

明 細 書

発明の名称：

F e - C o 系合金スパッタリングターゲット材およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、磁気記録媒体における軟磁性膜を形成するための F e - C o 系合金スパッタリングターゲット材およびその製造方法に関するものである。

背景技術

[0002] 近年、磁気記録媒体の記録密度を向上させる手段として、垂直磁気記録方式が実用化されている。垂直磁気記録方式とは、磁気記録媒体の磁性膜を、磁化容易軸が媒体面に対して垂直方向に向いた状態になるように形成するものであり、記録密度を上げていってもビット内の反磁界が小さく、記録再生特性の低下が少ない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と軟磁性膜とを有する磁気記録媒体が開発されている。

[0003] このような磁気記録媒体の軟磁性膜としては、優れた軟磁気特性を有すること、アモルファス構造を有することが要求されている。軟磁性膜の例として、飽和磁束密度の大きい F e を主成分とする F e - C o 合金にアモルファスの形成を促進する元素を添加した合金膜が利用されている。

[0004] また、これらの合金膜には、耐食性も要求されている。合金膜の形成には、例えば F e - C o 合金に N b あるいは T a から選ばれる 1 種または 2 種の元素を 10 ～ 20 原子%含有する軟磁性膜用 F e - C o 系合金スパッタリングターゲット材が提案されている（例えば、特許文献 1 参照）。具体的には、F e - C o 系合金スパッタリングターゲット材は、各金属の純度が 99.9%以上である純金属粉末原料をスパッタリングターゲット材の組成となるように混合し、得られた混合粉末を焼結させることにより製造されている。

先行技術文献

特許文献

[0005] 特許文献1：国際出願第2009／104509号パンフレット

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0006] 上述した特許文献1に開示されるFe-C系合金スパッタリングターゲット材では、TaあるいはNbの単一の元素を添加することで、優れた軟磁気特性を有したアモルファス構造を形成でき、さらに高い耐食性を有する軟磁性膜を形成することが可能である。そのため、Fe-C系合金スパッタリングターゲット材を用いた方法は、成分制御を容易にするという点で有用な技術である。

[0007] しかしながら、本発明者の検討によると、特許文献1に開示される製造方法により作製されたFe-C-Ta系合金スパッタリングターゲット材を、高い投入電力でスパッタリングしたところ、スパッタリングターゲット材に割れが発生する場合があることが確認された。

[0008] 本発明は、上記事情に鑑みたものである。上記した状況の下、高い投入電力でスパッタリングを行っても、スパッタリングターゲット材の割れの発生が抑制され、アモルファス構造、優れた軟磁気特性、高い耐食性等を有する軟磁性膜が得られるFe-C系合金スパッタリングターゲット材およびその製造方法が必要とされている。

課題を解決するための手段

[0009] 本発明者は、スパッタリングターゲット材の組成の最適化をした上で、高温における曲げ破断歪率を一定値以上とすることで、上記の問題を解決できることを見出し、本発明に到達した。

上記の課題を達成するための具体的な手段は、以下の通りである。すなわち

[0010] 第1の発明は、原子比における組成式が $(\text{Fe}_a - \text{C}_{100-a})_{100-b-c-d} - \text{Ta}_b - \text{Nb}_c - \text{M}_d$ ($0 < a \leq 80$ 、 $0 \leq b \leq 10$ 、 $0 \leq c \leq 15$ 、 $5 \leq b + c \leq 15$ 、 $2 \leq d \leq 20$ 、 $15 \leq b + c + d \leq 25$ 、Mは、Mo、CrおよびWからなる群から選ばれる1つ以上の元素を表す。)で表され、不可避

的不純物からなる残部を含み、かつ 300°C における曲げ破断歪率 ε_{fB} が 0.4% 以上である Fe-C 系合金スパッタリングターゲット材である。

第1の発明では、前記組成式の b が、 $b=0$ を満たしていることが好ましい。

また、第1の発明では、Ta および Nb から選択される一以上を含有する金属間化合物相の、 $0.01\text{mm}^2 \sim 0.10\text{mm}^2$ の視野における面積率が、 30% 面積%以下であることが好ましい。Ta および Nb から選択される一以上を含有する金属間化合物相の領域内に内接円を描いた際の、最大内接円の直径としては、 $30\mu\text{m}$ 以下の範囲が好ましい。

[0011] 第2の発明は、原子比における組成式が $(\text{Fe}_a - \text{Co}_{100-a})_{100-b-c-d} - \text{Ta}_b - \text{Nb}_c - \text{M}_d$ ($0 < a \leq 80$ 、 $0 \leq b \leq 10$ 、 $0 \leq c \leq 15$ 、 $5 \leq b + c \leq 15$ 、 $2 \leq d \leq 20$ 、 $15 \leq b + c + d \leq 25$ 、M は、Mo、Cr および W からなる群から選ばれる1つ以上の元素を表す。) で表され、残部が不可避免的不純物からなる粉体組成物を、焼結温度 $800 \sim 1400^{\circ}\text{C}$ 、加圧圧力 $100 \sim 200\text{MPa}$ 、および焼結時間 $1 \sim 10$ 時間の条件で加圧焼結をする Fe-C 系合金スパッタリングターゲット材の製造方法である。

つまり、第1の発明の Fe-C 系合金スパッタリングターゲット材は、前記組成式で表される粉体組成物を、焼結温度 $800 \sim 1400^{\circ}\text{C}$ 、加圧圧力 $100 \sim 200\text{MPa}$ で焼結時間 $1 \sim 10$ 時間の条件で加圧焼結することにより得ることができる。

第2の発明では、前記組成式の b が、 $b=0$ を満たしていることが好ましい。

発明の効果

[0012] 本発明によれば、高い投入電力でスパッタリングを行った場合でも、スパッタリングターゲット材の割れの発生が抑制され、アモルファス構造、優れた軟磁気特性、高い耐食性等を有する軟磁性膜が得られる Fe-C 系合金スパッタリングターゲット材が提供される。

