



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 112176250 A

(43) 申请公布日 2021.01.05

(21) 申请号 202010990474.0

C22C 38/04 (2006.01)

(22) 申请日 2020.09.19

C22C 38/06 (2006.01)

(71) 申请人 张家港扬子江冷轧板有限公司

C22C 38/60 (2006.01)

地址 215600 江苏省苏州市张家港市锦丰  
镇江苏扬子江国际冶金工业园(沙钢  
科技大楼307室)张家港扬子江冷轧板  
有限公司

C21D 8/12 (2006.01)

申请人 江苏省沙钢钢铁研究院有限公司  
江苏沙钢集团有限公司

(72) 发明人 詹东方 岳重祥 李慧 吴圣杰

(74) 专利代理机构 苏州市港澄专利代理事务所  
(普通合伙) 32304

代理人 汤婷

(51) Int.Cl.

C22C 38/02 (2006.01)

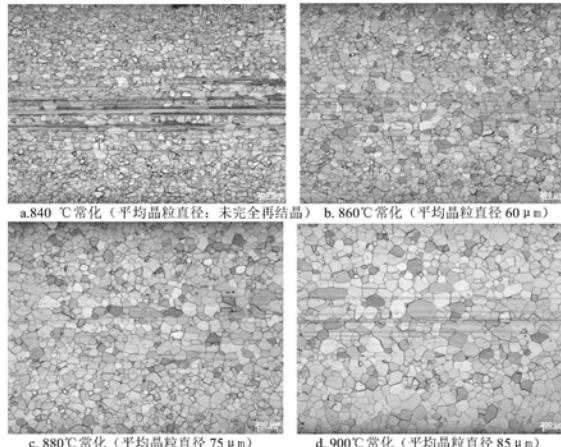
权利要求书1页 说明书9页 附图2页

(54) 发明名称

一种高速驱动电机用无取向硅钢及其制造  
方法

(57) 摘要

本申请公开了一种高速驱动电机用无取向  
硅钢及其制造方法,本发明的一种无取向硅钢由  
如下成分组成:以wt%计含有:C≤0.0030%,  
Si:3.5~4.0%,Mn:0.5~0.8%,P:≤0.02%,S:  
≤0.0020%,N≤0.0020%,Al:0.5~1.2%,Sn+  
2\*Sb:0.03~0.10%,V,Nb,Ti:均≤0.003%,B≤  
0.0005%,其余为Fe和不可避免杂质。本申请的  
高速驱动电机用无取向硅钢铁损P1.0/400≤  
12.5W/kg、磁感B5000≥1.67T、屈服强度RP0.2≥  
450Mpa。



1. 一种高速驱动电机用无取向硅钢,其特征在于:由如下成分构成,以wt%计含有:C≤0.0030%,Si:3.5~4.0%,Mn:0.5~0.8%,P:≤0.02%,S:≤0.0020%,N≤0.0020%,Al:0.5~1.2%,Sn+2\*Sb:0.03~0.10%,V,Nb,Ti:均≤0.003%,B≤0.0005%,其余为Fe和不可避免杂质。

2. 根据权利要求书1所述的一种高速驱动电机用无取向硅钢,其特征在于:所述高速驱动电机用无取向硅钢的化学成按照wt%计满足:Si+(2/3)Al+(1/5)Mn:4.1~4.5%。

3. 根据权利要求书1所述的一种高速驱动电机用无取向硅钢,其特征在于:所述高速驱动电机用无取向硅钢满足:铁损P1.0/400≤12.5W/kg、磁感B5000≥1.67T、屈服强度RP0.2≥450Mpa。

4. 根据权利要求1-3任一所述的一种高速驱动电机用无取向硅钢的制造方法,其特征在于:包括以下步骤:

(1) 由权利要求1-3任一所述的成分组成的钢坯进行加热,加热温度控制在1080~1120℃;

(2) 热轧工序:热轧后钢板厚度控制在≤2.0mm,热轧卷取温度为670±10℃;

(3) 常化工序:常化温度为850~870℃,常化保温时间120~180sec,常化后的平均晶粒尺寸为50~70μm;

(4) 冷轧工序:冷轧开始时钢板温度为70~150℃,第一道次压下率≥38%,冷轧通板速率为70~180m/min;

(5) 冷轧得到成品钢板进行退火,退火后在所述成品钢板表面涂布绝缘涂层。

5. 根据权利要求4所述的一种高速驱动电机用无取向硅钢的制造方法,其特征在于:所述步骤(5)中,退火温度为910~930℃,保温时间30~40sec。

6. 根据权利要求4所述的一种高速驱动电机用无取向硅钢的制造方法,其特征在于:所述成品钢板厚度为0.25~0.30mm。

## 一种高速驱动电机用无取向硅钢及其制造方法

### 技术领域

[0001] 本发明涉及无取向硅钢的制造领域,特别涉及一种高速新能源汽车驱动电机用冷轧无取向硅钢产品的生产方法。

### 背景技术

[0002] 现有技术中,随着环境与发展的矛盾愈演愈烈,以全球变暖为代表的环境问题,加之行业对石油资源枯竭的担心以及目前公众对原子能资源的不安,导致节能化的重要性日益提高。基于此背景,汽车领域开始大力发展混合动力车、电动车以求达到节能目的。此外,出于对节省空间、减轻重量等需求,技术人员尝试电动机的小型化研究,即确保输出功率前提下,实现电动机的高速旋转化。为此,作为新能源汽车的驱动电机在不断的向高速化方向发展,其转速一般超过10000r/min,甚至超过12000r/min。

