

[19] 中华人民共和国国家知识产权局

[51] Int. Cl⁷

H01F 1/08

H01F 1/053



[12] 发明专利说明书

[21] ZL 专利号 01110814.2

[45] 授权公告日 2004 年 10 月 20 日

[11] 授权公告号 CN 1172326C

[22] 申请日 2001.1.6 [21] 申请号 01110814.2

[30] 优先权

[32] 2000. 1. 6 [33] JP [31] 927/2000

[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 加藤洋

审查员 应志红

[74] 专利代理机构 中国专利代理(香港)有限公司

代理人 魏金玺 杨丽琴

权利要求书 3 页 说明书 19 页 附图 5 页

[54] 发明名称 磁铁粉末及各向同性粘结磁铁

[57] 摘要

本发明提了供磁性能优良、可靠性高的磁铁，特别是热稳定性优良的磁铁。本发明的磁铁粉末是由以 $R_x (Fe_{1-y}Co_y)_{100-x-z-w} B_z Nb_w$ (R 是至少一种稀土元素, $x: 7.1 \sim 9.9$ 原子%、 $y: 0 \sim 0.30$ 、 $z: 4.6 \sim 6.9$ 原子%、 $w: 0.2 \sim 3.5$ 原子%) 表示的合金组成构成，具有软磁性相和硬磁性相的复合组织，在与粘合树脂混合后进行成形形成密度 ρ [Mg/m^3] 的各向同性粘结磁铁时，室温下的最大磁能积 $(BH)_{max}$ [kJ/m^3] 满足 $(BH)_{max}/\rho^2 [\times 10^{-9} J \cdot m^3/g^2] \geq 2.2$ 的关系，而且室温下的固有矫顽力 H_{cj} 是 $320 \sim 720 kA/m$ 。

1.一种磁铁粉末，它是由以 $R_x(Fe_{1-y}Co_y)_{100-x-z-w}B_zNb_w$ 表示的合金组成构成，其中 R 是至少一种稀土元素，x: 7.1~9.9 原子%、y: 0~0.30、z: 4.6~6.9 原子%、w: 0.2~3.5 原子%，该磁铁粉末由具有软磁性相和硬磁性相的复合组织构成，其特征在于，在与粘合树脂混合后进行成形形成密度 $\rho [Mg/m^3]$ 的各向同性粘结磁铁时，在室温下的最大磁能积 $(BH)_{max}[kJ/m^3]$ 满足 $(BH)_{max}/\rho^2 [\times 10^{-9} J \cdot m^3/g^2] \geq 2.2$ 的关系，而且室温下的固有矫顽力 H_c 是 320~720kA/m。

2.权利要求 1 所述的磁铁粉末，其中，在与粘合树脂混合后进行成形形成密度 $\rho [Mg/m^3]$ 的各向同性粘结磁铁时，室温下的剩余磁通密度 $Br[T]$ 满足 $Br/\rho [\times 10^{-6} T \cdot m^3/g] \geq 0.125$ 的关系。

3.一种磁铁粉末，它是由以 $R_x(Fe_{1-y}Co_y)_{100-x-z-w}B_zNb_w$ 表示的合金组成构成，其中 R 是至少一种稀土元素，x: 7.1~9.9 原子%、y: 0~0.30、z: 4.6~6.9 原子%、w: 0.2~3.5 原子%，该磁铁粉末由具有软磁性相和硬磁性相的复合组织构成，其特征在于，在与粘合树脂混合后进行成形形成密度 $\rho [Mg/m^3]$ 的各向同性粘结磁铁时，室温下的剩余磁通密度 $Br[T]$ 满足 $Br/\rho [\times 10^{-6} T \cdot m^3/g] \geq 0.125$ 的关系。

4.权利要求 3 所述的磁铁粉末，其中，在与粘合树脂混合后进行成形形成各向同性粘结磁铁时，室温下的固有矫顽力 H_c 是 320~720kA/m。

5.权利要求 1~4 中的任一项所述的磁铁粉末，其中，磁铁粉末与粘合树脂混合后进行成形形成各向同性磁铁时，不可逆退磁率的绝对值是 6.2% 以下。

6.权利要求 1~4 中的任一项所述的磁铁粉末，其中，上述 R 是以 Nd 和/或 Pr 为主的稀土元素。

7.权利要求 1~4 中的任一项所述的磁铁粉末，其中，上述 R 包括 Pr，相对上述 R 全体，其比例是 5~75%。

8.权利要求 1~4 中的任一项所述的磁铁粉末，其中，上述 R 包括 Dy，相对上述 R 全体，其比例是 14% 以下。

9.权利要求 1~4 中的任一项所述的磁铁粉末，其中，磁铁粉末是通过急冷合金熔液得到的。

10.权利要求 1~4 中的任一项所述的磁铁粉末，其中，磁铁粉末是将使用

冷却辊制成的急冷薄带粉碎而得到的。

11. 权利要求 1~4 中的任一项所述的磁铁粉末，其中，磁铁粉末在其制造过程中或者在制造后进行至少 1 次热处理。

12. 权利要求 1~4 中的任一项所述的磁铁粉末，其中，磁铁粉末的平均粒径是 $0.5\sim150\mu\text{m}$ 。

13. 一种各向同性稀土粘结磁铁，它是用粘合树脂粘结含有 Nb 的磁铁粉末构成的，该磁铁粉末是由以 $\text{R}_x(\text{Fe}_{1-y}\text{Co}_y)_{100-x-z-w}\text{B}_z\text{Nb}_w$ 表示的合金组成构成，其中 R 是至少一种稀土元素，x: 7.1~9.9 原子%、y: 0~0.30、z: 4.6~6.9 原子%、w: 0.2~3.5 原子%，该磁铁粉末由具有软磁性相和硬磁性相的复合组织构成，其特征在于，在各向同性粘结磁铁的密度为 $\rho[\text{Mg}/\text{m}^3]$ 时，室温下的最大磁能积 $(\text{BH})_{\max}[\text{kJ}/\text{m}^3]$ 的值满足 $(\text{BH})_{\max}/\rho^2 [\times 10^9 \text{J}\cdot\text{m}^3/\text{g}^2] \geq 2.2$ 的关系，而且室温下的固有矫顽力 H_{cJ} 是 $320\sim720\text{kA}/\text{m}$ 。

14. 权利要求 13 所述的各向同性粘结磁铁，其中，室温下的剩余磁通密度 $\text{Br}[\text{T}]$ 满足 $\text{Br}/\rho [\times 10^6 \text{T}\cdot\text{m}^3/\text{g}] \geq 0.125$ 的关系。

15. 一种各向同性稀土粘结磁铁，它是用粘合树脂粘结含有 Nb 的磁铁粉末构成的，该磁铁粉末是由以 $\text{R}_x(\text{Fe}_{1-y}\text{Co}_y)_{100-x-z-w}\text{B}_z\text{Nb}_w$ 表示的合金组成构成，其中 R 是至少一种稀土元素，x: 7.1~9.9 原子%、y: 0~0.30、z: 4.6~6.9 原子%、w: 0.2~3.5 原子%，该磁铁粉末由具有软磁性相和硬磁性相的复合组织构成，其特征在于，在各向同性粘结磁铁的密度为 $\rho[\text{Mg}/\text{m}^3]$ 时，室温下的剩余磁通密度 $\text{Br}[\text{T}]$ 满足 $\text{Br}/\rho [\times 10^6 \text{T}\cdot\text{m}^3/\text{g}] \geq 0.125$ 的关系。

16. 权利要求 15 所述的各向同性粘结磁铁，其中，室温下的固有矫顽力 H_{cJ} 是 $320\sim720\text{kA}/\text{m}$ 。

17. 权利要求 13~16 中的任一项所述的各向同性粘结磁铁，其中，上述 R 是以 Nd 和/或 Pr 为主的稀土元素。

18. 权利要求 13~16 中的任一项所述的各向同性粘结磁铁，其中，上述 R 包括 Pr，相对上述 R 全体，其比例是 5~75%。

19. 权利要求 13~16 中的任一项所述的各向同性粘结磁铁，其中，上述 R 包括 Dy，相对上述 R 全体，其比例是 14% 以下。

20. 权利要求 13~16 中的任一项所述的各向同性粘结磁铁，其中，上述磁铁粉末的平均粒径是 $0.5\sim150\mu\text{m}$ 。

-
21. 权利要求 13~16 中的任一项所述的各向同性粘结磁铁，其中，不可逆退磁率的绝对值是 6.2% 以下。
22. 权利要求 13~16 中的任一项所述的各向同性粘结磁铁，该磁铁供给多极磁化或者被多极磁化。
- 5 23. 权利要求 13~16 中的任一项所述的各向同性粘结磁铁，该磁铁用于电动机。

