



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 112088225 B

(45) 授权公告日 2021.11.19

(21) 申请号 201980029882.5

(22) 申请日 2019.04.26

(65) 同一申请的已公布的文献号
申请公布号 CN 112088225 A

(43) 申请公布日 2020.12.15

(30) 优先权数据
2018-089179 2018.05.07 JP

(85) PCT国际申请进入国家阶段日
2020.11.03

(86) PCT国际申请的申请数据
PCT/JP2019/017932 2019.04.26

(87) PCT国际申请的公布数据
W02019/216269 JA 2019.11.14

(73) 专利权人 日本制铁株式会社
地址 日本东京

(72) 发明人 平岛哲矢 丰田武

(74) 专利代理机构 永新专利商标代理有限公司
72002

代理人 周欣

(51) Int.Cl.
C22C 38/00 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01)
C22C 38/16 (2006.01)

(56) 对比文件
WO 2014132968 A1, 2014.09.04
JP 2015196891 A, 2015.11.09
JP 2017179540 A, 2017.10.05
JP 2012077336 A, 2012.04.19

审查员 刘春涛

权利要求书3页 说明书18页

(54) 发明名称

热轧钢板及其制造方法

(57) 摘要

该热轧钢板具有规定的化学组成,金属组织包含90体积%以上的马氏体和0体积%以上且10体积%以下的剩余部分组织,上述剩余部分组织包含贝氏体或铁素体中的一者或两者,L截面和C截面中的原奥氏体的平均粒径分别为1.0 μm以上且10.0 μm以下,所述L截面为与轧制方向平行的截面,所述C截面为平行于与上述轧制方向正交的方向的截面,上述L截面的原奥氏体的上述平均粒径与上述C截面的上述原奥氏体的上述平均粒径之比即长宽比为1.8以下,上述L截面及上述C截面中的上述剩余部分组织的平均粒径分别为5.0 μm以下,上述L截面的上述剩余部分组织的上述平均粒径与上述C截面的上述剩余部分组织的上述平均粒径之比即长宽比为2.0以下。

1. 一种热轧钢板,其特征在于,具有下述化学组成,所述化学组成以质量%计含有
C:0.010%以上且0.200%以下、
Si:1.00%以下、
Mn:3.0%以下、
P:0.040%以下、
S:0.004%以下、
Al:0.10%以下、
N:0.004%以下、
Nb:0%以上且0.20%以下、
Ti:0%以上且0.15%以下、
Mo:0%以上且1.00%以下、
Cu:0%以上且0.50%以下及
Ni:0%以上且0.50%以下、
剩余部分包含Fe及杂质,

金属组织包含90体积%以上的马氏体和0体积%以上且10体积%以下的剩余部分组织,所述剩余部分组织包含贝氏体或铁素体中的一者或两者,

L截面和C截面中的原奥氏体的平均粒径分别为 $1.0\mu\text{m}$ 以上且 $10.0\mu\text{m}$ 以下,所述L截面为与轧制方向平行的截面,所述C截面为平行于与所述轧制方向正交的方向的截面,

所述L截面的原奥氏体的所述平均粒径与所述C截面的所述原奥氏体的所述平均粒径之比即长宽比为1.8以下,

所述L截面及所述C截面中的所述剩余部分组织的平均粒径分别为 $5.0\mu\text{m}$ 以下,

所述L截面的所述剩余部分组织的所述平均粒径与所述C截面的所述剩余部分组织的所述平均粒径之比即长宽比为2.0以下,

所述原奥氏体的平均粒径、及所述L截面的原奥氏体的所述平均粒径与所述C截面的所述原奥氏体的所述平均粒径之比即长宽比按照如下操作来确定:

在将热轧钢板的板宽设为W时,在热轧钢板的宽度方向上距离一端为 $1/4W$ 或 $3/4W$ 附近,按照L截面及C截面成为观察面的方式采集试样,将截面进行镜面研磨后,用苦味酸进行腐蚀而使原奥氏体晶粒的晶界显现出,之后,使用扫描型电子显微镜,在距离钢板表面为板厚的 $1/4$ 的深度位置处,在L截面的情况下对钢板的轧制方向 $400\mu\text{m}\times$ 厚度方向 $400\mu\text{m}$ 的区域进行观察,在C截面的情况下对钢板的板宽方向 $400\mu\text{m}\times$ 厚度方向 $400\mu\text{m}$ 的区域进行观察,通过将所得到的图像使用图像解析装置进行解析,从而求出所述原奥氏体的平均粒径,在将所得到的L截面及C截面中的原奥氏体的平均粒径中的较大者设为 $D_{p\gamma}(L)$ 、将较小者设为 $D_{p\gamma}(S)$ 时,将由 $D_{p\gamma}(L)/D_{p\gamma}(S)$ 得到的值设定为所述L截面的原奥氏体的所述平均粒径与所述C截面的所述原奥氏体的所述平均粒径之比即长宽比,

所述剩余部分组织的平均粒径、及所述L截面的所述剩余部分组织的所述平均粒径与所述C截面的所述剩余部分组织的所述平均粒径之比即长宽比按照如下操作来确定:

在将钢板的板宽设为W时,在钢板的宽度方向上距离一端为 $1/4W$ 或 $3/4W$ 处,按照L截面及C截面成为观察面的方式采集试样,将截面进行镜面研磨后,进行电解研磨,之后,在距离钢板表面为板厚的 $1/4$ 的深度位置处,在L截面的情况下对钢板的轧制方向 $400\mu\text{m}\times$ 厚度方

向400 μm 的区域、在C截面的情况下对钢板的板宽方向400 μm ×厚度方向400 μm 的区域以0.1 μm 的测定间隔进行EBSD解析,将基于通过以上方法而测定的各测定点的晶体取向信息而求出的相邻的测定点彼此的晶体取向之差设定为取向差,将取向差为15°以上的相邻的测定点彼此的中间判断为晶界,将由该晶界所围成的区域定义为剩余部分组织的晶粒,将由下述数学式1算出的值D设定为剩余部分组织的平均粒径,式中,N表示平均粒径的评价区域中所含的晶粒的数目,A_i表示第i个晶粒的面积,i=1、2、……、N,d_i表示第i个的晶粒的当量圆直径,

数学式1

$$D = \frac{\sum_{i=1}^N A_i \times d_i}{\sum_{i=1}^N A_i}$$

在将通过以上方法获得的L截面及C截面中的剩余部分组织的平均粒径中的较大者设为Dr(L)、将较小者设为Dr(S)时,将由Dr(L)/Dr(S)获得的值设定为所述L截面的所述剩余部分组织的所述平均粒径与所述C截面的所述剩余部分组织的所述平均粒径之比即长宽比。

2. 根据权利要求1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Nb:0.01%以上且0.20%以下、Ti:0.01%以上且0.15%以下、Mo:0.01%以上且1.00%以下、Cu:0.01%以上且0.50%以下及Ni:0.01%以上且0.50%以下中的1种或2种以上。

3. 一种热轧钢板的制造方法,其特征在于,具备以下工序:

热轧工序,其将具有权利要求1或权利要求2所述的化学组成的钢原材料加热至1100°C以上且1350°C以下后,通过对所述钢原材料进行多个道次的压下而进行粗轧及精轧,得到热轧钢板;

冷却工序,其在所述热轧工序完成后,对所述热轧钢板在5秒以内开始冷却,并且以30°C/秒以上的平均冷却速度冷却至300°C以下的温度范围;和

卷取工序,其将所述冷却工序后的所述热轧钢板在300°C以下的所述温度范围内卷取,以下述(I)的条件进行所述粗轧,以下述(II)的条件进行所述精轧,

(I) 将所述粗轧中的最终的轧制道次后的所述钢原材料的温度T设定为1000°C以上且1300°C以下的范围,将最终的轧制道次的压下率以单位%计设定为105-0.05×T以上,在通过最终的轧制道次后5秒以内开始冷却,并且以20°C/秒以上的平均冷却速度冷却至Ar₃+30°C以上且Ar₃+300°C以下的温度;

(II) 将所述精轧中的最终的轧制道次后的钢板的温度设定为 Ar_3 点以上,将所述精轧中的最终道次的压下量设定为12~45%的范围;所述 Ar_3 点为通过下述(式1)求出的温度,

$$Ar_3(^\circ C) = 910 - 310 \times C - 80 \times Mn - 20 \times Cu - 55 \times Ni - 80 \times Mo \quad (\text{式1})$$

式1中,C、Mn、Cu、Ni及Mo为各元素的以质量%计的含量,不含有的元素代入0。

4. 根据权利要求3所述的热轧钢板的制造方法,其特征在于,通过所述粗轧,将所述精轧前的钢板的金属组织的L截面和C截面中的奥氏体的平均粒径分别设定为 $100\mu\text{m}$ 以下,所述L截面为与所述粗轧的轧制方向平行的截面,所述C截面为平行于与轧制方向正交的方向的截面,将所述L截面及所述C截面各自的所述奥氏体的平均粒径之比即长宽比设定为2.0以下,

所述奥氏体的平均粒径、及所述长宽比按照如下操作来确定:

在将粗轧板的板宽设为W时,在骤冷后的粗轧板的宽度方向上距离一端为 $1/4W$ 或 $3/4W$ 处,按照L截面及C截面成为观察面的方式采集试样,对截面进行镜面研磨后,用苦味酸进行腐蚀而使奥氏体晶粒的晶界显现出,之后,使用扫描型电子显微镜,在距离粗轧板表面为板厚的 $1/4$ 的深度位置处,在L截面的情况下对粗轧板的轧制方向 $200\mu\text{m} \times$ 厚度方向 $200\mu\text{m}$ 的区域进行观察,在C截面的情况下对粗轧板的板宽方向 $200\mu\text{m} \times$ 厚度方向 $200\mu\text{m}$ 的区域进行观察,通过将所得到的图像使用图像解析装置进行解析,从而求出所述奥氏体的平均粒径,将所得到的L截面及C截面中的奥氏体的平均粒径中的较大者设为 $Dp\gamma(L)$ 、将较小者设为 $Dp\gamma(S)$ 时,将由 $Dp\gamma(L)/Dp\gamma(S)$ 得到的值设定为所述长宽比。

