



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 101346483 B

(45) 授权公告日 2011. 09. 14

(21) 申请号 200680049218. X

(22) 申请日 2006. 12. 19

(30) 优先权数据

10-2005-0130057 2005. 12. 26 KR

(85) PCT申请进入国家阶段日

2008. 06. 25

(86) PCT申请的申请数据

PCT/KR2006/005548 2006. 12. 19

(87) PCT申请的公布数据

W02007/074989 EN 2007. 07. 05

(73) 专利权人 POSCO 公司

地址 韩国庆尚北道浦项市

(72) 发明人 金相镐 李在起 徐仁植 朴忠载

(74) 专利代理机构 北京北翔知识产权代理有限公司 11285

代理人 钟守期 唐铁军

(51) Int. Cl.

C22C 38/00 (2006. 01)

审查员 陈大洲

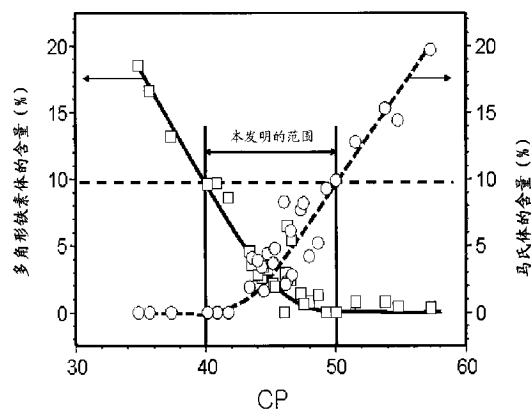
权利要求书 1 页 说明书 18 页 附图 2 页

(54) 发明名称

厚度中心区域具有优良强度和韧性并且整个厚度上特性改变较小的用于焊接结构的厚钢板及其制造方法

(57) 摘要

本发明公开了一种中心区域具有优良强度和韧性并且整个厚度上显示较小的性能改变的用于焊接结构的厚钢板。所述钢板含有,按重量%计:0.05~0.10%的C、0.10~0.5%的Si、1.3~1.7%的Mn、0.0005~0.0025%的B、0.005~0.03%的Ti、0.010%或更少的N、0.005~0.03%的Nb、0.005~0.055%的可溶Al、及余量的Fe及其他不可避免的杂质,其中Ti/N的含量比为2.0或更大,并且通过表达式1表示的CP为40~50。 $CP = 165 \times \% C + 6.8 \times \% Si + 10.2 \times \% Mn + 80.6 \times \% Nb + 9.5 \times \% Cu + 3.5 \times \% Ni + 12.5 \times \% Cr + 14.4 \times \% Mo \dots (1)$ 。



1. 一种在其厚度的中心区域具有优良的强度和韧性并且整个厚度上显示出较小的性能改变的厚钢板,含有,按重量%计:0.05~0.10%的C;0.10~0.5%的Si;1.3~1.7%的Mn;0.0005~0.0025%的B;0.005~0.03%的Ti;0.010%或更少的N;0.005~0.03%的Nb;0.005~0.055%的可溶Al;及余量的Fe及其他不可避免的杂质,其中Ti/N的含量比为2.0或更大,并且通过表达式1表示的组成参数CP在40~50的范围内:

$$CP = 165 \times \% C + 6.8 \times \% Si + 10.2 \times \% Mn + 80.6 \times \% Nb + 9.5 \times \% Cu + 3.5 \times \% Ni + 12.5 \times \% Cr + 14.4 \times \% Mo \dots (1),$$
并且

所述厚钢板的厚度为50~100mm,其厚度中心区域中的多角形铁素体含量为10%或更少,并且钢板表面区域中的马氏体含量为10%或更少,所述厚度中心区域范围为从t/4至3t/4,此处t表示钢板的总厚度,所述钢板表面区域范围为从表面以下1mm深度至t/4,反面相同。

2. 权利要求1的厚钢板,还含有:

至少一种选自按重量计的0.5%或更少的Cu;0.5%或更少的Ni;0.15%或更少的Cr;及0.15%或更少的Mo的组分。

3. 权利要求1的厚钢板,其中在不可避免的杂质中,P和S的含量分别控制为按重量%计的0.012%或更少、和0.005%或更少。

4. 权利要求3的厚钢板,其中P和S的含量分别控制在按重量%计的0.010%或更少、和0.003%或更少。

5. 权利要求1-4的任一项的厚钢板,其中钢板的整个厚度上的硬度改变为Hv 50或更少。

6. 一种制造其厚度中心区域具有优良强度和韧性并且整个厚度上显示出较小性能改变的钢板的方法,所述方法包括以下步骤:

将一种扁钢锭再加热至1,000~1,250℃的温度后,在Ar₃~奥氏体重结晶温度的温度下以30%或更大的压缩比例精轧该扁钢锭,所述扁钢锭含有按重量%计的0.05~0.10%的C、0.10~0.5%的Si、1.3~1.7%的Mn、0.0005~0.0025%的B、0.005~0.03%的Ti、0.010%或更少的N、0.005~0.03%的Nb、0.005~0.055%的可溶性Al、及余量的Fe和其他不可避免的杂质,其中Ti/N的含量比为2.0或更大,并且通过表达式2表示的组成参数CP在40~50的范围内;和

将该热轧钢板以这样一种方式冷却:在Ar₃或更高温度下以钢板中心区域为1.5℃/秒或更大的速率开始冷却,并且在350~550℃的温度完成冷却,

$$CP = 165 \times \% C + 6.8 \times \% Si + 10.2 \times \% Mn + 80.6 \times \% Nb + 9.5 \times \% Cu + 3.5 \times \% Ni + 12.5 \times \% Cr + 14.4 \times \% Mo \dots (2),$$

其中所述钢板的厚度为50~100mm。

7. 权利要求6的方法,其中扁钢锭还含有至少一种选自按重量%计的0.5%或更少的Cu;0.5%或更少的Ni;0.15%或更少的Cr;及0.15%或更少的Mo的组分。

8. 权利要求6的方法,其中在不可避免的杂质中,P和S的含量分别控制为按重量%计的0.012%或更少、和0.005%或更少。

9. 权利要求8的方法,其中P和S的含量分别控制为按重量%计的0.010%或更少、和0.003%或更少。

厚度中心区域具有优良强度和韧性并且整个厚度上特性改变较小的用于焊接结构的厚钢板及其制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及一种厚度中心区域具有优良强度和韧性并且整个厚度上显示较小的特性改变的用于焊接结构的厚钢板,及其制造方法。更具体而言,本发明涉及一种制造高强度厚钢板的方法,所述钢板厚度中心区域具有优良强度和韧性,并且整个厚度方向上显示较小的特性改变,而且具有通过使合金元素的添加最小化而确保的可焊性。

背景技术

[0002] 常规地,已通过添加大量的合金元素来提高钢的所谓淬透性的这样一种方式制成高强度钢板。在此情况下,经由冷却处理例如调质处理,在钢中形成大量的低温结构例如马氏体或贝氏体,从而使钢的强度提高。

[0003] 当制造用于船舶、海洋结构物、建筑物等的钢板时,不可避免地要进行焊接过程。在这方面,如果用于焊接结构的钢板含有大量的合金元素,则该焊接过程可导致焊接部分的低温韧性明显受损。

[0004] 为解决上述问题,日本专利公开文本(昭)62-0170459公开了一种技术,其中通过将钢轧制之后使钢淬火、同时限制钢的碳当量并使用 TiN 内含物来防止热影响区(HAZ)内的结构粗化,从而确保钢强度。

[0005] 同样地,日本专利公开文本(平)7-0268540公开了一种技术,其中通过限制元素例如 C、Si、Mn 等的量、同时控制 Ti、Al 等的含量以在钢内形成大量 Ti-Al 基非金属内含物来防止焊接时结构粗化,从而提高钢的韧性。

[0006] 上述两种技术具有一个共同的特征为,首先通过尽可能地抑制钢中合金元素的含量、并分布大量的非金属内含物——其成为结构的转化沉淀核同时还提供防止结构粗化的钉扎作用(pinning effect)——来提高钢的可焊性,然后,通过钢淬火形成大量低温转化结构来提高钢的强度。换言之,根据上述技术,可依序 1) 通过限制合金元素的量同时分布细小内含物确保提高钢的可焊性的条件,和 2) 通过提高冷却速率确保提高钢强度的条件,来提高钢的强度和可焊性。

