

(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 9 月 29 日 (29.09.2016)



(10) 国际公布号
WO 2016/150116 A1

- (51) 国际专利分类号:
C22C 38/14 (2006.01) C21D 8/10 (2006.01)
- (21) 国际申请号: PCT/CN2015/089696
- (22) 国际申请日: 2015 年 9 月 16 日 (16.09.2015)
- (25) 申请语言: 中文
- (26) 公布语言: 中文
- (30) 优先权:
201510125587.3 2015 年 3 月 20 日 (20.03.2015) 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: 柏明卓 (BAI, Mingzhuo); 中国上海市宝山区富锦路 885 号, Shanghai 201900 (CN)。 郑磊 (ZHENG, Lei); 中国上海市宝山区富锦路 885 号, Shanghai 201900 (CN)。 孙磊磊 (SUN, Leilei); 中国上海市宝山区富锦路 885 号, Shanghai 201900 (CN)。 徐国栋 (XU, Guodong); 中国上海市宝山区富锦路 885 号, Shanghai 201900 (CN)。 吴扣根 (WU, Kougen); 中国上海市宝山区富锦路 885 号, Shanghai 201900 (CN)。 许海生 (XU, Haisheng); 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,

[见续页]

(54) Title: X80 PIPELINE STEEL WITH GOOD STRAIN-AGING PERFORMANCE, PIPELINE TUBE AND METHOD FOR PRODUCING SAME

(54) 发明名称: 具有良好抗应变时效性能的 X80 管线钢、管线管及其制造方法

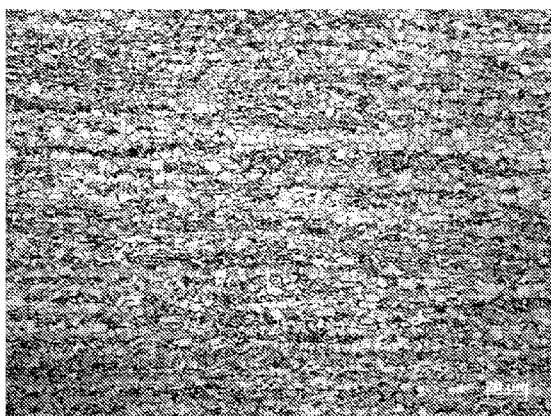


图 2

(57) Abstract: A X80 pipeline steel with good strain-aging performance comprises (wt. %) : C: 0.02-0.05 %; Mn: 1.30-1.70 %; Ni: 0.35-0.60 %; Ti: 0.005-0.020 %; Nb: 0.06-0.09 %; Si: 0.10-0.30 %; Al: 0.01-0.04 %; N≤0.008 %; P≤0.012 %; S≤0.006 %; Ca: 0.001-0.003 %, and balance iron and unavoidable impurities.

(57) 摘要: 一种具有良好抗应变时效性的 X80 管线钢, 其化学元素质量百分比含量为: C: 0.02-0.05 %; Mn: 1.30-1.70 %; Ni: 0.35-0.60 %; Ti: 0.005-0.020 %; Nb: 0.06-0.09 %; Si: 0.10-0.30 %; Al: 0.01-0.04 %; N≤0.008 %; P≤0.012 %; S≤0.006 %; Ca: 0.001-0.003 %, 其余为 Fe 和其他不可避免的杂质。



WO 2016/150116 A1



RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, **本国际公布:**

CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, — 包括国际检索报告(条约第 21 条(3))。
TG)。

具有良好抗应变时效性能的 X80 管线钢、管线管及其制造方法

技术领域

本发明涉及一种钢材，尤其涉及一种管线钢。本发明还涉及了一种由该管线钢制成的管线管及其制造方法。

背景技术

由于极寒冷地区的温度十分低，因此，应用于该地区的管线管需要具备良好的低温韧性，例如，需要通过-45℃的落锤撕裂试验（Drop-Weight Tear Test, DWTT），以满足极低温度下抗韧性断裂的要求。同时，由于极寒地区存在着永久冻土带，地面随着气候的变化会有起伏升降，埋设于这种地区的管道通常需要根据管道的应变来进行设计，也就是说，在这一地区内的管道必须具有良好的抗应变性能。

在管线管生产过程中，一般先由钢板冷成型制成钢管，然后进行热涂防腐层。涂覆过程一般在 180-250℃温度下进行 5-10min，这个过程中会发生应变时效，即钢中溶质元素容易扩散并与位错交互作用，形成柯氏气团钉扎位错，造成钢的韧性和塑性的降低，因此应变时效会改变钢管的性能，使得钢板的抗应变能力下降。为此，冻土地区基于应变设计的管线管还要具有良好的抗应变时效能力。

公开号为 CN101611163A，公开日为 2009 年 12 月 23 日，名称为“具有优良的抗应变时效性的低屈服比双相钢管线管”的中国专利文献公开了一种双相钢管线管。该专利文献所公开的双相钢管线管包括（以质量百分比含量计）：0.05- 0.12 %的碳；0.005- 0.03 %的铌；0.005 -0.02%的钛；0.001 -0.01%的氮；0.01 -0.5%的硅；0.5-2.0 %的锰；和总量少于 0.15 %的钼、铬、钒和铜。该双相钢具有由铁素体构成的第一相和包含选自碳化物、珠光体、马氏体、下贝氏体、粒状贝氏体、上贝氏体和退化上贝氏体中的一种或多种组分的第二相。在第一相中的溶质碳的质量百分比含量为约 0.01 %或更少。但是上述中国专利文献所公开的双相钢既没有涉及基于应变设计要求的抗大应变性能，也不具备满足抗极低温度断裂韧性要求的 DWTT 性能。

