

(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 101696483 B

(45) 授权公告日 2013.06.12

(21) 申请号 200910207344.9

B21B 3/00 (2006.01)

(22) 申请日 2006.01.12

C21D 8/02 (2006.01)

(30) 优先权数据

C21D 9/46 (2006.01)

010210/2005 2005.01.18 JP

C23C 2/06 (2006.01)

(62) 分案原申请数据

200680002431.5 2006.01.12

(56) 对比文件

(73) 专利权人 新日铁住金株式会社

地址 日本东京

JP 11092859 A, 1999.04.06, 全文.

JP 2000239791 A, 2000.09.05, 全文.

JP 2001152254 A, 2001.06.05, 全文.

JP 2002030385 A, 2002.01.31, 全文.

CN 1431059 A, 2003.07.23, 全文.

(72) 发明人 横井龙雄 山田彻哉 田崎文规

审查员 吕哲

(74) 专利代理机构 永新专利商标代理有限公司

72002

代理人 陈建全

(51) Int. Cl.

C22C 38/12 (2006.01)

C22C 38/58 (2006.01)

B21B 1/26 (2006.01)

权利要求书1页 说明书15页 附图2页

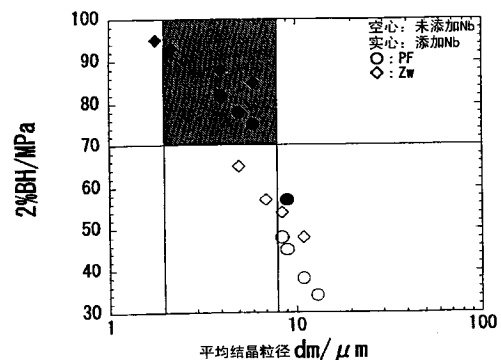
(54) 发明名称

加工性优异的烘烤硬化型热轧钢板及其制造方法

(57) 摘要

本发明提供一种烘烤硬化型热轧钢板,其以质量%计含有C = 0.01 ~ 0.2%、Si = 0.01 ~ 2%、Mn = 0.1 ~ 2%、P ≤ 0.1%、S ≤ 0.03%、Al = 0.001 ~ 0.1%、N ≤ 0.01%、Nb = 0.005 ~ 0.05%,余量由Fe及不可避免的杂质构成;显微组织是平均粒径为2 μm ~ 8 μm的多边形铁素体和/或连续冷却相变组织,固溶C和/或固溶N的晶界存在比在0.28以下。该热轧钢板的制造方法是,将具有上述成分的钢坯加热到满足式(A): SRT(°C) = 6670 / {2.26 - log(% Nb) (% C)} - 273 的温度以上,接着将所述加热后的钢坯粗轧,按结束温度在Ar₃相变点温度以上且(Ar₃相变点温度 + 100°C)以下的温度区的条件精轧,从冷却开始到500°C以下的温度区按80°C / 秒以上的冷却速度冷却,然后卷取。

CN 101696483 B



1. 一种烘烤硬化型热轧钢板,其特征在于,以质量%计含有 $C = 0.01 \sim 0.2\%$ 、 $Si = 0.01 \sim 2\%$ 、 $Mn = 0.1 \sim 2\%$ 、 $P \leq 0.1\%$ 、 $S \leq 0.03\%$ 、 $Al = 0.001 \sim 0.1\%$ 、 $N \leq 0.01\%$ 和 $Nb = 0.005 \sim 0.05\%$,余量由 Fe 及不可避免的杂质构成;显微组织是平均粒径为 $2\mu m \sim 8\mu m$ 的连续冷却相变组织、或者由多边形铁素体和连续冷却相变组织构成的平均粒径为 $2\mu m \sim 8\mu m$ 的组织,所述连续冷却相变组织由贝氏体铁素体、粒状贝氏体铁素体、准多边形铁素体、残留奥氏体和马氏体—奥氏体构成,其中残留奥氏体和马氏体—奥氏体的总量为 3% 以下,固溶 C 和 / 或固溶 N 的晶界存在比在 0.28 以下,所述固溶 C 和 / 或固溶 N 的晶界存在比为用在晶界中存在的固溶 C 和 / 或固溶 N 的总量除以固溶 C 和 / 或固溶 N 的总量而得出的值。

2. 如权利要求 1 所述的烘烤硬化型热轧钢板,其特征在于,以质量%计还含有 $Ti = 0.001 \sim 0.02\%$ 、 $B = 0.0002 \sim 0.002\%$ 、 $Cu = 0.2 \sim 1.2\%$ 、 $Ni = 0.1 \sim 0.6\%$ 、 $Mo = 0.05 \sim 1\%$ 、 $V = 0.02 \sim 0.2\%$ 和 $Cr = 0.01 \sim 1\%$ 中的一种或二种以上。

3. 如权利要求 1 所述的烘烤硬化型热轧钢板,其特征在于,以质量%计还含有 $Ca = 0.0005 \sim 0.005\%$ 和 $REM = 0.0005 \sim 0.02\%$ 中的一种或二种。

4. 如权利要求 1 所述的烘烤硬化型热轧钢板,其特征在于,实施了镀锌。

5. 权利要求 1 所述的烘烤硬化型热轧钢板的制造方法,其特征在于,将钢坯加热到满足下述式(A)的温度以上,接着进行热轧,其中所述钢坯以质量%计含有 $C = 0.01 \sim 0.2\%$ 、 $Si = 0.01 \sim 2\%$ 、 $Mn = 0.1 \sim 2\%$ 、 $P \leq 0.1\%$ 、 $S \leq 0.03\%$ 、 $Al = 0.001 \sim 0.1\%$ 、 $N \leq 0.01\%$ 和 $Nb = 0.005 \sim 0.05\%$,余量由 Fe 及不可避免的杂质构成;

在所述热轧中,将所述加热后的钢坯粗轧,形成粗轧条;

按结束温度在从 Ar_3 相变点温度到比 Ar_3 相变点温度高 $100^\circ C$ 的温度区的条件,将所述粗轧条精轧,形成轧制材;

从冷却开始到 $500^\circ C$ 以下的温度区按 $80^\circ C / 秒$ 以上的冷却速度冷却所述轧制材而形成热轧钢板,然后卷取;

$$SRT (^\circ C) = 6670 / \{2.26 - \log(\%Nb)(\%C)\} - 273 (A)。$$

6. 如权利要求 5 所述的烘烤硬化型热轧钢板的制造方法,其特征在于,将所述精轧的开始温度设定在 $1000^\circ C$ 以上。

7. 如权利要求 5 所述的烘烤硬化型热轧钢板的制造方法,其特征在于,在从所述粗轧结束到开始所述精轧的期间、和 / 或在所述精轧中,加热所述粗轧条。

8. 如权利要求 5 所述的烘烤硬化型热轧钢板的制造方法,其特征在于,在从所述粗轧结束到所述精轧开始的期间进行氧化皮清除。

9. 如权利要求 5 所述的烘烤硬化型热轧钢板的制造方法,其特征在于,将通过所述热轧得到的所述热轧钢板浸渍在镀锌浴中,对钢板表面镀锌。

10. 如权利要求 9 所述的烘烤硬化型热轧钢板的制造方法,其特征在于,在镀锌后,进行合金化处理。

加工性优异的烘烤硬化型热轧钢板及其制造方法

[0001] 本申请是申请日为 2006 年 1 月 12 日、申请号为 200680002431.5 (PCT 国际申请号为 PCT/JP2006/300263)、发明名称为“加工性优异的烘烤硬化型热轧钢板及其制造方法”的中国发明专利申请的分案申请。

技术领域

[0002] 本发明涉及加工性优异的烘烤硬化型热轧钢板及其制造方法。具体地说,涉及具有平均粒径为 $2\mu\text{m} \sim 8\mu\text{m}$ 的多边形铁素体和 / 或连续冷却相变组织的显微组织的钢板,由此,不仅即使是要求严格加工的部件也能够容易地成形,而且即使是具有 370 ~ 640MPa 级的抗拉强度的钢板,也能够通过由冲压导入变形和涂装烘烤处理而得到相当于采用 540 ~ 780MPa 级钢板时的设计强度的冲压件强度的钢板。

