(19)国家知识产权局

(12)发明专利申请

(10)申请公布号 CN 117836088 A
(43)申请公布日 2024.04.05

(21)申请号 202280057416.X
(22)申请日 2022.08.29
(30)优先权数据
2021-140869 2021.08.31 JP
(85)PCT国际申请进入国家阶段日
2024.02.22
(86)PCT国际申请的申请数据
PCT/JP2022/032458 2022.08.29
(87)PCT国际申请的公布数据
WO2023/032932 JA 2023.03.09
(71)申请人 杰富意钢铁株式会社
地址 日本东京都
申请人 株式会社神户制钢所
(72)发明人 安藤彰芳 高田充志 渡边一史 冈部能知 植田圭治 铃木正道 韩鹏
(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 朝鲁门
(51)Int.Cl.
B23K 35/362(2006.01)
C22C 38/00(2006.01)
C22C 38/58(2006.01)
B23K 35/30(2006.01)
B23K 35/368(2006.01)
B23K 9/18(2006.01)

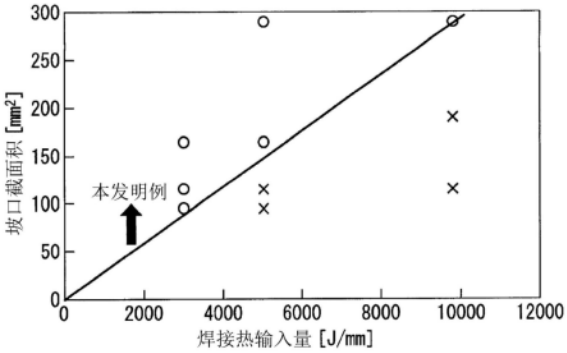
权利要求书1页 说明书16页 附图1页

(54)发明名称

埋弧焊方法

(57)摘要

本发明提供烟尘产生量少,焊道形状、炉渣剥离性等焊接性良好,并且适合于在极低温环境下使用的高含Mn钢材的焊接的埋弧焊方法。上述埋弧焊方法的特征在于,组合具有如下组成的焊丝和碱度〔BL〕:1.5～2.4的助焊剂,上述焊丝以质量％计包含C:0.20～0.80％、Si:0.15～0.90％、Mn:17.0～28.0％、P:0.030％以下、S:0.030％以下、Ni:0.01～10.00％、Cr:0.4～4.0％、Mo:0.01～3.50％、N:0.120％以下,剩余部分由Fe和不可避免的杂质构成;根据坡口截面积调整焊接热输入量进行焊接。由此,能够容易地制造常温下的0.2％耐力为400MPa以上、夏比冲击试验的吸收能(vE_{-196})为28J以上的高强度且极低温冲击韧性优异的焊接金属。



CN 117836088 A

1.一种埋弧焊方法,其特征在于,组合具有如下组成的埋弧焊用焊丝和由下式(1)定义的碱度〔BL〕:1.5～2.4的助焊剂,所述组成以质量％计包含C:0.20～0.80％、Si:0.15～0.90％、Mn:17.0～28.0％、P:0.030％以下、S:0.030％以下、Ni:0.01～10.00％、Cr:0.4～4.0％、Mo:0.01～3.50％、N:0.120％以下,剩余部分由Fe和不可避免的杂质构成,以满足下式(2)的焊接热输入量〔Q〕进行焊接,

$BL=(\%CaO+\%MgO+\%BaO+\%SrO+\%Na_2O+\%K_2O+\%Li_2O+\%CaF_2+0.5\%MnO+0.5\%FeO)/(\%SiO_2+0.5\%Al_2O_3+0.5\%TiO_2+0.5\%ZrO_2)$ ・・・・・(1)

这里,式(1)中的各成分量是以质量％表示的成分量,

$S[mm^2]/Q[J/mm]\geq 0.028$ ・・・・・(2)

这里,Q[J/mm]＝I[A]×E[V]×60/V[mm/min],

I≥300[A],E≥15[V],V≥100[mm/min],

应予说明,S:坡口截面积,Q:焊接热输入量,I:焊接电流,E:电弧电压,V:焊接速度。

2.根据权利要求1所述的埋弧焊方法,其中,所述组成以质量％计进一步含有选自V:0.040％以下、Ti:0.040％以下和Nb:0.040％以下中的1种或2种以上。

3.根据权利要求1或2所述的埋弧焊方法,其中,所述组成以质量％计进一步含有选自Cu:1.00％以下、Ca:0.010％以下和REM:0.020％以下中的1种或2种以上。

4.根据权利要求1～3中任一项所述的埋弧焊方法,其中,进行3层以上的焊接。

5.根据权利要求1～4中任一项所述的埋弧焊方法,其中,作为焊接对象的钢材是具有以质量％计包含C:0.20～0.80％、Si:0.15～0.90％、Mn:15.0～30.0％、P:0.030％以下、S:0.030％以下、Ni:3.00％以下、Cr:1.0～8.0％且剩余部分由Fe和不可避免的杂质构成的组成的极低温用高强度高Mn钢材。

6.根据权利要求5所述的埋弧焊方法,其中,所述钢材除了所述组成之外,以质量％计进一步含有选自V:2.00％以下、Ti:1.00％以下、Nb:1.00％以下、Al:0.100％以下、Cu:1.00％以下、N:0.120％以下、O即氧:0.0050％以下、B:0.0030％以下和REM:0.0200％以下中的1种或2种以上。

埋弧焊方法

技术领域

[0001] 本发明涉及埋弧焊方法,特别是涉及适合于在极低温环境下使用的高含Mn钢材的焊接的焊接材料和使用该焊接材料的埋弧焊方法。

背景技术

[0002] 近年来,对环境的管制日趋严格,液化天然气(以下也称为“LNG”)由于不含硫,因此被称为不产生硫化物、氧化物等大气污染物质的清洁燃料,其需要增加。为了运输或保管LNG,对于运输或储存LNG的容器(罐),需要在LNG的液化温度即－162℃以下的温度下保持优异的极低温冲击韧性。因此,从保持优异的极低温冲击韧性的必要性出发,作为用于容器等的材料,以往使用铝合金、9%Ni钢、奥氏体系不锈钢等。

[0003] 然而,铝合金的拉伸强度低,因此用作结构物时,需要将板厚设计得较大,并且存在焊接作业性低的问题。另外,9%Ni钢需要使用价格昂贵的Ni基材料作为焊接材料,因此经济上变得不利。另外,奥氏体系不锈钢存在价格昂贵、母材强度也低的问题。

