(19)国家知识产权局

(12)发明专利申请

(10)申请公布号 CN 119731360 A
(43)申请公布日 2025.03.28

(21)申请号 202380059833.2
(22)申请日 2023.06.27
(30)优先权数据
PCT/JP2022/031459 2022.08.19 JP
(85)PCT国际申请进入国家阶段日
2025.02.14
(86)PCT国际申请的申请数据
PCT/JP2023/023875 2023.06.27
(87)PCT国际申请的公布数据
WO2024/038684 JA 2024.02.22
(71)申请人 杰富意钢铁株式会社
地址 日本
(72)发明人 柚贺正雄 佐藤祐也 村上俊一 村上善明 末吉仁 兵藤义浩
(74)专利代理机构 北京集佳知识产权代理有限公司 11227
专利代理师 王洋
(51)Int.Cl.
C22C 38/00(2006.01)
C21D 8/02(2006.01)
C22C 38/14(2006.01)
C22C 38/58(2006.01)

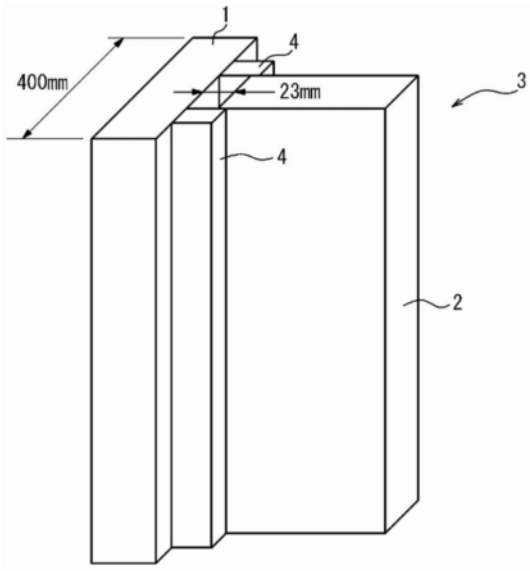
权利要求书2页 说明书23页 附图1页

(54)发明名称

厚钢板及其制造方法

(57)摘要

本发明提供一种兼具高强度、低屈服比和高韧性,并且即使是焊接线能量超过40kJ/mm的大线能量焊接,接头接合部的韧性也优异的厚钢板。一种厚钢板,具有规定的成分组成和微观组织,具有以下Mn浓度分布:定义为具有平均Mn含量(质量%)的0.9倍~1.1倍的Mn浓度的区域的Mn的平均浓度区域的面积分率小于90%,定义为具有平均Mn含量(质量%)的1.15倍以上的Mn浓度的区域的Mn的富集区域的面积分率为1.0%以上,并且上述Mn的富集区域的平均当量圆直径为7.0μm以下,0℃下的夏比吸收能量:vE_0为70J以上。



CN 119731360 A

1.一种厚钢板,具有如下成分组成:

以质量%计含有C:0.010~0.14%、Si:0.01~0.50%、Mn:0.9~3.0%、P:0.015%以下、S:0.0050%以下、Al:0.002~0.080%、Ti:0.003~0.030%和N:0.0015~0.0080%,剩余部分由Fe和不可避免的杂质构成,并且,

由C含量和Mn含量表示的4.83C+Mn为1.4~3.3质量%,

Ti含量与N含量之比Ti/N为2.0~4.3,含量的单位为质量%,

下述式(1)所示的P_{CM}为0.30质量%以下;

所述厚钢板具有如下微观组织:包含贝氏体和岛状马氏体,并且,贝氏体的面积分率为80.0%以上,岛状马氏体的面积分率小于5.0%;

所述厚钢板具有如下Mn浓度分布:

定义为具有平均Mn含量的0.9倍~1.1倍的Mn浓度的区域的Mn的平均浓度区域的面积分率小于90%,含量的单位为质量%,

定义为具有平均Mn含量的1.15倍以上的Mn浓度的区域的Mn的富集区域的面积分率为1.0%以上,含量的单位为质量%,并且

所述Mn的富集区域的平均当量圆直径为7.0μm以下;

所述厚钢板的0℃下的夏比吸收能量vE_0为70J以上;

$$P_{CM}=[C]+[Si]/30+[Mn]/20+[Cu]/20+[Ni]/60+[Cr]/20+[Mo]/15+[V]/10+5[B]\cdots(1)$$

其中,上述式中的括号表示该括号内的元素的含量,不含有该元素时为0,含量的单位为质量%。

2.根据权利要求1所述的厚钢板,其中,所述成分组成以质量%计进一步含有选自:Cu:3.0%以下、Ni:3.0%以下、Cr:3.0%以下、Mo:1.5%以下、W:3.0%以下、Nb:0.10%以下、V:0.10%以下、B:0.0050%以下、Ca:0.005%以下、REM:0.020%以下、Mg:0.005%以下和Zr:0.020%以下中的至少一种。

3.根据权利要求1或2所述的厚钢板,其中,在所述微观组织中,

所述岛状马氏体的面积分率为1.0%以上且小于5.0%,并且

所述岛状马氏体的平均当量圆直径为5.0μm以下。

4.一种厚钢板的制造方法,包括如下工序:

热轧工序,对具有权利要求1或2所述的成分组成的钢坯材进行热轧而制成厚钢板;

第一冷却工序,对所述热轧工序后的厚钢板进行冷却,

再加热工序,将所述第一冷却工序后的厚钢板在板厚1/4位置的从Ac1点到Ac3点的温度范围内的平均升温速度为2.0℃/s以下、从Ac3点—100℃到Ac3点的温度范围内的停留时间为60秒以上的条件下升温至Ac3点~Ac3点+60℃的再加热温度,接着在所述再加热温度下保持10分钟以上的保持时间;以及

第二冷却工序,将所述再加热工序后的厚钢板以板厚1/4位置的平均冷却速度为1.0~200.0℃/s加速冷却至100℃~600℃的加速冷却停止温度,接着空冷至100℃以下的温度。

5.根据权利要求4所述的厚钢板的制造方法,其中,在所述第一冷却工序后且所述再加热工序前进一步包括热处理工序,

在所述热处理工序中,

将所述第一冷却工序后的厚钢板升温至Ac3点～1050℃的热处理温度，

在所述热处理温度下保持5分钟以上的保持时间，

接着，冷却至500℃以下的冷却停止温度。

厚钢板及其制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及厚钢板,特别涉及一种兼具高强度、低屈服比和高韧性,并且即使是焊接线能量超过40kJ/mm的大线能量焊接,焊接接头的接合部的韧性也优异的厚钢板。本发明的厚钢板除了具备上述优异的特性之外,还适于工业生产,可以非常适合用作建筑用钢材。另外,本发明涉及上述厚钢板的制造方法。

背景技术

[0002] 近年来,随着建筑结构物的高层化和大跨度化,使用的钢材的厚壁化正在进行。而且,对用作这种钢材的厚钢板要求具备优异的机械特性,具体而言,兼具高拉伸强度、屈服应力和韧性。

[0003] 另外,从钢结构物的安全性的观点出发,对使用的厚钢板还要求屈服比(屈服应力与拉伸强度之比)低。屈服比越低,塑性变形能力越提高,因此有助于提高结构物的抗震安全性。

[0004] 作为降低了屈服比的厚钢板的制造工艺,使用多级热处理的工艺已被实用化。在上述多级热处理中,将热轧后的厚钢板再加热至铁素体+奥氏体两相区,淬火后实施回火。但是,在上述多级热处理中,屈服点因回火所造成的组织恢复而上升,因此难以兼顾高强度和低屈服比。

[0005] 进而,在建造钢结构物时,一般通过焊接将钢材彼此接合。因此,对使用的厚钢板不仅要求厚钢板本身的韧性(母材韧性),还要求焊接热影响部(Heat-Affected Zone)的韧性优异。特别是,从提高建筑结构物的抗震性的观点出发,要求焊接接头的韧性、特别是焊接接头的接合部的韧性优异。

[0006] 另外,由于使用的钢材的厚壁化正在进行,所以为了提高施工效率和降低施工成本,大线能量焊接(焊接时的热输入量大的焊接)的应用范围正在扩大。特别是近年来,如埋弧焊、电渣焊等焊接线能量超过40kJ/mm的大线能量焊接的应用变得普遍。因此,对厚钢板要求即使在实施如焊接线能量超过40kJ/mm的大线能量焊接的情况下,焊接热影响部的韧性也优异。

[0007] 一般来说,在对钢材应用大线能量焊接时,最成为问题的是焊接接头的接合部的韧性的劣化。在焊接热影响部中,接合部在大线能量焊接时暴露于熔点正下方的高温,因此奥氏体晶粒的粗大化最为明显。而且,粗大化的奥氏体晶粒由于焊接后的温度降低而转变为脆弱的上贝氏体组织,进而生成作为脆化组织的粗大的岛状马氏体(Martensite-Austenite constituent,MA)而韧性降低。因此,如果能够提高大线能量焊接中的焊接接头的接合部的韧性,则能够显著提高钢结构物的安全性。

[0008] 这样,对厚钢板除了要求强度、屈服比、韧性等机械特性优异之外,还要求焊接热影响部的韧性也优异。而且,为了满足这样的要求,提出了各种技术。

[0009] 例如,专利文献1中提出了如下技术:对热轧后的钢板进行淬火后,再次加热至铁素体+奥氏体的两相区并淬火后,进行回火处理,由此制造高张力钢。

[0010] 专利文献2中提出了具备规定的成分组成且残余奥氏体量为1.0％以上的低屈服比高张力钢板。

[0011] 专利文献3中提出了具备规定的成分组成、具有包含贝氏体和岛状马氏体的微观组织、且原奥氏体晶粒的当量圆直径和平均长宽比得到控制的低屈服比高张力厚钢板。

[0012] 现有技术文献

[0013] 专利文献

[0014] 专利文献1:日本特开平06－248337号公报

[0015] 专利文献2:日本特开2001－226740号公报

[0016] 专利文献3:日本特开2018－090872号公报

发明内容

[0017] 但是,在专利文献1中提出的技术中,以防止低热输入焊接中产生裂纹为目的,未关注大线能量焊接中的焊接热影响部的韧性。

[0018] 另一方面,在专利文献2中提出的技术中,考虑了焊接部的韧性。但是,仅在5kJ/mm或15kJ/mm的较低的热输入量下进行评价,未考虑焊接线能量超过40kJ/mm的大线能量焊接中的焊接热影响部的韧性。另外,在专利文献2中公开的制造工艺中,铁素体和马氏体的体积分率容易根据制造条件、钢板内位置而变化。因此,为了得到所期望的产品,需要严格调整制造条件,由于操作负荷高而不适于工业生产。

