



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 104364403 A

(43) 申请公布日 2015. 02. 18

(21) 申请号 201380027742. 7 (51) Int. Cl.
(22) 申请日 2013. 05. 29 *C22C 38/00* (2006. 01)
(30) 优先权数据 *C21D 9/46* (2006. 01)
2012-124208 2012. 05. 31 JP *C22C 38/06* (2006. 01)
2012-124207 2012. 05. 31 JP *C22C 38/58* (2006. 01)
(85) PCT国际申请进入国家阶段日
2014. 11. 26
(86) PCT国际申请的申请数据
PCT/JP2013/064920 2013. 05. 29
(87) PCT国际申请的公布数据
W02013/180180 JA 2013. 12. 05
(71) 申请人 株式会社神户制钢所
地址 日本兵库县
(72) 发明人 增田智一 梶原桂 村上俊夫
三浦正明 池田宗朗
(74) 专利代理机构 中科专利商标代理有限责任
公司 11021
代理人 雒运朴

权利要求书2页 说明书30页 附图2页

(54) 发明名称
高强度冷轧钢板及其制造方法

(57) 摘要

本发明以如下的钢板为对象,控制从表面至100 μm 深度为止的钢板表层部和 $t/4 \sim 3t/4$ (t 为板厚) 的中心部的钢材组织。所述钢板具有特定的成分组成,并具有以面积率计含有 20 ~ 50% 的作为软质第一相的铁素体,余量由作为硬质第二相的回火马氏体和 / 或回火贝氏体构成的组织。

1. 一种高强度冷轧钢板,其特征在于,具有以下成分组成:分别含有

C:0.05 ~ 0.30 质量%、

Si:3.0 质量%以下且不含 0 质量%、

Mn:0.1 ~ 5.0 质量%、

P:0.1 质量%以下且不含 0 质量%、

S:0.02 质量%以下且不含 0 质量%、

Al:0.01 ~ 1.0 质量%、

N:0.01 质量%以下且不含 0 质量%、

余量由铁和不可避免的杂质构成,

并具有以下组织:

以面积率计含有 20 ~ 50%的作为软质第一相的铁素体,

余量由作为硬质第二相的回火马氏体和 / 或回火贝氏体构成,

从钢板表面至 100 μm 深度为止的钢板表层部的铁素体的面积率 $V_{\alpha s}$ 与 $t/4 \sim 3t/4$ 的中心部的铁素体的面积率 $V_{\alpha c}$ 之差 $\Delta V_{\alpha} = V_{\alpha s} - V_{\alpha c}$ 低于 10%,并且所述钢板表层部的硬度 H_{vs} 与所述中心部的硬度 H_{vc} 之比 $R_{Hv} = H_{vs}/H_{vc}$ 为 0.75 ~ 1.0,其中 t 为板厚。

2. 一种高强度冷轧钢板,其特征在于,具有以下成分组成:分别含有

C:0.05 ~ 0.30 质量%、

Si:3.0 质量%以下且不含 0 质量%、

Mn:0.1 ~ 5.0 质量%、

P:0.1 质量%以下且不含 0 质量%、

S:0.02 质量%以下且不含 0 质量%、

Al:0.01 ~ 1.0 质量%、

N:0.01 质量%以下且不含 0 质量%、

余量由铁和不可避免的杂质构成,

并具有以下组织:

以面积率计含有 20 ~ 50%的作为软质第一相的铁素体,

余量由作为硬质第二相的回火马氏体和 / 或回火贝氏体构成,

从钢板表面至 100 μm 深度为止的钢板表层部的铁素体的面积率 $V_{\alpha s}$ 与 $t/4 \sim 3t/4$ 的中心部的铁素体的面积率 $V_{\alpha c}$ 之差 $\Delta V_{\alpha} = V_{\alpha s} - V_{\alpha c}$ 为 10 ~ 50%,并且所述钢板表层部的铁素体的平均粒径为 10 μm 以下,其中 t 为板厚。

3. 根据权利要求 1 或 2 所述的高强度冷轧钢板,其中,成分组成还含有下述 (a) ~ (c) 组中的至少 1 组,

(a)Cr:0.01 ~ 1.0 质量%;

(b)Mo:0.01 ~ 1.0 质量%、Cu:0.05 ~ 1.0 质量%、Ni:0.05 ~ 1.0 质量%中的一种以上;

(c)Ca:0.0001 ~ 0.01 质量%、Mg:0.0001 ~ 0.01 质量%、Li:0.0001 ~ 0.01 质量%、REM:0.0001 ~ 0.01 质量%中的一种以上。

4. 一种高强度冷轧钢板的制造方法,其特征在于,是权利要求 1 所述的高强度冷轧钢板的制造方法,以下述 (A1) ~ (A4) 所示的各条件,热轧后进行冷轧,其后退火,再进行回

火,

(A1) 热轧条件

终轧结束温度 : Ar_3 点以上 ;

卷取温度 :大于 600°C 且 750°C 以下 ;

(A2) 冷轧条件

冷轧率 :大于 50% 且 80% 以下 ;

(A3) 退火条件

以 Ac_1 以上且低于 $(Ac_1+Ac_3)/2$ 的退火温度保持 3600s 以下的退火保持时间后,以 $1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上且低于 $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的第一冷却速度从退火温度缓冷至 730°C 以下且 500°C 以上的第一冷却结束温度后,以 $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上的第二冷却速度急冷至 M_s 点以下的第二冷却结束温度 ;

(A4) 回火条件

回火温度 : $300 \sim 500^{\circ}\text{C}$;

回火保持时间 :在 $300^{\circ}\text{C} \sim$ 回火温度的温度范围内保持 $60 \sim 1200\text{s}$ 。

5. 一种高强度冷轧钢板的制造方法,其特征在于,是权利要求 2 所述的高强度冷轧钢板的制造方法,以下述 (B1) ~ (B4) 所示的各条件,热轧后进行酸洗并冷轧,其后进行退火,再进行回火,

(B1) 热轧条件

终轧结束温度 : Ar_3 点以上 ;

卷取温度 : $600 \sim 750^{\circ}\text{C}$;

(B2) 冷轧条件

冷轧率 : $20 \sim 50\%$;

(B3) 退火条件

以 $(Ac_1+Ac_3)/2 \sim Ac_3$ 的退火温度保持 3600s 以下的退火保持时间后,以 $1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上且低于 $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的第一冷却速度从退火温度缓冷至 730°C 以下且 500°C 以上的第一冷却结束温度后,以 $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上的第二冷却速度急冷至 M_s 点以下的第二冷却结束温度 ;

(B4) 回火条件

回火温度 : $300 \sim 500^{\circ}\text{C}$;

回火保持时间 :在 $300^{\circ}\text{C} \sim$ 回火温度的温度范围内保持 $60 \sim 1200\text{s}$ 。

高强度冷轧钢板及其制造方法

技术领域

[0001] 本申请发明涉及用于汽车部件等的高强度冷轧钢板及其制造方法。特别是涉及力学特性偏差小的高强度冷轧钢板,或弯曲性优异的高强度冷轧钢板。

背景技术

[0002] 近年来,为了兼顾汽车的燃油效率改善、碰撞安全性,作为结构部件的材料,抗拉强度 590MPa 以上,进一步在 780MPa 以上,特别是 980MPa 以上的高强度钢板的需求高涨,其适用范围广泛。但是,高强度钢板与软钢相比,因为屈服强度和抗拉强度、加工硬化指数等力学特性的偏差大,所以存在以下课题:在冲压成形之时,回弹的量发生变化,因此难以确保冲压成形品的尺寸精度;为了即使强度发生偏差仍确保冲压成形品的必要强度,需要将钢板的平均强度设定得很高,因此冲模的寿命变短。

[0003] 为了解决这样的课题,针对抑制高强度钢板的力学特性的偏差,进行了各种各样的努力。在高强度钢板中,上述这样的力学特性的偏差发生的原因,可以追溯到化学成分变动和制造条件的变动,作为减少力学特性的偏差方法,形成了如下方案。

[0004] [现有技术 1]

[0005] 例如,专利文献 1 中公开了这样一种方法,作为由 $A = Si + 9 \times Al$ 定义的 A 满足 $6.0 \leq A \leq 20.0$ 的铁素体和马氏体的两相组织钢,在制造此钢板时,再结晶退火、回火处理是以 Ac_1 以上、 Ac_3 以下的温度保持 10s 以上,以 $20^\circ C/s$ 以下的冷却速度缓冷至 $500 \sim 750^\circ C$,其后,以 $100^\circ C/s$ 以上的冷却速度急冷至 $100^\circ C$ 以下,以 $300 \sim 500^\circ C$ 进行回火,从而使钢材的 A3 点上升,由此提高缓冷结束时刻的温度、即急冷开始温度变动时的上述两相组织的稳定性,以减少力学特性的偏差。

[0006] [现有技术 2]

[0007] 另外,专利文献 2 中公开了这样一种方法,预先求得钢板的板厚、碳含量、磷含量、淬火开始温度、淬火停止温度和淬火后的回火温度与抗拉强度的关系,考虑对象钢板的板厚、碳含量、磷含量、淬火停止温度和淬火后的回火温度,根据目标抗拉强度计算淬火开始温度,以求得的淬火开始温度进行淬火,从而减少强度的偏差。

[0008] [现有技术 3]

[0009] 另外,在专利文献 3 中公开了这样一种方法,在制造具有包含 3% 以上的残留奥氏体的组织的钢板时,在对热轧钢板进行了冷轧之后的退火处理中,以大于 $800^\circ C$ 且低于 Ac_3 点进行 30 秒~5 分钟均热后,进行一次冷却到 $450 \sim 550^\circ C$ 的温度范围,接着以比截止到 $450 \sim 400^\circ C$ 的一次冷却速度小的冷却速度进行二次冷却后,再以 $450 \sim 400^\circ C$ 保持 1 分钟以上,从而改善板宽方向的伸长特性的偏差。

[0010] [现有技术 4]

[0011] 另外,在专利文献 4 中公开了这样一种方法,通过成为如下组织,从而改善高强度熔融镀锌钢板的拉深成形性,该组织是含有平均晶粒直径 $10 \mu m$ 以下的铁素体相和体积分数 $30 \sim 90\%$ 的马氏体相,板厚表层硬度对于板厚中心硬度的比为 $0.6 \sim 1$,从镀层与钢板

的界面向钢板侧内部进展的龟裂和凹部的最大深度为 $0 \sim 20 \mu\text{m}$, 龟裂与凹部以外的平滑部面积率为 $60\% \sim 100\%$ 的组织。

[0012] 上述现有技术 1 的特征在于, 通过增加 Al 的添加量而提高 Ac3 点, 由此扩大 Ac1 ~ Ac3 的两相温度域, 使该两相温度域中的温度依存性降低, 从而抑制因退火温度的变动造成的组织分率的变化。相对于此, 本申请发明的特征在于, 使钢板表层部与内部的硬软质相的分率和硬度一致, 从而抑制因热处理条件的变化造成的力学特性的变动。因此, 上述现有技术 1 未揭示本申请发明的技术性思想。此外, 上述现有技术 1 中, 由于需要增加 Al 的添加量, 所以也有钢板的制造成本上升的问题。

[0013] 另外, 上述现有技术 2 因为根据化学成分的变化而变更淬火温度, 所以即使强度的偏差能够减少, 组织分率在卷材间也会发生变动, 因此不能减少延伸率和延伸凸缘性的偏差。

[0014] 另外, 上述现有技术 3 虽然提及到关于减少延伸率的偏差, 但未揭示关于延伸凸缘性的偏差的减少。

[0015] 另外, 上述现有技术 4 以改善冲压成形性为目的, 使铁素体相的平均晶粒直径为 $10 \mu\text{m}$ 以下, 将钢板表层与中心的硬度比规定为 $0.6 \sim 1$ 。但是, 因为作为铁素体相的晶粒直径只以平均值进行规定, 所以各个铁素体晶粒的尺寸的大小有巨大的偏差时, 无法预见冲压成形性的改善。另外, 虽然规定了钢板表层与中心的硬度比, 但不能说硬度与硬软质相的变形能一致。例如, 变形能差的回火硬质相的分率高时和变形能优异的软质相的分率高时, 即使硬度相同, 冲压成形性也会有所不同, 因此虽然对于冲压成形性的改善有效, 但可预想到其改善的程度会产生偏差。

[0016] 另外, 一般来说为了使用高强度钢板制作汽车用结构部件, 会实施复杂的冲压成形和弯曲加工, 但为了对于 780MPa 以上, 特别是 980MPa 以上的高强度钢板也可实施同样的加工, 不仅要求延展性、延伸凸缘性, 而且还要求有良好的弯曲性。

[0017] 可是, 在钢板的弯曲加工时, 分别在弯曲外周表层部沿圆周方向发生大的拉伸应力, 在弯曲内周表层部沿圆周方向发生大的压缩应力。因此, 已知通过在钢板的表层部设置软质层来缓和这些应力, 弯曲性得到改善。作为在这样的钢板的表层部设有软质层的高强度钢板, 提出了如下的方案。

[0018] [现有技术 5]

[0019] 例如, 在专利文献 5 中, 公开了一种超高强度冷轧钢板, 其含有 C : $0.03 \sim 0.2\%$ 、Si : $0.05 \sim 2\%$ 以下、Mn : $0.5 \sim 3.0\%$ 、P : 0.1% 以下、S : 0.01% 以下、SolAl : $0.01 \sim 0.1\%$ 、N : 0.005% 以下, 余量由 Fe 和不可避免的杂质构成, 在钢板表层具有铁素体体积率 90% 以上, 厚度为 $10 \sim 100 \mu\text{m}$ 的软质层, 中心部的组织的回火马氏体体积率为 30% 以上, 余量是铁素体相。

[0020] [现有技术 6]

[0021] 另外, 在专利文献 6 中, 公开了一种高强度汽车构件, 其特征在于, 表层的厚度为 $1\text{nm} \sim 300 \mu\text{m}$, 该表层是以铁素体为主体的脱碳层, 内层钢的化学成分以质量%计含有 C : $0.1 \sim 0.8\%$ 、Mn : $0.5 \sim 3\%$, 抗拉强度为 $980\text{N}/\text{mm}^2$ 以上。

