



(12)发明专利

(10)授权公告号 CN 102473498 B

(45)授权公告日 2017.03.15

(21)申请号 201180002983.7

(22)申请日 2011.03.29

(65)同一申请的已公布的文献号
申请公布号 CN 102473498 A

(43)申请公布日 2012.05.23

(30)优先权数据
2010-079066 2010.03.30 JP
2010-079052 2010.03.30 JP

(85)PCT国际申请进入国家阶段日
2012.01.20

(86)PCT国际申请的申请数据
PCT/JP2011/057878 2011.03.29

(87)PCT国际申请的公布数据
W02011/122638 JA 2011.10.06

(73)专利权人 TDK株式会社
地址 日本东京都

(72)发明人 岩崎信 国枝良太 马场文崇
田中哲 藤川佳则

(74)专利代理机构 北京尚诚知识产权代理有限公司 11322

代理人 龙淳

(51)Int.Cl.
H01F 1/08(2006.01)
B22F 3/24(2006.01)
G21D 6/00(2006.01)
G22C 38/00(2006.01)
H01F 1/053(2006.01)
H01F 41/02(2006.01)

(56)对比文件
JP 特开2005-285860 A,2005.10.13,
US 2009230382 A1,2009.09.17,
JP 特开2007-329250 A,2007.12.20,
CN 101447269 A,2009.06.03,
US 2009/0019969 A1,2009.01.22,
US 2001/0021095 A1,2001.09.13,

审查员 黄万国

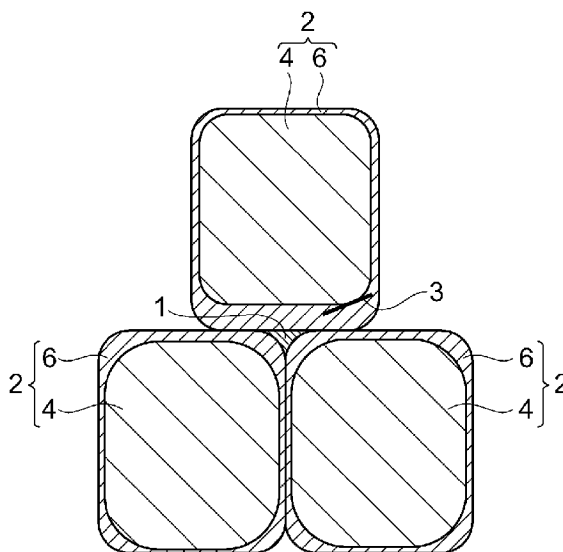
权利要求书2页 说明书12页 附图7页

(54)发明名称

烧结磁铁、电动机、汽车以及烧结磁铁的制造方法

(57)摘要

提供在剩余磁通密度以及矫顽力方面表现优异的烧结磁铁。本发明的烧结磁铁,具备具有铁芯(4)以及包覆铁芯(4)的外壳(6)的R-T-B类稀土类磁铁的结晶颗粒(2)群,外壳(6)中的重稀土类元素的质量的比率比铁芯(4)中的重稀土类元素的质量的比率高,结晶颗粒(2)中外壳(6)最厚的部分面向晶界三相点(1)。在铁芯(4)与外壳(6)之间形成有晶体缺陷(3)。



1. 一种烧结磁铁,其特征在于,
具备R-T-B类稀土类磁铁的结晶颗粒群,该结晶颗粒具有铁芯和包覆所述铁芯的外壳,
所述外壳中的重稀土类元素的质量的比率高于所述铁芯中的重稀土类元素的质量的比率,

所述结晶颗粒中所述外壳最厚的部分面向晶界三相点,

在所述铁芯和所述外壳之间形成晶体缺陷,

所述铁芯和所述外壳具有相同种类的结晶构造,在所述晶体缺陷中,所述铁芯的结晶构造和所述外壳的结晶构造不匹配。

2. 一种烧结磁铁,其特征在于,

具备R-T-B类稀土类磁铁的结晶颗粒群,该结晶颗粒具有铁芯和包覆所述铁芯的外壳,
所述外壳中的重稀土类元素的质量的比率高于所述铁芯中的重稀土类元素的质量的比率,

在所述铁芯和所述外壳之间形成晶体缺陷,

所述铁芯和所述外壳具有相同种类的结晶构造,在所述晶体缺陷中,所述铁芯的结晶构造和所述外壳的结晶构造不匹配。

3. 根据权利要求1或者2所述的烧结磁铁,其特征在于,

在所述铁芯和所述外壳之间的重稀土类元素的质量浓度之差为1~10质量%。

4. 根据权利要求1或者2所述的烧结磁铁,其特征在于,

在所述铁芯和所述外壳之间的重稀土类元素的质量浓度之差为2~10质量%。

5. 根据权利要求1或者2所述的烧结磁铁,其特征在于,

在所述铁芯和所述外壳之间的重稀土类元素的质量浓度之差为3~10质量%。

6. 根据权利要求1或者2所述的烧结磁铁,其特征在于,

在所述铁芯中的轻稀土类元素的质量浓度为17~27质量%。

7. 根据权利要求1或者2所述的烧结磁铁,其特征在于,

在所述铁芯中的重稀土类元素的质量浓度为0~10质量%。

8. 根据权利要求1或者2所述的烧结磁铁,其特征在于,

在所述外壳中的重稀土类元素的质量浓度为1~15质量%。

9. 根据权利要求1或者2所述的烧结磁铁,其特征在于,

在所述铁芯或者外壳中的元素T的质量浓度为65~75质量%。

10. 根据权利要求1或者2所述的烧结磁铁,其特征在于,

在所述铁芯或者外壳中的元素B的质量浓度为0.88~2.0质量%。

11. 根据权利要求1或者2所述的烧结磁铁,其特征在于,

所述烧结磁铁具有由下述元素构成的组成:

R:29.0~33.0质量%,

B:0.85~0.98质量%,

Al:0.03~0.25质量%,

Cu:0.01~0.15质量%,

Zr:0.03~0.25质量%,

Co:3质量%以下,但是,不包含0质量%,

Ga:0~0.35质量%,
O:2500ppm以下,
C:500ppm~1500ppm,
Fe:剩余部分。

12. 根据权利要求1或者2所述的烧结磁铁,其特征在于,面向晶界三相点的外壳的厚度为200~1000nm。
13. 根据权利要求1或者2所述的烧结磁铁,其特征在于,面向晶界三相点的外壳的厚度为300~1000nm。
14. 根据权利要求1或者2所述的烧结磁铁,其特征在于,面向晶界三相点的外壳的厚度为500~900nm。
15. 根据权利要求1或者2所述的烧结磁铁,其特征在于,所述外壳最厚的部分面向晶界三相点的结晶颗粒的比例,相对于烧结磁铁整体为10体积%以上。
16. 根据权利要求1或者2所述的烧结磁铁,其特征在于,所述外壳最厚的部分面向晶界三相点的结晶颗粒的比例,相对于烧结磁铁整体为30体积%以上。
17. 根据权利要求1或者2所述的烧结磁铁,其特征在于,所述外壳最厚的部分面向晶界三相点的结晶颗粒的比例,相对于烧结磁铁整体为50体积%以上。
18. 根据权利要求1或者2所述的烧结磁铁,其特征在于,所述晶体缺陷为线缺陷、面缺陷或者点缺陷。
19. 根据权利要求1或者2所述的烧结磁铁,其特征在于,所述晶体缺陷为位错、结晶晶界、晶格间原子或者原子空位。
20. 根据权利要求1或者2所述的烧结磁铁,其特征在于,在铁芯与外壳之间形成晶体缺陷的结晶颗粒的比例,相对于烧结磁铁整体为10体积%以上。
21. 根据权利要求1或者2所述的烧结磁铁,其特征在于,在铁芯与外壳之间形成晶体缺陷的结晶颗粒的比例,相对于烧结磁铁整体为30体积%以上。
22. 根据权利要求1或者2所述的烧结磁铁,其特征在于,在铁芯与外壳之间形成晶体缺陷的结晶颗粒的比例,相对于烧结磁铁整体为50体积%以上。
23. 一种电动机,其特征在于,具备权利要求1~22中任意一项所述的烧结磁铁。
24. 一种汽车,其特征在于,具备权利要求23所述的电动机。

烧结磁铁、电动机、汽车以及烧结磁铁的制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及烧结磁铁、电动机、汽车以及烧结磁铁的制造方法。

背景技术

[0002] 含有稀土类元素R、Fe或者Co等的过渡金属元素T以及硼B的R-T-B类稀土类磁铁具有卓越的磁气特性。一直以来,为了提高R-T-B类稀土类磁铁的剩余磁通密度(Br)以及矫顽力(HcJ),进行了大量的研究探讨(参照下述专利文献1、2)。以下,根据情况,将R-T-B类稀土类磁铁记作“R-T-B类磁铁”。

[0003] 专利文献

[0004] 专利文献1:国际公开第2006/098204号小册子

[0005] 专利文献2:国际公开第2006/043348号小册子

发明内容

[0006] 发明所要解决的课题

[0007] R-T-B类磁铁被认为具有晶核形成(nucleation)型的矫顽力机制。在晶核形成型的矫顽力机制中,当将与磁化相反的磁场施加于R-T-B类磁铁的时候,在构成R-T-B类磁铁的结晶颗粒群(主相颗粒群)的晶界附近产生磁化反转的核。该磁化反转的核使R-T-B类磁铁的矫顽力降低。

