

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11) 特許出願公開番号

特開2016-134520

(P2016-134520A)

(43) 公開日 平成28年7月25日(2016.7.25)

(51) Int.Cl.	F I	テーマコード (参考)
HO 1 L 43/08 (2006.01)	HO 1 L 43/08 M	2GO17
HO 1 L 43/10 (2006.01)	HO 1 L 43/08 Z	4M119
HO 1 L 43/12 (2006.01)	HO 1 L 43/12	5DO34
HO 1 L 21/8246 (2006.01)	HO 1 L 27/10 447	5EO49
HO 1 L 27/105 (2006.01)	HO 1 L 29/82 Z	5FO92

審査請求 未請求 請求項の数 8 O L (全 10 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2015-8689 (P2015-8689)
 (22) 出願日 平成27年1月20日 (2015.1.20)

(71) 出願人 301023238
 国立研究開発法人物質・材料研究機構
 茨城県つくば市千現一丁目2番地1

(72) 発明者 桜庭 裕弥
 茨城県つくば市千現一丁目2番地1 独立
 行政法人物質・材料研究機構内

(72) 発明者 ボス スプロジャティ
 茨城県つくば市千現一丁目2番地1 独立
 行政法人物質・材料研究機構内

(72) 発明者 佐々木 泰祐
 茨城県つくば市千現一丁目2番地1 独立
 行政法人物質・材料研究機構内

(72) 発明者 宝野 和博
 茨城県つくば市千現一丁目2番地1 独立
 行政法人物質・材料研究機構内

最終頁に続く

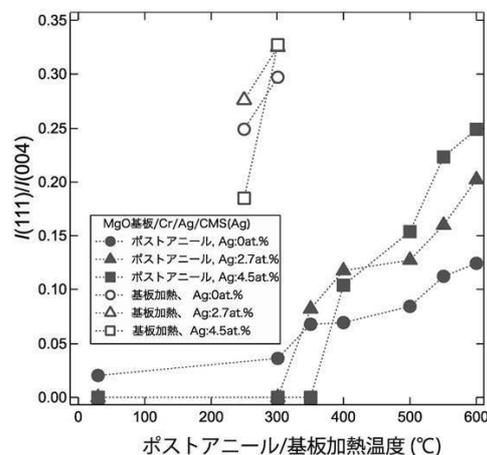
(54) 【発明の名称】 ホイスラー合金薄膜およびその製造方法、磁気抵抗効果素子、磁気メモリ

(57) 【要約】

【課題】 真熱処理温度を過度に上昇させることなく、高いスピンの偏極率を有するホイスラー合金薄膜を提供すること。

【解決手段】 化学組成が Co_2YZ ($Y=V, Cr, Mn, Fe, Z=Al, Si, Ga, Ge$) であるホイスラー合金薄膜に、Ag を 5 at.% 以下にホイスラー合金薄膜中にドーピングし、熱処理することを特徴とするホイスラー合金薄膜。

【選択図】 図3



【特許請求の範囲】

【請求項 1】

化学組成が Co_2YZ ($Y = \text{V}, \text{Cr}, \text{Mn}, \text{Fe}, Z = \text{Al}, \text{Si}, \text{Ga}, \text{Ge}$) であるホイスラー合金薄膜に、 Ag を 5 at. % 以下にホイスラー合金薄膜中にドーブし、熱処理することを特徴とするホイスラー合金薄膜。

