

[19] 中华人民共和国国家知识产权局

[51] Int. Cl⁷

H01F 1/053

H01F 1/08 C22C 38/00

B22F 3/00



[12] 发明专利说明书

[21] ZL 专利号 01123167.X

[45] 授权公告日 2004 年 12 月 15 日

[11] 授权公告号 CN 1180442C

[22] 申请日 2001.5.31 [21] 申请号 01123167.X

[30] 优先权

[32] 2000.5.31 [33] JP [31] 162552/2000

[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 胡 婧

[74] 专利代理机构 中国专利代理(香港)有限公司

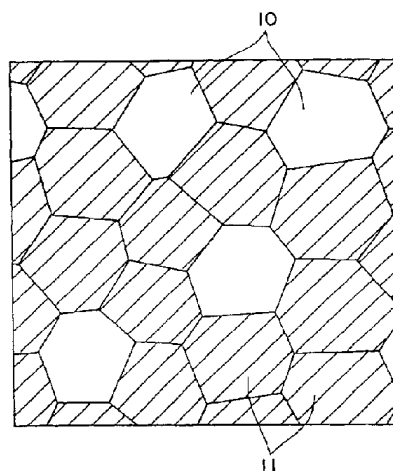
代理人 郇 红

权利要求书 4 页 说明书 20 页 附图 5 页

[54] 发明名称 磁铁粉末、磁铁粉末的制造方法及
粘结磁铁

[57] 摘要

提供磁性能优良、可靠性高的的磁铁，特别是热稳定性优良的磁铁。为此，本发明的磁铁粉末是以 $R_x(\text{Fe}_{1-a}\text{Co}_a)_{100-x-y-z}\text{B}_y\text{M}_z$ (但，R 是除 Dy 以外的至少一种稀土元素，M 是 Ti、Cr、Nb、Mo、Hf、W、Mn、Zr、Dy 中的至少一种元素，x: 7.1~9.9 原子%，y: 4.6~8.0 原子%，z: 0.1~3.0 原子%，a: 0~0.30) 表示的合金组成构成的磁铁粉末，而且以具有硬磁性相和软磁性相的复合组织构成，在和粘结树脂混合后进行压缩成型而形成密度 ρ [Mg/m^3] 的粘结磁铁时，室温下的最大磁能积 $(\text{BH})_{\text{max}}$ [kJ/m^3] 满足 $(\text{BH})_{\text{max}}/\rho^2$ [$\times 10^{-9} \text{J} \cdot \text{m}^3/\text{g}^2$] ≥ 2.40 的关系，而且室温下的固有矫顽力 H_{CJ} 是 400~750kA/m。



1. 磁铁粉末, 该磁铁粉末是以 $R_x(Fe_{1-a}Co_a)_{100-x-y-z}B_yM_z$ 表示的合金组成构成、而且以具有硬磁性相和软磁性相的复合组织构成的磁铁粉末, 其中 R 是除 Dy 以外的至少一种稀土元素, M 是 Ti、Cr、Nb、Mo、Hf、W、Mn、Zr、Dy 中的至少一种元素, x: 7.1~9.9 原子%, y: 4.6~8.0 原子%, z: 0.1~3.0 原子%, a: 0~0.30, 该磁铁粉末是通过粉碎急冷薄带而获得的, 所述急冷薄带是将具有上述合金组成的磁铁材料的合金熔液碰撞在表面层由陶瓷构成的冷却辊的圆周面上, 进行冷却凝固而得到的, 其特征在于, 在将所述磁铁粉末和粘结树脂混合后进行压缩成型而形成密度 $\rho[Mg/m^3]$ 的粘结磁铁时, 不仅该粘结磁铁在室温下的最大磁能积 $(BH)_{max}[kJ/m^3]$ 满足 $(BH)_{max}/\rho^2[\times 10^9 J \cdot m^3/g^2] \geq 2.40$ 的关系, 该粘结磁铁在室温下的固有矫顽力 H_{CJ} 是 400~750kA/m, 而且不可逆去磁率的绝对值是 6.2% 以下。

2. 权利要求 1 所述的磁铁粉末, 其中, 上述粘结磁铁在室温下的残留磁通密度 $Br[T]$ 满足 $Br/\rho[\times 10^{-6} T \cdot m^3/g] \geq 0.125$ 的关系。

3. 磁铁粉末, 该磁铁粉末是以 $R_x(Fe_{1-a}Co_a)_{100-x-y-z}B_yM_z$ 表示的合金组成构成、而且以具有硬磁性相和软磁性相的复合组织构成的磁铁粉末, 其中 R 是除 Dy 以外的至少一种稀土元素, M 是 Ti、Cr、Nb、Mo、Hf、W、Mn、Zr、Dy 中的至少一种元素, x: 7.1~9.9 原子%, y: 4.6~8.0 原子%, z: 0.1~3.0 原子%, a: 0~0.30, 该磁铁粉末是通过粉碎急冷薄带而获得的, 所述急冷薄带是将具有上述合金组成的磁铁材料的合金熔液碰撞在表面层由陶瓷构成的冷却辊的圆周面上, 进行冷却凝固而得到的, 其特征在于, 在将所述磁铁粉末和粘结树脂混合后进行压缩成型而形成密度 $\rho[Mg/m^3]$ 的粘结磁铁时, 不仅该粘结磁铁在室温下的残留磁通密度 $Br[T]$ 满足 $Br/\rho[\times 10^{-6} T \cdot m^3/g] \geq 0.125$ 的关系, 该粘结磁铁在室温下的固有矫顽力 H_{CJ} 是 400~750kA/m, 而且不可逆去磁率的绝对值是 6.2% 以下。

4. 权利要求 1 或 3 所述的磁铁粉末, 其中, 上述急冷薄带的厚度是 10~40 μm 。

5. 权利要求 1 或 3 所述的磁铁粉末, 其中, 上述冷却辊具有以金属或者合金构成的基底部分和在该基部周围设置的构成上述圆周面的表面层, 该表面层的导热率比上述基底部分的导热率小。

6. 权利要求 5 所述的磁铁粉末, 其中上述冷却辊的表面层的平均厚度为 0.5-50 μm 。

7. 权利要求 1 或 3 所述的磁铁粉末, 其中构成上述冷却辊的表面层的陶瓷选

自 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，或者它们之中的 2 种以上任意组合的复合陶瓷。

8. 权利要求 1 或 3 所述的磁铁粉末，其中上述冷却辊的圆周速度为 5-60 米/秒。

9. 权利要求 1 或 3 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。

10. 权利要求 1 或 3 所述的磁铁粉末，其中，上述 R 包含 Pr，其比例相对上述 R 全体是 5~75%。

11. 权利要求 1 或 3 所述的磁铁粉末，其中，上述复合组织是纳米复合组织。

12. 权利要求 1 或 3 所述的磁铁粉末，其中，磁铁粉末在其制造过程和/或制造后，施行至少一次热处理。

13. 权利要求 1 或 3 所述的磁铁粉末，其中，平均晶粒直径是 5~50nm。

14. 权利要求 1 或 3 所述的磁铁粉末，其中，平均粒径是 0.5~150 μm 。

15. 磁铁粉末的制造方法，该制造方法是使磁铁材料的合金熔液碰撞在表面层由陶瓷构成的旋转的冷却辊的圆周面上，进行冷却凝固而得到急冷薄带，将该急冷薄带粉碎，得到磁铁粉末的磁铁粉末制造方法，其特征在于，上述磁铁粉末是以 $\text{R}_x(\text{Fe}_{1-a}\text{Co}_a)_{100-x-y-z}\text{B}_y\text{M}_z$ 表示的合金组成构成、而且以具有硬磁性相和软磁性相的复合组织构成的，其中 R 是除 Dy 以外的至少一种稀土元素，M 是 Ti、Cr、Nb、Mo、Hf、W、Mn、Zr、Dy 中的至少一种元素，x: 7.1~9.9 原子%，y: 4.6~8.0 原子%，z: 0.1~3.0 原子%，a: 0~0.30)，在将所述磁铁粉末和粘结树脂混合后进行压缩成型而形成密度 $\rho[\text{Mg}/\text{m}^3]$ 的粘结磁铁时，不仅该粘结磁铁在室温下的最大磁能积 $(\text{BH})_{\text{max}}[\text{kJ}/\text{m}^3]$ 满足 $(\text{BH})_{\text{max}}/\rho^2[\times 10^9 \text{J}\cdot\text{m}^3/\text{g}^2] \geq 2.40$ 的关系，该粘结磁铁在室温下的固有矫顽力 H_{CJ} 是 400~750kA/m，而且不可逆去磁率的绝对值是 6.2% 以下。

16. 磁铁粉末的制造方法，该制造方法是使磁铁材料的合金熔液碰撞在表面层由陶瓷构成的旋转的冷却辊的圆周面上，进行冷却凝固而得到急冷薄带，将该急冷薄带粉碎，得到磁铁粉末的磁铁粉末制造方法，其特征在于，上述磁铁粉末是以 $\text{R}_x(\text{Fe}_{1-a}\text{Co}_a)_{100-x-y-z}\text{B}_y\text{M}_z$ 表示的合金组成构成、而且以具有硬磁性相和软磁性相的复合组织构成的，其中 R 是除 Dy 以外的至少一种稀土元素，M 是 Ti、Cr、Nb、Mo、Hf、W、Mn、Zr、Dy 中的至少一种元素，x: 7.1~9.9 原子%，y: 4.6~8.0