また、本発明によれば、高い投入電力でスパッタリングを行った場合でも

、スパッタリングターゲット材の割れの発生が抑制され、磁気記録媒体の軟磁性膜を安定的に成膜するFe-C系合金スパッタリングターゲット材の製造方法が提供される。

図面の簡単な説明

[0013] [図1]本発明例1のスパッタリングターゲット材の走査型電子顕微鏡観察写真である。

[図2]本発明例1のスパッタリングターゲット材の金属組織の模式図である。

[図3]本発明例2のスパッタリングターゲット材の走査型電子顕微鏡観察写真である。

[図4]従来例1のスパッタリングターゲット材の走査型電子顕微鏡観察写真である。

[図5]本発明例1の各温度における曲げ破断歪率と熱膨張率の関係図である。

[図6]本発明例2の各温度における曲げ破断歪率と熱膨張率の関係図である。

[図7]従来例1の各温度における曲げ破断歪率と熱膨張率の関係図である。

[図8]本発明例1、本発明例2および従来例1のスパッタリングターゲット材を用いて形成した軟磁性膜のX線回折プロファイルである。

[図9]本発明例3、本発明例8および比較例1のスパッタリングターゲット材を用いて形成した軟磁性膜のX線回折プロファイルである。

発明を実施するための形態

[0014] 本発明者は、Fe-C系合金スパッタリングターゲット材の金属組織と高温における機械的特性に着目して種々の検討を行った。スパッタリングターゲット材は、スパッタリング中において、プラズマによる放電に晒されて温度が上昇するため、背面で間接的な冷却が行われる。しかしながら、成膜速度を速めて磁気記録媒体の生産性を向上させるために高い投入電力でスパッタリングを行った場合は、スパッタリングターゲット材の背面で冷却を行なっているにもかかわらず、スパッタリングターゲット材の温度は上昇し、200～300℃に達する。本発明者は、スパッタリングターゲット材が、例えば外周部をクランプ固定されているために、スパッタリングターゲット材が高温にな

ると熱膨張による歪が生じ、割れが発生することを確認した。

本発明の特徴は、F e - C o 系合金スパッタリングターゲット材の組成を最適化した上で、スパッタリング時の発熱によりスパッタリングターゲット材に付与される特定の温度における曲げ破断歪率を一定値以上とすることによって、スパッタリングターゲット材の割れ発生の抑制を実現した点にある。以下、詳しく説明する。

- [0015] 本発明では、スパッタリング時のスパッタリングターゲット材の割れを抑制するために、スパッタリングターゲット材の300℃における曲げ破断歪率を0.4%以上とする。ここで、本発明でいう曲げ破断歪率とは、J I S K 7 1 7 1 に定義される材料が破断するときの曲げ歪率である。この曲げ破断歪率は、スパッタリングターゲット材から採取した試験片について、3点曲げ試験を行い、試験片が破断するまでのたわみ量を測定し、式(1)に代入することで算出できる。ここで、 ε_{fB} は曲げ破断歪率で、 s_B は破断するまでのたわみ量、 h は試験片の厚さ、 L は支点間距離である。また、300℃の高温環境下で測定する際には、試験機に恒温槽を装着し、試験片を300℃に加熱保持した状態で測定する。

- [0016] [数1]

$$\varepsilon_{fB} = \frac{600 s_B h}{L^2} \quad (\%) \quad \cdots (1)$$

- [0017] 本発明で300℃における曲げ破断歪率 ε_{fB} を規定したのは、先ずスパッタリング中のスパッタリングターゲット材に付与される温度が約300℃に達するからである。そして、このときの本発明のF e - C o 系合金スパッタリングターゲット材の300℃における熱膨張率は、0.25~0.35%の範囲とすることができる。300℃における曲げ破断歪率 ε_{fB} が0.4%未満では、高い投入電力でスパッタリングを行った際に熱膨張率の値が曲げ破断歪率の値に近づくため、スパッタリングターゲット材に割れが発生してしまう。

本発明では、300℃における曲げ破断歪率 ε_{fB} を0.4%以上とするこ

とで熱膨張により生じる歪より十分高い曲げ破断歪率 ε_{fB} が実現でき、スパッタ時のスパッタリングターゲット材の割れ発生を抑制することができる。

[0018] 本発明の Fe-C 系合金スパッタリングターゲット材は、下記の組成式（a, b, c, d は各原子の比率（原子%）を表している。）を有し、残部が不可避免的不純物からなる Fe-C 系合金スパッタリングターゲット材である。

組成式： $(Fe_a - Co_{100-a})_{100-b-c-d} - Ta_b - Nb_c - M_d$

組成式において、a, b, c, 及び d は、 $0 < a \leq 80$ 、 $0 \leq b \leq 10$ 、 $0 \leq c \leq 15$ 、 $5 \leq b + c \leq 15$ 、 $2 \leq d \leq 20$ 、 $15 \leq b + c + d \leq 25$ の関係を満たし、M で表される元素は、Mo、Cr、および W からなる群より選ばれる 1 つ以上の元素である。

[0019] 先ず、Ta と Nb を添加元素として選定したのは、Fe や Co に対して深い共晶型の状態図を示すことから、スパッタリングの際に、Fe-C 系合金をアモルファス構造にする効果を有するためである。

また、Ta と Nb を添加元素として選定したのは、電位-pH 図において pH の広範囲に亘って緻密な不動態被膜を形成することが示されていることから、形成される軟磁性膜の耐食性を向上させる効果を有するためである。本発明において重要な点は、Ta の添加量（組成式中の b）が 10 原子%、Nb の添加量（組成式中の c）が 15 原子%、Ta と Nb の合計の添加量（組成式中の b + c）が 15 原子% をそれぞれ超えないようにした点である。これらの値を超えると、Ta および Nb から選ばれた一以上を含有する脆い金属間化合物相が多量に形成されるため、スパッタリングターゲット材の 300℃ における曲げ破断歪率 ε_{fB} を 0.4% 以上にすることが困難となる。

また、Ta と Nb の添加量の合計が 5 原子% 未満では、形成される軟磁性膜をアモルファス構造にできず、耐食性も低下する。

中でも、Ta と Nb の合計の添加量（組成式中の b + c）としては、上記と同様の理由から、5 ~ 12 原子% の範囲が好ましい。

[0020] 上記のうち、本発明では、Ta を含有させないこと（組成式において b =

0) がより好ましい。それは、T a 化合物の方がN b 化合物よりも脆く、添加量に対する300℃における曲げ破断歪率 ε_{fB} の低下が顕著になるからである。

また、N b の添加量（組成式中のc）としては、上記と同様の理由から、5～12原子%の範囲が好ましい。

[0021] 本発明のFe-C系合金スパッタリングターゲット材は、M元素としてMo、CrおよびWの群から選ばれる1種以上を2～20原子%含有し、且つ、M元素とT a とN b との合計（組成式中のb+c+d）を15～25原子%の範囲とする。上記のT a とN b の添加範囲だけでは、十分に安定なアモルファス構造と高い耐食性を得ることが困難である。そこで、本発明のFe-C系合金スパッタリングターゲット材は、M元素をT a とN b と複合添加させることにより、Fe-C系合金で安定なアモルファス構造を形成し、さらに耐食性を向上させることができる。