[0004] 从这样的问题出发,作为运输或储存LNG的容器用材料,最近对含有10～35质量%的范围内的Mn的高含Mn钢材(以下也称为“高Mn钢”)的应用进行了研究。高Mn钢具有如下特征:即使在极低温下,金属组织也是奥氏体相,不发生脆性断裂,并且与奥氏体系不锈钢相比具有高强度。因此,期望开发出这样的高Mn钢的稳定的焊接方法。

[0005] 针对这样的期望,例如专利文献1中公开了提出了一种气体保护金属极电弧焊用实心焊丝,其具有以质量%计包含C:0.2～0.8%、Si:0.15～0.90%、Mn:17.0～28.0%、P:0.03%以下、S:0.03%以下、Ni:0.01～10.00%、Cr:0.4～4.0%、Mo:0.01～3.50%、B:小于0.0010%、N:0.12%以下且剩余部分由Fe和不可避免的杂质构成的基本组成,根据需要含有选自V、Ti和Nb中的1种或2种以上,进一步含有选自Cu、Al、Ca和REM中的1种或2种以上。如果使用在此公开的气体保护金属极电弧焊用实心焊丝进行焊接,则能够制造烟尘产生量少、并且常温屈服强度(0.2%耐力)为400MPa以上的高强度、试验温度:－196℃时的夏比冲击试验的吸收能(vE_{-196})为28J以上的高强度且极低温冲击韧性优异的焊接接头部。

[0006] 现有技术文献

[0007] 专利文献

[0008] 专利文献1:日本专利第6621572号公报

发明内容

[0009] 然而,根据本发明人等的研究,专利文献1记载的技术中,在焊接时能够将烟尘的产生量抑制为1200mg/min以下,但为了提高焊接效率而增加焊接热输入量时,存在烟尘产生量也与之成比例的问题。发现为了解决该问题,使用烟尘的产生少的埋弧焊方法时,烟尘产生量得到抑制,但焊道形状的不规则、炉渣剥离性的不良、屈服强度、低温韧性的降低等成为问题。

[0010] 本发明的目的在于解决上述现有技术的问题,提供即使在高热输入量(3kJ/mm以

上)的焊接条件下,在焊接时烟尘产生量也极少,焊道形状、炉渣剥离性等焊接性良好,并且适合作为在极低温环境下使用的高含Mn钢材用的焊接材料的、能够得到兼具高强度和优异的极低温韧性的焊接金属的埋弧焊方法。

[0011] 应予说明,这里所说的"焊接时的烟尘产生量少"是指依据JIS Z 3930—2013进行埋弧焊时的烟尘产生量为1200mg/min以下的情况。

[0012] 另外,"高强度"是指依据JIS Z 3111的规定制造的熔敷金属的常温屈服强度(0.2%耐力)为400MPa以上的情况。"优异的极低温韧性"是指依据JIS Z 3111的规定制造的熔敷金属的试验温度:—196℃时的夏比冲击试验的吸收能(vE_{-196})为28J以上的情况。

[0013] 本发明人等为了实现上述目的,首先发现,为了在埋弧焊中得到适当的焊道形状、良好的炉渣剥离性以及良好的焊接金属特性,对助焊剂的成分进行控制是有效的。对该助焊剂成分进行了反复研究,结果发现,使用碱度〔BL〕为1.5~2.4的助焊剂进行焊接时,能够抑制炉渣剥离不良、焊道形状不规则以及低温韧性的劣化。

[0014] 进而可知,即使使用上述焊丝和上述助焊剂,根据被焊接材料的板厚、坡口形状、焊接条件,屈服强度有时也降低。因此,本发明人等进一步进行了研究,发现将相对于坡口截面积的焊接热输入量控制为适当的范围来确定焊接条件对于防止屈服强度的降低是有效的。

[0015] 本发明是基于上述见解并进一步加以研究而完成的,本发明的主旨如下。

[0016] 〔1〕一种埋弧焊方法,其特征在于,组合具有如下组成的埋弧焊用焊丝和由下式(1)定义的碱度〔BL〕:1.5~2.4的助焊剂,上述组成以质量%计包含C:0.20~0.80%、Si:0.15~0.90%、Mn:17.0~28.0%、P:0.030%以下、S:0.030%以下、Ni:0.01~10.00%、Cr:0.4~4.0%、Mo:0.01~3.50%、N:0.120%以下,剩余部分由Fe和不可避免的杂质构成;以满足下式(2)的焊接热输入量〔Q〕进行焊接。

[0017] $BL=(\%CaO+\%MgO+\%BaO+\%SrO+\%Na_2O+\%K_2O+\%Li_2O+\%CaF_2+0.5\%MnO+0.5\%FeO)/(\%SiO_2+0.5\%Al_2O_3+0.5\%TiO_2+0.5\%ZrO_2)$ ・・・・・(1)

[0018] 这里,式(1)中的各成分量是以质量%表示的成分量。

[0019] $S[mm^2]/Q[J/mm]\geq 0.028$ ・・・・・(2)

[0020] 这里,Q[J/mm]=I[A]×E[V]×60/V[mm/min],

[0021] I≥300[A],E≥15[V],V≥100[mm/min]。

[0022] 应予说明,S:坡口截面积,Q:焊接热输入量,I:焊接电流,E:电弧电压,V:焊接速度。

[0023] 〔2〕根据〔1〕所述的埋弧焊方法,其中,上述组成以质量%计进一步含有选自V:0.040%以下、Ti:0.040%以下和Nb:0.040%以下中的1种或2种以上。

[0024] 〔3〕根据〔1〕或〔2〕所述的埋弧焊方法,其中,上述组成以质量%计进一步含有选自Cu:1.00%以下、Ca:0.010%以下和REM:0.020%以下中的1种或2种以上。

[0025] 〔4〕根据〔1〕~〔3〕中任一项所述的埋弧焊方法,其中,进行3层以上的焊接。

[0026] 〔5〕根据〔1〕~〔4〕中任一项所述的埋弧焊方法,其中,作为焊接对象的钢材是具有以质量%计包含C:0.20~0.80%、Si:0.15~0.90%、Mn:15.0~30.0%、P:0.030%以下、S:0.030%以下、Ni:3.00%以下、Cr:1.0~8.0%且剩余部分由Fe和不可避免的杂质构成的组成的极低温用高强度高Mn钢材。

[0027] (6)根据(5)所述的埋弧焊方法,其中,上述钢材除了上述组成之外,以质量%计进一步含有选自V:2.00%以下、Ti:1.00%以下、Nb:1.00%以下、Al:0.100%以下、Cu:1.00%以下、N:0.120%以下、O(氧):0.0050%以下、B:0.0030%以下和REM:0.0200%以下中的1种或2种以上。

