

(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
2017 年 12 月 28 日 (28.12.2017)



(10) 国际公布号
WO 2017/219938 A1

(51) 国际专利分类号:

C22C 38/02 (2006.01) **C22C 38/12** (2006.01)

C22C 38/04 (2006.01) **C22C 38/14** (2006.01)

C22C 38/06 (2006.01) **C21D 8/02** (2006.01)

(21) 国际申请号: PCT/CN2017/088962

(22) 国际申请日: 2017 年 6 月 19 日 (19.06.2017)

(25) 申请语言: 中文

(26) 公布语言: 中文

(30) 优先权:

201610450203.X 2016年6月21日 (21.06.2016) 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: 王焕荣(WANG, Huanrong); 中国上海市宝山区富锦路885号, Shanghai 201900 (CN)。 杨阿娜(YANG, Ana); 中国上海市宝山区富锦路885号, Shanghai 201900 (CN)。 张建苏(ZHANG, Jiansu); 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)。

(74) 代理人: 上海专利商标事务所有限公司(SHANGHAI PATENT & TRADEMARK LAW OFFICE, LLC); 中国上海市桂平路435号, Shanghai 200233 (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, 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))。

(54) Title: 980 MPa-GRADE HOT-ROLLED FERRITIC BAINITE DUAL-PHASE STEEL AND MANUFACTURING METHOD THEREFOR

(54) 发明名称: 一种980MPa级热轧铁素体贝氏体双相钢及其制造方法

(57) Abstract: A 980 MPa-grade hot-rolled ferritic bainite dual-phase steel and a manufacturing method therefor. The chemical components of the steel comprise, in percentage by weight, 0.15%-0.30% of C, 0.8%-2.0% of Si, 1.0%-2.0% of Mn, 0-0.02% of P, 0-0.005% of S, 0-0.003% of O, 0.5%-1.0% of Al, 0-0.006% of N, 0.01%-0.06% of Nb, 0.01%-0.05% of Ti, and the balance of Fe and inevitable impurities. In addition, the chemical components meet the following relations: $0.05\% \leq \text{Nb} + \text{Ti} \leq 0.10\%$ and $2.5 \leq \text{Al}/\text{C} \leq 5.0$. The microstructure of the steel is made of ferrite and bainite. The average grain size of the ferrite is 5-10 μm , and the equivalent grain size of the bainite is less than or equal to 20 μm . The yield strength of the steel is greater than or equal to 600 MPa, the tensile strength of the steel is greater than or equal to 980 MPa, and the ductility is greater than or equal to 15%.

(57) 摘要: 一种980MPa级热轧铁素体贝氏体双相钢及其制造方法, 该钢化学成分重量百分比为C: 0.15~0.30%, Si: 0.8~2.0%, Mn: 1.0~2.0%, P $\leq$ 0.02%, S $\leq$ 0.005%, O $\leq$ 0.003%, Al: 0.5~1.0%, N $\leq$ 0.006%, Nb: 0.01~0.06%, Ti: 0.01~0.05%, 其余为Fe和不可避免的杂质, 且同时需满足: $0.05\% \leq \text{Nb} + \text{Ti} \leq 0.10\%$, $2.5 \leq \text{Al}/\text{C} \leq 5.0$ 。该钢的微观组织为铁素体+贝氏体, 铁素体平均晶粒尺寸为5~10 μm , 贝氏体等效晶粒尺寸 $\leq$ 20 μm , 其屈服强度 $\geq$ 600MPa, 抗拉强度 $\geq$ 980MPa, 延伸率 $\geq$ 15%。

WO 2017/219938 A1

一种 980MPa 级热轧铁素体贝氏体双相钢及其制造方法

技术领域

本发明属于热轧高强钢领域，具体涉及一种 980MPa 级热轧铁素体贝氏体双相钢及其制造方法。

背景技术

目前，商用车尤其是重卡汽车的车轮用钢通常采用双相钢进行制造，部分经济型轿车的车轮（包括轮辋和轮辐）为了降低成本也采用钢制车轮。采用高强度双相钢制造车轮可有效降低车轮重量，如与普通 Q345 钢相比，采用 DP600（即抗拉强度 600MPa 级双相钢）可降低车轮重量约 10~15%；而采用抗拉强度 780MPa 级的 DP780 双相钢可进一步降低车轮重量约 5~10%。目前国内绝大部分车轮厂采用的双相钢主要 600MPa 以下的低强度双相钢，更高强度的双相钢如 DP780 则应用得不多。

汽车车轮之所以广泛采用双相钢，主要原因是由于双相钢本身所具有的低屈服强度、高抗拉强度即低屈强比、连续屈服以及良好的加工成形性等。然而，铁素体+马氏体型高强双相钢应用于车轮制造的最大缺点是其扩孔性能较差。在相同强度级别水平下，铁素体和马氏体双相钢的扩孔率最低。主要原因是铁素体和马氏体两相的机械性能差异大，加工硬化率高，冲孔周围容易产生微裂纹，在扩孔成形时产生开裂，而相同强度级别的贝氏体或铁素体加贝氏体组织则表现出更优异的扩孔性能。铁素体+贝氏体双相钢具有相对较低的屈强比和良好的扩孔性、塑性和冲击韧性，在超高强度车轮用钢领域（如 $\geq 780\text{MPa}$ ），铁素体+贝氏体双相钢具有比铁素体+马氏体双相钢更大的应用潜力。

已有的双相钢主要是铁素体+马氏体型双相钢，这其中又主要是冷轧铁素体+马氏体型双相钢，强度级别在 780MPa 及以上的热轧铁素体+马氏体型双相钢很少，而高强度（ $\geq 780\text{MPa}$ ）铁素体+贝氏体型双相钢更少。

