(12) 按照专利合作条约所公布的国际申请

(19) 世界知识产权组织
国 际 局

(43) 国际公布日
2020 年 4 月 23 日 (23.04.2020)

WIPO | PCT

(10) 国际公布号
WO 2020/078472 A1

(51) 国际专利分类号:
C22C 38/04 (2006.01) *C22C 38/28* (2006.01)
C22C 38/14 (2006.01)

(21) 国际申请号: PCT/CN2019/111982

(22) 国际申请日: 2019 年 10 月 18 日 (18.10.2019)

(25) 申请语言: 中文

(26) 公布语言: 中文

(30) 优先权:
201811221253.6 2018年10月19日 (19.10.2018) CN

(71) 申请人: 宝山钢铁股份有限公司(**BAOSHAN IRON & STEEL CO., LTD.**) [CN/CN]; 中国上海市宝山区富锦路885号, Shanghai 201900 (CN)。

(72) 发明人: 刘刚 (**LIU, Gang**); 中国上海市宝山区富锦路885号, Shanghai 201900 (CN)。 张华伟 (**ZHANG, Huawei**); 中国上海市宝山区富锦路885号, Shanghai 201900 (CN)。 王巍 (**WANG, Wei**); 中国上海市宝山区富锦路885号, Shanghai 201900 (CN)。 陆敏 (**LU, Min**); 中国上海市宝山区富锦路885号, Shanghai 201900 (CN)。

(74) 代理人: 上海华诚知识产权代理有限公司 (**WATSON & BAND INTELLECTUAL PROPERTY AGENT LTD.**); 中国上海市长乐路989号世纪商贸广场27楼, Shanghai 200031 (CN)。

(81) 指定国(除另有指明，要求每一种可提供的国家保护): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW。

(84) 指定国(除另有指明，要求每一种可提供的地区保护): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), 欧亚 (AM,

(54) **Title:** 800 MPA-GRADE HOT-STAMPED AXLE HOUSING STEEL AND MANUFACTURING METHOD THEREFOR

(54) 发明名称: 一种800MPa级热冲压桥壳钢及其制造方法

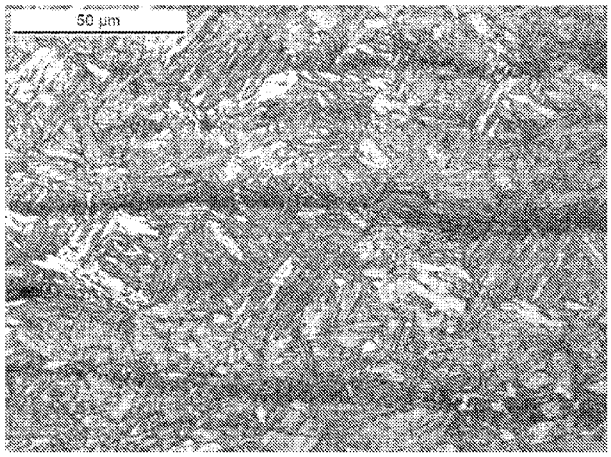

图 1

(57) **Abstract:** 800 MPa-grade hot-stamped axle housing steel, the mass percent proportions of the chemical elements of the axle housing steel being: C: 0.15-0.21%; Si: 0.30-0.80%; Mn: 1.75-2.10%; Nb: 0.015-0.040%; Ti: 0.020-0.060%; B: 0.0015-0.0030%; Al: 0.005-0.015%; Ca: 0.0004-0.001%; N: 0.001-0.001%; and the remainder being Fe and unavoidable impurities. In addition, also provided is a manufacturing method for preparing the 800 MPa-grade hot-stamped axle housing steel, comprising the following steps: (1) smelting and casting; (2) heating; (3) rolling: controlling the reduction rate of the last pass of rolling to be 15% or more; the final rolling temperature being 820-900°C; and (4) cooling: cooling in two segments after rolling.

WO 2020/078472 A1

[见续页]

AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), 欧洲 (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG)。

本国际公布:

— 包括国际检索报告(条约第21条(3))。

(57) 摘要: 一种800MPa级热冲压桥壳钢，其化学元素质量百分比为：C：0.15-0.21%，Si：0.30-0.80%，Mn：1.75-2.10%，Nb：0.015-0.040%，Ti：0.020-0.060%，B：0.0015-0.0030%，Al：0.005-0.015%，Ca：0.0004-0.001%，N：0.001-0.001%，余量为Fe及其他不可避免的杂质。此外还提供了制备上述800MPa级热冲压桥壳钢的制造方法，包括以下步骤：（1）冶炼和铸造；（2）加热；（3）轧制：控制最后一道次轧制的压下率＞15%；终轧温度为820-900℃；（4）冷却：轧后分两段冷却。

一种 800MPa 级热冲压桥壳钢及其制造方法

技术领域

本发明涉及一种钢种及其制造方法，尤其涉及一种 800MPa 级热冲压桥壳钢及其制造方法。

背景技术

桥壳作为汽车关键承载部件，对安全性有较高要求，需要满足严格的构件疲劳性能，也就是说对于桥壳用钢而言，要求钢板性能稳定、耐低温冲击、焊接性良好，同时对偏析和夹杂物进行严格控制。

目前，我国热冲压桥壳钢主要为 16Mn、Q345C、Q420C、Q460C 等普通 C-Mn 结构钢，此类 C-Mn 钢热冲压后强度进一步下降，例如 Q460C 热冲压后屈服强度下降到 400MPa 左右。

公开号为 CN104213019A，公开日为 2014 年 12 月 17 日，名称为“一种 600MPa 级汽车桥壳钢及其生产方法”的中国专利文献公开了一种 600MPa 级汽车桥壳钢及其生产方法。在该专利文献所公开的技术方案中，其通过控制 V 和 N 元素的含量的同时，控轧控冷，最终获得 600MPa 级汽车桥壳用热轧带钢。

公开号为 CN103422020A，公开日为 2013 年 12 月 4 日，名称为“一种冲焊桥壳用钢板及其制造方法”的中国专利文献公开了一种冲焊桥壳用钢板及其制造方法。在该专利文献所公开的技术方案中，其综合通过添加 Nb、V 等元素提高热冲压后的钢板强度，并通过对 Ti、Al 等元素的综合控制，提高钢板热冲压后的低温韧性和疲劳性能，最终得到 600MPa 级强度钢板。

基于此，期望获得一种强度较高的桥壳钢，其可以达到 800MPa 强度级别，同时钢板的塑性和疲劳性能也表现良好，从而更适合用于制造车桥壳。

发明内容

本发明的目的之一在于提供一种 800MPa 级热冲压桥壳钢，其可以达到 800MPa 强度级别，同时该 800MPa 级热冲压桥壳钢的塑性和疲劳性能也表现

良好，非常适合用于制造车桥壳。

为了实现上述目的，本发明提出了一种800MPa级热冲压桥壳钢，其化学元素质量百分比为：

C：0.15~0.21%，Si：0.30~0.80%，Mn：1.75~2.10%，Nb：0.015~0.040%，Ti：0.020~0.060%，B：0.0015~0.0030%，Al：0.005~0.015%，Ca：0.0004~0.001%，N：0.001~0.004%，余量为Fe及其他不可避免的杂质。

