(19)国家知识产权局

(12)发明专利申请

(10)申请公布号 CN 116888294 A
(43)申请公布日 2023.10.13

(21)申请号 202280017399.7

(22)申请日 2022.02.25

(30)优先权数据
2021-029590 2021.02.26 JP

(85)PCT国际申请进入国家阶段日
2023.08.25

(86)PCT国际申请的申请数据
PCT/JP2022/007854 2022.02.25

(87)PCT国际申请的公布数据
WO2022/181761 JA 2022.09.01

(71)申请人 日本制铁株式会社
地址 日本东京都

(72)发明人 弘中谕 永野真衣 伊藤泰弘 高山拓也

(74)专利代理机构 北京林达刘知识产权代理事务所(普通合伙) 11277
专利代理师 刘新宇 李恩华

(51)Int.Cl.
C22C 38/00(2006.01)

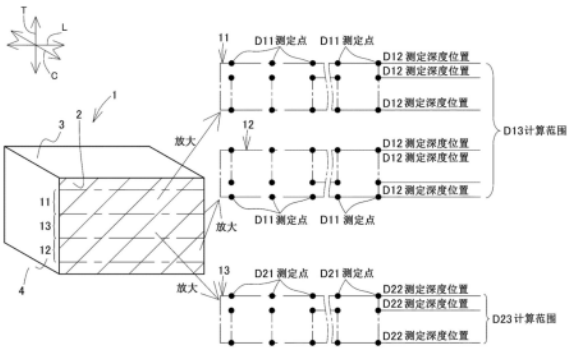
权利要求书2页 说明书20页 附图2页

(54)发明名称

钢板

(57)摘要

提供一种高强度且可实现优异的外观品质的钢板。钢板中,化学组成以质量%计为C:大于0.030%且为0.145%以下、Si:0%～0.500%、Mn:0.50%～2.50%、P:0%～0.100%、S:0%～0.020%、Al:0%～1.000%以下、N:0%～0.0100%等,金相组织由以体积分数计70～95%的铁素体和以体积分数计5～30%的硬质相组成,板厚方向1/4位置处的轧制方向上的平均Mn浓度在板厚方向上的标准偏差除以板厚方向1/4位置处的平均Mn浓度所得到的值X1为0.025以下。



CN 116888294 A

1.一种钢板,其化学组成以质量%计为C:大于0.030%且为0.145%以下、
Si:0%～0.500%、
Mn:0.50%～2.50%、
P:0%～0.100%、
S:0%～0.020%、
Al:0%～1.000%、
N:0%～0.0100%、
B:0%～0.0050%、
Mo:0%～0.800%、
Ti:0%～0.200%、
Nb:0%～0.100%、
V:0%～0.200%、
Cr:0%～0.800%、
Ni:0%～0.250%
O:0%～0.0100%、
Cu:0%～1.00%、
W:0%～1.00%、
Sn:0%～1.00%、
Sb:0%～0.200%、
Ca:0%～0.0100%、
Mg:0%～0.0100%、
Zr:0%～0.0100%、
REM:0%～0.0100%,
余量为铁和杂质,
所述钢板的金相组织由以体积分数计70～95%的铁素体和以体积分数计5～30%的硬质相组成,
所述钢板的板厚方向1/4位置处的轧制方向上的平均Mn浓度在板厚方向上的标准偏差除以所述板厚方向1/4位置处的平均Mn浓度所得到的值X1为0.025以下。

2.根据权利要求1所述的钢板,其特征在于,板厚方向1/2位置处的轧制方向上的平均Mn浓度在板厚方向上的标准偏差除以所述板厚方向1/2位置处的平均Mn浓度所得到的值X2为0.035以下。

3.根据权利要求1或2所述的钢板,其特征在于,在板厚方向1/4～1/2的区域中,于轧制方向连续100μm以上的硬质相的面积相对于全部硬质相的面积为30%以下。

4.根据权利要求1～3中任一项所述的钢板,其特征在于,所述铁素体的平均晶粒直径为5.0～30μm,所述硬质相的平均晶粒直径为1.0～5.0μm。

5.根据权利要求1～4中任一项所述的钢板,其特征在于,所述板厚方向1/4位置处的所述轧制方向上的所述平均Mn浓度的所述板厚方向上的最大值与最小值的差除以所述板厚方向1/4位置处的所述平均Mn浓度所得到的值Z1为0.110以下。

6.根据权利要求1～5中任一项所述的钢板,其特征在于,所述板厚方向1/2位置处的所

述轧制方向上的所述平均Mn浓度的所述板厚方向上的最大值与最小值的差除以所述板厚方向1/2位置处的所述平均Mn浓度所得到的值Z2为0.150以下。

7.根据权利要求1～6中任一项所述的钢板，其特征在于，所述硬质相由马氏体、贝氏体、回火马氏体和珠光体中的任意1种以上构成。

8.根据权利要求1～7中任一项所述的钢板，其特征在于，所述钢板的板厚为0.20mm～1.00mm。

9.根据权利要求1～8中任一项所述的钢板，其特征在于，所述钢板为汽车外板面板。

钢板

技术领域

[0001] 本发明涉及钢板。

背景技术

[0002] 从保护地球环境的角度出发,汽车由于耗油量的提高,因此不仅是对于车梁等结构部件,而且对于车顶、门外板等面板类部件,轻量化需求也日益提高。这些面板类部件与骨架部件不同,是人们可以看到的,因此还要求外观品质高。作为外观品质,可列举出设计性和表面品质。

[0003] 专利文献1公开了一种表面品质优异的高强度热浸镀锌钢板。具体而言,专利文献1公开了一种高强度热浸镀锌钢板,其具有钢板(基板)、以及在该基板表面上的热浸镀锌层,其中,所述钢板(基板)以质量%计含有C:0.02～0.20%、Si:0.7%以下、Mn:1.5～3.5%、P:0.10%以下、S:0.01%以下、Al:0.1～1.0%、N:0.010%以下、Cr:0.03～0.5%,并且,通过将Al、Cr、Si、Mn的含量作为同号项的数学式:A＝400Al/(4Cr+3Si+6Mn)所定义的退火时表面氧化指数A为2.3以上,余量由Fe和不可避免的杂质构成,进而,钢板(基板)的组织由铁素体和第二相构成,该第二相为马氏体主体。

[0004] 现有技术文献

[0005] 专利文献

[0006] 专利文献1:日本特开2005-220430号公报

发明内容

[0007] 发明要解决的问题

[0008] 为了提高外观品质,抑制鬼线(ghost line)的产生可作为一个技术问题举出。鬼线是指:在对DP(双相、Dual Phase)钢这种具有硬质相和软质相的钢板进行轧制成型时,软质相周围优先变形,导致在表面以1mm量级产生的微小凹凸。该凹凸会在表面上形成条纹图案,因此产生了鬼线的轧制成型品的外观品质差。

[0009] 随着面板类部件为了汽车轻量化而高强度和薄壁化、进而形状的复杂化,存在成型后的钢板的表面容易产生凹凸、容易产生鬼线的倾向。

[0010] 本发明正是鉴于上述实际情况而做出的。本发明的目的在于提供一种高强度且可实现优异的外观品质的钢板。

[0011] 用于解决问题的方案

[0012] 本发明以下述钢板为要点。

[0013] (1)一种钢板,其化学组成以质量%计为

[0014] C:大于0.030%且为0.145%以下、

[0015] Si:0%～0.500%以下、

[0016] Mn:0.50%～2.50%、

[0017] P:0%～0.100%以下、

[0018] S:0%～0.020%以下、

[0019] Al:0%～1.000%以下、

[0020] N:0%～0.0100%以下、

[0021] B:0%～0.0050%、

[0022] Mo:0%～0.800%、

[0023] Ti:0%～0.200%、

[0024] Nb:0%～0.100%、

[0025] V:0%～0.200%、

[0026] Cr:0%～0.800%、

[0027] Ni:0%～0.250%

[0028] O:0%～0.0100%、

[0029] Cu:0%～1.00%、

[0030] W:0%～1.00%、

[0031] Sn:0%～1.00%、

[0032] Sb:0%～0.200%、

[0033] Ca:0%～0.0100%、

[0034] Mg:0%～0.0100%、

[0035] Zr:0%～0.0100%、

[0036] REM:0%～0.0100%，

[0037] 余量为铁和杂质，

[0038] 所述钢板的金相组织由以体积分数计70～95%的铁素体和以体积分数计5～30%的硬质相组成，

[0039] 所述钢板的板厚方向1/4位置处的轧制方向上的平均Mn浓度在板厚方向上的标准偏差除以所述板厚方向1/4位置处的平均Mn浓度所得到的值X1为0.025以下。

[0040] (2)根据前述(1)所述的钢板，其特征在于，板厚方向1/2位置处的轧制方向上的平均Mn浓度在板厚方向上的标准偏差除以所述板厚方向1/2位置处的平均Mn浓度所得到的值X2为0.035以下。

[0041] (3)根据前述(1)或(2)所述的钢板，其特征在于，在板厚方向1/4～1/2的区域中，于轧制方向连续100μm以上的硬质相的面积相对于全部硬质相的面积为30%以下。

[0042] (4)根据前述(1)～(3)中任一项所述的钢板，其特征在于，所述铁素体的平均晶粒直径为5.0～30μm，所述硬质相的平均晶粒直径为1.0～5.0μm。

[0043] (5)根据前述(1)～(4)中任一项所述的钢板，其特征在于，所述板厚方向1/4位置处的所述轧制方向上的所述平均Mn浓度的所述板厚方向上的最大值与最小值的差除以所述板厚方向1/4位置处的所述平均Mn浓度所得到的值Z1为0.110以下。

[0044] (6)根据前述(1)～(5)中任一项所述的钢板，其特征在于，所述板厚方向1/2位置处的所述轧制方向上的所述平均Mn浓度的所述板厚方向上的最大值与最小值的差除以所述板厚方向1/2位置处的所述平均Mn浓度所得到的值Z2为0.150以下。

