



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 117500951 A

(43) 申请公布日 2024. 02. 02

(21) 申请号 202280043486.X

(22) 申请日 2022.06.17

(30) 优先权数据

10-2021-0079154 2021.06.18 KR

(85) PCT国际申请进入国家阶段日

2023.12.18

(86) PCT国际申请的申请数据

PCT/KR2022/008630 2022.06.17

(87) PCT国际申请的公布数据

W02022/265453 K0 2022.12.22

(71) 申请人 浦项股份有限公司

地址 韩国庆尚北道

(72) 发明人 金相洙 具民书 金恩英

(74) 专利代理机构 北京路浩知识产权代理有限公司 11002

专利代理师 刘成春 李琴

(51) Int.Cl.

C22C 38/04 (2006.01)

权利要求书2页 说明书13页 附图1页

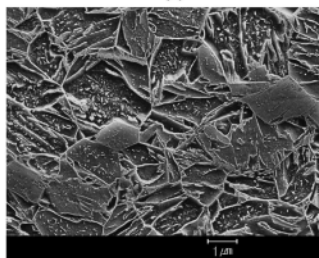
(54) 发明名称

弯曲特性优异的高屈强比超高强度钢板及其制造方法

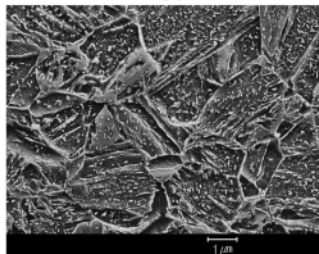
(57) 摘要

本发明涉及一种高屈强比超高强度钢板及其制造方法,更详细地,涉及一种具有高强度和高屈强比且弯曲特性优异的钢板及其制造方法。

(a)



(b)



1. 一种钢板,以重量%计,所述钢板包含:碳(C):0.1-0.3%、锰(Mn):1.0-2.3%、硅(Si):0.05-1.0%、磷(P):0.1%以下、硫(S):0.03%以下、铝(Al):0.01-0.5%、余量的Fe和不可避免的杂质,

所述钢板的以下关系式1中定义的R值为0.12至0.27,

所述钢板的每 $1\mu\text{m}^2$ 的面积碳化物的平均数量为40个以下,碳化物的长轴的平均长度为300nm以下,

所述钢板的屈强比超过0.73,

[关系式1]

$$R = \frac{\{(Ceq1)^2 + (Ceq2)^2\}}{2}$$

$$Ceq1 = [C] + \frac{[Mn]}{20} + \frac{[Si]}{30} + 2[P] + 4[S]$$

$$Ceq2 = [C] + \frac{[Mn]}{6} + \frac{[Si]}{30} + \frac{([Cr] + [Mo] + [V] + [Nb])}{5} + \frac{([Cu] + [Ni])}{15}$$

其中,[C]、[Mn]、[Si]、[P]、[S]、[Cr]、[Mo]、[V]、[Nb]、[Cu]和[Ni]为各元素的重量%。

2. 根据权利要求1所述的钢板,其中,所述钢板进一步包含0.01-0.2%的铬(Cr)、0.01-0.2%的钼(Mo)、0.005%以下且0%除外的硼(B)中的两种以上。

3. 根据权利要求1所述的钢板,其中,所述钢板进一步包含0.1%以下且0%除外的钛(Ti)和0.1%以下且0%除外的铌(Nb)中的一种以上。

4. 根据权利要求1所述的钢板,其中,所述钢板包含99面积%以上的马氏体或回火马氏体作为微细组织。

5. 根据权利要求1所述的钢板,其中,所述钢板的拉伸强度为1300MPa以上,弯曲特性 R/t 小于4,其中,R是 90° 弯曲试验后弯曲部不产生裂纹的最小弯曲半径,t是钢板厚度。

6. 一种制造钢板的方法,其包括以下步骤:

准备冷轧钢板,以重量%计,所述冷轧钢板包含:碳(C):0.1-0.3%、锰(Mn):1.0-2.3%、硅(Si):0.05-1.0%、磷(P):0.1%以下、硫(S):0.03%以下、铝(Al):0.01-0.5%、余量的Fe和不可避免的杂质,所述冷轧钢板的以下关系式1中定义的R值为0.12至0.27;

在 Ac_3 以上的温度下,将所述冷轧钢板进行热处理30秒以上;

所述热处理后,以1-10 $^\circ\text{C}/\text{秒}$ 的平均冷却速度进行一次冷却,冷却至500-750 $^\circ\text{C}$ 的温度范围;

将一次冷却的所述钢板以20-80 $^\circ\text{C}/\text{秒}$ 的平均冷却速度进行二次冷却,冷却至 $M_s-190^\circ\text{C}$ 以下的温度;以及

再加热和过时效步骤,将二次冷却的所述钢板加热至超过二次冷却终止温度+30 $^\circ\text{C}$ 且低于270 $^\circ\text{C}$ 的温度范围,并保持1-20分钟,

[关系式1]

$$R = \frac{\{(Ceq1)^2 + (Ceq2)^2\}}{2}$$

$$Ceq1=[C]+\frac{[Mn]}{20}+\frac{[Si]}{30}+2[P]+4[S]$$

$$Ceq2=[C]+\frac{[Mn]}{6}+\frac{[Si]}{30}+\frac{([Cr]+[Mo]+[V]+[Nb])}{5}+\frac{([Cu]+[Ni])}{15}$$

其中, [C]、[Mn]、[Si]、[P]、[S]、[Cr]、[Mo]、[V]、[Nb]、[Cu]和[Ni]为各元素的重量%。

7. 根据权利要求6所述的钢板, 其中, 所述冷轧钢板进一步包含0.01-0.2%的铬(Cr)、0.01-0.2%的钼(Mo)、0.005%以下且0%除外的硼(B)中的两种以上。

8. 根据权利要求6所述的钢板, 其中, 所述冷轧钢板进一步包含0.1%以下且0%除外的钛(Ti)和0.1%以下且0%除外的铌(Nb)中的一种以上。

9. 根据权利要求6所述的制造钢板的方法, 其中, 准备所述冷轧钢板的步骤包括以下步骤;

将钢坯再加热至1100-1300°C的温度范围;

将再加热的所述钢坯以Ar3以上的热精轧温度进行热轧;

