



(10) 授权公告号 CN 115244203 B

(45) 授权公告日 2023. 11. 21

(21) 申请号 202180019541.7

林宏太郎

(22) 申请日 2021.03.08

(74) 专利代理机构 永新专利商标代理有限公司

(65) 同一申请的已公布的文献号

72002

申请公布号 CN 115244203 A

专利代理师 张楠

(43) 申请公布日 2022.10.25

(51) Int.Cl.

(30) 优先权数据

G22C 38/00 (2006.01)

2020-041524 2020.03.11 JP

G22C 38/58 (2006.01)

(85) PCT国际申请进入国家阶段日

G21D 8/02 (2006.01)

2022.09.07

G21D 9/46 (2006.01)

(86) PCT国际申请的申请数据

(56) 对比文件

PCT/JP2021/008987 2021.03.08

JP 2007070648 A, 2007.03.22

(87) PCT国际申请的公布数据

JP 2009263685 A, 2009.11.12

W02021/182395 JA 2021.09.16

JP 2015196891 A, 2015.11.09

(73) 专利权人 日本制铁株式会社

WO 2015129199 A1, 2015.09.03

地址 日本东京

WO 2019009410 A1, 2019.01.10

审查员 刘春涛

(72) 发明人 榊原陸海 首藤洋志 筒井和政

权利要求书2页 说明书22页 附图1页

(54) 发明名称

热轧钢板

(57) 摘要

该热轧钢板具有规定的化学组成,并具有下述金属组织:以面积%计铁素体低于15.0%,残余奥氏体低于3.0%,以<110>方向作为轴,晶体取向差为52°的晶界的长度 L_{52} 与晶体取向差为7°的晶界的长度 L_7 之比即 L_{52}/L_7 为0.10~0.18, Mn浓度的标准偏差为0.60质量%以下,该热轧钢板的抗拉强度为980MPa以上。

1. 一种热轧钢板,其特征在于,化学组成以质量%计含有:

C:0.100~0.250%、

Si:0.05~2.00%、

Mn:1.00~4.00%、

sol.Al:0.001~2.000%、

P:0.100%以下、

S:0.0300%以下、

N:0.1000%以下、

O:0.0100%以下、

Ti:0~0.300%、

Nb:0~0.100%、

V:0~0.500%、

Cu:0~2.00%、

Cr:0~2.00%、

Mo:0~1.00%、

Ni:0~2.00%、

B:0~0.0100%、

Ca:0~0.0200%、

Mg:0~0.0200%、

REM:0~0.1000%、

Bi:0~0.020%、

Zr、Co、Zn及W中的1种或2种以上:合计为0~1.00%、以及Sn:0~0.050%、

剩余部分包含Fe及杂质;

对于金属组织,

以面积%计铁素体低于15.0%,残余奥氏体低于3.0%,

以 $\langle 110 \rangle$ 方向作为轴,晶体取向差为 52° 的晶界的长度 L_{52} 与晶体取向差为 7° 的晶界的长度 L_7 之比即 L_{52}/L_7 为0.10~0.18,

Mn浓度的标准偏差为0.60质量%以下;

所述热轧钢板的抗拉强度为980MPa以上,

其中,所述晶体取向差为 52° 的晶界的长度 L_{52} 和所述晶体取向差为 7° 的晶界的长度 L_7 分别通过下述获得:在与轧制方向平行的截面中的距离钢板表面为板厚的1/4位置并且板宽方向中央位置处使用电子背散射衍射图案-取向成像显微术即EBSP-OIM法,以1200倍的倍率对 $40\mu\text{m} \times 30\mu\text{m}$ 的区域在至少5个视场中进行解析,算出以 $\langle 110 \rangle$ 方向作为轴而晶体取向差为 52° 或晶体取向差为 7° 的晶界的长度的平均值,在算出 L_{52} 及 L_7 时,容许 $\pm 4^\circ$ 的取向差,

所述Mn浓度的标准偏差是通过使用电子探针显微分析仪以15kV的加速电压、5000倍的倍率,对钢板的距离表面为板厚的1/4位置并且板宽方向中央位置进行测定,测定在试样轧制方向上 $20\mu\text{m}$ 及在试样板厚方向上 $20\mu\text{m}$ 的范围的分布图像,将测定间隔设定为 $0.1\mu\text{m}$,测定40000处以上的Mn浓度,基于由全部测定点得到的Mn浓度来算出标准偏差,得到Mn浓度的标准偏差。

2. 根据权利要求1所述的热轧钢板,其特征在于,在所述金属组织中,以面积%计所述铁素体为10.0%以下,维氏硬度的标准偏差为20HV0.01以下。

3. 根据权利要求1或2所述的热轧钢板,其特征在于,所述化学组成以质量%计含有选自下述元素构成的组中的1种或2种以上,

Ti:0.005~0.300%、

Nb:0.005~0.100%、

V:0.005~0.500%、

Cu:0.01~2.00%、

Cr:0.01~2.00%、

Mo:0.01~1.00%、

Ni:0.02~2.00%、

B:0.0001~0.0100%、

Ca:0.0005~0.0200%、Mg:0.0005~0.0200%、REM:0.0005~0.1000%、及Bi:0.0005~0.020%。

热轧钢板

技术领域

[0001] 本发明涉及热轧钢板。具体而言,涉及通过压制加工等而成形为各种形状来加以利用的热轧钢板、特别是为高强度并且延展性及剪切加工性优异的热轧钢板。

[0002] 本申请基于2020年3月11日在日本申请的特愿2020-041524号而主张优先权,并将其内容援引于此。

背景技术

[0003] 近年来,从保护地球环境的观点出发,在许多领域中一直努力应对二氧化碳排放量的削减。在汽车制造厂也积极地进行了以低燃料消耗量化为目的的车体轻量化的技术开发。但是,为了确保乘客的安全,把重点还放在耐碰撞特性的提高上,因此车体轻量化并不容易。

[0004] 为了兼顾车体轻量化和耐碰撞特性,研究了使用高强度钢板来将构件薄壁化。因此,强烈期望兼具高强度和优异的成形性的钢板。为了应对这些要求,以往提出了几种技术。

[0005] 汽车构件有各种加工样式,因此所要求的成形性根据所适用的构件的不同而不同,其中延展性被定位为成形性的重要指标。

[0006] 此外,汽车构件通过压制成形来成形,但该压制成形的坯料板大多通过生产率高的剪切加工来制造。

[0007] 例如,在专利文献1中,公开了一种耐碰撞安全性及成形性优异的汽车用高强度钢板,其中,在平均结晶粒径为 $10\mu\text{m}$ 以下的铁素体中分散有平均结晶粒径为 $5\mu\text{m}$ 以下的残余奥氏体。就在金属组织中包含残余奥氏体的钢板而言,在加工中奥氏体发生马氏体相变,虽然通过相变诱导塑性而显示出大的拉伸率,但因硬质的马氏体的生成而损害扩孔性。在专利文献1中,公开了通过将铁素体及残余奥氏体微细化,不仅延展性提高,而且扩孔性也提高。

[0008] 在专利文献2中公开了一种拉伸率及拉伸凸缘性优异的抗拉强度为980MPa以上的高强度钢板,其中,在晶粒内微细地分散有包含残余奥氏体和/或马氏体的第二相。

[0009] 关于针对剪切加工性的提高的技术,例如在专利文献3中公开了一种技术,其中,通过将表层的铁素体粒径 d_s 与内部的铁素体晶粒 d_b 之比 d_s/d_b 控制为0.95以下,从而控制冲裁后的飞边高度。

[0010] 在专利文献4中公开了一种通过降低P的含量来改善板端面的剥离或翘尾的技术。

[0011] 现有技术文献

[0012] 专利文献

[0013] 专利文献1:日本特开平11-61326号公报

[0014] 专利文献2:日本特开2005-179703号公报

[0015] 专利文献3:日本特开平10-168544号公报

[0016] 专利文献4:日本特开2005-298924号公报

发明内容

[0017] 发明所要解决的课题

[0018] 专利文献1~4公开的技术均是提高延展性或剪切加工后的端面性状中的任一者的技术。但是,在专利文献1~3中关于兼顾这些特性的技术并未提及。在专利文献4中,关于剪切加工性与压制成形性的兼顾并未提及。但是,专利文献4中公开的钢板的强度低于850MPa,因此有时难以适用于980MPa以上的高强度的构件。

[0019] 此外,特别是就980MPa以上的高强度钢板而言,由于剪切加工后的整形等后处理所需的载荷变大,因此期望以特别高的精度来控制剪切加工后的端面的高低差。不仅在剪切加工后的端面的形状存在不均的情况下,而且在剪切加工后的端面的损伤存在不均的情况下,由于应力集中于显著损伤的部位,有时会引起成形性的降低。

[0020] 本发明是鉴于现有技术的上述课题而进行的,目的是提供具有高强度、并且具有优异的延展性及剪切加工性的热轧钢板。本发明更优选的目的是提供具有上述诸特性、进而剪切加工后的端面的加工性优异的热轧钢板。

[0021] 用于解决课题的手段

[0022] 本发明人们鉴于上述的课题,对热轧钢板的化学组成及金属组织与机械特性的关系反复进行了深入研究。其结果是,得到了以下的见识(a)~(i),从而完成了本发明。

[0023] 需要说明的是,所谓具有优异的剪切加工性表示剪切加工后的端面的高低差小。此外,所谓具有优异的强度或高强度表示抗拉强度为980MPa以上。进而,所谓剪切加工后的端面的加工性优异表示剪切加工后的端面的板厚方向的硬度的不均小。

[0024] (a) 为了得到优异的抗拉(最大)强度,金属组织的母相组织优选为硬质。即,铁素体等软质的组织分率优选尽可能小。

[0025] (b) 但是,仅仅制成以硬质的组织作为主体的金属组织时,无法确保优异的剪切加工性。

[0026] (c) 为了使高强度的热轧钢板还兼具剪切加工后的端面的加工性,使钢板中所含的组织变得均匀是有效的。

[0027] (d) 为了使组织变得硬质并且均匀,在精轧后的冷却中,设定为能够抑制铁素体等软质的组织的析出那样的冷却速度是有效的。

[0028] (e) 硬质的组织一般在600℃以下的相变中形成,但在该温度区域中大量地形成以<110>方向作为轴,晶体取向差为52°的晶界及晶体取向差为7°的晶界。

