[19] 中华人民共和国国家知识产权局

[51] Int. Cl.
C22C 38/54 (2006.01)
C21D 8/02 (2006.01)
C22C 38/44 (2006.01)

[12] 发明专利说明书

专利号 ZL 200380103645.8

[45] 授权公告日 2008 年 6 月 25 日

[11] 授权公告号 CN 100396810C

[22] 申请日 2003.11.13
[21] 申请号 200380103645.8
[30] 优先权
[32] 2002.11.19 [33] FR [31] 0214422
[86] 国际申请 PCT/FR2003/003361 2003.11.13
[87] 国际公布 WO2004/048631 法 2004.6.10
[85] 进入国家阶段日期 2005.5.19
[73] 专利权人 工业钢克鲁梭公司
地址 法国皮托
[72] 发明人 让·贝吉诺 让－乔治·布里松
[56] 参考文献
JP6－17188A 1994.1.25
JP4－297548A 1992.10.21
US5695576A 1997.12.9
审查员 罗 宁

[74] 专利代理机构 永新专利商标代理有限公司
代理人 于 辉

权利要求书 3 页 说明书 8 页

[54] 发明名称

可焊接的结构钢组件及其制造方法

[57] 摘要

本发明涉及建筑钢组件，其化学组成包括以重量计的：0.10%≤C≤0.22%，0.50%≤Si≤1.50%，Al≤0.9%，0%≤Mn≤3%，0%≤Ni≤5%，0%≤Cr≤4%，0%≤Cu≤1%，0%≤Mo+W/2≤1.5%，0.0005%≤B≤0.010%，N≤0.025%，任选存在的至少一种选自V、Nb、Ta、S和Ca的元素，其含量<0.3%，和/或任选存在的至少一种选自Ti和Zr的元素，其含量≤0.5%，其余为铁和制备所述组件时产生的杂质，所述组成中铝、硼、钛和氮的含量以“%”的千分之一表示，满足下述关系：B≥1/3×K+0.5，(1)，其中K=Min(I*；J*)，I*=Max(0；I)且J*=Max(0；J)，I=Min(N；N－0.29(Ti－5))，另外，组成中硅和铝的含量满足下述条件：当C>0.145时，Si+Al<0.95，且所述钢组件的结构为贝氏体、马氏体或马氏体－贝氏体，此外还包括3%－20%的残余奥氏体。

$$J = Min\left(N; 0.5\left(N - 0.52Al + \sqrt{(N - 0.52Al)^2 + 283}\right)\right)$$

1. 可焊接的结构钢组件，特征在于其化学组成包括以重量计的：

0.10%≤C≤0.22%;

0.50%≤Si≤1.50%;

Al≤0.9%;

0%≤Mn≤3%;

0%≤Ni≤5%;

0%≤Cr≤4%;

0%≤Cu≤1%;

0%≤Mo＋W/2≤1.5%;

0.0005%≤B≤0.010%;

N≤0.025%; 以及

任选存在的至少一种选自 V、Nb、Ta、S 和 Ca 的元素，其含量<0.3%，和/或任选存在的至少一种选自 Ti 和 Zr 的元素，其含量≤0.5%，剩余物为铁和生产操作中产生的杂质，

