(19)国家知识产权局

(12)发明专利申请

(10)申请公布号 CN 117460852 A
(43)申请公布日 2024.01.26

(21)申请号 202280038860.7
(22)申请日 2022.05.27
(30)优先权数据
2021-090799 2021.05.31 JP
(85)PCT国际申请进入国家阶段日
2023.11.29
(86)PCT国际申请的申请数据
PCT/JP2022/021773 2022.05.27
(87)PCT国际申请的公布数据
WO2022/255259 JA 2022.12.08
(71)申请人 杰富意钢铁株式会社
地址 日本东京都
(72)发明人 竹中雅纪 今村猛 高桥真理 藤田昇辉
(74)专利代理机构 北京集佳知识产权代理有限公司 11227
专利代理师 王洋
(51)Int.Cl.
C21D 8/12(2006.01)
H01F 1/147(2006.01)
C22C 38/60(2006.01)
C22C 38/00(2006.01)

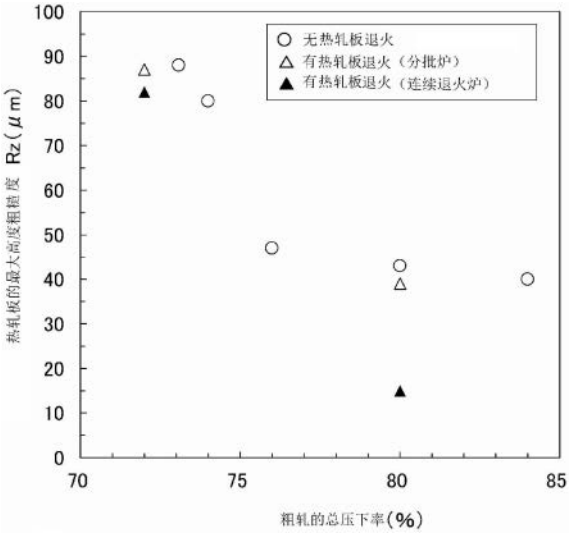
权利要求书2页 说明书18页 附图1页

(54)发明名称

取向性电磁钢板的制造方法

(57)摘要

本发明提出一种不产生皱折且形状良好的取向性电磁钢板的制造方法。一种取向性电磁钢板的制造方法，对以质量％计含有C：0.02～0.10％、Si：2.5～5.5％、Mn：0.01～0.30％、sol.Al：0.010～0.040％、N：0.004～0.020％、以及S和Se中的至少1种合计0.0010～0.040％的钢板坯进行加热后，进行热轧，根据需要实施热轧板退火，进行1次或隔着中间退火的2次以上的冷轧，制成最终板厚的冷轧板，进行兼作脱碳退火的一次再结晶退火，实施最终退火，其中，上述板坯的加热温度为1300℃以上，在上述热轧的粗轧中，将任一轧制道次在1200℃以上的温度区域进行后，隔着5s以上时间，以相反方向进行其后的轧制道次，并且将粗轧的总压下率设为75％以上。



CN 117460852 A

1.一种取向性电磁钢板的制造方法,其特征在于,包括如下的工序:

对具有如下成分组成的钢板坯进行加热后,进行热轧,接着,实施热轧板退火或者不实施热轧板退火,其后,进行1次或隔着中间退火的2次以上的冷轧而制成最终板厚的冷轧板,进行兼作脱碳退火的一次再结晶退火,涂布退火分离剂,实施最终退火,所述钢板坯的成分组成含有C:0.02~0.10质量%、Si:2.5~5.5质量%、Mn:0.01~0.30质量%、sol.Al:0.010~0.040质量%、N:0.004~0.020质量%、以及S和Se中的至少1种合计0.001~0.040质量%、且剩余部分由Fe及不可避免的杂质构成;

所述板坯的加热温度为1300℃以上,

所述热轧的粗轧中,将任一轧制道次在1200℃以上的温度区域进行后,隔着5s以上时间,将其后的轧制道次以相反方向进行,并且,将粗轧的总压下率设为75%以上。

2.根据权利要求1所述的取向性电磁钢板的制造方法,其特征在于,所述热轧后,实施从600℃到800℃之间的平均升温速度为1℃/s以上且在800~1250℃间的温度区域进行保持的热轧板退火。

3.根据权利要求1或2所述的取向性电磁钢板的制造方法,其特征在于,所述工序满足下述的条件:

·热轧工序:对钢板坯进行加热,在1100~1400℃的温度区域进行1道次以上的粗轧后,在800~1300℃的温度区域进行2道次以上的精轧制而制成热轧板,然后,在400~750℃的卷绕温度下卷绕成卷材;

·热轧板退火工序:在进行热轧板退火的情况下,在800~1250℃的温度区域保持5s以上后,从800℃到350℃以5~100℃/s进行冷却;

·冷轧工序:在进行1次冷轧的情况下,将其总压下率设为50~92%的范围,进行2次以上的冷轧的情况下,将最终加工成最终板厚的最终冷轧的总压下率设为50~92%的范围;

·中间退火工序:在进行中间退火的情况下,在800~1250℃的温度区域保持5s以上后,从800℃到350℃以5~100℃/s进行冷却;

·兼作脱碳退火的一次再结晶退火工序:在包含H_2和N_2且露点为20~80℃以下的湿润气氛下,在750~950℃的温度区域保持10s以上;

·退火分离剂涂布工序:对钢板表面以每一面3g/m^2以上涂布以MgO作为主成分的退火分离剂;

·最终退火工序:包括至少在1050~1300℃的温度保持3小时以上的纯化处理,并且,将800℃以上的温度区域的一部分的气氛设为含有H_2的气氛。

4.根据权利要求1~3中任一项所述的取向性电磁钢板的制造方法,其特征在于,所述钢板坯在所述成分组成的基础上还含有选自Ni:0~1.00质量%、Sb:0~0.50质量%、Sn:0~0.50质量%、Cu:0~0.50质量%、Cr:0~0.50质量%、P:0~0.50质量%、Mo:0~0.50质量%、Nb:0~0.020质量%、V:0~0.010质量%、B:0~0.0025质量%、Bi:0~0.50质量%以及Zr:0~0.10质量%中的至少1种。

5.根据权利要求1~4中任一项所述的取向性电磁钢板的制造方法,其特征在于,所述钢板坯在所述成分组成的基础上还含有选自Co:0~0.0500质量%、Pb:0~0.0100质量%中的至少1种。

6.根据权利要求1~5中任一项所述的取向性电磁钢板的制造方法,其特征在于,所述

钢板坯在所述成分组成的基础上还含有选自As:0～0.0200质量%、Zn:0～0.0200质量%、W:0～0.0100质量%、Ge:0～0.0050质量%、Ga:0～0.0050质量%中的至少1种。

取向性电磁钢板的制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及一种晶粒以密勒指数计在板面以{110}、在轧制方向以＜001＞高度聚集的所谓的取向性电磁钢板的制造方法。

背景技术

[0002] 取向性电磁钢板是软磁性材料,主要用作变压器等电设备的铁芯。该取向性电磁钢板利用二次再结晶,使晶粒在{110}＜001＞取向(以下,称为“Goss取向”)高度聚集,从而赋予低铁损且高磁通密度这样的优异的磁特性。应予说明,作为评价取向性电磁钢板的磁特性的指标,通常使用磁场的强度为800(A/m)下的磁通密度B_8(T)以及以励磁频率为50(Hz)的交流磁场磁化到1.7(T)时的钢板每1kg当中的铁损$W_{17/50}$(W/kg)。

[0003] 作为上述的取向性电磁钢板的制造方法,通常使用如下的方法:通过使称为抑制剂的微细的析出物在最终退火中析出而对晶界赋予迁移度差,从而仅使Goss取向粒优先地成长的方法。例如专利文献1中作为抑制剂公开了利用AlN、MnS的方法,专利文献2中公开了作为抑制剂利用MnS、MnSe的方法,这些方法工业上均已实用化。使用这些抑制剂的方法中抑制剂的均匀微细分散是理想状态,因此,需要在热轧前将作为坯材的钢板坯加热到1300℃以上的高温。

[0004] 另一方面,如果在高温下对板坯进行长时间加热,则板坯的结晶组织粗大化而产生助长组织的不均匀化的问题。针对该问题,如专利文献3所公开,在1300～1450℃左右的高温下以短时间进行加热的方式逐渐成为主流。作为上述的板坯加热方式,有专利文献4、专利文献5所公开的感应加热、通电加热。通过应用该技术,不仅能够抑制结晶组织的粗大化,而且能够分别独立地处理板坯,因此热轧的时机的自由度增加,并且,在生产效率乃至设备的建设费、维持・管理成本的方面也是有利的。

