

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11) 特許出願公開番号

特開2010-70852

(P2010-70852A)

(43) 公開日 平成22年4月2日(2010.4.2)

(51) Int.Cl.	F I	テーマコード (参考)
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 O 3 S	5 E 0 4 1
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	
H O 1 F 1/14 (2006.01)	H O 1 F 1/14 Z	

審査請求 有 請求項の数 13 O L (全 24 頁)

(21) 出願番号	特願2009-190118 (P2009-190118)	(71) 出願人	501111810
(22) 出願日	平成21年8月19日 (2009.8.19)		牧野 彰宏
(31) 優先権主張番号	特願2008-214237 (P2008-214237)		宮城県仙台市青葉区八幡1丁目10-20
(32) 優先日	平成20年8月22日 (2008.8.22)		-502
(33) 優先権主張国	日本国(JP)	(74) 代理人	100117341
			弁理士 山崎 拓哉
		(72) 発明者	牧野 彰宏
			宮城県仙台市青葉区八幡1丁目10-20
			-502
		Fターム(参考)	5E041 AA11 CA02 CA04

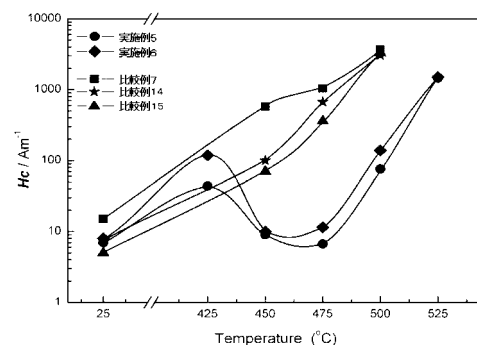
(54) 【発明の名称】 合金組成物、Fe基ナノ結晶合金及びその製造方法、並びに磁性部品

(57) 【要約】

【課題】高い飽和磁束密度を有し且つ高い透磁率を有するFe基ナノ結晶合金とそれを製造する方法とを提供すること。

【解決手段】 組成式 $Fe_a B_b Si_c P_x C_y Cu_z$ の合金組成物。パラメータは、次の条件を満たす：79 $a \leq 86 \text{ at\%}$ ；5 $b \leq 13 \text{ at\%}$ ；0 < $c \leq 8 \text{ at\%}$ ；1 $x \leq 8 \text{ at\%}$ ；0 $y \leq 5 \text{ at\%}$ ；0.4 $z \leq 1.4 \text{ at\%}$ 及び $0.08 \leq z/x \leq 0.8$ 。又は、パラメータが次の条件を満たす：81 $a \leq 86 \text{ at\%}$ ；6 $b \leq 10 \text{ at\%}$ ；2 $c \leq 8 \text{ at\%}$ ；2 $x \leq 5 \text{ at\%}$ ；0 $y \leq 4 \text{ at\%}$ ；0.4 $z \leq 1.4 \text{ at\%}$ 及び $0.08 \leq z/x \leq 0.8$

【選択図】 図1



【特許請求の範囲】

【請求項 1】

組成式 $\text{Fe}_a\text{B}_b\text{Si}_c\text{P}_x\text{C}_y\text{Cu}_z$ の合金組成物であって、 $79 \leq a \leq 86 \text{ at } \%$ 、 $5 \leq b \leq 13 \text{ at } \%$ 、 $0 < c \leq 8 \text{ at } \%$ 、 $1 \leq x \leq 8 \text{ at } \%$ 、 $0 \leq y \leq 5 \text{ at } \%$ 、 $0.4 \leq z \leq 1.4 \text{ at } \%$ 、及び $0.08 \leq z/x \leq 0.8$ である合金組成物。

【請求項 2】

組成式 $\text{Fe}_a\text{B}_b\text{Si}_c\text{P}_x\text{C}_y\text{Cu}_z$ の合金組成物であって、 $81 \leq a \leq 86 \text{ at } \%$ 、 $6 \leq b \leq 10 \text{ at } \%$ 、 $2 \leq c \leq 8 \text{ at } \%$ 、 $2 \leq x \leq 5 \text{ at } \%$ 、 $0 \leq y \leq 4 \text{ at } \%$ 、 $0.4 \leq z \leq 1.4 \text{ at } \%$ 、及び $0.08 \leq z/x \leq 0.8$ である合金組成物。

【請求項 3】

請求項 1 又は請求項 2 記載の合金組成物であって、 $0 \leq y \leq 3 \text{ at } \%$ 、 $0.4 \leq z \leq 1.1 \text{ at } \%$ 及び $0.08 \leq z/x \leq 0.55$ である合金組成物。

【請求項 4】

請求項 1 乃至請求項 3 のいずれかに記載の合金組成物であって、Fe の $3 \text{ at } \%$ 以下を、Ti、Zr、Hf、Nb、Ta、Mo、W、Cr、Co、Ni、Al、Mn、Ag、Zn、Sn、As、Sb、Bi、Y、N、O 及び希土類元素のうち、1 種類以上の元素で置換してなる合金組成物。

【請求項 5】

請求項 1 乃至請求項 4 のいずれかに記載の合金組成物であって、連続薄帯形状を有する合金組成物。

【請求項 6】

請求項 5 記載の合金組成物であって、 180 度曲げ試験時において密着曲げ可能である合金組成物。

【請求項 7】

請求項 1 乃至請求項 4 のいずれかに記載の合金組成物であって、粉末形状を有する合金組成物。

【請求項 8】

請求項 1 乃至請求項 7 のいずれかに記載の合金組成物であって、差 ($\Delta T = T_{x2} - T_{x1}$) が $100 \sim 200$ である第 1 結晶化開始温度 (T_{x1}) と第 2 結晶化開始温度 (T_{x2}) を有する合金組成物。

【請求項 9】

請求項 1 乃至請求項 8 のいずれかに記載の合金組成物であって、非晶質と該非晶質中に存在する初期微結晶とからなるナノヘテロ構造であって前記初期微結晶の平均粒径が $0.3 \sim 10 \text{ nm}$ であるナノヘテロ構造を有する合金組成物。

【請求項 10】

請求項 1 乃至請求項 9 のいずれかに記載の合金組成物を用いて構成された磁性部品。

【請求項 11】

請求項 1 乃至請求項 9 のいずれかに記載の合金組成物を用意するステップと、昇温速度が毎分 100 以上であり且つ処理温度が当該合金組成物の結晶化開始温度以上であるという条件の下で前記合金組成物を熱処理するステップを含む、Fe 基ナノ結晶合金の製造方法。

【請求項 12】

請求項 11 記載の方法により製造された $10,000$ 以上の透磁率と 1.65 T 以上の飽和磁束密度を有する Fe 基ナノ結晶合金。

【請求項 13】

請求項 12 記載の Fe 基ナノ結晶合金であって、平均粒径が $10 \sim 25 \text{ nm}$ である Fe 基ナノ結晶合金。

【請求項 14】

請求項 12 又は請求項 13 記載の Fe 基ナノ結晶合金であって、 10×10^{-6} 以下の飽和磁歪を有する Fe 基ナノ結晶合金。

10

20

30

40

50

【請求項 15】

請求項 12 乃至請求項 14 のいずれかに記載の Fe 基ナノ結晶合金を用いて構成された磁性部品。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、トランスやインダクタ、モータの磁芯などの使用に好適である、Fe 基ナノ結晶合金及びその製造方法に関する。

【背景技術】

【0002】

ナノ結晶合金を得る際に Nb 等の非磁性金属元素を用いると飽和磁束密度が低下してしまうという問題が生じる。Fe 量を増加させ、Nb 等の非磁性金属元素の量を減らすこととすると、飽和磁束密度を増加させることはできるが、結晶粒は粗大となるという他の問題が生じる。かかる問題をクリアする Fe 基ナノ結晶合金としては、例えば特許文献 1 に開示されているものがある。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0003】

【特許文献 1】特開 2007 - 270271 号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0004】

しかしながら、特許文献 1 の Fe 基ナノ結晶合金は 14×10^{-6} といた大きい磁歪を有し、且つ、低い透磁率を有している。また急冷状態で多量に結晶を析出させるため、特許文献 1 の Fe 基ナノ結晶合金は韌性に乏しい。

【0005】

そこで、本発明は高い飽和磁束密度を有し且つ高い透磁率を有する Fe 基ナノ結晶合金とそれを製造する方法とを提供することを目的とする。

【課題を解決するための手段】

【0006】

本発明の発明者は、鋭意検討の結果、特定の合金組成物を高い飽和磁束密度を有し且つ高い透磁率を有する Fe 基ナノ結晶合金を得るための出発原料として用いることができることを見出した。ここで特定の合金組成物は、所定の組成式で表され、主相としてアモルファス相を有しており、且つ、優れた韌性を有している。特定の合金組成物を熱処理すると、bcc Fe 相からなるナノ結晶を析出させることができる。このナノ結晶は、Fe 基ナノ結晶合金の飽和磁歪を大幅に低減することができる。この低減された飽和磁歪は、高い飽和磁束密度と高い透磁率をもたらす。このように、特定の合金組成物は、高い飽和磁束密度を有し且つ高い透磁率を有する Fe 基ナノ結晶合金を得るための出発原料として有益な材料である。

【0007】

本発明の一の側面は、Fe 基ナノ結晶合金の有益な出発原料として、組成式 $Fe_a B_b Si_c P_x C_y Cu_z$ の合金組成物であって、 $79 \leq a \leq 86 \text{ at } \%$ 、 $5 \leq b \leq 13 \text{ at } \%$ 、 $0 < c \leq 8 \text{ at } \%$ 、 $1 \leq x \leq 8 \text{ at } \%$ 、 $0 \leq y \leq 5 \text{ at } \%$ 、 $0.4 \leq z \leq 1.4 \text{ at } \%$ 、及び $0.08 \leq z/x \leq 0.8$ である合金組成物を提供する。

【0008】

本発明の他の側面は、Fe 基ナノ結晶合金の有益な出発原料として、組成式 $Fe_a B_b Si_c P_x C_y Cu_z$ の合金組成物であって、 $81 \leq a \leq 86 \text{ at } \%$ 、 $6 \leq b \leq 10 \text{ at } \%$ 、 $2 \leq c \leq 8 \text{ at } \%$ 、 $2 \leq x \leq 5 \text{ at } \%$ 、 $0 \leq y \leq 4 \text{ at } \%$ 、 $0.4 \leq z \leq 1.4 \text{ at } \%$ 、及び $0.08 \leq z/x \leq 0.8$ である合金組成物を提供する。