[0019] 另外,在专利文献3中提出的技术中,除了低屈服比和高强度之外,还实现了焊接线能量超过40kJ/mm的大线能量焊接中的高接合部韧性。但是,在专利文献3中,为了实现上述特性,必须使岛状马氏体的面积分率为5％以上。而且,在专利文献3的制造工艺中,为了使岛状马氏体的面积分率为5％以上,在将热轧钢板再加热后,需要在经控制的温度条件下进行第一水冷工序、空冷工序和热第二水冷工序来控制岛状马氏体的生成。在冷却时,在钢板的长度方向和宽度方向上容易产生温度的偏差,因此为了在这种冷却过程中控制组织,需要极其严格调整制造条件,操作负荷高。

[0020] 本发明是鉴于上述实际情况而完成的。本发明的目的在于提供一种兼具高强度、低屈服比和高韧性,并且即使是焊接线能量超过40kJ/mm的大线能量焊接,焊接接头的接合部的韧性也优异,且适于工业生产的厚钢板。

[0021] 本发明人等为了实现上述课题而进行了深入研究,得到以下见解。

[0022] (1)通过在包含贝氏体和岛状马氏体且贝氏体的面积分率为80.0％以上的厚钢板中形成规定的Mn浓度分布,尽管岛状马氏体的面积分率小于5.0％,比较低,但能够实现高强度、低屈服比和高韧性。

[0023] (2)将成分组成、特别是C和Mn的含量控制在特定的范围,并且适当地控制热轧后的再加热工序中的升温条件,由此能够得到上述Mn浓度分布。

[0024] 本发明是基于上述见解而完成的。本发明的主旨如下。

[0025] 1.一种厚钢板,具有如下成分组成:

[0026] 以质量％计含有:C:0.010～0.14％、Si:0.01～0.50％、Mn:0.9～3.0％、P:0.015％以下、S:0.0050％以下、Al:0.002～0.080％、Ti:0.003～0.030％和N:0.0015～0.0080％,剩余部分由Fe和不可避免的杂质构成,并且,

[0027] 由C含量(质量%)和Mn含量(质量%)表示的4.83C+Mn为1.4～3.3质量%,

[0028] Ti含量(质量%)与N含量(质量%)之比Ti/N为2.0～4.3,

[0029] 下述式(1)所示的P_{CM}为0.30质量%以下;

[0030] 上述厚钢板具有如下微观组织:

[0031] 包含贝氏体和岛状马氏体,并且,

[0032] 贝氏体的面积分率为80.0%以上,

[0033] 岛状马氏体的面积分率小于5.0%;

[0034] 上述厚钢板具有如下Mn浓度分布:

[0035] 定义为具有平均Mn含量(质量%)的0.9倍～1.1倍的Mn浓度的区域的Mn的平均浓度区域的面积分率小于90%,

[0036] 定义为具有平均Mn含量(质量%)的1.15倍以上的Mn浓度的区域的Mn的富集区域的面积分率为1.0%以上,并且

[0037] 上述Mn的富集区域的平均当量圆直径为7.0μm以下;

[0038] 上述厚钢板的0℃下的夏比吸收能量:vE_0为70J以上。

[0039] P_{CM}=[C]+[Si]/30+[Mn]/20+[Cu]/20+[Ni]/60+[Cr]/20+[Mo]/15+

[0040] [V]/10+5[B]…(1)

[0041] 其中,上述式中的括号表示该括号内的元素的含量(质量%),未含有该元素时为0。

[0042] 2.根据上述1所述的厚钢板,其中,上述成分组成以质量%计进一步含有选自:Cu:3.0%以下、Ni:3.0%以下、Cr:3.0%以下、Mo:1.5%以下、W:3.0%以下、Nb:0.10%以下、V:0.10%以下、B:0.0050%以下、Ca:0.005%以下、REM:0.020%以下、Mg:0.005%以下和Zr:0.020%以下中的至少一种。

[0043] 3.根据上述1或2所述的厚钢板,其中,在上述微观组织中,

[0044] 上述岛状马氏体的面积分率为1.0%以上且小于5.0%,并且

[0045] 上述岛状马氏体的平均当量圆直径为5.0μm以下。

[0046] 4.一种厚钢板的制造方法,包括如下工序:

[0047] 热轧工序,对具有上述1或2所述的成分组成的钢坯材进行热轧而制成厚钢板;

[0048] 第一冷却工序,对上述热轧工序后的厚钢板进行冷却;

[0049] 再加热工序,将上述第一冷却工序后的厚钢板在板厚1/4位置的从Ac1点到Ac3点的温度范围内的平均升温速度:2.0℃/s以下、从Ac3点－100℃到Ac3点的温度范围内的停留时间:60秒以上的条件下升温至Ac3点～Ac3点+60℃的再加热温度,接着在上述再加热温度下保持10分钟以上的保持时间;以及

[0050] 第二冷却工序,将上述再加热工序后的厚钢板以板厚1/4位置的平均冷却速度:1.0～200.0℃/s加速冷却至100℃～600℃的加速冷却停止温度,接着空冷至100℃以下的温度。

[0051] 5.根据上述4所述的厚钢板的制造方法,其中,在上述第一冷却工序后且上述再加热工序前进一步包括热处理工序,

[0052] 在上述热处理工序中,

[0053] 将上述第一冷却工序后的厚钢板升温至Ac3点～1050℃的热处理温度,

[0054] 在上述热处理温度下保持5分钟以上的保持时间，

[0055] 接着，冷却至500℃以下的冷却停止温度。

[0056] 根据本发明，可以得到一种兼具高强度、低屈服比和高韧性，并且即使是焊接线能量超过40kJ/mm的大线能量焊接，焊接接头的接合部的韧性也优异的厚钢板。本发明的厚钢板可以非常适合用作建筑用钢材，有助于钢结构物的大型化和抗震性的提高。另外，本发明的厚钢板可以通过操作负荷低的工艺制造，适于工业生产。

附图说明

[0057] 图1是表示为了评价接合部韧性而进行的电渣焊中的坡口形状的示意图。

[0058] 图2是表示从电渣焊部采取夏比冲击试验片的位置的示意图。

具体实施方式

[0059] 以下，对本发明的实施方式进行说明。应予说明，以下说明表示本发明的优选的一个实施方式，本发明不受以下说明的任何限定。另外，在本说明书中，为了与焊接后的接合部韧性区别，有时将未焊接的厚钢板本身的韧性称为“母材韧性”。

[0060] [成分组成]

[0061] 本发明的厚钢板和用于制造厚钢板的钢坯材需要具有上述成分组成。以下，对上述成分组成中包含的各成分进行说明。应予说明，只要没有特别说明，表示各成分的含量的“%”是指“质量%”。

[0062] C:0.010～0.14%

[0063] C是具有增加厚钢板的强度的效果的元素。如果C含量小于0.010%，则不能得到所期望的拉伸强度。因此，C含量为0.010%以上，优选为0.020%以上，更优选为0.030%以上。另一方面，如果C含量超过0.14%，则促进粗大的岛状马氏体、渗碳体的生成，母材韧性降低，并且接合部的韧性也显著劣化。因此，使C含量为0.14%以下，优选为0.10%以下，更优选为0.08%以下。

[0064] Si:0.01～0.50%

[0065] Si是作为脱氧剂发挥功能并且具有提高厚钢板的强度的效果的元素。为了得到上述效果，使Si含量为0.01%以上。另一方面，如果Si含量超过0.50%，则促进粗大的岛状马氏体的生成，母材韧性和接合部的韧性的降低变得明显。因此，使Si含量为0.50%以下，优选为0.35%以下。

[0066] Mn:0.9～3.0%

[0067] Mn是具有增加厚钢板的强度的效果的元素。另外，如后所述，通过控制Mn浓度分布，可以实现高强度、低屈服比和高韧性。如果Mn含量小于0.9%，则不能得到上述效果。因此，使Mn含量为0.9%以上，优选为1.2%以上。另一方面，如果Mn含量超过3.0%，则Mn富集部的面积分率增加，生成粗大的MA，因此母材韧性降低。另外，焊接热影响部固化，接合部韧性显著降低。因此，Mn含量为3.0%以下，优选为2.6%以下。

[0068] 应予说明，在此说明的成分组成是厚钢板的平均组成。因此，作为后述的Mn浓度分布的规定中的“平均Mn含量”使用上述Mn含量的值。

[0069] P:0.015%以下

[0070] P是使母材韧性和接合部韧性劣化的元素,希望尽可能减少。如果P含量超过0.015%,则母材韧性和接合部韧性的降低变得显著。认为这是因为如果P含量高,则P在Mn富集部偏析,组织固化。因此,P含量为0.015%以下。另一方面,P含量的下限没有特别限定,可以为0%。但是,过度减少会导致成本上升。因此,从制造成本的观点出发,优选使P含量为0.001%以上。

[0071] S:0.0050%以下

[0072] S是使母材的韧性劣化的元素,希望尽可能减少。如果S含量高于0.0050%,则不能得到所期望的母材韧性和接合部韧性。因此,S含量为0.0050%以下。另一方面,S含量的下限没有特别限定,可以为0%。但是,过度减少会导致成本上升。因此,从制造成本的观点出发,优选使S含量为0.0003%以上。

[0073] Al:0.002~0.080%

[0074] Al是作为脱氧剂起作用的元素。另外,Al将钢中的N以AlN的形式固定,有助于提高母材韧性。为了得到上述效果,使Al含量为0.002%以上,优选为0.010%以上。另一方面,如果Al含量超过0.080%,则母材韧性降低。因此,Al含量为0.080%以下,优选为0.060%以下。

[0075] Ti:0.003~0.030%

[0076] Ti是作为脱氧剂发挥功能并且有助于提高厚钢板的强度的元素。另外,Ti与N结合而以作为在高温下也稳定的氮化物的TiN的形式析出。因此,通过TiN的钉扎效应,防止加热时的奥氏体晶粒的粗大化,母材韧性和接合部韧性提高。为了得到上述效果,使Ti含量为0.003%以上,优选为0.005%以上。另一方面,如果Ti含量超过0.030%,则母材韧性和接合部韧性劣化,因此Ti含量为0.030%以下,优选为0.025%以下,更优选为0.020%以下。

[0077] N:0.0015~0.0080%

[0078] N与Al、Ti结合而析出氮化物。上述氮化物抑制奥氏体晶粒的粗大化而提高母材和接合部的韧性。为了得到上述效果,N含量为0.0015%以上,优选为0.0025%以上。另一方面,如果N含量超过0.0080%,则由于固溶N量的增加,母材和接合部的韧性反而降低。因此,N含量为0.0080%以下,优选为0.0065%以下,更优选为0.0060%以下。

[0079] 本发明的一个实施方式中的成分组成可以具有由上述元素以及剩余部分的Fe和不可避免的杂质构成的成分组成。但是,只要不损害本发明的作用效果,则可以含有其他微量元素。应予说明,作为上述不可避免的杂质,例如可举出氧(O)。作为不可避免的杂质而含有的氧的含量优选为0.0030%以下。

[0080] 4.83C+Mn:1.4~3.3质量%

[0081] 在本发明的厚钢板中,如后所述,通过形成规定的Mn浓度分布而实现优异的机械特性。而且,为了实现上述Mn浓度分布,由上述成分组成中的C含量和Mn含量求出的“4.83C+Mn”的值需要为1.4质量%以上。以下对其理由进行说明。

