



(12)发明专利

(10)授权公告号 CN 107002191 B

(45)授权公告日 2018.10.09

(21)申请号 201580061499.X

宫崎康信 桑山卓也

(22)申请日 2015.11.19

(74)专利代理机构 永新专利商标代理有限公司
72002

(65)同一申请的已公布的文献号

申请公布号 CN 107002191 A

代理人 白丽

(43)申请公布日 2017.08.01

(51)Int.Cl.

(30)优先权数据

2014-234957 2014.11.19 JP

C22C 38/00(2006.01)

B23K 26/21(2006.01)

B23K 26/322(2006.01)

(85)PCT国际申请进入国家阶段日

2017.05.12

C21D 9/50(2006.01)

C22C 38/58(2006.01)

(86)PCT国际申请的申请数据

PCT/JP2015/082553 2015.11.19

(56)对比文件

JP 特开平7-328703 A,1995.12.19,

JP 特开平11-343538 A,1999.12.14,

JP 特开2002-3984 A,2002.01.09,

JP 特开平4-297552 A,1992.10.21,

(87)PCT国际申请的公布数据

W02016/080488 JA 2016.05.26

审查员 刘彪

(73)专利权人 新日铁住金株式会社

地址 日本东京

(72)发明人 丸山直纪 内藤恭章 米村繁

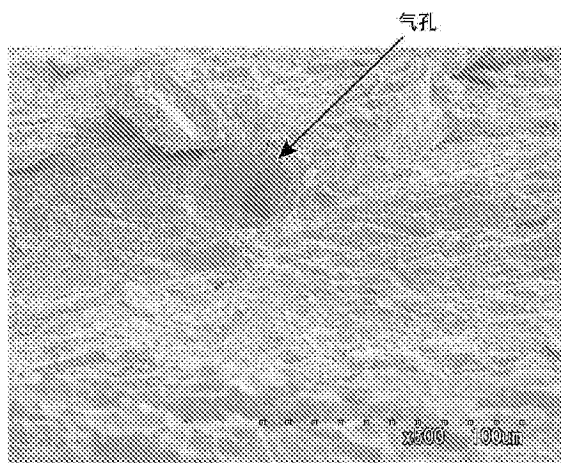
权利要求书3页 说明书23页 附图3页

(54)发明名称

激光焊接接头、汽车部件、激光焊接接头的
制造方法及汽车部件的制造方法

(57)摘要

该激光焊接接头是具有设置于多片钢板之间的焊接金属的激光焊接接头,其中,上述焊接金属的化学组成具有规定的成分,并且上述焊接金属的平均硬度以维氏硬度计为350~540,在上述焊接金属中,直径为 $2\mu\text{m}$ ~ $50\mu\text{m}$ 的气孔的分布密度为 $5.0\text{个}/\text{mm}^2$ 以下,在上述焊接金属中,直径为 $3\mu\text{m}$ 以上的氧化物系夹杂物的分布密度为 $0.1\sim 8.0\text{个}/\text{mm}^2$ 。



1. 一种激光焊接接头,其特征在于,其是具有设置于多片钢板之间的焊接金属的激光焊接接头,其中,

所述焊接金属的化学组成以质量%计为

C:0.05~0.30%、

Si:0.005~3.0%、

Al:0.005~1.0%、

Mn:0.5~6.0%、

P:大于0且在0.04%以下、

S:大于0且在0.01%以下、

N:大于0且在0.01%以下、

O:大于0且在0.01%以下、

Cu:0~1.0%、

Nb+Ti+V:0~0.2%、

Ca+REM:0~0.01%、

B:0~0.01%、

Cr:0~5.0%、

Ni:0~10.0%、

Mo:0~1.0%、及

剩余部分:Fe及杂质,并且

满足 $0.3 \leq \text{Si} + 200 \times \text{S} - 2.7 \times \text{C} \leq 3.0$,

所述焊接金属的平均硬度以维氏硬度计为350~540,

在所述焊接金属中,将直径为 $2\mu\text{m}$ ~ $50\mu\text{m}$ 的气孔的个数除以观察面积而算出的分布密度为5.0个/ mm^2 以下,

在所述焊接金属中,将直径为 $3\mu\text{m}$ 以上的氧化物系夹杂物的个数除以观察面积而算出的分布密度为0.1~8.0个/ mm^2 ,

所述焊接金属中的扩散性氢量 C_H 以单位mass ppm计满足下述的(1)式,

所述焊接金属的金属组织的80%以上为马氏体,该马氏体的结构为bcc结构,

用下述的(2)式表示的 M_s 的值为250以上,

$$C_H \leq 3.570 - 0.0066 \times \text{HV}_{\text{WM}} \quad (1) \text{ 式}$$

$$M_s = 561 - 474 \times \text{C} - 33 \times \text{Mn} - 17 \times \text{Ni} - 17 \times \text{Cr} - 21 \times \text{Mo} \quad (2) \text{ 式}$$

其中,在(1)式中, HV_{WM} 表示所述焊接金属的以维氏硬度计的平均硬度。

2. 根据权利要求1所述的激光焊接接头,其特征在于,所述焊接金属的化学组成以质量%计包含选自

Cu:0.0001~1.0%、

Nb+Ti+V:0.0001~0.2%、

Ca+REM:0.0001~0.01%、

B:0.0001~0.01%、

Cr:0.0001~5.0%、

Ni:0.0001~10.0%、及

Mo:0.0001~1.0%、
的组中的至少一种。

3. 根据权利要求1所述的激光焊接接头,其特征在于,所述多片钢板中的至少1片为镀覆钢板。

4. 一种汽车部件,其特征在于,其具有权利要求1~3中任一项所述的激光焊接接头。

5. 一种激光焊接接头的制造方法,其特征在于,其是权利要求1~3中任一项所述的激光焊接接头的制造方法,其具备以下工序:

通过将多片钢板在绝对湿度为5~25g/m³以下的气氛下以8m/分钟以下的焊接速度进行激光焊接,从而形成将所述多片钢板彼此接合的焊接金属的激光焊接工序;和

将焊接后的所述多片钢板在10~100℃的温度区域中保持用下述的(3)式规定的时间的保持工序,其中,

所述焊接金属的化学组成以质量%计为

C:0.05~0.30%、

Si:0.005~3.0%、

Al:0.005~1.0%、

Mn:0.5~6.0%、

P:大于0且在0.04%以下、

S:大于0且在0.01%以下、

N:大于0且在0.01%以下、

O:大于0且在0.01%以下、

Cu:0~1.0%、

Nb+Ti+V:0~0.2%、

Ca+REM:0~0.01%、

B:0~0.01%、

Cr:0~5.0%、

Ni:0~10.0%、

Mo:0~1.0%、及

剩余部分:Fe及杂质,并且

满足 $0.3 \leq \text{Si} + 200 \times \text{S} - 2.7 \times \text{C} \leq 3.0$,

用下述的(4)式表示的Ms的值为250以上,

$t \geq 7000 \times \text{C} - 400$

(3) 式

$M_s = 561 - 474 \times \text{C} - 33 \times \text{Mn} - 17 \times \text{Ni} - 17 \times \text{Cr} - 21 \times \text{Mo}$

(4) 式

其中,在(3)式中,t表示将单位设定为分钟的时间。

6. 根据权利要求5所述的激光焊接接头的制造方法,其特征在于,所述焊接金属的化学组成以质量%计包含选自

Cu:0.0001~1.0%、

Nb+Ti+V:0.0001~0.2%、

Ca+REM:0.0001~0.01%、

B:0.0001~0.01%、

Cr:0.0001~5.0%、
Ni:0.0001~10.0%、及
Mo:0.0001~1.0%、
的组中的至少一种。

7.根据权利要求5所述的激光焊接接头的制造方法,其特征在于,所述多片钢板中的至少1片为镀覆钢板。

8.一种汽车部件的制造方法,其特征在于,对权利要求1~3中任一项所述的激光焊接接头实施压制成型。

9.一种汽车部件的制造方法,其特征在于,对通过权利要求5~7中任一项所述的制造方法制造的激光焊接接头实施压制成型。

激光焊接接头、汽车部件、激光焊接接头的制造方法及汽车部件的制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及激光焊接接头、汽车部件、激光焊接接头的制造方法及汽车部件的制造方法。

[0002] 本申请基于2014年11月19日在日本申请的特愿2014-234957号主张优先权，并将其内容援引于此。

背景技术

[0003] 近年来，在汽车领域，为了提高车体的轻量化及碰撞安全性，作为骨架用、行走部分用、及面板用的构件，使用高强度钢板的需求提高。伴随于此，开发了具有与以往的低强度钢板相匹敌的成型性的高强度钢板，并实际被利用于汽车的车体（以下简称为车体）中。

[0004] 以往，车体是将多个部件通过点焊或弧焊进行接合而组装的，上述多个部件是通过将钢板进行压制成型而得到的。另一方面，近年来，以车体的部件件数削减及车体的进一步的轻量化为目的，在车体制造中利用了拼焊板（例如参照非专利文献1）。拼焊板是指将板材（以下也称为“拼焊板材”）压制成型为所期望的形狀的施工方法，上述板材是利用对焊将材质、板厚、抗拉强度等不同的多片金属板一体化而得到的。在制造拼焊板材时的对焊中，一般使用激光焊接。

[0005] 然而，若对将高强度钢板彼此进行激光焊接而得到的拼焊板材进行伴随严格的拉深及弯曲的压制成型，则在焊接金属中产生裂纹成为问题。在非专利文献1中记载了：在通过激光焊接而制造的拼焊板材中，在焊接的始端部或终端部中产生由收缩(shrinkage)引起的应力集中，有时拼焊板材发生断裂。

[0006] 另一方面，在非专利文献2中关于弧焊记载了：在焊接金属中存在氢的情况下，氢集聚在由焊接而产生的应力集中部，产生所谓的延迟断裂。已知该延迟断裂能够通过焊接前的预热或焊接后的热处理而抑制。

[0007] 此外，在专利文献1～3中公开了用于防止焊接接头中的裂纹的产生的技术。具体而言，在专利文献1中记载了：在将对接部进行弧焊而得到的焊接钢管中，通过使焊接金属的氢浓度变成一定值以下，能够抑制扩管或缩管矫正时的氢脆裂纹的产生。

[0008] 在专利文献2中记载了：在通过使用了填充焊剂金属丝的气体保护弧焊而形成的焊接金属中，通过将化学组成控制在规定的范围内、同时将残留奥氏体粒子的个数密度及体积分率控制在规定值以上，耐氢脆敏感性得到改善。

[0009] 在专利文献3中记载了：通过降低铸坯的厚度方向上的中心部的气孔体积，能够提高由铸坯得到的钢板的耐氢诱发裂纹性能。

[0010] 现有技术文献

[0011] 专利文献

[0012] 专利文献1：日本特开2006-263814号公报

[0013] 专利文献2：日本特开2012-176434号公报

[0014] 专利文献3:日本特开2007-136496号公报

[0015] 非专利文献

[0016] 非专利文献1:“テーラードブランク材の溶接と成形(拼焊板材的焊接和成型)”、新日铁技报、2003年、第378号、p.35-39

[0017] 非专利文献2:“接合・溶接技術Q&A1000(接合・焊接技术Q&A1000)”、Q-04-01-01、[online]、1999年、一般社団法人日本焊接协会、[2014年9月24日检索]、互联网<URL: http://www-it.jwes.or.jp/qa/details.jsp?pg_no=0040010010>

[0018] 非专利文献3:“薄鋼板の炭酸ガスレーザ溶接における機構の発生現象(在薄钢板的二氧化碳激光焊接中的机制的発生现象)”、焊接学会论文集、2001年、第19卷、第2号、p.241-251

发明内容

[0019] 发明所要解决的技术问题

[0020] 在非专利文献1中记载的那样的拼焊板材中,作为产生焊接金属的裂纹的原因,考虑以下的现象。如上述那样,在通过激光焊接而制造的拼焊板材中,在焊接的始端部或终端部中产生收缩。认为通过该收缩在该始端部或终端部中产生残余应力而产生裂纹。此外,认为在激光焊接条件或金属板的对接条件无法最优化时产生的激光焊接部(焊道部)的板厚不足也是裂纹产生的一个原因。然而,有时即使是形成外观上良好的焊道的情况下也产生裂纹,仅通过残余应力及激光焊接部的板厚不足无法说明裂纹的原因。另一方面,由于激光焊接部的焊接金属在焊接后被骤冷,所以在焊接金属中生成延展性低的硬质的马氏体组织。由此,焊接金属的延展性下降。该延展性的下降有可能是成型时的裂纹产生的原因。然而,即使是相同硬度的焊接金属,也有在成型时产生裂纹的情况和不产生裂纹的情况,其原因未必一定清楚。

