

[19] 中华人民共和国国家知识产权局

[51] Int. Cl.

H01F 1/053 (2006.01)

H01F 1/08 (2006.01)

H01F 1/12 (2006.01)

C22C 38/00 (2006.01)

B22F 9/00 (2006.01)



[12] 发明专利说明书

专利号 ZL 01124910.2

[45] 授权公告日 2007 年 5 月 16 日

[11] 授权公告号 CN 1316516C

[22] 申请日 2001.6.6 [21] 申请号 01124910.2

[30] 优先权

[32] 2000. 6. 6 [33] JP [31] 169238/00

[73] 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

[56] 参考文献

DE19739959A1 1998.3.26

CN1241283A 2000.2.12

CN1194717A 1998.9.30

US5309977A 1994.5.10

CN1186310A 1998.7.1

US5522948A 1996.6.4

审查员 李 英

[74] 专利代理机构 中国专利代理(香港)有限公司

代理人 曹雯 邵红

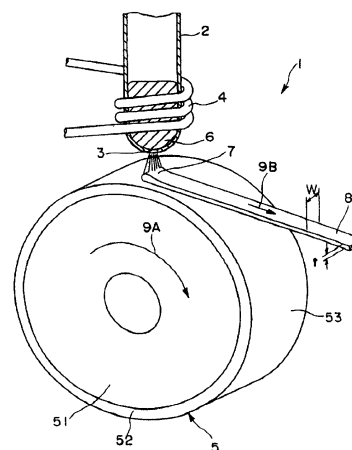
权利要求书 1 页 说明书 17 页 附图 5 页

[54] 发明名称

磁铁粉末、磁铁粉末的制造方法和粘合磁铁

[57] 摘要

本发明提供一种磁特性优良、信赖性高、特别是热稳定性优良的磁铁。为此，本发明的磁铁粉末是由以 $R_x(Fe_{1-a}Co_a)_{100-x-y-z}B_yM_z$ (R 是除 Dy 外的至少 1 种的稀土类元素、M 是 Ti、Cr、Nb、V、Mo、Hf、W、Mn、Zr、Dy 中的至少 1 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) 表示的合金组成形成的磁铁粉末，以具有硬磁性相和软磁性相的复合组织构成，与粘合树脂混合，利用喷射成形或挤压成形形成密度 ρ [Mg/m³] 的粘合磁铁时，室温下的最大磁能积 $(BH)_{max}$ [kJ/m³] 满足 $(BH)_{max}/\rho^2$ [$\times 10^{-9}J \cdot m^3/g^2$] ≥ 2.10 的关系，而且室温下的固有顽磁力 H_{cl} 为 400~760kA/m。



1、一种粘合磁铁，其通过将磁铁粉末与粘合树脂混合，然后使该混合物喷射成形或挤压成形制得，

其中磁铁粉末是通过将磁铁材料的熔融合金撞击由陶瓷制成的旋转冷却辊子的周面然后冷却固化该熔融合金，然后将得到的急冷薄带粉碎得到，其中所述磁铁粉末包含以 $R_x(\text{Fe}_{1-a}\text{Co}_a)_{100-x-y-z}\text{B}_y\text{M}_z$ 表示的合金组合物，其中 R 是至少 1 种选自 Nd 和 Pr 的稀土类元素，相对于 R 的总量，Pr 的比例为 20—60%，M 是选自 Ti、Cr、Nb、V、Mo、Hf、W、Mn 和 Zr 的至少 1 种元素，x 为 7.1~9.9 原子%，y 为 4.6~8.0 原子%，z 为 0.1~3.0 原子%，a 为 0~0.30，该磁铁粉末包含一种具有硬磁性相和软磁性相的复合结构，并且磁铁粉末的平均粒径为 1~50 μm ；

其中所述粘合磁铁特征在于当粘合磁铁密度 ρ [Mg/m^3] 为 4.3~6.3 Mg/m^3 时，该粘合磁铁在室温下的最大磁能积 $(\text{BH})_{\text{max}}[\text{kJ}/\text{m}^3]$ 满足 $(\text{BH})_{\text{max}}/\rho^2[\times 10^{-9}\text{J}\cdot\text{m}^3/\text{g}^2] \geq 2.10$ 的关系，而且，该粘合磁铁在室温下的固有顽磁力 H_{cJ} 为 430~760 kA/m ，且粘合磁铁的不可逆去磁率的绝对值在 6.2% 以下。

2、根据权利要求 1 记载的粘合磁铁，其特征是该粘合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。

3、根据权利要求 1 记载的粘合磁铁，其特征是上述冷却辊子具有由金属或合金构成的基部，和构成周面的表面层，该表面层由陶瓷制成，并且表面层的热传导率比上述基部的热传导率小。

4、根据权利要求 3 记载的粘合磁铁，其特征是形成表面层的陶瓷选自 Al_2O_3 、 SiO_2 、 TiO_2 、 Ti_2O_3 、 ZrO_2 、 Y_2O_3 、钛酸钡和钛酸锶；氮化物系陶瓷；碳化物系的陶瓷；以及这些陶瓷中 2 种或 2 种以上的混合物。

5、根据权利要求 4 记载的粘合磁铁，其中氮化物系陶瓷选自 AlN 、 Si_3N_4 、 TiN 、 BN ；碳化物系陶瓷选自石墨、 SiC 、 ZrC 、 Al_4C_3 、 CaC_2 、 WC 。

6、根据权利要求 3 记载的粘合磁铁，其特征是形成表面层的陶瓷的厚度为 0.5~50 μm 。

7、根据权利要求 1 记载的粘合磁铁，其特征是冷却辊子的周速度为 5~60 m/s 。

磁铁粉末、磁铁粉末的制造方法和粘合磁铁

技术领域

本发明是关于磁铁粉末、磁铁粉末的制造方法和粘合磁铁。

背景技术

为了获得电机等的小型化，最好提高该电机使用时的（实质磁导中的）磁铁的磁通密度。决定粘合磁铁中磁通密度的主要因素有磁铁粉末的磁化值和粘合磁铁中磁铁粉末的含量（含有率）。因此，在磁铁粉末自身的磁化不象那样高时，当粘合磁铁中磁铁粉末的含量也不相当多时，所以也就得不到足够的磁通密度。

现在，用作高性能的稀土类粘合磁铁，作为稀土类磁铁粉末，MQI社制的使用MQP-B粉末的各向同性粘合磁铁占据了一大半。各向同性粘合磁铁比各向异性粘合磁铁有如下优点。即，制造粘合磁铁时，由于不需要磁场定向，所以制造工艺简单，其结果使制造费用廉价。然而，以这种MQP-B粉末为代表的现有各向同性粘合磁铁存在如下缺点。

1) 在现有的各向同性粘合磁铁中，磁通密度不充分。即，由于使用的磁铁粉末的磁化很低，所以必须增多粘合磁铁中的磁铁粉末含量（含有率），当增多磁铁粉末的含量时，粘合磁铁的成形性又恶化，所以有个界限。即使根据成形条件的方法等，增多磁铁粉末的含量，对于所得磁通密度仍然有个界限，因此仍不能获得小型化的电机。

2) 虽然也报导了在纳米组合物磁铁中有高残留磁通密度的磁铁，但这种情况是顽磁力过小，作为实用中的电机所得到的磁通密度（实际使用时的磁导中的）非常低，由于顽磁力小，热稳定性也很差。

3) 粘合磁铁的耐腐蚀性、耐热性很低。即，为了弥补磁铁粉末的磁特性低下，必须增多粘合磁铁中的磁铁粉末含量（即，使粘合磁铁的密度形成极端高密度化），结果导致粘合磁铁的耐腐蚀性、耐热性低劣，可靠性也降低。

发明内容

本发明的目的是为提供具有优良磁特性，优良可靠性的磁铁，从而提供一种磁铁粉末和粘合磁铁。

为达到上述目的，本发明是磁铁粉末，其特征是由以 $R_x(Fe_{1-a}Co_a)_{100-x-y-z}B_yM_z$ (其中R是除Dy外的至少1种稀土类元素、M是Ti、Cr、Nb、V、Mo、

