

[19] 中华人民共和国国家知识产权局

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



[12] 发明专利说明书

专利号 ZL 01823205.1

[45] 授权公告日 2006 年 1 月 11 日

[11] 授权公告号 CN 1236092C

[22] 申请日 2001.11.16 [21] 申请号 01823205.1
[86] 国际申请 PCT/KR2001/001957 2001.11.16
[87] 国际公布 WO2003/042420 英 2003.5.22
[85] 进入国家阶段日期 2003.10.31
[71] 专利权人 POSCO 公司
地址 韩国庆尚北道浦项市
[72] 发明人 郑洪喆 崔海昌
审查员 俞可嘉

[74] 专利代理机构 北京康信知识产权代理有限公司
代理人 余 刚 李丙林

权利要求书 4 页 说明书 53 页

[54] 发明名称

在焊接热影响区具有优良韧性的钢板及其制造方法和使用该钢板的焊接结构

[57] 摘要

本发明公开了一种具有良好的热影响区韧性的焊接结构钢，按照重量百分比包括：0.03 - 0.17% C，0.01 - 0.5% Si，0.4 - 2.0% Mn，0.005 - 0.2% Ti，0.0005 - 0.1% Al，0.008 - 0.030% N，0.0003 - 0.01% B，0.001 - 0.2% W，至多 0.03% P，至多 0.03% S，至多 0.005% O，剩余部分为 Fe 以及少量的杂质，同时满足下述条件： $1.2 \leq Ti/N \leq 2.5$ ， $10 \leq N/B \leq 40$ ， $2.5 \leq Al/N \leq 7$ ，以及 $6.5 \leq (Ti + 2Al + 4B)/N \leq 14$ ，并具有基本上由晶体大小为 $20 \mu m$ 或更小的铁素体和珠光体复合结构组成的微结构。

1. 一种具有良好的热影响区韧性的焊接结构钢产品，按照重量百分比，该焊接结构钢包括：0.03-0.17% C，0.01-0.5% Si，0.4-2.0% Mn，0.005-0.2% Ti，0.0005-0.1% Al，0.008-0.030% N，0.0003-0.01% B，0.001-0.2% W，至多 0.03% P，至多 0.03% S，至多 0.005% O，其余部分为 Fe 以及少量的杂质，同时满足下述条件： $1.2 \leq \text{Ti}/\text{N} \leq 2.5$ ， $10 \leq \text{N}/\text{B} \leq 40$ ， $2.5 \leq \text{Al}/\text{N} \leq 7$ ，以及 $6.5 \leq (\text{Ti}+2\text{Al}+4\text{B})/\text{N} \leq 14$ ，并具有由晶粒大小为 $20 \mu\text{m}$ 或更小的铁素体和珠光体复合结构组成的微结构。

2. 根据权利要求 1 的焊接结构钢产品，其特征在于，还包括 0.01-0.2% V，同时满足下述条件： $0.3 \leq \text{V}/\text{N} \leq 9$ ，以及 $7 \leq (\text{Ti}+2\text{Al}+4\text{B}+\text{V})/\text{N} \leq 17$ 。

3. 根据权利要求 1 的焊接结构钢产品，其特征在于，还包括选自下列一组元素中的一种或多种：Ni:0.1-3.0%，Cu:0.1-1.5%，Nb:0.01-0.1%，Mo:0.05-1.0%，以及 Cr:0.05-1.0%。

4. 根据权利要求 1 的焊接结构钢产品，其特征在于，还包括下列两种元素中的一种或两种都包括：Ca:0.0005-0.005% 和 REM:0.005-0.05%。

5. 根据权利要求 1 的焊接结构钢产品，其特征在于，晶粒大小为 $0.01-0.1 \mu\text{m}$ 的 TiN 析出物，以 $1.0 \times 10^7/\text{mm}^2$ 或更大的密度以及 $0.5 \mu\text{m}$ 或更小的间隔进行弥散。

6. 根据权利要求 1 的焊接结构钢产品，其特征在于，当钢产品加热到 1400°C 或更高温度，然后在 60 秒钟时间内从 800°C 到 500°C 的整个冷却范围冷却时，母体和热影响区之间的韧性差在 $\pm 30\text{J}$ 的范围

内;

当钢产品加热到 1400℃或更高温度,然后在 60-120 秒钟时间内从 800℃到 500℃的整个冷却范围冷却时,母体和热影响区之间的韧性差在±70J 的范围内;并且

5 当钢产品加热到 1400℃或更高温度,然后在 120-180 秒钟时间内从 800℃到 500℃的整个冷却范围冷却时,母体和热影响区之间的韧性差在 0—100J 的范围内。

7. 一种制造焊接结构钢产品的方法,包括如下步骤:

10 制备钢材板坯,按照重量百分比,该钢材板坯包括: 0.03-0.17% C, 0.01-0.5 % Si, 0.4-2.0 % Mn, 0.005-0.2 % Ti, 0.0005-0.1 % Al, 0.008-0.030% N, 0.0003-0.01 % B, 0.001-0.2 % W, 至多 0.03 % P, 至多 0.03 % S, 至多 0.005 % O, 其余部分为 Fe 以及少量的杂质,同时满足下述条件: $1.2 \leq \text{Ti}/\text{N} \leq 2.5$, $10 \leq \text{N}/\text{B} \leq 40$, $2.5 \leq \text{Al}/\text{N} \leq 7$, 以及 $6.5 \leq (\text{Ti}+2\text{Al}+4\text{B})/\text{N} \leq 14$;

在 1100℃—1250℃的温度下加热钢材板坯 60—180 分钟;

在奥氏体再结晶温度范围内以 40%或更高的轧制减少率热轧被加热的钢材板坯;以及

20 以 1℃/min 或更快的速率将热轧过的钢材板坯冷却到相应于铁素体转变完成温度±10℃的温度。

8. 根据权利要求 7 的方法,其特征在于,钢材板坯还含有 0.01-0.2 % V,同时满足下述条件: $0.3 \leq \text{V}/\text{N} \leq 9$, 以及 $7 \leq (\text{Ti}+2\text{Al}+4\text{B})/\text{N} \leq 17$ 。

25 9. 根据权利要求 7 的方法,其特征在于,钢材板坯还含有选自下列一组元素中的一种或多种: Ni: 0.1-3.0%, Cu: 0.1-1.5%, Nb: 0.01-0.1%, Mo: 0.05-1.0%, 以及 Cr: 0.05-1.0%。

30 10. 根据权利要求 7 的方法,其特征在于,钢材板坯还含有下列两种元素中的一种或两种都包括: Ca: 0.0005-0.005 % 和 REM:

0.005-0.05%。

11. 根据权利要求 7 的方法，其特征在于，钢材板坯的制备还包括如下步骤：

5 向熔融钢中加入去氧效果比 Ti 好的去氧元素，以便将溶解氧的含量控制在 30ppm 或更少，在 10 分钟内向熔融钢中加入 Ti，以便将 Ti 的含量控制在 0.005-0.2%，并且铸造如此得到的钢材板坯。

12. 根据权利要求 11 的方法，其特征在于，以 Mn、Si 和 Al 的顺序进行去氧。
10

13. 根据权利要求 11 的方法，其特征在于，按照连续铸造工艺以 0.9-1.1 m/min 的速率铸造熔融钢，同时在辅助冷却区用 0.3-0.35l/kg 的喷水量进行弱冷。
15

14. 一种制造焊接结构钢产品的方法，包括如下步骤：

制备钢材板坯，按照重量百分比，该钢材板坯包括：0.03-0.17% C，0.01-0.5% Si，0.4-2.0% Mn，0.005-0.2% Ti，0.0005-0.1% Al，最多 0.005% N，0.0003-0.01% B，0.001-0.2% W，最多 0.03% P，最多 0.03% S，最多 0.005% O，其余部分为 Fe 和少量的杂质；
20

在 1100℃—1250℃ 的温度下加热钢材板坯 60—180 分钟，同时对钢材板坯进行渗氮，以便将钢材板坯中的氮含量控制在 0.008-0.03%，并满足下述条件： $1.2 \leq \text{Ti}/\text{N} \leq 2.5$ ， $10 \leq \text{N}/\text{B} \leq 40$ ， $2.5 \leq \text{Al}/\text{N} \leq 7$ ，以及 $6.5 \leq (\text{Ti} + 2\text{Al} + 4\text{B})/\text{N} \leq 14$ ；

25 在奥氏体再结晶温度范围内以 40% 或更高的轧制减少率热轧渗氮的钢材板坯；以及

以 1℃/min 或更快的速率将热轧钢材板坯冷却到相应于铁素体转变完成温度 $\pm 10^\circ\text{C}$ 的温度。

30 15. 根据权利要求 14 的方法，其特征在于，钢材板坯还含有

0.01-0.2% V,同时满足下述条件: $0.3 \leq V/N \leq 9$, 以及 $7 \leq (Ti+2Al+4B)/N \leq 17$ 。

5 16. 根据权利要求 14 的方法, 其特征在于, 钢材板坯还含有选自下列一组元素中的一种或多种: Ni: 0.1-3.0%, Cu: 0.1-1.5%, Nb: 0.01-0.1%, Mo: 0.05-1.0%, 以及 Cr: 0.05-1.0%。

10 17. 根据权利要求 14 的方法, 其特征在于, 钢材板坯还含有下列两种元素中的一种或两种都包括: Ca: 0.0005-0.005% 和 REM: 0.005-0.05%。

18. 根据权利要求 14 的方法, 其特征在于, 钢材板坯的制备还包括如下步骤:

15 向熔融钢中加入去氧效果比 Ti 好的去氧元素, 以便将溶解氧的含量控制在 30ppm 或更少, 在 10 分钟内向熔融钢中加入 Ti, 以便将 Ti 的含量控制在 0.005-0.2%, 并且铸造如此得到的钢材板坯。

19. 根据权利要求 18 的方法, 其特征在于, 以 Mn、Si 和 Al 的顺序进行去氧。

20

20. 一种具有良好热影响区韧性的焊接结构, 利用根据权利要求 1-6 中任何一项所述的焊接结构钢产品制造而成。

在焊接热影响区具有优良韧性的钢板及其制造方法和 使用该钢板的焊接结构

5

技术领域

本发明涉及适合用于建筑、桥梁、船舶建造、船用结构、钢管、管道等的结构钢产品。更具体地说，本发明涉及具有微细母体(matrix)结构的焊接结构钢产品，其中，表现出高温稳定性的 TiN 的析出物均匀地散布，使其在热影响区具有优良的韧性，同时在热影响区和母体之间的韧性差别最小。本发明还涉及制造这种焊接结构钢产品的方法，以及使用该焊接结构钢产品的焊接结构。

10

背景技术

近来，建筑物和其他结构的高度和尺寸不断增加，具有增大尺寸的钢产品的使用正在不断地增加。也就是说，厚的钢产品的使用不断增加。为了焊接这些厚钢产品需要使用高效率的焊接方法。对于厚钢产品的焊接技术，能够进行单道次焊接的热输入埋弧焊工艺，以及电焊工艺已经广泛地应用。能够进行单道次焊接的热输入焊接工艺可用于需要焊接钢板厚度达 25mm 或 25mm 以上的船舶建造和桥梁建造中。

15

20

25

一般地说，在较高热量的输入中可以减少焊接道次的数目，这是因为被焊接的金属量增加。因此在能够利用热输入焊接的地方就焊接效率而言具有优点。也就是说，在利用增加热输入的焊接工艺的情况下，其应用可以变得更广泛。一般地说，用在焊接工艺中的热输入其范围在 100 到 200kJ/cm。为了焊接厚度达到 50mm 或 50mm 以上的钢板，需要利用其范围为 200 到 500kJ/cm 的超高热量输入。

30

在高热量输入应用于钢产品的地方，热影响区，特别是在熔融边

界附近的区域，被输入的焊接热加热到接近于钢产品的熔点的温度。结果，在热影响区引起晶粒生长，使得形成变粗的晶粒结构。而且当钢产品经受冷却处理时，微细结构的韧性变差，例如可能形成贝氏体和马氏体。因此，热影响区可能是一个韧性变差的部位。