中国专利 CN101033522A 公开了一种铁素体贝氏体双相钢，其生产工

艺简单，但成分设计中含有较高的铝，生产难度较大，成本较高，其抗拉强度在 700~900MPa 之间。中国专利 CN102443735A 公开了一种碳锰系铁素体贝氏体双相钢，其采用分段式冷却工艺，但其抗拉强度仅为 450MPa。中国专利 CN101603153A 公开了一种 665MPa 级铁素体贝氏体双相钢，其也采用分段式冷却工艺，但其空冷时间为较长，为 12-15 秒，对薄规格热轧带钢而言难以实现。

发明内容

本发明的目的在于提供一种 980MPa 级热轧铁素体贝氏体双相钢及其制造方法，该热轧铁素体贝氏体双相钢的屈服强度 $\geq 600\text{MPa}$ ，抗拉强度 $\geq 980\text{MPa}$ ，延伸率 $\geq 15\%$ ，该双相钢表现出优异的强度、塑性和韧性匹配，可应用在车轮等需要良好成形性能和高强减薄的部位。

为达到上述目的，本发明的技术方案是：

本发明加入较高含量的 Si 以保证在有限的热轧空冷时间内形成一定数量的铁素体组织且扩大铁素体形成的工艺窗口；加入较高的 Al 主要目的是为了在轧后空冷阶段形成所需数量的铁素体；Nb 和 Ti 的复合添加主要目的是在精轧阶段最大程度地细化奥氏体晶粒，使得相变之后形成的铁素体更加细小，有利于提高钢板的强度和塑性。本发明通过对组织中铁素体和贝氏体含量的精确控制，可获得屈服强度 $\geq 600\text{MPa}$ ，抗拉强度 $\geq 980\text{MPa}$ 的高强度铁素体贝氏体双相钢。

一种 980MPa 级热轧铁素体贝氏体双相钢，其化学成分重量百分比为：C：0.15~0.30%，Si：0.8~2.0%，Mn：1.0~2.0%， $P \leq 0.02\%$ ， $S \leq 0.005\%$ ， $O \leq 0.003\%$ ，Al：0.5~1.0%， $N \leq 0.006\%$ ，Nb：0.01~0.06%，Ti：0.01~0.05%，其余为 Fe 和不可避免的杂质，且上述元素同时需满足如下关系： $0.05\% \leq \text{Nb} + \text{Ti} \leq 0.10\%$ ， $2.5 \leq \text{Al}/\text{C} \leq 5.0$ 。

优选的，所述热轧铁素体贝氏体双相钢的化学成分中：C：0.20~0.25%，以重量百分比计。

优选的，所述热轧铁素体贝氏体双相钢的化学成分中：Si：1.2~1.8%，以重量百分比计。

优选的，所述热轧铁素体贝氏体双相钢的化学成分中：Mn：1.4~1.8%，

以重量百分比计。

优选的，所述热轧铁素体贝氏体双相钢的化学成分中：Nb：0.03~0.05%，以重量百分比计。

优选的，所述热轧铁素体贝氏体双相钢的化学成分中：Ti：0.02~0.04%，以重量百分比计。

进一步，所述热轧铁素体贝氏体双相钢的微观组织为铁素体+贝氏体，铁素体所占体积分数为20~35%，铁素体平均晶粒尺寸为5~10 μm ；贝氏体所占体积分数为65~80%，贝氏体等效晶粒尺寸 $\leq 20\mu\text{m}$ 。

本发明所述热轧铁素体贝氏体双相钢的屈服强度 $\geq 600\text{MPa}$ ，抗拉强度 $\geq 980\text{MPa}$ ，延伸率 $\geq 15\%$ 。

在本发明钢的成分设计中：

碳：碳是钢中的基本元素，也是本发明中的重要元素之一。碳扩大奥氏体相区，稳定奥氏体。碳作为钢中的间隙原子，对提高钢的强度起着非常重要的作用，对钢的屈服强度和抗拉强度影响最大。在本发明中，为获得抗拉强度980MPa级的高强双相钢，必须保证碳的含量在0.15%以上；但是碳的含量也不能高于0.30%，否则在热轧两段式冷却过程中难以形成所需数量的铁素体。因此，本发明钢中碳含量须控制在0.15~0.30%之间，优选范围在0.20~0.25%。

硅：硅是钢中的基本元素，同时也是本发明中的重要元素之一。这是因为，要获得抗拉强度达980MPa以上的铁素体贝氏体双相钢，一方面要控制铁素体的尺寸和数量，同时还要提高贝氏体的强度，这需要在成分设计中适当提高碳和锰的含量。而碳和锰都是扩大奥氏体区、稳定奥氏体的元素，在热轧空冷过程中的很短时间内（通常 $\leq 10\text{s}$ ）难以形成足够数量的铁素体，这就需要添加较高含量的硅元素。硅的加入可明显促进铁素体形成，扩大铁素体形成的工艺窗口，净化铁素体；同时还可以起到部分强化作用。硅的这种作用必须在其含量达到0.8%以上时才表现出来，但Si的含量也不宜太高，否则轧制后的钢板冲击韧性变差。因此，本发明钢中硅含量控制在0.8~2.0%之间，优选范围在1.2~1.8%之间。

锰：锰也是钢中最基本的元素，同时也是本发明中最重要的元素之一。众所周知，锰是扩大奥氏体相区的重要元素，可以降低钢的临界淬火速度，

稳定奥氏体，细化晶粒，推迟奥氏体向珠光体的转变。在本发明中，为保证钢板的强度，锰含量一般应控制在 1.0% 以上，锰含量过低，过冷奥氏体不够稳定，空冷时容易转变为珠光体类型的组织；同时，锰的含量也不宜超过 2.0%，若超过 2.0%，不仅炼钢时容易发生 Mn 偏析，而且在轧后空冷阶段不容形成足够数量的铁素体，同时板坯连铸时也容易发生热裂。因此，本发明钢中 Mn 含量控制在 1.0~2.0%，优选范围在 1.4~1.8%。

磷：磷是钢中的杂质元素。极易偏聚到晶界上，钢中磷的含量较高 ($\geq 0.1\%$) 时，形成 Fe_3P 在晶粒周围析出，降低钢的塑性和韧性，故其含量越低越好，一般控制在 0.02% 以内较好且不提高炼钢成本。

