



(10) 申请公布号 CN 119836486 A

(43) 申请公布日 2025. 04. 15

(21) 申请号 202380064190.0

(22) 申请日 2023.09.06

(30) 优先权数据

2022-141638 2022.09.06 JP

(85) PCT国际申请进入国家阶段日

2025.03.06

(86) PCT国际申请的申请数据

PCT/JP2023/032500 2023.09.06

(87) PCT国际申请的公布数据

W02024/053667 JA 2024.03.14

(71) 申请人 日本制铁株式会社

地址 日本

(72) 发明人 光延卓哉 横山卓史 竹林浩史

(74) 专利代理机构 永新专利商标代理有限公司
72002

专利代理师 陈建全

(51) Int. Cl.

G22C 38/00 (2006.01)

G21D 3/04 (2006.01)

G21D 9/46 (2006.01)

G22C 18/00 (2006.01)

G22C 38/58 (2006.01)

G23C 2/06 (2006.01)

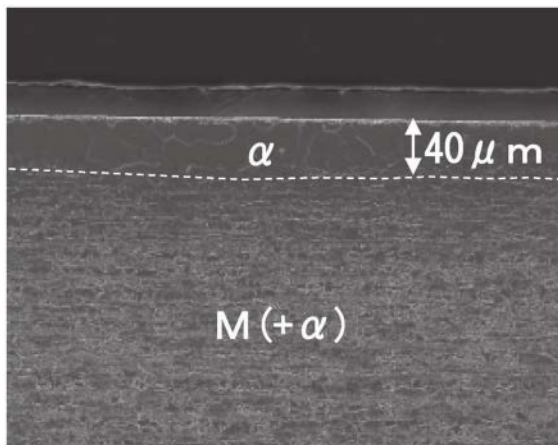
权利要求书2页 说明书18页 附图1页

(54) 发明名称

钢板及镀覆钢板

(57) 摘要

本发明的课题在于提供具有高耐LME性和脱氢性的钢板及镀覆钢板。本发明的钢板及镀覆钢板的特征在于,具有规定的化学成分,在从钢板的表面起的深度方向上,用GDS测定的C浓度为0.05%以下的深度为10 μm 以上,在从钢板的表面起的深度方向上,铁素体相的面积率为90%以上的层的厚度为20 μm 以上,钢板的表面粗糙度以Ra计为3.0 μm 以下。



1. 一种拉伸强度为780MPa以上的钢板,其特征在于,化学成分以质量%计含有:
C:0.05~0.40%、
Si:0.7~3.0%、
Mn:0.1~5.0%、
sol.Al:0.7~2.0%、
P:0.030%以下、
S:0.030%以下、
N:0.010%以下、
B:0~0.010%、
Ti:0~0.150%、
Nb:0~0.150%、
V:0~0.150%、
Cr:0~2.00%、
Ni:0~2.00%、
Cu:0~2.00%、
Mo:0~1.00%、
W:0~1.00%、
Ca:0~0.100%、
Mg:0~0.100%、
Zr:0~0.100%、
Hf:0~0.100%、
REM:0~0.100%、
剩余部分为Fe和杂质,
Si和sol.Al的含量的合计值为1.8%以上,
在从钢板的表面起的深度方向上,用GDS测定的C浓度为0.05%以下的深度为10 μm 以上,
在从钢板的表面起的深度方向上,铁素体相的面积率为90%以上的层的厚度为20 μm 以上,
钢板的表面粗糙度以Ra计为3.0 μm 以下。
2. 根据权利要求1所述的钢板,其特征在于,
在从所述钢板的表面起的深度方向上,用GDS测定的C浓度为0.05%以下的深度为20 μm 以上。
3. 根据权利要求1所述的钢板,其特征在于,
在从所述钢板的表面起的深度方向上,铁素体相的面积率为90%以上的层的厚度为30 μm 以上。
4. 根据权利要求1所述的钢板,其特征在于,
在从所述钢板的表面起的深度方向上,用GDS测定的C浓度为0.05%以下的深度为20 μm 以上,在从所述钢板的表面起的深度方向上,铁素体相的面积率为90%以上的层的厚度为

30 μm 以上。

5. 一种合金化熔融镀锌钢板,其特征在于,

在权利要求1~4中任一项所述的钢板的表面的至少一部分具备合金化熔融镀锌层,所述合金化熔融镀锌层以质量%计含有0~1.5%的Al和3~15%的Fe,剩余部分为Zn和杂质。

6. 根据权利要求5所述的合金化熔融镀锌钢板,其特征在于,

所述合金化熔融镀锌钢板的截面处的钢板与合金化熔融镀锌层的界面的粗糙度以Ra计为2.0 μm 以下。

钢板及镀覆钢板

技术领域

[0001] 本发明涉及钢板及镀覆钢板。更具体而言,本发明涉及具有高耐LME性和脱氢性的钢板及镀覆钢板。

背景技术

[0002] 近年来,对汽车、家电产品、建材等各种领域中使用的钢板正在进行高强度化。例如,在汽车领域中,为了提高燃料效率,以车身的轻量化为目的,高强度钢板的使用得以增加。

[0003] 就实施了锌系镀覆的钢板、特别是高强度的钢板的焊接而言,例如如专利文献1所记载的那样,有时由液态金属致脆(LME)裂纹引起的焊接性的降低成为问题。据认为LME裂纹是通过下述的步骤而产生的:在焊接时钢板的表层部相变为奥氏体,侵入其晶界的熔融锌使钢板脆化,进而在焊接时施加拉伸应力于钢板。

[0004] 另外,如非专利文献1所公开的那样,关于LME裂纹,已知铁素体相的晶界的LME敏感性低于奥氏体晶界。

[0005] 需要说明的是,专利文献2中作为抑制LME裂纹而改善了焊接性的钢板,公开了下述的钢板:钢板的表层部以3000~6000个/mm²的个数密度并以适当的粒径分布存在粒径20nm以上的Si氧化物粒子。

[0006] 现有技术文献

[0007] 专利文献

[0008] 专利文献1:国际公开第2019/116531号

[0009] 专利文献2:国际公开第2020/218575号

[0010] 非专利文献

[0011] 非专利文献1:Influence of the starting microstructure of an advanced high strength steel on the characteristics of Zn-Assisted liquid metal embrittlement,D.Bhattacharya et.al.,Materials Science and Engineering:A, Vol.804.2021

发明内容

[0012] 发明所要解决的课题

[0013] 为了防止LME裂纹,有效的是抑制镀层中所含的Zn等侵入奥氏体相变后的钢板中。在这一点上,存在改善的余地。

[0014] 另外,已知的是:若高强度钢板暴露于气温、湿度大幅变动的大气腐蚀环境,则在腐蚀过程中生成的氢会侵入钢中。侵入钢中的氢偏析在钢组织的马氏体晶界,使晶界脆化,从而会成为使钢板产生裂纹的原因。因侵入氢而产生裂纹的现象被称为氢脆化裂纹(延迟断裂),多数在钢板加工时成为问题。为了防止该情况,在氢侵入钢板中的情况下,促进从钢板向大气中的脱氢是有效的。

[0015] 鉴于这样的实际情况,本发明的课题在于提供具有高耐LME性和脱氢性的钢板及镀覆钢板。

[0016] 用于解决课题的手段

[0017] 本发明人们对用于解决上述课题的手段进行了深入研究。其结果发现,通过使钢板中大量含有Si、Al,使钢板成为适当的表面状态并实施高露点退火,钢板表层被脱碳,进而铁素体(α)相稳定化,钢板表层被C的固容量低的铁素体相覆盖,其结果,能够抑制LME。进而发现,通过钢板表层被C的固容量低的铁素体相覆盖,即使在氢侵入钢板中时,也会促进从钢板向大气中的脱氢。

[0018] 本发明是基于上述见解进一步进行研究而完成的,其主旨如下所述。

[0019] (1) 一种拉伸强度为780MPa以上的钢板,其特征在于,化学成分以质量%计含有C:0.05~0.40%、Si:0.7~3.0%、Mn:0.1~5.0%、sol.Al:0.7~2.0%、P:0.0300%以下、S:0.0300%以下、N:0.0100%以下、B:0~0.010%、Ti:0~0.150%、Nb:0~0.150%、V:0~0.150%、Cr:0~2.00%、Ni:0~2.00%、Cu:0~2.00%、Mo:0~1.00%、W:0~1.00%、Ca:0~0.100%、Mg:0~0.100%、Zr:0~0.100%、Hf:0~0.100%、REM:0~0.100%,剩余部分为Fe和杂质,Si和sol.Al的含量的合计值为1.8%以上,在从钢板的表面起的深度方向上,用GDS测定的C浓度为0.05%以下的深度为10 μ m以上,在从钢板的表面起的深度方向上,铁素体相的面积率为90%以上的层的厚度为20 μ m以上,钢板的表面粗糙度以Ra计为3.0 μ m以下。

[0020] (2) 根据上述(1)的钢板,其特征在于,在从所述钢板的表面起的深度方向上,用GDS测定的C浓度为0.05%以下的深度为20 μ m以上。

[0021] (3) 根据上述(1)所述的钢板,其特征在于,在从所述钢板的表面起的深度方向上,铁素体相的面积率为90%以上的层的厚度为30 μ m以上。

[0022] (4) 根据上述(1)的钢板,其特征在于,在从所述钢板的表面起的深度方向上,用GDS测定的C浓度为0.05%以下的深度为20 μ m以上,在从所述钢板的表面起的深度方向上,铁素体相的面积率为90%以上的层的厚度为30 μ m以上。

