(19)日本国特許庁(JP)　(12)特　許　公　報(B2)　(11)特許番号
特許第3655031号
(P3655031)
(45)発行日　平成17年6月2日(2005.6.2)　(24)登録日　平成17年3月11日(2005.3.11)

(51)Int.Cl.[7]	F I		
H01L 43/08	H01L	43/08	Z
G01R 33/09	G11B	5/39	
G11B 5/39	G01R	33/06	R

請求項の数 9　(全 70 頁)

(21)出願番号	特願平8-331923
(22)出願日	平成8年12月12日(1996.12.12)
(62)分割の表示	特願平5-296063の分割
原出願日	平成5年11月1日(1993.11.1)
(65)公開番号	特開平9-186375
(43)公開日	平成9年7月15日(1997.7.15)
審査請求日	平成12年11月1日(2000.11.1)
(31)優先権主張番号	特願平4-315648
(32)優先日	平成4年10月30日(1992.10.30)
(33)優先権主張国	日本国(JP)
(31)優先権主張番号	特願平5-78919
(32)優先日	平成5年3月12日(1993.3.12)
(33)優先権主張国	日本国(JP)
(31)優先権主張番号	特願平5-53605
(32)優先日	平成5年3月15日(1993.3.15)
(33)優先権主張国	日本国(JP)

(73)特許権者　000003078
株式会社東芝
東京都港区芝浦一丁目１番１号
(74)代理人　100058479
弁理士　鈴江　武彦
(74)代理人　100091351
弁理士　河野　哲
(74)代理人　100088683
弁理士　中村　誠
(74)代理人　100084618
弁理士　村松　貞男
(74)代理人　100092196
弁理士　橋本　良郎

最終頁に続く

(54)【発明の名称】磁気抵抗効果素子および磁気再生システム

(57)【特許請求の範囲】

【請求項１】

第１の強磁性膜、第２の強磁性膜並びに第１および第２の強磁性膜の間に設けられた非磁性膜を含む積層膜と、前記積層膜に電流を供給する一対のリードとを具備し、第１および第２の強磁性膜の磁化の角度変化に依存して素子抵抗が変化する磁気抵抗効果素子において、前記第１および第２の強磁性膜は、主成分としてＦｅ、ＣｏおよびＮｉからなる群より選択される少なくとも１種の元素を含み、前記第１の強磁性膜はＰｄ、Ｃｕ、Ｔａ、Ｉｎ、Ｂ、Ｈｆ、Ｒｅ、Ｒｈ、Ｇａ、Ｉｒ、ＡｕおよびＡｇからなる群より選択される少なくとも１種の添加元素を含むことを特徴とする磁気抵抗効果素子。

【請求項２】

前記添加元素はＰｄ、Ｃｕ、Ａｕ、Ａｇ、Ｒｅ、ＲｈおよびＩｒからなる群より選択される少なくとも１種であり、前記第１の強磁性膜中の前記添加元素の含有量は４０ａｔ％未満であることを特徴とする請求項１記載の磁気抵抗効果素子。

【請求項３】

第１の強磁性膜、第２の強磁性膜並びに第１および第２の強磁性膜の間に設けられた非磁性膜を含む積層膜と、前記積層膜に電流を供給する一対のリードとを具備し、第１および第２の強磁性膜の磁化の角度変化に依存して素子抵抗が変化する磁気抵抗効果素子において、前記第１および第２の強磁性膜は、主成分としてＦｅ、ＣｏおよびＮｉからなる群より選択される少なくとも１種の元素を含み、前記第１の強磁性膜はＣｏＦｅにＴａ、Ｈｆ、Ｂ、Ｍｏ、Ｗ、ＮｂおよびＺｒからなる群より選択される少なくとも１種の添加元素

を１０ａｔ％未満含むことを特徴とする磁気抵抗効果素子。
【請求項４】
第１の強磁性膜、第２の強磁性膜並びに第１および第２の強磁性膜の間に設けられた非磁性膜を含む積層膜と、前記積層膜に電流を供給する一対のリードとを具備し、第１および第２の強磁性膜の磁化の角度変化に依存して素子抵抗が変化する磁気抵抗効果素子において、前記第１または第２の強磁性膜は、主成分としてＦｅ、ＣｏおよびＮｉからなる群より選択される少なくとも１種の元素を含み、前記第１の強磁性膜はＣｏＦｅにＡｌ、ＧａおよびＩｎからなる群より選択される少なくとも１種の添加元素を６．５ａｔ％未満含むことを特徴とする磁気抵抗効果素子。
【請求項５】
前記第１の強磁性膜および前記第２の強磁性膜のいずれか一方の磁化は実質的に固着され、他方の磁化は信号磁界により回転することを特徴とする請求項１乃至４のいずれか１項に記載の磁気抵抗効果素子。
【請求項６】
前記第１の強磁性膜および前記第２の強磁性膜のうち磁化が実質的に固着された強磁性膜に積層された反強磁性膜を有することを特徴とする請求項１乃至５のいずれか１項に記載の磁気抵抗効果素子。
【請求項７】
前記第１の強磁性膜および前記第２の強磁性膜のうち磁化が実質的に固着された強磁性膜はＣｏＦｅ合金を含むことを特徴とする請求項１乃至６のいずれか１項に記載の磁気抵抗効果素子。
【請求項８】
前記非磁性膜はＭｎ、Ｃｕ、Ａｌ、Ｐｄ、Ｐｔ、Ｒｈ、Ｒｕ、Ｉｒ、ＡｕおよびＡｇからなる群より選択される元素を含むか、または前記非磁性膜はＣｕＰｄ合金、ＣｕＰｔ合金、ＣｕＡｕ合金およびＣｕＮｉ合金からなる群より選択される合金からなることを特徴とする請求項１乃至７のいずれか１項に記載の磁気抵抗効果素子。
【請求項９】
請求項１乃至８のいずれか１項に記載の磁気抵抗効果素子を備えた磁気ヘッド。
【発明の詳細な説明】
【０００１】
【発明の属する技術分野】
本発明は、磁気ヘッド等に用いられる磁気抵抗効果素子に関する。
【０００２】
【従来の技術】
以前より、磁気記録媒体に記録された情報を読み出す場合は、コイルを有する読取り用の磁気ヘッドを記録媒体に対して相対的に移動させて、その時に発生する電磁誘導でコイルに誘起される電圧を検出する方法が一般的である。また、情報を読み出す場合に磁気抵抗効果型ヘッドを用いることも知られている[IEEE MAG-7,150(1971)]。この磁気抵抗効果型ヘッドは、ある種の強磁性体の電気抵抗が外部磁界の強さに応じて変化するという現象を利用したものであり、磁気記録媒体用の高感度ヘッドとして知られている。近年、磁気記録媒体の小型化・大容量化が進められ、情報読み取り時の読取り用磁気ヘッドと磁気記録媒体との相対速度が小さくなってきているので、小さい相対速度であっても大きな出力が取り出せる磁気抵抗効果型ヘッドへの期待が高まっている。
【０００３】
従来、磁気抵抗効果型ヘッドにおいて外部磁界を感知して抵抗が変化する部分（以下、ＭＲエレメントと呼ぶ）には、ＮｉＦｅ合金（以下、パーマロイと省略する）が使用されている。パーマロイは、良好な軟磁気特性を有するものでも磁気抵抗変化率が最大で３％程度であり、小型化・大容量化された磁気記録媒体用のＭＲエレメントに用いる場合には磁気抵抗変化率が不充分である。このため、ＭＲエレメント材料として、より高感度な磁気抵抗変化を示すものが望まれている。

【０００４】
近年、Ｆｅ／ＣｒやＣｏ／Ｃｕのように、強磁性膜と非磁性膜をある条件で交互に積層してなる多層積層膜、いわゆる人工格子膜には、隣接する強磁性膜間の反強磁性的結合を利用して巨大な磁気抵抗変化が現れることが確認されており、最大で１００％を超える大きな磁気抵抗変化率を示すものも報告されている［Phys.Rev.Lett.,Vol.61,2472(1988)][Phys.Rev.Lett.,Vol.64,2304(1990)］。
【０００５】
一方、強磁性膜が反強磁性結合しない場合でも、隣接する強磁性膜間の反強磁性的結合を用いずに別の手段で非磁性膜を挟んだ２つの強磁性膜の一方に交換バイアスを及ぼし磁化を固定しておき、もう一方の強磁性膜が外部磁界により磁化反転することにより、非磁性膜を挟んで互いに反平行な状態を作り出し、大きな磁気抵抗変化を実現した例も報告されている。このタイプをここではスピンバルブ構造と呼ぶ［Phys.Rev.B.,Vol.45806(1992)][J.Appl.Phys.,Vol.69,4774(1991)]。
【０００６】
人工格子膜、スピンバルブ構造の膜のいずれも、強磁性膜の種類によって、積層膜の抵抗変化特性および磁気特性はかなり異なる。たとえば、スピンバルブ構造でＣｏを用いた場合、例えばＣｏ／Ｃｕ／Ｃｏ／ＦｅＭｎでは、８％の大きな抵抗変化率を生じるが、保磁力が約２０エルステッドと高く、軟磁気特性が良好でない。逆に、パーマロイを用いた場合、例えばＮｉＦｅ／Ｃｕ／ＮｉＦｅ／ＦｅＭｎでは、保磁力が１エルステッド以下の良好な値が報告されているが、抵抗変化率は４％程度と大きくはない[J.Al.Phys.,Vol.69,4774(1991)]。このように、積層膜の軟磁気特性は良好であるが、抵抗変化率が低下する。したがって、軟磁気特性および抵抗変化率の両方を満たす積層膜の構成元素および膜構造がまだ報告されていない。
【０００７】
また、２つのタイプの膜には、以下の問題点がある。
【０００８】
人工格子膜では、磁界レンジを無視した抵抗変化率ΔＲ／Ｒは、スピンバルブ型に比べて大きいが、反強磁性結合が大きいために飽和磁界Ｈｓが大きく軟磁性に難があり、さらにこのRKKY的な反強磁性結合は界面構造に敏感であるので、安定した成膜が困難であり、また、経時変化を生じ易い。
【０００９】
スピンバルブ構造の膜では、強磁性膜にＮｉＦｅ膜を用いると良好な軟磁気特性が得られるが、強磁性膜と非磁性膜の界面が２つなのでΔＲ／Ｒは人工格子膜に比べて小さい。この界面の数を増やすために強磁性膜、非磁性膜、反強磁性膜を繰り返して積層してなる多層積層膜を構成しても、この積層膜中に抵抗の高い反強磁性膜が存在することになるのでスピン依存散乱が抑制され、結局ΔＲ／Ｒの増加は期待できない。
【００１０】
また、磁気ヘッドに適する強磁性膜の困難軸方向に信号磁界を加えた場合、片側のみの強磁性膜で磁化が回転するので、図８３に示すように、信号磁界により反強磁性膜１上の強磁性膜２と、非磁性膜３上の強磁性膜４の磁化のなす角度を約９０°までしか変えられない。なお、容易軸方向では１８０°までの角度変化が生じる。その結果、ΔＲ／Ｒは容易軸方向の約半分に減少する。ここで、たとえ反強磁性膜１上の強磁性膜２の交換バイアス磁界を何らかの方法で弱くして両方の強磁性膜２，４の磁化回転を利用できるようにした場合、非磁性膜３の膜厚を薄くして抵抗変化率の増大を目指すと、２つの強磁性膜間に強磁性的な結合が働くために、信号磁界０の状態では強磁性膜間の磁化は同方向を向く。その結果、信号磁界により磁化回転しても２つの強磁性膜間での磁化の角度変化が僅かとなり抵抗変化が僅かになる。
【００１１】
さらに、この非磁性膜の膜厚を薄くした場合に働く２つの強磁性膜間の強磁性的な結合は、強磁性膜の透磁率を劣化させるという問題もある。また、軟磁気特性の良好なＮｉＦｅ

膜では、通常の異方性磁気抵抗効果があるが、センス電流を信号磁界と直交する方向に流す方式では、図８４に示すように、信号磁界０で２つの強磁性膜の磁化が同方向に揃った状態で、信号磁界による異方性磁気抵抗効果とスピン依存散乱による抵抗変化が互いに打ち消し合ってしまう。

【００１２】

【発明が解決しようとする課題】

人工格子膜とスピンバルブ構造の膜の共通の問題としては、第１に、磁気ヘッドにおいて高感度を得るためには、供給する電流をできる限り増加させる必要があるが、この場合両者の膜とも、一部の強磁性膜がこの電流が作る磁界により磁化の方向が乱されて、磁界に対する高感度な抵抗変化が妨げられることである。具体的には、積層膜の最上層、最下層近傍では、電流磁界が強く、磁化が電流磁界方向を向き易い。

【００１３】

第２に、バルクハウゼンノイズ抑制や動作点バイアス等の磁気ヘッドに適用する上で解決すべき重要な問題がある。

【００１４】

以上のように、スピン依存散乱を利用した人工格子膜やスピンバルブ構造の膜を有する磁気抵抗効果素子では、高感度化に不可欠な、大電流投入時でも良好な軟磁気特性を示し、しかも大きい抵抗変化率ΔＲ／Ｒを示すことができないのが現状にある。

【００１５】

本発明はかかる点に鑑みてなされたものであり、軟磁気特性が良好で抵抗変化率△Ｒ／Ｒが充分なスピンバルブ構造の膜または人工格子膜を有し、高感度の磁気ヘッドに適用が可能である磁気抵抗効果素子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】

上記目的と達成するためになされた本発明は、図１に示すようなスピンバルブ構造の膜または図４に示すような人工格子膜を有する磁気抵抗効果素子に関するものであって、基板上に、少なくとも強磁性膜、非磁性膜、および強磁性膜が順次積層されてなる基本構造を有している。ここで、前記強磁性膜の材料としては、特に規定されない限り、Ｃｏ、ＣｏＦｅ、ＣｏＮｉ、ＮｉＦｅ，センダスト、ＮｉＦｅＣｏ、Fe_8N等を挙げることができる。さらに、$Co_{100-x}Fe_x$（０＜ｘ≦４０原子％）からなる強磁性膜は、高△Ｒ／Ｒでかつ低Ｈｃを示すので好ましい。強磁性膜の膜厚は１～２０㎚であることが好ましい。なお、本発明において強磁性とはフェリ磁性を含む意味である。また、非磁性膜の材料としては、Ｍｎ、Ｆｅ、Ｎｉ、Ｃｕ、Ａｌ、Ｐｄ、Ｐｔ、Ｒｈ、Ｒｕ、Ｉｒ、Ａｕ、またはＡｇ等の非磁性金属やＣｕＰｄ、ＣｕＰｔ、ＣｕＡｕ、ＣｕＮｉ合金等を挙げることができる。非磁性膜の膜厚は０．５～２０㎚であることが好ましく、０．８～５㎚であることが特に好ましい。

【００１７】

【発明の実施の形態】

以下、本発明の磁気抵抗効果素子を具体的に説明する。

【００１８】

本発明の第１の発明は、基板上に、少なくとも強磁性膜、非磁性膜、および強磁性膜が順次積層されてなる積層膜を具備した磁気抵抗効果素子であって、２つの前記強磁性膜が非結合であり、少なくとも一方の強磁性膜はＣｏ，Ｆｅ，およびＮｉからなる群より選ばれた少なくとも１種の元素を主成分とし、かつ、その最密面が膜面垂直方向に配向していることを特徴とする磁気抵抗効果素子を提供する。

【００１９】

第１の発明において、２つの強磁性膜が非結合であるとは、２つの強磁性膜間に反強磁性的交換結合が実質的に存在しないことを意味する。したがって、２つの強磁性膜において、反平行な磁化配列状態を実現する場合は、強磁性膜間の反強磁性的結合とは別の手段が強磁性膜へのバイアス磁界印加手段として形成される。また、最密面配向とは、ｆｃｃ相

の場合には（１１１）面を意味し、ｈｃｐ相の場合には（００１）面を意味する。

【００２０】

第１の発明において、前記強磁性膜の最密面を膜面垂直方向に配向させる方法としては、前記強磁性膜の材料にＰｄ，Ａｌ，Ｃｕ，Ｔａ，Ｉｎ，Ｂ，Ｎｂ，Ｈｆ，Ｍｏ，Ｗ，Ｒｅ，Ｒｕ，Ｒｈ，Ｇａ，Ｚｒ，Ｉｒ，Ａｕ，およびＡｇからなる群より選ばれた少なくとも１種の元素を添加する方法（特に、抵抗変化率の低下がほとんどないＰｄ，Ｃｕ，Ａｕ，Ａｇの添加が好ましい）、強磁性膜を形成する基板としてサファイア基板のＣ面等を用いる方法、基板と強磁性膜との間にＣｕ，Ｎｉ，ＣｕＮｉ，ＮｉＦｅ，Ｇｅ，Ｓｉ，ＧａＡｓ等のｆｃｃ格子を有する材料、ＮｉＯ等の菱面体格子を有する材料、Ｔｉ，磁性非晶質金属（ＣｏＺｒＮｂ，ＣｏＨｆＴａ等）、および非磁性非晶質材料からなる群より選ばれたものからなる下地膜を設ける方法、並びにＭＢＥ等の超高真空成膜装置により成膜する方法等が挙げられる。

【００２１】

ここで、詳しく前記下地膜の具体例を示すと、例えばＣｏ系強磁性膜において、$Co_{90}Fe_{10}$膜に代表されるｆｃｃ格子を有する強磁性膜を用いる場合には、Ｃｕ－Ｇｅ－Ｚｒ、Ｃｕ－Ｐ、Ｃｕ－Ｐ－Ｐｄ、Ｃｕ－Ｐｄ－Ｓｉ、Ｃｕ－Ｓｉ－Ｚｒ、Ｃｕ－Ｔｉ、Ｃｕ－Ｓｎ、Ｃｕ－Ｔｉ－Ｚｒ等に代表されるＣｕ系合金、Ａｕ－Ｄｙ、Ａｕ－Ｐｂ－Ｓｂ、Ａｕ－Ｐｄ－Ｓｉ、Ａｕ－Ｙｂ等に代表されるＡｕ系合金、Ａｌ－Ｃｒ、Ａｌ－Ｄｙ、Ａｌ－Ｇａ－Ｍｇ、Ａｌ－Ｓｉ等に代表されるＡｌ系合金、Ｐｔ系合金、Ｐｄ－Ｓｉ、Ｐｄ－Ｚｒ等に代表されるＰｄ系合金、Ｂｅ－Ｔｉ、Ｂｅ－Ｔｉ－Ｚｒ、Ｂｅ－Ｚｒ等のＢｅ系合金、Ｇｅ－Ｎｂ、Ｇｅ－Ｐｄ－Ｓｅ等に代表されるＧｅ系合金、Ａｇ系合金、Ｒｈ系合金、Ｍｎ系合金、Ｉｒ系合金、Ｐｂ系合金等のｆｃｃ格子を有する金属系、またはこれらｆｃｃ格子を有する金属を主成分とする合金系、Ｇｅ、Ｓｉ、ダイヤモンド等のダイヤモンド構造を有する材料、ＧａＡｓ、Ｇａ－Ａｌ－Ａｓ、Ｇａ－Ｐ、Ｉｎ－Ｐ等の閃亜鉛鉱型構造を有する材料等が前記ｆｃｃ格子を有する材料として挙げられ、これらの中から選ばれた少なくとも１種類を主成分とする材料、またはそれらに他の元素を添加した材料等を用いることができる。上記した材料のうち、単元素金属以外の物質は、それ自身で既に強磁性膜と比較して十分に比抵抗が高いため、シャント分流分の電流を抑制する効果を有している。また、単元素金属への他元素の添加による比抵抗の増加は、様々な組み合わせが存在するが、Ｃｕ－Ｎｉ、Ｃｕ－Ｃｒ、Ｃｕ－Ｚｒ等に代表されるＣｕ系合金、Ａｕ－Ｃｒ、Ｆｅ－Ｍｎ、Ｐｔ－Ｍｎ、Ｎｉ－Ｍｎ等の合金がその中の一例として挙げられる。

【００２２】

非磁性非晶質材料としては、非磁性の単元素金属や合金、および非金属を添加物として含むもの等の非磁性金属材料や、水素化Ｓｉのような非晶質Ｓｉ、水素化カーボン、ガラス状炭素、黒鉛状炭素等の非晶質カーボン等の非磁性非金属材料等が挙げられる。

【００２３】

上述したような下地膜の膜厚は、特に限定されるものではないが、１００nm以下とすることが好ましい。これは、下地膜の膜厚をあまり厚くしてもそれ以上の効果が得られないばかりか、逆に素子全体における下地膜に流れる電流の割合が大きく、結果として抵抗変化率が小さくなるからである。第１の発明において、下地膜は強磁性膜の最密面配向を改善する。さらに、上述したような材料のうち非磁性非晶質材料においては、基板材料によらずに層状成長させることが可能で安定して平滑な表面が得られるため、（１１１）配向の改善に加えて、その上に形成する強磁性膜の表面平滑性、さらには非磁性膜との界面の平滑性の向上を図ることができる。よって、良好な抵抗変化率を安定して得ることが可能となる。また、第１の発明における下地膜として、非磁性材料を用いると、その上に形成される強磁性膜に対して悪影響を及ぼすこともない。

【００２４】

なお、下地膜を形成する場合、結晶配向性は改善されるが、平滑性が劣化して抵抗変化率が低下する場合がある。そこで、最密面配向を促進させるための前記第１の下地膜の材料として、ｆｃｃ格子を有する材料や磁性非晶質金属を用いる場合には、Ｔｉ、Ｔａ、Ｚｒ

や非磁性非晶質材料等からなる平滑性を改善するための第２の下地膜を、第１の下地膜と基板との間に配置した２層構造にすることが好ましい。このような構成にすることにより、最密面結晶配向の向上によって得られる良好な軟磁気特性と高い磁気抵抗変化率とを併せ持つ磁気抵抗効果素子が得られる。また、２層構造において、強磁性膜と同じ結晶系を有し、かつ比抵抗が強磁性膜材料よりも大きい材料からなる第２の下地膜を用いることにより、上記効果に加えて、素子内に流れる電流におけるシャント電流分を少なくすることができる。なお、下地膜を２層以上の積層構造として使用する場合には、積層構造の厚さとして１００nmを超えないことが望ましい。

【００２５】

上述したような下地膜の作製方法としては、１３．５６MHz または１００MHz 以上の高周波放電を用いた２極スパッタリング法、ＥＣＲイオン源やカウフマン型イオン源等の様々なイオン源を用いたイオンビームスパッタリング法、電子ビーム蒸発源やクヌーセンセルを用いた真空蒸着法、熱ＣＶＤ法、様々なプラズマを用いたＣＶＤ法、有機金属を原料とするＭＯＣＶＤ法やＭＯＭＢＥ法等、各種成膜方法を適用することができる。これらの成膜方法に共通することとして、超高真空までの排気や原料ガスの超高純度化を通じて、水および酸素の管理を行うことが重要である。より具体的には、H_2 ＯおよびＯ$_2$ の含有量をppm 以下に、望ましくはppb オーダーまで低減することが好ましい。

【００２６】

第１の発明において、強磁性膜の材料としては、Ｃｏ系合金を用いることが好ましい。この理由は、Ｃｏを含有しない系では、得られる磁気抵抗効果素子の抵抗率変化△Ｒ／Ｒが４％程度とＣｏ系合金の場合に比べて低く、またＣｏの単元素金属では最密面配向を実現してもＣｏが有する大きな結晶磁気異方性のため、軟磁気特性がそれほど向上しない恐れがあるからである。このとき、特に、$Co_{100-x}Fe_x$（５≦ｘ≦４０原子％）がｆｃｃ相（１１１）配向とすることで１０％以上の高△Ｒ／Ｒと８０Ａ／ｍ未満の低Ｈｃを示すので好ましい。

【００２７】

強磁性膜の結晶配向は、そのＸ線回折曲線における最密面（例えばｆｃｃ相（１１１）面）反射ピークのロッキングカーブの半値幅が２０°未満、特に７°以下であることが好ましい。

【００２８】

第１の発明において、添加元素の添加含有量は、ＣｏＦｅ合金等を主成分とする強磁性膜の強磁性が室温で損なわれず、かつ、スピン依存散乱を阻害する金属間化合物が生成されない範囲である必要がある。例えば、添加元素がＡｌ、Ｇａ、Ｉｎである場合には、含有量が６．５at%未満であることが好ましい。添加元素がＮｂ、Ｔａ、Ｚｒ、Ｈｆ、Ｂ、Ｍｏ、Ｗである場合には含有量が１０at%未満であることが好ましい。添加元素がＣｕ、Ｐｄ、Ａｕ、Ａｇ、Ｒｅ、Ｒｕ、Ｒｈ、Ｉｒである場合には、含有量は４０at%未満であることが好ましい。

【００２９】

また、基板材料としては、ＭｇＯ、サファイヤ、ダイヤモンド、グラファイト、シリコン、ゲルマニウム、ＳｉＣ、ＢＮ、ＳｉＮ、ＡｌＮ、ＢｅＯ、ＧａＡｓ、ＧａＩｎＰ、ＧａＡｌＡｓ、ＢＰ等に代表される単結晶体、およびそれらの多結晶体やそれらを主成分とする焼結体、磁性または非磁性金属の単結晶体、多結晶体、焼結体等が代表例として挙げられるが、強磁性膜の種類およびその下地膜材料に応じて、基板材料を選択する。特に、Ｃｏ系合金と良好な格子整合を有し、さらに平滑な面が容易に得易い特徴を有するサファイア基板のＣ面を用いることが好ましい。サファイア基板等の単結晶基板を用いる場合には、強磁性膜の厚さは２０nm以下にすることが好ましい。これは、強磁性膜の厚さが２０nmを超えると最密面配向が劣化するからである。

【００３０】

ここで、最密面配向した上記磁性膜では、磁化方向が最密面面内から僅かに傾くとＨｃが急増する。したがって基板面にうねりがあると、たとえ最密面配向を実現しても磁化方向

が（１１１）面内から外れる場合があるので、Ｈｃは低下しない恐れがある。このため、基板の表面粗さが５nm未満であることが好ましい。なお、第１の発明の磁気抵抗効果素子は、上記構成に加えて非磁性膜と強磁性膜を交互に複数回積層したものであってもよい。

【００３１】

第１の発明において、Ｃｏ，Ｆｅ，およびＮｉからなる群より選ばれた少なくとも１種の元素を主成分とする強磁性膜の最緻密面、例えばｆｃｃ相（１１１）面が膜面垂直方向に配向することにより良好な軟磁気特性が得られる。これは、ｆｃｃ相（１１１）面内においては、結晶磁気異方性K_1に依存した磁化容易軸が現れないからである。また、強磁性膜を形成する基板の表面粗さを制御することにより、強磁性膜における磁化を最密面面内に保存することができ、これにより結晶磁気異方性に伴う保磁力を低下させることができる。したがって、より良好な軟磁気特性が得られる。また、ロッキングカーブ半値幅を２０°未満、望ましくは７°以下となるように配向することにより、保磁力（Ｈｃ）が１００Ａ／ｍまでである良好な軟磁気特性、無配向膜や他の配向（例えばｆｃｃ相（１００）配向）を上回る高抵抗変化率（△Ｒ／Ｒ）（例えばＣｏＦｅ膜では△Ｒ／Ｒ～１０％）、および高い透磁率を共に有する高感度な磁気抵抗効果素子を得ることができる。

【００３２】

なお、ここで、積層膜の主結晶配向面の法線が、結晶配向面の揺らぎにより膜面内で成分を持ち、この膜面内成分が異方性を有していたり、結晶性の積層膜に発生する面欠陥の法線が、膜面内への揺らぎを持ち、この揺らぎが膜面内で異方性を有していることがある。このような異方性が強い方向は、膜成長する原子面において強磁性原子と非磁性原子が混在し易い方向である。したがって、この方向、すなわち膜面内成分による異方性が最も大きくなる方向にセンス電流を流すことにより、電子が界面でスピン依存散乱する確率が高くなると考えられる。

【００３３】

すなわち、積層膜注の強磁性膜の結晶配向面が揺らいだり、面欠陥が導入されて原子配列に乱れが生じることにより、結晶配向面内の原子配列に乱れが生じた場合、その乱れの大きな方向にセンス電流を流すことによって、電子は等価的に多くの界面および強磁性膜を通過することになり、スピン依存散乱される確率が高くなる。このように、センス電流の方向を積層膜の結晶配向面の揺らぎ方向に沿う方向に設定することにより、磁気抵抗効果素子はより大きな抵抗変化率を示す。

【００３４】

第２の発明は、基板上に、少なくとも強磁性膜、非磁性膜、および強磁性膜が順次積層されてなる積層膜を具備した磁気抵抗効果素子であって、少なくとも一方の強磁性膜はＣｏ，Ｆｅ，およびＮｉからなる群より選ばれた少なくとも２種の元素を主成分とし、Ｐｄ，Ａｌ，Ｃｕ，Ｔａ，Ｉｎ，Ｂ，Ｎｂ，Ｈｆ，Ｍｏ，Ｗ，Ｒｅ，Ｒｕ，Ｒｈ，Ｇａ，Ｚｒ，Ｉｒ，Ａｕ，およびＡｇからなる群より選ばれた少なくとも一つの元素が添加含有された組成を有することを特徴とする磁気抵抗効果素子を提供する。

【００３５】

第２の発明の磁気抵抗効果素子は、上記構成に加えて非磁性膜と強磁性膜を交互に複数回積層したものであってもよい。

【００３６】

第２の発明において、添加元素の添加含有量は、ＣｏＦｅ合金等を主成分とする強磁性膜の強磁性が室温で損なわれず、かつ、スピン依存散乱を阻害する金属間化合物が生成されない範囲である必要がある。例えば、添加元素がＡｌ、Ｇａ、Ｉｎである場合には、含有量が６．５at%未満であることが好ましい。添加元素がＮｂ、Ｔａ、Ｚｒ、Ｈｆ、Ｂ、Ｍｏ、Ｗである場合には含有量が１０at%未満であることが好ましい。添加元素がＣｕ、Ｐｄ、Ａｕ、Ａｇ、Ｒｅ、Ｒｕ、Ｒｈ、Ｉｒである場合には、含有量は４０at%未満であることが好ましい。

【００３７】

第２の発明においては、上述したような添加元素を加えることにより、Ｈｃが１００Ａ／

mまでである良好な軟磁気特性および５％以上の△Ｒ／Ｒを有する高感度な磁気抵抗効果素子を得ることができる。特に、Ａｌ，Ｔａ，Ｚｒ，Ｎｂ，Ｈｆの添加では、軟磁気特性が著しく改善される。この場合、軟磁気特性が良好になる理由は今のところ明確ではないが、結晶配向の改善によるもの以外に、結晶磁気異方性の低減による効果も含まれていると考えられる。さらに、Ｐｄ，Ｃｕ，Ａｇ，Ａｕでは、４０at%程度まで大量に添加含有しても、金属間化合物が生成せず、かつ、格子定数が大きくなることにより、Ｃｕ等の中間非磁性膜との格子整合が良好になり、いわゆるバルク散乱によるスピン依存散乱の増大が期待できる。このため、軟磁気特性の改善に加えて高△Ｒ／Ｒを維持することができる。

【００３８】

第３の発明は、基板上に、（ｎ＋１）層の強磁性膜とｎ層の非磁性膜とが交互に形成されてなる積層膜（ただし、ｎは１～４の整数を示す）を具備した磁気抵抗効果素子であって、前記積層膜の最上層および最下層の強磁性膜の少なくとも一方に隣接して抵抗率が５０μΩcm以上である強磁性膜がさらに積層形成されたことを特徴とする磁気抵抗効果素子を提供する。

【００３９】

第３の発明において、抵抗率が５０μΩcm以上である高抵抗強磁性膜は、強磁性膜またはフェリ磁性膜のいずれであってもよい。また、強磁性膜を積層数が５層以下の積層膜としたのは、強磁性膜／非磁性膜の界面の数が多くなると、高抵抗強磁性膜／強磁性膜の界面の働きが相対的に低下して△Ｒ／Ｒが向上しないからである。したがって、第３の発明は、スピンバルブ構造の膜を有する磁気抵抗効果に適する。

【００４０】

このように、強磁性膜に高抵抗強磁性膜が接するように積層することによって、境界面でのマグノンの発生を抑制することができる。その結果として、マグノンと電子との衝突による電子のスピンの反転確率を小さくすることができ、これにより室温での抵抗変化率を増加させることが可能となり、高感度な磁気抵抗効果素子が実現できる。ただし、この高抵抗強磁性膜材料の抵抗率が５０μΩcm未満であると、電流が主にこの高抵抗強磁性膜中を流れてしまい、逆に抵抗変化率が減少してしまう。換言すれば、抵抗率が５０μΩcm以上の強磁性膜を用いることにより、高抵抗強磁性膜に電流が取られることを防止することができ、シャント効果による磁気抵抗変化率の低下が抑えられる。

【００４１】

高抵抗磁性膜の材料としては、Ｎｉ、Ｆｅ、Ｃｏ、ＮｉＦｅ、ＮｉＦｅＣｏ、ＣｏＦｅ、Ｃｏ合金等にＴｉ、Ｖ、Ｃｒ、Ｍｎ、Ｚｎ、Ｎｂ、Ｔｃ、Ｈｆ、Ｔａ、Ｗ、Ｒｅ等の元素を添加したものが挙げられる。

【００４２】

第３の発明において、高抵抗強磁性膜は、高抵抗軟磁性膜であることが好ましい。このとき、隣接する強磁性膜と高抵抗軟磁性膜とが一体化することにより、高抵抗軟磁性膜、例えば良好な軟磁気特性を有する非晶質膜の磁化回転に伴い、強磁性膜の磁化も同様に磁化回転する。これにより強磁性膜の軟磁気特性が改善される。

【００４３】

高抵抗軟磁性膜としては、ＣｏＺｒＮｂ等からなる高抵抗非晶質膜、ＦｅＺｒＮ，ＣｏＺｒＮ等からなる微結晶の高抵抗軟磁性膜、あるいはＮｉＦｅＸにおいてＸがＲｈ，Ｎｂ，Ｚｒ，Ｈｆ，Ｔａ，Ｒｅ，Ｉｒ，Ｐｄ，Ｐｔ，Ｃｕ，Ｍｏ，Ｍｎ，Ｗ，Ｔｉ，Ｃｒ，Ａｕ，およびＡｇからなる群より選ばれたいずれか一つの元素である材料からなる膜を用いることができる。またこれらの中で、非晶質膜やＣｏＺｒＮ，ＮｉＦｅＮｂ等からなるｆｃｃ相を有する材料からなる膜を最下層の強磁性膜に隣接形成すると、その上の強磁性膜のｆｃｃ（１１１）配向が促進されるのでよりこの好ましい。