[0003] 一方面,由于高速电机转子外缘的离心力与其线速度的平方成正比,高速电机要求转子材料具有很高的机械强度;另一方面,由于高速电机频率高,定子铁芯铁耗大,就必须采用高频铁损低、磁感高的铁芯材料。一般情况下,硅钢片的高强度和电磁性能很难兼得,国内外也有采用两种材料分别制造定转子铁芯的设计,但从降低成本的角度看,使用同种硅钢板冲压加工定转子铁芯比较合适,这就需要开发出磁性能和机械性能兼顾的无取向硅钢板。对于提高无取向硅钢强度的需求,一般采用固溶强化、析出强化、细晶强化等方法提高强度,但是电磁性能会不同程度恶化。

[0004] 中国发明专利(申请号200680042673.7)公开了一种高强度无方向性电磁钢板,其中,具有下述组成:以质量%计,使C和N为C:0.010%以下和N:0.010%以下、且C+N≤0.010%,含有Si:大于3.5%且在5.0%以下、Mn:3.0%以下、Al:3.0%以下、P:0.2%以下、以及S:0.01%以下,或还含有Ni:5.0%以下,并且在满足  $(Ti+V)/(C+N) \geq 16$  的范围内含有总计为0.01%以上、0.8%以下的Ti、V中的任意1种或2种,其余为Fe和不可避免的杂质,并且,钢板中的未再结晶恢复组织的存在比率以面积率计为50%以上。该专利添加Ti、V中的任意1种或2种会使在热轧过程中析出的大量细小的Ti(C,N)或V(C,N)质点,严重阻碍动态再结晶过程,降低退火过程中的再结晶比例,成品晶粒尺寸较小,使成品铁损大幅上升。

[0005] 中国发明专利(申请号200480029117.7)公开了一种高强度电磁钢板及其加工方法,其特征在于,以质量百分比计,含有C:0.06%或以下、Si:0.2~6.5%、Mn:0.05~3.0%、P:0.30%或以下、S或Se:0.040%或以下、Al:2.50%或以下、Cu:0.60~8.0%、N:0.040%或以下,其余量由Fe及不可避免的杂质组成,且在钢材内部含有直径为0.1μm或以下的由Cu构成的金属相。Cu在热轧过程中会析出细小的ε-Cu第二相质点,其未经常化热轧板强度高导致冷轧困难,再结晶过程中ε-Cu第二相质点也会阻碍晶粒的长大,最终恶化磁性能。该专利加Cu可以提高电磁钢板的强度但会使电磁性能变差。

[0006] 日本JFE专利(授权公布号CN104520458A)公开了一种高强度无取向硅钢的生产方法,0.40mm以下、未再结晶的加工组织:10%-70%、拉伸强度在600MPa以上、铁损P1.0/400:30W/kg以下,能够得到适合作为高速旋转电机的转子材料的、稳定地具有高强度且磁

特性也优异的高强度电磁钢板,上述成分组成:C:0.005%以下、Si:超过3.5%且4.5%以下、Mn:0.01%~0.10%、Al:0.005%以下、Ca:0.0010%~0.0050%、S:0.003%以下、N:0.0030%以下,且满足Ca/S:0.80以上,剩余部分为Fe和不可避免的杂质。其缺陷显而易见,成品未再结晶的加工组织比例较大,其铁损较高。

[0007] 文献《Magnetic and Mechanical Properties of Newly Developed High-Strength Nonoriented Electrical Steel》(IEEE Transactions on Magnetics.2010.46(2):290~293)介绍了一种具有优良力学性能的高强度无取向硅钢,通过位错强化提高强度,强度达到了690和780MPa级。冷轧引入的位错被重新排列,并形成几个再结晶晶粒内的位错减少变形的矩阵。这种硅钢是通过固溶铌适度抑制位错的合并对消而得到一种特殊的微观组织,因此兼具很高的力学性能和磁性,特别适用于HEV、EV驱动电机转子。但固溶铌后的成品再结晶比例低,400Hz,1.0T下的铁损在40W/kg以上,铁损明显偏高,该产品的强度虽高但磁性能较差。

[0008] 中国发明专利CN105950960A公开了一种电动汽车驱动电机用无取向硅钢及其制备方法,通过化学成分的优化组合、控制不完全再结晶退火的均热时间、均热温度来调整再结晶比例,来控制硅钢带的性能。不完全再结晶退火后的无取向硅钢带制成的转子铁芯屈服强度可达500MPa以上,维氏硬度在250以下,在保证转子强度的前提下充分考虑对模具的磨损;另外,不完全再结晶退火后的无取向硅钢带消除应力退火后,其制造的定子铁芯磁性能非常优异,即消除应力退火后定子铁芯产品的磁性水平与传统全工艺产品相当甚至更为优良。该发明通过同一种材料在冲片后的再处理实现了驱动电机的定转子兼用,但是,对无取向硅钢来说,通过不完全再结晶退火所得到的再结晶比例在实际生产中难以有效控制,也即其磁性和强度不能得到有效保证,难以实现商业化生产。