[0023] (5) 一种合金化熔融镀锌钢板(也称为合金化热浸镀锌钢板),其特征在于,在所述(1)~(4)中任一项所述的钢板的表面的至少一部分具备合金化熔融镀锌层,所述镀层以质量%计含有0~1.5%的Al和3~15%的Fe,剩余部分为Zn和杂质。

[0024] (6) 根据上述(5)所述的合金化熔融镀锌钢板,其特征在于,所述合金化熔融镀锌钢板的截面处的钢板与合金化熔融镀锌层的界面的粗糙度以Ra计为2.0 μ m以下。

[0025] 发明效果

[0026] 根据本发明,能够得到具有高耐LME性和脱氢性的钢板及镀覆钢板。

附图说明

[0027] 图1是示出形成于本发明的钢板的表层的层状铁素体相的图。

[0028] 图2是说明实施例中的耐LME性评价的图。

具体实施方式

[0029] 以下,对本发明进行说明。本发明并不限定于以下的实施方式。首先,说明就本发明的钢板及镀覆钢板而言使耐LME性提高的概况。

[0030] LME裂纹是通过下述的步骤而产生的：点焊时钢板的表层部被加热而表层部的钢板组织相变为奥氏体，熔融镀覆沿着奥氏体的晶界进入钢板组织内从而晶界发生脆化。据认为，在焊接时拉伸应力施加于钢板，因此产生LME裂纹。本发明的钢板通过形成于表层的组织使耐LME性提高。需要说明的是，本说明书中，钢板的表层是指从钢板的最表面至100 μm 的深度的范围。

[0031] 若C元素包含于钢板表层，则容易产生LME裂纹，因此将钢板表层的C浓度抑制得较低对于防止LME裂纹是有效的。通常，在如退火那样对钢板进行加热的情况下，产生外部氧化，在钢板表面形成氧化物（氧化皮），因此脱碳难以进行。因此，钢板表层中的C浓度难以降低。另一方面，在本发明的钢板中，在从钢板的表面起的深度方向上，用GDS测定的C浓度为0.05%以下的区域从钢板表面起存在10 μm 以上。这意味着在钢板的表层中容易产生LME的元素即C的浓度低。

[0032] 但是，据认为，即使在钢板表层中的C浓度低的情况下，若表层的组织中LME敏感性大的奥氏体（ γ ）等较多的话，则有时会导致耐LME性的降低。因此，本实施方式中的钢板在从钢板的表面起的深度方向上，铁素体相的面积率为90%以上的区域的厚度设定为20 μm 以上。另外，在本发明的钢板中，大量含有以往被已知为在钢中含有时会使得耐LME性降低的Si。这是因为，本发明人们的研究结果发现，与以往的见解相反，通过使钢板中同时含有大量的Si和sol.Al，耐LME性提高。

[0033] 在本发明中，不增大钢板的表面粗糙度地对表层赋予强应变，并且在高露点下对钢板实施退火。由此，氧向钢板内部扩散而形成内部氧化物，能够抑制外部氧化物的形成。据认为，这是因为，由此能够使钢板表层的C浓度降低，进而能够通过Si与sol.Al的复合添加的效果使铁素体稳定化。

[0034] 即，本发明的钢板通过Si及sol.Al的高含量、向退火前的表层赋予应变、退火时的露点的控制进行复合而成的效果，从而在钢板的表层形成C浓度低、进而铁素体的面积率高的层，由此能够提高耐LME性。

[0035] 以下，对本发明进行详细说明。

[0036] 首先，对钢板的化学成分进行说明。以下，关于化学成分的“%”是指“质量%”。另外，在化学成分中的数值范围中，使用“~”表示的数值范围是指包含记载于“~”的前后的数值作为下限值和上限值的范围。

[0037] (C:0.05~0.40%)

[0038] C(碳)是确保钢的强度的元素。本发明因为得到作为对象的780MPa以上的拉伸强度，所以要考虑与焊接性的平衡，并且，为了使钢板的表层的C浓度不会变得过高，C的含量设定为0.05~0.40%。若C的含量过大，则即使通过后述的高露点退火，表层的C浓度也不会变低，铁素体分率不会变高。C的含量可以为0.07%以上、0.10%以上或0.12%以上。C的含量可以为0.35%以下、0.30%以下或0.25%以下。

[0039] (Si:0.7~3.0%、sol.Al:0.7~2.0%、Si+sol.Al \geq 1.8%)

[0040] Si(硅)是通过与Al(铝)进行复合添加从而促进铁素体稳定化和脱碳的元素。为了得到提高耐LME性的效果，使得含有Si:0.7~3.0%、sol.Al:0.7~2.0%，进而，使Si与sol.Al的含量的合计值为1.8%以上。这是因为，通过使Si和sol.Al的含量满足这样的数值范围，能够在本实施方式的钢板的制造工序的热处理中促进钢板表层部的脱碳，并且使表

层部的铁素体稳定化。sol. Al是指不会变为 Al_2O_3 等氧化物、可溶于酸的酸溶性Al,其是以将分析Al的过程中产生的滤纸上的不溶解残渣扣除而测定的Al来求出。Si的含量可以为0.8%以上、0.9%以上或1.0%以上。Si的含量可以为2.8%以下、2.5%以下或2.0%以下。sol. Al的含量可以为0.8%以上、0.9%以上或1.0%以上。sol. Al的含量可以为1.8%以下、1.6%以下或1.5%以下。Si与sol. Al的含量的合计值可以为1.9%以上或2.0%以上。

[0041] (Mn:0.1~5.0%)

[0042] Mn(锰)是对通过得到硬质组织而使钢的强度提高而言有效的元素。考虑钢的强度与由Mn偏析导致的加工性降低的平衡,Mn的含量设定为0.1~5.0%。Mn的含量可以为0.5%以上、1.0%以上或1.5%以上。Mn的含量可以为4.5%以下、4.0%以下或3.5%以下。

[0043] (P:0.0300%以下)

[0044] P(磷)通常是钢中含有的杂质。P的含量超过0.0300%时,焊接性有可能降低。因此,P的含量设定为0.0300%以下。P的含量可以为0.0200%以下、0.0100%以下或0.0050%以下。优选不含有P,P的含量的下限优选为0%。从脱磷成本的观点出发,P的含量可以为超过0%、0.0001%以上或0.0005%以上。

[0045] (S:0.0300%以下)

[0046] S(硫)通常是钢中含有的杂质。S的含量超过0.0300%时,有可能使焊接性降低,进而MnS的析出量增加,弯曲性等加工性降低。因此,S的含量设定为0.0300%以下。S的含量可以为0.0100%以下、0.0050%以下、0.0030%以下、0.0020%以下或0.0010%以下。优选不含有S,S的含量的下限为0%。从脱硫成本的观点出发,S的含量可以为超过0%、0.0001%以上或0.0005%以上。

[0047] (N:0.0100%以下)

[0048] N(氮)通常是钢中含有的杂质。N的含量超过0.0100%时,焊接性有可能降低。因此,N的含量设定为0.0100%以下。N的含量可以为0.0080%以下、0.0050%以下、0.0030%以下、0.0020%以下或0.0010%以下。优选不含有N,N的含量的下限为0%。从制造成本的观点出发,N的含量可以为超过0%、0.0001%以上、0.0002%以上、0.0003%以上或0.0005%以上。

[0049] (B:0~0.010%)

[0050] B(硼)是提高淬硬性而有助于强度的提高、并且偏析在晶界以增强晶界而使韧性提高的元素,因此也可以根据需要含有B。由于不是必需的元素,因此B的含量的下限为0%。虽然该效果以微量含有也可得到,但是含有时的B的含量优选为0.0001%以上。B的含量可以为0.0002%以上、0.0003%以上、0.0005%以上、0.0007%以上或0.0010%以上。另一方面,从确保充分的韧性的观点出发,B的含量设定为0.010%以下。B的含量可以为0.0080%以下、0.0060%以下、0.0050%以下、0.0040%以下或0.0030%以下。

[0051] (Ti:0~0.150%)

[0052] Ti(钛)是以TiC的形式在钢的冷却中析出、有助于强度的提高的元素,因此可以根据需要含有Ti。由于不是必需的元素,因此Ti的含量的下限为0%。虽然该效果以微量含有也可得到,但是含有时的Ti的含量优选为0.0001%以上。Ti的含量可以为0.0002%以上、0.0003%以上、0.0005%以上、0.0007%以上或0.0010%以上。另一方面,若过剩地含有,则有可能生成粗大的TiN而导致韧性受损,因此Ti的含量设定为0.150%以下。Ti的含量可以

为0.1000%以下、0.0500%以下、0.0300%以下、0.0200%以下、0.0100%以下、0.0050%以下或0.0030%以下。

[0053] (Nb:0~0.150%)

[0054] Nb(铌)是通过淬火性的提高而有助于强度的提高的元素,因此可以根据需要含有Nb。由于不是必需的元素,因此Nb的含量的下限为0%。虽然该效果以微量含有也可得到,但是含有时的Nb的含量优选为0.001%以上。Nb的含量可以为0.002%以上、0.003%以上、0.005%以上或0.008%以上。另一方面,从确保充分的韧性的观点出发,Nb的含量设定为0.150%以下。Nb的含量可以为0.100%以下、0.060%以下、0.050%以下、0.040%以下或0.030%以下。

