



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 119866384 A

(43) 申请公布日 2025. 04. 22

(21) 申请号 202380064564.9

(22) 申请日 2023.06.29

(30) 优先权数据

2022-146743 2022.09.15 JP

(85) PCT国际申请进入国家阶段日

2025.03.07

(86) PCT国际申请的申请数据

PCT/JP2023/024255 2023.06.29

(87) PCT国际申请的公布数据

W02024/057670 JA 2024.03.21

(71) 申请人 杰富意钢铁株式会社

地址 日本

(72) 发明人 知场三周 松井洋一郎 野口琴未

木村英之

(74) 专利代理机构 中原信达知识产权代理有限
责任公司 11219

专利代理师 盛曼 金龙河

(51) Int.Cl.

G22C 38/00 (2006.01)

G21D 9/46 (2006.01)

G22C 38/06 (2006.01)

G22C 38/60 (2006.01)

权利要求书2页 说明书21页

(54) 发明名称

钢板、构件和它们的制造方法

(57) 摘要

本发明提供具有980MPa以上的拉伸强度、冲压成形性、延展性和延伸凸缘成形性优良、并且板宽方向的材质稳定性优良的钢板、构件和它们的制造方法。具有特定范围的成分组成和钢组织,相对于淬火马氏体和残余奥氏体的合计面积率,长径比为3以下且等效圆直径为 $1.6\mu\text{m}$ 以上的淬火马氏体和残余奥氏体的合计面积率为20%以下,相对于全部组织,C浓度为0.5质量%以上的C富集区域($S_{C\geq 0.5}$)的面积率为15%以下。

1. 一种钢板,其具有:

含有以质量%计C:0.05~0.20%、Si:0.40~1.50%、Mn:1.9~3.5%、P:0.02%以下、S:0.01%以下、sol.Al:0.005~0.50%、N:小于0.015%、余量由铁和不可避免的杂质构成的成分组成;以及

多边形铁素体的面积率为10%以上且57%以下、上贝氏体和回火马氏体和下贝氏体的合计面积率为40%以上且80%以下、残余奥氏体的体积率为3%以上且15%以下、淬火马氏体的面积率为12%以下(包括0%)、此外由剩余组织构成的钢组织,

相对于淬火马氏体和残余奥氏体的合计面积率,长径比为3以下且等效圆直径为1.6 μ m以上的淬火马氏体和残余奥氏体的合计面积率为20%以下,

相对于全部组织,C浓度为0.5质量%以上的C富集区域($S_{C\geq 0.5}$)的面积率为15%以下。

2. 根据权利要求1所述的钢板,其中,作为所述成分组成,还含有选自以质量%计Ti:0.1%以下、B:0.01%以下中的一种或两种。

3. 根据权利要求1或2所述的钢板,其中,作为所述成分组成,还含有选自以质量%计Cu:1%以下、Ni:1%以下、Cr:1%以下、Mo:0.5%以下、V:0.5%以下、Nb:0.1%以下中的一种或两种以上。

4. 根据权利要求1~3中任一项所述的钢板,其中,作为所述成分组成,还含有选自以质量%计Mg:0.0050%以下、Ca:0.0050%以下、Sn:0.1%以下、Sb:0.1%以下、REM:0.0050%以下中的一种或两种以上。

5. 根据权利要求1~4中任一项所述的钢板,其中,在表面具有锌镀层。

6. 一种构件,其是使用权利要求1~5中任一项所述的钢板而成的构件。

7. 一种钢板的制造方法,其是对具有权利要求1~4中任一项记载的成分组成的钢坯实施热轧、酸洗和冷轧、然后对得到的冷轧钢板进行退火的钢板的制造方法,其中,

所述退火包括:

保持工序,其中,对于所述冷轧钢板,加热至750~880℃的退火温度,在所述退火温度下保持10~500秒;

第一冷却工序,其中,在从所述退火温度到350~550℃的第一冷却停止温度的温度范围内以2~50℃/s的第一平均冷却速度冷却至所述第一冷却停止温度;

第二冷却工序,其中,在350~550℃的停留温度下停留10s以上且60s以下后,以3~50℃/s的第二平均冷却速度冷却至100~300℃的第二冷却停止温度;

再加热工序,其中,以2.0℃/s以上的平均加热速度从所述第二冷却停止温度加热至第二冷却停止温度+50℃以上且340℃以下的再加热温度;以及

第三冷却工序,其中,所述再加热工序后,在从所述再加热温度到50℃的温度范围内停留100s以上的同时以0.05~1.0℃/s的第三平均冷却速度进行冷却。

8. 根据权利要求7所述的钢板的制造方法,其中,在所述第二冷却工序中,在350~550℃的停留温度下停留10s以上且60s以下时,对钢板表面进行热镀锌处理或合金化热镀锌处理。

9. 根据权利要求7所述的钢板的制造方法,其中,所述退火后,对钢板表面进行电镀锌处理。

10. 一种构件的制造方法,其包括对权利要求1~5中任一项所述的钢板实施成形加工、

接合加工中的至少一者而制成构件的工序。

钢板、构件和它们的制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及钢板、构件和它们的制造方法。更详细而言,本发明涉及拉伸强度(TS)为980MPa以上、具有优良的成形性和材质稳定性的钢板、构件和它们的制造方法。本发明的钢板适合于汽车用骨架构件的原材料。

背景技术

[0002] 近年来,从保护地球环境的观点出发,在国际框架中正在进行汽车的CO₂排放气体限制的强化。为了改善汽车的燃料效率,由用于汽车骨架用构件的钢板的薄壁化带来的汽车的车身轻量化最有效。因此,出于有助于汽车的低燃料效率的目的,高强度钢板的使用量正在增加。但是,伴随钢板的高强度化,容易产生因延展性的降低、延伸凸缘成形性的降低引起的冲压成形时的裂纹。因此,期望与以往相比延展性和延伸凸缘成形性更优良的钢板。

[0003] 另外,从碳中和的观点考虑,要求材料的耗尽(成品率改善),对钢板还要求板宽方向上的优良的材质稳定性。但是,伴随钢板的高强度化,板宽方向的延展性、扩孔性等成形性的波动显著化,冲压成形时容易产生裂纹,因此,需要对落料位置设置限制,存在成品率降低的问题。

[0004] 另外,通常,伴随高强度化,屈服比:YR(YR=屈服强度YS/拉伸强度TS)变高,因此存在成形后的回弹增大的问题。

[0005] 作为改善高强度钢板的成形性的技术,开发了在组织中分散有残余奥氏体的TRIP钢板。例如,在专利文献1中公开了:通过将含有C:0.04~0.12%、Si:0.8~2.5%、Mn:0.5~2.0%的钢在退火后在300~500℃下保持10~900秒的奥氏体回火(与贝氏体相变相伴的碳分配),生成2~10%的残余 γ ,由此得到具有 $TS \times El \geq 21000 \text{ MPa} \cdot \%$ 的高延展性和70%以上的高延伸凸缘成形性的钢板。

[0006] 另外,在专利文献2中公开了如下技术:在冷却过程中暂时冷却至马氏体相变开始温度(Ms点)~马氏体相变结束温度(Mf点)之间的温度范围,然后,进行再加热保持而使残余奥氏体稳定化,利用这样的所谓的Q&P:Quenching & Partitioning(淬火和碳从马氏体向奥氏体的分配)的原理实现钢板的高延展性。具体而言,公开了如下所述的钢板及其制造方法:将具有规定的化学成分的冷轧钢板在750℃以上的第一均热温度下保持后,冷却至150~350℃的温度范围的冷却停止温度后,再加热至350~500℃的温度范围,由此确保以体积分率计为5~15%的残余奥氏体,兼顾980MPa以上的TS和伸长率为17%以上的延展性,并且具有扩孔率为50%以上的优良的扩孔性。

[0007] 另一方面,作为得到对减少回弹有效的低屈服比的钢板,开发了DP钢(双相钢)。一般的DP钢是在作为主相的铁素体组织中分散有马氏体的多相组织钢,TS高,低屈服比且延展性优良。但是,应力集中于铁素体与马氏体的界面,由此容易产生裂纹,因此DP钢存在延伸凸缘成形性差的缺点。作为改善DP钢的延伸凸缘成形性的技术,例如有专利文献3、专利文献4。

[0008] 专利文献3中公开了如下技术:通过将相对于全部组织的铁素体的占空系数控制

为50%以上、将马氏体的占空系数控制为3 ~ 30%,并且使铁素体的平均结晶粒径为10 μm 以下、使马氏体的平均结晶粒径为5 μm 以下,由此抑制延伸凸缘成形性的劣化。

[0009] 另外,专利文献4中公开了:通过将相对于全部组织的铁素体的占空系数控制为5 ~ 30%、将马氏体的占空系数控制为50 ~ 95%,控制成平均粒径以等效圆直径计为3 μm 以下的微细的铁素体和平均粒径以等效圆直径计为6 μm 以下的马氏体,由此改善延展性和延伸凸缘成形性。

[0010] 现有技术文献

[0011] 专利文献

[0012] 专利文献1:日本专利第5515623号公报

[0013] 专利文献2:日本专利第5821911号公报

[0014] 专利文献3:日本专利第3936440号公报

[0015] 专利文献4:日本特开2008-297609号公报

发明内容

[0016] 发明所要解决的问题

[0017] 上述专利文献1和专利文献4虽然公开了延展性和延伸凸缘成形性优良的钢板的制造方法,但需要形成较多软质相的铁素体,因此难以实现例如780MPa以上的高强度化。另外,专利文献2虽然具有优良的延展性和延伸凸缘成形性,但由于是YR为0.8以上的钢板,因此有时由于冲压成形时的回弹而损害尺寸精度。另外,专利文献3公开了低YR且延伸凸缘成形性优良的DP钢板的制造方法,但由于是DP组织,因此延展性不一定是充分的。另外,在任一篇专利文献中都没有公开抑制板宽方向的延展性和延伸凸缘成形性的波动的技术。因此,要求开发出除了具有优良的延展性、优良的延伸凸缘以外还具有优良的板宽方向的材质稳定性的高强度钢板。

