(19)国家知识产权局

(12)发明专利申请

(10)申请公布号 CN 119948191 A
(43)申请公布日 2025.05.06

(21)申请号 202380068521.8
(22)申请日 2023.09.21
(30)优先权数据
2022-157397 2022.09.30 JP
(85)PCT国际申请进入国家阶段日
2025.03.25
(86)PCT国际申请的申请数据
PCT/JP2023/034299 2023.09.21
(87)PCT国际申请的公布数据
WO2024/070889 JA 2024.04.04
(71)申请人 杰富意钢铁株式会社
地址 日本
(72)发明人 浅川大洋 吉冈真平 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 满凤 金龙河
(51)Int.Cl.
C22C 38/00(2006.01)
C21D 9/46(2006.01)
C22C 38/06(2006.01)
C22C 38/60(2006.01)

权利要求书1页 说明书16页

(54)发明名称

钢板、构件和它们的制造方法

(57)摘要

本发明提供高强度、具有优良的延展性和扩孔性、板宽方向的机械特性的稳定性优良的钢板、构件和它们的制造方法。一种钢板，其具有含有以质量%计C:0.08～0.35%、Si:0.4～3.0%、Mn:1.5～3.5%、P:0.02%以下、S:0.01%以下、sol.Al:1.0%以下、N:0.015%以下且余量由Fe和不可避免的杂质构成的成分组成，并且具有铁素体的面积率:5%以下(包括0%)、回火马氏体和下贝氏体的合计面积率:70%以上、残余奥氏体的体积率:5～15%、新鲜马氏体的面积率:10%以下(包括0%)的钢组织，板宽方向的总伸长率(EL)的标准偏差为0.9%以下。

CN 119948191 A

1.一种钢板,其具有含有以质量%计C:0.08～0.35%、Si:0.4～3.0%、Mn:1.5～3.5%、P:0.02%以下、S:0.01%以下、sol.Al:1.0%以下、N:0.015%以下且余量由Fe和不可避免的杂质构成的成分组成,

并且具有铁素体的面积率:5%以下(包括0%)、回火马氏体和下贝氏体的合计面积率:70%以上、残余奥氏体的体积率:5～15%、新鲜马氏体的面积率:10%以下(包括0%)的钢组织,

所述钢板的板宽方向的总伸长率的标准偏差为0.9%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,含有选自以质量%计B:0.01%以下、Ti:0.1%以下、Cu:1%以下、Ni:1%以下、Cr:1.5%以下、Mo:1.0%以下、V:0.5%以下、Nb:0.1%以下、Zr:0.2%以下和W:0.2%以下中的一种或两种以上。

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,含有选自以质量%计Ca:0.0040%以下、Ce:0.0040%以下、La:0.0040%以下、Mg:0.0040%以下、Sb:0.1%以下和Sn: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,在钢板表面具有镀层。

5.一种构件,其是使用权利要求1～4中任一项所述的钢板而成的构件。

6.一种钢板的制造方法,其包括:

热轧工序,其中,将具有权利要求1～3中任一项记载的成分组成的钢坯在1100℃以上的钢坯加热温度下保持1800s以上,然后,在850℃以上的精轧温度下进行热精轧,在从所述精轧温度到650℃为止的温度范围内以40℃/s以上的平均冷却速度进行冷却,在将卷取温度设为600℃以下并且将卷取时的板宽方向上的与板宽中央的温度的最大温度差设为50℃以下的条件下进行卷取,由此制成热轧钢板;

冷轧工序,其中,将所述热轧钢板以30%以上的轧制率进行冷轧而制成冷轧钢板;以及

退火工序,其中,将所述冷轧钢板在从700℃到(Ac_3-10℃)为止的温度范围内以0.5℃/s以上的平均加热速度HR1进行加热,然后,在(Ac_3-10℃)以上的退火温度下保持30s以上,在从所述退火温度到(Ms-30℃)以上且(Ms+30℃)以下的缓冷开始温度T1为止的温度范围内以10℃/s以上的平均冷却速度CR1进行冷却,在从所述缓冷开始温度T1到(Ms-220℃)以上且(Ms-100℃)以下的缓冷停止温度T2为止的温度范围内以1～10℃/s的平均冷却速度CR2进行冷却,在从所述缓冷停止温度T2到300℃以上且450℃以下的再加热保持温度T3为止的温度范围内以2℃/s以上的平均加热速度HR2进行加热,在所述再加热保持温度T3下保持20s以上且3000s以下,在从所述再加热保持温度T3到50℃为止的温度范围内以0.1℃/s以上的平均冷却速度CR3进行冷却。

7.根据权利要求6所述的钢板的制造方法,其中,在所述退火工序中,在从所述退火温度到所述缓冷开始温度T1为止的冷却时、或者所述再加热保持温度T3下的再加热保持时,进行热镀处理或合金化热镀处理。

8.根据权利要求6所述的钢板的制造方法,其中,所述退火工序后,进行电镀处理。

9.一种构件的制造方法,其包括对权利要求1～4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] 本发明涉及在汽车、家电等各种用途中使用的钢板、构件和它们的制造方法。

背景技术

[0002] 近年来,以汽车车身的轻量化为目的,正在进行汽车构件的高强度化,在汽车的骨架部件、座椅部件中,应用拉伸强度(TS)为1180MPa以上的高强度钢板。通常,钢板的延展性、扩孔性随着高强度化而降低,因此TS为1180MPa以上的钢板在冲压成形时容易产生裂纹。

[0003] 对于TS为1180MPa以上的高强度钢板而言,为了得到优良的冲压成形性,除了通过使钢板组织为均匀的回火马氏体来提高扩孔性以外,通过使残余奥氏体微细地分散来提高延展性也很重要。为了实现这些钢板组织,需要复杂的热处理,因此工业上难以在钢板的板宽方向上抑制温度波动,由于板宽方向的延展性的波动,担心冲压成形的稳定性的降低。

[0004] 专利文献1中公开了一种加工性和耐冲击性优良的高强度冷轧钢板,其含有以质量%计C:0.05～0.3%、Si:0.3～2.5%、Mn:0.5～3.5%、P:0.003～0.100%、S:0.02%以下、Al:0.010～0.5%,具有铁素体:20%以上、回火马氏体:10～60%、马氏体:0～10%、残余奥氏体:3～15%、由马氏体、回火马氏体、残余奥氏体构成的低温相变相的平均结晶粒径为3μm以下的钢组织。在专利文献1记载的技术中,利用了所谓的Q&P:Quenching&Partitioning(淬火和碳从马氏体向奥氏体的分配)工艺,即,在冷却过程中冷却至马氏体相变开始温度(Ms)～马氏体相变完成温度(Mf)之间的温度范围,然后再加热保持而使残余γ稳定化。近年来,正在进行利用了该工艺的具有优良的延展性和延伸凸缘成形性的高强度钢及其制造方法的开发。

[0005] 专利文献2中公开了一种加工性优良的高强度钢板,其含有以质量%计C:0.05～0.5%、Si:0.01～2.5%、Mn:0.5～3.5%、P:0.003～0.100%、S:0.02%以下、Al:0.010～0.5%,具有包含以面积率计为0～10%的铁素体、0～10%的马氏体、60～95%的回火马氏体和以通过X射线衍射法求出的比例计为5～20%的残余奥氏体的钢组织,拉伸强度为1200MPa以上,扩孔率为50%以上。