【００４４】

高抵抗強磁性膜の膜厚は、０．５nm以上とすることが好ましい。これは、膜厚が０．５nm未満であると高抵抗強磁性膜自体の磁性が弱くなり、マグノンの発生を抑制することが困

難となるためである。一方、高抵抗強磁性膜の軟磁気特性がそれに隣接する強磁性膜の軟磁気特性よりも劣る場合には、高抵抗強磁性膜の膜厚は１０nm以下であることが望ましい。これは、膜厚が１０nmを超えると強磁性膜の磁化過程に影響を与え、軟磁気特性を得ることが困難となるからである。

【００４５】

第４の発明は、基板上に、（ｎ＋１）層の強磁性膜とｎ層の第１の非磁性膜とが交互に形成されてなる積層膜（ただし、ｎは１～４の整数を示す）を具備した磁気抵抗効果素子であって、前記積層膜の最上層および最下層の強磁性膜の少なくとも一方の厚さが５nm以下であり、この厚さが５nm以下の強磁性膜に隣接して抵抗率が前記強磁性膜の２倍以下である第２の非磁性膜がさらに積層形成されたことを特徴とする磁気抵抗効果素子を提供する。

【００４６】

第４の発明において、第２の非磁性膜の材料は、隣接する強磁性膜の材料と同じ結晶構造を有することが好ましい。すなわち、強磁性膜がｆｃｃ相を有する材料からなる場合、第１の非磁性膜もｆｃｃ相を有する材料が好ましく用いられる。このとき、第２の非磁性膜の材料と強磁性膜の材料との間の格子定数の違いが５％以内であることが好ましい。特に、第２の非磁性膜を最下層の強磁性膜に隣接して形成する場合は、強磁性膜と第２の非磁性膜との結晶整合性を高めることにより、強磁性膜をエピタキシャル成長させることが可能となり、よって界面における電子の散乱を抑制することができる。

【００４７】

具体的に、第２の非磁性膜の材料としては、Ｍｎ，Ｆｅ，Ｎｉ，Ｃｕ，Ａｌ，Ｐｄ，Ｐｔ，Ｒｈ，Ｉｒ，Ａｕ，およびＡｇからなる群より選ばれた少なくとも１種の元素を主成分としたものを用いることができる。また、基板と第２の非磁性膜との間には、下地膜を介在させてもよい。

【００４８】

第４の発明では、各強磁性膜において結晶成長が阻害されないように、強磁性膜を構成する材料の結晶は、膜厚方向に結晶粒径が大きいことが望ましい。なお、強磁性膜は５層を超えると強磁性膜と非磁性膜との界面の数が増加し、スピン依存散乱効果が実質的に消失してしまう恐れがあるので、強磁性膜の積層数は５層以下とする。

【００４９】

第４の発明において、第２の非磁性膜の膜厚は、０．２～２０nmの範囲とすることが好ましい。これは、第２の非磁性膜の膜厚が０．２nm未満であると、第２の非磁性膜内に流入した電子が基板等との界面において非弾性散乱を受ける確率が増加し、平均自由行程を有効に伸すことが困難となり、逆に膜厚が２０nmを超えても、それ以上の効果が得られないと共に、第２の非磁性膜のみを流れる電流が増え、大きな抵抗変化率を得ることが困難となるからである。

【００５０】

第４の発明の磁気抵抗効果素子をセンサに適用する場合、第２の非磁性膜の材料は、強磁性膜の材料であるＣｏＦｅ合金等の２倍以下の板状体であることが必要であり、さらには強磁性膜より小さい抵抗率を有することが好ましい。これは、第２の非磁性膜の抵抗率が強磁性膜の抵抗率より著しく大きいと、第２の非磁性膜に流入した電子が散乱を受け有効的な平均自由行程を長く保つことができず、抵抗変化率の増大は望めないからである。また、第２の非磁性膜の材料は、その抵抗率が強磁性膜の抵抗率の１／４以上であることが望ましい。これは、第２の非磁性膜材料の抵抗率が強磁性膜の抵抗率の１／４未満であると第２の非磁性膜のみに電流が流れ易くなるからである。

【００５１】

このような第４の発明は、少なくとも一方の強磁性膜に隣接して第２の非磁性膜を積層することにより、この強磁性膜の厚さを５nm以下と薄くしても、電子の有効な平均自由行程を長く保てることを利用している。例えば、スピンバルブ構造の膜においては、強磁性膜の厚さを薄くしていくと、比抵抗が大きくなり、抵抗変化率が減少してしまう。そこで、

強磁性膜を薄くすると同時に、薄くした強磁性膜に接して第２の非磁性膜を積層することにより、電子は強磁性膜表面において非弾性散乱を受けることなく、第２の非磁性膜に流入することができるようになり、有効的な平均自由行程を長く保ったまま、強磁性膜を薄くすることができる。このとき以上の作用を得るには、強磁性膜の積層数が５層以下である必要がある。

【００５２】

上述したように第４の発明では、第２の非磁性膜を強磁性膜に接して積層することにより、通常は著しい抵抗変化率の減少を招く強磁性膜の厚さが５nm以下の場合でも、抵抗変化率の大きな磁気抵抗効果素子が得られる。しかも、強磁性膜の厚さを５nm以下と薄くしたことによって、狭トラック幅の高密度磁気記録再生に対応して強磁性膜を微細形状に加工しても、反磁界による磁壁発生が抑制でき、よって信号磁界の検出感度が低下することなく、またバルクハウゼンノイズの発生を抑えることが可能となる。その結果、高密度記録の再生に適した、ノイズが少なく高感度な磁気抵抗効果素子が実現できる。

【００５３】

なお、第４の発明の磁気抵抗効果素子は、スピンバルブ構造の膜、人工格子膜のいずれを有するものであってもよい。ただし、スピンバルブ型磁気抵抗効果素子については、磁化が反強磁性膜等によって固着されていない強磁性膜に隣接して、第２の強磁性膜を積層形成することが好ましい。

【００５４】

第５の発明は、基板上に、少なくとも強磁性膜、非磁性膜、および強磁性膜が順次積層されてなる積層膜を具備した磁気抵抗効果素子であって、前記積層膜の最上層および最下層の強磁性膜の少なくとも一方に隣接してこの強磁性膜よりも大きい抵抗率および長い平均自由行程を有する薄膜がさらに積層形成されたことを特徴とする磁気抵抗効果素子を提供する。

【００５５】

第５の発明において、薄膜の材料としては、Ｂｉ、Ｓｂ、炭素等の半金属、高濃度にドーピングを行い縮退した半導体、SnO_2、TiO_2等の酸化物半導体等が挙げられる。また、薄膜の膜厚は、１～５０nmの範囲とすることが好ましい。これは、薄膜の膜厚が１nm未満であると電子の平均自由行程の増大効果が十分に得られず、膜厚が５０nmを超えてもそれ以上の効果が得られないと共に、薄膜のみを流れる電流が増え、大きな抵抗変化率を得ることが困難となるからである。さらに、薄膜の抵抗率が強磁性膜の抵抗率より小さいと、電流が主に当該薄膜中を流れてしまい、磁気抵抗効果は逆に小さくなるので、薄膜は強磁性膜よりも大きい抵抗率を有するようにする。

【００５６】

なお、第５の発明おいて、平均自由行程とは、他の物に散乱されずに電子が移動する平均の距離をいう。

【００５７】

第５の発明において、強磁性膜の膜厚は、薄膜と接する場合、第４の発明と同様の理由で５nm以下とすることが好ましく、薄膜と接しない強磁性膜は平均自由行程を確保するために２～２０nmの範囲とすることが好ましい。

【００５８】

このような第５の発明は、少なくとも一方の強磁性膜に接して、平均自由行程が長い薄膜を積層することにより、積層膜全体の有効的な平均自由行程を長くすることができることを利用している。例えば、スピンバルブ型積層膜における磁気抵抗効果の物理的機構としては、以下のことが知られている。すなわち、スピンバルブ型積層膜では、２つの強磁性膜間の磁化の方向が互いに平行なときには、磁化に平行なスピンまたは磁化に反平行のスピンのどちらか一方のスピンをもつ伝導電子が、膜全体で長い平均自由行程を持つことができるようになり、全体として低い比抵抗値を示す。これに対して、２つの強磁性膜間の磁化の方向が互いに反平行なときには、膜全体で平均自由行程の長い伝導電子は存在しなくなり、比抵抗値が高くなる。スピンバルブ型積層膜での磁気抵抗効果は、この２つの状

態における平均自由行程の長さの差によって決まる。

【００５９】

さらに、強磁性膜内部において、磁化に対して平行なスピンを持った電子と、反平行なスピンを持った電子とでは、その平均自由行程が異なることが知られており、上述した原因から、強磁性膜内部で長い平均自由行程を持つスピン方向の電子は、より長い平均自由行程を持っている方が、スピンバルブ型積層膜の磁気抵抗効果を大きくすることができる。そこで、第５の発明においては、平均自由行程が強磁性膜より長い薄膜を積層することにより、電子の有効的な平均自由行程を長くして、磁気抵抗効果をより大きくすることを可能にしている。ただし、上記薄膜の比抵抗が強磁性膜より小さいと、電流が主に積層した薄膜中を流れてしまい、磁気抵抗効果は逆に小さくなってしまう。そのため、上記薄膜の構成材料は、平均自由行程が長いと同時に、強磁性膜の抵抗率以上の抵抗率を有することが必要となる。

【００６０】

また、上記平均自由行程が長い薄膜として、抵抗率が大きい材料を用いると共に、それと接する強磁性膜の厚さを薄くすることにより、積層膜全体としての比抵抗値を増加させることが可能になる。これにより、高い比抵抗値を持った積層膜が得られ、微細パターンにおいても低電流密度で大きな信号電圧を取り出すことができる。よって、発熱、マイグレーション等の問題を回避することが可能となる。

【００６１】

なお、第５の発明の磁気抵抗効果素子は、上記構成に加えて非磁性膜と強磁性膜を交互に複数回積層したものであってもよい。

【００６２】

第６の発明は、基板上に、少なくとも強磁性膜、非磁性膜、および強磁性膜が順次積層されてなる積層膜を具備した磁気抵抗効果素子であって、前記積層膜の最下層の強磁性膜がＣｏＦｅ合金からなり、この強磁性膜に隣接してＣｏＦｅ合金よりも格子定数の大きいｆｃｃ相を有する下地膜がさらに積層形成されてなることを特徴とする磁気抵抗効果素子を提供する。

【００６３】

第６の発明においては、格子定数の大きいｆｃｃ相を有する下地膜上に形成される強磁性膜がＣｏＦｅ合金からなるとき低Ｈｃが実現され、特に$Co_{100-x}Fe_x$（５≦ｘ≦４０原子％）からなる強磁性膜について軟磁気特性の改善が顕著となる。これは、Ｆｅ濃度が５原子％未満であるとｈｃｐ相が混入して、逆にＦｅ濃度が４０原子％を超えるとｂｃｃ相が混入して格子不整合が起こるからである。また、ＣｏＦｅに添加し得る他の元素としては、Ｐｄ，Ａｌ，Ｃｕ，Ｔａ，Ｉｎ，Ｂ，Ｚｒ，Ｎｂ，Ｈｆ，Ｍｏ，Ｎｉ，Ｗ，Ｒｅ，Ｒｕ，Ｉｒ，Ｒｈ，Ｇａ，Ａｕ，Ａｇを挙げることができ、これらの元素が添加含有された場合にも同様なＨｃ低減が実現される。

【００６４】

第６の発明において、また、下地膜としては、ｆｃｃ相で格子定数がＣｏＦｅよりも大きい材料であれば限定されないが、強磁性膜を構成するＣｏＦｒ合金より大きい抵抗率を有する材料を用いることが好ましい。具体的には、Ｃｕ、Ｐｄ、Ａｌ等、Ｎｉやこれらを主成分とする合金、あるいはｆｃｃ相を有する強磁性材料を用いることができる。この下地膜の膜厚は、１原子層以上であればＨｃを低減することができ、さらに１００㎚以下とすることが好ましい。ただし、下地膜にＣｕ等の抵抗率の低い材料を用いた場合には、センス電流が下地膜に分流し易くなるので、膜厚が２㎚以下であることが特に好ましい。また、基板と下地膜との間には、平滑性改善のための膜が形成されていることが好ましく、平滑性改善のための膜としては、Ｃｒ、Ｔａ、Ｚｒ、Ｔｉ等からなる膜を用いることができる。

【００６５】

第６の発明では、ｆｃｃ相であり強磁性膜の材料よりも大きい格子定数を有する材料からなる下地膜上に強磁性膜である$Co_{100-x}Fe_x$（０＜ｘ＜１００原子％）膜を形成する

と、適度な格子歪がＣｏＦｅ膜に誘導され、その結果Ｈｃが大幅に低下して良好な軟磁気特性を示す。なお、この格子歪は下地膜の種類だけでなく、強磁性膜の膜厚や下地膜の膜厚等を調整することにより容易に制御できる。したがって、この強磁性膜上に例えばＣｕ等の非磁性膜、ＣｏＦｅ膜等のスピン依存散乱能力を有する強磁性膜、および反強磁性膜を順次形成すると、僅かな信号磁界により大きな抵抗変化を生じる高感度な磁気抵抗効果素子となる。ここで、基板上に形成する下地膜の抵抗率が強磁性膜よりも大きいと、この下地膜へのセンス電流の分流が抑制でき、高い抵抗変化率を示す。さらに、この下地膜が層状に膜成長しないために各界面での平滑性が劣化して抵抗変化率が低下する場合には、層状に膜成長させる働きのある別の下地膜を上述したような下地膜と基板との間に介在させることにより高い抵抗変化率を実現することができる。

【００６６】

なお、第６の発明の磁気抵抗効果素子は、上記構成に加えて非磁性膜と強磁性膜を交互に複数回積層したものであってもよい。

【００６７】

第７の発明は、基板上に、少なくとも強磁性膜、第１の非磁性膜、および強磁性膜が順次積層されてなる積層膜を具備した磁気抵抗効果素子であって、少なくとも一方の強磁性膜の前記第１の非磁性膜と反対側の主面に隣接して第１の非磁性膜とは異なる厚さを有する第２の非磁性膜と強磁性膜とが交互に形成されており、これらの強磁性膜と第２の強磁性膜とからなる単位積層膜内での各強磁性膜の磁化が互いに強磁性的に結合されていることを特徴とする磁気抵抗効果素子を提供する。

【００６８】

第７の発明においては、第１の非磁性膜を挟んで形成される両側の強磁性膜に対して少なくとも第２の非磁性膜および強磁性膜を隣接形成してもよいし、第１の非磁性膜の片側については単層の強磁性膜であってもよい。また、強磁性膜の第１の非磁性膜と反対側の主面に隣接して第２の非磁性膜および強磁性膜を交互に２周期以上形成して単位積層膜を構成することも可能である。ここで、単位積層膜中の第２の非磁性膜の厚さは２nm以下であることが好ましく、さらに、互いに近接する強磁性膜がRKKY的な反強磁性結合をしない程度の厚さであることが好ましい。これは、単位積層膜中での各強磁性膜の磁化を強磁性的結合状態に保つためである。例えば、強磁性膜の材料がＣｏＦｅであり、第２の非磁性膜の材料がＣｕである場合には、第２の非磁性膜の厚さは、１nm近傍でないように設定する。

【００６９】

また、強磁性膜と第２の非磁性膜とは格子整合を保って成長すること、すなわち強磁性膜と第２の非磁性膜とが格子整合されて両者の界面における余分な散乱がないことが望ましい。これにより、抵抗の増加を防止することができる。

【００７０】

第７の発明において、強磁性膜と第２の非磁性膜とからなる単位積層膜は、軟磁気特性が良好であり、格子の整合性がよく、強磁性的に結合されているため、反強磁性結合状態に比べて抵抗が小さく、スピン依存散乱を生じる強磁性膜と非磁性膜との界面数が多い。このため、単位積層膜中でのいわゆるバルク散乱による抵抗変化率増大が期待できる。したがって、この単位積層膜を強磁性膜単位として用いた人工格子膜やスピンバルブ構造の膜は、軟磁気特性が良好であり、スピン依存散乱に起因した高い抵抗変化率を示す。その結果、高感度な磁気抵抗効果素子が得られる。

【００７１】

なお、第７の発明の磁気抵抗効果素子は、上記構成に加えて第１の非磁性膜と単位積層膜または強磁性膜を交互に複数回積層したものであってもよい。また、第７の発明の磁気抵抗効果素子は、スピンバルブ構造の膜、人工格子膜のいずれを有するものであってもよい。

【００７２】

第８の発明は、基板上に、少なくとも強磁性膜、非磁性膜、および強磁性膜が順次積層さ

れてなる積層膜を具備した磁気抵抗効果素子であって、少なくとも一方の強磁性膜へのバイアス磁界印加手段として前記積層膜に隣接または近接して形成されたバイアス膜を備え、かつ、２つの前記強磁性膜にそれぞれトラック幅方向の成分が互いに反平行となる方向のバイアス磁界が印加されて、２つの前記強磁性膜の磁化が信号磁界により互いに逆方向に回転することを特徴とする磁気抵抗効果素子を提供する。

【００７３】

第８の発明において、信号磁界により２つの強磁性膜の磁化が互いに逆回転するようなバイアス磁界を印加する方法としては、積層膜に隣接または近接してバイアス膜を形成する方法、より具体的には反強磁性膜からの交換結合を用いる方法、硬質磁性膜を用いる方法、スピン依存散乱能力を有する強磁性膜に新たな強磁性膜を積層することにより生じる交換バイアスを利用する方法等や、さらにはセンス電流により発生するバイアス磁界や、微細パターン加工時に発する静磁結合（反磁界）を利用する方法が採用される。ただし、少なくとも一方の強磁性膜に対しては上述したようなバイアス膜を形成して、バイアス磁界が印加される。具体的には、例えば、２つの強磁性膜に隣接してそれぞれ反強磁性膜を積層し、この反強磁性膜を用い、隣り合う強磁性膜間でバイアス磁界の方向が１８０°異なるようにそれぞれの強磁性膜を着磁する。この場合の着磁は、強磁性膜および反強磁性膜の成膜時に静磁界を加える方向を１８０°変えること等により達成できる。ここで、隣り合う強磁性膜に加えるバイアス磁界は、強磁性膜の単磁区化に必要最少限の大きさ、例えば５ｋＡ／ｍ以下であることが望ましい。また、両反強磁性膜は、２つの強磁性膜に互いに異なる方向のバイアス磁界を容易に印加するために、それぞれ異なるネール点を有することが好ましい。

【００７４】

あるいは、以下に示す方法もある。一方の強磁性膜へのバイアス磁界印加には、反強磁性膜との積層による交換バイアス磁界を用いる。これに対し、別の強磁性膜へのバイアス磁界印加には、反強磁性膜の前記強磁性膜と反対側の主面に隣接して新たな強磁性膜を積層して、反強磁性膜により磁化固着された新たな強磁性膜から微細パターンに加工した時に発生する静磁結合磁界（反磁界）を利用する。なお、この新たな強磁性膜は、反強磁性膜と接する側から順に交換バイアスが加わるのに適した強磁性膜Ａ（例えば、ＮｉＦｅやＣｏＦｅ等の結晶性の良い膜）と、さらに静磁結合磁界を発生するのに適した別の強磁性膜Ｂ（例えば、Ｃｏ系の非晶質強磁性膜や窒化または炭化微結晶強磁性膜等）を強磁性交換結合するように積層した２層構造とすることが望ましい。この２層構造では、強磁性膜Ｂの膜厚、組成調整、作製条件等により強磁性膜のＢｓや抵抗値を例えば、Ｂｓが低く、抵抗値が高くなるように調整することにより、静磁結合バイアス磁界強度や、強磁性膜Ｂをセンス電流の一部が流れることにより発生するいわゆるシャントバイアス（動作点バイアス）を調整することができる。なお、強磁性膜が異方性磁気抵抗効果を有するＮｉＦｅ等からなる場合には、センス電流を信号磁界の方向と直交する方向に流すことが好ましい。すなわち、センス電流を信号磁界と直交する方向に流す方式では、ＮｉＦｅ膜等を用いた場合に無視できない通常の異方性磁気抵抗効果とスピン依存散乱による抵抗変化とが重畳されるので、ΔＲ／Ｒが増大する。

【００７５】

また、反強磁性膜を用いて強磁性膜にバイアス磁界を印加する場合には、そのバイアス磁界が大きすぎることがときに問題となるが、この大きなバイアス磁界は反強磁性膜と強磁性膜との間に、反強磁性膜側を強磁性膜とした強磁性膜と非磁性膜との積層膜を介在させること等により低減できる。

【００７６】

上述したような第８の発明においては、隣り合う強磁性膜間での磁化が信号磁界により急峻に反平行的な状態から平行的な状態に変化する。さらに、両強磁性膜の信号磁界零の場合の磁化方向を反平行にさせるために必要な反強磁性膜等からのバイアス磁界は、バルクハウゼンノイズ抑制のために必要な最小限に抑制される。このため、磁気ヘッドに適する困難軸方向に信号磁界を加えた場合（高周波特性が良好等の利点を有する）でも、両強磁

性膜の磁化回転により、両強磁性膜間の磁化が０～１８０°まで比較的低い磁界範囲で変化する。したがって、容易軸方向と同程度の大きな抵抗変化率を比較的低い磁界レンジで示す。なお、第８の発明では、２つの強磁性膜に印加されるバイアス磁界の方向を必ずしも互いに反平行とする必要はなく、換言すれば、信号磁界零の場合における両強磁性膜の磁化方向と信号磁界方向とのなす角がそれぞれ＋９０°、－９０°に設定されてなくてもよい。具体的には、信号磁界零の場合の両強磁性膜の磁化方向と信号磁界とのなす角がそれぞれ＋３０°～６０°、－３０°～６０°の範囲内に設定されることが好ましい。この理由は信号磁界零の場合の両強磁性膜の磁化方向を、反平行状態から信号磁界とのなす角が上述したような範囲内となるように傾けることにより、動作点バイアスが不要となるからである。

【００７７】

さらに、従来のスピンバルブ型磁気抵抗効果素子では、非磁性膜の膜厚が薄くなると抵抗変化率が指数関数的に増大するので、できるだけ非磁性膜の膜厚を薄くすることが望ましいが、実際には、非磁性膜の膜厚が２nm未満になると上下強磁性膜間の強磁性的結合が強くなり、反強磁性的磁化配列が実現できなくなり、抵抗変化率が大幅に低下する問題点がある。しかしながら、両強磁性膜にバイアス磁界を加える第８の発明においては、非磁性膜の膜厚が２nm未満になっても反平行バイアス磁界強度の調整により反強磁性的磁化配列が実現できるので、抵抗変化率の飛躍的増大が期待できる。

【００７８】

また、２つの強磁性膜にバイアス磁界を加えるので、すべての強磁性膜から磁壁がなくなりバルクハウゼンノイズが抑制できる。

【００７９】

なお、第８の発明の磁気抵抗効果素子は、上記構成に加えて非磁性膜と強磁性膜を交互に複数回積層したものであってもよい。

【００８０】

第９の発明は、基板上に、少なくとも強磁性膜、非磁性膜、および強磁性膜が順次積層されてなる積層膜を具備した磁気抵抗効果素子であって、２つの前記強磁性膜はそれぞれ信号磁界が印加されてもその磁化方向が実質的に保持される磁化固着膜、および信号磁界により磁化が変化して信号磁界を検出する磁界検出膜となり、信号磁界零の場合における２つの前記強磁性膜の磁化方向が互いに略直交しており、かつ、信号磁界方向にセンス電流を通電することを特徴とする磁気抵抗効果素子を提供する。

【００８１】

第９の発明において、磁化固着膜の磁化を固着させる方法としては、反強磁性膜を磁化固着膜と交換結合するように積層する方法、磁化固着膜の高Ｈｃ化を図る方法、高Ｈｃを有する強磁性膜を磁化固着膜に積層する方法が挙げられる。また、信号磁界零の場合における磁化固着膜と磁界検出膜の磁化方向を互いに直交させる方法としては、磁化固着膜の磁化と直交するように磁界検出膜の磁化容易軸を付与する方法、磁界検出膜に隣接または近接してバイアス膜を形成し磁化固着膜の磁化と直交する方向に例えば５ｋＡ／ｍ以下程度の弱い交換結合バイアスを与える方法等が挙げられる。なお、後者の方法によれば、磁界検出膜が特に大きなバイアス磁界を有するＣｏＦｅからなる場合でも、磁化固着膜の磁化と略同一方向に磁界検出膜の磁化容易軸を付与して、この磁化容易軸と直交する膜面内方向にＣｏＦｅの異方性磁界を若干上回る交換結合バイアスを与えることにより、磁界検出膜の磁気異方性を低減でき、結果として低い磁界レンジで大きな抵抗変化率を得ることが可能となる。

【００８２】

第９の発明において、信号磁界０の状態で磁化固着膜と信号磁界検出膜の磁化のなす角度を約９０°に設定すると、例えば正の信号磁界の方向に磁化固着膜の磁化が向いている場合には、正の信号磁界では隣り合う強磁性膜間の磁化のなす角度が強磁性的になるので抵抗が低下し、逆に、負の信号磁界では、隣り合う強磁性膜間の磁化のなす角度が反強磁性的になるので抵抗が上昇する。すなわち動作点バイアスが不要になる。

【００８３】
さらに、センス電流を信号磁界方向に通電することにより、磁界検出膜の磁化が電流磁界により信号磁界と直交する方向に向けて傾く。したがって、磁界検出膜に加わる電流磁界のためにバルクハウゼンノイズが抑制できる。また、この場合、電流磁界があるので磁界検出膜においては必ずしも磁化容易軸を必要としない。
【００８４】
なお、第９の発明の磁気抵抗効果素子は、上記構成に加えて非磁性膜と強磁性膜を交互に複数回積層したものであってもよい。
【００８５】
第１０の発明は、基板上に、少なくとも強磁性膜、非磁性膜、および強磁性膜が順次積層されてなる積層膜を具備した磁気抵抗効果素子であって、２つの前記強磁性膜はそれぞれ信号磁界が印加されてもその磁化方向が実質的に保持される磁化固着膜、および信号磁界によりその磁化方向が変化して信号磁界を検出する磁界検出膜となり、信号磁界零の場合における２つの前記強磁性膜の磁化方向のなす角θが３０°以上６０°以下であることを特徴とする磁気抵抗効果素子を提供する。
【００８６】
第１０の発明において、磁化固着膜の磁化を固着させる方法としては、第９の発明と同様に磁化固着膜に反強磁性膜を積層することにより生じる交換バイアスを利用する方法や磁化固着膜となる強磁性膜を高保磁力膜とする方法等がある。また、磁界検出膜へのバイアス磁界印加手段としては、磁界検出膜の磁化容易軸、磁界検出膜に隣接または近接して形成した硬質磁性膜からのバイアス磁界、前記反強磁性膜に隣接または近接して形成した強磁性膜から発生する静磁バイアス、センス電流からの電流磁界等を利用できる。なお、センス電流からの電流磁界を用いるためには、信号磁界とほぼ同じ方向にセンス電流を通電することが必要である。ただし、磁化固着膜において磁化を安定的に固着させる観点からは、センス電流からの電流磁界が磁化固着膜の磁化方向とほぼ同じ方向に加わるように、センス電流を信号磁界と直交する方向に通電することが望ましい。
【００８７】
第１０の発明では、信号磁界零の場合における磁化固着膜と磁界検出膜とのなす角θを３０～６０°以内に設定したので、磁化固着膜からの漏れ磁界により、動作点バイアスを不要としながらバルクハウゼンノイズ除去を行うことができる。第１０の発明で上述したような磁化固着膜と磁界検出膜とのなす角θを３０°～６０°に設定したのは、角θが３０°未満であると信号磁界に対する線形応答磁界範囲が狭まり、６０°を超えるとバルクハウゼンノイズ除去を充分に行うことができない恐れがあるからである。
【００８８】
ここで、信号磁界と直交する方向にセンス電流を流す場合には、２つの強磁性膜間の強磁性的結合磁界の方向と電流磁界の方向が同じ軸上にある。その結果、透磁率低下を引き起こす隣り合う強磁性膜間の強磁性的結合方向とこの電流磁界方向が略同一方向となるようにセンス電流を流すと、この場合には、磁化固着されていない強磁性膜の磁化方向が磁化固着されている強磁性膜の磁化方向に回転するので、両強磁性膜の磁化のなす角度が減少する。その結果、強磁性膜として異方性磁気抵抗効果を示す材料を用いても異方性磁気抵抗効果とスピン依存散乱による抵抗変化が重畳されて、感度の増大が期待できる。逆に、強磁性的結合方向と電流磁界方向が逆方向になるようにセンス電流を流すと、この場合には、両強磁性膜のなす角度が増大するので、信号磁界に対する線形応磁界範囲を拡大できる。したがって、強磁性膜の材料等に応じて、センス電流の通電方向を適宜選択することが好ましい。
【００８９】
なお、第１０の発明の磁気抵抗効果素子は、上記構成に加えて非磁性膜と強磁性膜を交互に複数回積層したものであってもよい。
【００９０】
第１１の発明は、基板上に、少なくとも強磁性膜、非磁性膜、および強磁性膜が順次積層

されてなる積層膜を具備した磁気抵抗効果素子であって、２つの前記強磁性膜へのバイアス磁界印加手段として前記積層膜に隣接または近接して積層形成された２層以上のバイアス膜を備えることを特徴とする磁気抵抗効果素子を提供する。

【００９１】

第１１の発明において、バイアス膜は、積層膜の最上層の強磁性膜上、および最下層の強磁性膜と基板との間にそれぞれ形成してもよいし、積層膜の最上層の強磁性膜上に２層以上形成してもよいし、最下層の強磁性膜と基板との間に２層以上形成してもよい。

【００９２】

第１１の発明において、前記バイアス膜としては反強磁性膜または強磁性膜を挙げることができ、このような反強磁性膜からの交換結合磁界、強磁性膜からの交換結合磁界または静磁結合磁界、さらには、センス電流からの電流磁界等がバイアス磁界として積層膜中の強磁性膜に印加される。なお、ここで、バイアス膜としての強磁性膜から交換結合磁界を発生させる場合は、積層膜の強磁性膜とバイアス膜としての強磁性膜との間に交換バイアスを低減させる膜を配置しても、積層膜の強磁性膜上にそのバイアス膜としての強磁性膜を直接形成してもよい。ただし、前者の場合、バイアス膜の一軸異方性磁界Ｈｋが積層膜の強磁性膜の一軸異方性磁界Ｈｋよりも大きいことが好ましく、バイアス膜の保磁力Ｈｃが積層膜の強磁性膜の保磁力Ｈｃよりも大きいことが好ましい。

【００９３】

第１１の発明では、最上層または最下層の強磁性膜のどちらか一方にはその磁化が実質的に信号磁界では動かないようなバイアス磁界を加え磁化固着膜とし、もう一方には信号磁界が検出できバルクハウゼンノイズが除去できるようなバイアス磁界を加え磁界検出膜とすることが好ましい。このときの磁化固着膜へのバイアス磁界印加には反強磁性膜の積層が適する。また、磁界検出膜へのバイアス磁界印加には強磁性膜または反強磁性膜の積層が適する。ここで、バイアス膜としての強磁性膜には、回転磁界中で熱処理を施したＣｏ系非晶質膜等何等かの方法で単磁区化され磁化方向が一方向に揃った高抵抗の軟磁性膜や、静磁界中で熱処理を施したＣｏあるいはＣｏＦｅ系の非晶質膜等高い一軸磁気異方性を有する膜、あるいは高保磁力膜等が適する。またバイアス膜となる強磁性膜を他の膜よりも幅広く形成して、そのエッジ部に硬質磁性膜や反強磁性膜を積層しても単磁区化された高抵抗な軟磁性膜が実現できる。

【００９４】

第１１の発明において、少なくとも２層のバイアス膜を上述したような積層膜に隣接または近接してさらに積層形成することにより、特定の強磁性膜へは磁化固着を可能にするような強いバイアス磁界を、他の特定の強磁性膜へはバルクハウゼンノイズを除去するために必要最小限のバイアス磁界を加えることが可能となる。このとき、２層以上のバイアス膜が積層形成される第１１の発明では、例えば磁界検出膜のみを他の磁化固着膜等より幅広く形成してそのエッジ部にバイアス膜を積層する場合に比べ、一括した連続成膜によりバイアス膜を含めた多層膜が短時間で容易に作製できる利点がある。これは、厚さが１～２０nm程度の磁界検出膜のエッジ部のみを残して他の磁化固着膜等のエッジ部を除去し、磁界検出膜のみを幅広く形成することが非常に困難であることに基づく。

【００９５】

さらに、ここで２層のバイアス膜により強磁性膜に印加されるバイアス磁界を直交させると、第９の発明と同様に信号磁界零の場合における磁化固着膜と磁界検出膜の磁化方向のなす角がほぼ９０°になり、動作点バイアスが不要になる。また、磁界検出膜に加わるバイアス磁界によりバルクハウゼンノイズが除去でき、かつ、バイアス磁界の大きさがバイアス膜の磁気異方性や膜厚、あるいは積層膜とバイアス膜との界面の調整により容易に制御できる。しかも、バイアス磁界で強磁性膜の磁化容易軸の方向と略直交方向に印加すれば、高いＨｋを示すＣｏ系材料からなる強磁性膜についても膜の透磁率を向上させることができる。

【００９６】

また、第１１の発明は、３層の強磁性膜および２層の非磁性膜が交互に形成されてなる積

層膜を基板上に具備し、最上層および最下層の強磁性膜が磁化固着膜となり、透磁率が高い中央の強磁性膜が磁界検出膜となる磁気抵抗効果素子にも好ましく適用できる。

【００９７】

このような磁気抵抗効果素子では、最上層の強磁性膜と最下層の強磁性膜は、低透磁率、すなわち積層膜に隣接または近接してさらに積層形成された２層以上のバイアス膜で磁化が固着されているので、信号磁界に対する磁化方向の変化は僅かである。一方、中央の強磁性膜は透磁率が高いために、僅かな磁界により大きな磁化回転を生じる。その結果、最上層の強磁性膜と最下層の強磁性膜の磁化と中央の強磁性膜の磁化のなす角度が信号磁界により鋭敏に変化する。また、従来のスピンバルブ構造の膜に比べてスピン依存散乱を生じる界面数が少なくとも２倍に増える。このため、僅かな磁界で大きな抵抗変化が得られる。

【００９８】

なお、中央の強磁性膜の磁化を反強磁性膜等のバイアス膜により固着して透磁率を低下させると、反強磁性膜は抵抗率が高いのでΔＲ／Ｒは大幅に低下するが、最上層および最下層の強磁性膜の磁化を固着する場合は、反強磁性膜をスピン依存散乱ユニットの外に配置できるので、ΔＲ／Ｒを低下させることなく磁化固着が可能になる。