[0022] 在上述现有技术 5 中, 在退火后首先通过缓冷进行钢板表层的冷却, 其次通过急冷进行钢板整体的冷却, 通过进行将其加以组合的二段冷却, 使组织在表层与中心部不同,

在钢板表层形成大体上只由铁素体构成的软质层,由此改善弯曲性。但是在该技术中,退火中晶粒容易生长,特别是表层与中心部的组织相比,容易形成尺寸不均匀的铁素体晶粒。若铁素体晶粒的尺寸不均匀,则不仅弯曲性本身劣化,而且在强加工部表面会形成显著的凹凸,因此还发生表面性状也劣化的问题。

[0023] 另外,在上述现有技术 6 中,通过成为表层的厚度为 $1\text{nm} \sim 300\text{ }\mu\text{m}$ 且该表层以面积率计为铁素体 50% 以上的脱碳层,从而使热压后的脱氢速度飞跃性地增加,会降低对于延迟断裂的敏感性。在此,内层在热压后进行急冷而使之相变为以马氏体为主体的组织,热压中即使伴有变形,在冷加工中,因为表层与内层的特性极其不同,所以弯曲加工仍困难。

[0024] 现有技术文献

[0025] 专利文献

[0026] 专利文献 1:日本国特开 2007-138262 号公报

[0027] 专利文献 2:日本国特开 2003-277832 号公报

[0028] 专利文献 3:日本国特开 2000-212684 号公报

[0029] 专利文献 4:日本国特开 2008-156734 号公报

[0030] 专利文献 5:日本国特开 2005-273002 号公报

[0031] 专利文献 6:日本国特开 2006-104546 号公报

发明内容

[0032] 发明所要解决的课题

[0033] 本申请发明是为了解决上述问题点而完成的,其课题之一在于,提供一种力学特性偏差小的高强度冷轧钢板及其制造方法(以下称为课题 1)。另外,本申请发明的另一个课题在于,提供一种可确保 780MPa 以上,特别是 980MPa 以上的抗拉强度,且弯曲性优异的高强度冷轧钢板及其制造方法(以下称为课题 2)。

[0034] 用于解决课题的手段

[0035] 第一发明是一种高强度冷轧钢板,其特征在于,具有如下成分组成:分别含有

[0036] C:0.05 ~ 0.30 质量%、

[0037] Si:3.0 质量%以下(不含 0 质量%)、

[0038] Mn:0.1 ~ 5.0 质量%、

[0039] P:0.1 质量%以下(不含 0 质量%)、

[0040] S:0.02 质量%以下(不含 0 质量%)、

[0041] Al:0.01 ~ 1.0 质量%、

[0042] N:0.01 质量%以下(不含 0 质量%),

[0043] 余量由铁和不可避免的杂质构成,

[0044] 并具有如下组织:

[0045] 以面积率计含有 20 ~ 50% 的作为软质第一相的铁素体,

[0046] 余量由作为硬质第二相的回火马氏体和 / 或回火贝氏体构成,

[0047] 从钢板表面至深度 $100\text{ }\mu\text{m}$ 的钢板表层部的铁素体的面积率 $V_{\alpha s}$ 与 $t/4 \sim 3t/4$ (t 为板厚) 的中心部的铁素体的面积率 $V_{\alpha c}$ 之差 $\Delta V_{\alpha} = V_{\alpha s} - V_{\alpha c}$ 低于 10%, 并且所述钢板表层部的硬度 H_{vs} 与所述中心部的硬度 H_{vc} 之比 $RH_v = H_{vs}/H_{vc}$ 为 0.75 ~ 1.0。

[0048] 第二发明是一种高强度冷轧钢板,其特征在于,具有如下成分组成:

[0049] 分别含有

[0050] C:0.05 ~ 0.30 质量%、

[0051] Si:3.0 质量%以下(不含0质量%)、

[0052] Mn:0.1 ~ 5.0 质量%、

[0053] P:0.1 质量%以下(不含0质量%)、

[0054] S:0.02 质量%以下(不含0质量%)、

[0055] Al:0.01 ~ 1.0 质量%、

[0056] N:0.01 质量%以下(不含0质量%),

[0057] 余量由铁和不可避免的杂质构成,

[0058] 并具有如下组织:

[0059] 以面积率计含有20 ~ 50%的作为软质第一相的铁素体,

[0060] 余量由作为硬质第二相的回火马氏体和/或回火贝氏体构成,

[0061] 从钢板表面至深度100 μm 的钢板表层部的铁素体的面积率 V_{as} 与 $t/4 \sim 3t/4$ (t 为板厚)的中心部的铁素体的面积率 V_{ac} 之差 $\Delta V_a = V_{as} - V_{ac}$ 为10 ~ 50%,并且所述钢板表层部的铁素体的平均粒径为10 μm 以下。

[0062] 第三发明是在根据第一或第二发明所述的高强度冷轧钢板中,成分组成还含有下述(a) ~ (c)组中的至少1组:

[0063] (a)Cr:0.01 ~ 1.0 质量%;

[0064] (b)Mo:0.01 ~ 1.0 质量%、Cu:0.05 ~ 1.0 质量%、Ni:0.05 ~ 1.0 质量%中的一种以上;

[0065] (c)Ca:0.0001 ~ 0.01 质量%、Mg:0.0001 ~ 0.01 质量%、Li:0.0001 ~ 0.01 质量%、REM:0.0001 ~ 0.01 质量%中的一种以上。

[0066] 第四发明是第一发明所述的高强度冷轧钢板的制造方法,其特征在于,以下述(A1) ~ (A4)所示的各条件,热轧后进行冷轧,其后退火,再进行回火。

[0067] (A1) 热轧条件

[0068] 终轧结束温度: Ar_3 点以上

[0069] 卷取温度:大于600℃且750℃以下

[0070] (A2) 冷轧条件

[0071] 冷轧率:大于50%且80%以下

[0072] (A3) 退火条件

[0073] 以 Ac_1 以上且低于 $(Ac_1 + Ac_3)/2$ 的退火温度保持3600s以下的退火保持时间后,以1℃/s以上且低于50℃/s的第一冷却速度从退火温度缓冷至730℃以下且500℃以上的第一冷却结束温度后,以50℃/s以上的第二冷却速度急冷至 M_s 点以下的第二冷却结束温度。

[0074] (A4) 回火条件

[0075] 回火温度:300 ~ 500℃

[0076] 回火保持时间:在300℃~回火温度的温度范围内保持60 ~ 1200s

[0077] 第五发明是第二发明所述的高强度冷轧钢板的制造方法,其特征在于,以下述

(B1) ~ (B4) 所示的各条件,热轧后进行酸洗并冷轧,其后进行退火,再进行回火。

[0078] (B1) 热轧条件

[0079] 终轧结束温度 : Ar_3 点以上

[0080] 卷取温度 : $600 \sim 750^{\circ}\text{C}$

[0081] (B2) 冷轧条件

[0082] 冷轧率 : $20 \sim 50\%$

[0083] (B3) 退火条件

[0084] 以 $(Ac1+Ac3)/2 \sim Ac3$ 的退火温度保持 3600s 以下的退火保持时间后,以 $1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上且低于 $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的第一冷却速度从退火温度缓冷至 730°C 以下且 500°C 以上的第一冷却结束温度后,以 $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上的第二冷却速度急冷至 Ms 点以下的第二冷却结束温度。

[0085] (B4) 回火条件

[0086] 回火温度 : $300 \sim 500^{\circ}\text{C}$

[0087] 回火保持时间 :在 $300^{\circ}\text{C} \sim$ 回火温度的温度范围内保持 $60 \sim 1200\text{s}$

[0088] 发明效果

[0089] 根据本申请发明,在由作为软质第一相的铁素体与作为硬质第二相的回火马氏体和 / 或回火贝氏体所构成的复相组织钢中,通过将钢板表层部与中心部的铁素体面积率的差和硬度比均控制在规定范围内,能够提供力学特性偏差小的高强度钢板及其制造方法。另外,根据本发明,在由作为软质第一相的铁素体与作为硬质第二相的回火马氏体和 / 或回火贝氏体构成的复相组织钢中,通过将钢板表层部与中心部的铁素体的面积率之差控制在规定范围内,并且使钢板表层部的铁素体微细化,能够提供既可确保 980MPa 以上的抗拉强度,且弯曲性又确实优异的高强度钢板及其制造方法。

附图说明

[0090] 图 1 是实施例 1 的发明钢板与比较钢板的截面组织照片。

[0091] 图 2 是实施例 2 的发明钢板与比较钢板的截面组织照片。

具体实施方式

[0092] 本申请发明人为了解决所述课题 1 及课题 2,着眼于具有由作为软质第一相的铁素体与作为硬质第二相的回火马氏体和 / 或回火贝氏体(以下也有时统称为“回火马氏体等”。)构成的复相组织的高强度钢板,对于减小其力学特性的偏差的方法进行研究。

[0093] 以下,对于解决了课题 1 和课题 2 的本申请发明依次进行说明。

[0094] 首先,对于解决了所述课题 1(提供力学特性偏差小的高强度冷轧钢板及其制造方法)的本申请发明进行说明。

[0095] 还有,在以下的说明中,有时分别将“力学特性”称为“特性”,将“力学特性的偏差”称为“特性偏差”。

[0096] 为了抑制特性偏差,若从微观上看,则减少软质第一相(也仅称为“软质相”。)和硬质第二相(也仅称为“硬质相”。)的硬度的差异是有效的。另一方面,若从宏观上看,则减小钢板的厚度方向的特性的差异,即减小材质的差异是有效的。

[0097] 但是,若仅从微观的观点,即仅减小硬软质相的硬度的差异,则如上述现有技术 4

所说明的那样,由于两相的变形能的互不相同,在两相的分率发生变化时会产生特性偏差。

[0098] 因此,本申请发明人认为,从宏观的观点,即减少钢板厚度方向的材质的差异的方法对于特性偏差的抑制更为有效,并对于减小钢板厚度方向的材质的差异的手段进行研究。

[0099] 作为具体的手段,使构成表层部和内部(中心部)的硬软质相的分率,以及表层部与内部(中心部)的硬度尽可能一致是有效的。

[0100] 通过成为这样的组织,在特性的评价方法和实际的加工方法相同的情况下,将能够发挥始终相同的特性。

[0101] 但是,为了得到上述这样的组织,难以利用现有的通常的制造方法来实现。

[0102] 为了制成上述这样的组织形态,作为一例,考虑有如下的方法。即,将热轧下的高温卷取、高冷轧率、两相域低温侧的退火加以组合有效。首先,通过提高热轧后的卷取温度,能够使组织的尺寸整体上变大而均匀,对于形成只有铁素体+珠光体(α +P)的两相的组织也有效。其次,在冷轧时提高冷轧率而实施强力的加工,能够使导入表层部与内部的应变量大体相同。若冷轧率低,则与内部相比,表层部的应变容易变多,在钢板厚度方向容易附带应变量的斜度。而提高冷轧率,虽然钢板厚度方向也会附带应变量的斜度,但能够将其影响抑制得极小。另外,在下道工序的退火中,高应变量有效地起作用。即,在退火时,通过冷轧预先对钢板厚度方向整体赋予高应变,在加热时奥氏体的成核得到活化,能够得到微细奥氏体组织。并且在均热时,从该微细奥氏体的晶界三相点有铁素体析出。在此,通过使均热温度为两相域的低温侧,可形成尺寸一致的比较大的铁素体和微细奥氏体所构成的组织。由此,通过冷却,铁素体生长而变得大一些,并且从微细奥氏体的晶界三相点有新的铁素体析出。按照这样预先使退火前的组织细小,虽然在表层部、内部温度历程均不同,但因为铁素体、奥氏体均成核并活化,所以会显示出同样的成核、生长行为。其结果是,表层部与内部的硬软质相的分率变得大体相同,另外,经由组织的形成过程,表层部、内部均变成同样的组织尺寸,因此硬度也大体相同。

[0103] 具有这样的组织的钢板的成形性,在表层部和内部,在相同的应变条件下大体相同,显示出优异的特性稳定性。

[0104] 于是基于上述思考实验,实施了后述[实施例]中说明的证实试验,其结果是能够取得确凿的证据,因此进一步加以研究,直至完成了本申请发明。

[0105] 以下,首先对发明钢板赋予特征的组织进行说明。

[0106] (发明钢板的组织)

[0107] 如上所述,发明钢板以由作为软质第一相的铁素体和作为硬质第二相的回火马氏体等构成的复相组织为基础,但特别以如下这一点为特征,即,钢板表面部与中心部的铁素体分率的差和硬度比受到控制。

[0108] <作为软质第一相的铁素体:以面积率计为20~50%>

[0109] 在铁素体-回火马氏体等的复相组织钢中,变形主要依靠变形能高的铁素体。因此,铁素体-回火马氏体等的复相组织钢的延伸率主要由铁素体的面积率决定。

[0110] 为了确保作为目标的延伸率,铁素体的面积率需要为20%以上(优选为25%以上,更优选为30%以上)。但是,若铁素体过剩则不能确保强度,因此铁素体的面积率为50%以下(优选为45%以下,更优选为40%以下)。

[0111] <从钢板表面至 $100\mu\text{m}$ 深度为止的钢板表层部的铁素体的面积率 $V_{\alpha s}$ 与 $t/4 \sim 3t/4$ (t 为板厚) 的中心部的铁素体的面积率 $V_{\alpha c}$ 之差 $\Delta V_{\alpha} = V_{\alpha s} - V_{\alpha c}$; 低于 10% >

[0112] 这是为了使钢板表层部和内部的铁素体分率尽可能一致, 与统一下述钢板表层部和内部的硬度相互协同, 宏观上使钢板板厚方向的材质均质, 抑制特性偏差。为了得到上述效果, 需要钢板表层部与中心部的铁素体的面积率之差 ΔV_{α} 低于 10% (优选为 8% 以下, 更优选为 6% 以下)。