[0007] 但是,难于将这些技术应用于具有 50mm 或更大厚度的厚钢板。这是因为:随着钢板厚度的增加,钢板表面及内部的冷却速度的差异显著增加,这导致主要在钢的内部、特别是钢板厚度的中心区域形成低温转化软结构,例如多角形铁素体或珠光体,这样,即使在钢的表面形成大量的低温转化结构,钢的整体强度同薄钢板相比也有降低。

[0008] 为解决上述问题,韩国专利 10-0266378 公开了一种通过热轧扁钢锭制造贝氏体钢板的方法,所述扁钢锭含有超低碳含量范围内的 0.001 ~ 0.010 重量%的 C、0.60 重量%或更少的 Si、0.20 ~ 3.00 重量%的 Mn、0.005 ~ 0.20 重量%的 Ti、0.01 ~ 0.20 重量%的 Nb、0.0003 ~ 0.0050 重量%的 B、及 0.100 重量%的 Al,所述热轧通过这样一种方式进行:将扁钢锭加热至 1,100 ~ 1,350℃ 的温度、将该扁钢锭保持恒温 5 至 300 秒或将所述钢板在轧制道次之间在 1,100 ~ 900℃ 的温度以 1℃ / 秒的冷却速率进行冷却、并在 800℃ 或更高

的温度完成轧制、接着冷却钢板。

[0009] 在上述方法中,所述钢锭为含有 0.010 重量%或更少碳的超低碳钢,它具有贝氏体结构,该贝氏体结构不同于常规贝氏体结构,通常被称为超低碳贝氏体 (ULCB)。

[0010] ULCB 结构存在于高强度高韧性钢中,这种钢具有良好的基体韧性并且由于整个厚度方向上较小的硬度改变而具有较小的性能改变。但是,正如可从该文本中公开的实施方案所认识到的,这样一种 ULCB 结构在 $t/4$ 点处具有 400Mpa 的屈服强度。根据该屈服强度,可以推出钢的厚度中心区域的屈服强度约为 350Mpa,该屈服强度仍小于 390Mpa——本发明的钢的厚度中心区域的目标屈服强度。此外,由于 ULCB 基钢在焊接部分的韧性降低,因此其安全温度仅为 0℃。

[0011] 为提高 ULCB 基钢的强度,需以添加大量的 Cu、Ni、Cr 及 Mo 中的任一种或它们的组合、或添加大量的 Cu、进行热处理等的这样一种方式实行复杂过程。在此情况下,由于添加了大量的合金元素,不仅可能会增加生产成本,而且可显著损害焊接部分的韧性。

发明内容

[0012] 技术问题

[0013] 因此,考虑到上述问题而作出本发明,本发明的一个目的是提供一种具有 50mm 或更大厚度的用于低合金焊接结构的厚钢板,所述钢板在其厚度中心区域具有 530MPa 或更高的拉伸强度、390MPa 或更大的屈服强度、-50℃或更低的延性-脆性转变温度,及整个厚度方向上 50Hv 或更小的硬度改变。

[0014] 技术方案

[0015] 根据本发明的一方面,上述及其他目的可通过提供一种厚钢板来实现,所述厚钢板含有:按重量%计,0.05~0.10%的 C;0.10~0.5%的 Si;1.3~1.7%的 Mn;0.0005~0.0025%的 B;0.005~0.03%的 Ti;0.010%或更少的 N;0.005~0.03%的 Nb;0.005~0.055%的可溶性 Al;及余量的 Fe 和其他不可避免的杂质,其中,Ti/N 的含量比为 2.0 或更大,并且通过表达式 1 表示的组成参数 (CP) 在 40~50 的范围内;

[0016]
$$CP = 165 \times \% C + 6.8 \times \% Si + 10.2 \times \% Mn + 80.6 \times \% Nb + 9.5 \times \% Cu + 3.5 \times \% Ni + 12.5 \times \% Cr + 14.4 \times \% Mo \cdots (1)$$

[0017] 优选地,厚钢板还含有至少一种选自按重量%计的 0.5%或更少的 Cu;0.5%或更少的 Ni;0.15%或更少的 Cr;及 0.15%或更少的 Mo 的组分。

[0018] 优选地,不可避免的杂质中,P 和 S 的含量分别控制在按重量%计的 0.012%或更少、和 0.005%或更少。

[0019] 优选地,为了进一步降低由杂质引起的负面影响,P 和 S 的含量分别控制在按重量%计的 0.010%或更少、和 0.003%或更少。

[0020] 优选地,厚度中心区域(范围从 $t/4$ 至 $3t/4$,此处 t 表示钢板的总厚度)中多角形铁素体含量为 10%或更少,并且钢板表面区域(范围从表面以下 1mm 深度至 $t/4$,反面相同)中的马氏体含量为 10%或更少。

[0021] 优选地,钢板的整个厚度方向上具有 Hv 50 或更小的硬度改变。

[0022] 此外,本发明对具有 50~100mm 厚度的钢板有效。

[0023] 根据本发明的另一方面,提供了一种制造钢板的方法,所述方法包括以下步骤:将

一种扁钢锭再加热至 1,000 ~ 1,250℃ 的温度后,在 Ar3 ~ 奥氏体重结晶温度的温度下以 30% 或更大的压缩比例 (reduction rate) 精轧该扁钢锭,该钢锭含有按重量%计 0.05 ~ 0.10% 的 C、0.10 ~ 0.5% 的 Si、1.3 ~ 1.7% 的 Mn、0.0005 ~ 0.0025% 的 B、0.005 ~ 0.03% 的 Ti、0.010% 或更少的 N、0.005 ~ 0.03% 的 Nb、0.005 ~ 0.055% 的可溶性 Al、及余量的 Fe 和其他不可避免的杂质,其中 Ti/N 的含量比为 2.0 或更大,并且通过表达式 2 表示的组成参数 (CP) 在 40 ~ 50 的范围内;并将该热轧钢板以这样一种方式冷却——在 Ar3 或更高温度下以钢板中心区域为 1.5℃ / 秒或更大的速率开始冷却,并且在 350 ~ 550℃ 的温度完成冷却。

[0024] $CP = 165 \times \% C + 6.8 \times \% Si + 10.2 \times \% Mn + 80.6 \times \% Nb + 9.5 \times \% Cu + 3.5 \times \% Ni + 12.5 \times \% Cr + 14.4 \times \% Mo \cdots (2)$

[0025] 优选地,扁钢锭还含有至少一种选自按重量%计的 0.5% 或更少的 Cu ;0.5% 或更少的 Ni ;0.15% 或更少的 Cr ;及 0.15% 或更少的 Mo 的组分。

[0026] 优选地,扁钢锭含有 0.012% 的 P 和 0.005% 或更少的 S 杂质。

[0027] 优选地,扁钢锭含有 0.010% 的 P 和 0.003% 或更少的 S。

[0028] 优选地,本发明对具有 50 ~ 100mm 厚度的钢板有效。

[0029] 有益效果

[0030] 从以上描述中可明显看出,本发明方法制造了一种具有 50mm 或更大厚度的用于焊接结构的厚钢板,所述厚钢板的厚度的中心区域显示出优良的强度和韧性,并且整个厚度方向上具有较小的性能改变,而且具有通过使合金元素的添加最小化而确保的钢板的可焊性。

附图说明

[0031] 本发明的上述及其他目的、特征及其他优点将从以下结合附图的详细描述中更清楚地理解,其中:

[0032] 图 1 为描绘与 CP 相关的表面区域中马氏体含量和厚度中心区域中多角形铁素体含量的图形表示;

[0033] 图 2 为描绘与 CP 相关的整个厚度方向上硬度变化的分布的图形表示。

具体实施方式

[0034] 将对本发明进行如下描述。

[0035] 钢板的微结构

[0036] 本发明优选用于具有贝氏体结构或针状铁素体结构的钢板,所述钢板基本不含多角形铁素体或马氏体。具体而言,为获得本发明钢板的目标强度和韧性,需抑制厚度中心区域中多角形铁素体的含量为 10% 或更小 (当 t 表示钢板的总厚度时,厚度中心区域指的是 $t/4 \sim 3t/4$ 的范围,即厚度中心 $(t/2) \pm t/4$),并且为了获得本发明的整个厚度方向上的硬度变化情况,需抑制钢板表面区域中马氏体的含量为 10% 或更少 (范围从表面以下 1mm 深度至厚度的 $t/4$ 处,反面相同)。

[0037] 在此情况下,如果钢板满足本发明的组成,则该钢板除表面以下 1mm 深度和厚度中心区域的偏析部分之外在厚度方向在其整个区域中具有含有针状铁素体作为主要结构

