

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第4310480号
(P4310480)

(45) 発行日 平成21年8月12日(2009.8.12)

(24) 登録日 平成21年5月22日(2009.5.22)

(51) Int.Cl.		F I		
C 2 2 C 45/02	(2006.01)	C 2 2 C	45/02	A
C 2 1 D 6/00	(2006.01)	C 2 1 D	6/00	C

請求項の数 4 (全 24 頁)

(21) 出願番号	特願2008-308209 (P2008-308209)	(73) 特許権者	899000035
(22) 出願日	平成20年12月3日(2008.12.3)		株式会社 東北テクノアーチ
(62) 分割の表示	特願2008-521727 (P2008-521727) の分割		宮城県仙台市青葉区荒巻字青葉468番地
原出願日	平成19年12月4日(2007.12.4)	(74) 代理人	100117341
(65) 公開番号	特開2009-108415 (P2009-108415A)		弁理士 山崎 拓哉
(43) 公開日	平成21年5月21日(2009.5.21)	(72) 発明者	牧野 彰宏
審査請求日	平成21年2月9日(2009.2.9)		宮城県仙台市青葉区片平二丁目1番1号
(31) 優先権主張番号	特願2006-327623 (P2006-327623)		国立大学法人東北大学内
(32) 優先日	平成18年12月4日(2006.12.4)	審査官	佐藤 陽一
(33) 優先権主張国	日本国(JP)		
早期審査対象出願			

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 アモルファス合金組成物

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

アモルファス合金組成物 $Fe_a B_b Si_c P_x Cu_y$ であって、 $73 \leq a \leq 85$ at%、 $9.65 \leq b \leq 22$ at%、 $9.65 \leq b+c \leq 24.75$ at%、 $0.25 \leq x \leq 5$ at%、 $0 \leq y \leq 0.35$ at%、及び $0 \leq y/x \leq 0.5$ であり、厚さが $30 \mu m$ 以上 $300 \mu m$ 以下の薄帯形状を有するアモルファス合金組成物。

【請求項2】

アモルファス合金組成物 $Fe_a B_b Si_c P_x Cu_y$ であって、 $73 \leq a \leq 85$ at%、 $9.65 \leq b \leq 22$ at%、 $9.65 \leq b+c \leq 24.75$ at%、 $0.25 \leq x \leq 5$ at%、 $0 \leq y \leq 0.35$ at%、及び $0 \leq y/x \leq 0.5$ であり、厚さ $0.5 mm$ 以上の板状又は外形 $1 mm$ 以上の棒状の形状を有するアモルファス合金組成物。

【請求項3】

アモルファス合金組成物 $Fe_a B_b Si_c P_x Cu_y$ であって、 $73 \leq a \leq 85$ at%、 $9.65 \leq b \leq 22$ at%、 $9.65 \leq b+c \leq 24.75$ at%、 $0.25 \leq x \leq 5$ at%、 $0 \leq y \leq 0.35$ at%、及び $0 \leq y/x \leq 0.5$ であり、厚さ $1 mm$ 以上の板状又は棒状の部位を一部に有する所定形状のアモルファス合金組成物。

【請求項4】

請求項1乃至請求項3のいずれかに記載のアモルファス合金組成物であって、 B の $2 a t \%$ 以下を C で置換してなるアモルファス合金組成物。

【発明の詳細な説明】

10

20

【技術分野】

【0001】

本発明は、トランスやインダクタなどの使用に好適であるアモルファス合金組成物に関し、特に、軟磁性特性を有するFe基アモルファス合金組成物に関する。

【背景技術】

【0002】

従来、トランスやセンサなどにおいて磁芯として用いられてきたFe基アモルファス合金として、Fe-Si-B系合金がある。しかしながら、Fe-Si-B系合金では、アモルファス形成能が低いいため、厚さ20～30μm程度の連続薄帯しか得ることができない。そのため、Fe-Si-B系合金は、その薄帯を多数重ねて作製した巻き磁芯や積層磁芯としてのみ利用されている。ここで、「アモルファス形成能」とは、合金溶解後の冷却過程におけるアモルファス状態へのなりやすさを表す指標であり、アモルファス形成能が高いことは急速に冷却せずとも結晶化することなくアモルファス状態になることを意味する。

10

【0003】

近年、Fe-Co系金属ガラス合金などのようにアモルファス形成能の高いものも見出されてきているが、これらの合金では飽和磁束密度が著しく低い。

【0004】

【特許文献1】特開2005-290468号公報

【特許文献2】特許第3594123号公報

【特許文献3】特開平05-263197号公報

20

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0005】

本発明の目的は、高い飽和磁束密度を有しつつ高肉厚化を可能とするアモルファス合金組成物を提供することにある。

【課題を解決するための手段】

【0006】

本発明者は、上述の課題を解決することを目的として種々の合金組成について鋭意検討した結果、Fe-Si-Bを含む合金にPやCuなどを添加し、その組成成分を限定することにより、高い飽和磁束密度と高いアモルファス形成能とを同時に達成しうることを見出し、本発明を完成するに至った。

30

【0007】

本発明によれば、第1のアモルファス合金組成物として、アモルファス合金組成物 $Fe_a B_b Si_c P_x Cu_y$ であって、 $73 \leq a \leq 85 \text{ at} \%$ 、 $9.65 \leq b \leq 22 \text{ at} \%$ 、 $9.65 \leq b+c \leq 24.75 \text{ at} \%$ 、 $0.25 \leq x \leq 5 \text{ at} \%$ 、 $0 \leq y \leq 0.35 \text{ at} \%$ 、及び $0 \leq y/x \leq 0.5$ であり、厚さが30μm以上300μm以下の薄帯形状を有するアモルファス合金組成物が得られる。

【0008】

また、本発明によれば、第2のアモルファス合金組成物として、アモルファス合金組成物 $Fe_a B_b Si_c P_x Cu_y$ であって、 $73 \leq a \leq 85 \text{ at} \%$ 、 $9.65 \leq b \leq 22 \text{ at} \%$ 、 $9.65 \leq b+c \leq 24.75 \text{ at} \%$ 、 $0.25 \leq x \leq 5 \text{ at} \%$ 、 $0 \leq y \leq 0.35 \text{ at} \%$ 、及び $0 \leq y/x \leq 0.5$ であり、厚さ0.5mm以上の板状又は外形1mm以上の棒状の形状を有するアモルファス合金組成物が得られる。

40

【0009】

また、本発明によれば、第3のアモルファス合金組成物として、アモルファス合金組成物 $Fe_a B_b Si_c P_x Cu_y$ であって、 $73 \leq a \leq 85 \text{ at} \%$ 、 $9.65 \leq b \leq 22 \text{ at} \%$ 、 $9.65 \leq b+c \leq 24.75 \text{ at} \%$ 、 $0.25 \leq x \leq 5 \text{ at} \%$ 、 $0 \leq y \leq 0.35 \text{ at} \%$ 、及び $0 \leq y/x \leq 0.5$ であり、厚さ1mm以上の板状又は棒状の部位を一部に有する所定形状のアモルファス合金組成物が得られる。

50

【0010】

更に、本発明によれば、第4のアモルファス合金組成物として、第1乃至第3のアモルファス合金組成物のいずれかであって、Bの2at%以下をCで置換してなるアモルファス合金組成物が得られる。

【発明の効果】

【0011】

本発明によれば、従来に比べ厚みのある薄帯を容易に作製することができることから、結晶化による特性の劣化の低減、及びそれによる歩留まりの向上につながる。

【0012】

また、本発明によれば、積層数、巻き数や積層間の隙間の低減により磁性体占有率が増加するため、実効的な飽和磁束密度が増大する。加えて、本発明によるアモルファス合金組成物は、高いFe含有量を有しており、この点からも、飽和磁束密度が高くなっている。この高い飽和磁束密度のため、本発明によるアモルファス合金組成物をトランス、インダクタ、ノイズ関連、モーターなどに含まれる磁性部品として用いた場合には、それらの小型化が見込める。さらに安価なFe含有量の増加により原料コストの低減が可能になり、工業的に非常に有意義である。

10

【0013】

また、高いアモルファス形成能と高飽和磁束密度を両立させることで、アモルファス構造を持つ棒状、板状、或いは小型複雑形状部材などを従来不可能であった非晶質バルク材料として安価に作製することが可能となり、非晶質バルク材料といった新たな市場も創出され、工業的発展に大いに貢献することが期待できる。

20

【発明を実施するための最良の形態】

【0014】

本発明の好ましい実施の形態によるアモルファス合金は、特定の組成 $Fe_a B_b Si_c P_x Cu_y$ を有する。ここで、 $73 \leq a \leq 85 \text{ at\%}$ 、 $9.65 \leq b \leq 22 \text{ at\%}$ 、 $9.65 \leq b+c \leq 24.75 \text{ at\%}$ 、 $0.25 \leq x \leq 5 \text{ at\%}$ 、 $0 \leq y \leq 0.35 \text{ at\%}$ 、及び $0 \leq y/x \leq 0.5$ である。

【0015】

上記特定の組成において、Fe元素は磁性を担う必須元素である。Fe元素が73at%未満の場合、飽和磁束密度やアモルファス形成能が低い。また安価なFe元素の含有量が低下することはFeより高価な元素の含有量が増加することを意味するため、原料費全体が上昇することとなるので工業的に望ましくない。従って、Fe元素は73at%以上であることが望ましい。また、Fe元素が85at%を超えるとアモルファス状態が不安定になりアモルファス形成能や軟磁気特性が低下する。従って、Fe元素は85at%以下であることが望ましい。

30

【0016】

上記特定の組成において、B元素はアモルファスを形成するために必須の元素である。B元素が9.65at%未満の場合、又はB元素が22at%を超える場合、アモルファス形成能が低下する。従って、B元素は9.65at%以上、22at%以下であることが望ましい。

40

【0017】

上記特定の組成において、Si元素はアモルファスを形成するための元素である。Si元素とB元素の和が9.65at%未満の場合、アモルファス形成元素不足のためアモルファス形成能が低下する。一方、Si元素とB元素の和が24.75at%を超えると、アモルファス形成元素過剰のためアモルファス形成能が低下し、また相対的にFe含有量が減少することから飽和磁束密度が低下する。従って、Si元素とB元素の和は、9.65at%以上、24.75at%以下であることが望ましい。更に、脆化を考慮すると、Si元素を0.35at%以上含有することが好ましい。即ち、上記特定の組成において、 $0.35 \text{ at\%} \leq c$ であることが望ましい。

【0018】

50

上記特定の組成において、P元素はアモルファスを形成するための元素である。P元素が0.25at%未満では十分なアモルファス形成能は得られず、P元素が5at%を超えると、脆性が促進され、キュリー点、熱的安定性、アモルファス形成能や軟磁気特性が低下する。従って、P元素は0.25at%以上、5at%以下であることが望ましい。

