

(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
2016 年 3 月 31 日 (31.03.2016)



(10) 国际公布号
WO 2016/045264 A1

- (51) 国际专利分类号:
C22C 38/14 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)
- (21) 国际申请号: PCT/CN2015/070666
- (22) 国际申请日: 2015 年 1 月 14 日 (14.01.2015)
- (25) 申请语言: 中文
- (26) 公布语言: 中文
- (30) 优先权:
201410502547.1 2014 年 9 月 26 日 (26.09.2014) 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: 朱晓东 (ZHU, Xiaodong); 中国上海市宝山区富锦路 885 号, Shanghai 201900 (CN)。 李伟 (LI, Wei); 中国上海市宝山区富锦路 885 号, Shanghai 201900 (CN)。 薛鹏 (XUE, Peng); 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, 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: HIGH FORMABILITY SUPER STRENGTH COLD-ROLL STEEL SHEET OR STEEL STRIP, AND MANUFACTURING METHOD THEREFOR

(54) 发明名称: 一种高成形性的冷轧超高强度钢板、钢带及其制造方法

(57) Abstract: A high formability super strength cold-roll steel sheet or steel strip, and a manufacturing method therefor. The steel sheet or steel strip comprises the following ingredients by weight percent: C 0.15% to 0.35%, Si 1.0% to 2.0%, Mn 1.6% to 2.6%, Mo 0.1% to 0.4%, P≤0.02%, S≤0.004%, N≤0.005%, Nb 0.015% to 0.04%, Ti 0.02% to 0.06%, Al 0.015% to 0.045%, B 0.0003% to 0.001% and B≥P%/30, and the balance of Fe and inevitable impurities. The steel sheet or steel strip has tensile strength greater than or equal to 980 MPa, an elongation rate greater than or equal to 15% and a hole expansion rate greater than or equal to 40%, and has balanced performance.

(57) 摘要: 一种高成形性的冷轧超高强度钢板、钢带及其制造方法, 其成分重量百分比为: C 0.15-0.35%, Si 1.0-2.0%, Mn 1.6-2.6%, Mo 0.1-0.4%, P≤0.02%, S≤0.004%, N≤0.005%, Nb 0.015-0.04%, Ti 0.02-0.06%, Al 0.015-0.045%, B 0.0003-0.001%, 且 B≥P%/30, 其余为 Fe 和不可避免的杂质。该钢板(带)抗拉强度≥980MPa, 延伸率≥15%, 扩孔率≥40%, 性能均衡。



WO 2016/045264 A1

一种高成形性的冷轧超高强度钢板、钢带及其制造方法

技术领域

本发明涉及一种高成形性的冷轧超高强度钢板、钢带及其制造方法，该冷轧钢板或钢带不仅具有较好的延伸率还有相当好的扩孔性能，特别适用汽车车身结构件的制造。

背景技术

汽车工业出于减重的需要，要求使用更高强度的钢板。其中，超高强度双相钢越来越成为汽车制造业的首选，因为这种先进高强钢，能有效减轻汽车车身重量，提高安全性。高强钢板在汽车制造过程中，不仅仅需要好的延伸率，同时对于局部成形能力要求很高，也即对扩孔率和弯曲性能要求较高。传统的冷轧双相钢，具有较低的屈强比，具备了一定的拉延成形能力，但由于局部成形性不足在制造包含弯曲和扩孔等变形方式的高强钢部件时，容易发生局部裂纹，从而影响整个零件的冲压效果，导致报废。文献研究表明，当双相钢扩孔率和弯曲性能偏低时，往往不能适应较为苛刻的成形条件，应用领域受到较大限制。高强度双相钢中一般含有较高的碳和合金元素，但较高的碳和合金元素容易导致铸造过程中发生成分偏析，造成后续的材料由于成分和组织的不均匀，造成局部变形能力下降，扩孔率和冷弯性差。钢中带状组织沿轧向分布，容易成为微观裂纹源，进一步降低钢的局部成形能力。

钢的带状组织主要是成分偏析引起的，偏析则发生于钢水凝固过程中，首先析出凝固的钢水成分和后续析出的成分含量不一样，钢水中的合金元素浓度会越来越高，最终造成凝固的组织中先凝固的部分和后凝固的部分合金元素含量差别非常大。成分偏析的区域在热轧过程中被变形拉长，最终形成带状组织。带状组织通常含有高的合金元素，并且由于这些合金元素扩散困难，很难消除，合金元素的富集吸引碳也富集在同样区域，造成双相钢淬火后形成呈带状分布的又硬又脆的马氏体，对局部变形性能危害较大，扩孔性能和冷弯性能均较低，成形过程中容易发生开裂。提高组织均匀性，提高高强双相钢的局部成形性是获得均衡型双相钢的关键。

