(19)国家知识产权局

(12)发明专利申请

(10)申请公布号 CN 117616144 A
(43)申请公布日 2024.02.27

(21)申请号 202280047647.2
(22)申请日 2022.08.24
(30)优先权数据
2021-146956 2021.09.09 JP
(85)PCT国际申请进入国家阶段日
2024.01.04
(86)PCT国际申请的申请数据
PCT/JP2022/031939 2022.08.24
(87)PCT国际申请的公布数据
WO2023/037878 JA 2023.03.16
(71)申请人 日本制铁株式会社
地址 日本东京
(72)发明人 横山卓史 广濑智史 鹤冈裕之
(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 张楠
(51)Int.Cl.
C22C 38/00(2006.01)
B21B 1/22(2006.01)
C22C 38/60(2006.01)
C21D 9/46(2006.01)

权利要求书3页 说明书20页 附图1页

(54)发明名称

冷轧钢板及其制造方法

(57)摘要

一种冷轧钢板,其特征在于,具有规定的化学组成,钢组织以面积%计为:马氏体:90.0~99.5%、铁素体:0~5%、残余奥氏体:0.5~7.0%、及剩余部分:贝氏体,并且回火马氏体在全部马氏体中所占的比例为80~100%,通过对全宽×长度300mm的区域进行形状测定而得到、以下述式(1)所表示的曲率1/R的最大值为0.010以下,所述冷轧钢板的抗拉强度为1470MPa以上。

$1/R=MAX\{|\rho 1|,|\rho 2|\}\ldots(1)$。

CN 117616144 A

1.一种冷轧钢板,其特征在于,具有下述化学组成:以质量%计

C:0.16~0.40%、

Si:0.05~2.00%、

Mn:0.50~4.00%、

P:0.050%以下、

S:0.0100%以下、

Al:0.001~1.00%、

N:0.0100%以下、

O:0.0050%以下、

Cr:0~2.00%、

Mo:0~1.00%、

Cu:0~1.00%、

Ni:0~1.00%、

B:0~0.0100%、

Co:0~1.00%、

W:0~1.00%、

Sn:0~1.00%、

Sb:0~1.00%、

Nb:0~0.100%、

Ti:0~0.200%、

V:0~0.50%、

Ca:0~0.0100%、

Mg:0~0.0100%、

Ce:0~0.0100%、

Zr:0~0.0100%、

La:0~0.0100%、

Hf:0~0.0100%、

Bi:0~0.0100%、

Ce、La以外的REM:0~0.0100%、以及

剩余部分:由Fe及杂质构成,

以距离表面为1/4厚作为中心的1/8厚~3/8厚的范围内的钢组织以面积%计为:

马氏体:90.0~99.5%、

铁素体:0~5%、

残余奥氏体:0.5~7.0%、及

剩余部分:贝氏体,

并且回火马氏体在全部马氏体中所占的比例为80~100%,

通过对全宽×长度300mm的区域进行形状测定而得到、以下述式(1)所表示的曲率1/R的最大值为0.010以下,

所述冷轧钢板的抗拉强度为1470MPa以上,

$1/R=MAX\{|\rho_1|,|\rho_2|\}\cdots(1)$

1/R:曲率

ρ_1及ρ_2:曲面上的主曲率。

2.根据权利要求1所述的冷轧钢板,其特征在于,所述化学组成以质量%计包含选自由下述元素构成的组中的1种或2种以上:

Cr:0.001~2.00%、

Mo:0.001~1.00%、

Cu:0.001~1.00%、

Ni:0.001~1.00%、

B:0.0001~0.0100%、

Co:0.001~1.00%、

W:0.001~1.00%、

Sn:0.001~1.00%、

Sb:0.001~1.00%、

Nb:0.001~0.100%、

Ti:0.001~0.200%、

V:0.001~0.50%、

Ca:0.0001~0.0100%、

Mg:0.0001~0.0100%、

Ce:0.0001~0.0100%、

Zr:0.0001~0.0100%、

La:0.0001~0.0100%、

Hf:0.0001~0.0100%、

Bi:0.0001~0.0100%、及

Ce、La以外的REM:0.0001~0.0100%。

3.根据权利要求1或2所述的冷轧钢板,其特征在于,将所述冷轧钢板进行剪切加工,接着在170℃下给予10分钟的热处理后在浓度为0.3g/L的硫氰酸铵水溶液中浸渍48小时的氢脆试验中,在剪切加工面不产生开裂。

4.根据权利要求1~3中任一项所述的冷轧钢板,其中,在表面具有电镀锌层、热浸镀锌层、合金化热浸镀锌层中的任一者。

5.一种权利要求1~3中任一项所述的冷轧钢板的制造方法,其特征在于,其包括以下工序:

(A)热轧工序,其包括将具有权利要求1或2所述的化学组成的板坯进行粗轧及精轧,并且满足以下的(A1)~(A3)的条件:

(A1)板坯加热温度为1150℃以上;

(A2)按照粗轧后的钢板的宽度边缘部的温度比宽度中心部的温度高10~150℃的方式将宽度边缘部进行加热;

(A3)卷取温度为450~650℃,

(B)冷轧工序,该冷轧工序包括使用由N台(N≥3)的轧制机架构成的串联式轧机将所得

到的热轧钢板进行冷轧,其中,累积的冷轧压下率为30%以上,并且满足以下的式(2)及(3):

$$\sum_{k=2}^{N}\left\{(1+R_k)^{\left|\frac{\sigma_{k-1}}{Pb_k}-\frac{\sigma_k}{Pf_k}\right|}-1\right\}<3.0 \quad \cdots (2)$$

$\sigma_k=(1.667\cdot\sigma_0)\cdot\varepsilon_k^{0.1}\cdots(3)$

R_k:第k个轧制机架中的压下率

Pb_k:第k个轧制机架中的后方张力

Pf_k:第k个轧制机架中的前方张力

σ_{k-1}:通过第k-1个轧制机架之后的钢板的流动应力

σ_k:通过第k个轧制机架之后的钢板的流动应力

σ_0:热轧钢板的屈服强度

ε_k:通过第k个轧制机架之后的累积应变

(C)热处理工序,其包括将所得到的冷轧钢板进行热处理,并且满足以下的(C1)~(C3)的条件:

(C1)将冷轧钢板在Ac3~950℃下保持10秒~500秒钟(加热保持);

(C2)实施满足以下的(i)~(v)的冷却处理:

(i)冷却停止温度T1为110~250℃;

(ii)300~700℃之间的平均冷却速度为20~150℃/s;

(iii)T1~300℃之间的平均冷却速度为1.0~20℃/s,并且使用气体作为冷却剂;

(iv)在Ms~700℃之间及T1~低于Ms之间,分别实施至少1次0.5s以上的放冷;

(v)适用于冷轧钢板的张力为5~20MPa;

(C3)在200~300℃之间保持100~1000秒钟(低温保持)。

冷轧钢板及其制造方法

技术领域

[0001] 本公开涉及冷轧钢板及其制造方法。

背景技术

[0002] 近年来,从伴随地球变暖对策的温室效应气体排放量限制的观点出发,要求汽车的燃料效率提高,为了车体的轻量化和确保碰撞安全性,高强度钢板的适用正在逐渐扩大。特别是最近,抗拉强度为980MPa以上的超高强度钢板、进而具有更高抗拉强度的超高强度钢板的需求正在提高。此外,对于车体中要求防锈性的部位要求对表面实施了热浸镀锌的高强度热浸镀锌钢板。

[0003] 然而,在将具有这样的高抗拉强度的超高强度钢板作为汽车用构件适用的情况下,除了其压制成形性,还需要解决钢板的氢脆开裂。

[0004] 所谓氢脆开裂是在使用状况下高应力所作用的钢构件起因于从环境侵入钢中的氢而突然断裂的现象。该现象根据断裂的产生形态也被称为延迟断裂。一般而言,已知钢板的抗拉强度越上升则钢板的氢脆开裂变得越容易产生。认为这是由于,钢板的抗拉强度越高,则在部件成形后残留于钢板中的应力越增大。将相对于该氢脆开裂(延迟断裂)的敏感性称为耐氢脆特性。

[0005] 迄今为止,也进行了各种想要改善钢板的耐氢脆特性的尝试。

[0006] 例如,在专利文献1中,公开了一种抗拉强度为1300MPa以上且耐氢脆特性优异的超高强度冷轧钢板,其特征在于,其具有规定的化学组成,并具有下述的钢组织:钢中的固溶B量solB[质量%]及原奥氏体晶粒直径Dγ[μm]的值满足式(1):solB·Dγ≥0.0010的关系,进而,以面积率计多边形铁素体为10%以下,贝氏体为30%以下,残余奥氏体为6%以下,回火马氏体为60%以上,回火马氏体中的Fe碳化物的个数密度为$1\times10^{6}/mm^{2}$以上,钢整体的平均位错密度为$1.0\times10^{15}/m^{2}$以上且$2.0\times10^{16}/m^{2}$以下,有效结晶粒径为7.0μm以下。

[0007] 在专利文献2中,公开了一种冷轧钢板,其具有规定的成分组成,并具有下述组织:回火马氏体及贝氏体的相对于组织整体的面积率合计为95%以上且100%以下,由沿轧制方向伸展和/或以点列状分布的1个以上的长轴:0.3μm以上的夹杂物粒子构成、且该夹杂物粒子由2个以上构成的情况下该夹杂物粒子间的距离为30μm以下、轧制方向上的全长超过120μm的夹杂物群为$0.8个/mm^{2}$以下,长宽比为2.5以下、长轴为0.20μm以上且2μm以下的以Fe作为主要成分的碳化物为$3500个/mm^{2}$以下,分布于上述回火马氏体和/或上述贝氏体的内部的直径为10~50nm的碳化物为$0.7\times10^{7}个/mm^{2}$以上,原γ晶粒的平均粒径为18μm以下,其板厚为0.5~2.6mm,抗拉强度为1320MPa以上。此外,在专利文献2中,记载了根据上述的构成,能够得到耐氢脆性优异的具有1300MPa以上的抗拉强度的超高强度冷轧钢板。