【００９９】

さらに、高透磁率の強磁性膜は、スピンバルブ構造の積層膜の中央近傍に存在するので、センス電流からの電流磁界は弱くなり、その結果、電流磁界により磁界検出膜となる強磁性膜の磁化配列が乱される問題も回避できる。

【０１００】

第１２の発明は、基板上に、膜面内に六方晶Ｃ軸が存在する高保磁力膜と、前記高保磁力膜よりも低い保磁力を有する強磁性膜とを具備することを特徴とする磁気抵抗効果素子を提供する。

【０１０１】

第１２の発明において、通常の高保磁力膜が膜面垂直方向の結晶磁気異方性による強い静磁結合で、低保磁力膜を高保磁力化してしまうことを抑制できる。これにより、この高保磁力膜をスピンバルブ構造の膜における磁化固着膜とした場合に、信号磁界を検出する磁界検出膜の軟磁気特性を劣化させることはない。また、磁化の平行状態、反平行状態を効率良く実現でき、さらに積層膜中の非磁性膜厚を著しく薄くすることができるため抵抗変化率を増大させることができる。なお、ここで磁化固着膜としての高保磁力膜および非磁性膜は交互に複数回積層されてもよい。

【０１０２】

さらに、単結晶様の高保磁力膜は電気抵抗が低いため、低保磁力膜との積層膜とした場合でもスピン依存散乱には影響せず出力を増大させることができる。さらに、この単結晶様の高保磁力膜は高い結晶磁気異方性を持つことから、高透磁率（磁化が動きにくい）を有し、磁化固着の効果が大きい。

【０１０３】

また、第１２発明において、高保磁力膜は強磁性膜にバイアス磁界を印加するためのバイアス膜として用いてもよい。このとき例えば、高保磁力膜を磁化固着膜の磁化を固着させるためのバイアス膜として用いた場合にも、信号磁界を検出する磁界検出膜の軟磁気特性を劣化させることはない。さらに、この高保磁力膜は、バルクハウゼンノイズ対策用のバイアス膜や、信号磁界がない場合に磁化の反結合状態を作るバイアス膜としても用いることができ、同時に両方の機能を持たせることも可能である。さらに、第１２の発明は、基板上に強磁性膜および非磁性膜が交互に形成されてなる積層膜を具備する磁気抵抗効果素子に限らず、ＮｉＦｅ合金等の異方性磁気抵抗効果を利用する磁気抵抗効果素子にも適用可能である。

【０１０４】

以下、本発明の実施例を具体的に説明する。

【０１０５】

（実施例１）
基板として、０．２μｍの触針先端半径を有する触針式表面粗さ計で平均表面凹凸が２nm程度になるまでサファイア基板Ｃ面（α－Al_2O_3基板の（０００１）面）をメカノケミカルポリッシング法により研磨して鏡面状態としたものを用いた。
【０１０６】
このサファイア基板を真空チャンバー内に載置し、真空チャンバー内を５×１０$^{-7}$Torr以下にまで排気した。その後、真空チャンバー内にＡｒガスを導入し、真空チャンバー内を約３ mTorrとして、約４０００Ａ／ｍの静磁界中においてスパッタリングを行うことにより、図１に示すように、サファイア基板１０上に強磁性膜である$Co_{90}Fe_{10}$膜１１、中間非磁性膜であるＣｕ膜１２、強磁性膜である$Co_{90}Fe_{10}$膜１１、反強磁性膜であるＦｅＭｎ膜１３、保護膜であるＴｉ膜１４を順次成膜してＴｉ５nm／ＦｅＭｎ８nm／$Co_{90}Fe_{10}$８nm／Ｃｕ２．２nm／$Co_{90}Fe_{10}$８nmなるスピンバルブ構造の積層膜を作製して磁気抵抗効果素子を得た。さらに、この積層膜上にＣｕリード１５を形成した。なお、ＣｏＦｅ系合金膜の組成は、大きな抵抗変化率を示すこと［日本応用磁気学会誌、16,313(1992)］および軟磁気特性の点から$Co_{90}Fe_{10}$とした。
【０１０７】
ここで、保護膜の材料としては、Ｔｉ以外にＣｕ、Ｃｒ、Ｗ、ＳｉＮ、ＴｉＮ等の非磁性体を用いることができる。なお、ＦｅＭｎの酸化を防ぐため、酸化物以外の材料を用いることが望ましい。また、Ｔｉ膜１４の膜厚は保護効果があれば５nmでなくてもよいが、センス電流を流す際のＴｉ膜１４への分流による感度低下を防ぐため、また$Co_{90}Fe_{10}$膜１１に比べて高い電気抵抗率を有することを考慮して膜厚は数十nm以下であることが望ましい。
【０１０８】
ＦｅＭｎ膜１３と接する$Co_{90}Fe_{10}$膜１１は、ＦｅＭｎにより磁化固着され、もう一方の$Co_{90}Fe_{10}$膜１１は、外部磁界に応じて磁化反転・回転する。強磁性膜である$Co_{90}Fe_{10}$膜１１の膜厚は２層とも８nmとしたが、２層の強磁性膜の厚さは同じでも異なっていてもよい。強磁性膜は、その膜厚が一原子層（０．２nm）以上であれば原理的に使用可能であるが、ＭＲエレメントの実用上０．５～２０nmが妥当である。
【０１０９】
２つの$Co_{90}Fe_{10}$膜１１の間に形成されたＣｕ膜１２の膜厚は本実施例では２．２nmで形成したが、この膜厚以外でもよく、実用上０．５～２０nmが望ましい。また、Ｃｕ以外の材料としては、Ａｕ、Ａｇ、Ｒｕ、Ｃｕ合金等を用いることができる。
【０１１０】
反強磁性膜であるＦｅＭｎ膜１３は、直接接する$Co_{90}Fe_{10}$膜１１の磁化固着に使用される。この膜厚は、約１nm以上あれば使用可能であるが、信頼性および実用性から２nm～５０nmであることが望ましい。なお、ＦｅＭｎ以外に、反強磁性膜の材料としてＮｉ酸化物も使用できる。反強磁性膜の材料としてＮｉ酸化物を用いる場合、Ａｒおよび酸素の混合ガス雰囲気中でスパッタリングを行ったり、イオンビームスパッタ法、デュアルイオンビームスパッタ法等を適用することで良好なＮｉ酸化物の反強磁性膜を形成することができる。また、Ｎｉ酸化物膜は、サファイア基板Ｃ面上に良好に形成することができるので、スピンバルブ構造をＴｉ５nm／$Co_{90}Fe_{10}$８nm／Ｃｕ２．２nm／$Co_{90}Fe_{10}$８nm／Ｎｉ酸化物５０nmとすることもできる。この場合、Ｎｉ酸化物膜の厚さは１nm以上であれば、安定したバイアス磁界を$Co_{90}Fe_{10}$膜に与えることができる。
【０１１１】
磁気抵抗効果素子の磁気特性、抵抗変化率、並びに結晶構造を調べた。なお、磁気特性は振動型磁力計（ＶＳＭ）にて最大印加磁界１．２ＭＡ／ｍで測定し、抵抗変化率は静磁界中で４端子抵抗測定法により測定した。結晶構造はθ－２θスキャンおよびロッキングカーブＸ線回折法で測定した。ＶＳＭおよびＸ線回折では、メタルマスクで８㎜角にパターニングされた膜について、抵抗変化率はメタルマスクにより１㎜×８㎜のストライプ状にパターニングされた膜について測定した。磁気抵抗効果素子の磁界中における抵抗変化は

四端子法で測定した。

【０１１２】

磁気抵抗効果素子の測定結果を図２に示す。図２から分かるように、磁化容易軸方向に外部磁界を印加すると、最大抵抗変化率は約１０％であった。また、この磁気抵抗効果素子の保磁力は１６０Ａ／ｍ以下であった。このように、この磁気抵抗効果素子は、約１６０Ａ／ｍの弱い磁界で、約１０％の大きな抵抗変化が得られており、良好な軟磁気特性と高い抵抗変化率が得られたことが分かった。また、磁化困難軸方向に外部磁界を印加すると、抵抗変化率は約４％であったが、保磁力は８０Ａ／ｍと軟磁気特性は極めて良好であった。

【０１１３】

また、この磁気抵抗効果素子の磁化曲線を図３（Ａ）および図３（Ｂ）に示す。図３（Ａ）から分かるように、磁化容易軸方向の保磁力は約１６０Ａ／ｍ、磁化困難軸方向の保磁力は約８０Ａ／ｍであることが分かる。また、図３（Ｂ）から分かるように、磁化容易軸方向には、ＦｅＭｎに接する$Co_{90}Fe_{10}$膜に約５．３ＫＡ／ｍの交換バイアスが印加されていることが分かる。

【０１１４】

また、この磁気抵抗効果素子の結晶構造は、強いｆｃｃ相（１１１）面配向（最密面配向）を示していた。

【０１１５】

熱酸化Ｓｉ基板上に上記と同様にしてＴｉ／ＦｅＭｎ／ＣｏＦｅ／Ｃｕ／ＣｏＦｅ膜を形成した。これについて上記と同様にして評価した結果、Ｘ線回折の最密面ピークは上記の場合と比べて１／１０以下に低下し、Ｈｃは容易軸方向で３０００Ａ／ｍであり、磁気抵抗効果素子には応用困難な高い値であり、抵抗変化率も上記の（１１１）配向膜よりも小さな８％以下の値を示した。

【０１１６】

次に、ＭｇＯ（１００）基板上に上記と同様にしてＴｉ／ＦｅＭｎ／ＣｏＦｅ／Ｃｕ／ＣｏＦｅ膜を作製した。これについて上記と同様にして評価した結果、Ｘ線回折ピークは高強度（１００）ピークのみを、すなわち良好な（１００）配向を示した。このとき、Ｈｃは容易軸方向で１２００Ａ／ｍであり、磁気抵抗効果素子には応用困難な高い値を示し、抵抗変化率も上記の（１１１）配向膜よりも小さな８％以下の値を示した。

【０１１７】

以上のことから、（１１１）配向を実現すると、低Ｈｃかつ高抵抗変化率が実現できることが分かる。

【０１１８】

次に、強磁性膜としてＣｏ膜を用いたＴｉ５nm／ＦｅＭｎ８nm／Ｃｏ８nm／Ｃｕ２．２nm／Ｃｏ８nmなるスピンバルブ構造の磁気抵抗効果素子をサファイアＣ面基板上に作製し、上記と同様にして磁気特性および抵抗変化率を測定したところ、同様な最密面配向、抵抗変化率は８％程度の値を示し、保磁力は８００Ａ／ｍ程度あった。なお、熱酸化Ｓｉ基板では、△Ｒ／Ｒ＝７％、Ｈｃ＝２０００Ａ／ｍであった。

【０１１９】

これらの結果から強磁性膜の材料としてＣｏを用いても低Ｈｃ、高△Ｒ／Ｒが得られるが、強磁性膜の材料としてＣｏにＦｅを添加した合金を用いることで軟磁気特性が発生しやすくなっており、より望ましい。

【０１２０】

さらに、Ｔｉ５nm／ＦｅＭｎ８nm／$Co_{100-x}Fe_x$ ８nm／Ｃｕ２．２nm／$Co_{100-x}Fe_x$ ８nm／サファイアＣ面またはガラス基板からなるスピンバルブ型の磁気抵抗効果素子を$Co_{100-x}Fe_x$ 強磁性膜のＦｅ濃度ｘ（原子％）を変化させて作製した。その結果得られた△Ｒ／ＲとＨｃの関係を下記表１に示す。表１から分かるように、サファイアＣ面上では５≦ｘ≦４０の範囲で顕著なＨｃ低減と△Ｒ／Ｒの増大が実現されることが明らかである。

【０１２１】
【表１】

x（原子%）	基　板	Ｈｃ（A／m）	△R／R（%）
5	ｻﾌｧｲｱ C面	４００	９５
１０	ｻﾌｧｲｱ C面	１６０	１０
１５	ｻﾌｧｲｱ C面	２４０	１２
２０	ｻﾌｧｲｱ C面	４２０	１１
３０	ｻﾌｧｲｱ C面	４００	１０．５
４０	ｻﾌｧｲｱ C面	７００	９
６０	ｻﾌｧｲｱ C面	１０００	６
5	ガラス基板	２８００	７．５
１０	ガラス基板	３０００	８
１５	ガラス基板	１８００	７．５
２０	ガラス基板	１５００	７
３０	ガラス基板	１７００	７
４０	ガラス基板	２５００	７．５
６０	ガラス基板	３０００	６

（実施例２）
サファイア基板のＣ面上、ガラス基板（コーニング社製＃０２１１）上、Ｓｉ基板の（１１１）面上に、厚さ１０nmのＣｕ下地膜を形成し、さらにその上にそれぞれ実施例１と同様の成膜条件で$Co_{90}Fe_{10}$膜を形成した。なお、Ｃｕ下地膜は、バイアススパッタリング法やイオンアシストしたイオンビームスパッタリング法・蒸着法等で成膜できる。この$Co_{90}Fe_{10}$膜の保磁力（Ｈｃ）を測定した。また、前記それぞれの基板上にＣｕ下地膜を介して$Co_{90}Fe_{10}$膜の膜厚を種々変更して形成し、その$Co_{90}Fe_{10}$膜の保磁力（Ｈｃ）を測定した。その結果を図６に示す。さらに、前記基板上にＣｕ下地膜を形成せずに上記と同様にして種々の膜厚の$Co_{90}Fe_{10}$膜を形成して、それぞれその保磁力（Ｈｃ）を測定した。その結果を図７に示す。
【０１２２】
図６および図７から分かるように、いずれの基板においても、Ｃｕ下地膜が形成されている場合（図６）は、Ｃｕ下地膜が無い場合よりも低いＨｃを示している。また、Ｃｕ下地膜の有無にかかわらず、サファイア基板のＣ面、Ｓｉ基板の（１１１）面、ガラス基板の順にＨｃが低く、良好であることが分かる。特に、サファイア基板のＣ面にＣｕ下地膜を介して厚さ８nmの$Co_{90}Fe_{10}$膜を形成した場合に、８０Ａ／m以下の低Ｈｃを示した。なお、Ｃｕ下地膜を有する$Co_{90}Fe_{10}$膜のＨｃは、$Co_{90}Fe_{10}$膜の膜厚増加にしたがって僅かに増加する傾向を示した。一方、Ｃｕ下地膜なしの$Co_{90}Fe_{10}$膜のＨｃは、まず膜厚増加に伴い減少し、さらに膜厚が増加するにしたがって増加する傾向を示した。例えば、$Co_{90}Fe_{10}$膜の膜厚が約８nmである場合、そのＨｃの極小値は１６０Ａ／m以下

であった。

【０１２３】

このように、基板上に強磁性膜を形成する際に両者の間に下地膜を形成することにより、良好な軟磁気特性を得ることができることが分かる。

【０１２４】

また、サファイア基板のＣ面上またはＳｉ基板上に$Co_{90}Fe_{10}$膜やＣｏ膜を形成する場合の下地膜としてＣｕＮｉ合金膜を用いることにより、良好な軟磁気特性が得られることが分かった。また、ガラス基板上またはセラミック基板上に$Co_{90}Fe_{10}$膜やＣｏ膜を形成する場合の下地膜として数～１００nmのＧｅ，Ｓｉ，またはＴｉ膜を用いることにより、最密面配向が促進され、その結果、良好な軟磁気特性を得られることが分かった。

【０１２５】

また、$Co_{90}Fe_{10}$膜やＣｏ膜より高抵抗である材料を下地膜に用いることにより、ＭＲセンス電流の分流を防ぐことができる。例えば、実施例１において記述したＮｉ酸化物膜は高抵抗であり、サファイア基板のＣ面上にエピタキシャル成長させることが可能な反強磁性膜であるので、下地膜と反強磁性バイアス膜を兼ねることができる。図８にＮｉ酸化物膜２６を用いたスピンバルブ構造の磁気抵抗効果素子を示す。

【０１２６】

（実施例３）

$Co_{90}Fe_{10}$膜が示す保磁力に及ぼすサファイア基板の面方位の影響を調べた。本実施例では、Ｃ面およびＲ面（α－Al_2O_3基板の（１０１２）面）で比較した。

【０１２７】

膜厚１０nmの$Co_{90}Fe_{10}$膜をサファイア基板のＣ面とＲ面上にそれぞれ形成した。この面方位による結晶配向の違いを図９（Ａ）および図９（Ｂ）に示す。図９（Ａ）から分かるように、Ｃ面上では、良好なｆｃｃ（１１１）配向が実現でき、その結果保磁力が１６０Ａ／m以下と良好な軟磁気特性を有するＣｏＦｅ合金膜が形成できた。一方、図９（Ｂ）から分かるように、Ｒ面上では、ｆｃｃ（１１１）のピーク以外にもｆｃｃ（２００）のピークが検出され、ｆｃｃ（１１１）配向があまり良好でない。このため、保磁力が数百Ａ／m以上もあり、良好な軟磁気特性は得られなかった。

【０１２８】

図９（Ａ）において、Ｃ面では基板であるサファイアのピーク以外に２θ＝４３．５°付近にｆｃｃ相（１１１）面に対応するピークのみ（若干のｈｃｐ相（００１）面配向を含み得る）が強く現れている。また、このピーク強度が強いほど$Co_{90}Fe_{10}$膜は低保磁力を示した。一方、図９（Ｂ）において、Ｒ面ではサファイアのピークおよびｆｃｃ相（１１１）面ピーク以外に、２θ＝５２．６°付近にｆｃｃ相（２００）面に対応するピークが現れている。このｆｃｃ相（１００）面配向の存在は、結晶磁気異方性容易軸が面内に現れていることを意味し、これは保磁力を上昇させる原因となる。

【０１２９】

次に、このサファイア基板のＣ面上における$Co_{90}Fe_{10}$膜の（１１１）面（最密面）に対応するピークに関して、ロッキングカーブを測定した。そのロッキングカーブを図１０に示す。図１０から分かるように、θ＝２１．８°付近をピークとして半値幅が３°程度と極めて強い配向が確認できる。このロッキングカーブには、サファイア基板のピークも重複されているが、$Co_{90}Fe_{10}$膜の良好な結晶配向が確認できる。

【０１３０】

次に、図１１に、$Co_{90}Fe_{10}$膜の保磁力と、$Co_{90}Fe_{10}$膜の（１１１）面（最密面）に対応するピークのロッキングカーブにおける半値幅との相関を示す。図１１から分かるように、ガラス基板上に$Co_{90}Fe_{10}$膜を形成すると、（１１１）ピークが微弱である場合が多く、ロッキングカーブ半値幅は２０°以上であり、Ｈｃは３０００Ａ／m以上であった。また、Ａｒ圧力、基板温度を最適化してロッキングカーブの半値幅が１５°程度になると、Ｈｃは１０００Ａ／m程度に減少する。この$Co_{90}Fe_{10}$にＡｌを約１％を添加した材料からなる膜をガラス基板上に形成すると、半値幅は８°程度に減少し、Ｈｃは３

５０Ａ／ｍ程度となる。また、サファイア基板のＣ面上に$Co_{90}Fe_{10}$膜を形成することにより、さらに半値幅は３°程度にまで減少し、Ｈｃは約１６０Ａ／ｍ程度となる。したがって、最密面（$Co_{90}Fe_{10}$膜の場合（１１１）面）に対応するピークのロッキングカーブの半値幅が２０°未満に減少するに伴い、急激に保磁力が減少する傾向にあることが確認できる。例えば、ロッキングカーブの半値幅が７°以下で、保磁力が１６０Ａ／ｍと良好な値に近付いてくることが分かる。すなわち、$Co_{90}Fe_{10}$膜の最密面配向が強くなっていくにしたがって、$Co_{90}Fe_{10}$膜の保磁力が低下する。このように、良好な軟磁気特性は強磁性膜の配向度と強く相関があることが分かる。

【０１３１】

$Co_{90}Fe_{10}$膜の最密面配向を強くする方法としては、上述したように、第１に後述する各種添加元素を加える方法、第２に基板材料・方位を選択する方法、第３に基板と$Co_{90}Fe_{10}$膜との間に下地膜を設ける方法、第４にＭＢＥ等の超高真空成膜装置により成膜する方法等いくつかの方法が挙げられる。なお、第２の方法において、基板にサファイア基板のＣ面を用いた場合、その面をメカノケミカルポリッシュ、フロートポリッシュまたはイオンポリッシュ等で研磨して基板の平均表面粗さ（Ｒａ）を２nm以下にすることにより、その上に形成した$Co_{90}Fe_{10}$膜がさらに良好な軟磁気特性を示すことが分かった。しかし、平均表面粗さが５nm以上では、$Co_{90}Fe_{10}$膜の保磁力は１０００Ａ／ｍ以上であった。（実施例４）

実施例３において、$Co_{90}Fe_{10}$膜の単層膜について、第１および第２の方法で最密面配向を強くすることにより保磁力が低下することが分かった。次に、$Co_{90}Fe_{10}$膜を含む積層膜についても同様のことがいえるかを確認する。

【０１３２】

ガラス基板上にＡｌ含有$Co_{90}Fe_{10}$１０nm／Ｃｕ５nm／Ａｌ含有$Co_{90}Fe_{10}$１０nmの積層膜を実施例１と同様の成膜条件で形成した。この場合の$Co_{90}Fe_{10}$膜中のＡｌ元素添加量と$Co_{90}Fe_{10}$膜の保磁力との関係を図１２に示す。図１２から分かるように、積層膜においてもＡｌ元素の添加により保磁力を低下させることができることが分かる。また、実施例２に示した第２から第４の方法でも同様に積層膜における$Co_{90}Fe_{10}$膜の最密面の配向を強くすることができた。

【０１３３】

次に、積層膜における$Co_{90}Fe_{10}$膜の保磁力の最密面ピーク強度依存性を図１３に示す。図１３から分かるように、単層膜の場合同様に最密面ピーク強度が大きくなるほど、保磁力が低下しているが確認できる。上記構造の場合、ピーク強度は10^2（a.u.）と弱く、保磁力は10^3Ａ／ｍ程度である。この場合において、$Co_{90}Fe_{10}$にＡｌを１原子%程度加えた材料からなる膜を用いることにより、保磁力は数百Ａ／ｍ程度に低下した。また、ガラス基板をサファイア基板のＣ面に代えることにより、10^3（a.u.）以上のピーク強度と１００Ａ／ｍ以下の良好な保磁力が得られた。なお、このときの半値幅は７°以下であった。

【０１３４】

（実施例５）

$Co_{90}Fe_{10}$にＡｌ以外の添加元素を加えて保磁力を調べた。この場合、添加元素として、Ｔａ、Ｐｄ、Ｚｒ、Ｈｆ、Ｍｏ、Ｔｉ、Ｎｂ、Ｃｕ、Ｒｈ、Ｒｅ、Ｉｎ、Ｂ、Ｒｕ、Ｉｒ、Ｗを用いたときにも保磁力の低下が認められた。また、それらの元素の組み合わせ、例えばＴａとＰｄ、ＮｂとＰｄ、ＺｒとＮｂを添加しても保磁力の低下が確認できた。一例として、Ｔａ含有$Co_{90}Fe_{10}$１０nm／Ｃｕ５nm／Ｔａ含有$Co_{90}Fe_{10}$１０nmの積層膜の構造において、Ｔａの添加量と保磁力との関係を図１４に示す。図１４から分かるように、この場合においてもＴａ元素の添加により保磁力が低下したことが確認できる。

【０１３５】

（実施例６）

以上はＣｏＦｅ膜に関して（１１１）高配向を実現した実施例であるが、ＣｏＦｅ膜に限られず、ＣｏＦｅＮｉ膜、ＣｏＮｉ膜等を用いても同様な効果が見られた。その実施例を

下記表２に示す。表２は、（１）強磁性膜の組成、（２）基板の種類、（３）基板とスピンバルブ膜との間の下地膜をパラメータとして作製した図１と同様の構造（ＦｅＭｎ膜と接する側はＣｏＦｅ膜のままである）を有するスピンバルブ膜における（１１１）ピークのロッキングカーブ半値幅△θ_{50}、容易軸方向のＨｃ、△Ｒ／Ｒを示したものである。比較のため、表２と同じ組成の強磁性膜のスピンバルブ膜を下地膜なしにガラス基板上に作製した場合の結果を表２に併記する。

【０１３６】

【表２】

組成	基板	下地	△θ_{50} (°)	Ｈｃ (A/m)	ΔR/R (%)
$Co_{20}Ni_{80}$	ガラス	なし	20以上	680	5.5
$Co_{20}Ni_{80}$	ｻﾌｧｲｱC面	なし	3.8	440	5.9
$Co_{20}Ni_{80}$	ガラス	Ti10nm	6.5	240	5.0
$Co_{20}Ni_{80}$	ガラス	Ge15nm	4.1	190	5.8
$Co_{20}Ni_{80}$	ガラス	Si14nm	5.8	210	5.8
$Co_{20}Fe_{15}Ni_{65}$	ガラス	なし	20以上	270	6.1
$Co_{20}Fe_{15}Ni_{65}$	ｻﾌｧｲｱC面	なし	4.8	210	6.9
$Co_{20}Fe_{15}Ni_{65}$	ガラス	Ti 7nm	6.7	120	5.8
$Co_{20}Fe_{15}Ni_{65}$	ガラス	Ge15nm	5.3	70	6.8
$Co_{20}Fe_{15}Ni_{65}$	ガラス	Si14nm	5.5	90	6.2
$Co_{90}Fe_{10}$	ガラス	なし	20以上	3500	8.0
$Co_{90}Fe_{10}$	ガラス	Ti10nm	9.1	400	6.9
$Co_{90}Fe_{10}$	ガラス	Ge15nm	6.0	210	8.6
$Co_{90}Fe_{10}$	ガラス	Si14nm	5.8	190	7.1

表２から分かるように、ＣｏＦｅ膜に限らずＣｏＦｅＮｉ膜やＣｏＮｉ膜でも、ガラス基板への直接成膜に比べて、サファイアＣ面基板上あるいはＴｉ，Ｓｉ，Ｇｅ等からなる下地膜を用いることにより、△θ_{50}＜７°の良好な（１１１）配向膜を得ることができ、その結果Ｈｃが低下し、高い抵抗変化率が実現できる。

【０１３７】

しかし、Ｔｉ等からなる下地膜やサファイアＣ面基板により（１１１）高配向の（Ｍ 1nm厚／Ｃｕ 1nm厚）$_{16}$人工格子膜を作製したところ（Ｍ：$Co_{20}Ni_{80}$、$Co_{20}Fe_{15}Ni_{65}$）、△Ｒ／Ｒは２％以下の著しく小さな値を示しRKKY的反強磁性結合特有の高い飽和磁界が消失した。（１１１）配向するとRKKY的反強磁性結合が得られないので抵抗変化率が低下したことが分かる。したがって、スピンバルブ膜に限らずRKKY的な反強磁性結合を用いないタイプ（保磁力の差を用いたいわゆる非結合型人工格子膜（第１４回日本応用磁気学会学術講演概要集、1990年、177 頁）等）で（１１１）高配向を実現すると高い抵抗変化率と良好な軟磁性が両立しやすい。

【０１３８】

また、これに加えてＦｅＭｎに接する強磁性膜も下側磁性膜と同じ組成の膜に置き換えても同様の効果が得られることが確認された。

【０１３９】

（実施例７）

ガラス基板上（下地膜なし）にＴｉ５nm／ＦｅＭｎ８nm／ＣｏＦｅ８nm／Ｃｕ２．２nm／強磁性膜８nmのスピンバルブ膜を実施例１と同様の条件で成膜した。このとき、下部強磁性膜に加える非磁性添加元素と容易軸方向の抵抗変化率とＨｃの関係を下記表３に示す。

【０１４０】

【表３】

組　　成	抵抗変化率(容易軸方向)(%)	Ｈｃ（Ａ／ｍ）
$Co_{89.2}Fe_{9.8}Al_{1.0}$	８．５	３２０
$Co_{89.0}Fe_{9.0}Al_{2.0}$	７．７	７０
$Co_{87.3}Fe_{7.7}Al_{5.0}$	５．１	６０
$Co_{86.2}Fe_{7.3}Al_{6.5}$	２．９	１００
$Co_{86}Fe_{7}Re_{7}$	６．７	１８０
$Co_{87}Fe_{6}Zr_{7}$	６．１	１２０
$Co_{87}Fe_{7}Ta_{6}$	５．５	１２０
$Co_{81}Fe_{9}Ta_{10}$	１．５	９５
$Co_{83}Fe_{10}Hf_{7}$	６．８	２３０
$Co_{79}Fe_{8}Pd_{13}$	８．８	２０５０
$Co_{85}Fe_{7}Pd_{8}$	８．０	１７００
$Co_{78}Fe_{7}Cu_{15}$	７．９	３８０
$Co_{75}Fe_{7}Pd_{9}Cu_{9}$	７．７	４４０
$Co_{17}Fe_{13}Ni_{57}Pd_{13}$	５．５	１８０
$Co_{19}Fe_{14}Ni_{60}Pd_{7}$	５．９	１８０
$Co_{16}Fe_{12}Ni_{55}Pd_{9}Cu_{8}$	５．３	８０
$Co_{17}Fe_{13}Ni_{59}Hf_{11}$	５．０	１２０
$Co_{19}Fe_{15}Ni_{60}Hf_{6}$	５．７	１２０
$Co_{81}Fe_{9}Au_{10}$	７．５	４１０
$Co_{83}Fe_{10}Ag_{7}$	７．６	３５０
$Co_{55}Fe_{5}Pd_{40}$	７．３	８００
$Co_{55}Fe_{5}Cu_{40}$	７．０	２８０

表３から分かるように、ガラス基板に成膜した非磁性元素を添加しない膜に比べてＨｃが低下した。Ａｌ，Ｔａ等の添加ではＨｃの低下が顕著であるが、大量に添加すると抵抗変化率が大幅に低下した。Ａｌでは６．５原子％未満、Ｔａでは１０原子％未満で、ＮｉＦｅからなるスピンバルブ膜を上回る５％以上の抵抗変化率と低Ｈｃを両立できることが分かる。なお、ＣｏＦｅにＡｌまたはＴａを添加すると、Ｘ線回折において最密面ピーク強度が増加した。一方、Ｃｕ，Ａｕ，Ａｇ，Ｐｄ等は、Ｈｃ低減効果がＡｌまたはＴａほど顕著ではないが、１０原子％以下の大量の添加でも抵抗変化率の低下が見られない。ＣｏＦｅへのＣｕ，Ａｕ，Ａｇ，Ｐｄ等の添加でもＸ線回折における最密面ピーク強度が増加した。これらＨｃの低下には、Ｘ線回折における最密面ピーク強度が添加元素により向上したことから、前述した結晶配向性の向上が起因していると考えられる。これに加えて、添加元素による結晶磁気異方性の低減もＨｃの低下に起因している可能性もある。

【０１４１】

さらに、６５℃９５％ＲＨの恒温恒湿槽に１００時間放置して単層の各強磁性膜（１００nm厚）について耐食性を調べたところ、Ｐｄを７原子％以上添加した膜では変色はなかったが、非磁性元素を添加しないＣｏＦｅ膜、$Co_{20}Ni_{80}$膜、$Co_{20}Fe_{15}Ni_{65}$膜やＡｌを６．５原子％添加した膜、Ｔａを６原子％添加した膜等は変色が見られた。すなわち、Ｐｄの添加は、耐食性を改善する効果を発揮する。Ｐｄのみの添加ではＨｃの低下があまり顕著ではないが、Ｐｄを例えばＣｕと共に添加すると、高い抵抗変化率と耐食性を保って軟磁気特性のさらなる改善が可能になる。さらに、サファイアＣ面基板やアモルファス金属下地膜、ｆｃｃ格子の下地膜を用いると、Ｐｄのみの添加でもＨｃが８０Ａ／ｍ未満にまで低下し、さらに、Ｐｄの４０at%までのＰｄ濃度範囲で～１０％の高い抵抗変化率を示した。しかしながら、同じ貴金属で耐食性改善に効果的であると予想されるＰｔを添加すると、ＨｃがＰｔを添加しない膜以上に増加した。このため、軟磁気特性の観点からＰｔの添加は好ましくない。

【０１４２】

（実施例８）

表面粗さがR_a＝２nm以下の熱酸化Ｓｉ基板表面をＳＨ（硫酸と過酸化水素の混合液）処理により清浄化した後、この基板を真空装置内に載置して、1×10^{-9}Torr以下まで排気した。真空装置内の水および酸素は、質量分析器および露点計によって管理した。以上の手順が終了した後、装置内に超高純度Ａｒガスを導入して、装置内の真空度を1×10^{-4}Torrとし、ＥＣＲイオン源内部において２．４５GHz のマイクロ波放電を発生させて加速したイオンビームによりスパッタリングを行い、図１５に示すように、熱酸化Ｓｉ基板１５０上に第１の下地膜１５１として、非晶質Ｓｉ膜を膜厚５nmで成膜した。その後、真空を保ちながら連続して、第１の下地膜１５１上に第２の下地膜１５２として、Ｃｕ－Ｎｉ合金を膜厚２nmで成膜した。

【０１４３】

その表面に第１の強磁性膜１５３として$Co_{90}Fe_{10}$合金膜を厚さ８nmで、非磁性膜１５４としてＣｕ－Ｎｉ合金膜を厚さ２．２nmで、第２の強磁性膜１５５として$Co_{90}Fe_{10}$合金膜を厚さ８nmで、反強磁性膜１５６としてＦｅ－Ｍｎ合金膜を厚さ８nmで、保護膜１５７としてＴｉ膜を厚さ５nmで順次成膜し、スピンバルブ構造の積層膜を作製した。以上の薄膜は、いずれもイオンビームスパッタリングにて形成した。さらに、この積層膜上にＣｕ電極１５８ａ，１５８ｂを形成することによって、スピンバルブ型磁気抵抗効果素子１５９を得た。

【０１４４】

なお、強磁性膜１５３，１５５におけるＣｏＦｅ系合金膜の組成物としては、大きな抵抗変化率（日本応用磁気学会誌：１６．３１３（１９９２））および軟磁気特性の観点から$Co_{90}Fe_{10}$とした。

