



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 101641455 B

(45) 授权公告日 2012. 05. 30

(21) 申请号 200880009320. 6

C21D 6/00 (2006. 01)

(22) 申请日 2008. 03. 04

C22C 45/02 (2006. 01)

(30) 优先权数据

H01F 1/153 (2006. 01)

074974/2007 2007. 03. 22 JP

H01F 3/04 (2006. 01)

074976/2007 2007. 03. 22 JP

H01F 10/13 (2006. 01)

H01F 41/24 (2006. 01)

(85) PCT申请进入国家阶段日

(56) 对比文件

2009. 09. 22

JP 2002075718 A, 2002. 03. 15, 全文.

(86) PCT申请的申请数据

CN 1172862 A, 1998. 02. 11, 全文.

PCT/JP2008/053798 2008. 03. 04

JP 6017204 A, 1994. 01. 25, 全文.

(87) PCT申请的公布数据

CN 1787125 A, 2006. 06. 14, 全文.

W02008/114605 JA 2008. 09. 25

杨会生等. Fe_{76.5}Cu₁Si_{13.5}B₉ 非晶合金化过程的 X 射线衍射研究. 《金属学报》. 1992, 第 28 卷 (第 11 期), 503-508.

(73) 专利权人 日立金属株式会社

审查员 徐建锋

地址 日本东京

(72) 发明人 太田元基 吉泽克仁

(74) 专利代理机构 中科专利商标代理有限责任公司
11021

代理人 陈平

(51) Int. Cl.

C22C 38/00 (2006. 01)

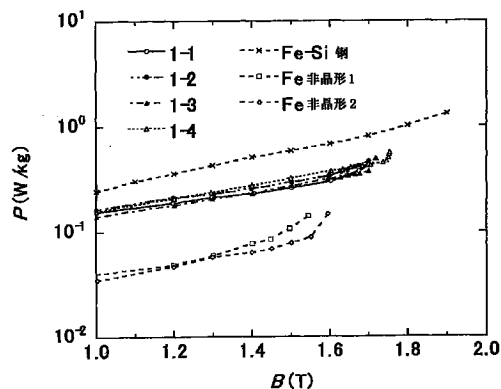
权利要求书 1 页 说明书 18 页 附图 10 页

(54) 发明名称

软磁性薄带、磁芯、磁性部件及制备软磁性薄带的方法

(57) 摘要

一种软磁性薄带,其特别是在 500A/m 以下的相对低的磁场区域中,具有高矩形度的磁通量密度-磁化曲线。公开了厚度为 100 μm 以下的软磁性薄带,其包含其中按体积比率计,30% 以上的晶粒直径为 60nm 以下 (不包括 0) 的晶粒分散在非晶形相中的母相组织,并且包含非晶形层,所述的非晶形层设置在母相组织的表面侧。优选地,软磁性薄带由组成式 Fe_{100-x-y}Cu_xX_y (其中 X 是选自 B, Si, S, C, P, Al, Ge, Ga 和 Be 中的至少一种元素) 表示,其中原子百分比 (%) 满足关系 0 < x ≤ 5 和 10 ≤ y ≤ 24。



1. 一种软磁性薄带,其包含:基体,其中晶粒粒径为 60nm 以下但不包括 0 的晶粒以 30% 以上的体积分数分散在非晶形相中;和在所述基体的表面侧形成的非晶形层;晶体层,所述的晶体层包含晶体组织,形成于所述软磁性薄带的顶表面上;其中所述非晶形层形成在所述晶体层内侧,其中所述软磁性薄带由组成式 $\text{Fe}_{100-x-y}\text{A}_x\text{X}_y$ 表示,其中 A 是选自 Cu 和 Au 中的至少一种元素;X 由 B 和选自 Si, S, C, P, Al, Ge, Ga 和 Be 组成的组中的至少一种元素组成;B 的含量范围为 10 原子%以上且 20 原子%以下;并且按原子%计,x 和 y 分别由 $0 < x \leq 5$ 和 $10 \leq y \leq 24$ 定义。

2. 根据权利要求 1 所述的软磁性薄带,其包含在所述非晶形层和所述基体之间的粗晶粒层,其中所述粗晶粒层包含粒径大于所述基体中的所述晶粒的平均粒径的晶体。

3. 根据权利要求 1 所述的软磁性薄带,其中在施加磁场后的剩余磁通量密度 Br 与在 80A/m 的磁场中的磁通量密度 B_{80} 的比率 Br/B_{80} 为 90% 以上。

4. 一种磁芯,其包含根据权利要求 1 的软磁性薄带,其中在 1.5T 的磁通量密度和 50Hz,所述磁芯的铁损为 0.5W/kg 以下。

5. 一种软磁性薄带,其包含:在离所述薄带的表面的深度为 120nm 的位置的基体,其中晶粒粒径为 60nm 以下但不包括 0 的晶粒以 30% 以上的体积分数分散在非晶形相中;和在离所述薄带的表面为小于 120nm 的深度形成的非晶形层;晶体层,所述的晶体层包含晶体组织,形成于所述软磁性薄带的顶表面上;其中所述非晶形层形成在所述晶体层内侧,其中所述软磁性薄带由组成式 $\text{Fe}_{100-x-y}\text{A}_x\text{X}_y$ 表示,其中 A 是选自 Cu 和 Au 中的至少一种元素;X 由 B 和选自 Si, S, C, P, Al, Ge, Ga 和 Be 组成的组中的至少一种元素组成;B 的含量范围为 10 原子%以上且 20 原子%以下;并且按原子%计,x 和 y 分别由 $0 < x \leq 5$ 和 $10 \leq y \leq 24$ 定义。

6. 根据权利要求 5 所述的软磁性薄带,其包含在所述非晶形层和所述基体之间的粗晶粒层,其中所述粗晶粒层包含粒径大于所述基体中的所述晶粒的平均粒径的晶体。

7. 一种磁芯,其使用根据权利要求 5 的软磁性薄带,其中所述磁芯的铁损为 0.65W/kg 以下,所述铁损是在 1.6T 的磁通量密度和 50Hz 的频率测量的。

8. 一种磁性部件,其包含根据权利要求 1 至 3 和 5 至 6 中任何一项所述的软磁性薄带或根据权利要求 4 或 7 的磁芯。

9. 一种用于制备根据权利要求 1 至 3 和 5 至 6 中任何一项所述的软磁性薄带的方法,该方法包括以下步骤:将含有 Fe 和准金属元素的熔融合金快速冷却,以制备 Fe-基合金,所述 Fe-基合金包含其中平均粒径为 30nm 以下但不包括 0nm 的晶粒以大于 0% 并且小于 30% 的体积分数分散在非晶形相中的组织;和将所述的 Fe-基合金进行退火,以形成其中平均粒径为 60nm 以下的体心立方结构的晶粒以 30% 以上的体积分数分散在所述的非晶形相中的组织,其中进行所述退火步骤使得在 300°C 以上的平均升温速度为 100°C /min 以上。

10. 根据权利要求 9 所述的用于制备软磁性薄带的方法,其中所述 Fe-基合金由组成式 $\text{Fe}_{100-x-y}\text{A}_x\text{X}_y$ 表示,其中 A 是选自 Cu 和 Au 中的至少一种元素;X 是选自 B, Si, S, C, P, Al, Ge, Ga 和 Be 组成的组中的至少一种元素;并且按原子%计,x 和 y 分别由 $0 < x \leq 5$ 和 $10 \leq y \leq 24$ 定义。

软磁性薄带、磁芯、磁性部件及制备软磁性薄带的方法

技术领域

[0001] 本发明涉及用于各种变压器、激光电源、加速器用脉冲功率磁性部件、各种电抗器、干扰对策、各种电机、各种发电机等的具有高饱和磁通量密度和良好矩形度(squareness)的软磁性薄带,并且涉及使用所述薄带的磁芯和磁性部件,以及用于制备所述软磁性薄带的方法。

[0002] 背景技术

[0003] 已知硅钢、铁素体、非晶形合金、Fe-基纳米晶体合金等作为具有高饱和磁通量密度和优异的交流电磁性的磁性材料,其用于各种变压器、电抗器/扼流线圈、干扰抑制部件、激光电源、加速器用脉冲功率磁性部件、各种电机、各种发电机等。

[0004] 硅钢板由便宜的材料制成并且具有高的磁通量密度,但是硅钢板的问题在于,对于高频应用,其铁损大。另一个问题在于,由于其制备方法,非常难以将硅钢板加工成薄板如非晶形薄带,并且由于大的涡流损失所导致的大损失而是不利的。铁素体材料的问题在于其低的饱和磁通量密度和差的磁热性质。另一个问题在于,磁性容易饱和的铁素体不适宜于其中工作磁通量密度高的高功率应用。

[0005] 此外,Co-基非晶形合金的问题在于在实用材料的情况下,其具有1T以下的低饱和磁通量密度,导致热不稳定性。为此原因,当将其用于高功率应用时,不幸的是,需要大的部件,并且由于随着时间的变化,铁损增大。此外,由于Co昂贵,还有价格问题。

[0006] 此外,如在专利文件1(JP-A-05-140703(第0006至0010段))中所述的Fe-基非晶形软磁合金具有良好的矩形度和低的矫顽力,并且显示出优异的软磁性质。但是,在Fe-基非晶形合金体系中,饱和磁通量密度的物理上限为约1.68T。此外,Fe-基非晶形合金的问题在于,其具有大的磁致伸缩,并且其性质由于应力劣化,并且其在其中音频频带中的电流叠加的应用中产生高噪声。此外,在常规Fe-基非晶形软磁合金中,在Fe被其它磁性元素如Co或Ni充分代替时,将观察到饱和磁通量密度略有增加,但适宜的是,考虑到价格,这些元素的含量(重量%)尽可能地低。由于这些问题,开发了如在专利文件2(JP-A-01-156451(第2页右上栏第19行至右下栏第6行))中所述的具有纳米晶体的软磁性材料,并且将它们用于各种应用。此外,如在专利文件3(JP-A-2006-40906(第0040至0041段))中所述,公开了一种制备具有高磁导率和高饱和磁通量密度的软磁性成型体的技术,其中首先制备具有超细晶体的非晶形合金,然后退火以产生纳米晶体。

[0007] 专利文件1:JP-A-05-140703(第0006至0010段)

[0008] 专利文件2:JP-A-01-156451(第2页右上栏第19行至右下栏第6行)

[0009] 专利文件3:JP-A-2006-40906(第0040至0041段)

[0010] 发明内容

本发明将要解决的问题

[0011] 对于用于变压器、饱和电抗器等的芯材料,需要具有良好矩形度和容易被磁化的软磁性材料。简言之,需要软磁性质,其中表观剩余磁通量密度 B_r 与在最大施加磁场 H_m

中得到的磁通量密度 B_m 的比率,即 B_r/B_m 具有高值。在上述性质方面,Fe-基非晶形薄带也具有非常有用的性质,但是如上所述,Fe-基非晶形薄带的饱和磁通量密度的上限为约 1.68T,并且需要具有更高磁通量密度的软磁性材料。此外,硅钢板具有 1.6T 以上的磁通量密度,但其具有差的饱和性并且具有大的铁损、大的涡流损失和高的表观功率。取决于最大施加磁场,产生比 Fe-基非晶形薄带的磁通量密度低的磁通量密度 B_m ,并且此外, B_r/B_m 也变低。

[0012] 因此,本发明的第一个问题在于提供一种软磁性薄带,其容易被磁化并且具有矩形度,特别是 500A/m 以下的较低磁场区域中。

[0013] 此外,本发明的第二个问题在于提供一种软磁性薄带,其在高饱和磁通量密度中具有低的损失,这解决了电功率问题如铁损、涡流损失和表观功率。

[0014] 解决问题的手段

[0015] 解决问题的手段

[0016] 本发明的软磁性薄带的特征在于包含:基体,其中晶粒粒径为 60nm 以下(不包括 0)的晶粒以 30%以上的体积分数分散在非晶形相中;和在所述基体的表面侧形成的非晶形层。

[0017] 在软磁性薄带中,可以将包含晶体组织的晶体层形成在其顶表面上,并且将非晶形层形成在晶体层内侧。而且,可以在非晶形层和基体之间形成粗晶粒层,所述粗晶粒层含有粒径大于所述基体中的所述晶粒的平均粒径的晶体。

[0018] 本发明的软磁性薄带优选由组成式 $Fe_{100-x-y}A_xX_y$ 表示,其中 A 是选自 Cu 和 Au 中的至少一种元素;X 是选自 B, Si, S, C, P, Al, Ge, Ga 和 Be 组成的组中的至少一种元素;并且按原子%计, x 和 y 分别由 $0 < x \leq 5$ 和 $10 \leq y \leq 24$ 定义。更优选地,本发明的软磁性薄带包含:基体,其中晶粒粒径为 60nm 以下但不包括 0 的晶粒以 30%以上的体积分数分散在非晶形相中;和在所述基体的表面侧形成的非晶形层;晶体层,所述的晶体层包含晶体组织,形成于所述软磁性薄带的顶表面上;其中所述非晶形层形成在所述晶体层内侧,其中所述软磁性薄带由组成式 $Fe_{100-x-y}A_xX_y$ 表示,其中 A 是选自 Cu 和 Au 中的至少一种元素;X 由 B 和选自 Si, S, C, P, Al, Ge, Ga 和 Be 组成的组中的至少一种元素组成;B 的含量范围为 10 原子%以上且 20 原子%以下;并且按原子%计, x 和 y 分别由 $0 < x \leq 5$ 和 $10 \leq y \leq 24$ 定义。

[0019] 此外,本发明的软磁性薄带提供其中在施加磁场后的剩余磁通量密度 B_r 与在 80A/m 的磁场中的磁通量密度 B_{80} 的比率 B_r/B_{80} 为 90%以上的性质,并且该薄带具有良好的矩形度。

[0020] 可以使用本发明的软磁性薄带,以得到在 1.5T 和 50Hz 的铁损为 0.5W/kg 以下的磁芯。

[0021] 此外,本发明的软磁性薄带具有:在离所述薄带的表面的深度为 120nm 的位置的基体,其中晶粒粒径为 60nm 以下(不包括 0)的晶粒以 30%以上的体积分数分散在非晶形相中;和在离所述薄带的表面 120nm 以下的深度形成的非晶形层。