【請求項 2】

前記熱処理は、基板にホイスラー合金薄膜を形成した後に熱処理を行うポストアニール法であることを特徴とする請求項 1 に記載のホイスラー合金薄膜。

【請求項 3】

前記ポストアニール法の熱処理温度は、350 ~ 600 であることを特徴とする請求項 2 に記載のホイスラー合金薄膜。 10

【請求項 4】

前記熱処理は、基板にホイスラー合金薄膜を形成する際に、前記基板を加熱して熱処理を行う基板加熱法であることを特徴とする請求項 1 に記載のホイスラー合金薄膜。

【請求項 5】

前記基板加熱法の熱処理温度は、250 ~ 300 であることを特徴とする請求項 4 に記載のホイスラー合金薄膜。

【請求項 6】

スパッタリング装置において、化学組成が Co_2YZ ($Y = \text{V}, \text{Cr}, \text{Mn}, \text{Fe}, Z = \text{Al}, \text{Si}, \text{Ga}, \text{Ge}$) ターゲットと Ag ターゲットを同時に放電させることによって、 Ag を 5 at. % 以下含んだ膜厚 1 nm 以上のホイスラー合金薄膜を形成する工程と 20

、
前記 Ag をドーブしたホイスラー合金薄膜を熱処理する工程と、
を備えることを特徴とするホイスラー合金薄膜の製造方法。

【請求項 7】

請求項 1 ないし 5 に記載のホイスラー合金薄膜を有することを特徴とする磁気抵抗効果素子。

【請求項 8】

請求項 1 ないし 5 に記載のホイスラー合金薄膜を有することを特徴とする磁気メモリ。 30

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、磁気抵抗効果素子や磁気メモリに用いて好適なホイスラー合金薄膜およびその製造方法に関する。

また本発明は上記のホイスラー合金薄膜を用いた磁気抵抗効果素子、磁気メモリに関する。

【背景技術】

【0002】

Co_2MnSi などに代表される Co 基の $L2_1$ 型規則合金（ホイスラー合金）は、例えば本出願人の提案に係る特許文献 1、2、3 等で公知である。 Co 基の $L2_1$ 型規則合金は、フェルミ準位においてアップスピンかダウンスピン電子の電子状態どちらかにのみエネルギーギャップを有し、高いスピン偏極率を持つことが実験と理論の両面から実証される材料である。このような電子構造を持つ材料はハーフメタルと呼ばれ、次世代 HDD 用磁気センサーや磁気ランダムアクセスメモリなどへの応用が期待されている。

【0003】

例えば、 Co_2YZ ($Y = \text{V}, \text{Cr}, \text{Mn}, \text{Fe}, Z = \text{Al}, \text{Si}, \text{Ga}, \text{Ge}$) 組成を有する $L2_1$ 型の規則合金（ホイスラー合金）は、第一原理計算によりフェルミ準位の片方のスピンバンドにのみエネルギーギャップを有することが予測されている。このよう 40 50

な電子構造を持つ材料は、伝導に寄与する電子が完全にスピン偏極しているために、トンネル磁気抵抗素子や巨大磁気抵抗素子の強磁性電極として利用することにより、極めて大きな磁気抵抗効果が得られることが予測されている。

【0004】

また、過去の実験により Co_2MnSi 、 $\text{Co}_2\text{Fe}_{0.4}\text{Mn}_{0.6}\text{Si}$ 、 $\text{Co}_2\text{FeGa}_{0.5}\text{Ge}_{0.5}$ 等のホイスラー合金薄膜を電極とした面直通電型巨大磁気抵抗 (CPP-GMR) 素子においては、50%を超える巨大な磁気抵抗比が観測されている。このように、ホイスラー合金薄膜は、通常の3d遷移型強磁性体 (Fe、Co、Ni) よりも大きなスピン偏極率を有することが実証されている (非特許文献1、2、3参照)。

【先行技術文献】

10

【特許文献】

【0005】

【特許文献1】特開2010-37580号公報

【特許文献2】特開2010-56288号公報

【特許文献3】特開2010-126733号公報

【非特許文献】

【0006】

【非特許文献1】T. Iwase, Y. Sakuraba, S. Bosu, K. Saito, S. Mitani, and K. Takanashi, Appl. Phys. Express 2, 063003 (2009).

【非特許文献2】Y. Sakuraba, M. Ueda, Y. Miura, K. Sato, S. Bosu, K. Saito, M. Shirai, T.J. Konno, and K. Takanashi, Appl. Phys. Lett. 101, 252408 (2012).