【発明の効果】

10

20

30

40

50

【0009】

上記いずれかの合金組成物を出発原料として用いて製造されたFe基ナノ結晶合金は、飽和磁歪が低く、更に高い飽和磁束密度を有し且つ高い透磁率を有している。

【図面の簡単な説明】

【0010】

【図1】本発明の実施例と比較例の熱処理温度と保磁力 H_c との関係を示す図である。

【図2】比較例の高分解能TEM像のコピーである。左は、熱処理前の状態の像を示し、右は、熱処理後の状態の像を示す。

【図3】本発明の実施例の高分解能TEM像のコピーである。左は、熱処理前の状態の像を示し、右は、熱処理後の状態の像を示す。

10

【図4】本発明の実施例のDSCプロファイルと比較例のDSCプロファイルを示す図である。

【発明を実施するための最良の形態】

【0011】

本発明の実施の形態による合金組成物は、Fe基ナノ結晶合金の出発原料として好適であり、組成式 $Fe_a B_b Si_c P_x C_y Cu_z$ のものである。ここで、 $79 \leq a \leq 86$ at %、 $5 \leq b \leq 13$ at %、 $0 < c \leq 8$ at %、 $1 \leq x \leq 8$ at %、 $0 \leq y \leq 5$ at %、 $0.4 \leq z \leq 1.4$ at %、及び $0.08 \leq z/x \leq 0.8$ 。b、c、xについて次の条件を満たすことが好ましい： $6 \leq b \leq 10$ ； $2 \leq c \leq 8$ ；及び $2 \leq x \leq 5$ 。y、z、z/xについて次の条件を満たすことが好ましい： $0 \leq y \leq 3$ at %； $0.4 \leq z \leq 1.1$ at %；及び $0.08 \leq z/x \leq 0.55$ 。なお、Feの3 at %以下を、Ti、Zr、Hf、Nb、Ta、Mo、W、Cr、Co、Ni、Al、Mn、Ag、Zn、Sn、As、Sb、Bi、Y、N、O及び希土類元素のうち、1種類以上の元素で置換しても良い。

20

【0012】

上記合金組成物において、Fe元素は主元素であり、磁性を担う必須元素である。飽和磁束密度の向上及び原料価格の低減のため、Feの割合が多いことが基本的には好ましい。Feの割合が79 at %より少ないと、望ましい飽和磁束密度が得られない。Feの割合が86 at %より多いと、液体急冷条件下におけるアモルファス相の形成が困難になり、結晶粒径がばらついたり、粗大化したりする。即ち、Feの割合が86 at %より多いと、均質なナノ結晶組織が得られず、合金組成物は劣化した軟磁気特性を有することとなる。従って、Feの割合は、79 at %以上、86 at %以下であるのが望ましい。特に1.7 T以上の飽和磁束密度が必要とされる場合、Feの割合が81 at %以上であることが好ましい。

30

【0013】

上記合金組成物において、B元素はアモルファス相形成を担う必須元素である。Bの割合が5 at %より少ないと、液体急冷条件下におけるアモルファス相の形成が困難になる。Bの割合が13 at %より多いと、 ΔT が減少し、均質なナノ結晶組織を得ることができず、合金組成物は劣化した軟磁気特性を有することとなる。従って、Bの割合は、5 at %以上、13 at %以下であることが望ましい。特に量産化のため合金組成物が低い融点を有する必要がある場合、Bの割合が10 at %以下であることが好ましい。

40

【0014】

上記合金組成物において、Si元素はアモルファス形成を担う必須元素であり、ナノ結晶化にあたってはナノ結晶の安定化に寄与する。Siを含まないと、アモルファス相形成能が低下し、更に均質なナノ結晶組織が得られず、その結果、軟磁気特性が劣化する。Siの割合が8 at %よりも多いと、飽和磁束密度とアモルファス相形成能が低下し、更に軟磁気特性が劣化する。従って、Siの割合は、8 at %以下（0を含まない）であることが望ましい。特にSiの割合が2 at %以上であると、アモルファス相形成能が改善され連続薄帯を安定して作製でき、また、 ΔT が増加することで均質なナノ結晶を得ることができる。

【0015】

50

上記合金組成物において、P元素はアモルファス形成を担う必須元素である。本実施の形態においては、B元素、Si元素及びP元素の組み合わせを用いることで、いずれか一つしか用いない場合と比較して、アモルファス相形成能やナノ結晶の安定性を高めることとしている。Pの割合が1at%より少ないと、液体急冷条件下におけるアモルファス相の形成が困難になる。Pの割合が8at%より多いと、飽和磁束密度が低下し軟磁気特性が劣化する。従って、Pの割合は、1at%以上、8at%以下であることが望ましい。特にPの割合が2at%以上、5at%以下であると、アモルファス相形成能が向上し、連続薄帯を安定して作製することができる。

【0016】

上記合金組成物において、C元素はアモルファス形成を担う元素である。本実施の形態においては、B元素、Si元素、P元素、C元素の組み合わせを用いることで、いずれか一つしか用いない場合と比較して、アモルファス相形成能やナノ結晶の安定性を高めることとしている。また、Cは安価であるため、Cの添加により他の半金属量が低減され、総材料コストが低減される。但し、Cの割合が5at%を超えると、合金組成物が脆化し、軟磁気特性の劣化が生じるという問題がある。従って、Cの割合は、5at%以下が望ましい。特にCの割合が3at%以下であると、溶解時におけるCの蒸発に起因した組成のばらつきを抑えることができる。

【0017】

上記合金組成物において、Cu元素はナノ結晶化に寄与する必須元素である。ここで、Si元素、B元素及びP元素とCu元素との組み合わせ又はSi元素、B元素、P元素及びC元素とCu元素との組み合わせがナノ結晶化に寄与することは、本発明前には知られていなかった点に着目すべきである。また、Cu元素は基本的に高価であり、Feの割合が81at%以上である場合には、合金組成物の脆化や酸化を生じさせやすい点に注意すべきである。なお、Cuの割合が0.4at%より少ないと、ナノ結晶化が困難になる。Cuの割合が1.4at%より多いと、アモルファス相からなる前駆体が不均質になり、そのためFe基ナノ結晶合金の形成の際に均質なナノ結晶組織が得られず、軟磁気特性が劣化する。従って、Cuの割合は、0.4at%以上、1.4at%以下であることが望ましく、特に合金組成物の脆化及び酸化を考慮すると、Cuの割合は1.1at%以下であることが好ましい。

【0018】

P原子とCu原子との間には強い引力がある。従って、合金組成物が特定の比率のP元素とCu元素とを含んでいると、10nm以下のサイズのクラスターが形成され、このナノサイズのクラスターによってFe基ナノ結晶合金の形成の際にbccFe結晶は微細構造を有するようになる。より具体的には、本実施の形態によるFe基ナノ結晶合金は平均粒径が25nm以下であるbccFe結晶を含んでいる。本実施の形態において、Pの割合(x)とCuの割合(z)との特定の比率(z/x)は、0.08以上、0.8以下である。この範囲以外では、均質なナノ結晶組織が得られず、従って合金組成物は優れた軟磁気特性を有せない。なお、特定の比率(z/x)は、合金組成物の脆化及び酸化を考慮すると、0.08以上0.55以下であることが好ましい。

【0019】

本実施の形態における合金組成物は、様々な形状を有することができる。例えば、合金組成物は、連続薄帯形状を有していてもよいし、粉末形状を有してよい。連続薄帯形状の合金組成物は、Fe基アモルファス薄帯などの製造に使用されている単ロール製造装置や双ロール製造装置のような従来の装置を使用して形成することができる。粉末形状の合金組成物は水アトマイズ法やガスアトマイズ法によって作製してもよいし、薄帯の合金組成物を粉砕することで作製してもよい。

【0020】

特に、高い靱性への要求を考慮すると、連続薄帯形状の合金組成物は熱処理前の状態において180°曲げ試験の際に密着曲げ可能であることが好ましい。ここで、180°曲げ試験とは、靱性を評価するための試験であり、曲げ角度が180°であり内側半径が零

10

20

30

40

50

となるように試料を曲げるものである。即ち、 180° 曲げ試験によれば、試料は密着曲げされる(○)か破断される(×)。後述する評価においては、長さ3cmの薄帯試料をその中心において折り曲げて密着曲げできたか(○)破断したか(×)をチェックした。

【0021】

本実施の形態による合金組成物を成形して、巻磁芯、積層磁芯、圧粉磁芯などの磁気コアを形成することができる。また、その磁気コアを用いて、トランス、インダクタ、モータや発電機などの部品を提供することができる。

【0022】

本実施の形態による合金組成物は主相としてアモルファス相を有している。従って、本実施の形態による合金組成物をArガス雰囲気のような不活性雰囲気中で熱処理すると、2回以上結晶化される。最初に結晶化が開始した温度を第1結晶化開始温度(T_{x1})とし、2回目の結晶化が開始した温度を第2結晶化開始温度(T_{x2})とする。また、第1結晶化開始温度(T_{x1})と第2結晶化開始温度(T_{x2})の間の温度差を $\Delta T = T_{x2} - T_{x1}$ とする。単に「結晶化開始温度」といった場合、第1結晶化開始温度(T_{x1})を意味する。なお、これら結晶化温度は、例えば、示差走査熱量分析(DSC)装置を用い、 $40^\circ\text{C}/\text{分}$ 程度の昇温速度で熱分析を行うことで評価可能である。

【0023】

本実施の形態による合金組成物を毎分 100°C 以上の昇温速度で且つ結晶化開始温度(即ち、第1結晶化開始温度)以上で熱処理をすると、本実施の形態によるFe基ナノ結晶合金を得ることができる。Fe基ナノ結晶合金形成の際に均質なナノ結晶組織を得るためには、合金組成物の第1結晶化開始温度(T_{x1})と第2結晶化開始温度(T_{x2})の差 ΔT が 100°C 以上 200°C 以下であることが好ましい。