【0019】

上記特定の組成において、Cu元素はアモルファスを形成するための元素である。Cu元素が0.35at%を超えると、脆化が促進され、熱的安定性及びアモルファス形成能が低下する。従って、Cu元素は0.35at%以下であることが望ましい。

【0020】

加えて、Cu元素はP元素と複合で添加することが必要である。但し、Cu元素とP元素の割合であるCu含有量/P含有量(y/x)が0.5を超えると、P含有量に対しCu含有量が過剰になりアモルファス形成能や軟磁気特性が低下する。従って、Cu含有量/P含有量(y/x)は、0.5以下であることが望ましい。

【0021】

ここで、飽和磁束密度が1.30T以上で、且つ、厚みのある薄帯、棒状、板状、複雑形状部材などアモルファス形成能が要求される場合は、上記特定の組成のうち、Fe元素：73~79at%、B元素：9.65~16at%、B元素とSi元素の和：16~23at%、P元素：1~5at%、Cu元素：0~0.35at%にすることが好ましい。特に、Fe元素を75~79at%にすると、良好なアモルファス形成能と1.5T以上の飽和磁束密度が可能になり、更に好ましい。

【0022】

一方、薄帯の作製が容易となるようなアモルファス形成能を有し、且つ、1.55T以上の高飽和磁束密度を要求される場合には、高Fe組成領域である、Fe元素：79~85at%、B元素：9.65~15at%、B元素とSi元素の和：12~20at%、P元素：0.25~4at%、Cu元素：0.01~0.35at%にすることが好ましい。

【0023】

なお、上記特定の組成のうち、B元素の一部をC元素で置換することとしてもよい。但し、B元素のC元素への置換量が2at%を超えると、アモルファス形成能が低下する。従って、B元素のC元素への置換量は2at%以下であることが好ましい。

【0024】

また、上記特定の組成のうち、Feの一部をCo及びNiからなる群から選択された一以上の元素で置換することとしてもよい。Fe元素のCo、Ni元素への置換には、アモルファス形成能を下げずに、磁歪の低下による軟磁気特性が向上するという効果がある。但し、Fe元素のCo、Ni元素への置換量が30at%を超える場合、飽和磁束密度の低下が著しく、実用上重要な1.30Tを下回るため、Fe元素のCo、Ni元素への置換量は30at%以下であることが好ましい。

【0025】

更に、上記特定の組成のうち、Feの一部を、V、Ti、Mn、Sn、Zn、Y、Zr、Hf、Nb、Ta、Mo及びW、並びに希土類元素からなる群から選択された一以上の元素で置換することとしてもよい。ここで、希土類元素はLa、Ce、Pr、Nd、Pm、Sm、Eu、Gd、Tb、Dy、Ho、Er、Tm、Yb又はLuである。V、Ti、Mn、Sn、Zn、Y、Zr、Hf、Nb、Ta、Mo、W、希土類元素などの金属元素によるFeの一部置換にはアモルファス形成能を向上させる効果がある。但し、Feの3at%を超える量を置換するといったような過剰な置換は、Fe含有量の減少を招くとともに、磁性元素を除くこれら金属元素の自由電子がアモルファス合金の磁気モーメントを希釈させ飽和磁束密度を著しく低下させる。従って、これらの金属元素の置換量は、Feの3at%以下であることが好ましい。なお、本発明は、実用上必要とされる特性、例えば耐食性や熱的安定性向上を目的に他の金属成分を添加することを否定するものではない。原料、坩堝などから入る不可避な不純物についても同様である。

10

20

30

40

50

【0026】

上記組成を有するアモルファス合金組成物の場合、アモルファス形成能が高まるため、従来困難であった種々の形状・サイズをとることができる。例えば、上記組成を満たす場合、厚さが $30\mu\text{m}$ 以上 $300\mu\text{m}$ 以下の薄帯形状を有するアモルファス合金組成物や、厚さ 0.5mm 以上の板状又は外形 1mm 以上の棒状の形状を有するアモルファス合金組成物、更には、厚さ 1mm 以上の板状又は棒状の部位を一部に有する所定形状のアモルファス合金組成物を得ることができる。

【0027】

上述したように、本発明の実施の形態による軟磁性非晶質合金の特徴とするところは、合金の組成の調整と、当該合金を用いた薄帯や棒状、板状、複雑形状部材にあり、その製造にあたっては従来の装置をそのまま利用することが可能である。

10

【0028】

例えば、合金の溶解には高周波誘導加熱溶解やアーク溶解などを用いることができる。溶解は、酸化の影響を除くため不活性ガス雰囲気中で行われることが望ましいが、高周波誘導加熱溶解では不活性ガスや還元ガスをフローさせるだけでも十分溶解は可能である。

【0029】

薄帯や板状部材の作製方法には単ロール液体急冷法や双ロール液体急冷法などがあり、ロールの回転速度や供給溶湯量、ロール間のギャップなどを制御することで薄帯や板状部材の厚みを調整することができ、また石英ノズルなどの溶湯の出鋼口の形状を調整することで薄帯の幅を調整することができる。一方、棒状部材や小型、複雑形状部材などの作製方法には銅鑄型鑄造法や射出成形法などがあり、鑄型形状を調整することでアモルファス合金特有の高強度で軟磁気特性の優れた種々の形状の部材を作製することができる。しかしながら、本発明は、これらに限定されるものではなく、他の作製方法により作製することとしてもよい。図1に棒状の部品や小型、複雑形状部品を作製するのに用いた銅鑄型鑄造装置を側面から見た概略構成を示す。所定の成分組成を有する母合金1を先端に小孔2を有する石英ノズル3に入れ、その石英ノズル3を直径 $1\sim 4\text{mm}$ 、長さ 15mm 形状の孔5を鑄込み空間として設けた銅製鑄型6の直上に設置し、高周波発生コイル4により加熱溶解した後、石英ノズル3内の溶融金属1をアルゴンガスの加圧により石英ノズル3の小孔2から噴出し、銅製鑄型6の孔に注入してそのまま放置して凝固させることで棒状試料を得る。

20

30

【0030】

上述の薄帯は、例えば、巻磁心や積層磁心にすることで磁性部品として用いることができる。加えて、上述した特定の組成には、過冷却液体領域を有する組成も含まれており、その試料については結晶化温度を超えない範囲において過冷却液体領域(後述)の近傍温度で粘性流動加工を用いた成形加工も可能である。

【0031】

本発明では得られたアモルファス合金組成物をX線回折法により結晶構造の解析を行い、結晶に起因する鋭いピークがなくハローパターンが観察されるものを「アモルファス相」、鋭い結晶ピークを有するものを「結晶相」とすることでアモルファス形成能の評価を行う。アモルファス合金はその溶湯からの冷却時に結晶化することなくランダムな原子配列のまま固化したものであり、その合金組成物に応じたある一定以上の冷却速度が必要になる。また合金組成物の厚みがあるほど熱容量や熱伝導の影響で冷却速度は遅くなることから合金組成物の厚みや直径による評価も可能である。ここでは後者の評価方法を用いる。詳しくは、単ロール液体急冷法によるアモルファス単相が得られる薄帯の最大の厚みをアモルファスの得られる最大厚さ(t_{max})、また銅鑄型鑄造法によるアモルファス単相が得られる棒状の部材の最大の直径をアモルファスの得られる最大直径(d_{max})と表し、アモルファス形成能を評価する。最大直径 d_{max} が 1mm を超えるアモルファス合金組成物はアモルファス形成能に優れており、単ロール液体急冷法においても $30\mu\text{m}$ 以上の連続薄帯を容易に作製することができる。なお、試料形状が棒状の場合はその断面をX線解析法により評価し、試料形状が薄帯の場合は冷却速度が最も遅くなる急冷時に銅

40

50

ロールと接触していない面をX線回折法により評価する。一例として、図2に本発明の一実施例によるアモルファス合金組成物の試料の断面のX線回折プロファイルを示す。ここで、試料のアモルファス合金組成物は、 $Fe_{76}Si_9B_{10}P_5$ からなるものであり、銅鑄型鑄造法により作製した直径2.5mm、長さ15mmの棒状のものである。図2に示すように、 $Fe_{76}Si_9B_{10}P_5$ の棒状試料は、結晶に起因する鋭いピークがなくブロードなハローパターンのみが観察され、アモルファス単相と認められる。この棒状試料の断面を光学顕微鏡で見た結果を図3に示す。図3に示すように結晶粒子のないアモルファス単相の組織が認められる。他の例として、図4に本発明の他の実施例によるアモルファス合金組成物の試料の表面のX線回折プロファイルを示す。ここで、試料のアモルファス合金組成物は、 $Fe_{82.9}Si_6B_{10}P_1Cu_{0.1}$ からなるものであり、単

10

【0032】

上述した特定の組成を有するアモルファス合金組成物をArなどの不活性雰囲気中で昇温すると、一般に500~600近傍で当該組成物の結晶化に伴う発熱現象が起こる。更に、組成によっては結晶化する温度よりも低温側において、ガラス遷移に伴う吸熱現象を伴う場合もある。ここで、結晶化現象の開始温度を結晶化温度(T_x)、またガラス遷移の開始温度をガラス遷移温度(T_g)と規定し、更に、結晶化温度 T_x とガラス遷移温度 T_g の間の温度範囲を過冷却液体領域($T_x : T_x = T_x - T_g$)と規定する。なお、これらのガラス遷移温度や結晶化温度は示差走査熱量分析装置(DSC: Differential Scanning Calorimetry)を用い、0.67/秒の昇温速度で熱分析を行うことで評価することができる。図5に、本発明の他の実施例によるアモルファス合金組成物の試料を0.67/秒で昇温したときのDSC測定結果を示す。ここで、試料のアモルファス合金組成物は、 $Fe_{76}Si_9B_{10}P_5$ からなるものであり、単ロール液体急冷法にて作製した厚さ20 μ mの薄帯である。図5に示すように、組成 $Fe_{76}Si_9B_{10}P_5$ の試料の場合、結晶化に伴う発熱ピークの低温側に過冷却液体領域と呼ばれる吸熱ピークが出現する。同一組成のアモルファス単相部材ならば薄帯や棒状部材などの形状によらずほぼ同一のDSC測定結果を得ることができる。よく知られるように、過冷却液体領域はアモルファス構造の安定化に関係しており、過冷却液体領域が広いほどアモルファス形成