[0029] (f) 在以<110>方向作为轴而晶体取向差为7°的晶界的生成时,在硬质相中位错不易蓄积。因此,在这样的晶界的密度多、并且均匀地分散(即以<110>方向作为轴而晶体取向差为7°的晶界的合计的长度大)的金属组织中,容易利用剪切加工向金属组织中导入位错,可促进剪切加工中的材料的变形。其结果是,可抑制剪切加工后的端面的高低差。

[0030] (g) 为了使以<110>方向作为轴而晶体取向差为7°的晶界均匀地分散,需要将Mn浓度的标准偏差设定为一定值以下。为了将Mn浓度的标准偏差设定为一定值以下,在板坯加热时在700~850℃的温度区域中滞留900秒以上、在1100℃以上的温度区域中保持6000秒以上、并且在850℃~1100℃的温度区域中进行合计成为90%以上的板厚减少的热轧是有效的。

[0031] (h) 为了使以<110>方向作为轴而晶体取向差为7°的晶界的长度 L_7 增大、并且使以

<110>方向作为轴而晶体取向差为 52° 的晶界的长度 L_{52} 减少,将卷取温度设定为规定温度以上是有效的。

[0032] (i) 为了抑制剪切加工后的端面的板厚方向的硬度的不均,抑制残余奥氏体的生成、及抑制维氏硬度的标准偏差是有效的。此外,为了抑制维氏硬度的标准偏差,降低铁素体量及控制卷取后的规定的温度区域中的平均冷却速度是有效的。

[0033] 基于上述见识而进行的本发明的主旨如下所述。

[0034] (1) 本发明的一方案的热轧钢板的特征在于,化学组成以质量%计含有:

[0035] C:0.100~0.250%、

[0036] Si:0.05~2.00%、

[0037] Mn:1.00~4.00%、

[0038] sol.Al:0.001~2.000%、

[0039] P:0.100%以下、

[0040] S:0.0300%以下、

[0041] N:0.1000%以下、

[0042] O:0.0100%以下、

[0043] Ti:0~0.300%、

[0044] Nb:0~0.100%、

[0045] V:0~0.500%、

[0046] Cu:0~2.00%、

[0047] Cr:0~2.00%、

[0048] Mo:0~1.00%、

[0049] Ni:0~2.00%、

[0050] B:0~0.0100%、

[0051] Ca:0~0.0200%、

[0052] Mg:0~0.0200%、

[0053] REM:0~0.1000%、

[0054] Bi:0~0.020%、

[0055] Zr、Co、Zn及W中的1种或2种以上:合计为0~1.00%、以及Sn:0~0.050%、

[0056] 剩余部分包含Fe及杂质;

[0057] 对于金属组织,

[0058] 以面积%计铁素体低于15.0%,残余奥氏体低于3.0%,

[0059] 以<110>方向作为轴,晶体取向差为 52° 的晶界的长度 L_{52} 与晶体取向差为 7° 的晶界的长度 L_7 之比即 L_{52}/L_7 为0.10~0.18,Mn浓度的标准偏差为0.60质量%以下;

[0060] 所述热轧钢板的抗拉强度为980MPa以上。

[0061] (2) 根据上述(1)所述的热轧钢板,其中,也可以的是:在上述金属组织中,

[0062] 以面积%计上述铁素体为10.0%以下,

[0063] 维氏硬度的标准偏差为20HV0.01以下。

[0064] (3) 根据上述(1)或(2)所述的热轧钢板,其中,也可以的是:上述化学组成以质量%计含有由下述元素构成的组中的1种或2种以上,

- [0065] Ti:0.005~0.300%、
[0066] Nb:0.005~0.100%、
[0067] V:0.005~0.500%、
[0068] Cu:0.01~2.00%、
[0069] Cr:0.01~2.00%、
[0070] Mo:0.01~1.00%、
[0071] Ni:0.02~2.00%、
[0072] B:0.0001~0.0100%、
[0073] Ca:0.0005~0.0200%、
[0074] Mg:0.0005~0.0200%、
[0075] REM:0.0005~0.1000%、及
[0076] Bi:0.0005~0.020%。
[0077] 发明效果

[0078] 根据本发明的上述方案,能够得到具有优异的强度、延展性及剪切加工性的热轧钢板。此外,根据本发明的上述的优选的方案,能够得到具有上述诸特性、进而剪切加工后的端面的加工性优异的热轧钢板。本发明的上述方案的热轧钢板适宜作为汽车构件、机械结构构件进而建筑构件中使用的工业用原材料。

附图说明

[0079] 图1是用于说明剪切加工后的端面的高低差的测定方法的图。

具体实施方式

[0080] 对于本实施方式的热轧钢板(以下有时简记为钢板)的化学组成及金属组织,以下更具体地进行说明。但是,本发明并不仅限于本实施方式中公开的构成,可以在不脱离本发明的主旨的范围内进行各种变更。

[0081] 对于以下夹着“~”而记载的数值限定范围,下限值及上限值包含于该范围内。对于表示为“低于”或“超过”的数值,该值不包含于数值范围内。在以下的说明中,关于钢板的化学组成的%只要没有特别指定则为质量%。

[0082] 1.化学组成

[0083] 本实施方式的热轧钢板以质量%计包含C:0.100~0.250%、Si:0.05~2.00%、Mn:1.00~4.00%、sol.Al:0.001~2.000%、P:0.100%以下、S:0.0300%以下、N:0.1000%以下、O:0.0100%以下、以及剩余部分:Fe及杂质。以下对各元素进行详细说明。

[0084] (1-1)C:0.100~0.250%

[0085] C会使硬质相的分率上升。C含量低于0.100%时,变得难以得到所期望的强度。因此,C含量设定为0.100%以上。C含量优选为0.120%以上,进一步优选为0.150%以上。另一方面,C含量超过0.250%时,因相变速度变慢而变得容易生成MA,变得难以得到强度均匀的组织,剪切加工后的端面的高低差变大。因此,C含量设定为0.250%以下。C含量优选为0.220%以下。

[0086] (1-2)Si:0.05~2.00%

[0087] Si具有使渗碳体的析出延迟的作用。通过该作用,能够大量保证硬质相中的固溶C量、以及防止渗碳体的粗大化,它们的结果是,能够提高钢板的强度。此外Si自身也具有通过固溶强化而提高钢板的强度的效果。此外, Si具有通过脱氧而将钢健全化(抑制在钢中产生气孔等缺陷)的作用。Si含量低于0.05%时,无法得到由上述作用带来的效果。因此, Si含量设定为0.05%以上。Si含量优选为0.50%以上、0.80%以上。但是, Si含量超过2.00%时,使渗碳体的析出显著延迟,残余奥氏体的面积分率提高而达到3.0%以上,因此不优选。此外, Si含量超过2.00%时,钢板的表面性状及化学转化处理性、进而延展性及焊接性显著劣化,并且 A_3 相变点显著上升。由此,有时变得难以稳定地进行热轧。因此, Si含量设定为2.00%以下。Si含量优选为1.70%以下、1.50%以下。

[0088] (1-3)Mn:1.00~4.00%

[0089] Mn具有抑制铁素体相变而将钢板高强度化的作用。Mn含量低于1.00%时,无法得到980MPa以上的抗拉强度。因此, Mn含量设定为1.00%以上。Mn含量优选为1.50%以上,更优选为1.80%以上。另一方面, Mn含量超过4.00%时,起因于Mn的偏析而硬质相中的晶粒的角度差变得不均匀,剪切加工后的端面的高低差变大。因此, Mn含量设定为4.00%以下。Mn含量优选为3.70%以下、3.50%以下。

[0090] (1-4) sol. Al:0.001~2.000%

[0091] Al与Si同样地具有使渗碳体的析出延迟的作用。通过该作用,能够大量保证硬质相中的固溶C量、以及防止渗碳体的粗大化,它们的结果是,能够提高钢板的强度。此外,具有将钢脱氧而将钢板健全化的作用。sol. Al含量低于0.001%时,无法得到由上述作用带来的效果。因此, sol. Al含量设定为0.001%以上。sol. Al含量优选为0.010%以上。另一方面, sol. Al含量超过2.000%时,使渗碳体的析出显著延迟,残余奥氏体的面积分率提高而达到3.0%以上,并且在经济上不优选。因此, sol. Al含量设定为2.000%以下。sol. Al含量优选为1.500%以下、1.300%以下。

[0092] 需要说明的是,本实施方式中所谓sol. Al是指酸可溶性Al,表示以固溶状态存在于钢中的固溶Al。

[0093] (1-5)P:0.100%以下

[0094] P一般是作为杂质而含有的元素,但也是具有通过固溶强化而提高强度的作用的元素。因此,也可以积极地含有P,但P也是容易偏析的元素。若P含量超过0.100%,则起因于晶界偏析的延展性的降低变得显著。因此, P含量设定为0.100%以下。P含量优选为0.030%以下。P含量的下限没有必要特别规定,从精炼成本的观点出发,优选设定为0.001%以上。

[0095] (1-6)S:0.0300%以下

[0096] S是作为杂质而含有的元素,在钢中形成硫化物系夹杂物而使热轧钢板的延展性降低。若S含量超过0.0300%,则钢板的延展性显著降低。因此, S含量设定为0.0300%以下。S含量优选为0.0050%以下。S含量的下限没有必要特别规定,从精炼成本的观点出发,优选设定为0.0001%以上。

[0097] (1-7)N:0.1000%以下

[0098] N是作为杂质而含有于钢中的元素,具有使钢板的延展性降低的作用。N含量超过0.1000%时,钢板的延展性显著降低。因此, N含量设定为0.1000%以下。N含量优选为0.0800%以下,进一步优选为0.0700%以下。N含量的下限没有必要特别规定,在如下文所

