(19)国家知识产权局

(12)发明专利申请

(10)申请公布号 CN 119836483 A
(43)申请公布日 2025.04.15

(21)申请号 202380063576.X
(22)申请日 2023.09.06
(30)优先权数据
2022-141608 2022.09.06 JP
(85)PCT国际申请进入国家阶段日
2025.03.04
(86)PCT国际申请的申请数据
PCT/JP2023/032483 2023.09.06
(87)PCT国际申请的公布数据
WO2024/053663 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 李德安
(51)Int.Cl.
C22C 38/00(2006.01)
C21D 3/04(2006.01)
C21D 9/46(2006.01)
C22C 18/00(2006.01)
C22C 18/04(2006.01)
C22C 38/58(2006.01)
C23C 2/06(2006.01)

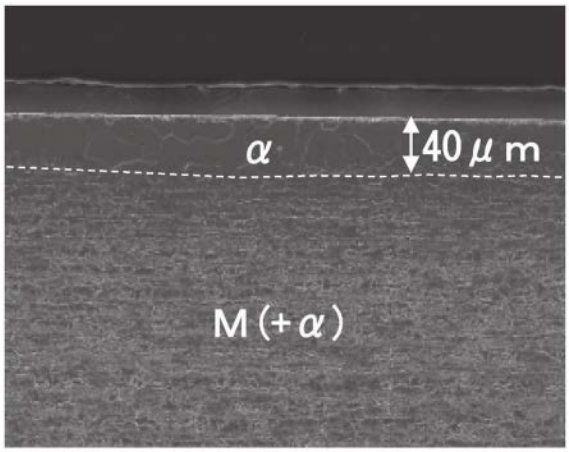
权利要求书2页 说明书18页 附图1页

(54)发明名称

镀覆钢板

(57)摘要

本发明提供具有高耐LME性的镀覆钢板。本发明的镀覆钢板的特征在于,具有规定的化学成分,以基材钢板与镀层的界面作为起点,在基材钢板的深度方向上,用GDS测得的C浓度为0.05%以下的深度为10μm以上,在自基材钢板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20μm以上,基材钢板与镀层的界面的粗糙度按Ra计为3.0μm以下。



CN 119836483 A

1.一种镀覆钢板,其特征在于,

所述镀覆钢板在基材钢板的单面或两面具备含有Zn的镀层且拉伸强度为780MPa以上,

化学成分按质量%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,

以所述基材钢板与所述镀层的界面作为起点,在所述镀覆钢板的深度方向上,用GDS测得的C浓度为0.05%以下的深度为10μm以上,

以所述基材钢板与所述镀层的界面作为起点,在所述镀覆钢板的深度方向上,铁素体相的面积率为90%以上的层的厚度为20μm以上,

所述基材钢板与所述镀层的界面的粗糙度按Ra计为3.0μm以下,

所述镀层按质量%计含有小于3.0%的Fe,剩余部分为Zn和杂质。

2.根据权利要求1所述的镀覆钢板,其特征在于,所述基材钢板与所述镀层的界面的粗糙度按Ra计为2.0μm以下。

3.根据权利要求1所述的镀覆钢板,其特征在于,以所述基材钢板与所述镀层的界面作为起点,在所述镀覆钢板的深度方向上,用GDS测得的C浓度为0.05%以下的深度为20μm以上。

4.根据权利要求1所述的镀覆钢板,其特征在于,以所述基材钢板与所述镀层的界面作为起点,在所述镀覆钢板的深度方向上,铁素体相的面积率为90%以上的层的厚度为30μm

以上。

5.根据权利要求1～4中的任一项所述的镀覆钢板,其特征在于,所述镀层按质量%计含有Al:0～30.0%以及Mg:0～10.0%代替一部分所述Zn。

6.根据权利要求1～4中的任一项所述的镀覆钢板,其特征在于,所述镀层按质量%计含有Al:10.0～30.0%以及Mg:4.5～10.0%代替一部分所述Zn。

镀覆钢板

技术领域

[0001] 本发明涉及镀覆钢板。更具体而言,本发明涉及具有高耐LME性的镀覆钢板。

背景技术

[0002] 近年来,针对在汽车、家电产品、建材等各种领域中使用的钢板在推进高强度化。例如,在汽车领域中,为了提高燃油效率,以车体的轻量化为目的,增加了高强度钢板的使用。

[0003] 实施了锌系镀覆的钢板、特别是高强度的钢板的焊接中,例如如专利文献1所述,有时由液体金属脆化(LME)开裂导致的焊接性降低会成为问题。认为LME开裂在焊接时钢板的表层部相变为奥氏体,侵入了其晶界的熔融锌使钢板脆化,进一步在焊接时拉伸应力施加于钢板,由此发生。

[0004] 此外,如非专利文献1所公开,关于LME开裂,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作为抑制LME开裂而改善了焊接性的钢板公开了一种钢板,在钢板的表层部,粒径20nm以上的Si氧化物颗粒以3000～6000个/mm^2的数密度并以恰当的粒径分布存在。

[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] 发明所要解决的问题

[0013] 为了防止LME开裂,有效的是抑制镀层中包含的Zn等侵入到发生了奥氏体相变的钢板中。在这一点上存在改善的余地。

[0014] 本发明鉴于这样的实际情况,其问题在于提供具有高耐LME性的镀覆钢板。

[0015] 用于解决问题的手段

[0016] 本发明人们对用于解决前述问题的手段进行了深入研究。结果发现,通过使钢板中含有大量的Si、Al,使钢板形成恰当的表面状态并实施高露点退火,从而将钢板表层脱碳,进而使铁素体(α)相稳定化,由C固溶量低的铁素体相覆盖钢板表层,结果,可以在使用该钢板的镀覆钢板中抑制LME。

[0017] 本发明是基于上述认识并进一步进行研讨而做出的。本发明的主旨如下。

[0018] (1)一种镀覆钢板,其特征在于,该镀覆钢板在基材钢板的单面或两面具备含有Zn的镀层且拉伸强度为780MPa以上,且前述基材钢板的化学成分按质量%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,以前述基材钢板与前述镀层的界面作为起点,在前述镀覆钢板的深度方向上,用GDS测得的C浓度为0.05%以下的深度为10μm以上,以前述基材钢板与前述镀层的界面作为起点,在前述镀覆钢板的深度方向上,铁素体相的面积率为90%以上的层的厚度为20μm以上,前述基材钢板与前述镀层的界面的粗糙度按Ra计为3.0μm以下,前述镀层按质量%计含有小于3.0%的Fe,剩余部分为Zn和杂质。

[0019] (2)根据前述(1)的镀覆钢板,其特征在于,前述基材钢板与前述镀层的界面的粗糙度按Ra计为2.0μm以下。

[0020] (3)根据前述(1)的镀覆钢板,其特征在于,以前述基材钢板与前述镀层的界面作为起点,在前述镀覆钢板的深度方向上,用GDS测得的C浓度为0.05%以下的深度为20μm以上。

[0021] (4)根据前述(1)的镀覆钢板,其特征在于,以前述基材钢板与前述镀层的界面作为起点,在前述镀覆钢板的深度方向上,铁素体相的面积率为90%以上的层的厚度为30μm以上。

[0022] (5)根据前述(1)~(4)中的任一项的镀覆钢板,其特征在于,前述镀层按质量%计含有Al:0~30.0%以及Mg:0~10.0%代替一部分前述Zn。