20

【非特許文献3】S. Li, Y. K. Takahashi, T. Furubayashi, and K. Hono, Appl. Phys. Lett. 103, 042405 (2013).

【非特許文献4】Y. Sakuraba, K. Izumi, T. Iwase, S. Bosu, K. Saito, K. Takanashi, Y. Miura, K. Futatsukawa, K. Abe, and M. Shirai, Phys. Rev. B 82, 094444 (2010).

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0007】

上記 CPP-GMR 素子においては L_{21} 規則度が高いほど、より大きな磁気抵抗比が得られることが確認されており、高いスピン偏極率を得るためには、ホイスラー合金薄膜中の L_{21} 規則度を高めることが必須である。このため、通常 L_{21} 規則構造を得るためには作製した薄膜を成膜後に熱処理するか、あるいは基板を加熱した状態で成膜する必要がある。しかし、高い L_{21} 規則度を得るために高温での熱処理をすることは、CPP-GMR 素子のような積層膜においては層間の相互拡散や結晶の粒成長促進による界面ラフネスの増大の原因となることが大きな課題である。即ち、デバイス応用上、ホイスラー合金薄膜をできるだけ低い温度の熱処理により高い L_{21} 規則度を実現することが求められている。

30

【0008】

本発明は、上述した課題を解決するもので、熱処理温度を過度に上昇させることなく、 L_{21} 規則度を高め、スピン偏極率の高いホイスラー合金薄膜を提供することを目的とする。

40

【課題を解決するための手段】

【0009】

本発明者は、ハーフメタル性を持つとされる Co_2YZ (Y = V、Cr、Mn、Fe、Z = Al、Si、Ga、Ge) ホイスラー合金の構成元素との固溶性が極めて小さい元素である Ag を、所定量以下ホイスラー合金薄膜中にドーブし、熱処理することにより、Ag がホイスラー合金薄膜中から排出される過程においてホイスラー合金薄膜の L_{21} 規則化と高い配向性を有する結晶成長を促進できることを発見して、本発明の端緒としたものである。即ち、本発明は、ハーフメタル性を有する Co 基ホイスラー合金薄膜中に微量 (

50

5 at. %以下)のAg元素を添加することにより、Ag原子が母相であるホイスラー相から排出される際にホイスラー相に受け渡す運動エネルギーによって、ホイスラー合金相の $L2_1$ 規則度と結晶配向性を改善させるという性質を利用するものである。

【0010】

本発明のホイスラー合金薄膜は、化学組成が Co_2YZ ($Y = V, Cr, Mn, Fe, Z = Al, Si, Ga, Ge$)であるホイスラー合金薄膜に、Agを5 at. %以下にホイスラー合金薄膜中にドーブし、熱処理することを特徴とする。具体的な Co_2YZ の組み合わせは、 $Co_2VAl, Co_2VSi, Co_2VGa, Co_2VGe, Co_2CrAl, Co_2CrSi, Co_2CrGa, Co_2CrGe, Co_2MnAl, Co_2MnSi, Co_2MnGa, Co_2MnGe, Co_2FeAl, Co_2FeSi, Co_2FeGa, Co_2FeGe, Co_2ZAl, Co_2ZSi, Co_2ZGa, Co_2ZGe$ である。

10

【0011】

このように構成されたホイスラー合金薄膜においては、Agはホイスラー合金の構成元素との固溶性が極めて小さい元素であり、熱処理することにより、Agがホイスラー合金薄膜中から排出される過程においてホイスラー合金薄膜の $L2_1$ 規則化と高い配向性を有する結晶成長を促進させることができる。

【0012】

本発明のホイスラー合金薄膜の製造方法は、スパッタリング装置において、化学組成が Co_2YZ ($Y = V, Cr, Mn, Fe, Z = Al, Si, Ga, Ge$)ターゲットとAgターゲットを同時に放電させることによって、Agを5 at. %以下含んだ膜厚1 nm以上のホイスラー合金薄膜を形成する工程と、前記Agをドーブしたホイスラー合金薄膜を熱処理する工程とを備えるものである。