和贝氏体作为二级结构的结构。

[0038] 钢板的组成

[0039] 根据本发明,钢板含有按重量%计的 0.05 ~ 0.10 % 的 C ; 0.10 ~ 0.5 % 的 Si ; 1.3 ~ 1.7 % 的 Mn ; 0.012 % 或更少的 P ; 0.005 % 或更少的 S ; 0.0005 ~ 0.0025 % 的 B ; 0.005 ~ 0.03 % 的 Ti ; 0.005 ~ 0.03 % 的 Nb ; 0.005 ~ 0.055 % 的可溶性 Al ; 0.01 % 或更少的 N ; 及余量的 Fe 和其他不可避免的杂质。此外, Ti/N 的含量比为 2.0 或更大,并且通过表达式 1 表示的组成参数 (CP) 在 40 ~ 50 的范围内。

[0040] $CP = 165 \times \% C + 6.8 \times \% Si + 10.2 \times \% Mn + 80.6 \times \% Nb + 9.5 \times \% Cu + 3.5 \times \% Ni + 12.5 \times \% Cr + 14.4 \times \% Mo \cdots (1)$

[0041] 现将对本发明的钢板的组成进行详细描述。

[0042] 碳 (C) : 0.05 ~ 0.10 重量%

[0043] C 是一种通过使固溶体强度加强同时提高钢板淬透性而有效提高钢板强度的元素。为确保钢板厚度中心区域的所需拉伸强度,需含有 0.05 重量%或更多量的碳。而且,为了确保焊接部分的低温韧性,需含有 0.05 重量%或更多量的碳,这样可通过在焊接之后形成碳化硼而形成软结构例如针状铁素体。但是,含量过多的碳会导致表面区域中硬度的增加,从而增大厚度方向上的硬度改变。此外,含量过多的碳还会导致基体韧性降低,并增加焊接部分的马氏体-奥氏体组分 (MA, 马氏体岛) 的含量,从而显著降低焊接部分的韧性。因此,碳含量的上限设定为 0.1 重量%。

[0044] 硅 (Si) : 0.10 ~ 0.5 重量%

[0045] Si 是一种协助钢水脱氧中的铝的元素。因此,需含有 0.10 重量%或更多的 Si。但是,如果硅含量过高,则在 HAZ 中形成的马氏体岛不分解,从而显著提高脆性断裂的可能同时损害基体的韧性。因此含有高于 0.5 重量%的 Si 是不利的。

[0046] 锰 (Mn) : 1.3 ~ 1.7 重量%

[0047] Mn 是一种用于提高钢的强度同时降低其屈服比的元素。具体而言, Mn 抑制多角形铁素体的含量,从而提高钢板的淬透性。因此,需含有 1.3 重量%的 Mn。但是,如果锰含量过高,则钢板强度增加,但是韧性受损,特别是热影响区 (HAZ) 的韧性受损。因此需抑制 Mn 的含量为 1.7 重量%或更少。

[0048] 硼 (B) : 0.0005 ~ 0.0025 重量%

[0049] B 是本发明的一种必要元素,添加少量的硼即能增加钢的淬透性。为了获得本发明的厚度中心区域的目标强度同时使该厚度中心区域具有基本上不含多角形铁素体的针状铁素体结构,需含 0.0005 重量%或更多的 B。但是,如果过量含有多于 0.0025 重量%的量的硼,则钢板中心区域的淬透性降低,损害钢板的强度同时扩大厚度方向上的硬度差异。因此,需抑制 B 的含量为 0.0025 重量%或更少。

[0050] 钛 (Ti) : 0.005 ~ 0.03 重量%

[0051] 根据本发明, Ti 是除 B 之外的另一必要元素。为了获得 B 的淬透性增强效应,在轧制操作之后硼需以原子状态存在。就这点来说,如果对 B 具有较大亲和性的 N 在再热或轧制过程中以固溶体 N 的形式存在于钢中,则 N 和 B 形成 BN 化合物,从而消除了 B 的淬透性增强效应。因此,需通过添加对 N 的亲和性比 B 更强的 Ti 从而在形成 BN 之前形成 TiN 的方式抑制 BN 化合物的形成。为此,需含有至少 0.005 重量%的 Ti。但是,如果 Ti 含量超过

0.03 重量%，则通过添加 Ti 所获得的作用饱和。此外，如果 Ti 含量过高，在连续铸造过程中可能发生喷嘴堵塞或形成许多粗大内含物，从而损害钢的韧性。因此，需抑制 Ti 的含量为 0.03 重量%或更少。

[0052] 氮 (N) :0.010 重量%或更少

[0053] 虽然 N 在钢制造过程中是一种不可避免的元素，但是它与 Ti 和 / 或 Al 反应并形成氮化物，从而起到形成细小结构的作用。同时，为了向钢中添加 0.010 重量%或更多的 N，需进行一个特殊过程，例如在钢制造过程中注入过量的氮化锰或含氰化物的化合物，在此情况下，N 以固溶体状态存在于钢中，从而损害 B 的淬透性增强作用。因此，需抑制 N 的含量为 0.010 重量%或更少。

[0054] 更优选地，N 和 Ti 的含量按照它们的含量比进行控制。具体而言，由于可通过控制 Ti 和 N 的重量比 (Ti/N 的比例) 为 2.0 或更大来用 Ti 有效抑制固溶体 N，因此将 Ti 含量控制为具有 2.0 或更大的 Ti/N 重量比。

[0055] 铌 (Nb) :0.005 ~ 0.03 重量%

[0056] Nb 是除 B 和 Ti 之外本发明中的又一种必要元素。为了充分应用 B 的淬透性增强作用，需与 B 和 Ti 同时添加 Nb。Nb 用于使奥氏体结构具有细小晶粒度，并且用于扩大非重结晶区域，同时有助于最终结构的细化和强度的提高。为此，需含有 0.005 重量%或更多的 Nb。但是，由于 Nb 是一种昂贵的元素，并且超过 0.03 重量%的 Nb 含量不能确保其作用的显著提高、反而损害焊接部分的韧性，因此 Nb 的上限设定为 0.03 重量%。

[0057] 可溶性铝 (可溶性 Al) :0.005 ~ 0.055 重量%

[0058] Al 通常被用作钢的脱氧剂。因此，需含有 0.005 重量%或更多的可溶性 Al 作为钢的一种有效成分。但是，如果 Al 含量超过 0.055 重量%，则脱氧作用饱和，因此，可溶性 Al 的上限设定为 0.055 重量%。

[0059] 上述钢板组成有利于赋予钢板优良性能例如高强度和高韧性，同时降低整个厚度上的性能差异。除该组成之外，优选钢板还含有至少一种选自 Cu、Ni、Cr 和 Mo 的组分以获得更有利的效果。

[0060] 铜 (Cu) :0.5 重量%或更少，镍 (Ni) :0.5 重量%或更少

[0061] Cu 和 Ni 是用于提高钢的淬透性而不显著降低焊接部分的韧性、从而抑制多角形铁素体在钢内形成的元素，它们还用于通过固溶体强化而提高钢的强度。但是，由于 Cu 和 Ni 是昂贵元素并且它们的过量添加会导致其作用的饱和，因此 Cu 和 Ni 两者的上限均设定为 0.5 重量%。

[0062] 铬 (Cr) :0.15 重量%或更少

[0063] Cr 是一种可显著提高钢的淬透性的元素。如此，随着 Cr 的含量在钢内的增加，抑制了多角形铁素体在钢内的形成，从而提高钢的强度。但是，如果钢内 Cr 含量过量，不仅损害钢的可焊性，而且可在钢内形成马氏体。此外，Cr 是一种非常昂贵的材料。因此，希望 Cr 的含量为 0.15 重量%或更少。

[0064] 钼 (Mo) :0.15 重量%或更少

[0065] Mo 提供与 Cr 相同的作用。因此，虽然 Mo 对多角形铁素体的抑制和强度的提高有效，但是如果钢中 Mo 含量过多，不仅损害钢的可焊性，而且可在钢内形成马氏体。此外，Mo 是一种非常昂贵的材料。因此，希望 Mo 的含量为 0.15 重量%或更少。

[0066] 此外,本发明的钢板可含有 P、S 等在钢制造过程中不可避免的元素。更优选地,为了进一步提高钢的性能,需要限制这些元素的含量满足以下条件。

[0067] 磷 (P) :0.012 重量%或更少 (优选 0.010 重量%或更少)