述的那样含有Ti、Nb及V中的1种或2种以上来谋求金属组织的微细化的情况下,为了促进碳氮化物的析出,N含量设定为0.0010%以上,更优选设定为0.0020%以上。

[0099] (1-8)O:0.0100%以下

[0100] O若大量包含于钢中则形成成为断裂的起点的粗大的氧化物,引起脆性断裂、氢诱发开裂。因此,O含量设定为0.0100%以下。O含量优选设定为0.0080%以下、0.0050%以下。为了在钢液的脱氧时使微细的氧化物大量分散,O含量也可以设定为0.0005%以上、0.0010%以上。

[0101] 本实施方式的热轧钢板的化学组成的剩余部分包含Fe及杂质。本实施方式中,所谓杂质是指从作为原料的矿石、废铁、或制造环境等混入的物质、或有意添加的物质,是在对本实施方式的热轧钢板不造成不良影响的范围内容许的物质。

[0102] 本实施方式的热轧钢板除了上述元素以外,还可以含有Ti、Nb、V、Cu、Cr、Mo、Ni、B、Ca、Mg、REM、Bi、Zr、Co、Zn、W及Sn作为任选元素。不含有上述任选元素时的含量的下限为0%。以下,对上述任选元素进行详细说明。

[0103] (1-9)Ti:0.005~0.300%、Nb:0.005~0.100%及V:0.005~0.500%

[0104] Ti、Nb及V都具有在钢中作为碳化物或氮化物析出、通过钉扎效应而将金属组织微细化的作用,因此也可以含有这些元素中的1种或2种以上。为了更可靠地得到由上述作用带来的效果,优选将Ti含量设定为0.005%以上、或将Nb含量设定为0.005%以上、或将V含量设定为0.005%以上。但是,即使过量含有这些元素,由上述作用带来的效果也饱和,在经济上不优选。因此,Ti含量设定为0.300%以下,Nb含量设定为0.100%以下,V含量设定为0.500%以下。

[0105] (1-10)Cu:0.01~2.00%、Cr:0.01~2.00%、Mo:0.01~1.00%、Ni:0.02~2.00%及B:0.0001~0.0100%

[0106] Cu、Cr、Mo、Ni及B都具有提高钢板的淬透性的作用。此外,Cr及Ni具有使残余奥氏体稳定化的作用,Cu及Mo具有在钢中析出碳化物而提高强度的作用。进而,Ni在含有Cu的情况下具有有效地抑制起因于Cu的板坯的晶间裂纹的作用。因此,也可以含有这些元素中的1种或2种以上。

[0107] Cu具有提高钢板的淬透性的作用及在低温下在钢中作为碳化物析出而提高钢板的强度的作用。为了更可靠地得到由上述作用带来的效果,Cu含量设定为0.01%以上,更优选设定为0.05%以上。但是,Cu含量超过2.00%时,有时产生板坯的晶间裂纹。因此,Cu含量设定为2.00%以下。Cu含量优选为1.50%以下、1.00%以下。

[0108] 如上所述Cr具有提高钢板的淬透性的作用及使残余奥氏体稳定化的作用。为了更可靠地得到由上述作用带来的效果,优选将Cr含量设定为0.01%以上、0.05%以上。但是,Cr含量超过2.00%时,钢板的化学转化处理性显著降低。因此,Cr含量设定为2.00%以下。

[0109] 如上所述Mo具有提高钢板的淬透性的作用及在钢中析出碳化物而提高强度的作用。为了更可靠地得到由上述作用带来的效果,优选将Mo含量设定为0.01%以上、0.02%以上。但是,即使将Mo含量设定为超过1.00%,由上述作用带来的效果也饱和,在经济上不优选。因此,Mo含量设定为1.00%以下。Mo含量优选为0.50%以下、0.20%以下。

[0110] 如上所述Ni具有提高钢板的淬透性的作用。此外Ni在含有Cu的情况下具有有效地抑制起因于Cu的板坯的晶间裂纹的作用。为了更可靠地得到由上述作用带来的效果,优选

将Ni含量设定为0.02%以上。Ni为高价的元素,因此大量地含有在经济上不优选。因此,Ni含量设定为2.00%以下。

[0111] 如上所述B具有提高钢板的淬透性的作用。为了更可靠地得到由该作用带来的效果,优选将B含量设定为0.0001%以上、0.0002%以上。但是,B含量超过0.0100%时,钢板的成形性显著降低,因此B含量设定为0.0100%以下。B含量优选设定为0.0050%以下。

[0112] (1-11)Ca:0.0005~0.0200%、Mg:0.0005~0.0200%、REM:0.0005~0.1000%及Bi:0.0005~0.020%

[0113] Ca、Mg及REM都具有通过将夹杂物的形状调整为优选的形状而提高钢板的成形性的作用。此外,Bi具有通过将凝固组织微细化而提高钢板的成形性的作用。因此,也可以含有这些元素中的1种或2种以上。为了更可靠地得到由上述作用带来的效果,优选将Ca、Mg、REM及Bi中的任1种以上设定为0.0005%以上。但是,若Ca含量或Mg含量超过0.0200%、或REM含量超过0.1000%,则在钢中过量地生成夹杂物,有时反而使钢板的延展性降低。此外,即使将Bi含量设定为超过0.020%,由上述作用带来的效果也饱和,在经济上不优选。因此,将Ca含量、Mg含量设定为0.0200%以下,将REM含量设定为0.1000%以下,以及将Bi含量设定为0.020%以下。Bi含量优选为0.010%以下。

[0114] 这里,REM是指包含Sc、Y及镧系元素的合计17种元素,上述REM的含量是指这些元素的合计含量。在镧系元素的情况下,在工业上以混合稀土金属的形式添加。

[0115] (1-12)Zr、Co、Zn及W中的1种或2种以上:合计为0~1.00%及Sn:0~0.050%

[0116] 关于Zr、Co、Zn及W,本发明人们确认了:即使含有合计为1.00%以下的这些元素,也不会损害本实施方式的热轧钢板的效果。因此,也可以含有合计为1.00%以下的Zr、Co、Zn及W中的1种或2种以上。

[0117] 此外,本发明人们确认了:即使含有少量Sn,也不会损害本实施方式的热轧钢板的效果,但有时在热轧时产生缺陷,因此Sn含量设定为0.050%以下。

[0118] 上述的热轧钢板的化学组成只要通过一般的分析方法进行测定即可。例如,只要使用ICP-AES(Inductively Coupled Plasma-Atomic Emission Spectrometry,电感耦合等离子体原子发射光谱法)进行测定即可。需要说明的是,so1.A1只要使用将试样用酸加热分解后的滤液通过ICP-AES进行测定即可。C及S只要使用燃烧-红外线吸收法进行测定即可,N只要使用不活泼气体熔化-热导法进行测定即可。O只要使用不活泼气体熔化-非分散型红外线吸收法进行测定即可。

[0119] 2. 热轧钢板的金属组织

[0120] 接着,对本实施方式的热轧钢板的金属组织进行说明。

[0121] 在本实施方式的热轧钢板中,对于金属组织,以面积%计铁素体低于15.0%,残余奥氏体低于3.0%,以<110>方向作为轴,晶体取向差为 52° 的晶界的长度 L_{52} 与晶体取向差为 7° 的晶界的长度 L_7 之比即 L_{52}/L_7 为0.10~0.18,Mn浓度的标准偏差为0.60质量%以下。因此,本实施方式的热轧钢板能够得到优异的强度、延展性及剪切加工性。需要说明的是,在本实施方式中,规定与轧制方向平行的截面的距离表面为板厚的1/4位置、并且板宽方向中央位置处的金属组织。其理由是由于:该位置处的金属组织表示钢板的代表性的金属组织。需要说明的是,板厚的“1/4位置”是用于特定金属组织的观察位置,并不严格地限定于1/4深度。可以将对板厚的1/8~3/8深度的范围的某处进行观察而得到的金属组织视为1/4位

置的金属组织。

[0122] (2-1)铁素体的面积分率:低于15.0%

[0123] 铁素体是在比较高的温度下fcc相变为bcc时生成的组织。铁素体由于强度低,因此若铁素体的面积分率过量,则无法得到所期望的抗拉强度。此外,若铁素体的面积分率过量,则维氏硬度的标准偏差变高。因此,铁素体的面积分率设定为低于15.0%。优选为10.0%以下,更优选低于5.0%。将铁素体的面积率设定为10.0%以下,并且通过如下文所述的那样控制维氏硬度的标准偏差,能够提高热轧钢板的剪切加工后的端面的加工性。

[0124] 铁素体越少越优选,因此铁素体的面积分率也可以为0%。

[0125] 铁素体的面积分率的测定通过以下的方法来进行。将与轧制方向成直角的截面精加工成镜面,进而,通过在室温下使用不含碱性溶液的胶体二氧化硅进行8分钟研磨,将导入样品的表层中的应变除去。在样品截面的长度方向的任意的位置处,对长度为50 μm 、距离表面为板厚的1/8深度~距离表面为板厚的3/8深度的区域以0.1 μm 的测定间隔通过电子背散射衍射法进行测定而得到晶体取向信息。测定中,使用由热场发射型扫描电子显微镜(JEOL制JSM-7001F)和EBSD检测器(TSL制DVC5型检测器)构成的EBSD解析装置。此时,EBSD解析装置内的真空度设定为 9.6×10^{-5} Pa以下,加速电压设定为15kV,照射电流水平设定为13,电子射线的照射水平设定为62。对所得到的晶体取向信息使用EBSD解析装置所附属的软件“OIM Analysis(注册商标)”中搭载的“Grain Average Misorientation”功能,将Grain Average Misorientation值为 1.0° 以下的区域判定为铁素体。通过求出判定为铁素体的区域的面积分率,得到铁素体的面积分率。