[0008] 在专利文献3中,公开了一种切断端部处的耐延迟断裂特性优异的超高强度钢板,其具有规定的成分组成,并具有以相对于全部组织的面积率计由马氏体:90%以上、残余奥氏体:0.5%以上构成的组织,以面积率计存在2%以上的局部的Mn浓度成为钢板整体的Mn含量的1.1倍以上的区域,抗拉强度为1470MPa以上。

[0009] 但是,在要求水平变高的近年,要求具有高的抗拉强度及总伸长率、并且耐氢脆特性的进一步改善。特别是现状是要求改善剪切加工部的耐氢脆特性。

[0010] 本发明人对改善剪切加工部的耐氢脆特性进行了深入努力,结果得到了以下的方针。发现了:钢板的形状越良好、即钢板越平坦,则剪切加工部的耐氢脆特性越优异。认为这是由于,若对不平坦的钢板进行剪切加工,则在剪切加工时在冲裁冲头与钢板之间产生角度,剪切加工部的损伤变大。

[0011] 与此相关联地,作为改善高强度钢板的形状的技术,例如有以下的文献。

[0012] 在专利文献4中,公开了一种超高强度冷轧钢板及其制造方法,其具有规定的化学组成,金属组织为马氏体单相,抗拉强度为980MPa以上,钢板的平坦度为10mm以下。

[0013] 在专利文献5中,公开了一种钢板形状优异的高强度冷轧钢板的制造方法,其特征在于,其是具有规定的成分组成、并具有回火马氏体为65面积%以上的金属组织的高强度冷轧钢板的制造方法,依次包括以下工序:将满足上述成分组成的钢材在奥氏体单相域中加热15~600秒钟而进行退火的退火工序;退火后,以平均冷却速度10℃/秒以下(不包含0℃/秒)缓慢冷却至650~800℃的温度区域中的一次冷却停止温度为止的一次冷却工序;以平均冷却速度20~100℃/秒从上述一次冷却停止温度冷却至通过下述式(1)算出的Ms点的温度以上且500℃以下的温度区域中的二次冷却停止温度为止的二次冷却工序;以平均冷却速度超过100℃/秒从上述二次冷却停止温度骤冷至室温为止的三次冷却工序;和加热至150~300℃的温度区域,并保持30~1500秒钟的过时效处理工序。

[0014] 现有技术文献

[0015] 专利文献

[0016] 专利文献1;日本特开2016-50343号公报

[0017] 专利文献2;国际公开第2016/152163号

[0018] 专利文献3;日本特开2016-153524号公报

[0019] 专利文献4;日本特开2011-202195号公报

[0020] 专利文献5;日本特开2013-227657号公报

发明内容

[0021] 发明所要解决的课题

[0022] 然而,上述专利文献4及5中公开的技术并不是有意地改善剪切加工部的耐氢脆特性从而对钢板形状进行改善的技术,因此对于改善剪切加工部的耐氢脆特性并不充分。在上述专利文献4及5中使用了“最大翘曲高度”作为评价钢板形状的好坏的指标,但获知即使“最大翘曲高度”为上述专利文献的范围内,剪切加工部的耐氢脆特性也未必优异。

[0023] 于是,本发明的目的是提供具有高的抗拉强度及总伸长率、并且耐氢脆特性得以改善的冷轧钢板。

[0024] 用于解决课题的手段

[0025] 本发明人发现了:为了改善剪切加工部的耐氢脆特性,必须改善表示曲面的弯曲情况的量即“曲率”,而不是改善钢板的“最大翘曲高度”。而且,对为了改善钢板的曲率所需要的钢板的制造方法进行了研究,结果得到了以下的见识。

[0026] (1)在热轧工序中,在粗轧后进行边缘部的再加热。由此,可抑制钢板宽度方向上

的热轧钢板强度的变动。进而,将精轧后的钢板在适宜的温度范围内卷取。其结果是,冷轧后的钢板形状得以改善。

[0027] (2)在冷轧工序中,将通过轧辊时的各轧制机架中的前方张力和后方张力根据冷轧前的热轧钢板的屈服强度和各轧制机架中的压下率而控制为适宜的范围。进而,将累积的冷轧压下率控制在适宜的范围。由此,冷轧后的钢板形状得以改善。

[0028] (3)在冷轧工序后的热处理工序中的加热保持后的冷却处理中,将300℃以下的平均冷却速度限制为规定的范围,使用气体作为冷却剂,并且在冷却处理中实施用于促进热扩散的放冷。进而,300~700℃之间的平均冷却速度及冷却停止温度也必须控制为适宜的范围。此外,将冷却处理中的钢板张力控制为恰当的范围。由此,热处理后的钢板形状得以改善。

[0029] 在满足上述(1)~(3)的全部要件的情况下,可得到通过现有技术无法达成的水准的形状优异的钢板。

[0030] 本发明是基于上述见识而实现的,具体而言如下所述。

[0031] (1)一种冷轧钢板,其特征在于,其具有下述化学组成:以质量%计C:0.16~0.40%、

[0032] Si:0.05~2.00%、

[0033] Mn:0.50~4.00%、

[0034] P:0.050%以下、

[0035] S:0.0100%以下、

[0036] Al:0.001~1.00%、

[0037] N:0.0100%以下、

[0038] O:0.0050%以下、

[0039] Cr:0~2.00%、

[0040] Mo:0~1.00%、

[0041] Cu:0~1.00%、

[0042] Ni:0~1.00%、

[0043] B:0~0.0100%、

[0044] Co:0~1.00%、

[0045] W:0~1.00%、

[0046] Sn:0~1.00%、

[0047] Sb:0~1.00%、

[0048] Nb:0~0.100%、

[0049] Ti:0~0.200%、

[0050] V:0~0.50%、

[0051] Ca:0~0.0100%、

[0052] Mg:0~0.0100%、

[0053] Ce:0~0.0100%、

[0054] Zr:0~0.0100%、

[0055] La:0~0.0100%、

[0056] Hf:0～0.0100％、

[0057] Bi:0～0.0100％、

[0058] Ce、La以外的REM:0～0.0100％、以及

[0059] 剩余部分:由Fe及杂质构成,

[0060] 以距离表面为1/4厚作为中心的1/8厚～3/8厚的范围内的钢组织以面积％计为:

[0061] 马氏体:90.0～99.5％、

[0062] 铁素体:0～5％、

[0063] 残余奥氏体:0.5～7.0％、及

[0064] 剩余部分:贝氏体,

[0065] 并且回火马氏体在全部马氏体中所占的比例为80～100％,

[0066] 通过对全宽×长度300mm的区域进行形状测定而得到、以下述式(1)所表示的曲率1/R的最大值为0.010以下,

[0067] 所述冷轧钢板的抗拉强度为1470MPa以上。

[0068] [数学式1]

[0069] $1/R=MAX\{|\rho_1|,|\rho_2|\}\cdots(1)$ 1/R:曲率

[0070] ρ_1及ρ_2:曲面上的主曲率

[0071] (2)根据上述(1)所述的冷轧钢板,其特征在于,上述化学组成以质量％计包含选自由下述元素构成的组中的1种或2种以上:

[0072] Cr:0.001～2.00％、

[0073] Mo:0.001～1.00％、

[0074] Cu:0.001～1.00％、

[0075] Ni:0.001～1.00％、

[0076] B:0.0001～0.0100％、

[0077] Co:0.001～1.00％、

[0078] W:0.001～1.00％、

[0079] Sn:0.001～1.00％、

[0080] Sb:0.001～1.00％、

[0081] Nb:0.001～0.100％、

[0082] Ti:0.001～0.200％、

[0083] V:0.001～0.50％、

[0084] Ca:0.0001～0.0100％、

[0085] Mg:0.0001～0.0100％、

[0086] Ce:0.0001～0.0100％、

[0087] Zr:0.0001～0.0100％、

[0088] La:0.0001～0.0100％、

[0089] Hf:0.0001～0.0100％、

[0090] Bi:0.0001～0.0100％、及

[0091] Ce、La以外的REM:0.0001～0.0100％。

[0092] (3)根据上述(1)或(2)所述的冷轧钢板,其特征在于,将上述冷轧钢板进行剪切加

工,接着在170℃下给予10分钟的热处理后在浓度为0.3g/L的硫氰酸铵水溶液中浸渍48小时的氢脆试验中,在剪切加工面不产生开裂。

[0093] (4)根据上述(1)~(3)中任一项所述的冷轧钢板,其中,在表面具有电镀锌层、热浸镀锌层、合金化热浸镀锌层中的任一者。

[0094] (5)一种上述(1)~(3)中任一项所述的冷轧钢板的制造方法,其特征在于,其包括以下工序:

[0095] (A)热轧工序,其包括将具有上述(1)或(2)所述的化学组成的板坯进行粗轧及精轧,并且满足以下的(A1)~(A3)的条件:

[0096] (A1)板坯加热温度为1150℃以上;

[0097] (A2)按照粗轧后的钢板的宽度边缘部的温度比宽度中心部的温度高10~150℃的方式将宽度边缘部进行加热;

[0098] (A3)卷取温度为450~650℃,

[0099] (B)冷轧工序,该冷轧工序包括使用由N台(N≥3)的轧制机架构成的串联式轧机将所得到的热轧钢板进行冷轧,其中,累积的冷轧压下率为30%以上,并且满足以下的式(2)及(3):

[0100] [数学式2]

[0101] $$\sum_{k=2}^{N}\left\{(1+R_k)^{\left|\frac{\sigma_{k-1}}{Pb_k}-\frac{\sigma_k}{Pf_k}\right|}-1\right\}<3.0 \quad \cdots (2)$$