## 发明内容

[0009] 本发明的目的在于提供一种高速驱动电机用无取向硅钢及其制造方法,以克服现有技术中的不足。

[0010] 为实现上述目的之一,本发明提供如下技术方案:一种高速驱动电机用无取向硅钢,由如下成分构成,以wt%计含有:C≤0.0030%,Si:3.5~4.0%,Mn:0.5~0.8%,P:≤0.02%,S:≤0.0020%,N≤0.0020%,Al:0.5~1.2%,Sn+2\*Sb:0.03~0.10%,V,Nb,Ti:均≤0.003%,B≤0.0005%,其余为Fe和不可避免杂质。

[0011] 优选的,所述高速驱动电机用无取向硅钢的化学成按照wt%计满足:Si+(2/3)Al+(1/5)Mn:4.1~4.5%。

[0012] 优选的所述高速驱动电机用无取向硅钢满足:铁损P1.0/400≤12.5W/kg、磁感B5000≥1.67T、屈服强度RP0.2≥450Mpa。

[0013] 为实现本上述另一目的,本发明提供一种高速驱动电机用无取向硅钢的制造方法,其特征在于:包括以下步骤:

[0014] (1)由权利要求1-3任一所述的成分组成的钢坯进行加热,加热温度控制在1080~1120℃;

[0015] (2)热轧工序:热轧后钢板厚度控制在≤2.0mm,热轧卷取温度为670±10℃;

[0016] (3)常化工序:常化温度为850~870℃,常化保温时间120~180sec,常化后的平均

晶粒尺寸为 $50\sim70\mu\text{m}$ ；

[0017] (4) 冷轧工序：冷轧开始时钢板温度为 $70\sim150^\circ\text{C}$ ，第一道次压下率 $\geq38\%$ ，冷轧通板速率为 $70\sim180\text{m/min}$ ；

[0018] (5) 冷轧得到成品钢板进行退火，退火后在所述成品钢板表面涂布绝缘涂层。

[0019] 优选的，所述步骤(5)中，退火温度为 $910\sim930^\circ\text{C}$ ，保温时间 $30\sim40\text{sec}$ 。

[0020] 优选的，所述成品钢板厚度为 $0.25\sim0.30\text{mm}$ 。

[0021] 与现有技术相比，本发明通过优化化学成分及热轧、常化、冷轧工艺，有效避免了高合金含量硅钢在冷轧过程中的脆性断带，采用一次冷轧法即顺利生产出厚度在 $0.25\sim0.30\text{mm}$ ,  $P_{1.0/400}\leq12.5\text{W/kg}$ ,  $B_{5000}\geq1.67\text{T}$ , 屈服强度 $R_{P0.2}\geq450\text{MPa}$ 的高速电动汽车驱动电机定转子兼用的无取向硅钢。

## 附图说明

[0022] 为了更清楚地说明本申请实施例或现有技术中的技术方案，下面将对实施例或现有技术描述中所需要使用的附图作简单地介绍，显而易见地，下面描述中的附图仅仅是本申请中记载的一些实施例，对于本领域普通技术人员来讲，在不付出创造性劳动的前提下，还可以根据这些附图获得其他的附图。

[0023] 图1为本发明具体实施例一种高速驱动电机用无取向硅钢在不同常化温度下的平均晶粒直径；

[0024] 图2为本发明具体实施例一种高速驱动电机用无取向硅钢不同温度下的冲击功变化趋势。

## 具体实施方式

[0025] 下面将结合本发明实施例中的附图，对本发明实施例中的技术方案进行详细的描述，显然，所描述的实施例仅仅是本发明一部分实施例，而不是全部的实施例。基于本发明中的实施例，本领域普通技术人员在没有做出创造性劳动的前提下所获得的所有其他实施例，都属于本发明保护的范围。

[0026] 首先，对本发明的原理进行阐述。

[0027] 本发明者们对提供符合现在的高速驱动电动机向的无取向电工钢板时的上述课题、即就无取向电工钢的磁特性而言，在Si量超过3.5%的情况下同时具有足够低的高频铁损和高的磁感应强度进行了深入的研究；另外，对在制造方面用于实现确保制造过程中的钢板韧性的钢板的含有元素和制造条件进行了深入的研究。其结果，本发明者们发现，通过对钢中 $\text{Si}+(2/3)\times\text{Al}+(1/5)\times\text{Mn}$ 的适当控制，可以达到在维持低的高频铁损、提高强度的同时，缓和钢的脆性，降低冷轧通板过程中的断裂风险，另外，本发明者们发现，除了使化学成为上述范围之外，在控制较薄的热轧板厚度、较低的热轧板常化温度的同时，适当控制冷轧通板时的钢板温度、通板速度、第一道次压下率，对于进一步降低通板过程中的断裂风险是非常有效的。