本发明所述的800MPa级热冲压桥壳钢中的各化学元素的设计原理如下所述：

C：在本发明所述的800MPa级热冲压桥壳钢中，碳起到固溶强化作用，添加C可以提高下贝氏体的强度，此外，C还可以在桥壳热冲压空冷过程中与Fe发生反应，形成弥散分布的Fe_3C，从而提高热冲压后钢板的强度。但是C的质量百分比过高，则不利于钢板的焊接性。因此，在本发明所述的800MPa级热冲压桥壳钢中，控制C的质量百分比在0.15~0.21%。

Si：在本发明所述的800MPa级热冲压桥壳钢中，Si可以抑制渗碳体在高温下的析出，从而有利于下贝氏体的形成，同时Si还可以使得钢板中形成细小的渗碳体颗粒，以提高下贝氏体的强度。然而，过高含量的Si则不利于钢板的焊接性能。因此，在本发明所述的技术方案中控制Si的质量百分比在0.30~0.80%。

Mn：对于本发明所述的技术方案中，由于添加一定含量Mn元素有利于促进形成下贝氏体，并且Mn可以对下贝氏体组织起到一定的固溶强化作用。此外，添加Mn元素还有利于在钢板热冲压时形成较细的铁素体或贝氏体，从而有利于提高热冲压后钢板的强度。然而，过高含量的Mn不利于钢板的焊接性能。因此，在本发明所述的800MPa级热冲压桥壳钢中Mn的质量百分比为1.75~2.10%。

Nb：对于本发明所述的800MPa级热冲压桥壳钢而言，其在控轧控冷阶段阶段，钢板中的微量的Nb与C反应形成细小的NbC颗粒，有利于细化钢板组织，同时还可以提高钢板的强度、塑性和韧性。此外，NbC在下贝氏体组织中析出，可以产生较强的析出强化作用。另外，在热冲压加热阶段NbC还可以细化奥氏体晶粒，提高桥壳钢板热冲压后的强度。然而，Nb元素含量太高时，NbC颗粒较大，抑制奥氏体晶粒长大的效果反而弱化。因此，在本发明所

述的 800MPa 级热冲压桥壳钢中 Nb 的质量百分比控制在 0.015~0.040%。

Ti：在本发明所述的技术方案中，Ti 元素在钢板轧制后奥氏体向铁素体相变过程中会与 C 反应形成直径几纳米到几十纳米的 TiC 颗粒，从而产生析出强化作用，尤其是在 680~730℃范围内可以产生更细的相间析出。此外，在热冲压加热阶段 TiC 细小颗粒可以抑制奥氏体晶粒的长大，进而细化热冲压后的组织，提高桥壳钢板热冲压后的强度。然而 Ti 元素含量太高时，容易与 N 反应形成微米级立方体型 TiN 大颗粒，恶化钢板的韧性和疲劳性能。因此，在本发明所述的 800MPa 级热冲压桥壳钢中 Ti 的质量百分比控制在 0.020~0.060%。

B：在本发明所述的 800MPa 级热冲压桥壳钢中，微量的 B 可以促进贝氏体的形成，然而，B 元素含量太高时容易产生 B 脆问题，恶化钢板的冲击韧性。此外，在桥壳热冲压阶段，微量的 B 元素有利于促进形成较细的贝氏体，提高钢板的强度。因此，在本发明所述的 800MPa 级热冲压桥壳钢中 B 的质量百分比控制在 0.0015~0.0030%。

Al：对于本发明所述的 800MPa 级热冲压桥壳钢而言，Al 作为重要的脱氧剂，通常加入 0.02%以上的 Al。然而，考虑到桥壳钢对疲劳性能的严格要求，需要对 Al 的氧化物链状夹杂进行控制，因此，将 Al 含量控制在较低的范围。因此，在本发明所述的 800MPa 级热冲压桥壳钢中 Al 的质量百分比控制在 0.005~0.015%。

Ca：对于本发明所述的 800MPa 级热冲压桥壳钢而言，微量的 Ca 元素可以在钢冶炼过程中的起到净化剂作用，改善钢的韧性和疲劳性能；同时，Ca 处理可以改善 MnS 夹杂的形状，防止形成长条形的 MnS 夹杂物。然而，Ca 含量超过 0.001%容易形成尺寸较大的 Ca 的化合物，反而会恶化韧性和疲劳性能。因此，在本发明所述的 800MPa 级热冲压桥壳钢中 Ca 的质量百分比控制在 0.0004~0.001%。

N：对于本发明所述的 800MPa 级热冲压桥壳钢而言，本案需要将 N 元素控制在较窄的范围。微量的 N 元素可以与 Ti 反应形成 TiN 颗粒，在焊接和热冲压时，可以有效抑制奥氏体晶粒的长大，细化焊接热影响区和热冲压后的组织，提高热影响区和热冲压钢板的强度、低温韧性和疲劳性能。然而，N 含量太高时，形成的 TiN 颗粒太大，反而会恶化钢板低温韧性和疲劳性能。因此，在本发明所述的 800MPa 级热冲压桥壳钢中 N 的质量百分比控制在

0.001~0.004%。

需要说明的是，在本发明所述的技术方案中，其他不可避免的杂质元素包括 P、S 和 O。P、S 和 O 都属于钢材料中不可避免的有害杂质元素，不利于钢性能，例如 P 作为杂质元素容易产生冷脆问题；S 容易与 Mn 反应产生 MnS 夹杂，不利于钢中疲劳性能；O 容易与 Al 反应产生 Al_3O 链状夹杂，不利于钢中疲劳性能。因此，在钢中 P、S 以及 O 的含量需要越低越好，但是考虑到钢铁冶炼成本的经济性，因而，对于上述不可避免的杂质元素的质量百分比控制在一定的适当范围，当不可避免的杂质元素控制在该适当范围内时，可以将不可避免的杂质元素的有害作用降至最低，从而不会对钢性能产生明显不利影响。

进一步地，在本发明所述的 800MPa 级热冲压桥壳钢中，所述其他不可避免的杂质满足下述各项的至少其中之一：P ≤0.015%，S ≤0.0020%，O ≤0.003%。

进一步地，在本发明所述的 800MPa 级热冲压桥壳钢中，各相关元素还满足：Ti/N≥5，这是由于通过将 Ti/N 控制在≥5 时，有利于保留足够 Ti 元素与 C 发生反应形成 TiC 析出强化。

