(19)国家知识产权局

(12)发明专利申请

(10)申请公布号 CN 119630827 A
(43)申请公布日 2025.03.14

(21)申请号 202380059615.9
(22)申请日 2023.08.30
(30)优先权数据
2022-181478 2022.11.14 JP
(85)PCT国际申请进入国家阶段日
2025.02.13
(86)PCT国际申请的申请数据
PCT/JP2023/031503 2023.08.30
(87)PCT国际申请的公布数据
WO2024/105967 JA 2024.05.23
(71)申请人 杰富意钢铁株式会社
地址 日本
(72)发明人 矢野智久 高山直树 橘俊一
(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.
C22C 38/00(2006.01)
C21D 8/02(2006.01)
C22C 38/06(2006.01)
C22C 38/58(2006.01)

权利要求书2页 说明书20页

(54)发明名称

高强度极厚钢板及其制造方法

(57)摘要

本发明提供高强度极厚钢板及其制造方法。本发明的高强度极厚钢板具有特定的成分组成，具有板厚1/2位置处的轧制面中的(211)面的X射线强度比为1.60以上的织构，并且具有如下所述的板厚1/2位置处的钢组织，所述板厚1/2位置处的钢组织为由以面积分率计80～100%的贝氏体相和0～20%的铁素体相构成的混合组织，由取向差为15°以上的晶界包围的贝氏体的晶粒的平均粒径为20μm以下，并且在钢板1/2位置处残存的最大气孔的等效圆直径为200μm以下，板厚大于100mm，板厚1/2位置处的屈服强度为390MPa以上，板厚1/2位置处的夏比断口转变温度为vTrs≤-100℃，并且Kca(-10℃)的值为8400N/mm$^{3/2}$以上。

CN 119630827 A

1.一种高强度极厚钢板，

其具有以质量%计含有C:0.040～0.150%、Si:0.02～0.50%、Mn:1.00～2.50%、P:0.020%以下、S:0.010%以下、Al:0.010～0.100%、N:0.0010～0.0100%和O:0.0100%以下、并且由式(1)定义的Ceq为0.480～0.560%、余量由Fe和不可避免的杂质构成的成分组成，

具有板厚1/2位置处的轧制面中的(211)面的X射线强度比为1.60以上的织构，

并且具有如下所述的板厚1/2位置处的钢组织，所述板厚1/2位置处的钢组织为由以面积分率计80～100%的贝氏体相和0～20%的铁素体相构成的混合组织，由取向差为15°以上的晶界包围的贝氏体的晶粒的平均粒径为20μm以下，并且在板厚1/2位置处残存的最大气孔的等效圆直径为200μm以下，

所述高强度极厚钢板的板厚大于100mm，

板厚1/2位置处的屈服强度为390MPa以上，板厚1/2位置处的夏比断口转变温度为vTrs≤-100℃，并且Kca(-10℃)的值为8400N/$mm^{3/2}$以上，

Ceq=C+Mn/6+Cu/15+Ni/15+Cr/5+Mo/5+V/5　…(1)

在此，式(1)中的C、Mn、Cu、Ni、Cr、Mo和V表示各元素的含量(质量%)，将不含有的元素的含量设为0。

2.根据权利要求1所述的高强度极厚钢板，其中，在所述成分组成的基础上，以质量%计还含有选自以下的A组和B组中的一组或两组，

A组:选自Ti:0.030%以下、Nb:0.050%以下、Cu:2.00%以下、Ni:2.50%以下和Cr:2.00%以下中的一种或两种以上；

B组:选自Mo:0.50%以下、V:0.50%以下、W:0.50%以下、Co:0.50%以下、B:0.0100%以下、Ca:0.0100%以下、Mg:0.0100%以下和REM:0.0200%以下中的一种或两种以上。

3.根据权利要求1或2所述的高强度极厚钢板，其中，

所述织构中，板厚1/4位置处的轧制面中的(110)面的X射线强度比为0.90以上，

具有如下的板厚1/4位置处的钢组织，所述板厚1/4位置处的钢组织为由以面积分率计80～100%的贝氏体相和0～20%的铁素体相构成的混合组织，并且由取向差为15°以上的晶界包围的贝氏体的晶粒的平均粒径为20μm以下。

4.一种高强度极厚钢板的制造方法，其是权利要求1～3中任一项所述的高强度极厚钢板的制造方法，其中，

将具有所述成分组成的钢原材加热至1000～1200℃的加热温度，

接着，在板厚1/2位置处的轧制开始温度为(Ar_3点+100)℃以上、板厚1/2位置处的温度在奥氏体再结晶温度范围内时的累积压下率为5.0%以上、板厚1/2位置处的温度在奥氏体未再结晶温度范围内时的累计压下率为50.0%以上以及板厚1/2位置处的轧制结束温度为Ar_3点以上的条件、并且钢坯的厚度为350mm以上、表示钢坯的厚度相对于最终制品的板厚的比率的压下比为3.25以上且小于4.00的条件下实施热轧，

接着，在板厚1/2位置处的冷却开始温度为Ar_3点以上、板厚1/2位置处的温度在700～500℃的温度范围内时的平均冷却速度为2.0℃/s以上并且板厚1/2位置处的冷却停止温度为500℃以下的条件下实施冷却。

5.根据权利要求4所述的高强度极厚钢板的制造方法，其中，所述热轧进一步在板厚1/2位置处的温度在奥氏体再结晶温度范围内时的平均压下率/道次为3.5%以上并且板厚1/4

位置处的轧制结束温度为Ar_3点以上的条件下实施。

高强度极厚钢板及其制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及例如船舶、海洋结构物、低温储存罐、建筑结构物和土木结构物等大型结构物中使用的板厚大于100mm、脆性裂纹传播停止特性优良的高强度极厚钢板及其制造方法。

背景技术

[0002] 船舶、海洋结构物、低温储存罐、建筑结构物和土木结构物等大型结构物在发生伴随脆性断裂的事故的情况下对社会经济和环境产生的影响大。因此,对于大型结构物总是要求提高安全性。对于大型结构物所使用的钢材,特别是使用温度下的韧性和强度以及防止脆性裂纹传播的脆性裂纹传播停止特性(止裂性能)要求高水平。

[0003] 集装箱船和散装货轮等船舶由于不设置一般的甲板而将货物装载在舱口盖上,在承受施加大载荷的波浪的同时在海洋上行驶,因此由于结构上和使用上的原因,反复承受大的弯曲应力。因此,船体外板通常使用能够耐受该弯曲应力的高强度并且厚壁的钢板。近年来,随着船体的大型化,所使用的钢板的高强度厚壁化进一步发展。

[0004] 通常,钢板具有强度越高或壁厚越厚则脆性裂纹传播停止特性越差的倾向。因此,在近年来的集装箱船等中使用的钢板的高强度厚壁化时,难以满足所要求的脆性裂纹传播停止特性。

[0005] 作为提高钢材的脆性裂纹传播停止特性的方法,以往已知有增加钢中的Ni含量的方法。例如,在要求极低温度下的脆性裂纹传播停止特性的液化天然气(LNG)的储存罐中,9%Ni钢以商业规模使用。但是,钢中Ni量的增加不得不大幅提高制造成本,因此难以应用于LNG储存罐以外的用途。

[0006] 另一方面,对于不能达到LNG那样的极低温下的、例如船舶、管道中使用的、板厚小于50mm的比较薄的钢材,通过TMCP(Thermo-Mechanical Control Process:热机械控制工艺)法实现细粒化,提高低温韧性。由此,能够赋予优良的脆性裂纹传播停止特性。

[0007] 例如在专利文献1中公开了如下技术:显微组织为铁素体和贝氏体的混合组织或者铁素体、珠光体和贝氏体的混合组织,并且通过将板厚中心部处的平均结晶粒径控制为5~20μm而提高韧性,由此提高脆性裂纹传播停止特性。

[0008] 另外,为了不使合金成本上升而提高脆性裂纹传播停止特性,例如在专利文献2和专利文献3中公开了使钢材的表层部的组织超微细化的技术。

[0009] 在专利文献2中着眼于在脆性裂纹传播时在钢材表层部产生的剪切唇(即塑性变形区域)在提高脆性裂纹传播停止特性方面具有效果。在专利文献2中公开了通过使剪切唇部分的晶粒微细化,由该晶粒吸收传播的脆性裂纹所具有的传播能量。另外,在专利文献2中,作为制造方法,通过热轧后的控制冷却将表层部分冷却到Ar_3相变点以下的温度,然后停止控制冷却,使表层部分回热到Ar_3相变点以上的温度,将该工序反复进行一次以上。在专利文献2中公开了通过在该工序中对钢材施加压下,使其反复产生相变或者使其加工再结晶,从而在表层部分生成超微细的铁素体组织或贝氏体组织。

[0010] 在专利文献3中公开了,为了在以铁素体-珠光体为主体的显微组织的钢材中提高脆性裂纹传播停止特性,使钢材的两表面部由具有50面积%以上的具有等效圆粒径为5μm以下并且长径比为2以上的铁素体晶粒的铁素体组织的层构成,同时抑制铁素体粒径的波动。作为抑制该波动的方法,在专利文献3中公开了通过使精加工轧制中的每一道次的最大压下率为12%以下来抑制局部的再结晶现象。

[0011] 另外,在控制轧制中,通过对相变的铁素体施加压下而使织构发达来提高脆性裂纹传播停止特性的方法也是已知的。例如可以列举专利文献4和专利文献5的技术。

[0012] 在专利文献4中以如下方式控制织构:有效晶粒的平均等效圆直径在厚钢板的表层部为25μm以下,并且在板厚中心部为35μm以下,另外,相对于轧制面、轧制方向的织构强度比在厚钢板的表层部满足I{001}＜110＞+I{112}＜110＞+I{332}＜113＞＞5、I{110}＜001＞+I{110}＜110＞+I{001}＜010＞≤3,并且在板厚中心部满足I{001}＜110＞+I{112}＜110＞+I{332}＜113＞≥3.5。由此,在专利文献4中公开了提高脆性裂纹传播停止特性的技术。