また、本発明のFe-C系合金スパッタリングターゲット材は、M元素を添加することにより、T a とN b を多量に添加した場合と同等の特性（アモルファス構造、優れた軟磁気特性、高い耐食性等）を有する軟磁性膜を得ることができるとともに、300℃における曲げ破断歪率 ε_{fB} が0.4%以上のスパッタリングターゲット材を得ることが可能となる。中でも、M元素としては、Wが特に好ましい。

M元素の添加量（組成式中のd）が2原子%未満、M元素とT a とN b との合計の添加量（組成式中のb+c+d）が15原子%未満では、形成される軟磁性膜で安定なアモルファス構造が得られず、耐食性も低下する。M元素の添加量が20原子%を超え、M元素とT a とN b との合計が25原子%を超えると、形成される軟磁性膜の軟磁気特性が低下する。

中でも、M元素とT a とN b との合計の添加量（組成式中のb+c+d）としては、上記と同様の理由から、15～22原子%の範囲が好ましい。

[0022] 本発明のスパッタリングターゲット材のベースとなるFe-C合金は、原子比における組成式が (Fe_a-C_{100-a}) 、 $0 < a \leq 80$ で表される組

成範囲である。これは、この組成範囲のFe-C合金をベースとすることで、優れた軟磁気特性を有する軟磁性膜が得られるためである。Feの原子比率が80%より高いと、軟磁気特性が低下するため、Coに対するFeの原子比率は、0を超え80%以下の範囲にする。この点は、本発明のFe-C系合金スパッタリングターゲット材の組成式においても同様である。中でも、好ましいaの範囲は、 $55 \leq a \leq 70$ である。

[0023] 本発明のFe-C系合金スパッタリングターゲット材は、Ta、NbおよびM元素を上記の範囲で含有する以外の残部は、FeとCoと不可避免的不純物である。不純物含有量はできるだけ少ないことが好ましい。ガス成分である酸素、窒素は1000質量ppm以下、不可避免的に含まれるガス成分以外のNi等の不純物元素は、合計で1000質量ppm以下であることが好ましい。

本発明のFe-C系合金スパッタリングターゲット材は、B、SiおよびAlから選ばれる1種以上を0~10原子%含有させることができる。これは、B、SiおよびAlの添加により形成される軟磁性膜において、安定なアモルファス構造が得られ、硬度も向上させる補助的な役割を有するからである。B、SiおよびAlの添加量が10原子%を超えると軟磁気特性が低下する。

[0024] 本発明のFe-C系合金スパッタリングターゲット材は、相対密度を99%以上にすることが好ましい。それは、スパッタリングターゲット材中に空孔等の欠陥により相対密度が99%より低くなると、その欠陥部に局部的な応力集中が生じて曲げ破断歪率 ε_{fB} が低下したり、割れが発生したりするためである。

尚、本発明でいう相対密度は、アルキメデス法により測定されたかさ密度を、本発明のFe-C系合金スパッタリングターゲット材の組成比から得られる質量比で算出した元素単体の加重平均として得た理論密度で除した値に100を乗じて得た値をいう。

[0025] 本発明のFe-C系合金スパッタリングターゲット材は、TaおよびN

bから選択される一以上を含有する金属間化合物相に描ける最大内接円の直径が $30\mu\text{m}$ 以下であることが好ましい。TaおよびNbから選択される一以上を含有する金属間化合物相としては、例えば、 Fe_2Ta 、 FeTa 、 Fe_2Nb 、 FeNb 、 Co_7Ta 、 Co_2Ta 、 Co_6Ta_7 、 CoTa_2 、 Co_3Nb 、 Co_2Nb 、 Co_7Nb_6 等がある。これらの金属間化合物相は、脆く、粗大な金属間化合物が組織中に存在すると、 300°C における曲げ破断歪率 ε_{fB} を 0.4% 以上にすることが困難となる。

本発明では、TaおよびNbから選択される一以上を含有する金属間化合物相の領域内に内接円を描いた際の、最大内接円の直径は、 $10\mu\text{m}$ 以下がより好ましく、さらに好ましくは $5\mu\text{m}$ 以下である。最大内接円の直径は、現実的には、 $0.5\mu\text{m}$ 以上である。

なお、TaおよびNbから選択される一以上を含有する金属間化合物相の存在は、例えば、X線回折法やエネルギー分散型X線分光法等によって確認できる。

また、本発明のFe-Co系合金スパッタリングターゲット材は、TaおよびNbから選択される一以上を含有する金属間化合物相の面積率も低減することが好ましい。具体的には、 $0.01\text{mm}^2\sim 0.10\text{mm}^2$ の視野において、金属間化合物相の面積率を 60 面積%以下にすることが好ましく、より好ましくは 40 面積%以下であり、さらに好ましくは 20 面積%以下である。金属間化合物相の面積率は、現実的には、 5 面積%以上である。

[0026] 本発明のFe-Co系合金スパッタリングターゲット材は、残留応力を低減することが好ましい。スパッタリングターゲット材の製造工程において、加圧焼結時や加圧焼結後の機械加工、また外周部にブラスト処理を施す際に、スパッタリングターゲット材に残留応力が蓄積される場合がある。この残留応力が大きくなると、曲げ破断歪率 ε_{fB} が低下する虞がある。本発明ではFe-Co系合金スパッタリングターゲット材の残留応力を解放するために、熱処理等の後処理をすることが好ましい。

[0027] 本発明のFe-Co系合金スパッタリングターゲット材は、原子比におけ

る組成式が $(\text{Fe}_a - \text{Co}_{100-a})_{100-b-c-d} - \text{Ta}_b - \text{Nb}_c - \text{M}_d$ ($0 < a \leq 80$ 、 $0 \leq b \leq 10$ 、 $0 \leq c \leq 15$ 、 $5 \leq b + c \leq 15$ 、 $2 \leq d \leq 20$ 、 $15 \leq b + c + d \leq 25$ 、Mは、Mo、CrおよびWからなる群から選ばれる1つ以上の元素を表す。) で表され、残部が不可避免の不純物からなる粉体組成物を、焼結温度 $800 \sim 1400^\circ\text{C}$ 、加圧圧力 $100 \sim 200 \text{ MPa}$ で焼結時間 $1 \sim 10$ 時間の条件で加圧焼結をすることにより得ることができる。

なお、Fe-Co系合金スパッタリングターゲット材の組成式中のa、b、c、d及びMの好ましい態様については、既述の通りである。

[0028] 一般的に、スパッタリングターゲット材の製造方法としては、溶製法と加圧焼結法に大別できる。溶製法ではターゲット材の素材となる鑄造インゴット中に存在する鑄造欠陥の低減や組織の均一化を図るために鑄造インゴットに熱間圧延等の塑性加工を加える必要がある。本発明のTaやNbを含有するFe-Co系合金においては、鑄造時の冷却過程で粗大なTaおよびNbから選択される一以上を含有する金属間化合物相が形成されやすい。そのため、熱間加工性が極めて悪く、安定してスパッタリングターゲット材を製造することが困難となる傾向がある。したがって、本発明では、粉体組成物を所定の条件で加圧焼結することにより、Fe-Co系合金スパッタリングターゲット材を得る。