20

【0013】

本発明のホイスラー合金薄膜またはその製造方法において、好ましくは、前記熱処理は、基板にホイスラー合金薄膜を形成した後に熱処理を行うポストアニール法であるとよい。

本発明のホイスラー合金薄膜またはその製造方法において、好ましくは、前記ポストアニール法の熱処理温度は、350~600 であるとよい。またポストアニール時間はAgの十分の排出を行うため30分以上維持することが好ましい。

30

本発明のホイスラー合金薄膜またはその製造方法において、好ましくは、前記熱処理は、基板にホイスラー合金薄膜を形成する際に、前記基板を加熱して熱処理を行う基板加熱法であるとよい。

本発明のホイスラー合金薄膜またはその製造方法において、好ましくは、前記基板加熱法の熱処理温度は、250~300 であるとよい。

【0014】

本発明の磁気抵抗効果素子は、上記のホイスラー合金薄膜を有することを特徴とする。

【発明の効果】

【0015】

本発明のホイスラー合金薄膜においては、比較的低い熱処理温度においても、高い結晶性と高い $L2_1$ 規則度を有するホイスラー合金薄膜を作製することができる。そこで、本発明のホイスラー合金薄膜を用いたCPP-GMR素子のような積層膜においては、層間の相互拡散や結晶の粒成長促進による界面ラフネスの増大を防止でき、高い磁気抵抗比を示す磁気抵抗効果素子の作製に適しており、磁気メモリ、磁気センサーに用いて好適である。

40

【図面の簡単な説明】

【0016】

【図1】MgO基板上に成長させた $Co_2MnSi(Ag)$ 薄膜(試料群A)のX線回折実験の2次元回折イメージ図で、(A)はAgドーブ量が4.5 at. %、(B)はAgドーブ量が3.0 at. %、(C)はAgドーブ量が1.5 at. %、(D)はAgドー

50

量が 0 at. % の場合を示している。各 Ag ドープ量において、例えば (A1) は Miller 指数が (002) 方向と (004) 方向、(A2) は (111) 方向を示している。

【図2】図1に示す試料群AのX線回折実験に基づく各試料について、(A)はピーク方向の半値全幅のAgドープ量依存性、(B)は $I(111)/I(004)$ 比を示している。

【図3】MgO基板/Cr/Ag上に成長させた $Co_2MnSi(Ag)$ 薄膜(試料群B)における $I(111)/I(004)$ 比のポストアニール温度(T_{ann})および基板加熱成膜の成膜温度(T_s)依存性を示す図である。

【図4】Agドープ量が4.5 at. %、600 でポストアニール行った試料 Co_2MnSi について、(A)は断面透過顕微鏡像、(B)は組成マッピングの測定結果を示す図である。

【図5】Agドープ量が4.5 at. %、基板温度300 で成膜を行った試料 Co_2MnSi について、(A)は断面透過顕微鏡像、(B)は組成マッピングの測定結果を示す図である。

【図6】本発明のホイスラー合金薄膜を用いた磁気抵抗素子の積層状態を説明する構成図である。

【発明を実施するための形態】

【0017】

以下、本発明の実施形態を、図面を参照して説明する。

<各試料の創製過程>

本発明の実施例としての各試料の創製過程を説明する。本発明者は、複数のスパッタリングカソードを有するマグネトロンスパッタ装置を利用し、 Co_2MnSi ターゲットおよびAgターゲットからの同時スパッタ法によりAg濃度を最大で5 at. %含んだ Co_2MnSi 薄膜を作製した。成膜は、室温に膜の堆積を行い堆積後に300~600 で30分間熱処理する手法(ポストアニール法)と基板を250~300 で加熱した状態で成膜する方法(基板加熱法)の2通りを試みた。また、基板にはMgO(001)単結晶基板を用い、 $Co_2MnSi(Ag)$ 膜をMgO基板上に直接堆積させた試料(試料群A)と、MgO基板上にCr(10nm)/Ag(100nm)を堆積させた後に $Co_2MnSi(Ag)$ 膜を成膜した試料(試料群B)の2種類の積層膜構成で作製した。