[0013] 在专利文献5中以如下方式进行控制:分为从钢板的表背面起在板厚方向上至25%为止的表背层部和除此以外的板厚中心部这三层,在该表背层部,在板厚的5%以上且25%以下的区域中具有与轧制面平行的(100)X射线面强度比为1.5以上且小于2.0的织构,在该板厚中心部中具有与轧制面平行的(111)或/和(211)X射线面强度比为2.0以上的织构。由此,在专利文献5中公开了提高脆性裂纹传播停止特性的技术。

[0014] 现有技术文献

[0015] 专利文献

[0016] 专利文献1:国际公开第2011/96456号

[0017] 专利文献2:日本特开2002-256375号公报

[0018] 专利文献3:日本特开2011-184754号公报

[0019] 专利文献4:日本特开2012-172258号公报

[0020] 专利文献5:日本特开2008-169467号公报

发明内容

[0021] 发明所要解决的问题

[0022] 但是,在专利文献2、3中记载的技术中,仅对钢材表层部暂时冷却后进行回热,并且在回热中进行加工,由此得到特定的组织。因此,在实际生产规模下不容易控制,存在对轧制设备和冷却设备的负荷大的问题。

[0023] 另外,专利文献1～5中记载的技术中,如果都考虑制造条件、所公开的实验数据,则板厚约80mm的钢板和钢材是主要的对象,不清楚在对大于100mm的极厚钢板应用各技术时是否得到规定的特性。另外,也不清楚是否得到船体结构所要求的板厚方向的裂纹传播停止特性。但是,可以预见,在大于100mm的极厚钢板中,与板厚约80mm的钢板相比,停止裂纹传播所需要的特性变高。

[0024] 而且,为了在保持船体刚性的同时提高脆性裂纹传播停止特性,即使是大于100mm的极厚钢板,也要求兼具高强度和优良的韧性。

[0025] 本发明是鉴于上述课题而完成的,其目的在于提供即使在板厚大于100mm的情况

下韧性和脆性裂纹传播停止特性也优良的高强度极厚钢板及其制造方法。

[0026] 在此,本发明中的“高强度”是指高强度极厚钢板的板厚1/2位置处的屈服强度(YS)为390MPa以上。本发明中的“韧性优良”是指高强度极厚钢板的板厚1/2位置处的夏比断口转变温度为vTrs≤-100℃。本发明中的“脆性裂纹传播停止特性(止裂特性)优良”是指-10℃下的Kca值(以下也记载为Kca(-10℃)的值($N/mm^{3/2}$))为8400$N/mm^{3/2}$以上。

[0027] 需要说明的是,屈服强度、vTrs和Kca值可以通过后述的实施例中记载的方法测定。

[0028] 用于解决问题的方法

[0029] 为了解决上述问题,本发明人对即使板厚大于100mm也确保强度并且具有优良的韧性和脆性裂纹传播停止特性的高强度极厚钢板以及稳定地得到该钢板的制造方法反复进行了深入研究。其结果,得到了以下的见解。

[0030] 具体而言,为了实现板厚大于100mm的极厚钢板的高强度,将碳当量(Ceq)控制为0.480质量%以上是有效的,由此,通过使板厚1/2位置处的钢组织整面地成为贝氏体来提高强度,从而实现高强度。

[0031] 另外,为了实现上述极厚钢板的优良的韧性,将板厚1/2位置处的钢组织控制为由取向差为15°以上的晶界包围的贝氏体的晶粒为20μm以下,将在钢板中心部残存的最大气孔的等效圆直径控制为200μm以下是有效的。由此,通过粒径微细化效果,韧性提高,特性最低的板厚的1/2位置处的夏比韧性达到vTrs≤-100℃。

[0032] 另外,为了实现上述极厚钢板的优良的脆性裂纹传播停止特性,具有优良的韧性并且形成板厚1/2位置处的轧制面中的(211)面X射线强度为1.60以上的织构是有效的。由此,抑制脆性裂纹直线行进地进展,达到Kca(-10℃)的值($N/mm^{3/2}$)≥8400$N/mm^{3/2}$。

[0033] 并且,为了得到上述韧性,在热轧工序中,将板厚1/2位置处的温度在奥氏体未再结晶温度范围内时的累计压下率控制为50.0%以上,并且将表示钢坯的厚度相对于最终制品的板厚的比率的压下比控制为3.25以上是有效的。由此,即使是大于100mm的极厚钢板,也不会受到板厚的影响,能够对板厚1/2位置赋予充分的轧制应力。其结果,能够控制为上述贝氏体的晶粒的平均粒径,并且能够使成为断裂起点的钢板的板厚1/2位置处的气孔压接,因此实现优良的韧性。

[0034] 另外,为了得到上述脆性裂纹传播停止特性,在热轧工序中,将上述奥氏体未再结晶温度范围内的累计压下率控制为50.0%以上,并且将上述压下比控制为3.25以上,并且将板厚1/2位置处的轧制结束温度控制为Ar_3点以上。通过该控制,使板厚1/2位置处的钢组织的晶粒微细,并且控制板厚1/2位置处的织构是有效的。由此,能够在实现优良的低温韧性的同时,使奥氏体沿轧制方向延伸,使贝氏体相变织构沿特定的取向一致地发达。其结果,能够得到板厚1/2位置处的轧制面中的(211)面的X射线强度为1.60以上的织构。

[0035] 本发明是对上述见解进行进一步研究而完成的,本发明的主旨如下。

[0036] [1]一种高强度极厚钢板,其具有以质量%计含有C:0.040~0.150%、Si:0.02~0.50%、Mn:1.00~2.50%、P:0.020%以下、S:0.010%以下、Al:0.010~0.100%、N:0.0010~0.0100%和O:0.0100%以下、并且由式(1)定义的Ceq为0.480~0.560%、余量由Fe和不可避免的杂质构成的成分组成,

[0037] 具有板厚1/2位置处的轧制面中的(211)面的X射线强度比为1.60以上的织构,

[0038] 并且具有如下所述的板厚1/2位置处的钢组织,所述板厚1/2位置处的钢组织为由以面积分率计80～100%的贝氏体相和0～20%的铁素体相构成的混合组织,由取向差为15°以上的晶界包围的贝氏体的晶粒的平均粒径为20μm以下,并且在板厚1/2位置处残存的最大气孔的等效圆直径为200μm以下,

[0039] 所述高强度极厚钢板的板厚大于100mm,

[0040] 板厚1/2位置处的屈服强度为390MPa以上,板厚1/2位置处的夏比断口转变温度为vTrs≤-100℃,并且Kca(-10℃)的值为8400N/$mm^{3/2}$以上,

[0041] Ceq=C+Mn/6+Cu/15+Ni/15+Cr/5+Mo/5+V/5 …(1)

[0042] 在此,式(1)中的C、Mn、Cu、Ni、Cr、Mo和V表示各元素的含量(质量%),将不含有的元素的含量设为0。

[0043] [2]根据[1]所述的高强度极厚钢板,其中,在上述成分组成的基础上,以质量%计还含有选自以下的A组和B组中的一组或两组。

[0044] A组:选自Ti:0.030%以下、Nb:0.050%以下、Cu:2.00%以下、Ni:2.50%以下和Cr:2.00%以下中的一种或两种以上

[0045] B组:选自Mo:0.50%以下、V:0.50%以下、W:0.50%以下、Co:0.50%以下、B:0.0100%以下、Ca:0.0100%以下、Mg:0.0100%以下和REM:0.0200%以下中的一种或两种以上

[0046] [3]根据[1]或[2]所述的高强度极厚钢板,其中,

[0047] 上述织构中,板厚1/4位置处的轧制面中的(110)面的X射线强度比为0.90以上,

[0048] 具有如下的板厚1/4位置处的钢组织,所述板厚1/4位置处的钢组织为由以面积分率计80～100%的贝氏体相和0～20%的铁素体相构成的混合组织,并且由取向差为15°以上的晶界包围的贝氏体的晶粒的平均粒径为20μm以下。

[0049] [4]一种高强度极厚钢板的制造方法,其是[1]～[3]中任一项所述的高强度极厚钢板的制造方法,其中,

[0050] 将具有上述成分组成的钢原材加热至1000～1200℃的加热温度,

[0051] 接着,在板厚1/2位置处的轧制开始温度为(Ar_3点+100)℃以上、板厚1/2位置处的温度在奥氏体再结晶温度范围内时的累积压下率为5.0%以上、板厚1/2位置处的温度在奥氏体未再结晶温度范围内时的累计压下率为50.0%以上以及板厚1/2位置处的轧制结束温度为Ar_3点以上的条件、并且钢坯的厚度为350mm以上、表示钢坯的厚度相对于最终制品的板厚的比率的压下比为3.25以上且小于4.00的条件下实施热轧,

[0052] 接着,在板厚1/2位置处的冷却开始温度为Ar_3点以上、板厚1/2位置处的温度在700～500℃的温度范围内时的平均冷却速度为2.0℃/s以上并且板厚1/2位置处的冷却停止温度为500℃以下的条件下实施冷却。

[0053] [5]根据[4]所述的高强度极厚钢板的制造方法,其中,上述热轧进一步在板厚1/2位置处的温度在奥氏体再结晶温度范围内时的平均压下率/道次为3.5%以上并且板厚1/4位置处的轧制结束温度为Ar_3点以上的条件下实施。

[0054] 发明效果

[0055] 根据本发明,由于具有如下所述的板厚1/2位置处的钢组织,因此能够得到板厚1/2位置处的气孔充分进行了压接的钢板,所述板厚1/2位置处的钢组织为由贝氏体相和铁素体相构成的混合组织,上述贝氏体的晶粒的平均粒径为20μm以下,并且在钢板中心部残存