Hf、W、Mn、Zr、Dy 中的至少 1 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)表示的合金组成形成的, 并具有硬磁性相和软磁性相的复合组织构成的磁铁粉末, 其特征是,

与粘合树脂混合, 利用喷射成形或挤压成形加工成密度为 ρ [Mg/m^3]的粘合磁铁时, 该粘合磁铁在室温下的最大磁能积 $(\text{BH})_{\text{max}}$ [kJ/m^3]必须满足 $(\text{BH})_{\text{max}} / \rho^2 [\times 10^9 \text{J} \cdot \text{m}^3/\text{g}^2] \geq 2.10$ 的关系, 而且, 该粘合磁铁在室温下的固有顽磁力 H_c 为 400~760kA / m。

这样, 就能提供优良磁特性、优良可靠性磁铁的磁铁粉末。

上述粘合磁铁在室温下的残留磁通密度 Br(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, 特别能提供磁特性、可靠性优良的磁铁。

本发明是磁铁粉末, 其特征是由以 $R_x(\text{Fe}_{1-a}\text{Co}_a)_{100-x-y-z}\text{B}_y\text{M}_z$ (其中 R 是除 Dy 外的至少 1 种稀土类元素、M 是 Ti、Cr、Nb、V、Mo、Hf、W、Mn、Zr、Dy 中的至少 1 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)表示的合金组成形成的, 并具有硬磁性相和软磁性相的复合组织构成的磁铁粉末,

与粘合树脂混合, 用喷射成形或挤压成形加工成密度为 ρ [Mg/m^3]的粘合磁铁时, 该粘合磁铁在室温下的残留磁通密度 Br[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, 该粘合磁铁在室温下的固有顽磁力 H_c 为 400~760kA / m。

这样, 提供的磁铁粉末可提供优良磁特性、优良可靠性的磁铁。

最好是将急冷薄带进行粉碎获得磁铁粉末。这样可进一步提高磁特性, 特别是顽磁力。

上述急冷薄带的厚度最好为 10~40 μm , 这样可得到具有优良磁特性的磁铁。

上述急冷薄带最好通过使磁铁材料的熔融金属撞击旋转冷却辊子的周面, 冷却固化而获得。这样可比较容易地使金属组织(结晶粒)形成细微化, 进而能提高磁特性。

上述冷却辊子最好具有由金属或合金构成的基部和构成周面的表面层, 该表面层的热传导率小于上述基部的热传导率。这样可以适度的冷却速度对磁铁材料的熔融金属进行急冷, 结果可提供具有优良磁特性的磁铁。

上述表面层最好由陶瓷构成，这样可以适度的冷却速度对磁铁材料的熔融金属进行急冷，结果可提供具有优良磁特性的磁铁，同时提高了冷却辊子的耐久性。

上述 R 最好是以 Nd 和 / 或 Pr 为主的稀土类元素。这样可提高构成复合组织（特别是纳米组合物组织）的硬磁性相的饱和磁化，形成更优良的顽磁力。

上述 R 最好含有 Pr，其比率相对于 R 总体为 5~75%。这样几乎不会降低残留磁通密度，并能提高顽磁力和方形性。

上述复合组织最好是纳米组合物组织。这样，提高了磁化性、同时也提高了耐热性（热稳定性），磁特性的时效变化也小。

磁铁粉末最好在其制造过程中和 / 或制造后，至少实施 1 次热处理。这样可使组织均质化，去除因粉碎导入变化的影响，进一步提高磁特性。

平均结晶粒径最好为 5~50nm。这样可提供磁特性，特别是顽磁力和方形性优良的磁铁。

平均粒径最好为 0.5~150 μm。这样可形成特别优良的磁特性。用于制造粘合磁铁时，可得到磁铁粉末含量（含有率）高、磁特性优良的磁铁。

本发明是使磁铁材料的熔融金属撞击旋转冷却辊子的周面，通过冷却固化得到急冷薄带，再将该急冷薄带粉碎得到磁铁粉末的磁铁粉末制造方法，其特征是，

上述磁铁粉末是由以 $R_x(\text{Fe}_{1-a}\text{Co}_a)_{100-x-y-z}\text{B}_y\text{M}_z$ （其中 R 是除 Dy 外的至少 1 种稀土类元素、M 是 Ti、Cr、Nb、V、Mo、Hf、W、Mn、Zr、Dy 中的至少 1 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）表示的合金组成形成，并以具有硬磁性相和软磁性相的复合组织构成的，与粘合树脂混合后以喷射成形或挤压成形制成密度 ρ [Mg/m^3] 的粘合磁铁时，该粘合磁铁在室温下的最大磁能积 $(\text{BH})_{\text{max}} [\text{kJ}/\text{m}^3]$ 必须满足 $(\text{BH})_{\text{max}} / \rho^2 [\times 10^9 \text{J} \cdot \text{m}^3/\text{g}^2] \geq 2.10$ 的关系，而且，该粘合磁铁在室温下的固有顽磁力 H_J 为 400~760kA / m。

这样提供的磁铁粉末可提供优良磁特性、优良可靠性的磁铁。

本发明是使磁铁材料的熔融金属撞击旋转冷却辊子的周面，通过冷却固化得到急冷薄带，将该急冷薄带粉碎得到磁铁粉末的磁铁粉末制造方法，其特征是，

上述磁铁粉末是由以 $R_x(\text{Fe}_{1-a}\text{Co}_a)_{100-x-y-z}\text{B}_y\text{M}_z$ (其中 R 是除 Dy 外的至少 1 种稀土类元素、M 是 Ti、Cr、Nb、V、Mo、Hf、W、Mn、Zr、Dy 中的至少 1 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) 表示的合金组成形成, 并以具有硬磁性相和软磁性相的复合组织构成的, 与粘合树脂混合再由喷射成形或挤压成形制成密度 ρ [Mg/m^3] 的粘合磁铁时, 该粘合磁铁在室温下的残留磁通密度 $\text{Br}[\text{T}]$ 必须满足 $\text{Br} / \rho [\times 10^6 \text{T} \cdot \text{m}^3/\text{g}] \geq 0.125$ 的关系, 而且该粘合磁铁在室温下的固有顽磁力 H_J 为 $400 \sim 760 \text{kA} / \text{m}$ 。

这样提供的磁铁粉末可提供优良磁特性、优良信赖性的磁铁。

本发明是粘合磁铁, 其特征是将含有 Ti、Cr、Nb、V、Mo、Hf、W、Mn、Zr、Dy 中的至少 1 种元素的 R-TM-B 系合金 (R 是除 Dy 外的至少 1 种稀土类元素、TM 是以 Fe 为主的过渡金属) 的磁铁粉末和粘合树脂进行混合, 由喷射成形或挤压成形组成的,

将粘合磁铁的密度取为 ρ [Mg/m^3] 时, 室温下的最大磁能积 $(\text{BH})_{\text{max}} [\text{kJ}/\text{m}^3]$ 必须满足 $(\text{BH})_{\text{max}} / \rho^2 [\times 10^9 \text{J} \cdot \text{m}^3/\text{g}^2] \geq 2.10$ 的关系, 而且, 室温下的固有顽磁力 H_J 为 $400 \sim 760 \text{KA} / \text{m}$ 。

这样, 可提供优良磁特性、优良信赖性的磁铁。

上述粘合磁铁, 室温下的残留磁束密度 $\text{Br}[\text{T}]$ 最好满足 $\text{Br} / \rho [\times 10^6 \text{T} \cdot \text{m}^3/\text{g}] \geq 0.125$ 的关系。这样可提供优良磁特性、优良信赖性的磁铁。