公开号为 CN103572025A，公开日为 2014 年 2 月 12 日，名称为“一种

低成本 X52 管线钢的生产方法及管线钢”的中国专利文献。此专利文献记载了一种一种抗应变时效的管线钢及其制造方法。该制造方法包括将铁水进行脱硫、转炉冶炼、连铸成管线钢连铸坯，还包括将所述管线钢连铸坯均热至 1160-1200℃、利用粗轧机对所述管线钢连铸坯进行 3-7 道次粗轧，得到中间坯、利用精轧机对中间坯进行 4-7 道次精轧，最后以 50-100℃/s 的冷却速度将精轧后的管线钢快速冷却至 550-610℃，卷取后获得管线钢成品。

发明内容

本发明的目的在于提供一种具有良好抗应变时效性能的 X80 管线钢，其具有优异的抗低温断裂韧性，优良的基于应变设计的抗大变形性能和良好的抗应变时效性能。

为了实现上述目的，本发明提出了一种具有良好抗应变时效性能的 X80 管线钢，其化学元素质量百分比含量为：

C: 0.02-0.05%;

Mn: 1.30-1.70%;

Ni: 0.35-0.60%;

Ti: 0.005-0.020%;

Nb: 0.06-0.09%;

Si: 0.10-0.30%;

Al: 0.01-0.04%;

N≤0.008%;

P≤0.012%;

S≤0.006%;

Ca: 0.001-0.003%;

其余为 Fe 和其他不可避免的杂质。

本发明所述的具有良好抗应变时效性能的 X80 管线钢中的各化学元素的设计原理为：

碳： C 元素作为间隙原子在钢中固溶，其能够起固溶强化的作用。由 C 元素所形成的碳化物，还能够起到沉淀强化的作用。但是在本技术方案中，含量过高的 C 会对钢的韧性和焊接性能产生不利的影响。为了保证优良的低

温韧性，本发明所述的 X80 管线钢中的 C 含量应该控制在 0.02-0.05 % 范围之内。

锰：Mn 是低合金高强钢的基本合金元素，其能够通过固溶强化来提高钢材的强度，其还可以补偿钢中因 C 含量降低而引起的强度损失。Mn 还是扩大 γ 相区的元素，可降低钢的 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变温度，有助于钢板在冷却时获得细小的相变产物，从而提高钢的韧性。因此，在本发明的技术方案中，需要控制 Mn 的质量百分比含量为 1.30-1.70%。

镍：Ni 是重要的韧化元素。添加一定量的 Ni 元素可以提高钢的强度，更重要的是，Ni 还可以降低钢的韧脆转变温度点，从而提高钢在低温条件下的韧性。为此，本发明所述的 X80 管线钢中的 Ni 的含量限定为 0.35-0.60%。

钛：Ti 是重要的微合金元素。Ti 可以与钢水中游离态的 N 元素结合形成 TiN，同时，Ti 在固相钢中还可以形成 Ti 的碳氮化物，以阻碍奥氏体晶粒的长大，从而有利于细化组织。正因为如此，Ti 元素可以改善钢的焊接热影响区的冲击韧性，有利于钢的焊接性能。但是 Ti 的含量过高会增加碳氮化钛的固溶度积，使得析出粒子粗大而不利于细化组织。因而，基于本发明的技术方案，需要将 Ti 的含量控制为 0.005-0.020%。

铌：Nb 能够显著地提高钢的再结晶终止温度，为非再结晶区轧制提供更宽的变形温度范围，使得形变奥氏体组织在相变时转变成更为细小的相变产物，以有效地细化晶粒，从而提高钢板的强度和韧性。在轧后冷却阶段，Nb 以碳氮化物的形式弥散析出，在提高钢的强度的前提下还不损失钢的韧性。故将本发明的 X80 管线钢中的 Nb 的质量百分比含量控制在 0.06-0.09% 之间。

硅：Si 是炼钢脱氧的必要元素，其在钢中具有一定的固溶强化作用。可是，过高含量的 Si 会影响钢的韧性，并使得钢的焊接性能变差。基于本发明的技术方案，需要将 X80 管线钢中的 Si 的添加量控制为 0.10-0.30%。

铝：Al 是炼钢的脱氧元素。此外，添加适量的 Al 有利于细化钢中的晶粒，从而改善钢材的强韧性能。鉴于此，在本发明的技术方案中需要将 Al 元素的含量设定为 0.010-0.040%。

钙：通过 Ca 处理可以控制钢中硫化物的形态，以提高钢的低温韧性。在本发明的技术方案中，当 Ca 含量少于 0.001wt.% 时，其不能起到提高低温

韧性的效果，而当 Ca 含量过高时，则会使得 Ca 的夹杂物增多且夹杂物的尺寸增大，对钢的韧性造成损害。因此，本发明所述的 X80 管线钢中的 Ca 含量为 0.001-0.003wt.%。

氮、磷、硫：在本发明的技术方案中，由于 N、P 和 S 容易在钢中形成偏析、夹杂等缺陷，进而恶化管线钢的焊接性能、冲击韧性和抗 HIC 性能。因此，其均属于杂质元素。为了保证钢板具有良好的低温韧性，需要将以上杂质元素控制在相对较低的水平，其中，N 控制为 $\leq 0.008\%$ ，P 控制为 $\leq 0.012\%$ ，S 控制为 $\leq 0.006\%$ 。