的最大气孔的等效圆直径为200μm以下。同时,由于具有板厚1/2位置处的上述织构,因此能够阻碍脆性裂纹直线行进地进展。由此,本发明的高强度极厚钢板即使板厚大于100mm,韧性和脆性裂纹传播停止特性也优良。另外,根据本发明的制造方法,能够通过使轧制条件最佳化来制造具有上述特性的高强度极厚钢板。

[0056] 例如,通过将本发明的高强度极厚钢板应用于造船领域中的集装箱船、散装货轮的强力甲板部结构中与舱口边围板接合的甲板构件,有助于提高船舶的安全性。因此,本发明在产业上极为有用。

具体实施方式

[0057] 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。

[0058] 首先,对本发明中限定高强度极厚钢板的成分组成的理由进行说明。在本说明书中,除非特别说明,则关于成分组成的“%”表示“质量%”。

[0059] C:0.040~0.150%

[0060] C是具有增加钢的淬透性的作用的元素,是实现期望的强度所必需的。在本发明中,为了得到上述效果,使C含量为0.040%以上。另一方面,C含量大于0.150%时,不仅焊接性劣化,而且对韧性也有不良影响。因此,C含量设定为0.040~0.150%的范围。需要说明的是,关于下限,优选的C含量为0.050%以上,更优选为0.055%以上。另外,关于上限,优选的C含量为0.100%以下,更优选为0.090%以下。

[0061] Si:0.02~0.50%

[0062] Si是脱氧等所必需的成分。另外,Si是通过抑制粗大的碳化物生成而具有增加钢的淬透性的作用的元素,为了实现期望的强度,含有0.02%以上的Si。另一方面,Si含量大于0.50%时,不仅损害钢的表面性状,而且韧性极端劣化。因此,Si含量为0.02~0.50%的范围。需要说明的是,关于下限,优选的Si含量为0.050%以上,更优选为0.10%以上。另外,关于上限,优选的Si含量为0.40%以下,更优选为0.30%以下。

[0063] Mn:1.00~2.50%

[0064] Mn是具有增加钢的淬透性的作用的元素,是发挥期望的强度所必需的。为了得到上述效果,使Mn含量为1.00%以上。另一方面,Mn含量多时,强度过度升高,因此韧性降低,而且使合金成本过度升高。从这些观点出发,Mn含量为2.50%以下。需要说明的是,关于下限,优选的Mn含量为1.50%以上,更优选为1.65%以上。另外,关于上限,优选的Mn含量为2.35%以下,更优选为2.15%以下。

[0065] P:0.020%以下、S:0.010%以下

[0066] P、S是钢中的不可避免的杂质。这些含量变多时,韧性劣化。在板厚大于100mm的极厚钢板中,为了保持良好的韧性,将P含量抑制为0.020%以下,将S含量抑制为0.010%以下。需要说明的是,P含量优选为0.012%以下,更优选为0.006%以下。S含量优选为0.006%以下,更优选为0.002%以下。

[0067] 需要说明的是,P含量和S含量的下限没有特别限制。但是,P和S的过度降低导致制造成本的增加,因此P含量和S含量各自优选为P:0.0005%以上、S:0.0005%以上。更优选为P:0.002%以上、S:0.001%以上。

[0068] Al:0.010～0.100%

[0069] Al是作为脱氧剂发挥作用的元素,为了得到该效果,需要使Al含量为0.010%以上。另一方面,Al含量大于0.100%时,韧性降低,并且在进行焊接的情况下,焊接金属部的韧性降低。因此,Al含量为0.010～0.100%的范围。需要说明的是,关于下限,优选的Al含量为0.020%以上,更优选为0.030%以上。另外,关于上限,优选的Al含量为0.070%以下,更优选为0.040%以下。

[0070] N:0.0010～0.0100%

[0071] N与钢中的Al结合,调整轧制加工时的结晶粒径,对钢进行强化。为了得到该效果,需要N含量为0.0010%以上。另外,N含量大于0.0100%时,韧性劣化。因此,N含量为0.0010～0.0100%的范围。需要说明的是,关于下限,优选的N含量为0.0020%以上,更优选为0.0025%以上。另外,关于上限,优选的N含量为0.0070%以下,更优选为0.0055%以下。

[0072] O:0.0100%以下

[0073] O(氧)是作为不可避免的杂质而含有的元素,特别是由于是应该降低的元素,因此规定其含量。O形成氧化物,成为脆性断裂的发生起点,因此带来韧性降低和随之而来的脆性裂纹传播停止特性的降低等不良影响。因此,将O含量限制为0.0100%以下。O含量优选为0.0050%以下,更优选为0.0030%以下。另一方面,O含量的下限没有特别限制,可以是0%。通常,O是作为杂质在钢中不可避免地含有的元素,因此在工业上可以大于0%。另外,过度降低O会导致精炼成本的高涨,因此从成本的观点出发,O含量优选为0.0009%以上,更优选为0.0020%以上。

[0074] 另外,在本发明中,将各元素设定为上述范围内并且以由式(1)定义的Ceq(碳当量)(%)满足以下的范围的方式含有各元素。

[0075] Ceq=C+Mn/6+Cu/15+Ni/15+Cr/5+Mo/5+V/5…(1)

[0076] 在此,式(1)中的C、Mn、Cu、Ni、Cr、Mo和V表示各元素的含量(质量%),将不含有的元素的含量设为0。

[0077] Ceq:0.480～0.560%

[0078] 为了提高本发明的极厚钢板的淬透性并且实现高强度和伴随织构的发达的脆性裂纹传播停止特性的提高,将由式(1)表示的Ceq的值调整为0.480%以上。由此,钢板的淬透性上升,即使在冷却速度最小的板厚1/2位置处,钢组织也整面地成为贝氏体,得到强度提高。另一方面,Ceq的值大于0.560%时,淬透性变得过多,基体组织的强度过度上升,并且成为脆性断裂起点的MA(马氏体)的生成量增加。其结果,不能确保焊接性和母材(钢板)的韧性。因此,Ceq设定为0.560%以下。Ceq的值优选为0.490%以上,更优选为0.500%以上。另外,Ceq的值优选为0.540%以下,更优选为0.530%以下。

[0079] 以上是本发明的基本的成分组成,余量是Fe和不可避免的杂质。

[0080] 通过具有该基本的成分组成且满足上述式(1),本发明的高强度极厚钢板能够得到目标特性。

[0081] 在本发明中,为了进一步提高特性,在基本的成分组成的基础上,还可以根据需要含有选自后述的A组和B组中的一组或两组。需要说明的是,Ti、Nb、Cu、Ni、Cr、Mo、V、W、Co、B、Ca、Mg、REM的各成分可以根据需要含有,因此这些成分可以为0%。

[0082] A组:选自Ti:0.030%以下、Nb:0.050%以下、Cu:2.00%以下、Ni:2.50%以下和Cr:

2.00%以下中的一种或两种以上

[0083] Ti:0.030%以下

[0084] Ti通过微量的含有而形成氮化物、碳化物或碳氮化物,具有使晶粒微细化而提高母材韧性的效果。为了得到该效果,优选使Ti含量为0.005%以上。另一方面,Ti含量大于0.030%时,存在导致母材和焊接热影响区的韧性降低的情况。因此,在含有Ti的情况下,Ti含量优选为0.030%以下,更优选为0.025%以下。Ti含量更优选为0.010%以上。

[0085] Nb:0.050%以下

[0086] Nb具有增加钢的淬透性并且在奥氏体区域的轧制(热轧)中扩大未再结晶温度区域的效果。为了得到该效果,优选使Nb含量为0.005%以上。另一方面,Nb含量大于0.050%时,粗大的NbC析出,存在导致韧性降低的情况。因此,在含有Nb的情况下,Nb含量优选为0.050%以下,更优选为0.040%以下。Nb含量更优选为0.010%以上。

[0087] Cu:2.00%以下

[0088] Cu是提高钢的淬透性的元素。Cu直接有助于轧制后的强度提高。与此同时,为了提高韧性、高温强度和耐候性等功能,可以含有Cu。为了得到由该元素产生的上述效果,优选使Cu含量为0.01%以上。另一方面,Cu含量大于2.00%时,导致焊接性、韧性的劣化、合金成本的上升。因此,在含有Cu的情况下,Cu含量优选为2.00%以下,更优选为1.00%以下。Cu含量更优选为0.05%以上,进一步优选为0.10%以上。

[0089] Ni:2.50%以下

[0090] Ni是提高钢的淬透性的元素。Ni直接有助于轧制后的强度提高。与此同时,为了提高韧性、高温强度和耐候性等功能,可以含有Ni。为了得到由该元素产生的上述效果,优选使Ni含量为0.01%以上。另一方面,Ni含量大于2.50%时,导致焊接性、韧性的劣化、合金成本的上升。因此,在含有Ni的情况下,Ni含量优选为2.50%以下,更优选为2.00%以下。Ni含量更优选为0.10%以上。

[0091] Cr:2.00%以下

[0092] Cr是提高钢的淬透性的元素。Cr直接有助于轧制后的强度提高。与此同时,为了提高韧性、高温强度和耐候性等功能,可以含有Cr。为了得到由该元素产生的上述效果,优选使Cr含量为0.01%以上。另一方面,Cr含量大于2.00%时,导致焊接性、韧性的劣化、合金成本的上升。因此,在含有Cr的情况下,Cr含量优选为2.00%以下,更优选为1.00%以下。Cr含量更优选为0.05%以上,进一步优选为0.10%以上。

[0093] B组:选自Mo:0.50%以下、V:0.50%以下、W:0.50%以下、Co:0.50%以下、B:0.0100%以下、Ca:0.0100%以下、Mg:0.0100%以下和REM:0.0200%以下中的一种或两种以上

