヘッドや磁気記録装置などの各種磁気装置を提供することができる。

【発明の効果】

【0028】

以上の説明から理解されるように、本発明のL<sub>2</sub><sub>1</sub>又はB<sub>2</sub>構造を有するCo<sub>2</sub>Fe(Si<sub>1-x</sub>Al<sub>x</sub>)（ここで、0 < x < 1）を用いた磁性薄膜は、強磁性特性を示し、スピン分極率が大きい。

【0029】

本発明のL<sub>2</sub><sub>1</sub>又はB<sub>2</sub>構造を有するCo<sub>2</sub>Fe(Si<sub>1-x</sub>Al<sub>x</sub>)（ここで、0 < x < 1）磁性薄膜を用いた巨大磁気抵抗効果素子によれば、室温において、低電流で、かつ、低外部磁場で非常に大きなGMRを得ることができる。トンネル磁気抵抗効果素子によっても、同様に、非常に大きなTMRを得ることができる。

30

【0030】

本発明のL<sub>2</sub><sub>1</sub>又はB<sub>2</sub>構造を有するCo<sub>2</sub>Fe(Si<sub>1-x</sub>Al<sub>x</sub>)（ここで、0 < x < 1）磁性薄膜を用いた各種の磁気抵抗効果素子を、超大容量HDDの磁気ヘッドや不揮発性で高速動作するMRAMをはじめ種々の磁気装置へ応用することにより、小型で高性能の磁気装置が実現できる。スピン注入素子としても応用でき、飽和磁化が小さくスピン分極率が大きいためスピン注入による磁化反転電流が小さくなり、低消費電力で磁化反転を実現することができるほか、半導体への効率的なスピン注入が可能になり、スピンFETが開発される可能性があるなど、広くスピンエレクトロニクス分野を拓くキー材料として利用することができる。

40

【図面の簡単な説明】

【0031】

【図1】本発明の第1の実施の形態に係る磁性薄膜の断面図である。

【図2】上記第1の実施の形態に係る磁性薄膜の変形例の断面図である。

【図3】第1の実施の形態に係る磁性薄膜に用いるCo<sub>2</sub>Fe(Si<sub>1-x</sub>Al<sub>x</sub>)（ここで、0 < x < 1）の構造を模式的に説明する図である。

【図4】第2の実施の形態に係る磁性薄膜を用いた磁気抵抗効果素子の断面を示す図であ

50

る。

【図5】第2の実施の形態に係る磁性薄膜を用いた磁気抵抗効果素子の変形例の断面を示す図である。

【図6】第2の実施の形態に係る磁性薄膜を用いた磁気抵抗効果素子の変形例の断面を示す図である。

【図7】第3の実施の形態に係る磁性薄膜を用いた磁気抵抗効果素子の断面を示す図である。

【図8】第3の実施の形態に係る磁性薄膜を用いた磁気抵抗効果素子の変形例の断面を示す図である。

【図9】実施例1の $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$ 薄膜のX線回折を測定した結果を示す図である。

10

【図10】実施例2の $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$ 薄膜のX線回折を測定した結果を示す図である。

【図11】実施例2の $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$ 薄膜の磁化の温度依存性を示す図である。

【図12】実施例3のトンネル磁気抵抗効果素子の室温における抵抗の磁場依存性を示す図である。

【図13】実施例3のトンネル磁気抵抗効果素子におけるTMRの温度磁場依存性を示す図である。

【図14】実施例3～8及び比較例1～2のトンネル磁気抵抗効果素子における室温でのTMRの $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x)$ 薄膜の組成依存性を示す図である。

20

【図15】実施例12のトンネル磁気抵抗効果素子における室温のTMR及び接合抵抗のMgO層の膜厚依存性を示す図である。

【図16】MgO層の膜厚を1.7nmとし、 $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$ 薄膜の熱処理温度を430とした実施例12のトンネル磁気抵抗効果素子におけるTMRの温度依存性を示す図である。

【図17】図16のトンネル磁気抵抗効果素子の5Kにおける抵抗の磁場依存性を示す図である。

【図18】実施例12のトンネル磁気抵抗素子におけるTMRの熱処理温度依存性を示す図である。

30

【図19】実施例12のトンネル磁気抵抗素子における接合抵抗の熱処理温度依存性を示す図である。

【符号の説明】

【0032】

1, 5 : 磁性薄膜

2 : 基板

3, 16 :  $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x)$  薄膜

4 : パッファ層

10, 15, 20 : トンネル磁気抵抗効果素子

11 : 絶縁層

40

12, 22 : 強磁性層

13 : 反強磁性層

14 : 電極層

21 : 非磁性金属層

30, 35 : 巨大磁気抵抗効果素子

【発明を実施するための最良の形態】

【0033】

以下、図面に示した実施形態に基づいて本発明を詳細に説明する。各図において同一又は対応する部材には同一符号を用いる。

最初に、本発明の磁性薄膜の第1の実施の形態を示す。

50



図1は、本発明に係る第1の実施の形態による磁性薄膜の断面図である。図1に示すように、本発明の磁性薄膜1は、基板2上に、 $L2_1$ 又は $B2$ 構造を有する $Co_2Fe(Si_{1-x}Al_x)$ 薄膜3を配設している。ここで、組成 $x$ は、 $0 < x < 1$ である。 $Co_2Fe(Si_{1-x}Al_x)$ 薄膜3は、室温で強磁性である。基板2上の $Co_2Fe(Si_{1-x}Al_x)$ 薄膜3の膜厚は、 $1\text{ nm}$ 以上で $1\text{ }\mu\text{ m}$ 以下であればよい。

【0034】

図2は、本発明に係る第1の実施の形態による磁性薄膜の変形例の断面図である。図2に示すように、本発明の磁性薄膜5は、図1の磁性薄膜1の構造において、さらに、基板2と $Co_2Fe(Si_{1-x}Al_x)$ （ここで、 $0 < x < 1$ ）薄膜3の間にバッファ層4を挿入している。このバッファ層4を挿入することで、基板1上の $Co_2Fe(Si_{1-x}Al_x)$ （ここで、 $0 < x < 1$ ）薄膜3の結晶性をさらによくし、表面粗さを小さくすることができる。

10

【0035】

上記磁性薄膜1, 5に用いる基板2は、熱酸化 $Si$ 、ガラスなどの多結晶、 $MgO$ 、 $Al_2O_3$ 、 $GaAs$ などの単結晶を用いることができる。バッファ層4としては、 $Cr$ 、 $V$ 、 $Nb$ 、 $Ta$ 、 $Fe$ 、 $FeCo$ 合金などの体心立方晶の金属、及びフルホイスター合金などを用いることができる。基板2上にバッファ層4を設けることで、表面が滑らかで、より結晶性の良い $L2_1$ 又は $B2$ 構造を有する $Co_2Fe(Si_{1-x}Al_x)$ （ここで、 $0 < x < 1$ ）薄膜3を作製することができる。

【0036】

上記 $Co_2Fe(Si_{1-x}Al_x)$ （ここで、 $0 < x < 1$ ）薄膜3の膜厚は、 $1\text{ nm}$ 以上、 $1\text{ }\mu\text{ m}$ 以下であればよい。この膜厚が $1\text{ nm}$ 未満では実質的に後述する $L2_1$ 又は $B2$ 構造を得るのが困難になり、この膜厚が $1\text{ }\mu\text{ m}$ を超えるとスピンドバイスとしての応用が困難になり好ましくない。

20

【0037】

次に、上記構成の実施の形態1の磁性薄膜の作用を説明する。

図3は、本発明の実施の形態1における磁性薄膜に用いる $Co_2Fe(Si_{1-x}Al_x)$ （ここで、 $0 < x < 1$ ）の構造を模式的に説明する図である。図に示す構造は、 $bcc$ （体心立方格子）の慣用的単位胞の8倍（格子定数で2倍）の構造を示している。

