



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 102770571 A

(43) 申请公布日 2012. 11. 07

(21) 申请号 201180007358. 1

(51) Int. Cl.

(22) 申请日 2011. 01. 31

*C22C 38/06* (2006. 01)

(30) 优先权数据

*C22C 38/58* (2006. 01)

2010-019193 2010. 01. 29 JP

*C21D 8/02* (2006. 01)

2010-032667 2010. 02. 17 JP

*C21D 9/46* (2006. 01)

*C23C 2/06* (2006. 01)

(85) PCT申请进入国家阶段日

*C23C 2/28* (2006. 01)

2012. 07. 26

(86) PCT申请的申请数据

PCT/JP2011/051896 2011. 01. 31

(87) PCT申请的公布数据

W02011/093490 JA 2011. 08. 04

(71) 申请人 新日本制铁株式会社

地址 日本东京

(72) 发明人 冈本力 杉浦夏子 佐野幸一

若林千智 吉永直树 川崎薰

(74) 专利代理机构 永新专利商标代理有限公司

72002

代理人 张楠 陈建全

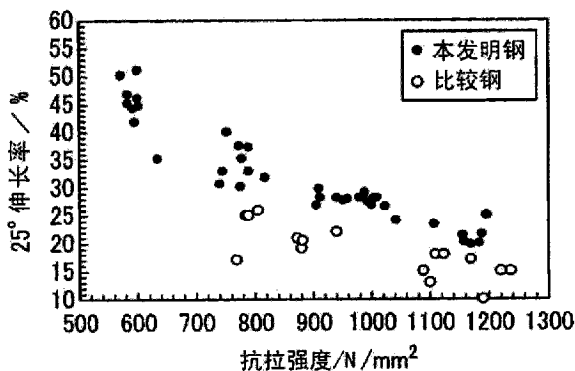
权利要求书 2 页 说明书 17 页 附图 2 页

(54) 发明名称

钢板及钢板制造方法

(57) 摘要

本发明提供一种钢板,其化学成分以质量%计含有:C:0.05%~0.35%、Si:0.05%~2.0%、Mn:0.8%~3.0%、Al:0.01%~2.0%,并限制P:0.1%以下、S:0.05%以下、N:0.01%以下,剩余部分含有铁及不可避免的杂质,以面积率计合计含有50%以上的铁素体相、贝氏体相及回火马氏体相,以面积率计含有3%以上的残留奥氏体相,以个数比计50%以上的上述残留奥氏体相的晶粒在将重心位置的碳浓度设定为 $C_{gc}$ 、将晶界位置的碳浓度设定为 $C_{gb}$ 时,满足式1。



1. 一种钢板,其特征在于,其化学成分以质量%计含有:  
C:0.05%~0.35%、  
Si:0.05%~2.0%、  
Mn:0.8%~3.0%、  
Al:0.01%~2.0%、  
并限制P:0.1%以下、S:0.05%以下、N:0.01%以下,  
剩余部分包含铁及不可避免的杂质,  
以面积率计合计含有50%以上的铁素体相、贝氏体相及回火马氏体相,  
以面积率计含有3%以上的残留奥氏体相,  
以个数比计50%以上的所述残留奥氏体相的晶粒在将重心位置的碳浓度设定为 $C_{gc}$ 、  
将晶界位置的碳浓度设定为 $C_{gb}$ 时,满足式1,  
$$C_{gb}/C_{gc} \geq 1.2 \quad \text{式 1}$$
2. 如权利要求1所述的钢板,其特征在于,所述化学成分以质量%计还含有:  
Mo:0.01%~0.5%、  
Nb:0.005%~0.1%、  
Ti:0.005%~0.2%、  
V:0.005%~0.5%、  
Cr:0.05%~5.0%、  
W:0.05%~5.0%、  
Ca:0.0005%~0.05%、  
Mg:0.0005%~0.05%、  
Zr:0.0005%~0.05%、  
REM:0.0005%~0.05%、  
Cu:0.02%~2.0%、  
Ni:0.02%~1.0%、  
B:0.0003%~0.007%中的至少一种。
3. 如权利要求1所述的钢板,其特征在于,  
所述晶粒的平均粒径为 $10\mu\text{m}$ 以下,  
所述残留奥氏体相中的平均碳浓度为0.7%~1.5%。
4. 如权利要求1所述的钢板,其特征在于,  
以个数比计40%以上的所述晶粒是具有 $1\mu\text{m}$ 以上且低于 $2\mu\text{m}$ 的平均粒径的小径晶粒,  
以个数比计20%以上的所述晶粒是具有 $2\mu\text{m}$ 以上的平均粒径的大径晶粒。
5. 如权利要求4所述的钢板,其特征在于,  
以个数比计50%以上的所述小径晶粒在将重心位置的碳浓度设定为 $C_{gcS}$ 、将晶界位置的碳浓度设定为 $C_{gbS}$ 时,满足式2,  
以个数比计50%以上的所述大径晶粒在将重心位置的碳浓度设定为 $C_{gcL}$ 、将晶界位置的碳浓度设定为 $C_{gbL}$ 时,满足式3,  
$$C_{gbS}/C_{gcS} > 1.3 \quad \text{式 2}$$

1.  $3 > C_{gbL}/C_{gcL} > 1.1$  式 3。

6. 如权利要求 1 ~ 5 中任一项所述的钢板,其特征在於,所述钢板具有被赋予在该钢板的至少一面的镀锌被膜。

7. 如权利要求 1 ~ 5 中任一项所述的钢板,其特征在於,所述钢板具有被赋予在该钢板的至少一面的镀锌合金被膜。

8. 一种钢板制造方法,其特征在於,具备:

热轧工序,将具有权利要求 1 或 2 所述的化学成分的铸坯在  $850^{\circ}\text{C} \sim 970^{\circ}\text{C}$  的精轧温度下实施热轧,制造热轧钢板;

空冷工序,对所述热轧钢板进行 1 秒 ~ 10 秒的空冷;

卷取工序,将空冷的所述热轧钢板以平均计为  $10^{\circ}\text{C} / \text{秒} \sim 200^{\circ}\text{C} / \text{秒}$  的冷却速度冷却至  $650^{\circ}\text{C}$  以下的温度区域后,在  $650^{\circ}\text{C}$  以下的温度范围内进行卷取;

冷轧工序,将卷取的所述热轧钢板在酸洗后以 40% 以上的压下率实施冷轧,制造冷轧钢板;

退火工序,对所述冷轧钢板以  $700^{\circ}\text{C} \sim 900^{\circ}\text{C}$  的最高温度实施退火;

保持工序,将退火的所述冷轧钢板以  $0.1^{\circ}\text{C} / \text{秒} \sim 200^{\circ}\text{C} / \text{秒}$  的平均冷却速度冷却到  $350^{\circ}\text{C} \sim 480^{\circ}\text{C}$  的温度区域,在该温度区域保持 1 秒 ~ 1000 秒;以及

最终冷却工序,对所述冷轧钢板,以  $5^{\circ}\text{C} / \text{秒} \sim 25^{\circ}\text{C} / \text{秒}$  的平均冷却速度在从  $350^{\circ}\text{C}$  至  $220^{\circ}\text{C}$  的温度区域进行一次冷却,再以  $100^{\circ}\text{C} / \text{秒}$  以上或  $5^{\circ}\text{C} / \text{秒}$  以下的平均冷却速度在从  $120^{\circ}\text{C}$  至常温附近的温度区域进行二次冷却。

9. 如权利要求 8 所述的钢板制造方法,其特征在於,

在所述热轧工序中,分别以 20% 以下的变形量在最终的两个道次进行轧制。

10. 如权利要求 8 所述的钢板制造方法,其特征在於,

在所述热轧工序中,使用在冷却至  $1100^{\circ}\text{C}$  以下后再加热至  $1100^{\circ}\text{C}$  以上而得到的铸坯。

11. 如权利要求 8 所述的钢板制造方法,其特征在於,

在所述保持工序之后,还具备将所述钢板浸渍于热浸镀锌浴中的浸渍工序。

12. 如权利要求 11 所述的钢板制造方法,其特征在於,

所述浸渍工序之后,还具备在  $500^{\circ}\text{C} \sim 580^{\circ}\text{C}$  的范围内进行合金化处理的合金化处理工序。

## 钢板及钢板制造方法

### 技术领域

[0001] 本发明涉及钢板及钢板制造方法。该钢板是适合于主要是在冲压加工后使用的汽车等的构造材料、且伸长率及 V 弯曲性以及冲压成型稳定性优异的高强度钢板。

[0002] 本申请基于 2010 年 1 月 29 日在日本申请的特愿 2010-019193 号、及 2010 年 2 月 17 日在日本申请的特愿 2010-032667 号并主张其优先权,在此引用其内容。

### 背景技术

[0003] 对于用于汽车的车身结构的钢板,不仅需要高强度,而且还需要优异的伸长率及 V 弯曲性。

[0004] 根据含有残留奥氏体相的 TRIP(Transformation Induced Plasticity) 钢板,利用 TRIP 效应发挥高强度和高伸长率是已知的。

[0005] 在专利文献 1 中,为了提高残留奥氏体钢的伸长率,公开了确保较高的残留奥氏体相的分率而控制两种铁素体相(贝氏体铁素体相、多边形铁素体相)的技术。

[0006] 在专利文献 2 中,为了确保伸长率和形状固定性,公开了以长宽比规定奥氏体相的的技术。

[0007] 在专利文献 3 中,为了提高伸长率,公开了使奥氏体相的分布最适合化的技术。

[0008] 另外,在专利文献 4 及专利文献 5 中,公开了通过组织的均匀化而提高局部延展性的技术。

[0009] 现有技术文献

[0010] 专利文献

[0011] 专利文献 1:日本特开 2006-274418 号公报

[0012] 专利文献 2:日本特开 2007-154283 号公报

[0013] 专利文献 3:日本特开 2008-56993 号公报

[0014] 专利文献 4:日本特开 2003-306746 号公报

[0015] 专利文献 5:日本特开平 4-88125 号公报

[0016] 非专利文献 1:M. Takahashi :IS3-2007, (2007), 47-50.