本发明的技术方案采用了 C-Mn-Cr-Ni-Nb 系的成分设计，即采用了低含量的 C 结合高含量的 Ni 和 Nb 的成分体系。其中，低含量的 C 可以提高钢管的低温韧性，高含量的 Ni 在提高钢板强度的同时还可以提高钢的韧性，并大大降低钢板的韧脆转变温度。高含量的 Nb 则可以提高钢的再结晶温度，并可以形成 Nb (C, N) 的沉淀粒子，从而细化组织，进而在提高强度的同时也相应地提高钢的韧性。

相较于现有的 X80 管线钢通常都加入 Mo 元素，本发明的管线钢中并没有添加 Mo，关键原因是：虽然在管线钢中 Mo 元素能有效提高钢的强度，但是其也容易导致在钢的组织中形成 MA 马奥组元，从而影响钢在低温状态下的 DWTT 性能。本发明的技术方案通过高含量的 Nb 和 Ni 的成分设计，充分补偿了钢的强度，从而使得本发明的 X80 管线钢在保证一定强度的同时，还具备了优良的低温 DWTT 性能。

进一步地，本发明所述的具有良好抗应变时效性能的 X80 管线钢中还含有 $0 < \text{Cr} \leq 0.30\text{wt.}\%$ 。

铬：Cr 是合金钢的重要的强化元素。对于较厚规格的管线钢来说，Cr 元素可代替贵元素 Mo 来提高钢板的淬透性，这样，有助于在钢中得到强度较高的贝氏体组织。可是，Cr 的添加量过多会不利于钢材的焊接性能和低温韧性。鉴于此，本发明的 X80 管线钢中可以添加一定含量的 Cr 元素，其质量百分比含量需要控制为： $0 < \text{Cr} \leq 0.30\text{wt.}\%$ 。

进一步地，本发明所述的具有良好抗应变时效性能的 X80 管线钢的微观组织为多边形铁素体+针状铁素体+贝氏体。

上述管线钢的微观组织可以看作是“双相复合组织”，其中细小的多边形

铁素体为软相组织，而细小的针状铁素体+贝氏体构成了硬相组织。因此，在钢管变形时会发生“软相优先发生塑变→强化→应力集中→硬相随后发生塑变”的过程。这一过程可以通过钢的微观组织的连续屈服来避免变形集中发生在局部区域而造成钢管在受力场中的失稳，以提高钢管的整体变形能力。而正是具有上述微观组织的钢才能够满足冻土等地质不稳定区域基于应变设计的需求，此类微观组织能够使得本发明的管线钢兼具合适的屈服强度、抗拉强度和低屈强比，以及连续的应力应变曲线和均匀的延伸率。本技术方案限定的这种微观组织有利于提升钢管的抗应变性能，同时细小的多边形铁素体组织和细小的针状铁素体组织能够分割贝氏体组织，避免贝氏体组织呈连续带状的粗大组织，由此来提高钢板的 DWTT 性能。本发明采用的是低含量的 C 结合高含量的 Ni 的成分设计，可以充分细化上述多边形铁素体+（针状铁素体+贝氏体）的“双相复合组织”，这是本发明所述的管线钢能够在-45℃极低温度下仍具备满足 DWTT 性能 $SA\% \geq 85\%$ 的关键因素。

更进一步地，上述多边形铁素体所占的相比例（面积比）为 25-40%。

本发明的另一目的在于提供一种管线管，该管线管由上文所提及的具有良好抗应变时效性能的 X80 管线钢制成。故而，该管线管也具备有优异的抗低温断裂韧性，优良的基于应变设计的抗大变形性能和良好的抗应变时效性能，其适合于极寒冷地区和冻土地区的铺设。

相应地，本发明还提供了上述管线管的制造方法，该制造方法包括步骤：冶炼、铸造、铸坯加热、分阶段轧制、延迟变速冷却和制管。

进一步地，在本发明所述的管线管的制造方法中，上述铸造步骤采用连铸，连铸后的钢坯厚度与完成分阶段轧制后的钢板厚度之比 ≥ 10 。

本发明的技术方案采用了连铸工艺生产钢坯，钢坯厚度需要保证连铸后的钢坯厚度与完成轧制后的钢板厚度之比达到 10 倍以上，即 $t_{\text{坯}}/t_{\text{板}} \geq 10$ ，这样，才能保证在分阶段轧制中的每一个轧制阶段都能够分配到充分的压缩比，使得钢板组织在轧制过程中充分细化，从而提高钢板的韧性。本技术方案没有对该厚度比的上限进行限定，因为该参数是在制造工艺允许的范围内越大越好。

进一步地，在本发明所述的管线管的制造方法中，在上述铸坯加热步骤，钢坯以 T 开尔文的温度进行再加热， $T = 7510 / (2.96 - \log[Nb][C]) + 30$ ，其中[Nb]、

[C]分别表示 Nb 和 C 的质量百分含量。

进一步地，在本发明所述的管线管的制造方法中，上述分阶段轧制步骤包括第一阶段轧制和第二阶段轧制，在第一阶段轧制将钢坯厚度轧制为 $4t_{\text{板}} - 0.4t_{\text{坯}}$ ，其中 $t_{\text{板}}$ 表示完成轧制步骤后的钢板厚度， $t_{\text{坯}}$ 表示连铸后的钢坯厚度。

分阶段轧制步骤包括第一阶段轧制和第二阶段轧制，是为了保证充分的再结晶细化和非再结晶细化，为了确保粗轧压缩比大于 60%，第一阶段轧制后的中间坯厚度应满足 $4t_{\text{板}} - 0.4t_{\text{坯}}$ 。另一方面，控制第一阶段轧制后的中间坯厚也是为了确保第二阶段轧制的总变形量，使精轧压缩比大于 75%。