5

为了确保焊接结构所需要的稳定性，必须抑制热影响区奥氏体的生长，以便使焊接构件能够保持微细结构。满足这一要求的已知方法是在高温下的氧化物稳定技术，或钛基碳氮在钢中的适当弥散，以便延迟焊接过程中热影响区中晶粒的生长。这种技术公开在下列日本专利公告中，公开号为：Hei.12-226633，Hei.11-140582，Hei.10-298706，
10 Hei.9-194990，Hei.9-324238，Hei.8-60292，Hei.5-186848，Sho.58-31065，Sho.61-79745，和 Sho.64-15320，以及 Journal of Welding Society (日本焊接学会杂志)52 卷第 2 期第 49 页。

15

公开在日本专利公告第 Hei.11-140582 中的该技术是一种典型的利用 TiN 析出物的技术。这种技术提出，当热输入为 100J/cm（最高加热温度为 1400℃）时，结构钢在 0℃时具有的冲击韧性为 200J(而在母体中大约为 300J)。根据这种技术，Ti/N 的比例控制在 4 到 12，以便在 $5.8 \times 10^3/\text{mm}^2$ 到 $8.1 \times 10^4/\text{mm}^2$ 的密度下形成 TiN 析出物的晶
20 粒大小为 $0.05 \mu\text{m}$ 或更小，而在 $3.9 \times 10^3/\text{mm}^2$ 到 $6.2 \times 10^4/\text{mm}^2$ 的密度下形成 TiN 析出物的晶粒大小为 0.03 到 $0.2 \mu\text{m}$ ，从而确保在焊接部位具有所希望的韧性。然而，根据这种技术，在实施高热输入焊接工艺的部位在母体和热影响区都表现出相当低的韧性。例如，在母体和热影响区在 0℃时具有的冲击韧性分别为 300J 和 220J。而且，由于在
25 母体和热影响区之间存在大到约 100J 的韧性差，因此利用由超高热输入的焊接工艺所得到的厚钢产品钢结构很难确保所希望的可靠性。加之，为了为了获得所希望的 TiN 析出物，该技术将钢材板坯加热到 1050℃或更高，使被加热的钢材板坯淬火，并再加热该淬火的钢材板坯用于随后的热轧工艺。由于这种双重热处理增加了制造成本。

30

一般地说，钛基析出物用来在 1200 到 1300℃ 的范围内抑制奥氏体晶粒的生长。然而，当钛基析出物在 1400℃ 或更高的温度下保持较长的时间时，相当数量的 TiN 析出物被再一次溶解。因此防止 TiN 析出物的溶解非常重要，以便在热影响区确保所希望的韧性。然而，
5 在超高热输入焊接工艺中将 TiN 析出物在 1350℃ 下保持相当长的时间的情况下，能够在热影响区明显改善韧性的有关技术并未公开。特别是，尚未有一种技术能够使热影响区和母体中具有相等的韧性。如果解决了上述问题，那末将能够获得用于厚钢产品的超高热输入焊接方法。因此，在这种情况下，能够获得很高的焊接效率同时能够增加
10 钢结构的高度并确保这些钢结构具有所希望的可靠性。

发明内容

因此，本发明的目的是提供一种焊接结构钢产品，其中在中等热输入到超高热输入的焊热输入范围内，表现出高温稳定性的 TiN 的微
15 细多元析出物均匀地弥散，以使得它在热影响区具有优良的韧性，同时在母体和热影响区之间具有最小的韧性差别，并提供制造该焊接结构钢产品的方法，以及提供利用该焊接结构钢产品的焊接构件。

根据一方面，本发明提供具有优良的热影响区韧性的焊接结构钢
20 产品，根据重量百分比，所述钢产品包括，0.03-0.17%C，0.01-0.5%Si，0.4-2.0%Mn，0.005-0.2%Ti，0.0005-0.1%Al，0.008-0.030%N，0.0003-0.01%B，0.001-0.2%W，最多 0.03%P，最多 0.03%S，最多 0.005%O，其余部分为 Fe 以及少量的杂质，同时满足下述条件： $1.2 \leq \text{Ti/N} \leq 2.5$ ， $10 \leq \text{N/B} \leq 40$ ， $2.5 \leq \text{Al/N} \leq 7$ ，以及 $6.5 \leq (\text{Ti} + 2\text{Al} + 4\text{B})/\text{N} \leq 14$ ，并具有
25 基本上由晶体粒大小为 $20 \mu\text{m}$ 或更小的铁素体和珠光体复合物组成的微结构。

根据另一方面，本发明提供一种用于制造焊接结构钢产品的方法，包括如下步骤：

30 制备钢材板坯，按重量百分比，该板坯含有 0.03-0.17%C，0.01-

0.5%Si, 0.4-2.0%Mn, 0.005-0.2%Ti, 0.0005-0.1%Al, 0.008-0.030%N, 0.0003-0.01%B, 0.001-0.2%W, 最多 0.03%P, 最多 0.03%S, 最多 0.005%O, 其余部分为 Fe 以及少量的杂质, 同时满足下述条件:
 $1.2 \leq \text{Ti}/\text{N} \leq 2.5$, $10 \leq \text{N}/\text{B} \leq 40$, $2.5 \leq \text{Al}/\text{N} \leq 7$, 以及 $6.5 \leq (\text{Ti} + 2\text{Al} + 4\text{B})/\text{N} \leq 14$;

将钢材板坯在 1100℃-1250℃ 的温度范围内加热 60-180 分钟;

在奥氏体再结晶范围内以 40%或更多的轧制减少率 热轧被加热的钢材板坯; 以及

以 1℃/min 或更快的速度将被热轧的钢材板坯冷却到相应于铁素体转变完成温度的 $\pm 10^\circ\text{C}$ 。

根据另一方面, 本发明提供一种用于制造焊接结构钢产品的方法, 包括如下步骤:

制备钢材板坯, 按重量百分比, 该板坯含有 0.03-0.17%C, 0.01-0.5%Si, 0.4-2.0%Mn, 0.005-0.2%Ti, 0.0005-0.1%Al, 最多 0.005%N, 0.0003-0.01%B, 0.001-0.2%W, 最多 0.03%P, 最多 0.03%S, 最多 0.005%O, 其余部分为 Fe 以及少量的杂质;

将钢材板坯在 1100℃-1250℃ 的温度范围内加热 60-180 分钟, 同时氮化处理钢材板坯以控制氮的含量为 0.008-0.03%, 并满足下述条件: $1.2 \leq \text{Ti}/\text{N} \leq 2.5$, $10 \leq \text{N}/\text{B} \leq 40$, $2.5 \leq \text{Al}/\text{N} \leq 7$, 以及 $6.5 \leq (\text{Ti} + 2\text{Al} + 4\text{B})/\text{N} \leq 14$;

在奥氏体再结晶范围以 40%或更多的轧制减少率热轧被氮化处理的钢材板坯; 以及

以 1℃/min 或更快的速度将被热轧的钢材板坯冷却到相应于铁素体转变完成温度的 $\pm 10^\circ\text{C}$ 。

根据其它方面, 本发明提供利用根据权利要求 1-6 中任一项所述的焊接结构钢产品所制造的具有优良的热影响区韧性的焊接构件。

具体实施方式

现在详细描述本发明。

在本说明书中，“前奥氏体”表示当用高热输入焊接工艺施加在钢产品时形成在钢产品的热影响区的奥氏体。这些奥氏体区别于在制造过程（热轧工艺）中形成的奥氏体。

仔细观察在钢产品（母体）中热影响区的前奥氏体的生长方式之后，及对钢产品实施用高热输入的焊接工艺时在冷却过程中发生的前奥氏体相变，本发明人发现，参照前奥氏体的临界晶粒尺寸，即大约 $80\mu\text{m}$ ，热影响区在韧性方面发生变化，并且韧性随着微细铁素体百分比的增加而增加。

在这种观察的基础上，本发明的特征在于：

（1）在钢产品（母体）中均匀地弥散 TiN 析出物，同时减少代表 TiN 析出物的高温稳定性的可溶解性成分；

（2）将钢产品（母体）铁素体的晶粒大小减小到临界尺寸或更小，以便控制热影响区的前奥氏体，使其晶粒大小在大约 $80\mu\text{m}$ 或更小；

（3）减小钢产品（母体）中的 Ti/N 的比例，以有效地形成 BN 和 AlN 析出物，因而提高热影响区的铁素体的份额，同时控制铁素体，使其具有能有效地改进韧性的针状或多边形结构。

下面将详细描述本发明的上述特征（1）、（2）、（3）。

（1）TiN 析出物

在对结构钢产品进行高热输入焊接的部位，靠近熔融边界的热影响区被加热到约 1400°C 或以上。结果，在母体中的 TiN 析出物由于焊接热而部分地溶解。否则发生 Ostwald 催熟现象。也就是说，具有小晶粒尺寸的析出物被溶解，使得它们以具有大晶粒尺寸的析出物形式扩散。根据 Ostwald 催熟现象，部分析出物变粗。而且 TiN 析出物的

密度明显地减小，使抑制前奥氏体晶粒生长的作用消失。

观察到 TiN 析出物的特性的变化取决于 Ti/N 的比例，同时考虑到上述现象可能是由于当弥散在母体中的 TiN 析出物由于被焊接热溶解而发生的 Ti 原子扩散所引起的，本发明人发现新的因素，即在高氮浓度条件下（即低 Ti/N 比），溶解的 Ti 原子的浓度和扩散率减少，从而获得提高的 TiN 析出物高温稳定性。这就是说，当钛与氮的比例（Ti/N）在 1.2-2.5 的范围内，溶解的钛的量大大地减少，从而使 TiN 析出物具有提高的高温稳定性。在这种情况下，晶粒大小为 0.01-0.1 μm 的微细 TiN 析出物以 $1.0 \times 10^7/\text{mm}^2$ 或更高的密度弥散，同时具有 0.5 μm 或更小的均匀间隔。这种令人吃惊的结果假定基于这样的事实，即代表 TiN 析出物的高温稳定性的可溶性成分随着氮含量的减少而减少，因为在钛的含量不变的条件下当氮含量增加时，所有的溶解的钛原子很容易与氮原子结合，并且在高氮浓度条件下溶解的钛的量减少。

本发明人还发现一个有趣的事实，即，即使当用含氮量为 0.005% 或更低的钢材板坯制造高氮钢，以便使钢材板坯表面不易产生裂纹，并将低氮钢放在板坯加热炉内进行渗氮处理，也可以获得上述定义所希望的 TiN 析出物，Ti/N 比例控制在 1.2-2.5。这是根据这样的事实进行分析，即当按照在钛含量不变的条件下进行渗氮处理使氮含量增加，所有的溶解的钛原子很容易与氮原子结合，因此减少了代表 TiN 析出物的高温稳定性的 TiN 的可溶成分。

根据本发明，除了控制 Ti/N 比例之外，考虑到由于在高氮条件下可溶氮的存在可能发生促进时效这样一个事实，N/B、Al/N、以及 V/N 的各自比例、氮的含量、及 Ti+Al+B+(V) 的总含量一般都控制，以便析出形式是 BN、AlN、和 VN 的 N。根据本发明，如上所述，通过控制 TiN 析出物的密度和取决于 Ti/N 比例的 TiN 析出物的可溶性成分，将母体和热影响区之间的韧性差减小到 30J 或更小。这个方案

明显地不同于现有的析出物控制方案（日本专利公告号 Hei.11-140582）,其中，仅通过增加 Ti ($Ti/N \geq 4$) 的含量而增加 TiN 析出物的量。

5 (2) 钢（母体）的微结构

通过研究之后，本发明人发现，为了控制热影响区的前奥氏体，使其具有约 $80\mu m$ 或更小的晶粒尺寸，除了控制析出物之外，在铁素体和珠光体的复合母体结构中形成微细的铁素体晶粒十分重要。可以根据热轧过程中的奥氏体细化或采用碳化物（WC 和 VC）来抑制冷却过程中的铁素体晶粒生长，而获得微细的铁素体晶粒。

15 (3) 热影响区的微结构

通过研究之后，本发明人还发现，热影响区的韧性不仅仅受当母体被加热到 $1400^{\circ}C$ 形成的前奥氏体大小的影响，还受在冷却期间前奥氏体晶粒边界析出的铁素体的数量和形状的影响。换句话说，考虑到热影响区的韧性，减小前奥氏体的尺寸，同时增加铁素体的数量是十分重要的。特别是，最好是在奥氏体晶粒中产生多边形铁素体或针形铁素体的转变。为此转变，根据本发明，利用 AlN、 $Fe_{23}(B, C)_6$ 和 BN 析出物。