[0126] (2-2)残余奥氏体的面积分率:低于3.0%

[0127] 残余奥氏体是即使在室温下也作为面心立方晶格而存在的金属组织。残余奥氏体具有通过相变诱导塑性(TRIP)而提高热轧钢板的延展性的作用。另一方面,残余奥氏体由于在剪切加工中相变为高碳的马氏体(以下也称为高碳马氏体),因此具有阻碍稳定的龟裂发生的作用,也成为剪切加工端面的损伤的局部化的原因。由剪切加工产生的损伤在加工面中具有分布地产生,根据其损伤的程度的差异,变得存在奥氏体相变为高碳马氏体的部分和未相变的部分。其结果是,在损伤的分布中受到较大的损伤的部分处,所生成的硬质的高碳马氏体按照助长损伤的方式起作用,因此更进一步提高剪切加工端面的损伤的局部化。残余奥氏体的面积分率为3.0%以上时,上述作用明显化,热轧钢板的剪切端面的加工性劣化。因此,残余奥氏体的面积分率设定为低于3.0%。残余奥氏体的面积分率优选为低于1.0%。残余奥氏体越少越优选,因此残余奥氏体的面积分率也可以为0%。

[0128] 对于残余奥氏体的面积分率的测定方法,有利用X射线衍射、EBSP(电子背散射衍射像、Electron Back Scattering Diffraction Pattern)解析、磁测定的方法等,根据测定方法,有时测定值不同。在本实施方式中,残余奥氏体的面积分率通过X射线衍射进行测定。

[0129] 在本实施方式中的利用X射线衍射的残余奥氏体面积分率的测定中,首先,在钢板的板厚的1/4位置并且板宽方向中央位置处的、与轧制方向平行的截面中,使用Co-K α 射线,求出 $\alpha(110)$ 、 $\alpha(200)$ 、 $\alpha(211)$ 、 $\gamma(111)$ 、 $\gamma(200)$ 、 $\gamma(220)$ 的合计6个峰的积分强度,使用强度平均法而算出,由此得到残余奥氏体的面积分率。

[0130] (2-3)贝氏体、马氏体及奥氏体马氏体:合计超过82.0%且为100.0%以下

[0131] 需要说明的是,在本实施方式的热轧钢板中包含低温组织作为铁素体及残余奥氏体以外的金属组织。本实施方式中的所谓低温组织是包含面积分率合计超过82.0%且100.0%以下的马氏体、贝氏体及奥氏体马氏体的组织。若贝氏体、马氏体及奥氏体马氏体的面积分率的合计为82.0%以下,则有可能无法得到所期望的强度。因此,贝氏体及马氏体的面积分率的合计优选设定为超过82.0%。更优选为85.0%以上。贝氏体、马氏体及奥氏体马氏体的面积分率的合计越多越优选,因此也可以设定为100.0%。

[0132] 需要说明的是,低温组织也可以包含贝氏体、马氏体及奥氏体马氏体中的1种,且其面积分率超过82.0%且为100.0%以下,也可以包含贝氏体、马氏体及奥氏体马氏体中的2种以上,且它们的面积分率的合计超过82.0%且为100.0%以下。

[0133] 本实施方式的热轧钢板的金属组织以面积%计铁素体低于15.0%,残余奥氏体低于3.0%,作为剩余组织,包含上述的低温组织。即,铁素体和残余奥氏体以外的金属组织由于是包含贝氏体、马氏体及奥氏体马氏体中的1种或2种以上的低温组织,因此通过从100.0%减去铁素体与残余奥氏体的面积分率的合计而得到即可。另一方面,低温组织的面积分率的测定方法也可以通过使用了热场发射型扫描电子显微镜的以下的方法来进行。

[0134] 低温组织中的马氏体的面积率可以通过以下的步骤来求出。

[0135] 将钢板的板厚的1/4位置并且板宽方向中央位置处的与轧制方向平行的截面作为观察面,对该观察面用LePera液进行腐蚀。观察面设定为钢板的与轧制方向平行的板厚截面。在观察面内的以板厚1/4作为中心的板厚1/8~3/8的范围内对于100 μ m \times 100 μ m的区域,观察由热场发射型扫描电子显微镜(JEOL制JSM-7001F)得到的二次电子图像。在LePera腐蚀中,马氏体及残余奥氏体未被腐蚀,因此未被腐蚀的区域的面积率可以视为马氏体及残余奥氏体的合计面积率。从该未被腐蚀的区域的面积率减去通过上述方法而测定的残余奥氏体的面积率,可以算出马氏体的面积率。

[0136] 此外,低温组织中的贝氏体及奥氏体马氏体的面积率可以与上述的马氏体的面积分率的测定方法同样地通过热场发射型扫描电子显微镜(JEOL制JSM-7001F)进行观察,由所得到的二次电子图像来确定。对观察面进行研磨及硝酸乙醇腐蚀,对观察面中的以板厚1/4作为中心的板厚1/8~3/8的范围内的100 μ m \times 100 μ m的区域进行观察。通过在上述的以LePera腐蚀观察的区域的周围保留多个压痕,能够确认与以LePera腐蚀观察的区域相同的区域。

[0137] 奥氏体马氏体是板条状的晶粒的集合,是在内部铁碳化物的伸长方向为二个以上的组织。另一方面,贝氏体也是板条状的晶粒的集合,但贝氏体是在内部不含长径为20nm以上的铁系碳化物的组织、或在内部包含长径为20nm以上的铁系碳化物且该碳化物为单一的变体、即铁系碳化物组的伸长方向为1个的组织。对于奥氏体马氏体,在组织内的渗碳体具有多个变体这点可以与贝氏体区别。

[0138] 通过以上说明的使用了热场发射型扫描电子显微镜的方法,求出作为低温组织的贝氏体、马氏体及奥氏体马氏体的面积分率即可。

[0139] 需要说明的是,如上所述,本实施方式的热轧钢板的金属组织包含低于15.0%的铁素体和低于3.0%的残余奥氏体,剩余组织实质上包含上述低温组织,但除了这些组织以外,有时包含珠光体。珠光体是在铁素体彼此之间渗碳体以层状析出的层状的金属组织,此外与贝氏体、马氏体相比为软质的金属组织。珠光体也是强度低、此外使延展性降低的组

织,因此优选不包含于本实施方式的热轧钢板中。此外,即使是包含珠光体的情况下,从确保强度及延展性的观点出发,优选以面积%计设定为5%以下。更优选为3%以下。珠光体越少越优选,因此珠光体的面积分率也可以为0%。

[0140] 珠光体的面积分率可以通过以下的方法进行测定。按照可观察与轧制方向平行的板厚截面的距离表面为板厚的1/4深度(距离表面为板厚的1/8深度~距离表面为板厚的3/8深度的区域)处的金属组织的方式,从钢板采集试验片。接着,将板厚截面进行研磨后,将研磨面进行硝酸乙醇腐蚀,使用光学显微镜及扫描型电子显微镜(SEM),对 $30\mu\text{m}\times 30\mu\text{m}$ 的区域进行至少3个区域组织观察。通过对利用该组织观察而得到的组织照片进行图像解析,得到珠光体的面积率。

[0141] 在存在珠光体的情况下,上述的铁素体的面积分率的测定对除了被判别为珠光体的晶粒以外的晶粒进行。具体而言,对所得到的晶体取向信息使用EBSD解析装置所附属的软件“OIM Analysis(注册商标)”中搭载的“Grain Average Misorientation”功能,将Grain Average Misorientation值为 1.0° 以下的区域判定为铁素体。通过求出判定为铁素体的区域的面积分率,得到铁素体的面积分率。

[0142] (2-4)以 $\langle 110 \rangle$ 方向作为轴,晶体取向差为 52° 的晶界的长度 L_{52} 与晶体取向差为 7° 的晶界的长度 L_7 之比即 $L_{52}/L_7:0.10\sim 0.18$

[0143] 为了得到980MPa以上的高强度,需要将母相制成硬质的组织。硬质的组织一般在 600°C 以下的相变中形成,但在该温度区域中,大量地形成以 $\langle 110 \rangle$ 方向作为轴而晶体取向差为 52° 的晶界和晶体取向差为 7° 的晶界。在以 $\langle 110 \rangle$ 方向作为轴而晶体取向差为 7° 的晶界的生成时,在硬质相中位错不易蓄积。因此,在这样的晶界的密度多、并且均匀地分散(即上述那样的晶界的合计的长度大)的金属组织中,容易利用剪切加工向金属组织中导入位错,可促进剪切加工中的材料的变形。其结果是,可抑制剪切加工后的端面的高低差。

[0144] 另一方面,在以 $\langle 110 \rangle$ 方向作为轴而晶体取向差为 52° 的晶界中,在硬质相中位错容易蓄积。因此,难以利用剪切加工向金属组织中导入位错,在剪切加工中材料立即断裂,因此剪切加工后的端面的高低差变大。因而,在将以 $\langle 110 \rangle$ 方向作为轴而晶体取向差为 52° 的晶界的长度设定为 L_{52} ,将晶体取向差为 7° 的晶界的长度设定为 L_7 时,剪切加工后的端面的高低差受 L_{52}/L_7 的支配。在 L_{52}/L_7 低于0.10的情况下,在硬质相中位错极难蓄积,因此无法使母材的强度达到980MPa以上。此外,在 L_{52}/L_7 超过0.18的情况下,剪切加工后的端面的高低差变大。因而,为了减小剪切加工后的端面的高低差,将 L_{52}/L_7 设定为 $0.10\sim 0.18$ 。 L_{52}/L_7 优选为0.12以上、0.13以上。此外 L_{52}/L_7 优选为0.16以下、0.15以下。

[0145] 需要说明的是,所谓以 $\langle 110 \rangle$ 方向作为轴而晶体取向差为 X° 的晶界是指具有下述结晶学的关系的晶界:在对某个晶界处相邻的两个晶粒(晶粒A和晶粒B)进行特定时,通过使一方的晶粒B沿 $\langle 110 \rangle$ 轴旋转 X° ,从而晶粒A及晶粒B的晶体取向一致。但是,若考虑晶体取向的测定精度,则容许从一致的取向关系 $\pm 4^\circ$ 的取向差。