磁铁粉末及各向同性粘结磁铁

技术领域

本发明是关于磁铁粉末及各向同性粘结磁铁。

背景技术

为了谋求电动机等的小型化，希望在这种电动机中使用时的（在实质的导磁性中的）磁铁的磁通密度高。决定粘结磁铁的磁通密度的因素有磁铁粉末的磁化值及粘结磁铁中的磁铁粉末的含量（含有率）。因此，在磁铁粉末自身的磁化不那么高的情况下，粘结磁铁中的磁铁粉末的含量如果不是非常多，就得
10 不到充分的磁通密度。

可是，目前作为高性能稀土粘结磁铁使用的磁铁，作为稀土磁铁粉末，使用 MQI 公司制造的 MQP-B 粉末的各向同性粘结磁铁占大半。各向同性粘结磁铁比各向异性粘结磁铁有以下的优点。即，在制造粘结磁铁时，不需要磁场取向，因此制造过程简单，其结果制造成本低廉。但是以这种 MQP-B 粉末
15 为代表的现有各向同性粘结磁铁存在以下的问题。

1) 在现有的各向同性粘结磁铁中，磁通密度是不充分的。即所使用的磁铁粉末的磁化低，因而必须提高粘结磁铁中的磁铁粉末的含量（含有率），但是如果提高磁铁粉末的含量，粘结磁铁的成形性就恶化，因而含量受到限制。
另外，即使通过对成形条件采取措施等，使磁铁粉末的含量增多，所得到的磁
20 通密度仍然十分有限，因此不能谋求电动机的小型化。

2) 也曾报道过在纳米复合磁铁中剩余磁通密度高的磁铁，但此时矫顽力反而过小，实用上作为电动机得到的磁通密度（实际中使用时的导磁性）非常低。另外，因为矫顽力小，所以热稳定性也差。

3) 粘结磁铁的耐蚀性、耐热性低。即，为了弥补磁铁粉末的磁性能低，必须使粘结磁铁中的磁铁粉末的含量增多（即，使粘结磁铁的密度极端地高密度化），其结果，粘结磁铁的耐蚀性、耐热性低劣，可靠性也低。
25

发明内容

本发明的目的在于，提供能够制造磁性能优良、可靠性、尤其温度特性优良的磁铁的磁铁粉末及各向同性粘结磁铁。

为了达到上述目的，本发明是关于磁铁粉末，该磁铁粉末是由以 $R_x(Fe_{1-y}Co_y)_{100-x-z-w}B_zNb_w$ (R 是至少一种稀土元素，x: 7.1~9.9 原子%、y: 0~0.30、z:
30 w: 0~0.10)

4.6~6.9 原子%、w: 0.2~3.5 原子%)表示的合金组成构成，具有软磁性相和硬磁性相的复合组织，其特征在于，在与粘合树脂混合后进行成形形成密度 $\rho[\text{Mg}/\text{m}^3]$ 的各向同性粘结磁铁时，室温下的最大磁能积(BH) $\text{max}[\text{kJ}/\text{m}^3]$ 满足 $(\text{BH}) \text{ max}/\rho^2 [\times 10^{-9}\text{J}\cdot\text{m}^3/\text{g}^2] \geq 2.2$ 的关系，并且室温下的固有矫顽力 H_c 是 320~720kA/m。

采用上述的磁铁粉末，能够提供磁性能优良、耐热性(热稳定性)、耐蚀性等优良的磁铁。

本发明中，在与粘合树脂混合后进行成形形成密度 $\rho[\text{Mg}/\text{m}^3]$ 的各向同性粘结磁铁时，室温下的剩余磁通密度 $Br[T]$ 最好满足 $Br / \rho [\times 10^{-6}\text{T}\cdot\text{m}^3/\text{g}] \geq 0.125$ 的关系。

由此，使磁性能、耐热性(热稳定性)、耐蚀性等更加提高。

本发明的其他方面，是关于磁铁粉末，该磁铁粉末是由以 $R_x(\text{Fe}_{1-y}\text{Co}_y)_{100-x-z-w}$ $B_z\text{Nb}_w$ (R 是至少一种稀土元素，x: 7.1~9.9 原子%、y: 0~0.30、z: 4.6~6.9 原子%、w: 0.2~3.5 原子%)表示的合金组成构成，具有软磁性相和硬磁性相的复合组织，其特征在于，在与粘合树脂混合后进行成形形成密度 $\rho[\text{Mg}/\text{m}^3]$ 的各向同性粘结磁铁时，室温下的剩余磁通密度 $Br[T]$ 最好满足 $Br / \rho [\times 10^{-6}\text{T}\cdot\text{m}^3/\text{g}] \geq 0.125$ 的关系。

采用上述的磁铁粉末，能够提供磁性能优良、耐热性(热稳定性)、耐蚀性等优良的磁铁。

该磁铁粉末，在与粘合树脂混合后进行成形形成各向同性粘结磁铁时，室温下的固有矫顽力 H_c 最好是 320~720kA/m。这样，即使得不到充分的磁化磁场，也可以进行良好的磁化，得到充分的磁通密度。

另外，在本发明中，上述磁铁粉末，在与合树脂混合后进行成形形成各向同性粘结磁铁时，不可逆退磁率(初期退磁率)的绝对值最好是 6.2%以下。

由此耐热性(热稳定性)变得特别优良。

在以上的场合，优选的是上述 R 是以 Nd 和/或 Pr 为主的稀土元素。由此，提高构成复合组织(特别纳米复合组织)的硬磁性相的饱和磁化，矫顽力更优良。

另外，上述 R 包括 Pr，相对上述 R 全体，其比例是 5~75%。由此，剩余磁通密度几乎不降低，能够提高矫顽力和矩形性。

进而，上述 R 包括 Dy，相对上述 R 全体，其比例是 14% 以下。由此，不伴随剩余磁通密度显著地降低，能够提高矫顽力和耐热性（热稳定性）。

另外，在本发明中，上述磁铁粉末最好是通过急冷溶液合金得到的。由此，能够比较容易地使金属组织（晶粒）细化，能够进一步提高磁性能。

5 另外，该磁铁粉末最好是将使用冷却辊制造的急冷薄带粉碎得到的。由此，能够比较容易地使金属组织（晶粒）细化，能够进一步提高磁性能。

此外，上述磁铁粉末，最好是在其制造过程中或者制造后进行至少 1 次热处理。由此，组织发生均匀化，或者去除由粉碎引入的应变的影响，进一步提高磁性能。

10 上述磁铁粉末，最好平均粒径是 $0.5\sim150\mu\text{m}$ 。由此，能够使磁性能特别优良。另外，在粘结磁铁的制造中使用时，得到磁铁粉末的含量（含有率）高、磁性能优良的粘结磁铁。

本发明的另一方面，是关于各向同性粘结磁铁，该磁铁是用粘合树脂将含有 Nb 的磁铁粉末粘结而构成的各向同性粘结磁铁，其特征在于，在各向同性粘结磁铁的密度为 $\rho[\text{Mg}/\text{m}^3]$ 时，室温下的最大磁能积 $(BH)_{\max}[\text{kJ}/\text{m}^3]$ 满足 $(BH)_{\max}/\rho^2[\times 10^{-9}\text{J}\cdot\text{m}^3/\text{g}^2] \geq 2.2$ 的关系，并且室温下的固有矫顽力 H_c 是 $320\sim720\text{kA}/\text{m}$ 。

按照上述构成，能够提供磁性能优良、耐热性（热稳定性）、耐蚀性等优良的各向同性粘结磁铁。

20 在此场合，室温下的剩余磁通密度 $Br[T]$ 最好满足 $Br/\rho[\times 10^{-6}\text{T}\cdot\text{m}^3/\text{g}] \geq 0.125$ 的关系。

由此，使磁性能、耐热性（热稳定性）、耐蚀性等特别优良。

本发明的又一方面，是关于各向同性粘结磁铁，该磁铁是用粘合树脂将含有 Nb 的磁铁粉末粘结而构成的各向同性粘结磁铁，其特征在于，在各向同性粘结磁铁的密度为 $\rho[\text{Mg}/\text{m}^3]$ 时，室温下的剩余磁通密度 $Br[T]$ 最好满足 $Br/\rho[\times 10^{-6}\text{T}\cdot\text{m}^3/\text{g}] \geq 0.125$ 的关系。

按照上述构成，能够提供磁性能优良、耐热性（热稳定性）、耐蚀性等优良的各向同性粘结磁铁。

在此场合，室温下的固有矫顽力 H_c 最好是 $320\sim720\text{kA}/\text{m}$ 。由此，即使得 30 不到充分的磁化磁场，也能进行良好的磁化，得到充分的磁通密度。

