



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 103834874 B

(45) 授权公告日 2016.02.24

(21) 申请号 201210492187.2

CN 102409224 A, 2012.04.11,

(22) 申请日 2012.11.27

CN 102639741 A, 2012.08.15,

WO 2012/108027 A1, 2012.08.16,

(73) 专利权人 宝山钢铁股份有限公司

地址 201900 上海市宝山区富锦路 885 号

审查员 吴亦泉

(72) 发明人 张备 王波 杨剑峰

(74) 专利代理机构 上海开祺知识产权代理有限

公司 31114

代理人 竺明

(51) Int. Cl.

G22C 38/50(2006.01)

G22C 38/58(2006.01)

G22C 33/04(2006.01)

G21D 8/02(2006.01)

(56) 对比文件

CN 102181796 A, 2011.09.14,

权利要求书1页 说明书9页

(54) 发明名称

厚壁高 DWTT 性能 X65-70 海底管线钢及制造方法

(57) 摘要

厚壁高 DWTT 性能的 X65-70 海底管线钢及制造方法,其成分重量百分比为: C:0.03~0.050%, Si ≤ 0.25%, Mn1.47~1.70%, P ≤ 0.010%, S ≤ 0.001%, Ti0.006~0.010%, Cr0.10~0.20%, Cu0.12~0.20%, Ni0.36~0.45%, Al0.025~0.045%, Ca0.0008~0.0025%, N ≤ 0.0035%, O ≤ 0.0025%, Nb0.040~0.050%, 其余为 Fe 和不可避免杂质;且, Ceq = 0.34~0.4, Pcm = 0.13~0.17。采用热轧 TMCP 方式生产,合金成分简单,生产周期短、生产方法简单,钢材成本较低。本发明钢板具有厚规格、高强度、优良的低温冲击韧性和可焊性及良好的 DWTT 性能,可用于海底天然气输送用直缝焊管的铺设。

1. 厚壁高 DWTT 性能 X65-70 海底管线钢,其成分重量百分比为:

C 0.03 ~ 0.050%,

Si \leq 0.25%,

Mn 1.47 ~ 1.70%,

P \leq 0.010%,

S \leq 0.001%,

Ti 0.006 ~ 0.010%,

Cr 0.10 ~ 0.20%,

Cu 0.12 ~ 0.20%,

Ni 0.36 ~ 0.45%,

Al 0.025 ~ 0.045%,

Ca 0.0008 ~ 0.0025%,

N \leq 0.0035%,

O \leq 0.0025%,

Nb 0.040 ~ 0.050%,

其余为 Fe 和不可避免杂质;且, $C_{eq} = 0.34 \sim 0.40$, $P_{cm} = 0.13 \sim 0.17$;

其中, $C_{eq} = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15$;

$P_{cm} = C + Si/30 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10$;

管线钢显微组织为针状铁素体组织,屈服强度 450 ~ 605MPa,抗拉强度 570 ~ 760MPa,低温冲击韧性: -20℃ 下 $AK_v > 320J$, FA% 大于 90%;全壁厚 DWTT 性能: -15℃ 下 SA% 大于 85%。

2. 如权利要求 1 所述的厚壁高 DWTT 性能 X65-70 海底管线钢的制造方法,包括如下步骤:

1) 冶炼、铸造

按上述成分冶炼、铸造成板坯;过热度 15 ~ 25℃,拉速 $0.6 \pm 0.05m/min$;

2) 板坯加热

出炉温度 $1110 \pm 20^\circ C$;

3) 热轧

粗轧终轧温度 $\geq 1000^\circ C$;精轧开轧温度 $800 \pm 20^\circ C$,精轧终轧温度 $790 \pm 15^\circ C$,精轧累计压下量 $> 60\%$;期间,板坯在粗轧终轧后需进行中间连续冷却水喷淋冷却,中间坯充分返温后按照精轧开轧温度进行精轧;

4) 冷却

热轧后板坯即可快速冷却,冷速 $20 \pm 2^\circ C/s$,终冷温度 $520 \pm 30^\circ C$;最终获得显微组织为针状铁素体组织,屈服强度 450 ~ 605MPa,抗拉强度 570 ~ 760MPa,低温冲击韧性: -20℃ 下 $AK_v > 320J$, FA% 大于 90%;全壁厚 DWTT 性能: -15℃ 下 SA% 大于 85%的管线钢。