[0023] (6)根据前述(1)~(4)中的任一项的镀覆钢板,其特征在于,前述镀层按质量%计含有Al:10.0~30.0%以及Mg:4.5~10.0%代替一部分前述Zn。

[0024] 发明效果

[0025] 根据本发明,可以得到具有高耐LME性的镀覆钢板。

附图说明

[0026] 图1是示出在本发明的镀覆钢板的表层形成的层状的铁素体相的图。

[0027] 图2是对实施例中的耐LME性评价进行说明的图。

具体实施方式

[0028] 以下,对本发明进行说明。本发明并不限定于以下实施方式。首先,在本发明的镀覆钢板中,对提高耐LME性的概要进行说明。

[0029] LME开裂由于在点焊时将镀覆钢板的基材钢板的表层部加热使表层部的钢板组织相变为奥氏体,热浸镀沿奥氏体的晶界侵入到钢板组织内,从而使晶界脆化,因而发生。可认为,由于在焊接时拉伸应力施加于基材钢板,因而发生LME开裂。本发明的镀覆钢板通过在基材钢板的表层形成的组织来提高耐LME性。需要说明的是,在本说明书中,基材钢板的表层是指从基材钢板的最表面到100μm左右的深度为止的范围。

[0030] LME开裂由于在点焊时将钢板的表层部加热使表层部的钢板组织相变为奥氏体，热浸镀沿奥氏体的晶界进入到钢板组织内，从而使晶界脆化，因而发生。可认为，由于在焊接时拉伸应力施加于钢板，因而发生LME开裂。本发明的钢板通过在钢板的表层形成的组织来提高耐LME性。需要说明的是，在本说明书中，钢板的表层是指从钢板的最表面到100μm左右的深度为止的范围。

[0031] 不过认为，即使在钢板表层中的C浓度低的情况下，如果表层的组织中LME敏感性大的奥氏体(γ)等多，则有时也会导致耐LME性降低。因此，本实施方式中的钢板在自基材钢板与镀层的界面起的深度方向上，使铁素体相的面积率为90％以上的层的厚度为20μm以上。此外，在本发明的镀覆钢板中含有一直以来已知若在钢板中含有则会降低耐LME性的大量的Si。这是由于，本发明人们进行研究，结果发现与现有的认识相反，通过一并含有大量的Si和sol.Al，耐LME性会提高。

[0032] 在本发明中，不增大钢板的表面粗糙度地赋予表层以强的应变并且在高露点下对钢板实施退火。由此，可以使氧向钢板内部扩散，形成内部氧化物，抑制外部氧化物的形成。这是由于，认为由此能够降低钢板表层的C浓度、进而通过Si和Al的复合添加的效果使铁素体稳定化。

[0033] 即，本发明的镀覆钢板通过利用Si和sol.Al的高含量、对退火前的表层赋予应变、控制退火时的露点所复合的效果，在钢板的表层形成C浓度低、进而铁素体的面积率高的层，从而使得耐LME性的提高成为可能。

[0034] 以下，对本发明进行详细说明。

[0035] 首先，对基材钢板的化学成分进行说明。以下，涉及化学成分的“％”表示“质量％”。此外，在化学成分中的数值范围中，使用“～”表示的数值范围表示包含记载在“～”之前后的数值作为下限值和上限值的范围。

[0036] (C:0.05～0.40％)

[0037] C(碳)是确保钢的强度的元素。为了获得本发明作为对象的780MPa以上的拉伸强度，考虑到与焊接性的平衡，此外，为了使基材钢板的表层的C浓度不过度升高，C的含量设定为0.05～0.40％。C的含量过大时，即使通过后述的高露点退火，表层的C浓度也不降低，铁素体分数也不再升高。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。

[0038] (Si:0.7～3.0％、sol.Al:0.7～2.0％、Si+sol.Al≥1.8％)

[0039] Si(硅)是通过与Al(铝)复合添加来促进铁素体稳定化和脱碳的元素。要想获得这样的耐LME性提高的效果，含有Si:0.7～3.0％、sol.Al:0.7～2.0％，进而将Si和sol.Al的含量的合计值设定为1.8％以上。这是由于，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表示未形成Al_2O_3等氧化物的可溶于酸的酸可溶Al，作为将在Al的分析过程中产生的、滤纸上的不溶残渣扣除而测得的Al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和sol.Al的含量的合计值可以为1.9％以上或2.0％以上。

[0040] (Mn:0.1～5.0％)

[0041] Mn(锰)是通过得到硬质组织而对提高钢的强度而言有效的元素。考虑到钢的强度与由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。

[0042] (P:0.0300%以下)

[0043] P(磷)是通常钢中含有的杂质。P的含量大于0.0300%时,存在焊接性降低之虞。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。P优选不含,P的含量的下限为0%。从脱磷成本的角度来看,P的含量可以大于0%、为0.0001%以上或0.0005%以上。

[0044] (S:0.0300%以下)

[0045] S(硫)是通常钢中含有的杂质。S的含量大于0.0300%时,焊接性降低,进而,存在MnS的析出量增加、弯曲性等加工性降低之虞。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。S优选不含,S的含量的下限为0%。从脱硫成本的角度来看,S的含量可以大于0%、为0.0001%以上或0.0005%以上。

[0046] (N:0.0100%以下)

[0047] N(氮)是通常钢中含有的杂质。N的含量大于0.0100%时,存在焊接性降低之虞。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。N优选不含,N的含量的下限为0%。从制造成本的角度来看,N的含量可以大于0%、为0.0001%以上、0.0002%以上、0.0003%以上或0.0005%以上。

[0048] (B:0～0.010%)

[0049] B(硼)由于是提高淬透性而有助于提高强度,此外,偏析在晶界使晶界强化来提高韧性的元素,因此可以根据需要而含有。由于不是必要元素,因此B的含量的下限为0%。该效果即使是微量含有也可获得,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,从确保足够的韧性的角度来看,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。

[0050] (Ti:0～0.150%)

[0051] Ti(钛)由于是作为TiC在钢的冷却中析出、有助于提高强度的元素,因此可以根据需要而含有。由于不是必要元素,因此Ti的含量的下限为0%。该效果即使是微量含有也可获得,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,过量含有时,存在生成粗大的TiN而损害韧性之虞,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。

[0052] (Nb:0～0.150%)

[0053] Nb(铌)由于是通过提高淬透性而有助于提高强度的元素,因此可以根据需要而含有。由于不是必要元素,因此Nb的含量的下限为0%。该效果即使是微量含有也可获得,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,从确保足够的韧性的角度来看,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。

[0054] (V:0～0.150％)

[0055] V(钒)由于是通过提高淬透性而有助于提高强度的元素,因此可以根据需要而含有。由于不是必要元素,因此V的含量的下限为0％。该效果即使是微量含有也可获得,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,从确保足够的韧性的角度来看,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、0.030％以下或0.020％以下。

[0056] (Cr:0～2.00％)

[0057] Cr(铬)由于提高钢的淬透性、对提高钢的强度而言是有效的,因此可以根据需要而含有。由于不是必要元素,因此Cr的含量的下限为0％。该效果即使是微量含有也可获得,含有时的Cr的含量优选设定为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,过量含有时,大量形成Cr碳化物,反而存在损害淬透性之虞,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。

[0058] (Ni:0～2.00％)