### 发明内容

[0017] 发明要解决的课题

[0018] 残留奥氏体钢是通过退火中的铁素体相变及贝氏体相变的控制来提高奥氏体的 C 浓度,由此使钢组织中含有残留奥氏体相的钢,但残留奥氏体钢是混合组织,因此不能发挥出高 V 弯曲性(局部弯曲性)。因此,在上述的技术中,不能兼顾现在的高强度钢板所要求的更高的伸长率和 V 弯曲性。

[0019] 另外,TRIP 效应具有温度依存性,但在实际的冲压成型时,冲压成型中模具的温度发生变化。因此,对 TRIP 钢板进行冲压成型的情况下,在例如约 25°C 的冲压成型初期及例

如约 150℃ 的冲压成形后期有时产生开裂等缺陷,在冲压成型稳定性上有问题。

[0020] 因此,实现高伸长率和 V 弯曲性以及不依存于冲压成型中的温度变化的优异的冲压成型稳定性成为实用上的课题。

[0021] 本发明的课题在于,提供一种与以往相比伸长率及 V 弯曲性高、且冲压成型稳定性更优异的钢板及其制造方法。

[0022] 解决课题的手段

[0023] 本发明为了解决上述课题,采用下面的对策。

[0024] (1) 本申请发明的第一形态是一种钢板,其化学成分以质量%计含有:C:0.05%~0.35%、Si:0.05%~2.0%、Mn:0.8%~3.0%、Al:0.01%~2.0%,并限制P:0.1%以下、S:0.05%以下、N:0.01%以下,剩余部分包含铁及不可避免的杂质,以面积率计合计含有50%以上的铁素体相、贝氏体相及回火马氏体相,以面积率计含有3%以上的残留奥氏体相,以个数比计50%以上的所述残留奥氏体相的晶粒在将重心位置的碳浓度设定为 $C_{gc}$ 、将晶界位置的碳浓度设定为 $C_{gb}$ 时,满足式1。

[0025]  $C_{gb}/C_{gc} \geq 1.2$  (式1)

[0026] (2) 在上述(1)记载的钢板中,所述化学成分以质量%计,可以还含有:Mo:0.01%~0.5%、Nb:0.005%~0.1%、Ti:0.005%~0.2%、V:0.005%~0.5%、Cr:0.05%~5.0%、W:0.05%~5.0%、Ca:0.0005%~0.05%、Mg:0.0005%~0.05%、Zr:0.0005%~0.05%、REM:0.0005%~0.05%、Cu:0.02%~2.0%、Ni:0.02%~1.0%、B:0.0003%~0.007%中的至少一种。

[0027] (3) 在上述(1)记载的钢板中,所述晶粒的平均粒径可以为10 $\mu$ m以下,所述残留奥氏体相中的平均碳浓度可以是0.7%~1.5%。

[0028] (4) 在上述(1)记载的钢板中,以个数比计40%以上的所述晶粒可以是具有1 $\mu$ m以上且低于2 $\mu$ m的平均粒径的小径晶粒,以个数比计20%以上的所述晶粒可以是具有2 $\mu$ m以上的平均粒径的大径晶粒。

[0029] (5) 在上述(4)记载的钢板中,以个数比计50%以上的所述小径晶粒在将重心位置的碳浓度设定为 $C_{gcS}$ 、将晶界位置的碳浓度设定为 $C_{gbS}$ 时,可以满足式2,以个数比计50%以上的所述大径晶粒在将重心位置的碳浓度设定为 $C_{gcL}$ 、将晶界位置的碳浓度设定为 $C_{gbL}$ 时,可以满足式3。

[0030]  $C_{gbS}/C_{gcS} > 1.3$  (式2)

[0031]  $1.3 > C_{gbL}/C_{gcL} > 1.1$  (式3)

[0032] (6) 在上述(1)~(5)中任一项所述的钢板中,可以具有被赋予在该钢板的至少一面的镀锌被膜。

[0033] (7) 在上述(1)~(5)中任一项所述的钢板中,可以具有被赋予在该钢板至少一面的镀锌合金被膜。

[0034] (8) 本申请发明的第二形态是一种钢板制造方法,其具备:热轧工序,将具有上述(1)或(2)所述的化学成分的铸坯在850℃~970℃的精轧温度下实施热轧,制造热轧钢板;空冷工序,对所述热轧钢板进行1秒~10秒的空冷;卷取工序,将空冷的所述热轧钢板以平均计为10℃/秒~200℃/秒的冷却速度冷却至650℃以下的温度区域后,在650℃以下的温度范围内进行卷取;冷轧工序,将卷取的所述热轧钢板在酸洗后以40%以上的压下

率实施冷轧,制造冷轧钢板;退火工序,对所述冷轧钢板以 700℃~900℃的最高温度实施退火;保持工序,将退火的所述冷轧钢板以 0.1℃/秒~200℃/秒的平均冷却速度冷却到 350℃~480℃的温度区域,在该温度区域保持 1 秒~1000 秒;以及最终冷却工序,对所述冷轧钢板,以 5℃/秒~25℃/秒的平均冷却速度在从 350℃至 220℃的温度区域进行一次冷却,再以 100℃/秒以上或 5℃/秒以下的平均冷却速度在从 120℃至常温附近的温度区域进行二次冷却。

[0035] (9) 在上述 (8) 所述的钢板制造方法中,在所述热轧工序中,可以分别以 20%以下的变形量在最终的两个道次进行轧制。

[0036] (10) 在上述 (8) 所述的钢板制造方法中,在所述热轧工序中,可以使用在冷却至 1100℃以下后再加热至 1100℃以上而得到的铸坯。

[0037] (11) 在上述 (8) 所述的钢板制造方法中,在所述保持工序之后,还可以具备将所述钢板浸渍于热浸镀锌浴中的浸渍工序。

[0038] (12) 在上述 (11) 所述的钢板制造方法中,在所述浸渍工序之后,还可以具备在 500℃~580℃的范围内进行合金化处理的合金化处理工序。

[0039] 发明的效果

[0040] 根据上述对策,残留奥氏体相中的 C 浓度梯度得到了适当的控制,因此,可以得到极稳定的残留奥氏体相。其结果是,利用残留奥氏体的 TRIP 效应,尽管是高强度,而且还能够发挥极高的伸长率和高 V 弯曲性。另外,在小径晶粒及大径晶粒的量得到了适当的控制的情况下,能够分散残留奥氏体的 TRIP 功能稳定性,能够发挥不依存于冲压成型中的温度变化的优异的冲压成型稳定性。另外,在小径晶粒的 C 浓度梯度和大径晶粒的 C 浓度梯度得到了适当的控制的情况下,能够发挥更优异的冲压成型稳定性。

#### 附图说明

[0041] 图 1 是表示实施例及比较例的钢板的抗拉强度与 25℃伸长率的关系的图。

[0042] 图 2 是表示实施例及比较例的钢板的抗拉强度与 V 弯曲最小半径 (V 弯曲性) 的关系的图;

[0043] 图 3 是表示实施例及比较例的钢板的抗拉强度与 150℃伸长率的关系的图。

#### 具体实施方式

[0044] 本发明者们发现,为了使残留奥氏体的 TRIP 效应不仅对伸长率有效地发挥作用,还对 V 弯曲性有效地发挥作用,将残留奥氏体相的稳定性提高至以往以上是有效的;以及为了使 TRIP 效应在宽的冲压成型温度范围内起作用,使稳定性不同的残留奥氏体相均匀分散是有效的。

[0045] 但是,利用了现有的残留奥氏体钢的贝氏体相变的在残留奥氏体相中的 C 浓化的技法中,不能使 C 浓化至在非专利文献 1 中说明的  $T_0$  点的浓度以上,因而不能提高残留奥氏体相的稳定性。

[0046] 因此,本发明者们进一步反复研究的结果发现,通过适当地控制残留奥氏体相中的 C 浓度梯度,可以得到极稳定的残留奥氏体相,另外,通过适当地控制残留奥氏体相的奥氏体晶粒的粒径分布,能够使稳定性不同的奥氏体相均匀分散。

[0047] 下面,对基于上述发现而完成的本发明的一个实施方式的钢板进行详细说明。

[0048] 首先,对于本实施方式中的钢板及作为其原材料的铸坯(铸造板坯)的钢的化学成分进行说明。另外,表示各元素的量的“%”是指质量%。

[0049] (基本元素)

[0050] 钢的化学成分含有 C、Si、Mn、Al 作为基本元素。

[0051] (C :0.05 ~ 0.35%)

