

(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
2022年3月3日 (03.03.2022)



(10) 国际公布号
WO 2022/042731 A1

(51) 国际专利分类号:

C22C 38/02 (2006.01) C22C 38/42 (2006.01)
C22C 38/04 (2006.01) C22C 38/44 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01) C22C 38/46 (2006.01)
C22C 38/20 (2006.01) C22C 38/48 (2006.01)
C22C 38/22 (2006.01) C22C 38/50 (2006.01)
C22C 38/24 (2006.01) C22C 38/54 (2006.01)
C22C 38/26 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)
C22C 38/28 (2006.01) C22C 33/04 (2006.01)
C22C 38/32 (2006.01)

(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)。 杨峰(YANG, Feng); 中国上海市宝山区富锦路885号, Shanghai 201900 (CN)。 张晨(ZHANG, Chen); 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)。

(21) 国际申请号: PCT/CN2021/115433

(22) 国际申请日: 2021年8月30日 (30.08.2021)

(25) 申请语言: 中文

(26) 公布语言: 中文

(30) 优先权:
202010897959.5 2020年8月31日 (31.08.2020) CN

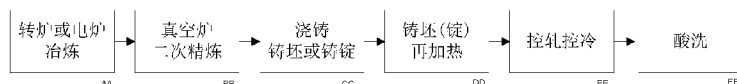
(74) 代理人: 上海专利商标事务所有限公司 (SHANGHAI PATENT & TRADEMARK LAW OFFICE, LLC); 中国上海市桂平路435号, Shanghai 200233 (CN)。

(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)。

(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, IT, 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,

(54) Title: 980 MPA-GRADE BAINITE HIGH HOLE EXPANSION STEEL AND MANUFACTURING METHOD THEREFOR

(54) 发明名称: 一种980MPa级贝氏体高扩孔钢及其制造方法



AA Converter or electric furnace smelting
BB Vacuum furnace secondary refining
CC Casting blank or ingot
DD Reheating casted blank (ingot)
EE Controlled rolling and controlled cooling
FF Pickling

图1

(57) Abstract: Disclosed are a 980 MPa-grade bainite high hole expansion steel and a manufacturing method therefor. The steel contains the following chemical components in percentages by weight: 0.05-0.10% of C, 0.5-2.0% of Si, 1.0-2.0% of Mn, P≤0.02%, S≤0.003%, 0.02-0.08% of Al, N ≤ 0.004%, Mo ≥ 0.1%, 0.01-0.05% of Ti, Cr ≤ 0.5%, B ≤ 0.002%, O ≤ 0.0030%, and the balance of Fe and other inevitable impurities. The high hole expansion steel of the present invention has a yield strength of ≥ 800 MPa and a tensile strength of ≥ 980MPa, has a good elongation rate (the transverse A₅₀ being ≥ 11%) and hole expansion performance (the hole expansion rate being ≥ 40%), and can be applied to a position on a chassis part of a passenger car, such as a control arm and a vice frame, where high strength and thinning are required.

(57) 摘要: 一种980MPa级贝氏体高扩孔钢及其制造方法, 其化学成分重量百分比为: C 0.05~0.10%, Si 0.5~2.0%, Mn 1.0%~2.0%, P≤0.02%, S≤0.003%, Al 0.02~0.08%, N≤0.004%, Mo≥0.1%, Ti 0.01~0.05%, Cr≤0.5%, B≤0.002%, O≤0.0030%, 其余为Fe以及其它不可避免的杂质。本发明所述高扩孔钢的屈服强度≥800MPa, 抗拉强度≥980MPa, 同时且具有良好的延伸率(横向A₅₀≥11%)和扩孔性能(扩孔率≥40%), 可应用在乘用车底盘零件如控制臂以及副车架等需要高强减薄的部位。

WO 2022/042731 A1

ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US,
UZ, VC, VN, WS, 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))。

一种 980MPa 级贝氏体高扩孔钢及其制造方法

5 技术领域:

本发明涉及高强钢领域,特别涉及一种 980MPa 级贝氏体高扩孔钢及其制造方法。

背景技术

10 随着国民经济的发展,汽车的生产也大幅增加,板材的使用量不断提高。国内汽车行业许多车型的零部件原设计要求使用热轧或酸洗板,如汽车的底盘件、扭力梁、轿车的副车架、车轮轮辐和轮辋、前后桥总成、车身结构件、座椅、离合器、安全带、卡车箱体、防护网、汽车大梁等零配件。其中,底盘用钢占轿车总用钢量的比例可达 24-34%。

15 乘用车的轻量化不仅是汽车行业的发展趋势,而且还是法律法规的要求。法律法规中规定了油耗,实际上是变相地要求降低车身重量,反映到材料上的要求是高强减薄轻量化。高强减重是后续新车型的必然要求,这势必造成用钢级别更高,底盘结构上也必然带来变化:如零件更复杂,造成在材料性能、表面等要求上以及成型技术上进步,如液压成形、热冲压、激光焊接等,进而转化材料的高强、冲压、
20 翻边、回弹以及疲劳等性能上。

国内高强度高扩孔钢的开发与国外相比不仅强度级别相对较低,而且性能稳定性也不好。如国内汽车零部件企业使用的高扩孔钢基本是抗拉强度 600MPa 以下的高强钢,440MPa 以下级别的高扩孔钢竞争白热化。抗拉强度 780MPa 级别的高扩孔钢目前正在逐渐开始批量使用,但是对于延伸率和扩孔率两个成形的重要指标也
25 提出了较高要求。而 980MPa 级别的高扩孔钢目前还处于研发认证阶段,尚未到达批量使用阶段。但更高强度更高扩孔率的 980 高扩孔钢是未来的必然发展趋势。为了更好的满足用户的未来潜在需求,需要开发具有良好扩孔性能的 980MPa 级高扩孔钢。

目前绝大部分相关专利文献均是 780MPa 及以下级别的高扩孔钢。有关
30 980MPa 级高扩孔钢涉及的文献极少。中国专利申请 CN106119702A 公开了一种

980MPa 级热轧高扩孔钢，其成分设计主要特点为低碳 V-Ti 微合金化设计，微观组织为粒状贝氏体和少量马氏体，同时添加微量 Nb 和 Cr。在成分、工艺和组织等方面与本发明存在很大不同。

5 由文献可知，在通常情况下，材料的延伸率与扩孔率呈反比关系，即延伸率越高，扩孔率越低；反之，延伸率越低，扩孔率越高。那么要获得高延伸高扩孔，同时又具有高强度的高扩孔钢就显得非常困难。此外，在相同或相似的强化机制下，材料的强度越高，扩孔率越低。

10 为了获得具有良好的塑性和扩孔翻边性能的钢材，需要更好的平衡两者之间的关系。当然，材料的扩孔率与许多因素密切相关，最主要的因素包括组织的均匀性、夹杂物和偏析控制水平、不同的组织类型以及扩孔率的测量等。通常来说，单一均匀的组织有利于获得更高的扩孔率，而双相或多相组织通常不利于扩孔率的提高。

发明内容

15 本发明的目的在于提供一种 980MPa 级贝氏体高扩孔钢及其制造方法，该高扩孔钢的屈服强度 $\geq 800\text{MPa}$ ，抗拉强度 $\geq 980\text{MPa}$ ，同时且具有良好的延伸率(横向 $A_{50}\geq 11\%$)和扩孔性能(扩孔率 $\geq 40\%$)，可应用在乘用车底盘零件如控制臂以及副车架等需要高强减薄的部位。

