



(12) 发明专利



(10) 授权公告号 CN 111492079 B

(45) 授权公告日 2021.12.03

(21) 申请号 201880082868.7

(22) 申请日 2018.11.23

(65) 同一申请的已公布的文献号
申请公布号 CN 111492079 A

(43) 申请公布日 2020.08.04

(30) 优先权数据
10-2017-0178923 2017.12.24 KR

(85) PCT国际申请进入国家阶段日
2020.06.19

(86) PCT国际申请的申请数据
PCT/KR2018/014520 2018.11.23

(87) PCT国际申请的公布数据
W02019/124781 KO 2019.06.27

(73) 专利权人 POSCO公司
地址 韩国庆尚北道

(72) 发明人 李济雄 韩箱浩

(74) 专利代理机构 北京路浩知识产权代理有限公司 11002

代理人 刘成春 刘翠娥

(51) Int.Cl.
C22C 38/12 (2006.01)
C23C 2/02 (2006.01)
C23C 2/06 (2006.01)
C22C 38/04 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01)
C21D 8/02 (2006.01)

(56) 对比文件
CN 103975082 A, 2014.08.06
CN 1386140 A, 2002.12.18
CN 103221567 A, 2013.07.24
JP 2001200337 A, 2001.07.24

审查员 胡晓笑

权利要求书3页 说明书14页

(54) 发明名称

具有优异的常温抗时效性和烘烤硬化性的
锌系镀覆钢板及其制造方法

(57) 摘要

本发明的一个方面的具有优异的常温抗时效性和烘烤硬化性的锌系镀覆钢板包括基础钢板和形成在所述基础钢板的表面的锌系镀层,以重量%计,所述基础钢板包含:C:0.005%以下(0%除外)、Mn:0.1-1.0%、Si:0.3%以下(0%除外)、P:0.01-0.08%、S:0.01%以下、N:0.01%以下、酸溶铝(sol.Al):0.01-0.06%、Nb:0.002-0.02%、B:0.001-0.004%(0.001%除外)、余量的Fe和其它不可避免的杂质,下述关系式1的 C_s 可以满足0.0002-0.002%的范围。[关系式1] $C_s = [C] - (12/93) * [Nb]$ 所述关系式1的[C]和[Nb]分别表示所述基础钢板的C和Nb的含量(重量%)。

1. 一种具有优异的常温抗时效性和烘烤硬化性的锌系镀覆钢板,其包括基础钢板和形成在所述基础钢板的表面的锌系镀层,

以重量%计,所述基础钢板包含:C:0.005%以下且0%除外、Mn:0.1-1.0%、Si:0.3%以下且0%除外、P:0.01-0.08%、S:0.01%以下、N:0.01%以下、酸溶铝:0.01-0.06%、Nb:0.002-0.02%、B:0.001-0.004%且0.001%除外、余量的Fe和其它不可避免的杂质,

下述关系式2的 R_B 为1.2以上,

[关系式2]

$$R_B = R(BH) / R(AI)$$

所述关系式2的R(BH)是指在170℃下将所述锌系镀覆钢板热处理20分钟时,所述基础钢板中从铁素体晶界沿晶粒内方向20nm以内存在的B的浓度比,

所述关系式2的R(AI)是指在100℃下将所述锌系镀覆钢板热处理60分钟时,所述基础钢板中从铁素体晶界沿晶粒内方向20nm以内存在的B的浓度比。

2. 根据权利要求1所述的具有优异的常温抗时效性和烘烤硬化性的锌系镀覆钢板,其中,所述基础钢板是冷轧钢板。

3. 根据权利要求1所述的具有优异的常温抗时效性和烘烤硬化性的锌系镀覆钢板,其中,所述基础钢板的微细组织是铁素体单相组织,以相对于所述基础钢板的截面的面积比例计,所述铁素体单相组织的晶粒中平均直径为8μm以下的晶粒的占有率为70%以上。

4. 根据权利要求1所述的具有优异的常温抗时效性和烘烤硬化性的锌系镀覆钢板,其中,所述镀覆钢板的下烘烤硬化(L-BH)值为30MPa以上,所述镀覆钢板的时效指数(AI)为0.2%以下。

5. 根据权利要求1所述的具有优异的常温抗时效性和烘烤硬化性的锌系镀覆钢板,其中,所述镀覆钢板的屈服强度为210MPa以上,所述镀覆钢板的伸长率为35%以上。

6. 一种具有优异的常温抗时效性和烘烤硬化性的锌系镀覆钢板,其包括基础钢板和形成在所述基础钢板的表面的锌系镀层,

以重量%计,所述基础钢板包含:C:0.005%以下且0%除外、Mn:0.1-1.0%、Si:0.3%以下且0%除外、P:0.01-0.08%、S:0.01%以下、N:0.01%以下、酸溶铝:0.01-0.06%、Nb:0.002-0.02%、B:0.001-0.004%且0.001%除外、余量的Fe和其它不可避免的杂质,

下述关系式1的 C_s 满足0.0002-0.002%的范围,

下述关系式2的 R_B 为1.2以上,

[关系式1]

$$C_s = [C] - (12/93) * [Nb]$$

所述关系式1的[C]和[Nb]分别表示所述基础钢板的C和Nb的重量%含量,

[关系式2]

$$R_B = R(BH) / R(AI)$$

所述关系式2的R(BH)是指在170℃下将所述锌系镀覆钢板热处理20分钟时,所述基础钢板中从铁素体晶界沿晶粒内方向20nm以内存在的B的浓度比,

所述关系式2的R(AI)是指在100℃下将所述锌系镀覆钢板热处理60分钟时,所述基础钢板中从铁素体晶界沿晶粒内方向20nm以内存在的B的浓度比。

7. 根据权利要求6所述的具有优异的常温抗时效性和烘烤硬化性的锌系镀覆钢板,其

中,所述基础钢板是冷轧钢板。

8.根据权利要求6所述的具有优异的常温抗时效性和烘烤硬化性的锌系镀覆钢板,其中,所述基础钢板的微细组织是铁素体单相组织,以相对于所述基础钢板的截面的面积比例计,所述铁素体单相组织的晶粒中平均直径为 $8\mu\text{m}$ 以下的晶粒的占有率为70%以上。

9.根据权利要求6所述的具有优异的常温抗时效性和烘烤硬化性的锌系镀覆钢板,其中,所述镀覆钢板的下烘烤硬化(L-BH)值为30MPa以上,所述镀覆钢板的时效指数(AI)为0.2%以下。

10.根据权利要求6所述的具有优异的常温抗时效性和烘烤硬化性的锌系镀覆钢板,其中,所述镀覆钢板的屈服强度为210MPa以上,所述镀覆钢板的伸长率为35%以上。

11.一种制造具有优异的常温抗时效性和烘烤硬化性的锌系镀覆钢板的方法,其包括以下步骤:

在1160-1250℃的温度范围内,将板坯进行再加热,以重量%计,所述板坯包含:C:0.005%以下且0%除外、Mn:0.1-1.0%、Si:0.3%以下且0%除外、P:0.01-0.08%、S:0.01%以下、N:0.01%以下、酸溶铝:0.01-0.06%、Nb:0.002-0.02%、B:0.001-0.004%且0.001%除外、余量的Fe和其它不可避免的杂质,

在850-1150℃的温度范围内,将经过再加热的所述板坯进行热轧,以提供热轧钢板,

以10-70℃/秒的平均冷却速度,将所述热轧钢板进行冷却,并在500-750℃的温度范围内进行收卷,

以70-90%的压下率,将经过收卷的所述热轧钢板进行冷轧,以提供冷轧钢板,

在氢气浓度为3-30%的炉内气氛中,将所述冷轧钢板加热至750-860℃的温度范围进行连续退火;

将经过连续退火的所述冷轧钢板进行冷却;

将所述冷轧钢板作为基础钢板提供,并浸渍于热浸镀锌系浴中,以制造锌系镀覆钢板,其中,所述冷轧是通过多个轧辊依次进行下压来完成,

所述轧辊中的第一个轧辊的压下率为20-40%,

所述基础钢板中,下述关系式1的 C_s 满足0.0002-0.002%的范围,并且下述关系式2的 R_B 为1.2以上,

[关系式1]

$$C_s = [C] - (12/93) * [Nb]$$

所述关系式1的[C]和[Nb]分别表示所述基础钢板的C和Nb的重量%含量,

[关系式2]

$$R_B = R(BH) / R(AI)$$

所述关系式2的R(BH)是指在170℃下将所述锌系镀覆钢板热处理20分钟时,所述基础钢板中从铁素体晶界沿晶粒内方向20nm以内存在的B的浓度比,

所述关系式2的R(AI)是指在100℃下将所述锌系镀覆钢板热处理60分钟时,所述基础钢板中从铁素体晶界沿晶粒内方向20nm以内存在的B的浓度比。

12.根据权利要求11所述的制造具有优异的常温抗时效性和烘烤硬化性的锌系镀覆钢板的方法,其中,

以2-10℃/秒的平均冷却速度,将经过退火的所述冷轧钢板进行一次冷却,冷却至630-

670℃；

以3-20℃/秒的平均冷却速度,将经过一次冷却的所述冷轧钢板进行二次冷却,冷却至440-480℃。

13.根据权利要求11所述的制造具有优异的常温抗时效性和烘烤硬化性的锌系镀覆钢板的方法,其中,所述冷轧钢板浸渍于440-480℃的热浸镀锌系浴中。

14.根据权利要求11所述的制造具有优异的常温抗时效性和烘烤硬化性的锌系镀覆钢板的方法,其中,以0.3-1.6%的压下率,将所述锌系镀覆钢板进行平整轧制。

具有优异的常温抗时效性和烘烤硬化性的锌系镀覆钢板及其制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及一种锌系镀覆钢板及其制造方法,详细地,涉及一种如下的锌系镀覆钢板及其制造方法,所述锌系镀覆钢板具有优异的常温抗时效性和烘烤硬化性,因此特别适合用作汽车的外板。

背景技术

[0002] 用于汽车外板的材料需要一定水平的烘烤硬化性和抗时效性。烘烤硬化现象是指涂装烘烤时活化的固溶碳和氮固着在钢板的加工过程中所形成的位错上,从而增加钢板的屈服强度的现象。烘烤硬化性优异的钢具有如下特性,即涂装烘烤前的钢板容易成型,最终产品的耐凹痕性得到提高,因此作为汽车的外板用材料具有非常理想的特性。但是,当钢板的烘烤硬化性增加时,钢板的抗时效特性反而显示出变差的趋势,因此即使确保钢板的烘烤硬化性,在经过一定时间后发生时效,由此加工部件时发生表面缺陷等的可能性会增加。因此,作为用于汽车外板的材料,需要开发一种确保适当水平以上的烘烤硬化性的同时确保适当水平以上的抗时效特性的材料。

[0003] 专利文献1提出了一种制造具有优异的成型性和烘烤硬化性的钢材的方法,但是由于对热轧析出物的控制和对退火温度等操作条件的优化不足,平面各向异性(Δr)指数过高,由此在汽车外板的成型时存在把手部分经常发生褶皱缺陷的问题。

[0004] 专利文献2提出了一种延展性和延伸凸缘性得到改善的钢板,所述钢板具有包含作为主相的铁素体、作为第二相的残留奥氏体和作为低温相变相的贝氏体和马氏体的复合组织。但是,在专利文献2中,为了确保残留奥氏体相,添加了大量的硅(Si)和铝(Al),因此在炼钢和连铸时难以确保钢板的表面质量,并且还存在难以确保镀覆质量的问题。此外,由于相变诱发塑性,初始YS值升高,因此存在屈强比高的缺点。

[0005] 专利文献3提出了一种加工性良好的高强度热浸镀锌钢板,所述热浸镀锌钢板包含软铁素体和硬马氏体作为显微结构,并且具有改善的延伸率和 r 值(各向异性系数)。但是,在专利文献3中,由于添加了大量的硅(Si),难以确保优异的镀覆质量,而且由于添加大量的钛(Ti)和钼(Mo),存在制造成本过度增加的问题。

[0006] (专利文献1) 韩国公开专利公报第10-2000-0038789号(2000年07月05日公开)

[0007] (专利文献2) 日本公开专利公报特开2004-292891号(2004年10月21日公开)

[0008] (专利文献3) 韩国公开专利公报第10-2002-0073564号(2002年09月27日公开)

发明内容

[0009] 要解决的技术问题

[0010] 根据本发明的一个方面,可以提供一种具有优异的常温抗时效性和烘烤硬化性的锌系镀覆钢板及其制造方法。

[0011] 本发明所要解决的技术问题并不限于上述的内容。本领域技术人员可以从本说

说明书的整体内容容易地理解本发明的附加的要解决的技术问题。

[0012] 技术方案

[0013] 本发明的一个方面的具有优异的常温抗时效性和烘烤硬化性的锌系镀覆钢板包括基础钢板和形成在所述基础钢板的表面的锌系镀层,以重量%计,所述基础钢板包含:C:0.005%以下(0%除外)、Mn:0.1-1.0%、Si:0.3%以下(0%除外)、P:0.01-0.08%、S:0.01%以下、N:0.01%以下、酸溶铝(sol.Al):0.01-0.06%、Nb:0.002-0.02%、B:0.001-0.004%(0.001%除外)、余量的Fe和其它不可避免的杂质,下述关系式1的 C_s 可以满足0.0002-0.002%的范围。

[0014] [关系式1]

