



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 116113716 B

(45) 授权公告日 2024.10.11

(21) 申请号 202180052468.3

(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 116113716 A

(43) 申请公布日 2023.05.12

(30) 优先权数据
2020-143746 2020.08.27 JP

(85) PCT国际申请进入国家阶段日
2023.02.24

(86) PCT国际申请的申请数据
PCT/JP2021/022672 2021.06.15

(87) PCT国际申请的公布数据
W02022/044494 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 吉田充 首藤洋志 筒井和政
林宏太郎

(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
CN 110506133 A, 2019.11.26
JP 2015124410 A, 2015.07.06
审查员 辛彩萍

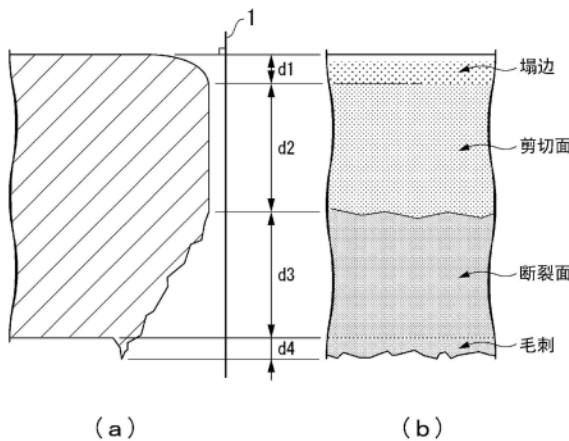
权利要求书2页 说明书21页 附图1页

(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,残余奥氏体低于3.0%,铁素体低于15.0%,珠光体低于5.0%,表示所述金属组织的周期性的E值低于10.7,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780MPa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:0.050~0.250%、
Si:0.05~3.00%、
Mn:1.00~4.00%、
Ti、Nb及V中的1种或两种以上:合计0.060~0.500%、
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、
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:
残余奥氏体低于3.0%,铁素体低于15.0%,珠光体低于5.0%;
表示所述金属组织的周期性的E值低于10.7,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780MPa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板厚断面中的、距钢板表面为板厚的1/4深度位置,
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 d_s 与距表面为板厚的1/4深度位置的平均结晶粒径 d_q 之比即 d_s/d_q 为0.95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,含有选自以下元素中的1种或两种以上:
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日提出的日本专利申请特愿2020-143746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,由于为了确保乘务员的安全而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。汽车构件通过压力成形进行成形,但其压力成形的坯料板大多通过生产率高的剪切加工来制造。由于坯料加工中的余隙不一定固定,所以即使有多种余隙也优选剪切加工后的端面精度稳定。例如,优选剪切加工后的剪切端面中的塌边的比率稳定而不依赖于余隙。

[0005] 关于剪切加工性,例如专利文献1中,公开了一种通过将表层的铁素体粒径 d_s 和内部的铁素体晶粒 d_b 之比 d_s/d_b 控制在0.95以下,从而控制冲裁后的毛刺高度的技术。

[0006] 专利文献2中,公开了一种通过降低P含量来改善板端面的脱落及卷边的技术。

[0007] 现有技术文献

[0008] 专利文献

[0009] 专利文献1:日本特开平10-168544号公报

[0010] 专利文献2:日本特开2005-298924号公报

[0011] 非专利文献

[0012] 非专利文献1:J. Weibel, J. Gola, D. Britz, F. Mucklich, Materials Characterization 144(2018)584-596

[0013] 非专利文献2:D.L.Naik, H.U.Sajid, R.Kiran, Metals 2019, 9, 546

[0014] 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

[0015] 发明所要解决的课题

[0016] 但是,专利文献1中以IF钢为对象,有时难以适用于780MPa以上的高强度的构件。专利文献2中,尽管得到了780MPa以上的强度,但对于剪切加工后的剪切端面中的塌边的稳定性未进行研究。

[0017] 本发明是鉴于现有技术中的上述课题而完成的,目的是提供一种具有较高的强度、同时具有优异的剪切加工性的热轧钢板。

[0018] 用于解决课题的手段

[0019] 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,结果得到了以下的见解(a)~(f),由此完成了本发明。再者,所谓具有优异的剪切加工性,表示剪切加工后的剪切端面中的塌边的比率不依赖剪切加工时的余隙而稳定。此外,所谓具有优异的强度或高的强度,表示抗拉强度为780MPa以上。

[0020] (a) 为了得到优异的抗拉(最大)强度,优选应用硬质组织。也就是说,优选金属组织中含有马氏体或贝氏体。

[0021] (b) 要使剪切端面中的塌边的比率稳定,重要的是形成Mn偏析少、组织形态具有周期性、且不均匀(均匀性低)的金属组织。

[0022] (c) 具体地讲,将Mn浓度的标准偏差设定为一定值以下,以及控制金属组织的周期性及金属组织的均匀性,对于剪切端面中的塌边的比率的稳定化是有效的。

[0023] (d) 为了将Mn浓度的标准偏差设定为一定值以下,板坯加热工序及其后的热轧工序是重要的。例如,在700~850°C的温度区域保持900秒以上后,再次进行加热,在1100°C以上的温度区域保持6000秒以上及在850°C~1100°C的温度区域以板厚减薄达到合计90%以上的方式进行热轧是有效的。

[0024] (e) 对于提高金属组织的周期性,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阶段的轧制后、且最终阶段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后、且到钢板被冷却至750°C的钢板所施加的应力设定为200kPa以上是有效的。根据这样的热轧条件,能够植入微细且扁平的奥氏体晶粒,通过与其后的冷却条件组合,结果能够提高金属组织的周期性。

[0025] (f) 要降低金属组织的均匀性,通过在冷却到400°C以上且低于600°C的温度区域后进行卷取,促进铁碳化物的析出是有效的。

[0026] 基于上述见解而完成的本发明的主旨如下所述。

[0027] (1) 本发明的一个方案涉及一种热轧钢板,其特征在于,

[0028] 化学组成以质量%计含有:

[0029] C:0.050~0.250%、

[0030] Si:0.05~3.00%、

[0031] Mn:1.00~4.00%、

[0032] Ti、Nb及V中的1种或两种以上:合计0.060~0.500%、

[0033] sol.Al:0.001~2.000%、

[0034] P:0.100%以下、

[0035] S:0.0300%以下、

[0036] N:0.1000%以下、

[0037] O:0.0100%以下、

[0038] Cu:0~2.00%、

[0039] Cr:0~2.00%、

- [0040] Mo:0~1.00%、
- [0041] Ni:0~2.00%、
- [0042] B:0~0.0100%、
- [0043] Ca:0~0.0200%、
- [0044] Mg:0~0.0200%、
- [0045] REM:0~0.1000%、
- [0046] Bi:0~0.020%、
- [0047] Zr、Co、Zn及W中的1种或两种以上:合计0~1.00%、以及
- [0048] Sn:0~0.05%、
- [0049] 剩余部分包括Fe及杂质;
- [0050] 金属组织以面积%计为:
- [0051] 残余奥氏体低于3.0%,铁素体低于15.0%,珠光体低于5.0%;
- [0052] 表示所述金属组织的周期性的E值低于10.7,表示所述金属组织的均匀性的I值低于1.020;
- [0053] Mn浓度的标准偏差为0.60质量%以下;
- [0054] 抗拉强度为780MPa以上。
- [0055] (2) 根据上述(1)所述的热轧钢板,其中,表层的平均结晶粒径 d_s 和距表面为板厚的1/4深度位置的平均结晶粒径 d_q 之比即 d_s/d_q 也可以为0.95以下。
- [0056] (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:
- [0057] Cu:0.01~2.00%、
- [0058] Cr:0.01~2.00%、
- [0059] Mo:0.01~1.00%、
- [0060] Ni:0.02~2.00%、
- [0061] B:0.0001~0.0100%、
- [0062] Ca:0.0005~0.0200%、
- [0063] Mg:0.0005~0.0200%、
- [0064] REM:0.0005~0.1000%、及
- [0065] Bi:0.0005~0.020%。
- [0066] 发明效果
- [0067] 根据本发明涉及的上述方案,能够得到具有优异的强度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方案,能够得到具有上述诸特性,而且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。
- [0068] 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

- [0069] 图1是用于说明剪切加工后的剪切端面中的塌边的比率的测定方法的图示。

具体实施方式

[0070] 以下,对本实施方式涉及的热轧钢板(以下有时只记载为钢板)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。

[0071] 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%。

[0072] 1.化学组成

[0073] 本实施方式涉及的热轧钢板以质量%计,含有C:0.050~0.250%、Si:0.05~3.00%、Mn:1.00~4.00%、Ti、Nb及V中的1种或两种以上:合计0.060~0.500%、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。以下对各元素详细地进行说明。

[0074] (1-1)C:0.050~0.250%

[0075] C可提高硬质相的分数,同时通过与Ti、Nb、V等析出强化元素结合而使铁素体强度上升。若C含量低于0.050%,则难以得到所希望的强度。而且,剪切端面中的塌边的稳定性降低。所以,将C含量设定为0.050%以上。C含量优选为0.060%以上,更优选为0.070%以上,进一步优选为0.080%以上。

[0076] 另一方面,若C含量超过0.250%,则热轧钢板的焊接性下降。所以,将C含量设定为0.250%以下。C含量优选为0.150%以下。

[0077] (1-2)Si:0.05~3.00%

[0078] Si具有通过固溶强化提高热轧钢板强度的作用。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。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0.80%以上。

[0079] 可是,若Si含量超过3.00%,则热轧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,而且 A_3 相变点显著上升。由此,难以稳定地进行热轧。另外,剪切端面中的塌边的稳定性降低。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。

[0080] (1-3)Mn:1.00~4.00%

[0081] Mn具有通过抑制铁素体相变而使热轧钢板高强度化的作用。若Mn含量低于1.00%,则不能得到780MPa以上的抗拉强度。另外,剪切端面中的塌边的稳定性下降。所以,将Mn含量设定为1.00%以上。Mn含量优选为1.30%以上,更优选为1.50%以上。

[0082] 另一方面,若Mn含量超过4.00%,则起因于Mn的中心偏析,在板厚中央附近发生裂纹,剪切加工后的剪切端面性状恶化。所以,将Mn含量设定为4.00%以下。Mn含量优选为3.70%以下,更优选为3.50%以下。

[0083] (1-4)Ti、Nb及V中的1种或两种以上:合计0.060~0.500%

[0084] Ti、Nb及V是以碳化物及氮化物在钢中微细析出,通过析出强化提高钢强度的元素。此外,也是通过形成上述碳化物使C固定,抑制生成对剪切加工性有害的渗碳体的元素。如果Ti、Nb及V的合计含量低于0.060%,则不能得到这些效果。因此,将Ti、Nb及V的合计含量设定为0.060%以上。再者,不需要含有Ti、Nb及V的全部,即便是其中的任一种,也可以含

有0.060%以上。在含有Ti、Nb及V中的两种以上时,它们的合计含量最好为0.060%以上。Ti、Nb及V的合计含量优选为0.080%以上,更优选为0.100%以上。

[0085] 另一方面,如果Ti、Nb及V的合计含量超过0.500%,则热轧钢板的加工性劣化。因此,将Ti、Nb及V的合计含量设定为0.500%以下,优选为0.300%以下,更优选为0.250%以下,进一步优选为0.200%以下。

[0086] (1-5) sol. Al: 0.001 ~ 2.000%

[0087] Al与Si同样,具有通过对钢进行脱氧使钢健全化的作用。若sol. Al含量低于0.001%,则不能得到基于上述作用的效果。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。

[0088] 另一方面,若sol. Al含量超过2.000%,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2.000%以下。sol. Al含量优选为1.500%以下,更优选为1.300%以下,进一步优选为1.000%以下。

[0089] 再者,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。

[0090] (1-6) P: 0.100%以下

[0091] 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热轧钢板强度的作用的元素。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延展性下降显著。所以,将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%。

[0092] (1-7) S: 0.0300%以下

[0093] 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延展性降低。如果S含量超过0.0300%,则热轧钢板的延展性显著降低。所以,将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%。

[0094] (1-8) N: 0.1000%以下

[0095] N是作为杂质含在钢中的元素,具有降低热轧钢板延展性的作用。若N含量超过0.1000%,则热轧钢板延展性显著下降。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,进一步优选为0.0100%以下。N含量的下限不需要特别的规定,但在通过含有Ti、Nb及V中的1种或两种以上来使金属组织更微细化的情况下,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。