进一步地，在本发明所述的 800MPa 级热冲压桥壳钢中，其微观组织为铁素体+下贝氏体，下贝氏体板条的平均宽度≤500nm，其中铁素体的相比例为 5-10%。

进一步地，在本发明所述的 800MPa 级热冲压桥壳钢中，下贝氏体板条的平均宽度≤400nm。

进一步地，在本发明所述的 800MPa 级热冲压桥壳钢中，所述铁素体中形成有纳米级的 TiC 相间析出物，铁素体中 70%以上的 TiC 相间析出物的颗粒直径在 30nm 以下。这是对于本案而言，析出物的颗粒越细，则析出强化效果越好。

进一步地，在本发明所述的 800MPa 级热冲压桥壳钢中，其屈服强度≥800MPa，抗拉强度≥900MPa，延伸率 A_{50}≥22%，-20℃冲击功≥60J。

进一步地，在本发明所述的 800MPa 级热冲压桥壳钢中，其各类非金属夹杂物的等级在 1.0 级以下，所有非金属夹杂物评级总和控制在 3.0 以下，并且其不具有长条形夹杂物。

在上述方案中，考虑到桥壳钢对疲劳性能的要求，因而，可以将非金属夹

杂物评级控制在不大于 1.0 级，所有非金属夹杂物评级综合控制在 3.0 级以下，同时抑制长条形夹杂物的形成，以提高本案所述的 800MPa 级热冲压桥壳钢的性能。

相应地，本发明的另一目的在于提供一种上述的 800MPa 级热冲压桥壳钢的制造方法，通过该制造方法获得的 800MPa 级热冲压桥壳钢，其可以达到 800MPa 强度级别，同时该 800MPa 级热冲压桥壳钢的塑性和疲劳性能也表现良好，非常适合用于制造车桥壳。

为了实现上述目的，本发明提出了一种上述的 800MPa 级热冲压桥壳钢的制造方法，其包括步骤：

（1）冶炼和铸造；

（2）加热；

（3）轧制：控制最后一道次轧制的压下率>15%；终轧温度为 820~900℃；

（4）冷却：轧后分两段冷却，首先将钢板以 80~200℃/s 的速度冷却至 680~730℃，自然空冷 5-7s；然后将钢板以 30~70℃/s 的速度冷却至 360~450℃，然后卷取或自然空冷至室温。

在本发明所述的 800MPa 级热冲压桥壳钢的制造方法中，所述制造方法通过分段冷却控制配合 360~450℃中温范围卷取可以得到少量的铁素体+下贝氏体组织，下贝氏体板条的平均宽度≤500nm，以使得最终获得的钢板屈服强度≥800MPa，抗拉强度≥900MPa，延伸率 A_{50}≥22%，-20℃冲击功在 60J 以上。

其中，在步骤（3）中将控制最后一道次轧制的压下率>15%；终轧温度为 820~900℃，是为了可以使得奥氏体往贝氏体相变前积累足够多的变形，促进形成较细的贝氏体组织。轧制温度太低，容易发生铁素体的高温相变，降低钢的强度；轧制温度太高，奥氏体中积累的变形发生回复，不利于细化相变后的组织。

而在步骤（4）中，首先将钢板以 80~200℃/s 的冷速冷至 680~730℃，是为了快速冷却到铁素体形成温度区间，自然空冷 5-7s，形成相比例为 5-10%的铁素体。在 680-730℃的高温下，使得奥氏体向铁素体相变时会产生细密的 TiC 颗粒相间析出。然后将钢板以 30~70℃/s 的冷速快速冷至 360~450℃的较低温度，然后卷取或自然空冷至室温，在上述步骤中，快速冷却是为了抑制铁素体继续相变，冷却至 360~450℃卷取或自然空冷是为了形成细密的下贝氏体组织，

同时在较低的温度保温有利于抑制析出物颗粒继续长大。

进一步地，在本发明所述的800MPa级热冲压桥壳钢的制造方法中，在步骤（2）中：将铸坯在目标温度范围为 1180~1270℃的炉中加热，待铸坯心部升温至目标温度后开始保温，保温时间>1.5h。

上述方案中，将将铸坯在目标温度范围为1180~1270℃的炉中加热，待铸坯心部升温至某一目标温度后开始保温，保温时间>1.5h，是为了保证合金元素充分固溶。其中，板坯加热炉有预热、加热、均热三段，当前的铸坯心部是否升温至目标温度，是根据加热炉设备供应商提供的计算模型进行计算的，该计算模型可计算出处于预热、加热、均热三段中的铸坯达到目标温度所需的时间，而且该计算模型在开发初期采用热电偶进行校核。而加热温度超过1270℃时奥氏体晶粒过度长大，引起晶间结合力减弱，在轧制时容易产生裂纹；此外，加热温度超过1270℃容易引起钢坯表面脱碳，对最终钢的力学性能造成不良影响。

本发明所述的800MPa级热冲压桥壳钢及其制造方法的优点及有益效果如下所述：

本发明所述的800MPa级热冲压桥壳钢在强度、冲击、疲劳、焊接等方面表现均较为优异，其通过合理优化的合金设计，对影响疲劳的夹杂物进行控制，例如在控制轧制，分段冷却，以及在中温范围卷取或自然空冷至室温，以控制形成需要的铁素体+下贝氏体，并且有利于铁素体中形成纳米级的析出物颗粒，最终使得本发明所述的800MPa级热冲压桥壳钢在实现800MPa屈服强度级别的同时，实现了较高的塑性，即延伸率 A_{50}≥22%，并且其低温冲击性能和焊接性能良好。

另外，由于本发明所述的800MPa级热冲压桥壳钢对可能影响钢板疲劳性能的成分和夹杂物进行专门控制，有利于提高钢板的疲劳性能，在进行桥壳热冲压过程中有利于抑制奥氏体的长大并细化最终组织，从而实现钢板热冲压后具有较高的强度。

此外，本发明所述的技术方案通过控制Ti、B等元素的含量，配合控轧控冷，得到少量的铁素体+下贝氏体组织，提高钢板的塑性和疲劳性能，十分适合用于制造车桥壳。

附图说明

图 1 为实施例 2 的 800MPa 级热冲压桥壳钢的金相组织图。

图 2 为实施例 3 的 800MPa 级热冲压桥壳钢的金相组织图。

图 3 为实施例 2 的 800MPa 级热冲压桥壳钢的扫描金相组织图。

图 4 为实施例 3 的 800MPa 级热冲压桥壳钢的扫描金相组织图。

图 5 示意性显示实施例 1 的 800MPa 级热冲压桥壳钢的典型夹杂物尺寸、形貌和分布。

图 6 示意性显示实施例 2 的 800MPa 级热冲压桥壳钢的典型夹杂物尺寸、形貌和分布。

图 7 示意性显示实施例 3 的 800MPa 级热冲压桥壳钢的典型夹杂物尺寸、形貌和分布。

图 8 示意性显示实施例 4 的 800MPa 级热冲压桥壳钢的典型夹杂物尺寸、形貌和分布。

具体实施方式

下面将结合说明书附图和具体的实施例对本发明所述的 800MPa 级热冲压桥壳钢及其制造方法做进一步的解释和说明，然而该解释和说明并不对本发明的技术方案构成不当限定。

实施例 1-6

表 1 列出了实施例 1-6 的 800MPa 级热冲压桥壳钢中各化学元素的质量百分比。

表 1.（wt%，余量为 Fe 和除 P、S 以及 O 以外的不可避免的杂质）

实施例	C	Si	Mn	Nb	Ti	B	Al	Ca	N	P	S	O	Ti/N
1	0.19	0.72	1.82	0.016	0.031	0.0017	0.009	0.0007	0.0032	0.012	0.0017	0.0024	9.69
2	0.16	0.30	1.96	0.018	0.057	0.0021	0.014	0.0006	0.0032	0.009	0.0014	0.0022	17.81
3	0.21	0.78	1.77	0.032	0.039	0.0016	0.005	0.0006	0.0038	0.013	0.0016	0.0027	10.26
4	0.15	0.43	2.06	0.037	0.022	0.0028	0.008	0.0009	0.0026	0.008	0.0011	0.0029	8.46
5	0.18	0.76	1.89	0.022	0.052	0.001	0.009	0.000	0.003	0.011	0.001	0.002	16.