热轧钢板及其制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及热轧钢板及其制造方法。

[0002] 本申请基于2018年05月07日在日本申请的特愿2018-089179号而主张优先权,并将其内容援引于此。

背景技术

[0003] 近年来,从保护地球环境的观点出发,汽车尾气限制被强化,汽车的燃料效率提高成为课题。在这样的状况下,要求汽车用钢板的高强度化/薄壁化,作为汽车用部件的原材料,特别是高强度的热轧钢板已经被积极地应用。特别是具有抗拉强度980MPa以上的高强度的热轧钢板作为可飞跃地提高汽车的燃料效率的原材料而受到关注。

[0004] 作为提高汽车用钢板的机械性质的方法,已知将该钢材的组织中的晶粒微细化是有效的。对于晶粒的微细化进行了各种研究/开发。

[0005] 例如,在专利文献1中提出了一种超细粒铁素体钢的制造方法,其特征在于,在对C:0.4重量%以下、合金元素的含量的合计:5%以下的钢进行连续热轧的终段,以40%以上的压下率施加平均应变速度为60/秒以下的压下,进一步在2秒以内连续地施加压下率为40%以上的压下。

[0006] 另外,在专利文献2中公开了在粗轧后使用串列式轧机列进行精轧的微细粒热轧钢板的制造方法。在专利文献2中提出了一种铁素体的平均粒径为5 μm 以下的微细粒热轧钢板的制造方法,其特征在于,用上述串列式轧机列的最终前1段的轧机以 Ar_3 点以上的温度进行轧制后,以50 $^\circ\text{C}$ /秒以上的平均冷却速度冷却至“ Ar_3 点-20 $^\circ\text{C}$ ”以下的温度域,进一步用上述串列式轧机列的最终轧机以20%以下的压下率进行轧制,之后在0.4秒以内冷却至720 $^\circ\text{C}$ 。

[0007] 另外,在专利文献3中提出了一种具有超微细组织的高张力热轧钢板的制造方法,其特征在于,将含有C:0.05~0.10重量%、Si:0.30~2.0重量%、Mn:1.0重量%以下、Al:0.003~0.100重量%、Ti:0.05~0.30重量%、剩余部分包含Fe及杂质的连续铸造板坯加热至950 $^\circ\text{C}$ 以上且1100 $^\circ\text{C}$ 以下的温度后,进行至少2次以上的每1次的压下率成为20%以上的压下,按照精轧温度成为 Ar_3 相变点以上的方式进行热轧后,以20 $^\circ\text{C}$ /秒以上的冷却速度进行冷却,在350 $^\circ\text{C}$ ~550 $^\circ\text{C}$ 的温度范围内卷取。

[0008] 另外,在专利文献4中记载了一种马氏体钢板的制造方法,其包括以下步骤:将含有 $0.15\% \leq C \leq 0.40\%$ 、 $1.5\% \leq \text{Mn} \leq 3\%$ 、 $0.005\% \leq \text{Si} \leq 2\%$ 、 $0.005\% \leq \text{Al} \leq 0.1\%$ 、 $S \leq 0.05\%$ 、 $P \leq 0.1\%$ 、 $0.025\% \leq \text{Nb} \leq 0.1\%$ 、组成的剩余部分包含铁及由加工产生的不可避免的杂质的半成品加热至1050 $^\circ\text{C}$ 与1250 $^\circ\text{C}$ 之间的温度 T_1 的步骤;将再加热后的半成品用粗轧机在1050与1150 $^\circ\text{C}$ 之间的温度 T_2 下使用超过100%的累积压下率 ϵ_a 进行轧制,获得具有低于40微米的平均粒度的未完全再结晶化的奥氏体结构的钢板的步骤;接着,将钢板不完全但以超过2 $^\circ\text{C}$ /秒的速度 VR_1 冷却至970 $^\circ\text{C}$ 与 $\text{Ar}_3+30^\circ\text{C}$ 之间的温度 T_3 的步骤;接着将不完全冷却后的钢板用精轧机 f 在温度 T_3 下使用超过50%的累积压下率 ϵ_b 进行轧制而获得钢板

的步骤;接着以超过临界马氏体淬火速度的速度VR2将钢板冷却的步骤。

[0009] 若将材料高强度化,则一般韧性劣化。因此,在开发高强度的热轧钢板的方面,在不使韧性劣化的情况下谋求高强度化变得重要。另外,在作为汽车用构件来使用的情况下,优选在拉伸特性、韧性方面各向异性少,各向同性优异。另外,在开发高强度的热轧钢板的方面,钢板制造时的负荷小也变得重要。

[0010] 然而,就专利文献1中记载的热轧钢板而言,为了使晶粒微细化而使材料特性提高,进行了大压下的轧制,轧机的负荷大。另外,由于是主要包含铁素体的组织,因此强度不充分。

[0011] 另外,就专利文献2中记载的热轧钢板而言,由于通过再结晶域中蓄积应变而使晶粒微细化,因此拉伸特性、韧性的各向异性变大。

[0012] 另外,就专利文献3中记载的热轧钢板而言,通过使板坯加热温度低温化而进行了晶粒的微细化,但在板坯加热温度为低温的情况下,由于熔体化或元素的偏析未被消除,因此拉伸特性、韧性的各向异性变大。

[0013] 另外,就专利文献4中记载的制造方法而言,在粗轧工序中,通过添加Nb等而抑制再结晶,由未完全再结晶化的奥氏体粒制成平均粒径为40 μm 以下的晶粒。即,精轧前的粗轧板的晶粒成为再结晶后的细粒的晶粒与未再结晶的长宽比高的扁平且粗粒的晶粒的混晶组织。即使将这样的粗轧板进行精轧,也不容易获得具有各向同性的组织和特性的热轧钢板。

[0014] 现有技术文献

[0015] 专利文献

[0016] 专利文献1:日本特开昭59-229413号公报

[0017] 专利文献2:日本专利第4803210号公报

[0018] 专利文献3:日本特开平10-8138号公报

[0019] 专利文献4:日本特表2014-517873号公报

发明内容

[0020] 发明所要解决的课题

[0021] 本发明是鉴于上述情况而进行的,课题是提供抗拉强度及韧性的各向同性优异、抗拉强度为980MPa以上的热轧钢板。另外,本发明的课题是提供能够减小对轧机的负荷、能够制造抗拉强度及韧性的各向同性优异、并且抗拉强度为980MPa以上的热轧钢板的热轧钢板的制造方法。

[0022] 用于解决课题的手段

[0023] 本发明人们为了达成上述的目标,对即使是低压下的轧制也使热轧钢板的晶粒充分微细化的方法、进而使拉伸特性或韧性的各向同性提高的方法进行了深入研究。其结果发现,通过将粗轧时的轧制温度、压下率、冷却速度最优化,将粗轧板的组织细粒化,从而即使是低压下的精轧,也会在精轧中产生再结晶而热轧钢板的晶粒微细化,能够减小轧机的负荷,能够获得抗拉强度高、抗拉强度及韧性的各向同性提高的热轧钢板。

[0024] 另外,通过机械特性和详细的组织解析,进一步发现:在原奥氏体粒径为1.0 μm 以上且10.0 μm 以下、其长宽比为1.8以下、剩余部分组织的粒径为5.0 μm 以下且其长宽比为2.0

以下的情况下,能够获得具有抗拉强度980MPa以上、拉伸特性(特别是抗拉强度)和韧性的各向同性优异的高强度热轧钢板。

[0025] 本发明是基于所述认识并进一步反复研究而完成的。即,本发明的主旨如下。

[0026] [1]本发明的一方案的热轧钢板具有下述化学组成,所述化学组成以质量%计含有C:0.010%以上且0.200%以下、Si:1.00%以下、Mn:3.0%以下、P:0.040%以下、S:0.004%以下、Al:0.10%以下、N:0.004%以下、Nb:0%以上、0.20%以下、Ti:0%以上且0.15%以下、Mo:0%以上且1.00%以下、Cu:0%以上且0.50%以下及Ni:0%以上且0.50%以下、剩余部分包含Fe及杂质,金属组织包含90体积%以上的马氏体和0体积%以上且10体积%以下的剩余部分组织,上述剩余部分组织包含贝氏体或铁素体中的一者或两者,L截面和C截面中的原奥氏体的平均粒径分别为1.0 μ m以上且10.0 μ m以下,所述L截面为与轧制方向平行的截面,所述C截面为平行于与上述轧制方向正交的方向的截面,上述L截面的原奥氏体的上述平均粒径与上述C截面的上述原奥氏体的上述平均粒径之比即长宽比为1.8以下,上述L截面及上述C截面中的上述剩余部分组织的平均粒径分别为5.0 μ m以下,上述L截面的上述剩余部分组织的上述平均粒径与上述C截面的上述剩余部分组织的上述平均粒径之比即长宽比为2.0以下。

[0027] [2]根据上述[1]所述的热轧钢板,其中,上述化学组成以质量%计也可以含有选自Nb:0.01%以上且0.20%以下、Ti:0.01%以上且0.15%以下、Mo:0.01%以上且1.00%以下、Cu:0.01%以上且0.50%以下及Ni:0.01%以上且0.50%以下中的1种或2种以上。

