

[19] 中华人民共和国国家知识产权局

[51] Int. Cl⁷
H01F 1/00
H02K 1/02



[12] 发 明 专 利 说 明 书

[21] ZL 专利号 99120500.6

[45] 授权公告日 2005 年 6 月 29 日 [11] 授权公告号 CN 1208788C

[22] 申请日 1999. 12. 27 [21] 申请号 99120500. 6
[30] 优先权
[32] 1998. 12. 28 [33] JP [31] 373585/1998
[32] 1999. 8. 24 [33] JP [31] 236918/1999
[71] 专利权人 精工爱普生株式会社
地址 日本东京都
[72] 发明人 新井圣
审查员 韩 伟

[74] 专利代理机构 中国专利代理(香港)有限公司
代理人 郇 红 杨丽琴

权利要求书 2 页 说明书 21 页 附图 10 页

[54] 发明名称 磁铁粉末和各向同性稀土类粘合磁铁

[57] 摘要

提供磁通密度高，磁化性好，可靠性优的磁铁。该磁铁粉末由 $R_x(Fe_{1-y}Co_y)_{100-x-z-w}B_zAl_w$ (R 为至少 1 种稀土类元素，x: 8.1~9.4 原子%，y: 0~0.30，z: 4.6~6.8 原子%，w: 0.02~0.8 原子%) 的合金组分形成，且形成软磁相与硬磁相相邻接的组织，其特性是当与结合树脂混合进行成形形成各向同性粘合磁铁时，室温下呈磁特性的 B-H 图的第 2 象限中，在比 $P_c = 2.0$ 的直线高的 B 侧的区域，磁通密度常在下述式 (I) 表示的直线之上，且其本身的顽磁力 (iHc) 在 5.1~9.0kOe， $B = 1.25 \times \rho + 1.25 \times H \cdots (I)$ (B 表示磁通密度， ρ 表示粘合磁铁的密度，H 表示磁场)。

1. 一种磁铁粉末, 包括:

5 由 $R_x(\text{Fe}_{1-y}\text{Co}_y)_{100-x-z-w}\text{B}_z\text{Al}_w$ 所表示的合金组成, 其中, R 是至少一种稀土类元素; x: 8.1-9.4 原子%; y: 0-0.30; z: 4.6-6.8 原子%; w: 0.02-0.8 原子%, 并且其结构组织为软磁相和硬磁相以相邻接的方式存在的组织; 以及

所述软磁相和硬磁相都具有 1-100nm 的平均结晶粒径;

10 其中, 所述磁铁粉末在各向同性粘合磁铁是通过用结合树脂来混合磁铁粉末而成形的情况下, 在室温下呈现磁特性的 B-H 图的第二象限中, 在较 $P_c = 2.0$ 的直线高的 B 侧的区域, 其磁通密度始终位于由下述式 (I) 表示的直线之上, 并且所述粘合磁铁的固有顽磁力 iH_c 处于 406-716kA/m 的范围内,

$$B = 1.25 \times 10^{-1} \times \rho + 1.57 \times 10^{-3} \times H \quad \dots (I)$$

15 其中, P_c 是磁导系数; B 是磁通密度, 表示为 B-H 图中的纵坐标, 单位是 T; H 是磁化磁场强度, 表示为 B-H 图中的横坐标, 单位是 kA/m; ρ 表示粘合磁铁的密度, 单位是 g/cm^3 ,

其特征在于, 所述 R 含有 Pr, 其比例占所述全部 R 的质量的 5-75%, 或者, 所述 R 含有 Dy, 其比例占所述全部 R 的质量的 10% 或以下。

20 2. 根据权利要求 1 所述的磁铁粉末, 其特征在于, 所述 R 为以 Nd 和 / 或 Pr 为主的稀土类元素。

3. 根据权利要求 1 或 2 所述的磁铁粉末, 其特征在于, 所述磁铁粉末是通过对熔融合金进行急冷处理获得的。

25 4. 根据权利要求 1 或 2 所述的磁铁粉末, 其特征在于, 所述磁铁粉末是采用冷却辊将所制造的急冷薄带粉碎而获得的。

5. 根据权利要求 1 或 2 所述的磁铁粉末, 其特征在于, 所述磁铁粉末在其制造过程中、或在制造之后, 至少进行一次热处理。

6. 根据权利要求 1 或 2 所述的磁铁粉末, 其特征在于, 平均粒径在 0.5-150 μm 的范围内。

7. 一种各向同性稀土类粘合磁铁, 用结合树脂结合磁铁粉末而构成, 所述磁铁粉末包括:

由 $R_x(Fe_{1-y}Co_y)_{100-x-z-w}B_zAl_w$ 所表示的合金组成, 其中, R 是至少一种稀土类元素; x: 8.1-9.4 原子%; y: 0-0.30; z: 4.6-6.8 原子%; w: 0.02-0.8 原子%, 并且其结构组织为软磁相和硬磁相以相邻接的方式存在的组织; 以及

所述软磁相和硬磁相都具有 1-100nm 的平均结晶粒径;

其中, 所述磁铁粉末在各向同性粘合磁铁是通过用结合树脂来混合磁铁粉末而成形的情况下, 在室温下呈现磁特性的 B-H 图的第二象限中, 在较 $P_c=2.0$ 的直线高的 B 侧的区域, 其磁通密度始终位于由下述式 (I) 表示的直线之上, 并且所述粘合磁铁的固有顽磁力 iH_c 处于 406-716kA/m 的范围内,

$$B = 1.25 \times 10^{-1} \times \rho + 1.57 \times 10^{-3} \times H \quad \dots (I)$$

其中, P_c 是磁导系数; B 是磁通密度, 表示为 B-H 图中的纵坐标, 单位是 T; H 是磁化磁场强度, 表示为 B-H 图中的横坐标, 单位是 kA/m; ρ 表示粘合磁铁的密度, 单位是 g/cm³,

其特征在于, 所述 R 含有 Pr, 其比例占所述全部 R 的质量的 5-75%, 或者, 所述 R 含有 Dy, 其比例占所述全部 R 的质量的 10% 或以下。

磁铁粉末和各向同性稀土类粘合磁铁

5 技术领域

本发明涉及磁铁粉末和各向同性稀土类粘合磁铁。

背景技术

10 为了减小电动机等的尺寸，在用于电动机时，人们希望提高（在实际磁导率中的）磁铁的磁通密度。决定粘合磁铁的磁通密度的因素包括磁铁粉末的磁性能（磁化）、粘合磁铁中的磁铁粉末含量（含有率）。因此，在磁铁粉末本身的磁性能（磁化）不那样高的场合，如果粘合磁铁中的磁铁粉末的含量不是极多，则无法获得足够的磁通密度。

15 但是，现在用作高性能稀土类粘合磁铁的多半是采用作为稀土类磁铁粉末的、MQI 公司生产的 MQP-B 粉末的各向同性粘合磁铁。各向同性粘合磁铁相对各向异性粘合磁铁，具有下述优点。即，在制造粘合磁铁时，由于无需磁场定向，这样制造工艺简单，其结果是，制造成本较低。但是，由该 MQP-B 粉末代表的已有的各向同性粘合磁铁具有下述的问题。

20 1) 已有的各向同性粘合磁铁的磁通密度不够高。即，由于所采用的磁铁粉末的磁性能（磁化）较低，这样必须提高粘合磁铁的磁铁粉末含量，但是如果提高磁铁粉末含量，则由于粘合磁铁的成形性变差，因此上述含量具有一定极限。另外，即使在通过改善成形条件、使磁铁粉末含量较多的情况下，所得到的磁通密度仍具有一定界限，由此，不能使电动机的尺寸减小。

25 2) 由于顽磁力较高，这样磁化特性变差，必须要求较高的磁化磁场。

3) 虽然也报道超微复合磁铁中、残留磁通密度较高，但是在此场合，相反其顽磁力过小，实际作为电动机所获得的磁通密度（实际使用时的磁导率）非常低。

在采用已有的磁铁粉末的场合，如果提高粘合磁铁中的磁铁粉末含量以

便将磁通密度增加到极限（即，如果将粘合磁铁的密度提高到极限程度），则会产生下述问题。

5 a) 按照通常的方法难于成形、或成形性差。为此，将成形方法限定为压缩成形，提高成形所要求的成形压力或成形温度，或必须使机械具有较大尺寸、或必须采用特殊装置，或者所采用的结合树脂的种类或组成受到显著限制；

b) 由于成形性降低，所获得的粘合磁铁的尺寸精度也降低；

c) 粘合磁铁的耐腐蚀性、耐热性降低；

d) 粘合磁铁变脆，容易开裂或产生欠损，无法获得足够的机械强度。

10

发明内容

本发明的目的在于提供一种磁铁粉末和各向同性稀土类粘合磁铁，其可提供磁通密度高、磁化特性优良、具有良好可靠性的磁铁。

上述目的是通过下述的本发明实现的。

15 一种磁铁粉末，包括：由 $R_x(Fe_{1-y}Co_y)_{100-x-z-w}B_zAl_w$ 所表示的合金组成，其中，R 是至少一种稀土类元素；x：8.1－9.4 原子%；y：0－0.30；z：4.6－6.8 原子%；w：0.02－0.8 原子%，并且其结构组织为软磁相和硬磁相以相邻接的方式存在的组织；以及，所述软磁相和硬磁相都具有 1－100nm 的平均结晶粒径；其中，所述磁铁粉末在各向同性粘合磁铁是通过用结合树脂来混合磁铁粉末而成形的情况下，在室温下呈现磁特性的 B-H 图的第二象限中，在较 $P_c = 2.0$ 的直线高的 B 侧的区域，其磁通密度始终位于由下述式 (I) 表示的直线之上，并且所述粘合磁铁的固有顽磁力 iH_c 处于 406－716kA/m 的范围内，

$$B = 1.25 \times 10^{-1} \times \rho + 1.57 \times 10^{-3} \times H \quad \dots (I)$$

