



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 115943224 B

(45) 授权公告日 2024.09.03

(21) 申请号 202180051064.2

(22) 申请日 2021.06.15

(65) 同一申请的已公布的文献号
申请公布号 CN 115943224 A

(43) 申请公布日 2023.04.07

(30) 优先权数据
2020-143745 2020.08.27 JP

(85) PCT国际申请进入国家阶段日
2023.02.20

(86) PCT国际申请的申请数据
PCT/JP2021/022662 2021.06.15

(87) PCT国际申请的公布数据
W02022/044492 JA 2022.03.03

(73) 专利权人 日本制铁株式会社
地址 日本东京

(72) 发明人 筒井和政 首藤洋志 林宏太郎
吉田充

(74) 专利代理机构 永新专利商标代理有限公司
72002
专利代理师 刘凤岭 陈建全

(51) Int.Cl.
G22C 38/00 (2006.01)
G22C 38/58 (2006.01)
G21D 9/46 (2006.01)
G21D 8/02 (2006.01)

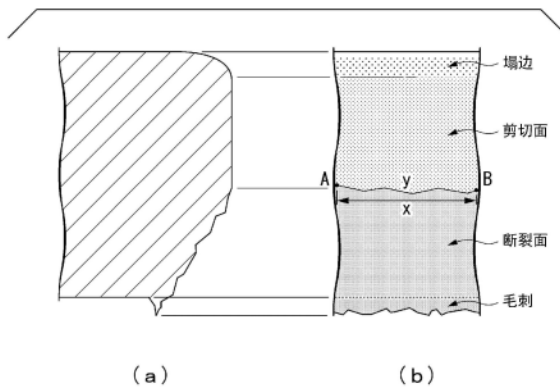
(56) 对比文件
BR 112017004711 A2, 2017.12.05
CN 110506133 A, 2019.11.26
审查员 段慧芬

权利要求书2页 说明书26页 附图1页

(54) 发明名称
热轧钢板

(57) 摘要

本发明提供一种热轧钢板,其具有规定的化学组成,金属组织以面积%计,马氏体及回火马氏体合计为超过92.0%且100.0%以下,残余奥氏体低于3.0%,铁素体低于5.0%;表示所述金属组织的周期性的E值为11.0以上,表示所述金属组织的均匀性的I值低于1.020,Mn浓度的标准偏差为0.60质量%以下,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:0.040~0.250%、
Si:0.05~3.00%、
Mn:1.00~4.00%、
sol.Al:0.001~0.500%、
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:0~0.300%、
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种或两种以上:合计0~1.00%、以及Sn:0~0.05%、
剩余部分为Fe及杂质;
金属组织以面积%计为:
马氏体及回火马氏体为合计超过92.0%且100.0%以下,
残余奥氏体低于3.0%、
铁素体低于5.0%;
表示所述金属组织的周期性的E值为11.0以上,表示所述金属组织的均匀性的I值低于1.020;
Mn浓度的标准偏差为0.60质量%以下;
抗拉强度为980MPa以上;
在E值及I值的测定中,将为了算出E值及I值而拍摄的SEM图像的拍摄区域设定为与轧制方向平行的断面中的、距钢板表面为板厚的1/4深度位置、且板宽方向中央位置,
在Mn浓度的标准偏差的测定中,在将热轧钢板的与轧制方向平行的L断面镜面研磨后,通过EPMA对钢板的距表面为板厚的1/4深度的位置、且板宽方向中央位置进行测定,测定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,表层的平均结晶粒径低于3.0 μm 。
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,含有选自以下元素中的1种或两种以上:

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。具体地讲,涉及可通过压力加工等成形为各种形状而加以利用的热轧钢板,尤其涉及高强度的、且扩孔性及剪切加工性优异的热轧钢板。

[0002] 本申请基于2020年8月27日提出的日本特愿2020-143745号主张优先权,在此引用其内容。

背景技术

[0003] 近年来,从地球环境保护的观点出发,许多领域正在尝试削减二氧化碳气体排放量。即使在汽车生产厂家也在积极进行以低燃料消费为目的的车体轻量化的技术开发。可是,为了确保乘务员的安全,也将重点放置在提高耐碰撞特性上,因此车体轻量化并非易事。

[0004] 为了兼顾车体轻量化和耐碰撞特性,正在研究采用高强度钢板使构件薄壁化。因此,迫切期待着兼备较高的强度和优异的成形性的钢板,为了满足这些要求,以往提出了几项技术。由于汽车构件具有各种加工方式,所以所要求的成形性因所用的构件而不同,但其中把扩孔性列为成形性的重要指标。此外,汽车构件通过压力成形来进行成形,但压力成形的板坯大多通过生产率高的剪切加工来制造。

[0005] 例如,专利文献1中,公开了在平均结晶粒径为 $10\mu\text{m}$ 以下的铁素体中分散了平均结晶粒径为 $5\mu\text{m}$ 以下的残余奥氏体的、耐碰撞安全性及成形性优异的汽车用高强度钢板。在金属组织含有残余奥氏体的钢板中,虽然在加工中奥氏体产生马氏体相变,通过相变诱导塑性而显示出大的拉伸率,但是因生成硬质的马氏体而损害扩孔性。专利文献1中,还公开通过使铁素体及残余奥氏体微细化,不仅可提高延展性而且还可提高扩孔性。

[0006] 专利文献2中,公开了使晶粒内微细分散有由残余奥氏体及/或马氏体构成的第二相的、延展性及扩孔性优异的抗拉强度为 980MPa 以上的高强度钢板。

[0007] 专利文献3及4中,公开了延展性及扩孔性优异的高强度热轧钢板及其制造方法。专利文献3中公开了一种延展性及拉伸凸缘性良好的高强度热轧钢板的制造方法,其中,热轧结束后在1秒钟以内冷却到 720°C 以下的温度区域,在超过 500°C 且 720°C 以下的温度区域滞留1~20秒钟的滞留时间后,在 $350\sim 500^\circ\text{C}$ 的温度区域进行卷取。此外,专利文献4中,公开了一种延展性及拉伸凸缘性良好的高强度热轧钢板,其中,以贝氏体为主体,具有适量的多边形铁素体和残余奥氏体,而且在除残余奥氏体以外的钢组织中被具有 15° 以上的晶体取向差的晶界围住的晶粒的平均粒径为 $15\mu\text{m}$ 以下。

[0008] 现有技术文献

[0009] 专利文献

[0010] 专利文献1:日本特开平11-61326号公报

[0011] 专利文献2:日本特开2005-179703号公报

[0012] 专利文献3:日本特开2012-251200号公报

[0013] 专利文献4:日本特开2015-124410号公报

[0014] 非专利文献

[0015] 非专利文献1: J. Weibel, J. Gola, D. Britz, F. Mucklich, Materials Characterization 144(2018)584-596

[0016] 非专利文献2: D.L. Naik, H.U. Sajid, R. Kiran, Metals 2019, 9, 546

[0017] 非专利文献3: K. Zuiderveld, Contrast Limited Adaptive Histogram Equalization, Chapter VIII.5, Graphics Gems IV. P.S. Heckbert (Eds.), Cambridge, MA, Academic Press, 1994, pp. 474-485

发明内容

[0018] 发明所要解决的课题

[0019] 由于汽车构件具有各种加工方式, 所以所要求的成形性因所用的构件而不同, 但其中把扩孔性列为成形性的重要指标。此外, 汽车部件通过压力成形来进行成形, 但其压力成形的板坯大多通过生产率高的剪切加工来制造, 需要使剪切加工后的端面精度优异。特别是, 在980MPa以上的高强度钢板中, 由于剪切加工后的修整 (coining) 等后处理所需的载荷增大, 因此希望以特别高的精度控制剪切加工后的端面中的断裂面的凹凸。

[0020] 专利文献1~4中公开的技术都是提高强度和扩孔时的压力成形性的技术, 但没有言及提高剪切加工性的技术, 推测在对部件进行压力成形的阶段需要后处理, 从而使制造成本上升。

[0021] 本发明是鉴于现有技术的上述课题而完成的, 目的是提供一种具有较高的强度、而且具有优异的扩孔性及剪切加工性的热轧钢板。

[0022] 用于解决课题的手段

[0023] 本发明人等鉴于上述课题, 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锐意研究, 结果得到以下的见解 (a) ~ (f), 由此完成了本发明。

[0024] 再者, 所谓具有优异的剪切加工性, 表示剪切加工后的端面中的断裂面和剪切面的边界的直线性高。因为只要剪切加工后的端面中的断裂面和剪切面的边界的直线性高, 就能够看作为剪切加工后的端面精度优异。此外, 所谓具有优异的强度或较高的强度, 表示抗拉强度为980MPa以上。

[0025] (a) 为了得到优异的抗拉 (最大) 强度及扩孔性, 优选金属组织的母相组织为硬质。也就是说, 优选铁素体及贝氏体等的软质组织的分数尽量小。

[0026] (b) 为了大量形成马氏体及回火马氏体, 将奥氏体组织迅速冷却到规定的温度是有效的。因此, 在热轧工艺中不实施中间空冷而冷却到规定的温度是有效的。

[0027] (c) 对于提高剪切加工后的端面中的断裂面和剪切面的边界的直线性, 重要的是形成Mn偏析少、组织形态无周期性而随机、且不均匀 (均匀性低) 的金属组织。

[0028] (d) 具体地讲, 使Mn浓度的标准偏差在一定值以下以及控制金属组织的周期性及金属组织的均匀性, 对于提高剪切加工后的端面中的断裂面和剪切面的边界的直线性是有效的。

[0029] (e) 为了使Mn浓度的标准偏差在一定值以下, 板坯加热工序及其后的热轧工序是重要的。例如, 以在700~850°C的温度区域保持900秒以上后再进行加热, 在1100°C以上的温度区域保持6000秒以上及在850°C~1100°C的温度区域进行合计90%以上的板材减厚的

方式进行热轧是有效的。

[0030] (f) 对于降低组织形态的周期性,重要的是控制热轧中的奥氏体的再结晶行为。例如,将热轧最终阶段的压下率及轧制温度控制在规定的范围内,将对热轧最终阶段的前1个阶段的轧制后且最终阶段的轧制前的钢板所施加的应力设定为170kPa以上,将对热轧的最终阶段的轧制后且直至钢板被冷却至800℃为止的钢板所施加的应力设定为低于200kPa是有效的。根据这样的热轧条件,能够植入微细且等轴的再结晶奥氏体晶粒,通过与其后的冷却条件组合,能够降低组织形态的周期性。