上述组成中铝、硼、钛和氮的含量以“%”的千分之一表示，还满足下述关系：

$$B \geq 1/3 \times K + 0.5 \qquad (1)$$

其中 $K=Min(I^*;J^*)$

$I^*=Max(0;I)$且 $J^*=Max(0;J)$

$I=Min(N;N-0.29(Ti-5))$

$$J = Min\left(N;0.5\left(N-0.52Al+\sqrt{(N-0.52Al)^2+283}\right)\right)$$

组成中硅和铝的含量符合下述条件：

如果 C>0.145，则 Si＋Al<0.95

所述钢组件的结构为贝氏体、马氏体或马氏体-贝氏体结构，还

包括 3%-20%的残余奥氏体。

2. 如权利要求 1 的钢组件，特征在于其化学组成还满足下述关系：

$$1.1\%Mn+0.7\%Ni+0.6\%Cr+1.5(\%Mo+\%W/2)\geq 1 \qquad (2)。$$

3. 如权利要求 2 的钢组件，特征在于其化学组成还满足下述关系：

$$1.1\%Mn+0.7\%Ni+0.6\%Cr+1.5(\%Mo+\%W/2)\geq 2 \qquad (2)'。$$

4. 如权利要求 1-3 任一项的钢组件，特征在于其化学组成还满足下述关系：

$$\%Cr+3(\%Mo+\%W/2)\geq 1.8。$$

5. 如权利要求 4 的钢组件，特征在于其化学组成还满足下述关系：

$$\%Cr+3(\%Mo+\%W/2)\geq 2.0。$$

6. 如权利要求 1-5 中任一项的可焊接钢组件的制造方法，特征在于：

-在 Ac_3-1000℃的温度范围内加热该组件，使其奥氏化，然后将该组件冷却至≤200℃的温度，其中在组件的中心从 800℃至 500℃的冷却速率大于或等于临界贝氏速度，

-任选地，在小于或等于 Ac_1 的温度下进行回火。

7. 如根据权利要求 6 的方法，特征在于由 500℃降温至≤200℃时，组件的中心的冷却速率为 0.07℃/S-5℃/S。

8. 如权利要求 6 或 7 的方法，特征在于在降温至≤200℃的冷却操作过程的后期进行回火，回火温度低于 300℃，回火时间小于 10 小时。

9. 如权利要求 6 或 7 的方法，特征在于在降温至≤200℃的冷却操作过程的后期不进行回火。

10. 如权利要求 1-5 任一项的可焊接的结构钢组件的制造方法，所述可焊接的结构钢组件是钢板，所述钢板厚度为 3-150mm，特征在于对所述钢板进行淬火，组件的中心从 800℃至 500℃的冷却速率 V_R 与钢组成有如下关系：

$$1.1\%Mn+0.7\%Ni+0.6\%Cr+1.5(\%Mo+\%W/2)+\log V_R\geq 5.5。$$

11. 如权利要求 10 的可焊接的结构钢组件的制造方法，其中所述钢

板厚度为3-150mm，另外，特征在于对所述钢板进行淬火，组件的中心从800℃至500℃的冷却速率 V_R 与钢组成有如下关系：

$1.1\%Mn+0.7\%Ni+0.6\%Cr+1.5(\%Mo+\%W/2)+1ogV_R \geqslant 6$。

可焊接的结构钢组件及其制造方法

技术领域

本发明涉及可焊接的结构钢组件及其制造方法。

背景技术

结构钢应必须具有规定程度的机械特性，以适用于其生产需要，并且尤其必须具有高硬度。为此，使用能淬火的钢，即这种钢在足够迅速和有效的冷却下，可获得马氏体或贝氏体结构。因此定义临界贝氏速度作为所得冷却速率的函数，在该临界贝氏速度之上可得到贝氏体、马氏体或马氏体-贝氏体结构。

结构钢对淬火的适合程度取决于其中淬火元素的含量。一般来说，淬火元素存在的含量越高，临界贝氏速度越低。

除机械性能外，结构钢还应具有良好的可焊接性。当焊接钢组件时，焊接区(也称作热影响区(Heat-Affected Zone)或 HAZ)在短时间内处于很高的温度，然后突然冷却，这使得该区域具有高硬度，从而导致裂纹并由此限制钢的可焊接性。

依照传统方法，可通过计算钢的“碳当量”来评价其可焊接性，“碳当量”的公式如下：

$$C_{eq}=(\%C+\%Mn/6+(\%Cr+(\%Mo+\%W/2)+\%V)/5+\%Ni/15)$$

可近似认为，碳当量越低，钢越容易被焊接。由此认为，通过增大淬火元素含量来改善钢的可淬火性会对其可焊接性造成损害。

为了在不降低可焊接性的情况下改善结构钢的可淬火性，利用奥氏化温度升高时元素的淬火效率下降这一事实，开发了含硼微合金的钢的级别。与不加入硼而具有相同淬火过程的同一级别的钢相比，