[0113] 在此, 之所以将钢板表层部限定为从钢板表面至 $100\mu\text{m}$ 深度为止的部分, 是由于在通常的制造方法中, 这是组织形态特别容易变化的区域。

[0114] <所述钢板表层部的硬度 H_{vs} 与所述中心部的硬度 H_{vc} 之比 $R_{Hv} = H_{vs}/H_{vc}$; $0.75 \sim 1.0$ >

[0115] 这是为了使钢板表层部与中心部的硬度尽可能一致, 与统一上述钢板表层部与内部的铁素体分率相互协同, 宏观上使钢板板厚方向的材质均质, 抑制特性偏差。为了得到上述效果, 需要硬度比 R_{Hv} 为 0.75 以上 (优选为 0.77 以上, 更优选为 0.79 以上)。但是, 若硬度比 R_{Hv} 超过 1.0 , 则例如像实施渗碳处理时这样表层部比内部硬, 特性偏差反而变大。

[0116] 以下, 对于钢板厚度全体中的各相的面积率、钢板表层部和中心部的铁素体的面积率, 以及钢板表层部和中心部的硬度的各测定方法进行说明。

[0117] (钢板厚度全体中的各相的面积率的测定方法)

[0118] 首先, 关于钢板厚度全体中的各相的面积率, 是对于各供试钢板进行镜面研磨, 以 3% 硝酸乙醇腐蚀液进行腐蚀而使金属组织显出后, 对于大致 $40\mu\text{m} \times 30\mu\text{m}$ 区域 5 个视野, 观察倍率 2000 倍的扫描型电子显微镜 (SEM) 像, 以点计数法对 1 个视野进行 100 点的测定而求得各铁素体晶粒的面积, 将其合计而求得铁素体的面积。另外, 通过图像分析, 含有渗碳体的区域为回火马氏体和 / 或回火贝氏体 (硬质第二相), 其余的区域为残留奥氏体、马氏体、以及残留奥氏体与马氏体的混合组织。然后, 由各区域的面积比率计算各相的面积率。

[0119] (钢板表层部和中心部的铁素体的面积率)

[0120] 另外, 关于中心部的铁素体的面积率, 在 $t/4 \sim 3t/4$ (t 为板厚) 的范围内, 与上述 (钢板厚度全体中的各相的面积率的测定方法) 同样, 求得铁素体的面积率。

[0121] 另一方面, 关于钢板表层部的铁素体的面积率, 在从钢板表面至深度 $30\mu\text{m}$ 的范围内, 对于大致 $30\mu\text{m} \times 40\mu\text{m}$ 区域 5 个视野, 与上述 (钢板厚度全体中的各相的面积率的测定方法) 同样, 求得铁素体的面积率。

[0122] (钢板表层部和中心部的硬度的测定方法)

[0123] 另外, 关于钢板表层部和中心部的硬度, 是使用维氏硬度试验机, 以载荷 100g 的条件在与轧制方向平行的板厚截面中, 针对钢板表层部即从钢板表面至 0.05mm 深度的位置、中心部即 $t/4$ (t : 板厚) 的位置, 分别在与板厚方向垂直的方向上测定 5 点的硬度, 将这 5 点的测定值进行算术平均而求得。

[0124] 接下来, 对于构成本申请的发明钢板的成分组成进行说明。以下, 化学成分的单位均为质量%。

[0125] (发明钢板的成分组成)

[0126] C: $0.05 \sim 0.30\%$

[0127] C 影响硬质第二相的面积率,进而影响铁素体的面积率,是对强度、延伸率和延伸凸缘性产生影响的重要的元素。低于 0.05% 时不能确保强度。另一方面,大于 0.30% 时焊接性劣化。C 含量的范围优选为 0.10 ~ 0.25%,更优选为 0.14 ~ 0.20%。

[0128] Si :3.0% 以下 (不含 0%) ,

[0129] Si 具有抑制回火时的渗碳体粒子的粗大化的效果,是有助于兼顾延伸率和延伸凸缘性的有用的元素。大于 3.0% 时,阻碍加热时奥氏体的形成,因此不能确保硬质第二相的面积率,不能确保延伸凸缘性。Si 含量的范围优选为 0.50 ~ 2.5%,更优选为 1.0 ~ 2.2%。

[0130] Mn :0.1 ~ 5.0%

[0131] Mn 与上述 Si 同样,具有抑制回火时的渗碳体的粗大化的效果,除此之外,还提高硬质第二相的变形能,因此有助于兼顾延伸率和延伸凸缘性。另外,也有提高淬火性,从而扩大获得硬质第二相的制造条件的范围的效果。低于 0.1% 时,上述效果无法充分发挥,因此不能兼顾延伸率和延伸凸缘性,另一方面,若超过 5.0%,则逆相变温度过低,不能再结晶,因此不能确保强度与延伸率的平衡。Mn 含量的范围优选为 0.5 ~ 2.5%,更优选为 1.2 ~ 2.2%。

[0132] P :0.1% 以下 (不含 0%)

[0133] P 作为杂质元素不可避免地存在,通过固溶强化而有助于强度的上升,但其在旧奥氏体晶界偏析,使晶界脆化,从而使延伸凸缘性劣化,因此为 0.1% 以下。优选为 0.05% 以下,更优选为 0.03% 以下。

[0134] S :0.02% 以下 (不含 0%)

[0135] S 也作为杂质元素不可避免地存在,形成 MnS 夹杂物,扩孔时成为龟裂的起点而使延伸凸缘性降低,因此为 0.02% 以下。优选为 0.018% 以下,更优选为 0.016% 以下。

[0136] Al :0.01 ~ 1.0%

[0137] Al 作为脱氧元素被添加,具有使夹杂物微细化的效果。另外,其与 N 结合而形成 AlN,使有助于发生应变时效的固溶 N 减少,从而防止延伸率和延伸凸缘性的劣化。低于 0.01% 时钢中有固溶 N 残存,因此引起应变时效,不能确保延伸率和延伸凸缘性,另一方面,大于 1.0% 时阻碍加热时奥氏体的形成,因此不能确保硬质第二相的面积率,不能确保延伸凸缘性。

[0138] N :0.01% 以下 (不含 0%)

[0139] N 也作为杂质元素不可避免地存在,由于应变时效致使延伸率和延伸凸缘性降低,因此优选其低,为 0.01% 以下。

[0140] 本申请发明的钢基本地含有上述成分,余量实质上是铁和杂质,除此以外,在不损害本申请发明的作用的范围内,能够添加以下的允许成分。

[0141] Cr :0.01 ~ 1.0%

[0142] Cr 是通过抑制渗碳体的生长,而能够改善延伸凸缘性的有用的元素。添加低于 0.01% 时,不能有效地发挥上述这样的作用,另一方面,添加大于 1.0% 时,会形成粗大的 Cr_7C_3 ,延伸凸缘性劣化。

[0143] Mo :0.01 ~ 1.0%、Cu :0.05 ~ 1.0%、Ni :0.05 ~ 1.0% 中的一种或两种以上

[0144] 这些元素是通过固溶强化不使成形性劣化而对于改善强度有用的元素。各元素添加低于上述各下限值时,均不能有效地发挥上述这样的作用,另一方面,各元素添加超过

1.0%时,均使成本变得过高。

[0145] Ca :0.0001 ~ 0.01%、Mg :0.0001 ~ 0.01%、Li :0.0001 ~ 0.01%、REM :0.0001 ~ 0.01%中的一种或两种以上

[0146] 这些元素是使夹杂物微细化,使断裂的起点减少,对于提高延伸凸缘性是有用的元素。各元素添加低于 0.0001%时,均不能有效地发挥上述这样的作用,另一方面,各元素添加超过 0.01%时,均使夹杂物粗大化,延伸凸缘性降低。

[0147] 还有,REM 是指稀土元素,即元素周期表的 3A 族元素。

[0148] 接着,以下说明用于得到上述发明钢板的制造方法。

[0149] (发明钢板的制造方法)

[0150] 为了制造上述这样的冷轧钢板,首先,熔炼具有上述成分组成的钢,成为铸锭或通过连续铸造成为板坯之后进行热轧,酸洗后进行冷轧。

[0151] [热轧条件]

[0152] 作为热轧条件,可以将终轧的结束温度设定在 Ar_3 点以上,适当进行冷却后,在高于 600℃ 且 750℃ 以下的范围内卷取。

[0153] <卷取温度 :高于 600℃ 且 750℃ 以下>

[0154] 通过卷取温度达到稍高的高于 600℃ (更优选为 620℃ 以上,特别优选为 640℃ 以上),能够使组织的尺寸整体上变大而均匀,并且能够成为只有铁素体+珠光体 ($\alpha + P$) 的两相的组织。但是,若过度提高卷取温度,则热轧板的组织尺寸变得过大,因此为 750℃ 以下 (更优选为 730℃ 以下,特别优选为 710℃ 以下)。

[0155] [冷轧条件]

[0156] 作为冷轧条件,可以使冷态轧制率 (以下也称为“冷轧率”。) 为大于 50% 且 80% 以下的范围。

[0157] <冷轧率 :大于 50% 且 80% 以下>

[0158] 通过使冷轧率大于 50% (更优选为 55% 以上),在冷轧时施加强力的加工,能够使导入到表层部与内部的应变量大体上相同。但是,若过度提高冷轧率,则冷轧时的变形阻力过高,轧制速度降低,导致生产率极端恶化,因此为 80% 以下 (更优选为 75% 以下)。

[0159] 然后,上述冷轧后接着进行退火,再进行回火。

[0160] [退火条件]

[0161] 作为退火条件,优选以 Ac_1 以上且低于 $(Ac_1 + Ac_3)/2$ 的退火温度保持 3600s 以下的退火保持时间后,以 1℃/s 以上且低于 50℃/s 的第一冷却速度 (缓冷速度),从退火温度缓冷至 730℃ 以下且 500℃ 以上的第一冷却结束温度 (缓冷结束温度) 后,再以 50℃/s 以上的第二冷却速度 (急冷速度) 急冷至 M_s 点以下的第二冷却结束温度 (急冷结束温度)。

[0162] <以 Ac_1 以上且低于 $(Ac_1 + Ac_3)/2$ 的退火温度保持 3600s 以下的退火保持时间>

[0163] 这是为了通过在两相域的低温侧进行均热,从而形成使尺寸统一的比较大的铁素体和微细奥氏体所构成的组织。

[0164] 退火温度低于 Ac_1 时,不会相变成奥氏体,得不到规定的两相组织,另一方面,若退火温度达到 $(Ac_1 + Ac_3)/2$ 以上,则表层部的铁素体过度生长,表层部与内部的铁素体分率和硬度的差异过大,特性的偏差增加。

[0165] 另外,若退火保持时间超过 3600s,则生产率极端恶化,因此不为优选。退火保持时

间的更优选的下限是 60s。使加热时间长时间化,能够进一步除去铁素体中的应变。

[0166] <以 $1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上且低于 $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的第一冷却速度缓冷至 730°C 以下且 500°C 以上的第一冷却结束温度>

[0167] 这是为了通过使肩降式冷却(肩落 $\searrow$ 冷却)时成核的铁素体的尺寸与在上述两相域生成的铁素体为大体相同的尺寸,并且将其合并在一起形成以面积率计为 20 ~ 50% 的铁素体组织,从而在确保延伸凸缘性的状态下实现延伸率的改善。

[0168] 在低于 500°C 的温度或低于 $1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的冷却速度时,过剩地形成铁素体,不能确保强度和延伸凸缘性。

[0169] <以 $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上的第二冷却速度急冷至 M_s 点以下的第二冷却结束温度>

[0170] 这是为了抑制冷却中由奥氏体形成铁素体,得到硬质第二相。

[0171] 若在比 M_s 点高的温度下结束急冷或冷却速度低于 $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$,则过剩地形成贝氏体,不能确保钢板的强度。

[0172] [回火条件]

[0173] 作为回火条件,从上述退火冷却后的温度加热至回火温度: $300 \sim 500^{\circ}\text{C}$,在 $300^{\circ}\text{C} \sim$ 回火温度的温度范围内停留回火保持时间: $60 \sim 1200\text{s}$ 后进行冷却即可。

[0174] 这是因为,上述退火时在铁素体中稠化的固溶 C 即使经过回火,仍会在铁素体中原封不动地残存而使铁素体的硬度上升,另一方面,作为上述退火时到铁素体中的固溶 C 的稠化的反作用,从 C 含量降低的硬质第二相,再经过回火而使 C 作为渗碳体析出,或使微细的渗碳体粒子粗大化而使硬质第二相的硬度降低。

[0175] 回火温度低于 300°C 或回火时间低于 60s 时,表面与内部的加热状态不均匀,表面与内部的硬度差变大,特性偏差变大。另一方面,若回火温度超过 500°C ,则硬质第二相过于软质化而不能确保强度,或渗碳体过于粗大化而延伸凸缘性劣化。另外,若回火时间超过 1200s,则生产率降低,因此不为优选。

[0176] 回火温度的更优选的范围是 $320 \sim 480^{\circ}\text{C}$,回火保持时间的更优选的范围是 $120 \sim 600\text{s}$ 。

[0177] 接下来,对于解决了所述课题 2(弯曲性优异的高强度冷轧钢板及其制造方法)的本申请发明进行说明。

[0178] 弯曲加工时作为裂纹的起点的主要是软质相与硬质相的界面。因此,作为使弯曲性提高的手段之一,考虑有减少软质相与硬质相的硬度之差的方法。

[0179] 但是,即使减小两相的硬度之差,因为软质相与硬质相源本的变形能不同,所以仅仅只是减小两相的硬度之差,仍得不到弯曲性的显著的改善效果。

[0180] 本发明人认为,支配弯曲性的是相的延展性与来自周围的相的变形拘束的平衡。

[0181] 即,在现有的高强度钢板中,承担延展性的软质相的周围的硬质相拘束软质相的变形,因此软质相不能充分地发挥延展性,其结果是,在软质相与硬质相的界面发生剥离,得不到充分的弯曲性。

[0182] 因此,为了缓和该硬质相对软质相的拘束,考虑使软质相的比例增加,使硬质相减少。但是,为了确保强度,需要存在一定程度的硬质相。为了兼顾这些,在钢板表层部(以下,也仅称为“表层部”。)与内部(中心部)对软质相的比例赋予斜度。