【0018】

<各試料のX線回折法による構造解析>

続いて、本発明者は、作製した試料薄膜のX線回折法による構造解析を行い、 $L2_1$ 構造の規則状態を示す(111)超格子回折ピークと(004)基本格子回折線の強度の比 $I(111)/I(004)$ の熱処理温度依存性を調べた。

【0019】

図1は、MgO基板上に成長させた $Co_2MnSi(Ag)$ 薄膜(試料群A)のX線回折実験の2次元回折イメージ図で、横軸は角度(2θ)、縦軸は強度を示している。図1では、(A)はAgドープ量が4.5 at. %、(B)はAgドープ量が3.0 at. %、(C)はAgドープ量が1.5 at. %、(D)はAgドープ量が0 at. %の場合を示している。各Agドープ量において、例えば(A1)はMiller指数が(002)方向と(004)方向の輝点、(A2)は(111)方向の輝点を示している。ここでは、2次元回折イメージ図で、(002)方向と(004)方向の輝点の角度(2θ)は、同じ図面(A1)に示してあるが、(111)方向は異なる図面(A2)としてある。試料群Aにおいてポストアニール法によって600 の熱処理をした試料では、Agドープによって、(111)回折線のピーク強度が大きくなる。

【0020】

図2は、図1に示す試料群AのX線回折実験に基づく各試料について、(A)はピーク方向の半値全幅(FWHM, full width at half maximum)のAgドープ量依存性、(B)は $I(111)/I(004)$ 比を示している。

10

20

30

40

50

図2(B)に示すように、試料群Aにおいてポストアニール法によって600の熱処理をした試料では、Agドープによって(111)回折線のピーク強度が大きくなり、 $I(111)/I(004)$ 比は最大で1.4倍まで大きくなった。他方、 $I(002)/I(004)$ 比はまた、図2(A)に示すように、結晶の配向性を示すピークの軸方向への広がりもAgドープによって急激に狭くなり、Ag 5 at.%ドープした試料のピーク半値幅はAgドープなしの試料の1/10まで狭くなり、Agドープが結晶配向性を改善させることが確認された。

【0021】

次に、試料群BであるMgO基板/Cr/Ag上に成長させた Co_2MnSi (Ag)薄膜について、図3を参照して説明する。図3に示すように、 $I(111)/I(004)$ 比に関して、ポストアニール法により300の熱処理をした場合は、Agドープなしの試料がAgドープした試料よりも高い値を示している。しかし、ポストアニール法により350の熱処理をした場合は、Agドープ量が2.7 at.%が最も高い値を示しているが、Agドープ量が4.5 at.%の試料はAgドープなしの試料よりも低くなっている。ポストアニール法により400の熱処理をした場合は、Agドープ量が2.7 at.%が最も高い値を示しており、続いてAgドープ量が4.5 at.%の試料であり、Agドープなしの試料は最も低くなっている。ポストアニール法により500以上の熱処理をした場合は、Agドープ量が4.5 at.%の試料が最も高く、Agドープ量が2.7 at.%が中間値で、Agドープなしの試料は最も低くなっている。ポストアニール法により600の熱処理をした Co_2MnSi 薄膜については、Ag 4.5 at.%をドープした試料においてAgドープなしの試料よりも2倍の $I(111)/I(004)$ 比を観測した。このように、ポストアニール法により350~600の熱処理温度においては、Ag 2.7ないし4.5 at.%をドープした試料は明瞭に大きな $L2_1$ 規則度が得られることが分かった。

【0022】

また図3に示すように、基板加熱法によって作製した試料においては、Agドープの有無に関わらず、基板温度250~300でも高い $I(111)/I(004)$ 比が観測され、ポストアニール法よりも優れた物性値が得られている。また基板加熱法の熱処理温度が300においては、Agドープがある試料ではAgドープなしの試料の1.1倍の $I(111)/I(004)$ 比が得られることが分かった。