【0024】

このようにして得られた本実施の形態によるFe基ナノ結晶合金は、 $10,000$ 以上の高い透磁率と 1.65 T 以上の高い飽和磁束密度を有する。特に、Pの割合(x)とCuの割合(z)並びに特定の比率(z/x)や熱処理条件を選択することにより、ナノ結晶の量を制御して飽和磁歪を低減することができる。軟磁気特性の劣化を避けるため、飽和磁歪は 10×10^{-6} 以下であることが望ましく、更に、 $20,000$ 以上の高透磁率を得るため、飽和磁歪は 5×10^{-6} 以下であることが好ましい。

【0025】

本実施の形態によるFe基ナノ結晶合金を用いて磁気コアを形成することができる。また、その磁気コアを用いて、トランス、インダクタ、モータや発電機などの部品を構成することができる。

【0026】

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

【0027】

(実施例1～46及び比較例1～22)

原料を下記の表1～7に掲げられた本発明の実施例1～46及び比較例1～22の合金組成となるように秤量し、アーク溶解した。その後、溶解した合金組成物を大気中において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5～15mの連続薄帯を作製した。これらの連続薄帯の合金組成物の相の同定はX線回折法にて行った。それらの第1結晶化開始温度及び第2結晶化開始温度は、示差走査型熱量分析計(DSC)を用いて評価した。更に、表8～14記載の熱処理条件の下で、実施例1～46及び比較例1～22の合金組成物を熱処理した。熱処理された合金組成物の夫々の飽和磁束密度Bsは振動試料型磁力計(VMS)を用いて 800 kA/m の磁場にて測定した。各合金組成物の保磁力Hcは直流BHトレーサを用い 2 kA/m の磁場にて測定した。各合金組成物の透磁率 μ はインピーダンスアナライザを用い 0.4 A/m 且つ 1 kHz の条件下で測定した。測定結果を表1～14に示す。

【0028】

【表 1】

	組成(at%)	相 (XRD)	T _{X1} (°C)	T _{X2} (°C)	ΔT (°C)	Hc (A/m)	Bs (T)
比較例 1	Fe _{81.7} B ₆ Si ₉ P ₃ Cu _{0.3}	Amo	443	554	111	7.3	1.54
比較例 2	Fe _{82.7} B ₇ Si ₆ P ₄ Cu _{0.3}	Cry	449	548	99	2.4	
比較例 3	Fe _{82.7} B ₈ Si ₅ P ₄ Cu _{0.3}	Amo	486	548	62	2.2	
比較例 4	Fe _{82.7} B ₉ Si ₄ P ₄ Cu _{0.3}	Amo	456	531	75	3.2	
比較例 5	Fe _{82.3} B ₁₂ Si ₅ Cu _{0.7}	Amo	425	525	100	7	
比較例 6	Fe ₈₅ B ₉ Si ₅	Cry	385	551	166	160	
比較例 7	Fe ₈₄ B ₁₂ Si ₄	Amo	445	540	95	20	
比較例 8	Fe ₈₂ B ₉ Si ₉	Cry	395	547	152	100	

10

【 0 0 2 9 】

【表 2】

	組成(at%)	相 (XRD)	T _{X1} (°C)	T _{X2} (°C)	ΔT (°C)	Hc (A/m)	Bs (T)
比較例 9	Fe ₇₈ Si _{6.3} B ₁₀ P ₅ Cu _{0.7}	Amo	495	589	94	8.9	1.53
実施例 1	Fe ₇₉ Si _{5.3} B ₁₀ P ₅ Cu _{0.7}	Amo	477	578	101	10.1	1.54
実施例 2	Fe _{80.3} B ₁₀ Si ₅ P ₄ Cu _{0.7}	Amo	454	571	117	13.1	1.58
実施例 3	Fe _{81.3} B ₇ Si ₈ P ₃ Cu _{0.7}	Amo	451	566	115	7.5	1.56
実施例 4	Fe _{82.3} B ₇ Si ₇ P ₃ Cu _{0.7}	Amo	430	555	125	6	1.59
実施例 5	Fe _{83.3} B ₈ Si ₄ P ₄ Cu _{0.7}	Amo	411	547	136	7.2	1.65
実施例 6	Fe _{84.3} B ₈ Si ₄ P ₃ Cu _{0.7}	Amo	396	550	154	8.5	1.64
実施例 7	Fe _{85.3} B ₁₀ Si ₂ P ₂ Cu _{0.7}	Amo	395	548	153	11	1.58
実施例 8	Fe _{85.3} B ₈ Si ₂ P ₄ Cu _{0.7}	Amo	394	528	134	15	1.57
実施例 9	Fe _{85.0} B ₁₀ Si ₂ P ₂ Cu ₁	Amo	389	536	147	3.6	1.56
実施例 10	Fe ₈₆ B ₉ Si ₂ P ₂ Cu ₁	Amo	376	529	153	28.8	1.56
比較例 10	Fe ₈₇ B ₈ Si ₂ P ₂ Cu ₁	Cry	連続薄帯作製できず				

20

30

【 0 0 3 0 】

【表 3】

	組成(at%)	相 (XRD)	T _{X1} (°C)	T _{X2} (°C)	ΔT (°C)	Hc (A/m)	Bs (T)
比較例 11	Fe _{83.3} B ₄ Si ₇ P ₅ Cu _{0.7}	Cry	383	549	166	25.2	1.54
実施例 11	Fe _{83.3} B ₅ Si ₆ P ₅ Cu _{0.7}	Amo	422	557	135	13.8	1.56
実施例 12	Fe _{83.3} B ₆ Si ₅ P ₅ Cu _{0.7}	Amo	416	555	139	12.5	1.56
実施例 13	Fe _{83.3} B ₈ Si ₄ P ₄ Cu _{0.7}	Amo	411	547	136	7.2	1.65
実施例 14	Fe _{83.3} B ₁₀ Si ₃ P ₃ Cu _{0.7}	Amo	419	558	139	10.6	1.57
実施例 15	Fe _{85.0} B ₁₀ Si ₂ P ₂ Cu ₁	Amo	389	536	147	3.6	1.56
実施例 16	Fe _{83.3} B ₁₂ Si ₂ P ₂ Cu _{0.7}	Amo	426	549	123	10.5	1.57
実施例 17	Fe _{83.3} B ₁₃ Si ₁ P ₂ Cu _{0.7}	Amo	430	539	109	15.1	1.58
比較例 12	Fe _{83.3} B ₁₄ Si ₁ P ₁ Cu _{0.7}	Cry	425	529	104	13	1.57

40

50

【 0 0 3 1 】

【 表 4 】

	組成(at%)	相 (XRD)	T _{X1} (°C)	T _{X2} (°C)	ΔT (°C)	Hc (A/m)	Bs (T)
実施例 18	Fe _{85.3} B ₁₀ Si _{0.1} P _{3.9} Cu _{0.7}	Amo	397	528	131	13.4	1.58
実施例 19	Fe _{85.3} B ₁₀ Si _{0.5} P _{3.5} Cu _{0.7}	Amo	396	535	139	10.7	1.58
実施例 20	Fe _{85.3} B ₁₀ Si ₁ P ₃ Cu _{0.7}	Amo	397	528	131	12.8	1.57
実施例 21	Fe _{85.3} B ₁₀ Si ₂ P ₂ Cu _{0.7}	Amo	395	548	153	11	1.59
実施例 22	Fe _{83.3} B ₈ Si ₂ P ₆ Cu _{0.7}	Amo	416	535	119	14.4	1.56
実施例 23	Fe _{83.3} B ₈ Si ₄ P ₄ Cu _{0.7}	Amo	411	547	136	7.2	1.65
実施例 24	Fe _{83.3} B ₈ Si ₆ P ₂ Cu _{0.7}	Amo	420	571	151	16.6	1.56
実施例 25	Fe _{81.3} B ₇ Si ₈ P ₃ Cu _{0.7}	Amo	451	566	115	7.5	1.56
比較例 13	Fe _{81.3} B ₆ Si ₁₀ P ₂ Cu _{0.7}	Cry	390	574	184	144.5	1.57

10

【 0 0 3 2 】

【 表 5 】

	組成(at%)	相 (XRD)	T _{X1} (°C)	T _{X2} (°C)	ΔT (°C)	Hc (A/m)	Bs (T)
比較例 14	Fe _{83.3} B ₁₂ Si ₄ Cu _{0.7}	Amo	423	530	107	7.5	1.58
比較例 15	Fe _{82.7} B ₁₂ Si ₄ Cu _{1.3}	Amo	375	520	145	7	1.57
比較例 16	Fe _{83.3} B ₈ Si ₈ P ₀ Cu _{0.7}	Cry	367	554	187	16.3	1.59
実施例 26	Fe _{83.3} B ₈ Si ₇ P ₁ Cu _{0.7}	Amo	420	571	151	16.6	1.56
実施例 27	Fe _{83.3} B ₈ Si ₆ P ₂ Cu _{0.7}	Amo	420	571	151	16.6	1.56
実施例 28	Fe _{85.3} B ₁₀ Si ₁ P ₃ Cu _{0.7}	Amo	397	528	131	12.8	1.57
実施例 29	Fe _{83.3} B ₁₀ Si ₃ P ₃ Cu _{0.7}	Amo	419	558	139	10.6	1.57
実施例 30	Fe _{83.3} B ₈ Si ₄ P ₄ Cu _{0.7}	Amo	441	547	136	7.2	1.65
実施例 31	Fe _{83.3} B ₇ Si ₄ P ₅ Cu _{0.7}	Amo	420	550	130	14.8	1.56
実施例 32	Fe _{83.3} B ₆ Si ₄ P ₆ Cu _{0.7}	Amo	416	535	119	14.1	1.56
実施例 33	Fe _{82.3} B ₇ Si ₂ P ₈ Cu _{0.7}	Amo	408	519	111	12	1.56
比較例 17	Fe _{81.3} B ₆ Si ₂ P ₁₀ Cu _{0.7}	Cry	425	523	98	8	1.51