25 其中， P_c 是磁导系数；B 是磁通密度，表示为 B-H 图中的纵坐标，单位是 T；H 是磁化磁场强度，表示为 B-H 图中的横坐标，单位是 kA/m； ρ 表示粘合磁铁的密度，单位是 g/cm^3 ，其特征在于，所述 R 含有 Pr，其比例占所述全部 R 的质量的 5－75%，或者，所述 R 含有 Dy，其比例占所述全部 R 的质量的 10% 或以下。

如果采用上述的本发明，便获得下述的效果。

由于获得较高的磁通密度，这样即使在各向同性的情况下，仍获得具有
高磁特性的粘合磁铁。特别是，与已有的各向同性粘合磁铁相比较，由于
可用更小的体积的粘合磁铁发挥同等以上的磁特性，这样可获得更小型
5 的、高性能的电动机。

另外，由于获得较高的磁通密度，这样在制造粘合磁铁时，即使在不追
求高密度的情况下，仍可获得足够高的磁特性，其结果是，可实现成形性
的提高，以及尺寸精度、机械强度、耐腐蚀性、耐热性等的提高，可以很
容易地制造可靠性较高的粘合磁铁。

10 由于磁化特性良好，这样可在更低的磁化磁场实现磁化，特别是可容易
地并且确实地实现多极磁化等，并且可获得较高的磁通密度。

由于不要求实现高密度，这样与压缩成形法相比较，还适用于通过难于
形成高密度的挤压成形法或注射模塑成形的粘合磁铁的制造，即使是通过
这样的成形方法形成的粘合磁铁，可获得前述的效果。由此，粘合磁铁的
15 成形方法的选择幅度、进而其形状选择的自由度扩大。

在本发明中，最好上述结构组织为软磁相与硬磁相以相邻接的方式存在
的超微复合组织。

此外，在本发明中，最好上述磁铁粉末是通过对熔融合金进行急冷处理
而获得的。

20 还有，在本发明中，最好上述磁铁粉末是采用冷却辊将所制造的急冷薄
带粉碎而获得的。

再有，在本发明中，最好上述磁铁粉末在其制造过程中、或在制造之后，
至少进行1次热处理。

另外，在本发明中，平均粒径最好在 $0.5 \sim 150 \mu\text{m}$ 的范围内。

25 此外，本发明与通过结合树脂将上述的磁铁粉末结合的各向同性稀土类
粘合磁铁有关。

一种各向同性稀土类粘合磁铁，用结合树脂结合磁铁粉末而构成，所述
磁铁粉末包括：由 $R_x(\text{Fe}_{1-y}\text{Co}_y)_{100-x-z-v}\text{B}_2\text{Al}_w$ 所表示的合金组成，其中，R是
至少一种稀土类元素；x：8.1-9.4原子%；y：0-0.30；z：4.6-6.8原

子%；w：0.02 - 0.8 原子%，并且其结构组织为软磁相和硬磁相以相邻接的方式存在的组织；以及，所述软磁相和硬磁相都具有1 - 100nm的平均结晶粒径；其中，所述磁铁粉末在各向同性粘合磁铁是通过用结合树脂来混合磁铁粉末而成形的情况下，在室温下呈现磁特性的B-H图的第二象限中，
 5 在较 $P_c = 2.0$ 的直线高的B侧的区域，其磁通密度始终位于由下述式(I)表示的直线之上，并且所述粘合磁铁的固有顽磁力 iH_c 处于406 - 716kA/m的范围内，

$$B = 1.25 \times 10^{-1} \times \rho + 1.57 \times 10^{-3} \times H \quad \dots (I)$$

其中， P_c 是磁导系数；B是磁通密度，表示为B-H图中的纵坐标，单位是T；H是磁化磁场强度，表示为B-H图中的横坐标，单位是kA/m； ρ 表示
 10 粘合磁铁的密度，单位是 g/cm^3 ，其特征在于，所述R含有Pr，其比例占所述全部R的质量的5 - 75%，或者，所述R含有Dy，其比例占所述全部R的质量的10%或以下。

一种各向同性稀土类粘合磁铁，用结合树脂结合磁铁粉末而构成，所述
 15 磁铁粉末包括：由 $R_x(Fe_{1-y}Co_y)_{100-x-z-w}B_zAl_w$ 所表示的合金组成，其中，R是至少一种稀土类元素；x：8.1 - 9.4 原子%；y：0 - 0.30；z：4.6 - 6.8 原子%；w：0.02 - 0.8 原子%，并且其结构组织为软磁相和硬磁相以相邻接的方式存在的组织，其特征在于，所述磁铁粉末在各向同性粘合磁铁是通过用结合树脂来混合磁铁粉末而成形的情况下，在室温下呈现磁特性的B-H
 20 图的第二象限中，在较 $P_c = 2.0$ 的直线高的B侧的区域，其磁通密度始终位于由下述式(I)表示的直线之上，并且所述粘合磁铁的固有顽磁力 iH_c 处于406 - 716kA/m的范围内，

$$B = 1.25 \times 10^{-1} \times \rho + 1.57 \times 10^{-3} \times H \quad \dots (I)$$

其中， P_c 是磁导系数；B是磁通密度，表示为B-H图中的纵坐标，单位是T；H是磁化磁场强度，表示为B-H图中的横坐标，单位是kA/m； ρ 表示
 25 粘合磁铁的密度，单位是 g/cm^3 。

在此场合，最好上述磁铁粉末的结构组织为软磁相与硬磁相以相邻接的方式存在的组织。在此场合，最好上述结构组织为软磁相与硬磁相以相邻接的方式存在的超微复合组织。

该各向同性粘合磁铁是由多极磁化提供的、或被多极磁化。另外,最好本发明的各向同性粘合磁铁用于电动机。

一种磁铁粉末,包括:由 $R_x(\text{Fe}_{1-y}\text{Co}_y)_{100-x-z-w}\text{B}_z\text{Al}_w$ 所表示的合金组成,其中, R 是至少一种稀土类元素; x: 8.1-9.4 原子%; y: 0-0.30; z: 4.6-6.8 原子%; 并且, w: 0.02-0.8 原子%。

一种磁铁粉末,包括:由 $R_x(\text{Fe}_{1-y}\text{Co}_y)_{100-x-z-w}\text{B}_z\text{Al}_w$ 所表示的合金组成,其中, R 是至少一种稀土类元素; x: 8.1-9.4 原子%; y: 0-0.30; z: 4.6-6.8 原子%; w: 0.02-0.8 原子%; 和,包括软磁相和硬磁相的组织结构,其中,所述硬磁相是主要磁相。

附图说明

通过参照附图而进行的下面的实施例的描述,容易得出本发明的上述和其它目的、结构和效果。

图 1 为表示本发明的磁铁粉末中的超微复合组织(宏观组织)的一个实例的示意图;

图 2 为表示本发明的磁铁粉末中的超微复合组织(宏观组织)的一个实例的示意图;

图 3 为表示本发明的磁铁粉末中的超微复合组织(宏观组织)的一个实例的示意图;

图 4 为表示制造磁铁材料的装置(急冷薄带制造装置)的结构实例的透视图;

图 5 为表示图 4 所示装置中的金属熔体在冷却辊的碰撞部位附近的状态的剖面侧视图;

图 6 为表示退磁曲线的 B-H 图;

图 7 为表示磁化特性(磁化磁场与磁化率之间的关系)的曲线图;

图 8 为表示退磁曲线的 B-H 图;

图 9 表示 Pr 置换量与粘合磁铁的磁特性之间的关系的关系的曲线图;

图 10 为表示退磁曲线的 B-H 图。

具体实施方式

下面对本发明的磁铁粉末和采用该粉末的各向同性稀土类粘合磁铁的实施例进行具体描述。

(本发明的主要内容)

5 为了使电动机等的尺寸减小,在获得磁通密度较高的磁铁方面会产生问题。决定粘合磁铁的磁通密度的因素包括磁铁粉末的磁性能(磁化)、粘合磁铁中的磁铁粉末含量(含有率),但是在磁铁粉末本身的磁性能(磁化)不那么高的场合,如果粘合磁铁中的磁铁粉末含量不是极多,则不能获得足够的磁通密度。

10 目前普及的上述的MQI公司制造的MQP-B粉末具有下述缺点,即按照前述方式,其磁通密度不足够大,由此,在制造粘合磁铁时,不得不提高粘合磁铁中的磁铁粉末的含量、即高密度化,其强度等方面缺乏可靠性,并且由于顽磁力较高,这样磁化特性差。

15 与此相对,由于本发明的磁铁粉末和各向同性稀土类粘合磁铁具有下述特性,即在室温下呈现磁特性的B-H图中的第2象限,在比 $P_c = 2.0$ 的直线高的B侧的区域,其磁通密度经常位于由上述式(1)表示的直线之上,并且其本身的顽磁力(iH_c)在406-716kA/m的范围内,这样便获得足够的磁通密度与适度的顽磁力,由此,不必将粘合磁铁中的磁铁粉末含量提高到那么高,其结果是,可提供强度较高、成形性、耐腐蚀性、磁化特性等优良并具有高可靠性的粘合磁铁,此外,通过减小粘合磁铁的尺寸、提高其性能,则还可大大有助于减小电动机等的磁铁搭载装置的尺寸。