[0082] 为了在最终得到的厚钢板中形成上述Mn浓度分布,需要在该厚钢板的制造过程中,在厚钢板的内部产生Mn浓度的微观偏差。为此,需要使4.83C+Mn为1.4质量%以上,如后所述控制再加热工序中的升温条件。通过在规定的条件下对4.83C+Mn为1.4质量%以上的钢板进行再加热,可以促进Mn向逆相变奥氏体中的分配,形成Mn浓度的微观偏差。如果4.83C+Mn的值小于1.4质量%,则Mn向逆相变奥氏体中的分配不充分,因此不能得到所期望

的Mn浓度分布。其结果,厚钢板强度降低,屈服比上升。因此,4.83C+Mn为1.4质量%以上,优选为1.7质量%以上。另一方面,如果4.83C+Mn超过3.3质量%,则效果饱和。因此,4.83C+Mn为3.3质量%以下。

[0083] Ti/N:2.0~4.3

[0084] TiN具有通过钉扎效应抑制焊接热影响部中的奥氏体晶粒的生长、提高接合部韧性的效果。如果Ti/N小于2.0,则无法确保得到上述效果所需的TiN量,接合部韧性劣化。因此,使Ti/N为2.0以上,优选为2.4以上。另一方面,如果Ti/N超过4.3,则由于TiC粒子的生成和TiN的粗大化,母材韧性和接合部韧性劣化。因此,使Ti/N为4.3以下,优选为4.0以下。

[0085] P_{CM}:0.30质量%以下

[0086] 如果下述式(1)所定义的P_{CM}高于0.30质量%,则不能得到良好的接合部韧性。因此,使P_{CM}为0.30质量%以下,优选为0.28质量%以下,更优选为0.26质量%以下。

[0087] P_{CM}=[C]+[Si]/30+[Mn]/20+[Cu]/20+[Ni]/60+[Cr]/20+[Mo]/15+

[0088] [V]/10+5[B]…(1)

[0089] 其中,上述式中的括号表示该括号内的元素的含量(质量%),不含有该元素时为0。

[0090] 另一方面,P_{CM}的下限没有特别限定,但如果P_{CM}过度低,则厚钢板的强度降低。因此,P_{CM}优选为0.15质量%以上,更优选为0.17质量%以上,进一步优选为0.19质量%以上。

[0091] 另外,在本发明的其他实施方式中,上述成分组成可以任意地进一步含有选自Cu、Ni、Cr、Mo、W、Nb、V、B、Ca、REM、Mg和Zr中的至少一种。

[0092] Cu:3.0%以下

[0093] Cu是保持厚钢板的高韧性且进一步提高强度的元素,可以根据所要求的强度而任意含有。但是,如果Cu含量超过3.0%,则产生热脆性而钢板的表面性状变差。因此,含有Cu时,Cu含量为3.0%以下。Cu含量优选为2.0%以下。另一方面,Cu含量的下限没有特别限定,但为了充分得到上述效果,优选使Cu含量为0.01%以上,更优选为0.05%以上。

[0094] Ni:3.0%以下

[0095] Ni与Cu同样,是保持厚钢板的高韧性且进一步提高强度的元素,可以根据所要求的强度而任意含有。但是,如果Ni含量超过3.0%,则添加效果饱和,因此经济上变得不利。因此,含有Ni时,使Ni含量为3.0%以下。Ni含量优选为2.0%以下。另一方面,Ni含量的下限没有特别限定,但为了充分得到上述效果,优选使Ni含量为0.01%以上,更优选为0.10%以上。

[0096] Cr:3.0%以下

[0097] Cr是进一步提高厚钢板的强度的元素,可以根据所要求的强度而任意含有。但是,如果Cr含量超过3.0%,则母材和接合部的韧性劣化,因此含有Cr时,使Cr含量为3.0%以下。Cr含量优选为2.0%以下。另一方面,Cr含量的下限没有特别限定,但从充分得到基于Cr的强度提高效果的观点出发,优选使Cr含量为0.01%以上,更优选为0.10%以上。

[0098] Mo:1.5%以下

[0099] Mo与Cr同样,是进一步提高厚钢板的强度的元素,可以根据所要求的强度而任意含有。但是,如果Mo含量超过1.5%,则母材和接合部的韧性劣化。另外,在厚钢板的制造过程中容易产生淬火裂纹,制造性降低。因此,含有Mo时,使Mo含量为1.5%以下,优选为1.0%

以下。另一方面,Mo含量的下限没有特别限定,但从充分得到基于Mo的强度提高效果的观点出发,优选使Mo含量为0.01%以上,更优选为0.10%以上。

[0100] W:3.0%以下

[0101] W与Cr、Mo同样,是进一步提高厚钢板的强度的元素,可以根据所要求的强度而任意含有。但是,如果W含量超过3.0%,则母材和接合部的韧性劣化。因此,含有W时,使W含量为3.0%以下,优选为2.0%以下。另一方面,W含量的下限没有特别限定,但从充分得到基于W的强度提高效果的观点出发,优选使W含量为0.01%以上,更优选为0.10%以上。

[0102] Nb:0.10%以下

[0103] Nb与Cr、Mo、W同样,是进一步提高厚钢板的强度的元素,可以根据所要求的强度而任意含有。但是,如果Nb含量超过0.10%,则母材和接合部的韧性降低,因此含有Nb时,使Nb含量为0.10%以下,优选为0.05%以下。另一方面,Nb含量的下限没有特别限定,但从充分得到基于Nb的强度提高效果的观点出发,优选使Nb含量为0.005%以上。

[0104] V:0.10%以下

[0105] V与Cr、Mo、W、Nb同样,是进一步提高厚钢板的强度的元素,可以根据所要求的强度而任意含有。但是,如果V含量超过0.10%,则母材和接合部的韧性降低,因此含有V时,使V含量为0.10%以下,优选为0.05%以下。另一方面,V含量的下限没有特别限定,但从充分得到基于V的强度提高效果的观点出发,优选使V含量为0.005%以上。

[0106] B:0.0050%以下

[0107] B是具有通过提高淬透性来进一步提高厚钢板的强度的作用的元素。另外,B具有在大线能量焊接时通过在焊接热影响部将固溶氮以氮化物的形式固定来进一步提高接合部韧性的效果。但是,如果B含量超过0.0050%,则淬透性变得过高,母材和接合部的韧性反而降低。因此,含有B时,使B含量为0.0050%以下,优选为0.0020%以下。另一方面,B含量的下限没有特别限定,但从充分得到B的添加效果的观点出发,优选使B含量为0.0003%以上。

[0108] Ca:0.005%以下

[0109] Ca是具有通过使晶粒微细化来进一步提高母材韧性的效果的元素,可以根据所要求的母材韧性而任意含有。但是,如果Ca含量超过0.005%,则添加效果饱和,因此含有Ca时,使Ca含量为0.005%以下。另一方面,Ca含量的下限没有特别限定,但从充分得到基于Ca的韧性提高效果的观点出发,优选使Ca含量为0.001%以上。

[0110] REM:0.020%以下

[0111] REM(稀土金属)与Ca同样,是具有通过使晶粒微细化来进一步提高母材韧性的效果的元素,可以根据所要求的母材韧性而任意含有。但是,如果REM含量超过0.020%,则添加效果饱和,因此含有REM时,使REM含量为0.020%以下。另一方面,REM含量的下限没有特别限定,但从充分得到基于REM的韧性提高效果的观点出发,优选使REM含量为0.002%以上。

[0112] Mg:0.005%以下

[0113] Mg与Ca、REM同样,是具有通过使晶粒微细化来进一步提高母材韧性的效果的元素,可以根据所要求的母材韧性而任意含有。但是,如果Mg含量超过0.005%,则添加效果饱和,因此含有Mg时,使Mg含量为0.005%以下。另一方面,Mg含量的下限没有特别限定,但从充分得到基于Mg的韧性提高效果的观点出发,优选使Mg含量为0.001%以上。

[0114] Zr:0.020%以下

[0115] Zr与Ca、REM、Mg同样,是具有通过使晶粒微细化来进一步提高母材韧性的效果的元素,可以根据所要求的母材韧性而任意含有。但是,如果Zr含量超过0.020%,则添加效果饱和,因此含有Zr时,使Zr含量为0.020%以下。另一方面,Zr含量的下限没有特别限定,但从充分得到基于Zr的韧性提高效果的观点出发,优选使Zr含量为0.002%以上。

[0116] [微观组织]

[0117] 本发明的厚钢板具有包含贝氏体和岛状马氏体、且贝氏体的面积分率为80.0%以上的微观组织。以下,对将微观组织限定为上述范围的理由进行说明。应予说明,只要没有特别说明,以下说明中的"面积分率"是指相对于微观组织整体的面积分率。另外,上述微观组织是指钢板的板厚1/4位置的微观组织。

[0118] 包含贝氏体和岛状马氏体的微观组织

[0119] 如后所述,贝氏体是提高厚钢板的强度和韧性所必需的组织。另一方面,岛状马氏体(MA)是由于浓缩有C而硬度比贝氏体高的组织。因此,通过形成MA,能够提高拉伸强度。另外,由于在MA的周围导入大量的可动位错,所以抑制屈服应力的上升。因此,为了兼顾高强度和低屈服比,需要制成包含贝氏体和岛状马氏体的微观组织。

[0120] 贝氏体的面积分率:80.0%以上

[0121] 如果贝氏体的面积分率小于80.0%,则不能得到充分的强度和母材韧性。因此,使贝氏体的面积分率为80.0%以上,优选为85.0%以上,更优选为90.0%以上。另一方面,贝氏体的面积分率的上限没有特别限定,但如果过高,则岛状马氏体的面积分率相对变低,因此难以充分降低屈服比。因此,贝氏体面积分率优选为99.0%以下。应予说明,贝氏体的面积分率可以通过实施例记载的方法来测定。

[0122] 岛状马氏体的面积分率

[0123] 本发明人等的研究结果可知,即使是母材的MA,如果面积分率为5.0%以上,则接合部韧性也降低。认为这是由于以下原因。即,在焊接时,接合部被加热至接近熔点的高温,因此厚钢板中包含的MA因上述加热而暂时分解。但是,在焊接后的冷却过程中,在接合部重新生成MA。此时,重新生成的MA的量随着焊接前的厚钢板中包含的MA越多而增加。而且,如果接合部中重新生成的MA的量多,则接合部韧性降低。因此,在本发明中,为了提高接合部韧性,使厚钢板的微观组织中的岛状马氏体的面积分率小于5.0%,优选为4.9%以下,更优选为4.7%以下,进一步优选为4.5%以下。

[0124] 另一方面,MA的面积分率的下限没有特别限定,如上所述,MA具有提高拉伸强度的效果和抑制屈服应力上升的效果。从充分发挥这些效果的观点出发,优选使上述微观组织中的MA的面积分率为1.0%以上,更优选为2.0%以上。