原子%，z: 0.1~3.0 原子%，a: 0~0.30，在将所述磁铁粉末和粘结树脂混合后进行压缩成型而形成密度 $\rho[\text{Mg}/\text{m}^3]$ 的粘结磁铁时，不仅该粘结磁铁在室温下的残留磁通密度 $\text{Br}[\text{T}]$ 满足 $\text{Br}/\rho[\times 10^{-6} \text{T} \cdot \text{m}^3/\text{g}] \geq 0.125$ 的关系，该粘结磁铁在室温下的固有矫顽力 H_{CJ} 是 400~750kA/m，而且不可逆去磁率的绝对值是 6.2% 以下。

- 5 17. 粘结磁铁，该粘结磁铁是将含有 Ti、Cr、Nb、Mo、Hf、W、Mn、Zr、Dy 中的至少一种元素的 R-TM-B 系合金的磁铁粉末和粘结树脂混合、进行压缩成型而形成的粘结磁铁，其中 R 是除 Dy 以外的至少一种稀土元素，TM 是以 Fe 为主的过渡金属，该磁铁粉末是通过粉碎粉碎急冷薄带而获得的，所述急冷薄带是将具有上述合金组成的磁铁材料的合金熔液碰撞在表面层由陶瓷构成的冷却辊的圆
- 10 周面上，进行冷却凝固而得到的，其特征在于，以 $\rho[\text{Mg}/\text{m}^3]$ 作为上述粘结磁铁的密度时，不仅室温下的最大磁能积 $(\text{BH})_{\text{max}}[\text{KJ}/\text{m}^3]$ 满足 $(\text{BH})_{\text{max}}/\rho^2[\times 10^{-9} \text{J} \cdot \text{m}^3/\text{g}^2] \geq 2.40$ 的关系，在室温下的固有矫顽力 H_{CJ} 是 400~750kA/m，而且不可逆去磁率的绝对值是 6.2% 以下。

- 15 18. 权利要求 17 所述的粘结磁铁，其中，室温下的残留磁通密度 $\text{Br}[\text{T}]$ 满足 $\text{Br}/\rho[\times 10^{-6} \text{T} \cdot \text{m}^3/\text{g}] \geq 0.125$ 的关系。

- 20 19. 粘结磁铁，该粘结磁铁是将含有 Ti、Cr、Nb、Mo、Hf、W、Mn、Zr、Dy 中的至少一种元素的 R-TM-B 系合金的磁铁粉末和粘结树脂混合、进行压缩成型而形成的粘结磁铁，其中 R 是除 Dy 以外的至少一种稀土元素，TM 是以 Fe 为主的过渡金属，该磁铁粉末是通过粉碎粉碎急冷薄带而获得的，所述急冷薄带是将具有上述合金组成的磁铁材料的合金熔液碰撞在表面层由陶瓷构成的冷却辊的圆
- 25 周面上，进行冷却凝固而得到的，其特征在于，在以 $\rho[\text{Mg}/\text{m}^3]$ 作为上述粘结磁铁的密度时，不仅室温下的残留磁通密度 $\text{Br}[\text{T}]$ 满足 $\text{Br}/\rho[\times 10^{-6} \text{T} \cdot \text{m}^3/\text{g}] \geq 0.125$ 的关系，室温下的固有矫顽力 H_{CJ} 是 400~750kA/m，而且不可逆去磁率的绝对值是 6.2% 以下。

- 30 20. 权利要求 17 或 19 所述的粘结磁铁，其中，上述磁铁粉末是以 $\text{R}_x(\text{Fe}_{1-a}\text{Co}_a)_{100-x-y-z}\text{B}_y\text{M}_z$ 表示的合金组成构成、而且以具有硬磁性相和软磁性相的复合组织构成的，其中 R 是除 Dy 以外的至少一种稀土元素，M 是 Ti、Cr、Nb、Mo、Hf、W、Mn、Zr、Dy 中的至少一种元素，x: 7.1~9.9 原子%，y: 4.6~8.0 原子%，z: 0.1~3.0 原子%，a: 0~0.30。

21. 权利要求 17 或 19 所述的粘结磁铁，其中，上述压缩成型是在上述粘结树脂熔融或者软化的温度进行的。

22.权利要求 17 或 19 所述的粘结磁铁, 其中, 最大磁能积 $(BH)_{\max}$ 是 50kJ/m^3 以上。

磁铁粉末、磁铁粉末的制造方法及粘结磁铁

5 技术领域

本发明是关于磁铁粉末、磁铁粉末的制造方法及粘结磁铁。

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（在实际的导磁中的）磁铁的磁通密度高。决定粘结磁铁中的磁通密度的因素有磁铁粉末的磁化值和粘结磁铁中的磁铁粉末的含量（含有率）。因此，在磁铁粉末本身的磁化不那么高的情况下，如果不使粘结磁铁中的磁铁粉末的含量极多，就得不到足够的磁通密度。

可是，现在作为高性能稀土粘结磁铁使用的稀土磁铁，使用 MQI 公司制的 MQP-B 粉末作为稀土磁铁粉末的各向同性粘结磁铁占大多数。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，因而制造过程简单，其结果，制造成本低廉。但是在以这种 MQP-B 粉末为代表的以往各向同性粘结磁铁中，存在像以下的问题。

1) 以往各向同性粘结磁铁，磁通密度是不足够的。即所使用的磁铁粉末的磁化低，因此不得不提高粘结磁铁中的磁铁粉末的含量（含有率），但如果提高磁铁粉末的含量，粘结磁铁的成型性就变差，因此磁铁粉末的含量受到限制。另外，通过在成型条件上下工夫等，即使使磁铁粉末的含量多，所得到的磁通密度也同样受到限制，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残留磁通密度高的磁铁，但在该场合，矫顽力过小，实用上作为电动机得到的磁通密度（在实际使用时的导磁中的磁通密度）是非常低的。另外，因为矫顽力小，所以热稳定性也劣化。

3) 粘结磁铁的耐蚀性、耐热性降低。即，为了弥补磁铁粉末的磁性能低，不得不使粘结磁铁中的磁铁粉末的含量多（也就是使粘结磁铁的密度极端的高密度化），其结果，粘结磁铁的耐蚀性、耐热性低劣，可靠性变低。

发明内容

30 本发明的目的在于提供，能够提供磁性能优良、可靠性良好的磁铁的磁铁

粉末和粘结磁铁。

为了达到上述目的，本发明是关于磁铁粉末，该磁铁粉末是以 $R_x(Fe_{1-a}Co_a)_{100-x-y-z}B_yM_z$ (但，R 是除 Dy 以外的至少一种稀土元素，M 是 Ti、Cr、Nb、Mo、Hf、W、Mn、Zr、Dy 中的至少一种元素，x: 7.1~9.9 原子%，y: 4.6~8.0 原子%，z: 0.1~3.0 原子%，a: 0~0.30) 表示的合金组成构成、而且以具有硬磁性相和软磁性相的复合组织构成的磁铁粉末，其特征在于，在和粘结树脂混合后进行压缩成型而形成密度 $\rho[Mg/m^3]$ 的粘结磁铁时，该粘结磁铁在室温下的最大磁能积 $(BH)_{max}[kJ/m^3]$ 满足 $(BH)_{max}/\rho^2[\times 10^{-9}J\cdot m^3/g^2] \geq 2.40$ 的关系，而且该粘结磁铁在室温下的固有矫顽力 H_{CJ} 是 400~750kA/m。

由此可提供，能够提供磁性能优良、可靠性良好的磁铁的磁铁粉末。

上述磁铁粉末，最好上述粘结磁铁在室温下的残留磁通密度 $Br[T]$ 满足 $Br/\rho[\times 10^{-6}T\cdot m^3/g] \geq 0.125$ 的关系。由此，尤其能够提供磁性能、可靠性优良的磁铁。

另外，本发明是关于磁铁粉末，该磁铁粉末是以 $R_x(Fe_{1-a}Co_a)_{100-x-y-z}B_yM_z$ (但，R 是除 Dy 以外的至少一种稀土元素，M 是 Ti、Cr、Nb、Mo、Hf、W、Mn、Zr、Dy 中的至少一种元素，x: 7.1~9.9 原子%，y: 4.6~8.0 原子%，z: 0.1~3.0 原子%，a: 0~0.30) 表示的合金组成构成、而且以具有硬磁性相和软磁性相的复合组织构成的磁铁粉末，其特征在于，在和粘结树脂混合后进行压缩成型而形成密度 $\rho[Mg/m^3]$ 的粘结磁铁时，该粘结磁铁在室温下的残留磁通密度 $Br[T]$ 满足 $Br/\rho[\times 10^{-6}T\cdot m^3/g] \geq 0.125$ 的关系，而且该粘结磁铁在室温下的固有矫顽力 H_{CJ} 是 400~750kA/m。