[0006] 专利文献3中公开了一种加工性和拉伸强度(TS)优良、并且机械特性的稳定性也优良的高强度钢板的制造方法,其中,将含有以质量%计C:0.10%～0.73%、Si:3.0%以下、Mn:0.5%～3.0%、P:0.1%以下、S:0.07%以下、Al:3.0%以下和N:0.010%以下的钢板加热至奥氏体单相区或(奥氏体+铁素体)双相区后,以马氏体相变开始温度Ms作为指标,在低于Ms且(Ms-150℃)以上的温度范围内设置作为目标的冷却停止温度进行冷却,使未相变奥氏体的一部分发生马氏体相变后,升温而进行马氏体的回火,由此制造高强度钢板,此时,将上述钢板的板宽方向上的最冷部位在从作为目标的冷却停止温度到(冷却停止温度+15℃)的温度范围内保持15秒以上且100秒以下的时间。

[0007] 现有技术文献

[0008] 专利文献

[0009] 专利文献1:日本专利第5463685号公报

[0010] 专利文献2:日本专利第5402007号公报

[0011] 专利文献3:日本专利第5333298号公报

发明内容

[0012] 发明所要解决的问题

[0013] 上述现有技术分别存在以下问题。

[0014] 在专利文献1中,虽然提出了拉伸强度与总伸长率之积(TS×El)为22000MPa·%以上、λ为70%以上的强度、延展性和扩孔性优良的钢板,但没有考虑板宽方向的机械特性的稳定性,存在产生连续退火工序中钢板的板宽方向的温度不均所引起的机械特性的波动的可能性。

[0015] 在专利文献2中,虽然提出了TS为1200MPa以上、λ为50%以上、El为13%以上的加工性优良的钢板,但没有考虑板宽方向的延展性的波动,由于退火时的冷却速度快至20℃/s以上,因此产生钢板的板宽方向的温度不均所引起的机械特性的波动的可能性高。

[0016] 另外,专利文献3中提出了一种高强度钢板的制造方法,其特征在于,加热至奥氏体单相区或(奥氏体+铁素体)双相区后、在低于Ms且(Ms-150℃)以上的温度范围内设置作为目标的冷却停止温度进行冷却的高强度钢板的制造时,将上述钢板的板宽方向上的最冷部位在从作为目标的冷却停止温度到(冷却停止温度+15℃)的温度范围内保持15秒以上且100秒以下的时间。由此,能够制造拉伸强度的板宽方向的标准偏差为10MPa以下、El的板宽方向的标准偏差为2.0%的板宽方向的机械特性的稳定性优良的高强度钢板,但为了得到优良的冲压成形性,El的板宽方向的标准偏差不一定充分,有改善的余地。另外,为了将钢板的板宽方向上的最冷部位控制在从冷却停止温度到(冷却停止温度+15℃)的温度范围内,需要在确认钢板的温度分布的同时进行冷却等特殊的控制,实施的门槛高。

[0017] 本发明是为了解决这样的问题而完成的,其目的在于提供高强度、具有优良的延展性和扩孔性、板宽方向的机械特性的稳定性优良的钢板、构件和它们的制造方法。

[0018] 在本发明中,高强度是指依据JIS Z2241(2011)评价的拉伸强度TS为1180MPa以上。

[0019] 优良的延展性是指依据JIS Z2241(2011)评价的总伸长率(EL)为11.0%以上。

[0020] 优良的扩孔性是指,在100mm×100mm的钢板上,将间隙设为板厚的12%而冲裁出直径为10mm的孔,使用内径为75mm的冲模,在以88.2kN的防皱压力按压的状态下,将60°圆锥的冲头压入孔中,测定龟裂产生极限时的孔直径,将Df设为龟裂产生时的孔径(mm)、将D0设为初始孔径(mm),极限扩孔率λ(%)={(Df-D0)/D0}×100为40%以上。

[0021] 板宽方向的机械特性的稳定性优良是指,作为与轧制方向平行的方向的JIS5号拉伸试验片,包含板宽的两端部在内在板宽方向上等间隔地裁取合计20张,依据JIS Z2241(2011)评价的总伸长率(EL)的标准偏差为0.9%以下。

[0022] 用于解决问题的方法

[0023] 本发明人为了解决上述问题反复进行了深入研究。其结果发现,通过卷取时的温度控制使热轧板的组织在板宽方向上均质化,并且在退火工序中从Ms点附近缓冷至冷却停止温度,由此,能够使板宽方向的机械特性的波动大幅降低,使冲压成形的稳定性提高。

[0024] 更具体而言,本发明提供以下方案。

[0025] [1]一种钢板,其具有含有以质量%计C:0.08～0.35%、Si:0.4～3.0%、Mn:1.5～3.5%、P:0.02%以下、S:0.01%以下、sol.Al:1.0%以下、N:0.015%以下且余量由Fe和不可避免的杂质构成的成分组成,并且具有铁素体的面积率:5%以下(包括0%)、回火马氏体和下贝氏体的合计面积率:70%以上、残余奥氏体的体积率:5～15%、新鲜马氏体的面积率:10%以下(包括0%)的钢组织,上述钢板的板宽方向的总伸长率的标准偏差为0.9%以下。

[0026] [2]根据[1]所述的钢板,其中,作为上述成分组成,含有选自以质量%计B:0.01%以下、Ti:0.1%以下、Cu:1%以下、Ni:1%以下、Cr:1.5%以下、Mo:1.0%以下、V:0.5%以下、Nb:0.1%以下、Zr:0.2%以下和W:0.2%以下中的一种或两种以上。

[0027] [3]根据[1]或[2]所述的钢板,其中,作为上述成分组成,含有选自以质量%计Ca:0.0040%以下、Ce:0.0040%以下、La:0.0040%以下、Mg:0.0040%以下、Sb:0.1%以下和Sn:0.1%以下中的一种或两种以上。

[0028] [4]根据[1]～[3]中任一项所述的钢板,其中,在钢板表面具有镀层。

[0029] [5]一种构件,其是使用[1]～[4]中任一项所述的钢板而成的构件。

[0030] [6]一种钢板的制造方法,其包括:

[0031] 热轧工序,其中,将具有[1]～[3]中任一项记载的成分组成的钢坯在1100℃以上的钢坯加热温度下保持1800s以上,然后,在850℃以上的精轧温度下进行热精轧,在从上述精轧温度到650℃为止的温度范围内以40℃/s以上的平均冷却速度进行冷却,在将卷取温度设为600℃以下并且将卷取时的板宽方向上的与板宽中央的温度的最大温度差设为50℃以下的条件下进行卷取,由此制成热轧钢板;

[0032] 冷轧工序,其中,将上述热轧钢板以30%以上的轧制率进行冷轧而制成冷轧钢板;以及

[0033] 退火工序,其中,将上述冷轧钢板在从700℃到(Ac_3-10℃)为止的温度范围内以0.5℃/s以上的平均加热速度HR1进行加热,然后,在(Ac_3-10℃)以上的退火温度下保持30s以上,在从上述退火温度到(Ms-30℃)以上且(Ms+30℃)以下的缓冷开始温度T1为止的温度范围内以10℃/s以上的平均冷却速度CR1进行冷却,在从上述缓冷开始温度T1到(Ms-220℃)以上且(Ms-100℃)以下的缓冷停止温度T2为止的温度范围内以1～10℃/s的平均冷却速度CR2进行冷却,在从上述缓冷停止温度T2到300℃以上且450℃以下的再加热保持温度T3为止的温度范围内以2℃/s以上的平均加热速度HR2进行加热,在上述再加热保持温度T3下保持20s以上且3000s以下,在从上述再加热保持温度T3到50℃为止的温度范围内以0.1℃/s以上的平均冷却速度CR3进行冷却。

