



(12)发明专利

(10)授权公告号 CN 107208209 B

(45)授权公告日 2019.04.16

(21)申请号 201580075484.9

首藤洋志 胁田昌幸

(22)申请日 2015.02.20

(74)专利代理机构 永新专利商标代理有限公司
72002

(65)同一申请的已公布的文献号

申请公布号 CN 107208209 A

代理人 陈建全

(43)申请公布日 2017.09.26

(51)Int.Cl.

(85)PCT国际申请进入国家阶段日

2017.08.04

C22C 38/00(2006.01)

C21D 9/46(2006.01)

C22C 38/58(2006.01)

(86)PCT国际申请的申请数据

PCT/JP2015/054846 2015.02.20

(56)对比文件

CN 1450191 A, 2003.10.22,

CN 1450191 A, 2003.10.22,

CN 104011234 A, 2014.08.27,

(87)PCT国际申请的公布数据

W02016/132542 JA 2016.08.25

(73)专利权人 新日铁住金株式会社

地址 日本东京

审查员 刘彪

(72)发明人 横井龙雄 吉田充 杉浦夏子

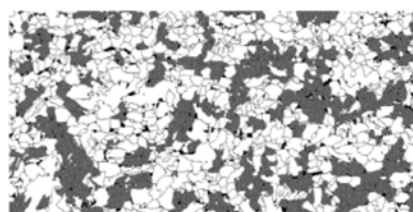
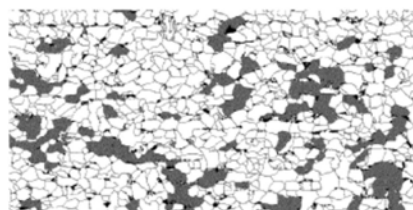
权利要求书2页 说明书16页 附图3页

(54)发明名称

热轧钢板

(57)摘要

一种热轧钢板,其具有规定的化学组成,并具有以下所示的显微组织:以体积%计,残余奥氏体:2%~30%、铁素体:20%~85%、贝氏体:10%~60%、珠光体:5%以下、马氏体:10%以下,在将由取向差为 15° 以上的晶界包围并且等效圆直径为 $0.3\mu\text{m}$ 以上的区域定义为晶粒的情况下,粒内取向差为 $5^{\circ}\sim 14^{\circ}$ 的晶粒在全部晶粒中所占的比例以面积率计为5%~50%。



1. 一种热轧钢板,其特征在于,
以质量%计,具有以下所示的化学组成:

C:0.06%~0.22%、

Si:1.0%~3.2%、

Mn:0.8%~2.2%、

P:0.05%以下、

S:0.005%以下、

Al:0.01%~1.00%、

N:0.006%以下、

Cr:0.00%~1.00%、

Mo:0.000%~1.000%、

Ni:0.000%~2.000%、

Cu:0.000%~2.000%、

B:0.0000%~0.0050%、

Ti:0.000%~0.200%、

Nb:0.000%~0.200%、

V:0.000%~1.000%、

W:0.000%~1.000%、

Sn:0.0000%~0.2000%、

Zr:0.0000%~0.2000%、

As:0.0000%~0.5000%、

Co:0.0000%~1.0000%、

Ca:0.0000%~0.0100%、

Mg:0.0000%~0.0100%、

REM:0.0000%~0.1000%、

余量:Fe以及杂质;

并且,以体积%计,具有以下所示的显微组织:

残余奥氏体:2%~30%、

铁素体:20%~85%、

贝氏体:10%~60%、

珠光体:5%以下、

马氏体:10%以下,

在将由取向差为 15° 以上的晶界包围并且等效圆直径为 $0.3\mu\text{m}$ 以上的区域定义为晶粒的情况下,粒内取向差为 $5^\circ\sim 14^\circ$ 的晶粒在全部晶粒中所占的比例以面积率计为5%~50%。

2. 根据权利要求1所述的热轧钢板,其特征在于,

在所述化学组成中,Cr为0.05%~1.00%。

3. 根据权利要求1或2所述的热轧钢板,其特征在于,

在所述化学组成中,满足

Mo:0.001%~1.000%、
Ni:0.001%~2.000%、
Cu:0.001%~2.000%、
B:0.0001%~0.0050%、
Ti:0.001%~0.200%、
Nb:0.001%~0.200%、
V:0.001%~1.000%、
W:0.001%~1.000%、
Sn:0.0001%~0.2000%、
Zr:0.0001%~0.2000%、
As:0.0001%~0.5000%、
Co:0.0001%~1.0000%、
Ca:0.0001%~0.0100%、
Mg:0.0001%~0.0100%、或
REM:0.0001%~0.1000%、
或者它们的任意的组合。

热轧钢板

技术领域

[0001] 本发明涉及热轧钢板,特别是涉及利用了相变诱发塑性(transformation induced plasticity:TRIP)现象的热轧钢板。

背景技术

[0002] 为了抑制来自汽车的二氧化碳气体的排放量,使用高强度钢板的汽车车身的轻质化正在推进。另外,为了确保乘坐人的安全性,作为汽车车身,除了软钢板以外还较多地使用了高强度钢板。而且,为了今后推进汽车车身的轻质化,必须超过以往地提高高强度钢板的使用强度水平。因此,要将高强度钢板用于例如行驶部件(底盘部件)的话,就必须改善用于翻边(burring)加工的局部变形能力。但是,一般地,如果提高钢板的强度,则成形性降低,对拉深成形和鼓凸成形(胀形)很重要的均匀伸长率降低。

[0003] 专利文献1~11中记载了以成形性的提高等为目的的高强度钢板等。但是,即使采用这些现有技术也不能够得到具有充分强度以及充分成形性的热轧钢板。

[0004] 此外,非专利文献1公开了一种钢板中使奥氏体残留来确保均匀伸长率的方法。而且,在该非专利文献1中,也公开了改善弯曲成形、扩孔加工和翻边加工所要求的局部延展性的钢板的金属组织控制法。另外,在非专利文献2中公开了以下内容:如果控制夹杂物,将显微组织控制成单一的组织,降低显微组织间的硬度差,则对弯曲性和扩孔加工而言是有效的。

[0005] 在非专利文献3中还公开了以下技术:为了使延展性和强度兼备,通过热轧后的冷却控制来进行金属组织控制,控制析出物以及相变组织,由此得到铁素体和贝氏体的适当的分率。但是,哪种方法都是依赖于组织控制(分类上的显微组织的控制)的局部变形能力的改善方法,因此局部变形能力大大地受基体组织影响。

[0006] 另一方面,在非专利文献4中公开了使连续热轧工序中的压下量增加来改善热轧钢板的材质的技术。这样的技术是所谓的晶粒细化的技术,在非专利文献4中,通过在奥氏体区域内的尽可能低的温度下进行大压下轧制,且由未再结晶奥氏体相变成铁素体,由此将作为制品的主相的铁素体的晶粒细化,提高强度以及韧性。但是,在非专利文献4中所公开的制法中,完全没有考虑局部变形能力以及延展性的改善。

[0007] 如上述那样,为了改善高强度钢板的局部变形能力,主要进行了包含夹杂物在内的组织控制。

[0008] 另外,为了使用高强度钢板作为汽车用的构件,需要强度和延展性的平衡。对于这样的要求,迄今为止曾提出了利用了残余奥氏体的相变诱发塑性的所谓的TRIP钢板(例如参照专利文献13以及14)。

[0009] 但是,TRIP钢具有以下特点:虽然强度、延展性优异,但是一般地,与拉伸凸缘性相关的扩孔性所代表的局部变形能力低。因此,要将该TRIP钢作为例如行驶部件的高强度钢板使用的话就必须改善局部变形能力。