						6		8	1		5	3	7
6	0.17	0.32	2.05	0.039	0.041	0.0021	0.007	0.0006	0.0025	0.009	0.0013	0.0025	16.4

实施例 1-6 的 800MPa 级热冲压桥壳钢采用下述步骤制得（具体工艺参数参见表 2）：

（1） 冶炼和铸造：根据表 1 所列出的化学元素的质量百分比进行配比冶炼，采用真空电路进行冶炼，随后将冶炼的钢水浇注成铸坯；

（2） 加热：将铸坯在目标温度范围为 1180~1270℃的炉中加热，待铸坯心部升温至目标温度后开始保温，保温时间>1.5h。；

（3） 轧制：控制最后一道次轧制的压下率>15%；终轧温度为 820~900℃

（4） 冷却：轧后分两段冷却，首先将钢板以 80~200℃/s 的速度冷却至 680~730℃，自然空冷 5-7s；然后将钢板以 30~70℃/s 的速度冷却至 360~450℃，然后卷取或自然空冷至室温。

表 2 列出了实施例 1-6 的 800MPa 级热冲压桥壳钢的制造方法的具体工艺参数。

表 2.

实施例	步骤（2）		步骤（3）		步骤（4）				
	加热温度（℃）	保温时间（min）	终轧温度（℃）	轧制压下率（%）	第一阶段冷却速度（℃/s）	第一阶段冷却温度（℃）	中间空冷时间（s）	第二阶段冷却速度（℃/s）	第二阶段终冷温度（℃）
1	1190	112	849	17	95	691	5.3	52	421
2	1230	151	831	16	91	702	5.9	45	369
3	1270	200	828	19	86	712	6.1	63	437
4	1250	126	878	19	120	721	6.8	61	441
5	1180	156	845	20	137	716	5.1	51	371
6	1260	198	861	18	102	705	5.9	49	423

对实施例 1-6 的 800MPa 级热冲压桥壳钢进行了性能测试，测试结果列于表 3 中。其中拉伸试验（屈服强度、抗拉强度、延伸率）采用 GB/T 228.1-2010《金属材料室温拉伸试验方法》标准进行测试，冲击试验 GB/T 229-2007《金属材料夏比摆锤冲击试验方法》标准测试。

表 3.

实施例	屈服强度（MPa）	抗拉强度（MPa）	延伸率 A_{50}（%）	-20℃冲击功（10×10×55mm）		
1	865	991	24.2	121J	128 J	125 J
2	897	1021	23.3	89 J	81 J	82 J
3	856	981	26.3	105 J	102 J	97 J
4	834	976	25.9	94 J	89 J	99 J
5	859	969	26.1	103J	101J	109J
6	870	1007	24.1	98J	106	101J

注：表 3 中的-20℃冲击功试验结果中三列分别代表三个平行试样的测试结果

由表 3 可以看出，实施例 1-6 的 800MPa 级热冲压桥壳钢，其屈服强度≥800MPa，抗拉强度≥900MPa，延伸率 A_{50}≥22%，-20℃冲击功≥60J。由此说明，本案各实施例的 800MPa 级热冲压桥壳钢可以达到 800MPa 强度级别，同时该 800MPa 级热冲压桥壳钢的塑性和疲劳性能也表现良好，非常适合用于制造车桥壳。

其中图 1 和图 2 采用 LEICACTR6500 光学金相显微镜，放大 200 倍拍摄。图 3 和图 4 采用 JCM7000 扫描电镜，分别放大 20000 和 10000 倍拍摄。图 5-图 8 采用 LEICACTR6500 光学金相显微镜，放大 50 倍并参照国家标准《钢中非金属夹杂物含量的测定标准评级图显微检验法》（GB/T 10561-2005）拍摄。

图 1 为实施例 2 的 800MPa 级热冲压桥壳钢的金相组织图。图 2 为实施例 3 的 800MPa 级热冲压桥壳钢的金相组织图。

结合图 1 和图 2 可以看出，本案实施例 2 和 3 的 800MPa 级热冲压桥壳钢的微观组织为铁素体+下贝氏体，其中铁素体的相比例为 5-10%。

图 3 为实施例 2 的 800MPa 级热冲压桥壳钢的扫描金相组织图。图 4 为实施例 3 的 800MPa 级热冲压桥壳钢的扫描金相组织图。

结合图 3 和图 4 可以看出，图 4 中下贝氏体板条的平均宽度≤400nm。本案实施例 2 的 800MPa 级热冲压桥壳钢的铁素体中形成有纳米级的 TiC 相间析出物，其中铁素体中 70%以上的 TiC 相间析出物的颗粒直径在 30nm 以下，而在实施例 3 的 800MPa 级热冲压桥壳钢中析出有下贝氏体，下贝氏体板条宽度在 300nm 以下。

此外，由于夹杂物对于钢板性能具有一定影响，因而，对本案实施例 1-4 的夹杂物进行了测试，所得到的结果显示于图 5 至图 8 以及表 4 中。其中，图，

5 示意性显示实施例 1 的 800MPa 级热冲压桥壳钢的夹杂物尺寸、形貌和分布。图 6 示意性显示实施例 2 的 800MPa 级热冲压桥壳钢的夹杂物尺寸、形貌和分布。图 7 示意性显示实施例 3 的 800MPa 级热冲压桥壳钢的夹杂物尺寸、形貌和分布。图 8 示意性显示实施例 4 的 800MPa 级热冲压桥壳钢的夹杂物尺寸、形貌和分布。

表 4 列出了实施例 1-6 的 800MPa 级热冲压桥壳钢的非金属夹杂物评级结果。各类夹杂物的定义和评级方法参照国家标准《钢中非金属夹杂物含量的测定标准评级图显微检验法》（GB/T 10561-2005）。

表 4.