[0021] 非专利文献2中记载的延迟断裂如上述那样是通过氢集聚而产生的,可以通过焊接前的预热或焊接后的热处理来抑制。然而,在将拼焊板材进行压制成型时在焊接金属中产生的裂纹是在短时间(数秒以内)的成型中产生的,认为是由不同于通过氢的集聚而产生的延迟断裂的其他原因引起的。因此,仅通过焊接前的预热或焊接后的热处理难以防止拼焊板材的焊接金属的裂纹。

[0022] 专利文献1的技术是在经弧焊的焊接钢管中抑制扩管或缩管矫正时的氢脆裂纹的产生的技术。然而,在薄钢板的压制成型那样的短时间且伴随拉深、弯曲的大变形的成型样式中,氢对焊接金属的裂纹的影响变得基本不清楚。此外,激光焊接与弧焊的焊接机制及焊接气氛不同,对于在焊接金属中产生的裂纹的原因来说,包括氢含量在定量上也变得基本不清楚。

[0023] 专利文献2的技术是在使用填充焊剂金属丝而形成的焊接金属中、通过将残留奥氏体粒子的个数密度及体积分率控制在规定值以上来改善焊接金属的耐氢脆敏感性的技术。然而,在作为车体材料的激光焊接接头的制造中,一般为了抑制制造成本并不使用金属丝。在焊接时不使用金属丝的情况下,由于焊接金属的组织构成通过焊接的原材料的化学组成而决定,所以难以像专利文献2那样控制残留奥氏体粒子的个数密度及体积分率。进而,在激光焊接中焊接金属在原材料的熔融后被骤冷。由此,实质上也难以控制残留奥氏体

粒子的个数密度及体积分率。

[0024] 专利文献3的技术是通过降低气孔体积来提高钢板的耐氢诱发裂纹性能的技术。然而,关于在钢板的压制成型中在焊接金属中产生的裂纹与气孔的关系并不清楚。因此,基于专利文献3的技术,在将激光焊接接头进行压制成型时,难以防止在焊接金属中产生的裂纹。

[0025] 如以上那样,在对使用了高强度钢板的激光焊接接头实施伴随大的塑性应变的压制成型时,在焊接金属中产生裂纹的原因并不清楚。因此,在上述那样的以往的技术中,无法充分地防止压制成型中的焊接金属的裂纹。

[0026] 本发明是为了解决上述的问题而作出的,目的是提供能够抑制在压制成型时在焊接金属中产生的裂纹的激光焊接接头、汽车部件、该激光焊接接头的制造方法及该汽车部件的制造方法。

[0027] 用于解决技术问题方法

[0028] 本发明的概要如下所述。

[0029] (1) 本发明的第一方式是具有设置于多片钢板之间的焊接金属的激光焊接接头,其中,上述焊接金属的化学组成以质量%计包含C:0.05~0.30%、Si:0.005~3.0%、Al:0.005~1.0%、Mn:0.5~6.0%、P:超过0~0.04%、S:超过0~0.01%、N:超过0~0.01%、O:超过0~0.01%、Cu:0~1.0%、Nb+Ti+V:0~0.2%、Ca+REM:0~0.01%、B:0~0.01%、Cr:0~5.0%、Ni:0~10.0%、Mo:0~1.0%、及剩余部分:Fe及杂质,并且满足 $0.3 \leq \text{Si} + 200 \times \text{S} - 2.7 \times \text{C} \leq 3.0$,上述焊接金属的平均硬度以维氏硬度计为350~540,在上述焊接金属中,直径为 $2\mu\text{m}$ ~ $50\mu\text{m}$ 的气孔的分布密度为5.0个/ mm^2 以下,在上述焊接金属中,直径为 $3\mu\text{m}$ 以上的氧化物系夹杂物的分布密度为0.1~8.0个/ mm^2 。

[0030] (2) 根据上述(1)所述的激光焊接接头,其中,上述焊接金属的化学组成以质量%计也可以包含选自Cu:0.0001~1.0%、Nb+Ti+V:0.0001~0.2%、Ca+REM:0.0001~0.01%、B:0.0001~0.01%、Cr:0.0001~5.0%、Ni:0.0001~10.0%、及Mo:0.0001~1.0%的组中的至少一种。

[0031] (3) 根据上述(1)或(2)所述的激光焊接接头,其中,上述焊接金属中的扩散性氢量 C_H 以单位mass ppm计也可以满足下述的(a)式。

[0032] $C_H \leq 3.570 - 0.0066 \times \text{HV}_{\text{WM}}$ (a) 式

[0033] 其中,在(a)式中 HV_{WM} 表示上述焊接金属的以维氏硬度计的平均硬度。

[0034] (4) 根据上述(1)~(3)中任一项所述的激光焊接接头,其中,也可以上述焊接金属的金属组织的80%以上为马氏体,该马氏体的结构为bcc结构。

[0035] (5) 根据上述(1)~(4)中任一项所述的激光焊接接头,其中,用下述的(b)式表示的 M_s 的值也可以为250以上。

[0036] $M_s = 561 - 474 \times \text{C} - 33 \times \text{Mn} - 17 \times \text{Ni} - 17 \times \text{Cr} - 21 \times \text{Mo}$ (b) 式

[0037] (6) 根据上述(1)~(5)中任一项所述的激光焊接接头,其中,上述多片钢板中的至少1片也可以为镀覆钢板。

[0038] (7) 本发明的第二方式是具有上述(1)~(6)中任一项所述的激光焊接接头的汽车部件。

[0039] (8) 本发明的第三方式是上述(1)~(6)中任一项所述的激光焊接接头的制造方

法,其具备以下工序:通过将多片钢板在绝对湿度为 $5\sim 25\text{g}/\text{m}^3$ 以下的气氛下以 $8\text{m}/\text{分钟}$ 以下的焊接速度进行激光焊接来形成将上述多片钢板彼此接合的焊接金属的激光焊接工序;和将焊接后的上述多片钢板在 $10\sim 100^\circ\text{C}$ 的温度区域中保持以下述的(c)式规定的时间的保持工序,其中,上述焊接金属的化学组成以质量%计包含C: $0.05\sim 0.30\%$ 、Si: $0.005\sim 3.0\%$ 、Al: $0.005\sim 1.0\%$ 、Mn: $0.5\sim 6.0\%$ 、P:超过 $0\sim 0.04\%$ 、S:超过 $0\sim 0.01\%$ 、N:超过 $0\sim 0.01\%$ 、O:超过 $0\sim 0.01\%$ 、Cu: $0\sim 1.0\%$ 、Nb+Ti+V: $0\sim 0.2\%$ 、Ca+REM: $0\sim 0.01\%$ 、B: $0\sim 0.01\%$ 、Cr: $0\sim 5.0\%$ 、Ni: $0\sim 10.0\%$ 、Mo: $0\sim 1.0\%$ 、及剩余部分:Fe及杂质,并且满足 $0.3\leq \text{Si}+200\times\text{S}-2.7\times\text{C}\leq 3.0$ 。

[0040] $t\geq 7000\times\text{C}-400$ (c) 式

[0041] 其中,在(c)式中t表示将单位设定为分钟的时间。

[0042] (9)根据上述(8)所述的激光焊接接头的制造方法,其中,上述焊接金属的化学组成以质量%计也可以包含选自Cu: $0.0001\sim 1.0\%$ 、Nb+Ti+V: $0.0001\sim 0.2\%$ 、Ca+REM: $0.0001\sim 0.01\%$ 、B: $0.0001\sim 0.01\%$ 、Cr: $0.0001\sim 5.0\%$ 、Ni: $0.0001\sim 10.0\%$ 、及Mo: $0.0001\sim 1.0\%$ 的组中的至少一种。

[0043] (10)根据上述(8)或(9)所述的激光焊接接头的制造方法,其中,用下述的(d)式表示的 M_s 的值也可以为250以上。

[0044] $M_s=561-474\times\text{C}-33\times\text{Mn}-17\times\text{Ni}-17\times\text{Cr}-21\times\text{Mo}$ (d) 式

[0045] (11)根据上述(8)~(10)中任一项所述的激光焊接接头的制造方法,其中,上述多片钢板中的至少1片也可以为镀覆钢板。

[0046] (12)本发明的第4方式是对上述(1)~(6)中任一项所述的激光焊接接头实施压制成型的汽车部件的制造方法。

[0047] (13)本发明的第5方式是对通过上述(8)~(11)中任一项所述的制造方法制造的激光焊接接头实施压制成型的汽车部件的制造方法。

[0048] 发明效果

[0049] 根据本发明,在压制成型时,能够抑制在激光焊接接头的焊接金属中产生的裂纹。此外,在将激光焊接接头进行压制成型而得到的汽车部件中,能够抑制在焊接金属中产生裂纹。

附图说明

[0050] 图1是表示产生了裂纹的焊接金属的断面的电子显微镜照片。

[0051] 图2A是表示刚焊接后的金属晶格及气孔内的氢的行为的示意图。

[0052] 图2B是表示扩散初期阶段中的金属晶格及气孔内的氢的行为的示意图。

[0053] 图2C是表示扩散后期阶段中的金属晶格及气孔内的氢的行为的示意图。

[0054] 图3是用于说明拉伸弯曲试验的方法的示意图。

具体实施方式

[0055] 本发明人们为了弄清楚在将上述那样的焊接接头进行压制成型时在焊接金属中产生的裂纹的原因而进行了深入研究。其结果是,得到下述的见解。

[0056] (A)焊接金属的硬度越大越容易产生裂纹。

[0057] (B) 焊接金属中的扩散性氢量越高则气孔中的非扩散性氢量越高, 由于由该气孔内的氢产生的内压的影响而在压制成型时容易产生焊接金属中的裂纹。

[0058] (C) 根据焊接金属的硬度, 可产生裂纹的极限扩散性氢量发生变化。

[0059] (D) 由于有时图1中所示那样的气孔(空隙)成为脆性断裂的起点, 所以通过将规定的大小的气孔的分布密度控制在一定值以下, 能够抑制裂纹的产生。

[0060] (E) 通过将规定的大小的氧化物系夹杂物的分布密度控制在一定值以下, 能够控制裂纹的产生。

[0061] (F) 通过按照焊接金属的熔融池流动性指标成为规定的范围的方式控制焊接金属的成分, 能够控制焊接时的熔融池的流动性, 能够降低裂纹的产生因素即气孔的分布密度。

[0062] 本发明是基于上述的见解而完成的。另外, 在本发明的激光焊接接头中, 包含通过将激光焊接与弧焊组合的所谓的激光-电弧复合焊接而将多片钢板接合的焊接接头。

[0063] 以下, 对本发明的一个实施方式的激光焊接接头(以下简称为焊接接头)及其制造方法进行说明。另外, 在以下的化学组成的说明中, 在没有特别规定的情况下, 各元素的含量的“%”表示是指“质量%”。

[0064] 本实施方式的焊接接头例如拼焊板材, 具有多片(例如2片)钢板和形成于该多片钢板的接合部中的焊接金属。多片钢板使用激光而被对焊。此外, 通过对本实施方式的焊接接头实施压制成型, 可得到汽车部件。

[0065] 另外, 各钢板的板厚只要为0.5mm~4.0mm即可。在作为汽车部件使用的情况下, 只要为0.6mm~2.5mm即可。以下, 对焊接接头的各构成要素进行详细说明。

[0066] 1. 焊接金属的平均硬度: 以维氏硬度计为350~540

[0067] 若焊接金属的平均硬度以维氏硬度(以下也记载为HV)计超过540, 则即使适当地控制焊接金属中的气孔或氧化物系夹杂物的分布密度, 并且进一步缓和压制成型条件, 有时也在压制成型时在焊接金属中产生裂纹。因此, 焊接金属的平均硬度以HV计设定为540以下。

[0068] 另一方面, 焊接金属的平均硬度以HV计低于350时, 不管焊接金属中的气孔或氧化物系夹杂物的分布密度如何, 在压制成型时基本不会在焊接金属中产生裂纹。如上述那样, 由于本发明以防止焊接金属中的裂纹的产生为目的, 所以本发明以焊接金属的平均硬度以HV计为350以上的焊接接头作为对象。因此, 焊接金属的平均硬度以HV计被限制在350~540的范围。焊接金属的平均硬度以HV计优选为530以下, 以HV计进一步优选为520以下。