[0031] 基于上述见解而完成的本发明的主旨如下所述。

[0032] (1) 本发明的一个方案涉及一种热轧钢板,其特征在于,化学组成以质量%计含有:

[0033] C:0.040~0.250%、

[0034] Si:0.05~3.00%、

[0035] Mn:1.00~4.00%、

[0036] sol.Al:0.001~0.500%、

[0037] P:0.100%以下、

[0038] S:0.0300%以下、

[0039] N:0.1000%以下、

[0040] O:0.0100%以下、

[0041] Ti:0~0.300%、

[0042] Nb:0~0.300%、

[0043] V:0~0.500%、

[0044] Cu:0~2.00%、

[0045] Cr:0~2.00%、

[0046] Mo:0~1.00%、

[0047] Ni:0~2.00%、

[0048] B:0~0.0100%、

[0049] Ca:0~0.0200%、

[0050] Mg:0~0.0200%、

[0051] REM:0~0.1000%、

[0052] Bi:0~0.020%、

[0053] Zr、Co、Zn及W中的1种或两种以上:合计0~1.00%、以及

[0054] Sn:0~0.05%、

[0055] 剩余部分包括Fe及杂质;

[0056] 金属组织以面积%计为:

[0057] 马氏体及回火马氏体合计超过92.0%且100.0%以下,

[0058] 残余奥氏体低于3.0%、

[0059] 铁素体低于5.0%;

[0060] 表示所述金属组织的周期性的E值为11.0以上,表示所述金属组织的均匀性的I值低于1.020;

- [0061] Mn浓度的标准偏差为0.60质量%以下；
- [0062] 抗拉强度为980MPa以上。
- [0063] (2) 根据上述(1)所述的热轧钢板,其中,表层的平均结晶粒径也可以低于 $3.0\mu\text{m}$ 。
- [0064] (3) 根据上述(1)或(2)所述的热轧钢板,其中,所述化学组成以质量%计,也可以含有选自以下元素中的1种或两种以上:
- [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、扩孔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方案,能够得到具有上述诸特性、而且进一步抑制了弯曲内裂纹发生即耐弯曲内裂纹性优异的热轧钢板。
- [0079] 本发明的上述方案涉及的热轧钢板适合作为汽车构件、机械结构件以及建筑构件所用的工业用原材料。

附图说明

[0080] 图1是用于说明剪切加工后的端面中的断裂面和剪切面的边界的直线性的测定方法的图示。

具体实施方式

[0081] 以下,对本实施方式涉及的热轧钢板的化学组成及金属组织具体地进行说明。但是,本发明并不只限于本实施方式所公开的构成,可在不脱离本发明的宗旨的范围内进行各种变更。

[0082] 以下在夹着“~”记载的数值限定范围中,下限值及上限值包含在其范围内。在表示为“低于”或“超过”的数值中,其值不包含在数值范围内。在以下的说明中,有关钢板的化学组成的%只要不特别指定,就为质量%。

[0083] 1.化学组成

[0084] 本实施方式涉及的热轧钢板以质量%计,含有C:0.040~0.250%、Si:0.05~3.00%、Mn:1.00~4.00%、sol.Al:0.001~0.500%、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。以下对各元素详细地进行说明。

[0085] (1-1)C:0.040~0.250%

[0086] C可提高硬质相的面积分数。此外,C通过与Ti、Nb、V等析出强化元素结合,可提高马氏体的强度。若C含量低于0.040%,则难以得到所希望的强度。此外,若C含量低于0.040%,则铁素体分数增大,因平坦的铁素体组织的影响而使I值也增大。所以,将C含量设定为0.040%以上。C含量优选为0.060%以上,更优选为0.070%以上。另一方面,若C含量超过0.250%,则促进强度低的珠光体的生成,使马氏体及回火马氏体的面积分数下降,从而使热轧钢板强度降低。此外,若C含量超过0.250%,则平坦的渗碳体组织增大,因生成亮度差小的碳化物区域的影响而使E值降低。所以,将C含量设定为0.250%以下。C含量优选为0.150%以下。

[0087] (1-2)Si:0.05~3.00%

[0088] Si具有使渗碳体的析出延迟的作用。通过这种作用,能够提高马氏体及回火马氏体的面积分数,此外通过固溶强化能够提高钢板强度。此外,Si具有通过脱氧使钢健全化(抑制钢产生气孔等缺陷)的作用。若Si含量低于0.05%,则不能得到上述作用的效果。此外,若Si含量低于0.05%,则平坦的渗碳体组织增大,因生成亮度差小的碳化物区域的影响而使I值也增大。所以,将Si含量设定为0.05%以上。Si含量优选为0.50%以上,更优选为1.00%以上。可是,若Si含量超过3.00%,则钢板的表面性状及化学转化处理性以及扩孔性及焊接性显著劣化,而且 A_3 相变点显著上升。由此,难以稳定地进行热轧。此外,若Si含量超过3.00%,则铁素体分数增大,因平坦的铁素体组织的影响而使E值减小。所以,将Si含量设定为3.00%以下。Si含量优选为2.70%以下,更优选为2.50%以下。

[0089] (1-3)Mn:1.00~4.00%

[0090] Mn具有通过抑制铁素体相变使钢板高强度化的作用。若Mn含量低于1.00%,则不能得到980MPa以上的抗拉强度。所以,将Mn含量设定为1.00%以上。Mn含量优选为1.50%以上、2.00%以上、2.30%以上。另一方面,若Mn含量超过4.00%,则起因于Mn的偏析,硬质相中的晶粒的晶体取向差不均匀,剪切加工后的端面中的断裂面和剪切面的边界的直线性下降。所以,将Mn含量设定为4.00%以下。Mn含量优选为3.70%以下、3.50%以下。

[0091] (1-4) sol. Al:0.001~0.500%

[0092] Al与Si同样,具有通过对钢进行脱氧使钢板健全化的作用,而且具有通过抑制渗碳体从奥氏体的析出,而使马氏体及回火马氏体的面积分数增加的作用。若sol. Al含量低于0.001%,则不能得到上述作用的效果。所以,将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,若sol. Al含量超过0.500%,则上述效果饱和,而且在经济上是不优选的,所以将sol. Al含量设定为0.500%以下。sol. Al含量优选为0.400%以下、0.300%以下。

[0093] 再者,本实施方式中,所谓sol. Al,意味着酸可溶性Al,表示以固溶状态存在于钢中的固溶Al。

[0094] (1-5)P:0.100%以下

[0095] P是通常以杂质含有的元素,但也是具有通过固溶强化提高强度的作用的元素。所以也可以主动地含有P,但P是容易偏析的元素,如果P含量超过0.100%,则起因于晶界偏析的扩孔性下降显著。所以,将P含量限制在0.100%以下。P含量优选为0.030%以下。P含量的下限不需要特别的规定,但从精炼成本的观点出发,优选设定为0.001%。

[0096] (1-6)S:0.0300%以下

[0097] S是以杂质含有的元素,通过在钢中形成硫化物系夹杂物而使热轧钢板的扩孔性降低。如果S含量超过0.0300%,则钢板的扩孔性显著降低。所以,将S含量限制在0.0300%以下。S含量优选为0.0050%以下。S含量的下限不需要特别的规定,但从精炼成本的观点出发,优选设定为0.0001%。

[0098] (1-7)N:0.1000%以下

[0099] N是作为杂质含在钢中的元素,具有降低钢板扩孔性的作用。若N含量超过0.1000%,则钢板扩孔性显著下降。所以,将N含量设定为0.1000%以下。N含量优选为0.0800%以下,更优选为0.0700%以下。N含量的下限不需要特别的规定,也可以设定为0.0001%。如后所述,在通过含有Ti、Nb及V中的1种或两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而优选将N含量设定为0.0010%以上,更优选设定为0.0020%以上。

[0100] (1-8)O:0.0100%以下

[0101] O如果较多地含在钢中,则形成成为断裂起点的粗大氧化物,引起脆性断裂及氢致开裂。因此,将O含量限制在0.0100%以下。优选将O含量设定为0.0080%以下、0.0050%以下。为了在钢水脱氧时使微细的氧化物较多地分散,也可以将O含量设定为0.0005%以上、0.0010%以上。

[0102] 本实施方式涉及的热轧钢板的化学组成的剩余部分也可以包括Fe及杂质。在本实施方式中,所谓杂质,意味着从作为原料的矿石及废钢材或制造环境等中混入的杂质,在不对本实施方式涉及的热轧钢板产生不良影响的范围内允许的杂质。

[0103] 本实施方式涉及的热轧钢板除上述元素以外,也可以作为任意元素含有Ti、Nb、V、Cu、Cr、Mo、Ni、B、Ca、Mg、REM、Bi、Zr、Co、Zn、W及Sn。不含上述任意元素时的含量的下限为0%。以下,对上述任意元素详细地进行说明。

[0104] (1-9)Ti:0.005~0.300%、Nb:0.005~0.100%及V:0.005~0.500%

[0105] Ti、Nb及V都具有在钢中以碳化物或氮化物析出,通过钉扎效应使金属组织微细化的作用,因此也可以含有这些元素中的1种或两种以上。为了更确实得到上述作用的效果,而优选将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。也就是说,即便是Ti、Nb及V中的1种,也优选将其含量设定为0.005%以上。可是,即使过剩地含有这些元素,上述作用的效果也饱和,在经济上是不优选的。所以,将Ti含量设定为0.300%以下,将Nb含量设定为0.100%以下,将V含量设定为0.500%以下。

[0106] (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%

[0107] Cu、Cr、Mo、Ni及B都具有提高热轧钢板淬透性的作用。此外,Cu及Mo具有通过在低温下在钢中使碳化物析出而提高强度的作用。另外,Ni具有在含有Cu时,有效地抑制起因于Cu的板坯晶界裂纹的作用。所以,也可以含有这些元素中的1种或两种以上。

[0108] 如上所述,Cu具有提高热轧钢板淬透性的作用及通过在低温下于钢中以碳化物析出而提高钢板强度的作用。为了更确实得到上述作用的效果,而优选将Cu含量设定为0.01%以上,更优选设定为0.05%以上。可是,若Cu含量超过2.00%,则有时板坯产生晶界裂纹。所以,将Cu含量设定为2.00%以下。Cu含量优选为1.50%以下、1.00%以下。

[0109] 如上所述,Cr具有提高热轧钢板淬透性的作用及通过在低温下于钢中以碳化物析出而提高强度的作用。为了更确实得到上述作用的效果,而优选将Cr含量设定为0.01%以上、0.05%以上。可是,若Cr含量超过2.00%,则钢板的化学转化处理性显著下降。所以,将Cr含量设定为2.00%以下。