[0018] 鉴于上述情况,本发明的目的在于提供具有980MPa以上的拉伸强度(TS)、并且冲压成形性、延展性和延伸凸缘成形性优良、并且板宽方向的材质稳定性优良的钢板、构件和它们的制造方法。

[0019] 在此,拉伸强度是指依据JIS Z2241(2011)得到的拉伸强度(TS)。

[0020] 冲压成形性优良是指依据JIS Z2241(2011)得到的屈服比YR为0.8以下。

[0021] 延展性优良是指依据JIS Z2241(2011)得到的总伸长率EL满足以下的(A)、(B)中的任一项。

[0022] (A)在TS为980MPa以上且小于1180MPa的情况下,EL为14.0%以上;

[0023] (B)在TS为1180MPa以上的情况下,EL为12.0%以上。

[0024] 延伸凸缘成形性优良是指通过依据JFST1001的规定的扩孔试验得到的扩孔率 λ (%) ($=\{(d-d_0)/d_0\} \times 100$)为40%以上。

[0025] 板宽方向的材质稳定性优良是指,关于板宽方向的测定位置X的EL和 λ ,连续地满足以下的式(1)和式(2)的区域A的板宽相对于总板宽为80%以上。

[0026] $-10 \leq 100 \times [(\text{区域A内的测定位置X的EL}(\%) - \text{板宽中央位置的EL}(\%)) / \text{板宽中央位置的EL}(\%)] \leq 10 \cdots (1)$

[0027] $-10 \leq 100 \times [(\text{区域A内的测定位置X的}\lambda(\%) - \text{板宽中央位置的}\lambda(\%)) / \text{板宽中央位置}$

的 λ (%)] $\leq 10 \cdots (2)$

[0028] (式(1)、(2)中,测定位置X设为钢板的板宽W的24分割位置的共计23个部位(将板宽W分割成24个均等的宽度时的23个部位的相邻的各宽度的接触部位)。即,作为板宽方向的位置,将 $W/24$ 、 $2W/24$ 、 $3W/24$ 、 $4W/24$ 、 $5W/24$ 、 $6W/24$ 、 $7W/24$ 、 $8W/24$ 、 $9W/24$ 、 $10W/24$ 、 $11W/24$ 、 $12W/24$ 、 $13W/24$ 、 $14W/24$ 、 $15W/24$ 、 $16W/24$ 、 $17W/24$ 、 $18W/24$ 、 $19W/24$ 、 $20W/24$ 、 $21W/24$ 、 $22W/24$ 、 $23W/24$ 共计23个部位作为测定位置X。)

[0029] 在此,例如,在连续地满足式(1)和式(2)的测定位置X为 $2W/24 \sim 20W/24$ 的情况下,连续地满足式(1)和式(2)的区域A的板宽相对于总板宽为 $100 \times (20-2+1)/23=83\%$ 。

[0030] 用于解决问题的方法

[0031] 本发明人为了解决上述问题,针对具有980MPa以上的拉伸强度的各种薄钢板,从钢板的成分组成和显微组织、制造条件的观点出发,对影响冲压成形性、延展性、延伸凸缘成形性和材质稳定性的各种因素进行了深入研究。其结果发现,通过含有以质量%计C:0.05~0.20%、Si:0.40~1.50%、Mn:1.9~3.5%、P:0.02%以下、S:0.01%以下、sol.Al:0.005~0.50%、N:小于0.015%、并形成在使多边形铁素体的面积率为10%以上且57%以下、使上贝氏体和回火马氏体和下贝氏体的合计面积率为40%以上且80%以下,使残余奥氏体(残余 γ)的面积率为3%以上且15%以下,使淬火马氏体的面积率为12%以下(包括0%)的基础上使长径比为3以下且等效圆直径为 $1.6\mu\text{m}$ 以上的淬火马氏体和残余 γ 的合计面积率为20%以下、C浓度为0.5质量%以上的C富集区域($S_{C \geq 0.5}$)相对于组织整体的面积率为15%以下的钢组织,可以得到具有优良的冲压成形性、延展性和延伸凸缘成形性、进而板宽方向的材质稳定性优良的(材质波动小的)高强度冷轧钢板。

[0032] 本发明是基于上述见解而完成的,其主旨如下所述。

[0033] [1]一种钢板,其具有:

[0034] 含有以质量%计C:0.05~0.20%、Si:0.40~1.50%、Mn:1.9~3.5%、P:0.02%以下、S:0.01%以下、sol.Al:0.005~0.50%、N:小于0.015%、余量由铁和不可避免的杂质构成的成分组成;以及

[0035] 多边形铁素体的面积率为10%以上且57%以下、上贝氏体和回火马氏体和下贝氏体的合计面积率为40%以上且80%以下、残余奥氏体的体积率为3%以上且15%以下、淬火马氏体的面积率为12%以下(包括0%)、此外由剩余组织构成的组织,

[0036] 相对于淬火马氏体和残余奥氏体的合计面积率,长径比为3以下且等效圆直径为 $1.6\mu\text{m}$ 以上的淬火马氏体和残余奥氏体的合计面积率为20%以下,

[0037] 相对于全部组织,C浓度为0.5质量%以上的C富集区域($S_{C \geq 0.5}$)的面积率为15%以下。

[0038] [2]根据[1]所述的钢板,其中,作为上述成分组成,还含有选自以质量%计Ti:0.1%以下、B:0.01%以下中的一种或两种。

[0039] [3]根据[1]或[2]所述的钢板,其中,作为上述成分组成,还含有选自以质量%计Cu:1%以下、Ni:1%以下、Cr:1%以下、Mo:0.5%以下、V:0.5%以下、Nb:0.1%以下中的一种或两种以上。

[0040] [4]根据[1]~[3]中任一项所述的钢板,其中,作为上述成分组成,还含有选自以质量%计Mg:0.0050%以下、Ca:0.0050%以下、Sn:0.1%以下、Sb:0.1%以下、REM:0.0050%以下

中的一种或两种以上。

[0041] [5]根据[1]~[4]中任一项所述的钢板,其中,在表面具有锌镀层。

[0042] [6]一种构件,其是使用[1]~[5]中任一项所述的钢板而成的构件。

[0043] [7]一种钢板的制造方法,其是对具有[1]~[4]中任一项记载的成分组成的钢坯实施热轧、酸洗和冷轧、然后对得到的冷轧钢板进行退火的钢板的制造方法,其中,

[0044] 上述退火包括:

[0045] 保持工序,其中,对于上述冷轧钢板,加热至750~880℃的退火温度,在上述退火温度下保持10~500秒;

[0046] 第一冷却工序,其中,在从上述退火温度到350~550℃的第一冷却停止温度的温度范围内以2~50℃/s的第一平均冷却速度冷却至上述第一冷却停止温度;

[0047] 第二冷却工序,其中,在350~550℃的停留温度下停留10s以上且60s以下后,以3~50℃/s的第二平均冷却速度冷却至100~300℃的第二冷却停止温度;

[0048] 再加热工序,其中,以2.0℃/s以上的平均加热速度从上述第二冷却停止温度加热至第二冷却停止温度+50℃以上且340℃以下的再加热温度;以及

[0049] 第三冷却工序,其中,上述再加热工序后,在从上述再加热温度到50℃的温度范围内停留100s以上的同时以0.05~1.0℃/s的第三平均冷却速度进行冷却。

[0050] [8]根据[7]所述的钢板的制造方法,其中,在上述第二冷却工序中,在350~550℃的停留温度下停留10s以上且60s以下时,对钢板表面进行热镀锌处理或合金化热镀锌处理。

[0051] [9]根据[7]所述的钢板的制造方法,其中,上述退火后,对钢板表面进行电镀锌处理。

[0052] [10]一种构件的制造方法,其包括对[1]~[5]中任一项所述的钢板实施成形加工、接合加工中的至少一者而制成构件的工序。

[0053] 发明效果

[0054] 根据本发明,可以得到拉伸强度TS为980MPa以上的高强度、具有优良的冲压成形性、延展性和延伸凸缘成形性、并且板宽方向的材质稳定性优良的钢板。

[0055] 本发明的钢板能够应用于例如复杂形状的汽车结构构件,实现汽车的车身轻量化,另外,在制造时通过成品率提高能够减轻环境负荷。

具体实施方式

[0056] 以下,对本发明进行具体说明。需要说明的是,本发明不限于以下的实施方式。

[0057] 本发明的钢板具有含有以质量%计C:0.05~0.20%、Si:0.40~1.50%、Mn:1.9~3.5%、P:0.02%以下、S:0.01%以下、sol.Al:0.005~0.50%、N:小于0.015%、余量由铁和不可避免的杂质构成的成分组成、以及多边形铁素体的面积率为10%以上且57%以下、上贝氏体和回火马氏体和下贝氏体的合计面积率为40%以上且80%以下、残余奥氏体的体积率为3%以上且15%以下、淬火马氏体的面积率为12%以下(包括0%)、此外由剩余组织构成的钢组织,相对于淬火马氏体和残余奥氏体的合计面积率,长径比为3以下且等效圆直径为1.6μm以上的淬火马氏体和残余奥氏体的合计面积率为20%以下,相对于全部组织,C浓度为0.5质量%以上的C富集区域($S_{C \geq 0.5}$)的面积率为15%以下。

[0058] 以下,按照成分组成、钢组织的顺序对本发明的钢板进行说明。首先,对本发明的成分组成的限定理由进行说明。需要说明的是,在以下的说明中,只要没有特别说明,表示钢的成分的%均为质量%。

[0059] <C:0.05~0.20%>

[0060] C是从通过相变强化来确保规定的强度的观点以及确保规定量的残余奥氏体(残余 γ)而使延展性提高的观点出发来含有。C含量小于0.05%时,不能充分地确保这些效果。