$Co_2Fe(Si_{1-x}Al_x)$ の $L2_1$ 構造においては、図3のIの位置に $Si$ と $Al$ が組成比として $Si_{1-x}Al_x$ （ここで、 $0 < x < 1$ ）となるように配置され、IIの位置に $Fe$ 、IIIとIVの位置に $Co$ が配置される。

30

さらに、 $Co_2Fe(Si_{1-x}Al_x)$ の $B2$ 構造においては、図3のIの位置とIIの位置に、 $Fe$ と $Si$ と $Al$ が不規則に配列される構造となる。この際、 $Si$ と $Al$ の組成比は、 $Si_{1-x}Al_x$ （ここで、 $0 < x < 1$ ）となるように配置される。

【0038】

次に、上記構成の実施の形態1の磁性薄膜1, 5の磁気的性質を説明する。

上記構成の $Co_2Fe(Si_{1-x}Al_x)$ （ここで、 $0 < x < 1$ ）薄膜3は、室温で強磁性であり、かつ、 $L2_1$ 又は $B2$ 構造の $Co_2Fe(Si_{1-x}Al_x)$ （ここで、 $0 < x < 1$ ）薄膜3が得られる。 $Co_2Fe(Si_{1-x}Al_x)$ （ここで、 $0 < x < 1$ ）薄膜3を加熱基板2上に成膜するか、あるいは成膜した後で、この薄膜3に熱処理を施すことで、その温度に応じた $L2_1$ 又は $B2$ 構造が得られる。上記 $Co_2Fe(Si_{1-x}Al_x)$ 薄膜3の組成 $x$ を $0 < x < 1$ としたのは、 $x$ が0や1では、 $CPP$ 構造の巨大磁気抵抗効果素子において大きな $GMR$ やトンネル磁気抵抗効果素子において大きな $TMR$ が得られないからである。

40

ここで、 $Co_2Fe(Si_{1-x}Al_x)$ （ここで、 $0 < x < 1$ ）薄膜の $B2$ 構造は $L2_1$ 構造と類似しているが、異なるのは $L2_1$ 構造では、 $Si(Al)$ と $Fe$ 原子が規則的に配置しているのに対し、 $B2$ 構造は、不規則に配列していることである。これらの違いは $X$ 線回折で測定することができる。

【0039】

50

次に、本発明の磁性薄膜を用いた磁気抵抗効果素子に係る第2の実施の形態を示す。

図4は、本発明に係る第2の実施の形態による磁性薄膜を用いた磁気抵抗効果素子の断面を示す図である。本発明の磁性薄膜を用いた磁気抵抗効果素子は、トンネル磁気抵抗効果素子の場合を示している。図4に示すように、トンネル磁気抵抗効果素子10は、例えば、基板2上に、 $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x)$ （ここで、 $0 < x < 1$ ）薄膜3が配設され、トンネル層となる絶縁層11、強磁性層12、反強磁性層13が順次積層された構造を有している。

【0040】

ここで、反強磁性層13は、強磁性層12のスピンを固着させる、所謂、スピンプルプ型の構造のために用いている。この構造においては $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x)$ （ここで、 $0 < x < 1$ ）薄膜3をフリー層、強磁性層12をピン層と呼ぶ。また、強磁性層12は、単層構造又は複数の層構造とすることができる。絶縁層11には $\text{Al}_2\text{O}_3$ 、Alの酸化物である $\text{AlO}_x$ 又は $\text{MgO}$ を、強磁性層12には $\text{CoFe}$ 、 $\text{NiFe}$ 、 $\text{CoFeB}$ 、あるいは $\text{CoFe}$ と $\text{NiFe}$ との複合膜などを、反強磁性層13には $\text{IrMn}$ などを用いることができる。さらに、本発明のトンネル磁気抵抗効果素子10における反強磁性層13の上には、さらに保護膜となる非磁性の電極層14を堆積させることが好ましい。

【0041】

図5は、本発明に係る第2の実施の形態による磁性薄膜を用いた磁気抵抗効果素子の変形例の断面を示す図である。本発明の磁性薄膜を用いた磁気抵抗効果素子であるトンネル磁気抵抗効果素子15は、基板2上にバッファ層4と $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x)$ （ここで、 $0 < x < 1$ ）薄膜3が配設され、トンネル層となる絶縁層11と、ピン層となる強磁性層12と、反強磁性層13と、保護膜となる非磁性の電極層14が順次積層された構造を有している。図5が図4の構造と異なるのは、図4の構造に、さらに、バッファ層4が配設された点である。他の構造は図4と同じである。

【0042】

図6は、本発明に係る第2の実施の形態による磁性薄膜を用いた磁気抵抗効果素子の変形例の断面を示す図である。本発明の磁性薄膜を用いた磁気抵抗効果素子であるトンネル磁気抵抗効果素子20は、基板2上にバッファ層4と $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x)$ （ここで、 $0 < x < 1$ ）薄膜3が配設され、トンネル層となる絶縁層11と、 $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x)$ （ここで、 $0 < x < 1$ ）薄膜16と、反強磁性層13と、保護膜となる非磁性の電極層14が順次積層された構造を有している。図6が図5の構造と異なるのは、図4のピン層となる強磁性層12も、本発明の磁性薄膜である $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x)$ （ここで、 $0 < x < 1$ ）薄膜16を用いた点である。他の構造は図5と同じである。

なお、ピン層となる強磁性層16は、 $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x)$ （ここで、 $0 < x < 1$ ）薄膜と $\text{CoFe}$ のような強磁性層とからなる多層膜としてもよい。

【0043】

トンネル磁気抵抗効果素子10、15、20に電圧を加える場合は、 $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x)$ （ここで、 $0 < x < 1$ ）薄膜3又はバッファ層4と、電極層14との間に印加される。また、外部磁界は膜面内に平行に印加される。バッファ層4と電極層14への電流の流し方は、膜面垂直方向に電流を流すCPP構造とすることができる。

【0044】

ここで、上記トンネル磁気抵抗効果素子10、15、20に用いる基板2は、熱酸化Si、ガラスなどの多結晶や、 $\text{MgO}$ 、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 、 $\text{GaAs}$ などの単結晶であってよい。また、バッファ層4として、 $\text{Cr}$ 、 $\text{Ta}$ 、 $\text{V}$ 、 $\text{Nb}$ 、 $\text{Ru}$ 、 $\text{Fe}$ 、 $\text{FeCo}$ 合金、フルホイースラー合金のうち少なくとも一つを用いることができる。上記 $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x)$ （ここで、 $0 < x < 1$ ）薄膜3の膜厚は1nm以上で1 $\mu\text{m}$ 以下であればよい。この膜厚が1nm未満では実質的にL2<sub>1</sub>又はB2構造を得るのが困難になる。この膜厚が1 $\mu\text{m}$ を超えるとトンネル磁気抵抗効果素子としての応用が困難になる。

上記構成の本発明のトンネル磁気抵抗効果素子10、15、20は、スパッタ法、蒸着法、レーザアブレーション法、MBE法などの通常の薄膜成膜法と、所定の形状の電極な

10

20

30

40

50

どを形成するためのマスク工程などを用いて製造することができる。

【0045】

つぎに、本発明の磁性薄膜を用いた磁気抵抗効果素子であるトンネル磁気抵抗効果素子10及び15の動作について説明する。

本発明の磁性薄膜を用いた磁気抵抗効果素子10, 15は、二つの強磁性層3, 12を用い、一方には反強磁性層13が近接し、近接した強磁性層12(ピン層)のスピンを固着させるスピバルブ型を用いているので、外部磁界が印加されたときには、他方の強磁性層であるフリー層の $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x)$ (ここで、 $0 < x < 1$ )薄膜3のスピンのみが反転される。