[0102] [数学式3]

[0103] $\sigma_k=(1.667\cdot\sigma_0)\cdot\varepsilon_k^{0.1}\cdots(3)$

[0104] R_k:第k个轧制机架中的压下率

[0105] Pb_k:第k个轧制机架中的后方张力

[0106] Pf_k:第k个轧制机架中的前方张力

[0107] σ_{k-1}:通过第k-1个轧制机架之后的钢板的流动应力

[0108] σ_k:通过第k个轧制机架之后的钢板的流动应力

[0109] σ_0:热轧钢板的屈服强度

[0110] ε_k:通过第k个轧制机架之后的累积应变

[0111] (C)热处理工序,其包括将所得到的冷轧钢板进行热处理,并且满足以下的(C1)~(C3)的条件:

[0112] (C1)将冷轧钢板在Ac3~950℃下保持10秒~500秒钟(加热保持);

[0113] (C2)实施满足以下的(i)~(v)的冷却处理:

[0114] (i)冷却停止温度T1为110~250℃;

[0115] (ii)300~700℃之间的平均冷却速度为20~150℃/s;

[0116] (iii)T1~300℃之间的平均冷却速度为1.0~20℃/s,并且使用气体作为冷却剂;

[0117] (iv)在Ms~700℃之间及T1~低于Ms之间,分别实施至少1次0.5s以上的放冷;

[0118] (v)适用于冷轧钢板的张力为5~20MPa;

[0119] (C3)在200~300℃之间保持100~1000秒钟(低温保持)。

[0120] 发明效果

[0121] 根据本发明,能够提供具有1470MPa以上的抗拉强度并且高的总伸长率、并且耐氢脆特性得以改善的冷轧钢板。

附图说明

[0122] 图1是与氢脆试验相关联的剪切加工的示意图。

具体实施方式

[0123] 『化学组成』

[0124] 首先,对如上述那样限定本发明的实施方式的钢板的化学组成的理由进行说明。需要说明的是,本说明书中规定化学组成的“%”只要没有特别说明则全部为“质量%”。此外,本说明书中,表示数值范围的“~”在没有特别说明的情况下,以包含其前后记载的数值作为下限值及上限值的含义来使用。

[0125] [C:0.16~0.40%]

[0126] C(碳)是为了确保钢板强度所必须的元素。为了充分得到这样的效果,C含量设定为0.16%以上。C含量也可以为0.18%以上、0.20%以上或0.22%以上。另一方面,若过度含有C,则有时压制成形性等加工性、焊接性、进而耐氢脆特性降低。因此,C含量设定为0.40%以下。C含量也可以为0.37%以下、0.33%以下或0.30%以下。

[0127] [Si:0.05~2.00%]

[0128] Si(硅)是抑制铁碳化物的生成、有助于强度和成形性的提高的元素。为了充分得到这些效果,Si含量设定为0.05%以上。Si含量也可以为0.10%以上、0.20%以上或0.40%以上。另一方面,过度的添加有时会使韧性、焊接性、进而耐氢脆特性降低。因此,Si含量设定为2.00%以下。Si含量也可以为1.60%以下、1.30%以下或1.00%以下。

[0129] [Mn:0.50~4.00%]

[0130] Mn(锰)是强力的奥氏体稳定化元素,是对钢板的高强度化有效的元素。为了充分得到这样的效果,Mn含量设定为0.50%以上。Mn含量也可以为0.80%以上、1.00%以上或1.30%以上。另一方面,过度的添加有时会使压制成形性等加工性、焊接性、进而耐氢脆特性劣化。因此,Mn含量设定为4.0%以下。Mn含量也可以为3.0%以下、2.5%以下或2.0%以下。

[0131] [P:0.050%以下]

[0132] P(磷)是固溶强化元素,是对钢板的高强度化有效的元素,但过度的添加会使焊接性及韧性劣化。因此,P含量限制为0.050%以下。P含量优选为0.045%以下、0.035%以下或0.020%以下。P含量也可以为0%,但为了尽量降低P含量而脱P成本变高,因此从经济性的观点出发优选将下限设定为0.001%。

[0133] [S:0.0100%以下]

[0134] S(硫)是作为杂质而含有的元素,在钢中形成MnS而使韧性、扩孔性劣化。因此,作为韧性、扩孔性的劣化不显著的范围,将S含量限制为0.0100%以下。S含量优选为0.0050%以下、0.0040%以下或0.0030%以下。S含量也可以为0%,但为了尽量降低S含量而脱硫成本变高,因此从经济性的观点出发优选将下限设定为0.0001%。

[0135] [Al:0.001~1.00%]

[0136] Al(铝)为了钢的脱氧至少添加0.001％。Al含量也可以为0.005％以上、0.01％以上或0.02％以上。另一方面,即使过量添加Al,效果也饱和,不仅徒然地导致成本上升,而且使钢的相变温度上升而使热轧时的负荷增大,结果是有时使钢板的机械特性降低。因此对于Al含量,将1.00％设定为上限。Al含量也可以为0.80％以下、0.60％以下或0.30％以下。

[0137] [N:0.0100％以下]

[0138] N(氮)是作为杂质而含有的元素,若其含量多则有时在钢中形成粗大的氮化物而使弯曲性、扩孔性劣化。因此,N含量限制为0.0100％以下。N含量优选为0.0080％以下、0.0060％以下或0.0050％以下。N含量也可以为0％,但为了尽量降低N含量而脱N成本变高,因此从经济性的观点出发优选将下限设定为0.0001％。

[0139] [O:0.0050％以下]

[0140] O(氧)是作为杂质而含有的元素,若其含量多则有时在钢中形成粗大的氧化物而使弯曲性、扩孔性劣化。因此,O含量限制为0.0100％以下。O含量优选为0.0080％以下、0.0060％以下或0.0050％以下。O含量也可以为0％,但从制造成本的观点出发,优选将下限设定为0.0001％。

[0141] 本发明的实施方式的冷轧钢板及其制造中使用的板坯的基本化学组成如上所述。进而,该冷轧钢板及板坯也可以根据需要含有以下的任选元素。需要说明的是,不含有该任选元素的情况的含量的下限为0％。

[0142] [Cr:0～2.00％、Mo:0～1.00％、Cu:0～1.00％、Ni:0～1.00％、B:0～0.0100％、Co:0～1.00％、W:0～1.00％、Sn:0～1.00％、Sb:0～1.00％、Nb:0～0.100％、Ti:0～0.200％及V:0～0.50％]

[0143] Cr(铬)、Mo(钼)、Cu(铜)、Ni(镍)、B(硼)、Co(钴)、W(钨)、Sn(锡)及Sb(锑)都是提高钢的淬火性而对钢板的高强度化有效的元素。此外,Nb(铌)、Ti(钛)及V(钒)是合金碳化物生成元素,是通过在钢板中作为微细的碳化物析出而有助于钢板的高强度化的元素。因此,也可以根据需要添加这些元素中的1种或2种以上。但是,若过度添加这些元素,则效果饱和,徒然地导致成本的增大。因此,其含量设定为Cr:0～2.00％、Mo:0～1.00％、Cu:0～1.00％、Ni:0～1.00％、B:0～0.0100％、Co:0～1.00％、W:0～1.00％、Sn:0～1.00％、Sb:0～1.00％、Nb:0～0.100％、Ti:0～0.200％及V:0～0.50％。各元素也可以为0.001％以上、0.005％以上或0.010％以上。尤其是B含量也可以为0.0001％以上或0.0005％以上。

[0144] [Ca:0～0.0100％、Mg:0～0.0100％、Ce:0～0.0100％、Zr:0～0.0100％、La:0～0.0100％、Hf:0～0.0100％、Bi:0～0.0100％及Ce、La以外的REM:0～0.0100％]

[0145] Ca(钙)、Mg(镁)、Ce(铈)、Zr(锆)、La(镧)、Hf(铪)及Ce、La以外的REM(稀土类元素)是有助于钢中夹杂物的微细分散化的元素,Bi(铋)是减轻钢中的Mn、Si等置换型合金元素的显微偏析的元素。由于分别有助于钢板的加工性提高,因此也可以根据需要添加这些元素中的1种或2种以上。但是过度的添加会引起延展性的劣化。因此其含量将0.0100％设定为上限。此外,各元素也可以为0.0001％以上、0.0005％以上或0.0010％以上。

[0146] 在本发明的实施方式的冷轧钢板中,上述的元素以外的剩余部分由Fe及杂质构成。所谓杂质是在工业上制造冷轧钢板时以矿石、废铁等那样的原料为代表而因制造工序的各种要因混入的成分等。

[0147] 『冷轧钢板的钢组织』

[0148] 接着,对本发明的实施方式的冷轧钢板的钢组织进行说明。

[0149] [马氏体:90.0～99.5%、铁素体:0～5%、残余奥氏体:0.5～7.0%、剩余部分:贝氏体,并且回火马氏体在全部马氏体中所占的比例:80～100%]

[0150] 以距离冷轧钢板的表面为1/4厚作为中心的1/8厚～3/8厚的范围内的钢组织以面积%计马氏体:90.0～99.5%、铁素体:0～5%、残余奥氏体:0.5～7.0%、及剩余部分:贝氏体,并且回火马氏体在全部马氏体中所占的比例为80～100%。

[0151] 通过以马氏体(淬火状态马氏体+回火马氏体)作为主体,变得能够得到所期望的抗拉强度。另一方面,若马氏体中淬火状态马氏体多、回火马氏体少,则耐氢脆特性恶化。因而,马氏体的面积率设定为90.0～99.5%,回火马氏体在全部马氏体中所占的比例设定为80～100%。马氏体的面积率的下限优选为93.0%以上,更优选为95.0%以上。马氏体的面积率的上限也可以为99.0%以下或98.0%以下。回火马氏体在全部马氏体中所占的比例的下限优选为85%以上,更优选为90%以上。回火马氏体在全部马氏体中所占的比例的上限也可以为98%以下或95%以下。

