

(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
2014 年 10 月 16 日 (16.10.2014)



(10) 国际公布号
WO 2014/166323 A1

- (51) 国际专利分类号:
C22C 38/28 (2006.01) C21D 8/00 (2006.01)
- (21) 国际申请号: PCT/CN2014/073344
- (22) 国际申请日: 2014 年 3 月 13 日 (13.03.2014)
- (25) 申请语言: 中文
- (26) 公布语言: 中文
- (30) 优先权:
201310121568.4 2013 年 4 月 9 日 (09.04.2013) 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)。 李自刚 (LI, Zigang); 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)。 张建苏 (ZHANG, Jiansu); 中国上海市宝山区富锦路 885 号, Shanghai 201900 (CN)。 李建业 (LI, Ji-anye); 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, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JP, KE, KG, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, 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。

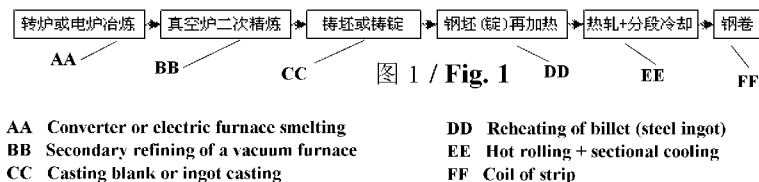
(84) 指定国 (除另有指明, 要求每一种可提供的地区保护): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), 欧亚 (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), 欧洲 (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (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: 700MPa HIGH STRENGTH HOT ROLLING Q&P STEEL AND MANUFACTURING METHOD THEREOF

(54) 发明名称: 一种 700MPa 级高强度热轧 Q&P 钢及其制造方法



(57) Abstract: A 700MPa high strength hot rolling Q&P steel and a manufacturing method thereof. The steel has the following chemical components in percentage by weight: 0.15-0.40% of C, 1.0-2.0% of Si, 1.5-3.0% of Mn, 0.015% or less of P, 0.005% or less of S, 0.3-1.0% of Al, 0.006% or less of N, 0.005-0.015% of Ti, and the rest being Fe, having the yield strength being greater than or equal to 700 MPa, the strength of extension being greater than or equal to 1300 MPa, and the ductility being greater than 10%. By using an appropriate composition design, based on composition of common C-Mn steel, separation of cementite is inhibited by increasing content of Si, austenite crystal is refined by micro Ti treatment, so that the austenite transformation kinetics in the air cooling process is accelerated by increasing the content of Al. Meanwhile, a hot continuous rolling process is used in coordination with a sectional cooling process, so that a structure comprising proeutectoid ferrite + martensite + retained austenite is obtained.

(57) 摘要: 一种 700MPa 级高强度热轧 Q&P 钢及其制造方法, 其化学成分含量为: C: 0.15%~0.40%, Si: 1.0%~2.0%, Mn: 1.5%~3.0%, P≤0.015%, S≤0.005%, Al: 0.3%~1.0%, N≤0.006%, Ti: 0.005%~0.015%, 其余为 Fe; 屈服强度≥700MPa, 抗拉强度≥1300MPa, 延伸率>10%。通过合理的成分设计, 在普通 C-Mn 钢成分基础上, 通过提高 Si 含量抑制渗碳体的析出, 微 Ti 处理细化奥氏体晶粒, 提高 Al 含量加快空冷过程的奥氏体转变动力学; 同时采用热连轧工艺配合分段冷却工艺, 获得含有先共析铁素体+马氏体+残余奥氏体组织。

WO 2014/166323 A1

一种 700MPa 级高强度热轧 Q&P 钢及其制造方法

技术领域

本发明属于耐磨钢领域，涉及一种 700MPa 级高强度热轧 Q&P 钢及其制造方法，热轧 Q&P 钢的屈服强度 $\geq 700\text{MPa}$ ，抗拉强度 $\geq 1300\text{MPa}$ ，延伸率 $>10\%$ 。

背景技术

淬火-配分钢即 Q&P 钢是近十年高强钢领域的研究热点，其最主要的目的是在提高钢的强度的同时，提高钢的塑性，即提高钢的强塑积。目前，Q&P 钢已经公认为汽车用钢领域第三代先进高强钢中的一类重要新钢种。

Q&P 钢的主要工艺为：将钢加热到完全奥氏体区或部分奥氏体区，均匀化处理一段时间后，迅速淬火到 Ms 和 Mf(Ms 和 Mf 分别表示马氏体转变开始温度和结束温度)之间的某一温度以获得具有一定量残余奥氏体的马氏体+残余奥氏体组织，随后在淬火停冷温度或略高于停冷温度下保温一定时间使碳原子从过饱和的马氏体中向残余奥氏体中扩散富集，从而稳定残余奥氏体，然后再次淬火至室温。

Q&P 钢最初的研究和应用主要着眼于汽车行业对高强度高塑性钢材的需求。从 Q&P 钢的工艺实现过程不难看出，其工艺路线较为复杂，钢板经过第一次淬火之后，需要快速升温至某一温度并停留一段时间。这种两步法 Q&P 工艺对于热轧生产过程难以实现，但是对热轧高强钢的生产有很好的借鉴意义。在热轧过程中，可采用一步法 Q&P 工艺即终轧结束后，在线淬火至 Ms 以下一定温度后卷取。Q&P 钢典型组织为马氏体+一定量残余奥氏体，故具有高强度和良好的塑性。

中国专利 CN102226248A 公开了一种碳硅锰热轧 Q&P 钢，但合金成分设计上没有进行微 Ti 处理；中国专利 CN101775470A 公开了一种复相 Q&P 钢的生产工艺，实际上是一种两步法生产 Q&P 钢的工艺；中国专利 CN101487096A 公开了一种用两步热处理法生产 C-Mn-Al 系 Q&P 钢，其主要特点是延伸率很高，但强度较低。