20

30

【0033】

本実施の形態におけるアモルファス薄帯、棒状、板状などの部材では熱処理を施すことで冷却中や成形中に加えられた内部応力を緩和し、 H_c や透磁率などの軟磁気特性を向上させることができる。この熱処理は結晶化温度 T_x 以下の温度範囲で行うことができる。上述した特定の組成を有するアモルファス合金組成物のうち、特に過冷却液体領域を有するアモルファス合金についてはガラス遷移温度 T_g の近傍で3~30分程度の短時間熱処理することにより内部応力をほぼ完全に緩和することができ、非常に優れた軟磁気特性を得ることができる。また熱処理時間を長くすることでより低温での熱処理も可能になる。なお、本実施の形態における熱処理は N_2 やArなどの不活性ガス中や真空中で行うものとするが、本発明はそれに限定するものではなく、他の適切な雰囲気中で行うこととしてもよい。加えて、静磁場中、回転磁場中又は応力印加中で熱処理することも可能である。図6に本発明の他の実施例によるアモルファス合金組成物の試料と従来例による比較試料についての保磁力(H_c)の熱処理温度依存性を示す。ここで、実施例の試料のアモルファス合金組成物は単ロール液体急冷法にて作製した $Fe_{76}Si_9B_{10}P_5$ からなる厚さ20 μ mの薄帯であり、比較試料は、単ロール液体急冷法にて作製した $Fe_{78}Si_9B_{13}$ からなる厚さ20 μ mの薄帯である。保磁力 H_c は直流BHトレーサーにより評価した。また $Fe_{76}Si_9B_{10}P_5$ 組成では各温度5分間、 $Fe_{78}Si_9B_{13}$ 組成では各温度30分間Ar雰囲気中で熱処理を行った。実施例による $Fe_{76}Si_9B_{10}P_5$ 組成試料では熱処理を施すことで大幅に保磁力 H_c が低下し、特にガラス遷移温度 T

40

50

gより低温側で顕著である。それに対し比較試料の場合、熱処理を施しても保磁力Hcは10 A/m程度である。

【0034】

以下に本発明の実施の形態について、複数の実施例を参照しながら更に詳細に説明する。

【0035】

(実施例1~14、比較例1~5)

Fe、Si、B、Fe₇₅P₂₅、Cuの原料をそれぞれ下記の表1に記載の本発明の実施例1~14、及び比較例1~5の合金組成となるようそれぞれ秤量し、アルミナ坩堝の中に入れて高周波誘導加熱装置の真空チャンバー内に配置して真空引きを行い、その後減圧Ar雰囲気中で高周波誘導加熱により溶解して母合金を作製した。この母合金を単ロール液体急冷法にて処理し、種々の厚さを持つ幅約3mm、長さ約5mの連続薄帯を作製した。これらの薄帯の冷却速度が最も遅くなる急冷時に銅ロールと接触していない薄帯の面をX線回折法で評価することにより、それぞれの薄帯について最大厚さ t_{max} を測定した。最大厚さ t_{max} が大きくなることは遅い冷却速度でもアモルファス構造が得られ、高いアモルファス形成能を有することを意味している。また完全にアモルファス単相である厚さ20 μ mのときの薄帯について、振動試料型磁力計(VSM: Vibrating-Sample Magnetometer)により飽和磁束密度(Bs)を、直流BHトレーサーにより保磁力Hc評価した。熱処理は、Ar雰囲気中で行うこととし、熱処理条件は、ガラス遷移を有する組成についてはガラス遷移温度Tgより30低温で5分間、またガラス遷移が存在しない組成については400で30分間とした。本発明の実施例1~14、及び比較例1~5の組成におけるアモルファス合金組成物の飽和磁束密度Bs、保磁力Hc、最大厚さ t_{max} 及びその薄帯幅の測定結果をそれぞれ表1に示す。

【0036】

【表1】

	合金組成 (at%)	Bs (T)	Hc (A/m)	t_{max} (μ m)	薄帯幅 (mm)
比較例1	Fe ₇₀ Si ₃ B ₂₂ P ₅	1.28	12	30	3.1
比較例2	Fe ₇₁ Si ₁₁ B ₁₃ P ₅	1.29	9.5	60	3.1
実施例1	Fe ₇₃ Si ₁₀ B ₁₂ P ₅	1.42	2.4	100	2.7
実施例2	Fe ₇₅ Si ₄ B ₁₆ P ₅	1.50	0.9	150	3.8
実施例3	Fe ₇₆ Si ₉ B ₁₄ P ₁	1.53	1.8	60	3.3
実施例4	Fe ₇₆ Si ₉ B ₁₂ P ₃	1.51	1.0	170	3.2
実施例5	Fe ₇₆ Si ₉ B ₁₀ P ₅	1.51	0.8	240	3.2
実施例6	Fe _{75.95} Si ₉ B ₁₀ P ₅ Cu _{0.05}	1.51	0.9	250	3.4
実施例7	Fe _{75.7} Si ₉ B ₁₀ P ₅ Cu _{0.3}	1.50	3.1	200	3.0
実施例8	Fe _{76.9} Si ₉ B ₁₀ P ₄ Cu _{0.1}	1.53	0.8	230	3.2
実施例9	Fe _{77.9} Si ₈ B ₁₀ P ₄ Cu _{0.1}	1.56	1.2	180	3.0
実施例10	Fe ₇₈ Si ₇ B ₁₀ P ₅	1.55	0.9	165	3.0
実施例11	Fe _{78.9} Si _{6.35} B _{9.65} P ₅ Cu _{0.1}	1.56	1.6	130	2.9
実施例12	Fe ₇₃ Si ₄ B ₂₀ P ₃	1.44	3.0	65	2.9
実施例13	Fe ₇₃ Si ₂ B ₂₂ P ₃	1.40	7.2	45	3.3
比較例3	Fe ₇₃ Si ₀ B ₂₄ P ₃	1.41	14	20	3.1
実施例14	Fe ₇₃ Si ₅ B _{19.75} P ₂ Cu _{0.25}	1.40	6	65	2.9
比較例4	Fe ₇₃ Si ₁ B _{24.75} P ₁ Cu _{0.25}	1.43	12	25	3.2
比較例5	Fe ₇₈ Si ₉ B ₁₃	1.55	9	37	3.1

【0037】

表 1 に示されるように、実施例 1 ~ 14 のアモルファス合金組成物は、いずれも飽和磁束密度 B_s が 1.30 T 以上であって、Fe、Si、B 元素からなる従来のアモルファス組成物である比較例 5 と比べてアモルファス形成能が高く、40 μm 以上の最大厚さ t_{max} を有している。更に、実施例 1 ~ 14 のアモルファス合金組成物は、保磁力 H_c も 9 A/m 以下と非常に低い値を有している。

【0038】

ここで、表 1 に掲げられた組成のうち、実施例 1 ~ 11、比較例 1、2 にかかるものは、 $Fe_a B_b Si_c P_x Cu_y$ において、Fe の含有量である a の値を 70 原子% から 78.9 原子% まで変化させた場合に相当する。このうち実施例 1 から 11 の場合は、 B_s 1.30 T、 t_{max} 40 μm 、 H_c 9 A/m のすべての条件を満たしており、この場合の $73 < a < 78.9$ の範囲が本発明におけるパラメータ a の条件範囲となる。また実施例 2 ~ 11 のように Fe の含有量は飽和磁束密度 B_s に大きな影響を及ぼすものであり、1.50 T 以上の飽和磁束密度 B_s を得るためには Fe 含有量を 75 at% 以上にすることが好ましい。 $a = 70$ 、71 である比較例 1、2 の場合は、磁性元素である Fe の含有量が少なく、飽和磁束密度 B_s が 1.30 T 未満であり、保磁力 H_c も 9 A/m を超える。また比較例 1 の場合はアモルファス形成能が低下し、最大厚さ t_{max} が 40 μm 未満となり、この点においても、上掲の条件を満たしていない。

10

【0039】

表 1 に掲げられた組成のうち、実施例 3、5、12、13、比較例 3 にかかるものは、 $Fe_a B_b Si_c P_x Cu_y$ において、B の含有量である b の値を 10 原子% から 24 原子% まで変化させた場合に相当する。このうち実施例 3、5、12、13 の場合は、 B_s 1.30 T、 t_{max} 40 μm 、 H_c 9 A/m のすべての条件を満たしており、この場合の $2 < b < 24$ の範囲が本発明におけるパラメータ b の条件範囲となる。 $b = 24$ である比較例 3 の場合は、アモルファス形成能が低下し、最大厚さ t_{max} が 40 μm 未満となり、保磁力 H_c も 9 A/m を超える。

20

【0040】

表 1 に掲げられた組成のうち、実施例 10 ~ 14、比較例 4 にかかるものは、 $Fe_a B_b Si_c P_x Cu_y$ において、B と Si の含有量の和である $b + c$ の値を 16 原子% から 25.75 原子% まで変化させた場合に相当する。このうち実施例 10 ~ 14 の場合は、 B_s 1.30 T、 t_{max} 40 μm 、 H_c 9 A/m のすべての条件を満たしており、この場合の $24 < b + c < 25.75$ の範囲が本発明におけるパラメータ $b + c$ の条件範囲となる。 $b + c = 25.75$ である比較例 4 の場合は、アモルファス形成能が低下し、最大厚さ t_{max} が 40 μm 未満であり、保磁力 H_c も 9 A/m を超える。

30

【0041】

(実施例 15 ~ 42、比較例 6 ~ 14)

Fe、Si、B、 $Fe_{75}P_{25}$ 、Cu の原料をそれぞれ下記の表 2 に記載の本発明の実施例 15 ~ 42 及び比較例 6 ~ 14 の合金組成となるようそれぞれ秤量し、アルミナ坩堝の中に入れて高周波誘導加熱装置の真空チャンバー内に配置して真空引きを行い、その後減圧 Ar 雰囲気中で高周波誘導加熱により溶解して母合金を作製した。この母合金を単ロール液体急冷法にて処理し、種々の厚さを持つ幅約 3 mm、長さ約 5 m の連続薄帯を作製した。これらの薄帯の冷却速度が最も遅くなる急冷時に銅ロールと接触していない薄帯の面を X 線回折法で評価することにより、それぞれの薄帯について最大厚さ t_{max} を測定した。また、それぞれの試料について 30 μm の薄帯も形成し、同様にして、X 線回折法で評価することにより、アモルファス相であるか結晶相であるかの判定もした。加えて、作製した薄帯について飽和磁束密度 B_s も測定した。但し、最大厚さ t_{max} が 20 μm 未満でアモルファス単相の薄帯ができない試料については、アモルファスの特性を反映しないため、VSM による測定は行わない。本発明の実施例 15 ~ 42、及び比較例 6 ~ 14 の組成におけるアモルファス合金組成物薄帯の飽和磁束密度 B_s 、最大厚さ t_{max} 、薄帯幅及び 30 μm 薄帯の X 線回折の測定結果をそれぞれ表 2 に示す。