[0045] (7)根据前述(1)～(6)中任一项所述的钢板，其特征在于，所述硬质相由马氏体、贝氏体、回火马氏体和珠光体中的任意1种以上构成。

[0046] (8)根据前述(1)～(7)中任一项所述的钢板，其特征在于，所述钢板的板厚为0.20mm～1.00mm。

[0047] (9)根据前述(1)～(8)中任一项所述的钢板，其特征在于，所述钢板为汽车外板面板。

[0048] 发明的效果

[0049] 根据本发明的上述方式，能够提供一种高强度且可实现优异的外观品质的钢板。

附图说明

[0050] 图1为用于对钢板的板厚方向1/4位置处、1/2位置处各自的轧制方向上的平均Mn浓度在板厚方向上的标准偏差除以对应的板厚方向1/4位置处、1/2位置处的平均Mn浓度所得到的值进行说明的示意图。

[0051] 图2是针对本实施例和比较例示出板厚方向的各深度位置处的轧制方向平均Mn浓度的图表。

[0052] 图3是针对本实施例和比较例示出板厚方向1/4位置处的轧制方向平均Mn浓度的板厚方向上的标准偏差除以板厚方向1/4位置处的整体平均Mn浓度所得到的值X1与Wz的关系的图表。

具体实施方式

[0053] ＜想到本发明所经历的过程＞

[0054] 本发明人对于抑制将高强度的钢板轧制成型后产生鬼线的方法进行了研究。如前所述，对于像DP(双相)钢这种硬质相和软质相混合存在的钢板，成型时主要是软质相周围发生变形，在钢板表面产生微小凹凸，由此有时会产生被称作鬼线的外观不良。在钢板轧制成型时，以软质相凹陷而硬质相不凹陷或者反而成为凸起而隆起的方式发生变形，由此以带状(条纹状)产生鬼线。

[0055] 这样，基于鬼线是因存在以带状连续的硬质相而产生的这一认知，得出以下思路：为了在例如本实施方式中的DP钢中减少鬼线，使硬质相均匀分散(抑制带状组织)是重要的。并且，由于带状组织是由钢凝固时的Mn的中心偏析、微偏析而导致产生的，因此为了对其进行抑制，需要抑制钢凝固时的Mn偏析。

[0056] 本发明人进行了深入研究，结果作为降低钢中的Mn偏析的手段，关注到对刚凝固的板坯进行压下的方式(凝固后大压下法)。发现：通过在凝固后进行大压下，Mn偏析、特别是板厚方向1/4位置处的Mn微偏析减少，连续的硬质相的比例减少。其结果，发现成型后的钢板的表面粗糙度变得更良好。

[0057] 本发明是基于上述见解完成的，以下对本实施方式的钢板进行详细说明。其中，本发明不限于本实施方式公开的技术方案，只要在不脱离本发明的要旨的范围内，就可以进行各种变更。

[0058] 首先，对本实施方式的钢板的化学组成进行说明。对于以下夹着“～”表示的数值限定范围，下限值和上限值包含在其范围内。对于带有“小于”或“大于”的数值，该数值不包含在数值范围内。以下的说明中，涉及化学组成的％只要没有特别说明，即为质量％。

[0059] 本实施方式的钢板的化学组成以质量％计为

[0060] C:大于0.030%且为0.145%以下、

[0061] Si:0%～0.500%、

[0062] Mn:0.5%～2.50%、

[0063] P:0%～0.100%、

[0064] S:0%～0.020%、

[0065] Al:0%～1.000%、

[0066] N:0%～0.0100%、

[0067] B:0%～0.0050%、

[0068] Mo:0%～0.800%、

[0069] Ti:0%～0.200%、

[0070] Nb:0%～0.100%、

[0071] V:0%～0.200%、

[0072] Cr:0%～0.800%、

[0073] Ni:0%～0.250%

[0074] O:0%～0.0100%、

[0075] Cu:0%～1.00%、

[0076] W:0%～1.00%、

[0077] Sn:0%～1.00%、

[0078] Sb:0%～0.200%、

[0079] Ca:0%～0.0100%、

[0080] Mg:0%～0.0100%、

[0081] Zr:0%～0.0100%、

[0082] REM:0%～0.0100%，

[0083] 余量为铁和杂质。以下对各元素进行说明。

[0084] (C:大于0.030%且为0.145%以下)

[0085] C是提高钢板的强度的元素。为了获得所期望的强度，C含量设为大于0.030%。为了进一步提高强度，C含量优选为0.035%以上，更优选为0.040%以上，进一步优选为0.050%以上，进一步优选为0.060%以上。

[0086] 另外，通过使C含量为0.145%以下，会促进凝固时的Mn的扩散，由此可以抑制易于产生带状的Mn偏析的问题。其结果，可以抑制钢板轧制成型后产生鬼线。因此，C含量设为0.145%以下。C含量优选为0.110%以下，更优选为0.090%以下。

[0087] (Si:0%～0.500%)

[0088] Si是钢的脱氧元素，是不损害钢板的延性而对提高强度有效的元素。通过使Si含量为0.500%以下，可以抑制由氧化皮剥离性下降而导致的表面缺陷的产生。因此，Si含量设为0.500%以下。Si含量优选为0.250%以下，更优选为0.100%以下。

[0089] Si含量的下限包括0%，但为了提高钢板的强度-成型性平衡，Si含量也可以设为0.0005%以上或0.0010%以上。

[0090] (Mn:0.50%～2.50%)

[0091] Mn是提高钢的淬火性、有助于强度提高的元素。为了获得所期望的强度，Mn含量设

为0.50％以上。Mn含量优选为1.20％以上，更优选为1.40％以上。

[0092] 另外，Mn含量为2.50％以下时，可以抑制钢凝固时产生条纹状的Mn偏析。因此，Mn含量为2.50％以下。Mn含量优选为2.00％以下，更优选为1.80％以下。

[0093] (P:0％～0.100％)

[0094] P是使钢脆化的元素。P含量为0.100％以下时，可以抑制钢板脆化而在生产工序中变得容易开裂的问题。因此，P含量设为0.100％以下。P含量可以是0.070％以下、0.040％以下、0.030％以下或0.020％以下。

[0095] P含量的下限包括0％，但通过使P含量为0.001％以上，可以进一步降低生产成本。因此，P含量也可以是0.001％以上。

[0096] (S:0％～0.020％)

[0097] S是形成Mn硫化物、使钢板的延性、扩孔性、延伸凸缘性和弯曲性等成型性劣化的元素。S含量为0.020％以下时，可以抑制钢板的成型性的显著下降。因此，S含量设为0.020％以下。S含量优选为0.010％以下，更优选为0.008％以下。

[0098] S含量的下限包括0％，但通过使S含量为0.0001％以上，可以进一步降低生产成本。因此，S含量也可以是0.0001％以上。

[0099] (Al:0％～1.000％)

[0100] Al是作为脱氧材料发挥作用的元素，是对提高钢的强度有效的元素。通过使Al含量为1.000％以下，可以提高铸造性，因此可以提高生产率。因此，Al含量设为1.000％以下。Al含量优选为0.650％以下，更优选为0.600％以下。

[0101] Al含量的下限包括0％，但为了充分获得基于Al的脱氧效果，Al含量也可以设为0.005％以上。

[0102] (N:0％～0.0100％)

[0103] N是形成氮化物、使钢板的延性、扩孔性、延伸凸缘性和弯曲性等成型性劣化的元素。N含量为0.0100％以下时，不会过度形成氮化物，可以提高钢板的延性、扩孔性、延伸凸缘性和弯曲性等成型性，进而可以减少焊接时的焊接缺陷，因此可以提高生产率。因此，N含量设为0.0100％以下。N含量优选为0.0080％以下，更优选为0.0070％以下。

[0104] N含量的下限包括0％，但通过使N含量为0.0005％以上，可以进一步降低制造成本。因此，N含量也可以设为0.0005％以上。

[0105] 本实施方式的钢板可以含有以下元素作为任选元素。不含以下任选元素时其含量为0％。

[0106] (B:0％～0.0050％)

[0107] B是抑制高温下相变、有助于提高钢板的强度的元素。B并不必须含有，因此B含量的下限包括0％。为了充分获得基于B的强度提高效果，B含量优选为0.0005％以上，更优选为0.0010％以上。

[0108] 另外，B含量为0.0050％以下时，可以抑制生成B析出物而钢板的强度下降。因此，B含量设为0.0050％以下。B含量也可以为0.0001％～0.0050％。

[0109] (Mo:0％～0.800％)

[0110] Mo是抑制高温下的相变、有助于提高钢板的强度的元素。Mo并不必须含有，因此Mo含量的下限包括0％。为了充分获得基于Mo的强度提高效果，Mo含量优选为0.050％以上，更

优选为0.100％以上。

[0111] 另外，Mo含量为0.800％以下时，可以抑制热加工性下降从而生产率下降。因此，Mo含量设为0.800％以下。Mo含量也可以是0.001％～0.800％，还可以是0～0.40％。

[0112] 需要说明的是，通过同时含有Cr：0.200～0.800％和Mo：0.050～0.800％这两者，可以更可靠地提高钢板的强度，因此优选。

[0113] (Ti：0％～0.200％)

[0114] Ti是具有降低使作为断裂起点起作用的粗大夹杂物产生的S量、N量和O量的效果的元素。另外，Ti具有使组织微细化、提高钢板的强度-成型性平衡的效果。Ti并不必须含有，因此Ti含量的下限包括0％。为了充分获得上述效果，Ti含量优选设为0.001％以上，更优选为0.010％以上。

[0115] 另外，Ti含量为0.200％以下时，可以抑制形成粗大的Ti硫化物、Ti氮化物和Ti氧化物，能够确保钢板的成型性。因此，Ti含量设为0.200％以下。Ti含量优选设为0.080％以下，更优选设为0.060％以下。Ti含量也可以是0～0.100％，还可以是0.001％～0.200％。

[0116] (Nb：0％～0.100％)