[0152] 铁素体若超过5%,则变得难以得到所期望的抗拉强度。此外,在马氏体主体组织中,若存在软质组织即铁素体,则组织的不均匀性增加,因此会助长氢脆开裂。因而,铁素体的面积率设定为0～5%。铁素体的面积率的上限优选为4%以下,优选为2%以下,理想而言为0%。

[0153] 若在钢组织中包含残余奥氏体,则通过TRIP(相变诱发塑性:TRansformation-Induced Plasticity)效应而加工硬化率上升,因此延展性得以改善(即,总伸长率变高)。另一方面,在过量包含残余奥氏体的情况下,耐氢脆特性恶化。因而,残余奥氏体的面积率设定为0.5～7.0%。残余奥氏体的面积率的下限优选为1.0%以上,也可以为2.0%以上。残余奥氏体的面积率的上限优选为6.0%以下,也可以为5.0%以下或4.0%以下。

[0154] 在钢组织中,除了马氏体、铁素体及残余奥氏体以外,还可以包含剩余部分组织。作为剩余部分组织,例如可例示出贝氏体。剩余部分组织的面积率例示出0～9.5%。

[0155] [各组织的面积率的测定方法]

[0156] 残余奥氏体以外的各组织的面积率通过SEM-EBSD法(电子射线背散射衍射法)及SEM二次电子图像观察来评价。首先,以与钢板的轧制方向平行的板厚截面作为观察面来采集试样,对观察面进行机械研磨,精加工成镜面后,进行电解研磨。接着,在观察面中的以距离钢板的表面为1/4厚作为中心的1/8厚～3/8厚的范围的一个至多个观察视场中,对合计为3000μm^{2}以上的面积通过SEM-EBSD法进行晶体结构及取向解析。对于通过EBSD法而得到的数据的解析,使用TSL公司制的“OIM Analysys 7.0”。此外,评分间距离(step)设定为0.03～0.20μm。将晶体取向差成为15度以上的边界设定为晶界而得到结晶晶界图。接着,对同一试样实施硝酸乙醇腐蚀。之后,对于与利用EBSD进行晶体取向解析的视场同一视场,使用FE-SEM拍摄二次电子图像。此时,预先通过维氏压痕等做好标记为宜。最后,使上述结晶晶界图与二次电子图像重合。对于由取向差为15度以上的晶界所围成的各个晶粒,基于以下的基准进行组织分类。

[0157] 在二次电子图像中,下部组织、铁系碳化物都未见到、并且晶体结构为BCC的晶粒判断为铁素体。在二次电子图像中,见到下部组织并且铁系碳化物以单一的变体析出的晶粒、或没有见到铁系碳化物的晶粒判断为贝氏体。在二次电子图像中,渗碳体以片层状析出

的晶粒判断为珠光体。但是,在本发明中,原则上不含珠光体。将剩余部分判断为马氏体及残余奥氏体。通过从剩余部分的面积率中减去后述的残余奥氏体的面积率,求出马氏体的面积率。剩余部分内,在二次电子图像中,见到下部组织、并且见到两个以上以多个变体析出的铁系碳化物的晶粒判断为回火马氏体。

[0158] 残余奥氏体的面积率通过使用了X射线的测定来算出。即,通过机械研磨及化学研磨从钢板的板面除去至在板厚方向上为深度1/4位置为止。然后,由对于研磨后的试样使用MoKα1射线作为特性X射线而得到的bcc相的(200)、(211)及fcc相的(200)、(220)、(311)的衍射峰的积分强度比,算出残余奥氏体的组织分率,将其设定为残余奥氏体的面积率。

[0159] [曲率1/R的最大值:0.010以下]

[0160] 在本发明的实施方式的冷轧钢板中,通过尽管为高强度、例如1470MPa以上的高强度,但具有非常高的平坦度,例如即使是利用冲裁冲头对冷轧钢板进行剪切加工的情况下,剪切加工部的端面性状也非常良好,其结果是能够达成优异的耐氢脆特性。本发明中的具有这样高的平坦度的钢板形状使用相当于曲率半径R(mm)的倒数的曲率1/R的最大值来规定。更具体而言,对于本发明中的曲率1/R的最大值,使用曲面上的2个主曲率ρ_1、ρ_2通过以下的式(1)来定义,在本发明的实施方式中该曲率1/R的最大值控制为0.010以下。

[0161] [数学式4]

[0162] $1/R=MAX\{|\rho_1|,|\rho_2|\}$ ・・・(1)

[0163] 这里,本发明中的曲率是曲面上的主曲率ρ_1、ρ_2的绝对值中较大的值。主曲率ρ_1、ρ_2使用一般的形状测定机来测定,并且由抑制了测定噪音的三维几何学数据来评价。例如,作为代表性的形状测定机,可以使用GOM公司制ATOS 3D扫描仪进行测定。通过对冷轧钢板的全宽×300mm长度的区域的各点进行测定,得到冷轧钢板内的曲率分布。在本发明中,所谓“全宽”是指与冷轧钢板(冷轧卷材)的长度方向垂直的方向上的钢板的长度。通过本发明得到的冷轧钢板像这样测定的曲率分布的最大值为0.010以下。例如,在冷轧钢板翘曲或起伏而曲率分布的最大值超过0.010的情况下,认为在剪切加工时在冲裁冲头与冷轧钢板之间形成角度,剪切加工部的损伤变大,其结果是剪切加工部的耐氢脆性劣化。曲率1/R的最大值例如也可以为0.008以下、0.006以下、0.004以下或0.002以下。下限值没有特别限定,但曲率1/R的最大值例如也可以为0.0005以上、0.0006以上、0.0007以上、0.0008以上、0.0009以上或0.001以上。根据本发明的实施方式,如上所述,尽管为1470MPa以上的高强度,但能够达成非常高的平坦度,就连如实施例中具体所示的那样超过1800MPa的非常高的抗拉强度的情况,也能够达成曲率1/R的最大值为0.001的平坦度。因此,如果是本领域技术人员,则可容易地理解:在较低的抗拉强度、例如更接近1470MPa的抗拉强度的情况下,能够进一步降低曲率1/R的最大值,例如能够实现曲率1/R的最大值为0.0005的平坦度。

[0164] 对于上述的曲率分布的测定,关于测定时期等不受特定条件的任何限定,例如可以对在制造后使用矫平机等进行了平坦化处理的冷轧钢板进行,或者也可以对没有进行特定的机械平坦化处理的刚制造后的冷轧钢板进行。例如在具有1470MPa以上的非常高的抗拉强度的以往的冷轧钢板的情况下,即使通过矫平机等单纯地进行平坦化处理,将上文说明的曲率1/R的最大值控制为0.010以下也极为困难。在本发明的实施方式中,通过使用具有规定的化学组成的板坯,如下文详细说明的那样,适宜地控制热轧工序、冷轧工序及热处理工序的各条件来制造冷轧钢板,能够达成这样的高平坦度。此外,在冷轧钢板具有镀层的

情况下,镀层对曲率分布的测定没有特别影响,因此上述曲率分布的测定在不将镀层剥离的情况下对具备镀层的冷轧钢板进行。

[0165] 接着,对本发明的实施方式的冷轧钢板的机械特性等进行说明。

[0166] [抗拉强度(TS)]

[0167] 根据本发明的实施方式的冷轧钢板,则能够达成优异的机械特性、例如1470MPa以上的抗拉强度(TS)。抗拉强度优选为1490MPa以上,更优选为1500MPa以上。上限没有特别限定,但例如抗拉强度也可以为2000MPa以下、1900MPa以下或1800MPa以下。

[0168] [总伸长率(El)]

[0169] 根据本发明的实施方式的冷轧钢板,则能够达成高的总伸长率(El),更具体而言能够达成6.0%以上的总伸长率。总伸长率优选为7.0%以上,更优选为8.0%以上。上限没有特别限定,但例如总伸长率也可以为20.0%以下或15.0%以下。这里,冷轧钢板的抗拉强度及总伸长率是在室温(25℃)大气中、从与钢板的轧制方向成直角的方向采集JIS5号拉伸试验片,通过JIS Z 2241:2011中规定的拉伸试验来测定。

[0170] [扩孔率(λ)]

[0171] 根据本发明的实施方式的冷轧钢板,则能够达成高的扩孔性,更具体而言能够达成20%以上的扩孔率(λ)。扩孔率优选为25%以上,更优选为30%以上。上限没有特别限定,但例如扩孔率也可以为80.0%以下或70.0%以下。扩孔率(λ)通过日本钢铁联盟标准的“JFS T 1001:1996扩孔试验方法”来测定。

[0172] [利用氢脆试验的评价]

[0173] 本发明的实施方式的冷轧钢板的特征在于,在利用以下的方法的氢脆试验中不产生开裂。剪切加工通过图1中所示的方法来进行。按照包含可得到曲率1/R的最大值的部位的方式从钢板采集T(厚度)×50W(宽度)×50L(长度)(单位:mm)的样品。剪切角θ设定为1度,余隙CL设定为0.15×T。压板压至少负荷1ton以上。将上述的样品通过剪切加工切断后,对制品侧(压板侧)的钢板进行170℃、10分钟的热处理。之后,在浓度为0.3g/L的常温的硫氰酸铵水溶液中浸渍48小时,将所产生的氢导入钢板中。之后,用显微镜等对剪切加工面进行观察,评价龟裂的有无。170℃下10分钟的热处理模拟了涂装烘烤处理等热处理。

[0174] [板厚]

