

明 細 書

発明の名称：

磁気記録媒体に用いる低飽和磁束密度を有する軟磁性膜層用合金およびスパッタリングターゲット材

関連出願の相互参照

[0001] この出願は、2012年2月3日に提出された日本国特許出願2012-22096号に基づく優先権を主張するものであり、その全体の開示内容が参照により本明細書に組み込まれる。

技術分野

[0002] 本発明は、磁気記録媒体に用いる低飽和磁束密度を有する軟磁性膜層用合金およびスパッタリングターゲット材に関するものである。

背景技術

[0003] 近年、磁気記録技術の進歩は著しく、ドライブの大容量化のために、磁気記録媒体の高記録密度化が進められており、従来普及していた面内磁気記録媒体より更に高記録密度が実現できる、垂直磁気記録方式が実用化されている。更に、垂直磁気記録方式を応用し、熱やマイクロ波により記録をアシストする方法も検討されている。

[0004] 上記、垂直磁気記録方式とは、垂直磁気記録媒体の磁性膜中の媒体面に対して磁化容易軸が垂直方向に配向するように形成したものであり、高記録密度に適した方法である。そして、垂直磁気記録方式においては、記録感度を高めた磁気記録膜層と軟磁性膜層とを有する2層記録媒体が開発されている。この磁気記録膜層には一般的にCoCrPt-SiO₂系合金が用いられている。

[0005] また、一般に軟磁性膜層の間にはRu膜が挿入され、軟磁性膜とRu膜の反強磁性結合（以下、AFC結合と記す）により、外部磁場に対する不感域（以下、Hbiasと記す）を持たせてある。例えば特開2011-86356号公報（特許文献1）に開示されているように、磁気記録媒体の使用環

境下における外部のノイズ磁場に対する耐性を高めるためである。本発明による軟磁性膜層用合金は、これらの垂直磁気記録方式の媒体に用いることができる。

[0006] また、従来の軟磁性膜層には、高い飽和磁束密度（以下、 B_s と記す）と高いアモルファス形成能（以下、非晶質性と記す）が必須であり、さらに垂直磁気記録媒体の用途や使用環境によっては、高耐食性、高硬度など様々な特性が付加的に要求されてきた。上記の要求特性の中でも、特に高 B_s は重要であり、例えば特許文献1や特開2011-181140号公報（特許文献2）および特開2008-299905号公報（特許文献3）においても高い B_s を狙いとしている。このように高い B_s が要求されている理由は、記録膜の磁化を安定化させるために一定値以上の B_s が必要であることと、大きい H_{bias} を持たせるためである。

[0007] しかしながら、高い B_s の軟磁性膜を用いることによる弊害もある。高い B_s を示す軟磁性膜を用いると、 H_{bias} が大きくなる傾向があり高い外部ノイズ磁場耐性が得られるが、同時に、記録磁化が着磁された場合に、この軟磁性膜が持つ過度に大きな磁束が周囲に大きく影響し、結果として書き込みに必要なスペースが大きくなり、記録密度の低下を招く。さらに、高い H_{bias} の膜を用いると、 H_{bias} 以上の印加磁場に対する磁化の反応（以下、磁化の立ち上がりと記す）が鈍くなる傾向も見られる。

[0008] H_{bias} およびそれ以上の磁場に対する磁化の立ち上がりを図1に模式的に示す。一般に書き込み用ヘッドにより記録膜に着磁する場合、軟磁性膜の磁化が飽和するだけの磁界を印加する。したがって、磁化の立ち上がりが鈍くなると、着磁にそれだけ大きな磁場を印加することが必要となってしまう。このように、着磁磁場が大きくなると、過度な周囲への影響が避けられず、結果として小さな領域に限定して記録することが困難となり、やはり記録密度を低下させる原因となってしまう。上記2つの記録密度低下の現象は、いわゆる「書き込み」とも呼ばれており、一方の現象の抑制でも書き込み改善効果はあるが、両現象を抑制すると、さらに書き込み改善効果がある。

先行技術文献

特許文献

[0009] 特許文献1：特開2011-86356号公報

特許文献2：特開2011-181140号公報

特許文献3：特開2008-299905号公報

発明の概要

[0010] 上述のような問題を解消するために、発明者らは鋭意開発を進めた結果、記録膜の磁化を安定させる最低限のBsと考えられる0.5Tを超えるBsを有しながら、比較的低いBsでも高いHbiasを持ち、さらには、高いHbiasでも鋭い磁化の立ち上がりを持つ軟磁性合金を見出せば、外部磁場に対する高い耐性と、「書き滲み」抑制による、高記録密度が両立できるものと考えた。