20

下面结合被制造的钢产品的相应成分和用于该钢产品的制造方法来描述本发明。

焊接结构钢产品

25 首先描述根据本发明的焊接结构钢产品的成分。

根据本发明，碳（C）的含量被限制在 0.03-0.17 的重量百分比（以下用%来代替）。

30 当碳的含量少于 0.03%时，不能确保结构钢足够的强度。另一方

面，当 C 的含量超过 0.17%时，在冷却期间，产生弱韧性转变，如上贝氏体、马氏体及退化的珠光体，因此使结构钢具有变差的低温冲击韧性，此外还增加焊接区的硬度或强度，从而使韧性下降并产生焊接裂纹。

5

硅（Si）的含量限制在 0.01-0.5%的范围内。

10

当硅的含量少于 0.01%时，在钢的制造过程中它不能获得足够的熔融钢的去氧效果。在这种情况下，钢产品也具有变差的抗腐蚀性。另一方面，当硅含量超过 0.5%时，表现出饱和的去氧作用。此外，由于在轧制工艺之后的冷却过程产生硬化能力增加，促进组成马氏体 M-A 的转变。结果，低温冲击韧性变差。

15

锰（Mn）的含量限制在 0.4-2.0%的范围内。

20

对于改善去氧作用、可焊接性、热加工性以及钢的强度，锰是一种有效的元素。锰在母体中形成替代性固溶体，因而固溶体强化母体以确保所希望的强度和韧性。为了获得这种效果，希望锰在成分中的含量保持在 0.4%或以上。然而，当锰的含量超过 2.0%时固溶体增强作用不再增加。反而产生猛的偏析作用（segregation）。这将引起结构的不均匀性，负面影响热影响区的韧性。此外根据钢凝固过程的偏析机制，产生宏观离析和微观偏析，从而促进在轧制过程中在母体中形成中心偏析带。这种中心偏析带是在母体中形成中心低温转变结构的因素。特别是，锰以 MnS 的形式析出在钛基氧化物周围，它促进针形和多边形铁素体的产生，以便有效改善热影响区的韧性。

25

钛（Ti）的含量限制在 0.005-0.2%的范围内。

30

钛是本发明的重要元素，因为它与氮结合形成在高温下稳定的微细 TiN 析出物，为了获得析出微细 TiN 晶粒的这种作用，希望将钛的

含量加到 0.005%或以上。然而，当钛的含量超过 0.2%时，将会在熔融钢中形成粗大的 TiN 析出物和钛的氧化物。在这种情况下，它不可能抑制热影响区的前奥氏体的生长。

5 铝 (Al) 的含量限制在 0.0005-0.1%的范围内。

铝元素不仅需要作为去氧剂，还用来在钢中形成微细的 AlN。铝还与氧反应形成氧化铝。因此铝有助于于钛形成微细 TiN 析出物而不与氧反应，为了形成微细 TiN 析出物，铝应当加到 0.0005%或以上。
10 然而，当铝的含量超过 0.1%时，AlN 析出后的剩余铝在冷却过程中促进热影响区的魏氏 (Widmanstätten) 铁素体和具有弱韧性的 M-A 组成马氏体 的形成。结果，当实施高热输入焊接工艺时热影响区的韧性下降。

15 氮 (N) 的含量限制在 0.008-0.03%的范围内。

氮是形成 TiN、AlN、BN、VN、NbN 等的基本元素。当实施高热输入焊接工艺时，氮用来尽可能多地抑制热影响区的前奥氏体晶粒的生长，同时增加 TiN、AlN、BN、VN、NbN 等析出物的数量。氮
20 含量的下限定在 0.008%，这是因为氮显著影响晶粒的大小、间隔以及 TiN 和 AlN 析出物的密度、这些析出物与氧形成复合析出物的频率、以及这些析出物的高温稳定性。然而，当氮的含量超过 0.03 时，这些作用达到饱和。在这种情况下，由于热影响区可溶氮的量增加引起韧性下降。而且，随着焊接过程中发生的稀释效应，剩余的氮可能包含
25 在焊接金属中，因此引起焊接金属韧性的下降。所以将氮含量的上限定在 0.03%。

同时，根据本发明所使用的板坯可能是低氮钢，随后可以对其进行渗氮处理以形成高氮钢。在这种情况下，为了降低板坯产生裂纹的可能性，板坯的氮含量为 0.0005%或更低。然后对板坯再进行包括渗
30

氮处理的热处理，以便制造含氮量为 0.008-0.03%的高氮钢。

硼（B）的含量限制在 0.0003-0.01%的范围内。

5 硼形成 BN 析出物，从而抑制前奥氏体晶粒的生长。同时硼在晶粒边界和晶粒内形成铁硼碳化物，因而促进具有优良韧性的针形和多边形铁素体的转变。当硼的含量低于 0.0003%时不能产生这种作用。另一方面，当硼的含量超过 0.01%时产生不希望的硬化性，使热影响区存在硬化的可能性，并产生低温裂纹。

10

钨（W）的含量限制在 0.001-0.2%的范围内。

 当对钨进行热轧处理时，钨在母体中形成碳化钨（WC）形式的均匀析出物，因而在铁素体转变后有效地抑制铁素体晶粒的生长。在对热影响区进行热处理

15 的初始阶段钨也用来抑制前奥氏体晶粒的生长。当钨的含量低于 0.001%时，用来在热轧处理后的冷却过程中抑制铁素体晶粒生长的碳化钨的弥散密度不足。另一方面，当钨的含量超过 0.2%时钨的作用不希望地饱和。

20 磷（P）和硫（S）的含量分别限制在 0.030%或更低。

 由于磷在热轧过程中是引起中心偏析的杂质并在焊接过程中产生高温裂纹，因此希望将磷的含量控制在尽可能低的水平。为了改善热影响区的韧性并减少中心偏析，希望将磷控制在 0.03%或更低。

25

 当硫的含量超量时，它可能形成低熔点化合物如 FeS。因此，也希望将它控制在尽可能低的水平。由于降低了母体的韧性、热影响区的韧性和产生中心偏析，硫的含量也优选为 0.03%或更低。硫是以 MnS 的形式析出在钛基氧化物周围，所以它促进针形和多边形的铁素体形成，有效地改善热影响区的韧性。考虑到焊接过程中形成高温裂纹，

30

硫的含量优选为 0.003%-0.03%。

氧（O）的含量限制在 0.005%或更低。

5 当氧的含量超过 0.005%时，钛在熔融的钢中形成钛的氧化物，使它不能形成 TiN 析出物。因此，氧的含量不希望超过 0.005%。而且，可能包括形成例如粗大铁的氧化物和铝的氧化物，它们负面影响母体的韧性。

10 根据本发明 Ti/N 的比例限制在 1.2-2.5 的范围内。

当 Ti/N 的比例被限制在上述所限定的希望的范围内时，具有两个优点：

15 第一，能够增加 TiN 析出物的密度并均匀地弥散这些 TiN 析出物。即，当在钛的含量为常量的条件下增加氮的含量时，在连续铸造过程（在高氮钢的情况下）中或在渗氮处理（在低氮钢的情况下）后的冷却过程中所有溶解的钛原子很容易与氮原子结合，使 TiN 析出物形成并以增加的密度弥散。

20 第二，代表 TiN 析出物高温稳定性的 TiN 溶解性成分减少，因此防止钛的再溶解。这就是说，与高氮条件下的溶解钛相比，钛具有较强的与氮的结合性质。因此在高温条件下 TiN 析出物是稳定的。

25 因此，根据本发明 Ti/N 的比例控制在 1.2-2.5 的范围内。当 Ti/N 的比例少于 1.2 时，溶解在母体中的氮的量增加，因而降低热影响区的韧性。另一方面，当 Ti/N 的比例多于 2.5 时，形成粗 TiN 颗粒。在这种情况下，很难获得 TiN 的均匀弥散。而且，以 TiN 的形式保持未析出的过剩的钛呈溶解状态，使它负面影响热影响区的韧性。

30 N/B 的比例限制在 10-40 的范围内。

当 N/B 的比例少于 10 时, 用来在前奥氏体晶体边界促进多边形铁素体转变的 BN 在焊接工艺后的冷却过程中的析出量不足。另一方面。当 N/B 的比例多于 40 时, BN 的作用达到饱和。在这种情况下, 溶解氮的量增加, 因而降低热影响区的韧性。

Al/N 的比例限制在 2.5-7。

当 Al/N 的比例小于 2.5 时, 用于引起转变成针形铁素体的 AlN 析出物弥散的密度不足。而且, 在热影响区溶解的氮的数量增加, 因此能够引起焊接裂纹的产生。另一方面, 当 Al/N 的比例大于 7 时, 因控制 Al/N 的比例所获得的效果饱和。

$(\text{Ti}+2\text{Al}+4\text{B})/\text{N}$ 的比例限制在 6.5-14 的范围内。

当 $(\text{Ti}+2\text{Al}+4\text{B})/\text{N}$ 的比例小于 6.5 时, TiN、AlN、BN 和 VN 析出物的晶粒大小和密度都不足够, 使其不能实现抑制在热影响区的前奥氏体晶粒生长、微细多边形铁素体在晶粒边界的形成、溶解氮的数量的控制、在晶粒内针形和多边形铁素体的形成、结构成分百分比的控制。另一方面, 当 $(\text{Ti}+2\text{Al}+4\text{B})/\text{N}$ 的比例大于 14 时, 控制 $(\text{Ti}+2\text{Al}+4\text{B})/\text{N}$ 的比例所获得的效果达到饱和。当加入 V 时, $(\text{Ti}+2\text{Al}+4\text{B}+\text{V})/\text{N}$ 的比例优选为 7-17 的范围内。

根据本发明, 钒 (V) 也可以被选择性地加入到上述限定的钢的成分中。

钒是与氮结合形成 VN 的元素, 因而促进铁素体在热影响区的形成。VN 是单独地析出的, 或析出在 TiN 析出物中, 因此促进铁素体的转变。还有, 钒与碳结合形成碳化物, 即 VC。VC 用来在铁素体转变后抑制铁素体的生长。

因此，钒进一步改善母体的韧性和热影响区的韧性。根据本发明，钒的量优选为限制在 0.01-0.2% 的范围内。当钒的含量小于 0.01% 时，析出的 VN 的数量不足以获得促进热影响区的铁素体转变的效果。另一方面，当钒的含量超过 0.2% 时，母体的韧性和热影响区的韧性均降低。在这种情况下，增加焊接的硬化性。由于这个原因，存在形成不希望

当加入钒时，V/N 的比例优选控制为 0.3-9。

当 V/N 的比例小于 0.3 时，很难保证弥散在 TiN 和 MnS 复合析出物边界的 VN 析出物的适当的密度和晶粒的大小，所述 TiN 和 MnS 复合析出物用于改善热影响区的韧性。另一方面，当 V/N 的比例超过 9 时，弥散在 TiN 和 MnS 复合析出物边界的 VN 析出物可能变粗，因此减少这些 VN 析出物的密度。结果，有效改善热影响区韧性的铁素体的分数可能会减少。

为了进一步改善机械性能，根据本发明具有上述限定成分的钢可以加入一种或多种选自下述的元素：Ni、Cu、Nb、Mo 和 Cr。

镍（Ni）的含量优选限制在 0.1-3.0% 的范围内。

根据固体溶解增强作用，镍是一种有效地改善母体的强度和韧性的元素。为了获得这种作用，镍的含量优选为 0.1% 或更多。然而，当镍的含量超过 3.0% 时，产生增加的硬化性，因而，热影响区的韧性降低。而且在热影响区和母体中都存在产生高温裂纹的可能性。