[0008] 为了提高R-T-B类磁铁的矫顽力,也可以将作为R的Dy或Tb等的重稀土类元素添加到R-T-B类磁铁。由于重稀土类元素的添加,各向异性磁场变大,难以产生磁化反转的核,从而矫顽力变高。但是,如果重稀土类元素的添加量过多的话,那么R-T-B类磁铁的饱和磁化(饱和磁通量密度)变小,剩余磁通密度变小。因此,关于R-T-B类磁铁,保证剩余磁通密度和矫顽力的两者成为课题。特别是对于组装到近年来需求增大的汽车用电动机或者发电机的R-T-B类磁铁,要求提高剩余磁通密度和矫顽力。

[0009] 本发明者们认为,通过仅在容易产生磁化反转的核的区域中,使重稀土类元素存在,提高各向异性磁场,从而可以保证矫顽力和剩余磁通密度的两者。即,本发明者们认为,比结晶颗粒的铁芯(中心部)更加提高构成R-T-B类磁铁的结晶颗粒的表面附近的重稀土类元素的质量的比率并且比表面附近更加提高铁芯中的Nd和Pr等的轻稀土类元素的质量的比率,是重要的。由此,应该可以由表面附近的高各向异性磁场(Ha)而使矫顽力变高,并且由铁芯的高饱和磁化(Is)而使剩余磁通密度变高。

[0010] 本发明者们使用上述专利文献1或者2所记载的制法,尝试了由具有轻稀土类元素的质量的比率高的铁芯和包覆该铁芯且重稀土类元素的质量的比率高的外壳的结晶颗粒构成的R-T-B类磁铁的制作。但是,在上述专利文献1或者2所记载的制法中,难以充分地提高烧结磁铁的磁气特性。

[0011] 本发明是有鉴于这样的现有技术所存在的课题而悉心研究的结果,以提供一种在剩余磁通密度以及矫顽力方面表现卓越的烧结磁铁、具备该烧结磁铁的电动机、具备该电

动机的汽车以及该烧结磁铁的制造方法为目的。

[0012] 解决课题的技术手段

[0013] 为了达到上述目的,本发明的烧结磁铁的第一方式为,具备具有铁芯以及包覆铁芯的外壳的R-T-B类稀土类磁铁的结晶颗粒群,外壳中的重稀土类元素的质量的比率高于铁芯中的重稀土类元素的质量的比率,结晶颗粒中外壳最厚的部分面向晶界三相点。即,在本发明中,外壳中面向晶界三相点的部分比外壳的其它部分厚。还有,所谓结晶颗粒群,是指多个结晶颗粒。所谓晶界三相点,是指3个以上的结晶颗粒相对的晶界。还有,在第一方式中,可以在铁芯与外壳之间形成有晶体缺陷。

[0014] 上述本发明的烧结磁铁与外壳整体的厚度均匀的现有的R-T-B类磁铁相比,在剩余磁通密度以及矫顽力方面表现优异。

[0015] 本发明的烧结磁铁的第二方式为,具备具有铁芯和包覆铁芯的外壳的R-T-B类稀土类磁铁的结晶颗粒群,外壳中的重稀土类元素的质量的比率高于铁芯中的重稀土类元素的质量的比率,在铁芯和外壳之间形成晶体缺陷。还有,在第二方式中,结晶颗粒中外壳最厚的部分可以面向晶界三相点。

[0016] 上述本发明的烧结磁铁与在铁芯和外壳之间不存在晶体缺陷的现有的R-T-B类磁铁相比,在剩余磁通密度以及矫顽力方面表现优异。

[0017] 本发明的烧结磁铁的制造方法具备:第1工序,烧结R-T-B类稀土类磁铁用的原料合金以形成烧结体;第2工序,使包含重稀土类元素的重稀土类化合物附着于烧结体;第3工序,对附着了重稀土类化合物的烧结体进行热处理;第4工序,在比第3工序的热处理温度更高的温度下对第3工序中热处理了的烧结体进行热处理;以及第5工序,以20°C/分钟以上的冷却速度冷却第4工序中热处理了的烧结体。

[0018] 根据上述本发明的烧结磁铁的制造方法,能够得到上述本发明的烧结磁铁。

[0019] 本发明的电动机具备上述本发明的烧结磁铁。

[0020] 本发明的烧结磁铁的剩余磁通密度高。因此,在本发明的烧结磁铁的体积以及形状与现有的R-T-B类磁铁相同的情况下,本发明的烧结磁铁的磁通量数比现有增加。因此,在具备本发明的烧结磁铁的电动机中,比现有提高了能量转换效率。

[0021] 即使在本发明的烧结磁铁的体积比现有的R-T-B类磁铁小的情况下,剩余磁通密度高的本发明的烧结磁铁也具有与现有的磁铁相同等的数量的磁通量。即,本发明的烧结磁铁与现有的磁铁相比,不减少磁通量数,能够实现小型化。其结果,本发明中,因为对应于烧结磁铁的小型化而减少轭铁(yoke)体积以及线圈的数量,所以可以实现电动机的小型化以及轻量化。

[0022] 本发明的烧结磁铁即使是在高温下,在剩余磁通密度和矫顽力方面也表现卓越。即,本发明的烧结磁铁在耐热性方面表现优异。因此,具备本发明的烧结磁铁的电动机与具备现有的R-T-B类磁铁的电动机相比,难以由于涡电流而引起发热。因此,本发明中,可以实现相比于发热防止更重视能量转换效率的电动机设计。

[0023] 本发明的汽车具备上述本发明的电动机。即,本发明的汽车由本发明的电动机驱动。还有,在本发明中,所谓汽车,例如是由本发明的电动机驱动的电动汽车、混合动力汽车或者燃料电池汽车。

[0024] 本发明的汽车因为由能量转换效率比现有高的本发明的电动机驱动,所以其耗油

量降低。另外,本发明的汽车中,如以上所述,因为可以实现电动机的小型化以及轻量化,所以也可以实现汽车自身的小型化以及轻量化。其结果,汽车的耗油量降低。

[0025] 关于本发明的烧结磁铁,通过减少铁芯中的重稀土类元素的添加量并局部增加外壳中的重稀土类元素的添加量,从而提高剩余磁通密度和矫顽力。即,本发明的烧结磁铁中,即使不是如现有那样对磁铁整体添加重稀土类元素,也能够提高剩余磁通密度和矫顽力。因此,本发明的烧结磁铁中,即使在与现有的R-T-B类磁铁相比重稀土类元素的添加量少的情况下,也能够达到充分的剩余磁通密度和矫顽力。因此,本发明的烧结磁铁中,能够减少高价的重稀土类元素的添加量,从而可以不损害磁气特性而降低成本。其结果,能够降低具备本发明的烧结磁铁的电动机以及具备电动机的汽车的成本。

[0026] 发明的效果

[0027] 根据本发明,可以提供在剩余磁通密度以及矫顽力方面表现卓越的烧结磁铁、具备该烧结磁铁的电动机、具备该电动机的汽车以及该烧结磁铁的制造方法。

附图说明

[0028] 图1是本发明的一个实施方式所涉及的烧结磁铁的剖面的一部分的模式图。

[0029] 图2是表示本发明的一个实施方式所涉及的电动机的内部构造的模式图。

[0030] 图3是本发明的一个实施方式所涉及的汽车的概念图。

[0031] 图4(a)、图4(b)以及图4(c)是本发明的实施例1的烧结磁铁的照片。

[0032] 图5(a)、图5(b)以及图5(c)是本发明的实施例1的烧结磁铁的照片。

[0033] 图6(a)、图6(b)以及图6(c)是比较例1的烧结磁铁的照片。

[0034] 图7(a)、图7(b)以及图7(c)是比较例2的烧结磁铁的照片。

[0035] 符号的说明

[0036] 1…晶界三相点、2…结晶颗粒、2a…比较例1的结晶颗粒、3…晶体缺陷、4…结晶颗粒的铁芯、6…外壳、10…烧结磁铁、20…转子、22…转子铁芯、24…磁铁容纳部、30…定子、32…线圈部、40…发动机、42…发电机、44…蓄电池、48…车轮、50…汽车、100…电动机。

具体实施方式

[0037] 以下,一边参照附图,一边对本发明的优选的一个实施方式进行详细的说明。还有,在附图中,对于相同的要素标注相同的符号。

[0038] (烧结磁铁)

[0039] 本实施方式的烧结磁铁所具备的结晶颗粒由R-T-B类磁铁(例如R2T14B)所构成。如图1所示,结晶颗粒2具有铁芯4以及包覆铁芯4的外壳6。本实施方式的烧结磁铁中,多个结晶颗粒2互相烧结。外壳6中的重稀土类元素的质量的比率(质量浓度)比铁芯4中的重稀土类元素的质量浓度高。即,烧结磁铁中结晶颗粒2的晶界附近的重稀土类元素的质量浓度最高。还有,在铁芯4或者外壳6含有多种重稀土类元素的情况下,所谓重稀土类元素的质量浓度,是指各个重稀土类元素的质量浓度的合计值。