更进一步地，在本发明所述的管线管的制造方法中，上述第一轧制阶段的开始轧制温度为 960-1150℃，上述第二阶段的开始轧制温度为 740-840℃。

钢坯在充分奥氏体化后进行轧制，第一阶段轧制在再结晶区内进行（即在 960-1150℃ 的温度下轧制）和第二阶段轧制在未再结晶区进行（即在 740-840℃ 的温度下轧制）。在 740-840℃ 进行轧制是使未再结晶奥氏体充分细化的关键因素。这也是本发明的技术方案较之于现有的管线钢的制造方法的核心技术所在。

需要说明的是，在第一阶段轧制结束后，中间板坯可以通过冷却水冷却，减少待温时间并保证钢中组织的细化效果。待钢坯返温均匀后，进入第二阶段轧制。

更进一步地，在本发明所述的管线管的制造方法中，在上述第一轧制阶段中，至少有两个道次的单道次压下量 $\geq 15\%$ ，在上述第二轧制阶段中，至少有两个道次的单道次压下量 $\geq 20\%$ 。

本技术方案中未对至少两个道次的单道次压下量设置上限是因为，在生产工艺允许的范围内，该值在下限值以上越大越好。

更进一步地，在本发明所述的管线管的制造方法中，上述第二阶段的终轧温度为 $Ar3 - Ar3 + 40^\circ\text{C}$ 。

需要说明的是，第二阶段轧制的开轧温度根据钢板的轧制节奏以能保证终轧温度的最低温度为宜。

进一步地，在本发明所述的管线管的制造方法中，在上述延迟变速冷却步骤中，完成轧制的钢板先空冷待温 60-100s 至 700-730℃，以使相比例（面积比）为 25-40% 的铁素体析出。

钢板经轧制后，先空冷等待钢板温度降至 700-730℃，是为了使得钢板进入铁素体+奥氏体的双相区，从而令铁素体开始形核析出。由于第二阶段轧制采用的是低温大压下轧制，因此，钢中形核析出的铁素体会十分细小，同时铁素体分布也更为弥散。上述技术方案在钢板第二轧制阶段完成后，并不立即进行 ACC 水冷，而是采取延迟变速冷却的方式，这也是本发明的技术方案区别于现有的管线管的制造方法的关键之处。

更进一步地，在本发明所述的管线管的制造方法中，在上述延迟变速冷却步骤中，相比比例为 25-40%的铁素体析出后，快速水冷至 550-580℃，冷速 25-40℃/s，然后再进入慢速水冷，冷速 18-22℃/s，终冷温度 320-400℃，以令钢中形成最终所需的微观组织，例如，剩余的奥氏体会转变为针状铁素体+贝氏体组织。

基于本发明的技术方案，当钢板快速水冷至 550-580℃时，铁素体转变终止，剩余的未转变的奥氏体会在之后的慢速冷却过程中转变为细小的针状铁素体+贝氏体的硬相组织。该硬相组织优于完全的贝氏体组织的原因是：针状铁素体组织可以分割贝氏体组织的集中带状分布，从而利于提高钢板的韧性。

更进一步地，在本发明所述的管线管的制造方法中，在上述制管步骤中，控制 O 成型压缩率 0.15-0.3%，E 成型扩径率 0.8-1.2%。

压缩率和扩径率是管线钢制管后钢板性能发生变化的关键工艺过程。由于扩径后制管钢板会发生拉伸应变，这种预应变可以提高钢的屈服强度，并在钢中形成大量的残余应力和位错；由此令钢管的屈强比相应提升，均匀延伸率则会降低。当管线管需要进行防腐热涂覆工艺时，钢中的增殖位错会在该工艺所产生的柯垂尔气团效应的影响下引起钢管的时效，即屈强比大幅地增加，而均匀延伸率则进一步地降低。此外，钢的低温韧性也大大降低，钢的拉伸曲线出现在屈服平台或者上下屈服点，这都会使得钢的抗应变能力变差。在制管步骤中，通过增加压缩率，并降低扩径率，来降低钢板制管后预应变的发生率，从而改善管线管的抗应变时效性能。

本发明所述的具有良好抗应变时效性能的 X80 管线钢具有较高的强度和较好的韧性，与此同时，该 X80 管线钢还具有良好的抗大变形性能和优异的抗应变时效性能。

由于本发明所述的具有良好抗应变时效性能的 X80 管线钢中的微观组织为多边形铁素体+（针状铁素体+贝氏体）的软、硬相结合的组织，因此，其具备优良的抗低温断裂韧性，其在-45℃极低温度下仍能够满足 DWTT 性能 $SA\% \geq 85\%$ 。

本发明所述的管线管具有较高的强度，其管体环向屈服强度为 560-650MPa，抗拉强度为 625-825MPa，能够满足高压输送的应力设计要求。

另外，本发明所述的管线管具有良好的抗应变时效性能，时效后的纵向屈服强度达到 510-630MPa，抗拉强度则可以达到 625-770MPa，均匀延伸率 $\geq 6\%$ ，屈强比 ≤ 0.85 ，拉伸曲线呈现为圆顶形的连续屈服曲线，其能够满足基于应变设计的性能要求。

此外，本发明所述的管线管具备优异的抗低温断裂韧性，其在-45℃低温下仍能够满足 DWTT 性能 $SA\% \geq 85\%$ ，因此，该管线管能够满足冻土地区（在极低温度区域）基于应变设计的性能要求。