在该各向同性粘结磁铁中，上述磁铁粉末最好是由 R—TM—B—Nb 系合金（R 是至少 1 种稀土元素，TM 是以铁为主的过渡金属）构成。由此，磁性能、耐热性（热稳定性）、耐蚀性等变得特别优良。

另外，在该各向同性粘结磁铁中，上述磁铁粉末最好由以 $R_x(Fe_{1-y}Co_y)_{100-x-z-w}$
5 B_zNb_w (R 是至少一种稀土元素，x: 7.1~9.9 原子%、y: 0~0.30、z: 4.6~6.9
原子%、w: 0.2~3.5 原子%) 表示的合金组成构成。由此，磁性能、耐热性（热
稳定性）、耐蚀性等变得特别优良。

此外，在该各向同性粘结磁铁中，上述 R 最好是以 Nd 和/或 Pr 为主的稀
土元素。由此，矫顽力更优良。

10 在此场合，上述 R 最好包括 Pr，相对上述 R 全体，其比例是 5~75%。
由此，剩余磁通密度几乎不降低，能够提高矫顽力和矩形性。

另外，上述 R 最好包括 Dy，相对上述 R 全体，其比例是 14% 以下。由此，
不伴随剩余磁通密度的显著降低，能够提高矫顽力和耐热性（热稳定性）。

15 另外，上述各向同性粘结磁铁，最好上述磁铁粉末的平均粒径是 0.5~
150μm。由此，能够提供磁铁粉末的含量（含有率）高、磁性能优良的各向同
性粘结磁铁。

另外，上述各向同性粘结磁铁，最好不可逆退磁率（初期退磁率）的绝对
值是 6.2% 以下。由此，耐热性（热稳定性）变得特别优良。

20 此外，在上述各向同性粘结磁铁中，上述磁铁粉末最好是由具有软磁性相
和硬磁性相的复合组织构成。由此，在提高磁化性的同时，提高耐热性（热稳
定性），磁性能随时间的变化小。

另外，上述各向同性粘结磁铁最好供给多极磁化，或者被多极磁化。由此，
即使在得不到充分的磁化磁场时，也能够形成良好的磁化，从而得到充分的磁
通密度。

25 进而，上述各向同性粘结磁铁最好用于电动机。由此，能够得到小型且高
性能的电动机。

本发明的其他目的、构成和效果，从以下的实施例的说明可以清楚。

附图说明

图 1 是示意地表示本发明磁铁粉末中的复合组织（纳米复合组织）的一例
的图。

30 图 2 是示意地表示本发明磁铁粉末中的复合组织（纳米复合组织）的一例

的图。

图 3 是示意地表示本发明磁铁粉末中的复合组织（纳米复合组织）的一例的图。

图 4 是表示制造磁铁材料的装置（急冷薄带制造装置）的构成例的斜视图。

图 5 是表示图 4 所示装置中的合金溶液向冷却辊进行碰撞部位附近的状态的断面侧面图。

以下，详细地说明本发明的磁铁粉末和各向同性粘结磁铁的实施方式。

具体实施方式

为了谋求电动机等小型化，得到磁通密度高的磁铁，就成为课题。决定粘结磁铁中的磁通密度的因素有磁铁粉末的磁化值及粘结磁铁中的磁铁粉末的含量（含有率）。但是，在磁铁粉末自身的磁化不那么高的情况下，粘结磁铁中的磁铁粉末的含量如果不是非常多，就得不到充分的磁通密度。

现在已普及的上述 MQI 公司制造的 MQP-B 粉末，如上所述，按照用途，磁通密度是不充分的。因此，在制造粘结磁铁时，提高粘结磁铁中的磁铁粉末的含量，即不得已进行高密度化，在耐蚀性、耐热性或机械强度等方面缺少可靠性的同时，因为矫顽力高，所以有磁化性恶化的缺点。

与此相反，本发明的磁铁粉末和各向同性粘结磁铁得到充分的磁通密度和适度的矫顽力。由此，粘结磁铁中的磁铁粉末的含量（含有率）不必要提高到那么高，其结果能够提供高强度、而且成形性、耐蚀性、磁化性等优良、可靠性高的粘结磁铁。另外，由于粘结磁铁的小型化、高性能化，对电动机等装载磁铁的装置的小型化也能够做出大的贡献。

另外，本发明的磁铁粉末能够构成具有软磁性相和硬磁性相的复合组织。

上述的 MQI 公司制造的 MQP-B 粉末是硬磁性相的单相组织，在这样的复合组织中，存在磁化高的软磁性相。因此有总磁化高的优点，进而因为反弹性高，所以，即使施加相反磁场，此后的退磁率也很小。

磁铁粉末的合金组成

本发明的磁铁粉末最好是由 R-TM-B-Nb 系合金(R 是至少一种稀土元素，TM 是以铁为主的过渡金属)构成的磁铁粉末。其中，尤其最好是以由 $R_x(Fe_{1-y}Co_y)_{100-x-z-w}B_zNb_w$ (R 是至少一种稀土元素，x: 7.1~9.9 原子%、y: 0~0.30、z: 4.6~6.9 原子%、w: 0.2~3.5 原子%) 表示的合金组成构成的磁铁粉

末。

作为 R (稀土元素), 可举出 Y、La、Ce、Pr、Nd、Pm、Sm、Eu、Gd、Tb、Dy、Ho、Er、Tm、Yb、Lu、混合稀土, 可以含有它们中的 1 种或者 2 种以上。

5 R 的含量 (含有率) 规定为 7.1~9.9 原子%。在 R 不到 7.1 原子% 时, 得不到充分的矫顽力, 即使添加 Nb, 矫顽力的提高也不多。另一方面, 如果 R 超过 9.9 原子%, 磁化的潜能会降低, 因此得不到充分的磁通密度。

R 最好是以 Nd 和/或 Pr 为主的稀土元素。其理由是, 这些稀土元素提高构成复合组织 (尤其纳米复合组织) 的硬磁性相的饱和磁化, 并且作为磁铁对 10 实现良好的矫顽力是有效的。

另外, 上述 R 包括 Pr, 相对上述 R 全体, 其比例较好是 5~75%, 最好是 20~60%。如果是该范围, 剩余磁通密度就几乎不降低, 因此能够提高矫顽力和矩形性。

另外, R 包括 Dy, 相对上述 R 全体, 其比例最好是 14% 以下。如果是该 15 范围, 剩余磁通密度就不显著地降低, 能够提高矫顽力, 同时, 使温度特性 (热稳定性) 的提高也成为可能。

Co 是具有与 Fe 相同的特性的过渡金属。通过添加 Co (取代 Fe 的一部分), 使居里温度变高, 而提高温度特性, 但如果 Co 对 Fe 的取代比率超过 0.30, 出现矫顽力、磁通密度同时降低的倾向。Co 对 Fe 的取代比率在 0.05~0.20 的范 20 围, 不仅温度特性提高, 而且磁通密度本身也提高, 因此是最佳的。

B (硼) 是为了得到高磁性能的有效元素, 其含量规定为 4.6~6.9 原子%。如果 B 不到 4.6 原子%, B—H (J—H) 回线的矩形性就恶化。另一方面, 如果 B 超过 6.9 原子%, 非磁性相变多, 磁通密度就急剧减少。

Nb 对提高矫顽力是有利的元素, 尤其在 0.2~3.5 原子% 的范围, 明显地 25 出现矫顽力提高的效果。另外, 在该范围, 追随矫顽力提高, 矩形性和最大磁能积也提高。并且耐热性和耐蚀性也变得良好。但是, 如上所述, 在 R 不到 7.1 原子% 时, 由添加 Nb 产生的这种效果是非常小的。另外, 如果 Nb 超过 3.5 原子%, 就发生磁化降低。

再者, 虽然 Nb 本身不是新的物质, 但本发明人反复进行了实验、研究, 30 结果发现, 在由具有软磁性相和硬磁性相的复合组织构成的磁铁粉末中, 通过

在 0.2~3.5 原子%的范围含有 Nb，可以得到下列三种效果：①既确保优良的矩形性、最大磁能积，又达到矫顽力的提高；②达到不可逆退磁率的改善（绝对值降低）；③能够保持良好的耐蚀性，尤其是可以同时得到这些效果，这是本发明的意义所在。

5 Nb 含量的适宜范围，如上所述，是 0.2~3.5 原子%，该范围的上限值较好是 3.0 原子%，最好是 2.5 原子%。

另外，以更提高磁性能等为目的，在构成磁铁粉末的合金中，根据需要，还可以含有从 Al、Cu、Si、Ga、Ti、V、Ta、Zr、Mo、Hf、Ag、Zn、P、Ge、Cr、W 组成的组（以下该组以“Q”表示）中选择的至少一种元素。在含有 10 属于 Q 的元素时，其含量较好是 2 原子%以下，更好是 0.1~1.5 原子%，最好是 0.2~1.0 原子%。