本发明是粘合磁铁, 其特征是将含有 Ti、Cr、Nb、V、Mo、Hf、W、Mn、Zr、Dy 中的至少 1 种元素的 R-TM-B 系合金 (R 是除 Dy 外的至少 1 种稀土类元素、TM 是以 Fe 为主的过渡金属) 磁铁粉末和粘合树脂进行混合, 利用喷射成形或挤压成形制成的,

将粘合磁铁的密度取为 ρ [Mg/m^3] 时, 室温下的残留磁通密度 $\text{Br}[\text{T}]$ 必须满足 $\text{Br} / \rho [\times 10^6 \text{T} \cdot \text{m}^3/\text{g}] \geq 0.125$ 的关系。而且室温下的固有顽磁力 H_J 为 $400 \sim 760 \text{kA} / \text{m}$ 。

这样可提供磁特性优良、信赖性优良的磁铁。

上述磁铁粉末最好是由以 $R_x(\text{Fe}_{1-a}\text{Co}_a)_{100-x-y-z}\text{B}_y\text{M}_z$ (R 是除 Dy 外的至少 1 种的稀土类元素、M 是 Ti、Cr、Nb、V、Mo、Hf、W、Mn、Zr、Dy 中的至少 1 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) 表示的合金组成形成的, 并以具有硬磁性相和软磁性相的复合组织构成

的。这样可提供磁特性、可靠性优良的磁铁。

粘合磁铁的最大磁能积 $(BH)_{\max}$ 最好是 40kJ/m^3 以上。这样可获得高性能的小型电机。

不可逆去磁率（初期去磁率）的绝对值最好在 6.2% 以下。这样可形成优良的耐热性（热稳定性）。

上述的或其他的发明目的、构成及效果，根据附图以实施例进行说明会更明确。

附图说明

图 1 是本发明磁铁粉末中复合组织（纳米组合物组织）的一例示意模式图。

图 2 是本发明磁铁粉末中复合组织（纳米组合物组织）的一例示意模式图。

图 3 是本发明磁铁粉末中复合组织（纳米组合物组织）的一例示意模式图。

图 4 是制造磁铁材料装置（急冷薄带制造装置）结构示例斜视图。

图 5 是图 4 所示装置中熔融金属向冷却辊子撞击部位附近的状况示意侧视图。

具体实施方式

以下就本发明的磁铁粉末、磁铁粉末的制造方法及粘合磁铁的实施形态进行详细说明。

为了获得小型电机等，一个课题就是获得高磁通密度的磁铁。粘合磁铁中磁通密度的决定因素有磁铁粉末的磁化值和粘合磁铁中磁铁粉末的含量（含有率），在磁铁粉末自身磁化没有像其那样高时，当粘合磁铁中磁铁粉末的含量不够多时，是得不到足够的磁通密度。

如前所述，当前普及的上述 MQI 社制的 MQP-B 粉末，根据用途，磁通密度是不够的，因此，制造粘合磁铁时，要增多粘合磁铁中磁铁粉末的含量，即，高密度化是不得已的，所以带来的缺点是在耐腐蚀性、耐热性和机械强度等方面的可靠性降低，同时，由于顽磁力高，导致磁化性变坏。

与其相反，本发明的磁铁粉末和粘合磁铁获得了足够磁通密度和适度的顽磁力，所以没有必要那样提高粘合磁铁中磁铁粉末的含量（含有率），结果可提供强度高、成形性、耐腐蚀性、磁化性等优良可靠性高的粘合磁铁。通过粘合磁铁的小型化、高性能化，对电机等装配磁铁的设备小型化作出极大的贡献。

进而，本发明的磁铁粉末可构成具有硬磁性相和软磁性相的复合组织。

上述 MQI 社制的 MQP-B 粉末虽然是硬磁性相的单相组织，但有一个优点是在这样的复合组织中存在磁化高的软磁性相，所以总的磁化很高，还有一

个优点是由于反冲导磁率增高，一旦施加了逆磁场，其后的去磁率也很小。

[磁铁粉末的合金组成]

本发明的磁铁粉末具有含 Ti、Cr、Nb、V、Mo、Hf、W、Mn、Zr、Dy 中至少 1 种的合金组成。这样可提高顽磁力，同时也提高磁铁的耐热性和耐腐蚀性。磁铁粉末最好是含有 Ti、Cr、Nb、V、Mo、Hf、W、Mn、Zr、Dy 中至少 1 种的 R-TM-B 系合金（其中，R 是除 Dy 外的至少 1 种的稀土类元素，TM 是以 Fe 为主的过渡金属），进而最好的是由以 $R_x(\text{Fe}_{1-a}\text{Co}_a)_{100-x-y-z}\text{B}_y\text{M}_z$ （R 是除 Dy 外的至少 1 种的稀土类元素、M 是 Ti、Cr、Nb、V、Mo、Hf、W、Mn、Zr、Dy 中的至少 1 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）表示的合金组成形成。

作为 R（除 Dy 外的稀土类元素）有 Y、La、Ce、Pr、Nd、Pm、Sm、Eu、Gd、Tb、Ho、Er、Tm、Yb、Lu、镧合金。可使用这些中的 1 种或 2 种以上。

R 含量（含有率）取为 7.1~9.9 原子%，R 含量低于 7.1 原子%时，得不到足够的顽磁力，即使添加 M，顽磁力提高也很少。另一方面，R 含量超过 9.9 原子%时，磁化的潜在能力下降，得不到足够的磁通密度。

R 最好是以 Nd 和 / 或 Pr 为主的稀土类元素。其理由是，这些稀土类元素可提高构成复合组织（纳米组合物组织）的硬磁性相的饱和磁化，作为磁铁，能有效实现良好的顽磁力。

R 含 Pr、其比率，对于 R 总体最好是 5~75%，更好是 20~60%、在此范围内时，几乎不产生残留磁通密度的降低，并能提高顽磁力和方形性。

Co 是具有和 Fe 一样特性的过渡金属。通过添加这种 Co（置换一部分 Fe），居里温度变高，提高温度特性，Co 对 Fe 的置换比率超过 0.30 时，顽磁力和磁通密度同时显示出降低的趋势。Co 对 Fe 的置换比率最好在 0.05~0.20 范围内，不仅提高温度特性，而且磁通密度自身也能提高。

B（硼）是获得高磁特性的有效元素，其含量取为 4.6~8.0 原子%、B 低于 4.6 原子%时，B-H（J-H）回路中的方形性变坏。另一方面，B 超过 8.0 原子%时，非磁性相增多，磁通密度急剧减少。

M 是对提高顽磁力有用的元素，其含量取为 0.1~3.0 原子%，M 含量最好为 0.2~2.5 原子%，更好为 0.5~2.0 原子%，通过含有此范围的 M，可显著

提高顽磁力的效果。在该范围内，随着顽磁力的提高，也提高了方形性和最大磁能积。进而，耐热性和耐腐蚀性也变得非常好。但是，如上述，R 含量低于 7.1 原子%时，通过添加 M 产生的这种效果非常小。当 M 含量超过上限值时，产生磁化降低。

M 自身虽不是新型物质，但在本发明中，经过实验研究，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，通过含有上述范围内的 M，可获得以下 3 种效果，特别是能同时获得这些效果，即，①能确保优良的方形性、最大磁能积，并能提高顽磁力，②可改善不可逆去磁率（绝对值的减少），③能保持良好的耐腐蚀性。就这一点本发明有着很重要的意义。

以进一步提高磁特性为目的，在构成磁铁粉末的合金中，也可根据需要含有从以下中选出的至少 1 种元素，即，Ta、Zn、P、Ge、Cu、Ga、Si、In、Ag、Al（以下该组元素以「Q」表示）。在含有属于 Q 的元素时，其含量最好在 2.0 原子%以下，更好在 0.1~1.5 原子%，在 0.2~1.0 原子%尤其好。

含有属于 Q 的元素，可发挥其种类元素所固有的效果。例如，Ta、Cu、Ga、Si、Al 具有提高耐腐食性的效果。

[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。

这种复合组织（纳米组合物组织）中的软磁性相 10 和硬磁性相 11，例如以图 1、图 2 或图 3 所示的图形（模式）存在，各相的厚度和粒径以纳米级存在。这样，软磁性相 10 和硬磁性相 11 相邻接（也包括通过粒界相邻接的情况），产生磁相互交换的作用。