40

【0042】

50

【表 2】

	合金組成 (at%)	Bs (T)	t _{max} (μm)	薄帯幅 (mm)	30 μm厚薄帯の X線回折結果
実施例15	Fe ₇₉ Si ₈ B ₁₂ P _{0.9} Cu _{0.1}	1.58	105	3.1	アモルファス相
実施例16	Fe ₈₀ Si ₈ B ₁₀ P ₂	1.60	80	3.3	アモルファス相
実施例17	Fe ₈₀ Si ₈ B _{9.7} P ₂ Cu _{0.3}	1.60	90	3.4	アモルファス相
実施例18	Fe ₈₀ Si ₇ B ₁₂ P _{0.9} Cu _{0.1}	1.61	90	3.3	アモルファス相
比較例6	Fe ₈₁ Si ₇ B ₁₂	1.61	27	3.2	結晶相
実施例19	Fe ₈₁ Si ₇ B ₁₀ P ₂	1.62	60	3.3	アモルファス相
実施例20	Fe _{80.9} Si ₆ B ₁₁ P ₂ Cu _{0.1}	1.60	80	3.2	アモルファス相
比較例7	Fe ₈₁ Si _{8.9} B ₁₀ Cu _{0.1}	---	<20	2.8	結晶相
実施例21	Fe ₈₂ Si ₆ B ₁₀ P ₂	1.62	35	3.2	アモルファス相
実施例22	Fe _{81.99} Si ₆ B ₁₀ P ₂ Cu _{0.01}	1.63	50	3.1	アモルファス相
実施例23	Fe _{81.975} Si ₆ B ₁₀ P ₂ Cu _{0.025}	1.63	60	2.7	アモルファス相
実施例24	Fe _{81.9} Si ₆ B ₁₀ P ₂ Cu _{0.1}	1.63	70	3.0	アモルファス相
実施例25	Fe _{81.8} Si ₆ B ₁₀ P ₂ Cu _{0.2}	1.62	70	2.8	アモルファス相
実施例26	Fe _{81.7} Si ₆ B ₁₀ P ₂ Cu _{0.3}	1.63	65	3.1	アモルファス相
実施例27	Fe _{81.65} Si ₆ B ₁₀ P ₂ Cu _{0.35}	1.61	40	2.9	アモルファス相
比較例8	Fe _{81.5} Si ₆ B ₁₀ P ₂ Cu _{0.5}	1.63	<20	2.8	結晶相
実施例28	Fe _{81.8} Si ₇ B ₁₀ P ₁ Cu _{0.2}	1.62	60	3.1	アモルファス相
実施例29	Fe _{81.8} Si _{7.6} B ₁₀ P _{0.4} Cu _{0.2}	1.62	35	3.0	アモルファス相
比較例9	Fe _{81.8} Si _{7.7} B ₁₀ P _{0.3} Cu _{0.2}	---	<20	2.8	結晶相
比較例10	Fe ₈₂ Si ₈ B ₁₀	1.62	20	3.3	結晶相
比較例11	Fe _{81.9} Si ₈ B ₁₀ Cu _{0.1}	---	<20	3.3	結晶相
実施例30	Fe _{81.9} Si _{7.75} B ₁₀ P _{0.25} Cu _{0.1}	1.63	35	3.1	アモルファス相
実施例31	Fe _{81.9} Si ₇ B ₁₀ P ₁ Cu _{0.1}	1.62	60	3.2	アモルファス相
実施例32	Fe _{81.9} Si ₅ B ₁₀ P ₃ Cu _{0.1}	1.62	70	3.5	アモルファス相
実施例33	Fe _{81.9} Si ₄ B ₁₀ P ₄ Cu _{0.1}	1.63	55	3.3	アモルファス相
実施例34	Fe _{81.9} Si ₃ B ₁₀ P ₅ Cu _{0.1}	1.61	40	3.2	アモルファス相
比較例12	Fe _{81.9} Si ₁ B ₁₀ P ₇ Cu _{0.1}	---	<20	3.2	アモルファス相
実施例35	Fe _{82.9} Si ₆ B ₁₀ P ₁ Cu _{0.1}	1.64	50	3.0	アモルファス相
実施例36	Fe _{82.9} Si ₂ B ₁₀ P ₅ Cu _{0.1}	1.62	45	3.3	アモルファス相
実施例37	Fe ₈₃ Si ₅ B ₁₀ P ₂	1.64	30	3.5	アモルファス相
実施例38	Fe _{83.9} Si ₅ B ₁₀ P ₁ Cu _{0.1}	1.64	40	3.6	アモルファス相
実施例39	Fe ₈₅ Si _{4.25} B _{9.65} P ₁ Cu _{0.1}	1.65	30	3.4	アモルファス相
実施例40	Fe _{84.9} Si _{2.35} B _{9.65} P ₃ Cu _{0.1}	1.65	30	3.4	アモルファス相
実施例41	Fe _{84.9} Si _{0.35} B _{9.65} P ₅ Cu _{0.1}	1.64	30	3.1	アモルファス相
実施例42	Fe ₈₅ B _{9.65} P ₅ Cu _{0.35}	1.65	30	3.1	アモルファス相
比較例13	Fe _{85.9} B ₉ P ₅ Cu _{0.1}	---	<20	3.2	結晶相
比較例14	Fe ₈₆ Si ₃ B ₁₀ P _{0.9} Cu _{0.1}	---	<20	3.2	結晶相

【0043】

表 2 に示されるように、実施例 15 ~ 42 のアモルファス合金組成物は、いずれも飽和磁束密度 Bs が 1.55 T 以上であり、比較例 5 よりも大きく、薄帯の量産が実用上可能な 30 μm 以上の最大厚さ t_{max} を有している。

【0044】

10

20

30

40

50

ここで、表2に掲げられた組成のうち、実施例15～42、比較例13、14にかかるものは、 $Fe_a B_b Si_c P_x Cu_y$ において、Feの含有量であるaの値を79原子%から86原子%まで変化させた場合に相当する。このうち実施例15から42の場合は、 $Bs = 1.55T$ 、 $t_{max} = 30\mu m$ の条件を満たす。よって、この場合のa = 85の範囲が本発明におけるパラメータaの条件範囲となり、表1の実施例1～14、比較例1～5の結果とあわせて73 ≤ a ≤ 85の範囲が本発明におけるパラメータaの条件範囲となる。Fe元素が85.9、86at%である比較例13、14の場合はFe含有量が過剰であるためアモルファスは形成されない。

【0045】

表2に掲げられた組成のうち、実施例38、39、比較例13にかかるものは、 $Fe_a B_b Si_c P_x Cu_y$ において、Bの含有量であるbの値を9原子%から10原子%まで変化させた場合に相当する。このうち実施例38、39の場合は、上述した特定の組成に含まれる組成を有していることから、 $Bs = 1.55T$ 、 $t_{max} = 30\mu m$ の条件を満たす。よって、この場合のb = 9.65の範囲が本発明におけるパラメータbの条件範囲となり、表1の実施例1～14、比較例1～5の結果とあわせて9.65 ≤ b ≤ 22の範囲が本発明におけるパラメータaの条件範囲となる。b = 9である比較例13の場合、アモルファスは形成されない。

【0046】

表2に掲げられた組成のうち、実施例15、38～42、比較例13にかかるものは、 $Fe_a B_b Si_c P_x Cu_y$ において、BとSiの含有量の和であるb + cの値を9原子%から20原子%まで変化させた場合に相当する。このうち実施例15、38～42の場合は、上述した特定の組成に含まれる組成を有していることから、 $Bs = 1.55T$ 、 $t_{max} = 30\mu m$ の条件を満たす。よって、この場合のb + c = 9.65の範囲が本発明におけるパラメータb + cの条件範囲となり、表1の実施例1～14、比較例1～5の結果とあわせて9.65 ≤ b + c ≤ 24.75の範囲が本発明におけるパラメータb + cの条件範囲となる。b + c = 9である比較例13の場合、アモルファスは形成されない。

【0047】

表2に掲げられた組成のうち、実施例30～34、比較例10～12にかかるものは、 $Fe_a B_b Si_c P_x Cu_y$ において、Pの含有量であるxの値を0原子%から7原子%まで変化させた場合に相当する。このうち実施例30～34の場合は、上述した特定の組成に含まれる組成を有していることから、 $Bs = 1.55T$ 、 $t_{max} = 30\mu m$ の条件を満たす。よって、この場合の0 ≤ x ≤ 5の範囲が本発明におけるパラメータxの条件範囲となる。x = 0、7である比較例10～12の場合、アモルファスは形成されない。

【0048】

表2に掲げられた組成のうち、実施例21～27、比較例8にかかるものは、 $Fe_a B_b Si_c P_x Cu_y$ において、Cuの含有量であるyの値を0原子%から0.5原子%まで変化させた場合に相当する。このうち実施例21～27の場合は、上述した特定の組成に含まれる組成を有していることから、 $Bs = 1.55T$ 、 $t_{max} = 30\mu m$ の条件を満たす。よって、この場合の0 ≤ x ≤ 0.35の範囲が本発明におけるパラメータxの条件範囲となる。更に、実施例22、23から理解されるように、Cuの含有量が微量でもアモルファス形成能に非常に効果があり、0.01at%以上が好ましく、また0.025at%以上が更に好ましい。y = 0.5である比較例8の場合、アモルファスは形成されない。

【0049】

表2に掲げられた組成のうち、実施例21、28、29、比較例9にかかるものは、 $Fe_a B_b Si_c P_x Cu_y$ において、CuとPの比であるy / x値を0から0.67まで変化させた場合に相当する。このうち実施例21、28、29の場合は、上述した特定の組成に含まれる組成を有していることから、 $Bs = 1.55T$ 、 $t_{max} = 30\mu m$ の条件を満たす。よって、この場合の0 ≤ x ≤ 0.5の範囲が本発明におけるパラメータxの

10

20

30

40

50

条件範囲となる。 $y/x = 0.67$ である比較例9の場合、アモルファスは形成されない。

【0050】

(実施例43～49、比較例15、16)

Fe、Si、B、 $Fe_{7.5}P_{2.5}$ 、Cuの原料をそれぞれ下記の表3に記載した本発明の実施例43～49及び比較例15、16の合金組成となるようそれぞれ秤量し、アルミナ坩堝の中に入れて高周波誘導加熱装置の真空チャンバー内に配置して真空引きを行い、その後減圧Ar雰囲気中で高周波誘導加熱により溶解して母合金を作製した。この母合金を単ロール液体急冷法にて処理し、厚さ約30 μ m、幅約3mm、長さ約5mの連続薄帯を作製した。これらの薄帯の冷却速度が最も遅くなる急冷時に銅ロールと接触していない薄帯の面をX線回折法で評価することにより、それぞれの薄帯について最大厚さ t_{max} を測定した。また、作製した薄帯について飽和磁束密度Bsも測定した。本発明の実施例43～49、比較例15、16の組成におけるアモルファス合金組成物薄帯のX線回折、飽和磁束密度Bs、薄帯の厚さ及び密着曲げの評価結果をそれぞれ表3に示す。