[0052] C 是用于提高钢的强度、确保残留奥氏体相的极为重要的元素。C 含量在小于 0.05% 时,不能确保足够的强度,而且不能得到充分的残留奥氏体相。另一方面,C 含量超过 0.35% 时,使延展性及点焊性显著地劣化。考虑上述的特性,可以将 C 含量规定在更窄的范围内。

[0053] 因此,关于 C 含量,下限值规定为 0.05%,优选规定为 0.08%,更优选规定为 0.15%,上限值规定为 0.35%,优选规定为 0.26%,更优选规定为 0.22%。

[0054] (Si :0.05 ~ 2.0%)

[0055] Si 从确保强度的观点考虑是重要的元素。Si 含量在为 0.05% 以上的情况下,有助于残留奥氏体相的生成,可以得到确保延展性的效果。另一方面, Si 含量超过 2.0% 的情况下,这些效果饱和,另外,容易引起钢的脆化。在需要考虑热浸镀锌、化学转化处理的容易性的情况下,也可以将上限值规定为 1.8%。考虑上述的特性,可以将 Si 含量规定在更窄的范围内。

[0056] 因此,关于 Si 含量,下限值规定为 0.05%,优选规定为 0.1%,更优选规定为 0.5%,上限值规定为 2.0%,优选规定为 1.8%,更优选规定为 1.6%。

[0057] (Mn :0.8 ~ 3.0%)

[0058] Mn 从确保强度的观点考虑是重要的元素。Mn 含量为 0.8% 以上的情况下,有助于残留奥氏体相的生成,可以得到确保延展性的效果。另一方面, Mn 含量超过 3.0% 的情况下,淬硬性提高,因此替代残留奥氏体相而生成马氏体相,容易导致过度的强度上升。其结果是,制品的偏差增大,进而延展性不足。考虑上述的特性,可以将 Mn 含量规定在更窄的范围。

[0059] 因此,关于 Mn 含量,下限值规定为 0.8%,优选规定为 0.9%,更优选规定为 1.2%,上限值规定为 3.0%,优选规定为 2.8%,更优选规定为 2.6%。

[0060] (Al :0.01 ~ 2.0%)

[0061] Al 含量为 0.01% 以上的情况下,与 Si 一样,有助于残留奥氏体相的生成,可以得到确保延展性的效果。另一方面, Al 含量超过 2.0% 的情况下,效果饱和,反而使钢脆化。考虑上述的特性,也可将 Al 含量规定在更窄的范围内。

[0062] 因此,关于 Al 含量,下限值规定为 0.01%,优选规定为 0.015%,更优选规定为超过 0.04%,上限值规定为 2.0%,优选规定为 1.8%,更优选规定为低于 1.4%。

[0063] 实施了热浸镀锌的情况下, Al 使热浸镀锌性劣化,因此,优选其上限设定为 1.8%。

[0064] 另外,在将起到同样的效果的上述 Si 和 Al 大量添加于钢中的情况下,对于 Si+Al 含量也可以进行规定。

[0065] 该情况下,对于 Si+Al 含量,下限值规定为 0.8%,优选规定为 0.9%,更优选规定

为 1.0%，上限值规定为 4.0%，优选规定为 3.0%，更优选规定为 2.0%。

[0066] (限制元素)

[0067] 在上述的钢中,作为限制元素的 P、S、N 的含量如下所述进行限制。

[0068] (P :0.1%以下)

[0069] P 含量根据所需的钢板强度进行限制。P 含量超过 0.1%时,因在晶界中的偏析,使局部延展性劣化,进而使焊接性劣化。因此,P 含量被限制在 0.1%以下。

[0070] P 不可避免地包含于钢中,因此,下限值超过 0%,为了将 P 含量限制得极低,则需要极大的成本,因此,也可以将下限值规定为 0.001%或 0.006%。考虑上述的特性,也可以将 P 含量规定在更窄的范围。

[0071] 因此,关于 P 含量,被限制在 0.1%以下,优选被限制在 0.05%以下,更优选被限制在 0.01%以下。另外,下限值也可以规定为超过 0%、为 0.001%、或者为 0.006%。

[0072] (S :0.05%以下)

[0073] S 是通过生成 MnS 而使局部延展性、焊接性劣化的元素。因此, S 含量被限制在 0.05%以下。

[0074] S 不可避免地包含于钢中,因此下限值为超过 0%,但为了将 S 含量限制得极低,需要极大的成本,因此,也可以将下限值规定为 0.0005%或超过 0.001%。另外,考虑上述的特性,也可以将 S 含量规定为更窄的范围。

[0075] 因此,关于 S 含量,被限制在 0.05%以下,优选被限制在 0.01%以下,更优选被限制在低于 0.004%。另外,关于下限值,也可以规定为超过 0%、为 0.0005%、或者为超过 0.001%。

[0076] (N :0.01%以下)

[0077] N 大量含有时,使时效性劣化,进而 AlN 析出量增多而使 Al 添加的效果减小。因此,N 含量被限制在 0.01%以下。

[0078] N 不可避免地包含于钢中,因此,下限值规定为超过 0%,但为了将 N 含量限制得极低,需要极大的成本,因此,也可以将下限值规定为 0.001%或超过 0.002。另外,考虑上述的特性,也可以将 N 含量规定在更窄的范围。

[0079] 因此,关于 N 含量,被限制在 0.01%以下,优选被限制在 0.008%以下,更优选被限制在低于 0.005%。另外,关于下限值,也可以规定为超过 0%、为 0.001%、或者超过 0.002%。

[0080] (Fe 及不可避免的杂质)

[0081] 上述的钢含有铁及不可避免的杂质作为剩余部分。作为不可避免的杂质,可以列举出从废铁中混入的 Sn、As 等。另外,在不损害本发明的特性的范围也可以含有其他的元素。

[0082] (选择元素)

[0083] 上述的钢也可以含有 Mo、Nb、Ti、V、Cr、W、Ca、Mg、Zr、REM、Cu、Ni、B 中的至少一种作为选择元素。

[0084] (Mo :0.01 ~ 0.5%)

[0085] Mo 含量为 0.01%以上的情况下,可以得到抑制钢中的珠光体相的生成的效果。因此,对于 Mo,其在退火中的冷却速度慢的情况下或在镀覆的合金化处理等中被再加热的情况



况下是重要的元素。但是,Mo 含量超过 0.5%的情况下,有时使延展性及化学转化处理性劣化。为了得到更高的强度和延展性的平衡,优选为 0.3%以下。考虑上述的特性,也可以将 Mo 含量规定为更窄的范围。

[0086] 因此,在钢中含有 Mo 的情况下,可以将下限值规定为 0.01%,优选规定为 0.02%,可以将上限值规定为 0.5%,优选规定为 0.3%,更优选规定为 0.2%。

[0087] (Nb :0.005 ~ 0.1%)

[0088] (Ti :0.005 ~ 0.2%)

[0089] (V :0.005 ~ 0.5%)

[0090] (Cr :0.05 ~ 5.0%)

[0091] (W :0.05 ~ 5.0%)

[0092] Nb、Ti、V、Cr、W 是生成微细的碳化物、氮化物或碳氮化物的元素,对确保强度是有效的。从确保强度的观点考虑,可以将 Nb 的下限值规定为 0.005%,将 Ti 的下限值规定为 0.005%,将 V 的下限值规定为 0.005%,将 Cr 的下限值规定为 0.05%,将 W 的下限值规定为 0.05%。

[0093] 另一方面,在钢中过度地添加这些元素时,钢的强度过度上升,延展性降低。从确保延展性的观点考虑,可以将 Nb 的上限值规定为 0.1%,将 Ti 的上限值规定为 0.2%,将 V 的上限值规定为 0.5%,将 Cr 的上限值规定为 5.0%,将 W 的上限值规定为 5.0%。

[0094] 另外,考虑上述的特性,可以将各元素的含量规定为更窄的范围。

[0095] 因此,钢中含有 Nb 的情况下,可以将下限值规定为 0.005%,优选规定为 0.01%,可以将上限值规定为 0.1%,优选规定为 0.05%,更优选规定为 0.03%。

[0096] 另外,钢中含有 Ti 的情况下,可以将下限值规定为 0.005%,优选规定为 0.01%,可以将上限值规定为 0.2%,优选规定为 0.1%,更优选规定为 0.07%。

[0097] 另外,钢中含有 V 的情况下,可以将下限值规定为 0.005%,优选规定为 0.01%,可以将上限值规定为 0.5%,优选规定为 0.3%,更优选规定为 0.1%。

[0098] 另外,钢中含有 Cr 的情况下,可以将下限值规定为 0.05%,优选规定为 0.1%,可以将上限值规定为 5.0%,优选规定为 3.0%,更优选规定为 1.0%。

[0099] 另外,钢中含有 W 的情况下,可以将下限值规定为 0.05%,优选规定为 0.1%,可以将上限值规定为 5.0%,优选规定为 3.0%,更优选规定为 1.0%。

[0100] (Ca :0.0005 ~ 0.05%)

[0101] (Mg :0.0005 ~ 0.05%)

[0102] (Zr :0.0005 ~ 0.05%)

[0103] (REM :0.0005 ~ 0.05%)

