

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第4319206号
(P4319206)

(45) 発行日 平成21年8月26日(2009.8.26)

(24) 登録日 平成21年6月5日(2009.6.5)

(51) Int.Cl. F I
C 2 2 C 45/02 (2006.01) C 2 2 C 45/02 A
H 0 1 F 1/153 (2006.01) H 0 1 F 1/14 C
B 2 2 D 11/06 (2006.01) B 2 2 D 11/06 3 6 0 Z

請求項の数 2 (全 10 頁)

<p>(21) 出願番号 特願2006-198792 (P2006-198792) (22) 出願日 平成18年7月20日(2006.7.20) (65) 公開番号 特開2008-24985 (P2008-24985A) (43) 公開日 平成20年2月7日(2008.2.7) 審査請求日 平成18年8月18日(2006.8.18)</p> <p>特許法第30条第1項適用 2006年3月28日 American Institute of Physics 発行の「APPLIED PHYSICAL LETTERS 88, 131907 (2006)」に発表</p>	<p>(73) 特許権者 503360115 独立行政法人科学技術振興機構 埼玉県川口市本町4丁目1番8号 (74) 代理人 100108671 弁理士 西 義之 (72) 発明者 井上 明久 宮城県仙台市青葉区川内元支倉35 川内住宅11-806 (72) 発明者 沈 宝龍 宮城県仙台市太白区長町8-6-10-207 審査官 佐藤 陽一</p>
---	---

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 軟磁性 Fe 基金属ガラス合金

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

組成が、式 $Fe_{79-x}Mo_xP_{10}C_4B_4Si_3$ ($x = 2 \sim 5 \text{ at\%}$) で示され、過冷却液体の温度間隔 T_x が 40 K 以上、直径又は厚さが 1.5 mm ~ 4 mm でガラス相の体積分率が 100% であり、保磁力 (Hc) が 1.5 ~ 2.1 A/m、飽和磁化 (Is) が 1.14 T ~ 1.39 T、1 kHz、1 A/m での初期透磁率 (μ_e) が 18600 ~ 25230 であることを特徴とする軟磁性 Fe 基金属ガラス合金。

【請求項2】

銅鋳型鋳造法により製造された請求項1記載の Fe 基金属ガラス合金の棒材又は板材からなることを特徴とする磁心材料。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、高飽和磁化で、軟磁気特性に優れた軟磁性 Fe 基金属ガラス合金に関する。

【背景技術】

【0002】

多元素合金のある種のもは、組成物を熔融状態から急冷するとき、結晶化せず、一定の温度幅を有する過冷却液体状態を経過してガラス状固体に転移する性質を有して、この種の非晶質合金は「金属ガラス合金」(glassy alloy) と呼ばれている。

【0003】

「金属ガラス合金」は加熱によって明瞭なガラス転移が観察され、結晶化温度までの過冷却液体領域の温度範囲が数十Kにも達する。この物性を備えることにより初めて、冷却速度の遅い銅金型等に鑄込む方法によってバルク状のアモルファス合金を作ることができるようになった。このようなアモルファス合金が、特に、「金属ガラス」と呼ばれているのは、金属でありながら、酸化物ガラスのように安定な非晶質で、高温で容易に塑性変形（粘性流動）できるためである。

【0004】

「金属ガラス合金」は、ガラス形成能が高い、すなわち、ガラス相からなる、より寸法の大きな、いわゆるバルクの金属鑄造体を銅金型鑄造法等により溶湯から過冷却液体状態において冷却凝固して製造できる特性を有するものであり、また、過冷却液体状態に加熱して塑性加工できる特性を有するものであり、これらの特性を有しない従来の薄帯やファイバーなどの「アモルファス合金」とは本質的に異なる材料であり、その有用性も非常に大きい。

【0005】

本発明者らが1995年にFe-(Al, Ga)系の軟磁性Fe基金属ガラス合金を報告（非特許文献1、特許文献1～3）して以来、機能材料（非特許文献2～6）及び構造材料（非特許文献7～10）として多数のFe基金属ガラス合金が開発された。