【0051】

【表3】

	合金組成 (at%)	薄帯表面の X線回折結果	Bs (T)	薄帯厚 (μ m)	密着曲げ
実施例43	$Fe_{85}B_{9.65}P_5Cu_{0.35}$	アモルファス相	1.65	30	不可
実施例44	$Fe_{84.9}Si_{0.35}B_{9.65}P_5Cu_{0.1}$	アモルファス相	1.64	30	可
実施例45	$Fe_{84.9}Si_{2.35}B_{9.65}P_3Cu_{0.1}$	アモルファス相	1.65	30	可
実施例46	$Fe_{81.9}Si_6B_{10}P_2Cu_{0.1}$	アモルファス相	1.63	30	可
実施例47	$Fe_{79}Si_8B_{12}P_{0.9}Cu_{0.1}$	アモルファス相	1.58	30	可
実施例48	$Fe_{76}Si_9B_{10}P_{4.9}Cu_{0.1}$	アモルファス相	1.51	30	可
実施例49	$Fe_{73}Si_{12}B_{10}P_{4.9}Cu_{0.1}$	アモルファス相	1.40	30	可
比較例15	$Fe_{71}Si_{14}B_{10}P_{4.9}Cu_{0.1}$	アモルファス相	1.28	30	不可
比較例16	$Fe_{68}Si_{17}B_{10}P_{4.9}Cu_{0.1}$	アモルファス相	1.22	30	不可

【0052】

表3に示されるように、実施例43～49のアモルファス合金組成物は、いずれも飽和磁束密度Bsが1.30T以上であって、薄帯の量産が実用上可能な30 μ m以上の最大厚さ t_{max} を有している。また比較例15、16は、最大厚さ t_{max} が30 μ m以上であるものの、飽和磁束密度Bsが1.30未満である。実施例43～49、比較例15、16について密着曲げを評価すると、実施例43及び比較例15、16で密着曲げができず脆化することから、BとSiの含有量の和である $b+c$ は10at%以上、22at%以下、またSi元素は0.35at%以上、12at%以下が好ましい。

【0053】

(実施例50～52、比較例17～20)

Fe、Si、B、 $Fe_{7.5}P_{2.5}$ 、Cu、Nb、Al、Ga、 $Fe_{80}C_{20}$ の原料をそれぞれ下記の表4に記載の本発明の実施例50～52及び比較例17～20の合金組成となるようそれぞれ秤量し、アルミナ坩堝の中に入れて高周波誘導加熱装置の真空チャンバー内に配置して真空引きを行い、その後減圧Ar雰囲気中で高周波誘導加熱により溶解して母合金を作製した。この母合金を銅鑄型鑄造法にて直径1～3mmの円柱状の穴を持つ銅鑄型に鑄込み、種々の直径で長さ約15mmの棒状試料を作製した。これら棒状試料の断面をX線回折法にて評価することにより、それぞれの棒状試料について最大直径 d_{max} を測定した。加えて、完全にアモルファス単相からなる棒状試料を用いて、DSCによりガラス遷移温度Tg、結晶化温度Txの測定から過冷却液体領域Txを算出する一方、VSMにより飽和磁束密度Bsを測定した。ただし1mm以上のアモルファス単相の棒状の試料が作製できない合金については厚さ20 μ mの薄帯にて飽和磁束密度Bsを測

定した。本発明の実施例 50 ~ 52 及び比較例 17 ~ 20 の組成におけるアモルファス合金組成物の飽和磁束密度 B_s 、過冷却液体領域 T_x 及び最大直径 d_{max} の測定結果をそれぞれ表 4 に示す。

【 0 0 5 4 】

【表 4】

	合金組成 (at%)	B_s (T)	ΔT_x (°C)	d_{max} (mm)
実施例50	$Fe_{75}Si_9B_{13}P_3$	1.46	39	1.5
実施例51	$Fe_{76}Si_9B_{10}P_5$	1.51	52	2.5
実施例52	$Fe_{75.9}Si_9B_{10}P_5Cu_{0.1}$	1.50	55	2.5
比較例17	$Fe_{78}Si_9B_{13}$	1.55	---	≤ 1
比較例18	$(Fe_{0.75}Si_{0.10}B_{0.15})_{96}Nb_4$	1.18	32	1.5
比較例19	$Fe_{73}Al_5Ga_2P_{11}C_5B_4$	1.29	53	1
比較例20	$Fe_{72}Al_5Ga_2P_{10}C_6B_4Si_1$	1.14	53	2

10

【 0 0 5 5 】

表 4 に示されるように、実施例 50 ~ 52 のアモルファス合金組成物は、いずれも 1.30 T 以上の飽和磁束密度 B_s を有し、且つ、30 以上の明瞭な過冷却液体領域 T_x を有し、更には、1 mm 以上の外径を有している。これに対して比較例 17 は過冷却液体領域 T_x を有せず最大直径 d_{max} が 1 mm 未満である。また、比較例 18 ~ 20 は従来から知られている代表的な金属ガラス合金であり、過冷却液体領域 T_x を有し、アモルファス単相の得られる棒状試料の直径が 1 mm を超えているものの、Fe 含有量が少なく、飽和磁束密度 B_s が 1.30 未満である。

20

【 0 0 5 6 】

(実施例 53 ~ 62、比較例 21 ~ 23)

Fe、Co、Ni、Si、B、 $Fe_{75}P_{25}$ 、Cu、Nb の原料をそれぞれ下記の表 5 に記載の本発明の実施例 53 ~ 62 及び比較例 21 ~ 23 の合金組成となるようそれぞれ秤量し、アルミナ坩堝の中に入れて高周波誘導加熱装置の真空チャンバー内に配置して真空引きを行い、その後減圧 Ar 雰囲気中で高周波誘導加熱により溶解して母合金を作製した。この母合金を銅鑄型鑄造法にて直径 1 mm、長さ 15 mm の円柱状の穴を持つ銅鑄型に鑄込み、棒状試料を作製した。これら棒状試料の断面を X 線回折法にて評価することにより、アモルファス単相であるか結晶相であるかの判断をした。また完全にアモルファス単相からなる棒状試料を用いて、DSC によりガラス遷移温度 T_g 、結晶化温度 T_x の測定から過冷却液体領域 T_x を算出する一方、VSM により飽和磁束密度 B_s を測定した。本発明の実施例 53 ~ 62 及び比較例 21 ~ 23 の組成におけるアモルファス合金組成物の飽和磁束密度 B_s 、過冷却液体領域 T_x 及び直径 1 mm の棒状試料の断面の X 線回折の測定結果をそれぞれ表 5 に示す。

30

【 0 0 5 7 】

【表 5】

	合金組成 (at%)	Bs (T)	ΔT_x (°C)	棒材断面の X線回折結果
実施例53	Fe ₇₆ Si ₉ B ₁₀ P ₅	1.51	52	アモルファス相
実施例54	Fe ₆₆ Co ₁₀ Si ₉ B ₁₀ P ₅	1.40	52	アモルファス相
実施例55	Fe ₅₆ Co ₂₀ Si ₉ B ₁₀ P ₅	1.35	44	アモルファス相
実施例56	Fe ₅₆ Co ₂₀ Si ₉ B ₁₀ P _{4.9} Cu _{0.1}	1.34	44	アモルファス相
実施例57	Fe ₄₆ Co ₃₀ Si ₉ B ₁₀ P ₅	1.31	37	アモルファス相
比較例21	Fe ₃₆ Co ₄₀ Si ₉ B ₁₀ P ₅	1.28	43	アモルファス相
実施例58	Fe ₄₆ Ni ₃₀ Si ₉ B ₁₀ P ₅	1.30	53	アモルファス相
比較例22	Fe ₃₆ Ni ₄₀ Si ₉ B ₁₀ P ₅	1.18	39	アモルファス相
実施例59	Fe ₅₆ Co ₁₀ Ni ₁₀ Si ₉ B ₁₀ P ₅	1.34	54	アモルファス相
実施例60	Fe ₅₆ Co ₁₀ Ni ₁₀ Si ₉ B ₁₀ P _{4.9} Cu _{0.1}	1.34	55	アモルファス相
実施例61	Fe ₄₆ Co ₁₅ Ni ₁₅ Si ₉ B ₁₀ P ₅	1.30	42	アモルファス相
実施例62	Fe ₄₆ Co ₂₀ Ni ₁₀ Si ₉ B ₁₀ P ₅	1.35	41	アモルファス相
比較例23	Fe ₃₆ Co ₂₀ Ni ₂₀ Si ₉ B ₁₀ P ₅	1.21	36	アモルファス相

10

【0058】

表5に示されるように、実施例53～62のアモルファス合金組成物は、いずれも1.30 T以上の飽和磁束密度Bsを有し、且つ、30以上の明瞭な過冷却液体領域Txを有し、更に、1mm以上の最大直径 d_{max} を有している。

20

【0059】

表5に掲げられた組成のうち、実施例53～57、比較例21にかかるものは、Fe元素をCo元素で0at%から40at%まで置換した場合に相当する。このうち実施例53～57の場合は、上述した組成に含まれるものであるため、Bs 1.30 T、 d_{max} 1mmの条件を満たし、また明瞭な過冷却液体領域Txを有している。Co元素を40at%含有している比較例21は、30以上の明瞭な過冷却液体領域Txを有し、1mm以上の最大直径 d_{max} を有するものの、Co元素の含有量が過剰であるため飽和磁束密度Bsは1.30 T未満である。

30

【0060】

表5に掲げられた組成のうち、実施例53、58、比較例22にかかるものは、Fe元素をNi元素で0at%から40at%まで置換した場合に相当する。このうち実施例53、58の場合は、上述した組成に含まれるものであるため、Bs 1.30 T、 d_{max} 1mmの条件を満たし、また明瞭な過冷却液体領域Txを有している。Ni元素を40at%含有している比較例22は、30以上の明瞭な過冷却液体領域Txを有し、1mm以上の最大直径 d_{max} を有するものの、Ni元素の含有量が過剰であるため飽和磁束密度Bsは1.30 T未満である。

【0061】

表5に掲げられた組成のうち、実施例59～62、比較例23にかかるものは、Fe元素をCo元素とNi元素で0at%から40at%まで複合的に置換した場合に相当する。このうち実施例59～62の場合は、上述した組成に含まれるものであるため、Bs 1.30 T、 d_{max} 1mmの条件を満たし、また明瞭な過冷却液体領域Txを有している。Co元素とNi元素を合計で40at%含有している比較例23は、30以上の明瞭な過冷却液体領域Txを有し、1mm以上の最大直径 d_{max} を有しているものの、Ni元素の含有量が過剰であるため飽和磁束密度Bsは1.30 T未満である。

40

【0062】

なお、上記の各実施例に対してCuを添加してなるアモルファス合金組成物について評価を詳細に行った結果、実施例56、58と同様に、いずれも1.30 T以上の飽和磁束密度Bsを有し、且つ、30以上の明瞭な過冷却液体領域Txを有し、更には、1m

50

m以上の最大直径 d_{max} を有していた。

【0063】

(実施例63～66、比較例24)