[0183] 在上述现有技术 5、6 中,在退火时脱碳而使表面附近的软质相增加,但在该方法

中,因为表层部与内部的组织极其不同,所以不能取得优异的弯曲性。

[0184] 因此,通过以下的方法对表层部与内部的软质相的比例赋予斜度。

[0185] 首先,提高(600 ~ 750℃)热轧最终温度(卷取温度),使热轧板表层部发生晶界氧化。其次,以酸洗除去该晶界氧化,由此在表面形成凹凸。随后进行冷轧,表面形成有凹凸的部分在表面附近被导入更多的应变,作为其结果,是能够从表层部到内部形成应变分布。但是,若冷轧率过高,则得不到上述凹凸带来的效果,而是被均匀地导入应变,因此需要冷轧率处于适正范围(20 ~ 50%)。

[0186] 对于应变被大量导入的表层部而言,在退火加热时奥氏体相变被促进,大量的奥氏体成核,在这些微细奥氏体之间残存有细小的铁素体。此外,在均热、缓冷时,更多的铁素体从上述微细奥氏体成核。

[0187] 其结果是,在表层部,铁素体变得微细,并且铁素体分率比内部能够有所增加。

[0188] 若对于具有这样的组织的钢板进行弯曲加工,则相比内部,在表层部受到列严苛的拉伸、压缩变形,但由于软质相的微细化且其增加带来的效果,从而显示出优异的弯曲性。

[0189] 于是基于上述思考实验,实施了后述[实施例]中说明的证实试验,其结果是能够取得确凿的证据,因此进一步加以研究,直至完成了本申请发明。

[0190] 以下,首先对发明钢板赋予特征的组织进行说明。

[0191] (发明钢板的组织)

[0192] 如上所述,发明钢板以作为软质第一相的铁素体和作为硬质第二相的回火马氏体等所构成的复相组织为基础,但特别以如下这点为特征,即,钢板表面部与中心部的铁素体分率的差和钢板表面部的铁素体粒径受到控制。

[0193] <作为软质第一相的铁素体:以面积率计为20 ~ 50%>

[0194] 在铁素体-回火马氏体等的复相组织钢中,变形主要依靠变形能高的铁素体。因此,铁素体-回火马氏体等的复相组织钢的延伸率主要由铁素体的面积率决定。

[0195] 为了确保作为目标的延伸率,铁素体的面积率需要为20%以上(优选为25%以上,更优选为30%以上)。但是,若铁素体过剩则不能确保强度,因此铁素体的面积率为50%以下(优选为45%以下,更优选为40%以下)。

[0196] <从钢板表面至100 μm深度为止的钢板表层部的铁素体的面积率 $V_{\alpha s}$ 与 $t/4 \sim 3t/4$ (t 为板厚)的中心部的铁素体的面积率 $V_{\alpha c}$ 之差 $\Delta V_{\alpha} = V_{\alpha s} - V_{\alpha c}$:10 ~ 50%>

[0197] 这是为了使钢板表层部的铁素体的面积率高于内部,从而缓和弯曲加工时施加到表层部的拉伸、压缩应力而改善弯曲性。钢板表层部与中心部的铁素体的面积率之差 ΔV_{α} 低于10%时,施加到表层部的拉伸、压缩应力的缓和作用无法充分发挥,得不到弯曲性的改善效果。另一方面,若 ΔV_{α} 超过50%,则铁素体晶粒直径容易变得不均匀,弯曲性劣化。 ΔV_{α} 的优选的范围是15 ~ 45%,更优选的范围是20 ~ 40%。

[0198] 在此,之所以将钢板表层部限定为从钢板表面至100 μm深度为止的部分,是由于若使铁素体增加直至超过100 μm的深度,则难以确保强度。

[0199] <所述钢板表层部的铁素体的平均粒径:10 μm以下>

[0200] 这是为了使钢板表层部的铁素体微细化,从而使铁素体晶粒的尺寸均匀而改善弯曲性。若钢板表层部的铁素体的平均粒径超过10 μm,则弯曲性劣化。上述铁素体的平均粒

径的优选的范围是 $9\mu\text{m}$ 以下,更优选的范围是 $8\mu\text{m}$ 以下。

[0201] 以下,对于钢板厚度全体中的各相的面积率、钢板表层部和中心部的铁素体的面积率,以及钢板表层部的铁素体的平均粒径的各测定方法进行说明。

[0202] (钢板厚度全体中的各相的面积率的测定方法)

[0203] 首先,关于钢板厚度全体中的各相的面积率,是对于各供试钢板进行镜面研磨,以 3% 硝酸乙醇腐蚀液进行腐蚀而使金属组织显出后,对于大致 $40\mu\text{m}\times 30\mu\text{m}$ 区域 5 个视野,观察倍率 2000 倍的扫描型电子显微镜 (SEM) 像,以点计数法对 1 个视野进行 100 点的测定而求得各铁素体晶粒的面积,将其合计而求得铁素体的面积。另外,通过图像分析,含有渗碳体的区域为回火马氏体和 / 或回火贝氏体 (硬质第二相),其余的区域为残留奥氏体、马氏体、以及残留奥氏体与马氏体的混合组织。然后,由各区域的面积比率计算各相的面积率。

[0204] (钢板表层部和中心部的铁素体的面积率)

[0205] 另外,关于中心部的铁素体的面积率,在 $t/4\sim 3t/4$ (t 为板厚) 的范围内,与上述 (钢板厚度全体中的各相的面积率的测定方法) 同样,求得铁素体的面积率。

[0206] 另一方面,关于钢板表层部的铁素体的面积率,在从钢板表面至深度 $30\mu\text{m}$ 的范围内,对于大致 $30\mu\text{m}\times 40\mu\text{m}$ 区域 5 个视野,与上述 (钢板厚度全体中的各相的面积率的测定方法) 同样,求得铁素体的面积率。

[0207] (钢板表层部的铁素体的平均粒径的测定方法)

[0208] 根据上述钢板表层部的铁素体的面积率测定时所测定的各铁素体晶粒的面积计算当量圆直径而求得。

[0209] 接下来,以下说明用于得到上述发明钢板的制造方法。

[0210] (发明钢板的制造方法)

[0211] 为了制造上述这样的冷轧钢板,首先,熔炼具有上述成分组成的钢,成为铸锭或通过连续铸造成为板坯之后进行热轧,酸洗后进行冷轧。

[0212] [热轧条件]

[0213] 作为热轧条件,可以将终轧的结束温度设定在 Ar_3 点以上,适当进行冷却后,在 $600\sim 750^\circ\text{C}$ 的范围卷取。

[0214] <卷取温度: $600\sim 750^\circ\text{C}$ >

[0215] 使卷取温度处于稍高的 600°C 以上 (更优选为 610°C 以上),是为了使热轧板表层部产生晶界氧化。通过后段的酸洗除去该晶界氧化而在表面形成凹凸后,进行冷轧而向表面附近导入更多的应变,再进行退火,从而能够使表层部的铁素体微细化且使之增加。但是,若使卷取温度过高,则热轧板的组织尺寸变得过大,因此为 750°C 以下 (更优选为 700°C 以下)。

[0216] [冷轧条件]

[0217] 作为冷轧条件,可以使冷态轧制率 (以下也称为“冷轧率”。) 为 $20\sim 50\%$ 的范围。

[0218] <冷轧率: $20\sim 50\%$ >

[0219] 通过使冷轧率为 20% 以上 (更优选为 30% 以上),是为了利用通过酸洗除去了晶界氧化而形成的钢板表面的凹凸,向表面附近导入更多的应变。但是,若过度提高冷轧率,

则应变被均匀地导入,因此为 50%以下(更优选为 45%以下)。

[0220] 然后,在上述冷轧后,接着进行退火,再进行回火。

[0221] [退火条件]

[0222] 作为退火条件,可以在 $(Ac1+Ac3)/2 \sim Ac3$ 的退火温度保持 3600s 以下的退火保持时间后,以 $1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上且低于 $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的第一冷却速度(缓冷速度),从退火温度缓冷至 730°C 以下且 500°C 以上的第一冷却结束温度(缓冷结束温度)后,再以 $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上的第二冷却速度(急冷速度)急冷至 M_s 点以下的第二冷却结束温度(急冷结束温度)。

[0223] <以 $(Ac1+Ac3)/2 \sim Ac3$ 的退火温度保持 3600s 以下的退火保持时间>

[0224] 这是为了通过在两相域的高温侧保持,使奥氏体容易成核,使细小的铁素体残存,并且使面积率 50%以上的区域相变为奥氏体,由此在之后的冷却时相变生成充分量的硬质第二相。

[0225] 退火温度低于 $(Ac1+Ac3)/2$ 时,奥氏体相变量不充分,铁素体容易粗大化,因此延展性劣化。另一方面,若退火温度超过 $Ac3$,则铁素体粗大化,无法在表层与内部赋予分率的差,因此延展性劣化。

[0226] 另外,若退火保持时间超过 3600s,则生产率极端恶化,因此不优选。退火保持时间的更优选的下限为 60s。通过使加热时间长时间化,能够进一步除去铁素体中的应变。

[0227] <以 $1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上且低于 $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的第一冷却速度缓冷至 730°C 以下且 500°C 以上的第一冷却结束温度>

[0228] 这是为了使肩降式冷却时成核的铁素体的尺寸与上述两相域生成的铁素体成为大体相同的尺寸,并且使其合在一起形成以面积率计为 20 ~ 50%的铁素体组织,从而在确保延伸凸缘性的状态下实现延伸率的改善。

[0229] 在低于 500°C 的温度或低于 $1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的冷却速度时,过剩地形成铁素体,不能确保强度和延伸凸缘性。

[0230] <以 $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上的第二冷却速度急冷至 M_s 点以下的第二冷却结束温度>

[0231] 这是为了抑制在冷却中从奥氏体形成铁素体,得到硬质第二相。

[0232] 若在比 M_s 点高的温度下结束急冷或冷却速度低于 $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$,则过剩地形成贝氏体,不能确保钢板的强度。

[0233] [回火条件]

[0234] 为了确保抗拉强度 980MPa 以上,将回火温度设为 500°C 以下。另外,若回火温度低则强度变高,但延伸率和扩孔率(延伸凸缘性)降低,因此使回火温度为 300°C 以上。另外,关于这时的回火保持时间为 60 ~ 1200s,随后冷却即可。

[0235] 还有,关于构成解决了所述课题 2 的本申请发明的钢板的成分组成,与解决了所述课题 1 的本申请发明的高强度冷轧钢板同样。

[0236] 实施例

[0237] [实施例 1]:解决所述课题 1 的本申请发明的实施例

[0238] 按照下述表 1 和表 2 所示的方式熔炼各种成分的钢,制成厚度 120mm 的钢锭。对其进行热轧而达到厚度 25mm 后,以下述表 3 ~ 5 所示的各种制造条件,通过再度热轧而成为厚度 3.2mm,对其进行酸洗后,再冷轧至厚度 1.6mm,其后实施热处理。

[0239] 还有,表 1 中的 $Ac1$ 和 $Ac3$ 使用下述式 1 和式 2 求得(参照幸田成康监译,“莱斯

利铁钢材料学”，丸善株式会社，1985 年，p. 273)。

[0240] 式 1: $Ac1(^{\circ}C) = 723 + 29.1[Si] - 10.7[Mn] + 16.9[Cr] - 16.9[Ni]$

[0241] 式 2: $Ac3(^{\circ}C) = 910 - 203\sqrt{[C]} + 44.7[Si] + 31.5[Mo] - 15.2[Ni]$

[0242] 其中，[] 表示各元素的含量（质量%）。

[0243] [表 1]

[0244]

钢种	化学成分（质量%）[余量：铁和不可避免的杂质]								Ac1 ($^{\circ}C$)	Ac3 ($^{\circ}C$)	(Ac1+ Ac3)/2 ($^{\circ}C$)
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	其他			
1	0.19	1.22	0.85	0.004	0.002	0.046	0.0042	—	749	876	813
2	0.18	1.40	1.83	0.003	0.004	0.044	0.0045	—	744	886	815
3	0.17	3.08	1.50	0.002	0.006	0.047	0.0041	—	797	964	880
4	0.15	0.78	1.84	0.002	0.012	0.089	0.0052	Ca:0.0010, REM:0.0005	726	866	796
5	0.20	1.26	1.92	0.003	0.004	0.042	0.0036	Ni:0.38, Ca:0.0004	733	870	801
6	0.33	1.20	1.60	0.002	0.004	0.044	0.0043	—	741	847	794
7	0.18	1.16	1.52	0.035	0.004	0.039	0.0015	Cu:0.61, Ca:0.0007	740	876	808
8	0.20	1.22	2.55	0.005	0.004	0.035	0.0047	Ca:0.0010	731	874	802
9	0.21	1.31	3.89	0.008	0.001	0.047	0.0049	Ca:0.0012	719	876	798
10	0.13	1.68	1.42	0.003	0.004	0.039	0.0043	Cu:0.95	757	912	834
11	0.19	1.26	2.07	0.001	0.010	0.035	0.0044	Ni:0.06, Li:0.0004	737	877	807
12	0.17	0.56	2.09	0.002	0.004	0.037	0.0041	Ca:0.0016	717	851	784
13	0.18	1.89	1.61	0.001	0.001	0.053	0.0027	Mg:0.0003	761	908	835
14	0.20	1.32	0.08	0.002	0.004	0.065	0.0072	—	760	878	819
15	0.23	1.35	5.44	0.001	0.002	0.043	0.0063	—	704	873	789
16	0.04	1.31	1.80	0.007	0.001	0.025	0.0030	—	742	928	835
17	0.09	1.27	1.57	0.002	0.003	0.036	0.0045	Mo:0.65, Ca:0.0005, Mg:0.0018, Li:0.0024	743	926	835
18	0.28	0.95	2.14	0.003	0.016	0.039	0.0042	—	728	845	786
19	0.26	1.30	1.80	0.001	0.001	0.035	0.0046	—	742	865	803
20	0.21	1.17	1.81	0.003	0.008	0.031	0.0028	Ni:0.64, Ca:0.0006	727	860	793
21	0.20	1.19	1.54	0.001	0.004	0.046	0.0032	—	741	872	807
22	0.19	1.19	0.41	0.003	0.003	0.043	0.0054	Ca:0.0003	753	875	814
23	0.21	1.37	1.42	0.010	0.002	0.032	0.0041	Mg:0.0014	748	878	813
24	0.19	1.38	1.37	0.002	0.001	0.012	0.0049	Cr:0.08, Li:0.0018	750	883	817
25	0.22	1.23	1.84	0.002	0.003	0.046	0.0049	—	739	870	804
26	0.15	1.43	1.72	0.002	0.002	0.037	0.0039	—	746	895	821