【0006】

軟磁性Fe基金属ガラス合金は2つのグループに区別できる。一つは、Fe-P-C系金属ガラス合金グループであり、他方は、新しく開発されたFe-B-Si系金属ガラス合金グループである。Fe-B-Si系金属ガラス合金は、直径又は厚さ2～5mmの金属ガラス棒材に鑄造できる高いガラス形成能を有しているが、B、Siの含有量を多くする必要があり、Fe含有量が少ない（65at%未満）ので、飽和磁化（ I_s ）は0.8～1.1Tとそれほど大きくなく、センサ用途としては有用であるが、電力変圧器やモーターへは適用できない。

【0007】

低いヒステリシス損失及び高い I_s が電磁的エネルギー転換機器の低鉄損コアに必要な基本的な特性であり、Fe基軟磁性金属ガラス合金は通常が多結晶Fe(Si)合金により製造されたものより低鉄損のコアを提供すべくその潜在可能性について研究されている。それゆえ、Fe-B-Si系金属ガラス合金と比べて、先行して開発されたFe-P-C系金属ガラス合金は、1.3～1.4T（非特許文献3, 11）の高い I_s を示すので、磁気コア材としての応用は、より潜在可能性がある。

【0008】

しかしながら、Fe-P-C基金属ガラス合金の多くは、非常に高価なGaを含有しており、そのコストは合金のコストの90%を占める。Gaは、また、保磁力（ H_c ）の好ましくない増加をもたらす（非特許文献12）。さらにガラス形成能はそれほど大きくなく、銅鑄型鑄造法により製造されたFe-P-C基金属ガラス合金の最大直径又は厚さは2.5mmである（非特許文献3, 11）。

【0009】

一つのFeCrMoGaPCBSi金属ガラス合金はより大きなガラス形成能を示し、フラックス溶融及び水急冷で直径又は厚さ4mmまでの金属ガラス合金を製造できるけれども、この方法は、複雑であり、 I_s は低い（1T未満）。本発明者等は、これまで軟磁性Fe基金属ガラス合金の開発を精力的に行なってきた（特許文献4～10）。特に、特許文献9に示されるFe-B-Si系金属ガラス合金は1.4T以上の飽和磁化を有し、保磁力が3.5～3.0A/mであり、Nbを1at%を含有する合金は、図8に示す磁化曲線に示す優れた軟磁気特性を有している。また、本発明者らは、組成が $Fe_{76-y}\{(Si_aB_b)_m(P_cC_d)_n\}_xM_y[M; Nb, Mo, 19 \times 30, 0 \ y \ 6]$ で示される金属ガラス合金に係わる発明について特許出願した（特許文献11）。この組成に含まれる式 $Fe_{74}Si_{7.2}B_{10.8}P_{3.2}C_{0.8}Mo_2$ の粒子材（

10

20

30

40

50

実施例 3 - 3) は、 T_x が 48 . 4 K、 $B_s(T)$ は 1 . 28 であるが、図 9 の磁化曲線に示されるとおり、Nb を 1 at % を含有する合金 (実施例 1 - 3) に比べて軟磁気特性はよくなかった。

【 0 0 1 0 】

【 非特許文献 1 】 A. Inoue, Y. Shinomiya, and J. S. Gook, Mater. Trans., JIM 36, 1427 (1995)

【 非特許文献 2 】 T. D. Shen and R. B. Schwarz, Appl. Phys. Lett. 75, 49 (1999)

【 非特許文献 3 】 B. L. Shen and A. Inoue, Mater. Trans., 43, 1235 (2002)

【 非特許文献 4 】 P. Paliwk, H. A. Davies, and M. R. J. Gibbs, Mater. Sci. Eng., A 375-377, 372 (2004)

【 非特許文献 5 】 R. B. Schwarz, T. D. Shen, U. Harms, and T. Lillo, J. Magn. Mater. 283, 233 (2004) 10

【 非特許文献 6 】 M. Stoica, S. Roth, J. Eckert, L. Schultz, and M. D. Baro, J. Magn. Mater. 290-291, 1480 (2005)