实施例	非金属夹杂物测定								
	A 类		B 类		C 类		D 类		DS 类
	粗	细	粗	细	粗	细	粗	细	
1	-	0.5	-	0.5	-	-	-	1.0	-
2	-	-	-	0.5	-	-	-	0.5	-
3	-	0.5	-	0.5	-	-	-	0.5	-
4	-	-	-	0.5	-	-	-	1.0	-
5	-	-	-	-	-	0.5	-	0.5	-
6	-	0.5	-	0.5	-	0.5	-	0.5	-

结合图 5 至图 8 以及表 4 可以看出，在本案实施例 1-6 的 800MPa 级热冲压桥壳钢中，其各类非金属夹杂物的等级在 1.0 级以下，所有非金属夹杂物评级总和控制在 3.0 以下，并且其不具有长条形夹杂物。

综上所述可以看出，本案所述的 800MPa 级热冲压桥壳钢通过合理优化的合金元素设计，并控制各合金元素间的比例以及夹杂物水平，同时配合工艺控轧控冷，从而获得了所需要的微观组织结构，得到了少量的铁素体+下贝氏体，同时在铁素体中形成大量的纳米级 TiC 颗粒，以使得最终的 800MPa 级热冲压桥壳钢可以达到 800MPa 以上的屈服强度，并兼具有良好的塑性、低温韧性和疲劳性能，十分适合热冲压桥壳的高强减重使用。

需要说明的是，本发明的保护范围中现有技术部分并不局限于本申请文件所给出的实施例，所有不与本发明的方案相矛盾的现有技术，包括但不局限于在先专利文献、在先公开出版物，在先公开使用等等，都可纳入本发明的保护

范围。

此外，本案中各技术特征的组合方式并不限本案权利要求中所记载的组合方式或是具体实施例所记载的组合方式，本案记载的所有技术特征可以以任何方式进行自由组合或结合，除非相互之间产生矛盾。

还需要注意的是，以上所列举的实施例仅为本发明的具体实施例。显然本发明不局限于以上实施例，随之做出的类似变化或变形是本领域技术人员能从本发明公开的内容直接得出或者很容易便联想到的，均应属于本发明的保护范围。

权 利 要 求 书

1. 一种 800MPa 级热冲压桥壳钢，其特征在于，其化学元素质量百分比为：C：0.15~0.21%，Si：0.30~0.80%，Mn：1.75~2.10%，Nb：0.015~0.040%，Ti：0.020~0.060%，B：0.0015~0.0030%，Al：0.005~0.015%，Ca：0.0004~0.001%，N：0.001~0.004%，余量为 Fe 及其他不可避免的杂质。
2. 如权利要求 1 所述的 800MPa 级热冲压桥壳钢，其特征在于，所述其他不可避免的杂质满足下述各项的至少其中之一：P ≤0.015%，S ≤0.0020%，O ≤0.003%。
3. 如权利要求 1 所述的 800MPa 级热冲压桥壳钢，其特征在于，各相关元素还满足：Ti/N≥5。
4. 如权利要求 1 所述的 800MPa 级热冲压桥壳钢，其特征在于，其微观组织为铁素体+下贝氏体，所述下贝氏体板条的平均宽度≤500nm，其中铁素体的相比例为 5-10%。
5. 如权利要求 4 所述的 800MPa 级热冲压桥壳钢，其特征在于，所述下贝氏体板条的平均宽度≤400nm。
6. 如权利要求 4 所述的 800MPa 级热冲压桥壳钢，其特征在于，所述铁素体中形成有纳米级的 TiC 相间析出物，铁素体中 70%以上的 TiC 相间析出物的颗粒直径在 30nm 以下。
7. 如权利要求 1 所述的 800MPa 级热冲压桥壳钢，其特征在于，其屈服强度≥800MPa，抗拉强度≥900MPa，延伸率 A_{50}≥22%，-20℃冲击功≥60J。
8. 如权利要求 1 所述的 800MPa 级热冲压桥壳钢，其特征在于，其各类非金属夹杂物的等级在 1.0 级以下，所有非金属夹杂物评级总和控制在 3.0 以下，并且其不具有长条形夹杂物。
9. 如权利要求 1-8 中任意一项所述的 800MPa 级热冲压桥壳钢的制造方法，其包括步骤：

   （5）冶炼和铸造；

   （6）加热；

   （7）轧制：控制最后一道次轧制的压下率>15%；终轧温度为 820~900℃；

（8）冷却：轧后分两段冷却，首先将钢板以 80~200℃/s 的速度冷却至 680~730℃，自然空冷 5-7s；然后将钢板以 30~70℃/s 的速度冷却至 360~450℃，然后卷取或自然空冷至室温。

10. 如权利要求 9 所述的 800MPa 级热冲压桥壳钢的制造方法，其特征在于，在步骤（2）中：将铸坯在目标温度范围为 1180~1270℃的炉中加热，待铸坯心部升温至目标温度后开始保温，保温时间>1.5h。