[0125] 应予说明,在专利文献3中,由于通过提高MA的面积分率而实现所期望的机械特性,所以必须使MA的面积分率为5%以上。与此相对,在本发明中,如后所述,通过控制Mn浓度分布而实现所期望的机械特性。因此,即使MA的面积分率小于5.0%,也能够得到优异的机械特性。另外,由于母材中的MA的面积分率低至小于5.0%,所以与专利文献3相比,接合部韧性优异。由此也明确本发明的厚钢板与专利文献3中公开的厚钢板的差异。进而,也不需要如专利文献3那样进行由第一水冷工序、空冷工序和热第二水冷工序构成的复杂的冷却控制来控制MA的生成。

[0126] 岛状马氏体的平均当量圆直径

[0127] MA的尺寸没有特别限定,可以是任意尺寸。但是,如果MA过度粗大,则厚钢板的韧性降低。因此,从进一步提高韧性的观点出发,优选使MA的平均当量圆直径为5.0μm以下,优选为4.0μm以下。另一方面,MA的平均当量圆直径的下限没有特别限定,通常可以为0.8μm以上,也可以为1.0μm以上。

[0128] MA的面积分率和平均当量圆直径可以通过对作为试样的钢板实施LePera腐蚀(Journal of Metals,March,1980,p.38-39)后,使用扫描电子显微镜(SEM)以倍率1000倍进行观察,使用图像分析装置对所拍摄的图像进行分析来求出。

[0129] 其他组织

[0130] 本发明的一个实施方式中的微观组织可以由贝氏体和岛状马氏体构成。另外,本发明的其他实施方式中的微观组织除了贝氏体和岛状马氏体之外,还可以含有其他组织。上述其他组织没有特别限定,可以是任意组织。例如,上述其他组织可以是选自铁素体、珠光体、马氏体和残余奥氏体中的至少一种。微观组织中包含其他组织时,上述其他组织的合计面积分率优选为19%以下,更优选为15%以下,进一步优选为10%以下。

[0131] 本发明的一个实施方式中的厚钢板以面积分率计由80~99.0%的贝氏体、1.0~15.0%的岛状马氏体、和剩余部分组织构成,:、

[0132] 上述剩余部分组织可以是选自铁素体、珠光体、马氏体和残余奥氏体中的至少一种。

[0133] [Mn浓度分布]

[0134] 本发明人等发现,通过控制C和Mn的含量以及热轧后的再加热工序中的升温条件,可以在厚钢板的内部有意地形成Mn浓度的微观偏差。而且可知通过适当地控制上述Mn浓度的微观偏差、即Mn浓度分布,可以得到兼具高强度、低屈服比和高韧性的厚钢板。认为这是因为MA的分布、尺寸受到上述Mn浓度分布的影响。例如,有在Mn富集的区域形成MA的趋势。如上所述,MA是比贝氏体硬质的组织,因此具有提高强度的效果。另外,MA具有通过导入可动位错而降低屈服比的作用。因此,通过控制Mn浓度分布来控制MA的分布,其结果是可以兼顾高强度和低屈服比。

[0135] 本发明立足于上述技术思想,具体而言,本发明的厚钢板具有满足下述(1)~(3)的条件的Mn浓度分布。应予说明,本发明中的Mn浓度分布是指钢板的板厚1/4位置的Mn浓度分布。

[0136] (1)Mn的平均浓度区域的面积分率小于90%

[0137] (2)Mn的富集区域的面积分率为1.0%以上

[0138] (3)Mn的富集区域的平均当量圆直径为7.0μm以下

[0139] (1)Mn的平均浓度区域的面积分率:小于90%

[0140] 如果Mn的平均浓度区域的面积分率为90%以上,则包含MA的硬质组织变得不充分,不能得到所期望的强度。另外,Mn向Mn的富集区域中的富集变得不充分,MA的形成所引起的屈服应力的降低效果变得不充分。其结果,屈服比也容易变高。因此,Mn的平均浓度区域的面积分率小于90%,优选为85%以下,更优选为80%以下。另一方面,Mn的平均浓度区域的面积分率的下限没有特别限定。但是,如果Mn的平均浓度区域的面积分率过低,则Mn的富集区域的尺寸变大,其结果,富集区域中形成的MA变得粗大。因此,Mn的平均浓度区域的

面积分率优选为50％以上,更优选为60％以上。应予说明,在此,“Mn的平均浓度区域”定义为具有平均Mn含量(质量％)的0.9倍～1.1倍的Mn浓度的区域。

[0141] (2)Mn的富集区域的面积分率:1.0％以上

[0142] 如果Mn的富集区域的面积分率小于1.0％,则MA的形成变得不充分,不能兼顾高强度和低屈服比。因此,Mn的富集区域的面积分率为1.0％以上,优选为1.5％以上,更优选为2.0％以上,进一步优选为6.2％以上。另一方面,Mn的富集区域的面积分率的上限没有特别限定,但如果Mn的富集区域的面积分率过高,则该富集区域的尺寸变大,富集区域中形成的MA容易变得粗大。因此,Mn的富集区域的面积分率优选小于50％,更优选小于40％,进一步优选为20％以下。应予说明,上述Mn的富集区域因焊接时的加热而消失,因此该富集区域的存在不会对焊接后的接合部韧性产生不良影响。因此,根据本发明,能够兼顾优异的厚钢板的机械特性和高接合部韧性。

[0143] Mn的富集区域的平均当量圆直径:7.0μm以下

[0144] 如果Mn的富集区域的平均当量圆直径大于7.0μm,则Mn的富集区域内形成的MA也粗大化,因此厚钢板的韧性降低。因此,Mn的富集区域的平均当量圆直径为7.0μm以下,优选为4.0μm以下。另一方面,Mn的富集区域的平均当量圆直径的下限没有特别限定,一般可以为1.0μm以上,也可以为1.5μm以上。

[0145] 上述Mn浓度分布可以使用电子数显微分析仪(EPMA)来测定。具体而言,以板厚1/4位置成为观察位置的方式从厚钢板采取试验片。利用EPMA测定上述试验片中的Mn浓度分布,算出Mn的平均浓度区域的面积分率、Mn的富集区域的面积分率和Mn的富集区域的平均当量圆直径。上述利用EPMA的Mn浓度分布的测定在随机选择的2个视野以上进行,1个视野的尺寸为50μm×50μm,每个视野的测定点为250×250点。

[0146] [机械特性]

[0147] •韧性

[0148] 本发明的厚钢板的0℃下的夏比吸收能量:vE_0为70J以上。夏比吸收能量是韧性的指标之一,vE_0为70J以上的本申请发明的厚钢板即使在高层建筑物中使用时也发挥优异的抗震安全性。vE_0优选为80J以上,更优选为100J以上。另一方面,从抗震性的观点出发,vE_0越高越好,vE_0的上限没有特别限定。但是,一般可以为250J以下,可以为220J以下,也可以为210J以下。

[0149] 应予说明,上述厚钢板的0℃下的夏比吸收能量可以使用依据JIS Z2202的规定从该厚钢板的板厚1/4位置采取的V型缺口试验片,依据JIS Z 2242的规定来测定。

[0150] •屈服应力

[0151] 本发明的厚钢板的屈服应力(YS)没有特别限定,但从伴随建筑结构物的高层化的高强度化的观点出发,优选为600MPa以上,优选为620MPa以上。屈服应力的上限也没有特别限定,例如可以为900MPa以下,可以为880MPa以下,也可以为850MPa以下。

[0152] •拉伸强度

[0153] 本发明的厚钢板的拉伸强度(TS)没有特别限定,但从伴随建筑结构物的高层化的高强度化的观点出发,优选为780MPa以上,更优选为800MPa以上。拉伸强度的上限也没有特别限定,例如可以为1100MPa以下,也可以为1000MPa以下。

[0154] •屈服比

[0155] 本发明的厚钢板的屈服比(YR)没有特别限定,但考虑到对地震时的破坏的容许裕度,从提高建筑结构物的变形性能的观点出发,优选为85%以下。另一方面,屈服比的下限也没有限定,例如可以为70%以上,也可以为75%以上。应予说明,在此,屈服比是指以百分比表示屈服应力(YS)与拉伸强度(TS)之比的值,即YS/TS×100(%)。

[0156] 上述屈服应力和拉伸强度可以使用从厚钢板的板厚1/4位置采取的JIS4号拉伸试验片,通过依据JIS Z 2241的规定的拉伸试验来测定。另外,可以由通过上述方法测定的屈服应力和拉伸强度算出屈服比。

[0157] •接合部韧性

[0158] 本发明的厚钢板的接合部韧性没有特别限定,接合部的0℃下的夏比吸收能量(vE_0)优选为47J以上。上述接合部中的vE_0的上限也没有特别限定,一般可以为150J以下。

[0159] 应予说明,上述接合部中的vE_0是通过焊接线能量为40kJ/mm以上的电渣焊来制作焊接接头,以缺口位置成为接合部的方式从该焊接接头采取JIS4号夏比冲击试验片,使用该JIS4号夏比冲击试验片测定的值。更具体而言,可以通过实施例记载的方法来测定。

[0160] •板厚

[0161] 上述厚钢板的板厚没有特别限定,可以为任意厚度。上述厚钢板的板厚优选为6mm以上,更优选为9mm以上,进一步优选为12mm以上。从应对建筑结构物的高层化的观点出发,优选为40mm以上,更优选为60mm以上。另一方面,厚钢板的板厚的上限也没有特别限定,优选为100mm以下。

[0162] [制造方法]

[0163] 接下来,对本发明的一个实施方式中的厚钢板的制造方法进行说明。上述厚钢板可以通过对具有上述成分组成的钢坯材依次实施(a)~(d)的工序来制造。

[0164] (a)热轧工序

[0165] (b)第一冷却工序

[0166] (c)再加热工序

[0167] (d)第二冷却工序

[0168] 以下,对各工序中的条件进行具体说明。应予说明,在以下说明中,只要没有特别说明,温度是指板厚中央(板厚1/2位置)的温度。板厚中央的温度可以根据用辐射温度计测定的钢板表面温度通过传热计算来求出。另外,热轧工序后的升温条件和冷却条件中的温度为板厚1/4位置的温度,升温速度和冷却速度也分别是指基于板厚1/4位置的温度算出的平均升温速度或平均冷却速度。

[0169] (钢坯材)

[0170] 作为上述钢坯材,可以使用任意形态的坯材。上述钢坯材例如可以为钢坯。钢坯材的制造方法没有特别限定,例如可以熔炼具有上述成分组成的钢并进行铸造来制造。上述熔炼可以通过转炉、电炉、感应炉等任意方法进行。另外,从生产率的观点出发,上述铸造优选通过连续铸造法进行,也可以通过铸锭—分解轧制法进行。

[0171] (热轧工序)

[0172] 在热轧工序中,对上述钢坯材进行热轧而制成厚钢板。上述热轧的条件没有特别限定,可以在任意条件下进行。典型的是将钢坯材加热至规定的加热温度后进行轧制。上述加热可以在将通过铸造等方法得到的钢坯材暂时冷却后进行,另外也可以不对得到的钢坯