【 非特許文献 7 】 V. Ponnambalam, S. J. Poon, and G. J. Shiflet, J. Mater. Res. 19, 1320 (2004)

【 非特許文献 8 】 Z. P. Lu, C. T. Liu, J. R. Thompson, and W. D. Porter, Phys. Rev. Lett. 92, 2455 03 (2004)

【 非特許文献 9 】 A. Inoue, B. L. Shen, and C. T. Chang, Acta Mater. 52, 4093 (2004)

【 非特許文献 1 0 】 B. L. Shen, A. Inoue, and C. T. Chang, Appl. Phys. Lett. 85, 4911 (2004)

【 非特許文献 1 1 】 B. L. Shen, M. Akiba, and A. Inoue, Phys. Rev. B 73, 104204 (2006)

【 非特許文献 1 2 】 T. Mizushima, A. Makino, and A. Inoue, J. Appl. Phys. 83, 6329 (1998) 20

【 特許文献 1 】 特開平 9 - 3 2 0 8 2 7 号公報

【 特許文献 2 】 特開平 1 1 - 7 1 6 4 7 号公報

【 特許文献 3 】 特開 2 0 0 1 - 1 5 2 3 0 1 号公報

【 特許文献 4 】 特開平 1 1 - 1 3 1 1 9 9 号公報

【 特許文献 6 】 特開 2 0 0 0 - 2 5 6 8 1 2 号公報

【 特許文献 7 】 特開 2 0 0 2 - 1 0 5 6 0 7 号公報

【 特許文献 8 】 特開 2 0 0 2 - 1 9 4 5 1 4 号公報

【 特許文献 9 】 特開 2 0 0 3 - 2 5 3 4 0 8 号公報

【 特許文献 1 0 】 特開 2 0 0 5 - 2 5 6 0 3 8 号公報

【 特許文献 1 1 】 特開 2 0 0 5 - 2 9 0 4 6 8 号公報 30

【 発明の開示 】

【 発明が解決しようとする課題 】

【 0 0 1 1 】

軟磁性材料としては、従来、珪素鋼、フェライト、鉄基およびコバルト基非晶質合金薄帯などが使用されている。これらのうち、鉄基非晶質合金薄帯は、約 1 . 5 T の高い飽和磁化を持つものの、磁歪が大きいために透磁率は数千であり低い。これに対して、コバルト基非晶質合金薄帯の透磁率は数万のレベルと高いものの、飽和磁化は 1 T 以下であり、飽和磁化と軟磁気特性 (透磁率、保磁力、鉄損など) の両方の特性に優れた合金材料の開発は非常に困難であった。

【 0 0 1 2 】 40

また、バルクの非晶質合金である従来の Fe - B - C 系軟磁性金属ガラス合金は、飽和磁化が小さく、変圧器やモーター用途の要求を満たさない。また、Fe - B - C 系軟磁性金属ガラス合金であって、Ga を使用しているものは、コストが高い。鉄濃度の高い鉄・遷移金属非晶質合金を熱処理してナノメータサイズの微細な結晶を均一に析出させることにより高い飽和磁化と共に優れた軟磁気特性を兼ね備えた軟磁性材料の開発もなされているが、熱処理工程の厳密な制御が必要になり、コストが高い。したがって、実用化を進めるために、ガラス形成能及び初期透磁力、保磁力、飽和磁化などの軟磁気特性の改善、並びに、原材料や製造工程のコストの低減が強く求められている。

【 課題を解決するための手段 】

【 0 0 1 3 】 50

そこで、本発明者らは、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及び元素の組み合わせの方法について探査した結果、高価な元素Gaを含有しない $Fe_{79-x}Mo_xP_{10}C_4B_4Si_3$ ($x = 2 \sim 5 \text{ at} \%$)で示されるFe基金属ガラス合金が、過冷却液体の温度間隔 T_x が40 K以上であり、保磁力(Hc)が1.5 ~ 2.1 A/m、飽和磁化(Is)が1.14 T ~ 1.39 T、1 kHz、1 A/mでの初期透磁率(μ_e)が18600 ~ 25230、磁歪(ϵ)が $17.7 \times 10^{-6} \sim 22.7$ であることを見出し、本発明の完成に至った。