[0003] 本申请对 2005 年 1 月 18 日申请的日本专利申请第 2005-010210 号主张优先权,在此引用其内容。

背景技术

[0004] 近年来,因汽车的燃料费提高等,一直以轻量化为目的,推进 Al 合金等轻金属或高强度钢板在汽车部件中的应用。但是,Al 合金等轻金属虽具有比强度高的优点,但由于与钢相比价格非常高,所以其应用只限于特殊的用途。因此,为了更廉价且在更广泛的范围内推进汽车的轻量化,需要钢板的高强度化。

[0005] 由于材料的高强度化一般来说会使成形性(加工性)等材料特性劣化,因此如何在使材料特性劣化的情况下谋求高强度化,成为高强度钢板开发的关键。特别是作为内板部件、结构部件、行走部件用钢板所要求的特性,冲缘加工性(burring workability)、延展性、耐疲劳性及耐蚀性等是重要的,如何使高强度和这些特性以高水平均衡是重要的。

[0006] 这样,为了使高强度化和诸特性尤其是成形性兼备,公开了 TRIP 钢(例如,参照专利文献 1、2),其通过在钢的显微组织中含有残留奥氏体,从而在成形中出现 TRIP(Transformation Induced Plasticity;相变诱发塑性)现象,飞跃地提高了成形性(延展性及深拉深性)。

[0007] 但是,该技术在 590MPa 左右的强度水平下由于残留奥氏体的 TRIP 现象而显示出 30%左右的断裂伸长率和优异的深拉深性(LDR:极限深拉深系数)。但是,为了得到 370 ~ 540MPa 的强度范围的钢板,必然要减少 C、Si、Mn 等元素,如果将 C、Si、Mn 等元素降低到 370 ~ 540MPa 的强度范围的水平,则存在不能在室温下在显微组织中保留对得到 TRIP 现象所需的残留奥氏体的问题。此外,上述技术未考虑提高冲缘加工性。因此,现状是对于使用 270 ~ 340MPa 级左右的软钢板的部件来说,如果没有改善冲压现场的作业及设备的前提,则难以采用 590MPa 级以上的高强度钢板,从而当前使用 370 ~ 540MPa 级左右的钢板为更现实的解决方法。另一方面,对于实现汽车车体轻量化的降低尺寸规格的要求近年来日益高涨,如何以降低尺寸规格为前提来维持冲压件强度,是车体轻量化的课题。

[0008] 作为解决该课题的手段,提出了冲压成形时强度低且通过由冲压导入变形和后续

的烘烤涂装处理可提高冲压件的强度的BH(Bake Hardening ;烘烤硬化) 钢板。

[0009] 为提高烘烤硬化性,有效的方法是增加固溶C或固溶N,但另一方面,由于这些固溶元素的增加使常温下的时效劣化性变差,所以使烘烤硬化性和耐常温时效劣化兼备成为重要的技术。

[0010] 从以上的必要性考虑,公开了下述的技术(例如,参照专利文献3、4):通过增加固溶N来提高烘烤硬化性,且利用通过晶粒细化而增加的晶界面积的效果来抑制常温下的固溶C、N的扩散,从而使烘烤硬化性和耐常温时效劣化兼备。

[0011] 但是,晶粒细化有使冲压成形性劣化的顾虑。此外,在以行走部件、内板部件为对象时,尽管需要优异的冲缘加工性,但因显微组织是铁素体-珠光体,因而认为冲缘加工性不合适。

[0012] 专利文献1:特开2000-169935号公报

[0013] 专利文献2:特开2000-169936号公报

[0014] 专利文献3:特开平10-183301号公报

[0015] 专利文献4:特开平2000-297350号公报

发明内容

[0016] 因此,本发明提供一种具有优异的加工性并且在370~640MPa级的强度范围内稳定地得到50MPa以上的烘烤硬化量的加工性优异的烘烤硬化型热轧钢板及其制造方法。即,本发明的目的是提供一种加工性优异的烘烤硬化型热轧钢板、以及可以廉价稳定地制造该钢板的方法,该烘烤硬化型热轧钢板具有可显现优异的加工性的显微组织,即使是抗拉强度370~640MPa级的钢板,也能够通过由冲压导入变形和涂装烘烤处理,得到相当于采用540~780MPa级钢板时的设计强度的冲压件强度。

[0017] 本发明人们看重利用目前通常采用的制造设备以工业规模生产的370~640MPa级钢板的制造工艺,为得到烘烤硬化性、涂装后的耐蚀性优异的且具备优异的加工性的钢板,进行了深入研究。

[0018] 结果新发现下述的钢板是非常有效的,由此完成了本发明。该钢板是含有 $C = 0.01 \sim 0.2\%$ 、 $Si = 0.01 \sim 2\%$ 、 $Mn = 0.1 \sim 2\%$ 、 $P \leq 0.1\%$ 、 $S \leq 0.03\%$ 、 $Al = 0.001 \sim 0.1\%$ 、 $N \leq 0.01\%$ 、及 $Nb = 0.005 \sim 0.05\%$,余量由Fe及不可避免的杂质构成的钢板,并且其显微组织是平均粒径为 $2\mu m \sim 8\mu m$ 的多边形铁素体和/或连续冷却相变组织,固溶C和/或固溶N的晶界存在比在0.28以下。

[0019] 即,本发明的要点如下。

[0020] (1) 一种加工性优异的烘烤硬化型热轧钢板,其特征在于,以质量%计含有 $C = 0.01 \sim 0.2\%$ 、 $Si = 0.01 \sim 2\%$ 、 $Mn = 0.1 \sim 2\%$ 、 $P \leq 0.1\%$ 、 $S \leq 0.03\%$ 、 $Al = 0.001 \sim 0.1\%$ 、 $N \leq 0.01\%$ 和 $Nb = 0.005 \sim 0.05\%$,余量由Fe及不可避免的杂质构成;其显微组织是平均粒径为 $2\mu m \sim 8\mu m$ 的多边形铁素体和/或连续冷却相变组织,固溶C和/或固溶N的晶界存在比在0.28以下。

[0021] (2) 如(1)所述的加工性优异的烘烤硬化型热轧钢板,其特征在于,以质量%计还含有 $Ti = 0.001 \sim 0.02\%$ 、 $B = 0.0002 \sim 0.002\%$ 、 $Cu = 0.2 \sim 1.2\%$ 、 $Ni = 0.1 \sim 0.6\%$ 、 $Mo = 0.05 \sim 1\%$ 、 $V = 0.02 \sim 0.2\%$ 和 $Cr = 0.01 \sim 1\%$ 中的一种或二种以上。

[0022] (3) 如 (1) 所述的加工性优异的烘烤硬化型热轧钢板,其特征在于,以质量%计还含有 $\text{Ca} = 0.0005 \sim 0.005\%$ 和 $\text{REM} = 0.0005 \sim 0.02\%$ 中的一种或二种。

[0023] (4) 如 (1) 所述的加工性优异的烘烤硬化型热轧钢板,其特征在于,实施了镀锌。

[0024] (5) (1) 所述的加工性优异的烘烤硬化型热轧钢板的制造方法,其特征在于,将钢坯加热到满足下述式 (A) 的温度以上,接着进行热轧,其中所述钢坯以质量%计含有 $\text{C} = 0.01 \sim 0.2\%$ 、 $\text{Si} = 0.01 \sim 2\%$ 、 $\text{Mn} = 0.1 \sim 2\%$ 、 $\text{P} \leq 0.1\%$ 、 $\text{S} \leq 0.03\%$ 、 $\text{Al} = 0.001 \sim 0.1\%$ 、 $\text{N} \leq 0.01\%$ 和 $\text{Nb} = 0.005 \sim 0.05\%$,余量由 Fe 及不可避免的杂质构成;在所述热轧中,将所述加热后的钢坯粗轧,形成粗轧条;按结束温度在 Ar_3 相变点温度以上且在 (Ar_3 相变点温度 +100°C) 以下的温度区的条件,将所述粗轧条精轧,形成轧制材;从冷却开始到 500°C 以下的温度区按 80°C / 秒以上的冷却速度冷却所述轧制材而形成热轧钢板,然后卷取。

[0025] $\text{SRT}(\text{°C}) = 6670 / \{2.26 - \log(\% \text{Nb})(\% \text{C})\} - 273$ (A)