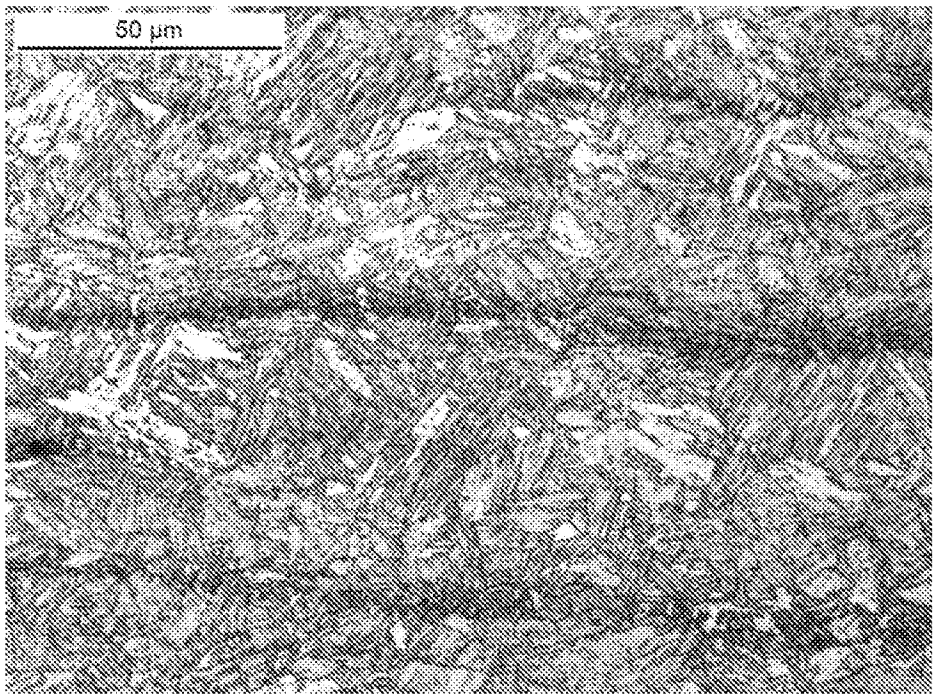

图 1

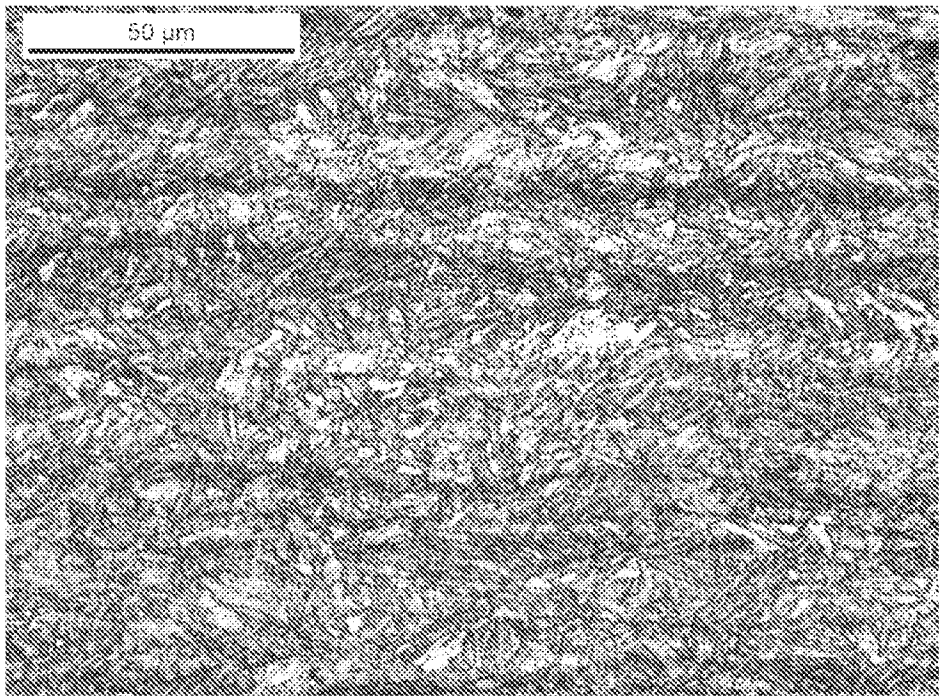

图 2

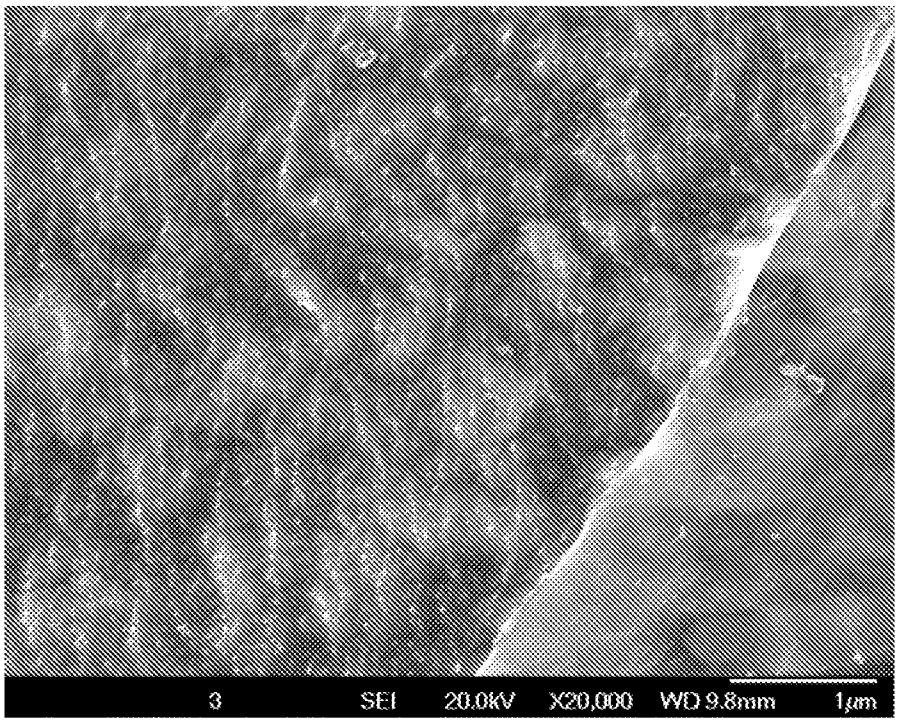

图 3

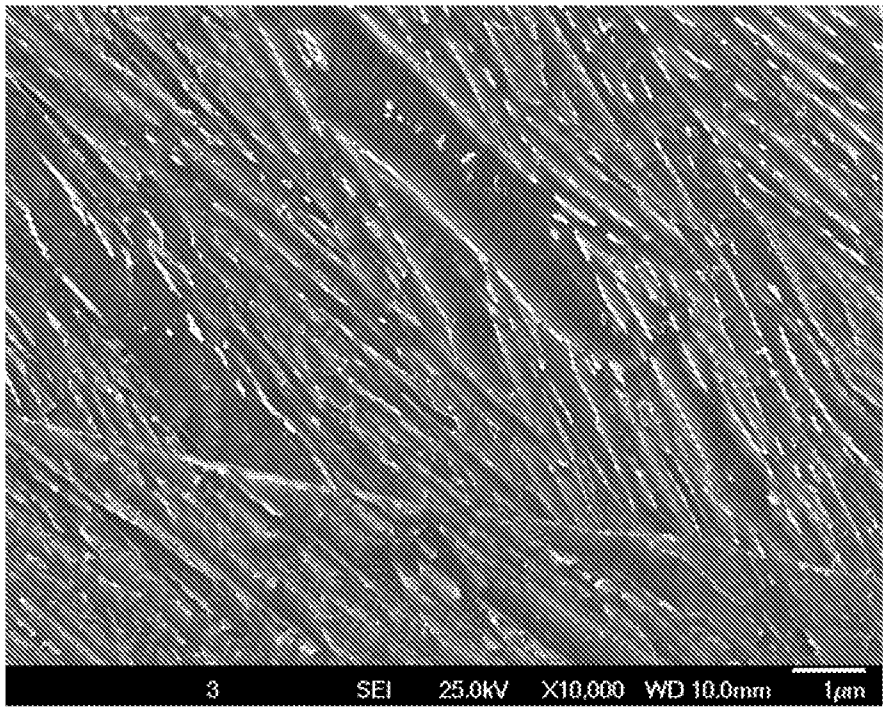

图 4

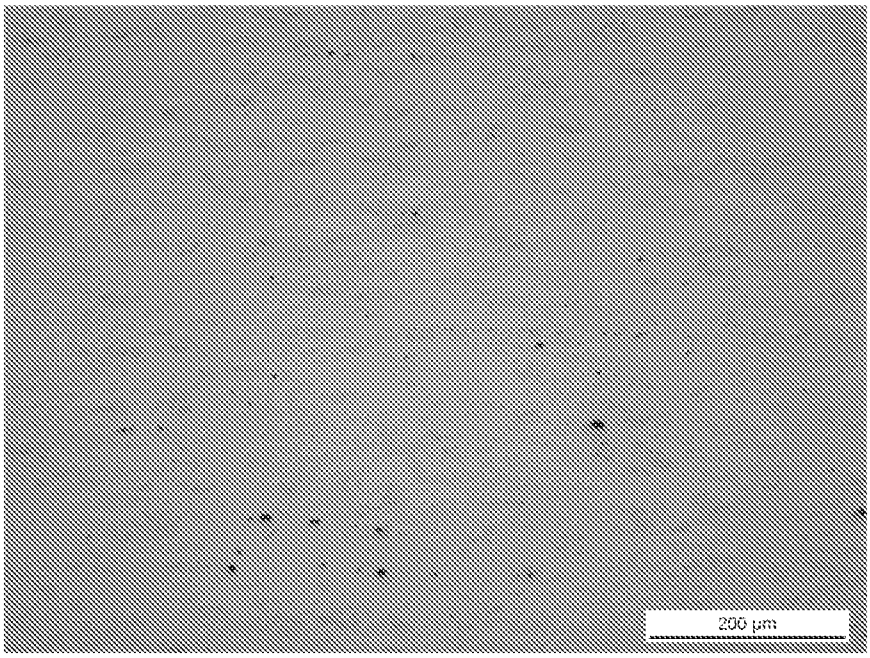

图 5

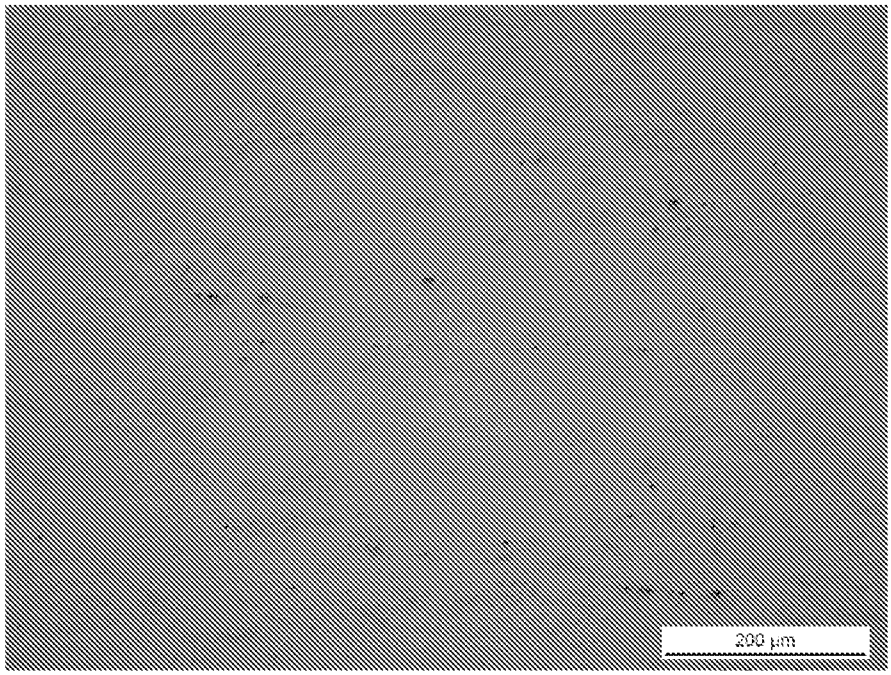

图 6

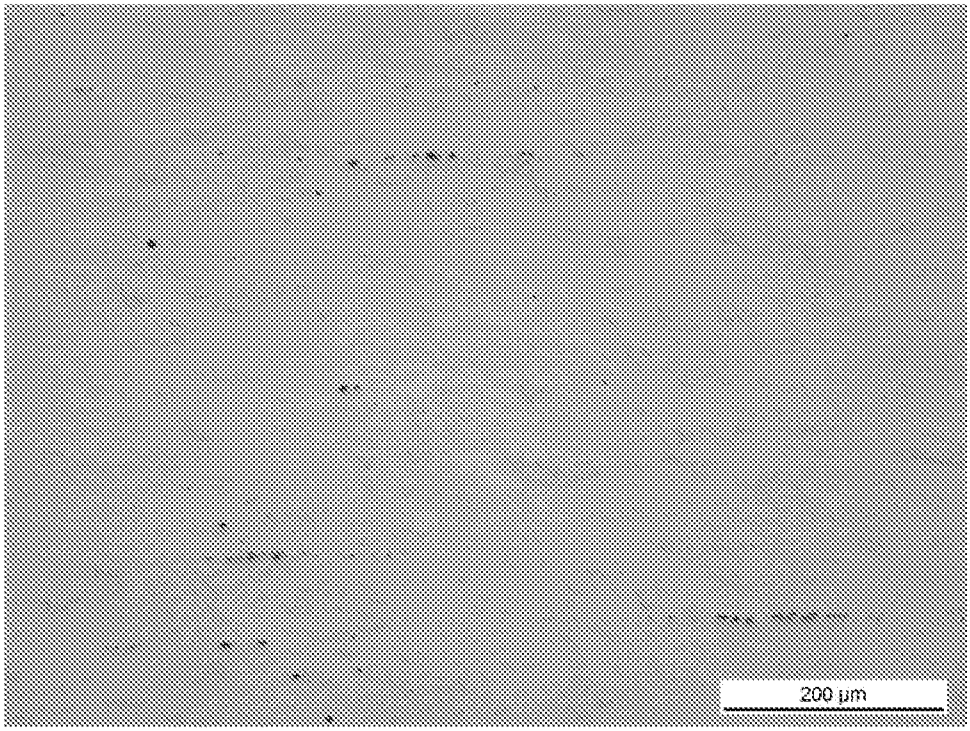

图 7

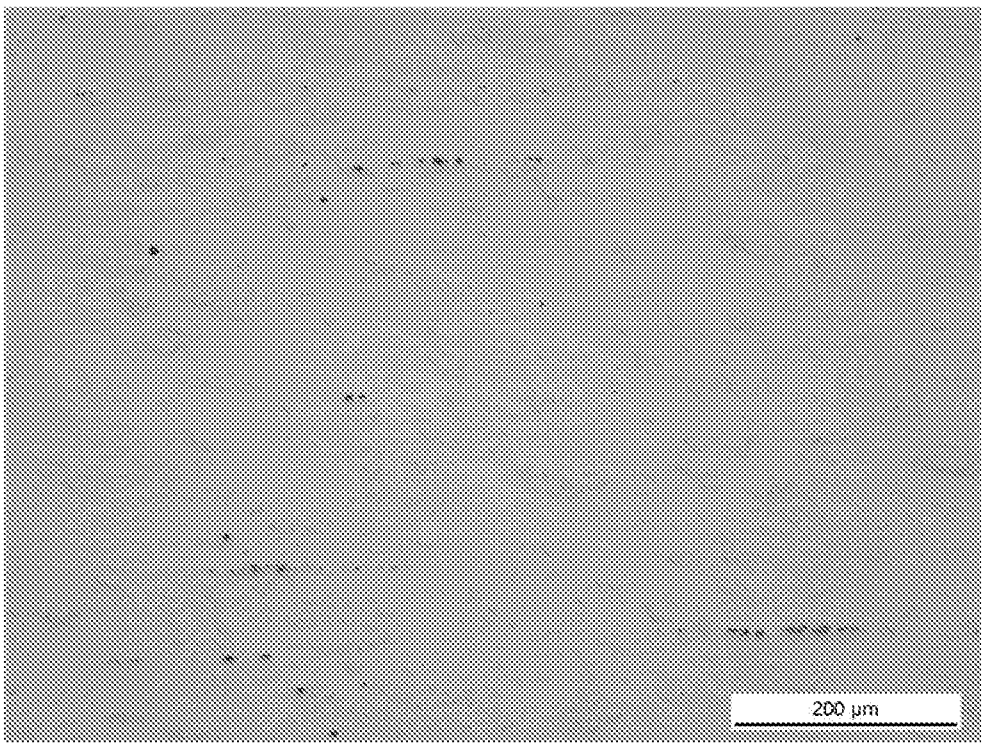

图 8

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/CN2019/111982

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C 38/04(2006.01)i; C22C 38/14(2006.01)i; C22C 38/28(2006.01)i

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

C22C

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

WPI; EPODOC; CNABS; CNTXT: 桥壳, 压下率, 分段冷却, 铁素体, 贝氏体, 屈服强度, axle hous+, bridge w (shell+ or hull +), step+ cool+, sect+ cool+, bainite, ferrite, yield strength, reduct+ rate

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	CN 108018498 A (BAOSHAN IRON & STEEL CO., LTD.) 11 May 2018 (2018-05-11) claims 1-12, description, paragraphs 20-22, and embodiment 7	1-10
Y	CN 103147004 A (BAOSHAN IRON & STEEL CO., LTD.) 12 June 2013 (2013-06-12) claims 1 and 2, and description, paragraphs 0030 and 0031	1-10
Y	CN 105925887 A (BAOSHAN IRON & STEEL CO., LTD.) 07 September 2016 (2016-09-07) claims 1-11	1-10
A	JP 2010236046 A (JFE STEEL CORPORATION) 21 October 2010 (2010-10-21) entire document	1-10
A	JP 2012207237 A (JFE STEEL CORPORATION) 25 October 2012 (2012-10-25) entire document	1-10