【０１４５】

このようにして得たスピンバルブ型磁気抵抗効果素子の結晶性、磁気特性および抵抗変化率を測定したところ、ＣｏＦｅ合金膜のＸ線回折による半値幅は１°であり、軟磁気特性

を示す物性の一つである保磁力は０．１Ｏｅであった。また、この素子を用いて測定した磁気抵抗変化率は、約１０％という高い値を示した。

【０１４６】

また、比較のため、同じ処理を施した基板を真空装置内に載置し、1×10^{-7}Torr以下まで排気した後、通常のＡｒガスを2×10^{-3}Torrまで導入し、その基板表面に非晶質Ｓｉ膜を成膜することなく、Ｃｕ膜を下地膜として直接成膜し、その表面に実施例８と同一構成のスピンバルブ構造の積層膜を作製した。さらに、この積層膜上にＣｕ電極を形成して、磁気抵抗効果素子とした。この積層膜は、通常の１３．５６MHz にて励起された２極スパッタリング法によって形成した。

【０１４７】

この磁気抵抗効果素子の結晶性、磁気特性および抵抗変化率を測定したところ、ＣｏＦｅ合金膜のＸ線回折による半値幅は７°であり、軟磁気特性を示す物性の一つである保磁力は１．５Ｏｅであった。また、この素子を用いて測定した磁気抵抗変化率は約５％であった。

【０１４８】

（実施例９）

表面粗さがR_a ＝２nm以下のサファイヤ基板を表面清浄化した後、この基板を真空装置内に載置し、1×10^{-9}Torr以下まで排気した。真空装置内の水および酸素は、質量分析器および露点計によって管理した。以上の手順が終了した後、電子ビーム蒸着源を用いた超高真空蒸着法によって、第１の下地膜として、非晶質ＣｕＴｉ膜を膜厚３nmで成膜した。その後、真空を保ったまま連続して、励起周波数１００MHz の超高真空ＲＦスパッタリングを用いて、第２の下地膜としてＦｅＭｎ合金膜を膜厚２nmで成膜した。

【０１４９】

次に、上記下地膜上に、Ｔｉ５nm／ＦｅＭｎ８nm／（$Co_{81}Fe_9$）Pd_{10}８nm／Ｃｕ２．２nm／（$Co_{81}Fe_9$）Pd_{10}８nmの構成を有するスピンバルブ構造の積層膜を全て励起周波数１００MHz の超高真空ＲＦスパッタリングを用いて形成し、さらにこの積層膜上にＣｕ電極を形成して、スピンバルブ型磁気抵抗効果素子を作製した。

【０１５０】

このようにして得たスピンバルブ型磁気抵抗効果素子の結晶性、磁気特性および抵抗変化率を実施例８と同様に測定したところ、ＣｏＦｅ膜のＸ線回折による半値幅は１．５°であり、軟磁気特性を示す物性の一つである保磁力は１Ｏｅであった。また、同素子を用いて測定した磁気抵抗変化率は、約１２％という高い値を示した。

【０１５１】

（実施例１０）

図１６に示すように、支持基板３０上にＣｏＺｒＮｂ等からなる高抵抗非晶質層３１を形成し、その上にＣｏＦｅ合金等からなる強磁性膜３２、Ｃｕ等よりなる非磁性膜３３、強磁性膜３２、およびＦｅＭｎ等からなる交換バイアス層３４を約４ｋＡ／ｍの静磁界中で順次形成し、交換バイアス層３４上にリード３５を形成して磁気抵抗効果素子を作製した。なお、各層は４元スパッタ装置で下記表４に示す成膜条件で成膜した。

【０１５２】

【表４】

成膜条件

	アモルファス層	強磁性膜	中間層	交換バイアス層
ターゲット	CoZrNb	CoFe	Cu	FeMn
到達真空度	8×10^{-5} Pa			
スパッタ圧	0．4 Pa			
投入電力	400W	300W	80W	300W
膜厚	10nm	8nm	3nm	140nm

ＦｅＭｎ側のＣｏＦｅの膜厚は４．５ｎｍとした。

この磁気抵抗効果素子の磁気特性を調べ、図１７および図１８にそのＭ－Ｈカーブ（磁化－磁界カーブ）を示す。なお、図１７は容易軸方向のＭ－Ｈカーブ、図１８は困難軸方向のＭ－Ｈカーブを示す。

【０１５３】

図１７から分かるように、ＦｅＭｎに固着されていない側のＣｏＦｅ膜の保磁力Ｈｃ（図中ａ）は約５００Ａ／ｍとなり、通常のＣｏＦｅ単層膜のＨｃ約１６００Ａ／ｍに比べ著しく低い値を示した。さらに信号磁界入力側である困難軸方向についても、図１８から分かるように、ＦｅＭｎに固着されていない側のＣｏＦｅ膜の保磁力Ｈｃ（図中ｂ）が約６００Ａ／ｍとなり、通常のＣｏＦｅ単層膜のＨｃ約１６００Ａ／ｍに比べ著しく低い値を示した。

【０１５４】

また、この磁気抵抗効果素子の抵抗変化特性を調べ、図１９にそのＲ－Ｈカーブ（抵抗－磁界カーブ）を示す。図１９から分かるように、抵抗変化率△Ｒ／Ｒは従来のＣｏ系スピンバルブ膜と同程度の約９％の高い抵抗変化率となった。また、ＦｅＭｎに固着されていない側のＣｏＦｅ膜の保磁力Ｈｃ（図中ｃ）は図１７から予想されるように約５００Ａ／ｍの低い値となった。

【０１５５】

本実施例では、交換バイアス層としてＦｅＭｎ膜を用いているが、ＮｉＯ等の反強磁性膜を用いてもよいし、また（Ｃｏ／Ｃｕ）ｎ等の構造を有する人工格子膜を用いても良好な特性が得られることが確認された。さらに、本実施例では、高抵抗アモルファス層としてＣｏＺｒＮｂ膜を用いているが、その他に微小な結晶のＦｅＺｒ膜、ＦｅＺｒＮ膜、ＣｏＺｒＮ膜、ＦｅＴａＣ膜、あるいはＮｉＦｅＸ膜（Ｘ：Ｒｈ，Ｎｂ，Ｚｒ，Ｈｆ，Ｔａ，Ｒｅ，Ｉｒ，Ｐｄ，Ｐｔ，Ｃｕ，Ｍｏ，Ｍｎ，Ｗ，Ｔｉ，Ｃｒ，Ａｕ，またはＡｇ）等を用いてもよい。特に、ｆｃｃ相の微結晶膜（Ｃｏ系窒化膜、Ｃｏ系炭化膜、ＮｉＦｅＸ膜）では、ｆｃｃ相（１１１）配向を促進する効果も相乗し、さらにＨｃが容易軸方向で～２５０Ａ／ｍに低下し、抵抗変化率が１０％に向上した。

【０１５６】

比較のために、高抵抗アモルファス層を設けないで支持基板上に後述する図２３と同様な強磁性膜、中間層、強磁性膜、交換バイアス層を順次積層してなる磁気抵抗効果素子の磁気特性を調べ、そのＭ－Ｈカーブを図２０および図２１に示す。なお、図２０は容易軸方向のＭ－Ｈカーブ、図２１は困難軸方向のＭ－Ｈカーブを示す。また、成膜条件は前記表３と同様とした。

【０１５７】

図２０から分かるように、ＦｅＭｎに固着されていない側のＣｏＦｅ膜の保磁力Ｈｃ（図中ｄ）は約２０００Ａ／ｍとなり、通常のＣｏＦｅ単層膜のＨｃと同様に高い値を示した。さらに、困難軸方向についても、図２１に示すように、ＦｅＭｎに固着されていない側

のＣｏＦｅ膜の保磁力Ｈｃ（図中ｅ）は約１４００Ａ／ｍとなり、通常のＣｏＦｅ単層膜のＨｃと同様に高い値を示し、磁気抵抗効果素子としては不充分であった。

【０１５８】

（実施例１１）

図２２に示すように、支持基板３０上にＣｕ等からなる厚さ約５nmの下地膜３６を形成し、さらにその上に交換バイアス層３４、強磁性膜３２、非磁性膜３３、強磁性膜３２、および高抵抗アモルファス層３１を順次形成し、高抵抗アモルファス層３１上にリード３５を形成して磁気抵抗効果素子を作製した。なお、成膜条件は上記表３と同様にした。

【０１５９】

図２２に示す構造、すなわち高抵抗アモルファス層を交換バイアス層よりも上層として形成する場合においても、低いＨｃを得ることができた。また、アモルファス層が高抵抗であるため、この層が最上層となってもシャント効果による磁気抵抗変化率の低下はなかった。なお、この場合には、ＦｅＭｎの結晶配向制御のために下地膜を設けることが望ましい。

【０１６０】

（実施例１２）

支持基板４１上にＣｏＰｔＣｒ膜４２を厚さ８nmで成膜し、その上にレジスト４３を塗布した後、所望のパターンにレジスト４３をパターニングし、図２３（Ａ）に示すように、イオンミーリング等によりエッチングした。この際、ＣｏＰｔＣｒのテーパ角Ｘは９０°に近い方が望ましい。

【０１６１】

次に、図２５（Ｂ）に示すように、エッチング後のレジスト４３は除去せず、この状態でＣｏＦｅ合金からなる強磁性膜４４、Ｃｕ等からなる非磁性膜４５、強磁性膜４４、および高抵抗アモルファス層４６を順次形成してスピンバルブ構造の磁気抵抗効果素子を作製した。この際、レジスト４３のテーパ角Ｙは９０°に近い方が望ましい。

【０１６２】

次に、レジスト４３を除去した後に高抵抗アモルファス層４６上にリード４７を形成した。なお、このリード４７は、レジスト４３を除去する前に形成してもよい。このように作製することにより、図２５（Ｃ）に示すように、界面状態に敏感なスピンバルブ構造を特性劣化を伴わずに作製することできる。

【０１６３】

上記構造のように、ＦｅＭｎ等からなる交換バイアス層を磁化固着膜として用いることなく、高保磁力膜を用いることができる。高保磁力膜の材料としては、下地膜を用いなくても適当な面内磁気異方性を発揮できる材料を用いることが望ましい。そこで、本実施例では、この特性を満足するＣｏＰｔＣｒ膜を高保磁力膜として用いた。

【０１６４】

（実施例１３）

図２４に示すように、支持基板３０上に高抵抗アモルファス層３１、強磁性膜３２、非磁性膜３３、強磁性膜３２、および高抵抗アモルファス層３１を順次積層し、最上層の高抵抗アモルファス層３１上にリード３５を形成して磁気抵抗効果素子を作製した。

【０１６５】

図２４に示す構造のように、磁化固着膜であるＦｅＭｎからなる交換バイアス層を用いず、センス電流により発生する磁界または形状による反磁界の効果による自己バイアス効果を利用して、強磁性膜３２間での反強磁性的磁化配列を実現してもよい。

【０１６６】

この場合、センス電流により発生する磁界が膜幅方向（図中ｇ方向）において、強磁性膜３２を挟んで上下で反対方向となるように加わるようにし、さらに、膜幅方向の反磁界を低減するために２つの強磁性膜３２は互いに反強磁性的に結合するようにする。その結果、交換バイアス層がなくても２つの強磁性膜３２同士が反強磁性的に結合できる。したがって、信号磁界Ｈｓを膜長手方向（図中ｆ方向）に加えると２つの強磁性膜３２の磁化は

回転して膜長手方向に揃い強磁性的な結合となる。その結果、スピン依存散乱に起因した大きな△Ｒ／Ｒを得ることができる。

【０１６７】

（実施例１４）

図２５に示すように、熱酸化Ｓｉ基板１６０上に、高抵抗強磁性膜１６１としてＣｏＣｒ合金膜をイオンビームスパッタ法によって膜厚１nmで成膜した。次に、高抵抗磁性膜１６１上に、第１の強磁性膜１６２としてＣｏＦｅ合金膜を厚さ３nmで、非磁性膜１６３としてＣｕ膜を厚さ２nmで、第２の強磁性膜１６４としてＣｏＦｅ合金膜を厚さ３nmで順次成膜し、スピンバルブ型の積層膜を形成した。

【０１６８】

この後、上記積層膜上に、反強磁性膜１６５としてＦｅＭｎ膜を厚さ１５nmで形成した。その上に、必要に応じて保護膜１６６を形成し、さらに電極１６７ａ，１６７ｂ（間隔：１０μｍ）を形成することによって、スピンバルブ型磁気抵抗効果素子１６８を作製した。

【０１６９】

このようにして得たスピンバルブ型磁気抵抗効果素子の抵抗変化率を測定したところ、室温で１４％という高い値を示した。

【０１７０】

比較として、高抵抗強磁性膜１６１を形成しない以外は実施例１４と同様にして、スピンバルブ型磁気抵抗効果素子を作製した。このスピンバルブ型磁気抵抗効果素子の特性を実施例１４と同様にして評価したところ、室温での抵抗変化率は１２％であった。

【０１７１】

（実施例１６）

サファイア基板上に、第１の強磁性膜として$Co_{90}Fe_{10}$合金膜、非磁性膜としてＣｕ膜、第２の強磁性膜として$Co_{90}Fe_{10}$合金膜、反強磁性膜としてＦｅＭｎ膜を順に形成した。この際、第１および第２の強磁性膜の厚さ（d_{FeCo}）を変化させて、抵抗変化率（$\Delta\rho/\rho_0$）を測定した。その結果を図２６に示す。なお、第１および第２の強磁性膜の厚さは同一とし、Ｃｕ膜の膜厚は２．２nm、ＦｅＭｎ膜の膜厚は１５nmとした。また、上記磁気抵抗効果素子においては、反強磁性膜上に必要に応じて、耐食性等に優れたＴａ、Ｎｉ、ＮｉＣｒ等の保護膜を介して電極を形成する。図２６から分かるように、d_{FeCo}が５nm以下でＭＲ効果が増大していることが分かる。また、d_{FeCo}＝３nm付近でピークをとり、２～４nmが好ましい範囲となる。

【０１７２】

強磁性膜／非磁性膜（金属薄膜）／強磁性膜のサンドイッチ構造の厚さが薄くなってくると、金属薄膜と接していない面での電子散乱が大きくなり、抵抗のサイズ効果が表れる。サンドイッチ構造の比抵抗の変動分（Δρ）は、サンドイッチ構造のトータルの膜厚をｔ、平均自由行程をl_0とすると、Δρはl_0／ｔに比例する。諸条件で変化するが、図２６からも明らかなように、Ｃｏ系強磁性膜を用いた場合、強磁性膜厚は５nm以下とすることが良好なＭＲ効果が得る上で好ましい。

【０１７３】

すなわち、強磁性膜の金属薄膜と接していない方の面に、低抵抗例えば３０μΩcm以下の比抵抗をもった材料が接している場合、電子はその界面を通り抜け、３０μΩcm以下の比抵抗をもった材料の中に流れてしまい、有効な表面散乱が起こりにくくなる。このため、有効な表面散乱を引き起こし、サイズ効果を利用するためには、３０μΩcm以上の材料とするか、接している材料の膜厚を５nm以下とすることが有効である。

【０１７４】

サイズ効果を利用し、大きなＭＲ効果を得るためには、Ｃｏ系強磁性膜の膜厚は５nm以下にすることが好ましい。このとき、中間金属薄膜としては、Ｃｕ、Ａｇ、Ａｕ等の比抵抗の小さい金属を用いることが望ましく、中間金属薄膜の膜厚はサイズ効果を利用するために、５nmより薄いことが好ましい。また、両強磁性膜の膜厚が大きく異なっている場合に

は、両強磁性膜における表面散乱の効果が異なってしまうため、磁気抵抗変化率は小さくなってしまう。このため、両強磁性膜の厚さの比は、１：１～１：２の間にあることが望ましい。

【０１７５】

（実施例１６）

図２７に示すように、サファイア基板１６０上に非磁性膜１６１としてＣｕＰｄ合金膜をＲＦスパッタ法によって厚さ２nmで成膜した。次に、非磁性膜１６１上に、第１の強磁性膜１６２としてＣｏＦｅ合金膜を厚さ１nmで、非磁性膜１６３としてＣｕ膜を厚さ２nmで、第２の強磁性膜１６４としてＣｏＦｅ合金膜を厚さ３nmで順次成膜し、スピンバルブ型の積層膜を形成した。

【０１７６】

この後、上記積層膜上に、反強磁性膜１６５としてＦｅＭｎ膜を厚さ１５nmで形成した。その上に、必要に応じて保護膜１６６を形成し、さらに電極１６７ａ，１６７ｂを形成することによって、スピンバルブ型磁気抵抗効果素子１７１を作製した。

【０１７７】

この磁気抵抗効果素子では、反強磁性膜１６５により、第２の強磁性膜１６４には一方向異方性が与えられているため、低磁場中では磁化は一方向に固定されたまま動かない。これに対して、第１の強磁性膜１６２は、低磁場中でも磁場の方向に磁化を向ける。よって、外部磁化を変化させることにより、２つの強磁性膜の磁化の成す角度を自由に制御することができる。なお、反強磁性膜１６５は、第２の強磁性膜１６４に有効な一方向異方性を与える上で、１～５０nm程度の厚さとすることが好ましい。

【０１７８】

このようにして得たスピンバルブ型磁気抵抗効果素子１７１の抵抗変化率を測定したところ、第１の強磁性膜１６２の厚さを１nmと薄くしているにもかかわらず、室温で８％という高い値を示した。また、上記スピンバルブ型磁気抵抗効果素子１７１を、幅２μｍ×長さ８０μｍの微細形状に加工してＣｕリード間を２μｍに規定した狭トラック幅の高密度磁気記録の再生に用いたところ、バルクハウゼンノイズを除去することができた。

【０１７９】

比較として、非磁性膜１６１を形成しない以外は実施例１７と同様にして、スピンバルブ型磁気抵抗効果素子を作製した。このスピンバルブ型磁気抵抗効果素子の特性を実施例１７と同様にして評価したところ、抵抗変化率は室温で３％と小さい値しか得られなかった。

【０１８０】

また、第１の強磁性膜１６２の膜厚を６nmとする以外は実施例１６と同様にして、スピンバルブ型磁気抵抗効果素子を作製した。このスピンバルブ型磁気抵抗効果素子の特性を実施例１６と同様にして評価したところ、抵抗変化率は室温で６％得ることができたが、実施例１６と同様な再生微細素子により高密度記録（狭トラック幅）の再生を行ったところ、反磁界によるバルクハウゼンノイズが観測された。

【０１８１】

（実施例１７）

図２８に示すように、熱酸化Ｓｉ基板１６０上に平均自由行程が長い薄膜１７２として、キャリア濃度が$10^{20}cm^{-3}$となるようにＴｅをドープしたＧａＡｓ膜をＭＢＥ法により厚さ１０nmで成膜した。次に、ＴｅドープＧａＡｓ膜１７２上に第１の強磁性膜１６２としてＣｏＦｅ合金膜を厚さ１nmで、非磁性膜１６３としてＣｕ膜を厚さ２nmで、第２の強磁性膜１６４としてＣｏＦｅ合金膜を厚さ４nmで順次成膜し、スピンバルブ型の積層膜を形成した。

【０１８２】

この後、上記積層膜上に、反強磁性膜１６５としてＦｅＭｎ膜を厚さ１５nmで形成した。その上に、必要に応じて保護膜１６６を形成し、さらに電極１６７ａ，１６７ｂを形成することによって、スピンバルブ型磁気抵抗効果素子１７３を作製した。

【０１８３】
このようにして得たスピンバルブ型磁気抵抗効果素子の抵抗変化率を測定したところ、室温で１８％という高い値を示した。また、上記スピンバルブ型磁気抵抗効果素子を高密度磁気記録の再生に用いて、10^5 Ａ／cm^2 という電流密度のセンス電流における出力信号電圧を測定したところ、１ｍV_{p-p} という良好な値が得られた。
【０１８４】
比較として、ＴｅドープＧａＡｓ膜１７２を形成しない以外は、実施例１７と同様にして、スピンバルブ型磁気抵抗効果素子を作製した。このスピンバルブ型磁気抵抗効果素子の特性を実施例１７と同様にして評価したところ、抵抗変化率は室温で２％と小さい値しか得られなかった。
【０１８５】
（実施例１８）
ガラス基板上に厚さ１０nmのＣｕ膜を下地膜として形成し、その上に$Co_{90}Fe_{10}$膜を形成した。Ｃｕ膜および$Co_{90}Fe_{10}$膜は、ＲＦ２極スパッタリング法により成膜した。なお、スパッタリングは、成膜中に永久磁石により約４０００Ａ／ｍの一方向磁界を基板近傍に加え、以下に示すスパッタリング条件により行った。
【０１８６】

予備排気	1×10^{-4}Ｐａ以下
Ａｒスパッタガス圧	０．４Ｐａ
高周波投入電力	ＣｏＦｅ：３００－５００Ｗ
	Ｃｕ　：１６０Ｗ
スパッタリング速度	ＣｏＦｅ：０．５－１nm／ｓ
	Ｃｕ　：１nm／ｓ

このようにして作製した$Co_{90}Fe_{10}$膜のＨｃ（困難軸方向）と$Co_{90}Fe_{10}$膜の膜厚の関係を図２９に示す。また、図２９には、比較のためガラス基板上にＣｕ下地膜を設けないで直接$Co_{90}Fe_{10}$膜を形成したものも示した。なお、保磁力Ｈｃは振動型磁力計により測定した。
【０１８７】
図２９から分かるように、Ｃｕ下地膜を設けない通常の$Co_{90}Fe_{10}$膜では、膜厚２０nm以下では２０００Ａ／ｍ以上の高いＨｃを示した。一方、Ｃｕ下地膜を設けると、膜厚２０nmの$Co_{90}Fe_{10}$膜ではＨｃの低下は僅かであったが、膜厚１０nm以下では４００～９００Ａ／ｍにＨｃが大幅に低下した。このように、ガラス基板と$Co_{90}Fe_{10}$膜との間にＣｕ下地膜を設けることにより、$Co_{90}Fe_{10}$膜のＨｃを低減できることが分かった。特に、Ｃｕ下地膜の膜厚は、１原子層以上であれば上記のＨｃ低減の効果が認められた。なお、Ｃｕ下地膜上にまったく同様にＣｏ膜を形成した場合はＣｏＦｅ膜の場合ほどＨｃの低下は認められなかった。
【０１８８】
（実施例１９）
ガラス基板上に厚さ５～６nmのＣｕ下地膜を形成し、さらにＣｕ下地膜上に$Co_{90}Fe_{10}$膜、厚さ２nmのＣｕ中間層、および$Co_{90}Fe_{10}$膜を順次形成した。なお、これらの膜の成膜条件は実施例１８と同様とした。
【０１８９】
この積層膜（Ｃｕ／ＣｏＦｅ／Ｃｕ／ＣｏＦｅ）におけるＨｃ（困難軸方向）と$Co_{90}Fe_{10}$膜の膜厚の関係を図３０を示す。また、図３０には、図２９と同様にガラス基板上にＣｕ下地膜を設けないで直接$Co_{90}Fe_{10}$膜を形成したものも示した。
【０１９０】
図３０から分かるように、Ｃｕ下地膜を設けない積層膜では、単位$Co_{90}Fe_{10}$膜の膜厚

が５nm以上でＨｃは急激に増加するが膜厚３nm以下でＨｃが８００Ａ／ｍである。このように、単にＣｕ中間層を設けるだけでもＨｃを低減できる。さらに、この積層膜にＣｕ下地膜を設けることによりＨｃはさらに低下でき、単位$Co_{90}Fe_{10}$膜の膜厚が７nm以下で２２０～４００Ａ／ｍの低いＨｃが得られることが分かる。したがって、Ｃｕ下地膜とＣｕ中間層を用いた$Co_{90}Fe_{10}$積層膜では、実施例１８の場合よりもＨｃを大幅に低減できる。

【０１９１】

また、Ｃｕ５nm／$Co_{90}Fe_{10}$２．２nm／Ｃｕ２nm／$Co_{90}Fe_{10}$２．２nmの積層膜の磁化曲線（容易軸方向）を図３１に示す。図３１から分かるように、磁界が０でも残留磁化が９０％以上であり、この２つの$Co_{90}Fe_{10}$強磁性膜の磁化は反強磁性的ではなく強磁性的な磁化挙動を示すことが分かる。

【０１９２】

（実施例２０）

$Co_{90}Fe_{10}$膜の単位膜厚を１．５nmとし、Ｃｕ膜の単位膜厚を１．５nmとして、（Ｃｏ Ｆｅ／Ｃｕ）ｎ膜を実施例１８に示す成膜条件で作製し、そのＨｃと積層回数ｎとの関係を調べた。その結果を図３２に示す。この場合、ガラス基板上に$Co_{90}Fe_{10}$膜、Ｃｕ膜の順に積層したものと、Ｃｕ膜、$Co_{90}Fe_{10}$膜の順に積層したもの（第１層のＣｕは下地膜に相当すると見なされる）について調べた。

【０１９３】

図３２から分かるように、積層回数が２の場合において、$Co_{90}Fe_{10}$膜を先に形成したときは、Ｈｃは６５０Ａ／ｍと若干高いが、積層回数が４～８の場合においては、$Co_{90}Fe_{10}$膜が先でもＣｕ膜が先でもＨｃは１００～３００Ａ／ｍと低い。これは、積層回数が増えるにしたがってＣｕ下地膜の効果が薄らぎ、Ｃｕ下地膜（第１層のＣｕ膜）の有無に拘らずＨｃが低くなるからであると考えられる。なお、この場合の磁化曲線も、図３１と同様に強磁性的な結合を示す形状であった。

【０１９４】

なお、この積層膜は、断面透過電子顕微鏡観察やＸ線回折曲線の回折ピーク半値幅の測定から、結晶粒径が大きい、すなわちＣｕ膜と$Co_{90}Fe_{10}$膜との界面で連続したエピタキシ的に結晶が成長していることが分かった。したがって、この積層膜は、非磁性膜と強磁性膜との界面での結晶成長遮断効果を利用した微結晶効果により軟磁性を発揮せしめている従来のＦｅ／Ｃ等の多層膜とは異なり、余分な抵抗増大がないので、スピン依存散乱を利用した磁気抵抗効果膜への応用が可能である。

【０１９５】

（実施例２１）

（$Co_{90}Fe_{10}$／Ｃｕ）ｎ膜では、Ｃｕ膜厚に応じてＣｕ膜に隣接する強磁性膜の磁化が反強磁性的に結合したり、強磁性的に結合したりすることが知られている。図３３に（$Co_{90}Fe_{10}$（１nm）／Ｃｕ）$_{16}$における困難軸方向のＨｓ（飽和磁界）と単位Ｃｕ膜の膜厚との関係を示す。Ｃｕ膜の膜厚を１nm、２nm近傍に設定すると、隣接する強磁性膜間の反強磁性結合に起因する大きなＨｓ（１２～２４０ｋＡ／ｍ）を示す。また、容易軸方向でも図３４に示すような残留磁化が大幅に低下した反強磁性的結合を表わす磁化曲線を示す。一方、それ以外の膜厚では、図３１に示した磁化曲線と同様に$Co_{90}Fe_{10}$の誘導磁気異方性に相当する程度のＨｓ（１０００～２０００Ａ／ｍ）を示し、また、容易軸方向の磁化曲線も残留磁化が９０％以上であり、反強磁性結合がない特性を示した。

【０１９６】

また、図３３から分かるように、膜厚を例えば１．５nm程度の中間値に設定することにより強磁性的結合が得られることが分かる。強磁性的結合であれば、Ｈｓが低いために磁気ヘッド等の磁気センサ応用上重要である困難軸方向の透磁率を高くできる。このように、本実施例においてＣｕ膜の膜厚は、従来の巨大磁気抵抗効果を示す人工格子膜とは異なり、反強磁性結合しない中間値であることが望ましい。

【０１９７】

（実施例２２）
基板５０上に実施例１８と同様の成膜条件で強磁性積層単位５１を形成した。ここで、強磁性積層単位５１は、実施例２０および実施例２１において示した非磁性膜であるＣｕ膜と強磁性膜である$Co_{90}Fe_{10}$膜との積層膜をいう。次いで、強磁性積層単位５１上に、強磁性積層単位中の非磁性膜と異なる厚みを有する非磁性膜５２を形成し、さらにその上に強磁性積層単位５１を形成した。次いで、その上にＦｅＭｎ、ＮｉＯ、ＮｉＣｏＯ等からなる反強磁性膜５３を形成し、さらにその上に保護膜５４を形成した。この保護膜５４は必要に応じて形成する。最後に、エッジ部に電流を供給するために保護膜５４上に電極端子５５を形成して図３５に示す磁気抵抗効果素子を作製した。

【０１９８】
ここで、強磁性積層単位５１および反強磁性膜５３の成膜を一方向磁界中で行うことにより、反強磁性膜５３と直接接する強磁性積層単位５１に交換バイアスを付与することができる。なお、反強磁性膜５３と交換結合する強磁性積層単位５１中の強磁性膜の磁化は固着されるので、強磁性積層単位５１の代わりに軟磁性が若干低いＣｏＦｅ単層膜を用いてもよい。また、フェロ結合したＣｏＦｅ／Ｃｕ界面は必ずしも平坦である必要はなく、図３６に示すように、Ｃｕ膜内に層状のＣｏＦｅが混在した状態でも同様な効果を発揮する。

【０１９９】
強磁性積層単位５１を$(Co_{90}Fe_{10}$１nm／Ｃｕ１．２nm$)_4$膜とし、非磁性膜５２を厚さ２．５nmのＣｕ膜とし、反強磁性膜５３を厚さ１０nmのＦｅＭｎ膜とし、保護膜５４を厚さ６nmのＣｕ膜とした磁気抵抗効果素子の磁化曲線および抵抗変化特性（磁界方向は容易軸方向）をそれぞれ図３７および図３８に示す。なお、抵抗は４端子法により測定した。

【０２００】
図３７および図３８から分かるように、Ｈ＞８００Ａ／ｍで２つの強磁性積層単位５１の間において磁化が反強磁性的に結合しており、Ｈ＜５００Ａ／ｍで２つの強磁性積層単位５１の間において磁化が強磁性的に結合している。すなわち、Ｈ＝５００～８００Ａ／ｍの間で磁化が強磁性的結合から反強磁性的結合に変化していることが分かる。このＨ＝５００～８００Ａ／ｍの僅かな磁界領域、すなわち僅かなヒステリシスで抵抗が大きく変化しており、このときの抵抗変化率ΔＲ／Ｒは８％である。

【０２０１】
比較のために、$Co_{90}Fe_{10}$単層膜からなる図３５に示すスピンバルブ構造の磁気抵抗効果素子（強磁性積層単位５１を$Co_{90}Fe_{10}$単層膜に置き換えたもの）の磁化曲線および抵抗変化特性をそれぞれ図３９および図４０に示す。

【０２０２】
図３９および図４０から分かるように、図３８の抵抗変化と比べて磁化曲線にヒステリシスが大きく、その結果、抵抗変化特性にも大きなヒステリシスが存在する。また、ΔＲ／Ｒは約６．５％であり、図３７の抵抗変化よりも小さい値である。

【０２０３】
以上の説明から、本発明の強磁性積層膜を用いたスピンバルブ構造の磁気抵抗効果素子は、軟磁性が良好であり、僅かな磁界で大きな抵抗変化を得られ、さらに強磁性積層単位内部に$Co_{90}Fe_{10}$／Ｃｕ界面が存在するので抵抗変化率が大きいことが分かる。

【０２０４】
以上までは（ＣｏＦｅ／Ｃｕ）ｎ積層膜の実施例について詳しく述べたが、このスピンバルブ構造は他の強磁性膜（例えば、ＮｉＦｅ，ＮｉＦｅＣｏ，Ｃｏ等）と他の非磁性膜（Ｃｕ基合金等）との積層においても同様な効果が期待できる。次に、図３５におけるスピンバルブ構造において、強磁性積層単位５１を種々の強磁性結合多層膜に変えた場合の容易軸方向の抵抗変化率とＨｃを下記表５に示す。

【０２０５】
【表５】

強磁性積層単位	Hc(A/m)	抵抗変化率(%)
$(Co_{20}Fe_{15}Ni_{65}$1nm厚／Cu0.7nm厚$)_4$	80	6.9
$(Co_{90}Fe_{10}$1nm厚／$Cu_{80}Ni_{20}$0.7nm厚$)_4$	660	7.9
$(Co_{80}Fe_{20}$1nm厚／Cu0.7nm厚$)_4$	320	6.3

表５から分かるように、ＣｏＦｅ／Ｃｕ以外の組み合わせの強磁性多層膜を用いても単層磁性膜を用いたスピンバルブ膜（表２参照）に比べてＨｃが低減でき、かつ同等以上の抵抗変化率が実現できることが分かる。

【０２０６】

（実施例２３）

図３５における基板側の強磁性積層単位５１として厚さ４nmのＣｕ下地膜と厚さ５nmの$Co_{90}Fe_{10}$を用い、反強磁性膜５３側の強磁性積層単位５１に厚さ８nmの$Co_{90}Fe_{10}$単層膜を用いた場合の磁化曲線および抵抗変化特性をそれぞれ図４１（Ａ），図４１（Ｂ）および図４２に示す。

【０２０７】

図４１（Ａ）から分かるように、容易軸方向ではＨｃが８００Ａ／m以下と比較的大きい値を示すが、図４１（Ｂ）から分かるように、困難軸方向では１００Ａ／m以下の低い値を示す。また、図４２から分かるように、抵抗変化率ΔＲ／Ｒは容易軸方向で７．２％、困難軸方向で２．８％である。このように困難軸方向で抵抗変化率が低いことは、両強磁性層間でのフェロ結合のために反平行磁化配列が不充分であると考えられ、硬質磁性膜等により反平行磁化配列を促進するバイアス磁界を加えることにより容易軸方向と同程度のΔＲ／Ｒを得ることができる。すなわち、Ｃｕ下地膜と$Co_{90}Fe_{10}$膜の積層膜を用いても良好な軟磁性と高いΔＲ／Ｒの両方が得られる。

【０２０８】

（実施例２４）

基板５０上に実施例２２において使用した強磁性膜積層単位５１と、強磁性膜積層単位５１の中の非磁性層と異なる厚みを有する非磁性膜５２とを交互に少なくとも２回以上積層した。さらに、最上層の非磁性膜５２上に保護膜５４を形成した。この保護膜５４は必要に応じて形成する。最後に、エッジ部に電流を供給するための電極端子５５を形成して図４３に示す磁気抵抗効果素子を作製した。強磁性積層単位５１を（$Co_{90}Fe_{10}$1nm／Ｃｕ０．６nm）$_4$ 膜とし、非磁性層５２を厚さ２．２nmのＣｕ膜とし、積層回数ｎを８としたものの困難軸方向の磁化曲線と抵抗変化特性を図４４および図４５に示す。

【０２０９】

図４４および図４５から分かるように、飽和磁界Ｈｓは６０００Ａ／mと比較的小さな値を示し、Ｈｃは２４０Ａ／mと小さな値を示す。このとき、抵抗変化率は１２％以下であり、抵抗変化が飽和する磁界は磁化曲線における飽和磁界Ｈｓとほぼ一致し、また、ヒステリシスは磁化曲線のＨｃとほぼ一致する。これにより、僅かな磁界で大きな抵抗変化率を示すことが分かる。