[0094] Mo:0.50%以下

[0095] Mo是提高钢的淬透性的元素。Mo直接有助于轧制后的强度提高。与此同时,为了提高韧性、高温强度和耐候性等功能,可以含有Mo。为了得到由该元素产生的上述效果,优选使Mo含量为0.01%以上。另一方面,Mo含量大于0.50%时,导致焊接性、韧性的劣化、合金成本的上升。因此,在含有Mo的情况下,Mo含量优选为0.50%以下,更优选为0.30%以下。Mo含量更优选为0.03%以上。

[0096] V:0.50%以下

[0097] V是通过以V(CN)的形式析出的析出强化来提高钢的强度的元素。该效果通过使V

含量为0.001%以上而发挥。但是,V含量大于0.50%时,存在韧性降低的情况。因此,在含有V的情况下,V含量优选为0.50%以下,更优选为0.30%以下。V含量更优选为0.005%以上,进一步优选为0.010%以上。

[0098] W:0.50%以下

[0099] W是具有提高钢板的强度的作用的元素。为了得到该效果,优选使W含量为0.001%以上。另一方面,W含量大于0.50%时,导致焊接性的劣化、合金成本的上升。因此,在含有W的情况下,W含量优选为0.50%以下,更优选为0.30%以下。W含量更优选为0.005%以上。

[0100] Co:0.50%以下

[0101] Co是具有提高钢板的强度的作用的元素。为了得到该效果,优选使Co含量为0.001%以上。另一方面,Co含量大于0.50%时,导致焊接性的劣化、合金成本的上升。因此,在含有Co的情况下,Co含量优选为0.50%以下,更优选为0.40%以下,进一步优选为0.30%以下。Co含量更优选为0.005%以上。

[0102] B:0.0100%以下

[0103] B是以微量提高钢的淬透性的元素。但是,含有大于0.0100%的B时,使焊接部的韧性降低。因此,在含有B的情况下,B含量优选为0.0100%以下,更优选为0.0030%以下。为了提高钢板的强度,B含量优选为0.0001%以上,更优选为0.0005%以上,进一步优选为0.0010%以上。

[0104] Ca:0.0100%以下

[0105] Ca使焊接热影响区的组织微细化,提高韧性。为了得到该效果,在含有Ca的情况下,Ca含量优选为0.0005%以上,更优选为0.0020%以上。另一方面,Ca含量大于0.0100%时,形成粗大的夹杂物,使韧性劣化。因此,在含有Ca的情况下,Ca含量优选为0.0100%以下,更优选为0.050%以下。

[0106] Mg:0.0100%以下

[0107] Mg与Ca同样,使焊接热影响区的组织微细化,提高韧性。为了得到该效果,在含有Mg的情况下,Mg含量优选为0.0005%以上,更优选为0.0020%以上。另一方面,Mg含量大于0.0100%时,形成粗大的夹杂物,使韧性劣化。因此,在含有Mg的情况下,Mg含量优选为0.0100%以下,更优选为0.0050%以下。

[0108] REM:0.0200%以下

[0109] REM(稀土金属)与Ca同样,使焊接热影响区的组织微细化,提高韧性。为了得到该效果,在含有REM的情况下,REM的含量优选为0.0005%以上,更优选为0.0015%以上,进一步优选为0.0100%以上。另一方面,REM含量大于0.0200%时,形成粗大的夹杂物,使韧性劣化。因此,在含有REM的情况下,REM含量优选为0.0200%以下。

[0110] ＜织构＞

[0111] 板厚1/2位置处的轧制面中的(211)面的X射线强度比:1.60以上

[0112] 对于板厚大于100mm的极厚钢板,为了提高脆性裂纹传播停止特性,需要使板厚1/2位置处的轧制面中的(211)面的X射线强度比为1.60以上。在(211)面的X射线强度比小于1.60的情况下,脆性裂纹容易直线行进地进展,其结果,板厚的脆性裂纹传播停止特性降低。因此,使板厚1/2位置处的轧制面中的(211)面的X射线强度比为1.60以上。为了进一步提高脆性裂纹传播停止特性,上述(211)面的X射线强度比优选为1.70以上,更优选为1.80

以上。

[0113] 需要说明的是,上述(211)面的X射线强度比的上限没有特别规定。从轧制效率和制造负荷的观点出发,上述(211)面的X射线强度比优选为2.50以下,更优选为2.30以下。

[0114] 在此,(211)面的X射线强度比是指表示对象材料(即高强度极厚钢板)的(211)晶面的聚集度的数值。如后述的实施例中记载的那样,(211)面的X射线强度比以对象材料的(211)反射的X射线衍射强度($I_{(211)}$)与没有织构的随机的标准试样的(211)反射的X射线衍射强度($I_{0(211)}$)之比(即,$I_{(211)}/I_{0(211)}$)来计算。

[0115] <板厚1/2位置处的钢组织>

[0116] 在本发明中,板厚1/2位置处的钢组织为由以面积分率计80~100%的贝氏体相和0~20%的铁素体相构成的混合组织,由取向差为15°以上的晶界包围的贝氏体的晶粒的平均粒径为20μm以下,并且在板厚1/2位置(板厚中心部)处残存的最大气孔的等效圆直径为200μm以下。

[0117] [板厚1/2位置处的贝氏体相的面积分率:80~100%]

[0118] 本发明的高强度极厚钢板中,板厚1/2位置处的贝氏体相的面积分率需要为80~100%。在贝氏体相的面积分率小于80%的情况下,硬质的组织的分率降低,并且(211)面的织构不会充分地发达,因此强度和脆性裂纹传播停止特性降低。因此,使板厚1/2位置处的贝氏体相的面积分率为80%以上。为了进一步提高强度和脆性裂纹传播停止特性,上述面积分率优选为85%以上,更优选为90%以上。

[0119] [板厚1/2位置处的铁素体相的面积分率:0~20%]

[0120] 本发明的高强度极厚钢板中,板厚1/2位置处的铁素体相的面积分率需要为0~20%。在铁素体相的面积分率大于20%的情况下,硬质的组织的分率降低,并且(211)面的织构不会充分地发达,因此强度和脆性裂纹传播停止特性降低。因此,使板厚1/2位置处的铁素体相的面积分率为20%以下。为了进一步提高强度和脆性裂纹传播停止特性,上述面积分率优选为15%以下,更优选为10%以下。

[0121] [板厚1/2位置处的贝氏体的晶粒的平均粒径:20μm以下]

[0122] 本发明的高强度极厚钢板中,板厚1/2位置处的贝氏体的晶粒的平均粒径需要为20μm以下。在该平均粒径大于20μm的情况下,随着粒径粗大化,晶粒的解理断口的断口单位变大,因此韧性和脆性裂纹传播停止特性降低。因此,使板厚1/2位置处的晶粒的平均粒径为20μm以下。为了进一步提高韧性和脆性裂纹传播停止特性,上述平均粒径优选为19μm以下,更优选为18μm以下。

[0123] 需要说明的是,上述平均粒径的下限没有特别规定。从轧制效率的观点出发,上述平均粒径优选为5μm以上,更优选为10μm以上。

[0124] [在板厚1/2位置处残存的气孔的等效圆直径:200μm以下]

[0125] 本发明的高强度极厚钢板中,在板厚1/2位置处残存的最大气孔的等效圆直径需要为200μm以下。在最大气孔的等效圆直径大于200μm的情况下,气孔成为断裂起点,韧性显著降低。因此,板厚1/2位置处的残存的最大气孔的等效圆直径为200μm以下。为了进一步提高韧性,上述等效圆直径优选为150μm以下,更优选为100μm以下。需要说明的是,上述等效圆直径的下限没有特别规定。从轧制效率的观点出发,上述等效圆直径优选为25μm以上,更优选为50μm以上,进一步优选为70μm以上。

[0126] 需要说明的是,在本发明中,可以在上述钢组织和织构的基础上还具有以下说明的构成。

[0127] ＜板厚1/4位置处的钢组织＞(优选条件)

[0128] 在本发明中,板厚1/4位置处的钢组织优选为由以面积分率计80～100%的贝氏体相和0～20%的铁素体相构成的混合组织。另外,由取向差为15°以上的晶界包围的贝氏体的晶粒的平均粒径优选为20μm以下。

[0129] [板厚1/4位置处的贝氏体相的面积分率:80～100%]

[0130] 本发明的高强度极厚钢板中,板厚1/4位置处的贝氏体相的面积分率优选为80～100%。在贝氏体相的面积分率小于80%的情况下,硬质的组织的分率降低,并且(110)面的织构不会充分地发达,因此强度和脆性裂纹传播停止特性降低。因此,板厚1/4位置处的贝氏体相的面积分率优选为80%以上。为了进一步提高强度和脆性裂纹传播停止特性,上述面积分率优选为85%以上,更优选为90%以上。

[0131] [板厚1/4位置处的铁素体相的面积分率:0～20%]

[0132] 本发明的高强度极厚钢板中,板厚1/4位置处的铁素体相的面积分率优选为0～20%。在铁素体相的面积分率大于20%的情况下,硬质的组织的分率降低,并且(110)面的织构不会充分地发达,因此强度和脆性裂纹传播停止特性降低。因此,板厚1/4位置处的铁素体相的面积分率优选为20%以下。为了进一步提高强度和脆性裂纹传播停止特性,上述面积分率优选为15%以下,更优选为10%以下。

[0133] [板厚1/4位置处的贝氏体的晶粒的平均粒径:20μm以下]

[0134] 本发明的高强度极厚钢板中,板厚1/4位置处的贝氏体的晶粒的平均粒径优选为20μm以下。在该平均粒径大于20μm的情况下,随着粒径粗大化,晶粒的解理断口的断口单位变大,因此脆性裂纹传播停止特性降低。因此,板厚1/4位置处的贝氏体的晶粒的平均粒径优选为20μm以下。为了进一步提高脆性裂纹传播停止特性,上述平均粒径优选为19μm以下,更优选为16μm以下。

[0135] 需要说明的是,上述平均粒径的下限没有特别规定。从轧制效率的观点出发,上述平均粒径优选为5μm以上,更优选为10μm以上。

[0136] ＜织构＞(优选条件)