铜（Cu）的含量限制在 0.1-1.5% 的范围内。

铜是一种溶解在母体中的元素，因而固体溶解增强该母体。也就

是说，铜对于确保母体的强度和韧性是有效的。为了获得这种效果，铜的含量应当加到 0.1% 或以上。然而，当铜的含量超过 1.5%时，热影响区的硬化性增加，因而引起韧性的下降。而且，促进在热影响区和焊接金属中形成高温裂纹。特别是，铜与硫一起以 CuS 的形式析出在钛基氧化物的周围，因此影响能够有效地实现改善热影响区韧性的针形和多边形结构铁素体的形成。因此，铜的含量优选为 0.1-1.5%。

当铜和镍组合使用时，铜和镍的总含量优选为 3.5%或以下。当铜和镍的总含量多于 3.5%时，硬化性不希望地增加，因此负面影响热影响区的韧性和可焊接性。

铌（Nb）的含量限制在 0.01-0.10%的范围内。

铌是一种能有效确保母体所希望的强度的元素。当铌的添加量少于 0.01%时不能得到这种作用。然而，当铌的含量超过 0.1%时粗大的 NbC 可能单独析出，负面影响母体的韧性。

钼（Mo）的含量优选限制在 0.05-1.0%的范围内。

钼是一种增加硬化性同时改善强度的元素。为了确保所希望的强度，钼的添加量必须为 0.05%或以上。然而，类似于铬，为了抑制热影响区变硬和低温焊接裂纹的形成，钼含量的上限定为 0.1%。

铬（Cr）的含量优选限制在 0.05-1.0%的范围内。

铬用来增加硬化性并改善强度。在铬的含量少于 0.05%时，不能获得所希望的强度。另一方面，当铬的含量超过 1.0 时，在母体中和热影响区的韧性均下降。

根据本发明，为了在加热过程中抑制热影响区的前奥氏体的生

长，在上述限定的钢的成分中，也可以添加钙（Ca）和 REM 中的一种或两种都添加。

5 钙和 REM 用来形成具有良好的高温稳定性的氧化物，因而在加热过程中抑制母体中的前奥氏体的生长，同时改善热影响区的韧性。还有，钙在炼钢过程中具有控制粗大 MnS 的形状的作用。为了这种效果，钙优选的添加量为 0.0005%或以上，而 REM 优选的添加量为 0.005%或以上。然而，当钙的含量超过 0.005%或 REM 的含量超过 0.05%时，形成大尺寸的杂质和簇群，因而减低钢的纯度。对于 REM，可以采用
10 铈、镧、钕和钐中的一种或多种。

现在将描述根据本发明的焊接结构钢产品的微结构。

15 优选地，根据本发明的焊接结构钢产品的微结构是一种铁素体和珠光体的复合结构。同时。铁素体优选具有的粒度大小限制在 $20\mu\text{m}$ 或以下。在铁素体的粒度大小超过 $20\mu\text{m}$ ，当进行热输入焊接工艺时，在热影响区的前奥氏体晶粒的粒度具有 $80\mu\text{m}$ 或以上的尺寸，因而热影响区的韧性下降。

20 当铁素体和珠光体的复合结构中铁素体的所占分数增多，母体的韧性和延伸率相应地增大。因此，铁素体的分数确定为 20%或以上，优选为 70%或以上。

25 同时，当钢产品（母体）中的铁素体的晶粒具有不变的尺寸时，在热影响区的前奥氏体晶粒受弥散在母体中的氮化物大小和密度的显著影响。当进行高热输入焊接（加热温度为 1400°C ）时，弥散在母体中的 30-40%氮化物在再一次溶解在母体中，因而，降低了抑制热影响区的前奥氏体晶粒生长的作用。

30 为此，考虑到再次溶解的氮化物的含量，必须在母体中弥散超量

的氮化物。根据本发明，为了抑制热影响区的前奥氏体晶粒的生长，微细的 TiN 析出物均匀地弥散，因此，能够有效地抑制使析出物变粗的 Ostwald 催熟现象。

5 优选，TiN 析出物均匀地弥散在母体中同时具有 $0.5\ \mu\text{m}$ 或更小的间隔。

更优选地，TiN 析出物的粒度为 $0.01\text{-}0.1\ \mu\text{m}$ ，并且密度为 $1.0 \times 10^7/\text{mm}^2$ 。当 TiN 析出物的粒度小于 $0.01\ \mu\text{m}$ 时，在利用高热输入的焊接过程中很容易再一次溶解在该母体中，因此它们不能有效地抑制奥氏体晶粒的生长。另一方面，当 TiN 析出物的粒度大于 $0.1\ \mu\text{m}$ 时，它们对奥氏体晶粒的锁住效应（pinning effect）（晶粒生长的抑制）不足，并且如同粗的非金属杂质，因而负面影响机械性能。当微细析出物的密度小于 $1.0 \times 10^7/\text{mm}^2$ ，在进行利用高热输入的焊接过程时，难于将热影响区的临界奥氏体晶粒大小控制在 $80\ \mu\text{m}$ 或更小。

制造焊接结构钢产品的方法。

根据本发明，首先制备具有上述限定的成分的板坯。

20

本发明的钢材板坯可以利用常规的精炼工艺和去氧工艺处理的熔融的钢，通过铸造工艺，用常规的工艺制造。然而，本发明不限于这种方法。

25

根据本发明，熔融的钢在转炉 中进行基本精炼，并倒入钢包，以便可以进行“炉外的精炼（refining outside furnace）”作为辅助的精炼工艺。在厚产品的情况下，例如焊接结构钢产品，在“炉外的精炼”工艺之后进行脱气 处理（Ruhrstahl Hereaus(RH)工艺）是理想的。通常，脱氧是在基本精炼和辅助精炼工艺之间进行。

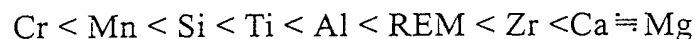
30

在脱氧工艺中，最希望的是在根据本发明溶解的氧已经被控制在不多于合适水平的情况下加入钛，这是因为大多数钛溶解在熔融的钢中而不形成任何氧化物。在这种情况下，去氧作用强于钛的元素优选在加入钛之前被加入。

5

这将在下面详细地描述。溶解的氧的数量主要决定于氧化物产生的方式。在去氧剂具有较高的氧亲合力的情况下，他们与钢中的氧结合率较高。因此，在添加钛之前，当使用去氧作用高于钛的元素进行去氧时，能够尽可能地防止钛形成氧化物。当然，去氧可以在这样的条件下进行，即在加入比钛具有更高的去氧作用的元素，例如，铝，之前，加入属于钢的5种元素的锰、硅等。去氧之后，用铝进行辅助去氧。在这种情况下，其优点是能够减少加入去氧剂的数量。各去氧剂的去氧效果如下：

10



15

从上面的描述很清楚地看出，根据本发明，在添加钛之前添加去氧作用比钛高的元素可以将氧控制在尽可能低的数量。优选，溶解的氧的数量被控制在30ppm或以下。当溶解的氧的数量超过30ppm时，钛可以与存在于熔融钢中的氧结合，因而形成钛的氧化物。结果溶解的钛减少。

20

优选，在控制溶解的氧的数量之后，添加钛在10分钟之内完成，其条件是钛的含量在0.005%-0.2%的范围内。这是因为由于添加钛之后生成钛的氧化物，而使溶解的钛的数量可能随着时间的消失而减少。

25

根据本发明，添加钛可以在真空去气处理前或后任何时候进行。

根据本发明，利用如上所述制备的熔融钢可以制造钢材板坯。当制备的钢是低氮钢时（需要进行渗氮处理），可以进行连续地铸造工

30

艺，与其铸造速度无关，即与低铸造速度或高铸造速度无关。然而，当熔融钢是高氮钢时，从生产率改进的角度，并且考虑到高氮钢具有形成板坯表面裂纹的高可能性，以低铸造速度铸造熔融的钢，同时在辅助冷却区保持较弱的冷却条件。

5

优选地，连续铸造工艺的铸造速度为 1.1 m/min，低于通常的铸造速度，即约 1.2 m/min 的速度。更优选地，铸造速度控制在 0.9-1.1 m/min。在铸造速度小于 0.9 m/min 时，虽然具有减少板坯表面裂纹的优点，但生产率下降。另一方面，当铸造速度高于 1.1 m/min 时，板坯表面形成裂纹的可能性增加，当钢在 0.9-1.2 m/min 的低速下铸造时，即使在低氮钢的情况下，也可以获得较好的内部质量。

10

同时，希望控制在辅助冷却区的冷却条件，因为冷却条件影响 TiN 析出物的细度和均匀弥散。

15

对于高氮熔融钢，在辅助冷却区的喷水量确定为用于弱冷却的 0.3-0.35l/kg。当喷水量少于 0.3l/kg 时，产生粗的 TiN 析出物。结果，难于为了获得根据本发明所希望的效果而控制 TiN 析出物晶粒的大小和密度。另一方面，当喷水量多于 0.35l/kg 时，形成 TiN 析出物的频率太低，以至于难于为了获得根据本发明所希望的效果而控制 TiN 析出物晶粒的大小和密度。

20

此后，加热根据本发明如上所述制备的钢材板坯。

在含氮量为 0.008-0.030% 的高氮钢板坯的情况下，在 1100℃—1250℃加热 60—180 分钟。当钢材板坯的加热温度低于 1100℃时，溶质原子的扩散速率太低，因此减少了 TiN 析出物的密度。另一方面，当板坯的加热温度高于 1250℃时，TiN 析出物变粗或被溶解，因此减少了析出物的密度。同时，当板坯的加热时间少于 60 分钟时，达不到减少溶质原子偏析的作用。而且，溶质原子扩散，以至于给定时间不足以使溶质原子扩散而形成沉淀析出物。当加热时间超过 180 分钟

30

时，奥氏体晶粒变粗。在这种情况下，生产率会下降。

对于含氮量为 0.005%的低氮钢来说，根据本发明，钢材板坯在加热炉中进行渗氮处理，以便获得高氮钢坯厚钢板板坯钢材钢材板坯同时调节钛与氮之间的比例。

根据本发明，为了将钢材板坯的含氮量控制在优选为 0.008-0.030%，低氮钢材板坯在在 1100—1250℃加热 60—180 分钟，以对其进行渗氮处理。为了确保在板坯的 TiN 析出物具有适当的数量，钢材板坯中氮的浓度应当为 0.008%或以上。然而，当氮的含量超过 0.03%时，氮可能扩散到钢材板坯中，因此使钢材板坯表面氮的含量多于以微细的 TiN 析出物形式析出的氮的数量。结果，钢材板坯的表面变硬，因而负面影响随后的轧制工艺。

当板坯的加热温度低于 1100℃时，氮不能充分地扩散，因此使 TiN 析出物的密度低。虽然可以通过增加加热时间来增加 TiN 析出物的密度，但这将增加制造成本。另一方面，当加热温度高于 1250℃时，加热过程中板坯中产生奥氏体晶粒生长，负面影响随后进行的轧制过程的再结晶。当板坯的加热时间少于 60 分钟时，不能获得所希望渗氮效果。另一方面，当加热时间超过 180 分钟时，制造成本增加。而且，板坯中出现奥氏体晶粒生长，将负面影响随后的轧制工艺。

优选地，进行渗氮处理将板坯控制在如下的比例：Ti/N 的比例为 1.2—1.5，N/B 的比例为 10—40，Al/N 的比例为 2.5—7， $(\text{Ti}+2\text{Al}+4\text{B})/\text{N}$ 的比例为 6.5-14，V/N 的比例为 0.3—9，以及 $(\text{Ti}+2\text{Al}+4\text{B}+\text{V})/\text{N}$ 的比例为 7-17。

之后，被加热的钢材板坯在奥氏体再结晶温度范围内（约 850—1050℃）以 40%或更高的轧制减少率进行热轧。奥氏体再结晶温度范围取决于钢的成分和前述的轧制减少率。根据本发明，考虑到一般的

轧制减少率，奥氏体再结晶温度范围确定为 850—1050℃。

5 当热轧温度低于 850℃时，由于热轧温度是在非结晶温度范围内，结构在轧制过程中变成细长的奥氏体。因为这个原因，在随后的冷却过程中很难得到微细的铁素体。另一方面，当热轧温度高于 1050℃时，根据再结晶形成的再结晶奥氏体晶粒会生长，所以它们变粗。结果，在冷却过程中很难得到微细的铁素体晶粒。还有，当在轧制过程中累积或单道次轧制减少率少于 40%时，在奥氏体晶粒中没有足够的格点用来形成铁素体核。结果，不能由于奥氏体的再结晶而获得足够微细的铁素体晶粒的效果。