美国专利US20050167007A1介绍了一种高强度钢板的制造方法，其化学成

分为：0.05-0.13%C 0.5-2.5%Si 0.5-3.5%Mn 0.05-1%Cr，0.05-0.6%Mo， $\leq 0.1\%Al$ ， $\leq 0.005\%S$ ， $\leq 0.01\%N$ ， $\leq 0.03\%P$ ，添加0.005-0.05%Ti或者0.005-0.05%Nb或者0.005-0.2%V。该钢经Ar3温度以上热轧，450-700℃卷取，退火后以100℃/s的冷速从700-600℃冷却淬火，然后在180-450℃之间回火。最终得到抗拉强度780Mpa的扩孔率高于50%的高强钢。

日本专利特开平11-350038介绍一种延性和成形性好的980MPa的钢，其成分设计为，C：0.1-0.15%，Si：0.8-1.5%，Mn：1.5-2.0%，P：0.01-0.05%， $S \leq 0.005\%$ ，Sol Al：0.01-0.07%，N： $\leq 0.01\%$ ，Nb：0.001-0.02%，V：0.001-0.02%，Ti：0.001-0.02%中的一种或以上。碳当量 $= (C + Mn/6 + Si/24) = 0.4-0.52$ ，在Ar3以上热轧，500-650℃卷取，在Ac1-AC3之间保温，冷却到580-720℃，快冷到室温后，在230-300℃过时效。

中国专利号200810119823.0介绍的一种980MPa双相钢的制造方法，C：0.14-0.21%，Si：0.4-0.9%，Mn：1.5-2.1%，P： $\leq 0.02\%$ ， $S \leq 0.01\%$ ，Nb：0.001-0.05%，V：0.001-0.02%，经热轧冷轧后，在760-820℃间保温，冷速40-50℃/s，在240-320℃过时效180-300s。

以上专利多涉及980Mpa级别的高强钢，有的发明为普通的双相钢，特点是低屈服和适中的延伸率，具有拉延性能不错的优点；有发明为较高的扩孔率，但在获得高的扩孔率的同时，采用了较高的屈强比设计，拉延性能不足，扩孔率虽很高，但由于拉延性能不足，不适于有较高拉延要求的成形，其性能也不属于性能均衡的范畴。高强度钢许多的应用领域对拉延性能和扩孔性能均有较高的要求，如果仅仅拉延性能好，而扩孔性能不好，或者扩孔性能好，而拉延性能不好，则其应用领域就比较有局限性。

发明内容

本发明的目的是提供一种高成形性的冷轧超高强度钢板、钢带及其制造方法，该冷轧超高强钢板、钢带的抗拉强度 $\geq 980MPa$ ，强塑积即抗拉强度 $\times$ 延伸率 ≥ 17000 ，扩孔率 $\geq 45\%$ ，性能均衡，其厚度范围0.8-2.3mm之间。该钢的特点是组织分布均匀，各相之间硬度差别小，钢中的主要组织为铁素体、贝氏体、马氏体和残余奥氏体。钢中的贝氏体无碳化物析出，或者只在贝氏体内部有细小的碳化物析出，无界面碳化物析出。性能方面和同级别的其它冷轧钢板相比，延

伸率更高或扩孔率更好或屈强比更低，即，具有更为均衡的力学性能，特别适用于各类汽车安全件的成形。

为达到上述目的，本发明的技术方案是：

本发明钢针对高强度钢成形既需要良好的拉延性能又需要良好的扩孔性能的特点，通过适当的成分设计和工艺设计，能得到较高的延伸率、较低的屈强比和扩孔率的优良综合力学性能，和现有同级别钢种相比，至少在一种特性方面明显占优，故具有性能均衡的优点。