[0175] 本发明的实施方式的冷轧钢板例如具有0.5~3.0mm的板厚。虽然没有特别限定,但板厚也可以为0.6mm以上、0.8mm以上或1.0mm以上。同样地,板厚也可以为2.8mm以下、2.6mm以下或2.3mm以下。

[0176] [板宽]

[0177] 本发明的实施方式的冷轧钢板例如具有500mm以上的板宽。虽然没有特别限定,但板宽也可以为700mm以上、800mm以上或900mm以上。板宽的上限没有特别限定,但板宽也可以为2000mm以下、1800mm以下、1600mm以下、1400mm以下、1300mm以下、1200mm以下或1100mm以下。

[0178] [镀层]

[0179] 本发明的实施方式的冷轧钢板也可以在两面或一面、优选在两面具有镀层。作为镀层,可代表性地例示出电镀锌层、热浸镀锌层或合金化热浸镀锌层。这些锌镀层具有本领域技术人员所公知的任意的组成为宜,除了Zn以外,还包含Al、Mg等添加元素为宜。此外,该

镀层的附着量没有特别限制,为一般的附着量为宜。

[0180] <制造方法>

[0181] 接着,对本发明的实施方式的冷轧钢板的制造方法进行说明。以下说明的意图在于例示的说明用于制造本发明的实施方式的冷轧钢板的特征性方法,其意图并非在于将该冷轧钢板限定于通过以下说明的那样的制造方法而制造的冷轧钢板。

[0182] 『(A)热轧工序』

[0183] 首先,对热轧工序进行说明。

[0184] [板坯加热温度:1150℃以上]

[0185] 在热轧工序中,具有与关于冷轧钢板在上文说明的化学组成相同的化学组成的板坯在热轧前被加热,接着实施粗轧及精轧。为了将硼化物、碳化物等充分熔化,板坯的加热温度必须设定为1150℃以上,优选为1200℃以上。需要说明的是,所使用的钢板坯从制造性的观点出发优选通过连续铸造法来铸造,但也可以通过铸锭法、薄板坯铸造法来制造。

[0186] [粗轧]

[0187] 对加热后的板坯,在精轧之前进行粗轧。粗轧条件没有特别限定,但优选在1050℃下按照总压下率成为60%以上的方式实施。若总压下率低于60%,则热轧中的再结晶变得不充分,因此有时造成热轧钢板组织的不均质化。上述的总压下率例如也可以为90%以下。

[0188] [按照宽度边缘部的温度比宽度中心部的温度高10~150℃的方式将宽度边缘部进行加热]

[0189] 对完成了粗轧的钢板,按照宽度边缘部的温度(Te)比宽度中心部的温度(Tc)高10~150℃的方式将宽度边缘部进行再加热。通过实施这样的再加热,能够抑制宽度方向上的热轧钢板的强度变动而制造在宽度方向上强度更加均匀的热轧钢板。因此,在之后的冷轧工序中能够遍及宽度方向整体而实施均匀的轧制,变得能够进一步改善冷轧后的钢板形状。在不实施这样的再加热的情况下,由于与宽度中心部相比宽度边缘部在之后的冷却速度较大,因此与宽度中心部相比宽度边缘部发生硬质化。其结果是,在之后的冷轧工序中,产生与宽度边缘部相比宽度中心部延伸的被称为“中间波浪”的形状不良。其结果是,最终制品中的曲率恶化。另一方面,若将宽度边缘部过度加热,则宽度边缘部过度软质化,因此在之后的冷轧工序中产生边缘部比中心部延伸的被称为“边浪”的形状不良。为了避免这些形状不良,按照宽度边缘部的温度比宽度中心部的温度高10~150℃的方式将边缘加热。优选为20~100℃,更优选为40~90℃。宽度边缘部的加热(再加热)可以通过本领域技术人员所公知的任意适宜的手段来实施,没有特别限定,但例如可以使用边缘加热器来实施。

[0190] [精轧]

[0191] 将边缘部进行了再加热后,进行精轧。其条件没有特别限定,但优选在满足精轧入侧温度为950~1050℃、精轧出侧温度为850~1000℃、及总压下率为70~95%的条件的范围内实施。在精轧入侧温度低于950℃、或精轧出侧温度低于850℃、或总压下率超过95%的情况下,由于热轧钢板的织构发达,因此有时最终制品板中的各向异性明显化。另一方面,在精轧入侧温度超过1050℃、或精轧出侧温度超过1000℃、或总压下率低于70%的情况下,有时热轧钢板的结晶粒径粗大化,引起最终制品板组织的粗大化。

[0192] [卷取温度:450~650℃]

[0193] 本方法中,通过将精轧后的钢板以450~650℃的卷取温度进行卷取,能够改善冷

轧后的钢板形状。在卷取温度低于450℃的情况下,热轧钢板高强度化,因此冷轧后的钢板形状恶化。另一方面,在卷取温度超过650℃的情况下,渗碳体粗大化,残存未熔化的渗碳体,因此有时损害加工性。

[0194] [酸洗]

[0195] 热轧后根据需要进行酸洗,将氧化皮除去。酸洗方法只要按照常规方法即可。此外,为了热轧卷材的形状矫正或酸洗性提高,也可以在酸洗前进行表皮光轧或喷丸处理等前处理。

[0196] 『(B)冷轧工序』

[0197] 接着,对冷轧工序进行说明。

[0198] [使用了由N台(N≥3)的轧制机架构成的串联式轧机的冷轧]

[0199] 本方法中,实施冷轧工序,该冷轧工序包括使用由N台(N≥3)的轧制机架构成的串联式轧机将所得到的热轧钢板进行冷轧,其中,累积的冷轧压下率为30%以上,并且满足以下的式(2)及(3)。

[0200] [数学式5]

[0201] $$\sum_{k=2}^{N}\left\{(1+R_k)^{\left|\frac{\sigma_{k-1}}{Pb_k}-\frac{\sigma_k}{Pf_k}\right|}-1\right\}<3.0 \quad \cdots (2)$$

[0202] [数学式6]

[0203] $\sigma_k=(1.667\cdot\sigma_0)\cdot\varepsilon_k^{0.1}\cdot\cdot\cdot(3)$

[0204] R_k:第k个轧制机架中的压下率

[0205] Pb_k:第k个轧制机架中的后方张力

[0206] Pf_k:第k个轧制机架中的前方张力

[0207] σ_{k-1}:通过第k-1个轧制机架之后的钢板的流动应力

[0208] σ_k:通过第k个轧制机架之后的钢板的流动应力

[0209] σ_0:热轧钢板的屈服强度

[0210] ε_k:通过第k个轧制机架之后的累积应变

[0211] 在本发明中的冷轧工序中,必须按照满足上述式(2)的方式,控制各轧制机架中的压下率、前方张力/流动应力、后方张力/流动应力。串联式轧机中的各轧制机架中的前方张力、后方张力是一般测定的参数,例如可以如“特别报告书No.36板轧制的理论和实际(改订版)社团法人日本钢铁协会生产技术部门轧制理论部汇编,2010,p.264”中记载的那样在冷轧中的钢板上配置检测辊,由垂直方向的载荷来测定张力。此外,冷轧中的钢板的流动应力通过式(3)来给出。这里σ_0是第一机架通过前的钢板的流动应力、即热轧钢板的屈服强度。σ_0通过从热轧钢板的宽度中心部沿着轧制方向采集JIS5号拉伸试验片,依据JIS Z 2241:2011进行拉伸试验来获得。式(2)意味着若以前方张力/流动应力与后方张力/流动应力之差大的状态实施大的压下则值变大。为了减小式(2),必须减小前方张力/流动应力与后方张力/流动应力之差。通过减小前方张力/流动应力与后方张力/流动应力之差而满足式(2),能够可靠地抑制钢板相对于轧辊滑动的现象、所谓滑移的产生等,能够实现更稳定的冷轧。其结果是能够改善冷轧后的钢板形状。

[0212] 在式(2)的左边成为3.0以上的情况下,冷轧后的钢板形状显著恶化,最终制品中

的曲率变得不满足式(1)。式(2)的左边越小越优选,例如优选低于2.5或低于2.0,进一步优选低于1.0。虽然下限没有特别限定,但例如式(2)的左边也可以为0.1以上或0.2以上。式(2)是用于在各轧制机架的前后使张力与热轧钢板的屈服强度很好地平衡而实现没有滑移等轧制不良的稳定的冷轧的1个优选的指标。因此,为了实现这样的稳定的冷轧,也可以利用其他的控制方法来代替基于式(2)的控制方法。

[0213] 在冷轧工序中,除了满足式(2)以外,将累积的冷轧压下率设定为30%以上在得到平坦度高的良好的钢板形状的方面也是重要的。若累积的冷轧压下率低于30%,则冷轧后的钢板形状没有被充分改善,结果是最终制品中的曲率变得不满足式(1)。累积的冷轧压下率也可以为40%以上或50%以上。上限没有特别限定,但过度的压下会使轧制载荷变得过大,冷轧机的负担增加,因此例如累积的冷轧压下率也可以为75%以下或70%以下。

[0214] 『(C)热处理工序』

[0215] 接着,对热处理工序进行说明。

[0216] [加热保持:在Ac3~950℃下保持10秒~500秒钟]

[0217] 所得到的冷轧钢板在热处理工序中被供于规定的热处理。首先,为了充分进行奥氏体化,进行Ac3℃以上且10秒以上的加热。若加热温度低于Ac3℃或保持时间低于10秒,则奥氏体化不充分,因此不能得到以马氏体作为主体的所期望的钢组织,不能得到充分的强度。另一方面,若加热温度超过950℃或保持时间超过500秒,则除了结晶粒径粗大化以外,还导致燃料成本的增大、设备的损伤。Ac3(℃)通过下式来计算。在下述式中的元素符号中代入该元素的质量%。对于不含有的元素代入0质量%。