[0034] [7]根据[6]所述的钢板的制造方法,其中,在上述退火工序中,在从上述退火温度到上述缓冷开始温度T1为止的冷却时、或者上述再加热保持温度T3下的再加热保持时,进行热镀处理或合金化热镀处理。

[0035] [8]根据[6]所述的钢板的制造方法,其中,上述退火工序后,进行电镀处理。

[0036] [9]一种构件的制造方法,其包括对[1]～[4]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。

[0037] 发明效果

[0038] 根据本发明,能够提供高强度、具有优良的延展性和扩孔性、板宽方向的机械特性

的稳定性优良的钢板、构件和它们的制造方法。

具体实施方式

[0039] 以下,对本发明的实施方式进行说明。需要说明的是,本发明不限于以下的实施方式。

[0040] 本发明的钢板具有以质量%计含有C:0.08～0.35%、Si:0.4～3.0%、Mn:1.5～3.5%、P:0.02%以下、S:0.01%以下、sol.Al:1.0%以下、N:0.015%以下且余量由Fe和不可避免的杂质构成的成分组成,并且具有铁素体的面积率:5%以下(包括0%)、回火马氏体和下贝氏体的合计面积率:70%以上、残余奥氏体的体积率:5～15%、新鲜马氏体的面积率:10%以下(包括0%)的钢组织,板宽方向的总伸长率(EL)的标准偏差为0.9%以下。

[0041] 首先,对本发明的钢板的成分组成进行说明。

[0042] 在下述的成分组成的说明中,作为成分的含量的单位的“%”是指“质量%”。另外,本发明中所述的高强度是指拉伸强度TS为1180MPa以上。

[0043] (C:0.08～0.35%)

[0044] C是为了使回火马氏体或下贝氏体的强度增加、确保1180MPa以上的TS而含有的。C含量小于0.08%时,不能稳定地得到期望的TS,因此C含量设定为0.08%以上。C含量优选为0.10%以上,更优选为0.14%以上。

[0045] 另一方面,C的过量添加导致碳化物的数密度的增加所致的扩孔性的降低、延展性的降低、以及YS的过量增加所致的部件的形状冻结性的劣化。因此,C含量设定为0.35%以下。C含量优选为0.30%以下,更优选为0.25%以下。

[0046] (Si:0.4～3.0%)

[0047] Si通过固溶强化使钢板的强度提高,进而通过抑制碳化物的粗大化而抑制回火所致的强度降低。Si含量小于0.4%时,有时不能稳定地得到期望的TS,并且得不到期望的延展性,因此Si含量设定为0.4%以上。Si含量优选为1.0%以上,更优选为1.4%以上。

[0048] 另一方面,Si的过量添加导致化学转化处理性、镀覆性的显著降低。因此,Si含量设定为3.0%以下。Si含量优选为2.5%以下,更优选为2.0%以下。

[0049] (Mn:1.5～3.5%)

[0050] Mn是对淬透性的提高有效的元素。Mn含量小于1.5%时,过量地生成铁素体或珠光体。其结果是,不能充分地得到回火马氏体和下贝氏体,得不到期望的TS,因此Mn含量设定为1.5%以上。Mn含量优选为2.0%以上,更优选为2.4%以上。

[0051] 另一方面,过量地添加Mn时,形成粗大的MnS,扩孔性和弯曲性大幅降低。因此,Mn含量设定为3.5%以下。Mn含量优选为3.0%以下。

[0052] (P:0.02%以下)

[0053] P是对钢的强化有效的元素,但过量的添加使点焊性显著降低。因此,P含量设定为0.02%以下。P含量优选为0.01%以下。

[0054] P含量的下限没有特别规定,但要小于0.002%需要很大的成本,因此P含量优选为0.002%以上。

[0055] (S:0.01%以下)

[0056] S与Mn形成粗大的硫化物,使扩孔性和弯曲性降低。因此,S含量设定为0.01%以下。

S含量优选为0.002%以下,更优选为0.001%以下。

[0057] S含量的下限没有特别规定,但要小于0.0002%需要很大的成本,因此S含量优选为0.0002%以上。

[0058] (sol.Al:1.0%以下)

[0059] Al是在炼钢工序中作为脱氧材料添加的元素。sol.Al含量超过1.0%时,Al_2O_3、AlN等夹杂物增加,使扩孔性、弯曲性降低。因此,sol.Al含量设定为1.0%以下。sol.Al含量优选为0.2%以下,更优选为0.05%以下。

[0060] sol.Al含量的下限没有特别规定,为了充分地得到脱氧的效果,sol.Al含量优选为0.001%以上。sol.Al含量更优选为0.010%以上,进一步优选为0.020%以上。

[0061] (N:0.015%以下)

[0062] N过量添加时,大量地生成AlN等夹杂物,使扩孔性、弯曲性降低。因此,N含量设定为0.015%以下。N含量优选为0.008%以下,更优选为0.005%以下。

[0063] N含量的下限没有特别规定,但为了使N小于0.001%,制造成本大幅增加,因此N含量优选为0.001%以上。

[0064] 本发明中的钢板的成分组成含有上述成分作为基本成分,该成分组成以外的余量包含铁(Fe)和不可避免的杂质。在本发明的钢板中,优选具有余量由Fe和不可避免的杂质构成的成分组成。

[0065] 作为不可避免的杂质,可以列举Zn、Co等,在本发明中,即使在通常的钢组成的范围内含有这些元素,也不会损害其效果。

[0066] 另外,可以在这些基本成分的基础上根据需要添加选自B、Ti、Cu、Ni、Cr、Mo、V、Nb、Zr、W中的一种或两种以上来代替上述铁(Fe)和不可避免的杂质的一部分。进而,可以根据需要添加选自Ca、Ce、La、Mg、Sb、Sn中的一种或两种以上。

[0067] 具体而言,本发明的钢板的成分组成可以适当含有以下的(A)和/或(B)作为任选元素。

[0068] (A)选自以质量%计B:0.01%以下、Ti:0.1%以下、Cu:1%以下、Ni:1%以下、Cr:1.5%以下、Mo:1.0%以下、V:0.5%以下、Nb:0.1%以下、Zr:0.2%以下和W:0.2%以下中的一种或两种以上

[0069] (B)选自以质量%计Ca:0.0040%以下、Ce:0.0040%以下、La:0.0040%以下、Mg:0.0040%以下、Sb:0.1%以下和Sn:0.1%以下中的一种或两种以上

[0070] ([A组] B:0.01%以下、Ti:0.1%以下、Cu:1%以下、Ni:1%以下、Cr:1.5%以下、Mo:1.0%以下、V:0.5%以下、Nb:0.1%以下、Zr:0.2%以下、W:0.2%以下)

[0071] 这些元素可以出于通过淬透性的提高、晶粒微细化、析出强化而稳定地得到期望的TS的目的而添加。另一方面,过度添加时,生成粗大的析出物,使扩孔性、弯曲性劣化,因此,含有B时,B含量设定为0.01%以下,含有Ti时,Ti含量设定为0.1%以下,含有Cu时,Cu含量设定为1%以下,含有Ni时,Ni含量设定为1%以下,含有Cr时,Cr含量设定为1.5%以下,含有Mo时,Mo含量设定为1.0%以下,含有V时,V含量设定为0.5%以下,含有Nb时,Nb含量设定为0.1%以下,含有Zr时,Zr含量设定为0.2%以下,含有W时,W含量设定为0.2%以下。