[0061] 另一方面,C含量超过0.20%时,马氏体相变开始温度(M_s 点)降低。由此,在从再加热温度到50°C的温度范围内以0.05~1.0°C/s的第三平均冷却速度进行冷却的第三冷却工序中,不能充分地进行马氏体相变和之后的马氏体的回火。其结果是,淬火马氏体和0.5质量%以上的C富集区域($S_{C\geq 0.5}$)的形成被促进,延伸凸缘成形性和板宽方向的材质稳定性降低。

[0062] 因此,C含量设定为0.05%以上且0.20%以下。C含量优选为0.08%以上。另外,C含量优选设定为0.18%以下。

[0063] <Si:0.40~1.50%>

[0064] Si从强化铁素体而使强度升高的观点以及抑制马氏体、贝氏体中的碳化物生成、确保规定量的残余 γ 而使延展性提高的观点出发来含有。Si含量小于0.40%时,不能充分地确保这些效果。

[0065] 另一方面,Si含量超过1.50%时,过度促进向未相变奥氏体的碳分配,0.5质量%以上的C富集区域($S_{C\geq 0.5}$)的形成被促进,延伸凸缘成形性和板宽方向的材质稳定性降低。因此,Si含量设定为0.40%以上且1.50%以下。Si含量优选为0.60%以上。另外,Si含量优选设定为1.20%以下。

[0066] <Mn:1.9~3.5%>

[0067] Mn从使钢板的淬透性提高、抑制铁素体的过度相变、促进由相变强化带来的高强度化的观点以及与Si同样抑制贝氏体中的碳化物的生成、进一步促进有助于延展性的残余奥氏体的形成从而使延展性进一步提高的观点出发来含有。为了得到这些效果,Mn含量需要为1.9%以上。

[0068] 另一方面,Mn含量超过3.5%时,贝氏体相变显著延迟,不能确保规定量的残余奥氏体,延展性降低。

[0069] 另外,Mn含量超过3.5%时,难以抑制粗大的淬火马氏体的生成,延伸凸缘成形性也劣化。

[0070] 因此,Mn含量设定为1.9%以上且3.5%以下。Mn含量优选为2.1%以上。另外,Mn含量优选为3.3%以下,更优选为3.0%以下。

[0071] <P:0.02%以下>

[0072] P是将钢强化的元素,但其含量多时,使点焊性劣化。因此,P含量设定为0.02%以下,优选设定为0.01%以下。需要说明的是,也可以不含有P,但为了降低到小于0.001%而耗费很大成本,因此P含量优选为0.001%以上。P含量更优选为0.002%以上,进一步优选为0.005%以上。

[0073] <S:0.01%以下>

[0074] S是具有改善热轧中的氧化皮剥离性的效果、抑制退火时的氮化的效果、但对点焊

性、弯曲性、扩孔性带来不良影响的元素。为了减少这些不良影响,至少S含量设定为0.01%以下,优选设定为0.0020%以下。

[0075] 需要说明的是,也可以不含有S,但为了降低到小于0.0001%而耗费很大成本,因此,从制造成本的观点出发,S含量优选为0.0001%以上。S含量更优选为0.0005%以上,进一步优选为0.0015%以上。

[0076] <sol.Al:0.005~0.50%>

[0077] Al是为了脱氧或者出于得到残余 γ 的目的来含有。为了稳定地进行脱氧,sol.Al含量设定为0.005%以上。sol.Al含量优选为0.01%以上。

[0078] 另一方面,sol.Al含量超过0.50%时,Al系粗大夹杂物大量增加,延伸凸缘成形性降低。因此,sol.Al含量设定为0.50%以下。

[0079] <N:小于0.015%>

[0080] N是在钢中形成BN、AlN、TiN等氮化物的元素,由于使延伸凸缘成形性降低,因此需要限制其含量。因此,N含量设定为小于0.015%。

[0081] 需要说明的是,也可以不含有N,但为了降低到小于0.0001%而耗费很大成本,因此,从制造成本的观点出发,N含量优选为0.0001%以上。N含量更优选为0.0005%以上,进一步优选为0.0015%以上。

[0082] 本发明中的钢板的成分组成含有上述成分元素作为基本成分,余量含有铁(Fe)和不可避免的杂质。需要说明的是,本发明中的钢板的成分组成优选具有余量由Fe和不可避免的杂质构成的成分组成。

[0083] 本发明的钢板的成分组成可以在上述成分的基础上适当含有选自以下的(A)~(C)中的一者或两者以上作为任选元素。

[0084] (A)选自Ti:0.1%以下、B:0.01%以下中的一种或两种;

[0085] (B)选自Cu:1%以下、Ni:1%以下、Cr:1%以下、Mo:0.5%以下、V:0.5%以下、Nb:0.1%以下中的一种或两种以上;

[0086] (C)选自Mg:0.0050%以下、Ca:0.0050%以下、Sn:0.1%以下、Sb:0.1%以下和REM:0.0050%以下中的一种或两种以上。

[0087] <Ti:0.1%以下>

[0088] Ti具有将钢中的N以TiN的形式固定、产生使热延展性提高的效果、B的淬透性提高效果的作用。另外,具有通过TiC的析出使组织微细化的效果。为了得到这些效果,优选将Ti含量设定为0.002%以上。从将N充分固定的观点出发,Ti含量进一步优选设定为0.008%以上。Ti含量更优选为0.010%以上。

[0089] 另一方面,Ti含量超过0.1%时,导致轧制负荷的增大、析出强化量的增加所引起的延展性的降低,因此,在含有Ti的情况下,Ti含量设定为0.1%以下。优选Ti含量为0.05%以下,更优选为0.03%以下。

[0090] <B:0.01%以下>

[0091] B是使钢的淬透性提高的元素,具有容易生成规定的面积率的回火马氏体和/或贝氏体的优点。因此,优选将B含量设定为0.0005%以上。另外,B含量更优选为0.0010%以上。

[0092] 另一方面,B含量超过0.01%时,不仅其效果饱和,而且导致热延展性的显著降低,产生表面缺陷。因此,在含有B的情况下,B含量设定为0.01%以下。优选B含量为0.005%以下,

更优选为0.003%以下。

[0093] <Cu:1%以下>

[0094] Cu使汽车的使用环境中的耐腐蚀性提高。另外,具有Cu的腐蚀生成物被覆钢板表面而抑制氢侵入钢板的效果。Cu是将废料作为原料活用时混入的元素,通过允许Cu的混入,能够活用再利用资材作为原料资材,能够降低制造成本。从这样的观点出发,Cu优选含有0.005%以上,进而从提高耐延迟断裂特性的观点出发,Cu更优选含有0.05%以上。进一步优选为0.10%以上。但是,Cu含量变得过多时,导致表面缺陷的产生,因此,在含有Cu的情况下,Cu含量设定为1%以下。

[0095] <Ni:1%以下>

[0096] Ni也与Cu同样是具有使耐腐蚀性提高的作用的元素。另外,Ni具有抑制在含有Cu时容易产生的表面缺陷的产生的作用。因此,Ni优选含有0.01%以上。Ni含量更优选为0.04%以上,进一步优选为0.06%以上。

[0097] 但是,Ni含量变得过多时,加热炉内的氧化皮生成变得不均匀,反而成为产生表面缺陷的原因。另外,还导致成本增加。因此,在含有Ni的情况下,Ni含量设定为1%以下。优选Ni含量为0.5%以下,更优选为0.3%以下。

[0098] <Cr:1%以下>

[0099] 从使钢的淬透性提高的效果、抑制马氏体、上贝氏体/下贝氏体中的碳化物生成的效果考虑,可以含有Cr。为了得到这样的效果,Cr含量优选设定为0.01%以上。Cr含量更优选为0.03%以上,进一步优选为0.06%以上。

[0100] 但是,过量地含有Cr时,耐点蚀性劣化,因此,在含有Cr的情况下,Cr含量设定为1%以下。

[0101] <Mo:0.5%以下>

[0102] 从使钢的淬透性提高的效果、抑制马氏体、上贝氏体/下贝氏体中的碳化物生成的效果考虑,可以含有Mo。为了得到这样的效果,Mo含量优选为0.01%以上。更优选为0.03%以上,进一步优选为0.06%以上。更优选Mo含量为0.1%以上,进一步更优选为0.2%以上。

[0103] 但是,Mo使冷轧钢板的化学转化处理性显著劣化,因此,在含有Mo的情况下,Mo含量设定为0.5%以下。

[0104] <V:0.5%以下>

[0105] 从使钢的淬透性提高的效果、抑制马氏体、上贝氏体/下贝氏体中的碳化物生成的效果、使组织微细化的效果、使碳化物析出而改善耐延迟断裂特性的效果考虑,可以含有V。为了得到这些效果,V含量优选设定为0.003%以上。V含量更优选为0.05%以上,进一步优选为0.015%以上。进一步更优选V含量为0.02%以上,更进一步优选为0.05%以上。V含量优选为0.15%以上,更优选为0.25%以上。

[0106] 但是,含有大量V时,铸造性显著劣化,因此,在含有V的情况下,V含量设定为0.5%以下。优选V含量为0.4%以下,更优选为0.3%以下。

[0107] <Nb:0.1%以下>

[0108] 从使钢组织微细化并高强度化的效果、通过细粒化而促进贝氏体相变的效果、改善弯曲性的效果、使耐延迟断裂特性提高的效果考虑,可以含有Nb。为了得到这些效果,Nb含量优选设定为0.002%以上。Nb含量更优选为0.004%以上,进一步优选为0.010%以上。

[0109] 但是,含有大量Nb时,析出强化变得过强,延展性降低。另外,导致轧制载荷的增大、铸造性的劣化。因此,在含有Nb的情况下,Nb含量设定为0.1%以下。优选Nb含量为0.07%以下,更优选为0.05%以下。

[0110] <Mg:0.0050%以下>

[0111] Mg以MgO的形式固定O,有助于弯曲性等成形性的改善。因此,Mg含量优选设定为0.0002%以上。Mg含量更优选为0.0004%以上,进一步优选为0.0006%以上。