为达到上述目的，本发明的技术方案是：

20 本发明成分设计采用较低的 C 含量，可保证用户在使用时具有优异的焊接性、保证所获得的马氏体组织具有良好的扩孔性和冲击韧性；在满足抗拉强度 $\geq 980\text{MPa}$ 的基础上，碳含量越低越好；设计较高的 Si 含量，与工艺匹配获得较多的残余奥氏体，从而提高材料的塑性；同时，较高的 Si 含量，有利于降低钢的未再结晶温度，使钢在较宽的终轧温度范围内即可完成动态再结晶过程，从而改善钢的组织各向异性，细化奥氏体晶粒和最终的贝氏体板条尺寸，改善塑性和扩孔率。

25 具体的，本发明所述的 980MPa 级贝氏体高扩孔钢，其化学成分重量百分比为：C 0.05~0.10%，Si 0.5~2.0%，Mn 1.0%~2.0%， $P\leq 0.02\%$ ， $S\leq 0.003\%$ ，Al 0.02~0.08%， $N\leq 0.004\%$ ， $Mo\geq 0.1\%$ ，Ti 0.01~0.05%， $Cr\leq 0.5\%$ ， $B\leq 0.002\%$ ， $O\leq 0.0030\%$ ，其余为 Fe 以及其它不可避免的杂质。

30 进一步，本发明所述的 980MPa 级贝氏体高扩孔钢还包含 $Nb\leq 0.06\%$ ， $V\leq 0.05\%$ ， $Cu\leq 0.5\%$ ， $Ni\leq 0.5\%$ ， $Ca\leq 0.005\%$ 中的一种或一种以上元素。

在一些实施方式中，Mo 的重量百分比含量为 0.1~0.55%。

在一些实施方案中，本发明所述的 980MPa 级贝氏体高扩孔钢，其化学成分重量百分比为：C 0.05~0.10%，Si 0.5~2.0%，Mn 1.0%~2.0%， $P \leq 0.02\%$ ， $S \leq 0.003\%$ ，Al 0.02~0.08%， $N \leq 0.004\%$ ， $Mo \geq 0.1\%$ ，Ti 0.01~0.05%， $Cr \leq 0.5\%$ ， $B \leq 0.002\%$ ，
5 $O \leq 0.0030\%$ ， $Nb \leq 0.06\%$ ， $V \leq 0.05\%$ ， $Cu \leq 0.5\%$ ， $Ni \leq 0.5\%$ ， $Ca \leq 0.005\%$ ，其余为 Fe 以及其它不可避免的杂质，且所述 980MPa 级贝氏体高扩孔钢含有 Nb、V、Cu、Ni 和 Ca 中的至少一种，优选至少含有 Cr 和 B 中的至少一种或全部两种。

所述 Nb、V 含量分别优选为 $\leq 0.03\%$ ；所述 Cu、Ni 含量分别优选为 $\leq 0.3\%$ ，所述 Ca 的含量优选为 $\leq 0.002\%$ 。

10 在一些实施方案中，本发明所述的 980MPa 级贝氏体高扩孔钢的屈服强度 $\geq 800MPa$ 、优选 $\geq 830MPa$ 、更优选 $\geq 850MPa$ ，抗拉强度 $\geq 980MPa$ 、优选 $\geq 1000MPa$ 、更优选 $\geq 1020MPa$ ，横向 $A_{50} \geq 11\%$ ，扩孔率 $\geq 40\%$ 、优选 $\geq 50\%$ 。

优选地，本发明所述的 980MPa 级贝氏体高扩孔钢的显微组织为贝氏体+残余奥氏体。以体积比计，所述 980MPa 级贝氏体高扩孔钢中残余奥氏体的含量为 1~5%。

15 在本发明所述高扩孔钢的成分设计中：

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，由于要获得的组织为低碳贝氏体，为获得抗拉强度达 980MPa 级的高强钢，必须保证碳的含量在 0.05% 以上，否则碳
20 含量在 0.05% 以下，即使完全淬火至室温，其抗拉强度也达不到 980MPa；但是碳的含量也不能高于 0.10%。碳的含量太高，形成的贝氏体强度太高，且组织中容易出现较多的马奥岛，对延伸率和扩孔率均不利。因此，碳含量应控制在 0.05-0.10% 之间，优选范围在 0.06-0.08%。

硅，是钢中的基本元素，同时也是本发明中的重要元素之一。Si 含量提高，
25 不仅提高了固溶强化效果，更重要的是起到以下两个作用。一是大大降低了钢的未再结晶温度，使钢在很宽的温度范围内即可完成动态再结晶。这样，在实际轧制过程中，终轧温度可在 800-920℃ 的终轧温度范围内进行轧制，使横纵向组织差异减小，既有利于提高强度和塑性，同时也有利于获得良好的扩孔率；Si 的另一个重要作用是可以抑制渗碳体析出，在适当的轧制工艺条件下，尤其是在获得以贝氏体为
30 主的组织时，可保留一定量残余奥氏体，有利于提高延伸率。Si 的这种作用必须在

其含量达到 0.5%以上时才表现出来；但 Si 的含量也不宜太高，否则实际轧制过程中轧制力负荷过大，不利于产品稳定生产。因此，钢中 Si 的含量通常控制在 0.5-2.0% 之间，优选范围在 0.8-1.6% 之间。

5 锰，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。Mn 是扩大奥氏体相区的重要元素，可以降低钢的临界冷却速度，稳定奥氏体，细化晶粒，推迟奥氏体向珠光体的转变。但在本发明中，由于加入了一定的钼，而钼对铁素体和珠光体的推迟以及降低临界冷速的作用远大于锰。因此，钢中锰的含量可以适当减少，一般应控制在 1.0% 以上；同时，Mn 的含量一般也不宜超过 2.0%，否则炼钢时容易发生 Mn 偏析，同时板坯连铸时也容易发生热裂。因此，钢中 Mn 的含量一
10 般控制在 1.0-2.0%，优选范围在 1.4-1.8%。

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($\geq 0.1\%$)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 0.02% 以内较好且不提高炼钢成本。

15 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，不仅降低了钢的横向塑性，而且增加了组织的各项异性，对扩孔性能不利。故钢中 S 含量越低越好，考虑到本发明中 Mn 的含量必须在较高的水平上，为了减少 MnS 的含量，故对 S 含量要加以严格控制，要求 S 含量控制在 0.003% 以内，优选范围在 0.0015% 以下。

20 铝，在钢中的作用主要是脱氧和固氮。在有强碳化物形成元素如 Ti 等存在的前提下，Al 的主要作用是脱氧和细化晶粒。在本发明中，Al 作为常见的脱氧元素和细化晶粒的元素，其含量通常控制在 0.02-0.08% 即可；Al 含量低于 0.02%，起不到细化晶粒的作用；同样，Al 含量高于 0.08% 时，其细化晶粒效果达到饱和。因此，钢中 Al 的含量控制在 0.02-0.08% 之间即可，优选范围在 0.02-0.05% 之间。