[0005] 一般而言,取向性电磁钢板含有约2.5质量％以上的Si,但Si是铁素体稳定化元素,因此在高温区域下不易产生奥氏体相变,铁素体占组织的一大半。而铁素体在热轧中难以再结晶,因此取向性电磁钢板用的热轧板的一大半是未再结晶组织。如果对具有未再结晶组织的热轧板进行冷轧,则在冷轧后产生被称为皱折(ridging)的轧制方向上平行的竖条纹状的皱纹。产生了皱折的钢板在之后的流水线通板时,有可能引发活套内的跑偏或者断裂。另外,有可能在最终产品板中引起板厚的偏差而使品质降低,或者在层叠钢板而组装为变压器等时导致叠片系数的降低。因此,皱折的抑制是重要的解决课题之一。

[0006] 皱折的产生被认为起因于结晶组织的不均匀性,已知有效的是结晶组织的均匀化,即再结晶的促进、晶粒的微细化。因此,作为抑制皱折的技术,例如专利文献6中公开了增加钢中的Mn量,从而在热轧中积极地促进奥氏体相变的技术。另外,专利文献7中提出了在1190～960℃的温度区域中进行大压下轧制而促进再结晶的方法,专利文献8中提出了在1230～960℃的温度下在含有奥氏体相3％以上的状态下进行30％以上的大压下轧制的方法,专利文献9中提出了将进行粗轧的温度限制在1250℃以下的方法,另外,专利文献10中提出了将在1050～1200℃温度区域下的轧制设定为应变速度15s^{-1}以下、压下率15％/道次

以上的方法等。

[0007] 并且,专利文献11中提出了以压下率3%以上且小于20%在1350℃以上的温度区域进行粗轧中的第1道次,接着在大压下对粗轧的第2道次进行轧制的方法,专利文献12中提出了在大压下对粗轧的第1道次和第2道次进行轧制的方法。并且,专利文献12～15中作为抑制板宽度方向的端部中的不良组织的生成的方法,提出了将粗轧的累积压下率设为小于75%,并且将粗轧的最终压下的压下率设定为小于50%,将刚进行了最终压下的粗棒的板厚中心温度设定为1350℃以上的方法。

[0008] 现有技术文献

[0009] 专利文献

[0010] 专利文献1:日本特公昭40-015644号公报

[0011] 专利文献2:日本特公昭51-013469号公报

[0012] 专利文献3:日本特开昭60-190520号公报

[0013] 专利文献4:日本实公昭58-024397号公报

[0014] 专利文献5:日本特开昭60-145318号公报

[0015] 专利文献6:日本特开平01-119644号公报

[0016] 专利文献7:日本特开昭54-120214号公报

[0017] 专利文献8:日本特开昭55-119126号公报

[0018] 专利文献9:日本特开昭57-011614号公报

[0019] 专利文献10:日本特开昭59-093828号公报

[0020] 专利文献11:日本特开平03-115526号公报

[0021] 专利文献12:日本特开平03-115527号公报

[0022] 专利文献13:日本特开2020-169366号公报

[0023] 专利文献14:日本特开2020-169367号公报

[0024] 专利文献15:日本特开2020-169368号公报

发明内容

[0025] 然而,上述专利文献6的技术中,在利用MnS、MnSe作为抑制剂的情况下,由于在板坯加热时MnS、MnSe难以固溶,因此在热轧时微细的抑制剂的形成变得不充分,存在难以稳定地得到高磁特性的问题。另外,上述专利文献7～10的技术均在如下的方面是相同的:基于高温下的轧制对再结晶没有帮助,仅低温的再结晶域中的大的应变有助于再结晶这样技术思想,在1200℃附近的温度区域进行大压下轧制,实现组织的微细化。然而,即使应用这些技术,也几乎不能改善皱折。另一方面,专利文献11～12的技术均在高温区域进行大压下轧制而实现组织的微细化的方面是相同的,对于组织微细化,确认到了一定程度的效果。然而,即使应用这些技术,也无法完彻底除皱折。另外,专利文献13～15的技术均是消除磁特性不良部分的技术,但从抑制皱折的观点考虑,是相反的效果。

[0026] 本发明是鉴于现有技术的上述的问题点而完成的,其目的在于提供一种不产生皱折的形状良好的取向性电磁钢板的制造方法。

[0027] 发明人等为了解决上述课题,着眼于热轧的粗轧工序而反复进行了深入的研究。其结果发现将热轧的粗轧的任一轧制道次在1200℃以上的温度区域进行后,隔着5s以上时

间,在相反方向进行其后的轧制道次,并且将粗轧的总压下率设为75%以上,从而能够大幅度抑制皱折,由此完成了本发明的开发。

[0028] 基于上述见解的本发明提出了一种取向性电磁钢板的制造方法,其特征在于,包括如下的工序:对具有含有C:0.02~0.10质量%、Si:2.5~5.5质量%、Mn:0.01~0.30质量%、sol.Al:0.010~0.040质量%、N:0.004~0.020质量%且S和Se中的至少1种合计0.001~0.040质量%且剩余部分为Fe以及不可避免的杂质构成的成分组成的钢板坯进行加热后,进行热轧,接着,在实施热轧板退火后或不实施热轧板退火的情况下,进行1次或隔着中间退火的2次以上的冷轧而制成最终板厚的冷轧板,进行兼作脱碳退火的一次再结晶退火,涂布退火分离剂,实施最终退火,其中,上述板坯的加热温度为1300℃以上,上述热轧的粗轧中,将任一轧制道次在1200℃以上的温度区域进行后,隔着5s以上时间,在相反方向进行其后的轧制道次,并且将粗轧的总压下率设定为75%以上。

[0029] 本发明的上述取向性电磁钢板的制造方法的特征在于,在上述热轧后,实施从600℃到800℃之间的平均升温速度为1℃/s以上,800~1250℃间的温度区域进行保持的热轧板退火。

[0030] 本发明的上述取向性电磁钢板的制造方法的上述工序的特征在于满足下述的条件:

[0031] •热轧工序:对钢板坯进行加热,在1100~1400℃的温度区域进行1道次以上的粗轧后,在800~1300℃的温度区域进行2道次以上的精轧制而制成热轧板,然后,在400~750℃的卷绕温度下卷绕成卷材;

[0032] •热轧板退火工序:在进行热轧板退火的情况下,在800~1250℃的温度区域保持5s以上后,从800℃到350℃以5~100℃/s进行冷却;

[0033] •冷轧工序:在进行1次冷轧的情况下,将其总压下率设定为50~92%的范围,进行2次以上冷轧的情况下,将最终加工成最终板厚的最终冷轧的总压下率设为50~92%的范围;

[0034] •中间退火工序:在进行中间退火的情况下,在800~1250℃的温度区域保持5s以上后,从800℃到350℃以5~100℃/s进行冷却;

[0035] •兼作脱碳退火的一次再结晶退火工序:在包含H_2和N_2且露点为20~80℃以下的湿润气氛下,在750~950℃的温度区域保持10s以上;

[0036] •退火分离剂涂布工序:对钢板表面将以MgO作为主成分的退火分离剂涂布每一面当中为3g/m^2以上;

[0037] •最终退火工序:包括至少在1050~1300℃的温度保持3小时以上的纯化处理,并且,将800℃以上的温度区域的一部分的气氛设为含有H_2的气氛。

[0038] 另外,本发明的上述取向性电磁钢板的制造方法中的特征在于,所使用的上述钢板坯在上述成分组成的基础上,还含有选自Ni:0~1.00质量%、Sb:0~0.50质量%、Sn:0~0.50质量%、Cu:0~0.50质量%、Cr:0~0.50质量%、P:0~0.50质量%、Mo:0~0.50质量%、Nb:0~0.020质量%、V:0~0.010质量%、B:0~0.0025质量%、Bi:0~0.50质量%以及Zr:0~0.10质量%中的至少1种。

[0039] 另外,本发明的上述取向性电磁钢板的制造方法的特征在于,所使用的上述钢板坯在上述成分组成的基础上,还含有选自Co:0~0.0500质量%、Pb:0~0.0100质量%中的

至少1种。

[0040] 另外,本发明的上述取向性电磁钢板的制造方法的特征在于,所使用的上述钢板坯,在上述成分组成的基础上,还含有选自As:0～0.0200质量%、Zn:0～0.0200质量%、W:0～0.0100质量%、Ge:0～0.0050质量%、Ga:0～0.0050质量%中的至少1种。