[0112] 另一方面,添加大量Mg时,表面品质、弯曲性劣化,因此,在含有Mg的情况下,Mg含量设定为0.0050%以下。优选Mg含量为0.0030%以下。

[0113] <Ca:0.0050%以下>

[0114] Ca将S以CaS的形式固定,有助于弯曲性的改善、耐延迟断裂特性的改善。因此,Ca含量优选设定为0.0002%以上。Ca含量更优选为0.0005%以上,进一步优选为0.0010%以上。另一方面,添加大量Ca时,使表面品质、弯曲性劣化,因此,在含有Ca的情况下,Ca含量设定为0.0050%以下。优选Ca含量为0.0040%以下。

[0115] <Sn:0.1%以下>

[0116] Sn抑制钢板表层部的氧化、氮化,抑制由此导致的C、B在表层中的含量的降低。通过该效果,抑制钢板表层部的铁素体生成,进行高强度化,并且改善耐疲劳特性。从这样的观点出发,Sn含量优选设定为0.002%以上。Sn含量更优选为0.004%以上,进一步优选为0.006%以上。更优选Sn含量为0.01%以上,进一步更优选为0.05%以上。

[0117] 另一方面,Sn含量超过0.1%时,铸造性劣化。另外,Sn在原 γ 晶界偏析,耐延迟断裂特性劣化。因此,在含有Sn的情况下,Sn含量设定为0.1%以下。

[0118] <Sb:0.1%以下>

[0119] Sb抑制钢板表层部的氧化、氮化,抑制由此导致的C、B在表层中的含量的降低。通过该效果,抑制钢板表层部的铁素体生成,进行高强度化,并且改善耐疲劳特性。从这样的观点出发,Sb含量优选设定为0.002%以上。Sb含量更优选为0.004%以上,进一步优选为0.006%以上。更优选Sb含量为0.01%以上,进一步更优选为0.05%以上。

[0120] 另一方面,Sb含量超过0.1%时,铸造性劣化,另外,在原 γ 晶界偏析,耐延迟断裂特性劣化。因此,在含有Sb的情况下,Sb含量设定为0.1%以下。

[0121] <REM:0.0050%以下>

[0122] REM是通过使硫化物的形状球状化而抑制硫化物对延伸凸缘成形性带来的不良影响、改善延伸凸缘成形性的元素。为了得到这些效果,优选将REM含量设定为0.0005%以上。REM含量更优选为0.0010%以上,进一步优选为0.0020%以上。

[0123] 另一方面,REM含量超过0.0050%时,延伸凸缘成形性的改善效果饱和,因此,在含有REM的情况下,REM含量设定为0.0050%以下。

[0124] 需要说明的是,本发明中所述的REM是指原子序数21号的钪(Sc)、原子序数39号的钇(Y)、以及原子序数57号的镧(La)至71号的镥(Lu)的镧系元素。本发明中的REM浓度是指选自上述REM中的一种或两种以上元素的总含量。

[0125] 在以低于下限值含有上述任选成分的情况下,以低于下限值含有的任选元素不损害本发明效果。因此,在以低于下限值含有上述任选元素的情况下,上述任选元素作为不可避免的杂质来含有。

[0126] 接着,对本发明作为对象的钢板(材质稳定性优良的冷轧钢板)的机械特性进行说明。

[0127] 本发明的钢板的拉伸强度(TS)设定为980MPa以上。拉伸强度的上限没有特别限定,从兼顾其他特性的观点出发,拉伸强度优选为1300MPa以下。

[0128] 对于本发明的钢板而言,在TS为980MPa以上时确保14.0%以上的总伸长率EL、在TS为1180MPa以上时确保12.0%以上的总伸长率EL,由此冲压成形的稳定性显著提高。

[0129] 通过确保40%以上的扩孔率 λ ,能够抑制冲压成形时的裂纹,也能够应用于难成形性的复杂成形构件。因此, λ 设定为40%以上。

[0130] 对于本发明的钢板而言,关于板宽方向的测定位置X的EL和 λ ,连续地满足以下的式(1)和式(2)的区域A的板宽相对于总板宽为80%以上。

[0131] $-10 \leq 100 \times [(\text{区域A内的测定位置X的EL}(\%) - \text{板宽中央位置的EL}(\%)) / \text{板宽中央位置的EL}(\%)] \leq 10 \cdots (1)$

[0132] $-10 \leq 100 \times [(\text{区域A内的测定位置X的}\lambda(\%) - \text{板宽中央位置的}\lambda(\%)) / \text{板宽中央位置的}\lambda(\%)] \leq 10 \cdots (2)$

[0133] 式(1)、(2)中,测定位置X设为钢板的板宽W的24分割位置的共计23个部位(将板宽W分割成24个均等的宽度时的23个部位的相邻的各宽度的接触部位)。即,作为板宽方向的位置,将 $W/24$ 、 $2W/24$ 、 $3W/24$ 、 $4W/24$ 、 $5W/24$ 、 $6W/24$ 、 $7W/24$ 、 $8W/24$ 、 $9W/24$ 、 $10W/24$ 、 $11W/24$ 、 $12W/24$ 、 $13W/24$ 、 $14W/24$ 、 $15W/24$ 、 $16W/24$ 、 $17W/24$ 、 $18W/24$ 、 $19W/24$ 、 $20W/24$ 、 $21W/24$ 、 $22W/24$ 、 $23W/24$ 共计23个部位作为测定位置X。

[0134] 在此,例如,在连续地满足式(1)和式(2)的测定位置X为 $2W/24 \sim 20W/24$ 的情况下,连续地满足式(1)和式(2)的区域A的板宽相对于总板宽为 $100 \times (20 - 2 + 1) / 23 = 83\%$ 。

[0135] 在本发明的钢板中,上述区域A在板宽方向上具有总板宽的80%以上的长度。

[0136] 即,对于本发明的钢板而言,将板宽方向上的EL的偏差相对于板宽中央位置的测定值为10%以下且板宽方向上的 λ 的偏差相对于板宽中央位置的测定值为10%以下的区域相对于总板宽区域设定为80%以上。非稳定部的范围以宽度方向两端部合计计最大允许至20%。

[0137] 钢板的最端部在钢板的搬运、作业工序中发生与其他结构体的接触,因此以确保品质为目的而不使用最端部。因此可使用的有效板宽达不到100%。因此,有效板宽优选设定为小于100%。

[0138] 通过使板宽方向上的EL的偏差为板宽中央位置的测定值的10%以下且 λ 的偏差为10%以下的区域相对于总板宽为80%以上,能够显著改善成品率,因此在本发明中将板宽方向上的EL的偏差为板宽中央位置的测定值的10%以下且 λ 的偏差为10%以下的区域相对于总板宽区域设定为80%以上。优选为85%以上。

[0139] $\langle YR \leq 0.8, TS \geq 980\text{MPa}, EL \geq 14.0\% \rangle$

[0140] $\langle YR \leq 0.8, TS \geq 1180\text{MPa}, EL \geq 12.0\% \rangle$

[0141] 拉伸特性的评价中,从板宽中央位置截取JIS5号拉伸试验片,以N=3实施拉伸试验(依据JIS Z2241(2011))。关于各评价,基于3点的平均值进行。将拉伸强度为980MPa以上的钢板作为高强度钢板。将屈服比YR为0.8以下的钢板作为冲压成形性优良的钢板。将在TS为980MPa以上时总伸长率EL为14.0%以上、在TS为1180MPa以上时总伸长率EL为12.0%以上作

为延展性优良的钢板。

[0142] $\langle \lambda \geq 40\% \rangle$

[0143] 延伸凸缘成形性的评价中,从板宽中央位置截取试验片,以N=3实施依据日本钢铁联盟标准JFST1001的规定的扩孔试验。即,使用冲头直径为10mm、间隙为13%的冲裁工具冲裁成100mm×100mm见方尺寸的样品后,使用顶角60度的圆锥冲头,以冲裁孔形成时产生的毛刺为外侧的方式进行扩孔直至产生贯通板厚的裂纹。基于此时的 d_0 :初始孔径(mm)、 d :裂纹产生时的孔径(mm),以扩孔率 $\lambda(\%) = \{(d-d_0)/d_0\} \times 100$ 来求出,将实施得到的3点的平均值作为 λ 进行评价。将具有40%以上的 λ 的钢判断为扩孔性优良、延伸凸缘性优良。

[0144] $\langle$ 板宽方向的材质稳定性评价 $\rangle$

[0145] 作为板宽方向的材质稳定性评价,从板宽中央位置(上述12W/24的位置)起以100mm以内的间隔,从两板宽方向截取23个点(23个点中包含板宽中央位置)的评价材料,求出各位置(测定位置X)处的EL和 λ 。然后,求出板宽中央位置与各位置的测定值之差相对于板宽中央位置的测定值的比例,评价板宽方向的材质稳定性。

[0146] 以板宽中央位置的EL和 λ 为基准,将EL和 λ 的差为10%以下的连续的测定组作为EL和 λ 的差为10%以下的区域,将具有该区域相对于总板宽为80%以上的比例的钢判断为材质稳定性优良。

[0147] 需要说明的是,本发明中的钢板的板宽优选为600mm以上。另外,本发明中的钢板的板宽优选为1700mm以下。

[0148] 接着,对本发明的钢板的钢组织进行说明。

[0149] $\langle$ 多边形铁素体的面积率:10%以上且57%以下 $\rangle$

[0150] 从低YR且确保高延展性的观点出发,多边形铁素体以面积率计设定为10%以上,为了得到更高的延展性,优选设定为20%以上。

[0151] 另一方面,多边形铁素体超过57%时,得不到规定的强度,因此多边形铁素体以面积率计设定为57%以下,优选设定为55%以下。更优选为50%以下。

[0152] $\langle$ 上贝氏体和回火马氏体和下贝氏体的合计面积率:40%以上且80%以下 $\rangle$

[0153] 为了得到期望的强度,上贝氏体和回火马氏体和下贝氏体的合计面积率设定为40%以上,为了得到更高的强度,优选设定为45%以上。

[0154] 但是,上贝氏体和回火马氏体和下贝氏体的合计面积率超过80%时,由于过度的高强度化而延展性降低,因此其面积率设定为80%以下。更优选设定为75%以下。