[0010] 现有技术文献

- [0011] 专利文献
- [0012] 专利文献1:日本特开2012-26032号公报
- [0013] 专利文献2:日本特开2011-225941号公报
- [0014] 专利文献3:日本特开2006-274318号公报
- [0015] 专利文献4:日本特开2005-220440号公报
- [0016] 专利文献5:日本特开2010-255090号公报
- [0017] 专利文献6:日本特开2010-202976号公报
- [0018] 专利文献7:日本特开2012-62561号公报
- [0019] 专利文献8:日本特开2004-218077号公报
- [0020] 专利文献9:日本特开2005-82841号公报
- [0021] 专利文献10:日本特开2007-314828号公报
- [0022] 专利文献11:日本特表2002-534601号公报
- [0023] 专利文献12:国际公开第2014/171427号
- [0024] 专利文献13:日本特开昭61-217529号公报
- [0025] 专利文献14:日本特开平5-59429号公报
- [0026] 非专利文献
- [0027] 非专利文献1:高桥,新日铁技报(2003)No.378、p.7
- [0028] 非专利文献2:加藤等,制铁研究(1984)vol.312、p.41
- [0029] 非专利文献3:K.Sugimoto et al.,ISIJ International(2000)Vol.40、p.920
- [0030] 非专利文献4:中山制钢所NFG制品介绍<http://www.nakayama-steel.co.jp/menu/product/nfg.html>

发明内容

[0031] 发明所要解决的问题

[0032] 本发明的目的是提供具有高的强度,并且利用TRIP现象能确保优异的延展性,同时也能得到优异的拉伸凸缘性的热轧钢板。

[0033] 用于解决问题的手段

[0034] 本发明者们着眼于使用通常的连续热轧机以工业性的规模实施的热轧钢板的一般的制造方法,为了得到高的强度,同时提高热轧钢板的延展性以及拉伸凸缘性等的成形性而反复进行了专心研究。其结果,本发明者们发现了对高强度的确保以及成形性的提高极有效的、现有技术中未能够形成的新组织。该组织不是通过光学显微镜观察就能识别的组织,而是基于各晶粒的粒内的取向差来识别。具体而言,在将由取向差为 15° 以上的晶界所包围并且等效圆直径为 $0.3\mu\text{m}$ 以上的区域定义为晶粒的情况下,该组织是由该晶粒内的平均取向差为 $5^\circ\sim 14^\circ$ 的晶粒所构成的组织。以下有时将该组织称为“新识别组织”。于是,本发明者们新发现了:通过将新识别组织的比例控制在一定的范围,从而能够在确保TRIP钢的优异延展性的同时大大提高拉伸凸缘性。

[0035] 另外,新识别组织不能够采用上述的专利文献1~13中记载的方法等现有方法来形成。例如,对于需要通过提高所谓的从中间空气冷却结束后直到卷取为止的冷却速度来形成马氏体从而进行高强度化的现有技术而言,不能够形成新识别组织。现有的薄钢板中

所含的贝氏体,或是由贝氏体铁素体(bainitic ferrite)和铁碳化物构成,或是由贝氏体铁素体和残余奥氏体构成。因此,在扩孔时,在现有的薄钢板中,铁碳化物、残余奥氏体(或者受到加工而相变的马氏体)促进裂纹的进展。因此,新识别组织具有比现有的薄钢板中所含的贝氏体更优异的局部延展性。另外,新识别组织也是与现有的薄钢板中所含的铁素体不同的组织。例如,新识别组织的生成温度在由钢的成分预测的贝氏体相变开始温度以下,在新识别组织的由大角度晶界所包围的一个晶粒的内部存在小倾角的晶界。新识别组织具有在至少这些方面与铁素体不同的特征。

[0036] 详细情况在后面叙述,本发明者们发现:通过将热轧、其后的冷却、以及其后的卷取等的条件设定为适当的条件,能够在形成铁素体、贝氏体以及残余奥氏体的同时,以所希望的比例形成新识别组织。再者,在专利文献1~3所记载的方法中,中间空气冷却结束之后且卷取之前的冷却速度以及在被卷取了的状态下的冷却速度显著较高,因此不能生成在由大角度晶界所包围的一个晶粒的内部具有小倾角的晶界的新识别组织。

[0037] 本发明者基于上述这样的见解来进一步反复专心研究的结果,想到了以下所示的发明的各种技术方案。

[0038] (1)一种热轧钢板,其特征在于,

[0039] 以质量%计,具有以下所示的化学组成:

[0040] C:0.06%~0.22%、

[0041] Si:1.0%~3.2%、

[0042] Mn:0.8%~2.2%、

[0043] P:0.05%以下、

[0044] S:0.005%以下、

[0045] Al:0.01%~1.00%、

[0046] N:0.006%以下、

[0047] Cr:0.00%~1.00%、

[0048] Mo:0.000%~1.000%、

[0049] Ni:0.000%~2.000%、

[0050] Cu:0.000%~2.000%、

[0051] B:0.0000%~0.0050%、

[0052] Ti:0.000%~0.200%、

[0053] Nb:0.000%~0.200%、

[0054] V:0.000%~1.000%、

[0055] W:0.000%~1.000%、

[0056] Sn:0.0000%~0.2000%、

[0057] Zr:0.0000%~0.2000%、

[0058] As:0.0000%~0.5000%、

[0059] Co:0.0000%~1.0000%、

[0060] Ca:0.0000%~0.0100%、

[0061] Mg:0.0000%~0.0100%、

[0062] REM:0.0000%~0.1000%、

- [0063] 余量:Fe以及杂质;
- [0064] 并且,以体积%计,具有以下所示的显微组织:
- [0065] 残余奥氏体:2%~30%、
- [0066] 铁素体:20%~85%、
- [0067] 贝氏体:10%~60%、
- [0068] 珠光体:5%以下、
- [0069] 马氏体:10%以下、
- [0070] 在将由取向差为 15° 以上的晶界包围并且等效圆直径为 $0.3\mu\text{m}$ 以上的区域定义为晶粒的情况下,粒内取向差为 $5^{\circ}\sim 14^{\circ}$ 的晶粒在全部晶粒中所占的比例以面积率计为5%~50%。
- [0071] (2) 根据(1)所述的热轧钢板,其特征在于,
- [0072] 在上述化学组成中,Cr为0.05%~1.00%。
- [0073] (3) 根据(1)或(2)所述的热轧钢板,其特征在于,
- [0074] 在上述化学组成中,满足
- [0075] Mo:0.001%~1.000%、
- [0076] Ni:0.001%~2.000%、
- [0077] Cu:0.001%~2.000%、
- [0078] B:0.0001%~0.0050%、
- [0079] Ti:0.001%~0.200%、
- [0080] Nb:0.001%~0.200%、
- [0081] V:0.001%~1.000%、
- [0082] W:0.001%~1.000%、
- [0083] Sn:0.0001%~0.2000%、
- [0084] Zr:0.0001%~0.2000%、
- [0085] As:0.0001%~0.5000%、
- [0086] Co:0.0001%~1.0000%、
- [0087] Ca:0.0001%~0.0100%、
- [0088] Mg:0.0001%~0.0100%、或
- [0089] REM:0.0001%~0.1000%、
- [0090] 或者它们的任意的组合。
- [0091] 发明效果
- [0092] 根据本发明,可在具有高的强度的同时得到优异延展性以及优异拉伸凸缘性。

附图说明

- [0093] 图1是表示代表热轧钢板的显微组织的区域的图。
- [0094] 图2A是表示鞍型拉伸凸缘试验法的立体图。
- [0095] 图2B是表示鞍型拉伸凸缘试验法的顶视图。
- [0096] 图3A是表示热轧钢板的一个例子的EBSD解析结果的图。
- [0097] 图3B是表示热轧钢板的一个例子的EBSD解析结果的图。

[0098] 图4是表示从热轧到卷取为止的期间的温度经历的概略的图。

具体实施方式

[0099] 以下对本发明的实施方式进行说明。

[0100] 首先,对本实施方式涉及的热轧钢板中的显微组织以及晶粒的特征进行说明。本实施方式涉及的热轧钢板具有以下所示的显微组织:残余奥氏体:2%~30%、铁素体:20%~85%、贝氏体:10%~60%、珠光体:5%以下、马氏体:10%以下。另外,在本实施方式涉及的热轧钢板中,在将由取向差为 15° 以上的晶界包围并且等效圆直径为 $0.3\mu\text{m}$ 以上的区域定义为晶粒的情况下,粒内取向差为 $5^{\circ}\sim 14^{\circ}$ 的晶粒在全部晶粒中所占的比例以面积率计为5%~50%。在以下的说明中,作为热轧钢板中所含的各相、组织的比例的单位的“%”,只要没有特别的说明就是指“体积%”。热轧钢板的显微组织可用以下区域的显微组织来代表,即:距离该热轧钢板表面为该热轧钢板的厚度的 $3/8$ 处到 $5/8$ 处为止的区域。将该区域1示于图1。在图1中也示出作为观察铁素体等的对象的截面2。