硫：硫是钢中的杂质元素。钢中的硫通常与锰结合形成 MnS 夹杂，尤其是当硫和锰的含量均较高时，钢中将形成较多的 MnS，而 MnS 本身具有一定的塑性，在后续轧制过程中 MnS 沿轧向发生变形，降低钢板的横向拉伸性能。故钢中硫含量越低越好，实际生产时通常控制在 0.005% 以内。

铝：铝是本发明中的重要合金元素之一。由于本发明所涉及高强度铁素体贝氏体双相钢，在成分设计上，其钢中碳和锰的含量相比其他低强度级别的铁素体贝氏体双相钢要更高，奥氏体更稳定，在轧后分段式冷却空冷阶段铁素体形成比较困难，而铝是促进铁素体形成的重要元素之一。因此，本发明中铝的含量较常规高强钢高一个数量级。钢中铝的加入量主要与碳含量相关，其加入量应满足 $2.5 \leq \text{Al}/\text{C} \leq 5.0$ 。若铝含量偏低，空冷阶段不能形成足够数量的铁素体；铝含量过高，钢水浇铸困难，板坯容易出现表面纵裂等缺陷。因此，本发明钢中铝含量控制在 0.5~1.0%，并满足 $2.5 \leq \text{Al}/\text{C} \leq 5.0$ 的关系式要求。

氮：氮在本发明中属于杂质元素，其含量越低越好。氮也是钢中不可避免的元素，通常情况下，若在炼钢过程中不进行特殊控制，钢中氮的残余含量通常 $\leq 0.006\%$ 。这些固溶或游离的氮元素必须通过形成某种氮化物加以固定，否则游离的氮原子对钢的冲击韧性非常不利，而且在带钢轧制的过程中很容易形成全长性的锯齿裂缺陷。本发明中通过添加钛元素，使之与氮结合形成稳定的 TiN 从而固定氮原子。因此，本发明钢中氮含量控制在 0.006% 以内且越低越好。

铌：铌也是本发明中的关键元素之一。由于 980MPa 及以上级别热连轧铁素体贝氏体双相钢通常需要加入较高的硅以促进轧制空冷段铁素体相的形成，而高硅的添加通常会提高贝氏体的脆性。本发明中碳本身的含量虽然 $\leq 0.30\%$ ，但在析出一定量铁素体之后，铁素体中的碳原子会排出，进入未转变的奥氏体中，使得剩余奥氏体中碳含量富集，最终形成的贝氏体中碳化物含量高，对冲击韧性不利。为了尽可能提高高 Si 型铁素体贝氏体双相钢的冲击韧性。合金成分设计中加入微量的铌，通过细化晶粒可有效提高双相钢的冲击韧性。铌的加入起到两方面作用：一是在高温阶段，固溶的铌对奥氏体晶粒长大起到溶质拖曳作用；二是在精轧阶段，通过铌的碳氮化物钉扎奥氏体晶界，细化奥氏体晶粒，并对最终转变的铁素体和贝氏体起到细化作用，提高双相钢冲击韧性。因此，本发明钢中铌含量控制在 0.01~0.06%，优选范围在 0.03~0.05%。

钛：钛是本发明中的重要元素之一。钛在本发明中主要起两个作用：一是与钢中的杂质元素氮结合形成 TiN，起到固氮效果；二是与铌配合，起到最佳的细化奥氏体晶粒的作用。钢中游离的氮原子对钢的冲击韧性非常不利，加入微量钛可将游离的氮固定，但在本发明中钛的含量不宜过多，否则容易形成尺寸较大的 TiN，对钢的冲击韧性也是不利的；试验证明，钢中只添加 Nb 不添加 Ti，在连铸生产过程中连铸坯容易发生角裂，添加微量钛则可以有效改善角裂问题；同时，本发明中 Nb 和 Ti 的含量只要控制在 $0.05\% \leq \text{Nb} + \text{Ti} \leq 0.10\%$ 成分范围内，即可起到良好的细化晶粒效果且成本较低。因此，本发明钢中钛含量范围控制在 0.01~0.05%，优选范围为 0.02~0.04%。

氧：氧是炼钢过程中不可避免的元素，对本发明而言，钢中氧的含量通过铝脱氧之后一般都可以达到 30ppm 以下，对钢板的性能不会造成明显不利影响。因此，将钢中的氧含量控制在 30ppm 以内即可。

本发明所述 980MPa 级热轧铁素体贝氏体双相钢的制造方法，其包括如下步骤：

1) 冶炼、铸造

按上述化学成分进行冶炼、精炼、铸造成铸坯或铸锭；

2) 铸坯或铸锭加热

加热温度 1100~1200℃，加热时间 1~2 小时；

3) 热轧+分段冷却+卷取

开轧温度为 1030~1150℃，在 1000℃ 以上进行 3~5 个道次粗轧且累计变形量 $\geq 50\%$ ；中间坯待温温度为 900~950℃，再进行 3~5 个道次精轧且累计变形量 $\geq 70\%$ ；终轧温度为 800~900℃，终轧结束后以 $\geq 100^\circ\text{C/s}$ 的冷速将钢板水冷至 600~700℃；空冷 3~10 秒后，再以 30~50℃/s 的冷速水冷至 350~500℃ 卷取，卷取后以 $\leq 20^\circ\text{C/h}$ 的冷速冷却至室温。

本发明的制造工艺设计的理由如下：

本发明轧制工艺示意图参见图 1。在轧制工艺设计上，在粗轧和精轧阶段，轧制过程的节奏应尽量快速完成。在终轧结束后应以高的冷速 ($\geq 100^\circ\text{C/s}$) 快速冷却至中间停冷温度。这是因为，轧制结束后若冷却速度较慢，钢板内部形变的奥氏体可在很短的时间内完成再结晶过程，此时奥氏体晶粒发生长大。相对粗大的奥氏体在随后的冷却过程发生铁素体相变时，沿原始奥氏体晶界处形成的铁素体晶粒较为粗大，通常在 10~20 μm 之间，对提高钢板的强度不利。