[0022] 上述软磁性薄带可以是其中晶体组织的晶体层形成在顶表面上并且非晶形层形成在晶体层内侧的软磁性薄带。

[0023] 软磁性薄带可以是在所述非晶形层和所述基体之间具有粗晶粒层的软磁性薄带,

所述的粗晶粒层由粒径大于所述基体中的所述晶粒的平均粒径的晶体组成。

[0024] 软磁性薄带优选由组成式 $\text{Fe}_{100-x-y}\text{A}_x\text{X}_y$ 表示,其中 A 是选自 Cu 和 Au 中的至少一种元素;X 是选自由 B, Si, S, C, P, Al, Ge, Ga 和 Be 组成的组中的至少一种元素;并且按原子%计, x 和 y 分别由 $0 < x \leq 5$ 和 $10 \leq y \leq 24$ 定义。更优选地,本发明的软磁性薄带包含:在离所述薄带的表面的深度为 120nm 的位置的基体,其中晶粒粒径为 60nm 以下但不包括 0 的晶粒以 30% 以上的体积分数分散在非晶形相中;和在离所述薄带的表面为小于 120nm 的深度形成的非晶形层;晶体层,所述的晶体层包含晶体组织,形成于所述软磁性薄带的顶表面上;其中所述非晶形层形成在所述晶体层内侧,其中所述软磁性薄带由组成式 $\text{Fe}_{100-x-y}\text{A}_x\text{X}_y$ 表示,其中 A 是选自 Cu 和 Au 中的至少一种元素;X 由 B 和选自由 Si, S, C, P, Al, Ge, Ga 和 Be 组成的组中的至少一种元素组成;B 的含量范围为 10 原子%以上且 20 原子%以下;并且按原子%计, x 和 y 分别由 $0 < x \leq 5$ 和 $10 \leq y \leq 24$ 定义。

[0025] 使用这样的软磁性薄带的磁芯提供低损失的芯并且适宜于微型化。因此,可以提供如在 1.6T 的磁场和 50Hz 的频率测量的单板铁损为 0.65W/kg 以下的磁芯。

[0026] 通过使用这样的软磁性薄带,可以得到具有优异软磁性的磁性部件。

[0027] 根据本发明的用于制备软磁性薄带的方法具有以下步骤:将含有 Fe 和准金属元素的熔融合金快速冷却,以制备 Fe-基合金,所述 Fe-基合金具有其中平均粒径为 30nm 以下(不包括 0nm)的晶粒以大于 0% 并且小于 30% 的体积分数分散在非晶形相中的组织;和将所述的 Fe-基合金进行退火,以形成其中平均粒径为 60nm 以下的体心立方结构的晶粒以 30% 以上的体积分数分散在所述的非晶形相中,其中进行所述退火步骤使得在 300°C 以上的平均升温速度为 100°C/min 以上。

[0028] 本发明可以提供具有高饱和磁通量密度和低铁损的软磁性薄带,其用于各种变压器、激光电源、加速器用脉冲功率磁性部件、用于高电流应用的各种电抗器、用于有源滤波器的扼流圈、平滑扼流线圈、干扰对策部件如电磁屏蔽材料、电机、发电机等,并且可以提供使用所述软磁性薄带的高性能磁芯和磁性部件。因此,本发明的优点是显著的。

[0029] 具体实施方式

[0030] 本发明的软磁性薄带具有:基体,其中晶粒粒径为 60nm 以下(不包括 0)的晶粒以 30% 以上的体积分数分散在非晶形相中;和在所述基体的表面侧形成的非晶形层。这样的软磁性薄带的实例包括:通过辊冷却而铸造的厚度为 100 μm 以下的合金薄带。已经发现本发明如上所述的软磁性薄带可以提供具有迄今没有得到的磁性的软磁性薄带,原因在于在相同的薄带中存在与基体不同的晶体组织(形成在顶表面上的晶体层,非晶形层,和粗晶粒层)。

[0031] 此外,尽管纳米晶体合金通常具有低的韧性,但是本发明的软磁性薄带具有的特征在于:通过得到纳米晶体相和韧性优异的非晶形层的复合组织,薄带具有改善的韧性。当观察薄带的横截面时,非晶形层是其中可以将非晶态确认为在表面侧上厚度平均为 10nm 以上的层的部分。基本上平行于薄带的表面观察非晶形层。非晶形层不需要是完全连续的层,因此可以是部分不连续的。由于在出现非晶形相的表面附近形成其中晶核缺乏的区域,因此晶粒粒径比在所述基体中的晶粒的平均尺寸大的粗晶粒容易析出在邻接非晶形层的区域中。即,非晶形层具有使在顶表面上形成的晶体层,和粗晶粒层稳定地析出的效果。

[0032] 图 5(a) 和 5(b) 显示了在本发明的软磁性薄带的辊冷却的表面侧的表面附近的

横截面的观察结果。本发明的软磁性薄带具有：在薄带的表面侧（辊冷却的表面和在其背面的自由表面的表面层部分），在离所述薄带的表面比 120nm 深度深的位置的基体 D，其中晶粒粒径为 60nm 以下（不包括 0）的晶粒以 30% 以上的体积分数分散在非晶形相中；和在基体 D 的表面侧形成的非晶形层 B。在上述软磁性薄带中，由晶体组织构成的晶体层 A 形成在顶表面上，并且非晶形层 B 形成在晶体层 A 内侧。此外，软磁性薄带可以具有在非晶形层 B 和基体 D 之间的粗晶粒层 C，所述粗晶粒层 C 由粒径大于基体中晶粒的平均粒径的晶粒构成。特别是，具有粗晶粒层 C 的软磁性薄带具有包括良好矩形度的磁性。

[0033] 此外，通过进行退火步骤使得 300℃ 以上的平均升温速度为 100℃ /min 以上而得到的软磁性薄带具有：在离薄带表面 2 的 120nm 深度的基体 D，其中晶粒粒径为 60nm 以下（不包括 0）的晶粒以 30% 以上的体积分数分散在非晶形相中；和在离薄带的表面 120nm 以下的深度形成的非晶形层 B。

[0034] 推测非晶形层出现的原因如下。在此合金体系中，Fe 是主要成分，并且 Cu 和 / 或 Au（以下称作元素 A）是必需的。基本上不与 Fe 形成固溶体的元素 A 聚集以形成纳米级的团簇，并且因此帮助晶粒成核。元素 A 易于均匀地分散在远离表面的部分中，因此形成纳米晶体基体 D。此外，基于形成非固溶体的性质，元素 A 易于偏析，以提高元素 A 在顶表面周围的浓度，由此以基体中的相同方式形成晶体组织。另一方面，元素 A 的浓度在顶表面正下面的内部区域降低，原因在于元素 A 移动至表面侧。为此原因，在此区域中形成非晶形层而不引起晶粒成核。在本发明的软磁性薄带中，通过退火，析出纳米晶粒层，并且纳米晶粒核的浓度由如上所述的元素 A 的分布确定。因此，预期在表面附近难以形成核，因此导致非晶形层的形成。在常规纳米晶体体系中使用的元素如 Nb, Mo, Ta 和 Zr 具有抑制元素 A 的偏析和热扩散的作用，并且当过量含有这样的元素时，难以在表面附近得到非晶形层。

[0035] 推测粗晶粒层 C 出现的原因如下。在非晶形层更里面的区域中，元素 A 的浓度不如形成基体的区域中那样高，并且成核少。纳米晶粒的粒径由核的浓度和晶粒生长的速度确定。由于升温速度差别导致的组织的差别不容易出现在其中元素 A 的浓度均匀的基体区域中。但是，在其中元素 A 的浓度低的区域 C 中，慢的升温速度提供了对于元素 A 的热扩散足够的时间，以减少核的数量。因此，晶粒容易粗糙化，以在区域 C 中形成粗晶粒层 C。例如，当升温速度提高时，粗晶粒层 C 的晶粒变细，并且平均粒径接近于基体中的晶粒的平均粒径。另外，粗晶粒层 C 的宽度也减小。通过控制升温速度，组织得到控制，并且不能得到适宜于预期的应用的磁性。

[0036] 如本文所述，“粗晶粒层 C”是指平均晶粒粒径是基体中的晶粒的平均尺寸 1.5 倍以上的部分。此外，粗晶粒层 C 中的晶粒的平均尺寸优选为基体中的晶粒的平均尺寸 2 倍以下。当粗晶粒层中的晶粒的平均尺寸比基体中的晶粒的平均尺寸的 2 倍更大时，磁各向异性增加，并且与基体的磁化过程不同的磁化过程出现。为此原因，在磁场施加过程和磁场消除过程之间容易发生滞后。由于该组织处于其中不同的相形成复合相的状态，因此在该组织中混合具有不同磁化旋转机理的区域，从而导致损失增加。当粗晶粒层中的晶粒的平均尺寸为基体中的晶粒的平均尺寸的 2 倍以下时，可以将 1.6T 和 50Hz 的铁损降低至 0.65W/kg 以下，这低于晶粒取向的硅钢板的铁损。在此情况下，通过在位于离顶表面 120nm 以下深度的区域中形成非晶形层，可以抑制粒径是基体中的晶粒的平均粒径 2 倍以上的粗晶粒出现的概率。粗晶粒层中的晶粒的平均尺寸优选为基体中的晶粒的平均尺寸 1.9 倍以

下,更优选 1.8 倍以下。

[0037] 本发明的软磁性薄带的厚度优选为 $100\text{ }\mu\text{m}$ 以下,更优选为 $40\text{ }\mu\text{m}$ 以下,以得到降低涡流损失的效果。此外,本发明中,“基体”是指由晶粒和晶界组成的组织,其中周期性重复的结构具有相似性并且晶粒粒径的分布均匀。在软磁性薄带中,将在薄带厚度的中间点附近的组织称作基体。粒径如下确定:在由电子显微镜得到的组织照片上观察的组织中,将晶粒的长轴和短轴的尺寸平均。确定 30 颗以上的晶粒的晶粒粒径,并且将 30 个以上的这些值平均,得到平均晶粒粒径。通过线性分析确定晶粒的体积分数。具体地,在显微镜中观察的组织中,假定任何直线,并且将测试线段的长度定义为 L_t 。测量由晶体相占据的线段的长度 L_c 。晶粒的体积分数通过确定由晶粒占据的线段的长度的百分比确定: $V_v = L_c / L_t \times 100$ 。因此晶粒的体积分数 V_v 由等式: $V_v = L_c / L_t$ 得到。

[0038] 通过进行特定条件的退火,本发明的软磁性薄带还可以提供高矩形度的 B-H 曲线,其中在施加磁场后的剩余磁通量密度 B_r 与在 80A/m 的磁场中的磁通量密度 B_{80} 的比率 B_r/B_{80} 为 90% 以上。

[0039] 此外,本发明的软磁性薄带可以用来得到磁芯如层压芯和卷带型芯,其中磁芯在 1.5T 和 50Hz 的铁损为 0.5W/kg 以下。饱和磁通量密度为 1.65T 以上。此外,本发明的软磁性薄带具有提供优于常规的晶粒取向的硅钢板的磁通量密度的高磁通量密度的区域,特别是在 500A/m 以下的低磁场中,并且饱和磁通量密度高于 Fe-基非晶形材料的饱和磁通量密度。由于矩形度的性质得到改善,因此可以将表观功率抑制至低水平,并且可以使通量密度区域扩大。

[0040] 晶粒在所述基体中分散的体积分数为 30% 以上,优选为 50% 以上,更优选为 60% 以上。平均晶粒粒径必须为 60nm 以下,特别适宜的平均晶粒粒径在 2nm 至 25nm 的范围内。在此范围内,可以得到特别低的矫顽力和铁损。在上述合金中得到的纳米晶粒具有主要由 Fe 构成的体心立方结构 (bcc) 的晶体相,并且可以固溶有 Si, B, Al, Ge, Zr 等。其中还可以包含有序的晶格。尽管除了晶体相之外的剩余部分主要是非晶形相,但是本发明中还包括基本上由晶体相构成的合金。也可以存在部分含有 Cu 和 Au 的面心立方结构相 (fcc 相)。此外,当在晶粒的周围存在非晶形相时,电阻率高,并且通过抑制晶粒生长形成细晶粒。结果,得到更优选的软磁性。当在上述合金中不存在化合物相时,提供更低的铁损,但是也允许化合物相被部分地包含在其中。

[0041] 通过进行退火步骤使得 300°C 以上的升温速度为 $100^\circ\text{C}/\text{min}$ 以上而得到的本发明的软磁性薄带具有优异的软磁性:当在 1.6T 的磁场和 50Hz 的频率测量时,饱和磁通量密度为 1.65T 以上并且铁损为 0.65W/kg 以下。因此,使用该软磁性薄带的磁芯类似地具有优异的特性,并且可以提供高效材料,其具有高磁通量密度的区域中具有低损失,这是通过目前的 Fe-基材料难以得到的。可以得到饱和磁通量密度为 1.70T 以及 1.72T 的材料。

[0042] 在硅钢板中,涡流损失占铁损因子的大部分。薄带形式的软磁性材料是有利的,原因在于涡流损失与厚度的平方成比例地增加。硅钢板的厚度为约 $230\text{ }\mu\text{m}$ 以上,但是本发明的软磁性薄带的厚度为 $100\text{ }\mu\text{m}$ 以下。因此,即使在电阻率相同时,也可以将涡流损失降低至 $1/6$ 以下。本发明中,对含有 Fe, A 和 X 的纳米晶体材料合金薄带给予关注,其中 Fe 的含量基本上为 75 原子% 以上,其中 A 是选自 Cu 和 Au 中的至少一种元素,并且 X 是选自 B, Si, S, C, P, Al, Ge, Ga 和 Be 中的至少一种元素,并且开发出高饱和密度和低铁损的材料。通过

制备软磁性薄带,所述的软磁性薄带的 1.6T 以上接近于非晶形材料饱和磁通量密度的上限,以及其在 50Hz 的 0.65W/kg 以下的铁损比硅钢板的铁损低,可以提供大的工作通量密度区域和低的损失。由软磁性薄带的合金组成或软磁性薄带的退火条件,还可以将铁损降低至 0.6W/kg 以下,并且进一步降低至 0.55W/kg 以下。