Fe、Si、B、 $Fe_{75}P_{25}$ 、Cu、Nb、 $Fe_{80}C_{20}$ の原料をそれぞれ下記の表6に記載の本発明の実施例63～66及び比較例24の合金組成となるようそれぞれ秤量し、アルミナ坩堝の中に入れて高周波誘導加熱装置の真空チャンバー内に配置して真空引きを行い、その後減圧Ar雰囲気中で高周波誘導加熱により溶解して母合金を作製した。この母合金を銅鑄型鑄造法にて直径1～4mmの円柱状の穴を持つ銅鑄型に鑄込み、種々の直径で長さ約15mmの棒状試料を作製した。これら棒状試料の断面をX線回折法にて評価することにより、アモルファス単相であるか結晶相であるかの判断をした。加えて、完全にアモルファス単相からなる棒状試料を用いて、DSCによりガラス遷移温度 T_g 、結晶化温度 T_x の測定から過冷却液体領域 T_x を算出する一方、VSMにより飽和磁束密度 B_s を測定した。ただし1mm以上のアモルファス単相の棒状の試料が作製できない合金については厚さ20 μ mの薄帯にて飽和磁束密度 B_s を測定した。本発明の実施例63～66及び比較例24の組成におけるアモルファス合金組成物の飽和磁束密度 B_s 、過冷却液体領域 T_x 及び最大直径 d_{max} の測定結果をそれぞれ表6に示す。

【0064】

【表6】

	合金組成 (at%)	B_s (T)	ΔT_x ($^{\circ}$ C)	d_{max} (mm)
実施例63	$Fe_{76}Si_9B_{10}P_5$	1.51	52	2.5
実施例64	$Fe_{76}Si_9B_9P_5C_1$	1.50	46	2
実施例65	$Fe_{76}Si_9B_8P_{4.9}C_2Cu_{0.1}$	1.51	48	2
実施例66	$Fe_{76}Si_9B_8P_5C_2$	1.50	49	1.5
比較例24	$Fe_{76}Si_9B_6P_5C_4$	1.43	≤ 30	≤ 1

【0065】

表6に示されるように、実施例63～66のアモルファス合金組成物は、いずれも1.30T以上の飽和磁束密度 B_s を有し、しかも30以上の明瞭な過冷却液体領域 T_x を有し、更には、1mm以上の最大直径 d_{max} を有している。

【0066】

表6に掲げられた組成のうち、実施例63～66及び比較例24にかかるものは、C元素を0at%から4at%まで変化させた場合に相当する。このうち実施例63～66の場合は、上述した組成に含まれるものであるため、 B_s 1.30T、 d_{max} 1mmの条件を満たし、また明瞭な過冷却液体領域 T_x を有している。C元素を4at%含有している比較例24では過冷却液体領域 T_x が狭くなり、最大直径 d_{max} は1mm未滿となる。

【0067】

(実施例67～98、比較例25)

Fe、Co、Si、B、 $Fe_{75}P_{25}$ 、Cu、Nb、 $Fe_{80}C_{20}$ 、V、Ti、Mn、Sn、Zn、Y、Zr、Hf、Nb、Ta、Mo、W、La、Nd、Sm、Gd、Dy、MM(ミッシュメタル)の原料をそれぞれ下記の表7に記載の本発明の実施例67～98及び比較例25の合金組成となるようそれぞれ秤量し、アルミナ坩堝の中に入れて高周波誘導加熱装置の真空チャンバー内に配置して真空引きを行い、その後減圧Ar雰囲気中で高周波誘導加熱により溶解して母合金を作製した。この母合金を銅鑄型鑄造法にて直径1～4mmの円柱状の穴を持つ銅鑄型に鑄込み、種々の直径で長さ約15mmの棒状試料を作製した。これら棒状試料の断面をX線回折法にて評価することにより、アモルファス単相であるか結晶相であるかの判断をした。加えて、完全にアモルファス単相からなる棒状試料を用いて、DSCによりガラス遷移温度 T_g 、結晶化温度 T_x の測定から過冷却液体領域 T_x を算出する一方、VSMにより飽和磁束密度 B_s を測定した。ただし1m

m以上のアモルファス単相の棒状の試料が作製できない合金については厚さ20 μ mの薄帯にて飽和磁束密度Bsを測定した。本発明の実施例67～98及び比較例25の組成におけるアモルファス合金組成物の飽和磁束密度Bs、過冷却液体領域Tx及び最大直径d_{max}の測定結果をそれぞれ表7に示す。

【0068】

【表7】

	合金組成 (at%)	Bs (T)	ΔT_x ($^{\circ}$ C)	d _{max} (mm)
実施例67	Fe ₇₆ Si ₉ B ₁₀ P ₅	1.51	52	2.5
実施例68	Fe ₇₅ Si ₉ B ₁₀ P ₅ Nb ₁	1.45	52	3
実施例69	Fe ₇₅ Si ₉ B ₁₀ P _{4.9} Nb ₁ Cu _{0.1}	1.45	53	3
実施例70	Fe ₇₅ Si ₉ B ₁₀ P _{4.8} Nb ₁ Cu _{0.2}	1.43	51	2
実施例71	Fe ₇₄ Si ₉ B ₁₀ P ₅ Nb ₂	1.37	54	2.5
実施例72	Fe ₇₃ Si ₉ B ₁₀ P ₅ Nb ₃	1.31	42	2.5
比較例25	Fe ₇₃ Si ₈ B ₁₀ P ₅ Nb ₄	1.24	38	2.0
実施例73	Fe ₅₄ Co ₂₀ Si ₉ B ₁₀ P ₅ Nb ₂	1.36	51	2
実施例74	Fe ₇₅ Si ₉ B ₁₀ P ₅ V ₁	1.42	49	2.0
実施例75	Fe ₇₅ Si ₉ B ₁₀ P ₅ Ti ₁	1.43	32	1.5
実施例76	Fe ₇₅ Si ₉ B ₁₀ P ₅ Mn ₁	1.43	51	2.5
実施例77	Fe ₇₅ Si ₉ B ₁₀ P ₅ Zn ₁	1.50	49	2.5
実施例78	Fe ₇₅ Si ₉ B ₁₀ P ₅ Sn ₁	1.48	50	2
実施例79	Fe ₇₅ Si ₉ B ₁₀ P ₅ Y ₁	1.46	52	2
実施例80	Fe ₇₅ Si ₉ B ₁₀ P ₅ Zr ₁	1.47	36	1.5
実施例81	Fe ₇₅ Si ₉ B ₁₀ P ₅ Hf ₁	1.42	51	2
実施例82	Fe ₇₅ Si ₉ B ₁₀ P ₅ Ta ₁	1.40	48	2
実施例83	Fe ₇₅ Si ₉ B ₁₀ P _{4.9} Mo ₁ Cu _{0.1}	1.43	55	2.5
実施例84	Fe ₇₅ Si ₉ B ₁₀ P ₅ Mo ₁	1.43	55	2.5
実施例85	Fe ₇₅ Si ₉ B ₁₀ P ₅ W ₁	1.38	36	1.5
実施例86	Fe _{75.5} Si ₉ B ₁₀ P ₅ La _{0.5}	1.48	48	2.0
実施例87	Fe _{75.5} Si ₉ B ₁₀ P ₅ Nd _{0.5}	1.47	35	1.5
実施例88	Fe _{75.5} Si ₉ B ₁₀ P ₅ Sm _{0.5}	1.46	46	2.5
実施例89	Fe _{75.5} Si ₉ B ₁₀ P _{4.9} Cu _{0.1} Sm _{0.5}	1.46	44	2.5
実施例89	Fe _{75.5} Si ₉ B ₁₀ P ₅ Gd _{0.5}	1.42	48	1
実施例90	Fe _{75.5} Si ₉ B ₁₀ P ₅ Dy _{0.5}	1.43	55	3
実施例91	Fe _{75.5} Si ₉ B ₁₀ P _{4.9} Dy _{0.5} Cu _{0.1}	1.42	54	2.5
実施例93	Fe _{75.5} Si ₉ B ₁₀ P ₅ MM _{0.5}	1.47	49	1.5
実施例94	Fe _{75.5} Si ₉ B ₁₀ P _{4.9} MM _{0.5} Cu _{0.1}	1.46	50	1.5
実施例95	Fe ₇₄ Si ₉ B ₁₀ P ₅ Nb ₁ Mo ₁	1.36	53	2.5
実施例96	Fe ₇₄ Si ₉ B ₁₀ P _{4.9} Nb ₁ Mo ₁ Cu _{0.1}	1.36	53	2.5
実施例97	Fe ₇₄ Si ₉ B ₈ P ₅ C ₂ Mo ₂	1.34	50	3
実施例98	Fe ₅₄ Co ₂₀ Si ₉ B ₈ P ₅ C ₂ Mo ₂	1.34	46	3

【0069】

表7に示されるように、実施例67～98のアモルファス合金組成物は、いずれも1.30T以上の飽和磁束密度Bsを有し、しかも30以上の明瞭な過冷却液体領域Txを有し、更には、1mm以上の外径を有している。

【0070】

10

20

30

40

50

表7に掲げられた組成のうち、実施例67~72及び比較例25にかかるものは、Fe元素と置換可能な金属元素であるNb元素について0at%から4at%まで変化させた場合に相当する。このうち実施例67~72の場合は、上述した組成に含まれるものであるため、 $B_s = 1.30\text{ T}$ 、 $d_{max} = 1\text{ mm}$ の条件を満たし、また明瞭な過冷却液体領域Txを有している。Nb元素を4at%含有している比較例25は、30以上の明瞭な過冷却液体領域Txを有し、最大直径 d_{max} が1mmであるものの、Nb元素の含有量が過剰であるため飽和磁束密度 B_s は1.30T未満である。

【0071】

表7に掲げられた組成のうち、実施例67~98にかかるものは、Fe元素を金属元素であるV、Ti、Mn、Sn、Zn、Y、Zr、Hf、Nb、Ta、Mo、W、希土類元素で置換した場合に相当する。このうち実施例67~98の場合は、上述した組成に含まれるものであるため、 $B_s = 1.30\text{ T}$ 、 $d_{max} = 1\text{ mm}$ の条件を満たし、また明瞭な過冷却液体領域Txを有している。

10

【0072】

なお、上記の各実施例に対してCuを添加してなるアモルファス合金組成物について評価を詳細に行った結果、実施例69、70、83、89、92、94、96と同様に、いずれも1.30T以上の飽和磁束密度 B_s を有し、且つ、30以上の明瞭な過冷却液体領域Txを有し、更には、1mm以上の最大直径 d_{max} を有していた。

【0073】

(実施例99~106、比較例26~29)