[0146] 在本实施方式中,使用EBSP-OIM(Electron Back Scatter Diffraction Pattern-Orientation Image Microscopy,电子背散射衍射图案-取向成像显微术)法来测定以 $\langle 110 \rangle$ 方向作为轴而晶体取向差为 52° 的晶界的长度 L_{52} 及晶体取向差为 7° 的晶界的长度 L_7 。

[0147] 在EBSP-OIM法中,首先,在扫描型电子显微镜(SEM)内对高倾斜的试样照射电子射

线,用高感度相机拍摄进行背散射而形成的菊池图案。接着,通过对所得到的拍摄照片用电脑进行图像处理,能够在短时间内测定照射点的晶体取向。

[0148] 对于EBSP-OIM法,使用将扫描型电子显微镜(JEOL制JSM-7001F)与EBSD检测器组合而成的EBSD解析装置及AMETEK公司制的OIM Analysis(注册商标)来进行。在EBSP-OIM法中,能够对试样表面的微细结构以及晶体取向进行解析,因此能够定量地求出具有特定的晶体取向差的晶界的长度。此外,EBSP-OIM法的可分析区域是可通过SEM来观察的区域。虽然也因SEM的分辨率而异,但根据EBSP-OIM法,最小能够以20nm的分辨率进行分析。

[0149] 本实施方式的 L_{52} 可以通过以下的方法来算出。

[0150] 以 $\langle 110 \rangle$ 方向作为轴而晶体取向差为 52° 的晶界的长度在与轧制方向平行的截面中的距离钢板表面为板厚的1/4位置并且板宽方向中央位置处进行测定。在该测定时,以1200倍的倍率对 $40\mu\text{m} \times 30\mu\text{m}$ 的区域在至少5个视野中进行解析,算出以 $\langle 110 \rangle$ 方向作为轴而晶体取向差为 52° 的晶界的长度的平均值,从而得到 L_{52} 。

[0151] 同样地,通过算出以 $\langle 110 \rangle$ 方向作为轴而晶体取向差为 7° 的晶界的长度的平均值,得到 L_7 。需要说明的是,如上述那样,在算出 L_{52} 及 L_7 时,容许 $\pm 4^\circ$ 的取向差。

[0152] 需要说明的是,铁素体为软质相,对硬质相内部的位错蓄积效果所造成的影响小,此外残余奥氏体不是在 600°C 以下的相变中生成的组织,不具有位错蓄积的效果。因此,在本测定方法中,铁素体及残余奥氏体不作为解析的对象。可以通过与铁素体的面积分率的测定方法同样的方法来特定铁素体,从而从解析对象中除外。在EBSP-OIM法中,可以将晶体结构为fcc的残余奥氏体从解析对象中除外。

[0153] (2-5)Mn浓度的标准偏差:0.60质量%以下

[0154] 本实施方式的热轧钢板的距离表面为板厚的1/4位置并且板宽方向中央位置处的Mn浓度的标准偏差为0.60质量%以下。由此,能够使以 $\langle 110 \rangle$ 方向作为轴而晶体取向差为 7° 的晶界均匀地分散。其结果是,能够减小剪切加工后的端面的高低差。Mn浓度的标准偏差优选为0.55质量%以下、0.50质量%以下、0.40质量%以下。

[0155] 从抑制剪切加工后的端面的凹凸的观点出发,Mn浓度的标准偏差越小越优选。但是,从制约制造工艺的观点出发,Mn浓度的标准偏差的实质性下限设定为0.10质量%以上即可。

[0156] 本实施方式的Mn浓度的标准偏差通过以下的方法来算出。

[0157] 将热轧钢板的L截面(与轧制方向平行的截面)进行镜面研磨后,对钢板的距离表面为板厚的1/4位置并且板宽方向中央位置用电子探针显微分析仪(EPMA)进行测定,测定Mn浓度的标准偏差。测定条件为:将加速电压设定为15kV,将倍率设定为5000倍。测定范围设定为在试样轧制方向上 $20\mu\text{m}$ 及在试样板厚方向上 $20\mu\text{m}$ 的范围,测定分布图像。更具体而言,将测定间隔设定为 $0.1\mu\text{m}$,测定40000处以上的Mn浓度。接着,基于由全部测定点得到的Mn浓度来算出标准偏差。由此,得到Mn浓度的标准偏差。

[0158] (2-6)维氏硬度的标准偏差:20HV0.01以下

[0159] 在热轧钢板的与轧制方向平行的板厚截面中,若将板宽方向中央位置处的维氏硬度的标准偏差设定为20HV0.01以下,并且如上述那样将铁素体的面积分率设定为10.0%以下,能够提高热轧钢板的剪切加工后的端面的加工性。剪切加工后的端面的加工性通过由剪切加工产生的端面的损伤而显著降低。特别是由剪切加工产生的端面的损伤按照在板厚

方向上具有分布的方式产生,并且损伤的程度在板厚方向的一部分中局部化、即在板厚方向的一部分中显著损伤。特别是推定在对剪切加工后的端面实施进一步的加工时,显著损伤的部分成为龟裂的发生源,达到断裂。

[0160] 本发明人们发现:铁素体量越少、并且维氏硬度的标准偏差变得越小,则剪切加工后的端面的板厚方向的损伤的局部化变得越小,剪切加工后的端面的加工性越高。认为这是由于:通过将热轧钢板的组织均匀化,能够抑制剪切加工时的空隙的生成,减小损伤的局部化。为了得到上述的作用,优选将热轧钢板的维氏硬度分布的标准偏差设定为20HV0.01以下。更优选为18HV0.01以下、17HV0.01以下。

[0161] 维氏硬度的标准偏差通过下述的方法来得到。

[0162] 在与轧制方向平行的板厚截面中的板宽方向中央位置处的金属组织中,在板厚×1mm的范围内对300点以上的测定以等间隔测定维氏硬度。测定载荷设定为10gf。基于测定结果,算出维氏硬度(HV0.01)的标准偏差。

[0163] 3. 抗拉强度特性

[0164] 本实施方式的热轧钢板的抗拉(最大)强度为980MPa以上。若抗拉强度低于980MPa,则适用部件受到限定,车体轻量化的贡献小。上限没有必要特别限定,但从抑制模具磨损的观点出发,也可以设定为1780MPa。抗拉强度使用JIS Z 2241:2011的5号试验片依据JIS Z 2241:2011来进行测定。拉伸试验片的采集位置设定为距离板宽方向的端部为1/4部分,只要按照与轧制方向垂直的方向成为长度方向的方式采集拉伸试验片即可。

[0165] 4. 板厚

[0166] 本实施方式的热轧钢板的板厚没有特别限定,也可以设定为0.5~8.0mm。通过将热轧钢板的板厚设定为0.5mm以上,轧制完成温度的确保变得容易,并且能够降低轧制载荷,因此能够容易地进行热轧。因此,本实施方式的热轧钢板的板厚也可以设定为0.5mm以上。优选板厚为1.2mm以上、1.4mm以上。此外,通过将板厚设定为8.0mm以下,金属组织的微细化变得容易,能够容易地确保上述的金属组织。因此,板厚也可以设定为8.0mm以下。优选板厚为6.0mm以下。

[0167] 5. 其他

[0168] (5-1) 镀层

[0169] 对于具有上述的化学组成及金属组织的本实施方式的热轧钢板,也可以出于提高耐蚀性等目的在表面具备镀层而制成表面处理钢板。镀层可以是电镀层,也可以是热浸镀层。作为电镀层,可例示出电镀锌层、电镀Zn-Ni合金层等。作为热浸镀层,可例示出热浸镀锌层、合金化热浸镀锌层、热浸镀铝层、热浸镀Zn-Al合金层、热浸镀Zn-Al-Mg合金层、热浸镀Zn-Al-Mg-Si合金层等。镀覆附着量没有特别限制,设定为与以往同样即可。此外,通过在镀覆后实施适当的化学转化处理(例如硅酸盐系的无铬化学转化处理液的涂布和干燥),还能够进一步提高耐蚀性。

[0170] 6. 制造条件

[0171] 具有上述的化学组成及金属组织的本实施方式的热轧钢板的优选的制造方法如下所述。

[0172] 为了获得本实施方式的热轧钢板,在规定的条件下进行板坯的加热后进行热轧、在热轧后加速冷却至规定的温度区域、而且控制卷取后的冷却历程是有效的。

[0173] 在本实施方式的热轧钢板的优选的制造方法中,依次进行以下的工序(1)~(7)。需要说明的是,本实施方式中的板坯的温度及钢板的温度是指板坯的表面温度及钢板的表面温度。

[0174] (1)将板坯在700~850℃的温度区域中滞留900秒以上,之后进一步进行加热,在1100℃以上的温度区域中保持6000秒以上。

[0175] (2)在850~1100℃的温度区域中进行合计成为90%以上的板厚减少那样的热轧。

[0176] (3)在由下述式<1>表示的温度T1(℃)以上完成热轧。

[0177] (4)在热轧完成后,在1.5秒以内开始冷却,以50℃/秒以上的平均冷却速度加速冷却至由下述式<2>表示的温度T2(℃)以下。

[0178] (5)以10℃/秒以上的平均冷却速度从加速冷却的冷却停止温度冷却至卷取温度。

[0179] (6)在由下述式<3>表示的温度T3(℃)以上卷取。

[0180] (7)在卷取后的冷却中,在热轧钢板的板宽方向最端部及板宽方向中央部的规定的温度区域中,按照卷取后的滞留时间的下限满足条件I(在450℃以上超过2000秒、在400℃以上超过8000秒、在350℃以上超过30000秒中的任一者以上)的方式进行冷却。更优选将卷取温度~卷取温度-10℃的温度区域中的平均冷却速度设定为0.010℃/秒以下。