将热轧的所述钢板冷却至700°C以下的温度范围并进行收卷; 以及

将冷却和收卷的所述钢板以30-80%的压下率进行冷轧。

10. 根据权利要求9所述的制造钢板的方法, 其中, 所述方法进一步包括将冷却和收卷的所述钢板用盐酸进行酸洗的步骤。

弯曲特性优异的高屈强比超高强度钢板及其制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及一种弯曲特性优异的高屈强比超高强度钢板及其制造方法。

背景技术

[0002] 近年来,在汽车领域中,以欧洲为首的发达国家以燃油效率管制及性能提升为由,正在积极进行减轻车身重量的研究,在钢铁的情况下,为了应对汽车公司的这种轻量化要求,与竞争材料(Mg、Al、CFRP等)相比,正在努力在相同等级下实现高强度化并进一步减小钢板厚度等。另外,除了轻量化之外,由于对汽车乘客和行人的安全管制加强,具有要求车身材料的稳定性和高强度化的趋势。

[0003] 另外,为了提高车身的稳定性和冲击特性,屈服强度优异的高强度钢在白车身(Body-in-white, BIW)结构构件中的使用正在增加,这种结构构件的特征在于,相对于拉伸强度的屈服强度即屈强比(屈服强度/拉伸强度)越高,越有利于吸收冲击能量。

[0004] 提高屈服强度的代表性的制造方法有在连续退火时使用水冷的方法。超高强度钢可以通过在将冷轧钢板进行两相区退火或单相区退火后快速冷却至常温水平后利用回火方法来制造,在这种情况下,屈强比非常高,但由于宽度方向和长度方向的温度偏差,发生卷板的形状质量变差的问题,并且在加工辊轧成型部件时可能会出现不同部位的材质不良和可加工性降低等问题。另外,通常,随着钢板的强度增加,伸长率降低,因此存在成型加工性降低的问题,因此作为用于冷冲压的材料的应用受到限制。

[0005] 为了克服上述问题,正在开发一种热压成型(Hot Press Forming, HPF)工艺,所述工艺在相对容易成型的高温下对材料进行成型后通过模具和材料之间的水冷来确保所需强度。由于与相同厚度相比可以确保高强度,因此HPF工艺广泛用于部件的制造,但由于设备投资成本过高和工艺成本的增加,应用方面存在问题,因此需要开发一种用于冷冲压的材料。因此,需要开发一种适合用于冷冲压的材料、具有高强度和高屈强比以确保碰撞性能并具有优异的弯曲特性的冷轧钢板。

发明内容

[0006] 要解决的技术问题

[0007] 根据本发明的一个方面,目的在于提供一种弯曲特性优异的高屈强比超高强度钢板及其制造方法。

[0008] 本发明的技术问题不限于上述内容。本领域技术人员可以从本说明书的全部内容容易理解本发明的附加的技术问题。

[0009] 技术方案

[0010] 本发明的一个方面可以提供一种钢板,以重量%计,所述钢板包含:碳(C):0.1-0.3%、锰(Mn):1.0-2.3%、硅(Si):0.05-1.0%、磷(P):0.1%以下、硫(S):0.03%以下、铝(Al):0.01-0.5%、余量的Fe和不可避免的杂质,所述钢板的以下关系式1中定义的R值为0.12至0.27,所述钢板的每 $1\mu\text{m}^2$ 的面积的平均数量为40个以下,碳化物的长轴的

平均长度为300nm以下,所述钢板的屈强比超过0.73。

[0011] [关系式1]

$$[0012] \quad R = \frac{\{(Ceq1)^2 + (Ceq2)^2\}}{2}$$

$$[0013] \quad Ceq1 = [C] + \frac{[Mn]}{20} + \frac{[Si]}{30} + 2[P] + 4[S]$$

$$[0014] \quad Ceq2 = [C] + \frac{[Mn]}{6} + \frac{[Si]}{30} + \frac{([Cr] + [Mo] + [V] + [Nb])}{5} + \frac{([Cu] + [Ni])}{15}$$

[0015] (其中,[C]、[Mn]、[Si]、[P]、[S]、[Cr]、[Mo]、[V]、[Nb]、[Cu]和[Ni]为各元素的重量%。)

[0016] 所述钢板可以进一步包含0.01-0.2%的铬(Cr)、0.01-0.2%的钼(Mo)、0.005%以下(0%除外)的硼(B)中的两种以上。

[0017] 所述钢板可以进一步包含0.1%以下(0%除外)的钛(Ti)和0.1%以下(0%除外)的铌(Nb)中的一种以上。

[0018] 所述钢板可以包含99面积%以上的马氏体或回火马氏体作为微细组织。

[0019] 所述钢板的拉伸强度可以为1300MPa以上,弯曲特性(R/t)可以小于4(其中,R是90°弯曲试验后弯曲部不产生裂纹的最小弯曲半径,t是钢板厚度)。

[0020] 本发明的另一个方面可以提供一种制造钢板的方法,所述方法包括以下步骤:准备冷轧钢板,以重量%计,所述冷轧钢板包含:碳(C):0.1-0.3%、锰(Mn):1.0-2.3%、硅(Si):0.05-1.0%、磷(P):0.1%以下、硫(S):0.03%以下、铝(Al):0.01-0.5%、余量的Fe和不可避免的杂质,所述冷轧钢板的以下关系式1中定义的R值为0.12至0.27;在Ac3以上的温度下,将所述冷轧钢板进行热处理30秒以上;所述热处理后,以1-10°C/秒的平均冷却速度进行一次冷却,冷却至500-750°C的温度范围;将一次冷却的所述钢板以20-80°C/秒的平均冷却速度进行二次冷却,冷却至Ms-190°C以下的温度;以及再加热和过时效步骤,将二次冷却的所述钢板加热至超过二次冷却终止温度+30°C且低于270°C的温度范围,并保持1-20分钟。

[0021] [关系式1]

$$[0022] \quad R = \frac{\{(Ceq1)^2 + (Ceq2)^2\}}{2}$$

$$[0023] \quad Ceq1 = [C] + \frac{[Mn]}{20} + \frac{[Si]}{30} + 2[P] + 4[S]$$

$$[0024] \quad Ceq2 = [C] + \frac{[Mn]}{6} + \frac{[Si]}{30} + \frac{([Cr] + [Mo] + [V] + [Nb])}{5} + \frac{([Cu] + [Ni])}{15}$$