含有属于 Q 的元素，根据其种类发挥固有的效果。例如，Al、Cu、Si、Ga、V、Ta、Zr、Cr 有提高耐蚀性的效果。

复合组织

15 另外，磁铁材料形成具有软磁性相和硬磁性相的复合组织。

该复合组织（纳米复合组织）的软磁性相 10 和硬磁性相 11 例如以图 1、图 2 或者图 3 所示的图案（模样）存在，各相的厚度或粒径以纳米级（例如 1~100nm）存在。于是，软磁性相 10 和硬磁性相 11 相邻接（也包括通过晶界相邻接的情况），产生磁的交互作用。图 1~图 3 所示的图案是一例，但不限于这些图案，例如在图 2 所示的图案中，软磁性相 10 和硬磁性相 11 也可以成为相反的。

25 软磁性相的磁化，通过外部磁场的作用容易改变其取向，因此如果在硬磁性相中混合存在，体系全体的磁化曲线在 B-H 图的第二象限形成具有段的“蛇型曲线”。但是，在软磁性相的尺寸是数 10nm 以下的十分小时，软磁性体的磁化由于和周围的硬磁性体的磁化相结合而受到十分强的约束，体系全体已作为硬磁性体动作。

具有这样的复合组织（纳米复合组织）的磁铁，主要具有以下举出的特征 1) ~5)。

30 1) 在 B-H 图 (J-H 图) 的第二象限，磁化发生可逆地回弹（按照该意义也称为“弹性磁铁”）。

- 2) 磁化性良好，能够以比较低的磁场磁化。
- 3) 磁性能的温度依存性比硬磁性相单独の場合小。
- 4) 磁性能随时间的变化小。
- 5) 即使微粉碎，磁性能也不劣化。

5 在上述的合金组成中，硬磁性相和软磁性相例如成为像以下那样的硬磁性相和软磁性相。

硬磁性相： $R_2TM_{14}B$ 系 (TM 是 Fe 或者 Fe 和 Co)、或者 $R_2(TM, Nb)_{14}B$ 系 (或者 $R_2(TM, Q)_{14}B$ 系、 $R_2(TM, Nb, Q)_{14}B$ 系)

10 软磁性相：TM (尤其 α -Fe、 α —(Fe, Co))、或者 TM 与 Nb 的合金相、TM 与 B 的化合物相、TM 与 B 和 Nb 的化合物相 (或者这些包括 Q 的相)

磁铁粉末的制造

本发明的磁铁粉末最好是采用急冷溶液合金而制成的，尤其，最好是将合金的熔液急冷、凝固而得到的急冷薄带 (带材) 粉碎而制成的。以下，说明其制造方法的一例。

15 图 4 表示使用单辊的急冷法制造磁铁材料的装置 (急冷薄带制造装置) 的构成例的斜视图，图 5 是图 4 所示装置中的合金熔液向冷却辊进行碰撞部位的状态的断面侧面图。

如图 4 所示，急冷薄带制造装置 1 具备能容纳磁铁材料的筒体 2 和相对该筒体 2 沿图中箭头 9A 的方向旋转的冷却辊 5。在筒体 2 的下端形成喷射磁铁材料 (合金) 熔液的喷嘴 (孔口) 3。

另外，在筒体 2 的喷嘴 3 附近的周围，配置加热用的线圈 4，在该线圈 4 上，例如通过施加高频电流，将筒体 2 内加热 (感应加热)，使筒体 2 内的磁铁材料处于熔化状态。

冷却辊 5 由基部 51 和形成冷却辊 5 的圆周面 53 的表面层 52 构成。

25 基部 51 的构成材料可以使用与表面层 52 相同的材质整体的构成，另外也可以使用与表面层 52 不同的材质构成。

基部 51 的构成材料没有特别的限制，最好是例如由铜或者铜合金那样的导热率高的金属材料构成，以便表面层 52 的热能够迅速地散去。

另外，表面层 52 最好是由导热率与基部 51 相等或者比基部 51 低的材料构成。作为表面层 52 的具体例子，可举出 Cr 等金属薄层或者金属氧化物层或

陶瓷。

作为陶瓷，例如可举出 Al_2O_3 、 SiO_2 、 TiO_2 、 Ti_2O_3 、 ZrO_2 、 Y_2O_3 、钛酸钡、钛酸锶等氧化物系陶瓷， AlN 、 Si_3N_4 、 TiN 、 BN 等氮化物系陶瓷，石墨、 SiC 、 ZrC 、 Al_4C_3 、 CaC_2 、 WC 等碳化物系陶瓷，或者任意组合它们之中的 2 种以上的复合陶瓷。

这样的急冷薄带制造装置 1 设置在室（未图示）内，在该室内最好填充惰性气体或其他的气氛气体的状态下进行工作。尤其，为了防止急冷薄带 8 的氧化，气氛气体最好是氩气、氦气、氮气等惰性气体。

在急冷薄带制造装置 1 中，将磁铁材料（合金）放入筒体 2 内，利用线圈 10 4 进行加热而熔化，从喷嘴 3 喷出合金熔液 6，如图 5 所示，合金熔液 6 碰撞冷却辊 5 的圆周面 53，形成积液 7 后，在旋转的冷却辊 5 的圆周面 53 上一边拖长，一边急速冷却而凝固，连续地或者断续地形成急冷薄带 8。这样形成的急冷薄带 8 不久从圆周面 53 离开其辊面 81，沿图 4 中的箭头 9B 的方向前进。在图 5 中，以虚线表示合金熔液的凝固界面 71。

冷却辊 5 的圆周速度，根据合金熔液的组成、圆周面 53 对合金熔液 6 的润湿性等，其适宜的范围是不同的，为了提高磁性能，通常较好是 $1\sim60\text{m/s}$ ，最好是 $5\sim40\text{m/s}$ 。如果冷却辊 5 的圆周速度过慢，取决于急冷薄带 8 的体积流量（每单位时间所吐出的合金熔液的体积），急冷薄带 8 的厚度 t 变厚，出现晶粒直径增大的倾向，相反，如果冷却辊 5 的圆周速度过快，大部分成为非晶体组织，无论哪一种情况，即使以后进行热处理，也不能期望提高磁性能。

对得到的急冷薄带 8，例如为了促进非晶体组织的再结晶化、组织的均匀化，也可以进行至少 1 次热处理。作为该热处理的条件，例如可以在 $400\sim900^\circ\text{C}$ ，进行大约 $0.5\sim300$ 分钟。

另外，为了防止氧化，该热处理最好在真空或者减压状态下（例如 $1\times10^{-1}\sim1\times10^6$ 托）、或者在像氮气、氩气、氦气等惰性气体的非氧化性气氛中进行。

采用以上的制造方法得到的急冷薄带（薄带状的磁铁材料）8，形成细晶粒组织或者在非晶体组织中包含细晶粒的组织，从而得到优良的磁性能。然后将该急冷薄带 8 粉碎，就得到本发明的磁铁粉末。

粉碎的方法没有特别的限制，例如可以使用球磨机、振动磨机、喷射式磨机、钢针研磨机等各种粉碎装置、破碎装置进行。此时，为了防止氧化，也可

以在真空或者减压状态下（例如 $1 \times 10^{-1} \sim 1 \times 10^{-6}$ 托）、或者在像氮气、氩气、氦气等惰性气体的非氧化性气氛中进行粉碎。

磁铁粉末的平均粒径没有特别的限制，在用于制造后述的各向同性粘结磁铁の場合，考慮防止磁铁粉末的氧化及由粉碎而产生的磁性能劣化，磁铁粉末的平均粒径较好是 $0.5 \sim 150\mu\text{m}$ 左右，更好是 $0.5 \sim 80\mu\text{m}$ 左右，最好是 $1 \sim 50\mu\text{m}$ 左右。
5

另外，为了得到粘结磁铁成形时的更良好的成形性，磁铁粉末的粒径分布最好有某种程度的分散（波动）。由此，能够减低所得到的粘结磁铁的孔隙率，其结果，在粘结磁铁中的磁铁粉末的含量相同时，能够更提高粘结磁铁的密度或机械强度，能够更加提高磁性能。
10

对得到的磁铁粉末，例如为了去除由粉碎而引起的应变的影响、控制晶粒直径，也可以进行热处理。作为热处理的条件，例如在 $350 \sim 850^\circ\text{C}$ ，进行大约 $0.5 \sim 300$ 分钟。

另外，为了防止氧化，该热处理最好在真空或者减压状态下（例如 $1 \times 10^{-1} \sim 1 \times 10^{-6}$ 托）、或者在像氮气、氩气、氦气等惰性气体的非氧化性气氛中进行。
15