[0069] 此外, 在焊接金属的平均硬度以HV计为370以上的情况下, 氢起因的氢裂纹变得更容易产生。在以防止以HV计为370以上时的氢起因的氢裂纹作为课题的情况下, 也可以将焊接金属的平均硬度的下限值以HV计设定为370以上。

[0070] 平均硬度如下述那样操作而求出。

[0071] 首先, 沿相对于焊接线的延伸方向垂直的方向将焊接接头切断, 制作硬度测定用的截面试样。进而, 使用维氏硬度试验机以500gf以上的载荷测定截面试样的焊接金属的4处以上的硬度。算出所测定的4处以上的硬度的平均值作为平均硬度。测定部位设定为距离焊接金属的表面 $1/4t$ (t 是焊接接头的板厚方向上的焊接金属的厚度)的位置。

[0072] 2. 焊接金属中的直径为 $2\mu\text{m}$ 以上且 $50\mu\text{m}$ 以下的气孔的分布密度: 5.0 个/ mm^2 以下

[0073] 存在于焊接金属中的气孔(空隙)在焊接金属凝固时形成, 成为非扩散性氢的集聚

位点。

[0074] 以往,如非专利文献3中记载的那样,在用于防止压制裂纹的气孔控制中,进行用X射线显微镜能够观察的 $50\mu\text{m}$ 左右以上的气孔的控制。这是由于:以往认为压制裂纹的原因是因存在气孔而引起的焊接部截面积的减少、即因焊接部的局部延展性能的下降而引起的断裂。然而,本发明人们进行了深入研究,结果可知:即使控制直径超过 $50\mu\text{m}$ 的粒径的气孔,在直径为 $50\mu\text{m}$ 以下的粒径的气孔多的情况下,在压制成型时也容易在焊接金属中产生裂纹。推定这是由于:直径为 $2\mu\text{m}\sim 50\mu\text{m}$ 的气孔通过非扩散性氢集聚在其内部而内压升高,在压制成型时焊接金属发生塑性变形时产生以该气孔作为起点的裂纹。

[0075] 因此,为了抑制压制成型时的焊接金属的裂纹,控制直径为 $2\mu\text{m}$ 以上且 $50\mu\text{m}$ 以下的气孔的分布密度是重要的。

[0076] 因此,在本实施方式的焊接接头中,通过将焊接金属中的 $2\mu\text{m}$ 以上且 $50\mu\text{m}$ 以下的气孔的分布密度控制在 5.0 个/ mm^2 以下、优选 4.0 个/ mm^2 以下、进一步优选 3.0 个/ mm^2 以下,从而抑制压制成型时的裂纹的产生。

[0077] 焊接金属中的 $2\mu\text{m}$ 以上的气孔的分布密度的下限值没有特别限定,但由于即使低于 0.01 个/ mm^2 效果也饱和,所以也可以将 0.01 个/ mm^2 作为下限值。

[0078] 气孔的分布密度如下述那样操作而求出。

[0079] 首先,沿相对于焊接线的延伸方向垂直的方向将焊接金属切断,将切断面进行镜面研磨。将经镜面研磨的切断面通过扫描型电子显微镜(SEM)以 2000 倍以上的倍率对1个截面观察至少 $250000\mu\text{m}^2$ 以上的区域,对直径为 $2\mu\text{m}$ 以上且 $50\mu\text{m}$ 以下的气孔的个数进行计数。对与上述截面不同的2个以上的截面进行同样的观察。并且,通过将气孔的个数除以观察面积而作为气孔的分布密度。截面内的观察位置没有特别指定,但对于可靠地判断为焊接金属的部位来说,尽可能观察广的区域。另外,在镜面研磨后钢板与焊接金属部的边界不明确的情况下,优选:在事先进行蚀刻,将边界进行标记,使焊接金属部处于能够可靠地判别的状态。

[0080] 另外,气孔的直径通过求出气孔的面积,并且将该面积换算成当量圆直径而求出。

[0081] 3.焊接金属中的直径为 $3\mu\text{m}$ 以上的氧化物系夹杂物的分布密度: $0.1\sim 8.0$ 个/ mm^2

[0082] 由于直径为 $3\mu\text{m}$ 以上的氧化物夹杂物作为捕捉刚焊接后的焊接金属的金属晶格中存在的扩散性氢的捕捉位点发挥功能,所以能够抑制扩散性氢流入气孔内。由此,能够抑制由气孔内的非扩散性氢引起的内压,能够防止压制成型时的焊接金属的裂纹。为了得到该效果,在本实施方式的焊接接头中,将直径为 $3\mu\text{m}$ 以上的氧化物系夹杂物的分布密度设定为 0.1 个/ mm^2 以上。直径为 $3\mu\text{m}$ 以上的氧化物系夹杂物的分布密度优选为 0.2 个/ mm^2 以上,进一步优选为 0.3 个/ mm^2 以上。

[0083] 另一方面,当焊接金属中的直径为 $3\mu\text{m}$ 以上的氧化物系夹杂物的分布密度超过 8.0 个/ mm^2 时,有可能产生氧化物系夹杂物成为起点的裂纹。因此,在本实施方式的焊接接头中,将焊接金属中的直径为 $3\mu\text{m}$ 以上的氧化物系夹杂物的分布密度设定为 8.0 个/ mm^2 以下、优选 6.0 个/ mm^2 以下、进一步优选 4.0 个/ mm^2 以下。

[0084] 另外,氧化物系夹杂物没有特别限定,包括以氧化铝为代表的含有Al作为主要成分的氧化物、以Si或Mn作为主要成分的氧化物、含有Mg作为主要成分的氧化物及氧硫化物、含有Ti作为主要成分的氧化物、含有Ca作为主要成分的氧化物及氧硫化物、含有REM(La、Ce

等)作为主要成分的氧化物及氧硫化物、进而如(Mg、Ti、Al)氧化物那样包含多种上述元素那样的氧化物等。

[0085] 氧化物系夹杂物的分布密度如下述那样操作而求出。

[0086] 首先,沿相对于焊接线的延伸方向垂直的方向将焊接金属切断,将切断面进行镜面研磨。将经镜面研磨的切断面通过扫描型电子显微镜(SEM)以2000倍以上的倍率对1个截面观察至少 $250000\mu\text{m}^2$ 以上的区域,对直径为 $3\mu\text{m}$ 以上的氧化物系夹杂物的个数进行计数。对与上述截面不同的2个以上的截面进行同样的观察。进而,通过将氧化物系夹杂物的个数除以观察面积而作为氧化物系夹杂物的分布密度。

[0087] 另外,氧化物系夹杂物的直径通过求出氧化物系夹杂物的面积,并且将该面积换算成当量圆直径而求出。

[0088] 另外,由于在焊接金属中,存在除氧化物系夹杂物以外的夹杂物,所以进行使用了SEM中搭载的EDS(能量色散型X射线分光)或WDS(波长色散型X射线分光)的元素分析,进行其判别。气孔与夹杂物的判别中也优选使用EDS或WDS。

[0089] 4.焊接金属的化学组成

[0090] 以下,对本实施方式的焊接接头的焊接金属的化学组成和其限定理由进行说明。

[0091] C:0.05~0.30%

[0092] C是在焊接中固溶于焊接金属中、对焊接金属的硬度及金属组织、进而激光焊接时的熔融池的粘性造成影响的元素。由于焊接金属在利用激光焊接的熔融后被骤冷,所以容易变成马氏体组织,其硬度强烈依赖于C含量。若C含量低于0.05%,则难以使焊接金属的硬度以HV计为350以上。如上述那样,本发明以焊接金属的平均硬度以HV计为350以上的焊接接头作为对象。因此,C含量设定为0.05%以上。从这样的观点出发,C含量也可以设定为0.10%以上、0.15%以上、或0.20%以上。

[0093] 另一方面,若焊接金属中的C含量超过0.30%,则焊接金属的硬度变得容易以HV计超过540,在压制成型时变得容易在焊接金属中产生裂纹。因此,C含量设定为0.30%以下。从这样的观点来看时,C含量优选为0.25%以下,更优选为0.20%以下,进一步优选为0.15%以下。

[0094] Si:0.005~3.0%

[0095] Si具有控制相变而控制钢板的金属组织的构成的效果,同时对焊接金属中的扩散性氢量及气孔的形成造成影响。因此,Si用于控制压制成型时的焊接金属中的裂纹的产生是重要的。若焊接金属中的Si的含量超过3.0%,则虽然理由并不清楚,但在焊接中被摄入金属晶格中的扩散性氢量变高。由此,在压制成型时变得容易在焊接金属中产生裂纹。进而Si量越高,则焊接时的熔融部的流动性越增加,微小的气孔量越减少。但是,虽然理由并不清楚,但若超过3.0%,则相反转变成气孔量增加的倾向。因此,Si的合计含量设定为3.0%以下。从这样的观点来看时,Si的合计含量优选为2.3%以下,更优选为2.0%以下,进一步优选为1.7%以下。

[0096] 另一方面,若Si的含量低于0.005%,则有可能焊接金属中的氧化物增加,在压制成型时产生裂纹。因此,Si的含量为0.005%以上,更优选为0.01%以上,进一步优选为0.05%以上。

[0097] Al:0.005~1.0%

[0098] Al也与Si同样具有控制相变而控制钢板的金属组织的构成的效果,同时通过对焊接金属中的扩散性氢量造成影响,从而对压制成型时的焊接金属中的裂纹的产生行为造成影响。若焊接金属中的Al的含量超过1.0%,则虽然理由并不清楚,但存在在焊接中被摄入金属晶格中的扩散性氢量变高的倾向。由此,在压制成型时变得容易在焊接金属中产生裂纹。因此,Al的含量设定为1.0%以下。从这样的观点来看时,Al的含量优选为0.8%以下,更优选为0.6%以下,进一步优选为0.4%以下。

[0099] 另一方面,Al的含量只要为0.005%以上即可。然而,若Al的含量低于0.005%,则有可能焊接金属中的氧化物增加,在压制成型时产生裂纹。从这样的观点来看时,Al的含量优选设定为0.005%以上,更优选为0.1%以上,进一步优选为0.5%以上。

[0100] Mn:0.5~6.0%

[0101] Mn是为了控制金属组织而在钢板中含有,其结果是,其是在焊接金属中含有的元素。若Mn的含量低于0.5%,则淬火性大大下降,即使大量包含C也变得难以使焊接金属的硬度稳定地以HV计为350以上。本发明以焊接金属的平均硬度以HV计为350以上的焊接接头作为对象。因此,Mn含量设定为0.5%以上、优选1.0%以上、更优选1.5%以上。

[0102] 另一方面,若焊接金属的Mn含量超过6.0%,则有时焊接金属发生脆化而在焊接金属中产生裂纹。因此,Mn含量设定为6.0%以下、优选4.0%以下、更优选2.0%以下。

[0103] P:超过0~0.04%

[0104] P有时为了确保构成接头的钢板的强度而被使用。然而,P是使焊接部发生脆化的元素,若P的含量超过0.04%,则尽管控制气孔的分布或扩散性氢量,也会产生裂纹。因此,将其上限设定为0.04%、优选0.03%。

[0105] 下限只要超过0%即可,但由于过度的降低会导致精炼成本等制造成本增加,所以也可以将下限设定为0.0001%。

[0106] S:超过0~0.01%

[0107] S是能够提高焊接时的焊接金属(熔融金属)的流动性、减少气孔量的元素,但另一方面,是使焊接部发生脆化的元素。由于若S的含量超过0.01%,则尽管控制气孔的分布或氧化物系夹杂物的分布密度,也会产生裂纹,所以将其上限设定为0.01%。

[0108] 下限只要超过0%即可,但由于过度的降低会导致精炼成本等制造成本增加,所以也可以将下限设定为0.0001%。

[0109] N:超过0~0.01%

[0110] N是用于控制构成接头的钢板的组织的元素,具有焊接金属的粒径微细化的效果。然而,由于若N量超过0.01%,则通过焊接金属内的粗大氮化物的形成等而脆化倾向变强,所以将其上限设定为0.01%。下限只要超过0%即可,但由于过度的降低会导致精炼成本等制造成本增加,所以也可以将下限设定为0.0001%。

[0111] O:超过0~0.01%

[0112] O是对焊接金属中的氧化物系夹杂物的分布造成影响的元素。若含量超过0.01%,则氧化物系夹杂物的密度增加,在压制成型中引起传播氧化物系夹杂物的裂纹。因此,将其上限设定为0.01%。