このため、強磁性層12の磁化は、反強磁性層13との交換相互作用により、スピスが1方向に固定される。従って、フリー層である $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x)$ (ここで、 $0 < x < 1$ )薄膜3のスピンの平行、反平行が容易に得られる。強磁性層が $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x)$ (ここで、 $0 < x < 1$ )薄膜3であるために、室温でスピン分極率が0.5以上と大きいことから、本発明のトンネル磁気抵抗効果素子の10, 15におけるTMRは非常に大きくなる。この際、フリー層である $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x)$ (ここで、 $0 < x < 1$ )薄膜3の磁化が小さいため、反磁界が小さくそれだけ小さな磁界で磁化反転を起こすことができる。これにより、本発明のトンネル磁気抵抗効果素子10, 15は、MRAMなど低電力での磁化反転を必要とする磁気デバイスに好適である。

【0046】

次に、本発明の磁性薄膜を用いた磁気抵抗効果素子であるトンネル磁気抵抗効果素子20の動作について説明する。

トンネル磁気抵抗効果素子20は、さらに、ピン層の強磁性層16もフリー層である強磁性でスピン分極率の大きい $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x)$ (ここで、 $0 < x < 1$ )薄膜3と同じ $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x)$ (ここで、 $0 < x < 1$ )を用いているので、上記(1)式の分母がより小さくなり、さらに、本発明のトンネル磁気抵抗効果素子のTMRは大きくなる。これにより、本発明のトンネル磁気抵抗効果素子20は、MRAMなどの大きなTMRを必要とする磁気デバイスに好適である。

【0047】

次に、本発明の磁性薄膜を用いた磁気抵抗効果素子に係る第3の実施の形態を示す。

図7は、本発明に係る第3の実施の形態による磁性薄膜を用いた磁気抵抗効果素子の断面を示す図である。本発明の磁性薄膜を用いた磁気抵抗効果素子は、巨大磁気抵抗効果素子の場合を示している。図に示すように、巨大磁気抵抗効果素子30は、基板2上に、バッファ層4と強磁性体となる本発明の $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x)$ (ここで、 $0 < x < 1$ )薄膜3がフリー層として配設され、非磁性金属層21と、ピン層となる強磁性層22と、保護膜となる非磁性の電極層14と、が順次積層された構造を有している。

ここで、巨大磁気抵抗効果素子のバッファ層4と電極層14との間に電圧が印加される。また、外部磁界は、膜面内に平行に印加される。バッファ層4と電極層14への電流の流し方は、膜面内に電流を流すタイプであるCIP構造と、膜面垂直方向に電流を流すタイプであるCPP構造とすることができる。

【0048】

図8は、本発明に係る第3の実施の形態による磁性薄膜を用いた磁気抵抗効果素子の変形例の断面を示す図である。本発明の巨大磁気抵抗効果素子35が図7の巨大磁気抵抗効果素子30と異なるのは、強磁性層22と電極層14との間に反強磁性層13を設け、スピバルブ型の巨大磁気抵抗効果素子とした点である。他の構造は、図7と同じであるので説明は省略する。

反強磁性層13は、近接したピン層となる強磁性層22のスピンを固着させる働きをする。ここで、巨大磁気抵抗効果素子30, 35のバッファ層4と電極層14との間に電圧が印加される。また、外部磁界は膜面内に平行に印加される。バッファ層4と電極層14への電流の流し方は、膜面内に電流を流すタイプのCIP構造と、膜面垂直方向に電流を流すタイプのCPP構造とすることができる。

10

20

30

40

50

## 【0049】

上記巨大磁気抵抗効果素子30, 35に用いる基板2は、熱酸化Si、ガラスなどの多結晶、さらに、MgO, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, GaAsなどの単結晶を用いることができる。バッファ層4としては、Cr, Ta, V, Nb, Ru, Fe, FeCo合金、フルホイスラー合金のうち少なくとも一つを用いることができる。非磁性金属層21としては、Cu, Al, Crなどを用いることができる。また、強磁性層22としてはCoFe, NiFe, Co<sub>2</sub>Fe(Si<sub>1-x</sub>Al<sub>x</sub>) (ここで、0 < x < 1) 薄膜などの何れか一つか、又はこれらの材料からなる複合膜を用いることができる。そして、反強磁性層13にはIrMn, PtMnなどを用いることができる。

上記Co<sub>2</sub>Fe(Si<sub>1-x</sub>Al<sub>x</sub>) (ここで、0 < x < 1) 薄膜3の膜厚は、1nm以上で1μm以下であればよい。この膜厚が1nm未満では実質的にL2<sub>1</sub>又はB2構造を得るのが困難になり、この膜厚が1μmを超えると巨大磁気抵抗効果素子としての応用が困難になる。

上記構成の本発明の巨大磁気抵抗効果素子30, 35は、スパッタ法、蒸着法、レーザーアブレーション法、MBE法などの通常の薄膜成膜法と、所定の形状の電極などを形成するためのマスク工程などを用いて製造することができる。

## 【0050】

次に、本発明の磁性薄膜を用いた磁気抵抗効果素子である巨大磁気抵抗効果素子30の動作について説明する。強磁性層のCo<sub>2</sub>Fe(Si<sub>1-x</sub>Al<sub>x</sub>) (ここで、0 < x < 1) 薄膜3がハーフメタルであることから、外部磁界が印加されたときに、伝導に寄与するのはCo<sub>2</sub>Fe(Si<sub>1-x</sub>Al<sub>x</sub>) (ここで、0 < x < 1) 薄膜3の一方のスピンのみであるので、非常に大きな磁気抵抗、即ち、GMRが得られる。

## 【0051】

次に、本発明の磁性薄膜を用いた磁気抵抗効果素子である巨大磁気抵抗効果素子35の動作について説明する。この場合には、スピバルブ型の巨大磁気抵抗効果素子35であるので、ピン層である強磁性層22のスピンは反強磁性層13により固定されており、外部磁界の印加により、フリー層であるCo<sub>2</sub>Fe(Si<sub>1-x</sub>Al<sub>x</sub>) (ここで、0 < x < 1) 薄膜3のスピンが外部磁界により平行と反平行の状態になり、さらに、伝導に寄与するのはハーフメタルであるCo<sub>2</sub>Fe(Si<sub>1-x</sub>Al<sub>x</sub>) (ここで、0 < x < 1) 薄膜3の一方のスピンのみであるので、非常に大きなGMRが得られる。

## 【0052】

さらに、本発明の磁性薄膜を用いた磁気抵抗効果素子である巨大磁気抵抗効果素子30, 35のCPP動作について説明する。CPP構造の巨大磁気抵抗効果素子においては、Co<sub>2</sub>Fe(Si<sub>1-x</sub>Al<sub>x</sub>) (ここで、0 < x < 1) の比抵抗が、反強磁性層13のそれと同等以上であるので、反強磁性層13の存在によるGMRの低下がほとんどなく、大きなCPP-GMRが得られる。

## 【0053】

次に、本発明の磁性薄膜による磁気抵抗効果素子を用いた磁気装置に係る第4の実施の形態を示す。

図1乃至図8に示すように、本発明の磁性薄膜を用いた各種の磁気抵抗効果素子は、室温において、低電流、かつ、低磁界でTMR、又は、GMRが非常に大きくなる。この場合、磁気抵抗変化率は、外部磁界を印加したとき、下記(2)式で求められ、この値が大きいほど磁気抵抗変化率としては望ましい。

$$\text{磁気抵抗変化率} = (\text{最大の抵抗} - \text{最小の抵抗}) / \text{最小の抵抗} (\%) \quad (2)$$

これにより、本発明の磁性薄膜を用いた磁気抵抗効果素子は、磁界が零よりも極僅かに大きい磁界、即ち低い磁界を加えることで、大きな磁気抵抗変化率が得られる。

## 【0054】

本発明の磁性薄膜を用いた磁気抵抗効果素子は、室温において、低電流、かつ、低磁界で大きなTMR又はGMRを示すので、磁気抵抗センサとして用いれば、高い感度を得ることができる。本発明の磁性薄膜を用いたトンネル磁気抵抗素子又は巨大磁気抵抗素子は

、各種の磁気デバイスに適用することができる。

また、本発明の磁性薄膜を用いた磁気抵抗効果素子は、室温において、低電流、かつ、低磁界で大きなTMR又はGMRを示すので、感度の高い読み出し用の磁気ヘッド及びこれらの磁気ヘッドを用いた各種の磁気記録装置を構成することができる。