材进行冷却而直接供于上述加热。

[0173] 应予说明,在本发明中,在热轧后的再加热工序和第二冷却工序中控制厚钢板的微观组织、特性。因此,上述热轧工序中的加热温度没有特别限定,可以为任意温度。但是,如果上述加热温度小于1000℃,则钢坯材的变形阻力高,因此热轧中对轧制机的负荷增大,有时难以进行热轧。因此,上述加热温度优选为1000℃以上。另一方面,如果上述加热温度高于1250℃,则钢的氧化变得显著,氧化所引起的损失增大,结果成品率降低。因此,上述加热温度优选为1250℃以下。

[0174] 轧制结束温度没有特别限定,优选为1000℃以下。另外,上述轧制结束温度优选为750℃以上。

[0175] (第一冷却工序)

[0176] 接着,对上述热轧工序中得到的厚钢板进行冷却(第一冷却工序)。在本发明中,为了在之后的再加热工序和第二冷却工序中控制厚钢板的微观组织、特性,该第一冷却工序中的冷却没有特别限定,可以在任意条件下进行。但是,在接下来的再加热工序中,需要控制从Ac1点到Ac3点的温度范围内的平均升温速度,因此第一冷却工序中的冷却停止温度只要为Ac1点以下即可。上述冷却停止温度优选为500℃以下。如果上述冷却停止温度为500℃以下,则可以抑制析出物的粗大化,并且可以更均匀地生成Mn的富集区域。其结果,可以进一步提高厚钢板的强度和韧性,另外可以进一步降低屈服比。上述冷却停止温度更优选为250℃以下。另一方面,上述冷却停止温度的下限也没有限定,可以冷却至任意温度。但是,过度冷却会降低生产率,因此上述冷却停止温度优选为0℃以上,更优选为10℃以上,进一步优选为20℃以上。典型地,优选使上述冷却停止温度为室温以上。

[0177] 上述第一冷却工序中的冷却没有特别限定,可以通过任意方法进行。例如,上述冷却可以通过空冷和水冷中的一者或两者来进行。从进一步提高厚钢板的强度和韧性的观点出发,优选通过水冷来进行上述冷却,该水冷更优选通过选自喷雾冷却、雾冷却和层流冷却的至少一种来进行。

[0178] (再加热工序)

[0179] 接下来,将上述第一冷却工序后的厚钢板以规定的升温模式升温至再加热温度,在上述再加热温度下保持。

[0180] 从Ac1点到Ac3点的温度范围内的平均升温速度:2.0℃/s以下

[0181] 在升温过程中,在通过Ac1点~Ac3点的温度范围(二相区)时,Mn分配至通过逆相变由贝氏体和马氏体生成的奥氏体中,其结果,产生Mn浓度的微观偏差。但是,如果从Ac1点到Ac3点的温度范围内的平均升温速度高于2.0℃/s,则Mn的分配不会充分进行,其结果,不能得到所期望的Mn浓度分布。因此,在上述再加热工序中,将上述第一冷却工序后的厚钢板以板厚1/4位置的从Ac1点到Ac3点的温度范围内的平均升温速度:2.0℃/s以下升温。另一方面,上述平均升温速度的下限没有特别限定。但是,如果升温速度过慢,则控制升温速度的效果饱和,另外加热所需的时间变长,生产率降低。因此,上述平均升温速度优选为0.01℃/s以上。

[0182] 从Ac3点－100℃到Ac3点的温度范围内的停留时间:60秒以上

[0183] 同样,如果从Ac3点－100℃到Ac3点的温度范围内的停留时间小于60秒,则Mn的分配不会充分进行,其结果,不能得到所期望的Mn浓度分布。因此,在上述再加热工序的升温

过程中,使从Ac3点－100℃到Ac3点的温度范围内的停留时间为60秒以上。另一方面,如果上述停留时间过长,则生产率降低。因此,上述停留时间优选为60分钟以下。

[0184] 应予说明,上述升温过程中的升温模式只要满足上述条件即可,除此之外的条件没有特别限定。例如,可以连续升温至再加热温度,也可以有意地保持在二相区。

[0185] 应予说明,Ac1点和Ac3点由下述式(2)和式(3)求出。

[0186] Ac1(℃)＝751－26.6C+17.6Si－11.6Mn－169Al－23Cu－23Ni+24.1Cr+22.5Mo+233Nb－39.7V－5.7Ti－895B・・・(2)

[0187] Ac3(℃)＝937－476.5C+56Si－19.7Mn－16.3Cu－4.9Cr－26.6Ni+38.1Mo+124.8V+136.3Ti+198Al+3315B・・・(3)

[0188] 其中,上述式(2)和式(3)中的元素符号表示各元素的含量(质量%),未含有该元素时为0。

[0189] 再加热温度:Ac3点～Ac3点+60℃

[0190] 在上述再加热工序中,将厚钢板升温至Ac3点～Ac3点+60℃的再加热温度。由此,第一冷却工序结束时的厚钢板中包含的贝氏体、马氏体等组织逆相变为奥氏体,成为由奥氏体单相构成的微观组织。

[0191] 如果上述再加热温度小于Ac3点,则微观组织中生成软质的恢复组织,母材的强度降低。此外,在Mn的富集区域生成粗大的MA,母材的韧性降低。因此,上述再加热温度为Ac3点以上。另一方面,如果上述再加热温度高于Ac3点+60℃,则奥氏体晶粒粗大化,并且组成的均匀化进展,结果不能得到所期望的Mn浓度的分布。因此,上述再加热温度为Ac3点+60℃以下,更优选为Ac3点+55℃以下,进一步优选为Ac3点+50℃以下。

[0192] 再加热温度下的保持时间:10分钟以上

[0193] 在上述再加热工序中,将厚钢板升温至上述再加热温度后,在该再加热温度下保持规定的保持时间。如果上述保持时间小于10分钟,则无法使最终得到的厚钢板中的Mn的富集区域的平均当量圆直径为7.0μm以下。认为这是因为保持时间短,因此逆相变奥氏体的粒径的偏差变大,其结果,Mn的富集区域的大小变得不均匀。因此,使上述保持时间为10分钟以上。另一方面,上述保持时间的上限没有特别限定,但如果保持过长的时间,则生产率降低,因此优选为100分钟以下。

[0194] 上述再加热工序中可以使用任意加热方法。作为加热方法的一个例子,可举出炉加热。上述炉加热没有特别限定,可以使用一般的热处理炉。

[0195] (第二冷却工序)

[0196] 接着,对再加热工序后的厚钢板进行冷却。具体而言,将上述再加热工序后的厚钢板以板厚1/4位置的平均冷却速度:1.0～200.0℃/s加速冷却至100℃～600℃的加速冷却停止温度,接着空冷至100℃以下的温度。

[0197] 平均冷却速度:1.0～200.0℃/s

[0198] 通过在上述条件下进行加速冷却,可以使逆相变奥氏体转变为贝氏体,得到以贝氏体为主体的微观组织。如果上述平均冷却速度小于1.0℃/s,则生成铁素体,因此无法使贝氏体的面积分率为80.0%以上。因此,上述平均冷却速度为1.0℃/s以上,优选为5.0℃/s以上。另一方面,如果上述平均冷却速度高于200.0℃/s,则钢板内的各位置的温度控制变得困难,在板宽度方向、轧制方向上容易出现材质的偏差,其结果,产生强度特性等材质上

的偏差。因此,上述平均冷却速度为200.0℃/s以下,优选为150.0℃/s以下,更优选为100.0℃/s以下。

[0199] 上述加速冷却的方法没有特别限定,可以通过任意方法进行冷却。典型的是上述加速冷却优选通过空冷和水冷中的一者或两者来进行,更优选通过水冷来进行。作为上述水冷,可以使用利用水的任意方法(例如喷雾冷却、雾冷却、层流冷却等)。作为上述水冷的方法,优选使用雾冷却。

[0200] 加速冷却停止温度:100~600℃

[0201] 在上述第二冷却工序中,进行加速冷却至100℃~600℃的加速冷却停止温度,接着进行空冷。如果上述加速冷却停止温度小于100℃,则奥氏体全部转变为贝氏体,因此不能得到包含岛状马氏体的微观组织。另外,由于不能得到回火效果,所以厚钢板的韧性降低。因此,上述加速冷却停止温度为100℃以上,优选为200℃以上。另一方面,如果上述加速冷却停止温度高于600℃,则容易生成铁素体,无法使贝氏体的面积分率为80.0%以上。因此,上述加速冷却停止温度为600℃以下,优选为500℃以下。

[0202] 空冷至100℃以下的温度

[0203] 停止上述加速冷却后,进一步将厚钢板空冷至100℃以下的温度。上述空冷不是强制冷却,可以是放冷、即自然冷却。在上述空冷中,将厚钢板冷却至100℃以下的温度即可,但不需要在特定的温度下停止空冷,通常空冷至室温(ambient temperature)即可。

[0204] 上述空冷中的其他条件对厚钢板的组织等没有实质性影响,因此没有特别限定。例如,上述空冷中的冷却速度没有特别限定,可以以任意速度进行冷却。典型的是上述空冷中的冷却速度可以小于1.0℃/s,也可以为0.5℃/s以下。另外,上述空冷中的冷却速度的下限没有特别限定,可以为0.001℃/s以上,可以为0.01℃/s以上,也可以为0.07℃/s以上。

[0205] 同样,上述空冷所需的时间(空冷时间)也没有特别限定。在本实施方式中,由于在上述空冷后不需要进行特别处理,因此即使花费时间进行空冷也没有问题。典型的是上述空冷时间可以超过300s,可以为310s以上,也可以为320s以上。另一方面,空冷时间的上限也没有特别限定,例如可以为24小时以下,也可以为12小时以下。应予说明,在此,在第二冷却工序中,将从开始空冷至达到100℃所花费的时间定义为空冷时间。

[0206] 如上所述,本发明的厚钢板可以通过将成分组成、特别是C和Mn的含量控制在特定的范围,并且适当控制热轧后的再加热工序中的升温条件来制造。因此,本发明的厚钢板与需要控制再加热后的冷却过程中的条件来控制MA的生成的专利文献3的厚钢板相比,生产容易,适于工业生产。

[0207] 另外,在本发明中,如上所述,通过控制再加热工序中的升温条件来有意地产生Mn浓度的微观偏差。而且,其结果,在最终得到的厚钢板中形成上述Mn浓度分布。与此相对,在专利文献3中,没有像本发明那样进行用于产生Mn浓度的微观偏差的升温条件的控制。因此,在专利文献3记载的制造工艺中,不能得到具备满足本发明条件的Mn浓度分布的厚钢板。专利文献3的厚钢板中存在MA,但认为该MA的周围的Mn浓度是与基体中的Mn浓度相同的平均浓度,不存在满足本发明条件的富集区域。