[0011] 本発明の一態様によれば、磁気記録媒体における軟磁性薄膜層用合金であって、前記合金が、

Y、Ti、Zr、Hf、V、Nb、Ta、Cr、Mo、W、Mn、Ni、Cu、Al、B、C、Si、P、Zn、Ga、Ge、Snからなる群から選択される1種以上、ならびに残部CoおよびFeを含んでなり、かつ、at%で、下記式(1)～(3)：

$$(1) \quad 0.50 \leq \text{Fe}\% / (\text{Fe}\% + \text{Co}\%) \leq 0.90$$

$$(2) \quad 5 \leq \text{TAM} \leq 25$$

$$(3) \quad 15 \leq \text{TAM} + \text{TNM} \leq 25$$

を満たし、

ただし、前記TAMおよびTNMがそれぞれ、

$$\text{TAM} = \text{Y}\% + \text{Ti}\% + \text{Zr}\% + \text{Hf}\% + \text{V}\% + \text{Nb}\% + \text{Ta}\% + \text{B}\% / 2$$

$$\text{TNM} = \text{Cr}\% + \text{Mo}\% + \text{W}\% + \text{Mn}\% + \text{Ni}\% / 3 + \text{Cu}\% / 3 + \text{Al}\% + \text{C}\% + \text{Si}\% + \text{P}\% + \text{Zn}\% + \text{Ga}\% + \text{Ge}\% + \text{Sn}\%$$

である、合金が提供される。

[0012] また、本発明の態様によれば、上記合金は下記の式(4)：

$$(4) \quad 0.25 \leq (Nb\% + Ta\%) / (TAM + TNM) \leq 1.00$$

を満たすのが好ましい。

[0013] 本発明の別の態様によれば、上記合金は下記式(5)および/または(6)：

$$(5) \quad 0 \leq Ti\% + Zr\% + Hf\% + B\% / 2 \leq 5$$

$$(6) \quad 0 < Cu\% + Sn\% + Zn\% + Ga\% \leq 10$$

を満たすのが好ましい。

[0014] 本発明の別の態様によれば、上記合金は、

Y、Ti、Zr、Hf、V、Nb、Ta、Cr、Mo、W、Mn、Ni、Cu、Al、B、C、Si、P、Zn、Ga、Ge、Snからなる群から選択される1種以上、ならびに残部CoおよびFeのみからなり、かつ、at%で、下記式(1)～(3)：

$$(1) \quad 0.50 \leq Fe\% / (Fe\% + Co\%) \leq 0.90$$

$$(2) \quad 5 \leq TAM \leq 25$$

$$(3) \quad 15 \leq TAM + TNM \leq 25$$

を満たし、

ただし、前記TAMおよびTNMがそれぞれ、

$$TAM = Y\% + Ti\% + Zr\% + Hf\% + V\% + Nb\% + Ta\% + B\% / 2$$

$$TNM = Cr\% + Mo\% + W\% + Mn\% + Ni\% / 3 + Cu\% / 3 + Al\% + C\% + Si\% + P\% + Zn\% + Ga\% + Ge\% + Sn\%$$

であることが好ましい。

[0015] 本発明の別の態様によれば、上記合金の飽和磁束密度が0.5Tを超え1.1T未満であることが好ましい。

[0016] 本発明の別の一態様によれば、上記いずれかの態様による合金からなるスパッタリングターゲット材が提供される。

[0017] 以上述べたように、本発明は、低い飽和磁束密度を有する軟磁性アモルファス合金であり、本合金薄膜の間にRuなどの非磁性薄膜を挿入し反強磁性結合させた多層膜において、外部磁場に対する不感域が大きい合金、さらに

、不感域以上の外部磁場に対する磁化の立ち上がりが良好な磁気記録媒体用軟磁性合金およびこの合金の薄膜を作製するためのスパッタリングターゲット材を提供できることにある。このように、本用途の軟磁性合金において、積極的に低い B_s を狙う思想は従来にはなかった。この考え方は本発明における最も特徴的な思想である。