HAZ 的淬火变少，由此可降低 HAZ 的淬火性能和硬度。

然而由于硼在钢材未焊接部分的淬火效果在有效含量为 30-50ppm 时已趋于饱和，因此只有通过加入那些淬火效率不依赖于奥氏化温度的元素，才能使钢的可淬火性进一步得到改善，但是，这样会随之对钢材的可焊接性产生副作用。同样的，通过减少淬火元素的含量改善可焊接性，可淬火性也会随之减小。

本发明的目的是在不降低钢的焊接性的前提下提供具有改善的淬火性能的结构钢，从而克服上述缺点。

为此目的，本发明的第一主题是可焊接的结构钢组件，其化学组成包括以重量计的：

$0.10\% \leqslant C \leqslant 0.22\%$;

$0.50\% \leqslant Si \leqslant 1.50\%$;

$Al \leqslant 0.9\%$;

$0\% \leqslant Mn \leqslant 3\%$;

$0\% \leqslant Ni \leqslant 5\%$;

$0\% \leqslant Cr \leqslant 4\%$;

$0\% \leqslant Cu \leqslant 1\%$;

$0\% \leqslant Mo + W/2 \leqslant 1.5\%$;

$0.0005\% \leqslant B \leqslant 0.010\%$;

$N \leqslant 0.025\%$; 以及

任选存在的至少一种选自 V、Nb、Ta、S 和 Ca 的元素，其含量 <0.3%，和/或任选存在的至少一种选自 Ti 和 Zr 的元素，其含量≤ 0.5%，剩余物为铁和生产操作中产生的杂质，

上述组成中铝、硼、钛和氮的含量以“%”的千分之一表示，还满足下述关系：

$$B \geq 1/3 \times K + 0.5 \qquad (1)$$

其中 $K = Min(I^*; J^*)$

$I^*=Max(0;I)$且 $J^*=Max(0;J)$

$I=Min(N;N-0.29(Ti-5))$

$$J=Min\left(N;0.5\left(N-0.52Al+\sqrt{(N-0.52Al)^2+283}\right)\right)$$

组成中硅和铝的含量还符合下述条件：

如果 C>0.145，则 Si＋Al<0.95

所述钢组件为贝氏体、马氏体或马氏体-贝氏体结构，还包括3%-20%，优选 5%-20%的残余奥氏体。

在优选的实施例中，根据本发明，钢组件的化学组成还满足下述关系：

1.1%Mn＋0.7%Ni＋0.6%Cr＋1.5(%Mo＋%W/2)≥1，优选≥2 (2)。

在另一优选的实施例中，根据本发明，钢组件的化学组成还满足下述关系：

%Cr＋3(%Mo＋%W/2)≥1.8，优选≥2.0。

本发明的第二主题是本发明所述的可焊接钢组件的制造方法，特征在于：

-在 Ac_3-1000℃，优选 Ac_3-950℃的温度范围内加热所述钢组件，使其奥氏化，然后将该组件冷却至≤200℃的温度，冷却过程中组件的中心从 800℃至 500℃的冷却速率大于或等于临界贝氏速度，

-任选地，在低于或等于 Ac_1 的温度进行回火。

由约 500℃降温至环境温度，尤其是，由 500℃降温至≤200℃时，任选可以降低冷却速率，由此可以促进自动回火现象发生并保留含3%-20%的残余奥氏体。优选由 500℃降至≤200℃的冷却速率为 0.07℃/s-5℃/s，更优选 0.15℃/s-2.5℃/s。

在一优选的实施例中，在降温至≤200℃的冷却操作过程后期进行回火，回火温度低于 300℃，回火时间小于 10 小时。

在另一优选的实施例中，在降温至≤200℃的冷却操作过程的后期，根据本发明所述的方法不包括回火操作。

在另一优选的实施例中，根据本发明所述方法所制的组件为厚度为 3-150mm 的钢板。

本发明的第三主题是本发明所述的厚度为 3-150mm 的可焊接钢板的制造方法，所述方法特征在于：对钢板进行淬火，其中心从 800℃至 500℃的冷却速率 V_R(以℃/h 表示)与钢组成有如下关系：

$1.1\%Mn+0.7\%Ni+0.6\%Cr+1.5(\%Mo+\%W/2)+1\log V_R \geq 5.5$，优选≥6(log 是以 10 为底的对数)。