また、本発明の磁性薄膜を用いた磁気抵抗効果素子としての、例えばMTJ素子はMRAMなどの各種の磁気装置に用いることができる。MRAMはMTJ素子をマトリックス状に配置し、別に設けた配線に電流を流して外部磁界を印加する。このMTJ素子を構成するフリー層の強磁性体の磁化を、外部磁界により互いに平行と反平行に制御することにより、“1”、“0”を記録させることができる。さらに、読み出しはTMR効果を利用して行うことができる。

10

また、本発明の磁気抵抗効果素子であるCPP構造のMTJ素子においては、素子面積を小さくできるので、ハードディスク駆動装置(HDD)やMRAMなどの磁気装置の大容量化ができる。なお、本発明において磁気装置とは、磁気ヘッド、磁気ヘッドを用いた各種の磁気記録装置、上記MRAM、ハードディスク駆動装置などを含む概念で用いている。

#### 【実施例1】

##### 【0055】

以下、本発明の実施例について説明する。

高周波マグネトロンスパッタ装置を用いてMgO(001)基板2上に、厚さ100nmの $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$ 薄膜3を室温で作製した。その後、最大600 まで

20

の温度で熱処理した。  
図9は、実施例1の $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$ 薄膜3のX線回折を測定した結果を示している。図9において、縦軸はX線回折強度(任意目盛)、横軸は角度( $^\circ$ )、即ち、X線の原子面への入射角の2倍に相当する角度を示している。図9には、 $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$ 薄膜3を室温で成膜した試料と、成膜後に500 及び600 で熱処理した試料を示している。図9から明らかなように、 $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$ 薄膜3は(001)配向をしており、膜面内で45°回転してMgO基板2上にエピタキシャル成長していることが分かる。

##### 【0056】

図9の挿入図は、 $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$ 薄膜3を室温で成膜後に500 及び600 で熱処理した試料のX線回折パターンを示す図であり、 $L2_1$ 構造の規則相に対応する(111)回折線に角度を合わせ、膜面内で回転した場合のX線回折パターンを示している。4回対称の回折像が見られることから、この膜は $L2_1$ 構造を有していることが判明した。

30

一方、図示していない熱処理をしなかった $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$ 薄膜3の場合には、(111)回折像が観測されず、B2構造であることが分かった。これにより、実施例1のMgO基板2上に作製した $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$ 膜3は、適当な温度で熱処理することでB2又は $L2_1$ 構造が得られることが分かった。

#### 【実施例2】

##### 【0057】

Crから成るバッファ層4を用いたこと以外は、実施例1と同じ方法で、厚さ100nmの $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$ 薄膜3を室温で作製した。その後、最大600 までの温度で熱処理した。

40

図10は実施例2の $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$ 薄膜3のX線回折を測定した結果を示す。縦軸及び横軸は図9と同じである。図10には、 $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$ 薄膜3を室温で成膜した試料と、成膜後に400 及び500 で熱処理した試料を示している。

図10から明らかなように、実施例2で作製した $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$ 薄膜3は、熱処理する前から(001)配向しており、Crバッファ層4を用いることで(001)配向性が向上することがわかる。

50

## 【0058】

図10の挿入図は、 $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$  薄膜3を室温で成膜後に、400、450及び500で熱処理した試料のX線回折パターンを示しており、 $L2_1$ 構造の規則相に対応する(111)回折線に角度を合わせ、膜面内で回転した場合のX線回折パターンである。450以上で熱処理した $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$  薄膜3において(111)回折像が得られており、 $L2_1$ 構造が得られることが分かる。これにより、実施例2のMgO基板2上にバッファ層4を挿入して作製した $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$  薄膜3は、バッファ層4を用いない場合よりも、より低温で $L2_1$ 構造が得られることが分かった。

## 【0059】

10

図11は、実施例2の $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$  薄膜3の磁化の温度依存性を示している。図11において、縦軸は磁化( $\text{emu}/\text{cm}^3$ )、横軸は温度(K)である。 $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$  薄膜3は、400で1時間熱処理した。図11から明らかのように、実施例2の $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$  薄膜3の磁化のHe温度近傍及び300Kの値は、それぞれ、約1090 $\text{emu}/\text{cm}^3$ 、約1060 $\text{emu}/\text{cm}^3$ であり、温度変化による磁化の変化は小さく、キュリー点の高い強磁性体であることが判明した。

## 【0060】

図11の挿入図は、実施例2の $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$  薄膜3の室温における磁化曲線を示す。挿入図において、縦軸は磁化( $\text{emu}/\text{cm}^3$ )を、横軸は印加した磁場H(Oe)である。図から明らかのように、実施例2の $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$  薄膜3は、保磁力の小さいソフト磁性を示していることが分かった。

20

## 【実施例3】

## 【0061】

実施例3として、図5に示すスピンバルブ型のトンネル磁気抵抗効果素子(MTJ)15を作製した。

まず、高周波マグネトロンスパッタ装置を用いて、MgO(001)基板2上に、Crから成るバッファ層4を40nmとこのバッファ層4上に強磁性のフリー層となる $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$  薄膜3を30nm積層した。成膜後、 $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$  薄膜3の結晶性をよくするために400で熱処理した。熱処理した $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$  薄膜3はB2構造であった。

30

引き続き、トンネル絶縁層11となる $\text{AlO}_x$ 層を1.2nm、強磁性のピン層12となるCoFe層を3nm、CoFe層のスピンを固定する役割をする反強磁性体13となるIrMn層を10nm、保護膜の役割と微細加工におけるマスクの役割とを果す電極層14としてのTa層5nmを順に積層した。なお、ピン層12となるCoFe層の成膜時には、250の温度で磁場中熱処理を行った。具体的には、2kOeの磁界を印加して膜面内に一軸異方性を導入した。

次に、上記のように成膜した積層膜をフォトリソグラフィ及びイオンミリングを用いて微細加工を行ない、 $10\mu\text{m} \times 10\mu\text{m}$ の寸法を有するスピンバルブ型のトンネル磁気抵抗効果素子15を作製した。

## 【0062】

40

実施例3のトンネル磁気抵抗効果素子15に外部磁界を印加して、室温で磁気抵抗を測定した。

図12は、実施例3のトンネル磁気抵抗効果素子15の室温における抵抗の磁場依存性を示す。図の横軸は外部磁界H(Oe)、左縦軸は抵抗( )、右縦軸は測定した抵抗から計算したTMR(%)である。図の実線と点線は、外部磁界をスweepさせたときの抵抗値を示している。これから、室温で75%のTMRが得られた。このTMRの値は、従来のCoFe合金やCoFeB合金を用いた場合のTMRよりも大きな値である。また、接合抵抗は、 $RA = 1.2 \times 10^5 \mu\text{m}^2$ と小さいことが分かった。

## 【0063】

図13は、実施例3のトンネル磁気抵抗効果素子15におけるTMRの温度磁場依存性

50

を示す図である。図の横軸は温度 (K) であり、縦軸は TMR (%) である。図 13 から明らかなように、50 K の低温では 100% 以上、最大 110% という大きな TMR が得られることが分かった。Jullier の式 (1) を用いて  $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$  のスピン分極率を求めると、 $P = 0.71$  となる。このスピン分極率は、従来の  $\text{CoFeB}$  合金の最大値である 0.6 よりかなり大きな値である。

【実施例 4】

【0064】

強磁性フリー層 3 となる  $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x)$  の組成  $x$  を 0.1 とし、 $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.1}\text{Al}_{0.9})$  薄膜とした以外は、実施例 3 と同様にして実施例 4 のトンネル磁気抵抗効果素子 15 を作製した。室温における TMR は、約 63% であった。

10

【実施例 5】

【0065】

強磁性フリー層 3 となる  $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x)$  の組成  $x$  を 0.3 とし、 $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.3}\text{Al}_{0.7})$  薄膜とした以外は、実施例 3 と同様にして実施例 5 のトンネル磁気抵抗効果素子 15 を作製した。室温における TMR は、約 70% であった。