[0110] 如上所述,Mo具有提高热轧钢板淬透性的作用及通过在钢中析出碳化物而提高强度的作用。为了更确实得到上述作用的效果,而优选将Mo含量设定为0.01%以上、0.02%以上。可是,即使将Mo含量设定为超过1.00%,上述作用的效果也饱和,在经济上是不优选的。所以,将Mo含量设定为1.00%以下。Mo含量优选为0.50%以下、0.20%以下。

[0111] 如上所述,Ni具有提高热轧钢板淬透性的作用。此外,Ni具有在含有Cu时,有效地抑制起因于Cu的板坯晶界裂纹的作用。为了更确实得到上述作用的效果,而优选将Ni含量设定为0.02%以上。Ni由于是高价元素,因此大量含有在经济上是不优选的。所以,将Ni含量设定为2.00%以下。

[0112] 如上所述,B具有提高热轧钢板淬透性的作用。为了更确实得到该作用的效果,而优选将B含量设定为0.0001%以上、0.0002%以上。可是,若B含量超过0.0100%,则钢板的扩孔性显著降低,因此将B含量设定为0.0100%以下。优选将B含量设定为0.0050%以下。

[0113] (1-11)Ca:0.0005~0.0200%、Mg:0.0005~0.0200%、REM:0.0005~0.1000%及Bi:0.0005~0.020%

[0114] Ca、Mg及REM都具有通过将夹杂物的形状调整至优选的形状而提高热轧钢板扩孔性的作用。此外,Bi具有通过使凝固组织微细化而提高热轧钢板成形性的作用。所以,也可以含有这些元素中的1种或两种以上。为了更确实得到上述作用的效果,而优选将Ca、Mg、REM及Bi中的任1种以上设定为0.0005%以上。可是,如果Ca含量或Mg含量超过0.0200%,或者REM含量超过0.1000%,则钢中过剩地生成夹杂物,有时反而使钢板扩孔性降低。此外,即使将Bi含量设定为超过0.020%,上述作用的效果也饱和,在经济上是不优选的。所以,将Ca含量及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。

[0115] 这里,REM指的是包括Sc、Y及镧系元素的合计17种元素,上述REM的含量指的是这些元素的合计含量。在为镧系元素时,工业上以混合稀土的形式添加。

[0116] (1-12)Zr、Co、Zn及W中的1种或两种以上:合计0~1.00%以及Sn:0~0.05%

[0117] 关于Zr、Co、Zn及W,本发明人等确认,即使合计含有1.00%以下的这些元素,也不损害本实施方式涉及的热轧钢板的效果。因此,也可以合计含有1.00%以下的Zr、Co、Zn及W中的1种或两种以上。

[0118] 此外,本发明人等还确认,即使少量含有Sn,也不损害本实施方式涉及的热轧钢板的效果。可是,热轧时有时发生缺陷,所以将Sn含量设定为0.05%以下。

[0119] 上述的热轧钢板的化学组成可以采用普通的分析方法进行测定。例如,可以采用ICP-AES(电感耦合等离子体原子发射光谱法:Inductively Coupled Plasma-Atomic Emission Spectrometry)进行测定。再者,sol.Al可以采用用酸将试样加热分解后的滤液而通过ICP-AES进行测定。C及S可以采用燃烧-红外吸收法,N可以采用不活泼气体熔融-热导率法,O可以采用不活泼气体熔融-非分散型红外线吸收法进行测定。

[0120] 2.热轧钢板的金属组织

[0121] 接着,对本实施方式涉及的热轧钢板的金属组织进行说明。

[0122] 在本实施方式涉及的热轧钢板中,金属组织以面积%计为:马氏体及回火马氏体合计为超过92.0%且100.0%以下,残余奥氏体低于3.0%,铁素体低于5.0%,表示上述金属组织的周期性的E值为11.0以上,表示上述金属组织的均匀性的I值低于1.020,Mn浓度的标准偏差为0.60质量%以下。因此,本实施方式涉及的热轧钢板能够得到优异的强度、扩孔性及剪切加工性。再者,本实施方式中,对与轧制方向平行的断面的、距表面为板厚的1/4深度的位置且板宽方向中央位置中的金属组织进行规定。其理由是因为此位置中的金属组织表示钢板的具有代表性的金属组织。

[0123] (2-1) 残余奥氏体的面积分数:低于3.0%

[0124] 残余奥氏体是即使在室温也以面心立方晶格存在的金属组织。残余奥氏体具有通过相变诱导塑性(TRIP)而提高热轧钢板扩孔性的作用。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,所以阻碍稳定的裂纹发生,成为使剪切加工后的端面中的断裂面和剪切面的边界的直线性降低的原因。若残余奥氏体的面积分数为3.0%以上,则上述作用明显化,不仅使热轧钢板的剪切加工性劣化(剪切加工后的端面中的断裂面和剪切面的边界的直线性降低),而且还使扩孔性降低。所以,将残余奥氏体的面积分数设定为低于3.0%。残余奥氏体的面积分数优选为1.5%以下,更优选低于1.0%。由于残余奥氏体越少越优选,所以残余奥氏体的面积分数也可以为0%。

[0125] (2-2) 铁素体的面积分数:低于5.0%

[0126] 铁素体通常为软质的金属组织。如果含有规定量以上的铁素体,则有时得不到所希望的强度,且有时使剪切加工后的端面中的剪切面的区域增大。如果剪切加工后的端面中的剪切面的区域增大,则端面中的断裂面和剪切面的边界的直线性降低,所以是不优选的。若铁素体的面积分数为5.0%以上,则上述作用明显化,热轧钢板的剪切加工性劣化。所以,将铁素体的面积分数设定为低于5.0%。铁素体的面积分数优选为3.0%以下,更优选为2.0%以下,进一步优选为低于1.0%。由于铁素体越少越优选,所以铁素体的面积分数也可以为0%。

[0127] 残余奥氏体的面积分数的测定方法有X射线衍射、EBSP(电子背散射衍射图谱:Electron Back Scattering Diffraction Pattern)分析、基于磁测定的方法等,有时因测定方法的不同而使测定值不同。本实施方式中,残余奥氏体的面积分数采用X射线衍射进行测定。

[0128] 在本实施方式中的基于X射线衍射的残余奥氏体面积分数的测定中,首先,对热轧钢板的板厚的1/4深度位置(距表面为板厚的1/8深度~距表面为板厚的3/8深度的区域)、且板宽方向中央位置中的与轧制方向平行的断面,采用Co-K α 射线,求出 α (110)、 α (200)、 α (211)、 γ (111)、 γ (200)、 γ (220)的合计6个峰的累积强度,通过采用强度平均法进行计算而得到残余奥氏体的面积分数。

[0129] 铁素体的面积分数的测定按以下方法进行。将与轧制方向平行的断面精加工成镜面,室温下采用不含碱性溶液的胶态二氧化硅研磨8分钟,除去导入试样表层中的应变。在试样断面的长度方向的任意位置上,按0.1 μ m的测定间隔通过电子背散射衍射法测定长度50 μ m、距表面为板厚的1/8深度~距表面为板厚的3/8深度的区域,从而得到晶体取向信息。测定中,采用由热场发射型扫描电子显微镜(JEOL制造的JSM-7001F)和EBSD检测器(TSL制

造的DVC5型检测器)构成的EBSD分析装置。此时,将EBSD分析装置内的真空度设定为 9.6×10^{-5} Pa以下,将加速电压设定为15kV,将照射电流水平设定为13,将电子束的照射水平设定为62。

[0130] 接着,在同一视场中拍摄背散射电子图像。从背散射电子图像特定铁素体和渗碳体以层状析出的晶粒,算出该晶粒的面积分数,由此得到珠光体的面积分数。

[0131] 然后,对判别为珠光体的晶粒以外的晶粒,采用附属于EBSD分析装置的软件“OIM Analysis(注册商标)”所搭载的“Grain Average Misorientation:晶粒平均取向差”功能,对所得到的晶体取向信息进行分析,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数,从而得到铁素体的面积分数。

[0132] 接着,在剩余区域(Grain Average Misorientation值超过 1.0° 的区域)内,在将 5° 晶界作为晶界定义的条件下,将铁素体区域的“Grain Average IQ”的最大值设定为 I_α 时,作为贝氏体提取超过 $I_\alpha/2$ 的区域。通过算出提取的贝氏体的面积率,能够得到贝氏体的面积分数。

[0133] (2-3) 马氏体及回火马氏体的面积分数的合计:超过92.0%且100.0%以下

[0134] 如果马氏体及回火马氏体的面积分数的合计为92.0%以下,则不能得到所希望的强度。因此,将马氏体及回火马氏体的面积分数的合计设定为超过92.0%,优选为95.0%以上、97.0%以上、99.0%以上。马氏体及回火马氏体的面积分数的合计越高越优选,因此也可以设定为100.0%。

[0135] 以下对马氏体及回火马氏体的面积分数的测定方法进行说明。

[0136] 首先,为了用SEM观察与测定了铁素体面积分数的EBSD测定区域相同的区域,在观察位置附近打刻维氏硬度压痕。然后,以残留观察面组织的方式,将表层的污染物研磨除去,进行硝酸乙醇腐蚀。接着,通过SEM以3000倍的放大倍数观察与EBSD观察面同一的视场。在EBSD测定中,在判别为铁素体以外的组织的区域内,将晶粒内具有下部组织、且渗碳体以具有多个变种析出的区域判断为回火马氏体。将亮度大、且通过腐蚀没有现出下部组织的区域判断为“马氏体及残余奥氏体”。通过算出各自的面积分数,得到回火马氏体的面积分数以及“马氏体及残余奥氏体”的面积分数。通过从所得到的“马氏体及残余奥氏体”的面积分数中减去通过上述的X射线衍射所得到的残余奥氏体的面积分数,得到马氏体的面积分数。通过算出马氏体的面积分数及回火马氏体的面积分数的合计,从而得到马氏体及回火马氏体的面积分数的合计。