[0029] 加圧焼結の方法としては、熱間静水圧プレス、ホットプレス、放電プラズマ焼結、押し出しプレス焼結等を用いることが可能である。中でも、熱間静水圧プレスは、以下に述べる加圧焼結条件を安定して実現できるため、好適である。

[0030] 本発明では、焼結温度を $800 \sim 1400^\circ\text{C}$ とする。焼結温度が 800°C 未満の場合は、高融点金属であるTaおよびNbから選択される一以上を含有する粉末の焼結が十分に進まずに空孔が形成されてしまう。一方、焼結温度が 1400°C を超えると、Fe-Co合金粉末が溶解する場合がある。なお、空孔の形成を最小限に低減した上で、TaおよびNbから選択される一

以上を含有する金属間化合物相の成長を抑制し、 ε_{fB} を向上させるためには、 $900 \sim 1300^\circ\text{C}$ の温度で焼結することが、より好ましい。

[0031] また、本発明では、加圧圧力を $100 \sim 200 \text{ MPa}$ とする。加圧圧力が 100 MPa 未満では、十分な焼結ができなくなりスパッタリングターゲット材の組織中に空孔が形成されやすくなる。一方、加圧圧力が 200 MPa を超えると焼結時にスパッタリングターゲット材に残留応力が導入されてしまう。なお、空孔の形成を最小限に低減した上で、残留応力が導入を抑制して ε_{fB} を向上させるためには、 $120 \sim 160 \text{ MPa}$ の加圧圧力で焼結することが、より好ましい。

[0032] また、本発明では、焼結時間を $1 \sim 10$ 時間とする。焼結時間が1時間未満の場合には、焼結を十分に進行させられず、空孔の形成を抑制することが難しい。一方、焼結時間が10時間を超えると製造効率が著しく悪化するため避ける方がよい。なお、空孔の形成を最小限に低減した上で、 Ta および Nb から選択される一以上を含有する金属間化合物相の成長を抑制し ε_{fB} を向上させるためには、 $1 \sim 3$ 時間の焼結時間で焼結することが、より好ましい。

[0033] 本発明でいう粉体組成物としては、複数の合金粉末や純金属粉末を最終組成になるように混合した混合粉末や、最終組成に調整した粉末が適用できる。複数の合金粉末や純金属粉末を最終組成になるように混合した混合粉末を粉体組成物として加圧焼結する方法では、混合した粉末の種類を調整することによりスパッタリングターゲット材の透磁率を低減できる。そのため、背面カソードから強い漏洩磁束が得られ、使用効率が高くてできるという効果を有する。

また、最終組成に調整した粉末を粉体組成物として加圧焼結する方法では、 Ta および Nb から選択される一以上を含有する金属間化合物相を安定的に微細で均一分散できる効果を有する。本発明では、 300°C における ε_{fB} を増大させるために、最終組成の合金粉末の粉体組成物を加圧焼結することが好ましい。

本発明では、粉末組成物に T a を含有させない方がより好ましい。それは、N b を含有する金属間化合物相より脆い T a を含有する金属間化合物相の形成を抑止できるためである。

[0034] また、上述の加圧焼結に用いる粉末組成物は、所望の組成に成分調整した合金溶湯を鑄造したインゴットを粉砕して作製する方法や、合金溶湯を不活性ガスにより噴霧することで粉末を形成するガスアトマイズ法によって作製することが可能である。中でも、不純物の混入が少なく、充填率が高く焼結に適した球状粉末が得られるガスアトマイズ法が好ましい。球状粉末の酸化を抑制するためには、アトマイズガスとして不活性ガスである A r ガスもしくは窒素ガスを用いることが好ましい。

実施例

[0035] 以下、本発明を実施例により更に具体的に説明するが、本発明はその主旨を越えない限り、以下の実施例に限定されるものではない。なお、特に断りがない限り、「部」は質量基準である。

[0036] (実施例 1)

本発明例 1 として、純度 99.9% 以上の F e - 17 C o - 16 N b (原子%) 合金組成となるガスアトマイズ粉末および C o - 5 N b (原子%) 合金組成となるガスアトマイズ粉末と、純度 99.9% 以上の F e 粉末および M o 粉末を準備し、 $(F e_{65} - C o_{35})_{82} - N b_9 - M o_9$ (原子%) 合金組成となるように、秤量、混合して粉体組成物を作製した。

上記の粉体組成物を軟鋼製の加圧容器に充填し脱気封止した後に、温度 950℃、圧力 150 MP a、保持時間 1 時間の条件で熱間静水圧プレス法により焼結体を作製した。この焼結体を機械加工により直径 180 mm、厚さ 7 mm の本発明例 1 となるスパッタリングターゲット材を得た。

[0037] 本発明例 2 として、純度 99.9% 以上の F e - 17 C o - 16 N b (原子%) 合金組成となるガスアトマイズ粉末および C o - 5 N b (原子%) 合金組成となるガスアトマイズ粉末と、純度 99.9% 以上の F e 粉末および M o 粉末を準備し、 $(F e_{65} - C o_{35})_{80} - N b_{10} - M o_{10}$ (原子%) 合金

組成となるように、秤量、混合して粉体組成物を作製した。

上記の粉体組成物を軟鋼製の加圧容器に充填し脱気封止した後に、温度 950℃、圧力 150 MPa、保持時間 1 時間の条件で熱間静水圧プレス法により焼結体を作製した。この焼結体を機械加工により直径 180 mm、厚さ 7 mm の本発明例 2 となるスパッタリングターゲット材を得た。

[0038] 従来例 1 として、純度 99.9% 以上の Co ガスアトマイズ粉末と、純度 99.9% 以上の Fe 粉末、および Ta 粉末を準備し、 $(Fe_{65} - Co_{35})_{82} - Ta_{18}$ (原子%) 合金組成となるように、秤量、混合して粉体組成物を作製した。

上記の粉体組成物を軟鋼製の加圧容器に充填し脱気封止した後に、温度 1250℃、圧力 120 MPa、保持時間 2 時間の条件で熱間静水圧プレス法により焼結体を作製した。この焼結体を機械加工により直径 180 mm、厚さ 7 mm の従来例 1 となるスパッタリングターゲット材を得た。