[0101] 如以下所示,根据本实施方式,能够得到能应用于以下需求的构件:具有高强度的同时还需要关系到严格的延展性的鼓凸成形性和关系到局部延展性的拉伸凸缘性。例如,可得到590MPa以上的强度,可得到在将拐角的曲率半径R设定为50mm~60mm的鞍型拉伸凸缘试验法中的凸缘高度H (mm) 与抗拉强度TS (MPa) 之积($H\times TS$) 为19500 (mm·MPa) 以上的拉伸凸缘性。

[0102] 拉伸凸缘性可使用鞍型拉伸凸缘试验法(拐角的曲率半径R:50mm~ 60mm)中的凸缘高度H(mm) 来进行评价。在此,对鞍型拉伸凸缘试验法进行说明。如图2A以及图2B所示,鞍型拉伸凸缘试验法为如下方法:压制加工出模拟了包含直线部21和圆弧部22的拉伸凸缘形状的鞍型形状的成型品23,用此时的极限成形高度来评价拉伸凸缘性。在本实施方式中,将圆弧部22的曲率半径R设定为50mm~60mm、开口角 θ 设定为 120° 、冲裁圆弧部22时的间隙设定为11%时所得到的极限成形高度用作凸缘高度 H(mm)。极限成形高度的判定是根据在成形后用肉眼观察是否存在长度为板厚的 $1/3$ 以上的裂纹来进行的。在作为对应了拉伸凸缘成形性的试验法使用的以往的扩孔试验中,由于周向的应变基本没有分布就达到断裂,因此在断裂部周边的应变、应力梯度与实际的拉伸凸缘成形时不同的板厚贯通的断裂发生的时刻进行评价。因此,扩孔试验不能说是反映了本来的拉伸凸缘成形的的评价方法。鞍型拉伸凸缘试验法也记载于例如文献(吉田等,新日铁技报(2012)No.393、p.18)中。

[0103] 粒内取向差为 $5^{\circ}\sim 14^{\circ}$ 的晶粒在全部晶粒中所占的比例可采用以下的方法测定。首先,将以与轧制方向平行的截面内的距离钢板表面的深度为板厚t的 $1/4$ 的位置($1/4t$ 部)为中心的、轧制方向(rolling direction:RD) 的长度为 $200\mu\text{m}$ 、轧制面法线方向(normal direction:ND) 的长度为 $100\mu\text{m}$ 的矩形区域的晶体取向以 $0.2\mu\text{m}$ 的间隔采用电子束背散射衍射(electron back scattering diffraction:EBSD)法进行解析,从而取得该矩形区域的晶体取向信息。该解析例如如下来实施:使用具有热场发射型扫描电子显微镜(日本电子株式会社(JEOL)制JSM-7001F)和EBSD检测器(TSL公司制HIKARI检测器)的EBSD解析装置以200点/秒~300点/秒的速度实施。接着,将由取向差为 15° 以上的晶界所包围并且等效圆直径为 $0.3\mu\text{m}$ 以上的区域定义为晶粒,对所得到的晶体取向信息计算粒内取向差,求出该粒内取向差为 $5^{\circ}\sim 14^{\circ}$ 的晶粒在全部晶粒中所占的比例。这样求出的比例是面积分率,但也与体

积分率等值。“粒内取向差”是指晶粒内的取向分散即“Grain Orientation Spread (GOS)”。如文献“木村英彦,王昀,秋庭义明,田中启介《基于EBSD法和X射线衍射法进行的不锈钢的塑性变形中的取向差的解析》日本机械学会论文集(A篇),71卷,712号,2005年, p.1722-1728.”所记载的那样,粒内取向差是以该晶粒内的成为基准的晶体取向与全部的测定点处的晶体取向之间的取向差的平均值来求出。另外,使用将该晶粒内的全部的测定点处的晶体取向平均化后的取向作为“成为基准的晶体取向”。粒内取向差可使用例如EBSD解析装置中附带的软件“OIM Analysis™ Version 7.0.1”算出。

[0104] 图3A以及图3B示出EBSD解析结果的例子。图3A表示抗拉强度为 590MPa级的TRIP钢板的解析结果,图3B表示抗拉强度为780MPa级的 TRIP钢板的解析结果。图3A以及图3B中的灰色的区域表示粒内取向差为 $5^{\circ} \sim 14^{\circ}$ 的晶粒。白色的区域表示粒内取向差低于 5° 或者超过 14° 的晶粒。黑色的区域表示无法解析粒内取向差的区域。通过EBSD解析,可得到图 3A以及图3B所示那样的结果,因此能够基于此来确定粒内取向差为 $5^{\circ} \sim 14^{\circ}$ 的晶粒的比例。

[0105] 可以认为粒内的晶体取向与该晶粒中所含的位错密度存在相关关系。一般地,粒内的位错密度的增加会带来强度的提高,但使加工性降低。但是,对于粒内取向差为 $5^{\circ} \sim 14^{\circ}$ 的晶粒而言,能够在不会使加工性降低的情况下使强度提高。因此,如下述那样,在本实施方式涉及的热轧钢板中将粒内取向差为 $5^{\circ} \sim 14^{\circ}$ 的晶粒的比例设定为 $5\% \sim 50\%$ 。粒内取向差低于 5° 的晶粒,虽然加工性优异,但高强度化较困难。粒内的平均取向差超过 14° 的晶粒,由于在晶粒内变形能力不同,因此无助于拉伸凸缘性的提高。此外,显微组织中所含的残余奥氏体的晶体结构是面心立方晶格(fcc)结构,在本发明中的体心立方晶格(bcc)结构中的GOS的测定中被排除在外。不过,本发明中的“粒内取向差为 $5^{\circ} \sim 14^{\circ}$ 的晶粒”的比例被定义为:先从100%减去残余奥氏体的比例,然后再减去“粒内取向差为 $5^{\circ} \sim 14^{\circ}$ 的晶粒”以外的晶粒的比例所得到的值。

[0106] 粒内取向差为 $5^{\circ} \sim 14^{\circ}$ 的晶粒可采用后述的方法获得。如上述那样,本发明者们发现:粒内取向差为 $5^{\circ} \sim 14^{\circ}$ 的晶粒对高强度的确保以及拉伸凸缘性等的成形性的提高极为有效。粒内取向差为 $5^{\circ} \sim 14^{\circ}$ 的晶粒在晶粒内几乎不含碳化物。也就是说,粒内取向差为 $5^{\circ} \sim 14^{\circ}$ 的晶粒几乎不含在拉伸凸缘成形时促进裂纹进展的物质。因此,粒内取向差为 $5^{\circ} \sim 14^{\circ}$ 的晶粒有助于高强度的确保以及延展性和拉伸凸缘性的提高。

[0107] 当粒内取向差为 $5^{\circ} \sim 14^{\circ}$ 的晶粒的比例以面积率计低于 5% 时,不能够得到充分的强度。因此,粒内取向差为 $5^{\circ} \sim 14^{\circ}$ 的晶粒的比例设定为 5% 以上。另一方面,当粒内取向差为 $5^{\circ} \sim 14^{\circ}$ 的晶粒的比例以面积率计超过 50% 时,不能够得到充分的延展性。因此,粒内取向差为 $5^{\circ} \sim 14^{\circ}$ 的晶粒的比例设定为 50% 以下。在粒内取向差为 $5^{\circ} \sim 14^{\circ}$ 的晶粒的比例以面积率计为 $5\% \sim 50\%$ 的情况下,大致而言,抗拉强度为590MPa以上、凸缘高度H(mm) 与抗拉强度TS (MPa) 之积($H \times TS$) 为19500 (mm • MPa) 以上。这些特性很适合于汽车的行驶部件的加工。