[0096] (1-9) O: 0.0100%以下

[0097] 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含量设定为0.0100%以下。O含量优选为0.0080%以下,更优选为0.0050%以下。为了在钢水脱氧时使微细的氧化物多数分散,也可以将O含量设定为0.0005%以上或0.0010%以上。

[0098] 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为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,及/或在本实施方式涉及的热轧钢板不产生不良影响的范围内允许的杂质。

[0099] 本实施方式涉及的热轧钢板也可以替代Fe的一部分,含有Cu、Cr、Mo、Ni、B、Ca、Mg、

REM、Bi、Zr、Co、Zn、W及Sn作为任意元素。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。

[0100] (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%

[0101] 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具有通过在钢中以碳化物析出而提高热轧钢板强度的作用。另外,Ni在含有Cu时,具有有效抑制起因于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。

[0102] 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热轧钢板强度的作用。为了更确实得到基于上述作用的效果,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,更优选为1.00%以下。

[0103] 如上所述,Cr具有提高热轧钢板淬透性的作用。为了更确实得到上述作用的效果,优选将Cr含量设定为0.01%以上,更优选设定为0.05%以上。可是,若Cr含量超过2.00%,则热轧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。

[0104] 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以碳化物析出而提高热轧钢板强度的作用。为了更确实得到上述作用的效果,优选将Mo含量设定为0.01%以上,更优选设定为0.02%以上。可是,即使将Mo含量设定为超过1.00%,基于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,更优选为0.20%以下。

[0105] 如上所述,Ni具有提高热轧钢板淬透性的作用。此外,Ni在含有Cu时,具有有效地抑制起因于Cu的板坯晶界裂纹的作用。为了更确实地得到基于上述作用的效果,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。

[0106] 如上所述,B具有提高热轧钢板淬透性的作用。为了更确实得到基于该作用的效果,优选将B含量设定为0.0001%以上,更优选设定为0.0002%以上。可是,若B含量超过0.0100%,则热轧钢板成形性显著降低,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。

[0107] (1-11)Ca:0.0005~0.0200%、Mg:0.0005~0.0200%、REM:0.0005~0.1000%及Bi:0.0005~0.0200%

[0108] Ca、Mg及REM都具有通过将钢中夹杂物的形状调整至优选的形状而提高热轧钢板延展性的作用。此外,Bi具有通过使凝固组织微细化而提高热轧钢板延展性的作用。所以,也可以含有这些元素中的1种或两种以上。为了更确实得到基于上述作用的效果,优选将Ca、Mg、REM及Bi中的任1种以上的含量设定为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,有时反而使热轧钢板延展性降低。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含量分别设定为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。

[0109] 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。

[0110] (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%

[0111] 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。

[0112] 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,如果大量含有Sn,则热轧时有时发生缺陷,所以将Sn含量设定为0.05%以下。

[0113] 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,so1.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。

[0114] 2. 热轧钢板的金属组织

[0115] 接着,对本实施方式涉及的热轧钢板的金属组织进行说明。

[0116] 在本实施方式涉及的热轧钢板中,金属组织以面积%计为残余奥氏体低于3.0%,铁素体低于15.0%,珠光体低于5.0%,表示上述金属组织的周期性的E值低于10.7,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高强度和优异的剪切加工性。再者,本实施方式中,在与轧制方向平行的板厚断面,对距表面为板厚的1/4深度位置的金属组织中的组织分数、E值、I值及Mn浓度的标准偏差进行规定。其原因在于:此位置中的金属组织表示钢板的具有代表性的金属组织。

[0117] (2-1) 残余奥氏体的面积分数:低于3.0%

[0118] 本发明中,如果残余奥氏体的面积分数过大,则有时剪切端面中的塌边的比率变得不稳定。残余奥氏体通过相变诱导塑性(TRIP)而提高热轧钢板的加工硬化能,因此推测剪切端面中的塌边的比率不稳定化。如果残余奥氏体的面积分数为3.0%以上,则热轧钢板的剪切加工性劣化。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低于1.5%,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%。

[0119] 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。

[0120] 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,在热轧钢板的板厚的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)中,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。

[0121] (2-2) 铁素体的面积分数:低于15.0%

[0122] 铁素体是在相对的高温下fcc相变为bcc时生成的组织。铁素体由于加工硬化能高,所以如果铁素体的面积分数过高,则剪切端面中的塌边的比率不稳定化。因此,将铁素体的面积分数设定为低于15.0%。优选为12.0%以下,更优选为10.0%以下,进一步优选为

8.0%以下。铁素体的面积分数越低越好,铁素体的面积分数的下限也可以为3.0%、2.0%或0%。

[0123] (2-3)珠光体的面积分数:低于5.0%

[0124] 珠光体是在铁素体彼此间渗碳体以层状析出的薄片状的金属组织。此外,珠光体是与贝氏体及马氏体相比为软质的金属组织。如果珠光体的面积分数为5.0%以上,则含在珠光体中的渗碳体消耗碳,剩余部分组织即马氏体及贝氏体的强度下降,不能得到780MPa以上的抗拉强度。所以,将珠光体的面积分数设定为低于5.0%。珠光体的面积分数优选为3.0%以下。为了提高热轧钢板的拉伸凸缘性,优选尽可能降低珠光体的面积分数,珠光体的面积分数的下限优选为2.0%,更优选为1.0%,进一步优选为0%。

[0125] 再者,本实施方式涉及的热轧钢板中,作为残余奥氏体、铁素体及珠光体以外的剩余部分组织,可包含由贝氏体、马氏体及回火马氏体中的1种或两种以上形成的硬质组织。

[0126] 金属组织的面积分数的测定按以下方法进行。将与轧制方向平行的板厚断面精加工成镜面,在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 $0.1\mu\text{m}$ 的测定间隔通过电子背散射衍射法测定长度 $50\mu\text{m}$ 、距表面为板厚的 $1/4$ 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)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 $9.6 \times 10^{-5}\text{Pa}$ 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。另外,在同一视场中拍摄背散射电子图像。首先,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。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。