[0028] 根据本发明,能够提供在埋弧焊时能够显著地抑制烟尘产生量、焊道形状和炉渣剥离性良好的高含Mn钢材用的焊接材料。使用该焊接材料对高含Mn钢材进行埋弧焊时,能够容易地得到常温屈服强度(0.2%耐力)为400MPa以上、试验温度:-196℃时的夏比冲击试验的吸收能(vE_{-196})为28J以上的、高强度且极低温韧性优异的焊接金属。本发明能够提供该焊接材料和使用该焊接材料的埋弧焊方法,在产业上具有显著的效果。

附图说明

[0029] 图1是表示埋弧焊的坡口截面积与焊接热输入量的关系的相关图。

具体实施方式

[0030] 以下,对本发明的实施方式进行具体说明。

[0031] 本发明特别涉及使用以高含Mn钢材为对象的特定的焊接材料的埋弧焊方法。首先,对埋弧焊(以下也称为"SAW")进行说明。

[0032] [埋弧焊]

[0033] SAW是向预先散布在母材上的粉粒状的助焊剂中连续地供给电极焊丝而在该电极焊丝的前端与母材之间产生电弧从而连续地进行焊接的焊接法。该SAW具有通过应用大电流而提高焊丝的熔敷速度从而能够高效地焊接这样的优点。

[0034] 作为电极焊丝,存在有实心焊丝或在焊丝的内部内包有焊丝用助焊剂的药芯焊丝,在本发明中,可以使用任一种焊丝。在使用药芯焊丝的情况下,在调整所使用的钢制外皮、金属粉末和焊丝用助焊剂粉末的成分组成后制造药芯焊丝。

[0035] 作为本发明的埋弧焊的例子,可举出如下例子。使焊接接合的两个钢材对接,形成45°V坡口,以覆盖所形成的坡口的方式预先散布助焊剂。使用所准备的实心焊丝(直径4.0mmφ)或药芯焊丝(直径3.2mmφ),以平焊位置在电流:350~650A(DCEP)、电压:28~36V、焊接速度:20~80cm/min、焊接热输入量:0.7~8.0kJ/mm、道次间温度:100~150℃的条件下实施埋弧焊。

[0036] 通过上述埋弧焊条件,使作为母材的高Mn钢对接,使用后述的焊接用助焊剂和埋弧焊用焊丝制造形成焊接接头部的焊接金属。

[0037] [埋弧焊用焊丝的基本组成]

[0038] 接着,对作为本发明的特征的适合于高Mn用钢材的埋弧焊的焊接用焊丝的基本组成进行说明。应予说明,以下,关于组成的"%"是指"质量%"。

[0039] [C:0.20~0.80%]

[0040] C是具有通过固溶强化而使焊接金属的强度升高的作用的元素,另外,C使奥氏体相稳定化,使焊接金属的极低温冲击韧性提高。为了得到这样的效果,需要含有0.20%以上。但是,含有超过0.80%时,碳化物析出,极低温韧性降低,进而容易产生焊接时的高温裂纹。因此,C限定为0.20~0.80%的范围。应予说明,优选为0.30%~0.70%,更优选为

0.40％～0.60％。进一步优选为0.45％～0.55％。

[0041] [Si:0.15～0.90％]

[0042] Si作为脱氧剂发挥作用,具有提高Mn的成品率、并且提高熔融金属的粘性、稳定地保持焊道形状、减少飞溅产生的效果。为了得到这样的效果,需要含有0.15％以上。但是,含有超过0.90％时,使焊接金属的极低温韧性降低。另外,Si在凝固时发生偏析,在凝固单元界面生成液相,使耐高温裂纹性降低。因此,Si限定为0.15～0.90％的范围。应予说明,优选为0.20％～0.80％,更优选为0.25％～0.70％。进一步优选为0.30％～0.65％,更进一步优选为0.40％～0.60％。

[0043] [Mn:17.0～28.0％]

[0044] Mn是廉价地使奥氏体相稳定化的元素,在本发明中需要含有17.0％以上。Mn小于17.0％时,在焊接金属中生成铁素体相,极低温下的韧性显著降低。另一方面,Mn超过28.0％时,在凝固时发生过度的Mn偏析,诱发高温裂纹。因此,Mn限定为17.0～28.0％的范围。应予说明,优选为18.0％～27.0％,更优选为19.0％～26.0％。进一步优选为20.0％～24.0％。

[0045] [P:0.030％以下]

[0046] P是在晶界发生偏析、诱发高温裂纹的元素,在本发明中优选尽可能减少,但如果为0.030％以下,则可以允许。因此,P限定为0.030％以下。应予说明,过度的减少导致精炼成本的高涨。因此,P优选调整为0.003％以上。更优选为0.005％～0.020％,进一步优选为0.009％～0.016％。

[0047] [S:0.030％以下]

[0048] S在焊接金属中以硫化物系夹杂物MnS的形式存在。MnS成为断裂的发生起点,因此使极低温韧性降低。因此,S限定为0.030％以下。应予说明,过度的减少导致精炼成本的高涨。因此,S优选调整为0.001％以上。更优选为0.008％～0.025％,进一步优选为0.013％～0.020％。

[0049] [Ni:0.01～10.00％]

[0050] Ni是强化奥氏体晶界的元素,在晶界发生偏析,使极低温冲击韧性提高。为了得到这样的效果,需要含有0.01％以上。另外,Ni还具有使奥氏体相稳定化的效果,因此如果进一步增加含量,则使奥氏体相稳定化,使焊接金属的极低温冲击韧性提高。但是,Ni是价格昂贵的元素,含有超过10.00％时,经济上变得不利。因此,Ni限定为0.01～10.00％。应予说明,优选为0.05％～7.5％,更优选为1.00％～4.00％。进一步优选为1.50％～2.50％。

[0051] [Cr:0.4～4.0％]

[0052] Cr作为在极低温下使奥氏体相稳定化的元素发挥作用,使焊接金属的极低温冲击韧性提高。另外,Cr还具有使焊接金属的强度提高的作用。另外,Cr对于提高熔融金属的液相线、抑制高温裂纹的产生有效地发挥作用。进而,Cr对于提高焊接金属的耐腐蚀性也有效地发挥作用。为了得到这样的效果,需要含有0.4％以上。Cr小于0.4％时,不能确保上述效果。另一方面,含有超过4.0％时,生成Cr碳化物,导致极低温韧性的降低。进而,由于碳化物的生成,焊丝拉丝时的加工性降低。因此,Cr限定为0.4～4.0％的范围。应予说明,优选为0.5％～3.5％,更优选为0.8％～3.0％。进一步优选为1.0％～2.0％。

[0053] [Mo:0.01～3.50％]