[0025] (其中,[C]、[Mn]、[Si]、[P]、[S]、[Cr]、[Mo]、[V]、[Nb]、[Cu]和[Ni]为各元素的重量%。)

[0026] 所述冷轧钢板可以进一步包含0.01-0.2%的铬(Cr)、0.01-0.2%的钼(Mo)、0.005%以下(0%除外)的硼(B)中的两种以上。

[0027] 所述冷轧钢板可以进一步包含0.1%以下(0%除外)的钛(Ti)和0.1%以下(0%除外)的铌(Nb)中的一种以上。

[0028] 准备所述冷轧钢板的步骤可以包括以下步骤:将钢坯再加热至1100-1300°C的温

度范围;将再加热的所述钢坯以Ar3以上的热精轧温度进行热轧;将热轧的所述钢板冷却至700℃以下的温度范围并进行收卷;以及将冷却和收卷的所述钢板以30-80%的压下率进行冷轧。

[0029] 所述方法可以进一步包括将冷却和收卷的所述钢板用盐酸进行酸洗的步骤。

[0030] 发明效果

[0031] 根据本发明的一个方面,可以提供一种具有高强度和高屈强比且具有优异的弯曲特性的钢板及其制造方法。

[0032] 根据本发明的另一个方面,可以提供一种可用作白车身(BIW)结构构件的钢板及其制造方法。

附图说明

[0033] 图1的(a)和(b)是根据本发明的一个实施例的发明例15和比较例21的微细组织的SEM照片($\times 10,000$)。

[0034] 最佳实施方式

[0035] 下面对本发明的优选的具体实施方案进行说明。本发明的具体实施方案可以变形为各种形式,并且不应解释为本发明的范围限定于下面说明的具体实施方案。本具体实施方案是为了向本领域技术人员更详细地说明本发明而提供的。

[0036] 以下,对本发明进行详细的说明。

[0037] 在本发明中,为了提供具有高强度和高屈强比且弯曲特性优异的钢板,对合金组成和工艺条件进行了优化。特别地,本发明人确认了通过严格控制C、Mn、Si、P、S等成分元素的含量并对连续退火的二次冷却、再加热和过时效工艺的条件进行优化,可以确保基本的焊接特性的同时,可以确保弯曲特性和高强度,从而完成了本发明。

[0038] 以下,对本发明的钢的组成进行详细的说明。

[0039] 除非另有特别说明,否则本发明中表示各元素的含量的%以重量为基准。

[0040] 根据本发明的一个方面的钢中,以重量%计,可以包含:碳(C):0.1-0.3%、锰(Mn):1.0-2.3%、硅(Si):0.05-1.0%、磷(P):0.1%以下、硫(S):0.03%以下、铝(Al):0.01-0.5%、余量的Fe和不可避免的杂质。

[0041] 碳(C):0.1-0.3%

[0042] 碳(C)是间隙固溶元素,并且是提高钢的强度的最有效和最重要的元素,而且是为了确保马氏体钢的强度而必须添加的元素。为了获得满足本发明的目标屈强比和拉伸强度的超高强度钢,优选可以添加0.1%以上的碳(C),更优选可以添加0.12%以上的碳(C)。但是,当所述碳(C)的含量超过0.3%时,马氏体的强度可能会增加,但在连续退火过程中可能容易生成碳化物,并且可能容易粗大化,因此可能导致延展性降低且弯曲特性变差。另外,碳(C)含量的增加存在损害焊接性的问题,因此优选将碳(C)含量的上限限制在0.3%。更优选地,碳(C)含量的上限可以是0.28%。

[0043] 锰(Mn):1.0-2.3%

[0044] 锰(Mn)是通过抑制复相钢中的铁素体的生成和促进奥氏体的生成而最终容易确保马氏体的元素。但是,当所述锰(Mn)的含量超过2.3%时,锰(Mn)在厚度方向上偏析,板坯中容易形成锰带(Mn band),因此存在产生连铸裂纹且在轧制工艺时缺陷的发生增加的问题。

题。因此,更优选地,所述锰(Mn)的含量可以为2.1%以下。另一方面,当所述锰(Mn)的含量低于1.0%时,难以确保超高强度钢的强度,因此可以将所述锰(Mn)含量的下限限制在1.0%。更优选地,所述锰(Mn)含量的下限可以是1.4%。

[0045] 硅(Si):0.05-1.0%

[0046] 硅(Si)在马氏体钢中在冷却后的再加热和过时效步骤中起到抑制碳化物的生成和控制碳化物的尺寸的作用,因此可以将所述硅(Si)含量的下限限制在0.05%。更优选地,所述硅(Si)的含量可以为0.09%以上。但是,硅(Si)是稳定铁素体的元素,当所述硅(Si)的含量超过1.0%时,在连续退火炉中冷却时可能生成铁素体,因此可能会使强度降低。另外,由于在加热炉中可能形成Si基氧化物,从而可能存在表面氧化的问题,因此可以将所述硅(Si)含量的上限限制在1.0%。更优选地,可以将所述硅(Si)含量的上限限制在0.6%。

[0047] 磷(P):0.1%以下

[0048] 磷(P)是包含在钢中的杂质元素,考虑到在制造过程中不可避免地包含的情况,排除含量为0%。但是,当磷(P)的含量超过0.1%时,焊接性可能变差,并且可能会导致钢的脆性,因此可以将所述磷(P)含量的上限限制在0.1%。更优选地,所述磷(P)含量的上限可以是0.03%。

[0049] 硫(S):0.03%以下

[0050] 如同P,硫(S)是钢中不可避免地包含的杂质,并且是损害钢板的延展性和焊接性的元素,从而优选尽可能地将硫(S)的含量控制在低水平,因此优选将所述硫(S)的含量限制在0.03%以下。更优选地,可以将所述硫(S)的含量限制在0.005%以下。另外,考虑到在制造过程中不可避免地包含的情况,排除0%。

[0051] 铝(Al):0.01-0.5%

[0052] 可以添加铝(Al)以去除钢水中的氧,并且如同Si,铝(Al)是稳定铁素体的元素。另外,铝(Al)是可以通过增加奥氏体中的C含量来提高最终马氏体钢的淬透性的成分,因此所述铝(Al)的含量优选为0.01%以上。但是,当所述铝(Al)的含量超过0.5%时,在连续退火炉中冷却时可能生成铁素体,从而可能使强度降低。此外,由于形成AlN,可能会引起板坯裂纹,并且存在损害热轧性的问题,因此可以将所述铝(Al)含量的上限限制在0.5%。