[0055] (V:0~0.150%)

[0056] V(钒)是通过淬火性的提高而有助于强度的提高的元素,因此也可以根据需要含有V。由于不是必需的元素,因此V的含量的下限为0%。虽然该效果以微量含有也可得到,但是含有时的V的含量优选为0.001%以上。V的含量可以为0.002%以上、0.003%以上或0.005%以上。另一方面,从确保充分的韧性的观点出发,V的含量设定为0.150%以下。V的含量可以为0.100%以下、0.060%以下、0.050%以下、0.040%以下或0.030%以下。

[0057] (Cr:0~2.00%)

[0058] Cr(铬)对于提高钢的淬火性、提高钢的强度是有效的,因此也可以根据需要含有Cr。由于不是必需的元素,因此Cr的含量的下限为0%。虽然该效果以微量含有也可得到,但是含有时的Cr的含量优选为0.001%以上。Cr的含量可以为0.01%以上、0.02%以上、0.03%以上、0.05%以上或0.08%以上。另一方面,若过剩地含有,则Cr碳化物大量形成,反而有可能损害淬火性,因此Cr的含量设定为2.00%以下。Cr的含量可以为1.80%以下、1.50%以下、1.20%以下、1.00%以下、0.70%以下、0.50%以下或0.30%以下。

[0059] (Ni:0~2.00%)

[0060] Ni(镍)对于提高钢的淬火性、提高钢的强度是有效的,因此也可以根据需要含有Ni。由于不是必需的元素,因此Ni的含量的下限为0%。虽然该效果以微量含有也可得到,但是含有时的Ni的含量优选为0.001%以上。Ni的含量可以为0.01%以上、0.02%以上、0.03%以上、0.05%以上或0.07%以上。另一方面,Ni的过量添加会导致成本上升,因此Ni的含量设定为2.00%以下。Ni的含量可以为1.80%以下、1.50%以下、1.20%以下、1.00%以下、0.80%以下、0.50%以下、0.30%以下或0.20%以下。

[0061] (Cu:0~2.00%)

[0062] Cu(铜)对于提高钢的淬火性、提高钢的强度是有效的,因此也可以根据需要含有Cu。由于不是必需的元素,因此Cu的含量的下限为0%。虽然该效果以微量含有也可得到,但是含有时的Cu的含量优选为0.0001%以上。Cu的含量可以为0.0002%以上、0.0003%以上或0.0005%以上。另一方面,从抑制韧性降低、铸造后的板坯的裂纹的观点出发,Cu的含量设定为2.00%以下。Cu的含量可以为1.8000%以下、1.5000%以下、1.2000%以下、1.0000%以下、0.5000%以下、0.1000%以下、0.0500%以下、0.0100%以下、0.0050%以下、0.0030%以下或0.0020%以下。

[0063] (Mo:0~1.00%)

[0064] Mo(钼)对于提高钢的淬火性、提高钢的强度是有效的,因此也可以根据需要含有

Mo。由于不是必需的元素,因此Mo的含量的下限为0%。虽然该效果以微量含有也可得到,但是含有时的Mo的含量优选为0.001%以上。Mo的含量可以为0.01%以上、0.02%以上、0.03%以上、0.05%以上或0.08%以上。另一方面,从抑制韧性的降低的观点出发,Mo的含量设定为1.00%以下。Mo的含量可以为0.90%以下、0.70%以下、0.50%以下或0.30%以下。

[0065] (W:0~1.00%)

[0066] W(钨)对于提高钢的淬硬性、提高钢的强度是有效的,因此也可以根据需要含有W。由于不是必需的元素,因此W的含量的下限为0%。虽然该效果以微量含有也可得到,但是含有时的W的含量优选为0.001%以上。W的含量可以为0.002%以上、0.003%以上或0.004%以上。另一方面,从抑制韧性的降低的观点出发,W的含量设定为1.00%以下。W的含量可以为0.900%以下、0.700%以下、0.500%以下、0.300%以下、0.100%以下、0.050%以下、0.030%以下或0.020%以下。

[0067] (Ca:0~0.100%)

[0068] Ca(钙)是具有下述的作用的元素:有助于夹杂物控制、特别是夹杂物的微细分散化,会提高韧性,因此可以根据需要含有Ca。由于不是必需的元素,因此Ca的含量的下限为0%。虽然该效果以微量含有也可得到,但是含有时的Ca的含量优选为0.0001%以上。Ca的含量可以为0.0002%以上、0.0003%以上或0.0004%以上。另一方面,若过剩地含有,则有时表面性状的劣化明显化,因此Ca的含量设定为0.100%以下。Ca的含量可以为0.0800%以下、0.0500%以下、0.0100%以下、0.0050%以下、0.0030%以下、0.0020%以下或0.0010%以下。

[0069] (Mg:0~0.100%)

[0070] Mg(镁)是具有下述的作用的元素:有助于夹杂物控制、特别是夹杂物的微细分散化,会提高韧性,因此可以根据需要含有Mg。由于不是必需的元素,因此Mg的含量的下限为0%。虽然该效果以微量含有也可得到,但是含有时的Mg的含量优选为0.0001%以上。Mg的含量可以为0.0002%以上、0.0003%以上、0.0005%以上或0.0008%以上。另一方面,若过剩地含有,则有时表面性状的劣化明显化,因此Mg的含量设定为0.100%以下。Mg的含量可以为0.090%以下、0.080%以下、0.050%以下、0.010%以下、0.005%以下或0.003%以下。

[0071] (Zr:0~0.100%)

[0072] Zr(锆)是具有下述的作用的元素:有助于夹杂物控制、特别是夹杂物的微细分散化,会提高韧性,因此可以根据需要含有Zr。由于不是必需的元素,因此Zr的含量的下限为0%。虽然该效果以微量含有也可得到,但是含有时的Zr的含量优选为0.001%以上。Zr的含量可以为0.002%以上、0.003%以上、0.005%以上或0.010%以上。另一方面,若过剩地含有,则有时表面性状的劣化明显化,因此Zr的含量设定为0.100%以下。Zr的含量可以为0.080%以下、0.050%以下、0.040%以下或0.030%以下。

[0073] (Hf:0~0.100%)

[0074] Hf(铪)是具有下述的作用的元素:有助于夹杂物控制、特别是夹杂物的微细分散化,会提高韧性,因此可以根据需要含有Hf。由于不是必需的元素,因此Hf的含量的下限为0%。虽然该效果以微量含有也可得到,但是含有时的Hf的含量优选为0.0001%以上。Hf的含量可以为0.0002%以上、0.0003%以上、0.0005%以上或0.0008%以上。另一方面,若过

剩地含有,则有时表面性状的劣化明显化,因此Hf的含量设定为0.100%以下。Hf的含量为0.050%以下、0.030%以下、0.010%以下、0.005%以下或0.003%以下。

[0075] (REM:0~0.100%)

[0076] REM(稀土元素)是具有下述的作用的元素:有助于夹杂物控制、特别是夹杂物的微细分散化,会提高韧性,因此也可以根据需要含有REM。由于不是必需的元素,因此REM的含量的下限为0%。虽然该效果以微量含有也可得到,但是含有时的REM的含量优选为0.0001%以上。REM的含量可以为0.0003%以上、0.0005%以上或0.0007%以上。另一方面,若过剩地含有,则有时表面性状的劣化明显化,因此REM的含量设定为0.100%以下。REM的含量可以为0.0500%以下、0.0300%以下、0.0100%以下、0.0050%以下、0.0030%以下、或0.0020%以下。需要说明的是,所谓REM是Rare Earth Metal的简称,是指属于镧系元素系列的元素。REM通常以混合稀土金属的形式被添加。

[0077] 在本发明的钢板中,上述化学成分以外的剩余部分由Fe和杂质构成。在此,杂质是指,在工业上制造钢板时,以矿石或废料等那样的原料为首的原因而混入的成分,是在不对本发明的钢板的耐LME性、脱氢性造成不良影响的范围内含有的物质,即,是在能够得到本发明的钢板所要求的耐LME性、脱氢性的范围内含有的物质。

[0078] 钢板的化学成分的分析使用本领域技术人员所公知的元素分析法即可,例如通过电感耦合等离子体质谱法(ICP-MS法)来进行。其中,对于C和S,可以使用燃烧-红外线吸收法来测定,对于N,可以使用不活泼气体熔融-热导率法来测定。这些分析用从钢板按照JIS G0417:1999的方法采集的样品来进行即可。

[0079] 接着,对钢板的表层部进行说明。

[0080] [C浓度]

[0081] 在本发明的钢板中,在从钢板的表面起的深度方向上,用GDS(辉光放电光谱分析)测定的C浓度为0.05%以下的深度为10 μ m以上。

[0082] 由于LME的敏感性在C浓度变低时降低,因此表层的C浓度低,从而耐LME性提高。另外,C为奥氏体稳定化元素,因此,通过使其较少,后述的LME敏感性低的铁素体相稳定化。进而,若表层的C少,则侵入钢中的氢容易脱落,脱氢性提高。推测这是因为,铁素体相中的作为侵入型元素的C的存在少,由此氢容易通过。