[0040] 关于具有晶核形成型的矫顽力机制的R-T-B类磁铁,在烧结了的主相颗粒的晶界附近产生磁化反转的核。该磁化反转的核使R-T-B类磁铁的矫顽力降低。即,在主相颗粒的表面附近容易产生磁化反转的核。因此,在本实施方式中,在位于结晶颗粒2的表面的外壳6

局部提高重稀土类元素的质量浓度。即,提高结晶颗粒群的晶界附近的重稀土类元素的质量浓度。其结果,结晶颗粒群的晶界附近的各向异性磁场变高,烧结磁铁的矫顽力变高。另外,在本实施方式中,与外壳6相比较,铁芯4中的重稀土类元素的质量浓度变低,轻稀土类元素的质量浓度相对变高。其结果,铁芯4的饱和磁化(Is)变高,烧结磁铁的剩余磁通密度变高。例如,在铁芯4的组成为(Nd_{0.9}Dy_{0.1})₂Fe₁₄B的情况下,外壳6的组成成为(Nd_{0.3}Dy_{0.7})₂Fe₁₄B。

[0041] 稀土类元素R可以是选自La、Ce、Pr、Nd、Pm、Sm、Eu、Gd、Tb、Dy、Ho、Er、Tm、Yb以及Lu中的至少一种。过渡金属元素T可以是Fe或者Co中的至少任意一种。轻稀土类元素可以是选自La、Ce、Pr、Nd、Pm、Sm以及Eu中的至少一种。重稀土类元素可以是选自Gd、Tb、Dy、Ho、Er、Tm、Yb以及Lu中的至少一种。还有,必要时,烧结磁铁也可以进一步含有Co、Ni、Mn、Al、Cu、Nb、Zr、Ti、W、Mo、V、Ga、Zn、Si、Bi等的其它元素。本实施方式所涉及的烧结磁铁例如可以制成具有由下述元素构成的组成的烧结磁铁,

[0042] R:29.0~33.0质量%

[0043] B:0.85~0.98质量%

[0044] Al:0.03~0.25质量%

[0045] Cu:0.01~0.15质量%

[0046] Zr:0.03~0.25质量%

[0047] Co:3质量%以下(但是,不包含0质量%)

[0048] Ga:0~0.35质量%

[0049] O:2500ppm以下

[0050] C:500ppm~1500ppm

[0051] Fe:剩余部分。

[0052] 但是,烧结磁铁的组成并不限定于此。

[0053] 外壳6优选包含Dy或者Tb作为重稀土类元素。外壳6更加优选含有Dy以及Tb。含有Dy或者Tb的R₂T₁₄B化合物,各向异性磁场比含有Nd、Pr等的轻稀土类元素的R₂T₁₄B化合物高。因此,通过外壳6具备含有Dy或者Tb的R₂T₁₄B化合物,从而能够获得高矫顽力。

[0054] 在铁芯4与外壳6之间的重稀土类元素的质量浓度之差优选为1~10质量%以上,更加优选为2~10质量%,最优选为3~10质量%。

[0055] 在铁芯-外壳之间的重稀土类元素的质量浓度之差小的情况下,会有结晶颗粒2的最外壳(外壳6)中的重稀土类元素的质量浓度变小且矫顽力提高幅度变小的趋势。在铁芯-外壳之间的重稀土类元素的质量浓度之差大的情况下,在烧结磁铁的制造过程(第3工序或者第4工序)中,重稀土类元素从外壳6容易向铁芯4进行热扩散。其结果,看不到与重稀土类元素的添加量相匹配的矫顽力提高,会有铁芯4的饱和磁化降低且烧结磁铁的剩余磁通密度发生下降的趋势。但是,即使是在铁芯-外壳之间的重稀土类元素的质量浓度之差为上述的数值范围之外的情况下,也能够达到本发明的效果。

[0056] 铁芯4中的轻稀土类元素的质量浓度可以是17~27质量%左右。外壳6中的重稀土类元素的质量浓度可以是1~15质量%左右。铁芯4中的重稀土类元素的质量浓度可以是0~10质量%左右。

[0057] 铁芯4或者外壳6中的元素T的质量浓度可以是65~75质量%左右。铁芯4或者外壳

6中的元素B的质量浓度可以是0.88~2.0质量%左右。但是,即使是在元素T以及B的各质量浓度为上述的数值范围之外的情况下,也能够达到本发明的效果。

[0058] 结晶颗粒2中外壳6最厚的部分面向晶界三相点1。换言之,面向晶界三相点1的所有结晶颗粒2的外壳6在面向晶界三相点1的部分最厚。晶界三相点1的组成并不确定,铁芯4以及外壳6的各组成不同。还有,结晶颗粒的外壳的最厚部分也可以并不一定面向所有的晶界三相点。

[0059] 假如,在为了增加矫顽力而用重稀土类元素的质量浓度高的外壳6以均匀的厚度包覆铁芯4的全体表面的情况下,在结晶颗粒中轻稀土类元素的质量浓度高的铁芯4的体积相对减小。其结果,烧结磁铁的剩余磁通密度降低。另一方面,在本实施方式中,外壳6中仅使面向晶界三相点1的部分局部变厚,两颗粒界面上的外壳6较薄。其结果,因为由外壳6的各向异性磁场而提高矫顽力并且铁芯4的体积未相对减小,所以剩余磁通密度难以降低。晶界三相点1与矫顽力的关系的细节还不明了。但是,本发明者们认为与两颗粒界面相比较,磁化反转的核容易产生在晶界三相点1附近。因此,本发明者们认为通过在晶界三相点1附近局部地增厚重稀土类元素的质量浓度高的外壳6,从而能够防止产生磁化反转的核,并能够提高矫顽力。还有,作为两颗粒界面,是指邻接的2个结晶颗粒的晶界。

[0060] 外壳6的最厚部分不仅在晶界三相点1,而且也可以沿着与晶界三相点1相连接的两颗粒界面而存在于距晶界三相点1为 $3\mu\text{m}$ 左右的范围内。即,面向晶界三相点1与两颗粒界面的一部分的外壳的厚度也可以是均匀的。但是,在此情况下,面向晶界三相点1与两颗粒界面的一部分的外壳的厚度比其它部分的外壳的厚度厚。面向晶界三相点1的外壳6的厚度优选为 $200\sim 1000\text{nm}$,更加优选为 $300\sim 1000\text{nm}$,最优选为 $500\sim 900\text{nm}$ 。在面向晶界三相点1的外壳6的厚度较薄的情况下,矫顽力的提高幅度变小。在面向晶界三相点1的外壳6的厚度过厚的情况下,铁芯4相对变小,其饱和磁化变低,剩余磁通密度的提高幅度变小。两颗粒界面上的外壳6的厚度优选为 $5\sim 100\text{nm}$,更加优选为 $10\sim 80\text{nm}$,最优选为 $10\sim 50\text{nm}$ 。还有,即使是外壳6的厚度为上述的数值范围之外,也能够达到本发明的效果。结晶颗粒2的粒径可以是 $10\mu\text{m}$ 以下或者 $5\mu\text{m}$ 以下左右。

[0061] 在剩余磁通密度高的铁芯4与各向异性磁场高的外壳6之间形成有晶体缺陷3。在晶体缺陷3,铁芯4的结晶构造和外壳6的结晶构造不匹配。作为晶体缺陷3的具体例子,可以列举位错(线缺陷)、结晶晶界(面缺陷)或者晶格间原子、原子空位(atomic vacancy)等的点缺陷。由晶体缺陷3的形成,提高了矫顽力。

[0062] 由晶体缺陷3的形成而提高矫顽力的理由还不确定,但是,本发明者们认为其理由如以下所述。例如,在铁芯4含有 $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 的结晶相且外壳6含有 $\text{Dy}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 或者 $\text{Tb}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 的结晶相的情况下,铁芯4和外壳6具有相同种类的结晶构造。但是,因为在铁芯4和外壳6晶格常数仅相差一点点,所以在铁芯4与外壳6之间产生结晶构造的歪斜。该歪斜会使矫顽力等的磁气特性发生劣化。假如是在铁芯4与外壳6之间未形成晶体缺陷3的情况下,则越是将大量的重稀土类元素固溶于外壳6,在铁芯4与外壳6之间的结晶构造的歪斜越大。结晶构造的歪斜越大,则磁气特性越发生劣化。但是,如果在铁芯4与外壳6之间的结晶构造的歪斜由晶体缺陷3的形成而被消除,那么矫顽力提高。还有,由晶体缺陷3的形成而提高矫顽力的理由并不限定于此。

[0063] 晶体缺陷3优选被形成于面向晶界三相点1的外壳6与铁芯4之间。由此,能够显著

地提高矫顽力。

[0064] 外壳6的最厚部分,面向晶界三相点1的结晶颗粒2的比例相对于烧结磁铁整体优选为10体积%以上,更加优选为30体积%以上,最优选为50体积%以上。烧结磁铁中的结晶颗粒2的比例越高,则矫顽力提高的效果变得越大。矫顽力提高的效果由结晶颗粒之间的相互作用而体现,但是,烧结磁铁所包含的所有结晶颗粒群并没有必要具有图1所表示的构造。即使是在外壳6的最厚部分的面向晶界三相点1的结晶颗粒2的比例不到10体积%的情况下,也能够达到本发明的效果。根据与上述相同的理由,在铁芯4与外壳6之间形成晶体缺陷的结晶颗粒2的比例相对于烧结磁铁整体也优选为10体积%以上,更加优选为30体积%以上,最优选为50体积%以上。还有,并没有必要在烧结磁铁所包含的所有结晶颗粒形成晶体缺陷。