[0104] Ca、Mg、Zr、REM(稀土类元素)控制硫化物及氧化物的形状,提高局部延展性及扩孔性。因此,可以将各元素的下限值规定为 0.0005%。

[0105] 另一方面,钢过度地含有这些元素的情况下,加工性劣化。因此,可以将各元素的上限值规定为 0.05%。

[0106] 另外,考虑上述的特性,也可以将各元素的含量规定在更窄的范围。

[0107] 因此,钢中含有 Ca 的情况下,可以将下限值规定为 0.0005%,优选规定为 0.001%,可以将上限值规定为 0.05%,优选规定为 0.01%,更优选规定为 0.005%。

[0108] 另外,钢中含有Mg的情况下,可以将下限值规定为0.0005%,优选规定为0.001%,可以将上限值规定为0.05%,优选规定为0.01%,更优选规定为0.005%。

[0109] 另外,钢中含有Zr的情况下,可以将下限值规定为0.0005%,优选规定为0.001%,可以将上限值规定为0.05%,优选规定为0.01%,更优选规定为0.005%。

[0110] 另外,钢中含有REM的情况下,可以将下限值规定为0.0005%,更优选规定为0.001%,可以将上限值规定为0.05%,优选规定为0.01%,更优选规定为0.005%。

[0111] (Cu :0.02 ~ 2.0%)

[0112] (Ni :0.02 ~ 1.0%)

[0113] (B :0.0003 ~ 0.007%)

[0114] Cu、Ni、B能够得到使相变延迟而提高钢的强度的效果。因此,可以将Cu的下限值规定为0.02%,将Ni的下限值规定为0.02%,将B的下限值规定为0.0003%。

[0115] 另一方面,过度地添加各元素时,淬硬性过强,铁素体相变、贝氏体相变减慢,因此在残留奥氏体相中的C浓化延迟。因此,也可以将Cu的上限值规定为2.0%,将Ni的上限值规定为1.0%,将B的上限值规定为0.007%。

[0116] 另外,考虑上述的特性,也可以将各元素的含量规定在更窄的范围。

[0117] 因此,钢中含有Cu的情况下,可以将下限值规定为0.02%,优选规定为0.04%,可以将上限值规定为2.0%,优选规定为1.5%,更优选规定为1.0%。

[0118] 另外,钢中含有Ni的情况下,可以将下限值规定为0.02%,优选规定为0.04%,可以将上限值规定为1.0%,优选规定为0.7%,更优选规定为0.5%。

[0119] 另外,钢中含有B的情况下,可以将下限值规定为0.0003%,优选规定为0.0005%,可以将上限值规定为0.007%,优选规定为0.005%,更优选规定为0.003%。

[0120] 下面,对本实施方式的钢板的钢组织进行说明。另外,关于钢组织的“%”在没有特别说明时是指面积率。

[0121] 本实施方式的钢板的钢组织相对于整个组织以面积率计合计含有50%以上的铁素体相、贝氏体相及回火马氏体相,优选含有60%,更优选含有70%以上。另外,该钢组织相对于整个组织含有3%以上的残留奥氏体相,优选含有超过5%,更优选含有超过10%。对于回火马氏体相,只要根据需要的钢板强度含有即可,也可以是0%。另外,珠光体相只要是5%以下,即使在钢组织中含有也不会使材质显著劣化,因此,也可以在5%以下的范围内含有。

[0122] 铁素体相、贝氏体相及回火马氏体相合计低于50%的情况下,不能提高残留奥氏体相中的C浓度,因此,即使残留奥氏体相具有浓度梯度,也难以确保相的稳定性,使V弯曲性劣化。另一方面,铁素体相、贝氏体相及回火马氏体相合计超过95%时,难以确保3%以上的残留奥氏体相,引起延伸率降低,所以优选为95%以下。

[0123] 在本实施方式的钢板中,残留奥氏体相的晶粒的C浓度分布得到了控制。即,残留奥氏体相的晶粒的在与铁素体相、贝氏体相或回火马氏体相接触的相界面的C浓度(C<sub>gb</sub>)被控制为与在晶粒的重心位置的C浓度(C<sub>gc</sub>)相比更高。由此,能够提高在相界面的残留奥氏体相的稳定性,从而可以发挥优异的伸长率和V弯曲性。

[0124] 更具体而言,以个数比计为50%以上、优选为55%、更优选为60%以上的残留奥氏体相的晶粒在满足下面的式1的情况下,可以得到提高残留奥氏体相整体的稳定性的效

果。

[0125]  $C_{gb}/C_{gc} \geq 1.2$  (式 1)

[0126] 对于  $C_{gb}$ 、 $C_{gc}$  (及后述的  $C_{gbS}$ 、 $C_{gcS}$ 、 $C_{gbL}$ 、 $C_{gcL}$ )，只要是可以保证精度的测定方法，用什么样的测定方法进行测定都可以。例如，可以使用 FE-SEM 附属的 EPMA、以  $0.5 \mu\text{m}$  以下的间距，通过测定 C 浓度而得到。

[0127] 在此，相界面的 C 浓度 ( $C_{gb}$ ) 是指离晶界最近的晶粒侧的测定点的 C 浓度。但是，因测定条件的不同会受到晶粒的外侧的影响，因而有时  $C_{gb}$  被测定得较低。该情况下，将在晶界附近最高的 C 浓度设定为  $C_{gb}$ 。

[0128] 测定界面的局部的 C 浓度在现有的技术中是不可能的。但是，本发明者们进行了反复研究的结果是，判断出：在通常的测定中，只要满足式 1 的条件，就能得到充分的效果。

[0129] 残留奥氏体相的晶粒的平均粒径为  $10 \mu\text{m}$  以下、优选为  $4 \mu\text{m}$ 、更优选为  $2 \mu\text{m}$  以下即可。这里所说的“粒径”是指平均圆当量直径，“平均粒径”是指其个数平均。平均粒径超过  $10 \mu\text{m}$  时，残留奥氏体相的分散变粗糙，不能充分地发挥 TRIP 效应，因此不能得到优异的伸长率。另外，残留奥氏体相的晶粒的平均粒径低于  $1 \mu\text{m}$  的情况下，难以得到具有规定的 C 浓度梯度的相界面，不能得到优异的 V 弯曲性。

[0130] 残留奥氏体相中的平均碳浓度与 C 浓度梯度一样，大大有助于残留奥氏体的稳定性。平均 C 浓度低于  $0.7\%$  时，残留奥氏体的稳定性变得极低，因此不能有效地得到 TRIP 效应，伸长率降低。另一方面，即使平均 C 浓度超过  $1.5\%$ ，伸长率的改善效果饱和，制造成本增加。因此，对于残留奥氏体相中的平均碳浓度，可以将上限规定为  $0.7\%$ ，优选规定为  $0.8\%$ ，更优选规定为  $0.9\%$ ，可以将下限规定为  $1.5\%$ ，优选规定为  $1.4\%$ ，更优选规定为  $1.3\%$ 。

[0131] 本实施方式的钢板中，使残留奥氏体相的晶粒的粒径适当地分布，也可以使稳定性不同的残留奥氏体相均匀分散。此时，稳定性高的残留奥氏体相有助于例如约  $25^\circ\text{C}$  的冲压成型初期的冲压成形性，稳定性低的残留奥氏体相有助于例如约  $150^\circ\text{C}$  的冲压成型后期的冲压成形性。因此，不仅能发挥高的伸长率和 V 弯曲性，而且还能够发挥优异的冲压成型稳定性。

[0132] 为了确保冲压成型稳定性，在连续冲压中即使模具温度变化，也始终需要使残留奥氏体相的晶粒分散以便能够发挥出 TRIP 效应。因此，在本实施方式的钢板中，通过使稳定性不同的残留奥氏体相的晶粒均匀分散，可实现不依存于模具温度的优异的冲压成型性。

[0133] 具体而言，对于钢板中的残留奥氏体相的晶粒，优选为：以个数比计为  $40\%$  以上的晶粒是具有  $1 \mu\text{m}$  以上且低于  $2 \mu\text{m}$  的粒径的小径晶粒，以个数比计为  $20\%$  以上的晶粒是具有  $2 \mu\text{m}$  以上的粒径的大径晶粒。此时，使稳定性不同的奥氏体晶粒均匀分散，因此，可实现优异的冲压成型稳定性。

[0134] 低于  $0.5 \mu\text{m}$  的晶粒 (极小径晶粒) 极其难以提供 C 浓度梯度，成为极不稳定的残留奥氏体相的晶粒，因此，对冲压成形性的贡献较小。 $0.5 \mu\text{m}$  以上且低于  $2 \mu\text{m}$  的晶粒 (小径晶粒) 因大量的碳从邻接的晶粒中流入，在成品中可维持大的浓度梯度，成为稳定性比较高的残留奥氏体相的晶粒。通过存在以个数比计为  $40\%$  以上的该小径晶粒，可以发挥该效果。 $2 \mu\text{m}$  以上的晶粒 (大径晶粒) 因来自邻接的晶粒的碳的流入量少，浓度梯度小，成为