図面の簡単な説明

[0018] [図1]多層膜の磁化曲線の模式図である。

[図2]単層膜の B_s と多層膜の H_{bi} の相関を示す図である。

[図3] H_{bi} 後の磁化の立ち上りの鋭さに及ぼす単層膜の R_a と多層膜の H_{bi} の影響を示す図である。

発明を実施するための形態

[0019] 以下に本発明を具体的に説明する。特段の明示が無いかぎり、本明細書において「%」は $at\%$ を意味する。

[0020] 本発明は、磁気記録媒体における軟磁性薄膜層用合金に関するものであり、この合金は、Y、Ti、Zr、Hf、V、Nb、Ta、Cr、Mo、W、Mn、Ni、Cu、Al、B、C、Si、P、Zn、Ga、Ge、Snからなる群から選択される1種以上；ならびに残部CoおよびFeを含んでなり（comprising）、好ましくはこれらの元素のみから実質的になり（consisting essentially of）、より好ましくはこれらの元素のみからなる（consisting of）。その上、本発明による合金は、 $at\%$ で、下記式（1）～（3）：

$$(1) \quad 0.50 \leq Fe\% / (Fe\% + Co\%) \leq 0.90$$

$$(2) \quad 5 \leq TAM \leq 25$$

$$(3) \quad 15 \leq TAM + TNM \leq 25$$

を満たし、

ただし、前記TAMおよびTNMがそれぞれ、

$$TAM = Y\% + Ti\% + Zr\% + Hf\% + V\% + Nb\% + Ta\% + B\% / 2$$

$$TNM = Cr\% + Mo\% + W\% + Mn\% + Ni\% / 3 + Cu\% / 3 + Al\% + C\% + Si\% + P\% + Zn\% + Ga\% + Ge\% + Sn\%$$

である。

[0021] 以下、本発明について詳細に説明する。

[0022] まず、Hb! a sに及ぼす軟磁性膜組成の影響について検討するため、様

々な組成の軟磁性膜について、Hb! a sを評価したところ、B sの大きさが
だけでなく、 $F e \% / (F e \% + C o \%)$ によってもHb! a sの大きさが
変化することがわかった。すなわち、0.5 Tを超え、1.1 T未満と、従
来例よりも比較的低いB sを有する軟磁性膜であっても、所定の $F e \% / (F e \% + C o \%)$ の範囲にすることにより、高いHb! a sが得られること
がわかった。

[0023] 次に、Hb! a s以上の印加磁場による磁化の立ち上がりについても検討
したところ、F e、C o以外の添加元素のうち、Nb、T aが多いこと、T
i、Z r、H f、Bが少ないこと、C u、S n、Z n、G aが少量添加され
ていることが、影響することがわかった。したがって、これらの元素を所定
の添加量にすることにより、高いHb! a sを有しながらも、鋭い磁化の立
ち上がりを示す効果が付加的に得られることがわかった。

[0024] このような新たな知見に基づき、従来の垂直磁気記録媒体用の軟磁性膜用
合金の要求特性とは全く異なり、比較的低いB sを有しながらも、大きなH
b! a sを示し、さらに、高いHb! a sを有しながらもHb! a s以上の
印加磁場による磁化の立ち上がりの鋭い軟磁性合金を見出し、従来では困
難であった、外部ノイズ磁場に対する高い耐性と、書き込みの抑制による高
記録密度化を両立可能とし、本発明に至った。以下に、本発明合金の限定理
由を説明する。

[0025] (a) $0.50 \leq F e \% / (F e \% + C o \%)\leq 0.90$ について
F eおよびC oは、記録膜の磁化を安定させるために最低限必要な磁化を
持たせるための元素であり、B sと $F e \% / (F e \% + C o \%)$ の挙動は、
いわゆるスレーター-ポーン曲線などに示される。さらに、 $F e \% / (F e \% + C o \%)$ は、比較的低いB sにおいても、高いHb! a sを持たせる
ための重要な因子でもある。 $F e \% / (F e \% + C o \%)$ が0.50未満で

は、同程度の B_s を有し、0.50以上の軟磁性膜と比較し、 H_{bias} が小さくなってしまう。この現象についての詳細な理由は不明であるが、AFC結合には軟磁性膜の B_s とともに、磁性元素における3d電子軌道による層間の相互作用が関与していると考えられ、FeとCoの比率によりこれが変化することが影響していると推察される。また、 $Fe\% / (Fe\% + Co\%)$ が0.90を超えると著しく B_s が低下し、十分な H_{bias} が得られない。なお、好ましい $Fe\% / (Fe\% + Co\%)$ の範囲は0.55以上、0.85以下、より好ましくは0.60以上、0.80以下である。