通过本发明所述的具有良好抗应变时效性能的 X80 管线管的制造方法能够生产获得强度高，抗低温断裂韧性好，抗大变形性能佳且抗应变时效性能优异的管线管。

附图说明

图 1 为本发明所述的具有良好抗应变时效性能的 X80 管线管的制造方法中的延迟变速冷却工艺示意图。

图 2 为本发明所述的具有良好抗应变时效性能的 X80 管线钢的金相图。

具体实施方式

下面将结合附图说明和具体的实施例对本发明所述的具有良好抗应变时效性能的 X80 管线钢、管线管及其制造方法做进一步的解释和说明，然而，该解释和说明并不对本发明的技术方案构成不当限定。

按照下述步骤制造实施例 A1-A6 中的 X80 管线管，实施例 A1-A6 的 X80 管线管中的各化学元素的质量百分比如含量如表 1 所示：

1) 冶炼：钢水冶炼，精炼并控制钢中的各化学元素的质量百分比配比如表 1.所示；

- 2) 铸造：采用连铸方式，连铸后的钢坯厚度与完成轧制后的钢板厚度之比 ≥ 10 ；
- 3) 铸坯加热：钢坯以 T 开尔文的温度进行再加热， $T = 7510 / (2.96 - \log[\text{Nb}][\text{C}]) + 30$ ，其中 $[\text{Nb}]$ 、 $[\text{C}]$ 分别表示 Nb 和 C 的质量百分含量；
- 4) 分阶段轧制步骤：
- 4i) 第一阶段轧制（粗轧）：开始轧制温度为 $960-1150^{\circ}\text{C}$ ，保证至少有两个道次的单道次压下量 $\geq 15\%$ ，控制钢坯厚度轧制为 $4 t_{\text{板}} - 0.4 t_{\text{坯}}$ ，其中 $t_{\text{板}}$ 表示完成轧制步骤后的钢板厚度， $t_{\text{坯}}$ 表示连铸后的钢坯厚度；
- 4ii) 第二阶段轧制（精轧）：开始轧制温度为 $740-840^{\circ}\text{C}$ ，保证至少有两个道次的单道次压下量 $\geq 20\%$ ，控制终轧温度为 $\text{Ar3}-\text{Ar3}+40^{\circ}\text{C}$ ；
- 5) 延迟变速冷却：完成轧制的钢板先空冷待温 $60-100\text{s}$ ，至 $700-730^{\circ}\text{C}$ 后以使相比比例为 $25-40\%$ 的铁素体析出，待相比比例为 $25-40\%$ 的铁素体析出后，快速水冷至 $550-580^{\circ}\text{C}$ ，冷速 $25-40^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ，然后再进入慢速水冷，冷速 $18-22^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ，终冷温度 $320-400^{\circ}\text{C}$ ；图 1 显示了延迟变速冷却工艺的示意图，从图 1 可以看出，钢板轧制完成后，先后经历了冷速各不相同的空冷待温阶段 1、快速水冷阶段 2 和慢速水冷阶段 3。
- 6) 制管：控制 O 成型压缩率 $0.15-0.3\%$ ，E 成型扩径率 $0.8-1.2\%$ 。
- 上述制造方法所涉及各步骤中的具体工艺参数详细参见表 2。

表 1 列出了制成实施例 A1-A6 的管线钢中的各化学元素的质量百分比含量。

表 1. (wt.%, 余量为 Fe 和除了 N、P 和 S 以外的其他不可避免的杂质)

序号	C	Mn	Ni	Ti	Nb	Si	Al	Ca	N	P	S	Cr	PF*(%)
A1	0.030	1.70	0.60	0.017	0.08	0.30	0.033	0.0019	0.006	0.008	0.002	0.30	30
A2	0.040	1.65	0.49	0.014	0.075	0.30	0.030	0.0013	0.005	0.010	0.003	0.30	33
A3	0.045	1.68	0.50	0.009	0.06	0.25	0.030	0.0022	0.004	0.009	0.005	0.25	35
A4	0.045	1.50	0.45	0.012	0.06	0.20	0.025	0.0020	0.004	0.009	0.002	0.10	34
A5	0.045	1.40	0.40	0.011	0.06	0.20	0.030	0.0027	0.004	0.008	0.003	0.20	36
A6	0.050	1.35	0.35	0.008	0.06	0.15	0.020	0.0025	0.003	0.006	0.003	0.15	40

*注：PF (%) 为微观组织中的多边形铁素体的相比比例。

表 2 列出了实施例 A1-A6 中的 X80 管线管的制造方法的工艺参数。

表 2.

序 号	钢坯 厚度	板厚	铸造	再加 热	分阶段轧制								延迟变速冷却								制管	
	(mm)	(m)	R*	加热 温度 T* (K)	第一轧制阶段				第二轧制阶段				空冷 时间 (s)	待冷温 度(℃)	快速水 冷后的 温度 (℃)	快速 水冷 速度 (℃ /s)	慢速 冷却 速度 (℃ /s)	终冷 温度 (℃)				
					第一轧 制阶段 完成后的 板厚 (4 t 板 坯) ~ 0.4t 坯)	开始 轧制 温度 (℃)	轧 制 道 次	多道次 中两个 较大道 次的单 道次压 下量 (%)	开始 轧制 温度 (℃)	轧制 道次	多道次 中两个 较大道 次的单 道次压 下量(%)	终轧 温度 (℃)										
A1	250	17.5	14.3	1376	87	1060	7	17、15	830	15	23、21	760	60	730	550	40	21	320	0.20	1.0		
A2	300	22	13.6	1400	110	1080	7	16、15	800	13	22、20	740	80	700	570	35	21	340	0.25	0.9		
A3	300	28.6	10.5	1388	120	1055	5	15、15	770	9	20、20	730	67	710	550	25	18	360	0.30	0.9		
A4	300	25.4	11.8	1388	120	1063	5	15、15	780	11	20、20	740	100	700	570	27	19	390	0.30	0.9		
A5	300	22	13.6	1388	110	1042	7	16、15	800	13	22、20	740	80	700	580	35	21	360	0.25	0.9		
A6	300	21	14.3	1400	105	1026	7	16、15	800	13	23、21	740	73	700	580	37	21	400	0.25	1.0		