[0117] Nb是通过基于析出物的强化、基于抑制铁素体晶粒生长的微粒化强化和基于抑制再结晶的位错强化而有助于提高钢板的强度的元素。Nb并不必须含有，因此Nb含量的下限包括0％。为了充分获得上述效果，Nb含量优选设为0.005％以上，更优选设为0.010％以上。

[0118] 另外，Nb含量为0.100％以下时，可以促进再结晶而抑制未再结晶铁素体的残存，能够确保钢板的成型性。因此，Nb含量设为0.100％以下。Nb含量优选为0.050％以下，更优选为0.040％以下。Nb含量也可以是0.001％～0.100％。

[0119] (V：0％～0.200％)

[0120] V是通过基于析出物的强化、基于抑制铁素体晶粒生长的微粒化强化和基于抑制再结晶的位错强化而有助于提高钢板的强度的元素。V并不必须含有，因此V含量的下限包括0％。为了充分获得基于V的强度提高效果，V含量优选为0.010％以上，更优选为0.030％以上。

[0121] 另外，V含量为0.200％以下时，可以抑制碳氮化物大量析出从而钢板的成型性下降。因此，V含量设为0.200％以下。V含量也可以是0～0.100％，还可以是0.001～0.200％。

[0122] (Cr：0％～0.800％)

[0123] Cr是提高钢的淬火性、有助于提高钢板的强度的元素。Cr并不必须含有，因此Cr含量的下限包括0％。为了充分获得基于Cr的强度提高效果，Cr含量优选为0.200％以上，更优选为0.300％以上。

[0124] 另外，Cr含量为0.800％以下时，可以抑制会成为断裂起点的粗大Cr碳化物形成。因此，Cr含量设为0.800％以下。Cr含量也可以是0.001～0.700％，还可以是0.001～0.800％。

[0125] (Ni：0％～0.250％)

[0126] Ni是抑制高温下相变、有助于提高钢板的强度的元素。Ni并不必须含有，因此Ni含量的下限包括0％。为了充分获得基于Ni的强度提高效果，Ni含量优选为0.050％以上，更优选为0.200％以上。

[0127] 另外，Ni含量为0.250％以下时，可以抑制钢板的焊接性下降。因此，Ni含量为

0.250%以下。Ni含量也可以是0.001～0.200%。

[0128] 以下，对于作为任意添加元素的O、Cu、W、Sn、Sb、Ca、Mg、Zr、REM分别说明其优选的含量。但是，这些O、Cu、W、Sn、Sb、Ca、Mg、Zr、REM在以下示例的含量范围内，对鬼线降低均无帮助。换言之，本实施方式中，对于通过应用后述的凝固后大压下而实现由微偏析导致的Mn浓度的波动变小、结果既有高强度又可抑制成型后表面凹凸的产生这一效果而言，O、Cu、W、Sn、Sb、Ca、Mg、Zr、REM并无影响。

[0129] (O:0%～0.0100%)

[0130] O是制造工序中混入的元素。O含量可以是0%。需要说明的是，通过使O含量为0.0001%以上，可以缩短精炼时间而提高生产率。因此，O含量也可以是0.0001%以上、0.0005%以上或0.0010%以上。另一方面，O含量为0.0100%以下时，可以抑制粗大氧化物的形成，可以提高钢板的延性、扩孔性、延伸凸缘性和/或弯曲性等成型性。因此，O含量设为0.0100%以下。O含量也可以是0.0070%以下、0.0040%以下或0.0020%以下。

[0131] (Cu:0%～1.00%)

[0132] Cu是以细微颗粒的形态存在于钢中、有助于提高钢板的强度的元素。Cu含量可以是0%，但为了获得该效果，Cu含量优选为0.001%以上。Cu含量也可以是0.01%以上、0.03%以上或0.05%以上。另一方面，通过使Cu含量为1.00%以下，可以使钢板的焊接性良好。因此，Cu含量为1.00%以下。Cu含量也可以是0.60%以下、0.40%以下或0.20%以下。

[0133] (W:0%～1.00%)

[0134] W是抑制高温下相变、有助于提高钢板的强度的元素。W含量可以是0%，但为了获得该效果，W含量优选为0.001%以上。W含量也可以是0.01%以上、0.02%以上或0.10%以上。另一方面，通过使W的含量为1.00%以下，可以提高热加工性而提高生产率。因此，W含量设为1.00%以下。W含量也可以是0.80%以下、0.50%以下或0.20%以下。

[0135] (Sn:0%～1.00%)

[0136] Sn是抑制晶粒粗大化、有助于提高钢板的强度的元素。Sn含量可以是0%，但为了获得该效果，Sn含量优选为0.001%以上。Sn含量也可以是0.01%以上、0.05%以上或0.08%以上。另一方面，通过使Sn含量为1.00%以下，可以抑制钢板脆化。因此，Sn含量为1.00%以下。Sn含量也可以是0.80%以下、0.50%以下或0.20%以下。

[0137] (Sb:0%～0.200%)

[0138] Sb是抑制晶粒粗大化、有助于提高钢板的强度的元素。Sb含量可以是0%，但为了获得该效果，Sb含量优选为0.001%以上。Sb含量也可以是0.010%以上、0.050%以上或0.080%以上。另一方面，通过使Sn含量为0.200%以下，可以抑制钢板脆化。因此，Sb含量为0.200%以下。Sb含量也可以是0.180%以下、0.150%以下或0.120%以下。

[0139] (Ca:0%～0.0100%)

[0140] (Mg:0%～0.0100%)

[0141] (Zr:0%～0.0100%)

[0142] (REM:0%～0.0100%)

[0143] Ca、Mg、Zr和REM是有助于提高钢板的成型性的元素。Ca、Mg、Zr和REM含量可以是0%，但为了获得该效果，Ca、Mg、Zr和REM含量各自优选为0.0001%以上，也可以是0.0005%以上、0.0010%以上或0.0015%以上。另一方面，通过使Ca、Mg、Zr和REM各自的含量为

0.0100％以下，可以确保钢板的延性。因此，Ca、Mg、Zr和REM含量可以分别设为0.0100％以下，也可以是0.0080％以下、0.0060％以下或0.0030％以下。本说明书中的REM是指原子序数21的钪(Sc)、原子序数39的钇(Y)和镧系的原子序数57的镧(La)～原子序数71的镥(Lu)的17种元素的总称，REM含量为这些元素的总含量。

[0144] 本实施方式的钢板的化学组成的余量可以是Fe和杂质。作为杂质，可示例出从钢原料或废料中和/或在制钢过程中混入的、或在不损害本实施方式的钢板特性的范围内允许的元素。作为杂质，可列举出H、Na、Cl、Co、Zn、Ga、Ge、As、Se、Tc、Ru、Rh、Pd、Ag、Cd、In、Te、Cs、Ta、Re、Os、Ir、Pt、Au、Pb、Bi、Po。杂质以总和计可含有0.200％以下。

[0145] 上述钢板的化学组成通过常规的分析方法测定即可。例如，用ICP-AES(Inductively Coupled Plasma-Atomic Emission Spectrometry)进行测定即可。需要说明的是，C和S用燃烧-红外线吸收法、N用非活性气体熔融-热导法进行测定即可。钢板在表面具有镀层的情况下，通过机械磨削去除表面的镀层之后，再进行化学组成的分析即可。

[0146] (金相组织由以体积分数计70～95％的铁素体和以体积分数计5～30％的硬质相组成)

[0147] 通过使金相组织中硬质相的体积分数为5％以上，可以充分提高钢板的强度。因此，将硬质相的体积分数设为5％以上。另一方面，通过使硬质相的体积分数为30％以下，可以使硬质相更均匀地分散，因此可以减少成型时的表面凹凸，可以提高成型后的外观。

[0148] 另外，金相组织中硬质相以外的余量为铁素体，该铁素体的体积分数为70～95％。金相组织中铁素体和硬质相的体积分数的总和为100％。

[0149] 本实施方式的钢板中，硬质相是比铁素体硬的硬质组织，例如由马氏体、贝氏体、回火马氏体和珠光体中的任意1种以上构成。出于提高强度的考虑，硬质相优选由马氏体、贝氏体、回火马氏体中的1种以上构成，更优选由马氏体构成。

[0150] 金相组织中的硬质相的体积分数可以用以下方法求出。

[0151] 从所得到的钢板的板宽W的1/4W位置或3/4W位置(即，从钢板的任意的宽度方向端部起沿宽度方向1/4W的位置)金相组织(显微组织)观察用的试样(尺寸大致为轧制方向上20mm×宽度方向上20mm×钢板的厚度)，用光学显微镜对从表面起板厚1/2厚度处的金相组织(显微组织)进行观察，算出从钢板的表面(存在镀覆的情况下去除掉镀层的表面)起至板厚1/2厚度的硬质相的面积分数。作为试样的制备，将轧制直角方向的板厚截面作为观察面进行研磨，用LePera试剂进行蚀刻。

[0152] 由倍率500倍的光学显微镜照片或扫描型电子显微镜(Scanning-electron-microscope)照片对“显微组织”进行分类。在LePera腐蚀后进行光学显微镜观察时，由于例如贝氏体为黑色，马氏体(包括回火马氏体)为白色，铁素体为灰色，可以通过颜色区分来观察各组织，因此能够容易地进行铁素体与除此以外的硬质组织的辨别。在光学显微镜照片中，表示铁素体的灰色以外的区域为硬质相。

[0153] 在用LePera试剂蚀刻后的钢板的表面～板厚方向上从表面起至板厚的1/2的位置的区域中，以500倍的倍率观察10个视野，用Adobe公司制造的“Photoshop CS5”的图像分析软件进行图像分析，求出硬质相的面积分数。作为图像分析手法，例如，从图像中获得图像的最大明度值L_{max}和最小明度值L_{min}，将具有明度为$L_{max}-0.3(L_{max}-L_{min})$至$L_{max}$的像素的部分定义为白色区域，将具有$L_{min}$至$L_{min}+0.3(L_{max}-L_{min})$的像素的部分定义为黑色区域，将其余部