【０２１０】

（実施例２５）

鏡面状態に加工したＭｇＯ基板６０の（１１０）面上に（$Co_{90}Fe_{10}$1nm／Ｃｕ１．１nm）$_{16}$積層膜６１を形成した。この積層膜６１をメタルマスクを用いて１×８mm^2 のストライプ状にパターニングした。次いで、積層膜６１上にエッジ部に電流を供給するための電極端子６２を形成して磁気抵抗効果素子を作製した。なお、積層膜６１上に保護膜として厚さ５．５nmのＣｕ膜を形成してもよい。また、ＣｏＦｅ系合金膜の組成は、大きな抵抗変化率を示すこと［日本応用磁気学会誌、16,313(1992)］および軟磁気特性の点から$Co_{90}Fe_{10}$とした。

【０２１１】
この場合、ＭｇＯ基板６０の（１１０）面上には$Co_{90}Fe_{10}$膜から形成した。Ｃｕ膜から形成すると、１０％以上の大きな抵抗変化を得ることができないからである。図４６において、積層膜６１に示されている波形線は主成長面の断面を示している。この主成長面が揺らいでいる方向に、ＭＲセンス電流（Ｉｓ）を流す。
【０２１２】
ここで、積層膜６１を成膜する成膜装置としては、多元同時スパッタリング装置を用いた。このスパッタリング装置は、$Co_{90}Fe_{10}$ターゲットをＲＦスパッタ、Ｃｕターゲットをスパッタできるような構成になっており、それぞれのターゲット上に交互に直流バイアスを印加した基板を通過させて成膜するものである。なお、主排気ポンプにはクライオポンプを使用した。この成膜装置を用いて、真空チャンバー内を5×10^{-7}Torr以下にまで排気した後、真空チャンバー内にＡｒガスを導入し、約３ mTorrとしてスパッタリングを行った。
【０２１３】
得られた磁気抵抗効果素子の抵抗変化率および結晶構造を調べた。なお、抵抗変化率は、静磁界方向の抵抗変化を四端子法で測定した。このときの電流密度は２．０～２．５ＫＡ／cm^2 とした。また、結晶構造は、以下の測定条件でＸ線回折法によりθ－２θスキャンおよび主回折面に関するロッキングカーブを測定することにより評価した。
【０２１４】
Ｘ線回折測定条件
（１）θ－２θスキャン
Ｃｕ－Ｋα、４０ｋＶ、２００ｍＡ
スキャン幅：２θ＝２～１００°
ステップ幅：０．０３°
係数時間　：０．５秒
（２）ロッキングカーブ
Ｃｕ－Ｋα、４０ｋＶ、２００ｍＡ
スキャン幅：２θ＝２０～６０°
ステップ幅：０．０４°
係数時間　：０．５秒
図４７（Ａ）および図４７（Ｂ）に磁気抵抗効果素子の積層膜のθ－２θスキャンによるＸ線回折曲線を示す。図４７（Ｂ）に示すように、２θ＝７５°付近に、ｆｃｃ相（２２０）面反射に相当する強い回折ピークが確認できる。これにより、Ｘ線回折曲線から積層膜の主成長面は一方向に歪みのあるｆｃｃ相（２２０）面であることが分かる。なお、図４７（Ａ）における２θ＝４°付近のピークは、積層周期（～２．１ｎｍ）による回折である。
【０２１５】
次に、この主成長面に関して、［１００］軸方向および［１１０］軸方向からロッキングカーブを測定した。その結果を図４８（Ａ）および図４８（Ｂ）に示す。図４８（Ａ）には、［１１０］軸方向から測定したロッキングカーブを示す。これよりθ＝３８°近傍に一つのピークが確認できる。一方、図４８（Ｂ）には［１００］軸方向からのロッキングカーブを示す。これよりθ＝３３°と４１°付近の２つのピークの存在が確認できる。
【０２１６】
図４９（Ａ）および図４９（Ｂ）に図４８のロッキングカーブから判断される膜構造の概念図を示す。図４９（Ａ）においてうねった層は、主成長面のｆｃｃ相（１１０）面を示す。θ－２θスキャンＸ線回折法で測定される平均的な結晶成長面は（１１０）であるが、この（１１０）面は［１００］軸方向に揺らいでいる。一方、［１１０］軸方向の揺らぎは極めて小さい。これは、図４８（Ｂ）に示すロッキングカーブの２つのピーク（［１００］軸方向測定）と、図４８（Ａ）に示す１つのピーク（［１１０］軸方向測定）に対応する。

【０２１７】
図４９（Ｂ）にこの成長面の法線の膜面内成分分布を示した。この膜面内異方性は、［１００］軸方向の大きな揺らぎにより、［１００］軸方向に大きく、［１１０］軸方向に小さい面内分布となっている。後述するように、［１１０］軸方向にＭＲセンス電流を流した場合の抵抗変化率（△Ｒ／Ｒ）は、約３０％であるのに対して、［１００］軸方向に流した場合は、約３５％を示す。
【０２１８】
次に、この積層膜の磁気特性を測定した。その結果に基づく磁気曲線を図５０（Ａ）および図５０（Ｂ）に示す。図５０（Ａ）は外部磁界Ｈを［１００］軸に平行に印加した場合の磁化曲線を示し、図５０（Ｂ）は外部磁界Ｈを［１１０］軸に平行に印加した場合の磁化曲線を示す。なお、磁気抵抗効果素子の磁気特性は、振動型磁力計（ＶＳＭ）で最大印加磁界１．２ＭＡ／ｍで測定した。また、磁化曲線の磁化量Ｍは飽和磁化Ｍｓを規格化して示した。
【０２１９】
図５０（Ａ）および図５０（Ｂ）から分かるように、［１００］軸が磁化容易軸、［１１０］軸が磁化困難軸である。このとき磁化容易軸の飽和磁界は約２４０ｋＡ／ｍであり、磁化困難軸の飽和磁界は約９６０ｋＡ／ｍである。
【０２２０】
このように、本実施例では、基板上に強磁性膜と非磁性膜とを順次少なくとも１回ずつ積層した積層膜を具備し、センス電流の方向が前記積層膜の結晶配向面の揺らぎ方向に沿う方向に設定されていることを特徴とする磁気抵抗効果素子を提供する。
【０２２１】
本実施例において、積層膜の主結晶配向面の法線は、結晶配向面の揺らぎにより膜面内で成分を持ち、その膜面内成分は異方性を有する。あるいは、結晶性の積層膜に発生する面欠陥の法線は、膜面内への揺らぎを持ち、この揺らぎは膜面内で異方性を有する。その異方性が強い方向は、膜成長する原子面において強磁性原子と非磁性原子が混在しやすい方向である。
【０２２２】
その方向に、すなわち膜面内成分による異方性が最も大きくなる方向にセンス電流を流すことにより、電子がスピン依存散乱する確率が高くなる。その結果、磁気抵抗効果素子は、より高い抵抗変化率を示す。
【０２２３】
（実施例２６）
基板に印加するバイアスを変化させて、実施例２５と同じ積層膜構造を有する種々の磁気抵抗効果素子を作製した。図５１に抵抗変化率のバイアス電圧依存性を示す。なお、ＭｇＯ基板の（１１０）面においてそれぞれ直交する［１００］軸と［１１０］軸に平行に電流を流して測定した。図５１から分かるように、それぞれの軸とも、抵抗変化率のバイアス依存性が弱く、［１００］軸で約３５％、［１１０］軸で約３０％の値を示す。すなわち、［１００］軸のほうが［１１０］軸よりも抵抗変化率が大きいことが分かる。
【０２２４】
（実施例２７）
積層膜を（Ｃｕ２ｎｍ／$Co_{90}Fe_{10}$１ｎｍ）$_{16}$膜とすること以外は実施例２５と同様にして磁気抵抗効果素子を作製した。
【０２２５】
このようにＣｕ膜の膜厚を２ｎｍに増加させた場合、［１００］軸方向に電流を流した時の抵抗変化率は約２５％であり、［１１０］軸方向では約１９％であった。したがって、Ｃｕ膜の膜厚を増加させても、この抵抗変化率の方向依存性は保たれていることが分かる。この場合も、主成長面（ｆｃｃ相（２２０）面）のロッキングカーブには、図４８（Ｂ）に示すように［１００］軸で２つのピーク、図４８（Ａ）に示すように［１１０］軸で１つのピークが確認された。

【０２２６】
なお、同様の構成でＣｕ膜の膜厚および$Co_{90}Fe_{10}$膜の膜厚をそれぞれ０．３nmから１０nmまで変化させても、ロッキングカーブの傾向は上記と変わらず、［１００］軸の方が揺らぎが大きい。また、抵抗変化率も［１００］軸のほうが大きい傾向を示した。
【０２２７】
また、同様の構成で積層回数を２から７０まで変化させても、ロッキングカーブおよび抵抗変化率の傾向は変わらず、［１００］軸方向にセンス電流を流すほうが大きな抵抗変化が得られた。
【０２２８】
（実施例２８）
積層膜を（Ｒｕ1nm／$Co_{90}Fe_{10}$1nm）$_{16}$膜とすること以外は実施例２６と同様にして磁気抵抗効果素子を作製した。
【０２２９】
この磁気抵抗効果素子の△Ｒ／Ｒは、［１００］軸方向にセンス電流を流す場合の方が［１１０］軸方向にセンス電流を流す場合より大きかった。また、Ｒｕ膜の膜厚を変化させても前記の傾向が認められた。
【０２３０】
この現象は、$Co_{90}Fe_{10}$膜の代わりにＣｏ膜を用いた場合でも確認できた。また、Ｒｕ以外にＡｇ、Ａｕ、Ｐｄ、Ｐｔ、Ｉｒを積層膜の材料に使用してもＭｇＯ基板の（１１０）面上における軸方向による△Ｒ／Ｒの差が確認できた。
【０２３１】
（実施例２９）
積層膜を（Ｃｕ１．１nm／$Ni_{80}Fe_{20}$１．５nm）$_{16}$膜とすること以外は実施例２５と同様にして磁気抵抗効果素子を作製した。
【０２３２】
この磁気抵抗効果素子の積層膜の［１００］軸方向にセンス電流を流した場合、その抵抗変化率は２１％であった。一方、［１１０］軸方向にセンス電流を流した場合の抵抗変化率は１７％であった。また、この積層膜も$Co_{90}Fe_{10}$／Ｃｕ積層膜の場合同様に、結晶成長面はｆｃｃ相（１１０）面であり、ロッキングカーブ測定から成長面は［１００］軸方向に揺らいでいることが分かった。なお、$Ni_{80}Fe_{20}$膜の膜厚およびＣｕ膜の膜厚を０．５nm～５０nmと変化させても同様の傾向を示した。
【０２３３】
また、強磁性膜の材料としてＣｏ、ＣｏＦｅ合金、ＮｉＦｅ合金、Ｆｅ、ＦｅＣｒ合金等を用いても、非磁性膜の材料としてＣｕ、Ａｕ、Ａｇ、Ｃｒ、Ｒｕ、ＣｉＮｉ合金等を用いても、積層膜の主成長面が揺らいでいる結晶軸方向とセンス電流方向が平行であれば大きな抵抗変化率を示すことが分かった。
【０２３４】
（実施例３０）
ＧａＡｓ基板の（１１０）面上に厚さ１．５nmのＣｏ膜、厚さ５０nmのＧｅ膜、および厚さ１．５nmのＡｕ膜を形成した。さらに、その上にＭＢＥ法を用いて図５３に示す（Ｃｕ０．９nm／$Co_{90}Fe_{10}$1nm）$_{20}$積層膜を形成した。図中６９はＣｕ膜を示し、７１は$Co_{90}Fe_{10}$膜を示す。さらに、積層膜上に保護膜として厚さ５nmのＧｅ膜を形成して磁気抵抗効果素子を作製した。この積層膜はｆｃｃ相（１１１）面成長を示していた。このとき、センス電流の方向に関係なく、抵抗変化率は約１５％を示した。
【０２３５】
次に、Ａｕ下地膜の厚さ０．８nmとし、それ以外の構造を上記と同様にして磁気抵抗効果素子を作製した。
【０２３６】
得られた２つの磁気抵抗効果素子を透過電子顕微鏡で観察したところ、Ａｕ下地膜の厚さが１．５nmのものは、ほぼ格子欠陥がなく、極めて良好な結晶性を有するものであった。

一方、Ａｕ下地膜の厚さが０．８nmのものは、｛１１１｝面配向を示していたが、｛１００｝面が＜１１０＞軸方向に滑ったことにより積層欠陥が観察された。また、この磁気抵抗効果素子における＜２１１＞軸および＜１１０＞軸方向の抵抗変化率を測定したところ、＜１１０＞軸方向では約１５％であり、＜２１１＞方向では１７％と増加していた。この結果、方向性を持った欠陥が入ることにより、抵抗変化率のセンス電流の方向依存性が発生することが分かる。

【０２３７】

図５３に図５２における積層膜の原子配列図を示す。｛１００｝原子面が＜１１０＞方向にずれることによって、電流が＜２１１＞方向に流れる場合と、＜１１０＞方向に流れる場合で、単位長当り遭遇する界面の数が異なり、＜２１１＞方向で多いことが分かる。このような方向性を持つ格子欠陥による生じる伝導電子のスピン依存界面散乱サイト数の結晶軸方向依存性は、上述した積層欠陥の他に双晶欠陥でも発生したことが分かった。以下に、その例について説明する。

【０２３８】

ＧａＡｓ基板の（１００）面上に厚さ3nmのＡｕ下地膜を形成し、さらにその上に（$Co_{90}Fe_{10}$1nm／Ｃｕ１．１nm）$_{16}$積層膜を形成した。この積層膜はｆｃｃ相（１００）面配向を示した。このとき、＜１１１＞軸を中心軸として双晶が発生した。積層膜断面を＜１１０＞方向から観察した場合の原子配列を図５５に示す。図５４から分かるように、＜１１１＞軸まわりに双晶が発生することにより、＜１１０＞方向にＣｕと、ＣｏもしくはＦｅ原子との界面が現れることが分かる。

【０２３９】

この積層膜の抵抗変化率のセンス電流方向依存性を＜１１０＞軸および＜１００＞軸方向において測定した。図５５に｛１００｝面成長した積層膜の双晶面および電流方向と抵抗変化率との相関を示す。図５５から分かるように、抵抗変化率はセンス電流を＜１１０＞軸方向に流したときは１８％を示し、＜１００＞軸方向にセンス電流を流したときは１６％の値を示す。このように｛１１１｝面と大きな角度で交わる＜１１０＞軸の抵抗変化率が高く現れた。一方、双晶が発生しなかったときは、抵抗変化率のセンス電流方向依存性は確認できなかった。

【０２４０】

（実施例３１）

ガラス基板上に（Ｃｕ１．１nm／$Co_{81}Fe_{9}Pd_{10}$1nm）$_{16}$人工格子膜を形成した。人工格子膜の成膜は、基板に直流バイアスを印加しながら行った。印加する直流バイアスの大きさを変えて抵抗変化率を測定し、基板に印加する直流バイアスの依存性（バイアス依存性）を図５６に示す。

【０２４１】

図５６から分かるように、直流バイアスを増加させるにしたがって抵抗変化率は増加し、バイアス－５０Ｖでは約２８％の極大値を示す。さらに、直流バイアスを大きくした場合には抵抗変化率は減少する。

【０２４２】

直流バイアスを変化させて作製した種々の人工格子膜の結晶性を評価したところ、全ての人工格子膜の主成長面はｆｃｃ相（１１１）面成長であった。ここで、積層周期（２．１nm）から反射された２θ＝４°付近に現れる長周期構造反射強度および２θ＝４４°付近に現れるｆｃｃ相（１１１）面から反射される主成長面のピーク強度について、それぞれのバイアス依存性を図５７および図５８に示す。

【０２４３】

図５７から分かるように、長周期構造反射強度のバイアス依存性については、バイアス－２０Ｖ程度に若干の極大を示すが、特にバイアスと強い相関があるとは言えない。また、図５８から分かるように、ｆｃｃ相（１１１）面反射強度のバイアス依存性についても、バイアス－１０Ｖ付近に若干の極大を示すが、バイアスと強い相関があるとは言えない。

【０２４４】

また、強磁性膜としてＣｏＦｅ合金系を用いていることにより、スピン依存散乱のバルク散乱が大きくなり、強磁性膜としてＣｏ系膜を用いる場合に比べて界面の構造は敏感でなくなる。なお、強磁性膜としてＣｏ系膜を用いる場合、抵抗変化率は膜構造に大きく依存することが報告されている。

【０２４５】

次に、保磁力（Ｈｃ）のバイアス依存性を図５９に示す。図５９から分かるように、バイアス－５０Ｖ程度までは２００Ａ／ｍ以下の良好な軟磁気特性を示すが、－６０Ｖ程度から保磁力が増加し始める。したがって、印加する直流バイアスの大きさを選択することにより、抵抗変化率および保磁力の最適条件を選ぶことができる。なお、ガラス基板の代わりにＳｉ基板、セラミック基板、ＧａＡｓ基板、Ｇｅ基板を用いた場合でも、同様にして抵抗変化率と保磁力の最適点を選び出すことができた。

【０２４６】

（実施例３２）

ここでは、スピン依存散乱能力を有する２つの強磁性膜両者の磁化回転により信号磁界を検出する本発明の実施例について説明する。

【０２４７】

図６０に示すように、基板８０上に反強磁性膜の配向制御用の下地膜８１、反強磁性膜８２、スピン依存散乱能力を有する強磁性膜８３、非磁性膜８４、強磁性膜８５、および反強磁性膜８２を順次形成した。さらに、最上層の反強磁性膜８２上に電極端子８６を形成した。この反強磁性膜８２上に必要に応じて保護膜を形成してもよい。なお、下地膜８１の材料は、反強磁性膜８２がＦｅＭｎからなる場合にはＣｕ、ＣｕＶ、ＣｕＣｒ等のＣｕ合金や、Ｐｄ等の非磁性ｆｃｃ相またはＮｉＦｅやＣｏＦｅＴａ等の磁性ｆｃｃ相を有する金属が望ましい。このとき磁性材料のほうが膜厚が薄くても（すなわちシャント分流が少ない）、良好な交換バイアスが付与できる。反強磁性膜８２はＦｅＭｎ、ＮｉＯ、ＰｔＭｎ等からなり、その膜厚は５～５０nmである。強磁性膜８３，８５はＮｉＦｅ、Ｃｏ、ＣｏＦｅ、ＮｉＦｅＣｏ等からなり、その膜厚は０．５～２０nmである。非磁性膜８４はＣｕ、Ａｕ、Ａｇ等からなり、その膜厚は０．５～１０nmである。また、反強磁性膜８２は、強磁性膜８５の全面に形成する必要はなく、強磁性膜８３の両サイドのエッジ部（電極端子８６近傍）にのみ形成してもよい。

【０２４８】

ここで、少なくとも強磁性膜８３の成膜中には一方向の静磁界を図６０中のｘ方向（センス電流方向）に加える。その結果、強磁性膜８３に交換結合バイアス磁界がその静磁界方向に加わる。一方、少なくとも反強磁性膜８２の成膜中には強磁性膜８３の成膜中に加えた磁界方向とは１８０°異なる方向（マイナスｘ方向）に静磁界を加える。その結果、強磁性膜８３とは１８０°異なる方向に強磁性膜８５に交換結合バイアス磁界が加わる。その結果、２つの強磁性膜８３，８５の磁化のなす角度は信号磁界０の状態では反平行になる。なお、信号磁界Ｈｓは図中のｙ方向に加わる。

【０２４９】

反強磁性膜８２により強磁性膜８３および８５に反対方向のバイアス磁界を印加する方法には、次に示す方法もある。２つの反強磁性膜８２としてそれぞれ異なるネール温度を有する膜を用い、これらのネール温度以上で静磁界熱処理を行い、降温中に両反強磁性膜８２のネール温度の中間の温度で静磁界の方向を１８０°反転させる。その結果、強磁性膜８３，８５には反対方向へのバイアス磁界が付与できる。

【０２５０】

本実施例では、従来のスピンバルブ構造の膜とは異なり、反強磁性膜からの交換バイアスが加わった強磁性膜の磁化回転を利用しているので、その交換バイアス磁界はバルクハウゼンノイズを抑制する程度のあまり強くない磁界であることが望ましい。例えば、適用ヘッドのトラック幅等に応じて異なるが最大でも５ｋＡ／ｍである。しかしながら、現状のスピンバルブ構造の膜では、ＦｅＭｎからなる反強磁性膜による交換バイアス磁界を用いるのが一般的であるが、この場合、ＦｅＭｎ膜とＮｉＦｅ膜等の強磁性膜とを直接積層す

ると１０ｋＡ／ｍ以上の交換バイアスが生じてしまう。その交換バイアスを低減させるためには、反強磁性膜と強磁性膜の中間に交換バイアス調整用の膜、例えば飽和磁化の低い強磁性膜や非磁性膜を挿入する方法や、図６１に示すように、強磁性膜８３と８５のそれぞれの膜中に非磁性膜８７，８８を介在させる、すなわち強磁性膜８３，８５をそれぞれ８３ａおよび８３ｂ，８５ａおよび８５ｂに分離する方法がある。

【０２５１】

強磁性膜中に非磁性膜を介在させる方法では、反強磁性膜８２と接する側の強磁性膜８３ａ，８５ａには強い交換バイアスが加わるが、反強磁性膜８２と接しない側の強磁性膜８３ｂ，８５ｂには弱い交換バイアスが加わる。非磁性膜８７，８８の材料の種類やその膜厚により、反強磁性膜８２と接しない側の強磁性膜８３ｂ，８５ｂへの交換バイアスの大きさを低減できる。

【０２５２】

ここで、強磁性膜８３ａおよび８３ｂの磁化のなす角度と、強磁性膜８５ａおよび８５ｂの磁化のなす角度は、信号磁界による磁化回転で強磁性的な配列から反強磁性的な配列に変化するが、膜中央部における強磁性膜８３ｂおよび８５ｂの磁化のなす角度は、逆に反強磁性的な配列から強磁性的な配列に変化する。したがって、前者と後者のスピン依存散乱は相殺される。そこで、強磁性膜８３ａ，８５ａおよび非磁性膜８７，８８の材料としては、スピン依存散乱能力がなく高抵抗のものであることが望ましい。さらに、反強磁性膜８２と接する側の強磁性膜８３ａ，８５ａの厚みは、反強磁性膜８２と接しない側の強磁性膜８３ｂ，８５ｂの厚みに比べて小さくすることが望ましい。

【０２５３】

上記のようにすることにより、磁界０で強磁性膜８３および８５の磁化方向を反平行に揃えることができる。その結果、第１に、磁気ヘッドに適する困難軸方向（図中ｙ方向）に信号磁界を加えた場合でも、両強磁性膜の磁化回転により両強磁性膜間の磁化のなす角度が０～１８０°まで変化する状態が実現でき、容易軸方向と同程度の高い抵抗変化率を実現できる。第２に、２つの強磁性膜にバイアス磁界が加わるので、両強磁性膜から磁壁を無くすことができ、バルクハウゼンノイズを抑制できる。第３に、センス電流と信号磁界が直交する方式では、従来スピンバルブ構造では相殺されていたＮｉＦｅ膜等を用いた場合に顕著である通常の磁気抵抗効果とスピン依存散乱による抵抗変化とを兼ねることができ、△Ｒ／Ｒの増大が期待できる。

【０２５４】

（実施例３３）

実施例３２では、２つの反強磁性膜を用いて両強磁性膜の磁化を反平行にする方法を示した。しかし、必ずしも反強磁性膜のみでバイアス磁界を加える必要はなく、硬質磁性膜からの漏れ磁界や微細形状に加工した場合に生じる反磁界を利用しもよい。次に、その一例について説明する。

【０２５５】

図６２から分かるように、基板９０上にスピン依存散乱能力を有する強磁性膜９１、非磁性膜９２、および強磁性膜９３を形成した。強磁性膜９１，９３および非磁性膜９２の膜厚は実施例３２と同様とした。その上に厚さ２～５０nmの反強磁性膜９４を形成し、強磁性膜９３に交換バイアスを印加した。さらに、その上に厚さ１０～５０nmのＣｏＰｔ、ＣｏＮｉからなる硬質磁性膜９５を形成した。硬質磁性膜９５の上に電極端子９６を形成した。成膜はすべて静磁界（図中ｘ方向）中で行った。

【０２５６】

次いで、反強磁性膜９４による交換バイアス磁界方向と同じ方向に４００～８００ｋＡ／ｍの磁界を加えて硬質磁性膜９５をｘ方向に着磁した。その結果、硬質磁性膜９５のエッジ部からの洩れ磁界により強磁性膜９１にはマイナスｘ方向にバイアス磁界が加わり、強磁性膜９１と９３の磁化は反平行状態になった。なお、強磁性膜９３にも硬質磁性膜９５からのバイアス磁界が加わるが、反強磁性膜９４からの交換バイアス磁界の方が強くなるように交換バイアス力を設定することにより、前述した反平行磁化状態を実現できる。な

お、硬質磁性膜９５と反強磁性膜９４を強磁性膜９３の全面に形成する必要はなく、強磁性膜９３のエッジ部（電極端子９６近傍）のみに形成してもよい。

【０２５７】

なお、図６２の９５には硬質磁性膜の代わりに軟磁性に近い強磁性膜を用いることもできる。この場合、軟磁性に近い強磁性膜は、反強磁性膜９４から交換バイアスが加わるように積層する必要がある。強磁性膜９５に交換バイアスが加わると、強磁性膜９５の磁化を一方向に固着できるので、信号磁界等の外部磁界が加わっても安定した静磁結合バイアス磁界を強磁性膜９１に、磁気抵抗効果に不可欠な微細パターン形状に加工することにより強磁性膜９３に加わる反強磁性膜９４からの交換バイアス磁界と１８０°異なる方向に付与できる。このとき、強磁性膜９５の膜厚や飽和磁化を調整することにより、所望の強度のバイアス磁界を強磁性膜９１に付与できる。

【０２５８】

また、強磁性膜９５の抵抗率や膜厚を調整することにより、所望のシャント分流動作点バイアスが付与できる。ここで、強磁性膜９５では、反強磁性膜９４と交換結合するのに要求される特性（反強磁性膜９４とエピタキシャル成長するために反強磁性膜９４と結晶構造や格子定数が同様である結晶性の強磁性膜、例えばＮｉＦｅ膜、ＣｏＦｅ膜、ＣｏＦｅＴａ膜、ＣｏＦｅＰｄ膜が望ましい）と、静磁結合バイアスや動作点バイアスに要求される特性とを両立することが困難である（上記結晶性の膜では抵抗率が低すぎる）。そこで、強磁性膜９５は、反強磁性膜９４と接する交換結合用磁性膜（ＮｉＦｅやＣｏＦｅ系強磁性膜等）とバイアス用の強磁性膜（Ｃｏ系非晶質膜、ＦｅＴａＮ等の窒化微結晶膜、あるいはＦｅＺｒＣ等の炭化微結晶膜等）が界面で強磁性交換結合する２層構造であることが望ましい。

【０２５９】

図６２に示す構造の場合、硬質磁性膜９５に電極端子９６からのセンス電流が分流するのでΔＲ／Ｒがある程度減少することが避けられない。この問題は図６３～図６５に示す構造により解消できる。

【０２６０】

すなわち、図６３に示すように、基板９０上に図６２と同様に反強磁性膜９４まで成膜し、その後、反強磁性膜９４の両サイド近傍に硬質磁性膜９５を形成する。その内側にトラック幅に相当する間隔で電極端子９６を形成する。その結果、硬質磁性膜９５にセンス電流が流れることを防止でき、ΔＲ／Ｒの低下を抑制できる。

【０２６１】

一方、図６４に示すように、基板９０上の最初に硬質磁性膜９５を形成し、その上に絶縁膜９７を介して強磁性膜９１、非磁性膜９２、強磁性膜９３、および反強磁性膜９４を順次形成し、さらに電極端子９６を形成する。このとき、成膜中に静磁界を加えて、反強磁性膜９４から強磁性膜９３に所定の交換バイアス磁界を加える。成膜後にこの交換バイアス方向と同じ方向に硬質磁性膜９５を着磁する。この方法でも、強磁性膜９１と９３に反対方向のバイアス磁界を印加することができ、しかも硬質磁性膜９５に電流が流れることを防止できる。なお、絶縁膜９７は硬質磁性膜９５と強磁性膜９１との交換結合により過大なバイアス磁界が加わることを防ぐ効果もある。

【０２６２】

また、図６５に示すように、基板９０上に強磁性膜９１、非磁性膜９２、強磁性膜９３、および反強磁性膜９４を順次成膜する。次に、この積層膜を所定の形状に微細加工する。この微細加工はレジスト等を用いてマスクを形成し、イオンミリング等により行う。この後、この残りのマスクを使用してリフトオフ法により強磁性膜９１のサイドに硬質磁性膜９５を形成する。最後に、強磁性膜９３に加わる交換バイアスとは逆方向に硬質磁性膜９５を着磁する。この方法でも、強磁性膜９１と９３に反対方向のバイアス磁界を印加することができ、しかも硬質磁性膜９５に電流が流れることを防止できる。

【０２６３】

（実施例３４）

図６１に示すスピンバルブ構造において、ガラス基板８０上に１at% のＣｒを含む厚さ５nmのＣｕ下地膜、反強磁性膜８２として厚さ１５nmのＦｅＭｎ膜、強磁性膜８３ａとして厚さ１nmの$Ni_{80}Fe_{20}$膜、非磁性膜８７として１at% のＣｒを含む厚さ１．５nmのＣｕ膜、強磁性膜８３ｂとして厚さ６nmの$Ni_{80}Fe_{20}$膜、非磁性膜８４として厚さ２．５nmのＣｕ膜、強磁性膜８５ｂとして厚さ６nmの$Ni_{80}Fe_{20}$膜、非磁性膜８７として１at% のＣｒを含む厚さ１．５nmのＣｕ膜、強磁性膜８５ａとして厚さ１nmの$Ni_{80}Fe_{20}$膜、並びに反強磁性膜８２として厚さ１５nmのＦｅＭｎ膜を順次形成した。

【０２６４】

これらの膜の成膜は、永久磁石による静磁界中で２極スパッタリング法により真空を破ることなく一括に行った。なお、この永久磁石は基板ホルダーには一体的に取り付けられていない。また、このとき、予備排気圧1×10^{-4}Ｐａ以下、Ａｒガス圧０．４Ｐａの条件で行い、強磁性膜８３の成膜が終了した後で基板ホルダーを１８０°回転させて永久磁石によるバイアス磁界（約４０００Ａ／ｍ）の方向を１８０°反転した。このようにして、信号磁界０で両強磁性膜磁化の反平行状態を実現できるスピンバルブ構造の積層膜を作製した。

【０２６５】

得られた積層膜の抵抗を４端子法により測定した。具体的には、強磁性膜８３および８５の容易軸方向に１ｍＡの定電流を加え、困難軸方向の膜の幅を１mmとして４mm間の電圧を測定した。磁界はヘルムホルツコイルにより強磁性膜８３および８５の困難軸方向に加えた。その結果、得られた抵抗－磁界特性を図６７に示す。

【０２６６】

図６６において、抵抗は最大磁界（１６ｋＡ／ｍ）での値を１に規格化して示す。磁界０では強磁性膜８３と８５の磁化が反平行状態にあるので、抵抗が最大値を示す。磁界が加わると、急激に抵抗は低下する。特に、２０００Ａ／ｍ以上の磁界では抵抗はおよそ一定値を示す。約３．８％以下の抵抗変化率が２０００Ａ／ｍ以下の僅かの磁界範囲で生じることが分かる。また、この抵抗－磁界特性にはヒステリシスやノイズが殆ど認められない。すなわち、このスピンバルブ構造の積層膜を用いると、著しく高感度でノイズの少ない磁気ヘッドを得ることができる。

【０２６７】

さらに、図６０に示すスピンバルブ型磁気抵抗効果素子を作製して、非磁性層８４（Ｃｕ）の厚みと抵抗変化率との関係を調べた。その結果を下記表６に示す。下地膜には厚さ５nmのＮｉＦｅ膜を用い、強磁性膜８３，８５には厚さ８nmのＮｉＦｅ膜を用い、反強磁性膜８２には厚さ１０nmのＦｅＭｎ膜を用いた。

【０２６８】

【表６】

中間層(Cu)厚(nm)	抵抗変化率(%)
1.2	9.1
1.6	5.7
2.2	3.9
3.3	3.0

表６から分かるように、Ｃｕ厚が薄くなると急激に抵抗変化率が増加して、Ｃｕ厚が１．２nmでは９％の高い抵抗変化率が得られた。これは、強磁性膜８３と強磁性膜８５には５０ｋＡ／ｍの比較的大きな反平行バイアス磁界がそれぞれに加わっているので、非磁性膜８４の厚みを薄くしても安定した反強磁性磁化配列が実現できるためである。非磁性層（Ｃｕ）厚を２nm未満に薄くする場合、反平行磁化配列が崩れて抵抗変化率が激減する従来

のスピンバルブ型磁気抵抗効果素子と異なり、両方の強磁性膜８３，８４に反対方向のバイアス磁界を加え、非磁性膜８４の厚みを薄くすることにより大幅に抵抗変化率を増大できる。

【０２６９】

（実施例３５）

次に、スピン依存散乱能力を有する強磁性膜の数を３層以上に増やした場合について説明する。

【０２７０】

図６７に示すように、基板１００上に反強磁性膜１０２の配向を制御するための下地膜１０１、ＦｅＭｎ、ＮｉＯ、ＰｔＭｎ等からなる厚さ５～５０nmの反強磁性膜１０２、ＣｏＦｅ、Ｃｏ、ＮｉＦｅ等からなる厚さ１～２０nmの強磁性膜１０３、Ｃｕ、Ａｕ等からなる厚さ１～１０nmの非磁性膜１０４、厚さ１～２０nmの強磁性膜１０５、厚さ１～１０nmの非磁性膜１０６、厚さ１～２０nmの強磁性膜１０７、および厚さ５～５０nmの反強磁性膜１０８を形成した。ここで、強磁性膜１０３，１０５，１０７の膜厚は、すべて等しくても異なっていてもよい。さらに、その上に必要に応じて保護膜を形成して電極端子１０９を形成した。なお、成膜は静磁界中で行った。