[0054] Mo是强化奥氏体晶界的元素,在晶界发生偏析,使焊接金属的强度提高。这样的效果在含有0.01%以上时变得显著。应予说明,含有超过0.01%时,还具有通过固溶强化而使焊接金属的强度提高的作用。另一方面,含有超过3.50%时,作为碳化物析出,热加工性降低,另外在焊丝的拉丝时诱发裂纹等焊丝的制造性降低。因此,Mo限定为0.01~3.50%的范围。应予说明,优选为0.50%~3.00%。更优选为1.00%~2.80%,进一步优选为1.50%~2.20%。

[0055] [N:0.120%以下]

[0056] N是不可避免地混入的元素,与C同样是有效地有助于焊接金属的强度提高,并且使奥氏体相稳定化,稳定地提高极低温韧性的元素。这样的效果在含有0.030%以上时变得显著,因此优选含有0.030%以上。但是,含有超过0.120%时,形成氮化物,低温韧性降低。因此,N限定为0.120%以下。优选为0.030~0.120%。更优选为0.060%~0.100%。

[0057] [埋弧焊用焊丝的任选组成]

[0058] 上述组成是本发明的焊丝的基本组成。在本发明中,除了该基本组成之外,还可以是根据需要含有选自V:0.040%以下、Ti:0.040%以下和Nb:0.040%以下中的1种或2种以上作为任意成分的任选组成。上述基本组成和上述任选组成还可以根据需要含有选自Cu:1.00%以下、Ca:0.010%以下和REM:0.020%以下中的1种或2种以上。

[0059] V、Ti、Nb均是促进碳化物的形成、有助于焊接金属的强度提高的元素,可以根据需要选择含有1种或2种以上。

[0060] [V:0.040%以下]

[0061] V是碳化物形成元素,使微细的碳化物析出,有助于焊接金属的强度提高。为了得到这样的效果,优选含有0.001%以上。但是,含有超过0.040%,碳化物粗大化,导致极低温韧性的降低。因此,在含有的情况下,V优选为0.040%以下。更优选为0.001~0.040%。进一步优选为0.020%以上。

[0062] [Ti:0.040%以下]

[0063] Ti也同样是碳化物形成元素,使微细的碳化物析出,有助于焊接金属的强度提高。另外,Ti使碳化物在焊接金属的凝固单元界面析出,有助于抑制高温裂纹的产生。为了得到这样的效果,优选含有0.001%以上。但是,含有超过0.040%时,与V同样,碳化物粗大化,导致极低温韧性的降低。因此,在含有的情况下,Ti优选为0.040%以下。更优选为0.001~0.040%。进一步优选为0.020%以上。

[0064] [Nb:0.040%以下]

[0065] Nb也同样是碳化物形成元素,使微细的碳化物析出,有助于焊接金属的强度提高。另外,Nb使碳化物在焊接金属的凝固单元界面析出,有助于抑制高温裂纹的产生。为了得到这样的效果,优选含有0.001%以上。但是,含有超过0.040%时,与V、Ti同样,碳化物粗大化,导致极低温韧性的降低。因此,在含有的情况下,Nb优选为0.040%以下。更优选为0.001~0.040%。进一步优选为0.005%以上。

[0066] 另一方面,Cu是有助于奥氏体稳定化的元素,Ca和REM是有助于加工性提高的元素,可以根据需要选择含有1种或2种以上。以下,说明限定理由。

[0067] [Cu:1.00%以下]

[0068] Cu是使奥氏体相稳定化的元素,即使在极低温下也使奥氏体相稳定化,使焊接金

属的极低温冲击韧性提高。为了得到这样的效果,优选含有0.01％以上。但是,大量含有超过1.00％时,热轧性降低。因此,在含有的情况下,Cu优选为1.00％以下。更优选为0.01～1.00％。进一步优选为0.05％～0.60％。

[0069] [Ca:0.010％以下]

[0070] Ca在熔融金属中与S结合,形成高熔点的硫化物CaS。CaS的熔点比MnS高,因此在焊丝的热加工时不沿轧制方向发展而维持球形,有利于提高焊丝的加工性。这样的效果在含有0.001％以上时变得显著。另一方面,含有超过0.010％时,焊接时电弧产生紊乱,难以进行稳定的焊接。因此,在含有的情况下,Ca优选为0.010％以下。更优选为0.001％～0.008％。进一步优选为0.003％～0.006％。

[0071] [REM:0.020％以下]

[0072] REM是指Sc、Y、La、Ce等稀土元素。REM是强力的脱氧剂,在焊接金属中以REM氧化物的形态存在。REM氧化物成为凝固时的成核位点,由此使晶粒微细化,有助于提高焊接金属的强度。这样的效果在含有0.001％以上时变得显著。但是,含有超过0.020％时,电弧的稳定性降低。因此,在含有的情况下,REM优选为0.020％以下。更优选为0.001％以上。进一步优选为0.005％～0.015％。

[0073] [剩余部分组成]

[0074] 上述组成以外的剩余部分组成由Fe和不可避免的杂质构成。作为不可避免的杂质,例如可举出O(氧)、B、Al、Sn、Sb、As、Pb、Bi等。焊丝中的O(氧)量优选设为0.15％以下,B量优选设为0.001％以下,Al量优选设为0.100％以下,Sn量、Sb量和As量分别优选设为0.005％以下,Pb量和Bi量分别优选设为0.0001％以下。另外,只要满足上述基本组成或任选组成,则不排除含有这些以外的不可避免的杂质元素,这样的实施方式也包含在本发明的技术范围内。

[0075] [焊丝的制造方法]

[0076] 接着,对本发明的SAW用焊丝(实心焊丝和药芯焊丝)的制造方法进行说明。

[0077] 本发明的SAW用焊丝的制造中,常用的焊接用焊丝的制造方法均可应用。

[0078] 例如,本发明的实心焊丝优选依次进行:将具有上述组成的钢水在电炉、真空熔化炉等常用的熔炼炉中熔炼并在规定形状的铸模等中进行铸造的铸造工序;将得到的钢锭加热至规定温度的加热工序;以及对加热后的钢锭实施热轧而制成规定形状的钢坯材(棒状)的热轧工序。进行对得到的钢坯材(棒状)实施多次冷轧(冷拉丝加工)和根据需要的退火温度:900～1200℃的退火工序而制成所期望尺寸的焊丝的冷轧工序。

[0079] 另外,本发明的药芯焊丝例如优选:将具有由0.05～0.20％C—0.15～0.30％Si—0.2～1.2％Mn—剩余部分Fe构成的组成的薄钢板(板厚0.5mm)作为钢制外皮坯材,在宽度方向上实施冷弯曲加工,制成U字形。然后,以形成目标焊丝组成的方式,在得到的钢制外皮中封入进行了成分调整的金属粉末和焊丝用助焊剂粉末,通过冷加工进行拉丝加工,制成SAW用药芯焊丝。