20

工業的にはより幅の広い連続薄帯が有用となるので、さらに幅広の試料を作製した。一般に薄帯の幅が広がると液急冷速度が減少するため最大厚さ t_{max} は小さくなる。Fe、Si、B、 $Fe_{75}P_{25}$ 、Cu、 $Fe_{80}C_{20}$ 、Nbの原料を表8に記載の本発明の実施例99~106及び比較例26~29の合金組成となるようそれぞれ秤量し、アルミナ坩堝の中に入れて高周波誘導加熱装置の真空チャンバー内に配置して真空引きを行い、その後減圧Ar雰囲気中で高周波誘導加熱により溶解して母合金を作製した。この母合金を単ロール液体急冷法にて種々の厚さを持つ幅約5~10mm、長さ5mの連続薄帯を作製した。これらの薄帯の冷却速度が最も遅くなる急冷時に銅ロールと接触していない薄帯の面をX線回折法で評価することにより、それぞれの薄帯について最大厚さ t_{max} を測定した。また完全にアモルファス単相からなる薄帯を用いて、VSMにより飽和磁束密度 B_s を測定した。本発明の実施例99~106及び比較例26~29の組成におけるアモルファス合金組成物の飽和磁束密度 B_s 、最大厚さ t_{max} 、薄帯幅の測定結果をそれぞれ表8に示す。

30

【0074】

【表 8】

	合金組成 (at%)	Bs (T)	t _{max} (μm)	薄帯幅 (mm)
実施例99	Fe ₇₆ Si ₉ B ₁₀ P ₅	1.51	210	5.3
実施例100	Fe ₇₆ Si ₉ B ₁₀ P ₅	1.51	150	11.0
実施例101	Fe ₇₆ Si ₉ B ₈ P ₅ C ₂	1.51	200	5.0
実施例102	Fe ₇₆ Si ₉ B ₈ P ₅ C ₂	1.50	140	9.4
実施例103	Fe _{77.9} Si ₈ B ₁₀ P ₄ Cu _{0.1}	1.57	160	5.5
実施例104	Fe _{77.9} Si ₈ B ₁₀ P ₄ Cu _{0.1}	1.56	115	10.1
実施例105	Fe _{80.9} Si ₆ B ₁₁ P ₂ Cu _{0.1}	1.62	55	4.8
実施例106	Fe _{80.9} Si ₆ B ₁₁ P ₂ Cu _{0.1}	1.61	30	9.8
比較例26	Fe ₇₈ Si ₉ B ₁₃	1.56	28	5.1
比較例27	Fe ₇₈ Si ₉ B ₁₃	1.55	22	10.9
比較例28	(Fe _{0.75} Si _{0.10} B _{0.15}) ₉₆ Nb ₄	1.16	200	6.0
比較例29	(Fe _{0.75} Si _{0.10} B _{0.15}) ₉₆ Nb ₄	1.17	120	12.2

10

【0075】

表 8 に示されるように、本発明の実施例 99 ~ 106 のアモルファス合金組成物は、いずれも飽和磁束密度 Bs が 1.30 T 以上であって、Fe、Si、B 元素からなる従来のアモルファス組成物である比較例 26、27 と比べアモルファス形成能が高く、30 μm 以上の最大厚さ t_{max} を有している。

20

【0076】

表 8 に掲げられた組成のうち、実施例 99、101、103、105、比較例 26、28 にかかるものは、約 5 mm 幅の薄帯であり、また実施例 100、102、104、106、比較例 27、29 にかかるものは、約 10 mm 幅の薄帯である。このうち実施例 99 ~ 106 の場合は、上述した組成に含まれるものであるため、Bs 1.30 T、t_{max} 30 μm の条件を満たす。これに対し比較例 26、27 では、飽和磁束密度 Bs は高いものの最大厚さ t_{max} が 30 μm 未満であり、比較例 28、29 では最大厚さ t_{max} は高いものの飽和磁束密度 Bs が 1.30 T 未満である。

30

【0077】

(実施例 107、108、比較例 30 ~ 32)

Fe、Si、B、Fe₇₅P₂₅、Cu、Fe₈₀C₂₀、Nb、Al、Ga の原料を表 9 に記載の本発明の実施例 107 及び 108 並びに比較例 30 ~ 32 の合金組成となるようそれぞれ秤量し、アルミナ坩堝の中に入れて高周波誘導加熱装置の真空チャンバー内に配置して真空引きを行い、その後減圧 Ar 雰囲気中で高周波誘導加熱により溶解して母合金を作製した。この母合金を用いて通常、厚板の作製に用いられる双ロール急冷装置を用い、幅 5 mm、厚さ 0.5 mm の板状試料を作製した。これら板状試料の断面を X 線回折法にて評価することにより、アモルファス単相であるか結晶相であるかの判断をした。また完全にアモルファス単相からなる板状試料を用いて、VSM により飽和磁束密度 Bs を測定した。ただしアモルファス単相の板状の試料が作製できない合金については厚さ 20 μm の薄帯にて飽和磁束密度 Bs を測定した。本発明の実施例 107 及び 108 並びに比較例 30 ~ 32 の組成におけるアモルファス合金組成物の飽和磁束密度 Bs と板状試料の断面の X 線回折の測定結果をそれぞれ表 9 に示す。

40

【0078】

【表 9】

	合金組成 (at%)	Bs (T)	板材断面の X線回折結果
実施例107	Fe ₇₆ Si ₉ B ₁₀ P ₅	1.51	アモルファス相
実施例108	Fe ₇₆ Si ₉ B ₈ P ₅ C ₂	1.50	アモルファス相
比較例30	Fe ₇₈ Si ₉ B ₁₃	1.56	結晶相
比較例31	(Fe _{0.75} Si _{0.10} B _{0.15}) ₉₆ Nb ₄	1.18	アモルファス相
比較例32	Fe ₇₂ Al ₅ Ga ₂ P ₁₀ C ₆ B ₄ Si ₁	1.14	アモルファス相

【0079】

表9に示されるように、実施例107及び108のアモルファス合金組成物は、いずれも1.30T以上の飽和磁束密度Bsを有し、しかも0.5mm以上の厚さを有するものである。これに対して比較例30では、飽和磁束密度Bsは高いもののアモルファス形成能が低いため0.5mm厚のアモルファス単相の板状の試料を作製することはできない。また、比較例31、32は従来から知られている代表的な金属ガラス合金であり、過冷却液体領域Txを有し、0.5mm厚のアモルファス単相の板状の試料を得ることができるものの、Fe含有量が少なく飽和磁束密度Bsが1.30未満である。

【0080】

(実施例109、110、比較例33~35)

Fe、Si、B、Fe₇₅P₂₅、Cu、Fe₈₀C₂₀、Nb、Al、Gaの原料を表10に記載の本発明の実施例109及び110並びに比較例33~35の合金組成となるようそれぞれ秤量し、アルミナ坩堝の中に入れて高周波誘導加熱装置の真空チャンパー内に配置して真空引きを行い、その後減圧Ar雰囲気中で高周波誘導加熱により溶解して母合金を作製した。この母合金を用いて図7に示すような外形2mmの板の中心に外形1mm、長さ5mmの棒が垂直に配置されてなる形状を有するように一体に形成された試料と、図8に示すような外径10mm、内径6mm、厚さ1mmのリング形状の試料を銅鑄型鑄造法にて作製した。これらの試料については、それぞれをメノウ乳鉢で粉碎した粉末をX線回折法にて評価することにより、アモルファス単相であるか結晶相であるかの判断をした。また完全にアモルファス単相からなる図8形状の試料を用いて、VSMにより飽和磁束密度Bsを測定した。ただしアモルファス単相の試料が作製できない合金については厚さ20μmの薄帯にて飽和磁束密度Bsを測定した。本発明の実施例109及び110並びに比較例33~35の組成におけるアモルファス合金組成物の飽和磁束密度Bsと図7、8に示す形状の試料のX線回折の測定結果をそれぞれ表10に示す。

【0081】

【表10】

	合金組成 (at%)	Bs (T)	図7形状の X線回折結果	図8形状の X線回折結果
実施例109	Fe ₇₆ Si ₉ B ₁₀ P ₅	1.51	アモルファス相	アモルファス相
実施例110	Fe ₇₆ Si ₉ B ₈ P ₅ C ₂	1.49	アモルファス相	アモルファス相
比較例33	Fe ₇₈ Si ₉ B ₁₃	1.56	結晶相	結晶相
比較例34	(Fe _{0.75} Si _{0.10} B _{0.15}) ₉₆ Nb ₄	1.18	結晶相	アモルファス相
比較例35	Fe ₇₂ Al ₅ Ga ₂ P ₁₀ C ₆ B ₄ Si ₁	1.13	アモルファス相	アモルファス相

【0082】

表10に示されるように、実施例109、110のアモルファス合金組成物は、いずれも1.30T以上の飽和磁束密度Bsを有し、しかも図7、8に示される形状のいずれの場合であっても、アモルファス単相の試料を作製することのできるものである。これに対して比較例33では、飽和磁束密度Bsは高いもののアモルファス形成能が低いため図7、8形状ともにX線回折結果は結晶相となっている。また、比較例34、35では、飽和磁束密度がBsが1.30未満であり、更には、比較例34では図7に示される形状の場

10

20

30

40

50

合におけるX線回折結果が結晶相となっている。

【図面の簡単な説明】

【0083】

【図1】銅鑄型鑄造法により棒状の試料を作製するのに用いる装置を概略的に示す側面図である。

【図2】本発明の一実施例によるアモルファス合金組成物の試料の断面のX線解析結果を示すグラフである。ここで、試料のアモルファス合金組成物は、 $Fe_{76}Si_9B_{10}P_5$ からなるものであり、銅鑄型鑄造法により作製した直径2.5mmの棒状のものである。

【図3】図2の試料の断面の光学顕微鏡写真のコピーを示す図である。

10

【図4】本発明の他の実施例によるアモルファス合金組成物の試料の表面のX線回折結果を示すグラフである。ここで、試料のアモルファス合金組成物は、 $Fe_{82.9}Si_6B_{10}P_1Cu_{0.1}$ からなるものであり、単ロール液体急冷法により作製した厚さ30μmの薄帯である。

【図5】本発明の他の実施例によるアモルファス合金組成物の試料を0.67 /秒で昇温したときのDSC曲線を示すグラフである。ここで、試料のアモルファス合金組成物は、 $Fe_{76}Si_9B_{10}P_5$ からなるものであり、厚さ20μmの薄帯である。

【図6】本発明の他の実施例によるアモルファス合金組成物の試料と従来例による比較試料についての保磁力の熱処理温度依存性を示すグラフである。ここで、実施例の試料のアモルファス合金組成物は $Fe_{76}Si_9B_{10}P_5$ からなる厚さ20μmの薄帯であり、比較試料は、 $Fe_{78}Si_9B_{13}$ からなる厚さ20μmの薄帯である。