[0053] 在本发明的钢中,除了上述组成之外,可以包含余量的铁(Fe)和不可避免的杂质。在常规的制造工艺中可能会无意地混入不可避免的杂质,因此无法排除这些杂质。这些杂质对于常规的钢铁制造领域的技术人员而言是众所周知的,因此在本说明书中对其所有内容不做特别说明。

[0054] 根据本发明的一个方面的钢可以进一步包含0.01-0.2%的铬(Cr)、0.01-0.2%的钼(Mo)、0.005%以下(0%除外)的硼(B)中的两种以上。

[0055] 铬(Cr):0.01-0.2%

[0056] 铬(Cr)是为了提高钢的淬透性并确保高强度而添加的成分,铬(Cr)抑制贝氏体的生成,因此对于具有纯马氏体的超高强度钢的制造是有用的。因此,为了确保上述效果,优选添加0.01%以上的铬(Cr)。但是,当所述铬(Cr)的含量过多时,存在合金铁的成本增加的问题,因此可以将所述铬(Cr)含量的上限限制在0.2%,更优选地,可以将所述铬(Cr)含量的上限限制在0.1%。

[0057] 钼(Mo):0.01-0.2%

[0058] 如同Cr, 钼 (Mo) 是提高钢的淬透性的元素, 为了获得淬透性的效果, 优选添加0.01%以上的钼 (Mo)。但是, 当所述钼 (Mo) 的含量超过0.2%时, 合金添加量过多, 存在合金铁的成本增加的问题, 因此优选可以将所述钼 (Mo) 含量的上限限制在0.2%, 更优选地, 可以将所述钼 (Mo) 含量的上限限制在0.1%。

[0059] 硼 (B) : 0.005% 以下 (0% 除外)

[0060] 硼 (B) 是在连续退火过程中抑制奥氏体转变为铁素体的元素, 并且如同Cr、Mo, 硼 (B) 是即使添加极少量也能有效地提高马氏体的淬透性的元素。但是, 当所述硼 (B) 的含量超过0.005%时, 由于 $\text{Fe}_{23}(\text{B}, \text{C})_6$ 析出相在奥氏体晶界处析出, 从而对铁素体的生成具有促进作用, 因此优选将所述硼 (B) 含量的上限限制在0.005%。

[0061] 根据本发明的一个方面的钢可以进一步包含0.1%以下 (0% 除外) 的钛 (Ti) 和0.1%以下 (0% 除外) 的铌 (Nb) 中的一种以上。

[0062] 钛 (Ti) : 0.1% 以下 (0% 除外)

[0063] 钛 (Ti) 是微细碳化物形成元素, 并且是有助于确保屈服强度和拉伸强度的元素。另外, 钛 (Ti) 通过使钢中的N析出为TiN来进行清除 (scavenging), 为此, 优选添加 $48/14 * [N]$ 以上的化学当量的钛 (Ti), 当添加硼 (B) 时, 为了使其添加效果极大化, 优选添加钛 (Ti)。但是, 当所述钛 (Ti) 的含量超过0.1%时, 析出粗大的碳化物, 钢中的碳含量减少, 因此强度和伸长率可能会降低, 并且在连铸时可能会引起喷嘴堵塞, 因此优选将所述钛 (Ti) 含量的上限限制在0.1%。

[0064] 铌 (Nb) : 0.1% 以下 (0% 除外)

[0065] 铌 (Nb) 是偏析在奥氏体晶界处, 在退火热处理时抑制奥氏体晶粒的粗大化, 并且形成微细的碳化物, 从而有助于提高强度的元素。但是, 当铌 (Nb) 的含量超过0.1%时, 粗大的碳氮化物的析出增加, 钢中的碳含量减少, 因此强度和伸长率可能会降低, 并且可能会存在母材的加工性降低和制造成本增加的问题。因此, 优选将铌 (Nb) 含量的上限限制在0.1%。

[0066] 根据本发明的一个方面的钢的以下关系式1中定义的R值可以为0.12至0.27。

[0067] 关系式1是表示根据各元素含量的焊接特性的 C_{eq1} 和 C_{eq2} 的复合关系式, 当关系式1的R值为0.12至0.27时, 可以确保包括焊接特性在内的本发明所期望的物理性能。

[0068] 当关系式1中定义的R值小于0.12时, 难以确保本发明所要求的强度, 另一方面, 当R值超过0.27时, 物理性能中的特别是焊接特性可能会降低。在本发明中, 更优选的R值的下限可以为0.17, 更优选的R值的上限可以为0.25, 更优选可以为0.20。

[0069] [关系式1]

$$[0070] \quad R = \frac{\{(C_{eq1})^2 + (C_{eq2})^2\}}{2}$$

$$[0071] \quad C_{eq1} = [C] + \frac{[Mn]}{20} + \frac{[Si]}{30} + 2[P] + 4[S]$$

$$[0072] \quad C_{eq2} = [C] + \frac{[Mn]}{6} + \frac{[Si]}{30} + \frac{([Cr] + [Mo] + [V] + [Nb])}{5} + \frac{([Cu] + [Ni])}{15}$$

[0073] (其中, [C]、[Mn]、[Si]、[P]、[S]、[Cr]、[Mo]、[V]、[Nb]、[Cu]和[Ni]为各元素的重量%。)

[0074] 以下,对本发明的钢的微细组织进行详细的说明。

[0075] 除非另有特别说明,否则本发明中表示微细组织的分数的%以面积为基准。

[0076] 根据本发明的一个方面的钢可以包含99面积%以上的马氏体或回火马氏体作为微细组织,每 $1\mu\text{m}^2$ 的面积的数量可以为40个以下,碳化物的长轴的平均长度可以为300nm以下。

[0077] 在本发明中,为了确保具有高强度和高屈强比的冷轧钢板,可以包含马氏体或回火马氏体作为微细组织,并且为了确保1.3G级以上的高强度水平,优选包含99%以上的马氏体或回火马氏体。