[0080] 上述金属粉末是具有如下成分组成的金属粉末或合金粉末,上述成分组成包含为了与钢制外皮坯材的成分组成合计形成本发明的焊接用焊丝组成而补充的金属成分。另外,焊丝用助焊剂粉末的成分也优选为具有与后述的焊接用助焊剂同等或类似的成分的助焊剂粉末。

[0081] [焊接用助焊剂]

[0082] 接下来,对适合于具有上述组成的焊接用焊丝的助焊剂反复研究。结果,本发明人等发现,为了不损害焊接金属的韧性,将助焊剂组成设为氧化钙—氧化镁碱性氧化物系,将碱度〔BL〕设计为1.5～2.4的高碱性是有效的。

[0083] 助焊剂的碱度〔BL〕是表示助焊剂的反应性的指标,由助焊剂的碱性成分与酸性成分的比表示,由下式(1)求出。应予说明,式(1)中的各成分量是以质量%表示的成分量。

[0084] $BL=(\%CaO+\%MgO+\%BaO+\%SrO+\%Na_2O+\%K_2O+\%Li_2O$

[0085] $+\%CaF_2+0.5\%MnO+0.5\%FeO)/(\%SiO_2+0.5\%Al_2O_3+0.5\%TiO_2+0.5\%ZrO_2)$ ・・・・・(1)

[0086] 碱度〔BL〕小于1.5时,焊接金属中的氧量变高,低温韧性不足,超过2.4时,焊道外观和炉渣剥离性劣化,因此碱度〔BL〕为1.5～2.4。优选为1.8～2.2。

[0087] 助焊剂有熔融型、烧结型和粘结型,可以使用任何类型。作为可使用的成分组成,除了上述氧化钙—氧化镁碱性氧化物系助焊剂以外,还可举出氧化钙—氧化镁系助焊剂等。其中,需要调整所配合的各种氧化物成分,采用碱度〔BL〕为1.5～2.4的助焊剂。

[0088] [焊接热输入量与坡口截面积的关系]

[0089] 进而,在本发明中发现,在适当的范围内控制焊接热输入量,能够得到良好的机械特性。即,发现通过在相对于焊接部的坡口截面积由下式(2)导出的最大焊接热输入量以下的焊接条件下进行焊接,能够得到适当的冷却速度,晶粒的粗大化得到抑制,由此能够得到规定的机械特性。当焊接热输入量大于该值时,由于冷却速度的降低,晶粒粗大化,特别是屈服强度显著劣化。但是,如果在由下式(2)导出的热输入条件的范围内进行焊接,则能够得到400MPa以上的常温屈服强度。

[0090] $S[mm^2]/Q[J/mm]\geq 0.028$ ・・・・・(2)

[0091] 这里,$Q[J/mm]=I[A]\times E[V]\times 60/V[mm/min]$,$I\geq 300[A]$,$E\geq 15[V]$,$V\geq 100[mm/min]$。应予说明,S:坡口截面积,Q:焊接热输入量,I:焊接电流,E:电弧电压,V:焊接速度。

[0092] 上述式(2)可以变换为下式(3),可以利用式(3)求出相对于坡口截面积(S)的焊接热输入量(Q)。

[0093] $Q[J/mm]\leqslant S[mm^2]/0.028$ ・・・・・(3)

[0094] [其他的焊接条件]

[0095] 以焊接的钢材彼此形成规定的坡口形状的方式进行坡口加工。形成的坡口形状无需特别限定,可例示作为焊接钢结构物用通常的V型坡口、单斜面型坡口、X型坡口、K型坡口等。

[0096] 另外,在埋弧焊中,也有时应用1道次的埋弧焊,但在控制焊接热输入量的情况、板厚大的钢材的情况下,应用2道次以上的多层焊接。在本发明的高含Mn钢材中,为了提高焊接金属的强度,可以适当进行多层焊接,优选进行3层以上的焊接。

[0097] [钢材]

[0098] 作为母材的钢材特别以高含Mn钢材为对象。作为高含Mn钢材的制造方法,存在有对经过常规方法的炼钢工序和铸造工序得到的钢坯材调整加热条件、压下率等进行热轧后进行冷却而得到钢材(钢板)的方法等。轧制后的钢板的板厚例如为6～100mm。

[0099] 高含Mn钢材是极低温用的高强度钢材,优选Mn含量为15.0～30.0%。具体而言,是

将含有C:0.20～0.80％、Si:0.15～0.90％、Mn:15.0～30.0％、P:0.030％以下、S:0.030％以下、Ni:3.00％以下、Cr:1.0～8.0％且剩余部分由Fe和不可避免的杂质构成的组成作为基本组成的钢材。除了该基本组成之外,作为任意成分,还可以根据需要含有选自V:2.00％以下、Ti:1.00％以下、Nb:1.00％以下、Al:0.100％以下、Cu:1.00％以下、N:0.120％以下、O(氧):0.0050％以下、B:0.0030％以下和REM:0.0200％以下中的1种或2种以上。

[0100] [钢材的基本组成]

[0101] 对作为本发明的焊接对象的高Mn用钢材的基本组成进行说明。

[0102] [C:0.20～0.80％]

[0103] C是具有使奥氏体相稳定化的作用、廉价且重要的元素。为了得到这样的效果,需要含有0.20％以上。另一方面,含有超过0.80％时,过量生成Cr碳化物,极低温冲击韧性降低。因此,C优选为0.20～0.80％的范围。更优选为0.30％～0.70％,进一步优选为0.40％～0.60％。

[0104] [Si:0.15～0.90％]

[0105] Si是作为脱氧剂而发挥作用、并且固溶于钢中通过固溶强化而有助于钢材的高强度化的元素。为了得到这样的效果,需要含有0.15％以上。另一方面,含有超过0.90％时,焊接作业性降低。因此,Si优选为0.15～0.90％的范围。更优选为0.20％～0.75％,进一步优选为0.30％～0.60％。

[0106] [Mn:15.0～30.0％]

[0107] Mn是具有使奥氏体相稳定化的作用、且比较廉价的元素,在本发明中,是对兼具高强度和优异的极低温韧性重要的元素。为了得到这样的效果,需要含有15.0％以上。另一方面,即使含有超过30.0％,使极低温韧性提高的效果也饱和,无法期待与含量相当的效果,经济上变得不利。另外,大量含有超过30.0％,导致焊接作业性、切断性降低,并且助长偏析,助长应力腐蚀开裂的产生。因此,Mn优选为15.0～30.0％的范围。更优选为17.5％～28.0％,进一步优选为20.0％～26.0％。

[0108] [P:0.030％以下]