[0059] Ni(镍)由于提高钢的淬透性、对提高钢的强度而言是有效的,因此可以根据需要而含有。由于不是必要元素,因此Ni的含量的下限为0％。该效果即使是微量含有也可获得,含有时的Ni的含量优选为0.001％以上。Ni的含量可以为0.01％以上或0.02％以上。另一方面,Ni的过量添加会使成本上升,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、0.20％以下、0.10％以下或0.05％以下。

[0060] (Cu:0～2.00％)

[0061] Cu(铜)由于提高钢的淬透性、对提高钢的强度而言是有效的,因此可以根据需要而含有。由于不是必要元素,因此Cu的含量的下限为0％。该效果即使是微量含有也可获得,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、铸造后的板坯开裂的角度来看,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。

[0062] (Mo:0～1.00％)

[0063] Mo(钼)由于提高钢的淬透性、对提高钢的强度而言是有效的,因此可以根据需要而含有。由于不是必要元素,因此Mo的含量的下限为0％。该效果即使是微量含有也可获得,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,从抑制韧性降低的角度来看,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。

[0064] (W:0～1.00％)

[0065] W(钨)由于提高钢的淬透性、对提高钢的强度而言是有效的,因此可以根据需要而

含有。由于不是必要元素,因此W的含量的下限为0%。该效果即使是微量含有也可获得,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、0.005%以上或0.01%以上。另一方面,从抑制韧性降低的角度来看,W的含量设定为1.00%以下。W的含量可以为0.90%以下、0.70%以下、0.50%以下、0.30%以下、0.10%以下、0.05%以下或0.03%以下。

[0066] (Ca:0~0.100%)

[0067] Ca(钙)由于是有助于夹杂物控制、特别是夹杂物的微细分散化、具有提高韧性的作用的元素,因此可以根据需要而含有。由于不是必要元素,因此Ca的含量的下限为0%。该效果即使是微量含有也可获得,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。另一方面,过量含有时,有时表面性状的劣化会明显化,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、0.0010%以下、0.0008%以下或0.0005%以下。

[0068] (Mg:0~0.100%)

[0069] Mg(镁)由于是有助于夹杂物控制、特别是夹杂物的微细分散化、具有提高韧性的作用的元素,因此可以根据需要而含有。由于不是必要元素,因此Mg的含量的下限为0%。该效果即使是微量含有也可获得,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,过量含有时,有时表面性状的劣化会明显化,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。

[0070] (Zr:0~0.100%)

[0071] Zr(锆)由于是有助于夹杂物控制、特别是夹杂物的微细分散化、具有提高韧性的作用的元素,因此可以根据需要而含有。由于不是必要元素,因此Zr的含量的下限为0%。该效果即使是微量含有也可获得,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,过量含有时,有时表面性状的劣化会明显化,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。

[0072] (Hf:0~0.100%)

[0073] Hf(铪)由于是有助于夹杂物控制、特别是夹杂物的微细分散化、具有提高韧性的作用的元素,因此可以根据需要而含有。由于不是必要元素,因此Hf的含量的下限为0%。该效果即使是微量含有也可获得,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,过量含有时,有时表面性状的劣化会明显化,因此Hf的含量设定为0.100%以下。Hf的含量可以为0.050%以下、0.030%以下、0.010%以下、0.005%以下或0.003%以下。

[0074] REM:0~0.100%

[0075] REM(稀土元素)由于是有助于夹杂物控制、特别是夹杂物的微细分散化、具有提高韧性的作用的元素,因此可以根据需要而含有。由于不是必要元素,因此REM的含量的下限为0%。该效果即使是微量含有也可获得,含有时的REM的含量优选为0.0001%以上。REM的含量可以为0.0003%以上或0.0005%以上。另一方面,过量含有时,有时表面性状的劣化会明显化,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,REM是Rare Earth Metal的缩写,是指属于镧系的元素。REM通常以混合稀土合金的形式添加。

[0076] 在本发明的镀覆钢板中,除上述化学成分以外的剩余部分由Fe和杂质形成。在此,杂质是指,在工业上制造钢板时由于以矿石、废料等这种原料为首的制造工序的各种主要原因而混入的成分,表示以不对本发明的镀覆钢板的耐LME性产生不良影响、即可获得本发明的镀覆钢板所要求的耐LME性的范围含有的成分。

[0077] 基材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)进行。不过,对于C和S,可以使用燃烧-红外吸收法,对于N,可以使用非活性气体熔解-热导率法进行测定。这些分析用按照依据JIS G0417:1999的方法自基材钢板取得的样品进行即可。

[0078] 接着,对基材钢板的表层部进行说明。

[0079] [C浓度]

[0080] 在本发明的镀覆钢板中,在自基材钢板表面起的深度方向上,用GDS(辉光放电发射光谱)测得的C浓度为0.05％以下的深度为10μm以上。在此,深度方向的起点为镀层与基材钢板的界面。

[0081] LME的敏感性如果C浓度降低则会降低,因此通过使表层的C浓度低,会提高耐LME性。此外,由于C是奥氏体稳定化元素,因此通过使其较少,会使后述的LME敏感性低的铁素体相稳定化。

[0082] 这样的表层组织可以使钢板的化学成分如前所述为大量含有Si和Al的成分,通过后述的热处理而得到。

[0083] 如果C浓度为0.05％以下的深度为10μm以上,即可获得耐LME性提高的效果,因此其深度的上限没有特别限定。例如可以为50μm以下、40μm以下或30μm以下。C浓度为0.05％以下的深度优选为20μm以上。

[0084] GDS测定沿板厚方向进行5次,将它们的平均值作为C浓度。测定条件采用如下条件。“深度”的起点为基材钢板与镀层的界面。基材钢板与镀层的界面设为用GDS测定测得的Fe的浓度达到深度150μm的Fe的浓度的93％的位置。

[0085] 装置:高频辉光放电发射光谱装置(LECO JAPAN CORPORATION制造、型号“GDS850A”

[0086] Ar气体压力:0.3MPa

[0087] 阳极直径:4mmφ

[0088] RF输出功率:30W

[0089] 测量时间:200～1500秒

[0090] [铁素体相]

[0091] 在本发明的镀覆钢板中,在自基材钢板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20μm以上。在此,深度方向的起点为镀层与基材钢板的界面。图1示出本发明的镀覆钢板的表层附近的基于SEM的组织照片的一例。图1是镀覆钢板的厚度方向的截面,附图上侧为镀覆钢板表面。图1中的钢板表层包含C浓度低、铁素体(α)相的面积率为90％以上的层。基材钢板内部是以马氏体(M)为主体并含有铁素体的组织。图1的镀覆钢板中,在基材钢板的表层,铁素体相的面积率为90％以上的层以40μm的厚度存在。

[0092] 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,通过使基材钢板的表层部存在厚的以铁素体相为主体的组织,即使在镀覆熔融了的情况下也变得不易发生LME,能够提高耐LME性。这样的表层组织可以使钢板的化学成分如前所述为大量含有Si和Al的成分,通过后述的热处理而得到。

[0093] 如果铁素体相的面积率为90%以上的区域的厚度达到20μm以上,则可获得耐LME性提高的效果,因此其厚度的上限没有特别限定。厚度例如可以为100μm以下、80μm以下或60μm以下。铁素体相的面积率为90%以上的区域的厚度可以为30μm以上。