[0028] [3]本发明的另一方案的热轧钢板的制造方法具备以下工序:热轧工序,其将具有上述[1]或[2]所述的化学组成的钢原材料加热至1100 $^{\circ}$ C以上且1350 $^{\circ}$ C以下后,通过对上述钢原材料进行多个道次的压下而进行粗轧及精轧,得到热轧钢板;冷却工序,其在上述热轧工序完成后,对于上述热轧钢板在5秒以内开始冷却,并且以30 $^{\circ}$ C/秒以上的平均冷却速度冷却至300 $^{\circ}$ C以下的温度范围;卷取工序,其将上述冷却工序后的上述热轧钢板在300 $^{\circ}$ C以下的上述温度范围内卷取,其中,以下述(I)的条件进行上述粗轧,以下述(II)的条件进行上述精轧。

[0029] (I)将上述粗轧中的最终的轧制道次后的上述钢原材料的温度T设定为1000 $^{\circ}$ C以上且1300 $^{\circ}$ C以下的范围,将最终的轧制道次的压下率以单位%计设定为 $105-0.05\times T$ 以上,在通过最终的轧制道次后5秒以内开始冷却,并且以20 $^{\circ}$ C/秒以上的平均冷却速度冷却至 Ar_3+30° C以上且 Ar_3+300° C以下的温度。

[0030] (II)将上述精轧中的最终的轧制道次后的钢板的温度设定为 Ar_3 点以上,将上述精轧中的最终道次的压下量设定为12~45%的范围。上述 Ar_3 点为通过下述(式1)而求出的温度。

[0031] $Ar_3 (^{\circ}C) = 910 - 310 \times C - 80 \times Mn - 20 \times Cu - 55 \times Ni - 80 \times Mo$ (式1)

[0032] 式1中,C、Mn、Cu、Ni及Mo为各元素的以质量%计的含量,不含有的元素代入0。

[0033] [4]根据上述[3]的热轧钢板的制造方法,其中,也可以通过上述粗轧,将上述精轧前的钢板的金属组织的L截面和C截面中的奥氏体的平均粒径分别设定为100 μ m以下,所述L截面为与上述粗轧的轧制方向平行的截面,所述C截面为平行于与轧制方向正交的方向的截面,将上述L截面及上述C截面各自的上述奥氏体的平均粒径之比即长宽比设定为2.0以下。

[0034] 发明效果

[0035] 根据本发明的上述方案,能够提供抗拉强度及韧性的各向同性优异、抗拉强度为980MPa以上的热轧钢板。另外,根据本发明的上述方案,能够在不提高轧机的负荷的情况下制造高强度并且抗拉强度及韧性的各向同性优异的热轧钢板。本发明的热轧钢板适宜作为汽车的结构部件或骨架、货车车架的原材料。通过将本发明的热轧钢板应用于汽车的结构部件等,能够确保汽车的安全性并且减轻车体重量,能够降低环境负荷。

具体实施方式

[0036] <热轧钢板>

[0037] 本发明的一实施方式的热轧钢板(本实施方式的热轧钢板)是下述热轧钢板:具有规定的化学组成,金属组织包含90体积%以上的马氏体和0体积%以上且10体积%以下的剩余部分组织,剩余部分组织包含贝氏体或铁素体中的一者或两者,原奥氏体粒径为1.0 μm 以上且10.0 μm 以下,原奥氏体粒径的长宽比为1.8以下,剩余部分组织的平均粒径为5.0 μm 以下,剩余部分组织的平均粒径的长宽比为2.0以下。

[0038] 以下,对本实施方式的热轧钢板进行具体说明。首先,对本实施方式的热轧钢板的化学组成的限定理由进行说明。以下的表示各化学成分的%全部是指质量%。

[0039] [C:0.010%以上且0.200%以下]

[0040] C是为了提高固溶强化和淬透性、生成作为低温相变相的马氏体而确保热轧钢板的强度所需的元素。为了获得该效果,将C含量设定为0.010%以上。另一方面,若C含量超过0.200%,则加工性及焊接性劣化。因此,C含量设定为0.010%以上且0.200%以下的范围。更优选为0.040%以上且0.180%以下的范围。

[0041] [Si:1.00%以下]

[0042] 若Si含量超过1.00%则热轧钢板的表面性状显著劣化,导致化学转化处理性、耐腐蚀性的降低。因此,Si含量设定为1.00%以下。优选为0.80%以下。另一方面,Si是抑制使韧性劣化的粗大的氧化物和渗碳体、还有助于固溶强化的元素。因此,也可以将Si含量设定为0.40%以上。

[0043] [Mn:3.0%以下]

[0044] 若Mn含量超过3.0%,则形成基于凝固偏析的带状组织而各向异性变强,加工性及耐延迟断裂特性劣化。因此,Mn含量设定为3.0%以下的范围。优选设定为2.0%以下的范围。另一方面,Mn是固溶而有助于钢的强度增加、并且提高淬透性的元素。为了获得该效果,也可以将Mn含量设定为0.5%以上。

[0045] [P:0.040%以下]

[0046] P是固溶而有助于钢的强度增加的元素,但也是在晶界、特别是原奥氏体晶界中偏析、导致低温韧性和加工性的降低的元素。因此,P含量优选极力降低,但可以允许0.040%以下的含有。因此,P含量设定为0.040%以下。优选为0.030%以下,更优选为0.020%以下。然而,即使过度降低P含量,也得不到与精炼成本的增大相符的效果。因此,P含量优选设定为0.003%以上,也可以设定为0.005%以上。

[0047] [S:0.004%以下]

[0048] S是与Mn结合而形成粗大的硫化物、使热轧钢板的加工性降低的元素。因此,S含量

优选极力降低,但可以允许0.004%以下的含有。因此,S含量设定为0.004%以下。优选为0.003%以下,更优选为0.002%以下。然而,即使过度降低S含量,也得不到与精炼成本的增大相符的效果。因此,S含量优选设定为0.0003%以上,也可以设定为0.0005%以上。

[0049] [Al:0.10%以下]

[0050] 由于Al的过量的含有会导致氧化物系夹杂物的增加,因此若Al含量变得过量,则热轧钢板的韧性降低,并且成为瑕疵产生的原因。因此,Al含量设定为0.10%以下。优选为0.08%以下。另一方面,Al是作为脱氧剂起作用、对于提高钢的清洁度有效的元素。为了获得该效果,也可以将Al含量设定为0.005%以上。

[0051] [N:0.004%以下]

[0052] 若N含量超过0.004%,则不形成氮化物的N变得作为固溶N而存在,韧性降低。因此,N含量设定为0.004%以下。优选为0.003%以下。另一方面,N是通过与氮化物形成元素结合而作为氮化物析出、有助于晶粒的微细化的元素。为了获得该效果,也可以将N含量设定为0.0005%以上。

[0053] 以上是本实施方式的热轧钢板的基本成分,但本实施方式的热轧钢板以例如韧性提高和高强度化等作为目的,根据需要可以含有选自Nb:0.20%以下、Ti:0.15%以下、Mo:1.00%以下、Cu:0.50%以下及Ni:0.50%以下中的1种或2种以上。这些元素由于可以未必含有,因此下限为0%,但在获得效果的情况下,优选为超过0%。

[0054] [Nb:0%以上且0.20%以下]

[0055] Nb是介由碳氮化物的形成而有助于热轧钢板的强度及疲劳强度的增加的元素。为了表现出这样的效果,优选将Nb含量设定为超过0%,更优选设定为0.01%以上,进一步优选设定为0.020%以上。另一方面,若Nb含量超过0.20%,则由于变形阻力增加,因此在热轧钢板的制造时,热轧的轧制载荷增加,有可能对轧机的负担变得过大而轧制操作其本身变得困难。另外,若Nb含量超过0.20%,则存在形成粗大的析出物而热轧钢板的韧性降低的倾向。因此,Nb含量设定为0.20%以下,优选设定为0.15%以下的范围。

[0056] [Ti:0%以上且0.15%以下]

[0057] Ti是通过形成微细的碳氮化物而将晶粒微细化从而提高钢板的强度和疲劳强度的元素。为了表现出这样的效果,优选将Ti含量设定为超过0%,更优选设定为0.01%以上,进一步优选设定为超过0.05%。另一方面,若Ti含量超过0.15%而变得过量,则上述的效果饱和,而且导致粗大的析出物的增加,钢板的韧性降低。因此,Ti含量设定为0.15%以下。优选设定为0.10%以下的范围。

[0058] [Mo:0%以上且1.00%以下]

[0059] Mo是提高淬透性、有助于热轧钢板的高强度化的元素。为了获得这样的效果,优选将Mo含量设定为超过0%,更优选设定为0.01%以上。另一方面,Mo的合金成本高,另外,若Mo含量超过1.00%则焊接性劣化。因此,Mo含量设定为1.00%以下。优选设定为0.40%以下的范围。

[0060] [Cu:0%以上且0.50%以下]

[0061] Cu是固溶而有助于钢的强度增加的元素。另外,Cu会使淬透性提高。为了获得这些效果,优选将Cu含量设定为超过0%,更优选设定为0.01%以上,进一步优选设定为0.05%以上。另一方面,若Cu含量超过0.50%则热轧钢板的表面性状恶化。因此,Cu含量设定为

0.50%以下。优选设定为0.30%以下的范围。

[0062] [Ni:0%以上且0.50%以下]

[0063] Ni是固溶而有助于钢的强度增加、另外使淬透性提高的元素。为了获得这些效果,优选将Ni含量设定为超过0%,更优选设定为0.01%以上,进一步优选为0.02%以上。另一方面,Ni的合金成本高,若Ni含量超过0.50%则焊接性劣化。因此,Ni含量设定为0.50%以下。优选设定为0.30%以下的范围。

[0064] 关于其他的元素,也可以在不妨碍本实施方式的钢板的效果的范围内含有。例如以耐延迟断裂特性的提高为目的,也可以分别含有0.005%以下的Ca、REM(稀土类金属:Rare-Earth Metal)等。也可以含有提高热加工性的微量元素等。

