



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 102007226 B

(45) 授权公告日 2013. 11. 06

(21) 申请号 200980113090. 2

(51) Int. Cl.

(22) 申请日 2009. 04. 13

G22C 38/00 (2006. 01)

(30) 优先权数据

G21D 8/12 (2006. 01)

2008-104940 2008. 04. 14 JP

G21D 9/46 (2006. 01)

G22C 38/16 (2006. 01)

(85) PCT申请进入国家阶段日

H01F 1/16 (2006. 01)

2010. 10. 14

(56) 对比文件

(86) PCT申请的申请数据

W0 2007/144964 A1, 2007. 12. 21, 第 6 页第

PCT/JP2009/057453 2009. 04. 13

21-27 行, 第 7 页第 15-27 行, 第 9 页第 2-13 行、
第 39-42 行, 第 12 页第 8-15 行, 第 14 页第 41-43
行, 第 15 页第 39-48 行, 第 16 页第 7-19 行, 第 17
页第 11-19 行, 表 1 和表 2 的第 15 号成分。

(87) PCT申请的公布数据

W02009/128428 JA 2009. 10. 22

(73) 专利权人 新日铁住金株式会社

审查员 赵睿

地址 日本东京

(72) 发明人 有田吉宏 村上英邦 牛神义行

久保田猛

(74) 专利代理机构 永新专利商标代理有限公司

72002

代理人 陈建全

权利要求书1页 说明书16页

(54) 发明名称

高强度无方向性电磁钢板及其制造方法

(57) 摘要

本发明涉及一种高强度无方向性电磁钢板, 其以质量 % 计含有 C : 0.002 % ~ 0.05 %、Si : 2.0 % ~ 4.0 %、Mn : 0.05 % ~ 1.0 %、N : 0.002 % ~ 0.05 %、及 Cu : 0.5 % ~ 3.0 %。Al 含量为 3.0 % 以下, 在将 Nb 含量 (%) 设定为 [Nb]、将 Zr 含量 (%) 设定为 [Zr]、将 Ti 含量 (%) 设定为 [Ti]、将 V 含量 (%) 设定为 [V]、将 C 含量 (%) 设定为 [C]、将 N 含量 (%) 设定为 [N] 时, 满足下式 (1) 及下式 (2)。剩余部分包括 Fe 及不可避免的杂质, 再结晶面积率为 50 % 以上, 拉伸试验的屈服应力为 700MPa 以上, 断裂伸长率为 10 % 以上, 涡流损耗 $We_{10/400}$ (W/kg) 在与钢板的板厚 t (mm) 的关系中, 满足下式 (3) : $2.0 \times 10^{-4} \leq [Nb]/93 + [Zr]/91 + [Ti]/48 + [V]/51$ (1), $1.0 \times 10^{-3} \leq [C]/12 + [N]/14 - ([Nb]/93 + [Zr]/91 + [Ti]/48 + [V]/51) \leq 3.0 \times 10^{-3}$ (2), $We_{10/400} \leq 70 \times t^2$ (3)。

1. 一种高强度无方向性电磁钢板的制造方法,其特征在于,具有以下工序:

制作下述板坯的工序,所述板坯以质量 % 计,含有:

C :0.002% ~ 0.05%、

Si :2.0% ~ 4.0%、

Mn :0.05% ~ 1.0%、

N :0.012% ~ 0.05%、及

Cu :0.5% ~ 3.0%、

Al 含量为 3.0% 以下,

在将 Nb 含量(%)设定为 [Nb]、将 Zr 含量(%)设定为 [Zr]、将 Ti 含量(%)设定为 [Ti]、将 V 含量(%)设定为 [V]、将 C 含量(%)设定为 [C]、将 N 含量(%)设定为 [N] 时,满足下式(1)及下式(2),

剩余部分由 Fe 及不可避免的杂质构成;

通过进行所述板坯的热轧而得到热轧板的工序;

进行所述热轧板的酸洗的工序;

接着,通过进行所述热轧板的冷轧而得到冷轧板的工序;以及

进行所述冷轧板的最终退火的工序;其中,

所述最终退火的均热温度 T (°C) 和所述冷轧板的 Cu 含量 a (质量 %) 满足下式(4);

在所述最终退火的冷却时使 Cu 析出;

$$2.0 \times 10^{-4} \leq [\text{Nb}] / 93 + [\text{Zr}] / 91 + [\text{Ti}] / 48 + [\text{V}] / 51 \quad (1)$$

$$1.17 \times 10^{-3} \leq [\text{C}] / 12 + [\text{N}] / 14 - ([\text{Nb}] / 93 + [\text{Zr}] / 91 + [\text{Ti}] / 48 + [\text{V}] / 51) \leq 3.0 \times 10^{-3} \quad (2)$$

$$T \geq 200 \times a + 500 \quad (4)。$$

2. 根据权利要求 1 所述的高强度无方向性电磁钢板的制造方法,其特征在于:在所述得到热轧板的工序与所述进行酸洗的工序之间,具有进行所述热轧板的退火的工序。

3. 根据权利要求 1 或 2 所述的高强度无方向性电磁钢板的制造方法,其特征在于:所述板坯以质量 % 计还含有 Ni :0.5% ~ 3.0%。

4. 根据权利要求 1 或 2 所述的高强度无方向性电磁钢板的制造方法,其特征在于:所述板坯以质量 % 计还含有 Sn :0.01% ~ 0.10%。

5. 根据权利要求 3 所述的高强度无方向性电磁钢板的制造方法,其特征在于:所述板坯以质量 % 计还含有 Sn :0.01% ~ 0.10%。

6. 根据权利要求 1 或 2 所述的高强度无方向性电磁钢板的制造方法,其特征在于:所述板坯以质量 % 计还含有 B :0.0010% ~ 0.0050%。

7. 根据权利要求 3 所述的高强度无方向性电磁钢板的制造方法,其特征在于:所述板坯以质量 % 计还含有 B :0.0010% ~ 0.0050%。

8. 根据权利要求 4 所述的高强度无方向性电磁钢板的制造方法,其特征在于:所述板坯以质量 % 计还含有 B :0.0010% ~ 0.0050%。

9. 根据权利要求 5 所述的高强度无方向性电磁钢板的制造方法,其特征在于:所述板坯以质量 % 计还含有 B :0.0010% ~ 0.0050%。

高强度无方向性电磁钢板及其制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及适合用作电动汽车用马达及电器设备用马达的铁芯材料的高强度无方向性电磁钢板及其制造方法。

背景技术

[0002] 近年来,由于世界性的电器设备的节能化的高涨,对于作为旋转机械的铁芯材料使用的无方向性电磁钢板,一直要求更高性能的特性。特别在最近,作为电动汽车等中使用的马达,小型高功率马达的需求高涨。在这样的电动汽车用马达中,一直以能够使其高速旋转从而得到高转矩的方式进行设计。

[0003] 高速旋转马达还一直被用于机床及清扫机等电气设备。但是,电动汽车用的高速旋转马达的外形比电器设备用的高速旋转马达的外形大。另外,作为电动汽车用的高速旋转马达,主要采用 DC 无电刷马达。在 DC 无电刷马达中,在转子的外周附近埋入磁铁。在此结构中,转子外周部的桥接部宽度(从转子的最外周到磁铁间的钢板的宽度)根据空间的不同而非常狭窄,为 1 ~ 2mm。因此,电动汽车用的高速旋转马达已经要求比以往的无方向性电磁钢板更高强度的钢板。