由此可提，供能够提供磁性能优良、可靠性良好的磁铁的磁铁粉末。

另外，磁铁粉末最好是粉碎急冷薄带而得到的。由此，能够进一步提高磁性能，特别是矫顽力等。

另外，上述急冷薄带的厚度最好是 10~40 μm 。由此，能够得到具有特别优良的磁性能的磁铁。

此外，上述急冷薄带最好是使磁铁材料的合金熔液碰撞在旋转的冷却辊的圆周面上，进行冷却凝固而得到的。由此，能够比较容易地使金属组织（晶粒）细化，能够使磁性能进一步提高。

上述冷却辊最好具有以金属或者合金构成的基底部分和构成圆周面的表面

层, 该表面层的导热率比上述基底部分的导热率小。由此, 能够以适当的冷却速度使磁铁材料的合金熔液急冷, 其结果, 能够提供具有特别优良的磁性能的磁铁。

另外, 上述表面层最好以陶瓷构成。由此, 能够以适当的冷却速度使磁铁材料的合金熔液急冷, 其结果, 在能够提供具有特别优良的磁性能的磁铁的同时, 提高冷却辊的耐久性。

此外, 上述 R 最好是以 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, 矫顽力变得更优良。

上述 R 最好包括 Pr, 其比例相对上述 R 全体是 5~75%。由此, 使残留磁通密度几乎不降低, 能够提高矫顽力和矩形性。

另外, 上述复合组织最好是纳米复合组织。由此, 在提高磁化性的同时, 也提高耐热性(热稳定性), 磁性能随时间的变化小。

此外, 上述磁铁粉末, 在其制造过程/或制造后, 最好进行至少一次热处理。由此, 使组织均匀化, 或者去除由粉碎导入的应变的影响, 而进一步提高磁性能。

另外, 平均晶粒直径最好是 5~50nm。由此, 能够提供磁性能, 特别是矫顽力和矩形性优良的磁铁。

平均粒径最好是 0.5~150 μm 。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, 磁铁粉末的含量(含有率)高, 得到磁性能优良的粘结磁铁。

另外, 本发明是关于磁铁粉末的制造方法, 该制造方法是使磁铁材料的合金熔液碰撞在旋转的冷却辊的圆周面上, 进行冷却凝固而得到急冷薄带, 将该急冷薄带粉碎而得到磁铁粉末的制造方法, 其特征在于, 上述磁铁粉末是以 $R_x(\text{Fe}_{1-a}\text{Co}_a)_{100-x-y-z}\text{B}_y\text{M}_z$ (但, R 是除 Dy 以外的至少一种稀土元素, M 是 Ti、Cr、Nb、Mo、Hf、W、Mn、Zr、Dy 中的至少一种元素, x: 7.1~9.9 原子%, y: 4.6~8.0 原子%, z: 0.1~3.0 原子%, a: 0~0.30)表示的合金组成构成、而且以具有硬磁性相和软磁性相的复合组织构成的, 在和粘结树脂混合后进行压缩成型而形成密度 $\rho[\text{Mg}/\text{m}^3]$ 的粘结磁铁时, 该粘结磁铁在室温下的最大磁能积 $(\text{BH})_{\text{max}}[\text{kJ}/\text{m}^3]$ 满足 $(\text{BH})_{\text{max}}/\rho^2[\times 10^9 \text{J}\cdot\text{m}^3/\text{g}^2] \geq 2.40$ 的关系, 而且该粘结磁铁在室温下的固有矫顽力 H_{CJ} 是 400~750kA/m。

由此可提供, 能够提供磁性能优良、可靠性良好的磁铁的磁铁粉末。

另外, 本发明是关于磁铁粉末的制造方法, 该制造方法是使磁铁材料的合金熔液碰撞在旋转的冷却辊的圆周面上, 进行冷却凝固而得到急冷薄带, 将该急冷薄带粉碎而得到磁铁粉末的磁铁粉末的制造方法, 其特征在于, 上述磁铁粉末是以 $R_x(\text{Fe}_{1-a}\text{Co}_a)_{100-x-y-z}\text{B}_y\text{M}_z$ (但, R 是除 Dy 以外的至少一种稀土元素, M 是 Ti、Cr、Nb、Mo、Hf、W、Mn、Zr、Dy 中的至少一种元素, x: 7.1~9.9 原子%, y: 4.6~8.0 原子%, z: 0.1~3.0 原子%, a: 0~0.30) 表示的合金组成构成、而且以具有硬磁性相和软磁性相的复合组织构成的, 其特征在于, 在和粘结树脂混合后进行压缩成型而形成密度 $\rho[\text{Mg/m}^3]$ 的粘结磁铁时, 该粘结磁铁在室温下的残留磁通密度 $\text{Br}[\text{T}]$ 满足 $\text{Br}/\rho[\times 10^{-6}\text{T}\cdot\text{m}^3/\text{g}] \geq 0.125$ 的关系, 而且该粘结磁铁在室温下的固有矫顽力 H_{CJ} 是 400~750kA/m。

由此可提供, 能够提供磁性能优良、可靠性良好的磁铁的磁铁粉末。

此外, 本发明是关于粘结磁铁, 该粘结磁铁是含有 Ti、Cr、Nb、Mo、Hf、W、Mn、Zr、Dy 中的至少一种元素的 R-TM-B 系合金(但, R 是除 Dy 以外的至少一种稀土元素, TM 是以 Fe 为主的过渡金属)的磁铁粉末和粘结树脂混合后进行压缩成型而形成的粘结磁铁, 其特征在于, 在以 $\rho[\text{Mg/m}^3]$ 作为粘结磁铁的密度时, 室温下的最大磁能积 $(\text{BH})_{\text{max}}[\text{kJ/m}^3]$ 满足 $(\text{BH})_{\text{max}}/\rho^2[\times 10^{-9}\text{J}\cdot\text{m}^3/\text{g}^2] \geq 2.40$ 的关系, 而且室温下的固有矫顽力 H_{CJ} 是 400~750kA/m。

由此, 能够提供磁性能优良、可靠性良好的磁铁。

另外, 上述粘结磁铁在室温下的残留磁通密度 $\text{Br}[\text{T}]$ 最好满足 $\text{Br}/\rho[\times 10^{-6}\text{T}\cdot\text{m}^3/\text{g}] \geq 0.125$ 的关系。由此, 尤其能够提供磁性能、可靠性优良的磁铁。

此外, 本发明是关于粘结磁铁, 该粘结磁铁是含有 Ti、Cr、Nb、Mo、Hf、W、Mn、Zr、Dy 中的至少一种元素的 R-TM-B 系合金(但, R 是除 Dy 以外的至少一种稀土元素, TM 是以 Fe 为主的过渡金属)的磁铁粉末和粘结树脂混合后进行压缩成型而形成的粘结磁铁, 其特征在于, 在以 $\rho[\text{Mg/m}^3]$ 作为粘结磁铁的密度时, 室温下的残留磁通密度 $\text{Br}[\text{T}]$ 满足 $\text{Br}/\rho[\times 10^{-6}\text{T}\cdot\text{m}^3/\text{g}] \geq 0.125$ 的关系, 而且该粘结磁铁在室温下的固有矫顽力 H_{CJ} 是 400~750kA/m。

由此, 能够提供磁性能优良、可靠性良好的磁铁。

另外, 上述磁铁粉末最好是以 $R_x(\text{Fe}_{1-a}\text{Co}_a)_{100-x-y-z}\text{B}_y\text{M}_z$ (但, R 是除 Dy 以外的至少一种稀土元素, M 是 Ti、Cr、Nb、Mo、Hf、W、Mn、Zr、Dy 中的至少

一种元素, x: 7.1~9.9 原子%, y: 4.6~8.0 原子%, z: 0.1~3.0 原子%, a: 0~0.30)表示的合金组成构成、而且以具有硬磁性相和软磁性相的复合组织构成的。由此, 尤其能够提供磁性能、可靠性优良的磁铁。

此外, 上述压缩成型最好在上述粘结树脂熔融或者软化的温度进行。由此, 5 在提高粘结磁铁的成型性的同时, 降低粘结磁铁中的孔隙率, 使磁性能进一步提高。并且也提高粘结磁铁的机械强度。

另外, 粘结磁铁的最大磁能积 $(BH)_{\max}$ 最好是 50kJ/m^3 以上。由此, 以小型就能够得到高性能的电动机。

另外, 不可逆去磁率(初期去磁率)的绝对值最好是 6.2% 以下。由此, 耐 10 热性(热稳定性)变得特别优良。

上述的或者除上述以外的本发明的其他目的、构成和效果, 从基于附图的以下实施例的说明, 可以更清楚。

附图说明

图 1 是示意地表示在本发明的磁铁粉末中的复合组织(纳米复合组织)的 15 一个例子的图。

图 2 是示意地表示在本发明的磁铁粉末中的复合组织(纳米复合组织)的一个例子的图。

图 3 是示意地表示在本发明的磁铁粉末中的复合组织(纳米复合组织)的一个例子的图。

20 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 是表示在图 4 所示装置中的合金熔液与冷却辊发生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、磁铁粉末的制造方法及粘结磁铁的实施方式。

