



(10) 授权公告号 CN 115210400 B

(45) 授权公告日 2023.09.29

(21) 申请号 202180018720.9

仲道治郎 植田圭治 伊木聪

(22) 申请日 2021.02.25

(74) 专利代理机构 中原信达知识产权代理有限

(65) 同一申请的已公布的文献号

责任公司 11219

申请公布号 CN 115210400 A

专利代理师 盛曼 金龙河

(43) 申请公布日 2022.10.18

(51) Int.Cl.

(30) 优先权数据

G22C 38/00 (2006.01)

PCT/JP2020/010410 2020.03.11 JP

G21D 8/02 (2006.01)

(85) PCT国际申请进入国家阶段日

G22C 38/38 (2006.01)

2022.09.02

G22C 38/58 (2006.01)

(86) PCT国际申请的申请数据

(56) 对比文件

PCT/JP2021/006963 2021.02.25

JP 2017057472 A, 2017.03.23

(87) PCT国际申请的公布数据

CN 110573642 A, 2019.12.13

W02021/182110 JA 2021.09.16

CN 101622369 A, 2010.01.06

(73) 专利权人 杰富意钢铁株式会社

JP 2002129281 A, 2002.05.09

地址 日本东京

刘东升; 李庆亮. 热轧屈服强度550MPa高强度钢板组织性能. 钢铁. 2011, (04), 全文.

(72) 发明人 泉大地 竹内佳子 石田伦教

审查员 李剑锋

权利要求书1页 说明书15页

(54) 发明名称

钢材及其制造方法、以及罐

(57) 摘要

本发明提供钢材及其制造方法、以及罐。本发明的钢材的显微组织以面积率计95%以上为FCC, 板厚1/2位置的(110) [001] 织构强度小于10.0, 板厚1/2位置的硬度小于300HV, 板厚1/2位置的C方向的-196℃下的夏比冲击试验的吸收能为41J以上。

1. 一种钢材,

其成分组成为:以质量%计含有C:0.100%以上且0.700%以下、Si:0.05%以上且1.00%以下、Mn:20.0%以上且40.0%以下、P:0.030%以下、S:0.0050%以下、Al:5.00%以下、Cr:7.0%以下、N:0.0500%以下、O:0.0050%以下、Ti:小于0.005%、Nb:小于0.005%,含有选自Ca:0.0100%以下、Mg:0.0100%以下、REM:0.0200%以下中的一种或两种以上,余量由铁和不可避免的杂质构成,

所述钢材的显微组织以面积率计95%以上为FCC,板厚1/2位置的(110)[001]织构强度小于10.0,板厚1/2位置的硬度小于300HV,板厚1/2位置的C方向的-196℃下的夏比冲击试验的吸收能为41J以上。

2. 如权利要求1所述的钢材,其中,应变时效后的板厚1/2位置的C方向的-196℃下的夏比冲击试验的吸收能为41J以上。

3. 如权利要求1所述的钢材,其中,焊接热影响区粗晶区的C方向的-196℃下的夏比冲击试验的吸收能为41J以上。

4. 如权利要求2所述的钢材,其中,焊接热影响区粗晶区的C方向的-196℃下的夏比冲击试验的吸收能为41J以上。

5. 如权利要求1~4中任一项所述的钢材,所述显微组织中,硫化物系夹杂物的洁净度小于1.0%。

6. 如权利要求5所述的钢材,其中,所述成分组成以质量%计还含有选自Cu:1.0%以下、Ni:1.0%以下、Mo:2.0%以下、V:2.0%以下、W:2.0%以下中的一种或两种以上。

7. 如权利要求5所述的钢材,其中,所述硫化物系夹杂物为MnS。

8. 如权利要求6所述的钢材,其中,所述硫化物系夹杂物为MnS。

9. 一种钢材的制造方法,其为权利要求1~8中任一项所述的钢材的制造方法,其中,将钢原材加热至1100℃以上且1300℃以下的温度范围,在由(1)式算出的交叉轧制比为20以下、精轧最终道次的压下率为30%以下和精轧结束温度为750℃以上的条件下进行热轧,然后进行冷却,

交叉轧制比=轧制方向轧制比/轧制直角方向轧制比... (1)。

10. 一种罐,其是将权利要求1~8中任一项所述的钢材焊接而得到的罐,其中,焊接热影响区粗晶区的C方向的-196℃下的夏比冲击试验的吸收能为41J以上。

## 钢材及其制造方法、以及罐

### 技术领域

[0001] 本发明涉及适合供于例如液化气储槽用罐等在极低温的环境下使用的结构用钢的钢材及其制造方法。另外,本发明涉及使用该钢材的罐。

### 背景技术

[0002] 为了将热轧钢板作为液化气储槽用结构物的原材使用,由于使用环境要达到极低温,因此,钢板除了要求高强度以外,还要求低温下的韧性优良。例如,在液化天然气的储槽使用热轧钢板的情况下,需要在液化天然气的沸点: $-164^{\circ}\text{C}$ 以下确保优良的韧性。钢材的低温韧性差时,可能无法维持作为极低温储槽用结构物的安全性,因此,对应用的钢材强烈要求提高低温韧性。需要说明的是,在以下的说明中,包括 $-164^{\circ}\text{C}$ 以下的极低温区域在内统称为“低温”。

[0003] 针对该要求,以往使用以在低温下不显示脆性的奥氏体作为钢板的组织的奥氏体系不锈钢或9%Ni钢、或者5000系铝合金。但是,合金成本、制造成本高,因此,期望廉价且低温韧性优良的钢材。

[0004] 因此,作为替代以往的低温用钢的新钢材,例如在专利文献1中提出了使用大量添加有比较廉价的奥氏体稳定化元素Mn的高Mn钢作为低温环境的结构用钢。

[0005] 专利文献1中提出了通过将碳化物的面积百分率设定为5%以下等而在焊接热影响区确保低温韧性的技术。

[0006] 现有技术文献

[0007] 专利文献

[0008] 专利文献1:日本特表2015-508452号公报

### 发明内容

[0009] 发明所要解决的问题

[0010] 对于专利文献1中记载的奥氏体系钢材,从碳化物抑制的观点考虑,焊接热影响区的冷却速度限定于 $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上。在以 $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上对板厚小于10mm的钢板进行冷却的情况下,钢板容易产生翘曲、变形,需要形状矫正等多余的工序,从而阻碍生产率。一般而言,轧制宽度方向(C方向)的低温韧性具有比轧制方向(L方向)的低温韧性差的倾向,但对于该C方向的低温韧性,在专利文献1中没有进行任何验证。

[0011] 另外,液化气储槽用结构物(例如液化气储槽用罐)通过将钢材焊接来制造。由于来自液化天然气的内压施加到液化气储槽用罐(以下有时也称为罐)的内壁,因此,构成罐的钢材中,不仅在轧制方向(L方向)和板宽度方向(C方向)上产生拉伸应力,而且在相对于构成罐的全部钢材平行的方向(以下有时也称为全部方向)上也产生拉伸应力。此外,在罐的焊接部也产生L方向和C方向的拉伸应力。因此,在将钢材用于罐的原材的情况下,母材(母材部)和焊接部需要具有能够耐受全部方向、特别是L方向和C方向的拉伸应力所引起的负荷的特性。需要说明的是,如上所述,本发明中,上述“全部方向”是指包含相对于轧制方