[0004] 在专利文献 1 中,记载了通过在 Si 中加入 Mn 及 Ni 而谋求固溶强化的无方向性电磁钢板。但是,通过该无方向性电磁钢板也不能得到足够的强度。另外,伴随着 Mn 及 Ni 的添加而使韧性容易降低,不能得到充分的生产性及成品率。另外,添加的合金的价格昂贵。特别是近年来,因世界性的需求平衡而使 Ni 的价格高涨。

[0005] 在专利文献 2 及 3 中,记载了将碳氮化物分散于钢中而谋求强化的无方向性电磁钢板。但是,通过这些无方向性电磁钢板也不能得到足够的强度。

[0006] 在专利文献 4 中记载了采用 Cu 析出物以谋求强化的无方向性电磁钢板。但是,在该无方向性电磁钢板的制造时,热处理条件受到制约。因此,不能得到所要求的强度及磁特性。

[0007] 专利文献 1 :日本特开昭 62-256917 号公报

[0008] 专利文献 2 :日本特开平 06-330255 号公报

[0009] 专利文献 3 :日本特开平 10-018005 号公报

[0010] 专利文献 4 :日本特开 2004-084053 号公报

发明内容

[0011] 本发明的目的在于提供一种能够容易得到高的强度及磁特性的高强度无方向性电磁钢板及其制造方法。

[0012] 本发明为解决上述课题而将以下内容作为要旨。

[0013] (I) 一种高强度无方向性电磁钢板,其特征在于:

[0014] 以质量%计,含有:

[0015] C :0.002% ~ 0.05%、

- [0016] Si :2.0%~4.0%、
- [0017] Mn :0.05%~1.0%、
- [0018] N :0.002%~0.05%、及
- [0019] Cu :0.5%~3.0%、
- [0020] Al 含量为 3.0%以下；
- [0021] 在将 Nb 含量 (%) 设定为 [Nb]、将 Zr 含量 (%) 设定为 [Zr]、将 Ti 含量 (%) 设定为 [Ti]、将 V 含量 (%) 设定为 [V]、将 C 含量 (%) 设定为 [C]、将 N 含量 (%) 设定为 [N] 时,满足下式 (1) 及下式 (2)；
- [0022] 剩余部分包括 Fe 及不可避免的杂质；
- [0023] 再结晶面积率为 50%以上；
- [0024] 拉伸试验的屈服应力为 700MPa 以上；
- [0025] 断裂伸长率为 10%以上；
- [0026] 涡流损耗 $W_{e_{10/400}}$ (W/kg) 在与钢板的板厚 t (mm) 的关系中,满足下式 (3)。
- [0027] $2.0 \times 10^{-4} \leq [\text{Nb}]/93 + [\text{Zr}]/91 + [\text{Ti}]/48 + [\text{V}]/51$ (1)
- [0028] $1.0 \times 10^{-3} \leq [\text{C}]/12 + [\text{N}]/14 - ([\text{Nb}]/93 + [\text{Zr}]/91 + [\text{Ti}]/48 + [\text{V}]/51) \leq 3.0 \times 10^{-3}$ (2)
- [0029] $W_{e_{10/400}} \leq 70 \times t^2$ (3)
- [0030] (II) 根据上述 (I) 所述的高强度无方向性电磁钢板,其特征在于:以质量%计还含有 Ni :0.5%~3.0%。
- [0031] (III) 根据上述 (I) 或 (II) 所述的高强度无方向性电磁钢板,其特征在于:以质量%计还含有 Sn :0.01%~0.10%。
- [0032] (IV) 根据上述 (I) ~ (III) 中的任一项所述的高强度无方向性电磁钢板,其特征在于:以质量%计还含有 B :0.0010%~0.0050%。
- [0033] (V) 一种高强度无方向性电磁钢板的制造方法,其特征在于,具有以下工序：
- [0034] 制作下述板坯的工序,所述板坯以质量%计,含有：
- [0035] C :0.002%~0.05%、
- [0036] Si :2.0%~4.0%、
- [0037] Mn :0.05%~1.0%、
- [0038] N :0.002%~0.05%、及
- [0039] Cu :0.5%~3.0%、
- [0040] Al 含量为 3.0%以下，
- [0041] 在将 Nb 含量 (%) 设定为 [Nb]、将 Zr 含量 (%) 设定为 [Zr]、将 Ti 含量 (%) 设定为 [Ti]、将 V 含量 (%) 设定为 [V]、将 C 含量 (%) 设定为 [C]、将 N 含量 (%) 设定为 [N] 时,满足下式 (1) 及下式 (2)，
- [0042] 剩余部分包括 Fe 及不可避免的杂质；
- [0043] 通过进行所述板坯的热轧而得到热轧板的工序；
- [0044] 进行所述热轧板的酸洗的工序；
- [0045] 接着,通过进行所述热轧板的冷轧而得到冷轧板的工序；以及
- [0046] 进行所述冷轧板的最终退火的工序；

[0047] 所述最终退火的均热温度 $T(^{\circ}\text{C})$ 和所述冷轧板的 Cu 含量 $a(\text{质量}\%)$ 满足下式 (4)。

[0048] $T \geq 200 \times a + 500$ (4)

[0049] (VI) 根据上述 (V) 所述的高强度无方向性电磁钢板的制造方法,其特征在于:在所述得到热轧板的工序与所述进行酸洗的工序之间,具有进行所述热轧板的退火的工序。

[0050] (VII) 一种高强度无方向性电磁钢板的制造方法,其特征在于,具有以下工序:

[0051] 制作下述板坯的工序,所述板坯以质量 % 计,含有:

[0052] C:0.002% ~ 0.05%、

[0053] Si:2.0% ~ 4.0%、

[0054] Mn:0.05% ~ 1.0%、

[0055] N:0.002% ~ 0.05%、及

[0056] Cu:0.5% ~ 3.0%、

[0057] Al 含量为 3.0% 以下,

[0058] 在将 Nb 含量(%) 设定为 [Nb]、将 Zr 含量(%) 设定为 [Zr]、将 Ti 含量(%) 设定为 [Ti]、将 V 含量(%) 设定为 [V]、将 C 含量(%) 设定为 [C]、将 N 含量(%) 设定为 [N] 时,满足下式 (1) 及下式 (2),

[0059] 剩余部分包括 Fe 及不可避免的杂质;

[0060] 通过进行所述板坯的热轧而得到热轧板的工序;

[0061] 接着,进行所述热轧板的酸洗的工序;

[0062] 接着,通过进行所述热轧板的冷轧而得到冷轧板的工序;以及

[0063] 进行所述冷轧板的最终退火的工序;

[0064] 所述热轧的卷取温度为 550°C 以下,且所述热轧板的夏氏冲击试验中的延性脆性断口转变温度为 70°C 以下。

[0065] $2.0 \times 10^{-4} \leq [\text{Nb}] / 93 + [\text{Zr}] / 91 + [\text{Ti}] / 48$

[0066] (VIII) 一种高强度无方向性电磁钢板的制造方法,其特征在于,具有以下工序:

[0067] 制作下述板坯的工序,所述板坯以质量 % 计,含有:

[0068] C:0.002% ~ 0.05%、

[0069] Si:2.0% ~ 4.0%、

[0070] Mn:0.05% ~ 1.0%、

[0071] N:0.002% ~ 0.05%、及

[0072] Cu:0.5% ~ 3.0%、

[0073] Al 含量为 3.0% 以下,

[0074] 在将 Nb 含量(%) 设定为 [Nb]、将 Zr 含量(%) 设定为 [Zr]、将 Ti 含量(%) 设定为 [Ti]、将 V 含量(%) 设定为 [V]、将 C 含量(%) 设定为 [C]、将 N 含量(%) 设定为 [N] 时,满足下式 (1) 及下式 (2),

[0075] 剩余部分包括 Fe 及不可避免的杂质;

[0076] 通过进行所述板坯的热轧而得到热轧板的工序;

[0077] 接着,进行所述热轧板的退火的工序;

[0078] 接着,进行所述热轧板的酸洗的工序;

[0079] 接着,通过进行所述热轧板的冷轧而得到冷轧板的工序;以及

[0080] 进行所述冷轧板的最终退火的工序;

[0081] 所述退火的从 900℃到 500℃的冷却速度为 50℃/sec 以上,且所述热轧板的夏氏冲击试验中的延性脆性断口转变温度为 70℃以下。

[0082] 本发明人就活用 Cu 析出物的以往的钢的强化方法研究了热处理条件严重影响强度及磁特性的理由。结果发现:为了通过 Cu 的析出而强化钢板,在冷轧后的最终退火中,使 Cu 暂时固溶的高的退火温度是必要的。

[0083] 具体实施方式

[0084] 可是,也获得了如下的见解:单凭提高最终退火温度,使晶粒粗大化,Cu 析出所提供的强化分量减少。

[0085] 另外,还获得了如下的见解:如果晶粒粗大化和 Cu 的析出强化重叠,则拉伸试验中的断裂伸长率显著降低。该断裂伸长率的显著降低特别是在由钢板冲裁马达芯子的情况下,使得裂纹进入到冲裁端面,从而发展到马达芯子的成品率及生产性显著降低。因此,希望避免断裂伸长率的显著降低。

[0086] 于是,本发明人对一面享受 Cu 的析出强化,一面解决上述诸问题的方法进行了进一步的潜心研究。结果获得了如下的见解:通过含有某规定量的 C、N、Nb、Zr、Ti 及 V,能够使 Cu 的析出强化和晶粒的微细化得以兼顾,从而能够解决上述诸问题。

[0087] 再者,还获得了如下的见解:高强度电磁钢板的主要用途即转子所要求的磁特性是 400Hz 或其以上的高频下的涡流损耗 (We),即使在其降低中,含有 C、N、Nb、Zr、Ti 及 V 所产生的晶粒微细化也是有效的。

[0088] 这里,对以至完成本发明的实验结果进行叙述。

[0089] (实验 1)

[0090] 用实验室真空熔炼炉,制作以质量%计含有 Si :3.1%、Mn :0.2%、Al :0.5%、Cu :2.0%,且 C、N、Nb、Zr、Ti 及 V 的质量%如表 1 所示的钢,在 1100℃下加热 60 分钟后,立即进行热轧,从而得到板厚为 2.0mm 的热轧板。然后,对该热轧板进行酸洗,通过一次冷轧而得到板厚为 0.35mm 的冷轧板。对该冷轧板在 800℃~1000℃下实施 30 秒钟的最终退火。表 2 中示出了最终退火后的诸特性的测定结果。

[0091] 表 1

(质量%)

[0092]

基材符号	C(%)	N(%)	Nb(%)	Zr(%)	Ti(%)	V(%)
A	0.001	0.003	0.001	0.002	0.003	0.004
B	0.008	0.003	0.012	0.002	0.003	0.004
C	0.028	0.003	0.030	0.002	0.003	0.004
D	0.045	0.003	0.040	0.040	0.040	0.040
E	0.055	0.003	0.035	0.002	0.003	0.004

[0093] 表 2

(评价:○良好、×不良)

[0094]

基材符号	最终退火温度 (°C)	再结晶面积率 (%)	屈服应力 (MPa)	断裂伸长率 (%)	涡流损耗 We10/400 (W/kg)	评价	备注
A	800	0	-	-	-	×	因未再结晶而在评价之外
	900	100	632	11	9.1	×	屈服强度低, We高
	1000	100	633	2	10.5	×	屈服应力和伸长率低, We高
B	800	0	-	-	-	×	因未再结晶而在评价之外
	900	20	-	-	-	×	因再结晶面积率低而在评价之外
	1000	100	635	8	10.8	×	屈服应力和伸长率低, We高
C	800	0	-	-	-	×	因未再结晶而在评价之外
	900	100	732	22	7.5	○	全部为良好特性
	1000	100	768	18	8.2	○	全部为良好特性
D	800	0	-	-	-	×	因未再结晶而在评价之外
	900	100	789	26	7.7	○	全部为良好特性
	1000	100	823	23	7.8	○	全部为良好特性
E	800	0	-	-	-	×	因未再结晶而在评价之外
	900	0	-	-	-	×	因未再结晶而在评价之外
	1000	100	879	8	7.7	×	伸长率低

[0095] 如表 2 所示,在 Nb、Zr、Ti 及 V 满足式 (1) 的基材 C 及 D 中,屈服强度和断裂伸长率高,且涡流损耗低,从而得到了良好的特性。对于几乎不含 C、N、Nb、Zr、Ti 及 V 的基材 A,屈服强度和断裂伸长率都低,涡流损耗高。这是因为在 900°C 及 1000°C 的最终退火中,晶粒粗大化。

[0096] 关于基材 B,900°C 的最终退火中的再结晶面积率低。可以推测这是因为稍稍含有的 Nb 在即将最终退火的再结晶前析出,从而使再结晶延迟。另外,可以推测在 1000°C 的最终退火中,因 Nb 固溶而使晶粒粗大化,以致出现与基材 A 相同的结果。

[0097] 关于得到了良好特性的基材 C,可以推测 Nb 析出物适度分散地析出,关于基材 D,可以推测 Ti 析出物适度分散地析出,从而抑制了 900°C 及 1000°C 时的晶粒生长。另一方面,Cu 在 900°C 及 1000°C 的最终退火温度下暂时固溶,进而在最终退火的冷却时微细地析出,因此能够最大限度地活用 Cu 的析出强化。其结果是,可以推测能够得到高的屈服强度和断裂伸长率、及低的涡流损耗。

[0098] 关于基材 E,虽然屈服强度高,但是断裂伸长率低。可以认为这是过剩 C 所产生的不良影响。此外,在所有的条件下,在 800°C 的最终退火中都不进行再结晶。可以认为这是因为在退火前固溶的 Cu 在退火中析出,从而使再结晶延迟。

[0099] (实验 2)

[0100] 用实验室真空熔炼炉,制作以质量%计含有 Si :2.8%、Mn :0.1%、Al :1.0%、Cu :1.8%,且 C、N、Nb、Zr、Ti 及 V 的质量%如表 3 所示的钢,在 1150°C 下加热 60 分钟后,立即进行热轧,从而得到板厚为 2.2mm 的热轧板。然后,对该热轧板进行酸洗,通过一次冷轧而得到板厚为 0.35mm 的冷轧板。对该冷轧板在 800 ~ 1000°C 下实施 30 秒的最终退火。表 4 中示出了最终退火后的诸特性的测定结果。

[0101] 表 3 (质量%)

[0102]