分定义为灰色区域，计算出灰色区域以外的区域即硬质相的面积分数。对于总计10个部位的观察视野与上述同样地进行图像分析，测定硬质相的面积分数，对这些面积分数进行平均，算出平均值。

[0154] (板厚方向1/4位置处的轧制方向上的平均Mn浓度在板厚方向上的标准偏差除以板厚方向1/4位置处的平均Mn浓度所得到的值X1为0.025以下)

[0155] 如前所述，Mn是有助于提高钢的强度的元素。本发明人发现，如果Mn偏析大，则硬质相容易连成带状，其结果，对钢板进行轧制成型时趋于容易产生鬼线。并且，本发明人注意到鬼线是在钢板的轧制方向上呈细长的带状而形成的，并关注了钢板轧制方向上的平均Mn浓度。进而，本发明人还关注了在钢板的轧制方向上关注的平均Mn浓度的区域中板厚方向上的Mn浓度的偏差。尤其是关注了在离钢板表面比较近的区域中的Mn浓度的偏析。结果认识到：使钢板的板厚方向1/4位置(板厚方向1/4区域)处的轧制方向上的平均Mn浓度在板厚方向上的标准偏差除以板厚方向1/4位置处的平均Mn浓度所得到的值X1为0.025以下，对于提高钢板和对该钢板进行轧制成型而得到的成型品的表面的表面品质是有效的。

[0156] 图1为用于对钢板的板厚方向1/4位置处、1/2位置处的各自的轧制方向L上的平均Mn浓度在板厚方向T上的标准偏差σ1、σ2除以对应的板厚方向1/4位置处、1/2位置处的平均Mn浓度D13、D23所得到的值X1、X2进行说明的示意图。图1中示出了钢板1的宽度方向C的中央的截面2。该截面2是与钢板1的板厚方向T和轧制方向L平行的截面，即，是与钢板1的宽度方向C垂直的截面。

[0157] 本实施方式中，“板厚方向1/4位置”的观察是指，对于与钢板1的板厚方向T和轧制方向L平行的断面2、钢板1中宽度方向C上的中央的截面2，观察以下两个范围：以从钢板1的表面3起在板厚方向T上达到1/4的位置为中心的、板厚方向T上100μm×轧制方向L上600μm的观察范围11；以及，以从钢板1的背面4起在板厚方向T上达到1/4的位置为中心的、板厚方向T上100μm×轧制方向L上600μm的观察范围12。

[0158] 需要说明的是，本实施方式中，在板厚方向1/4位置的观察当中，说明的是板厚方向T上总计200μm×轧制方向L上600μm的观察范围11、12的构成，但也可以不是该方式。观察范围11、12可以分别在板厚方向T上小于100μm(例如50μm)，也可以是大于100μm的值(例如150μm)。同样地，观察范围11、12可以分别沿轧制方向L小于600μm(例如，400μm)，也可以是大于600μm的值(例如800μm)。另外，本实施方式中，说明的是钢板1中宽度方向C的中央的截面2的构成，但也可以不是该方式。只要是在钢板1中宽度方向C的中间的截面中的至少一个上具有与在截面2的构成中说明的同样的构成即可。

[0159] 算出值X1时，首先，对于钢板1中在轧制方向L上设定了观察范围11、12的部位，对成为截面2的部位进行镜面研磨，从而准备截面2。观察范围11、12是截面2上的范围。

[0160] 接着，在截面2中，在观察范围11、12中的规定的深度位置上，沿轧制方向L以1μm的测定间隔测定600处Mn浓度D11。所使用的装置为电子探针显微分析仪(EPMA)，测定条件设为加速电压15kV、照射时间25ms。

[0161] 取得所得到的600处Mn浓度D11的平均值{(ΣD11)/600}作为规定的深度位置处的平均Mn浓度(质量%)，即，作为轧制方向平均Mn浓度D12。针对上述测定深度位置相同的600处Mn浓度D11且算出该深度位置处的轧制方向平均Mn浓度D12的操作，在观察范围11、12中于板厚方向T上每隔1μm进行。由此，在观察范围11、12中，求得板厚方向T上200处的各自的

轧制方向平均Mn浓度D12。

[0162] 接着，计算出观察范围11、12中全部轧制方向平均Mn浓度D12的平均值D13。即，算出200处的轧制方向平均Mn浓度D12的平均值{(ΣD12)/200}作为观察范围11、12整体的平均Mn浓度(整体平均Mn浓度D13)。

[0163] 接着，将板厚方向T上每隔1μm的深度位置处的轧制方向平均Mn浓度D12作为样本，算出板厚方向T的标准偏差σ1。即，算出各深度位置处的轧制方向平均Mn浓度D12的标准偏差。需要说明的是，$\sigma 1^2 = (1/200)\ \Sigma\ (D12-D13)^2$。

[0164] 接着，用上述标准偏差σ1除以板厚方向1/4位置处的整体平均Mn浓度D13，从而得到值X1。需要说明的是，在测定Mn浓度D11时，对于钢板1的截面2中轧制方向L上设定了观察范围11、12的部分的全部区域，也可以在观察范围11、12以外的部位上也以板厚方向T上1μm间隔和轧制方向L上1μm间隔对Mn浓度进行测定。在这种情况下，测定的Mn浓度中，观察范围11、12中的测定所需的Mn浓度可以作为Mn浓度D11使用。

[0165] 本发明人等发现，为了抑制轧制成型品中产生鬼线，通过减少作为坯料的钢板表面附近的Mn浓度的偏析，具体而言，通过使值X1为0.025以下，可以抑制鬼线的产生。因此，本实施方式中，将值X1设为0.025以下。值X1优选为0.020以下。需要说明的是，值X1的下限为零。

[0166] (板厚方向1/2位置处的轧制方向上的平均Mn浓度在板厚方向上的标准偏差除以板厚方向1/2位置处的平均Mn浓度所得到的值X2为0.035以下)

[0167] 如上所述，通过使值X1为0.025以下，可以抑制钢板轧制成型时产生鬼线。本发明人还关注了距钢板1的表面3更深区域的Mn浓度偏析。结果认识到：使钢板1的板厚方向1/2位置(板厚方向1/2区域)处的轧制方向L上的平均Mn浓度在板厚方向T上的标准偏差σ2除以板厚方向1/2位置处的平均Mn浓度D23所得到的值X2为0.035以下，对于更进一步提高钢板1和对该钢板1进行轧制成型而得到的成型品的表面的表面品质是有效的。

[0168] 图1的截面2中的“板厚方向1/2位置”的观察是指，对以从钢板1的表面3起在板厚方向T上达到1/2的位置为中心的观察范围13进行观察。观察范围11、12与观察范围13除了板厚方向T上的位置不同以外其它相同。

[0169] 计算值X2时，首先，在截面2中，在观察范围13中的规定的深度位置上，沿轧制方向L以1μm的测定间隔测定600处Mn浓度(600处Mn浓度D21)。Mn浓度D21的测定方法与上述的区块Mn浓度D11的测定方法相同。

[0170] 取得所得到的600处Mn浓度D21的平均值{(ΣD21)/600}作为规定的深度位置处的平均Mn浓度(质量%)，即，作为轧制方向平均Mn浓度D22。针对上述测定深度位置相同的600处Mn浓度D21且计算出该深度位置处的轧制方向平均Mn浓度D22的操作，在观察范围13中板厚方向T上每隔1μm进行。由此，在观察范围13中，求得板厚方向T上100处的各自的轧制方向平均Mn浓度D22。

[0171] 接着，计算出观察范围13中的全部轧制方向平均Mn浓度D22的平均值D23。即，计算出100处的轧制方向平均Mn浓度D22的平均值{(ΣD22)/100}作为观察范围13整体的平均Mn浓度(整体平均Mn浓度D23)。

[0172] 接着，将板厚方向T上每隔1μm的深度位置处的轧制方向平均Mn浓度D22作为样本，计算出板厚方向T的标准偏差σ2。即，计算出各深度位置处的轧制方向平均Mn浓度D22的标

准偏差σ2。需要说明的是，$\sigma 2^2 = (1/100)\ \Sigma\ (D22-D23)^2$。

[0173] 接着，用上述标准偏差σ2除以板厚方向1/2位置处的整体平均Mn浓度D23，从而得到值X2。需要说明的是，在测定Mn浓度D21时，对于钢板1的截面2中轧制方向L上设定了观察范围13的部分的全部区域，也可以在观察范围13以外的部位上也以板厚方向T上1μm间隔和轧制方向L上1μm间隔对Mn浓度进行测定。在这种情况下，测定的Mn浓度中，观察范围13中的测定所需的Mn浓度可以作为Mn浓度D13使用。

[0174] 本发明人等发现，为了更进一步可靠地抑制轧制成型品中产生鬼线，通过减少作为坯料的钢板中心的Mn浓度的偏析，具体而言，通过使值X2为0.035以下，可以抑制鬼线的产生。因此，本实施方式中，将值X2设为0.035以下。值X2优选为0.030以下。需要说明的是，值X2的下限为零。

[0175] (板厚方向1/4～1/2的区域中，轧制方向上连续100μm以上的硬质相的面积相对于全部硬质相的面积为30％以下)

[0176] 通过使轧制方向上连续100μm以上的硬质相的面积相对于全部硬质相的面积为30％以下，可以抑制将钢板轧制成型时硬质相的凸起变形以及该硬质相周围的软质相的凹陷变形在轧制方向上绵长连续，可以抑制容易看出的鬼线产生。因此，本实施方式中，板厚方向1/4～1/2的区域中，轧制方向上连续100μm以上的硬质相的面积相对于全部硬质相的面积优选设为30％以下。该比例更优选为20％以下。该比例的下限为0％。

[0177] 本实施方式中的上述比例的测定方法如下。首先，对于与钢板的板厚方向和轧制方向平行的截面、钢板宽度方向上的中央的截面，规定属于从钢板表面起在板厚方向上1/4～1/2的区域的沿轧制方向400μm的观察范围(连续的硬质相观察范围)。需要说明的是，轧制方向上连续的硬质相观察范围的长度可以小于400μm(例如300μm)，也可以是大于400μm的值(例如500μm)。其中，轧制方向上连续硬质相观察范围的长度的下限为250μm。