[0108] 为了得到强度与加工性的平衡为优异的钢板,粒内取向差为 $5^{\circ} \sim 14^{\circ}$ 的晶粒是有效的。因此,通过将由这样的晶粒构成的组织、即新识别组织的比例设定为规定的范围:在本实施方式中以面积率计设定为 $5\% \sim 50\%$,从而能够维持所希望的强度以及延展性,同时能够使拉伸凸缘性大大提高。

[0109] (残余奥氏体: $2\% \sim 30\%$)

[0110] 残余奥氏体有助于关系到鼓凸成形性的延展性。当残余奥氏体低于2%时,不能够得到充分的延展性。因此,残余奥氏体的比例设定为2%以上。另一方面,当残余奥氏体的比例超过30%时,在拉伸凸缘成形时在与铁素体或贝氏体的界面会促进裂纹的进展,拉伸凸缘性降低。因此,残余奥氏体的比例设定为30%以下。如果残余奥氏体的比例为30%以下,则大致上凸缘高度 H (mm) 与抗拉强度 TS (MPa) 之积 ($H \times TS$) 为19500 (mm • MPa) 以上,适合于汽车的行驶部件的加工。

[0111] (铁素体:20%~85%)

[0112] 铁素体呈现优异的变形能力,提高均匀延展性。当铁素体的比例低于 20%时,不能够得到良好的均匀延展性。因此,铁素体的比例设定为20%以上。另外,由于铁素体是在热轧结束后的冷却时生成,使C在残余奥氏体中浓化,因此对于利用TRIP效应来提高延展性是必需的。但是,当铁素体的比例超过85%时,拉伸凸缘性大幅度降低。因此,铁素体的比例设定为85%以下。

[0113] (贝氏体:10%~60%)

[0114] 贝氏体是在卷取后生成,使C在残余奥氏体中浓化,因此对于利用TRIP 效应来提高延展性是必需的。而且,贝氏体也有助于扩孔性的提高。根据开发的目标强度水平可使铁素体和贝氏体的分率变化,但当贝氏体的比例低于10%时,不能够充分地得到由上述作用带来的效果。因此,贝氏体的比例设定为10%以上。另一方面,当贝氏体的比例超过60%时,均匀伸长率降低。因此,贝氏体的比例设定为60%以下。

[0115] (珠光体:5%以下)

[0116] 珠光体在拉伸凸缘成形时成为裂纹的起点,使拉伸凸缘性降低。当珠光体超过5%时,这样的拉伸凸缘性的降低变得显著。如果珠光体为5%以下,则大致上凸缘高度 H (mm) 与抗拉强度 TS (MPa) 之积 ($H \times TS$) 为 19500 (mm • MPa) 以上,适合于汽车的行驶部件的加工。

[0117] (马氏体:10%以下)

[0118] 马氏体在拉伸凸缘成形时在与铁素体或贝氏体的界面促进裂纹的进展,使拉伸凸缘性降低。当马氏体超过10%时,这样的拉伸凸缘性的降低变得显著。如果马氏体为10%以下,则大致上凸缘高度 H (mm) 与抗拉强度 TS (MPa) 之积 ($H \times TS$) 为19500 (mm • MPa) 以上,适合于汽车的行驶部件的加工。

[0119] 热轧钢板中的铁素体以及贝氏体等的由光学显微镜所观察的组织的各自的体积率与粒内取向差为 $5^\circ \sim 14^\circ$ 的晶粒的比例并不直接相关。换言之,例如,即使有多个具有相同的铁素体体积率、贝氏体体积率以及残余奥氏体体积率的热轧钢板,在这多个热轧钢板之间,粒内取向差为 $5^\circ \sim 14^\circ$ 的晶粒的比例也不一定相同。因此,仅仅控制了铁素体体积率、贝氏体体积率以及残余奥氏体体积率是不能够得到与本实施方式涉及的热轧钢板相当的特性。

[0120] 当然,对于与上述的各相、组织的比例相关的条件而言,优选不仅要满足距离热轧钢板表面为该热轧钢板的厚度的 $3/8$ 处到厚度的 $5/8$ 处为止的区域,而且在更广阔的范围内也被满足,满足该条件的范围越广,越能得到更优异的强度以及加工性。

[0121] 在此,铁素体、贝氏体、珠光体以及马氏体的比例(体积分率)等价于距离热轧钢板的表面为其厚度的 $3/8$ 处到厚度的 $5/8$ 处为止的区域内的与轧制方向平行的截面2中的面积率。截面2中的面积率可通过如下方法测定:从钢板的板宽的 $1/4W$ 或者 $3/4W$ 位置切取试样,

研磨该试样的与轧制方向平行的面,使用硝酸乙醇试剂进行蚀刻,使用光学显微镜以200倍~500倍的倍率观察来测定。

[0122] 由于残余奥氏体与铁素体的晶体结构不同,因此在晶体学上能够容易地识别。因此,利用奥氏体与铁素体之间的反射面强度不同这一性质,采用X射线衍射法也可以实验性地求出残余奥氏体的比例。即,可以从通过使用了Mo的K α 射线的X射线衍射法得到的图像,使用下述式来求出残余奥氏体的比例 V_{γ} 。

$$[0123] \quad V_{\gamma} = (2/3) \{100 / (0.7 \times \alpha(211) / \gamma(220) + 1)\} + (1/3) \{100 / (0.78 \times \alpha(211) / \gamma(311) + 1)\}$$

[0124] 在此, $\alpha(211)$ 是铁素体的(211)面的反射面强度, $\gamma(220)$ 是奥氏体的(220)面的反射面强度, $\gamma(311)$ 是奥氏体的(311)面的反射面强度。

[0125] 残余奥氏体的比例也可使用日本特开平5-163590号公报中记载的试剂,通过在上述条件下的光学显微镜观察来进行测定。对光学显微镜观察而言,无论使用X射线衍射法中的哪种方法都能得到大致一致的值,因此使用任何方法所得到的值都没有问题。

[0126] 接下来,对本发明的实施方式涉及的热轧钢板以及用于其制造的钢锭或者板坯的化学组成进行说明。详细情况会在后面叙述,本发明的实施方式涉及的热轧钢板是经过钢锭或者板坯的热轧、其后的冷却以及其后的卷取等而制造的。因此,热轧钢板以及板坯的化学组成是不仅考虑了热轧钢板的特性,还考虑了这些处理的化学组成。在以下的说明中,热轧钢板中所含的各元素的含量的单位“%”只要没有特别说明就是指“质量%”。本实施方式涉及的热轧钢板具有以下所示的化学组成:C:0.06%~0.22%、Si:1.0%~3.2%、Mn:0.8%~2.2%、P:0.05%以下、S:0.005%以下、Al:0.01%~1.00%、N:0.006%以下、Cr:0.00%~1.00%、Mo:0.000%~1.000%、Ni:0.000%~2.000%、Cu:0.000%~2.000%、B:0.0000%~0.0050%、Ti:0.000%~0.200%、Nb:0.000%~0.200%、V:0.000%~1.000%、W:0.000%~1.000%、Sn:0.0000%~0.2000%、Zr:0.0000%~0.2000%、As:0.0000%~0.5000%、Co:0.0000%~1.0000%、Ca:0.0000%~0.0100%、Mg:0.0000%~0.0100%、稀土类金属(rare earth metal:REM):0.0000%~0.1000%、余量:Fe以及杂质。作为杂质而言,可例示出矿石和废料等原材料中所含的杂质、在制造工序中所包含的杂质。

[0127] (C:0.06%~0.22%)