向垂直的方向、相对于轧制方向平行的方向的所有方向。

[0012] 另外已知,如上所述的用途中使用的钢材不仅在原材阶段、而且在因加工、意外事故等而受到塑性变形的情况下,被称为应变时效脆化的韧性劣化。

[0013] 本发明是鉴于上述课题而完成的,其目的在于提供低温韧性优良的钢材及其制造方法、以及罐。

[0014] 在此,上述“焊接热影响区”是指在普通钢中作为韧性降低部分的焊接热影响区粗晶区(CGHAZ)。

[0015] 另外,上述“低温韧性优良”是指,在钢材中,板厚1/2位置的全部方向上的-196℃的夏比冲击试验的吸收能( $vE_{-196}$ )为41J以上。通常,与L方向和Z方向(板厚方向)相比,C方向的夏比冲击试验的吸收能显示最低的值。因此,本发明中,如果C方向的吸收能( $vE_{-196}$ )为41J,则称为“低温韧性优良”。需要说明的是,上述“41J”是IACS(国际船级协会联合)在截至2019年为止制成的高Mn钢的L方向的-196℃的规格案,作为C方向的吸收能,提出了27J。根据本发明,在C方向的夏比冲击试验中也能够满足L方向的规格。

[0016] 用于解决问题的方法

[0017] 本发明人为了实现上述课题,以奥氏体钢材(例如高Mn钢材)作为对象,对钢材(钢板)的成分组成、显微组织和制造方法、以及决定将该钢材焊接而得到的焊接部的特性的各种因素进行了深入研究。其结果是,得到了以下的a~d的见解。

[0018] a.为了提高-196℃下的夏比冲击试验的吸收能,抑制面心立方结构(FCC)中表面原子密度最小的(110)[001]的织构的发达、使硬度小于300HV是重要的。在适当的条件下实施热轧而将(110)[001]织构强度控制为小于10.0对吸收能的提高是有效的。优选(110)[001]织构强度小于9.0。

[0019] b.高Mn的奥氏体钢大量含有Mn,因此,与碳钢相比,较多地存在硫化物系夹杂物。此外,硫化物系夹杂物沿轧制方向伸长,因此,一般而言,夏比冲击试验的C方向断口与L方向断口相比,硫化物系夹杂物的面积率高。硫化物系夹杂物是破坏的起点的一个原因,因此,在热轧后硫化物系夹杂物的洁净度为1.0%以上的情况下,导致低温韧性的劣化。因此,为了提高高Mn钢的低温韧性,降低硫化物系夹杂物的洁净度是有效的。

[0020] c.在热轧中,在适当的条件下进行交叉轧制时,在C方向上也能够实现上述b。

[0021] d.高Mn钢与碳钢不同,在焊接时不会发生相变,因此,在焊接后也维持焊接前的显微组织。

[0022] 本发明是对以上的见解进一步进行研究而完成的,其主旨如下所述。

[0023] [1]一种钢材,其显微组织以面积率计95%以上为FCC,板厚1/2位置的(110)[001]织构强度小于10.0,板厚1/2位置的硬度小于300HV,板厚1/2位置的C方向的-196℃下的夏比冲击试验的吸收能为41J以上。

[0024] [2]如[1]所述的钢材,其中,应变时效后的板厚1/2位置的C方向的-196℃下的夏比冲击试验的吸收能为41J以上。

[0025] [3]如[1]或[2]所述的钢材,其中,焊接热影响区粗晶区的C方向的-196℃下的夏比冲击试验的吸收能为41J以上。

[0026] [4]如[1]~[3]中任一项所述的钢材,其成分组成为:以质量%计含有C:0.100%以上且0.700%以下、Si:0.05%以上且1.00%以下、Mn:20.0%以上且40.0%以下、P:

0.030%以下、S:0.0050%以下、Al:5.00%以下、Cr:7.0%以下、N:0.0500%以下、O:0.0050%以下、Ti:小于0.005%、Nb:小于0.005%,含有选自Ca:0.0100%以下、Mg:0.0100%以下、REM:0.0200%以下中的一种或两种以上,余量由铁和不可避免的杂质构成,上述显微组织中,硫化物系夹杂物的洁净度小于1.0%。

[0027] [5]如[4]所述的钢材,其中,上述成分组成以质量%计还含有选自Cu:1.0%以下、Ni:1.0%以下、Mo:2.0%以下、V:2.0%以下、W:2.0%以下中的一种或两种以上。

[0028] [6]如[4]或[5]所述的钢材,其中,上述硫化物系夹杂物为MnS。

[0029] [7]一种钢材的制造方法,其为[1]~[6]中任一项所述的钢材的制造方法,其中,将钢原材加热至1100℃以上且1300℃以下的温度范围,在由(1)式算出的交叉轧制比为20以下、精轧最终道次的压下率为30%以下和精轧结束温度为750℃以上的条件下进行热轧,然后进行冷却。

[0030] 交叉轧制比=轧制方向轧制比/轧制直角方向轧制比... (1)

[0031] [8]一种罐,其是将[1]~[6]中任一项所述的钢材焊接而得到的罐,其中,焊接热影响区粗晶区的C方向的-196℃下的夏比冲击试验的吸收能为41J以上。

[0032] 发明效果

[0033] 根据本发明,能够提供低温韧性优良的钢材及其制造方法。另外,本发明的钢材适合作为在低温环境下使用的钢结构物(液化气储槽用罐等)的原材使用,由此,能够提供具有焊接后的母材和焊接热影响区均优良的低温韧性的罐。因此,能够大幅有助于上述钢结构物的安全性、寿命的提高,在产业上发挥显著的效果。另外,本发明的制造方法不会引起生产率的降低和制造成本的增大,因此,能够提供经济性也优良的制造方法。

## 具体实施方式

[0034] 以下,对本发明详细进行说明。需要说明的是,本发明不限于以下的实施方式。

[0035] 首先,对本发明的技术思想详细进行说明。

[0036] 如上所述,作为廉价且低温韧性优良的钢材,有奥氏体钢材(例如高Mn钢材)。为了将该高Mn钢材作为在低温环境下使用的钢结构物(例如罐)的原材使用,罐的内壁和焊接部要求具有能够耐受储存的气体的内压的特性,特别是要求具有能够耐受不仅L方向和C方向上、而且全部方向上的拉伸应力所引起的负荷的特性。

[0037] 高Mn钢材(在此,是指Mn含量为20.0~40.0质量%的钢板)为奥氏体钢材,因此,基本上不会发生脆性破坏,几乎都是延性破坏。与此相对,对于普通钢(在此,是指常温下的结晶结构为BCC的低碳钢板)而言,延性破坏与织构无关,另外,普通钢的平台能量(shelf energy)(最大吸收能)为200J以上,根据条件,有时也超过300J。即,普通钢的吸收能充分大,因此,在普通钢的情况下,只要不形成脆性断口,则不需要将吸收能作为问题。

[0038] 本发明人的研究的结果可知,在-196℃的超低温下进行夏比冲击试验的情况下,高Mn钢材虽然为延性破坏,但L方向的吸收能达到约100J,C方向的吸收能有时低于41J。这意味着,在将高Mn钢材焊接而制造的罐的母材和焊接部,在相对于轧制方向垂直的方向上拉伸的冲击应力起作用时,容易发生破坏。

[0039] 即,施加于罐的内壁和焊接部的液化天然气的内压在L方向、C方向和与构成罐的全部钢材的内侧的面(内壁)平行的方向上产生,因此需要对全部方向具有充分的韧性值。