在使用以上的磁铁粉末制造粘结磁铁时，这样的磁铁粉末与粘合树脂的粘合性（粘合树脂的润湿性）良好，因此，这种粘结磁铁的机械强度高，热稳定性（耐热性）、耐蚀性优良。因此，该磁铁粉末适合于制造粘结磁铁。

以上，作为急冷法，虽然举例地说明了单辊法，但也可以采用双辊法。另外，除此之外，例如也可以采用像气体雾化法等雾化法、旋转圆盘法、熔体提取法、机械制合金（MA）法等进行制造。这样的急冷法能够使金属组织（晶粒）细化，因此对提高粘结磁铁的磁性能，特别是矫顽力等是有效的。
20

粘结磁铁及其制造

接着，说明本发明的各向同性粘结磁铁（以下，简单地称为“粘结磁铁”）。

25 本发明的粘结磁铁最好是用粘合树脂粘结上述的磁铁粉末而构成的。

作为粘合树脂（粘合剂），可以是热塑性树脂、热固性树脂的任一种。

作为热塑性树脂，例如可举出聚酰胺（如尼龙 6、尼龙 46、尼龙 66、尼龙 610、尼龙 612、尼龙 11、尼龙 12、尼龙 6—12、尼龙 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—乙酸乙烯酯共聚物等聚烯烃、改性聚烯烃，聚碳酸酯、聚甲基丙烯酸甲酯、
30

聚对苯二甲酸乙二醇酯、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，或者以它们为主的共聚物、掺合物、聚合物合金等，可以将它们中的 1 种或者 2 种以上混合使用。

其中，从成形性特别优良、机械强度高考虑，最好是聚酰胺，从提高耐热性方面考虑，最好是以液晶聚合物、聚苯硫醚为主的热塑性树脂。另外，这些热塑性树脂与磁铁粉末的混炼性也良好。

这样的热塑性树脂由于其种类、共聚化等不同，具有能宽范围的选择的优点，以便例如重视成形性或重视耐热性、机械强度。

另一方面，作为热固性树脂，例如可举出双酚型、线型酚醛树脂、萘系等各种环氧树脂，酚醛树脂、尿素树脂、三聚氰胺树脂、聚酯（不饱和聚酯）树脂、聚酰亚胺树脂、硅树脂、聚氨酯树脂等，可以将它们之中的 1 种或者 2 种以上混合使用。

其中，从成形性优良、机械强度高、耐热性优良方面考虑，以环氧树脂、酚醛树脂、聚酰亚胺树脂、硅树脂为佳，以环氧树脂最佳。另外，这些热固性树脂与磁铁粉末的混炼性、混炼的均匀性都优良。

所使用的热固性树脂（未固化）在室温可以是液状的，也可以是固形（粉末状）的。

这样的本发明粘结磁铁，例如像下述进行制造。将磁铁粉末和粘合树脂以及根据需要使用的添加剂（防止氧化剂、润滑剂等）进行混合、混炼（例如，温间混炼），制造粘结磁铁用组合物（混合物），使用该粘结磁铁用组合物，采用压缩成形（压制成形）、挤出成形、注射成形等成形方法，在无磁场中成形为所希望的磁铁形状。粘合树脂是热固性树脂时，成形后，利用加热等使其固化。

在此，上述的 3 种成形方法中，挤出成形和注射成形（尤其注射成形）具有形状选择的自由度大，生产率高等优点，但在这些成形方法中，为了得到良好的成形性，必须确保成形机内的混合物的充分流动性，因此与压缩成形相比，不能使磁铁粉末的含量多，即不能使粘结磁铁进行高密度化。但是，本发明如后所述，可以得到高磁通密度，因而即使不使粘结磁铁高密度化，也能得到优良的磁性能，因此在采用挤出成形、注射成形制造的粘结磁铁中也能够享受其优点。

粘结磁铁中的磁铁粉末的含量（含有率）没有特别的限制，通常考虑成形方法或成形性和高磁性能并立来决定。具体地说，较好是 75~99.5 重量%左右，最好是 85~97.5 重量%左右。

尤其，在采用压缩成形制造粘结磁铁时，磁铁粉末的含量较好是 90~99.5 重量%左右，最好是 93~98.5 重量%左右。

在采用挤出成形或者注射成形制造粘结磁铁时，磁铁粉末的含量较好是 75~98 重量%左右，最好是 85~97 重量%左右。

粘结磁铁的密度 ρ 由粘结磁铁中含有的磁铁粉末的比重、磁铁粉末的含量、孔隙率等因素决定。在本发明的粘结磁铁中，其密度 ρ 没有特别的限制，但较好是 5.3~6.6Mg/m³ 左右，最好是 5.5~6.4Mg/m³ 左右。

在本发明中，磁铁粉末的磁通密度大、矫顽力大，因此在成形为粘结磁铁时，无论磁铁粉末的含量多还是较少，都得到优良的磁性能（尤其是高的最大磁能积(BH)max）。

本发明的粘结磁铁的形状、尺寸等没有特别的限制，例如形状可以是圆柱状、棱柱状、圆筒状（环状）、圆弧状、平板状、弯曲板状等的所有形状，其大小也可以是从大型至超小型的所有大小。尤其对小型化、超小型化的磁铁是有利的，这一点在本说明书中已多次提到。

由此可知，本发明的粘结磁铁最好是供给多极磁化，或者被多极磁化。

这样的粘结磁铁最好满足以下所述的条件。

(1) 粘结磁铁的矫顽力（室温下的固有矫顽力） H_c 是 320~720kA/m³。尤其最好是 400~640kA/m³。在矫顽力不到上述的下限值时，根据电动机的用途，在施加反磁场时的退磁显著，并且高温时的耐热性也劣化。另外，如果矫顽力超过上述上限值，磁化性就降低。因此，通过将矫顽力 H_c 规定在上述范围，在粘结磁铁（尤其圆筒状磁铁）上进行多极磁化等的场合，即使在得不到充分的磁化磁场时，也能进行良好的磁化，得到充分的磁通密度，从而能够提供高性能的粘结磁铁，尤其是电动机用粘结磁铁。

(2) 粘结磁铁，在后述的最大磁能积 (BH) max[kJ/m³] 和密度 ρ (Mg/m³) 之间最好满足下述式 (I)。

$$2.2 \leq (BH)_{\text{max}} / \rho^2 [\times 10^{-9} \text{J} \cdot \text{m}^3/\text{g}^2] \dots\dots (I)$$

另外，代替式 (I)，较好是满足式 (II)，最好是满足式 (III)。

$$2.3 \leq (BH)_{\max} / \rho^2 [\times 10^{-9} \text{J} \cdot \text{m}^3 / \text{g}^2] \leq 3.2 \dots \dots \text{(II)}$$

$$2.4 \leq (BH)_{\max} / \rho^2 [\times 10^{-9} \text{J} \cdot \text{m}^3 / \text{g}^2] \leq 3.1 \dots \dots \text{(III)}$$

(BH) $\max / \rho^2 [\times 10^{-9} \text{J} \cdot \text{m}^3 / \text{g}^2]$ 的值不到上述式中的下限值时, 如果不提高磁铁的密度, 即不提高磁铁粉末的含量(含有率), 就得不到充分的磁特性。

5 在这样的情况下, 导致成形方法的限制、高成本化、由粘合树脂的减少引起的成形性降低的问题。另外, 为了得到一定的磁特性, 体积就要增加, 机器的小型化变得困难。

(3) 粘结磁铁, 在室温下的剩余磁通密度 $Br[T]$ 和密度 ρ (Mg/m^3) 之间满足下述式(IV)。

$$10 \quad 0.125 \leq Br / \rho [\times 10^{-6} \text{T} \cdot \text{m}^3 / \text{g}] \dots \dots \text{(IV)}$$

代替式(IV), 较好是满足式(V), 最好是满足式(VI)。

$$0.128 \leq Br / \rho [\times 10^{-6} \text{T} \cdot \text{m}^3 / \text{g}] \leq 0.16 \dots \dots \text{(V)}$$

$$0.13 \leq Br / \rho [\times 10^{-6} \text{T} \cdot \text{m}^3 / \text{g}] \leq 0.155 \dots \dots \text{(VI)}$$

$Br / \rho [\times 10^{-6} \text{T} \cdot \text{m}^3 / \text{g}]$ 的值不到上述式中的下限值时, 如果不提高磁铁的密度, 15 即不提高磁铁粉末的含量(含有率), 就得不到充分的磁通密度。在这样的情况下, 导致成形方法的限制、高成本化或由粘合树脂的减少引起的成形性降低的问题。另外, 为了得到一定的磁通密度, 体积就要增加, 机器的小型化变得困难。

(4) 粘结磁铁的最大磁能积 $(BH)_{\max}$ 较好是 60kJ/m^3 以上, 更好是 65kJ/m^3 20 以上, 最好是 $70 \sim 130 \text{kJ/m}^3$ 。如果最大磁能积 $(BH)_{\max}$ 不到 60kJ/m^3 , 在电动机用中使用时, 根据其种类、构造, 得不到足够的转矩。