25 氮，在本发明中属于杂质元素，其含量越低越好。但是氮在炼钢过程中是不可避免的元素。虽然其含量较少，但是与强碳化物形成元素如 Ti 等结合，形成的 TiN 颗粒对钢的性能带来非常不利的影
30 响，尤其对扩孔性能非常不利。由于 TiN 呈方形，其尖角与基体之间存在很大的应力集中，在扩孔变形的过程中，TiN 与基体之间的应力集中容易形成裂纹，从而大大降低材料的扩孔性能。在尽量控制氮含量的前提下，Ti 等强碳化物形成元素含量越低越好。在本发明中，加入微量的 Ti 以固定氮，

尽量减少 TiN 带来的不利影响。因此，氮的含量应控制在 0.004%以下，优选范围在 0.003%以下。

5 钛，是本发明中的重要元素之一。Ti 在本发明中主要起两个作用：一是与钢中的杂质元素 N 结合形成 TiN，起到一部分“固氮”的作用；二是在材料后续的焊接过程中形成一定数量的弥散细小的 TiN，抑制奥氏体晶粒尺寸，细化组织和改善低温韧性。因此，钢中 Ti 的含量范围控制在 0.01-0.05%，优选范围为 0.01-0.03%。

10 钼，是本发明中的重要元素之一。钼加入钢中可以大大推迟铁素体和珠光体相变，有利于在中高温区间获得贝氏体组织；同时，钼的加入还可以提高钢的组织性能稳定性以及细化晶粒。钼的这种作用有利于在实际的轧制过程中多种工艺的调整，如在终轧结束之后既可以分段冷却，也可以先进行空冷再进行水冷等。在本发明中，采用轧后空冷或直接冷却两种方式，在空冷的过程中，钼的加入一方面可以确保在空冷过程中不会形成铁素体或珠光体等组织；另一方面在空冷过程中变形的奥氏体发生动态回复有利于提高组织和性能的均匀性，对扩孔性能有利。钼抑制铁素体和珠光体形成的作用需要其含量达到 0.10%以上。因此，钼的含量应控制在
15 在 $\geq 0.10\%$ ，优选范围 $\geq 0.15\%$ 。在一些实施方案中，钼的含量为 0.1~0.55%。

20 铬，是本发明中的重要元素之一。铬在本发明中并非为了提高钢的淬透性，而是为了与 B 相结合，有利于焊接后在焊接热影响区形成针状铁素体组织，可大大提高焊接热影响区的低温韧性。由于本发明所涉及的最终应用零件为乘用车底盘类产品，因此，其焊接热影响区的低温韧性是很重要的指标。除了要保证焊接热影响区的强度不能降低太多外，焊接热影响区的低温韧性也要满足一定要求。此外，铬本身也有一定的抗焊接软化作用。因此，钢中需要加入少量的铬元素，其范围一般 $\leq 0.5\%$ ，如 0.1-0.5%，优选范围在 0.2-0.4%。

25 硼，在钢中的作用主要是偏聚在奥氏体晶界处，抑制先共析铁素体的形成；硼加入钢中还可以大大提高钢的淬透性。但在本发明中，微量硼元素的加入主要目的不是为了提高淬透性，而是为了与铬相结合，改善焊接热影响区组织，获得韧性良好的针状铁素体组织。钢中硼元素的加入一般控制在 0.002%以下，优选范围在 0.0005-0.0015%之间。

30 钙，是本发明中的可添加元素。钙能够改善硫化物如 MnS 形态，使长条形的 MnS 等硫化物变为球形 CaS，有利于改善夹杂物形态，进而减小长条形硫化物对扩孔性能的不利影响，但过多钙的加入会增加氧化钙的数量，对扩孔性能不利。因此，

钢种钙的添加量通常 $\leq 0.005\%$ ，优选范围在 $\leq 0.002\%$ 。

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 O 含量控制在 30ppm 以内即可。

5 铌，是本发明的可添加元素之一。铌与钛相似，是钢中的强碳化物元素，铌加入钢中可以大大提高钢的未再结晶温度，在精轧阶段可获得位错密度更高的形变奥氏体，在后续转变过程中可细化最终的相变组织。但铌的加入量不可太多，一方面铌的加入量超过 0.06%，易在组织中形成比较粗大的铌的碳氮化物，消耗了部分碳原子，降低了碳化物的析出强化效果。同时，铌的含量较多，还容易造成热轧态奥氏体组织的各向异性，在后续的冷却相变过程中遗传给最终的组织，对扩孔性能不利。因此，钢中铌含量通常控制在 $\leq 0.06\%$ ，优选范围在 $\leq 0.03\%$ 。

15 钒，是本发明中的可添加元素。钒与钛、铌类似，也是一种强碳化物形成元素。但钒的碳化物固溶或析出温度低，在精轧阶段通常全部固溶在奥氏体中。只有当温度降低开始相变是，钒才开始在铁素体中形成。由于钒的碳化物在铁素体中的固溶度大于铌和钛的固溶度，故钒的碳化物在铁素体中形成的尺寸较大，不利于析出强化，对钢的强度贡献远小于钛，但由于钒的碳化物形成也消耗了一定的碳原子，对钢的强度提高不利。因此，钢中钒的添加量通常 $\leq 0.05\%$ ，优选范围 $\leq 0.03\%$ 。

20 铜，是本发明中的一种可添加元素。铜加入钢中可提高钢的耐蚀性，当其与 P 元素共同加入时，耐蚀效果更佳；当 Cu 加入量超过 1%时，在一定条件下，可形成 ϵ -Cu 析出相，起到较强的析出强化效果。但 Cu 的加入容易在轧制过程中形成“Cu 脆”现象，为了在某些应用场合下充分利用 Cu 的改善耐蚀性效果，同时又不至于引起显著的“Cu 脆”现象，通常将 Cu 元素的含量控制在 0.5%以内，优选范围在 0.3%以内。

25 镍，是本发明中的一种可添加元素。镍加入钢中具有一定的耐蚀性，但耐蚀效果较铜弱，镍加入钢中对钢的拉伸性能影响不大，但可以细化钢的组织 and 析出相，大大提高钢的低温韧性；同时在添加铜元素的钢中，添加少量的镍可以抑制“Cu 脆”的发生。添加较高的镍对钢本身的性能无明显不利影响。若铜和镍同时添加，不仅可以提高耐蚀性，而且对钢的组织 and 析出相进行细化，大大提高低温韧性。但由于铜和镍均属于比较贵重的合金元素。因此，为了尽量降低合金设计的成本，镍的添加量通常 $\leq 0.5\%$ ，优选范围 $\leq 0.3\%$ 。

30

本发明所述的 980MPa 级贝氏体高扩孔钢的制造方法，其包括如下步骤：

1) 冶炼、浇铸

按所述成分采用转炉或电炉冶炼、真空炉二次精炼后浇铸成铸坯或铸锭；

2) 铸坯或铸锭再加热，加热温度 1100-1200℃，保温时间 1~2 小时；

5 3) 热轧

开轧温度：950~1100℃，在 950℃ 以上 3-5 道次大压下且累计变形量 $\geq 50\%$ 、优选 $\geq 60\%$ ，主要目的是细化奥氏体晶粒；随后中间坯待温至 920-950℃，然后进行最后 3-7 个道次轧制且累计变形量 $\geq 70\%$ 、优选 $\geq 85\%$ ；终轧温度 800-920℃；