本发明基于一新发现，即以上述含量加入硅，可使硼的淬火效果增加 30%-50%。这种协同作用在不增加硼的加入量下出现，但如果没有硼的存在，硅不具有明显的淬火效果。

另一方面，硅的加入不会影响硼的特性，硼的可淬火性不会降低，没有出现如在 HAZ 中的其奥式温度升高的情况。

因此认为在硼存在的情况下加入硅，可以进一步增大组件的可淬火性，同时不会使可焊接性受到不利的影响。

另外，本发明还发现，由于所述钢可淬火性的改善，以及保证了生成碳化物的元素，如铬、钼和钨的最小含量，生产所述钢时可以只在低温下回火，甚至取消回火工序。

可淬火性的改善使组件可以更缓慢地冷却，并同时确保了组件基本上是贝氏体、马氏体或贝氏体-马氏体结构。这种更缓慢的冷却加上生成碳化物的元素的含量充足，使细小的铬、钼和/或钨的碳化物通过所谓的自动回火现象沉淀下来。另外，在低于 500℃时，冷却速度的缓慢可大大促进自动回火现象，同样的，冷却速度缓慢也促使奥氏体保留下来，且优选保留在分数是 3%-20%。上述生产方法得以简化，而且不再会出现常规操作中由于高温下回火而使钢软化的问题，由此改善了钢的机械性能。在通常温度下，即温度≤Ac_1 时仍有进行回火的可能。

下面将更具体地描述本发明，但是该描述不限制本发明的范围。

本发明所述的钢组件包含，以重量计：

-碳含量>0.10%，以获得到足够的硬度，但<0.22%，以获得良好的可焊接性、切削加工性、对弯曲的适合性以及满意的韧性。

-硅含量>0.50%，优选>0.75%，更优选>0.85%，以获得与硼的协同作用，但<1.5%以免使钢脆化。

-硼含量>0.0005%，优选>0.001%，以调节可淬火性，但<0.01%，以免过高含量的氮化硼损害钢的机械性能。

-氮含量<0.025%，优选<0.015%，该所获含量与用以生产所述钢的方法相关。

-锰含量 0-3%，优选 0.3-1.8%，镍含量 0-5%，优选 0-2%，铬含量 0-4%，铜含量 0-1%，钼含量和钨含量的一半的和<1.50%，以获得主要为贝氏体，马氏体或贝氏体-马氏体的结构，另外，如上所述铬、钼和钨具有形成有益于机械强度和耐磨性的碳化物的优点；另外，%Cr＋3(%Mo＋%W/2)的总量优选>1.8%，更优选>2.0%，从而任选地限制在 300℃回火，或者甚至取消回火。

-任选存在的至少一种选自 V、Nb、Ta、S 和 Ca 的元素，其含量<0.3%，和/或任选存在的至少一种选自 Ti 和 Zr 的元素，其含量≤0.5%，和/或任选存在的至少一种选自 Al 的元素，其含量<0.9%。V、Nb、Ta、Ti 和 Zr 的加入使沉淀硬化对可焊接性没有过多的不利影响。钛、锆和铝可用来固定存在于钢中的氮，起到保护硼的作用，用两倍重量的 Zr 可代替全部或部分的 Ti。硫和钙可改善该级别钢的加工性。Al 的上限为 0.9%以避免浇铸过程中产生堵塞管道的问题。

-铝、硼、钛和氮的含量以“%”千分之一表示，其组成满足以下关系：

$$B \geq 1/3 \times K + 0.5 \qquad (1)$$

其中 $K=\mathrm{Min}(I^*;J^*)$

$I^*=\mathrm{Max}(0;I)$且 $J^*=\mathrm{Max}(0;J)$

$I=\mathrm{Min}(N;N-0.29(Ti-5))$

$$J = Min\left(N;0.5\left(N - 0.52Al + \sqrt{(N - 0.52Al)^2 + 283} \right) \right)$$