[0028] 本发明适用于 $0.25\sim0.30\text{mm}$ 厚度驱动电机用冷轧无取向硅钢产品的生产，通过控制冶炼成分和工艺来实现其性能要求，保证批量生产的稳定顺行。

[0029] 一种高速驱动电机用无取向硅钢，其化学成分为wt%：

[0030] C $\leqslant$ 0.0030%, Si: 3.5~4.0%, Mn: 0.5~0.8%, P:  $\leqslant$ 0.02%, S:  $\leqslant$ 0.0020%, N $\leqslant$ 0.0020%, Al<sub>2</sub>: 0.5~1.2%, Sn+2\*Sb: 0.03~0.10%, V、Nb、Ti: 均 $\leqslant$ 0.003%, B $\leqslant$ 0.0005%，其余为Fe和不可避免的残余元素。其中控制Si+(2/3)Al+(1/5)Mn: 4.1~4.5%。

[0031] 以下，详细说明基于上述见解而完成的本发明的一个实施方式的无取向电工钢板。

[0032] 首先，对钢板的化学组成的限定理由进行说明。

[0033] C:  $\leqslant$ 0.0030%，C会引起磁时效，磁特性变差，因此优选尽可能降低其含量，将其含量设定为0.0030%以下，C含量优选为0.0025%以下。

[0034] Si: 3.5~4.0%，Si是提高电磁钢板的电阻率的元素，能有效的降低铁损，同时能有效的提高钢板的强度，因此本发明中Si的含量需要超过3.5%。另一方面，虽然Si的添加量越多，对铁损的降低越有效，但Si的添加量过多时，钢板会发生脆化，会显著增大制造过程中的断裂风险，因此将Si的含量的上限设定为4.0%。

[0035] Al: 0.5~1.2%，Al是提高电磁钢板的电阻率的元素，而且，Al对磁感应强度降低的作用也较大，但其对钢板的脆化的影响也大，因此将Al含量的上限设定为1.2%，另外，Al含量过低时，电阻率降低，此外，AlN等氮化物微细地析出，使晶粒生长变差，有可能使铁损变差，因此将Al含量的下限设定为0.5%。

[0036] Mn: 0.5~0.8%，Mn是在不会使钢板的脆性变太差的情况下提高电磁钢板的电阻率的元素，对铁损的降低有一定效果，而且对提高钢板的屈服强度有利，因此需要为0.5%以上。但Mn是奥氏体形成元素，因此Mn的添加量过多时，在制造过程中的高温处理时没有成为铁素体单相，有可能使制成的成品钢板的磁特性显著变差。因此，将Mn含量的上限设定为0.8%。

[0037] Si+(2/3)Al+(1/5)Mn: 4.1~4.5%，本发明中为了降低高频铁损，并达到较高的强度要求，Si+(2/3)Al+(1/5)Mn必须在4.1%以上，但如果其含量过高，其脆性会显著增加，其通板时的断裂风险将大大提高，因此将其上限设定为4.5%。

[0038] Sn+2\*Sb: 0.03~0.10%，Sn和Sb都具有通过改善最终退火后的组织来提高B<sub>50</sub>(5000A/m下励磁时的磁通密度)的效果，因此将Sn+2\*Sb含量设定为0.03%以上，Sn和Sb的添加量越多越有效，但Sn+2\*Sb含量为0.10%以上时，效果饱和，进而使钢板脆化，增加通板时的断裂风险，因此将上限设定为0.10%。

[0039] S:  $\leqslant$ 0.0020%，S是通过MnS、TiS、CuS等的析出来使磁特性和最终退火时的晶粒生长性变差，因此应尽可能降低其含量。所以将S含量设定为0.0020%以下，优选为0.0015%以下。

[0040] N $\leqslant$ 0.0020%，N是通过TiN、AlN等的析出来使磁特性和最终退火时的晶粒生长性变差，因此优选尽可能降低其含量。所以N的含量为0.0020%以下，优选为0.0015%以下。

[0041] P:  $\leqslant$ 0.02%，P虽然具有通过改善最终退火后的组织来提高B<sub>50</sub>的效果，但是在本发明的合金元素含量较高的成分中，其含量高了反而会使钢板脆化而增加通板时的断裂风险，因此将上限设定为0.02%。

[0042] V、Ti、Nb: 均 $\leqslant$ 0.003%，V、Ti、Nb均可通过与C、N等形成微细的C、N化物来使磁特性和最终退火时的晶粒生长性变差，因此，应尽可能的降低其含量，将其含量均设定在0.003%以下。

[0043] B: $\leqslant 0.0005\%$ ,B可以与N形成BN,会阻碍磁畴壁的移动并会使最终退火时的晶粒生长性变差,因此,应尽可能的降低其含量,将其含量均设定在0.0005%以下。

[0044] 上述钢板的化学组成中作为上述元素以外的余量包括Fe以及杂质。如在制造过程中不可避免地混入的Cu、Cr、Ca、Ni、REM等。这些杂质可以在不损害本发明的机械特性以及磁特性的一定范围内含有。