[0078] 另外,为了确保优异的弯曲特性,碳化物的数量优选控制在40个以下,更优选可以为35个以下。

[0079] 另外,为了更有效地确保上述效果,所述碳化物的长轴的平均长度优选可以为300nm以下,更优选可以为200nm以下。

[0080] 本发明的碳化物的数量表示在 $\times 10000$ 的SEM图像中 $1\mu\text{m}^2$ 的区域的碳化物的数量的平均值(10个区域的平均值),并且碳化物的长轴的长度是在TEM明场像的 $\times 30000$ 至 $\times 100000$ 的图像中进行测量并示出的长轴的长度。

[0081] 以下,对本发明的制造钢的方法进行详细的说明。

[0082] 根据本发明的一个方面的钢可以通过对满足上述合金组成的冷轧钢板进行热处理、一次冷却、二次冷却、再加热和过时效来制造。

[0083] 准备冷轧钢板

[0084] 可以准备满足本发明的合金组成的冷轧钢板。

[0085] 本发明的冷轧钢板可以通过常规的工艺条件制造,优选地,可以通过在以下说明的条件下将钢坯进行再加热、热轧、冷却、收卷和冷轧来制造。

[0086] 再加热

[0087] 可以将满足本发明的合金组成的钢坯再加热至 $1100-1300^\circ\text{C}$ 的温度范围。

[0088] 再加热可以是为了顺利进行后续的热轧工艺并充分确保所期望的物理性能而进行。当再加热温度低于 1100°C 时,可能存在热轧载荷迅速增加的问题,当再加热温度超过 1300°C 时,表面氧化皮的量增加,因此材料的成材率可能降低,并且引起表面缺陷,因此可能对最终质量产生不利影响。

[0089] 热轧

[0090] 可以将再加热的所述钢坯以Ar3以上的热精轧温度进行热轧。

[0091] 在本发明中,可以将热精轧温度限制在Ar3(在奥氏体的冷却时,铁素体开始出现的温度)以上,这是因为,在低于Ar3的温度下,轧制在铁素体和奥氏体的两相区或铁素体区进行,因此可能会形成混合组织,并且由于热轧载荷的变化,可能会导致误轧。

[0092] 冷却和收卷

[0093] 可以将热轧的所述钢板冷却至 700°C 以下的温度范围后进行收卷。

[0094] 当收卷温度超过 700°C 时,钢板表面可能生成过多的氧化膜,因此可能会引发缺陷。随着收卷温度的降低,热轧钢板的强度增加,因此存在作为后工艺的冷轧的轧制载荷增加的缺点,但这不是导致无法实现实际生产的因素,因此在本发明中不特别限制下限。

[0095] 另外,在本发明中,在进行作为后续工艺的冷轧之前,可以通过酸洗工艺去除形成

在收卷的所述钢板的表面上的氧化层。

[0096] 冷轧

[0097] 可以将冷却和收卷的所述钢板以30-80%的压下率进行冷轧。

[0098] 当冷轧的压下率小于30%时,不仅难以确保目标厚度,而且由于热轧晶粒的残留,在退火热处理时可能会影响奥氏体的生成及最终物理性能。另一方面,当压下率超过80%时,由于在冷轧时发生的加工硬化,沿长度和宽度方向轧制的压下量不均匀,因此存在可能会发生最终钢板的材质偏差的问题,并且由于轧制负荷,可能难以确保目标厚度。

[0099] 热处理

[0100] 可以将所述冷轧钢板在Ac3以上的温度下热处理30秒以上。

[0101] 在本发明中,为了通过奥氏体单相区退火来确保100%的奥氏体的分数,可以进行热处理。通过所述热处理来确保100%的奥氏体的分数,因此可以防止在退火时铁素体的形成引起的强度降低。

[0102] $Ac3 = 910 - 203 \sqrt{[C]} - 15.2[Ni] + 44.7[Si] + 104[V] + 31.5[Mo] + 13.1[W]$

[0103] (其中,[C]、[Ni]、[Si]、[V]、[Mo]和[W]为各元素的重量%。)

[0104] 一次冷却

[0105] 所述热处理后,可以以1-10°C/秒的平均冷却速度进行一次冷却,冷却至500-750°C的温度范围。

[0106] 当一次冷却时的冷却速度小于1°C/秒时,由于冷却时生成铁素体,因此可能难以确保目标强度,另一方面,当一次冷却时的冷却速度超过10°C/秒时,二次冷却时的平均冷却速度降低,从而除马氏体之外的其它低温相变相的分数增加,因此可能难以确保最终目标强度。

[0107] 当一次冷却时的温度低于500°C时,形成铁素体、贝氏体等相,因此强度可能会降低,当一次冷却时的温度超过750°C时,实际生产线可能会存在问题。

[0108] 二次冷却

[0109] 可以将一次冷却的所述钢板以20-80°C/秒的平均冷却速度进行二次冷却,冷却至Ms-190°C以下的温度。

[0110] 在本发明中,为了确保99%以上的马氏体或回火马氏体,在二次冷却时,优选快速冷却至马氏体相变终止温度(Martensite Finish Temperature, Mf)以下。在本发明中,具体地,优选冷却至Ms-190°C以下的温度。在本发明中,为了可以形成足够硬的马氏体组织之后在回火时确保碳化物的析出所带来的提高屈服强度的效果,将二次冷却终止温度限制在Ms-190°C以下。另外,当回火温度升高时,弯曲性可能会变差,因此通过限制所述二次冷却终止温度,可以在无需使回火温度大幅升高的情况下进行充分的回火,从而确保弯曲特性。当冷却终止温度超过Ms-190°C时,无法充分确保马氏体或回火马氏体的分数,因此难以确保所期望的物理性能。

[0111] 另外,当二次冷却时的平均冷却速度小于20°C/秒时,在从一次冷却区间开始进行二次冷却时,可能会形成部分贝氏体组织,当二次冷却时的平均冷却速度超过80°C/秒时,由于二次冷却时的急剧的马氏体相变速度,可能发生钢板的表面形状变差和宽度方向的材质偏差的问题。

[0112] $Ms = 539 - 423[C] - 30.4[Mn] - 16.1[Si] - 59.9[P] + 43.6[Al] - 17.1[Ni] - 12.1[Cr] +$

7.5[Mo]

[0113] (其中,[C]、[Mn]、[Si]、[P]、[Al]、[Ni]、[Cr]和[Mo]为各元素的重量%。)