[0039] 上記で作製した各スパッタリングターゲット材の端材から、10 mm × 10 mm × 5 mm の試験片を 2 個採取した。このうちの一つの試験片に対して、全面の黒皮等の汚れを除去した後、アルキメデス法により密度の測定を行った。測定は、研精工業株式会社製の電子比重計 SD-120L を使用して行なった。そして、上記で説明したように、得られた密度と理論密度から相対密度を算出した。算出した相対密度を表 1 に示す。

表 1 に示すように、本発明例 1、本発明例 2、および従来例 1 は、相対密度が 100% を超える高密度なスパッタリングターゲット材であることが確認できた。

[0040] また、上記で採取した 2 個の試験片のうちの他の一つの試験片に対して、10 mm × 10 mm 面にバフ研磨を施した後、Ar ガスを用いたフラットミリングを施した。試験片のフラットミリングが施された面のミクロ組織を、株式会社日立製作所製の走査型電子顕微鏡 S-3500N を用いて観察した。また、フラットミリングが施された試験片において、エネルギー分散型 X 線分光法により、Ta および Nb から選択される一以上を含有する金属間化

合物相の存在を確認した。本発明例 1 の金属組織を図 1 に、本発明例 2 の金属組織を図 3 に、従来例 1 の金属組織を図 4 に、それぞれ示す。

[0041] そして、図 2 の測定例に示すように、上記の試験片を、Ta および Nb から選択される一以上を含有する金属間化合物相が明瞭に観察できる倍率で撮影し、この金属組織から Ta および Nb から選択される一以上を含有する金属間化合物相に描ける最大内接円の直径を測定した。その結果を表 1 に示す。

図 1、図 3、図 4、および表 1 に示すように、本発明例 1、本発明例 2 の Fe-Cr 系合金スパッタリングターゲット材は、Nb を含有する金属間化合物相に描ける最大内接円の直径が $30\mu\text{m}$ 以下であり、Nb を含有する金属間化合物相が微細であることが確認できた。一方、従来例 1 の Fe-Cr 系合金スパッタリングターゲット材は、Ta を含有する金属間化合物相に描ける最大内接円の直径が $30\mu\text{m}$ を超えており、Ta を含有する金属間化合物相が粗大であることを確認した。

[0042] 次に、上記で作製した各スパッタリングターゲット材の端材から $5\text{mm} \times 5\text{mm} \times 70\text{mm}$ の試験片を 4 個採取した。採取した試験片について、株式会社鷺宮製作所製の油圧サーボ高温疲労試験機 EFH50-5 を使用し、クロスヘッドスピード $0.5\text{mm}/\text{min}$ 、支点間距離 50mm で各温度（室温 20°C 、 200°C 、 300°C 、 400°C 、 500°C ）における 3 点曲げ試験を行った。この試験により得られた曲げ荷重-たわみ曲線から試験片が破断するまでのたわみ量を測定し、既述の式（1）から各温度における曲げ破断歪率 ε_{fB} を算出した。

本発明例 1、本発明例 2、および従来例 1 の各温度における曲げ破断歪率 ε_{fB} を図 5～図 7 に、 300°C における曲げ破断歪率 ε_{fB} を表 1 に、それぞれ示す。

[0043] また、上記で作製したスパッタリングターゲット材の端材から直径 5mm 、高さ 19.5mm （直径 $2\text{mm} \times$ 高さ 8mm の熱電対挿入用穴付き）の試験片を 1 個採取した。採取した試験片について、株式会社リガク製の熱機械

分析装置 TMA 8310C を使用し、標準試料に SiO_2 を用いて室温から 1000℃ までの熱膨張率を測定した。本発明例 1、本発明例 2、および従来例 1 の各温度における熱膨張率を図 5～図 6 に、300℃ における熱膨張率を表 1 に示す。

図 5～図 7 および表 1 に示すように、本発明例 1、本発明例 2 の Fe-Co 系合金スパッタリングターゲット材は、300℃ における曲げ破断歪率 ε_{fB} が 0.4% を超える値を示し、300℃ における熱膨張率の値より大きくできていることが確認できた。一方、従来例 1 の Fe-Co 系合金スパッタリングターゲット材は、300℃ における曲げ破断歪率 ε_{fB} が 0.4% 未満で、300℃ における熱膨張率の値と同程度であることを確認した。

[0044] [表1]

	スパッタリング ターゲット材の組成 (原子%)	相対密度 (%)	最大内接円 の直径 (μm)	300℃での ε_{fB} (%)	300℃での 熱膨張率 (%)
本発明例 1	$(\text{Fe}_{65}\text{-Co}_{35})_{82}\text{-Nb}_9\text{-Mo}_9$	100.1	2.9	0.66	0.32
本発明例 2	$(\text{Fe}_{65}\text{-Co}_{35})_{80}\text{-Nb}_{10}\text{-Mo}_{10}$	100.1	4.2	0.60	0.29
従来例 1	$(\text{Fe}_{65}\text{-Co}_{35})_{82}\text{-Ta}_{18}$	100.1	65.5	0.32	0.30

[0045] 次に、上記で密度測定に用いた試験片の 10mm×10mm 面にバフ研磨を施した後、丸本ストルアス株式会社製のコロコダイルシリカ (OP-S) で仕上げ研磨を行った。そして、任意の 0.06mm² の領域について、ZEISS 社製の電解放出型走査型電子顕微鏡装置 ULTRA 55 を使用して、元素マッピングとエネルギー分散型 X 線分光法による相分析を行い、Ta および Nb から選択される一以上を含有する金属間化合物相の面積率を測定した。測定した Ta および Nb から選択される一以上を含有する金属間化合物相の面積率を表 2 に示す。

表 2 に示すように、本発明例 1、本発明例 2 の Fe-Co 系合金スパッタリングターゲット材は、Nb を含有する金属間化合物相が 40 面積% 以下であり、Nb を含有する金属間化合物相の面積率が低減できていることを確認した。

一方、従来例 1 の F e - C o 系合金スパッタリングターゲット材は、T a を含有する金属間化合物相が 40 面積%を超えており、T a を含有する金属間化合物相の面積率が高いことを確認した。

[0046] [表2]

	スパッタリング ターゲット材の組成 (原子%)	TaおよびNbから 選択される一以上 を含有する 金属化合物相の面積率 (%)
本発明例 1	(Fe ₆₅ -Co ₃₅) ₈₂ -Nb ₉ -Mo ₉	19
本発明例 2	(Fe ₆₅ -Co ₃₅) ₈₀ -Nb ₁₀ -Mo ₁₀	20
従来例 1	(Fe ₆₅ -Co ₃₅) ₈₂ -Ta ₁₈	44