[0181] $T1(℃) = 868 - 396 \times [C] - 68.1 \times [Mn] + 24.6 \times [Si] - 36.1 \times [Ni] - 24.8 \times [Cr] - 20.7 \times [Cu] + 250 \times [sol.Al]$ <1>

[0182] $T2(℃) = 770 - 270 \times [C] - 90 \times [Mn] - 37 \times [Ni] - 70 \times [Cr] - 83 \times [Mo]$ <2>

[0183] $T3(℃) = 591 - 474 \times [C] - 33 \times [Mn] - 17 \times [Ni] - 17 \times [Cr] - 21 \times [Mo]$ <3>

[0184] 其中,各式中的[元素符号]表示各元素在钢中的含量(质量%)。不含有该元素的情况下代入0。

[0185] (6-1)板坯、供于热轧时的板坯温度、滞留及保持时间

[0186] 供于热轧的板坯可以使用通过连续铸造而得到的板坯、或通过铸造及开坯而得到的板坯等。可以使用根据需要对这些板坯加以热加工或冷加工而得到的板坯。

[0187] 供于热轧的板坯在加热时的700~850℃的温度区域中滞留900秒以上、之后进一步将板坯进行加热、在1100℃以上的温度区域中保持6000秒以上是有效的。需要说明的是,在700~850℃的温度区域中的滞留时,可以使钢板温度在该温度区域中发生变动,也可以设定为恒定。此外,在1100℃以上的温度区域中的保持时,可以使钢板温度在1100℃以上发生变动,也可以设定为恒定。

[0188] 在700~850℃的温度区域中的奥氏体相变中,Mn在铁素体与奥氏体之间分配,其相变时间变长,从而Mn能够在铁素体区域内进行扩散。由此,能够消除在板坯中不均匀存在的Mn显微偏析,显著减少Mn浓度的标准偏差。通过减少Mn浓度的标准偏差,从而在最终的金属组织中,能够使以<110>方向作为轴而晶体取向差为7°的晶界均匀地分散,能够减小剪切加工后的端面的高低差。此外,为了使板坯加热时的奥氏体晶粒变得均匀,在1100℃以上的温度区域中将板坯加热6000秒以上是有效的。

[0189] 热轧优选使用可逆式轧机或串联式轧机作为多道次轧制。特别是从工业生产率的观点出发,更优选至少最终的数段设定为使用了串列式轧机的热轧。

[0190] (6-2)热轧的压下率:在850~1100℃的温度区域中合计为90%以上的板厚减少

[0191] 在850~1100℃的温度区域中进行合计成为90%以上的板厚减少的热轧。由此,可

主要谋求再结晶奥氏体晶粒的微细化。进而,通过促进应变能向未再结晶奥氏体晶粒内的蓄积,可促进奥氏体的再结晶,并且可促进Mn的原子扩散,其结果是,能够减小Mn浓度的标准偏差。因此,在850~1100℃的温度区域中进行合计成为90%以上的板厚减少的热轧是有效的。即,在本实施方式中,Mn浓度的标准偏差的抑制仅通过板坯加热的精密控制时无法充分达成,可以通过将热轧的压下率按照成为上述范围的方式进行控制来达成。

[0192] 需要说明的是,所谓850~1100℃的温度区域的板厚减少,在将该温度区域的轧制中的最初的道次前的入口板厚设定为 t_0 ,将该温度区域的轧制中的最终道次后的出口板厚设定为 t_1 时,可以通过 $(t_0-t_1)/t_0 \times 100(\%)$ 来表示。

[0193] (6-3) 热轧完成温度:T1(℃)以上

[0194] 热轧的完成温度优选设定为T1(℃)以上。通过将热轧的完成温度设定为T1(℃)以上,能够抑制奥氏体中的铁素体核生成位点数的过量的增大。进而,其结果是,能够抑制最终组织(制造后的热轧钢板的金属组织)中的铁素体的生成,得到高强度的钢板。

[0195] (6-4) 热轧完成后的加速冷却:在1.5秒以内开始冷却,以50℃/秒以上的平均冷却速度加速冷却至T2(℃)以下

[0196] 为了抑制通过热轧而细粒化的奥氏体晶粒的生长,优选在热轧完成后1.5秒以内以50℃/秒以上的平均冷却速度进行加速冷却至T2(℃)以下。

[0197] 通过在热轧完成后1.5秒以内以50℃/秒以上的平均冷却速度进行加速冷却至T2(℃)以下,能够抑制铁素体及珠光体的生成。由此,钢板的强度提高。需要说明的是,这里所谓的平均冷却速度是指从加速冷却开始时(钢板导入冷却设备时)至加速冷却完成时(钢板从冷却设备导出时)为止的钢板的温度下降幅度除以从加速冷却开始时至加速冷却完成时为止的所需时间而得到的值。在热轧完成后的加速冷却中,通过将至冷却开始为止的时间设定为1.5秒以内,将平均冷却速度设定为50℃/秒以上,将冷却停止温度设定为T2(℃)以下,能够抑制钢板内部的铁素体相变和/或珠光体相变,能够得到 $TS \geq 980\text{MPa}$ 。因此,在热轧完成后1.5秒以内,以50℃/秒以上的平均冷却速度进行加速冷却至T2(℃)以下。平均冷却速度的上限值没有特别规定,但若加快冷却速度则冷却设备变成大规模,设备成本变高。因此,若考虑设备成本,则平均冷却速度优选为300℃/秒以下,更优选为低于200℃/秒,进一步优选为150℃/秒以下。此外,加速冷却的冷却停止温度设定为T3(℃)以上为宜。

[0198] (6-5) 从加速冷却的冷却停止温度至卷取温度为止的平均冷却速度:10℃/秒以上

[0199] 为了抑制珠光体的面积分率、得到980MPa以上的抗拉强度,将从加速冷却的冷却停止温度至卷取温度为止的平均冷却速度设定为10℃/秒以上。由此,能够使母相组织变得硬质。需要说明的是,这里所谓的平均冷却速度是指从加速冷却的冷却停止温度至卷取温度为止的钢板的温度下降幅度除以从加速冷却的停止时至卷取为止的所需时间而得到的值。通过将上述平均冷却速度设定为10℃/秒以上,能够降低珠光体的面积分率,确保强度及延展性。因此,从加速冷却的冷却停止温度至卷取温度为止的平均冷却速度设定为10℃/秒以上。

[0200] (6-6) 卷取温度:T3(℃)以上

[0201] 卷取温度设定为T3(℃)以上。通过将卷取温度设定为T3(℃)以上,能够减小从奥氏体向bcc的相变驱动力,此外,能够减小奥氏体的变形强度。因此,在贝氏体及马氏体相变时,能够降低以<110>方向作为轴而晶体取向差为 52° 的晶界的长度 L_{52} ,此外增加以<110>方

向作为轴而晶体取向差为 7° 的晶界的长度 L_7 ,将 L_{52}/L_7 设定为0.18以下。其结果是,能够减小剪切加工后的端面的高低差。因此,卷取温度设定为 $T3(^\circ\text{C})$ 以上。

[0202] (6-7)卷取后的冷却:在热轧钢板的卷取后在规定的温度区域中,按照滞留时间的下限满足下述条件I的方式冷却

[0203] 条件I:在 450°C 以上超过2000秒、在 400°C 以上超过8000秒或在 350°C 以上超过30000秒中的任一者以上

[0204] 在卷取后的冷却中,通过按照规定的温度区域中的滞留时间的下限满足条件I的方式进行冷却、即确保满足在 450°C 以上超过2000秒、在 400°C 以上超过8000秒或在 350°C 以上超过30000秒中的任一者以上的滞留时间而进行冷却,从而相变充分地进行。随着相变的进行,有时奥氏体稳定化而相变停留,但如果满足该滞留时间则相变再次开始,能够降低残余奥氏体的面积分率。其结果是,能够将残余奥氏体的面积分率设定为低于3.0%。

[0205] 此外,在卷取后的冷却中,作为更优选的条件,将卷取温度~卷取温度- 10°C 的温度区域中的平均冷却速度设定为 $0.010^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以下。通过这样,能够使金属组织中的相变生成温度变得均匀。其结果是,能够将热轧钢板的维氏硬度的标准偏差设定为 $20\text{HV}0.01$ 以下,能够提高剪切加工后的端面的加工性。

[0206] 卷取后的热轧钢板的冷却速度通过保温罩或边缘遮罩、喷雾冷却等来控制即可。

[0207] 需要说明的是,对于本实施方式中热轧钢板的温度,如果是板宽方向最端部则以接触式或非接触式温度计进行测定。如果是热轧钢板的板宽方向最端部以外,则通过热电偶进行测定或通过传热解析进行计算。

[0208] 实施例

[0209] 接着,通过实施例对本发明的一个方案的效果更具体地进行说明,但实施例中的条件是为了确认本发明的可实施性及效果而采用的一个条件例,本发明并不限于该一个条件例。只要不脱离本发明的主旨、达成本发明的目的,则本发明可采用各种条件。

[0210] 将具有表1及表2的钢No. A~T中所示的化学组成的钢进行熔炼,通过连续铸造而制造厚度为240~300mm的板坯。使用所得到的板坯,通过表3及表4中所示的制造条件,得到表5中所示的热轧钢板。需要说明的是,供于热轧的板坯在加热时的 $700\sim 850^\circ\text{C}$ 的温度区域中以表3中所示的滞留时间滞留,之后进一步进行加热而加热至表3中所示的加热温度并保持。

[0211] 对于所得到的热轧钢板,通过上述的方法来求出铁素体及残余奥氏体的面积分率、 L_{52}/L_7 、Mn浓度的标准偏差及维氏硬度的标准偏差。将所得到的测定结果示于表5中。

[0212] 在本发明例的金属组织中,通过上述的使用了热场发射型扫描电子显微镜的方法进行确认,结果是铁素体和残余奥氏体以外的组织为包含贝氏体、马氏体及回火马氏体中的1种以上的组织。

[0213] [热轧钢板的特性的评价方法]