[0041] 发明效果

[0042] 根据本发明,可以提供一种不仅具有优异的磁特性,而且在形状上也优异的取向性电磁钢板。

附图说明

[0043] 图1是示出了粗轧的总压下率和热轧板退火条件对热轧板的最大高度粗糙度Rz的影响的坐标图。

具体实施方式

[0044] 首先,对对于开发出本发明的实验进行说明。

[0045] ＜实验1＞

[0046] 制造8根具有含有C:0.05质量%、Si:3.2质量%、Mn:0.09质量%、S:0.002质量%、Se:0.020质量%、sol.Al:0.025质量%以及N:0.007质量%且剩余部分由Fe及不可避免的杂质构成的成分组成的厚度260mm的钢板坯,加热到1350℃的温度后,进行热粗轧。粗轧在3个道次下进行,各道次的轧制方向、轧制温度、轧制后的板厚和粗轧的总压下率示于表1。然后,进行7个道次的热精轧制而制成板厚2.2mm的热轧板后,进行水冷,在600℃的温度下卷绕成卷材。

[0047] 对于如上述那样得到的热轧板,按照以下的方法评价了皱折。热轧板的表面和背面分别研削0.1mm后,利用#600的研磨纸进行了研磨。然后,采取将轧制方向设定为试验片的拉伸方向的JIS5号拉伸试验片,在室温下以应变速度1×10^{-3}拉伸变形至额定形变20%。接着,对于拉伸试验后的试验片平行部的长度方向中央部,使用激光显微镜(激光斑点直径0.2μμm)而测定沿着宽度方向中央的10mm部分的宽度方向的表面粗糙度曲线。从得到的粗糙度曲线拉出其平均线,测定山顶线与谷底线之间的间隔,将其值设定为最大高度粗糙度(Rz),将其结果示于表1中。该Rz是表示皱折的程度的指标,Rz越大,表示皱折的程度越大,反之Rz越小,表示皱折越受到抑制。

[0048] 根据表1可知,在1200℃以上进行热轧的粗轧的任一轧制道次后,将其后的轧制道次隔着5s以上的时间而以相反方向在1200℃以上进行,由此能使热轧板拉伸试验后的Rz成为50μμm以下,大幅度受抑制皱折。

[0049] 对于通过在上述的条件下进行粗轧而能够大幅度抑制热轧板的皱折的理由,发明人等考虑如下。

[0050] 以铁素体作为主体的取向性电磁钢板在热轧后难以再结晶,而在高温下进行粗轧则能够使其容易发生再结晶。另外,在轧制道次后,通过隔开5s以上的时间,因在该道次导入的应变能量而部分地发生再结晶,组织微细化,并且不易积蓄应变能量的轧制组织在此刻以轧制组织的原样残留。在该状况下,如果以相反方向进行其后的轧制道次,则与以一个方向进行轧制道次的情况相比,在不易积蓄应变能量的轧制组织内也有效地积蓄应变能,

其结果是该轧制道次后再结晶组织所占的比例增加,热轧板组织微细化。具有这样的微细组织的热轧板在冷轧时在宽度方向上产生均匀的塑性流动,强烈抑制皱折。

[0051] 表1

[0052]

No.	粗轧项目	板坯厚度(mm)	粗轧条件				热轧板的Rz(μm)	制品板的磁通密度B_8(T)	备注
			第1道次	第2道次	第3道次	总压下率(%)			
A	轧制方向	260	→	→	→	80.8	88	1.82	比较例
	轧制温度(℃)		1240	1220	1200				
	轧制后板厚(mm)		170	100	50				
	前道次后时间(s)		-	20	20				
B	轧制方向	260	→	←	→	80.8	72	1.82	比较例
	轧制温度(℃)		1180	1160	1140				
	轧制后板厚(mm)		170	100	50				
	前道次后时间(s)		-	20	20				
C	轧制方向	260	→	←	→	80.8	70	1.84	比较例
	轧制温度(℃)		1200	1180	1160				
	轧制后板厚(mm)		170	100	50				
	前道次后时间(s)		-	20	20				
D	轧制方向	260	→	←	→	80.8	83	1.83	比较例
	轧制温度(℃)		1240	1220	1200				
	轧制后板厚(mm)		170	100	50				
	前道次后时间(s)		-	2	2				
E	轧制方向	260	→	←	→	80.8	68	1.83	比较例
	轧制温度(℃)		1240	1220	1200				
	轧制后板厚(mm)		170	100	50				
	前道次后时间(s)		-	4	4				
F	轧制方向	260	→	←	→	80.8	43	1.87	发明例
	轧制温度(℃)		1220	1200	1180				
	轧制后板厚(mm)		170	100	50				
	前道次后时间(s)		-	20	20				
G	轧制方向	260	→	←	→	80.8	44	1.87	发明例
	轧制温度(℃)		1240	1220	1200				
	轧制后板厚(mm)		170	100	50				
	前道次后时间(s)		-	5	5				
H	轧制方向	260	→	←	→	80.8	37	1.88	发明例
	轧制温度(℃)		1240	1220	1200				
	轧制后板厚(mm)		170	100	50				
	前道次后时间(s)		-	20	20				

[0053] (注:轧制方向的→和←表示轧制方向是相反的)

[0054] 接下来,使用上述的热轧板来制造取向性电磁钢板,进行了评价作为产品板的磁特性的以下的实验。

[0055] 对热轧板进行酸洗而除去表面的氧化皮后,进行冷轧而制成最终板厚(产品板厚)0.23mm的冷轧板。接着,对上述冷轧板,实施了在包含H_2和N_2的露点60℃的湿润气氛下的820℃×60s的兼作脱碳退火的一次再结晶退火。接着,对钢板表面以每一面当中为3g/m^2将以MgO为主成分的退火分离剂涂布并干燥。然后,进行二次再结晶后,实施以1150℃×20小时进行纯化处理的最终退火。在上述最终退火中,在1100℃以上的温度区域中,形成为以H_2作为主成分的气氛。接着,从上述最终退火后的钢板表面除去未反应的退火分离剂后,涂布磷酸盐系的绝缘张力被膜,实施以被膜的烧结和钢板的形状矫正作为目的的平坦化退火而制成产品板。

[0056] 从由此得到的制品卷材的最内卷绕部和最外卷绕部采取磁特性测定用的试验片，利用JIS C2550-1(2011)记载的方法测定磁化力800A/m的磁通密度B_8，将磁通密度最低的值作为卷材内保证值，其结果一并标注于表1。根据这些结果可知，将在1200℃以上进行了热轧的粗轧的任一轧制道次后，将其后的轧制道次隔着5s以上的时间，在1200℃以上以相反方向进行的条件下制造出热轧板作为坯材的产品板均可得到B_8≥1.87T的良好的磁通密度。

[0057] 对于在上述的条件下进行粗轧而制造的产品板中可得到良好的磁通密度的理由，发明人等认为是因为在上述条件下进行粗轧则热轧板组织微细化、组织均匀化，由此最终退火中取向一致的Goss取向晶粒容易发生二次再结晶。

[0058] ＜实验2＞

[0059] 制造8个具有含有C:0.08质量％、Si:3.0质量％、Mn:0.08质量％、S:0.008质量％、Se:0.015质量％、sol.Al:0.015质量％以及N:0.008质量％且剩余部分由Fe及不可避免的杂质构成的成分组成的厚度260mm的钢板坯，加热到1380℃的温度后，进行了热粗轧。热粗轧以4个道次进行，各道次的轧制方向、轧制温度、轧制后的板厚和粗轧的总压下率示于表2。然后，进行6个道次的热精轧制而制成板厚2.8mm的热轧板后，进行水冷，在500℃的温度下卷绕成卷材。然后，关于上述热轧板，如表2所示，对于一部分的热轧板，利用分批式退火炉或者连续退火炉实施了热轧板退火。在使用了分批式退火炉的热轧板退火中，在600～800℃间以平均升温速度20℃/小时加热至900℃，保持20小时后进行了炉冷。另一方面，在使用了连续退火炉的热轧板退火中，在600～800℃间以平均升温速度5℃/s加热至900℃，保持120s后，从800℃至350℃以60℃/s进行水冷。

[0060] 对于如上述那样得到的热轧板和热轧板退火板，利用与实验1同样的方法，评价皱折的程度，将得到的Rz的结果一并标注于表2。另外，图1中示出了粗轧的总压下率和热轧板退火条件对热轧板的最大高度粗糙度Rz的影响。根据这些结果可知，在1200℃以上进行热轧的粗轧的任一轧制道次后，将其后的轧制道次隔着5s以上的时间，在1200℃以上以相反方向进行，并且将热轧的粗轧的总压下率设定为75％以上，从而能够使热轧板拉伸试验后的Rz成为50μm以下，热轧板的皱折受到大幅度抑制。另外，可知利用连续退火炉进行热轧板退火而能够使热轧退火板拉伸试验后的Rz成为20μm以下，能够进一步抑制皱折。