3. 如权利要求 2 所述的厚壁高 DWTT 性能 X65-70 海底管线钢的制造方法,其特征是,步骤 2) 板坯加热时间:每厘米板坯厚度的加热时间为 8 ~ 12 分钟。

厚壁高 DWTT 性能 X65-70 海底管线钢及制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及管线管技术,特别涉及一种厚壁高 DWTT 性能 X65-70 海底管线管及制造方法,厚壁大于 25.4mm,屈服强度 450 ~ 605MPa,抗拉强度 570 ~ 760MPa,低温冲击韧性: -20℃下 AK_v>320J, FA%大于 90%;全壁厚 DWTT 性能: -15℃下 SA%大于 85%。

背景技术

[0002] 管道输送是石油天然气最安全、经济、高效的输送方法,因此长期以来被广泛应用,管道用钢也得到了不断的发展。在上世纪早期,管道用钢一直采用 C、Mn、Si 型的普通碳素钢,包括 X52 及 X52 以下钢级的管线钢。

[0003] 自 60 年代开始,随着输送压力和输送管管径的增大,输油、气管材广泛采用低合金高强度钢,该钢种在普通碳素钢的基础上加入少量合金元素而发展起来的一种高强度结构钢,主要以热轧或正火态交货,可以获得具有一定强度、韧性、成型性、焊接性和抗腐蚀的良好综合性能。

[0004] 随着管道工程对管线钢提出的更高要求,在 60 年代末,API 5LX 和 API 5LS 中添加了 X56、X60、X65 三种钢级,这些钢突破传统的成分设计和工艺控制思路,在钢中加入微量 Nb、V、Ti 等合金元素,采用控制轧制工艺,使钢的综合力学性能得到明显改善,管线钢从此进入微合金化加控轧生产的新阶段。70 年代初到 80 年代,在 Mn-Nb 系基础上开发出 Mn-Mo-Nb 系微合金化管线钢,该类型管线钢采用 TMCP 工艺,可以获得高强度和良好的低温韧性,主要用于制造 X70、X80 强度级别的管线钢,并且于 1990 年完成对 X80 管线钢的实际应用。随后,更高级别的管线钢 X100、X120 相继开发成功,并铺设了试验段。

[0005] 管道建设不仅要合理选择钢级,同时还要考虑到管道口径、输送压力、输送介质、服役环境、可焊性以及经济性等多种因素的影响。由计算可知,在输气管线中,输气压力一定时,输气量随管径增加而增加;管径一定时,输气量随输送压力增大而增加,因此采用大口径高压输送管道更加经济,是管道发展的趋势,由此对管道的强度、韧性及厚度规格也提出了更高的要求。同时,随着全球对能源需求的不断膨胀,能源的开采逐步延伸到偏远的极地、冻土、海底等环境恶劣区域,同样对输送管道的强度、韧性以及厚度提出了更高的要求。因此,开发出高强度、高韧性、厚规格的 X65-X70MO 级海底管线管正适应海上然气管道发展的需求,具有广阔的应用前景。

发明内容

[0006] 本发明的目的在于提供一种厚壁高 DWTT 性能 X65-70 海底管线钢及制造方法,采用 C-Mn-Nb-Cr 成分体系,并采用热轧 TMCP 方式生产,合金成分简单,生产周期短、生产方法简单,钢材成本较低。该钢板具有厚规格、高强度、优良的低温冲击韧性和可焊性及良好的 DWTT 性能,其厚壁大于 25.4mm,屈服强度 450 ~ 605MPa,抗拉强度 570 ~ 760MPa,低温冲击韧性: -20℃下 AK_v>320J, FA%大于 90%;全壁厚 DWTT 性能: -15℃下 SA%大于 85%;可用于海底天然气输送用直缝焊管的铺设。

[0007] 为达到上述目的,本发明的技术方案是:

[0008] 厚壁高 DWTT 性能 X65-70 海底管线管,其成分重量百分比为:

[0009] C 0.03 ~ 0.05%,

[0010] Si \leq 0.25%,

[0011] Mn 1.47 ~ 1.70%,

[0012] P \leq 0.010%,

[0013] S \leq 0.001%,

[0014] Ti 0.006 ~ 0.010%,

[0015] Cr 0.10 ~ 0.20%,

[0016] Cu 0.12 ~ 0.20%,

[0017] Ni 0.36 ~ 0.45%,

[0018] Al 0.025 ~ 0.045%,

[0019] Ca 0.0008 ~ 0.0025%,

[0020] N \leq 0.0035%,

[0021] O \leq 0.0025%,

[0022] Nb 0.040 ~ 0.050%,

[0023] 其余为 Fe 和不可避免杂质;且, $C_{eq} = 0.34 \sim 0.4$, $P_{cm} = 0.13 \sim 0.17$;

[0024] 其中, $C_{eq} = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15$;

[0025] $P_{cm} = C + Si/30 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10$ 。

[0026] 在本发明所述 X65、X70 钢级厚壁高强度管线钢的化学成份设计中:

[0027] C:最基本的强化元素,碳溶解在钢中形成间隙固溶体,起固溶强化的作用,与强碳化物形成元素形成碳化物析出,则起到沉淀强化的作用。但太高的 C 对钢的延性、韧性和焊接性能不利,且易于偏析降低抗 HIC 性能,同时影响 Nb 的固溶及强化效果度;C 含量太低降低钢的强度,有利于改善管线钢的韧性,需结合其它强化机制实现良好的强韧性匹配。所以 C 控制在 0.03% ~ 0.050%。

[0028] Mn:是低合金高强钢种最基本的合金元素,通过固溶强化提高钢的强度,以补偿钢中因 C 含量降低而引起强度损失。Mn 还是扩大 γ 相区的元素,可降低钢的 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变温度,有助于获得细小的相变产物,可提高钢的韧性,含量小于 1.40 时作用不明显,含量大于 1.8 时,大大增加钢中的组织偏析,影响热轧组织的均匀性。本发明钢 Mn 含量为 1.47% ~ 1.70%。

[0029] S、P:不可避免的钢中有害杂质元素,易形成偏析、夹杂等缺陷,恶化管线钢的焊接性能、冲击韧性和抗 HIC 性能。因此,本发明中厚规格 X65MO 和 X70MO 管线钢中控制 $P \leq 0.010$ 、 $S \leq 0.001$,且须通过 Ca 处理夹杂物改性技术,使夹杂物形态球化且分布均匀,减少其对韧性和腐蚀性的影响。

[0030] Nb:在微合金钢中提高再结晶终止温度最有效的元素,结合两阶段轧制工艺,能有效降低轧机载荷,对晶粒细化的作用十分明显。在再结晶轧制阶段,应变诱导析出的 Nb 阻碍形变奥氏体的回复、再结晶,提高再结晶终止温度,为非再结晶轧制提供更宽的变形温度范围;在非再结晶轧制及控制冷却阶段,形变奥氏体组织在相变时转变为细小的相变产物,有效细化晶粒,以使钢板具有高强度和高韧性;在快冷阶段,固溶的 Nb 能有效延迟铁素体

相变,促进贝氏体转变;在缓冷阶段,固溶的 Nb 以 NbC 的形式弥散析出,提高强度且不损失韧性。太低的 Nb 对再结晶控制及析出 效应不明显,无法发挥细化晶粒、析出强化的作用,另外由于受 C 含量的限制及加热温度的影响,太高的 Nb 无法完全固溶,同样发挥不了作用,且增加制造成本,因此本发明中 Nb 含量控制在 0.040%~0.050%。

[0031] Ti:是强的固 N 元素,Ti/N 的化学计量比不大于 3.5,利用 0.008%左右的 Ti 就可固定钢中 30ppm 以下的 N,在板坯连铸时可形成细小的高温稳定的 TiN 析出相。这种细小的 TiN 粒子可有效地阻碍板坯再加热时的奥氏体晶粒长大,有助于提高 Nb 在奥氏体中的固溶度,同时对改善焊接热影响区的冲击韧性有明显作用。

[0032] Cr:提高钢的淬透性的重要元素,因此对于厚规格的管线钢而言需添加较高的 Cr 提高淬透性以弥补厚度带来的强度损失,提高钢的强度改善厚度方向上性能的均匀性;且 Cr 含量在 0.10%以上时,能改善钢的耐腐蚀性能;但太高的铬和锰同时加入钢中,会导致低熔点 Cr-Mn 复合氧化物形成,在热加工过程中形成表面裂纹,同时会严重恶化焊接性能。因此本发明 Cr 含量应限定在 0.10%~0.20%。