[0026] (6) 如 (5) 所述的加工性优异的烘烤硬化型热轧钢板的制造方法,其特征在于,将所述精轧的开始温度设定为 1000°C 以上。

[0027] (7) 如 (5) 所述的加工性优异的烘烤硬化型热轧钢板的制造方法,其特征在于,在到开始所述精轧的期间、和 / 或在所述精轧中,加热所述粗轧条和 / 或所述轧制材。

[0028] (8) 如 (5) 所述的加工性优异的烘烤硬化型热轧钢板的制造方法,其特征在于,在从所述粗轧结束到所述精轧开始的期间进行氧化皮清除。

[0029] (9) 如 (5) 所述的加工性优异的烘烤硬化型热轧钢板的制造方法,其特征在于,将通过所述热轧得到的所述热轧钢板浸渍在镀锌浴中,对钢板表面镀锌。

[0030] (10) 如 (9) 所述的加工性优异的烘烤硬化型热轧钢板的制造方法,其特征在于,在镀锌后,进行合金化处理。

[0031] 通过采用本发明的加工性优异的烘烤硬化型热轧钢板,不仅即使是要求严格加工的部件也能够容易地成形,而且在 370 ~ 640MPa 级的强度范围内也能稳定地得到 50MPa 以上的烘烤硬化量。因此,即使是 370 ~ 640MPa 级的抗拉强度的钢板,也能够通过由冲压导入变形和涂装烘烤处理,得到相当于采用 540 ~ 780MPa 级钢板时的设计强度的冲压件强度。由此,可以说本发明是工业价值高的发明。

附图说明

[0032] 图 1 是表示结晶粒径和烘烤硬化量的关系的图。

[0033] 图 2 是表示结晶粒径和屈服比的关系的图。

[0034] 图 3 是表示固溶 C、N 的晶界存在比和最大剥离宽度的关系的图。

具体实施方式

[0035] 以下,说明达到本发明的基础的研究成果。

[0036] 为了研究烘烤硬化性、涂装后耐蚀性及加工性与钢板的显微组织的关系,进行了以下的实验。将表 1 中示出的钢成分的铸坯熔炼以制备用多种制造工艺制造的 2mm 厚的钢板,研究它们的烘烤硬化性、涂装后耐蚀性及屈服比和显微组织、固溶 C、N 的存在状态。

[0037] 表 1 (质量%)

[0038]

	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Nb
添加 Nb	0.068	0.95	1.22	0.009	0.003	0.014	0.0029	0.025
未添加 Nb	0.065	1.01	1.20	0.011	0.003	0.015	0.0031	0.001

[0039] 按以下的步骤评价了烘烤硬化性。由各个钢板切取 JIS Z 2201 中所述的 5 号试验片,在对这些试验片施加 2% 的预拉伸变形后,实施 170°C、20 分钟的相当于涂装烘烤工序的热处理,然后再次实施拉伸试验。拉伸试验按照 JIS Z 2241 的方法进行。此处,所谓烘烤硬化量,被定义为从再拉伸时的上屈服点减去 2% 的预拉伸变形的流动应力而得到的值。

[0040] 按以下的步骤评价涂装后的耐蚀性。首先,在将制造的钢板酸洗了后,实施使 2.5g/m² 的磷酸锌皮膜附着的化学转化处理。然后在其上面进行 25 μm 厚的电沉积涂装,进行了 170°C、20 分钟的涂装烘烤处理。然后,用顶端尖的刀子对电沉积涂膜切入长度为 130mm 的切口,直至到达金属基体,按 JIS Z 2371 所示的盐水喷雾条件,在温度 35°C 下连续实施了 700 小时的 5% 盐水喷雾。然后,在切口部上与切口部平行地按 130mm 的长度粘贴宽 24mm 的带 (Nichiban 公司制 405A-24 JIS Z1522),测定剥离该带时的最大涂膜剥离宽度。

[0041] 另一方面,显微组织的研究按以下的方法进行。首先,沿轧制方向断面对从钢板板宽 (W) 的 1/4W 或 3/4W 位置切取的试样进行研磨,采用硝酸乙醇腐蚀液试剂来腐蚀。然后,采用光学显微镜,以 200 ~ 500 倍的倍率来观察板厚 (t) 的 1/4t 处的视野,摄取金属组织的照片。此处,所谓显微组织的体积分率,在上述金属组织照片中以面积分率来定义。平均粒径按以下的方式来定义。首先,在显微组织是多边形铁素体时,用 JIS G 0552 所述的比较法或切断法求出结晶粒度 G。在显微组织是连续冷却相变组织时,采用本来用于求出多边形的铁素体晶粒的结晶粒度的方法即 JIS G 0552 所述的切断法,由其测定值求出粒度号码 G。接着,采用求出的结晶粒度 G,从 $m = 8 \times 2^G$ 求出每单位断面积 1mm² 的晶粒的数目 m,将由该 m 按 $d_m = 1 / (\sqrt{m})$ 得到的平均粒径 d_m 定义为多边形铁素体和 / 或连续冷却相变组织的平均粒径。此处,如日本钢铁协会基础研究会贝氏体调查研究部会 / 编:有关低碳钢的贝氏体组织和相变行为的最新研究 - 贝氏体调查研究部会最终报告书 - (1994 年日本钢铁协会) 中所述那样,所谓连续冷却相变组织 (Zw),是被定义为含有通过扩散的机理生成的多边形铁素体和珠光体的显微组织、和处于通过无扩散剪切机理生成的马氏体的中间阶段的相变组织的显微组织。即,所谓连续冷却相变组织 (Zw),被定义为作为光学显微镜观察组织,如上述参考文献 125 ~ 127 项所述,其显微组织主要是由贝氏体铁素体 (α_B°)、粒状贝氏体铁素体 (α_B)、准多边形铁素体 (α_q) 构成,且还另外含有少量的残留奥氏体 (γ_r)、马氏体 - 奥氏体 (MA) 的显微组织。所谓 α_q ,与多边形铁素体 (PF) 同样地不会因腐蚀而露出内部结构,但形状为针状体,与 PF 明显不同。此处,如果以作为对象的晶粒的周围长度为 l_q ,以其圆等效径为 d_q ,则它们的比 (l_q/d_q) 满足 $l_q/d_q \geq 3.5$ 的粒子是 α_q 。所谓本发明中的连续冷却相变组织 (Zw),被定义为其中含有 α_B° 、 α_B 、 α_q 、 γ_r 、MA 中的一种或二种以上的显微组织。但是将少量的 γ_r 、MA 的总量设定为 3% 以下。

[0042] 接着是固溶 C 和 / 或固溶 N 的晶界存在比的测定,但所谓本发明中的固溶 C、N 的

晶界存在比,被定义为用在晶界中存在的固溶 C 和 / 或固溶 N 的总量除以固溶 C 和 / 或固溶 N 的总量而得出的值。该值也可以是只就固溶 C 单独或固溶 N 单独的测定值来算出的值,或者也可以采用固溶 C 和固溶 N 的测定值相加和的值来算出的值。

[0043] 为了测定晶界及晶粒内存在的固溶 C,采用了三维原子探针法。测定条件是,试样位置温度大约为 70K、探针总电压为 10 ~ 15kV、脉冲比为 25%。对各试样的晶界、晶粒内分别测定三次,以其平均值作为代表值。从测定值中除去背景噪声等,在将得到的值转换成被定义为每单位晶界面面积的原子密度的 C-excess(atm/nm²)后,再通过下式,采用晶界体积率 Rb 来变换成晶界面偏析总量。

[0044] 晶界面偏析总量=平均 C-excess×Rb×12(C 的原子量)/56(Fe 的原子量)

[0045] 此处,如果将长方体粒的一边设定为 D、并设定晶界偏析宽 W = 2a(a = 2nm),则 Rb 是由以下的式定义的值。

[0046] $Rb = \{D^3 - (D-2a)^3\} / D^3 = 3(W/D) - 3(W/D)^2 + (W/D)^3$

[0047] 固溶 C 和 / 或固溶 N 的晶界存在比是用按照上述得到的晶界面偏析总量除以通过内耗法等得到的固溶 C 量而得出的值。

[0048] 就用上述方法测定烘烤硬化量等而得到的结果,针对 Nb 添加的有无、各显微组织,图 1 示出平均结晶粒径和烘烤硬化量的关系。新发现下述情况:烘烤硬化量和平均结晶粒径具有非常强的相关性,尤其在添加了 Nb 的钢中,如果结晶粒径在 8 μm 以下,则烘烤硬化量(2% BH)为 70MPa 以上。此外,针对 Nb 添加的有无、各显微组织,图 2 示出平均结晶粒径和屈服比(YR)的关系。在添加了 Nb 的钢中,在 2 μm 以上的结晶粒径时,即使是细粒,屈服比也不上升,为 70% 以下的屈服比。因此,以均匀延伸为代表的加工性优异。图 3 示出固溶 C、N 的晶界存在比与最大剥离宽度的关系。晶界存在比在 0.28 以下时,最大剥离宽度被改善,为 4mm 以下。