[0083] 这样的表层组织可以通过如上所述地将钢板的化学成分设定为大量含有Si和Al的成分、进行后述的热处理来得到。

[0084] 如果C浓度为0.05%以下的深度为10 μ m以上,则能够得到提高耐LME性的效果,因此其深度的上限没有特别限定。例如,可以为50 μ m以下、40 μ m以下或30 μ m以下。C浓度为0.05%以下的深度优选为20 μ m以上。

[0085] GDS测定在板厚方向上进行5次,将它们的平均值作为C浓度。测定条件如下所述。关于“深度”的起点,就未实施镀覆的钢板而言为钢板的表面,就实施了镀覆的钢板而言为钢板与镀层的界面。钢板与镀层的界面设定为用GDS测定法测定的Fe的浓度成为深度150 μ m的Fe的浓度的93%的位置。

[0086] 装置:高频辉光放电发光分析装置(LECO日本合同公司制,型号“GDS850A”)

[0087] Ar气体压力:0.3MPa

[0088] 阳极直径:4mm ϕ

[0089] RF输出:30W

[0090] 测量时间:200 ~ 1500秒

[0091] [铁素体相]

[0092] 在本发明的钢板中,在从钢板的表面起的深度方向上,铁素体相的面积率为90%以上的层的厚度为20 μm 以上。图1示出了本发明的钢板的表层附近的由SEM得到的组织照片的一例。图1是钢板的厚度方向的截面,图上侧是钢板表面。图1中的钢板表层包含C浓度低、铁素体相的面积率为90%以上的层。钢板内部是以马氏体为主体且含有铁素体的组织。在图1的钢板中,在表层以40 μm 的厚度存在铁素体相的面积率为90%以上的层。

[0093] 已知铁素体相的晶界的LME敏感性低于 γ (奥氏体)晶界(例如,非专利文献1)。因此,通过在钢板的表层部使以铁素体相为主体的组织较厚地存在,从而即使在镀覆熔融的情况下,也不易产生LME,能够提高耐LME性。这样的表层组织可以通过如上所述地将钢板的化学成分设定为大量含有Si和Al的成分、进行后述的热处理来得到。

[0094] 如果铁素体相的面积率为90%以上的区域的厚度为20 μm 以上,则能够得到提高耐LME性的效果,因此其厚度的上限没有特别限定。例如,可以设定为100 μm 以下、80 μm 以下、60 μm 以下。铁素体相的面积率为90%以上的区域的厚度优选为30 μm 以上。

[0095] 铁素体相的面积率为90%以上的区域的厚度通过对钢板的L截面进行硝酸乙醇蚀刻、进行SEM观察,能够根据其组织形态来区分马氏体、贝氏体、铁素体。具体而言,研磨L方向截面,在镜面研磨后使用硝酸乙醇蚀刻液进行蚀刻而使钢组织得以腐蚀显现。然后,在以钢表面为基准向深度方向500 μm 的范围,以倍率1500倍等间隔拍摄5个视场的二次电子像。铁素体相的面积率通过点计数法(依据ASTM E 562)来测定,按照每个拍摄视场来测定铁素体相的面积率为90%以上的区域的厚度。

[0096] 在此,铁素体相的面积率是指在L截面观察而求出的面积率。在厚度方向的中途局部地观察C截面的情况下,即使存在铁素体相的面积率小于90%的部位,只要到20 μm 为止的深度的L截面的铁素体相的面积率为90%以上就没有问题。更具体的面积率如下所述。

[0097] 铁素体面积率如下所述地进行测定。沿着与钢板的轧制方向正交的钢板表面的假想线,相对于板厚方向即钢板表面垂直地切割钢板,切出试验片。接着,对与钢板的轧制方向正交的截面进行镜面研磨后,利用硝酸乙醇溶液使钢组织显现,使用电场放射型扫描型电子显微镜拍摄二次电子像。观察的视场的范围在非镀覆钢板的情况下设定为钢板的表面,在镀覆钢板的情况下设定为从钢板与镀层的界面到深度方向500 μm 为止的范围,以等间隔观察5个视场。对于得到的组织照片,通过点计数法计算各组织的分率。首先,在组织照片上描绘等间隔的格栅。接着,判断各格栅点的组织相当于回火马氏体、珠光体、铁素体、初生马氏体或残余奥氏体、或贝氏体中的哪一种。求出与各组织对应的格栅点数,除以总格栅点数,由此能够测定各组织的分率。在本发明中,格栅间隔设定为2 μm × 2 μm ,总格栅点数设定为1500点。

[0098] 珠光体、铁素体、马氏体、贝氏体的判断基准如下所述。将在晶粒内具有下部组织(板条边界、板条束边界)且碳化物具有多种变体而析出的区域判断为回火马氏体。另外,将渗碳体呈片层状析出的区域判断为珠光体。将亮度较小且未确认到下部组织的区域判断为铁素体。将亮度高且下部组织未通过蚀刻显现的区域判断为初生马氏体或残余奥氏体。将不符合上述任何一个的区域判断为贝氏体。简单地说,如果区别于铁素体和其以外的组织,

则能够求出铁素体相的面积率。

[0099] [表面粗糙度]

[0100] 本发明的钢板的表面粗糙度以JIS B0601:2013中定义的算术平均高度Ra计为3.0 μm以下。若粗糙度变大,则由于应力集中而容易产生裂纹,因此耐LME性降低。表面粗糙度可以为2.5 μm以下或2.0 μm以下。

[0101] [拉伸强度]

[0102] 本发明抑制由高强度的钢板产生的LME,因此本发明的钢板为高强度。具体而言,具有780MPa以上的拉伸强度。拉伸强度的上限没有特别限定,从确保韧性的观点出发,例如为2000MPa以下即可。拉伸强度的测定只要采集以与轧制方向成直角的方向为长度方向的JIS5号拉伸试验片,按照JIS Z2241:2011进行即可。拉伸强度可以为880MPa以上、980MPa以上、1080MPa以上或1180MPa以上。拉伸强度可以为1900MPa以下、或1800MPa以下。

[0103] <镀覆钢板>

[0104] 本发明的镀覆钢板是在上述本发明的钢板上具有合金化熔融镀锌层。镀层形成于钢板的表面的至少一部分,可以形成于钢板的单面,也可以形成于两面。

[0105] [镀层的化学成分]

[0106] 对本发明中的合金化熔融镀锌的化学成分进行说明。只要没有特别说明,则与元素的含量相关的“%”是指“质量%”。在关于镀层的化学成分中的数值范围中,使用“~”表示的数值范围只要没有特别指定,则是指包含“~”的前后所记载的数值作为下限值和上限值的范围。

[0107] (Al:0~1.5%)

[0108] Al是与Zn一起包含或合金化从而提高镀层的耐蚀性的元素,因此可以根据需要含有Al。因此,Al的含量可以为0%。为了形成包含Zn和Al的镀层,Al的含量可以为0.01%以上,也可以为0.1%以上。在镀层中的Al处于0.3~1.5%的范围的情况下,由于Al的效果,Zn侵入钢晶界的速度大幅降低,能够提高耐LME性。因此,从提高耐LME性的观点出发,镀层中的Al优选为0.3~1.5%。

[0109] (Fe:3~15%)

[0110] Fe是通过在钢板上形成含有Zn的镀层后对镀覆钢板进行热处理的情况下从钢板扩散而被包含在镀层中。Fe的含量可以为3.0%以上,也可以为4.0%以上或5.0%以上。另一方面,Fe的含量可以为15.0%以下,例如可以为12.0%以下、10.0%以下、8.0%以下或6.0%以下。

[0111] 镀层中除上述成分以外的剩余部分由Zn和杂质构成。所谓镀层中的杂质是指,在制造镀层时,以原料为首的原因制造工序的各种原因而混入的成分,不是有意添加到镀层中的成分。在镀层中,作为杂质,除了以上说明的基本成分和任选添加成分以外的元素也可以在不妨碍本发明的效果的范围内微量地被包含。

[0112] 镀层的化学成分可以通过在添加了抑制钢板腐蚀的抑制剂的酸溶液中溶解镀层、对得到的溶液通过ICP(高频电感耦合等离子体)发光光谱法进行测定来决定。添加了抑制剂的酸溶液例如可以是加入了0.06质量%抑制剂(朝日化学工业公司制,IBIT)的10质量%盐酸溶液。

[0113] 镀层的厚度例如可以为3~50 μm。另外,镀层的附着量没有特别限定,例如可以是

每一面为 $10 \sim 170\text{g}/\text{m}^2$ 。在本发明中,镀层的附着量是在添加了抑制钢板的腐蚀的抑制剂的酸溶液中溶解镀层、根据镀层酸洗剥离前后的重量变化来决定的。镀层的厚度可以为 $5\mu\text{m}$ 以上、 $10\mu\text{m}$ 以上、 $15\mu\text{m}$ 以上或 $20\mu\text{m}$ 以上。镀层的厚度可以为 $40\mu\text{m}$ 以下或 $30\mu\text{m}$ 以下。镀层的附着量可以是每单面为 $20\text{g}/\text{m}^2$ 以上、 $30\text{g}/\text{m}^2$ 以上、 $40\text{g}/\text{m}^2$ 以上或 $50\text{g}/\text{m}^2$ 以上。镀层的附着量可以是每单面为 $150\text{g}/\text{m}^2$ 以下、 $130\text{g}/\text{m}^2$ 以下、 $120\text{g}/\text{m}^2$ 以下或 $100\text{g}/\text{m}^2$ 以下。