25 具体实施方式

为了谋求电动机等的小型化, 得到磁通密度高的磁铁已成为课题。决定粘结磁铁中的磁通密度的因素有磁铁粉末的磁化值和粘结磁铁中的磁铁粉末的含量(含有率), 但在磁铁粉末本身的磁化不那么高的情况下, 如果不使粘结磁铁中的磁铁粉末的含量极多, 就得不到足够的磁通密度。

30 现在普及的上述 MQI 公司制的 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,只好提高粘结磁铁中的磁铁粉末的含量,也就是使其高密度化,在耐蚀性、耐热性或机械强度等方面缺乏可靠性的同时,因为矫顽力高,所以存在磁化性恶化的缺点。

与此相反,本发明的磁铁粉末和粘结磁铁得到足够的磁通密度和适度的矫
5 顽力,由此粘结磁铁中的磁铁粉末的含量(含有率)不必要那么高,其结果,能够提供强度高,成型性、耐蚀性、磁化性等优良的可靠性高的粘结磁铁,并且,由于粘结磁铁的小型化、高性能化,因此对电动机等搭载磁铁机器的小型化也能够做出大的贡献。

进而,本发明的磁铁粉末能够构成具有硬磁性相和软磁性相的复合组织。

10 上述 MQI 公司制的 MQP-B 粉末是硬磁性相的单相组织,但在这样的复合组织中存在磁化高的软磁性相,因此具有总磁化高的优点,并且退回导磁率变高,因此即使一旦施加反磁场,也有此后的去磁率小的优点。

磁铁粉末的合金组成

本发明的磁铁粉末具有含 Ti、Cr、Nb、Mo、Hf、W、Mn、Zr、Dy 中的
15 至少一种的合金组成。由此,在能够提高矫顽力的同时,也能够提高磁铁的耐热性和耐蚀性。尤其,磁铁粉末最好是含有 Ti、Cr、Nb、Mo、Hf、W、Mn、Zr、Dy 中的至少一种的 R-TM-B 系合金(但,R 是除 Dy 以外的至少一种稀土元素,TM 是体 Fe 为主的过渡金属),进而最好是以 $R_x(Fe_{1-a}Co_a)_{100-x-y-z}B_yM_z$ (但,R 是除 Dy 以外的至少一种稀土元素,M 是 Ti、Cr、Nb、Mo、Hf、
20 W、Mn、Zr、Dy 中的至少一种元素,x: 7.1~9.9 原子%,y: 4.6~8.0 原子%,z: 0.1~3.0 原子%,a: 0~0.30)表示的合金组成构成的。

作为 R(除 Dy 以外的稀土元素),可举出 Y、La、Ce、Pr、Nd、Pm、Sm、Eu、Gd、Tb、Ho、Er、Tm、Yb、Lu、混合稀土,但可以包括这些元素中的 1 种或者 2 种以上。

25 R 的含量(含有率)是 7.1~9.9 原子%。在 R 的含量不到 7.1 原子%时,得不到足够的矫顽力,即使添加 M,矫顽力的提高也小。另一方面,如果 R 的含量超过 9.9 原子%,磁化的潜力下降,因此得不到足够的磁通密度。

在此,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(特别纳米复合组织)的硬磁性相的饱和磁化,并且对为了
30 实现作为磁铁的良好矫顽力是有效的。

另外, R 包括 Pr, 其比例相对 R 全体以 5~75% 为佳, 最好是 20~60%。因为如果是该范围, 残留磁通密度就几乎不发生降低, 能够提高矫顽力和矩形性。

Co 是具有和 Fe 相同特性的过渡金属。通过添加 Co (取代 Fe 的一部分),
5 使居里温度变高, 而提高温度特性, 但 Co 对 Fe 的取代比率如果超过 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 的范围, 不仅提高温度特性, 而且也提高磁通密度本身, 因此是最佳的。

B (硼) 对得到高磁性能, 是有效的元素, 其含量是 4.6~8.0 原子%。如果 B 不到 4.6 原子%, B-H (J-H) 回线中的矩形性变差。另一方面, 如果 B
10 超过 8.0 原子%, 非磁性相变多, 磁通密度就急剧减少。

M 提高矫顽力, 因此是有利的元素。其含量是 0.1~3.0 原子%。尤其, M 的含量更好是 0.2~2.5 原子%, 最好是 0.5~2.0 原子%。通过在这样的范围含有 M, 因而出现矫顽力显著地提高的效果。另外, 在这样的范围, 追随矫顽力提高, 矩形性和最大磁能积也提高。进而耐热性和耐蚀性也变得良好。但是,
15 如上所述, 在 R 的含量不到 7.1 原子%时, 通过添加 M 产生的这种效果是非常小的。另外, 如果 M 的含量超过上限值, 会产生磁化降低。

另外, M 本身不是新的物质, 但本发明反复进行实验、研究的结果发现, 在以具有软磁性相和硬磁性相的复合组织构成的磁铁粉末中, 通过在上述范围内含有 M, 得到①既确保优良的矩形性、最大磁能积, 又提高矫顽力; ②改善
20 不可逆去磁率 (绝对值的降低); ③能够保持良好的耐蚀性的 3 种效果, 特别同时得到这些效果, 而在这方面本发明有重要的意义。

另外, 以进一步提高磁性能等为目的, 在构成磁铁粉末的合金中, 根据需要, 也可以含有选自 Ta、Zn、P、Ge、Cu、Ga、Si、In、Ag、Al 组成的组 (以下以 “Q” 表示该组) 中的至少一种元素。在含有属于 Q 的元素时, 其含量较
25 好是 2.0 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, Ta、Cu、Ga、Si、Al 有提高耐蚀性的效果。

复合组织

磁铁材料形成具有软磁性相和硬磁性相的复合组织。

30 该复合组织 (纳米复合组织), 软磁性相 10 和硬磁性相 11, 例如以图 1、

图 2 或图 3 所示的图形（式样）存在，各相的厚度或粒径以纳米级存在。而且软磁性相 10 和硬磁性相 11 邻接（也包括通过晶界相邻接的情况），发生磁交互作用。

平均晶粒直径以 5~50nm 为佳，最好是 10~40nm。如果平均晶粒直径不到下限值，晶粒间的交互作用的影响变得过强，就容易形成磁化颠倒，矫顽力恶化。

另一方面，如果平均晶粒直径超过上限值，晶粒直径会粗大化，晶粒间的交互作用的影响变弱，因此磁通密度、矫顽力、矩形性、最大磁能积恶化。

图 1~图 3 所示的图形仅是一例，并不限于这些，例如在图 2 所示的图形中，软磁性相 10 和硬磁性相 11 也可以是相反的。

软磁性相的磁化，容易通过外部磁场的作用改变其方向，因此如果混在硬磁性相中，体系全体的磁化曲线在 B-H 图的第 2 象限，某些段就成为“蛇型曲线”。但是，在软磁性相的尺寸是充分小的场合，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，体系整体作为硬磁性体进行动作。

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

1) 在 B-H 图 (J-H 图) 的第二象限，磁化发生可逆的回复（在该意义上也称为“弹性磁铁”）。

20 2) 磁化性良好，能够以较低的磁场进行磁化。

3) 磁性能的温度依存性比硬磁性相单独存在的场合小。

4) 磁性能随时间的变化小。

5) 即使进行微粉碎，磁性能也不劣化。

在上述的合金组成中，硬磁性相和软磁性相，例如形成像以下那样的相。

25 硬磁性相： $R_2TM_{14}B$ 系（但，TM 是以 Fe 或者 Fe 和 Co 为主的过渡金属）

软磁性相：TM（尤其 α -Fe、 α -(Fe, Co)）

磁铁粉末的制造

本发明的磁铁粉末最好是将合金熔液进行急冷而制成的，尤其最好是将合金熔液急冷、凝固而得到的急冷薄带（带材）进行粉碎而制成的。以下，说明该方法的一例。

图 4 是表示使用单辊的急冷法来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 是在图 4 所示装置中的合金熔液与冷却辊发生碰撞部位附近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：能够容纳磁铁材料的筒体 2 和相对筒体 2 沿图中的箭头 9A 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）的熔液的喷嘴（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，例如通过对线圈 4 外加高频，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。

10 冷却辊 5 以基底部分 51 和形成冷却辊 5 的圆周面 53 的表面层 52 构成。

表面层 52 可以以和基底部分 51 相同的材质整体地构成，但最好以比基底部分 51 的构成材料的导热率小的材料构成。

基底部分 51 的构成材料没有特别的限制，但最好例如以铜或者铜基合金那样的导热率高的金属材料构成，以便表面层 52 的热更迅速地散发。

15 另外，作为表面层 52 的构成材料，例如可举出 Cr、Ni、Pd、W 等，或者包含这些金属的合金等的金属薄层或金属氧化物层，陶瓷等。即使在这些之中，尤其在能够使急冷薄带 8 的辊面（和冷却辊 5 接触侧的面）81 和自由面（辊面 81 的相反侧的面）82 的冷却速度差更小这点上，最佳的是陶瓷。

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、
20 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，或者将它们之中的 2 种以上任意组合的复合陶瓷。

另外，表面层 52 不仅可以是像图示的单层，例如也可以是组成不同的数个层的层叠体。在此场合，相邻接的层最好彼此间的附着性高，作为其例子，可
25 举出相邻接的层彼此含有相同的元素。