20

30

【 0 0 3 3 】

【 表 6 】

	組成(at%)	相 (XRD)	T _{X1} (°C)	T _{X2} (°C)	ΔT (°C)	Hc (A/m)	Bs (T)
実施例 34	Fe _{83.3} B ₈ Si ₄ P ₄ Cu _{0.7}	Amo	411	547	136	7.2	1.65
実施例 35	Fe _{83.3} B ₈ Si ₄ P ₃ C ₁ Cu _{0.7}	Amo	408	552	144	6	1.59
実施例 36	Fe _{83.3} B ₇ Si ₄ P ₄ C ₁ Cu _{0.7}	Amo	402	546	144	8	1.56
実施例 37	Fe _{83.3} B ₇ Si ₄ P ₃ C ₂ Cu _{0.7}	Amo	413	554	141	6	1.58
実施例 38	Fe _{83.3} B ₇ Si ₃ P ₂ C ₄ Cu _{0.7}	Amo	404	561	157	23.7	1.58
実施例 39	Fe _{83.3} B ₇ Si ₂ P ₂ C ₅ Cu _{0.7}	Amo	404	553	149	14.6	1.62
比較例 18	Fe _{83.3} B ₆ Si ₂ P ₂ C ₆ Cu _{0.7}	Cry	406	556	150	10.4	1.59

40

【 0 0 3 4 】

50

【表 7】

	組成(at%)	相 (XRD)	T _{X1} (°C)	T _{X2} (°C)	ΔT (°C)	Hc (A/m)	Bs (T)
比較例 19	Fe ₈₄ B ₆ Si ₄ P ₄	Amo	445	539	94	12	1.61
比較例 20	Fe _{83.7} B ₈ Si ₄ P ₄ Cu _{0.3}	Amo	439	551	112	5.5	1.57
実施例 40	Fe _{83.6} B ₈ Si ₄ P ₄ Cu _{0.4}	Amo	427	552	125	6	1.56
実施例 41	Fe _{83.5} B ₈ Si ₄ P ₄ Cu _{0.5}	Amo	425	556	131	6.3	1.57
実施例 42	Fe _{83.3} B ₈ Si ₄ P ₄ Cu _{0.7}	Amo	411	547	136	7.2	1.65
実施例 43	Fe _{83.0} B ₈ Si ₄ P ₄ Cu _{1.0}	Amo	441	552	111	5.7	1.59
実施例 44	Fe _{85.0} B ₈ Si ₂ P ₄ Cu _{1.0}	Amo	389	537	148	9	1.61
実施例 45	Fe _{82.7} B ₈ Si ₄ P ₄ Cu _{1.3}	Amo	387	537	150	7.5	1.58
実施例 46	Fe _{82.6} B ₈ Si ₄ P ₄ Cu _{1.4}	Amo	408	556	148	40	1.57
比較例 21	Fe _{82.5} B ₈ Si ₄ P ₄ Cu _{1.5}	Cry	388	551	163	5.8	1.56
比較例 22	Fe _{84.5} B ₁₀ Si ₂ P ₂ Cu _{1.5}	Cry	358	534	176	110	1.57

10

【 0 0 3 5 】

【表 8】

	透磁率	Hc (A/m)	Bs (T)	平均粒径 (nm)	熱処理条件
比較例 1		170		×	460°C×10 分
比較例 2		115		×	490°C×10 分
比較例 3		220		×	475°C×10 分
比較例 4		320		×	460°C×10 分
比較例 5	7000	100	1.80	×	450°C×10 分
比較例 6	600	220	1.67	×	430°C×10 分
比較例 7	2000	570	1.83	×	450°C×10 分
比較例 8	1000	150	1.67	×	450°C×10 分

20

30

【 0 0 3 6 】

【表 9】

	透磁率	Hc (A/m)	Bs (T)	平均粒径 (nm)	熱処理条件
比較例 9	11000	8.2	1.63	19	475°C×10 分
実施例 1	14000	4.5	1.67	21	475°C×10 分
実施例 2	18000	3.3	1.69	18	475°C×10 分
実施例 3	21000	12	1.77	20	480°C×10 分
実施例 4	19000	10	1.79	22	480°C×10 分
実施例 5	30000	7	1.88	15	475°C×10 分
実施例 6	20000	10	1.94	17	450°C×30 分
実施例 7	16000	16	1.97	21	430°C×10 分
実施例 8	11000	20	2.01	24	430°C×10 分
実施例 9	22000	9	1.82	18	460°C×10 分
実施例 10	11000	15.3	1.92	20	460°C×10 分
比較例 10	連続薄帯作製できず				

10

【 0 0 3 7 】

20

【表 10】

	透磁率	Hc (A/m)	Bs (T)	平均粒径 (nm)	熱処理条件
比較例 11	700	129	1.70	×	475°C×10 分
実施例 11	12000	18	1.77	24	475°C×10 分
実施例 12	24000	5	1.79	21	450°C×10 分
実施例 13	30000	7	1.88	15	475°C×10 分
実施例 14	20000	5.4	1.82	14	475°C×10 分
実施例 15	22000	9	1.90	18	460°C×10 分
実施例 16	18000	8.2	1.83	17	450°C×10 分
実施例 17	14000	13.9	1.85	16	475°C×10 分
比較例 12	7000	24	1.86	18	460°C×10 分

30

【 0 0 3 8 】

【表 1 1】

	透磁率	Hc (A/m)	Bs (T)	平均粒径 (nm)	熱処理条件
実施例 18	11000	14	1.89	16	450°C×10 分
実施例 19	13000	9.5	1.90	17	450°C×10 分
実施例 20	23000	6.8	1.92	14	450°C×10 分
実施例 21	16000	16	1.97	21	430°C×10 分
実施例 22	19000	4.1	1.78	16	450°C×10 分
実施例 23	30000	7	1.88	15	475°C×10 分
実施例 24	18000	10.7	1.84	19	475°C×10 分
実施例 25	21000	12	1.73	20	475°C×10 分
比較例 13	7700	31	1.73	×	475°C×10 分

10

【0 0 3 9】

【表 1 2】

	透磁率	Hc (A/m)	Bs (T)	平均粒径 (nm)	熱処理条件
比較例 14	400	670	1.85	×	475°C×10 分
比較例 15	9000	68	1.7	×	450°C×10 分
比較例 16	1700	68	1.79	×	450°C×10 分
実施例 26	12000	14	1.81	19	450°C×10 分
実施例 27	19000	10.7	1.80	16	450°C×10 分
実施例 28	23000	6.8	1.92	14	450°C×10 分
実施例 29	26000	5.4	1.84	13	450°C×10 分
実施例 30	30000	7	1.88	15	475°C×10 分
実施例 31	22000	4.6	1.74	16	450°C×10 分
実施例 32	14000	4.1	1.69	17	450°C×10 分
実施例 33	17000	4.5	1.69	16	450°C×10 分
比較例 17	1700	68	1.65	×	450°C×10 分

20

30

【0 0 4 0】

【表 1 3】

	透磁率	Hc (A/m)	Bs (T)	平均粒径 (nm)	熱処理条件
実施例 34	30000	7	1.88	15	475°C×10 分
実施例 35	21000	7	1.87	20	460°C×30 分
実施例 36	22000	7	1.87	20	460°C×30 分
実施例 37	26000	8	1.87	16	460°C×30 分
実施例 38	11000	19	1.85	20	450°C×30 分
実施例 39	13000	16.3	1.82	22	450°C×30 分
比較例 18	3900	28.8	1.83	×	450°C×30 分

40

【0 0 4 1】

【表 1 4】

	透磁率	Hc (A/m)	Bs (T)	平均粒径 (nm)	熱処理条件
比較例 19	2000	300	1.70	×	475°C×10 分
比較例 20	900	80	1.79	×	490°C×10 分
実施例 40	16000	10	1.84	23	470°C×10 分
実施例 41	19000	9.5	1.83	21	470°C×10 分
実施例 42	30000	7	1.88	15	475°C×10 分
実施例 43	21000	8.2	1.86	19	450°C×10 分
実施例 44	25000	6	1.85	16	450°C×10 分
実施例 45	18000	6	1.81	22	475°C×10 分
実施例 46	23000	7.2	1.77	12	475°C×10 分
比較例 21	3200	54	1.68	×	475°C×10 分
比較例 22	4100	33	1.85	×	450°C×10 分

10

【0 0 4 2】

表 1 ～ 7 から理解されるように、実施例 1 ～ 4 6 の合金組成物はすべて急冷処理後の状態においてアモルファス相を主相とするものであった。

20

【0 0 4 3】

また、表 8 ～ 1 4 から理解されるように、熱処理後の実施例 1 ～ 4 6 の合金組成物はナノ結晶化し、そこに含まれる b c c F e 相の平均粒径は 2 5 n m 以下であった。一方、熱処理後の比較例 1 ～ 2 2 の合金組成物は、結晶粒のサイズにバラツキが生じているか、若しくは、ナノ結晶化していなかった（表 8 ～ 1 4 において、ナノ結晶化しなかった合金は × で示す）。同様の結果は、図 1 から理解される。図 1 において、比較例 7、比較例 1 4 及び比較例 1 5 のグラフは処理温度が高くなるに連れて保磁力 H c が大きくなっていることを示している。一方、実施例 5 及び実施例 6 のグラフには、処理温度の上昇に従って保磁力 H c が減少することを示すカーブが含まれている。この保磁力 H c の減少は、ナノ結晶化により生じている。

30

【0 0 4 4】

図 2 を参照すると、比較例 7 の熱処理前の合金組成物は、1 0 n m を超える粒径の初期微結晶を有しており、従って、その合金組成物の薄帯は 1 8 0 ° 曲げ試験時に密着曲げできずに破損する。図 3 を参照すると、実施例 5 の熱処理前の合金組成物は、1 0 n m 以下の粒径の初期微結晶を有しており、従って、その合金組成物の薄帯は 1 8 0 ° 曲げ試験時に密着曲げできる。加えて、図 3 に示されるように、実施例 5 の熱処理後の合金組成物（即ち、F e 基ナノ結晶合金）は平均粒径が 2 5 n m より小さい 1 5 n m であるの均質な F e 基ナノ結晶を有しており、それが図 1 の優れた保磁力 H c をもたらしている。他の実施例 1 ～ 4 , 6 ～ 4 6 も実施例 5 と同様であり、熱処理前の各合金組成物は 1 0 n m 以下の粒径の初期微結晶を有しており、熱処理後の各合金組成物（F e 基ナノ結晶合金）は平均粒径が 2 5 n m 以下である均質な F e 基ナノ結晶を有している。それ故、実施例 1 ～ 4 6 の熱処理後の各合金組成物（F e 基ナノ結晶合金）は、良好な保磁力 H c を有することができる。