[0049] 虽然机理未必清楚,但通过添加 Nb,可得到在 Nb 的固溶状态下的牵制效应和 / 或作为碳氮化析出物的钉扎效应,由此可抑制轧制中或轧制后的奥氏体的恢复、再结晶及晶粒生长,使 γ/α 相变延迟,使相变温度降低。由于相变温度的降低具有使对烘烤硬化量增大有效的固溶 C 及固溶 N 的过饱和度上升的效果,因此推测得到了上述结果。另外,Nb 具有将相变后的晶粒细粒化的作用。由于一般来说晶粒细粒化使屈服强度上升,因此表现出屈服比上升、均匀延伸减少的倾向。尤其在低于 5 μm 时该倾向更显著,但据推测,添加 Nb 具有下述的效果:容易得到连续冷却相变组织,同时即使是低于 5 μm 的结晶粒径,通过大量导入相变位错,也能抑制屈服比上升。但是,如果低于 2 μm,则会失去该效果。此外,如果 C、N 等过于偏析在晶界中,则由于微量的成分不均而形成了局部电池,促进了 Fe 离子的溶解,因而耐蚀性劣化。因此,可以推测,如果这些原子的晶界存在比超过 0.28,则耐蚀性恶化。

[0050] 在本发明中要附带说明的是,不仅按上述评价的 2% 预变形时的烘烤硬化量优异,而且即使 N ≤ 0.01%,10% 预变形时的烘烤硬化量也在 30MPa 以上,10% 预变形时的抗拉强度的提高幅度(ΔTS)可以是 30MPa 以上。

[0051] 接着,说明本发明的化学成分的限制理由。另外,以下,表示化学成分的含量单位%为质量%。

[0052] C 是本发明中最重要的元素之一。在含量超过 0.2% 时,不仅成为冲缘加工裂纹的起点的碳化物增加,扩孔值劣化,而且强度上升,加工性劣化。因此设定在 0.2% 以下。如果

考虑到延展性,则优选低于 0.1%。此外,如果低于 0.01%,由于不能得到对于烘烤硬化重要的充分的固溶 C,有使烘烤硬化量降低的顾虑。因此设定在 0.01%以上。

[0053] Si 由于具有在冷却中抑制成为冲缘加工裂纹的起点的铁碳化物的析出的效果,因此添加 0.01%以上,但是即使添加超过 2%,其效果也饱和。因此,将其上限设定为 2%。另外,如果超过 1%,由于有下述的顾虑:发生虎纹条状的鳞片图案,有损表面的美观,同时使化学转化处理性劣化,所以优选将其上限设定为 1%。

[0054] Mn 由于具有下列效果:使奥氏体区域温度向低温侧扩大,在轧制结束后的冷却中,容易得到本发明中的显微组织的构成主要条件之一即连续冷却相变组织,所以添加 0.1%以上。但是,由于即使添加 Mn 超过 2%,其效果也饱和,所以将其上限设定为 2%。此外,除 Mn 以外,在未充分添加可抑制由 S 造成的热裂纹产生的元素的情况下,优选按质量%添加 $Mn/S \geq 20$ 的 Mn 量。另外,如果添加 Si+Mn 超过 3%,由于强度变得过高,加工性劣化,因此优选将 Mn 的上限设定为 3%。

[0055] P 是杂质,其含量越低越好,如果含量超过 0.1%,则对加工性和焊接性造成不利影响,所以设定在 0.1%以下。但是,如果考虑到扩孔性和焊接性,优选在 0.02%以下。

[0056] S 不仅引起热轧时的裂纹,而且如果过多,则还生成使扩孔性劣化的 A 系夹杂物,所以其含量应尽量降低,但只要在 0.03%以下,就是在容许的范围内。但是,在需要一定程度的扩孔性时,优选在 0.01%以下,在要求更高的扩孔时,更优选在 0.003 以下。

[0057] Al 为了使钢液脱氧,需要添加 0.001%以上,但由于导致成本上升,所以将其上限设定为 0.1%。此外,如果添加太多,则由于使非金属夹杂物增加,使延伸性劣化,所以优选设定在 0.06%以下。另外,为了增大烘烤硬化量,优选在 0.015%以下。此外,在将卷取温度设定在 350℃以上时,有析出 AlN 的顾虑,该 AlN 将对烘烤硬化是重要的固溶 N 固定,使之无效。因此,为了确保烘烤硬化量,优选在 0.005%以下。

[0058] N 一般来说是用于提高烘烤硬化量的优选元素。但是,即使添加 0.01%以上,其效果饱和,因此将其上限设定在 0.01%。但是,在用于有时效劣化问题的部件时,如果添加 N 超过 0.006%,则时效劣化变得严重,所以优选在 0.006%以下。另外,在以制造后在室温下放置两周以上后,供于加工为前提时,从耐时效性的观点出发,优选在 0.005%以下。此外,如果考虑到在夏季的高温下放置或用船舶运输时越过赤道这样的运输,优选低于 0.003%。

[0059] Nb 是在本发明中最重要的元素。通过 Nb 可得到在固溶状态下的牵制效应和/或作为碳氮化析出物的钉扎效应,由此可得到抑制轧制中或轧制后的奥氏体的恢复、再结晶及晶粒生长,使 γ/α 相变延迟,使相变温度降低,同时将相变后的晶粒细粒化的作用。相变温度的降低具有使对烘烤硬化量增大有效的固溶 C 及固溶 N 的过饱和度上升的效果。另外,晶粒细粒化,在以不生成珠光体组织的冷却速度以上进行冷却时生成的多边形铁素体和/或连续冷却相变组织中,可提高加工性。但是,为得到这些效果,需要至少添加 0.005%以上。优选超过 0.01%。另一方面,即使添加超过 0.05%,不仅其效果饱和,而且有形成碳氮化物并减少对烘烤硬化量增大有效的固溶 C 及固溶 N 的顾虑。

[0060] Ti 由于具有在 γ/α 相变中抑制铁素体的核生成,促进连续冷却相变组织的生成的效果,因此可根据需要添加。但是,为得到此效果,需要至少添加 0.001%以上。优选添加 0.005%以上。另一方面,由于 Ti 有形成碳氮化物并减少对烘烤硬化量增大有效的固溶 C 及固溶 N 的顾虑,因此将其上限设定在 0.02%。

[0061] B 由于具有提高淬硬性,容易得到连续冷却相变组织的效果,因此可根据需要添加。但是,如果低于 0.0002%,不足以得到其效果,如果添加超过 0.002%,产生板坯裂纹。因此,将 B 的添加量设定在 0.0002%以上且 0.002%以下。

[0062] 另外,为了赋予强度,也可以添加 Cu、Ni、Mo、V、Cr 这些析出强化元素或固溶强化元素中的一种或二种以上。但是,如果分别低于 0.2%、0.1%、0.05%、0.02%、0.01%,则不能得到其效果。此外,即使 Cu、Ni、Mo、V、Cr 分别添加超过 1.2%、0.6%、1%、0.2%、1%,其效果也饱和。

[0063] Ca 及 REM 是使成为破坏的起点并使加工性劣化的非金属夹杂物的形态变化并使之无害化的元素。但是,如果添加量低于 0.0005%,则没有效果,而即使添加 Ca 超过 0.005%、添加 REM 超过 0.02%,其效果也饱和,因此优选添加 Ca = 0.0005 ~ 0.005%、REM = 0.0005 ~ 0.02%。此处,所述 REM 表示稀土类金属元素,是从 Sc、Y、La、Ce、Pr、Nd、Pm、Sm、Eu、Gd、Tb、Dy、Ho、Er、Tm、Yb、Lu 中选择的一种以上。

[0064] 另外,在以上述成分为主成分的钢中,也可以含有合计为 1%以下的 Ti、Nb、Zr、Sn、Co、Zn、W、Mg。但是,由于 Sn 有在热轧时产生缺陷的顾虑,因此优选在 0.05%以下。