本发明钢板组织设计思路为细小等轴铁素体和贝氏体组织，要达到抗拉强度 980MPa 级别，铁素体平均晶粒的尺寸必须控制在 10 μm 以下，这就需要钢板在终轧结束后必须快速冷却至所需的中间停冷温度。由于本发明为低碳钢，铁素体相变驱动力大，容易形成。因此，带钢终轧后的冷却速度应足够快 ($\geq 100^\circ\text{C/s}$)，避免在冷却过程中形成铁素体。

本发明分段冷却过程中第一阶段的停冷温度需控制在 600~700℃ 的温度范围内，这是因为热连轧产线带钢运行速度快，水冷阶段的长度有限，不可能进行长时间空冷。第一阶段的停冷温度尽量控制在铁素体析出最佳温度区间；第二阶段水冷的主要目的是形成所需的贝氏体，第二阶段的水冷速度应控制在 30~50℃/s 之间，过高的冷却速度会造成钢板内部应力过大，带钢板形不良，卷取温度控制在 350~500℃ 之间即可，具体冷却工艺示意图如图 2 所示。

本发明通过巧妙合理的成分设计，同时配合创新性的热轧工艺可获得强度和塑性良好的高强度热轧铁素体贝氏体双相钢。钢板的组织为细小的铁素体和贝氏体，铁素体所占体积分数为 20~35%，铁素体平均晶粒尺寸

为5~10 μm ; 贝氏体所占体积分数为65~80%, 贝氏体等效晶粒尺寸 $\leq 20\mu\text{m}$, 在成分设计上, 通过理论分析和试验研究, Nb 和 Ti 的总量应满足 $0.05\% \leq \text{Nb} + \text{Ti} \leq 0.10\%$; 碳和铝的添加量须满足 $2.5 \leq \text{Al}/\text{C} \leq 5.0$, 同时配合所要求的轧制工艺, 才能获得本发明的低屈强比高强度热轧铁素体贝氏体双相钢, 同时具有良好的塑性和良好的冲击韧性。

本发明的有益效果:

(1) 本发明采用相对经济的成分设计思路, 同时配合现有的热连轧产线就可以生产出具有低屈强比高强度热轧铁素体贝氏体双相钢。

(2) 本发明制造出屈服强度 $\geq 600\text{MPa}$, 抗拉强度 $\geq 980\text{MPa}$, 延伸率 $\geq 15\%$, 且厚度 $\leq 6\text{mm}$ 的热轧高强度铁素体贝氏体双相钢板, 该钢板表现出优异的强度、塑性和韧性匹配和优异的成形性能, 同时具有较低的屈强比, 可应用于车轮等需要高强减薄的构件, 具有良好的应用前景。

附图说明

图1为本发明加热和轧制工艺示意图。

图2为本发明轧后冷却工艺示意图。

图3为本发明实施例1钢的典型金相照片。

图4为本发明实施例2钢的典型金相照片。

图5为本发明实施例3钢的典型金相照片。

图6为本发明实施例4钢的典型金相照片。

图7为本发明实施例5钢的典型金相照片。

具体实施方式

下面结合实施例对本发明做进一步说明。

表1为本发明实施例钢的成分, 表2为本发明实施例钢的制造工艺参数, 表3为本发明实施例钢的性能。

本发明实施例工艺流程为: 转炉或电炉冶炼 $\rightarrow$ 真空炉二次精炼 $\rightarrow$ 铸坯或铸锭 $\rightarrow$ 钢坯(锭)加热 $\rightarrow$ 热轧+轧后分段冷却 $\rightarrow$ 钢卷, 其中关键工艺参数参见表2。

图3-图7分别为实施例1-5钢的典型金相照片。从图3-图7可以看出,

本发明钢板的显微组织为细小等轴铁素体和贝氏体（图中，白色组织为铁素体、灰色组织为贝氏体），铁素体晶粒大多分布在原始奥氏体晶界，等效晶粒尺寸为 5~10 μm ，贝氏体等效晶粒尺寸约为 20 μm 。显微组织与钢板的性能可很好的对应，组织中铁素体赋予钢板较低的屈服强度，而较多贝氏体（所占体积分数为 65~80%）的存在则赋予钢板具有高的抗拉强度，使得本发明所述铁素体贝氏体双相钢具有易成形、强度、塑性和韧性匹配良好等特点，特别适合车轮等需要高强减薄的领域。

从表 3 可知，本发明可制造出 980MPa 级铁素体贝氏体双相钢，该双相钢的屈服强度 $\geq 600\text{MPa}$ ，抗拉强度 $\geq 980\text{MPa}$ ，延伸率 $\geq 15\%$ ，并具有较低的屈强比，表现出优异的强度、塑性和韧性匹配，特别适合车轮等需要高强减薄的领域。

表 1
单位: 重量百分比

	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Nb	Ti	O
实施例 1	0.21	1.28	1.90	0.006	0.0029	0.65	0.0046	0.048	0.032	0.0026
实施例 2	0.25	1.61	1.80	0.008	0.0032	0.69	0.0042	0.036	0.048	0.0029
实施例 3	0.29	1.92	1.15	0.009	0.0028	0.98	0.0036	0.040	0.011	0.0027
实施例 4	0.27	1.75	1.23	0.008	0.0027	0.86	0.0048	0.023	0.030	0.0025
实施例 5	0.16	1.08	1.75	0.009	0.0033	0.50	0.0044	0.048	0.050	0.0028

表 2

	加热 温度 (°C)	轧制工艺 (钢坯厚度 120mm)										卷取 温度 (°C)
		开轧 温度 (°C)	粗轧累计 变形量 (%)	中间坯待 温温度 (°C)	精轧累 计变形 量 (%)	终轧 温度 (°C)	轧后 冷速 (°C/s)	停冷 温度 (°C)	空冷 时间 (s)	钢板 厚度 (mm)	水冷 速度 (°C/s)	
实施例 1	1130	1050	70	950	89	900	100	600	10	4	30	470
实施例 2	1150	1080	50	900	92	850	120	650	7	5	40	430
实施例 3	1200	1150	65	930	90	880	110	670	8	4	35	360
实施例 4	1110	1030	55	910	94	800	150	700	3	3	45	400
实施例 5	1180	1120	60	940	88	820	130	680	5	6	50	500