平均结晶粒径最好 5~50nm，更好 10~40nm。平均结晶粒径低于下限值时，结晶粒之间相互交换作用的影响过强，很容易形成磁化反转，有时造成顽磁力恶化。

另一方面，平均结晶粒径超过上限值时，结晶粒径粗大化，又减弱了结晶粒之间相互交换作用的影响，有时导致磁束通度、顽磁力、方形性、最大能积恶化。

图 1~图 3 所示图形为一实例，并不限于这些，例如在图 2 所示图形中，也可以使软磁性相 10 和硬磁性相 11 反之形成。

软磁性相的磁化，受到外部磁场的作用很容易改变其方向，所以，当混有

硬磁性相时，整个体系的磁化曲线，在 B-H 图中出现第 2 象限，形成某段的「蛇型曲线」。然而，软磁性相的尺寸相当小时，通过软磁性体的磁化与周围的硬磁性体的磁化结合，形成相当强的束缚，整个体系作为硬磁性体而起作用。

具有这种复合组织（纳米组合物组织）的磁铁，主要有以下特征 1) ~5)。

1) 在 B-H 图 (J-H 图) 的第二象限中，磁化形成可逆的弹性变形回复 (该意思是，也叫作「弹性磁铁」)。

2) 磁化性好，在此较低的磁场下可磁化。

3) 磁特性对温度的依赖性比单独硬磁性相时小。

4) 磁特性时效变化小。

5) 即使细粉碎，磁特性也不会恶化。

在上述合金组织中，硬磁性相和软磁性相，例如，可形成以下组成。

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

软磁性相: TM (特别是 α -Fe、 α -(Fe,Co))

[磁铁粉末的制造]

本发明的磁铁粉末最好是通过将熔融金属合金进行急冷制造，特别是将急冷固化合金熔融金属得到的急冷薄带 (带状物) 进行粉碎制造的。以下就该方法的一实施例进行说明。

图 4 是通过使用单辊子的急冷法制造磁铁材料的装置 (急冷薄带制造装置) 的结构示例斜视图，图 5 是图 4 所示装置中熔融金属向冷却辊子撞击部位附近状态的示意侧视图。

如图 4 所示，急冷薄带制造装置 1 包括盛装磁铁材料的筒体 2，和相对该筒体 2 按照图中箭头 9A 方向旋转的冷却辊子 5。在筒体 2 的下端形成喷射磁铁材料 (合金) 熔融金属的喷咀 (喷孔) 3。

在筒体 2 的喷咀 3 附近的外周上配置加热用的线圈 4，例如，通过对该线圈 4 施加高频，加热筒体 2 内部 (感应加热)，使筒体 2 内的磁铁材料形成熔融状态。

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

表面层 52，可以用和基部 51 相同材质构成一个整体，但最好由热导率比基部 51 构成材料小的材料构成。

基部 51 的构成材料没有特殊限定，但最好由热传导率高的金属材料构成，

将表面层 52 的热量能以更快的速度发散, 例如铜或铜系合金。

作为表面层 52 的构成材料, 例如有 Cr、Ni、Pd、W 等, 或含有它们的合金等金属薄层和金属氧化物层、陶瓷等。其中, 就急冷薄带 8 的辊子面 (与冷却辊子 5 接触一侧的面) 81 和自由面 (辊子面 81 的相反一侧的面) 82 之间冷却速度的差异更小方面看, 最好是陶瓷。

作为陶瓷, 有 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 等碳化物系的陶瓷, 或者, 它们中 2 种以上的任意组合的复合陶瓷。

表面层 52, 不仅是如图示的单层, 例如也可以是不同组成的数层层叠体。这时, 邻接层彼此间最好具有很高的密合性, 作为其实例有邻接层彼此间含有同一种元素的层。

表面层 52 由单层构成时, 其组成, 并不仅限于厚度方向上是均匀的, 例如, 也可以是含有成分在厚度方向上依次变化的 (倾斜材料)。

表面层 52 的平均厚度 (上述层叠体时, 其合计厚度) 没有特殊限定, 最好为 $0.5\sim 50\ \mu\text{m}$, 更好为 $1\sim 20\ \mu\text{m}$ 。

表面层 52 的平均厚度低于下限值时, 有时会产生如下问题。即, 根据表面层 52 的材质, 由于冷却能力过大, 即使厚度相当大的急冷薄带 8, 在辊子面 81 的冷却速度很大, 很容易形成非晶质。另一方面, 在自由面 82 上, 由于急冷薄带 8 的热传导率比较小, 所以急冷薄带 8 的厚度越大冷却速度也就越小, 结果很容易引起结晶粒径的粗大化。即, 在自由面 82 处很容易形成粗大粒子, 在辊子面处 81 很容易形成非晶质的急冷薄带, 有时得不到满意的磁特性。为了在自由面 82 处形成结晶粒径小的粒子, 例如, 增大冷却辊子 5 的周速度, 即使减小急冷薄带 8 的厚度, 也能更随意地在辊子面 81 处形成非晶质, 制成急冷薄带 8 后, 即使实施热处理, 有时仍不能得到充分的磁特性。

当表面层 52 的平均厚度超过上限值时, 急冷速度减慢, 引起结晶粒径的粗大化, 结果, 有时降低磁特性。

这样的急冷薄带制造装置 1 被设置在容器 (未图示) 内, 在该容器内, 在填充惰性气体或其他环境气的状态下进行工作。为了防止急冷薄带 8 氧化, 环境气, 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, 将磁铁材料(合金)装入筒体 2 内, 利用线圈 4 加热熔融, 使该熔融金属 6 从喷咀 3 喷出, 如图 5 所示, 熔融金属 6 撞击冷却辊子 5 的周面 53, 形成流体(熔融金属流) 7 后, 一边在旋转冷却辊子 5 的周面 53 上拉出, 一边急速冷却凝固, 连续地或间断地形成急冷薄带 8。这样形成的急冷薄带 8, 该辊子面 81 沿着图 4 中箭头 9B 的方向行进, 从周面 53 上分离。图 5 中以虚线示出熔融金属的凝固界面 71。

冷却辊子 5 的周速度, 根据合金熔融金属的组成、表面层 52 的构成材料(组成)、周面 53 的表面性状(周面 53 对熔融金属 6 的湿润性)等, 其最佳范围也不同。为了提高磁特性, 最好 5~60m/秒, 更好为 10~40m/秒。当冷却辊子 5 的周速度低于下限值时, 熔融金属 6(流体 7)的冷却速度会降低, 结晶粒径呈现出增大的趋势, 有时使磁特性降低。另一方面, 冷却辊子 5 的周速度超过上限值时, 冷却速度反而增大, 非晶质组织占据的比率也增大, 以后, 即使实施后述的热处理, 有时也不能充分提高磁特性。

如上得到的急冷薄带 8, 其宽度 W 和厚度最好是均匀的。这时, 急冷薄带的平均厚度 t 最好为 10~40 μ m, 更好 12~30 μ m。平均厚度 t 低于下限值时, 非晶质组织占据的比率增大, 以后即使实施后述的热处理, 有时也不能充分提高磁特性。导致单位时间的生产效率下降。另一方面, 平均厚度 t 超过上限值时, 由于自由面 82 侧的结晶粒径呈现出粗大化的趋势, 所以有时磁特性降低。

对于得到的急冷薄带 8, 例如, 为了促进非晶质组织的再结晶化、组织均质化, 可至少实施 1 次热处理。作为这种热处理的条件, 例如在 400~900 $^{\circ}$ C 下进行 0.2~300 分钟左右。

为了防止氧化, 这种热处理最好在非氧化性环境中进行, 例如在真空或减压状态下 ($1 \times 10^{-1} \sim 1 \times 10^{-6}$ Torr)、或像氮气、氩气、氦气等惰性气体中。