[0155] $\langle$ 残余奥氏体(残余 γ)的体积率:3%以上且15%以下 $\rangle$

[0156] 为了确保期望的延展性,将残余奥氏体的体积率设定为3%以上是有效的。因此,残余奥氏体的体积率设定为3%以上,优选为5%以上。

[0157] 另一方面,残余奥氏体超过15%时,延伸凸缘成形性降低,因此残余奥氏体设定为15%以下。更优选为13%以下。

[0158] $\langle$ 淬火马氏体:12%以下(包括0%) $\rangle$

[0159] 硬质的淬火马氏体组织使 λ 降低,因此需要抑制其面积率。为了得到期望的 λ ,将淬火马氏体的面积率设定为12%以下。为了更稳定地得到 λ ,淬火马氏体的面积率优选为10%以下。

[0160] $\langle$ 剩余组织 $\rangle$

[0161] 关于钢组织,上述以外由剩余组织构成。剩余组织的面积率优选设定为5%以下。剩余组织可以为碳化物、珠光体。这些组织如后所述通过SEM观察进行判定即可。

[0162] <相对于淬火马氏体和残余奥氏体的合计面积率的、长径比为3以下且等效圆直径为 $1.6\mu\text{m}$ 以上的淬火马氏体和残余奥氏体的合计面积率:20%以下>

[0163] 残余奥氏体在冲压成形、拉伸加工等中利用TRIP效应成为硬质的马氏体组织。因此,在本发明中,从延伸凸缘性的观点考虑,一并控制淬火马氏体和残余奥氏体。如果形成以等效圆直径计为 $1.6\mu\text{m}$ 以上的淬火马氏体或残余奥氏体,则有时在与其他组织的界面的应力集中部形成空隙,得不到期望的延伸凸缘成形性。

[0164] 另外,淬火马氏体或残余奥氏体的长径比为3以下时,在与其他组织的界面容易产生应力集中,因此助长空隙形成,使延伸凸缘成形性劣化。因此,相对于淬火马氏体和残余奥氏体的合计面积率,长径比为3以下且等效圆直径为 $1.6\mu\text{m}$ 以上的淬火马氏体和残余奥氏体的合计面积率设定为20%以下。优选设定为18%以下。

[0165] 相对于淬火马氏体和残余奥氏体的合计面积率的、长径比为3以下且等效圆直径为 $2.0\mu\text{m}$ 以上的淬火马氏体和残余奥氏体的合计面积率的下限没有特别设定,从操作性的观点出发难以控制为0%,因此优选设定为2%以上,更优选设定为4%以上。

[0166] 上述等效圆直径优选为 $20.0\mu\text{m}$ 以下。

[0167] <相对于全部组织的C浓度为0.5质量%以上的C富集区域($S_{C\geq 0.5}$)的面积率:15%以下>

[0168] 淬火马氏体的硬度由固溶在淬火马氏体中的C量决定。如果淬火马氏体与其他组织的硬度差增加,则在应力集中部的界面助长空隙的形成。存在大量固溶C的组织为淬火马氏体和残余奥氏体。残余奥氏体是有助于高延展性化的组织,C浓度为0.5质量%以上,相对于全部构成组织,C浓度为0.5质量%以上的组织的面积率为15%以下时,能够在提高延展性的同时确保延伸凸缘成形性,并且也能够降低板宽方向的材质的波动,能够制造材质稳定性优良的钢板。因此,C浓度为0.5质量%以上的C富集区域($S_{C\geq 0.5}$)的占空系数设定为15%以下。

[0169] 优选为12%以下,更优选为10%以下。

[0170] 另外,优选为6%以上,更优选为8%以上。

[0171] 接着,对钢组织的测定方法进行说明。

[0172] 多边形铁素体、上贝氏体、回火马氏体、下贝氏体、淬火马氏体(新鲜马氏体)的面积率的测定如下:切出与轧制方向平行的板厚截面,进行镜面研磨后,用1体积%硝酸乙醇溶液腐蚀,在1/4厚度位置用SEM以5000倍观察10个视野,利用图像分析对拍摄的组织照片进行量化。

[0173] 多边形铁素体在内部几乎不伴有碳化物,以比较等轴的铁素体为对象。在SEM中是看起来为最黑色的区域。

[0174] 上贝氏体是在内部伴随有在SEM中看起来为白色的碳化物或残余奥氏体的生成的铁素体组织。需要说明的是,在难以识别上贝氏体和多边形铁素体的情况下,将长径比 ≤ 2.0 的形态的铁素体的区域分类为多边形铁素体、将长径比 > 2.0 的区域分类为上贝氏体,计算出面积率。在此,关于长径比,求出粒子长度最长的长轴长度a,将与其垂直的方向上最长地横穿粒子时的粒子长度设为短轴长度b,将a/b作为长径比。

[0175] 回火马氏体和下贝氏体是在SEM中在内部伴随有板条状的下部组织和碳化物的析出的区域。

[0176] 淬火马氏体(新鲜马氏体)是在SEM中在内部看不到下部组织而看起来发白的块状区域。

[0177] 剩余组织为碳化物和/或珠光体组织,是在SEM中能够以白色对比度确认的组织,碳化物是粒径为 $1\mu\text{m}$ 以下的组织,另外,珠光体是片层(层)状的组织,因此能够区别。

[0178] 上述组织的定量评价以及淬火马氏体、残余奥氏体的长径比和等效圆直径的测定可以使用图像分析软件、例如Image J(Fiji)进行。

[0179] 可以切出与轧制方向平行的板厚截面,进行镜面研磨后,用1体积%硝酸乙醇溶液腐蚀,在1/4厚度位置,用SEM以5000倍观察10个视野,使用通过Image J(Fiji)的机器学习可进行区域识别的Trainable Weka segmentation法识别各组织,进行定量评价。另外,淬火马氏体、残余奥氏体的长径比和等效圆直径可以通过同样为Image J的功能的粒子分析程序来测定,仅提取如上所述识别的淬火马氏体、残余奥氏体进行测定。

[0180] 关于残余奥氏体的体积率,从表层起化学研磨到1/4厚度位置,通过X射线衍射求出。入射X射线使用Co-K α 射线源,由铁素体的(200)、(211)、(220)面与奥氏体的(200)、(220)、(311)面的强度比计算残余奥氏体的体积率。在此,残余奥氏体随机分布,因此通过X射线衍射求出的残余奥氏体的体积率可以作为残余奥氏体的面积率。

[0181] C浓度为0.5质量%以上的C富集区域的面积率 $S_{C\geq 0.5}$ 的测定中,在与轧制方向平行的板厚截面的板厚1/4位置,使用日本电子制造的场发射电子探针显微分析仪(FE-EPMA)JXA-8500F。然后,以加速电压6kV、照射电流 $7\times 10^{-8}\text{A}$ 、束径为最小,对C浓度分布进行映射分析来测定,计算出C浓度为0.5质量%以上的面积率。

[0182] 但是,为了排除污染的影响,以通过分析得到的C的平均值与母材的碳量相等的方式减去背景部分。即,在测定的碳量的平均值比母材的碳量多的情况下,认为其增加部分是污染,将从各位置处的分析值中一律减去该增加部分而得到的值作为各位置处的真正的C量。

[0183] 接着,对本发明的钢板的制造方法进行说明。

[0184] 本发明的钢板的制造方法是对具有成分组成的钢坯实施热轧、酸洗和冷轧、然后对得到的冷轧钢板进行退火的钢板的制造方法,其中,上述退火包括:保持工序,其中,对于上述冷轧钢板,加热至 $750\sim 880^{\circ}\text{C}$ 的退火温度,在上述退火温度下保持 $10\sim 500$ 秒;第一冷却工序,其中,在从上述退火温度到 $350\sim 550^{\circ}\text{C}$ 的第一冷却停止温度的温度范围内以 $2\sim 50^{\circ}\text{C/s}$ 的第一平均冷却速度冷却至上述第一冷却停止温度;第二冷却工序,其中,在 $350\sim 550^{\circ}\text{C}$ 的停留温度下停留10s以上且60s以下后,以 $3\sim 50^{\circ}\text{C/s}$ 的第二平均冷却速度冷却至 $100\sim 300^{\circ}\text{C}$ 的第二冷却停止温度;再加热工序,其中,以 2.0°C/s 以上的平均加热速度从上述第二冷却停止温度加热至第二冷却停止温度 $+50^{\circ}\text{C}$ 以上且 340°C 以下的再加热温度;以及第三冷却工序,其中,上述再加热工序后,在从上述再加热温度到 50°C 的温度范围内停留100s以上的同时以 $0.05\sim 1.0^{\circ}\text{C/s}$ 的第三平均冷却速度进行冷却。

[0185] <热轧>

[0186] 对钢坯进行热轧的方法有对钢坯进行加热后进行轧制的方法、对连续铸造后的钢坯不进行加热而直接进行轧制的方法、对连续铸造后的钢坯实施短时间加热处理后进行轧

制的方法等。热轧按照常规方法实施即可,例如,钢坯加热温度设定为1100~1300℃、均热温度设定为20~300分钟、精轧温度设定为 Ar_3 相变点~ Ar_3 相变点+200℃、卷取温度设定为400~720℃即可。从抑制板厚变动而稳定地确保高强度的观点出发,卷取温度优选设定为430~530℃。

[0187] Ar_3 相变点可以根据钢板的成分和下述经验式(A)计算出。

[0188] $Ar_3=910-203\times[C]+44.7\times[Mn]-30\times[Si]+700\times[P]+400\times[so1.A1]-20\times[B]+31.5\times[Mo]+104\times[V]+400\times[Ti]\cdots(A)$