[0043] 可以将本发明的软磁性薄带的表观功率抑制至低于饱和性差的硅钢板的表观功率的程度。可以得到饱和磁通量密度为 1.70T 以及 1.72T 的材料。本发明的软磁性薄带具有优异的饱和性,并且可以在 1.60T 和 50Hz 提供例如 1.2VA/kg 以下的表观功率。因此,可以实现高磁通量密度区域中表观功率的降低,这在常规 Fe-基材料中是困难的,因此提供高效材料。

[0044] 本发明的软磁性薄带优选由组成式 $\text{Fe}_{100-x-y}\text{A}_x\text{X}_y$ 表示,(其中 A 是选自 Cu 和 Au 中的至少一种元素;X 是选自由 B, Si, S, C, P, Al, Ge, Ga 和 Be 组成的组中的至少一种元素;并且按原子%计,x 和 y 分别由 $0 < x \leq 5$ 和 $10 \leq y \leq 24$ 定义)。下面描述该限制的原因。

[0045] 元素 A(Cu 和 / 或 Au) 的量为 5% 以下(不包括 0%)。元素 A 在本发明的合金组成中特别重要。如上所述,元素 A 通过外部因素如退火、机械振动、电冲击和磁冲击或内部因素扩散,因为元素 A 基本上不与 Fe 形成固溶体。特别是,在采用其中温度分布和温差易于在薄带的表面和内部之间产生的退火时,薄带具有扩散易于发生的区域和易于防止相互扩散的区域,并且在内部的组织倾斜状或阶梯状变化。为了控制磁性,有效的是控制薄带厚度,组成,退火温度,退火时间,升温速度和降温速率。根据预期的应用,可以改变 B-H 曲线的形状。还可以由其它方法如振动促进 Cu 原子的扩散。当该元素的量超过 5% 时,发生元素 A 之间的聚集,因此热扩散难以发生。该量优选为 3% 以下。此外,为了得到上述效果,优选的是元素 A 的加入量为 0.1 原子%以上,更优选为 0.5 原子%以上,进一步优选为 0.8 原子%以上。当考虑材料费用时,优选选择 Cu 作为元素 A。

[0046] 元素 X(X = B, Si, S, C, P, Al, Ge, Ga 和 / 或 Be) 是必不可少的元素,以形成本发明的软磁性薄带,使得元素 A(A = Cu 和 / 或 Au) 存在于同一薄带中。当元素 X 的浓度低于 10 原子%时,促进非晶形相形成的效果不足。当元素 X 的浓度超过 24 原子%时,软磁性劣化。因此元素 X 的浓度优选为在 12 原子%以上并且 20 原子%以下的范围内。特别是,优选加入 B(硼),因为它是促进非晶形相形成的重要元素。当 B(硼)的浓度按原子%计在 $10 \leq y \leq 20$ 的范围内时,稳定地得到非晶形相,同时将 Fe 的含量保持在高水平。此外, Si, S, C, P, Al, Ge, Ga 和 / 或 Be 的加入可以提供高处理温度,因为在具有大磁晶各向异性的 Fe-B 开始析出时的温度提高。在更高温度的退火提高了纳米晶体相的比例,提高了 B_s 并且改善了 B-H 曲线的矩形度。此外,在更高温度的上述退火对于抑制样品表面的劣化和褪色是有效的。Si, S, C, P, Al, Ge, Ga, Be 和 / 或 Zr 的加入量优选在大于 0 原子%至 7 原子%的范围内。此效果特别是在 Si 中显著地观察到,因此优选 Si。

[0047] 一部分 Fe 可以被选自 Ni 和 Co 中的至少一种元素代替,所述的 Ni 和 Co 可以与 Fe 和元素 A 这两者形成固溶体。其中一部分 Fe 被 Ni 或 Co 代替的上述磁性薄带提高了形成非晶形相的能力,这允许提高元素 A 的含量。元素 A 含量的提高促进细晶组织的形成,以改善软磁性。此外,当一部分 Fe 被 Ni 和 / 或 Co 代替时,饱和磁通量密度增加。这些元素很大程度的代替将导致成本的增加。因此,适宜的是,在 Ni 的情况下,代替的量低于 10%,优选低于 5%,更优选低于 2%。适宜的是,在 Co 的情况下,代替的量低于 10%,优选低于 2%,

更优选低于 1%。

[0048] 当一部分 Fe 被选自 Ti, Zr, Hf, V, Nb, Ta, Cr, Mo, W, Mn, Re, 铂族金属, Ag, Zn, In, Sn, As, Sb, Bi, Y, N, O 和稀土元素组成的组中的至少一种元素代替时, 这些元素在高 Fe 浓度的情况下起着帮助纳米晶粒形成的作用, 因为这些元素与元素 A 和准金属元素一起优先进入到在退火后仍然保留的非晶形相中。因此, 这有助于软磁性的改善。另一方面, 必须将 Fe 的含量保持在高水平, 因为在本发明的软磁性薄带中, Fe 是磁性的实质持有者。但是, 含有原子量大的元素降低了按单位重量计的 Fe 的含量。特别是, 当 Fe 被 Nb 和 / 或 Zr 代替时, 代替的量优选约低于 5%, 更优选低于 2%。当 Fe 被 Ta 和 / 或 Hf 代替时, 代替的量优选低于 2.5%, 更优选低于 1.2%。此外, 当 Fe 被 Mn 代替时, 降低了饱和磁通量密度。因此, 代替的量优选低于 5%, 更优选低于 2%。但是, 这些元素的总量优选为 1.8 原子% 以下, 更优选为 1.0 原子% 以下, 以得到特别高的饱和磁通量密度。

[0049] 在具有与本发明的软磁性薄带相同组成的非晶形合金中, 根据磁体积效应, 出现较大的磁致伸缩, 但是, 在体心立方结构的 Fe 的情况下, 磁体积效应更小, 并且磁致伸缩也小得多。本发明的软磁性薄带具有许多由纳米晶粒构成的组织部分并且考虑到干扰降低是有利的, 所述的纳米晶粒主要由 bcc Fe 构成。

[0050] 为了得到上述软磁性纳米晶体合金, 优选使用具有以下步骤的制备方法: 将含有 Fe 和准金属元素的熔融合金快速冷却, 以制备 Fe-基合金, 所述 Fe-基合金具有其中平均粒径为 30nm 以下 (不包括 0nm) 的晶粒以大于 0% 并且小于 30% 的体积分数分散在非晶形相中的组织; 和将所述的 Fe-基合金进行退火, 以形成其中平均粒径为 60nm 以下的体心立方结构的晶粒以 30% 以上的体积分数分散在所述的非晶形相中。

[0051] 将熔融合金快速冷却, 以制备 Fe-基合金, 所述 Fe-基合金具有其中平均粒径为 30nm 以下的晶粒以大于 0% 并且小于 30% 的体积分数分散在非晶形相中的组织。即使在其中晶粒倾向于通过退火形成粗晶粒的含有大量 Fe 的合金薄带的情况下, 这也可以抑制晶粒粒径的显著增大。因此, 本发明的软磁合金具有优异的软磁性, 同时保持比常规 Fe-基纳米晶体合金和 Fe-基非晶形合金的饱和磁通量密度高的饱和磁通量密度。常规上, 认为当将由完全的非晶形相构成的合金退火以使其结晶时, 得到的合金将具有优异的软磁性。但是, 作为深入细致并且广泛研究的结果, 发现在含量大量 Fe 的合金中, 可以如下实现优异的软磁性: 通过制备其中细晶粒分散在非晶形相 (即基体) 中的合金, 并且将其退火以进行结晶, 在退火后形成更细的晶粒组织, 而不是通过简单地制备完全的非晶形合金。

[0052] 在退火之前, 分散在非晶形相中的晶粒的平均粒径必须为 30nm 以下, 因为当平均粒径超过此范围时, 晶粒通过退火变得太大, 以致形成不均匀的晶粒组织, 这是软磁性降低的原因之一。分散在非晶形相中的晶粒的平均粒径优选为 20nm 以下。在此范围内, 可以实现更优异的软磁性。此外, 晶粒之间的平均距离 (晶体重心之间的距离) 典型地为 50nm 以下。当晶粒之间的平均距离大时, 退火之后, 晶粒的晶粒粒径分布变大。此外, 退火之后, 分散在非晶形相中的体心立方结构的晶粒的平均粒径为 60nm 以下, 并且它们必须以 30% 以上的体积分数分散在其中。这是因为当晶粒的平均粒径超过 60nm 时, 软磁性降低, 以及因为当晶粒的体积分数为 30% 以下时, 由于非晶形相比例的增加而难以得到高饱和磁通量密度。退火之后, 晶粒的更优选平均晶粒粒径为 30nm 以下, 并且晶粒的更优选体积分数为 50% 以上。在此范围内, 可以实现比 Fe-基非晶形合金具有更好的软磁性和更低的磁致伸

缩的合金。

[0053] 此合金具有饱和磁通量密度为 1.65T 以上,进一步为 1.7T 以上,进一步为 1.73T 以上,并且饱和磁通量密度高的优异软磁性。此外,此合金还具有优异的高频性质。可以实现其中 400Hz 和 1.0T 的铁损为 7W/kg 以下的低损失软磁合金,其中在 1kHz 和 0.5T 的铁损为 10W/kg 以下的低损失软磁合金,和其中在 20kHz 和 0.2T 的铁损为 20W/kg 以下的低损失软磁合金。此外,该合金可以实现矫顽力 H_c 为 200A/m 以下的软磁合金,进一步矫顽力 H_c 为 100A/m 以下的软磁合金。此外,合金可以实现 AC 相对初始磁导率 μ_k 为 3000 以上,进一步为 5000 以上的软磁合金。

[0054] 本发明中,用于快速冷却熔融金属的方法包括:单辊法,双辊法,旋转液纺丝(in-rotating-liquid spinning),气体雾化法和水雾化法,并且可以通过使用这些方法制备薄片、薄带和粉末。当快速冷却熔融金属时的熔融金属温度适宜地为比合金的熔点高约 50°C 至 300°C 的温度。当不含有活性金属时,可以在空气中或在局部 Ar 气氛中或局部氮气气氛中,进行快速淬火方法。但是,当含有活性金属时,控制在惰性气体如 Ar 或 He 中,在氮气或减压下,或在喷嘴尖端部分的辊表面附近的气氛。备选地,在将 CO₂ 气体喷射到辊上的同时,或在喷嘴附近的辊表面附近燃烧 CO 气体的同时,进行合金薄带制备。在单辊法的情况下,冷却辊的圆周速度适宜地在约 15m/s 至约 50m/s 的范围内。冷却辊的适宜材料是具有良好导热的纯铜或铜合金如 Cu-Be, Cu-Cr, Cu-Zr 和 Cu-Zr-Cr。当在大规模生产中制备厚带或宽带时,优选冷却辊具有水冷却构造。

[0055] 退火可以在空气中,在真空中,或在惰性气体如 Ar,氮气或氦气中进行;特别是,适宜的是在惰性气体中进行。退火提高主要由 Fe 构成的体心立方结构的晶粒的体积分数,导致饱和磁通量密度提高。退火还降低磁致伸缩。磁场中的退火允许将感应磁性各向异性赋予本发明的软磁合金。磁场中的退火通过在退火期间的至少部分中施加具有足以饱和的强度的磁场来进行。通常,尽管施加的磁场取决于合金磁芯的形状,但是当在薄带的宽度方向(在环芯的情况下:薄带的宽度方向是磁芯高度的方向)上施加时,施加 8kAm⁻¹ 以上的磁场,并且当在薄带的纵向方向(在环芯的情况下:薄带的纵向方向是磁路方向)上施加时,施加 80Am⁻¹ 以上的磁场。可以将直流电磁场、交流电磁场、重复脉冲磁场中的任何一种用作将要施加的磁场。磁场在 200°C 以上的温度范围内施加通常 20 分钟以上。良好的单轴感应磁性各向异性可以通过在升温过程中施加磁场、保持恒定温度并且冷却而赋予。因此,实现更适宜的直流电或交流电滞后回线形状。通过采用在磁场中的退火,得到显示出具有高矩形比或低矩形比的直流电滞后回线的合金。当不采用在磁场中的退火时,本发明的软磁性薄带显示出具有中等矩形比的直流电滞后回线。退火适宜地在露点为 -30°C 以下的惰性气体气氛中进行,并且当退火在露点为 -60°C 以下的惰性气体气氛中进行时,可以得到更优选的结果,其中变化还要更小。当进行退火时,适宜的是,最高达到温度在比结晶温度高约 70°C 的温度的温度范围内。

[0056] 当将析出化合物的温度定义为 T_{x2} 时,保持温度优选为 T_{x2} -50°C 以上。当保持时间为 1 小时以上时,难以得到上述效果,并且此处理时间长,由此导致生产率差。优选的保持时间为 30 分钟以下,或 20 分钟以下,或 15 分钟以下。退火不限于一个步骤,而可以在多个步骤中多次进行。还可以将直流电、交流电或脉冲电流通过合金,以利用焦耳热将合金退火,或在应力下将合金退火。通过控制退火期间的升温速度,可以改变如图 5 中所示的晶体

相 A、非晶形层 B 和粗晶粒层 C 的层状结构的宽度,并且可以得到目标 B-H 曲线。为了得到其中在同一薄带中存在具有两种以上不同组织的层的本发明的软磁性薄带,在 300℃ 以上的退火温度下的平均升温速度为 100℃ /min 以上。在高温范围内的退火速度对性质产生大的影响。此外,在高于 300℃ 的退火温度下的升温速度优选为 130℃ /min 以上,更优选为 150℃ /min 以上。通过采用如上所述的退火,可以将非晶形层出现的位置控制在离顶表面 120nm 内,并且可以容易得到目标组织。

[0057] 通过由具有高饱和磁通量密度和低损失的软磁性薄带制备磁性部件,可以提供高性能或小型磁性部件,所述的磁性部件适宜于用于高电流应用的各种电抗器如阳极电抗器、用于有源滤波器的扼流线圈、平滑扼流线圈、各种变压器、干扰对策部件如磁性屏蔽和电磁屏蔽材料、激光电源、加速器用脉冲功率磁性部件、电机和发电机。