[0068] P 是一种导致晶界偏析从而使钢脆化的元素。因此,为了提高钢的韧性,需要使含有针状铁素体和 / 或贝氏体作为主要结构的钢的 P 含量最小化。但是,由于 P 含量最小化至极低水平需要用制造过程中的较重负荷来实现,并且钢中 0.012 重量%或更少的 P 不会显著出现上述问题,因此 P 的上限设定为 0.012 重量%。更优选地,为了防止上述 P 的负面影响, P 含量设定为 0.010 重量%或更少。

[0069] 硫 (S) :0.005 重量%或更少 (优选 0.003 重量%或更少)

[0070] S 是一种导致钢热脆性的元素。同 P 含量一样, S 的上限设定为 0.005 重量%或更少,并且优选地,考虑到钢制造过程中的负荷,为 0.003 重量%或更少。

[0071] 除钢板组成之外,本发明钢板具有如以下表达式 2 所表示的 40 ~ 50 范围内的组成参数。根据该组成参数,可同时确定当用水冷却厚钢板时,能抑制多少多角形铁素体在厚钢板中心区域中的形成和抑制多少马氏体在其表面区域中的形成。

[0072] $CP = 165 \times \% C + 6.8 \times \% Si + 10.2 \times \% Mn + 80.6 \times \% Nb + 9.5 \times \% Cu + 3.5 \times \% Ni + 12.5 \times \% Cr + 14.4 \times \% Mo \cdots (2)$

[0073] 提出 CP 的原因将在下文描述。

[0074] 根据研究结果,本发明的发明人指出,当使用常规冷却方法来冷却作为本发明目标钢板的具有 50mm ~ 100mm 厚度的厚钢板时,虽然最大冷却速率可根据钢板的厚度和冷却方式而改变,但是厚钢板的厚度中心区域的最大冷却速率约为 3 ~ 6℃ / 秒。同时,为了获得上述中心区域的最大冷却速度,相应于钢板表面以下直线深度 1mm 处的表面区域的冷却速率必须为 20 ~ 40℃ / 秒。因此,厚度中心区域和表面区域的冷却速率存在巨大差异。

[0075] 因此,对于典型的钢板,表面区域由于其快速冷却速率倾向于形成马氏体,而中心区域由于其缓慢冷却速率倾向于形成多角形铁素体。如果不抑制这种倾向,马氏体在钢板的表面区域中的含量增加,并且多角形铁素体在钢板的中心区域中的含量增加。马氏体为一种典型的硬结构,它能提高钢的强度但损害其韧性。相反,多角形铁素体为一种典型的软结构,该软结构能有效确保钢的韧性但是不适于提高钢的强度。因此,如果钢具有上述结构变化,则钢显示出显著的性能变化,导致表面区域的韧性受损,而中心区域的强度降低。此外,由于上述结构变化,中心区域和表面区域之间的硬度差异变得显著,使得难于获得作为本发明目的之一的降低硬度差异的作用。

[0076] CP 是本发明的发明人通过长时间的研究得出的解决上述问题的一个参数。如果 CP 保持在预定范围内,则可抑制在表面区域中形成马氏体和在中心区域中形成多角形铁素体的倾向,从而使整个钢板的性能的差异最小化。为了实现本发明的目的,需抑制除异常区域之外的钢板整个区域中马氏体和多角形铁素体的含量为 10% 或更少。钢板的异常区域指的是在钢板的中心区域形成的中部偏析区域,和从钢板表面至表面以下直线 1mm 深度的区域。中部偏析区域指的是其中异常大量固溶体元素偏析从而难于确保钢的典型性能的钢板区域,中部偏析区域的形成是由于从钢板表面至表面以下直线 1mm 深度的区域受冷却速率的强烈影响。

[0077] 当然,如上所述,本发明严格设定了各自组分的上限和下限以确保钢的强度、韧性

和可焊性 – 这是本发明希望获得的, 并且如果钢板满足各自组分的上限和下限, 则可实现本发明目的。但是, 根据试验, 即使钢板满足本发明组成, 本发明的目的在一些情况下也不能实现。因此, 本发明的发明人将本发明目的实现时的情形同钢板满足本发明组成时本发明目的未实现的情形进行了比较, 并推出, 本发明目的未实现的原因可用上述 CP 进行解释, 并且本发明目的可通过在钢板满足本发明组成的条件下控制 CP 在预定范围而实现。

[0078] 实验的一个结果示于图 1 中, 用点计数法计算列于表 1 中的依据 CP 的除异常区域之外的钢板整个区域中多角形铁素体和马氏体的含量。在图 1 中, 多角形铁素体的含量在 $1.5^{\circ}\text{C} / \text{秒}$ 的冷却速率下测量, 该冷却速率为钢板加速冷却时具有 $50 \sim 100\text{mm}$ 厚度的钢板的中心区域通常获得的最大冷却速率 $3^{\circ}\text{C} / \text{秒}$ 的 50% 。此外, 马氏体的含量在 $40^{\circ}\text{C} / \text{秒}$ 的冷却速率下测量, 该冷却速率在钢板加速冷却时通常可在具有 $50 \sim 100\text{mm}$ 厚度的钢板表面以下直线 1mm 深度处获得。

[0079] 如从图 1 中可认识到的, 当表达式 1 表示的 CP 为 40 或更大时, 多角形铁素体的含量为 10% 或更少, 这意味着, 如果 CP 为 40 或更大, 则多角形铁素体的含量可维持在 10% 或更少, 即使采用 $1.5^{\circ}\text{C} / \text{秒}$ 的冷却速率 (低于 $3^{\circ}\text{C} / \text{秒}$ – 具有 $50 \sim 100\text{mm}$ 厚度的钢板的中心区域的典型冷却速率)。当 CP 为 50 或更少时, 马氏体的含量为 10% 或更少, 这意味着, 如果 CP 为 50 或更大, 则马氏体的含量可维持在 10% 或更少, 即使采用 $40^{\circ}\text{C} / \text{秒}$ 的冷却速率 – 具有 $50 \sim 100\text{mm}$ 厚度的钢板的表面以下直线 1mm 深度处的典型冷却速率。

[0080] 图 2 展示了各自具有 100mm 厚度且 CP 彼此不同的钢板的厚度方向上以 2mm 间隔测得的维氏硬度的最大值和最小值之间的差异。如可从图 2 中所认识到的, 当 CP 在上述本发明的 $40 \sim 50$ 范围内时, 最大值和最小值之间的硬度差可控制在 50Hv 或更小。如上所述, 这是由限定表面区域和厚度中心区域中的马氏体和多角形铁素体的含量各自为 10% 或更少而导致的。

[0081] 此外, 满足上述本发明所有条件的厚钢板具有 $50 \sim 100\text{mm}$ 的厚度, 且厚度方向上的硬度差异为 $\text{Hv } 50$ 或更小。

[0082] 优选这种满足上述条件的厚钢板通过以下制造条件制造。

[0083] (轧制和冷却条件)

[0084] 根据本发明, 本发明的效果可通过如上所述控制钢板的组成和结构甚至使用本领域已知的控制轧制和加速冷却而基本实现。但是, 为了进一步提高本发明效果, 需比常规方法更精确地控制轧制和冷却条件。

[0085] 再热温度: $1,000 \sim 1,250^{\circ}\text{C}$

[0086] 当热轧含有上述组分的扁钢锭时, 需将该扁钢锭加热至预定温度。为实现本发明目的, 需使 B 以原子状态存在于热轧后的钢板中。为此, 需通过维持 B 的固溶体状态同时使 N 作为 TiN 而沉淀于钢板中来降低固溶体 N 在钢板中的含量的方式, 防止 BN 在轧制后的冷却过程中在钢板中沉淀。为了确保此效果, 将扁钢锭加热至 $1,000^{\circ}\text{C}$ 或更高, 从而使钢水固化过程中形成的 BN 溶解并以固溶体形式存在于钢中。同时, 如果将扁钢锭加热至 $1,250^{\circ}\text{C}$ 或更高的温度, 则 TiN 沉淀物溶在钢中, 从而使钢中含有大量的固溶体 N。