10

被轧制的钢材板坯然后以 1℃/min 或更快的速率冷却到铁素体转变完成温度的±10℃范围。优选地，被轧制地钢材板坯以 1℃/min 或更快的速率冷却到铁素体转变完成温度，然后在空气中冷却。

15

当然，即便轧制的钢以 1℃/min 的速冷却到正常温度，铁素体的完成也不会有任何问题。然而，由于这样不经济所以不希望这样。虽然被轧制的钢材板坯以 1℃/min 或更快的速率冷却到铁素体转变完成温度的±10℃，但它可以防止铁素体晶粒的生长。当冷却速率小于 1℃/min 时，发生再结晶的铁素体晶粒生长。在这种情况下，难以得到 20 μm 或更小的铁素体晶粒。

20

从上述说明，很显然，能够制造一种钢产品，该钢产品的微结构具有铁素体和珠光体的复合结构，同时通过控制制造条件，例如加热和轧制条件，并且调节钢产品的成分，例如，Ti/N 的比例，使该产品具有良好的热影响区韧性。也可以有效地制造一种钢产品，其中晶粒大小为 0.01-0.1 μm 的微细的 TiN 析出物以 $1.0 \times 10^7/\text{mm}^2$ 或更高的密度析出并具有 0.5 μm 或更小的间隔。

25

同时，可以采用作为铸造工艺的连续铸造工艺或模铸工艺制造板

30

坯。当使用高冷却速率时，容易精细地扩散沉淀析出物。因此希望使用连续铸造工艺。由于同样的理由，板坯的厚度较小是有利的。作为板坯的热轧工艺，可以利用热装料轧制工艺或直接轧制工艺。还有，可以利用各种技术，例如已知的控制轧制过程和控制冷却过程的技术。为了改进根据本发明制造的热轧板的机械性能，可以进行附加的热处理。应当注意，虽然将这些已知的技术用于本发明，但要在本发明的范围内进行这种应用。

焊接结构

本发明还涉及利用上述焊接结构钢产品制造的焊接结构。因此，本发明包括利用根据本发明的焊接结构钢产品制造的焊接结构，该钢产品具有如上限定的成分和微结构，其微结构相应于铁素体和珠光体的复合结构，其晶粒大小为 $20\mu\text{m}$ 或更小，或者 TiN 析出物的晶粒大小为 $0.01\text{--}0.1\mu\text{m}$ ，同时以 $1.0\times 10^7/\text{cm}^2$ 或更高的密度析出并具有 $0.5\mu\text{m}$ 或更小的间隔。

当将高热输入焊接工艺应用在上述焊接结构钢产品时，形成大小为 $80\mu\text{m}$ 或更小的前奥氏体晶粒。当热影响区的前奥氏体晶粒大于 $80\mu\text{m}$ 时，其可硬性增加，因此容易形成低温结构（马氏体或上贝氏体）。而且，虽然具有不同核形成格点的铁素体形成在奥氏体的晶粒边界，但当晶粒生长时它们熔合在一起，因此对韧性产生负面影响。

当对钢产品实施高热输入焊接工艺之后进行淬火时，热影响区的微结构包括晶粒大小为 $20\mu\text{m}$ 或更小且体积分数为 70% 或更多的铁素体。当铁素体的晶粒大小大于 $20\mu\text{m}$ 时，负面影响热影响区韧性的侧板或不规则铁素体所占分数增加。为了获得改善的韧性，希望将铁素体的体积分数控制为 70% 或更多。当本发明的铁素体具有多边形或针形铁素体的特征时，可望改善韧性。根据本发明，通过在晶界和晶粒内形成 BN 和铁碳化硼，可以促使这一点实现。

当对焊接结构钢产品（母体）实施高热输入焊接工艺时，在热影响区形成晶粒大小为 $80\mu\text{m}$ 或更小的前奥氏体。根据随后的淬火过程，热影响区的微结构包括晶粒大小为 $20\mu\text{m}$ 或更小且体积分数为 70 % 或更高的铁素体。

5

当对本发明的焊接结构钢产品（在表 5 的“ $\Delta t_{800-500}=60$ 秒”的情况下）使用热输入为 100kJ/cm 或更低的焊接工艺时，母体和热影响区之间的韧性差在 $\pm 50\text{J}$ 的范围内。还有，在采用 $100-250\text{kJ/cm}$ 高热输入焊接工艺的情况下（在表 5 的“ $\Delta t_{800-500}=120$ 秒”的情况下），母体和热影响区之间的韧性差在 $\pm 70\text{J}$ 的范围内。在使用 250kJ/cm 以上的高热输入焊接工艺的情况下（在表 5 的“ $\Delta t_{800-500}=180$ 秒”的情况下），母体和热影响区之间的韧性差在 $0-100\text{J}$ 的范围内。这种结果可以从下面的例子看到。

10

15 例子

下面将结合各种例子描述本发明。这些例子仅仅只是为了说明，本发明并不限于这些例子。

例子 1

20

具有表 1 的不同钢成分的各种钢产品是在转炉中熔化的。将得到的熔化钢以 1.1 m/min 的铸造速度进行铸造处理，从而制造板坯。该板坯然后在表 3 的条件下进行热轧，从而制造热轧板。该热轧板被冷却到与低于铁素体转变完成温度相应的 500°C 的温度，从此温度，热轧板在空气中冷却。

25

表 2 描述了各种钢产品中合金元素的含量比例。

表 1

化学成分 (重量%)																			
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	B(ppm)	N(ppm)	W	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	V	Ca	REM	O (ppm)
本发明1号钢	0.12	0.13	1.54	0.006	0.005	0.04	0.014	7	120	0.005	-	-	-	-	-	0.01	-	-	25
本发明2号钢	0.07	0.12	1.50	0.006	0.005	0.07	0.06	10	280	0.002	-	0.2	-	-	-	0.01	-	-	26
本发明3号钢	0.14	0.10	1.48	0.006	0.005	0.06	0.015	3	110	0.003	0.1	-	-	-	-	0.02	-	-	22
本发明4号钢	0.10	0.12	1.48	0.006	0.005	0.02	0.02	5	80	0.001	-	-	-	-	-	0.05	-	-	28
本发明5号钢	0.08	0.15	1.52	0.006	0.004	0.09	0.05	15	300	0.002	0.1	-	0.1	-	-	0.05	-	-	32
本发明6号钢	0.10	0.14	1.50	0.007	0.005	0.025	0.02	10	100	0.004	-	-	-	0.1	-	0.09	-	-	28
本发明7号钢	0.13	0.14	1.48	0.007	0.005	0.04	0.015	8	115	0.15	0.1	-	-	-	-	0.02	-	-	29
本发明8号钢	0.11	0.15	1.48	1.52	0.007	0.06	0.018	10	120	0.001	-	-	-	-	0.015	0.01	-	-	26
本发明9号钢	0.13	0.21	1.50	0.007	0.005	0.025	0.02	4	80	0.002	-	-	0.1	-	-	0.02	0.001	-	26
本发明10号钢	0.07	0.16	1.45	0.008	0.006	0.045	0.025	6	100	0.05	-	0.3	-	-	0.01	0.02	-	0.01	27
本发明11号钢	0.12	0.13	1.54	0.006	0.005	0.04	0.014	7	120	0.005	-	-	-	-	-	-	-	-	25
常规的1号钢	0.05	0.13	1.31	0.002	0.006	0.0014	0.009	1.6	22	-	-	-	-	-	-	-	-	-	22
常规的2号钢	0.05	0.11	1.34	0.002	0.003	0.0036	0.012	0.5	48	-	-	-	-	-	-	-	-	-	32
常规的3号钢	0.13	0.24	1.44	0.012	0.003	0.0044	0.010	1.2	127	-	0.3	-	-	-	0.05	-	-	-	138
常规的4号钢	0.06	0.18	1.35	0.008	0.002	0.0027	0.013	8	32	-	-	-	0.14	0.15	-	0.028	-	-	25
常规的5号钢	0.06	0.18	0.88	0.006	0.002	0.0021	0.013	5	20	-	0.75	0.58	0.24	0.14	0.015	0.037	-	-	27
常规的6号钢	0.13	0.27	0.98	0.005	0.001	0.001	0.009	11	28	-	0.35	1.15	0.53	0.49	0.001	0.045	-	-	25
常规的7号钢	0.13	0.24	1.44	0.004	0.002	0.02	0.008	8	79	-	0.3	-	-	-	0.036	-	-	-	-
常规的8号钢	0.07	0.14	1.52	0.004	0.002	0.002	0.007	4	57	-	0.32	0.35	-	-	0.013	-	-	-	-
常规的9号钢	0.06	0.25	1.31	0.008	0.002	0.019	0.007	10	91	-	-	-	0.21	0.19	0.025	0.035	-	-	-

常规的10号钢	0.09	0.26	0.86	0.009	0.003	0.046	0.008	15	142	-	-	1.09	0.51	0.36	0.021	0.021	-	-	-
常规的11号钢	0.14	0.44	1.35	0.012	0.012	0.030	0.049	7	89	-	-	-	-	-	-	0.069	-	-	-
常规的1, 2和3号钢是日本专利公告号第Hei. 9-194990号发明的5号, 32号和55号钢。 常规的4, 5和6号钢是日本专利公告号第Hei. 10-298708号发明的14号, 24号和28号钢。 常规的7, 8和9号钢是日本专利公告号第Hei. 8-60292号发明的48号, 58号和60号钢。 常规的11号钢是日本专利公告号第Hei. 11-140582号发明的F钢。																			

表 2

5

10

15

20

	合金元素的含量的比例				
	Ti/N	N/B	Al/N	V/N	(Ti+2Al+4B+V)/N
本发明1号钢	1.2	17.1	3.3	0.8	8.9
本发明2号钢	1.8	28.0	2.5	0.4	7.3
本发明3号钢	1.4	36.7	5.5	1.8	14.2
本发明4号钢	2.5	16.0	2.5	6.3	14.0
本发明5号钢	1.7	20.0	3.0	1.7	9.5
本发明6号钢	2.0	10.0	2.5	9.0	16.4
本发明7号钢	1.3	14.4	3.5	1.7	10.3
本发明8号钢	1.5	12.0	5.0	0.8	12.7
本发明9号钢	2.2	22.5	2.8	2.2	10.2
本发明10号钢	2.5	16.7	4.5	2.0	13.7
本发明11号钢	1.2	17.1	3.3	-	8.06
常规的1号钢	4.1	13.8	0.6	-	5.7
常规的2号钢	2.5	96.0	0.8	-	4.0
常规的3号钢	0.8	105.8	0.4	-	1.5
常规的4号钢	4.1	4.0	0.8	8.8	15.5
常规的5号钢	6.5	4.0	1.1	18.5	28.1
常规的6号钢	3.2	2.6	0.4	16.1	21.6
常规的7号钢	1.0	9.9	2.5	-	6.5
常规的8号钢	1.2	14.3	0.4	-	2.2
常规的9号钢	0.8	9.1	2.1	3.9	9.2
常规的10号钢	0.6	9.5	3.2	1.5	8.9
常规的11号钢	5.5	12.7	3.4	7.8	20.3

表 3

		加热 温度 (℃)	加热 时间 (分)	轧制开 始温度 (℃)	轧制结束 温度 (℃)	轧制减少 率 (%)	冷却速率 (℃/分)
5	本发明 1号钢	1,200	120	1,030	850	75	3
	本发明 2号样品	1,100	180	1,030	850	75	3
	本发明 3号样品	1,250	60	1,030	850	75	3
	3号比较 样品	1,000	60	1,030	850	75	3
	比较样品	1,350	180	1,030	850	75	3
10	本发明 2号钢	1,230	100	980	870	60	8
	本发明 3号钢	1,240	110	1,000	820	55	5
	本发明 4号钢	1,150	160	980	850	45	7
	本发明 5号钢	1,140	170	1,050	900	75	6
	本发明 6号钢	1,200	120	1,030	850	75	3
15	本发明 7号钢	1,210	110	1,010	860	65	5
	本发明 8号钢	1,200	120	950	840	70	4
	本发明 9号钢	1,240	100	980	850	70	4
	本发明 10号钢	1,170	150	1,010	870	65	3
	本发明 11号钢	1,180	140	1,020	850	70	3
20	常规的11号钢	1,200	-	Ar ₃ 或更多	960	80	自然冷却
常规的1-10号钢没有详细的制造条件。							