[0114] 钢板与镀层的界面的粗糙度成为上述钢板的表面的粗糙度,因此以Ra计为 $3.0\mu\text{m}$ 以下。若考虑镀覆的密合性,则Ra可以为 $2.5\mu\text{m}$ 以下或 $2.0\mu\text{m}$ 以下。可以设定为钢板与镀层的界面的粗糙度、将镀覆溶解除去而测定的钢板的表面粗糙度。

[0115] 需要说明的是,本发明的钢板即使不具备镀锌,也起到提高耐LME性的效果。在将未实施镀锌的钢板彼此焊接的情况下,不会产生LME裂纹。但是,即使在一方用实施了镀锌的钢板、另一方用未实施镀锌的钢板进行了焊接的情况下,在焊接时也会在钢板的重叠面产生熔融的镀锌。因此,有可能与未实施熔融的镀锌的钢板表面接触,产生LME裂纹。另外,在使用将具备镀锌的钢板点焊而成的焊接电极对未实施镀覆的钢板进行焊接的情况下,附着于焊接电极的镀锌发生熔融,与钢板表面接触,有可能产生LME裂纹。如果使用本发明的钢板作为未实施镀覆的钢板,则即使在这样的情况下,在焊接过程中表层的C浓度也低,而且表层为铁素体相,因此能够抑制LME裂纹。

[0116] 本发明的钢板、镀覆钢板的板厚没有特别限定。例如,可以设定为 $0.6 \sim 3.2\text{mm}$ 。板厚可以为 0.8mm 以上或 1.0mm 以上。板厚可以为 3.0mm 以下、 2.6mm 以下、 2.4mm 以下、 2.2mm 以下、 2.0mm 以下或 1.8mm 以下。

[0117] 接着,对本发明的钢板的制造方法进行说明。

[0118] 本发明的钢板例如可以通过具有如下的步骤的制造方法来得到:对调整了化学成分的钢水进行铸造而形成钢坯的铸造工序;对钢坯进行热轧而得到热轧钢板的热轧工序;卷取热轧钢板的卷取工序;对卷取的热轧钢板进行冷轧而得到冷轧钢板的冷轧工序;对冷轧钢板进行刷磨削处理的预处理工序;以及对预处理后的冷轧钢板进行退火的退火工序。取而代之,也可以在热轧工序后不卷取,进行酸洗并直接进行冷轧。

[0119] [铸造工序]

[0120] 铸造工序的条件没有特别限定。例如,在利用高炉、电炉等的熔炼之后,进行各种二次熔炼,接着,通过通常的连续铸造、基于铸锭法的铸造等方法进行铸造即可。

[0121] [热轧工序]

[0122] 能够对通过铸造得到的钢坯进行热轧并得到热轧钢板。热轧工序通过将铸造的钢坯直接或暂时冷却后进行再加热并进行热轧来进行。在进行再加热的情况下,钢坯的加热温度例如为 $1100 \sim 1250^\circ\text{C}$ 即可。在热轧工序中,通常进行粗轧和精轧。各轧制的温度、压下率根据所期望的金属组织、板厚而适当变更即可。例如,精轧的结束温度可以为 $900 \sim 1050^\circ\text{C}$,精轧的压下率可以为 $10 \sim 50\%$ 。

[0123] [卷取工序]

[0124] 热轧钢板可以在规定的温度下卷取。卷取温度根据所期望的金属组织等而适当变更即可,例如为 $500 \sim 800^\circ\text{C}$ 即可。也可以在卷取前或卷取后开卷,对热轧钢板赋予规定的热处理。取而代之,也可以不进行卷取而在热轧工序后进行酸洗并进行后述的冷轧。

[0125] [冷轧工序]

[0126] 对热轧钢板进行酸洗等后,对热轧钢板进行冷轧而得到冷轧钢板。冷轧的压下率根据所期望的金属组织、板厚而适当变更即可,例如为20~80%即可。冷轧工序后,例如进行空气冷却而冷却至室温即可。

[0127] [预处理工序]

[0128] 为了如上所述地使在钢板的表层中在深度方向上铁素体相的面积率为90%以上的层的厚度为20 μm 以上、在深度方向上用GDS测定的C浓度为0.05%以下的深度为10 μm 以上,需要进行规定的预处理,然后进行退火。

[0129] 预处理包括利用磨削刷对冷轧钢板表面进行磨削(刷磨削处理)。作为可使用的磨削刷,例如可举出Hotani公司制的M-33。由此,能够不增大表面的粗糙度地导入应变。在磨削时,可以在钢板表面涂布NaOH的1.0~5.0%水溶液。刷压下量可以为0.5~10.0mm、转速为100~1000rpm。通过控制为这样的涂布液条件、刷压下量、转速来进行刷磨削处理,从而在后述的退火工序中,脱碳被促进,能够在钢板的表层有效地形成铁素体稳定的组织。

[0130] [退火工序]

[0131] 在预处理工序之后,对冷轧钢板进行退火。退火例如在施加了1~20MPa的张力的状态下进行。若在退火时施加张力,则能够更有效地向钢板导入应变,促进表层的脱碳。

[0132] 退火工序的保持温度设定为750~900 $^{\circ}\text{C}$ 。保持温度可以为770~870 $^{\circ}\text{C}$ 。通过设定为这样的范围,能够促进脱碳,使表层的C浓度降低,使铁素体相稳定化。到保持温度为止的升温速度没有特别限定,以1~10 $^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 进行即可。

[0133] 退火工序的在保持温度下的保持时间设定为20~300秒。保持时间可以为30~250秒。通过设定为这样的范围,能够促进脱碳,使表层的C浓度降低,使铁素体相稳定化。

[0134] 退火工序的气氛的露点设定为-30~20 $^{\circ}\text{C}$ 。露点可以为-10~5 $^{\circ}\text{C}$ 。气氛例如可以为 N_2 -1~10vol% H_2 、 N_2 -2~4vol% H_2 。若露点过高或过低,则在钢板的外部形成包含Si、Mn、Al等氧化物的相,脱碳不被促进。进而,有时镀覆成分与钢成分的相互扩散受到阻碍,镀覆性变得不充分。

[0135] 通过具备上述各工序的制造方法,在钢板的表层中,脱碳被促进,能够得到铁素体相稳定化了的钢板。

[0136] <镀覆钢板的制造方法>

[0137] 本发明的镀覆钢板可以通过在如上所述地制造的钢板上形成合金化熔融镀锌层的镀覆处理工序、合金化处理工序而得到。

[0138] 镀覆处理工序、合金化处理工序只要按照本领域技术人员所公知的热浸镀方法(也称为熔融镀方法)、合金化处理方法进行即可。镀覆处理工序、合金化处理工序的条件只要考虑所期望的镀层的化学成分、厚度及附着量等而适当设定即可。例如,可以在调整了化学成分的420~480 $^{\circ}\text{C}$ 的热浸镀锌浴(也称为熔融镀锌浴)中浸渍1~10秒,浸渍后,以20~200mm/秒拉出,通过 N_2 擦拭气体控制镀覆附着量。合金化处理例如可以在500~550 $^{\circ}\text{C}$ 下进行10~60秒。

[0139] 本发明的钢板及镀覆钢板为高强度,具有高耐LME性和脱氢性,因此能够适合用于汽车、家电产品、建材等广泛的领域。特别优选在汽车领域中使用。用于汽车的钢板及镀覆钢板多数被点焊,在该情况下LME裂纹可能显著地成为问题。因此,在将本发明的钢板及镀覆钢板用作汽车用钢板的情况下,能够适当地发挥具有高耐LME性的本发明的效果。

[0140] 实施例

[0141] 以下,通过实施例更详细地说明本发明。本发明并不限定于这些实施例。

[0142] 《实施例A》

[0143] 首先,在得到本发明时,对本发明人们预备性地进行的实验进行说明。对于改变了Si、Al的含量的钢板(板厚1.2mm),在一般的合金化熔融镀锌钢板(板厚1.6mm)和表1所示的条件下进行点焊,确认了点焊时的LME裂纹。将结果示于表2。如表2所示,确认了用高Si-高Al钢抑制了LME。

[0144] 表1

电极	外部扰动		焊接条件				
	打击角	余隙	载荷	挤压	通电时间	保持时间	焊接电流
6φ40R (Cu-Cr)	3°	0.3mm	400kgf	0.6s	0.36s	0.08s	8kA

[0146] 表2

No.	化学成分(质量%)						裂纹长度 (mm)
	C	Si	Mn	P	S	Al	
1	0.2	0.51	2.46	0.011	0.0011	0.49	0.6
2	0.2	0.51	2.48	0.011	0.0011	0.98	0.2
3	0.2	0.51	2.48	0.011	0.0010	1.53	0.7
4	0.2	0.97	2.45	0.010	0.0011	0.48	0.3
5	0.2	0.97	2.45	0.010	0.0010	0.96	0.0
6	0.2	1.00	2.44	0.010	0.0011	1.32	0.0

[0148] 《实施例B》

[0149] <实施例1>

[0150] (钢板试样的制作)

[0151] 将调整为表3的No.1中记载的化学成分的钢水在高炉中熔炼,通过连续铸造法进行铸造而得到钢坯。将得到的钢坯加热至1200°C,使精轧的结束温度为950°C、精轧的压下率为30%来实施热轧,得到热轧钢板。将得到的热轧钢板在卷取温度650°C下卷取,实施酸洗后,以压下率50%实施冷轧,得到冷轧钢板。冷轧钢板的板厚设定为1.6mm。