【0023】

次に、Ag 4.5 at.%を含む試料を600でポストアニールした試料の断面透過電子顕微鏡観察を行ない、その結果を図4(A)に示す。図4(B)に示す組成マッピングの測定結果図において、カラー図面では、Ag原子は青色、Co原子は赤色、Mn原子は緑色、Ru原子は赤紫色である。 Co_2MnSi は、Co原子とMn原子の混合したものであるため、橙色となっている。

図4に示すように、 Co_2MnSi 中に存在した多くのAg原子はCo、Mn、Si層から排出され Co_2MnSi 層上にAg層として析出した状態になっていることが確認された。Agと Co_2MnSi はほとんど固溶性のない系であることが知られており、Agが Co_2MnSi 層から排出されることは公知の知見からも合理的であると考えられる。従って、 Co_2MnSi とAg原子が排出される過程において、 Co_2MnSi 層の $L2_1$ 規則性と結晶性が改善された。

【0024】

次に300の基板温度で成膜した Co_2MnSi 薄膜の透過電子顕微鏡観察を行った。図5(A)、(B)に示すように、基板温度を上昇させて成膜することにより、Ag原子は成膜中にAg下地層側に排出され、 Co_2MnSi 層上に析出することなく $L2_1$ 規則度が高まることが確認された。

【0025】

なお、上記の実施の形態においてはホイスラー合金として Co_2MnSi の場合を例に説明したが、本発明はこれに限定されるものではなく、 Co_2YZ ($Y = \text{Ti}, \text{V}, \text{Cr}$

10

20

30

40

50

、Mn、Fe、Z = Al、Si、Ga、Ge) ホイスラー合金全体に対して応用することが可能である。Ti、V、Cr、FeとAgの2元系合金は固溶しない系であることが知られており、YサイトがTi、V、Cr、Feのホイスラー合金においてもAgドーブによって同様の効果が得られる。

【0026】

またZサイトがGeの場合においても、AgとGeは全く固溶しない系であることが知られており、Agドーブにより同様の効果が得られる。ZサイトがAlとGaの場合においては、Ag-Al、Ag-Ga系は固溶しやすい系であることが知られているが、ZサイトがAl/GaとSi/Geで混成された組成の合金(例えば $\text{Co}_2\text{FeGa}_{0.5}\text{Ge}_{0.5}$ など)においてはAl/Ga全体に対する組成比が12.5at.%未満と微量であるため、Agドーブによって同様の効果が得られると考えられる。

10

【0027】

また、本発明はドーブしたAgがホイスラー相から排出される過程が本質的な起源となっているため、MgO基板以外の基板(Si基板、ガラス基板など)を用い、ホイスラー合金薄膜が多結晶成長した場合においても同様の効果が得られると考えることは合理的である。

【0028】

続いて、本発明のホイスラー合金薄膜を用いた磁気抵抗素子を説明する。

図6は、本発明のホイスラー合金薄膜を用いた磁気抵抗素子の積層状態を説明する構成図である。磁気抵抗素子は、典型的には基板Eに対して反強磁性層D、強磁性層C、非磁性層B、ホイスラー層Aを有する。さらに、磁気抵抗素子では、基板Eと反強磁性層Dとの間に下地層や電極層を設けたり、ホイスラー層Aの上に電極層やキャップ層、保護層等が適宜に設けられる。

20

【0029】

磁気抵抗素子の動作としては、強磁性層Cは磁化方向が固定されていて固定層となり、ホイスラー層Aは磁化方向が可変であって記録層となる。そこで、磁気抵抗素子は強磁性層Cとホイスラー層Aの磁化方向が互いに平行のとき低抵抗に、反平行のとき高抵抗になる。磁気ランダムアクセスメモリ(MRAM)に磁気抵抗素子を用いる場合は、この抵抗変化をビット情報の「0」と「1」に対応させる。ビット情報は、磁気抵抗素子を通る電流によるスピントルク磁化反転によって書込む。電流が固定層から記録層に流れるとき、記録層の磁化は固定層の磁化に対して反平行になり、ビット情報は「1」となる。電流が記録層から固定層に流れるとき、記録層の磁化は固定層の磁化に対して平行になり、ビット情報は「0」となる。電流による磁化反転の速さは1ナノ秒程度であるため、MRAMは非常に高速な書込みが可能である。また、記録層の磁化の向きによってビット情報を記録するため、MRAMは不揮発性を有し、待機時電力消費を抑えることができる。