[0245] （下划线：本申请发明范围以外，—：低于检测极限）

[0246] [表 2]

[0247] （接表 1）

[0248]

钢种	化学成分 (质量 %) [余量: 铁和不可避免的杂质]								Ac1 (°C)	Ac3 (°C)	(Ac1+ Ac3)/2 (°C)
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	其他			
27	0.21	1.37	1.57	0.018	0.005	0.040	0.0084	—	746	878	812
28	0.16	1.42	1.60	0.003	0.002	0.044	0.0043	—	747	892	820
29	0.16	1.29	1.61	0.003	0.001	0.039	0.0032	Mo:0.09	743	889	816
30	0.17	1.20	2.12	0.001	0.002	0.032	0.0054	Ca:0.0008	735	880	808
31	0.16	1.33	2.13	0.014	0.005	0.038	0.0029	Ca:0.0009, REM:0.0012	739	888	814
32	0.18	0.09	1.97	0.003	0.002	0.043	0.0032	Mo:0.81, Ca:0.0007	705	853	779
33	0.17	1.28	0.59	0.001	0.019	0.036	0.0048	Cu:0.15, Ca:0.0006	754	884	819
34	0.20	1.29	1.87	0.003	0.005	0.079	0.0033	Ca:0.0008	741	877	809
35	0.17	1.23	1.86	0.003	0.001	0.037	0.0083	Mo:0.26	739	889	814
36	0.15	1.26	2.08	0.001	0.002	0.037	0.0037	Ca:0.0004	737	888	813
37	0.18	1.27	1.17	0.002	0.001	0.032	0.0048	—	747	881	814
38	0.24	2.73	1.48	0.006	0.005	0.034	0.0008	Cr:0.29, Ca:0.0012	792	933	862
39	0.16	1.33	1.88	0.002	0.006	0.041	0.0039	Ca:0.0007	742	888	815
40	0.18	2.07	3.91	0.025	0.005	0.033	0.0041	Cr:0.83, Ca:0.0014	755	916	836

[0249] (下划线:本申请发明范围以外, -:低于检测极限)

[0250] [表 3]

[0251]

制造 No.	热轧条件	冷轧条件	退火条件						回火条件	
	卷取温度 (°C)	冷轧率 (%)	退火 温度 (°C)	退火 保持 时间 (s)	缓冷 速度 (°C/s)	缓冷 结束 温度 (°C)	急冷 速度 (°C/s)	急冷 结束 温度 (°C)	回火 温度 (°C)	回火 保持 时间 (s)
1	650	70	800	120	10	600	75	60	450	300
2	700	70	800	120	10	600	75	60	450	300
3	500	70	800	120	10	600	75	60	400	300
4	500	60	800	120	10	600	75	60	425	300
5	500	70	775	120	10	600	75	60	450	300
6	625	70	800	120	10	600	75	60	450	300
7	700	70	800	120	10	600	75	60	450	300
8	700	75	800	120	10	600	75	60	450	300
9	700	70	775	120	10	600	75	60	450	300
10	650	70	825	120	10	600	75	60	450	300
11	650	70	900	120	10	600	75	60	450	300
12	800	70	800	120	10	600	75	60	450	300
13	650	50	800	120	10	600	75	60	450	300
14	650	70	800	90	10	600	75	60	450	300
15	650	70	800	900	10	600	75	60	450	300
16	650	70	800	120	0.5	600	75	60	450	300
17	650	70	800	120	5	600	75	60	450	300
18	650	70	800	120	20	600	75	60	450	300
19	650	70	800	120	10	450	75	60	450	300
20	650	70	800	120	10	550	75	60	450	300
21	650	70	800	120	10	750	75	60	450	300
22	650	70	800	120	10	600	15	60	450	300
23	650	70	800	120	10	600	150	60	450	300
24	650	70	800	120	10	600	75	300	450	300
25	650	70	800	120	10	600	75	10	450	300
26	650	70	800	120	10	600	75	60	250	300
27	650	70	800	120	10	600	75	60	350	300
28	650	70	800	120	10	600	75	60	550	300
29	650	70	800	120	10	600	75	60	450	90
30	650	70	800	120	10	600	75	60	450	900

[0252] (下划线:本申请发明范围以外)

[0253] [表 4]

[0254] (接表 3)

[0255]

制造 No.	热轧条件	冷轧条件	退火条件						回火条件	
	卷取温度 (°C)	冷轧率 (%)	退火 温度 (°C)	退火 保持 时间 (s)	缓冷 速度 (°C/s)	缓冷 结束 温度 (°C)	急冷 速度 (°C/s)	急冷 结束 温度 (°C)	回火 温度 (°C)	回火 保持 时间 (s)
31	650	70	800	120	10	600	75	60	450	300
32	650	70	800	120	10	600	75	60	400	300
33	650	60	800	120	10	600	75	60	425	300
34	650	70	800	120	10	600	75	60	450	300
35	650	70	775	120	10	600	75	60	450	300
36	650	70	775	120	10	600	75	60	450	300
37	650	70	800	120	10	600	75	60	450	300
38	650	70	800	120	10	650	75	60	450	300
39	650	70	800	120	10	600	75	60	450	300
40	700	75	800	120	10	600	75	60	450	300
41	650	70	800	120	10	625	75	60	450	300
42	650	70	775	120	10	600	75	60	450	300
43	650	70	825	120	10	600	75	60	400	300
44	700	65	800	120	10	600	75	35	375	300
45	650	70	800	120	10	600	75	60	450	300
46	650	65	800	120	10	600	75	60	475	300
47	650	70	775	120	10	600	75	60	450	300
48	650	65	775	240	10	600	75	60	425	450
49	650	70	825	120	10	600	75	60	450	300
50	650	65	800	120	20	600	75	30	450	300
51	650	70	800	120	10	600	75	60	450	300
52	650	70	775	120	10	600	75	60	450	300
53	650	70	825	120	10	600	75	60	450	300
54	750	70	825	120	10	600	75	60	350	300
55	750	75	825	120	10	625	75	60	375	300
56	650	70	775	120	10	600	75	60	475	300
57	700	65	775	150	8	600	75	60	475	300
58	650	70	800	120	10	600	100	60	375	300
59	650	70	800	120	10	625	75	60	400	250
60	700	70	775	120	10	600	75	60	450	300

[0256] (下划线:本申请发明范围以外)

[0257] [表 5]

[0258] (接表 4)

[0259]

制造 No.	热轧条件	冷轧条件	退火条件						回火条件	
	卷取温度 (°C)	冷轧率 (%)	退火 温度 (°C)	退火 保持 时间 (s)	缓冷 速度 (°C/s)	缓冷 结束 温度 (°C)	急冷 速度 (°C/s)	急冷 结束 温度 (°C)	回火 温度 (°C)	回火 保持 时间 (s)
61	650	65	800	120	10	600	75	60	450	300
62	650	70	800	180	10	600	75	60	450	300
63	650	70	800	120	20	600	75	60	450	300
64	650	70	800	120	10	625	75	60	450	300
65	650	70	800	120	10	600	120	60	475	300
66	650	70	800	120	10	600	75	45	400	300
67	650	70	800	120	10	600	75	60	450	300
68	650	70	800	120	10	600	75	60	375	250
69	650	70	800	120	10	600	75	60	400	300
70	650	55	800	120	10	600	75	60	450	300
71	650	70	775	120	10	600	75	60	425	300
72	650	70	775	90	10	600	75	60	450	300
73	650	70	800	120	8	600	75	60	450	300
74	650	70	800	120	10	575	75	60	475	300
75	650	70	800	120	10	600	60	60	450	300
76	650	70	800	120	10	600	75	80	425	300
77	650	70	800	120	10	600	75	60	475	300
78	650	70	850	120	10	600	75	60	450	350
79	650	70	775	120	10	625	75	60	425	300
80	650	70	825	120	10	575	75	60	450	300

[0260] (下划线:本申请发明范围以外)

[0261] 对于热处理后的各钢板,根据上述[具体实施方式]一项中说明的测定方法,测定钢板厚度全体中的各相的面积率、钢板表层部和中心部的铁素体的面积率、以及钢板表层部和中心部的硬度。

[0262] 另外,对于上述热处理后的各钢板,测定抗拉强度 TS、延伸率 EL 和延伸凸缘性 λ , 据此评价各钢板的特性。

[0263] 具体来说,热处理后的钢板的特性满足 $TS \geq 980\text{MPa}$ 、 $EL \geq 13\%$ 、 $\lambda \geq 40\%$ 全部的样品为合格(○),其以外的样品为不合格(×)。

[0264] 另外,对于热处理后的钢板的特性的稳定性而言,是对于同一钢种的供试材,在实机的制造条件的最大变动范围内使制造条件变化而进行热处理,满足 TS 的变化幅度 $\Delta TS \leq 200\text{MPa}$ 、EL 的变化幅度 $\Delta EL \leq 2\%$ 、 λ 的变化幅度 $\Delta \lambda \leq 20\%$ 全部的样品为合格(○),其以外的样品为不合格(×)。

[0265] 还有,对于抗拉强度 TS 和延伸率 EL 而言,是在与轧制方向成垂直方向上取长轴,制成 JIS Z 2201 所述的 5 号试验片,遵循 JIS Z 2241 进行测定。

[0266] 另外,对于延伸凸缘性 λ 而言,是遵照铁联标准 JFST1001 实施扩孔试验而进行扩孔率的测定,将其作为延伸凸缘性。

[0267] 测定结果示于表 6 ~ 9 中。

[0268] 由这些表可知,钢 No. 1A ~ 2A、6A ~ 9A、32A ~ 35A、37A ~ 50A、54A ~ 60A,是全部满足本申请发明的要件的发明钢。任意一个发明例,都不仅力学特性的绝对值优异,而且能够得到力学特性的偏差得到抑制的均质的冷轧钢板。

[0269] 另外,钢 No. 14A、15A、17A、18A、20A、23A、25A、27A、29A、30A、61A ~ 80A 也全部满足本申请发明的要件。这些钢板已确认到力学特性的绝对值优异,但未实施关于力学特性的偏差的评价。但是,可类推力学特性的偏差也与上述发明钢为相同的合格水平。

[0270] 相对于此,不满足本申请发明的任意一项要件的比较钢分别具有如下的问题。

[0271] 钢 No. 3A ~ 5A 因为卷取温度过低,所以卷取后的热轧板组织中容易生成贝氏体。另外,因为冷轧率也比通常高,所以退火加热时表层部的贝氏体容易分解,铁素体分率容易变化。其结果是,与内部(中心部)的铁素体分率和硬度的差异变大,虽然特性满足,但抗拉强度 TS 的偏差大,达不到合格标准。

[0272] 钢 No. 10A、11A 因为退火温度过高,所以伴随脱碳的表层部的铁素体分率增加,表层部与内部的铁素体分率的差异变大,虽然特性满足,但延伸率 EL 的偏差大而达不到合格标准。

[0273] 钢 No. 12A 与钢 No. 3A ~ 5A 相反,因为卷取温度过高,所以表层部的铁素体过度生长。其结果是,与内部(中心部)的铁素体分率和硬度的差异变大,虽然特性满足,但延伸率 EL 的偏差大而达不到合格标准。

[0274] 钢 No. 13A 因为冷轧率过低,所以表层部与内部的铁素体分率和硬度的差异变大,虽然特性满足,但延伸率 EL 的偏差大而达不到合格标准。

[0275] 钢 No. 16A 因为缓冷速度过低,所以表层部、内部均发生铁素体过度生长,钢板全体组织的铁素体分率过大,不能确保抗拉强度 TS。

[0276] 钢 No. 19A 因为缓冷结束温度过低,所以铁素体过度生成而铁素体分率变得过剩,不能确保抗拉强度 TS。

[0277] 另一方面,钢 No. 21A 因为缓冷结束温度过高,所以铁素体未充分生成,钢板全体组织的铁素体分率不足,不能确保延伸率 EL。

[0278] 钢 No. 22A 因为急冷速度过低,所以生成其他组织(主要是残留奥氏体),不能确保延伸凸缘性 λ 。

[0279] 钢 No. 24A 因为急冷结束温度过高,所以生成其他组织(主要是残留奥氏体),不能确保延伸凸缘性 λ 。

[0280] 钢 No. 26A 因为回火温度过低,所以硬质第二相的硬度变高,钢板全体组织变得过硬,组织中的强度的不均匀度增加,不能确保延伸率 EL、延伸凸缘性 λ 。

[0281] 另一方面,钢 No. 28A 因为回火温度过高,所以特别是表层部的硬质第二相过度软化,不能确保抗拉强度 TS。

[0282] 钢 No. 31A 因为 Si 量过多,所以铁素体过度固溶强化而延展性受损,不能确保延伸率 EL、延伸凸缘性 λ 。

[0283] 钢 No. 36A 因为 C 量过多,所以由于铁素体相变的抑制、淬火性的上升等,导致铁素体分率不足,不能确保延伸率 EL、延伸凸缘性 λ 。

[0284] 钢 No. 51A 因为 Mn 量过少,所以铁素体的固溶强化不足,不能确保抗拉强度 TS。

[0285] 另一方面,钢 No. 52A 因为 Mn 量过多,所以由于铁素体相变的抑制、淬火性的上升等,导致铁素体分率不足,不能确保延伸率 EL、延伸凸缘性 λ 。