已知轧制材料在相对于轧制方向截取C方向的夏比冲击试验片的情况下韧性最低。因此,提高C方向的夏比冲击试验的韧性值是重要的。

[0040] 需要说明的是,“C方向”是指相对于轧制方向(L方向)垂直的方向。“C方向的夏比冲击试验”是指夏比冲击试验片的长度方向与C方向平行,缺口朝向轧制方向。本申请的“轧制方向”是指将轧制材料沿着各种方向进行轧制中总压下量最大的轧制方向。

[0041] 因此,本发明人进一步对该原因进行了深入调查,结果新发现了轧制结构(由轧制产生的结构)因这样的吸收能的差异而产生、即延性破坏与结构的关系。以下对延性破坏与结构的关系进行说明。

[0042] 本发明中,着眼于夏比冲击试验中的撞击夏比试验片的方向。对撞击以使夏比试验片的长度方向为钢板的轧制方向的方式裁取的L方向夏比试验片(其中,缺口朝向C方向)和以使夏比试验片的长度方向为与钢板的轧制方向垂直的方向的方式裁取的C方向夏比试验片(其中,缺口朝向L方向)的方向进行考虑。

[0043] 如上所述,(110)的结构变高时,具有韧性更低的倾向。无法由结构预测吸收能,因此,虽然其原因还不明确,但认为,如后所述大概是(110)[001]结构产生影响。该结构中,(100)面沿C方向进行取向,(110)面沿L方向进行取向。因此,在C方向上具有缺口的L方向夏比冲击试验中得到良好的值,但是,在L方向上具有缺口的C方向夏比冲击试验中成为差的值。JIS标准中,C方向夏比冲击试验的吸收能值规定为27J以上,低值也是可接受的。但是,在形成罐的情况下,如上所述,应力施加于全部方向,因此,优选在C方向上也具有与L方向相同程度的吸收能。

[0044] 对于母材,在奥氏体钢材的情况下,即使升温也不会发生相变,因此,将奥氏体钢材焊接而得到的焊接部的结构与母材几乎相同的状态,即不发生变化。因此,作为母材的奥氏体钢材的制造时,预先精心调整结构变得重要。

[0045] 因此,本发明中,在后述的热轧的工序中,将在通常的轧制时容易形成的(110)[001]结构与进行90度旋转而轧制的交叉轧制中使其他取向发达的结构尽可能相同程度地混合,由此降低(110)[001]结构的强度(即,不使(110)[001]结构发达)。在此,面心立方结构(FCC)中,(110)面的表面原子密度最小,另外表面原子密度小的面是最脆的面。认为在延性破坏中,这样的脆面容易破碎,吸收能变低。因此认为,通过不使(110)[001]结构发达,能够使L方向和C方向的夏比吸收能均等化。

[0046] 此外,本发明人的研究的结果发现,高Mn钢材在硬度为300HV以上的情况下,应变时效后的C方向的-196℃下的夏比冲击试验的吸收能小于41J。详细的机制还不明确,但认为是,高硬度的情况下位错密度更高,因此,高Mn钢中大量含有的C固定了更多的位错。

[0047] 接着,对本发明的钢材进行说明。

[0048] 本发明的钢材中,常压下的显微组织以面积率计95%以上为FCC结构,板厚1/2位置的(110)[001]结构强度小于10.0,板厚1/2位置的硬度小于300HV,板厚1/2位置的C方向的-196℃下的夏比冲击试验的吸收能为41J以上。

[0049] 另外,本发明的钢材中,应变时效后和焊接后的焊接热影响区粗晶区的-196℃下的C方向的夏比冲击试验的吸收能可以为41J以上。

[0050] 另外,显微组织中,硫化物系夹杂物的洁净度可以小于1.0%。

[0051] 以下,对本发明中如上所述限定显微组织的理由进行说明。

[0052] [钢材的显微组织]

[0053] 常压下的显微组织:以面积率计95%以上为FCC结构

[0054] 本发明中,“常压下的显微组织”是指在压力1atm下从1300℃以下的温度起至-273℃为止的温度范围内的显微组织。在高Mn钢材的情况下,1300℃以下的温度范围(例如1250℃)内的显微组织以面积率计95%以上为FCC。

[0055] 如上所述,在钢材的结晶结构为体心立方结构(BCC)的情况下,该钢材可能在低温环境下发生脆性破坏,因此不适于低温环境下的使用。因此,在假设低温环境下的使用时,钢材的基底相需要结晶结构为面心立方结构(FCC)。需要说明的是,本发明中,“以奥氏体作为基底相”意味着奥氏体相相对于显微组织整体以面积率计为95%以上。奥氏体相优选为97%以上。奥氏体相以外的余量为铁素体相和/或马氏体相。奥氏体相以外的余量优选各相的合计面积率为5%以下。

[0056] 需要说明的是,本发明中,奥氏体相等的面积百分率可以通过后述的实施例中记载的方法进行测定。

[0057] (110) [001] 织构强度:小于10.0

[0058] 本发明中,如上所述,为了提高钢材(母材)和焊接热影响区的低温韧性,在适当的条件下进行热轧是重要的。由此,能够使显微组织、特别是(110) [001] 织构的强度降低,使C方向和L方向的夏比吸收能均等化。

[0059] 板厚1/2位置的显微组织中的(110) [001] 织构强度为10.0以上时,龟裂容易传播。其结果是,吸收能降低。因此,上述的(110) [001] 织构强度设定为小于10.0。优选设定为9.0以下。更优选设定为6.0以下。由于L方向的吸收能降低,因此,板厚1/2位置的显微组织中的(110) [001] 织构强度优选设定为1.0以上。更优选设定为4.0以上。

[0060] 硬度:小于300HV

[0061] 板厚1/2位置的硬度为300HV以上时,延性降低,吸收能降低。因此,上述的硬度设定为小于300HV。优选设定为280HV以下。更优选设定为260HV以下。由于钢材的强度降低,因此,板厚1/2位置的硬度优选设定为200HV以上。更优选设定为220HV以上。

[0062] 硫化物系夹杂物的洁净度:小于1.0% (优选条件)

[0063] 板厚1/2位置的显微组织中的硫化物系夹杂物的洁净度为1.0%以上时,成为破坏的起点。其结果是,吸收能可能降低。因此,上述的硫化物系夹杂物的洁净度优选设定为小于1.0%。更优选设定为0.8%以下。进一步优选设定为0.6%以下。上述洁净度的下限没有特别规定,从制造成本的观点考虑,优选设定为0.1%以上。

[0064] 需要说明的是,上述洁净度利用下述(2)式来计算。

[0065]  $d = (n/p \times f) \times 100 \cdots (2)$

[0066] 在此,上述(2)式中,p为视野内的总格子点数,f为视野数,n为f个视野中的被夹杂物占有的格子点中心的数量。

[0067] 因此,洁净度是计算钢材的板厚1/2位置的硫化物系夹杂物所占的面积百分率而得到的值,表示C方向的硫化物系夹杂物。作为硫化物系夹杂物,可以列举例如MnS。

[0068] 上述(110) [001] 织构强度:小于10.0、硬度:小于300HV和硫化物系夹杂物的洁净度:小于1.0%可以通过进行遵循后述条件的热轧来实现。