[0015] $C_s = [C] - (12/93) * [Nb]$

[0016] 所述关系式1的[C]和[Nb]分别表示所述基础钢板的C和Nb的含量(重量%)。

[0017] 所述基础钢板可以是冷轧钢板。

[0018] 所述基础钢板的微细组织可以是铁素体单相组织,以相对于所述基础钢板的截面的面积比例计,所述铁素体单相组织的晶粒中平均直径为8 μ m以下的晶粒的占有率可以为70%以上。

[0019] 所述镀覆钢板的下烘烤硬化(L-BH)值可以为30MPa以上,所述镀覆钢板的时效指数(AI)可以为0.2%以下。

[0020] 所述镀覆钢板的屈服强度可以为210MPa以上,所述镀覆钢板的伸长率可以为35%以上。

[0021] 本发明的一个方面的具有优异的常温抗时效性和烘烤硬化性的锌系镀覆钢板包括基础钢板和形成在所述基础钢板的表面的锌系镀层,以重量%计,所述基础钢板包含:C:0.005%以下(0%除外)、Mn:0.1-1.0%、Si:0.3%以下(0%除外)、P:0.01-0.08%、S:0.01%以下、N:0.01%以下、酸溶铝:0.01-0.06%、Nb:0.002-0.02%、B:0.001-0.004%(0.001%除外)、余量的Fe和其它不可避免的杂质,并且下述关系式2的 R_B 可以为1.2以上。

[0022] [关系式2]

[0023] $R_B = R(BH) / R(AI)$

[0024] 所述关系式2的R(BH)是指在170℃下将所述锌系镀覆钢板热处理20分钟时,所述基础钢板中从铁素体晶界沿晶粒内方向20nm以内存在的B的浓度比,所述关系式2的R(AI)是指在100℃下将所述锌系镀覆钢板热处理60分钟时,所述基础钢板中从铁素体晶界沿晶粒内方向20nm以内存在的B的浓度比。

[0025] 所述基础钢板可以是冷轧钢板。

[0026] 所述基础钢板的微细组织可以是铁素体单相组织,以相对于所述基础钢板的截面的面积比例计,所述铁素体单相组织的晶粒中平均直径为8 μ m以下的晶粒的占有率可以为70%以上。

[0027] 所述镀覆钢板的下烘烤硬化(L-BH)值可以为30MPa以上,所述镀覆钢板的时效指数(AI)可以为0.2%以下。

[0028] 所述镀覆钢板的屈服强度可以为210MPa以上,所述镀覆钢板的伸长率可以为35%以上。

[0029] 本发明的一个方面的具有优异的常温抗时效性和烘烤硬化性的锌系镀覆钢板包

括基础钢板和形成在所述基础钢板的表面的锌系镀层,以重量%计,所述基础钢板包含:C:0.005%以下(0%除外)、Mn:0.1-1.0%、Si:0.3%以下(0%除外)、P:0.01-0.08%、S:0.01%以下、N:0.01%以下、酸溶铝:0.01-0.06%、Nb:0.002-0.02%、B:0.001-0.004%(0.001%除外)、余量的Fe和其它不可避免的杂质,下述关系式1的 C_s 可以满足0.0002-0.002%的范围,下述关系式2的 R_b 可以为1.2以上。

[0030] [关系式1]

[0031] $C_s = [C] - (12/93) * [Nb]$

[0032] 所述关系式1的[C]和[Nb]分别表示所述基础钢板的C和Nb的含量(重量%)。

[0033] [关系式2]

[0034] $R_b = R(BH) / R(AI)$

[0035] 所述关系式2的R(BH)是指在170℃下将所述锌系镀覆钢板热处理20分钟时,所述基础钢板中从铁素体晶界沿晶粒内方向20nm以内存在的B的浓度比,所述关系式2的R(AI)是指在100℃下将所述锌系镀覆钢板热处理60分钟时,所述基础钢板中从铁素体晶界沿晶粒内方向20nm以内存在的B的浓度比。

[0036] 所述基础钢板可以是冷轧钢板。

[0037] 所述基础钢板的微细组织可以是铁素体单相组织,以相对于所述基础钢板的截面的面积比例计,所述铁素体单相组织的晶粒中平均直径为8μm以下的晶粒的占有率可以为70%以上。

[0038] 所述镀覆钢板的下烘烤硬化(L-BH)值可以为30MPa以上,所述镀覆钢板的时效指数(AI)可以为0.2%以下。

[0039] 所述镀覆钢板的屈服强度可以为210MPa以上,所述镀覆钢板的伸长率可以为35%以上。

[0040] 本发明的一个方面的具有优异的常温抗时效性和烘烤硬化性的锌系镀覆钢板可以通过如下步骤来制造:在1160-1250℃的温度范围内,将板坯进行再加热,以重量%计,所述板坯包含:C:0.005%以下(0%除外)、Mn:0.1-1.0%、Si:0.3%以下(0%除外)、P:0.01-0.08%、S:0.01%以下、N:0.01%以下、酸溶铝:0.01-0.06%、Nb:0.002-0.02%、B:0.001-0.004%(0.001%除外)、余量的Fe和其它不可避免的杂质,在850-1150℃的温度范围内,将经过再加热的所述板坯进行热轧,以提供热轧钢板,以10-70℃/秒的平均冷却速度,将所述热轧钢板进行冷却,并在500-750℃的温度范围内进行收卷,以70-90%的压下率,将经过收卷的所述热轧钢板进行冷轧,以提供热轧钢板,在氢气浓度为3-30%的炉内气氛中,将所述冷轧钢板加热至750-860℃的温度范围进行连续退火;将经过连续退火的所述冷轧钢板进行冷却;将所述冷轧钢板作为基础钢板提供,并浸渍于热浸镀锌系浴中。

[0041] 此时,所述冷轧可以通过多个轧辊依次进行下压来完成,所述轧辊中的第一个轧辊的压下率可以为20-40%,所述基础钢板中,下述关系式1的 C_s 可以满足0.0002-0.002%的范围,并且下述关系式2的 R_b 可以为1.2以上。

[0042] [关系式1]

[0043] $C_s = [C] - (12/93) * [Nb]$

[0044] 所述关系式1的[C]和[Nb]分别表示所述基础钢板的C和Nb的含量(重量%)。

[0045] [关系式2]

[0046] $R_b = R(BH) / R(AI)$

[0047] 所述关系式2的R(BH)是指在170℃下将所述锌系镀覆钢板热处理20分钟时,所述基础钢板中从铁素体晶界沿晶粒内方向20nm以内存在的B的浓度比,所述关系式2的R(AI)是指在100℃下将所述锌系镀覆钢板热处理60分钟时,所述基础钢板中从铁素体晶界沿晶粒内方向20nm以内存在的B的浓度比。

[0048] 可以以2-10℃/秒的平均冷却速度,将经过退火的所述冷轧钢板进行一次冷却,冷却至630-670℃;可以以3-20℃/秒的平均冷却速度,将经过一次冷却的所述冷轧钢板进行二次冷却,冷却至440-480℃。