[0065] 接着,对本发明中的钢板的显微组织进行详细说明。

[0066] 为了使烘烤硬化性、涂装后耐蚀性及加工性兼备,钢板的显微组织需要是平均粒径为 $2\mu\text{m} \sim 8\mu\text{m}$ 的多边形铁素体和 / 或连续冷却相变组织,固溶 C 和 / 或固溶 N 的晶界存在比需要在 0.28 以下。此处,所谓本发明中的连续冷却相变组织 (Zw),是含有 α_B° 、 α_B 、 α_q 、 γ_r 、MA 中的一种或二种以上的显微组织,且将少量的 γ_r 、MA 的总量设定在 3%以下。为了使优异的烘烤硬化性和加工性兼备,如上述所述,连续冷却相变组织优异,但作为钢板的显微组织,除连续冷却相变组织以外,用平均粒径为 $8\mu\text{m}$ 以下的多边形铁素体,也能得到同样的效果。

[0067] 下面,对本发明的制造方法的限定理由进行详细说明。

[0068] 本发明的热轧钢板也包括:在铸造后、热轧后冷却了的状态的热轧钢板、或热轧后的热轧钢板、或用热浸镀线对热轧钢板实施了热处理的状态的热轧钢板、以及对这些钢板还另外实施了表面处理的热轧钢板。

[0069] 在本发明中,热轧前的制造方法不特别限定。即,继利用高炉、转炉或电炉等进行的熔炼之后,通过各种 2 次精炼进行成分调整,以达到目标成分含量。其次,除采用通常的连续铸造、钢锭法进行的铸造以外,也可以用薄板坯铸造等方法铸造。原料也可以使用碎屑。在由连续铸造得到的板坯(钢坯)时,可以将高温铸坯直接送入热轧机,或者也可以在冷却到室温后用加热炉再加热,然后热轧。

[0070] 在热轧钢坯时,首先加热钢坯。此时的板坯再加热温度 (SRT) 设定在由下述式 (A) 算出的温度以上。

$$[0071] \quad \text{SRT}(\text{°C}) = 6670 / \{2.26 - \log(\% \text{Nb})(\% \text{C})\} - 273 \quad (\text{A})$$

[0072] 此处,式中的 % Nb、% C 表示各元素 Nb、C 在钢坯中的含量(质量%)。

[0073] 如果再加热温度低于该温度,则 Nb 的碳氮化物不能充分熔化,在后续的轧制工序中得不到利用 Nb 抑制奥氏体的恢复、再结晶及晶粒生长、或利用 γ/α 相变的延迟来将晶粒细化化的效果。因此,将板坯再加热温度 (SRT) 设定为按上式算出的温度以上。但是,如果在 1400°C 以上,由于鳞落量大,成品合格率下降,所以再加热温度优选低于 1400°C。此

外,如果在低于 1000℃ 的温度下进行加热,则从时间表来说显著损失操作效率,所以板坯再加热温度优选在 1000℃ 以上。另外,如果在低于 1100℃ 的温度下进行加热,则鳞落量小,有可能不能通过后续的氧化皮清除步骤将板坯表层的夹杂物与鳞片一同除去。因此,板坯再加热温度优选在 1100℃ 以上。关于板坯加热时间不特别限定,但为了使 Nb 的碳氮化物的熔化充分地进行,在达到该温度后,优选保持 30 分钟以上。但是,在将铸造后的铸坯以高温状态直接输送以进行轧制时,则无此限定。

[0074] 接着,进行热轧。在热轧工序中,首先,将加热了的钢坯粗轧,形成粗轧条。在该粗轧中轧制到厚度为 80mm 以下的程度,以使得粗轧条能够被例如精轧机的辊咬住。然后,将粗轧条精轧,形成轧制材。为了得到在板厚方向更均匀的连续冷却相变组织,将精轧开始温度设定在 1000℃ 以上。更优选在 1050℃ 以上。因此,优选根据需要在从粗轧结束到精轧开始的期间和 / 或在精轧中加热粗轧条或轧制材。

[0075] 尤其是为了稳定地得到在本发明中也优异的断裂伸长率,抑制 MnS 等的微细析出是有效的。此时的加热装置可以是任何的方式,但如果是横向型,由于能够在板厚方向均匀加热,因此优选横向型。通常,MnS 等的析出物通过在 1250℃ 左右的板坯再加热而产生再固溶,在后续的热轧中微细析出。因此,如果能够将板坯再加热温度控制在 1150℃ 左右,以抑制 MnS 等的再固溶,就能改善延展性。但是,为了将轧制结束温度控制在本发明的范围,有效的手段是在从粗轧结束到精轧开始的期间和 / 或在精轧中加热粗轧条或轧制材。

[0076] 也可以在粗轧结束和精轧开始的期间进行氧化皮清除。在此种情况下,优选满足在钢板表面上的高压水的碰撞压 $P(\text{MPa}) \times \text{流量 } L(\text{升}/\text{cm}^2) \geq 0.0025$ 的条件。

[0077] 在钢板表面上的高压水的碰撞压 P 记述如下。(参照「铁和钢」1991vol. 77No. 9, p1450)

$$[0078] \quad P(\text{MPa}) = 5.64 \times P_0 \times V/H^2$$

[0079] 其中, $P_0(\text{MPa})$:液压力

[0080] $V(\text{升}/\text{min})$:喷嘴流液量

[0081] $H(\text{cm})$:钢板表面和喷嘴间的距离

[0082] 流量 L 记述如下。

$$[0083] \quad L(\text{升}/\text{cm}^2) = V/(W \times v)$$

[0084] 其中, $V(\text{升}/\text{min})$:喷嘴流液量

[0085] $W(\text{cm})$:相对于每个喷嘴而言,喷射液接触到钢板表面的宽度

[0086] $v(\text{cm}/\text{min})$:钢板通过速度

[0087] 碰撞压 $P \times \text{流量 } L$ 的上限不需为得到本发明的效果而特别限定,但如果增加喷嘴流液量,则产生喷嘴的磨损加剧等不利情况,因此碰撞压 $P \times \text{流量 } L$ 的上限优选设定在 0.02 以下。

[0088] 另外,精轧后的钢板表面的最大高度 R_y 优选在 $15 \mu\text{m}$ ($15 \mu\text{mRy}$ 、12.5mm、1n12.5mm) 以下。例如如金属材料疲劳设计便览、日本材料学会编、84 页中所述,这从热轧或酸洗了的状态的钢板的疲劳强度与钢板表面的最大高度 R_y 具有相关性来看是明显的。此外,氧化皮清除后的精轧优选在 5 秒以内进行,以防止在氧化皮清除后再次生成鳞片。

[0089] 此外,也可以在粗轧和精轧的期间将条片接合,连续地进行精轧。此时,也可以将粗轧条暂时卷成卷材状,根据需要容纳在具有保温功能的罩中,在再度开卷后进行接合。

[0090] 精轧是以在将精轧结束温度 (FT) 设定为 Ar_3 相变点温度以上且 (Ar_3 相变点温度 +100°C) 以下的温度区的条件进行。此处, 所谓 Ar_3 相变点温度例如简单地通过以下的计算式, 用与钢成分的关系来表示。

$$[0091] \quad Ar_3 = 910 - 310 \times \% C + 25 \times \% Si - 80 \times \% Mneq$$

$$[0092] \quad \text{其中, } Mneq = \% Mn + \% Cr + \% Cu + \% Mo + \% Ni / 2 + 10 (\% Nb - 0.02)$$

$$[0093] \quad \text{或者, 在添加 B 时, } Mneq = \% Mn + \% Cr + \% Cu + \% Mo + \% Ni / 2 + 10 (\% Nb - 0.02) + 1$$

[0094] 此处, 式中的 % C、% Si、% Mn、% Cr、% Cu、% Mo、% Ni、% Nb 表示各元素 C、Si、Mn、Cr、Cu、Mo、Ni、Nb 在钢坯中的含量 (质量%)。