[0047] 次に、上記で作製した本発明例 1、本発明例 2 および従来例のスパッタリングターゲット材を D C マグネトロンスパッタリング装置（キャノンアネルバ株式会社製、C 3 0 1 0）のチャンバ内に配置した。チャンバ内の到達真空度を 2×10^{-5} P a 以下となるまで排気した後、A r ガス圧 0. 6 P a、投入電力 1 5 0 0 W の条件で、1 2 0 秒以上の連続スパッタリングを行った。この条件は、高い投入電力で長時間連続スパッタリングするという過酷な条件を想定した。

スパッタリング後にチャンバ内を大気解放し、各スパッタリングターゲット材を確認した。その結果、本発明例 1、本発明例 2 のスパッタリングターゲット材に割れの発生はなく、高い投入電力でスパッタリングを行っても割れ発生を抑止することが可能であることが確認できた。

一方、従来例 1 のスパッタリングターゲット材は、割れが発生していることが確認された。

[0048] （実施例 2）

次に、上記で作製した 3 種の F e - C o 系合金スパッタリングターゲット材と、C（カーボン）スパッタリングターゲット材と、を D C マグネトロンスパッタ装置（キャノンアネルバ株式会社製、C 3 0 1 0）のチャンバ 1 とチャンバ 2 のそれぞれの内部に配置し、各チャンバ内の到達真空度を 2×1

0.5 Pa 以下となるまで排気した。このとき、本発明例 1、本発明例 2、または従来例の Fe-Co 系合金スパッタリングターゲット材は、順次チャンバー内に配置した。そして、 $70 \text{ mm} \times 25 \text{ mm}$ のガラス基板と直径 10 mm のガラス基板との上に、それぞれ厚み 40 nm の軟磁性膜をスパッタリング成膜した。さらに、 $50 \text{ mm} \times 25 \text{ mm}$ のガラス基板上に、厚み 200 nm の軟磁性膜をスパッタリング成膜した後、保護膜として厚み 5 nm の C（カーボン）膜をスパッタリング成膜した。

軟磁性膜のスパッタリング条件は、Ar ガス圧 0.6 Pa 、投入電力 1000 W とした。また、C（カーボン）のスパッタリング条件は、Ar ガス圧 0.60 Pa 、投入電力 1500 W とした。

[0049] 上記のようにして、 $70 \text{ mm} \times 25 \text{ mm}$ のガラス基板上に各軟磁性膜が形成された各試料について、株式会社リガク製の X 線回折装置 RINT 2500 V を使用し、線源に Co を用いて X 線回折測定を行った。得られた X 線回折プロファイルを図 8 に示す。

図 8 から、本発明例 1、本発明例 2、および従来例のスパッタリングターゲット材を用いて形成した軟磁性膜は、結晶構造に起因する回折ピークが観察されないことから、アモルファス構造を有していることが確認できた。

[0050] 次に、上記のように直径 10 mm のガラス基板上に各軟磁性膜が形成された各試料について、理研電子株式会社製の振動試料型磁力計 VSM-5 を使用し、面内磁化容易軸方向に最大磁場 80 k A/m を印加して B-H カーブを測定し、保磁力を求めた。その結果を表 3 に示す。

また、上記のように $70 \text{ mm} \times 25 \text{ mm}$ のガラス基板上に各軟磁性膜が形成された各試料について、各試料を順次、純水で 10% に希釈した硝酸 10% 溶液に室温で 3 時間浸漬させた後、硝酸 10% 溶液中に溶出した Co 量（Co 溶出量）を誘導結合プラズマ発光分光分析法により分析した。その結果を表 3 に示す。

[0051]

[表3]

	スパッタリング ターゲット材の組成 (原子%)	軟磁気特性	耐食性
		保磁力 (A/m)	Co溶出量 (mg/L)
本発明例 1	(Fe ₆₅ -Co ₃₅) ₈₂ -Nb ₉ -Mo ₉	716	<0.01
本発明例 2	(Fe ₆₅ -Co ₃₅) ₈₀ -Nb ₁₀ -Mo ₁₀	836	<0.01
従来例 1	(Fe ₆₅ -Co ₃₅) ₈₂ -Ta ₁₈	876	<0.01

[0052] 図8および表3から、本発明のFe-Co系合金スパッタリングターゲット材を用いて形成した軟磁性膜は、保磁力が低く、軟磁気特性に優れ、高い耐食性を有しており、従来例1のFe-Co系合金スパッタリングターゲット材を用いて形成した軟磁性膜と同等の特性を有していることが確認できた。

[0053] (実施例3)

本発明例3～本発明例10および比較例1として、表4に示すように、各スパッタリングターゲット材の組成となるように原料粉末を秤量、混合して粉体組成物を作製した。作製した粉体組成物を軟鋼製の加圧容器に充填し脱気封止した後、表3に示す条件で熱間静水圧プレス法により焼結体を作製した。作製した焼結体を機械加工により直径180mm、厚さ7mmの本発明例3～本発明例10および比較例1となる各スパッタリングターゲット材を得た。

[0054]

[表4]

	スパッタリング ターゲット材の組成 (原子%)	原料粉末 (原子%)	焼結 温度 (°C)	加圧 圧力 (MPa)	焼結 時間 (hr)
本発明例 3	(Fe ₆₅ -Co ₃₅) ₈₂ -Nb ₉ -Cr ₉	Fe-27Co-22Nbアトマイズ粉末、 純Fe、純Co、純Cr、	950	120	1
本発明例 4	(Fe ₆₅ -Co ₃₅) ₈₂ -Nb ₉ -W ₉	Fe-17Co-16Nbアトマイズ粉末、 純Fe、純Co、純W、	950	120	1
本発明例 5	(Fe ₆₅ -Co ₃₅) ₈₁ -Nb ₁₀ -Mo ₉	Fe-28Co-10Nb-9Moアトマイズ粉末	950	150	1
本発明例 6	(Fe ₃₀ -Co ₇₀) ₈₄ -Nb ₉ -Mo ₇	Fe-27Co-15Nb-13Moアトマイズ粉末、 Co-20Nbアトマイズ粉末、純Co、純Mo	950	120	1
本発明例 7	(Fe ₃₀ -Co ₇₀) ₈₅ -Nb ₉ -Mo ₈	Fe-27Co-15Nb-13Moアトマイズ粉末、 Co-20Nbアトマイズ粉末、純Co、純Mo	950	120	1
本発明例 8	(Fe ₃₀ -Co ₇₀) ₈₂ -Nb ₉ -Mo ₉	Fe-27Co-15Nb-13Moアトマイズ粉末、 Co-20Nbアトマイズ粉末、純Co、純Mo	950	120	1
本発明例 9	(Fe ₁₀ -Co ₉₀) ₈₀ -Nb ₁₀ -Mo ₁₀	Fe-27Co-15Nb-13Moアトマイズ粉末、 Co-20Nbアトマイズ粉末、純Co、純Mo	950	120	1
本発明例 10	(Fe ₆₅ -Co ₃₅) ₈₅ -Ta ₆ -Mo ₉	Fe-8Taアトマイズ粉末、 Co-8Taアトマイズ粉末、純Fe、純Mo	950	120	1
比較例 1	(Fe ₆₅ -Co ₃₅) ₈₇ -Nb ₄ -Mo ₉	Fe-27Co-15Nb-13Moアトマイズ粉末、 純Fe、純Co、純Mo	950	120	1