[0286] 钢 No. 53A 与钢 No. 36A 相反,因为 C 量过少,所以铁素体分率过剩,不能确保抗拉强度 TS。

[0287] 此外,发明钢(钢 No. 6A)和比较钢(钢 No. 10A)的表层部与中心部的组织的异同例示于图 1 中。该图是光学显微镜观察的结果,纯白色的区域是铁素体,黑色的区域是硬质第二相。如该图所表明的,可确认到:在比较钢中,表层部的铁素体分率比中心部的高得多,相对于此,在发明钢中,表层部的铁素体分率与中心部为大致同程度。

[0288] [表 6]

[0289]

钢 No.	钢 种	制 造 No.	表层组织				中心部组织			全部组织的面积率				力学特性			力学特性偏差		
			α 面积率 $V\alpha s$ (%)	$\Delta V\alpha$ $=V\alpha s$ $-V\alpha c$ (%)	硬度 Hvs (Hv)	RHv $=Hvs$ $/Hvc$ (Hv)	α 面积率 $V\alpha c$ (%)	硬度 Hvc (Hv)	α (%)	硬 质 第二相 (%)	其他 组织 (%)	TS (MPa)	EL (%)	λ (%)	评 价	ΔTS (MPa)	ΔEL (%)	$\Delta \lambda$ (%)	评 价
1A	1	1	48	8	269	0.77	40	350	40	60	0	1009	14.4	46.7	○	3	1.2	4.8	○
2A		2	45	7	273	0.77	38	355	38	62	0	1006	13.2	51.5	○				
3A	27	3	52	15	264	0.74	37	357	37	63	0	1195	13.2	45.8	○				
4A		4	56	17	258	0.73	39	352	39	61	0	985	15.0	46.9	○				
5A		5	51	14	265	0.74	37	357	37	63	0	1027	15.0	46.0	○	210	1.8	1.1	×
6A		6	43	6	275	0.77	37	357	37	63	0	1074	13.7	44.6	○				
7A	27	7	41	5	278	0.77	36	360	36	64	0	1139	13.9	51.3	○	38	1.6	7.8	○
8A		8	40	4	279	0.78	36	360	36	64	0	1042	13.0	52.4	○				
9A		9	43	5	275	0.77	38	355	38	62	0	1077	14.6	46.2	○				
10A	27	10	53	15	262	0.74	38	355	38	62	0	995	15.5	56.9	○				
11A		11	81	22	261	0.75	39	350	39	61	0	1059	13.7	49.6	○				
12A		12	63	26	249	0.70	37	357	37	63	0	1106	13.1	40.2	○	111	2.4	16.7	×
13A		13	66	26	245	0.70	40	350	40	60	0	1013	14.2	47.4	○				
14A	27	14	38	2	282	0.78	36	360	36	64	0	1117	13.6	44.9	○				
15A	27	15	45	5	273	0.78	40	350	40	60	0	1016	14.7	45.5	○				
16A	27	16	80	25	227	0.73	55	312	55	45	0	911	17.0	61.4	×				
17A	27	17	45	3	273	0.79	42	345	42	58	0	1047	14.8	43.1	○				
18A	27	18	40	4	279	0.78	36	360	36	64	0	1092	13.5	47.1	○				
19A	27	19	78	24	229	0.73	54	315	54	46	0	968	15.7	48.0	×				
20A	27	20	51	6	265	0.79	45	337	45	55	0	1001	14.0	44.9	○				

(下划线: 本申请发明范围以外 一: 未评价 α : 铁素体 其他组织: 残留奥氏体 + 马氏体)

[0290] [表 7]
[0291]

(续表 6)

钢 No.	钢 种	制造 No.	表层部组织				中心部组织				全部组织的面积率				力学特性				力学特性偏差			
			α 面积率 V α s (%)	Δ V α = V α s - V α c (%)	硬度 Hvs (Hv)	RHv =Hvs /Hvc	α 面积率 V α c (%)	硬度 Hvc (Hv)	α (%)	硬质 第二相 (%)	其他 组织 (%)	TS (MPa)	EL (%)	λ (%)	评价	ΔTS (MPa)	ΔEL (%)	Δλ (%)	评价			
21A	27	21	20	3	306	0.81	17	377	17	83	0	1248	12.4	55.5	×	—	—	—	—			
22A	27	22	39	2	281	0.83	37	340	37	56	7	1026	16.4	21.1	×	—	—	—	—			
23A	27	23	41	5	278	0.77	36	360	36	64	0	1121	15.0	48.3	○	—	—	—	—			
24A	27	24	42	4	277	0.85	38	327	38	51	11	999	17.2	23.7	×	—	—	—	—			
25A	27	25	40	4	279	0.78	36	360	36	64	0	1121	14.4	46.8	○	—	—	—	—			
26A	27	26	40	3	324	0.74	37	440	37	63	0	1390	12.1	32.0	×	58	2.1	14	×			
27A	27	27	40	2	336	0.88	38	384	38	62	0	1192	13.1	45.2	○	—	—	—	—			
28A	27	28	40	3	223	0.73	37	306	37	63	0	959	16.1	50.8	×	—	—	—	—			
29A	27	29	41	2	281	0.80	39	352	39	61	0	1090	14.3	48.5	○	—	—	—	—			
30A	27	30	40	2	279	0.79	38	355	38	62	0	1056	13.8	47.6	○	—	—	—	—			
31A	3	31	43	4	275	0.78	39	352	39	61	0	974	16.6	40.2	×	—	—	—	—			
32A	4	32	44	3	297	0.78	41	380	41	59	0	1166	13.8	43.1	○	1	0.3	1.8	○			
33A		48	8	279	0.76	40	365	40	60	0	1165	13.5	44.9	○								
34A	5	34	41	6	278	0.77	35	362	35	65	0	1179	13.4	44.3	○	52	0.3	2.0	○			
35A		41	5	278	0.77	36	360	36	64	0	1131	13.7	46.3	○								
36A	6	36	18	2	308	0.81	16	379	16	84	0	1114	12.5	36.6	×	—	—	—	—			
37A	7	37	42	3	277	0.79	39	352	39	61	0	1140	13.2	46.4	○	11	0.1	5.1	○			
38A		44	5	274	0.78	39	352	39	61	0	1129	13.1	51.5	○								
39A	8	39	42	4	277	0.78	38	355	38	62	0	1059	13.4	43.9	○	46	0.1	0.4	○			
40A		40	4	279	0.78	36	360	36	64	0	1013	13.5	43.5	○								

（下划线：本申请发明范围以外 —：未评价 α：铁素体 其他组织：残留奥氏体+马氏体）

(下划线: 本申请发明范围以外 —: 未评价 α : 铁素体 其他组织: 残留奥氏体 + 马氏体)

[0292]

[表 8]

[0293]

(续表 7)

钢 No.	钢 种	制造 No.	表层部组织				中心部组织			全部组织的面积率				力学特性				力学特性偏差			
			α 面积率 V α s (%)	Δ V α s = V α s - V α c (%)	硬度 Hvs (Hv)	RHv =Hvs /Hvc	α 面积率 V α c (%)	硬度 Hvc (Hv)	α (%)	硬 质 第 二 相 (%)	其 他 组 织 (%)	TS (MPa)	EL (%)	λ (%)	评 价	ΔTS (MPa)	ΔEL (%)	Δ λ (%)	评 价		
41A	9	41	41	4	278	0.78	37	357	40	60	0	981	15.6	52.1	○	34	1.4	1.2	○		
42A		42	41	4	278	0.78	37	357	38	62	0	1015	14.2	50.9	○						
43A	10	43	49	5	289	0.78	44	371	37	63	0	1257	13.0	44.7	○	51	0.2	2.2	○		
44A		44	47	4	305	0.80	43	383	39	61	0	1206	13.2	46.9	○						
45A	11	45	42	4	277	0.78	38	355	37	63	0	1130	13.4	48.7	○	84	1.2	1.1	○		
46A		46	44	5	264	0.78	39	338	37	63	0	1046	14.6	49.8	○						
47A	12	47	45	3	273	0.79	42	345	36	64	0	1088	13.7	50.6	○	82	1.5	1.7	○		
48A		48	44	1	285	0.80	43	357	36	64	0	1006	15.2	48.9	○						
49A	13	49	45	5	273	0.78	40	350	38	62	0	999	14.1	48.6	○	14	0.2	0.1	○		
50A		50	46	4	272	0.79	42	345	38	62	0	985	14.3	48.7	○						
51A	14	51	55	7	260	0.79	48	330	39	61	0	781	18.0	45.0	×	—	—	—	—		
52A	15	52	18	2	308	0.82	16	375	37	63	0	1071	11.6	35.9	×	—	—	—	—		
53A	16	53	94	2	208	0.95	92	220	40	60	0	639	28.1	67.8	×	—	—	—	—		
54A	17	54	49	4	316	0.84	45	378	36	64	0	1181	14.4	48.0	○	61	0.3	5.0	○		
55A		55	47	4	305	0.80	43	383	40	60	0	1120	14.7	43.0	○						
56A	18	56	31	6	279	0.76	25	369	55	45	0	1118	13.5	46.6	○	15	1.0	1.0	○		
57A		57	30	4	280	0.76	26	367	42	58	0	1103	14.5	45.6	○						
58A	19	58	32	4	335	0.87	28	384	36	64	0	1131	14.7	42.3	○	26	1.3	9.8	○		
59A		59	35	6	313	0.83	29	377	54	46	0	1157	13.4	52.1	○	—	—	—	—		
60A	20	60	30	4	293	0.78	26	374	45	55	0	1102	14.3	50.0	○	—	—	—	—		

(下划线: 本申请发明范围以外 —: 未评价 α: 铁素体 其他组织: 残留奥氏体+马氏体)

[0294] [表 9]
[0295]

钢种 No.	制造 No.	表层部组织				中心部组织		全部组织的面积率			力学特性			力学特性偏差		
		α 面积率 $V\alpha s$ (%)	$\Delta V\alpha s$ $=V\alpha s - V\alpha c$ (%)	硬度 Hvs	RHv $=Hvs/Hvc$	α 面积率 $V\alpha c$ (%)	硬度 Hvc	α (%)	硬质 第二相 (%)	其他 组织 (%)	TS (MPa)	EL (%)	ΔEL (%)	ΔTS (MPa)	ΔEL (%)	评价
61A	21	32	5	290	0.78	27	372	27	73	0	1087	13.4	42.2	—	—	—
62A	22	37	5	283	0.79	32	359	32	68	0	1019	13.4	45.5	—	—	—
63A	23	34	4	287	0.77	30	374	30	70	0	1097	13.9	47.2	—	—	—
64A	24	35	3	286	0.78	32	369	32	68	0	1033	14.1	45.2	—	—	—
65A	25	34	5	276	0.77	29	360	29	71	0	1087	13.1	49.1	—	—	—
66A	26	46	4	294	0.78	42	377	42	58	0	1161	13.5	44.9	—	—	—
67A	27	33	3	289	0.77	30	374	30	70	0	1141	13.4	48.7	—	—	—
68A	28	45	5	309	0.81	40	383	40	60	0	1137	13.1	48.5	—	—	—
69A	29	49	8	289	0.76	41	380	41	59	0	1117	13.4	47.7	—	—	—
70A	30	45	8	273	0.76	37	357	37	63	0	1013	13.3	43.7	—	—	—
71A	31	46	3	282	0.79	43	357	43	57	0	1113	15.6	49.4	—	—	—
72A	32	43	3	275	0.79	40	350	40	60	0	1194	14.9	44.8	—	—	—
73A	33	43	5	275	0.77	38	355	38	62	0	1045	13.1	47.9	—	—	—
74A	34	42	3	267	0.79	39	338	39	61	0	1073	15.9	50.3	—	—	—
75A	35	45	5	273	0.78	40	350	40	60	0	1093	13.0	43.7	—	—	—
76A	36	46	3	282	0.79	43	357	43	57	0	1128	15.1	44.9	—	—	—
77A	37	40	2	269	0.79	38	340	38	62	0	1087	14.3	47.1	—	—	—
78A	38	24	2	300	0.78	22	384	22	78	0	1158	13.6	45.5	—	—	—
79A	39	45	4	284	0.78	41	363	41	59	0	1018	14.2	48.5	—	—	—
80A	40	43	5	275	0.77	38	355	38	62	0	1031	13.5	45.0	—	—	—

(下划线: 本申请发明范围以外 —: 未评价 α : 铁素体 其他组织: 残留奥氏体 + 马氏体)

[0296] [实施例 2]: 解决所述课题 2 的本申请发明的实施例

[0297] 按照表 10 和表 11 所示的方式熔炼各种成分的钢, 制成厚度 120mm 的钢锭。对其进行热轧达到厚度 25mm 后, 以下述表 12 和表 13 所示的各种制造条件, 通过再度热轧而成为厚度 3.2mm, 对其进行酸洗后, 再冷轧至厚度 1.6mm, 其后实施热处理。

[0298] 还有, 表 10 中的 Ac1 和 Ac3 的值根据与所述实施例 1 同样的算式求得。

[0299] [表 10]

[0300]