本发明采用和通常980MPa级高强钢相比更高的含碳量设计+高Si含量设计，和通常980MPa级高强钢相当或略高的Mn含量设计。C、Si、Mn的设计构成了本发明成分设计的基础：由于C含量显著高于一般的980MPa级高强钢，在Si、Mn和工艺的共同作用下，容易获得更高的残余奥氏体，从而获得更高的延伸率。同时高硅的设计，配合合理的工艺，不仅有利于更多残余奥氏体的获得，还有利于C从贝氏体中扩散到奥氏体中去，从而降低贝氏体的含碳量，从而有利于获得贝氏体内部无碳化物析出或者只有细小碳化物析出，边界没有碳化物析出。残余奥氏体的大量存在，有利于C从马氏体中向奥氏体中扩散，既提高了残余奥氏体稳定性，又降低了马氏体的含碳量，降低了马氏体的硬度，愈加对拉延性能和扩孔性能有利。采用适中的锰含量，以保证淬火性能，和碳元素一起，构成钢的强度的主要保证，同时如此设计范围的Mn和如此设计的Si、C，可以促进奥氏体的择优形成，进一步增加奥氏体的含量，有利于延性的提高。在如此高C、高Si和Mn含量的设计下，可以获得极低的屈强比、高的延伸率，但较低的扩孔率。

为了最终获得本发明钢低屈服、高延伸和高扩孔率的均衡性性能。本发明钢中还添加Mo、B、Ti、Nb等合金元素和微合金元素。添加钼元素，一方面提高钢的强度，另一方面在热轧工序利用设计的工艺促进钼和钛形成细微的析出，最好为相间析出，这些析出物在铁素体晶粒中，可以提高铁素体的硬度，减少软硬相之间的硬度差异，但基本不降低延伸率。添加微量的锆，细化原始奥氏体的晶粒，减轻杂质元素在晶界的浓度。添加B，改善P在晶界上偏聚的倾向。对于超高强度钢的塑性、韧性有进一步的改善效果。Ti、Nb不仅能起到常规的细化晶粒的效果，还能和Mo共同作用，形成相间的弥散析出，更加有利于组织均匀性，提高扩孔率，并且对于延伸率的降低较小。

具体的，本发明的高成形性的冷轧超高强度钢板、钢带，其成分重量百分比为：C：0.15-0.35%，Si：1.0-2.0%，Mn：1.6-2.6%，Mo：0.1-0.4%， $P \leq 0.02\%$ ， $S \leq 0.004\%$ ， $N \leq 0.005\%$ ，Nb：0.015-0.04%，Ti：0.02-0.06%，Al：0.015-0.045%，B：0.0003-0.001%，且， $B \geq P\%/30$ ，其余为Fe和不可避免杂质。

优选的，本发明钢的成分重量百分比为：C：0.17-0.32%，Si：1.2-1.8%，Mn：1.8-2.5%，Mo：0.15-0.4%， $P \leq 0.012\%$ ， $S \leq 0.002\%$ ， $N \leq 0.005\%$ ，Nb：0.015-0.04%，Ti：0.02-0.06%，Al：0.015-0.045%，B：0.0003-0.001%，并且 $B \geq P\%/30$ ，其余Fe和不可避免杂质。

进一步，本发明钢成分还可包含Zr：0.005-0.015%，重量百分比计。

本发明的冷轧超高强钢板、钢带的抗拉强度 $\geq 980\text{MPa}$ ，强塑积即抗拉强度 $\times$ 延伸率 ≥ 17000 ，扩孔率 $\geq 45\%$ 。

本发明的冷轧超高强钢板、钢带的组织特点是：铁素体晶粒直径 ≤ 10 微米，主要组织为铁素体、贝氏体、马氏体及体积百分数10%以下残余奥氏体。

在本发明钢的成分设计中：

C：提高钢的强度，提高马氏体的硬度，促进奥氏体的富碳，促进残余奥氏体的形成。因此，选择含碳量在0.15-0.35%之间，如果低于0.15%，强度受到影响，并且奥氏体的形成量和稳定性降低；如果高于0.35%，造成马氏体硬度过高，不利于扩孔率，同时碳当量过高，影响焊接性能，从而限制了应用。

Si：在钢中起到提高延伸率的作用。Si对钢的组织影响也很大，促进铁素体的纯净化和残余奥氏体的形成。如果低于0.8%，形成的残余奥氏体的量和量均较低，影响钢的延伸率；如果高于2.0%，会带来其它的冶金质量缺陷，在本发明的设计前提下，不是非常必要。

Mn：可提高钢的淬透性，有效提高钢的强度。选取Mn的含量为1.6-2.6%，低于1.6%钢的强度不够，并且促进残余奥氏体择优形成的机制难以发挥作用；高于2.6%，强度过高，也容易发生偏析。