10 4) 冷却

先进行 0-10s 的空冷，以进行动态回复，使变形奥氏体更加均匀，再以 $\geq 10^\circ\text{C}/\text{s}$ 、优选 $\geq 30^\circ\text{C}/\text{s}$ 的冷速将带钢水冷至 400-550℃ 卷取，卷取后自然冷却至室温；

5) 酸洗

15 带钢酸洗运行速度在 30~100m/min 的区间内调整，酸洗温度控制在 75~85℃ 之间，拉矫率控制在 $\leq 2\%$ ，以减小带钢延伸率损失，然后漂洗、带钢表面烘干，涂油。

优选的，步骤 5) 酸洗后，在 35-50℃ 温度区间进行漂洗，以保证带钢表面质量，并在 120-140℃ 之间进行带钢表面烘干，涂油。

20 本发明的创新点在于：

本发明成分设计采用较低的 C 含量，可保证用户在使用时具有优异的焊接性、保证所获得的马氏体组织具有良好的扩孔性和冲击韧性；在满足抗拉强度 $\geq 980\text{MPa}$ 的基础上，碳含量越低越好；设计较高的 Si 含量，与工艺匹配获得较多的残余奥氏体，从而提高材料的塑性；同时，较高的 Si 含量，有利于降低钢的未再结晶温度，使钢在较宽的终轧温度范围内即可完成动态再结晶过程，从而改善钢的组织各向异性，细化奥氏体晶粒和最终的贝氏体板条尺寸，改善塑性和扩孔率。

25 在组织设计上采用低碳贝氏体设计思路、加入较高的硅以抑制和减少渗碳体形成，同时降低未再结晶温度，扩大终轧温度范围，通过轧后直接冷却或空冷一定时间后再冷却，可获得晶粒细小均匀的贝氏体组织，同时含有少量残余奥氏体。贝氏体组织赋予钢板更高的强度，而残余奥氏体则赋予钢板更高的塑性，二者相结合可

使钢板表现出良好的强度、塑性和扩孔率匹配。

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，先进行一定时间的空冷后水冷或直接进行水冷。空冷主要目的：由于在成分设计中含有一定的锰和钼，锰是稳定奥氏体的元素，而钼则大大推迟铁素体和珠光体相变，同时促进贝氏体转变。因此，在短时空冷过程中，经过轧制的变形奥氏体不会发生相变，即不会形成铁素体组织，而是发生动态回复过程。经过动态回复之后的奥氏体晶粒内部的位错会大大减少，奥氏体组织更加均匀，在后续的相变过程中形成的贝氏体组织也更加均匀。为了避免在连续冷却过程中形成铁素体，要求带钢水冷速度 $\geq 10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 。

10 为了获得单相均匀的贝氏体组织，需要将带钢冷却至贝氏体相变温度区间，在本发明中，根据成分不同，贝氏体转变温度区间在 $400\text{-}550^{\circ}\text{C}$ 。在此温度范围内，随着卷取温度降低，贝氏体板条更细小，组织相对更均匀，强度增加而塑性有所降低；反之，随着卷取温度升高，组织中板条贝氏体可部分转变为粒状贝氏体，使得强度降低而塑性增加。理论计算和实验已经证实，带钢冷却至 $400\text{-}550^{\circ}\text{C}$ 范围内，
15 可获得综合性能优异的贝氏体组织。当卷取温度 $\geq 550^{\circ}\text{C}$ 时，组织中会形成比较粗大的上贝氏体，不能满足 980MPa 以上的强度要求；当卷取温度 $\leq 400^{\circ}\text{C}$ 时，组织会转变为马氏体。基于上述原因，卷取温度需控制在 $400\text{-}550^{\circ}\text{C}$ 之间。正是基于这种创新的成分和工艺设计思路，本发明可获得强度、塑性和扩孔性能优异的 980MPa 级高扩孔钢。卷取之后，使钢卷自然缓慢冷却，可获得贝氏体+残余奥氏体的显微组
20 织。通常，自然缓冷的冷速 $\leq 20^{\circ}\text{C}/\text{h}$ ，优选 $\leq 15^{\circ}\text{C}/\text{h}$ 。

本发明的有益效果：

(1)采用相对经济的成分设计思路，如不添加或少添加贵金属元素，同时采用创新性的冷却工艺路径，可获得强度、塑性、韧性、冷弯以及扩孔性能优异的 980MPa 级高扩孔钢；

25 (2)钢卷或钢板具有优异的强度、塑性和扩孔翻边性能匹配，其屈服强度 $\geq 800\text{MPa}$ ，抗拉强度 $\geq 980\text{MPa}$ ，同时且具有良好的延伸率(横向 $A_{50}\geq 11\%$)和扩孔性能(扩孔率 $\geq 40\%$)，可应用于汽车底盘、副车架等需要高强减薄和扩孔翻边的零部件制造，具有非常广阔的应用前景。

30 附图说明

图 1 为本发明所述 980MPa 级贝氏体高扩孔钢制造方法的工艺流程图。

图 2 为本发明所述 980MPa 级贝氏体高扩孔钢制造方法中轧制工艺的示意图。

图 3 为本发明所述 980MPa 级贝氏体高扩孔钢制造方法中冷却工艺的示意图。

图 4 为本发明所述 980MPa 级贝氏体高扩孔钢实施例 2 典型金相组织照片。

5 图 5 为本发明所述 980MPa 级贝氏体高扩孔钢实施例 4 典型金相组织照片。

图 6 为本发明所述 980MPa 级贝氏体高扩孔钢实施例 6 典型金相组织照片。

图 7 为本发明所述 980MPa 级贝氏体高扩孔钢实施例 8 典型金相组织照片。

具体实施方式

10 参见图 1~图 3，本发明所述的 980MPa 级贝氏体高扩孔钢的制造方法，其包括如下步骤：

1) 冶炼、浇铸

按所述成分采用转炉或电炉冶炼、真空炉二次精炼后浇铸成铸坯或铸锭；

2) 铸坯或铸锭再加热，加热温度 1100-1200℃，保温时间 1~2 小时；

15 3) 热轧

开轧温度：950~1100℃，在 950℃以上 3-5 道次大压下且累计变形量 $\geq 50\%$ ，随后中间坯待温至 920-950℃，然后进行最后 3-7 个道次轧制且累计变形量 $\geq 70\%$ ；终轧温度 800-920℃；

4) 冷却

20 先进行 0-10s 的空冷，以进行动态回复，使变形奥氏体更加均匀，再以 $\geq 10^\circ\text{C}/\text{s}$ 的冷速将带钢水冷至 400-550℃卷取，卷取后自然冷却至室温；

5) 酸洗

25 带钢酸洗运行速度在 30~100m/min 的区间内调整，酸洗温度控制在 75~85℃之间，拉矫率控制在 $\leq 2\%$ ，在 35-50℃温度区间进行漂洗，并在 120-140℃之间进行表面烘干，涂油。

本发明所述高扩孔钢实施例的成分参见表 1-3 为本发明钢实施例的生产工艺参数，其中，轧制工艺中钢坯厚度 120mm；表 4 为本发明实施例钢板的力学性能。实施例中，拉伸性能（屈服强度、抗拉强度、延伸率）按照 ISO6892-2-2018 国际
30 标准进行检测；扩孔率按照 ISO16630-2017 国际标准进行检测。

从表 4 可以看出,钢卷屈服强度 $\geq 800\text{MPa}$,抗拉强度 $\geq 980\text{MPa}$,延伸率在 10-13% 之间,扩孔率 $\geq 40\%$ 。