[0109] P是作为杂质在晶界发生偏析而成为应力腐蚀开裂的产生起点的元素,在本发明中,优选尽可能减少,如果为0.030％以下则可以允许。因此,P优选为0.030％以下的范围。更优选为0.028％以下,进一步优选为0.024％以下。另一方面,为了极力降低P到小于0.002％,需要长时间的精炼,精炼成本高涨。因此,从经济性的观点出发,P优选为0.002％以上。

[0110] [S:0.030％以下]

[0111] S在钢中以硫化物系夹杂物的形式存在,使钢材、焊接金属的延展性、极低温韧性降低。因此,S优选尽可能减少,如果为0.030％以下则可以允许。更优选为0.010％以下。另一方面,为了极力降低S到小于0.0005％,需要长时间的精炼,精炼成本高涨。因此,从经济性的观点出发,S优选为0.0005％以上。

[0112] [Ni:3.00％以下]

[0113] Ni是强化奥氏体晶界的元素,是在晶界发生偏析、提高极低温冲击韧性的元素。为了得到这样的效果,需要含有0.01％以上。另外,Ni还具有使奥氏体相稳定化的效果,因此如果进一步增加含量,则使奥氏体相稳定化,使焊接金属的极低温冲击韧性提高。但是,Ni

是价格昂贵的元素,含有超过3.00%时,经济上变得不利。因此,Ni优选为0.01%～3.00%。更优选为1.00%～2.00%。

[0114] [Cr:1.0～8.0%]

[0115] Cr是在极低温下使奥氏体相稳定化、有效地有助于提高极低温韧性和提高钢材强度的元素。另外,是对于形成微细结晶区域有效的元素。为了得到这样的效果,需要含有1.0%以上的Cr。另一方面,含有超过8.0%时,生成Cr碳化物,极低温韧性和耐应力腐蚀开裂性降低。因此,Cr优选为1.0～8.0%的范围。更优选为2.5%～7.0%,进一步优选为3.5%～6.5%。

[0116] [钢材的任选组成]

[0117] 上述成分为钢材的基本组成,除了该基本组成之外,还可以是含有选自V:2.00%以下、Ti:1.00%以下、Nb:1.00%以下、Al:0.100%以下、Cu:1.00%以下、N:0.120%以下、O(氧):0.0050%以下、B:0.0030%以下和REM:0.0200%以下中的1种或2种作为任意成分的钢材组成。

[0118] [V:2.00%以下]

[0119] V是有助于奥氏体相的稳定化、并且还有助于提高钢材的强度、提高极低温韧性的元素。为了得到这样的效果,优选含有0.001%以上的V。另一方面,V含有超过2.00%时,粗大的碳氮化合物增加,成为断裂的起点,极低温冲击韧性降低。因此,在含有的情况下,V优选为2.00%以下。更优选为0.003%～1.70%。进一步优选为1.50%以下。

[0120] [Ti:1.00%以下]

[0121] Ti含有超过1.00%时,碳化物粗大化,成为断裂的产生起点,而且晶粒的粗大化受到抑制,极低温韧性降低,因此优选含有1.00%以下。更优选为0.50%以下。进一步优选为0.30%以下。

[0122] [Nb:1.00%以下]

[0123] Nb含有超过1.00%时,碳化物粗大化,成为断裂的产生起点,而且晶粒的粗大化受到抑制,极低温韧性降低,因此优选含有1.00%以下。更优选为0.50%以下。进一步优选为0.30%以下。

[0124] [Al:0.100%以下]

[0125] Al是作为脱氧剂发挥作用而在钢材的钢水脱氧工序中最通常使用的元素。为了得到这样的效果,优选含有0.001%以上。另一方面,含有超过0.100%时,焊接时Al混入焊接金属部,使焊接金属的韧性降低。因此,Al优选为0.100%以下的范围。更优选为0.020%～0.060%。进一步优选为0.030%～0.040%。

[0126] [Cu:1.00%以下]

[0127] Cu是通过淬透性增加、固溶强化而有助于钢材的强度增加的元素。为了确保这样的效果,优选含有0.001%以上。另一方面,含有超过1.00%时,焊接性降低,并且在钢材制造时容易产生缺陷。因此,在含有的情况下,Cu优选为0.001～1.00%的范围。更优选为0.10%～0.70%。进一步优选为0.25%～0.60%。

[0128] [N:0.120%以下]

[0129] N是具有使奥氏体相稳定化的作用的元素,有效地有助于极低温韧性的提高。为了得到这样的效果,N优选含有0.005%以上。另一方面,含有超过0.120%时,氮化物或碳氮化

合物粗大化,极低温韧性降低。因此,N优选为0.005～0.120％的范围。更优选为0.006％～0.040％。进一步优选为0.020％以上。

[0130] [O(氧):0.0050％以下]

[0131] O(氧)在钢中以氧化物系夹杂物的形式存在,使钢材的极低温韧性降低。因此,O(氧)优选尽可能减少,如果为0.0050％以下则可以允许。因此,O(氧)优选为0.0050％以下的范围。更优选为0.0045％以下。另一方面,为了极力降低O(氧)到小于0.0005％,需要长时间的精炼,精炼成本高涨。因此,从经济性的观点出发,O(氧)优选为0.0005％以上。进一步优选为0.0010％～0.0040％。

[0132] [B:0.0030％以下]

[0133] B是具有在晶界发生偏析并有助于钢材的韧性提高的作用的元素。为了得到这样的效果,B优选含有0.0005％以上。另一方面,B含有超过0.0030％时,粗大的氮化物、碳化物增加,韧性降低。因此,在含有的情况下,B优选为0.0005～0.0030％的范围。更优选为0.0015％以下。进一步优选为0.0010％以下。

[0134] [REM:0.0200％以下]

[0135] REM是具有介由夹杂物的形态控制使钢材的韧性提高、进而使延展性、耐硫化物应力腐蚀开裂性提高的作用的元素。为了得到上述效果,REM优选含有0.0010％以上。另一方面,含有超过0.0200％时,非金属夹杂物量增加,韧性、进而延展性、耐硫化物应力裂纹性降低。因此,在含有的情况下,REM优选为0.0010～0.0200％的范围。更优选为0.0015％～0.015％。进一步优选为0.0050％～0.010％。

[0136] [剩余部分组成]

[0137] 上述成分以外的剩余部分由Fe和不可避免的杂质构成。作为该不可避免的杂质,可例示Ca、Mg、Mo等,如果合计为0.05％以下则可以允许。

[0138] 实施例

[0139] 〔焊接条件〕

[0140] 以下,基于实施例对本发明进一步进行说明。但是,下述实施例仅是用于例示本发明而更详细说明的例子,并不限定本发明的权利范围。

[0141] 对于表1所示的实心焊丝,将具有焊丝组成的钢水在真空熔化炉中熔炼,进行铸造,制成1000kg钢锭。将得到的钢锭加热到1200℃后,通过热轧和之后的冷轧,制作4.0mmφ的埋弧焊用焊丝。