[0152] 接着,对冷轧钢板涂布NaOH的2.0%水溶液,进行实施刷磨削的预处理。刷磨削是使用Hotani公司制的M-33作为磨削刷、以刷压量2.0mm、转速600rpm来进行(表4的条件A)。

[0153] 在预处理工序后、退火工序之前,按照JIS B0601:2013测定钢板的表面粗糙度。即,在表层部侧的表面随机选择10处,在各个部位通过接触式表面粗糙度计测定表面轮廓,如下所述地评价对这些部位的表面粗糙度进行算术平均而得到的算术平均粗糙度Ra。

[0154] 评价AA:2.0μm以下

[0155] 评价A:大于2.0μm且3.0μm以下

[0156] 评价B:大于3.0μm

[0157] 然后,在露点为0°C、保持温度为800°C、保持时间为100秒的条件下,在氧浓度为20ppm以下的炉内,在N₂-4%H₂气体气氛中进行退火处理,制作钢板试样。关于退火时的升温速度,至500°C为止设定为6.0°C/秒,从500°C至保持温度为止设定为2.0°C/秒。退火处理在施加了15MPa的张力的状态下进行。

[0158] <实施例2~25、比较例26~40>

[0159] 将化学成分设定为表3中记载的成分,将预处理工序、退火工序的条件设定为表4中记载的条件,除此以外,与实施例1同样地制造钢板。需要说明的是, No. 39中省略了进行磨削的预处理。另外, No. 40中,磨削刷使用了Hotani公司制的D-100(表4的条件B)。D-100是磨削量为M-33的2倍左右大的刷子。

[0160] 在退火处理后,对表5的“合金化熔融镀锌层的有无”为“有”的钢板实施镀覆处理和合金化处理,得到合金化熔融镀锌钢板。镀覆处理是在450°C的热浸镀锌浴(Zn-0.14%Al)中浸渍3秒钟。浸渍后,以100mm/秒拉出,利用N₂擦拭气体将镀覆附着量控制为50g/m²。合金化处理在520°C下进行30秒。表5的“合金化熔融镀锌层的有无”为“无”的钢板未实施镀覆处理和合金化处理。

[0161]

表3

No.	区分	化学成分(质量%) 剩余部分: Fe和杂质													其他	St+sol.Al		
		C	Si	Mn	sol.Al	P	S	N	B	Ti								
1	实施例	0.05	1.0	2.0	0.8	0.001	0.006	0.003									1.8	
2	实施例	0.10	0.9	2.0	0.9	0.080	0.005	0.003	0.009	0.002							Hf:0.001	1.8
3	实施例	0.10	1.0	2.0	1.0	0.080	0.007	0.002	0.007	0.007							Hf:0.001	2.0
4	实施例	0.10	1.0	2.0	1.0	0.070	0.003	0.007	0.004	0.001								2.0
5	实施例	0.10	1.0	2.2	0.8	0.020	0.007	0.002	0.004	0.009								1.8
6	实施例	0.20	1.0	2.0	1.0	0.100	0.004	0.001	0.005	0.003							Mg:0.001	2.0
7	实施例	0.20	1.0	2.0	1.0	0.020	0.001	0.009	0.007	0.007							Zr:0.015	2.0
8	实施例	0.20	1.0	2.2	0.8	0.008	0.004	0.006	0.003	0.008								1.8
9	实施例	0.20	1.0	2.5	1.0	0.017	0.006	0.003	0.002	0.006							Cr:0.1	2.0
10	实施例	0.20	1.0	2.3	1.0	0.011	0.009	0.004	0.008	0.008							Cu:0.0007	2.0
11	实施例	0.20	1.0	2.3	1.0	0.031	0.007	0.005	0.009	0.007								2.0
12	实施例	0.20	1.0	2.2	1.0	0.065	0.010	0.002	0.003	0.007							Ni:0.08	2.0
13	实施例	0.20	1.0	2.3	1.0	0.029	0.007	0.007	0.008	0.008								2.0
14	实施例	0.20	1.0	2.3	1.0	0.030	0.008	0.006	0.010	0.006								2.0
15	实施例	0.25	1.0	2.2	1.0	0.012	0.002	0.002	0.008	0.009							Mn:0.010	2.0
17	实施例	0.25	1.0	2.2	1.0	0.040	0.005	0.003	0.008	0.005							V:0.009	2.0
18	实施例	0.30	1.0	5.0	1.0	0.099	0.002	0.005	0.008	0.007								2.0
19	实施例	0.30	1.2	0.3	1.0	0.110	0.007	0.009	0.002	0.002								2.2
20	实施例	0.35	1.0	3.0	1.5	0.092	0.003	0.007	0.010	0.002							Mo:0.09	2.5
21	实施例	0.35	1.0	2.2	1.0	0.091	0.002	0.005	0.006	0.010							REH:0.0008	2.0
22	实施例	0.40	1.0	2.2	1.0	0.045	0.004	0.007	0.008	0.002								2.0
23	实施例	0.40	1.0	2.2	1.0	0.035	0.004	0.005	0.007	0.001							W:0.005	2.0
24	实施例	0.40	1.0	2.2	1.0	0.082	0.005	0.008	0.001	0.003								2.0
25	实施例	0.40	1.0	2.2	1.0	0.080	0.005	0.002	0.002	0.005							Ca:0.0005	2.0
26	比较例	0.44	1.0	2.0	1.0	0.100	0.007	0.009	0.007	0.005								2.0
27	比较例	0.20	0.5	2.0	1.3	0.100	0.008	0.004	0.007	0.006								1.8
28	比较例	0.20	0.5	2.0	1.0	0.100	0.008	0.007	0.008	0.004								1.5
29	比较例	0.20	3.1	2.0	1.0	0.100	0.007	0.004	0.004	0.006								4.1
30	比较例	0.20	1.3	2.0	0.5	0.099	0.007	0.004	0.003	0.005								1.8
31	比较例	0.20	1.0	2.0	0.5	0.100	0.006	0.004	0.003	0.004								1.5
32	比较例	0.20	1.0	2.0	2.1	0.100	0.005	0.009	0.005	0.004								3.1
33	比较例	0.20	0.7	2.0	0.7	0.100	0.004	0.007	0.006	0.009								1.4
34	比较例	0.20	1.0	2.0	1.0	0.100	0.005	0.003	0.004	0.009								2.0
35	比较例	0.20	1.0	2.0	1.0	0.090	0.004	0.006	0.010	0.010								2.0
36	比较例	0.20	1.0	2.0	1.0	0.101	0.008	0.010	0.012	0.020								2.0
37	比较例	0.20	1.0	2.0	1.0	0.100	0.008	0.004	0.005	0.002								2.0
38	比较例	0.20	1.0	2.0	1.0	0.100	0.007	0.003	0.001	0.002								2.0
39	比较例	0.08	1.0	2.0	1.0	0.100	0.004	0.008	0.003	0.001								2.0
40	比较例	0.20	1.0	2.0	1.0	0.100	0.003	0.004	0.007	0.003								2.0
41	比较例	0.20	1.0	2.0	1.0	0.100	0.007	0.009	0.006	0.005								2.0
42	比较例	0.20	1.0	2.0	1.0	0.100	0.010	0.001	0.008	0.008								2.0

※下划线表示在本发明的范围之外。

[0162]

表4

No.	区分	预处理工序		退火工序		
		条件	预处理后的表面粗糙度	保持温度(°C)	保持时间(秒)	露点(°C)
1	实施例	A	A	800	100	0
2	实施例	A	A	800	100	0
3	实施例	A	A	800	220	0
4	实施例	A	AA	820	100	0
5	实施例	A	AA	840	100	0
6	实施例	A	AA	860	100	0
7	实施例	A	AA	860	100	0
8	实施例	A	AA	860	100	0
9	实施例	A	AA	860	100	0
10	实施例	A	AA	860	100	0
11	实施例	A	AA	860	20	0
12	实施例	A	AA	860	100	0
13	实施例	A	AA	900	20	0
14	实施例	A	AA	750	20	0
15	实施例	A	AA	780	180	0
16	实施例	A	AA	860	100	0
17	实施例	A	AA	860	40	0
18	实施例	A	AA	860	100	0
19	实施例	A	AA	860	300	0
20	实施例	A	AA	860	200	0
21	实施例	A	A	860	200	0
22	实施例	A	AA	860	200	0
23	实施例	A	AA	860	200	-20
24	实施例	A	AA	860	200	0
25	实施例	A	AA	860	200	0
26	比较例	A	A	800	60	0
27	比较例	A	A	800	60	0
28	比较例	A	A	800	60	0
29	比较例	A	A	800	60	0
30	比较例	A	A	800	60	0
31	比较例	A	A	800	60	0
32	比较例	A	A	800	60	0
33	比较例	A	A	800	60	0
34	比较例	A	A	800	60	<u>-40</u>
35	比较例	A	A	800	60	<u>-35</u>
36	比较例	A	A	800	60	<u>30</u>
37	比较例	A	A	800	60	<u>30</u>
38	比较例	A	A	<u>720</u>	60	0
39	比较例	A	A	<u>920</u>	60	0
40	比较例	A	A	800	<u>10</u>	0
41	比较例	无	A	800	60	0
42	比较例	<u>B</u>	<u>B</u>	800	60	0