20 还有,本发明的磁铁粉末可形成硬磁相与软磁相为数十个nm水平并相邻接存在的组织(特别是超微复合组织)。

25 虽然上述的MQI公司制造的MQP-B粉末为硬磁相的单相组织,但是由于在这样的超微复合组织中存在磁化度高的软磁相,这样具有总的磁化高的优点,此外,由于反冲导磁率较高,这样便具有即使在一旦施加反向磁场的情况下,之后的退磁率仍较小的优点。

虽然同样对于已有的具有超微复合组织的磁铁来说,其残留磁通密度较高,但是由于其顽磁力较低,矩形性比较差,如果 P_c 不是约5以上,则无

法获得高于按照上述式(1)得出的高的磁通密度,为此,粘合磁铁的用途受到很大限制。

(磁铁粉末的合金组分)

5 磁铁粉末的合金组分表示为 $R_x(Fe_{1-y}Co_y)_{100-x-z-w}B_zAl_w$ (其中, R 表示至少 1 种稀土类元素, $x: 8.1 \sim 9.4$ 原子%, $y: 0 \sim 0.30$, $z: 4.6 \sim 6.8$ 原子%, $w: 0.02 \sim 0.8$ 原子%)。

作为 R (稀土类元素), 举例有 Y、La、Ce、Pr、Nd、Pm、Sm、Eu、Gd、Tb、Dy、Ho、Er、Tm、Yb、Lu、铈镧合金, 并可包括其中的 1 种或 2 种以上。

10 R 的含量(含有率)在 $8.1 \sim 9.4$ 原子%的范围内。当 R 的含量小于 8.1 原子%时, 不能获得足够的顽磁力, 即使在添加 Al 的情况下, 顽磁力的提高幅度仍很小。当 R 的含量超过 9.4 原子%时, 由于磁化的电位下降, 这样不能获得足够的磁通密度。

15 在这里, 最好 R 为以 Nd 和/或 Pr 为主的稀土类元素。其原因是, 这些稀土类元素有效地使构成超微复合组织的硬磁相的饱和磁化提高, 以便使磁铁获得良好的顽磁力。

此外, 最好 R 包含 Pr, 其比例占 R 总量的 $5 \sim 75\%$, 特别是最好占 R 总量的 $20 \sim 60\%$ 。如果在此范围内, 则残留磁通密度基本不会降低, 可使顽磁力和矩形性提高。

20 还有, 最好 R 包含 Dy, 其比例占 R 总量的 10% 以下。如果在此范围内, 则残留磁通密度不会显著降低, 可使顽磁力提高, 并且还可提高温度特性。

Co 为具有与 Fe 相同特性的过渡性金属。通过添加 Co (置换 Fe 的一部分), 居里温度变高, 温度特性提高, 但是如果 Co 相对 Fe 的置换率超过 0.30 , 则顽磁力、磁通密度均呈现下降的倾向。如果 Co 相对 Fe 的置换率在 $0.050 \sim 0.20$ 的范围, 由于不仅温度特性提高, 而且磁通密度本身也提高, 则最好采用该范围。

25 B (硼) 为获得高磁特性的重要元素, 其含量在 $4.6 \sim 6.8$ 原子%的范围内。如果 B 的含量小于 4.6% , 则 B-H 环中的矩形性变差。如果 B 的含量超过 6.8% , 则非磁性相增多, 磁通密度急剧减小。

Al 为有利于提高顽磁力的元素, 如果其含量在 0.02 ~ 0.8 原子% 的范围内, 则提高顽磁力的效果显著。另外, 在该范围内, 随着顽磁力的提高, 矩形性和磁能量积也提高。此外, 耐热性和耐腐蚀性也良好。但是, 按照上述方式, 如果 R 的含量小于 8.1 原子%, 则添加 Al 产生的上述效果非常小。还有, 当 Al 含量超过 0.8 原子% 时, 磁化显著降低。按照上述方式, 在本发明中, Al 含量为微量或极微量时呈现该特征, 当添加量超过 0.8 原子% 时, 其效果倒是相反的, 这不是本发明的所在。

再有, 为了提高磁特性, 在构成磁铁粉末的合金中, 根据需要, 还可包括 Cu、Ga、Si、Ti、V、Ta、Zr、Nb、Mo、Hf、Ag、Zn、P、Ge 等其它元素。

(超微复合组织)

在超微复合组织中, 软磁相 10 和硬磁相 11 存在于比如图 1、图 2 或图 3 所示的图案(模式)中, 各相的厚度或粒径在纳米等级(比如, 1 ~ 100nm)。另外, 软磁相 10 和硬磁相 11 相邻接, 产生磁性的交换相互作用。此外, 图 1 ~ 3 所示的图案为一个实例, 但是不限于此, 在比如图 2 所示的图案中, 软磁相 10 和硬磁相 11 也可相反。

由于软磁相的磁化方向会因外部磁场的作用而容易发生改变, 这样当软磁相与硬磁相相混合时, 整个系统的磁化曲线在 B-H 图的第 2 象限, 成为具有分级的“蛇型曲线”。但是, 在软磁相的尺寸为 10nm 以下即足够小的场合, 软磁性体的磁化因与周围的硬磁性体的磁化结合而充分地受到约束, 整个系统作为硬磁性体而动作。

具有这样的超微复合组织的磁铁主要包括下面列举的特征 1) ~ 5)。

1) 在 B-H 图的第 2 象限中, 磁化以可逆方式回弹(这还称为“弹性磁铁”);

2) 磁化特性良好, 可在较低的磁场中磁化;

3) 磁特性对温度的依赖性比单独软磁相的场合小;

4) 磁特性随时间的变化较小;

5) 即使粉碎成微粉状的情况下, 磁特性仍不变差。

在上述的合金组分中, 硬磁相和软磁相比如为下述的那样。

硬磁相: $R_2TM_{14}B$ 系 (其中, TM 为 Fe 或 Fe 与 Co), 或 $R_2TM_{14}BA1$ 系。

软磁相: TM (特别 α -Fe, α -(Fe, Co)), 或 TM 与 Al 的合金。

(磁铁粉末的制造)

5 本发明的磁铁粉末最好是通过将熔融合金进行淬火处理来制造的,特别是最好这样进行制造,即对合金的熔体进行淬火处理,将固化形成的急冷薄带粉碎。下面对该方法的一个实例进行描述。

图 4 为表示通过采用单辊的淬火法制造磁铁材料的装置(急冷薄带制造装置)的结构实例的透视图,图 5 为表示图 4 所示装置中的熔体在冷却辊的碰撞部位附近的状态的剖面侧视图。

10 如图 4 所示,急冷薄带制造装置 1 包括可接纳磁铁材料的筒体 2、相对该筒体 2 沿图中的箭头 9A 方向旋转的冷却辊 5。在该筒体 2 的底端,形成有射出磁铁材料(合金)的熔体的喷嘴(喷口) 3。

此外,在筒体 2 的喷嘴 3 的附近的外周,设置有加热用线圈 4,通过对该线圈 4 施加比如高频波,将筒体 2 内部加热(感应加热),使筒体 2 内部的磁铁材料变为熔融状态。

15 冷却辊 5 由基部 51、形成冷却辊 5 的周面 53 的表面层 52 构成。

基部 51 的形成材料即可采用与表面层 52 相同的材质成一体形成,另外也可采用与表面层 52 不同的材质形成。

20 虽然基部 51 的形成材料不受特别限制,但是,最好采用比如铜或铜系合金这样的热传导率较高的金属材料,以便更加快速地散发表面层 52 的热量。

还有,最好表面层 52 由热传导率等于或小于基部 51 的材料形成。

25 将这样的急冷薄带制造装置 1 设置于腔(图中未示出)内,最好该装置在把惰性气体或其它的保护气体填充于该腔内的状态下动作。特别是,最好上述保护气体比如为氩气、氦气、氮气等惰性气体,以防止急冷薄带 8 的氧化。

在该急冷薄带制造装置 1 中,将磁铁材料(合金)放入筒体 2 内部,通过线圈 4 对其进行加热,使其处于熔融状态,当从喷嘴 3 喷出其熔体 6 时,如图 5 所示,熔体 6 碰撞冷却辊 5 的周面 53,形成直浇口窝 7,之后在旋转着的冷却辊 5 的周面 53 的拉引的同时,得到急速冷却、并凝固,连续或

间断地形成急冷薄带8。按照上述方式形成的急冷薄带8中的辊面81不久从周面53离开,该带8沿图4中的箭头9B方向行进。此外,在图5中,熔体的凝固界面71以点划线表示。

5 根据合金熔体的组分、周面53相对熔体6的湿润性等,冷却辊5的圆周速度的适合范围是不同的,为了提高磁特性,通常最好上述速度在1~60m/s的范围内,特别是最好在5~40m/s的范围内。如果冷却辊5的圆周速度过慢,则呈现下述倾向,即随急冷薄带8的体积流量(单位时间排出熔体的体积),急冷薄带8的厚度增加,结晶粒径加大,反之如果冷却辊5的圆周速度过快,则大部分变为非晶质组织,无论在什么样的场合,即使
10 在之后进行热处理的情况下,仍无希望提高磁特性。

再有,还可对所获得的急冷薄带8进行热处理,以便比如促进非晶质组织的再结晶化、实现组织的均质化。作为该热处理的条件,比如温度可在400~900℃的范围内,时间可在0.5~300分钟的范围内。