[0218] $Ac3(℃)=912-230.5\times C+31.6\times Si-20.4\times Mn-39.8\times Cu-18.1\times Ni-14.8\times Cr+16.8\times Mo+100.0\times Al$

[0219] [冷却停止温度T1:110~250℃]

[0220] 加热后冷却至110~250℃的范围。在T1低于110℃的情况下,残余奥氏体以面积率计低于0.5%,总伸长率降低。另一方面,在超过250℃的情况下,回火马氏体在马氏体中所占的比例变得小于80%,结果是耐氢脆特性降低。冷却停止温度也可以为120℃以上、和/或也可以为220℃以下。

[0221] [300~700℃之间的平均冷却速度:20~150℃/s]

[0222] 通过将300~700℃之间的平均冷却速度(平均冷却速度1)控制为20~150℃/s的范围,能够抑制钢板内的温度偏差的增大,因此变得能够改善钢板的曲率。在上述区间的平均冷却速度低于20℃/s的情况下,马氏体分率变低,变得无法得到所期望的抗拉强度。另一方面,在超过150℃/s的情况下,通过钢板内的温度偏差增大而钢板的曲率恶化。需要说明的是,本发明中的平均冷却速度是包含后述的放冷时间的速度。

[0223] [T1~300℃之间的平均冷却速度:1.0~20℃/s及冷却剂:气体]

[0224] 通过将T1~300℃之间的平均冷却速度(平均冷却速度2)设定为1.0~20℃/s,并且使用气体(例如氮气)作为冷却剂而设定为比较平稳的冷却,能够抑制钢板内的温度偏差的增大,因此变得能够改善钢板的曲率。在上述区间的平均冷却速度低于1.0℃/s的情况下,马氏体分率变低,变得无法得到所期望的抗拉强度。另一方面,在超过20℃/s的情况下,通过钢板内的温度偏差增大而钢板的曲率恶化。此外,对于冷却剂,从可靠地抑制钢板内的温度偏差的增大的观点出发必须使用气体。

[0225] [在Ms～700℃之间及T1～低于Ms之间分别实施至少1次0.5s以上的放冷]

[0226] 在Ms～700℃之间及T1～低于Ms之间的各区间暂时停止冷却,进行0.5s以上的放冷。通过该处理而促进钢板内的传热,并改善钢板内的温度不均,由此能够改善钢板的曲率。Ms(℃)通过下式来计算。在下述式中的元素符号中代入该元素的质量%。对于不含有的元素代入0质量%。

[0227] $Ms(℃)=561-474\times C-33\times Mn-17\times Cr-21\times Mo-7.5\times Si+10\times Co$

[0228] [适用于冷轧钢板的张力:5～20MPa]

[0229] 在上述冷却工序之间,所述适用于冷轧钢板的张力必须限制为6～20MPa。通过将张力控制在这样的范围,能够提高冷轧钢板的平坦度,变得能够改善最终得到的冷轧钢板的曲率。另一方面,在该张力为上述范围外的情况下,冷轧钢板的曲率恶化。该张力也可以为8MPa以上。同样地,该张力也可以为16MPa以下。

[0230] [低温保持:在200～300℃之间保持100～1000秒钟]

[0231] 冷却至冷却停止温度T1后,在200～300℃之间进行100～1000秒钟保持。由此能够使碳分配于未相变的奥氏体中而得到残余奥氏体。在温度低于200℃或保持时间低于100秒的情况下,不能得到所期望的残余奥氏体量。另一方面,在温度超过300℃或保持时间超过1000秒的情况下,不能得到所期望的钢组织,其结果是不能得到所期望的抗拉强度及总伸长率。

[0232] 对于通过本发明的实施方式的冷轧钢板的制造方法而得到的冷轧钢板,也可以实施在该冷轧钢板的一面或两面形成镀层的镀覆工序等后工序。镀覆工序等后工序可以通过常规方法来进行。

[0233] 实施例

[0234] 以下,对本发明的实施方式的冷轧钢板的实施例进行说明。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一条件例。本发明并不限定于该一条件例。只要不脱离本发明的主旨、达成本发明的目的,则本发明可采用各种条件。

[0235] 首先,将具有表1中所示的化学组成的钢进行铸造,制作板坯。表1中所示的成分以外的剩余部分为Fe及杂质。将这些板坯以表2中所示的条件进行包含粗轧及精轧的热轧,制造了热轧钢板。粗轧后的宽度边缘部的加热(再加热)使用边缘加热器来实施。接着,将热轧钢板进行酸洗,除去表面的氧化皮,使用由5台的轧制机架构成的串联式轧机以表2中所示的条件进行冷轧。冷轧后的板厚都为1.6mm、板宽为1000mm。最后,对所得到的冷轧钢板以表2中所示的条件实施热处理。冷却停止温度T1～300℃之间的冷却使用氮气(比较例24为水)作为冷却剂,按照成为规定的平均冷却速度(表2中的平均冷却速度2)的方式实施。

[0236] 在像这样得到的钢板中,在室温(25℃)大气中、从与钢板的轧制方向成直角的方向采集JIS5号拉伸试验片,依据JIS Z 2241:2011进行拉伸试验,测定抗拉强度(TS)及总伸长率(El)。此外,进行日本钢铁联盟标准的“JFS T 1001:1996扩孔试验方法”,测定扩孔率(λ)。

[0237] 曲率1/R的最大值如以下那样来确定。首先,对于没有进行特定的机械平坦化处理的刚制造后的冷轧钢板,使用GOM公司制ATOS 3D扫描仪,对全宽×300mm长度的区域的各点进行测定,由此得到冷轧钢板内的曲率分布。接着,将像这样测定的曲率分布中主曲率ρ_1、ρ_2的绝对值中较大的值确定为曲率1/R的最大值。

[0238] 耐氢脆特性通过利用图1中所示的剪切加工的氢脆试验来评价。具体而言,首先,按照包含得到曲率1/R的最大值的部位的方式从钢板采集T(厚度)×50W(宽度)×50L(长度)(单位:mm)的样品。剪切角θ设定为1度,余隙CL设定为0.15×T,压板压设定为负荷1ton以上。将上述的样品通过剪切加工而切断后,对制品侧(压板侧)的钢板进行170℃、10分钟的热处理。之后,在浓度为0.3g/L及浓度为3g/L的常温的硫氰酸铵水溶液中浸渍48小时,将氢导入钢板中。之后,用显微镜观察剪切加工面,评价龟裂的有无。在0.3g/L时见到龟裂的情况判定为×(不合格),在0.3g/L时没有见到龟裂但在3g/L时见到龟裂的情况判定为○(合格),0.3g/L、3g/L都没有见到龟裂的情况判定为◎(合格)。

[0239] 将TS为1470MPa以上并且El为6.0%以上、进而耐氢脆特性合格的情况评价为具有高的抗拉强度及总伸长率、并且耐氢脆特性得以改善的冷轧钢板。将结果示于表3中。

[0240]

表1

钢种	化学组成（质量%） 剩余部分：铁及杂质																				Ac3 ℃	Ms ℃
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ni	O	Cr	Mo	Cu	Ni	B	Co	W	Sn	Sb	Nb	Ti	V	其他	
A	0.23	0.47	1.36	0.008	0.0016	0.11	0.0028	0.0025	0.06	0.12	0.18	0.09	0.0020						0.022			849	400
B	0.18	1.45	2.58	0.012	0.0008	0.02	0.0038	0.0023	0.47				0.0006						0.018			859	372
C	0.23	1.01	0.55	0.010	0.0013	0.01	0.0030	0.0015	0.46	0.31			0.0016						0.027			879	412
D	0.18	0.08	3.77	0.011	0.0005	0.02	0.0021	0.0006														798	351
E	0.21	0.80	2.01	0.012	0.0010	0.03	0.0034	0.0023					0.0019	0.22					0.025			851	391
F	0.24	0.10	1.92	0.001	0.0016	0.01	0.0034	0.0015		0.05	0.33		0.0007					0.031				809	382
G	0.18	1.01	3.19	0.007	0.0012	0.06	0.0032	0.0028														843	363
H	0.21	1.80	2.65	0.005	0.0016	0.11	0.0021	0.0008														881	360
I	0.38	0.62	1.26	0.006	0.0007	0.06	0.0028	0.0023					0.0015						0.034			824	335
J	0.22	0.35	1.50	0.007	0.0014	0.06	0.0022	0.0023		0.04			0.0018		0.26					0.19		848	404
K	0.22	0.52	1.93	0.021	0.0018	0.54	0.0023	0.0010					0.0013			0.20	0.11		0.009			892	389
L	0.21	0.95	1.77	0.017	0.0015	0.04	0.0039	0.0015					0.0034									862	396
M	0.23	0.56	1.40	0.010	0.0012	0.03	0.0030	0.0010					0.0013						0.017		Ca:0.0037, Mg:0.0040	851	402
N	0.22	0.50	1.56	0.013	0.0019	0.04	0.0033	0.0017	0.05	0.06			0.0014						0.019		Ce:0.0051	850	399
O	0.23	0.42	1.53	0.009	0.0015	0.03	0.0040	0.0015			0.20	0.12	0.0012						0.019		Hf:0.0047, Zr:0.0041	834	398
P	0.22	0.53	1.68	0.010	0.0008	0.03	0.0031	0.0009					0.0016					0.011	0.020		Bi:0.0031, La:0.0051	847	397
Q	0.23	0.64	1.45	0.011	0.0013	0.05	0.0025	0.0020					0.0010						0.016		REM:0.0038	855	399
R	0.22	0.82	2.04	0.008	0.0009	0.02	0.0036	0.0011	0.23	0.15	0.12	0.05	0.0015						0.020			841	376
S	0.20	0.12	3.02	0.010	0.0011	0.03	0.0026	0.0015					0.0023						0.015			811	366
T	0.25	0.01	1.82	0.007	0.0018	0.05	0.0033	0.0020					0.0016						0.015			823	382
U	0.23	0.89	0.44	0.010	0.0024	0.03	0.0028	0.0021					0.0017						0.021			881	431
V	0.13	0.70	2.24	0.012	0.0006	0.03	0.0025	0.0024					0.0014						0.020			861	420
W	0.42	0.50	1.31	0.009	0.0004	0.06	0.0021	0.0019					0.0015						0.008			810	315
X	0.18	0.32	4.23	0.016	0.0016	0.03	0.0031	0.0017														797	334
Y	0.20	2.21	1.77	0.004	0.0005	0.03	0.0033	0.0018					0.0010						0.019			903	391