[0058] 如果需要,本发明的软磁性纳米晶体合金可以通过如下将其进行处理以使薄带的层之间绝缘而提供一种更优选的结果:通过阳极氧化处理在合金薄带表面形成氧化物绝缘层,所述的阳极氧化处理通过利用化学转化处理的表面处理形成绝缘层,其中合金薄带表面被覆有 SiO_2 , MgO , Al_2O_3 等的粉末或膜。进行这样的处理,因为它对于降低层上的高频率区域中的涡流的影响以改善高频率区域中的铁损特别有效。当该处理用于由具有良好表面状况和大宽度的薄带构成的磁芯时,该效果特别显著。当由本发明的软磁性薄带制备磁芯时,如果需要,也可以进行浸渍、涂布等。本发明的软磁性薄带特别是在用于高频的预期应用,如用于流动脉冲电流的预期的应用中显示出最好的性能,但是它也可以在用于传感器或低频磁性部件的预期应用中使用。特别是,它在其中磁饱和造成问题的应用中可以显示出优异的性质,并且它特别适宜于高功率的功率电子器件的应用。在基本上垂直于使用的磁化方向的方向上施加磁场的同时进行退火的本发明的软磁性薄带可以提供比常规的高饱和磁通量密度材料的铁损低的铁损。

[0059] (实施例 1) 通过使用单辊的熔体淬火方法,制备各自的宽度为 5mm 且厚度为约 20 μm 并且各自具有表 1 中所示组成的薄带。通过将加热至 1300℃ 的熔融合金喷射到以 32m/s 的圆周速度旋转的外径为 300mm 的 Cu-Be 合金辊上,制备合金薄带。作为 X-射线衍射和透射电子显微镜 (TEM) 观察的结果,发现薄带包含在非晶形相中以低于 30% 的体积分数分散的组织。将薄带退火,使得在 300℃ 以上的平均升温速率为约 200℃ /min 以上。将薄带在 450℃ 的保持温度保持 10 分钟,然后使其冷却,得到本发明的软磁性薄带。在每个样品中存在:在薄带的顶表面上的厚度为约 20nm 的晶体层,在晶体层内侧的厚度为约 30nm 的非晶形层,在非晶形层内侧的厚度为约 50 至 60nm 的粗晶粒层,和在粗晶粒层内部侧的基体,其中平均粒径为约 20nm 的细晶粒以 80% 以上的量存在。图 1 显示本发明的软磁性薄带 (实施例 1-1 至 1-4) 的铁损的磁通量密度相关性。此外,表 1 显示对于本发明软磁性薄带的合金组成,在 50Hz 和 1.6T 和 1.7T 的条件下分别测量的饱和磁通量密度 B_s 和铁损 $P_{1.6/50}$ 和 $P_{1.7/50}$ 的数据。为了比较,还显示出晶粒取向的硅钢板的数据。在任何组成中,不同相的含量为 1% 以下。特别是,在实施例 1-4 中,在 1.75T 的铁损 $P_{1.75/50}$ 为 0.51W/kg,这即使在此区域中也约为晶粒取向的硅钢板的铁损的一半。本发明的软磁性薄带的饱和磁通量密度比 1.65T 高约 15%,所述的 1.65T 是 Fe-基非晶形材料的饱和磁通量密度的上限。在磁通量密度为约 1.55T 至 1.76T 的宽区域中,本发明的软磁性薄带的铁损性质好于 Fe-基非晶形材料和晶粒取向的硅钢板的铁损性质。

[0060] [表 1]

名称	组成	B _s (T)	非晶形层 有无	P _{1.8/50} (W/kg)	P _{1.7/50} (W/kg)
实施例 1-1	Fe _{bal.} Cu _{1.4} Si ₅ B ₁₃	1.80	有	0.30	0.42
实施例 1-2	Fe _{bal.} Cu _{1.4} Si ₄ B ₁₄	1.80	有	0.33	0.46
实施例 1-3	Fe _{bal.} Cu _{1.4} Si ₃ B ₁₂ P ₂	1.82	有	0.32	0.37
实施例 1-4	Fe _{bal.} Cu _{1.35} Si ₂ B ₁₂ P ₂	1.85	有	0.36	0.43
晶粒取向的硅钢板	Fe-Si (t = 230 μm)	1.92	无	0.68	0.81

[0061] (实施例 2) 将实施例 1 中制备的软磁性薄带用来测量表观功率。图 2 显示了本发明的软磁性薄带的表观功率和磁通量密度之间的关系。此外,表 2 显示了对于本发明软磁性薄带(实施例 1-1 至 1-4)的合金组成,在 50Hz 和 1.55T,1.60T 和 1.65T 的条件下分别测量的表观功率 S_{1.55/50}, S_{1.60/50} 和 S_{1.65/50} 的数据。为了比较,还显示了晶粒取向的硅钢板的数据。在磁通量密度为约 1.55T 至 1.7T 的宽区域中,本发明的软磁性薄带的表观功率性质好于 Fe-基非晶形材料和晶粒取向的硅钢板的表观功率性质。这些结果与实施例 1 的结果相结合表明:在磁通量密度为 1.55T 至 1.75T 的区域中,本发明的软磁性薄带具有特别优异的软磁性。

[0062] [表 2]

名称	组成	非晶形层 有无	S _{1.55/50} (VA/kg)	S _{1.80/50} (VA/kg)	S _{1.85/50} (VA/kg)
实施例 1-1	Fe _{bal.} Cu _{1.4} Si ₅ B ₁₃	有	0.31	0.35	0.45
实施例 1-2	Fe _{bal.} Cu _{1.4} Si ₄ B ₁₄	有	0.38	0.42	0.71
实施例 1-3	Fe _{bal.} Cu _{1.4} Si ₃ B ₁₂ P ₂	有	0.47	0.55	0.78
实施例 1-4	Fe _{bal.} Cu _{1.35} Si ₂ B ₁₂ P ₂	有	0.73	0.82	1.00
晶粒取向的硅钢板	Fe-Si (t = 230 μm)	无	1.01	1.22	1.54

[0063] (实施例 3) 将实施例 1 中制备的软磁性薄带用来测量在 400Hz 和 1kHz 的频率下的铁损。表 3 显示了本发明的软磁性薄带和晶粒取向的硅钢板分别在 1.0T 和 400Hz,以及 0.5T 和 1kHz 的铁损 P_{1.0/400} 和 P_{0.5/1k}。本发明材料和晶粒取向的硅钢板之间的铁损之差随着频率增加而增加,表明本发明材料适宜于高频应用。此外,图 3 显示出对于每一频率通过使用实施例 1 至 4 中的软磁性薄带测量的铁损的磁通量密度相关性的结果。

[0064] [表 3]

名称	组成(特征)	非晶形层 有无	P _{1.0/400} (W/kg)	P _{0.5/1k} (W/kg)
实施例 1-1	Fe _{bal.} Cu _{1.4} Si ₅ B ₁₃	有	2.6	3.6
实施例 1-2	Fe _{bal.} Cu _{1.4} Si ₄ B ₁₄	有	2.7	3.7
实施例 1-3	Fe _{bal.} Cu _{1.4} Si ₃ B ₁₂ P ₂	有	1.9	1.6
实施例 1-4	Fe _{bal.} Cu _{1.35} Si ₂ B ₁₂ P ₂	有	1.8	1.3
晶粒取向的硅钢板	Fe-Si (230 μmt)	无	7.8	10.4

[0065] (实施例 4) 通过使用单辊的熔体淬火方法, 制备厚度为约 $20\text{ }\mu\text{m}$ 并且合金组成为 $\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Cu}_{1.4}\text{Si}_4\text{B}_{14}$ 的薄带。作为 X-射线衍射和透射电子显微镜 (TEM) 观察的结果, 发现薄带包含在非晶形相中以低于 30% 的体积分数分散的组织。将薄带退火, 使得在 300°C 以上的平均升温速率为约 $200^\circ\text{C}/\text{min}$ 以上。将薄带在 450°C 的保持温度保持 10 分钟, 然后使其冷却, 得到本发明的软磁性薄带。图 4 显示了上述软磁性薄带在退火之后的组织照片。图 8 是该组织照片的示意图。图 5 是显示本发明软磁性薄带的晶体层 A, 非晶形层 B 和粗晶粒层 C 的状态的略图。以从顶表面 2 的顺序, 存在: 在薄带的顶表面上形成的厚度为约 20nm 的晶体层 A, 在晶体层 A 内侧形成的厚度为约 30nm 的非晶形层 B, 在非晶形层 B 内部侧形成的厚度为约 50 至 60nm、包含平均粒径为 30nm 的粗晶粒的层 (粗晶粒层 C), 和基体 D, 在所述基体 D 中平均粒径为约 25nm 的纳米晶粒以 80% 以上的量存在。

[0066] (实施例 5) 当如图 6 中所示弯曲薄带的单板样品时, 测量软磁性薄带在不断裂的情况下可以弯曲的最小极限直径 D_c 。可以确定: 极限直径 D_c 越小, 薄带的韧性越好。表 4 显示如下制备的软磁性薄带: 与实施例 1 中的相同方式, 由熔体淬火法制备各自组成如表 4 中所示并且各自的厚度为约 20nm 的薄带, 然后将这些薄带退火, 使得在 300°C 以上的平均升温速率为 $200^\circ\text{C}/\text{min}$ 以上, 并且将其在 450°C 的保持温度保持 10 分钟。示出了在软磁性薄带的表面附近的非晶形层的宽度和极限直径 D_c 之间的关系。表 4 还显示了通过改变退火条件以增加其非晶形相的宽度而制备的样品, 和通过蚀刻去除了非晶形相的样品的极限直径 D_c 。明显的是, 由于非晶形层的存在改善了样品的韧性。另一方面, 当没有非晶形层时, 薄带变脆, 并且其处理变得困难。本发明材料的特征在于薄带的低损失和高韧性。

[0067] [表 4]

名称	非晶形层的宽度 (nm)	D_c (mm)	韧性
$\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Cu}_{1.4}\text{Si}_4\text{B}_{14}$	20 ~ 40	1	○
$\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Cu}_{1.4}\text{Si}_4\text{B}_{14}$	40 ~ 60	1 以下	○
$\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Cu}_{1.4}\text{Si}_4\text{B}_{14}$	0	20	×
$\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Cu}_{1.4}\text{Si}_5\text{B}_{13}$	20 ~ 40	1	○
$\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Cu}_{1.4}\text{Si}_5\text{B}_{13}$	40 ~ 60	1 以下	○
$\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Cu}_{1.4}\text{Si}_5\text{B}_{13}$	0	20	×
$\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Cu}_{1.4}\text{Si}_3\text{B}_{12}\text{P}_2$	20 ~ 40	1	○
$\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Cu}_{1.4}\text{Si}_3\text{B}_{12}\text{P}_2$	40 ~ 60	1 以下	○
$\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Cu}_{1.4}\text{Si}_3\text{B}_{12}\text{P}_2$	0	15	×
$\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Cu}_{1.35}\text{Si}_2\text{B}_{12}\text{P}_2$	20 ~ 40	1	○
$\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Cu}_{1.35}\text{Si}_2\text{B}_{12}\text{P}_2$	40 ~ 60	1 以下	○
$\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Cu}_{1.35}\text{Si}_2\text{B}_{12}\text{P}_2$	0	20	×

[0068] (实施例 6) 由单辊法制备厚度为约 $20\text{ }\mu\text{m}$ 的 $\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Cu}_{1.35}\text{Si}_2\text{B}_{14}$ 合金薄带。将合金用来制备 JIS (日本工业标准) C12 芯, 将其进行在磁场中的退火。然后, 观察芯的高频性质。图 7 显示了本发明的软磁性薄带在 0.2T 的铁损的频率性质。为了比较, 还显示了 Fe-基非晶形片和电磁钢板的数据。在任何频率区域, 本发明的软磁性薄带铁损 P 低并且其高频性质良好。

[0069] (实施例 7) 制备具有表 5-1 和 5-2 所示组成的本发明软磁性薄带。软磁性薄带的宽度为约 5mm 并且其厚度为约 $21\text{ }\mu\text{m}$ 。这些薄带的每一个都具有在离薄带的表面 120nm 以下的区域中形成的厚度为 40nm 以下的非晶形层和在非晶形层内侧的基体, 在所述的基体中, 纳米晶粒以 80% 以上的量存在。示出了退火温度, 饱和磁通量密度和在 1.6T 和 50Hz

的铁损值。在 300℃ 以上的平均升温速度为 100℃ /min 或 200℃ /min。得到的软磁性薄带的全部铁损 $P_{1.6/50}$ 都为 0.65W/kg 以下。此外,具有表 5-1 和 5-2 所示组成的软磁性薄带中的每一个如图 6 中所示的弯曲极限直径 D_c 都为 5mm 以下。

[0070] [表 5-1]