[0065] 晶界三相点1以及晶体缺陷3可以由扫描透过式电子显微镜所具备的能量分散型X射线分光器(STEM-EDS)确认。相对于烧结磁铁整体的结晶颗粒2的体积的比例、结晶颗粒2的粒径、铁芯4的直径、外壳6的厚度可以通过使用STEM-EDS进行摄影的烧结磁铁的照片的解析求得。另外,对于铁芯4、外壳6以及晶界三相点1的识别来说,可以使用电子探针显微分析仪(EPMA:electron probe microanalyzer)。对于结晶颗粒2的组成分析来说,优选STEM-EDS以及EPMA。

[0066] (烧结磁铁的制造方法)

[0067] 本实施方式所涉及的烧结磁铁的制造方法具备第1工序、第2工序、第3工序以及第4工序。在第1工序中,烧结R-T-B类磁铁用的原料合金以形成烧结体。在第2工序中,使含有重稀土类元素的重稀土类化合物附着于烧结体。在第3工序中,对附着了重稀土类化合物的烧结体实施热处理。在第4工序中,以比第3工序的热处理温度高的温度对在第3工序中进行了热处理的烧结体实施热处理。在第5工序中,以20°C/分钟以上的冷却速度对在第4工序中进行了热处理的烧结体实施冷却。以下,对各个工序进行详细的说明。

[0068] <第1工序>

[0069] 在第1工序中,可以使用作为原料合金的含有元素R、T以及B的R-T-B类合金。原料合金的化学组成可以对应于最终所获得的结晶颗粒的化学组成作适当调整。作为原料合金所含有的重稀土类元素,优选为Dy或者Tb中的至少任意一种。

[0070] 原料合金优选含有Zr。Zr在第3工序或者第4工序中容易在晶界三相点的主相结晶颗粒附近析出。而且,Zr可以适度阻碍偏析于晶界三相点附近的重稀土类元素向结晶颗粒内的扩散。即,通过将Zr添加于原料合金,从而能够容易控制重稀土类元素的从晶界三相点向结晶颗粒内的扩散,并能够容易地在晶界三相点局部增厚外壳6的厚度。相对于原料合金的Zr的添加量可以是2000ppm质量以下左右。

[0071] 原料合金中的B的含有量优选为2.0质量%以下,更加优选为0.95质量%以下,最优选为0.90质量%以下。在B的含有量较多的情况下,富B相(RT₄B₄)容易在烧结磁铁中析出。富B相在第3工序中会有妨碍重稀土类元素的通过晶界的扩散的趋势。其结果,会有缓和重稀土类元素向晶界三相点发生偏析的情况。原料合金中的B的含有量优选为0.88质量%以上。在B的含有量较小的情况下,R₂T₁₇相容易在烧结磁铁中析出。R₂T₁₇相会有使烧结磁铁的矫顽力发生下降的趋势。但是,即使在原料合金中的B的含有量为上述的范围之外,也可以制作本实施方式的烧结磁铁。

[0072] 在原料合金的准备工序中,例如,可以在真空或者Ar等的不活泼气体气氛下溶解对应于R-T-B类磁铁的组成的含有金属等的元素的单体、合金或者化合物等,之后,实施铸造法或者薄带连铸法(Strip Casting法)等。由此,可以制作出具有所希望的组成的原料合金。

[0073] 粗粉碎原料合金,从而制成具有数百 μm 左右的粒径的颗粒。对于原料合金的粗粉碎来说,例如可以使用破碎机(Jaw crushers)、布朗研磨机(Braun mill)、捣碎机(stamp mill)等的粗粉碎机。另外,原料合金的粗粉碎优选在不活泼气体气氛中实行。相对于原料合金也可以实行吸氢粉碎。关于吸氢粉碎,在使氢吸收于原料合金之后,在不活泼气体气氛下加热原料合金,从而能够由基于不同相之间的氢吸收量的差异的自身崩溃而粗粉碎原料合金。

[0074] 也可以直至其粒径成为 $1\sim 10\mu\text{m}$ 而对粗粉碎后的原料合金实施微粉碎。对于微粉碎来说,可以使用喷射研磨机、球磨机、振动研磨机、湿式超微磨碎机(attritor)等。在微粉碎中,也可以将硬脂酸锌和油酰胺等的添加剂添加到原料合金中。由此,能够提高成形时的原料合金的取向性。

[0075] 在磁场中对粉碎后的原料合金实施加压成形,从而形成成形体。加压成形时的磁场可以是 $950\sim 1600\text{kA/m}$ 左右。加压成形时的压力可以是 $50\sim 200\text{MPa}$ 左右。成形体的形状并没有特别的限制,可以是柱状、平板状、环状等。

[0076] 在真空或者不活泼气体气氛中烧结成形体,从而形成烧结体。烧结温度可以对应于原料合金的组成、粉碎方法、粒度、粒度分布等的各个条件而进行调节。烧结温度可以是 $900\sim 1100^\circ\text{C}$,烧结时间可以是 $1\sim 5$ 小时左右。

[0077] 烧结体由烧结了的多个主相颗粒所构成。主相颗粒的组成与烧结磁铁所具备的结晶颗粒2的铁芯4的组成基本相同。但是,对于主相颗粒来说,不形成外壳6。

[0078] 烧结体中的氧的含有量优选为3000质量ppm以下,更加优选为2500质量ppm以下,最优选为1000质量ppm以下。氧的含有量越小,则所获得的烧结磁铁中的杂质变得越少,烧结磁铁的磁气特性提高。在氧的含有量较大的情况下,在第3工序或者第4工序中,会有烧结体中的氧化物妨碍重稀土类元素的扩散、难以形成外壳6、重稀土类元素难以偏析于晶界三相点1的趋势。作为降低烧结体中的氧的含有量的方法,可以列举从吸氢粉碎到烧结的期间在氧浓度低的气氛下维持原料合金。但是,即使烧结体中的氧的含有量在上述的范围之外,也可以制作本实施方式的烧结磁铁。

[0079] 构成烧结体的主相颗粒的粒径优选为 $15\mu\text{m}$ 以下,更加优选为 $10\mu\text{m}$ 以下。在主相颗粒的粒径较大的情况下,在第2工序中,难以均匀地使重稀土类化合物附着于烧结体的表面。主相颗粒的粒径可以由粉碎后的原料合金的粒径、烧结温度以及烧结时间等进行控制。但是,即使主相颗粒的粒径为上述的范围之外,也可以制作本实施方式的烧结磁铁。

[0080] 在将烧结体加工成所希望的形状之后,可以由酸溶液来处理烧结体的表面。作为用于表面处理的酸溶液,优选硝酸、盐酸等的水溶液与醇的混合溶液。在该表面处理中,例如,可以将烧结体浸渍于酸溶液中或者将酸溶液喷雾于烧结体。由表面处理,能够除去附着于烧结体的污物和氧化层等从而获得洁净的表面,从而能够可靠地实施后面所述的重稀土类化合物的附着以及扩散。从更好地实行污物和氧化层等的除去观点出发,可以一边将超声波施加于酸溶液一边实行表面处理。

[0081] <第2工序>

[0082] 使含有重稀土类元素的重稀土类化合物附着于表面处理后的烧结体的表面。作为重稀土类化合物,可以列举合金、氧化物、卤化物、氢氧化物、氢化物等,特别优选使用氢化物。在使用氢化物的情况下,在第3工序或者第4工序中,仅使包含于氢化物中的重稀土类元素向烧结体内扩散。包含于氢化物中的氢在第3工序或者第4工序的中途,向烧结体的外部放出。因此,如果使用重稀土类元素的氢化物,那么因为来自于重稀土类化合物的杂质未残留于最终所获得的烧结磁铁中,所以容易防止烧结磁铁的剩余磁通密度的降低。作为重稀土类的氢化物,可以列举 DyH_2 、 TbH_2 或者、 $Dy-Fe$ 或 $Tb-Fe$ 的氢化物。特别优选 DyH_2 或者 TbH_2 。在使用 DyH_2 或者 TbH_2 的情况下,在第3工序或者第4工序中,使 Dy 或者 Tb 偏析于主相颗粒的晶界三相点附近,从而容易提高面向晶界三相点的外壳6中的 Dy 或者 Tb 的质量浓度。在使用 $Dy-Fe$ 的氢化物的情况下,会有 Fe 在热处理工序中向烧结体中进行扩散的趋势。在使用重稀土类元素的氟化物或者氧化物的情况下,会有氟或者氧在热处理中向烧结体内扩散从而残存于烧结磁铁中,使磁气特性发生劣化的趋势。因此,不优选重稀土类元素的氟化物或者氧化物作为在本实施方式中所使用的重稀土类化合物。

[0083] 附着于烧结体的重稀土类化合物优选为颗粒状,其平均粒径优选为 $100nm\sim 50\mu m$,更加优选为 $1\mu m\sim 10\mu m$ 。如果重稀土类化合物的粒径不到 $100nm$,那么在第3工序或者第4工序中扩散到烧结体中的重稀土类化合物的量变得过多,会有稀土类磁铁的剩余磁通密度变低的趋势。如果粒径超过 $50\mu m$,那么重稀土类化合物难以向烧结体中扩散,会有不能够充分地获得矫顽力的提高效果的趋势。