另外，即使在表面层 52 以单层构成的场合，其组成沿厚度方向也不限于是均匀的，例如含有成分沿厚度方向也可以是逐渐发生变化的（倾斜材料）。

表面层 52 的平均厚度（在上述层叠体的场合，是其合计厚度）没有特别的限制，但以 $0.5\sim 50\mu\text{m}$ 为佳，最好是 $1\sim 20\mu\text{m}$ 。

30 如果表面层 52 的平均厚度不到下限值，会产生如下的问题。即，由于表面

层 52 的材质不同, 冷却能力过大, 因而即使厚度相当大的急冷薄带 8, 在辊面 81, 冷却速度也大, 容易形成非晶态。另一方面, 在自由面 82, 急冷薄带 8 的导热率较小, 因此急冷薄带 8 的厚度越大, 冷却速度就越小, 其结果, 容易发生晶粒直径的粗大化。即, 在自由面 82 容易形成粗晶粒, 在辊面 81 容易形成叫做非晶态的急冷薄带, 往往得不到满意的磁性能。另外, 为了使自由面 82 的晶粒直径小, 例如使冷却辊 5 的圆周速度变大, 即使使急冷薄带 8 的厚度小, 在辊面 81 的非晶态也成为更无规则的, 在制成急冷薄带 8 后, 即使进行热处理, 也往往得不到足够的磁性能。

另外, 表面层 52 的平均厚度如果超过上限值, 急冷速度就变慢, 发生晶粒直径粗大化, 作为结果, 磁性能降低。

这样的急冷薄带制造装置 1, 设置在室(未图示)内, 最好在该室内填充惰性气体或其他的保护气体的状态进行工作。尤其, 为了防止急冷薄带 8 的氧化, 保护气体例如最好是氩气、氦气、氮气等惰性气体。

在急冷薄带制造装置 1 中, 在筒体 2 内放入磁铁材料(合金), 利用线圈 4 进行加热而熔化, 从喷嘴 3 中一喷射出合金熔液 6, 如图 5 所示, 合金熔液 6 就碰撞在冷却辊 5 的圆周面 53 上, 形成外浇口 7 后, 一边沿旋转的冷却辊 5 的圆周面 53 拖延, 一边进行快速冷却而凝固, 连续地或断续地形成急冷薄带 8。这样形成的急冷薄带 8, 不久其辊面 81 离开圆周面 53, 沿图 4 中的箭头 9B 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, 由于合金熔液的组成、表面层 52 的构成材料(组成)、圆周面 53 的表面性状(尤其合金熔液 6 对圆周面 53 的润湿性)等不同, 其合适的范围也不同, 但为了提高磁性能, 通常以 5~60m/s 为佳, 最好是 10~40m/s。如果冷却辊 5 的圆周速度不到下限值, 合金熔液 6(外浇口 7)的冷却速度就降低, 出现晶粒直径增大的倾向, 磁性能降低。另一方面, 如果冷却辊 5 圆周速度超过上限值, 冷却速度反而会变大, 非晶态组织占有的比例变大, 此后即使进行后述的热处理, 磁性能也不能充分地提高。

像以上那样得到的急冷薄带 8, 其宽度 W 和厚度最好尽可能的均匀。在此情况下, 急冷薄带 8 的平均厚度 t 以 10~40 μ m 为佳, 最好是 12~30 μ m。如果平均厚度 t 不到下限值, 则非晶态组织占有的比例变大, 此后即使进行后述的热处理, 磁性能也不能充分地提高。每单位时间的生产率也降低。另一方面,

如果平均厚度 t 超过上限值, 就出现自由面 82 侧的晶粒直径粗大化的倾向, 因此磁性能降低。

再者, 对于所得到的急冷薄带 8, 例如为了促进非晶态组织的再结晶化、组织的均匀化, 也可以进行至少一次热处理。作为该热处理的条件, 例如在 400~900℃ 可以规定为 0.2~300 分钟左右。

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。

采用像以上那样的制造方法得到的急冷薄带 (薄带状的磁铁材料) 8 成为细小结晶组织, 或者在非晶态组织中包含细小结晶组织的组织, 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、超细粉碎机、棒磨机等各种粉碎装置, 破碎装置进行。此时, 为了防止氧化, 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, 但在为了制造后述的粘结磁的场合, 考虑防止磁铁粉末的氧化和防止由粉碎引起的磁性能的恶化, 较好是 0.5~150 μm 左右, 更好是 0.5~80 μm 左右, 最好是 1~50 μm 左右。

另外, 为了在粘结磁铁成型时得到更良好的成型性, 磁铁粉末的粒径分布最好是某种程度的分散 (有波动)。由此, 能够减低所得到的粘结磁铁的孔隙率, 其结果, 在使粘结磁铁中的磁铁粉末的含量达到相同时, 能够更加提高粘结磁铁的密度或机械强度, 能够进一步提高磁性能。

对所得到的磁铁粉末, 例如也可以进行以去除由粉碎导入的应变的影响、控制晶粒直径为目的的热处理。作为该热处理的条件, 例如在 350~850℃ 可以规定为 0.2~300 分钟左右。

另外, 为了防止氧化, 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这种热处理。

在使用像以上那样的磁铁粉末制造粘结磁铁时, 这样的磁铁粉末和粘结树脂的粘结性 (粘结树脂的润湿性) 良好, 因而该粘结磁铁的机械强度高, 热稳定性 (耐热性)、耐蚀性优良。因此, 该磁铁粉末适合于粘结磁铁的制造。

在以上中, 作为急冷法, 举例地说明了单辊法, 但也可以采用双辊法。除

此以外，例如也可以采用像气体喷雾的喷雾法、旋转盘法、熔体提取（melt extraction）法、机械合金化法（MA）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铁性能，特别是矫顽力等是有效的。

5 粘结磁铁及其制造

以下，说明本发明的粘结磁铁。

本发明的粘结磁铁是磁铁粉末和粘结树脂混合、进行压缩成型而形成的。

作为粘结树脂（粘结剂）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、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，或者以这些化合物为主的共聚物、混合体、聚合物混合体等。可以混合这些中的 1 种或 2 种以上而使用。

即使在这些之中，从成型性特别优良、机械强度高方面考虑，聚酰胺是最佳的，从提高耐热性方面考虑，最好是液晶聚合物、以聚苯硫醚为主的化合物。并且这些热塑性树脂和磁铁粉末的混炼性也优良。

这样的热塑性树脂，由于其种类、共聚化等不同，具有能够在广泛范围选择的优点，以便例如重视成型性或重视耐热性、机械强度。

而作为热固性树脂，例如可举出双酚型、线型酚醛树脂型、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，可以混合这些中的 1 种或 2 种以上而使用。

即使在这些之中，从成型性特别优良、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，以环氧树脂为最佳。并且这些热固性树脂和磁铁粉末的混炼性、混炼的均匀性也良好。

所使用的热固性树脂（未固化）在室温可以是液状，也可以是固形（粉末状）。

这样的本发明粘结磁铁，例如像以下那样制造。将磁铁粉末、粘结树脂，

和根据需要的添加剂（防止氧化剂、润滑剂等）混合后，进行混炼（例如，热混炼）来制造粘结磁铁用组合物（混合物），将该粘结磁铁用组合物填充在压缩成型机的成型金属模内，在磁场中或无磁场中将混合物加压，而形成所希望的磁铁形状。在粘结树脂是热固性树脂时，成型后利用加热等使其固化。

- 5 该压缩成型最好在上述粘结树脂熔融或者软化的温度进行（热压缩成型）。

例如通过加热成型金属模等，以成型时的混合物温度达到所使用的粘结树脂发生熔融或者软化的规定温度状态进行这种热压缩成型。

- 此时的金属模温度最好是所使用的粘结树脂的软化点以上的温度。尤其，在以 $t^{\circ}\text{C}$ 作为粘结树脂的熔点时，金属模温度最好是 $t\sim(t+80)^{\circ}\text{C}$ 左右。但是，
10 在粘结树脂如果是热固性树脂、而且该粘结树脂的固化开始温度低于 $(t+80)$ 的场合，在热压缩成型时的金属模温度的上限，最好是不到粘结树脂的固化开始的温度。

通过在这样的温度进行热压缩成型，提高成型时的混合物的流动性，在提高成型性的同时，能够制造孔隙率小的粘结磁铁，从而达到磁性能的更加提高。

- 15 另外，粘结磁铁的机械强度也提高。

压缩成型时的成型压力，随成型时的温度等不同而有某些不同，但以 $1\sim 25\text{t}/\text{cm}^2$ 为佳，最好是 $5\sim 20\text{t}/\text{cm}^2$ 。

像这样制造而得到的粘结磁铁的孔隙率以 5 体积%以下为佳，最好是 3 体积%以下。

- 20 这样的压缩成型与注射成型或挤出成型相比，不要求混合物的流动性，因此与注射成型或挤出成型相比，能够使粘结磁铁中的磁铁粉末的含量多。但是，本发明的磁铁粉末，如上所述，与以往的磁铁粉末相比，具有高的磁性能。因此，使用本发明的磁铁粉末进行压缩成型（尤其热压缩成型），就能够以这些相乘效果得到具有非常优良的磁性能的粘结磁铁。