[0065] 在本实施方式的热轧钢板中,上述成分以外的剩余部分包含Fe及杂质。其中,所谓杂质是指在工业上制造热轧钢板时以矿石或废料等那样的原料为代表因制造工序的各种要因而混入的成分,不是相对于本实施方式的热轧钢板有意图地添加的成分。

[0066] 接下来,对本实施方式的热轧钢板的金属组织(显微组织)的限定理由进行说明。

[0067] [金属组织包含90体积%以上的马氏体和0体积%以上且10体积%以下的剩余部分组织,剩余部分组织包含贝氏体或铁素体中的一者或两者]

[0068] 本实施方式的热轧钢板的组织包含90体积%以上的马氏体和0体积%以上且10体积%以下的剩余部分组织。本实施方式中的“马氏体”基本上是指新鲜马氏体,但也可以在一部分中(例如10%以下的范围内)包含回火马氏体。回火马氏体是马氏体被回火而得到的马氏体,是与马氏体相比位错密度低的马氏体。

[0069] 在本实施方式的热轧钢板中,若马氏体变得低于90体积%,则变得难以获得所期望的强度。因此,马氏体的体积率设定为90体积%以上。更优选为95体积%以上。

[0070] 在剩余部分组织中包含贝氏体和/或铁素体。进而,在剩余部分组织中也可以包含残余奥氏体。另外,剩余部分组织也包含贝氏体中所含的碳化物。若剩余部分组织的体积率变高,则强度降低,变得难以确保所期望的高强度。因此,剩余部分组织设定为10体积%以下,优选为5体积%以下,更优选为1体积%以下。剩余部分组织也可以为0%。

[0071] [原奥氏体的平均粒径为1.0 μm 以上且10.0 μm 以下,原奥氏体的平均粒径之比即长宽比为1.8以下]

[0072] 本实施方式的热轧钢板中,原奥氏体的平均粒径为1.0 μm 以上且10.0 μm 以下,其长宽比为1.8以下。

[0073] 其中,原奥氏体的平均粒径为1.0 μm 以上且10.0 μm 以下是指L截面和C截面中的原奥氏体的平均粒径分别为1.0 μm 以上且10.0 μm 以下,所述L截面为与钢板的轧制方向平行的截面,所述C截面为平行于与钢板的轧制方向正交的方向的截面。L截面及C截面为板厚方向的截面。

[0074] 若L截面或C截面的任一者中的原奥氏体的平均粒径超过10.0 μm ,则抗拉强度降低,韧性也劣化。因此,原奥氏体粒径设定为10.0 μm 以下。优选为5.0 μm 以下。

[0075] 另外,即使将L截面或C截面的任一者中的原奥氏体的平均粒径设定为低于1.0 μm ,由细粒化带来的强度上升或韧性改善的效果也饱和,而且变得难以引起马氏体相变,在金属组织中有时无法确保90体积%以上的马氏体。因此,原奥氏体粒径设定为1.0 μm 以上。本实施方式的热轧钢板在其制造过程中,通过以粗轧使奥氏体充分再结晶,从而减小奥氏体

粒径。然而,粗轧后的奥氏体粒径为 $100\mu\text{m}$ 以下,有时比较大。因此,即使进行精轧,有时奥氏体也不会变小至 $3.0\mu\text{m}$ 以下。因此,在实用中,也可以将本实施方式的热轧钢板的原奥氏体粒径设定为超过 $3.0\mu\text{m}$ 或 $3.5\mu\text{m}$ 以上。

[0076] 另外,所谓原奥氏体的长宽比为1.8以下是指L截面的原奥氏体的平均粒径与C截面的原奥氏体的平均粒径之比为1.8以下。

[0077] 原奥氏体粒径的长宽比对抗拉强度、韧性的各向异性造成影响。若原奥氏体粒径的长宽比超过1.8,则抗拉强度、韧性的各向异性增强。因此,原奥氏体粒径的长宽比设定为1.8以下。优选为1.5以下。

[0078] [剩余部分组织的平均粒径为 $5.0\mu\text{m}$ 以下、剩余部分组织的平均粒径的长宽比为2.0以下]

[0079] 由于剩余部分组织为软质相,因此若剩余部分组织的平均粒径超过 $5.0\mu\text{m}$ 则热轧钢板的强度降低,变得难以获得所期望的强度。因此,将平均粒径设定为 $5.0\mu\text{m}$ 以下。剩余部分组织的平均粒径的下限没有特别限定,从制法上的观点出发难以设定为低于 $1.0\mu\text{m}$,因此现实的剩余部分组织的平均粒径设定为 $1.0\mu\text{m}$ 以上且 $5.0\mu\text{m}$ 以下。这里,剩余部分组织的平均粒径为 $1.0\mu\text{m}$ 以上且 $5.0\mu\text{m}$ 以下是指L截面及C截面中的剩余部分组织的平均粒径分别为 $1.0\mu\text{m}$ 以上且 $5.0\mu\text{m}$ 以下。

[0080] 另外,剩余部分组织的长宽比对抗拉强度、韧性的各向异性造成影响。由于若剩余部分组织的长宽比超过2.0,则抗拉强度、韧性的各向异性变强,因此剩余部分组织的长宽比设定为2.0以下。优选为1.8以下。

[0081] 剩余部分组织的平均粒径的长宽比为2.0以下是指L截面的剩余部分组织的平均粒径与C截面的剩余部分组织的平均粒径之比为2.0以下。

[0082] 在本实施方式的热轧钢板中,各相或组织的鉴定或平均粒径的算出可以通过使用了用扫描型电子显微镜(SEM)拍摄的组织照片的图像处理 and 背散射电子衍射像解析(EBSP或EBSD)来进行。

[0083] 更具体而言,原奥氏体的平均粒径及其长宽比如下那样操作来决定。

[0084] 在将热轧钢板的板宽设为W时,在热轧钢板的宽度方向上距离一端为 $1/4W$ (宽度)或 $3/4W$ (宽度)附近,按照与轧制方向平行(L截面)及垂直(C截面)的板厚方向截面成为观察面的方式采集试样。将截面进行镜面研磨后,用苦味酸进行腐蚀而使原奥氏体晶粒的晶界显现出。之后,使用扫描型电子显微镜(SEM),在距离钢板表面为板厚的 $1/4$ 的深度位置处,在L截面的情况下对钢板的轧制方向 $400\mu\text{m}\times$ 厚度方向 $400\mu\text{m}$ 的区域进行观察,在C截面的情况下对钢板的板宽方向 $400\mu\text{m}\times$ 厚度方向 $400\mu\text{m}$ 的区域进行观察。观察区域设定为1个连续的区域。

[0085] 通过将所得到的图像使用图像解析装置进行解析,从而求出原奥氏体的平均粒径。奥氏体的平均粒径作为当量圆直径来求出。在将所得到的L截面及C截面中的原奥氏体的平均粒径中的较大者设为 $D_{p\gamma}(L)$ 、将较小者设为 $D_{p\gamma}(S)$ 时,将由 $D_{p\gamma}(L)/D_{p\gamma}(S)$ 获得的值设定为原奥氏体的平均粒径的长宽比。

[0086] 另外,剩余部分组织的鉴定、剩余部分组织的平均粒径及长宽比如下那样操作来求出。

[0087] 在将钢板的板宽设为W时,在钢板的宽度方向上距离一端为 $1/4W$ (宽度)或 $3/4W$ (宽

度)处,按照与轧制方向平行(L截面)及垂直(C截面)的截面成为观察面的方式采集试样,对截面进行镜面研磨后,进行电解研磨。之后,在距离钢板表面为板厚的1/4的深度位置处,在L截面的情况下对钢板的轧制方向 $400\mu\text{m}\times$ 厚度方向 $400\mu\text{m}$ 的区域、在C截面的情况下对钢板的板宽方向 $400\mu\text{m}\times$ 厚度方向 $400\mu\text{m}$ 的区域以 $0.1\mu\text{m}$ 的测定间隔进行EBSD解析。EBSD解析使用例如由热场发射型扫描电子显微镜和EBSD检测器构成的装置,以 $200\sim 300$ 点/秒的解析速度实施。

[0088] 这里,将基于通过上述方法而测定的各测定点的晶体取向信息而求出相邻的测定点彼此的晶体取向之差而得到的值设定为取向差。在该取向差为 15° 以上时,将相邻的测定点彼此的中间判断为晶界,将由该晶界所围成的区域定义为晶粒。将该晶粒的同一粒内的取向差单纯平均而计算出平均取向差。同一粒内的平均取向差的算出可以使用EBSD解析装置中附属的软件来求出。

[0089] 将同一粒内的平均取向差低于 0.6° 的粒定义为铁素体。将定义为铁素体的粒的面积率设定为铁素体的体积率。

[0090] 另外,将同一粒内的平均取向差为 0.6° 以上的粒定义为贝氏体。马氏体也有可能同一粒内的平均取向差成为 0.6° 以上,但由于贝氏体包含碳化物,形状呈现出板条状的组织,因此在SEM图像中包含碳化物且呈现出板条状的组织粒设定为贝氏体,将其面积率设定为贝氏体的体积率。另一方面,关于马氏体,将同一粒内的平均取向差为 0.6° 以上、判定为贝氏体以外的组织设定为马氏体。本实施方式的热轧钢板由于不进行回火,因此马氏体成为不含碳化物的新鲜马氏体。即使在马氏体中产生了碳化物,在本实施方式中由于其量为极微量,因此在组织中产生了碳化物的马氏体也可以包含于贝氏体的体积率中。