[0045] 上述高速驱动电机用无取向硅钢的生产方法,包括如下生产步骤与主要控制工艺:

[0046] (1) 常规冶炼、连铸成坯;

[0047] (2) 热轧:铸坯加热温度控制在1080~1120℃,热轧板卷取温度控制在670±10℃,热轧板厚度 $\leqslant 2.0\text{mm}$ 。

[0048] (3) 常化:常化温度控制在850~870℃,常化保温时间120~180sec,控制常化后的平均晶粒尺寸50~70μm。

[0049] (4) 冷轧:将冷轧的轧制开始时的钢板温度设定为70~150℃,第1道次的压下率按 $\geqslant 38\%$ 控制,轧制中的通板速度设定为70~180m/min。一次冷轧至成品厚度0.25~0.30mm。

[0050] (5) 成品退火:退火温度910~930℃,保温时间30~40sec。

[0051] (6) 涂布绝缘涂层。

[0052] 以下,对本实施方式的钢板的制造条件进行说明。

[0053] 热轧:一般为了防止钢中MnS和AlN等析出物的固溶而降低成品磁性,无取向硅钢在热轧工序的加热过程中总希望加热温度越低越好,但是,过低的热轧加热温度会增大热轧的轧制压力,影响热轧板形的控制,提高轧制难度,因此,本发明热轧加热温度控制在1080~1120℃;由于本发明无取向硅钢合金含量高,为了确保后续常化过程热轧卷开卷顺利,热轧卷的卷取温度控制在较高的670℃左右,以降低钢板的冷却应力,增加塑性,但卷取温度太高会造成钢板表面的过度氧化,从而引起后续的酸洗困难。另外,控制热轧板厚度在2.0mm以下,主要是因为较薄的热轧板厚度可以增加钢板的柔性,既有利于热轧卷开卷,同时还有利于冷轧过程的通板顺利。但是热轧板太薄会增加热轧的难度,不利于板形的有效控制。

[0054] 常化:常化可以使热轧板组织更均匀,提高有利织构(100)和(110)组分以及减弱(111)组分,提高磁性,同时也有利于热轧板的塑性提高,为减小后续的冷轧脆性创造条件,但常化后晶粒不能过大,过大的晶粒会明显增加钢的脆性,造成冷轧过程断带。

[0055] 结合图1-2所示,把含C:0.0020%、Si:3.74%、Mn:0.68%、Al:0.85%、S:0.0006%、N:0.0011%、Sn:0.045%的连铸钢坯在1100℃加热1小时,然后热轧成厚度为1.9mm的热轧钢板,卷取温度按670℃控制,对该热轧板进行780~900℃之间不同温度的常化退火(保温2.5min),对常化钢板的组织采用金相显微镜进行观察,并取常化钢板对其进行25℃、60℃、100℃三个温度下的冲击试验,得到不同温度的金相组织和冲击功。由图2可知,在常温25℃下,各常化温度下的热轧板冲击功都很低,即均处于脆性区,在100℃温度下,各常化温度下的热轧板冲击功都较高,处于塑性区,而在60℃时,860℃及以下温度常化的热轧板均处于塑性区,而880℃及以上温度常化的热轧板处于脆性区;结合图2和图1可知,在60℃时,能够处于塑性区的常化温度应该在870℃以下,此时常化组织的平均晶粒直径在70μm左右,而为了能够完成再结晶,得到均匀的再结晶组织,常化温度必须大于等于

850℃。本发明要解决的关键问题之一就是如何保证高合金含量的化学成分硅钢在确保磁性和强度的前提下,能够顺利的通过冷轧,因此,为了确保良好的常化组织并提高冷轧塑性,本发明钢的常化温度设定为850~870℃,常化保温时间120~180sec,以确保再结晶完成而晶粒不会过于长大,平均晶粒直径控制在50~70μm为宜。

[0056] 冷轧:从前述的冲击试验可知,冷轧轧制开始时的钢板温度必须在60℃以上,才能确保钢板在塑性区轧制,考虑到成分工艺等的波动,该温度定为70℃以上,当然,该温度越高其冷轧塑性越好,但从对设备的负荷提高的方面考虑,将温度上限设定为150℃。同时,控制冷轧第一道次的通板速度在180m/min以下,也有利于降低轧制过程中的断裂风险,但通板速度过慢时,由加工发热带来的钢板的高温化效果显著降低,因此将通板速度的下限设定为70m/分钟。另外,将第1道次的压下率按≥38%控制,在冷轧开始时钢板边部区域的组织就能充分变形,减轻边裂的产生,避免断带。

#### [0057] 实施例

[0058] 将由表1所示的成分组成的钢坯,在加热炉中缓慢加热到1110℃,保温40min出炉进行热轧至1.9mm厚,终轧温度850℃,卷取温度670℃,热轧卷按860℃保温90sec进行常化,酸洗,然后预热至80℃进行一次冷轧至0.25mm,冷轧第一道次压下率控制在41%,轧制速度控制在80~120m/min,在冷轧过程中没有发生脆断的钢卷最后在连续炉退火炉中进行930℃×30sec的成品退火,涂布绝缘层。测量不同成分试验钢退火后成品的爱泼斯坦方圈试样的铁损P<sub>1.0/400</sub>和磁感B<sub>5000</sub>值,并检测其屈服强度,相关结果如表1所示。