[0033] Cu、Ni:可通过固溶强化作用提高钢的强度,同时 Cu 还可改善钢的耐蚀性,Ni 的加入主要是改善 Cu 在钢中易引起的热脆性,同时提高钢的淬透性,作用大于 Mn,因此能有效提高材料强度;此外在低合金钢中添加少量的 Ni 能延长珠光体的孕育期,降低相变温度,降低贝氏体转变的临界冷速,有利于因厚度的增加而引起的强度下降,在较小的冷速下促进贝氏体转变,能有效改善钢板强度性能的稳定性,提高 DWTT 的稳定性;但 Ni 太高,增加制造成本。本发明 Ni 含量控制在 0.30~0.40%以内。

[0034] Al:是为了脱氧而加入钢中的元素,添加适量的 Al 有利于细化晶粒,改善钢材的强韧性能。

[0035] Ca:通过 Ca 处理可以控制硫化物的形态,改善钢板的各向异性,提高低温韧性,其含量少于 0.001 时没有效果,而超过 0.006 则会产生许多 CaO、CaS,并形成大型夹杂物,对钢的韧性造成损害,甚至影响钢的焊接性能。所以规定 Ca 含量范围为 0.0008%~0.0025%。

[0036] 本发明的厚壁高 DWTT 性能 X65-70 海底管线钢的制造方法,包括如下步骤:

[0037] 1) 冶炼、铸造

[0038] 按上述成分冶炼、铸造成板坯;过热度 15~25℃,拉速 0.6±0.05m/min;

[0039] 2) 板坯加热

[0040] 出炉温度 1110±20℃;

[0041] 3) 热轧

[0042] 粗轧终轧表面温度≥950℃;精轧开轧温度 800±20℃,精轧终轧温度 790±15℃,精轧累计压下量>60%;期间,板坯在粗轧终轧后需进行中间连续冷却水喷淋冷却,中间坯充分返温后按照精轧开轧温度进行精轧;

[0043] 4) 冷却

[0044] 热轧后板坯即可快速冷却,冷速 20±2℃/s,终冷温度 520±30℃;最终获得显微组织为针状铁素体组织,屈服强度 450~605MPa,抗拉强度 570~760MPa,低温冲击韧性:-20℃下 AKv>320J,FA%大于 90%;全壁厚 DWTT 性能:-15℃下 SA%大于 85%的管线钢。

[0045] 优选地,板坯加热时间:每厘米板坯厚度加热时间为 8-12 分钟,为此,300mm 板坯其在炉加热时间为 240-360 分钟,以此保证碳氮化物的溶解和均匀的奥氏体晶粒尺寸。

[0046] 在本发明制造方法中：

[0047] 轧制生产中需先将板坯加热到奥氏体化温度。从有利变形方面考虑，希望加热温度越高越好，这有利于轧制；但加热温度高造成初始奥氏体晶粒粗大，发生动态再结晶的临界变形量增大，使动态再结晶的加工范围变小，同时从控制轧制细化晶粒的角度考虑，原始奥氏体晶粒越小，转变后的铁素体晶粒也越小。因此，原始奥氏体晶粒大小对管线钢生产十分重要。

[0048] 随着加热温度的升高奥氏体晶粒变大，但在不同加热温度下长大的趋势有所不同。加热温度在 1150℃ 之前晶粒长大并不明显，在 1150-1200℃ 之间晶粒粗化现象最严重，当 1200℃ 以后长大趋势又变得平缓，综合考虑加热温度对奥氏体晶粒大小的影响以及奥氏体晶粒大小对管线钢强度和韧性的影响，钢坯加热温度不要超过 1150℃ 为适。

[0049] 控制轧制工艺是指钢坯在稳定的奥氏体区域 (A_{r3}) 或在亚稳定区域 ($A_{r3}-A_{r1}$) 内进行轧制，充分应用奥氏体的再结晶和未再结晶两方面的理论，通过降低板坯的加热温度，控制变形量和终轧温度，充分利用固溶 溶强化，沉淀强化、位错强化和晶粒细化的强化机理，使钢材内部晶粒达到最大的细化从而改善钢的低温韧性，增大强度，提高钢的综合性能。