[0137] [板厚1/4位置处的轧制面中的(110)面的X射线强度比:0.90以上]

[0138] 对于板厚大于100mm的极厚钢板,为了提高脆性裂纹传播停止特性,板厚1/4位置处的轧制面中的(110)面的X射线强度比优选为0.90以上。在(110)面的X射线强度比小于0.90的情况下,与板厚1/2位置处的织构的取向差变小,脆性裂纹不分散,容易直线行进地进展,其结果,板厚的脆性裂纹传播停止特性降低。因此,使板厚1/4位置处的轧制面中的(110)面的X射线强度比为0.90以上。为了进一步提高脆性裂纹传播停止特性,上述(110)面的X射线强度比优选为1.00以上,更优选为1.10以上。

[0139] 需要说明的是,上述(110)面的X射线强度比的上限没有特别规定。从轧制效率的观点出发,上述(110)面的X射线强度比优选为1.50以下,更优选为1.30以下。

[0140] 在此,(110)面的X射线强度比是指表示对象材料(高强度极厚钢板)的(110)晶面的聚集度的数值。如在后述的实施例中记载的那样,(110)面的X射线强度比以对象材料的(110)反射的X射线衍射强度($I_{(110)}$)与没有织构的随机的标准试样的(110)反射的X射线衍

射强度($I_{0(110)}$)之比(即,$I_{(110)}/I_{0(110)}$)来计算。

[0141] ＜强度＞

[0142] 板厚1/2位置处的屈服强度:390MPa以上

[0143] 对于本发明的高强度极厚钢板,使用从板厚的1/2的深度(即板厚1/2位置)裁取的φ14mm的JIS 14A号拉伸试验片测定的屈服强度为390MPa以上。集装箱船和散装货轮等船舶通常使用能够耐受该弯曲应力的高强度并且厚壁的钢板母材,在屈服强度小于390MPa的情况下,不适合使用。

[0144] ＜夏比断口转变温度＞

[0145] 板厚1/2位置处的vTrs:-100℃以下

[0146] 对于板厚大于100mm的极厚钢板,为了提高脆性裂纹传播停止特性,板厚1/2位置处的vTrs需要为-100℃以下。在转变温度高于vTrs:-100℃的情况下,板厚的脆性裂纹传播停止特性降低。因此,使本发明的高强度极厚钢板在板厚1/2位置处的vTrs为-100℃以下。为了进一步提高脆性裂纹传播停止特性,vTrs优选为-110℃以下,vTrs更优选为-120℃以下。需要说明的是,vTrs的下限没有特别规定。从轧制效率的观点出发,上述vTrs优选为-160℃以上,更优选为-150℃以上。

[0147] 如在后述的实施例中记载的那样,vTrs通过从高强度极厚钢板的板厚1/2位置裁取JIS4号的冲击试验片并实施夏比试验来评价。

[0148] ＜脆性裂纹传播停止特性＞

[0149] Kca(-10℃)的值:8400N/$mm^{3/2}$以上

[0150] 对于板厚大于100mm的极厚钢板,为了防止船体的脆性裂纹传播,Kca(-10℃)的值需要为8400N/$mm^{3/2}$以上。为了进一步提高脆性裂纹传播停止特性,优选使-10℃下的Kca值为9000N/$mm^{3/2}$以上。需要说明的是,该Kca值的上限没有特别规定。从轧制效率的观点出发,-10℃下的Kca值优选为25000N/$mm^{3/2}$以下,更优选为20000N/$mm^{3/2}$以下。

[0151] 如在后述的实施例中记载的那样,Kca值可以通过进行温度梯度型标准ESSO试验来评价。

[0152] 如以上说明的那样,通过上述成分组成的调整、织构、特定的位置处的韧性的控制(即,板厚1/2位置处的钢组织的微细化),即使是大于100mm的板厚,本发明的高强度极厚钢板也具有高强度、高韧性和高(优良的)脆性裂纹传播停止特性。

[0153] 本发明的高强度极厚钢板的板厚的上限没有特别规定。从轧制效率的观点出发,板厚的上限优选为180mm以下。

[0154] 接着,对本发明的一个实施方式的高强度极厚钢板的制造方法进行说明。

[0155] 本发明的高强度极厚钢板通过在以下说明的特定条件下对具有上述成分组成的钢原材进行加热工序、热轧工序和冷却工序来制造。

[0156] 以下,对各工序详细地进行说明。只要没有特别的记载,则各工序中的温度是指钢原材和热轧板的板厚中心部(即板厚1/2位置)处的温度。例如,可以通过利用传热分析计算钢板截面内的温度分布并将其结果利用钢板的表面温度进行修正来求出。

[0157] ＜加热工序＞

[0158] 首先,将具有上述成分组成的钢原材加热至1000～1200℃的加热温度。

[0159] [钢原材的加热温度:1000～1200℃]

[0160] 钢原材的加热温度低于1000℃时,加热温度过低,变形阻力变高,对热轧机的负荷增大。因此,难以实施后续的热轧工序。因此,使上述加热温度为1000℃以上。另一方面,在钢原材的加热温度大于1200℃的高温下,奥氏体晶粒粗大化,其结果,韧性降低,不能得到期望的脆性裂纹传播停止特性。另外,钢板的强度降低。而且,氧化变得显著,氧化损失增大,成品率有可能降低。基于这样的理由,使上述加热温度为1200℃以下。需要说明的是,上述加热温度优选为1050℃以上,更优选为1080℃以上。上述加热温度优选为1150℃以下,更优选为1130℃以下。

[0161] ＜热轧工序＞

[0162] 接着,在板厚1/2位置处的轧制开始温度为(Ar_3点+100)℃以上、板厚1/2位置处的温度在奥氏体再结晶温度范围内时的累积压下率为5.0%以上、板厚1/2位置处的温度在奥氏体未再结晶温度范围内时的累计压下率为50.0%以上以及板厚1/2位置处的轧制结束温度为Ar_3点以上的条件、并且钢坯的厚度为350mm以上、表示钢坯的厚度相对于最终制品的板厚的比率的压下比为3.25以上且小于4.00的条件下对加热工序中加热后的钢原材实施热轧。

[0163] [轧制开始温度:(Ar_3点+100)℃以上]

[0164] 在对上述加热工序中加热后的钢原材进行热轧时,板厚1/2位置处的开始热轧的温度低于(Ar_3点+100)℃时,在热轧工序结束后的热轧板中不能充分引起再结晶。因此,奥氏体粒径不会变细,韧性降低。其结果,不能得到期望的脆性裂纹传播停止特性。因此,轧制开始温度设定为(Ar_3点+100)℃以上。从确保后述的在未再结晶区域中进行热轧的时间的观点出发,轧制开始温度优选为(Ar_3点+150)℃以上,更优选为(Ar_3点+200)℃以上。轧制开始温度的上限只要根据上述钢原材的加热温度即可。即,轧制开始温度优选为1150℃以下,更优选为1130℃以下。

[0165] 需要说明的是,Ar_3点(Ar_3相变点)(℃)可以根据以下式(3)求出。

[0166] Ar_3点(℃)=910-273×C-74×Mn-57×Ni-16×Cr-9×Mo-5×Cu…(3)

[0167] 在此,式(3)中,各元素符号表示该元素的钢中含量(质量%),对于不含有的元素设为0。

[0168] [奥氏体再结晶温度范围内的累积压下率:5.0%以上]

[0169] 进行板厚中心部(板厚1/2位置)处的温度在奥氏体再结晶温度范围内时的累积压下率为5.0%以上的热轧。该温度范围内的累积压下率小于5.0%时,奥氏体的细粒化不充分,韧性不提高,其结果,不能达到板厚1/2位置处的夏比断口转变温度:-100℃以下。该温度范围内的累积压下率优选为10%以上,更优选为15%以上。

[0170] 该温度范围内的累积压下率的上限没有特别限制。上述细粒化的提高效果饱和,因此该温度范围内的累积压下率优选为45%以下,更优选为40%以下。

[0171] 需要说明的是,在本发明的成分组成的情况下,对于奥氏体再结晶温度范围内的累积压下率,优选使1100～950℃的温度范围内的累积压下率为5.0%以上。

[0172] [奥氏体未再结晶温度范围内的累积压下率:50.0%以上]

[0173] 进一步进行使板厚中心部(板厚1/2位置)处的温度在奥氏体未再结晶温度范围内时的累积压下率为50.0%以上的热轧。通过使该温度范围内的累积压下率为50.0%以上,在轧制奥氏体相时发达的轧制织构从奥氏体相变为贝氏体。此时,通过沿着通过变体选择而

选择的滑移系进行相变,能够得到板厚中心部处的轧制面中的(211)面的X射线强度比为1.60以上的织构。

[0174] 另一方面,该温度范围内的累积压下率小于50%时,奥氏体在轧制方向上不会充分地延伸,贝氏体相变时的成核位点减少,由此生成粗大的贝氏体,不能进行粒径微细化。其结果,不能达到板厚1/2位置处的夏比断口转变温度(vTrs):-100℃以下。另外,也不能得到板厚中心部处的轧制面中的(211)面聚集度为1.60以上的织构。

[0175] 因此,该温度范围内的累积压下率为50.0%以上。该累积压下率优选为55%以上,更优选为60%以上。

[0176] 该温度范围内的累积压下率的上限没有特别限制。从不阻碍轧制效率的观点出发,该温度范围内的累积压下率优选为75%以下,更优选为70%以下。

[0177] 需要说明的是,在本发明的成分组成的情况下,对于奥氏体未再结晶温度范围内的累积压下率,优选使低于950℃且700℃以上的温度范围内的累积压下率为50.0%以上。

[0178] [板厚1/2位置处的轧制结束温度:Ar_3点以上]