上述专利采用热处理的方法，通过在两相区加热可以较为容易地控制

铁素体的体积分数，但对于热连轧过程而言，加热温度通常在完全奥氏体区且终轧温度一般在 780℃ 以上，而铁素体的开始析出温度大多在 700℃ 以下。因此，通过降低终轧温度来获得一定量的铁素体在热轧实际生产中难以实现。

5

发明内容

本发明的目的在于提供一种 700MPa 级高强度热轧 Q&P 钢及其制造方法，该钢种具有一定量的铁素体、马氏体和一定量的残余奥氏体组织且综合性能优异，其屈服强度 $\geq 700\text{MPa}$ ，抗拉强度 $\geq 1300\text{MPa}$ ，延伸率 $>10\%$ ，
10 且合金成本大幅降低，可应用于要求易变形且中等耐磨的领域。

本发明的设计思路如下：

本发明通过合理的成分设计，在普通 C-Mn 钢的成分基础上，通过提高 Si 含量抑制渗碳体的析出，微 Ti 处理细化奥氏体晶粒，提高 Al 含量加快空冷过程的奥氏体转变动力学；同时采用热连轧工艺配合采用分段冷
15 却工艺，获得含有先共析铁素体+马氏体+残余奥氏体组织。通过控制三种不同相的相对含量，可获得屈服强度 700MPa 以上，抗拉强度在 1300MPa 以上的高强度热轧 Q&P 钢。

具体地，本发明的技术方案是：

一种 700MPa 级高强度热轧 Q&P 钢，其化学成分的重量百分含量为：
20 C: 0.15%~0.40%，Si: 1.0%~2.0%，Mn: 1.5%~3.0%， $P\leq 0.015\%$ ， $S\leq 0.005\%$ ，Al: 0.3%~1.0%， $N\leq 0.006\%$ ，Ti: 0.005%~0.015%，其余为 Fe 以及其它不可避免的杂质；所述 700MPa 级高强度热轧 Q&P 钢的屈服强度 $\geq 700\text{MPa}$ ，抗拉强度 $\geq 1300\text{MPa}$ ，延伸率 $>10\%$ 。

优选的，所述热轧 Q&P 钢的化学成分中，Si: 1.3~1.7 wt.%；Mn: 1.8~2.5
25 wt.%； $N\leq 0.004\text{wt.}\%$ ；Ti: 0.008~0.012 wt.%； $O\leq 30\text{ppm}$ 。

本发明的 700MPa 级高强度热轧 Q&P 钢的化学成分的作用和含量控制如下：

碳：碳是钢中最基本的元素，同时也是本发明 700MPa 级高强度热轧 Q&P 钢中最重要的元素之一。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。通常情况下，
30 钢的强度越高，延伸率越低。本发明为了保证获得抗拉强度 1000MPa 以

上的高强度钢板，钢中碳的含量通常不低于 0.15%，过低的碳含量不能保证钢板在淬火卷取后缓慢冷却过程中碳从过饱和的马氏体向残余奥氏体中充分扩散，从而影响残余奥氏体的稳定性。钢中的含碳量也不宜过高，若含碳量大于 0.4%，虽然可以保证钢的高强度，但由于本发明的目的是
5 获得一定量先共析铁素体+马氏体+残余奥氏体组织，先共析铁素体的析出必然导致剩余的未转的变奥氏体中富碳，这部分奥氏体在淬火后得到的高碳马氏体延伸率太低，从而使得最终钢板的延伸率降低。因此，钢中比较合适的碳含量应控制在 0.15~0.4wt.%可保证钢板具有良好的强度和较好的塑性匹配；

10 硅：硅是钢中最基本的元素，同时也是本发明钢中最重要的元素之一。与传统的热轧高强钢相比，目前热轧高强 Q&P 钢基本都是采用高 Si 的成分设计原则。除 C、Si、Mn 外，基本不添加或仅添加少量其他合金元素。Si 在一定温度范围内可抑制渗碳体的析出，但对 ϵ 碳化物的抑制作用比较有限。Si 抑制渗碳体析出使得碳原子从马氏体中扩散至残余奥氏体中从而
15 稳定残余奥氏体。虽然加入较高的 Al 和 P 也可以抑制渗碳体的析出，但 Al 含量高使得钢液比较粘稠，连铸时很容易堵塞水口，降低浇钢效率；而 P 含量高容易导致晶界脆性，钢板的冲击韧性很低。因此，综合来看，高 Si 的成分设计仍是目前热轧 Q&P 钢最重要的成分设计原则之一。Si 的含量一般不低于 1.0 wt.%，否则不能抑制渗碳体析出；Si 的含量一般也
20 不宜超过 2.0 wt.%，否则钢板焊接时容易出现热裂，对钢板的应用造成困难，故本发明钢中 Si 的含量通常控制在 1.0~2.0 wt.%，优选范围在 1.3~1.7 wt.%；

锰：锰是钢中最基本的元素，同时也是本发明钢中最重要的元素之一。众所周知，Mn 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。本发明为保证
25 钢板的强度，Mn 含量一般应控制在 1.5 wt.%以上，Mn 含量过低，在分段冷却的第一阶段空冷时，过冷奥氏体不稳定，容易转变为珠光体类型的组织；同时，Mn 的含量一般也不宜超过 3.0 wt.%，炼钢时容易发生 Mn 偏析，同时板坯连铸时易发生热裂，不利于生产效率的提高。因此，本发明
30 钢中 Mn 的含量一般控制在 1.5~3.0 wt.%，优选范围在 1.8~2.5 wt.%；