[0061] 对于如上述那样通过将热轧的粗轧的总压下率设为75％以上而能够大幅度抑制热轧板的皱折的理由，发明人等考虑如下。

[0062] 如上所述，在1200℃以上进行热轧的粗轧的任一轧制道次后，将其后的轧制道次，隔着5s以上的时间，在1200℃以上以相反方向进行，则热轧板组织微细化，并且，通过将粗轧的总压下率设定为75％以上，从而能使上述效果增大，再结晶组织所占的比例增加，其结果，热轧板组织进一步微细化。

[0063] 另外，对于利用连续退火实施热轧板退火而能够大幅度抑制热轧板的皱折的理由，发明人等考虑如下。

[0064] 在利用分批退火炉实施热轧板退火的情况下，升温速度慢，因此在到达再结晶温度区域前发生恢复，应变能量减少，失去再结晶的驱动力，其结果难以增加再结晶率。另一方面，在利用连续退火炉实施热轧板退火的情况下，升温速度快，因此应变能被保持在引起再结晶的高温区域而提高再结晶的驱动力，因此再结晶率显著地增加，晶粒更加微细化。

[0065]　应予说明,基于利用连续退火炉的热轧板退火的再结晶率的增加效果是仅在满足在1200℃以上进行了热轧的粗轧的任一轧制道次后,将其后的轧制道次,在仅隔着5s以上的时间而在1200℃以上以相反方向进行的条件的情况下才能相加的效果。在不满足上述的条件的情况下,在热轧板组织所包含的加工·恢复组织中的应变能的积蓄量少,即使利用连续退火炉实施热轧板退火,也不会导致再结晶率的增加。

[0066]　具有包含大量这样的再结晶组织的微细组织的热轧板和在连续退火炉实施了热轧板退火的热轧退火板,冷轧时在宽度方向上引起均匀的塑性流动,强烈地抑制皱折。

[0067]

表2

No.	粗轧项目	板坯厚度(mm)	粗轧条件 第1道次	第2道次	第3道次	第4道次	总压下率(%)	热轧板退火的有无	热轧板或热轧板退火板Rz(μm)	产品板的磁通密度B_8(T)	备注
I	轧制方向	260	→	←	→	←	73.1	无	88	1.83	比较例
	轧制温度(℃)		1240	1220	1200	1180					
	轧制后板厚(mm)		190	140	100	70					
	前道次后时间(s)		-	10	10	10					
J	轧制方向	260	→	←	→	←	75.0	无	80	1.84	比较例
	轧制温度(℃)		1240	1220	1200	1180					
	轧制后板厚(mm)		190	140	100	65					
	前道次后时间(s)		-	10	10	10					
K	轧制方向	260	→	←	→	←	76.9	无	47	1.87	发明例
	轧制温度(℃)		1240	1220	1200	1180					
	轧制后板厚(mm)		190	140	100	60					
	前道次后时间(s)		-	10	10	10					
L	轧制方向	260	→	←	→	←	80.8	无	43	1.87	发明例
	轧制温度(℃)		1240	1220	1200	1180					
	轧制后板厚(mm)		190	140	90	60					
	前道次后时间(s)		-	10	10	10					
M	轧制方向	260	→	←	→	←	84.6	无	40	1.87	发明例
	轧制温度(℃)		1240	1220	1200	1180					
	轧制后板厚(mm)		180	130	80	40					
	前道次后时间(s)		-	10	10	10					
N	轧制方向	260	→	←	→	←	73.1	有(分批炉)	87	1.83	比较例
	轧制温度(℃)		1240	1220	1200	1180					
	轧制后板厚(mm)		190	140	100	70					
	前道次后时间(s)		-	10	10	10					
O	轧制方向	260	→	←	→	←	73.1	有(连续退火炉)	82	1.85	比较例
	轧制温度(℃)		1240	1220	1200	1180					
	轧制后板厚(mm)		190	140	100	70					
	前道次后时间(s)		-	10	10	10					
P	轧制方向	260	→	←	→	←	80.8	有(分批炉)	39	1.87	发明例
	轧制温度(℃)		1240	1220	1200	1180					
	轧制后板厚(mm)		190	140	90	60					
	前道次后时间(s)		-	10	10	10					
Q	轧制方向	260	→	←	→	←	80.8	有(连续退火炉)	15	1.89	发明例
	轧制温度(℃)		1240	1220	1200	1180					
	轧制后板厚(mm)		190	140	90	50					
	前道次后时间(s)		-	10	10	10					

(注:轧制方向的→和←　表示轧制方向是相反的)

[0068]　接下来,使用上述的热轧板来制造取向性电磁钢板,进行了评价作为产品板的磁特性的以下的实验。

[0069]　酸洗热轧板而除去表面的氧化皮后,进行冷轧而制成最终板厚(产品板厚)0.27mm的冷轧板。接着,对上述冷轧板,实施了在包含H_2和N_2的露点55℃的湿润气氛下的800℃×180s的兼作脱碳退火的一次再结晶退火。接着,对钢板表面以每一面当中为7g/m^2将以MgO作为主成分的退火分离剂涂布并干燥。然后,经过二次再结晶后,实施了1200℃×20小时的

纯化处理的最终退火。最终退火中,在850℃以上的温度区域中设为以H_2为主成分的气氛。接着,从上述最终退火后的钢板表面除去未反应的退火分离剂后,涂布磷酸盐系的绝缘张力被膜,实施以被膜的烧结和钢带的平坦化作为目的的平坦化退火而制成产品板。

[0070] 从由此得到的制品卷材的最内卷绕部和最外卷绕部采取磁特性测定用的试验片,利用JIS C2550-1(2011)记载的方法测定磁化力800A/m的磁通密度B_8,将磁通密度最低的值作为卷材内保证值,将其结果一并标注于表2。根据这些结果可知,以1200℃以上进行热轧的粗轧的任一轧制道次后,将其后的轧制道次,隔着5s以上的时间而在1200℃以上以相反方向进行,并且将粗轧的总压下率设为75%以上的条件下制造的产品板均可得到$B_8 \geq 1.87T$的良好的磁通密度。并且,利用连续退火炉实施热轧板退火制造的产品板可得到$B_8 \geq 1.90T$的更良好的磁通密度。

[0071] 对于在上述的条件下进行粗轧制造的产品板中可得到良好的磁通密度的理由,发明人等认为是因为在上述条件下进行粗轧则热轧板组织微细化,组织均匀化,在最终退火中取向一致的Goss取向晶粒更容易发生二次再结晶。

[0072] 接下来,对于本发明的取向性电磁钢板的制造中使用的钢板坯料(板坯)的成分组成的限定理由进行说明。

[0073] C:0.02~0.10质量%

[0074] C是利用热轧时和热轧板退火的均热时产生的奥氏体-铁素体相变而实现热轧板组织的改善所需的元素。另外,C含量不足0.02质量%时,失去基于C的晶界强化效果,引起在板坯产生破裂等对制造带来阻碍的缺陷。另一方面,如果C含量超过0.10质量%,则不仅脱碳处理的负荷增大,脱碳本身变得不完全,成为在产品板上引起磁时效的原因。因此,C的含量成为0.02~0.10质量%的范围。优选为0.03~0.08质量%的范围。

[0075] Si:2.5~5.5质量%

[0076] Si是提高钢的比电阻而降低构成铁损的一部分的涡流损失极其有效的元素。在Si含量小于2.5质量%时,上述减少效果小,无法得到良好的铁损特性。另一方面,钢的比电阻虽然在Si含量到11质量%为止单调地增加,但是超过5.5质量%时加工性显著地降低,难以轧制制造。因此,Si的含量为2.5~5.5质量%的范围。优选为3.0~4.0质量%的范围。

[0077] Mn:0.01~0.30质量%

[0078] Mn形成MnS和MnSe,作为在最终退火的升温过程中抑制正常晶粒生长的抑制剂发挥功能,因此在取向性电磁钢板的制造中是重要的元素。然而,如果Mn含量不足0.01质量%,则抑制剂的绝对量不足,正常晶粒生长的抑制力变得不充分。另一方面,如果Mn含量超过0.30质量%,则通过板坯加热难以充分地固溶,磁特性恶化。因此,Mn的含量设定为0.01~0.30质量%的范围。优选为0.05~0.20质量%的范围。

[0079] S和Se:至少1种合计0.001~0.040质量%

[0080] S和Se与Mn结合而形成作为抑制剂的MnS、MnSe。然而,合计含量不足0.001质量%时,抑制剂量不足,无法充分得到磁特性提高效果。另一方面,合计含量超过0.040质量%时,板坯加热中不易充分地固溶,导致磁特性大幅度恶化。另外,S超过0.040质量%时,热轧时产生边裂。因此,由于兼得磁特性和制造性,因此S与Se的合计含量设为0.001~0.040质量%的范围。优选为0.002~0.015质量%的范围。