具有较低的稳定性的残留奥氏体相的晶粒。该残留奥氏体相在低冲压区域容易产生 TRIP 效应。通过存在以个数比计为 20% 以上的该大径晶粒,能够发挥该效果。

[0135] 另外,在本实施方式的钢板中,可以对残留奥氏体相的晶粒的每个尺寸赋予适当的 C 浓度梯度。更具体而言,优选为:以个数比计为 50%、优选为 55%、更优选为 60% 以上的小径晶粒在将重心位置的碳浓度设定为  $C_{gcS}$ 、将晶界位置的碳浓度设定为  $C_{gbS}$  时,满足式 2,而且以个数比计为 50% 以上、优选为 55%、更优选为 60% 以上的大径晶粒在将重心位置的碳浓度设定为  $C_{gcL}$ 、将晶界位置的碳浓度设定为  $C_{gbL}$  时,优选满足式 3。

[0136]  $C_{gbS}/C_{gcS} > 1.3$  (式 2)

[0137]  $1.3 > C_{gbL}/C_{gcL} > 1.1$  (式 3)

[0138] 这样,通过对残留奥氏体相的晶粒的每个尺寸赋予适当的 C 浓度梯度,在例如约 25°C 的较低的温度状态、及约 150°C 的较高的温度状态下,能够发挥稳定性和高的冲压成形性。

[0139] 只要  $C_{gbS}/C_{gcS}$  的值超过 1.3 的小径晶粒以相对于全部小径晶粒的个数比计为 50% 以上,则因小径晶粒具有高的稳定性,从而可以提高冲压成形初期的低温状态的伸长率。另一方面,这种稳定的残留奥氏体在冲压成型后期的高温状态下的伸长率降低。为了对其进行补偿,只要  $C_{gbL}/C_{gcL}$  的值超过 1.1 且低于 1.3 的大径晶粒以相对于全部大径晶粒的个数比计为 50% 以上,则因大径晶粒具有低稳定性,从而对冲压后期的高温状态的伸长率的改善有效。但是,在  $C_{gbL}/C_{gcL}$  的值低于 1.1 时,由于会对更高的温度的伸长率发挥作用,所以 150°C 以下的伸长率劣化。

[0140] 在可以确保这些浓度比时,能够从低温至高温确保高的冲压成形性,但为了对全部组织担保该效果,在全部的小径晶粒中,满足式 2 的小径晶粒需要以个数比计为 50% 以上,优选为 55%,更优选为 60%,低于这些时,其 TRIP 效应低,因此,特别是低温下的冲压成形性劣化。另一方面,在大径晶粒中,满足式 3 时,可在高温域得到高的冲压成形性。对于该大径晶粒,为了对全部组织担保该效果,全部的大径晶粒中,满足式 3 的大径晶粒需要以个数比计为 50% 以上,优选为 55%,更优选为 60%。

[0141] 本实施方式的钢板可以在至少一面具有镀锌被膜或镀锌合金被膜。

[0142] 下面,对本发明的一个实施方式的钢板制造方法进行说明。

[0143] 本发明的一个实施方式至少具备热轧工序、空冷工序、卷取工序、冷轧工序、退火工序、保持工序、最终冷却工序。下面,对各工序进行详细说明。

[0144] (热轧工序)

[0145] 在热轧工序中,对连续铸造之后的铸造板坯(铸坯)或冷却至 1100°C 以下后再加热至 1100°C 以上而得到的铸造板坯实施热轧,制造热轧钢板。使用再加热的铸造板坯的情况下,再加热温度低于 1100°C 时,均质处理不充分,产生强度和 V 弯曲性的降低。对于该热轧工序的精轧温度,从奥氏体晶粒的再结晶、生长的观点考虑,优选较高,设定为 850°C ~ 970°C。热轧的精轧温度低于 850°C 时,成为(铁素体 + 奥氏体)2 相区域轧制,导致延展性下降。另一方面,热轧的精轧温度超过 970°C 时,奥氏体粒径变粗大,铁素体相分率减小,延展性降低。

[0146] 在使残留奥氏体相中的晶粒的 C 浓度梯度均匀分散的情况下,热轧的最终的两个道次(最终前段及最终段)的压下量优选较小,因此可以分别设定为 20% 以下。另外,最终

一个道次（最终段）的压下率也可以设定为 15% 以下或 10% 以下。由此，可以使残留奥氏体相的晶粒的尺寸分散，从而可以提高钢板的冲压成型稳定性。各个压下量超过 20% 的情况下，促进奥氏体晶粒的再结晶，因此难以得到最终组织中的 2  $\mu\text{m}$  以上的粒径（圆当量直径）的晶粒。

#### [0147] （空冷工序）

[0148] 在空冷工序中，对如上述得到的热轧钢板进行 1 秒～10 秒的冷却（空冷）。空冷时间低于 1 秒时，奥氏体晶粒的再结晶、生长不充分，最终组织的残留奥氏体相的晶粒也变小。另一方面，空冷时间超过 10 秒时，因奥氏体晶粒的粗大化，丧失均匀性，伸长率劣化。空冷时间优选设定为 5 秒以下，更优选设定为 3 秒以下。

#### [0149] （卷取工序）

[0150] 在卷取工序中，将经空冷的热轧钢板以 10 $^{\circ}\text{C}$  / 秒～200 $^{\circ}\text{C}$  / 秒的平均冷却速度冷却至 650 $^{\circ}\text{C}$  以下的温度区域后，在 650 $^{\circ}\text{C}$  以下，优选 600 $^{\circ}\text{C}$  以下，更优选 400 $^{\circ}\text{C}$  以下的温度范围内进行卷取。平均冷却速度低于 10 $^{\circ}\text{C}$  / 秒或卷取温度超过 650 $^{\circ}\text{C}$  时，生成使 V 弯曲性显著劣化的珠光体相。平均冷却速度超过 200 $^{\circ}\text{C}$  / 秒时，珠光体抑制效果饱和，冷却终点温度的偏差增大，难以确保稳定的材质。

[0151] 因此，关于平均冷却速度，下限设定为 10 $^{\circ}\text{C}$  / 秒，优选设定为 30 $^{\circ}\text{C}$  / 秒，更优选设定为 40 $^{\circ}\text{C}$  / 秒，上限设定为 200 $^{\circ}\text{C}$  / 秒，优选设定为 150 $^{\circ}\text{C}$  / 秒，更优选设定为 120 $^{\circ}\text{C}$  / 秒。另外，关于卷取温度，下限设定为 200 $^{\circ}\text{C}$ ，优选设定为 400 $^{\circ}\text{C}$ ，更优选设定为 650 $^{\circ}\text{C}$ ，上限设定为 600 $^{\circ}\text{C}$  或 550 $^{\circ}\text{C}$ 。

#### [0152] （冷轧工序）

[0153] 在冷轧工序中，将卷取的热轧钢板酸洗后，以 40% 以上的压下率实施冷轧，制造冷轧钢板。压下率低于 40% 时，退火中的再结晶及逆相变得以抑制，引起伸长率降低。此时的压下率的上限没有特别的规定，为 90% 或 70% 即可。

#### [0154] （退火工序）

[0155] 在退火工序中，对冷轧钢板在 700 $^{\circ}\text{C}$ ～900 $^{\circ}\text{C}$  的最高温度下实施退火。最高温度低于 700 $^{\circ}\text{C}$  时，退火中的铁素体相的再结晶延迟，因此引起伸长率的降低。超过 900 $^{\circ}\text{C}$  时，马氏体相分率增加，引起伸长率降低。

[0156] 因此，关于退火最高温度，下限设定为 700 $^{\circ}\text{C}$ ，优选设定为 720 $^{\circ}\text{C}$ ，更优选设定为超过 750 $^{\circ}\text{C}$ ，上限设定为 900 $^{\circ}\text{C}$ ，优选设定为 880 $^{\circ}\text{C}$ ，更优选设定为低于 850 $^{\circ}\text{C}$ 。

[0157] 另外，在退火工序后，从抑制屈服点伸长率的目的出发，也可以进行约 1% 表皮光轧（也称为调质轧制）。

#### [0158] （保持工序）

[0159] 为了进行过时效处理（以下称为 OA），在保持工序，将经退火的冷轧钢板以 0.1 $^{\circ}\text{C}$  / 秒～200 $^{\circ}\text{C}$  / 秒的平均冷却速度冷却到 350 $^{\circ}\text{C}$ ～480 $^{\circ}\text{C}$  的温度区域，在该温度区域保持 1 秒～1000 秒。在退火后的冷却中，冻结组织，有效地引起贝氏体相变，因此，平均冷却速度设定为 0.1 $^{\circ}\text{C}$  / 秒～200 $^{\circ}\text{C}$  / 秒。平均冷却速度低于 0.1 $^{\circ}\text{C}$  / 秒时，不能控制相变。另一方面，平均冷却速度超过 200 $^{\circ}\text{C}$  / 秒时，其效果饱和，另外，使在残留奥氏体生成时最重要的冷却终点温度的温度控制性显著劣化。因此，关于平均冷却速度，将下限设定在 0.1 $^{\circ}\text{C}$  / 秒，优选设定在 2 $^{\circ}\text{C}$  / 秒，更优选设定在 3 $^{\circ}\text{C}$  / 秒，上限设定在 200 $^{\circ}\text{C}$  / 秒，优选设定在 150 $^{\circ}\text{C}$  / 秒，

更优选设定在 120℃ / 秒。

[0160] 对于冷却终点温度及其后的保持,控制贝氏体生成、决定残留奥氏体的 C 浓度是重要的。冷却终点温度低于 350℃ 时,马氏体大量生成,钢强度高,另外,难以使奥氏体残留,因此,伸长率的降低变得极大。冷却终点温度超过 480℃ 时,贝氏体相变延迟,另外,保持中引起渗碳体的生成,残留奥氏体中的 C 的浓化降低。因此,关于冷却终点温度及保持温度,下限设定在 350℃,优选设定在 380℃,更优选设定在 390℃,上限设定在 480℃,优选设定在 470℃,更优选设定在 460℃。