其中附加条件如下：

-如果 C>0.145(优选>0.140)，则 Al＋Si<0.95，优选<0.90，以使本发明与以前申请的专利 EP0725156 清晰的区分开。

-其余物质为铁和生产操作中产生的杂质。

为了生产可焊接组件，根据本发明，钢首先以半成品形式生产铸塑，然后所述半成品在高温时通过塑性形变，如轧制或锻造，变成成品。按上述方法所得到的组件在温度>Ac_3，但<1000℃，优选<950℃下加热形成奥氏体，然后冷却该组件至环境温度，其中组件的中心从 800 至 500℃的降温速率大于临界贝氏速率。奥氏化温度的上限是 1000℃，因为超过该温度，硼的淬火效果变得十分微弱。

然而，通过在成形操作的加热中(不包括重奥氏化)的直接冷却也可得到上述组件，这种情况下，即使成形前加热温度超过了 1000℃，但只要小于 1300℃，硼就会保持其淬火效果。

为使组件由奥氏化温度冷却至环境温度，可以采用任何已知的淬火方法(空气、油、水)，只要保持冷却速率高于临界贝氏速度。

组件在≤Ac_1 的温度下任选进行常规回火，但优选温度限制在 300℃，或者甚至取消回火步骤。回火步骤的缺省可通过自动回火现象得到补偿。特别地，低温时(即低于约 500℃)，优选冷却速率 0.07℃/S-5℃/S，更优选 0.15-2.5℃/S，可促进上述自动回火现象。

为此目的，可采用任一已知的淬火方法，只需在必要情况下对其加以控制。例如，组件的温度降至 500℃以下时，如果减慢冷却速度，可以采用在水中淬火的方法，特别地，可将组件从水中取出，以继续在空气中淬火，完成整个淬火操作。

由此，获得可焊接组件和可焊接的钢板，其由具有贝氏体、马氏体、马氏体-贝氏体中心结构的钢构成，所述钢中包含 3%-20%的残余奥氏体。

残余奥氏体的存在对钢的焊接行为十分有益。为了降低焊接中产生裂纹的可能性，除上述降低 HAZ 淬火性的方法外，HAZ 附近碱性金属中残余奥氏体的存在可以固定溶解的氢的一部分，这些氢可能通过焊接操作被引入，如果不以上述方式固定氢，会增加产生裂纹的可能性。

根据本发明制备钢条 1 和 2 并根据现有技术制备钢条 A 和 B，其组成(不包括铁)以重量%的千分之一表示，举例如下表所示：

	C	Si	B	Mn	Ni	Cr	Mo	W	V	Nb	Ti	Al	N
1	145	875	3	1160	180	1600	170	0	0	0	0	55	7
A	147	310	3	1140	210	1610	175	0	0	0	0	52	6
2	215	740	2	1120	190	1550	90	240	55	0	120	10	6
B	212	280	3	1090	200	1590	120	190	65	0	95	12	6

通过膨胀计测定法来评价四个钢条在锻造后的可淬火性。以马氏体可淬火性和在 900℃经奥式化 15min 后临界马氏速度 V1 为重点举例说明。

所述速度 V1 常用来推导钢板可获得的最大厚度，且在保持钢板中心基本为马氏体结构，且所述马氏体结构包含至少 3%的残余奥氏体的情况下。在空气淬火(A)，油淬(H)和水淬(E)的情况下确定该厚度。

最后，根据下式计算“碳当量%”，来评价按上述四种钢条的可焊接性：

C_{eq}=(%C+%Mn/6+(%Cr+(%Mo+%W/2)+%V)/5+%Ni/15)

根据本发明所制钢条 L1 和 L2，以及根据现有技术所制钢条 LA 和 LB 的性能对比给出如下：

钢条	V1 (℃/h)	最大厚度(mm)			Ceq (%)
		A	H	E	
L1	12000	6	50	80	0.704
LA	30000	2	25	50	0.708
L2	7500	9	110	110	0.777
LB	17000	4	70	70	0.781

由表中数据可以看出，根据本发明制造的组件的临界马氏速率远低于根据现有技术制造的钢组件，这意味着，在可焊接性不变的情况下，本发明大大改善了钢组件的可淬火性。

淬火性能的改善使具有中心淬火(core quenched)结构的组件能在比现有技术更温和的条件下制造，和/或有更大的最大厚度。