[0069] 需要说明的是,本发明中,上述织构强度、硬度和硫化物系夹杂物的洁净度可以通

过后述实施例中记载的方法进行测定。

[0070] 具有以上的显微组织的本发明的钢材的低温韧性优良。

[0071] 在此,除了具有上述显微组织的钢材(母材)以外,还测定应变时效后和焊接热影响区的 $-196^{\circ}\text{C}$ 下的夏比冲击试验的吸收能。

[0072] 钢材的板厚1/2位置的显微组织中,(110) [001] 织构强度小于10.0、且硬度小于300HV时,在钢材的板厚1/2位置,在包括C方向和L方向的全部方向上能够实现吸收能( $vE_{-196}$ ):41J以上。由此,即使在将本发明的钢材焊接而得到的焊接部也能够实现焊接热影响区粗晶区的C方向的吸收能( $vE_{-196}$ ):41J以上。另外,对本发明的钢材在规定的条件(例如后述的实施例中记载的条件)下赋予预应变而实施时效处理后,能够实现应变时效后的C方向的吸收能( $vE_{-196}$ ):41J以上。

[0073] 需要说明的是,优选的热量等焊接条件与后述的罐的优选焊接条件相同,因此在此处省略。

[0074] 另外,除了上述的织构强度和硬度以外使钢材的板厚1/2位置的硫化物系夹杂物的洁净度小于1.0%时,在显示低值的C方向上也能够更有效地得到吸收能( $vE_{-196}$ ):41J以上。

[0075] 接着,对本发明的钢材(奥氏体钢材)的成分组成的优选范围进行说明。需要说明的是,使用本发明的奥氏体钢材(例如高Mn钢材)作为原材,将该钢材焊接而得到的结构体(例如罐)在母材和焊接部也形成同样的成分组成和显微组织(其中,焊接部的奥氏体粒径变大)。

[0076] [成分组成]

[0077] 本发明中,奥氏体钢材及其制造中使用的钢原材具有上述的成分组成。对本发明的奥氏体钢材的成分组成和其限定理由进行说明。需要说明的是,与成分组成有关的“%”的表述只要没有特别说明则表示“质量%”。

[0078] C:0.100%以上且0.700%以下

[0079] C是廉价的奥氏体稳定化元素,是用于得到奥氏体的重要元素。为了得到该效果,C优选含有0.100%以上。另一方面,C超过0.700%而含有时,Cr碳化物过度生成,低温韧性可能降低。因此,C优选设定为0.100%以上且0.700%以下。C更优选设定为0.200%以上,更优选设定为0.600%以下。C进一步优选设定为0.250%以上,进一步优选设定为0.550%以下。

[0080] Si:0.05%以上且1.00%以下

[0081] Si作为脱氧材料发挥作用,不仅在炼钢上是必要的,而且具有固溶于钢中并通过固溶强化使钢板高强度化的效果。为了得到这样的效果,Si优选含有0.05%以上。另一方面,Si超过1.00%而含有时,非热的应力过度上升,因此,低温韧性可能劣化。因此,Si优选设定为0.05%以上且1.00%以下。Si更优选设定为0.07%以上,更优选设定为0.80%以下。Si进一步优选设定为0.10%以上,进一步优选设定为0.60%以下。

[0082] Mn:20.0%以上且40.0%以下

[0083] Mn是比较廉价的奥氏体稳定化元素。本发明中,是用于兼顾强度和低温韧性的重要元素。为了得到该效果,Mn优选含有20.0%以上。另一方面,Mn超过40.0%而含有时,低温韧性可能劣化。另外,焊接性、切割性可能劣化。此外,会助长偏析,助长应力腐蚀破裂的发生。因此,Mn优选设定为20.0%以上且40.0%以下。Mn更优选设定为23.0%以上,进一步优选设定为24.0%以上。更优选设定为35.0%以下,进一步优选设定为30.0%以下。

[0084] P:0.030%以下

[0085] P超过0.030%而含有时,过度在晶界偏析,因此,低温韧性降低。因此,以0.030%作为上限,优选尽可能地降低。因此,P设定为0.030%以下。需要说明的是,过度的P降低会使精炼成本高涨,在经济上变得不利,因此,优选设定为0.002%以上。P更优选设定为0.005%以上,进一步优选设定为0.010%以上。更优选设定为0.028%以下,进一步优选设定为0.024%以下。

[0086] S:0.0050%以下

[0087] S会使母材的低温韧性、延性劣化,因此,以0.0050%作为上限,优选尽可能地降低。因此,S设定为0.0050%以下。更优选设定为0.0045%以下,进一步优选设定为0.0040%以下。需要说明的是,过度的S的降低会使精炼成本高涨,在经济上变得不利,因此,S优选设定为0.0010%以上。更优选设定为0.0012%以上。

[0088] Al:5.00%以下

[0089] Al作为脱氧剂发挥作用,在钢板的钢水脱氧工艺中最广泛地使用。另外,拉伸试验时的屈服强度和局部伸长率提高。为了得到这样的效果,Al优选含有0.01%以上。另一方面,Al超过5.00%而含有时,夹杂物大量存在,使低温韧性劣化,因此设定为5.00%以下。Al更优选设定为0.01%以上,进一步优选设定为0.02%以上。Al更优选设定为4.00%以下,进一步优选设定为3.50%以下。

[0090] Cr:7.0%以下

[0091] Cr会使晶界强度提高,因此是对低温韧性的提高有效的元素。为了得到这样的效果,Cr优选含有0.5%以上。另一方面,Cr超过7.0%而含有时,由于Cr碳化物的生成,低温韧性和耐应力腐蚀破裂性可能降低。因此,Cr优选设定为7.0%以下。Cr优选设定为0.5%以上,更优选设定为1.0%以上,进一步优选设定为1.2%以上。Cr更优选设定为6.7%以下,进一步优选设定为6.5%以下。另外,为了进一步提高耐应力腐蚀破裂,更进一步优选将Cr设定为2.0%以上且6.0%以下。

[0092] N:0.0500%以下

[0093] N是奥氏体稳定化元素,是对低温韧性的提高有效的元素。为了得到这样的效果,N优选含有0.0050%以上。另一方面,N超过0.0500%而含有时,氮化物或碳氮化物粗大化,韧性可能降低。因此,N优选设定为0.0500%以下。N优选设定为0.0050%以上,更优选设定为0.0060%以上,进一步优选设定为0.0070%以上。N更优选设定为0.0400%以下,进一步优选设定为0.0300%以下。

[0094] O:0.0050%以下

[0095] O由于氧化物的形成而使低温韧性劣化。因此,O设定为0.0050%以下的范围。优选设定为0.0045%以下,更优选设定为0.0040%以下,进一步优选设定为0.0035%以下。需要说明的是,过度的O的降低会使精炼成本高涨,在经济上变得不利,因此,O优选设定为0.0010%以上。更优选设定为0.0012%以上。

[0096] Ti:小于0.005%、Nb:小于0.005%

[0097] Ti和Nb在钢中形成高熔点的碳氮化物,因此低温韧性降低。Ti和Nb是从原材料等不可避免地混入的成分,因此,以Ti:0.005%以上且0.010%以下和Nb:0.005%以上且0.010%以下的范围混入是惯例。因此,依据后述的熔炼的方法,需要避免Ti和Nb的不可避免的混入、将Ti和Nb的含量各自抑制为小于0.005%。通过将Ti和Nb的含量各自抑制为小于