[0055] 上記で作製した各スパッタリングターゲット材について、実施例 1 と同様に相対密度、Ta および Nb から選択される一以上を含有する金属間化合物相に描ける最大内接円の直径、300°C における曲げ破断歪率 ε_{fB} および 300°C における熱膨張率を測定し、表 5 に示す。

[0056] [表5]

	スパッタリング ターゲット材の組成 (原子%)	相対密度 (%)	最大内接円 の直径 (μm)	300°Cでの ε_{fB} (%)	300°Cでの 熱膨張率 (%)
本発明例 3	(Fe ₆₅ -Co ₃₅) ₈₂ -Nb ₉ -Cr ₉	100.2	4.4	0.99	0.34
本発明例 4	(Fe ₆₅ -Co ₃₅) ₈₂ -Nb ₉ -W ₉	97.9	3.2	0.76	0.30
本発明例 5	(Fe ₆₅ -Co ₃₅) ₈₁ -Nb ₁₀ -Mo ₉	101.3	3.2	0.80	0.31
本発明例 6	(Fe ₃₀ -Co ₇₀) ₈₄ -Nb ₉ -Mo ₇	99.4	7.7	0.67	0.34
本発明例 7	(Fe ₃₀ -Co ₇₀) ₈₅ -Nb ₉ -Mo ₈	99.0	8.6	0.63	0.33
本発明例 8	(Fe ₃₀ -Co ₇₀) ₈₂ -Nb ₉ -Mo ₉	99.0	8.6	0.60	0.33
本発明例 9	(Fe ₁₀ -Co ₉₀) ₈₀ -Nb ₁₀ -Mo ₁₀	99.0	7.3	0.67	0.33
本発明例 10	(Fe ₆₅ -Co ₃₅) ₈₅ -Ta ₆ -Mo ₉	99.8	3.7	0.97	0.33
比較例 1	(Fe ₆₅ -Co ₃₅) ₈₇ -Nb ₄ -Mo ₉	100.0	3.2	0.70	0.32

[0057] 表 5 に示すように、本発明例 3、本発明例 5 ～本発明例 9 および比較例 1 の Fe-Co 系合金スパッタリングターゲット材は、99%以上の相対密度

であることを確認した。また、これらのスパッタリングターゲット材は、Nbを含有する金属間化合物相に描ける最大内接円の直径が $30\mu\text{m}$ 以下であり、 300°C における曲げ破断歪率 ε_{fB} が0.4%を超える値を示し、 300°C における熱膨張率の値より大きくできていることが確認できた。

また、本発明例4のFe-C系合金スパッタリングターゲット材は、相対密度が約98%であるものの、Nbを含有する金属間化合物相に描ける最大内接円の直径が $30\mu\text{m}$ 以下であり、 300°C における曲げ破断歪率 ε_{fB} が0.4%を超える値を示し、 300°C における熱膨張率の値より大きくできていることが確認できた。

また、本発明例10のFe-C系合金スパッタリングターゲット材は、99%以上の相対密度を有し、Taを含有する金属間化合物相に描ける最大内接円の直径が $30\mu\text{m}$ 以下であり、 300°C における曲げ破断歪率 ε_{fB} が0.4%を超える値を示し、 300°C における熱膨張率の値より大きくできていることが確認できた。

[0058] 次に、上記で作製した本発明例3、本発明例4、本発明例6～本発明例10および比較例1のスパッタリングターゲット材について、実施例1と同様にTaおよびNbから選択される一以上を含有する金属間化合物相の面積率を測定し、表6に示す。

表6に示すように、本発明例3、本発明例4、本発明例6～本発明例10のFe-C系合金スパッタリングターゲット材は、Nbを含有する金属間化合物相が40面積%以下であり、Nbを含有する金属間化合物相の面積率が低減できていることが確認できた。

一方、本発明の成分範囲から外れる比較例1のFe-C系合金スパッタリングターゲット材はNbを含有する金属間化合物相が15面積%未満であることを確認した。これは、Nbの添加量が5原子%未満と少ないためであると考えられる。

[0059]

[表6]

	スパッタリング ターゲット材の組成 (原子%)	TaおよびNbから 選択される一以上 を含有する 金属化合物相の面積率 (%)
本発明例 3	(Fe ₆₅ -Co ₃₅) ₈₂ -Nb ₉ -Cr ₉	28
本発明例 4	(Fe ₆₅ -Co ₃₅) ₈₂ -Nb ₉ -W ₉	19
本発明例 6	(Fe ₃₀ -Co ₇₀) ₈₄ -Nb ₉ -Mo ₇	22
本発明例 7	(Fe ₃₀ -Co ₇₀) ₈₃ -Nb ₉ -Mo ₈	23
本発明例 8	(Fe ₃₀ -Co ₇₀) ₈₂ -Nb ₉ -Mo ₉	22
本発明例 9	(Fe ₁₀ -Co ₉₀) ₈₀ -Nb ₁₀ -Mo ₁₀	24
本発明例 10	(Fe ₆₅ -Co ₃₅) ₈₅ -Ta ₆ -Mo ₉	23
比較例 1	(Fe ₆₅ -Co ₃₅) ₈₇ -Nb ₄ -Mo ₉	13

[0060] 次に、上記で作製した本発明例 3～本発明例 10 および比較例 1 の Fe-Co 系合金スパッタリングターゲット材をそれぞれ、DC マグネトロンスパッタリング装置（キャノンアネルバ株式会社製、C3010）のチャンバ内に順次配置した。各ターゲット材が配置されたチャンバ内の到達真空度を 2×10^{-5} Pa 以下となるまで排気した後、Ar ガス圧 0.6 Pa、投入電力 1500 W の条件で、120 秒以上の連続スパッタリングを行った。この条件は、高い投入電力で長時間連続スパッタリングするという過酷な条件を想定した。

スパッタリング後にチャンバ内を大気解放し、各スパッタリングターゲット材を確認した。その結果、本発明例 3～本発明例 10 のスパッタリングターゲット材に割れの発生はなく、高い投入電力でスパッタリングを行っても割れ発生を抑止することが可能であることが確認できた。