[0113] 熔融池流动性指标 α :0.3~3.0

[0114] C、Si、及S是对焊接时的熔融池(熔融金属)的流动性造成影响的元素。具体而言,

Si及S的含量越多,则熔融池的流动性越高。另一方面,C的含量越少,则熔融池的流动性越高。

[0115] 在本实施方式的焊接接头中,按照考虑C、Si、及S对熔融池的流动性造成的影响的大小而得到的以下述(1)式表示的熔融池流动性指标 α 成为0.3~3.0的方式来控制焊接金属的成分。

[0116] 另外,Si、S、C是指焊接金属中的各元素的含量(质量%)。

[0117] 熔融池流动性指标 $\alpha = \text{Si} + 200 \times \text{S} - 2.7 \times \text{C}$ (1)式

[0118] 当熔融池流动性指标 α 低于0.3时,由于在焊接时被卷入熔融池中的空气变得难以在熔融池凝固前排出到外部,所以熔融金属中的气孔的分布密度会增加,变得容易产生压制成型时的焊接金属的裂纹。因此,熔融池流动性指标 α 为0.3以上,优选为0.4以上,进一步优选为0.8以上。

[0119] 另一方面,当熔融池流动性指标 α 超过3.0时,成为气孔分布密度增加的倾向。其理由并不清楚,但有可能在焊接时被摄入焊接金属内的气体的量增加。因此,熔融池流动性指标 α 为3.0以下,优选为2.5以下,进一步优选为1.8以下。

[0120] 在焊接金属中,除了上述的元素以外,还可以含有选自下述所示的Cr、Ni、Mo、Cu、Nb、Ti、V、Ca、REM及B的组中的1种以上。

[0121] Cr:0~5.0%

[0122] Ni:0~10.0%

[0123] Mo:0~1.0%

[0124] Cr、Ni及Mo是为了控制金属组织而在钢板中含有,其结果是,其是在焊接金属中含有的元素。

[0125] Cr、Ni、Mo的下限值为0%,但为了可靠地得到添加的效果,优选将0.0001%作为下限值。

[0126] 另一方面,若焊接金属的Cr含量超过5.0%、Ni含量超过10.0%、Mo含量超过1.0%,则有时焊接金属发生脆化而在焊接金属中产生裂纹。因此,Cr含量设定为5.0%以下,Ni含量设定为10.0%以下,Mo含量设定为1.0%以下。

[0127] ($M_s \geq 250$)

[0128] 即使Cr、Ni、Mo的含量为上述范围内,若下述的(2)式所表示的焊接金属的 M_s 点变得低于250℃,则有时在压制成型时在焊接金属中产生裂纹。其原因并不清楚,但有可能焊接金属的金属组织的构成产生影响。即,若 M_s 点变得低于250℃,则焊接金属中的马氏体中的bct结构的马氏体的比率变高。由此,有可能变得容易在焊接金属中产生裂纹。因此,在焊接金属中含有选自Cr、Ni及Mo的组中的1种以上的情况下,优选按照通过下述的(2)式表示的 M_s 的值成为250以上的方式来决定各元素的含量,进一步优选按照成为280以上的方式来决定各元素的含量。

[0129] $M_s = 561 - 474 \times \text{C} - 33 \times \text{Mn} - 17 \times \text{Ni} - 17 \times \text{Cr} - 21 \times \text{Mo}$ (2)式

[0130] 其中,在(2)式中,各元素符号表示焊接金属中包含的各元素的含量(质量%),不含有时设定为零。

[0131] Cu:0~1.0%

[0132] Cu如后述那样是为了控制金属组织的构成而在钢板中含有,其结果是,其是在焊

接金属中含有的元素。然而,若Cu含量超过1.0%,则有时焊接金属发生脆化,在将焊接接头进行压制成型时产生裂纹。因此,Cu含量优选设定为1.0%以下。Cu的下限值为0%,但为了可靠地得到添加的效果,优选以0.0001%作为下限值。

[0133] Nb、Ti及V:合计为0~0.2%

[0134] Nb、Ti及V具有作为析出强化元素使钢板的强度提高的效果,是为了将激光焊接后的焊接金属内的结晶粒和焊接热影响区的结晶粒微细化而使用的。但是,若Nb、Ti及V的合计含量超过0.2%,则有可能在焊接金属中形成氧化物,该氧化物在压制成型时成为裂纹的起点。因此,Nb、Ti及V的合计含量优选设定为0.2%以下。Nb、Ti及V的合计含量的下限值为0%,但为了可靠地得到添加的效果,优选以0.0001%作为下限值。

[0135] Ca及REM:合计为0~0.01%

[0136] Ca及REM具有控制在焊接接头的原材料钢板及焊接金属中可成为裂纹的起点的夹杂物的效果。但是,若Ca及REM的合计含量超过0.01%,则有可能在焊接金属中形成氧化物,该氧化物在压制成型时成为裂纹的起点。因此,Ca及REM的合计含量优选设定为0.01%以下。Ca及REM的合计含量的下限值为0%,但为了可靠地得到添加的效果,优选以0.0001%作为下限值。

[0137] 另外,“REM”是Sc、Y及镧系元素的合计17种元素的总称,REM的含量是指REM中的1种以上的元素的合计含量。此外,“镧系元素”是从La到Lu的合计15种元素的总称。

[0138] B:0~0.01%

[0139] B具有使焊接金属的强度及韧性提高的效果。但是,若B含量超过0.01%,则有可能在焊接金属中形成硼化物,该硼化物在压制成型时成为裂纹的起点。因此,B含量优选设定为0.01%以下。B的下限值为0%,但为了可靠地得到添加的效果,优选以0.0001%作为下限值。

[0140] 剩余部分:Fe及杂质

[0141] 本实施方式的焊接接头的焊接金属例如含有上述的元素,剩余部分包含Fe及杂质。“杂质”是指在工业上制造钢材时,通过矿石、废铁等原料其他要因而混入的成分。此外,如后述那样,在使用镀覆钢板作为焊接接头的原材料钢板的情况下,镀覆材料的元素作为杂质包含于焊接金属中。

[0142] 另外,本实施方式的焊接接头的焊接金属中,Fe成为焊接金属的主要成分。若焊接金属中的Fe含量低于90%,则变得难以使用上述的(2)式算出的焊接金属的 M_s 点为250℃以上。因此,Fe含量优选为90%以上。

[0143] 5.焊接金属的化学组成的求法

[0144] 焊接金属的化学组成如以下那样操作而求出。首先,由焊接接头仅将焊接金属切断而切出试样、或通过研磨使焊接部显现出。对于该试样,按照JIS G0321(2010)的表1中记载的标准进行定量分析。由此,能够求出焊接金属的化学组成。

[0145] 6.多片钢板的平均组成

[0146] 焊接金属的化学组成受到介由该焊接金属彼此接合的多片钢板(母材)的平均组成及焊接条件的左右。因此,多片钢板的平均组成优选为上述的焊接金属的化学组成的范围。另外,通过在焊接时使用焊丝或夹条,即使多片钢板的平均组成不在上述的焊接金属的化学组成的范围内也能够调节焊接金属的化学组成。对于氧量来说,通过调整焊接条件能

够设定为所期望的范围。

[0147] 7. 钢板的平均组成的求法

[0148] 多片钢板的平均组成通过下述式算出各元素的平均含量而求出。

$$[0149] \quad X_{ave} = \frac{\sum_{k=1}^n t_k \cdot X_k}{\sum_{k=1}^n t_k} \quad (3) \text{ 式}$$

[0150] 其中,在上述(3)式中, X_{ave} 表示任意的元素X的平均含量, t_k 表示n片的钢板中的第k片的钢板的板厚, X_k 表示上述第k片的钢板中包含的元素X的含量。

[0151] 例如,当焊接接头为将2片钢板(以下设定为钢板A、B)进行激光焊接而得到的接头时,若将钢板A的任意的元素X的含量设为 X_A 、将板厚设为 t_A 、将钢板B的元素X的含量设为 X_B 、将板厚设为 t_B ,则2片钢板A、B的元素X的平均含量 X_{ave} 可以通过下述(4)式而求出。进而,对各元素算出平均含量,可以求出2片钢板的平均组成。

$$[0152] \quad X_{ave} = (t_A \cdot X_A + t_B \cdot X_B) / (t_A + t_B) \quad (4) \text{ 式}$$

[0153] 各钢板的组成分析按照JIS G0321(2010)的表1中记载的标准进行试样准备及定量分析。这样操作能够进行钢板的组成分析。

[0154] 8. 钢板的表面处理

[0155] 在本实施方式的焊接接头中,也可以对具有上述的构成的钢板的表面实施镀覆处理。通过使用镀覆钢板作为焊接接头的原材料,能够降低焊接金属的扩散性氢量。推定其理由是由于:通过焊接热蒸发的镀覆成分以气体状态保护熔融金属部,其结果是,抑制熔融金属周围的空间中存在的水分向熔融金属中的侵入。因此,优选将构成焊接接头的多片钢板中的至少一片设定为镀覆钢板,更优选将全部设定为镀覆钢板。镀覆的种类没有特别限定,可以使用热浸镀、合金化热浸镀及电镀等各种镀覆。此外,镀覆的厚度也没有特别限定。作为镀覆材料,可以使用例如Zn、Ni、Al、Fe及Sn。此外,也可以使用合金镀覆。具体而言,也可以使用具有Zn-Sn、Zn-Al-Mg或Zn-Al-Mg-Si等组成的合金镀覆。另外,在使用镀覆钢板作为焊接接头的原材料钢板的情况下,有时镀覆材料的元素以杂质的方式包含于焊接金属的化学组成中。

[0156] 9. 焊接金属中的扩散性氢量(mass ppm):“ $3.570 - 0.0066 \times HV_{WM}$ ”以下

[0157] 如上述那样,认为:焊接接头的压制加工时的焊接金属裂纹是以通过非扩散性氢的集聚而内压被提高的气孔作为起点的裂纹。因此,只要能够规定气孔内的非扩散性氢,则应该能够抑制焊接接头的压制加工时的焊接金属裂纹。然而,测定气孔内的非扩散性氢是不现实的。本发明人们发现:气孔内的非扩散性氢与金属晶格中的扩散性氢虽然具有一些时间差,但彼此具有相关。

[0158] 若更详细地进行说明,则如图2A中所示的那样,在刚焊接后,通过焊接时的大气中的 H_2O 的分解,扩散性氢处于在金属晶格中过量地残留的状态。之后,这些扩散性氢如表示扩散初期阶段的图2B中所示的那样,(1)从钢板表面排出、(2)集聚在气孔内部、或者(3)被氧化物系夹杂物捕捉。进而之后,如表示扩散后期阶段的图2C中所示的那样,关于集聚在气孔内部的非扩散性氢也随着时间的经过被排出到金属晶格外。因此,在扩散初期阶段及扩散后期阶段,气孔内的非扩散性氢的量与金属晶格中的扩散性氢的量相关。

[0159] 此外,在焊接金属中的扩散性氢量一定的情况下,焊接金属的硬度越大,则越变得

容易在焊接金属中产生裂纹。换言之,焊接金属的硬度越大,则能够防止焊接金属中的裂纹的产生的扩散性氢量的极限值(极限扩散性氢量)变得越小。

[0160] 因此,本发明人们发现:若在焊接后在10~100℃的温度区域中保持规定保持时间 $t=7000 \times C-400$ (分钟)后测定而得到的焊接金属中的扩散性氢量 C_H (mass ppm)的量满足下述(5)式,则能够适宜地抑制焊接接头的压制加工时的焊接金属裂纹。

[0161] $C_H \leq 3.570 - 0.0066 \times HV_{WM}$ (5)式

[0162] 其中, HV_{WM} 是焊接金属的以维氏硬度计的平均硬度。

[0163] 规定保持时间 t 以进入图2C中所示的扩散后期阶段、至扩散性氢量减少、进而随着其减少的气孔内部的氢量减少为止所需要的时间计,只要为7000×C-400(分钟)以上即可。

[0164] 另外,焊接金属中的氢大致分成扩散性氢和非扩散性氢。焊接金属中的扩散性氢量可以使用升温脱离法而算出。具体而言,例如可以通过气相色谱法测定将焊接金属以100℃/小时从室温加热至200℃时从焊接金属放出的氢量,由测定的氢量算出扩散性氢量。

[0165] 10.焊接金属的主要的金属组织:bcc(体心立方)结构的马氏体

[0166] 焊接金属的金属组织是对压制成型时的裂纹行为造成影响的因素。原因并不清楚,但由本发明人们的调查的结果可知:若焊接金属的主要的金属组织为bct(体心正方)结构的马氏体,则在压制成型时变得容易在焊接金属中产生裂纹。因此,焊接金属的主要的金属组织优选为bcc结构的马氏体。作为bcc结构的马氏体,可以是不存在碳化物的马氏体,也可以是铁碳化物析出了的回火马氏体。剩余部分组织可以是贝氏体及残留奥氏体中的1种或2种。