[0114] 再加热和过时效

[0115] 可以进行再加热和过时效,其中,将二次冷却的所述钢板加热至超过二次冷却终止温度+30℃且低于270℃的温度范围,并保持1-20分钟。

[0116] 本发明旨在通过将二次冷却时形成的具有高位错密度且硬的马氏体进行再加热和过时效来转变为回火马氏体以改善韧性。在本发明中,为了充分确保回火效果,将再加热温度的下限限制在二次冷却终止温度+30℃以上的温度。此时,由于形成的微细碳化物,屈服强度增加,当再加热和过时效温度低于二次冷却终止温度+30℃时,难以获得上述所期望的效果。另一方面,当再加热和过时效温度为270℃以上时,由于碳化物的粗大化,存在弯曲特性变差的问题。

[0117] 另外,当保持时间小于1分钟时,马氏体不能充分转变为回火马氏体,因此难以充分确保韧性,当保持时间超过20分钟时,由于过时效而生成的碳化物可能会变得粗大,因此可能会对弯曲特性和材质产生不利影响。

[0118] 如上所述制造的本发明的钢的拉伸强度可以为1300MPa以上,屈强比可以超过0.73,弯曲特性(R/t)可以小于4(其中,R是90°弯曲试验后弯曲部不产生裂纹的弯曲半径,t是钢板厚度),因此可以具有高屈强比的同时具有弯曲特性优异的特性。

[0119] 以下,通过实施例对本发明进行更详细的说明。但是,需要注意的是,以下实施例仅用于例示本发明以进行更详细的说明,并不限制本发明的权利范围。

具体实施方式

[0120] (实施例)

[0121] 在1100-1300℃下,将具有下表1的组成的钢坯进行加热,在作为Ar3以上的温度的850-950℃下进行热精轧,在400-700℃的温度范围内进行收卷,并应用45-65%的冷轧压下率制造冷轧钢板。接着,在800-900℃的温度范围内进行热处理100-400秒,然后在下表2中记载的条件下进行一次冷却和二次冷却。此时,所应用的一次冷却速度为2-4℃/秒,所应用的二次冷却速度为25-60℃/秒。接着,在表2的条件下进行再加热,并进行过时效1-20分钟,从而制造钢板。

[0122] 此外,在下表1中,计算根据各元素的含量的Ac3、Ms温度和关系式1的值并示出。

[0123] [表1]

钢种	合金组成(重量%)											Ac3	Ms	关系式1
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al	Ti	B	Nb			
A	0.15	0.5	2.0	0.01	0.002	0.05	-	0.025	0.025	0.002	0.04	854	407	0.18
B	0.17	0.5	2.0	0.01	0.002	-	0.05	0.025	0.025	0.002	0.04	850	399	0.19
C	0.17	0.1	1.9	0.01	0.002	-	0.05	0.025	0.025	0.002	0.04	832	409	0.17
D	0.20	0.1	1.9	0.01	0.003	-	0.05	0.025	0.025	0.002	0.04	825	396	0.20
E	0.18	0.2	1.7	0.01	0.003	0.05	-	0.025	0.025	0.002	0.04	833	408	0.17
F	0.15	0.5	3.5	0.01	0.002	-	0.05	0.025	0.025	0.002	0.04	855	362	0.36
G	0.17	0.1	3.0	0.01	0.002	0.05	-	0.025	0.025	0.002	0.04	831	374	0.30
H	0.09	0.1	1.9	0.01	0.002	-	0.05	0.025	0.025	0.002	0.04	855	442	0.11
I	0.17	1.5	2.5	0.01	0.002	-	0.05	0.025	0.025	0.002	0.04	895	368	0.28
J	0.22	0.1	0.6	0.01	0.002	0.05	-	0.025	0.025	0.002	0.04	819	426	0.10

[0124]

[0125] $Ac_3 = 910 - 203 \sqrt{([C]) - 15.2[Ni] + 44.7[Si] + 104[V] + 31.5[Mo] + 13.1[W]}$

[0126] (其中, [C]、[Ni]、[Si]、[V]、[Mo]和[W]为各元素的重量%。)

[0127] $Ms = 539 - 423[C] - 30.4[Mn] - 16.1[Si] - 59.9[P] + 43.6[Al] - 17.1[Ni] - 12.1[Cr] + 7.5[Mo]$

[0128] (其中, [C]、[Mn]、[Si]、[P]、[Al]、[Ni]、[Cr]和[Mo]为各元素的重量%。)

[0129] [关系式1]

[0130] $R = \frac{\{(Ceq1)^2 + (Ceq2)^2\}}{2}$

[0131] $Ceq1 = [C] + \frac{[Mn]}{20} + \frac{[Si]}{30} + 2[P] + 4[S]$

[0132] $Ceq2 = [C] + \frac{[Mn]}{6} + \frac{[Si]}{30} + \frac{([Cr] + [Mo] + [V] + [Nb])}{5} + \frac{([Cu] + [Ni])}{15}$

[0133] (其中, [C]、[Mn]、[Si]、[P]、[S]、[Cr]、[Mo]、[V]、[Nb]、[Cu]和[Ni]为各元素的重量%。)

[0134] [表2]

[0135]

试片编号	钢种	冷却			再加热和过时效		
		一次冷却终止温度(°C)	二次冷却终止温度(°C)	是否满足二次冷却条件	再加热温度(°C)	过时效温度(°C)	是否满足再加热和过时效条件
1	B	700	300	X	-	180	X
2	B	700	250	X	-	180	X
3	B	700	200	O	-	180	X
4	B	650	300	X	-	180	X
5	B	650	250	X	-	180	X
6	B	650	200	O	-	180	X
7	B	600	300	X	-	180	X
8	B	600	250	X	-	180	X
9	B	600	200	O	-	180	X
10	B	700	100	O	210	210	O
11	B	700	130	O	210	210	O
12	B	700	150	O	210	210	O
13	B	700	100	O	230	230	O
14	B	700	130	O	230	230	O
15	B	700	150	O	230	230	O
16	B	700	150	O	250	250	O
17	B	700	180	O	230	230	O
18	B	700	200	O	230	230	X
19	B	700	180	O	250	250	O
20	B	700	200	O	250	250	O
21	B	700	220	X	250	250	X
22	B	700	240	X	250	250	X
23	B	700	200	O	270	270	X
24	B	700	220	X	270	270	X
25	B	700	240	X	270	270	X
26	B	700	100	O	180	180	O
27	B	700	100	O	250	250	O
28	B	700	100	O	270	270	X
29	B	700	150	O	270	270	X
30	B	700	150	O	300	300	X
31	C	700	100	O	210	210	O
32	C	700	130	O	210	210	O
33	C	700	150	O	210	210	O
34	C	700	100	O	230	230	O
35	C	700	130	O	230	230	O
36	C	700	150	O	230	230	O
37	C	700	100	O	180	180	O
38	C	700	100	O	270	270	X
39	C	700	150	O	270	270	X
40	C	700	150	O	300	300	X
41	D	700	100	O	210	210	O
42	D	700	130	O	210	210	O
43	D	700	150	O	210	210	O
44	D	700	100	O	230	230	O
45	D	700	130	O	230	230	O
46	D	700	150	O	230	230	O
47	I	700	130	O	210	210	O
48	I	700	150	O	250	250	O