[0087] 因此, 需控制扁钢锭的再热温度为 $1,000 \leq T_{\text{再热}} \leq 1,250^{\circ}\text{C}$ 。

[0088] 精轧温度: $\text{Ar}_3 \sim$ 奥氏体重结晶温度

[0089] 精轧温度是实现本发明目的的一个必要组成部分。如果精轧在铁素体转变温度

Ar₃ 或更低的温度下进行,则形成多角形铁素体,从而难于维持多角形铁素体的含量为满足本发明条件的 10%或更少。因此,需在 Ar₃ 或更高的温度进行精轧。同时,如果精轧在显著高于奥氏体重结晶温度的温度下进行,则马氏体的含量可能增加至 10%或更多,并且重结晶晶粒可能会粗化,从而不仅损害钢板的韧性,而且显著提高了钢板表面区域的淬透性。因此,优选设定精轧温度的上限为奥氏体重结晶温度或更低。

[0090] 这样,精轧温度优选为 $Ar_3 \leq T_{\text{精轧}} \leq \text{奥氏体重结晶温度}$ 。

[0091] 精轧的压缩比例:30%或更大

[0092] 为了在精轧时充分达到奥氏体晶粒细化的效果,精轧的压缩比例优选 30%或更大,并且更优选 45%或更大。如果在精轧过程中压缩比例小于 30%,则奥氏体晶粒细化的效果不令人满意,降低了钢板的韧性同时不能充分提高钢板的强度。

[0093] 起始冷却温度:Ar₃ 或更高

[0094] 即使精轧是在 Ar₃ 或更高的温度下完成的,如果水冷却不在 Ar₃ 或更高的温度下开始,空气冷却过程中也会在钢板中形成粗大的多角形铁素体。在此情况下,无法获得本发明需要形成的钢板的结构,还损害了钢板的强度和韧性。因此,为了达到本发明目的,需在钢板的温度达到形成铁素体的温度即 Ar₃ 之前开始冷却过程。

[0095] 冷却速率:1.5℃/秒或更大

[0096] 当根据常规方法进行加速冷却时,如果钢板具有上述本发明的组成,则可实现本发明目的。但是,如果钢板的冷却速率非常低,例如,如果钢板在轧制后在空气中冷却,则在钢板的整个区域内形成大量的多角形铁素体,从而不能实现本发明目的。因此,为了有效实现本发明目的,需进行这样一种钢板的冷却,使得可抑制多角形铁素体在钢板厚度中心区域中形成。

[0097] 为此,钢板中心区域中的冷却速率必须为 1.5℃/秒或更大

[0098] 最终冷却温度:350 ~ 550℃

[0099] 如果钢板的冷却在 550℃或更高的温度下完成,则多角形铁素体可能会在厚度的中心区域中形成,并且妨碍本发明需要形成的针状铁素体的形成。此外,如果钢板的冷却在低于 350℃的温度下停止,则低温结构例如贝氏体或马氏体的含量增加。低温结构例如贝氏体或马氏体会引起材料的应力-应变曲线中其中屈服点不显示的所谓的连续屈服,所以,随着低温结构的含量增加至预定水平,屈服强度降低。

[0100] 因此,对于如本发明的难于在钢板整个厚度上具有低温结构的厚钢板而言,可通过防止低温结构含量的增加来有效提高屈服强度。在这点上来说,最终冷却温度优选在 350 ~ 550℃的范围内。

[0101] 实施例

[0102] 实施例 1

[0103] 为了确认根据本发明制造的钢板的性能,在对具有列于下表 1 中组成的每一个扁钢锭进行回火冷轧之后,在与各自组成相关的非重结晶温度和 Ar₃ 之间的温度下以 40%或更大的累计压缩比例进行热轧,其中钢板具有 50mm 或 100mm 的厚度。轧制之后,在 Ar₃+10℃或更高的温度开始钢板的冷却,同时控制各钢板的中心区域的冷却速率为 3℃/秒。

[0104] 表 1

[0105]

试样号	C	Si	Mn	P	S	B	Ti	Nb	Cu	Ni	Cr	Mo	N	Ti/N	CP
CS 1	0.024	0.34	1.53	0.007	0.003	0.0011	0.012	0.030	0.30	0.30	0	0	0.0038	3.16	40.7
IS 1	0.050	0.32	1.56	0.012	0.004	0.0012	0.013	0.020	0.10	0.10	0	0	0.0037	3.51	41.8
IS 2	0.075	0.31	1.55	0.008	0.002	0.0011	0.013	0.019	0	0	0	0	0.0036	3.61	44.3
IS 3	0.100	0.30	1.52	0.005	0.002	0.0011	0.012	0.018	0	0	0	0	0.0036	3.33	48.0
CS 2	0.110	0.25	1.54	0.010	0.002	0.0014	0.011	0.021	0	0	0	0	0.0031	3.55	49.8
IS 4	0.084	0.10	1.58	0.012	0.003	0.0012	0.012	0.020	0	0	0	0	0.0036	3.33	44.8
IS 5	0.070	0.50	1.54	0.008	0.002	0.0010	0.015	0.021	0	0.10	0	0	0.0049	3.06	45.2
CS 3	0.095	0.63	1.43	0.011	0.003	0.0012	0.012	0.020	0	0	0	0	0.0035	3.43	48.7
IS 6	0.082	0.33	1.30	0.009	0.004	0.0012	0.016	0.023	0	0	0	0	0.0038	4.21	43.4
IS 7	0.077	0.28	1.70	0.007	0.002	0.0009	0.012	0.020	0	0	0	0	0.0036	3.33	46.1

[0106]

CS 4	0.072	0.29	1.2 1	0.009	0.003	0.0006	0.012	0.020	0	0	0	0	0.0033	3.64	40.3
CS 5	0.093	0.28	1.8 2	0.011	0.002	0.0012	0.013	0.010	0	0	0	0	0.0033	3.94	49.1
CS 6	0.091	0.35	1.5 6	0.018	0.003	0.0013	0.012	0.019	0	0	0	0	0.0036	3.33	47.3
IS 8	0.082	0.31	1.5 7	0.008	0.005	0.0005	0.015	0.030	0	0	0	0	0.0029	5.17	46.6
IS 9	0.082	0.27	1.5 7	0.008	0.002	0.0025	0.013	0.018	0	0	0	0	0.0036	3.61	45.3
CS 7	0.074	0.31	1.5 1	0.009	0.003	0	0.012	0.017	0	0	0	0	0.0029	4.14	43.6
CS 8	0.086	0.31	1.5 3	0.009	0.003	0.0038	0.025	0.011	0	0	0	0	0.0039	6.41	45.3
IS 10	0.083	0.30	1.5 8	0.005	0.002	0.0012	0.005	0.024	0	0	0	0	0.0025	2.00	46.3
CS 9	0.082	0.32	1.5 7	0.008	0.002	0.0013	0	0.022	0	0	0	0	0.0034		46.0
CS 10	0.083	0.31	1.5 8	0.009	0.002	0.0012	0.007	0.015	0	0	0	0	0.0046	1.52	45.6
IS 11	0.085	0.29	1.5 9	0.007	0.003	0.0012	0.030	0.024	0	0	0	0	0.0101	3.00	46.7
IS 12	0.073	0.	1.5	0.00	0.0	0.00	0.0	0.0	0	0	0	0.	0.003	3.24	44.

[0107]

		35	8	7	04	13	12	05				04	7		0
CS 11	0.079	0.32	1.54	0.006	0.002	0.0011	0.012	0	0	0	0	0	0.0033	3.64	43.4
IS 13	0.060	0.19	1.40	0.006	0.001	0.0011	0.012	0.020	0	0.16	0	0	0.0038	3.16	40.1
CS 12	0.051	0.12	1.32	0.006	0.003	0.0011	0.012	0.006	0	0	0	0	0.0035	3.43	35.7
IS 14	0.055	0.31	1.56	0.009	0.002	0.0014	0.014	0.018	0.50	0.50	0	0	0.0039	3.59	47.6
IS 15	0.074	0.32	1.56	0.007	0.002	0.0012	0.012	0.019	0	0	0.15	0	0.0034	3.53	44.5
IS 16	0.079	0.27	1.54	0.007	0.001	0.0013	0.012	0.011	0	0	0.05	0.15	0.0034	3.53	46.2
IS 17	0.082	0.36	1.66	0.006	0.003	0.0011	0.014	0.024	0.15	0.15	0.05	0.05	0.0037	3.78	50.1
CS 13	0.079	0.43	1.69	0.008	0.002	0.0013	0.012	0.028	0.30	0.30	0	0	0.0037	3.24	54.8