表 3

	屈服强度 (MPa)	抗拉强度 (MPa)	屈强比	延伸率 (A, %)
实施例 1	734	1020	0.72	18.0
实施例 2	732	1046	0.70	17.0
实施例 3	784	1074	0.73	16.5
实施例 4	751	1058	0.71	17.0
实施例 5	706	1008	0.70	18.0

权 利 要 求 书

1. 一种 980MPa 级热轧铁素体贝氏体双相钢，其化学成分重量百分比为：C: 0.15~0.30%，Si: 0.8~2.0%，Mn: 1.0~2.0%，P≤0.02%，S≤0.005%，O≤0.003%，Al: 0.5~1.0%，N≤0.006%，Nb: 0.01~0.06%，Ti: 0.01~0.05%，其余为 Fe 和不可避免的杂质，且上述元素同时需满足如下关系： $0.05\% \leq \text{Nb} + \text{Ti} \leq 0.10\%$ ， $2.5 \leq \text{Al}/\text{C} \leq 5.0$ 。
2. 根据权利要求 1 所述的 980MPa 级热轧铁素体贝氏体双相钢，其特征在于，所述热轧铁素体贝氏体双相钢的化学成分中：C: 0.20~0.25%，以重量百分比计。
3. 根据权利要求 1 所述的 980MPa 级热轧铁素体贝氏体双相钢，其特征在于，所述热轧铁素体贝氏体双相钢的化学成分中：Si: 1.2~1.8%，以重量百分比计。
4. 根据权利要求 1 所述的 980MPa 级热轧铁素体贝氏体双相钢，其特征在于，所述热轧铁素体贝氏体双相钢的化学成分中：Mn: 1.4~1.8%，以重量百分比计。
5. 根据权利要求 1 所述的 980MPa 级热轧铁素体贝氏体双相钢，其特征在于，所述热轧铁素体贝氏体双相钢的化学成分中：Nb: 0.03~0.05%，以重量百分比计。
6. 根据权利要求 1 所述的 980MPa 级热轧铁素体贝氏体双相钢，其特征在于，所述热轧铁素体贝氏体双相钢的化学成分中：Ti: 0.02~0.04%，以重量百分比计。
7. 根据权利要求 1-6 任一项所述的 980MPa 级热轧铁素体贝氏体双相钢，其特征在于，所述热轧铁素体贝氏体双相钢的微观组织为铁素体+贝氏体，铁素体所占体积分数为 20~35%，铁素体平均晶粒尺寸为 5~10 μm ；贝氏体所占体积分数为 65~80%，贝氏体等效晶粒尺寸≤20 μm 。
8. 根据权利要求 1-7 任一项所述的 980MPa 级热轧铁素体贝氏体双相钢，其特征在于，所述热轧铁素体贝氏体双相钢的屈服强度≥600MPa，抗拉强度≥980MPa，延伸率≥15%。
9. 如权利要求 1-8 任一项所述 980MPa 级热轧铁素体贝氏体双相钢的制造方法，其包括如下步骤：

1) 冶炼、铸造

按权利要求 1-6 任一项所述化学成分进行冶炼、精炼、铸造坯或铸锭；

2) 铸坯或铸锭加热

加热温度 1100~1200℃，加热时间 1~2 小时；

3) 热轧+分段冷却+卷取

开轧温度为 1030~1150℃，在 1000℃ 以上进行 3~5 个道次粗轧且累计变形量 $\geq 50\%$ ；中间坯待温温度为 900~950℃，再进行 3~5 个道次精轧且累计变形量 $\geq 70\%$ ；终轧温度为 800~900℃，终轧结束后以 $\geq 100^\circ\text{C/s}$ 的冷速将钢板水冷至 600~700℃；空冷 3~10 秒后，再以 30~50℃/s 的冷速水冷至 350~500℃卷取，卷取后以 $\leq 20^\circ\text{C/h}$ 的冷速冷却至室温。

10. 根据权利要求 9 所述的 980MPa 级热轧铁素体贝氏体双相钢的制造方法，其特征在于，所述热轧铁素体贝氏体双相钢的微观组织为铁素体+贝氏体，铁素体所占体积分数为 20~35%，铁素体平均晶粒尺寸为 5~10 μm ；贝氏体所占体积分数为 65~80%，贝氏体等效晶粒尺寸 $\leq 20\mu\text{m}$ 。
11. 根据权利要求 9 或 10 所述的 980MPa 级热轧铁素体贝氏体双相钢的制造方法，其特征在于，所述热轧铁素体贝氏体双相钢的屈服强度 $\geq 600\text{MPa}$ ，抗拉强度 $\geq 980\text{MPa}$ ，延伸率 $\geq 15\%$ 。