[0178] 接着，在连续硬质相观察范围中，测量轧制方向上连续100μm以上的硬质相的面积AR1。具体而言，在连续硬质相观察范围中，利用上述硬质相的测定方法，通过图像处理提取轧制方向上连续100μm以上的硬质相。在这种情况下，“连续的”是指硬质相的晶界相接。接着，在连续硬质相观察范围中，利用上述硬质相的测定方法测量全硬质相的面积AR2。然后，算出AR1/AR2。

[0179] (铁素体的平均晶粒直径为5.0～30μm)

[0180] 通过使铁素体的平均晶粒直径为30μm以下，可以抑制成型后的外观下降。因此，铁素体的平均晶粒直径优选设为30μm以下。更优选设为15μm以下。

[0181] 另一方面，通过使铁素体的平均晶粒直径为5.0μm以上，可以抑制铁素体具有{001}取向的颗粒变得易于聚集生成的情况。铁素体的具有{001}取向的各个颗粒虽然小，但如果这些颗粒聚集生成，则变形会在聚集的部分集中，因此通过抑制这些颗粒聚集，可以抑制成型后的外观下降。因此，铁素体的优选的平均粒径优选设为5.0μm以上。更优选为8.0μm以上，进一步优选为10.0μm以上，进一步优选为15.0μm以上。

[0182] 钢板中的铁素体的平均晶粒直径可以用以下方法求出。具体而言，在用LePera试剂蚀刻后的钢板的从表面起至板厚方向上1/2板厚的位置为止的区域中，以500倍的倍率观察10个视野，用Adobe公司的“Photoshop CS5”的图像分析软件与上述同样地进行图像分析，分别算出铁素体所占的面积分数和铁素体的颗粒数。将这些进行合计，通过铁素体所占

的面积分数除以铁素体的颗粒数，算出平均每个铁素体颗粒的平均面积分数。由该平均面积分数和颗粒数，算出等效圆直径，将得到的等效圆直径作为铁素体的平均晶粒直径。

[0183] (硬质相的平均晶粒直径为1.0～5.0μm)

[0184] 通过使硬质相的平均晶粒直径为5.0μm以下，可以抑制成型后的外观下降。因此，钢板中硬质相的优选的平均晶粒直径优选设为5.0μm以下。更优选为4.5μm以下，进一步优选为4.0μm以下。

[0185] 另一方面，通过使硬质相的平均晶粒直径为1.0μm以上，可以抑制硬质相的颗粒变得易于聚集生成的情况。通过使硬质相的各个颗粒变小且抑制这些颗粒聚集，可以抑制成型后的外观下降。因此，钢板中的硬质相的优选的平均晶粒直径优选设为1.0μm以上。更优选为1.5μm以上，进一步优选为2.0μm以上。

[0186] 硬质相的平均晶粒直径可以用以下方法求出。具体而言，在用LePera试剂蚀刻后的钢板的从表面起至板厚方向上1/2板厚的位置为止的区域中，以500倍的倍率观察10个视野，用Adobe公司的“Photoshop CS5”的图像分析软件与上述同样地进行图像分析，分别算出硬质相所占的面积分数和硬质相的颗粒数。将这些进行合计，通过硬质相所占的面积分数除以硬质相的颗粒数，算出平均每个硬质相颗粒的平均面积分数。由该平均面积分数和颗粒数，算出等效圆直径，将得到的等效圆直径作为硬质相的平均晶粒直径。

[0187] (板厚方向1/4位置处的轧制方向上的平均Mn浓度的板厚方向的最大值与最小值的差除以板厚方向1/4位置处的平均Mn浓度所得到的值Z1为0.110以下)

[0188] 如前所述，通过使值X1为0.025以下，可以抑制将钢板轧制成型时产生鬼线。进而，本发明人还关注了钢板的板厚1/4位置处的Mn浓度的偏析的程度。结果认识到：参照图1来说明时，使板厚方向1/4位置(观察范围11、12)处的轧制方向L上的平均Mn浓度(轧制方向平均Mn浓度D12)在板厚方向T上的最大值与最小值的差除以板厚方向1/4位置处的平均Mn浓度(整体平均Mn浓度D13)所得到的值Z1为0.110以下，对于更进一步提高钢板和对该钢板进行轧制成型而得到的成型品的表面的表面品质是有效的。值Z1更优选为0.080以下。

[0189] 参照图1来更具体说明时，通过上述方法计算出板厚方向1/4位置、即观察范围11、12中各深度位置的轧制方向平均Mn浓度(轧制方向平均Mn浓度D12)。接着，对于各深度位置的轧制方向平均Mn浓度D12，计算出板厚方向T上的最大值和最小值的差Δ1。接着，算出差Δ1除以板厚方向1/4位置、即观察范围11、12的全部区域的整体平均Mn浓度D13所得到的值Z1(＝Δ1/D13)。

[0190] (板厚方向1/2位置处的轧制方向上的平均Mn浓度在板厚方向上的最大值与最小值的差除以板厚方向1/2位置处的平均Mn浓度所得到的值Z2为0.150以下)

[0191] 如前所述，通过使值X2为0.035以下，可以抑制将钢板轧制成型时产生鬼线。本发明人还关注了钢板的中心附近的Mn浓度的偏析的程度。结果认识到：参照图1来说明时，使板厚方向1/2位置处的轧制方向L上的平均Mn浓度(轧制方向平均Mn浓度D22)在板厚方向上的最大值与最小值的差除以板厚方向1/2位置处的平均Mn浓度(整体平均Mn浓度D23)所得到的值Z2为0.150以下，对于更进一步提高钢板和对该钢板进行轧制成型而得到的成型品的表面的表面品质是有效的。值Z2更优选为0.120以下。

[0192] 参照图1来更具体说明时，通过上述方法计算出板厚方向1/2位置、即观察范围13中各深度位置的平均Mn浓度(轧制方向平均Mn浓度D22)。接着，对于各深度位置的轧制方向

平均Mn浓度D22，算出板厚方向T上的最大值和最小值的差Δ2。接着，算出差Δ2除以板厚方向1/2位置、即观察范围13的全部区域的整体平均Mn浓度D23所得到的值Z2(＝Δ2/D23)。

[0193] 本实施方式的钢板可以在钢板的至少一侧的表面上具有镀层。作为镀层，可列举出镀锌层和镀锌合金层、以及对这些施加合金化处理而得到的合金化镀锌层和合金化镀锌合金层。

[0194] 镀锌层和镀锌合金层通过热浸镀法、电镀法或蒸镀法形成。镀锌层的Al含量为0.5质量％以下时，能够充分确保钢板的表面与镀锌层之间的密合性，因此镀锌层的Al含量优选为0.5质量％以下。

[0195] 在镀锌层为热浸镀锌层的情况下，为了提高钢板表面与镀锌层之间的密合性，热浸镀锌层的Fe含量优选为3.0质量％以下。

[0196] 在镀锌层为电镀锌层的情况下，出于提高耐腐蚀性的考虑，电镀锌层的Fe含量优选为0.5质量％以下。

[0197] 在不损害钢板的耐腐蚀性和成型性的范围内，镀锌层和镀锌合金层可以含有Al、Ag、B、Be、Bi、Ca、Cd、Co、Cr、Cs、Cu、Ge、Hf、Zr、I、K、La、Li、Mg、Mn、Mo、Na、Nb、Ni、Pb、Rb、Sb、Si、Sn、Sr、Ta、Ti、V、W、Zr、REM中的1种或2种以上。尤其是Ni、Al和Mg对提高钢板的耐腐蚀性是有效的。

[0198] 镀锌层或镀锌合金层可以是施加了合金化处理的合金化镀锌层或合金化镀锌合金层。对热浸镀锌层或热浸镀锌合金层施加合金化处理的情况下，从提高钢板表面与合金化镀层之间的密合性的角度出发，合金化处理后的热浸镀锌层(合金化镀锌层)或热浸镀锌合金层(合金化镀锌合金层)的Fe含量优选为7.0～13.0质量％。通过对具有热浸镀锌层或热浸镀锌合金层的钢板施加合金化处理，会在镀层中导入Fe，Fe含量增加。由此，可以使Fe含量达到7.0质量％以上。即，Fe含量为7.0质量％以上的镀锌层为合金化镀锌层或合金化镀锌合金层。

[0199] 镀层中的Fe含量可以通过以下方法得到。用添加了抑制剂的5体积％HCl水溶液仅将镀层溶解除去。通过用ICP-AES(Inductively Coupled Plasma-Atomic Emission Spectrometry)测定所得到的溶解液中的Fe含量，得到镀层中的Fe含量(质量％)。

[0200] (钢板的板厚为0.20mm～1.00mm)

[0201] 本实施方式的钢板的板厚并不限于特定的范围，但考虑到通用性、制造性，优选为0.20～1.00mm。通过将板厚设为0.20mm以上，维持钢板形状平坦变得容易，能够提高尺寸精度和形状精度。因此，板厚优选为0.20mm以上，优选为0.35mm以上，更优选为0.40mm以上。

[0202] 另一方面，如果板厚大于1.00mm，则部件的轻量化效果变小。因此，板厚优选为1.00mm以下，优选为0.70mm以下，更优选为0.60mm以下。钢板的板厚可以用千分尺测定。

[0203] 接着，对能够通过将上述钢板轧制成型来制造的轧制成型品进行说明。该轧制成型品具有与上述钢板相同的化学组成。另外，上述轧制成型品可以在至少一侧的表面具备上述镀层。上述轧制成型品由于是对上述钢板进行轧制成型而得到的产品，因此抑制了鬼线产生，外观品质优异。

[0204] (钢板为汽车外板面板)

[0205] 作为对钢板进行轧制成型而形成的轧制成型品的具体例子，例如可列举出汽车外板面板。汽车外板面板作为汽车的外观会直接被消费者看到。因此，通过使用抑制了鬼线的