下划线是指为本发明的范围外。

[0241] 表2-1

[0242]

No.	钢种	热轧工序							冷轧工序	
		板坯加热温度 ℃	粗轧		精轧			卷取温度 ℃	累积冷轧压下率 %	式(2)
			总压下率 %	Te-Tc ℃	入侧温度 ℃	出侧温度 ℃	总压下率 %			
1	A	1230	85	85	990	910	91	570	53	0.9
2	A	1250	85	70	980	900	90	580	53	6.0
3	A	1250	85	5	990	900	91	550	53	1.1
4	A	1240	85	60	1000	920	90	560	20	1.5
5	A	1240	85	50	990	890	91	550	53	0.6
6	A	1220	85	55	980	900	91	530	53	0.5
7	A	1230	85	80	1010	930	90	560	53	1.5
8	A	1250	85	65	980	910	91	540	53	0.4
9	A	1240	85	50	970	880	90	600	53	1.4
10	A	1240	85	90	960	890	90	520	53	1.4
11	A	1230	88	80	1000	920	87	530	53	0.9
12	A	1260	85	220	970	870	91	550	53	0.5
13	A	1220	85	60	1000	930	91	560	53	0.6
14	A	1230	85	90	980	900	91	550	53	1.3
15	A	1250	85	45	990	910	91	560	53	0.9
16	A	1240	85	40	1000	890	91	390	53	1.6
17	A	1240	85	60	970	890	91	520	53	0.9
18	A	1240	85	60	970	890	91	520	53	1.5
19	A	1250	85	55	1010	930	91	570	53	1.7
20	A	1250	85	50	980	920	91	540	53	1.1
21	A	1250	85	70	990	900	91	590	53	2.3
22	A	1260	85	70	970	880	91	480	53	1.0
23	A	1250	85	55	990	890	91	540	53	0.8
24	A	1250	85	85	1020	920	91	530	53	0.7
25	B	1250	85	85	1000	900	91	560	53	1.4
26	C	1260	85	90	980	910	91	530	53	0.8
27	D	1260	85	80	990	920	91	560	53	1.0
28	E	1260	85	60	980	920	91	550	53	1.1
29	F	1240	85	75	980	890	91	480	53	0.6
30	G	1240	85	70	990	900	90	590	53	1.7
31	H	1230	85	40	990	930	90	620	53	0.8
32	I	1250	85	60	980	910	91	570	53	1.1
33	J	1250	85	45	1000	920	91	580	53	1.1
34	K	1240	79	75	980	930	94	550	53	1.9
35	L	1230	85	65	990	890	91	570	40	0.9
36	M	1250	85	80	980	900	91	560	53	1.0
37	N	1250	85	50	990	910	91	570	53	1.3
38	O	1250	85	65	960	900	91	570	53	0.4
39	P	1250	85	55	980	910	91	540	53	0.9
40	Q	1230	85	70	970	920	91	530	53	1.6
41	R	1240	85	65	990	900	91	560	53	1.0
42	R	1240	85	65	990	900	91	560	53	1.0
43	S	1250	85	40	990	920	91	610	53	0.8
44	S	1250	85	40	990	920	91	610	53	0.8
45	T	1250	85	50	1000	940	91	500	53	0.4
46	U	1240	85	75	960	890	91	510	53	0.4
47	V	1240	85	85	990	900	91	550	53	1.7
48	W	1250	85	90	980	910	91	530	53	1.8
49	X	1230	85	90	990	920	91	600	40	1.5
50	Y	1250	85	90	980	900	91	540	40	1.2

[0243] 下划线是指为本发明的范围外。

[0244] 表2---2

[0245]

No.	热处理工序									
	加热保持		冷却处理						低温保持	
	最高加热温度 ℃	保持时间 秒	冷却停止温度T1 ℃	平均冷却速度1 ℃/s	平均冷却速度2 ℃/s	放冷(≥Ms)	放冷(<Ms)	张力 MPa	保持温度 ℃	保持时间 秒
1	870	110	160	59	12	有	有	11	260	330
2	870	110	200	60	9	有	有	10	260	330
3	880	110	190	62	10	有	有	10	260	330
4	880	110	180	54	10	有	有	11	240	330
5	880	110	80	90	12	有	有	13	250	330
6	870	110	190	16	11	有	有	11	250	330
7	880	110	150	44	30	有	有	11	240	330
8	880	110	210	50	11	有	有	3	250	330
9	870	110	150	55	12	有	有	12	350	330
10	880	110	150	61	12	有	有	10	160	330
11	820	110	160	53	10	有	有	9	250	330
12	880	110	170	57	10	有	有	9	230	330
13	880	110	290	51	7	有	有	10	290	330
14	860	110	130	170	10	有	有	10	240	330
15	870	110	200	55	0.7	有	有	11	250	330
16	900	110	180	57	10	有	有	10	260	330
17	880	110	180	71	9	无	有	11	270	330
18	880	110	190	56	15	有	无	10	270	330
19	870	110	190	52	13	有	有	30	230	330
20	860	110	180	22	16	有	有	9	260	330
21	880	110	180	64	9	有	有	11	230	330
22	870	110	180	50	14	有	有	10	250	330
23	880	110	160	56	12	有	有	10	240	50
24	870	110	50	55	200	有	无	13	250	330
25	880	110	170	60	12	有	有	10	220	330
26	900	110	200	68	10	有	有	11	250	330
27	830	110	200	47	11	有	有	11	250	330
28	880	110	180	48	11	有	有	10	240	330
29	850	110	190	46	10	有	有	11	270	330
30	860	110	150	55	8	有	有	9	260	330
31	900	110	220	61	7	有	有	10	300	330
32	870	110	120	50	10	有	有	16	280	330
33	870	110	200	58	10	有	有	10	220	330
34	910	110	170	55	11	有	有	12	250	330
35	880	110	160	51	12	有	有	11	240	330
36	890	110	180	52	9	有	有	10	250	330
37	890	110	170	46	10	有	有	10	250	330
38	870	110	180	53	10	有	有	10	240	330
39	890	110	180	45	10	有	有	12	250	330
40	880	110	180	50	12	有	有	9	240	330
41	860	110	150	41	10	有	有	10	260	190
42	860	110	150	41	10	有	有	10	260	190
43	850	110	150	35	8	有	有	10	250	200
44	850	110	150	35	8	有	有	10	250	200
45	860	110	180	60	9	有	有	10	240	330
46	900	110	180	59	10	有	有	8	250	330
47	900	110	190	51	13	有	有	10	230	330
48	840	110	150	55	10	有	有	12	250	330
49	860	110	170	54	11	有	有	10	250	330
50	920	110	160	59	10	有	有	10	290	330

[0246] 下划线是指为本发明的范围外。

[0247] 表3

[0248]