试验件是从热轧产品中取样。取样是从热轧产品厚度方向的中心部分选取的。具体是，用于拉伸试验的试验件从轧制方向取样，而用于却贝（Charpy）冲击试验的试验件从垂直于轧制方向取样。

5 利用从上述方向取样的钢试验件，测试每个钢产品（母体）的析出物的特性，和钢产品的机械性能。测量结果描述在表 4 中。还测量热影响区的微结构和冲击韧性，其结果列于表 5 中。按照下面所述的方式进行这些测量。

10 对于拉伸试验件，采用 4 号 KS 标准（KS B0801）试验件。拉伸试验以 5mm/min 的十字头速度（cross head speed）进行。另一方面，冲击试验件是根据 3 号 KS 标准（KS B0809）制备的。对于冲击试验件，在为母体的情况下，在轧制方向的侧面（L-T）加工有槽口，而在为焊接材料的情况下，在焊接线方向加工有槽口。为了检测热影响区在最高加热温度下的奥氏体晶粒的大小，用可再生焊接模拟器以 140
15 ℃/秒的加热速率每个试验件被加热到 1200—1400℃的最高加热温度，然后在保温 1 秒钟后用氦气淬火。在淬火后的试验件被抛光并浸蚀后，根据 KS 标准（KS D0205）测试在最高加热温度条件下得到的试验件内的奥氏体晶粒的大小。

20 采用图象分析器和电子显微镜，根据点计数流程测量冷却后得到的严重影响热影响区韧性的微结构和 TiN 析出物的晶粒大小、密度和间隔。测量是在 100mm² 的试验区进行的。

25 在使试验件经受相应于焊接热输入为大约 80kJ/cm、150kJ/cm 和 250kJ/cm 的焊接条件下，测定每个试验件在热影响区的冲击韧性，就是说，焊接周期包括在 1400℃的最高温度下加热，并且从 800℃到 500℃分别冷却 60 秒、120 秒和 180 秒，抛光试验件表面，并加工用于冲击试验的试验件，并在-40℃的温度下对冲击试验件进行却贝冲击试
30 验。

表 4

样品	析出物的特性			母体的机械性能和铁素体的比值						
	密度 (数目/mm ³)	平均尺寸 (μm)	间隔 (μm)	厚度 (mm)	屈服强度 (MPa)	拉伸强度 (MPa)	延伸率 (%)	FGS (μm)	铁素体的 体积 比值 (%)	-40℃ 的冲击 韧性 (J)
PS 1	3.2X10 ⁴	0.019	0.35	25	354	472	42	11	82	375
PS 2	3.8X10 ⁴	0.017	0.32	25	360	488	41	9	83	388
PS 3	3.5X10 ⁴	0.014	0.36	25	362	483	41	10	83	386
CS 1	2.4X10 ⁶	0.158	1.71	25	346	475	40	11	76	315
CS 2	1.3X10 ⁶	0.182	1.84	25	361	496	39	11	75	287
PS 4	3.2X10 ⁴	0.025	0.32	30	353	484	41	11	80	380
PS 5	2.6X10 ⁴	0.022	0.35	30	366	487	38	10	81	386
PS 6	3.4X10 ⁴	0.029	0.28	30	370	482	41	10	82	376
PS 7	3.8X10 ⁴	0.025	0.25	35	344	464	38	10	85	382
PS 8	4.6X10 ⁴	0.019	0.29	35	367	482	42	11	82	379
PS 9	5.5X10 ⁴	0.017	0.31	35	383	507	42	10	84	383
PS 10	5.4X10 ⁴	0.023	0.32	35	372	492	41	11	83	392
PS 11	3.6X10 ⁴	0.019	0.26	40	373	487	40	12	83	381
PS 12	3.2X10 ⁴	0.018	0.32	40	364	482	38	11	82	376
PS 13	3.2X10 ⁴	0.019	0.35	25	354	472	42	11	82	375
CS* 1				35	406	438				
CS* 2				35	405	441				
CS* 3				25	681	629				
CS* 4	MgO-TiN析出物 3.03× 10 ⁶ /mm ³			40	472	609				203(0℃)
CS* 5	MgO-TiN析出物 4.07× 10 ⁶ /mm ³			40	494	622	32			206(0℃)
CS* 6	MgO-TiN析出物 2.80× 10 ⁶ /mm ³			50	812	912	28			268(0℃)
CS* 7				40	475	532	-			
CS* 8				50	504	601	-			
CS* 9				60	526	648				
CS* 10				60	760	829				
CS* 11	0.2μm 或更小	11.1X10 ³		50	401	514				301 (0℃)
FGS: 铁素体的晶粒大小 PS: 本发明样品 CS: 比较样品 CS*: 常规的钢										

参考表 4，可以看到，根据本发明制造的每个热轧产品的析出物（TiN 析出物）的密度是 $2.8 \times 10^8/\text{mm}^2$ 或更高，而在每个现有产品中析出物的密度是 $11.1 \times 10^3/\text{mm}^2$ 或更低。这就是说，本发明的产品形成的析出物具有非常细微的晶粒尺寸同时弥散得相当均匀并且密度增大。

5

表 5

样品	热影响区 奥氏体 晶粒大小 (μm)			热输入为 100KJ/cm 的热影响 区的微结构		-40℃的可再生热影响区冲击韧性 (最高加热温度: 1400℃)					
	1,200 (℃)	1,300 (℃)	1400 (℃)	铁素 体的 体积 分数 (%)	铁素 体的 平均 晶粒 大小 (μm)	$\Delta t_{400-500}$ =60 sec		$\Delta t_{400-500}$ =120 sec		$\Delta t_{400-500}$ =180 sec	
						冲击 韧性 (J)	转变 温度 (℃)	冲击 韧性 (J)	转变 温度 (℃)	冲击 韧性 (J)	转变 温度 (℃)
PS 1	23	34	56	74	15	372	-74	332	-67	293	-63
PS 2	22	35	55	77	13	384	-76	350	-69	302	-64
PS 3	23	35	56	75	13	366	-72	330	-67	295	-63
CS 1	54	86	182	38	24	124	-43	43	-34	28	-28
CS 2	65	92	198	36	26	102	-40	30	-32	17	-25
PS 4	25	38	63	76	14	353	-71	328	-68	284	-65
PS 5	26	41	57	78	15	365	-71	334	-67	295	-62
PS 6	25	32	53	75	14	383	-73	354	-69	303	-63
PS 7	24	35	55	77	14	365	-71	337	-67	292	-63
PS 8	27	37	53	74	13	362	-71	339	-67	296	-62
PS 9	24	36	52	78	15	368	-72	330	-67	284	-63
PS 10	22	34	53	75	14	383	-72	345	-66	293	-63
PS 11	26	35	64	75	14	356	-71	328	-68	282	-68
PS 12	27	39	64	74	15	353	-71	321	-67	276	-62
PS 13	23	34	56	74	15	372	-74	332	-67	293	-63
CS* 1											
CS* 2											
CS* 3											
CS* 4	230			93						132 (0℃)	
CS* 5	180			87						129 (0℃)	
CS* 6	250			47						60 (0℃)	

续表 5

5.

CS *7							-60				-61
CS *8							-59				-48
CS *9							-54				-42
CS *10							-57				-45
CS* 11									219 (0℃)		

PS: 本发明样品
CS: 比较样品
CS*: 常规的钢

10

参考表 5 可以看到, 在本发明的情况下, 在 1400℃最高加热温度下热影响区的奥氏体晶粒大小是大约为 52—65 μm , 而常规产品(4—6 号常规钢)的奥氏体晶粒大约为 180 μm 。因此本发明的钢产品对热影响区的奥氏体晶粒的生长具有良好的抑制作用。

5

在高热输入焊接条件下, 其中从 800℃冷却到 500℃所花的时间是 180 秒, 本发明的产品在热影响区具有优良的冲击韧性, 其值大约是 280J 或更高, 同时具有大约-60℃的转变温度。

10

例子 2—去氧控制: 渗氮处理

表 6 中的具有不同成分的钢产品是在转炉中熔化的。得到的熔化钢在表 7 的条件下进行精练和去氧处理后进行铸造, 因而得到钢材板坯。然后该板坯在表 9 的条件下进行热轧, 从而制造成热轧板。表 8 列出了各种钢产品的合金含量比例。

15

20

表 6

	化学成分 (wt%)																	REM	O (ppm)
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	B(ppm)	N(ppm)	W	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	V	Ca		
本发明1号钢	0.12	0.13	1.54	0.006	0.05	0.04	0.014	7	120	0.005	-	-	-	-	-	0.01	-	-	11
本发明2号钢	0.07	0.12	1.50	0.006	0.005	0.07	0.05	10	280	0.002	0.1	0.2	-	-	-	0.01	-	-	12
本发明3号钢	0.14	0.10	1.48	0.006	0.005	0.06	0.015	3	110	0.003	0.1	-	-	-	-	0.02	-	-	10
本发明4号钢	0.10	0.12	1.48	0.006	0.005	0.02	0.02	5	80	0.001	-	-	-	-	-	0.05	-	-	9
本发明5号钢	0.08	0.15	1.52	0.006	0.004	0.09	0.05	15	300	0.002	0.1	-	0.1	-	-	0.05	-	-	12
本发明6号钢	0.10	0.14	1.50	0.007	0.005	0.025	0.02	10	100	0.004	-	-	-	0.1	-	0.09	-	-	9
本发明7号钢	0.13	0.14	1.48	0.007	0.005	0.04	0.015	8	115	0.15	0.1	-	-	-	-	0.02	-	-	11
本发明8号钢	0.11	0.15	1.52	0.007	0.005	0.06	0.018	10	120	0.001	-	-	-	-	0.015	0.01	-	-	10
本发明9号钢	0.13	0.21	1.50	0.007	0.005	0.025	0.02	4	90	0.002	-	-	0.1	-	-	0.02	0.001	-	12
本发明10号钢	0.07	0.16	1.45	0.008	0.06	0.045	0.025	6	100	0.05	-	0.3	-	-	0.01	0.02	-	0.01	8
本发明11号钢	0.11	0.21	1.52	0.008	0.005	0.051	0.017	9	130	0.01	-	0.1	-	-	-	-	-	-	13
常规的1号钢	0.05	0.13	1.31	0.002	0.006	0.0014	0.009	16	22	-	-	-	-	-	-	-	-	-	22
常规的2号钢	0.05	0.11	1.34	0.002	0.003	0.0036	0.012	0.5	48	-	-	-	-	-	-	-	-	-	32
常规的3号钢	0.13	0.24	1.44	0.012	0.003	0.0044	0.010	1.2	127	-	0.3	-	-	-	0.05	-	-	-	138
常规的4号钢	0.06	0.18	1.35	0.008	0.002	0.0027	0.013	8	32	-	-	-	0.14	0.16	-	0.028	-	-	25
常规的5号钢	0.06	0.18	0.88	0.006	0.002	0.0021	0.013	5	20	-	0.75	0.58	0.24	0.14	0.015	0.037	-	-	27
常规的6号钢	0.13	0.27	0.98	0.005	0.001	0.001	0.009	11	28	-	0.35	1.15	0.53	0.49	0.001	0.045	-	-	25
常规的7号钢	0.13	0.24	1.44	0.004	0.002	0.02	0.008	8	79	-	0.3	-	-	-	0.036	-	-	-	-
常规的8号钢	0.07	0.14	1.52	0.004	0.002	0.002	0.007	4	57	-	0.32	0.36	-	-	0.013	-	-	-	-
常规的9号钢	0.06	0.25	1.31	0.008	0.002	0.019	0.007	10	91	-	-	-	0.21	0.19	0.025	0.035	-	-	-