[0072] B含量优选为0.0050%以下,更优选为0.0030%以下。另外,B含量优选为0.0003%以上。

[0073] Ti含量优选为0.080%以下,更优选为0.050%以下。另外,Ti含量优选为0.001%以上。Ti含量更优选为0.010%以上。

[0074] Cu含量优选为0.50%以下,更优选为0.20%以下。另外,Cu含量优选为0.001%以上。Cu含量更优选为0.030%以上。

[0075] Ni含量优选为0.50%以下,更优选为0.20%以下。另外,Ni含量优选为0.001%以上。Ni含量更优选为0.030%以上。

[0076] Cr含量优选为1.2%以下,更优选为1.0%以下。另外,Cr含量优选为0.001%以上。Cr含量更优选为0.200%以上。

[0077] Mo含量优选为0.50%以下,更优选为0.20%以下。另外,Mo含量优选为0.001%以上。Mo含量更优选为0.010%以上。

[0078] V含量优选为0.50%以下,更优选为0.20%以下。另外,V含量优选为0.001%以上。V含量更优选为0.010%以上。

[0079] Nb含量优选为0.08%以下,更优选为0.05%以下。另外,Nb含量优选为0.001%以上。Nb含量更优选为0.010%以上。

[0080] Zr含量优选为0.1%以下,更优选为0.05%以下。另外,Zr含量优选为0.001%以上。Zr含量更优选为0.010%以上。

[0081] W含量优选为0.1%以下,更优选为0.05%以下。W含量进一步优选为0.03%以下。

[0082] 另外,W含量优选为0.001%以上。W含量进一步优选为0.005%以上。

[0083] ([B组] Ca:0.0040%以下、Ce:0.0040%以下、La:0.0040%以下、Mg:0.0040%以下、Sb:0.1%以下、Sn:0.1%以下)

[0084] 这些的元素可以出于通过控制夹杂物来提高扩孔性、弯曲性的目的而添加。添加量超过一定量时,其效果饱和,因此,含有Ca时,Ca含量设定为0.0040%以下,含有Ce时,Ce含量设定为0.0040%以下,含有La时,La含量设定为0.0040%以下,含有Mg时,Mg含量设定为0.0040%以下,含有Sb时,Sb含量设定为0.1%以下,含有Sn时,Sn的含量设定为0.1%以下。

[0085] Ca含量优选为0.0030%以下。另外,Ca含量优选为0.0003%以上。

[0086] Ce含量优选为0.0030%以下。另外,Ce含量优选为0.0003%以上。

[0087] La含量优选为0.0030%以下。另外,La含量优选为0.0003%以上。La含量进一步优选为0.0010%以上。

[0088] Mg含量优选为0.0030%以下。另外,Mg含量优选为0.0003%以上。

[0089] Sb含量优选为0.05%以下,更优选为0.02%以下。另外,Sb含量优选为0.0003%以上。Sb含量进一步优选为0.0020%以上。

[0090] Sn含量优选为0.05%以下,更优选为0.02%以下。另外,Sn含量优选为0.0003%以上。Sn含量进一步优选为0.0020%以上。

[0091] 以小于下限值含有上述任选成分时,以小于下限值含有的任选元素不损害本发明的效果。以小于下限值含有上述任选元素时,上述任选元素作为不可避免的杂质而含有。

[0092] 接着,对本发明的钢板的组织(显微组织)进行说明。

[0093] (铁素体的面积率:5%以下(包括0%))

[0094] 铁素体有助于延展性的提高,但由于与回火马氏体等硬质相的硬度差,在冲裁加工时、冲压成形时成为空隙的起点,使冲压成形性劣化。铁素体以面积率计超过5%时,冲压

成形性的劣化变得显著。另外,铁素体超过5%时,得不到期望的TS,并且也得不到期望的板宽方向的机械特性的稳定性。

[0095] 因此,铁素体以面积率计设定为5%以下。铁素体的面积率优选为3%以下,更优选为0%。

[0096] (回火马氏体和下贝氏体的合计面积率:70%以上)

[0097] 为了稳定地得到1180MPa以上的TS,回火马氏体和下贝氏体以合计面积率计设定为70%以上,优选为80%以上,更优选为85%以上。回火马氏体和下贝氏体的相变时机不同,但作为低温相变产物对机械特性的影响类似,因此以合计面积率进行评价。

[0098] 上限没有特别限定,回火马氏体和下贝氏体的合计面积率优选为95%以下,更优选为93%以下。

[0099] (残余奥氏体的体积率:5～15%)

[0100] 残余奥氏体通过TRIP效应有助于均匀伸长率的提高。为了得到期望的延展性,残余奥氏体以体积率计设定为5%以上。通过将残余奥氏体以体积率计设定为5%以上,也能够得到期望的板宽方向的机械特性的稳定性。

[0101] 残余奥氏体的体积率优选为7%以上,更优选为9%以上。

[0102] 另一方面,残余奥氏体过量地生成时,扩孔性降低,因此残余奥氏体的体积率设定为15%以下。

[0103] (新鲜马氏体的面积率:10%以下(包括0%))

[0104] 新鲜马氏体非常硬质,在冲压成形时成为裂纹的起点。另外,新鲜马氏体以面积率计超过10%时,得不到期望的延展性,进而也得不到期望的板宽方向的机械特性的稳定性。

[0105] 因此,从抑制裂纹的观点、提高延展性的观点、以及板宽方向的机械特性的稳定性的观点出发,新鲜马氏体的面积率设定为10%以下。优选设定为5%以下,更优选设定为3%以下。需要说明的是,新鲜马氏体可以为0%。

[0106] 在本发明中,作为上述铁素体、回火马氏体、下贝氏体、残余奥氏体和新鲜马氏体以外的剩余组织,有时生成上贝氏体、珠光体等中的一种或两种以上,但只要满足上述铁素体、回火马氏体、下贝氏体、残余奥氏体、新鲜马氏体,就能够实现本发明的目的。珠光体、上贝氏体等剩余组织优选合计为5%以下。

[0107] 另外,本发明的钢板可以在钢板表面具有镀层。镀层的种类没有特别限制,可以为锌镀层,例如可以列举电镀锌层、热镀锌层、合金化热镀锌层。

[0108] 接着,对钢板的显微组织的测定方法进行说明。

[0109] 关于铁素体、回火马氏体、下贝氏体、新鲜马氏体的面积率,切割出与轧制方向平行的板宽截面,进行镜面研磨后,用1体积%硝酸乙醇溶液腐蚀,使用SEM对1/4厚度位置以5000倍观察10个视野,通过点计数法(依据ASTM E562-83(1988))进行测定。在上述观察中,铁素体是在SEM中看起来呈最黑色的区域,内部几乎没有碳化物,是等轴的区域。回火马氏体和下贝氏体是在SEM中看起来呈灰色的区域,是观察到板条状的下部组织和碳化物的析出的区域。新鲜马氏体是在SEM中看起来呈白色且块状的区域,是内部没有观察到下部组织的区域。

[0110] 关于残余奥氏体的体积率,使用通过机械磨削和100μm以上的草酸研磨调整成测定位置为板厚方向的1/4面的钢板,通过X射线衍射法求出。入射X射线使用Co-Kα射线源,根

据铁素体的(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与面积率相等。

[0111] 本发明的钢板依据JIS Z2241(2011)评价的拉伸强度TS为1180MPa以上,为高强度。

[0112] 另外,本发明的钢板依据JIS Z2241(2011)评价的总伸长率(EL)为11.0%以上,延展性优良。

[0113] 另外,关于本发明的钢板,在100mm×100mm的钢板上,将间隙设为板厚的12%而冲裁出直径为10mm的孔,使用内径为75mm的冲模,在以88.2kN的防皱压力按压的状态下,将60°圆锥的冲头压入孔中,测定龟裂产生极限时的孔直径,将Df设为龟裂产生时的孔径(mm)、将D0设为初始孔径(mm),极限扩孔率λ(%)={(Df-D0)/D0}×100为40%以上,扩孔性优良。