基材符号	C (%)	N (%)	Nb (%)	Zr (%)	Ti (%)	V (%)
F	0.003	0.001	0.001	0.002	0.003	0.004

G	0.003	0.009	0.011	0.002	0.003	0.004
H	0.003	0.033	0.031	0.002	0.003	0.004
I	0.003	0.049	0.041	0.039	0.039	0.039
J	0.003	0.064	0.036	0.002	0.003	0.004

[0103] 表 4

(评价:○良好、×不良)

[0104]

基材符号	最终退火温度(℃)	再结晶面积率(%)	屈服应力(MPa)	断裂伸长率(%)	涡流损耗We10/400(W/kg)	评价	备注
F	800	0	-	-	-	×	因未再结晶而在评价之外
	900	100	630	12	9.3	×	屈服强度低, We高
	1000	100	632	3	10.4	×	屈服应力和伸长率低, We高
G	800	0	-	-	-	×	因未再结晶而在评价之外
	900	20	-	-	-	×	因再结晶面积率低而在评价之外
	1000	100	632	7	10.7	×	屈服应力和伸长率低, We高
H	800	0	-	-	-	×	因未再结晶而在评价之外
	900	100	735	20	7.6	○	全部为良好特性
	1000	100	769	19	8.1	○	全部为良好特性
I	800	0	-	-	-	×	因未再结晶而在评价之外
	900	100	787	24	7.8	○	全部为良好特性
	1000	100	826	21	7.9	○	全部为良好特性
J	800	0	-	-	-	×	因未再结晶而在评价之外
	900	0	-	-	-	×	因未再结晶而在评价之外
	1000	100	884	7	7.8	×	伸长率低

[0105] 如表 4 所示,在 Nb、Zr、Ti 及 V 满足式 (1) 的基材 H 及 I 中,屈服强度和断裂伸长率高,且涡流损耗低,从而得到了良好的特性。对于几乎不含 C、N、Nb、Zr、Ti 及 V 的基材 F,屈服强度和断裂伸长率都低,涡流损耗高。这是因为在 900℃ 及 1000℃ 的最终退火中,晶粒粗大化。

[0106] 关于基材 G,900℃ 的最终退火中的再结晶面积率低。可以推测这是因为稍稍含有的 Nb 在即将最终退火的再结晶前析出,从而使再结晶延迟。另外,可以推测在 1000℃ 的最终退火中,因 Nb 固溶而使晶粒粗大化,以致出现与基材 F 相同的结果。

[0107] 关于得到了良好特性的基材 H,可以推测 Nb 析出物适度分散地析出,关于基材 I,可以推测 Ti 析出物适度分散地析出,从而抑制了 900℃ 及 1000℃ 时的晶粒生长。另一方面,Cu 在 900℃ 及 1000℃ 的最终退火温度下暂时固溶,进而在最终退火的冷却时微细地析出,因此能够最大限度地活用 Cu 的析出强化。其结果是,可以推测能够得到高的屈服强度和断裂伸长率、及低的涡流损耗。

[0108] 关于基材 J,虽然屈服强度高,但是断裂伸长率低。可以认为这是过剩 N 所产生的不良影响。此外,在所有的条件下,在 800℃ 的最终退火中都不进行再结晶。可以认为这是因为在退火前固溶的 Cu 在退火中析出,从而使再结晶延迟。

[0109] 800℃ 下的最终退火迄今为止作为使晶粒微细化的处理而进行。也就是说,是以通过该最终退火使 Cu 暂时固溶,从而谋求高强度化,且在钢板再结晶后不使晶粒粗大化为目的而进行的。但是,从实验 1 及 2 中判明:即使一面添加 Cu 一面调整退火温度,单凭这样也

难以得到充分的强度。也就是说,在以往的技术中,难以兼顾机械特性及磁特性。与此相对照,根据以下所述的本发明,可以使机械特性及磁特性得到兼顾。

[0110] 下面对本发明的高强度无方向性电磁钢板中的数值的限定理由进行叙述。以下%表示质量%。

[0111] C是晶粒微细化所必要的元素。微细的碳化物使再结晶时的核生成点增加,进而具有抑制晶粒生长的效果。为了享受其效果,C含量在0.002%以上。特别是在N低于0.005%时,优选的C含量为0.01%以上,更优选为0.02%以上。另一方面,如果添加超过0.05%,则断裂伸长率显著降低。因此,将C含量的上限规定为0.05%。

[0112] Si对于降低涡流损耗是有效的元素,同时对于固溶强化也是有效的元素。可是,如果过度添加,则冷轧性显著降低。因此,将Si含量的上限规定为4.0%。另一方面,从固溶强化和涡流损耗的角度考虑,将下限规定为2.0%。

[0113] Mn与Si同样对于降低涡流损耗、提高强度是有效的元素。可是,即使Mn含量超过1.0%,其效果也不会提高而达到饱和,因此,将Mn含量的上限规定为1.0%。另一方面,从生成硫化物的角度考虑,将下限规定为0.05%。

[0114] Al与Si同样对于增加电阻率是有效的元素。可是,如果Al含量超过3.0%,则铸造性降低,因此考虑到生产性,将Al含量的上限规定为3.0%。关于下限,没有特别的限定。但是,从脱氧的稳定化(防止铸造中的喷嘴堵塞)的角度考虑,Al脱氧时的Al含量优选为0.02%以上,Si脱氧时的Al含量优选为0.01%以上。

[0115] N是晶粒微细化所必需的元素。微细的氮化物使再结晶时的核生成点增加,进而具有抑制晶粒生长的效果。为了享受其效果,将N含量规定在0.002%以上。如果使N大大超过通常的水平而含有0.005%以上,则抑制晶粒生长的效果更加显著。由于N含量越高此效果越大,因此优选再增加N含量,使其在0.01%以上,更优选为0.02%以上。特别是在C含量低于0.005%时,通过添加这样的N所得到的效果更加突出。另一方面,如果添加超过0.05%,则断裂伸长率显著降低。因此,将N含量的上限规定为0.05%。

[0116] Cu是导致析出强化的重要元素。在低于0.5%时,在钢中完全固溶,不能得到析出强化的效果,因此将Cu含量的下限规定为0.5%。考虑到强度饱和,将上限规定为3.0%。

[0117] Ni是能在不使钢板太脆化的情况下进行高强度化有效的元素。但是,由于是高价元素,因此可以根据所要求的强度进行添加。在添加的情况下,为了充分得到其效果,优选含有0.5%以上。另外,考虑到成本,将上限规定为3.0%。另外,从抑制因添加Cu而发生的重皮缺陷的角度考虑,优选添加Cu添加量的1/2以上。

[0118] Sn具有改善织构,并抑制退火时的氮化或氧化的效果。特别地,对因添加Cu而降低的磁通密度的改善效果较大。在享受这些效果的情况下,在低于0.01%时,得不到所希望的效果,另一方面,如果添加超过0.10%,则有时招致重皮的增大。因此,Sn的添加量优选为0.01%~0.10%。

[0119] B具有在晶界偏析,提高热轧板及热轧退火板的韧性的效果。在享受该效果的情况下,在低于0.0010%时,得不到所希望的效果,另一方面,如果添加超过0.0050%,则有时发生铸造时的板坯裂纹。因此,优选B添加量为0.0010%~0.0050%。