【実施例 6】

【0066】

強磁性フリー層 3 となる  $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x)$  の組成  $x$  を 0.6 とし、 $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.6}\text{Al}_{0.4})$  薄膜とした以外は、実施例 3 と同様にして実施例 6 のトンネル磁気抵抗効果素子 15 を作製した。室温における TMR は、約 80% であった。

20

【実施例 7】

【0067】

強磁性フリー層 3 となる  $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x)$  の組成  $x$  を 0.7 とし、 $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.7}\text{Al}_{0.3})$  薄膜とした以外は、実施例 3 と同様にして実施例 7 のトンネル磁気抵抗効果素子 15 を作製した。室温における TMR は、約 77% であった。

【実施例 8】

【0068】

強磁性フリー層 3 となる  $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x)$  の組成  $x$  を 0.9 とし、 $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.9}\text{Al}_{0.1})$  薄膜とした以外は、実施例 3 と同様にして実施例 8 のトンネル磁気抵抗効果素子 15 を作製した。室温における TMR は、約 69% であった。

30

【0069】

次に、実施例 3 ~ 8 に対する比較例について説明する。

(比較例 1)

強磁性フリー層 3 となる  $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x)$  の組成  $x$  を 0、すなわち、 $\text{Co}_2\text{FeSi}$  薄膜とした以外は、実施例 3 と同様にして比較例 1 のトンネル磁気抵抗効果素子を作製した。室温における TMR は、約 41% であった。

【0070】

(比較例 2)

強磁性フリー層 3 となる  $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x)$  の組成  $x$  を 1、すなわち、 $\text{Co}_2\text{FeAl}$  薄膜とした以外は、実施例 3 と同様にして比較例 2 のトンネル磁気抵抗効果素子を作製した。室温における TMR は、約 53% であった。

40

【0071】

図 14 は、実施例 3 ~ 8 及び比較例 1 ~ 2 のトンネル磁気抵抗効果素子における室温での TMR の  $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x)$  薄膜の組成依存性を示す図である。図の横軸は組成  $x$  を示し、縦軸は TMR (%) を示している。 $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x)$  薄膜の組成  $x$  が 0 の場合は  $\text{Co}_2\text{FeSi}$  の比較例 1 を、組成  $x$  が 1 の場合は  $\text{Co}_2\text{FeAl}$  の比較例 2 を、それぞれ示している。

図 14 から明らかなように、実施例 3 ~ 8 のトンネル磁気抵抗効果素子における室温での TMR は、 $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x)$  の組成  $x$  が 0.1 から 0.9 においては、約 63% から最大 80% という大きな TMR が得られ、本発明によるホイスラー合金はいずれ

50

も60%以上のTMRを示しており、大きなスピン分極率をもつことが分かった。

一方、比較例1の $\text{Co}_2\text{FeSi}$ 薄膜及び比較例2の $\text{Co}_2\text{FeAl}$ を用いたトンネル磁気抵抗効果素子における室温でのTMRは、それぞれ、約41%、53%であり、何れも、実施例3~8の $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x)$ (ここで、 $0 < x < 1$ )薄膜3を用いたトンネル磁気抵抗効果素子におけるTMRよりも低いことが分かった。

【実施例9】

【0072】

実施例9として、スピバルブ型のトンネル磁気抵抗効果素子(MTJ)20を作製した。

まず、高周波マグネトロンスパッタ装置を用いて、MgO(001)基板2上に、Crから成るバッファ層4を40nmと、このCrバッファ層4上に強磁性のフリー層となる $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$ 層3を30nmと、トンネル絶縁層11となるMgO層を2nmと、 $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$ 層を30nm積層した。この成膜後に、 $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$ 薄膜3の結晶性をよくするために400の温度で熱処理を行なった。熱処理した $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$ 薄膜3はB2構造であった。

引き続き、強磁性のピン層16となるCoFe層を3nmと、ピン層16のスピンを固定する役割をする反強磁性体13となるIrMn層を10nm、保護膜であるとともに微細加工におけるマスクの役割も果たす電極層14としてのTa層5nmを、順に積層した。次に、500の温度で磁場中熱処理を行ない室温まで冷却し、 $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$ 層とCoFe層からなるピン層16に一軸異方性を導入した。

上記のように成膜した積層膜をフォトリソグラフィ及びイオンミリングを用いて微細加工を行ない、 $10\mu\text{m} \times 10\mu\text{m}$ の寸法を有するスピバルブ型のトンネル磁気抵抗効果素子20を作製した。

【0073】

実施例9のスピバルブ型のトンネル磁気抵抗効果素子(MTJ)20に外部磁場を印加して、室温で磁気抵抗を測定した。その結果、5Kで254%、室温で170%という非常に大きなTMRが得られた。これは、トンネル絶縁層11としてMgOバリアを用いたことで、(1)式から、 $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$ 薄膜3のスピン分極率が0.75という大きな値が得られたことを意味する。また、接合抵抗RAは、 $RA = 0.8 \times 10^5 \mu\text{m}^2$ と小さかった。

【実施例10】

【0074】

実施例10として、図8に示すスピバルブ型でCPP構造を有する巨大磁気抵抗効果素子35(CPP-GMR素子)を作製した。

まず、高周波マグネトロンスパッタ装置を用いて、MgO(001)基板2上に、Crから成るバッファ層4を40nmと、このCrバッファ層4上に強磁性のフリー層となる厚さが30nmの $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$ 薄膜3と、を室温で積層した。この成膜の後で、 $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$ 薄膜3の結晶性をよくするために400の温度で熱処理を施した。熱処理した $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$ 薄膜3はL2<sub>1</sub>構造であった。

引き続き、非磁性金属層21となるCu層を3nm、強磁性のピン層22となるCoFe層を3nm、CoFe層22のスピンを固定する役割をする反強磁性体13となるIrMn層を10nm、保護膜の役割と微細加工におけるマスクの役割をも果たす電極層14となるTa層5nmを、順に積層した。

次に、250の温度で、2kOeの磁界を印加して磁場中熱処理を行ない、ピン層22となるCoFe層の膜面内の一軸異方性を導入した。

上記のように成膜した積層膜をフォトリソグラフィ及びイオンミリングを用いて微細加工を行ない、 $10\mu\text{m} \times 10\mu\text{m}$ の寸法を有するスピバルブ型のCPP型巨大磁気抵抗効果素子35を作製した。

【0075】

10

20

30

40

50



実施例 10 のスピバルブ型で CPP 構造を有する巨大磁気抵抗効果素子 35 に外部磁場を印加して室温で磁気抵抗を測定した。その結果、5% の CPP - GMR が得られた。これは、従来のスピバルブ型で CPP 構造を有する巨大磁気抵抗効果素子では、その CPP - GMR が 1% に満たない値しか得られないことを考えると非常に大きな値である。これは、実施例 10 の強磁性フリー層に用いた  $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$  薄膜 3 の大きなスピン分極率を反映している。また、 $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$  薄膜 3 の比抵抗が約  $190 \mu \cdot \text{cm}$  であり、反強磁性層に用いた  $\text{IrMn}$  の比抵抗の値が  $200 \mu \cdot \text{cm}$  と同等であることも寄与していると推定される。

【実施例 11】

【0076】

強磁性フリー層 3 となる  $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x)$  の組成  $x$  を、実施例 10 の  $x = 0.5$  を除く 0 から 1 の間の種々の値とした以外は、実施例 10 と同様にして実施例 11 のスピバルブ型で CPP 構造を有する巨大磁気抵抗効果素子 35 を作製した。室温における CPP - GMR は、何れの場合も 3% 以上であり、従来の合金を強磁性フリー層としたスピバルブ型の CPP 構造を有する巨大磁気抵抗効果素子の場合よりも非常に大きいことが分かった。