[0208] 在本发明的其他实施方式中,为了厚钢板的进一步的高强度化和低屈服比化,可以在上述第一冷却工序后且上述再加热工序前进一步进行热处理。即,在上述实施方式中,可以通过对具有上述成分组成的钢坯材依次实施(a)~(e)的工序来制造厚钢板。

[0209] (a)热轧工序

[0210] (b)第一冷却工序

[0211] (c)热处理工序

[0212] (d)再加热工序

[0213] (e)第二冷却工序

[0214] (热处理工序)

[0215] 在上述热处理工序中,将上述第一冷却工序后的厚钢板升温至Ac3点～1050℃的热处理温度,在上述热处理温度下保持5分钟以上的保持时间,接着冷却至500℃以下的冷却停止温度。通过进行上述热处理,能够以更高水平兼顾高强度和低屈服比。其理由认为如下。通过在上述热处理工序后实施再加热工序,Mn富集部的存在位置均质化,逆相变核生成频率上升。其结果,促进Mn浓度的微观偏差的形成,最终Mn的富集区域的面积分率增加。具体而言,可以使富集区域的面积分率为6.2%以上。如上所述,由于在Mn的富集区域中形成MA,所以导致兼顾高强度化和低屈服比化。

[0216] 热处理温度:Ac3点～1050℃

[0217] 通过使上述热处理温度为Ac3点～1050℃,能够确保淬透性而得到所期望的贝氏体和马氏体组织。如果上述热处理温度小于Ac3点,则不能得到所期望的母材韧性。认为这是因为在热处理时生成粗大的铁素体,结果在最终得到的微观组织中形成包含粗大的碳化物的上贝氏体组织。另一方面,在上述热处理温度高于1050℃的情况下,也不能得到所期望的母材韧性。认为这是因为在热处理时生成粗大的贝氏体和粗大的马氏体,结果在最终得到的微观组织中形成粗大的贝氏体组织。

[0218] 保持时间:5分钟以上

[0219] 为了减小奥氏体粒径的偏差,上述热处理温度下的保持时间为5分钟以上,优选为10分钟以上。另一方面,上述保持时间的上限没有特别限定,但即使过长,效果也饱和,因此考虑生产率,优选为100分钟以下,更优选为60分钟以下。

[0220] 对于上述热处理工序中的加热,只要能够如上所述地控制热处理温度和保持时间,就可以使用任意加热方法。作为可以使用的加热方法的一个例子,可举出炉加热。上述炉加热没有特别限定,可以使用一般的热处理炉。

[0221] 冷却停止温度:500℃以下

[0222] 在上述热处理温度下保持后,将厚钢板冷却至500℃以下的冷却停止温度。通过上述冷却,将上述热处理工序中生成的奥氏体制成贝氏体和马氏体的低温相变相,在之后的上述再加热工序中,可以得到更高强度和更低屈服比。如果上述冷却停止温度高于500℃,则无法确保所期望的强度和韧性。因此,使上述冷却温度为500℃以下,优选为400℃以下,更优选为200℃以下。另一方面,上述冷却停止温度的下限没有特别限定。但是,过度冷却会降低生产率,因此上述冷却停止温度优选为0℃以上,更优选为10℃以上,进一步优选为20℃以上。典型的是优选使上述冷却停止温度为室温以上。

[0223] 进行上述冷却的方法没有特别限定,例如可以通过空冷、水冷等任意方法进行。作为上述水冷,可以使用利用水的任意冷却方法,例如喷雾冷却、雾冷却、层流冷却等。

[0224] 在进行上述热处理工序的情况下,将冷却后的厚钢板供于接下来的再加热工序即可。应予说明,在不进行上述热处理工序的情况下,不对第一冷却工序后的厚钢板实施热处

理而供于接下来的再加热工序即可。

[0225] 在本发明的其他实施方式中,为了矫正厚钢板的形状的目的等,可以在再加热工序后任意进一步实施回火工序。另外,再加热后的冷却工序的冷却停止温度越低,越可以期待通过回火的效果而进一步提高母材的韧性。实施回火时的加热温度优选为200℃～500℃。上述回火工序后的钢板的冷却中,由于材质不随其冷却速度而变化,所以可以通过任意方法进行。

[0226] 实施例

[0227] 按照以下所述的步骤制造厚钢板,评价其特性。

[0228] 首先,在转炉中熔炼具有表1所示的成分组成的钢水,通过连续铸造法制成作为钢坯材的钢坯(厚度:260mm)。应予说明,将由上述式(1)求出的P_{CM}(质量%)、由式(2)求出的Ac1点(℃)和由式(3)求出的Ac3点(℃)一并记载于表1。

[0229] 将上述钢坯加热至1150℃后,进行热轧而制成表2、3所示的板厚的厚钢板(热轧工序)。将上述热轧中的轧制结束温度示于表2、3。

[0230] 通过表2、3所示的冷却方法,将得到的厚钢板冷却至表2、3所示的冷却停止温度(第一冷却工序)。

[0231] 接着,对上述第一冷却工序后的厚钢板在表2、3所示的条件下实施再加热(再加热工序)。但是,在一部分的实施例中,对上述第一冷却工序后的厚钢板在表2、3所示的条件下实施热处理(热处理工序),然后实施再加热。上述再加热使用热处理炉进行。

[0232] 最后,在上述再加热后,在表2、3所示的条件下进行加速冷却,停止上述加速冷却后,空冷(放冷)至室温。上述加速冷却通过水冷来实施。另外,上述空冷中的空冷时间(达到100℃所需的时间)为1小时以上。

[0233] 对如上所述得到的各厚钢板,评价微观组织、Mn浓度分布、机械特性和焊接后的接合部韧性。上述评价通过以下所述的方法进行。

[0234] (微观组织)

[0235] 以板厚1/4位置成为观察位置的方式,从上述厚钢板采取组织观察用的试验片。将上述试验片以与轧制方向垂直的截面成为观察面的方式埋入树脂中,进行镜面研磨。接着,实施LePera腐蚀后,用倍率1000倍的扫描电子显微镜进行观察,拍摄组织的图像,鉴定岛状马氏体组织。利用图像分析装置对所拍摄的5个视野的图像进行分析,求出岛状马氏体组织的面积分率和平均当量圆直径。

[0236] 另外,以板厚1/4位置成为观察位置的方式,从上述厚钢板采取组织观察用的试验片。将上述试验片以与轧制方向垂直的截面成为观察面的方式埋入树脂中,进行镜面研磨。接着,实施硝酸乙醇腐蚀后,用倍率200倍的扫描式电子显微镜进行观察,拍摄组织的图像,鉴定贝氏体组织。利用图像分析装置对所拍摄的5个视野的图像进行分析,求出贝氏体组织的面积分率。

[0237] (Mn浓度分布)

[0238] 以板厚1/4位置成为观察位置的方式,从上述厚钢板采取试验片。利用EPMA测定上述试验片中的Mn浓度分布,算出Mn的平均浓度区域的面积分率、Mn的富集区域的面积分率和Mn的富集区域的平均当量圆直径。上述利用EPMA的Mn浓度分布的测定在随机选择的2个视野以上进行,1个视野的尺寸为50μm×50μm,每个视野的测定点为250×250点。

[0239] (机械特性)

[0240] 从上述厚钢板的板厚1/4位置采取JIS4号拉伸试验片。使用上述拉伸试验片,依据JIS Z2241的规定实施拉伸试验,测定厚钢板的屈服应力、拉伸强度、屈服比。另外,依据JIS Z 2202的规定,从上述厚钢板的板厚1/4位置采取V型缺口试验片。使用上述V型缺口试验片,依据JIS Z 2242的规定求出基于0℃下的夏比冲击试验的夏比吸收能量(vE_0),评价母材韧性。

[0241] (接合部韧性)

[0242] 为了评价上述厚钢板的焊接热影响部的韧性,按照以下步骤制作焊接接头,测定接合部中的夏比吸收能量。

[0243] 首先,从上述厚钢板采取一组具有与该厚钢板相同板厚的接头用试验板。使用上述接头用试验板中的一者作为表面板1、另一者作为隔板2,准备图1所示的形状的坡口3。接着,以40kJ/mm以上的焊接线能量进行电渣焊,制作焊接接头5。

[0244] 接下来,如图2所示,以缺口9的位置成为接合部的方式从焊接接头5采取JIS4号夏比冲击试验片8。应予说明,缺口9的位置设为通过距表面板1的表面6mm的位置的直线与焊接线的交点。另外,夏比冲击试验片8以该试验片的长度方向相对于焊接线为垂直方向的方式进行采取。

[0245] 使用上述夏比试验片,测定0℃下的夏比冲击试验中的焊接接头的接合部中的吸收能量(vE_0)。应予说明,对于母材特性不满足目标的一部分厚钢板,不实施接合部韧性的评价。

[0246] 将得到的结果示于表4、5。应予说明,将屈服应力为600MPa以上、拉伸强度为780MPa以上、屈服比为85%以下、0℃下的吸收能量(vE_0)为70J以上、焊接接头的接合部的0℃下的吸收能量(vE_0)为47J以上评为合格。

[0247] 满足本发明条件的厚钢板均是屈服应力为600MPa以上,拉伸强度为780MPa以上,屈服比(YR)为85%以下,0℃下的吸收能量vE_0为70J以上,高强度且低屈服比,并且母材韧性也优异。另外,即使在实施焊接线能量超过40kJ/mm的大线能量焊接的情况下,焊接接头的接合部中的vE_0也为47J以上,具有优异的焊接接头的接合部韧性。另一方面,不满足本发明条件的厚钢板的母材强度、屈服比、母材韧性和焊接接头的接合部韧性中的至少一个特性差。

[0248]

[表1]