[0094] 铁素体相的面积率为90%以上的区域的厚度可以对基材钢板的L截面进行硝酸乙醇蚀刻,通过进行SEM观察,根据其组织形态来区分马氏体、贝氏体、铁素体。具体而言,对L方向截面进行研磨,镜面研磨后使用硝酸乙醇蚀刻对钢组织进行腐蚀现出。然后,在以钢表面为基准朝深度方向500μm的范围,以倍率1500倍、以等间隔拍摄5个视场的二次电子图像。铁素体相的面积率用点计数法(依据ASTM E562)进行测定,针对各个拍摄视场测定铁素体相的面积率为90%以上的区域的厚度。

[0095] 在此,铁素体相的面积率是指在L截面进行观察并求出的面积率。在厚度方向的中间,在局部观察到C截面的情况下,即使有铁素体相的面积率小于90%处,只要到20μm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。

[0096] 铁素体面积率如下进行测定。切出基材钢板的与轧制方向正交的板厚方向的截面,镜面研磨后,利用硝酸乙醇液使钢组织现出,使用场发射型扫描型电子显微镜拍摄二次电子图像。所观察的视场的范围设为从基材钢板与镀层的界面到深度方向500μm为止的范围,以等间隔观察5个视场。对于所得组织照片,通过点计数法算出各组织的分数。首先,在组织照片上绘制等间隔的格子。接着,判断各格子点处的组织属于回火马氏体、珠光体、铁素体、初生马氏体或残留奥氏体、贝氏体中的哪一种。求出属于各组织的格子点数,除以总格子点数,由此可以测定各组织的分数。在本发明中,格子间隔设为2μm×2μm,总格子点数设为1500点。

[0097] 珠光体、铁素体、马氏体、贝氏体的判断基准如下。将在晶粒内具有下部组织(板条边界、板条块边界),且碳化物析出有多个变体的区域判断为回火马氏体。此外,将渗碳体以层状析出的区域判断为珠光体。将亮度小且无法确认到下部组织的区域判断为铁素体。将亮度大且下部组织未通过蚀刻而现出的区域判断为初生马氏体或残留奥氏体。将不属于上述任一种的区域判断为贝氏体。简便而言,只要将铁素体与除其之外的组织区别,就能够求出铁素体相的面积率。

[0098] [镀层]

[0099] 本发明的镀覆钢板在上述基材钢板上具有镀层。该镀层可以形成在基材钢板的单面,也可以形成在两面。

[0100] [镀层的化学成分]

[0101] 对镀覆的化学成分进行说明。涉及元素的含量的“%”在没有特别声明的情况下是指“质量%”。在关于镀层的化学成分的数值范围中,使用“~”表示的数值范围在没有特别指定的情况下,表示包含在“~”之前后记载的数值作为下限值和上限值的范围。

[0102] (Fe:3.0%以下)

[0103] Fe不包含在镀浴中,通过在于基材钢板上形成包含Zn的镀层后对镀覆钢板进行了

热处理的情况下从基材钢板扩散而可以包含在镀层中。因此,在未经热处理的状态下,Fe不包含在镀层中,因而Fe的含量可以为0%。此外,Fe的含量可以为3.0%以下,例如可以为2.0%以下、1.0%以下。

[0104] 在镀层中除上述成分以外的剩余部分由Zn和杂质形成。镀层中的杂质是指在制造镀层时由于以原料为首的制造工序的各种主要原因而混入的成分,且并非故意添加到镀层中的成分。在镀层中,可以在不妨碍本发明的效果的范围内微量包含除上面说明的基本成分和任选添加成分以外的元素作为杂质。

[0105] 镀层可以含有Al:0~30.0%、Mg:0~10.0%代替一部分前述Zn。

[0106] (Al:0~30.0%)

[0107] Al由于是通过与Zn一起包含来提高镀层的耐腐蚀性的元素,因此可以根据需要而含有。因此,Al的含量可以为0%。为了形成包含Zn和Al的镀层,优选的是,Al的含量可以为0.01%以上,例如可以为1.0%以上、3.0%以上、5.0%以上、10.0%以上或15.0%以上。Al的含量过多时,提高耐腐蚀性的效果会饱和,因此Al的含量可以为30.0%以下,例如可以为25.0%以下、20.0%以下。

[0108] (Mg:0~10.0%)

[0109] Mg由于是通过与Zn和Al一起包含来提高镀层的耐腐蚀性的元素,因此可以根据需要而含有。因此,Mg的含量可以为0%。为了形成包含Zn、Al和Mg的镀层,优选的是,Mg的含量可以为0.01%以上,例如可以为1.0%以上、2.0%以上、3.0%以上、4.5%以上或5.0%以上。Mg的含量过多时,有时会发生外观不良、未镀覆,因此Mg的含量可以为10.0%以下,例如可以为8.0%以下、6.0%以下。

[0110] 镀层的化学成分可以通过在加入有抑制基材钢板的腐蚀的抑制剂的酸溶液中溶解镀层,利用ICP(高频电感耦合等离子体)光谱法测定所得溶液来确定。加入抑制剂的酸溶液例如可以为加入有0.06质量%抑制剂(朝日化学工业株式会社制造的IBIT)的10质量%盐酸溶液。

[0111] 镀层的厚度例如可以为3~50μm。此外,镀层的附着量没有特别限定,例如可以为每单面10~170g/m^2。在本发明中,关于镀层的附着量,在加入有抑制基材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确定。镀层的厚度可以为5μm以上、10μm以上、15μm以上或20μm以上。镀层的厚度可以为40μm以下或30μm以下。镀层的附着量可以为每单面20g/m^2以上、30g/m^2以上、40g/m^2以上或50g/m^2以上。镀层的附着量可以为每单面150g/m^2以下、130g/m^2以下、120g/m^2以下或100g/m^2以下。

[0112] [界面粗糙度]

[0113] 本发明的镀覆钢板的镀层与基材钢板的界面的粗糙度按JIS B0601:2013中定义的算术平均粗糙度Ra计为3.0μm以下。粗糙度增大时,因应力集中而变得容易发生开裂,因此耐LME性降低。界面的粗糙度可以采用将镀覆去除而测得的基材钢板的表面粗糙度。考虑到镀覆的密合性,Ra可以为2.5μm以下或2.0μm以下。

[0114] [拉伸强度]

[0115] 由于本发明抑制高强度的钢板中发生的LME,因此本发明的镀覆钢板为高强度。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,从确保韧性的角度来看,例如为2000MPa以下即可。拉伸强度的测定取得以与轧制方向成直角的方向为纵向的

JIS5号拉伸试验片,依据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。

[0116] 本发明的镀覆钢板的板厚没有特别限定。例如可以设定为0.6～3.2mm。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,对本发明的镀覆钢板的制造方法进行说明。

[0118] 本发明的镀覆钢板例如可以通过具备下述工序的制造方法来得到:对调节了化学成分的钢水进行铸造来形成钢片的铸造工序、对钢片进行热轧来得到热轧钢板的热轧工序、将热轧钢板卷取的卷取工序、对卷取的热轧钢板进行冷轧来得到冷轧钢板的冷轧工序、对冷轧钢板进行刷磨处理的前处理工序、对经前处理的冷轧钢板进行退火的退火工序以及对经退火处理的冷轧钢板实施镀覆的镀覆处理工序。代替地,可以在热轧工序后不卷取,而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,在基于高炉、电炉等的熔炼后继续进行各种二次冶炼,接着,用通常的连铸、基于铸锭法的铸造等方法进行铸造即可。

[0121] [热轧工序]