图 4~图 7 分别给出了实施例 2、4、6 和 8 典型金相照片。从中可以看出,典型微观组织为贝氏体并含有少量残余奥氏体。

- 5 从上述实施例可以看出,本发明所述 980MPa 高扩孔钢具有良好的强度、塑性和扩孔性能匹配,特别适合汽车底盘结构等需要高强减薄和扩孔翻边成形的零件如控制臂等,也可用于车轮等需要翻孔的零件,具有广阔的应用前景。

表 1 (单位:重量百分比)

实施例	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Mo	Ti	Cr	B	Ca	Nb	V	Cu	Ni	O
1	0.077	0.95	1.75	0.009	0.0026	0.043	0.0038	0.11	0.019	0.42	0.0008	/	0.030	/	/	/	0.0025
2	0.084	1.89	1.13	0.011	0.0020	0.035	0.0028	0.22	0.050	0.11	/	0.002	/	0.025	/	/	0.0024
3	0.099	0.50	1.04	0.013	0.0012	0.079	0.0032	0.55	0.015	0.28	0.0015	/	0.033	/	/	0.12	0.0028
4	0.061	1.98	1.98	0.009	0.0028	0.022	0.0035	0.18	0.033	/	0.0010	0.003	0.025	/	0.20	0.21	0.0025
5	0.080	1.60	1.85	0.008	0.0011	0.065	0.0029	0.24	0.011	/	/	0.005	/	0.033	/	0.50	0.0023
6	0.065	1.77	1.40	0.015	0.0023	0.058	0.0034	0.42	0.023	0.36	0.0018	/	/	0.048	0.25	0.43	0.0020
7	0.090	1.24	1.94	0.013	0.0005	0.028	0.0029	0.31	0.018	0.31	0.0005	0.001	0.059	/	/	/	0.0027
8	0.051	1.40	1.80	0.012	0.0024	0.071	0.0040	0.37	0.029	0.50	0.0011	/	/	/	0.50	0.30	0.0029

10

表 2

	加热温度 °C	保温时间 h	轧制工艺 (钢坯厚度 120mm)								卷取温度 °C	卷取后的冷速 °C/h
			开轧温度 °C	粗轧累计变形量 %	中间坯温度 °C	精轧累计变形量 %	终轧温度 °C	空冷时间 s	水冷速度 °C/s	钢板厚度 mm		
实施例 1	1170	1.3	1040	70	920	89	870	8	50	2	430	10
实施例 2	1180	1.2	1080	50	930	92	920	5	40	3	550	20
实施例 3	1130	2.0	1100	65	935	90	840	3	45	5	470	13
实施例 4	1190	1.0	950	55	925	94	820	2	60	4	400	8
实施例 5	1150	1.7	1020	60	940	88	830	5	35	6	510	18
实施例 6	1150	1.5	1000	75	950	93	800	7	50	4	480	15

实施例 7	1130	1.9	980	80	920	90	850	0	45	2	450	12
实施例 8	1160	1.4	1060	70	945	91	860	10	30	3	500	16

表 3

	带钢酸洗运行 速度 m/min	酸洗温度 ℃	拉矫率 %	漂洗温度 ℃	烘干温度 ℃
实施例 1	100	82	1.8	40	135
实施例 2	60	76	1.1	35	120
实施例 3	70	75	1.6	47	128
实施例 4	80	80	0.8	42	140
实施例 5	30	77	2.0	50	133
实施例 6	55	79	1.2	37	125
实施例 7	45	81	0.5	41	134
实施例 8	90	83	1.4	38	130

表 4：钢板的力学性能

实施例	屈服强度 MPa	抗拉强度 MPa	延伸率 %	扩孔率 %	残余奥氏体含 量
1	809	1015	13.0	44	4.24
2	888	1057	13.0	49	2.33
3	868	1020	11.5	61	4.39
4	812	1039	12.5	43	1.85
5	877	1056	12.0	55	3.57
6	804	1024	12.5	45	4.92
7	834	1008	13.0	77	4.88
8	846	1031	11.0	40	3.86

权 利 要 求 书

1. 一种 980MPa 级贝氏体高扩孔钢，其化学成分重量百分比为：C 0.05~0.10%，Si 0.5~2.0%，Mn 1.0%~2.0%，P≤0.02%，S≤0.003%，Al 0.02~0.08%，N≤0.004%，Mo≥0.1%，Ti 0.01~0.05%，Cr≤0.5%，B≤0.002%，O≤0.0030%，其余为 Fe 以及其它不可避免的杂质，其中，所述高扩孔钢的显微组织为贝氏体+残余奥氏体。
5
2. 如权利要求 1 所述的 980MPa 级贝氏体高扩孔钢，其特征在于，还包含 Nb≤0.06%，V≤0.05%，Cu≤0.5%，Ni≤0.5%，Ca≤0.005%中的一种或一种以上元素；其中，所述 Nb、V 含量分别优选为≤0.03%；所述 Cu、Ni 含量分别优选为≤0.3%，所述 Ca 含量优选为≤0.002%。
- 10 3. 如权利要求 1 所述的 980MPa 级贝氏体高扩孔钢，其特征在于，其化学成分重量百分比为：C 0.05~0.10%，Si 0.5~2.0%，Mn 1.0%~2.0%，P≤0.02%，S≤0.003%，Al 0.02~0.08%，N≤0.004%，Mo≥0.1%，Ti 0.01~0.05%，Cr≤0.5%，B≤0.002%，O≤0.0030%，Nb≤0.06%，V≤0.05%，Cu≤0.5%，Ni≤0.5%，Ca≤0.005%，其余为 Fe 以及其它不可避免的杂质，其中所述 980MPa 级贝氏体高扩孔钢含有 Nb、V、
15 Cu、Ni 和 Ca 中的至少一种。
4. 如权利要求 1 所述的 980MPa 级贝氏体高扩孔钢，其特征在于，所述 C 含量为 0.06-0.08%。
5. 如权利要求 1 所述的 980MPa 级贝氏体高扩孔钢，其特征在于，所述 Si 含量为 0.8-1.6%。
- 20 6. 如权利要求 1 所述的 980MPa 级贝氏体高扩孔钢，其特征在于，所述 Mn 含量为 1.4-1.8%。
7. 如权利要求 1 所述的 980MPa 级贝氏体高扩孔钢，其特征在于，所述 S 含量控制在 0.0015%以下，和/或所述 N 含量控制在 0.003%以下。
8. 如权利要求 1 所述的 980MPa 级贝氏体高扩孔钢，其特征在于，所述 Al 含量为
25 0.02-0.05%。
9. 如权利要求 1 所述的 980MPa 级贝氏体高扩孔钢，其特征在于，所述 Ti 含量为 0.01-0.03%。
10. 如权利要求 1 所述的 980MPa 级贝氏体高扩孔钢，其特征在于，所述 Mo 含量为≥0.15%。
- 30 11. 如权利要求 1 所述的 980MPa 级贝氏体高扩孔钢，其特征在于，所述 Cr 含量为

0.2~0.4%，和/或所述 B 含量为 0.0005-0.0015%，和/或 Mo 含量为 0.1~0.55%。

12. 如权利要求 1 所述的 980MPa 级贝氏体高扩孔钢，其特征在于，所述高扩孔钢的屈服强度 $\geq 800\text{MPa}$ ，抗拉强度 $\geq 980\text{MPa}$ ，延伸率横向 $A_{50}\geq 10\%$ ，扩孔率 $\geq 40\%$ 。