☐ Further documents are listed in the continuation of Box C. ☑ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed
"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search	Date of mailing of the international search report
31 December 2019	**16 January 2020**

Name and mailing address of the ISA/CN	Authorized officer
China National Intellectual Property Administration (ISA/CN) **No. 6, Xitucheng Road, Jimenqiao Haidian District, Beijing 100088** **China**	
Facsimile No. **(86-10)62019451**	Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.
PCT/CN2019/111982

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)			Publication date (day/month/year)
CN	108018498	A	11 May 2018	None			
CN	103147004	A	12 June 2013	None			
CN	105925887	A	07 September 2016	US	2019194772	A1	27 June 2019
				WO	2017219938	A1	28 December 2017
				KR	20190014550	A	12 February 2019
				JP	2019523828	A	29 August 2019
				CN	105925887	B	30 January 2018
JP	2010236046	A	21 October 2010	JP	5487682	B2	07 May 2014
JP	2012207237	A	25 October 2012	None			

国际检索报告

国际申请号
PCT/CN2019/111982

A. 主题的分类

C22C 38/04(2006.01)i; C22C 38/14(2006.01)i; C22C 38/28(2006.01)i

按照国际专利分类(IPC)或者同时按照国家分类和IPC两种分类

B. 检索领域

检索的最低限度文献(标明分类系统和分类号)

C22C

包含在检索领域中的除最低限度文献以外的检索文献

在国际检索时查阅的电子数据库(数据库的名称，和使用的检索词（如使用））

WPI;EPODOC;CNABS;CNTXT:桥壳，压下率，分段冷却，铁素体，贝氏体，屈服强度，axle hous+,bridge w (shell+ or hull+)，step+ cool+,sect+ cool+,bainite,ferrite,yield strength,reduct+ rate