[0122] 可以对由铸造得到的钢片进行热轧来得到热轧钢板。热轧工序通过对所铸造的钢片直接进行热轧或先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,钢片的加热温度例如为1100～1250℃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900～1050℃,精轧的压下率可以为10～50%。

[0123] [卷取工序]

[0124] 热轧钢板可以以规定的温度卷取。卷取温度根据期望的金属组织等而适当变更即可,例如为500～800℃即可。可以在卷取前或在卷取后解卷对热轧钢板施加规定的热处理。代替地,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,可以对热轧钢板进行冷轧来得到冷轧钢板。冷轧的压下率根据期望的金属组织、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来冷却至室温即可。

[0127] [前处理工序]

[0128] 如前所述,在钢板的表层中,在深度方向上,铁素体相的面积率为90%以上的层的厚度设为20μm以上,要想在深度方向上在GDS测定中使C浓度为0.05%以下的深度为10μm以上,需要进行规定之前处理,然后进行退火。

[0129] 前处理包含用磨削刷子对冷轧钢板表面进行的磨削(刷磨处理)。作为可以使用的磨削刷子,例如可列举出HOTANI Co.,Ltd.制造的M-33。由此,可以不增大表面的粗糙度地导入应变。在进行磨削时可以在钢板表面涂布NaOH 1.0～5.0%水溶液。刷子压下量可以为0.5～10.0mm,转速可以为100～1000rpm。通过控制为这样的涂布液条件、刷子压下量、转速进行刷磨处理,可以在后述的退火工序中促进脱碳,在钢板的表层高效地形成铁素体稳定了的组织。

[0130] [退火工序]

[0131] 前处理工序之后,对冷轧钢板进行退火。退火在施加1～20MPa的张力的状态下进行。如果在退火时施加张力,则可以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为750～900℃。保持温度可以为770～870℃。通过设为这样的范围,可以促进脱碳,降低表层的C浓度,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℃/秒进行即可。

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

[0134] 退火工序的气氛设为露点-30～20℃。露点可以为-10～5℃。气氛例如可以为N_2-1～10vol%H_2、N_2-2～4vol%H_2。如果露点过高或过低,则在钢板的外部形成包含Si、Mn、Al等的氧化物的相,不再促进脱碳。进而,有时会阻碍镀覆成分与钢成分的相互扩散,镀覆性变得不充分。

[0135] 通过具备上述各工序的制造方法,可以得到在钢板的表层中促进脱碳、铁素体相稳定化的钢板。

[0136] [镀覆处理工序]

[0137] 接着,对退火处理后的冷轧钢板实施镀覆。镀覆处理依照本领域技术人员所公知的方法进行即可。镀覆处理例如可以通过热浸镀进行,也可以通过电镀进行。优选镀覆处理通过热浸镀进行。镀覆处理的条件考虑期望的镀层的化学成分、厚度和附着量等而适当设定即可。例如,可以在调节了化学成分的、420～480℃的热浸镀锌浴中浸渍1～10秒,浸渍后以20～200mm/秒拔出,利用N_2擦拭气体来控制镀覆附着量。

[0138] 本发明的镀覆钢板由于为高强度、具有高耐LME性,因此可以适宜地在汽车、家电产品、建材等广泛的领域中使用。特别优选在汽车领域中使用。用于汽车用途的镀覆钢板多进行点焊,该情况下LME开裂会显著成为问题。因此,在使用本发明的镀覆钢板作为汽车用钢板的情况下,可适宜地发挥具有高耐LME性这一本发明的效果。

[0139] 此外,本发明的镀覆钢板通过在表层形成厚的脱碳层,耐腐蚀性也优异,因此在这一点上也适于汽车领域。

[0140] 实施例

[0141] 以下,通过实施例对本发明进行更详细的说明,但本发明并不限定于这些实施例。

[0142] 《实施例A》

[0143] 首先,对得到本发明时本发明人们所进行的预备实验进行说明。针对改变了Si、Al的含量的钢板(板厚1.2mm),以表1所示的条件与常规的合金化热浸镀锌钢板(板厚1.6mm)进行点焊,确认点焊时的LME内开裂。表2示出结果。如表2所示,确认到用高Si-高Al钢抑制了LME。

[0144] 表1

[0145]

电极	干扰		焊接条件				
	打角	间隙	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

[0147]

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] (钢板试样的制作)

[0150] 〈实施例1〉

[0151] 对调节为表3的No.1所记载的化学成分的钢水用高炉进行熔炼,用连铸进行铸造得到钢片。将所得钢片加热至1200℃,将精轧的结束温度设为950℃、精轧的压下率设为30％实施热轧,得到热轧钢板。将所得热轧钢板在卷取温度650℃下卷取,实施酸洗后,以压下率50％实施冷轧,得到冷轧钢板。冷轧钢板的板厚设为1.6mm。

[0152] 接着,在冷轧钢板上涂布NaOH 2.0％水溶液,实施进行刷磨之前处理。刷磨使用HOTANI Co.,Ltd.制造的M-33作为磨削刷子,以刷子压下量2.0mm、转速600rpm进行(表4的条件A)。

[0153] 前处理工序后,在退火工序之前,JIS B 0601:2013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,在各处利用接触式表面粗糙度计测定表面轮廓,如下评价对这些处的表面粗糙度进行算术平均而得的算术平均粗糙度Ra。

[0154] 评价AA:2.0μm以下

[0155] 评价A:大于2.0μm且为3.0μm以下

[0156] 评价B:大于3.0μm

[0157] 然后,设为露点0℃、保持温度800℃、保持时间100秒,在氧浓度20ppm以下的炉内以N_2-4％H_2气体气氛进行退火处理,制作各钢板试样。在所有钢板试样中,关于退火时的升温速度,到500℃为止设为6.0℃/秒,从500℃到保持温度为止设为2.0℃/秒。退火处理在施加了15MPa的张力的状态下进行。

[0158] 退火处理后接着实施镀覆处理,得到镀覆钢板。镀覆处理在460℃的热浸镀锌浴(Zn-0.2％Al)中浸渍3秒,浸渍后以100mm/秒拔出,利用N_2擦拭气体将镀覆附着量控制为50g/m^2。

[0159] 〈实施例2～28、比较例29～41〉

[0160] 使化学成分如表3所述,使前处理工序、退火工序、镀覆处理工序的条件如表4所述,除此之外与实施例1同样地制造镀覆钢板。需要说明的是,No.40省略了进行刷磨的前处理。此外,No.41使用HOTANI Co.,Ltd.制造的D-100作为磨削刷子(表4的条件B)。D-100是磨削量为M-33的2倍左右大的刷子。表4所示的镀覆种的组成、浴温如下。

[0161] A:Zn-0.2％Al(460℃)

[0162] B:Zn-0.5％Al(440℃)

[0163] C:Zn-1.5％Al-1.5％Mg(500℃)

[0164] D:Zn-20%Al-7%Mg(530℃)

[0165] E:Zn-30%Al-10%Mg(530℃)

[0166] 表3

[0167]