C、Si、Mn的综合添加效果：通过高C+Si+Mn的设计，特别是较高的C含量水平下，可以促进较高的残余奥氏体形成，获得低屈服、高延伸率的性能，详见前文所述。

Mo: 可提高钢的淬透性, 有效提高钢的强度; **Mo**改善碳化物的分布, 配合适当的热轧工艺, 可以和**Ti**共同形成相间析出, 对提高铁素体的硬度, 改善组织均匀性, 提高扩孔率有好处。添加0.1-0.4%的**Mo**, 低于0.1%的**Mo**, 作用不明显, 碳化物析出密度不足, 高于0.4%, 导致屈服强度过高。

Ti: 0.02-0.04%, 起到固定氮元素和细化晶粒的作用, **Ti**和**Mo**复合作用, 析出复合碳化物, 特别是在热轧工艺的适当时, 可以获得弥散细小的相间析出, 有效提高铁素体的硬度, 并且不易粗化, 可以更好低改善扩孔率。

B: 可提高钢的淬透性, 有效提高钢的强度; 本发明中**B**的添加量较低, 主要用于减轻**P**的晶间偏聚倾向, 因此要求**B:** 0.0003-0.001%, 并且 $B \geq P\%/30$, **B**含量和**P**含量进行关联, 当**P**含量较高时, **B**含量较高, 有利于避免**P**的晶界偏聚。当**P**含量低时, **B**含量相应降低, 因为**B**过高会对强度影响较大。

Zr: 0.0005-0.015%, 细化原始奥氏体晶粒, 减轻晶间杂质元素的浓度。

P: 在钢中为杂质元素, 要求 $\leq 0.02\%$ 。

S: 在钢中为杂质元素, 形成**MnS**严重影响扩孔率, 要求 $\leq 0.004\%$ 。

Al: 在钢中起到了脱氧作用和细化晶粒的作用, 要求**Al:** 0.015-0.045 %。

N: 在钢中为杂质元素, 要求 $\leq 0.005\%$ 。过高容易导致板坯表面裂纹或气泡。

Nb: 为析出强化元素, 起到细化晶粒和调节强度的作用, 要求分布在0.02-0.04%之间, 过低对强度增加不明显, 过高则塑性下降较多。**Nb**细化晶粒, 对组织均匀性有一定益处。

本发明在制造工艺方面, 力求降低钢中的**S**、**P**的宏观偏析和微观偏析。连铸工艺采用较快速的冷却, 每公斤钢的喷水量 ≥ 0.65 升水, 以细化铸态组织和减轻局部偏析的程度, 喷水终止温度 $\leq 800^{\circ}\text{C}$ 。这种工艺有利于获得均匀的铸态组织。热轧工艺采用 $1100-1250^{\circ}\text{C}$ 再加热、**Ar3**以上终轧后, 采用先空冷后水冷的冷却方式, 保证在 $780-800^{\circ}\text{C}$ 之间一定的缓冷保持时间, 从而获得相间析出的规则排列微细析出相。退火采用 $\text{Ac3}+30^{\circ}\text{C}$ 以上的保温温度, 采用较高的一次冷却温度和较高的快冷开始温度, 以限制铁素体的形成量过高, 或**C**在高温区的再分配过于充分, 以避免铁素体相过多或铁素体相过软导致的硬度偏低。快冷要求以 $40-120^{\circ}\text{C/s}$ 的冷却速度, 冷却到 $200-400^{\circ}\text{C}$ 之间, 以保证必要的强度; 在 $200-400^{\circ}\text{C}$

之间回火，给残余奥氏体、贝氏体以形成的机会。最终产品拥有好的延伸率和扩孔率，从而具有好的成形性。

本发明高成形性的冷轧超高强度钢板、钢带的制造方法，其包括如下步骤：

1) 冶炼、铸造

按上述成分冶炼、铸造，连铸坯采用快速冷却，每公斤钢的喷水量 ≥ 0.65 升水，喷水终止温度 $\leq 800^{\circ}\text{C}$

2) 热轧

采用 $1100-1250^{\circ}\text{C}$ 加热，0.6小时以上的保温时间，通过 Ar3 以上温度热轧，轧后首先空冷，在 $700-800^{\circ}\text{C}$ 之间保持缓冷状态5s以上，然后快速冷却，卷取温度 $500\sim 600^{\circ}\text{C}$ ；