(5) 粘结磁铁, 不可逆退磁率(初期退磁率)的绝对值较好是 6.2% 以下, 更好是 5% 以下, 最好是 4% 以下。由此, 得到热稳定性(耐热性)优良的粘结磁铁。

25 以下, 说明本发明的具体实施例。

实施例 1

采用以下所述的方法得到合金组成为 $(\text{Nd}_{0.7}\text{Pr}_{0.25}\text{Dy}_{0.05})_{8.7}\text{Fe}_{\text{余量}}\text{Co}_{7.0}\text{B}_{5.6}\text{Nb}_w$ 的磁铁粉末(Nb 含量 w 不同的 7 种磁铁粉末)。

首先, 称量 Nd、Pr、Dy、Fe、Co、B、Nb 各种原料, 铸造成母合金铸锭, 30 从该铸锭上切取约 15g 的试料。

准备图 4 和图 5 所示构成的急冷薄带制造装置 1，将上述试料放入底部设有喷嘴（圆孔孔口：孔口直径 0.55mm）3 的石英管内。使容纳急冷薄带制造装置 1 的室内脱气后，导入惰性气体（氩气），形成所希望的温度和压力的气氛。

5 冷却辊 5 使用在铜制基部 51 的外周设置由 WC 构成的约 $5\mu\text{m}$ 厚的表面层 52 的冷却辊（直径 200mm）。

此后，利用高频感应加热使石英管内的铸锭试料熔化，再调整合金熔液的喷射压（石英管的内压和气氛压力的压差）、冷却辊的圆周速度，制成急冷薄带。

10 将得到的急冷薄带粗粉碎后，在氩气气氛中，进行 $710^\circ\text{C} \times 300\text{s}$ 的热处理，得到磁铁粉末。

接着，为了调整粒度，使用粉碎机（磨碎机），在氩气中将该磁铁粉末进一步粉碎，形成平均粒径 $50\mu\text{m}$ 的磁铁粉末。

对于得到的磁铁粉末，为了分析其相组成，使用 Cu-K α ，以衍射角 $20^\circ \sim 15 60^\circ$ 进行 X 射线衍射。从衍射花样可以确认硬磁性相 $\text{R}_2(\text{Fe}\cdot\text{Co})_{14}\text{B}$ 型相及软磁性相 $\alpha\text{-}(\text{Fe}, \text{Co})$ 型相的衍射峰，根据用透射电子显微镜（TEM）观察的结果，可以确认都形成复合组织（纳米复合组织）。

在该磁铁粉末中混合聚酰胺树脂（尼龙 12）、少量的肼系防止氧化剂和润滑剂，将其进行 $225^\circ\text{C} \times 15$ 分钟的混炼，制成粘结磁铁用组合物（混合物）。此时，磁铁粉末和聚酰胺树脂（尼龙 12）的配合比率（重量比），对于各粘结磁铁规定为大致相等的值。即各粘结磁铁中的磁铁粉末的含量（含有率）大约是 97 重量%。

接着，将该混合物粉碎成粒状，称量该粒状物，填充在压制装置的金属模内，在温度 210°C ，以压力 800MPa 进行压缩成形（在无磁场中），得到直径 $10\text{mm} \times$ 高 7mm 的圆柱状的各向同性粘结磁铁。

对这些粘结磁铁实施磁场强度 3.2MA/m 的脉冲磁化后，使用直流自记磁通计（东英工业(株)制，TRF-5BH），以最大外加磁场 2.0MA/m 测定磁性能（剩余磁通密度 Br 、矫顽力 H_c 、最大磁能积 $(\text{BH})_{\text{max}}$ ）。测定时的温度是 23°C （室温）。

30 接着，进行耐热性的试验。将粘结磁铁在 $100^\circ\text{C} \times 1\text{h}$ 的环境下保持后，测

定返回室温时的不可逆退磁率（初期退磁率），评价其耐热性。不可逆退磁率（初期退磁率）的绝对值越小，耐热性（热稳定性）越优良。

关于各粘结磁铁，Nb 含量 w、密度ρ、剩余磁通密度 Br、矫顽力 H_{cJ}、最大磁能积（BH）max 和不可逆退磁率的值示于表 1 中。

正如表 1 所清楚地表明，试样 No.2～No.6（本发明）的粘结磁铁都具有优良的磁性能（剩余磁通密度 Br、最大磁能积（BH）max 和矫顽力 H_{cJ}），同时不可逆退磁率小，热稳定性（耐热性）也优良。

与此相反，试样 No.1、No.7（比较例）的粘结磁铁，磁性能劣化，同时，不可逆退磁率的绝对值大，热稳定性也低。

10 实施例 2

与实施例 1 相同地操作，得到合金组成为 $(Nd_{0.75}Pr_{0.2}Dy_{0.05})_{8.9}Fe$ 余量 $Co_{6.9}B_{5.5}Nb_{1.5}$ 的磁铁粉末。

在得到的磁铁粉末中混合聚酰胺树脂（尼龙 12）、少量的肼系防止氧化剂和润滑剂，将其进行 $200\sim230^{\circ}C \times 15$ 分钟的混炼，制成粘结磁铁用组合物（混合物）。此时，改变粘结磁铁粉末中的磁铁粉末含量（含有率），得到 7 种混合物。

在这样得到的混合物中，将磁铁粉末的含量较多的混合物粉碎成粒状后，在无磁场下进行压缩成形，将磁铁粉末的含量较少的混合物粉碎成粒状后，在无磁场下进行注射成形，制成粘结磁铁。

20 粘结磁铁的尺寸都是直径 10mm×高 7mm 的圆柱状。

将粒状物填充在压制装置的金属模内，在温度 $210\sim220^{\circ}C$ ，以压力 800MPa 进行压缩成形。使成形时的金属模温度达到 $90^{\circ}C$ ，注射圆筒内温度达到 $230\sim280^{\circ}C$ 进行注射成形。

对于这样制作得到的各粘结磁铁，与实施例 1 相同地进行磁性能的测定和耐热性试验。

关于各粘结磁铁，混炼温度、成形方法、成形温度、密度ρ、剩余磁通密度 Br、矫顽力 H_{cJ}、最大磁能积（BH）max 和不可逆退磁率的值示于表 2 中。

正如表 2 所清楚地表明，本发明的粘结磁铁，在宽的密度ρ范围内具有优良的磁性能（剩余磁通密度 Br、最大磁能积（BH）max 和矫顽力（H_{cJ}）），同时，不可逆退磁率小，热稳定性（耐热性）也优良。

尤其，本发明的粘结磁铁即使在采用注射成形得到的低密度的粘结磁铁（磁铁粉末的含量少）的情况下，也具有优良的磁性能，这是因为有如下的原因。

低密度，即粘合树脂的含量多时，混炼时或成形时的混合物的流动性变高。因此，磁铁粉末和粘合树脂在较低的温度、以短时间进行混炼成为可能，混炼 5 时容易均匀化。另外，如果混合物的流动性高，在较低的温度、以短时间简便地进行成形也成为可能。即，能够缓和成形条件。其结果，能够将混炼时、成形时的磁铁粉末的劣化（氧化等）抑制到最小，由此得到高磁性能的粘结磁铁，成形性也提高。

另外，如果混合物的流动性高，就能够降低所得到的粘结磁铁的孔隙率，
10 由此在提高机械强度的同时，也提高磁性能。

实施例 3

使用实施例 1 得到的各磁铁粉末，与实施例 1 相同地操作，制造外径 22mm
× 内径 20mm × 高 4mm 的圆筒状（环状）的各向同性粘结磁铁，所得到的各
粘结磁铁在 8 极进行多极磁化。磁化时，流过磁化线圈的电流值是 16kA。

15 此时，为了达到磁化率 90% 所需要的磁化磁场的大小比较小，因此磁化
性良好。

使用这样进行了磁化的各粘结磁铁作为转子磁铁，组装 CD-ROM 用主
轴电动机。

在各 CD-ROM 用主轴电动机中，测定以 1000rpm 旋转转子时的卷绕线
20 圈中发生的反电压。其结果，使用试样 No.1、No.7（都是比较例）的粘结磁铁
的电动机，电压是 0.80V 以下，与此相反，使用试样 No.2～No.6（本发明）的
粘结磁铁的电动机，都得到 0.96V 以上和 20% 以上的高值。

结果表明，使用本发明的粘结磁铁能够制造高性能的电动机。

除了采用挤出成形制造粘结磁铁（粘结磁铁中的磁铁粉末的含有率：92～
25 95 重量%）以外，与上述实施例 1～3 相同地制造本发明的粘结磁铁和电动机，
进行性能评价，得到和上述相同的结果。