13. 权利要求 1 所述的 980MPa 级贝氏体高扩孔钢，其特征在于，所述高扩孔钢的屈服强度更优选 $\geq 850\text{MPa}$ ，抗拉强度 $\geq 1000\text{MPa}$ ，横向 $A_{50}\geq 11\%$ ，扩孔率 $\geq 50\%$ 。

14. 如权利要求 1~13 中任何一项所述的 980MPa 级贝氏体高扩孔钢的制造方法，其特征是：包括如下步骤：

1) 冶炼、浇铸

按权利要求 1~11 所述成分采用转炉或电炉冶炼、真空炉二次精炼后浇铸成铸坯或铸锭；

2) 铸坯或铸锭再加热，加热温度 1100-1200℃，保温时间 1~2 小时；

3) 热轧

开轧温度：950~1100℃，在 950℃以上 3-5 道次大压下且累计变形量 $\geq 50\%$ 、优选 $\geq 60\%$ ；随后中间坯待温至 920-950℃，然后进行最后 3-7 个道次轧制且累计变形量 $\geq 70\%$ 、优选 $\geq 85\%$ ；终轧温度 800-920℃；

4) 冷却

先进行 0-10s 的空冷，再以 $\geq 10^\circ\text{C/s}$ 、优选 $\geq 30^\circ\text{C/s}$ 的冷速将带钢水冷至 400-550℃卷取，卷取后自然冷却至室温；

5) 酸洗

带钢酸洗运行速度在 30~100m/min 的区间内调整，酸洗温度控制在 75~85℃之间，拉矫率控制在 $\leq 2\%$ ，然后漂洗、带钢表面烘干，涂油。

15. 如权利要求 14 所述的 980MPa 级贝氏体高扩孔钢的制造方法，其特征是，步骤 5) 酸洗后，在 35-50℃温度区间进行漂洗，并在 120-140℃之间进行表面烘干，涂油。