[0114] 另外,关于本发明的钢板,作为与轧制方向平行的方向的JIS5号拉伸试验片,包含板宽的两端部在内在板宽方向上等间隔地裁取合计20张,依据JIS Z2241(2011)评价的总伸长率(EL)的标准偏差为0.9%以下,板宽方向的机械特性的稳定性优良。

[0115] 另外,本发明的钢板的板宽方向的拉伸强度TS的标准偏差可以为15.0MPa以下。

[0116] 接着,对本发明的钢板的制造方法进行说明。需要说明的是,只要没有特别说明,以下所示的对钢坯(钢原材)、钢板等进行加热或冷却时的温度是指钢坯(钢原材)、钢板等的表面温度。

[0117] 本发明的钢板的制造方法包括:热轧工序,其中,将具有上述成分组成的钢坯在1100℃以上的钢坯加热温度下保持1800s以上,然后,在850℃以上的精轧温度下进行热精轧,在从精轧温度到650℃为止的温度范围内以40℃/s以上的平均冷却速度进行冷却,在将卷取温度设为600℃以下并且将卷取时的板宽方向上的与板宽中央的温度的最大温度差设为50℃以下的条件下进行卷取,由此制成热轧钢板;冷轧工序,其中,将上述热轧钢板以30%以上的轧制率进行冷轧而制成冷轧钢板;以及退火工序,其中,将上述冷轧钢板在从700℃到(Ac_3-10℃)为止的温度范围内以0.5℃/s以上的平均加热速度HR1进行加热,然后,在(Ac_3-10℃)以上的退火温度下保持30s以上,在从上述退火温度到(Ms-30℃)以上且(Ms+30℃)以下的缓冷开始温度T1为止的温度范围内以10℃/s以上的平均冷却速度CR1进行冷却,在从上述缓冷开始温度T1到(Ms-220℃)以上且(Ms-100℃)以下的缓冷停止温度T2为止的温度范围内以1~10℃/s的平均冷却速度CR2进行冷却,在从上述缓冷停止温度T2到300℃以上且450℃以下的再加热保持温度T3为止的温度范围内以2℃/s以上的平均加热速度HR2进行加热,在上述再加热保持温度T3下保持20s以上且3000s以下,在从上述再加热保持温度T3到50℃为止的温度范围内以0.1℃/s以上的平均冷却速度CR3进行冷却。

[0118] 在本发明中,在炼钢工序中可以按照常规方法来制造。

[0119] 以下,对热轧工序、酸洗工序、冷轧工序、退火工序进行说明。

[0120] [热轧工序]

[0121] 作为对钢坯进行热轧的方法,有将冷却至室温的钢坯再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。本发明通过上述任一种方法将钢坯在1100℃以上的钢坯加

热温度下保持1800s以上后在850℃以上的精轧温度下进行热精轧。然后,在从精轧温度到650℃为止的温度范围内以40℃/s以上的平均冷却速度进行冷却,在将卷取温度设为600℃以下并且将卷取时的板宽方向上的最大温度差设为50℃以下的条件下进行卷取,由此制成热轧钢板。

[0122] (钢坯加热温度:1100℃以上)

[0123] (钢坯加热保持时间:1800s以上)

[0124] 钢坯加热温度低于1100℃时,MnS等夹杂物残留,扩孔性降低。因此,钢坯加热温度设定为1100℃以上。钢坯加热温度优选为1180℃,更优选为1200℃以上。

[0125] 另外,钢坯加热保持时间小于1800s时也同样,MnS等夹杂物大量地残留,扩孔性降低。因此,钢坯加热保持时间设定为1800s以上。

[0126] 钢坯加热温度和钢坯加热保持时间的上限没有规定,但从制造成本的观点出发,钢坯加热温度优选为1300℃以下,钢坯加热保持时间优选为3小时以下。

[0127] (精轧温度:850℃以上)

[0128] 精轧温度低于850℃时,在热轧中生成铁素体,轧制后的组织变得不均匀,因此退火后的板宽方向的机械特性有可能产生波动。因此,精轧温度设定为850℃以上。

[0129] 上限没有特别限定,优选设定为950℃以下。

[0130] (从精轧温度到650℃的平均冷却速度:40℃/s以上)

[0131] 从精轧温度到650℃的平均冷却速度小于40℃/s时,在冷却中生成铁素体、珠光体,热轧组织容易变得不均匀。这种情况下,退火后的板宽方向的粒径产生波动,导致强度和延展性的波动。因此,从精轧温度到650℃的平均冷却速度设定为40℃/s以上。该平均冷却速度优选为60℃/s以上。

[0132] 需要说明的是,此处的平均冷却速度为“(精轧温度(℃)-650℃)/从精轧温度到650℃的冷却时间(秒)”。

[0133] (卷取温度:600℃以下)

[0134] (卷取时的板宽方向上的与板宽中央的温度的最大温度差:50℃以下)

[0135] 卷取温度超过600℃时,容易生成铁素体和珠光体,即使卷取时的板宽方向上的最大温度差微小,有时热轧组织也会变得不均匀。这种情况下,退火后的板宽方向的粒径产生波动,导致强度和延展性的波动。因此,卷取温度设定为600℃以下。卷取温度优选为550℃以下。卷取温度的下限没有特别规定,卷取温度低于400℃时,有时由于马氏体的生成而热轧组织硬质化,冷轧负荷过度增大。因此,卷取温度优选为400℃以上。

[0136] 在此,最大温度差是指板宽中央的温度与板宽方向的任一位置的温度差的最大值。即,最大温度差是指板宽中央的温度与板宽方向上的最低温度之差。

[0137] 另外,即使卷取温度为600℃以下,如果卷取时的板宽方向上的最大温度差超过50℃,则板宽方向上组织形态的差异也变大,导致退火后的板宽方向的强度和延展性的波动。因此,板宽方向的卷取温度的最大温度差设定为50℃以下。板宽方向的卷取温度的最大温度差优选为30℃以下,更优选为20℃以下。

[0138] 另外,热轧工序后,从降低冷轧载荷的观点出发,可以根据需要对热轧钢板实施加热处理。

[0139] [酸洗工序]

[0140] 热轧工序后,可以实施酸洗,由此能够除去热轧板表层的氧化皮。酸洗处理方法没有特别规定,按照常规方法实施即可。

[0141] [冷轧工序]

[0142] (轧制率(冷轧率):30%以上)

[0143] 从控制之后的退火中的再结晶行为、使材质稳定化的观点出发,冷轧率(累积冷轧率)设定为30%以上。冷轧率的上限没有特别规定,超过95%时,有时冷轧负荷过度地增加。因此,冷轧率优选为95%以下。

[0144] [退火工序]

[0145] (从700℃到(Ac_3-10℃)的平均加热速度HR1:0.5℃/s以上)

[0146] 从700℃到(Ac_3-10℃)的平均加热速度HR1小于0.5℃/s时,在加热中C从铁素体向奥氏体的富集进行,在钢板内C浓度分布产生偏差,因此材质变得不均匀。另外,在钢板内C浓度分布产生偏差时,由于板宽方向上的冷却停止温度、再加热温度的变化,机械特性的波动进一步变大。因此,从700℃到(Ac_3-10℃)的平均加热速度HR1设定为0.5℃/s以上。从700℃到(Ac_3-10℃)的平均加热速度HR1优选为1.0℃/s以上,更优选为1.5℃/s以上。