磷：磷是钢中的杂质元素。P 极易偏聚到晶界上，钢中 P 的含量较高

($\geq 0.1\text{wt.}\%$)时, 形成 Fe_2P 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 $0.015\text{wt.}\%$ 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 S 通常与 Mn 结合形成 MnS 夹杂, 尤其是当 S 和 Mn 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。故本发明钢中 S 的含量越低越好, 实际生产时通常控制在 $0.005\text{wt.}\%$ 以内;

铝: 铝是本发明钢中最重要的合金元素之一。Al 的基本作用是在炼钢过程中进行脱氧。此外, Al 还可与钢中的 N 结合形成 AlN 并细化晶粒。除上述作用外, 本发明钢中加入较多的 Al 的主要目的是加快分段冷却过程中空冷阶段奥氏体向铁素体的转变动力学过程, 同时与 Si 一起共同抑制渗碳体的析出, 从而获得较多的亚稳态残余奥氏体。钢中 Al 的含量若低于 $0.3\text{wt.}\%$, 铁素体难以在空冷的几秒钟内充分析出; 若钢中 Al 的含量高于 $1.0\text{wt.}\%$, 钢液变得较为粘稠, 连铸过程容易堵塞水口, 影响生产效率。因此, 本发明钢中 Al 的含量需控制在合适的范围内, 控制在 $0.3\sim 1.0\text{wt.}\%$;

氮: 氮在本发明钢中属于杂质元素, 其含量越低越好。N 也是钢中不可避免的元素, 通常情况下, 钢中 N 的残余含量在 $0.002\sim 0.004\text{wt.}\%$ 之间, 这些固溶或游离的 N 元素可以通过与酸溶 Al 结合而固定。为了不提高炼钢成本, N 的含量控制在 $0.006\text{wt.}\%$ 以内即可, 优选范围为小于 $0.004\text{wt.}\%$;

钛: 钛的加入量与钢中氮的加入量相对应。钢中 Ti 和 N 的含量控制在较低的范围内, 热轧时可在钢中形成大量细小弥散的 TiN 粒子; 同时钢中 Ti/N 需控制在 3.42 以下以保证 Ti 全部形成 TiN。细小且具有良好的高温稳定性的纳米级 TiN 粒子在轧制过程中可有效细化奥氏体晶粒; 若 Ti/N 大于 3.42, 则钢中容易形成比较粗大的 TiN 粒子, 对钢板的冲击韧性造成不利影响, 粗大的 TiN 粒子可成为断裂的裂纹源。另一方面, Ti 的含量也不能太低, 否则形成的 TiN 数量太少, 起不到细化奥氏体晶粒的作用。因此, 本发明钢中钛的含量要控制在合适的范围, 钛的加入量在 $0.005\sim 0.015\text{wt.}\%$, 优选范围为 $0.008\sim 0.012\text{wt.}\%$;

氧: 氧是炼钢过程中不可避免的元素, 对本发明而言, 钢中 O 的含量通过 Al 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，将本发明钢中的 O 含量控制在 30ppm 以内即可。

本发明的 700MPa 级高强度热轧 Q&P 钢的制造方法，具体包括如下步骤：

1) 冶炼、二次精炼、铸造：

- 5 按下述成分采用转炉或电炉冶炼、真空炉二次精炼、铸造形成铸坯或铸锭，化学成分的重量百分含量为：C：0.15%~0.40%，Si：1.0%~2.0%，Mn：1.5%~3.0%， $P \leq 0.015\%$ ， $S \leq 0.005\%$ ，Al：0.3%~1.0%， $N \leq 0.006\%$ ，Ti：0.005%~0.015%，其余为 Fe 以及其它不可避免的杂质；

2) 加热、热轧：

- 10 将步骤 1) 获得的铸坯或铸锭加热到 1100~1200℃并保温 1~2h，开轧温度为 1000~1100℃，多道次轧制且累计变形量 $\geq 50\%$ ，主要目的是细化奥氏体晶粒；随后待中间坯温度降至 900~950℃时进行 3~5 个道次轧制且累计变形量 $\geq 70\%$ ；其热轧工艺如图 2 所示；上述多道次热轧的次数如 5~7 多道次；

- 15 3) 分段冷却：

- 热轧后的轧件在 800~900℃之间以 $>50^\circ\text{C/s}$ 的冷速快速水冷至 500~600℃，然后空冷 5~10s，再继续以 $>50^\circ\text{C/s}$ 的冷速冷却至 100~300℃(即 Ms-Mf 之间)之间的某一温度以获得先共析铁素体+马氏体+残余奥氏体组织，最后卷取后缓慢冷却至室温，获得所述 700MPa 级高强度热轧 Q&P 20 钢；其轧后冷却工艺如图 3 所示。

较佳的，步骤 2) 中的多道次轧制为 5~7 次轧制；步骤 3) 中的卷取后缓慢冷却的速度为 8~12℃/h。

- 上述先共析铁素体+马氏体+残余奥氏体组织中，先共析铁素体组织的体积百分比为 10~20%，残余奥氏体组织的体积百分比大于 5%且小于 25 10%。

本发明的 700MPa 级高强度热轧 Q&P 钢，通过合理的成分设计，同时配合创新性的热轧+分段冷却的新工艺可获得综合性能优异的钢板，即获得屈服强度 $\geq 700\text{MPa}$ ，抗拉强度 $\geq 1300\text{MPa}$ ，延伸率 $>10\%$ 的 700MPa 级高强度热轧 Q&P 钢。