3) 冷轧：40-65%压下率；

4) 退火

$820-880^{\circ}\text{C}$ 保温，以 $v1=5-20^{\circ}\text{C/s}$ 冷却到快冷开始温度，快冷开始温度 $\geq 820-10\times v1$ ，快冷以 $40-120^{\circ}\text{C/s}$ 的速度冷却到 $200-450^{\circ}\text{C}$ ，经过 $250-450^{\circ}\text{C}$ 回火100-400s后，再经过0-0.3%平整。

优选的，连铸坯采用快速冷却，每公斤钢的喷水量 ≥ 0.7 升水，喷水终止温度 $\leq 800^{\circ}\text{C}$ 。

优选的，步骤2) 热轧工序中，采用 $1100-1200^{\circ}\text{C}$ 加热，0.8-1.2小时的保温时间，通过 Ar3 以上温度热轧，轧后首先空冷，在 $700-800^{\circ}\text{C}$ 之间保持缓冷状态10s以上，然后快速冷却，卷取温度 $500\sim 600^{\circ}\text{C}$ 。

优选的，步骤4) 退火工序中，保温温度 $830-860^{\circ}\text{C}$ ，以 $v1=5-20^{\circ}\text{C/s}$ 冷却到快冷开始温度，快冷开始温度 $\geq 820-10\times v1$ 冷却速度，以 $40-120^{\circ}\text{C/s}$ 的速度冷却到 $240-400^{\circ}\text{C}$ ，经过 $270-400^{\circ}\text{C}$ 回火100-400s后，再经过0-0.3%平整。

本发明冷轧高强度双相带钢的制造工艺如下：

本发明冶炼和铸造过程中，获得要求的合金成分，尽量降低S、P的含量；连铸坯采用快速冷却，尽量减小偏析：每公斤钢的喷水量 ≥ 0.65 升水，以细化铸态组织和减轻局部偏析的程度，喷水终止温度 $\leq 800^{\circ}\text{C}$ 。

退火工序中， $820-880^{\circ}\text{C}$ 保温，较高的均热温度，目的获得更加均匀的组织，以 $v1=5-20^{\circ}\text{C/s}$ 冷却到快冷开始温度。快冷开始温度 $\geq 820-10\times v1$ 。即快冷

开始温度的高低和V1的冷却速度有关，如果V1冷却速度较快，铁素体相的形成较少，C扩散有限，则快冷开始温度可以低一些。如果V1较低，铁素体易于形成，也易于软化，则快冷开始温度必须高。快冷以40-120°C/s的速度冷却到200-450°C，经过250-450°C回火100-400s后，再经过0-0.3%平整。快冷保证充分的强度，回火段保证残余奥氏体和贝氏体的形成。平整保证必要的板形。

本发明冷轧超高强钢板（带）厚度为0.8-2.3mm。

本发明冷轧超高强钢板（带）的性能特征为：抗拉强度 $\geq 980\text{MPa}$ ，高延性（强塑积即抗拉强度 $\times$ 延伸率 ≥ 17000 ），高扩孔率（扩孔率 $\geq 45\%$ ），具备高拉伸性和高扩孔率的特性，因此性能均衡，特别适合高强度汽车零部件的成形。该钢的组织特点是组织细小、均匀，铁素体晶粒直径 ≤ 10 微米，钢中含有的主要组织为铁素体、贝氏体、马氏体还含有少量（体积百分数10%以下）残余奥氏体。铁素体晶粒均匀分布于钢中，贝氏体呈短条状析出，贝氏体条之间无碳化物析出。残余奥氏体分散存在于贝氏体条之间或铁素体晶粒之间的空隙处。马氏体分散分布于组织中。

本发明的有益效果：

与现有技术相比，本发明钢的具有很高的强度和良好的成形性，其延伸率和扩孔率均很优良，其抗拉强度 $\geq 980\text{MPa}$ ，高延性（强塑积即抗拉强度 $\times$ 延伸率 ≥ 17000 ），高扩孔率（扩孔率 $\geq 45\%$ ），具备高拉伸性和高扩孔率的特性，实现了强度、延伸率和扩孔率的性能均衡性，特别适合高强度汽车零部件的成形，很好地适应多种汽车零部件制造的需要。

本发明的最佳实施方式

下面结合实施例对本发明做进一步说明。

表1为本发明钢实施例的化学成分，本发明钢实施例的制造工艺如表2所示，本发明钢经冶炼、热轧、冷轧、退火和平整后得到的强度如表3所示。

从表3可以看出，按照本发明可以制造出强度980Mpa以上的高强度冷轧钢板（带），其延伸率好，扩孔率好。在成分设计、资源节约和制造难易程度和最终获得的结果等各方面不同于现有发明且优于现有发明。