0.005%，能够排除上述的碳氮化物的不利影响，能够确保优良的低温韧性以及延性。优选将Ti和Nb的含量设定为0.003%以下。当然，Ti和Nb的含量可以为0%。更优选设定为0.001%以上。

[0098] 选自Ca:0.0100%以下、Mg:0.0100%以下、REM:0.0200%以下中的一种或两种以上

[0099] Ca、Mg和REM(稀土金属)是对夹杂物的形态控制有用的元素。夹杂物的形态控制是指使伸展的硫化物系夹杂物为粒状的夹杂物。通过该夹杂物的形态控制，使延性、韧性和耐硫化物应力腐蚀破裂性提高。为了得到这样的效果，Ca和Mg优选含有0.0005%以上，REM优选含有0.0010%以上。另一方面，大量含有任一元素时，非金属夹杂物量都会增加，反而使延性、韧性、耐硫化物应力腐蚀破裂性降低。另外，在经济上变得不利。

[0100] 因此，在含有Ca和Mg的情况下，优选分别设定为0.0100%以下，在含有REM的情况下，优选设定为0.0200%以下。优选设定为Ca:0.0005%以上、Mg:0.0005%以上、REM:0.0010%以上。更优选设定为Ca:0.0010%以上且0.0080%以下、Mg:0.0010%以上且0.0080%以下、REM:0.0020%以上且0.0150%以下。进一步优选设定为Ca:0.0050%以下、Mg:0.0050%以下。

[0101] 本发明的奥氏体钢材中，上述成分以外的余量为铁(Fe)和不可避免的杂质。作为此处的不可避免的杂质，可以列举H、B等，以各元素的合计为0.01%以下时可以允许。

[0102] 优选上述的元素作为基本的成分组成。通过该基本的成分组成，可以得到本发明中作为目的的特性。本发明中，为了进一步提高强度和低温韧性，除了上述的元素以外还可以根据需要含有下述的元素。

[0103] 选自Cu:1.0%以下、Ni:1.0%以下、Mo:2.0%以下、V:2.0%以下、W:2.0%以下中的一种或两种以上

[0104] Cu:1.0%以下、Ni:1.0%以下

[0105] Cu和Ni是不仅通过固溶强化使钢板高强度化、而且提高位错的迁移率从而使低温韧性也提高的元素。为了得到这样的效果，Cu和Ni优选含有0.01%以上。另一方面，Cu和Ni超过1.0%而含有时，轧制时表面性状劣化，除此以外还压迫制造成本。因此，在含有这些合金元素的情况下，其含量各自优选设定为1.0%以下。更优选设定为0.03%以上，更优选设定为0.7%以下。进一步优选设定为0.5%以下。

[0106] Mo:2.0%以下、V:2.0%以下、W:2.0%以下

[0107] Mo、V和W有助于奥氏体的稳定化，并且有助于母材强度的提高。为了得到这样的效果，Mo、V和W优选各自含有0.001%以上。另一方面，Mo、V和W各自超过2.0%而含有时，生成粗大的碳氮化物，成为破坏的起点，除此以外还压迫制造成本。因此，在含有这些合金元素的情况下，其含量各自优选设定为2.0%以下。更优选设定为0.003%以上，更优选设定为1.7%以下。进一步优选设定为1.5%以下。

[0108] 需要说明的是，本发明中，“钢材(奥氏体钢材)”是指板厚6mm以上的钢板。从优选作为在极低温的环境下使用的结构用钢的原材使用的观点考虑，板厚优选设定为大于9mm，进一步优选设定为12mm以上。板厚的上限没有特别限定，可以设定为任意的厚度，优选设定为40mm以下。

[0109] [钢材的制造方法]

[0110] 接着，对本发明的一个实施方式中的钢材的制造方法进行说明。

[0111] 本发明的钢材(奥氏体钢材)可以通过转炉、电炉等公知的熔炼方法对具有上述成分组成的钢水进行熔炼。另外,可以在真空脱气炉中进行二次精炼。

[0112] 此时,为了将妨碍组织控制的Ti和Nb限制为上述数值范围,需要避免从原料等不可避免地混入Ti和Nb、采取降低它们的含量的措施。例如,通过降低精炼阶段中的熔渣的碱度,使这些合金向熔渣中富集并排出,从而降低最终的钢坯制品中的Ti和Nb的浓度。或者,可以是吹入氧气而使其氧化、在回流时使Ti和Nb的合金漂浮分离等等方法。

[0113] 然后,优选通过连续铸造法、铸锭-开坯轧制法等公知的铸造方法制成规定尺寸的钢坯等钢原材。

[0114] 以下,对用于将上述钢原材制成低温韧性优良的钢材(奥氏体钢材)的制造条件进行详细说明。

[0115] 为了得到上述构成的奥氏体钢材,重要的是将钢原材加热至1100℃以上且1300℃以下的温度范围,实施规定的交叉轧制,并且进行精轧最终道次的压下率为30%以下、精轧结束温度为750℃以上的条件的热轧。此处的温度控制以钢原材的表面温度作为基准。

[0116] 需要说明的是,以下的制造方法的说明中,与温度有关的“℃”表述只要没有特别说明则分别为钢原材或钢板的表面温度。表面温度可以利用例如辐射温度计等进行测定。另外,关于钢坯、钢板的板厚中心位置的温度,例如,可以通过在钢板的板厚中心安装热电偶进行测定来求出、或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。

[0117] 钢原材的加热温度:1100℃以上且1300℃以下

[0118] 为了在热轧中使Mn扩散,热轧前的钢原材的加热温度设定为1100℃以上。通过使Mn扩散,在Mn负偏析部也能够确保奥氏体的稳定度。由此,在焊接时得到的焊接热影响区粗晶区也能够确保奥氏体的稳定度,能够防止脆性破坏。另一方面,加热温度超过1300℃时,有时担心开始钢的熔化,因此,加热温度的上限设定为1300℃。优选为1130℃以上且1270℃以下。

[0119] 由(1)式算出的交叉轧制比:20以下

[0120] 交叉轧制比=轧制方向轧制比/轧制直角方向轧制比…(1)

[0121] 在此,“轧制方向轧制比”是指相对于总轧制的轧制方向的轧制比。“轧制直角方向轧制比”是指相对于总轧制的轧制直角方向的轧制比。因此,“轧制方向轧制比/轧制直角方向轧制比”是指相对于轧制直角方向轧制的轧制方向的轧制比。

[0122] 如上所述,奥氏体钢的轧制中,(110) [001] 织构容易发达。因此,通过进行不同方向的轧制,(110) [001] 织构的比例变小,能够降低(110) [001] 织构的强度。为了使(110) [001] 织构强度小于10.0,将由(1)式算出的交叉轧制比设定为20以下。

[0123] 此外,在热轧时实施沿C方向进行轧制的交叉轧制,通过将交叉轧制比设定为20以下而降低C方向的硫化物系夹杂物的面积百分率也是有效的。交叉轧制比优选为18以下,进一步优选为15以下。

[0124] 需要说明的是,通过沿同一方向反复进行轧制,(110) [001] 织构发达,因此,交替反复进行轧制方向的轧制和轧制直角方向的轧制对于织构的均匀化而言是优选的。优选反复进行2次以上。优选设定为3次以下。