【実施例 12】

【0077】

実施例 12 として、実施例 9 と同様にスピバルブ型のトンネル磁気抵抗効果素子 (MTJ) 20 を作製した。

まず、高周波マグネトロンスパッタ装置を用いて、 $\text{MgO}$  (001) 基板 2 上に、Cr から成るバッファ層 4 を  $40 \text{ nm}$  と、この Cr バッファ層 4 上に強磁性のフリー層となる  $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$  層 3 を  $30 \text{ nm}$  と、トンネル絶縁層 11 となる  $\text{MgO}$  層と、 $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$  層を  $5 \text{ nm}$  積層した。この成膜後に、 $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$  薄膜 3 の結晶性をよくするために  $400^\circ \text{C}$  で熱処理を行った。熱処理した  $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$  薄膜 3 は B2 構造であった。

引き続き、強磁性のピン層 16 となる  $\text{CoFe}$  層を  $3 \text{ nm}$  と、ピン層 16 のスピンを固定する役割の反強磁性体 13 となる  $\text{IrMn}$  層を  $10 \text{ nm}$ 、保護膜の役割と微細加工におけるマスクの役割を果たす電極層 14 としての Ta 層  $2 \text{ nm}$  を、順に積層した。

次に、種々の温度で磁場中熱処理を行ない、 $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$  と  $\text{CoFe}$  とからなるピン層 16 に一軸異方性を導入した。

上記のように成膜した積層膜をフォトリソグラフィ及びイオンミリングを用いて微細加工を行ない、 $10 \mu \text{m} \times 10 \mu \text{m}$  の寸法を有するスピバルブ型のトンネル磁気抵抗効果素子 20 を作製した。

【0078】

実施例 12 が実施例 9 のスピバルブ型のトンネル磁気抵抗効果素子 20 と異なるのは、トンネル絶縁層 11 となる  $\text{MgO}$  層の膜厚を変えた点と、強磁性フリー層となる  $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$  層 3 の熱処理温度を  $275^\circ \text{C}$  から  $525^\circ \text{C}$  まで約  $25^\circ \text{C}$  毎に変えた点である。

【0079】

図 15 は、実施例 12 のトンネル磁気抵抗効果素子 20 における室温の TMR 及び接合抵抗の  $\text{MgO}$  層 11 の膜厚依存性を示す。図の横軸は  $\text{MgO}$  層 11 の膜厚 ( $\text{nm}$ )、左縦軸は TMR (%)、右縦軸は接合抵抗 ( $\mu \text{m}^2$ ) である。黒丸印 (●) 及び白三角印 (▲) の各プロットは、それぞれ、 $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$  層 3 の熱処理で得られた最も大きな TMR とそのときの接合抵抗とを示している。白丸印 (○) プロットは、 $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$  層 3 に熱処理を施さなかった場合の TMR を示している。

図 15 から明らかかなように、実施例 12 のトンネル磁気抵抗効果素子 20 で  $\text{MgO}$  層 11 の膜厚を  $1.5 \text{ nm}$ ,  $1.7 \text{ nm}$ ,  $2 \text{ nm}$ ,  $2.2 \text{ nm}$ ,  $2.5 \text{ nm}$  とした場合のトンネル磁気抵抗効果素子 20 の TMR は、それぞれ、 $70\%$ ,  $210\%$ ,  $175\%$ ,  $113\%$ ,  $108\%$  であり、 $\text{MgO}$  層 11 の膜厚が  $1.7 \text{ nm}$  の場合に最も大きな TMR ( $210\%$ ) を示している。

10

20

30

40

50

0%) が得られることが分かった。これらの TMR の値は、何れも  $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$  薄膜 3 の熱処理を施さなかった場合よりも高くなることが分かる。

【0080】

実施例 12 のトンネル磁気抵抗効果素子 20 の接合抵抗は、MgO 層 11 の膜厚が 1.5 nm, 1.7 nm, 2 nm, 2.2 nm, 2.5 nm の場合に、それぞれ  $2 \times 10^3 \mu\text{m}^2$ ,  $7 \times 10^3 \mu\text{m}^2$ ,  $1 \times 10^5 \mu\text{m}^2$ ,  $2 \times 10^6 \mu\text{m}^2$ ,  $2 \times 10^7 \mu\text{m}^2$  であった。接合抵抗は、MgO 層 11 の膜厚の増加と共に対数的に増大していることが分かった。

【0081】

図 16 は、MgO 層 11 の膜厚を 1.7 nm とし、 $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$  薄膜 3 の熱処理温度を 430 とした実施例 12 のトンネル磁気抵抗効果素子 20 における TMR の温度依存性を示す図である。図の縦軸は TMR (%)、横軸は測定温度 (K) である。

10

図 16 から明らかなように室温の TMR は 220% であり、温度を下げると TMR は増加し、測定温度 5 K の TMR は 390% と非常に高い値となることが分かった。Julier の式 (1) を用いて  $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$  薄膜 3 のスピン分極率を求めると、 $P = 0.81$  となる。このスピン分極率の値は、実施例 3 で計算された値よりも高いことが分かる。

【0082】

図 17 に図 16 のトンネル磁気抵抗効果素子 20 の 5 K における抵抗の磁場依存性を示す。図の横軸は外部磁界 H (Oe)、左縦軸は抵抗 ( $\Omega$ )、右縦軸は測定した抵抗から計算した TMR (%) である。図の実線と点線は、外部磁界をスweepさせたときの抵抗値を示している。これから、5 K で 390% の TMR が得られた。この TMR の値は、従来の CoFe 合金や CoFeB 合金を用いた場合の TMR よりも大きな値であった。

20

【0083】

図 18 は、実施例 12 のトンネル磁気抵抗素子 20 における TMR の熱処理温度依存性を示す。図の縦軸は室温の TMR (%) であり、横軸は熱処理温度 ( $^\circ\text{C}$ ) である。黒四角印 ( $\blacksquare$ )、黒丸印 ( $\bullet$ ) 及び黒三角印 ( $\blacktriangle$ ) の各プロットは、それぞれトンネル絶縁層 11 となる MgO 層の厚みが 1.5 nm、2 nm、2.5 nm の値を示している。

図 8 から明らかなように、MgO 層 11 の膜厚が 1.5 nm の場合、 $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$  薄膜 3 の熱処理温度を、275, 300, 350, 375, 400, 425, 450, 475 としたときの TMR は、それぞれ約 50%, 約 55%, 約 60%, 約 70%, 約 55%, 約 48%, 約 52%, 約 22% であった。 $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$  薄膜 3 の熱処理を施さないときの TMR は約 45% であった。

30

MgO 層 11 の膜厚が 2 nm の場合、 $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$  薄膜 3 の熱処理温度を、275, 300, 350, 375, 400, 425, 450, 475, 500, 525 としたときの TMR は、それぞれ約 63%, 約 70%, 約 83%, 約 92%, 約 103%, 約 123%, 約 147%, 約 172%, 約 175%, 約 158% であった。 $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$  薄膜 3 の熱処理を施さないときの TMR は約 50% であった。

40

MgO 層 11 の膜厚が 2.5 nm の場合、 $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$  薄膜 3 の熱処理温度を、275, 300, 350, 375, 400, 425, 450, 475, 500, 525 としたときの TMR は、それぞれ約 30%, 約 35%, 約 45%, 約 52%, 約 58%, 約 72%, 約 90%, 約 110%, 約 110%, 約 90% であった。 $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$  薄膜 3 の熱処理を施さないときの TMR は約 23% であった。

【0084】

上記結果から、何れの MgO 層 11 の厚みでも、熱処理温度を増加させると、TMR は増加し MgO 層 11 の厚み毎に異なる温度で極大となって減少することが分かる。MgO 層 11 の厚みが 1.5 nm では、熱処理温度が 375 で TMR は最大となり、熱処理温

50

度が約425℃までは熱処理をしない場合と比べてTMRは増加し、約425℃以上の温度で熱処理を行うと、熱処理をしない場合と比べてTMRは低くなるのが分かる。

MgO層11の厚みが2nm及び2.5nmでは、熱処理温度が500℃でTMRは最大となる。特に、MgO層11の厚みが2nmの場合には、300℃～525℃の熱処理により、TMRを約75%から175%とすることができる。