外观品质优异的钢板来构成汽车外板面板，可使得外观优异，从而可实现商品性高的汽车。作为汽车外板面板的具体例子，可列举出汽车车体的门外板等面板类部件。作为面板类部件，可示例出遮光罩的外板、防护板等侧板、车门外板、车顶板等。

[0206] ＜关于制造方法＞

[0207] 接着，对本实施方式的钢板的优选的制造方法进行说明。本实施方式的钢板无论制造方法如何，只要具有上述特征，即可获得其效果。但是，如果采用以下方法则可以稳定地制造，因此优选。

[0208] 具体而言，本实施方式的钢板可以通过包括以下工序(i)～(v)的制造方法来制造。

[0209] (i)板坯成型工序，使具有上述化学组成的钢水凝固而成型板坯；

[0210] (ii)凝固后大压下工序，在板坯中心部的温度为1100～1400℃的条件下，以压下率30～50％对刚凝固的板坯进行压下而成型钢坯；

[0211] (iii)热轧工序，将钢坯加热至1100℃以上，以轧制结束温度为950℃以下的方式进行热轧，得到热轧钢板后，在450～650℃下卷取；

[0212] (iv)冷轧工序，将卷取的热轧钢板开卷，进行累积压下率RCR为50～90％的冷轧，得到冷轧钢板；

[0213] (v)对冷轧钢板进行退火，然后根据需要形成上述镀层的工序。

[0214] 以下对各工序进行说明。

[0215] [板坯成型工序]

[0216] 板坯成型工序中，使具有规定的化学组成的钢水成型为板坯。板坯成型工序的制法并不限定。例如，可以用转炉或电炉等熔炼上述化学组成的钢水，通过连铸法制造板坯。也可以采用铸锭法、薄板坯铸造法等来代替连铸法。

[0217] [凝固后大压下工序]

[0218] 凝固后大压下工序中，对通过连铸等成型的刚凝固的板坯进行压下，由此，在维持板坯成型时的温度的同时进行压下。在直至凝固后大压下工序为止的期间，优选板坯不进行再加热，维持板坯中心温度不低于1100℃的状态。通过对刚凝固的板坯实施大压下，可以对板坯的表面附近和厚度中心附近施予大的应变，可以增大静水压应力。板坯中心部的温度设为1100℃～1400℃。通过使板坯中心部的温度为1100℃以上，可以增强板坯内的Mn偏析的降低效果，且可以减轻轧制设备的载荷。另外，通过使板坯中心部的温度为1400℃以下，可以使板坯中心部的温度不超过固相线温度，可以抑制压下引起的内部裂纹。板坯中心部的温度优选为1100℃以上且小于1300℃。另外，板坯的压下率设为30～50％。通过使板坯的压下率为30％以上，可充分降低Mn偏析。板坯的压下率的上限并无特别限制，考虑到生产效率，优选为50％以下。压下的道次数优选为1道次，至多3道次，而通过对板坯一次性进行大的压下，能够可靠地发挥Mn偏析的降低效果，在这一点上是优选的。

[0219] 需要说明的是，凝固后大压下工序中得到的Mn偏析抑制效果无法通过粗轧工序获得。粗轧工序中每一道次的压下率设定得小，以多个道次进行压下且轧制时的温度也低，因此不会有凝固后大压下这种Mn偏析降低效果，不能导入用于降低鬼线的组织。

[0220] [热轧工序]

[0221] 在热轧之前，先将凝固后大压下的板坯加热至1100℃以上。通过使加热温度为

1100℃以上，在连续的热轧中轧制反作用力不会变得过大，容易获得目标的产品厚度。另外，可以提高板形状的精度，可以顺畅地进行卷取。

[0222] 加热温度的上限无需限定，但从经济上的角度出发，钢坯加热温度优选为小于1300℃。

[0223] 热轧工序中，对加热至上述加热温度的钢坯进行热轧。

[0224] 轧制结束温度为950℃以下。通过使轧制结束温度为950℃以下，可以使热轧钢板的平均晶粒直径不会变得过大。在这种情况下，还可以减小最终产品板的平均晶粒直径，可以确保足够的屈服强度和成型后的高表面品质。

[0225] 热轧工序中的卷取温度优选设为450～650℃。通过使卷取温度为650℃以下，可以使晶粒直径微小，可以确保足够的钢板的强度。进而，能够抑制氧化皮厚度，由此能够充分确保酸洗性。另外，通过使卷取温度为450℃以上，可以使热轧钢板的强度不会过度增加，可以抑制对进行冷轧工序的设备的载荷而进一步提高生产率。

[0226] [冷轧工序]

[0227] 冷轧工序中，进行累积压下率RCR为50～90％的冷轧，得到冷轧钢板。通过以上述累积压下率对施予了规定的残留应力的热轧钢板进行冷轧，在退火、冷却后，可得到具有所期望的织构的铁素体。

[0228] 通过使累积压下率RCR为50％以上，由钢板的板厚反推，能够充分确保热轧工序中的钢坯的板厚，进行热轧工序是可实现的。另外，通过使累积压下率RCR为90％以下，轧制载荷不会变得过大，能够充分确保板宽度方向上的材质的均一性。进而，还能够充分确保生产的稳定性。因此，冷轧中的累积压下率RCR设为50～90％。

[0229] [退火工序]

[0230] 退火工序中，进行将冷轧钢板加热至750～900℃的均热温度并保持的退火。通过使均热温度为750℃以上，铁素体的再结晶和由铁素体向奥氏体的逆相变充分进行，能够得到所期望的织构。另一方面，通过使均热温度为900℃以下，晶粒变得致密化，可得到足够的强度。此外，加热温度不会变得过高，可以提高生产率。

[0231] [冷却工序]

[0232] 冷却工序中，对退火工序中均热后的冷轧钢板进行冷却。冷却时以从均热温度开始的平均冷却速度为5.0～50℃/秒的方式进行冷却。通过使上述平均冷却速度为5.0℃/秒以上，不会过量地促进铁素体相变，可增加马氏体等硬质相的生成量，能够得到所期望的强度。另外，通过使平均冷却速度为50℃/秒以下，可以在钢板的宽度方向上使钢板更均匀地冷却。

[0233] [镀覆工序]

[0234] 对于由上述方法得到的冷轧钢板，还可以进行在表面形成镀层的镀覆工序。

[0235] [合金化工序]

[0236] 对于所述镀覆工序中形成的镀层，可以进行合金化。合金化工序中，合金化温度为例如450～600℃。

[0237] 根据上述制造方法，通过应用凝固后大压下，可以减少由微偏析引起的Mn浓度的波动，能够得到高强度的、可以抑制成型后产生表面凹凸、具有优异的外观品质的本实施方式的钢板。

[0238] 实施例

[0239] 接着，对本发明的实施例进行说明。需要说明的是，实施例中的条件是为了确认本发明的可实施性和效果而采用的一个条件例，本发明不限于该条件例。只要不超出本发明的要旨、可实现本发明的目的，就可以采用各种条件。

[0240] 熔炼具有表1的钢坯No.A～K所示的化学组成的钢，通过连铸制造厚度为200～300mm的板坯。对于所得到的一部分板坯，在维持板坯的中心温度为不低于1100℃的温度的同时，在板坯刚成型后进行1道次的以表2所示的板坯中心部温度和压下率进行压下的凝固后大压下。需要说明的是，表2所示的钢板No.A3、B2、C2和D2未进行凝固后大压下。

[0241] 接着，以表2所示的条件，对进行了凝固后大压下的钢坯和未进行凝固后大压下的钢坯进行热轧，并卷取。

[0242] 然后，对卷材进行开卷，以表2所示的累积压下率RCR进行冷轧，得到钢板A1～K1。

[0243] 然后，以表3所示的条件进行退火和冷却。另外，对一部分钢板进行各种镀覆，在表面形成镀层。表4中，CR表示无镀覆，GI表示热浸镀锌，GA表示合金化热浸镀锌。

[0244] 对于所得到的产品板No.A1a～K1a，用千分尺测定板厚。

[0245] 另外，对产品板No.A1a～K1a测定拉伸强度。拉伸强度基于JIS Z 2241:2011进行评价。试验片为JIS Z 2241:2011的5号试验片。拉伸试验片的采集位置为从板宽度方向上的端部起1/4部分，以与轧制方向垂直的方向为长度方向。所得到的拉伸强度为500MPa以上的情况下，视为高强度，判定为合格。另一方面，所得到的拉伸强度小于500MPa时，视为强度差，判定为不合格。

[0246] 另外，通过上述方法测定所得到的产品板No.A1a～K1a的金相组织中硬质相的体积分数。产品板No.A1a～K1a的金相组织中，硬质相和铁素体的体积分数的总和为100％。

[0247] 另外，通过上述方法测定所得到的产品板No.A1a～K1a的金相组织中铁素体的平均晶粒直径和硬质相的平均晶粒直径。

[0248] 结果如表4所示。

[0249] [表1]

[0250]

钢坯 No.	化学组成（质量%）															
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	B	Mo	Ti	Nb	V	Cr	Ni	O	其他
A	0.080	0.450	2.04	0.016	0.003	0.042	0.0035								0.0009	
B	0.110	0.020	1.28	0.015	0.001	0.310	0.0028		0.100				0.410		0.0013	
C	0.060	0.050	2.07	0.021	0.002	0.350	0.0027	0.0015	0.080	0.011		0.022	0.380		0.0010	
D	0.100	0.010	1.34	0.020	0.001	0.290	0.0039	0.0018	0.110		0.010			0.050	0.0016	
E	0.163	0.150	1.51	0.017	0.004	0.062	0.0048		0.092				0.151		0.0019	
F	0.030	0.230	1.81	0.017	0.004	0.062	0.0048			0.024			0.320		0.0012	
G	0.060	0.030	2.67	0.015	0.002	0.038	0.0038			0.013	0.013				0.0013	
H	0.078	0.412	1.99	0.013	0.002	0.025	0.0026								0.0011	Cu：0.05、W：0.04
I	0.075	0.315	1.97	0.018	0.002	0.031	0.0036								0.0009	Sn：0.08、Sb：0.010
J	0.058	0.021	1.69	0.032	0.002	0.298	0.0026	0.0013		0.015			0.399		0.0016	Mg：0.0031、Zr：0.0052
K	0.057	0.021	1.73	0.032	0.002	0.302	0.0036	0.0015		0.010			0.402		0.0010	Ca：0.0018、REM：0.0016