[0147] 平均加热速度HR1优选为50℃/s以下,更优选为20℃/s以下。

[0148] 需要说明的是,平均加热速度HR1为“(Ac_3-10℃)-700℃)/从700℃到(Ac_3-10℃)的加热时间(秒)”。

[0149] (退火温度:(Ac_3-10℃)以上)

[0150] (保持时间(退火时间):30s以上)

[0151] 为了将铁素体的面积率控制为期望的范围,退火温度设定为(Ac_3-10℃)以上。退火温度的上限没有规定,超过(Ac_3+50℃)时,有时奥氏体粒径显著粗大化,强度与延展性的平衡降低。因此,退火温度优选为(Ac_3+50℃)以下。

[0152] 保持时间(退火时间)小于30s时,有时碳化物未固溶而残留,扩孔性、弯曲性降低。另外,保持时间(退火时间)小于30s时,得不到期望的板宽方向的机械特性的稳定性。因此,保持时间设定为30s以上。保持时间优选为60s以上。

[0153] 需要说明的是,Ac_3通过以下公式计算出。另外,下式中,[元素符号]是指各元素的含量(质量%)。(“莱斯利钢铁材料学”(丸善株式会社,1985年5月31日发行,273页))

[0154] Ac_3(℃)=910-203×[C]$^{1/2}$-15.2×[Ni]+44.7×[Si]+104×[V]+31.5×[Mo]+13.1×[W]-(30×[Mn]+11×[Cr]+20×[Cu]-700×[P]-400×[sol.Al]-120×[As]-400×[Ti])

[0155] (从退火温度到缓冷开始温度T1的平均冷却速度CR1:10℃/s以上)

[0156] (缓冷开始温度T1:马氏体相变开始温度Ms±30℃((Ms-30℃)以上且(Ms+30℃)以下))

[0157] CR1小于10℃/s时,过度地生成铁素体和珠光体。其结果是,有可能得不到期望的回火马氏体和下贝氏体,有时得不到期望的强度。另外,得不到期望的扩孔性,进而也得不到期望的板宽方向的机械特性的稳定性。因此,CR1设定为10℃/s以上。CR1优选为15℃/s以上。

[0158] CR1的上限没有规定,但平均冷却速度的过度增加有时助长板宽方向的冷却不均,导致板宽方向的材质均匀性的降低。因此,CR1优选为1000℃/s以下,更优选为100℃/s以下。

[0159] 需要说明的是,平均冷却速度CR1为“(退火温度(℃)-缓冷开始温度T1(℃))/从退火温度到缓冷开始温度T1的冷却时间(秒)”。

[0160] T1超过(Ms+30℃)时,也过度地生成铁素体和珠光体。其结果是,有时得不到期望的回火马氏体和下贝氏体,得不到期望的强度。另外,T1超过(Ms+30℃)时,新鲜马氏体以面积率计超过10%,得不到期望的延展性,进而也得不到期望的板宽方向的机械特性的稳定性。因此,T1设定为(Ms+30℃)以下。T1优选为(Ms+20℃)以下,更优选为(Ms+10℃)以下。

[0161] 另一方面,T1低于(Ms-30℃)时,有时得不到期望的残余奥氏体量,有可能得不到期望的延展性。另外,T1低于(Ms-30℃)时,也得不到期望的板宽方向的机械特性的稳定性。

[0162] 因此,T1设定为(Ms-30℃)以上。T1优选为(Ms-20℃)以上,更优选为(Ms-10℃)以上。

[0163] 需要说明的是,马氏体相变开始温度Ms(℃)可以如下求出:利用Formaster试验机,使用圆柱状的试验片(直径3mm×高度10mm),在(Ac_3-10℃)以上的退火温度下保持后,使用氦气以30℃/s以上的冷却速度进行急冷,测定此时的体积变化,由此求出马氏体相变开始温度Ms(℃)。

[0164] (从缓冷开始温度T1到缓冷停止温度T2的平均冷却速度CR2:1~10℃/s)

[0165] (缓冷停止温度T2:(Ms-220℃)以上且(Ms-100℃)以下)

[0166] 通过将从T1到T2的平均冷却速度CR2设为10℃/s以下,由向马氏体和下贝氏体的相变发热引起的板宽方向的温度波动减小,在板宽方向上马氏体和下贝氏体的相变量变得均匀,由此能够抑制板宽方向的机械特性的波动。另外,通过将CR2设为10℃/s以下,在冷却中发生C从马氏体和下贝氏体向奥氏体的分配,奥氏体稳定化。由此,即使在再加热时钢板边缘部被过加热的情况下,残余奥氏体的分解也被抑制,包含钢板边缘的板宽方向的机械特性的波动被抑制。因此,CR2设定为10℃/s以下。CR2小于1℃/s时,生产线长度增加,制造效率降低,因此CR2设定为1℃/s以上。

[0167] 需要说明的是,平均冷却速度CR2为“(缓冷开始温度T1(℃)-缓冷停止温度T2(℃))/从缓冷开始温度T1到缓冷停止温度T2的冷却时间(秒)”。

[0168] T2低于(Ms-220℃)时,马氏体相变过度地进行,得不到期望的残余奥氏体量,延展性降低。因此,T2设定为(Ms-220℃)以上。T2优选为(Ms-200℃)以上,更优选为(Ms-180℃)以上。

[0169] 另一方面,T2超过(Ms-100℃)时,在缓冷中没有充分地发生C从马氏体和下贝氏体向奥氏体的分配,因此有时在再加热保持过程中发生奥氏体的分解,导致板宽方向的机械特性的波动的产生。

[0170] 另外,T2超过(Ms-100℃)时,新鲜马氏体以面积率计超过10%,得不到期望的延展性,进而也得不到期望的板宽方向的机械特性的稳定性。因此,T2设定为(Ms-100℃)以下。

[0171] (从缓冷停止温度T2到再加热保持温度T3的平均加热速度HR2:2℃/s以上)

[0172] 通过在短时间内从缓冷停止温度T2加热至再加热保持温度T3,能够抑制碳化物析出,能够确保高延展性。因此,平均加热速度HR2设定为2℃/s以上。HR2优选为5℃/s以上,更优选为10℃/s以上。平均加热速度HR2的上限没有特别限定,但存在平均加热速度HR2越高越难以保持钢板的均热性的情况。因此,HR2优选为50℃/s以下,更优选为20℃/s以下。

[0173] 需要说明的是,平均加热速度HR2为“再加热保持温度T3(℃)-缓冷停止温度T2

(℃))/从缓冷停止温度T2到再加热保持温度T3的加热时间(秒)”。

[0174] (再加热保持温度T3:300℃以上且450℃以下)

[0175] (再加热保持时间:20s以上且3000s以下)

[0176] 再加热保持是为了C分配所带来的奥氏体的稳定化而进行的。再加热保持温度T3低于300℃时,未充分地发生C分配,得不到期望的残余奥氏体量,因此担心延展性降低。另外,再加热保持温度T3低于300℃时,得不到期望的板宽方向的机械特性的稳定性。因此,再加热保持温度T3设定为300℃以上。T3优选为330℃以上,更优选为350℃以上。

[0177] 另一方面,再加热保持温度T3超过450℃时,发生从奥氏体向珠光体的相变,得不到期望的残余奥氏体量,担心延展性降低。

[0178] 另外,再加热保持温度T3超过450℃时,得不到期望的板宽方向的机械特性的稳定性。因此,再加热保持温度T3设定为450℃以下。T3优选为420℃以下。

[0179] 另外,再加热保持时间(再加热保持温度T3下的保持时间(停留时间))小于20s时,未发生充分的C分配,得不到期望的残余奥氏体量。因此,再加热保持时间设定为20s以上。再加热保持时间优选为50s以上,更优选为100s以上。