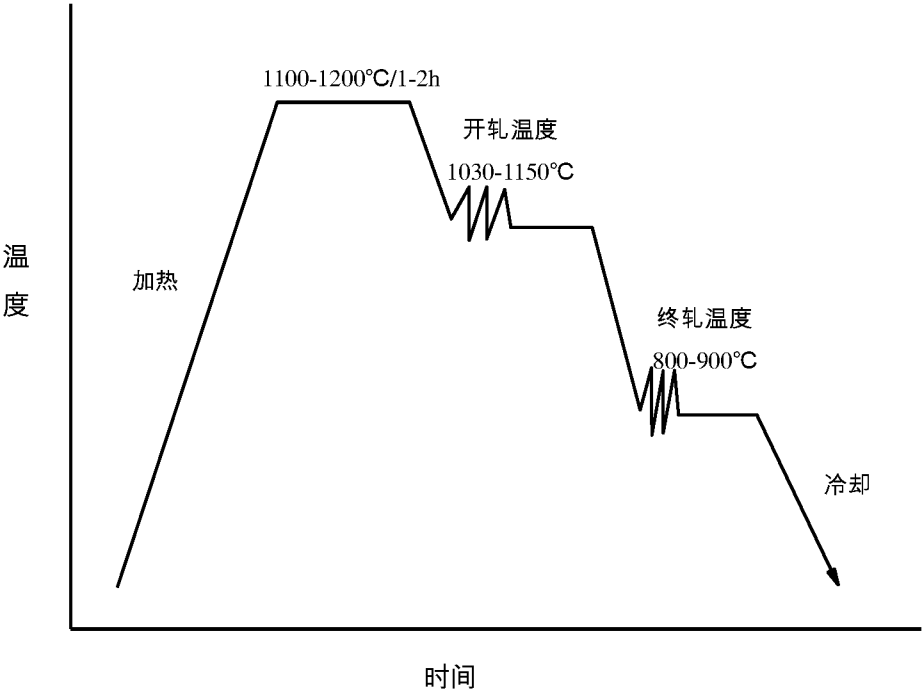


图 1

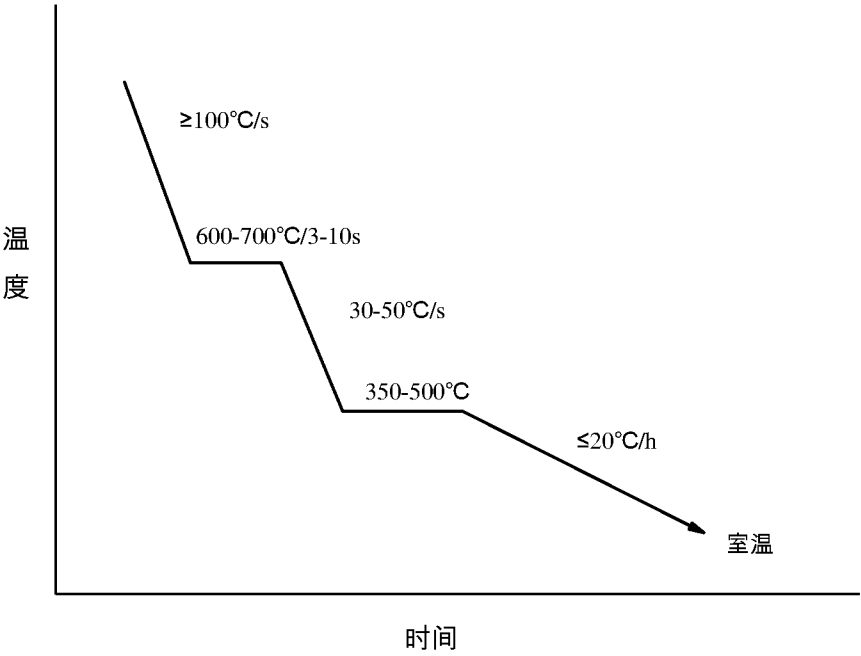


图 2

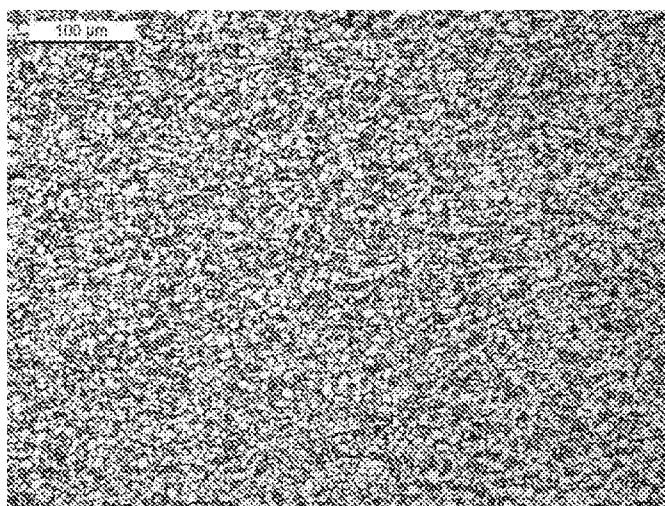


图 3

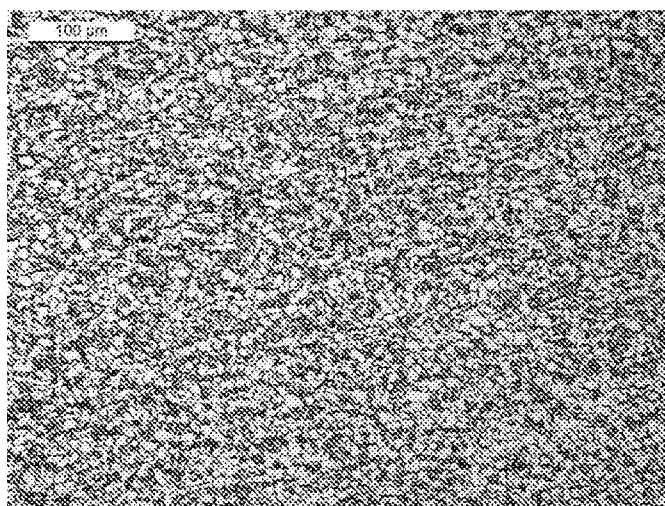


图 4

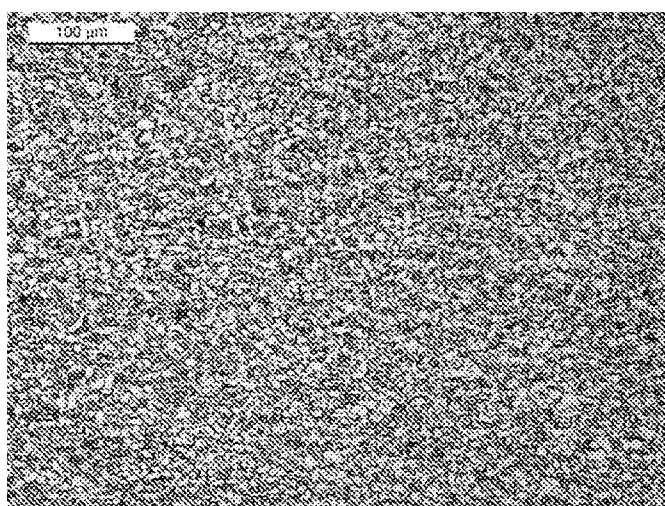


图 5

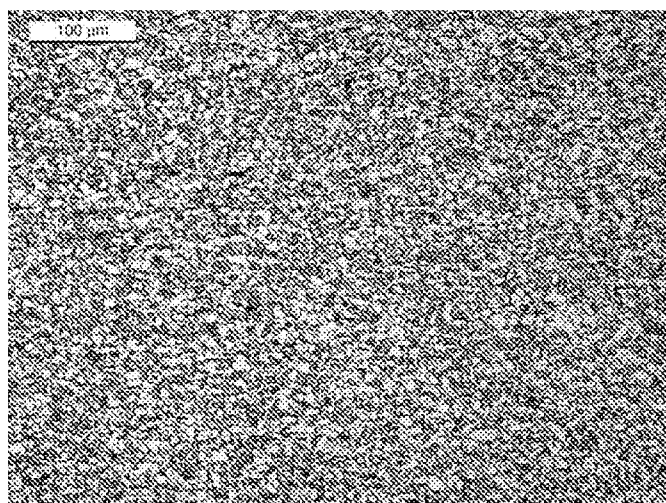


图 6

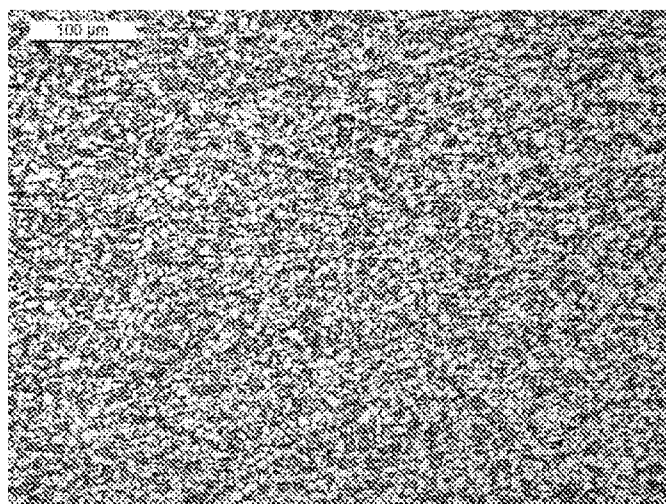


图 7

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/CN2017/088962

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C 38/02 (2006.01) i; C22C 38/04 (2006.01) i; C22C 38/06 (2006.01) i; C22C 38/12 (2006.01) i; C22C 38/14 (2006.01) i; C21D 8/02 (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 38, C21D 8

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)

DWPI, SIPOABS, CN-PAT, CNKI: dual phase, ferrite, bainite, Si, Sillicon, Silicium, Silicone, Mn, Manganese, Manganous, Manganum, Mangan, Al, Aluminium, Aluminum, Ti, Titanium, Titanic, Nb, Niobium, Niob

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
PX	CN 105925887 A (BAOSTEEL GROUP CORP.), 07 September 2016 (07.09.2016), claims 1-11	1-11
A	JP 2009019214 A (SUMITOMO METAL IND.), 29 January 2009 (29.01.2009), the whole document	1-11
A	CN 103320701 A (BAOSTEEL GROUP CORP.), 25 September 2013 (25.09.2013), the whole document	1-11
A	CN 101331019 A (EXXONMOBIL UPSTREAM RESEARCH COMPANY et al.), 24 December 2008 (24.12.2008), the whole document	1-11
A	JP 2015145518 A (JFE STEEL CORP.), 13 August 2015 (13.08.2015), the whole document	1-11
A	JP 2012251201 A (SUMITOMO METAL IND.), 20 December 2012 (20.12.2012), the whole document	1-11
A	EP 1391526 A3 (KOBE STEEL LTD.), 21 April 2004 (21.04.2004), the whole document	1-11

☐ Further documents are listed in the continuation of Box C.

☒ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:	"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
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"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