40

【0 0 4 5】

表 1 ～ 7 から理解されるように、実施例 1 ～ 4 6 の合金組成物の結晶化開始温度差 ΔT ($= T_{x2} - T_{x1}$) は 1 0 0 以上ある。かかる合金組成物を最高到達熱処理温度が第 1 結晶化開始温度 (T_{x1}) と第 2 結晶化開始温度 (T_{x2}) の間になるような条件で熱処理すると、表 1 ～ 1 4 に示されるように良好な軟磁気特性（保磁力 H c、透磁率 μ ）を得ることができる。図 4 もまた、実施例 5 , 6 , 2 0 , 4 4 の合金組成物の結晶化開始温度差 ΔT が 1 0 0 以上であることを示している。一方、図 4 の D S C 曲線は、比較例 7

50

及び比較例 19 の合金組成物の結晶化開始温度差 ΔT が狭いことを示している。狭い結晶化開始温度差 ΔT のため、比較例 7 及び比較例 19 の熱処理後の合金組成物の軟磁気特性は悪い。図 4 において、比較例 22 の合金組成物は、一見すると、広い結晶化開始温度差 ΔT を有している。しかしながら、この広い結晶化開始温度差 ΔT は表 7 に示すように主相が結晶相であるためであり、そのため比較例 22 の熱処理後の合金組成物の軟磁気特性は悪い。

【0046】

表 8 及び 9 に掲げられた実施例 1 ~ 10 及び比較例 9、10 の合金組成物は Fe 量を 78 から 87 at % まで変化させた場合に相当する。表 9 に掲げられた実施例 1 ~ 10 の合金組成物は 10,000 以上の透磁率 μ 、1.65 T 以上の飽和磁束密度 B_s 、及び 20 A/m 以下の保磁力 H_c を有している。従って、79 ~ 86 at % の範囲が Fe 量の条件範囲となる。Fe 量が 81 at % 以上であると、1.7 T 以上の飽和磁束密度 B_s を得ることができる。従って、トランスやモータ等の高い飽和磁束密度 B_s が必要である用途の場合、Fe 量は 81 at % 以上であることが好ましい。一方、比較例 9 の Fe 量は 78 at % である。比較例 9 の合金組成物は、表 2 に示されるように主相がアモルファス相である。しかしながら、表 9 に示されるように、熱処理後の結晶粒が粗大化してしまっており、透磁率 μ 及び保磁力 H_c の双方が上述した実施例 1 ~ 10 の特性の範囲外にある。比較例 10 の Fe 量は 87 at % である。この比較例 10 の合金組成物では、連続薄帯を製造することができない。また、比較例 10 の合金組成物は、表 2 に示されるように、主相が結晶相となっている。

10

20

【0047】

表 10 に掲げられた実施例 11 ~ 17 及び比較例 11、12 の合金組成物は B 量を 4 から 14 at % まで変化させた場合に相当する。表 10 に掲げられた実施例 11 ~ 17 の合金組成物は 10,000 以上の透磁率 μ 、1.65 T 以上の飽和磁束密度 B_s 、20 A/m 以下の保磁力 H_c を有している。従って、5 ~ 13 at % の範囲が B 量の条件範囲となる。特に、B 量が 10 at % 以下であると、合金組成物が 1200 以上の広い結晶化開始温度差 ΔT を有し、且つ、合金組成物の溶け終り温度が Fe アモルファスより低くなるので、好ましい。比較例 11 の B 量は 4 at % であり、比較例 12 の B 量は 14 at % である。比較例 11 及び比較例 12 の合金組成物は、表 10 に示されるように、熱処理後の結晶粒が粗大化してしまっており、透磁率 μ 及び保磁力 H_c の双方が上述した実施例 11 ~ 17 の特性の範囲外にある。

30

【0048】

表 11 に掲げられた実施例 18 ~ 25 及び比較例 13 の合金組成物は Si 量を 0.1 から 1.0 at % まで変化させた場合に相当する。表 11 に掲げられた実施例 18 ~ 25 の合金組成物は 10,000 以上の透磁率 μ 、1.65 T 以上の飽和磁束密度 B_s 、20 A/m 以下の保磁力 H_c を有している。従って、0 ~ 8 at % (0 を含まず) の範囲が Si 量の条件範囲となる。比較例 13 の Si 量は 1.0 at % である。比較例 13 の合金組成物の飽和磁束密度 B_s は低く、また、熱処理後の結晶粒が粗大化してしまっており、透磁率 μ 及び保磁力 H_c の双方が上述した実施例 18 ~ 25 の特性の範囲外にある。

40

【0049】

表 12 に掲げられた実施例 26 ~ 33 及び比較例 14 ~ 17 にかかる合金組成物は P 量が 0 から 1.0 at % まで変化させた場合に相当する。表 12 に掲げられた実施例 26 ~ 33 の合金組成物は 10,000 以上の透磁率 μ 、1.65 T 以上の飽和磁束密度 B_s 、20 A/m 以下の保磁力 H_c を有している。従って、1 ~ 8 at % の範囲が P 量の条件範囲となる。特に P 量においては 5 at % 以下であると、合金組成物が 1200 以上の広い結晶化開始温度差 ΔT を有し、且つ、1.7 T を超える飽和磁束密度 B_s を有するので、好ましい。比較例 14 ~ 16 の P 量は 0 at % である。比較例 14 ~ 16 の合金組成物は、熱処理後の結晶粒が粗大化してしまっており、透磁率 μ 及び保磁力 H_c の双方が上述した実施例 26 ~ 33 の特性の範囲外にある。比較例 17 の P 量は 1.0 at % である。比較例 17 の合金組成物もまた、熱処理後の結晶粒が粗大化してしまっており、透磁率 μ 及び保

50

磁力 H_c の双方が上述した実施例 26 ~ 33 の特性の範囲外にある。

【0050】

表 13 に掲げられた実施例 34 ~ 39 及び比較例 18 にかかる合金組成物は C 量を 0 から 6 at % まで変化させた場合に相当する。表 13 に掲げられた実施例 34 ~ 39 の合金組成物は 10,000 以上の透磁率 μ 、1.65 T 以上の飽和磁束密度 B_s 、20 A/m 以下の保磁力 H_c を有している。従って、0 ~ 5 at % の範囲が C 量の条件範囲となる。ここで、C 量が 4 at % 以上であると、実施例 38、39 のように連続薄帯の厚みが 30 μ m を越えることとなり、180 度曲げ試験時に密着曲げが困難になる。従って、C 量は 3 at % 以下であることが好ましい。比較例 18 の C 量は 6 at % である。比較例 18 の合金組成物は、熱処理後の結晶粒が粗大化してしまっており、透磁率 μ 及び保磁力 H_c の双方が上述した実施例 34 ~ 39 の特性の範囲外にある。

10

【0051】

表 14 に掲げられた実施例 40 ~ 46 及び比較例 19 ~ 22 にかかる合金組成物は Cu 量を 0 から 1.5 at % まで変化させた場合に相当する。表 14 に示した実施例 40 ~ 46 の合金組成物は 10,000 以上の透磁率 μ 、1.65 T 以上の飽和磁束密度 B_s 、20 A/m 以下の保磁力 H_c を有している。従って、0.4 ~ 1.4 at % が Cu 量の条件範囲となる。比較例 19 の Cu 量は 0 at % であり、比較例 20 の Cu 量が 0.3 at % である。比較例 19 及び比較例 20 の合金組成物は、熱処理後の結晶粒が粗大化してしまっており、透磁率 μ 及び保磁力 H_c の双方が上述した実施例 40 - 46 の特性の範囲外にある。比較例 21 及び比較例 22 の Cu 量は 1.5 at % である。比較例 21 及び比較例 22 の合金組成物もまた、熱処理後の結晶粒が粗大化してしまっており、透磁率 μ 及び保磁力 H_c の双方が上述した実施例 40 - 46 の特性の範囲外にある。加えて、比較例 22、23 の合金組成物は、表 7 に示されるように、主相がアモルファス相ではなく結晶相である。

20

【0052】

実施例 1、実施例 2、実施例 5、実施例 6 及び実施例 44 の合金組成物を熱処理して得られる Fe 基ナノ結晶合金について、飽和磁歪を歪みゲージ法を用いて測定した。その結果、実施例 1、実施例 2、実施例 5、実施例 6 及び実施例 44 の Fe 基ナノ結晶合金の飽和磁歪は、夫々、 8.2×10^{-6} 、 5.3×10^{-5} 、 3.8×10^{-6} 、 3.1×10^{-6} 及び 2.3×10^{-6} であった。一方、Fe アモルファスの飽和磁歪は 27×10^{-6} であり、特開 2007-270271 (特許文献 1) の Fe 基ナノ結晶合金の飽和磁歪は 14×10^{-6} である。これらと比較しても、実施例 1、実施例 2、実施例 5、実施例 6 及び実施例 44 の Fe 基ナノ結晶合金の飽和磁歪は、非常に小さく、そのため、実施例 1、実施例 2、実施例 5、実施例 6 及び実施例 44 の Fe 基ナノ結晶合金は、高い透磁率、低い保磁力及び低い鉄損を有している。このように、低減された飽和磁歪は軟磁気特性を改善し、騒音や振動の抑制に寄与する。従って、飽和磁歪は 10×10^{-6} 以下であることが望ましい。特に、10,000 以上の透磁率を得るためには、飽和磁歪は 5×10^{-6} 以下であることが好ましい。

30

【0053】

(実施例 47 ~ 55 及び比較例 23 ~ 25)