[0091] 即,马氏体的体积率成为 100% 减去铁素体的体积率和贝氏体的体积率而得到的值。

[0092] 剩余部分组织的平均粒径使用通过上述的EBSD解析求出的值来决定。具体而言,将取向差为 15° 以上的边界设定为晶界来确定剩余部分组织的晶粒,将由下述式子算出的值设定为平均粒径。式中, N 表示平均粒径的评价区域中所含的晶粒的数目, A_i 表示第 i 个($i=1,2,\dots,N$)粒的面积, d_i 表示第 i 个的晶粒的当量圆直径。这些数据通过EBSD解析而容易地求出。

[0093] [数学式1]

$$D = \frac{\sum_{i=1}^N A_i \times d_i}{\sum_{i=1}^N A_i}$$

[0094]

[0095] 在将通过上述的方法获得的L截面及C截面中的剩余部分组织的平均粒径中的较大者设为 $D_r(L)$ 、将较小者设为 $D_r(S)$ 时,将由 $D_r(L)/D_r(S)$ 获得的值设定为剩余部分组织的长宽比。

[0096] 本实施方式的热轧钢板的相对于钢板的轧制方向平行的L方向和与钢板的轧制方

向正交的C方向的抗拉强度分别为980MPa以上,L方向的抗拉强度与C方向的抗拉强度之差的绝对值变得低于100MPa。

[0097] 另外,本实施方式的热轧钢板的L方向及C方向的延展性-脆性转变温度分别为-60℃以下,L方向的延展性-脆性转变温度与C方向的延展性-脆性转变温度之差的绝对值变得低于15℃。

[0098] 根据本实施方式的热轧钢板,通过满足上述的化学成分(化学组成)及组织,能够获得高强度并且抗拉强度及韧性的各向同性优异的热轧钢板。因此,通过将本实施方式的热轧钢板应用于汽车的结构部件等,能够有助于汽车的安全性确保和燃料效率提高。

[0099] 本实施方式的热轧钢板更优选制品形状优异。通过制品形状优异,在由钢板成型为部件时的成型加工中能够制造精度高的部件。所谓制品形状优异是指以每2500mm²钢板的表面为1处的比例测定30处的板厚,在将它们的平均值设为 t_{ave} 、将最大值与最小值之差设为 Δt 时, $\Delta t/t_{ave}$ 低于0.125。

[0100] <热轧钢板的制造方法>

[0101] 接着,对本实施方式的热轧钢板的制造方法进行说明。

[0102] 本实施方式的热轧钢板的制造方法具备以下工序:热轧工序,其将具有上文说明的化学成分(化学组成)的钢原材料加热至1100℃以上且1350℃以下后,对钢原材料进行多个道次的压下而进行粗轧及精轧,得到热轧钢板;冷却工序,其在精轧结束后,对热轧钢板在5秒以内开始冷却,并且以30℃/秒以上的平均冷却速度进行冷却;和卷取工序,其将冷却后的热轧钢板在室温以上且300℃以下的温度范围内卷取。

[0103] 粗轧以下述(I)的条件进行,精轧以下述(II)的条件进行。

[0104] (I)粗轧:

[0105] 在粗轧中,将最终的轧制道次后的钢原材料的温度T设定为1000℃以上且1300℃以下的范围,将最终的轧制道次的压下率设定为 $105-0.05 \times T$ (%) (T为最终的粗轧道次后的钢原材料的温度(℃))以上,在通过最终的轧制道次后5秒以内开始冷却,并且以20℃/秒以上的平均冷却速度冷却至 Ar_3+30 ℃以上且 Ar_3+300 ℃以下的温度。

[0106] (II)精轧:

[0107] 将精轧中的最终的轧制道次后的钢板的温度设定为 Ar_3 点以上,将精轧中的最终道次的压下量设定为12~45%的范围。

[0108] 其中, Ar_3 点为通过下述(式1)而求出的温度。

[0109] Ar_3 (℃) = $910 - 310 \times C - 80 \times Mn - 20 \times Cu - 55 \times Ni - 80 \times Mo$ (式1)

[0110] 式1中,C、Mn、Cu、Ni及Mo为各元素的含量(质量%),不含有的元素代入0。

[0111] 以下,对本实施方式的热轧钢板的制造方法进行详细说明。

[0112] (1)热轧工序

[0113] (钢原材料的加热温度:1100℃以上且1350℃以下)

[0114] 钢原材料的加热温度对熔体化或元素的偏析消除造成较大影响。加热温度低于1100℃时熔体化或元素偏析消除不充分,制品的抗拉强度或韧性产生各向异性。另外,通过将加热温度设定为1100℃以上,能够将具有抑制奥氏体粒的粗大化的效果的元素熔体化。

[0115] 另一方面,若加热温度超过1350℃则不仅熔体化或元素偏析消除的效果饱和,而且由于奥氏体的平均粒径粗大化,因此在粗轧后变得难以获得所期望的奥氏体的平均粒

径。因此,钢原材料的加热温度设定为1100℃以上且1350℃以下。优选为1150℃以上且1300℃以下。

[0116] (a) 粗轧工序

[0117] (最终的轧制道次后的钢原材料的温度T:1000℃以上且1300℃以下)

[0118] 在粗轧中,进行使钢原材料多次且连续地通过粗轧用的轧制机座的轧制,但按照最终的轧制道次后的钢原材料的温度T成为1000℃以上且1300℃以下的方式进行粗轧。

[0119] 在本实施方式的热轧钢板的制造方法中,需要通过在粗轧中产生再结晶而使精轧开始前的奥氏体粒径微细化。为了在粗轧中产生再结晶,优选粗轧中的钢原材料的温度为高温。若钢原材料的粗轧温度T变得低于1000℃,则为了在粗轧中产生再结晶变得需要大压下,在粗轧时变得需要大的负荷。因而,将粗轧温度T设定为1000℃以上。另外,若粗轧温度T超过1300℃,则直至精轧开始前晶粒生长,精轧后的组织也粗大化,变得无法获得所期望的组织、特性。这里所谓的粗轧温度是进行多个道次的压下的粗轧工序中的最低温度,在本实施方式中,是指刚进行最终的轧制道次后的钢原材料的温度T。

[0120] (最终的轧制道次的压下率为 $105-0.05\times T$ (%)以上)

[0121] 粗轧时的最终的轧制道次的压下率对粗轧刚完成后的粒径造成较大影响。若最终的轧制道次的压下率变得低于 $105-0.05\times T$ (%) (T为最终的粗轧道次后的钢原材料的温度(℃)),则在粗轧时的最终的轧制道次的加工中无法充分地引起再结晶,粗轧刚完成后的粒径粗大化,或者仅在一部分中产生再结晶而导致组织变成混晶,后述的精轧工序后的组织也粗大化或混晶化。另外,由于在加工中不发生充分的再结晶,导致组织的长宽比增加,因此变得无法获得所期望的组织、特性。因此,粗轧的最终的轧制道次的压下率设定为 $105-0.05\times T$ (%)以上。

[0122] (通过最终的轧制道次后在5秒以内以20℃/秒以上的平均冷却速度开始冷却)

[0123] 粗轧结束时的钢板(粗轧板)的温度为1000℃以上。因此,容易产生晶粒生长。于是,为了抑制热轧工序中的晶粒生长,将粗轧板进行冷却。此时,若从粗轧结束后至冷却开始为止的时间超过5秒,则粗轧板的组织粗大化。另外,即使冷却开始之前的时间为5秒以内,在低于20℃/秒的平均冷却速度时也会在冷却过程中产生大的晶粒生长,粗轧板的组织粗大化。因此,将从通过粗轧的最终的轧制道次后至冷却开始为止的时间设定为5秒以内,平均冷却速度设定为20℃/秒以上。更优选在3秒以内开始冷却并以30℃/秒以上的平均冷却速度进行冷却。

[0124] (冷却停止温度: Ar_3+30 ℃以上且 Ar_3+300 ℃以下)

[0125] 粗轧结束后的冷却以上述的冷却开始时间及冷却速度进行冷却至 Ar_3+30 ℃以上且 Ar_3+300 ℃以下的温度域。若冷却停止温度变得低于 Ar_3+30 ℃,则在之后的精轧工序中有可能轧制温度变得低于 Ar_3 点。若轧制温度变得低于 Ar_3 点,则在精轧中产生铁素体,变得无法得到所期望的组织、特性。另外,若冷却停止温度超过 Ar_3+300 ℃,则直至精轧开始前产生晶粒生长,后述的精轧后的组织也粗大化,变得无法获得所期望的组织、特性。因此,粗轧后的冷却进行至 Ar_3+30 ℃以上且 Ar_3+300 ℃以下的温度域。优选冷却停止温度为 Ar_3+30 ℃以上且 Ar_3+100 ℃以下。

[0126] 平均冷却速度设定为冷却开始时与冷却结束时之间的粗轧板的温度差除以从冷却开始至冷却结束为止的所需时间而得到的值。冷却开始时是相对于粗轧板的水等冷却介

质的喷射开始时,冷却结束时是冷却介质的喷射结束时。

[0127] 精轧开始前的粗轧板优选成为奥氏体的平均粒径为 $100\mu\text{m}$ 以下、奥氏体的长宽比为2.0以下的金属组织。

[0128] 这里,所谓奥氏体的平均粒径为 $100\mu\text{m}$ 以下是指L截面和C截面中的奥氏体的平均粒径分别为 $100\mu\text{m}$ 以下,所述L截面为与粗轧的轧制方向平行的截面,所述C截面为平行于与轧制方向正交的方向的截面。L截面及C截面为板厚方向的截面。