20

【図7】磁性部材の一例の外観を示した斜視図である。

【図8】磁性部材の一例の外観を示した斜視図である。

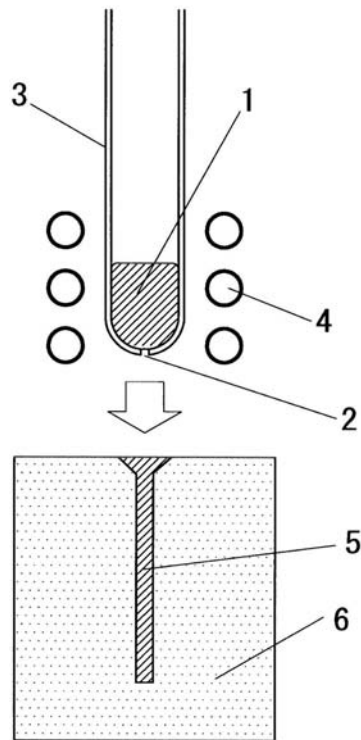
【符号の説明】

【0084】

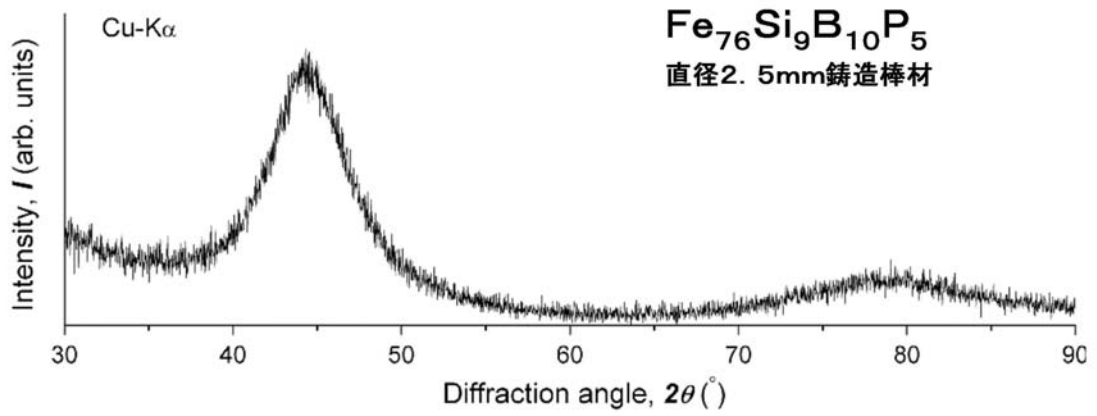
- | | |
|---|--------|
| 1 | 溶融合金 |
| 2 | 小孔 |
| 3 | 石英ノズル |
| 4 | 高周波コイル |
| 5 | 棒形状の型 |
| 6 | 銅製金型 |

30

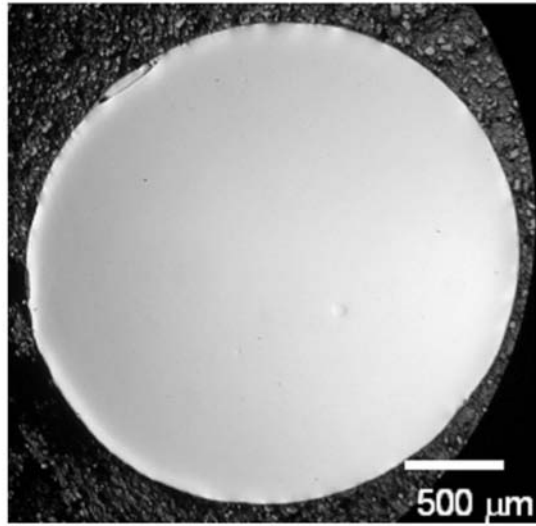
【 図 1 】



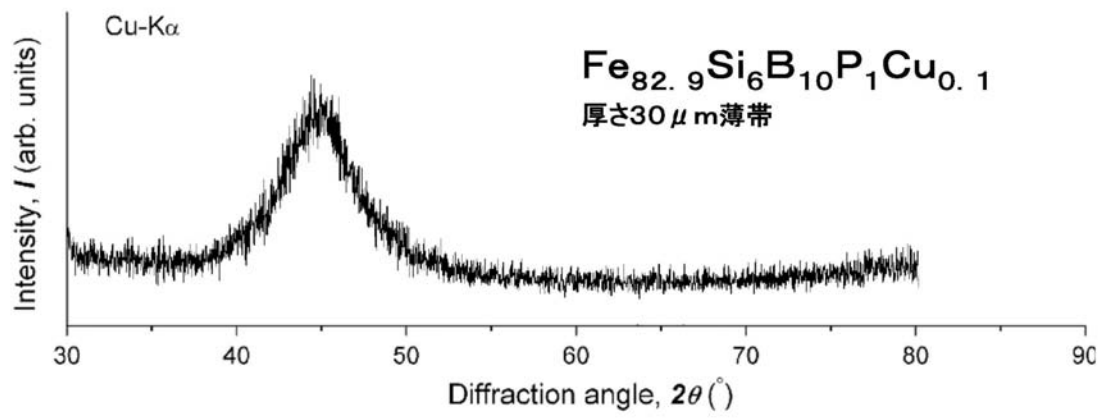
【 図 2 】



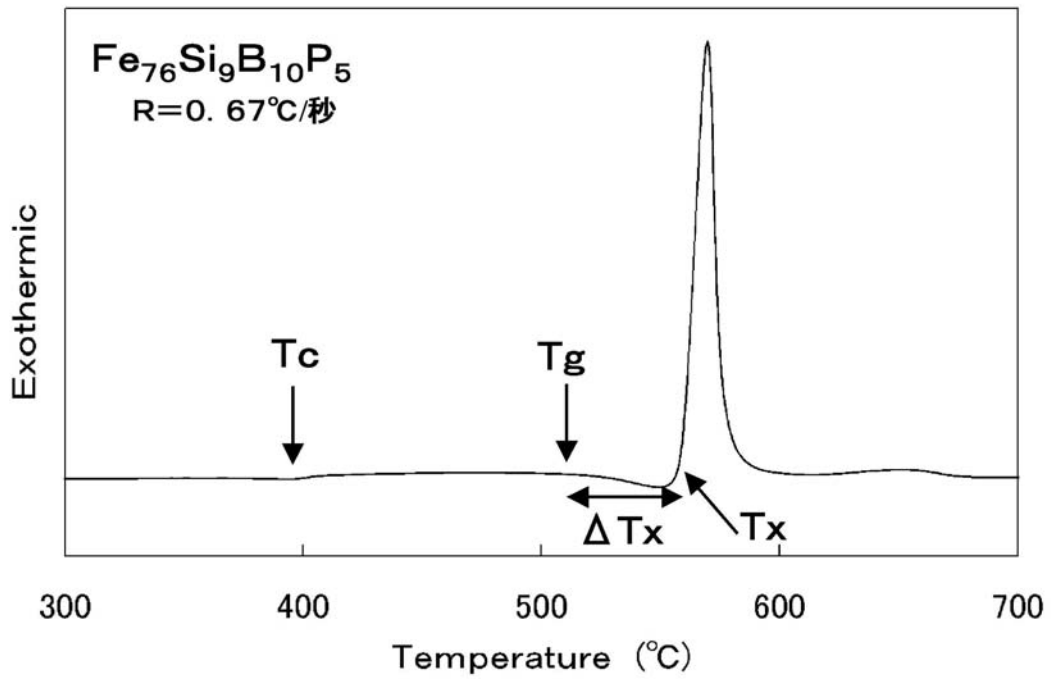
【 図 3 】



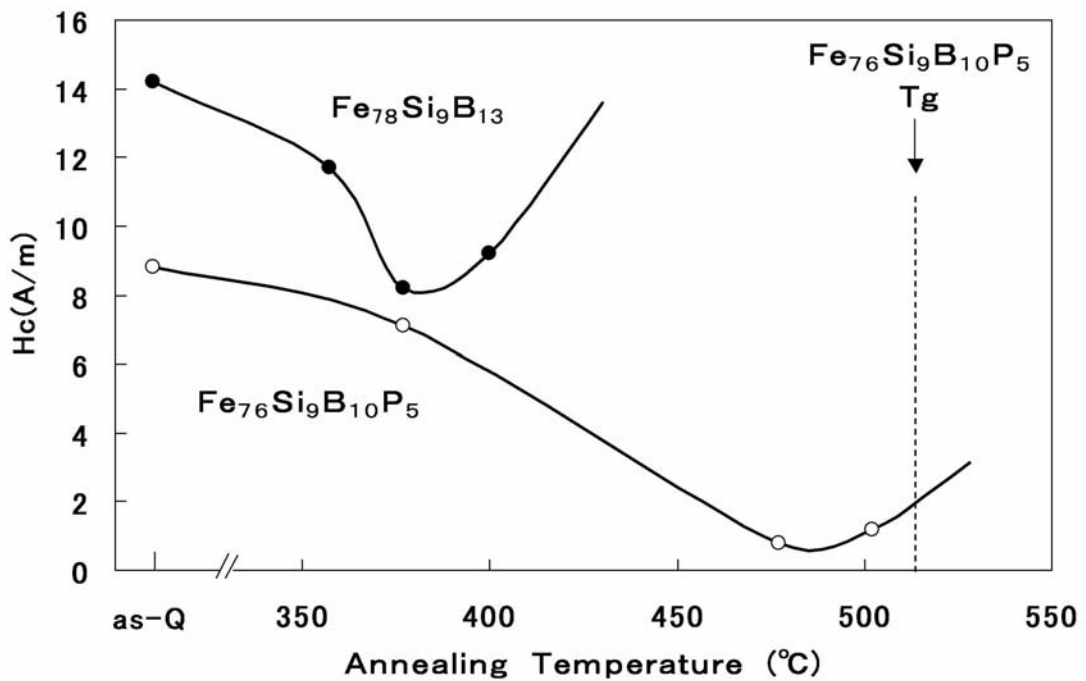
【 図 4 】



【 図 5 】



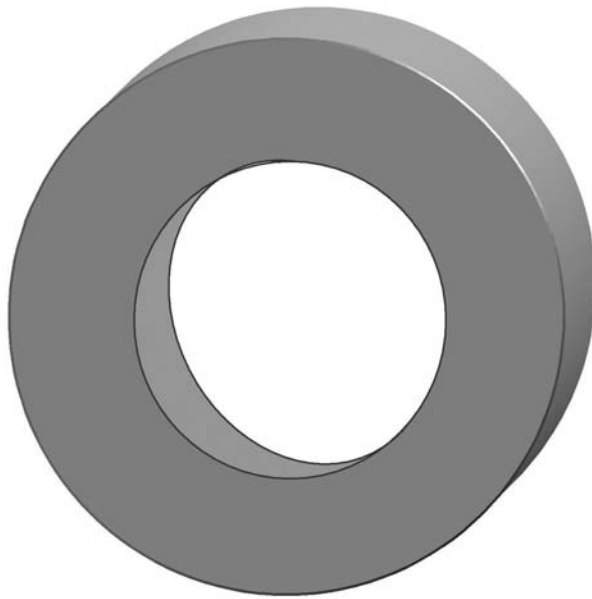
【 図 6 】



【 7 】



【 8 】



フロントページの続き

(56)参考文献 特開2005-290468(JP,A)
特許第3594123(JP,B2)
特開平05-263197(JP,A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)
C22C 45/00 - 45/10
C21D 6/00