[0214] (1)抗拉强度及总拉伸率

[0215] 所得到的热轧钢板的机械性质中的抗拉强度及总拉伸率依据JIS Z 2241:2011来进行评价。试验片设定为JIS Z 2241:2011的5号试验片。拉伸试验片的采集位置设定为距离板宽方向的端部为 $1/4$ 部分,按照与轧制方向成直角的方向成为长度方向的方式采集拉伸试验片。

[0216] 在满足抗拉强度 $TS \geq 980\text{MPa}$ 、并且抗拉强度 $TS \times$ 总拉伸率 $E1 \geq 14000 (\text{MPa} \cdot \%)$ 的情况下,作为强度及延展性优异的热轧钢板而判定为合格。另一方面,在不满足抗拉强度 $TS \geq 980\text{MPa}$ 及抗拉强度 $TS \times$ 总拉伸率 $E1 \geq 14000 (\text{MPa} \cdot \%)$ 中的任一者的情况下,作为不是强度及延展性优异的热轧钢板而判定为不合格。

[0217] (2) 剪切加工性及剪切加工后的端面的加工性

[0218] 热轧钢板的剪切加工性及剪切加工端面的加工性通过冲裁试验来评价。以孔直径10mm、留空量10%、冲裁速度3m/s制作了5个冲裁孔。

[0219] 首先,在剪切加工性的评价中,将5个冲裁孔的与轧制方向成直角的截面埋入树脂中,用扫描型电子显微镜拍摄截面形状。在所得到的观察照片中,能够观察图1中所示那样的加工截面。在观察照片中,画出与热轧钢板的上表面及下表面垂直并且通过飞边的顶点(飞边部分的与热轧钢板的下表面在板厚方向上最远的点A)的直线(图1的直线1)和与热轧钢板的上表面及下表面垂直、并且通过截面中的最靠近冲裁孔(最远离直线1)的位置B的直线(图1的直线2),将该两条直线的距离(图1的d)定义为端面的高低差。对于由5个冲裁孔得到的10个端面测定端面的高低差,如果端面的高低差的最大值为板厚的18%以下(端面的高低差的最大值(mm)/板厚(mm) $\times 100 \leq 18$)则作为剪切加工性优异的热轧钢板而判定为合格。另一方面,如果端面的高低差的最大值超过板厚的18%(端面的高低差的最大值(mm)/板厚(mm) $\times 100 > 18$)则作为剪切加工性低劣的热轧钢板而判定为不合格。

[0220] 接着,在剪切加工后的端面的加工性的评价中,对拍摄截面形状后的上述的10个端面测定维氏硬度。载荷设定为100gf,在距离端面为80 μm 的位置(距离图1的直线2在直线1侧为80 μm 的位置)处,从热轧钢板的上表面至下表面为止,沿板厚方向以100 μm 间隔测定维氏硬度(HV0.1)。在所得到的维氏硬度中的最高值与最低值之差为85HV0.1以下的情况下,判定为剪切加工后的端面的加工性优异的热轧钢板。

[0221] 将所得到的测定结果示于表5中。

[0222]

表1

钢 No.	质量% 剩余部分为Fe及杂质															备注	
	C	Si	Mn	sol.Al	P	S	N	O	Ti	Nb	V	Cu	Cr	Mo	Ni		B
A	0.102	1.15	2.12	0.033	0.015	0.0023	0.0049	0.0037									发明例
B	0.185	1.31	2.25	0.036	0.013	0.0045	0.0059	0.0017									发明例
C	0.245	0.99	2.14	0.034	0.015	0.0009	0.0046	0.0024									发明例
D	0.133	0.25	2.59	0.031	0.012	0.0043	0.0030	0.0040									发明例
E	0.218	1.85	2.08	0.036	0.025	0.0001	0.0020	0.0027									发明例
F	0.195	1.44	1.12	0.036	0.025	0.0051	0.0050	0.0032									发明例
G	0.213	0.99	3.60	0.890	0.020	0.0011	0.0033	0.0019									发明例
H	0.202	0.82	3.30	1.520	0.015	0.0150	0.0032	0.0032				0.01	0.21		0.01		发明例
I	0.132	1.36	1.89	0.034	0.013	0.0035	0.0030	0.0015		0.018							发明例
J	0.186	0.86	2.04	0.033	0.019	0.0047	0.0026	0.0015	0.150								发明例
K	0.132	1.27	2.11	0.024	0.020	0.0033	0.0051	0.0018			0.050						发明例
L	0.143	1.23	1.94	0.030	0.019	0.0060	0.0057	0.0011			0.042	0.02					发明例
M	0.201	1.09	2.14	0.023	0.022	0.0002	0.0028	0.0028					0.34				发明例
N	0.132	1.23	1.99	0.023	0.019	0.0049	0.0029	0.0015						0.18			发明例
O	0.166	0.81	1.90	0.028	0.022	0.0032	0.0037	0.0018							0.34		发明例
P	0.167	1.18	2.06	0.033	0.022	0.0053	0.0034	0.0038									发明例
Q	<u>0.078</u>	1.25	2.04	0.020	0.022	0.0036	0.0052	0.0031								0.0022	发明例
R	<u>0.274</u>	1.43	2.16	0.038	0.025	0.0030	0.0052	0.0021									比较例
S	0.183	<u>2.51</u>	2.11	0.024	0.024	0.0017	0.0050	0.0015									比较例
T	0.142	1.26	<u>0.85</u>	0.037	0.015	0.0015	0.0046	0.0023									比较例

下划线表示为本发明的范围外。

[0223]

表2

钢 No.	质量% 剩余部分为Fe及杂质										T1 (°C)	T2 (°C)	T3 (°C)	备注
	Ca	Mg	REM	Bi	Zr	Co	Zn	W	Sn					
A	0.0018	0.0018									720	552	473	发明例
B											683	518	429	发明例
C			0.0012								658	511	404	发明例
D				0.002							653	501	442	发明例
E											695	524	419	发明例
F											759	617	462	发明例
G											785	388	371	发明例
H											958	403	383	发明例
I					0.06						729	564	466	发明例
J											685	536	435	发明例
K								0.03			710	545	459	发明例
L						0.05					716	557	459	发明例
M											667	500	419	发明例
N									0.025		716	540	459	发明例
O											687	541	444	发明例
P							0.16				699	540	444	发明例
Q											734	566	487	比较例
R											657	502	390	比较例
S											719	530	435	比较例
T											794	656	496	比较例

[0224]

表3

[0225]

制造 No.	钢 No.	板坯加热				热轧		冷却					备注
		滞留时间	加热温度	保持时间	850~1100°C的板厚减少	T1	热轧完成温度	至冷却开始为止的时间	加速冷却的平均冷却速度	T2	加速冷却的冷却停止温度	从加速冷却的冷却停止温度至卷取温度为止的平均冷却速度	
1	A	1187	1157	6615	93	720	885	1.2	89	552	522	21	发明例
2	B	1068	1298	8194	92	683	891	1.0	64	518	512	12	发明例
3	B	<u>834</u>	1199	7035	92	683	911	0.9	64	518	490	19	比较例
4	B	<u>850</u>	1238	6855	92	683	904	1.2	69	518	506	17	比较例
5	B	1135	1296	<u>5320</u>	92	683	896	0.9	57	518	501	38	比较例
6	B	995	1183	6730	<u>87</u>	683	908	1.1	69	518	508	21	比较例
7	B	1219	1281	7099	90	683	<u>678</u>	1.1	61	518	488	26	比较例
8	B	1131	1264	8137	91	683	907	<u>1.7</u>	60	518	499	18	比较例
9	B	1245	1285	7605	91	683	894	0.8	<u>42</u>	518	501	21	比较例
10	B	1166	1248	7300	93	683	885	0.9	55	518	<u>565</u>	40	比较例
11	B	1032	1250	7612	90	683	872	0.8	61	518	516	8	比较例
12	B	1136	1225	8028	93	683	881	1.1	59	518	499	25	比较例
13	B	1079	1281	6842	93	683	889	1.0	56	518	490	22	比较例
14	B	1157	1168	7674	93	683	887	1.3	65	518	505	25	比较例
15	B	1134	1251	7512	90	683	912	0.9	52	518	512	15	比较例
16	B	1246	1162	8073	92	683	902	0.8	62	518	491	35	发明例
17	B	997	1152	8342	92	683	905	0.9	60	518	499	29	发明例
18	C	956	1260	8492	92	658	911	1.0	97	511	487	25	发明例
19	D	1149	1241	7524	90	653	885	0.9	70	501	471	13	发明例
20	E	1106	1218	7543	91	695	898	0.9	103	524	512	26	发明例
21	F	1076	1298	8101	92	759	894	0.9	83	617	605	34	发明例
22	G	1017	1216	8079	91	785	890	1.2	92	388	382	11	发明例
23	H	1204	<u>1220</u>	7652	91	958	965	1.0	120	403	399	13	发明例
24	I	1109	1215	7909	91	729	915	0.9	105	564	552	21	发明例
25	J	1089	1265	9045	91	685	914	0.8	103	536	525	39	发明例
26	K	1004	1296	8592	92	710	908	1.0	71	545	523	18	发明例
27	L	966	1190	8052	91	716	895	1.3	88	557	534	24	发明例
28	M	1049	1243	7848	90	667	920	0.8	70	500	479	20	发明例
29	N	1007	1192	8679	91	716	898	1.1	66	540	512	19	发明例
30	O	953	1166	8763	93	687	901	1.2	93	541	512	27	发明例
31	P	1216	1221	7265	92	699	883	1.3	72	540	525	23	发明例
32	<u>Q</u>	1265	1275	8738	93	734	894	1.2	78	566	539	21	比较例
33	<u>R</u>	1048	1155	8847	91	657	889	0.9	87	502	478	31	比较例
34	<u>S</u>	1164	1278	8232	92	719	882	1.1	83	530	501	44	比较例
35	<u>I</u>	1051	1288	7633	93	794	908	1.3	74	656	634	45	比较例