[0059] 表1:

样品	C %	Si %	Al %	Mn %	S %	Sn+2*Sb %	V %	B %	Si+(2/3)Al +(1/5)Mn%	P <sub>1.0/400</sub> (W/kg)	B <sub>5000</sub> (T)	R <sub>p0.2</sub> MPa
实施例 1	0.0015	3.74	0.85	0.68	0.0006	0.045	0.0013	0.0004	4.44	11.8	1.674	465
实施例 2	0.0021	3.85	0.62	0.72	0.0010	0.053	0.0023	0.0003	4.41	11.7	1.675	471
实施例 3	0.0017	3.90	0.53	0.75	0.0008	0.043	0.0024	0.0002	4.40	11.5	1.672	475
实施例 4	0.0021	3.65	0.95	0.63	0.0017	0.034	0.0025	0.0004	4.41	12.0	1.671	463
实施例 5	0.0019	3.52	1.01	0.73	0.0018	0.082	0.0027	0.0005	4.34	12.2	1.676	458
实施例 6	0.0024	3.55	0.78	0.72	0.0016	0.036	0.0023	0.0003	4.21	12.2	1.674	460
对比例 1	0.0047*	3.84	0.63	0.73	0.0008	0.052	0.0025	0.0003	4.41	12.7	1.663	470
对比例 2	0.0025	4.05*	0.52	0.52	0.0011	0.043	0.0022	0.0004	4.49			冷轧脆断
对比例 3	0.0022	3.45*	0.95	0.76	0.0012	0.053	0.0016	0.0003	4.24	12.7	1.679	463
对比例 4	0.0021	3.57	1.12*	0.62	0.0008	0.033	0.0028	0.0004	4.44			冷轧脆断
对比例 5	0.0020	3.76	0.42*	0.75	0.0012	0.055	0.0018	0.0003	4.19	12.9	1.672	452
对比例 6	0.0020	3.65	0.92	0.85*	0.0012	0.055	0.0018	0.0003	4.43	12.8	1.659	472
对比例 7	0.0021	3.67	0.89	0.45*	0.0015	0.045	0.0025	0.0004	4.35	12.2	1.669	456
对比例 8	0.0017	3.84	0.82	0.73	0.0005	0.062	0.0026	0.0005	4.53*			冷轧脆断,无法轧制
对比例 9	0.0016	3.62	0.53	0.54	0.0008	0.055	0.0021	0.0004	4.08*	12.6	1.678	442
对比例 10	0.0014	3.86	0.68	0.56	0.0025*	0.053	0.0023	0.0004	4.43	12.9	1.662	467
对比例 11	0.0021	3.73	0.76	0.67	0.0015	0.014*	0.0023	0.0003	4.37	12.3	1.655	465
对比例 12	0.0012	3.71	0.78	0.68	0.0016	0.104*	0.0022	0.0004	4.37			冷轧脆断,无法轧制
对比例 13	0.0019	3.85	0.59	0.65	0.0005	0.054	0.0034*	0.0003	3.37	12.8	1.654	466
对比例 14	0.0021	3.75	0.82	0.72	0.0013	0.053	0.0023	0.0007	4.44	12.9	1.648	471

[0060]

[0061] 表1中带“\*”标志的数据均超出本发明保护的范围；

[0062] 由表1可知，是采用相同的工艺条件，所冶炼的不同的化学成分及试验结果。当Si+ $(2/3)$ Al+ $(1/5)$ Mn含量或其单个元素含量超过本发明所限定的上限时，都会导致冷轧断带；当C、S、V、B等杂质元素超出本发明所限定的范围，也会使铁损 $P_{1.0/400}$ 明显上升， $B_{5000}$ 下降，其它夹杂物形成元素N、Ti、Nb等与S、V在本发明钢中作用相似，实例中未一一列举。Sn+2\*Sb的含量在本发明范围内时，其成品的 $B_{5000}$ 都在1.67T以上，但超过0.10%时也会增加脆性而导致冷轧过程中产生脆断。只有成分完全符合本发明范围，才能得到铁损 $P_{1.0/400} \leq 12.5\text{W/kg}$ 、磁感 $B_{5000} \geq 1.67\text{T}$ ，屈服强度 $R_{P0.2} \geq 450\text{Mpa}$ 的无取向电工钢板。当S的含量在优选范围内时，其对应试样的磁性会更加优良。