表1 本发明钢的化学成分（wt%）

实 施 例	C	Si	Mn	Mo	Zr	P	S	Al	N	Nb	Ti	B
A1	0.15	1.0	1.8	0.10	0.005	0.008	0.005	0.015	0.005	0.035	0.04	0.0003
A2	0.18	2.0	1.6	0.15	0.010	0.015	0.004	0.040	0.004	0.030	0.03	0.0006
A3	0.2	1.7	2.0	0.18	0.015	0.010	0.003	0.030	0.003	0.025	0.02	0.004
A4	0.24	1.6	2.2	0.35	0.020	0.012	0.001	0.025	0.0025	0.02	0.025	0.0008
A5	0.28	1.8	2.4	0.40	0.018	0.006	0.002	0.045	0.0015	0.015	0.05	0.0009
A6	0.30	1.4	2.6	0.22		0.010	0.001	0.025	0.0025	0.02	0.025	0.0005
A7	0.32	1.2	2.1	0.25	0.007	0.018	0.002	0.023	0.0045	0.04	0.035	0.001
A8	0.35	0.8	1.7	0.3	0.012	0.02	0.0015	0.027	0.0035	0.018	0.06	0.0007

表2

实 施 例	保温温 度℃	一 次 冷 却速度 ℃/s	快冷入 口温度 ℃	快冷出 口温度 ℃	快冷 速度 ℃/s	回火 温度 ℃	回火 时间 s	平整率 %
A1	830	5	770	200	120	270	100	0.1
A2	840	7	750	250	80	300	150	0.2
A3	850	10	730	300	60	320	200	0.3
A4	860	15	740	350	40	350	250	0
A5	855	20	720	400	70	420	300	0.15
A6	870	25	740	450	90	450	350	0.25
A7	835	18	745	380	100	400	400	0.3
A8-1	840	13	760	320	110	370	320	0.1
A8-2	880	15	750	350	100	350	250	0.1

表3

实施例	σ_s Mpa	σ_b Mpa	δ %	扩孔率, %
-----	----------------	----------------	------------	--------

A1	640	1040	18	45
A2	680	1090	21	50
A3	750	1120	18	54
A4	800	1150	18	55
A5	850	1180	16	55
A6	900	1270	14	51
A7	960	1320	13	60
A8-1	1050	1430	12	65
A8-2	1040	1410	13	60

权利要求

1. 一种高成形性的冷轧超高强度钢板、钢带，其成分重量百分比为：C：0.15-0.35%，Si：1.0-2.0%，Mn：1.6-2.6%，Mo：0.1-0.4%， $P \leq 0.02\%$ ， $S \leq 0.004\%$ ， $N \leq 0.005\%$ ，Nb：0.015-0.04%，Ti：0.02-0.06%，Al：0.015-0.045%，B：0.0003-0.001%，且， $B \geq P\%/30$ ，其余为Fe和不可避免杂质。

2. 如权利要求1所述的高成形性的冷轧超高强度钢板、钢带，其特征是，其成分重量百分比为：C：0.17-0.32%，Si：1.2-1.8%，Mn：1.8-2.5%，Mo：0.15-0.4%， $P \leq 0.012\%$ ， $S \leq 0.002\%$ ， $N \leq 0.005\%$ ，Nb：0.015-0.04%，Ti：0.02-0.06%，Al：0.015-0.045%，B：0.0003-0.001%，并且 $B \geq P\%/30$ ，其余Fe和不可避免杂质。

3. 如权利要求1或2所述的高成形性的冷轧超高强度钢板、钢带，其特征是，还包括Zr：0.005-0.015%，重量百分比计。

4. 如权利要求1或2所述的高成形性的冷轧超高强度钢板、钢带，其特征是，所述冷轧超高强钢板、钢带的抗拉强度 $\geq 980\text{MPa}$ ，强塑积即抗拉强度 $\times$ 延伸率 ≥ 17000 ，扩孔率 $\geq 45\%$ 。

5. 如权利要求1~4任一项所述的高成形性的冷轧超高强度钢板、钢带，其特征是，所述冷轧超高强钢板、钢带的组织特点是：铁素体晶粒直径 ≤ 10 微米，主要组织为铁素体、贝氏体、马氏体及体积百分数10%以下残余奥氏体。