[0167] 其中,主要的金属组织是指以面积率计为80%以上的金属组织。焊接金属的金属组织优选以面积率计具有90%以上的bcc(体心立方)结构的马氏体。另外,金属组织可以通过例如利用SEM或透射型电子显微镜(TEM)进行观察而确定。此外,马氏体的晶体结构可以通过例如X射线衍射法来确定。具体而言,通过X射线衍射法测定{100}面的a轴和c轴的晶格常数,由轴比c/a来判断立方晶(bcc)或正方晶(bct)。将c/a值为1.007以下的情况设定为马氏体的结构为bcc结构。

[0168] 11.焊接接头的制造条件

[0169] 本发明人们对用于制造具有上述的构成的焊接接头的优选的条件进行了各种研究。具体而言,对用于控制焊接金属中的扩散性氢量及气孔量的方法进行了研究。其结果可知:通过适当设定焊接气氛的绝对湿度、焊接速度、及成型前的焊接接头的热处理条件,能够控制焊接金属中的扩散性氢量及气孔量。以下,对焊接接头的制造条件进行详细说明。

[0170] 焊接气氛的绝对湿度:5g/m³~25g/m³

[0171] 激光焊接时的绝对湿度对焊接金属中的扩散性氢量造成影响。具体而言,若绝对湿度超过25g/m³,则有时焊接金属中的扩散性氢量变得过大,在压制成型前在焊接金属中产生延迟断裂。此外,若绝对湿度超过25g/m³,则即使在压制成型前进行规定时间的热处理,也无法充分降低焊接金属中残留的扩散性氢量。因此,即使是在压制成型前没有产生延迟断裂的情况下,也变得容易在压制成型时产生裂纹。因此,激光焊接时的绝对湿度设定为25g/m³以下,优选设定为20g/m³以下。

[0172] 另一方面,若绝对湿度低于5g/m²,则具有通过捕捉氢而妨碍氢向气孔内的集聚的效果的氧化物系夹杂物的分布密度变少。认为这是由于:由于湿分的减少,通过在焊接中引

起的 H_2O 的离解反应($H_2O \rightarrow 2H+O$)而产生的O原子的量减少,其结果是,与熔融金属氧化反应的O的量减少。因此,绝对湿度为 $5g/m^2$ 以上,优选为 $7g/m^2$ 以上,进一步优选为 $10g/m^2$ 以上。

[0173] 焊接速度:8m/分钟以下

[0174] 激光焊接速度是对焊接金属的扩散性氢量和气孔量造成影响的因素。若激光焊接速度超过8m/分钟,则焊接金属的扩散性氢量和/或气孔量变高,变得容易在焊接金属中产生裂纹。因此,激光焊接速度为8m/分钟以下,优选为6m/分钟以下,进一步优选为5m/分钟以下。

[0175] 焊接结束后且压制成型前的焊接接头的保持温度:10~100℃

[0176] 在激光焊接结束后且压制成型前,为了降低焊接金属中的扩散性氢量,将焊接接头以规定的温度保持。若保持温度低于10℃,则无法充分降低扩散性氢量,若保持温度超过100℃,则除焊接金属以外的钢板的机械特性会发生变化。因此,激光焊接结束后且压制成型前的焊接接头优选在10~100℃的温度区域中保持。保持温度优选为20℃以上,优选为80℃以下。

[0177] 焊接结束后且压制成型前的焊接接头的保持时间(分钟):“ $7000 \times C - 400$ ”以上

[0178] 激光焊接结束后且压制成型前的焊接接头在10~100℃的温度区域中的保持时间(分钟)对焊接金属中的扩散性氢量造成影响。若上述保持时间低于“ $7000 \times C - 400$ ”,则无法充分降低焊接金属中的扩散性氢量,在压制成型时变得容易在焊接金属中产生裂纹(其中,C表示焊接金属中的C含量(质量%))。因此,按照满足下述的(6)式的方式设定保持时间t,更优选按照满足下述的(7)式的方式设定保持时间t。

[0179] $t(\text{分钟}) \geq 7000 \times C - 400$ (6) 式

[0180] $t(\text{分钟}) \geq 8000 \times C - 400$ (7) 式

[0181] 从激光焊接结束后起且压制成型前的焊接接头在10~100℃的温度区域中的保持时间(分钟)至60分钟为止的期间有时即使焊接金属中的扩散性氢量低,也在压制成型时在焊接金属中产生裂纹。其理由并不清楚,但推测是由于:保持时间至60分钟为止的期间,焊接金属内的氢浓度集中,即使扩散性氢量的平均值低,有时也局部地存在氢浓度高的区域。因此,保持时间t除了利用上述(6)式或(7)式的下限值设定以外,也可以进行60分钟、优选100分钟、更优选180分钟的下限设定。

[0182] 另外,对除上述的焊接条件以外的条件没有特别限定。然而,已知焊接时的钢板间的间隙、激光的焦点偏离量、及激光的脉冲幅度等各种条件对气孔形成造成影响。因此,上述各种条件根据使用的激光的种类及输出功率等而适当设定。激光振荡器的种类也没有特别限定。可以使用例如纤维激光器、YAG激光器、圆盘激光器、半导体激光器、碳酸气体激光器(CO_2 激光器)等振荡器。此外,也可以通过使用了焊接金属丝的所谓的激光-电弧复合焊接将多片钢板接合。此外,对板厚的组合也没有特别限定。但是,若所焊接的钢板的板厚的差超过2mm,则应变变得容易集中于焊接金属,变得容易产生裂纹。因此,所焊接的钢板的板厚的差优选为2mm以下。

[0183] 实施例

[0184] 以下,通过实施例对本发明更具体地进行说明,但本发明并不限于这些实施例。

[0185] 首先,分别准备多片具有下述的表1中所示的化学组成及抗拉强度、且宽度为25mm及长度为250mm的钢板A~Z。另外,关于钢板I,准备3种板厚(1.0mm、1.2mm及1.6mm)的钢板,

其他钢板的板厚设定为1.2mm。钢板F为对冷轧钢板实施了合金化热浸镀锌的镀覆钢板(GA)，钢板J为对冷轧钢板实施了热浸镀锌的镀覆钢板(GI)，其他钢板为冷轧钢板(CR)。

[0186]

表1

钢板		化学组成 (质量%)													剩余部分: Fe及杂质		抗拉强度 (MPa)
符号	种类*	C	Si	Al	Mn	Ni	Cr	Mo	P	S	N	O	其他				
A	CR	0.015	0.13	0.01	0.7	0.01	0.01	-	0.03	0.0006	0.002	0.005	-		310		
B	CR	0.06	0.01	0.04	1.5	0.01	0.01	-	0.03	0.0032	0.002	0.003	-		600		
C	CR	0.08	0.50	0.03	2.0	0.01	0.01	-	0.03	0.0026	0.003	0.002	Cu:0.03		610		
D	CR	0.10	0.05	0.03	1.4	0.01	0.01	-	0.03	0.0022	0.003	0.003	-		450		
E	CR	0.10	0.50	0.03	2.0	0.01	0.3	-	0.03	0.0028	0.003	0.004	Ti:0.04, B:0.001		1010		
F	GA	0.10	0.32	0.01	2.0	0.01	0.3	-	0.03	0.0014	0.003	0.003	Ti:0.04, B:0.001		1010		
G	CR	0.11	0.10	0.03	1.5	0.01	0.01	-	0.04	0.0033	0.003	0.003	Nb:0.04		620		
H	CR	0.15	0.38	0.05	1.9	0.40	0.01	-	0.02	0.0022	0.003	0.002	-		1080		
I	CR	0.20	1.30	0.10	2.1	0.01	0.01	0.1	0.02	0.0015	0.003	0.003	Ti:0.01		1000		
J	GI	0.20	1.30	0.10	2.1	0.01	0.01	0.1	0.02	0.0015	0.003	0.002	Ti:0.01		1000		
K	CR	0.20	1.50	0.33	5.0	0.01	0.3	-	0.02	0.0008	0.003	0.003	Ca:0.001, La:0.001, Ce:0.001		1350		
L	CR	0.20	1.50	0.33	7.0	0.01	0.01	-	0.02	0.0008	0.002	0.004	-		1420		
M	CR	0.20	0.45	0.05	1.2	9.0	0.01	-	0.02	0.0025	0.003	0.002	-		1020		
N	CR	0.20	0.45	0.05	1.2	11.0	0.01	-	0.02	0.0025	0.005	0.003	-		1160		
O	CR	0.20	3.20	0.04	2.4	0.01	0.01	-	0.02	0.0018	0.003	0.003	-		1340		
P	CR	0.23	1.50	0.03	2.0	0.10	0.01	-	0.02	0.0012	0.003	0.003	V:0.03		1090		
Q	CR	0.27	1.50	0.10	2.3	0.10	0.01	-	0.02	0.0009	0.003	0.004	B:0.002		1180		
R	CR	0.30	1.80	0.10	2.2	0.01	0.01	0.2	0.02	0.0029	0.003	0.003	Nb:0.02, Ti:0.02		1040		
S	CR	0.40	1.30	0.40	2.0	0.01	0.2	-	0.02	0.0005	0.004	0.004	-		1060		
T	CR	0.42	1.65	0.45	4.0	0.01	0.01	-	0.02	0.0015	0.002	0.005	-		1330		
U	CR	0.40	1.30	0.40	2.0	0.01	0.2	-	0.02	0.0025	0.004	0.004	V:0.2		1050		
V	CR	0.40	1.30	0.40	2.0	0.01	0.2	-	0.02	0.0024	0.004	0.004	V:0.2		1040		
W	CR	0.40	1.30	0.40	2.0	0.01	0.2	-	0.18	0.0005	0.004	0.004	V:0.2		1085		
X	CR	0.40	1.30	0.40	2.0	0.01	0.2	-	0.02	0.0005	0.004	0.01	V:0.2		1045		
Y	CR	0.40	1.30	0.40	2.0	0.01	0.2	-	0.02	0.0005	0.004	0.02	V:0.2		1045		
Z	CR	0.40	1.30	0.40	2.0	0.01	0.2	-	0.02	0.0005	0.018	0.004	V:0.2		1045		

(*) CR: 冷轧钢板、GI: 热浸镀锌钢板、GA: 合金化热浸镀锌钢板

[0187] 接着,从钢板A~Z中适当选择2片钢板,使用YAG激光进行对焊,制作在中央部具有直线状的焊接线的宽度为50mm及长度为250mm的焊接接头1~57。接着,对焊接接头1~57实施热处理(30℃下保持规定时间)。

[0188] 在下述的表2、表3中示出下述的项目。

[0189] (a) “钢板的组合”

[0190] (b) “板厚(mm)”

[0191] (c) “焊接金属的化学组成(质量%)”

[0192] (d) “钢板的Ms”

[0193] (e) “指标 α ”Si+200S-2.7C所表示的熔融池流动性指标

[0194]