【0014】

本発明の金属ガラス合金は、過冷却液体の温度間隔 T_x が大きく、直径又は厚さが1.5 mm ~ 4 mmで、ガラス相の体積分率が100%であるものを金型鑄造法によって製造することができる。

10

【0015】

図6に、各種の軟磁性材料の飽和磁化と透磁率の関係を本発明の合金と対比して示す。本発明の金属ガラス合金は、これまでのFe-P-C系金属ガラス合金中で最高のIs、優れた軟磁気特性を有することが理解される。

【0016】

上記の合金組成において、銅鑄型鑄造法により作製した鑄造棒材について測定した $T_x = T_x - T_g$ の式で表される過冷却液体の温度間隔 T_x は41 K以上である。また、換算ガラス化温度 T_g/T_l が0.600以上である。

【0017】

この組成を持つ合金を用いて、銅鑄型鑄造法により作製した金属ガラスは、熱分析を行う際、明瞭なガラス遷移及び結晶化による発熱が観察され、ガラス形成の臨界厚さ又は直径の値は1.5 mm以上であり、最大では4 mmに達するので、銅鑄型鑄造法によって厚さ又は直径1.5 mm ~ 4 mmの範囲でガラス相の体積分率が100%であるバルク金属ガラス合金を容易に製作できる。

20

【発明の効果】

【0018】

以上説明したように、本発明のFe基金属ガラス合金は、ガラス形成能に優れ、ガラス形成の臨界厚さ又は直径が1.5 mm以上であり、最大では直径又は厚さ4 mmの値を有する。従来のFe-P-C系バルク金属ガラス合金には不可欠のGa元素を含有しないにもかかわらず、高いガラス形成能を示すとともに、高飽和磁化と優れた軟磁気特性を示す材料の開発に成功した。

30

【発明を実施するための最良の形態】

【0019】

次に、本発明の実施の形態を説明する。本発明の上記合金組成は、基本的に下記6種の元素を構成要素としている。Fe：鉄、Mo：モリブデン、P；燐、C；炭素、B；ホウ素、Si；けい素。そして、式 $Fe_{79-x}Mo_xP_{10}C_4B_4Si_3$ ($x = 2 \sim 5 \text{ at} \%$)で示される組成を有する。

【0020】

本発明のFe基金属ガラス合金において、主成分であるFeは、本発明の高飽和磁化の金属ガラス合金の基となる元素である。本発明のFe基金属ガラス合金中のFe含有量は74 ~ 77 at%と高く、大きな飽和磁化が得られる。

40

【0021】

本発明の上記合金組成において、半金属元素P, C, B, Siは、アモルファス相の形成を担う元素であり、安定なアモルファス構造を得るために重要である。従来のFe-B-C系金属ガラス合金では、ガラス形成能を高めるためには、Siと組み合わせて、10 at%程度以上の高濃度にBを含有させる必要があった。Fe-P-C系金属ガラス合金では、FeとPの間では、Feの含有量が約80 at%の組成で一つの共晶点が存在しており、この共晶点近傍での組成はガラス形成能が高い。また、ガラス形成能の向上には、安定な過冷却液体が必要である。そのため、原子サイズの異なったC, B, Siを添加する

50

ことにより安定なアモルファス構造が得られ、ガラス形成能が向上する。

【0022】

本発明の合金では、半金属元素P, C, B, Siをともに特定の含有量で含有させることにより、合計の含有量が少なくてもガラス形成能が優れることを見出した。これらの半金属元素の合計の含有量は約20at%は必要である。これらの半金属元素が規定の量より多くなるにつれ、共晶点から離れるので、ガラス形成能は低下し、飽和磁化は低下する。また、規定の量より少なくなると、飽和磁化はやや大きくなる傾向があるが、ガラス形成能が急激に低下する。P元素は、合金全体を一つの共晶点に持っていく役割をする。