なお、図示しないが、MgO層11の膜厚が1.7nmの場合には、430℃の熱処理により、TMRが最大となり200%以上とすることができた。

#### 【0085】

図19は、実施例12のトンネル磁気抵抗素子20における接合抵抗の熱処理温度依存性を示す。図の縦軸は接合抵抗( $\mu\text{m}^2$ )であり、横軸は熱処理温度(℃)である。黒四角印(●)、黒丸印(○)及び黒三角印(▲)の各プロットは、それぞれトンネル絶縁層11となるMgO層の膜厚が1.5nm、2nm、2.5nmの値を示している。

10

図19から明らかなように、MgO層11の膜厚が1.5nmの場合、 $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$ 薄膜3の熱処理温度を、275℃、300℃、350℃、375℃としたときの接合抵抗は、何れも熱処理を施さない場合と同じ約 $2 \times 10^3 \mu\text{m}^2$ であった。熱処理温度を400℃、425℃、450℃としたときの接合抵抗は約 $1.5 \times 10^3 \mu\text{m}^2$ であり、熱処理温度を475℃としたときの接合抵抗は約 $1 \times 10^3 \mu\text{m}^2$ となった。

MgO層11の膜厚が2nmの場合、 $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$ 薄膜3の熱処理温度を、275℃、300℃、350℃、375℃、400℃としたときの接合抵抗は、何れも熱処理を施さない場合と同じ約 $5 \times 10^4 \mu\text{m}^2$ であった。熱処理温度を425℃、450℃、475℃、500℃、525℃としたときの接合抵抗は、それぞれ約 $6 \times 10^4 \mu\text{m}^2$ 、 $7 \times 10^4 \mu\text{m}^2$ 、 $8 \times 10^4 \mu\text{m}^2$ 、 $1 \times 10^5 \mu\text{m}^2$ となり、熱処理温度が400℃以上の場合には温度上昇と共に接合抵抗が増大することが分かった。

20

MgO層11の膜厚が2.5nmの場合、 $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{0.5}\text{Al}_{0.5})$ 薄膜3の熱処理温度を、275℃、300℃、350℃、375℃、400℃、425℃としたときの接合抵抗は、何れも熱処理を施さない場合と同じ約 $2 \times 10^7 \mu\text{m}^2$ であった。熱処理温度を450℃、475℃、500℃、525℃としたときの接合抵抗は、それぞれ約 $2.5 \times 10^7 \mu\text{m}^2$ 、約 $3 \times 10^7 \mu\text{m}^2$ 、約 $3 \times 10^7 \mu\text{m}^2$ 、約 $4 \times 10^7 \mu\text{m}^2$ となり、熱処理温度が425℃以上の場合には温度上昇と共に接合抵抗が増大することが分かった。

30

#### 【0086】

上記結果から、実施例12の熱処理温度が増加しても400℃までは、熱処理を施さない場合の接合抵抗とほとんど同じで変化しない。MgO層11の膜厚が1.5nmでは熱処理温度が400℃以上では接合抵抗は減少する。一方、MgO層11の膜厚が2nm、2.5nmでは熱処理温度が400℃以上では接合抵抗は増加した。また、MgO層11が厚くなるにつれて接合抵抗が増加することが分かった。

#### 【0087】

本発明は、上記実施の形態に限定されるものではなく、特許請求の範囲に記載した発明の範囲内で種々の変形が可能である。例えば、トンネル磁気抵抗効果素子の場合、フリー層となる $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Si}_{1-x}\text{Al}_x)$ 薄膜3( $0 < x < 1$ )の組成や用いるトンネル絶縁層などの厚さは所望のTMRが得られるように適宜設計することができ、それらも本発明の範囲内に含まれることはいうまでもない。

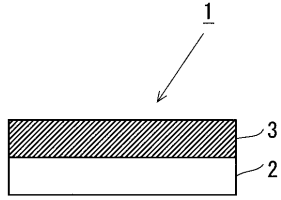
40

#### 【産業上の利用可能性】

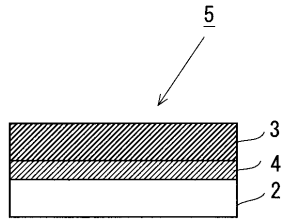
#### 【0088】

本発明に係る磁性薄膜及びそれを用いた磁気抵抗効果素子並びに磁気デバイスは、室温において、低磁界で大きなTMRとGMRが得られるので、磁界検出、磁界反転の検出に必要な各種の電子機器、各種産業機械用の磁界検出装置として、さらに、医療用電子機器の磁界検出装置などに用いるのに適している。