[0081] sol.Al:0.010~0.040质量%

[0082] Al形成AlN而析出,在二次再结晶退火中,作为抑制正常晶粒生长的抑制剂发挥功能的元素,是取向性电磁钢板中的重要元素。然而,Al含量以酸溶铝(sol.Al)不满足0.010质量%时,抑制剂的绝对量不足,正常晶粒生长的抑制力不足。另一方面,sol.Al超过0.040质量%时,通过板坯加热无法充分地固溶,无法实现向钢中的微细分散,磁特性大幅度恶化。因此,Al的含量以sol.Al设定在0.010~0.040质量%的范围。优选为0.015~0.030质量%的范围。

[0083] N:0.004~0.020质量%

[0084] N与Al结合·析出而形成作为抑制剂的AlN,但含量小于0.004质量%时,抑制剂的绝对量不足,正常晶粒生长的抑制力不足。另一方面,超过0.020质量%时,热轧时板坯产生膨胀。因此,N的含量设为0.004~0.020质量%的范围。优选为0.006~0.010质量%的范围。

[0085] 本发明中使用的钢板坯材在上述必须成分以外,以提高磁特性作为目的,可以含有选自Ni:0~1.00质量%、Sb:0~0.50质量%、Sn:0~0.50质量%、Cu:0~0.50质量%、Cr:0~0.50质量%、P:0~0.50质量%、Mo:0~0.50质量%、Nb:0~0.020质量%、V:0~0.010质量%、B:0~0.0025质量%、Bi:0~0.50质量%和Zr:0~0.10质量%中的至少1种。各自的元素的添加量超过上述上限值时,二次再晶粒的发展受到抑制,反之磁特性受到抑制。应予说明,从进一步提高磁特性的观点考虑,优选添加Ni:0.01质量%以上、Sb:0.005质量%以上、Sn:0.005质量%以上、Cu:0.01质量%以上、Cr:0.01质量%以上、P:0.005质量%以上、Mo:0.005质量%以上、Nb:0.001质量%以上、V:0.001质量%以上、B:0.0002质量%以上、Bi:0.005质量%以上以及Zr:0.001质量%以上。

[0086] 另外,本发明中使用的钢板坯材在上述成分组成之外进一步以磁特性的提高作为目的,可以含有选自Co:0~0.0500质量%、Pb:0~0.0100质量%中的至少1种。各元素的添加量超过上述上限时,二次再晶粒的发达受到抑制,反之磁特性恶化。应予说明,从进一步提高磁特性的观点考虑,优选添加Co:0.0020质量%以上、Pb:0.0001质量%以上。

[0087] 另外,本发明中使用的钢板坯材在上述成分组成的基础上,进一步以磁特性的提高作为目的,可以含有选自As:0~0.0200质量%、Zn:0~0.0200质量%、W:0~0.0100质量%、Ge:0~0.0050质量%、Ga:0~0.0050质量%中的至少1种。各元素的添加量超过上述上限时,抑制二次再晶粒的发达,反之磁特性发生恶化。应予说明,从进一步提高磁特性的观点考虑,优选添加As:0.0010质量%以上、Zn:0.0010质量%以上、W:0.0010质量%以上、Ge:0.0001质量%以上、Ga:0.0001质量%以上。

[0088] 应予说明,Ti是形成氮化物而损害AlN的抑制剂效果的有害元素,优选尽可能减少。然而,Ti的减少增大精炼成本,但如果为0.010质量%以下则可被允许。更优选的含量为0.0020质量%以下。

[0089] 在本发明中使用的钢板坯,上述成分以外的剩余部分是Fe及不可避免的杂质。这里,上述不可避免的杂质是指熔炼钢时,从原料、废料、熔炼用的锅等不可避免地混入的元素。

[0090] 接下来,对于本发明的取向性电磁钢板的制造方法进行说明。

[0091] 本发明的取向性电磁钢板的制造中使用的钢板坯材(板坯)可以在对上述的具有成分组成的钢利用通常公知的精炼工序中熔炼后,利用通常公知的开坯法或连续铸造法进行制造,也可以利用直接铸造法制造100mm以下的厚度的薄铸片。

[0092] 上述的板坯、薄铸片利用通常的方法加热后供于热轧，但热轧前的板坯加热温度优选设为1300℃以上而使抑制剂形成成分完全固溶。

[0093] 上述加热的板坯供于由粗轧和精轧制构成的热轧。

[0094] 上述热轧的粗轧在1100～1400℃间的温度区域进行1个道次以上的粗轧，而本发明的特征在于，在1200℃以上的温度区域进行上述粗轧中的任一轧制道次后，将其后的轧制道次，隔着5s以上时间以相反方向进行，并且将粗轧的总压下率设定为75％以上。通过满足上述条件而进行粗轧，从而能够抑制后续工序中的皱折的发生，能够减少流水线上产生通板故障的风险，或者防止最终产品板的表面品质的降低，减少层叠而组装变压器等时的叠片系数降低的风险。并且，如上述那样在进行相反方向的轧制道次时，优选在1200℃以上进行。

[0095] 继于上述粗轧的精轧制，为了使热轧板的组织合理化，优选在800～1300℃的范围内2个道次以上的条件进行。另外，精轧制后的卷材卷绕温度从防止碳化物的组织控制和破裂等缺陷这两方面的观点考虑，优选设为400～750℃的范围。更优选为500～700℃的范围。

[0096] 上述热轧后的钢板(热轧板)从使钢板组织均匀化，减少磁特性的偏差的观点考虑，优选实施在800～1250℃的温度下保持5s以上的热轧板退火。更优选是在900～1150℃的温度下保持10～180s间的条件。并且，从提高再结晶率而防止皱折的产生的观点考虑，优选将600～800℃间的平均升温速度设为1℃/s以上。或者上述均热处理后，从第二相或析出物的形态控制的观点考虑，优选对从800℃到350℃的温度区域以5～100℃/s的冷却速度进行冷却。更优选为15～80℃/s。

[0097] 接着，为了除去在热轧时生成的钢板表面的氧化膜，优选对上述热轧后或者热轧板退火后的钢板(热轧板)实施脱氧化皮处理。脱氧化皮处理的方法可以使用利用加热的酸来进行酸洗的方法、机械式地除去氧化皮的机械除垢方法、组合这些方法的方法等的公知的方法。

[0098] 将除去了氧化皮的热轧板进行1次冷轧或者隔着中间退火的2次以上的冷轧而制成最终板厚的冷轧板。上述中间退火优选在800～1250℃的温度下保持5s以上的条件下进行。温度小于800℃时，再晶粒变得过细，一次再结晶组织中的Goss晶核减少，有可能导致磁特性恶化。另一方面，如果超过1250℃，则产生抑制剂的急剧生长、分解，因此可能导致磁特性的恶化。更优选为是在900～1150℃的温度下保持10～180s间的条件。

[0099] 上述均热处理后的冷却从第二相、析出物的形态控制的观点考虑，优选从800℃至350℃以5～100℃/s的速度进行冷却。更优选为15～80℃/s。应予说明，在进行中间退火的情况下，优选此之前除去轧制油。另外，中间退火后，优选除去退火中产生的钢板表面的氧化皮。脱氧化皮的方向可以使用利用经过加热的酸来进行酸洗的方法、机械地除去氧化皮的机械除垢方法、组合这些方法的方法等的公知的方法。

[0100] 另外，冷轧中，为了减少轧制载荷和提高轧制后的钢板形状，优选使用轧制油等润滑剂。另外，从组织控制的观点考虑，在以1次冷轧制成最终板厚的情况下，优选将该冷轧的总压下率设为50～92％的范围。另一方面，在进行2次以上冷轧的情况下，优选将最终加工成最终板厚的最终冷轧的总压下率设为50～92％的范围。

[0101] 对于冷轧成最终板厚的钢板(冷轧板)，其后实施兼作脱碳退火的一次再结晶退火，但优选此前进行脱脂、酸洗，使钢板表面清洁化。一次再结晶退火中的脱碳退火优选设

定为在750～950℃的温度下保持10s以上的条件。更优选条件为800～900℃×30～180s的范围。另外，上述脱碳退火时的气氛优选是由H_2和N_2构成且露点为20～80℃的湿润气氛。更优选的露点是40～70℃的范围。通过实施上述脱碳退火，由此钢中的C减少到难以发生磁时效的0.0050质量％以下。