[0129] 另外,所谓奥氏体的长宽比为2.0以下是指L截面奥氏体的平均粒径与C截面的奥氏体的平均粒径之比(其中值的较大者/值的较小者)为2.0以下。

[0130] 精轧开始前的奥氏体粒径越是细粒化,则在精轧时产生再结晶所需的压下率变得越低。若精轧开始前的奥氏体的平均粒径超过 $100\mu\text{m}$,则在精轧中产生再结晶所需的压下率变高,轧机的负荷增大,有时造成制品形状的劣化。因此,精轧开始前的奥氏体的平均粒径优选设定为 $100\mu\text{m}$ 以下。更优选为 $50\mu\text{m}$ 以下,进一步优选为 $30\mu\text{m}$ 以下。

[0131] 另外,精轧前的奥氏体粒径的长宽比对精轧后的组织的长宽比造成较大影响。若精轧前的奥氏体的长宽比超过2.0,则精轧后的组织的原奥氏体粒径或剩余部分组织的长宽比有可能变得不满足规定的值,有可能抗拉强度和韧性的各向同性受损。因此,精轧前的奥氏体粒径的长宽比优选设定为2.0以下。更优选为1.5以下。

[0132] 为了确认粗轧板的奥氏体的平均粒径及长宽比,将进入精轧之前的粗轧板尽可能以高速骤冷,优选以 $20^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上的冷却速度骤冷至室温,对粗轧板的截面的组织进行蚀刻而使奥氏体晶界显现出,利用扫描型电子显微镜进行观察。

[0133] 更具体而言,在将粗轧板的板宽设为W时,在骤冷后的粗轧板的宽度方向上距离一端为 $1/4W$ (宽度)或 $3/4W$ (宽度)处,按照与轧制方向平行(L截面)及垂直(C截面)的截面成为观察面的方式采集试样,对截面进行镜面研磨后,用苦味酸进行腐蚀而使奥氏体晶粒的晶界显现出。之后,使用扫描型电子显微镜(SEM),在距离粗轧板表面为板厚的 $1/4$ 的深度位置处,在L截面的情况下对粗轧板的轧制方向 $200\mu\text{m}\times$ 厚度方向 $200\mu\text{m}$ 的区域进行观察,在C截面的情况下对粗轧板的板宽方向 $200\mu\text{m}\times$ 厚度方向 $200\mu\text{m}$ 的区域进行观察。通过将所得到的图像使用图像解析装置进行解析,求出奥氏体的平均粒径。奥氏体的平均粒径作为当量圆直径来求出。将所得到的L截面及C截面中的奥氏体的平均粒径中的较大者设为 $D_{p\gamma}(L)$ 、将较小者设为 $D_{p\gamma}(S)$ 时,将由 $D_{p\gamma}(L)/D_{p\gamma}(S)$ 得到的值设定为奥氏体粒径的长宽比。

[0134] (b) 精轧工序

[0135] 精轧工序进行使钢原材料多次且连续地通过精轧用的轧制机座的(多个道次的)轧制。此时,将精轧中的最终的轧制道次后的钢板的温度设定为 Ar_3 点以上,将精轧中的最终道次的压下量设定为 $12\sim 45\%$ 的范围。

[0136] (最终的轧制道次后的钢板的温度: Ar_3 点以上)

[0137] 若精轧时的温度变得低于 Ar_3 点,则在精轧中产生铁素体。因此,变得无法获得所期望的组织、特性。因此,精轧时的温度设定为 Ar_3 点以上。这里所谓的精轧时的温度是具有多个机座的精轧工序中的最低温度,在本实施方式中,使用刚进行最终的轧制道次后的钢板的温度。

[0138] (最终道次的压下量为 $12\sim 45\%$)

[0139] 在本实施方式的热轧钢板的制造方法中,在粗轧中将奥氏体细粒化。因此,变得即

使不增大精轧中的压下量,也可获得抗拉强度及韧性的各向同性优异的钢板。但是,最终道次的压下量低于12%时,在精轧中不会发生再结晶,无法确保组织的各向同性,变得无法获得所期望的特性。另外,若最终道次的压下量超过45%,则轧制机座的负荷上升。另外,有时精轧后的热轧钢板的形状劣化。因此,精轧中的最终道次的压下量优选设定为12~45%的范围,更优选设定为15~45%的范围。

[0140] (c) 在精轧结束后在5秒以内开始冷却、并且以30℃/秒以上的平均冷却速度进行冷却的冷却工序

[0141] 在精轧后,立即开始冷却。若从精轧结束后至冷却开始为止所需的时间超过5秒,则会产生精轧后的组织的粗大化。另外,即使冷却开始之前的时间为5秒以内,在平均冷却速度低于30℃/秒时在冷却中也变得容易生成铁素体或贝氏体,变得无法获得所期望的组织、特性。因此,从精轧结束时至冷却开始时为止的时间设定为5秒以内,平均冷却速度设定为30℃/秒以上的冷却速度。优选在3秒以内开始冷却,以50℃/秒以上的平均冷却速度进行冷却。所谓精轧结束时是通过精轧的最终轧制道次时,所谓冷却开始时如下文所述是对钢板喷射冷却介质的开始时。

[0142] 在本实施方式的热轧钢板的制造方法中,粗轧后的原奥氏体粒是未粗大化的原奥氏体粒、即通过奥斯特瓦尔德生长而细粒区域未被粗大粒吸收的奥氏体粒,是细粒区域混合存在的原奥氏体。因此,精轧后的原奥氏体粒也延续该粗轧后的奥氏体粒的特征,微粒区域混杂,但晶界稳定化。因此,即使将冷却开始设定为精轧后的5秒以内,细粒区域也不会被粗大粒吸收,之后的延展性-脆性转变温度变高。所谓微粒区域是以原奥氏体粒径计平均粒径的20%以下的部分以面积率计包含30%以下的区域。

[0143] 在本实施方式中,在精轧设备的后段设置冷却设备,一边使精轧后的钢板通过该冷却设备一边进行冷却。冷却设备优选能够以30℃/秒以上的冷却速度将钢板冷却的设备。作为那样的冷却设备,例如可例示出使用了水作为冷却介质的水冷设备。

[0144] 平均冷却速度设定为从冷却开始时至冷却结束时为止的钢板的温度下降幅度除以从冷却开始时至冷却结束时为止的所需时间而得到的值。所谓冷却开始时设定为利用冷却设备向钢板喷射冷却介质的开始时,所谓冷却结束时设定为从冷却设备导出钢板时。

[0145] 另外,冷却设备有在途中无空气冷却区间的设备、和在途中具有1个以上的空气冷却区间的设备。在本实施方式中,可以使用任一冷却设备。即使是使用具有空气冷却区间的冷却设备的情况,也只要从冷却开始至冷却结束为止的平均冷却速度为30℃/秒以上即可。

[0146] (d) 将钢板在300℃以下的温度范围内卷取的卷取工序

[0147] 在冷却工序中冷却至冷却停止温度的钢板在卷取工序中在室温以上且300℃以下的温度范围内被卷取。由于在冷却工序后立即进行钢板的卷取,因此卷取温度与冷却停止温度大致相等。若卷取温度超过300℃,则大量地生成多边形铁素体或贝氏体,因此变得无法获得所期望的组织、特性。因此,成为冷却停止温度的卷取温度设定为300℃以下。所谓室温以上是指20℃以上。

[0148] 需要说明的是,在卷取后,也可以对热轧钢板按照常规方法实施调质轧制,另外,也可以实施酸洗来去除形成于表面的氧化皮。或者,也可以进一步实施热浸镀锌、电镀锌等镀覆处理、或化学转化处理。

[0149] 通过铸造具有对于本实施方式的热轧钢板所说明的相同组成的钢原材料后,如上

文说明的那样实施粗轧、精轧、之后的冷却及卷取操作,能够制造金属组织包含90体积%以上的马氏体和0体积%以上且10体积%以下的剩余部分组织、剩余部分组织包含贝氏体或铁素体中的一者或两者、原奥氏体粒径为1.0 μm 以上且10.0 μm 以下、原奥氏体粒径的长宽比为1.8以下、剩余部分组织的平均粒径为5.0 μm 以下、剩余部分组织的平均粒径的长宽比为2.0以下的热轧钢板。因此,根据上述的制造方法,能够在不提高轧机的负荷的情况下制造高强度并且抗拉强度和韧性的各向同性优异的热轧钢板。

[0150] 实施例

[0151] 以下,通过实施例对本发明更详细地进行说明,但本发明不受这些实施例的任何限定。

[0152] 将表1中所示的化学成分的钢液用转炉进行熔炼,通过连续铸造法制成板坯(钢原材料)。接着,将这些钢原材料通过表2中所示的热轧、冷却及卷取条件来制造板厚为3.0mm的热轧钢板。表1及表2中的 Ar_3 ($^{\circ}\text{C}$)通过以下的式子来算出。

[0153] Ar_3 ($^{\circ}\text{C}$) = $910 - 310 \times C - 80 \times Mn - 20 \times Cu - 55 \times Ni - 80 \times Mo$ (式1)

[0154] 式1中,C、Mn、Cu、Ni及Mo为各元素的含量(质量%),不含有的元素代入0。

[0155] 表1

钢 No.	化学成分(质量%) 剩余部分: Fe及杂质												Ar_3 $^{\circ}\text{C}$
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	Mo	Cu	Ni	
A	0.050	0.06	2.0	0.002	0.002	0.03	0.004						735
B	0.070	0.08	2.1	0.003	0.002	0.03	0.004	0.11					720
C	0.100	0.10	1.5	0.003	0.002	0.02	0.003		0.02				759
[0156] D	0.080	0.60	2.1	0.002	0.001	0.07	0.004	0.12	0.02				717
E	0.100	0.20	2.8	0.010	0.003	0.07	0.004	0.10		0.03			653
F	0.150	0.70	1.4	0.022	0.004	0.06	0.003				0.20	0.40	726
G	0.110	0.03	1.6	0.007	0.003	0.09	0.003			0.20		0.02	731
H	<u>0.008</u>	0.60	1.4	0.003	0.004	0.05	0.004	0.04	0.03				796
I	0.110	0.90	<u>3.3</u>	0.010	0.003	0.04	0.004						612