[0049] 所述冷轧钢板可以浸渍于440-480℃的热浸镀锌系浴中。

[0050] 可以以0.3-1.6%的压下率,将所述锌系镀覆钢板进行平整轧制。

[0051] 有益效果

[0052] 根据本发明的一个方面,可以提供一种具有优异的常温抗时效性和烘烤硬化性的锌系镀覆钢板及其制造方法,所述锌系镀覆钢板的屈服强度为210MPa以上,用于评价常温抗时效性的时效指数(Aging Index, AI)为0.2以下,用于评价烘烤硬化性的下烘烤硬化(Lower-Bake Hardening, L-BH)值为30MPa以上。

[0053] 最佳实施方式

[0054] 本发明涉及一种具有优异的常温抗时效性和烘烤硬化性的锌系镀覆钢板及其制造方法,以下对本发明的优选的实施方案进行说明。本发明的实施方案可以变形为各种形式,不应解释为本发明的范围限定于以下说明的实施方案。本实施方案是为了向本发明所属技术领域中通常的技术人员更详细地说明本发明而提供的。

[0055] 本发明的一个方面的具有优异的常温抗时效性和烘烤硬化性的锌系镀覆钢板包括基础钢板和形成在所述基础钢板的表面的锌系镀层。

[0056] 以重量%计,所述基础钢板包含:C:0.005%以下(0%除外)、Mn:0.1-1.0%、Si:0.3%以下(0%除外)、P:0.01-0.08%、S:0.01%以下、N:0.01%以下、酸溶铝(sol. Al):0.01-0.06%、Nb:0.002-0.02%、B:0.001-0.004%(0.001%除外)、余量的Fe和其它不可避免的杂质。

[0057] 本发明的基础钢板可以是冷轧钢板,但不应解释为本发明的基础钢板必须为冷轧钢板。此外,本发明的锌系镀层可以包括热浸镀锌系镀层和热浸镀锌系合金镀层,但不应解释为本发明的锌系镀层必须是锌系镀层和热浸镀锌系合金镀层。

[0058] 以下,对本发明的钢的组分进行更详细的说明。以下,除非另有说明,用于表示各元素的含量的%是以重量为基准。

[0059] 碳(C):0.005%以下(0%除外)

[0060] 碳(C)是间隙固溶元素,钢材中固溶的碳(C)与通过平整轧制形成的位错相互作用(钉扎(Locking))而发挥烘烤硬化性,因此碳(C)的含量越高,越提高烘烤硬化性。在本发明中,为了实现这种效果,必须添加碳(C),因此在碳(C)含量的下限中可以排除0%。但是,当过量的固溶碳(C)存在于钢材中时,部件在成型时引起称为橘皮(Orange Peel)的表面缺陷,由此可能会导致时效不良,因此本发明中可以将碳(C)含量的上限限制为0.005%。本发明中对碳(C)含量的下限不作特别限定,但是考虑到在炼钢工艺中不可避免地包含的范围,优选地,可以将碳(C)含量的下限限制为0.001%。

[0061] 锰(Mn):0.1-1.0%

[0062] 锰(Mn)是固溶强化元素,不仅有助于提高钢材的强度,而且还起到使钢材中的硫(S)以MnS析出的作用。在本发明中,为了实现通过MnS的析出而提高拉拔性的效果,可以将锰(Mn)含量的下限限制为0.1%。但是,当添加过多的锰(Mn)时,与增加屈服强度无关地,由于过度的锰(Mn)的固溶而可能会降低拉拔性,因此本发明中可以将锰(Mn)含量的上限限制为1.0%。因此,本发明的锰(Mn)的含量可以为0.1-1.0%的范围,更优选地,锰(Mn)的含量可以为0.2-0.9%的范围。

[0063] 硅(Si):0.3%以下(0%除外)

[0064] 硅(Si)是通过固溶强化而有助于提高钢材的强度的元素。但是,在本发明中,硅(Si)并不属于为了确保强度而特意添加的元素。这是因为本发明中即使不添加硅(Si),在确保所期望的物理性能方面也没有很大的阻碍。但是,考虑到在炼钢工艺中不可避免地包含的范围,在本发明的硅(Si)的含量中可以排除0%。另外,当添加过多的硅(Si)时,发生镀覆表面特性变差的问题,因此本发明中可以将硅(Si)含量的下限限制为0.3%,更优选地,硅(Si)含量的下限可以为0.2%。

[0065] 磷(P):0.01-0.08%

[0066] 磷(P)具有优异的固溶效果,并且是在不大幅损害拉拔性的情况下确保钢的强度的最有效的元素。尤其,磷(P)容易偏析在晶界上,并在进行退火时阻碍晶粒生长,从而有助于晶粒微细化,因此也是有助于提高常温抗时效性的元素。在本发明中,为了实现如上所述的提高强度和常温抗时效性的效果,可以将磷(P)含量的下限限制为0.01%。另一方面,当添加过多的磷(P)时,过量的固溶P偏析在晶界上,因此存在丧失本发明中所需要的B和C的晶界偏析的机会的可能性,由此存在不能确保本发明所期望的常温抗时效性的可能性。此外,当添加过多的磷(P)时,随着磷(P)的晶界偏析的增加,可能会发生二次加工脆性的问题,因此本发明中可以将磷(P)含量的上限限制为0.08%。因此,本发明的磷(P)含量可以为0.01-0.08%的范围,更优选地,磷(P)的含量可以为0.015-0.075%的范围。

[0067] 硫(S):0.01%以下

[0068] 硫(S)是在炼钢工艺中不可避免地包含的杂质,优选将硫的含量尽可能控制得低。尤其,钢中的硫(S)是增加发生红热脆性的可能性的元素,因此本发明中可以将硫(S)含量的上限限制为0.01%。更优选地,硫(S)含量的上限可以为0.008%。

[0069] 氮(N):0.01%以下

[0070] 氮(N)也是在炼钢工艺中不可避免地包含的杂质,优选将氮的含量尽可能控制得低。但是,为了将氮(N)的含量控制在低的水平,会过度增加精炼成本,因此本发明中可以将氮(N)含量的上限限制为可操作范围的0.01%,更优选地,氮(N)含量的上限可以为0.008%。

[0071] 酸溶铝(sol.Al):0.01-0.06%

[0072] 酸溶铝(sol.Al)是为了粒度的微细化和脱氧而添加的元素,在本发明中,为了制造铝镇静(Al-killed)钢,可以将酸溶铝(sol.Al)的下限限制为0.01%。但是,当添加过多的酸溶铝(sol.Al)时,由于晶粒微细化的效果而有利于提高钢材的强度,但是在炼钢连铸操作时形成过多的夹杂物,从而发生镀覆钢板的表面不良的可能性会增加,而且可能会导致制造成本的急剧增加,因此本发明中可以将酸溶铝(sol.Al)含量的上限限制为0.06%。