- 30 本发明的分段冷却中，第一阶段快速水冷的主要目的在于提高过冷奥氏体的相变驱动力，便于在后续空冷阶段析出足够的先共析铁素体(10~20

wt%) 以保证钢板板较低的屈服强度。通常为了提高钢板的抗拉强度, 需要增加碳和锰的含量, 而碳和锰均为奥氏体稳定化元素, 提高碳和锰的含量势必造成在空冷阶段有限的时间内铁素体析出数量不足甚至无法析出。因此, 本发明的创新点之一在成分设计上大幅提高了铝的含量, 为一般钢中铝含量的十倍以上。大幅增加铝含量的目的在于在碳和锰含量较高的情况下加快空冷阶段铁素体的析出。但铝含量也不宜过高, 否则容易使钢液变得粘稠, 浇铸时易堵塞水口且导致钢种氧化铝夹杂增多。因此, 合金的成分配比和热轧、冷却工艺必须控制获得很好地控制, 这一阶段的水冷速度越快越好;

空冷结束之后第二阶段淬火停冷温度必须控制在一定的温度范围内而非室温, 否则无法完成碳原子的分配且残余奥氏体数量太低, 导致钢板延伸率降低。目前常用的在线淬火工艺都是直接淬火至室温, 而本发明的又一创新点在于将卷取温度控制在一定的低温范围内: 一方面可以保留较多的残余奥氏体 ($>5\text{wt}\%$), 但此时的残余奥氏体不稳定, 若冷却至室温, 残余奥氏体将转变为其他组织, 因此在成分设计上添加一定量的 Si 元素可以抑制残余奥氏体中碳化物的析出, 减少碳的消耗; 另一方面, 由于碳原子在马氏体中的化学势高于在残余奥氏体中的化学势, 二者的化学势之差为碳原子从马氏体向残余奥氏体中扩散提供了驱动力, 使得残余奥氏体中的碳含量显著增加, 从而使得残余奥氏体在室温下可稳定地存在。通过成分配比和冷却工艺的巧妙配合, 可获得一定量铁素体+马氏体+残余奥氏体组织的钢板, 从而获得性能优异的 700MPa 级高强度热轧 Q&P 钢。

另外, 钢坯的加热温度若低于 1100°C 以及保温时间过短, 则不利于合金元素的均匀化; 而当温度高于 1200°C 时, 不仅提高了制造成本, 而且使得钢坯的加热质量有所下降。因此, 钢坯的加热温度一般控制在 $1100\sim 1200^{\circ}\text{C}$ 比较合适。

同样, 加热的保温时间也需要控制在一定范围内。保温时间过短, 溶质原子如 Si、Mn 等的扩散不够充分, 钢坯的加热质量得不到保证; 而加热的保温时间过长则使得奥氏体晶粒粗大以及提高了制造成本, 故保温时间应控制在 1~2 小时之间。加热温度越高, 相应的保温时间可适当缩短。

本发明的生产工艺可用于制造屈服强度 $\geq 700\text{MPa}$, 抗拉强度 $\geq 1300\text{MPa}$, 且厚度在 3~12mm 的高强度热轧 Q&P 耐磨钢板, 同时具有良

好的延伸率(>10%),该钢板表现出优异的强塑性匹配,由此带来以下几个方面的有益效果:

1、本发明的 700MPa 级高强度热轧 Q&P 钢板的合金成本大幅降低。与传统的低合金高强钢相比,没有添加任何贵重金属元素如 Nb、V、Cu、Ni、Mo 等,大大降低了合金成本。采用热连轧工艺生产比用厚板线生产还可进一步降低生产成本,因此,钢板的生产成本很低;

2、本发明的 700MPa 级高强度热轧 Q&P 钢板的力学性能优异,用户综合使用成本降低。由于钢板的屈服强度较低,而抗拉强度高,屈强比低。这样带来的一个最大好处是,许多高强钢用户无需改造现有加工设备就可以对钢板进行折弯等工艺,省却了改造设备的费用;同时也减少了磨具的损耗、延长磨具的使用寿命等;

3、采用本发明的钢板具有低成本、低屈强比和高强度优势,特别适合于需要对钢板进行折弯成形且要求耐磨的领域。钢中保留的亚稳态残余奥氏体,在磨粒磨损等条件下可以转变为马氏体,进一步提高钢板的耐磨性。

附图说明

图 1 为本发明 700MPa 级高强度热轧 Q&P 钢生产工艺流程图;

图 2 为本发明 700MPa 级高强度热轧 Q&P 钢轧制工艺图;

图 3 为本发明 700MPa 级高强度热轧 Q&P 钢轧后冷却工艺图;

图 4 为本发明实施例 1#试验钢典型金相照片;

图 5 为本发明实施例 3#试验钢典型金相照片;

图 6 为本发明实施例 5#试验钢典型金相照片。

具体实施方式

下面结合具体实施例对本发明的技术方案进一步详细描述。

本发明的一种 700MPa 级高强度热轧 Q&P 钢的制造方法,其生产工艺流程为:转炉或电炉冶炼→真空炉二次精炼→铸坯(锭)→钢坯(锭)再加热→热轧+分段冷却工艺→钢卷,如图 1 所示。

实施例

实施例 1~5 的 700MPa 级高强度热轧 Q&P 钢的制造，具体包括如下步骤：

1) 冶炼、二次精炼、铸造：

按照表 1 中各钢的化学成分采用转炉或电炉冶炼、真空炉二次精炼、铸造形成铸坯或铸锭；

2) 加热、热轧：

将步骤 1) 获得的铸坯或铸锭加热到 1100~1200℃并保温 1~2h，开轧温度为 1000~1100℃，5~7 次轧制且累计变形量≥50%；随后待中间坯温度降至 900~950℃时进行 3~5 个道次轧制且累计变形量≥70%；其热轧工艺如图 2 所示；各实施例具体的加热和热轧工艺参数如表 2 所示，钢坯厚度 120mm；