[0128] C在热轧钢板中形成各种析出物,通过析出强化而有助于强度的提高。C也有助于提高延展性的残余奥氏体的确保。当C含量低于0.06%时,不能够确保充分的残余奥氏体,不能够得到充分的强度以及延展性。因此,C含量设定为0.06%以上。从进一步提高强度以及伸长率的观点出发,C含量优选设定为0.10%以上。另一方面,当C含量超过0.22%时,不能够得到充分的拉伸凸缘性、也会损害焊接性。因此,C含量设定为0.22%以下。为了使焊接性更加提高,C含量优选设定为0.20%以下。

[0129] (Si:1.0%~3.2%)

[0130] Si在热轧后的温度控制时使铁素体稳定化,并且抑制卷取后(贝氏体相变时)的渗碳体的析出。通过这种方式,Si提高奥氏体的C浓度,有助于残余奥氏体的确保。当Si含量低于1.0%时,不能够充分地得到该效果。因此,Si含量设定为1.0%以上。另一方面,当Si含量超过3.2%时,表面性状、可涂覆性以及焊接性变差。因此,Si含量设定为3.2%以下。

[0131] (Mn:0.8%~2.2%)

[0132] Mn是使奥氏体稳定化、提高淬硬性的元素。当Mn含量低于0.8%时,不能够确保充分的淬硬性。因此,Mn含量设定为0.8%以上。另一方面,当Mn含量超过2.2%时,板坯会产生裂纹。因此,Mn含量设定为2.2%以下。

[0133] (P:0.05%以下)

[0134] P不是必需的元素,例如在钢中作为杂质而含有。从加工性、焊接性以及疲劳特性的观点出发,P含量越低越好。特别是当P含量超过0.05%时,加工性、焊接性以及疲劳特性的降低显著。因此,P含量设定为0.05%以下。

[0135] (S:0.005%以下)

[0136] S不是必需的元素,例如在钢中作为杂质而含有。S含量越高,越容易生成导致拉伸凸缘性降低的A系夹杂物,因此S含量越低越好。特别是当S含量超过0.005%时,拉伸凸缘性的降低显著。因此,S含量设定为0.005%以下。

[0137] (Al:0.01%~1.00%)

[0138] Al是脱氧剂,当Al含量低于0.01%时,在当前的一般的精炼(包括二次精炼)中不能够进行充分的脱氧。因此,Al含量设定为0.01%以上。通过这种方式,Al在热轧后的温度控制时使铁素体稳定化,并且抑制贝氏体相变时的渗碳体的析出。通过这种方式,Al提高奥氏体的C浓度,有助于残余奥氏体的确保。另一方面,当Al含量超过1.00%时,表面性状、可涂覆性以及焊接性变差。因此,Al含量设定为1.00%以下。为了得到更稳定的残余奥氏体,Al含量优选设定为0.02%以上。

[0139] Si也作为脱氧剂发挥作用。另外,如上所述,Si以及Al提高奥氏体的C浓度,有助于残余奥氏体的确保。但是,当Si含量以及Al含量之和超过4.0%时,表面性状、可涂覆性以及焊接性容易变差。因此,Si含量以及Al含量之和优选设定为4.0%以下。另外,为了得到更良好的可涂覆性,该和更优选设定为3.5%以下,进一步优选设定为3.0%以下。

[0140] (N:0.006%以下)

[0141] N不是必需的元素,例如在钢中作为杂质而含有。从加工性的观点出发,N含量越低越好。特别是当N含量超过0.006%时,加工性的降低显著。因此,N含量设定为0.006%以下。

[0142] (Cr:0.00%~1.00%)

[0143] Cr不是必需的元素,但抑制珠光体相变,使残余奥氏体稳定化,因此是在热轧钢板中可以有限度地适当含有规定量的任选元素。为了充分得到该效果,Cr含量优选为设定为0.05%以上,更优选设定为0.20%以上,进一步优选设定为0.40%以上。另一方面,当Cr含量超过1.00%时,上述作用所带来的效果饱和,不仅徒然地成本变高,而且化学转化处理性的降低变得显著。因此,Cr含量设定为1.00%以下。也就是说,优选满足Cr:0.05%~1.00%。

[0144] Mo、Ni、Cu、B、Ti、Nb、V、W、Sn、Zr、As以及Co不是必需的元素,是在热轧钢板中可以有限度地适当含有规定量的任选元素。

[0145] (Mo:0.000%~1.000%、Ni:0.000%~2.000%、Cu:0.000%~2.000%、B:0.0000%~0.0050%、Ti:0.000%~0.200%、Nb:0.000%~0.200%、V:0.000%~1.000%、W:0.000%~1.000%、Sn:0.0000%~0.2000%、Zr:0.0000%~0.2000%、As:0.0000%~0.5000%、Co:0.0000%~1.0000%)

[0146] Mo、Ni、Cu、B、Ti、Nb、V、W、Sn、Zr、As以及Co通过析出硬化或者固溶强化而有助于热

轧钢板的强度的进一步提高。因此,可以含有Mo、Ni、Cu、B、Ti、Nb、V、W、Sn、Zr、As或Co、或者它们的任意的组合。为了充分地得到该效果,优选设定为Mo:0.001%以上、Ni:0.001%以上、Cu:0.001%以上、B:0.0001%以上、Ti:0.001%以上、Nb:0.001%以上、V:0.001%以上、W:0.001%以上、Sn:0.0001%以上、Zr:0.0001%以上、As:0.0001%以上、或Co:0.0001%以上、或者它们的任意的组合。但是,当为Mo:超过1.000%、Ni:超过2.000%、Cu:超过2.000%、B:超过0.0050%、Ti:超过0.200%、Nb:超过0.200%、V:超过1.000%、W:超过1.000%、Sn:超过0.2000%、Zr:超过0.2000%、As:超过0.5000%、或Co:超过1.0000%、或者它们的任意的组合时,上述作用所带来的效果饱和,徒然地成本变高。因此,设定为Mo:1.000%以下、Ni:2.000%以下、Cu:2.000%以下、B:0.0050%以下、Ti:0.200%以下、Nb:0.200%以下、V:1.000%以下、W:1.000%以下、Sn:0.2000%以下、Zr:0.2000%以下、As:0.5000%以下、并且Co:1.0000%以下。即,优选满足Mo:0.001%~1.000%、Ni:0.001%~2.000%、Cu:0.001%~2.000%、B:0.0001%~0.0050%、Ti:0.001%~0.200%、Nb:0.001%~0.200%、V:0.001%~1.000%、W:0.001%~1.000%、Sn:0.0001%~0.2000%、Zr:0.0001%~0.2000%、As:0.0001%~0.5000%、或Co:0.0001%~1.0000%、或者它们的任意的组合。

[0147] (Ca:0.0000%~0.0100%、Mg:0.0000%~0.0100%、REM:0.0000%~0.1000%)

[0148] Ca、Mg以及REM使或成为断裂的起点或使加工性变差的非金属夹杂物的形态变化从而无害化。因此,可以含有Ca、Mg或REM或者它们的任意的组合。为了充分地得到该效果,优选设定为Ca:0.0001%以上、Mg:0.0001%以上或REM:0.0001%以上、或者它们的任意的组合。但是,当Ca:超过0.0100%、Mg:超过0.0100%、或REM:超过0.1000%、或者它们的任意的组合时,上述作用所带来的效果饱和从而徒然地成本变高。因此,设定为Ca:0.0100%以下、Mg:0.0100%以下并且REM:0.1000%以下。即,优选满足Ca:0.0001%~0.0100%、Mg:0.0001%~0.0100%、或REM:0.0001%~0.1000%、或者它们的任意的组合。

[0149] REM(稀土类金属)是指Sc、Y以及镧系元素的总计17种元素,“REM含量”是指这17种元素的总含量。镧系元素在工业上以例如混合稀土(misch metal)的形式添加。

[0150] 接下来,对制造实施方式涉及的热轧钢板的方法的例子进行说明。根据在此说明的方法,能够制造实施方式涉及的热轧钢板,但制造实施方式涉及的热轧钢板的方法并不限于此。也就是说,即使是采用其他的方法制造的热轧钢板,只要其具有满足上述的条件晶粒、显微组织以及化学组成,也可以说在实施方式的范围内。