续表 6

5

10

15

20

25

常规的10号钢	0.09	0.26	0.86	0.009	0.003	0.046	0.008	15	142	-	-	1.08	0.51	0.36	0.021	0.021	-	-	-
常规的11号钢	0.14	0.44	1.35	0.012	0.012	0.030	0.049	7	89	-	-	-	-	-	-	0.059	-	-	-
常规的1, 2和3号钢是日本专利公告号第Hei. 9-194990号发明的5号, 32号和55号钢。 常规的4, 5和6号钢是日本专利公告号第Hei. 10-298708号发明的14号, 24号和28号钢。 常规的7, 8和9号钢是日本专利公告号第Hei. 8-60292号发明的48号, 58号和60号钢。 常规的11号钢是日本专利公告号第Hei. 11-140582号发明的F钢。																			

表 7

5

10

15

20

钢产品	样品	基本 去氧 顺序	加入铝之 后溶解氧 的数量 (ppm)	去氧后Ti 的加入量 (%)	铸造 速度 (米/ 分钟)	喷水量 (ℓ /kg)
PS* 1	PS 1	Mn→ Si	19	0.015	1.04	0.33
PS* 2	PS 2	Mn→ Si	23	0.052	1.02	0.35
PS* 3	PS 3	Mn→ Si	21	0.016	1.10	0.33
PS* 4	PS 4	Mn→ Si	18	0.023	1.03	0.34
PS* 5	PS 5	Mn→ Si	17	0.054	1.07	0.34
PS* 6	PS 6	Mn→ Si	18	0.023	0.96	0.34
PS* 7	PS 7	Mn→ Si	21	0.016	0.96	0.34
PS* 8	PS 8	Mn→ Si	24	0.019	0.98	0.33
PS* 9	PS 9	Mn→ Si	19	0.022	0.95	0.33
PS* 10	PS 10	Mn→ Si	23	0.027	1.06	0.33
PS* 11	PS 11	Mn→ Si	24	0.018	1.08	0.32
常规钢没有具体的制造条件 PS: 本发明的样品 PS*: 本发明的钢						

表 8

钢产品	合金元素的含量比例				
	Ti/N	N/B	Al/N	V/N	(Ti+2Al+4B+V)/N
本发明1号钢	1.2	17.1	3.3	0.8	8.9
本发明2号钢	1.8	28.0	2.5	0.4	7.3
本发明3号钢	1.4	36.7	5.5	1.8	14.2
本发明4号钢	2.5	16.0	2.5	6.3	14.0
本发明5号钢	1.7	20.0	3.0	1.7	9.5
本发明6号钢	2.0	10.0	2.5	9.0	16.4
本发明7号钢	1.3	14.4	3.5	1.7	10.3
本发明8号钢	1.5	12.0	5.0	0.8	12.7
本发明9号钢	2.2	22.5	2.8	2.2	10.2
本发明10号钢	2.5	16.7	4.5	2.0	13.7
本发明11号钢	1.3	14.4	3.9	-	9.4
常规的1号钢	4.1	13.8	0.6	-	5.7
常规的2号钢	2.5	96.0	0.8	-	4.0
常规的3号钢	0.8	105.8	0.4	-	1.5
常规的4号钢	4.1	4.0	0.8	8.8	15.5
常规的5号钢	6.5	4.0	1.1	18.5	28.1
常规的6号钢	3.2	2.6	0.4	16.1	21.6
常规的7号钢	1.0	9.9	2.5	-	6.5
常规的8号钢	1.2	14.3	0.4	-	2.2
常规的9号钢	0.8	9.1	2.1	3.9	9.2
常规的10号钢	0.6	9.5	3.2	1.5	8.9
常规的11号钢	5.5	12.7	3.4	7.8	20.3

表 9

钢产品	样品	加热温度 (℃)	加热时间 (分钟)	轧制开始温度 (℃)	轧制结束温度 (℃)	轧制减少率 (%)	在重结晶范围的轧制减少率 (%)	冷却速率 (℃/分钟)	冷却结束温度 (℃)
PS 1	PE 1	1,150	170	1,000	820	85	50	15	530
	PE 2	1,200	120	1,010	830	85	50	15	540
	PE 3	1,250	70	1,020	830	85	50	15	540
	CE 1	1,000	60	950	820	85	50	15	535
	CE 2	1,400	350	1,200	830	85	50	14	540
PS 2	PE 4	1,220	125	1,030	850	80	45	15	540
PS 3	PE 5	1,210	130	1,020	820	80	45	16	530
PS 4	PE 6	1,240	120	1,020	800	80	45	17	550
PS 5	PE 7	1,190	150	1,010	810	80	45	16	540
PS 6	PE 8	1,190	150	1,020	820	75	45	16	530
PS 7	PE 9	1,180	160	1,030	820	75	45	15	545
PS 8	PE 10	1,210	130	1,000	820	75	45	15	540
PS 9	PE 11	1,220	130	990	830	75	45	17	540
PS 10	PE 12	1,230	140	990	810	75	45	18	540
PS 11	PE 13	1,220	130	1,030	820	75	45	18	540
11号常规钢		1,200	-	Ar ₁ or more	960	80	45	自然 冷却	540
常规的11号钢没有具体制造条件									

PS: 本发明的样品

PE: 本发明的例子

CE: 比较的例子

试验件是从如上所述制造的热轧板坯中取样的。样品是从热轧产品厚度方向的中心部分选取的。具体是，用于拉伸试验的试验件从轧制方向取样，而用于却贝冲击试验的试验件是从垂直于轧制方向选取的。

5

利用从上述取样的钢试验件，测试每个钢产品（母体）的析出物的特性，和钢产品的机械性能。测量结果列在表 10 中。还测量热影响区的微结构和冲击韧性，其结果列于表 11 中。这些测量按照和例子 1 相同的方式进行。

10

表10

样品	析出物的特性			母体结构的特性					
	密度 (数目 /mm ²)	平均 尺寸 (μ m)	间隔 (μ m)	厚度 ss (mm)	屈服 强度 (MPa)	拉伸 强度 (MPa)	延伸率 (%)	-40℃的 冲击韧性 (J)	
5	PE 1	2.8X10 ⁸	0.018	0.25	25	352	474	43.4	354
	PE 2	3.1X10 ⁸	0.015	0.35	25	356	480	42.6	364
	PE 3	2.9X10 ⁸	0.010	0.35	25	356	483	42.2	365
	CE 1	4.1X10 ⁸	0.157	1.7	25	342	470	41.0	284
	CE 2	5.7X10 ⁸	0.158	1.5	25	365	492	40.5	274
10	PE 4	3.9X10 ⁸	0.021	0.34	25	356	480	42.6	354
	PE 5	2.4X10 ⁸	0.017	0.32	25	356	481	39.7	348
	PE 6	3.1X10 ⁸	0.027	0.28	30	350	483	40.5	346
	PE 7	4.8X10 ⁸	0.021	0.26	30	340	465	38.9	352
	PE 8	4.2X10 ⁸	0.017	0.31	30	362	481	43.2	357
15	PE 9	5.4X10 ⁸	0.018	0.30	30	381	506	42.4	348
	PE 10	5.3X10 ⁸	0.021	0.25	30	374	496	42.1	332
	PE 11	3.8X10 ⁸	0.019	0.27	40	370	489	41.4	362
	PE 12	3.1X10 ⁸	0.015	0.31	40	346	482	41.6	342
	PE 13	2.5X10 ⁸	0.018	0.32	35	348	485	41.5	339
20	CS 1				35	406	438	-	
	CS 2				35	405	441	-	
	CS 3				25	681	629	-	
	CS 4	MgO-TiN析出物 3.03× 10 ⁶ /mm ²			40	472	609	32	
	CS 5	MgO-TiN析出物 4.07× 10 ⁶ /mm ²			40	494	622	32	
25	CS 6	MgO-TiN析出物 2.80× 10 ⁶ /mm ²			50	812	912	28	
	CS 7				25	475	532	-	
	CS 8				50	504	601	-	
	CS 9				60	526	648	-	
	CS 10				60	760	829	-	
	CS 11	0.2 μ m或更小	11.1× 10 ³		50	401	514	18.3	

PE: 本发明的样品

CE: 比较的样品

CS: 常规钢

参考表 10，根据本发明制造的每个热轧产品的析出物（钛基氮化物）的密度是 $2.8 \times 10^8/\text{mm}^2$ 或更高，而每个现有产品（具体说，11号常规钢）中析出物的密度是 $11.1 \times 10^3/\text{mm}^2$ 或更低。这就是说，可以看出，本发明产品形成的析出物具有非常细微的晶粒尺寸同时相当均匀地弥散并且密度增大。

5

表 11

样品	热影响区 奥氏体 晶粒大小 (μm)			热输入为 100KJ/cm ² 的热影响 区的微结构		-40℃的可再生热影响区冲击韧性 (最高加热温度: 1400℃)					
	1,200 (℃)	1,300 (℃)	1400 (℃)	铁素 体的 体积 分数 (%)	铁素 体的 平均 晶粒 (μm)	$\Delta t_{300-500}$ =60 sec		$\Delta t_{300-500}$ =120 sec		$\Delta t_{300-500}$ =180 sec	
						屈服 强度 (kg/mm ²)	拉伸 强度 (kg/mm ²)	冲击 韧性 (J)	转变 温度 (℃)	冲击 韧性 (J)	转变 温度 (℃)
PE 1	23	34	57	78	18	377	-75	332	-66	290	-60
PE 2	22	35	55	76	17	386	-78	350	-69	304	-62
PE 3	23	35	58	78	18	364	-73	330	-65	297	-61
CE 1	54	86	186	38	28	121	-41	43	-34	24	-28
CE 2	65	92	202	34	26	103	-45	30	-32	19	-25
PE 4	25	38	62	87	17	352	-70	328	-65	287	-59
PE 5	26	41	58	84	16	368	-72	334	-66	299	-60
PE 6	25	32	52	85	17	389	-75	354	-69	306	-62
PE 7	24	35	58	83	15	363	-72	337	-67	294	-60
PE 8	27	37	54	84	17	369	-73	339	-67	293	-60
PE 9	24	36	53	82	16	367	-73	330	-64	287	-59
PE 10	22	34	55	78	18	382	-72	345	-65	298	-61
PE 11	26	35	63	80	17	354	-71	328	-64	285	-59
PE 12	27	39	65	77	17	350	-71	321	-64	276	-58
PE 13	25	38	62	81	18	362	-72	324	-65	287	-63
CS 1							-58				
CS 2							-55				
CS 3							-54				
CS 4	230			93						132 (0℃)	
CS 5	180			87						129 (0℃)	
CS 6	250			47						60 (0℃)	
CS 7							-60				-61
CS 8							-59				-48
CS 9							-54				-42

续表 11

CS 10							-57				-45
CS 11									219 (0℃)		

- 5
- PE: 本发明的样品

CE: 比较的样品

CS: 常规钢

参考表 11 可以看出, 在本发明的情况下, 在 1400℃的最高加热温度下在热影响区的奥氏体晶粒的大小在大约 52—65 μm 的范围内, 而在常规钢产品 (具体说, 常规的 4—6 号钢) 中的奥氏体晶粒大小约为 180 μm 。因此, 本发明的钢产品具有抑制热影响区的奥氏体晶粒生长的良好效果。

在高热输入焊接条件下, 其中从 800℃冷却到 500℃的时间是 180 秒, 作为热影响区的冲击韧性本发明的产品表现出良好的韧性, 其值约为 280J 和更高, 同时转变温度约为 -60℃。

例子 3——渗氮处理

为了获得具有表 12 中所述各种成分的钢材板坯, 本发明的钢 (除了钛之外的其它成分分别在本发明的范围内) 被用作样品。每种样品在转炉中熔化。得到的熔融钢用锰 (Mn) 或硅 (Si) 轻微地去氧, 然后用铝 (Al) 强烈去氧, 从而控制溶解氧的数量。然后加钛 (Ti) 以控制钛的浓度, 如表 12 所示。对熔化的金属进行去气处理, 然后在控制的铸造速率下连续铸造。这样制造出钢材板坯。这次, 去氧元素、去氧顺序、溶解氧的数量、铸造条件以及完成去氧后钛的添加量列于表 13 中。

按照表 14 的条件, 如上所述获得的每种钢材板坯在加热炉中加热的同时 进行渗氮。结果得到的钢材板坯以热轧减少率为 70%或更多进行热轧, 从而获得厚度为 25—40mm 的厚钢板。表 16 列出了进行渗氮处理后各种产品的合金元素的含量比例。