[0102] 对于上述的一次再结晶退火后的钢板，优选其后对钢板表面以每一面当中为3g/m^2以上的单位面积重量涂布以MgO作为主成分的退火分离剂。单位面积重量的上限没有特别限制，但从制造成本的观点考虑，优选为10g/m^2左右。应予说明，MgO可以形成为浆料状而涂布于钢板表面，也可以利用静电涂装进行干式涂布。在利用浆料涂布的情况下，抑制浆料的粘度上升，因此优选将浆料溶液保持在15℃以下的恒定温度。另外，为了将浆料浓度维持在恒定，浆料溶液优选分为调合用的罐和供于涂布的罐。应予说明，上述的MgO为主成分是指相对于分离剂整体的MgO的含量为60质量％以上。

[0103] 将涂布了退火分离剂的钢板卷绕成卷材，设为倒置的状态，实施最终退火，使二次再晶粒发展，并且在钢板表面形成镁橄榄石被膜。此时，为了防止卷材的外卷松弛，优选在卷材外周卷绕条带等。

[0104] 为了结束二次再结晶，上述最终退火优选加热到800℃以上的温度。另外，在钢板表面形成镁橄榄石被膜的情况下，优选加热到1050℃以上，另外，为了从钢中排除抑制剂形成成分、杂质而得到良好的磁特性，优选实施在1050～1300℃的温度下保持3小时以上的纯化处理。通过实施上述纯化处理，能够将抑制剂形成成分减少到杂质等级。此时，优选包括至少在1050～1300℃的温度下保持3小时以上的纯化处理且800℃以上的温度区域的一部分的气氛设为包含H_2的气氛。

[0105] 对实施了上述最终退火的钢板，其后为了除去未反应的退火分离剂，优选实施水洗、刷洗、酸洗等，然后，优选为了对最终退火时的钢板的卷绕痕迹等进行矫正或者为了减少铁损等而实施平坦化退火。

[0106] 应予说明，取向性电磁钢板大多层叠钢板而使用，而为了确保该情况下的绝缘性，优选在钢板表面覆盖绝缘被膜。上述绝缘被膜优选采用具有减少铁损效果的张力施加型绝缘被膜。上述绝缘被膜的对钢板表面的被覆可以在平坦化退火前涂布被膜液，利用平坦化退火进行烧结，也可以利用其它的生产线进行。另外，为了提高被膜密合性而进一步提高铁损减少效果，可以采用经由粘合剂而形成张力施加被膜的方法或者使用物理蒸镀法、化学蒸镀法而使无机物蒸镀在钢板表层的方法。

[0107] 并且，从进一步减少铁损的观点考虑，可以在冷轧后的任一工序中，在钢板表面利用蚀刻等而形成槽，或者形成绝缘被膜后，对钢板表面照射激光、等离子体等热能束而形成热形变区域，或者将具有突起的辊等按压到钢板表面而形成加工形变区域，从而实施磁畴细化处理。

[0108] 实施例1

[0109] 制造12个具有含有C:0.06质量％、Si:3.4质量％、Mn:0.10质量％、S:0.002质量％、Se:0.020质量％、sol.Al:0.030质量％以及N:0.011质量％且剩余部分由Fe及不可避免的杂质构成的成分组成的厚度200mm的钢板坯，加热到1440℃的温度后，进行了热粗轧。粗轧以3个道次进行，将各道次的轧制方向、轧制温度、轧制后的板厚和粗轧的总压下率示于表3。然后，进行7个道次的热精轧制，制成板厚2.4mm的热轧板后，进行水冷而在500℃的

温度下卷绕成卷材。

[0110] 对于表3所示的各热粗轧条件,各制造3个热轧卷材,其中的1个制成热轧状态下的热轧板,剩余的2个中的1个是利用连续退火炉在600～800℃间以平均升温速度1℃/s加热至1000℃,在上述温度下保持30s时间后,从800℃至350℃以20℃/s进行水冷而实施热轧板退火,剩余的1个利用连续退火炉在600～800℃间以平均升温速度20℃/s加热至1000℃,在上述温度保持30s时间后,从800℃至350℃以20℃/s进行水冷而实施热轧板退火。

[0111] 对于如上述那样得到的热轧板和热轧退火板,利用与实验1同样的方法评价皱折的程度,将最大高度粗糙度Rz一并标注于表3。根据这些结果可知,以本发明的适合的制造条件制造的热轧板的拉伸试验后的Rz为50μμm以下,皱折受到大幅度抑制。另外,以本发明的适合的制造条件制造的热轧退火板的拉伸试验后的Rz为20μμm以下,皱折进一步受到抑制。

[0112]

表3

No.	粗轧项目	板坯厚度(mm)	粗轧制条件			总压下率(%)	无热轧退火			有热轧板退火 ：1℃/s			有热轧板退火 ：20℃/s		
			第1道次	第2道次	第3道次		热轧板Rz(μm)	产品板磁通密度B_8(T)	备注	热轧板Rz(μm)	产品板磁通密度B_8(T)	备注	热轧退火板Rz(μm)	产品板磁通密度B_8(T)	备注
R	轧制方向	200	→	→	→	85.0	84	1.82	比较例	78	1.83	比较例	72	1.83	比较例
	轧制温度(℃)		1280	1260	1240										
	轧制后板厚(mm)		130	70	30										
	前道次时间(s)		-	5	5										
S	轧制方向	200	→	←	→	85.0	41	1.87	发明例	15	1.90	发明例	13	1.91	发明例
	轧制温度(℃)		1280	1260	1240										
	轧制后板厚(mm)		130	70	30										
	前道次时间(s)		-	5	5										
T	轧制方向	200	→	→	←	85.0	45	1.87	发明例	19	1.90	发明例	18	1.91	发明例
	轧制温度(℃)		1280	1260	1240										
	轧制后板厚(mm)		130	70	30										
	前道次时间(s)		-	5	5										
U	轧制方向	200	→	←	←	85.0	40	1.88	发明例	13	1.90	发明例	10	1.92	发明例
	轧制温度(℃)		1280	1260	1240										
	轧制后板厚(mm)		130	70	30										
	前道次时间(s)		-	5	5										

（注：轧制方向的→和← 表示轧制方向是相反的）

[0113] 接下来，使用如上述那样得到的各种热轧板以及热轧板退火板，进行评价最终产品板的磁特性的实验。具体而言，在对上述热轧板和热轧板退火板进行酸洗而除去表面的

氧化皮后,进行冷轧而制成中间板厚1.2mm,在1000℃的温度下保持120s时间后,从800℃至350℃以30℃/s进行水冷而实施中间退火,进行酸洗后,进行第二次的冷轧而制成最终板厚0.18mm的冷轧板。接着,实施在包含H_2和N_2的露点55℃的湿润气氛下的900℃×80s的兼作脱碳退火的一次再结晶退火。接着,对钢板表面将以MgO作为主成分的退火分离剂以每一面当中为5g/m^2涂布并干燥。然后,使其二次再结晶后,实施在1220℃×5hr下进行纯化处理的最终退火。应予说明,在最终退火中,1000℃以上的温度区域是在以H_2作为主成分的气氛。接着,从上述最终退火后的钢板表面除去未反应的退火分离剂后,涂布磷酸盐系的绝缘张力被膜,实施以被膜的烧结和钢板的形状矫正作为目的的平坦化退火而制成产品板。

[0114] 从如此得到的制品卷材的最内卷绕部以及最外卷绕部采取磁特性测定用的试验片,利用JIS C2550-1(2011)记载的方法测定磁化力800A/m中的磁通密度B_8,将磁通密度最低的值设为卷材内保证值,将其结果一并标注于表3。根据这些结果可知,使用以本发明的适合的制造条件制造的热轧板而制造的产品板均可得到B_8≥1.87T的良好的磁通密度。另外,以在本发明的适合的条件实施热轧板退火而制造的产品板均可得到B_8≥1.90T的进一步良好的磁通密度,并且热轧板退火的升温速度越快,磁通密度越提高。

[0115] 实施例2

[0116] 分别制造2个具有含有表4中所示的各种成分且剩余部分为Fe及不可避免的杂质构成的成分组成的厚度250mm的钢板坯,加热到1400℃后,进行热粗轧。粗轧以5个道次进行,各道次的轧制方向、轧制温度、轧制后的厚度和粗轧的总压下率示于表5。然后,进行7个道次的热精轧制而制成板厚2.2mm的热轧板后,进行水冷而在约600℃卷绕成卷材。应予说明,对于表4所示的1个成分,制造各2个热轧卷材,其中的1个设为热轧板的状态,对于剩余的1个,利用连续退火炉,在600~800℃间以平均升温速度10℃/s加热至1050℃,在该温度中保持30s时间后,从800℃至350℃以30℃/s进行水冷而实施热轧板退火。