表2

接头 No	钢板的 组合	板厚 (mm)	焊接金属的化学组成 (质量%) 剩余部分: Fe及杂质											钢板的Ms	指标 α	
			C	Si	Al	Mn	Ni	Cr	Mo	P	S	N	O			其他
1	A-A	1.2-1.2	0.015	0.13	0.01	0.7	0.01	0.01	-	0.03	0.0006	0.0024	0.0048	-	530	0.21
2	B-B	1.2-1.2	0.06	0.01	0.04	1.5	0.01	0.01	-	0.03	0.0032	0.0021	0.0032	-	482	0.49
3	B-B	1.2-1.2	0.06	0.01	0.04	1.5	0.01	0.01	-	0.03	0.0032	0.0021	0.0032	-	482	0.49
4	C-C	1.2-1.2	0.08	0.50	0.03	2.0	0.01	0.01	-	0.03	0.0026	0.0025	0.0021	Cu:0.03	457	0.80
5	C-C	1.2-1.2	0.08	0.50	0.03	2.0	0.01	0.01	-	0.03	0.0026	0.0025	0.0021	Cu:0.03	457	0.80
6	C-C	1.2-1.2	0.08	0.50	0.03	2.0	0.01	0.01	-	0.03	0.0026	0.0025	0.0021	Cu:0.03	457	0.80
7	C-C	1.2-1.2	0.08	0.50	0.03	2.0	0.01	0.01	-	0.03	0.0026	0.0025	0.0021	Cu:0.03	457	0.80
8	D-D	1.2-1.2	0.10	0.05	0.03	1.4	0.01	0.01	-	0.03	0.0022	0.0028	0.0028	-	467	0.22
9	E-E	1.2-1.2	0.10	0.50	0.03	2.0	0.01	0.3	-	0.03	0.0028	0.0025	0.0038	Ti:0.04, B:0.001	442	0.79
10	F-F	1.2-1.2	0.10	0.32	0.01	2.0	0.01	0.3	-	0.03	0.0014	0.0025	0.0025	Ti:0.04, B:0.001	442	0.33
11	G-G	1.2-1.2	0.11	0.10	0.03	1.5	0.01	0.01	-	0.04	0.0033	0.0027	0.0025	Nb:0.04	459	0.46
12	H-H	1.2-1.2	0.15	0.38	0.05	1.9	0.40	0.01	-	0.02	0.0022	0.0025	0.0022	-	420	0.42
13	I-I	1.2-1.2	0.20	1.30	0.10	2.1	0.01	0.01	0.1	0.02	0.0015	0.0030	0.0028	Ti:0.01	394	1.06
14	I-I	1.2-1.2	0.20	1.30	0.10	2.1	0.01	0.01	0.1	0.02	0.0015	0.0030	0.0028	Ti:0.01	394	1.06
15	I-I	1.2-1.2	0.20	1.30	0.10	2.1	0.01	0.01	0.1	0.02	0.0015	0.0030	0.0028	Ti:0.01	394	1.06
16	I-I	1.2-1.2	0.20	1.30	0.10	2.1	0.01	0.01	0.1	0.02	0.0015	0.0030	0.0028	Ti:0.01	394	1.06
17	I-I	1.2-1.2	0.20	1.30	0.10	2.1	0.01	0.01	0.1	0.02	0.0015	0.0030	0.0028	Ti:0.01	394	1.06
18	I-I	1.2-1.2	0.20	1.30	0.10	2.1	0.01	0.01	0.1	0.02	0.0015	0.0030	0.0028	Ti:0.01	394	1.06
19	I-I	1.2-1.2	0.20	1.30	0.10	2.1	0.01	0.01	0.1	0.02	0.0015	0.0030	0.0028	Ti:0.01	394	1.06
20	I-I	1.2-1.2	0.20	1.30	0.10	2.1	0.01	0.01	0.1	0.02	0.0015	0.0030	0.0028	Ti:0.01	394	1.06
21	I-I	1.2-1.2	0.20	1.30	0.10	2.1	0.01	0.01	0.1	0.02	0.0015	0.0030	0.0028	Ti:0.01	394	1.06
22	I-I	1.2-1.2	0.20	1.30	0.10	2.1	0.01	0.01	0.1	0.02	0.0015	0.0030	0.0028	Ti:0.01	394	1.06
23	I-I	1.2-1.2	0.20	1.30	0.10	2.1	0.01	0.01	0.1	0.02	0.0015	0.0030	0.0028	Ti:0.01	394	1.06
24	I-I	1.0-1.6	0.20	1.30	0.10	2.1	0.01	0.01	0.1	0.02	0.0015	0.0030	0.0028	Ti:0.01	394	1.06
25	J-J	1.2-1.2	0.20	1.30	0.10	2.1	0.01	0.01	0.1	0.02	0.0015	0.0030	0.0028	Ti:0.01	394	1.06
26	K-K	1.2-1.2	0.20	1.50	0.33	5.0	0.01	0.3	-	0.02	0.0008	0.0031	0.0025	Ca:0.001, La:0.001, Ce:0.001	296	1.12
27	L-L	1.2-1.2	0.20	1.50	0.33	7.0	0.01	0.01	-	0.02	0.0008	0.0021	0.0039	-	235	1.12
28	M-M	1.2-1.2	0.20	0.45	0.05	1.2	9.0	0.01	-	0.02	0.0025	0.0025	0.0022	-	273	0.41

(†) Ms=561-474×C-33×Mn-17×Ni-17×Cr-21×Mo

下划线表示脱离本发明的焊接接头的制造方法的必要条件。

[0195]

表3

接头 No	钢板的 组合	板厚 (mm)	焊接金属的化学组成 (质量%) 剩余部分: Fe及杂质											钢板的 M_s ⁺	指标 α	
			C	Si	Al	Mn	Ni	Cr	Mo	P	S	N	O			其他
29	N-N	1.2-1.2	0.20	0.45	0.05	1.2	11.0	0.01	-	0.02	0.0025	0.0051	0.0028	-	239	0.41
30	O-O	1.2-1.2	0.20	3.20	0.04	2.4	0.01	0.01	-	0.02	0.0018	0.0034	0.0032	-	387	3.02
31	P-P	1.2-1.2	0.23	1.50	0.03	2.0	0.10	0.01	-	0.02	0.0012	0.0025	0.0032	V:0.03	384	1.12
32	P-P	1.2-1.2	0.23	1.50	0.03	2.0	0.10	0.01	-	0.02	0.0012	0.0025	0.0032	V:0.03	384	1.12
33	P-P	1.2-1.2	0.23	1.50	0.03	2.0	0.10	0.01	-	0.02	0.0012	0.0025	0.0032	V:0.03	384	1.12
34	P-P	1.2-1.2	0.23	1.50	0.03	2.0	0.10	0.01	-	0.02	0.0012	0.0025	0.0032	V:0.03	384	1.12
35	P-P	1.2-1.2	0.23	1.50	0.03	2.0	0.10	0.01	-	0.02	0.0012	0.0025	0.0032	V:0.03	384	1.12
36	Q-Q	1.2-1.2	0.27	1.50	0.10	2.3	0.10	0.01	-	0.02	0.0009	0.0031	0.0038	B:0.002	355	0.95
37	R-R	1.2-1.2	0.32	1.80	0.10	2.2	0.01	0.01	0.2	0.02	0.0029	0.0034	0.0032	Nb:0.02, Ti:0.02	332	1.52
38	S-S	1.2-1.2	0.40	1.30	0.40	2.0	0.01	0.01	0.2	0.02	0.0005	0.0041	0.0041	-	302	0.32
39	T-T	1.2-1.2	0.42	1.65	0.45	4.0	0.01	0.01	-	0.02	0.0015	0.0021	0.0049	-	230	0.82
40	A-I	1.2-1.2	0.11	0.70	0.08	1.4	0.01	0.01	0.05	0.03	0.0011	0.0027	0.0038	Ti:0.005	462	0.62
41	A-J	1.2-1.2	0.11	0.70	0.08	1.4	0.01	0.01	0.05	0.03	0.0011	0.0025	0.0035	Ti:0.005	462	0.62
42	C-N	1.2-1.2	0.14	0.48	0.04	1.6	5.5	0.01	-	0.03	0.0022	0.0038	0.0025	Cr:0.015	348	0.62
43	C-O	1.2-1.2	0.14	1.80	0.09	2.2	0.01	0.01	-	0.03	0.0022	0.0030	0.0027	Cr:0.015	422	1.86
44	C-S	1.2-1.2	0.24	1.08	0.04	2.0	0.01	0.11	-	0.03	0.0016	0.0033	0.0031	-	379	0.75
45	C-S	1.2-1.2	0.24	1.08	0.04	2.0	0.01	0.11	-	0.03	0.0016	0.0033	0.0031	-	379	0.75
46	I-T	1.2-1.2	0.31	1.48	0.08	3.1	0.01	0.01	0.05	0.02	0.0015	0.0026	0.0039	Ti:0.005	312	0.94
47	A-E	1.2-1.2	0.06	0.32	0.02	1.35	0.01	0.16	-	0.03	0.0017	0.0025	0.0043	Ti:0.02, B:0.0005	485	0.50
48	A-E	1.2-1.2	0.06	0.32	0.02	1.35	0.01	0.16	-	0.03	0.0017	0.0025	0.0043	Ti:0.02, B:0.0005	485	0.50
49	A-E	1.2-1.2	0.06	0.32	0.02	1.4	0.01	0.16	-	0.03	0.0017	0.0025	0.0043	Ti:0.02, B:0.0005	483	0.50
50	A-F	1.2-1.2	0.06	0.23	0.01	1.4	0.01	0.16	-	0.03	0.0010	0.0025	0.0037	Ti:0.02, B:0.0005	483	0.27
51	D-S	1.2-1.2	0.25	0.68	0.22	1.7	0.01	0.11	-	0.03	0.0014	0.0035	0.0035	V:0.1	384	0.29
52	D-U	1.2-1.2	0.25	0.68	0.22	1.7	0.01	0.11	-	0.03	0.0024	0.0034	0.0034	V:0.1	384	0.49
53	D-V	1.2-1.2	0.25	0.68	0.22	1.7	0.01	0.11	-	0.03	0.0131	0.0034	0.0034	V:0.1	384	2.63
54	D-W	1.2-1.2	0.25	0.68	0.22	1.7	0.01	0.11	-	0.11	0.0014	0.0034	0.0034	V:0.1	384	0.29
55	D-X	1.2-1.2	0.25	0.68	0.22	1.7	0.01	0.11	-	0.03	0.0015	0.0034	0.0064	V:0.1	384	0.31
56	D-Y	1.2-1.2	0.25	0.68	0.22	1.7	0.01	0.11	-	0.03	0.0014	0.0034	0.0114	V:0.1	384	0.29
57	D-Z	1.2-1.2	0.25	0.68	0.22	1.7	0.01	0.11	-	0.03	0.0014	0.0104	0.0034	V:0.1	384	0.29

(f) $M_s = 561 - 474 \times C + 33 \times Mn - 17 \times Ni - 17 \times Cr - 21 \times Mo$

下划线表示脱离本发明发明的焊接接头的制造方法的必要条件。

[0196] 在下述的表4、表5中示出下述的项目。

[0197] (f) “焊接速度 (m/分钟)”

[0198] (g) “绝对湿度 (g/m³)” 焊接气氛的绝对湿度

[0199] (h) “保持时间 (分钟)” 焊接结束后且压制成型前的30℃下的焊接接头的保持时间

[0200] (i) “规定保持时间 (分钟)” 由 $t = 7000 \times C - 400$ 求出的时间

[0201] (j) “焊接金属的氧量 (质量%)” 焊接结束后的氧量

[0202] 另外,在本实施例中由于不使用焊丝或夹条,所以焊接金属的化学组成除了氧以外与钢板的平均组成大致相同。

[0203]

表4

接头 No	焊接条件		焊接后的保持时间 (分钟)	规定保持时间 (分钟)	焊接金属的氧量 (质量%)
	焊接速度 (m/分钟)	绝对湿度 (g/m ³)			
<u>1</u>	3	15	10	<0	0.0054
<u>2</u>	3	15	<u>10</u>	20	0.0038
3	3	15	180	20	0.0038
4	3	15	1080	160	0.0027
5	3	15	300	160	0.0027
<u>6</u>	3	15	<u>60</u>	160	0.0027
<u>7</u>	<u>15</u>	15	300	160	0.0027
<u>8</u>	3	15	1080	300	0.0034
9	3	15	1080	300	0.0044
10	3	15	1080	300	0.0031
11	3	15	1080	370	0.0031
12	3	15	1080	650	0.0028
13	3	15	1200	1000	0.0034
14	7	15	1200	1000	0.0034
<u>15</u>	<u>10</u>	15	1200	1000	0.0034
<u>16</u>	<u>15</u>	15	1200	1000	0.0034
<u>17</u>	3	4	1200	1000	0.0030
18	3	7	1200	1000	0.0031
19	3	23	1200	1000	0.0037
<u>20</u>	3	<u>27</u>	1200	1000	0.0039
<u>21</u>	3	<u>35</u>	1200	1000	0.0042
<u>22</u>	3	15	<u>900</u>	1000	0.0034
<u>23</u>	3	15	<u>600</u>	1000	0.0034
24	3	15	1200	1000	0.0034
25	3	15	1200	1000	0.0028
26	3	15	1200	1000	0.0031
<u>27</u>	3	15	1200	1000	0.0045
28	3	15	1200	1000	0.0028

下划线表示脱离本发明的焊接接头的制造方法的必要条件。

[0204]