[0050] 管线钢通常采用二阶段轧制，第一阶段是在自发的再结晶区域中轧制，是形变和再结晶同时进行的阶段，通过反复变形和再结晶，使奥氏体晶粒显著细化，为了粗轧阶段的温度设定；第二阶段是在未再结晶区域中轧制，是形变和相变同时进行的阶段，在这阶段中奥氏体晶粒被伸长，同时产生滑移带，奥氏体晶界的增加和滑移带出现为铁素体形核提供了有利条件，进而得到细晶粒铁素体。

[0051] 依据动态再结晶温度实验结果，变形温度为 950℃ 以下时，应变速率由 0.1/s 提高到 5/s 后，动态再结晶不再发生。为了在粗轧段钢坯反复变形和再结晶，使奥氏体晶粒不断细化，为此，确保粗轧阶段必须保证在有动态再结晶的轧制道次温度前终轧结束，即粗轧终轧温度为 950℃ 以上。此外，在 850℃ 的变形温度下，将应变速率由 0.1/s 提高到 5/s 后，动态回复减弱，表明精轧开轧温度越低，奥氏体晶粒动态回复减弱，有利于细化晶粒，为了阻碍中间坯等温期间奥氏体晶粒涨大，需进行中间连续冷却水喷淋冷却，缩短中间坯等温时间。

[0052] 由测试结果表明随着终轧温度降低，铁素体开始形成温度 A_{r3} 点也下降，考虑到要利用轧后余热进行控制冷却，终轧温度适当提高，有利发挥 ACC (加速冷却) 的作用，为此终轧温度设定为 790±15℃ 为宜。

[0053] 在实际工业生产中，中间坯厚度设定为 5 倍的成品厚度，即要求粗轧阶段的总变形量为 $(300-5T)/300$ 大于等于 46%，且每道次采用轧机的最大压下率，保证引起反复变形和再结晶过程，从而细化晶粒；精轧阶段的总变形量为 $(5T-T)/5T$ 是 80%，随着变形量的增加，奥氏体不断被伸长，同时产生滑移带，奥氏体晶界的增加和滑移带的出现为铁素体形核提供了有利条件，最大限度地促进铁素体细晶粒的细化。厚壁海管 X65-X70 宜采取较大冷却速度，且终冷温度不宜过低，以防止岛状马氏体出现。为此设定轧后快速冷却，冷速以 20℃/s 终冷至 500℃；这样可以减少先共析铁素体和珠光体的析出，使奥氏体组织能够有充分的空间析出针状铁素体组织。

[0054] 本发明技术与现有专利相比具有如下优点：

[0055] 日本专利 JP2006307324 提出了一种采用热轧 + 热处理工艺制造厚规格高强度高

韧性管线钢板的方法,而本发明采用 TMCP 工艺,工艺路径不同;此外,在成分设计上该专利添加了 B 元素提高淬透性以提高材料的强度,本发明则采用 Cr、Ni 等提高淬透性合金元素来改善钢板的强韧性。

[0056] 日本专利 JP2003003229 提出了一种具有良好疲劳性能、可制造性、高强度厚钢板的制造方法,制造的钢板可用于管线管、压力容器以及船板结构。该专利采用较高 C 含量的成分设计方法,且采用控轧空冷+热处理的制造工艺,与本发明的低碳微合金化的成分设计和 TMCP 制造工艺不同。

[0057] 日本专利 JP53118221 提出了一种高强度、均匀韧性的天然气输送管线用钢的制造方法,其主要采用 C 及合金化的成分设计方法,且添加了较高的 Mo 元素 (0.60%~2.00%),合金成本较高;而本发明采用以 C-Mn 为基的 Nb 微合金化成分设计方法,不有意添加 Mo 含量,残余限制在 0.03%以内,与该日本专利有较大区别。

[0058] 中国专利 CN101082108 提出了一种制造海底管线用钢板的方法,且添加了 Mo 元素 (0.07~0.20%)。与对比专利不同的是,本发明采用了较高的 Mn 含量弥补低碳的强度损失;同时添加了较高的 Ni 以提高厚板的淬透性,改善钢板厚度方向的性能的均匀性;不添加了 Mo 元素且以更低的微 Ti 化处理获得细化晶粒尺寸并发挥析出强化作用,改善钢的强韧性;未添加 V 等低温析出强化元素,以保证钢板具有良好的低温韧性。