[0151] 在该方法中,依次地进行以下的处理。图4表示从热轧到卷取为止的温度经历的概略。

[0152] (1) 铸造具有上述化学组成的钢锭或者板坯,根据需要进行再加热11。

[0153] (2) 对钢锭或者板坯进行粗轧12。粗轧包括在热轧中。

[0154] (3) 对钢锭或者板坯进行精轧13。精轧包括在热轧中。在精轧中,以超过0.6且为0.7以下的累积应变进行最终三段的轧制,将结束温度设定为Ar3点以上且Ar3点+30℃以下。

[0155] (4) 在输出辊道以10℃/秒以上的平均冷却速度进行直到650℃以上且750℃以下的温度为止的冷却(第一冷却)14。

[0156] (5) 进行3秒以上且10秒以下的空气冷却15。在该冷却中产生双相区中的

铁素体相变,能够得到优异的延展性。

[0157] (6)以30℃/秒以上的平均冷却速度进行直到350℃以上且450℃以下的温度为止的冷却(第二冷却)16。

[0158] (7)进行卷取17。

[0159] 在钢锭或者板坯的铸造中,浇铸调整了成分以使得化学组成在上述的 范围内的钢液。然后,将钢锭或者板坯向热轧机输送。此时,可以将浇铸 出的钢锭或者板坯以高温的状态直接输送到热轧机,也可以在冷却到室温 后用加热炉再加热,并输送到热轧机。再加热11的温度不特别限定。当再 加热11的温度为1260℃以上时,会发生剥落(scale off)的量增加而使得 成品率降低,因此再加热11的温度优选设定为低于1260℃。另外,当再加 热11的温度低于1000℃时,在时间安排上有时会显著损害作业效率,因此 再加热11的温度优选设定为1000℃以上。

[0160] 当粗轧12的最终段的轧制温度低于1080℃时,也就是说,当在粗轧 12中轧制温度降低到低于1080℃时,精轧13后的奥氏体粒过度变小,从 奥氏体向铁素体的相变被过度地促进,有时会难以得到所希望的贝氏体。因此,最终段的轧制优选在1080℃以上的温度下进行。当粗轧12的最终段 的轧制温度超过1150℃时,也就是说,当在粗轧12中轧制温度超过1150℃时,精轧13后的奥氏体粒变大,不能充分地促进在后面的冷却中产生的 双相区中的铁素体相变,有时会难以得到所希望的显微组织。因此,最终 段的轧制优选在1150℃以下的温度下进行。

[0161] 当粗轧12的最终段及其前段的累积压下率超过65%时,精轧13后的 奥氏体粒过度变小,过度地促进从奥氏体向铁素体的相变,有时会难以得 到所希望的贝氏体。因此,该累积压下率优选设定为65%以下。当该累积 压下率低于40%时,精轧13后的奥氏体粒变大,不能充分地促进在后面的 冷却中产生的双相区中的铁素体相变,有时会难以得到所希望的显微组织。因此,该累积压下率优选设定为40%以上。

[0162] 精轧13是对生成粒内取向差为5°~14°的晶粒很重要的工序。粒内取 向差为5°~14°的晶粒可通过接受加工从而含有应变的奥氏体向贝氏体相 变来得到。因此,精轧13在以下条件下进行是很重要的:在精轧13后的 奥氏体中使应变得以残留的条件。

[0163] 在精轧13中,以超过0.6且为0.7以下的累积应变进行最后三段的轧 制。如果最后三段的轧制中的累积应变为0.6以下,则精轧13后的奥氏体 粒变大,在后面的冷却中产生的双相区中的铁素体相变未被充分地促进, 不能够使粒内取向差为5°~14°的晶粒的比例成为5%~50%。当最后三段 的轧制中的累积应变超过0.7时,在精轧13后的奥氏体中过度地残留应变, 无法使粒内取向差为5°~14°的晶粒的比例成为5%~50%,加工性变差。

[0164] 在此所说的精轧13的最后三段的累积应变(ϵ_{eff})可采用以下的式(1) 求出。

[0165]
$$\epsilon_{\text{eff}} = \sum \epsilon_i(t, T) \quad (1)$$

[0166] 其中,

[0167]
$$\epsilon_i(t, T) = \epsilon_{i0} / \exp \{ (t / \tau_R)^{2/3} \},$$

[0168]
$$\tau_R = \tau_0 \cdot \exp(Q/RT),$$

[0169]
$$\tau_0 = 8.46 \times 10^{-6},$$

[0170]
$$Q = 183200 \text{ J},$$

[0171]
$$R = 8.314 \text{ J/K} \cdot \text{mol},$$

[0172] ϵ_{i0} 表示压下时的对数应变,t表示该段中的直到冷却开始为止的累积时间,T表示该段中的轧制温度。

[0173] 在精轧13中,在Ar3点以上且Ar3点+30℃以下的温度范围内,并且以 6%以上且15%以下的压下率进行最后一段的轧制。当最后一段的轧制的温度(精轧结束温度)超过Ar3点+30℃或者压下率低于6%时,精轧13后的奥氏体中的应变的残留量不充分,不能够得到所希望的显微组织。当精轧结束温度低于Ar3点或者压下率超过15%时,在精轧13后的奥氏体中过度地残留应变,加工性变差。

[0174] 再者,Ar1相变点温度(进行冷却时的奥氏体向铁素体或向铁素体和渗碳体的相变完成的温度)、Ar3相变点温度(进行冷却时的奥氏体向铁素体的相变开始的温度)、Ac1相变点温度(进行加热时的开始生成奥氏体的温度)、Ac3相变点温度(进行加热时的向奥氏体的相变完成的温度)例如根据以下的计算式、利用与钢成分的关系来简易地示出。

[0175] Ar1相变点温度(℃) = $730 - 102 \times (\%C) + 29 \times (\%Si) - 40 \times (\%Mn) - 18 \times (\%Ni) - 28 \times (\%Cu) - 20 \times (\%Cr) - 18 \times (\%Mo)$

[0176] Ar3相变点温度(℃) = $900 - 326 \times (\%C) + 40 \times (\%Si) - 40 \times (\%Mn) - 36 \times (\%Ni) - 21 \times (\%Cu) - 25 \times (\%Cr) - 30 \times (\%Mo)$

[0177] Ac1相变点温度(℃) = $751 - 16 \times (\%C) + 11 \times (\%Si) - 28 \times (\%Mn) - 5.5 \times (\%Cu) - 16 \times (\%Ni) + 13 \times (\%Cr) + 3.4 \times (\%Mo)$

[0178] Ac3相变点温度(℃) = $910 - 203 \sqrt{(\%C)} + 45 \times (\%Si) - 30 \times (\%Mn) - 20 \times (\%Cu) - 15 \times (\%Ni) + 11 \times (\%Cr) + 32 \times (\%Mo) + 104 \times (\%V) + 400 \times (\%Ti) + 200 \times (\%Al)$

[0179] 在此, (%C)、(%Si)、(%Mn)、(%Ni)、(%Cu)、(%Cr)、(%Mo)、(%V)、(%Ti)、(%Al)分别表示C、Si、Mn、Ni、Cu、Cr、Mo、V、Ti、Al的含量(质量%)。对于未含有的元素按0%计算。

[0180] 在精轧13后,在输出辊道(run out table:ROT)进行直到650℃以上且750℃以下的温度为止的冷却(第一冷却)14。当冷却14的到达温度低于650℃时,双相区中的铁素体相变变得不充分,不能够得到充分的延展性。当冷却14的到达温度超过750℃时,铁素体相变被过度地促进,无法使粒内取向差为5°~14°的晶粒的比例成为5%~50%。在冷却14中的平均冷却速度设定为10℃/秒以上。这是因为会使粒内取向差为5°~14°的晶粒的比例稳定地为5%~50%。

[0181] 冷却14一结束就进行3秒以上且10秒以下的空气冷却15。当空气冷却15的时间低于3秒时,双相区中的铁素体相变变得不充分,不能够得到充分的延展性。当空气冷却15的时间超过10秒时,双相区中的铁素体相变被过度地促进,不能够得到所希望的显微组织。