因此,本发明的酸溶铝(sol.Al)的含量可以为0.01-0.06%的范围,更优选地,酸溶铝(sol.Al)的含量可以为0.02-0.55%的范围。

[0073] 铌(Nb):0.002-0.02%

[0074] 铌(Nb)是本发明中对钢材的烘烤硬化性和抗时效性产生影响的主要元素。这是因为随着固溶在钢材内部的碳(C)的含量增加,会提高抗时效性,但烘烤硬化性显示出降低的趋势,但是在热轧时铌(Nb)与钢材内部的碳(C)结合而形成NbC析出物,因此可以控制固溶的碳(C)含量。因此,本发明中通过将铌(Nb)的含量调节为适当的水平,将钢材中的固溶碳(C)的含量控制在适当的水平,由此确保适当水平以上的烘烤硬化性和抗时效性。

[0075] 当铌(Nb)的含量小于0.002%时,以NbC析出的碳(C)的含量少,从而钢材内部的碳(C)大部分以固溶碳(C)的形式残留,由此无法充分确保常温抗时效性。此外,当铌(Nb)的含量超过0.02%时,钢中的碳(C)大部分以NbC析出,固溶在钢材内部的碳(C)的含量完全不足,由此无法确保所需要的烘烤硬化特性。因此,本发明的铌(Nb)的含量可以为0.002-0.02%的范围。优选地,铌(Nb)的含量可以为0.003-0.02%的范围,更优选地,铌(Nb)的含量可以为0.004-0.015%的范围。

[0076] 硼(B):0.001-0.004%(0.001%除外)

[0077] 硼(B)是本发明中对钢材的烘烤硬化性和抗时效性产生影响的重要元素。已知硼(B)是在含有大量磷(P)的超低碳钢中为了防止因晶界脆化引起的二次加工脆性而添加的元素。通常,与其它元素相比,硼(B)是晶界偏析倾向高的元素,因此通过添加硼(B)来抑制磷(P)的晶界偏析,从而可以起到防止二次加工脆性的作用。但是,本发明人利用这种硼(B)的晶界偏析特性进行了大量的与常温抗时效性和烘烤硬化性相关的实验,并基于该结果得出了本发明的硼(B)的含量。

[0078] 时效性和烘烤硬化性是相似的机理,是通过固溶元素(C、B等)与位错(Dislocation)的相互作用(钉扎)发生的机理。即,随着固溶元素与位错的相互作用增加,时效性和烘烤硬化性同时增加。另一方面,就用作汽车的外板材料的烘烤硬化钢而言,其时效硬化性优异且时效性越低则越有利,即,时效硬化性和抗时效性越优异则越有利,因此通过控制适当水平的合金成分来确保一定水平以上的时效硬化性和抗时效性是非常重要的。

[0079] 在钢材的退火过程中使硼(B)偏析在晶界并在常温下稳定化时,在低的时效评价温度(约100℃)下大部分硼(B)仍然残留在晶界上,并且抑制硼(B)向晶粒内的扩散。因此,可以抑制位错与硼(B)的相互作用,由此可以有效地确保常温抗时效性。另一方面,偏析在晶界上的硼(B)在较高的烘烤温度(约170℃)下容易向晶粒内扩散而被固溶,并且晶粒内的固溶硼(B)与位错可以相互作用,从而可以确保烘烤硬化性。即,本发明中利用硼(B)在时效评价温度(约100℃)和烘烤温度(170℃)下显示出的不同的行为特性来确保一定水平以上的抗时效性和时效硬化性。

[0080] 在本发明中,为了确保烘烤硬化性,欲将在烘烤温度下向晶粒内扩散的硼(B)的含量确保为一定水平以上,因此硼(B)含量的下限可以限制为超过0.001%的范围。另一方面,当添加过多的硼(B)时,硼(B)过度偏析在晶界上,因此与烘烤硬化性的增加无关地,必然会伴随抗时效性的降低,由此增加镀覆钢板的镀层发生剥离的可能性,因此本发明中可以将硼(B)含量的上限限制为0.004%。因此,本发明的硼(B)含量可以为超过0.001%且0.004%以下的范围。优选地,硼(B)含量可以为超过0.001%且0.003%以下的范围,更优选地,硼

(B) 含量可以为超过0.0013%且0.0025%以下的范围。

[0081] 在本发明中,除了如上所述的钢的组分之外,余量可以包含Fe和不可避免的杂质。不可避免的杂质是在通常的钢铁制造工艺中不可避免地掺入的,因此不能完全排除,通常的钢铁制造领域的技术人员可以容易地理解该含义。此外,本发明中并不是完全排除前面所提及的钢的组分之外的其它组分的添加。

[0082] 根据本发明的一个方面的具有优异的常温抗时效性和烘烤硬化性的锌系镀覆钢板中所包含的基础钢板中可以限制碳(C)和铌(Nb)的含量,以使由以下关系式1表示的 C_s 满足0.0002-0.002%的范围。

[0083] [关系式1]

$$[0084] \quad C_s = [C] - (12/93) * [Nb]$$

[0085] 关系式1的[C]和[Nb]分别表示所述基础钢板的碳(C)和铌(Nb)的含量(重量%)。

[0086] 此外,本发明的一个方面的具有优异的常温抗时效性和烘烤硬化性的锌系镀覆钢板中所包含的基础钢板的由以下关系式2表示的 R_B 可以为1.2以上。

[0087] [关系式2]

$$[0088] \quad R_B = R(BH) / R(AI)$$

[0089] 关系式2的R(BH)是指在170℃下将本发明的一个方面的锌系镀覆钢板热处理20分钟时,基础钢板中从铁素体晶界沿晶粒内方向20nm以内存在的硼(B)的浓度比,所述关系式2的R(AI)是指在100℃下将本发明的一个方面的锌系镀覆钢板热处理60分钟时,基础钢板中从铁素体晶界沿晶粒内方向20nm以内存在的硼(B)的浓度比。

[0090] 以下,对本发明的关系式进行更详细的说明。

[0091] [关系式1]

$$[0092] \quad C_s = [C] - (12/93) * [Nb]$$

[0093] 关系式1的[C]和[Nb]分别表示所述基础钢板的碳(C)和铌(Nb)的含量(重量%),本发明中控制基础钢板的碳(C)和铌(Nb)的含量,以使通过关系式1计算出的 C_s 值满足0.0002-0.002%。

[0094] 关系式1的 C_s 表示包含在钢材中的碳(C)随着铌(Nb)的添加析出为NbC后,钢中所残留的固溶碳(C)的含量。本发明的发明人通过实验确认了将通过关系式1计算出的 C_s 值控制为一定水平时,可以确保一定水平以下的抗时效性和烘烤硬化性,并且确认了将包含在基础钢板中的碳(C)和铌(Nb)的含量进行控制,以使通过关系式1计算出的 C_s 值满足0.0002-0.002%时,可以确保本发明所期望的抗时效性和烘烤硬化性。