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date	"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
"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)	"&" document member of the same patent family
"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	

Date of the actual completion of the international search 01 September 2017 (01.09.2017)	Date of mailing of the international search report 27 September 2017 (27.09.2017)
Name and mailing address of the ISA/CN: State Intellectual Property Office of the P. R. China No. 6, Xitucheng Road, Jimenqiao Haidian District, Beijing 100088, China Facsimile No.: (86-10) 62019451	Authorized officer DANG, Xing Telephone No.: (86-10) 62084417

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.
PCT/CN2017/088962

Patent Documents referred in the Report	Publication Date	Patent Family	Publication Date
CN 105925887 A	07 September 2016	None	
JP 2009019214 A	29 January 2009	JP 4840269 B2	21 December 2011
CN 103320701 A	25 September 2013	CN 103320701 B	03 August 2016
CN 101331019 A	24 December 2008	BR PI0617763 A2	02 August 2011
		RU 2008115626 A	10 December 2009
		JP 2009512787 A	26 March 2009
		CA 2627171 A1	03 May 2007
		KR 20090004840 A	12 January 2009
		EP 1951519 A2	06 August 2008
		EP 1951519 A4	31 December 2008
		AU 2006305841 A1	03 May 2007
		WO 2007051080 A2	03 May 2007
		US 2007193666 A1	23 August 2007
		WO 2007051080 A3	10 January 2008
JP 2015145518 A	13 August 2015	None	
JP 2012251201 A	20 December 2012	JP 5640898 B2	17 December 2014
EP 1391526 A3	21 April 2004	JP 2004076114 A	11 March 2004
		US 2009242085 A1	01 October 2009
		JP 3764411 B2	05 April 2006
		EP 1391526 B2	04 June 2014
		EP 1391526 B1	03 November 2010
		DE 60334761 D1	16 December 2010
		US 2004035500 A1	26 February 2004
		US 9194015 B2	24 November 2015
		EP 1391526 A2	25 February 2004