30

【0030】

次に、磁気抵抗素子の各層を構成する組成材料について説明する。

基板Eには、例えばガラス基板やMgO基板が用いられるが、Si基板等でもよい。反強磁性層Dはピン層とも呼ばれるもので、強磁性層Cの磁化方向が膜面に対して安定化する作用を担い、例えばイリジウムマンガン(IrMn)や白金マンガン(PtMn)などが挙げられるが、Mn、Cr、ランタノイド元素であるユウロピウム、テルビウム、ジスプロシウム、エルビウム等でも良い。強磁性層Cは、Co、Feなどの3d遷移金属元素を少なくとも1種類含む強磁性材料がよい。非磁性層Bは、MgO、 Al_2O_3 、 SiO_2 などの酸素を含む化合物やCu、Agなどの金属などが候補であり、磁気抵抗変化率が大きくなる材料が望ましい。ホイスラー層Aは、上述した Co_2YZ (Y = Ti、V、Cr、Mn、Fe、Z = Al、Si、Ga、Ge)ホイスラー合金を用いるのが良い。

40

【0031】

各層の膜厚については、適宜の膜厚でよいが、例えば強磁性層Cとホイスラー層Aについては、1~2nm程度にすると、垂直磁化に適している。反強磁性層Dや非磁性層Bについては、例えば10~20nm程度とすることができるが、磁気抵抗素子としての動作

50

に適する他の膜厚でもよい。

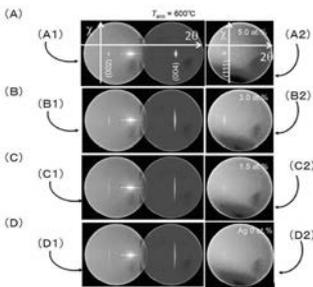
また、図6では非磁性層B、ホイスラー層Aを各々単層設ける場合を示しているが、これらは二層以上設けても差し支えない。また図6の構成は基板Eにまずホイスラー層Aを作製し、その上に非磁性層B/強磁性層C/反強磁性層Dという逆の積層構造にしても磁気抵抗素子として動作する。