[0161] 保持时间设定为 1 秒~1000 秒。保持时间低于 1 秒时,不能充分地产生贝氏体相变,在残留奥氏体中的 C 浓化不充分。超过 1000 秒时,在奥氏体相中生成渗碳体,容易产生 C 的浓度下降。因此,关于保持时间,下限设定为 1 秒,优选设定为 10 秒,更优选设定为 40 秒,上限设定为 1000 秒,优选设定为 600 秒,更优选设定为 400 秒。

[0162] (最终冷却工序)

[0163] 在最终冷却工序中,对保持后的冷轧钢板以 5℃ / 秒~25℃ / 秒的平均冷却速度在从 350℃ 至 220℃ 的温度区域内进行一次冷却,再以 100℃ / 秒以上或 5℃ / 秒以下的平均冷却速度在从 120℃ 至常温附近的温度区域内进行二次冷却。

[0164] 在 0A 后的冷却中产生的微小的相变在增加奥氏体中的晶界附近的 C 浓度方面发挥重要的作用。因此,在一次冷却中,将钢板以平均冷却速度 5℃ / 秒~25℃ / 秒的平均冷却速度在从 350℃ 至 220℃ 的温度区域内进行冷却。从 350℃ 至 220℃ 的温度区域的冷却速度超过 25℃ / 秒时,这期间相变未进行,不会产生在奥氏体中的 C 的浓化。另一方面,从 350℃ 至 220℃ 的温度区域的冷却速度低于 5℃ / 秒时,在奥氏体中 C 的扩散进行,C 的浓度梯度减小。

[0165] 因此,关于一次冷却的平均冷却速度,下限设定为 5℃ / 秒,优选设定为 6℃ / 秒,更优选设定为超过 7℃ / 秒,上限设定为 20℃ / 秒,优选设定为 19℃ / 秒,更优选设定为低于 18℃ / 秒。

[0166] 另外,在 120℃ 以下的低温域,C 的扩散被进一步限定,难以产生相变。因此,在二次冷却中,对钢板以 100℃ / 秒以上的平均冷却速度在从 120℃ 至常温附近的温度范围内进行冷却,在 350℃ 至 220℃ 内获得了奥氏体相中的 C 浓度梯度。或则会,在二次冷却中,将钢板以 5℃ / 秒以下的平均冷却速度在从 120℃ 至常温附近的温度范围内进行冷却,使奥氏体相中的 C 浓度梯度变得更显著。在二次冷却中,平均冷却速度为超过 5℃ / 秒且低于 100℃ / 秒时,不仅不产生相变,还会产生晶界的 C 浓度的降低。

[0167] 因此,对于二次冷却的平均冷却速度,设定为 5℃ / 秒以下,优选设定为 4℃ / 秒以下,更优选设定为 3℃ / 秒以下;或者设定为 100℃ / 秒以上,优选设定为 120℃ / 秒以上,更优选设定为 150℃ / 秒以上。

[0168] 根据以上说明的本实施方式的钢板制造方法,通过贝氏体相变而控制残留奥氏体相的 C 浓化后的冷却条件,从而可以将残留奥氏体相中的 C 浓度梯度控制为晶界部的 C 浓度增加。另外,通过与在退火后的冷却中的奥氏体相中的 C 浓化相配合,可提高残留奥氏体相的稳定性。

[0169] 另外,使残留奥氏体相的晶粒的尺寸分散而使残留奥氏体相的 C 浓度梯度均匀分散的情况下,可以提高钢板的冲压成型稳定性。

[0170] 本技术也可适用于热浸镀锌钢板的制造。该情况下,在上述的保持工序后最终冷却工序前,使钢板浸渍于热浸镀锌浴中。进而在浸渍后,也可以实施合金化处理。合金化处理在 500℃以上、580℃的范围内进行。低于 500℃时,合金化不充分,超过 580℃,成为过合金,耐腐蚀性显著劣化。

[0171] 另外,本发明不会因铸造条件而受影响。例如,也可以使用由铸造方法(连续铸造或铸锭铸造)、板坯厚度的不同所产生的影响少的薄板等特殊的铸造、热轧方法。另外,也可以对钢板实施电镀。

[0172] 实施例

[0173] 基于实施例进一步说明本发明,但实施例中的条件是为了确认本发明的可实施性及效果而采用的条件例,本发明不限于该条件例。本发明在不脱离本发明的宗旨的情况下,只要实现本发明的目的,则可以采用各种条件。

[0174] 首先,制造具有表 1 所示的化学成分的铸造板坯 A ~ V(实施例的钢成分)和铸造板坯 a ~ g(比较例的钢成分)。

[0175] [表 1]

[0176]

钢	C	Si	Mn	Al	P	S	N	选择元素
A	0.15	1.9	2.5	0.031	0.006	0.002	0.002	Cu: 0.5, Ni: 0.5
B	0.18	1.2	1.7	0.031	0.007	0.003	0.002	Ca: 0.003
C	0.09	1.3	1.5	0.034	0.006	0.001	0.002	REM: 0.005
D	0.22	1.2	2.1	0.041	0.007	0.002	0.003	-
E	0.19	1.2	1.8	0.045	0.007	0.003	0.002	-
F	0.30	1.2	1.9	0.035	0.006	0.001	0.002	-
G	0.12	1.3	1.5	0.042	0.008	0.001	0.002	-
H	0.23	1.2	2.3	0.035	0.007	0.003	0.003	-
I	0.30	1.2	2.3	0.035	0.007	0.003	0.003	-
J	0.34	1.0	1.4	0.050	0.006	0.002	0.002	V: 0.1, W: 0.3
K	0.07	1.5	2.9	0.015	0.008	0.003	0.009	Nb: 0.05, Mg: 0.004
L	0.15	0.06	1.5	0.600	0.006	0.002	0.003	Mo: 0.12
M	0.15	0.11	2.0	1.1	0.007	0.003	0.002	Ca: 0.003
N	0.15	0.11	1.3	0.902	0.006	0.001	0.003	REM: 0.005
O	0.22	0.10	2.0	1.9	0.007	0.002	0.002	B: 0.005
P	0.22	0.15	1.3	0.903	0.007	0.003	0.002	Mo: 0.15, Ti: 0.02, Nb: 0.02
Q	0.25	0.50	1.9	1.0	0.006	0.002	0.002	Mo: 0.15
R	0.30	0.09	1.2	1.0	0.008	0.003	0.002	Ti: 0.07
S	0.30	0.07	1.6	1.4	0.006	0.001	0.003	Mo: 0.15
T	0.25	0.50	1.7	1.4	0.007	0.001	0.004	Mo: 0.15
U	0.22	0.09	0.91	1.0	0.006	0.002	0.002	Mo: 0.1, V: 0.1, Cr: 0.3
V	0.22	0.10	1.4	1.0	0.09	0.045	0.003	Mo: 0.2, Zr: 0.005
a	0.40	1.6	2.0	0.030	0.006	0.001	0.002	-
b	0.02	1.2	2.0	0.035	0.007	0.001	0.003	-
c	0.22	1.2	1.3	0.041	0.006	0.11	0.003	Mo: 0.2
d	0.25	3.0	1.0	0.040	0.006	0.001	0.002	Mo: 0.22
e	0.25	1.2	4.0	0.035	0.007	0.001	0.004	-
f	0.30	0.03	1.4	0.005	0.008	0.001	0.004	-
g	0.30	0.01	1.2	3.5	0.008	0.003	0.002	Mo: 0.6

[0177] 对这些铸造板坯实施热轧,制造热轧钢板。将热轧中的相当于最终的两个道次的第 6 道次、第 7 道次的轧制的压下率及精轧温度示于表 2 中。之后,对空冷了规定的时间的热轧钢板以平均冷却速度 60℃/秒冷却至约 550℃后,在约 540℃进行卷取。对卷取的热轧钢板进行酸洗,之后,以 50%的压下率实施冷轧,制造冷轧钢板。

[0178] 另外,根据表 2 表示的最高退火温度进行退火处理。退火后,从抑制屈服点伸长率的目的出发,进行 1%的表皮光轧。

[0179] 之后,为了进行过时效处理,对退火后的钢板冷却、保持。将在此的冷却速度、保持温度、及保持时间示于表 2 中。另外,对于一部分钢板,将保持后的钢板浸渍于热浸镀锌浴中之后,在规定的合金化温度下进行合金化处理。

[0180] 最后,以规定的冷却速度进行冷轧钢板的一次冷却(350 ~ 220℃的范围的冷却)及二次冷却(120℃ ~ 20℃的范围的冷却),制造钢板 A1 ~ V1、a1 ~ g1。

[0181] [表 2]