表5

接头 No	焊接条件		焊接后的保持时间 (分钟)	规定保持时间 (分钟)	焊接金属的氧量 (质量%)
	焊接速度 (m/分钟)	绝对温度 (g/m ³)			
29	3	15	1200	1000	0.0034
30	3	15	1200	1000	0.0038
31	3	15	1080	1210	0.0038
32	3	4	1440	1210	0.0034
33	3	7	1440	1210	0.0035
34	3	15	1440	1210	0.0038
35	3	30	1440	1210	0.0044
36	3	15	2160	1490	0.0044
37	3	15	2880	1840	0.0038
38	3	15	2880	2400	0.0047
39	3	15	2880	2540	0.0055
40	3	15	1080	370	0.0044
41	3	15	1080	370	0.0041
42	3	15	1080	580	0.0031
43	3	15	1080	580	0.0033
44	3	15	1080	1280	0.0037
45	3	15	1920	1280	0.0037
46	3	15	2880	1770	0.0045
47	3	4	180	20	0.0045
48	3	7	180	20	0.0046
49	3	15	180	20	0.0049
50	3	15	180	20	0.0043
51	3	15	1440	1350	0.0041
52	3	15	1440	1350	0.0040
53	3	15	1440	1350	0.0040
54	3	15	1440	1350	0.0040
55	3	15	1440	1350	0.0070
56	3	15	1440	1350	0.0120
57	3	15	1440	1350	0.0040

下划线表示脱离本发明发明的焊接接头的制造方法的必要条件。

[0205] 之后,对于各焊接接头1~57,进行后述的拉延弯曲试验,调查焊接金属中有无产生裂纹。在下述的表6、表7中,示出下述的项目。

[0206] (k) “HV_{WM} (HV)”焊接金属的平均硬度

[0207] (l) “气孔分布密度(个/mm²)”焊接金属中的直径为2μm以上且50μm以下的气孔的分布密度

[0208] (m) “夹杂物分布密度(个/mm²)”焊接金属中的直径为3μm以上的氧化物系夹杂物的分布密度

[0209] (n) “C_H (mass ppm)”焊接金属中的扩散性氢量C_H

[0210] (o) “(5)式的右边值” $3.57 - 0.0066 \times HV_{WM}$ 的值

[0211] (p) “马氏体的晶体结构”焊接金属中的马氏体的晶体结构

[0212] (q) “裂纹的有无”由保持时间经过时进行的拉延弯曲试验引起的裂纹的有无

[0213] 另外,在全部焊接接头1~57中,主要的金属组织为马氏体。在表6、表7中,对于将马氏体的晶体结构表示为bcc的焊接接头,是指焊接金属的主要的金属组织为bcc结构的马氏体组织,表示为bct的焊接接头是指焊接金属的主要的金属组织为bct结构的马氏体组织。

[0214] 此外,马氏体的晶体结构通过X射线衍射法来确定。具体而言,通过X射线衍射法测定 {100} 面的a轴和c轴的晶格常数,由轴比c/a来判断是立方晶 (bcc) 还是正方晶 (bct)。将c/a值为1.007以下的情况设定为马氏体的结构为bcc结构。

[0215]

表6

接头 No	HV _{wt} (HV)	气孔分布密度 (个/mm ²)	夹杂物分布密度 (个/mm ²)	C _{ti} (mass ppm)	(5) 式 的右边值	马氏体的 晶体结构	裂纹的 有无	备注
1	328	6.6	0.54	2.300	1.405	bcc	无	比较例
2	372	1.6	0.38	2.200	1.115	bcc	有	比较例
3	370	1.6	0.38	1.010	1.128	bcc	无	本发明例
4	385	1.4	0.27	0.350	1.029	bcc	无	本发明例
5	390	1.4	0.27	0.850	0.996	bcc	无	本发明例
6	385	1.4	0.27	1.220	1.029	bcc	有	比较例
7	399	5.7	0.27	0.980	0.937	bcc	有	比较例
8	401	5.3	0.34	0.230	0.923	bcc	有	比较例
9	401	1.1	0.44	0.310	0.923	bcc	无	本发明例
10	401	3.0	0.31	0.160	0.923	bcc	无	本发明例
11	409	2.2	0.31	0.270	0.871	bcc	无	本发明例
12	442	2.4	0.28	0.300	0.653	bcc	无	本发明例
13	482	1.1	0.34	0.300	0.389	bcc	无	本发明例
14	485	4.8	0.34	0.290	0.369	bcc	无	本发明例
15	485	5.4	0.34	0.340	0.369	bcc	有	比较例
16	495	5.9	0.34	0.380	0.303	bcc	有	比较例
17	485	0.8	0.08	0.260	0.369	bcc	有	比较例
18	485	0.8	0.14	0.300	0.369	bcc	无	本发明例
19	480	1.1	0.57	0.350	0.402	bcc	无	本发明例
20	480	1.1	1.90	0.430	0.402	bcc	有	比较例
21	485	1.1	2.40	0.520	0.369	bcc	有	比较例
22	485	1.1	0.34	0.390	0.369	bcc	有	比较例
23	485	1.1	0.34	0.420	0.369	bcc	有	比较例
24	480	1.1	0.34	0.300	0.402	bcc	无	本发明例
25	490	0.9	0.28	0.170	0.336	bcc	无	本发明例
26	479	0.9	0.31	0.300	0.409	bcc	无	本发明例
27	525	1.1	0.45	0.300	0.105	bct	有	比较例
28	480	2.2	0.28	0.250	0.402	bcc	无	本发明例

下划线表示脱离本发明的焊接接头的必要条件。

[0216]

表7

接头 No	HV _{WM} (HV)	气孔分布密度 (个/mm ²)	夹杂物分布密度 (个/mm ²)	C _H (mass ppm)	(5) 式 的右边值	马氏体的 晶体结构	裂纹的 有无	备注
29	523	2.2	0.34	0.270	0.118	bct	有	比较例
30	485	3.7	0.38	0.450	0.369	bcc	有	比较例
31	505	0.9	0.38	0.310	0.237	bcc	有	比较例
32	510	0.9	0.04	0.150	0.204	bcc	有	比较例
33	505	0.9	0.16	0.170	0.237	bcc	无	本发明例
34	510	0.9	0.38	0.190	0.204	bcc	无	本发明例
35	510	0.9	1.60	0.220	0.204	bcc	有	比较例
36	539	1.3	0.44	0.007	0.013	bcc	无	本发明例
37	575	11.2	0.38	0.002	<0	bcc	有	比较例
38	644	3.3	0.47	0.002	<0	bcc	有	比较例
39	644	1.6	0.55	0.002	<0	bcc	有	比较例
40	407	1.4	0.44	0.350	0.884	bcc	无	本发明例
41	405	1.6	0.41	0.190	0.897	bcc	无	本发明例
42	430	1.6	0.31	0.280	0.732	bcc	无	本发明例
43	440	0.5	0.33	0.370	0.666	bcc	无	本发明例
44	525	1.3	0.37	0.290	0.105	bcc	有	比较例
45	525	0.9	0.37	0.080	0.105	bcc	无	本发明例
46	565	1.1	0.45	0.020	<0	bcc	有	比较例
47	380	1.7	0.03	0.69	1.062	bcc	有	比较例
48	384	1.5	0.20	0.82	1.036	bcc	无	本发明例
49	383	1.6	0.49	0.95	1.042	bcc	无	本发明例
50	383	5.1	0.43	0.88	1.042	bcc	有	比较例
51	520	5.7	0.41	0.08	0.138	bcc	有	比较例
52	525	1.8	0.40	0.08	0.105	bcc	无	本发明例
53	525	0.0	0.40	0.08	0.105	bcc	有	比较例
54	520	3.3	0.40	0.08	0.138	bcc	有	比较例
55	520	3.3	2.3	0.08	0.138	bcc	无	本发明例
56	515	3.3	8.5	0.08	0.171	bcc	有	比较例
57	515	3.3	0.45	0.08	0.171	bcc	有	比较例

下划线表示脱离本发明的焊接接头的必要条件。

[0217] 另外,焊接金属的化学组成通过上述的“5.焊接金属的化学组成的求法”中说明的方法而求出。焊接金属的平均硬度(HV)如以下那样操作而求出。首先,沿相对于焊接线的延伸方向垂直的方向将焊接接头切断,制作硬度测定用的截面试样。进而,使用维氏硬度试验机以500gf以上的载荷测定截面试样的焊接金属的4处的硬度。算出测定的4处的硬度的平均值作为平均硬度。测定部位设定为距离焊接金属的表面1/4t(t为焊接接头的板厚方向上

的焊接金属的厚度)的位置。

[0218] 焊接金属中的直径为 $2\mu\text{m}\sim 50\mu\text{m}$ 的气孔的分布密度如以下那样操作而求出。首先,沿相对于焊接线的延伸方向垂直的方向将焊接接头切断,将切断面进行镜面研磨。通过SEM观察经镜面研磨的切断面中的相当于焊接金属的部分,对直径为 $2\mu\text{m}\sim 50\mu\text{m}$ 的气孔的个数进行计数。进而,通过将气孔的个数除以观察面积,作为气孔的分布密度。另外,SEM观察按照观察面积达到 5mm^2 以上的方式对不同的3个以上的截面进行。另外,由于气孔具有各种形状,所以作为同一面积的当量圆直径进行评价。

[0219] 关于焊接金属中的直径为 $3\mu\text{m}$ 以上的氧化物系夹杂物的分布密度,使用与上述的气孔观察相同的试样,通过SEM观察经镜面研磨的切断面,对当量圆直径为 $3\mu\text{m}$ 以上的氧化物系夹杂物的个数进行计数。按照观察面积达到 5mm^2 以上的方式对不同的3个以上的截面进行SEM观察。对于仅从SEM图像无法进行气孔与夹杂物的判别的物质来说,使用搭载于SEM上的EDS,进行氧及其他元素的分析,没有见到构成夹杂物的元素的物质判断为气孔。

[0220] 焊接金属中包含的扩散性氢量如以下那样操作而测定。首先,由各焊接接头作为扩散性氢量测定用切出包含焊接金属的试样。将切出的试样以 $100^\circ\text{C}/\text{小时}$ 的升温速度进行加热。进而,通过气相色谱法测定从室温加热至 200°C 时从试样放出的氢,作为表6、表7中所示的扩散性氢量 C_H 。另外,由于焊接前的钢板中包含的氢为能够忽视的程度的少量,所以在本实施例中,假定在钢板中不包含氢、仅在焊接金属中包含氢。在该假定下,由焊接金属的质量及如上述那样操作而测定的氢量算出焊接金属的扩散性氢量。另外,焊接金属的质量通过下述(8)式而算出。另外,在下述(8)式中, A_w 为焊接金属的质量, A_t 为上述试样的质量, W_w 为焊接金属的宽度, W_t 为上述试样的宽度(相对于焊接线的延伸方向垂直的方向的长度)。

$$[0221] \quad A_\text{w} = A_\text{t} \times W_\text{w} / W_\text{t} \quad (8) \text{式}$$

[0222] 另外,焊接金属的宽度 W_w 如以下那样操作而求出。首先,沿相对于焊接线的延伸方向垂直的方向将上述试样切断,分别测定距离焊接金属的表面 $1/8t$ (t 为焊接金属的厚度)、 $1/4t$ 、 $1/2t$ 、 $3/4t$ 及 $7/8t$ 的位置的宽度。进而,算出测定的5处的宽度的平均值,作为焊接金属的宽度 W_w 。

[0223] 焊接金属的金属组织通过SEM而进行观察。具体而言,由各焊接接头作为金属组织观察用切出包含焊接金属的试样。进而,通过SEM观察切出的试样的焊接金属的切断面。焊接金属中的马氏体的晶体结构通过X射线衍射法进行鉴定。

[0224] 接着,对拉延弯曲试验进行说明。在拉延弯曲试验中,首先,在上述的焊接接头1~57的两面涂布润滑油。进而,对各焊接接头1~57使用具备图3中所示的冲头101、模具102和压坯料环103的压制试验装置100,在室温下以 $60\text{mm}/\text{分钟}$ 的冲头速度实施压制成型(帽成型)。另外,如图3中所示的那样,压制试验装置100的冲头101的直径 d 设定为 100mm ,冲头肩半径 r_p 设定为 10mm ,模具肩半径 r_d 设定为 5mm ,冲头101与模具102的间隙 c 设定为 3mm 。由压坯料环103产生的压制成型时的坯料保持力(BHF)按照在压制成型中对焊接接头的纵壁施加的拉伸应力成为所接合的2片钢板中的强度较低的一方的抗拉强度的0.5倍的方式进行调整。成型高度设定为 60mm 。另外,焊接接头按照焊接线通过冲头的上面的大致中央的方式设置于压制试验装置上。

[0225] 通过目视及放大镜观察压制成型后的焊接接头1~57的焊接金属,调查有无产生

裂纹。其结果是,如表6、表7中所示的那样,在本发明例的焊接接头中,在压制成型后在焊接金属中没有确认到裂纹。

[0226] 在比较例的焊接接头1中,起因于熔融池流动性指标 α 小,气孔分布密度变高。因此,推定大大受到由气孔内的非扩散性氢引起的内压的影响,但在焊接接头1中,由于焊接金属的平均硬度小,所以在焊接金属中没有确认到裂纹。