- 25 粘结磁铁中的磁铁粉末的含量（含有率）没有特别的限制，但以 90～99.5 重量%左右为佳，最好是 93～98.5 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，但以 $4.5\sim 6.6\text{Mg}/\text{m}^3$ 左右为佳，最好是 $5.5\sim 6.4\text{Mg}/\text{m}^3$ 左右。

- 30 再者，在本发明中，必须使成型性的提高等优先，即使在磁铁粉末的含量少的

场合, 如上所述, 因为磁铁粉末本身的磁性能高, 因此能够得到足够的磁性能。

本发明的粘结磁铁的形状、大小等没有特别的限制, 例如关于形状, 例如可以是圆柱状、棱柱状、圆筒状(圆环状)、圆弧状、平板状、弯曲板状等所有的形状, 其大小也可以是从大型至超小型的所有的大小。尤其, 对小型化、超小型化的磁铁是有利的, 如在本说明书中反复所述。

由于这样, 本发明的粘结磁铁最好是由多极磁化提供的, 或者进行多极磁化的粘结磁铁。

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_{CJ} 以 400~750kA/m 为佳, 最好是 430~720kA/m。在矫顽力不到上述下限时, 根据电动机的用途, 在施加反磁场时的去磁变得显著, 并且在高温时的耐热性恶化。另外, 如果矫顽力超过上述上限值, 磁化性就降低。因此, 通过使矫顽力 H_{CJ} 达到上述范围, 在粘结磁铁(尤其, 圆筒状粘结磁铁)上进行多极磁化等场合, 即使得不到充分的磁化磁场时, 也能够形成良好的磁化, 得到足够的磁通密度, 从而能够提供高性能的粘结磁铁, 特别是电动机用粘结磁铁。

(2) 粘结磁铁, 在最大磁能积 $(BH)_{max}$ [kJ/m³] 和密度 ρ [Mg/m³] 之间最好满足下式 (I)。

$$2.40 \leq (BH)_{max} / \rho^2 [\times 10^9 \text{J} \cdot \text{m}^3 / \text{g}^2] \dots\dots (I)$$

另外, 代替式 (I), 较好是满足式 (II), 最好是满足式 (III)。

$$2.50 \leq (BH)_{max} / \rho^2 [\times 10^9 \text{J} \cdot \text{m}^3 / \text{g}^2] \leq 3.20 \dots\dots (II)$$

$$2.60 \leq (BH)_{max} / \rho^2 [\times 10^9 \text{J} \cdot \text{m}^3 / \text{g}^2] \leq 3.10 \dots\dots (III)$$

如果 $(BH)_{max} / \rho^2 [\times 10^9 \text{J} \cdot \text{m}^3 / \text{g}^2]$ 的值不到上式中的下限值, 不提高磁铁的密度, 即不提高磁铁粉末的含量(含有率), 就得不到足够的磁性能。在这样的情况下, 导致高成本化、由粘结树脂的减少而产生的成型性降低的问题。另外, 为了得到一定的磁性能, 需要增加体积, 因而机器的小型化变得困难。

(3) 粘结磁铁, 在室温下的残留磁通密度 Br [T] 和 ρ [Mg/m³] 之间最好满足下式 (IV)。

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

另外, 代替式 (IV), 较好是满足式 (V), 最好是满足式 (VI)。

$$0.128 \leq Br / \rho [\times 10^6 \text{T} \cdot \text{m}^3 / \text{g}] \leq 0.160 \dots\dots (V)$$

$$0.130 \leq Br/\rho [\times 10^{-6} T \cdot m^3/g] \leq 0.155 \dots \dots (VI)$$

如果 $Br/\rho [\times 10^{-6} T \cdot m^3/g]$ 的值不到上式中的下限值, 不提高磁铁的密度, 即不提高磁铁粉末的含量(含有率), 就得不到足够的磁通密度。在这样的情况下, 导致高成本化及由粘结树脂的减少而产生的成型性降低的问题。另外, 为了得到一定的磁性能, 需要增加体积, 因而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 50 kJ/m^3 以上, 更好是 60 kJ/m^3 以上, 最好是 $70 \sim 120 \text{ kJ/m}^3$ 。如果最大磁能积 $(BH)_{\max}$ 不到 50 kJ/m^3 , 在用于电动机的场合, 由于其种类、构造不同, 得不到足够的转矩。

(5) 粘结磁铁的不可逆去磁率(初期去磁率)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。

下面, 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以表 1 所示合金组成表示的 7 种磁铁粉末(试料 No.1~No.6)。

首先, 称量 Nd、Pr、Fe、Co、B 和 M 各原料, 铸造成母合金锭。

准备图 4 和图 5 所示构成的急冷薄带制造装置 1。将上述试料放入在底部设置喷嘴(圆孔口: 孔口直径 0.6 mm) 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), 形成希望的温度和压力的氛围。

作为冷却辊 5 使用在铜制的基底部分 51 的外周设置由 WC 构成的厚度约 $7 \mu\text{m}$ 的表面层 52 的冷却辊(直径 200 mm)。

此后, 利用高频感应加热使石英管内的母合金锭试料熔化, 再调整合金熔液的喷射压(石英管的内压和正比于圆筒 2 内的液面高度施加的压力之和与氛围压的压差)、冷却辊的圆周速度, 制成急冷薄带。此时得到的急冷薄带的厚度都是 $20 \mu\text{m}$ 左右。

将得到的急冷薄带粗粉碎后, 在氩气氛围中进行 $680^\circ\text{C} \times 300 \text{ s}$ 的热处理, 得到磁铁粉末。

接着, 为了调整粒度, 再使用粉碎机(磨碎机), 在氩气中将该磁铁粉末粉碎, 形成平均粒径 $60 \mu\text{m}$ 的磁铁粉末(试料 No.1~No.6)。

关于所得到的各磁铁粉末, 为了分析其相构成, 使用 $\text{Cu-K}\alpha$, 以衍射角

20°~60°进行 X 射线衍射。从衍射花样可以确认是硬磁性相的 $R_2(Fe-Co)_{14}B$ 型相和是软磁性相的 $\alpha-(Fe, Co)$ 型相的衍射峰, 从透射电子显微镜 (TEM) 的观察结果证实都形成复合组织 (纳米复合组织)。另外, 对各磁铁粉末测定平均晶粒直径。这些值示于表 1。

5 表 1

试料 No.	合金组成	平均晶粒直径 (nm)
1 (比较例)	$(Nd_{0.8}Pr_{0.2})_{8.9}Fe_{余量}Co_{7.0}B_{6.8}$	54
2 (本发明)	$(Nd_{0.8}Pr_{0.2})_{8.9}Fe_{余量}Co_{8.0}B_{5.7}Ti_{0.5}Cr_{0.7}Zr_{1.0}$	33
3 (本发明)	$(Nd_{0.7}Pr_{0.3})_{9.1}Fe_{余量}Co_{5.0}B_{5.7}Nb_{1.0}Mo_{0.2}W_{0.3}$	29
4 (本发明)	$(Nd_{0.5}Pr_{0.5})_{9.0}Fe_{余量}Co_{5.0}B_{5.8}Dy_{0.8}Hf_{0.5}Mn_{0.7}$	31
5 (本发明)	$(Nd_{0.4}Pr_{0.6})_{8.5}Fe_{余量}Co_{8.0}B_{5.5}Nb_{0.5}Zr_{0.5}Cr_{0.3}$	27
6 (比较例)	$(Nd_{0.7}Pr_{0.3})_{8.5}Fe_{余量}Co_{5.0}B_{5.8}Dy_{1.8}W_{1.0}Hf_{0.7}$	56

在该磁铁粉末中, 混合环氧树脂 (熔点 80℃), 将混合物进行 100℃×15min 的混炼, 制成粘结磁铁用组合物 (混合物)。此时, 磁铁粉末和环氧树脂的配合比 (重量比), 各粘结磁铁大致是相等的值。即, 各粘结磁铁中的磁铁粉末的含量 (含有率) 是约 98 重量%。

10 接着, 将该混合物粉碎成粒状, 称量该粒状物, 然后填充在压制装置的金属模内, 在金属膜温度是 95℃, 以压力 8 吨/cm² 进行压缩成型 (在无磁场中)。此时, 粘结树脂是软化状态 (但没有达到固化状态)。冷却后, 从成型金属模脱模, 在 150℃将粘结树脂加热固化, 得到直径 10mm×高 7mm 的圆柱状粘结磁铁。

15 对这些粘结磁铁施行磁场强度 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), 在最大外加磁场 2.0MA/m 测定磁性能 (磁通密度 Br、矫顽力 H_{CJ} 和最大磁能积 $(BH)_{max}$)。测定时的温度是 23℃ (室温)。

接着进行耐热性试验。将粘结磁铁在 100℃×1h 的环境下保持后, 测定返回室温时的不可逆去磁率 (初期去磁率), 对该耐热性进行评价。不可逆去磁率 (初期去磁率) 的绝对值越小, 耐热性 (热稳定性) 就越优良。

另外, 按照阿基米德法测定各粘结磁铁的密度 ρ 。

这些测定值和 $(BH)_{max}/\rho^2$ 、 Br/ρ 的值示于表 2。

表 2
(实施例 1)