40

原料を下記の表 15 に掲げられた本発明の実施例 47 ~ 55 及び比較例 23 ~ 25 の合金組成となるように秤量し、高周波誘導溶解処理により溶解した。その後、溶解した合金組成物を大気中において単ロール液体急冷法にて処理し、厚さ約 20 μ m 及び約 30 μ m、幅約 15 mm、長さ約 10 m の連続薄帯を作製した。これらの連続薄帯の合金組成物の相の同定は X 線回折法にて行った。それらの靱性は、180° 曲げ試験により評価した。厚さ約 20 μ m の連続薄帯に関して、第 1 結晶化開始温度及び第 2 結晶化開始温度は、示差走査型熱量分析計 (DSC) を用いて評価した。更に、実施例 47 ~ 55 及び比較例 23 ~ 25 に関し、厚さ約 20 μ m の合金組成物を表 16 記載の熱処理条件の下で熱処理した。熱処理された合金組成物の夫々の飽和磁束密度 B_s は振動試料型磁力計 (VMS) を用いて 800 kA/m の磁場にて測定した。各合金組成物の保磁力 H_c は直流 BH トレーサー

50

を用い 2 k A / m の磁場にて測定した。測定結果を表 1 5 及び表 1 6 に示す。

【 0 0 5 4 】

【 表 1 5 】

	組成(at%)	z/x	厚み (μm)	相 (XRD)	密着曲	T _{X1} ($^{\circ}\text{C}$)	T _{X2} ($^{\circ}\text{C}$)	ΔT ($^{\circ}\text{C}$)	Hc (A/m)	Bs (T)
比較例 23	$\text{Fe}_{83.7}\text{B}_8\text{Si}_4\text{P}_4\text{Cu}_{0.3}$	0.06	22	Amo	○	436	552	116	9.4	1.56
			29	Amo	○	---	---	---	---	---
実施例 47	$\text{Fe}_{83.6}\text{B}_8\text{Si}_4\text{P}_4\text{Cu}_{0.4}$	0.08	19	Amo	○	426	558	132	10.1	1.56
			31	Amo	○	---	---	---	---	---
実施例 48	$\text{Fe}_{83.3}\text{B}_8\text{Si}_4\text{P}_4\text{Cu}_{0.7}$	0.175	20	Amo	○	413	557	144	8.2	1.60
			32	Amo	○	---	---	---	---	---
実施例 49	$\text{Fe}_{84.9}\text{B}_{10}\text{Si}_{0.1}\text{P}_{3.9}\text{Cu}_{1.1}$	0.26	19	Amo	○	395	529	134	11.3	1.58
			28	Cry	×	---	---	---	---	---
実施例 50	$\text{Fe}_{84.9}\text{B}_{10}\text{Si}_{0.5}\text{P}_{3.5}\text{Cu}_{1.1}$	0.34	18	Amo	○	396	535	139	11.2	1.57
			29	Cry	×	---	---	---	---	---
実施例 51	$\text{Fe}_{84.9}\text{B}_{10}\text{Si}_1\text{P}_3\text{Cu}_{1.1}$	0.4	21	Amo	○	374	543	169	14	1.58
			27	Cry	×	---	---	---	---	---
実施例 52	$\text{Fe}_{84.9}\text{B}_{10}\text{Si}_2\text{P}_2\text{Cu}_{1.1}$	0.55	18	Amo	○	394	548	154	9.5	1.56
			26	Amo	○	---	---	---	---	---
実施例 53	$\text{Fe}_{84.8}\text{B}_{10}\text{Si}_2\text{P}_2\text{Cu}_{1.2}$	0.6	22	Amo	○	398	549	151	17	1.56
			28	Amo	△	---	---	---	---	---
実施例 54	$\text{Fe}_{84.8}\text{B}_{10}\text{Si}_{2.5}\text{P}_{1.5}\text{Cu}_{1.2}$	0.8	21	Amo	○	388	546	158	18.2	1.56
			26	Amo	△	---	---	---	---	---
実施例 55	$\text{Fe}_{85.3}\text{B}_{10}\text{Si}_3\text{P}_1\text{Cu}_{0.7}$	0.7	19	Amo	○	395	548	153	15.4	1.55
			29	Cry	×	---	---	---	---	---
比較例 24	$\text{Fe}_{84.8}\text{B}_{10}\text{Si}_3\text{P}_1\text{Cu}_{1.2}$	1.2	21	Amo	×	394	539	145	35.5	1.57
			27	Cry	×	---	---	---	---	---
比較例 25	$\text{Fe}_{84.8}\text{B}_{10}\text{Si}_4\text{Cu}_{1.2}$		20	Cry	×	---	---	---	---	---
			26	Cry	×	---	---	---	---	---

【 0 0 5 5 】

【表 1 6】

	透磁率	Hc (A/m)	Bs (T)	平均粒径 (nm)	熱処理条件
比較例 23	1200	130	1.78	×	475°C×10 分
実施例 47	12000	18	1.84	18	475°C×10 分
実施例 48	25000	6.4	1.83	15	475°C×10 分
実施例 49	23000	14.6	1.88	16	450°C×10 分
実施例 50	14000	9.5	1.87	16	450°C×10 分
実施例 51	27000	9	1.88	12	450°C×10 分
実施例 52	14000	16.9	1.91	15	450°C×10 分
実施例 53	21000	8	1.90	10	450°C×10 分
実施例 54	20000	14	1.90	15	450°C×10 分
実施例 55	16000	18	1.92	15	450°C×10 分
比較例 24	4500	36	1.89	×	450°C×10 分
比較例 25	×	×	×	×	450°C×10 分

10

【0056】

20

表 1 5 から理解されるように、実施例 4 7 ~ 5 5 の合金組成物からなる厚み約 2 0 μ m の連続薄帯は、すべて急冷処理後の状態においてアモルファス相を主相とするものであり、且つ、1 8 0 ° 曲げ試験の際に密着曲げ可能なものであった。

【0057】

表 1 6 に掲げられた実施例 4 7 ~ 5 5 及び比較例 2 3 , 2 4 の合金組成物は特定の比率 z/x を 0 . 0 6 から 1 . 2 まで変化させた場合に相当する。表 1 6 に掲げられた実施例 4 7 ~ 5 5 の合金組成物は 1 0 , 0 0 0 以上の透磁率 μ 、1 . 6 5 T 以上の飽和磁束密度 B_s 、2 0 A / m 以下の保磁力 H_c を有している。従って、0 . 0 8 ~ 0 . 8 の範囲が特定の比率 z/x の条件範囲となる。実施例 5 2 ~ 5 4 から理解されるように、特定の比率 z/x が 0 . 5 5 より大きいと、厚み約 3 0 μ m の薄帯は脆化し、1 8 0 ° 曲げ試験により薄帯が一部破損 () 又は全破損 (×) する。従って、特定の範囲 z/x は 0 . 5 5 以下であることが好ましい。同様に、Cu 量が 1 . 1 a t % を超えると薄帯は脆化するため、Cu 量は 1 . 1 a t % 以下であることが好ましい。

30

【0058】

表 1 6 に掲げられた実施例 4 7 ~ 5 5 及び比較例 2 3 の合金組成物は Si 量を 0 から 4 a t % まで変化させた場合に相当する。表 1 6 に掲げられた実施例 4 7 ~ 5 5 の合金組成物は 1 0 , 0 0 0 以上の透磁率 μ 、1 . 6 5 T 以上の飽和磁束密度 B_s 、2 0 A / m 以下の保磁力 H_c を有している。従って、前述の通り、0 a t % より大きい範囲が Si 量の条件範囲であることが理解される。実施例 4 9 ~ 5 3 から理解されるように、Si 量が 2 a t % より少なくなると結晶化すると共に脆化し、肉厚の連続薄帯を形成することが困難になる。従って、靱性を考慮すると、Si 量は 2 a t % 以上であることが好ましい。

40

【0059】

表 1 6 に掲げられた実施例 4 7 ~ 5 5 及び比較例 2 3 ~ 2 5 の合金組成物は P 量を 0 から 4 a t % まで変化させた場合に相当する。表 1 6 に掲げられた実施例 4 7 ~ 5 5 の合金組成物は 1 0 , 0 0 0 以上の透磁率 μ 、1 . 6 5 T 以上の飽和磁束密度 B_s 、2 0 A / m 以下の保磁力 H_c を有している。従って、前述の通り、1 a t % より大きい範囲が P 量の条件範囲であることが理解される。実施例 5 2 ~ 5 5 から理解されるように、P 量が 2 a t % より少なくなると結晶化すると共に脆化し、肉厚の連続薄帯を形成することが困難になる。従って、靱性を考慮すると、P 量は 2 a t % 以上であることが好ましい。

50

【0060】

(実施例 56 ~ 64 及び比較例 26)

原料を下記の表 17 に掲げられた本発明の実施例 56 ~ 64 及び比較例 26 の合金組成となるように秤量し、アーク溶解した。その後、溶解した合金組成物を大気中において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 ~ 15 m の連続薄帯を作製した。これらの連続薄帯の合金組成物の相の同定は X 線回折法にて行った。それらの第 1 結晶化開始温度及び第 2 結晶化開始温度は、示差走査型熱量分析計 (DSC) を用いて評価した。更に、表 18 記載の熱処理条件の下で、実施例 56 ~ 64 及び比較例 26 の合金組成物を熱処理した。熱処理された合金組成物の夫々の飽和磁束密度 B_s は振動試料型磁力計 (VMS) を用いて 800 kA/m の磁場にて測定した。各合金組成物の保磁力 H_c は直流 BH トレーサーを用い 2 kA/m の磁場にて測定した。各合金組成物の透磁率 μ はインピーダンスアナライザーを用い 0.4 A/m 且つ 1 kHz の条件下で測定した。測定結果を表 17 及び表 18 に示す。

10

20

30

40

50

【0061】

【表 17】

	組成(at%)	相 (XRD)	T_{X1} (°C)	T_{X2} (°C)	ΔT (°C)	H_c (A/m)	B_s (T)
実施例 56	$Fe_{83.3}B_8Si_4P_4Cu_{0.7}$	Amo	411	547	136	7.2	1.65
実施例 57	$Fe_{82.8}B_8Si_4P_4Cu_{0.7}Cr_{0.5}$	Amo	418	561	143	12	1.6
実施例 58	$Fe_{82.3}B_8Si_4P_4Cu_{0.7}Cr_1$	Amo	420	564	144	14.8	1.56
実施例 59	$Fe_{81.3}B_8Si_4P_4Cu_{0.7}Cr_2$	Amo	422	568	146	6.6	1.5
実施例 60	$Fe_{80.3}B_8Si_4P_4Cu_{0.7}Cr_3$	Amo	427	574	147	7.4	1.42
比較例 26	$Fe_{79.3}B_8Si_4P_4Cu_{0.7}Cr_4$	Amo	430	578	148	13.5	1.34
実施例 61	$Fe_{81.3}B_8Si_4P_4Cu_{0.7}Nb_2$	Amo	435	613	178	8.7	1.36
実施例 62	$Fe_{81.3}B_8Si_4P_4Cu_{0.7}Ni_2$	Amo	418	553	135	8.1	1.59
実施例 63	$Fe_{81.3}B_8Si_4P_4Cu_{0.7}Co_2$	Amo	415	561	146	8.4	1.63
実施例 64	$Fe_{81.3}B_8Si_4P_4Cu_{0.7}Al_1$	Amo	426	549	123	13	1.60