[0137] 再者,关于观察面表层的污染物除去,可以采用利用粒径为 $0.1\mu\text{m}$ 以下的氧化铝粒子的抛光研磨或者Ar离子溅射等方法。

[0138] 本实施方式涉及的热轧钢板中,作为剩余部分组织,也可以含有合计面积分数为0%以上且低于8.0%的贝氏体及珠光体中的1种或两种。

[0139] (2-4) E值:11.0以上、I值:低于1.020

[0140] 要提高剪切加工后的端面中的断裂面和剪切面的边界的直线性,重要的是降低金属组织的周期性,且降低金属组织的均匀性。本实施方式中,通过控制表示金属组织的周期性的E(Entropy)值及表示金属组织的均匀性的I(Inverce differenced moment norm)值,可提高剪切加工后的端面中的断裂面和剪切面的边界的直线性。

[0141] E值表示金属组织的周期性。在因形成带状组织等的影响而使亮度按周期性排列

即金属组织的周期性高的情况下,E值降低。本实施方式中,由于需要形成周期性低的金属组织,所以需要提高E值。如果E值低于11.0,则剪切加工后的端面中的断裂面和剪切面的边界的直线性容易降低。在周期性高即E值低的金属组织中,以周期性排列的组织为起点,沿着存在于起点附近的多个带状组织发生裂纹,形成断裂面。由此,推断剪切加工后的端面中的断裂面和剪切面的边界的直线性容易降低。因此,将E值设定为11.0以上,优选为11.1以上,更优选为11.2以上。E值越高越优选,上限没有特别规定,也可以设定为13.5以下、13.0以下、12.5以下或12.0以下。

[0142] I值表示金属组织的均匀性,具有一定亮度的区域的面积越大则I值越上升。所谓I值高,意味着金属组织的均匀性高。本实施方式中,由于需要形成以亮度的均匀性低的马氏体为主体的金属组织,所以需要减小I值。如果金属组织的均匀性高,即I值高,则因起因于晶粒内的析出物及元素浓度差以及软质的铁素体相的硬度差的影响而容易从剪切工具的顶端发生裂纹。其结果是,剪切加工后的端面中的断裂面和剪切面的边界的直线性容易降低。也就是说,可推断如果I值为1.020以上,则不能提高剪切加工后的端面中的断裂面和剪切面的边界的直线性。因此,将I值设定为低于1.020,优选为1.015以下,更优选为1.010以下。I值的下限没有特别的规定,也可以设定为0.900以上、0.950以上或1.000以上。

[0143] E值及I值可通过以下方法得到。

[0144] 本实施方式中,将为了算出E值及I值而拍摄的SEM图像的拍摄区域设定为与轧制方向平行的断面中的、距钢板表面为板厚的1/4深度位置(距表面为板厚的1/8深度~距表面为板厚的3/8深度的区域)、且板宽方向中央位置。在SEM图像的拍摄中,使用日立高新技术株式会社制造的SU-6600肖特基电子枪,将发射极设定为钨,将加速电压设定为1.5kV。基于以上设定,以1000倍的放大倍数,按256级的灰度输出SEM图像。

[0145] 接着,将所得到的SEM图像切成880×880像素的区域,对切出的图像实施非专利文献3中记载的将对对比度增强的极限放大倍数设定为2.0、分块大小为8×8的平滑化处理。除90度以外,从0度到179度按每度以逆时针旋转使平滑化处理后的SEM图像旋转,按每度制成图像,由此得到合计179张图像。接着,分别对这179张图像,采用非专利文献1中记载的GLCM法,以行列形式采集邻接的像素间的亮度的频率值。

[0146] 将k作为从原图像的旋转角度,将通过以上方法采集的179个频度值的行列表现为 p_k ($k=0\sim 89, 91\sim 179$)。对各图像,在就全部的k($k=0\sim 89, 91\sim 179$)将生成的 p_k 合计后,算出以各成分的总和达到1的方式标准化的256×256的行列P。另外,采用非专利文献2中记载的下述式(1)及式(2),分别算出E值及I值。在下述式(1)及式(2)中,将行列P的第i行j列的值表记为 P_{ij} 。

[0147] [数式1]

$$E = -\sum_{i=1, j=1}^{i=256, j=256} P_{ij} \log P_{ij} \quad (1)$$

[0149] [数式2]

$$I = \sum_{i=1, j=1}^{i=256, j=256} P_{ij} / (1 + |i - j| / 256) \quad (2)$$

[0151] (2-5)Mn浓度的标准偏差:0.60质量%以下

[0152] 本实施方式涉及的热轧钢板的距表面为板厚的1/4深度位置且板宽方向中央位置

中的Mn浓度的标准偏差为0.60质量%以下。由此,能够使硬质相均匀地分散,能够防止端面中的断裂面和剪切面的边界的直线性的下降。也就是说,能够提高剪切加工性。Mn浓度的标准偏差优选为0.50质量%以下,更优选为0.47质量%以下。Mn浓度的标准偏差的下限从抑制毛刺过大的观点出发,其值越小越优选,但因制造工艺的制约,实质的下限为0.10质量%。

[0153] 在将热轧钢板的与轧制方向平行的断面(L断面)镜面研磨后,通过电子探针显微分析仪(EPMA)对钢板的距表面为板厚的1/4深度的位置(距表面为板厚的1/8深度~距表面为板厚的3/8深度的区域)、且板宽方向中央位置进行测定,测定Mn浓度的标准偏差。测定条件将加速电压设定为15kV,将放大倍数设定为5000倍,测定在试样轧制方向为20 μm 及在试样板厚方向为20 μm 的范围的分布像。更具体地讲,将测定间隔设定为0.1 μm ,测定40000处以上的Mn浓度。接着,通过基于从总测定点所得到的Mn浓度算出标准偏差,可得到Mn浓度的标准偏差。

[0154] (2-6) 表层的平均结晶粒径:低于3.0 μm

[0155] 如果表层的粒径细,则能够抑制热轧钢板的弯曲内裂纹。钢板强度越高,则在弯曲加工时越容易从弯曲内侧产生龟裂(以下,称为弯曲内裂纹)。推断弯曲内裂纹的机理如下所述。弯曲加工时在弯曲内侧产生压缩应力。最初弯曲内侧全体一边均匀变形一边推进加工,但如果加工量增大,则只通过均匀的变形不能承担变形,因应变集中于局部而变形继续推进(发生剪切变形带)。通过该剪切变形带进一步生长而从弯曲内侧表面发生沿着剪切带的龟裂并生长。伴随着高强度化容易发生弯曲内裂纹的理由,推断是因为通过伴随着高强度化的加工硬化能的下降而使均匀变形难以推进,容易产生变形的偏移,所以在加工早期(或在宽松的加工条件下)产生剪切变形带。

[0156] 基于本发明人等的研究,得知在抗拉强度980MPa级以上的钢板中弯曲内裂纹变得显著。此外,本发明人等还发现,热轧钢板表层的粒径越细,则越抑制局部的应变集中,越难发生弯曲内裂纹。为了得到上述作用,优选将热轧钢板表层的平均结晶粒径设定为低于3.0 μm ,更优选设定为2.5 μm 以下。

[0157] 再者,本实施方式中所谓表层,为热轧钢板表面~距表面为50 μm 深度的位置的区域。

[0158] 表层的粒径可采用前述的EBSP-OIM法进行测定。在与轧制方向平行的断面中的、热轧钢板表面~距表面为50 μm 深度的位置且板宽方向中央位置的区域中,以1200倍的放大倍数,在40 μm \times 30 μm 的区域,至少在5个视场进行分析,将邻接的测定点的角度差为5°以上的地方定义为晶界,算出面积平均的粒径。将所得到的面积平均的粒径作为表层的平均结晶粒径。

[0159] 再者,残余奥氏体由于不是通过600°C以下的相变而生成的组织,不具有位错蓄积的效果,所以在本测定方法中,残余奥氏体不作为分析对象。采用EBSP-OIM法,能够从分析对象中排除晶体结构为fcc的残余奥氏体。

[0160] 3. 抗拉强度特性

[0161] 本实施方式涉及的热轧钢板的抗拉(最大)强度为980MPa以上。如果抗拉强度低于980MPa,则适用部件受到限定,对车体轻量化的贡献小。上限不必特别的限定,但从抑制模具磨损的观点出发,也可以设定为1780MPa。

[0162] 抗拉强度采用JIS Z2241:2011的5号试验片,按照JIS Z2241:2011进行测定。拉伸试验片的采集位置规定为距板宽方向的端部为1/4的部分,可将与轧制方向成直角的方向作为长度方向。

[0163] 4. 扩孔特性

[0164] 本实施方式涉及的热轧钢板优选扩孔率 λ 为55%以上。如果扩孔率 λ 为55%以上,则适用部件不受限定,能够得到对车体轻量化的贡献大的热轧钢板。上限不需要特别的限定。

[0165] 扩孔率 λ 可采用JIS Z2241:2011的5号试验片,按照JIS Z2256:2010进行测定。扩孔试验片的采集位置可以规定为热轧钢板的距板宽方向的端部为1/4的部分。

[0166] 5. 板厚

[0167] 本实施方式涉及的热轧钢板的板厚没有特别的限定,但也可以设定为0.5~8.0mm。通过将热轧钢板的板厚设定为0.5mm以上,容易确保轧制结束温度,而且能够降低轧制载荷,能够容易进行热轧。所以,也可以将本实施方式涉及的热轧钢板的板厚设定为0.5mm以上。优选为1.2mm以上、1.4mm以上。此外,通过将板厚设定为8.0mm以下,金属组织容易微细化,能够容易确保上述金属组织。所以,也可以将板厚设定为8.0mm以下。优选为6.0mm以下。

[0168] 6. 其它

[0169] (6-1) 镀层

[0170] 本实施方式涉及的具有上述化学组成及金属组织的热轧钢板以提高耐蚀性等为目的,也可以在表面具有镀层而形成表面处理钢板。镀层可以是电镀层,也可以是热浸镀层。作为电镀层,可例示电镀锌、电镀Zn-Ni合金等。作为热浸镀层,可例示热浸镀锌、合金化热浸镀锌、热浸镀铝、热浸镀Zn-Al合金、热浸镀Zn-Al-Mg合金、热浸镀Zn-Al-Mg-Si合金等。镀层附着量没有特别的限制,也可以与以往相同。此外,通过在镀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),还可进一步提高耐蚀性。

[0171] 7. 制造条件

[0172] 本实施方式涉及的具有上述化学组成及金属组织的热轧钢板的适合的制造方法如下所述。

[0173] 为了得到本实施方式涉及的热轧钢板,重要的是在按规定的条件进行了板坯加热后进行热轧,加速冷却到规定的温度区域,控制卷取后的冷却过程。

[0174] 在本实施方式涉及的热轧钢板的适合的制造方法中,依次进行以下的工序(1)~(8)。再者,本实施方式中的板坯温度及钢板温度,指的是板坯表面温度及钢板表面温度。