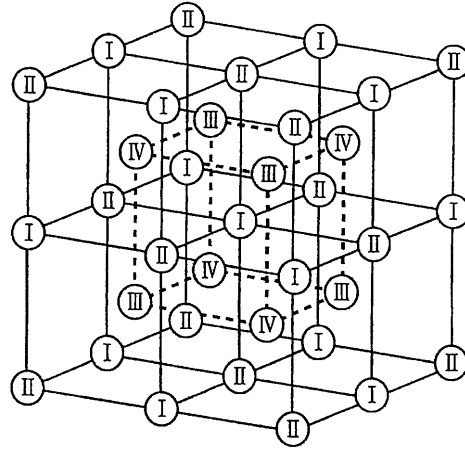
【図 1】



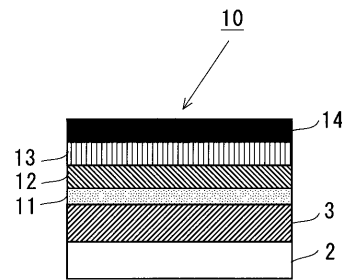
【図 2】



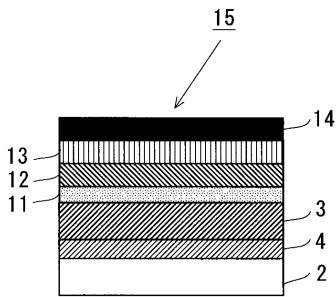
【図 3】



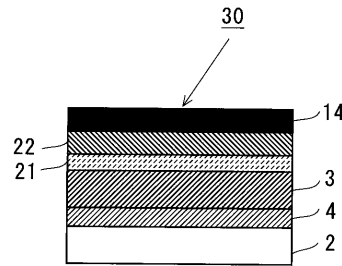
【図 4】



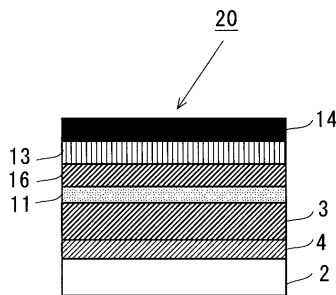
【図 5】



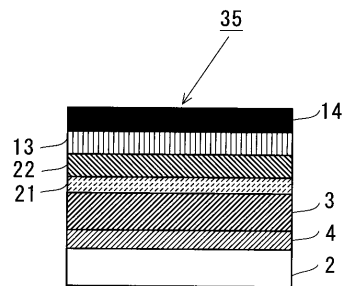
【図 7】



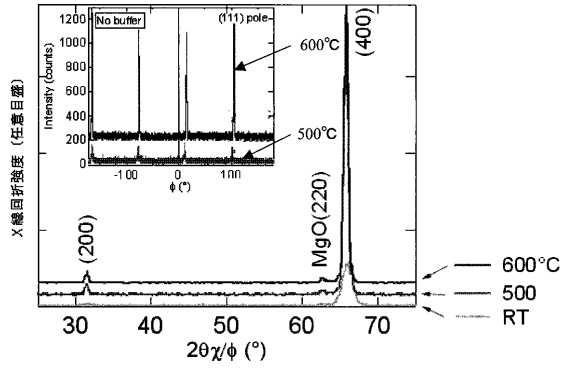
【図 6】



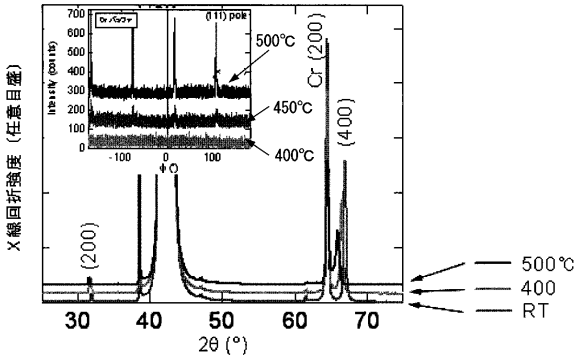
【図 8】



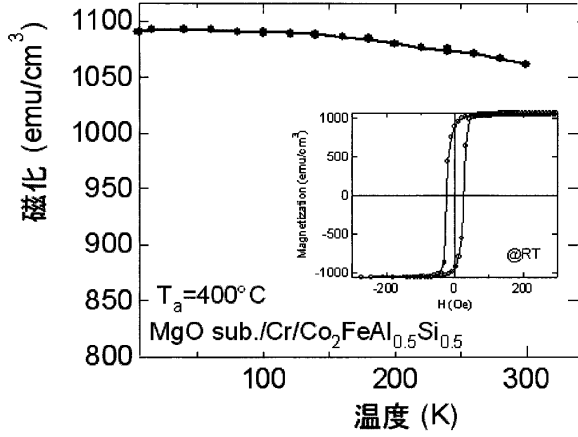
【 図 9 】



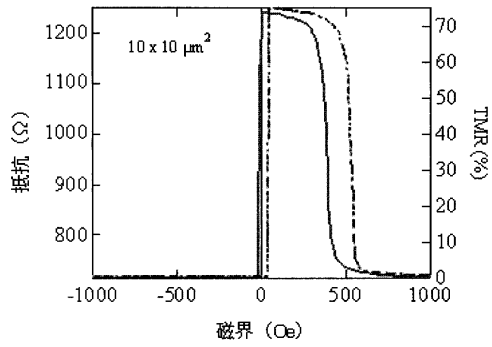
【 図 1 0 】



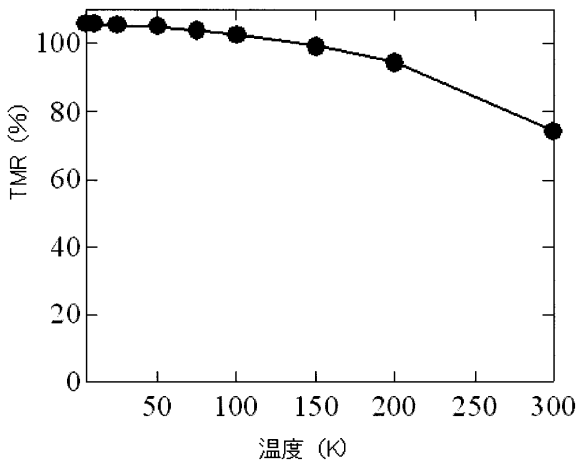
【 図 1 1 】



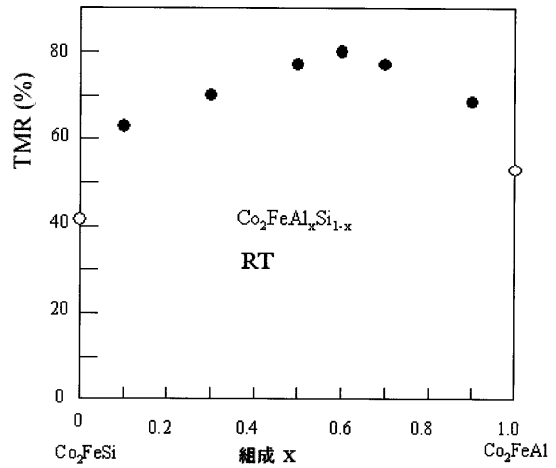
【 図 1 2 】



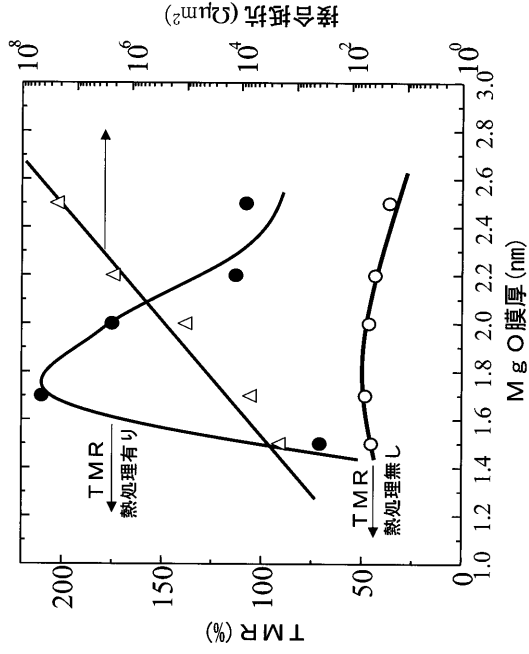
【 図 1 3 】



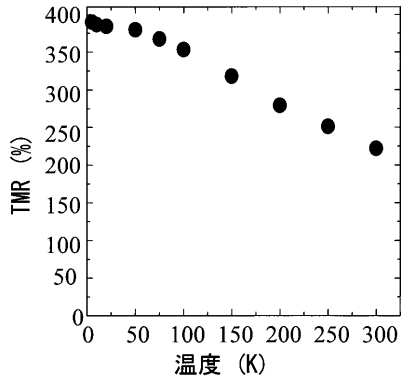
【 図 1 4 】



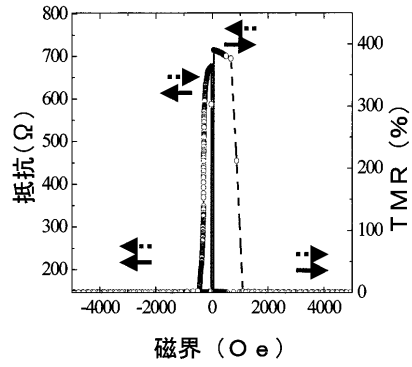
【 図 1 5 】



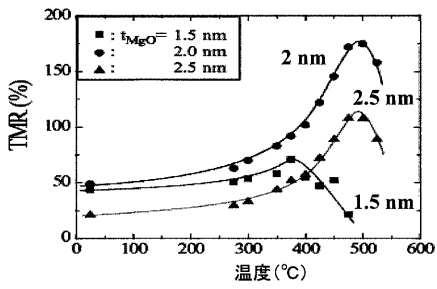
【 図 1 6 】



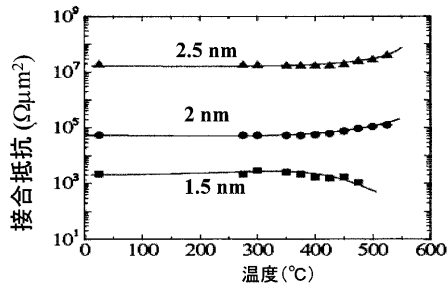
【 図 1 7 】



【 図 1 8 】



【 図 1 9 】



## フロントページの続き

(51)Int.Cl.			F I		
<b>G 1 1 B</b>	<b>5/39</b>	<b>(2006.01)</b>		G 1 1 B	5/39
<b>H 0 1 F</b>	<b>10/14</b>	<b>(2006.01)</b>		H 0 1 F	10/14
<b>H 0 1 F</b>	<b>10/193</b>	<b>(2006.01)</b>		H 0 1 F	10/193

(56)参考文献 特開2005-116701(JP,A)  
特開2004-221526(JP,A)  
特開2005-228998(JP,A)  
特開2005-051251(JP,A)  
特開2003-338644(JP,A)  
特開2004-524689(JP,A)  
特開2007-227748(JP,A)  
特開2007-150183(JP,A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

H01F 10/16  
G11B 5/39  
H01L 43/00