[0226] 下划线表示脱离优选的制造条件。

[0227] 表4

[0228]

制造 No.	钢 No.	卷取		卷取后的冷却				备注
		T3	卷取温度	450°C 以上的	400°C 以上的	350°C 以上的	卷取温度~卷取温度-10°C 的温度区域的平均冷却速度	
				滞留时间	滞留时间	滞留时间		
°C	秒	秒	秒	°C/秒				
1	A	473	480	5400	15400	24500	0.006	发明例
2	B	429	500	8900	19200	31000	0.006	发明例
3	B	429	470	3600	14600	24000	0.006	比较例
4	B	429	437	0	8400	17800	0.006	比较例
5	B	429	430	0	9300	26500	0.006	比较例
6	B	429	475	4500	14300	23800	0.006	比较例
7	B	429	441	<u>0</u>	<u>7400</u>	<u>16700</u>	0.006	比较例
8	B	429	430	<u>0</u>	<u>5600</u>	<u>15000</u>	0.006	比较例
9	B	429	470	3600	6400	15500	0.006	比较例
10	B	429	525	13600	22400	31500	0.007	比较例
11	B	429	472	3700	8400	21400	0.006	比较例
12	B	429	<u>410</u>	0	8500	27000	0.001	比较例
13	B	429	454	<u>700</u>	<u>5400</u>	<u>14900</u>	0.007	比较例
14	B	429	435	<u>0</u>	<u>5800</u>	<u>29200</u>	0.006	比较例
15	B	429	474	<u>1900</u>	<u>3800</u>	<u>4200</u>	0.013	比较例
16	B	429	484	2500	16100	25400	0.015	发明例
17	B	429	430	0	8200	24800	0.013	发明例
18	C	404	425	0	8200	14100	0.006	发明例
19	D	442	458	1500	11300	20600	0.006	发明例
20	E	419	435	0	11300	28700	0.006	发明例
21	F	462	503	9600	19300	28800	0.006	发明例
22	G	371	375	0	0	30064	0.001	发明例
23	H	383	385	0	0	30015	0.001	发明例
24	I	466	524	14500	24100	33300	0.006	发明例
25	J	435	438	0	8500	19000	0.007	发明例
26	K	459	468	3200	11900	21000	0.006	发明例
27	L	459	479	5200	13900	23200	0.006	发明例
28	M	419	452	300	10100	19600	0.006	发明例
29	N	459	472	4000	13700	23000	0.006	发明例
30	O	444	458	1600	11300	20400	0.006	发明例
31	P	444	468	3200	13200	22300	0.006	发明例
32	<u>Q</u>	487	537	16200	28600	32800	0.006	比较例
33	<u>R</u>	390	395	0	0	30600	0.001	比较例
34	<u>S</u>	435	478	6700	18600	31200	0.006	比较例
35	<u>T</u>	496	550	32500	42300	51500	0.006	比较例

[0229] 下划线表示脱离优选的制造条件。

[0230] 表5

[0231]

制造 No.	板厚	铁素体	残余 奥氏体	L ₅₂ /L ₇	Mn 标准 偏差	维氏硬度 的标准 偏差	抗拉 强度TS	总拉伸 率EL	TS×EI	端面的 高低差的 最大值/ 板厚	维氏硬度的 最高值与 最低值之差	备注
	mm	面积%	面积%	-	质量%	HV0.01	MPa	%	MPa·%	%	HV0.1	
1	2.3	11.0	0.6	0.15	0.44	23	997	16.2	16151	14	87	发明例
2	2.3	5.0	0.3	0.12	0.40	17	1105	14.4	15912	10	55	发明例
<u>3</u>	2.3	2.0	1.7	0.11	<u>0.71</u>	19	1025	15.0	15375	<u>22</u>	66	比较例
<u>4</u>	2.3	3.0	0.2	0.12	<u>0.67</u>	19	1045	14.2	14839	<u>20</u>	59	比较例
<u>5</u>	2.3	4.0	0.1	0.18	<u>0.74</u>	18	1057	14.6	15432	<u>19</u>	61	比较例
<u>6</u>	2.3	3.0	2.7	0.13	<u>0.66</u>	19	1062	14.5	15399	<u>19</u>	81	比较例
<u>7</u>	2.3	<u>17.0</u>	1.1	0.11	0.42	23	<u>916</u>	18.8	17221	14	98	比较例
<u>8</u>	2.3	<u>16.0</u>	2.2	0.11	0.40	25	<u>950</u>	16.3	15485	15	114	比较例
<u>9</u>	2.3	<u>23.0</u>	0.3	0.12	0.41	27	<u>942</u>	19.00	17898	15	125	比较例
<u>10</u>	2.3	<u>16.0</u>	1.0	0.11	0.40	22	<u>960</u>	16.1	15456	15	103	比较例
<u>11</u>	2.3	9.0	0.5	0.16	0.42	28	<u>965</u>	13.4	12931	14	106	比较例
<u>12</u>	2.3	7.0	0.8	<u>0.23</u>	0.43	19	1045	14.3	14944	<u>25</u>	73	比较例
<u>13</u>	2.3	7.0	<u>8.0</u>	0.14	0.41	22	1134	15.1	17123	<u>20</u>	107	比较例
<u>14</u>	2.3	5.0	<u>7.0</u>	0.11	0.41	22	1178	14.9	17552	<u>21</u>	97	比较例
<u>15</u>	2.3	4.0	<u>3.0</u>	0.16	0.41	27	1145	14.2	16259	<u>19</u>	124	比较例
16	2.3	2.0	1.4	0.15	0.41	26	1054	14.6	15388	13	112	发明例
17	2.3	2.0	0.3	0.15	0.42	24	1124	12.8	14387	14	103	发明例
18	2.3	0.0	2.8	0.11	0.45	17	1187	12.2	14481	9	54	发明例
19	1.6	0.0	0.3	0.11	0.56	19	1067	13.2	14084	9	57	发明例
20	2.3	2.0	2.2	0.16	0.45	19	1099	12.9	14177	9	75	发明例
21	2.3	5.0	2.6	0.16	0.23	18	981	15.2	14911	14	74	发明例
22	2.3	0.0	2.7	0.18	0.60	18	1189	12.7	15100	16	62	发明例
23	2.3	13.0	2.8	0.17	0.46	19	982	20	19640	16	74	发明例
24	6.0	4.0	2.7	0.11	0.40	19	1012	15.9	16091	15	73	发明例
25	2.3	0.0	1.2	0.11	0.43	18	1056	14.8	15629	12	62	发明例
26	2.6	2.0	1.7	0.16	0.44	17	1056	13.7	14467	11	60	发明例
27	2.6	5.0	2.8	0.15	0.40	17	1026	15.4	15800	9	70	发明例
28	2.6	1.0	1.6	0.11	0.45	17	1045	14.7	15362	12	60	发明例
29	2.6	0.0	0.0	0.16	0.43	19	1087	14.4	15653	11	66	发明例
30	2.6	0.0	2.8	0.11	0.39	19	1067	15.3	16325	13	66	发明例
31	2.6	0.0	0.4	0.11	0.45	18	1027	14.9	15302	14	65	发明例
<u>32</u>	2.6	<u>16.0</u>	0.8	0.16	0.40	27	<u>869</u>	17.3	15034	11	104	比较例
<u>33</u>	2.6	0.0	0.2	0.18	0.44	19	1196	12.2	14591	<u>19</u>	54	比较例
<u>34</u>	2.6	1.0	<u>13.0</u>	0.12	0.46	23	1018	14.5	14761	<u>28</u>	134	比较例
<u>35</u>	2.6	<u>16.0</u>	2.8	0.16	0.18	24	<u>847</u>	19.0	16093	15	112	比较例

[0232] 下划线表示为本发明的范围外或不优选的特性。

[0233] 如由表5获知的那样,在作为本发明例的制造No.1、2及16~31中,得到了具有优异的强度、延展性及剪切加工性的热轧钢板。进而,在本发明例中的优选的方案制造No.2及18~31中,得到了有上述诸特性、进而剪切加工后的端面的加工性优异的热轧钢板。

[0234] 另一方面,化学组成、金属组织不在本发明中规定的范围内的制造No.3~15及32~35的特性(抗拉强度TS、延展性及剪切加工性)中的任一个以上低劣。此外,制造No.11中,除了铁素体、残余奥氏体及低温组织以外,还确认到以面积%计6%的珠光体的生成。因此,抗拉强度TS降低。

[0235] 产业上的可利用性

[0236] 根据本发明的上述方案,能够提供具有优异的强度、延展性及剪切加工性的热轧钢板。此外,根据本发明的上述的优选的方案,能够得到具有上述诸特性、进而剪切加工后的端面的加工性优异的热轧钢板。

[0237] 本发明的热轧钢板适宜作为汽车构件、机械结构构件进而建筑构件中使用的工业用原材料。

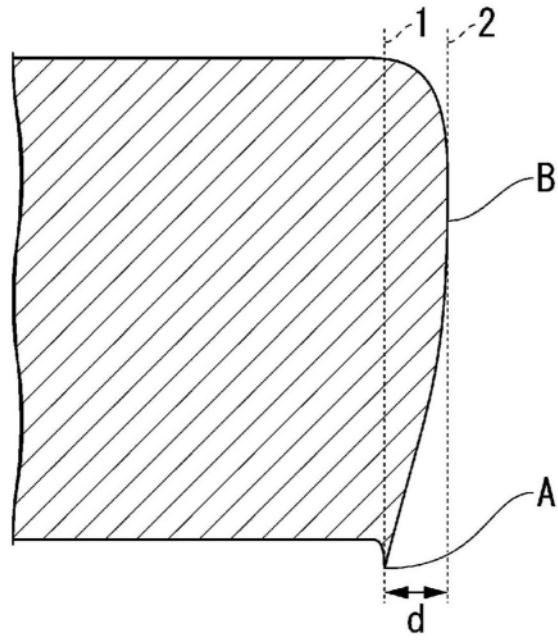


图1