此外,为了防止氧化,最好该热处理在真空或减压状态下(比如 1×10^{-1}
15 1×10^{-4} Pa)、或在氮气、氩气、氦气等惰性气体中的非氧化性环境中进行。

通过上述的制造方法获得的急冷薄带(薄带状的磁铁材料)8为微细结晶组织、或微细结晶包含于非晶质组织中的组织,其获得优良的磁特性。

另外,通过将该急冷薄带8粉碎,便获得本发明的磁铁粉末。

粉碎的方法不受特别限制,其可采用比如球磨机、振动磨机、喷射式粉碎
20 机、钢针研磨机等各种粉碎装置、破碎装置。在此场合,为了防止氧化,上述粉碎也可在真空或减压状态下(比如 1×10^{-1} ~ 1×10^{-4} Pa)、或在氮气、氩气、氦气等惰性气体中的非氧化性环境中进行。

磁铁粉末的平均粒径不受特别限制,但是在该粉末用于制造后面将要描述的各向同性稀土类粘合磁铁的场合,如果考虑到防止磁铁粉末发生氧化、
25 以及防止粉碎会使磁特性变差,最好上述粒径在0.5~150 μm的范围内,特别是最好在0.5~80 μm的范围内,其中以1~50 μm的范围为最佳。

另外,为了在粘合磁铁的成形时获得更好的成形性,最好磁铁粉末的粒径分布按照一定程度分散(具有离散)。由此,可使所获得的粘合磁铁的孔隙率降低,其结果是,当粘合磁铁中的磁铁粉末含量相同时,可进一步

提高粘合磁铁的密度或机械强度，并可进一步提高磁特性。

此外，还可对所获得的磁铁粉末进行热处理，以便消除粉碎对发生的变形的影响，并对结晶粒径进行控制。作为该热处理的条件，比如温度可在350~850℃的范围内，时间可在0.5~300分钟的范围内。

- 5 还有，为了防止氧化，最好上述热处理在真空或减压状态下（比如， $1 \times 10^{-10} \sim 1 \times 10^{-4}$ Pa）、或在氮气、氩气、氦气等惰性气体中的非氧化性环境中进行。

在采用这样的磁铁粉末制造粘合磁铁的场合，该磁铁粉末与结合树脂的结合性（结合树脂的湿润性）良好，由此，该粘合磁铁的机械强度较高，
10 热稳定性（耐热性）、耐腐蚀性优良。因此，该磁铁粉末适合制造粘合磁铁。

再有，作为急冷方法，上面是以单辊法为实例进行描述的，但是也可采用双辊法。此外，还可通过其它的，比如气体喷雾这样的喷散法、旋转研磨盘法、熔料提取法、机械合金（MA）法等制造。由于这样的急冷法可使
15 金属组织（结晶晶粒）细微化，这样便有效地使粘合磁铁的磁铁特性、特别是顽磁力等得到提高。

（粘合磁铁及其制造）

下面对本发明的各向同性稀土类粘合磁铁（下面简称为“粘合磁铁”）
进行描述。

20 本发明的粘合磁铁是通过结合树脂将上述磁铁粉末进行结合。

该结合树脂（粘接剂）可为热塑性树脂、热硬化树脂中的任何一种。

热塑性树脂比如为聚酰胺（比如：耐纶6、耐纶46、耐纶66、耐纶610、耐纶612、耐纶11、耐纶12、耐纶6-12、耐纶6-66）、热塑性聚酰亚胺、芳香族聚酯等液晶聚合物、聚苯醚、聚苯硫醚、聚乙烯、聚丙烯、乙烯-醋酸乙烯酯共聚合体等的聚烯烃、变性聚烯烃、聚碳酸酯、聚甲基丙烯酸甲酯、聚对苯二甲酸乙二酯、聚对苯二甲酸丁二醇酯等聚酯、聚醚、聚醚醚酮、聚醚酰亚胺、聚缩醛等、或以这些成分为主的共聚合体、混合物、
25 聚合物混合体等，可将这些成分中的1种或2种以上进行混合而使用。

在这些成分中，从成形性特别优良、机械强度较高的方面来说，最好以

聚酰胺为主,从提高耐热性的方面来说,最好以液晶聚合物、聚苯硫醚为主。另外,这些热塑性树脂与磁铁粉末的混合性优良。

5 这样的热塑性树脂具有可在较宽范围内选择的优点,从而可根据其种类、共聚合化等,采用突出比如成形性的成分、或突出耐热性、机械强度的成分。

另一方面,热硬化树脂可为比如双酚型、酚醛树脂型、萘系等的各种环氧树脂、酚树脂、尿素树脂、密胺甲醛树脂、聚酯(不饱和聚酯)树脂、聚酰亚胺树脂、有机硅树脂、聚氨酯树脂等,可将这些成分中的1种或2种以上进行混合而使用。

10 在这些成分中,从成形性特别优良、机械强度较高、耐热性优良的方面来说,最好采用环氧树脂、酚树脂、聚酰亚胺树脂、有机硅树脂,特别是最好采用环氧树脂。另外,这些热硬化树脂与磁铁粉末的混合性、混合的均匀性也优良。

15 还有,所采用的热硬化树脂(未硬化)即可为在室温下呈液态状的类型,也可为固态(粉末状)的类型。

上述的本发明的粘合磁铁比如按照下述方式制造。制备包括磁铁粉末、结合树脂、根据需要添加的添加剂(氧化防止剂、润滑剂等)的粘合磁铁用组合物(化合物),采用该粘合磁铁用组合物,通过压缩成形(冲压成形)、挤压成形、注射模塑成形等成形方法,在无磁场的环境中形成所需的磁铁形状。在结合树脂为热硬化树脂的场合,在成形之后,通过加热等使其硬化。

25 这里在上述3种成形方法中,挤压成形和注射模塑成形(特别是注射模塑成形)具有形状选择自由度较宽,生产性较高等优点,但是由于在这些成形方法中,为了获得良好的成形性,必须确保成形机内部的化合物的充分的流动性,这样与压缩成形相比较,不能使磁铁粉末的含量较多,即不能使粘合磁铁具有较高密度。然而,在本发明中,按照后面将要描述的方式,由于获得较高的磁通密度,由此即使在粘合磁铁不具有较高密度的情况下,仍可获得优良的磁特性,从而通过挤压成形、注射模塑成形制造的粘合磁铁均保持其优点。

粘合磁铁中的磁铁粉末含量(含有率)不受特别限制,通常,在同时兼顾成形方法、成形性与高磁特性的情况下确定上述含量。具体来说,最好该含量在75~99wt%范围内,特别是最好在85~97.5wt%的范围内。

特别是,在通过压缩成形制造粘合磁铁的场合,最好磁铁粉末的含量在
5 90~99wt%的范围内,特别是最好在93~98.5wt%的范围内。

另外,在通过挤压成形或注射模塑成形制造粘合磁铁的场合,最好磁铁粉末的含量在75~98wt%的范围内,特别是最好在85~97wt%的范围内。

粘合磁铁的密度 ρ 根据其内所包含的磁铁粉末的比重、磁铁粉末的含量、孔隙率等的因素确定。在本发明的粘合磁铁中,其密度 ρ 不受特别限制,但是最好该密度 ρ 约在5.3~6.6g/cm³的范围内,特别是最好在约5.5~
10 6.4g/cm³的范围内。

由于在本发明中,磁铁粉末的磁通密度、顽磁力较高,这样在形成粘合磁铁的场合,显然磁铁粉末的含量较大,即使在磁铁粉末的含量较少的情况下,仍可获得优良的磁特性(特别是较高的磁能量积、较高的顽磁力)。

15 本发明的粘合磁铁的形状、尺寸等不受特别限制,比如,其形状可为圆柱状、棱柱状、圆筒状(环状)、圆弧状、平板状、弯曲板状等的所有形状,其尺寸可在从大型、至超小型的一切尺寸范围。特别是,有关有利于小型化、超小型的磁铁方面在本说明书中反复进行了描述。

上述的本发明的粘合磁铁具有下述磁特性(磁性能),在于室温下呈现磁特性的B-H图的第2象限中,在比 P_c (磁导系数)=2.0的直线高的B侧区域,其磁通密度经常在由下述式(I)表示的直线之上(由图6中的斜线表示的区域内),并且其本身的顽磁力(iH_c)在406~716kA/m的范围内。
20

$$B = 1.25 \times 10^{-1} \times \rho + 1.57 \times 10^{-3} \times H \quad \dots (I)$$

25 (其中,B表示磁通密度(T), ρ 表示粘合磁铁的密度(g/cm³),H表示磁场(kA/m))。

另外,从图6显然知道,H在第2象限为负值。

下面对其理由进行说明。

[关于式(I)]

现有的各向同性粘合磁铁难于象由上述 MQP-B 粉末制造的粘合磁铁那样, 在 $P_c > 2.0$ 时, 获得高于上述式 (I) 的磁通密度, 这样不能使电动机等的尺寸进一步减小。

5 另外, 如果获得高于上述式 (I) 的 B 侧的磁通密度, 则不会产生磁铁粉末的含量较高、粘合磁铁的密度 ρ 较高的情况, 即不会使粘合磁铁的成形性、耐腐蚀性、耐热性、机械强度降低, 而获得较高磁特性的粘合磁铁。

还有, 在这里, 使 P_c 在 2.0 以上的区域是为了在实际使用的电动机用途等场合、可基本覆盖该区域。

(关于固有顽磁力)