[0180] 再加热保持所带来的C分配的效果在超过3000s时饱和,因此再加热保持时间设定为3000s以下。再加热保持时间优选为1500s以下,更优选为600s以下。

[0181] (从再加热保持温度T3到50℃的平均冷却速度CR3:0.1℃/s以上)

[0182] 从再加热保持温度T3到50℃的平均冷却速度CR3小于0.1℃/s时,由于过量的回火导致的软化、碳化物析出,担心延展性降低。因此,从再加热保持温度T3到50℃的平均冷却速度CR3设定为0.1℃/s以上。CR3优选为5℃/s以上,更优选为8℃/s以上。

[0183] CR3优选为100℃/s以下,更优选为50℃/s以下。

[0184] 需要说明的是,平均冷却速度CR3为“(再加热保持温度T3(℃)-50℃)/从再加热保持温度T3到50℃的冷却时间(秒)”。

[0185] [热镀处理]

[0186] 在本发明中,在退火工序中,可以在从退火温度到缓冷开始温度T1为止的冷却时、或者再加热保持温度T3下再加热保持时实施热镀处理。热镀处理可以为热镀锌处理。在实施热镀锌处理的情况下,优选将钢板浸渍在440℃以上且500℃以下的锌镀浴中,实施热镀锌处理,然后,通过气体擦拭等调整镀层附着量。热镀锌优选使用Al量为0.10%以上且0.22%以下的锌镀浴。

[0187] 另外,可以在热镀锌处理后实施锌镀层的合金化处理。在实施锌镀层的合金化处理的情况下,优选在镀浴浸渍后在480℃以上且600℃以下的温度范围内实施。

[0188] [表面光轧]

[0189] 在本发明中,从冲压成形性的稳定化、YS升高的观点出发,可以对退火后的钢板实施表面光轧。伸长率优选设定为0.1%以上。另外,伸长率优选设定为0.5%以下。

[0190] [矫平机矫正]

[0191] 在本发明中,为了矫正板形状,可以对退火后的钢板实施矫平机矫正。矫平机矫正方法没有特别规定,按照常规方法实施即可。

[0192] [电镀处理]

[0193] 在本发明中,退火工序后,作为表面处理,可以实施电镀锌等电镀处理。

[0194] 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。

[0195] 另外,板宽优选设定为600mm以上。另外,板宽优选设定为1700mm以下。

[0196] 接着,对本发明的构件及其制造方法进行说明。

[0197] 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。

[0198] 本发明的钢板的拉伸强度为1180MPa以上,延展性和扩孔性优良、并且板宽方向的机械特性的稳定性优良。因此,使用本发明的钢板得到的构件也为高强度,延展性和扩孔性优良、并且板宽方向的机械特性的稳定性优良。另外,如果使用本发明的构件,则能够实现轻量化。因此,本发明的构件能够适合用于例如车身骨架部件。本发明的构件也包含焊接接头。

[0199] 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、铆钉接合、铆接接合等。

[0200] 实施例

[0201] 参考实施例对本发明进行具体说明。但是,发明的范围不限于实施例。

[0202] 将具有表1所示的成分组成的钢坯在1230℃的钢坯加热温度下保持3000s后,在870℃的精轧温度下进行热轧,在从精轧温度到650℃为止的温度范围内以65℃/s的平均冷却速度进行冷却,以表2所示的卷取温度、卷取时的板宽方向上的最大温度差进行卷取,由此制造板厚2.8mm、板宽1100mm的热轧钢板。将上述热轧钢板以50%的压下率进行冷轧,制造板厚1.4mm、板宽1100mm的冷轧钢板。

[0203] 然后,在表2所示的条件下对上述冷轧钢板进行退火。退火条件中,从700℃到(Ac_3-10℃)的加热中的平均加热速度HR1设定为2.0℃/s。

[0204] 另外,No.11对钢板表面实施了电镀锌处理(EG),No.12对钢板表面实施了热镀锌处理。另外,No.12中,为了使镀层为合金化热镀锌层,实施了在510℃下保持10秒的合金化处理(GA)。

[0205]

[表1]

钢编号	成分组成(质量%)							备注
	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	N	其他	
A	0.243	0.53	1.99	0.012	0.0005	0.060	0.0064	—	适合钢
B	0.147	2.40	3.41	0.003	0.0004	0.068	0.0059	—	适合钢
C	0.179	0.48	3.12	0.003	0.0007	0.052	0.0044	Ti:0.020, B:0.0025	适合钢
D	0.179	0.41	2.05	0.003	0.0003	0.048	0.0063	Ti:0.043, B:0.0013	适合钢
E	0.161	1.26	2.94	0.009	0.0008	0.079	0.0082	Ti:0.012, B:0.0045, Nb:0.021	适合钢
F	0.269	0.68	2.31	0.002	0.0006	0.088	0.0082	Ti:0.028, B:0.0060, Cu:0.130	适合钢
G	0.176	1.06	3.01	0.008	0.0016	0.074	0.0071	Ti:0.019, B:0.0015, Ni:0.100, Cr:0.800, Mo:0.050	适合钢
H	0.128	0.53	1.90	0.005	0.0012	0.051	0.0071	V:0.019, Zr:0.010, W:0.005	适合钢
I	0.178	2.33	1.82	0.015	0.0015	0.031	0.0061	B:0.0038, Nb:0.030, V:0.045	适合钢
J	0.256	1.78	3.40	0.013	0.0018	0.056	0.0087	Ti:0.028, B:0.0032, Ca:0.0007, Ce:0.0008, La:0.0019	适合钢
K	0.237	1.49	3.45	0.012	0.0019	0.066	0.0068	B:0.0040, Mg:0.0021, Sb:0.0100, Sn:0.0100	适合钢
L	0.226	2.41	2.12	0.003	0.0010	0.057	0.0031	Mg:0.0011	适合钢
M	0.040	0.83	3.05	0.014	0.0010	0.057	0.0068	—	比较钢
N	0.360	1.97	1.81	0.014	0.0016	0.080	0.0059	—	比较钢
O	0.242	0.20	1.82	0.003	0.0008	0.067	0.0036	—	比较钢
P	0.152	0.78	1.24	0.004	0.0018	0.056	0.0063	—	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。

[0206]

[表2]