[0095] 如果精轧结束温度 (FT) 低于 Ar_3 相变点温度, 有可能成为 $\alpha + \gamma$ 的二相区轧制, 因而有下述的顾虑: 在轧制后的铁素体粒中残留有加工组织, 使延展性劣化, 同时结晶粒径低于 $2 \mu m$, 屈服比上升。因此, 设定在 Ar_3 相变点温度以上。另一方面, 如果超过 (Ar_3 相变点温度 +100°C), 有下述的顾虑: 失去抑制奥氏体在通过添加 Nb 形成的牵制和 / 或钉扎下的恢复、再结晶及晶粒生长的效果, 难以得到 $8 \mu m$ 以下的结晶粒径, 烘烤硬化量减小。关于精轧中的各轧台的轧制道次安排, 不特别限定也可得到本发明的效果, 但从板形状精度的观点考虑, 最终轧台的轧制率优选低于 10%。

[0096] 在精轧结束后, 以 $80^\circ C / \text{秒}$ 以上的平均冷却速度冷却到 $500^\circ C$ 以下的温度区, 形成热轧板。冷却开始温度不特别限定, 但如果从 Ar_3 相变点温度以上开始冷却, 则显微组织主要成为连续冷却相变组织。如果从比 Ar_3 相变点温度低的温度开始冷却, 则在显微组织含有多边形铁素体。

[0097] 无论如何, 如果低于上述冷却速度, 则有晶粒生长、且不能得到 $8 \mu m$ 以下的平均粒径的顾虑。可以认为在冷却速度的上限不特别限定的情况下也能得到本发明的效果。但是, 如果冷却速度超过 $500^\circ C / \text{秒}$, 则有结晶粒径低于 $2 \mu m$, 屈服比上升的顾虑, 所以冷却速度优选在 $500^\circ C / \text{秒}$ 以下。另外, 因为考虑到热变形造成的板翘曲, 所以优选设定在 $250^\circ C / \text{秒}$ 以下。此外, 为了提高冲缘加工性, 优选均匀的显微组织, 而为得到如此的显微组织, 优选冷却速度为 $130^\circ C / \text{秒}$ 以上。

[0098] 另一方面, 如果在超过 $500^\circ C$ 的温度停止冷却, 则有生成含有加工性不理想的珠光体等粗大碳化物的相的顾虑。因此, 实施冷却到 $500^\circ C$ 以下的温度区。但是, 如果不在精轧结束后 5 秒以内开始冷却, 则有下述的顾虑: 奥氏体进行再结晶及晶粒生长, 难以得到 $8 \mu m$ 以下的结晶粒径, 烘烤硬化量减小。因此, 优选在精轧结束后 5 秒以内开始冷却。

[0099] 在冷却结束后进行卷取处理, 但如果卷取温度超过 $500^\circ C$, 则在该温度区中 C、N 容易地扩散, 不能充分确保可提高烘烤硬化性的固溶 C、固溶 N, 因此将卷取温度设定在 $500^\circ C$ 以下。为了提高烘烤硬化性, 更优选在 $450^\circ C$ 以下。此外, 为了经常稳定地得到 80MPa 以上的烘烤硬化量, 且抑制屈服点延伸的发生, 更优选卷取温度在 $350^\circ C$ 以下。另外, 从耐时效劣化的观点考虑, 更优选在 $150^\circ C$ 以下。卷取温度的下限值不需要特别限定, 但如果卷材长时间处于水浸润的状态, 则担心发生由锈造成的外观不良, 因此卷取温度最优选在 $50^\circ C$ 以上。

[0100] 在热轧工序结束后根据需要进行酸洗, 其后也可以联机或脱机实施压下率为 10% 以下的表皮光轧或压下率最高为 40% 左右的冷轧。

[0101] 另外, 为了矫正钢板形状或通过导入可动位错来提高延展性, 优选实施 0.1% 以上且 2% 以下的表皮光轧。

[0102] 为了对酸洗后的热轧钢板实施镀锌,浸渍在镀锌浴中,也可以根据需要进行合金化处理。

实施例

[0103] 以下,通过实施例进一步说明本发明。

[0104] 用转炉熔炼具有表 2 所示的化学成分的 A ~ K 钢,连续铸造后直接输送至粗轧、或者再加热,通过粗轧之后进行精轧,形成 1.2 ~ 5.5mm 的板厚后卷取。其中,表中的化学组成以质量%表示。此外,关于钢 D,在粗轧后按碰撞压为 2.7MPa、流量为 0.001 升/cm² 的条件实施了氧化皮清除。另外,如表 4 所示,对钢 I 实施了镀锌。

[0105] 表 2

[0106]

钢	化学成分 (单位: 质量%)								
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Nb	其它
A	0.068	0.95	1.22	0.009	0.003	0.014	0.0029	0.025	
B	0.065	1.01	1.20	0.011	0.003	0.015	0.0031	0.001	
C	0.150	0.02	1.10	0.012	0.001	0.030	0.0044	0.012	Ti: 0.02%
D	0.091	0.22	0.82	0.010	0.001	0.033	0.0038	0.011	Cu: 0.29%、 Ni: 0.11%
E	0.031	0.71	1.95	0.011	0.001	0.028	0.0050	0.027	Cr: 0.08%
F	0.006	0.61	0.43	0.087	0.001	0.019	0.0019	0.015	Ti: 0.055%
G	0.056	0.17	1.93	0.009	0.001	0.062	0.0020	0.031	Mo: 0.12%
H	0.072	0.05	1.31	0.009	0.001	0.016	0.0030	0.030	V: 0.098%
I	0.052	1.02	1.76	0.010	0.001	0.005	0.0036	0.010	B: 0.0003%、 REM: 0.0008%
J	0.210	1.45	1.51	0.007	0.001	0.032	0.0048	0.021	
K	0.058	0.89	1.72	0.010	0.001	0.051	0.0061	0.045	Ca: 0.0015%

[0107] 表 3、4 示出了制造条件的详细情况。此处,表中的“粗轧条加热”表示在从粗轧结束到精轧开始的期间或 / 及在精轧中是否有无加热了粗轧条或轧制材,“FT0”表示精轧温度开始,“FT”表示精轧结束温度,“到冷却开始的时间”表示从精轧结束到开始冷却的时间,“到 500℃ 的冷却速度”表示从冷却开始温度 ~ 500℃ 的温度区通过时的平均冷却速度,“CT”表示卷取温度。

[0108] 如此得到的薄钢板的拉伸试验是,首先将供试材加工成 JIS Z 2201 中所述的 5 号试验片,并按 JIS Z 2241 所述的试验方法进行。表中,“YP”表示屈服点、“TS”表示抗拉强度、“EI”表示伸长率、“YR”表示屈服比。

[0109] BH 试验是通过下述步骤来进行:与拉伸试验同样地加工成 JIS Z2201 中所述的 5 号试验片,在对试验片附加 2% 的预拉伸变形后,实施 170℃ × 20 分钟的相当于涂装烘烤工

序的热处理,然后实施再度拉伸试验。此处,所谓烘烤硬化量(2% BH),被定义为从再拉伸时的上屈服点减去2%的预拉伸变形的流动应力而得到的值。

[0110] 按以下的步骤评价了涂装后耐蚀性。首先,在将制成的钢板酸洗了后,实施使 $2.5\text{g}/\text{m}^2$ 的磷酸锌皮膜附着的化学转化处理,然后在其上面进行 $25\mu\text{m}$ 厚的电沉积涂装,进行了 $170^\circ\text{C}\times 20$ 分钟的涂装烘烤处理。然后,用顶端尖的刀子对电沉积涂膜切入长度130mm的切口,直至到达金属基体,按JIS Z 2371所示的盐水喷雾条件,在温度 35°C 下连续实施了700小时的5%盐水喷雾。然后在切口部上与切口部平行地按130mm的长度粘贴宽24mm的带(Nichiban公司制405A-24 JIS Z1522),测定剥离该带时的最大涂膜剥离宽度。