No.	分类	化学成分（质量%） 剩余部分：Fe和杂质										
		C	Si	Mn	sol.Al	P	S	N	B	Ti	其他	Si+sol.Al
1	实施例	0.05	0.9	2.0	0.9	0.0001	0.0003	0.0002				1.8
2	实施例	0.10	0.9	2.0	1.0	0.0080	0.0005	0.0004	0.0009	0.0005		1.9
3	实施例	0.10	1.0	2.0	1.1	0.0080	0.0007	0.0005	0.0007	0.0006	Hf:0.001	2.1
4	实施例	0.10	1.2	2.0	1.0	0.0070	0.0002	0.0008	0.0002	0.0005		2.2
5	实施例	0.10	0.9	2.2	1.0	0.0020	0.0009	0.0009	0.0009	0.0002	Mg:0.001	1.9
6	实施例	0.20	1.0	2.0	1.0	0.0100	0.0004	0.0004	0.0007	0.0002		2.0
7	实施例	0.20	0.9	2.0	1.0	0.0020	0.0006	0.0007	0.0008	0.0003	Zr:0.015	1.9
8	实施例	0.20	1.0	2.2	0.8	0.0008	0.0009	0.0007	0.0009	0.0005	Cr:0.1	1.8
9	实施例	0.20	1.0	2.5	1.0	0.0017	0.0003	0.0004	0.0008	0.0004	Ni:0.02	2.0
10	实施例	0.20	1.0	2.3	1.2	0.0011	0.0004	0.0004	0.0002	0.0007	Cu:0.0007	2.2
11	实施例	0.20	1.0	2.3	1.0	0.0031	0.0007	0.0010	0.0009	0.0007	Zr:0.015	2.0
12	实施例	0.20	1.0	2.2	1.0	0.0065	0.0007	0.0006	0.0010	0.0006		2.0
13	实施例	0.20	1.0	2.3	1.0	0.0021	0.0006	0.0011	0.0012	0.0008		2.0
14	实施例	0.20	1.0	2.3	1.0	0.0031	0.0007	0.0010	0.0008	0.0007		2.0
15	实施例	0.20	1.0	2.5	1.0	0.0099	0.0006	0.0003	0.0006	0.0006		2.0
16	实施例	0.25	1.0	2.2	1.0	0.0012	0.0006	0.0007	0.0005	0.0007	Nb:0.010	2.0
17	实施例	0.25	1.0	2.2	1.0	0.0040	0.0006	0.0003	0.0009	0.0002	V:0.007	2.0
18	实施例	0.30	1.0	2.5	1.0	0.0099	0.0006	0.0002	0.0003	0.0005		2.0
19	实施例	0.20	1.0	2.3	1.0	0.0031	0.0004	0.0008	0.0003	0.0006	Zr:0.015	2.0
20	实施例	0.20	1.0	2.3	1.0	0.0031	0.0008	0.0002	0.0003	0.0010	Zr:0.015	2.0
21	实施例	0.20	1.0	2.3	1.0	0.0031	0.0002	0.0001	0.0003	0.0007	Zr:0.015	2.0
22	实施例	0.30	1.2	0.3	1.0	0.0110	0.0002	0.0005	0.0007	0.0001		2.2
23	实施例	0.35	1.0	5.0	1.0	0.0092	0.0009	0.0007	0.0007	0.0008	Mo:0.1	2.0
24	实施例	0.35	0.9	2.2	1.3	0.0091	0.0008	0.0007	0.0008	0.0003	REM:0.0006	2.2
25	实施例	0.40	1.0	2.2	1.0	0.0045	0.0002	0.0007	0.0001	0.0010		2.0
26	实施例	0.40	1.0	2.2	1.0	0.0035	0.0003	0.0007	0.0009	0.0009	W:0.02	2.0
27	实施例	0.40	1.0	2.2	1.0	0.0082	0.0003	0.0009	0.0002	0.0002	Ca:0.0002	2.0
28	实施例	0.40	1.0	2.2	1.0	0.0080	0.0002	0.0003	0.0006	0.0010		2.0
29	比较例	0.42	1.0	2.0	1.0	0.0100	0.0006	0.0007	0.0003	0.0006		2.0
30	比较例	0.20	0.6	2.0	1.2	0.0100	0.0002	0.0007	0.0009	0.0002		1.8
31	比较例	0.20	0.6	2.0	1.0	0.0100	0.0002	0.0007	0.0009	0.0002		1.6
32	比较例	0.20	3.1	2.0	1.0	0.0100	0.0007	0.0004	0.0004	0.0006		4.1
33	比较例	0.20	1.2	2.0	0.6	0.0100	0.0005	0.0007	0.0005	0.0008		1.8
34	比较例	0.20	1.0	2.0	0.6	0.0100	0.0005	0.0007	0.0005	0.0008		1.6
35	比较例	0.20	1.0	2.0	2.2	0.0099	0.0006	0.0007	0.0004	0.0005		3.2
36	比较例	0.20	0.7	2.0	0.7	0.0100	0.0001	0.0005	0.0008	0.0008		1.4
37	比较例	0.20	1.0	2.0	1.0	0.0100	0.0002	0.0008	0.0009	0.0004		2.0
38	比较例	0.20	1.0	2.0	1.0	0.0100	0.0008	0.0004	0.0001	0.0006		2.0
39	比较例	0.20	1.0	2.0	1.0	0.0100	0.0001	0.0009	0.0007	0.0002		2.0
40	比较例	0.08	1.0	2.0	1.0	0.0100	0.0009	0.0007	0.0008	0.0004		2.0
41	比较例	0.20	1.0	2.0	1.0	0.0100	0.0003	0.0001	0.0001	0.0007		2.0
42	比较例	0.20	1.0	2.0	1.0	0.0100	0.0002	0.0002	0.0007	0.0007		2.0
43	比较例	0.20	1.0	2.0	1.0	0.0100	0.0008	0.0006	0.0008	0.0002		2.0

[0168] ※下划线表示为本发明的范围外。

[0169] 表4

[0170]

No.	分类	前处理工序		退火工序		
		条件	前处理后表面粗糙度	保持温度（℃）	保持时间（秒）	露点（℃）
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	230	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	150	0
13	实施例	A	AA	900	20	0
14	实施例	A	AA	750	50	0
15	实施例	A	AA	780	150	0
16	实施例	A	AA	860	150	0
17	实施例	A	AA	860	40	0
18	实施例	A	AA	860	150	0
19	实施例	A	AA	860	20	0
20	实施例	A	AA	860	20	0
21	实施例	A	AA	860	20	0
22	实施例	A	AA	860	300	0
23	实施例	A	AA	860	200	0
24	实施例	A	A	860	200	0
25	实施例	A	AA	860	200	0
26	实施例	A	AA	860	200	-20
27	实施例	A	AA	860	200	0
28	实施例	A	AA	860	200	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	70	0
33	比较例	A	A	800	60	0
34	比较例	A	A	800	60	0
35	比较例	A	A	800	60	0
36	比较例	A	A	800	60	0
37	比较例	A	A	800	60	-40
38	比较例	A	A	800	60	30
39	比较例	A	A	720	60	0
40	比较例	A	A	920	60	0
41	比较例	A	A	800	10	0
42	比较例	无	A	800	60	0
43	比较例	B	B	800	60	0

[0171] ※下划线表示为优选的制造方法的范围外。(表层组织评价)

[0172] 自所得镀覆钢板取得切成30mm×30mm的试样,以前述的条件沿板厚方向进行5次

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,“深度”的起点为镀层与基材钢板的界面。

[0173] 此外,取得切成25mm×15mm的试样,实施硝酸乙醇蚀刻,按前述的方法测定铁素体相达到90％以上的层的厚度,示于表5的“α相厚度”。在此,“厚度”的起点为镀层与基材钢板的界面。