[0095] 当 C_s 值小于0.0002%时,基础钢板中几乎不存在固溶的碳(C),因此无法确保本发明所需要的30MPa以上的下烘烤硬化(L-BH)值,当 C_s 值小于0.0002%时,虽然可以添加过量的硼(B)以通过固溶硼(B)来确保烘烤硬化性,但是随着添加过量的硼(B),制造工艺的铸造性变差,并且在最终产品中,基础钢板与锌系镀层之间存在过量的硼(B)氧化物,因此可能会发生镀层剥离的问题。此外,当 C_s 值超过0.002%时,由于固溶在基础钢板中的碳(C)而会发生抗时效性的问题,并且在确保客户所要求的6个月以上的时效方面存在问题。因此,本发明的关系式1提出了用于确保最佳的抗时效性和烘烤硬化性的条件,可以控制本发明的基础钢板中所包含的碳(C)和铌(Nb)的含量,以使关系式1的 C_s 值满足0.0002-0.002%的范围。

[0096] [关系式2]

[0097] $R_B = R(BH) / R(AI)$

[0098] 关系式2的R(BH)是指在170℃下将本发明的一个方面的锌系镀覆钢板热处理20分钟时,基础钢板中从铁素体晶界沿晶粒内方向20nm以内存在的硼(B)的浓度比,所述关系式2的R(AI)是指在100℃下将本发明的一个方面的锌系镀覆钢板热处理60分钟时,基础钢板中从铁素体晶界沿晶粒内方向20nm以内存在的硼(B)的浓度比。本发明的基础钢板的由关系式2计算出的 R_B 值可以满足1.2以上的范围。

[0099] 关系式2是表示根据温度的基础钢板的晶界和晶粒内的硼(B)的浓度的行为的关系式,并表示在时效评价温度(约100℃)下分布在晶粒内的硼(B)的浓度与在烘烤温度(约170℃)下分布在晶界上的硼(B)的浓度之比。本发明的发明人通过各种实验条件研究硼(B)的晶界偏析和扩散迁移,并且确认了当关系式2的 R_B 值为一定水平以上时,可以确保特定水平以上的烘烤硬化性和抗时效性。尤其,基础钢板中的晶粒尺寸、硼(B)含量等各种因素会影响硼(B)的晶界偏析和扩散迁移,但是关系式2的技术意义在于,可以利用在低温条件下进行热处理时偏析在晶界上的硼(B)的含量与在高温条件下进行热处理时向晶粒内扩散迁移的硼(B)的含量之比得出统一的结果。即,当通过关系式2计算出的 R_B 值小于1.2时,该钢板不符合本发明所需的特性,并且确认了当硼(B)的含量相对较少或晶粒粗大时,得出的 R_B 值小于1.2,从而无法确保特定水平以上的烘烤硬化性和抗时效性。

[0100] 本发明的一个方面的锌系镀覆钢板的下烘烤硬化(L-BH)值可以满足30MPa以上的同时满足0.2%以上的时效指数(AI)。此外,本发明的一个方面的锌系镀覆钢板具有210MPa以上的屈服强度和35%以上的伸长率,因此可以确保适合用作汽车外板板材的物理性能。

[0101] 本发明的一个方面的锌系镀覆钢板的基础钢板具有铁素体单相组织作为微细组织,并且以相对于基础钢板的截面的面积比例计,铁素体单相组织的晶粒中平均直径为8 μ m以下的晶粒的占有率可以为70%以上。即,当微细组织的晶粒粗大时,即使添加硼(B),其效果可能也甚微,因此本发明的基础钢板优选具有一定水平以下的微细化的晶粒。

[0102] 本发明的一个方面的制造具有优异的常温抗时效性和烘烤硬化性的锌系镀覆钢板的方法中,将具有前述组分和条件的基础钢板浸渍于热浸镀锌系浴中进行镀覆,从而可以提供镀覆钢板。

[0103] 以下,对本发明的制造方法进行更详细的说明。

[0104] 本发明的一个方面的具有优异的常温抗时效性和烘烤硬化性的锌系镀覆钢板可通过如下步骤来制造:在1160-1250℃的温度范围内,将板坯进行再加热,以重量%计,所述板坯包含:C:0.005%以下(0%除外)、Mn:0.1-1.0%、Si:0.3%以下(0%除外)、P:0.01-0.08%、S:0.01%以下、N:0.01%以下、酸溶铝(sol.Al):0.01-0.06%、Nb:0.002-0.02%、B:0.001-0.004%(0.001%除外)、余量的Fe和其它不可避免的杂质,在850-1150℃的温度范围内,将经过再加热的所述板坯进行热轧,以提供热轧钢板,以10-70℃/秒的平均冷却速度,将所述热轧钢板进行冷却,并在500-750℃的温度范围内进行收卷,以70-90%的压下率,将经过收卷的所述热轧钢板进行冷轧,以提供冷轧钢板,在氢气浓度为3-30%的炉内气氛中,将所述冷轧钢板加热至750-860℃的温度范围进行连续退火;将经过连续退火的所述冷轧钢板进行冷却;将所述冷轧钢板作为基础钢板提供,并浸渍于热浸镀锌系浴中。

[0105] 此时,所述冷轧可以通过多个轧辊依次进行下压来完成,所述轧辊中的第一个轧

辊的压下率可以为20-40%，所述基础钢板中，下述关系式1的 C_s 可以满足0.0002-0.002%的范围，并且下述关系式2的 R_B 可以为1.2以上。

[0106] [关系式1]

[0107] $C_s = [C] - (12/93) * [Nb]$

[0108] 所述关系式1的[C]和[Nb]分别表示所述基础钢板的C和Nb的含量(重量%)。

[0109] [关系式2]

[0110] $R_B = R(BH) / R(AI)$

[0111] 所述关系式2的R(BH)是指在170℃下将所述锌系镀覆钢板热处理20分钟时，所述基础钢板中从铁素体晶界沿晶粒内方向20nm以内存在的B的浓度比，所述关系式2的R(AI)是指在100℃下将所述锌系镀覆钢板热处理60分钟时，所述基础钢板中从铁素体晶界沿晶粒内方向20nm以内存在的B的浓度比。

[0112] 板坯的再加热

[0113] 本发明的板坯的钢组分对应于前述钢板的钢组分，因此以前述的钢板的钢组分的说明来代替对本发明的板坯的钢组分的说明。在一定温度范围内，可以将具有前述的钢组分的板坯进行再加热。当再加热温度小于1160℃时，板坯的夹杂物等未能充分再溶解，可能会成为热轧后发生表面缺陷和材质偏差的原因。此外，当再加热温度超过1250℃时，由于奥氏体晶粒的异常生长，可能会降低最终钢材的强度。因此，本发明的板坯的再加热温度范围可以为1160-1250℃。

[0114] 热轧

[0115] 可以将经过再加热的板坯进行热轧，以提供热轧钢板。当热轧的起始温度超过1150℃时，热轧钢板的温度过度升高，使得晶粒尺寸粗大，并且可能会使热轧钢板的表面质量变差。此外，当热轧的终止温度小于850℃时，由于过度延迟的再结晶，伸长的晶粒发达，并且获得高屈强比，因此冷轧性和剪切加工性可能会变差。因此，本发明的热轧可以在850-1150℃的温度范围进行。