[0111] 另一方面,显微组织的研究按以下的方法进行。首先,沿轧制方向断面对从钢板板宽(W)的 $1/4W$ 或 $3/4W$ 位置切取的试样进行研磨,采用硝酸乙醇腐蚀液试剂来腐蚀。然后,采用光学显微镜,以 $200\sim 500$ 倍的倍率来观察板厚(t)的 $1/4t$ 处的视野,摄取金属组织的照片。此处,所谓显微组织的体积分率,在上述金属组织照片中以面积分率来定义。接着连续冷却相变组织的平均粒径按以下的方式来定义。首先,采用本来用于求出多边形的铁素体晶粒的结晶粒度的方法即JIS G 0552所述的切断法,由其测定值求出粒度号码G。接着,采用求出的粒度号码G,从 $m = 8 \times 2^G$ 求出每单位断面积 1mm^2 的晶粒的数目m,将由该m按 $d_m = 1 / (\sqrt{m})$ 得到的平均粒径 d_m 定义为连续冷却相变组织的平均粒径。此处,如日本钢铁协会基础研究会贝氏体调查研究部会/编:有关低碳钢的贝氏体组织和相变行为的最新研究-贝氏体调查研究部会最终报告书-(1994年日本钢铁协会)中所述那样,所谓连续冷却相变组织(Z_w),是被定义为处于通过扩散的机理生成的多边形铁素体和无扩散的马氏体的中间阶段的相变组织的显微组织。即,所谓连续冷却相变组织(Z_w),被定义为作为光学显微镜观察组织,如上述参考文献125~127项所述,其显微组织主要是由贝氏体铁素体(α_B°)、粒状贝氏体铁素体(α_B)、准多边形铁素体(α_q)构成,且还另外含有少量的残留奥氏体(γ_r)、马氏体-奥氏体(MA)的显微组织。所谓 α_q ,与PF同样地不会因腐蚀而暴露出内部结构,但形状是针状体,与PF明显不同。此处,如果以作为对象的晶粒的周围长度为 l_q ,以其圆等效径为 d_q ,则它们的比(l_q/d_q)满足 $l_q/d_q \geq 3.5$ 的粒子为 α_q 。所谓本发明中的连续冷却相变组织(Z_w),被定义为其中含有 α_B° 、 α_B 、 α_q 、 γ_r 、MA中的一种或二种以上的显微组织。但是,将少量的 γ_r 、MA的总量设定在3%以下。

[0112] 接着是固溶C和/或固溶N的晶界存在比的测定,但所谓本发明中的固溶C、N的晶界存在比,被定义为用在晶界中存在的固溶C和/或固溶N的总量除以固溶C和/或固溶N的总量而得出的值。该值也可以是只就固溶C单独或固溶N单独的测定值来算出的值,或者也可以采用就固溶C和固溶N的测定值相加和的值来算出的值。

[0113] 为了测定晶界及晶粒内存在的固溶C,采用了三维原子探针法。测定条件是,试样位置温度大约为70K、探针总电压为 $10\sim 15\text{kV}$ 、脉冲比为25%。对各试样的晶界、晶粒内分别测定三次,以其平均值作为代表值。从测定值中除去背景噪声等,在将得到的值变换成被定义为每单位晶界面积的原子密度的C-excess(atm/nm^2)后,再采用晶界体积率 R_b ,通过下式变换成晶界面偏析总量。

[0114] 晶界面偏析总量=平均C-excess $\times R_b \times 12$ (C的原子量)/ 56 (Fe的原子量)

[0115] 此处,如果将长方体粒的一边设定为D、并设定晶界偏析宽 $W = 2a$ ($a = 2\text{nm}$),则 R_b 是由以下的式定义的值。

$$[0116] \quad Rb = \{D^3 - (D-2a)^3\} / D^3 = 3(W/D) - 3(W/D)^2 + (W/D)^3$$

[0117] 固溶 C 和 / 或固溶 N 的晶界存在比是用按照上述得到的晶界面偏析总量除以通过内耗法等得到的固溶 C 量而得出的值。

[0118] 根据本发明的钢是钢 A-2、A-3、A-4、A-5、A-6、A-7、C、D、E、G、H、I、K 这 13 种钢。这些钢是加工性优异的烘烤硬化型热轧钢板,其特征在于,都含有预定量的钢成分,其显微组织是平均粒径为 $2 \mu\text{m} \sim 8 \mu\text{m}$ 的多边形铁素体和 / 或连续冷却相变组织,固溶 C 和 / 或固溶 N 的晶界存在比在 0.28 以下。因此,按本发明所述的方法评价的烘烤硬化量 (2% BH)、耐蚀性及屈服比 (YR) 分别满足 70MPa 以上、4.0mm 以下、70% 以下。

[0119] 上述以外的钢因为以下的理由而在本发明的范围外。即,钢 A-1 由于到 500°C 的冷却速度超过 $500^\circ\text{C} / \text{秒}$,所以不能得到作为本发明的目标的显微组织,不能得到充分低的屈服比。钢 A-8 由于到冷却开始的时间在 5 秒以上,所以不能得到作为本发明的目标的显微组织,不能得到充分的烘烤硬化量。钢 A-9 由于精轧结束温度 (FT) 低于 A_3 相变点温度,所以不能得到作为本发明的目标的显微组织,不能得到充分低的屈服比。钢 B 由于 Nb 的含量在 0.005 ~ 0.05 质量% 的范围以外 (低于 0.005 质量%),所以不能得到充分的烘烤硬化量。钢 F 由于 C 的含量在 0.01 ~ 0.2 质量% 的范围以外 (低于 0.01 质量%),所以不能得到作为本发明的目标的显微组织,不能得到充分的烘烤硬化量。钢 J 由于 C 的含量在 0.01 ~ 0.2 质量% 的范围以外 (超过 0.2 质量%),所以不能得到充分的烘烤硬化量。

[0120]

表 3

钢号	制造条件										显微组织			机械性质				BH 性	耐蚀性	备注	
	加热 下限 目标 (°C)	加热 温度 实际 值 (°C)	粗轧 条加 热	FT0 (°C)	FT (°C)	Ar ₃ (°C)	Ar ₃ +100 (°C)	到冷 却开 始的 时间 (秒)	冷却 开始 温度 (°C)	到 500 °C 的冷 却速度 (°C/秒)	CT (°C)	显微 组织	结晶 粒径 (µm)	晶界 存在 比	YP (MPa)	TS (MPa)	EI (%)				YR (%)
A-1	1073	1200	有	1050	900	811	911	1.0	885	520	<150	Zw	1.8	0.20	640	791	22	81	95	1.5	比较 钢
A-2	1073	1200	有	1050	900	811	911	1.0	885	120	<150	Zw	2.2	0.19	544	783	25	69	93	1.5	本发 明
A-3	1073	1200	有	1050	840	811	911	1.0	825	120	<150	Zw	4.0	0.10	512	746	26	69	88	0.0	本发 明
A-4	1073	1200	有	1050	840	811	911	4.0	780	120	<150	Zw+PF	6.0	0.07	495	728	27	68	85	0.0	本发 明
A-5	1073	1200	有	1050	840	811	911	4.0	780	80	<150	PF+Zw	4.0	0.22	474	720	28	66	82	1.5	本发 明
A-6	1073	1200	有	1050	840	811	911	4.0	780	80	450	PF	5.0	0.26	480	733	27	65	78	2.0	本发 明
A-7	1073	1200	有	1050	840	811	911	4.0	780	80	450	PF	6.0	0.25	465	717	28	65	75	2.0	本发 明
A-8	1073	1200	有	1050	840	811	911	6.0	750	80	550	PF	9.0	0.57	446	693	29	64	57	7.5	比较 钢
A-9	1073	1200	有	1050	800	811	911	4.0	740	80	450	加工PF	7.0	0.37	690	734	11	94	63	7.0	比较 钢
B	777	1180	无	1050	900	834	934	6.0	810	120	<150	Zw	4.0	0.10	393	630	31	62	61	0.0	比较 钢

[0121]

表 4

钢号	制造条件										显微组织			机械性质			BH 性	耐腐蚀性	备注		
	加热 下限 目标 (°C)	加热 温度 实际 值 (°C)	粗轧 板加 热	FT0 (°C)	FT (°C)	AT ₃ (°C)	AT ₃ +100 (°C)	到冷 却开 始的 时间 (秒)	冷却 开始 温度 (°C)	到 500 °C 的冷 却速度 (°C/秒)	CT (°C)	显微 组织	结晶 粒径 (µm)	晶界 存在 比	YP (MPa)	TS (MPa)				El (%)	YR (%)
C	1080	1180	无	1100	850	782	882	4.0	790	80	450	Zw	6.5	0.14	411	596	28	69	74	1.0	本发 明
D (*1)	1014	1180	无	1100	870	801	901	4.0	810	80	450	PF+Zw	7.0	0.25	376	562	29	67	71	2.0	本发 明
E	995	1180	无	1100	800	750	850	1.0	785	120	450	Zw	3.5	0.26	430	621	27	69	88	2.0	本发 明
F	801	1180	无	1100	920	893	993	1.0	905	40	650	PF	25.0	0.00	290	468	39	62	0	0.0	比较 钢
G	1075	1180	有	1100	820	724	824	1.0	805	80	450	Zw+PF	7.0	0.23	570	811	23	70	70	1.5	本发 明
H	1101	1230	有	1100	850	776	876	4.0	790	80	450	PF	4.0	0.27	340	498	35	68	86	2.0	本发 明
I (*2)	948	1230	有	1100	800	707	807	1.0	785	120	<150	Zw	5.5	0.07	444	644	31	69	80	0.0	本发 明
J	1194	1230	有	1100	830	760	860	5.0	755	40	400	PF+B +YR	8.5	0.30	588	844	32	70	43	7.0	比较 钢
K	1125	1230	有	1100	850	757	857	1.0	835	120	<150	Zw	3.0	0.14	500	751	28	67	94	1.0	本发 明