[0175] (1) 在将板坯在700℃~850℃的温度区域保持900秒以上后,再次进行加热,在1100℃以上的温度区域保持6000秒以上。

[0176] (2) 以在850~1100℃的温度区域达到合计90%以上的板厚减薄的方式进行热轧。

[0177] (3) 在热轧的最终阶段的前1个阶段的轧制后、且在最终阶段的轧制前,对钢板施加170kPa以上的应力。

[0178] (4) 以将热轧的最终阶段中的压下率设定为8%以上,轧制结束温度 T_f 为900℃以上且低于960℃的方式结束热轧。

[0179] (5) 在热轧最终阶段的轧制后、且在钢板被冷却到800℃之前将对钢板所施加的应

力设定为低于200kPa。

[0180] (6) 热轧结束后在1秒以内,冷却到热轧结束温度 $T_f - 50^\circ\text{C}$ 以下的温度区域后,以 $50^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上的平均冷却速度,冷却到由下述式<1>表示的温度 T_1 ($^\circ\text{C}$)。但是,热轧结束后在1秒以内,冷却到热轧结束温度 $T_f - 50^\circ\text{C}$ 以下的温度区域,为更优选的冷却条件。

[0181] (7) 从 T_1 ($^\circ\text{C}$) 到卷取温度,以 $50^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上的平均冷却速度进行冷却。

[0182] (8) 将卷取温度设定为 350°C 以下。

[0183] T_1 ($^\circ\text{C}$) = $770 - 270 \times [\text{C}] - 90 \times [\text{Mn}] - 37 \times [\text{Ni}] - 70 \times [\text{Cr}] - 83 \times [\text{Mo}]$ <1>

[0184] 其中,各式中的[元素符号]表示各元素的钢中含量(质量%)。不含该元素时代入0。

[0185] 通过采用上述制造方法,能够稳定地制造具有强度、扩孔性及剪切加工性优异的金属组织的热轧钢板。也就是说,通过适当地控制板坯加热条件和热延条件,谋求Mn偏析的减低和相变前奥氏体的等轴化,通过与后述的热轧后的冷却条件相结合,能够稳定地制造具有所希望的金属组织的热轧钢板。

[0186] (7-1) 板坯、供于热轧时的板坯温度及保持时间

[0187] 供于热轧的板坯能够采用通过连续铸造所得到的板坯及通过铸造、开坯所得到的板坯等,能够根据需要采用对上述板坯进行了热加工或冷加工的板坯。供于热轧的板坯优选在加热时的 $700 \sim 850^\circ\text{C}$ 的温度区域保持900秒以上,然后再次进行加热,在 1100°C 以上的温度区域保持6000秒以上。再者,在 $700 \sim 850^\circ\text{C}$ 的温度区域的保持中,也可以在该温度区域内使钢板温度变动,也可以设定为固定。此外,在 1100°C 以上的保持中,也可以在 1100°C 以上的温度区域使钢板温度变动,也可以设定为固定。

[0188] 在 $700 \sim 850^\circ\text{C}$ 的奥氏体相变中,通过在铁素体与奥氏体之间分配Mn,延长其相变时间,Mn能够沿着铁素体区域内扩散。由此,能够消除板坯中不均匀存在的Mn微观偏析,显著降低Mn浓度的标准偏差。通过减小Mn浓度的标准偏差,能够提高剪切加工后的端面中的断裂面和剪切面的直线性。

[0189] 此外,为了降低Mn浓度的标准偏差,优选将 1100°C 以上的温度区域中的保持时间设定为6000秒以上。为了得到所希望量的马氏体及回火马氏体,优选将保持6000秒以上的温度设定为 1100°C 以上。

[0190] 热轧作为多道轧制,优选采用可逆式轧机或串列式轧机。特别是从工业生产率的角度出发,更优选热轧至少在最终的几个阶段采用串列式轧机。

[0191] (7-2) 热轧的压下率:在 $850 \sim 1100^\circ\text{C}$ 的温度区域合计板厚减薄90%以上

[0192] 通过以在 $850 \sim 1100^\circ\text{C}$ 的温度区域达到合计90%以上的板厚减薄的方式进行热轧,主要可谋求再结晶奥氏体晶粒的微细化,同时促进应变能在未再结晶奥氏体晶粒内的蓄积,在促进奥氏体的再结晶的同时,还能够促进Mn的原子扩散,减小Mn浓度的标准偏差。所以,优选以在 $850 \sim 1100^\circ\text{C}$ 的温度区域达到合计90%以上的板厚减薄的方式进行热轧。

[0193] 再者,所谓 $850 \sim 1100^\circ\text{C}$ 的温度区域的板厚减薄,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的出口板厚设定为 t_1 时,可用 $(t_0 - t_1) / t_0 \times 100$ (%)表示。

[0194] (7-3) 热轧的最终阶段的前1个阶段的轧制后、且最终阶段的轧制前的应力:170kPa以上

[0195] 优选将对热轧最终阶段的前1个阶段的轧制后且最终阶段的轧制前的钢板所施加的应力设定为170kPa以上。由此,在最终阶段的前1个阶段的轧制后的再结晶奥氏体中,能够降低具有{110}<001>的晶体取向的晶粒数。由于{110}<001>是难再结晶的晶体取向,所以通过抑制该晶体取向的形成,能够有效地促进基于最终阶段的压下的再结晶。结果,可改善热轧钢板的带状组织,降低金属组织的周期性,使E值上升。当对钢板所施加的应力低于170kPa时,有时不能实现11.0以上的E值。对钢板所施加的应力更优选为190kPa以上。对钢板所施加的应力可通过调整串列式轧制中的辊转速来进行控制。

[0196] (7-4) 热轧的最终阶段中的压下率:8%以上、热轧结束温度 T_f :900℃以上且低于960℃

[0197] 优选将热轧的最终阶段中的压下率设定为8%以上,将热轧结束温度 T_f 设定为900℃以上。通过将热轧的最终阶段中的压下率设定为8%以上,能够利用最终阶段的压下促进再结晶。结果可改善热轧钢板的带状组织,减低金属组织的周期性,使E值上升。通过将热轧结束温度 T_f 设定为900℃以上,能够抑制奥氏体中的铁素体核生成部位数的过剩增大。其结果是,可抑制最终组织(制造后的热轧钢板的金属组织)中的铁素体的生成,能够得到高强度的热轧钢板。此外,通过将 T_f 设定为低于960℃,能够抑制奥氏体粒径的粗大化,减低金属组织的周期性,使E值在11.0以上。

[0198] (7-5) 热轧最终阶段的轧制后、且直至钢板被冷却至800℃为止的应力:低于200kPa

[0199] 优选对热轧最终阶段的轧制后、且直至钢板被冷却至800℃为止的钢板所施加的应力设定为低于200kPa。通过对钢板所施加的应力设定为低于200kPa,奥氏体的再结晶优先向轧制方向发展,能够抑制金属组织的周期性的增大。其结果是,能够使E值为11.0以上。对钢板所施加的应力更优选为180MPa以下。

[0200] (7-6) 在冷却到热轧结束温度 $T_f - 50℃$ 以下的温度区域后,以50℃/秒以上的平均冷却速度冷却到 $T_1(℃)$

[0201] 在热轧结束后、且在冷却到热轧结束温度 $T_f - 50℃$ 以下的温度区域后,通过以50℃/秒以上的平均冷却速度进行加速冷却到 $T_1(℃)$ 以下,能够抑制铁素体、贝氏体及珠光体的生成。由此,提高热轧钢板强度。再者,这里所说的平均冷却速度,指的是将从加速冷却开始时(向冷却设备导入钢板时)到 $T_1(℃)$ 的钢板温度下降幅度,除以从加速冷却开始时到钢板温度达到 $T_1(℃)$ 时的所需时间而得的值。在冷却到热轧结束温度 $T_f - 50℃$ 以下的温度区域后,通过将冷却到 $T_1(℃)$ 的平均冷却速度设定为50℃/秒以上,能够抑制钢板内部的铁素体相变、贝氏体相变及/或珠光体相变,能够得到 $TS \geq 980MPa$ 。如果在热轧结束后,在加速冷却到 $T_1(℃)$ 的期间进行空冷等,则不能实现50℃/秒以上的平均冷却速度,得不到上述效果。

[0202] 平均冷却速度的上限值没有特别的规定,但如果提高冷却速度,则冷却设备大型化,使设备成本增高。因此,考虑到设备成本,优选加速冷却的平均冷却速度为300℃/秒以下。

[0203] 在热轧结束后的冷却中,更优选在热轧结束后在1.0秒以内,冷却到热轧结束温度 $T_f - 50℃$ 的温度区域。也就是说,更优选将热轧结束后1秒钟的冷却量设定为50℃以上。这是为了能够抑制通过热轧而晶粒细化的奥氏体晶粒的生长。为了在热轧结束后在1.0秒以内,

冷却到热轧结束温度 $T_f - 50^\circ\text{C}$ 以下的温度区域,只要在热轧结束后立即进行平均冷却速度快的冷却即可,例如向钢板表面喷射冷却水。通过在热轧结束后在1.0秒以内冷却到 $T_f - 50^\circ\text{C}$ 以下的温度区域,能够使表层的结晶粒径微细化,能够提高热轧钢板的耐弯曲内裂纹性。

[0204] 在热轧结束后在1.0秒以内,冷却到热轧结束温度 $T_f - 50^\circ\text{C}$ 的温度区域后,如上所述,只要以将到 T_1 ($^\circ\text{C}$) 以下的平均冷却速度设定为 $50^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上的方式进行加速冷却即可。

[0205] (7-7) 从 T_1 ($^\circ\text{C}$) 到卷取温度的平均冷却速度为 $50^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上

[0206] 为了抑制铁素体、贝氏体及珠光体的面积分数,得到 $TS \geq 980\text{MPa}$ 的强度,优选将从 T_1 ($^\circ\text{C}$) 到卷取温度的平均冷却速度设定为 $50^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上。由此,能够使母相组织硬质化。再者,这里所说的平均冷却速度,指的是将从 T_1 ($^\circ\text{C}$) 到卷取温度的钢板温度下降幅度,除以从钢板温度达到 T_1 ($^\circ\text{C}$) 时到卷取的所需时间而得的值。通过将上述平均冷却速度设定为 $50^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上,能够抑制铁素体、贝氏体及珠光体的面积分数,能够确保强度及剪切加工性。所以,将从 T_1 ($^\circ\text{C}$) 到卷取温度的平均冷却速度设定为 $50^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上。