10 粘合磁铁的固有顽磁力 (iH_c) 最好在 406 - 716kA/m 的范围内, 特别是最好在 438 - 677kA/m 的范围内。

当固有顽磁力 (iH_c) 超过上述上限值时, 磁化特性变差, 当小于上述下限值时, 由于用于电动机, 施加反向磁场时的退磁显著, 另外, 高温的耐热性变差。因此, 通过使上述固有顽磁力 (iH_c) 在上述范围内, 这样在
15 对粘合磁铁等 (特别是圆筒状的磁铁) 进行多极磁化等这样的场合, 即使在未获得足够的磁化磁场的情况下, 仍可获得良好的磁化, 获得足够的磁通密度, 这样可提供高性能的粘合磁铁, 特别是电动机用粘合磁铁。

本发明的粘合磁铁的最大磁能量积 (BH) 不受特别限制, 但是最好其约在 56 - 120kJ/m³ 的范围内, 特别是最好约在 96 - 120kJ/m³ 的范围内。

20 实例

(第 1 实施例)

通过下述的方法, 可获得其合金组分为 $Nd_{8.9}Fe_{69.1}Co_8B_{5.5}Al_{0.2}$ (下面称为“组分 A”) 的磁铁粉末。

25 首先, 对 Nd、Fe、Co、B、Al 各原料进行称量, 铸造母合金锭, 从该锭中切出约 15g 的试样。

准备图 4 和 5 所示结构的急冷薄带制造装置, 将上述试样放入其底部设置有喷嘴 (圆孔喷口) 的石英管内。对设置有急冷薄带制造装置 1 的腔内进行脱气处理, 之后送入惰性气体 (Ar 气), 形成所需的温度和压力环境。

此后, 通过高频感应加热, 将石英管内的锭试样溶解, 接着将冷却辊的

圆周速度和喷射压力（石英管的内部压力与周围气体压力之间的压力差）分别调整为 20m/s、40kPa，向冷却辊的圆周面喷射熔体，而获得急冷薄带（平均厚度：约 30 μm ，平均宽度：约 2mm）。

5 在将该急冷薄带进行初步粉碎之后，在 Ar 气环境中，进行 $700^{\circ}\text{C} \times 300\text{s}$ 的热处理，获得组分 A 的磁铁粉末。

对所获得的磁铁粉末，使用 Cu-K α ，使衍射角在 $20^{\circ} \sim 60^{\circ}$ 的范围内，进行 X 线衍射，以便对其相结构进行分析。根据衍射图案，可确认作为硬磁相的 $\text{Nd}_2(\text{Fe} \cdot \text{Co})_{14}\text{B}$ 、以及作为软磁相的 $\alpha - (\text{Fe}, \text{Co})$ 相的衍射峰，根据通过透射型电子显微镜（TEM）的观察结果，可确认形成超微复合组织。

10 另外，对所获得的磁铁粉末，通过 VSM 测定磁特性。其结果表示在下述表 1 中。此外，在测定时，不进行反向磁场补偿。

表 1

	σ_r (Wb·m/kg)	iHc (kA/m)
组分 A	1.39×10^{-3}	494

15

下面，再次采用粉碎机（研磨机），在氩气中对该磁铁粉末进行粉碎，形成平均粒径为 30 μm 的磁铁粉末。

将该磁铁粉末、环氧树脂（结合树脂）、少量的胍系酸化防止剂混合，对其进行混炼，形成粘合磁铁用组合物（化合物）。

20 接着，将该化合物粉碎、形成粒状，对该粒状物进行称量，将其填充于冲压装置的模内，在 $6\text{t}/\text{cm}^2$ 的压力下，进行压缩成形（在无磁场的环境中），形成成型体。

在脱模后，通过加热，使环氧树脂硬化（固化处理），获得直径 10mm $\phi \times$ 高度 8mm 的圆柱状的各向同性粘合磁铁。将该粘合磁铁作为本发明 1。
25 另外，该粘合磁铁中的磁铁粉末的含量为 97.0wt%。

还有，作为比较实例，通过市场上销售的 MQI 公司生产的 MQP-B 粉末，制备磁铁粉末，采用该磁铁粉末，按照与上述本发明 1 相同的条件、方法，

制造粘合磁铁。将该粘合磁铁作为比较实例 1。

所获得的 2 种粘合磁铁的密度均为 $6.10\text{g}/\text{cm}^3$ 。此外,对这两种粘合磁铁,在预先进行脉冲磁化(最大施加磁场 $3192\text{kA}/\text{m}$)之后,通过直流自动记录磁通仪,在最大施加磁场 $1990\text{kA}/\text{m}$ 下测定磁特性。测定时的温度为 23°C (室温)。其结果列于下述表 2 中。

表 2

	Br (T)	iHc (kA/m)	(BH) max (kJ/m ³)
本发明 1	0.85	494	101
比较实例 1	0.72	796	88

还有,图 6 表示两种粘合磁铁的退磁曲线的 B-H 图。本发明 1 和比较实例 1 的粘合磁铁的密度 ρ 均为 $\rho = 6.10\text{g}/\text{cm}^3$,上述式 (I) 为:

$$B = 0.763 + 1.57 \times 10^{-3} \times H$$

图 6 同时表示该直线、以及 $P_c = 2.0$ 这两条直线。

从图 6 显然知道,本发明 1 与比较实例 1 的粘合磁铁的密度相同,另外本发明 1 所获得的磁通密度较高。

再有,在本发明 1 中,当 $P_c > 2.0$ 时,磁通密度经常为高于式 (1) 的值,由此,在实际将本发明 1 的粘合磁铁用于电动机等中的场合,在保持同等的性能的同时,可大大减小装置的尺寸。

另外,对于本发明 1、比较实例 1 这两种粘合磁铁,分析磁化磁场的强度与磁化率之间的关系。其结果表示于图 7 中。磁化率指磁化磁场为 6T 时的残留磁通密度的值为 100%时的比率。

从图 7 显然知道,本发明 1 与比较实例 1 相比较,磁化特性优良。即,在更低的磁化磁场中,可获得较高的磁通密度。

下面采用与本发明 1 相同的粘合磁铁用组合物(化合物),在具有环状模腔的模中填充粒状物,在 $7\text{t}/\text{cm}^2$ 的压力下进行压缩成形(在无磁场的环境中),形成成形体。

在脱模后,对环氧树脂进行加热硬化,获得外径 $22\text{mm}\phi\times$ 内径 $20\text{mm}\phi\times$ 高度 4mm 的圆筒状(环状)的各向同性粘合磁铁。将该粘合磁铁作为本发明2。另外,该粘合磁铁中的磁铁粉末的含量为 $97.5\text{wt}\%$,粘合磁铁的密度 ρ 为 $6.24\text{g}/\text{cm}^3$ 。

5 还有,采用与比较实例1相同的粘合磁铁用组合物(化合物),按照与本发明2相同的条件,制造相同尺寸的圆筒状(环状)的各向同性粘合磁铁。将该粘合磁铁作为比较实例2。此外,该粘合磁铁中的磁铁粉末的含量为 $97.6\text{wt}\%$,粘合磁铁的密度 ρ 为 $6.25\text{g}/\text{cm}^3$ 。

10 对所获得的本发明2和比较实例2的各向同性粘合磁铁通过8个极进行多极磁化,在磁化时,通过磁化线圈的电流值为 16kA 。将按照上述方式磁化的两个粘合磁铁作为转子磁铁使用,装配CD-ROM用主轴电动机。

在该CD-ROM用主轴电动机中,测定使转子按照 1000rpm 旋转时的线圈中所产生的逆起电压。其结果是,采用比较实例2的粘合磁铁时,其电压为 0.80V ,与此相对,采用本发明2的粘合磁铁时,获得 0.98V 的电压,其电压值增加 20% 左右。

15 此外,在分析本发明2的粘合磁铁的尺寸误差(尺寸的偏差)时,对于粘合磁铁的内外径、高度中的任何一个,尺寸误差很小($\pm 0.05\%$ 以内),具有较高的尺寸精度。

(第2实施例)

20 采用本发明1的磁铁粉末和结合树脂,按照除了改变压缩成形时的成形压力以外的相同的方式,制造密度 ρ 不同的多种各向同性粘合磁铁。将该粘合磁铁作为本发明3。

25 还有,采用比较实例1的磁铁粉末(MQP-B粉末)和结合树脂,按照除了改变压缩成形时的成形压力以外的相同方式,制造密度 ρ 不同的多种粘合磁铁。将该粘合磁铁作为比较实例3。

对这些实例,分析相对各成形压力的粘合磁铁的密度 ρ 。其结果表示于下述表3。

表 3

成形压力 (t/cm ²)	4	6	9	20	30	45
本发明 3 (g/cm ³)	5.90	6.13	6.35	6.55	6.60	6.65
比较实例 3 (g/cm ³)	5.89	6.14	6.35	6.53	6.60	6.67

从表 3 显然知道，成形压力与密度的相关度，本发明 3、比较实例 3 基本是等同的，成形压力越高，孔隙率越低，呈现获得高密度的粘合磁铁的倾向。

另外，对于任何一种粘合磁铁，如果按照使密度 ρ 大于 6.6g/cm³ 的方式成形，由于粘合磁铁变脆，产生开裂（裂缝），这样实际上难于实现良好的成形。

如果按照第 1 实施例中所描述的方式，使粘合磁铁的密度相同，则本发明 3 的粘合磁铁所获得的磁通密度高于比较实例 3。换言之，为了获得相同的磁通密度，本发明 3 的粘合磁铁的密度可较低，或其体积可较小。密度可较低的情况使成形性良好。因此，尺寸精度较高，几乎不产生开裂等缺陷，获得强度较高、可靠性较高的粘合磁铁。另外，体积可较小的情况便在设计粘合磁铁方面、增加了其形状或尺寸的自由度，有希望使内部设置粘合磁铁的电动机等装置的尺寸减小。