[0026] (b) $5 \leq TAM \leq 25$ および $15 \leq TAM + TNM \leq 25$ について

Fe、Co以外の元素の効果について、下記にまとめる。Ti、Zr、Hf、Bは非晶質化の促進と B_s の低下をもたらす元素であるとともに、磁化の立ち上がりを大幅に鈍くしてしまう元素でもある。なお、Bについては B_s 低下および非晶質性増加の効果がTi、Zr、Hfと比較し約1/2であることから、TAMの中では $B\% / 2$ として扱うことができる。ただし、スパッタリングターゲット材の中では、Bは特に硬質な化合物（例えば硼化物）を生成し、機械加工の際に加工速度を落とす必要が出てくるため、BをTAMに分類した元素として単独で添加するよりも、複合的に添加することが好ましい。この点を踏まえると、 $(B / 2) / TAM$ は0.8以下が好ましく、0.5以下がより好ましい。

[0027] Y、V、Cr、Mo、Wは B_s の低下をもたらすとともに、わずかに磁化の立ち上がりを鈍くしてしまう元素でもある。また、Y、Vは非晶質化の促進にも寄与する。Nb、Taは非晶質化の促進と B_s の低下をもたらすとともに、磁化の立ち上がりを鋭くする効果がある重要な元素である。Mn、Al、Si、Ge、Pは B_s の低下をもたらすとともに、磁化の立ち上がりをわずかに鈍くしてしまう元素でもある。Ni、Cuは B_s の低下幅が小さい元素であり、Cuについては少量添加で磁化の立ち上がりを鋭くする効果もあるが多量の添加は磁化の立ち上がりをわずかに低下させる元素である。

[0028] なお、Ni、Cuは他のTAMやTNMに分類した元素と比較し、 B_s の

低下幅が約 1/3 であることから、TNM の中では N!% / 3、Cu% / 3 として扱うことができる。Ga、Sn、Zn は Bs の低下とともに、少量の添加においては磁化の立ち上がりを鋭くする効果があるが、多量の添加は磁化の立ち上がりをわずかに鈍くする元素である。このように、全ての元素が Bs を低下させる効果を有しているとともに、非晶質性改善の効果や磁化の立ち上がりに影響する元素もある。これらの添加量を最適化することにより、本発明による合金が得られる。

[0029] T A M が 5 未満では十分な非晶質性が得られず、25 を超えると Bs が低くなり、十分な H b ! a s が得られない。したがって T A M は 5 以上、25 以下であり、好ましくは 7 以上、23 以下、より好ましくは 9 以上、20 未満である。なお、Nb と Ta はスパッタリングターゲット材において、Fe や Co と脆性な金属間化合物を生成するため、T A M として Nb または / および Ta のみを添加する場合は、機械加工時に割れや欠けが発生しないように、加工速度を落とす必要がある。この点を考慮すると、T A M として、Nb または / および Ta のみを添加する場合、T A M は 20 未満とすることが好ましい。

[0030] T A M + T N M が 15 未満では Bs が大きくなるため H b ! a s は増加するものの、磁化の立ち上がりが鈍くなってしまう。T A M + T N M が 25 を超えると Bs が小さく、H b ! a s が小さくなくなってしまう。したがって、T A M + T N M は 15 以上、25 以下であり、好ましくは 17 以上、23 以下、より好ましくは 18 以上、21 以下である。

[0031] (c) $0.25 \leq (Nb\% + Ta\%) / (TAM + TNM) \leq 1.00$ について

上述したように、Nb、Ta は本合金において、磁化の立ち上がりを鋭くする付加的な効果のある重要な元素であるが、 $(Nb\% + Ta\%) / (TAM + TNM)$ が 0.25 未満では、この効果が得られない。また、T A M に Nb と Ta の添加量も含まれているため、必然的に $(Nb\% + Ta\%) / (TAM + TNM)$ の上限は 1.00 となる。したがって、 $(Nb\% + Ta\%$

%) / (TAM + TNM) は 0.25 以上、1.00 以下であり、好ましくは 0.40 以上、1.00 未満、より好ましくは 0.60 以上、1.00 未満である。