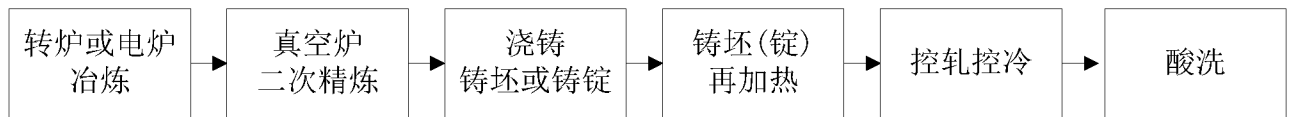


图 1

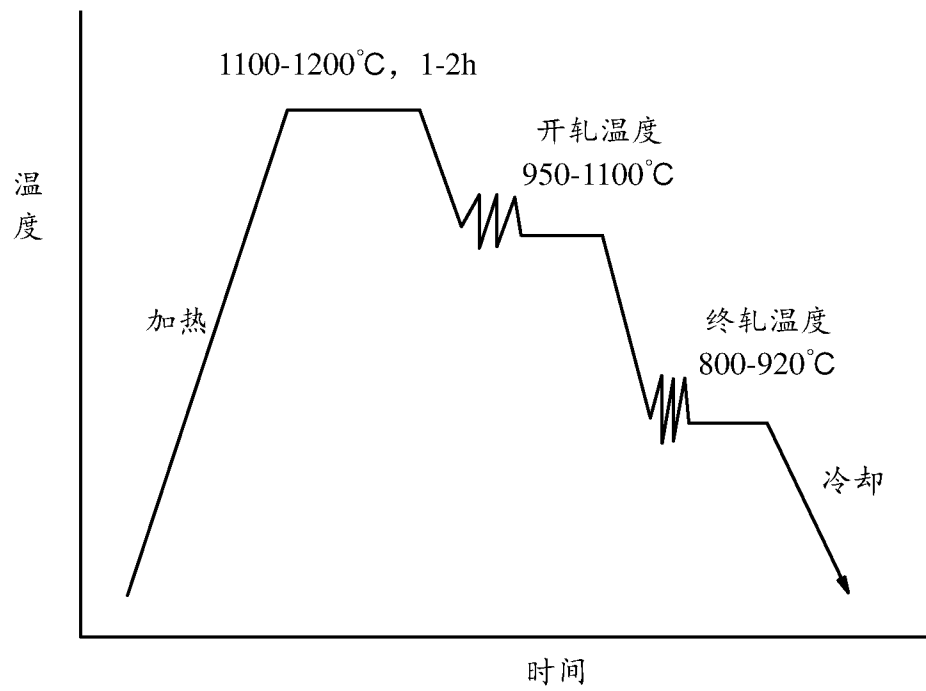


图 2

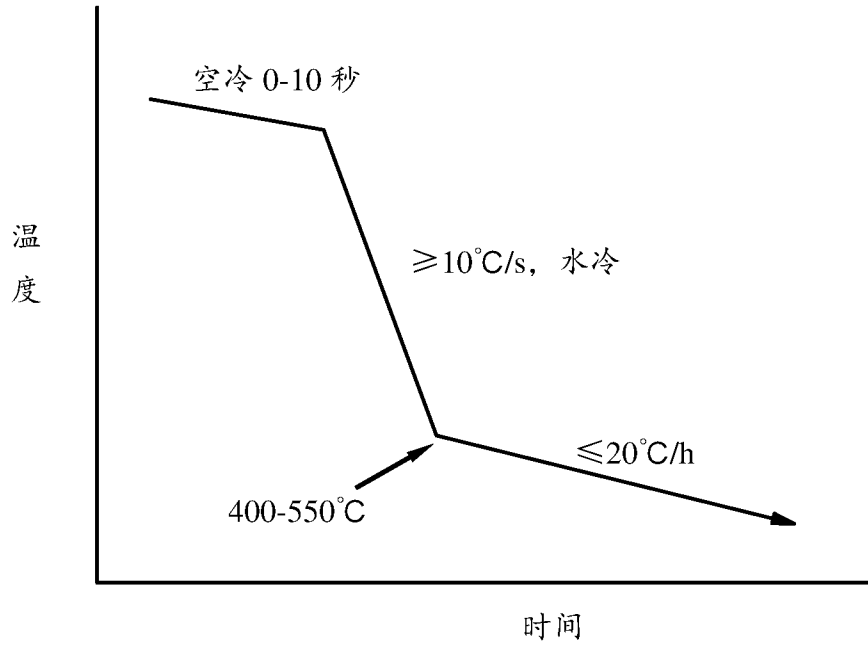


图 3

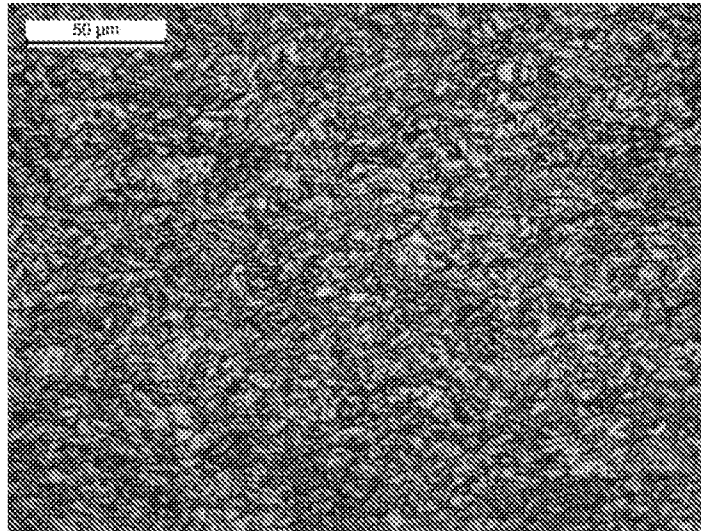


图 4

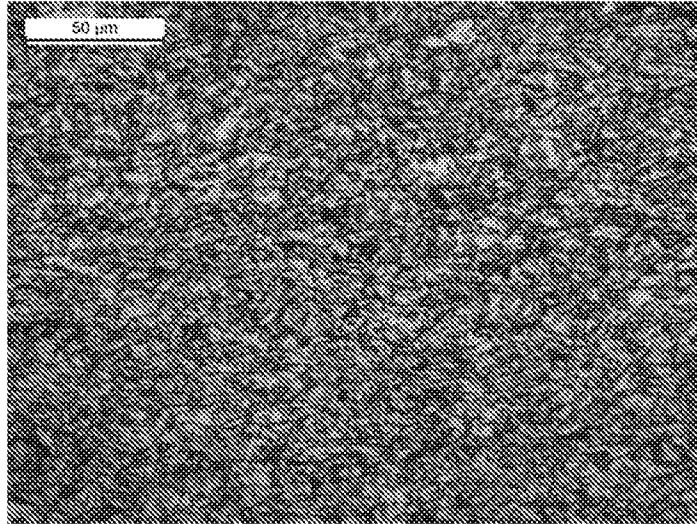


图 5

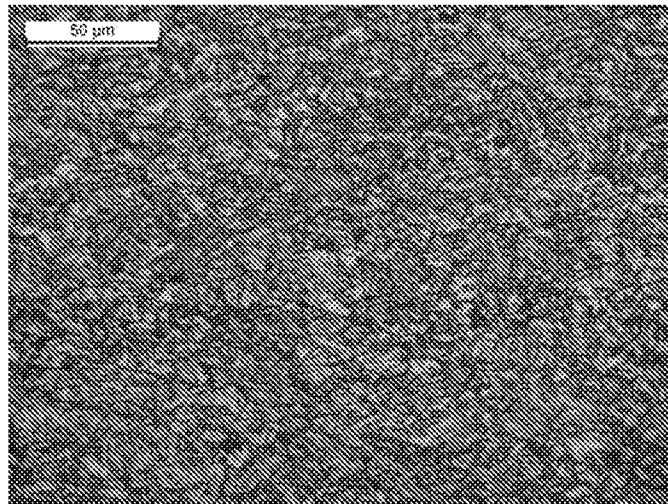


图 6

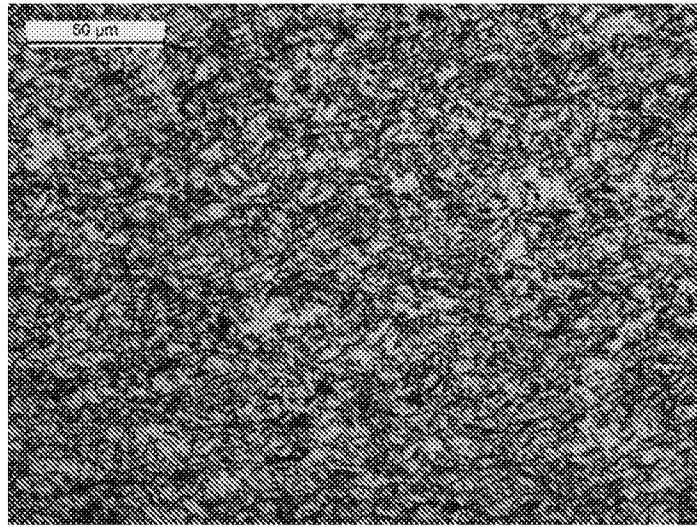


图 7

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/CN2021/115433

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C 38/02(2006.01)i; C22C 38/04(2006.01)i; C22C 38/06(2006.01)i; C22C 38/20(2006.01)i; C22C 38/22(2006.01)i;
 C22C 38/24(2006.01)i; C22C 38/26(2006.01)i; C22C 38/28(2006.01)i; C22C 38/32(2006.01)i; C22C 38/42(2006.01)i;
 C22C 38/44(2006.01)i; C22C 38/46(2006.01)i; C22C 38/48(2006.01)i; C22C 38/50(2006.01)i; C22C 38/54(2006.01)i;
 C21D 8/02(2006.01)i; C22C 33/04(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 C21D

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)

CNABS; CNTXT; CNKI; VEN; WOTXT; EPTXT; USTXT; ISI_WEB OF SCIENCE: 宝山钢铁股份有限公司, 980MPa, 抗拉强度, 碳, 硅, 锰, 铝, 钼, 钛, 铬, 硼, 扩孔, 贝氏体, TS, tensile strength, C, Si, Mn, Al, Mo, Ti, Cr, B, carbon, silicon, manganese, aluminium, molybdenum, titanium, chrome, chromium, boron, expansion rate, bainite

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	CN 101400816 A (KOBE STEEL, LTD.) 01 April 2009 (2009-04-01) description page 3 line 11 to description page 11 line 18	1-15
X	CN 102011053 A (NIPPON STEEL CORPORATION) 13 April 2011 (2011-04-13) description [0066]-[0069], [0126]-[0129], table 6	1-15
A	CN 107849663 A (JFE STEEL CORPORATION) 27 March 2018 (2018-03-27) entire document	1-15
A	JP 2010111936 A (SUMITOMO METAL INDUSTRIES, LTD.) 20 May 2010 (2010-05-20) entire document	1-15

 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

02 November 2021

Date of mailing of the international search report

18 November 2021

Name and mailing address of the ISA/CN

China National Intellectual Property Administration (ISA/
 CN)
 No. 6, Xitucheng Road, Jimenqiao, Haidian District, Beijing
 100088, China

Authorized officer

Facsimile No. (86-10)62019451

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.