[0251] 下划线表示在本发明的范围之外。

[0252] [表2]

[0253]

钢坯 No.	钢板 No.	凝固后大压下		热轧			冷轧
		板坯中心部温度 (℃)	压下率 (%)	加热温度 (℃)	轧制结束温度 (℃)	卷取温度 (℃)	压下率 RCR (%)
A	A1	1280	50	1200	900	570	83
A	A2	1150	30	1200	900	570	83
A	A3	-	-	1200	900	570	83
B	B1	1230	35	1230	880	600	84
B	B2	-	-	1230	880	600	84
C	C1	1260	45	1250	920	620	80
C	C2	-	-	1250	920	620	80
C	C3	1270	45	1220	910	580	84
C	C4	1250	40	1220	910	520	73
D	D1	1250	40	1250	900	540	78
D	D2	-	-	1250	900	540	78
E	E1	1250	40	1180	910	580	83
F	F1	1220	35	1230	900	550	85
G	G1	1250	40	1250	890	600	82
H	H1	1250	45	1230	900	550	80
I	I1	1260	38	1230	900	550	83
J	J1	1240	45	1250	910	580	78
K	K1	1270	40	1250	910	580	80

[0254] [表3]

[0255]

钢坯 No.	钢板 No.	退火		
		加热温度 (℃)	加热后的冷却速度 (℃/秒)	合金化温度 (℃)
A	A1	800	8	550
A	A2	800	8	550
A	A3	800	8	550
B	B1	820	6	530
B	B2	820	6	530
C	C1	830	10	–
C	C2	830	10	–
C	C3	780	12	580
C	C4	790	10	560
D	D1	800	8	550
D	D2	800	8	550
E	E1	790	10	–
F	F1	810	7	500
G	G1	850	8	540
H	H1	780	10	580
I	I1	790	10	560
J	J1	810	12	550
K	K1	810	12	560

[0256] [表4]

[0257]

钢板No.	产品板No.	板厚(mm)	镀敷类型	拉伸强度(Mpa)	铁素体体积分数(%)	硬质相体积分数(%)	铁素体平均晶粒直径(μm)	硬质相平均晶粒直径(μm)	备注
A1	A1a	0.40	GA	650	85	15	12.3	3.6	实施例
A2	A2a	0.40	GA	655	85	15	13.0	3.2	实施例
A3	A3a	0.40	GA	658	85	15	12.8	3.1	比较例
B1	B1a	0.40	GA	610	88	12	14.5	4.2	实施例
B2	B2a	0.40	GA	602	88	12	15.1	4.3	比较例
C1	C1a	0.45	GI	640	87	13	9.8	2.1	实施例
C2	C2a	0.45	CR	645	87	13	10.8	2.8	比较例
C3	C3a	0.35	GA	608	89	11	8.8	2.5	实施例
C4	C4a	0.70	GA	592	90	10	10.1	3.2	实施例
D1	D1a	0.50	GA	606	88	12	11.5	3.4	实施例
D2	D2a	0.50	GA	600	88	12	11.9	3.6	比较例
E1	E1a	0.40	CR	616	86	14	14.3	3.6	比较例
F1	F1a	0.40	GA	485	96	4	13.6	2.4	比较例
G1	G1a	0.45	GA	714	74	26	12.5	3.8	比较例
H1	H1a	0.45	GA	668	86	14	12.1	3.9	实施例
I1	I1a	0.40	GA	656	86	14	11.8	4.0	实施例
J1	J1a	0.50	GA	605	89	11	8.6	2.5	实施例
K1	K1a	0.45	GA	612	88	12	9.0	2.9	实施例

[0258] 下划线表示在本发明的范围之外或在优选范围之外。

[0259] 另外,对于所得到的产品板No.A1a～K1a,对于板厚方向1/4位置的观察范围11、12,在板厚方向T上每隔1μm的深度位置上,沿轧制方向L以1μm的测定间隔通过上述方法测定600处Mn浓度(600处Mn浓度D11)。然后,算出各深度位置处的轧制方向平均Mn浓度D12和观察范围11、12中的整体平均Mn浓度D13。接着,用该测定结果算出整体平均Mn浓度D13、值X1(标准偏差σ1/整体平均Mn浓度D13)、轧制方向平均Mn浓度D12的最大值和最小值、以及值Z1{(轧制方向平均Mn浓度D12的最大值-最小值)/整体平均Mn浓度D13}。

[0260] 另外,对于所得到的产品板No.A1a～K1a,对板厚方向1/2位置的观察范围13,在板厚方向T上每隔1μm的深度位置上,沿轧制方向L以1μm的测定间隔通过上述方法测定600处Mn浓度(600处Mn浓度D21)。然后,算出各深度位置处的轧制方向平均Mn浓度D22和观察范围13中的整体平均Mn浓度D23。接着,用该测定结果算出整体平均Mn浓度D23、值X2(标准偏差σ2/整体平均Mn浓度D23)、轧制方向平均Mn浓度D22的最大值和最小值、以及值Z2{(轧制方向平均Mn浓度D22的最大值-最小值)/整体平均Mn浓度D23}。

[0261] 进而,对于所得到的产品板No.A1a～K1a,通过上述方法测定在轧制方向L上连续100μm以上的硬质相的面积率。

[0262] 进而,测定产品板No.A1a～K1a各自成型后的表面粗糙度Wz。需要说明的是,表面粗糙度Wz在钢板不具有镀层时指的是钢板的表面粗糙度,在钢板表面具有镀层时指的是镀层的表面粗糙度。

[0263] 通过以下方法求出成型后的钢板的表面粗糙度。

[0264] 从距离钢板端面100mm以上的位置在与轧制方向垂直的方向上切取JIS5号试验片,施予5%的拉伸应变。接着,用激光位移测定装置(基恩士VK-X1000)沿着与轧制方向成

直角的方向测定60条轮廓线。此时，评价长度为10mm，除去波长为0.8m以下和2.5m以上的成分。由得到的结果，按照JIS B 0601:2001求出截面曲线的最大高度(Wz)。

[0265] 结果如表5所示。

[0266] [表5]

[0267]

钢板No.	产品板No.	板厚方向1/4位置					板厚方向1/2位置					板厚方向连续100μm以上的硬质相的面积率(%)	表面粗糙度Wz(μm)	备注
		整体平均Mn浓度(%)	X1	轧制方向平均Mn浓度最大值(%)	轧制方向平均Mn浓度最小值(%)	Z1	整体平均Mn浓度(%)	X2	轧制方向平均Mn浓度最大值(%)	轧制方向平均Mn浓度最小值(%)	Z2			
A1	A1a	2.05	0.015	2.11	1.97	0.068	2.04	0.024	2.17	1.92	0.123	17	0.18	实施例
A2	A2a	2.04	0.018	2.14	1.95	0.093	2.04	0.036	2.21	1.88	0.162	25	0.30	实施例
A3	A3a	2.03	0.029	2.21	1.92	0.143	2.03	0.041	2.28	1.85	0.212	36	0.48	比较例
B1	B1a	1.27	0.018	1.34	1.21	0.102	1.28	0.031	1.39	1.2	0.148	18	0.28	实施例
B2	B2a	1.28	0.028	1.38	1.19	0.148	1.27	0.037	1.43	1.18	0.197	35	0.51	比较例
C1	C1a	2.06	0.023	2.14	1.93	0.102	2.08	0.033	2.22	1.92	0.144	22	0.31	实施例
C2	C2a	2.07	0.035	2.21	1.92	0.140	2.06	0.039	2.28	1.88	0.194	34	0.48	比较例
C3	C3a	2.06	0.020	2.12	1.94	0.087	2.07	0.031	2.19	1.93	0.126	20	0.29	实施例
C4	C4a	2.06	0.024	2.14	1.92	0.107	2.07	0.033	2.21	1.91	0.145	25	0.33	实施例
D1	D1a	1.28	0.022	1.35	1.22	0.102	1.28	0.031	1.38	1.20	0.141	24	0.29	实施例
D2	D2a	1.27	0.032	1.40	1.20	0.157	1.28	0.036	1.41	1.18	0.180	33	0.39	比较例
E1	E1a	1.51	0.027	1.63	1.42	0.139	1.51	0.037	1.64	1.39	0.166	33	0.35	比较例
F1	F1a	1.80	0.016	1.88	1.72	0.089	1.81	0.032	1.9	1.69	0.116	15	0.16	比较例
G1	G1a	2.68	0.029	2.88	2.52	0.134	2.66	0.037	2.92	2.51	0.154	40	0.59	比较例
H1	H1a	1.99	0.023	2.08	1.93	0.075	2.00	0.032	2.14	1.92	0.110	18	0.28	实施例
I1	I1a	1.98	0.022	2.06	1.92	0.071	1.99	0.029	2.15	1.92	0.116	18	0.26	实施例
J1	J1a	1.70	0.016	1.75	1.65	0.059	1.70	0.030	1.82	1.64	0.106	15	0.22	实施例
K1	K1a	1.73	0.017	1.79	1.68	0.064	1.74	0.031	1.81	1.63	0.103	16	0.22	实施例

[0268] 下划线表示在本发明的范围之外或在优选范围之外。

[0269] 如表1～表5所示，化学组成、金相组织和值X1均在优选范围内的例子(实施例)中的表面粗糙度Wz与化学组成、金相组织和值X1中的任意一项以上未落入本发明范围的例子(比较例)的表面粗糙度Wz相比明显更低，是板厚薄且轻量、同时强度和表面品质优异者。更详细而言，实施例的拉伸强度均大于500MPa，且表面粗糙度Wz均为0.33以下。另一方面，比较例除了产品板No.F1a以外，表面粗糙度Wz均为0.35以上，表面品质不足。另外，作为比较例的产品板No.F1a虽然表面粗糙度小，但拉伸强度未达到500MPa，不满足所要求的强度。