[0117] 对于如上述那样得到的热轧板和热轧板退火板,利用与实验1同样的方法评价皱折的程度,将得到的最大高度粗糙度Rz一并标注于表4。根据这样的结果可知,以本发明的适合的条件制造的热轧板的Rz均为50μμm以下,皱折受到大幅度抑制。另外,以本发明的适合的条件制造的热轧退火板的Rz均为20μμm以下,皱折进一步受到抑制。

[0118]

表4-1

No.	板坯的成分组成（质量%）										无热轧板退火			有热轧板退火		
	C	Si	Mn	sol.Al	N	S	Se	S+Se	其它		热轧板 Rz(μm)	制品板磁通密度 B_8(T)	备注	热轧退火板 Rz(μm)	制品板磁通密度 B_8(T)	备注
1	0.01	3.3	0.11	0.019	0.007	0.005	0.000	0.005	—		43	1.7	比较例	13	1.72	比较例
2	0.02	3.2	0.10	0.017	0.009	0.005	0.000	0.005	—		40	1.87	发明例	19	1.90	发明例
3	0.06	3.4	0.12	0.020	0.007	0.006	0.023	0.029	—		41	1.88	发明例	17	1.91	发明例
4	0.10	3.3	0.10	0.018	0.008	0.007	0.018	0.025	—		40	1.87	发明例	12	1.90	发明例
5	0.12	3.4	0.08	0.020	0.007	0.006	0.021	0.027	—		43	1.66	比较例	16	1.67	比较例
6	0.06	1.6	0.10	0.021	0.008	0.006	0.000	0.006	—		39	1.73	比较例	13	1.75	比较例
7	0.05	2.6	0.12	0.019	0.006	0.005	0.000	0.005	—		47	1.89	发明例	11	1.91	发明例
8	0.07	3.3	0.08	0.020	0.006	0.007	0.000	0.007	—		38	1.88	发明例	17	1.91	发明例
9	0.06	5.3	0.12	0.019	0.006	0.006	0.000	0.006	—		40	1.87	发明例	13	1.90	发明例
10	0.07	6.0	0.11	0.021	0.008	0.007	0.000	0.007	—		46	1.80	比较例	15	1.80	比较例
11	0.06	3.3	0.00	0.023	0.006	0.006	0.019	0.025	—		44	1.74	比较例	17	1.75	比较例
12	0.05	3.2	0.01	0.017	0.007	0.004	0.021	0.025	—		41	1.88	发明例	11	1.91	发明例
13	0.06	3.4	0.10	0.023	0.008	0.001	0.000	0.001	—		36	1.88	发明例	8	1.90	发明例
14	0.07	3.6	0.26	0.020	0.008	0.006	0.018	0.024	—		37	1.87	发明例	13	1.90	发明例
15	0.06	3.5	0.37	0.018	0.006	0.007	0.016	0.023	—		44	1.68	比较例	10	1.68	比较例
16	0.08	3.4	0.10	0.020	0.005	0.000	0.000	0.000	—		47	1.71	比较例	12	1.72	比较例
17	0.06	3.3	0.09	0.018	0.005	0.001	0.000	0.001	—		41	1.87	发明例	15	1.90	发明例
18	0.06	3.4	0.08	0.020	0.007	0.007	0.000	0.007	—		38	1.88	发明例	13	1.91	发明例
19	0.07	3.3	0.12	0.018	0.009	0.035	0.000	0.035	—		38	1.88	发明例	6	1.91	发明例
20	0.05	3.4	0.12	0.021	0.008	0.042	0.000	0.042	—		47	1.72	比较例	13	1.75	比较例
21	0.06	3.2	0.11	0.018	0.007	0.000	0.001	0.001	—		45	1.87	发明例	15	1.90	发明例
22	0.06	3.3	0.12	0.016	0.009	0.000	0.021	0.021	—		40	1.88	发明例	17	1.91	发明例
23	0.06	3.2	0.10	0.018	0.007	0.000	0.036	0.036	—		48	1.87	发明例	13	1.90	发明例
24	0.07	3.4	0.09	0.020	0.006	0.000	0.045	0.045	—		41	1.68	比较例	11	1.70	比较例

[0119]

表4-2

No.	板坯的成分组成（质量%）									无热轧板退火			有热轧板退火		
	C	Si	Mn	sol.Al	N	S	Se	S+Se	其它	热轧板 Rz（μm）	产品板磁通密度 B_8(T)	备注	热轧退火板 Rz（μm）	产品板磁通密度 B_8(T)	备注
25	0.07	3.4	0.09	0.018	0.005	0.028	0.020	0.048	—	41	1.70	比较例	16	1.72	比较例
26	0.08	3.3	0.08	0.004	0.006	0.005	0.021	0.026	—	46	1.70	比较例	15	1.77	比较例
27	0.06	3.2	0.10	0.010	0.008	0.006	0.019	0.025	—	43	1.87	发明例	13	1.90	发明例
28	0.05	3.4	0.12	0.019	0.010	0.006	0.018	0.024	—	39	1.88	发明例	12	1.91	发明例
29	0.06	3.3	0.11	0.038	0.009	0.007	0.000	0.007	—	38	1.88	发明例	16	1.91	发明例
30	0.06	3.3	0.12	0.043	0.008	0.008	0.021	0.029	—	43	1.69	比较例	11	1.74	比较例
31	0.07	3.4	0.10	0.020	0.002	0.005	0.021	0.026	—	42	1.70	比较例	18	1.75	比较例
32	0.06	3.4	0.11	0.021	0.004	0.004	0.000	0.004	—	49	1.87	发明例	7	1.90	发明例
33	0.06	3.3	0.10	0.020	0.010	0.006	0.000	0.006	—	43	1.88	发明例	18	1.90	发明例
34	0.04	3.5	0.09	0.023	0.018	0.007	0.000	0.007	Sn:0.05、Cr:0.05、P:0.05、V:0.003、B:0.0009、Bi:0.01	42	1.88	发明例	13	1.91	发明例
35	0.06	3.6	0.10	0.018	0.026	0.005	0.000	0.005	Ni:0.02、Sn:0.12、Cu:0.05、Cr:0.12、P:0.01、Mo:0.01	46	1.70	比较例	15	1.78	比较例
36	0.05	3.4	0.10	0.020	0.006	0.026	0.000	0.026	Sn:0.12、Cr:0.05、P:0.01、V:0.002、B:0.0013、Bi:0.02	41	1.91	发明例	6	1.93	发明例
37	0.07	3.6	0.10	0.018	0.008	0.007	0.017	0.024	Ni:0.02、Sn:0.06、Cu:0.10、Cr:0.14、P:0.03、Mo:0.01	43	1.90	发明例	13	1.94	发明例
38	0.08	3.4	0.10	0.023	0.009	0.005	0.020	0.025	Sb:0.008、Sn:0.15、P:0.07、Mo:0.01、V:0.06	46	1.91	发明例	4	1.93	发明例
39	0.07	3.3	0.09	0.026	0.007	0.022	0.000	0.022	Sb:0.03、Cr:0.05、P:0.01、Mo:0.15、B:0.0007	38	1.90	发明例	8	1.93	发明例
40	0.06	3.3	0.07	0.024	0.008	0.007	0.000	0.007	Sb:0.08、Cu:0.06、P:0.01、Mo:0.02、Nb:0.0029	46	1.90	发明例	12	1.94	发明例
41	0.06	3.5	0.10	0.020	0.006	0.005	0.017	0.022	Sn:0.06、Cu:0.05、P:0.05、Cr:0.12、Mo:0.02	41	1.91	发明例	16	1.93	发明例
42	0.07	3.3	0.12	0.022	0.009	0.007	0.017	0.024	Ni:0.02、Sn:0.10、P:0.01、Mo:0.05、Zr:0.001	46	1.91	发明例	15	1.93	发明例
43	0.08	3.4	0.11	0.026	0.008	0.006	0.018	0.024	Sb:0.05、Cu:0.08、Cr:0.05、P:0.01、Mo:0.01	39	1.92	发明例	10	1.93	发明例
44	0.07	3.6	0.10	0.023	0.007	0.005	0.018	0.023	Ni:0.20、Sn:0.06、Cr:0.08、P:0.03、Bi:0.01	45	1.91	发明例	6	1.93	发明例
45	0.06	3.5	0.07	0.024	0.008	0.028	0.000	0.028	Sn:0.23、Ni:0.27、Cr:0.10、P:0.01、Zr:0.05	44	1.90	发明例	11	1.94	发明例
46	0.07	3.3	0.08	0.022	0.009	0.006	0.016	0.022	Sb:0.03、Cu:0.15、P:0.01、Mo:0.02	42	1.91	发明例	16	1.93	发明例
47	0.07	3.3	0.09	0.026	0.006	0.005	0.018	0.023	Sb:0.03、Cu:0.15、P:0.01、Nb:0.02	41	1.90	发明例	13	1.93	发明例