[0127] 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 $I\alpha$ 时,作为贝氏体提取超过 $I\alpha/2$ 的区域,作为“珠光体、马氏体及回火马氏体”提取 $I\alpha/2$ 以下的区域。通过算出所提取的贝氏体的面积率,得到贝氏体的面积分数。此外,通过算出所提取的“珠光体、马氏体及回火马氏体”的面积分数,减去通过上述EBSD分析所得到的珠光体的面积分数,从而得到马氏体及回火马氏体的面积率的合计。

[0128] (2-4)E值:低于10.7、I值:低于1.020

[0129] 要使剪切加工后的剪切端面中的塌边的比率稳定化,重要的是提高金属组织的周期性,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,可使剪切端面中的塌边的比率稳定化。

[0130] 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高的金属组织,所以需要降低E值。如果E值为10.7以上,则剪切端面中的塌边的比率容易变动,难以

稳定化。推断通过形成以周期性排列的金属组织,降低加工硬化能,从而容易使剪切端面中的塌边的比率稳定化。因此,将E值设定为低于10.7,优选为10.6以下,更优选为10.5以下。E值越低越优选,下限没有特别规定,也可以设定为8.0以上、9.0以上或10.0以上。

[0131] 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。I值低,意味着金属组织的均匀性低。本实施方式中,由于需要形成金属组织的均匀性低的金属组织,所以需要降低I值。如果I值低、金属组织的均匀性低,则加工硬化能降低,因此能够使剪切端面中的塌边的比率稳定化。推断如果I值为1.020以上,则剪切端面中的塌边的比率不能稳定化。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值的下限没有特别规定,也可以设定为0.900以上、0.950以上或1.000以上。

[0132] E值及I值可通过以下方法得到。

[0133] 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板厚断面中的、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)。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。

[0134] 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,以行列形式采集相邻的像素间的亮度的频率值。

[0135] 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列的值标记为 P_{ij} 。

[0136] [数式1]

$$[0137] \quad E = - \sum_{i=1, j=1}^{i=256, j=256} P_{ij} \log P_{ij} \quad (1)$$

[0138] [数式2]

$$[0139] \quad I = \sum_{i=1, j=1}^{i=256, j=256} P_{ij} / (1 + |i - j| / 256) \quad (2)$$

[0140] (2-5)Mn浓度的标准偏差:0.60质量%以下

[0141] 本实施方式涉及的热轧钢板的距表面为板厚的1/4深度位置中的Mn浓度的标准偏差为0.60质量%以下。由此,能够使剪切端面中的塌边的比率稳定化。推测是因为在金属组织周期性排列的组织中,通过使硬质相均匀分散,能够降低加工硬化能。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,实际的下限为0.10质量%。

[0142] 在将热轧钢板的与轧制方向平行的板厚断面(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) 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 及在试样板厚方向及板宽方向为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, 基于从总测定点所得到的Mn浓度算出标准偏差, 由此得到Mn浓度的标准偏差。

[0143] (2-6) 表层的平均结晶粒径 d_s 和距表面为板厚的1/4深度位置的平均结晶粒径 d_q 之比即 d_s/d_q 为0.95以下

[0144] 通过细化表层的结晶粒径, 能够抑制热轧钢板的弯曲内裂纹。热轧钢板强度越高, 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使变形继续推进 (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, 变形不均匀地发展, 从而在加工早期 (或在缓慢的加工条件下) 产生剪切变形带。

[0145] 本发明人等发现, 热轧钢板表层的结晶粒径越细, 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 d_s 和距表面为板厚的1/4深度位置的平均结晶粒径 d_q 之比即 d_s/d_q 设定为0.95以下。 d_s/d_q 更优选为0.90以下, 进一步优选为0.85以下。 d_s/d_q 的下限没有特别的规定, 也可以设定为0.50以上。

[0146] 再者, 本实施方式中所谓表层, 为热轧钢板的表面 ~ 距表面为50 μm 的深度位置的区域。

[0147] 表层的结晶粒径可采用EBSP-OIM (电子背散射衍射图-取向成像电子显微术: Electron Back Scatter Diffraction Pattern-Orientation Image Microscopy) 法进行测定。EBSP-OIM法采用组合了扫描式电子显微镜和EBSP分析装置的装置及AMETEK公司制造的OIM Analysis (注册商标) 进行。EBSP-OIM法的可分析面积为可用SEM观察的区域。虽然也取决于SEM的分辨率, 但是采用EBSP-OIM法, 能够以最小20nm的分辨率进行分析。

[0148] 在热轧钢板的与轧制方向平行的板厚断面中的、热轧钢板表层 (热轧钢板表面 ~ 距表面为50 μm 的深度位置的区域) 及距表面为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) 中, 分别以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, 将相邻的测定点的角度差为5°以上的地方定义为晶界, 算出面积平均的结晶粒径。将在各个测定位置所得到的面积平均的结晶粒径作为表层的平均结晶粒径及距表面为1/4深度位置的平均结晶粒径。

[0149] 3. 抗拉强度特性

[0150] 热轧钢板的机械性能中的抗拉强度特性 (抗拉强度) 按照JIS Z2241:2011进行评价。试验片为JIS Z2241:2011的5号试验片。试验方向为与轧制方向垂直的方向。

[0151] 本实施方式涉及的热轧钢板的抗拉 (最大) 强度为780MPa以上, 优选为980MPa以上。如果抗拉强度低于780MPa, 则适用部件受到限定, 对车体轻量化的贡献小。上限不需特别的限定, 但从抑制模具磨损的观点出发, 也可以设定为1780MPa。

[0152] 4. 板厚

[0153] 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1.2~8.0mm。若热轧钢板的板厚低于1.2mm,则难以确保轧制结束温度,而且轧制载荷过大,有时热轧困难。所以,本实施方式涉及的热轧钢板的板厚也可以设定为1.2mm以上,优选为1.4mm以上。另一方面,若板厚超过8.0mm,则金属组织难以微细化,有时难以得到上述金属组织。所以,板厚也可以设定为8.0mm以下,优选为6.0mm以下。

[0154] 5.其它

[0155] (5-1) 镀层

[0156] 本实施方式涉及的具有上述的化学组成及金属组织的热轧钢板以提高耐蚀性等为目的,也可以通过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),可进一步提高耐蚀性。

[0157] 6.制造条件

[0158] 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优选的制造方法如下所述。

[0159] 为了得到本实施方式涉及的热轧钢板,有效的方法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,然后进行缓冷,对直到卷取的冷却过程进行控制。