钢种	成分组成（质量%）*									4.83C+Mn（质量%）	Ti/N	P_{CM}（质量%）	Ac1（℃）	Ac3（℃）	备注
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	N	其他						
A	0.052	0.11	2.5	0.003	0.0010	0.035	0.012	0.0035	-	2.8	3.43	0.181	717	878	发明钢
B	0.022	0.21	2.6	0.004	0.0008	0.032	0.011	0.0040	Ni:2.3, Ca:0.001	2.7	2.75	0.197	666	834	发明钢
C	0.046	0.15	2.3	0.003	0.0009	0.010	0.021	0.0065	Cu:1.2, REM:0.0020	2.5	3.23	0.226	696	863	发明钢
D	0.047	0.02	1.5	0.014	0.0022	0.037	0.014	0.0050	Cr:2.1, B:0.0020	1.7	2.80	0.238	775	892	发明钢
E	0.049	0.16	1.8	0.002	0.0009	0.042	0.006	0.0027	Cu:1.2, Ni:2.5, B:0.0012	2.0	2.22	0.252	638	814	发明钢
F	0.044	0.14	1.7	0.010	0.0020	0.030	0.014	0.0035	Ni:0.8, Mo:0.5, Nb:0.01, V:0.040, B:0.0005	1.9	4.00	0.187	721	902	发明钢
G	0.096	0.02	1.2	0.001	0.0010	0.005	0.017	0.0055	Cu:1.2, Cr:0.6, W:0.5	1.7	3.09	0.247	721	850	发明钢
H	0.035	0.06	2.1	0.005	0.0012	0.041	0.016	0.0039	Cu:0.6, Ni:1.3, Cr:1.7, B:0.0013, Ca:0.0020	2.3	4.10	0.285	716	844	发明钢
I	0.030	0.34	2.6	0.004	0.0040	0.043	0.015	0.0040	Ni:1.6, Nb:0.028, B:0.0009, REM:0.0030	2.7	3.75	0.203	688	861	发明钢
J	0.042	0.20	1.6	0.005	0.0010	0.045	0.014	0.0034	Ni:1.4, Cr:0.7, Mo:0.6, Mg:0.002	1.8	4.12	0.227	725	890	发明钢
K	0.061	0.10	1.3	0.002	0.0009	0.040	0.015	0.0043	Cr:1.4, Mo:1.3, Nb:0.024, V:0.022, Zr:0.003	1.6	3.49	0.288	797	943	发明钢
L	0.148	0.22	2.3	0.012	0.0032	0.038	0.014	0.0047	-	3.0	2.98	0.270	718	843	比较钢
M	0.009	0.25	2.5	0.006	0.0030	0.035	0.015	0.0050	Ni:2.0, Cr:0.8, B:0.0010	2.5	3.00	0.221	693	853	比较钢
N	0.020	0.18	3.1	0.009	0.0015	0.032	0.013	0.0045	-	3.2	2.89	0.181	712	885	比较钢
O	0.135	0.18	0.8	0.008	0.0021	0.040	0.013	0.0045	Cu:0.5, Ni:1.2, Mo:0.8	1.5	2.89	0.279	713	867	比较钢
P	0.072	0.30	2.1	0.020	0.0035	0.038	0.010	0.0038	Mo:0.4, W:0.8	2.4	2.63	0.214	733	902	比较钢
Q	0.060	0.25	2.7	0.014	0.0060	0.035	0.012	0.0032	Cu:1.0, Ni:0.5, Nb:0.025	3.0	3.75	0.262	688	848	比较钢
R	0.051	0.26	2.5	0.010	0.0022	0.045	0.034	0.0079	Cu:0.8, Ni:1.3	2.7	4.30	0.246	669	844	比较钢
S	0.032	0.12	1.7	0.005	0.0020	0.034	0.002	0.0017	Ni:1.5, Mo:1.4, B:0.0011	1.9	1.18	0.245	723	919	比较钢
T	0.085	0.22	2.3	0.008	0.0018	0.031	0.022	0.0087	Cr:0.8	2.7	2.53	0.247	740	869	比较钢
U	0.091	0.40	0.9	0.012	0.0015	0.037	0.011	0.0034	Cr:0.5, Mo:1.0	1.3	3.24	0.241	773	943	比较钢
V	0.034	0.24	2.2	0.007	0.0010	0.022	0.009	0.0061	Ni:0.7, Cr:1.0, Nb:0.021, B:0.0014	2.4	1.48	0.221	737	877	比较钢
W	0.046	0.25	2.4	0.008	0.0008	0.038	0.027	0.0057	Cr:0.7, Mo:0.8	2.6	4.74	0.263	755	920	比较钢
X	0.110	0.20	1.0	0.005	0.0009	0.035	0.013	0.0034	Cu:0.2, Ni:0.9, Cr:0.6, Mo:1.3, V:0.055, B:0.0012	1.5	3.82	0.320	749	915	比较钢

*剩余部分为Fe和不可避免的杂质。

[0249]

[表2]

No.	制造条件																				备注
	钢坯			热轧工序		第一冷却工序		热处理工序				再加热工序				第二冷却工序					
	钢种	Ac1 (℃)	Ac3 (℃)	板厚 (mm)	轧制结束温度 (℃)	冷却方法	冷却停止温度 (℃)	热处理温度 (℃)	保持时间 (min.)	冷却方法	冷却停止温度 (℃)	平均升温速度*1 (℃/s)	停留时间*2 (s)	再加热温度 (℃)	保持时间 (min.)	平均冷却速度 (℃/s)	加速冷却停止温度 (℃)				
1	A	717	882	50	950	空冷	<250	–	–	–	–	0.6	210	930	20	7.5	380				发明例
2	A	717	882	50	950	水冷	500	–	–	–	–	0.7	190	920	60	7.2	410				发明例
3	A	717	882	12	870	空冷	<250	–	–	–	–	1.1	150	930	20	85.5	440				发明例
4	A	717	882	12	870	空冷	<250	–	–	–	–	3.0	40	960	10	86.0	440				比较例
5	A	717	882	12	870	空冷	<250	–	–	–	–	2.4	60	960	10	85.0	440				比较例
6	A	717	882	50	950	空冷	<250	–	–	–	–	0.8	30	930	20	7.3	400				比较例
7	A	717	882	50	950	空冷	<250	–	–	–	–	0.7	180	1030	20	7.4	410				比较例
8	A	717	882	50	950	空冷	<250	–	–	–	–	0.6	190	860	30	7.5	410				比较例
9	A	717	882	50	950	空冷	<250	–	–	–	–	0.6	180	930	3.5	7.7	410				比较例
10	A	717	882	50	950	空冷	<250	–	–	–	–	0.6	180	930	30	0.5	420				比较例
11	A	717	882	50	950	空冷	<250	–	–	–	–	0.7	180	930	30	7.4	630				比较例
12	A	717	882	40	950	空冷	<250	–	–	–	–	1.2	120	920	30	9.5	常温				比较例
13	B	666	834	50	950	水冷	350	–	–	–	–	0.5	260	870	60	7.5	380				发明例
14	B	666	834	50	950	空冷	<250	–	–	–	–	0.6	200	870	60	7.5	380				发明例
15	B	666	834	12	870	水冷	450	–	–	–	–	1.0	120	890	30	85.5	350				发明例
16	B	666	834	12	870	水冷	450	–	–	–	–	2.5	45	890	20	86.0	420				比较例
17	B	666	834	12	870	水冷	450	–	–	–	–	2.3	65	890	20	85.0	420				比较例
18	B	666	834	50	950	水冷	400	–	–	–	–	0.7	30	900	30	7.3	400				比较例
19	B	666	834	50	950	水冷	400	–	–	–	–	0.7	180	1030	30	7.5	400				比较例
20	B	666	834	50	950	水冷	400	–	–	–	–	0.7	180	800	30	7.5	400				比较例
21	B	666	834	50	950	水冷	400	–	–	–	–	0.8	150	900	3	7.6	430				比较例
22	B	666	834	50	950	水冷	400	–	–	–	–	0.7	160	900	30	0.5	480				比较例
23	B	666	834	50	950	水冷	400	–	–	–	–	0.8	160	900	30	8.4	630				比较例
24	B	666	834	40	950	水冷	400	–	–	–	–	1.1	100	920	30	9.1	常温				比较例
25	C	696	863	50	950	水冷	400	920	20	水冷	常温	0.8	200	895	30	7.5	400				发明例
26	C	696	863	85	900	空冷	<250	920	40	水冷	常温	0.3	400	895	30	4	350				发明例
27	C	696	863	12	950	空冷	<250	920	20	水冷	常温	2.5	55	895	30	85	480				比较例
28	C	696	863	50	950	空冷	<250	920	20	水冷	常温	0.5	50	895	30	8	480				比较例
29	C	696	863	50	950	空冷	<250	920	20	水冷	常温	0.5	280	1030	30	8.2	480				比较例

*1 从Ac1点到Ac3点的温度范围内的平均升温速度

*2 从Ac3点－100℃到Ac3点的温度范围内的停留时间

[0250]

[表3]

No.	制造条件																		备注
	钢坯			热轧工序		第一冷却工序		热处理工序				再加热工序				第二冷却工序			
	钢种	Ac1 (℃)	Ac3 (℃)	板厚 (mm)	轧制结束温度 (℃)	冷却方法	冷却停止温度 (℃)	热处理温度 (℃)	保持时间 (min.)	冷却方法	冷却停止温度 (℃)	平均升温速度*1 (℃/s)	停留时间 *2 (s)	再加热温度 (℃)	保持时间 (min.)	平均冷却速度 (℃/s)	加速冷却停止温度 (℃)		
30	C	696	863	50	950	空冷	<250	920	20	水冷	常温	0.5	150	840	30	8.1	480		比较例
31	C	696	863	50	950	空冷	<250	920	20	水冷	常温	0.5	290	895	4	8	450		比较例
32	C	696	863	50	950	空冷	<250	920	20	水冷	常温	0.5	300	895	30	0.5	350		比较例
33	C	696	863	50	950	空冷	<250	920	20	水冷	常温	0.5	280	895	30	7.5	650		比较例
34	C	696	863	50	950	空冷	<250	920	20	水冷	常温	0.7	155	895	30	7.5	常温		比较例
35	D	775	892	50	930	空冷	<250	950	20	水冷	常温	0.5	220	940	30	7.2	420		发明例
36	E	638	814	50	930	空冷	<250	-	-	-	-	0.5	230	860	30	7.2	380		发明例
37	F	721	902	50	930	空冷	<250	950	20	水冷	常温	0.5	250	930	30	7.3	400		发明例
38	G	720	850	30	890	空冷	<250	-	-	-	-	0.4	260	860	20	22	410		发明例
39	H	716	844	100	960	水冷	400	920	60	水冷	常温	0.1	1140	870	60	2.5	330		发明例
40	I	688	861	50	940	水冷	400	-	-	-	-	0.6	245	880	30	7.5	450		发明例
41	J	725	890	50	940	空冷	<250	950	20	水冷	常温	0.3	410	910	20	7.5	450		发明例
42	K	797	943	50	940	空冷	<250	-	-	-	-	0.5	260	960	20	7.4	440		发明例
43	L	718	843	50	930	水冷	300	-	-	-	-	0.5	200	860	30	7.7	400		比较例
44	M	693	853	50	930	空冷	<250	920	30	水冷	常温	0.6	200	870	30	7.5	400		比较例
45	N	712	885	50	930	空冷	<250	-	-	-	-	0.6	200	900	30	7.6	400		比较例
46	O	713	867	50	930	空冷	<250	-	-	-	-	0.6	200	890	30	7.5	400		比较例
47	P	733	902	50	930	空冷	<250	920	30	水冷	常温	0.6	200	920	30	7.3	400		比较例
48	Q	688	848	50	930	水冷	350	-	-	-	-	0.6	200	870	30	7.5	400		比较例
49	R	669	844	50	930	空冷	<250	-	-	-	-	0.6	200	865	30	7.7	400		比较例
50	S	723	919	50	930	空冷	<250	920	30	水冷	常温	0.4	200	935	30	7.6	400		比较例
51	T	740	869	50	930	空冷	<250	-	-	-	-	0.6	200	890	30	7.5	400		比较例
52	U	775	945	50	930	空冷	<250	920	30	水冷	常温	0.6	200	960	30	7.4	400		比较例
53	V	737	877	50	930	空冷	<250	-	-	-	-	0.6	200	900	30	7.5	400		比较例
54	W	755	920	50	930	空冷	<250	-	-	-	-	0.6	200	935	30	7.3	400		比较例
55	X	749	915	50	930	空冷	<250	-	-	-	-	0.6	200	930	30	7.5	400		比较例
56	A	717	882	50	950	空冷	<250	-	-	-	-	0.3	-	720	20	7.5	380		比较例
57	A	717	882	50	950	空冷	<250	-	-	-	-	5	30	980	60	7.5	500		比较例
58	C	696	863	50	950	空冷	<250	880	5	水冷	490	0.6	250	875	1	7.5	550		比较例