No.	钢种	表面	显微组织					机械特性			曲率1/R最大值	耐氢脆特性	备注
			马氏体		铁素体	残余γ	贝氏体	TS	El	λ			
			面积%	回火比率 面积%	面积%	面积%	面积%	MPa	%	%	1/mm		
1	A	CR	96.4	95	0	3.6	0	1490	9.1	53	0.001	◎	本发明例
2	A	CR	96.1	95	0	3.9	0	1512	8.3	45	0.014	×	比较例
3	A	CR	95.9	95	0	4.1	0	1501	9.0	52	0.012	×	比较例
4	A	CR	96.0	95	0	4.0	0	1498	8.6	47	0.015	×	比较例
5	A	CR	99.7	95	0	0.3	0	1534	5.2	50	0.001	◎	比较例
6	A	CR	71.8	80	16	5.2	7	1416	10.7	28	0.003	○	比较例
7	A	CR	97.5	95	0	2.5	0	1529	8.4	55	0.013	×	比较例
8	A	CR	96.3	95	0	3.7	0	1507	8.6	51	0.015	×	比较例
9	A	CR	99.7	100	0	0.3	0	1427	5.0	68	0.001	◎	比较例
10	A	CR	99.7	85	0	0.3	0	1568	5.8	36	0.001	○	比较例
11	A	CR	74.0	80	21	5.0	0	1393	9.5	34	0.002	○	比较例
12	A	CR	96.2	95	0	3.8	0	1523	9.0	49	0.013	×	比较例
13	A	CR	91.3	70	0	4.7	4	1473	9.7	26	0.002	×	比较例
14	A	CR	97.6	95	0	2.4	0	1516	7.9	61	0.016	×	比较例
15	A	CR	85.5	90	0	5.5	9	1447	8.8	40	0.001	○	比较例
16	A	CR	95.2	95	0	4.8	0	1543	8.0	54	0.012	×	比较例
17	A	CR	95.8	95	0	4.2	0	1481	8.5	49	0.012	×	比较例
18	A	CR	96.3	95	0	3.7	0	1487	8.3	53	0.012	×	比较例
19	A	CR	95.7	95	0	4.3	0	1529	8.2	46	0.013	×	比较例
20	A	CR	90.5	95	4	3.5	2	1475	9.4	32	0.002	◎	本发明例
21	A	CR	96.5	95	0	3.5	0	1536	8.3	39	0.006	○	本发明例
22	A	EG	96.0	95	0	4.0	0	1508	9.0	48	0.001	◎	本发明例
23	A	CR	99.7	85	0	0.3	0	1570	5.7	50	0.002	○	比较例
24	A	CR	99.7	100	0	0.3	0	1544	5.6	55	0.020	×	比较例
25	B	CR	94.3	90	0	5.7	0	1495	10.0	39	0.002	○	本发明例
26	C	CR	96.6	95	0	3.4	0	1473	8.8	64	0.001	◎	本发明例
27	D	CR	95.8	90	0	4.2	0	1521	8.5	35	0.002	○	本发明例
28	E	CR	95.8	95	0	4.2	0	1505	8.4	50	0.002	◎	本发明例
29	F	CR	98.9	95	0	1.1	0	1510	6.8	63	0.001	◎	本发明例
30	G	CR	95.0	90	0	5.0	0	1508	10.2	38	0.002	○	本发明例
31	H	CR	91.2	90	0	6.8	2	1519	11.6	35	0.002	○	本发明例
32	I	CR	95.8	95	0	4.2	0	1806	6.8	30	0.001	○	本发明例
33	J	CR	96.7	95	0	3.3	0	1478	8.0	50	0.002	◎	本发明例
34	K	CR	96.0	95	0	4.0	0	1492	8.3	54	0.001	◎	本发明例
35	L	CR	96.5	95	0	3.5	0	1550	8.5	45	0.001	◎	本发明例
36	M	CR	95.7	95	0	4.3	0	1494	8.1	60	0.001	◎	本发明例
37	N	CR	96.1	95	0	3.9	0	1497	8.8	58	0.001	◎	本发明例
38	O	CR	95.6	95	0	4.4	0	1507	8.5	51	0.001	◎	本发明例
39	P	CR	95.7	95	0	4.3	0	1503	8.3	55	0.001	◎	本发明例
40	Q	CR	95.7	95	0	4.3	0	1494	8.6	57	0.001	◎	本发明例
41	R	GA	94.9	95	0	5.1	0	1499	8.3	41	0.001	◎	本发明例
42	R	GI	94.9	95	0	5.1	0	1491	8.1	40	0.001	◎	本发明例
43	S	GA	98.8	90	0	1.2	0	1500	7.0	36	0.001	○	本发明例
44	S	GI	98.8	90	0	1.2	0	1506	7.0	33	0.001	○	本发明例
45	T	CR	99.7	95	0	0.3	0	1510	5.1	66	0.001	◎	比较例
46	U	CR	59.5	60	26	2.5	12	1303	11.0	24	0.002	◎	比较例
47	V	CR	98.0	95	0	2.0	0	1256	8.9	78	0.001	◎	比较例
48	W	CR	94.4	95	0	5.6	0	1978	7.2	22	0.002	×	比较例
49	X	CR	96.7	60	0	3.3	0	1533	7.5	25	0.001	×	比较例
50	Y	CR	93.9	80	0	6.1	0	1497	8.6	21	0.002	×	比较例

[0249] 下划线是指为本发明的范围外

[0250] 参照表3可知,则就比较例2而言,由于在冷轧工序中不满足式(2),因此曲率1/R的最大值变高,耐氢脆特性降低。就比较例3及12而言,由于在热轧工序中粗轧后的钢板的宽度边缘部的温度与宽度中心部的温度之差不适宜,因此曲率1/R的最大值变高,耐氢脆特性降低。就比较例4而言,由于在冷轧工序中累积的冷轧压下率低,因此曲率1/R的最大值变高,耐氢脆特性降低。就比较例5而言,由于在热处理工序中冷却停止温度T1低,因此没有充分生成残余奥氏体,El降低。就比较例6而言,由于在热处理工序中300~700℃之间的平均冷却速度(平均冷却速度1)慢,因此没有充分生成马氏体,TS降低。就比较例7而言,由于在

热处理工序中T1～300℃之间的平均冷却速度(平均冷却速度2)快,因此曲率1/R的最大值变高,耐氢脆特性降低。就比较例8及19而言,由于在热处理工序中适用于冷轧钢板的张力不适宜,因此曲率1/R的最大值变高,耐氢脆特性降低。就比较例9、10及23而言,由于在热处理工序中低温保持的温度或时间不适宜,因此不能得到所期望的钢组织,TS和/或El降低。就比较例11而言,由于在热处理工序中加热保持的温度低,因此没有充分生成马氏体,TS降低。

[0251] 就比较例13而言,由于在热处理工序中T1高,因此回火马氏体在马氏体中所占的比例变小,耐氢脆特性降低。就比较例14而言,由于在热处理工序中平均冷却速度1快,因此钢板内的温度偏差增大,其结果是曲率1/R的最大值变高,耐氢脆特性降低。就比较例15而言,由于在热处理工序中平均冷却速度2慢,因此没有充分生成马氏体,TS降低。就比较例16而言,认为由于在热轧工序中卷取温度低,因此热轧钢板变得高强度化。其结果是,冷轧后的钢板形状恶化,耐氢脆特性降低。就比较例17及18而言,认为由于在热处理工序中在Ms～700℃之间或T1～低于Ms之间没有进行适宜的放冷,因此在钢板内产生温度不均。其结果是,曲率1/R的最大值变高,耐氢脆特性降低。就比较例24而言,由于在热处理工序中使用水作为冷却剂来实施T1～300℃之间的冷却,因此平均冷却速度2变快,此外在T1～低于Ms之间也没有进行适宜的放冷。其结果是钢板内的温度偏差增大,曲率1/R的最大值变高而耐氢脆特性降低。就比较例45而言,由于Si含量低,因此没有充分生成残余奥氏体,El降低。就比较例46而言,由于Mn含量低,因此没有充分生成马氏体,TS降低。就比较例47而言,由于C含量低,因此TS降低。就比较例48～50而言,由于C、Mn或Si含量高,因此耐氢脆特性降低。

[0252] 与此相对照地,就本发明例1、20～22及25～44而言,通过具有规定的化学组成及钢组织,进而将曲率1/R的最大值控制为0.010以下,能够得到具有高的抗拉强度及总伸长率、并且耐氢脆特性得以改善的冷轧钢板。

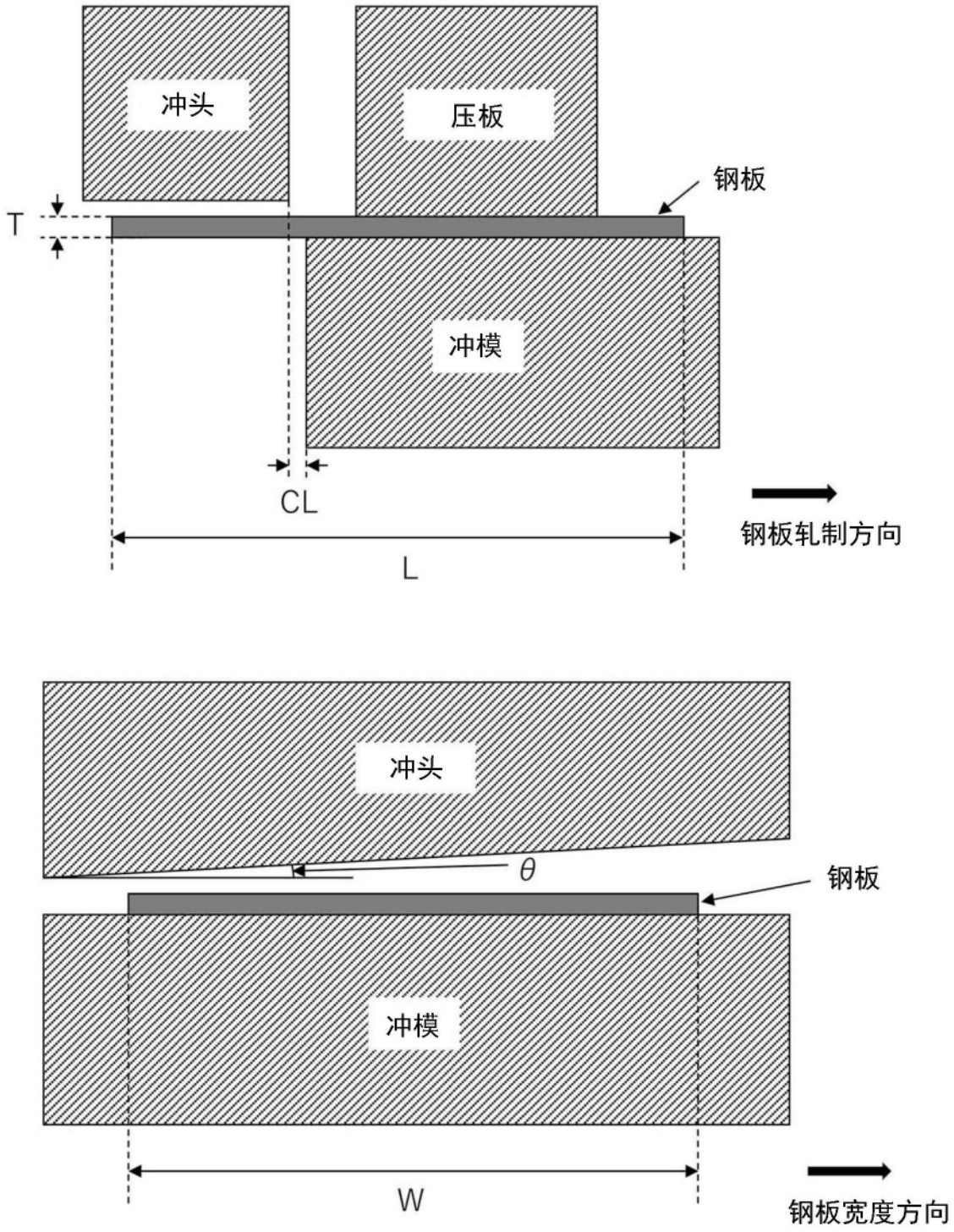


图1