[0160] 在本实施方式涉及的热轧钢板的优选的制造方法中,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。此外,应力指的是施加给钢板的轧制方向的应力。

[0161] (1) 在将板坯于700~850°C的温度区域保持900秒以上后,再次进行加热,在1100°C以上的温度区域保持6000秒以上。

[0162] (2) 在850~1100°C的温度区域以板厚减薄达到合计90%以上的方式进行热轧。

[0163] (3) 热轧最终阶段的前1阶段的轧制后、且最终阶段的轧制前,对钢板施加170kPa以上的应力。

[0164] (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 为下述式(A)表示的温度 T_1 (°C)以上且低于900°C的方式结束热轧。

[0165] (5) 在热轧最终阶段轧制后、且在钢板被冷却到750°C之前将对钢板所施加的应力设定为200kPa以上。

[0166] (6) 热轧结束后,以50°C/秒以上的平均冷却速度加速冷却到600°C以下的温度。更优选在热轧结束后1秒以内冷却到热轧结束温度 T_f -50°C以下的温度区域。

[0167] (7) 将600~730°C的温度区域的滞留时间设定为3.0秒以下。

[0168] (8) 在400°C以上且低于600°C的温度区域进行卷取。

[0169] T_1 (°C) = $868 - 396 \times [C] - 68.1 \times [Mn] + 24.6 \times [Si] - 36.1 \times [Ni] - 24.8 \times [Cr] - 20.7 \times [Cu] + 250 \times [sol.Al]$ (A)

[0170] 其中,上述式(A)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。

[0171] 通过采用上述制造方法,能够稳定地制造具有强度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轧条件,可谋求Mn偏析的减低和相变前奥氏体的扁平化,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强度及剪切加工性优异的金属组织的热轧钢板。

[0172] (1) 板坯、供于热轧时的板坯温度及保持时间

[0173] 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板坯加热时,在700~850°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700~850°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。在700~850°C的温度区域中的奥氏体相变中,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。此外,通过在1100°C以上的温度区域保持6000秒以上,能够使板坯加热时的奥氏体晶粒均匀。

[0174] 热轧作为多道次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观点及轧制中对钢板的应力负载的观点出发,更优选热轧至少在最终的两个阶段中采用串列式轧机。

[0175] (2) 热轧的压下率:在850~1100°C的温度区域合计板厚减薄90%以上

[0176] 通过以在850~1100°C的温度区域板厚减薄达到合计90%以上的方式进行热轧,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。而且,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850~1100°C的温度区域板厚减薄达到合计90%以上的方式进行热轧。

[0177] 再者,所谓850~1100°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轧制前的入口板厚设定为 t_0 、将该温度区域的轧制中的最终阶段轧制后的出口板厚设定为 t_1 时,可用 $\{(t_0-t_1)/t_0\} \times 100(\%)$ 表示。

[0178] (3) 热轧最终阶段的前1阶段的轧制后、且最终阶段轧制前的负载应力:170kPa以上

[0179] 优选将对热轧最终阶段的前1阶段的轧制后、且最终阶段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阶段的轧制后的再结晶奥氏体中,能够增加具有 $\{110\} \langle 001 \rangle$ 的晶体取向的晶粒数。由于 $\{110\} \langle 001 \rangle$ 是难再结晶的晶体取向,所以通过促进该晶体取向的形成,能够有效地抑制基于最终阶段的压下的再结晶。其结果是,能够得到优选地控制了E值的金属组织。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控制。

[0180] (4) 热轧的最终阶段中的压下率:8%以上、热轧结束温度 T_f : T_1 (°C)以上且低于900°C

[0181] 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 T_1 (°C)以上。通过将热轧的最终阶段中的压下率设定为8%以上,可通过最终阶段的压下使奥氏体晶粒扁平化,形成热轧钢板的带状组织,提高金属组织的周期性,E值减小。通过将热轧

结束温度 T_f 设定为 T_1 ($^{\circ}\text{C}$) 以上,能够抑制奥氏体中的铁素体核生成部位数的过剩的增大。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 900°C ,能够抑制奥氏体的再结晶和粗大化,提高金属组织的周期性,能够得到优选地控制了E值的金属组织。

[0182] (5) 热轧的最终阶段轧制后、且到钢板被冷却至 750°C 的负载应力:200kPa以上

[0183] 优选将对热轧最终阶段的轧制后、且到钢板被冷却至 750°C 的钢板所施加的应力设定为200kPa以上。通过将钢板所施加的应力设定为200kPa以上,奥氏体的扁平化发展,能够提高金属组织的周期性。其结果是,能够得到优选地控制了E值的金属组织。

[0184] (6) 热轧结束后,以 $50^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上的平均冷却速度加速冷却到600以下的温度区域,更优选在热轧结束后在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

[0185] 为了抑制通过热轧而细粒化的奥氏体晶粒的生长,更优选在热轧结束后在1秒以内冷却 50°C 以上。为了在热轧结束后在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,最好在热轧结束后立即进行平均冷却速度高的冷却,例如可以对钢板表面喷射冷却水。通过在热轧结束后在1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,能够提高耐弯曲内裂纹性。

[0186] 此外,通过在热轧结束后,以 $50^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上的平均冷却速度加速冷却到 600°C 以下的温度区域,能够抑制析出强化量小的铁素体及珠光体的生成。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)到加速冷却结束时(从冷却设备导出钢板时)的钢板的温度下降幅度,除以从加速冷却开始到加速冷却结束时的所需时间所得到的值。

[0187] 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,使设备成本提高。因此,考虑到设备成本,优选为 $300^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下。此外,加速冷却的冷却停止温度从与卷取温度的关系考虑,可以设定为 400°C 以上。

[0188] (7) $600 \sim 730^{\circ}\text{C}$ 的温度区域的滞留时间:3.0秒以下

[0189] 为了通过抑制铁素体及珠光体的生成,使母相组织形成硬质,来得到780MPa以上的抗拉强度,优选将铁素体相变温度区域即 $600 \sim 730^{\circ}\text{C}$ 的温度区域的滞留时间设定为3.0秒以下。更优选将 $600 \sim 730^{\circ}\text{C}$ 的温度区域的滞留时间设定为2.0秒以下。