组成	热处理温度 (℃)	升温 速率 (℃ / 分)	饱和磁通量 密度 B_s (T)	在 1.6T 和 50Hz 的铁损 $P_{1.6/50}$ (W/kg)	非晶形层有无
$Fe_{bal}Cu_{1.3}Si_8B_{12}$	450	200	1.78	0.50	有
$Fe_{bal}Cu_{1.5}Si_8B_{12}$	450	100	1.78	0.55	有
$Fe_{bal}Cu_{1.5}Si_8B_{12}$	450	200	1.78	0.49	有
$Fe_{bal}Cu_{1.5}Si_8B_{12}$	450	100	1.78	0.53	有
$Fe_{bal}Cu_{1.5}Si_8B_{12}$	480	200	1.79	0.40	有
$Fe_{bal}Cu_{1.6}Si_8B_{14}$	450	200	1.84	0.55	有
$Fe_{bal}Cu_{1.5}Si_8B_{12}$	450	200	1.78	0.40	有
$Fe_{bal}Cu_{1.5}Si_8B_{13}$	450	200	1.78	0.30	有
$Fe_{bal}Cu_{1.8}Si_7B_{13}$	450	200	1.74	0.22	有
$Fe_{bal}Cu_{1.8}Si_7B_{13}$	470	200	1.74	0.29	有
$Fe_{bal}Cu_{1.8}Si_8B_{13}$	450	200	1.72	0.28	有
$Fe_{bal}Cu_{1.8}Si_8B_{13}$	470	200	1.72	0.32	有
$Fe_{bal}Cu_{1.8}Si_8B_{13}$	450	200	1.70	0.45	有
$Fe_{bal}Cu_{1.8}Si_8B_{13}$	470	200	1.70	0.45	有
$Fe_{bal}Cu_{1.25}Si_{12}B_{14}$	450	200	1.87	0.53	有
$Fe_{bal}Cu_{1.25}Si_{13}B_{14}$	450	200	1.77	0.53	有
$Fe_{bal}Cu_{1.35}Si_{13}B_{14}$	450	200	1.82	0.36	有
$Fe_{bal}Cu_{1.35}Si_{13}B_{14}$	450	100	1.82	0.40	有
$Fe_{bal}Cu_{1.5}Si_4B_{14}$	450	200	1.84	0.32	有
$Fe_{bal}Cu_{1.5}Si_4B_{14}$	450	100	1.81	0.32	有
$Fe_{bal}Cu_{1.5}Si_5B_{14}$	450	200	1.76	0.38	有
$Fe_{bal}Cu_{1.8}Si_8B_{14}$	450	200	1.74	0.33	有
$Fe_{bal}Cu_{1.8}Si_8B_{14}$	450	200	1.72	0.42	有
$Fe_{bal}Cu_{1.8}Si_9B_{14}$	450	200	1.70	0.48	有
$Fe_{bal}Cu_{1.5}Si_5B_{15}$	450	200	1.73	0.40	有
$Fe_{bal}Cu_{1.8}Si_8B_{15}$	450	200	1.70	0.43	有
$Fe_{bal}Cu_{1.8}Si_9B_{18}$	450	200	1.70	0.48	有

[0071] [表 5-2]

组成	热处理温度 (°C)	升温 速率 (°C / 分)	饱和磁通量 密度 B_s (T)	在 1.6T 和 50Hz 的铁损 $P_{1.6/50}$ (W/kg)	非晶形层有无
$Fe_{bal}Cu_{1.35}Si_2B_{14}P_1$	450	200	1.79	0.27	有
$Fe_{bal}Cu_{1.35}Si_2B_{12}P_2$	450	200	1.82	0.36	有
$Fe_{bal}Cu_{1.4}Si_3B_{12}P_2$	450	200	1.79	0.32	有
$Fe_{bal}Cu_{1.4}Si_3B_{12}P_2$	450	200	1.77	0.34	有
$Fe_{bal}Cu_{1.5}Si_3B_{12}P_2$	450	200	1.72	0.42	有
$Fe_{bal}Cu_{1.5}Si_3B_{14}P_2$	450	200	1.71	0.42	有
$Fe_{bal}Cu_{1.0}Au_{0.25}B_{15}Si_1$	480	200	1.84	0.48	有
$Fe_{bal}Ni_{.2}Cu_{1.25}B_{14}Si_2$	450	200	1.81	0.31	有
$Fe_{bal}Co_2Cu_{1.25}B_{14}Si_2$	470	200	1.82	0.32	有
$Fe_{bal}Cu_{1.35}B_{14}SiAl_{0.5}$	450	200	1.80	0.45	有
$Fe_{bal}Cu_{1.35}B_{14}SiP_{0.5}$	470	200	1.79	0.42	有
$Fe_{bal}Cu_{1.35}B_{14}SiGe_{0.5}$	450	200	1.80	0.41	有
$Fe_{bal}Cu_{1.35}B_{14}SiC_{0.5}$	470	200	1.80	0.45	有
$Fe_{bal}Cu_{1.35}B_{14}SiAu_{0.5}$	450	200	1.81	0.35	有
$Fe_{bal}Cu_{1.35}B_{14}SiPt_{0.5}$	450	200	1.81	0.36	有
$Fe_{bal}Cu_{1.35}B_{14}SiW_{0.5}$	450	200	1.79	0.36	有
$Fe_{bal}Cu_{1.35}B_{14}SiSn_{0.5}$	450	100	1.80	0.36	有
$Fe_{bal}Cu_{1.35}B_{14}SiIn_{0.5}$	450	200	1.80	0.37	有
$Fe_{bal}Cu_{1.35}B_{14}SiGa_{0.5}$	450	100	1.81	0.36	有
$Fe_{bal}Cu_{1.35}B_{14}SiNi_{0.5}$	450	200	1.81	0.35	有
$Fe_{bal}Cu_{1.35}B_{14}SiHf_{0.5}$	450	200	1.78	0.36	有
$Fe_{bal}Cu_{1.35}B_{14}SiNb_{0.5}$	450	200	1.78	0.34	有
$Fe_{bal}Cu_{1.35}B_{14}SiZr_{0.5}$	450	200	1.78	0.35	有
$Fe_{bal}Cu_{1.35}B_{14}SiTa_{0.5}$	450	200	1.78	0.35	有
$Fe_{bal}Cu_{1.35}B_{14}SiMo_{0.5}$	450	200	1.78	0.36	有
$Fe_{bal}Cu_{1.35}B_{18}Si_3Ge_{0.5}$	450	200	1.80	0.42	有
$Fe_{bal}Cu_{1.4}Nb_{0.025}B_{14}Si_1$	450	200	1.85	0.48	有
$Fe_{bal}Cu_{1.55}V_{0.2}Si_{14.5}B_8$	450	200	1.77	0.39	有
$Fe_{bal}Cu_{1.8}Si_4B_{13}Zr_{0.2}$	450	200	1.81	0.34	有

[0072] (实施例 8) 将加热至 1250°C 的合金组成为 $Fe_{bal}Cu_{1.25}Si_2B_{14}$ (原子%) 的熔融合金从狭缝状喷嘴喷射到旋转的外径为约 300mm 的 Cu-Be 合金辊上, 以制备各自宽度为 5mm 并且在非晶形相中具有不同晶粒体积分数的合金薄带, 并且由透射电子显微镜图像确定晶粒体积分数。接着, 将此合金薄带卷绕, 以制备出外径为 19mm 并且内径为 15mm 的卷带型芯, 将其在 410°C 退火 1 小时, 以测量退火后饱和磁通量密度 B_s 和矫顽力 H_c 。退火之后的合金的晶粒体积分数为 30% 以上, 并且 B_s 在 1.8T 至 1.87T 的范围内。表 6 示出了在退火之后的 H_c 。当将其中在退火之前的合金中不存在晶粒的合金进行热处理, 使得退火之后的非晶形相以 60% 的量含有晶粒时, 得到的合金的矫顽力 H_c 是 750A/m 的显著大的值。当将在退火之前的非晶形相中的晶粒体积分数为 30% 以下的合金进行退火时, 退火之后的合金的矫顽力 H_c 小。因此, 证实由本发明的制备方法可以提供具有高 B_s 和优异软磁性的合金。另一方面, 发现在通过将在退火之前的非晶形相中的晶粒体积分数为 30% 以上的合金进行退火以使余下的非晶形相结晶而制备的合金的情况下, 在合金中产生粗晶粒, 并且合金显示出提高矫顽力 H_c 的趋势。如上所述, 当将含有大量 Fe 的高 B_s 合金退火以进一步进行结晶, 所述的高 B_s 合金具有其中细晶以大于 0% 并且小于 30% 的量在保持退火之前的淬火状态的状态下分散时, 得到的合金具有比完全非晶形合金或其中晶粒以 30% 以上的量存在的合金的软磁性更好的软磁性。

[0073] [表 6]

晶粒体积分数非晶形相 (热处理之前)(%)	H _c (A/m)
0	750
3	6.4
4.5	6.0
10	6.3
27	7.2
34	70
53	120
60	250.3

[0074] (实施例 9) 由熔体淬火法, 通过将加热至 1300℃ 的熔融合金喷射到以 32m/s 的圆周速度旋转的外径为 300mm 的 Cu-Be 合金单辊上, 制备厚度为约 20 μm 的 Fe_{bal}Cu_{1.5}Si₄B₁₄ 合金薄带。作为 X-射线衍射和透射电子显微镜 (TEM) 观察的结果, 发现薄带包含其中晶体以低于 30% 的体积分数分散在非晶形相中的组织。将合金薄带退火。退火的方式如下: 高于 300℃ 至最高温度的平均升温速度低于 100℃/min 或约 200℃/min。在两种方式中, 在退火中将薄带在 450℃ 的保持温度保持 10 分钟, 然后使其冷却以得到本发明的软磁性薄带。图 9 显示了由电子显微镜得到的本发明软磁性薄带 (1-1) 的薄带表面附近的组织照片, 其中在退火期间, 在 300℃ 以上的平均升温速度低于 100℃/min。其示意图示于图 14 中。该结构按从顶表面的顺序具有纳米晶粒层 A, 非晶形层 B, 由晶粒粒径为基体 D 中的晶体的平均粒径约两倍的粗晶粒构成的粗晶粒层 C 和基体 D。在所述基体中, 平均粒径为约 25nm 的纳米晶粒以 80% 以上的量存在。当将软磁性薄带 (1-1) 退火时, 通过控制在 300℃ 以上的平均升温速度低于 100℃/min, 粗晶粒层容易在表面附近析出。以从顶表面的顺序, 观察到纳米晶粒层 A, 非晶形相 B 和少量的粗晶粒层 C。在粗晶粒层 C 的内侧中观察到基体 D。此外, 为了比较, 由熔体淬火法, 通过将加热至 1300℃ 的熔融合金喷射到以 32m/s 的圆周速度旋转的外径为 300mm 的 Cu-Be 合金单辊上, 制备各自的厚度为约 20 μm 并且组成式为 Fe_{bal}Cu_{1.5}Si₄B₁₄Nb₅ 或 Fe_{bal}Cu_{1.0}B₆Nb_{3.5} 的合金薄带。尽管类似地观察这些合金薄带的表面, 但是未观察到如本申请中的非晶形层, 而是如在图 15 中的示意图所示, 观察到整体上具有基本上相同尺寸的纳米晶体合金。

[0075] (实施例 10) 图 10 显示了本发明的软磁性薄带 (1-1) 在 80A/m 的最大磁场 B_m 下的 B-H 曲线。此外, 虚线表示软磁性薄带 (1-2) 的 B-H 曲线, 在软磁性薄带 (1-2) 中, 组成相同并且在 300℃ 以上的平均升温速度为 200℃/min。升温速度更低的软磁性薄带 (1-1) 的 B-H 曲线具有比升温速度更高的软磁性薄带 (1-2) 更好的矩形度并且比率 B_r/B₈₀ 是约 94% 的高值。此外, 在低磁场中得到大的磁通量密度。在具有更高升温速度的软磁性薄带 (1-2) 中, 表示矩形度的比率 B_r/B₈₀ 为约 67%, 这在更低的磁场中不容易饱和。图 11 显示了当 B_m 为 800A/m 时上述两种样品的 B-H 曲线。尽管 B800 是比得上的约 1.8T, 但是在 1.5T 以上的区域中, 在 B-H 曲线的滞后中出现大的差别。在退火期间具有更低升温速度的软磁性薄带 (1-1) 中, 在 1.5T 以上的区域中, 高达 500A/m 的磁场区域存在滞后。另一方面, 在具有更高升温速度的软磁性薄带 (1-2) 中, 在此磁通量密度的区域中, 滞后更小。滞后通常是损失, 并且更小的滞后是适宜的, 但取决于使用的磁场和磁通量密度的区域, 矩形度可能变得重要。从图 10 和图 11 的比较发现, 在滞后在 1.5T 以上的区域中的发生和小磁滞回线的矩形度之间存在密切关系。如上所述, 可以通过控制在 300℃ 以上的平均升温速度来控制 B-H 曲线的形状。

[0076] (实施例 11) 由熔体淬火法制备厚度为约 $18\ \mu\text{m}$ 的 $\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Cu}_{1.35}\text{Si}_2\text{B}_{14}$ 合金薄带。用于制备合金薄带的条件与实施例 9 中基本上相同,并且证实得到的合金薄带具有其中细晶以低于 30% 的体积分数分散在非晶形相中的组织。当将此合金薄带进行退火使得在 300°C 的升温速度低于 $100^\circ\text{C}/\text{min}$ 时,得到具有与实施例 9 中的软磁性薄带 (1-1) 的组织基本上相同的组织的软磁性薄带 (2-1)。此软磁性薄带 (2-1) 的 B-H 曲线示于图 12 中。此 B-H 曲线是与图 10 中的软磁性薄带 (1-1) 的 B-H 曲线基本上相同的 B-H 曲线,其中由于 $B_{80} = 1.7\text{T}$ 而获得大 B,并且由于 $B_r/B_{80} = 94\%$,获得了大矩形度值。

[0077] (实施例 12) 以与实施例 11 基本上相同的方式制备表 7 中所示合金组成的软磁性薄带。显示了这些软磁性薄带的矩形比 B_r/B_{8000} 和 B_r/B_{80} 。如表 7 中所示,本发明的软磁性薄带具有非晶形层。通过降低在退火中的升温速度而制备的第 4-1 号至第 4-12 号薄带具有 90% 以上的高 B_r/B_{80} 值,表明矩形度良好。此外, B_r/B_{8000} 和 B_r/B_{80} 之差为约 5 至 20%,并且在其中绘制小磁滞回线的情况和其中绘制完全回线 (full loop) 的情况之间出现矩形度的差别。当通过控制组织而在薄带表面附近析出包含尺寸约为基体中的晶粒的平均粒径约 2 倍的粗晶粒的层时,B-H 回线的形状变化,并且矩形度得到改善。如表 7 中所示,即使在组成相同时,由于粗晶粒层的存在,矩形度也出现大的差别。利用这样现象的薄带有希望作为利用在磁场区域中的差别的开关元件。

[0078] [表 7]