3) 分段冷却：

热轧后的轧件在 800~900℃之间以>50℃/s 的冷速快速水冷至 500~600℃，然后空冷 5~10s，再继续以>50℃/s 的冷速冷却至 100~300℃(即 Ms-Mf 之间)之间的某一温度以获得一定量铁素体+马氏体+一定量的残余奥氏体组织，最后卷取后缓慢冷却至室温（冷速为 8~12℃/h），获得各实施例的 700MPa 级高强度热轧 Q&P 钢；其轧后冷却工艺如图 3 所示；各实施例具体的轧后冷却工艺参数如表 2 所示。

经检测，实施例 1~5 获得的 700MPa 级高强度热轧 Q&P 钢的力学性能如表 3 所示。实施例 1、3 和 5 的 700MPa 级高强度热轧 Q&P 钢的典型金相照片分别如图 4~图 6 所示。

表 1 单位：重量百分比

实施例	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	O
1	0.15	1.55	2.52	0.006	0.002	0.55	0.003	0.010	0.002
2	0.22	1.26	1.83	0.006	0.002	0.83	0.003	0.005	0.002
3	0.28	1.37	2.95	0.009	0.002	0.32	0.004	0.015	0.002
4	0.34	1.95	1.98	0.010	0.002	0.99	0.003	0.008	0.002
5	0.40	1.72	1.55	0.012	0.003	0.74	0.004	0.013	0.002

表 2

实施例	加热温度 (℃)	终轧温度 (℃)	钢板厚度 (mm)	第 1 阶段 停冷温度 (℃)	第 2 阶段 空冷时间 (s)	第 3 阶段 停冷温度 (℃)
1	1150	840	3	590	6	250
2	1100	810	6	560	10	210
3	1200	825	8	540	8	100
4	1150	900	10	520	6	150
5	1200	880	12	500	5	300

表 3 钢板的力学性能

实施例	屈服强度 MPa	抗拉强度 MPa	延伸率 %	屈强比
1	738	1324	12	0.56
2	818	1458	12	0.56
3	834	1468	11	0.57
4	853	1436	11	0.59
5	910	1513	10	0.60

5 图 4~图 6 的 700MPa 级高强度热轧 Q&P 钢的典型金相照片上可以清楚地看出，钢板的组织主要为等轴状先共析铁素体+马氏体+残余奥氏体。

 根据 X-射线衍射结果可知，实施例 1、3 和 5 号钢板中残余奥氏体的体积百分含量分别为 5.55%、6.78%和 8.11%。等轴状先共析铁素体的体积百分含量均在 10~20%之间。在 500~600℃的温度范围内，停冷温度越

10 低，等轴状先共析铁素体析出量越多。因此，本发明钢板的微观组织为等轴状先共析铁素体+马氏体+残余奥氏体。由于残余奥氏体的存在，使得钢板在拉伸或磨损过程中发生相变诱导塑性(TRIP)效应，从而提高了钢板的耐磨性。

权 利 要 求 书

1. 一种 700MPa 级高强度热轧 Q&P 钢，其化学成分的重量百分含量为：
C: 0.15%~0.40%，Si: 1.0%~2.0%，Mn: 1.5%~3.0%， $P \leq 0.015\%$ ， $S \leq 0.005\%$ ，
5 Al: 0.3%~1.0%， $N \leq 0.006\%$ ，Ti: 0.005%~0.015%，其余为 Fe 以及其它不可避免的杂质；所述热轧 Q&P 钢的屈服强度 $\geq 700\text{MPa}$ ，抗拉强度 $\geq 1300\text{MPa}$ ，延伸率 $> 10\%$ 。

2. 如权利要求 1 所述的 700MPa 级高强度热轧 Q&P 钢，其特征在于，所述热轧 Q&P 钢的化学成分中，Si: 1.3~1.7wt.%；Mn: 1.8~2.5wt.%；
10 $N \leq 0.004\text{wt.}\%$ ；Ti: 0.008~0.012wt.%； $O \leq 30\text{ppm}$ 。

3. 如权利要求 1 或 2 所述的 700MPa 级高强度热轧 Q&P 钢的制造方法，具体包括如下步骤：

15 1) 冶炼、二次精炼、铸造：

按下述成分采用转炉或电炉冶炼、真空炉二次精炼、铸造形成铸坯或铸锭，化学成分的重量百分含量为：C: 0.15%~0.40%，Si: 1.0%~2.0%，Mn: 1.5%~3.0%， $P \leq 0.015\%$ ， $S \leq 0.005\%$ ，Al: 0.3%~1.0%， $N \leq 0.006\%$ ，Ti: 0.005%~0.015%，其余为 Fe 以及其它不可避免的杂质；

20 2) 加热、热轧：

将步骤 1) 获得的铸坯或铸锭加热到 1100~1200℃并保温 1~2h，开轧温度为 1000~1100℃，多道次轧制且累计变形量 $\geq 50\%$ ；随后待中间坯温度降至 900~950℃时进行 3~5 个道次轧制且累计变形量 $\geq 70\%$ ；

25 3) 分段冷却：

热轧后的轧件在 800~900℃之间以 $> 50^\circ\text{C/s}$ 的冷速快速水冷至 500~600℃，然后空冷 5~10s，再继续以 $> 50^\circ\text{C/s}$ 的冷速冷却至 100~300℃之间的某一温度以获得先共析铁素体+马氏体+残余奥氏体组织，最后卷取后缓慢冷却至室温，获得所述 700MPa 级高强度热轧 Q&P 钢。