[0190] (7) 卷取温度: 400°C 以上且低于 600°C

[0191] 将卷取温度设定为 400°C 以上且低于 600°C 的温度区域。通过将卷取温度设定为该温度区域,能够增加铁碳化物的析出量,且提高硬质相内的硬度分布的偏差。其结果是,能够降低I值,能够得到优异的剪切加工性。

[0192] 实施例

[0193] 接着,通过实施例对本发明的一方案的效果更具体地进行说明,但是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。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。

[0194] 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及表3B所示的制造条件,得到表4A及表4B所示的热轧钢板。

[0195] 对所得到的热轧钢板,通过上述方法,求出金属组织的面积分数、E值、I值、Mn浓度

的标准偏差、表面的平均结晶粒径 d_s 与距表面为板厚的1/4深度位置的平均结晶粒径 d_q 之比即 d_s/d_q 及抗拉强度TS。表4A及表4B中示出了所得到的测定结果。

[0196] 再者,剩余部分组织为贝氏体、马氏体及回火马氏体中的1种或两种以上。

[0197] 热轧钢板的特性的评价方法

[0198] (1) 抗拉强度特性

[0199] 当抗拉强度TS为780MPa以上时,作为强度优异的热轧钢板判定为合格。另一方面,当抗拉强度TS低于780MPa时,作为强度较差的热轧钢板判定为不合格。

[0200] (2) 剪切加工性

[0201] 关于热轧钢板的剪切加工性,通过冲裁试验,求出冲裁后的端面中的塌边的比率(塌边比率)进行了评价。按孔直径10mm、冲裁速度3m/s,将余隙10%及20%的冲裁孔各制作3个。接着,对各个冲孔,通过光学显微镜拍摄了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。如图1(a)及(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)是冲裁孔的与轧制方向平行的端面的简略图,图1(b)是冲裁孔的侧面的简略图。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。在所得到的端面的观察照片中,通过后述的方法测定端面中的塌边比率。算出将余隙20%的塌边比率除以余隙10%的塌边比率所得到的值。在该值为1.70以下时,作为剪切加工后的剪切端面中的塌边的比率稳定即剪切加工性优异的热轧钢板,判定为合格。另一方面,在上述值超过1.70时,作为剪切加工性较差的热轧钢板,判定为不合格。

[0202] 再者,端面中的塌边比率如图1(a)所示,可通过在端面的观察照片中引出与热轧钢板的上表面及下表面成直角的直线1,算出塌边长度 d_1 相对于该直线1中的塌边长度 d_1 、剪切面长度 d_2 、断裂面长度 d_3 及毛刺长度 d_4 的合计之比率($=d_1/(d_1+d_2+d_3+d_4) \times 100$)来得到。

[0203] (3) 耐弯曲内裂纹性

[0204] 通过以下的弯曲试验,评价耐弯曲内裂纹性。

[0205] 从热轧钢板上切出100mm×30mm的长方形的试验片,得到弯曲试验片。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,将所得的值以极限弯曲 R/t 作为耐弯曲内裂纹性的指标值。当 R/t 为2.5以下时,判断为耐弯曲内裂纹性优异的热轧钢板。

[0206] 但是,关于龟裂的有无,将V形块90°弯曲试验后的试验片用与弯曲方向平行且与板面垂直的面切断,在将所得到的切断面进行镜面研磨后,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 μ m时,判断为有龟裂。

[0207] 表4A及表4B中示出了所得到的结果。

[0208]

表1

钢 No.	质量% 剩余部分: Fe及杂质													备注
	C	Si	Mn	Ti	Nb	V	Ti+Nb+V	sol. Al	P	S	N	O		
A	0.051	1.11	1.64	0.090			0.090	0.035	0.020	0.0007	0.0033	0.0029	本发明例	
B	0.088	0.98	2.41	0.106			0.106	0.028	0.013	0.0031	0.0036	0.0037	本发明例	
C	0.152	1.28	2.33	0.127			0.127	0.062	0.014	0.0039	0.0031	0.0015	本发明例	
D	0.107	0.42	2.15	0.095			0.095	0.038	0.022	0.0038	0.0041	0.0026	本发明例	
E	0.076	2.75	2.50	0.108			0.108	0.041	0.029	0.0027	0.0022	0.0025	本发明例	
F	0.097	0.94	1.12	0.105			0.105	0.054	0.007	0.0042	0.0030	0.0017	本发明例	
G	0.094	1.20	3.75	0.104	0.044		0.148	0.033	0.030	0.0015	0.0032	0.0046	本发明例	
H	0.098	0.82	2.29	0.064			0.064	0.042	0.028	0.0034	0.0025	0.0015	本发明例	
I	0.097	1.11	2.19			0.144	0.144	0.039	0.012	0.0058	0.0030	0.0037	本发明例	
J	0.093	1.11	2.23	0.040	0.026	0.067	0.133	0.032	0.017	0.0045	0.0035	0.0042	本发明例	
K	0.087	0.85	2.38	0.127			0.127	0.044	0.015	0.0035	0.0026	0.0040	本发明例	
L	0.074	0.85	2.30	0.114			0.114	0.051	0.029	0.0025	0.0039	0.0019	本发明例	
M	0.086	1.11	2.10	0.108		0.056	0.164	0.045	0.025	0.0028	0.0028	0.0039	本发明例	
N	0.080	1.09	2.16	0.099			0.099	0.042	0.018	0.0045	0.0049	0.0025	本发明例	
O	0.097	1.10	2.18		0.201		0.201	0.049	0.011	0.0022	0.0033	0.0031	本发明例	
P	0.042	0.91	1.92	0.126			0.126	0.027	0.007	0.0040	0.0037	0.0020	比较例	
Q	0.089	3.18	2.16	0.099			0.099	0.029	0.019	0.0021	0.0028	0.0030	比较例	
R	0.093	0.84	0.76	0.123			0.123	0.065	0.019	0.0003	0.0072	0.0011	比较例	
S	0.054	1.10	1.88	0.042	0.011		0.053	0.041	0.015	0.0050	0.0020	0.0045	比较例	
T	0.072	1.10	2.20	0.115			0.115	0.368	0.008	0.0025	0.0045	0.0029	本发明例	

下划线表示在本发明的范围外。

[0209]