6. 如权利要求1或2所述的高成形性的冷轧超高强度钢板带的制造方法，其特征是，包括如下步骤：

1) 冶炼、铸造

按权利要求1或2的成分冶炼、铸造，连铸坯采用快速冷却，每公斤钢的喷水量 ≥ 0.65 升水，喷水终止温度 $\leq 800^\circ\text{C}$ ；

2) 热轧

采用1100-1250 $^\circ\text{C}$ 加热，0.6小时以上的保温时间，通过Ar3以上温度热轧，轧后首先空冷，在700-800 $^\circ\text{C}$ 之间保持缓冷状态5s以上，然后快速冷却，卷取温度500~600 $^\circ\text{C}$ ；

3) 冷轧：40-65%压下率；

4) 退火

820-880℃保温，以 $v_1=5-20^{\circ}\text{C/s}$ 冷却到快冷开始温度，快冷开始温度 $\geq 820-10 \times v_1$ ，快冷以 $40-120^{\circ}\text{C/s}$ 的速度冷却到 $200-450^{\circ}\text{C}$ ，经过 $250-450^{\circ}\text{C}$ 回火100-400s后，再经过0-0.3%平整。

7. 如权利要求6所述的高成形性的冷轧超高强度钢板、钢带的制造方法，其特征是，连铸坯采用快速冷却，每公斤钢的喷水量 ≥ 0.7 升水，喷水终止温度 $\leq 800^{\circ}\text{C}$ 。

8. 如权利要求6所述的高成形性的冷轧超高强度钢板、钢带的制造方法，其特征是，步骤2)热轧工序中，采用 $1100-1250^{\circ}\text{C}$ 加热，0.8-1.2小时的保温时间，通过Ar3以上温度热轧，轧后首先空冷，在 $700-800^{\circ}\text{C}$ 之间保持缓冷状态10s以上，然后快速冷却，卷取温度 $500\sim 600^{\circ}\text{C}$ 。

9. 如权利要求6所述的高成形性的冷轧超高强度钢板、钢带的制造方法，其特征是，步骤4)退火工序中，保温温度 $830-860^{\circ}\text{C}$ ，以 $v_1=5-20^{\circ}\text{C/s}$ 冷却到快冷开始温度，快冷开始温度 $\geq 820-10 \times v_1$ 冷却速度，以 $40-120^{\circ}\text{C/s}$ 的速度冷却到 $240-400^{\circ}\text{C}$ ，经过 $270-400^{\circ}\text{C}$ 回火100-400s后，再经过0-0.3%平整。

10. 如权利要求6所述的高成形性的冷轧超高强度钢板、钢带的制造方法，其特征是，所述冷轧超高强度钢板、钢带的成分中还包括Zr：0.005-0.015%，重量百分比计。

11. 如权利要求6或10所述的高成形性的冷轧超高强度钢板、钢带的制造方法，其特征是，所述冷轧超高强度钢板、钢带的厚度为0.8-2.3mm。

12. 如权利要求6或10或11所述的高成形性的冷轧超高强度钢板、钢带的制造方法，其特征是，所述冷轧超高强钢板、钢带的抗拉强度 $\geq 980\text{MPa}$ ，强塑积即抗拉强度 $\times$ 延伸率 ≥ 17000 ，扩孔率 $\geq 45\%$ 。

13. 如权利要求6或10或11或12所述的高成形性的冷轧超高强度钢板、钢带的制造方法，其特征是，所述冷轧超高强钢板、钢带的组织特点是：铁素体晶粒直径 ≤ 10 微米，主要组织为铁素体、贝氏体、马氏体及体积百分数10%以下残余奥氏体。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/CN2015/070666

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

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)

CNABS; WPI; EPODOC; CNKI: steel plate, steel strip, hole expansion rate, steel, plate, sheet, cold roll+, C, carbon, Si, silicon, Mn, manganese, Mo, molybdenum, Nb, niobium, Ti, titanium, Al, aluminum, B, boron, formability, forming, expanding, enlarging, strength

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	CN 103857820 A (JFE STEEL CORPORATION), 11 June 2014 (11.06.2014), claims 1, 4 and 8, and description, tables 1 and 5	1-13
X	CN 104040010 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION), 10 September 2014 (10.09.2014), claim 1	1-3
A	US 2008099109 A1 (HYUNDAI MOTOR CO., LTD.), 01 May 2008 (01.05.2008), the whole document	1-13
A	JP 2006124798 A (NIPPON STEEL CORP.), 18 May 2006 (18.05.2006), the whole document	1-13

☐ 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
05 June 2015 (05.06.2015)

Date of mailing of the international search report
02 July 2015 (02.07.2015)

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
LIU, Tong
Telephone No.: (86-10) 62084785

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.