[0179] 热轧工序需要在板厚1/2位置处的轧制结束温度为Ar_3点(℃)以上的温度下结束。在热轧时,钢板的温度低于Ar_3点(℃)时,开始向铁素体相变,提高(211)面的X射线强度的贝氏体的分率降低,因此(211)面的X射线强度比降低。其结果,不能得到优良的脆性裂纹传播停止特性。而且,温度越低则变形阻力越增加,因此产生对热轧机的负荷变大的问题。需要说明的是,从使后续工序的冷却开始温度为Ar_3点(℃)以上的观点出发,该轧制结束温度优选为(Ar_3点+10)℃以上。

[0180] 该轧制结束温度的上限没有特别限制。从轧制效率的观点出发,轧制结束温度优选为(Ar_3点+60)℃以下,更优选为(Ar_3点+50)℃以下。

[0181] [压下比:3.25以上且小于4.00]

[0182] 在本发明中,热轧工序结束后的热轧板的厚度如下是重要的。具体而言,以钢坯的厚度为350mm以上并且钢坯的厚度相对于最终制品的板厚的比率(压下比)为3.25以上的方式控制热轧工序中的轧制。

[0183] 上述压下比小于3.25时,钢组织的细粒化不充分,因此韧性不提高。其结果,不能达到板厚1/2位置处的夏比断口转变温度:-100℃以下。另外,上述压下比小于3.25时,对板厚1/2位置施加的轧制应力变得不充分,在钢板内部产生的气孔不向封闭的方向进行变形,即使在轧制结束的时刻,粗大的气孔也残存,成为断裂起点。因此,在钢板内部产生的气孔不会压接,韧性显著降低。上述压下比优选为3.40以上,更优选为3.50以上。

[0184] 另一方面,上述压下比为4.00以上时,钢组织过度细粒化,淬透性降低,不能提高冷却速度低的大于100mm的极厚钢板的板厚1/2位置处的贝氏体的面积分率。其结果,(211)面的X射线强度比降低,不能得到优良的脆性裂纹传播停止特性。另外,强度降低。因此,上述压下比需要小于4.00。上述压下比优选为3.80以下,更优选为3.70以下。

[0185] 在本发明中,通过在上述热轧条件下进行热轧,能够得到上述作用效果。从更有效地得到作用效果的观点出发,进一步规定以下的热轧条件也是有效的。

[0186] 具体而言,板厚1/2位置处的温度在奥氏体再结晶温度范围内时的平均压下率/道次为3.5%以上,并且板厚1/4位置处的轧制结束温度为Ar_3点℃以上。

[0187] [奥氏体再结晶温度范围内的平均压下率/道次:3.5%以上](任选条件)

[0188] 进行板厚中心部(板厚1/2位置)处的温度在奥氏体再结晶温度范围内时的轧制的平均压下率/道次为3.5%以上的热轧时,能够得到进一步使板厚1/2位置处的气孔压接的效果。该温度范围内的平均压下率/道次小于3.5%时,在对气孔压接有效的高温下的轧制时不能充分地赋予轧制应力,在轧制结束时容易残存气孔。这成为断裂起点,难以达到板厚1/2位置处的夏比断口转变温度:-100℃以下。该温度范围内的平均压下率/道次优选为4.0%以上,更优选为5.0%以上。

[0189] 该温度范围内的平均压下率/道次的上限没有特别限制。从制造负荷的观点出发,该温度范围内的平均压下率/道次优选为10%以下,更优选为8.0%以下。

[0190] [板厚1/4处的轧制结束温度:Ar_3点以上](任选条件)

[0191] 在热轧工序中,关于板厚1/4处的轧制结束温度,在板厚1/4位置处以Ar_3点(℃)以上的温度结束时,能够更有效地得到提高脆性裂纹传播停止特性的效果。在热轧时,热轧板的板厚1/4位置处的温度低于Ar_3点(℃)时,在板厚1/4位置处生成加工铁素体,提高(110)面的X射线强度的贝氏体的分率降低,因此板厚1/4位置处的(110)面的X射线强度比降低。其结果,不能得到优良的脆性裂纹传播停止特性。进而,温度越低则变形阻力越增加,因此产生对热轧机的负荷变大的问题。需要说明的是,该轧制结束温度优选为(Ar_3点+20)℃以上。

[0192] 该轧制结束温度的上限没有特别限制。从轧制效率的观点出发,该轧制结束温度优选为(Ar_3点+50)℃以下,更优选为(Ar_3点+40)℃以下。

[0193] <冷却工序>

[0194] 接着,在板厚1/2位置处的冷却开始温度为Ar_3点以上、板厚1/2位置处的温度在700~500℃的温度范围内时的平均冷却速度为2.0℃/s以上并且板厚1/2位置处的冷却停止温度为500℃以下的条件下对热轧工序中热轧后的热轧板实施冷却。

[0195] [冷却开始温度:Ar_3点以上]

[0196] 对于经过上述热轧工序得到的热轧板,需要在板厚1/2位置处的温度为Ar_3点(℃)以上的温度下开始冷却。冷却开始温度低于Ar_3点(℃)时,由于在钢中生成大量的铁素体,因此不能提高强度。其结果,(211)面的X射线强度比降低,不能得到优良的脆性裂纹传播停止特性。因此,该冷却开始温度设定为Ar_3点(℃)以上。冷却开始温度优选为(Ar_3点+10)℃以上,并且优选为(Ar_3点+40)℃以下。

[0197] [700~500℃的温度范围内的平均冷却速度:2.0℃/s以上]

[0198] 板厚1/2位置处的温度在从700℃到冷却停止温度(500℃以下)的温度范围内时的平均冷却速度小于2.0℃/s时,由于缓慢冷却而在钢中生成大量的铁素体,因此不能提高贝氏体的体积率。其结果,(211)面的X射线强度比降低,不能得到优良的脆性裂纹传播停止特性。另外,强度降低。

[0199] 另一方面,从引起大部分的奥氏体组织的相变、得到对钢板的特性有很大贡献的效果的观点出发,测定该平均冷却速度的温度范围设定为700~500℃的温度范围。

[0200] 即,在本发明中,板厚1/2位置处的700~500℃的温度范围内的平均冷却速度设定为2.0℃/s以上。由此,得到提高贝氏体的分率的效果,强度提高,并且(211)面的织构发达,脆性裂纹传播停止特性提高。该温度范围内的平均冷却速度优选为3.0℃/s以上。

[0201] 需要说明的是,该平均冷却速度的上限没有特别限制。从避免由过度的急冷引起

的冷却成本的增大的观点出发,该平均冷却速度优选为20℃/s以下,更优选为10℃/s以下。

[0202] 上述700～500℃的温度范围的范围外的平均冷却速度对贝氏体生成没有大的影响,因此没有特别规定。从制造效率的观点出发,优选为0.5～0.1℃/s。

[0203] [冷却停止温度:500℃以下]

[0204] 冷却工序需要进行至板厚1/2位置处的温度达到500℃以下为止。换言之,需要进行至冷却停止温度达到500℃以下的温度为止。冷却停止温度大于500℃时,在钢中生成大量的铁素体,因此不能提高贝氏体的面积分率。其结果,(211)面的X射线强度比降低,不能得到优良的脆性裂纹传播停止特性。另外,强度降低。冷却停止温度优选为450℃以下,更优选为400℃以下。另一方面,冷却停止温度的下限没有限制,冷却停止温度过低时,钢板的形状变差。因此,冷却停止温度优选为200℃以上,更优选为300℃以上。

[0205] 实施例

[0206] 接着,基于实施例对本发明具体地进行说明。需要说明的是,以下的实施例表示本发明的优选的一例,本发明不限于该实施例。

[0207] 在表1中示出供试钢的成分,在表2中示出制造条件。将表1所示的各成分组成的钢水(钢符号:A～AG)在转炉中进行熔炼,通过连续铸造法制成钢原材。然后,在表2所示的制造条件下依次进行加热工序、热轧工序和冷却工序,制造表3所示的板厚的高强度极厚钢板(钢符号:1～42)。需要说明的是,表1中的空白栏表示不有意地添加元素,不仅包括不含有元素(即0%)的情况,还包括不可避免地含有元素的情况。

[0208]

[表1]