[0032] (d) $0 \leq Ti\% + Zr\% + Hf\% + B\% / 2 \leq 5$ 、および $0 < Cu\% + Sn\% + Zn\% + Ga\% \leq 10$ について

上述したように、Ti、Zr、Hf、B は本合金において、磁化の立ち上がりを大幅に鈍くしてしまう元素であることから、その合計量の上限を厳しく規定することにより、より鋭い磁化の立ち上がりが付加的な効果として得られる。 $Ti\% + Zr\% + Hf\% + B\% / 2$ が 5 を超えると磁化の立ち上がりを鋭くする効果が得られない。したがって、 $Ti\% + Zr\% + Hf\% + B\% / 2$ は 0 以上、5 以下であり、好ましくは 3 以下、より好ましくは 0 である。

[0033] 上述したように、Cu、Sn、Zn、Ga は本合金において、少量添加において磁化の立ち上がりを鋭くする付加的な効果のある元素であることから、少量の範囲では積極添加することで、より鋭い磁化の立ち上がりが得られる。しかし、 $Cu\% + Sn\% + Zn\% + Ga\%$ が 10 を超えると、この効果が得られない。したがって、 $Cu\% + Sn\% + Zn\% + Ga\%$ は 0 より多く、10 以下であり、好ましくは 1 以上、8 以下、より好ましくは 2 以上、6 以下である。なお、この両式は、いずれか一方のみを満たす場合でも、磁化の立ち上がりを鋭くする付加的な効果が得られる。

[0034] 以上のように様々な元素が Bs への影響以外に磁化の立ち上がりに影響し、その詳細な理由については不明であるが、以下のことが推察される。Hbias 以上の印加磁場に対する磁化の立ち上がりの鋭さには、軟磁性合金のスパッタ膜の表面粗さが影響している傾向が見られる。Hbias 以上の外部磁場により磁化が立ち上がる現象は、軟磁性膜と Ru 膜との界面における AFC 結合が大きな印加磁場に耐えられず磁化反転を起こすと考えられるが、軟磁性膜の表面が粗く、両膜の界面に凹凸が存在すると、局所的に磁化反転が早く起こる部位と、遅く起こる部位が混在する可能性がある。

[0035] このように、部位により磁化反転挙動に不一致が発生すると、膜全体とし

ては磁化の立ち上がりが緩やかとなってしまふ。このため、スパッタ膜の表面粗さと磁化の立ち上がりの鋭さに相関が見られるのではないかと考えられる。さらに、スパッタ膜の表面粗さへの添加元素の影響については、非晶質合金としての自由体積および過剰自由体積が影響している可能性が推察される。これらの両体積は、非晶質合金において原子と原子の間の隙間に相当する体積であり、これが大きい場合、合金中で原子が密に詰まっておらず、したがって、スパッタ膜において原子サイズレベルでの表面粗さが大きくなると考えられる。

[0036] なお、両体積には非晶質の安定性が関係する可能性が示唆されているが、本発明において、磁化の立ち上がりを大幅に鈍くするTi、Zr、Hf、Bは特に非晶質を安定化する元素であり、少量添加で磁化の立ち上がりを鋭くするCu、Ga、Sn、Znは非晶質性を低下させる元素である。更に、磁化の立ち上がりを鋭くする重要な元素であるNb、Taは、Ti、Zr、Hf、Bと比較すると、非晶質化を促進する効果が低い元素である。

実施例

[0037] 以下、本発明について実施例によって具体的に説明する。

[0038] 表1に示す組成でガスアトマイズ法により軟磁性合金粉末を作製した。溶解母材は25kgで減圧Ar中にて誘導溶解し、直径8mmのノズルから合金溶湯を出湯し、直後に高圧Arガスを噴霧しアトマイズした。この粉末を500 μ m以下に分級し、Hf形成（熱間等方圧プレス）の原料粉末として用いた。Hf形成用ピレットは、直径200mm、長さ10mmの炭素鋼製缶に原料粉末を充填したのち、真空脱気、封入し作製した。この粉末充填ピレットを、温度1100℃、圧力120MPa、保持時間2時間の条件でHf形成した。その後、成形体から直径95mm、厚さ2mmの軟磁性合金スパッタリングターゲット材を作製した。この軟磁性合金製のスパッタリングターゲット材を用いて軟磁性薄膜を作製した。また、Ru薄膜の作製には、市販のRu金属製のスパッタリングターゲット材を用いた。