钢种	化学成分(质量%) [余量: 铁和不可避免的杂质]								Ac1 (°C)	Ac3 (°C)	(Ac1+ Ac3)/2 (°C)
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	其他			
101	0.18	1.43	1.48	0.035	0.002	0.039	0.0084	Ca:0.0008	749	888	818
102	0.13	1.29	1.84	0.002	0.004	0.079	0.0042	Ca:0.0011	741	894	818
103	0.17	1.38	2.08	0.003	0.002	0.040	0.0049	—	741	888	814
104	0.18	1.37	1.86	0.002	0.001	0.036	0.0049	Mg:0.0015	743	885	814
105	0.17	1.30	2.07	0.003	0.002	0.035	0.0032	Ni:0.08	737	883	810
106	0.15	1.22	1.60	0.003	0.008	0.035	0.0045	Mo:0.74, Ca:0.0004	741	909	825
107	0.16	1.20	1.88	0.005	0.018	0.032	0.0043	Cu:0.09, Ca:0.0009	738	882	810
108	0.10	0.78	1.37	0.002	0.001	0.039	0.0045	—	731	881	806
109	0.15	1.33	1.57	0.002	0.006	0.037	0.0039	Ca:0.0007	745	891	818
110	0.27	1.89	0.59	0.004	0.002	0.043	0.0054	Cu:0.52	772	889	830
111	0.19	1.33	3.91	0.008	0.006	0.038	0.0032	Ca:0.0007	720	881	800
112	0.15	1.27	5.24	0.002	0.001	0.012	0.0048	—	704	888	796
113	0.16	1.26	1.84	0.002	0.003	0.035	0.0072	—	740	885	813
114	0.13	1.40	1.92	0.001	0.004	0.037	0.0041	Ca:0.0003, Li:0.0009	743	899	821
115	0.17	1.29	0.38	0.010	0.004	0.042	0.0041	Mo:0.55, Ca:0.0011	756	901	829
116	0.17	1.31	1.61	0.001	0.004	0.037	0.0042	Ni:0.36, Ca:0.0005	738	879	809
117	0.07	0.56	1.97	0.001	0.001	0.065	0.0032	REM:0.0006	718	881	800
118	0.12	1.20	1.72	0.018	0.015	0.047	0.0063	Ca:0.0008	740	893	816
119	0.34	1.37	1.81	0.001	0.001	0.047	0.0043	—	744	853	798
120	0.16	1.23	1.17	0.002	0.005	0.044	0.0039	Li:0.0021	746	884	815
121	0.24	2.52	1.80	0.006	0.005	0.046	0.0008	Cr:0.26, Ca:0.0012	781	923	852
122	0.16	1.22	1.80	0.003	0.004	0.046	0.0049	Cr:0.07, Ca:0.0006	740	883	812
123	0.11	0.95	1.42	0.002	0.003	0.039	0.0047	Ca:0.0009, REM:0.0013	735	885	810
124	0.15	1.42	1.54	0.003	0.004	0.092	0.0044	Cu:0.88, Ni:0.56, Ca:0.0008	738	886	812
125	0.15	1.17	2.09	0.001	0.005	0.031	0.0048	—	735	884	809
126	0.20	1.68	2.12	0.014	0.003	0.053	0.0046	—	749	894	822

[0301] (下划线:本申请发明范围以外-:低于检测极限)

[0302] [表 11]

[0303] (接表 10)

[0304]

钢种	化学成分(质量%) [余量: 铁和不可避免的杂质]								Ac1 (°C)	Ac3 (°C)	(Ac1+ Ac3)/2 (°C)
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	其他			
127	0.14	1.31	1.52	0.001	0.004	0.034	0.0043	—	745	893	819
128	0.17	2.07	2.14	0.023	0.005	0.033	0.0041	Cr:0.69, Ca:0.0014	772	919	845
129	0.18	3.19	1.42	0.002	0.002	0.044	0.0027	—	801	966	884
130	0.23	1.19	1.87	0.002	0.002	0.025	0.0041	—	738	866	802
131	0.13	1.27	2.55	0.007	0.010	0.041	0.0015	Li:0.0005	733	894	813
132	0.14	1.16	1.57	0.003	0.001	0.039	0.0030	—	740	886	813
133	0.18	1.28	1.50	0.001	0.004	0.036	0.0029	Mo:0.05, Ca:0.0015	744	883	813
134	0.02	1.26	2.13	0.003	0.002	0.044	0.0028	—	737	938	837
135	0.17	1.19	1.61	0.003	0.005	0.046	0.0033	Ca:0.0003, Mg:0.0004	740	879	810
136	0.12	0.16	0.85	0.003	0.012	0.043	0.0054	Ca:0.0006, Mg:0.0009	719	847	783
137	0.13	1.32	3.45	0.003	0.004	0.037	0.0052	—	724	896	810
138	0.14	1.23	1.83	0.003	0.001	0.043	0.0089	Mo:0.18	739	895	817
139	0.12	1.26	0.08	0.001	0.002	0.032	0.0037	—	759	896	827
140	0.13	1.35	1.60	0.002	0.001	0.032	0.0036	—	745	897	821

[0305] (下划线:本申请发明范围以外-:低于检测极限)

[0306] [表 12]

[0307]

制造 No.	热轧条件	冷轧条件	退火条件						回火条件	
	卷取温度 (°C)	冷轧率 (%)	退火 温度 (°C)	退火 保持 时间 (s)	缓冷 速度 (°C/s)	缓冷 结束 温度 (°C)	急冷 速度 (°C/s)	急冷 结束 温度 (°C)	回火 温度 (°C)	回火 保持 时间 (s)
101	650	50	850	120	10	650	75	60	450	300
102	650	50	850	120	10	650	75	60	400	300
103	500	50	850	120	10	600	75	60	450	300
104	600	50	850	120	10	600	75	60	450	300
105	700	50	850	120	10	600	75	60	450	300
106	800	50	850	120	10	600	75	60	450	300
107	650	70	850	120	10	600	75	60	450	300
108	650	50	775	120	10	600	75	60	450	300
109	650	50	825	120	10	600	75	60	450	300
110	650	50	875	120	10	600	75	60	450	300
111	650	50	925	120	10	600	75	60	450	300
112	650	50	850	90	10	600	75	60	450	300
113	650	50	850	900	10	600	75	60	450	300
114	650	50	850	120	0.5	600	75	60	450	300
115	650	50	850	120	5	600	75	60	450	300
116	650	50	850	120	20	600	75	60	450	300
117	650	50	850	120	10	450	75	60	450	300
118	650	50	850	120	10	550	75	60	450	300
119	650	50	850	120	10	750	75	60	450	300
120	650	50	850	120	10	600	15	60	450	300
121	650	50	850	120	10	600	150	60	450	300
122	650	50	850	120	10	600	75	300	450	300
123	650	50	850	120	10	600	75	10	300	300
124	650	50	850	120	10	600	75	60	350	300
125	650	50	850	120	10	600	75	60	50	300
126	650	50	850	120	10	600	75	60	450	90
127	650	50	850	120	10	600	75	60	450	900
128	650	50	840	120	10	600	75	60	450	300
129	650	45	860	120	10	625	105	60	450	200
130	625	50	870	120	8	650	75	60	425	300
131	650	40	850	120	12	600	90	60	475	300
132	650	50	840	120	10	650	75	30	375	450

[0308] (下划线:本申请发明范围以外)

[0309] [表 13]

[0310] (接表 12)

[0311]

制造 No.	热轧条件	冷轧条件	退火条件						回火条件	
	卷取温度 (°C)	冷轧率 (%)	退火 温度 (°C)	退火 保持 时间 (s)	缓冷 速度 (°C/s)	缓冷 结束 温度 (°C)	急冷 速度 (°C/s)	急冷 结束 温度 (°C)	回火 温度 (°C)	回火 保持 时间 (s)
133	675	50	830	120	10	625	90	60	400	300
134	650	50	850	150	12	600	75	100	450	300
135	650	50	840	120	12	650	90	60	475	300
136	650	50	850	120	10	675	75	60	450	200
137	625	50	850	120	15	650	75	60	475	300
138	650	50	860	120	10	625	75	60	400	300
139	675	40	860	120	8	625	90	60	425	300
140	650	45	850	150	10	650	105	60	450	300
141	675	50	850	120	12	650	75	60	350	450
142	650	50	840	120	15	650	90	60	375	300
143	650	50	825	120	10	625	75	60	450	300
144	675	50	850	120	10	650	60	60	450	300
145	625	50	870	120	15	675	75	60	500	200
146	650	50	850	120	10	675	90	60	425	300
147	650	50	860	150	12	650	75	60	375	450
148	675	50	850	120	10	625	75	60	450	300
149	650	45	850	120	10	625	75	80	400	300
150	625	50	860	120	10	650	90	60	425	200
151	650	50	860	120	8	625	75	60	400	300
152	650	50	870	120	12	675	75	60	425	300
153	650	50	900	120	15	650	60	60	450	300
154	650	50	840	120	12	625	90	60	475	450
155	625	50	830	120	10	600	75	60	400	300
156	650	50	850	150	12	650	75	60	425	450
157	650	50	850	120	8	650	60	80	425	200
158	650	50	870	120	10	650	105	60	450	300
159	650	50	840	120	10	600	105	60	450	300
160	675	50	825	120	10	650	90	60	400	300
161	625	45	850	120	10	650	75	60	425	300
162	650	45	860	150	10	600	60	80	400	300
163	650	50	850	120	12	650	75	60	425	300
164	650	50	850	120	10	650	75	60	400	300

[0312] (下划线:本申请发明范围以外)

[0313] 对于热处理后的各钢板,根据上述[具体实施方式]一项中说明的测定方法,测定钢板厚度全体中的各相的面积率、钢板表层部和中心部的铁素体的面积率、以及钢板表层部的铁素体的平均粒径。

[0314] 另外,对于上述热处理后的各钢板,测定抗拉强度TS、延伸率EL、延伸凸缘性 λ 和极限弯曲半径R,据此评价各钢板的特性。

[0315] 具体来说,对于热处理后的钢板的特性而言,满足 $780\text{MPa} \leq \text{TS} < 980\text{MPa}$ 、 $\text{EL} \geq 13\%$ 、 $\lambda \geq 40\%$ 、 $R \leq 1.5\text{mm}$ 全部的样品和满足 $\text{TS} \geq 1180\text{MPa}$ 、 $\text{EL} \geq 10\%$ 、 $\lambda \geq 30\%$ 、 $R \leq 2.5\text{mm}$ 全部的样品为合格(○),满足 $980\text{MPa} \leq \text{TS} < 1180\text{MPa}$ 、 $\text{EL} \geq 15\%$ 、 $\lambda \geq 50\%$ 、 $R \leq 1.0\text{mm}$ 全部的样品和满足 $\text{TS} \geq 1180\text{MPa}$ 、 $\text{EL} \geq 12\%$ 、 $\lambda \geq 40\%$ 、 $R \leq 2.0\text{mm}$ 全部的样品为特别优异(◎),其以外的样品为不合格(×)。

[0316] 还有,对于抗拉强度 TS 和延伸率 EL 而言,是在与轧制方向成垂直方向上取长轴,制成 JIS Z 2201 所述的 5 号试验片,遵循 JIS Z 2241 进行测定。

[0317] 另外,对于延伸凸缘性 λ 而言,是遵照铁联标准 JFST1001,实施扩孔试验而进行扩孔率的测定,将其作为延伸凸缘性。

[0318] 另外,对于极限弯曲半径 R 而言,是以相对于轧制方向垂直的方向为纵长方向(弯曲脊线与轧制方向一致)的方式制作 JIS Z 2204 所述的 1 号试验片,依据 JIS Z 2248 进行 V 形弯曲试验。冲模和冲头的角度为 60° ,以 0.5mm 为单位改变冲头的前端半径而进行弯曲试验,求得能够不使龟裂发生而进行弯曲的冲头前端半径,作为极限弯曲半径 R。

[0319] 测定结果示于表 14 和表 15 中。

[0320] 由这些些表可知,钢 No. 1B、2B、4B、5B、9B、10B、12B、13B、15B、16B、18B、21B、23B ~ 35B、37B ~ 42B、44B ~ 52B、54B ~ 57B、59B ~ 62B、64B 是全部满足本发明的要件的发明钢。任意一个发明钢均能够得到不仅抗拉强度、延伸率、延伸凸缘性优异,而且弯曲性也优异的冷轧钢板。

[0321] 相对于此,不满足本申请发明的某一要件的比较钢分别具有如下的问题。

[0322] 钢 No. 3B 因为卷取温度过低,所以不能使表层部的铁素体分率增加,弯曲性 R 达不到合格标准。

[0323] 另一方面,钢 No. 6B 因为卷取温度过高,所以表层部的铁素体晶粒粗大化,弯曲性 R 仍然达不到合格标准。

[0324] 钢 No. 7B 因为冷轧率过高,所以大量的应变被导入到内部(中心部),表层部与内部的铁素体分率丧失差异,弯曲性 R 达不到合格标准。

[0325] 钢 No. 8B 因为退火温度过低,所以表层部与内部的铁素体分率丧失差异,铁素体晶粒也粗大化,弯曲性 R 达不到合格标准。

[0326] 另一方面,钢 No. 11B 因为退火温度过高,所以伴随脱碳而来的表层部的铁素体分率的过度的增加,发生铁素体晶粒的粗大化,弯曲性 R 仍然达不到合格标准。

[0327] 钢 No. 14B 因为缓冷速度过低,所以表层部、内部均发生铁素体过度生长,不仅弯曲性 R 达不到合格标准,而且也不能确保抗拉强度 TS。

[0328] 钢 No. 17B 因为缓冷结束温度过低,所以铁素体过度生成而铁素体分率变得过剩,不仅弯曲性 R 达不到合格标准,而且也不能确保抗拉强度 TS。

[0329] 另一方面,钢 No. 19B 因为缓冷结束温度过高,所以铁素体未充分生成,铁素体分率不足,不仅弯曲性 R 达不到合格标准,而且也不能确保延伸率 EL。

[0330] 钢 No. 20B 因为急冷速度过低,所以生成其他组织(主要残留奥氏体),不能确保延伸凸缘性 λ 。

[0331] 钢 No. 22B 因为急冷结束温度过高,所以生成其他组织(主要是残留奥氏体),不能确保延伸凸缘性 λ 。

[0332] 钢 No. 36B 因为 Mn 量过多,所以铁素体相变的抑制、淬火性的上升等导致铁素体分率不足,不仅弯曲性 R 达不到合格标准,而且不能确保延伸率 EL、延伸凸缘性 λ 。

[0333] 钢 No. 43B 因为 C 量过多,所以与钢 No. 36 同样,由于铁素体相变的抑制、淬火性的上升等导致铁素体分率不足,不仅弯曲性 R 达不到合格标准,而且不能确保延伸率 EL、延伸凸缘性 λ 。

[0334] 钢 No. 53B 因为 Si 量过多, 所以铁素体过度固溶强化而延展性受损, 不仅弯曲性 R 达不到合格标准, 而且不能确保延伸率 EL、延伸凸缘性 λ 。