钢符号	成分组成(质量%)																				Ceq	Ar_3点(℃)
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Ti	Nb	Cu	Ni	Cr	Mo	V	W	Co	B	Ca	Mg	REM	
A	0.092	0.22	2.35	0.005	0.003	0.032	0.0027	0.0013														0.484	711
B	0.146	0.33	1.92	0.007	0.006	0.042	0.0033	0.0035	0.011		0.16	0.24										0.493	714
C	0.042	0.17	1.87	0.006	0.005	0.022	0.0041	0.0018		0.027	0.45	1.37	0.28									0.531	675
D	0.074	0.49	1.42	0.005	0.003	0.053	0.0024	0.0019	0.005			0.86	0.53	0.22								0.518	725
E	0.061	0.04	2.10	0.003	0.006	0.029	0.0038	0.0010		0.014	0.27		0.32		0.11							0.515	731
F	0.082	0.15	2.47	0.011	0.001	0.057	0.0036	0.0023	0.022	0.006	0.29	0.42		0.08								0.557	679
G	0.097	0.20	1.01	0.006	0.004	0.062	0.0060	0.0028	0.014		0.33	1.66	0.43		0.05	0.22						0.494	706
H	0.070	0.13	1.98	0.017	0.002	0.049	0.0046	0.0026		0.005			0.73				0.38					0.546	733
I	0.091	0.33	2.05	0.002	0.002	0.074	0.0035	0.0011				0.33	0.11	0.02				0.008				0.481	713
J	0.073	0.07	1.78	0.004	0.008	0.026	0.0028	0.0058	0.013	0.023	0.77	0.63			0.12				0.004			0.487	719
K	0.085	0.19	1.57	0.008	0.001	0.039	0.0027	0.0035			0.51		0.42		0.18					0.0065		0.501	761
L	0.063	0.31	1.98	0.007	0.005	0.097	0.0044	0.0009		0.009	0.23	1.37									0.0108	0.500	667
M	0.092	0.06	1.87	0.002	0.003	0.013	0.0073	0.0027	0.007			0.71	0.18	0.13						0.0042		0.513	702
N	0.057	0.13	1.50	0.004	0.007	0.034	0.0096	0.0035	0.011	0.036	0.30		0.84					0.003				0.495	768
O	0.110	0.43	2.19	0.009	0.002	0.062	0.0012	0.0034				0.35					0.27					0.498	698
P	0.057	0.25	1.71	0.006	0.001	0.081	0.0025	0.0096		0.025	0.42	1.86							0.045			0.494	660
Q	0.083	0.35	2.14	0.012	0.006	0.051	0.0051	0.0005					0.22	0.05	0.08							0.510	725
R	0.158	0.18	1.84	0.009	0.002	0.079	0.0020	0.0063			0.21	0.20										0.492	718
S	0.028	0.10	1.58	0.011	0.005	0.058	0.0036	0.0057	0.013	0.017	0.35	0.28	0.66		0.09							0.483	757
T	0.097	0.01	1.70	0.004	0.001	0.024	0.0032	0.0039					0.50	0.02						0.0023		0.484	750
U	0.080	0.53	2.22	0.001	0.007	0.042	0.0034	0.0020		0.002		0.69			0.04							0.504	685
V	0.052	0.09	2.54	0.003	0.008	0.065	0.0023	0.0035		0.032	0.16							0.002				0.486	707
W	0.115	0.13	0.98	0.002	0.003	0.027	0.0030	0.0016	0.015		0.13	0.76	0.61	0.18								0.496	751
X	0.101	0.29	1.65	0.022	0.005	0.069	0.0072	0.0067	0.016			1.41			0.12							0.494	680
Y	0.065	0.35	1.98	0.008	0.013	0.026	0.0037	0.0029		0.021	0.33		0.48	0.11								0.535	735
Z	0.077	0.15	1.69	0.004	0.004	0.105	0.0035	0.0008		0.024	0.67		0.55		0.05		0.11					0.523	752
AA	0.073	0.42	1.72	0.010	0.002	0.080	0.0108	0.0011	0.024	0.010		1.02	0.42								0.0081	0.512	698
AB	0.075	0.28	1.88	0.011	0.005	0.062	0.0004	0.0055	0.020	0.012	0.10	0.12	0.45			0.13						0.493	736
AC	0.085	0.08	2.09	0.002	0.003	0.031	0.0038	0.0106			0.33		0.16	0.09					0.005			0.505	727
AD	0.148	0.41	2.49	0.015	0.007	0.043	0.0035	0.0021														0.563	685
AE	0.070	0.30	2.20	0.020	0.005	0.047	0.0050	0.0018														0.437	728
AF	0.132	0.19	2.28	0.009	0.006	0.046	0.0050	0.0012	0.008			0.71	0.15									0.589	662
AG	0.061	0.23	1.56	0.011	0.002	0.031	0.0021	0.0037		0.028	0.18	0.63	0.48									0.471	733

[0209]

[表2]

制造No.	钢符号	铸造工序	加热工序	热轧工序					冷却工序		
		钢坯厚度(mm)	钢坯加热温度(℃)	轧制开始温度(℃)	奥氏体再结晶温度范围内的累积压下率(%)	奥氏体再结晶温度范围内的平均压下率/道次(%)	奥氏体未再结晶温度范围内的累积压下率(%)	板厚1/2位置处的轧制结束温度(℃)	板厚1/4位置处的轧制结束温度(℃)	压下比	700~500℃的平均冷却速度(℃/s)	冷却开始温度(℃)	冷却停止温度(℃)
1	A	430	1070	950	20	5.1	62	751	725	3.31	2.2	715	380
2	B	430	1050	970	12	3.6	67	728	718	3.44	2.6	724	330
3	C	430	1050	920	41	5.8	51	716	692	3.44	2.5	693	320
4	D	380	1090	1010	39	3.2	55	767	746	3.62	3.7	733	320
5	E	380	1080	950	25	5.2	63	775	753	3.62	3.8	739	290
6	F	390	1070	940	27	5.2	58	729	703	3.25	3.0	692	290
7	G	380	1040	950	42	5.9	52	714	700	3.62	3.3	712	380
8	H	390	1120	1030	35	6.0	53	773	763	3.25	2.7	746	400
9	I	380	1090	980	10	4.9	68	748	735	3.45	2.8	724	370
10	J	430	1060	980	18	4.2	63	766	756	3.31	2.8	723	390
11	K	460	1050	900	22	6.5	61	786	761	3.29	2.1	765	410
12	L	460	1070	1000	31	4.2	56	690	673	3.29	2.2	680	430
13	M	440	1140	1030	17	4.7	63	723	693	3.26	2.3	708	360
14	N	430	1080	950	37	5.4	52	797	748	3.31	2.5	778	360
15	O	450	1070	980	8	5.4	66	720	710	3.33	2.2	705	390
16	P	390	1120	990	15	4.3	67	688	678	3.55	3.3	669	360
17	Q	460	1050	910	32	4.0	55	748	731	3.29	2.2	732	410
18	R	390	1080	970	36	6.1	58	752	722	3.71	3.9	730	390
19	S	390	1120	1020	41	6.4	50	802	789	3.39	3.1	768	330
20	T	440	1090	1000	19	4.2	62	781	755	3.26	2.7	757	400
21	U	390	1070	960	33	4.2	56	712	698	3.39	3.1	691	340
22	V	430	1110	1020	25	5.9	61	744	731	3.44	2.6	718	300
23	W	460	1050	980	22	3.5	61	775	760	3.29	2.0	755	430
24	X	390	1130	990	22	5.7	62	711	701	3.39	2.8	685	300
25	Y	440	1110	1010	17	5.7	63	755	735	3.26	2.2	741	360
26	Z	460	1050	940	31	3.8	56	781	771	3.29	2.2	765	370
27	AA	440	1120	1000	28	5.6	62	741	711	3.67	2.4	710	320
28	AB	420	1070	950	39	5.2	55	764	754	3.65	2.3	743	410
29	AC	410	1140	1020	18	4.1	63	750	726	3.28	2.5	734	330
30	AD	410	1090	940	45	4.9	51	711	687	3.73	2.8	690	350
31	AE	430	1050	970	28	5.7	58	751	741	3.31	3.2	729	370
32	AF	390	1080	950	36	4.9	52	687	672	3.25	2.7	681	330
33	AG	440	1100	930	34	6.1	55	776	752	3.38	2.6	741	390
34	C	340	1080	940	22	6.3	55	698	683	2.83	2.7	687	300
35	E	390	1270	970	31	4.1	59	779	759	3.55	3.7	736	320
36	D	430	950	800	0	0.0	70	746	716	3.31	2.7	730	380
37	K	350	1100	940	3	1.6	69	791	774	3.33	2.5	768	350
38	A	420	1110	970	52	5.8	38	759	748	3.36	2.7	722	370
39	O	370	1080	950	37	4.1	53	665	646	3.36	3.5	660	330
40	Q	440	1090	940	27	3.6	58	762	746	3.26	0.3	733	440
41	G	430	1070	980	22	6.4	61	740	723	3.31	2.9	689	350
42	J	370	1060	970	20	4.7	63	750	727	3.36	2.9	721	560

[0210] 对于所得到的各高强度极厚钢板,通过以下说明的方法评价(1)强度、(2)韧性、(3)织构、(4)钢组织、(5)脆性裂纹传播停止特性。

[0211] (1)强度

[0212] 以试验片的长轴的方向与轧制方向垂直的方式从所得到的高强度极厚钢板的板厚1/2位置裁取φ14的JIS 14A号试验片,按照JIS Z 2241(2011)的规定进行拉伸试验,测定屈服强度(YS)、拉伸强度(TS)。

[0213] 在此,将屈服强度为390MPa以上评价为高强度。另外,将拉伸强度为570MPa以上评价为高强度。

[0214] (2)韧性

[0215] 韧性的评价在板厚1/2位置处的夏比断口转变温度下进行。

[0216] 以试验片的长轴的方向与轧制方向平行的方式,从所得到的高强度极厚钢板的板厚1/2位置裁取JIS4号冲击试验片,按照JIS Z 2242(2005)的规定进行夏比冲击试验,求出-40℃~-160℃的范围内的夏比断口转变温度(vTrs)。需要说明的是,对于1个试验温度对3个进行试验,由3个的脆性断口率的平均值计算。

[0217] 在此,将vTrs≤-100℃评价为低温韧性优良。

[0218] (3)织构

[0219] 织构的评价通过测定钢板的板厚1/2位置处的(211)面的X射线强度比来进行。

[0220] 从所得到的高强度极厚钢板上裁取以板厚1/2位置为板厚中心板厚1mm、在与轧制方向平行的方向上为22mm并且在与轧制方向垂直的方向上为25mm的尺寸的板状的样品,对该样品的与表面平行的面进行机械研磨和电解研磨,由此准备X射线衍射用试验片。使用该试验片,使用利用了Mo射线源的X射线衍射装置实施X射线衍射测定,求出(211)面的X射线强度比。

[0221] 另外,测定钢板的板厚1/4位置处的(110)面的X射线强度比。

[0222] 从所得到的高强度极厚钢板上裁取以板厚1/4位置为板厚中心板厚1mm、在与轧制方向平行的方向上为22mm并且在与轧制方向垂直的方向上为25mm的尺寸的板状的样品,对该样品的与表面平行的面进行机械研磨和电解研磨,由此准备X射线衍射用试验片。使用该试验片,使用利用了Mo射线源的X射线衍射装置实施X射线衍射测定,求出(110)面的X射线强度比。

[0223] (4)钢组织

[0224] [钢组织]