[0207] (7-8) 卷取温度: 350°C 以下

[0208] 优选将卷取温度设定为 350°C 以下。通过将卷取温度设定为 350°C 以下,能够增大从奥氏体向bcc的相变驱动力,此外能够提高奥氏体的变形强度。因此,在从奥氏体进行马氏体相变时硬质相分布均匀,能够提高分散度。其结果是,能够减低I值,能够提高剪切加工后的端面中的断裂面和剪切面的边界的直线性。也就是说,能够得到优异的剪切加工性。此外,还能够抑制因残余奥氏体的影响而使扩孔性降低。所以,优选将卷取温度设定为 350°C 以下。

[0209] 实施例

[0210] 接着,通过实施例对本发明的一个实施方式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子,本发明并不限定于该一个条件例子。本发明可在不脱离本发明的主旨、达到本发明的目的的范围内,采用多种条件。

[0211] 熔炼具有表1及表2所示的化学组成的钢,通过连续铸造制造厚度为240~300mm的板坯。采用所得到的板坯,按照表3A~表4B所示的制造条件,得到表5A~表6B所示的热轧钢板。再者,表3A的制造No. 11通过在 $700 \sim 850^\circ\text{C}$ 的温度区域保持后,再次进行加热,在 1036°C 保持9366秒来制造热轧钢板。

[0212] 对于所得到的热轧钢板,按上述方法,得到金属组织的面积分数、E值、I值、Mn浓度的标准偏差及表层的平均结晶粒径。表5A~表6B中示出了所得到的测定结果。

[0213] 再者,剩余部分组织为贝氏体及珠光体中的1种或两种。

[0214] 热轧钢板的特性的评价方法

[0215] (1) 抗拉强度及扩孔率

[0216] 抗拉强度按照JIS Z2241:2011进行了评价。试验片为JIS Z2241:2011的5号试验片。拉伸试验片的采集位置规定为距板宽方向的端部为 $1/4$ 的部分,可将与轧制方向成直角的方向作为长度方向。

[0217] 扩孔率采用JIS Z2241:2011的5号试验片,按照JIS Z2256:2010进行了测定。扩孔试验片的采集位置设定为热轧钢板的距板宽方向的端部为 $1/4$ 的部分。

[0218] 在满足抗拉强度 $TS \geq 980\text{MPa}$ 时,作为强度优异判定为合格。另一方面,在为抗拉强

度 $TS < 980\text{MPa}$ 时,作为强度较差判定为不合格。

[0219] 在为扩孔率 $\geq 55\%$ 时,作为扩孔性优异判定为合格。另一方面,在为扩孔率 $< 55\%$ 时,作为扩孔性较差判定为不合格。

[0220] (2) 剪切加工性

[0221] 热轧钢板的剪切加工性通过冲裁试验,求出断裂面和剪切的边界中的直线度进行了评价。在板宽中央位置,按孔直径 10mm 、余隙 15% 、冲裁速度 3m/s 制作5个冲孔。接着,对于5个冲孔,通过光学显微镜拍摄了10处与轧制方向平行的端面(每个冲孔有两处端面)的状态。在所得到的观察照片中,能够观察到图1(a)所示那样的端面。如(a)及图1(b)所示的那样,在冲裁后的端面,可观察到塌边、剪切面、断裂面及毛刺。再者,图1(a)是冲孔的与轧制方向平行的端面的简略图,图1(b)是冲孔的侧面的简略图。所谓塌边为R状的光滑面,所谓剪切面为通过剪切变形而分离的冲裁端面,所谓断裂面为剪切变形结束后因从刀尖附近发生的裂纹而分离的冲裁端面,所谓毛刺为具有从热轧钢板下面突出的凸起的面。

[0222] 在从5个端面所得到的10个端面的观察照片中,通过后述的方法测定了断裂面和剪切的边界上的直线度,算出所得到的直线度的最大值。在所得到的直线度的最大值低于 1.045 时,作为剪切加工后的端面中的断裂面和剪切面的边界的直线性高的、即剪切加工性优异的热轧钢板,判定为合格。另一方面,在所得到的直线度的最大值为 1.045 以上时,作为剪切加工后的端面中的断裂面和剪切面的边界的直线性低的、即剪切加工性较差的热轧钢板,判定为不合格。

[0223] 断裂面和剪切面的边界中的直线度可通过以下的方法得到。

[0224] 如图1(b)所示,相对于端面确定剪切面、与断裂面的边界的点(图1(b)的点A及点B)。测定用直线连接这些点A及点B的距离 x 的长度。接着,测定沿着断裂面—剪切面边界的曲线的长度 y 。将所得到的 y 除以 x ,将所得到的值作为断裂面和剪切面的边界上的直线度。

[0225] (3) 耐弯曲内裂纹性

[0226] 关于弯曲试验片,从热轧钢板的宽度方向 $1/2$ 位置,切出 $100\text{mm} \times 30\text{mm}$ 的长方形状的试验片,通过以下的弯曲试验评价耐弯曲内裂纹性。

[0227] 对弯曲棱线与轧制方向(L方向)平行的弯曲(L轴弯曲)和弯曲棱线与和轧制方向垂直的方向(C方向)平行的弯曲(C轴弯曲)这两者,按照JIS Z2248:2014(V形块 90° 弯曲试验)调查了耐弯曲内裂纹性,求出没有发生龟裂的最小弯曲半径,将L轴及C轴的最小弯曲半径的平均值除以板厚,作为极限弯曲 R/t 将所得的值设定为弯曲性的指标值。当 $R/t \leq 3.0$ 时,判断为耐弯曲内裂纹性优异的热轧钢板。

[0228] 其中,关于龟裂的有无,将V形块 90° 弯曲试验后的试验片沿与弯曲方向平行且与板面垂直的面切断,在将切断面镜面研磨后,用光学显微镜观察龟裂,当在试验片的弯曲内侧观察到的龟裂长度超过 $30\mu\text{m}$ 时,判断为有龟裂。

[0229] 表6A及表6B中示出了所得到的测定结果。

[0230]

表1

钢No.	质量% 剩余部分: Fe及杂质													备注
	C	Si	Mn	sol.Al	P	S	N	O	Ti	Nb	V			
A	0.048	1.16	1.69	0.033	0.021	0.0012	0.0039	0.0051						本发明例
B	0.073	0.99	2.16	0.031	0.011	0.0035	0.0037	0.0054						本发明例
C	0.068	1.28	1.75	0.067	0.015	0.0043	0.0013	0.0014						本发明例
D	0.073	0.38	1.81	0.038	0.022	0.0046	0.0052	0.0000						本发明例
E	0.065	2.76	1.86	0.037	0.029	0.0021	0.0004	0.0016						本发明例
F	0.056	0.97	1.23	0.053	0.010	0.0062	0.0036	0.0004	0.105					本发明例
G	0.071	1.21	3.88	0.030	0.031	0.0035	0.0029	0.0057		0.045				本发明例
H	0.063	0.79	1.90	0.042	0.025	0.0021	0.0031	0.0032						本发明例
I	0.078	1.11	1.74	0.038	0.013	0.0094	0.0016	0.0034			0.144			本发明例
J	0.062	1.09	1.72	0.030	0.016	0.0044	0.0039	0.0060	0.039	0.026	0.068			本发明例
K	0.071	0.83	1.72	0.044	0.017	0.0018	0.0046	0.0019						本发明例
L	0.072	0.83	1.80	0.052	0.029	0.0004	0.0019	0.0004						本发明例
M	0.075	1.12	1.65	0.043	0.025	0.0034	0.0011	0.0057			0.055			本发明例
N	0.057	1.09	1.46	0.043	0.018	0.0041	0.0039	0.0037	0.099					本发明例
O	0.074	1.07	1.70	0.050	0.012	0.0002	0.0023	0.0031		0.089				本发明例
P	0.036	0.97	2.01	0.027	0.007	0.0056	0.0063	0.0039	0.126					比较例
Q	0.259	0.88	1.78	0.058	0.011	0.0034	0.0045	0.0071						比较例
R	0.043	3.22	1.70	0.029	0.020	0.0052	0.0032	0.0036						比较例
S	0.046	0.02	1.81	0.063	0.016	0.0038	0.0092	0.0014						比较例
T	0.051	1.08	4.10	0.041	0.014	0.0029	0.0039	0.0058	0.041	0.013				比较例
U	0.071	1.14	2.11	0.321	0.013	0.0044	0.0022	0.0017						本发明例
V	0.066	0.88	3.38	0.035	0.019	0.0057	0.0049	0.0060						本发明例

下划线表示在本发明的范围外。

[0231]

表2

钢No.	质量% 剩余部分: Fe及杂质													T1	备注		
	Cu	Cr	Mo	Ni	B	Ca	Mg	REM	Bi	Zr	Co	Zn	W			Sn	
A						0.0018	0.0014									605	本发明例
B																556	本发明例
C								0.0032								594	本发明例
D		0.28	0.18	0.37												539	本发明例
E									0.004				0.15			585	本发明例
F																644	本发明例
G																402	本发明例
H										0.02						582	本发明例
I																592	本发明例
J																599	本发明例
K	0.13										0.16					596	本发明例
L		0.24														572	本发明例
M			0.15											0.02		589	本发明例
N				0.22												615	本发明例
O					0.0026							0.02				597	本发明例
P																580	比较例
Q																540	比较例
R																606	比较例
S																595	比较例
T																387	比较例
U																561	本发明例
V																448	本发明例

[0232]