[0174] 此外,使用加入有0.06质量％抑制剂(朝日化学工业株式会社制造的IBIT)的10质量％盐酸溶液将镀覆去除,按与退火前同样的方法测定所露出的钢板的表面的粗糙度,示于表5的“基材钢板/镀覆界面粗糙度”。

[0175] (拉伸强度评价)

[0176] 针对各镀覆钢板,取得以与轧制方向成直角的方向为纵向的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。

[0177] 评价AAA:1180MPa以上

[0178] 评价AA:980MPa以上且小于1180MPa

[0179] 评价A:780MPa以上且小于980MPa

[0180] (耐LME性评价)

[0181] 自各钢板取得2块切成50mm×100mm的尺寸的试样,针对它们的2块试样,使用圆顶半径型的前端直径8mm的焊接电极,以打角2°、加压力4.0kN、通电时间0.5秒和通电电流12kA进行点焊,制造焊接接头。

[0182] 参照图2,对耐LME性的评价进行说明。耐LME性通过在将2块钢板1重叠进行点焊所形成的焊接部2的肩部产生的LME裂纹(肩部的裂纹11)的长度进行评价。肩部是指通过点焊而产生的凹部的边缘的倾斜部分。根据肩部的裂纹11的长度,评价如下。本实施例中,如果为评价A以上,则判断为耐LME性优异,解决了本发明要解决的问题。

[0183] 评价AAA:0μm

[0184] 评价AA:大于0μm且小于60μm

[0185] 评价A:60μm以上且小于120μm

[0186] 评价B:120μm以上

[0187] (耐红锈性评价)

[0188] 自各镀覆钢板取得切成75mm×100mm的尺寸的试样,用胶带封条保护试样的端面和背面。然后,形成到达镀层的划格切口,依据JIS Z2371:2015实施保持在35℃的5％NaCl的盐水喷雾试验。实施试验到2000小时为止,求出试验后的红锈产生时间。根据红锈产生时间,如下进行评价。本实施例中,如果为评价A以上,则判断为耐红锈性优异。

[0189] 评价AAA:红锈产生时间为2000小时以上

[0190] 评价AA:红锈产生时间为1000小时以上且小于2000小时

[0191] 评价A:红锈产生时间为240小时以上且小于1000小时

[0192] 评价B:红锈产生时间小于240小时

[0193] 将各评价的结果示于表5。

[0194] 表5

[0195]

No.	分类	钢表层组织		基材钢板/镀覆界面粗糙度（μm）	镀覆种	性能		
		C≤0.05%深度（μm）	α相厚度（μm）			拉伸强度（MPa）	耐LME性	耐红锈性
1	实施例	21	25	3.0	A	A	AA	A
2	实施例	23	21	2.3	A	AA	AA	A
3	实施例	30	62	2.4	A	A	AA	A
4	实施例	21	30	1.9	A	AA	AAA	A
5	实施例	20	22	1.7	A	AA	A	A
6	实施例	25	30	1.5	A	AA	AAA	A
7	实施例	21	40	1.6	A	AA	AAA	A
8	实施例	22	28	1.4	A	AA	AA	A
9	实施例	21	42	1.1	A	AA	AAA	A
10	实施例	20	44	1.7	A	AA	AAA	A
11	实施例	10	20	1.3	A	AA	A	A
12	实施例	25	45	1.1	C	AA	AA	A
13	实施例	12	21	1.3	A	AA	A	A
14	实施例	10	20	1.2	A	AA	A	A
15	实施例	25	33	1.8	A	AAA	AAA	A
16	实施例	22	39	1.6	A	AAA	AAA	A
17	实施例	18	27	1.4	A	AAA	A	A
18	实施例	29	42	1.7	A	AAA	AAA	A
19	实施例	10	22	1.3	B	AA	A	AA
20	实施例	10	20	1.3	D	AA	AAA	AAA
21	实施例	10	21	1.3	E	AA	AAA	AAA
22	实施例	40	80	1.8	A	AA	AAA	A
23	实施例	28	38	1.3	A	AAA	AAA	A
24	实施例	28	34	2.2	A	AAA	AAA	A
25	实施例	27	33	1.0	A	AAA	AAA	A
26	实施例	25	31	1.9	A	AAA	AAA	A
27	实施例	22	33	1.2	A	AAA	AAA	A
28	实施例	21	30	1.6	A	AAA	AAA	A
29	比较例	1	17	2.6	A	AAA	B	B
30	比较例	4	8	2.6	A	AAA	B	B
31	比较例	2	7	2.6	A	AAA	B	B
32	比较例	6	21	2.2	A	AAA	B	B
33	比较例	4	7	2.5	A	AAA	B	B
34	比较例	1	6	2.6	A	AAA	B	B
35	比较例	5	20	2.3	A	AAA	B	B
36	比较例	5	7	2.6	A	AAA	B	B
37	比较例	因未镀覆而无法评价						
38	比较例							
39	比较例	2	2	2.4	A	AAA	B	B
40	比较例	7	5	2.4	A	AAA	B	B
41	比较例	3	4	2.5	A	AAA	B	B
42	比较例	8	12	2.7	A	AAA	B	B
43	比较例	11	11	3.1	A	AAA	B	B

[0196] ※下划线表示为本发明的范围外或未能获得期望的特性。

[0197] No.29是钢板的C的含量多的比较例。可认为，由于钢板的C的含量多，因此即使通过高露点退火，表层的脱碳也未推进。因此，C浓度为0.05％以下的深度以及铁素体相的面积率达到90％以上的层的厚度未增大。结果，得到耐LME性差的结果。此外，耐红锈性也差。

[0198] No.30是钢板的Si的含量少的比较例。可认为，由于钢板的Si的含量少，因此即使实施高露点退火，表层的脱碳也未推进，铁素体也未稳定化。因此，C浓度为0.05％以下的深度以及铁素体相的面积率达到90％以上的层的厚度未增大。结果，得到耐LME性差的结果。此外，耐红锈性也差。

[0199] No.31是钢板的Si的含量以及Si和sol.Al的含量之和少的比较例。可认为，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,表层的脱碳也未推进,铁素体也未稳定化。因此,C浓度为0.05％以下的深度以及铁素体相的面积率达到90％以上的层的厚度未增大。结果,得到耐LME性差的结果。此外,耐红锈性也差。

[0200] No.32是钢板的Si的含量多的比较例。可认为,由于钢板的Si的含量多,因此即使实施高露点退火,外部氧化也推进,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％以下的深度未增大。结果,得到耐LME性差的结果。此外,耐红锈性也差。

[0201] No.33是钢板的sol.Al的含量少的比较例。可认为,由于钢板的sol.Al的含量少,因此即使实施高露点退火,表层的脱碳也未推进,铁素体也未稳定化。因此,C浓度为0.05％以下的深度以及铁素体相的面积率达到90％以上的层的厚度未增大。结果,得到耐LME性差的结果。此外,耐红锈性也差。

[0202] No.34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。可认为,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,表层的脱碳也未推进,铁素体也未稳定化。因此,C浓度为0.05％以下的深度以及铁素体相的面积率达到90％以上的层的厚度未增大。结果,得到耐LME性差的结果。此外,耐红锈性也差。

[0203] No.35是钢板的sol.Al的含量多的比较例。可认为,由于钢板的sol.Al的含量多,因此即使实施高露点退火,外部氧化也推进,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％以下的深度未增大。结果,得到耐LME性差的结果。此外,耐红锈性也差。