【0062】

【表 18】

	透磁率	H_c (A/m)	B_s (T)	平均粒径 (nm)	熱処理条件
実施例 56	30000	7	1.88	15	475°C×10 分
実施例 57	28000	6.0	1.8	16	475°C×10 分
実施例 58	24000	7.2	1.74	17	475°C×10 分
実施例 59	27000	6.4	1.71	15	475°C×10 分
実施例 60	25000	4.9	1.66	16	475°C×10 分
比較例 26	22000	7.0	1.63	16	475°C×10 分
実施例 61	23000	5.2	1.68	14	475°C×10 分
実施例 62	29000	5.0	1.81	16	450°C×10 分
実施例 63	24000	5.4	1.89	14	450°C×10 分
実施例 64	16000	9.	1.83	14	450°C×10 分

【0063】

表 17 から理解されるように、実施例 56 ~ 64 の合金組成物はすべて急冷処理後の状態においてアモルファス相を主相とするものであった。

【0064】

表 18 に掲げられた実施例 56 ~ 64 及び比較例 26 の合金組成物は Fe 量の一部を Nb 元素、Cr 元素、Co 元素で置換した場合に相当する。表 18 に掲げられた実施例 56 ~ 64 の合金組成物は 10,000 以上の透磁率 μ 、1.65 T 以上の飽和磁束密度 Bs、20 A/m 以下の保磁力 Hc を有している。従って、0 ~ 3 at % の範囲が Fe 量の置換可能範囲となる。比較例 26 の Fe 置換量は 4 at % である。比較例 26 の合金側生物は、飽和磁束密度 Bs が低く、上述した実施例 56 ~ 64 の特性の範囲外にある。

【0065】

(実施例 65 ~ 69 及び比較例 27 ~ 29)

原料を下記の表 19 に掲げられた本発明の実施例 65 ~ 69 及び比較例 27 ~ 29 の合金組成となるように秤量し、高周波誘導溶解処理により溶解した。その後、溶解した合金組成物を大気中において単ロール液体急冷法にて処理し、厚さ 25 μ m、幅 15 又は 30 mm、長さ約 10 ~ 30 m の連続薄帯を作製した。これらの連続薄帯の合金組成物の相の同定は X 線回折法にて行った。それらの靱性は、180° 曲げ試験により評価した。更に、実施例 65 及び 66 の合金組成物を 475 $\times$ 10 分の熱処理条件にて熱処理した。同様に、実施例 67 ~ 69 及び比較例 27 の合金組成物を 450 $\times$ 10 分の熱処理条件にて熱処理し、比較例 28 の合金組成物を 425 $\times$ 30 分の熱処理条件にて熱処理した。熱処理された合金組成物の夫々の飽和磁束密度 Bs は振動試料型磁力計 (VMS) を用いて 800 kA/m の磁場にて測定した。各合金組成物の保磁力 Hc は直流 BH トレーサーを用いて 2 kA/m の磁場にて測定した。各合金組成物の鉄損は交流 BH アナライザーを用いて 50 Hz - 1.7 T の励磁条件で測定した。測定結果を表 19 に示す。

【0066】

【表 19】

	組成(at%)	幅 (mm)	熱処理前		熱処理後		
			相 (XRD)	180° 密着曲	Hc (A/m)	Bs (T)	Pcm (W/kg)
実施例 65	Fe _{83.3} B ₈ Si ₄ P ₄ Cu _{0.7}	15	Amo	○	6.4	1.86	0.42
実施例 66	Fe _{83.3} B ₈ Si ₄ P ₄ Cu _{0.7}	30	Amo	○	6.7	1.85	0.45
実施例 67	Fe _{84.3} B ₈ Si ₄ P ₃ Cu _{0.7}	15	Amo	○	8.9	1.88	0.81
実施例 68	Fe _{85.3} B ₁₀ Si ₂ P ₂ Cu _{0.7}	15	Amo	○	11	1.93	0.81
実施例 69	Fe _{84.8} B ₁₀ Si ₂ P ₂ Cu _{1.2}	15	Amo	○	8.3	1.90	0.61
比較例 27	Fe _{84.5} B ₁₀ Si ₂ P ₂ Cu _{1.5}	15	Cry	×	37	1.87	1.73
比較例 28	Fe アモルファス	15	Amo	○	8	1.55	励磁できず
比較例 29	方向性電磁鋼板				23	2.01	1.39

【0067】

表 19 から理解されるように、実施例 65 ~ 69 の合金組成物は、すべて急冷処理後の状態においてアモルファス相を主相とするものであり、且つ、180° 曲げ試験の際に密着曲げ可能なものであった。

【0068】

更に、実施例 65 ~ 69 の合金組成物を熱処理して得られる連続薄帯形状の Fe 基ナノ結晶合金は、1.65 T 以上の飽和磁束密度 Bs 及び 20 A/m 以下の保磁力 Hc を有している。また、実施例 65 ~ 69 の Fe 基ナノ結晶合金は、1.7 T の励磁条件でも励磁可能であり、且つ、電磁鋼板よりも低い鉄損を有している。従って、これを用いると、エネルギー損失の低い磁性部品を提供することができる。

【0069】

(実施例 70 ~ 74 及び比較例 30、31)

Fe, Si, B, P, Cu の原料を合金組成 Fe_{84.8}B₁₀Si₂P₂Cu_{1.2} となるように秤量し、高周波誘導溶解処理により溶解した。その後、溶解した合金組成物

を大気中において単ロール液体急冷法にて処理し、厚さ約 $25\ \mu\text{m}$ 、幅 $15\ \text{mm}$ 、長さ約 $30\ \text{m}$ の連続薄帯を複数作製した。X線回折法による相同定の結果、これらの連続薄帯の合金組成物は主相としてアモルファス相を有していた。また、これらの連続薄帯は、 180° 曲げ試験時に破断することなく密着曲げ可能であった。その後、保持部を 450×10 分とし且つ昇温速度を $60 \sim 1200$ / 分の熱処理条件にて、これらの合金組成物を熱処理して、実施例 70 ~ 74 及び比較例 30 の試料合金を得た。また、方向性電磁鋼板を比較例 31 として用意した。熱処理された合金組成物の夫々の飽和磁束密度 B_s は振動試料型磁力計 (VMS) を用いて $800\ \text{kA/m}$ の磁場にて測定した。各合金組成物の保磁力 H_c は直流 BH トレーサーを用い $2\ \text{kA/m}$ の磁場にて測定した。各合金組成物の鉄損は交流 BH アナライザーを用いて $50\ \text{Hz} - 1.7\ \text{T}$ の励磁条件で測定した。測定結果を表 20 に示す。

【0070】

【表 20】

	昇温速度 ($^\circ\text{C}/\text{分}$)	H_c (A/m)	B_s (T)	P_{cm} (W/kg)
実施例 70	1200	14.6	1.86	0.62
実施例 71	600	11.9	1.91	0.63
実施例 72	400	14.1	1.90	0.64
実施例 73	300	12.4	1.89	0.61
実施例 74	100	18	1.92	0.81
比較例 30	60	64.5	1.93	1.09
比較例 31	(方向性電磁鋼板)	23	2.01	1.39

【0071】

表 20 から理解されるように、上述した合金組成物を 100 / 分以上の昇温速度で熱処理して得られる Fe 基ナノ結晶合金は、 $1.65\ \text{T}$ 以上の飽和磁束密度 B_s 及び $20\ \text{A/m}$ 以下の保磁力 H_c を有している。また、それらの Fe 基ナノ結晶合金は、 $1.7\ \text{T}$ の励磁条件でも励磁可能であり、且つ、電磁鋼板よりも低い鉄損を有している。

【0072】

(実施例 75 ~ 78 及び比較例 32、33)

Fe, Si, B, P, Cu の原料を合金組成 $\text{Fe}_{83.3}\text{B}_8\text{Si}_4\text{P}_4\text{Cu}_{0.7}$ となるように秤量し、高周波誘導溶解処理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 $25\ \mu\text{m}$ 、幅 $15\ \text{mm}$ 、長さ約 $30\ \text{m}$ の連続薄帯を作製した。この連続薄帯を Ar 雰囲気中で 300×10 分の条件にて熱処理した。熱処理後の連続薄帯を粉砕して、実施例 75 の粉末を得た。実施例 75 の粉末は $150\ \mu\text{m}$ 以下の粒径を有していた。これら粉末とエポキシ樹脂をエポキシ樹脂が 4.5 重量%となるように混合した。混合物をメッシュサイズ $500\ \mu\text{m}$ のふるいにかけて、粒径が $500\ \mu\text{m}$ 以下の造粒粉末を得た。次いで、外径 $13\ \text{mm}$ 内径 $8\ \text{mm}$ の金型を用いて面圧 $7,000\ \text{kgf/cm}^2$ の条件下で造粒粉末を成形し、高さ $5\ \text{mm}$ のトロイダル形状の成形体を作製した。このようにして作製された成形体を窒素雰囲気中で 150×2 時間の条件にて硬化処理した。更に、成形体及び粉末を Ar 雰囲気中で 450×10 分の条件にて熱処理した。

【0073】

Fe, Si, B, P, Cu の原料を合金組成 $\text{Fe}_{83.3}\text{B}_8\text{Si}_4\text{P}_4\text{Cu}_{0.7}$ となるように秤量し、高周波誘導溶解処理により溶解して母合金を作製した。この母合金を水アトマイズ法にて処理し、実施例 76 の粉末を得た。実施例 76 の粉末は $20\ \mu\text{m}$ の平均粒径を有していた。更に、実施例 76 の粉末を風力分級して、実施例 77 及び実施例 78 の粉末を得た。実施例 77 の粉末は $10\ \mu\text{m}$ の平均粒径を有しており、実施例 78 の粉末は $3\ \mu\text{m}$ の平均粒径を有していた。各実施例 76, 77 又は 78 の粉末とエポキシ樹脂