[0108] IS:本发明钢,CS:对照钢

[0109] 表1中,列出了按重量%计的各元素的含量,并且,虽然未示于表1中,但是将可溶性Al以满足本发明含量(0.005~0.055重量%)的量添加到扁钢锭。

[0110] 按上述条件,制出具有50mm或100mm厚度的钢板。仅对100mm厚度的钢板的细小结构和硬度差异进行测量。用从各钢板的中心区域切下的试样(对每一个试样,其中心与钢板厚度方向的中心共轴)对100mm或50mm厚度的钢板的机械性能进行测量。此外,在焊接过程中测量300 kJ/cm热输入的焊接部分的熔融线处的冲击韧性。这些试验的结果示于表2中。

[0111] 在表2中,VF表示对每一个钢板在厚度方向的中心区域(即当t表示钢板的总厚度时,中心区域指的是从钢板表面 $t/4 \sim 3t/4$ 的范围)的 0.01mm^2 通过点计数法测得的多角形铁素体的含量,VM表示通过与VF相同的方法在从表面以下2mm深度至厚度的 $t/4$ 的范围内测得的马氏体的含量。硬度差指的是除钢板表面以下2mm深度和厚度中心区域的偏析部分之外在整个区域中测得的维氏硬度的最大硬度和最小硬度之间的差异。基体和焊接部分的DBTT为延性-脆性转变温度,其是在室温(20℃)至-140℃以20℃的间隔通过夏式V型缺口冲击试验测得,并且显示200J的数值。

[0112] 表2

[0113]

试样号	结构/硬度 (100 mmt)			50 mmt的钢			100 mmt的钢			焊接部分的 韧性	
	VF (%)	VM(%)	硬度差 (Hv)	YS(MPa)	TS(MPa)	DB TT(°C)	YS(MPa)	TS(MPa)	DBT T(°C)	vE-20 °C(J)	DBTT(°C)
CS 1	4.7	2.1	19	402	478	-96	391	462	-87	38	-14
IS 1	8.6	0	41	414	560	-94	399	543	-84	324	-63
IS 2	3.9	1.7	36	423	572	-82	411	554	-72	312	-52
IS 3	0.8	4.2	45	434	585	-66	425	564	-60	145	-37
CS 2	1.1	10.0	54	442	598	-59	432	576	-48	98	-22
IS 4	3.2	4.4	35	424	564	-82	410	558	-73	276	-54

[0114]

IS 5	2.1	3.7	24	428	565	-74	406	561	-64	134	-35
CS 3	1.3	5.2	31	448	613	-51	431	583	-37	36	-12
IS 6	4.6	1.9	43	416	566	-74	411	554	-66	313	-59
IS 7	0	8.3	38	432	582	-72	425	572	-62	271	-53
CS 4	10.2	0	58	397	531	-93	384	511	-88	363	-73
CS 5	0	11.2	50	469	636	-42	453	612	-34	94	-24
CS 6	1.4	7.7	36	436	589	-49	427	579	-42	93	-20
IS 8	2.4	6.1	33	437	566	-79	418	557	-69	317	-59
IS 9	1.9	4.8	28	435	573	-73	424	561	-66	311	-56
CS 7	16.6	0	44	411	528	-86	393	506	-78	332	-62
CS 8	12.3	6.2	57	419	542	-66	406	528	-48	197	-35
IS 10	6.5	2.3	37	434	568	-78	419	558	-68	234	-47
CS 9	11.9	2.4	53	422	538	-76	409	524	-52	95	-26
CS 10	12.2	2.2	54	420	539	-75	406	520	-66	195	-37
IS 11	5.4	2.8	33	436	566	-64	415	559	-58	222	-43
IS 12	2.8	3.9	28	425	565	-75	413	554	-65	134	-36
CS 11	10.6	2.6	51	402	561	-62	383	524	-55	225	-41
IS 13	9.6	0	48	413	574	-78	401	536	-69	344	-61

[0115]

CS 12	16. 6	0	62	410	505	-77	381	487	-63	365	-59
IS 14	0.6	8.2	43	450	610	-77	412	578	-68	327	-47
IS 15	3.4	1.6	38	424	565	-75	418	561	-68	276	-58
IS 16	2.9	2.1	39	422	572	-72	419	567	-66	172	-47
IS 17	0	9.9	49	459	627	-64	447	599	-52	132	-38
CS 13	0.4	14.4	59	475	634	-50	453	615	-47	113	-31

[0116] IS:本发明钢, CS:对照钢

[0117] 表 2 中,根据本发明制造的钢板具有多角形铁素体——其在 100mm 厚度的各钢板的中心区域的含量限制在 10%或更少——和马氏体——其在表面区域的含量限制在 10%或更少,所以厚度方向上的硬度差控制在 50Hv 或更少。此外,对于具有 50mm 或 100mm 厚度的钢板,每个钢板的中心区域具有 399MPa 或更大的屈服强度、536MPa 或更大的拉伸强度和 -52℃或更低的 DBTT。从表 2 所示结果可以认识到,本发明目的已实现。同时,根据焊接部分的韧性的测量结果,本发明制造的钢板的各相在 -20℃显示 132J 或更大的优良冲击韧性,和 -35℃或更低的优良 DBTT。

[0118] 相反,对于含有在韩国专利 10-0266378B1 中公开的发明成分的对照钢 1,结构含量和厚度方向上的硬度改变同本发明的类似。但是,当将其用于具有 100mm 厚度的钢板时,中心区域的强度和焊接部分的可焊性由于其过低的 C 含量也明显降低。

[0119] 对于具有过高 C 含量的对照钢 2,强度非常高,但是由于表面区域中增加的马氏体含量和增加的 C 的固溶体强化效应,硬度差为 50Hv 或更大。具体而言,基体的 DBTT 高于 -50℃,并且焊接部分的韧性不满足本发明目标。

[0120] 对于具有高于本发明上限的 Si 含量的对照钢 3,强度和硬度差满足本发明目标,但是焊接部分及基体的韧性显著较低。

[0121] 对于具有低于本发明下限的 Mn 含量的对照钢 4,具有 100mm 厚度的钢板的结构含量和厚度方向上的硬度差异由于低的淬透性而不满足本发明目标。另一方面,对于具有高于本发明上限的 Mn 含量的对照钢 5,基体及焊接部分的冲击韧性由于低淬透性而显著较低,未能满足本发明目标。

[0122] 对于具有高于本发明上限的 P 含量的对照钢 6,基体及焊接部分的冲击韧性显著较低,因此不满足本发明目标。

[0123] 对于不含 B 的对照钢 7,厚度中心区域中多角形铁素体的含量为 10%或更多,该数值高于本发明数值,导致具有 100mm 厚度的钢板的厚度中心区域的强度变差,从而不满足本发明目标。另一方面,对于含过量 B 的对照钢 8,B 的作用由于氮化硼等的沉淀而减弱,造成 50Hv 或更大的硬度差,同时损害具有 100mm 厚度的钢板的厚度中心区域的强度和韧性,

使其不能满足本发明目标。

[0124] 对于不含 Ti 的对照钢 9、和具有 2 或更小的 Ti/N 比的对照钢 10, 由于固溶体 N 的含量不足够低, 因此形成 BN。因此, 多角形铁素体的含量为 10% 或更多, 并且厚度中心区域的硬度差为 50Hv 或更多。此外, 中心区域的拉伸强度不满足本发明目标。

[0125] 对于不含 Nb 的对照钢 11, 未实现 B 的淬透性增强作用, 因而导致厚度中心区域中多角形铁素体的含量超过 10%, 同时硬度差为 50Hv 或更大。此外, 具有 100mm 厚度的钢板的厚度中心区域的强度不满足本发明目标。

[0126] 对照钢 12 和 13 具有本发明组成和不同于本发明的 CP。具体地, 对于具有低于本发明下限的 CP 的对照钢 12, 厚度中心区域的多角形铁素体的含量超过 10%, 并且其中的硬度差超过 50Hv。此外, 具有 100mm 和 50mm 厚度的钢板的厚度中心区域的强度不满足本发明目标。对于具有高于本发明上限的 CP 的对照钢 13, 表面区域中的马氏体含量超过 10%, 并且其中的硬度差也超过 50Hv。此外, 对于对照钢 13, 基体和焊接部分的冲击韧性由于强度的过度增加而显著较低, 不满足本发明目标。

[0127] 根据上述结果, 可以确认本发明钢板具有有益效果。

[0128] 实施例 2

[0129] 回火冷轧具有表 1 中所列本发明钢 1 至 11 的组成的扁钢锭之后, 按如下表 3 中所列条件进行轧制和冷却, 从而形成各自具有 100mm 厚度的厚钢板。

[0130] 表 3

[0131]