[0189] 式(A)中,[元素]是指各元素的含量(质量%)。(不含有的元素设为0(零)质量%)

[0190] <酸洗>

[0191] 酸洗按照常规方法进行即可。

[0192] <冷轧>

[0193] 冷轧按照常规方法进行即可,可以将累积轧制率设定为30~85%。从稳定地确保高强度、减小各向异性的观点出发,轧制率优选设定为35~85%。需要说明的是,在轧制载荷高的情况下,可以在450~730℃下利用CAL(连续退火生产线)或BAF(箱式退火炉)进行软质化的退火处理。

[0194] <退火>

[0195] 对于按照常规方法制造的冷轧钢板(冷轧制钢板),在以下条件下进行退火。退火设备没有特别限定,从确保生产率和期望的加热速度和冷却速度的观点出发,优选通过连续退火生产线(CAL)或连续热镀锌生产线(CGL)实施。

[0196] [保持工序:加热至750~880℃的退火温度范围的退火温度,在退火温度下保持10~500秒]

[0197] 退火温度(均热温度)低于750℃时,多边形铁素体变得过多,由此富集在逆相变奥氏体中的C和Mn增加。由此,不能充分地得到上贝氏体、回火马氏体、下贝氏体、残余奥氏体中的至少任一者,另外,淬火马氏体的硬度增加,由此不能确保期望的强度、延展性和延伸凸缘成形性。另外,退火温度(均热温度)低于750℃时,有时再结晶未充分发生,残留冷轧时的加工组织而使成形性降低。因此,退火温度(均热温度)设定为750℃以上。

[0198] 另一方面,退火温度(均热温度)超过880℃时,变为奥氏体单相温度,得不到规定的多边形铁素体,YR增加并且延展性降低。因此,退火温度(均热温度)设定为880℃以下。退火温度(均热温度)优选为850℃以下,更优选为830℃以下。

[0199] 另外,在上述退火温度下保持的时间(均热时间)小于10秒时,上述退火温度(均热温度)下的奥氏体的形成未充分进行,多边形铁素体变得过多,得不到规定量的上贝氏体、回火马氏体、下贝氏体,得不到期望的强度,不仅如此,也不能充分地得到残余奥氏体,不能确保期望的延展性。

[0200] 另一方面,在上述退火温度下保持的时间(均热时间)超过500秒时,显著地产生组织的粗大化,因此不能确保期望的强度。

[0201] 因此,在上述退火温度下保持的时间(均热时间)设定为10~500秒。在退火温度下保持的时间(均热时间)优选为80秒以上,更优选为100秒以上。另外,在退火温度下保持的时间(均热时间)优选为400秒以下,更优选为300秒以下。

[0202] [第一冷却工序:在从退火温度到350~550℃的第一冷却停止温度的温度范围内

以 $2 \sim 50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的第一平均冷却速度冷却至第一冷却停止温度]

[0203] 750°C 至 880°C 的均热温度下的保持后(上述保持工序后),在从上述退火温度到 $350 \sim 550^{\circ}\text{C}$ 的第一冷却停止温度的温度范围内以 $2 \sim 50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的第一平均冷却速度进行冷却。小于 $2^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时,操作性降低,因此第一平均冷却速度设定为 $2^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上。第一平均冷却速度优选为 $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上。

[0204] 另一方面,如果第一平均冷却速度变得过大,则板形状劣化,因此设定为 $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下。第一平均冷却速度优选为 $40^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下,更优选小于 $30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 。

[0205] 在此,第一平均冷却速度是指“(退火温度($^{\circ}\text{C}$)-第一冷却停止温度($^{\circ}\text{C}$))/从退火温度到第一冷却停止温度的冷却时间(秒)”。

[0206] [第二冷却工序(1):在 $350 \sim 550^{\circ}\text{C}$ 的停留温度下停留10s以上且60s以下]

[0207] 在上述第一冷却停止温度以下、且 350°C 至 550°C 的温度范围(停留温度),能够形成上贝氏体,得到规定的残余奥氏体,能够得到期望的延展性。贝氏体相变有潜伏期,必须在包括停留开始温度和停留结束温度的停留温度范围内停留一定时间。

[0208] 停留温度范围低于 350°C 或超过 550°C 时,贝氏体相变被抑制,结果残余奥氏体的形成被抑制,得不到期望的延展性。另外,停留温度范围低于 350°C 时,发生马氏体相变,因此不必要地提高YR,冲压成形性有时降低。因此,停留温度的范围设定为 $350 \sim 550^{\circ}\text{C}$ 。

[0209] 另外,停留时间小于10s时,得不到期望量的贝氏体,残余奥氏体的形成被抑制,结果得不到期望的延展性。

[0210] 另一方面,停留时间超过60s时,C从贝氏体向块状的未相变 γ 的富集进行,导致粗大且C浓度高的淬火马氏体的增加,得不到期望的延伸凸缘成形性和板宽方向的材质稳定性。因此,停留时间设定为10s以上且60s以下。

[0211] [第二冷却工序(2):在至 $100 \sim 300^{\circ}\text{C}$ 的第二冷却停止温度为止的温度范围内以 $3 \sim 50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的第二平均冷却速度进行冷却]

[0212] 上述停留后,为了不发生由过度的贝氏体相变引起的回火马氏体量的降低、粗大的淬火马氏体或残余奥氏体的形成、以及产生向残余奥氏体的过度的碳富集而导致的强度、延伸凸缘成形性和板宽方向的材质稳定性的降低,需要快速冷却。因此,将从上述停留结束温度到 100°C 以上且300以下的冷却停止温度的温度范围的平均冷却速度(第二平均冷却速度)设定为 $3^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上。第二平均冷却速度优选设定为 $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 。

[0213] 另一方面,第二平均冷却速度超过 $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时,板形状劣化,因此第二平均冷却速度设定为 $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下。

[0214] 第二冷却停止温度超过 300°C 时,得不到规定的回火马氏体,其结果是粗大的淬火马氏体增加,由此得不到期望的延伸凸缘成形性。因此,第二冷却停止温度设定为 300°C 以下。第二冷却停止温度优选为 290°C 以下。

[0215] 另一方面,第二冷却停止温度低于 100°C 时,马氏体相变过度地进行,不能得到规定的体积率的残余奥氏体,得不到期望的延展性。因此,冷却停止温度设定为 100°C 以上。

[0216] 在此,第二平均冷却速度是指“(停留结束温度($^{\circ}\text{C}$)-第二冷却停止温度($^{\circ}\text{C}$))/从停留结束温度到第二冷却停止温度的冷却时间(秒)”。

[0217] [再加热工序:以 $2.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上的平均加热速度从第二冷却停止温度加热至第二冷却停止温度+ 50°C 以上且 340°C 以下的再加热温度]

[0218] 马氏体的回火效果越高温越被促进。因此,与在第二冷却停止温度下进行回火相比,通过在第二冷却停止温度+50℃以上进行回火,碳富集被促进,残余奥氏体的形成被促进,能够使延伸凸缘成形性提高,并且能够改善延展性。

[0219] 另一方面,再加热温度超过340℃时,碳化物析出被促进,因此,碳富集被抑制而得不到规定的残余奥氏体,得不到期望的延展性。因此,再加热温度设定为冷却停止温度+50℃以上且340℃以下。

[0220] 另外,平均加热速度小于2.0℃/s时,与碳分配相比,碳化物析出被促进,结果得不到规定的残余奥氏体。因此,将从冷却停止温度到340℃以下的温度范围的平均加热速度设定为2.0℃/s以上。

[0221] 在此,平均加热速度是指“再加热温度(℃)-第二冷却停止温度(℃)/从第二冷却停止温度到再加热温度的加热时间(秒)”。

[0222] [第三冷却工序:在从再加热温度到50℃的温度范围内停留100s以上的同时以0.05~1.0℃/s的第三平均冷却速度进行冷却]

[0223] 从再加热温度到50℃的温度范围的第三平均冷却速度超过1.0℃/s时,不能充分地得到马氏体的回火效果,0.05质量%以上的C富集区域($S_{C\geq 0.5}$)增加,由此使延伸凸缘成形性和板宽方向的材质稳定性劣化。因此,从再加热温度到50℃的温度范围的冷却速度设定为1.0℃/s以下。

[0224] 需要说明的是,通过将从再加热温度到50℃的温度范围的冷却速度设定为1.0℃/s以下,板宽方向的温度波动也降低,能够进一步提高板宽方向的材质稳定性。

[0225] 另一方面,从再加热温度到50℃的温度范围的冷却速度(第三平均冷却速度)变慢时,处理时间变长,使操作性劣化。因此,从冷却停止温度到50℃的温度范围的冷却速度(第三平均冷却速度)设定为0.05℃/s以上。

[0226] 在此,第三平均冷却速度是指“再加热温度(℃)-50℃/从再加热温度(℃)到50℃的冷却时间(秒)”。

[0227] 另外,可以对钢板的表面实施镀锌处理而得到在表面具有锌镀层的钢板。镀覆处理的种类没有特别限定,可以为热镀锌、电镀锌中的任一种。另外,作为合金化热镀锌处理,可以进行在热镀锌后实施合金化的镀覆处理。

[0228] 热镀锌被用于汽车用钢板等。在实施热镀锌的情况下,在连续热镀锌生产线前段的连续退火炉中,上述退火中的保持工序、第一冷却工序后,浸渍在热镀锌浴中,在钢板表面形成热镀锌层即可,进而,可以在之后通过实施合金化处理而制成合金化热镀锌钢板。

[0229] 具体而言,在上述第二冷却工序中,在350~550℃的停留温度下停留10s以上且60s以下时,可以对钢板表面进行热镀锌处理或合金化热镀锌处理。另外,上述均热、冷却的工序和镀覆工序可以分别通过在不同的生产线上进行。