[0204] No.36是钢板的Si和sol.Al的含量之和少的比较例。可认为,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,表层的脱碳也未推进,铁素体也未稳定化。因此,C浓度为0.05％以下的深度以及铁素体相的面积率达到90％以上的层的厚度未增大。结果,得到耐LME性差的结果。此外,耐红锈性也差。

[0205] 可认为,No.37由于退火时的露点低,因此退火时在钢板的外部形成包含Si、Mn、Al等的氧化物的相,在镀覆处理时阻碍了镀覆成分与钢成分的相互扩散。结果,未能得到恰当的镀覆。

[0206] 可认为,No.38由于退火时的露点高,因此退火时在钢板的外部形成包含Si、Mn、Al等的氧化物的相,在镀覆处理时阻碍了镀覆成分与钢成分的相互扩散。结果,未能得到恰当的镀覆。

[0207] 可认为,No.39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％以下的深度以及铁素体相的面积率达到90％以上的层的厚度未增大。结果,得到耐LME性差的结果。此外,耐红锈性也差。

[0208] 可认为,No.40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％以下的深度以及铁素体相的面积率达到90％以上的层的厚度未增大。结果,得到耐LME性差的结果。此外,耐红锈性也差。

[0209] 可认为,No.41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％以下的深度以及铁素体相的面积率达到90％以上的层的厚度未增大。结果,得到耐LME性差的结果。此外,耐红锈性也差。

[0210] 可认为,No.42由于未进行前处理工序的刷磨,因此未向钢板的表面导入应变,在

退火时脱碳未推进。因此,C浓度为0.05％以下的深度以及铁素体相的面积率达到90％以上的层的厚度未增大。结果,得到耐LME性差的结果。此外,耐红锈性也差。

[0211] 可认为,No.43由于在前处理工序的刷磨中使用了磨削量大的刷子,因此钢板表面的粗糙度增大,此外,铁素体相未稳定。因此,铁素体相的面积率达到90％以上的层的厚度未增大。结果,得到耐LME性差的结果。此外,耐红锈性也差。

[0212] No.1～28为本发明的实施例,具有高耐LME性。此外,耐红锈性也优异。确认到,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具有特别优异的耐LME性。

[0213] 产业上的可利用性

[0214] 根据本发明,可以提供具有高耐LME性的镀覆钢板,该镀覆钢板可以适宜地用于汽车、家电产品、建材等用途、特别是汽车用途。因此,本发明为产业上的可利用性极高的发明。

[0215] 符号说明

[0216] 1 钢板

[0217] 2 焊接部

[0218] 11 肩部的裂纹

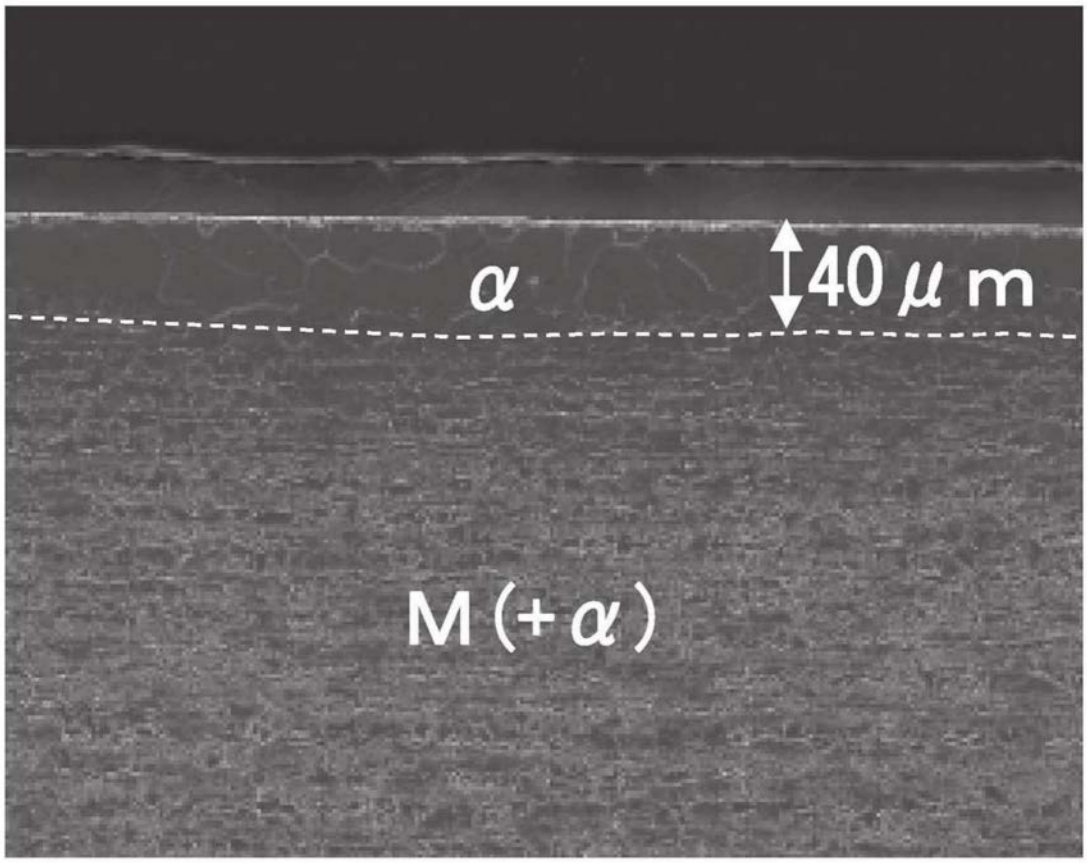


图1

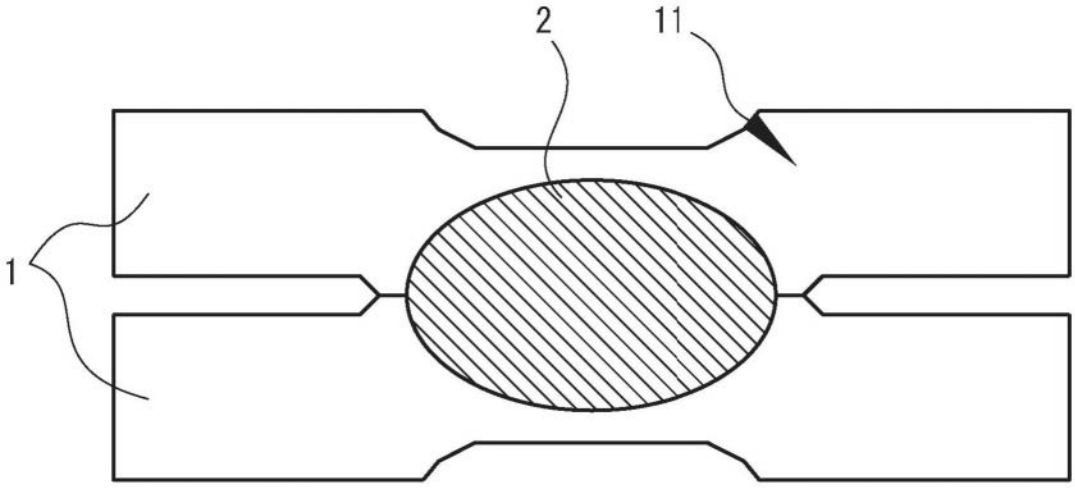


图2