编号	组成	升温速率 ($^\circ\text{C}/\text{min}$)	非晶形层有 无	B_r/B_{8000} (%)	B_r/B_{80} (%)
4-1	$\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Cu}_{1.5}\text{Si}_4\text{B}_{14}$	70	有	86.0	93.9
4-2	$\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Cu}_{1.35}\text{Si}_2\text{B}_{14}$	70	有	89.2	94.3
4-3	$\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Cu}_{1.5}\text{Si}_4\text{B}_{12}$	70	有	90.7	95.6
4-4	$\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Cu}_{1.5}\text{Si}_6\text{B}_{12}$	70	有	84.2	96.5
4-5	$\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Cu}_{1.5}\text{Si}_8\text{B}_{12}$	70	有	77.2	98.7
4-6	$\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Cu}_{1.35}\text{Si}_5\text{B}_{13}$	70	有	89.7	96.8
4-7	$\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Cu}_{1.35}\text{Si}_5\text{B}_{14}$	70	有	85.9	94.0
4-8	$\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Cu}_{1.35}\text{Si}_5\text{B}_{15}$	70	有	89.7	96.3
4-9	$\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Cu}_{1.5}\text{Si}_5\text{B}_{14}$	70	有	89.3	96.7
4-10	$\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Cu}_{1.5}\text{Si}_5\text{B}_{15}$	70	有	88.1	98.3
4-11	$\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Cu}_{1.5}\text{Si}_4\text{B}_{13}$	70	有	88.9	96.0
4-12	$\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Cu}_{1.5}\text{Si}_5\text{B}_{13}$	70	有	86.2	94.3
4-13	$\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Cu}_{1.5}\text{Si}_4\text{B}_{14}$	200	有	61.1	67.2
4-14	$\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Cu}_{1.5}\text{Si}_4\text{B}_{12}$	200	有	84.2	85.6
4-15	$\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Cu}_{1.35}\text{Si}_5\text{B}_{13}$	200	有	78.8	80.7
4-16	$\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Cu}_{1.35}\text{Si}_5\text{B}_{15}$	200	有	68.0	68.1

[0079] (实施例 13) 由熔体淬火法制备 $\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Cu}_{1.5}\text{Si}_4\text{B}_{14}$ 合金薄带 (表 7 中的第 4-1 号) 和 $\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Cu}_{1.35}\text{Si}_2\text{B}_{14}$ 合金薄带 (表 7 中的第 4-2 号), 它们的厚度为约 18 至 20 μm 。用于制备合金薄带的条件与实施例 9 中基本上相同, 并且证实得到的合金薄带具有其中细晶以低于 30% 的体积分数分散在非晶形相中的组织。当将此合金薄带进行退火使得在 300°C 以上的平均升温速度低于 100°C/min 时, 得到具有与实施例 9 中的软磁性薄带 (1-1) 的组织基本上相同的组织的软磁性薄带。图 13 显示了在本发明的软磁性薄带 (表 7 中的第 4-1 和 4-2 号) 中, 表观功率的磁场相关性 $P_{1.5/50}$ 和 $P_{1.55/50}$ (显示了分别在 1.5T 和 1.55T, 并且在 50Hz 的铁损)。还显示了在 300°C 以上的平均升温速率为 200°C/min 的情况下, 相同组成的软磁性薄带 (表 7 中的第 4-13 号) 的数据。为了比较, 还示出了晶粒取向的硅钢板和 Fe-基非晶形材料这两者的数据。此外, 表 8 显示了分别在 1.5T 和 1.55T, 并且在 50Hz 的铁损 $P_{1.5/50}$ 和 $P_{1.55/50}$ 和表观功率 $S_{1.5/50}$ 和 $S_{1.55/50}$ 。尽管本发明的材料在较低的磁场比 Fe-基非晶形材料具有更高的表观功率, 但是, 在约 1.5T 以上并且小于 1.7T 的区域中, 它比 Fe-基非晶形材料和硅钢板这两者具有更低的表观功率。特别是, 在 1.6 至 1.7T 的区域中, 本发明的软磁性薄带 (第 4-2 号) 具有最低的铁损和表观功率, 包括: $P_{1.6/50} = 0.35$, $P_{1.65/50} = 0.41$, $S_{1.6/50} = 0.42$ 和 $S_{1.65/50} = 0.53$ 。此外, 当将其中存在粗晶粒层的第 4-1 号软磁性薄带与组成同第 4-1 号薄带但是不具有粗晶粒层的第 4-13 号软磁性薄带比较时, 其中存在粗晶粒层的第 4-1 号软磁性薄带在 1.4 至 1.6T 的区域中具有更低的表观功率。本发明的薄带的饱和磁通量密度比 Fe-基非晶形材料高约 15%, 该饱和磁通量密度为 1.8T 以上。此外, 由于本发明的薄带的饱和性好于硅钢板的饱和性, 因此在 $1.4\text{T} \leq B$ 的区域中, 存在其中本发明的薄带显示出比硅钢板更好的表观功率性质的区域, 并且这样的薄带作为软磁性材料是有利的。

[0080] [表 8]

	组成	粗晶粒层中的平均粒径	$P_{1.5/50}$ (W/kg)	$P_{1.55/50}$ (W/kg)	$S_{1.5/50}$ (VA/kg)	$S_{1.55/50}$ (VA/kg)
4-1	$\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Cu}_{1.5}\text{Si}_4\text{B}_{14}$	40nm	0.26	0.32	0.33	0.48
4-2	$\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Cu}_{1.35}\text{Si}_2\text{B}_{14}$	40nm	0.30	0.32	0.34	0.37
4-13	$\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Cu}_{1.5}\text{Si}_4\text{B}_{14}$	30nm	0.27	0.29	0.43	0.56
比较例 1	晶粒取向的硅钢板 3% Si	--	0.59	0.63	0.94	1.06
比较例 2	Fe 基非晶形材料	--	0.11	0.14	0.36	8.90

[0081] 表 9-1 和 9-2 显示了对于各种组成, 磁通量密度和矩形比 B_r/B_{80} 对退火温度和升温速率的相关性。每种薄带的宽度为约 5mm 并且厚度为约 21 μm 。下表中的所有组成提供的矩形比 B_r/B_{80} 为 90% 以上。

[0082] [表 9-1]

组成	热处理温度 (℃)	升温速率 (℃/min)	饱和磁通量 密度 B_s (T)	在 1.5T 和 50Hz 的铁损 $P_{1.5/50}$ (W/kg)	矩形比 B_r/B_{90} (%)	非晶形层 的有无
$Fe_{bal}Cu_{1.3}Si_8B_{12}$	420	70	1.78	0.46	91	有
$Fe_{bal}Cu_{1.3}Si_8B_{12}$	420	50	1.78	0.49	92	有
$Fe_{bal}Cu_{1.3}Si_8B_{12}$	420	70	1.78	0.45	91	有
$Fe_{bal}Cu_{1.3}Si_8B_{12}$	420	50	1.78	0.48	93	有
$Fe_{bal}Cu_{1.3}Si_8B_{12}$	440	70	1.79	0.36	91	有
$Fe_{bal}Cu_{1.0}Si_{12}B_{14}$	420	70	1.84	0.49	94	有
$Fe_{bal}Cu_{1.5}Si_8B_{12}$	420	70	1.78	0.36	97	有
$Fe_{bal}Cu_{1.5}Si_5B_{13}$	420	70	1.78	0.26	94	有
$Fe_{bal}Cu_{1.8}Si_7B_{13}$	420	70	1.74	0.21	92	有
$Fe_{bal}Cu_{1.8}Si_7B_{13}$	430	70	1.74	0.26	93	有
$Fe_{bal}Cu_{1.8}Si_8B_{13}$	420	70	1.72	0.25	94	有
$Fe_{bal}Cu_{1.8}Si_8B_{13}$	430	70	1.72	0.28	95	有
$Fe_{bal}Cu_{1.8}Si_9B_{13}$	420	70	1.70	0.41	91	有
$Fe_{bal}Cu_{1.8}Si_9B_{13}$	430	70	1.70	0.41	92	有
$Fe_{bal}Cu_{1.25}Si_2B_{14}$	420	70	1.87	0.49	94	有
$Fe_{bal}Cu_{1.25}Si_3B_{14}$	420	70	1.77	0.49	94	有
$Fe_{bal}Cu_{1.35}Si_3B_{14}$	420	70	1.82	0.32	92	有
$Fe_{bal}Cu_{1.35}Si_3B_{14}$	420	50	1.82	0.36	95	有
$Fe_{bal}Cu_{1.5}Si_4B_{14}$	420	70	1.84	0.28	91	有
$Fe_{bal}Cu_{1.5}Si_4B_{14}$	420	50	1.84	0.28	94	有
$Fe_{bal}Cu_{1.5}Si_5B_{14}$	420	70	1.76	0.34	97	有
$Fe_{bal}Cu_{1.8}Si_6B_{14}$	420	70	1.74	0.29	92	有
$Fe_{bal}Cu_{1.8}Si_7B_{14}$	420	70	1.72	0.38	94	有
$Fe_{bal}Cu_{1.8}Si_9B_{14}$	420	70	1.70	0.44	92	有
$Fe_{bal}Cu_{1.5}Si_5B_{15}$	420	70	1.73	0.36	98	有
$Fe_{bal}Cu_{1.8}Si_8B_{15}$	420	70	1.70	0.39	92	有
$Fe_{bal}Cu_{1.8}Si_5B_{18}$	420	70	1.70	0.44	91	有

[0083] [表 9-2]

组成	热处理 温度 (℃)	升温速度 (℃/分)	饱和磁通 量密度 B_s (T)	在 1.5T 和 50 Hz 的铁损 $P_{1.5/50}$ (W/kg)	矩形比 B_r/B_{90} (%)	非晶形层 有无
$Fe_{bal}Cu_{1.35}Si_2B_{14}P_1$	420	70	1.79	0.25	91	有
$Fe_{bal}Cu_{1.35}Si_2B_{12}P_2$	420	70	1.82	0.32	93	有
$Fe_{bal}Cu_{1.4}Si_2B_{12}P_2$	420	70	1.79	0.28	91	有
$Fe_{bal}Cu_{1.4}Si_2B_{13}P_2$	420	70	1.77	0.30	91	有
$Fe_{bal}Cu_{1.6}Si_2B_{13}P_2$	420	70	1.72	0.38	92	有
$Fe_{bal}Cu_{1.6}Si_3B_{14}P_2$	420	70	1.71	0.38	94	有
$Fe_{bal}Cu_{1.6}Au_{0.25}B_{15}Si_1$	440	70	1.84	0.44	94	有
$Fe_{bal}Ni_2Cu_{1.25}B_{13}Si_2$	420	70	1.81	0.27	91	有
$Fe_{bal}Co_2Cu_{1.25}B_{14}Si_2$	430	70	1.82	0.28	93	有
$Fe_{bal}Cu_{1.35}B_{14}Si_3Al_{0.5}$	420	70	1.80	0.41	95	有
$Fe_{bal}Cu_{1.35}B_{14}Si_3P_{0.5}$	430	70	1.79	0.38	95	有
$Fe_{bal}Cu_{1.35}B_{14}Si_3Ge_{0.5}$	420	70	1.80	0.37	94	有
$Fe_{bal}Cu_{1.35}B_{14}Si_3C_{0.5}$	430	70	1.80	0.41	91	有
$Fe_{bal}Cu_{1.35}B_{14}Si_3Au_{0.5}$	420	70	1.81	0.31	92	有
$Fe_{bal}Cu_{1.35}B_{14}Si_3Pt_{0.5}$	420	70	1.81	0.32	94	有
$Fe_{bal}Cu_{1.35}B_{14}Si_3W_{0.5}$	420	70	1.79	0.32	94	有
$Fe_{bal}Cu_{1.35}B_{14}Si_3Sn_{0.5}$	420	50	1.80	0.32	92	有
$Fe_{bal}Cu_{1.35}B_{14}Si_3In_{0.5}$	420	70	1.80	0.33	92	有
$Fe_{bal}Cu_{1.35}B_{14}Si_3Ga_{0.5}$	420	50	1.81	0.32	93	有
$Fe_{bal}Cu_{1.35}B_{14}Si_3Ni_{0.5}$	420	70	1.81	0.32	92	有
$Fe_{bal}Cu_{1.35}B_{14}Si_3Hf_{0.5}$	420	70	1.78	0.32	94	有
$Fe_{bal}Cu_{1.35}B_{14}Si_3Nb_{0.5}$	420	70	1.78	0.30	91	有
$Fe_{bal}Cu_{1.35}B_{14}Si_3Zr_{0.5}$	420	70	1.78	0.31	91	有

$\text{Fe}_{\text{bal.}}\text{Cu}_{1.35}\text{B}_{14}\text{Si}_3\text{Ta}_{0.5}$	420	70	1.78	0.31	93	有
$\text{Fe}_{\text{bal.}}\text{Cu}_{1.35}\text{B}_{14}\text{Si}_3\text{Mo}_{0.5}$	420	70	1.78	0.32	93	有
$\text{Fe}_{\text{bal.}}\text{Cu}_{1.35}\text{B}_{18}\text{Si}_3\text{Ge}_{0.5}$	420	70	1.80	0.38	93	有
$\text{Fe}_{\text{bal.}}\text{Cu}_{1.4}\text{Nb}_{0.025}\text{B}_{14}\text{Si}_1$	420	70	1.85	0.45	95	有
$\text{Fe}_{\text{bal.}}\text{Cu}_{1.55}\text{V}_{0.2}\text{Si}_{14.5}\text{B}_8$	420	70	1.77	0.35	91	有
$\text{Fe}_{\text{bal.}}\text{Cu}_{1.8}\text{Si}_4\text{B}_{13}\text{Zr}_{0.2}$	420	70	1.81	0.30	93	有

工业适用性

[0084] 通过由具有高饱和磁通量密度和低损失的软磁性薄带构成磁性部件,可以提供高性能或小型磁性部件,所述的磁性部件适宜于用于高电流应用的各种电抗器如阳极电抗器、用于有源滤波器的扼流线圈、平滑扼流线圈、各种变压器、干扰对策部件如磁性屏蔽和电磁屏蔽材料、激光电源、加速器用脉冲功率磁性部件、电机和发电机。

[0085] 附图说明

[0086] 图 1 显示在 50Hz 的铁损的磁通量密度相关性;图 2 显示在 50Hz 的表观功率的磁通量密度相关性;图 3 显示在各个频率的铁损的磁通量密度相关性;图 4 是用透射电子显微镜拍摄的表面附近的横截面组织照片;图 5 是显示本发明的软磁性薄带的组织状态的示意图;图 6 是说明单板的弯曲的示意图;图 7 显示铁损的频率相关性;图 8 是图 4 的组织照片的示意图;图 9 是显示在软磁性薄带表面附近观察的层状结构的组织照片;图 10 显示比较通过改变在退火中的升温速率而得到的样品的 B-H 曲线(80A/m 的最大磁场);图 11 显示比较通过改变在退火中的升温速率而得到的样品的 B-H 曲线(800A/m 的最大磁场);图 12 显示实施例 3 中的软磁性薄带的 B-H 曲线(80A/m 的最大磁场);图 13 显示软磁性材料表观功率的磁通量密度相关性;图 14 是图 2 的组织照片的示意图;和图 15 是显示常规软磁性薄带的组织状态的示意图。