[0227] 在比较例的焊接接头2、6、22、23、31、44中,推测:由于保持时间短,所以无法使由气孔内的非扩散性氢引起的内压充分降低,在拉延弯曲试验中产生了以气孔作为起点的裂纹。

[0228] 在比较例的焊接接头7、15、16中,推测:由于焊接速度快,所以无法抑制气孔的量,因由气孔内的非扩散性氢引起的内压的影响,在拉延弯曲试验中产生了以气孔作为起点的裂纹。另外,在焊接接头15中,推测:表示金属晶格间的氢量的 C_H 的值降低至合适的值,但气孔内的非扩散性氢量的扩散不充分,因其内压的影响,在拉延弯曲试验中产生了以气孔作为起点的裂纹。

[0229] 在比较例的焊接接头8中,起因于熔融池流动性指标 α 小,气孔分布密度变高。因此,推测:无法使由气孔内的非扩散性氢引起的内压充分降低,在拉延弯曲试验中产生了以气孔作为起点的裂纹。

[0230] 在比较例的焊接接头17中,起因于焊接时的绝对湿度低,无法充分提高氧化物系夹杂物的分布密度。推测:表示金属晶格间的氢量的 C_H 的值降低至合适的值,但起因于无法充分得到通过氧化物系夹杂物来捕捉扩散性氢的效果,无法使由气孔内的非扩散性氢引起的内压充分降低,在拉延弯曲试验中产生了以气孔作为起点的裂纹。

[0231] 在比较例的焊接接头20、21、35中,推测:起因于焊接时的绝对湿度高,无法使由气孔内的非扩散性氢引起的内压充分降低,在拉延弯曲试验中产生了以气孔作为起点的裂纹。

[0232] 在比较例的焊接接头27中,推测:起因于熔融金属部的Mn含量过量而焊接金属发生脆化,在焊接金属中产生了裂纹。

[0233] 在比较例的焊接接头29中,推测:起因于熔融金属部的Ni含量过量而焊接金属发生脆化,在焊接金属中产生了裂纹。

[0234] 在比较例的焊接接头30中,推测:起因于熔融金属部的Si含量过量,金属晶格间的氢量 C_H 变得过量,无法使由气孔内的非扩散性氢引起的内压充分降低,在拉延弯曲试验中产生了以气孔作为起点的裂纹。

[0235] 在比较例的焊接接头32、47中,起因于焊接时的绝对湿度低,无法充分提高氧化物系夹杂物的分布密度。推测:表示金属晶格间的氢量的 C_H 的值降低至合适的值,但起因于无法充分得到通过氧化物系夹杂物来捕捉扩散性氢的效果,无法使由气孔内的非扩散性氢引起的内压充分降低,在拉延弯曲试验中产生了以气孔作为起点的裂纹。

[0236] 在比较例的焊接接头37、38、39、46中,推测:起因于熔融金属部的C含量过量,焊接金属的平均硬度脱离合适的范围,在焊接金属中产生了裂纹。

[0237] 在比较例的焊接接头50、51中,起因于熔融池流动性指标 α 小,气孔分布密度变高。因此,推测:因由气孔内的非扩散性氢引起的内压的影响,在拉延弯曲试验中产生了以气孔作为起点的裂纹。

[0238] 在比较例的焊接接头53中,推测:起因于熔融金属部的S含量过量,在焊接金属中产生了裂纹。

[0239] 在比较例的焊接接头54中,推测:起因于熔融金属部的P含量过量,在焊接金属中产生了裂纹。

[0240] 在比较例的焊接接头56中,推测:起因于熔融金属部的O含量过量,氧化物系夹杂物过量地生成,在焊接金属中产生了裂纹。

[0241] 在比较例的焊接接头57中,推测:起因于熔融金属部的N含量过量,在焊接金属中产生了裂纹。

[0242] 如以上那样,在本发明的焊接接头中,即使在使用了抗拉强度超过350MPa那样的高强度钢板的激光焊接接头中,也能够压制成型时防止在焊接金属中产生裂纹。即可知,根据本发明的焊接接头,可得到优异的成型性。

[0243] 产业上的可利用性

[0244] 根据本发明,即使是在将包含高强度钢板的激光焊接接头进行压制成型的情况下,也能够防止焊接金属中的裂纹的产生。由此,例如即使是在使用碳当量高的高强度钢板的情况下,利用拼焊板的一体部件的制造也成为可能,能够实现车体的轻量化及安全性提高。此外,本发明的激光焊接接头不仅可以用作车体的骨架部件,也可以用作面板部件及行走部分部件。

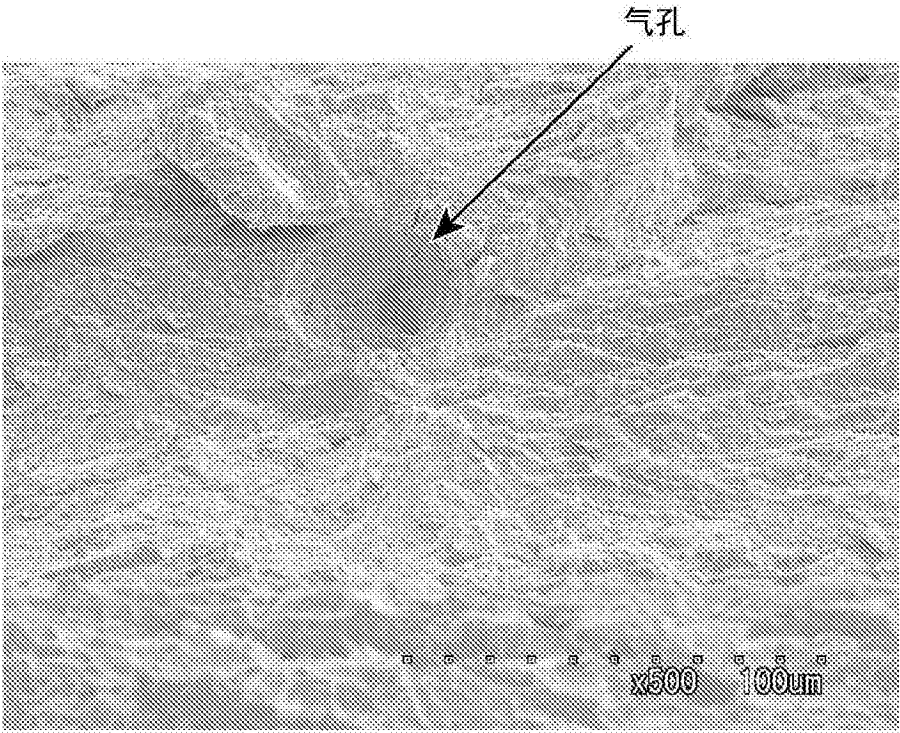


图1

刚焊接后

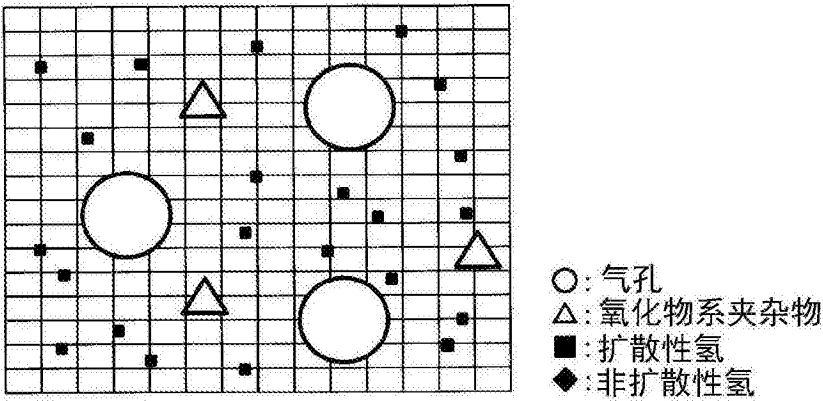


图2A

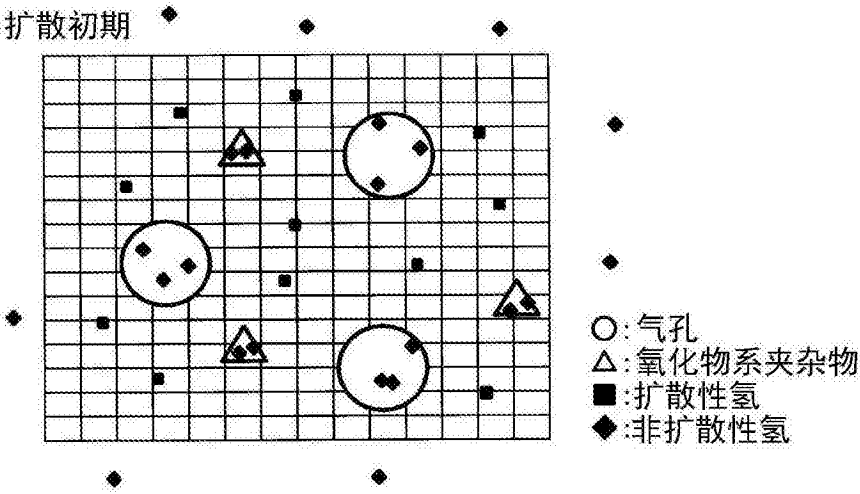


图2B

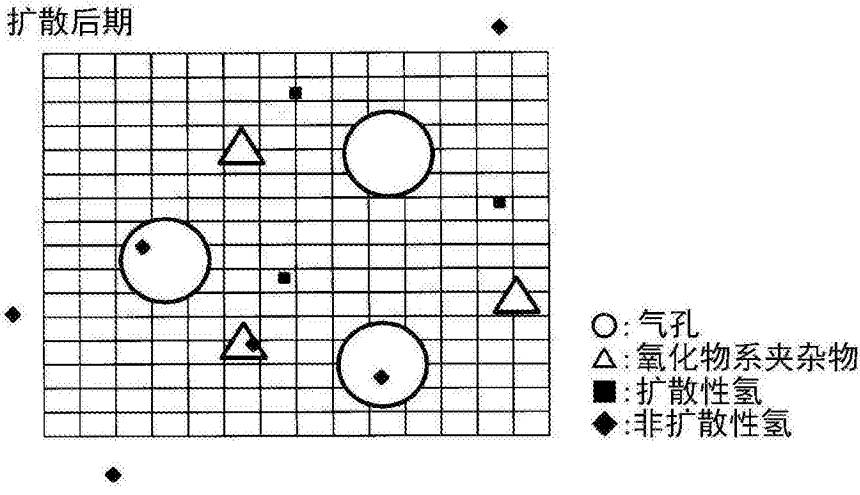


图2C

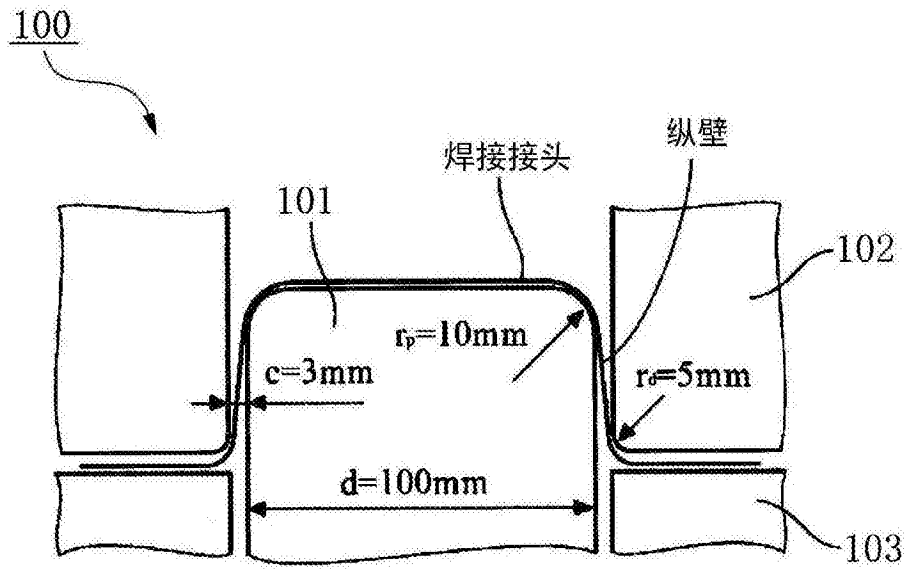


图3