【0023】

Feの2~5at%をMoで置換することによりTxをかなり拡大し、ガラス形成能を大幅に増加させる。Moの添加は、C, B, Siの添加で共晶点からずれた組成を共晶点に戻す役割をする。Txの増大は、結晶化の遅滞による。Moを含有しない場合は準安定相の $Fe_{23}(B, C)_6$ 相が析出するが、Feをわずかに1at%のMoで置換することにより準安定相は析出しなくなる。少量のMoで合金化することによって、SiとMoの間の大きな負の値を持つ混合エンタルピーが準安定 $(Fe, Mo)_{23}(B, C)_6$ 相の形成の困難さを大きくするので準安定相の析出は強く阻止されると考えられる。加えて、大きな(Fe及びMo)及び小さな(B及びC)原子は、アモルファス構造中に補強されたバックボーンを形成し、また結晶化を抑制すると思われる。これらの二つの作用により、過冷却液体の安定性を増加させる。一方、これらの合金は共晶か、それに近い組成である。

【0024】

本発明の上記合金組成において、組成範囲からのずれにより、ガラス形成能が劣り、溶湯から凝固過程にかけて、結晶核が生成・成長し、ガラス相に結晶相が混在した組織になる。また、この組成範囲から大きく離れると、ガラス相が得られず、結晶相となる。

【0025】

本発明の上記合金組成において、ガラス形成能が高いため、銅鑄型鑄造すると直径又は厚さが4mmまでのガラス相の体積分率が100%の金属ガラス合金の棒材又は板材が作製できるが、同様な冷却速度で、回転水中紡糸法により、直径0.55mmまでの細線、アトマイズ法により、直径0.6mmまでの粒子の金属ガラスを作製できる。

【0026】

本発明の合金は、実施例に示すように、Moの含有量が2~5at%の範囲で、1kHz、1A/mでの初期透磁率(μ_e)が18600~25230、保磁力(Hc)が1.5~2.1A/m、飽和磁化(Is)が1.14~1.39T、の極めて優れた軟磁気特性を持つFe基金属ガラス合金である。さらに、Moの含有量が3~4at%の範囲では、初期透磁率(μ_e)が24610~25230、保磁力(Hc)が1.5~1.7A/m、飽和磁化(Is)が1.27~1.32Tとなり、より優れた軟磁気特性が得られる。

【実施例】

【0027】

表1に示すA0~A5の合金材料を調製し、銅鑄型鑄造法を実施し、バルク合金を得た。図5に、銅鑄型鑄造法により直径1~4mmの合金試料を作製するのに用いた装置を側面から見た概略構成を示す。A0~A5の各合金組成は式 $Fe_{79-x}Mo_xP_{10}C_4B_4Si_3$ において、 $x=0$ (A0)、 $x=1$ (A1)、 $x=2$ (A2)、 $x=3$ (A3)、 $x=4$ (A4)、 $x=5$ (A5)、 $x=6$ (A6)とした。

【0028】

純鉄、純Mo, Siメタロイド、Fe-Pブレアロイ、Fe-Cブレアロイ、純B結晶の混合物を高純度Ar雰囲気中で誘導加熱溶融することにより合金インゴットを製造した。

【0029】

この合金インゴットを先端に小孔(孔径0.5~4mm)を有する石英管3に充填し、高周波発生コイル4により加熱溶融した。その後、その石英管3を垂直な孔5を鑄込み空間とし

10

20

30

40

50

て設けた銅製鋳型 6 の直上に設置した。次いで、石英管 3 内の熔融金属 1 をアルゴンガスの加圧 (0.1~1.0 Kg/cm²) により石英管 3 の小孔 2 から噴出し、銅製鋳型 6 の孔に注入してそのまま放置して凝固させて直径 4 mm までの長さ 40 mm の円柱状鋳造棒を製造した。