[0120] Nb、Zr、Ti及V这4种元素具有生成碳化物或氮化物,抑制晶粒直径粗大化的效果。而且在满足采用各元素的质量%除以原子量得出的值构成的式(1)的情况下,表现出

显著的效果。[Nb] 表示 Nb 含量 (质量%)、[Zr] 表示 Zr 含量 (质量%)、[Ti] 表示 Ti 含量 (质量%)、[V] 表示 V 含量 (质量%)。

$$[0121] \quad 2.0 \times 10^{-4} \leq [\text{Nb}]/93 + [\text{Zr}]/91 + [\text{Ti}]/48 + [\text{V}]/51 \quad (1)$$

[0122] 式 (1) 中, 在右边的值低于 2.0×10^{-4} 时, 析出量不足, 不能得到充分的晶粒抑制效果。因此, 将右边的值的下限规定为 2.0×10^{-4} 。另一方面, 这些元素的过剩含有部分在钢中固溶, 不会对钢的特性产生影响, 因此上限没有特别规定。但是, 如果考虑到特性和成本, 则优选右边的值为 1.0×10^{-2} 以下。

[0123] 规定了 C、N、Nb、Zr、Ti 及 V 这 6 种元素的关系的式 (2) 是与式 (1) 联立使晶粒微细化的重要参数。[C] 表示 C 含量 (质量%), [N] 表示 N 含量 (质量%)。

$$[0124] \quad 1.0 \times 10^{-3} \leq [\text{C}]/12 + [\text{N}]/14 - ([\text{Nb}]/93 + [\text{Zr}]/91 + [\text{Ti}]/48 + [\text{V}]/51) \leq 3.0 \times 10^{-3} \quad (2)$$

[0125] 式 (1) 只不过规定了可生成碳化物或氮化物的最大量, 只根据此条件不能充分抑制最终退火的晶粒生长。

[0126] 式 (2) 的第 2 项是从 C 和 N 的质量%除以原子量得出的值的总和中, 减去式 (1) 的右边而得出的, 是表示没有形成碳氮化物的过剩的 C 量和 / 或 N 量的参数。

[0127] 该过剩的 C 和 / 或 N 对于使晶粒微细化是极其重要的。究其原因, 这是因为在过剩地含有 C 和 / 或 N 时, 碳氮化物从最终退火前适度分散地析出, 能够确实抑制退火时的晶粒生长。

[0128] 在本发明中, 碳化物、氮化物及碳氮化物具有非常重要的作用, 但其中氮化物及碳氮化物是有用的, 特别是氮化物具有显著的效果。也就是说, 如果对碳化物和氮化物进行比较, 则氮化物对于本发明的效果是有效的, 氮化物以少量就可发挥有助于本发明的效果的作用。另外, 如果对相同量的碳化物和氮化物进行比较, 则氮化物能够得到大而优选的效果, 能够抑制不优选的副作用。这里所说的所谓“优选的效果”, 指的是晶粒的微细化、高强度化、高温下的稳定性, 所谓“不优选的副作用”, 指的是铁损上升、以析出物为起点的裂纹 (特别是脆化)。

[0129] 无方向性电磁钢板的特性因这样的析出物种类的变化而变化的机理尚不明确, 但可以认为是由于受到析出物的尺寸、形态 (各向异性)、与母相的匹配性、析出位置等的影响。另外, 可以认为这些析出物的尺寸等受构成元素的溶解度的差异、析出物的晶体结构的差异、构成原子的尺寸的差异等的影响。

[0130] 这样, 由于不仅要考虑与 Nb、Zr、Ti 及 V 的含量的平衡, 而且还要考虑与 C 含量的平衡及制造工序中的热过程来使 N 含量成为适当的含量, 因此在本发明中, 与以往的电磁钢板相比优先形成氮化物。其结果是, 能够抑制高温下的晶粒生长, 能够抑制铁损的上升及脆化。

[0131] 另外, 关于碳氮化物, 由于根据形成过程的不同, 其构成有多种, 所以其特性及作用不能一概而论, 但可以说至少与只由碳化物构成的析出物相比呈现出优选的作用。因此, 优选 N 含量相对于 C 含量的比例较高, 优选 $[\text{N}]/[\text{C}]$ 在 3 以上, 更优选为 5 以上。此外, 可以认为碳氮化物的构成例如因以碳化物作为初期形成物、或以氮化物作为初期形成物、或在生长的过程中具有类似于碳化物的结构、或在生长过程中具有类似于氮化物的结构等的影响而变化。

[0132] 在式 (2) 的第 2 项的值 (参数值) 低于 1.0×10^{-3} 时, 碳氮化物的热稳定性变弱。例如, 如果在即将最终退火的再结晶前析出而使再结晶延迟, 进而提高退火温度, 则析出物再固溶, 使晶粒粗大化, 难以稳定地形成微细晶粒。另一方面, 如果 C 和 / 或 N 过剩到参数值超过 3.0×10^{-3} 的水平, 则在冷却中产生淬火, 使钢板的伸长率及韧性劣化。

[0133] 基于以上的理由, 将式 (2) 的参数值的下限规定为 1.0×10^{-3} , 将上限规定为 3.0×10^{-3} 。

[0134] 在高强度无方向性电磁钢板本身的再结晶面积率低于 50% 时, 制品特性、特别是断裂伸长率显著降低。因此, 将该再结晶面积率规定为 50% 以上。

[0135] 关于拉伸试验的屈服应力, 考虑到高速旋转的转子所要求的强度, 规定为 700MPa 以上。此外, 这里规定的屈服应力是下屈服点。

[0136] 从抑制马达铁心冲裁端面的裂纹的角度考虑, 将断裂伸长率规定为 10% 以上。

[0137] 所谓涡流损耗, 是励磁时电流在钢板中流动而产生的损失, 在该损失大时, 马达铁心容易发热, 引起磁铁的去磁。涡流损耗 $W_{e10/400}$ 对钢板的板厚的依赖性大, 因此以板厚 t (mm) 为参数, 作为转子发热的容许范围, 如式 (3) 所示, 规定为 $70 \times t^2$ 以下。

$$[0138] \quad W_{e10/400} \leq 70 \times t^2 \quad (3)$$

[0139] 作为该涡流损耗的计算方法采用二波段法。例如, 如果在 1.0T 的最大磁通密度 $B_{\max}$ 下, 将频率 f_1 的铁损设定为 W_1 , 将频率 f_2 的铁损设定为 W_2 , 则可按 “ $(W_2/f_2 - W_1/f_1) / (f_2 - f_1) \times 400 \times 400$ ” 来计算 $W_{10/400}$ 的涡流损耗 $W_{e10/400}$ 。

[0140] 只要在 1.0T 的最大磁通密度 $B_{\max}$ 下有频率不同的多个铁损值就可进行计算, 因此不特别规定测定频率。但是, 优选尽量以接近 400Hz 的频率, 例如 100 ~ 800Hz 左右的频率范围进行计算。此外, 最大磁通密度 $B_{\max}$ 是测定铁损时励磁的最大磁通密度。