[0084] 作为使重稀土类化合物附着于烧结体的方法,例如,可以列举将重稀土类化合物的颗粒就这样喷附到烧结体的方法、将使重稀土类化合物溶解于溶剂的溶液涂布于烧结体的方法、将使重稀土类化合物的颗粒分散于溶剂的浆料状的扩散剂涂布于烧结体的方法、蒸镀重稀土类元素的方法等。其中尤其优选将扩散剂涂布于烧结体的方法。在使用扩散剂的情况下,能够均匀地使重稀土类化合物附着于烧结体,在第3工序或者第4工序中能够可靠地进行重稀土类元素的扩散。以下,对使用扩散剂的情况进行说明。

[0085] 作为用于扩散剂的溶剂,优选不溶解重稀土类化合物而能够使其均匀地分散的溶剂。例如,可以列举醇、醛、酮等,其中尤其优选乙醇。可以将烧结体浸渍于扩散剂中,或者也可以将扩散剂滴落到烧结体。

[0086] 在使用扩散剂的情况下,扩散剂中的重稀土类化合物的含有量可以对应于外壳6中的重稀土类元素的质量浓度的目标值而适当调整。例如,扩散剂中的重稀土类化合物的含有量可以是 $10\sim 50$ 质量%,也可以是 $40\sim 50$ 质量%。在扩散剂中的重稀土类化合物的含有量为这些数值范围之外的情况下,会有重稀土类化合物难以均匀地附着于烧结体的趋势。另外,在扩散剂中的重稀土类化合物的含有量过多的情况下,烧结体的表面会变得粗糙,会有用于提高所获得的磁铁的耐蚀性的电镀等的形成变得困难的情况。但是,即使扩散剂中的重稀土类化合物的含有量为上述的范围之外,也能够达到本发明的效果。

[0087] 在扩散剂中,对应于必要,也可以进一步含有重稀土类化合物以外的成分。作为也可以包含于扩散剂的其它成分,例如,可以列举用于防止重稀土类化合物的颗粒的凝集的分散剂等。

[0088] <第3工序以及第4工序>

[0089] 在第3工序以及第4工序中,相对于涂布了扩散剂的烧结体,实施热处理。由热处理而使附着于烧结体的表面的重稀土类化合物扩散到烧结体内。重稀土类化合物沿着烧结体内的晶界进行扩散。晶界上的重稀土类元素的质量浓度比构成烧结体的主相颗粒高。重稀土类元素从质量浓度高的区域向低的区域进行热扩散。因此,扩散于晶界的重稀土类元素在主相颗粒内进行热扩散。其结果,形成含有来自于扩散剂的重稀土类元素的外壳6。如以上所述,形成具备铁芯4以及外壳6的R-T-B类磁铁的结晶颗粒2。

[0090] 首先,在第3工序(晶界扩散工序)中,对涂布了扩散剂的烧结体实施热处理。本发明者们认为,由第3工序而使扩散剂中的重稀土类化合物从烧结体的表面向烧结体内的晶界扩散。即,本发明者们认为,由第3工序,能够促进重稀土类元素向主相颗粒的晶界三相点扩散。在第4工序(粒内扩散工序)中,在比第3工序的热处理温度高的温度下对在第3工序中进行了热处理的烧结体实施热处理。本发明者们认为,由第4工序,使扩散到晶界的重稀土类元素向主相颗粒内扩散。即,本发明者们认为,由第4工序,使重稀土类元素从晶界三相点向主相颗粒内扩散。如以上所述,将烧结体的热处理分割成2个阶段,并且使第4工序的热处理温度比第3工序高,从而可以局部增厚在面向晶界三相点1的部分上的外壳6。另外,通过将烧结体的热处理分割成2个阶段,从而相对于铁芯4容易提高外壳6的重稀土类元素的质量浓度,并容易在铁芯4与外壳6之间形成晶体缺陷3。

[0091] 第3工序的热处理温度可以是500~850℃。第4工序的热处理温度可以是800~1000℃。通过将第3工序以及第4工序的各热处理温度控制在这些数值范围内,从而容易局部增厚在面向晶界三相点1的部分上的外壳6。但是,即使热处理温度在上述的数值范围之外,第4工序的热处理温度与第3工序的热处理温度之差也优选为100℃以上。由此,容易局部增厚在面向晶界三相点1的部分上的外壳6。

[0092] <第5工序>

[0093] 在第5工序中,以20℃/分钟以上的冷却速度冷却第4工序后的烧结体。优选以50℃/分钟左右的冷却速度冷却第4工序后的烧结体。由于以20℃/分钟以上的冷却速度急剧冷却烧结体,因而中止重稀土类元素在烧结体内的扩散并且晶体缺陷3被形成于铁芯4与外壳6之间。在冷却速度不到20℃/分钟的情况下,难以将晶体缺陷3形成于铁芯4与外壳6之间。还有,冷却速度的上限值可以是200℃/分钟左右。冷却后的烧结体的温度可以是20~500℃左右。

[0094] 由以上的第1~第5工序,能够制得本实施方式的烧结磁铁。

[0095] 也可以对所获得的烧结磁铁实施时效处理。时效处理有助于提高烧结磁铁的磁气特性(特别是矫顽力)。也可以在烧结磁铁的表面上形成电镀层、氧化层或者树脂层等。这些层起到作为用于防止磁铁的劣化的保护层的功能。

[0096] (电动机)

[0097] 如图2所示,本实施方式的电动机100是一种永久磁铁同步电动机(IPM电动机),具备圆筒状的转子20和配置于该转子20的外侧的定子30。转子20具有圆筒状的转子铁芯22、沿着圆筒状的转子铁芯22的外周面以规定的间隔容纳稀土类烧结磁铁10的多个磁铁容纳部24、以及容纳于磁铁容纳部24的多个稀土类烧结磁铁10。

[0098] 沿着转子20的圆周方向进行邻接的稀土类烧结磁铁10以N极与S极的位置互相相反的方式被容纳于磁铁容纳部24。由此,沿着圆周方向进行邻接的稀土类烧结磁铁10沿着

转子20的径向产生互相相反的方向的磁力线。

[0099] 定子30具有沿着转子20的外周面以规定的间隔进行设置的多个线圈部32。该线圈部32和稀土类烧结磁铁10以互相相对的方式配置。定子30由电磁作用而将扭矩给予转子20,从而使转子20在圆周方向上进行旋转。

[0100] IPM电动机100在转子20上具备上述实施方式所涉及的稀土类烧结磁铁10。稀土类烧结磁铁10因为具有卓越的磁气特性,所以能够达到IPM电动机100的高输出。IPM电动机100的制造方法在稀土类烧结磁铁10的制造方法以外的方面,与使用通常的电动机部件的通常的方法相同。

[0101] (汽车)

[0102] 图3是表示本实施方式的汽车的发电机构、蓄电机构以及驱动机构的概念图,但是,本实施方式的汽车的构造并不限于图3所表示的构造。如图3所示,本实施方式所涉及到的汽车50具备上述本实施方式的电动机100、车轮48、蓄电池44、发电机42以及发动机40。

[0103] 由发动机40所产生的机械能量被发电机42转换成电能。该电能被蓄电于蓄电池44。被蓄电的电能由电动机100而被转换成机械能。来自于电动机100的机械能,使车轮48旋转,从而驱动汽车50。还有,也可以不通过蓄电池44以及发电机42而由发动机40产生的机械能而使车轮48直接旋转。

[0104] 以上,对本发明的优选的一个实施方式进行了详细的说明,但是,本发明并不限于上述实施方式。

[0105] 例如,本发明的汽车所具备的发电机也可以具有本发明的烧结磁铁。由此,与电动机相同,可以提高发电机的小型化以及发电效率。

[0106] 本发明的电动机为永久磁铁同步电动机的情况下,并不限于IPM电动机,也可以是SPM电动机。另外,本发明的电动机除了永久磁铁同步电动机之外,也可以是永久磁铁直流电动机、线性同步电动机、音圈电动机、振动电动机。

[0107] 实施例

[0108] (实施例1)

[0109] <第1工序>

[0110] 以薄带连铸法制作具有31wt%Nd-0.2wt%Al-0.5wt%Co-0.07wt%Cu-0.15wt%Zr-0.9wt%Ga-0.9wt%B-bal.Fe的组成的原料合金。由吸氢粉碎调制原料合金的粉末。在吸氢粉碎中,在使氢吸留于原料合金之后,在Ar气氛下、以600℃实行1小时的脱氢。

[0111] 使用诺塔(nauta)混合机对原料合金的粉末以及作为粉碎助剂的油酰胺实行10分钟的混合,之后,用喷射研磨机进行微粉碎,从而获得平均粒径为4 μ m的细微粉末。将原料合金作为基准,油酰胺的添加量调整至0.1质量%。

[0112] 将细微粉末填充于配置于电磁铁中的模具内,在磁场中成形从而制作出成形体。在成形中,一边将1200kA/m的磁场施加于细微粉末一边以120MPa对细微粉末加压。