*1 从Ac1点到Ac3点的温度范围内的平均升温速度

*2 从Ac3点－100℃到Ac3点的温度范围内的停留时间

[0251]

[表4]

No.	钢种		微观组织			Mn浓度分布				机械特性					备注
			贝氏体	岛状马氏体		平均浓度区域	富集区域			厚钢板（母材）			接合部		
			面积分率（%）	面积分率（%）	平均当量圆直径（μm）	面积分率（%）	面积分率（%）	平均当量圆直径（μm）	屈服应力（MPa）	拉伸强度（MPa）	屈服比（%）	vE_0（J）	vE_0（J）	
1	A		97.7	2.3	2.1	80	3.2	3.3	635	801	79.3	156	113	发明例
2	A		97.4	2.6	3.2	85	3.4	3.9	625	786	79.5	175	95	发明例
3	A		96.5	3.5	2.5	86	4.2	2.8	653	795	82.1	114	78	发明例
4	A		99.2	0.8	0.3	92	1.5	0.5	595	696	85.5	145	86	比较例
5	A		99.3	0.7	0.2	94	0.9	0.6	584	704	83.0	196	75	比较例
6	A		99.4	0.6	0.2	91	0.9	0.5	615	713	86.3	85	108	比较例
7	A		99.6	0.4	0.1	95	0.5	0.3	633	722	87.7	63	-	比较例
8	A		88.0	12.0	6.7	67	20	8.2	588	738	79.7	22	-	比较例
9	A		96.2	3.8	5.9	93	1.3	7.5	645	805	80.1	36	-	比较例
10	A		78.3	8.0	4.3	65	18	6.5	467	612	76.3	33	-	比较例
11	A		74.0	2.0	1.2	86	4.5	3.4	593	685	86.6	144	-	比较例
12	A		100.0	0.0	1.3	88	4.3	3.5	674	782	86.2	45	-	比较例
13	B		97.5	2.5	2.7	85	4.1	4.4	645	809	79.7	139	136	发明例
14	B		97.0	3.0	2.8	82	4.2	3.7	639	805	79.4	146	105	发明例
15	B		98.2	1.8	3.5	86	2.6	5.1	654	813	80.4	156	99	发明例
16	B		99.3	0.7	0.3	93	1.8	0.5	589	692	85.1	145	87	比较例
17	B		99.3	0.7	0.3	93	0.8	0.6	591	714	82.8	196	88	比较例
18	B		99.4	0.6	0.1	92	0.4	0.1	622	720	86.4	85	-	比较例
19	B		99.2	0.8	0.2	90	0.6	0.5	630	720	87.5	67	-	比较例
20	B		83.5	16.5	7.2	68	21	9.3	551	789	69.8	24	-	比较例
21	B		96.2	3.8	5.9	93	1.3	9.5	653	813	80.3	36	-	比较例
22	B		78.3	8.0	4.3	65	18	5.8	487	622	78.3	33	-	比较例
23	B		78.0	2.1	1.2	86	4.5	3.0	588	680	86.5	144	-	比较例
24	B		100.0	0.0	1.3	88	4.3	2.9	679	779	87.2	45	-	比较例
25	C		96.0	4.0	1.8	80	6.4	3.3	687	876	78.4	175	112	发明例
26	C		95.5	4.5	2.1	79	6.5	3.0	681	865	78.7	156	98	发明例
27	C		99.3	0.7	0.5	93	0.8	0.6	595	721	82.5	185	75	比较例
28	C		99.4	0.6	0.4	94	0.5	0.1	633	715	88.5	106	-	比较例
29	C		100.0	0.0	0.2	93	0.2	0.4	642	768	83.6	58	-	比较例

[0252]

[表5]

No.	钢种		微观组织			Mn浓度分布			机械特性					
			贝氏体	岛状马氏体		平均浓度区域	富集区域		厚钢板（母材）				接合部	备注
			面积分率（%）	面积分率（%）	平均当量圆直径（μm）	面积分率（%）	面积分率（%）	平均当量圆直径（μm）	屈服应力（MPa）	拉伸强度（MPa）	屈服比（%）	vE_0（J）	vE_0（J）	
30	C		83.8	17.2	5.9	71	22	9.5	559	789	70.8	27	–	比较例
31	C		95.9	4.1	6.1	94	5.9	9.2	672	821	81.9	45	–	比较例
32	C		77.9	8.5	3.7	66	18.6	5.5	508	630	80.6	72	–	比较例
33	C		73.3	1.8	1.5	88	4.3	3.5	602	680	88.5	144	–	比较例
34	C		100.0	0.0	1.7	89	3.9	3.9	689	786	87.7	65	–	比较例
35	D		95.1	3.3	1.6	81	9.5	3.2	656	827	79.3	154	95	发明例
36	E		94.8	2.1	1.9	88	5.4	3.9	675	811	83.2	122	120	发明例
37	F		93.2	4.5	1.3	78	11.0	2.9	652	826	78.9	149	77	发明例
38	G		98.0	2.0	1.5	88	6.0	3.1	674	832	81.0	165	106	发明例
39	H		96.4	3.4	1.1	80	10.0	1.5	675	840	80.4	125	132	发明例
40	I		96.2	3.8	2.2	87	5.2	4.0	684	823	83.1	185	113	发明例
41	J		96.0	4.0	2.3	61	15.8	6.3	691	869	79.5	202	121	发明例
42	K		97.0	3.0	1.3	83	4.3	2.8	842	998	84.4	88	69	发明例
43	L		95.5	4.5	5.2	85	6.0	8.8	702	897	78.3	72	25	比较例
44	M		99.5	0.5	0.2	72	5.6	0.3	658	765	86.0	188	63	比较例
45	N		89.6	10.4	6.8	78	12.0	9.7	815	985	82.7	63	21	比较例
46	O		99.9	0.1	3.5	93	0.2	4.5	645	753	85.7	144	46	比较例
47	P		95.0	5.0	2.5	80	9.6	4.0	655	822	79.7	41	26	比较例
48	Q		96.2	3.8	5.7	82	5.3	6.5	626	782	80.1	34	24	比较例
49	R		96.3	3.7	2.1	80	6.5	3.5	653	799	81.7	21	17	比较例
50	S		96.6	3.4	1.2	84	5.9	1.9	654	825	79.3	64	23	比较例
51	T		97.0	3.0	1.6	83	7.5	2.1	768	980	78.4	35	26	比较例
52	U		99.5	0.5	0.2	94	2.2	0.4	564	658	85.7	125	78	比较例
53	V		98.0	2.0	2.1	83	5.5	2.8	654	954	68.6	88	24	比较例
54	W		97.5	2.5	2.2	84	4.5	2.9	666	814	81.8	69	22	比较例
55	X		99.2	0.8	0.2	93	2.3	0.4	675	798	84.6	54	19	比较例
56	A		98.7	5.8	4.7	81	7.5	8.2	635	737	86.2	59	–	比较例
57	A		97.8	1.9	4.8	89	0.3	3.4	608	710	85.6	105	–	比较例
58	C		88.5	6.8	4.9	92	3.3	7.2	623	785	79.4	30	–	比较例

[0253] 符号说明

[0254] 1表面板

[0255] 2隔板

[0256] 3坡口

[0257] 4衬板

[0258] 5焊接接头

[0259] 6焊接金属

[0260] 7热影响部(HAZ)

[0261] 8夏比冲击试验片

[0262] 9缺口

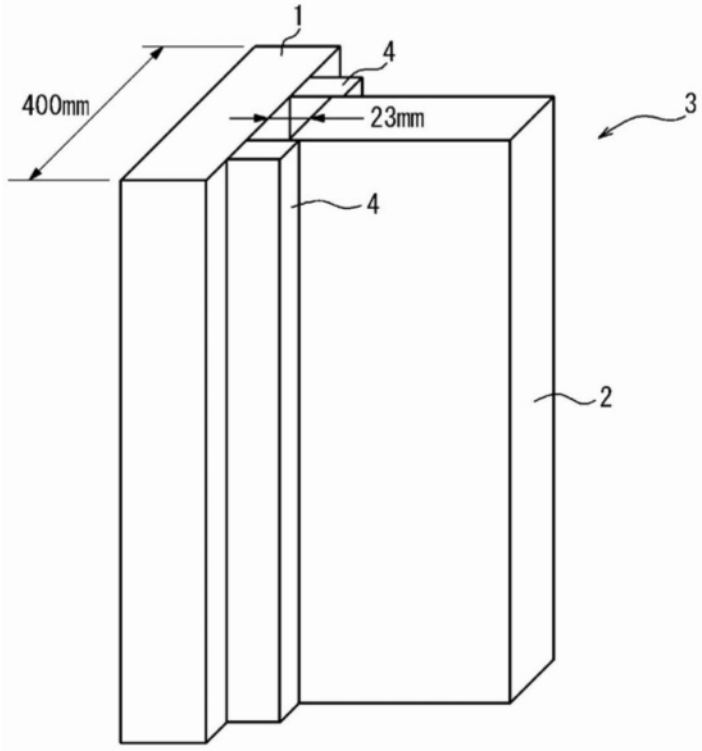


图1

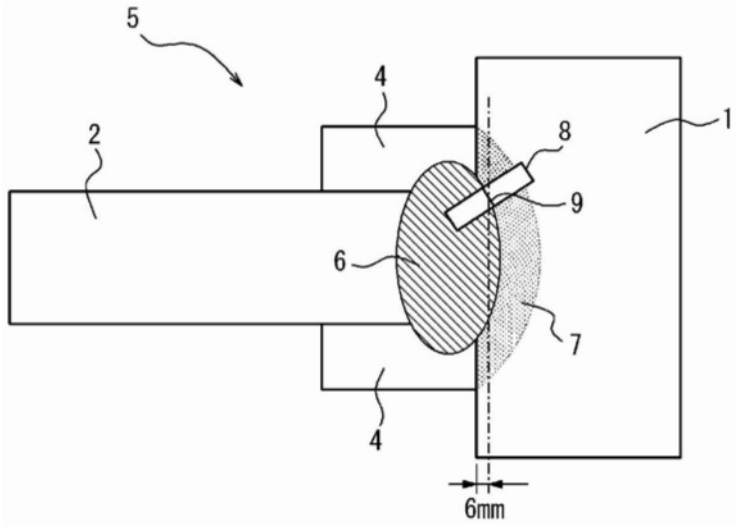


图2