基 体	试 样 号	T _{nr} (°C)	A _{r3} (°C)	再热 温度 (°C)	T ₄ (°C)	T ₅ (°C)	精轧的 压缩 比例 (%)	起始 冷却 温度 (°C)	最终 冷却 温度 (°C)	冷却 速率 (°C / 秒)
IM1	IS 2	876	785	1100	875	822	50	808	443	3.1
IM2	IS 2	876	785	1000	842	816	45	803	452	3.2
IM3	IS 2	876	785	1250	841	814	45	801	446	3.1
CM 1	IS 2	876	785	900	835	811	45	796	448	3.1
CM 2	IS 2	876	785	1320	842	816	45	810	462	3.2
IM4	IS 2	876	785	1102	821	807	30	794	428	3.3
IM5	IS 2	876	785	1098	840	817	45	790	438	3.2

[0132]

CM 3	IS 2	876	785	1104	953	887	45	876	437	3.4
CM 4	IS 2	876	785	1105	871	843	20	812	404	3.3
CM 5	IS 2	876	785	1089	780	753	45	737	474	3.2
IM6	IS 2	876	785	1100	838	809	45	785	444	3.1
CM 6	IS 2	876	785	1097	826	786	45	747	437	3.4
IM7	IS 2	876	785	1111	864	838	45	821	379	1.5
CM 7	IS 2	876	785	1079	846	825	45	804	405	0.4
IM8	IS 2	876	785	1112	840	821	45	803	350	2.8
IM9	IS 2	876	785	1101	842	818	45	801	550	4.3
CM 7	IS 2	876	785	1100	844	819	45	801	279	3.1
CM 8	IS 2	876	785	1106	851	825	45	806	626	2.8
IM 10	IS 1	864	784	1097	835	815	45	801	429	3.3
IM 11	IS 3	896	780	1100	834	813	45	800	464	3.1
IM 12	IS 4	958	780	1101	835	816	45	802	417	3.3
IM 13	IS 5	815	782	1103	815	802	45	781	419	3.3
IM 14	IS 6	891	803	1105	845	824	45	812	439	3.4
IM	IS 7	890	772	1098	835	812	45	804	454	3.2

[0133]

15										
IM 16	IS 8	929	781	1100	832	805	45	791	463	3.3
IM 17	IS 9	897	781	1111	837	810	45	805	445	3.1
IM 18	IS 10	887	780	1113	843	816	45	801	432	3.2
IM 19	IS 11	924	779	1103	836	813	45	794	442	3.3
IM 20	IS 12	815	778	1102	815	793	40	779	431	3.5
IM 21	IS 13	915	793	1100	841	816	45	804	442	3.3
IM 22	IS 14	863	753	1102	836	806	45	795	452	3.1
IM 23	IS 15	871	782	1089	835	802	45	786	443	3.3
IM 24	IS 16	860	772	1095	832	804	45	789	432	3.1
IM 25	IS 17	883	758	1101	837	811	45	801	457	2.9

[0134] IM:本发明材料,CM:对照材料,IS:本发明钢

[0135] 表3中,T_{nr}表示奥氏体重结晶温度,Ar₃表示从奥氏体到铁素体的起始转变温度。此外,T₄和T₅分别表示精轧的起始温度和精轧的最终温度。

[0136] 用与实施例1相同的方法获得在表3条件下制成的钢板的试样后,测量试样的机械性能,其结果示于表4中。

[0137] 表4

[0138]

基 体	结构/硬度			机械性能		
	VF(%)	VM(%)	硬度差 (Hv)	YS(MPa)	TS(MPa))	DBTT(°C)
IM 1	4.5	1.8	40	413	547	-76
IM 2	4.6	1.4	39	412	555	-69
CM 1	17.4	0	52	388	497	-79
CM 2	6.8	7.3	47	412	542	-31
IM 3	0	9.5	48	401	568	-55
IM 4	4.1	1.4	34	415	551	-74
IM 5	3.9	1.7	36	411	554	-72
CM 3	0	21.6	84	389	589	-32
CM 4	4.3	1.9	39	387	558	-33
CM 5	13.5	64.3	57	447	486	-39
IM 6	4.2	1.5	37	422	548	-75
CM 6	10.4	12.7	42	376	474	-47
IM 7	6.8	0	43	418	532	-67
CM 7	12.3	12.8	29	343	453	-44
IM 8	3.1	1.5	38	395	571	-62
IM 9	6.8	0	42	424	534	-61
CM 8	0	12.3	45	378	602	-48
CM 9	10.8	0	51	419	506	-62
IM 10	8.6	0	41	399	543	-84

[0139]

IM 11	0.8	4.2	45	425	564	-60
IM 12	3.2	4.4	35	410	558	-73
IM 13	2.1	3.7	24	406	561	-64
IM 14	4.6	1.9	43	411	554	-66
IM 15	0	8.3	38	425	572	-62
IM 16	2.4	6.1	33	418	557	-69
IM 17	1.9	4.8	28	424	561	-66
IM 18	6.5	2.3	37	419	558	-68
IM 19	5.4	2.8	33	415	559	-58
IM 20	2.8	3.9	28	413	554	-65
IM 21	9.6	0	48	401	536	-69
IM 22	0.6	8.2	43	412	578	-68
IM 23	3.4	1.6	38	418	561	-68
IM 24	2.9	2.1	39	419	567	-66
IM 25	0	9.9	49	447	599	-52

[0140] IM:本发明材料, CM:对照材料

[0141] 表 4 中, DBTT 表示延性 - 脆性转变温度。

[0142] 对于根据上述本发明的轧制和冷却条件制成的本发明材料 1-25, 厚度中心区域中多角形铁素体的含量为 10% 或更少, 除钢板表面以下 2mm 深度区域之外的区域中的马氏体的含量为 10% 或更少, 从而提供 50Hv 或更小的硬度差, 该硬度差满足本发明目标。此外,

每个钢板的中心区域具有 395MPa 或更大的屈服强度、532MPa 或更大的拉伸强度、及 -52℃ 或更低的 DBTT, 该 DBTT 使得具有优良的低温韧性。

[0143] 对于对照材料 1, 再热在非本发明范围的温度下进行。在此情况下, 大量的固溶体 N 存在于材料中, 造成 B 的淬透性增强作用不充分, 因而在厚度中心区域中形成了过量的多角形铁素体, 并且产生了大于 50Hv 的硬度差。此外, 厚度中心区域的屈服强度和拉伸强度明显低于目标值。

[0144] 对于对照材料 2, 再热在远高于本发明的温度进行。在此情况下, 虽然硬度差和其强度满足本发明目标, 但是奥氏体晶粒过分粗化, 从而导致了在厚度中心区域中过高的 DBTT, 不满足本发明目标。

[0145] 对于对照材料 3, 精轧在奥氏体重结晶温度或更高温度进行。在此情况下, 在表面区域中形成大量的马氏体, 导致表面区域的淬透性过度增加, 从而产生了较大的硬度差。此外, 由于轧制导致基本无晶粒细化, 因此 DBTT 为 -32℃, 该数值明显低于本发明材料的数值。

[0146] 对于对照材料 5, 精轧在 Ar₃ 或更低的温度进行, 使得发生铁素体转变。结果是在表面区域和中心区域形成大量的多角形铁素体, 从而产生了超过 50Hv 的硬度差、厚度中心区域中 486MPa 的拉伸强度、和低于本发明材料的 -39℃ 的 DBTT。

[0147] 对于对照材料 6, 精轧在 Ar₃ 或更高的温度进行, 并且冷却在 Ar₃ 或更低的温度进行。结果是, 同对照材料 5 一样, 该材料的整个范围内多角形铁素体的含量超过 10%, 并且导致低的强度。

[0148] 对于对照材料 4, 精轧以比本发明材料低的 20% 的压缩比例进行, 导致晶粒细化效果不充分, 同时还损害了低温韧性。结果是, 该对照材料具有 -33℃ 的 DBTT、和比本发明材料低的 387MPa 的屈服强度。

[0149] 对于对照材料 7, 轧制按照本发明条件进行, 不同之处在于冷却以接近空气冷却的速率进行。由于低的冷却速率, 多角形铁素体的含量同对照材料 5 一样在材料整个厚度范围内超过 10%, 从而同本发明材料相比显示出不足够好的强度和 DBTT 性能。

[0150] 对于对照材料 8, 虽然精轧在 Ar₃ 或更高的温度进行, 但是冷却在比本发明的最终冷却温度低的 279℃ 温度进行。结果是, 过量的低温结构、例如含量超过 10% 的马氏体在厚度中心区域中形成, 导致在拉伸试验时发生连续屈服, 从而降低了屈服强度。