【産業上の利用可能性】

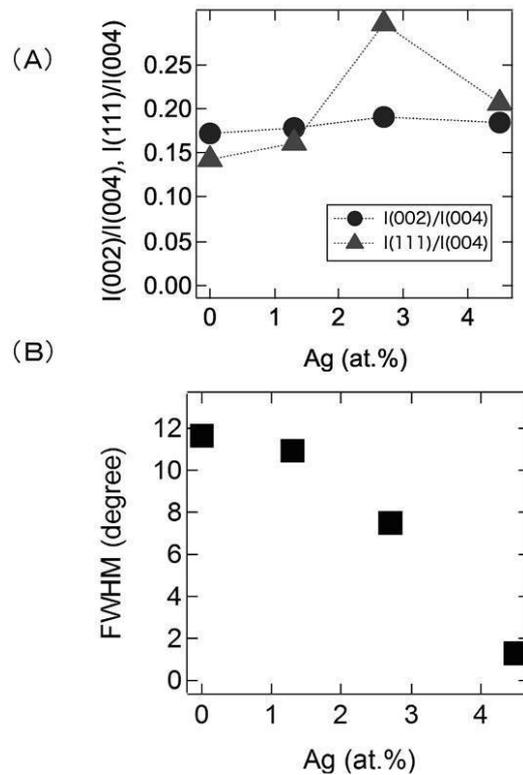
【0032】

本発明のCo基のL₂₁型規則合金は、高いスピン偏極率を有する為、次世代HDD用磁気センサーや磁気ランダムアクセスメモリなどに利用できる。

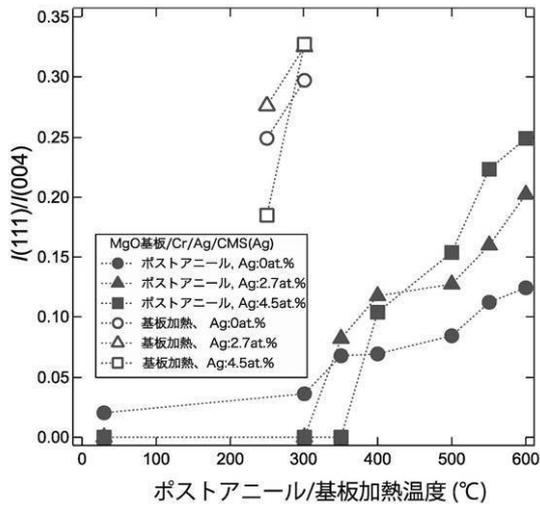
【図1】



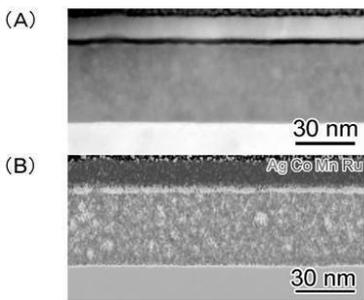
【図2】



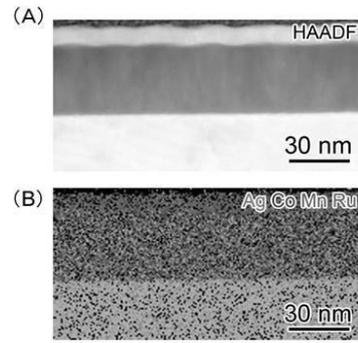
【 図 3 】



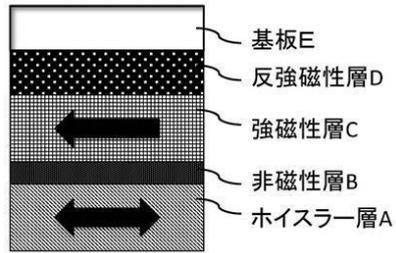
【 図 4 】



【 図 5 】



【 図 6 】



フロントページの続き

(51) Int.Cl.		F I		テーマコード(参考)
<i>H 0 1 L</i>	<i>29/82</i>	<i>(2006.01)</i>	<i>G 1 1 B</i>	5/39
<i>G 1 1 B</i>	<i>5/39</i>	<i>(2006.01)</i>	<i>H 0 1 F</i>	10/16
<i>H 0 1 F</i>	<i>10/16</i>	<i>(2006.01)</i>	<i>H 0 1 F</i>	41/22
<i>H 0 1 F</i>	<i>41/22</i>	<i>(2006.01)</i>	<i>H 0 1 F</i>	41/18
<i>H 0 1 F</i>	<i>41/18</i>	<i>(2006.01)</i>	<i>G 0 1 R</i>	33/06 R
<i>G 0 1 R</i>	<i>33/09</i>	<i>(2006.01)</i>		

(72)発明者 李 松田

茨城県つくば市千現一丁目2番地1 独立行政法人物質・材料研究機構内

Fターム(参考) 2G017 AA02 AD55

4M119 AA17 AA19 BB01 BB03 CC05 DD17 JJ03 JJ09

5D034 BA05 BA15 DA07

5E049 AA04 BA30 GC01 JC01

5F092 AA02 AA11 AB02 AB06 AC08 AC12 AD03 AD23 AD25 BB04

BB05 BB17 BB22 BB31 BB35 BB36 BB37 BB44 BC03 BC04

BE24 BE25 BE27 CA02 CA25