30

4. 权利要求 3 所述的 700MPa 级高强度热轧 Q&P 钢的制造方法，其特征在于，步骤 2) 中的多道次轧制为 5~7 次轧制；步骤 3) 中的卷取后缓慢冷却的速度为 8~12℃/h。

5

5. 如权利要求 3 所述的 700MPa 级高强度热轧 Q&P 钢的制造方法，其特征在于，获得的 700MPa 级高强度热轧 Q&P 钢中，其先共析铁素体组织的体积百分比为 10~20%，残余奥氏体组织的体积百分比大于 5%且小于 10%。

10

6. 如权利要求 3~5 任一所述的 700MPa 级高强度热轧 Q&P 钢的制造方法，其特征在于，获得的 700MPa 级高强度热轧 Q&P 钢的屈服强度 $\geq 700\text{MPa}$ ，抗拉强度 $\geq 1300\text{MPa}$ ，延伸率 $>10\%$ 。

15

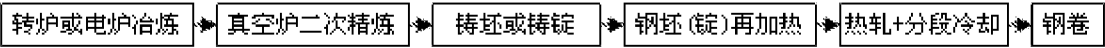


图 1

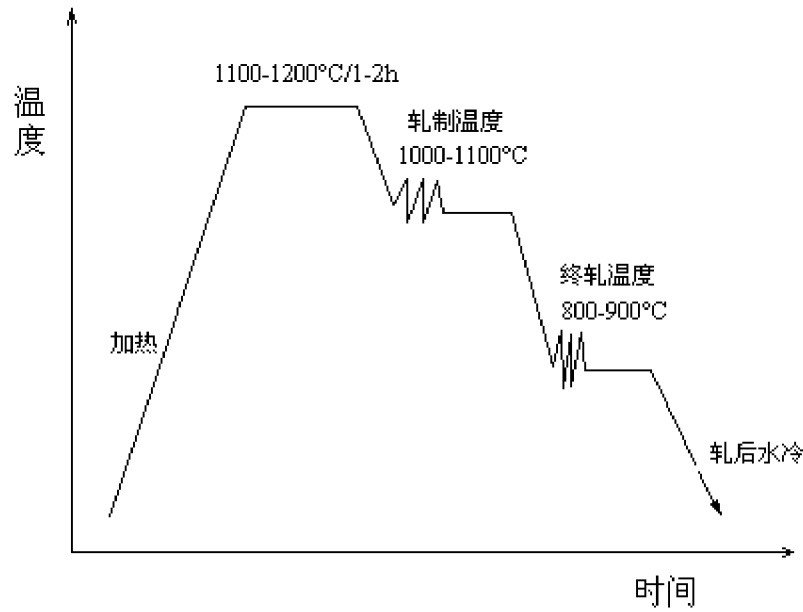


图 2

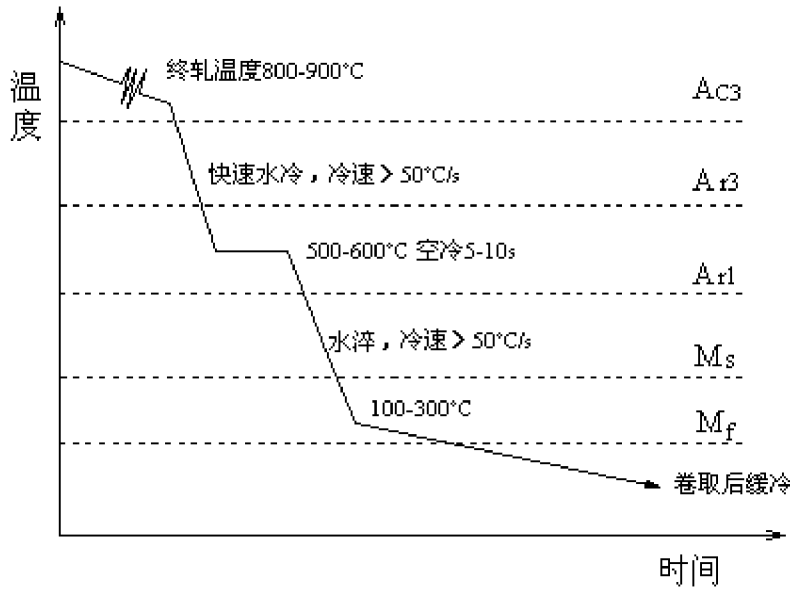


图 3

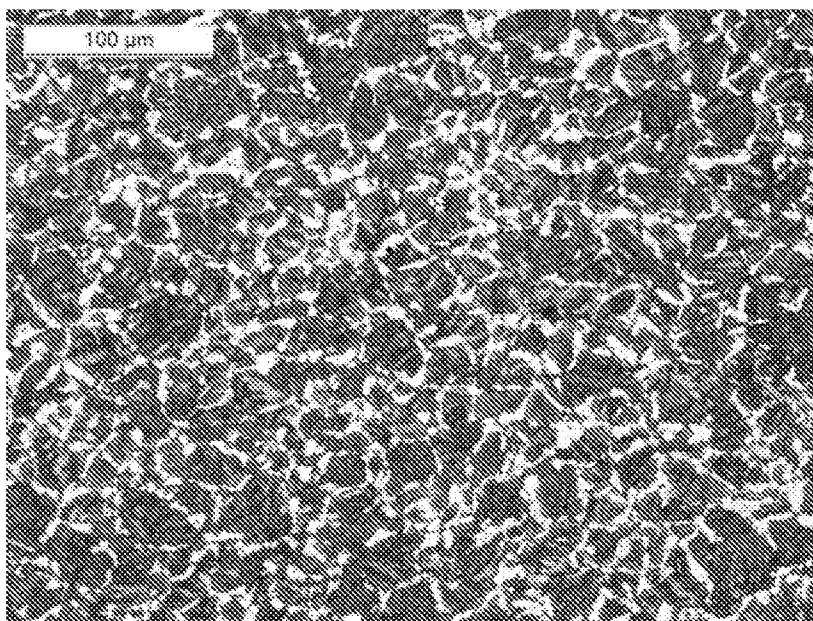


图 4

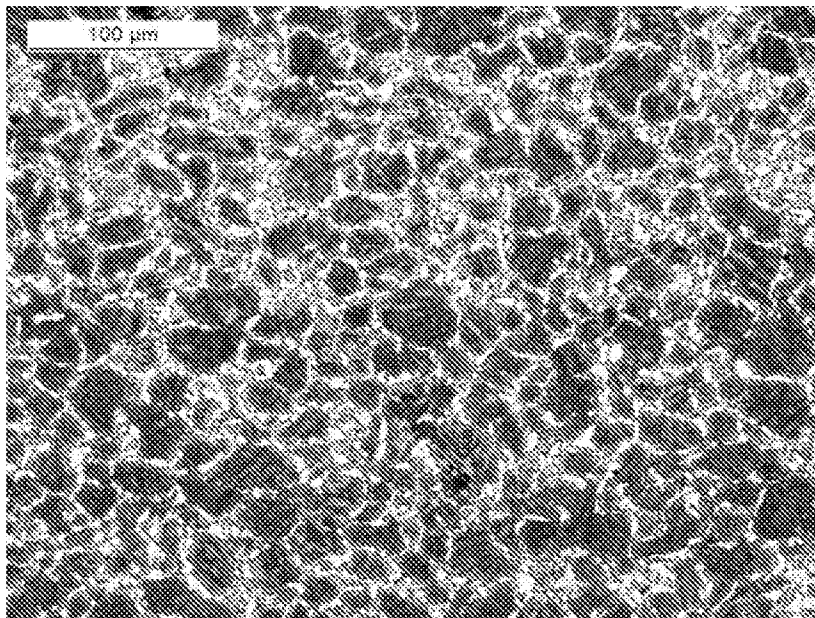


图 5

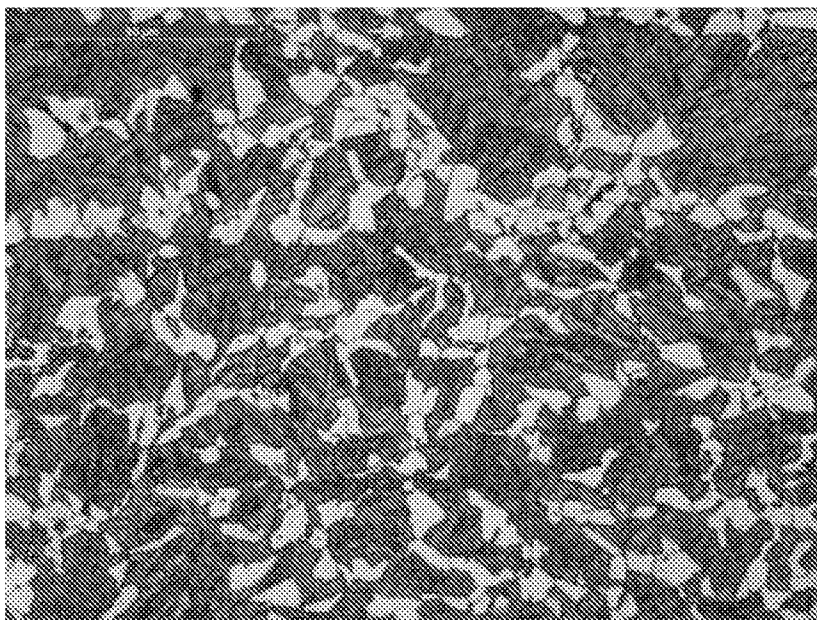


图 6

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/CN2014/073344

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C 38/28 (2006.01) i; C21D 8/00 (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)

WPI, EPODOC, CN-PAT, CNKI: steel, C, carbon, Si, silicon, Mn, manganese, Al, aluminium, aluminum, Ti, titanium, hot roll+, cool+, strength, elongation