除了采用注射成形制造粘结磁铁（粘结磁铁中的磁铁粉末的含有率：90～
93 重量%）以外，与上述实施例 1～3 相同地制造本发明的粘结磁铁和电动机，
进行性能评价，得到和上述相同的结果。

30 如以上所述，按照本发明得到如下的效果。

·磁铁粉末含有规定量的 Nb，并且具有软磁性相和硬磁性相的复合组织，由此磁化高，发挥优良的磁性能，特别固有矫顽力和矩形性得到改善。

·不可逆退磁率的绝对值小，得到优良的耐热性（热稳定性）。

·得到高的磁通密度，因此即使是各向同性，也能得到具有高磁性能的粘
5 结磁铁。尤其和以往的各向同性粘结磁铁相比，能够以更小的体积的粘结磁铁发挥同等以上的磁性能，因此以更小型得到高性能的电动机成为可能。

·另外，由于得到高磁通密度，因此在制造粘结磁铁时，即使不追求高密度化，也能够得到充分高的磁性能，其结果，在成形性提高的同时，谋求尺寸精度、机械强度、耐蚀性、耐热性（热稳定性）等进一步提高，能够容易制造
10 可靠性高的粘结磁铁。

·磁化性良好，因此能够以更低的磁化磁场进行磁化，尤其能够容易且可靠地进行多极磁化等，而且能够得到高磁通密度。

·由于不要求高密度化，因此可以采用与压缩成形法相比不易进行高密度成形的挤出成形法或注射成形法制造粘结磁铁，即使以这样的成形法成形的粘
15 结磁铁，也得到像上述的效果。因此，粘结磁铁的成形方法的选择范围广，而且由这些成形方法产生的形状选择的自由度也大。

表 1

试 样 No.	W	ρ (Mg/m ³)	Br (T)	H _d (kA/m)	(BH)max (kJ/m ³)	(BH) max/ ρ^2 ($\times 10^9$ J·m ³ /g ²)	Br/ ρ ($\times 10^4$ T·m ³ /g)	不可逆退磁率 (%)
1 (比较例)	0.1	6.27	0.83	345	75.6	1.92	0.132	-6.5
2 (本发明)	0.2	6.26	0.87	415	104.8	2.67	0.139	-4.7
3 (本发明)	0.5	6.32	0.90	478	113.2	2.83	0.142	-4.0
4 (本发明)	1.2	6.29	0.92	496	115.9	2.93	0.146	-3.6
5 (本发明)	2.5	6.30	0.90	530	112.0	2.82	0.143	-3.2
6 (本发明)	3.3	6.33	0.81	561	102.7	2.56	0.128	-2.7
7 (比较例)	3.6	6.31	0.76	553	79.1	1.99	0.120	-3.5

表 2

试 样 No.	混炼温度 (°C)	成形方法	成形温度 (°C)	ρ (Mg/m ³)	Br (T)	H _d (kA/m)	(BH)max (kJ/m ³)	(BH) max/ ρ^2 ($\times 10^9$ J·m ³ /g ²)	Br/ ρ ($\times 10^6$ T·m ³ /g)	不可逆 退磁率 (%)
8(本发明)	220	注射成形	230	5.30	0.78	563	83.4	2.97	0.147	-2.2
9(本发明)	203	注射成形	245	5.50	0.80	551	88.3	2.92	0.146	-2.5
10(本发明)	211	注射成形	260	5.67	0.82	542	92.6	2.88	0.145	-2.9
11(本发明)	216	注射成形	275	5.80	0.84	535	96.2	2.86	0.144	-3.1
12(本发明)	220	压缩成形	210	5.95	0.85	531	100.5	2.84	0.143	-3.4
13(本发明)	224	压缩成形	215	6.21	0.88	517	108.8	2.82	0.142	-3.7
14(本发明)	230	压缩成形	220	6.48	0.92	510	118.4	2.82	0.142	-4.2