[0087] 附图标记的说明

[0088] 1:软磁性薄带,2:薄带的表面

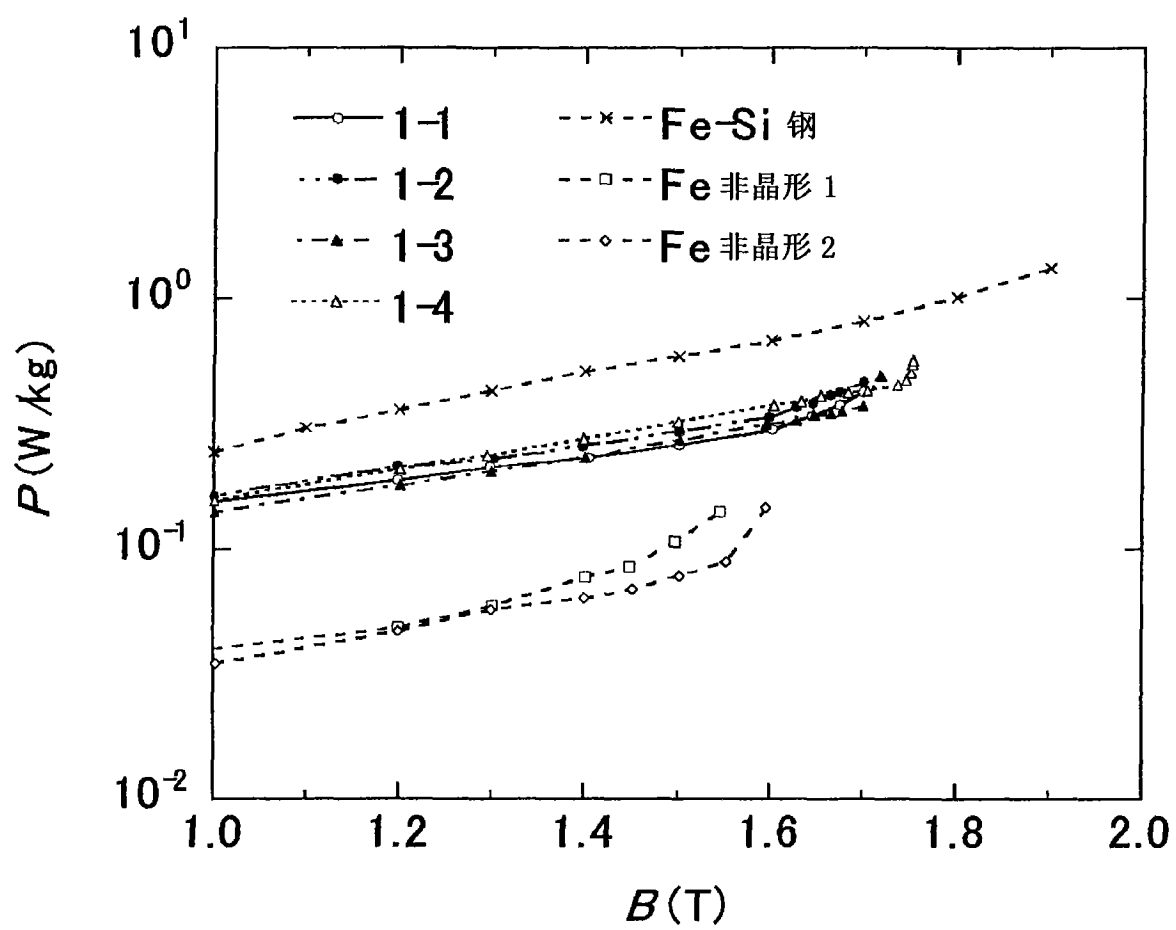


图 1

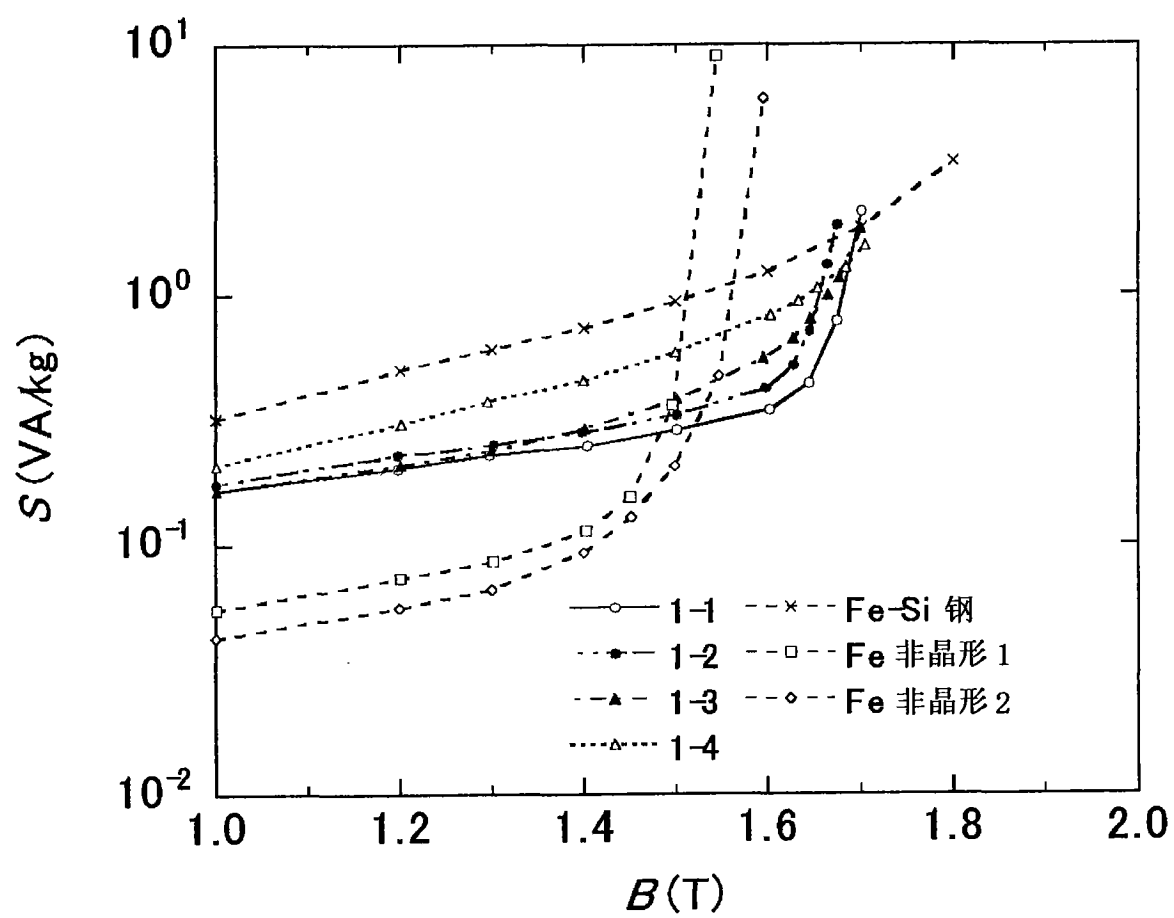


图 2

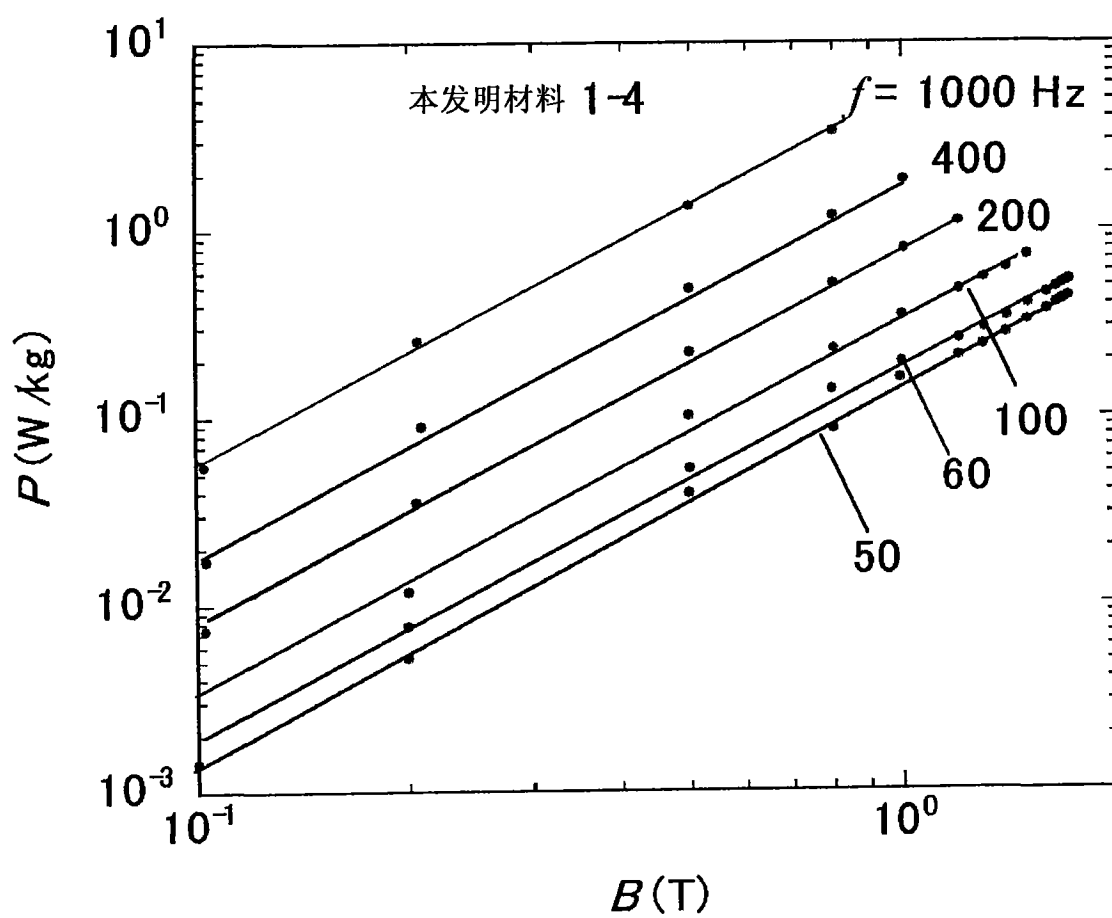


图 3



图 4

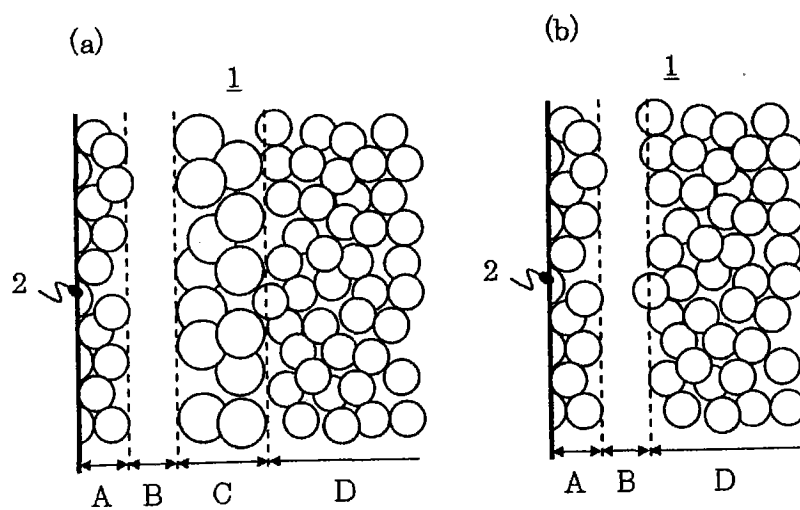


图 5

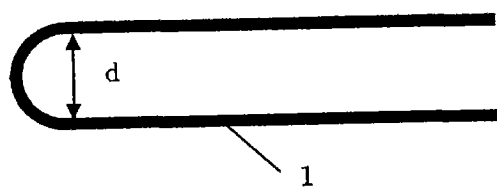


图 6

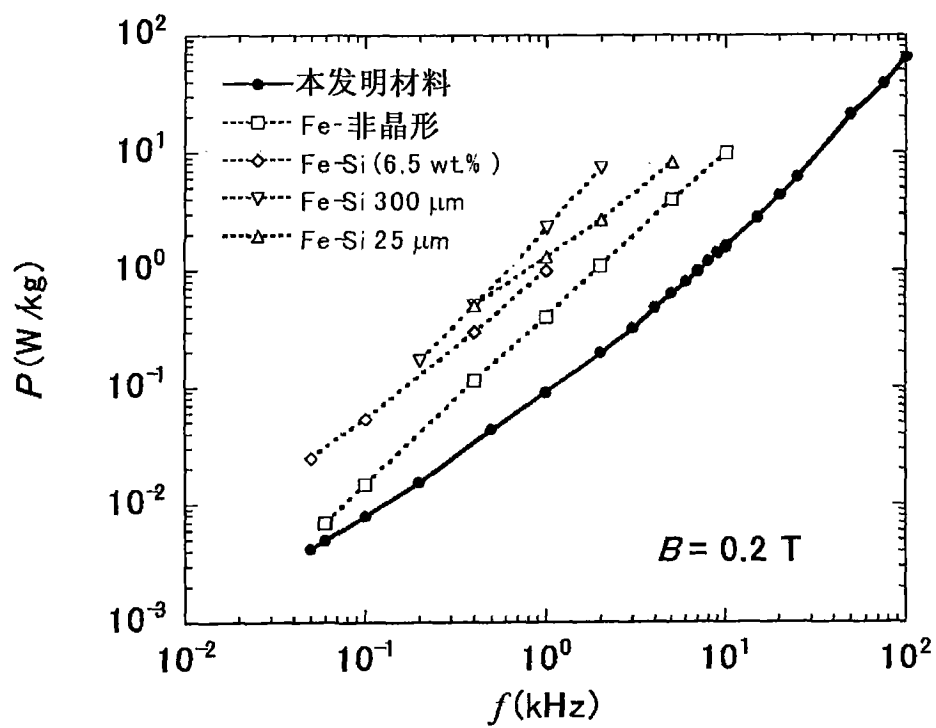


图 7

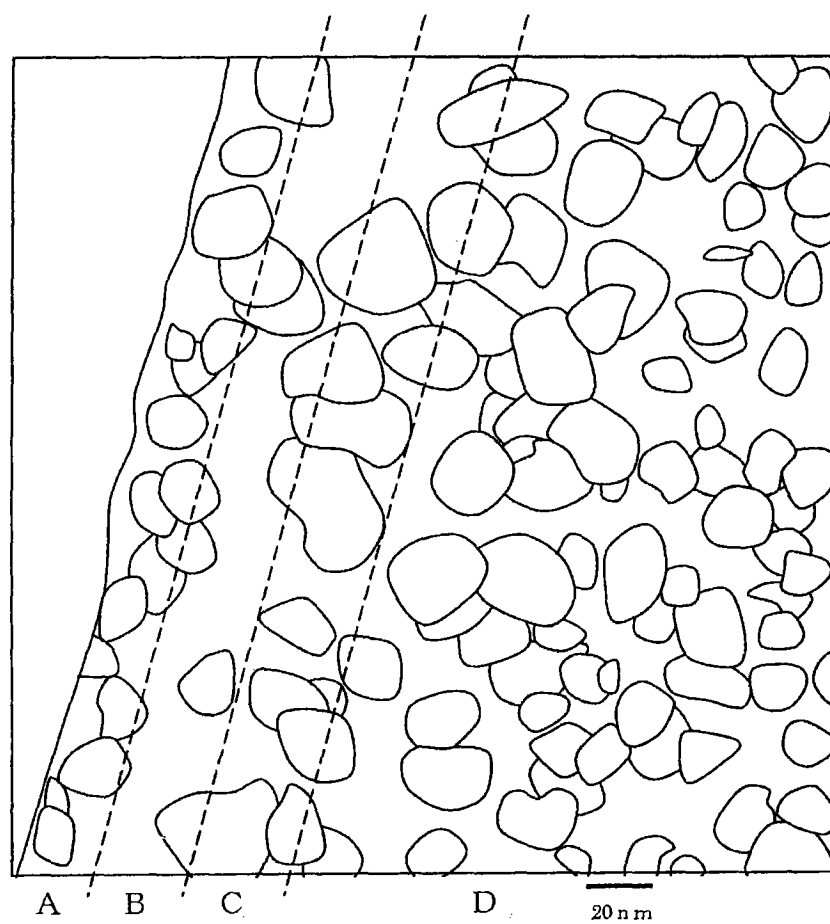