[0116] 冷却及收卷

[0117] 以10-70℃/秒的平均冷却速度，将热轧后的热轧钢板进行冷却至500-750℃的温度范围，并在500-750℃的温度范围内进行收卷，从而可以提供热轧卷材。当平均冷却速度小于10℃/秒时，形成粗大的铁素体晶粒，从而使微细组织不均匀，当平均冷却速度超过70℃/秒时，不仅会使钢板形状变差，而且沿钢板的厚度方向引起微细组织的不均匀性，从而可能会使钢板的剪切加工性变差。当热轧钢板的收卷温度小于500℃时，由于过低的收卷温度而会使钢板形状变差，当热轧钢板的收卷温度超过750℃时，形成粗大的铁素体晶粒，并且形成粗大的碳化物和氮化物，从而可能会使钢的材质变差。

[0118] 冷轧

[0119] 冷轧可以以70-90%的压下率进行。当冷轧的压下率小于70%时，可能难以确保最终产品的目标厚度，并且可能难以矫正钢板的形状。此外，当冷轧的压下率超过90%时，在钢板的边缘(edge)部可能会产生裂纹，并且可能会引起冷轧设备的负荷过大的问题。

[0120] 本发明的冷轧可以通过沿一个方向依次排列的多个轧辊进行，第一个轧辊的压下率可以限制在一定的范围。当第一个轧辊的压下率小于20%时，在控制钢板的形状和确保微细组织方面存在局限性，尤其，当第一个轧辊的压下率小于20%时，以相对于基础钢板的

截面的面积比例计,无法确保铁素体单相组织的晶粒中平均直径为 $8\mu\text{m}$ 以下的晶粒的占有率为70%以上。此外,当第一个轧辊的压下率超过40%时,可能会发生设备负荷,因此本发明的第一个轧辊的压下率可以限制为20-40%。更优选地,第一个轧辊的压下率可以为25-35%。

[0121] 连续退火

[0122] 可以将冷轧后的冷轧钢板加热至750-860℃的温度范围进行连续退火。当退火温度小于750℃时,未能充分完成再结晶,因此生成混晶组织的可能性高,当退火温度超过860℃时,退火炉发生设备负荷的可能性高。因此,本发明的连续退火温度可以为750-860℃,更优选地,退火温度可以为770-830℃。

[0123] 此外,本发明的连续退火可以在氢气浓度为3-30%的炉内气氛中进行。当氢气浓度小于3%时,钢中所含有的诸如硅(Si)、锰(Mn)和硼(B)等氧亲和力高的元素产生表面富集物的可能性增加,因此可能会引发凹痕缺陷和镀覆缺陷。当氢气浓度超过30%时,不仅会使Si、Mn和B的抑制缺陷的效果达到极限,而且可能会引发制造成本的过度增加。因此,本发明的连续退火可以在氢气浓度为3-30%的炉内气氛中进行,更优选地,氢气浓度的范围可以为5-20%。

[0124] 一次冷却

[0125] 可以以2-10℃/秒的平均冷却速度,将连续退火后的冷轧钢板进行一次冷却,冷却至630-670℃的温度范围。当一次冷却的平均冷却速度小于2℃/秒,或者一次冷却的冷却终止温度超过670℃时,铁素体单相组织的晶粒过度粗大化,因此无法充分发挥硼(B)的晶界偏析效果。即,以相对于基础钢板的截面的面积比例计,平均直径为 $8\mu\text{m}$ 以下的晶粒的占有率未能达到70%,因此即使添加一定量以上的硼(B),也无法充分发挥硼(B)的晶界偏析效果。此外,当一次冷却的平均冷却速度超过10℃/秒,或者一次冷却的冷却终止温度小于630℃时,铁素体单相组织的晶粒微细化,从而可以增加硼(B)的晶界偏析效果,但钢板形状可能会发生扭曲,并且在冷却工艺前后发生设备温度的过度不均衡,因此可能会引发设备负荷。

[0126] 二次冷却

[0127] 可以以3-20℃/秒的平均冷却速度,将一次冷却后的冷轧钢板进行二次冷却,冷却至440-480℃的温度范围。在本发明中,二次冷却的冷却速度不会对钢板的物理性能产生大的影响,但是为了确保优异的钢板形状,将二次冷却速度控制为一定的范围。当二次冷却的冷却速度超过20℃/秒时,可能会发生钢板形状的扭曲等问题,当二次冷却的冷却速度小于3℃/秒时,由于过慢的冷却速度,在经济性方面可能会不利。

[0128] 浸渍于镀浴

[0129] 可以将二次冷却后的冷轧钢板浸渍于440-480℃的热浸镀锌系浴中以形成锌系镀层。锌系镀浴可以是纯锌(Zn)镀浴或包含硅(Si)、铝(Al)和镁(Mg)等的锌系合金镀浴。此外,根据需要可以对锌系镀覆钢板进行合金化热处理,并且合金化热处理可以在500-540℃的温度范围进行。

[0130] 平整轧制

[0131] 为了向锌系镀覆钢板进一步赋予烘烤硬化性,根据需要可以进行平整轧制。当平整轧制的压下率小于0.3%时,无法形成确保烘烤硬化性所需的充分的位错的可能性高,当

平整轧制的压下率超过1.6%时,可能会发生镀覆表面缺陷,因此本发明的平整轧制的压下率可以限制为0.3-1.6%。更优选地,平整轧制的压下率可以为0.5-1.4%。

具体实施方式

[0132] 以下,通过实施例对本发明进行更具体的说明。但是,需要注意的是,下述的实施例仅用于例示本发明而进行具体说明,并不用于限制本发明的权利范围。

[0133] 制造具有下述表1中记载的合金组成的钢坯,然后通过下述表2中记载的制造工艺来制造锌系镀覆钢板试片。作为参考,下述表1的钢种1、2、4和5属于合金化热浸镀锌钢板(GA钢板),钢种3和6属于热浸镀锌钢板。钢种7和8表示利用常规的超低碳钢的BH钢。

[0134] [表1]

[0135]

钢种	合金成分(重量%)								
	C	Mn	Si	P	S	N	酸溶铝	Nb	B
1	0.0018	0.41	0.06	0.032	0.006	0.003	0.021	0.0078	0.0028
2	0.0019	0.35	0.05	0.041	0.005	0.003	0.034	0.0081	0.0031
3	0.0021	0.82	0.05	0.016	0.004	0.002	0.045	0.0065	0.0031
4	0.0016	0.25	0.06	0.035	0.004	0.003	0.043	0.0052	0.0034
5	0.0035	0.18	0.04	0.071	0.006	0.004	0.052	0.016	0.0013
6	0.0046	0.43	0.08	0.035	0.004	0.005	0.026	0.018	0.0012
7	0.0019	0.61	0.06	0.062	0.004	0.002	0.035	0.0081	0.0007
8	0.0021	0.58	0.07	0.064	0.007	0.004	0.045	0	0