をエポキシ樹脂が4.5重量%となるように混合した。混合物をメッシュサイズ500 μ mのふるいにかけて、粒径が500 μ m以下の造粒粉末を得た。次いで、外径13mm内径8mmの金型を用いて面圧7,000kgf/cm²の条件下で造粒粉末を成形し、高さ5mmのトロイダル形状の成形体を作製した。このようにして作製された成形体を窒素雰囲気中で150 $\times$ 2時間の条件にて硬化処理した。更に、成形体及び粉末をAr雰囲気中で450 $\times$ 10分の条件にて熱処理した。

【0074】

Fe基アモルファス合金及びFe-Si-Cr合金を水アトマイズ法にて処理し、比較例32及び33の粉末を得た。比較例32及び33の粉末は20 μ mの平均粒径を有していた。これらの粉末を実施例75~78と同様に処理した。

10

【0075】

示差走査型熱量分析計(DSC)を用いて、得られた粉末の第一結晶化ピーク時の発熱量を測定し、アモルファス単相の連続薄帯のものと比較することで、得られた粉末のアモルファス化率(含まれるアモルファス相の割合)を算出した。熱処理された粉末の飽和磁束密度Bs及び保磁力Hcは振動試料型磁力計(VMS)を用いて800kA/mの磁場にて測定した。熱処理された成形体の鉄損は交流BHアナライザーを用いて300kHz-50mTの励磁条件で測定した。測定結果を表21に示す。

【0076】

【表 2 1】

	組成	製法	粉末の 平均粒径 (μm)	熱処理前粉末の アモルファス化率 (%)	熱処理後 粉末の Bs (T)	熱処理後 粉末の Hc (A/m)	熱処理後 ナノ結晶 平均粒径 (nm)	熱処理後 成形体の Pcv (mW/cc)
実施例 75	$\text{Fe}_{83.3}\text{Si}_{14}\text{B}_8\text{P}_4\text{Cu}_{0.7}$	単ロール ＋粉砕	32	100	1.86	28	17	1350
実施例 76		水アトマイズ	20	40	1.81	52	23	2000
実施例 77		水アトマイズ	10	65	1.84	48	19	1650
実施例 78		水アトマイズ	3	100	1.82	32	16	1240
比較例 32	Fe 基アモルファス	水アトマイズ	20	---	1.20	60	---	1900
比較例 33	Fe-Si-Cr(結晶材)	水アトマイズ	20	---	1.68	96	---	2100

【0077】

表 2 1 から理解されるように、実施例 7 5 ～ 7 8 の合金組成物は、熱処理後において、

10

20

30

40

50

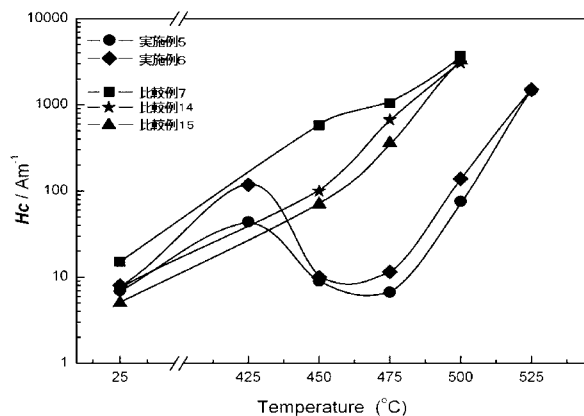
25 nm以下の平均粒径のナノ結晶を有している。また、実施例75～78の合金組成物は、比較例32（Fe基アモルファス）や比較例33（Fe-Si-Cr）と比較して、高い飽和磁束密度 B_s と低い保磁力 H_c を有している。実施例75～78の粉末を用いて作製された圧粉磁芯も、比較例33（Fe-Si-Cr）と比較して、高い飽和磁束密度 B_s と低い保磁力 H_c を有している。従って、これを用いると、小型且つ高効率の磁性部品を提供することができる。

【0078】

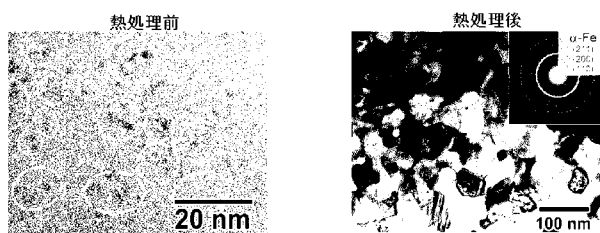
熱処理後のナノ結晶が平均粒径25 nm以下である限り、熱処理前の合金組成物が部分的に結晶化していても良い。但し、実施例76～78から理解されるように、低保持力及び低鉄損を得るためには、アモルファス化率が高い方が好ましい。

10

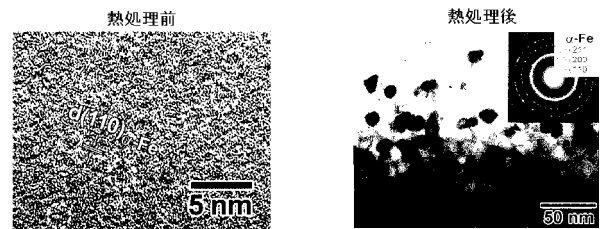
【図1】



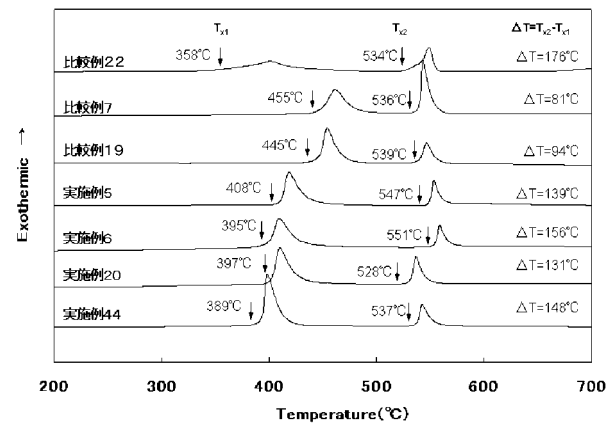
【図2】



【図3】



【図4】



【手続補正書】

【提出日】平成22年1月25日(2010.1.25)

【手続補正1】

【補正対象書類名】特許請求の範囲

【補正対象項目名】全文

【補正方法】変更

【補正の内容】

【特許請求の範囲】

【請求項1】

主相として非晶質相を有している組成式 $\text{Fe}_a\text{B}_b\text{Si}_c\text{P}_x\text{C}_y\text{Cu}_z$ の合金組成物であって、 $81 \leq a \leq 86 \text{ at\%}$ 、 $6 \leq b \leq 10 \text{ at\%}$ 、 $2 \leq c \leq 8 \text{ at\%}$ 、 $2 \leq x \leq 5 \text{ at\%}$ 、 $0 \leq y \leq 4 \text{ at\%}$ 、 $0.4 \leq z \leq 1.4 \text{ at\%}$ 、及び $0.08 \leq z/x \leq 0.8$ である合金組成物（但し、 $\text{Fe}_{81.5}\text{B}_{10}\text{Si}_6\text{P}_2\text{Cu}_{0.5}$ 、 $\text{Fe}_{81.2}\text{B}_9\text{Si}_7\text{P}_2\text{Cu}_{0.8}$ 及び $\text{Fe}_{81}\text{B}_9\text{Si}_7\text{P}_2\text{Cu}_1$ 除く）。

【請求項2】

請求項1記載の合金組成物であって、 $0 \leq y \leq 3 \text{ at\%}$ 、 $0.4 \leq z \leq 1.1 \text{ at\%}$ 及び $0.08 \leq z/x \leq 0.55$ である合金組成物。

【請求項3】

請求項1又は請求項2記載の合金組成物であって、連続薄帯形状を有する合金組成物。

【請求項4】

請求項3記載の合金組成物であって、180度曲げ試験時において密着曲げ可能である合金組成物。

【請求項5】

請求項1又は請求項2記載の合金組成物であって、粉末形状を有する合金組成物。

【請求項6】

請求項1乃至請求項5のいずれかに記載の合金組成物であって、差（ $\Delta T = T_{x2} - T_{x1}$ ）が $100 \sim 200$ である第1結晶化開始温度（ T_{x1} ）と第2結晶化開始温度（ T_{x2} ）を有する合金組成物。

【請求項7】

請求項1乃至請求項6のいずれかに記載の合金組成物であって、非晶質と該非晶質中に存在する初期微結晶とからなるナノヘテロ構造であって前記初期微結晶の平均粒径が $0.3 \sim 10 \text{ nm}$ であるナノヘテロ構造を有する合金組成物。

【請求項8】

請求項1乃至請求項7のいずれかに記載の合金組成物を用意するステップと、昇温速度が毎分100以上であり且つ処理温度が当該合金組成物の結晶化開始温度以上であるという条件の下で前記合金組成物を熱処理するステップを含む、Fe基ナノ結晶合金の製造方法。

【請求項9】

請求項8記載の方法により製造された $10,000$ 以上の透磁率と 1.65 T 以上の飽和磁束密度を有するFe基ナノ結晶合金。

【請求項10】

請求項9記載のFe基ナノ結晶合金であって、平均粒径が $10 \sim 25 \text{ nm}$ であるFe基ナノ結晶合金。

【請求項11】

請求項9又は請求項10記載のFe基ナノ結晶合金であって、 10×10^{-6} 以下の飽和磁歪を有するFe基ナノ結晶合金。

【請求項12】

請求項9乃至請求項11のいずれかに記載のFe基ナノ結晶合金を用いて構成された磁性部品。

【請求項13】

請求項 1 乃至請求項 7 のいずれかに記載の合金組成物を用いて構成された磁性部品。

【手続補正 2】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0003

【補正方法】変更

【補正の内容】

【0003】

【特許文献 1】特開 2007 - 270271 号公報

【特許文献 2】国際公開 2008 / 068899 号公報

【特許文献 3】国際公開 2008 / 129803 号公報