【０２７１】

反強磁性膜１０２と１０８からそれぞれ強磁性膜１０３と１０７に交換バイアスを一方向（図中ｘ方向）に加えた。その結果、中間の強磁性膜１０５のみが透磁率が高く、強磁性膜１０３と１０７は低い透磁率、すなわち磁化の固着が実現できた。この磁化の固着には、反強磁性膜ではなく図６３で示したような硬質磁性膜９５を用いてもよい。なお、反強磁性膜１０２および１０８と接する強磁性膜１０３および１０７の材料として軟磁性があまり良好でないが抵抗変化率の高いＣｏやＣｏＦｅを用い、中間の強磁性膜１０５の材料として抵抗変化率はあまり高くないが軟磁性が良好であるＮｉＦｅを用いることにより低磁界で高い抵抗変化率を実現できる。

【０２７２】

このような構成により、中間の強磁性膜１０５の磁化回転が低磁界で容易に起こり、また、非磁性層を介した界面数が従来のスピンバルブ構造の膜に比べて２倍に増えるので、低磁界で従来のスピンバルブ構造の膜を上回る抵抗変化率を実現できる。また、この積層膜の中央に信号磁界で磁化回転する強磁性膜が位置することになるので、センス電流磁界による強磁性膜の磁化の乱れは僅かであり、安定した信号検出が可能になる。なお、実施例３３で説明したような硬質磁性膜や反磁界によるバイアス法を併用すれば、強磁性膜１０３および１０７と、中間の強磁性膜１０５の磁化のなす角度を信号磁界０で反平行にすることができる。その結果、実施例３２で述べた種々の効果により、さらに高感度で低ノイズの磁気抵抗効果素子を得ることができる。

【０２７３】

（実施例３６）

図６８は、スピン依存散乱能力を有する強磁性膜の数を４層に増やした積層膜を示す。

【０２７４】

基板１００上に、反強磁性膜１１１、非磁性層１１３，１１５，１１７を介して積層した４層の強磁性膜１１２，１１４，１１６，１１８、反強磁性膜１１９を順次形成して、センス電流が信号磁界と同方向に流れるように電極端子１０９をその上に形成した。必要に応じて反強磁性膜１１１の下には配向制御用の下地膜を、反強磁性膜１１９の上には保護膜を形成する。各膜の材料、膜厚は図６７に示したものと同様とした。

【０２７５】

少なくとも強磁性膜１１２の成膜中には静磁界を図中ｘ方向（トラック幅方向）に付与して、一方、その後の成膜途中で静磁界方向１８０°反転して少なくとも反強磁性膜１１９の成膜中には静磁界を図中マイナスｘ方向に付与した。この成膜中の静磁界により、強磁性膜１１２にはｘ方向に、強磁性膜１１８にはマイナスｘ方向に交換バイアス磁界による磁化固着を生じる。また、この構成では、トラック幅が狭いと強磁性膜１１２，１１４，

１１６，１１８の幅も同様に狭くなるので、その方向に強い反磁界が発生する。この反磁界により、反強磁性膜と接していない中間の強磁性膜１１４と１１６の磁化はそれぞれ強磁性膜１１２と１１８の磁化と反平行になる。すなわち信号磁界０では４層の強磁性膜の隣接する磁化は互いに反平行に向くことになる。

【０２７６】

なお、中間の強磁性膜１１４と１１６への反磁界が不充分の場合には、センス電流により発生する磁界が強磁性膜１１２と１１４ではマイナスｘ方向に、強磁性膜１１６と１１８ではｘ方向に加わるようにセンス電流を図中ｙ方向に加えることが望ましい。ここで、反強磁性膜からの交換バイアス磁界をセンス電流磁界よりも大きくなるように設定すれば、強磁性膜１１２と１１８の磁化を電流磁界により乱されることなく反強磁性膜からの交換バイアス方向に固着できる。

【０２７７】

このような構成にすることにより、４層の強磁性膜の各磁化方向は、信号磁界０で反強磁性的に配列できる。したがって、界面数の増加に対応してΔＲ／Ｒが増加する。また、信号磁界が僅かに加わることにより各層の磁化が回転できるので、高感度なスピン依存散乱を用いた磁気抵抗効果素子を実現できる。

【０２７８】

（実施例３７）

次に、スピン依存散乱能力を有する一部の強磁性膜の磁化を固着して、残りの強磁性膜の磁化を信号磁界０で信号磁界方向と異なる方向に配列する場合について説明する。

【０２７９】

図６９は、センス電流と信号磁界の方向が直交する積層膜を示す。基板１２０上に、非磁性膜１２２を介在させたスピン依存散乱能力を有する強磁性膜１２１および１２３の積層膜、反強磁性膜１２４を順次形成した。各膜の材料、厚みは図６０に示したものと同様とした。必要に応じて、反強磁性膜１２４上に保護膜を形成した後に電極端子１２５を形成した。

【０２８０】

ここで、少なくとも強磁性膜１２１の成膜中には、図中ｘ軸およびｙ軸の２等分線の方向に静磁界を付与し、一方、少なくとも反強磁性膜１２４の成膜中には、その静磁界の方向を前者の方向と４５°回転させて付与した（図中ｙ方向）。その結果、強磁性膜１２１の磁化は前記静磁界のｘ方向に付与され、強磁性膜１２３の磁化は反強磁性膜１２４からのバイアス磁界により信号磁界方向に固着された。このような構成によれば、信号磁界０では両強磁性膜の磁化のなす角度は４５°になり、信号磁界が強磁性膜１２３の磁化固着方向に加わると、両強磁性膜の磁化方向が強磁性的な配列になるため抵抗が減少し、逆に磁化固着方向と１８０°異なる方向に信号磁界が加わると、両強磁性膜の磁化方向が反強磁性的な配列になるため抵抗が増大する。したがって、線型応答を実現するために従来の磁気抵抗効果素子に必要であった動作点バイアスが不要になる。なお、この方法では、強磁性膜１２１と１２３との強磁性的な結合により強磁性膜１２１の磁化が信号磁界０でｙ方向に向けて傾き易く、大きな信号磁界が加わると再生信号が歪み易い傾向がある。これは、センス電流により発生する電流磁界が、強磁性膜１２１ではこの強磁性的な結合方向と１８０°異なる方向に加わるように、すなわちこの強磁性的な結合による磁界と電流磁界が相殺されるようにセンス電流の流れる向きを決めることにより回避できる。

【０２８１】

しかしながら、強磁性膜１２１や１２３に異方性磁気抵抗効果を有する膜を用いる場合には、逆にこの強磁性的な結合による磁界により強磁性膜１２１の磁化Ｍが強磁性膜１２３の磁化Ｍ方向に傾くと、磁気異方性とスピン異存散乱による抵抗変化が重畳するので（電流方向がｘ方向であるため）感度向上が期待できる利点がある。実際に、磁気抵抗効果素子が用いられる状況に応じて、強磁性膜１２１の磁化方向を電流方向等の手段により調整する必要がある。

【０２８２】

ところで、実施例３７では、バルクハウゼンノイズ抑制に必要な縦バイアス磁界（図中ｘ軸およびｙ軸の２等分線方向のバイアス磁界）を加える必要がある。このためには、実施例３２に示したような反強磁性膜を強磁性膜１２１の基板側に配置して交換結合させる。あるいは、図７０（Ａ）に示すように、反強磁性膜１２４上に、ある程度軟磁性が良い（Ｈｃが交換バイアス磁界H_{UA}より小さい）強磁性膜１２６を積層して、少なくともこの強磁性膜１２６の積層中には、成膜中のバイアス磁界方向を概ね１３５°反転して強磁性膜１２６からの交換バイアス磁界を強磁性膜１２１に加える方法がある。この場合には、スピン依存散乱ユニットである膜が下地膜の役目も果たすので、反強磁性膜１２４上に成膜した強磁性膜１２６に容易に交換バイアスを付与できる。その結果、実際に再生ヘッドに適した微細パターンに加工したときに発生する静磁結合磁界（反磁界）により、縦バイアス磁界を強磁性膜１２１に加えることができるので、バルクハウゼンノイズが抑制できる。

【０２８３】

図７０（Ａ）の実施例では、反強磁性膜１２４の膜面両サイドで交換バイアス方向が異なるので、バイアス磁界方向が不安になる場合もある。これは、図７０（Ｂ）に示すように、反強磁性膜１２４を中間に磁気結合を弱めるが結晶成長を阻害しない極薄い中間膜１２４ｂ（Ｃｕ等のｆｃｃ相膜）を介して反強磁性膜１２４ａと１２４ｃに分離することで回避できる。このとき、実施例３２で述べたように、熱処理で交換バイアス磁界方向を制御可能とするため、反強磁性膜１２４ａと１２４ｃはネール点またはブロッキング温度が異なる材料で構成されることが好ましい。さらに、強磁性膜１２６が厚く、Ｂｓが高くないと所望の縦バイアス磁界が強磁性膜１２１に付与できないが、このとき強磁性膜１２６にセンス電流が分流するので、強磁性膜の抵抗率は高いことが望ましい。具体的には、Ｃｏ系やＦｅ系のアモルファス膜や窒化または炭化微結晶膜を用いることが望ましい。しかしながら、このような膜は、ＦｅＭｎ等の反強磁性膜と交換結合し難いので、反強磁性膜１２４ａと接する部分には極薄いＮｉＦｅやＣｏＦｅＴａ等の交換結合しやすい強磁性膜１２４ｂを積層して、その上に高抵抗のアモルファス的な高Ｂｓ強磁性膜１２６ａを強磁性交換結合するように積層することが望ましい。

【０２８４】

（実施例３８）

図７０（Ｃ）は、センス電流と信号磁界の方向が平行である積層膜を示す。センス電流の流れる方向が異なり、強磁性膜１２１の磁化が図中ｘ方向に付与され、かつ膜の長手方向が９０°回転していること以外は図６９の構成と同様である。この構成においては信号磁界０では両強磁性膜の磁化のなす角度は９０°になり、信号磁界が強磁性膜１２３の磁化固着方向に加わると、両強磁性膜の磁化が強磁性的な配列になるため抵抗が減少し、逆に磁化固着方向と１８０°異なる方向に信号磁界が加わると両強磁性膜の磁化が反強磁性的な配列になるため抵抗が増大する。したがって、やなり、動作点バイアスが不要になる。この構成では、センス電流による電流磁界が強磁性膜１２１の容易軸方向であり、この磁界がバルクハウゼンノイズを抑制する効果がある。

【０２８５】

さらに、実施例３８では、強磁性膜１２３から発生しやすいフェロ結合磁界のために強磁性膜１２１の磁化がｙ方向に傾きやすいことを付け加えておく。実施例３７で詳しく説明したように、この強磁性的結合磁界は、信号磁界ダイナミックレンジが縮まるが、異方性磁気抵抗効果を重畳する利点を有する。なお、電流磁界が強磁性膜１２１に加わるので、必ずしも強磁性膜１２１の容易軸がｘ方向にある必要はない。

【０２８６】

バルクハウゼンノイズ抑制効果が不十分のときは、強磁性膜１２３の磁化固着方向を信号磁界方向から外すことにより、図中ｘ方向に静磁結合磁界が発生してより強いバルクハウゼンノイズ抑制磁界を付与できる。

【０２８７】

（実施例３９）

図７１は、スピン依存散乱能力を有する強磁性膜を３層とした場合の積層膜を示す。図７１では、センス電流と信号磁界が直交する場合について示す。基板１３０上に、静磁界中で反強磁性膜１３１、非磁性膜１３３および１３５を介在させたスピン依存散乱能力を有する強磁性膜１３２，１３４，１３６の積層膜、反強磁性膜１３７を順次形成した。その上に電極端子１３８を形成した。

【０２８８】

ここで、静磁界の方向は、少なくとも強磁性膜１３２と反強磁性膜１３７の成膜中は同じ方向として（図中ｙ方向）、強磁性膜１３４の成膜中はそれと４５°の角をなす方向（図中ｘ軸とｙ軸の２等分線方向）とした。その結果、強磁性膜１３２と１３６の磁化は図中ｙ方向に固着され、強磁性膜１３４の磁化は高透磁率を保ち、磁界０では図中ｘ軸とｙ軸の２等分線方向近傍に向く。したがって、この構成でも、磁界０では両強磁性膜の磁化のなす角度はほぼ４５°になり、信号磁界が強磁性膜１３６の磁化固着方向に加わると、両強磁性膜の磁化方向が強磁性的な配列になるため抵抗が減少し、逆に磁化固着方向と１８０°異なる方向に信号磁界が加わると、両強磁性膜の磁化方向が反強磁性的な配列になるため抵抗が増大する。すなわち、動作点バイアスが不要になる。この構成では界面数が２倍に増えるので感度も向上する。

【０２８９】

（実施例４０）

実施例３８で示した方法の磁気抵抗効果素子の積層膜の抵抗－磁界特性を説明する。

【０２９０】

図７０（Ｃ）において、基板１２０としてサファイアＣ面基板を用い、強磁性膜１２１として厚さ５nmのＰｄ下地膜を有する厚さ６nmの$Co_{90}Fe_{10}$膜を用い、非磁性膜１２２として厚さ３nmのＣｕ膜を用い、強磁性膜１２３としては厚さ４nmの$Co_{90}Fe_{10}$膜を用い、反強磁性膜１２４としては厚さ１５nmのＦｅＭｎ膜を用い、さらに、その上に保護膜として厚さを５nmのＰｄ膜を形成した。

【０２９１】

この積層膜は２極スパッタリング法により真空を保ったまま一括に成膜した。なお、成膜中には永久磁石により静磁界を付与し、強磁性膜１２１の成膜を終えた後に静磁界の方向を９０°反転させて、強磁性膜１２１と１２３の容易軸のなす角度を９０°とした。また、スパッタリングの予備排気は１×１０^{-4}Ｐａ以下、スパッタガス圧は０．４Ｐａとした。

【０２９２】

この積層膜の抵抗－磁界特性を実施例３３と同様に測定した。図７２に困難軸方向の抵抗－磁界特性を示す。図７２において、強磁性的な磁化配列での抵抗を１として規格化する。図７２から分かるように、信号磁界０で線形性のよい抵抗の磁界変化が得られる。これにより、動作点バイアスが不必要であることが分かる。

【０２９３】

（実施例４１）

ここでは、強磁性膜／非磁性膜／強磁性膜からなるスピン依存散乱ユニットの両強磁性膜に別の強磁性膜または反強磁性膜を２層以上積層して、そのとき発生する両バイアス磁界を概ね直交させた磁気抵抗効果素子の実施例を示す。

【０２９４】

図７３は、基板１２０上に、ＣｏＰｔ等のハード強磁性膜、一軸磁気異方性磁界Ｈｋがスピン依存散乱ユニットの強磁性膜よりも大きな高Ｈｋ強磁性膜（例えば、Ｈｋ～５ｋＡ／ｍのＣｏＦｅＲｅ膜等）やＮｉＯ等の反強磁性膜からなるバイアス磁界を印加するための第１のバイアス膜１２１ａ、スピン依存散乱ユニット（強磁性膜１２１、非磁性膜１２２、強磁性膜１２３）、ＦｅＭｎ等の反強磁性膜からなるバイアス磁界を印加するための第２のバイアス膜１２４を順次積層した多層膜を示す。この多層膜の第１のバイアス膜１２１ａから発生するバイアス磁界は、積層界面を通した交換結合により主に強磁性膜１２１にバイアス磁界が加わる。一方、第２のバイアス膜１２４から発生するバイアス磁界は、

積層界面を通した交換結合により主に強磁性膜１２３に加わる。この第１と第２のバイアス磁界は概ね直交するような方向関係を満足するように加える。さらに、第２のバイアス磁界は強磁性膜１２３の磁化が信号磁界で実質的に動けない程度の強い値とする（１０ｋＡ／ｍ以上が望ましい）。

【０２９５】

一方、第１のバイアス磁界強度は、信号磁界により強磁性膜１２１の磁化が回転でき、バルクハウゼンノイズが抑制できる程度の磁界とする。具体的には、第１のバイアス膜に反強磁性膜を用いる場合には、バイアス膜１２１ａと強磁性膜１２１のバイアス磁界を５ｋＡ／ｍ以下にすることが望ましい。第１のバイアス膜に強磁性膜を用いる場合には、何等かの手段によりバイアス膜１２１ａの磁化方向を一定方向に保持して単磁区化してバイアス膜１２１ａと強磁性膜１２１を強い交換結合で一体化すると、信号磁界によりバイアス膜１２１ａおよび強磁性膜１２１が概ね同様に回転でき、強磁性膜１２１ａが単磁区であるので、強磁性膜１２１も単磁区になりバルクハウゼンノイズが除去できる。あるいは、例えば界面に別の層を挿入してバイアス膜１２１ａと強磁性膜１２１の交換結合～５ｋＡ／ｍ以下に弱める方法もある。この場合、強磁性膜１２１のみが信号磁界により磁化回転するため、バイアス膜１２１ａの透磁率を抑制して磁化を動き難くすることが好ましい。この透磁率抑制手段としては、Ｈｋの向上、保磁力の向上、あるいは何等かの手段で一方向性バイアス磁界をバイアス膜１２１ａに加える等がある。

【０２９６】

ここで、強磁性膜１２１ａを単磁区化する手段としては、図７４に示すように、バイアス膜１２１ａをスピンバルブユニットよりも長くしてバイアス膜１２１ａのエッジ部に新たな反強磁性膜やハード膜１２１ｂを積層することが等が可能である。

【０２９７】

以上の構成の磁気抵抗効果素子を作製すると、強磁性膜１２３の磁化方向は固定され強磁性膜１２１の磁化が信号磁界に応じて変化するので、図６９に示した実施例と同様に信号磁界～０で線形性の良好な高感度な磁気抵抗効果素子が得られ、なおかつ信号磁界を検出する強磁性膜１２１の磁壁も除去できるので、動作点バイアスが不要で高感度・ノイズなしの信号磁界再生が可能になる。

【０２９８】

ここで、強磁性膜１２１の磁化容易軸方向をバイアス磁界方向と直交する方向に付与することが、特に磁気異方性の大きなＣｏ系の強磁性膜を１２１に用いた場合には望ましい。そうすると、異方性磁界に相当する飽和磁界とバイアス磁界が相殺できるので、Ｈｓが大幅に低減できるので、図６９に示した飽和磁界－抵抗特性の傾きが急峻になり、通常のバイアス磁界方向と強磁性膜１２１の磁化容易軸が同方向である場合に比べて、より高感度な信号磁界検出が可能になる。バイアス磁界と強磁性膜の容易軸の方向を変えるには、バイアス膜１２１ａの成膜中における磁界印加方向と強磁性膜１２１の成膜中における磁界付与方向を変える方法等がある。

【０２９９】

（実施例４２）

図７５に示すように、支持基板１４０上に、高保磁力膜の配向を制御するための厚さ２０nmのＣｒ下地膜１４１、Ｃｏ等からなる厚さ８nmの高保磁力膜１４２、Ｃｕ等からなる厚さ３nmの非磁性膜１４３、および厚さ４．６nmのＮｉＦｅ等からなる強磁性膜１４４を順次形成し、さらに、その上に電極端子１４５を形成してスピンバルブ構造の磁気抵抗効果素子を作製した。なお、積層膜の成膜は超高真空Ｅガン蒸着により行った。このときの基板温度は約１００℃とし、真空チャンバー内は1×10^{-8}Ｐａ以下に排気した。

【０３００】

基板温度約１００℃とした場合のＣｏ／Ｃｒ膜についてＸ線回折パターンを調べた。その結果を図７６に示す。図７６に示すように、この膜はＣｒ（２００）が高配向であり、このＣｒ膜を下地膜としたＣｏ膜も（１１０）が高配向であった。なお、Ｃｏ（１１０）ピークのロッキングカーブ半値幅は約３°であった。次に、基板温度約１００℃で成膜した

図７５に示すＮｉＦｅ／Ｃｕ／Ｃｏ／Ｃｒ／基板の構造の積層膜の困難軸方向のＲ－Ｈカーブを図７７に示す。Ｒ－Ｈカーブは通常のレジストプロセス、イオンミーリングを用いて積層膜を２㎜×６μｍのパターンに加工し、４端子法により測定した値に基づいて作成した。このとき、容易軸はパターン長手方向とし、磁界はパターン幅方向に加えた。

【０３０１】

図７７に示すように印加磁界±８００Ｏｅの場合、抵抗変化率約６．５％となり、飽和磁界は約３．６ｋＡ／ｍとなった。

【０３０２】

この構造は、高保磁力膜のＨｃが約８ｋＡ／ｍであるため、媒体からの磁界が８ｋＡ／ｍ未満の場合は問題がないが、ヘッドと媒体との間が近い構造、すなわち媒体からの磁界が８ｋＡ／ｍ以上となるような構造には適さない。そこで、図７５と同様の構造、膜厚で、基板温度を約２００℃とし、さらに約８ｋＡ／ｍの磁界中で積層膜を成膜した。

【０３０３】

基板温度約２００℃とした場合のＣｏ／ＣｒのＸ線回折パターンは図７６とほぼ同じであった。また、この積層膜もＣｏ（１１０）ピークのロッキングカーブ半値幅は約３°であった。さらに、ポールフィギュアで測定したところ磁界方向に六方晶Ｃ軸の偏りが見られた。したがって、基板温度１００℃、無磁界中において成膜した積層膜に比べ、単結晶様のＣｏが得られた。

【０３０４】

次に、基板温度約２００℃、磁界中において成膜した図７５と同じ構造の積層膜の困難軸方向のＲ－Ｈカーブを図７８に示す。Ｒ－Ｈカーブは前記と同様に積層膜を２㎜×６μｍのパターンに加工し、４端子法で測定した値に基づいて作成した。このとき容易軸（Ｃ軸の方向）はパターン長手方向とし、磁界はパターン幅方向に加えた。

【０３０５】

図７８に示すように、外部磁界±１．６ｋＡ／ｍの場合でも高保磁力膜の磁化は印加磁界によってほとんど動くことはなく、しかもＮｉＦｅ膜の飽和磁界も約２．８ｋＡ／ｍと低く保つことができた。また、抵抗変化率も約７．５％となった。

【０３０６】

上記構成の積層膜は、外部磁界１．６ｋＡ／ｍでも高保磁力膜の磁化が安定しているため、ＮｉＦｅ膜の容易軸を幅方向として、ＣｏのＣ軸を概ね長手方向とするパターンを作製した。この構成により動作点バイアスが不要となる。このとき、磁界をパターン長手方向に加え、そのときのＲ－Ｈカーブを測定した。なお、パターン形状は前記と同様に２㎜×６μｍとした。その結果を図７９に示す。図７９から分かるように、ヒステリシスのない良好なＲ－Ｈカーブが得られ、Ｈｋも約１．６ｋＡ／ｍと低い値を示した。

【０３０７】

また、ここでは高保磁力膜としてＣｏ膜を用いたが、ＣｏＮｉ膜、ＣｏＣｒ膜を用いてもよい。さらに、下地膜としてはＣｒ膜の他にW膜等を用いてもよく、これらのＣｒ，Ｗをベースとして、それに添加元素を加えてもよい。なお、この下地膜は、本発明全体にわたっていわゆるハード膜の下地膜に適用することができる。これにより、Ｃ軸を硬磁性膜の膜面内に存在させる（特定方向にＣ軸が揃う）ことができる。したがって、硬磁性膜を固着した場合に、その上に形成した強磁性膜まで固着されることを防止できる。

【０３０８】

ここで、参考のために下地膜のない積層膜のＭ－Ｈカーブを図８０に示す。Ｃｏの磁化の垂直成分から漏れ磁界が発生し、ＮｉＦｅ膜の軟磁気特性を劣化させていることが分かる。これは、一部のＮｉＦｅとＣｏの磁化が一体化していると考えられる。

【０３０９】

（実施例４３）

実施例４２で示すように、基板温度約２００℃で成膜した高保磁力膜は、単結晶様の膜で低抵抗であるため、電子の平均自由行程を高保磁力膜の厚みよりも充分に長くできる。したがって、図８１のように高保磁力膜１４２と強磁性膜１４４とをＣｕ非磁性膜１４３を

介して積層した。この積層膜の抵抗変化率は約１５％と高い値を示した。なお、このような構造の積層膜を作製するためには、第１層の高保磁力膜１４２の配向を制御するために下地膜を設けることが望ましい。また、本実施例では下地膜として厚さ２０nmのＣｒ膜１４１を用いた。

【０３１０】

（実施例４４）

次に、配向制御用高保磁力膜を例えば実施例３４でのバイアス膜として用いた場合について説明する。

【０３１１】

本実施例では、図８２に示すように、配向制御用高保磁力膜１４２上に磁気的絶縁層１４６を介してスピンバルブ構造の磁気抵抗効果素子を形成した。このように、配向制御高保磁力膜１４２を用いることによって、膜端部において高保磁力膜１４２とＮｉＦｅ膜１４４が静磁結合し、バルクハウゼンノイズの原因となっているＮｉＦｅ膜端部の磁壁を固着させることができる。さらに、配向制御高保磁力膜を用いているため、高保磁力膜のＮｉＦｅ膜に対する影響、例えば膜内部の漏れ磁界等を回避でき、ＮｉＦｅ膜の軟磁気特性を劣化させることなく、良好な素子を作製できる。また、ここではスピンバルブ構造の交換バイアス膜として反強磁性膜等を用いてもよい。

【０３１２】

【発明の効果】

以上説明した如く本発明の磁気抵抗効果素子は、高い抵抗変化率および優れた軟磁気特性を同時に発揮できるものであり、その工業的価値は大なるものがある。

【図面の簡単な説明】

【図１】本発明の第１の発明の磁気抵抗効果素子（スピンバルブ構造）を示す断面図。

【図２】図１に示す磁気抵抗効果素子の抵抗変化率の外部磁界依存性を示すグラフ。

【図３】（Ａ），（Ｂ）は図１に示す磁気抵抗効果素子の磁化曲線を示すグラフ。

【図４】本発明の第１の発明の磁気抵抗効果素子（人工格子膜）の一例を示す断面図。

【図５】図４に示す磁気抵抗効果素子の抵抗変化率の外部磁界依存性を示すグラフ。

【図６】$Co_{90}Fe_{10}$膜のＣｕ下地膜がある場合の保磁力の膜厚依存性を示すグラフ。

【図７】$Co_{90}Fe_{10}$膜のＣｕ下地膜がない場合の保磁力の膜厚依存性を示すグラフ。

【図８】本発明の第１の発明の磁気抵抗効果素子（スピンバルブ構造）を示す断面図。

【図９】（Ａ）はサファイア基板Ｃ面におけるθ－２θスキャンＸ線回折曲線、（Ｂ）はサファイア基板Ｒ面におけるθ－２θスキャンＸ線回折曲線。

【図１０】$Co_{90}Fe_{10}$膜／Ｃｕ膜／サファイア基板Ｃ面における最密面ピークに関するロッキングカーブ。

【図１１】$Co_{90}Fe_{10}$膜における保磁力の最密面反射でのロッキングカーブ半値幅依存性を示すグラフ。

【図１２】$(Co_{90}Fe_{10})_{1-x}Al_x$ 膜／Ｃｕ膜における保磁力のＡｌ濃度ｘ依存性を示すグラフ。

【図１３】$Co_{90}Fe_{10}$膜／Ｃｕ膜における保磁力の最密面反射強度依存性を示すグラフ。

【図１４】$(Co_{90}Fe_{10})_{1-x}Ta_x$ 膜／Ｃｕ膜における保磁力のＴａ濃度ｘ依存性を示すグラフ。

【図１５】本発明の第１の発明の磁気抵抗効果素子（スピンバルブ構造）を示す断面図。

【図１６】本発明の第３の発明の磁気抵抗効果素子を示す断面図。

【図１７】図１６に示す磁気抵抗効果素子の容易軸方向のＭ－Ｈカーブ。

【図１８】図１６に示す磁気抵抗効果素子の困難軸方向のＭ－Ｈカーブ。

【図１９】図１６に示す磁気抵抗効果素子のＲ－Ｈカーブ。

【図２０】高抵抗アモルファス層を設けない磁気抵抗効果素子の容易軸方向のＭ－Ｈカーブ。

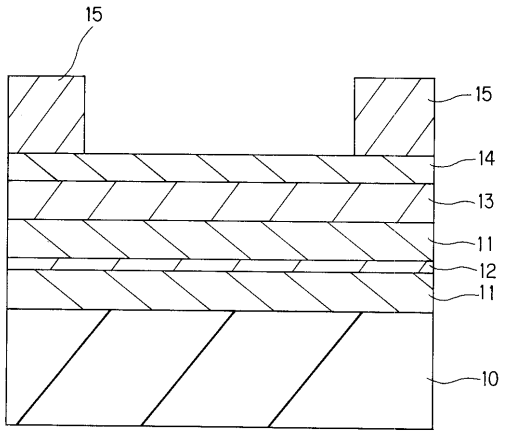
【図２１】高抵抗アモルファス層を設けない磁気抵抗効果素子の困難軸方向のＭ－Ｈカー

ブ。
【図２２】本発明の第３の発明の磁気抵抗効果素子を示す断面図。
【図２３】（Ａ）～（Ｃ）は本発明の第３の発明の磁気抵抗効果素子の他の例の製造過程を示す断面図。
【図２４】本発明の第３の発明の磁気抵抗効果素子の他の例を示す斜視図。
【図２５】本発明の第４の発明の磁気抵抗効果素子の例を示す断面図。
【図２６】図２５に示す磁気抵抗効果素子において$\Delta\rho/\rho_0$とd_{CoFe}との関係を示すグラフ。
【図２７】本発明の第５の発明の磁気抵抗効果素子を示す断面図。
【図２８】本発明の第５の発明の磁気抵抗効果素子を示す断面図。
【図２９】本発明の第６の発明の磁気抵抗効果素子における保磁力の強磁性膜の膜厚依存性を示すグラフ。
【図３０】本発明の第６の発明の磁気抵抗効果素子における保磁力の強磁性膜の膜厚依存性を示すグラフ。
【図３１】本発明の第６の発明の磁気抵抗効果素子の強磁性膜の磁化曲線。
【図３２】本発明の第７の発明の磁気抵抗効果素子における積層周期依存性を示すグラフ。
【図３３】本発明の第６の発明の磁気抵抗効果素子の強磁性膜における飽和磁界ＨｓとＣｕ膜厚との関係を示すグラフ。
【図３４】本発明の第７の発明の磁気抵抗効果素子の強磁性膜の磁化曲線。
【図３５】本発明の第７の発明の磁気抵抗効果素子を示す断面図。
【図３６】第７の発明において、ＣｕとＣｏＦｅとの界面状態を示す断面図。
【図３７】図３５に示す磁気抵抗効果素子の磁化曲線。
【図３８】図３５に示す磁気抵抗効果素子の抵抗変化特性を示すグラフ。
【図３９】従来の磁気抵抗効果素子の磁化曲線。
【図４０】従来の磁気抵抗効果素子の抵抗変化特性を示すグラフ。
【図４１】（Ａ），（Ｂ）は本発明の第７の発明の磁気抵抗効果素子のＣｕ下地膜を有する強磁性膜についての磁化曲線。
【図４２】本発明の第７の発明の磁気抵抗効果素子のＣｕ下地膜を有する強磁性膜についての抵抗変化特性を示すグラフ。
【図４３】本発明の第４の発明の磁気抵抗効果素子を示す断面図。
【図４４】図４３に示す磁気抵抗効果素子の磁化曲線。
【図４５】図４３に示す磁気抵抗効果素子の抵抗変化特性を示すグラフ。
【図４６】膜内の揺らぎを説明するための概略図。
【図４７】（Ａ）はMgO（１１０）面基板上$Co_{90}Fe_{10}$／Ｃｕ人工格子膜の小角反射のＸ線回折曲線、（Ｂ）はMgO（１１０）面基板上$Co_{90}Fe_{10}$／Ｃｕ人工格子膜の中角反射のＸ線回折曲線。
【図４８】（Ａ）は図４７におけるｆｃｃ（２２０）反射に関する［１１０］軸方向から測定したロッキングカーブ、（Ｂ）は図４７におけるｆｃｃ（２２０）反射に関する［１００］軸方向から測定したロッキングカーブ。
【図４９】（Ａ）は結晶配向面の揺らぎによる結晶配向面の法線の面内分布を示す概略図、（Ｂ）は抵抗変化率のセンス電流方向依存性を示す概略図。
【図５０】（Ａ）は$Cu5.5nm/(Cu1.1nm/CoFe1nm)_{16}$人工格子膜の外部磁界［１００］軸方向の磁化曲線、（Ｂ）は$Cu5.5nm/(Cu1.1nm/CoFe1nm)_{16}$人工格子膜の外部磁界［１１０］軸方向の磁化曲線。
【図５１】MgO（１１０）面基板上における$Co_{90}Fe_{10}$／Ｃｕ積層膜の抵抗変化率のバイアス電圧依存性を示すグラフ。
【図５２】ｆｃｃ相（１１１）面配向した$Co_{90}Fe_{10}$／Ｃｕ積層膜に積層欠陥が導入された場合の概念図。
【図５３】ｆｃｃ相（１１１）面配向した$Co_{90}Fe_{10}$／Ｃｕ積層膜に積層欠陥が導入さ