[0230] 另外,电镀锌可以在退火后、即第三冷却工序后进行。

[0231] 如上得到的本发明的钢板的板厚优选设定为0.5mm以上。另外,本发明的钢板的板厚优选设定为2.0mm以下。

[0232] 另外,板宽优选设定为600mm以上。另外,本发明的钢板的板宽优选设定为1700mm以下。

[0233] 接着,对本发明的构件及其制造方法进行说明。

[0234] 本发明的构件是对本发明的钢板实施成形加工、接合加工中的至少一者而成的构件。另外,本发明的构件的制造方法包括对本发明的钢板实施成形加工、接合加工中的至少一者而制成构件的工序。

[0235] 本发明的钢板的拉伸强度为980MPa以上,冲压成形性、延展性和延伸凸缘成形性优良,并且板宽方向的材质稳定性优良。因此,使用本发明的钢板得到的构件也是高强度,冲压成形性、延展性和延伸凸缘成形性优良,并且板宽方向的材质稳定性优良。另外,如果使用本发明的构件,则能够实现轻量化。因此,本发明的构件例如能够适合用于车身骨架部件。本发明的构件也包括焊接接头。

[0236] 成形加工可以没有限制地使用冲压加工等一般的加工方法。另外,接合加工可以没有限制地使用点焊、电弧焊等一般的焊接、铆接、挤缝接合等。

[0237] 实施例

[0238] 将具有表1所示的成分组成的通过连续铸造制造的钢坯加热至1200℃,在均热时间设为200分钟、精轧温度设为900℃、卷取温度设为550℃的热轧工序后,以50%的轧制率进行冷轧,将由此制造的板厚1.4mm的冷轧钢板在表2所示的退火条件下进行处理,制造本发明的钢板和比较例的钢板。

[0239] 所得到的钢板的板宽全部为1500mm。

[0240]

[表1]

钢号	成分组成(质量%)								备注
	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	N	其他	
A	0.065	0.52	2.88	0.016	0.0029	0.021	0.0033	Ti:0.021, B:0.0025, Nb:0.023	适合钢
B	0.133	1.36	2.21	0.006	0.0019	0.028	0.0024	-	适合钢
C	0.155	0.88	2.65	0.007	0.0032	0.047	0.0019	Cu: 0.32, Cr:0.022, Ca:0.0018	适合钢
D	0.077	1.44	3.11	0.014	0.0081	0.032	0.0129	Ti:0.064	适合钢
E	0.189	0.64	2.89	0.005	0.0024	0.044	0.0036	V:0.26	适合钢
F	0.082	1.11	2.54	0.013	0.0069	0.355	0.0035	Sb:0.07	适合钢
G	0.122	1.24	2.44	0.015	0.0021	0.019	0.0075	Mo:0.40, Mg:0.0018, Sn:0.06	适合钢
H	0.099	0.85	2.36	0.012	0.0075	0.290	0.0044	Ni:0.18, Cr:0.360, REM:0.0044	适合钢
I	0.041	1.19	2.56	0.009	0.0032	0.029	0.0092	-	比较钢
J	0.219	0.84	2.46	0.018	0.0041	0.022	0.0038	-	比较钢
K	0.126	0.37	2.21	0.005	0.0052	0.024	0.0041	-	比较钢
L	0.159	1.54	2.77	0.016	0.0032	0.025	0.0033	-	比较钢
M	0.135	1.19	1.68	0.005	0.0030	0.021	0.0029	-	比较钢
N	0.109	1.39	3.72	0.003	0.0028	0.133	0.0037	-	比较钢

· 上述以外的余量为Fe和不可避免的杂质。

※ 下划线是指在本发明范围外。

[0241] 需要说明的是,一部分钢板(冷轧钢板:CR)在350~550℃的停留温度下停留10s以上且60s以下时,实施热镀锌处理,制成热镀锌钢板(GI)。在此,将钢板浸渍在440℃以上且

550℃以下的镀锌浴中实施热镀锌处理,然后,通过气体擦拭等调整镀层附着量。热镀锌使用A1量为0.10%以上且0.22%以下的镀锌浴。进而,一部分热镀锌钢板在上述热镀锌处理后实施合金化处理,制成合金化热镀锌钢板(GA)。在此,在460℃以上且550℃以下的温度范围内实施合金化处理。另外,一部分钢板(冷轧钢板:CR)实施电镀,制成电镀锌钢板(EG)。

[0242] 钢组织的测定通过以下方法进行。测定结果示于表3中。

[0243] 多边形铁素体、上贝氏体、回火马氏体、下贝氏体、淬火马氏体(新鲜马氏体)的面积率的测定如下:切出与轧制方向平行的板厚截面,进行镜面研磨后,用1体积%硝酸乙醇溶液腐蚀,在1/4厚度位置用SEM以5000倍观察10个视野,利用图像分析对拍摄的组织照片进行量化。

[0244] 多边形铁素体在内部几乎不伴有碳化物,以比较等轴的铁素体为对象。在SEM中是看起来为最黑色的区域。

[0245] 上贝氏体是在内部伴随有在SEM中看起来为白色的碳化物或残余奥氏体的生成的铁素体组织。需要说明的是,在难以识别上贝氏体和多边形铁素体的情况下,将长径比 ≤ 2.0 的形态的铁素体的区域分类为多边形铁素体、将长径比 > 2.0 的区域分类为上贝氏体,计算出面积率。在此,关于长径比,求出粒子长度最长的长轴长度a,将与其垂直的方向上最长地横穿粒子时的粒子长度设为短轴长度b,将a/b与长径比。

[0246] 回火马氏体和下贝氏体是在SEM中在内部伴随有板条状的下部组织和碳化物的析出的区域。

[0247] 淬火马氏体(新鲜马氏体)是在SEM中在内部看不到下部组织而看起来发白的块状区域。

[0248] 剩余组织为碳化物和/或珠光体组织,是在SEM中能够以白色对比度确认的组织。碳化物是粒径为1 μm 以下的组织,另外,珠光体是片层(层)状的组织,因此能够区别。

[0249] 上述组织的定量评价以及淬火马氏体、残余奥氏体的长径比和等效圆直径的测定使用Image J(Fiji)作为图像分析软件来进行。

[0250] 可以切出与轧制方向平行的板厚截面,进行镜面研磨后,用1体积%硝酸乙醇溶液腐蚀,在1/4厚度位置,用SEM以5000倍观察10个视野,使用通过Image J(Fiji)的机器学习可进行区域识别的Trainable Weka segmentation法识别各组织,进行定量评价。另外,淬火马氏体、残余奥氏体的长径比和等效圆直径可以通过同样为Image J的功能的粒子分析程序来测定,仅提取如上所述识别的淬火马氏体、残余奥氏体进行测定。

[0251] 关于残余奥氏体的体积率,从表层起化学研磨到1/4厚度位置,通过X射线衍射求出。入射X射线使用Co-K α 射线源,由铁素体的(200)、(211)、(220)面与奥氏体的(200)、(220)、(311)面的强度比计算残余奥氏体的体积率。

[0252] C浓度为0.5质量%以上的C富集区域的面积率 $S_{C \geq 0.5}$ 的测定中,在与轧制方向平行的板厚截面的板厚1/4位置,使用日本电子制造的场发射电子探针显微分析仪(FE-EPMA)JXA-8500F。然后,以加速电压6kV、照射电流 7×10^{-8} A、束径为最小,对C浓度分布进行映射分析来测定,计算出C浓度为0.5质量%以上的面积率。

[0253] 但是,为了排除污染的影响,以通过分析得到的C的平均值与母材的碳量相等的方式减去背景部分。即,在测定的碳量的平均值比母材的碳量多的情况下,认为其增加部分是污染,将从各位置处的分析值中一律减去该增加部分而得到的值作为各位置处的真正的C

量。

[0254] 拉伸特性的评价中,从板宽中央位置裁取JIS5号拉伸试验片,以N=3实施拉伸试验(依据JIS Z2241(2011))。关于各评价,基于3点的平均值进行。将拉伸强度为980MPa以上的钢板判断为强度优良。将屈服比YR为0.8以下的钢板判断为冲压成形性优良。将在TS为980MPa以上时总伸长率EL为14.0%以上、在TS为1180MPa以上时总伸长率EL为12.0%以上判断为延展性优良。

[0255] 另外,延伸凸缘成形性的评价中,从板宽中央位置裁取试验片,以N=3实施依据日本钢铁联盟标准JFST1001的规定的扩孔试验。即,使用冲头直径为10mm、间隙为13%的冲裁工具冲裁成100mm×100mm见方尺寸的样品后,使用顶角60度的圆锥冲头,以冲裁孔形成时产生的毛刺为外侧的方式进行扩孔直至产生贯通板厚的裂纹。基于此时的 d_0 :初始孔径(mm)、 d :裂纹产生时的孔径(mm),以扩孔率 λ (%)= $\{(d-d_0)/d_0\} \times 100$ 来求出,将实施的3点的平均值作为 λ 进行评价。将具有40%以上的 λ 的钢判断为扩孔性优良、延伸凸缘性优良。

[0256] 关于板宽方向的材质稳定性评价,从板宽中央位置(12W/24的位置(W:板宽))起以100mm以内的间隔,从两板宽方向裁取23个点(23个点中包含板宽中央位置)的评价材料,求出各位置(测定位置X)处的EL和 λ 。然后,求出板宽中央位置与各位置的测定值之差相对于中央位置的测定值的比例,评价板宽方向的材质稳定性。

[0257] 以板宽中央位置的EL和 λ 为基准,将EL和 λ 的差为10%以下的连续的测定组作为EL和 λ 的差为10%以下的区域,将具有该区域相对于总板宽为80%以上的比例的钢判断为材质稳定性优良。

[0258] 将满足以下的式(1)和式(2)的区域A的板宽相对于总板宽为80%以上的情况判断为板宽方向的材质稳定性优良。

[0259] $-10 \leq 100 \times [(\text{区域A内的测定位置X的EL}(\%) - \text{板宽中央位置的EL}(\%)) / \text{板宽中央位置的EL}(\%)] \leq 10 \cdots (1)$