[0136] [表2]

[0137]

钢种	类别	热轧				冷轧		连续退火				
		再加热 温度 (°C)	精轧 温度 (°C)	冷却 速度 (°C/秒)	收卷 温度 (°C)	冷轧 压下率 (%)	初始 压下率 (%)	退火 温度 (°C)	炉内 氢气 浓度 (%)	一次 冷却 速度 (°C/秒)	二次 冷却 速度 (°C/秒)	平整 压下率 (%)
1	条件 1	1185	912	25	582	81	29	782	5.1	2.7	4.2	0.8
	条件 2	1184	921	24	602	79	26	785	4.5	2.5	4.3	0.92
2	条件 3	1187	918	31	565	82	28	792	5.2	3.5	3.3	0.85
	条件 4	1187	896	28	581	81	23	796	6.1	3.0	3.7	0.78
3	条件 5	1214	903	27	712	79	30	801	5.8	4.3	5.1	1.2
	条件 6	1212	924	45	708	78	33	812	5.2	9.1	6.1	1.3
4	条件 7	1195	912	43	765	79	31	811	6.1	5.6	6.3	1.1
	条件 8	1196	921	35	602	78	34	806	3.5	5.2	8.4	1.45
5	条件 9	1224	914	32	612	65	18	802	3.5	4.5	11.4	0.3
	条件 10	1228	923	6	635	86	42	798	3.1	8.5	12.1	0.8
6	条件 11	1187	906	19	623	74	17	772	3.5	7.7	8.9	0.8
	条件 12	1194	908	22	625	82	34	798	33.1	12.2	7.2	0.92
7	条件 13	1189	916	25	596	81	35	825	3.6	4.8	6.5	1.03
8	条件 14	1201	915	26	632	80	37	826	4.4	3.9	6.5	1.36

[0138] 利用具有表1的组分的板坯,并以表2的条件制造锌系合金镀覆钢板试片,评价各个试片的物理性能等,并示于下述表3中。拉伸强度是根据ASTM标准,沿试片的长度方向进行拉伸试验来进行测量,就时效指数(Aging Index, AI)而言,在100°C下,将各个试片热处理60分钟,然后沿垂直于轧制方向的方向进行拉伸试验,测量屈服点下的伸长率(YP-EL)。就微细组织而言,对各个试片的截面,用光学显微镜观察基础钢板的1/4*t位置处(其中,t表示试片的厚度)并进行分析。此外,就与关系式2相关的R(BH)和R(AI)值而言,对各个试片的截面,在基础钢板的1/4*t位置处(其中,t表示试片的厚度),利用原子探针层析技术(Atom Probe Tomography, APT)以原子单位观察B,并测量B的浓度比。

[0139] [表3]

[0140]

钢种	类别	平均直径 为8 μm 以下 的晶粒 的占有率 (%)	关系式 1 C_s (重量%)	关系式 2 R_b	AI (YP-EL) (%)	L-BH (MPa)	YS (MPa)	TS (MPa)	EL (%)	备注
1	条件 1	76.1	0.0008	1.35	0	38	221	365	39	发明例 1
	条件 2	79.0	0.0008	1.42	0	39	226	371	38	发明例 2
2	条件 3	81.2	0.0009	1.36	0	36	216	365	40	发明例 3
	条件 4	80.6	0.0009	1.42	0	36	215	362	40	发明例 4
3	条件 5	78.5	0.0013	1.28	0	37	243	382	37	发明例 5
	条件 6	77.5	0.0013	1.46	0	36	246	386	36	发明例 6
4	条件 7	35.6	0.0009	1.03	0.36	32	216	356	41	比较例 1
	条件 8	78.2	0.0009	1.43	0	35	217	358	41	发明例 7
5	条件 9	63.5	0.0014	1.18	0.65	42	231	364	38	比较例 2
	条件 10	61.5	0.0014	1.06	0.42	41	236	369	37	比较例 3
6	条件 11	67.7	0.0023	1.22	0.22	25	257	376	33	比较例 4
	条件 12	85.6	0.0023	1.30	0.39	38	221	368	37	比较例 5
7	条件 13	66.3	0.0009	0.4	0	19	216	346	41	比较例 6
8	条件 14	63.2	0.0021	0	1.23	26	221	359	37	比较例 7

[0141] 本发明中所需要的特性基本上应满足屈服强度为210MPa,下烘烤硬化(L-BH)值为30MPa以上,时效指数(AI,YP-EL)为0.2%以下,以在常温下具有6个月以上的抗时效保证。发明例1-7满足本发明所需的全部特性,但是比较例1-7不满足本发明所需特性中的任一种以上,因此可以确认其不满足高强度性、常温抗时效性或烘烤硬化性中的任一种特性。

[0142] 此外,如表1-3所示,可以确认满足本发明所限制的合金组成和制造条件的发明例1-7的情况下,确保了基础钢板的截面中具有8 μm 以下的平均晶粒尺寸的晶粒的面积比例为70%以上,在这种情况下,可以确认满足了30MPa以上的下烘烤硬化(L-BH)值及0.2%以下的时效指数(AI,YP-EL)。

[0143] 另一方面,比较例1-3的情况下,虽然满足本发明的合金组成,但不满足本发明的工艺条件,因此基础钢板中形成了粗大的晶粒,并且由关系式2计算出的 R_b 值小于1.2,从而可以确认未能确保所期望的时效指数。此外,比较例4和5虽然满足本发明的合金组成,但是由关系式1计算出的 C_s 值超过0.002,因此时效指数(AI,YP-EL)超过2.0,从而可以确认抗时效特性差。此外,比较例4的情况下,第一个轧辊的压下率小于20%,因此可以确认基础钢板的截面中具有8 μm 以下的平均晶粒尺寸的晶粒的面积比例未达到70%。

[0144] 比较例6和7的情况下,B的含量未达到本发明的B的含量,因此可以确认烘烤硬化

特性差。尤其,比较例6中,通过关系式1计算出的 C_s 值满足本发明的范围,但是B的含量仅为0.0007%的水平,因此可以确认不满足本发明中所需的烘烤硬化特性。

[0145] 因此,根据本发明的一个方面,可以提供一种具有优异的常温抗时效性和烘烤硬化性的锌系镀覆钢板及其制造方法,所述锌系镀覆钢板的屈服强度为210MPa以上,评价常温抗时效性的时效指数(Aging Index, AI)为0.2以下,并且评价烘烤硬化性的下烘烤硬化(Lower-Bake Hardening, L-BH)值为30MPa以上。

[0146] 以上,通过实施例对本发明进行了详细的说明,但是与其不同形式的实施例也是可行的。因此,本发明中所记载的权利要求的技术思想和范围并不限定于这些实施例。