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	CN 1688725 A (USINOR) 26 October 2005 (26.10.2005) claim2, description, page 5, the second paragraph, tables 1-A, C and F	1-2
A	CN 1688725 A (USINOR) 26 October 2005 (26.10.2005) claim2, description, page 5, the second paragraph, tables 1-A, C and F	3-6
PX	CN 103215516 A (BAOSHAN IRON & STEEL CO LTD) 24 July 2013 (24.07.2013) claims 1-6	1-6
Y	CN 102959119 A (SUMITOMO METAL IND) 06 March 2013 (06.03.2013) description, paragraphs [0063] and [0073], tables 1-A, B, BE, I and J	1-2
A	CN 102959119 A (SUMITOMO METAL IND) 06 March 2013 (06.03.2013) the whole document	3-6

☒ 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 23 April 2014	Date of mailing of the international search report 23 June 2014
Name and mailing address of the ISA 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 WU, Chenchen Telephone No. (86-10) 62084743

INTERNATIONAL SEARCH REPORTInternational application No.
PCT/CN2014/073344

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	CN 102226248 A (UNIV BEIJING SCIENCE & TECH) 26 October 2011 (26.10.2011) embodiment 4	1-2
A	CN 102226248 A (UNIV BEIJING SCIENCE & TECH) 26 October 2011 (26.10.2011) embodiment 4	3-6