*注：1) R 为连铸后的钢坯厚度与完成轧制后的钢板厚度之比；2) 加热温度 $T=7510/(2.96-\log[\text{Nb}][\text{C}])+30$ ，其中[Nb]、[C]分别表示 Nb 和 C 的质量百分含量。

X80 管线管经过测试后所获得力学性能参数如表 3 所示，表 3 列出了实施例 A1-A6 中的管线管的各项力学性能参数。

表 3 列出了实施例 A1-A6 中的 X80 管线管的各项力学性能参数。

表 3.

序号	横向屈服强度 Rt0.5 (MPa)	横向抗拉强度 Rm (MPa)	横向屈服比 Y/T	纵向屈服强度 Rt0.5 (MPa)	纵向抗拉强度 Rm (MPa)	纵向屈服比 Y/T	均匀延伸率 Uel (%)	拉伸曲线形状	-45℃冲击功 (J)	-45℃DWTT SA%
A1	611	712	0.86	564	699	0.81	7.4	圆顶形	226	100
A2	586	708	0.83	550	686	0.80	8.1	圆顶形	240	96
A3	575	677	0.85	530	670	0.79	8.2	圆顶形	200	85
A4	584	684	0.85	556	670	0.83	7.9	圆顶形	214	87
A5	570	686	0.83	540	686	0.79	8.3	圆顶形	231	92
A6	579	688	0.84	542	673	0.81	8.1	圆顶形	241	93

由表 3 可以看出,本案实施例 A1-A6 中的 X80 管线管具有较高的屈服强度和抗拉强度,其横向屈服强度 $\geq 575\text{Mpa}$,横向抗拉强度 $\geq 677\text{Mpa}$,纵向屈服强度 $\geq 530\text{Mpa}$,纵向抗拉强度 $\geq 670\text{Mpa}$ 。此外,该 X80 管线管还具有良好的低温韧性,其在 -45°C 冲击功达到 200J 以上,均匀伸长率 Uel 达到 7.4% 以上。尤其是,本案实施例 A1-A6 中的管线管还具备优异的抗低温断裂韧性,其在 -45°C 低温下仍能够满足 DWTT 性能 $\text{SA}\% \geq 85\%$ 。

图 2 显示的是实施例 A4 中管线钢的微观组织,从图 2 可以看出,其微观组织为多边形铁素体 (PF) + 针状铁素体 (AF) + 贝氏体 (B) 复合微观组织板,其中,多边形铁素体 (PF) 相比比例为 34%。

对实施例 A1-A6 中的管线管在 200°C 保温情况下进行时间为 5min 的时效试验,模拟防腐涂层中时效过程。X80 管线管经过时效处理后所获得力学性能参数如表 4 所示。

表 4.

序号	横向屈服强度 Rt0.5 (MPa)	横向抗拉强度 Rm (MPa)	横向屈强比 Y/T	纵向屈服强度 Rt0.5 (MPa)	纵向抗拉强度 Rm (MPa)	纵向屈强比 Y/T	均匀延伸率 Uel (%)	拉伸曲线形状	-45 $^{\circ}\text{C}$ 冲击 (J)	-45 $^{\circ}\text{C}$ DWTT SA%
A1	629	715	0.88	561	703	0.80	6.1	圆顶形	214	100
A2	601	710	0.85	559	696	0.80	7.2	圆顶形	236	93
A3	589	696	0.85	546	683	0.80	7.6	圆顶形	211	85
A4	610	695	0.88	563	679	0.83	6.9	圆顶形	216	89
A5	600	689	0.87	560	694	0.81	7.3	圆顶形	221	90
A6	608	691	0.88	559	690	0.81	7.1	圆顶形	223	90

结合表 3 和表 4 的内容可以看出,较之于表 3 所示出的 X80 管线管的各项力学性能参数,经过时效处理(例如,在 200°C 进行模拟涂覆)后的 X80 管线管的屈服强度和抗拉强度均有所提高,屈强比有小幅度的增加,均匀延伸率则略有下降,其仍能满足基于应变设计用的性能要求。此外,上述 X80 管线管在进行拉伸测试时,其拉伸曲线形状仍呈现为圆顶形状,并没有出现屈服平台,这也相应地表明了本案实施例 A1-A6 中的 X80 管线管具备良好的抗应变时效性能。

需要注意的是，以上列举的仅为本发明的具体实施例，显然本发明不限于以上实施例，随之有着许多的类似变化。本领域的技术人员如果从本发明公开的内容直接导出或联想到的所有变形，均应属于本发明的保护范围。