试料 No.	ρ (Mg/m ³)	Br (T)	H _{CJ} (kA/m)	(BH) _{max} (kJ/m ³)	(BH) _{max} /ρ ² (×10 ⁻⁹ J·m ³ /g ²)	Br/ρ (×10 ⁻⁶ T·m ³ /g)	不可逆去磁率 (%)
1 (比较例)	6.41	0.79	385	77.0	1.87	0.123	-10.3
2 (本发明)	6.42	0.88	585	113	2.74	0.137	-2.9
3 (本发明)	6.39	0.90	592	118	2.89	0.141	-2.7
4 (本发明)	6.40	0.89	603	116	2.83	0.139	-2.5
5 (本发明)	6.42	0.91	578	120	2.91	0.142	-3.1
6 (比较例)	6.42	0.78	472	82	1.99	0.121	-6.5

正如表 2 所清楚地表明, 试料 No.2~No.5 (都是本发明) 的粘结磁铁都具有优良的磁性能 (残留磁通密度 B_r 、最大磁能积 $(BH)_{\max}$ 和矫顽力 H_{CJ}), 同时不可逆去磁率小, 热稳定性 (耐热性) 也优良。

与此相反, 试料 No.1、No.6 (都是比较例) 的粘结磁铁, 在磁性能劣化的同时, 不可逆去磁率的绝对值大, 热稳定性也低。

实施例 2

在实施例 1 得到的磁铁粉末中混合聚酰胺树脂 (尼龙 12, 熔点 178°C), 将其进行 $225^{\circ}\text{C} \times 15\text{min}$ 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的配合比 (重量比), 各粘结磁铁大致是相等的值。即, 各粘结磁铁中的磁铁粉末的含量 (含有率) 是约 97 重量%。

接着, 将该混合物粉碎成粒状, 称量该粒状物, 填充在压制成型装置的金属模内, 以金属膜温度是 210°C 、压力 6 吨/ cm^2 进行压缩成型 (在无磁化中)。此时, 粘结树脂是熔融状态。冷却后, 从成型金属模脱模, 得到直径 10mm $\times$ 高 7mm 的圆柱状粘结磁铁。

关于这些粘结磁铁, 和实施例 1 相同地测定磁性能、不可逆去磁率和密度。这些测定值和 $(BH)_{\max}/\rho^2$ 、 B_r/ρ 的值示于表 3。

表 3
(实施例 2)

试料 No.	ρ (Mg/m ³)	Br (T)	H _{CJ} (kA/m)	(BH) _{max} (kJ/m ³)	(BH) _{max} /ρ ² (×10 ⁹ J·m ³ /g ²)	Br/ρ (×10 ⁶ T·m ³ /g)	不可逆去磁率 (%)
1 (比较例)	6.25	0.77	378	74	1.89	0.123	-10.2
2 (本发明)	6.26	0.86	588	107	2.73	0.137	-2.8
3 (本发明)	6.24	0.88	590	111	2.85	0.141	-2.8
4 (本发明)	6.26	0.87	605	109	2.78	0.139	-2.4
5 (本发明)	6.25	0.89	575	115	2.94	0.142	-3.1
6 (比较例)	6.25	0.76	470	78	2.00	0.122	-6.6

正如表3清楚地表明, 试料 NO.2~No.5 (都是本发明) 的粘结磁铁都具有优良的磁性能 (残留磁通密度 B_r 、最大磁能积 $(BH)_{\max}$ 和矫顽力 H_{CJ})。同时不可逆去磁率小, 热稳定性 (耐热性) 也优良。

与此相反, 试料 No.1、No.6 (都是比较例) 的粘结磁铁, 在磁性能恶化的同时, 不可逆去磁率的绝对值大, 热稳定性也低。

像这样, 使用含有规定量的 M 的磁铁粉末制成的粘结磁铁, 具有优良的磁性能、热稳定性 (耐热性)。

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 M (Ti、Cr、Nb、Mo、Hf、W、Mn、Zr、Dy 中的至少一种元素), 而且具有含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, 尤其改善固有矫顽力和矩形性。

·通过适当选择所含的 M 元素的组合或其含有率, 得到更优良的磁性能、耐热性。

·不可逆去磁率的绝对值小, 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, 也得到具有高磁性能的粘结磁铁。尤其与以往各向同性粘结磁铁相比, 以更小体积的粘结磁铁就能够发挥同等以上的磁性能, 因此能够以更小型得到高性能的电动机。

·并且, 由于得到高的磁通密度, 因此在采用压缩成型制成粘结磁铁的场合, 能够得到非常高的磁性能。另外, 即使在粘结磁铁用组合物中的磁铁粉末含量比较少的场合, 也能够得到磁性能优良的粘结磁铁, 因此在提高成型性的同时, 也能够谋求尺寸精度、机械强度、耐蚀性、耐热性 (热稳定性) 等的进一步提高, 能够容易地制造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, 而且能够得到高的磁通密度。