续表 12

5

10

15

20

常规的10号钢	0.09	0.26	0.88	0.009	0.003	0.046	0.008	15	142	-	-	1.09	0.51	0.36	0.021	0.021	-	-	-
常规的11号钢	0.14	0.44	1.35	0.012	0.012	0.030	0.049	7	89	-	-	-	-	-	-	0.069	-	-	-
常规的1, 2和3号钢是日本专利公告号第Hei. 9-194990号发明的5号, 32号和55号钢。 常规的4, 5和6号钢是日本专利公告号第Hei. 10-298708号发明的14号, 24号和28号钢。 常规的7, 8和9号钢是日本专利公告号第Hei. 8-60292号发明的48号, 58号和60号钢。 常规的11号钢是日本专利公告号第Hei. 11-140582号发明的F钢。																			

表 13

钢产品	样品	主要去 氧顺序	在辅助去氧 中加入铝后 的溶解的氧 的含量	去氧后 加入的 Ti含量 (%)	去气后熔融 的钢的保温 时间	铸造 速率 (m/ min)
本发明 1号钢	本发明 1号样品	Mn→ Si	24	0.016	24	0.9
	本发明 2号样品	Mn→ Si	25	0.016	25	1.0
	本发明 3号样品	Mn→ Si	28	0.016	23	1.2
本发明 2号 钢	本发明 4号样品	Mn→ Si	27	0.05	23	1.1
本发明 3号 钢	本发明 5号样品	Mn→ Si	25	0.015	22	1.0
本发明 4号 钢	本发明 6号样品	Mn→ Si	26	0.032	25	1.1
本发明 5号 钢	本发明 7号样品	Mn→ Si	24	0.053	26	1.2
本发明 6号 钢	本发明 8号样品	Mn→ Si	23	0.02	31	0.9
本发明 7号 钢	本发明 9号样品	Mn→ Si	25	0.017	32	0.95
本发明 8号 钢	本发明 10号样品	Mn→ Si	25	0.019	35	1.05
本发明 9号 钢	本发明 11号样品	Mn→ Si	26	0.021	28	1.1
本发明 10号 钢	本发明 12号样品	Mn→ Si	25	0.026	26	1.06
本发明 11号 钢	本发明 13号样品	Mn→ Si	26	0.016	24	1.05

表 14

钢 产品	样品	加热 温度 (℃)	进入加热炉 内的氮的 流率 (ℓ /min)	加热 时间 (min)	轧制 开始 温度 (℃)	轧制 结束 温度 (℃)	冷却 速率 (℃/min)	母体中 氮的 含量 (ppm)
PS 1	PE 1	1,200	600	130	1,010	830	5	120
PS 2	PE 2	1,200	310	160	1,020	850	6	90
	PE 3	1,200	600	120	1,020	850	5	120
	PE 4	1,200	780	110	1,020	850	5	125
	CE 1	1,100	200	110	1,020	850	5	60
	CE 2	1,200	950	110	1,020	850	5	350
PS 3	PE 5	1,190	720	125	1,020	840	6	110
PS 4	PE 6	1,230	780	120	1,040	840	6	270
PS 5	PE 7	1,130	650	160	1,030	860	4	110
PS 6	PE 8	1,210	660	120	1,010	850	5	105
PS 7	PE 9	1,240	780	100	1,020	830	6	300
PS 8	PE 10	1,190	640	120	1,000	820	5	95
PS 9	PE 11	1,200	650	110	1,010	880	4	100
PS 10	PE 12	1,180	630	140	1,020	860	6	120
PS 11	PE 13	1,120	660	160	1,030	820	5	90
PS 12	PE 14	1,250	380	170	1,000	840	4	130
PS 13	PE 15	1,225	580	150	1,020	860	6	120
CS 11	CE 11	1,200	-	-	Ar ₃ 或以上	960	自然 冷却	
* 表1中的1-11号常规钢是由热轧钢板制成的热轧板，没有任何渗氮处理，对于1-11号常规钢没有具体的加热、热轧和冷却条件。 * 本发明每种样品的冷却是在冷却速度被控制的条件下进行，直到样品的温度达到低于铁素体转变完成温度的500℃，这个温度之后，本发明的样品在空气中冷却。 * 热轧过程是在再结晶区的轧制减少率为40-50%的条件下进行。 PS: 本发明的样品； PE: 本发明的样品； CS: 常规钢； CE: 常规例子								

表 15

钢产品	渗氮处理后合金元素的比例				
	Ti/N	N/B	Al/N	V/N	(Ti+2Al+4B+V)/N
本发明1号样品	1.25	13.3	4.2	0.83	10.7
本发明2号样品	1.67	10	5.6	1.1	14.3
本发明3号样品	1.25	13.3	4.17	0.83	10.7
本发明4号样品	1.2	13.9	4.0	0.8	10.3
1号比较样品	2.5	6.7	8.3	1.7	21.4
2比较号样品	0.43	38.9	1.43	0.28	3.7
本发明5号样品	1.36	12.2	4.5	0.9	11.7
本发明6号样品	1.67	24.5	2.96	0.37	16.25
本发明7号样品	1.27	36.7	5.4	1.8	15.4
本发明8号样品	2.9	21	2.8	4.8	13.5
本发明9号样品	1.67	20	3.0	1.67	11.3
本发明10号样品	2.0	11.1	2.5	8.0	15.4
本发明11号样品	1.6	12.5	4.0	2.0	11.9
本发明12号样品	1.5	12	5.0	0.83	12.7
本发明13号样品	2.2	18	2.77	2.22	10.22
本发明14号样品	1.92	13	3.46	1.54	10.69
本发明15号样品	1.25	10	4.17	-	10.0
常规的1号样品	4.1	13.8	0.64	-	5.7
常规的2号样品	2.5	96	0.75	-	4.0
常规的3号样品	0.79	105.8	0.35	-	1.5
常规的4号样品	4.1	4	0.85	8.8	15.5
常规的5号样品	6.5	4	1.1	18.5	28.1
常规的6号样品	3.2	2.6	0.36	16.1	21.6
常规的7号样品	1.0	9.9	2.53	-	6.5
常规的8号样品	1.22	14.3	0.35	-	2.2
常规的9号样品	0.79	9.1	2.1	3.85	9.3
常规的10号样品	0.56	9.5	3.2	1.48	8.9
常规的11号样品	5.51	12.7	3.4	7.8	20.3
1-11号常规样品没有进行渗氮处理					

试验件从如上所述制造的钢材板坯取样。取样是在每种热轧产品厚度方向的中心部分进行的。具体说，用于拉伸试验的试验件在轧制方向取样，而用于却贝冲击试验的试验件在垂直于轧制方向的方向取样。

5

利用如上所述取样的试验件，测试每种钢产品（母体）的析出物性质和钢产品的机械性能。测试结果列于表 16 中。还测量热影响区的微结构和冲击韧性，其测量结果列于表 17 中。

10

测量按照与例子 1 相同的方式进行。

15

0

表 16

样品	厚度 (mm)	母体的机械性能				母体的结构特性			
		屈服 强度 (MPa)	拉伸 强度 (MPa)	延伸率 (%)	-40℃ 的冲击 韧性 (J)	氮化物 的密度 ($\times 10^6/\text{mm}^2$)	析出物 的平均大小 (μm)	析出物 的间隔 (μm)	FGS (μm)
本发明 1号样品	25	387	492	41.3	372	210	0.019	0.4	16
本发明 2号样品	25	385	490	42	374	195	0.018	0.36	18
本发明 3号样品	25	384	491	41	373	195	0.021	0.42	16
本发明 4号样品	25	382	490	40.5	375	210	0.020	0.38	19
1号比较 样品	25	387	487	41.2	243	18	0.21	0.74	24
2号比较 样品	25	395	499	38.9	226	12	0.35	0.84	26
本发明 5号样品	30	392	496	39.6	365	179	0.025	0.32	18
本发明 6号样品	30	362	475	38.8	373	155	0.022	0.41	18
本发明 7号样品	30	398	512	39.5	368	320	0.024	0.25	17
本发明 8号样品	30	368	482	38.4	362	173	0.023	0.42	18
本发明 9号样品	35	387	497	39.6	366	340	0.021	0.28	16
本发明 10号样品	35	379	486	40.1	362	278	0.024	0.32	16
本发明 11号样品	35	387	498	39.5	378	214	0.024	0.34	17
本发明 12号样品	35	395	506	38.0	375	197	0.025	0.40	18
本发明 13号样品	40	387	503	38.5	378	216	0.020	0.32	15
本发明 14号样品	40	364	487	40.2	362	254	0.021	0.34	18
本发明 15号样品	25	386	492	39.4	374	218	0.019	0.31	17

续表 16

5

10

常规的 1号样品	35	406	438	-					
常规的 2号样品	35	405	441	-					
常规的 3号样品	25	681	629	-					
常规的 4号样品	40	472	609	32		MgO-TiN析出物: $3.03 \times 10^6/\text{mm}^2$			
常规的 5号样品	40	494	622	32		MgO-TiN析出物: $4.07 \times 10^6/\text{mm}^2$			
常规的 6号样品	50	812	912	28		MgO-TiN析出物: $2.80 \times 10^6/\text{mm}^2$			
常规的 7号样品	25	681	629	-					
常规的 8号样品	50	504	601	-					
常规的 9号样品	60	526	648	-					
常规的 10号样品	60	760	829	-					
常规的 11号样品	50	401	514	18.3		0.2 μm 或更小: 11.1×10^3			

15

如表 16 所说明的, 本发明的各种钢产品具有其晶粒尺寸非常小的析出物 (钛基氮化物), 同时与现有的钢产品相比具有明显增加的密度。

20

表 17

样品	取决于可再生焊接 部位的加热温度的 奥氏体的晶粒大小 (μm)			在1400℃的可再生的热 影响区在-40℃的冲击 韧性		
	1,200℃	1,300℃	1,400℃	60秒	180秒	转变温度(℃) (180秒)
本发明1号样品	21	38	58	372	320	-68
本发明2号样品	22	37	55	385	324	-72
本发明3号样品	22	37	56	380	354	-69
本发明4号样品	23	36	58	365	323	-69
比较的1号样品	39	72	168	156	85	-48
比较的2号样品	42	82	175	128	64	-42
本发明1号样品	28	38	61	362	312	-68
本发明2号样品	28	38	62	364	315	-71
本发明3号样品	26	36	60	358	310	-69
本发明4号样品	27	34	58	367	324	-68
本发明5号样品	25	39	57	354	330	-65
本发明6号样品	29	40	60	368	324	-64
本发明7号样品	30	36	58	354	313	-67
本发明8号样品	28	38	54	368	310	-63
本发明9号样品	25	37	64	365	305	-64
本发明10号样品	24	35	58	384	308	-67
本发明11号样品	23	34	56	365	312	-65
常规的1号样品						
常规的2号样品						
常规的3号样品						
常规的4号样品	230					132(0℃)

续表 17

5

常规的5号样品	180				129(0℃)
常规的6号样品	250				60(0℃)
常规的7号样品					
常规的8号样品					
常规的9号样品					-61
常规的10号样品					-48
常规的11号样品					-42
FGS: 铁素体的晶粒					

10

参考表 17 可以看出，在本发明的情况下，在 1400℃的最高加热温度下在热影响区的奥氏体晶粒的大小在大约 54—64 μ m 的范围内，而在常规钢产品（具体说，常规的 4—6 号钢）中的奥氏体晶粒的大小约为 180 μ m 或更高。因此，本发明的钢产品具有抑制热影响区的奥氏体晶粒生长的良好效果。

15

在高热输入焊接周期中，其中从 800℃冷却到 500℃的时间是 180 秒，本发明的产品在-40℃时在热影响区具有良好的冲击韧性，其值约为 300J 或更高，同时转变温度约为-60℃。这就是说，本发明的产品在热影响区具有良好的冲击韧性。

20

在高热输入焊接条件下，常规的钢产品在在 0℃热影响区 具有非常低的冲击韧性，其值约为 60—132J。因此本发明的钢产品与常规的钢产品相比热影响区冲击韧性得到相当大的改善，并且转变温度也得到相当大的改善。

25