[0136] 在下表3中,观察各试片的微细组织,并且测量物理性能并示出。微细组织是通过SEM照片来确认,碳化物的数量表示在 $\times 10000$ 的SEM图像中 $1\mu\text{m}^2$ 的区域的碳化物的数量的平均值(10个区域的平均值),碳化物的长轴的长度是在TEM明场像的 $\times 30000$ 至 $\times 100000$ 的图像中进行测量并示出的长轴的长度。此外,屈服强度(YS)、拉伸强度(TS)、屈强比(YS/TS)、总伸长率(T-E1)、均匀伸长率(U-E1)的值是通过根据JIS标准(标距(gauge length)宽度 \times 长度:25 \times 50mm,试片的总长度:200-260mm)对完成连续退火的冷轧钢板进行加工后在

试验速度为28mm/分钟的条件下进行拉伸试验来测量。此外,对于弯曲特性(R/t),将相同的冷轧钢板加工成宽度为100mm×长度为30mm的试片后,在试验速度为100mm/分钟的条件下进行90°弯曲试验,然后利用显微镜确认弯曲部的裂纹,通过将不产生裂纹的最小弯曲半径(R)除以试片的厚度(t)来得到R/t值,当R/t值小于4时,表示为0,当R/t值为4以上时,表示为X。

[0137] [表3]

试片编号	钢种	微细组织			物理性能						类别
		M或TM的分数(面积%)	碳化物的数量(个)	长轴的平均长度(nm)	屈服长度(MPa)	拉伸强度(MPa)	屈强比	总伸长率(%)	均匀伸长率(%)	弯曲特性	
1	B	99	-	-	937	1303	0.72	7.9	4.8	X	比较例1
2	B	99	-	-	926	1342	0.69	8.6	5.6	X	比较例2
3	B	99	-	-	1015	1390	0.73	8.0	5.0	X	比较例3
4	B	95	-	-	777	1223	0.64	9.4	6.0	X	比较例4
5	B	99	-	-	828	1277	0.65	8.5	5.5	X	比较例5
6	B	99	-	-	834	1275	0.65	8.7	5.6	X	比较例6
7	B	95	-	-	749	1214	0.62	11.2	7.4	X	比较例7
8	B	95	-	-	785	1237	0.63	9.1	6.1	X	比较例8
9	B	95	-	-	755	1238	0.61	9.7	6.5	X	比较例9
10	B	99	19	85	1054	1362	0.77	6.9	3.8	0	发明例1
11	B	99	23	97	1103	1406	0.78	8.1	4.8	0	发明例2
12	B	99	21	91	1085	1401	0.77	7.7	4.5	0	发明例3
13	B	99	21	129	1091	1355	0.80	6.8	3.7	0	发明例4
14	B	99	22	146	1078	1359	0.79	7.0	4.1	0	发明例5
15	B	99	20	115	1066	1370	0.78	7.8	4.7	0	发明例6
16	B	99	24	170	1156	1388	0.83	7.3	3.9	0	发明例7
17	B	99	22	134	1042	1354	0.77	8.6	5.2	0	发明例8
18	B	99	19	152	964	1326	0.73	9.5	5.9	X	比较例10
19	B	99	25	189	1066	1339	0.80	7.8	4.7	0	发明例9
20	B	99	27	195	1007	1305	0.77	6.9	4.2	0	发明例10
21	B	99	25	301	1000	1310	0.76	7.6	4.6	X	比较例11
22	B	99	21	254	952	1313	0.73	9.5	6.1	X	比较例12

[0138]

[0139]

23	B	99	31	302	1004	1263	0.79	7.5	4.2	X	比较例 13
24	B	99	33	313	1017	1271	0.80	7.3	4.1	X	比较例 14
25	B	99	28	331	1070	1322	0.81	8.2	5.0	X	比较例 15
26	B	99	17	78	1093	1405	0.78	8.6	4.9	0	发明例 11
27	B	99	22	162	1183	1397	0.85	6.6	3.7	0	发明例 12
28	B	99	45	309	1136	1340	0.85	7.6	4.2	X	比较例 16
29	B	99	39	322	1181	1368	0.86	6.3	3.6	X	比较例 17
30	B	99	43	357	1170	1306	0.90	6.3	3.0	X	比较例 18
31	C	99	25	172	1079	1345	0.80	7.5	4.5	0	发明例 13
32	C	99	27	189	1072	1344	0.80	7.4	4.3	0	发明例 14
33	C	99	30	187	1060	1335	0.79	8.4	4.7	0	发明例 15
34	C	99	28	173	1112	1349	0.82	7.5	4.5	0	发明例 16
35	C	99	29	168	1105	1347	0.82	7.7	4.4	0	发明例 17
36	C	99	27	174	1098	1345	0.82	7.2	4.1	0	发明例 18
37	C	99	30	191	1061	1364	0.78	7.0	4.3	0	发明例 19
38	C	99	52	399	1188	1325	0.90	4.7	2.5	X	比较例 19
39	C	99	49	407	1174	1319	0.89	5.8	2.7	X	比较例 20
40	C	99	48	462	1203	1288	0.93	4.7	2.2	X	比较例 21
41	D	99	30	184	1160	1453	0.80	7.0	4.0	0	发明例 20
42	D	99	31	193	1151	1454	0.79	6.9	3.9	0	发明例 21
43	D	99	26	178	1126	1439	0.78	6.2	3.8	0	发明例 22
44	D	99	32	171	1187	1446	0.82	6.5	4.3	0	发明例 23
45	D	99	30	189	1172	1437	0.82	6.6	3.5	0	发明例 24
46	D	99	31	177	1165	1436	0.81	6.3	3.6	0	发明例 25
47	I	80	-	-	998	1192	0.84	9.3	7.1	-	比较例 22
48	I	80	-	-	990	1201	0.82	10.8	7.6	-	比较例 23