钢板	第6道	第7道	精轧	空冷	最高	冷却	保持	保持	合金化	最终	最终
	次压	次压									
	%	%	°C	s	°C	°C/秒	°C	秒	°C	°C/秒	°C/秒
A1	15	10	879	2.5	850	40	400	400	无镀覆	14	2
A2	15	10	890	2.5	850	150	400	300	无镀覆	15	2
A3	40	40	890	2	850	150	400	100	无镀覆	15	1
A4	25	25	890	2	850	150	400	100	无镀覆	15	2
A5	20	15	890	2	850	150	400	100	无镀覆	15	2
B1	12	12	890	4	880	40	400	300	440	20	3
B2	12	12	890	4	850	4	450	40	440	20	2
B3	12	12	895	4	980	40	425	40	400	15	2
C1	15	10	901	2.5	850	40	425	300	460	15	1
C2	15	10	895	2.5	850	4	450	40	460	10	2
D1	15	10	892	2.5	775	50	400	300	无镀覆	10	150
D2	15	10	880	2.5	800	100	425	300	无镀覆	10	150
D3	15	10	888	2.5	660	100	425	300	无镀覆	8	150
D4	15	10	888	2.5	660	100	425	300	无镀覆	40	3
E1	12	12	883	3	800	40	425	300	无镀覆	8	150
E2	12	12	900	3	800	100	425	300	无镀覆	8	150
E3	12	12	900	3	800	100	425	300	无镀覆	8	50
F1	15	10	896	3	775	50	400	200	无镀覆	15	3
F2	15	10	895	3	780	100	425	300	无镀覆	15	3
F3	15	10	885	3	780	100	325	300	无镀覆	10	150
F4	15	10	880	3	780	100	550	300	无镀覆	10	150
G1	10	8	906	2.5	800	40	425	300	无镀覆	10	150
G2	10	8	900	2.5	800	100	400	300	无镀覆	10	150
H1	10	8	890	2.5	775	50	400	150	无镀覆	15	2
H2	10	8	900	2.5	800	100	425	200	无镀覆	15	2
H3	10	8	900	2.5	800	120	425	1200	无镀覆	15	2
H4	10	8	890	2.5	800	120	425	200	无镀覆	2	150
I1	15	10	886	2.5	775	50	400	300	无镀覆	15	1
I2	15	10	890	2.5	800	100	425	200	无镀覆	15	2
J1	15	10	887	2.5	800	40	425	300	无镀覆	15	2
J2	15	10	892	15.0	800	40	425	300	无镀覆	15	3
K1	15	10	881	2.5	800	40	400	400	无镀覆	15	3
L1	15	10	891	2	850	4	450	40	470	15	2
L2	15	10	900	2	775	40	450	400	470	15	3
M1	15	10	888	2.5	800	4	425	40	500	15	4
M2	15	10	890	0.5	800	40	425	300	500	15	2
N1	15	10	905	2.5	800	4	425	40	500	20	3
N2	15	10	900	2.5	800	40	450	300	500	20	3
O1	15	10	905	3	800	4	400	40	500	20	2
O2	15	10	900	3	800	40	425	300	500	20	2
P1	10	8	902	3	800	4	450	40	520	10	150
P2	10	8	890	3	800	40	450	400	520	10	150
Q1	10	8	882	2.5	775	4	425	40	520	20	2
Q2	10	8	890	2.5	775	50	450	350	520	20	3
R1	10	8	893	2.5	775	4	400	40	500	15	1
R2	10	8	880	2.5	825	40	425	300	500	15	2
S1	18	15	888	4	825	4	425	40	500	15	3
S2	18	15	895	4	825	40	425	300	500	15	2
T1	18	15	908	4	825	4	425	40	520	15	1
T2	18	15	900	4	775	40	450	350	520	15	2
U1	15	10	909	4	800	4	425	40	520	20	3
V1	15	10	899	4	800	4	425	40	520	20	2
a1	15	10	882	2.5	775	40	400	300	无镀覆	20	2
b1	15	10	907	2.5	775	100	400	300	无镀覆	20	2
c1	15	10	905	2.5	800	40	400	300	500	20	2
d1	15	10	921	2.5	800	40	400	300	500	20	2
e1	15	10	879	2.5	800	4	450	40	无镀覆	20	2
f1	15	10	891	2.5	775	100	400	300	无镀覆	20	2
g1	15	10	913	2.5	800	40	400	300	500	20	2

[0182]

[0183] 将这样得到的钢板的钢组织及钢板特性示于表3、表4中。关于钢组织，测定“铁素体 + 贝氏体 + 回火马氏体的比例”、“残留奥氏体相的比例”、“满足式1的晶粒的比例”、“小径晶粒的比例”、“大径晶粒的比例”、“满足式2的小径晶粒的比例”、“满足式3的大径晶粒的比例”、“晶粒平均粒径”、及“残留奥氏体相中的平均C浓度”。另外，对于钢板特性，对“抗拉强度”、“25°C伸长率”、“V弯曲性”及“150°C伸长率”进行评价。

[0184] [表 3]

钢板	铁素体 + 贝氏体 + 回火马氏体的比例	残留奥氏体的比例	满足式(1)的残留奥氏体晶粒的比例	小径残留奥氏体晶粒的比例	大径残留奥氏体晶粒的比例	满足式(2)的残留奥氏体晶粒的比例	满足式(3)的残留奥氏体晶粒的比例
	%	%	%	%	%	%	%
A1	78	20	64	62	23	64	60
A2	79	19	66	61	24	66	62
A3	77	21	67	85	5	67	63
A4	77	20	68	70	15	68	64
A5	78	21	67	70	22	66	65
B1	89	10	75	57	33	76	72
B2	88	10	74	52	43	76	72
B3	86	2	64	50	45	65	61
C1	93	10	67	62	23	66	62
C2	92	10	56	60	30	55	52
D1	83	16	58	61	24	56	53
D2	83	15	57	62	23	55	52
D3	80	18	55	62	23	51	51
D4	81	17	31	62	22	22	25
E1	87	11	55	58	27	51	51
E2	88	11	55	58	27	52	52
E3	88	11	36	55	26	25	30
F1	82	16	67	57	28	66	63
F2	83	15	66	59	26	66	62
F3	39	2	56	59	31	55	52
F4	45	11	57	68	22	56	53
G1	93	11	56	57	33	55	52
G2	93	10	56	55	35	56	52
H1	80	18	65	52	38	66	62
H2	78	20	66	55	35	66	63
H3	80	0	-	-	-	-	-
H4	78	20	35	55	35	38	20
I1	78	20	66	61	24	66	62
I2	78	20	67	61	24	66	63
J1	88	11	67	62	23	66	62
J2	88	10	64	23	62	65	62
K1	79	10	66	62	23	65	61
L1	93	11	66	59	26	66	62
L2	93	11	67	62	23	66	63
M1	88	11	66	59	31	66	62
M2	88	11	66	77	8	65	62
N1	93	11	75	59	31	76	72
N2	93	10	75	63	22	77	72
O1	85	14	75	53	37	77	73
O2	85	14	74	59	26	76	71
P1	89	10	55	45	50	56	52
P2	89	10	57	56	34	56	53
Q1	81	17	74	43	47	76	72
Q2	83	16	75	59	31	76	72
R1	85	14	65	46	49	66	63
R2	84	14	66	57	33	66	62
S1	82	16	65	60	30	65	62
S2	82	16	67	62	23	66	63
T1	84	15	66	60	30	66	62
T2	84	15	66	64	21	65	62
U1	93	6	74	53	42	76	72
V1	88	11	75	53	42	77	72
a1	40	15	75	61	24	76	72
b1	97	1	75	61	24	76	72
c1	87	11	75	61	24	77	72
d1	84	14	75	61	24	76	72
e1	65	22	75	60	30	77	72
f1	86	0	-	-	-	-	-
g1	79	4	75	61	24	76	71

[0185]

[0186] [表 4]

钢板	晶粒的 平均粒径	残留奥氏 体相中的 平均C浓度	抗拉强度	25℃ 伸长率	V弯曲性	150℃ 伸长率
	μm	%	N/mm <sup>2</sup>	%	mm	%
A1	1.5	0.8	1170	20	1.7	21
A2	1.6	0.8	1158	20	1.7	21
A3	1.1	0.8	1238	15	3.9	5
A4	1.4	0.8	1190	10	2.7	16
A5	1.5	0.8	1183	20	1.8	24
B1	1.7	1.4	753	40	0.4	44
B2	1.9	1.4	773	37	0.5	45
B3	1.9	1.4	873	21	1.2	23
C1	1.5	0.9	596	42	无开裂	44
C2	1.7	0.9	636	35	无开裂	41
D1	1.6	1.4	994	28	1.1	32
D2	1.5	1.4	979	28	1.2	32
D3	1.5	1.2	1100	13	2.5	13
D4	1.5	1.3	1110	18	2.5	20
E1	1.6	1.4	817	32	0.6	39
E2	1.6	1.4	790	33	无开裂	40
E3	1.6	1.4	785	25	2.3	30
F1	1.7	1.4	1006	28	1.3	32
F2	1.6	1.4	990	29	1.2	32
F3	1.7	1.4	1220	15	2.9	16
F4	1.5	0.6	880	19	1.6	19
G1	1.7	1.4	584	45	无开裂	55
G2	1.8	1.4	592	44	无开裂	55
H1	1.8	1.3	1108	23	1.7	29
H2	1.8	1.2	1188	22	1.9	25
H3	-	-	1090	15	3.4	15
H4	1.8	1.2	1170	17	3.3	16
I1	1.6	1.5	1196	25	1.9	27
I2	1.6	1.5	1199	25	2.0	27
J1	1.5	1.4	790	37	0.5	40
J2	2.5	1.1	770	17	1.3	34
K1	1.5	0.9	1157	21	1.7	23
L1	1.6	1.2	601	45	无开裂	49
L2	1.5	1.2	599	46	无开裂	49
M1	1.7	0.8	777	30	无开裂	36
M2	1.2	0.8	790	25	1.3	15
N1	1.7	1.2	572	50	无开裂	54
N2	1.5	1.3	600	51	无开裂	51
O1	1.8	1.0	913	28	0.8	32
O2	1.6	1.0	910	30	0.8	31
P1	2.0	1.2	741	31	0.3	43
P2	1.7	1.2	745	33	0.3	40
Q1	2.0	0.9	1043	24	1.4	28
Q2	1.7	1.0	1001	27	1.2	29
R1	2.0	1.2	905	27	0.9	36
R2	1.7	1.2	940	28	1.0	32
S1	1.7	1.2	1025	27	1.3	30
S2	1.5	1.3	1011	28	1.2	30
T1	1.7	1.1	951	28	0.9	31
T2	1.5	1.1	960	28	0.9	29
U1	1.9	1.2	583	47	无开裂	55
V1	1.9	1.2	779	35	无开裂	42
a1	1.6	1.2	1519	15	2.9	10
b1	1.6	1.1	426	42	0.3	42
c1	1.6	1.2	807	26	2.6	29
d1	1.6	1.2	942	22	2.4	15
e1	1.7	0.2	1710	12	3.5	11
f1	-	-	883	20	2.4	21
g1	1.6	1.0	1124	18	3.0	19