利用这样的制造方法制得的急冷薄带(薄带状的磁铁材料) 8 形成在非晶组织中含有细微结晶组织, 或细微结晶的组织, 得到了优良的磁特性。通过将这种急冷薄带 8 粉碎, 得到本发明的磁铁粉末。

粉碎方法没有特殊限定, 例如可以使用球磨, 振动磨、喷射磨、棒式冲击磨等各种粉碎装置、破碎装置。这时, 为防止氧化, 粉碎可在非氧化性环境中进行, 例如, 在真空或减压状态下 ($1 \times 10^{-1} \sim 1 \times 10^{-6}$ Torr)、或在氮气、氩气、

氩气等惰性气体中。

磁铁粉末的平均粒径没有特殊限定，考虑到为制造后述的粘合磁铁时，防止磁铁粉末氧化，和防止因粉碎造成磁特性劣化，最好 $0.5\sim 150\mu\text{m}$ 左右，更好为 $0.5\sim 80\mu\text{m}$ 左右， $1\sim 50\mu\text{m}$ 左右尤其好。

为了成形粘合磁铁时得到更好的成形性，磁铁粉末的粒径分布最好有某种程度的分散（有偏差）。这样可降低所得粘合磁铁中的孔隙率，结果是，粘合磁铁中磁铁粉末的含量相同时，也能获得更高的粘合磁铁密度和机械强度，并能进一步提高磁特性。

对于所得磁铁粉末，例如，以去除因粉碎造成变形的影响，控制结晶粒径为目的，也可实施热处理，作为这种热处理的条件，例如在 $350\sim 850^\circ\text{C}$ 下进行 $0.2\sim 300$ 分钟左右。

为防止氧化，这种热处理最好在非氧化性环境中进行，例如在真空或减压状态下（ $1\times 10^{-1}\sim 1\times 10^{-6}\text{Torr}$ ）、或在氮气、氩气、氦气等惰性气体中。

在使用上述磁铁粉末制造粘合磁铁时，这种磁铁粉末与粘合树脂的粘合性（粘合树脂的湿润性）很好，因此，这种粘合磁铁具有很高的机械强度，和优良的热稳定性（耐热性）、耐腐蚀性。因此，该磁铁粉末适于制造粘合磁铁。

以上，作为急冷法，以单辊法为例进行说明，也可采用双辊法。此外，也可利用气体雾化一类的喷雾法、转盘法、熔融提取法、机械吹制（MA）法等进行制造。这样的急冷法、由于能使金属组织（结晶粒）细微化，所以能有效地提高粘合磁铁的磁特性，特别是顽磁力。

[粘合磁铁及其制造]

以下对本发明的粘合磁铁进行说明。

本发明的粘合磁铁是将磁铁粉末与粘合树脂混合，利用喷射成形或挤压成形加工制得。

粘合树脂（粘合剂）主要使用热塑性树脂。

作为热可塑性树脂，例如有聚酰胺（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）、热塑聚酰亚胺、芳香聚酯等液晶聚合物、聚苯醚、聚苯硫醚、聚乙烯、聚丙烯、乙烯-醋酸乙烯共聚物等共聚烯烃、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，或以它们为主的共聚物、混合物、聚合物合金等，可以使用这些中的1种或2种以上混合使用。

这些中，从成形性特别优良、机械强度高考虑，最好以聚酰胺为主，从提高耐热性考虑，最好以液晶聚合物、聚苯硫醚为主。这些热塑性树脂与磁铁粉末的混炼性也非常好。

这样的热塑性树脂，根据其种类、共聚合性等，具有可广泛范围选择的优点，例如，重视成形性的、或重视耐热性、机械强度的。

这样的本发明粘合磁铁，例如可按如下方式制造。将磁铁粉末、粘合树脂，必要的添加剂（抗氧化剂、润滑剂等）进行混合、混炼（例如，热混炼），制造粘合磁铁用组成物（混合物），使用这种粘合磁铁用组成物（混合物），利用挤压成形或喷射成形，在无磁场中加工成所要的磁铁形状。

喷射成形的优点是磁铁形状选择的自由度大，特别是容易制造复杂形状的磁铁。挤压成形的优点是和喷射成形一样，对磁铁形状的选择自由度大，生产效率也高。

然而，这些成形方法中，为了得到良好的成形性，必须确保成形机内混合物的充分流动性，所以，与压缩成形比，不能增多磁铁粉末的含量，即，不能使粘合磁铁形成高密度化。

如前所述，本发明的磁铁粉末比以前的磁铁粉末具有非常高的磁特性。由此，使用本发明的磁铁粉末，以这些成形方法（喷射成形或挤压成形）制造粘合磁铁时，不仅能确保优良的成形性、生产效率，而且也能获得与利用已有的压缩成形制造粘合磁铁相同，甚至更高的磁特性。

粘合磁铁中磁铁粉末的含量（含有率）没有特殊限定，最好为75~98wt%左右，更好为85~97wt%左右。

粘合磁铁的密度 ρ 取决于其中所含磁铁粉末的比重、磁铁粉末的含量、孔隙率等因素。在本发明的粘合磁铁中，对该密度 ρ 没有特殊限定，最好为4.3~6.3Mg/m³左右，更好为4.8~6.2Mg/m³左右。

在本发明中，优先考虑提高成形性，在减少磁铁粉末含量时，如前所述，由于磁铁粉末自身的磁特性很高，所以仍能获得足够的磁特性。

本发明粘合磁铁的形状、尺寸等没有特殊限定，例如，关于形状。可以是圆柱状、方柱状、圆筒状、圆弧状、平板状、弯曲板状等任意的形状，其大小，

也可以是从大型到超小型的任意大小。特别有利于小型化、超小型化的磁铁，如本发明的反复讲述的。

正因为如此，本发明的粘合磁铁能被提供给多极磁化，或者，最好是多极磁化的磁铁。

这样的粘合磁铁最好满足以下讲述的条件。

[1]粘合磁铁的顽磁力（室温下的固有顽磁力） H_J 最好为400~760kA/m，更好为430~720kA/m。顽磁力低于下限值时，根据电机的用途，遇有逆磁场时的去磁会变得很显著，高温中的耐热性也恶化。顽磁力超过上限值时，磁化性降低。因此，通过将顽磁力 H_J 定为上述范围，像对粘合磁铁（特别是圆筒状磁铁）形成多极磁化时，即使不能获得充分的磁化磁场时，仍能形成良好的磁化，得到充分的磁通密度，并能提供高性能的粘合磁铁，特别是电机用的粘合磁铁。

[2]粘合磁铁，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)。

$$2.10 \leq (BH)_{\max} / \rho^2 [\times 10^9 \text{J} \cdot \text{m}^3/\text{g}^2] \dots\dots (I)$$

取代式 (I)，更好满足式 (II)，满足式 (III) 尤为好。

$$2.2 \leq (BH)_{\max} / \rho^2 [\times 10^9 \text{J} \cdot \text{m}^3/\text{g}^2] \leq 3.2 \dots\dots (II)$$

$$2.3 \leq (BH)_{\max} / \rho^2 [\times 10^9 \text{J} \cdot \text{m}^3/\text{g}^2] \leq 3.1 \dots\dots (II)$$

$(BH)_{\max} / \rho^2 [\times 10^9 \text{J} \cdot \text{m}^3/\text{g}^2]$ 的值低于上式中的下限值时，不能形成高密度磁铁，即，不能增多磁铁粉末含量（含有率）时，也就得不到足够的磁特性。这种情况又带来费用增高，因粘合树脂减少导致成形性降低的问题。为了获得一定的磁特性，只能增加体积，这又难以使设备小型化。