[0039] チャンバー内を 1×10^{-4} Pa 以下に真空排気し、純度 99.99% の Ar ガスを 0.6 Pa 投入しスパッタを行なった。まず、洗浄したガラス基板上に 20 nm の軟磁性合金薄膜（下軟磁性層）を成膜し、その上に 0.8 nm の Ru 膜を成膜し、さらにその上に上述した膜と同じ 20 nm の軟磁性合金薄膜（上軟磁性層）を成膜し、多層膜を作製した。なお、全ての実施例および比較例における多層膜の上下の軟磁性膜には同じ合金を用いた。また、軟磁性膜の B_s 、結晶構造、表面粗さの評価用として下軟磁性層のみ成膜した単層膜も作製した。

[0040] このようにして作製した単層膜を試料とし、 B_s は VSM（試料振動型磁束計）、結晶構造は X 線回折、算術平均粗さ R_a （表面粗さ）は AFM（原子間力顕微鏡）を用いてそれぞれ評価した。結晶構造については、非晶質を ○、非晶質の中に一部微結晶が見られるものを △、結晶を × とした。さらに多層膜により H_{bias} および磁化の立ち上がりの鋭さを評価した。これらの結果は表 2 に示す通りであった。

[0041] 図 1 は、多層膜の磁化曲線の模式図である。この図に示すように、 H_{bias} は多層膜の磁化が立ち上がる時の印加磁場、磁化の立ち上がりの鋭さは、多層膜の磁化が飽和する印加磁場（ H_{sat} ）と H_{bias} の比、すなわち H_{sat}/H_{bias} で評価した。図 1（a）は H_{bias} が大きく、磁化の立ち上がりが鋭い例を示し、図 1（b）は H_{bias} が小さく、磁化の立ち上がりが鈍い例を示している。すなわち、この値が小さく 1 に近いほど磁化の立ち上がりが鋭いことを示す。この値が、1.2 未満を ◎、1.2 以上 1.4 未満を ○、1.4 以上 1.8 未満を △、1.8 以上を × とした。

[0042]

[表2]

表 2

No	B s (T)	結晶構造	R a (nm)	H b i a s (A/m)	磁化の立上がり	備考
1	0.96	○	0.8	6560	△	本 発 明 例
2	0.72	○	0.8	5600	△	
3	0.94	○	0.9	6300	△	
4	1.09	○	1.0	7010	△	
5	1.09	○	0.9	7020	△	
6	0.72	○	0.9	5310	△	
7	0.96	○	0.8	6600	△	
8	0.90	○	0.6	5600	○	
9	0.90	○	0.5	6240	○	
10	0.94	○	0.5	6520	○	
11	1.08	○	0.5	6650	○	
12	0.65	○	0.5	5020	○	
13	0.93	○	0.1	6000	◎	
14	0.95	○	0.3	6400	○	
15	0.92	△	0.3	6480	○	
16	0.91	○	0.3	6480	○	
17	0.90	○	0.2	6560	◎	
18	0.67	○	0.3	5520	○	
19	0.74	○	0.3	5680	○	
20	0.84	○	0.1	6160	◎	
21	0.89	○	0.2	6400	◎	
22	1.01	○	0.1	6880	○	
23	1.09	○	0.3	7040	△	
24	0.88	○	0.2	6320	◎	
25	0.89	○	0.2	6240	◎	
26	0.85	○	0.2	6080	◎	
27	0.89	○	0.2	5200	◎	
28	0.58	○	0.3	4750	○	
29	0.80	○	0.6	3120	○	比 較 例
30	0.84	○	0.5	3360	○	
31	0.86	○	0.6	3840	○	
32	0.48	○	0.3	3600	○	
33	0.47	○	0.3	3120	○	
34	0.49	○	0.6	3840	○	
35	0.49	○	0.3	3600	○	
36	0.48	○	0.6	3760	○	
37	1.14	○	0.3	7200	×	
38	0.89	×	1.6	6600	×	
39	1.57	○	0.3	6350	○	