[0063] 将表1中实施例1的所示化学成分的连铸成坯；在加热炉中缓慢加热到1110℃，保温40min出炉进行热轧至表2中所示的1.9mm或2.1mm厚度，终轧温度850℃，卷取温度670℃，得到热轧卷；热轧卷按照表2中的常化工艺、常化工艺、冷轧预热工艺及冷轧工艺进行一次冷轧制成0.25mm厚钢板，观察冷轧过程中的断带情况并记录于表2中，在冷轧过程中最终能顺利通板的钢卷最后在连续炉退火炉中进行930℃×30sec的成品退火，涂布绝缘层。测量不同工艺试验钢退火后成品的爱泼斯坦方圈试样的铁损 $P_{1.0/400}$ 和磁感 $B_{5000}$ 值，并检测其屈服强度，相关结果如表2所示。

[0064] 表2：

样品	热轧板厚度mm	常化			冷轧			冷轧断带情况	成品			
		均热温度℃	均热时间sec	常化后平均晶粒直径μm	预热温度℃	第一道次压下率%	第一道次轧制速度m/min		P <sub>1.0/400</sub> W/kg	B <sub>5000</sub> (T)	屈服强度R <sub>P0.2</sub> MPa	
实施例 7	1.9	850	170	52	80	42	110	无断带	11.9	1.674	465	
实施例 8	1.9	860	140	60	90	40	80	无断带	11.7	1.676	468	
实施例 9	1.9	855	150	58	120	43	120	无断带	11.8	1.675	470	
实施例 10	1.9	870	130	65	100	41	140	无断带	11.8	1.673	466	
对比例 15	2.1	860	150	62	110	41	80	穿带起步有断带	11.9	1.672	464	
[0065]	对比例 16	1.9	840	160	再结晶不完全	90	41	120	无断带	12.8	1.672	465
对比例 17	1.9	880	120	80	120	41	100	断带, 无法轧制				
对比例 18	1.9	860	210	75	110	40	110	断带, 无法轧制				
对比例 19	1.9	860	110	45	90	41	100	无断带	12.6	1.662	464	
对比例 20	1.9	860	150	62	55	41	100	断带, 无法轧制				
对比例 21	1.9	860	150	62	90	35	100	断带, 无法轧制				
对比例 22	1.9	860	150	62	80	41	60	断带, 无法轧制				
对比例 23	1.9	860	150	62	80	41	200	断带, 无法轧制				

[0066] 由表2可知,由表2可见,化学成分符合本发明范围的连铸坯按要求热轧至2.0mm以下,然后在850~870℃温度下对热轧板进行常化,保温时间120~180秒,控制常化后晶粒尺寸50~70μm(见图1);再将常化板预热至70~150℃,进行冷轧,冷轧第一道次的压下率控制在≥38%,且第一道次轧制中的通板速度设定为70~180m/分钟,一次冷轧至成品厚度0.25mm后,进行成品退火,涂布绝缘涂层。可以得到铁损P<sub>1.0/400</sub>≤12.5W/kg、磁感B<sub>5000</sub>≥1.67T,屈服强度R<sub>P0.2</sub>≥450Mpa的无取向电工钢板,且冷轧过程中不断带。但是如果常化后晶粒过大(见图2),冷轧前预热温度较低或冷轧第一道次的轧制速度过低或过高以及第一道次的压下率过小等问题,均会造成冷轧过程中的断带现象从而无法轧制通板;当热轧板的厚度较厚时,也会造成冷轧过程中的断带。

[0067] 需要说明的是,在本文中,诸如第一和第二等之类的关系术语仅仅用来将一个实体或者操作与另一个实体或操作区分开来,而不一定要求或者暗示这些实体或操作之间存在任何这种实际的关系或者顺序。而且,术语“包括”、“包含”或者其任何其他变体意在涵盖非排他性的包含,从而使得包括一系列要素的过程、方法、物品或者设备不仅包括那些要

素,而且还包括没有明确列出的其他要素,或者是还包括为这种过程、方法、物品或者设备所固有的要素。在没有更多限制的情况下,由语句“包括一个……”限定的要素,并不排除在包括要素的过程、方法、物品或者设备中还存在另外的相同要素。

[0068] 以上仅是本申请的具体实施方式,应当指出,对于本技术领域的普通技术人员来说,在不脱离本申请原理的前提下,还可以做出若干改进和润饰,这些改进和润饰也应视为本申请的保护范围。