PCT/CN2015/070666

Patent Documents referred in the Report	Publication Date	Patent Family	Publication Date
CN 103857820 A	11 June 2014	WO 2013051160 A1	11 April 2013
		EP 2757171 A1	23 July 2014
		KR 20140074981 A	18 June 2014
		US 2014377584 A1	25 December 2014
		IN 201400631 P2	09 May 2014
CN 104040010 A	10 September 2014	US 2014342185 A1	20 November 2014
		WO 2013105638 A1	18 July 2013
		TW 201345627 A	16 November 2013
		EP 2803747 A1	19 November 2014
		KR 20140102755 A	22 August 2014
		CA 2862257 A1	18 July 2013
		JP 5545414 B2	09 July 2014
		IN 201405414 P1	27 March 2015
		VN 39748 A	27 October 2014
		MX 2014008428 A	31 October 2014
US 2008099109 A1	01 May 2008	JP 2008115454 A	22 May 2008
		KR 100931140 B1	10 December 2009
		DE 102006058917 A1	08 May 2008
		KR 20080038753 A	07 May 2008
JP 2006124798 A	18 May 2006	JP 4430511 B2	10 March 2010

国际检索报告

国际申请号

PCT/CN2015/070666

A. 主题的分类

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))

CNABS; WPI; EPODOC; CNKI:钢板, 钢带, 冷轧, 碳, 硅, 锰, 钼, 铌, 钛, 铝, 硼, 成形性, 扩孔率, 强度, steel, plate, sheet, cold roll+, C, carbon, Si, silicon, Mn, manganese, Mo, molybdenum, Nb, niobium, Ti, titanium, Al, aluminum, B, boron, formability, forming, expanding, enlarging, strength

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 103857820 A (杰富意钢铁株式会社) 2014年 6月 11日 (2014 - 06 - 11) 权利要求1、4和8, 说明书表1、表5	1-13
X	CN 104040010 A (新日铁住金株式会社) 2014年 9月 10日 (2014 - 09 - 10) 权利要求1	1-3
A	US 2008099109 A1 (HYUNDAI MOTOR CO LTD) 2008年 5月 1日 (2008 - 05 - 01) 全文	1-13
A	JP 2006124798 A (NIPPON STEEL CORP) 2006年 5月 18日 (2006 - 05 - 18) 全文	1-13

☐ 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

2015年 6月 5日

国际检索报告邮寄日期

2015年 7月 2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)
北京市海淀区蓟门桥西土城路6号
100088 中国

传真号 (86-10)62019451

受权官员

刘彤

电话号码 (86-10)62084785

国际检索报告
关于同族专利的信息

国际申请号

PCT/CN2015/070666

检索报告引用的专利文件				同族专利			公布日 (年/月/日)
							公布日 (年/月/日)
CN	103857820	A	2014年 6月 11日	WO	2013051160	A1	2013年 4月 11日
				EP	2757171	A1	2014年 7月 23日
				KR	20140074981	A	2014年 6月 18日
				US	2014377584	A1	2014年 12月 25日
				IN	201400631	P2	2014年 5月 9日
CN	104040010	A	2014年 9月 10日	US	2014342185	A1	2014年 11月 20日
				WO	2013105638	A1	2013年 7月 18日
				TW	201345627	A	2013年 11月 16日
				EP	2803747	A1	2014年 11月 19日
				KR	20140102755	A	2014年 8月 22日
				CA	2862257	A1	2013年 7月 18日
				JP	5545414	B2	2014年 7月 9日
				IN	201405414	P1	2015年 3月 27日
				VN	39748	A	2014年 10月 27日
US	2008099109	A1	2008年 5月 1日	MX	2014008428	A	2014年 10月 31日
				JP	2008115454	A	2008年 5月 22日
				KR	100931140	B1	2009年 12月 10日
				DE	102006058917	A1	2008年 5月 8日
JP	2006124798	A	2006年 5月 18日	KR	20080038753	A	2008年 5月 7日
				JP	4430511	B2	2010年 3月 10日

表 PCT/ISA/210 (同族专利附件) (2009年7月)