[0120]

表4-3

No.	板坯的成分组成（质量%）									无热轧板退火			有热轧板退火		
	C	Si	Mn	sol.Al	N	S	Se	S+Se	其它	热轧板 Rz(μm)	产品板磁通密度 B_8(T)	备注	热轧退火板 Rz(μm)	产品板磁通密度 B_8(T)	备注
48	0.06	3.4	0.12	0.016	0.006	0.003	0.000	0.003	Sn:0.08、P:0.007、Co:0.003、Zn:0.018	44	1.92	发明例	10	1.95	发明例
49	0.05	3.4	0.17	0.023	0.008	0.007	0.000	0.007	Sn:0.12、P:0.011、Pb:0.0003、W:0.008	42	1.92	发明例	11	1.95	发明例
50	0.05	3.4	0.10	0.029	0.009	0.028	0.000	0.028	Sn:0.27、P:0.014、As:0.0013、Ge:0.0045	40	1.93	发明例	8	1.96	发明例
51	0.06	3.5	0.09	0.024	0.008	0.033	0.000	0.033	Sb:0.02、P:0.012、Co:0.047、Ga:0.0043	43	1.92	发明例	9	1.95	发明例
52	0.07	3.3	0.11	0.013	0.007	0.004	0.007	0.011	Sb:0.05、P:0.01、Pb:0.008、Zn:0.0016	43	1.92	发明例	10	1.95	发明例
53	0.05	3.5	0.15	0.027	0.008	0.009	0.017	0.026	Sb:0.08、P:0.05、Ge:0.0004、As:0.018	42	1.93	发明例	11	1.96	发明例
54	0.06	3.6	0.13	0.019	0.006	0.024	0.012	0.036	Sb:0.17、P:0.002、W:0.0016、Ga:0.0002	43	1.92	发明例	10	1.95	发明例

[0121] 表5

[0122]

粗轧项目	板坯厚度(mm)	粗轧条件					
		第1道次	第2道次	第3道次	第4道次	第5道次	总压下率(%)
轧制方向	250	→	←	→	←	→	84.0
轧制温度(℃)		1280	1270	1260	1250	1240	
轧制后板厚(mm)		200	150	110	70	40	
前道次后时间(s)		-	5	5	5	5	

[0123] (注:轧制方向的→和←表示轧制方向是相反的)

[0124] 接下来,使用上述的各种热轧板和热轧板退火板,进行了评价最终产品板的磁特性的实验。具体而言,对上述热轧板和热轧板退火板进行酸洗而除去表面的氧化皮后,进行冷轧而制成中间板厚1.8mm,在1100℃的温度下保持60s时间后,从800℃至350℃以60℃/s进行水冷而实施中间退火,进行酸洗后,进行第二次冷轧而制成最终板厚0.23mm的冷轧板。接着,实施在包含H_2和N_2的露点60℃的湿润气氛下的880℃×100s的兼作脱碳退火的一次再结晶退火。接着,对钢板将以MgO作为主成分的退火分离剂以表面每一面当中为6g/m^2涂布并干燥。然后,使其二次再结晶后,实施以1200℃×5hr进行纯化处理的最终退火。应予说明,在最终退火中,1000℃以上的温度区域是以H_2作为主成分的气氛。接着,从上述最终退火后的钢板表面除去未反应的退火分离剂后,涂布磷酸盐系的绝缘张力被膜,实施以被膜的烧结和钢板的形状矫正作为目的的平坦化退火而制成产品板。

[0125] 从如此得到的产品卷材的最内卷绕部和最外卷绕部采取磁特性测定用的试验片,利用JIS C2550-1(2011)记载的方法测定磁化力800A/m中的磁通密度B_8,将磁通密度最低的值作为卷材内保证值,将其结果一并标注于表4。根据这些结果可知,使用以本发明的适合的制造条件制造的热轧板而制造的产品板均可得到无热轧板退火时为B_8≥1.87T,有热轧板退火时为B_8≥1.90T的良好的磁通密度。另外,不论是无热轧板退火的情况还是有热轧板退火的情况,在必须的成分的基础上进一步添加适当的成分的产品板中,均可得到更良好的磁通密度(无热轧板退火:B_8≥1.90T,有热轧板退火:B_8≥1.93T)。

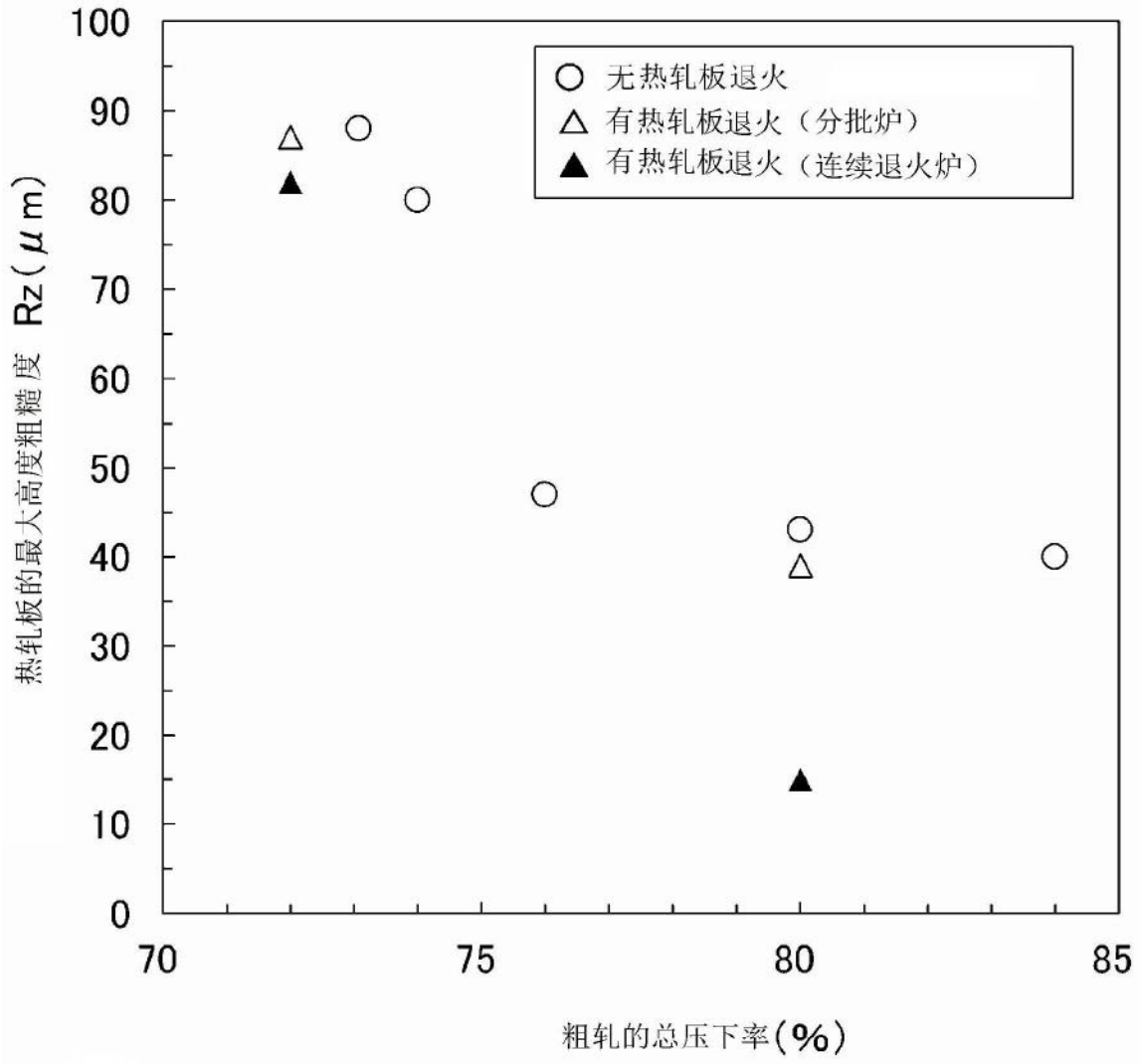

100
90
80
70
60
50
40
30
20
10
0
70
75
80
85
热轧板的最大高度粗糙度 Rz(μm)
粗轧的总压下率(%)
无热轧板退火
有热轧板退火（分批炉）
有热轧板退火（连续退火炉）

图1