国际检索报告

国际申请号

PCT/CN2017/088962

A. 主题的分类 C22C 38/02(2006.01)i; C22C 38/04(2006.01)i; C22C 38/06(2006.01)i; C22C 38/12(2006.01)i; C22C 38/14(2006.01)i; C21D 8/02(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 38, C21D 8 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)) DWPI, SIPOABS, CN-PAT, CNKI:双相, 铁素体, 贝氏体, 硅, 锰, 铝, 钛, 铌, dual phase, ferrite, bainite, Si, Sillicon, Silicium, Silicone, Mn, Manganese, Manganous, Manganum, Mangan, Al, Aluminium, Aluminum, Ti, Titanium, Titanic, Nb, Niobium, Niob,																										
C. 相关文件 <table border="1"> <thead> <tr> <th>类 型*</th> <th>引用文件, 必要时, 指明相关段落</th> <th>相关的权利要求</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>PX</td> <td>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</td> <td>1-11</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>JP 2009019214 A (SUMITOMO METAL IND) 2009年 1月 29日 (2009 - 01 - 29) 全文</td> <td>1-11</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>CN 103320701 A (宝山钢铁股份有限公司) 2013年 9月 25日 (2013 - 09 - 25) 全文</td> <td>1-11</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>CN 101331019 A (埃克森美孚上游研究公司 等) 2008年 12月 24日 (2008 - 12 - 24) 全文</td> <td>1-11</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>JP 2015145518 A (JFE STEEL CORP) 2015年 8月 13日 (2015 - 08 - 13) 全文</td> <td>1-11</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>JP 2012251201 A (SUMITOMO METAL IND) 2012年 12月 20日 (2012 - 12 - 20) 全文</td> <td>1-11</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>EP 1391526 A3 (KOBE STEEL LTD) 2004年 4月 21日 (2004 - 04 - 21) 全文</td> <td>1-11</td> </tr> </tbody> </table>			类 型*	引用文件, 必要时, 指明相关段落	相关的权利要求	PX	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	1-11	A	JP 2009019214 A (SUMITOMO METAL IND) 2009年 1月 29日 (2009 - 01 - 29) 全文	1-11	A	CN 103320701 A (宝山钢铁股份有限公司) 2013年 9月 25日 (2013 - 09 - 25) 全文	1-11	A	CN 101331019 A (埃克森美孚上游研究公司 等) 2008年 12月 24日 (2008 - 12 - 24) 全文	1-11	A	JP 2015145518 A (JFE STEEL CORP) 2015年 8月 13日 (2015 - 08 - 13) 全文	1-11	A	JP 2012251201 A (SUMITOMO METAL IND) 2012年 12月 20日 (2012 - 12 - 20) 全文	1-11	A	EP 1391526 A3 (KOBE STEEL LTD) 2004年 4月 21日 (2004 - 04 - 21) 全文	1-11
类 型*	引用文件, 必要时, 指明相关段落	相关的权利要求																								
PX	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	1-11																								
A	JP 2009019214 A (SUMITOMO METAL IND) 2009年 1月 29日 (2009 - 01 - 29) 全文	1-11																								
A	CN 103320701 A (宝山钢铁股份有限公司) 2013年 9月 25日 (2013 - 09 - 25) 全文	1-11																								
A	CN 101331019 A (埃克森美孚上游研究公司 等) 2008年 12月 24日 (2008 - 12 - 24) 全文	1-11																								
A	JP 2015145518 A (JFE STEEL CORP) 2015年 8月 13日 (2015 - 08 - 13) 全文	1-11																								
A	JP 2012251201 A (SUMITOMO METAL IND) 2012年 12月 20日 (2012 - 12 - 20) 全文	1-11																								
A	EP 1391526 A3 (KOBE STEEL LTD) 2004年 4月 21日 (2004 - 04 - 21) 全文	1-11																								
☐ 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 2017年 9月 1日		国际检索报告邮寄日期 2017年 9月 27日																								
ISA/CN的名称和邮寄地址 中华人民共和国国家知识产权局(ISA/CN) 中国北京市海淀区蓟门桥西土城路6号 100088 传真号 (86-10)62019451		受权官员 党兴 电话号码 (86-10)62084417																								

国际检索报告
关于同族专利的信息

国际申请号

PCT/CN2017/088962

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	105925887	A	2016年 9月 7日	无	
JP	2009019214	A	2009年 1月 29日	JP 4840269 B2	2011年 12月 21日
CN	103320701	A	2013年 9月 25日	CN 103320701 B	2016年 8月 3日
CN	101331019	A	2008年 12月 24日	BR PI0617763 A2	2011年 8月 2日
				RU 2008115626 A	2009年 12月 10日
				JP 2009512787 A	2009年 3月 26日
				CA 2627171 A1	2007年 5月 3日
				KR 20090004840 A	2009年 1月 12日
				EP 1951519 A2	2008年 8月 6日
				EP 1951519 A4	2008年 12月 31日
				AU 2006305841 A1	2007年 5月 3日
				WO 2007051080 A2	2007年 5月 3日
				US 2007193666 A1	2007年 8月 23日
				WO 2007051080 A3	2008年 1月 10日
JP	2015145518	A	2015年 8月 13日	无	
JP	2012251201	A	2012年 12月 20日	JP 5640898 B2	2014年 12月 17日
EP	1391526	A3	2004年 4月 21日	JP 2004076114 A	2004年 3月 11日
				US 2009242085 A1	2009年 10月 1日
				JP 3764411 B2	2006年 4月 5日
				EP 1391526 B2	2014年 6月 4日
				EP 1391526 B1	2010年 11月 3日
				DE 60334761 D1	2010年 12月 16日
				US 2004035500 A1	2004年 2月 26日
				US 9194015 B2	2015年 11月 24日
				EP 1391526 A2	2004年 2月 25日