表1 および表2 に示すように、N o. 1 ～ 2 8 は本発明例であり、N o. 2 9 ～ 3 9 は比較例である。

[0044] 図2 は、表2 の結果について、多層膜のH b i a sを縦軸、単層膜のB s

を横軸にプロットした図である。この図中の実線の楕円のとおりに、高い $Hb i a s$ を得るためには、高い $B s$ が必要であることがわかる。なお、この実線の楕円中のデータはいずれも $F e \% / (F e \% + C o \%)$ が $0.5 \sim 0.9$ の範囲のものである。これに対し、図 2 中でこの実線の楕円より下に位置する比較例 No. 29～31 は、 $F e \% / (F e \% + C o \%)$ が 0.5 未満であるため、実線楕円内のデータと同等の $B s$ を有しながら、 $Hb i a s$ は低い値にとどまってしまっている。すなわち、 $F e \% / (F e \% + C o \%)$ を $0.50 \sim 0.90$ とすることで、比較的低い $B s$ でも高い $Hb i a s$ が得られている。

[0045] 一方、図 2 中で左下の点線の楕円内に位置する比較例 No. 32～36 は、 $B s$ が著しく低いため $Hb i a s$ も低くなっている。また、比較例 No. 39 は、 $F e \% / (F e \% + C o \%)$ が 0.4 と低く、 $T A M + T N M$ が 15 未満と小さい組成で、従来技術で多く見られる高 $B s$ 組成である。この組成は図 2 中において、実線の楕円の右に位置するプロットであり、実線の楕円中の組成と比較し、同等の高い $Hb i a s$ を得るために、著しく大きい $B s$ を必要としており、このような組成はいわゆる「書き込み」を引き起こしてしまう。

[0046] 図 3 は、表 2 の結果について、多層膜の $Hb i a s$ を縦軸、単層膜の $R a$ を横軸にプロットし、プロットのマークを、 $Hb i a s$ 以上の外部磁場を印加したときの多層膜の磁化の立ち上りの鋭さごとに变化させたものである。この図から、同等の $Hb i a s$ を有する多層膜であっても、単層膜の表面粗さ ($R a$) が大きい場合に、磁化の立ち上がりが劣化することがわかる。

[0047] 次に、表 2 に示す個々の比較例データについて説明する。比較例 No. 29～31 は $F e \% / (F e \% + C o \%)$ 値がいずれも低いため、 $0.80 \sim 0.86 T$ の $B s$ を有しているにもかかわらず、高い $Hb i a s$ が得られていない。比較例 No. 32 および 33 は $F e \% / (F e \% + C o \%)$ 値が過度に高く、比較例 No. 34 および 35 は $T A M + T N M$ が高く、比較例 No. 36 は $T A M$ および $T A M + T N M$ が高いため、いずれも $B s$ が著しく

低く、高いH b i a s が得られていない。

[0048] 比較例N o. 37はT A M + T N Mが低いためB sが高く、高いH b i a sは得られるが、H b i a sを超える外部磁場に対する磁化の立ち上がりが鈍い。比較例N o. 38はT A Mが低く、結晶質であり、結晶粒に起因する単層膜表面の凹凸によりR aが高く、H b i a sを超える外部磁場に対する磁化の立ち上がりが鈍い。比較例N o. 39は、 $F e \% / (F e \% + C o \%)$ 値が低く、T A M + T N Mが低いため、著しくB sが高いにもかかわらず、実施例と同等レベルのH b i a sしか得られておらず、このように著しくB sの高い組成は、いわゆる「書き込み」を起こしてしまう。

[0049] これらと比較し、実施例N o. 1～28はいずれも本発明の範囲内であることから、1.1 T未満と従来技術より低いB sでありながら、高いH b i a sを有しており、さらに、H b i a sを超える印加磁場に対し鋭い磁化の立ち上りを示すことがわかる。このような組成によって、高い外部ノイズ磁場に対する耐性とB sが過度に高いことによる書き込みの抑制が両立できる。なお、実施例N o. 8～12は $(N b \% + T a \%) / (T A M + T N M)$ が0.5～1.0の範囲であることから、実施例N o. 1～7よりも、単層膜の粗さ(R a)が小さく磁化の立ち上がりが鋭い付加的な効果も得られている。