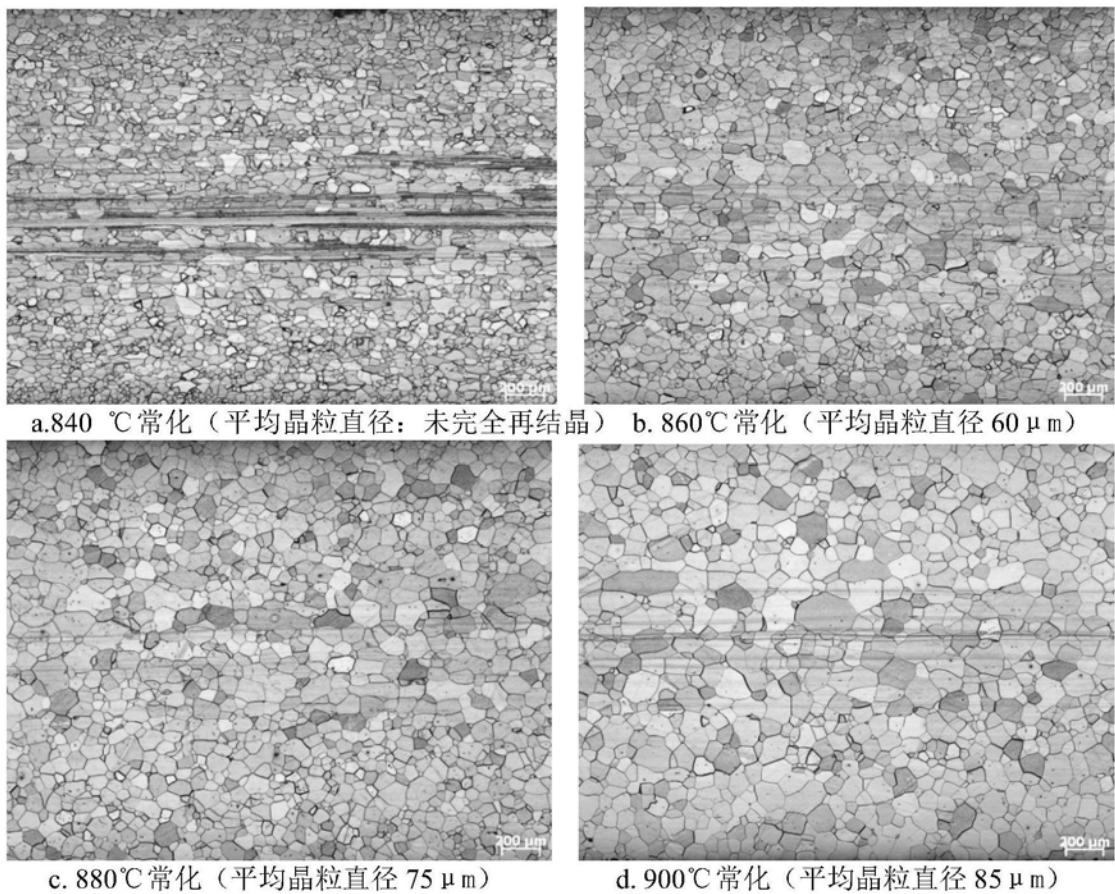


图1

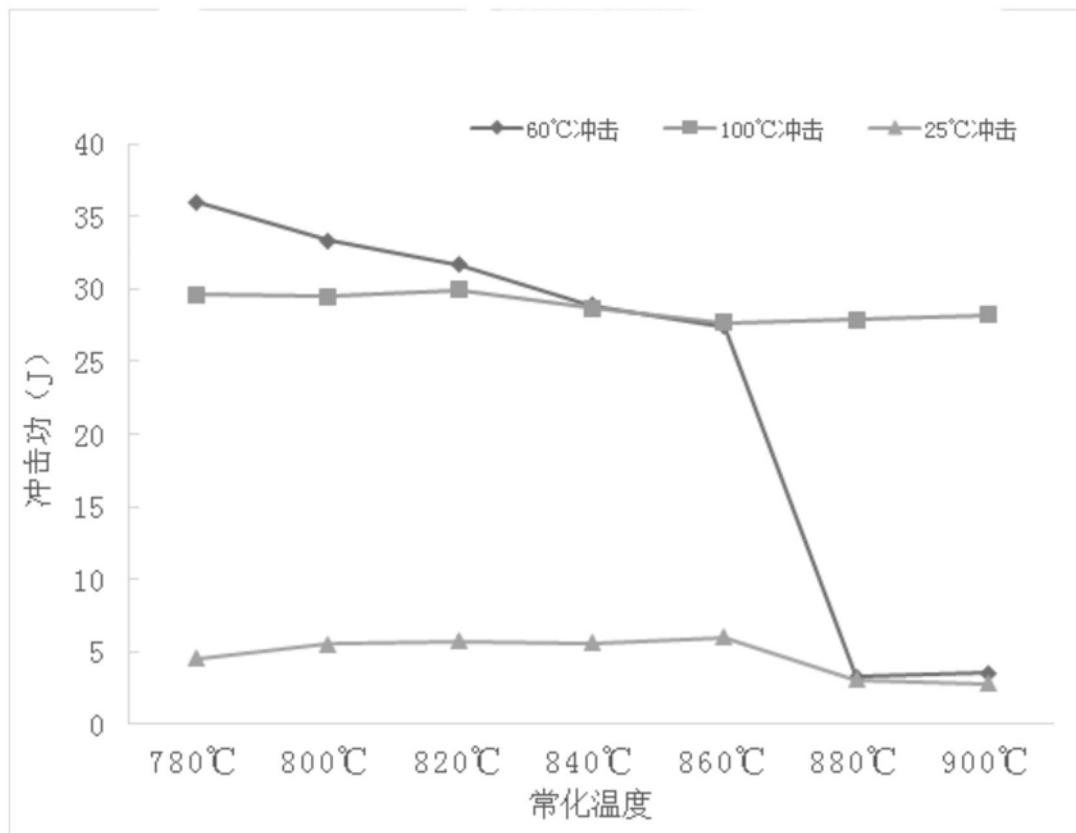


图2