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						0.0020	0.0014									772	本发明例
B																700	本发明例
C								0.0028								696	本发明例
D		0.43	0.26	0.22												680	本发明例
E									0.004			0.15				746	本发明例
F																790	本发明例
G																613	本发明例
H										0.03						704	本发明例
I																718	本发明例
J																715	本发明例
K	0.15										0.19					700	本发明例
L		0.21														711	本发明例
M			0.12											0.03		729	本发明例
N				0.26												717	本发明例
O					0.0018							0.02				720	本发明例
P																750	比较例
Q																771	比较例
R																816	比较例
S																756	比较例
T																809	本发明例

[0211]

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		最终阶段的前一个阶段的轧制后、最终阶段前的轧制前的负载应力		T1	热轧结束温度 Tf		最终阶段的压下率		热轧最终阶段后、到钢板被冷却至750°C 的负载应力		热轧结束后1秒的冷却量		从热轧结束到600°C 以下的卷取温度的平均冷却速度		600~730°C 的温度区域的滞留时间		卷取温度 °C	备注
		s	s		%	%	kPa	kPa	°C	°C		%	kPa	°C	°C	°C/s	s	s							
21	H	1345	8440	1277	94	210	704	856	10	207	73	116	1.5	513	本发明例										
22	I	1159	8949	1248	95	216	718	860	11	219	75	80	1.9	452	本发明例										
23	J	1254	8726	1240	93	216	715	870	10	211	62	104	1.5	471	本发明例										
24	K	1267	8282	1271	96	218	700	852	10	204	61	120	1.5	523	本发明例										
25	L	1765	8674	1259	96	235	711	852	11	204	85	112	1.6	522	本发明例										
26	M	1436	8236	1238	94	223	729	870	10	214	65	102	1.7	496	本发明例										
27	N	1375	8151	1239	97	229	717	841	10	208	69	102	1.4	516	本发明例										
28	O	1387	8481	1242	95	204	720	843	12	214	71	117	1.5	530	本发明例										
29	P	1547	8415	1251	93	212	750	846	10	209	76	125	1.6	504	比较例										
30	Q	1536	8459	1269	92	225	771	861	10	216	67	113	1.6	512	比较例										
31	R	1675	9071	1250	96	238	816	851	11	212	59	109	1.6	473	比较例										
32	S	1286	8532	1266	96	213	756	848	12	203	73	66	2.0	562	比较例										
33	T	1267	8282	1271	96	218	809	852	16	204	80	120	1.5	523	本发明例										
34	T	852	7128	1254	91	212	809	854	11	205	75	105	1.3	510	比较例										
35	T	1305	5895	1243	93	234	809	860	14	210	63	86	1.7	524	比较例										
36	T	1456	7542	1240	92	156	809	855	16	201	70	65	2.2	515	比较例										
37	T	1425	8025	1254	92	215	809	846	15	185	65	78	1.9	524	比较例										
38	T	1298	7542	1252	92	216	809	859	14	205	75	46	2.8	523	比较例										

下划线表示制造条件是不优选的。

[0212]

表4A

制造 No.	钢 No.	板厚		铁素体	残余奥氏体	珠光体	剩余部分组织	E值	I值	Mn标准偏差	ds/dq	抗拉强度 TS	余隙20%与10%的塌边比率之比 X20/X10	极限弯曲 R/t	备注
		mm	面积%												
1	A	2.6	5.2	0.0	0.0	0.0	94.8	10.3	1.015	0.48	0.75	895	1.61	2.1	本发明例
2	A	2.6	<u>16.5</u>	0.0	0.0	3.2	80.3	<u>10.9</u>	1.012	0.46	0.80	<u>752</u>	2.35	2.3	比较例
3	B	2.6	9.8	0.0	0.0	0.0	90.2	10.6	1.009	0.41	0.70	1019	1.68	2.1	本发明例
4	B	2.6	6.7	0.0	0.0	0.0	93.3	10.4	1.009	0.41	0.82	1019	1.30	2.3	本发明例
5	B	2.6	7.3	0.0	0.0	0.0	92.7	10.2	1.002	0.45	0.71	1022	1.26	2.1	本发明例
6	B	2.6	6.2	0.0	0.0	0.0	93.8	10.3	1.007	0.43	0.97	1040	1.48	2.8	本发明例
7	B	2.6	10.5	0.0	0.0	0.0	89.5	10.3	1.006	0.52	0.70	1027	1.52	2.1	本发明例
8	B	2.6	6.4	0.0	0.0	0.0	93.6	10.3	1.011	0.42	0.75	1049	1.51	2.2	本发明例
9	B	2.6	10.6	0.0	0.0	0.0	89.4	10.6	1.008	0.65	0.77	1018	2.11	2.2	比较例
10	B	2.6	9.5	0.0	0.0	0.0	90.5	10.5	1.002	0.66	0.82	1029	1.80	2.3	比较例
11	B	2.6	10.5	0.0	0.0	0.0	89.5	10.7	1.015	0.68	0.82	1023	2.09	2.3	比较例
12	B	2.6	13.1	0.0	0.0	0.0	86.9	10.8	1.009	0.46	0.90	1014	1.99	2.6	比较例
13	B	2.6	13.5	0.0	0.0	2.2	84.3	10.8	1.005	0.47	0.87	951	1.97	2.5	比较例
14	C	6.0	1.8	2.1	0.0	0.0	96.1	10.6	1.001	0.47	0.71	1212	1.52	2.3	本发明例
15	D	2.6	2.6	0.0	0.0	0.0	97.4	10.3	1.000	0.46	0.83	1111	1.23	2.4	本发明例
16	E	2.6	3.4	0.0	0.0	0.0	96.6	10.3	1.005	0.42	0.77	1008	1.36	2.2	本发明例
17	E	2.6	8.5	4.2	0.0	0.0	87.3	10.6	1.026	0.43	0.83	1026	2.15	2.4	比较例
18	F	1.6	10.6	0.0	0.0	2.1	87.3	10.4	1.008	0.47	0.85	856	1.65	2.2	本发明例
19	F	2.6	14.5	0.0	0.0	5.2	80.3	10.5	1.000	0.44	0.85	715	2.30	2.0	比较例
20	G	2.6	1.9	2.9	0.0	0.0	95.2	10.5	1.003	0.51	0.79	1185	1.59	2.3	本发明例