[3]粘合磁铁，在室温下残留磁束密度 Br [T]与密度 ρ [Mg/m³]之间最好满足下式 (IV)。

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

取代式 (IV)，更好满足式 (V)，满足式 (VI) 尤为好。

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

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

当 $Br / \rho [\times 10^6 \text{T} \cdot \text{m}^3/\text{g}]$ 的值低于上述式中的下限值时，不能形成高密度磁铁，即，不能增多磁铁粉末的含量（含有率）时，也就得不到足够的磁通密

度。这种情况会带来增加费用，因减少粘合树脂导致成形性降低的问题。为了获得一定的磁通密度，只能增加体积，这又难以使设备小型化。

[4]粘合磁铁，其最大磁能积 $(BH)_{\max}$ 最好在 40kJ/m^3 以上，更好在 50kJ/m^3 上，在 $60\sim 110\text{kJ/m}^3$ 时尤为好。最大磁能积 $(BH)_{\max}$ 低于 40kJ/m^3 时，用于电机用时，根据其种类、结构，又得不到足够的扭矩。

[5]粘合磁铁，其不可逆去磁率（初期去磁率）的绝对值最好在 6.2% 以下，更好在 5% 以下，在 4% 以下尤为好。这样，可获得热稳定性（耐热性）优良的粘合磁铁。

以下，对本发明的具体实施例进行说明。

实施例 1

在下述的方法中，得到以表 1 所示合金组成表示的 7 种磁铁粉末（样品 No.1~No.7）。

首先，称取 Nd、Pr、Fe、Co、B 和 M 各种原料，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，将上述样品装入底部设有喷嘴 3（圆孔喷嘴：孔直径 0.6mm）的石英管内，将盛装急冷薄带制造装置 1 的容器内进行脱气后，通入惰性气体（氩气），形成所要求的温度和压力的环境。

作为冷却辊子 5，使用在铜制基部 51 的外周上设置由 ZrC 形成约 $7\mu\text{m}$ 厚的表面层 52 的辊子（直径 200mm）。

随后，利用高频感应加热使石英管内的锭样品熔融，进而调整熔融金属的喷射压（石英管的内压与筒体 2 内液面高度成比例的压力之和，与环境气压的压差）、冷却辊子的周速度，制作急冷薄带，这时得到的急冷薄带厚度都为 $20\mu\text{m}$ 。

将得到的急冷薄带进行粗粉碎后，在氩气环境中实施 $680^\circ\text{C}\times 300$ 秒的热处理，得到磁铁粉末。

接着，为调整粒度，在氩气环境中进一步用粉碎机（混砂机）将该磁铁粉末进行粉碎，加工成平均粒径 $60\mu\text{m}$ 的磁铁粉末（样品 No.1~No.7）。

对于得到的各磁铁粉末，分析其相构成，使用 $\text{Cu-K}\alpha$ ，以衍射角 $20^\circ\sim 60^\circ$ 进行 X 射线衍射。由衍射曲线可以确认硬磁性相的 $\text{R}_2(\text{Fe}\cdot\text{Co})_{14}\text{B}$ 型相，和软磁性相的 $\alpha\text{-(Fe,Co)}$ 型相的衍射峰，根据利用透射型电子显微镜（TEM）

的观察结果，可以确认都形成了复合组织（纳米组合物组织）。对于各磁铁粉末测定平均结晶粒径。这些值示于表1。

表1

样品 No.	合金组成	平均结晶粒径 (nm)
1(比较例)	$(\text{Nd}_{0.8}\text{Pr}_{0.2})_{8.8}\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Co}_{7.5}\text{B}_{5.9}$	55
2(本发明)	$(\text{Nd}_{0.8}\text{Pr}_{0.2})_{8.8}\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Co}_{8.0}\text{B}_{5.7}\text{Nb}_{1.0}\text{Ti}_{0.8}\text{Dy}_{0.2}$	32
3(本发明)	$(\text{Nd}_{0.7}\text{Pr}_{0.3})_{9.0}\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Co}_{5.0}\text{B}_{5.7}\text{Cr}_{1.0}\text{Mo}_{0.2}\text{Hf}_{0.3}$	28
4(本发明)	$(\text{Nd}_{0.5}\text{Pr}_{0.5})_{8.9}\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Co}_{6.0}\text{B}_{5.8}\text{Zr}_{0.8}\text{Mn}_{0.7}\text{W}_{0.5}$	30
5(本发明)	$(\text{Nd}_{0.4}\text{Pr}_{0.6})_{8.6}\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Co}_{7.0}\text{B}_{5.5}\text{Ti}_{0.5}\text{Cr}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}$	26
6(本发明)	$(\text{Nd}_{0.8}\text{Pr}_{0.2})_{8.2}\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Co}_{7.0}\text{B}_{5.7}\text{Mo}_{0.8}\text{W}_{0.7}\text{V}_{0.5}$	35
7(比较例)	$(\text{Nd}_{0.7}\text{Pr}_{0.3})_{8.6}\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Co}_{5.0}\text{B}_{5.8}\text{Dy}_{1.0}\text{Mn}_{1.0}\text{Cr}_{1.5}$	57

向该磁铁粉末中混合聚酰胺树脂（耐纶12），将这些混练 $225^{\circ}\text{C} \times 15$ 分钟制作成粘合磁铁用组成物（混合物）。这时，磁铁粉末和聚酰胺树脂的配合比率（重量比）对于各粘合磁铁取为大致相等的值。即，各粘合磁铁中磁铁粉末的含量（含有率）约为 95wt%。

接着将该混合物进行粉碎制成粒状，将该粒状物用喷射成形机进行喷射成形（株）日本制钢所制， $J_{50}-E2$ 。这时，模具温度为 90°C ，喷射筒内温度为 240°C 。冷却后，由成形模具中取出，得到直径 $10\text{mm} \times$ 高 7mm 的圆柱状粘合磁铁。

对于这些粘合磁铁，实施磁场强度为 3.2MA/m 的脉冲磁化后，利用直流自记磁束计（东英工业（株）制、TRF-5BH），以最大施加磁场 2.0MA/m 测定磁特性（磁通密度 B_r 、顽磁力 H_c 和最大磁能积 $(BH)_{\text{max}}$ ）。测定时的温度为 23°C 。

接着进行耐热性试验。该耐热性，是将粘合磁铁保持在 $100^{\circ}\text{C} \times 1$ 小时的环境下后，测定恢复到室温时的不可逆去磁率（初期去磁率），并进行评价的。不可逆去磁率（初期去磁率）的绝对值越小，耐热性（热稳定性）越好。

对各粘合磁铁，利用阿基米德法测定密度 ρ 。这些测定值和 $(BH)_{\text{max}}/\rho^2$ 、 B_r/ρ 的值示于表2。

表2 (实施例1)

样品 No.	ρ (Mg/m ³)	Br (T)	H _J (kA/m)	(BH) _{max} (kJ/m ³)	(BH) _{max} / ρ^2 ($\times 10^3$ J·m ³ /g ²)	Br/ ρ ($\times 10^6$ T·m ³ /g)	不可逆去磁率 (%)
1(比较例)	5.75	0.71	388	62	1.88	0.123	-10.0
2(本发明)	5.75	0.79	455	91	2.75	0.137	-2.8
3(本发明)	5.76	0.81	524	96	2.90	0.140	-2.6
4(本发明)	5.74	0.80	565	94	2.84	0.139	-2.4
5(本发明)	5.76	0.81	541	97	2.92	0.141	-3.0
6(本发明)	5.75	0.78	571	88	2.66	0.135	-3.3
7(比较例)	5.76	0.70	468	66	2.00	0.121	-6.6

实施例2

向实施例1中得到的磁铁粉末中混合聚酰胺树脂(耐纶12),将这些混炼225°C×15分钟,制作成粘合磁铁用组成物(混合物)。这时,磁铁粉末和聚酰胺树脂的配合比率(重量比)对各粘合磁铁取大致相等的值。即,各粘合磁铁中的磁铁粉末含量(含有率)约96.5wt%。

接着,将该混合物进行粉碎加工成粒状,用挤压成形机,将该粒状物连续挤压成形,切割成规定长度,得到直径10mm×高度7mm的圆柱状粘合磁铁。成形时的模具温度为150°C。