一方、比較例 1 のスパッタリングターゲット材では、割れが発生していることが確認された。

[0061] （実施例 4）

次に、上記で作製した 7 種の Fe-Co 系合金スパッタリングターゲット材と、C（カーボン）スパッタリングターゲット材と、を DC マグネトロンス

スパッタ装置（キャノンアネルバ株式会社製 C3010）のチャンバ1とチャンバ2のそれぞれの内部に配置し、各チャンバ内の到達真空度を 2×10^{-5} Pa 以下となるまで排気した。このとき、本発明例3～本発明例8または従来例の Fe-Co 系合金スパッタリングターゲット材は、順次チャンバ内に配置した。そして、70 mm × 25 mm のガラス基板上に、厚み 40 nm の軟磁性膜をスパッタリング成膜した。さらに、50 mm × 25 mm のガラス基板上に、厚み 200 nm の軟磁性膜をスパッタリング成膜した後、保護膜として厚み 5 nm の C（カーボン）膜をスパッタリング成膜した。

軟磁性膜のスパッタリング条件は、Ar ガス圧 0.6 Pa、投入電力 1000 W とした。また、C（カーボン）のスパッタリング条件は、Ar ガス圧 0.6 Pa、投入電力 1500 W とした。

[0062] 上記のようにして、70 mm × 25 mm のガラス基板上に各軟磁性膜が形成された各試料について、実施例2と同様にX線回折測定を行った。図9に代表例として、本発明例3、本発明例8、および比較例1のX線回折プロファイルを示す。

図9から、本発明のスパッタリングターゲット材を用いて形成した軟磁性膜は、結晶構造に起因する回折ピークが観察されないことから、アモルファス構造を有していることが確認できた。

一方、本発明の成分範囲から外れる比較例1を用いて形成した軟磁性膜は、 $2\theta = 52^\circ$ 付近に強度は弱いがシャープな回折ピークが観察されるため、結晶構造をアモルファス構造が混在した構造を有しており、安定なアモルファス構造が得られていないことを確認した。

[0063] 次に、上記のように70 mm × 25 mm のガラス基板上に各軟磁性膜が形成された各試料について、各試料を順次、純水で10%に希釈した硝酸10%溶液に、室温で3時間浸漬させた後、硝酸10%溶液中に溶出したCo量（Co溶出量）を誘導結合プラズマ発光分光分析法により分析した。その結果を表7に示す。

[0064]

[表7]

	スパッタリング ターゲット材の組成 (原子%)	耐食性
		Co 溶出量 (mg/L)
本発明例 3	(Fe ₆₅ -Co ₃₅) ₈₂ -Nb ₉ -Cr ₉	<0.01
本発明例 4	(Fe ₆₅ -Co ₃₅) ₈₂ -Nb ₉ -W ₉	<0.01
本発明例 5	(Fe ₆₅ -Co ₃₅) ₈₁ -Nb ₁₀ -Mo ₉	<0.01
本発明例 6	(Fe ₃₀ -Co ₇₀) ₈₄ -Nb ₉ -Mo ₇	<0.01
本発明例 7	(Fe ₃₀ -Co ₇₀) ₈₃ -Nb ₉ -Mo ₈	<0.01
本発明例 8	(Fe ₃₀ -Co ₇₀) ₈₂ -Nb ₉ -Mo ₉	<0.01
比較例 1	(Fe ₆₅ -Co ₃₅) ₈₇ -Nb ₄ -Mo ₉	0.04

[0065] 図9および表7から、本発明のFe-Co系合金スパッタリングターゲット材を用いて形成した軟磁性膜は、高い耐食性を有しており、従来例1のFe-Co系合金スパッタリングターゲット材を用いて形成した軟磁性膜と同等の特性を有していることが確認できた。

一方、本発明の成分範囲から外れる比較例1のFe-Co系合金スパッタリングターゲット材を用いて形成した軟磁性膜は、Nbの添加量が5原子%未満と少ないため、安定なアモルファス構造が得られず、耐食性も低いことを確認した。

[0066] 日本出願2012-128657の開示はその全体が参照により本明細書に取り込まれる。

本明細書に記載された全ての文献、特許出願、および技術規格は、個々の文献、特許出願、および技術規格が参照により取り込まれることが具体的かつ個々に記された場合と同程度に、本明細書中に参照により取り込まれる。

請求の範囲

- [請求項1] 原子比における組成式が $(\text{Fe}_a - \text{Co}_{100-a})_{100-b-c-d} - \text{Ta}_b - \text{Nb}_c - \text{M}_d$ ($0 < a \leq 80$ 、 $0 \leq b \leq 10$ 、 $0 \leq c \leq 15$ 、 $5 \leq b + c \leq 15$ 、 $2 \leq d \leq 20$ 、 $15 \leq b + c + d \leq 25$ 、Mは、Mo、CrおよびWからなる群から選ばれる1つ以上の元素を表す。) で表され、不可避的不純物からなる残部を含み、かつ300℃における曲げ破断歪率 ε_{fB} が0.4%以上であるFe-Co系合金スパッタリングターゲット材。
- [請求項2] 前記組成式のbが、 $b = 0$ を満たす請求項1に記載のFe-Co系合金スパッタリングターゲット材。
- [請求項3] TaおよびNbから選択される一以上を含有する金属間化合物相の、 $0.01 \text{ mm}^2 \sim 0.10 \text{ mm}^2$ の視野における面積率が、30面積%以下である請求項1又は請求項2に記載のFe-Co系合金スパッタリングターゲット材。
- [請求項4] TaおよびNbから選択される一以上を含有する金属間化合物相の領域内に内接円を描いた際の、最大内接円の直径が $30 \mu\text{m}$ 以下である請求項1～請求項3のいずれか1項に記載のFe-Co系合金スパッタリングターゲット材。
- [請求項5] 原子比における組成式が $(\text{Fe}_a - \text{Co}_{100-a})_{100-b-c-d} - \text{Ta}_b - \text{Nb}_c - \text{M}_d$ ($0 < a \leq 80$ 、 $0 \leq b \leq 10$ 、 $0 \leq c \leq 15$ 、 $5 \leq b + c \leq 15$ 、 $2 \leq d \leq 20$ 、 $15 \leq b + c + d \leq 25$ 、Mは、Mo、CrおよびWからなる群から選ばれる1つ以上の元素を表す。) で表され、残部が不可避的不純物からなる粉体組成物を、焼結温度800～1400℃、加圧圧力100～200MPa、および焼結時間1～10時間の条件で加圧焼結をするFe-Co系合金スパッタリングターゲット材の製造方法。
- [請求項6] 前記組成式のbが、 $b = 0$ を満たす請求項5に記載のFe-Co系合金スパッタリングターゲット材の製造方法。