还有，在上述本发明 3 与比较实例 3 的粘合磁铁中，对于密度为 6.35g/cm³ 的磁铁、以及为 6.60 g/cm³ 的磁铁，按照 60℃ × 95%RH、时间为 500 小时的条件进行恒温恒湿试验，对耐腐蚀性进行分析。该耐腐蚀性的评价通过以人眼观看判断粘合磁铁表面是否生锈而进行。

对于本发明 3、比较实例 3 两者，密度为 6.35g/cm³ 的磁铁，均未发现生锈，而密度为 6.60g/cm³ 的磁铁中发现生锈。由此，确认如果粘合磁铁的密度增加，则耐腐蚀性降低。

因此，即使在采用磁特性较差的已有的磁铁粉末来制造高密度的粘合磁

铁的情况下，不仅未获得足够的磁通密度，而且形成容易生锈、可靠性较低的磁铁。

5 与此相对，按照本发明的粘合磁铁，即使在密度不那样高的情况下，即即使在采用可保持良好的耐腐蚀性的密度的情况下，仍可获得较高的磁通密度，可提供性能较高、可靠性较高的粘合磁铁。

(第3实施例)

通过与第1实施例相同的方法，制造合金组分为 $\text{Nd}_{8.9}\text{Fe}_{77.4-w}\text{Co}_{8.7}\text{Al}_w$ 的急冷薄带，在 Ar 气的环境中，进行 $700^\circ\text{C} \times 10$ 分钟的热处理。根据与上述相同的分析方法，确认该急冷薄带的组织形成超微复合组织。

10 接着，与第1实施例相同，从上述急冷薄带获得磁铁粉末，从该磁铁粉末制造各向同性粘合磁铁。通过成形压力的调整，使粘合磁铁的密度全部为 $6.20\text{g}/\text{cm}^3$ 。

在制造急冷薄带时，使 Al 含量 (x) 发生各种变化。磁铁粉末中的 Al 含量 (x)、以及所获得的粘合磁铁的磁特性之间的关系表示于下述表 4 中。

15

表 4

Al 含量与磁特性之间的关系

X (at%)	Br (T)	iHc (kA/m)	(BH) max (kJ/m ³)
0	0.84	342	77
0.02	0.88	438	99
0.05	0.9	517	111
0.2	0.88	501	107
0.8	0.86	462	96
1	0.82	398	87
1.5	0.79	358	70

20 从表 4 显然知道，在 Al 含量 (x) 在 0.02 ~ 0.8 原子%的范围内，出现顽磁力提高的效果。在 Al 含量 (x) 大于 0.8 的场合，Br 和矩形性 (SQ)

显然降低,由此不能获得足够的磁能量积。

再有,图8为表示各粘合磁铁的退磁曲线的B-H图。从图8显然知道,Al含量x在0.02~0.8原子%的范围内,则一般所获得的磁通密度高于上述式(I)的相应值。

5 (第4实施例)

通过与第1实施例相同的方法,制造合金组分为 $(\text{Nd}_{1-y}\text{Pr}_y)_{9.0}\text{Fe}_{77.1}\text{Co}_8\text{B}_{5.7}\text{Al}_{0.2}$ 的急冷薄带,在Ar气的环境中,进行 $650^\circ\text{C} \times 10$ 分钟的热处理。根据与上述相同的分析方法,确认该急冷薄带的组织形成超微复合组织。

10 接着,与第1实施例相同,从上述急冷薄带获得磁铁粉末,从该磁铁粉末制造各向同性粘合磁铁。通过成形压力的调整,使粘合磁铁的密度全部为 $6.35\text{g}/\text{cm}^3$ 。

在制造急冷薄带时,使Pr置换量(y)发生各种变化。磁铁粉末中的Pr置换量(y)、以及所获得的粘合磁铁的磁特性之间的关系表示于图9中。

15 从图9显然知道,通过将Nd的一部分置换为Pr,则顽磁力提高。

(第5实施例)

通过与第1实施例相同的方法,制造合金组分为 $[(\text{Nd}_{0.5}\text{Pr}_{0.5})_z\text{Dy}_{1-z}]_{9.0}\text{Fe}_{77.1}\text{Co}_8\text{B}_{5.7}\text{Al}_{0.2}$ 的急冷薄带,在Ar气的环境中,进行 $680^\circ\text{C} \times 15$ 分钟的热处理。根据与上述相同的分析方法,确认该急冷薄带的组织形成超微复合组织。

20

接着,与第1实施例相同,从上述急冷薄带获得磁铁粉末,从该磁铁粉末制造各向同性粘合磁铁。通过成形压力的调整,使粘合磁铁的密度全部为 $6.15\text{g}/\text{cm}^3$ 。

25 在制造急冷薄带时,使Dy置换量(1-z)发生各种变化。图10是表示Dy含有量不同的各粘合磁铁的退磁曲线的B-H图。

从图10显然知道,通过添加Dy,顽磁力提高,特别是Dy的置换量小于0.1(相对R总量的10%),可确认顽磁力得到适当的提高。

除了通过挤压成形制造粘合磁铁以外,与上述第1~5实施例相同,制造本发明的粘合磁铁,在进行性能评价时,可获得与上述相同的结果。

除了采用注射成型制造粘合磁铁外，与上述实施例1-5相同地制造本发明的粘合磁铁，并进行性能评价，得到与上述相同的结果。

如果按照上述方式实现本发明，则可获得下述的效果。

5 由于获得较高的磁通密度，这样即使在各向同性的情况下，仍可获得具有高磁通密度的粘合磁铁。特别是，与已有的各向同性粘合磁铁相比较，由于可用更小体积的粘合磁铁发挥同等以上的磁特性，这样可获得更小型的、高性能的电动机。

10 另外，由于获得较高的磁通密度，这样在制造粘合磁铁时，即使在不追求高密度的情况下，仍可获得足够高的磁特性，其结果是，可实现成形性的提高，以及尺寸精度、机械强度、耐腐蚀性、耐热性等的提高，可以很容易地制造可靠性较高的粘合磁铁。

由于磁化特性良好，这样可在更低的磁化磁场实现磁化，特别是可容易地并且确实地进行多极磁化等，并且可获得较高的磁通密度。

15 由于不要求实现高密度，这样与压缩成形法相比较，还适用于通过难于形成高密度的挤压成形法或注射模塑成形的粘合磁铁的制造，即使是通过这样的成形方法形成的粘合磁铁，可获得前述的效果。由此，粘合磁铁的成形方法的选择幅度、进而其形状选择的自由度扩大。

最后，本发明不限于以上的发明的具体说明和实施例，请注意，在本申请的请求保护范围内，可进行各种改进或变换。

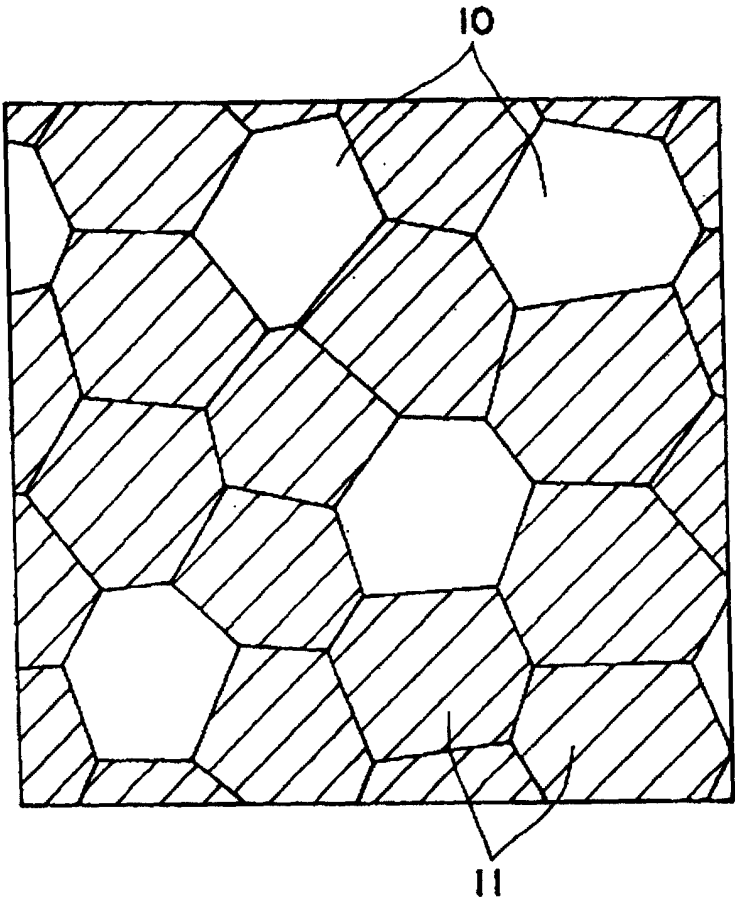
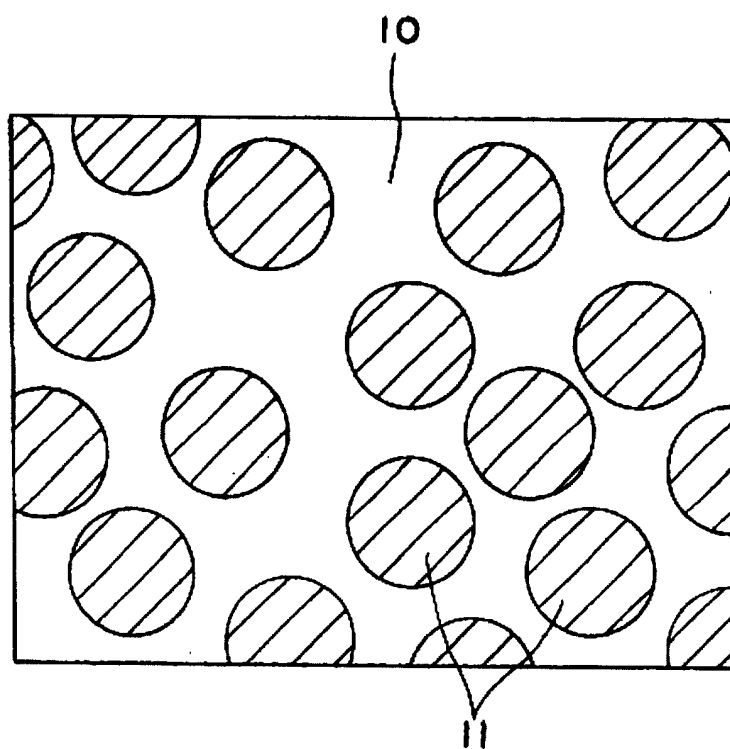