[0140] *M: 马氏体, TM: 回火马氏体。

[0141] 如表3所示, 满足本发明的合金组成及制造条件的发明例1至发明例25满足本发明提出的微细组织和碳化物的特征, 并且确保了本发明的目标物理性能。

[0142] 另一方面, 二次冷却终止温度不满足作为本发明的条件的 $M_s-190^{\circ}\text{C}$ 以下的比较例1、比较例2、比较例4、比较例5、比较例7和比较例8不满足本发明的目标屈强比和弯曲特性, 并且拉伸强度也没有达到目标拉伸强度。

[0143] 特别地,比较例1至比较例9是未包括再加热步骤的示例,本发明中包括淬火和回火作为必要工艺,但所述示例是在不进行再加热的情况下在冷却过程中的温度下进行时效的示例。即,在所述示例中,马氏体淬透性可能会降低,并且由于没有回火工艺,屈服强度非常差,因此无法获得目标强度。

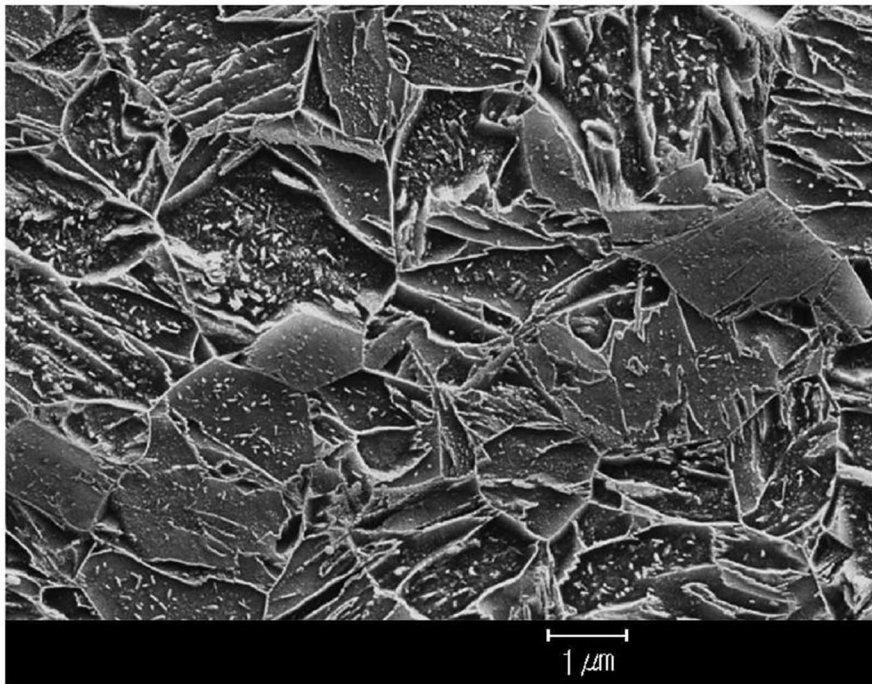
[0144] 另外,在再加热和过时效时不满足本发明提出的上限或下限条件的比较例10至比较例21中,本发明的目标屈强比和弯曲特性较差。特别地,当不满足下限时,无法实现充分的屈服强度的提高,在不满足作为再加热和过时效的上限温度条件的低于270°C的示例中,由于形成粗大的碳化物,无法确保弯曲特性。

[0145] 比较例22和比较例23是满足本发明提出的所有制造条件但不满足本发明提出的合金组成的示例。因此,在所述示例中,不仅无法满足目标微细组织分数,而且由此无法确保目标强度。

[0146] 图1的(a)和(b)是根据本发明的一个实施例的发明例15和比较例21的微细组织的SEM照片($\times 10,000$)。图1的(a)和(b)中均示出作为微细组织的回火马氏体,并且可以确认在微细组织上形成米粒状碳化物。另一方面,在(b)的情况下,可以确认在微细组织上形成的每单位面积的碳化物超过本发明提出的范围,并且形成的尺寸也过大。

[0147] 以上,通过实施例对本发明进行了详细说明,但也可以以其他形式的实施例进行。因此,权利要求的技术思想和范围并不限定于实施例。

(a)



(b)

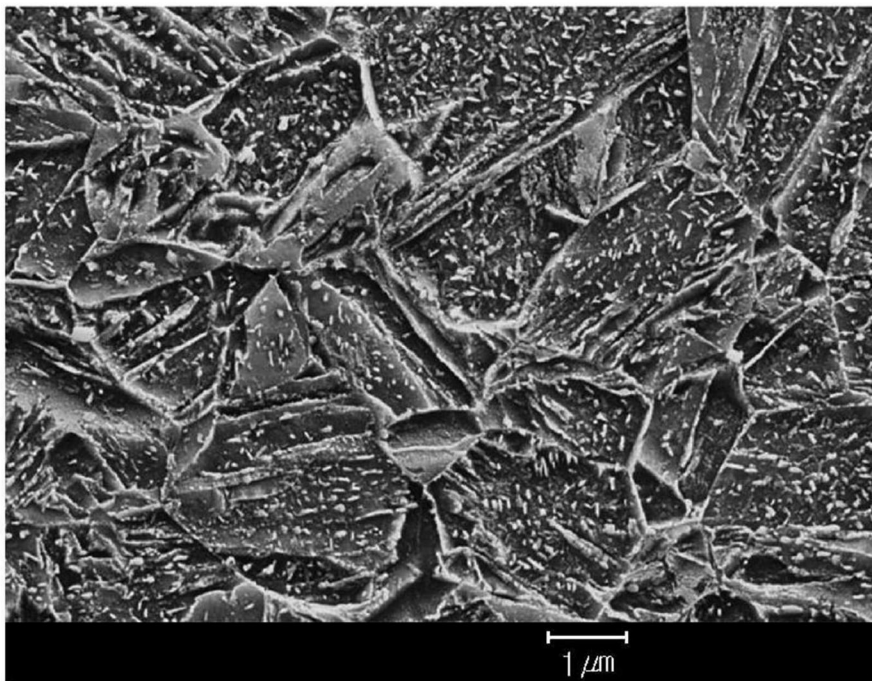


图1