[0157] 下划线表示为本发明的范围外。

[0158] 空栏表示未积极地使该元素含有。

[0159]

表2

试验 No.	钢成分	加热温度 °C	粗轧					精轧					备注				
			最终道次 温度(T) °C	105- 0.05T %	最终道次 压下量 %	冷却开始 之前的时间 秒	冷却速度 °C/秒	Ar ₃ °C	Ar ₃ +30 °C	Ar ₃ +300 °C	冷却停止 温度 °C	最终道次 的压下量 %		最终轧制 温度 °C	冷却开始 之前的时间 秒	冷却速度 °C/秒	冷却停止温度 (卷取温度) °C
1	A	1250	1173	46	55	2	37	735	765	1035	914	13	888	4	192	234	实施例
2	A	1250	1192	45	55	1	26	735	765	1035	999	16	976	2	83	107	实施例
3	A	1200	1113	49	55	5	38	735	765	1035	1020	28	997	1	60	245	实施例
4	A	1300	1184	46	55	9	29	735	765	1035	849	22	828	1	110	119	比较例
5	A	1150	1089	51	55	4	20	735	765	1035	990	38	962	3	52	150	实施例
6	B	1150	1016	54	50	2	29	720	750	1020	894	26	875	1	199	253	比较例
7	B	1200	1110	50	50	2	35	720	750	1020	826	11	778	4	25	43	比较例
8	B	1250	1110	50	50	1	38	720	750	1020	915	21	887	8	147	34	比较例
9	B	1300	1167	47	50	1	29	720	750	1020	979	19	945	3	96	108	实施例
10	B	1200	1056	52	55	5	39	720	750	1020	928	16	880	3	113	198	实施例
11	C	1250	1132	48	55	4	44	759	789	1059	889	10	846	5	93	115	比较例
12	C	1250	1159	47	55	1	46	759	789	1059	901	14	864	4	194	118	实施例
13	C	1250	1195	45	55	1	47	759	789	1059	943	26	926	2	124	161	实施例
14	C	1250	1159	47	50	2	21	759	789	1059	1017	17	984	4	49	341	比较例
15	C	1200	1186	46	50	5	23	759	789	1059	895	36	871	1	34	289	实施例
16	D	1300	1095	50	55	1	29	717	747	1017	995	21	949	2	153	33	实施例
17	D	1300	1125	49	55	3	40	717	747	1017	990	33	980	4	77	131	实施例
18	D	1250	1199	45	50	2	35	717	747	1017	942	23	929	1	197	174	实施例
19	E	1300	1192	45	50	4	35	653	683	953	711	17	640	3	156	259	比较例
20	E	1200	1142	48	50	3	20	653	683	953	801	27	778	3	174	267	实施例
21	E	1200	1095	50	50	5	44	653	683	953	808	32	770	4	53	47	实施例
22	F	1250	1155	47	50	5	34	726	756	1026	875	38	856	3	95	219	实施例
23	F	1250	1100	50	55	4	42	726	756	1026	827	13	791	2	100	33	实施例
24	F	1250	1096	50	55	1	28	726	756	1026	832	21	783	3	65	116	实施例
25	G	1150	1182	46	55	3	25	731	761	1031	1097	14	1066	4	106	124	比较例
26	G	1250	1145	48	55	2	49	731	761	1031	955	29	911	4	102	98	实施例
27	G	1250	1032	53	55	1	47	731	761	1031	889	33	869	1	77	84	实施例
28	G	1300	1200	45	55	2	10	731	761	1031	959	42	939	3	143	190	比较例
29	H	1200	1166	47	50	4	43	796	826	1096	998	48	978	3	175	74	比较例
30	I	1250	1200	45	50	1	24	612	642	912	910	30	887	3	78	171	比较例
31	A	1200	1100	50	40	-	-	735	765	1035	1000	25	900	1	50	150	比较例
32	A	1250	1200	45	50	-	-	735	765	1035	950	20	900	3	100	200	比较例
33	A	1050	1000	55	55	4	40	735	765	1035	900	24	870	0.3	40	250	比较例
34	A	1200	1100	50	40	-	-	735	765	1035	1000	25	900	1	50	450	比较例

下划线表示为本发明的范围外。

[0160] 表2中的“加热温度”为板坯的加热温度。粗轧的最终道次温度为刚通过粗轧时的最终道次的轧机后的钢板温度。冷却开始之前的时间是从通过粗轧的最终道次后至冷却介质的喷射开始时为止的时间。冷却时的冷却速度以从导入冷却设备时(冷却水喷射时)至导出水冷设备时为止的钢板的温度下降幅度除以钢板相对于水冷设备的所需通过时间而得到的平均速度来表示。冷却停止温度设定为导出水冷设备后的温度。

[0161] 另外,精轧的最终轧制温度是刚通过精轧的最终道次的轧机后的钢板温度。冷却开始之前的时间是从通过精轧的最终道次时至冷却介质的喷射开始时为止的时间。冷却时的冷却速度以从导入水冷设备时(冷却水喷射时)至导出水冷设备时为止的钢板的温度下降幅度除以钢板相对于水冷设备的所需通过时间而得到的平均速度来表示。

[0162] 从所得到的热轧钢板采集试验片,进行了组织观察(扫描型电子显微镜及EBSD)、拉伸试验、夏比试验。组织观察使用由热场发射型扫描电子显微镜(JEOL制JSM-7001F)和EBSD检测器(TSL制HIKARI检测器)构成的装置,以200~300点/秒的解析速度实施,同一粒内的平均取向差的算出使用EBSD解析装置中附属的软件(OIM Analysis™)来求出。

[0163] 关于拉伸试验,从热轧钢板按照拉伸方向与轧制方向变得平行(L方向)及垂直(C方向)的方式采集JIS5号试验片,依据JIS Z 2241:2011的规定进行拉伸试验,求出抗拉强度(TS)。本发明中的抗拉强度的各向同性优异是指在将L方向、及C方向拉伸中的抗拉强度分别设为TS(L)、TS(C)时,由 $|TS(L) - TS(C)|$ 求出的值变得低于100MPa。因而,如果L方向及C方向的抗拉强度分别为980MPa以上、 $|TS(L) - TS(C)|$ 低于100MPa,则判断为高强度并且抗拉强度的各向同性优异。

[0164] 夏比试验从热轧钢板按照试验片的长度方向与轧制方向变得平行(L方向)及垂直(C方向)的方式采集厚度为2.5mm的亚尺寸试验片(V型缺口),依据JIS Z 2242:2005的规定,在室温~-198℃的范围的温度下进行夏比冲击试验,求出延展性-脆性转变温度,从而对韧性进行评价。这里,关于试验片的板厚,将热轧钢板通过两面磨削而将板厚设定为2.5mm来制作试验片。所谓本发明中的韧性优异是指延展性-脆性转变温度为-60℃以下,所谓韧性的各向同性优异是指在将通过L方向、及C方向夏比试验而得到的延展性-脆性转变温度分别设为 $vTrs(L)$ 、 $vTrs(C)$ 时,由 $|vTrs(L) - vTrs(C)|$ 求出的值变得低于15℃。因而,如果L方向及C方向的延展性-脆性转变温度为-60℃以下、 $|vTrs(L) - vTrs(C)|$ 低于15℃则判断为韧性优异、并且韧性的各向同性优异。

[0165] 关于形状评价,以每2500mm²钢板的表面为1处的比例测定30处的板厚,在将它们平均值设为 t_{ave} 、将最大值与最小值之差设为 Δt 时,以由 $\Delta t/t_{ave}$ 算出的值来进行评价。如果 $\Delta t/t_{ave}$ 低于0.125则评价为形状优异。但是,如果抗拉强度及其各向同性和延展性-脆性转变温度及其各向同性为合格水平,则即使 $\Delta t/t_{ave}$ 低于0.125,也设定为达成了本实施方式的钢板的目标。

[0166] 实施例的热轧钢板的L方向及C方向的抗拉强度及韧性均具有所期望的强度(L方向、C方向均为TS:980MPa以上)和韧性(L方向、C方向均为-60℃以下),另外,具有优异的抗拉强度和韧性的各向同性($|TS(L) - TS(C)|$ 低于100MPa、 $|vTrs(L) - vTrs(C)|$ 低于15℃)。进而,关于一部分热轧钢板,成为兼具优异的制品形状的热轧钢板。关于包含剩余部分组织的热轧钢板,作为剩余部分组织包含铁素体或贝氏体中的一者或两者。

[0167] 另一方面,脱离本发明的范围的比较例的热轧钢板无法确保所期望的强度或韧性、或者无法确保其各向同性。在剩余部分组织中包含铁素体或贝氏体中的一者或两者。

[0168] No.4由于从粗轧完成后至冷却开始为止的时间长,因此产生晶粒生长,精轧前的奥氏体粒径变大。因此,在精轧中无法产生再结晶,原奥氏体粒径未被充分微细化。另外,由于精轧前的奥氏体粒径的长宽比劣化,因此精轧后的组织的原奥氏体粒的长宽比也劣化。其结果是,抗拉强度、韧性和其各向同性劣化。

[0169] No.6由于粗轧时的最终道次压下量少,在粗轧中未发生再结晶,因此精轧前的奥氏体粒径变大,在精轧中无法产生再结晶。另外,由于原奥氏体粒径未被充分微细化、剩余部分组织也粗大化,因此L方向的抗拉强度劣化,另外,L方向及C方向的韧性劣化。另外,由于精轧前的奥氏体粒径的长宽比劣化,因此精轧后的组织的原奥氏体粒的长宽比也劣化。其结果是,抗拉强度及韧性的各向同性劣化。