对于这些粘合磁铁,和实施例1一样,测定磁特性、不可逆去磁率和密度。这些测定值和(BH)_{max}/ ρ^2 、Br/ ρ 的值示于表3。

表3 (实施例2)

样品 No.	ρ (Mg/m ³)	Br (T)	H _J (kA/m)	(BH) _{max} (kJ/m ³)	(BH) _{max} / ρ^2 ($\times 10^3$ J·m ³ /g ²)	Br/ ρ ($\times 10^6$ T·m ³ /g)	不可逆去磁率 (%)
1(比较例)	6.10	0.74	387	70	1.88	0.122	-10.2
2(本发明)	6.12	0.83	452	103	2.74	0.136	-2.9
3(本发明)	6.11	0.86	522	108	2.89	0.141	-2.7
4(本发明)	6.10	0.85	563	106	2.84	0.139	-2.5
5(本发明)	6.09	0.86	538	108	2.91	0.142	-3.1
6(本发明)	6.12	0.82	565	100	2.66	0.134	-3.4
7(比较例)	6.11	0.74	463	74	1.99	0.121	-6.7

如表 2、3 中明确的那样, 样品 No.2~No.6 (本发明) 的粘合磁铁 (成形方法是喷射成形、挤压成形的任一种) 具有优良的磁特性 (残留磁通密度 B_r 、最大磁能积 $(BH)_{\max}$ 和顽磁力 H_J), 同时, 不可逆去磁率很小, 热稳定性 (耐热性) 也好。

与其相反, 样品 No.1 和 No.7 (都是比较例) 的粘合磁铁, 磁特性低劣, 同时, 不可逆去磁率的绝对值很大, 热稳定性也很低。

因此, 使用含有规定量 M 的磁铁粉末制造的粘合磁铁具有优良的磁特性、和热稳定性 (耐热性)。

如以上所述, 根据本发明获得如下效果。

- 由于磁铁粉末含有规定量的 M (Ti、Cr、Nb、V、Mo、Hf、W、Mn、Zr、Dy) 中至少一种元素, 还存在有硬磁性相和软磁性相的复合组织, 所以磁化高, 发挥优良的磁特性, 能改善固有顽磁力、四方性。
- 通过适当选择 M 元素组合和它们的含有率, 可进一步获得优良的磁特性、耐热性。
- 不可逆去磁率的绝对值很小, 可获得优良的耐热性 (热稳定性)。
- 因为获得了高磁通密度, 所以利用喷射成形或挤压成形制作粘合磁铁时, 可获得与利用已有压缩成形的粘合磁铁相同、甚至更高的磁特性。即, 不仅确保了优良的成形性、生产效率、而且能得到磁特性很高的粘合磁铁。
- 即使在粘合磁铁用组成物中磁铁粉末的含量很少, 由于能获得足够的磁特性, 所以提高了成形性, 同时能进一步提高尺寸精度、机械强度、耐腐蚀性、耐热性 (热稳定性) 等, 并能很容易地制造出可靠性很高的粘合磁铁。
- 由于磁化性良好, 所以能在很低的磁化磁场中进行磁化, 确实能很容易地进行多极磁化, 而且能获得很高的磁通密度。