*1: 粗轧后, 以碰撞压为 2.7MPa、流量为 0.001 升/cm² 实施氧化皮清除。

*2: 将钢板通过镀锌工序。

[0122] 通过采用本发明的加工性优异的烘烤硬化型热轧钢板, 不仅即使是要求严格加工的部件也能够容易地成形, 而且在 370 ~ 640MPa 级的强度范围内也能够稳定地得到 50MPa

以上的烘烤硬化量。因此,本发明尤其能够用于汽车部件用的钢板及其制造工序,能够以低成本促进汽车的车体轻量化。

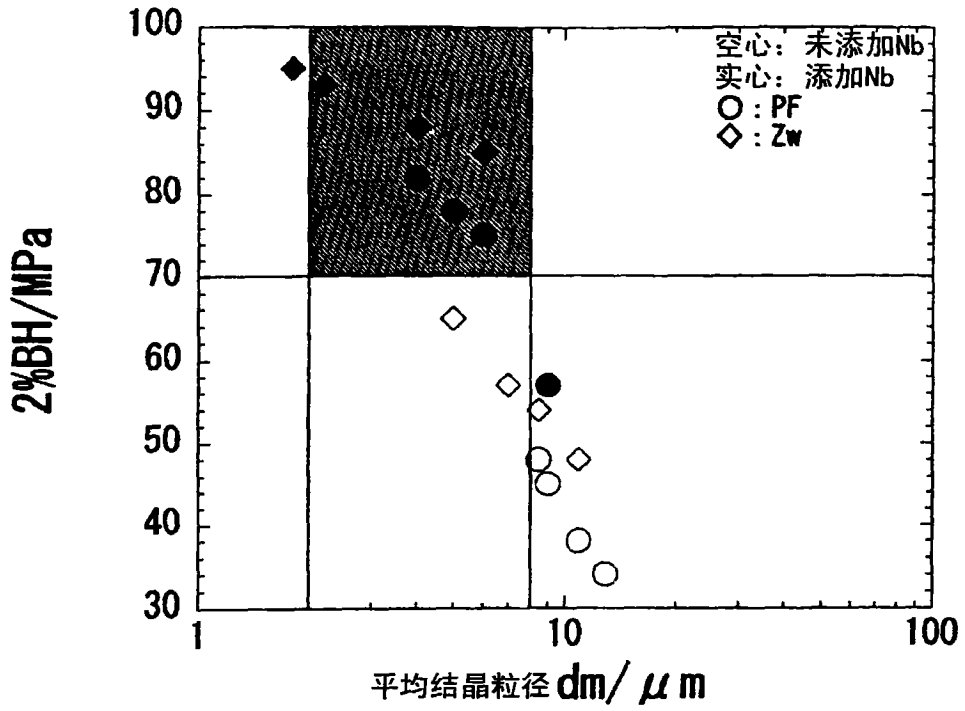


图 1

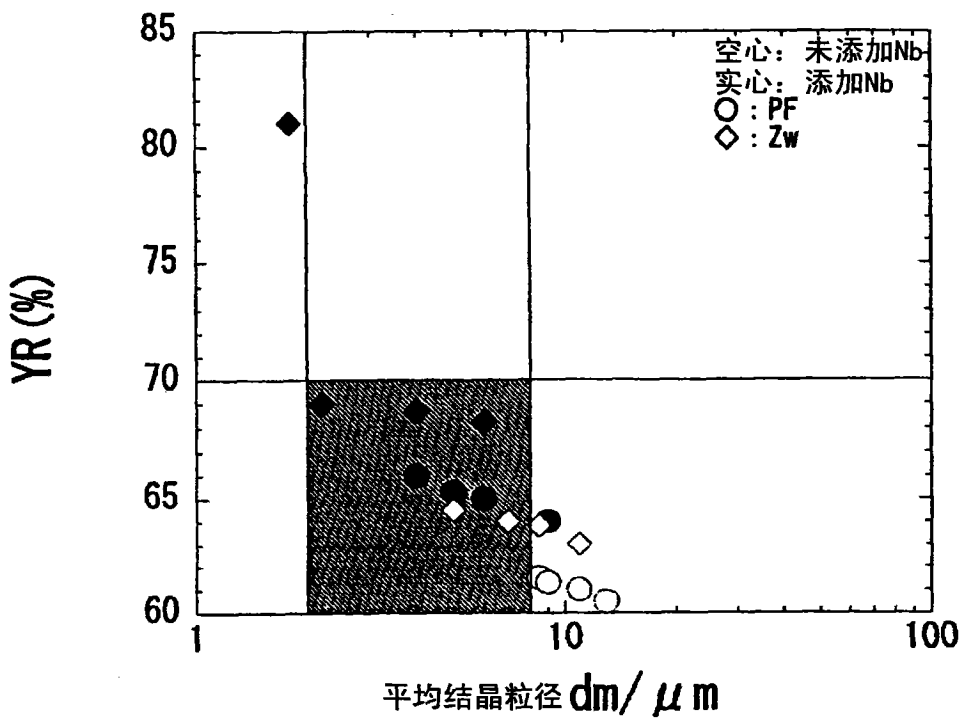


图 2

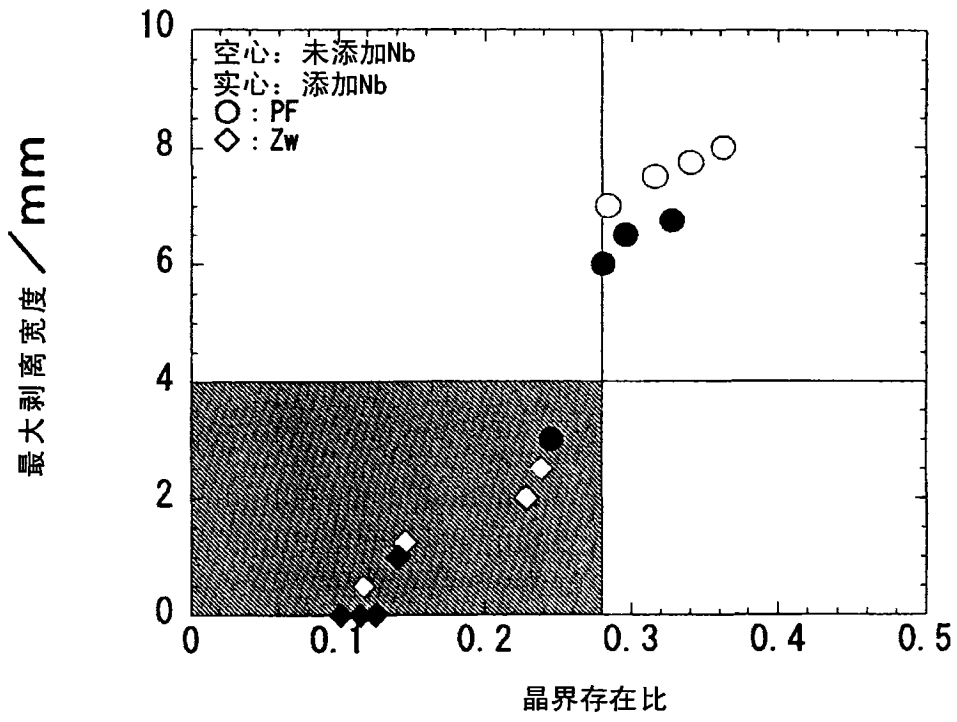


图 3