C. 相关文件

类 型*	引用文件，必要时，指明相关段落	相关的权利要求
Y	CN 108018498 A (宝山钢铁股份有限公司) 2018年 5月 11日 (2018-05-11) 权利要求1-12，说明书第20-22段，实施例7	1-10
Y	CN 103147004 A (宝山钢铁股份有限公司) 2013年 6月 12日 (2013-06-12) 权利要求1，2，说明书第0030，0031段	1-10
Y	CN 105925887 A (宝山钢铁股份有限公司) 2016年 9月 7日 (2016-09-07) 权利要求1-11	1-10
A	JP 2010236046 A (JFE STEEL CORP) 2010年 10月 21日 (2010-10-21) 全文	1-10
A	JP 2012207237 A (JFE STEEL CORP) 2012年 10月 25日 (2012-10-25) 全文	1-10

☐ 其余文件在C栏的续页中列出。

☑ 见同族专利附件。

* 引用文件的具体类型：

“A” 认为不特别相关的表示了现有技术一般状态的文件

“E” 在国际申请日的当天或之后公布的在先申请或专利

“L” 可能对优先权要求构成怀疑的文件，或为确定另一篇引用文件的公布日而引用的或者因其他特殊理由而引用的文件（如具体说明的）

“O” 涉及口头公开、使用、展览或其他方式公开的文件

“P” 公布日先于国际申请日但迟于所要求的优先权日的文件

“T” 在申请日或优先权日之后公布，与申请不相抵触，但为了理解发明之理论或原理的在后文件

“X” 特别相关的文件，单独考虑该文件，认定要求保护的发明不是新颖的或不具有创造性

“Y” 特别相关的文件，当该文件与另一篇或者多篇该类文件结合并且这种结合对于本领域技术人员为显而易见时，要求保护的发明不具有创造性

“&” 同族专利的文件

国际检索实际完成的日期	国际检索报告邮寄日期
2019年 12月 31日	2020年 1月 16日

ISA/CN的名称和邮寄地址	受权官员
中国国家知识产权局(ISA/CN) 中国北京市海淀区蓟门桥西土城路6号 100088	王妤
传真号 (86-10)62019451	电话号码 62084745

国际检索报告
关于同族专利的信息

国际申请号
PCT/CN2019/111982

检索报告引用的专利文件			公布日 (年/月/日)	同族专利			公布日 (年/月/日)
CN	108018498	A	2018年 5月 11日	无			
CN	103147004	A	2013年 6月 12日	无			
CN	105925887	A	2016年 9月 7日	US	2019194772	A1	2019年 6月 27日
				WO	2017219938	A1	2017年 12月 28日
				KR	20190014550	A	2019年 2月 12日
				JP	2019523828	A	2019年 8月 29日
				CN	105925887	B	2018年 1月 30日
JP	2010236046	A	2010年 10月 21日	JP	5487682	B2	2014年 5月 7日
JP	2012207237	A	2012年 10月 25日	无			