[0142] 另外,对于药芯焊丝,以成为表1的焊丝组成的方式调整金属粉末和助焊剂的成分。应予说明,作为外皮,使用具有以质量％计由0.1％C－0.2％Si－0.5％Mn－剩余部分Fe构成的组成的薄钢板。在上述外皮中封入调整了成分的金属粉末和助焊剂,拉丝至直径4.0mm。应予说明,表1所示的成分是外皮、金属粉末和助焊剂的合计值。

[0143] 焊接中,使用表1所示的组成的焊接用焊丝(直径4.0mm)和表2所示的各种组成的极低温用高Mn钢材,不进行预热,以平焊位置,在电流:500～700A(AC)、电压:30～33V、焊接速度:140～300mm/min、道次间温度:100～150℃、2～5层的条件下实施。使用的焊接用助焊剂选择市售的熔融助焊剂和粘结助焊剂中碱度不同的0.5～2.8的助焊剂。

[0144]

[表1]

焊丝No.	化学组成（质量%）											焊丝形状	备注
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	B	N	V,Ti,Nb	Cu,Ca,REM	
a	0.59	0.37	27.0	0.012	0.021	2.46	0.5	1.51	0.0009	0.020	—	—	药芯焊丝	发明例
b	0.65	0.58	17.5	0.026	0.016	0.05	3.7	1.25	0.0007	0.100	—	—	实心焊丝	发明例
c	0.31	0.26	18.2	0.017	0.028	2.12	0.8	2.13	0.0004	0.004	—	—	实心焊丝	发明例
d	0.35	0.41	20.4	0.021	0.013	4.17	1.4	1.54	0.0006	0.013	V:0.02,Ti:0.03	—	实心焊丝	发明例
e	0.71	0.72	27.1	0.016	0.008	7.12	2.7	0.05	0.0008	0.112	Nb:0.02	—	药芯焊丝	发明例
f	0.39	0.21	24.2	0.013	0.015	1.28	0.8	2.81	0.0009	0.050	—	Cu:0.12	药芯焊丝	发明例
g	0.27	0.82	15.5	0.016	0.024	0.02	1.6	3.05	0.0003	0.008	—	REM:0.006	实心焊丝	比较例
h	0.52	0.37	14.2	0.009	0.017	2.31	0.9	1.51	0.0008	0.011	Ti:0.02	Ca:0.001	药芯焊丝	比较例

[0145]

[表2]

钢材No.	化学组成（质量%）																
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	V	Nb	Ti	B	Al	N	Ca	O	REM
A	0.47	0.27	25.0	0.015	0.006	0.51	<0.01	3.5	<0.005	<0.001	<0.005	0.0017	<0.004	0.0111	<0.0005	0.0046	-
B	0.54	0.50	25.7	0.019	0.006	0.57	0.01	3.8	0.006	0.001	0.001	0.0027	0.0010	0.0599	0.0001	0.0034	-
C	0.44	0.48	24.1	0.016	0.007	<0.01	<0.01	4.6	<0.005	0.001	<0.005	0.0003	0.0430	0.0111	<0.0005	0.0016	0.0100
D	0.15	0.11	22.1	0.012	0.005	0.25	0.01	2.9	0.007	0.001	0.001	0.0010	0.0010	0.0055	0.0001	0.0049	0.0040

[0146] 对于得到的焊接金属,进行焊道外观和炉渣剥离性的评价、以及拉伸试验和冲击试验。

[0147] 〔焊道外观和炉渣剥离性〕

[0148] 对于焊道外观,测定制造的焊接接头的稳定部的焊道宽度,通过焊道宽度的最大值与最小值之差进行评价。将焊道宽度之差为3.0mm以下的判定为“良好”。

[0149] 对于炉渣剥离性,将焊接后仅通过錾锤敲击即可完全除去炉渣的评价为“良好”,将除此之外的评价为“不良”。

[0150] 〔焊接金属的机械特性〕

[0151] 依据JIS Z 3111的规定,从得到的焊接金属裁取拉伸试验片(平行部径6mmφ)和10×10×55mm全尺寸或7.5×10×55mm小尺寸夏比冲击试验片(V型缺口),实施拉伸试验和冲击试验。

[0152] 拉伸试验在室温下各实施三根,将得到的值(0.2%耐力)的平均值作为使用了该焊丝的焊接金属的拉伸特性。

[0153] 另外,夏比冲击试验各实施三根,求出试验温度:-196℃时的吸收能(vE_{-196}),将其平均值作为使用了该焊丝的焊接金属的极低温冲击韧性。应予说明,夏比冲击试验片的V型缺口位置为板厚1/2t的焊接金属中央。

[0154] 将以上结果示于表3。吸收能(vE_{-196})的数值右上角的星号(*)是用7.5mm小尺寸试验片进行夏比冲击试验而得到的数值。在7.5mm小尺寸试验片的吸收能(vE_{-196})乘以6/5而得的值小于全尺寸试验片所期望的吸收能(vE_{-196})28J的情况下,不能得到所期望的极低温韧性。

[0155]

表3

试验编号	钢材No.	焊丝No.	助焊剂碱度（BL）	板厚（t）(mm)	坡口截面积[S](mm²)	电流(I)(A)	电压(E)(V)	焊接速度(V)(mm/min)	焊接热输入量[Q](J/mm)(=I×E×60/V)	焊道外观	炉渣剥离性	拉伸强度(MPa)	屈服强度(0.2%耐力)(MPa)	吸收能[vE-196](J)	坡口截面积/热输入量[S/Q]	备注
1	A	a	1.5	9	90	500	30	300	3,000	良好	良好	795	405	35*	0.030	发明例
2	A	b	1.5	12	130	500	30	300	3,000	良好	良好	815	430	88	0.043	发明例
3	A	c	1.8	15	180	500	30	300	3,000	良好	良好	854	475	70	0.060	发明例
4	A	d	1.8	15	180	550	32	210	5,029	良好	良好	837	442	86	0.036	发明例
5	A	e	1.8	20	280	500	32	210	4,571	良好	良好	848	480	79	0.061	发明例
6	A	f	1.8	20	280	700	33	140	9,900	良好	良好	829	476	62	0.028	发明例
7	B	a	2.0	12	130	500	30	300	3,000	良好	良好	830	438	88	0.043	发明例
8	B	a	2.2	15	180	500	30	300	3,000	良好	良好	877	464	77	0.060	发明例
9	B	a	2.2	15	180	550	32	210	5,029	良好	良好	835	432	66	0.036	发明例
10	C	a	1.8	12	130	500	30	300	3,000	良好	良好	844	433	66	0.043	发明例
11	C	a	0.5	9	90	550	32	210	5,029	良好	良好	769	368	10*	0.018	比较例
12	C	b	0.5	20	280	700	33	140	9,900	良好	良好	855	442	18	0.028	比较例