[0141] 接着, 对本发明的高强度无方向性电磁钢板的制造方法中的数值的限定理由进行叙述。

[0142] 在最终退火中, 通过暂时使 Cu 固溶, 且使其在冷却中析出, 便可得到高强度。因此, 最终退火的均热温度 $T(^{\circ}\text{C})$ 必须在 Cu 的固溶温度以上。该固溶温度依赖于 Cu 含量。在将 Cu 含量设定为 a (质量%) 时, 只要在 $200 \times a + 500$ 的温度 ($^{\circ}\text{C}$) 以上, 则 Cu 就完全固溶, 所以如式 (4) 所示, 将最终退火的均热温度 $T(^{\circ}\text{C})$ 规定为 $200 \times a + 500$ 以上。

$$[0143] \quad T \geq 200 \times a + 500 \quad (4)$$

[0144] 如果热轧时的卷取温度超过 550°C , 则碳氮化物及 Cu 析出物根据热轧板的不同而使其韧性显著降低。因此, 将热轧时的卷取温度规定为 550°C 以下。关于热轧板的韧性, 从冷轧时的抑制断裂的角度考虑, 将夏氏冲击试验中的延性脆性断口转变温度规定为 70°C 以下。

[0145] 关于热轧板的退火, 如果从 900°C 到 500°C 的冷却速度低于 $50^{\circ}\text{C} / \text{sec}$, 则因碳氮化物或 Cu 析出物而使热轧退火钢板的韧性显著降低。因此, 将此温度范围的冷却速度规定为 $50^{\circ}\text{C} / \text{sec}$ 以上。关于退火后的钢板的韧性, 从冷轧时的抑制断裂的角度考虑, 将夏氏冲击试验中的延性脆性断口转变温度规定为 70°C 以下。

[0146] 此外, 关于热轧板的退火温度, 没有特别的限定, 但由于热轧板退火的目的是热轧板的再结晶和促进晶粒生长, 因此优选为 900°C 以上, 另一方面, 从脆性的观点来看, 优选为 1100°C 以下。

[0147] 这里规定的转变温度正如日本工业标准 (JIS) 中规定的那样, 在表示试验温度和延性断口率的关系的转变曲线中, 是延性断口率为 50% 的温度。也可以采用与延性断口率为 0% 及 100% 时的吸收能的平均值对应的温度。

[0148] 夏氏冲击试验中所用的试验片的长度及高度为 JIS 中规定的尺寸。另一方面, 试验片的宽度为热轧板的厚度。因此, 作为尺寸, 在轧制方向长度为 55mm、高度为 10mm, 宽度根据热轧板的厚度为 1.5mm ~ 3.0mm 左右。再者, 在试验时, 优选通过重叠多个试验片而使其接近正规的试验条件即厚度为 10mm。

[0149] (实施例 1)

[0150] 用真空熔炼炉制作以质量%计含有 Si :2.9%、Mn :0.2%、Al :0.7% 及 Cu :1.5%, 且 C、N、Nb、Zr、Ti 及 V 的质量%不同的钢, 在 1150℃ 下加热 60 分钟后, 立即进行热轧, 便得到板厚为 2.3mm 的热轧板。然后, 对该热轧板进行酸洗, 通过一次冷轧而得到板厚为 0.5mm 的冷轧板。对该冷轧板在 900℃ 下实施 60 秒的最终退火。表 5 中示出了成分和诸特性的测定结果。

[0151]

表5

基材 符号	C	N	Nb	Zr	Ti	V	式 (1) ($\times 10^{-4}$)	式 (2) ($\times 10^{-3}$)	再结晶 面积率 (%)	屈服应力 (MPa)	断裂伸长率 (%)	式 (3) $We_{10/400}^{*1}$	备注
a1	0.012	0.003	0.005	0.002	0.003	0.002	1.77	1.04	100	540	15	20.2	比较例
a2	0.022	0.003	0.012	0.002	0.003	0.004	2.92	1.76	100	750	19	16.3	发明例
a3	0.031	0.003	0.030	0.002	0.003	0.004	4.85	2.31	100	770	21	16.5	发明例
a4	0.025	0.003	0.045	0.002	0.003	0.004	6.47	1.65	100	780	21	16.5	发明例
a5	0.024	0.003	0.003	0.007	0.003	0.002	2.11	2.00	100	790	15	17.0	发明例
a6	0.036	0.003	0.003	0.015	0.003	0.002	2.99	2.92	90	795	21	16.4	发明例
a7	0.033	0.003	0.003	0.037	0.003	0.002	5.41	2.42	80	801	18	16.3	发明例
a8	0.026	0.003	0.003	0.002	0.006	0.002	2.18	2.16	60	783	12	16.3	发明例
a9	0.037	0.003	0.003	0.002	0.011	0.002	3.23	2.98	90	790	21	16.6	发明例
a10	0.041	0.003	0.003	0.002	0.032	0.002	7.60	2.87	60	810	11	16.8	发明例
a11	0.014	0.003	0.003	0.002	0.003	0.005	2.15	1.17	100	740	19	16.4	发明例
a12	0.034	0.003	0.003	0.002	0.003	0.013	3.72	2.68	90	760	20	16.3	发明例
a13	0.024	0.003	0.003	0.002	0.003	0.028	6.66	1.55	70	780	15	16.5	发明例
a14	0.003	0.002	0.033	0.002	0.003	0.002	4.79	-0.09	30	800	5	16.2	比较例
a15	0.003	0.003	0.003	0.034	0.003	0.002	5.08	-0.04	40	760	8	16.1	比较例
a16	0.003	0.003	0.003	0.002	0.032	0.002	7.60	-0.30	10	850	2	16.5	比较例
a17	0.003	0.003	0.003	0.002	0.003	0.029	6.85	-0.22	20	820	6	16.4	比较例
a18	0.045	0.002	0.033	0.002	0.003	0.002	4.79	3.41	90	680	5	16.5	比较例
a19	0.032	0.008	0.033	0.002	0.003	0.002	4.79	2.76	90	680	21	16.3	发明例
a20	0.054	0.003	0.003	0.002	0.032	0.002	7.60	3.95	100	820	4	16.4	比较例

*1: 根据式 (3), 在板厚为0.5mm时 $We_{10} / 400 \leq 17.5W / kg$

[0152] 在没有满足式 (1) 的符号 a1 中, 屈服应力和涡流损耗 $We_{10/400}$ 超出本发明规定的范围。另外, 在没有满足式 (2) 的符号 a14 ~ a17 中, 再结晶面积率和断裂伸长率超出本发明规定的范围。C 含量超过本发明规定的范围的上限, 且在没有满足式 (2) 的符号 a20 中, 断裂伸长率超出本发明规定的范围。在各要件都在本发明规定的范围内的其它试样 (符号 a2、a3、a18 及 a19) 中, 得到了良好的特性。

[0153] (实施例 2)

[0154] 用真空熔炼炉制作以质量%计含有 Si :3.7%、Mn :0.1%、Al :0.2% 及 Cu :1.4%, 且 C、N、Nb、Zr、Ti 及 V 的质量%不同的钢, 在 1150℃ 下加热 60 分钟后, 立即进行热轧, 便得到板厚为 2.3mm 的热轧板。然后, 对该热轧板进行酸洗, 通过一次冷轧而得到板厚为 0.5mm

的冷轧板。对该冷轧板在 900℃ 下实施 60 秒的最终退火。表 6 中示出了成分和诸特性的测定结果。

[0155]