[0125] 精轧最终道次的压下率:30%以下、精轧结束温度:750℃以上

[0126] 精轧最终道次的压下率大于30%时,位错密度变得过高,低温韧性劣化。精轧结束温度低于750℃时,(110)[001]织构过度发达,低温韧性劣化。因此,精轧最终道次的压下率设定为30%以下。该压下率优选设定为小于25%,进一步优选设定为20%以下。精轧结束温度设定为750℃以上。精轧结束温度优选设定为780℃以上,进一步优选设定为800℃以上。精轧结束温度的上限没有特别规定,从强度确保的观点考虑,优选设定为950℃以下,进一步优选设定为920℃以下。精轧最终道次的压下率的下限没有特别规定,从强度确保的观点考虑,优选为5%以上,进一步优选设定为10%以上。

[0127] 需要说明的是,本发明中,为了进一步提高强度和韧性,优选在交叉轧制中进一步控制为以下的条件。

[0128] 轧制开始温度(优选条件)

[0129] 轧制开始温度优选为1100~1250℃。低于1100℃时,轧制温度低于780℃,织构可能过度发达。超过1250℃时,织构可能不发生变化。

[0130] 轧制温度(优选条件)

[0131] 轧制温度(轧制中的温度)优选为780~1250℃。低于780℃时,织构可能过度发达。超过1250℃时,织构可能不发生变化。

[0132] 压下量(优选条件)

[0133] 780~1250℃的温度范围内的压下量优选为60~98%。该压下量小于60%时,织构可能不发生变化。该压下量超过98%时,织构可能过度发达。上述压下量表示780~1250℃的温度范围内的总压下率。

[0134] 冷却

[0135] 热轧结束后,进行冷却。冷却条件没有特别规定。优选从(热轧结束时的温度-100℃)以上的温度起以1.0℃/s以上的平均冷却速度冷却至600℃以下。由此,抑制碳化物生成和P的晶界偏析,钢材的特性进一步提高。需要说明的是,上述的“热轧结束时的温度”是指精轧结束温度。

[0136] 接着,对本发明的罐进行说明。

[0137] 本发明的罐是将上述钢材焊接而制造的罐。如上述见解d所记载的那样,本发明的钢材在焊接后也维持焊接前的显微组织。因此,本发明的罐的母材的成分组成和显微组织与上述钢材(奥氏体钢材)相同。通过如上所述规定母材(钢材)的成分组成和显微组织,可以得到母材的板厚1/2位置的-196℃下的夏比冲击试验的吸收能为41J以上的罐。另外,能够使罐的焊接热影响区粗晶区的-196℃下的夏比冲击试验的吸收能为41J以上。此外,能够使应变时效后的-196℃下的夏比冲击试验的吸收能为41J以上。

[0138] 本发明的罐具有上述特性,因此,例如能够在液化气储槽用罐等极低温的环境下使用。

[0139] 接着,对上述罐的制造方法的优选的一例进行说明。

[0140] 本发明的罐通过将上述的钢材焊接而制造。需要说明的是,对于作为原材的钢材(奥氏体钢材)的制造方法已进行了说明,因此省略。在此,对优选的焊接条件进行说明。

[0141] [优选焊接条件]

[0142] 焊接的种类优选为熔化极气体保护电弧焊。

[0143] 热输入范围优选为3.0kJ/mm以下。另外,优选为0.5kJ/mm以上。通过满足该热输入

范围,能够满足上述的特性。

[0144] 500~800℃的温度范围内的平均冷却速度优选设定为10℃/s以上。该温度范围内的平均冷却速度小于10℃/s时,生成碳化物,吸收能降低。

[0145] 如以上说明的那样,根据本发明,能够使钢材的全部方向、特别是L方向和C方向的夏比冲击试验的吸收能均等化,因此,能够减小钢材(母材)和焊接部的冲击特性的取向依赖性。由此,材料(原材)的可靠性提高。

[0146] 实施例

[0147] 以下,基于实施例对本发明更详细地进行说明。需要说明的是,以下的实施例示出本发明的优选一例,本发明不限于该实施例。

[0148] 通过转炉-钢包精炼-连续铸造法,制作表1所示的成分组成的钢坯。需要说明的是,表1所示的“-”表示不主动添加,不仅是不含有的(0%)情况,而且还包括不可避免地含有的情况。接着,将所得到的钢坯在表2所示的条件下进行热轧,然后进行冷却,制作板厚为6~40mm的钢材(钢板)。

[0149] 需要说明的是,交叉轧制中,以使轧制中的温度为780~1250℃、780~1250℃的压下量为60~98%、轧制结束后的冷却条件为1.0℃/s以上的方式适当控制来进行。上述“轧制结束后的冷却条件”是指从(热轧结束时的温度-100℃)以上的温度起至600℃以下的温度为止的平均冷却速度。

[0150] 另外,从所得到的钢板裁取接头用试验板(大小:250mm×500mm),将它们的L方向彼此和C方向彼此焊接,由此制作焊接接头。在此,在坡口的形状:半V形、背衬材料:陶瓷、保护气体:Ar-30%CO<sub>2</sub>、焊炬后退角:5~10°的焊接条件下进行焊接。

[0151] 使用所得到的钢板和焊接接头,分别按照下述的要点,对钢板实施拉伸试验特性、低温韧性和显微组织的评价,对焊接接头的焊接热影响区粗晶区实施低温韧性的评价。

[0152] (1) 拉伸试验特性

[0153] 使用所得到的钢板,从钢板的长度方向和宽度方向的中央位置的、板厚1/2位置裁取如下所示的拉伸试验片。对于板厚大于15mm的钢板,裁取JIS4号拉伸试验片,对于板厚为15mm以下的钢板,裁取圆棒拉伸试验片。使用各拉伸试验片,依据JIS Z2241(2011年)的规定进行拉伸试验,对拉伸强度(TS)、屈服应力(YS)进行评价。本实施例中,将具有屈服应力为400MPa以上的特性的情况判定为“母材强度优良”。

[0154] (2) 低温韧性

[0155] 钢板的低温韧性的评价以下述方式进行。

[0156] 使用所得到的钢板,在从钢板的表面起板厚的1/2位置,从与轧制方向垂直的方向裁取C方向的夏比V缺口试验片。另外,在从所得到的钢板的钢板表面起板厚的1/2位置,从与轧制方向平行的方向裁取L方向的夏比V缺口试验片。此外,在从所得到的钢板的钢板表面起板厚的1/2位置,从L方向和C方向分别裁取标距200mm的拉伸试验片,在5%的拉伸预应变后,在250℃下进行1小时的时效处理,从处理后的拉伸试验片裁取L方向和C方向的夏比V缺口试验片。

[0157] 接着,依据JIS Z 2242(2005年)的规定,对各钢板实施3条试验片的夏比冲击试验,求出-196℃下的吸收能,对钢材(母材)韧性进行评价。如上所述,钢板C方向显示韧性的低值。因此,本实施例中,将3条试验片的吸收能( $vE_{-196}$ )的平均值为C方向:41J以上判定为

“母材韧性优良”。

[0158] 需要说明的是,对于板厚10mm以下的钢板,在C方向上制作小尺寸(5mm)的夏比V缺口试验片,对于各试验片,在-196℃下实施3条试验片的夏比冲击试验。表3中,对于使用小尺寸的夏比V缺口试验片实施的样品,在吸收能的项目中显示“\*1”。在小尺寸的情况下,将3条试验片的吸收能( $vE_{-196}$ )的平均值为C方向:27J以上判定为“母材韧性优良”。