（*7.5mm小尺寸）

[0156]

表3（续）

试验编号	钢材No.	焊丝No.	助焊剂碱度（BL）	板厚（t）(mm)	坡口截面积[S](mm²)	电流（I）(A)	电压（E）(V)	焊接速度（V）(mm/min)	焊接热输入量[Q](J/mm)(=I×E×60/V)	焊道外观	炉渣剥离性	拉伸强度(MPa)	屈服强度(0.2%耐力)(MPa)	吸收能 (vE_{-196})(J)	坡口截面积/热输入量[S/Q]	备注
13	D	e	2.8	15	180	700	33	140	9.900	不良	不良	624	352	56	0.018	比较例
14	C	g	1.5	9	90	500	30	300	3.000	良好	良好	818	421	9*	0.030	比较例
15	A	h	1.5	9	90	550	32	210	5.029	良好	良好	776	371	10*	0.018	比较例
16	A	b	1.5	12	130	550	32	210	5.029	良好	良好	805	392	96	0.026	比较例
17	A	c	1.5	12	130	700	33	140	9.900	良好	良好	780	375	90	0.013	比较例
18	A	d	1.8	15	180	700	33	140	9.900	良好	良好	803	390	99	0.018	比较例
19	B	a	2.0	12	130	550	32	210	5.029	良好	良好	789	396	62	0.026	比较例
20	B	a	2.0	12	130	700	33	140	9.900	良好	良好	792	381	73	0.013	比较例
21	B	f	2.2	15	180	700	33	140	9.900	良好	良好	761	378	46	0.018	比较例
22	C	b	2.0	12	130	550	32	210	5.029	良好	良好	822	395	72	0.026	比较例
23	C	a	2.2	12	130	700	33	140	9.900	良好	良好	788	386	73	0.013	比较例

（*7.5mm小尺寸）

[0157] 表中的下划线表示在本发明的范围外。

[0158] 本发明例均是常温下的屈服强度(0.2％耐力)为400MPa以上、进而试验温度：—

196℃时夏比冲击试验的吸收能(vE_{-196})为28J以上,能够得到兼具高强度和优异的极低温韧性的焊接金属。另外,在本发明例中,得到炉渣剥离性良好、焊道宽度的最大值与最小值之差为3mm以下的良好形状的焊道。

[0159] 另一方面,在本发明的范围外的比较例中,焊道形状不良或吸收能(vE_{-196})小于28J,无法得到兼具所期望的良好的焊道形状、高强度和优异的极低温韧性的焊接金属。

[0160] 试验编号11和12中,助焊剂的碱度低于本发明的范围,因此焊接金属的氧含量变高,-196℃时的吸收能(vE_{-196})小于27J,不能确保所期望的极低温韧性。另外,试验编号13中,助焊剂碱度高于本发明的范围,因此在焊道表面形成牢固的炉渣,炉渣剥离性差,无法得到良好的焊道外观。并且,钢材的C、Si的含量低于本发明的优选范围,无法得到既定的拉伸强度、屈服强度。试验编号14和15中,焊丝的Mn量低,因此奥氏体变得不稳定,无法得到所期望的冲击特性。

[0161] 试验编号16至23中,坡口截面积与焊接热输入量的关系不满足上述式(2),因此焊接热输入量过大,屈服强度未达到规定值。

[0162] 这里,根据表3的结果,将坡口截面积与焊接热输入量的关系示于图1。该图1是对本试验中实施的焊接条件按照焊接热输入量和坡口截面积进行整理的图。将常温下的屈服强度(0.2%耐力)超过400MPa的评为“○”,将除此之外的评为“×”。图中的直线的上侧表示坡口截面积〔S〕/焊接热输入量〔Q〕的值为0.028以上的本发明的范围,在本发明例的焊接条件下焊接的焊接金属均显示400MPa以上的良好的屈服强度。

[0163] 另一方面,在本发明的范围外的比较例中,每个的板厚、相对于坡口的焊接热输入量过大,晶粒过大,屈服强度均低于400MPa,无法得到所需的屈服强度。

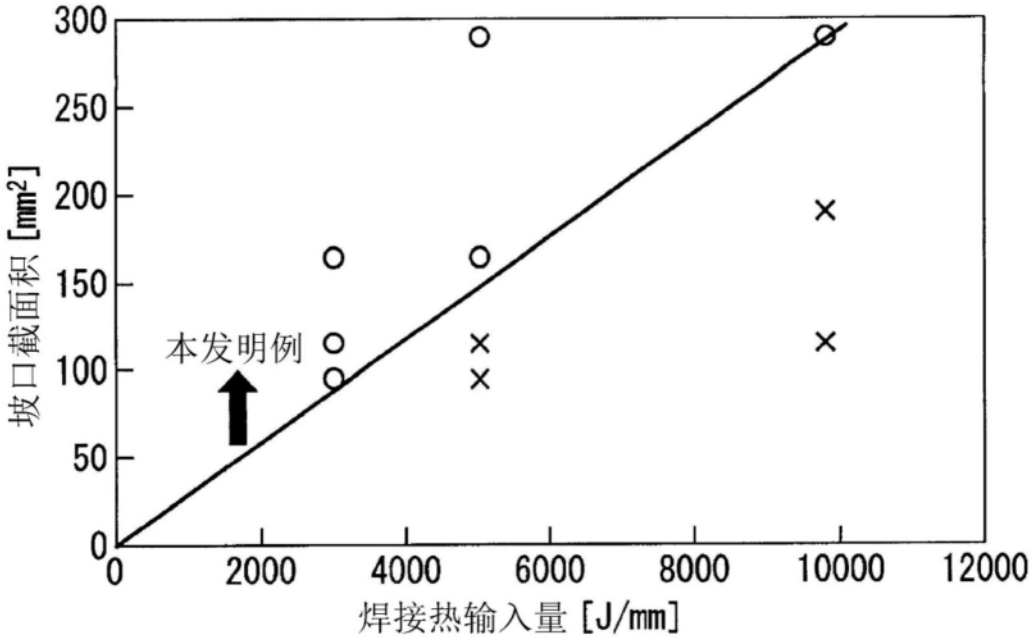

300
250
200
150
100
50
0
坡口截面积 [mm²]
本发明例
0
2000
4000
6000
8000
10000
12000
焊接热输入量 [J/mm]

图1