表6

基材 符号	C	N	Nb	Zr	Ti	V	式 (1) ($\times 10^{-4}$)	式 (2) ($\times 10^{-4}$)	再结晶面积率 (%)	屈服应力 (MPa)	断裂伸长率 (%)	式 (3) $We_{10/400}^{*1}$	备注
b1	0.003	0.014	0.005	0.002	0.003	0.002	1.77	1.07	100	542	14	20.1	比较例
b2	0.003	0.022	0.012	0.002	0.003	0.004	2.92	1.53	100	755	18	16.2	发明例
b3	0.003	0.018	0.030	0.002	0.003	0.004	4.85	1.05	100	776	20	16.7	发明例
b4	0.003	0.020	0.045	0.002	0.003	0.004	6.47	1.03	100	782	20	16.3	发明例
b5	0.003	0.017	0.003	0.007	0.003	0.002	2.11	1.25	100	793	16	16.8	发明例
b6	0.003	0.018	0.003	0.015	0.003	0.002	2.99	1.24	90	792	22	16.2	发明例
b7	0.003	0.019	0.003	0.037	0.003	0.002	5.41	1.07	80	803	19	16.1	发明例
b8	0.008	0.009	0.003	0.002	0.006	0.002	2.18	1.09	50	784	13	16.4	发明例
b9	0.003	0.016	0.003	0.002	0.011	0.002	3.23	1.07	90	793	20	16.7	发明例
b10	0.005	0.019	0.003	0.002	0.032	0.002	7.60	1.01	60	804	12	16.2	发明例
b11	0.005	0.012	0.003	0.002	0.003	0.005	2.15	1.06	100	750	18	16.1	发明例
b12	0.003	0.016	0.003	0.002	0.003	0.013	3.72	1.02	90	766	21	16.0	发明例
b13	0.008	0.016	0.003	0.002	0.003	0.028	6.66	1.14	70	782	14	16.8	发明例
b14	0.003	0.009	0.033	0.002	0.003	0.002	4.79	0.41	30	803	4	16.3	比较例
b15	0.003	0.011	0.003	0.034	0.003	0.002	5.08	0.53	40	763	6	16.2	比较例
b16	0.003	0.009	0.003	0.002	0.032	0.002	7.60	0.13	10	849	1	16.6	比较例
b17	0.003	0.008	0.003	0.002	0.003	0.029	6.85	0.14	20	823	6	16.8	比较例
b18	0.003	0.007	0.033	0.002	0.003	0.002	4.79	0.27	90	688	4	16.4	比较例
b19	0.006	0.015	0.033	0.002	0.003	0.002	4.79	1.09	90	679	20	16.2	发明例
b20	0.032	0.043	0.003	0.002	0.032	0.002	7.60	4.98	100	821	3	16.7	比较例

*1: 根据式 (3), 在板厚为 0.5mm 时 $We_{10} / 400 \leq 17.5W / kg$

[0156] 在没有满足式 (1) 的符号 b1 中, 屈服应力和涡流损耗 $We_{10/400}$ 超出本发明规定的范围。另外, 在没有满足式 (2) 的符号 b14 ~ b17 中, 再结晶面积率和断裂伸长率超出本发明规定的范围。同样, 在没有满足式 (2) 的符号 b20 中, 断裂伸长率超出本发明规定的范围。在各要件都在本发明规定的范围内的其它试样 (符号 b2、b3、b18 及 b19) 中, 得到了良好的特性。

[0157] (实施例 3)

[0158] 用真空熔炼炉制作以质量%计含有 C : 0.022%、Mn : 0.5%、Al : 2.0%、N : 0.003%、Ni : 1.0%、Nb : 0.031%、Zr : 0.004%、Ti : 0.003% 及 V : 0.004%, 且使 Si 量及 Cu 量变化的

钢,在 1120℃下加热 120 分钟后,立即进行热轧,便得到板厚为 2.0mm 的热轧板。然后,对该热轧板进行酸洗,通过一次冷轧而得到板厚为 0.25mm 的冷轧板。对该冷轧板在 1000℃下实施 45 秒的最终退火。表 7 中示出了 Si 量、Cu 量及诸特性的测定结果。

[0159] 表 7

[0160]

基材 符号	Si (%)	Cu (%)	Ni/Cu	屈服应力 (MPa)	断裂伸长率 (%)	涡流损耗 We10/400*2 (W/kg)	重皮 缺陷	备注
c1	1.8	0.4	2.5	540	15	5.4	无	比较例
c2		0.6	1.7	570	19	5.5	无	比较例
c3		1.1	0.9	620	21	5.7	无	比较例
c4		1.7	0.6	670	21	5.9	无	比较例
c5		2.4	0.4	690	15	6.2	有	比较例
c6	2.1	0.3	3.3	610	21	4.3	无	比较例
c7		0.7	1.4	700	18	4.3	无	发明例
c8		1.3	0.8	720	12	4.2	无	发明例
c9		1.7	0.6	740	21	4.2	无	发明例
c10		2.5	0.4	760	11	4.1	有	发明例
c11	3.5	0.4	2.5	650	17	3.4	无	比较例
c12		0.6	1.7	710	14	3.3	无	发明例
c13		1.1	0.9	730	13	3.2	无	发明例
c14		2.1	0.5	790	13	3.3	无	发明例
c15		2.5	0.4	810	12	3.2	有	发明例
c16	3.9	0.4	2.5	690	15	2.9	无	比较例
c17		0.6	1.7	720	11	2.8	无	发明例
c18		1.1	0.9	770	11	2.9	无	发明例
c19		1.9	0.5	880	11	3.0	无	发明例
c20		2.6	0.4	900	10	2.8	有	发明例
c21	4.1	0.4	2.5	820	1	2.6	无	比较例
c22		0.6	1.7	850	1	2.5	无	比较例
c23		1.1	0.9	880	1	2.4	无	比较例
c24		1.9	0.5	910	1	2.5	无	比较例
c25		2.6	0.4	950	1	2.6	有	比较例

[0161] *2:根据式 (3),在板厚为 0.25mm 时 $We_{10/400} \leq 4.4W/kg$

[0162] 在 Si 含量为低于本发明规定的范围的 1.8% 的试样 (符号 c1 ~ c5) 中,屈服应力和涡流损耗 $We_{10/400}$ 超出本发明规定的范围。另外,在 Si 含量为超过本发明规定的范围的 4.1% 的试样 (符号 c21 ~ c25) 中,断裂伸长率显著降低。

[0163] 再者,在 Si 含量虽在本发明规定的范围内,但 Cu 低于 0.5% 的试样 (符号 c6、c11 及 c16) 中,屈服应力低,超出本发明规定的范围。另外,关于 Ni/Cu 为 0.5 以上的试样 (符号 c1 ~ c4、c6 ~ c9、c11 ~ c14、c16 ~ c19 及 c21 ~ c24),没有发现重皮缺陷。

[0164] (实施例 4)

[0165] 用真空熔炼炉制作以质量%计含有 C:0.003%、Si:3.3%、Mn:0.2%、Al:0.7%、N:0.022%、Ni:1.5%、Nb:0.032%、Zr:0.004%、Ti:0.003% 及 V:0.003%,且使 B 量及 Sn 量变化的钢,在 1110℃下加热 80 分钟后,立即进行热轧,便得到板厚为 2.7mm 的热轧板。该热轧时的卷取温度为 530℃。然后,对该热轧板在 1050℃下实施 60 秒钟的退火 (中间退

火),再实施酸洗,通过一次冷轧而得到板厚为 0.35mm 的冷轧板。对该冷轧板在 950℃下实施 60 秒的最终退火。表 8 中示出了 B 量、Sn 量、中间退火后的转变温度及最终退火后的磁通密度。