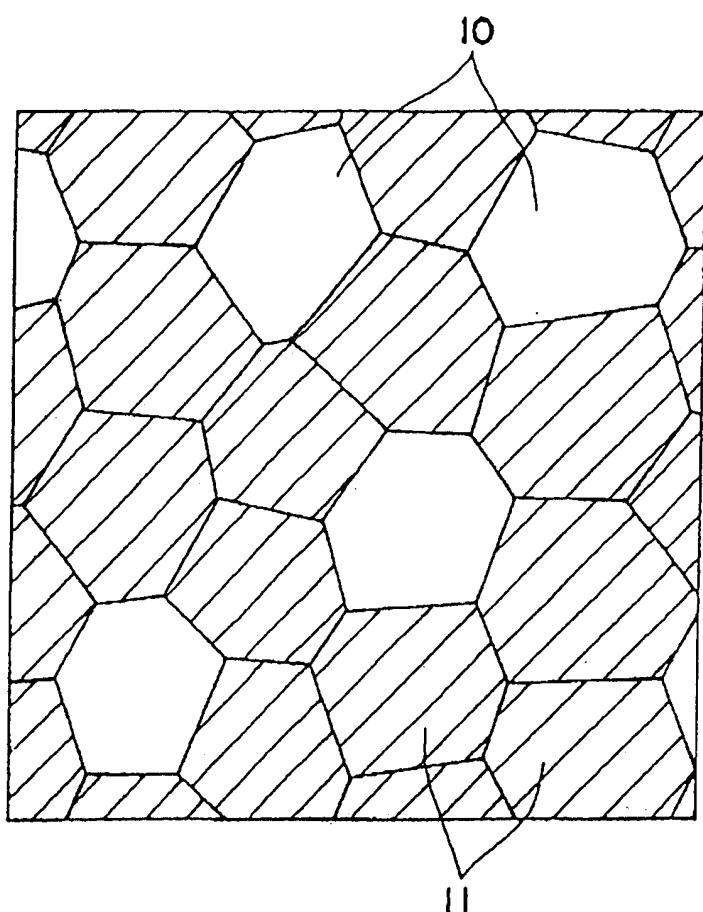


图 1

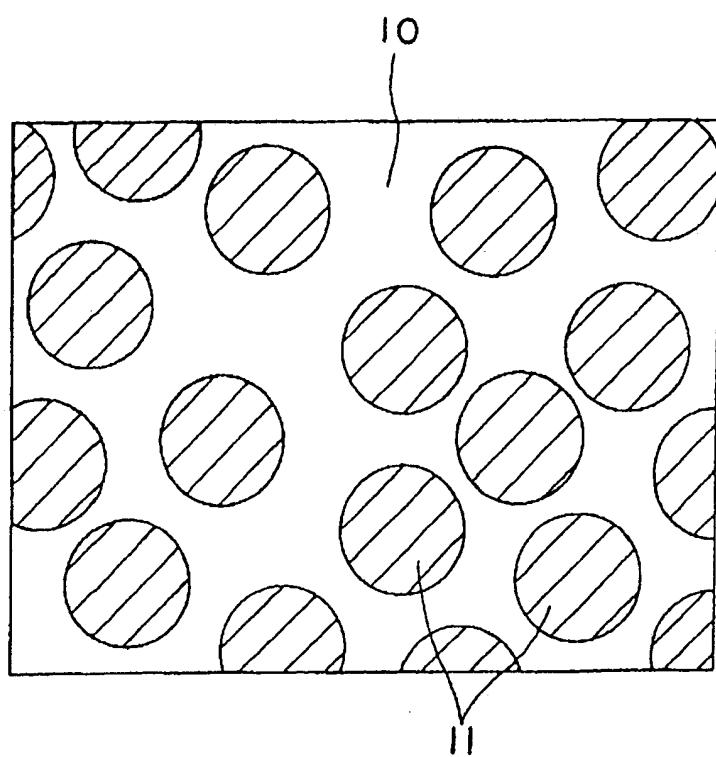


图 2

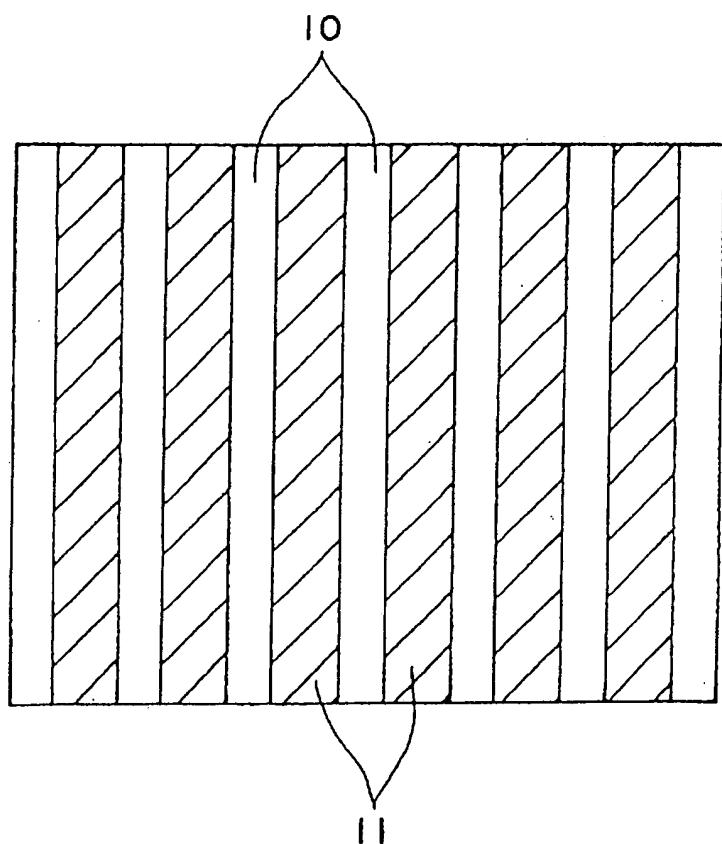


图 3

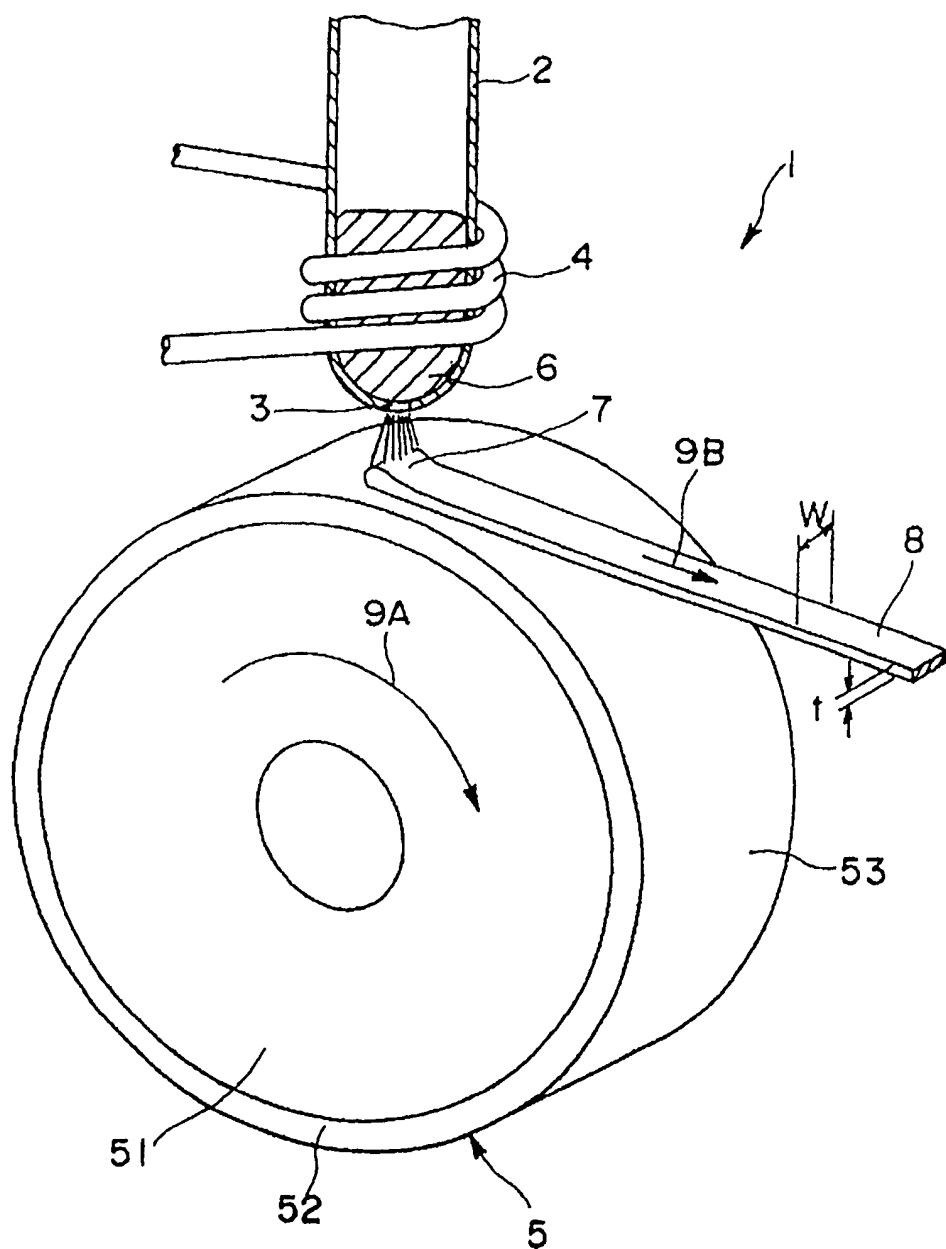


图 4

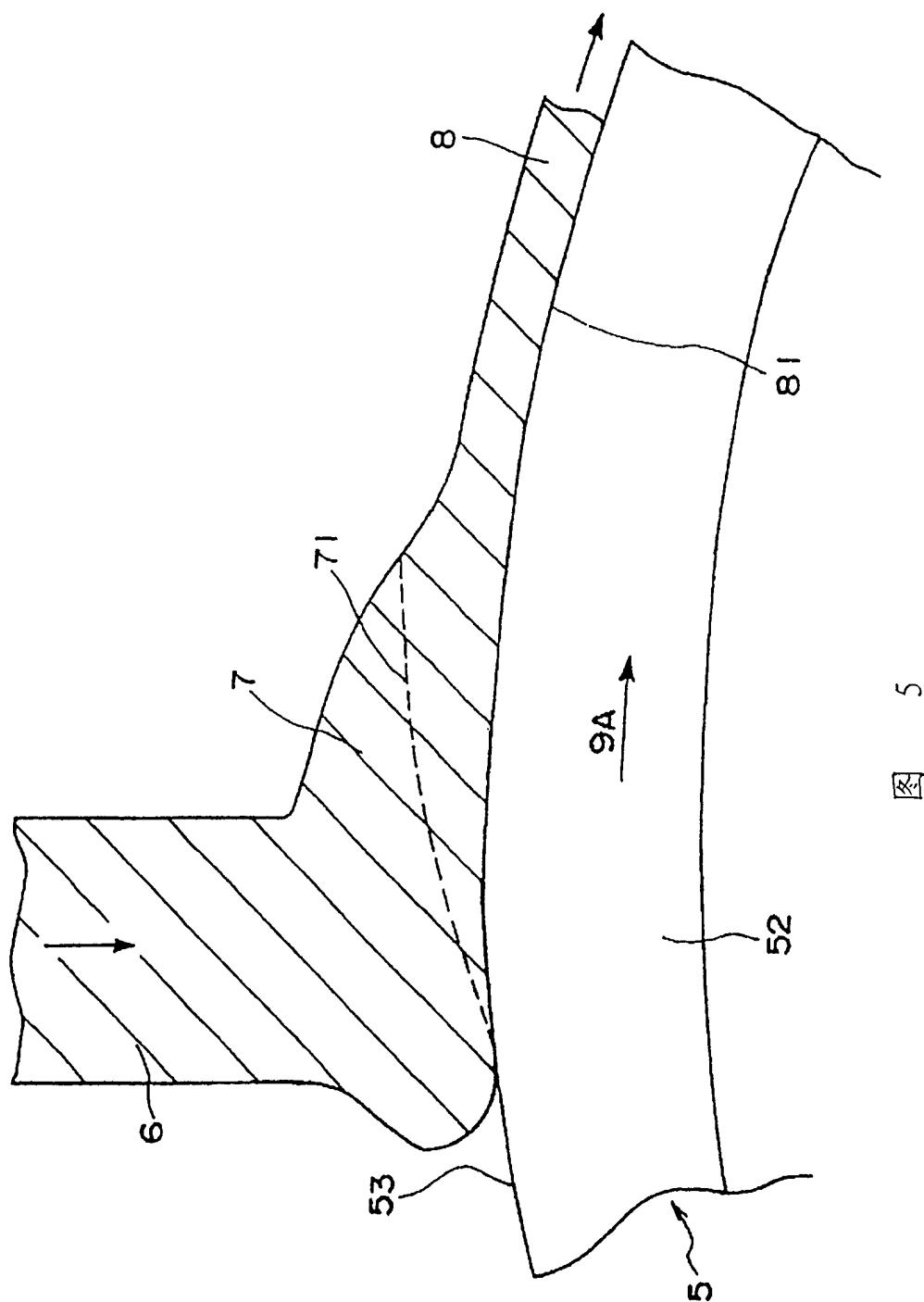


图 5