表3A

制造 No.	钢No.	700~850°C 的温度区域中的保持时间		加热温度		1100°C以上的温度区域中的保持时间		850~1100°C 的板厚减薄的		最终阶段的前1个阶段的轧制后、最终阶段的轧制前的轧制应力		热轧结束温度 T _f		最终阶段的压下率		热轧最终阶段后、到钢板被冷却至800°C的轧制应力		备注
		s	°C	s	°C	%	kPa	°C	%	°C	kPa							
1	A	1162	1249	9303	92	205	920	10	175	本发明例								
2	B	1268	1250	9372	94	229	951	9	173	本发明例								
3	B	752	1252	9408	96	216	944	8	179	比较例								
4	B	1486	1238	9188	88	211	923	10	194	比较例								
5	B	1332	1217	4389	93	233	951	9	191	比较例								
6	B	1265	1229	9021	96	150	952	9	195	比较例								
7	B	1272	1225	9178	95	207	1037	8	173	比较例								
8	B	1314	1211	8766	95	191	924	5	184	比较例								
9	B	1570	1248	9416	95	227	931	8	261	比较例								
10	B	1501	1243	9498	94	212	943	11	170	本发明例								
11	B	1254	1036	9366	96	200	940	11	189	比较例								
12	B	1379	1234	8951	95	225	930	11	177	比较例								
13	B	1491	1230	9428	93	215	929	9	178	比较例								
14	B	1255	1227	9069	94	210	926	8	177	比较例								
15	C	1137	1222	9421	95	232	924	11	184	本发明例								
16	D	1399	1226	9027	93	218	947	11	177	本发明例								
17	E	1257	1248	8890	95	216	901	11	190	本发明例								
18	E	1443	1230	9049	95	199	910	11	190	比较例								
19	F	1457	1219	9267	93	203	944	10	193	本发明例								
20	G	1394	1244	9090	93	196	956	8	182	本发明例								
21	H	1213	1253	9130	95	174	957	8	186	本发明例								
22	I	1140	1238	9052	93	214	927	11	189	本发明例								
23	J	1251	1216	9102	95	218	955	8	194	本发明例								

下划线表示制造条件是不优选的。

[0233]

表3B

制造 No.	钢No.	700~850°C 的温度区域中的保持时间		加热温度 °C	1100°C 以上的温度区域中的保持时间		850~1100°C 的板厚减薄的%	最终阶段的前1个阶段的轧制后、最终阶段的轧制前的负载应力 kPa		热轧结束温度 Tf °C	最终阶段的压下率 %	热轧最终阶段的轧制后、到钢板被冷却至800°C的负载应力 kPa		备注
		s	s		s	s		kPa	kPa			kPa	kPa	
24	K	1368	1262	1262	9075	94	218	218	932	9	185	185	本发明例	
25	L	1552	1261	1261	9145	96	233	233	934	9	187	187	本发明例	
26	M	1520	1221	1221	9014	94	223	223	910	9	179	179	本发明例	
27	N	1547	1237	1237	9070	95	225	225	947	9	193	193	本发明例	
28	O	1277	1252	1252	8991	96	208	208	927	11	185	185	本发明例	
29	P	1526	1257	1257	9414	94	212	212	915	8	186	186	比较例	
30	Q	1274	1264	1264	9359	95	206	206	936	10	177	177	比较例	
31	R	1174	1259	1259	9143	93	229	229	920	8	187	187	比较例	
32	S	1314	1247	1247	9542	96	240	240	936	10	172	172	比较例	
33	T	1177	1255	1255	9049	95	211	211	920	11	174	174	比较例	
34	U	1210	1187	1187	8695	94	228	228	911	9	192	192	本发明例	
35	V	1367	1235	1235	9310	93	214	214	932	10	188	188	本发明例	
36	B	830	1241	1241	8332	93	219	219	938	10	196	196	比较例	
37	B	1200	1237	1237	5608	93	208	208	944	8	195	195	比较例	
38	B	1221	1232	1232	8237	94	161	161	954	9	178	178	比较例	
39	B	1222	1224	1224	8108	93	203	203	958	6	182	182	比较例	
40	B	1334	1226	1226	8154	95	198	198	957	9	210	210	比较例	
41	B	1351	1231	1231	9176	94	201	201	959	9	186	186	比较例	
42	B	1382	1195	1195	8276	93	207	207	934	8	187	187	本发明例	
43	R	1403	1198	1198	9199	92	211	211	957	9	188	188	比较例	
44	B	921	1229	1229	6120	94	218	218	930	9	171	171	本发明例	
45	B	1338	1233	1233	9332	95	215	215	931	8	186	186	本发明例	

下划线表示制造条件是不优选的。

[0234]

表4A

制造 No.	钢No.	热轧结束后1秒钟的冷却量		热轧结束温度Tf-50 C~T1的平均冷却速度		T1	空冷开始温度		空冷时间	从T1到卷取温度的平均冷却速度		卷取温度	备注
		°C	°C/s	°C/s	°C		°C	s		°C/s	°C		
1	A	72	101	605	0	110	32	本发明例					
2	B	73	120	556	0	134	40	本发明例					
3	B	70	111	556	0	130	38	比较例					
4	B	60	97	556	0	147	32	比较例					
5	B	63	114	556	0	92	36	比较例					
6	B	74	111	556	0	103	29	比较例					
7	B	66	120	556	0	102	41	比较例					
8	B	57	62	556	0	82	50	比较例					
9	B	78	125	556	0	100	30	比较例					
10	B	42	104	556	0	94	36	本发明例					
11	B	62	82	556	0	142	42	比较例					
12	B	65	36	556	0	121	46	比较例					
13	B	79	31	556	3.0	156	35	比较例					
14	B	79	116	556	0	25	27	比较例					
15	C	34	92	594	0	130	30	本发明例					
16	D	62	91	539	0	146	43	本发明例					
17	E	70	93	585	0	102	60	本发明例					
18	E	62	108	585	0	56	370	比较例					
19	F	59	100	644	0	135	80	本发明例					
20	G	68	88	402	0	99	29	本发明例					
21	H	73	116	582	0	124	34	本发明例					
22	I	75	120	592	0	126	62	本发明例					
23	J	62	104	599	0	95	40	本发明例					

下划线表示制造条件是不优选的。

[0235]

表4B

制造 No.	钢No.	热轧结束后 后1秒钟的 冷却量		热轧结束温度 T _F -50°C~T ₁ 的 平均冷却速度		T ₁	空冷开始 温度	空冷时间 s	从T ₁ 到卷取 温度的平均 冷却速度	卷取 温度	备注
		°C	°C/s	°C/s	°C						
24	K	61	128	596	0	596	0	137	33	本发明例	
25	L	35	112	572	0	572	0	152	48	本发明例	
26	M	65	102	589	0	589	0	83	37	本发明例	
27	N	69	102	615	0	615	0	128	29	本发明例	
28	O	71	117	597	0	597	0	84	37	本发明例	
29	P	76	125	580	0	580	0	91	31	比较例	
30	Q	80	115	540	0	540	0	82	28	比较例	
31	R	67	113	606	0	606	0	133	31	比较例	
32	S	59	109	595	0	595	0	152	43	比较例	
33	T	73	107	387	0	387	0	111	48	比较例	
34	U	82	108	561	0	561	0	132	52	本发明例	
35	V	57	117	448	0	448	0	98	45	本发明例	
36	B	69	104	556	0	556	0	130	36	比较例	
37	B	68	99	556	0	556	0	123	36	比较例	
38	B	68	82	556	0	556	0	121	35	比较例	
39	B	67	111	556	0	556	0	115	35	比较例	
40	B	64	101	556	0	556	0	105	38	比较例	
41	B	55	45	556	0	556	0	96	37	比较例	
42	B	58	109	556	0	556	0	104	210	本发明例	
43	R	61	111	606	0	606	0	108	360	比较例	
44	B	65	76	556	0	556	0	123	36	本发明例	
45	B	63	74	556	0	556	0	53	42	本发明例	

下划线表示制造条件是不优选的。

[0236]

表5A

制造 No.	钢 No.	板厚		铁素体		残余奥氏体		马氏体及回火马氏体		剩余部分组织		E值	I值	Mn标准偏差	表层的平均结晶粒径		备注
		mm	面积%	面积%	面积%	面积%	面积%	质量%	μm								
1	A	2.6	3.3	0.0	0.0	95.3	1.4	12.1	1.015	0.48	2.7	本发明例					
2	B	2.6	1.0	0.0	0.0	98.2	0.8	13.1	1.013	0.42	2.6	本发明例					
3	B	2.6	3.2	0.0	0.0	95.0	1.8	11.0	1.008	0.62	2.0	比较例					
4	B	2.6	4.0	0.0	0.0	93.5	2.5	11.8	1.008	0.63	2.4	比较例					
5	B	2.6	2.1	0.0	0.0	93.0	4.9	12.0	1.015	0.70	2.2	比较例					
6	B	2.6	7.2	0.0	0.0	92.4	0.4	10.7	1.030	0.46	2.0	比较例					
7	B	2.6	9.8	0.0	0.0	89.0	1.2	10.8	1.048	0.49	2.6	比较例					
8	B	2.6	8.6	0.0	0.0	90.5	0.9	10.6	1.042	0.50	2.6	比较例					
9	B	2.6	5.3	0.0	0.0	94.0	0.7	10.8	1.028	0.44	2.2	比较例					
10	B	2.6	4.1	0.0	0.0	94.8	1.1	11.5	1.007	0.43	3.3	本发明例					
11	B	2.6	10.1	0.0	0.0	88.6	1.3	12.1	1.015	0.48	2.5	比较例					
12	B	2.6	6.4	0.0	0.0	92.0	1.6	12.9	1.019	0.50	2.3	比较例					
13	B	2.6	10.0	0.0	0.0	88.8	1.2	11.6	1.056	0.41	2.6	比较例					
14	B	2.6	6.9	0.0	0.0	92.5	0.6	11.9	1.037	0.47	2.3	比较例					
15	C	6.0	4.8	0.0	0.0	93.7	1.5	12.9	1.001	0.49	3.2	本发明例					
16	D	2.6	0.5	0.0	0.0	99.1	0.4	11.8	1.005	0.48	2.4	本发明例					
17	E	2.6	4.5	1.5	1.5	92.6	1.4	11.1	1.015	0.42	2.0	本发明例					
18	E	2.6	4.2	5.1	5.1	89.0	1.7	11.2	1.047	0.43	2.3	比较例					
19	F	1.6	4.3	0.0	0.0	93.6	2.1	11.1	1.013	0.49	2.5	本发明例					
20	G	2.6	3.6	0.0	0.0	96.2	0.2	11.3	1.003	0.57	2.3	本发明例					
21	H	2.6	2.2	0.0	0.0	97.2	0.6	11.8	1.001	0.43	2.2	本发明例					
22	I	2.6	1.2	0.0	0.0	98.7	0.1	13.1	1.006	0.43	2.1	本发明例					
23	J	2.6	2.4	0.0	0.0	97.5	0.1	11.2	1.011	0.43	2.1	本发明例					

下划线表示在本发明的范围外，或是不优选的特性。

[0237]