图 8

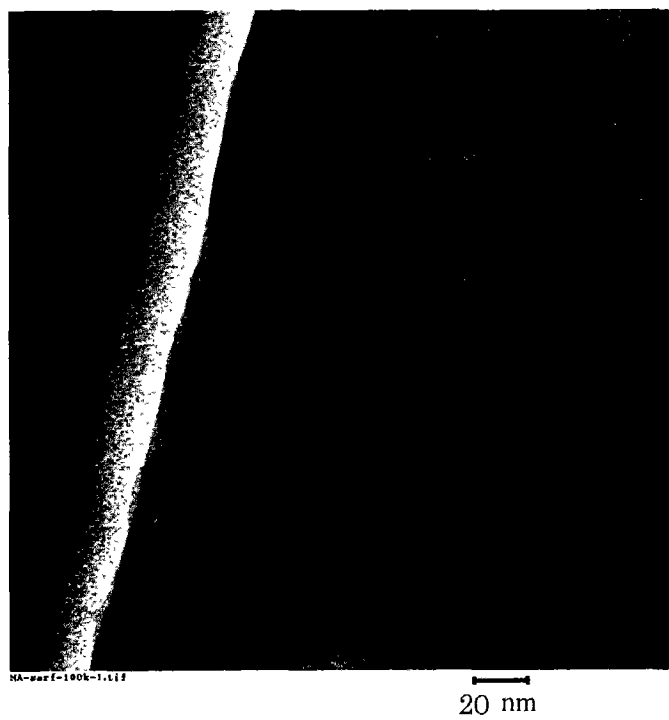


图 9

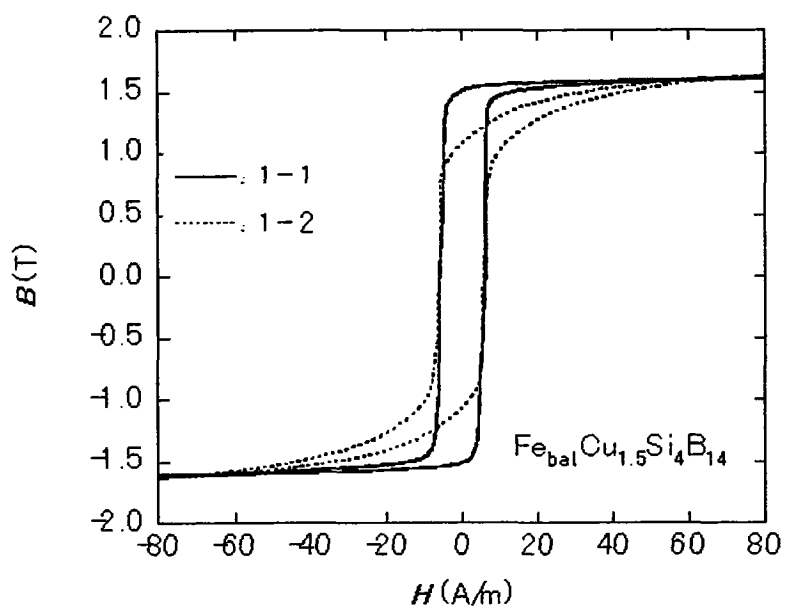


图 10

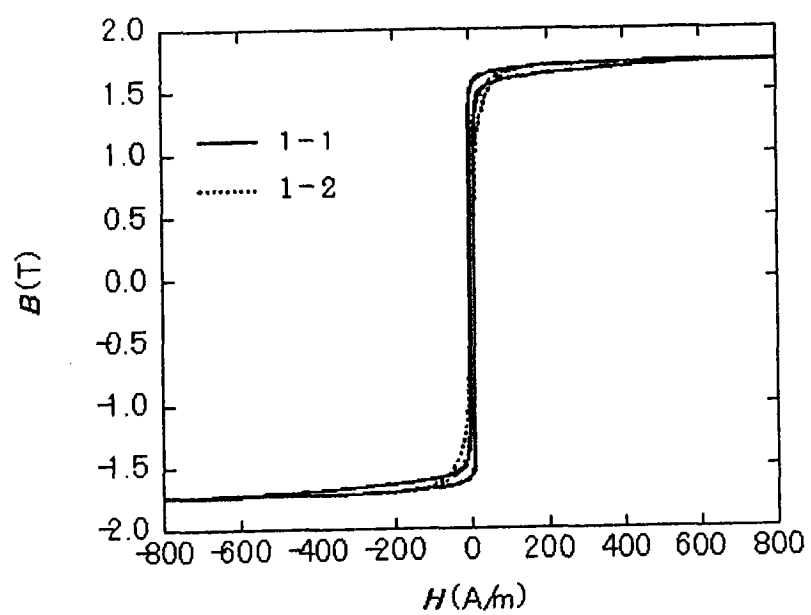


图 11

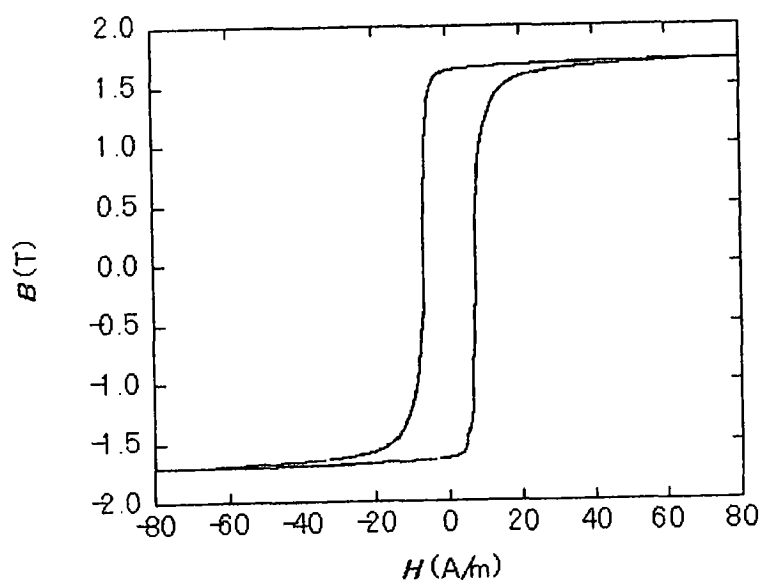


图 12

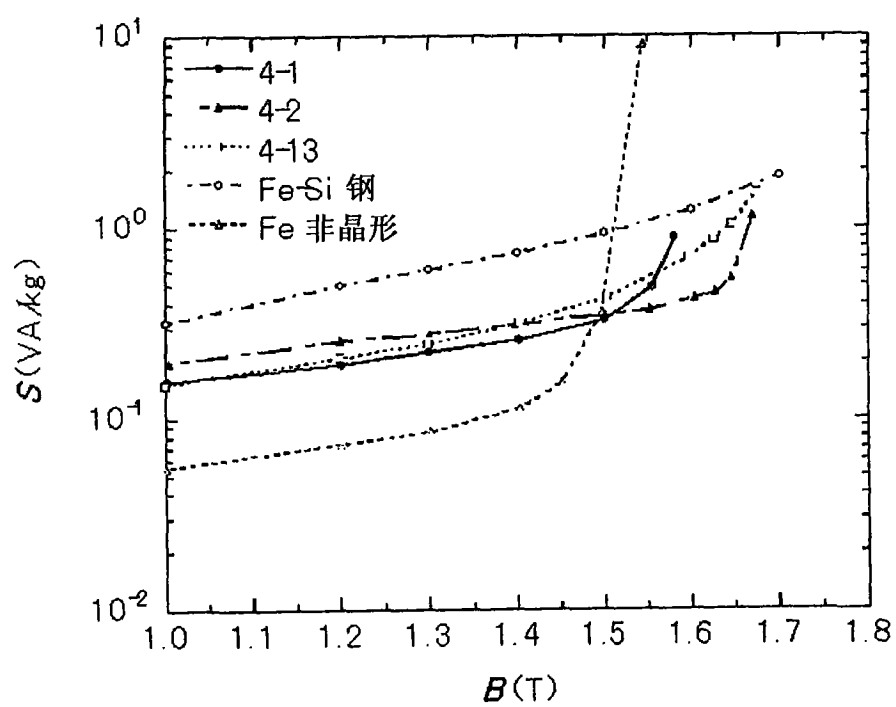


图 13

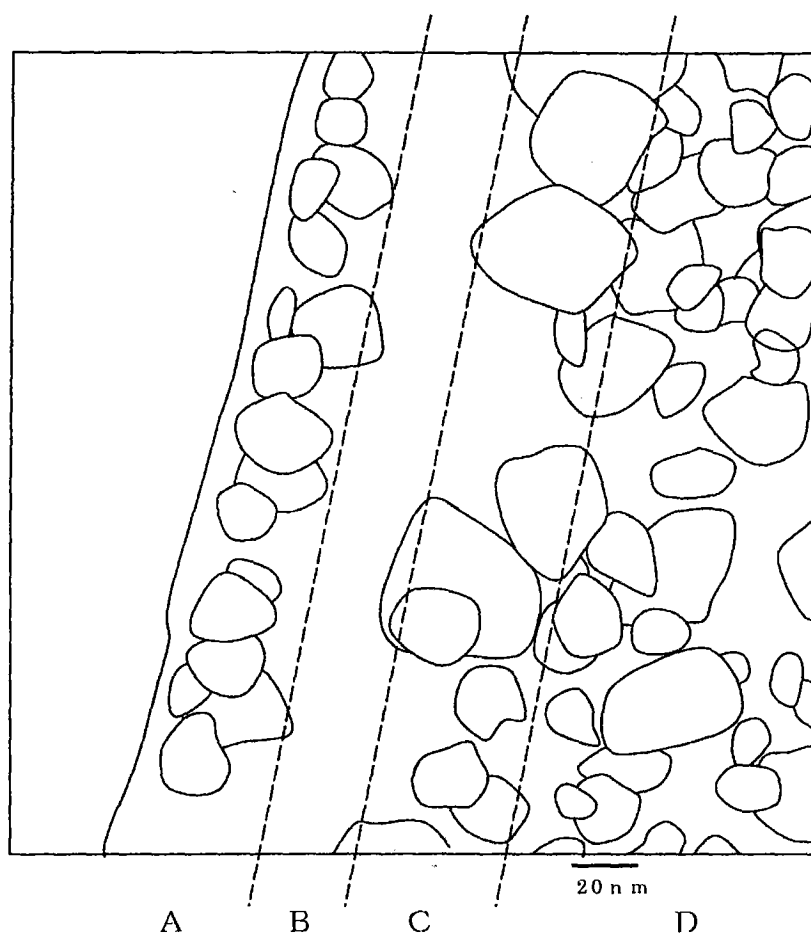


图 14

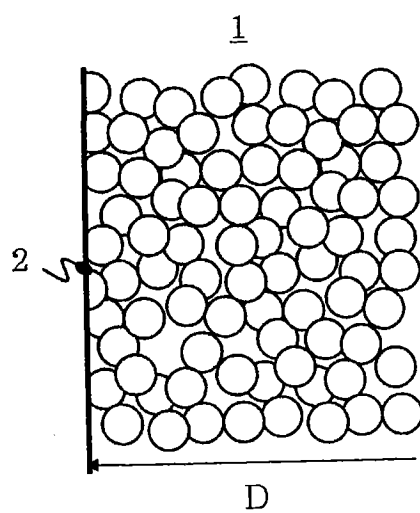


图 15