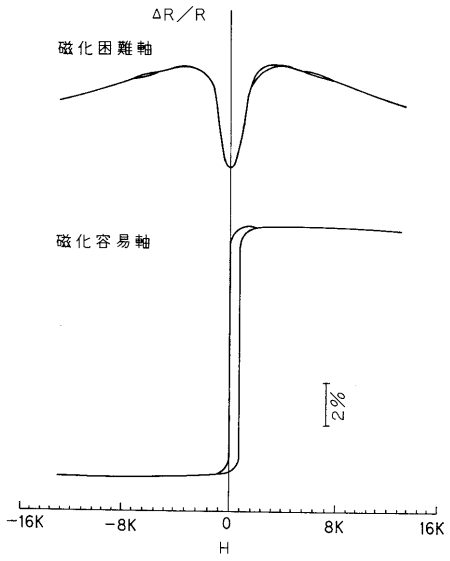
れた場合の原子配列を示す概念図。
【図５４】ｆｃｃ相（１１１）面配向した$Co_{90}Fe_{10}$／Ｃｕ積層膜に双晶欠陥が導入された場合の原子配列を示す概念図。
【図５５】図５４に示す状態における抵抗変化率のセンス電流方向依存性を示す概略図。
【図５６】ガラス基板上における$Co_{90}Fe_{10}$／Ｃｕ人工格子膜の抵抗変化率の基板バイアス依存性を示すグラフ。
【図５７】ガラス基板上における$Co_{90}Fe_{10}$／Ｃｕ人工格子膜の長周期構造反射強度のバイアス依存性を示すグラフ。
【図５８】ガラス基板上における$Co_{90}Fe_{10}$／Ｃｕ人工格子膜のｆｃｃ相（１１１）面反射強度のバイアス依存性を示すグラフ。
【図５９】ガラス基板上における$Co_{90}Fe_{10}$／Ｃｕ人工格子膜の保磁力のバイアス依存性を示すグラフ。
【図６０】本発明の第８の発明の磁気抵抗効果素子を示す斜視図。
【図６１】本発明の第８の発明の磁気抵抗効果素子を示す斜視図。
【図６２】本発明の第８の発明の磁気抵抗効果素子を示す斜視図。
【図６３】本発明の第８の発明の磁気抵抗効果素子を示す斜視図。
【図６４】本発明の第８の発明の磁気抵抗効果素子を示す斜視図。
【図６５】本発明の第８の発明の磁気抵抗効果素子を示す斜視図。
【図６６】本発明の第８の発明の磁気抵抗効果素子の抵抗変化特性を示すグラフ。
【図６７】本発明の第１２の発明の磁気抵抗効果素子を示す斜視図。
【図６８】本発明の第１２の発明の磁気抵抗効果素子を示す斜視図。
【図６９】本発明の第１０の発明の磁気抵抗効果素子を示す斜視図。
【図７０】（Ａ）～（Ｃ）は本発明の第１０の発明の磁気抵抗効果素子を示す斜視図。
【図７１】本発明の第１０の発明の磁気抵抗効果素子を示す斜視図。
【図７２】本発明の第１０の発明の磁気抵抗効果素子の積層膜の抵抗変化特性を示すグラフ。
【図７３】本発明の第１２の発明の磁気抵抗効果素子を示す斜視図。
【図７４】本発明の第１２の発明の磁気抵抗効果素子を示す断面図。
【図７５】本発明の第１３の発明の磁気抵抗効果素子を示す断面図。
【図７６】Ｃｏ／Ｃｒ積層膜のＸ線回折パターン。
【図７７】基板温度約１００℃で成膜した本発明の第１３の発明の積層膜のＲ－Ｈカーブ。
【図７８】基板温度約２００℃で成膜した本発明の第１３の発明の積層膜のＲ－Ｈカーブ。
【図７９】パターン幅方向を容易軸とした場合の本発明の第１３の発明の積層膜のＲ－Ｈカーブ。
【図８０】下地膜を設けない場合の本発明の第１３の発明の積層膜のＲ－Ｈカーブ。
【図８１】本発明の第１３の発明の磁気抵抗効果素子を示す断面図。
【図８２】本発明の第１３の発明の磁気抵抗効果素子を示す断面図。
【図８３】従来の磁気抵抗効果素子を示す斜視図。
【図８４】従来の磁気抵抗効果素子のＲ－Ｈカーブ。
【符号の説明】
１０，２０…サファイア基板、１１，２１，７１…$Co_{90}Fe_{10}$膜、１２，２２，２３，７０…Ｃｕ膜、１３…ＦｅＭｎ膜、１４…Ｔｉ膜、１５，２４…Ｃｕリード、２６…Ｎｉ酸化物膜、３０，４１，１４０…支持基板、３１，４６…高抵抗アモルファス層、３２，４４，８３，８５，９１，９３，１０３，１０５，１０７，１１２，１１４，１１６，１１８，１２１，１２３，１３２，１３４，１３６，１４４…強磁性膜、３３，４５，１４３…中間層、３４…交換バイアス層、３５，４７…リード、４２…ＣｏＰｔＣｒ膜、４３…レジスト、５０，８０，９０，１００，１２０，１３０…基板、５１…強磁性積層単位、５２，８４，８７，８８，９２，１０４，１０６，１１３，１１５，１１７，１２２，

１３３，１３５，１６３…非磁性膜、５３，８２，９４，１０２，１０８，１１１，１１９，１２４，１３１，１３７，１６５…反強磁性膜、５４，１６６…保護膜、５５，６２，８６，９６，１０９，１２５，１４５…電極端子、６０…ＭｇＯ基板、６１…積層膜、８１，１０１，１４１…下地膜、９５…硬質磁性膜、９７…絶縁膜、１４２…高保磁力膜、１４６…磁気的絶縁層、１６０…熱酸化Ｓｉ基板、１６１…高抵抗強磁性膜、１６２…第１の強磁性膜、１６４…第２の強磁性膜、１６７ａ，１６７ｂ…電極、１６９…高抵抗反強磁性膜。

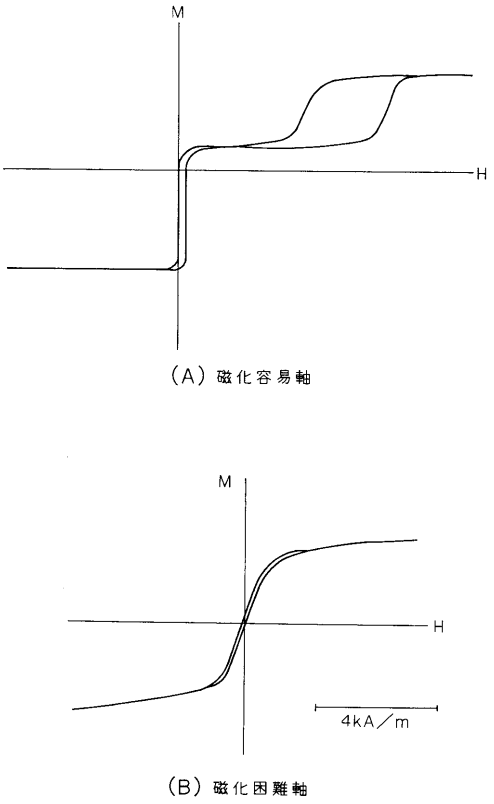
【図１】



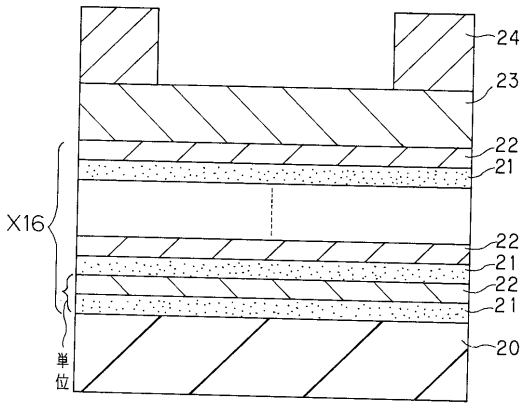
【図２】



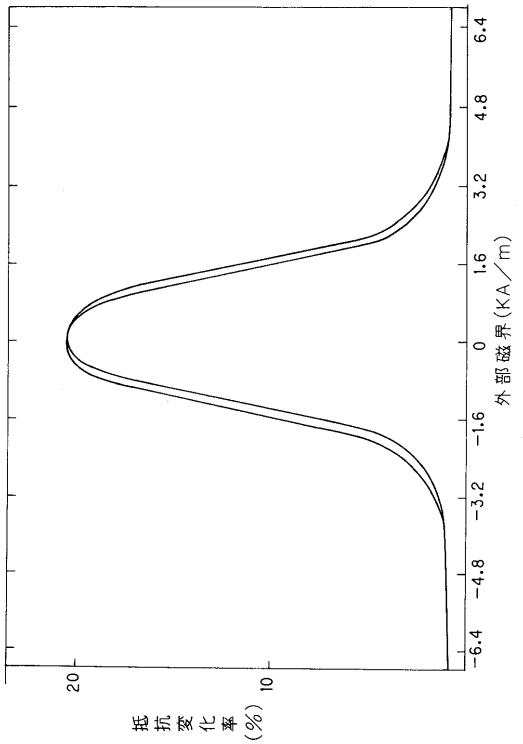
【図３】


M
H
(A) 磁化容易軸
M
H
4kA／m
(B) 磁化困難軸

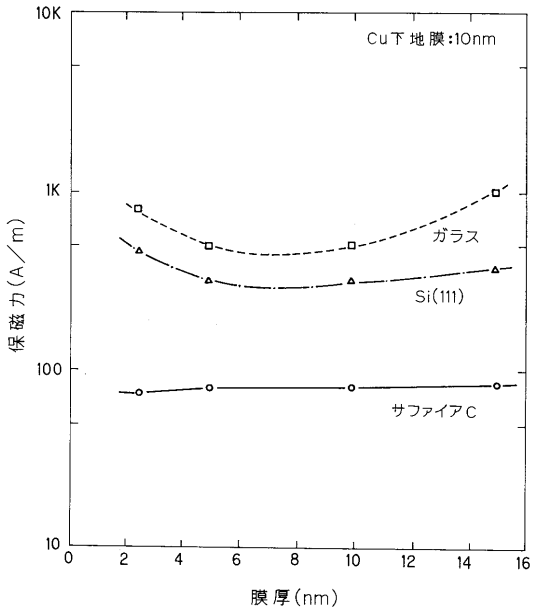
【図４】


24
23
22
21
X16
22
21
22
21
20
単位

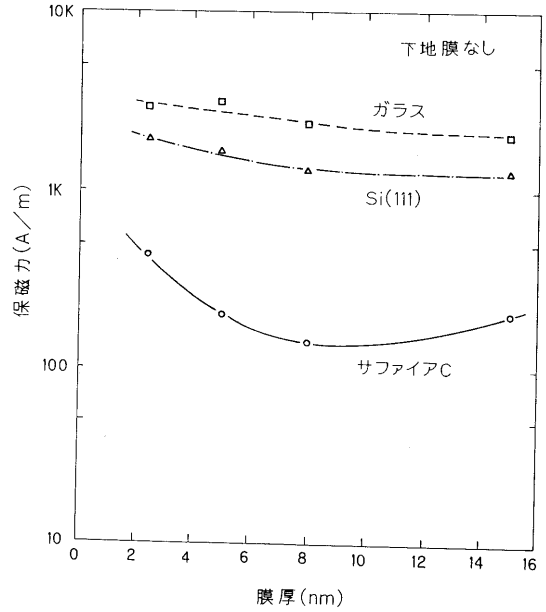
【図５】


6.4
4.8
3.2
1.6
0
−1.6
−3.2
−4.8
−6.4
外部磁界(KA／m)
20
10
抵抗変化率(%)

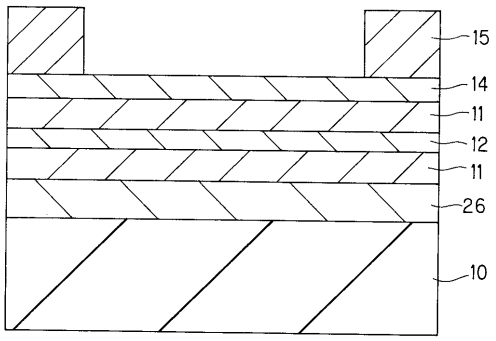
【図６】


10K
1K
100
10
Cu下地膜:10nm
ガラス
Si(111)
サファイアC
保磁力(A／m)
0
2
4
6
8
10
12
14
16
膜厚(nm)

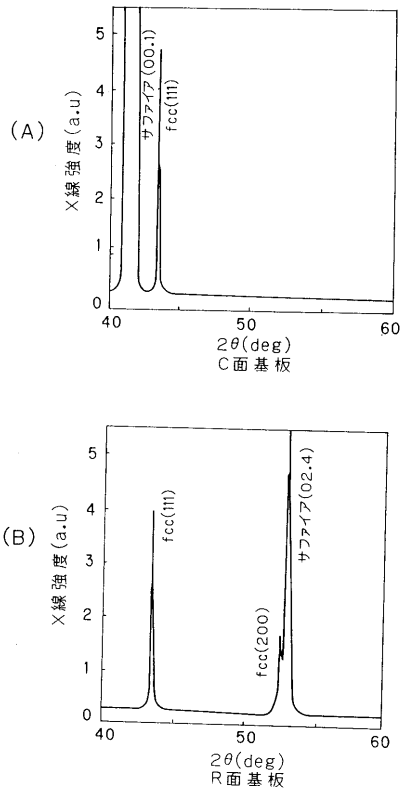
【図７】


10K
1K
100
10
保磁力(A/m)
下地膜なし
ガラス
Si(111)
サファイアC
0
2
4
6
8
10
12
14
16
膜厚(nm)

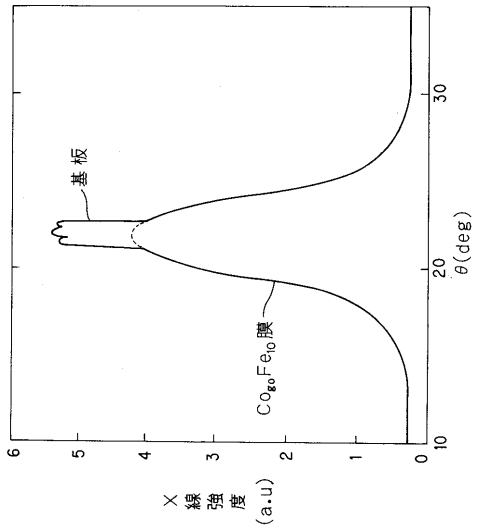
【図８】


15
14
11
12
11
26
10

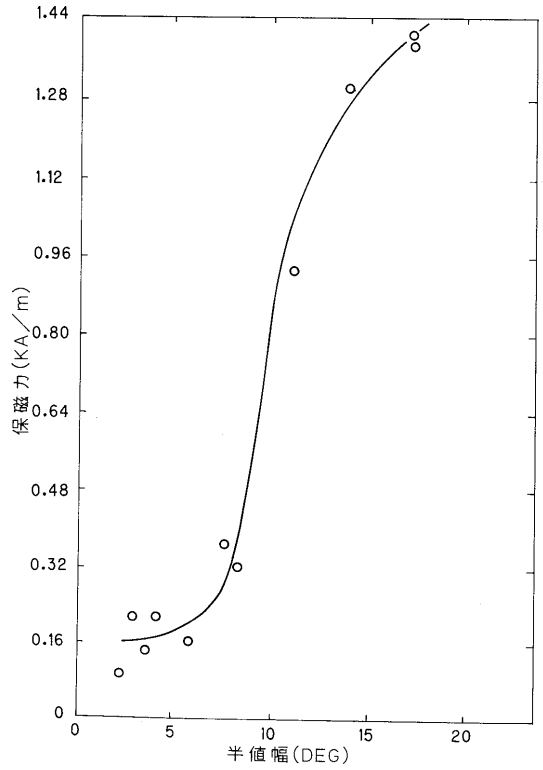
【図９】


(A)
X線強度(a.u)
サファイア(00.1)
fcc(111)
2θ(deg)
C面基板
(B)
X線強度(a.u)
fcc(111)
fcc(200)
サファイア(02.4)
2θ(deg)
R面基板

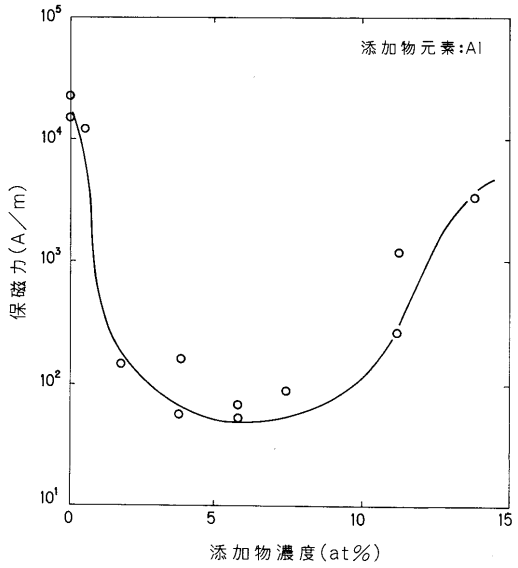
【図１０】


基板
$Co_{90}Fe_{10}$膜
X線強度(a.u)
θ(deg)