[0163]

[0164] ※下划线表示在优选的制造方法的范围之外。

[0165] (表层组织评价)

[0166] 采集切割成30mm×30mm的试样,在上述的条件下,沿板厚方向进行5次的GDS测定,求出C浓度为0.05%以下的深度,示于表5的“C≤0.05%深度”。在此,关于“深度”的起点,就未实施镀覆的钢板而言为钢板的表面,就实施了镀覆的钢板而言为镀层与钢板的界面。

[0167] 另外,采集切割成25mm×15mm的试样,实施硝酸乙醇蚀刻液蚀刻,用上述方法测定

铁素体相为90%以上的层的厚度,示于表5的“ α 相厚度”。

[0168] 另外,就未实施镀覆的钢板而言,利用与退火前同样的方法测定钢板的表面的粗糙度,就实施了镀覆的钢板而言,使用加入了0.06质量%抑制剂(朝日化学工业株式会社制、IBIT)的10质量%盐酸溶液将镀层除去,利用与退火前同样的方法测定露出的钢板的表面的粗糙度,示于表5的“钢板表面或钢板/镀层界面的粗糙度”。

[0169] (拉伸强度评价)

[0170] 对于各钢板,采集以与轧制方向成直角的方向为长度方向的JIS5号拉伸试验片,依据JIS Z2241:2011进行拉伸试验,求出拉伸强度,如下进行评价。

[0171] 评价AAA:1180MPa以上

[0172] 评价AA:980MPa以上且小于1180MPa

[0173] 评价A:780MPa以上且小于980MPa

[0174] (耐LME性评价)

[0175] 从各钢板采集2片切割成50mm×100mm的尺寸的试样,对于这2片试样,使用圆顶半径型的前端直径为8mm的焊接电极,以打击角2°、加压力4.0kN、通电时间0.5秒及通电电流12kA来进行点焊,制造焊接接头。需要说明的是,未实施合金化熔融镀锌的钢板以与实施了熔融合金镀覆的No.2的组合来进行点焊。

[0176] 参照图2,对耐LME性的评价进行说明。耐LME性是将2片钢板1重叠地进行点焊,根据焊接部2的压接部紧外侧的裂纹11的长度来如下所述地进行评价。所谓焊接部的压接部紧外侧是指在两块钢板的接合面中的通过点焊压接的部分的外侧的部分,即被压接的部分的附近的位置。在本实施例中,如果为评价A以上,则判断为耐LME性优异。

[0177] 评价AAA:0 μ m

[0178] 评价AA:超过0 μ m且小于60 μ m

[0179] 评价A:60 μ m以上且小于120 μ m

[0180] 评价B:120 μ m以上

[0181] (脱氢试验)

[0182] 从各钢板切取切割成80mm×50mm的尺寸的试验片,电化学地充氢。在3%NaCl+3g/L NH₄SCN水溶液中,以恒流控制(阴极电流密度为1mA/cm²)通电48小时。充氢后,在室温下将镀覆钢板在大气气氛静置48h,经过规定时间后,使用升温脱离法测定镀覆钢板中含有的扩散性氢量,如下所述地进行评价。需要说明的是,在升温脱离法中,以升温速度100°C/h升温至400°C,将从室温~200°C释放的氢量的总和作为扩散性氢量。在本实施例中,如果为评价A以上,则判断为脱氢性优异。在判断为耐LME性和脱氢性均优异的情况下,判断为解决了本发明所要解决的课题。

[0183] 评价AAA:初始氢量的10%以下

[0184] 评价AA:初始氢量的20%以下

[0185] 评价A:小于初始氢量的50%

[0186] 评价B:初始氢量的50%以上

[0187] 将各评价的结果示于表5。

[0188] 表5

No.	区分	钢表层组织		钢板表面或钢板/ 镀层界面的粗糙度 (μm)	合金化熔融 镀锌层的有无	性能		
		C \leq 0.05% 深度 (μm)	α 相厚度 (μm)			拉伸强度 (MPa)	耐LME性	脱氢性
1	实施例	21	24	3.0	无	A	AA	A
2	实施例	23	23	2.3	有	AA	AA	A
3	实施例	29	62	2.4	有	A	AA	AA
4	实施例	21	30	1.9	有	AA	AAA	AAA
5	实施例	20	22	1.7	有	AA	AAA	A
6	实施例	25	30	1.5	有	AA	AAA	AAA
7	实施例	24	40	1.6	有	AA	AAA	AAA
8	实施例	22	28	1.4	有	AA	AAA	A
9	实施例	21	42	1.1	有	AA	AAA	AAA
10	实施例	20	44	1.7	有	AA	AAA	AAA
11	实施例	10	21	1.3	有	AA	A	A
12	实施例	25	45	1.1	有	AA	AAA	AAA
13	实施例	10	22	1.3	有	AA	A	A
14	实施例	10	20	1.3	有	AA	A	A
15	实施例	24	34	1.2	有	AA	AAA	AAA
16	实施例	22	39	1.6	有	AAA	AAA	AAA
17	实施例	18	22	1.4	无	AAA	A	A
18	实施例	29	42	1.7	有	AAA	AAA	AAA
19	实施例	40	80	1.8	有	AA	AAA	AAA
[0189] 20	实施例	29	37	1.3	有	AAA	AAA	AAA
21	实施例	26	33	2.2	有	AAA	AA	AAA
22	实施例	26	33	1.0	有	AAA	AAA	AAA
23	实施例	23	32	1.9	无	AAA	AAA	AAA
24	实施例	22	31	1.2	有	AAA	AAA	AAA
25	实施例	20	30	1.6	有	AAA	AAA	AAA
26	比较例	<u>1</u>	<u>7</u>	2.6	无	AAA	<u>B</u>	<u>B</u>
27	比较例	<u>6</u>	<u>9</u>	2.5	无	AAA	<u>B</u>	<u>B</u>
28	比较例	<u>3</u>	<u>8</u>	2.6	无	AAA	<u>B</u>	<u>B</u>
29	比较例	<u>6</u>	20	2.3	无	AAA	<u>B</u>	<u>B</u>
30	比较例	<u>5</u>	<u>8</u>	2.6	无	AAA	<u>B</u>	<u>B</u>
31	比较例	<u>2</u>	<u>7</u>	2.6	无	AAA	<u>B</u>	<u>B</u>
32	比较例	<u>8</u>	22	2.5	无	AAA	<u>B</u>	<u>B</u>
33	比较例	<u>6</u>	<u>6</u>	2.6	无	AAA	<u>B</u>	<u>B</u>
34	比较例	因未镀覆而无法评估						
35	比较例	<u>1</u>	<u>1</u>	2.6	无	AAA	<u>B</u>	<u>B</u>
36	比较例	<u>1</u>	<u>3</u>	2.3	无	AAA	<u>B</u>	<u>B</u>
37	比较例	因未镀覆而无法评估						
38	比较例	<u>3</u>	<u>2</u>	2.6	无	AAA	<u>B</u>	<u>B</u>
39	比较例	<u>8</u>	<u>6</u>	2.6	无	AAA	<u>B</u>	<u>B</u>
40	比较例	<u>6</u>	<u>4</u>	2.2	无	AAA	<u>B</u>	<u>B</u>
41	比较例	<u>9</u>	<u>10</u>	2.7	无	AAA	<u>B</u>	<u>B</u>
42	比较例	12	14	3.3	无	AAA	B	B

[0190] ※下划线表示在本发明的范围之外、或者没有获得所需的特性。

[0191] No.26是钢板的C的含量多的比较例。据认为,由于钢板的C的含量多,因此即使通过高露点退火,表层的脱碳也未进行。因此,C浓度为0.05%以下的深度和铁素体相的面积率为90%以上的层的厚度未变大。其结果,成为耐LME性、脱氢性差的结果。

[0192] No.27是钢板的Si的含量少的比较例。据认为,由于钢板的Si的含量少,因此即使实施高露点退火,表层的脱碳也未进行,铁素体没有稳定化。因此,C浓度为0.05%以下的深度和铁素体相的面积率为90%以上的层的厚度未变大。其结果,成为耐LME性、脱氢性差的结果。

[0193] No.28是钢板的Si的含量以及Si和sol.Al的含量之和少的比较例。据认为,由于钢

板的Si的含量以及Si和sol.Al的含量之和少,因此即使实施高露点退火,表层的脱碳也未进行,铁素体没有稳定化。因此,C浓度为0.05%以下的深度和铁素体相的面积率为90%以上的层的厚度未变大。其结果,成为耐LME性、脱氢性差的结果。

[0194] No.29是钢板的Si的含量多的比较例。据认为,由于钢板的Si的含量多,因此即使实施高露点退火,外部氧化也得以进行,在钢板的表层形成氧化物(氧化皮),抑制了最表面的脱碳。因此,C浓度为0.05%以下的深度未变大。其结果,成为耐LME性、脱氢性差的结果。

[0195] No.30是钢板的sol.Al的含量少的比较例。据认为,由于钢板的sol.Al的含量少,因此即使实施高露点退火,表层的脱碳也未进行,铁素体没有稳定化。因此,C浓度为0.05%以下的深度和铁素体相的面积率为90%以上的层的厚度未变大。其结果,成为耐LME性、脱氢性差的结果。