[0159] 焊接接头的低温韧性的评价以下述方式进行。

[0160] 从板厚大于10mm的各焊接接头,依据JIS Z 2242(2005年)的规定裁取夏比V缺口试验片,对于各焊接接头在-196℃下实施3条试验片的夏比冲击试验。本实施例中,将3条试验片的吸收能的平均值为41J以上判定为“焊接部的韧性优良”。

[0161] 需要说明的是,对于板厚小于10mm的各焊接接头,依据JIS Z 2242(2005年)的规定,裁取5mm小尺寸的夏比V缺口试验片,对于各焊接接头,在-196℃下实施3条试验片的夏比冲击试验。表3中,对于使用小尺寸的夏比V缺口试验片实施的样品,在吸收能的项目中显示“\*1”。在小尺寸的情况,将3条试验片的吸收能的平均值为27J以上判定为“焊接部的韧性优良”优良。

[0162] 在此,与上述同样地,使用显示最低值的钢板C方向上的测定值来进行评价。

[0163] (3)组织评价

[0164] [显微组织的观察]

[0165] 显微组织的各相的面积率由EBSD分析的相图(Phase map)求出。

[0166] 在所得到的钢板的板厚1/2位置,从与轧制方向平行的截面裁取EBSD分析用试验片,在 $500\mu\text{m} \times 200\mu\text{m}$ 的视野中,以测定步长 $0.3\mu\text{m}$ 进行EBSD分析,将相图中记载的值作为奥氏体相、铁素体相、马氏体相的面积率。

[0167] 需要说明的是,表3中,“其他相”中示出奥氏体相以外的余量、即铁素体相和/或马氏体相的合计面积率。

[0168] [织构强度]

[0169] 使用所得到的钢板,从钢板的长度方向和宽度方向的中央位置的、板厚1/2位置裁取测定用试验片。使用各测定用试验片,通过X射线衍射测定ND面的织构强度。由所得到的ODF(Orientation Determination Function:三维结晶取向分布函数)求出织构强度的最大值。需要说明的是,关于ODF,可以通过化学研磨除去钢板表面的残留应力后,由通过X射线衍射(内部标准化)测定的极点图((110) [001]、(100) [011]、(100) [010]、(110) [112]、(112) [111])得到。

[0170] [硬度]

[0171] 使用所得到的钢板,在钢板的长度方向和宽度方向的中央位置的、板厚1/2位置,以HV10kg测定100点。使用其最大值作为最高硬度值。

[0172] [硫化物系夹杂物的洁净度]

[0173] 使用所得到的钢板,从钢板的长度方向和宽度方向的中央位置的、板厚1/2位置切出轧制方向截面的光学显微镜样品,通过JIS G 0555附带说明书1的“基于点算法的非金属夹杂物的显微镜试验方法”来算出。在此,算出C方向的硫化物系夹杂物的洁净度。以显微镜的倍率 $\times 400$ 测定60个视野,使用下式来算出洁净度(%)。

[0174]  $d = (n/p \times f) \times 100 \cdots (2)$

[0175] 在此,上述(2)式中,p为视野内的总格子点数,f为视野数,n为f个视野中的被夹杂物占有的格子点中心的数量。

[0176] 需要说明的是,以硫化物系夹杂物的形式算出MnS的洁净度。

[0177] 将通过以上步骤得到的结果示于表3。

[0178]

[表1]

钢 No.	成分组成(质量%)																		
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	N	O	Ti	Nb	Ca	Mg	REM	Cu	Ni	Mo	V	W
1	0.455	0.31	24.2	0.017	0.0023	0.03	3.6	0.0160	0.0020	0.002	0.002	0.0005	—	—	—	—	—	—	—
2	0.528	0.24	25.5	0.016	0.0020	0.11	3.1	0.0201	0.0019	0.001	0.002	—	0.0005	—	—	—	—	—	—
3	0.290	0.98	34.8	0.014	0.0050	0.05	5.2	0.0332	0.0017	0.002	0.001	—	—	0.0010	—	—	—	—	—
4	0.334	0.58	32.4	0.030	0.0018	0.04	4.6	0.0164	0.0016	0.001	0.002	0.0010	—	0.8	—	—	—	—	—
5	0.489	0.39	23.7	0.016	0.0018	0.57	6.0	0.0173	0.0015	0.002	0.003	—	0.0007	—	0.9	—	—	—	—
6	0.616	0.15	20.4	0.013	0.0019	3.30	0.9	0.0090	0.0015	0.003	0.002	—	—	0.0012	—	1.8	—	—	—
7	0.198	0.87	33.6	0.015	0.0020	0.07	5.8	0.0427	0.0016	0.002	0.002	0.0030	—	—	—	—	0.2	—	—
8	0.421	0.36	26.7	0.016	0.0018	0.04	2.7	0.0245	0.0018	0.002	0.001	—	0.0010	—	—	—	—	—	0.2
9	0.092	0.43	20.5	0.020	0.0025	0.04	1.8	0.0189	0.0017	0.002	0.001	0.0035	—	—	—	—	—	—	—
10	0.713	0.89	38.7	0.028	0.0041	1.06	0.7	0.0373	0.0034	0.003	0.002	—	0.0005	—	—	—	—	—	—
11	0.644	1.04	21.6	0.026	0.0031	0.05	6.0	0.0390	0.0035	0.002	0.002	—	—	0.0011	—	—	—	—	—
12	0.201	0.56	19.6	0.019	0.0019	0.03	1.3	0.0175	0.0026	0.002	0.003	0.0018	—	—	—	—	—	—	—
13	0.357	0.34	40.5	0.022	0.0027	0.04	0.6	0.0193	0.0020	0.002	0.001	—	0.0008	—	—	—	—	—	—
14	0.669	0.58	22.2	0.033	0.0018	0.71	6.8	0.0214	0.0041	0.002	0.002	—	—	0.0013	—	—	—	—	—
15	0.582	0.73	37.6	0.021	0.0054	2.47	1.0	0.0172	0.0018	0.001	0.003	0.0022	—	—	—	—	—	—	—
16	0.453	0.53	35.1	0.017	0.0021	5.05	3.7	0.0168	0.0032	0.002	0.001	—	0.0011	—	—	—	—	—	—
17	0.652	0.30	23.0	0.026	0.0034	0.08	7.4	0.0457	0.0028	0.001	0.001	0.0025	—	—	—	—	—	—	—
18	0.632	0.61	21.6	0.019	0.0022	3.50	5.7	0.0519	0.0043	0.002	0.002	—	—	0.0010	—	—	—	—	—
19	0.524	0.84	20.2	0.020	0.0032	4.71	2.1	0.0230	0.0053	0.003	0.001	0.0016	—	—	—	—	—	—	—
20	0.119	0.56	20.5	0.025	0.0025	0.05	0.6	0.0152	0.0038	0.006	0.002	—	0.0009	—	—	—	—	—	—
21	0.642	0.79	23.1	0.028	0.0037	0.06	6.6	0.0475	0.0035	0.002	0.006	—	—	0.0015	—	—	—	—	—

[0179]

[表2]