表5B

制造 No.	钢 No.	板厚 mm	铁素体 面积%	残余奥氏体 面积%	马氏体及回火马氏体 面积%	剩余部分组织 面积%	E值	I值	Mn标准偏差 质量%	表层的平均结晶粒径		备注
										μm	μm	
24	K	2.6	2.6	0.0	96.8	0.6	11.2	1.013	0.49	2.5	2.5	本发明例
25	L	2.6	4.2	0.0	95.1	0.7	11.9	1.010	0.51	4.0	4.0	本发明例
26	M	2.6	3.5	0.0	96.3	0.2	11.2	1.005	0.43	2.5	2.5	本发明例
27	N	2.6	4.2	0.0	95.7	0.1	11.0	1.011	0.51	1.8	1.8	本发明例
28	O	2.6	2.9	0.0	95.5	1.6	11.3	1.011	0.46	2.2	2.2	本发明例
29	P	2.6	5.7	0.0	93.1	1.2	12.5	1.023	0.39	2.3	2.3	比较例
30	Q	2.6	6.8	1.3	90.4	1.5	10.8	1.010	0.43	2.0	2.0	比较例
31	R	2.6	9.2	2.4	87.3	1.1	10.1	1.018	0.40	3.2	3.2	比较例
32	S	2.6	5.6	0.0	90.8	3.6	11.1	1.033	0.51	2.1	2.1	比较例
33	T	2.6	4.1	0.0	93.1	2.8	11.0	1.012	0.62	2.3	2.3	比较例
34	U	2.6	2.7	0.0	95.0	2.3	12.0	1.012	0.58	2.5	2.5	本发明例
35	V	2.6	3.5	0.0	94.4	2.1	11.7	1.015	0.56	2.6	2.6	本发明例
36	B	2.6	3.3	0.0	92.6	4.2	11.3	1.010	0.71	2.6	2.6	比较例
37	B	2.6	1.3	0.0	93.7	5.0	11.2	1.006	0.65	2.6	2.6	比较例
38	B	2.6	1.6	0.0	92.8	5.6	10.9	1.003	0.47	2.6	2.6	比较例
39	B	2.6	3.0	0.0	92.1	4.9	10.8	1.002	0.47	2.6	2.6	比较例
40	B	2.6	2.6	0.0	93.4	4.0	11.2	1.024	0.25	2.6	2.6	比较例
41	B	2.6	1.9	0.0	88.0	10.1	11.6	1.023	0.38	2.5	2.5	比较例
42	B	2.6	3.2	0.0	96.3	0.5	12.0	1.016	0.27	2.4	2.4	本发明例
43	R	2.6	1.1	8.2	90.1	0.6	12.3	1.012	0.33	2.2	2.2	比较例
44	B	2.6	3.4	0.0	93.2	3.4	11.8	1.019	0.56	2.2	2.2	本发明例
45	B	2.6	3.8	0.0	95.3	0.9	11.6	1.013	0.41	2.3	2.3	本发明例

下划线表示在本发明的范围外，或是不优选的特性。

[0238]

表6A

[0239]

制造 No.	钢 No.	抗拉 强度TS	扩孔率 λ	端面中的断裂面和 剪切面的边界的直线性	极限 弯曲R/t	备注
		MPa	%	-	-	
1	A	986	70	1.040	2.6	本发明例
2	B	1126	79	1.036	3.0	本发明例
<u>3</u>	B	1017	68	<u>1.055</u>	2.7	比较例
<u>4</u>	B	1031	64	<u>1.062</u>	2.6	比较例
<u>5</u>	B	1012	62	<u>1.048</u>	2.8	比较例
<u>6</u>	B	1037	58	<u>1.053</u>	2.6	比较例
<u>7</u>	B	<u>975</u>	<u>52</u>	<u>1.061</u>	3.0	比较例
<u>8</u>	B	<u>979</u>	<u>51</u>	<u>1.066</u>	2.8	比较例
<u>9</u>	B	1028	61	<u>1.046</u>	2.6	比较例
10	B	990	62	1.033	3.1	本发明例
<u>11</u>	B	<u>948</u>	<u>41</u>	1.038	2.6	比较例
<u>12</u>	B	<u>958</u>	56	1.034	2.7	比较例
<u>13</u>	B	<u>930</u>	<u>42</u>	<u>1.067</u>	2.7	比较例
<u>14</u>	B	<u>972</u>	58	<u>1.055</u>	2.7	比较例
15	C	1229	61	1.022	3.2	本发明例
16	D	1263	82	1.010	2.8	本发明例
17	E	1057	57	1.030	2.7	本发明例
<u>18</u>	E	<u>964</u>	<u>53</u>	<u>1.051</u>	2.6	比较例
19	F	990	62	1.030	2.7	本发明例
20	G	1082	69	1.038	2.8	本发明例
21	H	983	71	1.036	2.5	本发明例
22	I	1232	79	1.022	2.8	本发明例
23	J	999	72	1.035	3.0	本发明例

[0240] 下划线表示在本发明的范围外,或是不优选的特性。

[0241] 表6B

制造 No.	钢 No.	抗拉强度TS	扩孔率 λ	端面中的断裂面和剪切面的边界的直线性	极限弯曲R/t	备注
		MPa	%	-	-	
24	K	1012	66	1.040	2.8	本发明例
25	L	1041	62	1.030	3.6	本发明例
26	M	1037	67	1.035	3.0	本发明例
27	N	983	63	1.036	2.6	本发明例
28	O	1028	61	1.036	2.7	本发明例
<u>29</u>	<u>P</u>	<u>922</u>	59	<u>1.066</u>	2.6	比较例
<u>30</u>	<u>Q</u>	<u>958</u>	<u>51</u>	1.031	3.3	比较例
<u>31</u>	<u>R</u>	<u>951</u>	<u>48</u>	1.025	3.8	比较例
<u>32</u>	<u>S</u>	<u>955</u>	58	<u>1.071</u>	2.7	比较例
<u>33</u>	<u>T</u>	985	61	<u>1.066</u>	2.6	比较例
34	U	1034	64	1.035	2.7	本发明例
35	V	1168	62	1.010	2.6	本发明例
<u>36</u>	B	1014	65	<u>1.056</u>	2.7	比较例
<u>37</u>	B	1007	62	<u>1.058</u>	2.8	比较例
<u>38</u>	B	1006	60	<u>1.065</u>	2.9	比较例
<u>39</u>	B	1002	57	<u>1.058</u>	2.7	比较例
<u>40</u>	B	<u>960</u>	57	1.015	2.8	比较例
<u>41</u>	B	<u>961</u>	63	1.030	2.9	比较例
42	B	995	69	1.030	2.8	本发明例
<u>43</u>	R	990	<u>41</u>	<u>1.051</u>	2.7	比较例
44	B	1070	61	1.044	2.8	本发明例
45	B	992	68	1.037	2.7	本发明例

[0243] 下划线表示在本发明的范围外,或是不优选的特性。

[0244] 从表6A及表6B得知,在本发明例中,得到了具有优异的强度、扩孔性及剪切加工性的热轧钢板。另外,在表层的平均粒径低于 $3.0\mu\text{m}$ 的本发明例中,得到了具有上述诸特性,而且耐弯曲内裂纹性也优异的热轧钢板。

[0245] 另一方面,化学组成、金属组织不在本发明规定的范围内的比较例,其特性(抗拉强度TS、扩孔性、剪切加工性)中的任一个以上较差。

[0246] 产业上的可利用性

[0247] 根据本发明涉及的上述实施方式,能够提供具有优异的强度、扩孔性及剪切加工性的热轧钢板。此外,根据本发明涉及的上述优选的实施方式,能够得到具有上述诸特性,而且进一步抑制了弯曲内裂纹发生即耐弯曲内裂纹性优异的热轧钢板。

[0248] 本发明涉及的热轧钢板适合作为汽车构件、机械结构件以及建筑构件所用的工业用原材料。

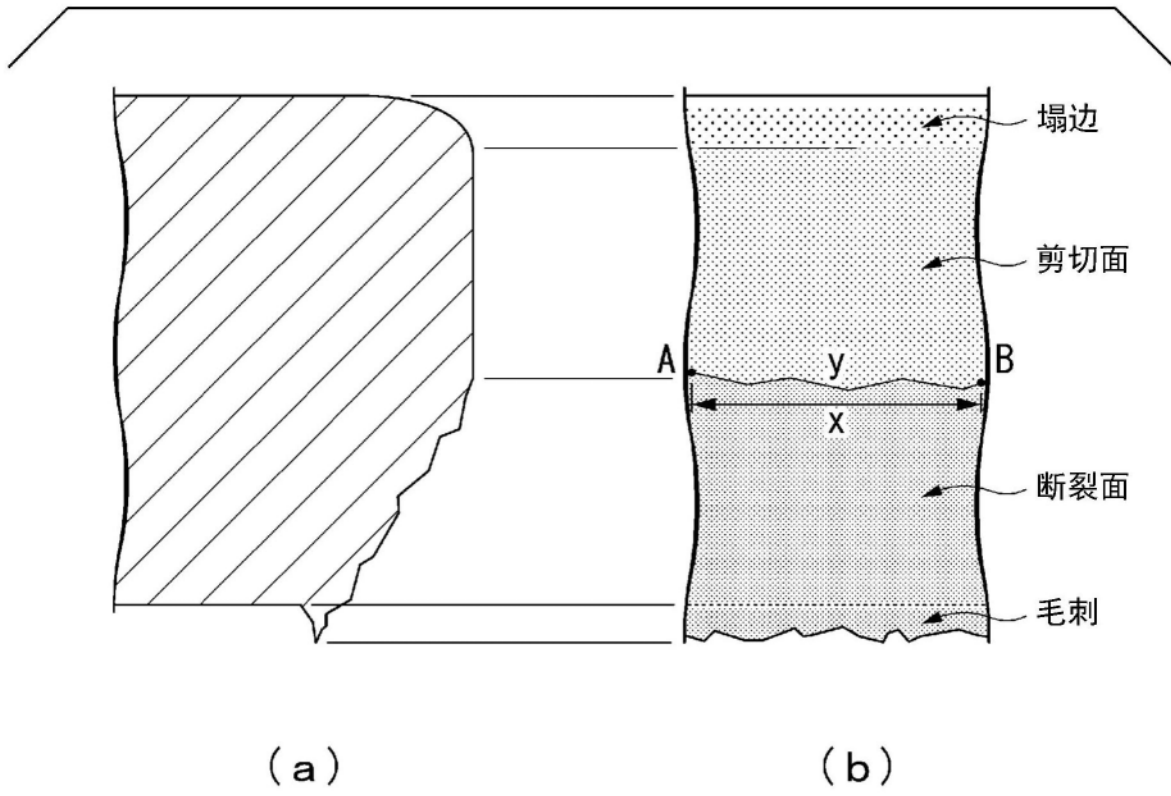


图1