No.	钢编号	热轧条件			Ac_3 (℃)	退火条件										备注
		卷取温度 (℃)	板宽方向的最大温度差 (℃)			退火温度 (℃)	退火时间 (s)	CR1 (*1) (℃/s)	Ms (℃)	T1 (*2) (℃)	CR2 (*3) (℃/s)	T2 (*4) (℃)	HR2 (*5) (℃/s)	T3 (*6) (℃)	停留时间 (*7) (秒)	CR3 (*8) (℃/s)	镀覆 (*9)	
1	A	540	35		806	870	120	40	406	421	1.1	213	10	412	300	10	CR	适合钢
2	B	540	45		867	880	120	37	386	383	6.7	246	10	382	300	10	CR	适合钢
3	C	540	43		783	870	120	35	385	400	3.1	254	10	407	300	10	CR	适合钢
4	D	540	40		820	900	120	32	427	443	7.4	324	10	363	300	10	CR	适合钢
5	E	540	45		839	860	120	25	399	415	5.0	239	10	394	300	10	CR	适合钢
6	F	540	38		811	870	120	20	384	355	6.2	224	10	413	300	10	CR	适合钢
7	G	540	35		816	890	120	33	374	389	7.8	224	10	407	300	10	CR	适合钢
8	H	500	36		830	860	120	40	451	466	7.2	288	10	397	300	10	CR	适合钢
9	I	500	45		902	900	120	25	436	417	5.9	278	10	362	300	10	CR	适合钢
10	J	500	46		828	890	120	32	347	368	4.8	177	10	411	300	10	CR	适合钢
11	K	500	34		809	860	120	23	352	349	3.8	239	10	391	300	10	EG	适合钢
12	L	500	44		883	900	120	46	407	396	4.6	287	10	388	300	10	GA	适合钢
13	M	500	43		848	920	120	24	438	422	6.2	295	10	382	300	10	CR	比较钢
14	N	500	46		864	870	120	19	372	371	5.5	166	10	377	300	10	CR	比较钢
15	O	530	47		793	870	120	26	414	389	3.6	277	10	356	300	10	CR	比较钢
16	P	530	39		854	910	120	20	468	463	1.0	363	10	385	300	10	CR	比较钢
17	C	530	33		783	760	120	18	394	405	7.9	209	10	384	300	10	CR	比较钢
18	C	530	41		783	870	10	16	385	401	1.0	276	10	415	300	10	CR	比较钢
19	C	530	38		783	880	120	5	385	376	1.2	204	10	380	300	10	CR	比较钢
20	C	530	47		783	880	120	28	385	510	3.1	197	10	359	300	10	CR	比较钢
21	C	530	33		783	890	120	40	385	330	4.1	270	10	407	300	10	CR	比较钢
22	C	530	44		783	870	120	46	385	365	15.0	199	10	389	300	10	CR	比较钢
23	C	560	40		783	890	120	36	385	370	3.2	340	10	409	300	10	CR	比较钢
24	C	560	38		783	870	120	17	385	388	2.0	160	10	414	300	10	CR	比较钢
25	C	560	39		783	870	120	21	385	400	1.4	205	10	455	300	10	CR	比较钢
26	C	560	40		783	890	120	35	385	408	1.4	261	10	286	300	10	CR	比较钢
27	C	560	41		783	880	120	26	385	376	3.8	212	10	406	10	10	CR	比较钢
28	C	660	39		783	870	120	21	385	390	1.8	210	10	400	300	10	CR	比较钢
29	C	560	60		783	890	120	35	385	400	1.8	260	10	400	300	10	CR	比较钢

※下划线是指在本发明范围外。
*1)CR1:从退火温度到T1的平均冷却速度(℃/s)
*2)T1:缓冷开始温度(℃)
*3)CR2:从T1到T2的平均冷却速度(℃/s)
*4)T2:缓冷停止温度(℃)
*5)HR2:从T2到T3的平均加热速度(℃/s)
*6)T3:再加热保持温度(℃)
*7)停留时间:T3下的保持时间(s)
*8)CR3:从T3到50℃的平均冷却速度(℃/s)
*9)CR:无镀覆、EG:电镀锌、GA:合金化热镀锌

[0207] 通过上述方法测定钢组织,将测定结果示于表3中。

[0208] 拉伸强度(TS)和总伸长率(EL)依据JIS Z2241(2011)进行评价。由所得到的钢板制作JIS5号拉伸试验片,进行拉伸试验,将TS为1180MPa以上的试样判断为强度优良,将EL为11.0%以上的试样判断为延展性优良。

[0209] 另外,扩孔性依据日本钢铁联盟标准JFST1001进行评价。将得到的各钢板切断为

100mm×100mm后,在使间隙为板厚的12%的条件下冲裁出直径为10mm的孔,使用内径为75mm的冲模,在以88.2kN的防皱压力按压的状态下,将60°圆锥的冲头压入孔中,测定龟裂产生极限时的孔直径,根据(1)式求出极限扩孔率λ(%),由此进行评价,将λ为40%以上的试样判断为扩孔性优良。

[0210] 极限扩孔率λ(%)={(Df-D0)/D0}×100 …(1)

[0211] 其中,Df设为龟裂产生时的孔径(mm),D0设为初始孔径(mm)。

[0212] 关于板宽方向的机械特性的稳定性,作为与轧制方向平行的方向的JIS5号拉伸试验片,包含板宽的两端部在内在板宽方向上等间隔地裁取合计20张,实施上述拉伸试验,求出TS和EL的标准偏差,由此进行评价。将EL的标准偏差为0.9%以下的试样判断为板宽方向的机械特性的稳定性优良。TS的标准偏差没有特别规定,但判断出:通过TS的标准偏差为15.0MPa以下,板宽方向的机械特性的稳定性更优良。

[0213] [表3]

No.	钢编号	组织				特性					备注
		铁素体面积率(%)	回火马氏体+下贝氏体面积率(%)	新鲜马氏体面积率(%)	残余γ体积率(%)	TS(MPa)	EL(%)	λ(%)	板宽方向的TS波动标准偏差(MPa)	板宽方向的EL波动标准偏差(%)	
1	A	0	88	3	9	1482	12.2	79	9.7	0.4	适合钢
2	B	0	89	4	7	1288	12.9	61	8.0	0.7	适合钢
3	C	0	89	2	9	1349	12.7	75	5.7	0.7	适合钢
4	D	0	85	5	10	1362	13.3	75	5.2	0.7	适合钢
5	E	0	88	5	7	1315	12.3	77	7.2	0.4	适合钢
6	F	0	83	6	11	1536	11.3	57	5.6	0.4	适合钢
7	G	0	88	4	8	1341	12.3	64	6.6	0.7	适合钢
8	H	0	92	2	6	1244	12.7	51	5.8	0.4	适合钢
9	I	0	90	2	8	1360	12.3	61	8.8	0.8	适合钢
10	J	0	85	4	11	1510	11.5	79	7.4	0.3	适合钢
11	K	0	83	5	12	1474	12.3	74	8.7	0.6	适合钢
12	L	0	86	3	11	1454	12.3	78	8.2	0.4	适合钢
13	M	0	93	4	3	1063	10.8	71	4.0	0.4	比较钢
14	N	0	85	4	11	1739	8.9	32	9.6	0.7	比较钢
15	O	0	82	7	11	1496	9.1	75	6.4	0.6	比较钢
16	P	17	69	5	9	1020	13.7	57	12.1	1.7	比较钢
17	C	9	82	3	6	1102	11.9	38	10.8	1.3	比较钢
18	C	9	77	4	10	1150	13.1	43	15.3	2.5	比较钢
19	C	7	83	3	7	1148	11.9	36	13.0	1.3	比较钢
20	C	0	78	12	10	1393	9.5	45	17.0	1.0	比较钢
21	C	0	91	3	6	1349	10.1	51	8.4	1.6	比较钢
22	C	0	93	3	4	1354	9.1	60	7.5	1.8	比较钢
23	C	0	77	13	10	1349	9.4	64	16.0	1.3	比较钢
24	C	0	93	3	4	1347	8.6	65	8.9	0.7	比较钢
25	C	0	92	4	4	1320	9.6	48	13.5	1.5	比较钢
26	C	0	93	3	4	1404	8.8	65	14.1	1.3	比较钢
27	C	0	94	2	4	1349	9.5	53	13.3	1.3	比较钢
28	C	0	90	4	6	1305	9.6	50	13.5	2.2	比较钢
29	C	0	91	3	6	1312	8.8	52	13.8	2.0	比较钢

※下划线是指在本发明范围外。

[0214] 表2、3所示的本发明例的强度、延展性、扩孔性和机械特性的稳定性优良,与此相对,比较例的某一项以上差。另外,在本发明例中,能够使拉伸强度TS的标准偏差为15.0MPa以下。

[0215] 另外可知,由于本发明例的钢板为高强度并且延展性、扩孔性和板宽方向的机械特性的稳定性优良,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、以及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并且延展性、扩孔性和板宽方向的机械特性的稳定性优良。