最后应指出本发明并不限定于上述实施例, 任何种种变更加变动都不能脱离本发明权利要求的范围。

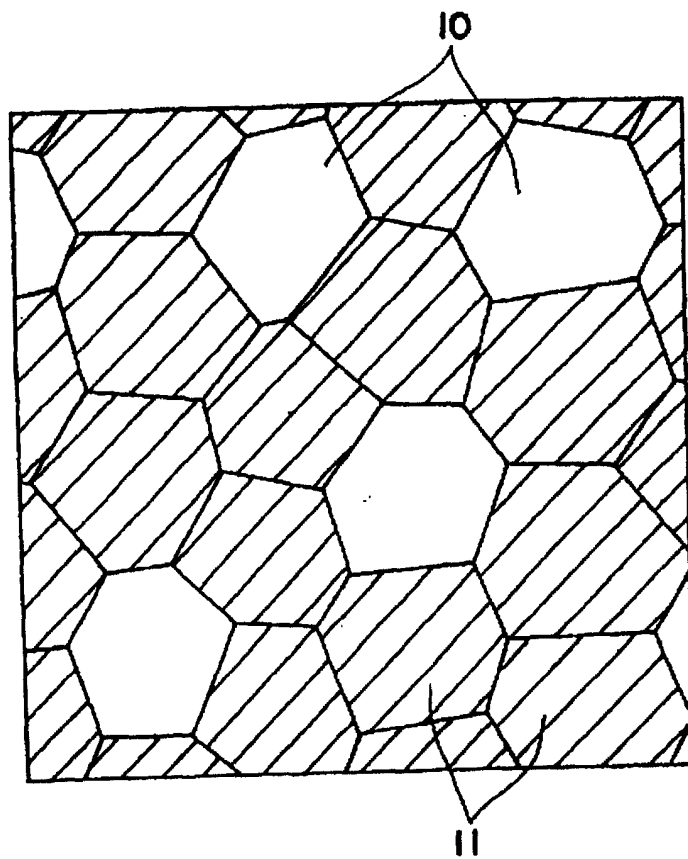


图 1

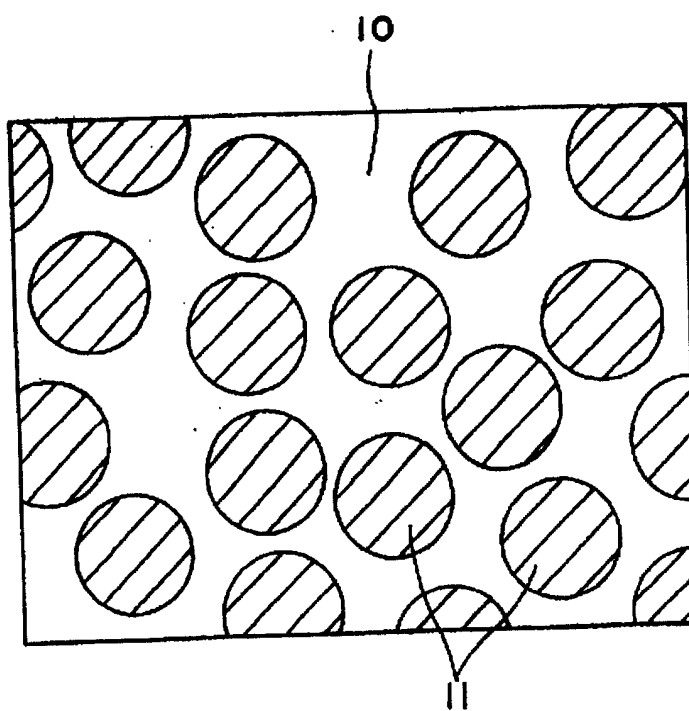


图 2

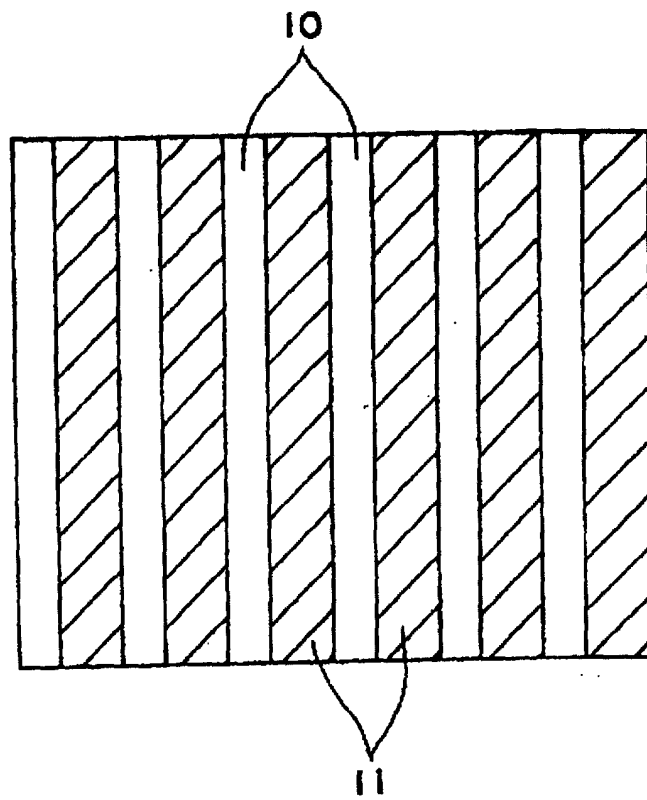


图 3

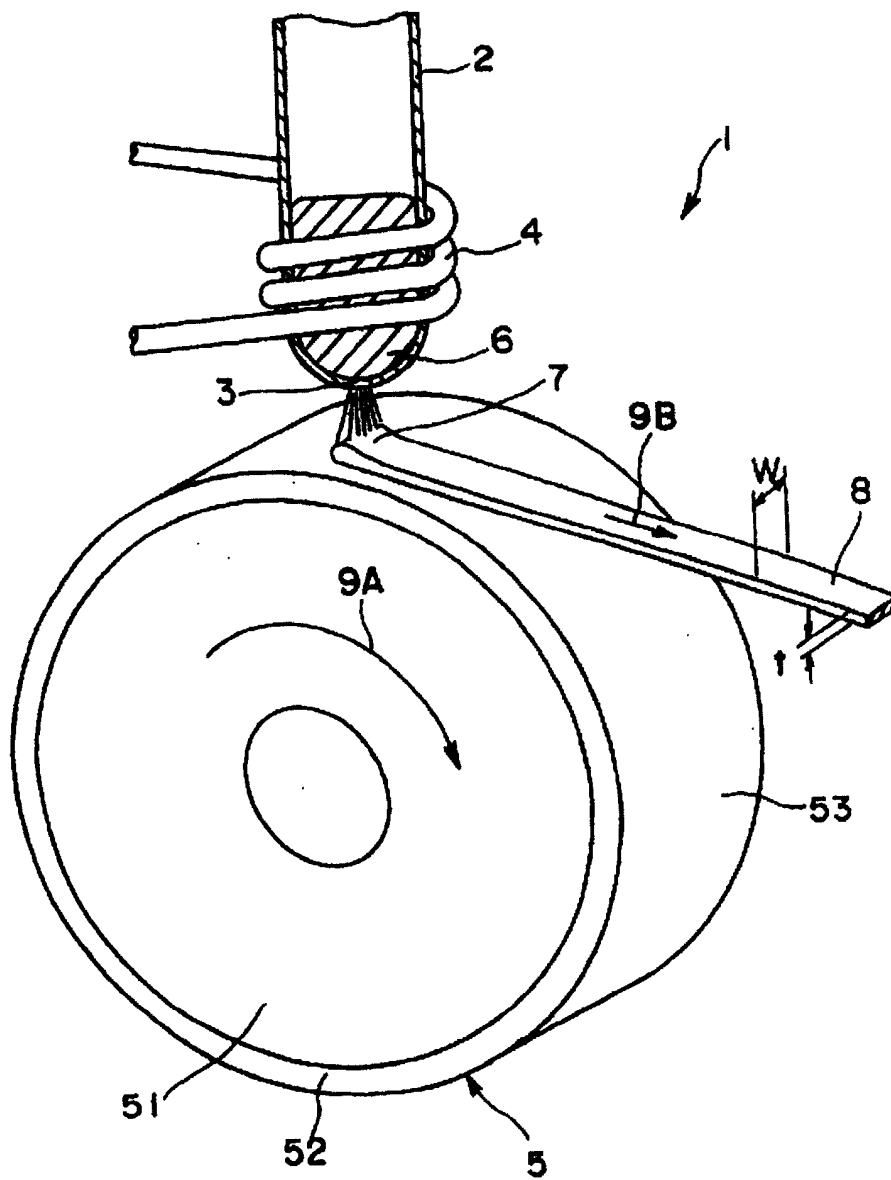


图 4

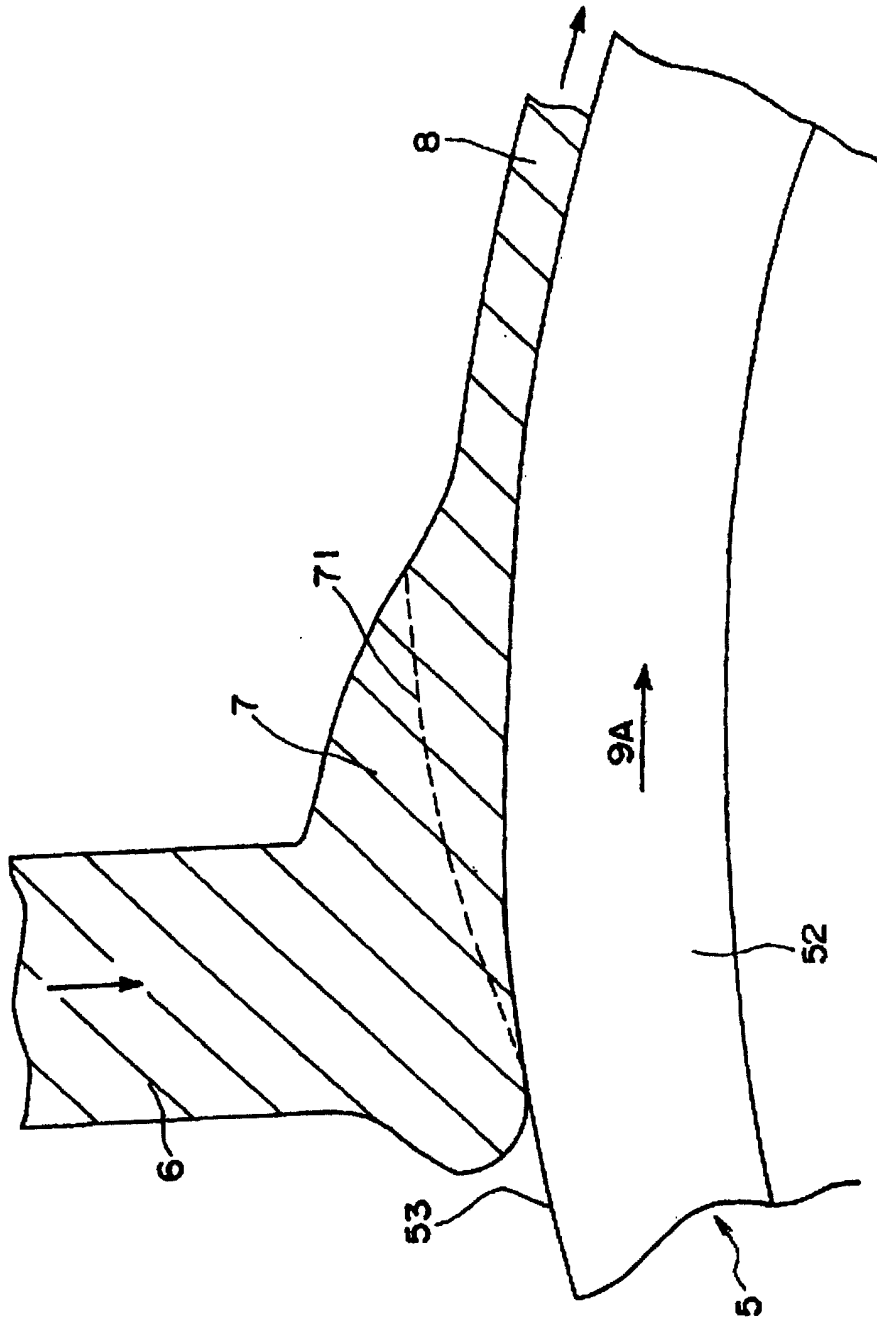


图 5