[0187]

[0188] 组织的鉴定、存在位置的观察及平均粒径（平均圆当量直径）和占有率的测定是通过硝酸酒精溶液试剂对钢板轧制方向的截面或与轧制方向呈直角的截面进行腐蚀，通过

500 倍～1000 倍的光学显微镜观察,从而进行量化。

[0189] 对于“残留奥氏体相的比例”的测定,在从钢板的表层化学研磨至 1/4 厚度的面上进行,利用单色化的 MoK $\alpha$  射线的铁素体的 (200) 及 (211) 面积分强度和奥氏体的 (200)、(220) 及 (311) 面积分强度,对残留奥氏体进行量化,从而求出“残留奥氏体相的比例”。

[0190] 另外,对于“残留奥氏体相中的平均 C 浓度 (C $\gamma$ )”,通过利用 Cu-K $\alpha$  射线的线解析,根据奥氏体的 (200) 面、(220) 面、(311) 面的反射角求出晶格常数 (单位:埃),根据下述式 A 算出。

[0191]  $C\gamma = (\text{晶格常数} - 3.572) / 0.033$  (式 A)

[0192] “25℃伸长率”及“150℃伸长率”根据 JIS5 号抗拉试验片的 C 方向拉伸,在 25℃、150℃温度下进行评价。

[0193] “V 弯曲性”根据在 V 弯曲试验中未产生开裂的最小的 R 进行评价。V 弯曲试验使用具有各种 R 的 V 字块对 30mm×200mm 的试验片进行 90 度弯曲。支撑间距为 95mm,用支撑台将压边力 (BHF) 设定为 98kN。开裂的判定通过目视或使用放大镜进行观察,将在表面产生了裂纹或缩颈的判断为开裂。

[0194] 表 1 的钢 a～g 中,钢 a 不满足本发明规定的 C 上限,钢 b 不满足 C 下限。钢 c、d、e 分别不满足 S、Si、Mn 的上限。钢 f 不满足 Si 和 Al 的下限。钢 g 不满足 Si 的下限和 Al 的上限。

[0195] 钢板 A3 及钢板 A4 是将最终两个道次的压下率设定得较高而制造的钢板。

[0196] 钢板 D3 是将退火时的最高温度设定得较低而制造的钢板。

[0197] 钢板 D4 是将最终的一次冷却速度设定得较大而制造的钢板。

[0198] 钢板 E3 是将最终的二次冷却速度设定为 50℃ / 秒而制造的钢板。

[0199] 钢板 F3 是将保持温度设定得较低而制造的钢板。

[0200] 钢板 F4 是将保持温度设定得较高而制造的钢板。

[0201] 钢板 H3 是将保持时间设定得较长而制造的钢板。

[0202] 钢板 H4 是将最终一次冷却速度设定得较小而制造的钢板。

[0203] 钢板 J2 是将空冷时间设定得较长而制造的钢板。

[0204] 钢板 M2 是将空冷时间设定得较短而制造的钢板。

[0205] 钢板 a1 的铁素体 + 贝氏体分率在范围外,钢板 b1 的奥氏体分率为范围以下。钢板 e1 的奥氏体中的平均 C 浓度低。钢板 f1 及钢板 g1 不能确保奥氏体分率。

[0206] 图 1 是表示实施例及比较例的钢板的抗拉强度与 25℃伸长率的关系的图,图 2 是表示该钢板的抗拉强度与 V 弯曲性的关系的图。从图 1 及图 2 可确认,根据本发明的钢板及钢板制造方法兼顾了高伸长率和 V 弯曲性。

[0207] 另外,图 3 是表示实施例及比较例的钢板的抗拉强度与 150℃伸长率的关系的图。根据图 1 及图 3 确认,根据本发明的钢板及钢板制造方法,高的伸长率在 25℃、150℃的任一温度中都可以实现。

[0208] 产业上的可利用性

[0209] 根据本发明,可以提供一种本发明与以往相比较,伸长率及 V 弯曲性高以及冲压成型稳定性优异的钢板及其制造方法。

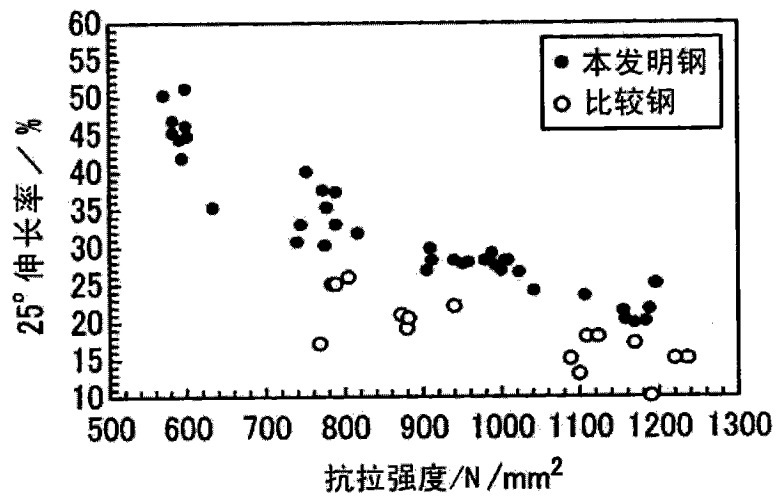


图 1

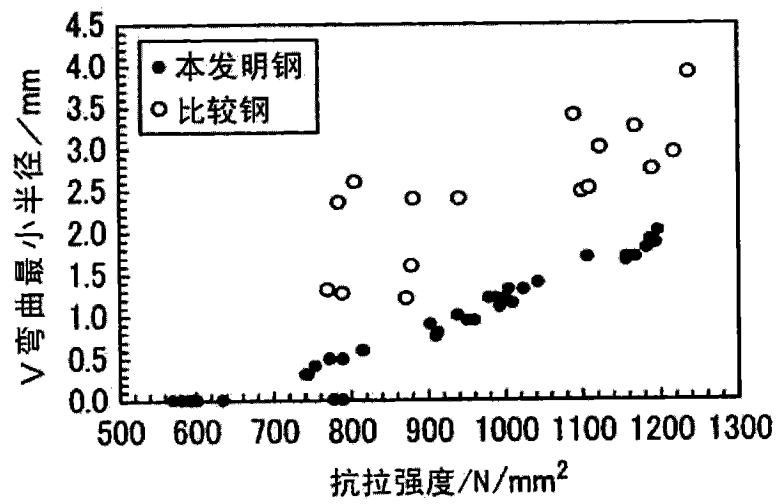


图 2

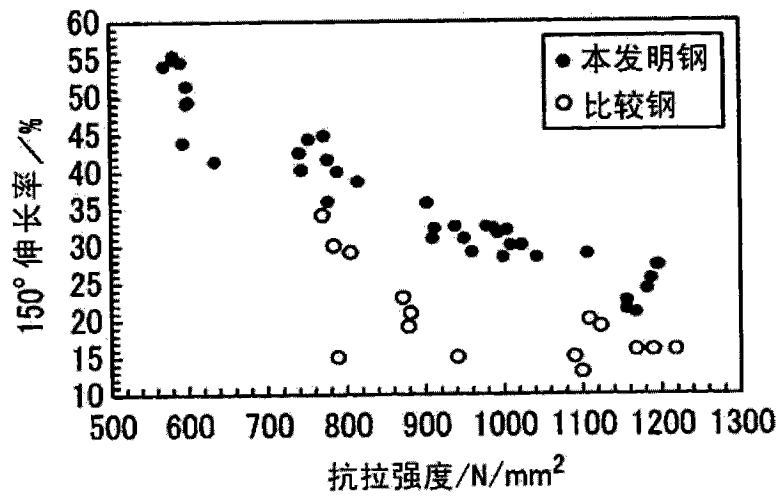


图 3