图 1

**图 2**

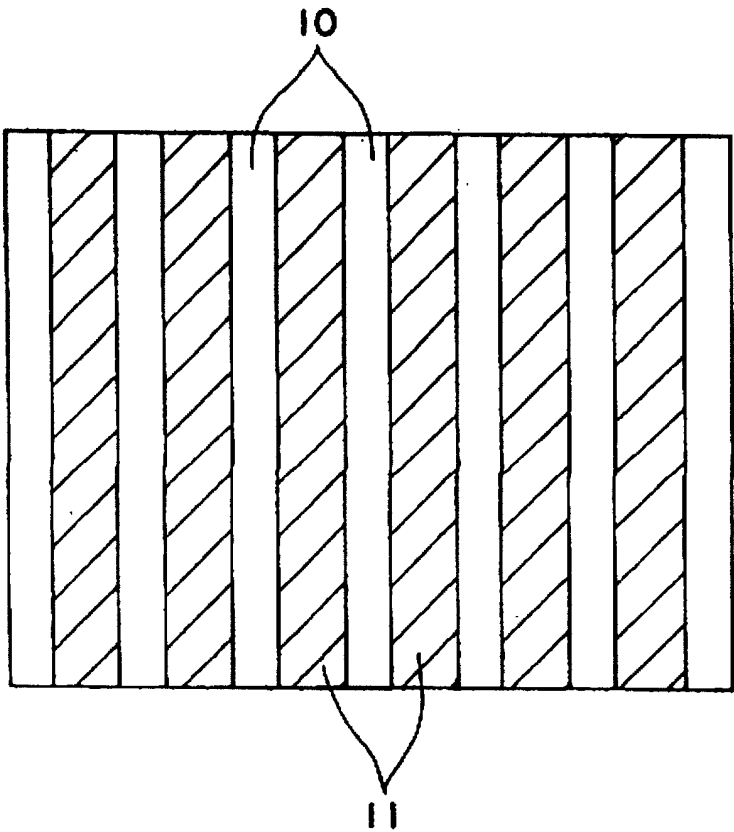
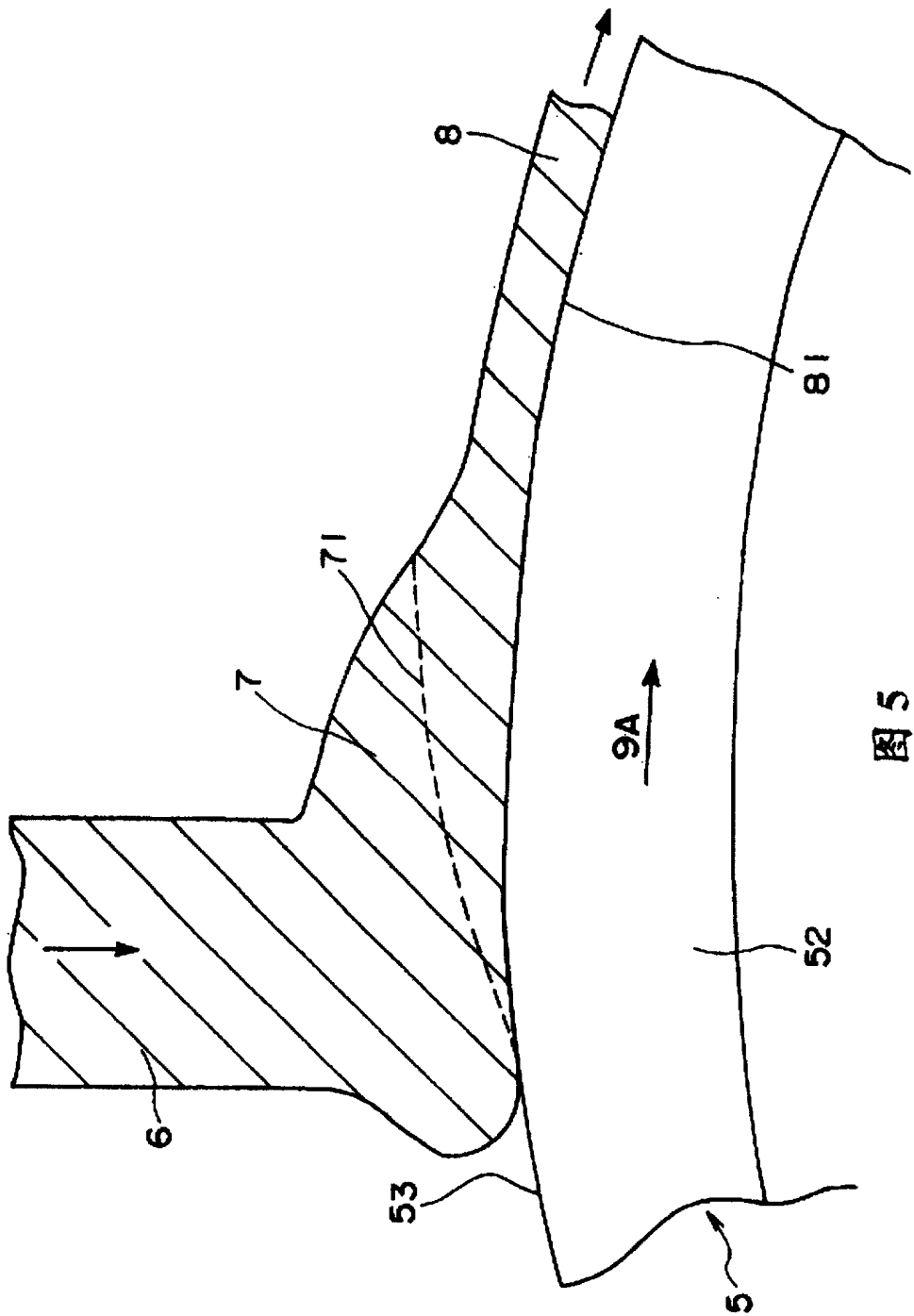