权 利 要 求 书

1. 一种具有良好抗应变时效性能的 X80 管线钢，其特征在于，其化学元素质量百分比含量为：
C: 0.02-0.05%; Mn: 1.30-1.70%; Ni: 0.35-0.60%; Ti: 0.005-0.020%; Nb: 0.06-0.09%; Si: 0.10-0.30%; Al: 0.01-0.04%; $N \leq 0.008\%$; $P \leq 0.012\%$; $S \leq 0.006\%$; Ca: 0.001-0.003%，其余为 Fe 和其他不可避免的杂质。
2. 如权利要求 1 所述的具有良好抗应变时效性能的 X80 管线钢，其特征在于，还含有 $0 < Cr \leq 0.30\text{wt}\%$ 。
3. 如权利要求 1 所述的具有良好抗应变时效性能的 X80 管线钢，其特征在于，其微观组织为多边形铁素体+针状铁素体+贝氏体。
4. 如权利要求 3 所述的具有良好抗应变时效性能的 X80 管线钢，其特征在于，所述多边形铁素体的相比比例为 25-40%。
5. 一种采用如权利要求 1-4 中任意一项所述的具有良好抗应变时效性能的 X80 管线钢制成的管线管。
6. 如权利要求 5 所述的管线管的制造方法，其特征在于，包括步骤：冶炼、铸造、铸坯加热、分阶段轧制、延迟变速冷却和制管。
7. 如权利要求 6 所述的具有良好抗应变时效性能的 X80 管线管的制造方法，其特征在于，所述铸造步骤采用连铸，连铸后的钢坯厚度与完成分阶段轧制后的钢板厚度之比 ≥ 10 。
8. 如权利要求 6 所述的具有良好抗应变时效性能的 X80 管线管的制造方法，其特征在于，在所述铸坯加热步骤，钢坯以 T 开尔文的温度进行再加热， $T = 7510 / (2.96 - \log[Nb][C]) + 30$ ，其中[Nb]、[C]分别表示 Nb 和 C 的质量百分含量。
9. 如权利要求 6 所述的具有良好抗应变时效性能的 X80 管线管的制造方法，其特征在于，所述分阶段轧制步骤包括第一阶段轧制和第二阶段轧制，在第一阶段轧制将钢坯厚度轧制为 $4 t_{\text{板}} \sim 0.4 t_{\text{坯}}$ ，其中 $t_{\text{板}}$ 表示完成轧制步骤后的钢板厚度， $t_{\text{坯}}$ 表示连铸后的钢坯厚度。
10. 如权利要求 9 所述的具有良好抗应变时效性能的 X80 管线管的制造方法，其特征在于，所述第一轧制阶段的开始轧制温度为 $960-1150^{\circ}\text{C}$ ，所述第

二阶段的开始轧制温度为 740-840℃。

11. 如权利要求 9 所述的具有良好抗应变时效性能的 X80 管线管的制造方法，其特征在于，在所述第一轧制阶段中，至少两个道次的单道次压下量 $\geq 15\%$ ，在所述第二轧制阶段中，至少两个道次的单道次压下量 $\geq 20\%$ 。
12. 如权利要求 9 所述的具有良好抗应变时效性能的 X80 管线管的制造方法，其特征在于，所述第二阶段的终轧温度为 $Ar_3 \sim Ar_3 + 40^\circ C$ 。
13. 如权利要求 6 所述的具有良好抗应变时效性能的 X80 管线管的制造方法，其特征在于，在所述延迟变速冷却步骤中，完成轧制的钢板先空冷待温 60-100s 至 700~730℃，以使相比比例为 25-40%的铁素体析出。
14. 如权利要求 13 所述的具有良好抗应变时效性能的 X80 管线管的制造方法，其特征在于，在所述延迟变速冷却步骤中，相比比例为 25-40%的铁素体析出后，快速水冷至 550-580℃，冷速 25-40℃/s，然后再进入慢速水冷，冷速 18-22℃/s，终冷温度 320-400℃。
15. 如权利要求 6 所述的具有良好抗应变时效性能的 X80 管线管的制造方法，其特征在于，在所述制管步骤中，控制 O 成型压缩率 0.15-0.3%，E 成型扩径率 0.8-1.2%。