【0030】

表 1 に、試料 A0~A5 の示差走査熱量計を用いて測定したガラス遷移温度 (T_g)、 $T_x = T_x - T_g$ (T_x は結晶化開始温度)、 T_g/T_l を示す。また、 I_s , H_c , 1 kHz での初期透磁率 (μ_e) を、それぞれ、400 kA/m の磁場を印加した振動試料型マグネトメーター、800 A/m の磁場での B-H ループトレーサー、1 A/m の磁場でのインピーダンスアナライザーにより測定した。磁歪 (λ_s) は 3 端子キャパシタンス法により測定した。

【0031】

【表 1】

Alloy	D_{max} (mm)	熱安定性			磁気特性			
		T_g (K)	ΔT_x (K)	T_g/T_l	I_s (T)	H_c (A m ⁻¹)	μ_e (1 kHz)	λ_s (10 ⁻⁶)
A0	1	740	34	0.586	1.53	3.2	8 500	24.6
A1	1.5	742	38	0.585	1.44	2.7	13 400	23.1
A2	2.5	742	41	0.587	1.39	2.1	18 600	22.7
A3	3.5	750	43	0.600	1.32	1.7	24 610	15.6
A4	4	752	47	0.613	1.27	1.5	25 230	14.4
A5	3	758	41	0.600	1.14	1.5	20 920	17.7

【0032】

図 1 に、 $Fe_{79-x}Mo_xP_{10}C_4B_4Si_3$ ($x = 0 \sim 6$ at%) の DSC 曲線を示す。Mo の含有量が 0 から 4 at% に増加するにつれて T_g と T_x は 740 から 752 K、34 から 47 K へそれぞれ増加する。A0 合金の結晶化は、3 つの発熱段階で生じ、P1, P2, P3 の印を付した 3 つの対応する発熱ピークは接近している。しかしながら、結晶化は、Fe を 1~4 at% の Mo で置換すると 2 つの段階を通して生じ、A3 と A4 合金は主の発熱ピークに肩 (shoulder) を示すが、2 つの発熱ピーク間の温度間隔は Mo 含有量が増えるにつれて増加する。

【0033】

Mo 含有量が 5 at% 及び 6 at% にさらに増加すると、肩は、面心立方晶 (Fe, Mo)₂₃(B, C)₆ 相の析出により発熱ピークになる。特に、A6 合金については、ピーク P1 は、大きく、結晶化は、 T の大幅な低下を伴って、再度、3 つの明白な発熱段階を通して生じる。それゆえに、過冷却液体 (SL) の熱的安定性は Mo 含有量が 4 at% へ増加するにつれて増加し、さらに Mo 含有量が増加すると減少が始まると推測される。

【0034】

図 2 に、 $Fe_{79-x}Mo_xP_{10}C_4B_4Si_3$ ($x = 0 \sim 5$ at%) の DTA 曲線を示す。A0 合金については、P_{endo1} 及び P_{endo2} の符号を付した 2 つの吸熱ピークが加熱曲線に見える。これは該組成が共晶点の近くに存在していないことを示唆する。Mo 含有量が 1 から 4 at% へ増加するにつれてピーク P_{endo1} の強度は、増加するが、ピーク P_{endo2} の強度は次第に低下する。こうして、Mo が 2, 3, 4 at% にそれぞれ増加すると、事実上たった一つのピークが残り、Mo 含有量が 4 at% に増加すると共晶点に接近することを示している。Mo 含有量がさらに 5 at% に増加すると、2 つの吸熱ピークが再度現れるので、Mo 含有量が 5 at% に増加すると合金の組成は共晶点から離れ始めることを示唆する。

【0035】

加えて、冷却曲線に示されるように、Mo含有量が1から4at%に増加するにつれてT₁は1270から1226Kに低下し、Mo含有量がさらに5at%に増加するにつれて再度1265Kに高まる。A4合金は、2つの発熱ピークを示すが、他のMo含有合金は3以上の発熱ピークを示すので、A4合金の凝固挙動は他の合金よりも単純であることを示している。それゆえ、A2, A3, A4合金は共晶点の近くにあり、A4合金はこれらの3つの合金の中では最も共晶点に近いと考えられる。