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.
PCT/CN2014/073344

Patent Documents referred in the Report	Publication Date	Patent Family	Publication Date
CN 1688725 A	26 October 2005	FR 2836930 A1	12 September 2003
		WO 03076673 A2	18 September 2003
		AU 2003227824 A1	22 September 2003
		EP 1485511 A2	15 December 2004
		BR 0308328 A	28 December 2004
		KR 2004088583 A	16 October 2004
		JP 2005527701 A	15 September 2005
		MXPA04008717 A	01 January 2005
		EP 1485511 B1	07 December 2005
		DE 60302659 E	12 January 2006
		AU 2003227824 A8	27 October 2005
		ES 2252671 T	16 May 2006
		DE 60302659 T2	20 July 2006
		US 2006231177 A1	19 October 2006
		CN 1306046 C	21 March 2007
		MX 243164 B	09 January 2007
		RU 2323983 C2	10 May 2008
		US 7416615 B2	26 August 2010
		KR 100986697 B	08 October 2010
		JP 4638152 B	23 February 2011
		CA 2478123 C	25 January 2011
		WO 03076673 A3	22 April 2004
		BR 0308328 B1	01 November 2011
		CA 2478123 A1	18 September 2003
		RU 2004129774 A	20 August 2005
		AT 312206 T	15 December 2005
CN 103215516 A	24 July 2013	None	
CN 102959119 A	06 March 2013	WO 2011135997 A1	03 November 2011

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.
PCT/CN2014/073344

Patent Documents referred in the Report	Publication Date	Patent Family	Publication Date
CN 102226248 A	26 October 2011	KR 20130008622 A	22 January 2013
		EP 2565288 A1	06 March 2013
		JP 5240407 B2	17 July 2013
		JP 2011135997 A1	18 July 2013
		WO 2011135700 A1	03 November 2011
		US 2013098515 A1	25 April 2013
		CN 102226248 B	02 April 2014

A. 主题的分类		
C22C 38/28(2006.01)i; C21D 8/00(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)		
C22C38; C21D8		
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, CN-PAT, CNKI; 钢, 碳, 硅, 锰, 铝, 钛, 热轧, 分段冷却, 强度, 延伸率, steel, C, carbon, Si, silicon, Mn, manganese, Al, aluminium, aluminim, Ti, titanium, hot roll +, cool+, strength, elongation		
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 1688725A (于西纳公司) 2005年 10月 26日 (2005 - 10 - 26) 权利要求2, 说明书第5页第2段, 表1-A、C、F	1-2
A	CN 1688725A (于西纳公司) 2005年 10月 26日 (2005 - 10 - 26) 权利要求2, 说明书第5页第2段, 表1-A、C、F	3-6
PX	CN 103215516A (宝山钢铁股份有限公司) 2013年 7月 24日 (2013 - 07 - 24) 权利要求1-6	1-6
Y	CN 102959119A (新日铁住金株式会社) 2013年 3月 06日 (2013 - 03 - 06) 说明书第63, 73段, 表1-A、B、BE、I、J	1-2
A	CN 102959119A (新日铁住金株式会社) 2013年 3月 06日 (2013 - 03 - 06) 全文	3-6
Y	CN 102226248A (北京科技大学) 2011年 10月 26日 (2011 - 10 - 26) 实施例4	1-2
A	CN 102226248A (北京科技大学) 2011年 10月 26日 (2011 - 10 - 26) 实施例4	3-6
☐ 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
2014年 4月 23日		2014年 6月 23日
ISA/CN的名称和邮寄地址		授权官员
中华人民共和国国家知识产权局(ISA/CN) 北京市海淀区蓟门桥西土城路6号 100088 中国		吴琛琛
传真号 (86-10)62019451		电话号码 (86-10)62084743

国际检索报告
关于同族专利的信息

国际申请号

PCT/CN2014/073344

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	1688725A	2005年 10月 26日	FR	2836930A1	2003年 9月 12日
			WO	03076673A2	2003年 9月 18日
			AU	2003227824A1	2003年 9月 22日
			EP	1485511A2	2004年 12月 15日
			BR	0308328A	2004年 12月 28日
			KR	20040088583A	2004年 10月 16日
			JP	2005527701A	2005年 9月 15日
			MX	A04008717A	2005年 1月 01日
			EP	1485511B1	2005年 12月 07日
			DE	60302659E	2006年 1月 12日
			AU	2003227824A8	2005年 10月 27日
			ES	2252671T	2006年 5月 16日
			DE	60302659T2	2006年 7月 20日
			US	2006231177A1	2006年 10月 19日
			CN	1306046C	2007年 3月 21日
			MX	243164B	2007年 1月 09日
			RU	2323983C2	2008年 5月 10日
			US	7416615B2	2008年 8月 26日
			KR	100986697B	2010年 10月 08日
			JP	4638152B	2011年 2月 23日
			CA	2478123C	2011年 1月 25日
			WO	03076673A3	2004年 4月 22日
			BR	0308328B1	2011年 11月 01日
			CA	2478123A1	2003年 9月 18日
			RU	2004129774A	2005年 8月 20日
			AT	312206T	2005年 12月 15日
CN	103215516A	2013年 7月 24日	无		
CN	102959119A	2013年 3月 06日	WO	2011135997A1	2011年 11月 03日
			KR	20130008622A	2013年 1月 22日
			EP	2565288A1	2013年 3月 06日
			JP	5240407B2	2013年 7月 17日
			JP	2011135997A1	2013年 7月 18日
			WO	2011135700A1	2011年 11月 03日
			US	2013098515A1	2013年 4月 25日
CN	102226248A	2011年 10月 26日	CN	102226248B	2014年 4月 02日