[0166] 表 8

[0167]

基材符号	B (%)	Sn (%)	屈服应力 (MPa)	转变温度 (°C)	磁通密度 B50 (T)	重皮缺陷	备注
d1	0.0008	0.008	751	60	1.60	无	磁通密度低
d2		0.012	763	60	1.63	无	○
d3		0.056	761	70	1.65	无	○
d4		0.096	759	60	1.66	无	○
d5		0.012	762	70	1.66	有	有重皮缺陷
d6	0.0012	0.009	766	30	1.59	无	磁通密度低
d7		0.013	767	40	1.63	无	◎
d8		0.058	768	30	1.64	无	◎
d9		0.094	760	40	1.65	无	◎
d10		0.014	758	30	1.66	有	有重皮缺陷
d11	0.0031	0.007	759	40	1.60	无	磁通密度低
d12		0.011	760	40	1.65	无	◎
d13		0.053	763	30	1.66	无	◎
d14		0.091	765	20	1.66	无	◎
d15		0.011	767	20	1.66	有	有重皮缺陷
d16	0.0048	0.008	760	30	1.59	无	磁通密度低
d17		0.015	762	30	1.64	无	◎
d18		0.049	768	20	1.64	无	◎
d19		0.089	764	20	1.65	无	◎
d20		0.012	758	30	1.66	有	有重皮缺陷
d21	0.0056	0.007	753	40	1.60	无	磁通密度低
d22		0.012	755	30	1.65	无	板还有裂纹
d23		0.047	757	30	1.65	无	板还有裂纹
d24		0.085	760	20	1.65	无	板还有裂纹
d25		0.012	763	30	1.65	有	有重皮缺陷

[0168] ○磁通密度良好 ◎磁通密度良好且转变温度也良好

[0169] 在 B 量为 0.0010% 以上的符号 d6 ~ d25 中,热轧退火钢板的转变温度低。在 Sn 量为 0.010% 以上的符号 d2 ~ d5、d7 ~ d10、d12 ~ d15、d17 ~ d20 及 d22 ~ d25 中,得到了高的磁通密度。此外,在 B 量超过 0.0050% 的符号 d21 ~ d25 中发生板坯裂纹,在 Sn 量超过 0.010% 的符号 d5、d10、d15、d20 及 d25 中发生重皮缺陷。

[0170] (实施例 5)

[0171] 用真空熔炼炉制作以质量%计含有 C:0.028%、Si:2.9%、Mn:0.8%、Al:1.4%、N:0.012%、Ni:1.4%、Nb:0.003%、Zr:0.04%、Ti:0.003% 及 V:0.003%,且使 Cu 量变化的钢,在 1120℃下加热 90 分钟后,立即进行热轧,便得到板厚为 2.0mm 的热轧板。然后,对该热轧板在 950℃下实施 60 秒钟的热轧板退火,再实施酸洗,通过一次冷轧而得到板厚为 0.35mm 的冷轧板。对该冷轧板使均热温度变化而实施最终退火。表 9 中示出了 Cu 量、最终退火的温度及诸特性的结果。

[0172] 表 9

[0173]

基材符号	Cu (%)	均热温度 (°C)	式 (4) (200×a+500)	再结晶面积率 (%)	屈服应力 (MPa)	断裂伸长率 (%)	涡流损耗 We10/400*3 (W/kg)	备注
e1	0.6	700	620	60	701	11	7.5	发明例
e2		750		80	652	14	7.3	发明例
e3		800		100	654	21	7.0	发明例
e4		900		100	652	16	7.9	发明例
e5		1000		100	656	14	8.3	发明例
e6	1.0	700	700	60	689	11	7.6	发明例
e7		750		80	676	18	7.4	发明例
e8		800		100	679	12	7.1	发明例
e9		900		100	679	21	7.8	发明例
e10		1000		100	680	11	8.2	发明例
e11	1.5	700	800	0	850	2	7.5	比较例
e12		750		20	790	6	6.9	比较例
e13		800		100	770	19	7.3	发明例
e14		900		100	730	15	7.7	发明例
e15		1000		100	710	13	7.9	发明例
e16	2.1	800	920	0	860	1	7.4	比较例
e17		900		40	840	3	7.7	比较例
e18		950		100	780	16	7.6	发明例
e19		1000		100	790	15	7.9	发明例
e20		1050		100	750	11	8.1	发明例
e21	2.6	800	1020	0	870	1	7.5	比较例
e22		900		0	860	1	7.6	比较例
e23		950		20	840	4	7.4	比较例
e24		1000		40	800	8	7.7	比较例
e25		1050		100	890	12	7.9	发明例

[0174] *3:根据式 (3),在板厚为 0.35mm 时 $We_{10/400} \leq 8.6W/kg$ [0175] 在均热温度满足式 (4) 的试样 (符号 e1 ~ e10、e13 ~ e15、e18 ~ e20 及 e23 中,屈服应力、断裂伸长率及涡流损耗 $We_{10/400}$ 在本发明规定的范围内,得到了良好的特性。

[0176] 在均热温度没有满足式 (4) 的试样 (符号 e11、e12、e16、e17、e21 及 e22 中,再结晶面积率低于 50% 和 / 或断裂伸长率低于 10%,超出本发明规定的范围。

[0177] (实施例 6)

[0178] 用真空熔炼炉制作以质量%计含有 C:0.027%、Si:3.6%、Mn:0.1%、Al:1.8%、N:0.005%、Ni:2.0%、Nb:0.003%、Zr:0.004%、Ti:0.03% 及 V:0.01% 的多个钢坯。在 1170℃ 下将这些钢坯加热 90 分钟后,立即进行热轧,便得到板厚为 2.5mm 的热轧板。在该热轧板的制作时,使卷取温度变化。进而对制造的热轧板在 1000℃ 下实施 60 秒钟的退火,便得到退火钢板。在该退火时,使从 900℃ 到 500℃ 的冷却速度变化。由这些热轧板及退火钢板制作夏氏试验片,通过冲击试验测定转变温度。其结果见表 10。

[0179] 表 10

[0180]

基材符号	热轧卷取温度 (°C)	热轧钢板退火的冷却速度 (°C/sec)	转变温度 (°C)	备注
f1	500	无热轧钢板退火	30	发明例
f2	520		40	发明例
f3	540		60	发明例
f4	560		80	比较例
f5	620		100	比较例
f6	540	20	100	比较例
f7		40	80	比较例
f8		60	60	发明例
f9		80	40	发明例
f10		100	20	发明例
f11	560	20	100	比较例
f12		40	80	比较例
f13		60	60	发明例
f14		80	40	发明例
f15		100	20	发明例
f16	620	20	100	比较例
f17		40	80	比较例
f18		60	60	发明例
f19		80	40	发明例
f20		100	20	发明例

[0181] 在卷取温度为 550°C 以下的试样 (符号 f1 ~ f3) 中, 得到了转变温度为 70°C 以下的良好的韧性。另外, 关于退火钢板, 不管卷取温度如何, 在从 900°C 到 500°C 的冷却速度为 50°C/sec 以上的试样 (符号 f8 ~ f10、f13 ~ f15 及 f18 ~ f20) 中, 都得到了转变温度为 70°C 以下的良好的韧性。

[0182] 根据本发明, 能够在不牺牲马达铁心、钢板制造时的成品率和生产性的情况下, 低成本地提供强度优良的无方向性电磁钢板。