【0036】

さらに、換算ガラス化温度(T_g/T₁)は0.586~0.613の間にある。それゆえ、DSC及びDTA測定からこのFePC基金属ガラス合金は高いガラス形成能を示す結果となると考えられる。金属ガラス合金棒の臨界直径は、A0, A1, A2, A3, A4, 及びA5のそれぞれについて、1, 1.5, 2.5, 3.5, 4, 及び3mmである。図3に、これらの鑄造棒のXRDパターンを示す。結晶のピークを伴わない広いピークのみがこれらの鑄造棒全てに見られ、4mmまでの直径でガラス相の形成が示唆される。

【0037】

上記の表1にA0~A5合金の最大直径(D_{max}; mm)、熱安定性、磁気特性を示す。Mo含有量が0から5at%に増加するにつれて、Fe含有量の低下により飽和磁化(I_s)が1.53から1.14Tに低下するけれども、Fe含有量の合計が74at%より多いので、このガラス合金のI_sは、どの他のFe-P-C系金属ガラス合金よりも高い。最大のガラス形成能を有するA3及びA4金属ガラス合金は、最良の軟磁気特性を示す。この理由は、結晶核を全く含まない高いレベルの同質性(homogeneity)を持つガラス構造の形成による。実際、A3及びA4合金は、約 1.5×10^{-6} の最低の磁歪(λ)を示す。結果として、1.32及び1.27Tのより高いI_sに加えて、非常に大きい初期透磁率(μ_e)を持つ優れた軟磁気特性がA3及びA4ガラス合金について得られた。

【0038】

図4には、比較のためにメルトスピン法で作製した金属ガラス合金リボンのXRDパターンも示している。準安定(Fe, Mo)₂₃(B, C)₆相のXRDパターン5mm径の鑄造棒のXRDパターンに重ねて示しているとおり、(Fe, Mo)₂₃(B, C)₆相が5mm径のロッドのガラス相から析出していることが分かる。それゆえ、準安定(Fe, Mo)₂₃(B, C)₆相は事実、ガラス相の形成と競合する主相であることが確認される。図7に、A2~A5合金の磁化曲線を示す。本発明のFe基金属ガラス合金は、非常に大きい初期透磁率が得られることが分かる。

【産業上の利用可能性】

【0039】

本発明のFe基金属ガラス合金は銅鑄型鑄造法により製造された棒材又は板材を提供することができ、高い飽和磁化と大きい初期透磁率を有しているので、電力変圧器のコア材やモータコア材などの高透磁率磁心材料として特に有用であり、その他、スイッチング電源用トランス、チョークコイル、ノイズフィルタなどの磁心材料、電磁シールド材、磁気センサ、電流センサなど、幅広い応用が期待される。