[0335] 钢 No. 58B 与钢 No. 43B 相反, 因为 C 量过少, 所以铁素体分率过剩, 不能确保抗拉强度 TS。

[0336] 钢 No. 63B 因为 Mn 量过少, 所以铁素体的固溶强化不足, 不能确保抗拉强度 TS。

[0337] 此外, 发明钢 (钢 No. 5B) 与比较钢 (钢 No. 11B) 的表层部和中心部的铁素体晶粒的分布状态例示于图 2 中。该图是光学显微镜观察的结果, 纯白色的区域是铁素体晶粒, 黑色的区域是硬质第二相。如该图所表明的, 可确认到: 在比较钢中, 在其表层部存在粗大化的铁素体晶粒, 并且铁素体分率比中心部高得多, 相对于此, 在发明钢中, 在其表层部存在微细的铁素体晶粒, 并且铁素体分率为比中心部稍高的程度。

[0338] [表 14]

[0339]

钢 No.	钢种	制造 No.	表层部组织			中心部组织	全部组织的面积率			力学特性				
			α 面积率 $V_{\alpha s}$ (%)	α 平均粒径 (μm)	$\Delta V_{\alpha} = V_{\alpha s} - V_{\alpha c}$ (%)	α 面积率 $V_{\alpha c}$ (%)	α (%)	硬质第二相 (%)	其他组织 (%)	TS (MPa)	EL (%)	λ (%)	R (mm)	评价
1B	191	101	60	7	21	39	40	60	0	1097	15.0	58.6	0.5	◎
2B	102	102	66	6	22	44	45	55	0	1055	14.5	61.2	0.0	○
3B	103	103	48	6	8	40	40	60	0	1078	15.2	55.4	2.0	×
4B	103	104	53	6	12	41	41	59	0	1062	15.1	52.1	1.0	◎
5B	103	105	65	9	25	40	41	59	0	1065	14.8	54.6	1.0	○
6B	103	106	73	12	31	42	43	57	0	1071	15.6	49.5	2.5	×
7B	103	107	40	5	4	36	36	64	0	1105	14.2	56.7	2.0	×
8B	103	108	47	15	6	41	41	59	0	1056	15.8	43.2	3.0	×
9B	103	109	58	8	18	40	41	59	0	1062	15.2	54.8	1.0	◎
10B	103	110	77	7	36	41	43	57	0	1078	15.0	62.4	0.5	◎
11B	103	111	93	14	55	38	41	59	0	1098	12.8	45.7	2.5	×
12B	103	112	65	7	25	40	41	59	0	1087	14.8	58.1	1.5	○
13B	103	113	76	6	35	41	43	57	0	1012	15.9	52.4	1.0	◎
14B	103	114	97	15	45	52	54	46	0	932	17.7	72.5	0.0	×
15B	103	115	79	9	36	43	45	55	0	1023	15.8	54.4	0.5	◎
16B	103	116	63	6	25	38	39	61	0	1070	14.9	64.5	1.5	○
17B	103	117	82	9	31	51	52	48	0	945	16.3	72.5	0.5	×
18B	103	118	74	7	30	44	45	55	0	999	16.0	65.5	0.5	◎
19B	103	119	43	8	25	18	19	81	0	1151	9.3	75.4	3.5	×
20B	103	120	67	8	29	38	39	55	6	1059	18.2	21.1	1.0	×
21B	103	121	70	7	31	39	40	60	0	1060	15.1	52.8	1.0	◎
22B	103	122	60	8	20	40	41	49	10	1085	18.5	16.9	1.0	×
23B	103	123	60	7	21	39	40	60	0	1258	10.4	30.7	2.0	○
24B	103	124	65	7	25	40	41	59	0	1141	13.1	43.4	1.5	○
25B	103	125	57	7	18	39	40	60	0	974	16.9	68.7	0.5	○
26B	103	126	63	6	22	41	42	58	0	1088	14.3	49.9	1.5	○
27B	103	127	68	7	28	40	41	59	0	1032	15.7	58.6	1.0	◎
28B	104	128	63	8	25	38	39	61	0	1075	15.0	59.8	1.0	◎
29B	105	129	51	7	15	36	36	64	0	1064	15.1	60.8	1.0	◎
30B	106	130	59	5	23	36	37	63	0	1050	14.9	59.3	0.0	○
31B	107	131	71	7	29	42	43	57	0	1069	14.8	63.2	0.0	○
32B	108	132	74	8	26	48	49	51	0	1023	16.7	51.8	0.5	◎

[0340] (下划线: 本申请发明范围以外 α : 铁素体其他组织: 残留奥氏体 + 马氏体)

[0341] [表 15]

[0342] (接表 14)

[0343]

钢 No.	钢种	制造 No.	表层部组织			中心部 组织	全部组织的面积率			力学特性				
			α 面积率 $V_{\alpha s}$ (%)	α 平均 粒径 (μm)	ΔV_{α} $=V_{\alpha s}$ $-V_{\alpha c}$ (%)	α 面积率 $V_{\alpha c}$ (%)	α (%)	硬质 第二相 (%)	其他 组织 (%)	TS (MPa)	δ (%)	λ (%)	R (mm)	评价
33B	109	133	65	7	22	43	44	56	0	1051	15.0	56.6	1.0	◎
34B	110	134	51	5	21	30	31	69	0	1195	13.6	42.7	0.0	◎
35B	111	135	56	6	16	40	41	59	0	1087	15.0	61.9	0.5	◎
36B	112	136	29	7	12	17	17	83	0	1325	8.1	22.1	3.5	×
37B	113	137	65	6	24	41	42	58	0	1058	15.7	60.8	0.5	◎
38B	114	138	66	8	21	45	46	54	0	1045	15.8	58.7	0.0	◎
39B	115	139	83	4	35	48	49	51	0	989	15.8	55.1	0.0	◎
40B	116	140	65	7	24	41	42	58	0	1075	15.5	65.4	0.5	◎
41B	117	141	77	9	30	47	48	52	0	983	18.4	58.9	0.0	◎
42B	118	142	72	8	28	44	45	55	0	1062	15.7	51.4	0.5	◎
43B	119	143	36	5	20	16	17	83	0	1319	8.5	29.1	4.5	×
44B	120	144	67	8	22	45	46	54	0	997	15.0	56.3	1.0	◎
45B	121	145	37	7	12	25	25	75	0	1285	13.5	41.9	1.0	◎
46B	122	146	63	8	25	38	39	61	0	1058	15.0	60.2	0.5	◎
47B	123	147	77	8	31	46	47	53	0	1029	15.1	52.3	1.0	◎
48B	124	148	66	8	26	40	41	59	0	1044	15.7	56.5	1.0	◎
49B	125	149	69	7	30	39	40	60	0	1106	15.0	53.8	1.0	◎
50B	126	150	52	8	23	29	30	70	0	1097	15.5	62.4	0.5	◎
51B	127	151	64	6	21	43	44	56	0	1049	15.2	63.1	0.5	◎
52B	128	152	63	7	23	40	41	59	0	1201	13.4	40.7	0.0	◎
53B	129	153	53	6	15	38	38	62	0	1285	10.2	35.6	3.5	×
54B	130	154	47	8	18	29	30	70	0	1181	14.3	49.1	1.5	◎
55B	131	155	63	7	20	43	44	56	0	1129	15.2	56.1	1.0	◎
56B	132	156	66	6	24	42	43	57	0	1045	15.1	60.0	1.0	◎
57B	133	157	59	8	21	38	39	61	0	1086	16.0	53.5	0.0	◎
58B	134	158	99	16	5	94	94	6	0	658	28.1	89.5	0.0	×
59B	135	159	59	6	20	39	40	60	0	1078	15.5	58.7	0.5	◎
60B	136	160	79	7	34	45	47	53	0	995	15.4	52.5	1.0	◎
61B	137	161	57	8	17	40	41	59	0	1219	13.0	40.2	1.0	◎
62B	138	162	66	5	24	42	43	57	0	1039	15.0	59.9	0.0	◎
63B	139	163	85	9	39	46	48	52	0	889	18.8	72.5	0.0	×
64B	140	164	69	7	26	43	44	56	0	1039	15.2	61.4	0.5	◎

[0344] (下划线:本申请发明范围以外 α :铁索体其他组织:残留奥氏体+马氏体)

[0345] 详细地并参照特定的实施方式说明了本发明,但能够不脱离本发明的精神和范围施加各种各样的变更和修正,这对本领域技术人员来说是明确的。

[0346] 本申请基于2012年5月31日申请的日本专利申请(专利申请2012-124207)、2012年5月31日申请的日本专利申请(专利申请2012-124208),其内容在此参照并援引。

[0347] 产业上的可利用性

[0348] 本发明作为汽车部件用的冷轧钢板是有用的。

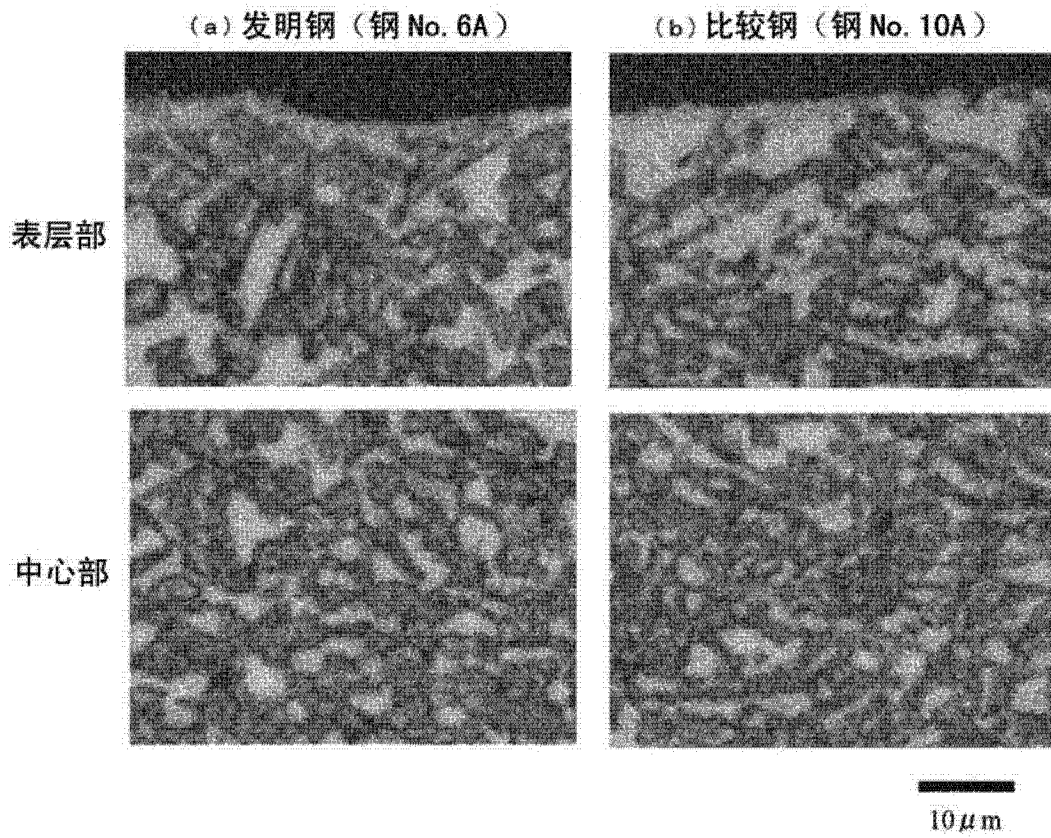


图 1

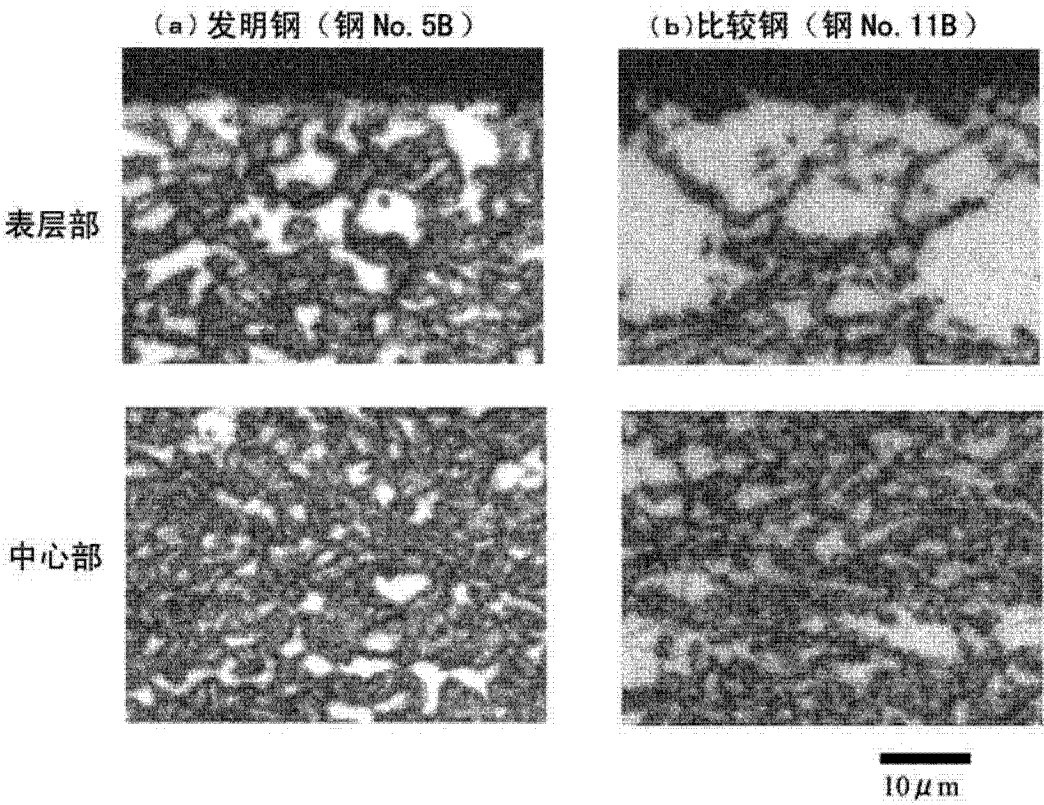


图 2