[0196] No.31是钢板的sol.Al的含量以及Si和sol.Al的含量之和少的比较例。据认为,由于钢板的sol.Al的含量以及Si和sol.Al的含量之和少,因此即使实施高露点退火,表层的脱碳也未进行,铁素体没有稳定化。因此,C浓度为0.05%以下的深度和铁素体相的面积率为90%以上的层的厚度未变大。其结果,成为耐LME性、脱氢性差的结果。

[0197] No.32是钢板的sol.Al的含量多的比较例。据认为,由于钢板的sol.Al的含量多,因此即使实施高露点退火,外部氧化也得以进行,在钢板的表层形成氧化物(氧化皮),抑制了最表面的脱碳。因此,C浓度为0.05%以下的深度未变大。其结果,成为耐LME性、脱氢性差的结果。

[0198] No.33是钢板的Si和sol.Al的含量之和少的比较例。据认为,由于钢板的Si和sol.Al的含量之和少,因此即使实施高露点退火,表层的脱碳也未进行,铁素体没有稳定化。因此,C浓度为0.05%以下的深度和铁素体相的面积率为90%以上的层的厚度未变大。其结果,成为耐LME性、脱氢性差的结果。

[0199] 关于No.34,据认为,由于退火时的露点低,因此退火时在钢板的外部形成含有Si、Mn、Al等氧化物的相,在镀覆处理时镀覆成分与钢成分的相互扩散受到阻碍。其结果,得不到适当的镀覆。

[0200] 关于No.35,据认为,由于退火时的露点低,因此退火时在钢板的外部形成含有Si、Mn、Al等氧化物的相,脱碳未被促进,铁素体没有稳定化。因此,C浓度为0.05%以下的深度和铁素体相的面积率为90%以上的层的厚度未变大。

[0201] 关于No.36,据认为,由于退火时的露点高,因此退火时在钢板的外部形成含有Si、Mn、Al等氧化物的相,脱碳未被促进,铁素体没有稳定化。因此,C浓度为0.05%以下的深度和铁素体相的面积率为90%以上的层的厚度未变大。

[0202] 关于No.37,据认为,由于退火时的露点高,因此退火时在钢板的外部形成含有Si、Mn、Al等氧化物的相,在镀覆处理时镀覆成分与钢成分的相互扩散受到阻碍。其结果,得不到适当的镀覆。

[0203] 关于No.38,据认为,由于退火时的保持温度低,因此退火时未充分促进脱碳。因此,C浓度为0.05%以下的深度和铁素体相的面积率为90%以上的层的厚度未变大。其结果,成为耐LME性、脱氢性差的结果。

[0204] 关于No.39,据认为,由于退火时的保持温度高,因此退火时未充分促进脱碳。因此,C浓度为0.05%以下的深度和铁素体相的面积率为90%以上的层的厚度未变大。其结

果,成为耐LME性、脱氢性差的结果。

[0205] 关于No. 40,据认为,由于退火时的保持时间短,因此退火时未充分促进脱碳。因此,C浓度为0.05%以下的深度和铁素体相的面积率为90%以上的层的厚度未变大。其结果,成为耐LME性、脱氢性差的结果。

[0206] 关于No. 41,据认为,由于未进行预处理工序的刷磨削,因此在钢板的表面未导入应变,在退火时脱碳未进行。因此,C浓度为0.05%以下的深度和铁素体相的面积率为90%以上的层的厚度未变大。其结果,成为耐LME性、脱氢性差的结果。

[0207] 关于No. 42,据认为,由于在预处理工序的刷磨削中使用了磨削量大的刷子,因此钢板表面的粗糙度变大,另外,铁素体相不稳定。因此,铁素体相的面积率为90%以上的层的厚度未变大。其结果,成为耐LME性、脱氢性差的结果。

[0208] 另一方面,No. 1 ~ 25是本发明的实施例,具有高耐LME性及脱氢性。在C浓度为0.05%以下的深度、铁素体相的面积率为90%以上的层的厚度大的实施例中,确认了具有特别优异的耐LME性。

[0209] 产业上的可利用性

[0210] 根据本发明,能够提供具有高耐LME性和脱氢性的高强度钢板及镀覆钢板,该钢板及镀覆钢板能够适合用于汽车、家电产品、建材等用途、特别是汽车用途。因此,本发明是产业上的可利用性极高的发明。

[0211] 附图标记说明

[0212] 1 钢板

[0213] 2 焊接部

[0214] 11 压接部紧外侧的裂纹

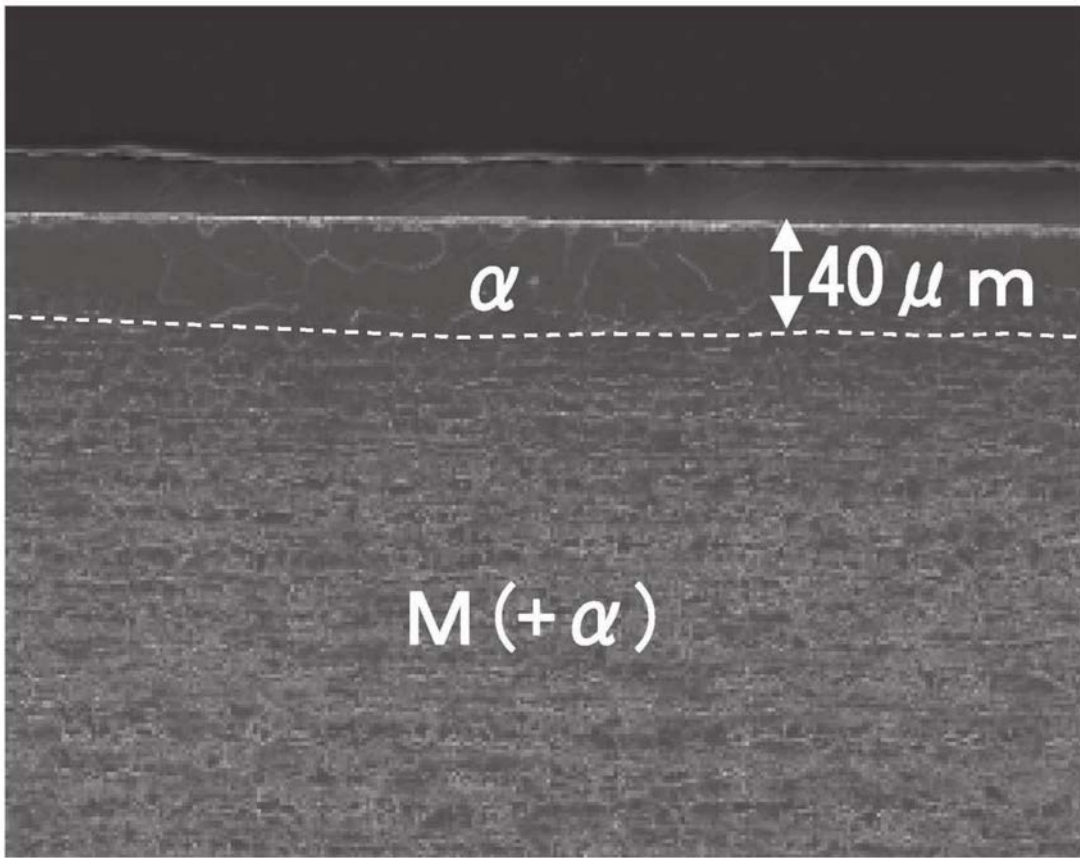


图1

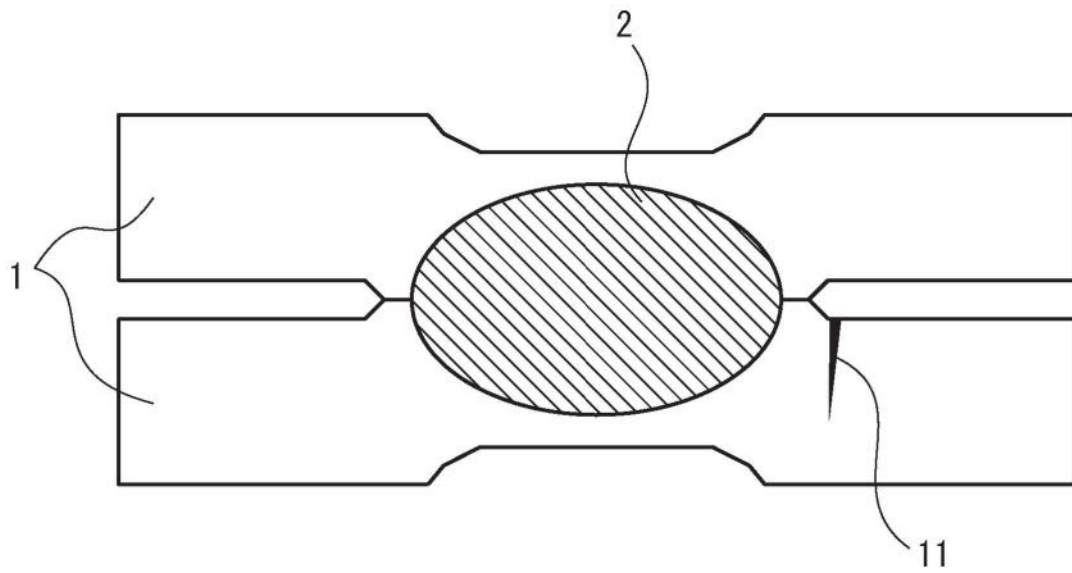


图2