下划线表示在本发明的范围外、特性值是不优选的。

[0213]

表4B

制造 No.	钢 No.	板厚 mm	铁素体 面积%	残余 奥氏体 面积%	珠光体 面积%	剩余部 分组织 面积%	E值	I值	Mn标准 偏差 质量%	ds/dq	抗拉 强度 TS MPa	余隙20%与 10%的塌边 比率之比 X20/X10	极限 弯曲 R/t	备注
21	H	2.6	3.6	0.0	3.5	92.9	10.4	1.001	0.43	0.75	781	1.62	2.1	本发明例
22	I	2.6	3.1	0.0	0.0	96.9	10.4	1.009	0.43	0.73	1049	1.49	2.1	本发明例
23	J	2.6	3.9	0.0	0.0	96.1	10.4	1.006	0.43	0.83	1048	1.50	2.4	本发明例
24	K	2.6	2.9	0.0	0.0	97.1	10.4	1.010	0.46	0.84	1020	1.49	2.4	本发明例
25	L	2.6	3.4	0.0	0.0	96.6	10.3	1.010	0.45	0.66	982	1.50	2.0	本发明例
26	M	2.6	3.5	0.0	0.0	96.5	10.4	1.005	0.43	0.81	1011	1.50	2.3	本发明例
27	N	2.6	2.6	0.0	0.0	97.4	10.3	1.005	0.47	0.78	991	1.33	2.2	本发明例
28	O	2.6	3.1	0.0	0.0	96.9	10.2	1.004	0.46	0.76	1040	1.17	2.2	本发明例
29	P	2.6	22.1	0.0	0.0	77.9	10.3	1.023	0.46	0.72	705	2.28	2.1	比较例
30	Q	2.6	17.3	0.0	0.0	82.7	10.4	1.005	0.46	0.79	990	1.93	2.3	比较例
31	R	2.6	33.5	0.0	0.0	66.5	10.3	1.006	0.40	0.85	665	2.32	2.4	比较例
32	S	2.6	14.5	0.0	4.2	81.3	10.6	1.015	0.42	0.75	654	2.13	2.2	比较例
33	T	2.6	5.2	0.0	0.0	97.1	10.4	1.010	0.43	0.65	984	1.49	2.4	本发明例
34	T	2.6	4.2	0.0	0.0	95.8	10.4	1.007	0.63	0.73	986	1.74	2.2	比较例
35	T	2.6	6.2	0.0	0.0	93.8	10.7	1.015	0.64	0.77	980	1.76	2.3	比较例
36	T	2.6	8.2	0.0	0.0	91.8	10.8	1.010	0.46	0.72	972	1.85	2.1	比较例
37	T	2.6	6.2	0.0	2.2	91.6	10.8	1.007	0.43	0.74	982	1.78	2.2	比较例
38	T	2.6	16.5	0.0	4.1	79.4	10.4	1.010	0.44	0.68	765	2.15	2.0	本发明例

下划线表示在本发明的范围外、特性值是不优选的。

[0214] 由表4A及表4B得知,本发明例涉及的热轧钢板具有优异的强度及剪切加工性。此外,得知本发明例中的ds/dq为0.95以下的热轧钢板具有上述诸特性,而且具有优异的耐弯

曲内裂纹性。

[0215] 另一方面,得知比较例涉及的热轧钢板不具有优异的强度及剪切加工性中的任一项以上。

[0216] 产业上的可利用性

[0217] 根据本发明涉及的上述方案,能够提供具有优异的强度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方案,能够得到具有上述诸特性,而且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。

[0218] 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。

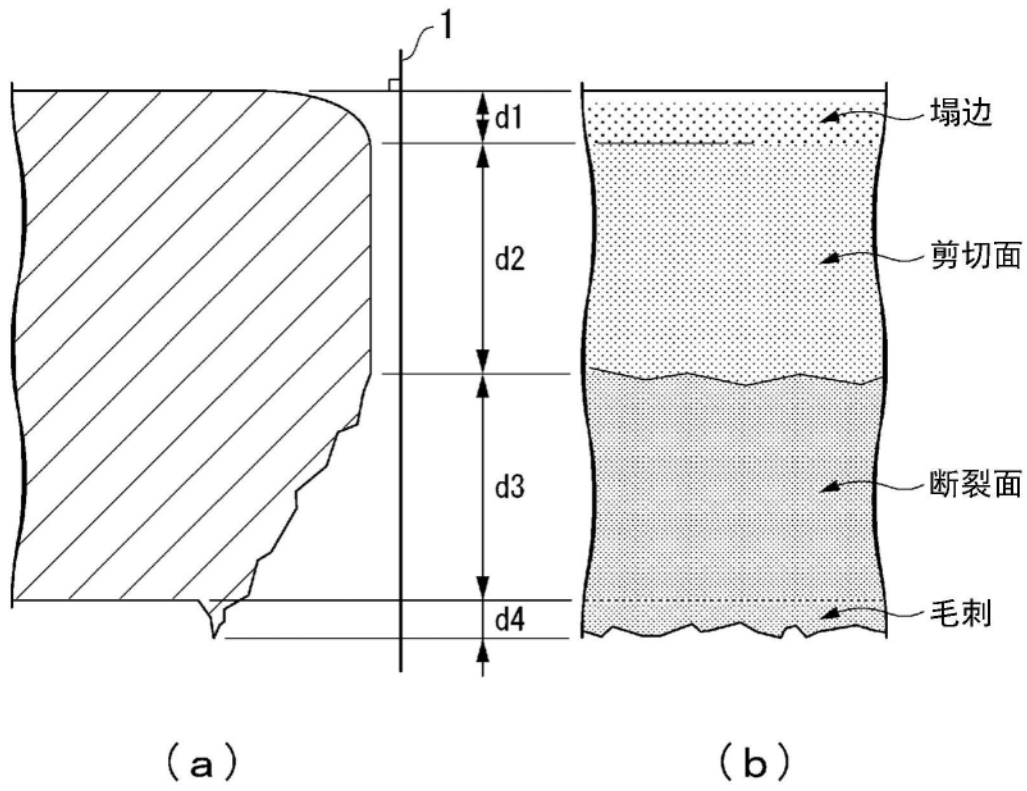


图1