[0170] No.7的精轧后的冷却速度慢,在冷却中产生铁素体,并且铁素体粒径粗大化。其结果是,L方向及C方向的抗拉强度劣化。

[0171] No.8由于从精轧后至冷却开始为止的时间长,在精轧后产生晶粒生长,因此原奥氏体粒粗大化。其结果是,L方向及C方向的韧性劣化。

[0172] No.11的精轧的最终道次中的压下量少。因此,在精轧时再结晶化未充分进行,精轧后的原奥氏体粒的长宽比也劣化。其结果是,韧性产生各向异性。

[0173] No.14的精轧后的冷却停止温度(卷取温度)高,生成贝氏体,并且贝氏体粒径粗大化。其结果是,L方向的抗拉强度劣化。

[0174] No.19由于精轧时的轧制温度低,在轧制中产生铁素体,因此L方向及C方向的抗拉强度劣化。另外,铁素体(剩余部分组织)的长宽比劣化。其结果是,韧性的各向同性劣化。

[0175] No.25由于粗轧后的冷却停止温度高,因此产生晶粒生长,精轧前的奥氏体粒径变大,在精轧中无法产生再结晶,原奥氏体粒径未被充分微细化。其结果是,L方向的抗拉强度劣化。另外,L方向及C方向的韧性也劣化。另外,由于精轧前的奥氏体粒径的长宽比劣化,因此精轧后的组织的原奥氏体粒的长宽比也劣化。其结果是,抗拉强度及韧性的各向同性劣化。

[0176] No.28由于粗轧后的冷却速度慢,因此产生晶粒生长,精轧前的奥氏体粒径变大,在精轧中无法产生再结晶,从而原奥氏体粒径未被充分微细化。其结果是,L方向及C方向的抗拉强度以及韧性劣化。

[0177] No.29的C含量少,无法生成充分的马氏体。其结果是,L方向及C方向的抗拉强度劣化。另外,由于精轧的最终道次的压下量高,因此形状低劣。

[0178] No.30虽然满足粗轧、精轧条件,但由于Mn含量多,形成了带状组织,因此抗拉强度及韧性产生各向异性,另外,L方向的韧性劣化。

[0179] No.31的粗轧时的最终道次压下量少,在粗轧中未发生再结晶。另外,由于在粗轧后未进行冷却,因此精轧前的奥氏体粒径变大。因此,精轧后的原奥氏体粒径粗大化,长宽比也劣化。其结果是,韧性劣化,并且韧性的各向同性、抗拉强度的各向同性劣化。

[0180] No.32由于在粗轧后未进行冷却,因此精轧前的奥氏体粒径变大。因此,精轧后的原奥氏体粒径粗大化。其结果是,韧性劣化,并且韧性的各向同性、抗拉强度的各向同性劣化。

[0181] No.33由于板坯加热温度低,因此熔体化、元素偏析消除变得不充分,从而偏析残存,粗轧后的奥氏体粒径的长宽比变大。其结果是,抗拉强度、韧性产生各向异性。

[0182] No.34的粗轧时的最终道次压下量少,在粗轧中未发生再结晶。另外,由于在粗轧后未进行冷却,因此精轧前的奥氏体粒径变大。因此,精轧后的原奥氏体粒径粗大化,长宽比也劣化。另外,由于卷取温度高,因此马氏体的体积率降低。其结果是,L方向及C方向的抗拉强度劣化。

[0183]

表3

试验 No.	钢成分	精轧前的组织				精轧后的组织				特性										形状评价	备注
		Y 粒径		M相 体积率 %	原 Y 粒径		长宽比		体积率 %	剩余部分组织		抗拉强度			韧性 (转变温度)						
		L μm	C μm		长宽比	L μm	C μm	L		C	L-C	L	G	L-C	L	G	L-C	°C	°C		
		长宽比		原 Y 粒径		长宽比		平均粒径		MPa			°C								
1	A	44	37	1.2	7.4	5.0	1.5	10	3.5	2.7	1.3	1045	1117	72	-100	-86	14	0.032	实施例		
2	A	33	21	1.6	7.5	6.8	1.1	8	4.5	2.6	1.7	1152	1204	52	-134	-121	13	0.080	实施例		
3	A	49	73	1.5	8.1	6.6	1.2	5	3.3	2.3	1.4	1220	1205	15	-105	-94	11	0.082	实施例		
4	A	134	55	2.4	36.0	17.0	2.1	9	4.2	2.5	1.7	874	977	103	-20	-50	30	0.064	比较例		
5	A	79	65	1.2	9.0	9.9	1.1	9	4.3	3.3	1.3	1063	1161	98	-110	-100	10	0.088	实施例		
6	B	154	58	2.7	22.0	10.0	2.2	6	8.4	5.4	1.6	880	992	112	-21	-59	38	0.074	比较例		
7	B	38	59	1.6	10.0	7.4	1.4	29	15.0	8.9	1.7	791	811	20	-98	-109	11	0.036	比较例		
8	B	77	70	1.1	15.0	15.0	1.0	4	4.0	2.3	1.7	1076	1055	21	-49	-57	8	0.076	比较例		
9	B	16	22	1.4	4.1	7.1	1.7	0	3.0	1.9	1.6	1212	1273	61	-63	-70	7	0.072	实施例		
10	B	28	50	1.8	4.8	3.1	1.5	4	2.3	4.4	1.9	1052	1099	47	-111	-112	1	0.062	实施例		
11	C	23	20	1.2	13.0	5.5	2.4	9	6.1	3.1	2.0	1001	1123	122	-67	-98	31	0.064	比较例		
12	C	57	67	1.2	2.1	3.7	1.8	1	2.2	1.1	2.0	1179	1184	5	-93	-80	13	0.052	实施例		
13	C	60	59	1.0	8.8	7.1	1.2	4	3.7	2.1	1.8	1070	1110	40	-70	-77	7	0.102	实施例		
14	C	37	68	1.8	1.9	2.5	1.3	25	8.9	5.1	1.7	911	990	79	-107	-109	2	0.044	比较例		
15	C	44	66	1.5	4.7	5.7	1.2	5	4.9	2.9	1.7	1279	1209	70	-98	-89	9	0.078	实施例		
16	D	66	44	1.5	10.0	9.4	1.1	1	2.4	2.5	1.0	1070	1048	22	-64	-77	13	0.064	实施例		
17	D	28	37	1.3	1.3	1.7	1.3	0	3.3	4.6	1.4	1262	1168	94	-91	-98	7	0.072	实施例		
18	D	34	26	1.3	9.1	8.1	1.1	9	4.6	2.7	1.7	999	1032	33	-96	-110	14	0.054	实施例		
19	E	30	47	1.6	5.2	4.0	1.3	41	4.7	1.2	3.9	741	824	83	-61	-114	53	0.082	比较例		
20	E	49	77	1.6	8.8	6.8	1.3	4	3.9	4.2	1.1	1201	1213	12	-140	-131	9	0.086	实施例		
21	E	69	45	1.5	7.1	5.4	1.3	3	3.9	3.5	1.1	1111	1124	13	-88	-88	0	0.081	实施例		
22	F	20	34	1.7	8.5	8.0	1.1	5	3.5	3.2	1.1	1044	1073	29	-91	-83	8	0.084	实施例		
23	F	60	48	1.3	4.1	6.7	1.6	10	2.8	2.9	1.0	1200	1186	14	-85	-100	12	0.048	实施例		
24	F	18	15	1.2	7.4	4.3	1.7	10	3.8	4.9	1.3	1024	1103	79	-95	-81	14	0.078	实施例		
25	G	131	61	2.1	34.0	15.0	2.3	6	3.4	2.0	1.7	877	999	122	-39	-58	19	0.036	比较例		
26	G	70	48	1.5	5.9	9.9	1.7	6	2.4	3.3	1.4	1067	1092	25	-74	-68	6	0.078	实施例		
27	G	42	73	1.7	8.5	6.3	1.3	6	4.8	5.0	1.0	1055	1140	85	-66	-80	14	0.112	实施例		
28	G	127	89	1.4	29.0	19.0	1.5	8	3.0	3.6	1.2	846	917	71	-37	-50	13	0.114	比较例		
29	H	62	41	1.5	7.9	7.4	1.1	81	3.1	3.8	1.2	577	590	13	-77	-67	10	0.135	比较例		
30	I	36	57	1.6	7.4	5.2	1.4	2	3.3	2.2	1.5	1016	1341	325	-17	-81	64	0.082	比较例		
31	A	150	65	2.3	40.0	17.5	2.3	4	3.9	2.0	2.0	1000	1150	150	-45	-12	33	0.130	比较例		
32	A	130	65	2.0	30.0	17.0	1.8	4	3.9	2.0	2.0	1000	1100	100	-52	-16	36	0.130	比较例		
33	A	140	60	2.3	35.0	15.5	2.3	10	3.9	2.0	2.0	990	1140	150	-43	-14	29	0.130	比较例		
34	A	150	65	2.3	40.0	17.5	2.3	85	2.5	1.3	2.0	675	725	50	-140	-123	17	0.130	比较例		

下划线表示为本发明的范围外。

[0184] 产业上的可利用性

[0185] 根据本发明,能够提供抗拉强度及韧性的各向同性优异、抗拉强度为980MPa以上的热轧钢板。另外,根据本发明的上述方案,能够在不提高轧机的负荷的情况下制造高强度并且抗拉强度及韧性的各向同性优异的热轧钢板。本发明的热轧钢板适宜作为汽车的结构部件或骨架、货车车架的原材料。通过将本发明的热轧钢板应用于汽车的结构部件等,能够

确保汽车的安全性并且减轻车体重量,能够使环境负荷降低。因此,本发明的产业上的可利用性高。