[0270] 图2是针对本实施例和比较例示出板厚方向的各深度位置处的轧制方向平均Mn浓度D12的图表。参照图2，对于产品板No.A1a、A3a(有凝固后大压下的实施例和无凝固后大压下的比较例)，对钢板表面侧的板厚方向1/4位置、1/2位置、钢板背面侧的板厚方向1/4位置其各自的板厚方向100μm的范围，通过上述方法测定了轧制方向平均Mn浓度D12、D22。可以看出，对板厚方向1/4位置(观察范围11、12)、1/2位置(观察范围13)各自而言，实施例中的列平均Mn浓度的不均与比较例中的列平均Mn浓度的不均相比，明显更小。因此，实施例中，Mn偏差小，由微偏析引起的Mn浓度的波动变小，可以抑制成型后表面凹凸的产生。

[0271] 图3是针对本实施例和比较例(产品板No.A1a～K1a)示出板厚方向1/4位置处的轧制方向平均Mn浓度D12在板厚方向上的标准偏差σ1除以板厚方向1/4位置处的整体平均Mn浓度D13所得到的值X1和Wz的关系的图表。可以发现：X1与Wz成比例关系，X1越小，Wz也越小。

[0272] 产业上的可利用性

[0273] 根据本发明的上述方式，能够提供高强度且具有优异的外观品质的钢板。

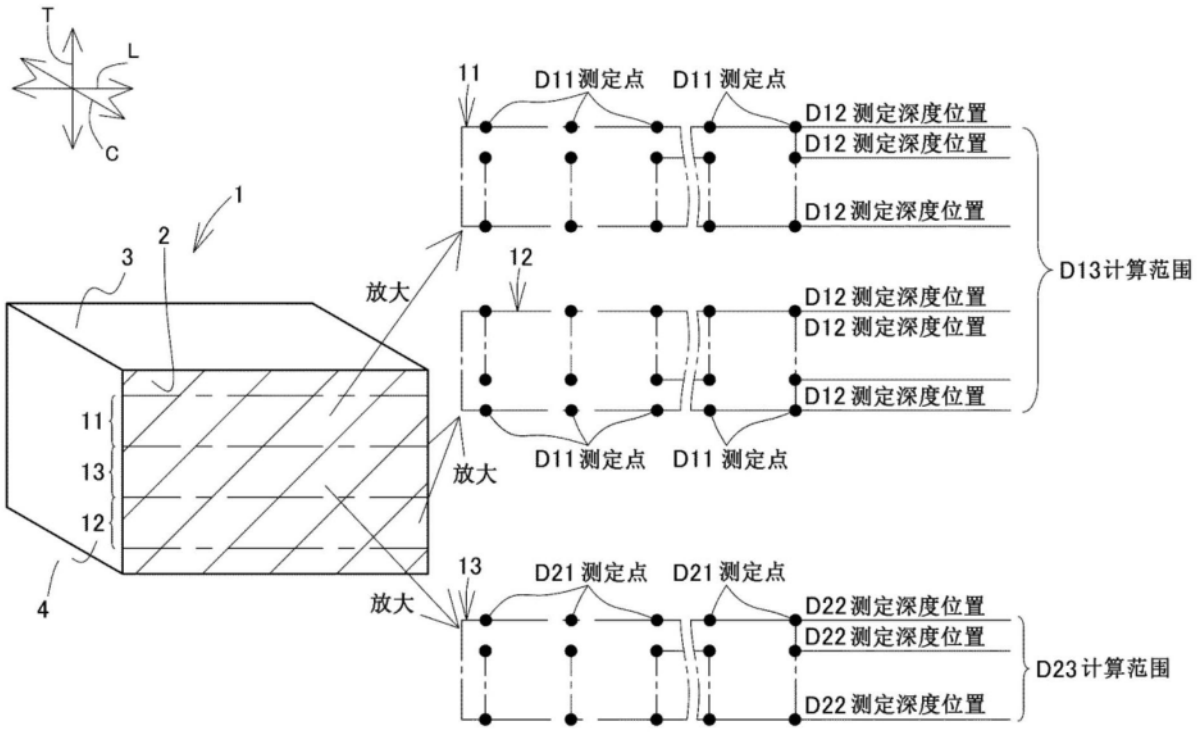

T
L
C
1
2
3
4
11
12
13
放大
D11测定点
D11测定点
D12测定深度位置
D12测定深度位置
D12测定深度位置
D13计算范围
D12测定深度位置
D12测定深度位置
D12测定深度位置
D11测定点
D11测定点
D21测定点
D21测定点
D22测定深度位置
D22测定深度位置
D22测定深度位置
D23计算范围

图1

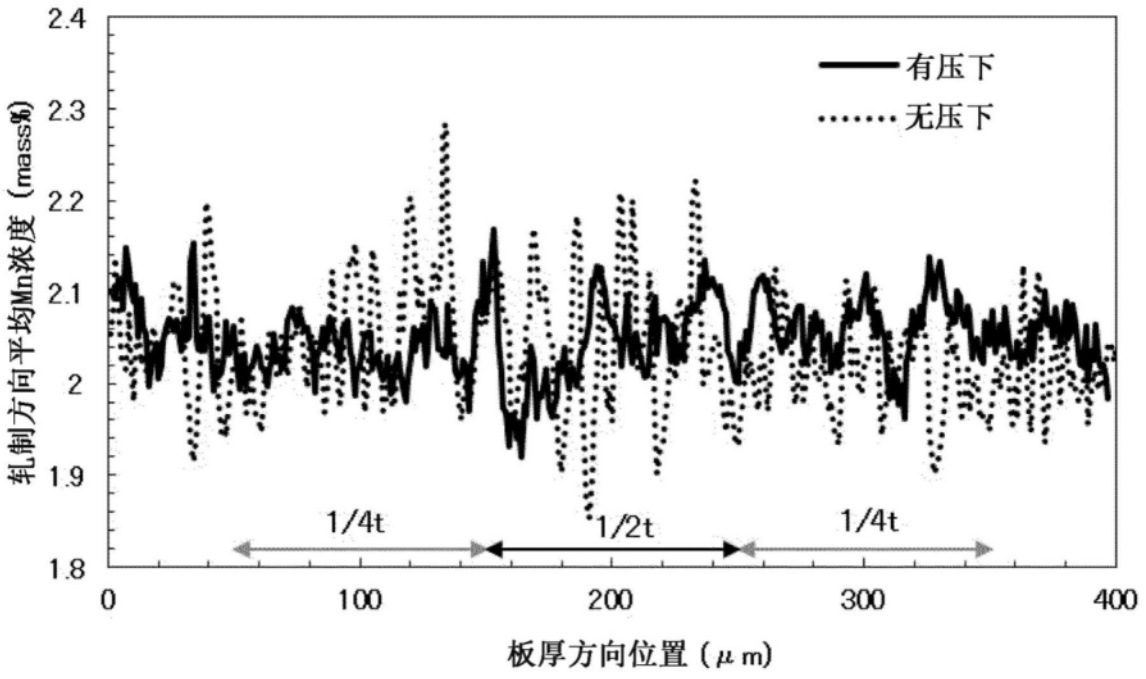

有压下
无压下
轧制方向平均Mn浓度（mass%）
2.4
2.3
2.2
2.1
2
1.9
1.8
1/4t
1/2t
1/4t
0
100
200
300
400
板厚方向位置（μm）

图2

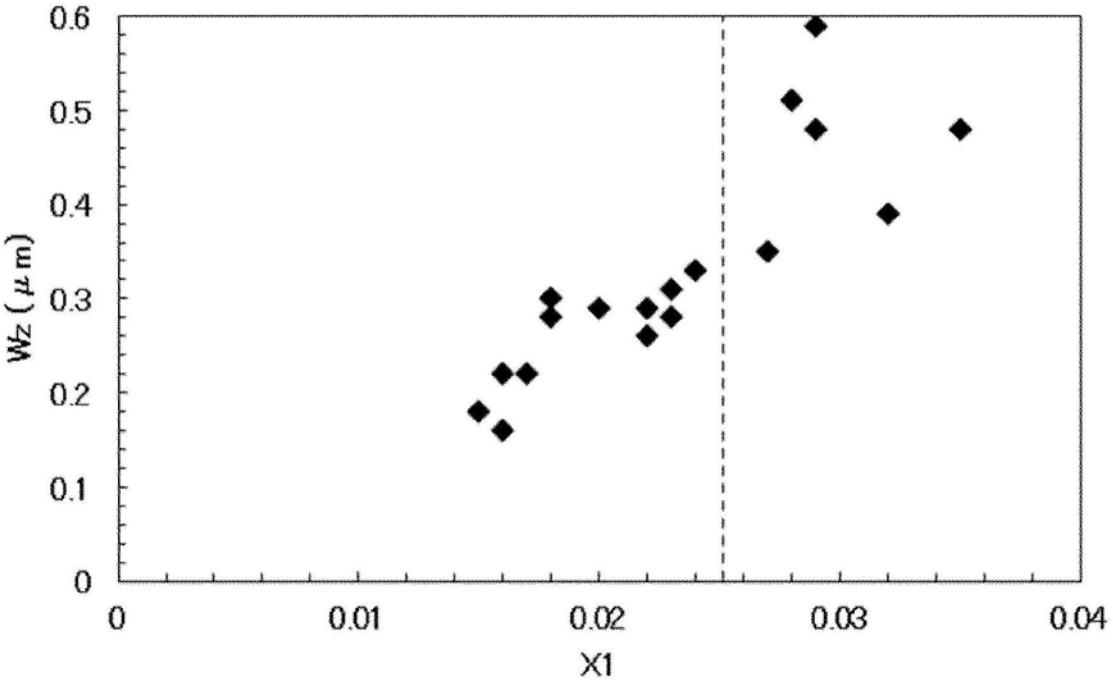


图3