图 3



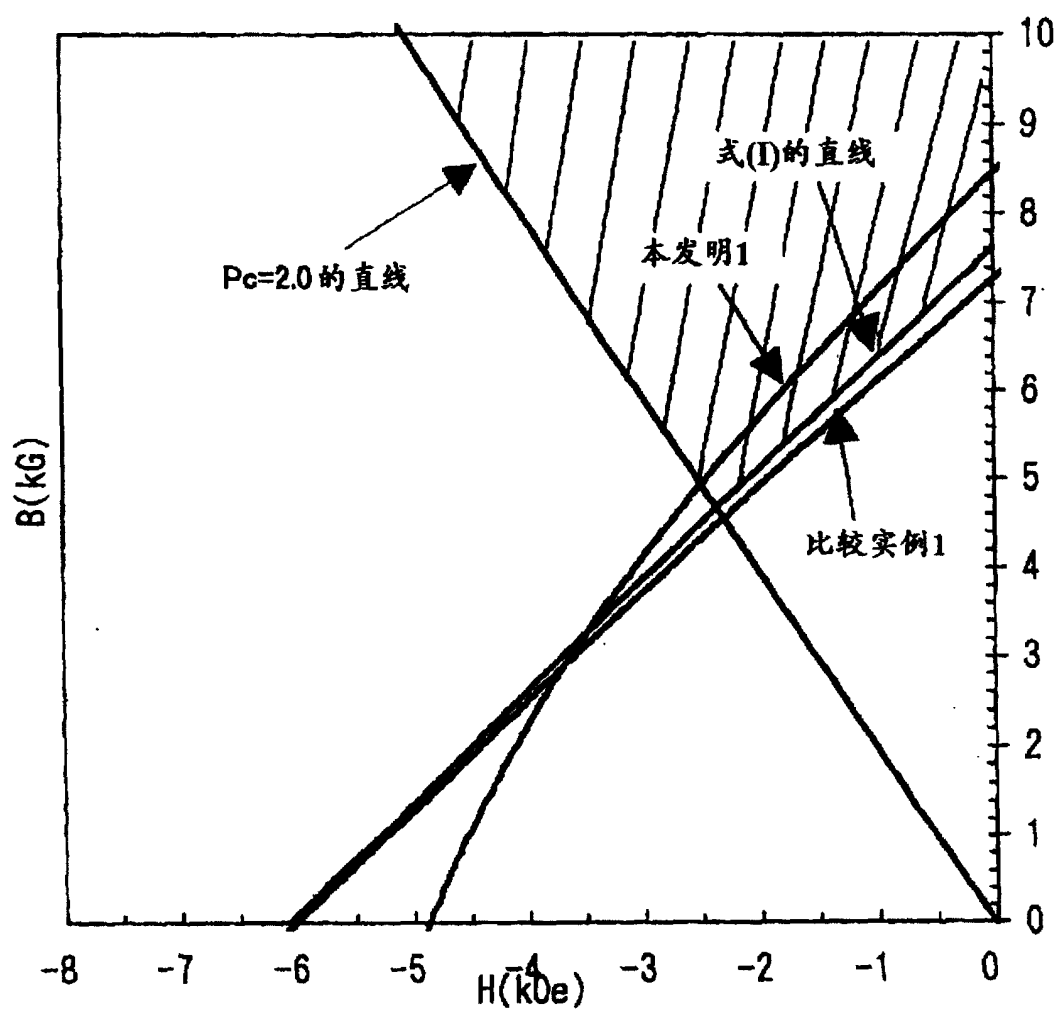


图 6

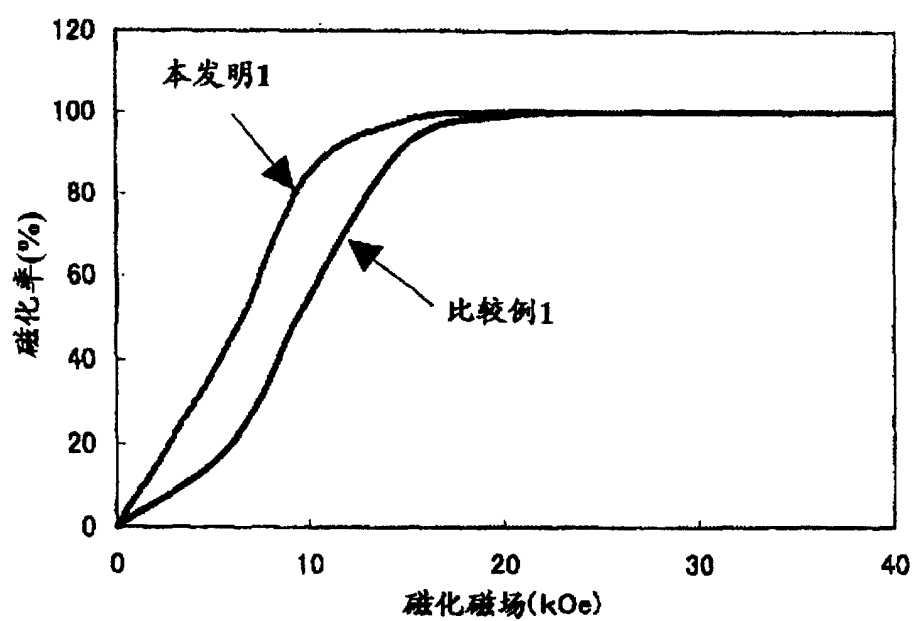


图 7

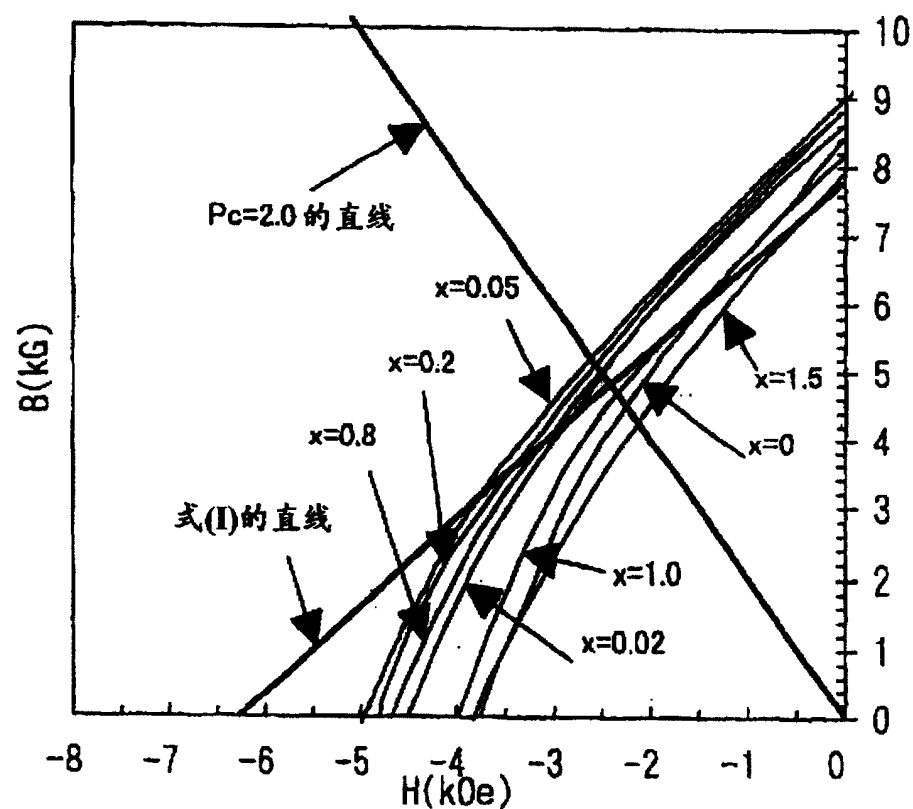


图 8

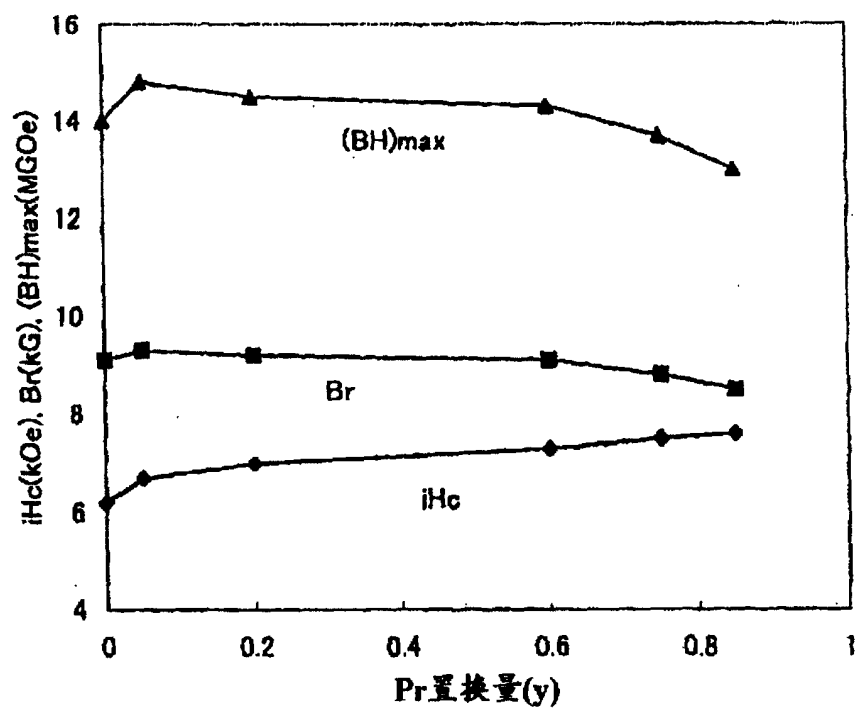


图 9

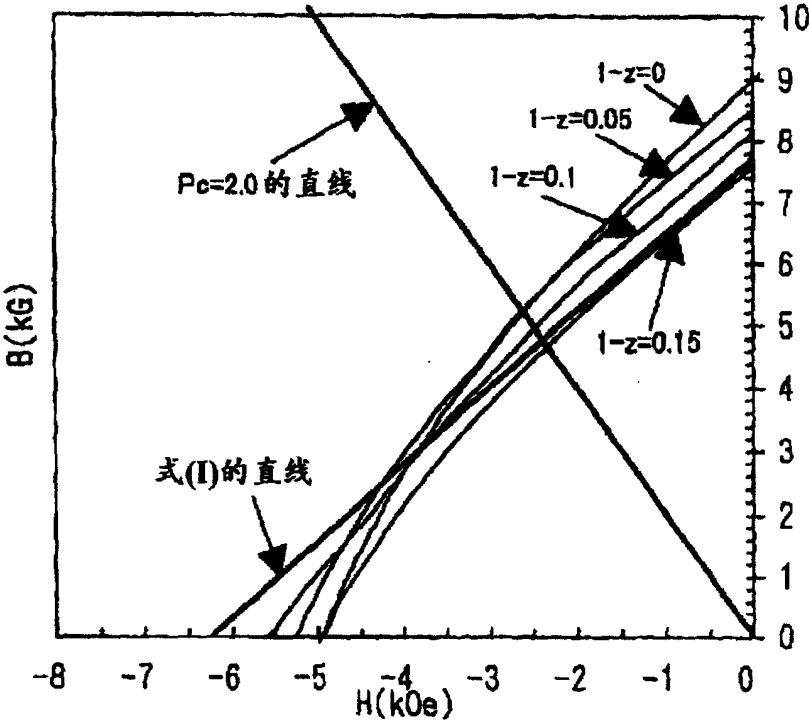


图 10