[0113] 在真空中以1050℃对成形体实施烧结4小时,之后,实行急剧冷却而获得烧结体。还有,在氧浓度不到100ppm的气氛下实行从吸氢粉碎到烧结为止的各个工序。

[0114] <第2工序>

[0115] 将烧结体加工成10mm \times 10mm \times 3mm。将含有DyH₂的扩散剂涂布于加工后的烧结体上。作为扩散剂,使用使DyH₂分散于有机溶剂的浆料。扩散剂的涂布量以相对于烧结体的

DyH₂的比例成为0.8质量%的方式加以调整。

[0116] <第3工序以及第4工序>

[0117] 关于第3工序,在Ar气氛中以600℃对涂布了扩散剂的烧结体实施48小时的热处理。关于第3工序之后的第4工序,在Ar气氛中以800℃对烧结体实施1小时的热处理。

[0118] <第5工序>

[0119] 关于第5工序,以50℃/分钟的冷却速度将刚完成第4工序之后的烧结体冷却至其温度成为300℃。在Ar气氛中以540℃对冷却后的烧结体实施2小时的时效处理。由此,制得实施例1的烧结磁铁。

[0120] (实施例2)

[0121] 关于实施例2,将第5工序中的烧结体的冷却速度调整为20℃/分钟。另外,在实施例2中,不对冷却后的烧结体实施时效处理。除了这些事项之外,以与实施例1相同的方法制得实施例2的烧结磁铁。

[0122] (比较例1)

[0123] 关于比较例1,与实施例1相同地形成烧结体。在比较例1中,与实施例1相同地将扩散剂涂布于烧结体上。但是,在比较例1中,实行除了第3工序的热处理。即,在Ar气氛中以900℃对涂布了扩散剂的烧结体实施4小时的热处理,以50℃/分钟的冷却速度将该烧结体冷却至其温度成为300℃为止。在Ar气氛中以540℃对冷却后的烧结体实施2小时的时效处理。由此,制得比较例1的烧结磁铁。

[0124] (比较例2)

[0125] 除了将第5工序中的冷却速度调整到10℃/分钟之外,以与实施例1相同的方法,制作比较例2的烧结磁铁。

[0126] [组成分析]

[0127] 使用STEM-EDS以及EPMA,分析实施例1及2、以及比较例1及2的各烧结磁铁。

[0128] 将由STEM进行拍摄的实施例1的烧结磁铁的照片表示于图4(a)。图4(b)以及图4(c)的各个照片对应于与图4(a)相同的烧结磁铁的相同的区域。图4(b)是由以STEM-EDS测定的Dy的M线构成的照片。图4(c)是由以STEM-EDS测定的Nd的L线构成的照片。在图4(c)中最黑的部分对应于结晶颗粒的外壳。

[0129] 将由STEM进行拍摄的实施例1的烧结磁铁的照片表示于图5(a)。图5(a)的照片与图4(a)相同,对应于烧结磁铁。图4(a)是图5(a)的放大图。图5(a)、图5(b)以及图5(c)的对应关系与图4(a)、图4(b)以及图4(c)的情况相同。

[0130] 将由STEM进行拍摄的比较例1的烧结磁铁的照片表示于图6(a)。图6(a)、图6(b)以及图6(c)的对应关系与图4(a)、图4(b)以及图4(c)的情况相同。

[0131] 将由STEM进行拍摄的比较例2的烧结磁铁的照片表示于图7(a)。图7(a)、图7(b)以及图7(c)的对应关系与图4(a)、图4(b)以及图4(c)的情况相同。

[0132] 根据分析的结果,可以确认实施例1及2、以及比较例1及2的各个烧结磁铁具备具有铁芯以及包覆铁芯的外壳的Nd-Fe-B类稀土类磁铁的结晶颗粒群。可以确认实施例1及2、以及比较例1及2的各个烧结磁铁,外壳中的Dy的质量浓度比铁芯中的Dy的质量浓度高。

[0133] 实施例1的铁芯中的Nd的质量浓度为26.6质量%。实施例1的铁芯中的Dy的质量浓度为0.1质量%。实施例1的外壳中的Nd的质量浓度为23.3质量%。实施例1的外壳中的Dy的质

量浓度为3.7质量%。

[0134] 实施例2的铁芯中的Nd的质量浓度为26.6质量%。实施例2的铁芯中的Dy的质量浓度为0.1质量%。实施例2的外壳中的Nd的质量浓度为23.5质量%。实施例2的外壳中的Dy的质量浓度为3.5质量%。

[0135] 根据分析的结果,可以确认在实施例1及2中,在结晶颗粒中外壳最厚的部分面向晶界三相点。即,可以确认在实施例1及2中,外壳中面向晶界三相点的部分比除此之外的部分厚。另外,可以确认在实施例1中,如图4(a)所示,可以视为位错的晶体缺陷3被形成于结晶颗粒的铁芯与外壳之间。可以确认在实施例2中,也与实施例1相同,晶体缺陷被形成于结晶颗粒的铁芯与外壳之间。

[0136] 另一方面,可以确认在比较例1中,外壳整体的厚度是均匀的。即,在比较例1中,外壳中面向晶界三相点的部分的厚度与外壳的其它部分的厚度相同。可以确认在比较例2中,如图7(a)、图7(b)以及图7(c)所示,晶体缺陷未被形成于结晶颗粒的铁芯与外壳之间。

[0137] [磁气特性的评价]