[0182] 空气冷却15一结束就以30℃/秒以上的平均冷却速度进行直到350℃以上且450℃以下的温度为止的冷却(第二冷却)16。当该平均冷却速度低于30℃/秒时,例如珠光体大量地生成,不能够得到所希望的显微组织。

[0183] 其后,优选进行在350℃以上且450℃以下的温度下的卷取16。当卷取16的温度超过450℃时,生成铁素体而不能得到充分的贝氏体,不能够得到所希望的显微组织。当卷取16的温度低于350℃时,生成马氏体而不能得到充分的贝氏体,不能够得到所希望的显微组织。

[0184] 对本实施方式涉及的热轧钢板进行表面处理也能够得到强度、延展性以及拉伸

凸缘性提高这样的效果。例如,可以进行电镀、热浸镀、蒸镀、有机皮膜形成、薄膜层压、有机盐类处理、无机盐类处理、无铬处理等。

[0185] 应当指出的是,上述所有实施方式都不过是表示实施本发明时的具体化的例子的实施方式,绝不是通过这些实施方式限定性地解释本发明的技术范围。即,只要本发明不脱离其技术思想或其主要的特征,可以各种各样的形式实施。

[0186] 实施例

[0187] 接下来,对本发明的实施例进行说明。实施例中的条件是为了确认本发明的可实施性以及效果而采用的一个条件例,本发明并不被这一个条件例所限定。只要不脱离本发明的要旨并且达到本发明的目的情况下,本发明可采用各种条件。

[0188] 在该实验中,使用具有表1所示的化学组成的多种钢(钢的编号为A~Q)来制造具有表2所示的显微组织以及晶粒的热轧钢板的试样,并调查了其机械特性。表1中的空栏表示该元素的含量低于检测极限,余量为Fe以及杂质。表1中或者表2中的下划线表示该数值在本发明的范围之外。

[0189] 使用EBSD解析装置采用上述的方法来测定了粒内取向差为 5° ~ 14° 的晶粒的比例。使用光学显微镜采用上述的方法来测定了残余奥氏体、铁素体、贝氏体、珠光体、马氏体的面积率。

[0190] 然后,进行了各热轧钢板的拉伸试验以及鞍型拉伸凸缘试验。拉伸试验是使用从各热轧钢板制作出的日本工业标准JIS Z 2201中记载的5号试验片按照日本工业标准JIS Z 2241中记载的方法进行的。鞍型拉伸凸缘试验采用上述的方法进行。表2中的“指标”是拉伸凸缘性的指标($H \times TS$)的值。

[0191] 如表2所示,只有在本发明的范围内的试样中能够既获得高的强度又获得优异的延展性以及拉伸凸缘性。此外,试样No.15产生了板坯裂纹。另外,试样No.11以及No.17在鞍型拉伸凸缘试验中未能成形。

[0192] 各热轧钢板在表3中所示的条件下按照以下方式进行了制造。进行在转炉中的熔炼以及连铸之后,在表3所示的加热温度下进行加热,进行了包含粗轧和精轧的热轧。加热温度、精轧的最后三段的累积应变以及结束温度示于表3。精轧之后,以表3所示的冷却速度在输出辊道(ROT)上冷却到表3所示的温度T1。然后,温度一达到温度T1就开始空气冷却。该空气冷却的时间示于表3。空气冷却之后,以表3所示的平均冷却速度冷却到表3所示的温度T2,进行卷取来制造出热轧卷。表3中的“经过时间”是从精轧结束到第一冷却的开始为止的时间。表3中的下划线表示该数值在优选的范围之外。

[0193] [表1]

[0194]

钢的 编号	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Mo	Ni	Cu	B	Ti	Nb	V	W	Sn	Zr	As	Co	Ca	Mg	REM
A	0.10	1.40	1.40	0.018	0.005	0.040	0.0018										0.0002						
B	0.08	1.50	1.50	0.030	0.002	0.030	0.0021									0.003					0.001		
C	0.15	1.50	1.00	0.010	0.003	0.030	0.0020		0.02									0.0003				0.0003	
D	0.20	1.60	1.60	0.030	0.004	0.020	0.0031						0.005							0.0002			0.0005
E	0.10	2.05	2.00	0.020	0.003	0.040	0.0028							0.007									
F	0.21	2.05	2.20	0.015	0.004	0.030	0.0025					0.0004							0.0003				
G	0.20	3.00	1.70	0.009	0.004	0.050	0.0032																
H	0.13	1.10	1.47	0.030	0.003	0.950	0.0038								0.004								
I	0.12	1.35	1.46	0.012	0.003	0.030	0.0056			0.01	0.02												
J	0.09	1.42	1.41	0.006	0.002	0.030	0.0020	0.15															
K	0.24	1.27	0.87	0.013	0.003	0.030	0.0026																
L	0.03	2.45	2.07	0.015	0.003	0.040	0.0031																
M	0.14	3.31	0.88	0.013	0.004	0.030	0.0028																
N	0.13	0.27	2.14	0.012	0.003	0.020	0.0018																
O	0.07	1.16	2.61	0.010	0.005	0.030	0.0020																
P	0.08	3.11	0.38	0.011	0.004	0.030	0.0042																
Q	0.14	1.53	0.96	0.015	0.005	0.050	0.0106																

[0195] [表2]

[0196]

试样 No.	钢的 编号	粒内取向差为5°~ 14°的晶粒的比例 (%)	铁素体的 面积率 (%)	贝氏体的 面积率 (%)	残余奥氏体的 面积率 (%)	马氏体的 面积率 (%)	珠光体的 面积率 (%)	屈服强度 (MPa)	抗拉强度 TS (MPa)	n值	指标 (mm·MPa)	备注
1	A	17	75	20	5	0	0	453	619	0.22	21071	本发明例
2	B	12	83	13	3	1	0	480	615	0.22	19770	本发明例
3	C	14	80	12	8	0	0	447	644	0.22	20124	本发明例
4	D	19	70	12	18	0	0	557	804	0.20	20096	本发明例
5	E	23	60	27	11	2	0	582	826	0.19	21000	本发明例
6	F	33	40	45	12	3	0	768	1121	0.14	19709	本发明例
7	G	29	45	40	10	5	0	732	1036	0.16	20631	本发明例
8	H	15	79	11	10	0	0	451	658	0.22	20619	本发明例
9	I	15	77	13	9	1	0	463	662	0.22	20572	本发明例
10	J	14	81	12	7	0	0	449	638	0.23	20812	本发明例
11	K	4	34	0	0	0	0	653	706	0.10	不可成形	比较例
12	L	9	90	9	0	1	0	432	543	0.17	14875	比较例
13	M	11	87	10	3	0	0	536	642	0.18	15968	比较例
14	N	24	55	40	0	5	0	616	672	0.12	16074	比较例
15	Q	破坏裂纹										
16	P	4	82	0	0	0	18	503	568	0.12	10074	比较例
17	Q	17	75	16	9	0	0	487	633	0.18	不可成形	比较例
18	A	11	10	88	0	2	0	564	684	0.12	12174	比较例
19	A	13	90	0	0	0	10	522	609	0.11	11788	比较例
20	C	20	85	0	0	0	15	533	628	0.10	13395	比较例
21	C	14	55	0	0	0	45	589	658	0.07	9623	比较例
22	C	18	10	88	0	2	0	616	671	0.10	12302	比较例
23	E	11	15	81	0	4	0	795	857	0.08	9216	比较例
24	E	10	85	5	0	0	10	722	794	0.06	7437	比较例
25	F	11	40	45	0	0	15	984	1088	0.04	6258	比较例
26	F	13	40	45	0	15	0	780	1245	0.07	9323	比较例
27	F	12	40	45	0	2	13	954	1060	0.03	6065	比较例
28	F	4	40	45	11	4	0	758	966	0.14	11060	比较例
29	F	75	45	40	12	3	0	773	1185	0.12	19452	比较例

[0197]

[表3]

[0198]