[0151] 对于对照材料 9, 冷却在 626℃ 下完成, 该温度比本发明的高。在此情况下, 材料中发生过量的多角形铁素体转变, 从而产生超过 50Hv 的硬度差, 同时还损害厚度中心区域的屈服强度。从这些结果中可以认识到, 对照材料 9 的机械性能不满足本发明目标。

[0152] 根据上述实施例可以确认, 本发明目的可通过按本发明控制组成和微结构、并且基本上是通过应用常规厚钢板的受控轧制和冷却条件来实现。同时还可确认, 当满足本发明的条件, 即由构成钢板的组成所确定的钢板的制造条件时, 用于焊接结构的厚钢板具有改善的微结构和整个厚度方向上的硬度差、以及中心区域的强度和韧性。

[0153] 虽然已为示例说明之目的公开了本发明的优选实施方案, 但是本领域的技术人员将认识到, 在不偏离所附权利要求中所公开的本发明范围和主旨的情况下, 多种改变、添加和置换均可进行。

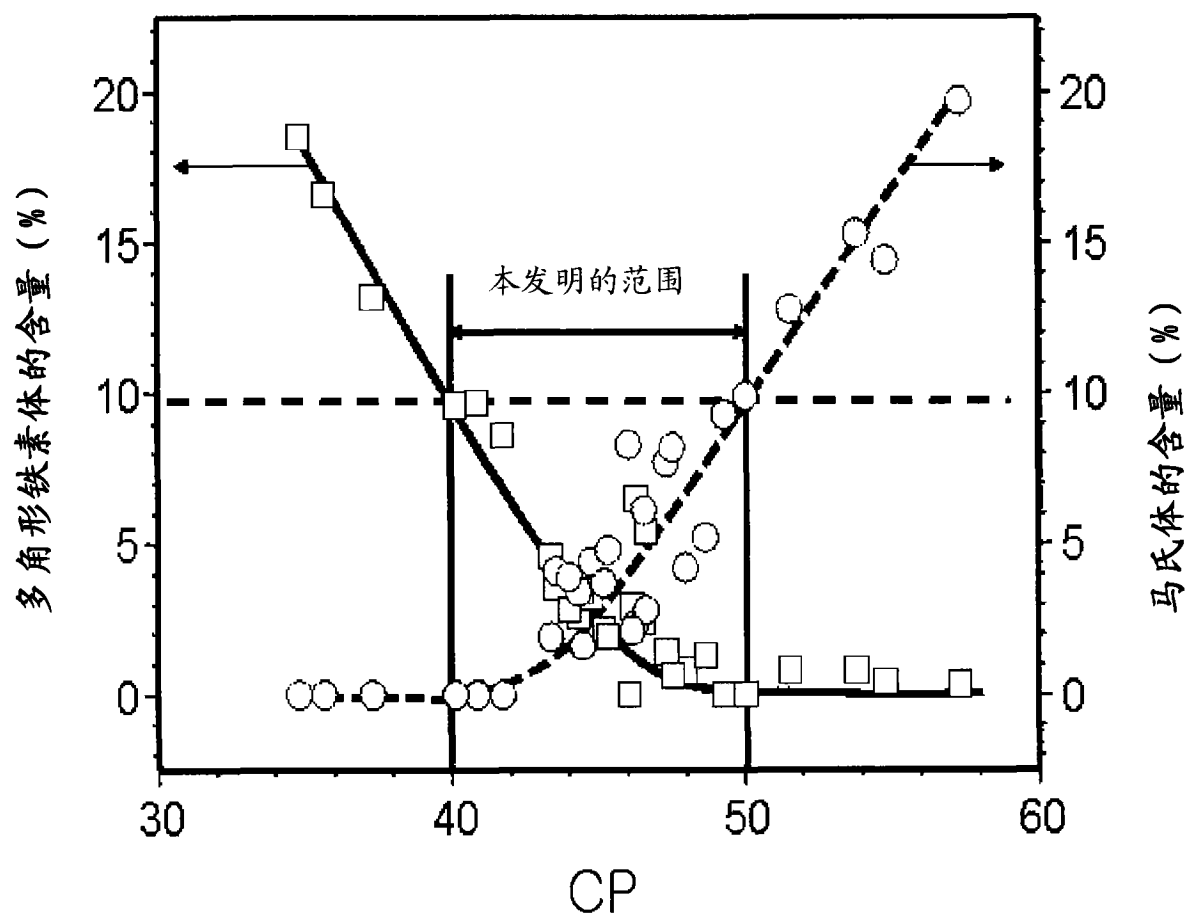


图 1

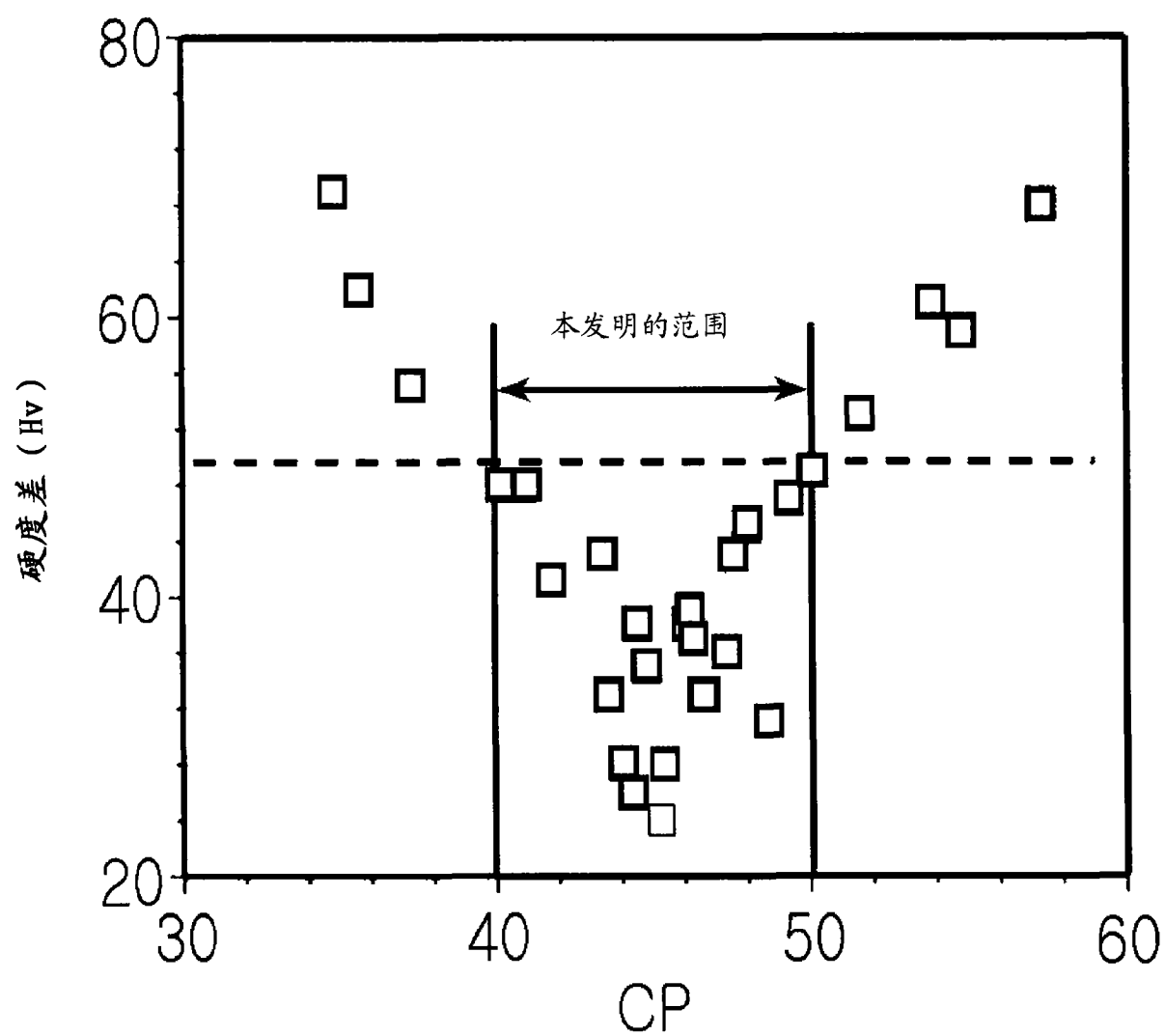


图 2