[0138] 以BH描绘记录仪测定各个实施例以及比较例的稀土类烧结磁铁的剩余磁通密度(Br)以及矫顽力(HcJ)。

[0139] 实施例1的烧结磁铁的剩余磁通密度为1.48T。实施例1的烧结磁铁的矫顽力为1345kA/m。

[0140] 实施例2的烧结磁铁的剩余磁通密度为1.48T。实施例2的烧结磁铁的矫顽力为1329kA/m。

[0141] 比较例1的烧结磁铁的剩余磁通密度为1.45T。比较例1的烧结磁铁的矫顽力为1313kA/m。

[0142] 比较例2的烧结磁铁的剩余磁通密度为1.48T。比较例2的烧结磁铁的矫顽力为1266kA/m。

[0143] 可以确认实施例1、2与比较例1相比较,在剩余磁通密度以及矫顽力方面表现优异。可以确认比较例2与实施例1、2相比较,在矫顽力方面表现逊色。

[0144] 产业上的利用可能性

[0145] 根据本发明,能够提供在剩余磁通密度以及矫顽力方面表现优异的烧结磁铁、具备该烧结磁铁的电动机、具备该电动机的汽车以及该烧结磁铁的制造方法。

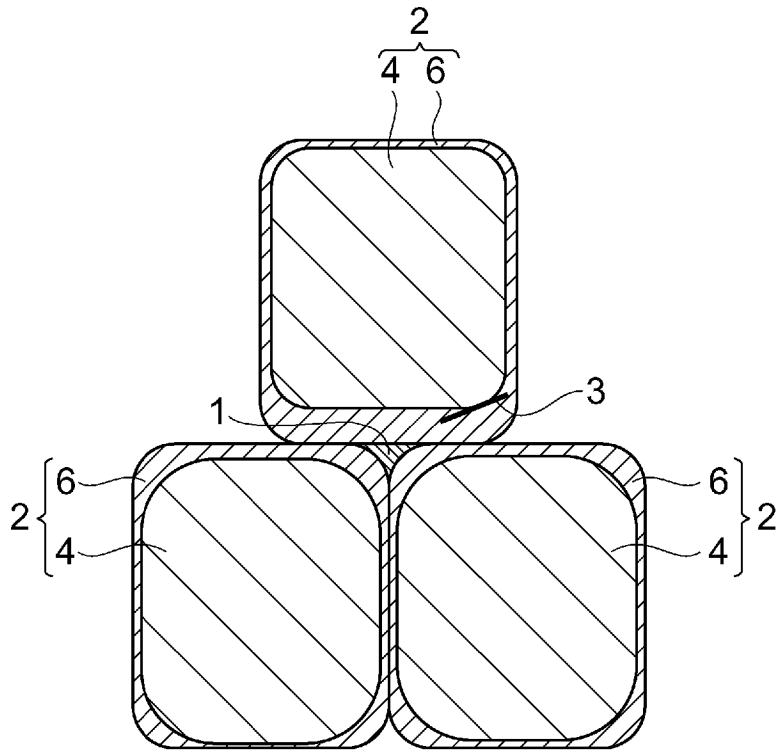


图1

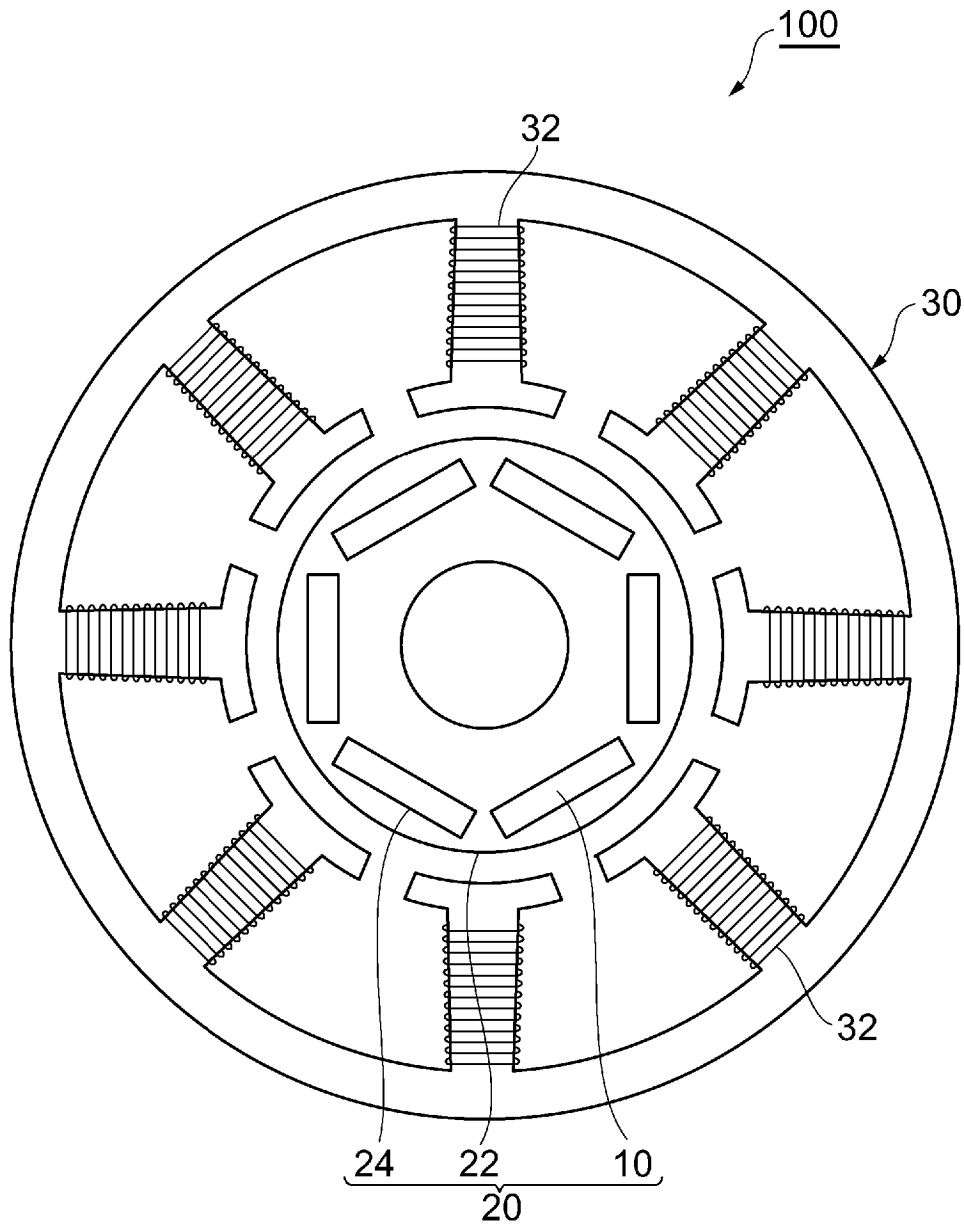


图2

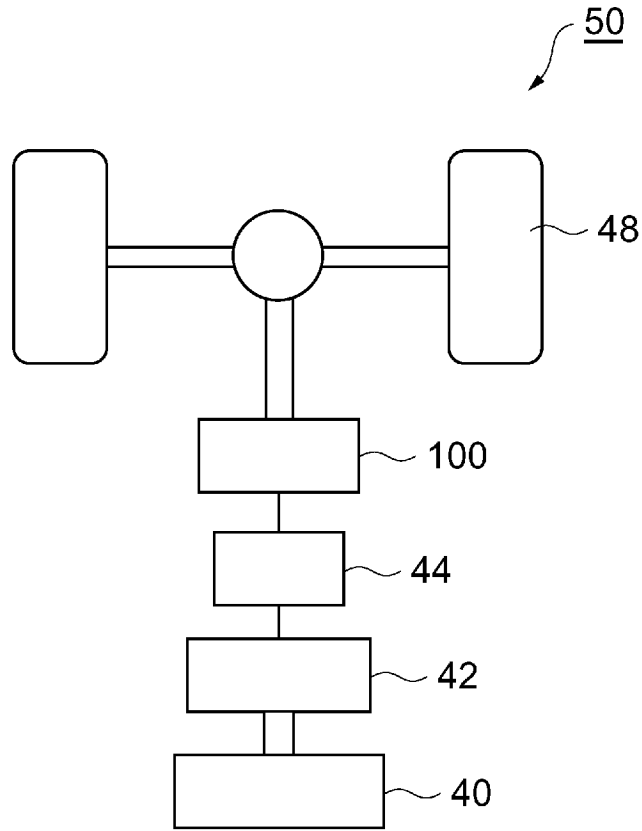


图3

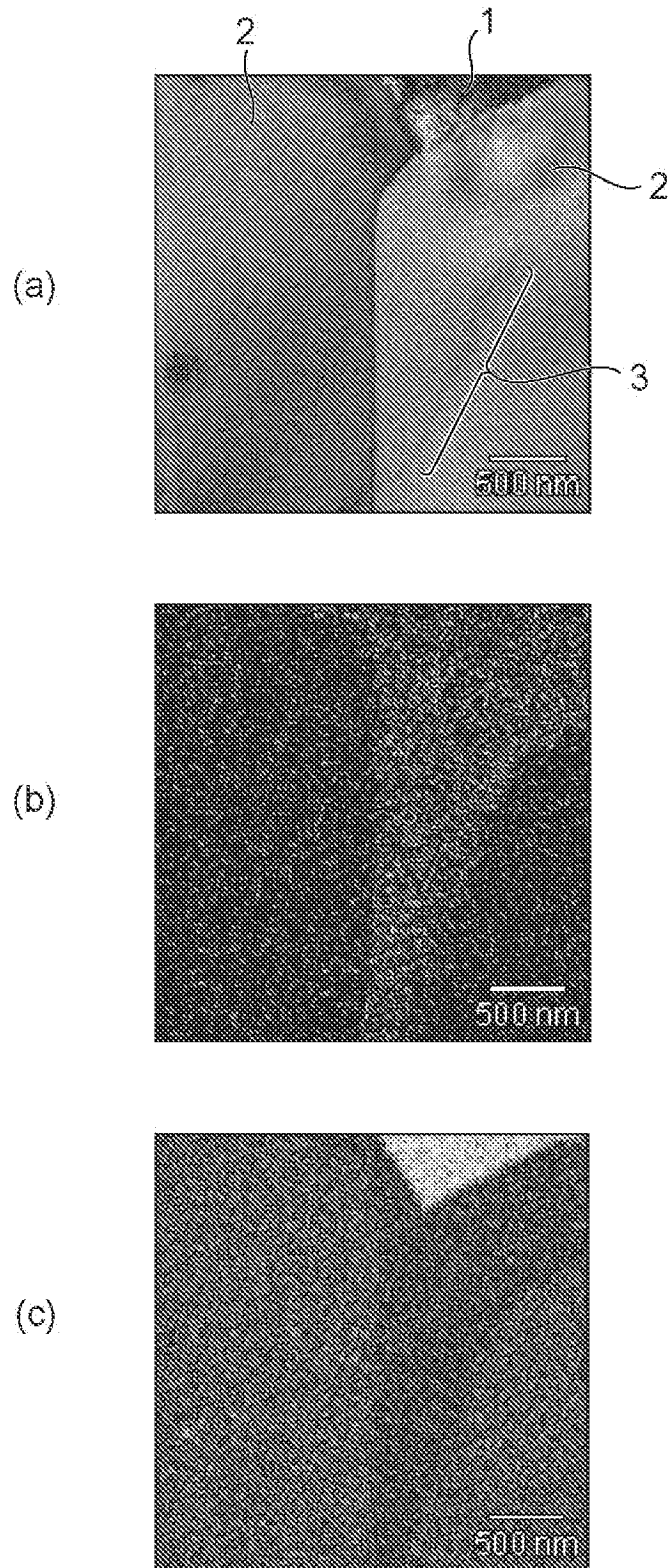


图4

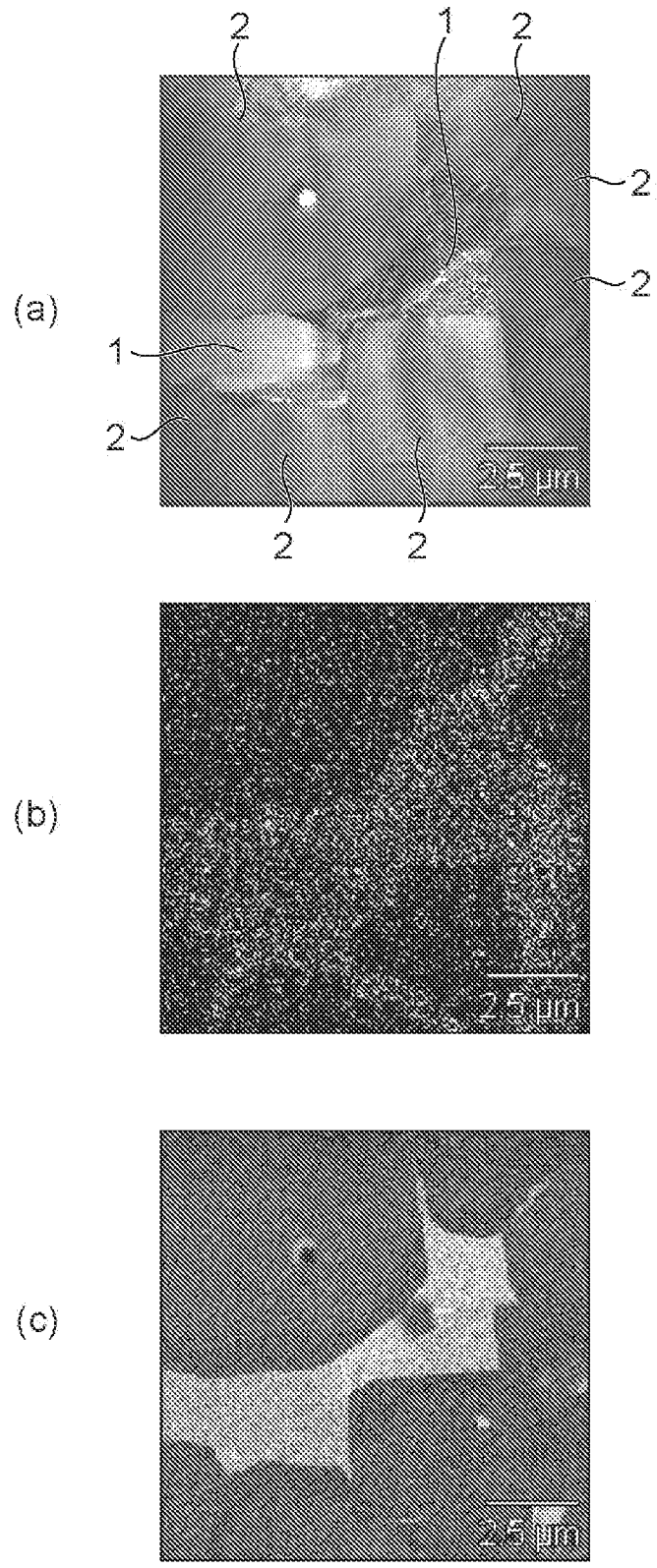


图5

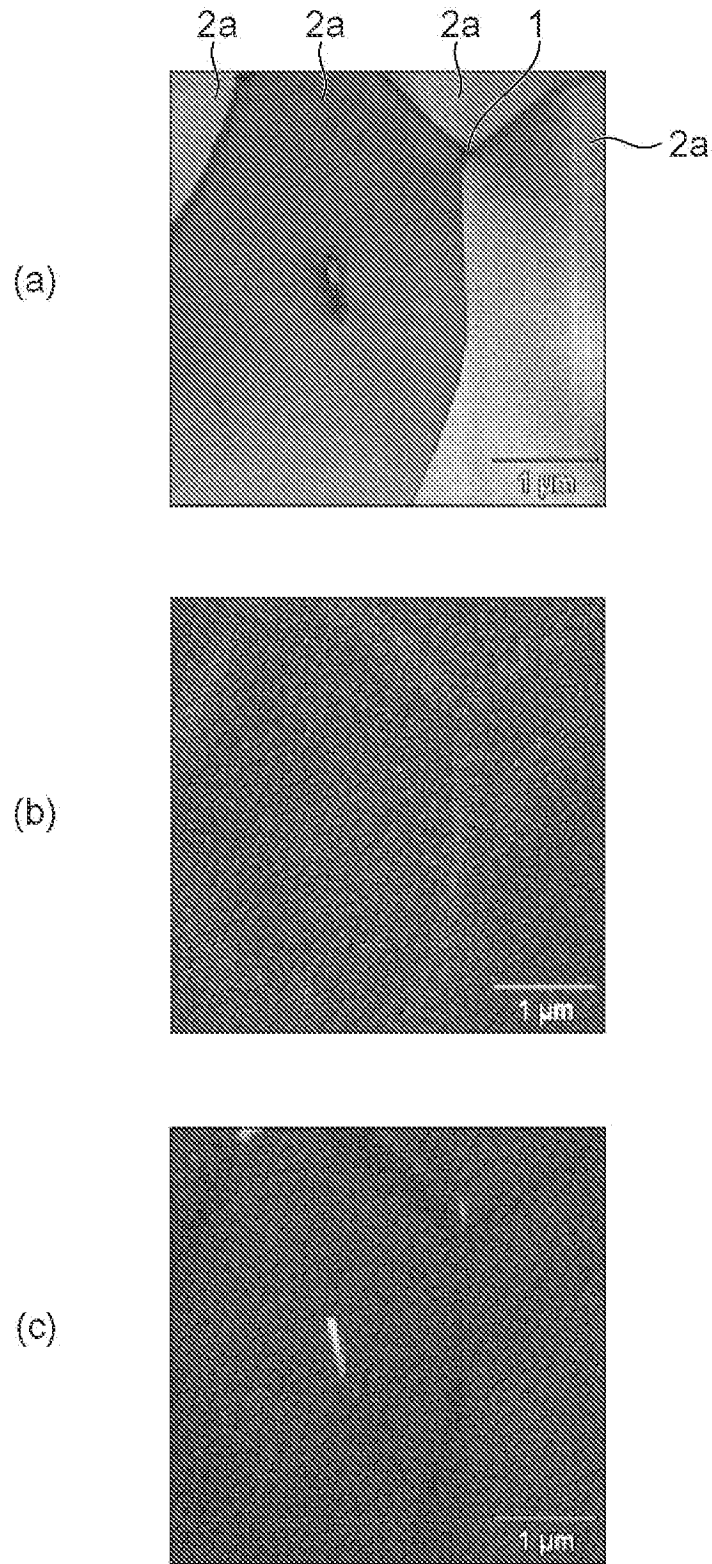


图6

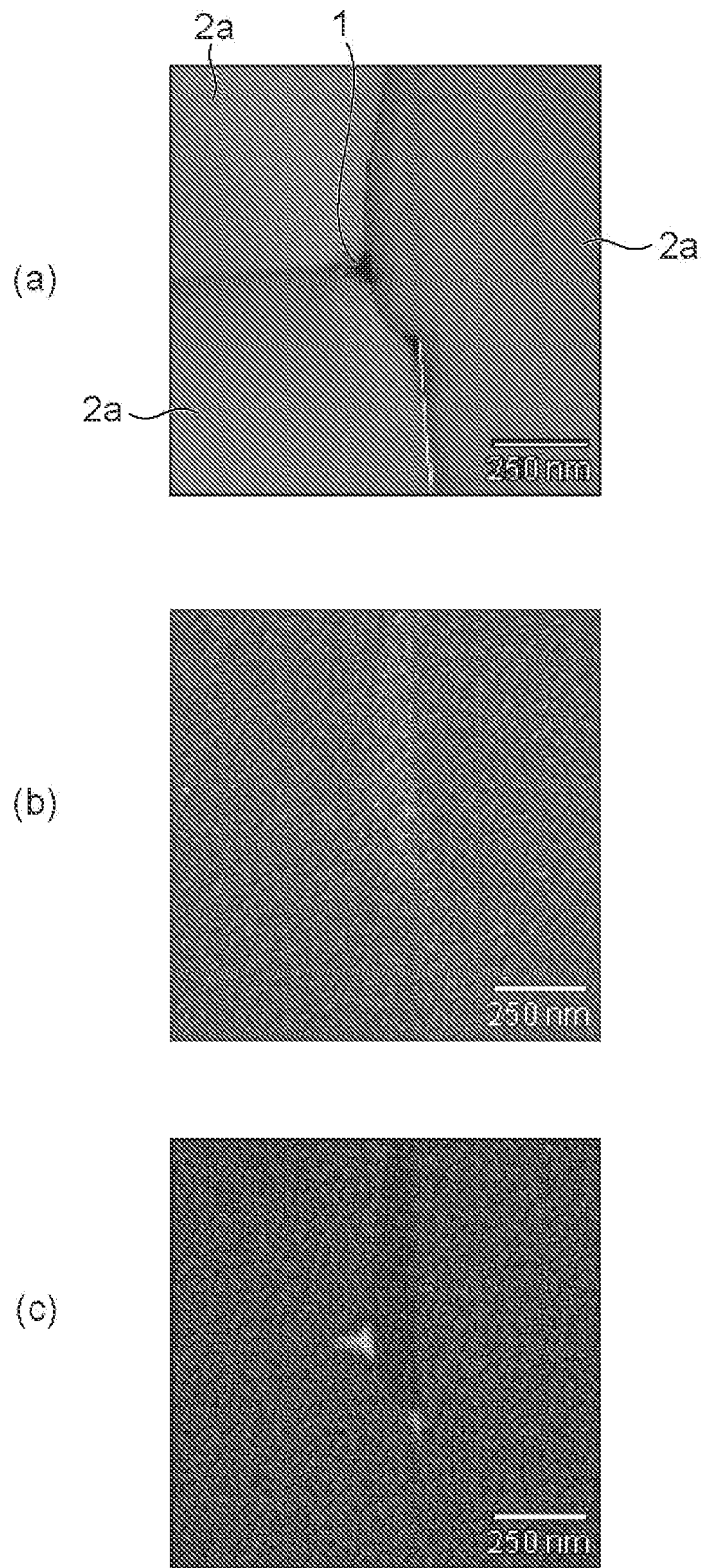


图7