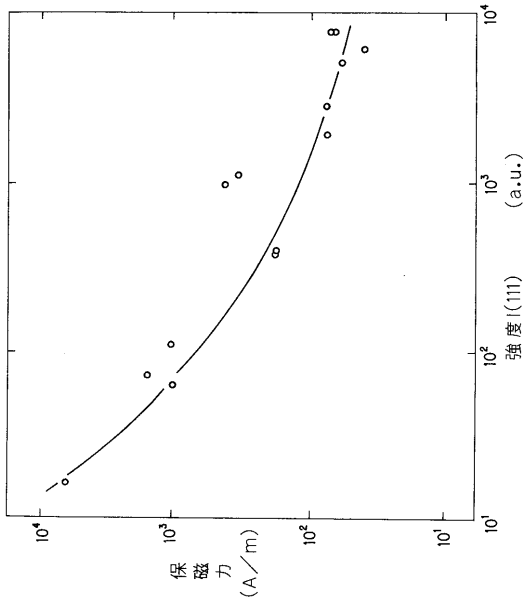
【図１１】



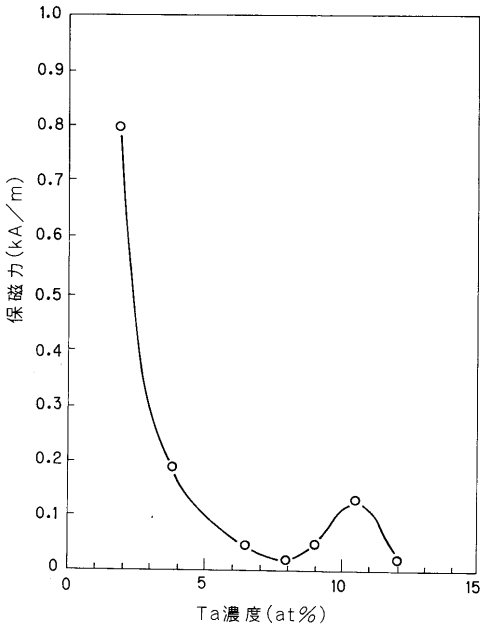
【図１２】



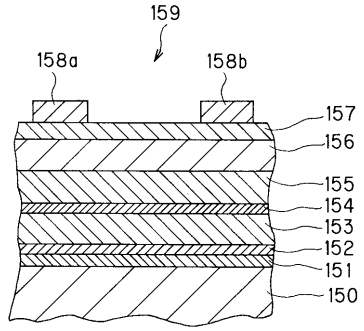
【図１３】



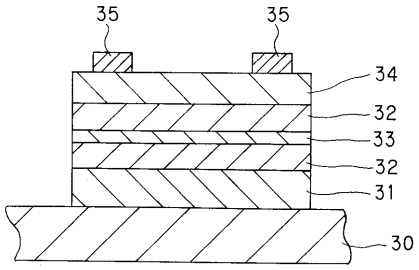
【図１４】



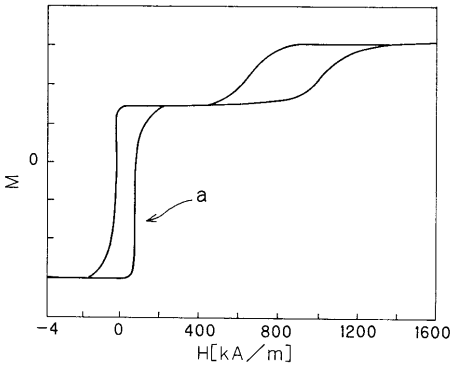
【図１５】



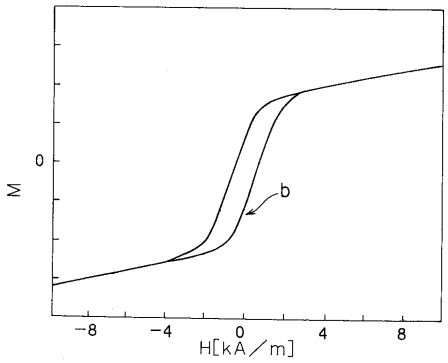
【図１６】



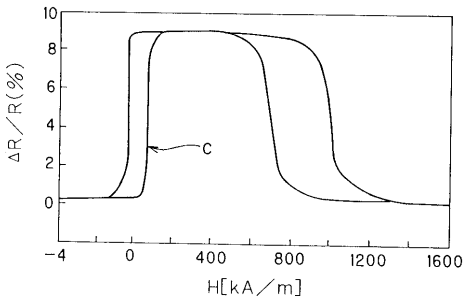
【図１７】



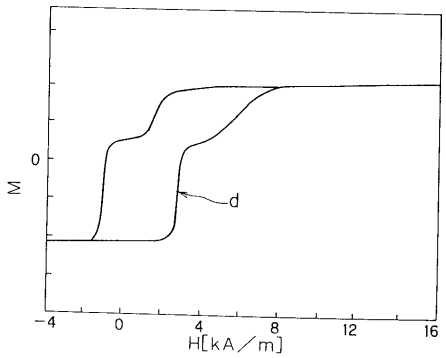
【図１８】



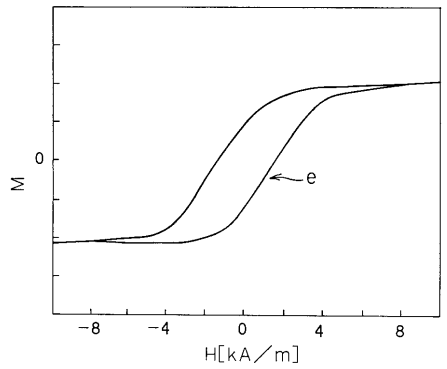
【図１９】



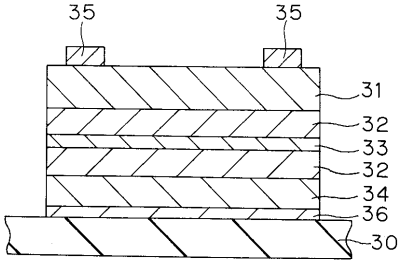
【図２０】



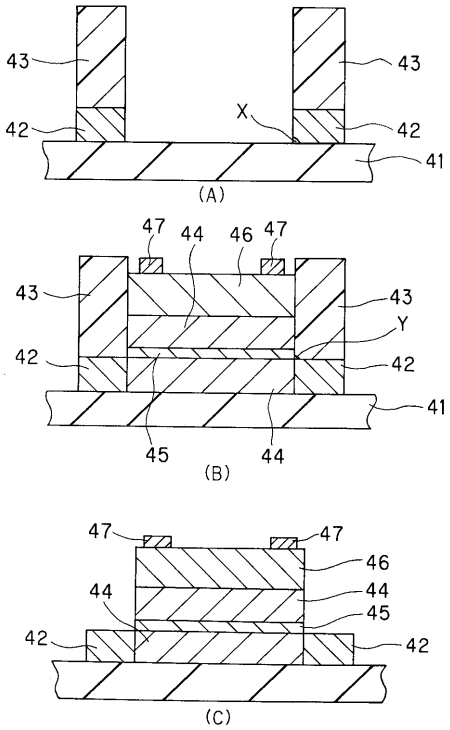
【図２１】



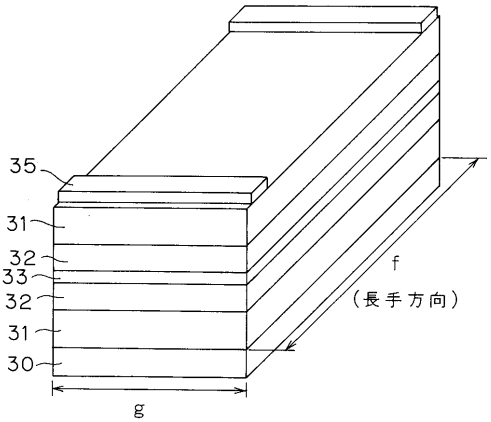
【図２２】



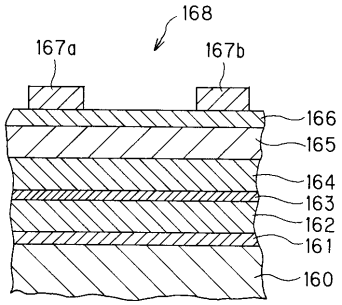
【図２３】



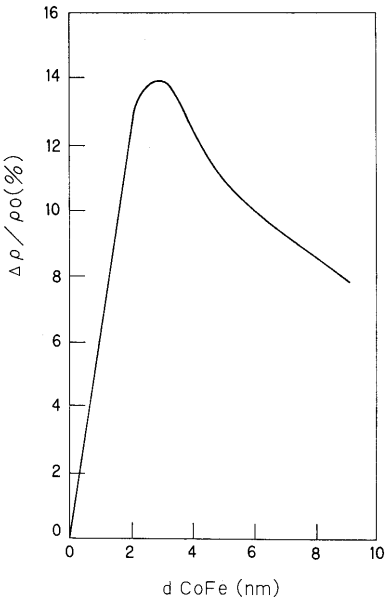
【図２４】



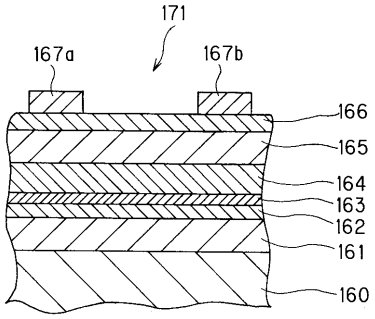
【図２５】



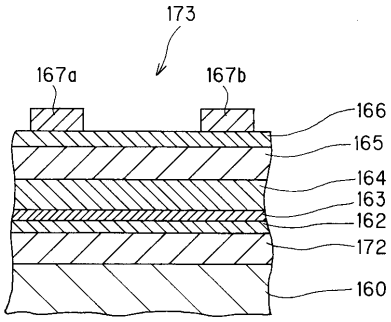
【図２６】



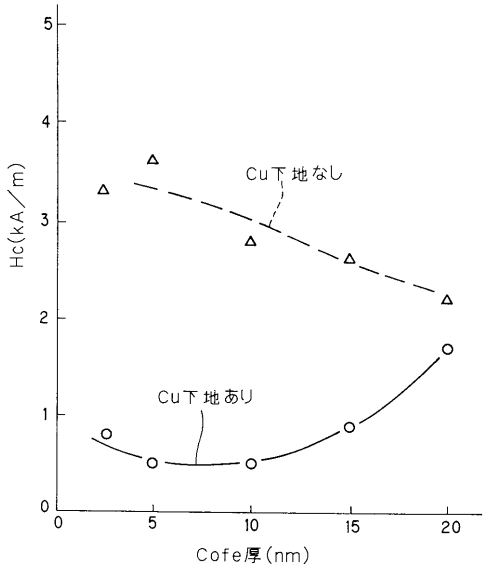
【図２７】



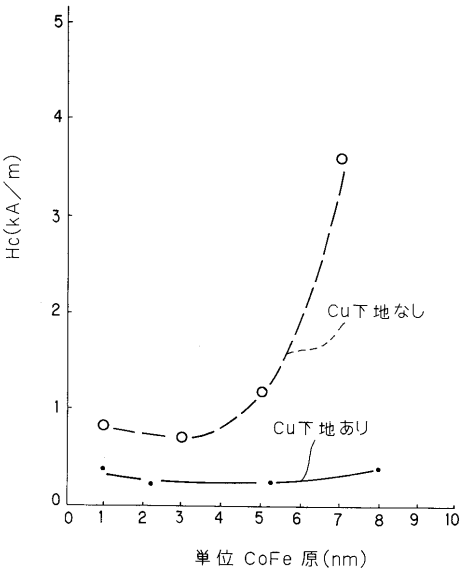
【図２８】



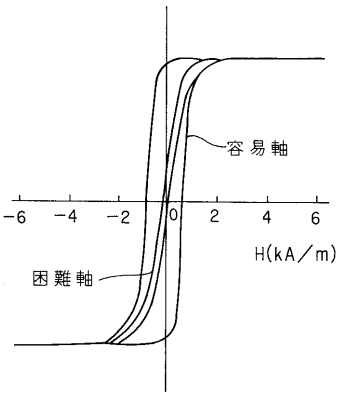
【図２９】



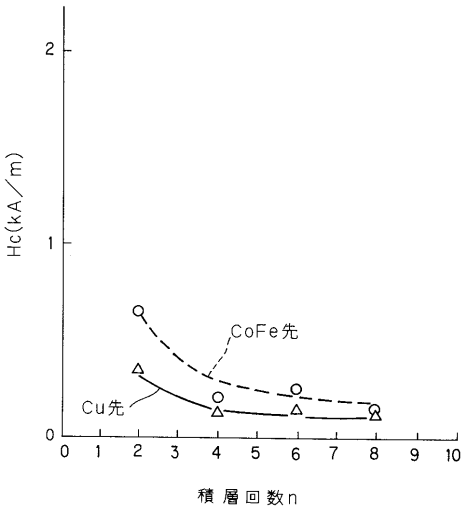
【図３０】



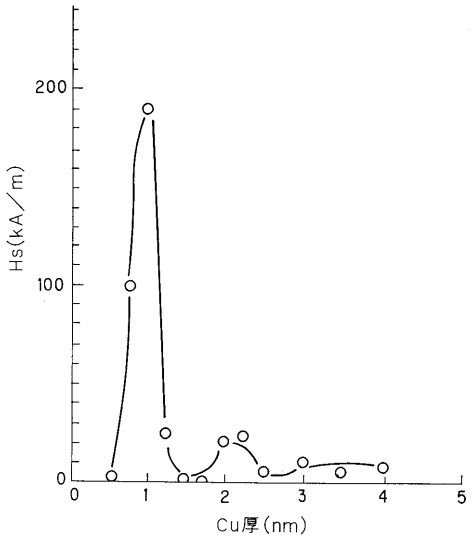
【図３１】



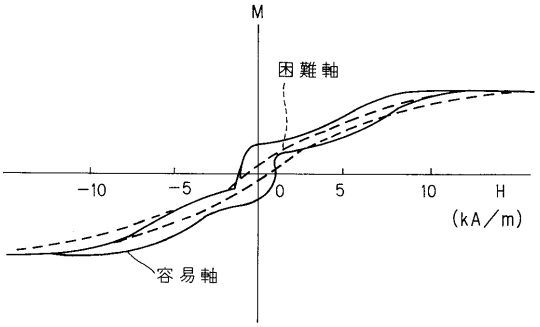
【図３２】



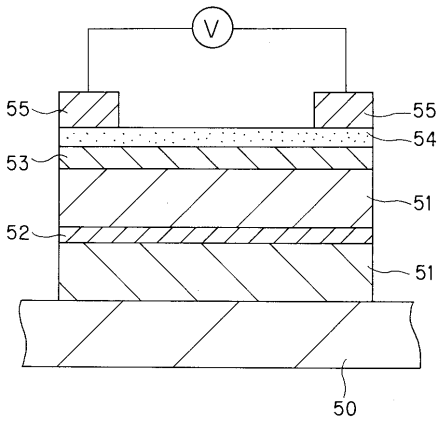
【図３３】



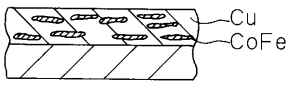
【図３４】



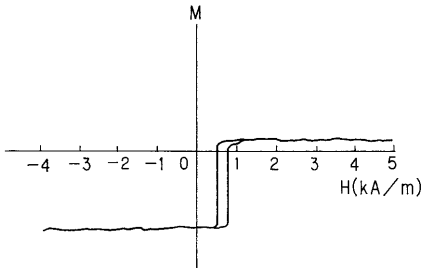
【図３５】



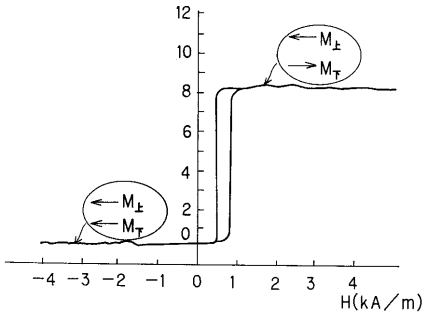
【図３６】



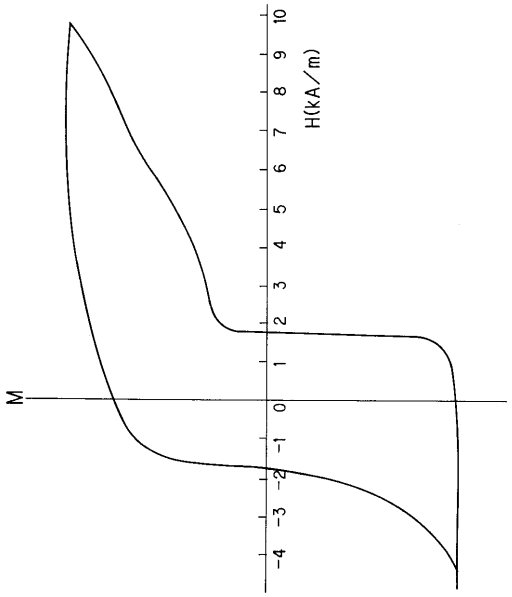
【図３７】



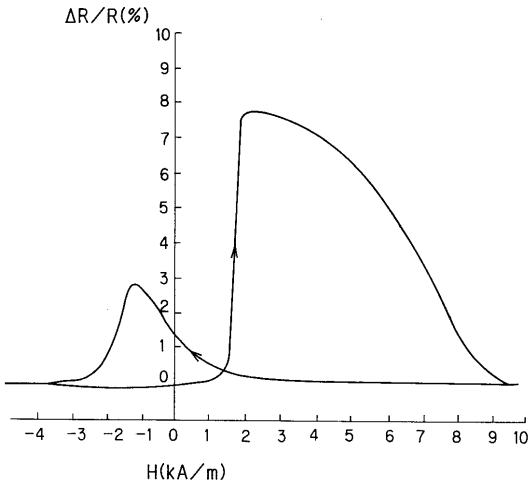
【図３８】



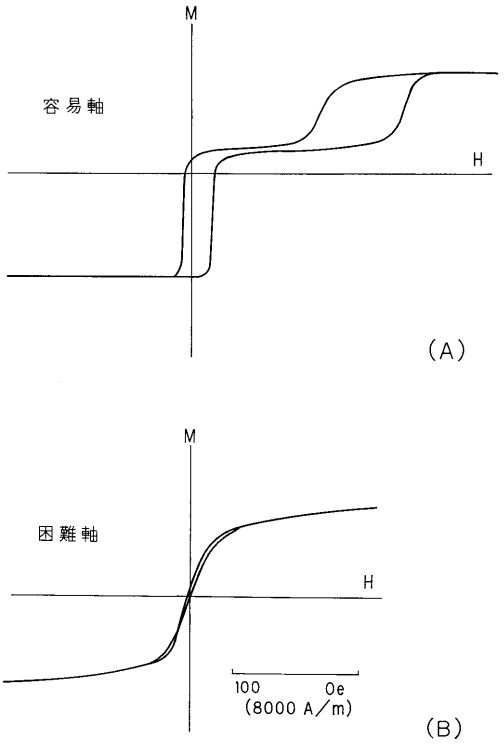
【図３９】



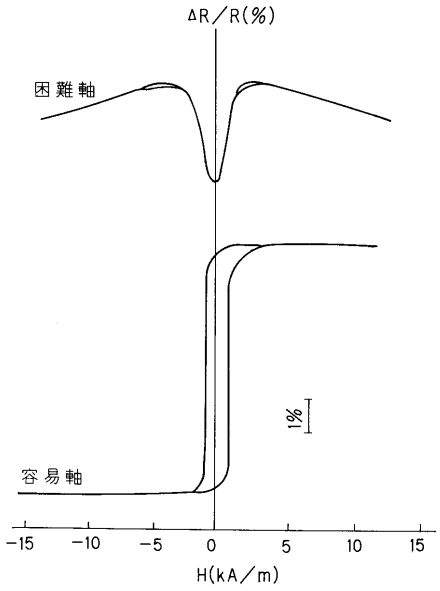
【図４０】



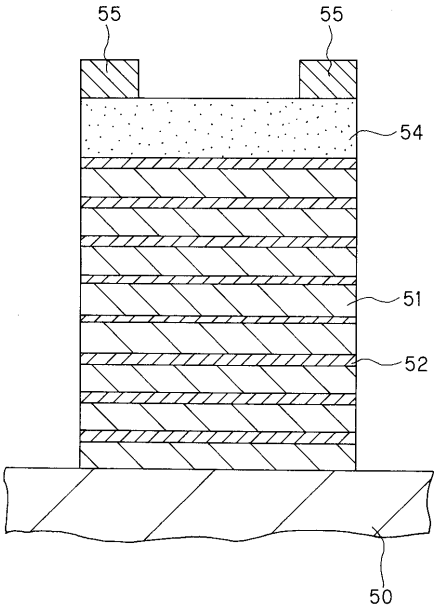
【図４１】



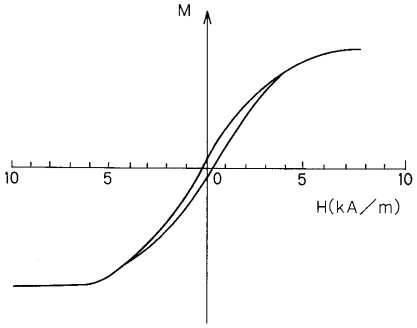
【図４２】



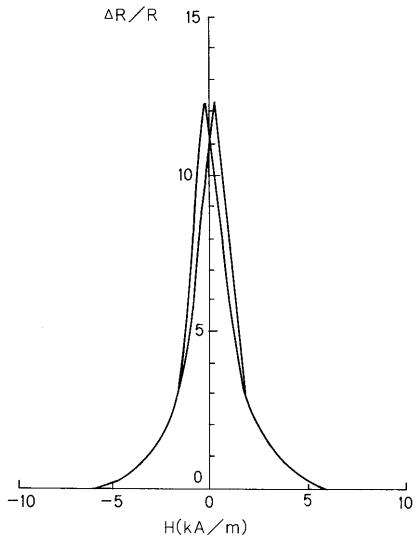
【図４３】



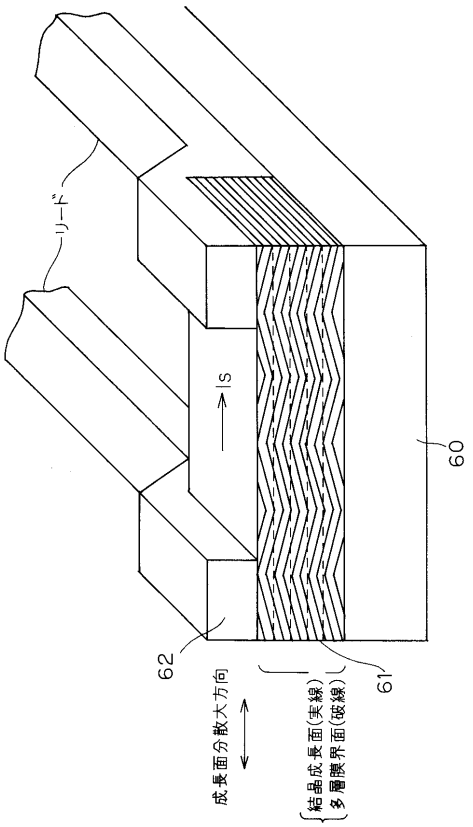
【図４４】



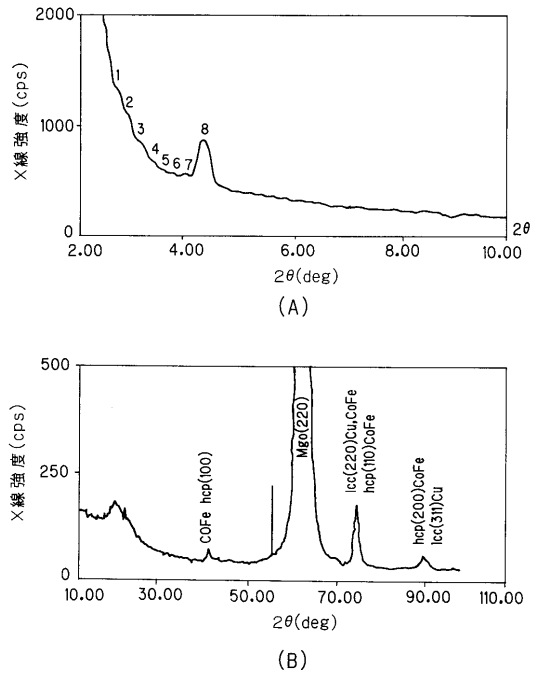
【図４５】



【図４６】



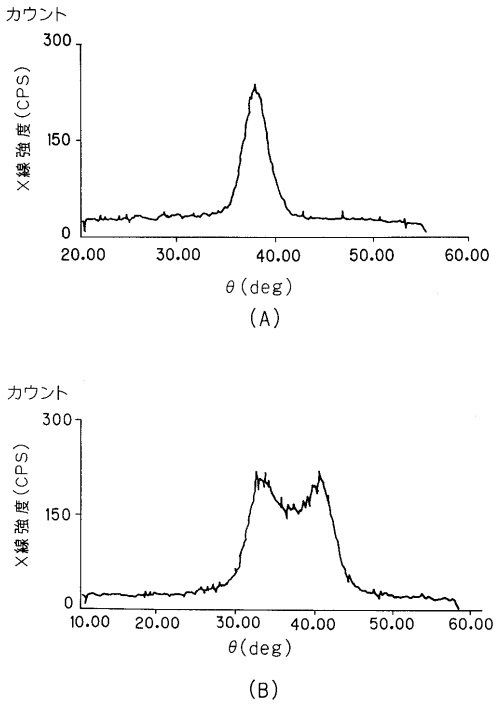
【図４７】



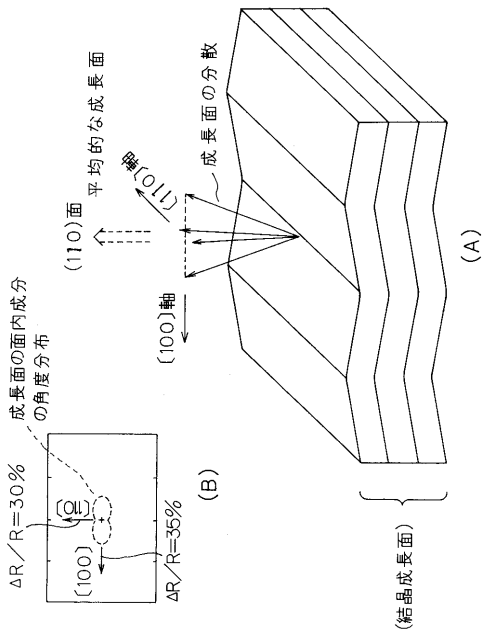
MgO(110)面基板上のCoFe／Cu人工格子膜のX線階折曲線

（A）小角反対(膜の周期構造)
（B）中角反対(膜の結晶構造)

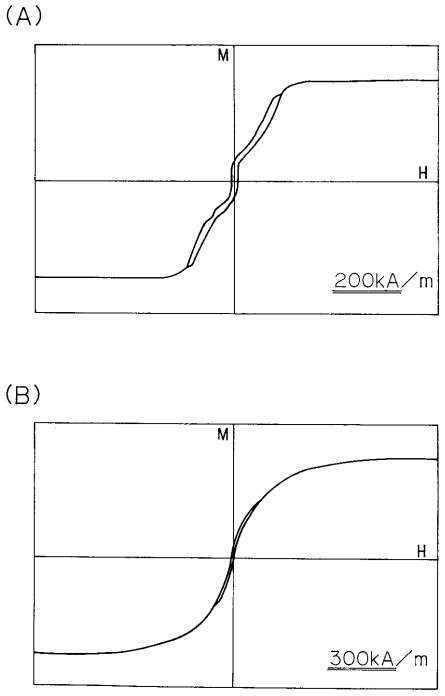
【図４８】



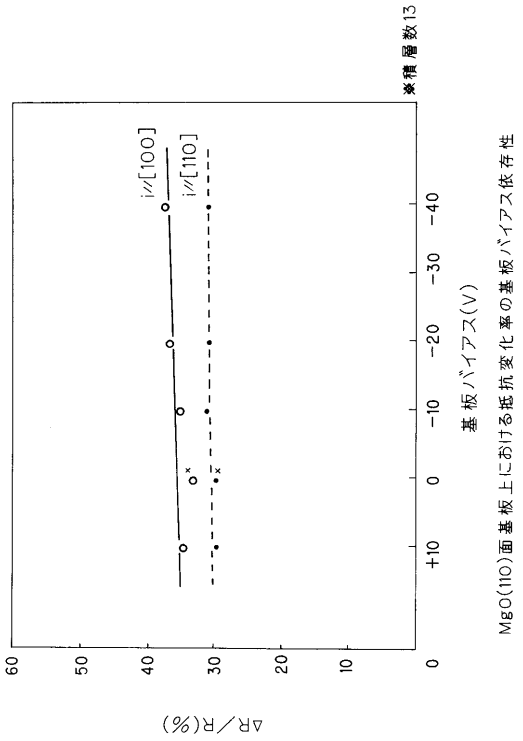
【図４９】



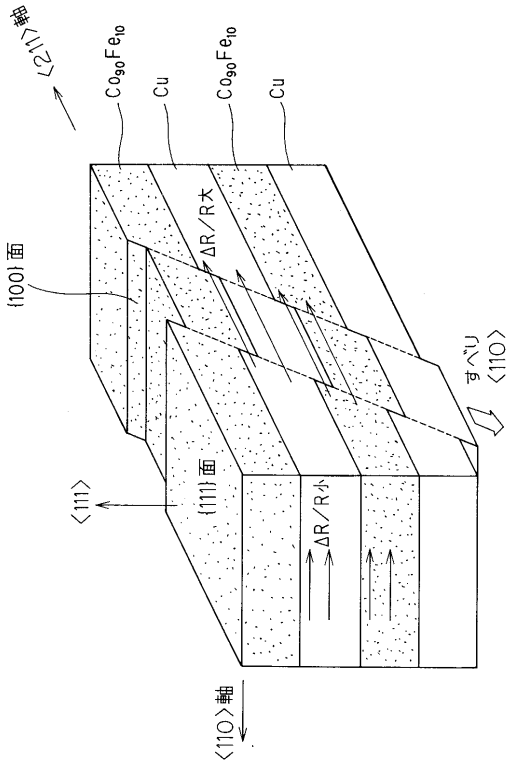
【図５０】



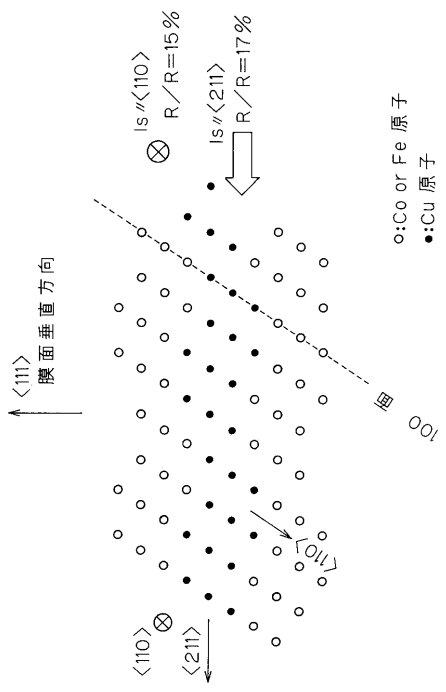
【図５１】



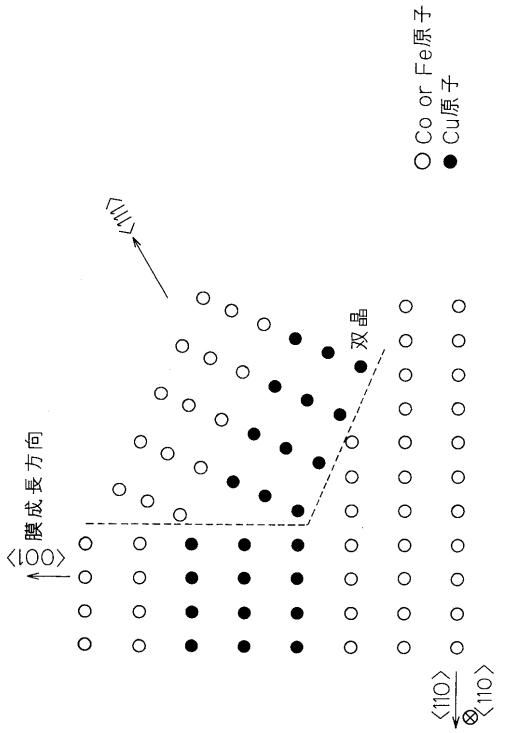
【図５２】



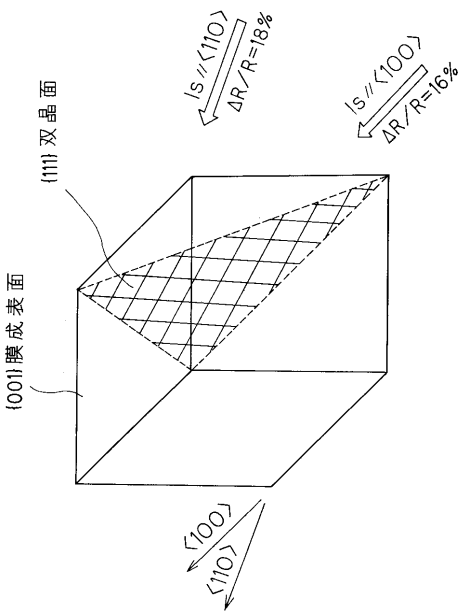
【図５３】



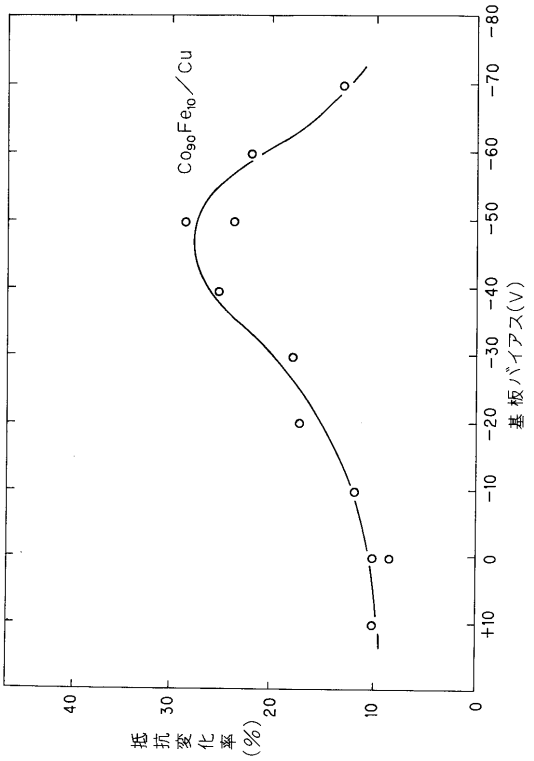
【図５４】



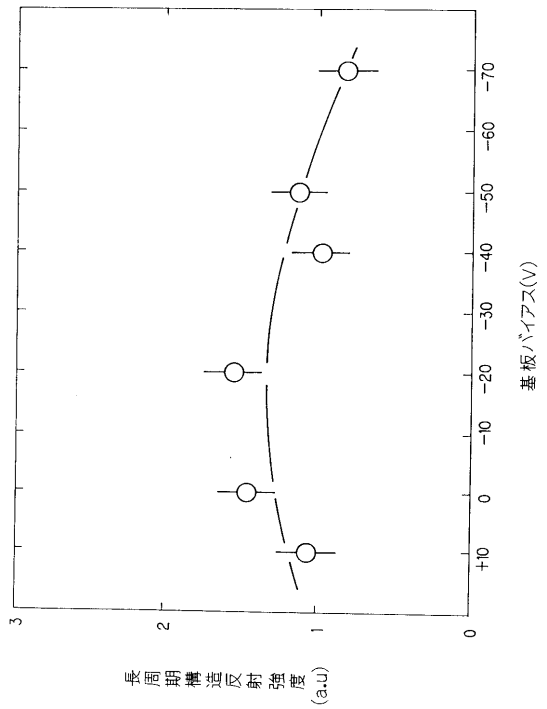
【図５５】



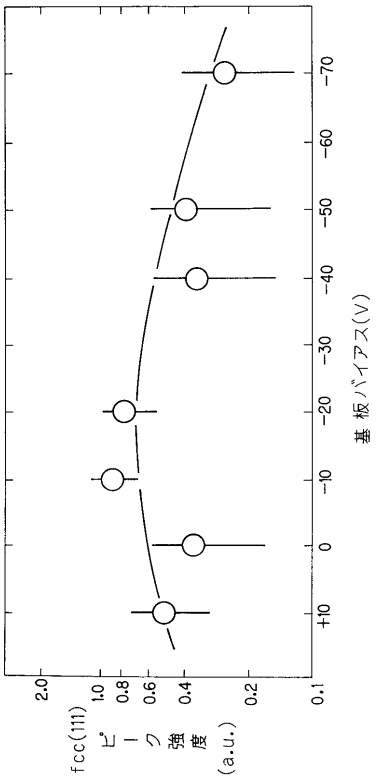
【図５６】



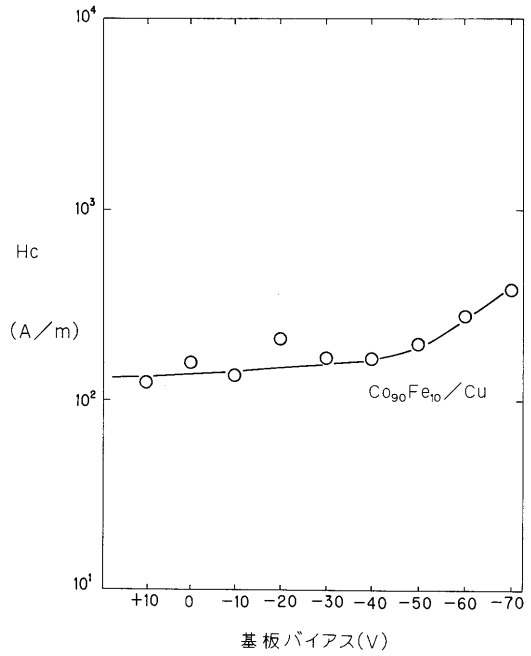
【図５７】



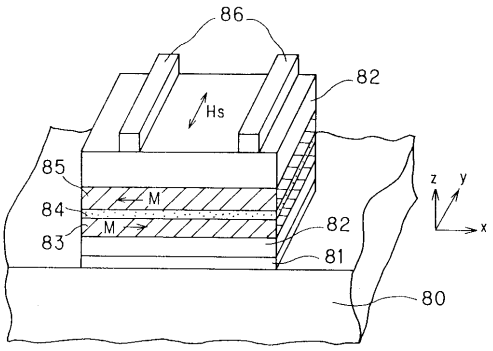
【図５８】



【図５９】

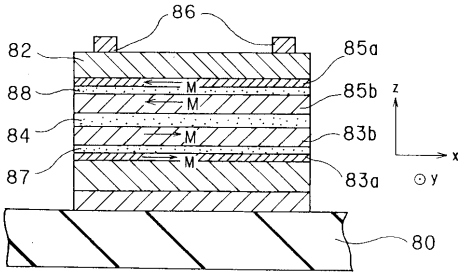


【図６０】

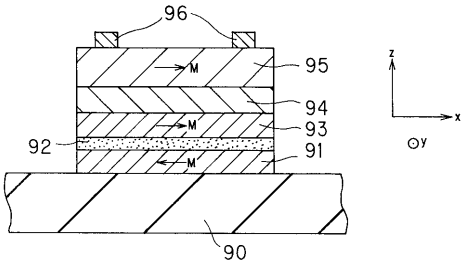


Mは信号磁界Oにおける磁気モーメントの方向を示す。

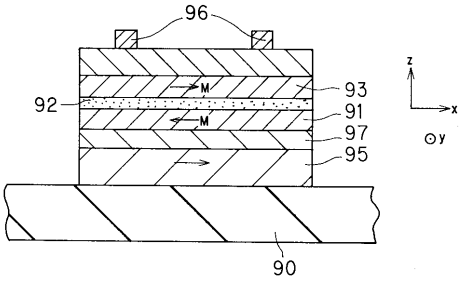
【図６１】



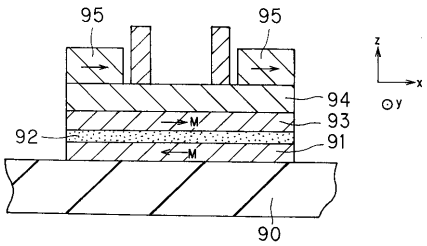
【図６２】



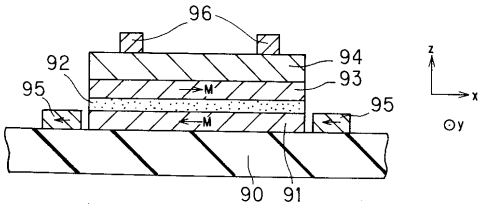
【図６４】



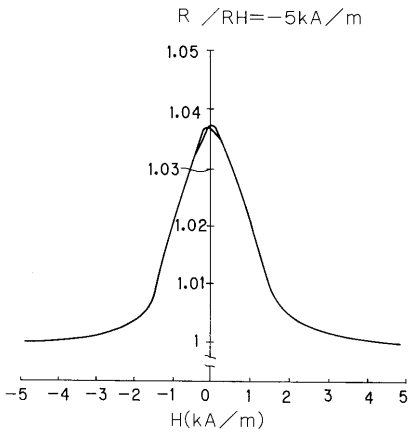
【図６３】



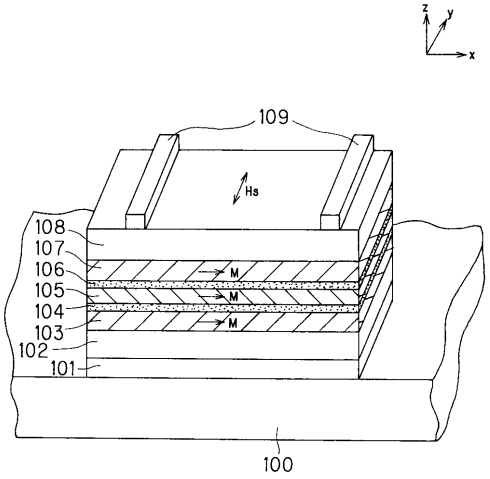
【図６５】



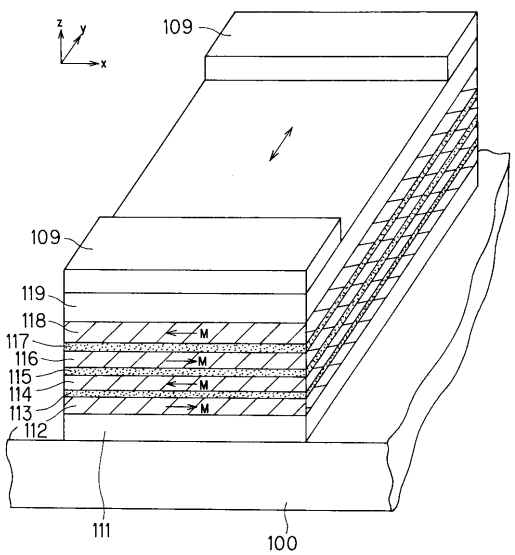
【図６６】



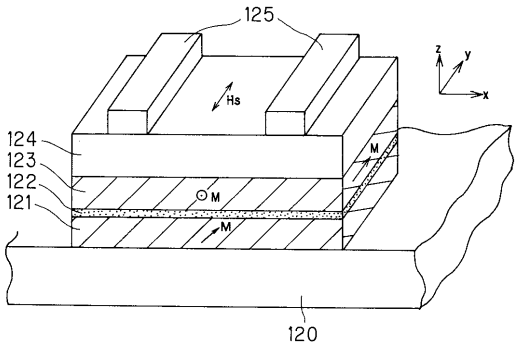
【図６７】



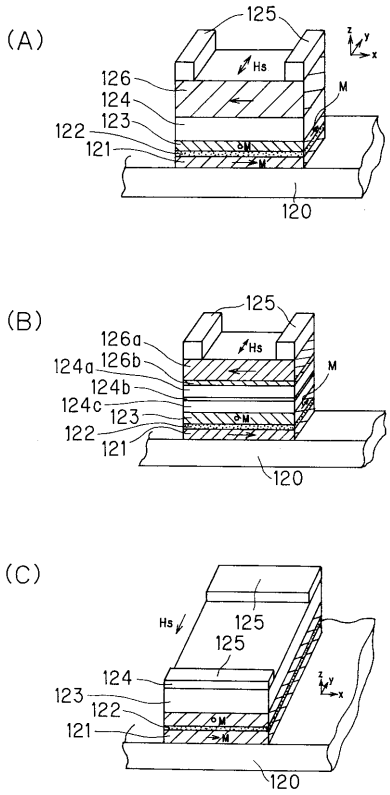
【図６８】



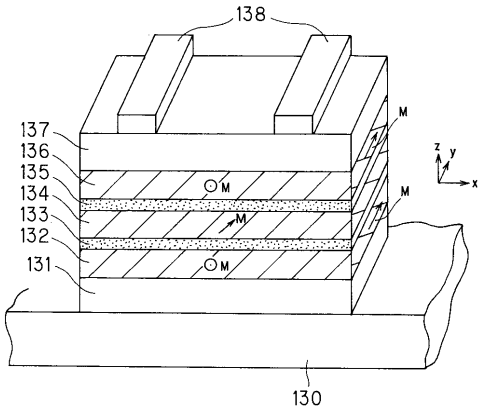
【図６９】



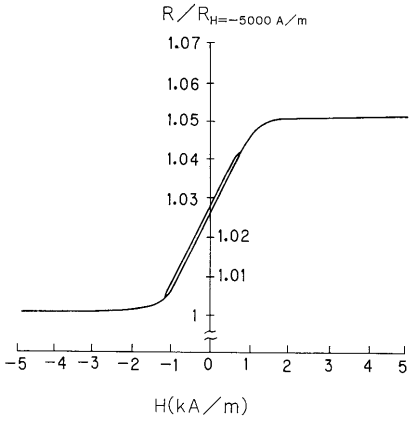
【図７０】



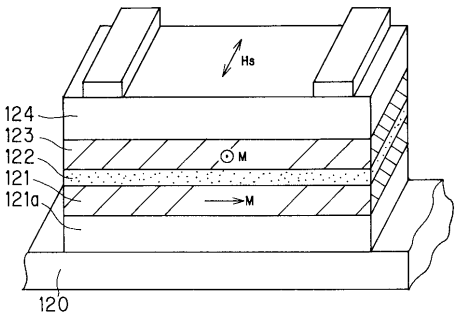
【図７１】



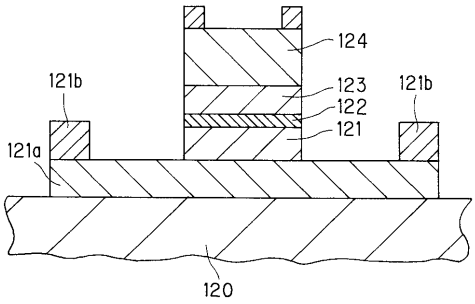
【図７２】



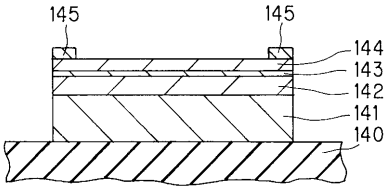
【図７３】



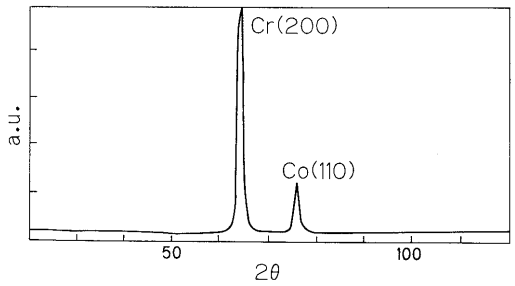
【図７４】



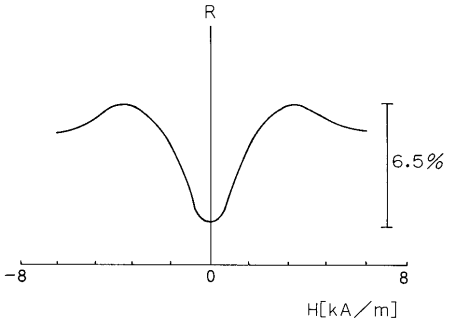
【図７５】



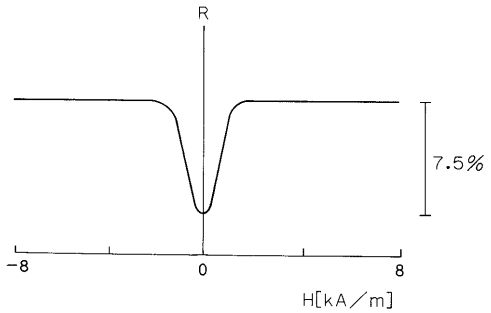
【図７６】



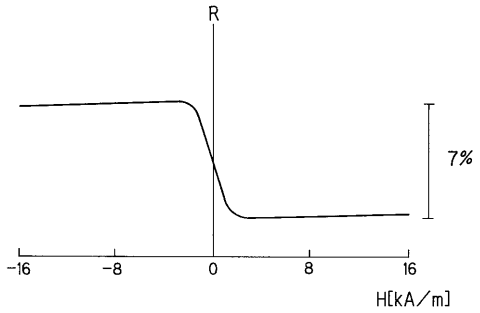
【図７７】



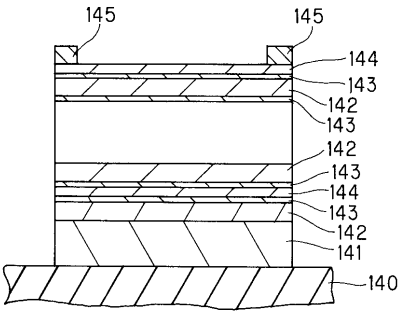
【図７８】



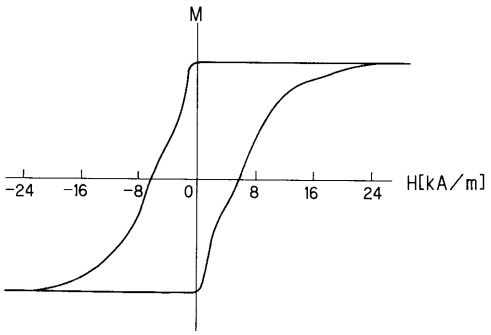
【図７９】



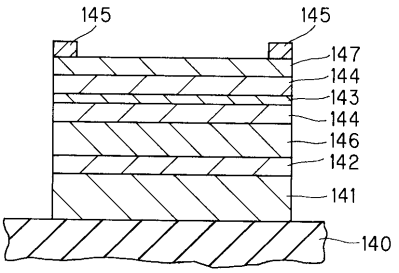
【図８１】



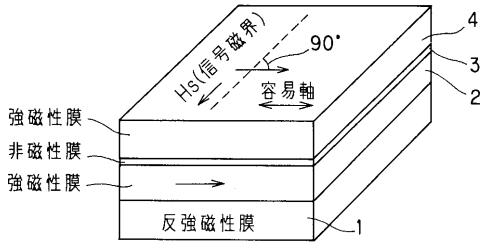
【図８０】



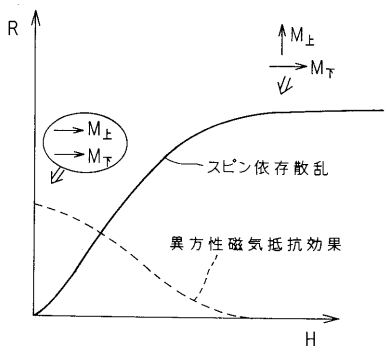
【図８２】



【図８３】


4
3
2
90°
Hs(信号磁界)
容易軸
強磁性膜
非磁性膜
強磁性膜
反強磁性膜
1

【図８４】


R
M上
MT
M上
MT
スピン依存散乱
異方性磁気抵抗効果
H

フロントページの続き

(31)優先権主張番号　特願平5-53612
(32)優先日　平成5年3月15日(1993.3.15)
(33)優先権主張国　日本国(JP)

前置審査

(72)発明者　岩崎　仁志
神奈川県川崎市幸区小向東芝町１番地　株式会社東芝研究開発センター内
(72)発明者　大沢　裕一
神奈川県川崎市幸区小向東芝町１番地　株式会社東芝研究開発センター内
(72)発明者　近藤　玲子
神奈川県川崎市幸区小向東芝町１番地　株式会社東芝研究開発センター内
(72)発明者　橋本　進
神奈川県川崎市幸区小向東芝町１番地　株式会社東芝研究開発センター内
(72)発明者　澤邊　厚仁
神奈川県川崎市幸区小向東芝町１番地　株式会社東芝研究開発センター内
(72)発明者　上口　裕三
神奈川県川崎市幸区小向東芝町１番地　株式会社東芝研究開発センター内
(72)発明者　佐橋　政司
神奈川県川崎市幸区小向東芝町１番地　株式会社東芝研究開発センター内

審査官　粟野　正明

(56)参考文献　特開平０６－３２５９３４（ＪＰ，Ａ）
特開平０８－０５１０２２（ＪＰ，Ａ）
特開平０５－２５９５３０（ＪＰ，Ａ）
特開平０４－２８０４８３（ＪＰ，Ａ）
特開平０４－２１８９８２（ＪＰ，Ａ）
特開平０５－１７４３３６（ＪＰ，Ａ）
特開平０５－１４３９３６（ＪＰ，Ａ）
米国特許第５１５９５１３（ＵＳ，Ａ）
Physical Review B, １９９１年　1月　1日, Vol.43, No.1, pp.1297-1300

(58)調査した分野(Int.Cl.^{7}, ＤＢ名)
H01L 43/08
G01R 33/09
G11B 5/39