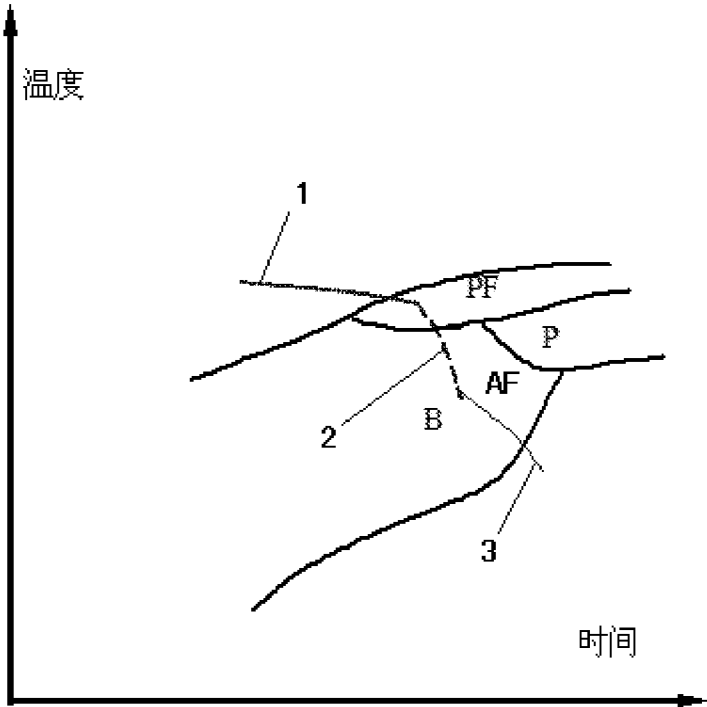


图 1

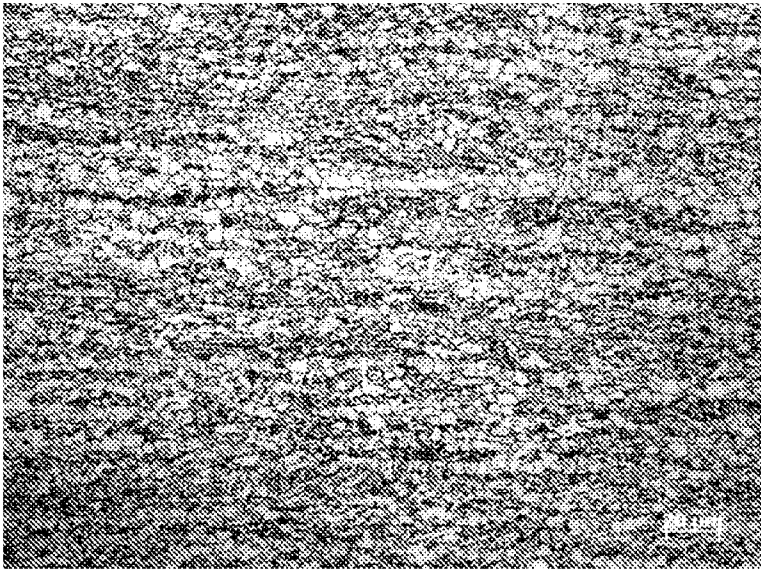


图 2

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/CN2015/089696

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C 38/14 (2006.01) i; C21D 8/10 (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, VEN, CN-PAT, CNKI: niobium, aluminum, Si, Silicon, Silicium, Silicone, Mn, Manganese, Manganous, Manganum, Mangan, Ni, Nickel, Ti, Titanium, Titanic, Ca, calcium, ag+, roll+, cool+

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
PX	CN 104789863 A (BAOSTEEL GROUP CORP.), 22 July 2015 (22.07.2015), claims 1-15	1-15
PX	CN 104805375 A (JIANGYIN XINGCHENG SPECIAL STEEL WORKS CO., LTD.), 29 July 2015 (29.07.2015), claim 1	1, 2
Y	CN 101456034 A (UNIVERSITY OF SCIENCE & TECHNOLOGY BEIJING), 17 June 2009 (17.06.2009), claims 1 and 2	1, 2, 5-13, 15
Y	CN 101845596 A (BAOSTEEL GROUP CORP.), 29 September 2010 (29.09.2010), description, paragraphs 38 and 39	1, 2, 5-13, 15
X	CN 103981462 A (QINGHUANGDAO SHOUQIN METAL MATERIALS CO., LTD. et al.), 13 August 2014 (13.08.2014), claim 1	1, 2
X	JP 2004043911 A (JFE STEEL KK), 12 February 2004 (12.02.2004), claims 1-4	1, 2

☒ 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 02 December 2015 (02.12.2015)	Date of mailing of the international search report 25 December 2015 (25.12.2015)
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 NIE, Xiaoxue Telephone No.: (86-10) 62085018

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/CN2015/089696

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	KR 20120071619 A (POSCO), 03 July 2012 (03.07.2012), the whole document	1-15

International application No.
PCT/CN2015/089696

Form PCT/ISA/210 (patent family annex) (July 2009)

国际检索报告

国际申请号

PCT/CN2015/089696

A. 主题的分类

C22C 38/14(2006.01)i; C21D 8/10(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, VEN, CN-PAT, CNKI:硅, 锰, 镍, 钛, 铌, 铝, 钙, 时效, 轧, 冷, Si, Sillicon, Silicium, Silicone, Mn, Manganese, Manganous, Manganum, Mangan, Ni, Nickel, Ti, Titanium, Titanic, Ca, calcium, ag+, roll+, cool+

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
PX	CN 104789863 A (宝山钢铁股份有限公司) 2015年 7月 22日 (2015 - 07 - 22) 权利要求1-15	1-15
PX	CN 104805375 A (江阴兴澄特种钢铁有限公司) 2015年 7月 29日 (2015 - 07 - 29) 权利要求1	1、2
Y	CN 101456034 A (北京大学) 2009年 6月 17日 (2009 - 06 - 17) 权利要求1、2	1、2、5-13、15
Y	CN 101845596 A (宝山钢铁股份有限公司) 2010年 9月 29日 (2010 - 09 - 29) 说明书第38、39段	1、2、5-13、15
X	CN 103981462 A (秦皇岛首秦金属材料有限公司 等) 2014年 8月 13日 (2014 - 08 - 13) 权利要求1	1、2
X	JP 2004043911 A (JFE STEEL KK) 2004年 2月 12日 (2004 - 02 - 12) 权利要求1-4	1、2

☒ 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 12月 2日

国际检索报告邮寄日期

2015年 12月 25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

授权官员

聂晓雪

电话号码 (86-10)62085018

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
A	KR 20120071619 A (POSCO) 2012年 7月 3日 (2012 - 07 - 03) 全文	1-15

国际检索报告
关于同族专利的信息

国际申请号
PCT/CN2015/089696

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	104789863	A	2015年 7月 22日	无			
CN	104805375	A	2015年 7月 29日	无			
CN	101456034	A	2009年 6月 17日	CN	101456034	B	2011年 2月 16日
CN	101845596	A	2010年 9月 29日	CN	101845596	B	2012年 12月 19日
CN	103981462	A	2014年 8月 13日	无			
JP	2004043911	A	2004年 2月 12日	JP	3972756	B2	2007年 9月 5日
KR	20120071619	A	2012年 7月 3日	无			

表 PCT/ISA/210 (同族专利附件) (2009年7月)