【図面の簡単な説明】

【0040】

【図1】本発明合金のDSC曲線を示すグラフである。

【図2】本発明合金のDTA曲線を示すグラフである。

【図3】本発明合金の鑄造棒材のXRDパターンである。

【図4】本発明合金の直径又は厚さ4mm及び5mmの鑄造棒及び比較のためのメルトスピン法で製造したリボンのXRDパターンである。

【図5】銅鑄型鑄造法により合金試料を作製するのに用いた装置の概略側面図である。

【図6】各種の軟磁性材料の飽和磁化と透磁率の関係を示すグラフである。

【図7】実施例のA2~A5合金の磁化曲線を示すグラフである。

【図8】従来例のFe-B-Si-Nb金属ガラス合金の磁化曲線を示すグラフである。

10

20

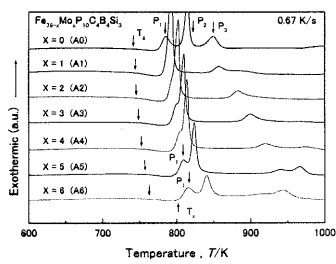
30

40

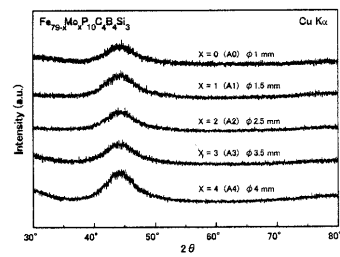
50

【図9】従来例のFe-Si-b-P-C-(Nb, Mo)金属ガラス合金粒子材の磁化曲線を示すグラフである。

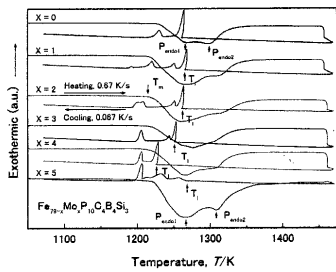
【図1】



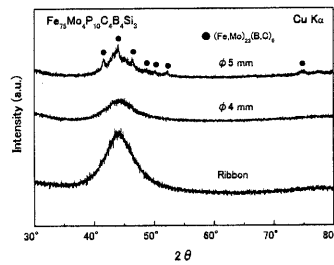
【図3】



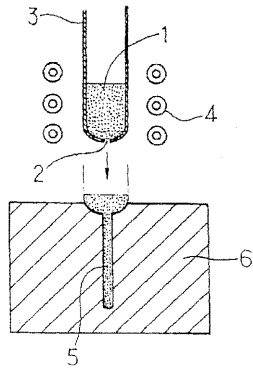
【図2】



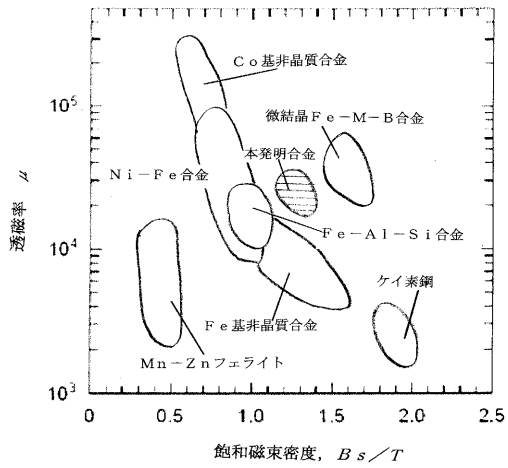
【図4】



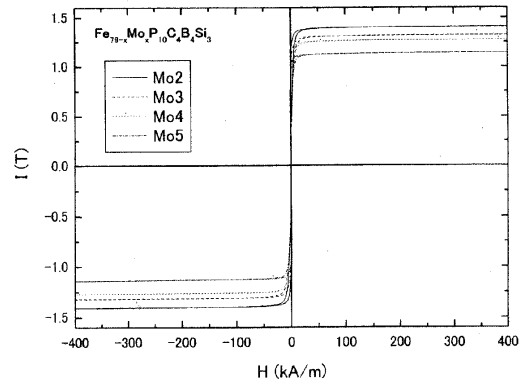
【図5】



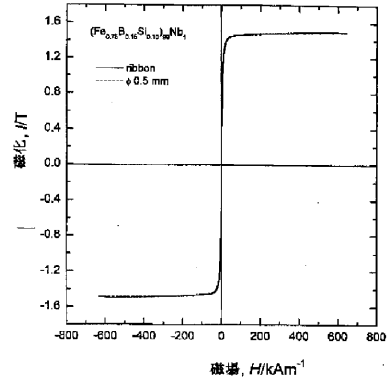
【図6】



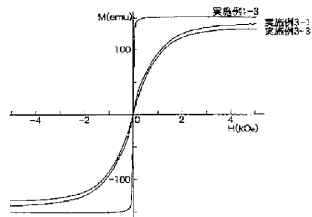
【図7】



【図8】



【図9】



フロントページの続き

- (56)参考文献 特開2005 - 290468 (JP, A)
特開2005 - 307291 (JP, A)
特開昭57 - 039103 (JP, A)
特開昭61 - 243152 (JP, A)
特開昭53 - 130572 (JP, A)
特開2003 - 253408 (JP, A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C22C 45/00 - 45/10