试样 No.	钢的 编号	Ar3 (℃)	加热 温度 (℃)	终轧		经过 时间 (s)	第一冷却		空气冷却 时间 (s)	第二冷却	
				最后三段的 累积应变	结束 温度 (℃)		冷却速度 (℃/s)	停止温度 T1 (℃)		冷却速度 (℃/s)	停止时间 T2 (℃)
1	A	867	1230	0.641	880	1.5	15	670	4	35	400
2	B	874	1230	0.641	890	1.5	20	680	5	40	410
3	C	871	1230	0.641	890	1.5	40	700	6	45	430
4	D	835	1230	0.641	865	1.5	45	720	5	50	380
5	E	869	1230	0.641	890	1.5	20	730	6	35	390
6	F	826	1230	0.641	850	1.5	25	700	7	60	370
7	G	887	1230	0.640	900	1.5	45	660	5	40	420
8	H	843	1230	0.641	860	1.5	40	680	4	45	400
9	I	856	1230	0.641	875	1.5	35	690	3	60	440
10	J	867	1230	0.641	885	1.5	40	700	8	35	400
11	K	839	1230	0.641	860	1.2	50	710	7	40	390
12	L	905	1230	0.640	920	1.2	30	720	5	40	410
13	M	952	1230	0.639	960	1.2	30	730	9	35	430
14	N	783	1230	0.642	800	1.2	35	740	7	40	430
15	Q	919	板坯裂纹								
16	P	983	1230	0.638	985	1.2	25	680	4	55	410
17	Q	877	1230	0.641	880	1.2	30	670	6	40	430
18	A	867	1230	0.689	980	1.1	15	670	4	35	400
19	A	867	1230	0.693	800	1.1	15	670	4	35	400
20	C	871	1250	0.692	880	1.1	<u>5</u>	700	6	45	430
21	C	871	1250	0.692	880	1.1	40	<u>800</u>	6	45	430
22	C	871	1250	0.692	880	1.1	40	<u>600</u>	6	45	430
23	E	869	1250	0.692	880	1.1	20	730	<u>1</u>	35	390
24	E	869	1250	0.692	880	1.1	20	730	<u>15</u>	35	390
25	F	826	1200	0.693	840	1.1	25	700	7	<u>15</u>	370
26	F	826	1200	0.693	840	1.1	25	700	7	60	<u>300</u>
27	F	826	1200	0.693	840	1.1	25	700	7	60	<u>500</u>
28	F	826	1200	<u>0.980</u>	830	1.1	25	700	7	60	370
29	F	826	1200	<u>0.587</u>	850	1.1	25	700	7	60	370

[0199] 产业上的可利用性

[0200] 本发明例如能够用于与汽车的行驶部件等所使用的热轧钢板相关的产业。

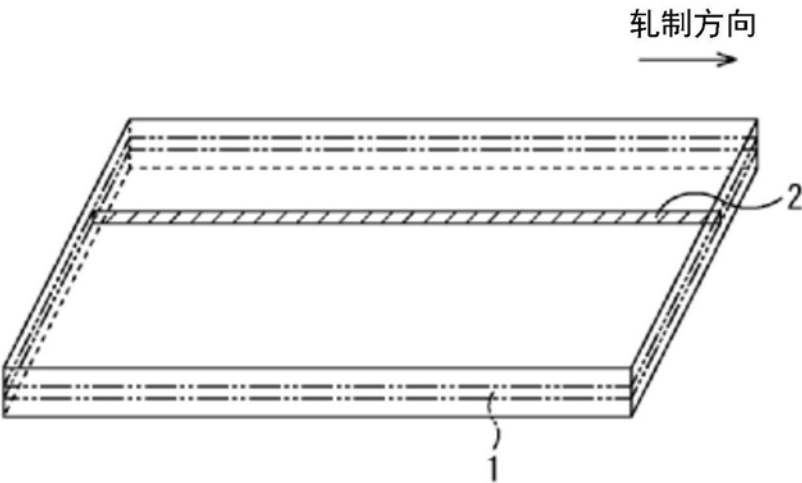


图1

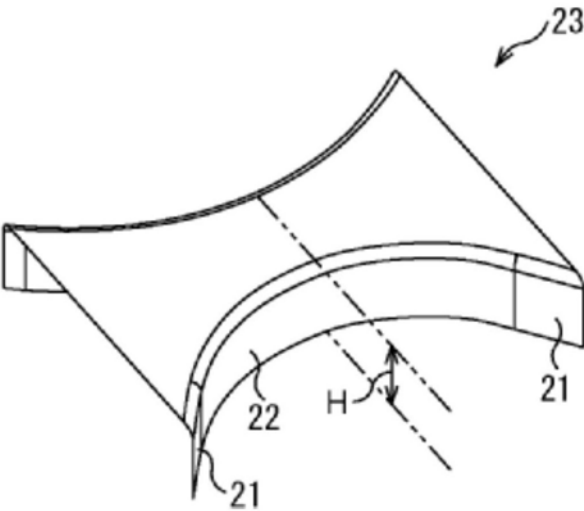


图2A

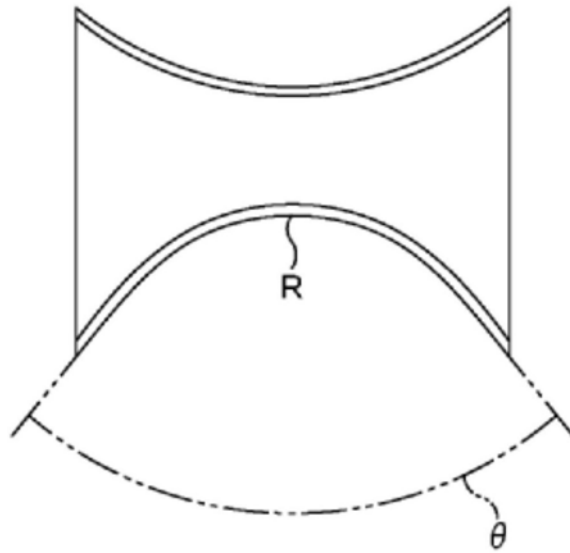


图2B

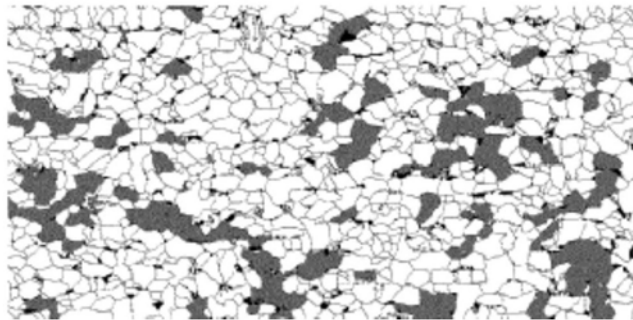


图3A

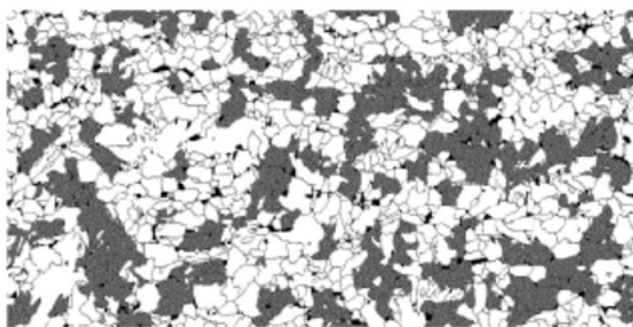


图3B

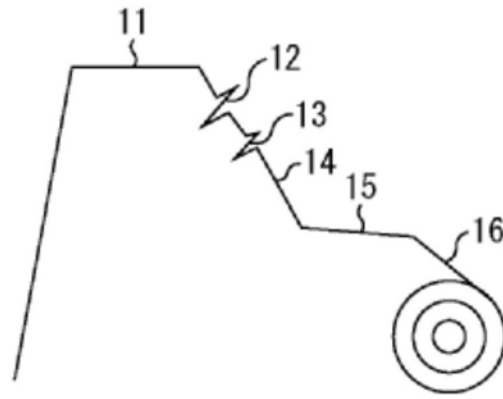


图4