PCT/CN2021/115433

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)			Publication date (day/month/year)
CN	101400816	A	01 April 2009	JP	2007254857	A	04 October 2007
				JP	4088316	B2	21 May 2008
				CN	101400816	B	05 September 2012
				EP	2022864	A1	11 February 2009
				EP	2022864	A4	20 April 2016
				WO	2007122910	A1	01 November 2007
				KR	20080097484	A	05 November 2008
				KR	101114672	B1	14 March 2012
				US	2009136378	A1	28 May 2009
				US	8529829	B2	10 September 2013
				IN	200805081	P4	20 March 2009
				IN	261900	B	25 July 2014
				CN	102011053	A	13 April 2011
TW	1302572	B	01 November 2008				
CA	2747654	A1	07 April 2005				
CA	2747654	C	21 April 2015				
CN	102011053	B	24 July 2013				
KR	20080035017	A	22 April 2008				
KR	101094594	B1	15 December 2011				
US	2011232807	A1	29 September 2011				
US	8747577	B2	10 June 2014				
CA	2540762	C	18 September 2012				
KR	20060096002	A	05 September 2006				
ES	2391164	T3	22 November 2012				
EP	2309012	A1	13 April 2011				
EP	2309012	B1	12 September 2012				
KR	20110018463	A	23 February 2011				
KR	101165166	B1	11 July 2012				
US	2007029015	A1	08 February 2007				
US	8084143	B2	27 December 2011				
KR	20110028643	A	21 March 2011				
KR	101165168	B1	11 July 2012				
WO	2005031024	A1	07 April 2005				
CN	1860249	A	08 November 2006				
CN	1860249	B	19 September 2012				
BR	PI0414674	A	28 November 2006				
EP	1681363	A1	19 July 2006				
EP	1681363	A4	25 November 2009				
EP	1681363	B1	11 January 2012				
MX	344641	B	04 January 2017				
JP	2005105361	A	21 April 2005				
JP	2005105367	A	21 April 2005				
MX	2006003566	A1	01 June 2006				
IN	200602141	P1	29 June 2007				
JP	4486334	B2	23 June 2010				
JP	4486336	B2	23 June 2010				
IN	245915	B	11 February 2011				
MX	306845	B	18 January 2013				
BR	200414674	B1	01 November 2016				
CN	107849663	A	27 March 2018	MX	2018001082	A	06 June 2018

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.

PCT/CN2021/115433

Patent document cited in search report	Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
		US 2018237874 A1	23 August 2018
		JP 6252692 B2	27 December 2017
		KR 20180018803 A	21 February 2018
		WO 2017017933 A1	02 February 2017
		EP 3296415 A4	21 March 2018
		EP 3296415 A1	21 March 2018
		EP 3296415 B1	04 September 2019
		IN 201737043736 A	24 August 2018
		ID 201807416 A	20 July 2018
		KR 2090884 B1	18 March 2020
JP 2010111936 A	20 May 2010	JP 5176885 B2	03 April 2013

国际检索报告

国际申请号

PCT/CN2021/115433

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 38/20(2006.01)i;
C22C 38/22(2006.01)i; C22C 38/24(2006.01)i; C22C 38/26(2006.01)i; C22C 38/28(2006.01)i;
C22C 38/32(2006.01)i; C22C 38/42(2006.01)i; C22C 38/44(2006.01)i; C22C 38/46(2006.01)i; C22C
38/48(2006.01)i; C22C 38/50(2006.01)i; C22C 38/54(2006.01)i; C21D 8/02(2006.01)i; C22C 33/04(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 C21D

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))

CNABS;CNTXT;CNKI;VEN;WOTXT;EPTXT;USTXT;ISI_WEB OF SCIENCE; 宝山钢铁股份有限公司, 980MPa, 抗拉强度, 碳, 硅, 锰, 铝, 钼, 钛, 铬, 硼, 扩孔, 贝氏体, TS, tensile strength, C, Si, Mn, Al, Mo, Ti, Cr, B, carbon, silicon, manganese, aluminium, molybdenum, titanium, chrome, chromium, boron, expansion rate, bainite

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
X	CN 101400816 A (株式会社神户制钢所) 2009年 4月 1日 (2009 - 04 - 01) 说明书第3页第11行到说明书第11页第18行	1-15
X	CN 102011053 A (新日本制铁株式会社) 2011年 4月 13日 (2011 - 04 - 13) 说明书第[0066]-[0069]、[0126]-[0129], 表6	1-15
A	CN 107849663 A (杰富意钢铁株式会社) 2018年 3月 27日 (2018 - 03 - 27) 全文	1-15
A	JP 2010111936 A (SUMITOMO METAL IND) 2010年 5月 20日 (2010 - 05 - 20) 全文	1-15

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

2021年 11月 2日

国际检索报告邮寄日期

2021年 11月 18日

ISA/CN的名称和邮寄地址

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

传真号 (86-10)62019451

受权官员

吴晗

电话号码 86-(0512)-88997886

国际检索报告
关于同族专利的信息

国际申请号

PCT/CN2021/115433

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	101400816	A	2009年 4月 1日	JP	2007254857	A	2007年 10月 4日				
				JP	4088316	B2	2008年 5月 21日				
				CN	101400816	B	2012年 9月 5日				
				EP	2022864	A1	2009年 2月 11日				
				EP	2022864	A4	2016年 4月 20日				
				WO	2007122910	A1	2007年 11月 1日				
				KR	20080097484	A	2008年 11月 5日				
				KR	101114672	B1	2012年 3月 14日				
				US	2009136378	A1	2009年 5月 28日				
				US	8529829	B2	2013年 9月 10日				
				IN	200805081	P4	2009年 3月 20日				
				IN	261900	B	2014年 7月 25日				
				CN	102011053	A	2011年 4月 13日	TW	200516158	A	2005年 5月 16日
								TW	I302572	B	2008年 11月 1日
CA	2747654	A1	2005年 4月 7日								
CA	2747654	C	2015年 4月 21日								
CN	102011053	B	2013年 7月 24日								
KR	20080035017	A	2008年 4月 22日								
KR	101094594	B1	2011年 12月 15日								
US	2011232807	A1	2011年 9月 29日								
US	8747577	B2	2014年 6月 10日								
CA	2540762	C	2012年 9月 18日								
KR	20060096002	A	2006年 9月 5日								
ES	2391164	T3	2012年 11月 22日								
EP	2309012	A1	2011年 4月 13日								
EP	2309012	B1	2012年 9月 12日								
KR	20110018463	A	2011年 2月 23日								
KR	101165166	B1	2012年 7月 11日								
US	2007029015	A1	2007年 2月 8日								
US	8084143	B2	2011年 12月 27日								
KR	20110028643	A	2011年 3月 21日								
KR	101165168	B1	2012年 7月 11日								
WO	2005031024	A1	2005年 4月 7日								
CN	1860249	A	2006年 11月 8日								
CN	1860249	B	2012年 9月 19日								
BR	PI0414674	A	2006年 11月 28日								
EP	1681363	A1	2006年 7月 19日								
EP	1681363	A4	2009年 11月 25日								
EP	1681363	B1	2012年 1月 11日								
MX	344641	B	2017年 1月 4日								
JP	2005105361	A	2005年 4月 21日								
JP	2005105367	A	2005年 4月 21日								
MX	2006003566	A1	2006年 6月 1日								
IN	200602141	P1	2007年 6月 29日								
JP	4486334	B2	2010年 6月 23日								
JP	4486336	B2	2010年 6月 23日								
IN	245915	B	2011年 2月 11日								
MX	306845	B	2013年 1月 18日								
BR	200414674	B1	2016年 11月 1日								
CN	107849663	A	2018年 3月 27日	MX	2018001082	A	2018年 6月 6日				

国际检索报告
关于同族专利的信息

国际申请号

PCT/CN2021/115433

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)
		US 2018237874 A1	2018年 8月 23日
		JP 6252692 B2	2017年 12月 27日
		KR 20180018803 A	2018年 2月 21日
		WO 2017017933 A1	2017年 2月 2日
		EP 3296415 A4	2018年 3月 21日
		EP 3296415 A1	2018年 3月 21日
		EP 3296415 B1	2019年 9月 4日
		IN 201737043736 A	2018年 8月 24日
		ID 201807416 A	2018年 7月 20日
		KR 2090884 B1	2020年 3月 18日
JP 2010111936 A	2010年 5月 20日	JP 5176885 B2	2013年 4月 3日