[0225] 板厚1/2位置处的钢组织如下测定。

[0226] 以与轧制方向垂直的面成为观察面的方式从钢板的宽度中央、板厚1/2位置裁取试样。试样的尺寸是在板厚方向上为20mm、在与轧制方向平行的方向上为10mm并且在与轧制方向垂直的方向上为1mm。对该试样的与轧制方向垂直的面进行镜面研磨,然后,拍摄利用硝酸乙醇溶液腐蚀而露出的金属组织的光学显微镜照片。拍摄部在板厚1/2位置,倍率为200倍。根据所得到的照片,将以白色块状露出的组织作为铁素体,将剩余部分作为贝氏体,通过图像分析计算面积分率,由此评价贝氏体相和铁素体相的面积分率。

[0227] 另外,板厚1/4位置处的钢组织如下测定。

[0228] 以与轧制方向垂直的面成为观察面的方式从钢板的宽度中央、板厚1/4位置裁取试样。试样的尺寸是在板厚方向上为20mm、在与轧制方向平行的方向上为10mm并且在与轧制方向垂直的方向上为1mm。对该试样的与轧制方向垂直的面进行镜面研磨,然后,拍摄利用硝酸乙醇溶液腐蚀而露出的金属组织的光学显微镜照片。拍摄部在板厚1/4位置,倍率为200倍。通过对所得到的照片进行图像分析,评价贝氏体相和铁素体相的面积分率。

[0229] [贝氏体的晶粒的平均粒径]

[0230] 板厚1/2位置处的贝氏体的晶粒的平均粒径如下测定。

[0231] 以与轧制方向垂直的面成为观察面的方式从钢板的宽度中央、板厚1/2位置裁取试样。试样的尺寸是在板厚方向上为20mm、在与轧制方向平行的方向上为10mm并且在与轧制方向垂直的方向上为1mm。对该试样的与轧制方向垂直的面进行镜面研磨,然后,在下述条件下对板厚1/2位置进行EBSP分析。由所得到的晶体取向图求出由与相邻的晶粒的取向差为15°以上的大角度晶界包围的组织的等效圆直径,将下述的分析区域中的等效圆直径的平均值作为平均有效结晶粒径。

[0232] (EBSP条件)

[0233] • 加速电压:20KV,照射电流:50nA

[0234] • 光束直径:50nm

[0235] • 分析区域:板厚中心的1mm×1mm区域

[0236] • 步长:0.4μm

[0237] 另外,板厚1/4位置处的贝氏体的晶粒的平均粒径如下测定。

[0238] 以与轧制方向垂直的面成为观察面的方式从钢板的宽度中央、板厚1/4位置裁取试样。试样的尺寸是在板厚方向上为20mm、在与轧制方向平行的方向上为10mm并且在与轧制方向垂直的方向上为1mm。对该试样的与轧制方向垂直的面进行镜面研磨,然后,在下述条件下对板厚1/4位置进行EBSP分析。由所得到的晶体取向图求出由与相邻的晶粒的取向差为15°以上的大角度晶界包围的组织的等效圆直径,将下述的分析区域中的等效圆直径的平均值作为平均有效结晶粒径。

[0239] (EBSP条件)

[0240] • 加速电压:20KV,照射电流:50nA

[0241] • 光束直径:50nm

[0242] • 分析区域:板厚中心的1mm×1mm区域

[0243] • 步长:0.4μm

[0244] [最大气孔的等效圆直径]

[0245] 在钢板内部的缺陷的检测中,由于能够非破坏地进行检查,因此大多使用超声波探伤,但在本实施例中,为了准确地确认缺陷部的状态而直接进行观察,测定气孔的个数密度。首先,在轧制材料的板厚1/2位置处,相对于板宽方向平行地对观察用样品裁取1~2个截面,进行镜面研磨精加工。接着,利用光学显微镜观察所制作的样品并拍摄照片。倍率为400倍。对所得到的照片进行图像分析,求出存在的气孔各自的等效圆直径,计算出最大气孔的等效圆直径。

[0246] (5)脆性裂纹传播停止特性

[0247] 脆性裂纹传播停止特性的评价通过求出Kca值来进行。

[0248] 为了评价脆性裂纹传播停止特性,进行温度梯度型标准ESSO试验,求出-10℃下的Kca值(Kca(-10℃)的值($N/mm^{3/2}$))。

[0249] 对于试验体,从所得到的高强度极厚钢板各裁取3个。试验体的尺寸为总厚度×L:500×W:500(mm)。从3个试验的结果求出Kca值。

[0250] 在此,将Kca(-10℃)的值为8400$N/mm^{3/2}$以上的试验体评价为脆性裂纹传播停止特性优良。

[0251] 在表3中示出这些试验结果。

[0252]

[表3]

制造No.	板厚(mm)	板厚1/2位置处的B分率(面积%)	板厚1/2位置处的F分率(面积%)	板厚1/2位置处的B的平均粒径	板厚1/4位置处的B分率(面积%)	板厚1/4位置处的F分率(面积%)	板厚1/4位置处的B的平均粒径(μm)	最大气孔的等效圆直径(μm)	YS(MPa)	TS(MPa)	vTrs(℃)	板厚1/2位置处的(211)面的X射线强度比	板厚1/4位置处的(110)面的X射线强度比	Kca(N/mm$^{3/2}$)	备注
1	130	81	19	20	83	17	18	102	417	585	-113	2.03	1.02	12600	发明例
2	125	84	16	12	95	5	11	90	450	597	-135	2.32	1.01	14500	发明例
3	125	90	10	19	97	3	17	93	506	652	-105	1.70	0.97	9000	发明例
4	105	93	7	20	98	2	16	197	525	674	-101	1.98	0.92	8500	发明例
5	105	93	7	15	100	0	12	78	513	651	-124	2.04	1.19	16800	发明例
6	120	100	0	19	100	0	16	183	527	685	-105	1.94	1.04	9600	发明例
7	105	95	5	19	78	22	19	110	483	614	-110	2.01	0.82	8600	发明例
8	120	93	7	18	97	3	17	165	521	683	-104	1.84	1.19	8700	发明例
9	110	92	8	12	99	1	11	112	472	590	-107	2.21	0.97	8900	发明例
10	130	100	0	17	100	0	14	134	456	577	-119	2.17	1.13	16000	发明例
11	140	97	3	16	100	0	15	147	478	624	-114	2.15	0.97	13900	发明例
12	140	99	1	19	100	0	18	131	460	587	-112	2.06	1.20	12500	发明例
13	135	87	13	19	89	11	16	170	487	633	-102	2.10	0.95	9700	发明例
14	130	88	12	20	75	25	16	119	501	642	-104	1.93	0.80	8400	发明例
15	135	96	4	16	99	1	14	123	492	610	-126	2.24	1.00	17400	发明例
16	110	98	2	19	100	0	15	82	483	582	-114	2.18	1.02	14100	发明例
17	140	97	3	17	100	0	14	165	490	641	-116	2.06	1.12	13900	发明例
18	105	92	8	16	96	4	15	46	499	632	-73	2.11	1.01	3500	比较例
19	115	91	9	20	92	8	19	132	369	493	-102	1.78	1.19	8700	比较例
20	135	84	16	18	89	11	18	136	372	505	-100	1.88	1.06	8500	比较例
21	115	93	7	17	97	3	15	119	457	589	-68	1.95	1.09	2300	比较例
22	125	89	11	17	91	9	17	101	516	640	-92	2.07	1.04	7000	比较例
23	140	83	17	16	88	12	16	132	362	488	-105	1.75	1.20	8500	比较例
24	115	83	17	20	87	13	19	146	491	608	-84	2.16	1.02	5700	比较例
25	135	95	5	16	98	2	13	159	509	703	-90	2.04	1.04	6400	比较例
26	140	98	2	17	100	0	16	144	500	674	-78	1.79	1.08	3200	比较例
27	120	87	13	14	91	9	14	84	489	613	-91	2.10	0.96	7000	比较例
28	115	81	19	12	81	19	9	76	375	487	-102	1.78	1.06	7900	比较例
29	125	93	7	18	94	6	15	166	488	621	-87	2.16	1.10	6400	比较例
30	110	100	0	17	100	0	15	50	555	731	-68	1.82	0.91	4900	比较例
31	130	71	29	18	82	18	16	132	340	488	-110	1.28	0.75	7500	比较例
32	120	100	0	20	100	0	18	176	574	735	-73	1.89	1.08	2500	比较例
33	130	66	34	19	78	22	20	112	366	498	-103	1.37	0.85	6100	比较例
34	120	81	19	25	82	18	22	273	512	643	-75	1.78	1.11	2700	比较例
35	110	93	7	27	100	0	25	68	360	681	-65	1.84	1.01	1500	比较例
36	130	85	15	31	91	9	28	129	418	512	-82	1.88	1.09	4200	比较例
37	105	95	5	33	100	0	27	115	498	653	-85	2.26	0.95	6400	比较例
38	125	82	18	38	94	6	33	108	457	581	-70	1.49	0.93	1200	比较例
39	110	63	37	19	75	25	23	126	483	605	-105	1.53	0.85	7300	比较例
40	135	68	32	18	70	30	18	143	377	485	-102	1.52	0.71	6600	比较例
41	130	73	27	16	75	25	15	138	375	562	-107	1.45	0.80	7300	比较例
42	110	71	29	15	73	27	13	127	373	503	-103	1.55	0.73	6900	比较例

*1：B：贝氏体相，F：铁素体相

[0253] 由表3所示的结果可知如下内容。在本发明例(制造No.1～17)的情况下,成分组成和制造条件在本发明范围内,且板厚1/2位置处的织构满足(211)面的X射线强度比:1.60以上,并且还得到了上述板厚1/2位置处的钢组织。由此,得到了板厚1/2位置处的屈服强度为390MPa以上、板厚1/2位置处的夏比断口转变温度为-100℃以下并且Kca(-10℃)的值为8400N/mm$^{3/2}$以上的特性。

[0254] 另一方面,在比较例(制造No.18～42)的情况下,成分组成和制造条件中的任一者以上在本发明范围外,因此不能得到板厚1/2位置处的织构和钢组织,未满足板厚1/2位置处的目标特性。