样品 No.	钢 No.	板厚 (mm)	钢材的制造方法										焊接条件	
			钢坯加热温度 (°C)	轧制开始温度 (°C)	交叉轧制比 (-)	交替进行轧制方向轧制和轧制直角方向轧制的次数 (-)	精轧最终道次的压下率 (%)	780°C~1250°C 的压下量 (%)	精轧结束温度 (°C)	冷却速度 (°C/s)	焊接条件 (°C/s)			
1	1	12	1250	1230	15	3	20	95	851	15.0	8			
2	2	15	1230	1210	13	2	18	94	807	10.0	11			
3	3	18	1200	1180	17	3	17	93	835	12.0	13			
4	4	21	1180	1160	12	2	16	92	812	9.0	10			
5	5	24	1160	1140	15	2	17	90	826	7.0	19			
6	6	27	1140	1120	11	2	15	89	833	8.0	15			
7	7	30	1120	1100	10	1	16	86	750	5.0	17			
8	8	9	1270	1250	20	3	25	93	870	空冷	5			
9	9	21	1180	1160	15	3	18	92	813	11.0	18			
10	10	21	1180	1160	16	3	17	92	828	10.0	10			
11	11	12	1230	1210	18	1	19	95	782	8.0	16			
12	12	25	1150	1130	12	3	18	90	831	14.0	15			
13	13	25	1150	1130	14	3	17	90	840	8.0	17			
14	14	12	1230	1210	18	2	21	94	773	12.0	14			
15	15	20	1200	1180	17	2	19	92	795	9.0	13			
16	16	20	1200	1180	18	1	18	92	809	13.0	10			
17	17	30	1100	1080	13	3	15	88	816	10.0	10			
18	18	12	1200	1180	16	2	20	95	800	7.0	11			
19	19	15	1200	1180	18	2	17	94	797	11.0	12			
20	20	7	1260	1250	17	2	22	94	783	空冷	8			
21	21	7	1260	1250	18	2	23	93	771	空冷	9			
22	1	30	1090	1060	15	1	14	88	804	6.0	12			
23	2	30	1100	1080	21	1	16	88	780	8.0	11			
24	3	6	1180	1160	15	2	24	94	740	空冷	6			
25	4	15	1120	1100	-	0	18	94	785	12.0	9			
26	6	27	1140	1120	11	2	17	87	754	10.0	11			
27	6	27	1140	1120	11	2	16	89	783	9.0	13			
28	7	30	1120	1100	10	2	17	86	755	7.0	18			
29	7	30	1120	1100	10	3	18	86	758	8.0	19			
30	6	12	1200	1180	15	2	30	95	946	6.0	10			
31	6	12	1200	1180	15	2	31	95	950	5.0	10			
32	1	30	1100	1080	18	3	15	57	770	0.8	16			

[0180]

[表3]

样品 No.	钢材的组织				钢材的特性						焊接热影响区粗晶区的特性		备注	
	(110)[001] 织构强度 (—)	硫化物夹杂物含量 (C方向) (%)	奥氏体相 (面积%)	其他相 (面积%)	TS (MPa)	YS (MPa)	硬度 (HV)	-196℃下的吸收能 (L方向) (J)	-196℃下的吸收能 (C方向) (J)	-196℃下的吸收能 (应变时效后的C方向) (J)	-196℃下的吸收能 (GGHAZ L方向) (J)	-196℃下的吸收能 (GGHAZ C方向) (J)		
1	4.0	0.4	100	0	950	560	253	83	55	73	48	71	49	发明例
2	5.9	0.3	100	0	956	571	252	102	56	85	46	99	56	发明例
3	4.8	0.6	100	0	856	484	242	92	62	89	60	87	63	发明例
4	5.6	0.1	100	0	887	502	240	120	60	114	57	113	60	发明例
5	5.2	0.3	100	0	920	555	243	131	66	117	59	138	74	发明例
6	5.1	0.2	100	0	966	580	243	137	69	109	55	137	71	发明例
7	9.9	0.1	100	0	862	458	221	142	57	143	58	146	62	发明例
8	4.0	0.9	100	0	936	551	280	94 <sup>*1</sup>	50 <sup>*1</sup>	73 <sup>*1</sup>	34 <sup>*1</sup>	55 <sup>*1</sup>	30 <sup>*1</sup>	发明例
9	5.5	0.2	85	15	963	398	235	47	31	50	33	53	36	比较例
10	5.0	0.5	100	0	809	590	247	45	32	33	24	44	32	比较例
11	6.6	0.7	100	0	948	578	257	87	36	68	27	89	39	比较例
12	4.7	0.2	88	12	970	460	234	48	32	46	31	50	34	比较例
13	4.3	0.4	100	0	800	511	234	50	33	47	31	55	37	比较例
14	8.0	0.6	100	0	947	582	266	67	35	51	26	65	37	比较例
15	6.3	0.5	100	0	835	574	236	67	35	56	29	68	36	比较例
16	5.9	0.6	100	0	851	562	236	85	35	76	31	82	35	比较例
17	5.5	0.2	100	0	852	581	237	48	32	38	25	42	32	比较例
18	5.9	0.5	100	0	960	586	261	67	35	52	27	62	35	比较例
19	6.2	0.6	100	0	963	569	249	69	36	58	30	67	36	比较例
20	8.2	0.6	90	10	955	408	255	37 <sup>*1</sup>	26 <sup>*1</sup>	38 <sup>*1</sup>	27 <sup>*1</sup>	32 <sup>*1</sup>	23 <sup>*1</sup>	比较例
21	8.5	0.6	100	0	948	577	273	34 <sup>*1</sup>	24 <sup>*1</sup>	24 <sup>*1</sup>	16 <sup>*1</sup>	28 <sup>*1</sup>	23 <sup>*1</sup>	比较例
22	6.0	0.4	100	0	960	573	234	99	40	89	36	87	40	比较例
23	8.2	1.0	100	0	955	570	238	114	39	96	33	108	39	比较例
24	10.1	0.4	100	0	870	445	260	42 <sup>*1</sup>	26 <sup>*1</sup>	37 <sup>*1</sup>	22 <sup>*1</sup>	32 <sup>*1</sup>	24 <sup>*1</sup>	比较例
25	10.1	0.3	100	0	893	506	248	120	40	114	38	110	40	比较例
26	7.5	0.2	95	5	970	599	242	82	41	82	42	81	43	发明例
27	6.9	0.2	97	3	968	594	240	90	45	89	46	91	48	发明例
28	9.7	0.1	100	0	856	450	230	120	60	120	60	123	64	发明例
29	9.5	0.1	100	0	850	441	233	93	62	90	60	99	67	发明例
30	5.9	0.1	100	0	960	590	298	100	56	79	43	95	50	发明例
31	6.1	0.1	100	0	964	595	300	95	50	77	40	84	45	比较例
32	8.9	0.4	100	0	828	420	233	67	43	65	42	69	44	发明例

\*1. 5mm小尺寸

[0181] 如表3所示,对于本发明的奥氏体钢材而言,确认到满足上述的目标性能((110)[001]织构强度:小于10.0、硬度:小于300HV、钢材的板厚1/2位置的夏比冲击试验的吸收能(vE<sub>-196</sub>)为41J以上)。另外,对于将本发明的奥氏体钢材焊接而得到的焊接接头而言,确认到满足上述的目标性能(焊接热影响区粗晶区的夏比冲击试验的吸收能(vE<sub>-196</sub>)为41J以上)。此外确认到,即使在应变时效处理也满足上述的性能(应变时效后的夏比冲击试验的吸收能(vE<sub>-196</sub>)为41J以上)。

[0182] 与此相对,偏离本发明范围的比较例中,奥氏体钢材无法满足上述目标性能。另外,对于所得到的焊接接头而言,吸收能无法满足上述的目标性能。此外确认到,在应变时效处理后不满足上述的目标性能。