[0260] $-10 \leq 100 \times [(\text{区域A内的测定位置X的}\lambda(\%) - \text{板宽中央位置的}\lambda(\%)) / \text{板宽中央位置的}\lambda(\%)] \leq 10 \cdots (2)$

[0261] (式(1)、(2)中,测定位置X设为钢板的板宽W的24分割位置的共计23个部位。即,作为板宽方向的位置,将W/24、2W/24、3W/24、4W/24、5W/24、6W/24、7W/24、8W/24、9W/24、10W/24、11W/24、12W/24、13W/24、14W/24、15W/24、16W/24、17W/24、18W/24、19W/24、20W/24、21W/24、22W/24、23W/24共计23个部位作为测定位置X。)

[0262] 将测定结果示于表3中。

[0263]

[表2]

No.	钢号	保持工序		第一冷却工序		第二冷却工序			再加热工序		第三冷却工序	有镀覆 (*)	备注
		退火温度 T (°C)	均热时间 (s)	第一平均冷却速度 (°C/s)	第一冷却停止温度 (°C)	至冷却结束 温度为止的 冷却时间 (秒)	第二冷却停止温度 (°C)	第二平均冷却速度 (°C/s)	再加热温度 (°C)	至再加热温度 为止的 平均加热速度 (°C/s)			
1	A	760	200	15	450	38	240	15	320	13.0	0.15	无	发明例
2	A	780	200	15	450	38	240	15	320	13.0	0.54	GI	发明例
3	A	800	200	1	450	38	220	15	320	12.0	0.23	无	比较例
4	B	810	200	12	450	12	280	15	330	12.0	0.33	GI	发明例
5	B	800	200	15	560	19	290	15	340	13.0	0.35	无	比较例
6	B	740	200	15	460	24	180	15	330	10.0	0.77	无	比较例
7	C	810	200	40	460	24	200	15	290	7.0	0.29	GI	发明例
8	C	810	200	15	330	24	200	15	290	7.0	0.22	无	比较例
9	C	810	200	15	420	55	160	15	320	12.0	0.77	无	发明例
10	C	790	200	15	380	75	180	15	320	16.0	1.21	无	比较例
11	C	790	200	15	380	55	180	15	350	16.0	0.44	无	比较例
12	D	800	200	10	380	11	150	15	320	16.0	0.92	无	发明例
13	D	890	200	10	480	35	250	28	340	16.0	0.38	无	比较例
14	D	850	200	10	480	10	120	28	320	16.0	0.46	无	比较例
15	E	810	200	40	480	7	290	28	340	13.0	0.16	EG	比较例
16	E	840	200	40	450	33	290	28	340	1.0	0.29	EG	比较例
17	E	860	200	20	420	33	260	28	320	13.0	0.44	EG	发明例
18	F	790	200	20	470	41	310	28	340	13.0	0.08	EG	比较例
19	F	850	200	20	450	32	30	28	300	16.0	0.11	无	比较例
20	F	830	200	10	450	32	110	28	160	15.0	0.09	无	发明例
21	F	800	200	3	420	32	250	33	310	15.0	0.21	EG	发明例
22	F	800	200	3	420	32	250	33	310	15.0	0.28	EG	发明例
23	G	780	200	20	380	35	250	2	300	15.0	0.14	无	比较例
24	G	810	200	20	380	35	240	5	330	15.0	0.27	无	发明例
25	G	810	200	20	380	35	220	5	300	15.0	0.44	无	发明例
26	H	810	6	15	480	33	240	13	300	15.0	0.33	无	比较例
27	H	830	200	15	520	33	220	13	300	15.0	1.15	GA	比较例
28	H	840	200	15	520	33	240	13	300	15.0	0.11	无	发明例
29	H	820	200	15	520	33	200	13	300	15.0	0.46	GA	发明例
30	H	820	200	15	480	33	100	13	140	15.0	0.87	无	比较例
31	I	820	200	15	450	30	200	15	300	15.0	0.22	无	比较例
32	J	820	200	15	450	30	200	15	300	15.0	0.11	无	比较例
33	K	820	200	10	450	30	200	15	300	15.0	0.25	无	比较例
34	L	820	200	10	450	30	200	15	300	15.0	0.52	无	比较例
35	M	820	200	20	450	30	200	15	300	15.0	0.76	无	比较例
36	N	820	200	20	450	30	200	15	300	15.0	0.56	无	比较例
37	B	850	200	15	450	30	30	15	300	15.0	0.14	无	比较例
38	B	800	200	15	450	60	240	1	300	15.0	0.22	无	比较例

※下划线是指在本发明范围外。

*1) 无: 无镀覆处理(冷轧钢板: CR); GI: 热镀锌处理; GA: 合金化热镀锌处理; EG: 电镀锌处理

[表3]

No.	钢号	组织							特性					备注
		多边形铁素体面积率 (%)	上B和回火M和下B的合计面积率 (%)	残余γ体积率 (%) (*1)	淬火M面积率 (%)	*2 (%)	Sc≥0.5的面积率 (%)	强度	延展性	延伸凸缘性	冲压成形性	板宽方向的材质稳定性		
								TS (MPa)	EL (%)	λ (%)	○: YR:0.8以下 ×: YR超过0.8	*3 (%)		
1	A	45	42	6	7	13	12	1044	17.3	43	○	83	发明例	
2	A	32	57	4	7	12	11	1066	16.9	49	○	87	发明例	
3	A	64	22	12	2	16	12	924	15.3	42	○	91	比较例	
4	B	38	52	9	1	12	1	1023	18.2	43	○	87	发明例	
5	B	42	48	2	8	18	8	1006	12.1	42	○	83	比较例	
6	B	65	19	2	14	17	13	945	11.2	28	○	83	比较例	
7	C	21	53	15	11	14	10	1233	13.4	46	○	83	发明例	
8	C	32	54	2	12	16	14	1245	10.8	45	×	83	比较例	
9	C	19	69	11	1	16	10	1205	13.8	42	○	91	发明例	
10	C	32	44	11	13	24	17	1199	14.2	32	○	74	比较例	
11	C	38	55	2	5	11	14	1022	12.2	46	○	83	比较例	
12	D	34	55	9	2	9	9	988	15.5	78	○	83	发明例	
13	D	8	79	2	11	15	14	999	10.6	88	×	83	比较例	
14	D	38	53	2	7	14	7	1044	13.1	65	○	91	比较例	
15	E	25	66	2	7	12	4	1192	10.4	22	○	87	比较例	
16	E	35	52	2	11	9	13	1202	11.1	55	○	87	比较例	
17	E	28	54	8	10	15	11	1223	13.5	52	○	83	发明例	
18	F	34	47	12	7	24	7	1025	15.7	29	○	83	比较例	
19	F	36	55	1	8	11	6	1288	11.2	51	○	87	比较例	
20	F	38	40	11	11	10	8	1011	14.9	50	○	87	发明例	
21	F	34	51	6	9	9	13	1029	15.8	44	○	83	发明例	
22	F	44	41	7	8	10	15	1033	16.2	56	○	83	发明例	
23	G	26	51	12	11	29	18	1211	13.2	28	○	78	比较例	
24	G	23	57	9	11	10	10	1277	12.9	55	○	83	发明例	
25	G	32	47	11	10	13	7	1241	13.4	50	○	83	发明例	
26	H	63	22	2	13	16	13	922	13.2	42	○	83	比较例	
27	H	44	35	10	11	10	18	1022	15.9	38	○	65	比较例	
28	H	32	45	12	11	8	5	986	14.8	49	○	87	发明例	
29	H	38	42	10	10	9	4	1027	15.3	48	○	87	发明例	
30	H	45	44	2	9	12	8	1033	12.2	57	○	87	比较例	
31	I	32	56	1	11	12	2	893	13.6	46	○	83	比较例	
32	J	11	67	8	14	13	16	1321	6.7	35	○	74	比较例	
33	K	21	69	2	8	10	7	1012	11.4	49	○	83	比较例	
34	L	32	41	12	15	8	19	1221	13.1	24	○	78	比较例	
35	M	67	21	2	10	10	8	857	13.6	42	○	83	比较例	
36	N	42	34	2	22	9	15	993	12.2	26	○	83	比较例	
37	B	10	82	4	4	4	5	1388	10.2	56	×	87	比较例	
38	B	45	32	16	7	12	14	1009	17.9	30	○	87	比较例	

*1)B: 贝氏体、M: 马氏体

*2)相对于淬火马氏体和残余奥氏体的合计面积，长径比为3以下、且等效圆直径为1.6 μ m以上的淬火马氏体和残余奥氏体的合计面积率

*3)满足式(1)和式(2)的区域A的板宽相对于总板宽的比例

-10 $\leq$ 100 $\times$ [(区域A内的测定位置X的EL(%)-板宽中央位置的EL(%))/板宽中央位置的EL(%)] $\leq$ 10 ... (1)-10 $\leq$ 100 $\times$ [(区域A内的测定位置X的 λ (%)-板宽中央位置的 λ (%))/板宽中央位置的 λ (%)] $\leq$ 10 ... (2)

(式(1)、(2)中，测定位置X设为钢板的板宽W的24分割位置的共计23个部位。)

※下划线是指在本发明范围外。

[0265] 表2、3所示的本发明例的强度、冲压成形性、延展性、延伸凸缘成形性和板宽方向的材质稳定性优良，与此相对，比较例的某一项较差。

[0266] 另外可知，由于本发明例的钢板为高强度，冲压成形性、延展性、延伸凸缘成形性和板宽方向的材质稳定性优良，因此使用本发明例的钢板实施成形加工而得到的构件、实施接合加工而得到的构件、进而实施成形加工和接合加工而得到的构件与本发明例的钢板同样为高强度，冲压成形性、延展性、延伸凸缘成形性和板宽方向的材质稳定性优良。