[0050] さらに、実施例N o. 13～28は、 $T i \% + Z r \% + H f \% + B \% / 2$ が5以下および/もしくは $C u \% + S n \% + Z n \% + G a \%$ が0を超え、10以下であることから、実施例N o. 1～7よりも、単層膜の粗さ(R a)が小さく磁化の立ち上がりが鋭い付加的な効果も得られている。なお、実施例N o. 23は実施例中で最高のH b i a sを有しながらも、 $T i \% + Z r \% + H f \% + B \% / 2$ が5以下であることから、実施例N o. 1～7と同等程度の磁化の立ち上りを有していることがわかる。

[0051] 以上のように、記録膜の磁化を安定させる最低限のB sを有しながら、比較的低いB sでも高いH b i a sを持ち、さらには、付加的な効果として鋭い磁化の立ち上がりを持つ軟磁性合金であることから、外部磁場に対する高

い耐性と、「書き滲み」抑制による、高記録密度の両立が可能となる、低飽和磁束密度を有する軟磁性膜層用合金およびスパッタリングターゲット材を提供することができる極めて優れた効果を奏するものである。

請求の範囲

[請求項1] 磁気記録媒体における軟磁性薄膜層用合金であって、前記合金が、
Y、Ti、Zr、Hf、V、Nb、Ta、Cr、Mo、W、Mn、
Ni、Cu、Al、B、C、Si、P、Zn、Ga、Ge、Snから
なる群から選択される1種以上、ならびに残部CoおよびFeを含ん
でなり、かつ、at%で、下記式(1)～(3)：

$$(1) \quad 0.50 \leq \text{Fe}\% / (\text{Fe}\% + \text{Co}\%) \leq 0.90$$

$$(2) \quad 5 \leq \text{TAM} \leq 25$$

$$(3) \quad 15 \leq \text{TAM} + \text{TNM} \leq 25$$

を満たし、

ただし、前記TAMおよびTNMがそれぞれ、

$$\text{TAM} = \text{Y}\% + \text{Ti}\% + \text{Zr}\% + \text{Hf}\% + \text{V}\% + \text{Nb}\% + \text{Ta}\% + \text{B}\% / 2$$

$$\text{TNM} = \text{Cr}\% + \text{Mo}\% + \text{W}\% + \text{Mn}\% + \text{Ni}\% / 3 + \text{Cu}\% / 3 + \text{Al}\% + \text{C}\% + \text{Si}\% + \text{P}\% + \text{Zn}\% + \text{Ga}\% + \text{Ge}\% + \text{Sn}\%$$

である、合金。

[請求項2] 下記式(4)：

$$(4) \quad 0.25 \leq (\text{Nb}\% + \text{Ta}\%) / (\text{TAM} + \text{TNM}) \leq 1.00$$

を満たす、請求項1に記載の合金。

[請求項3] 下記式(5)および/または(6)：

$$(5) \quad 0 \leq \text{Ti}\% + \text{Zr}\% + \text{Hf}\% + \text{B}\% / 2 \leq 5$$

$$(6) \quad 0 < \text{Cu}\% + \text{Sn}\% + \text{Zn}\% + \text{Ga}\% \leq 10$$

を満たす、請求項1または請求項2に記載の合金。

[請求項4] 前記合金が、

Y、Ti、Zr、Hf、V、Nb、Ta、Cr、Mo、W、Mn、
Ni、Cu、Al、B、C、Si、P、Zn、Ga、Ge、Snから
なる群から選択される1種以上、ならびに残部CoおよびFeのみか

らなり、かつ、 $a \leq t \leq 10$ で、下記式(1)～(3)：

$$(1) \quad 0.50 \leq Fe\% / (Fe\% + Co\%) \leq 0.90$$

$$(2) \quad 5 \leq TAM \leq 25$$

$$(3) \quad 15 \leq TAM + TNM \leq 25$$

を満たし、

ただし、前記TAMおよびTNMがそれぞれ、

$$TAM = Y\% + Ti\% + Zr\% + Hf\% + V\% + Nb\% + Ta\% + B\% / 2$$

$$TNM = Cr\% + Mo\% + W\% + Mn\% + Ni\% / 3 + Cu\% / 3 + Al\% + C\% + Si\% + P\% + Zn\% + Ga\% + Ge\% + Sn\%$$

である、請求項1～3のいずれか一項に記載の合金。

[請求項5] 飽和磁束密度が0.5 Tを超え1.1 T未満である、請求項1～4のいずれか1項に記載の合金。

[請求項6] 請求項1～5のいずれか1項に記載の合金からなる軟磁性薄膜を製造するためのスパッタリングターゲット材。