最后, 应注意的是, 本发明并不限于上述的实施例, 只要不脱离权利要求的范围, 可以进行种种变更和改变。

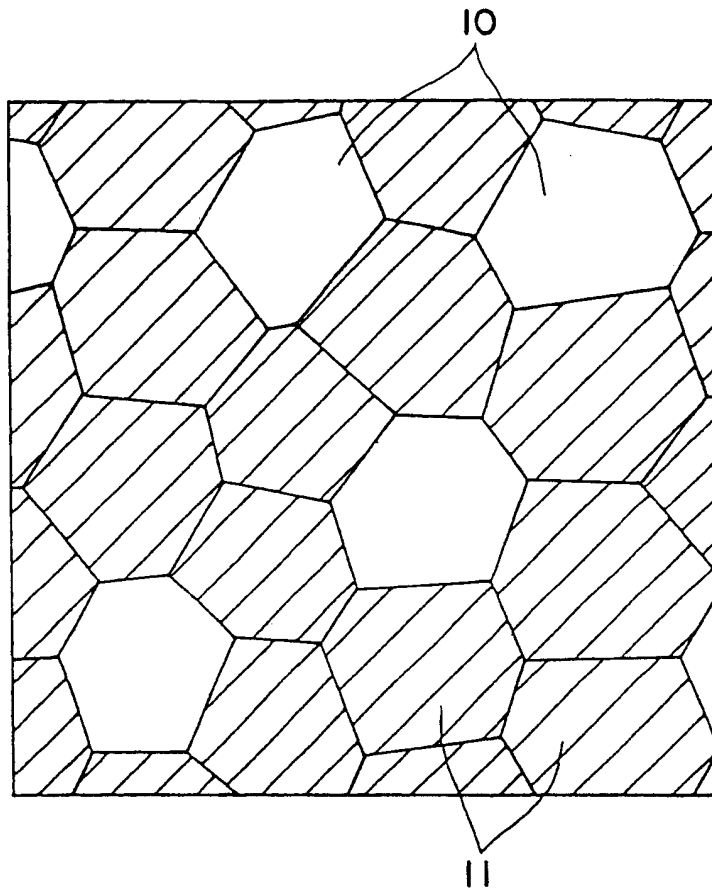


图 1

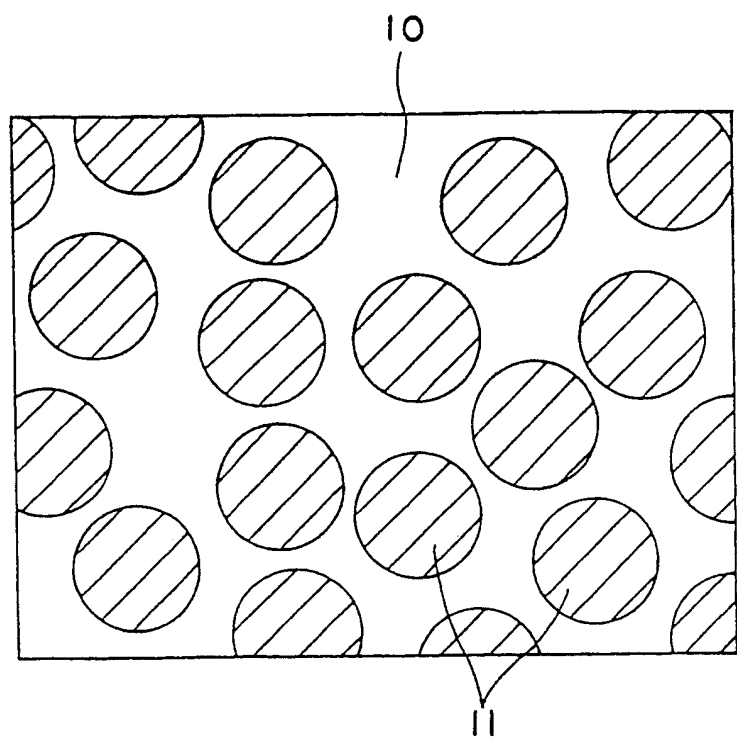


图 2

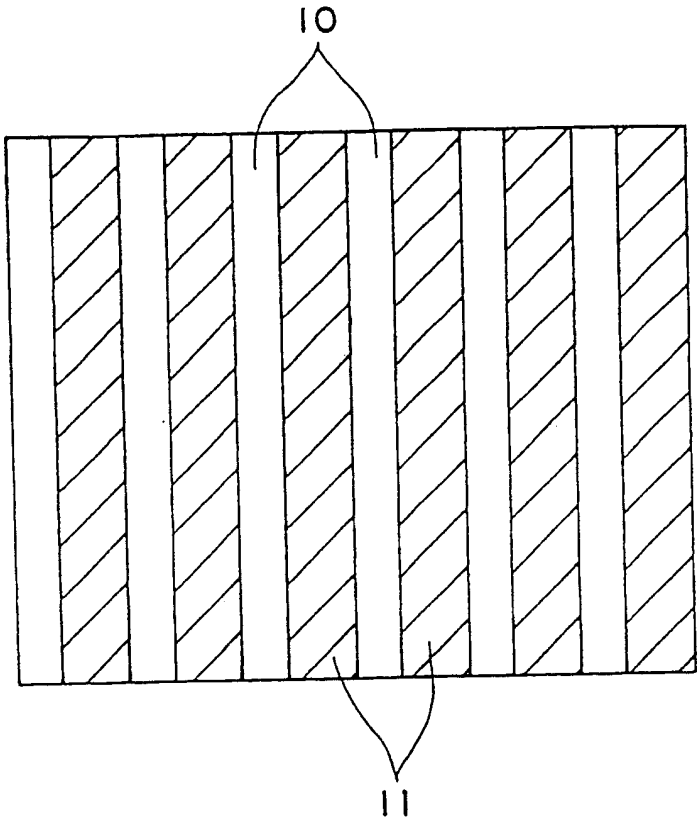


图 3

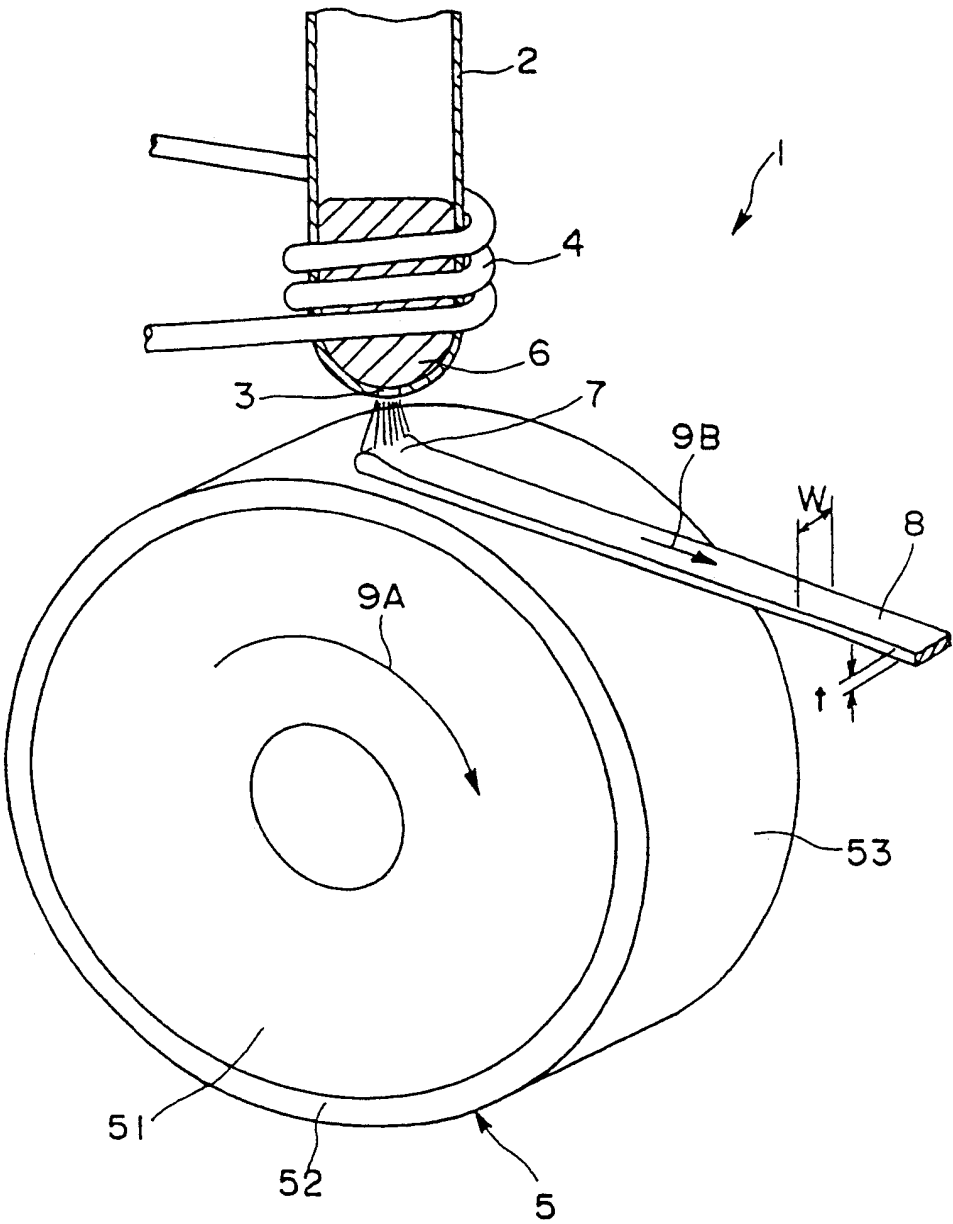


图 4

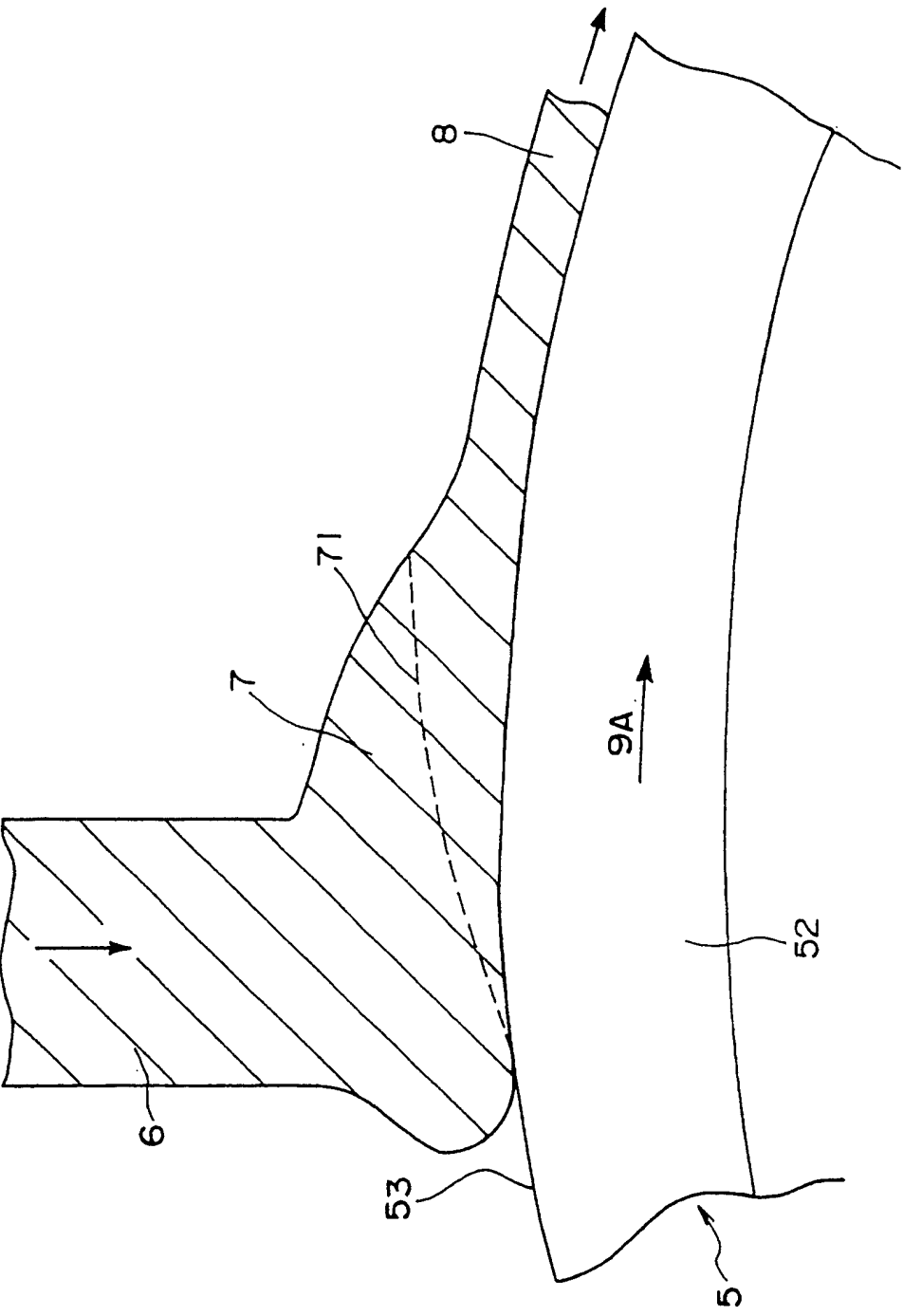


图 5