[0059] 中国专利 CN1978695 提出了一种含 Cr 的高强度 X100 管线钢热轧平板的制造方法。与本发明的 X65MO、X70MO 管线钢的制造不属于同一强度级别。此外在成分设计上,该专利采用了较高的 Mo 和 Ni 含量,合金成本较高,而本发明的 Ni 含量限制在 0.45%以内,成分设计较经济;在工艺控制上,该专利停冷温度较低,以得到下贝氏体+马氏体的显微组织,而本发明设计的停冷温度较高,设计组织为针状铁素体为主的显微组织。

[0060] 中国专利 CN101855378 提出了一种耐 HIC 管道用钢板及钢管的制造方法。与本发明的 X65MO、X70MO 管线钢的用途不同。此外在成分设计上,该专利采用了较高的 Mo 和 Ni 含量,合金成本较高,而本发明的 Ni 含量限制在 0.45%以内并且不含 Mo,而 Nb 含量也超过该专利,成分设计较经济;在工艺控制上,该专利停冷温度较低,以得到贝氏体相(优选 75%以上)主要是解决耐 HIC 性能,控制中心析部的硬度和 Nb 碳氮化物的长度来解决;本发明设计的停冷温度较高,设计组织为以针状铁素体为主的显微组织,主要是靠精准的成分和工艺解决全壁厚 DWTT 的性能。

[0061] 通过与国外及国内专利的对比可发现,本发明钢采用经济的成份设计方法和厚板轧制制造工艺,且不经过热处理,可生产具有高的强度、良好的低温冲击韧性以及良好的焊接性能(低的 Pcm 指数)的厚壁 X65、X70 级管线钢宽厚板,与现有的专利在成分设计或工艺设计上存在较大差别。

[0062] 本发明针对微合金化低碳针状铁素体组织具有高强度高韧性和良好焊接性能,以及低的包辛格效应等特点,以晶粒细化、相变强化、析出强化和位错强化等材料强化理论为基础,对具有针状铁素体 X65 和 X70 管线钢的成分设计采用了较低的碳含量、超低硫、Nb、Ni、Ti 微合金化的成分设计。炼钢工艺采用夹杂物形态控制的纯净钢冶炼技术,热轧工艺采用了控轧控冷的热机械处理技术,通过合理的成分和工艺进行最终产品的组织控制,以获得具有高强度高韧性的低碳针状铁素体组织。

[0063] (1) 主要以 C、Mn、Nb 合金为主,添加少量的 Cu、Ni 以改善韧性及耐蚀性,可以达到

厚壁（大于 25.4MM）X65、X70 海底管线钢的强韧性要求，生产成本较低。

[0064] (2) 本发明生产的厚壁（大于 25.4MM）X65、X70 钢板和 UOE 焊管具有优良的力学性能：

[0065] 屈服强度：450-605MPa；

[0066] 抗拉强度：570-760MPa；

[0067] 低温冲击韧性：-20℃下 AKv>320J，FA%大于 90%；

[0068] 全壁厚 DWTT 性能：-15℃下 SA%大于 85%。

[0069] (3) 本发明可以生产较厚的 X65\X70 钢板，厚度达到 28mm 以上，可以用来制造大口径直缝埋弧焊管，主要用于三、四类地区。

[0070] (4) 本发明钢具有较低的 Pcm 指数，焊接性能十分优良，有利于制管直缝焊以及现场环焊的实施。

具体实施方式

[0071] 下面结合实施例对本发明做进一步说明。

[0072] 按照本发明钢化学成份要求，采用上述工艺进行轧制，并对成品进行板状拉伸（38.5mm）、-20℃下全尺寸夏比冲击（10×10×55mm）以及 -15℃下全板厚落锤撕裂试验等性能检验，所制造不同厚度规格 X65、X70 管线钢厚板，具体化学成份见表 1。

[0073] 表 2 为本发明实施例的制造工艺。表 3 为本发明实施例钢的性能。

[0074] 由表 1～表 3 的成分、工艺和性能实绩可知，当降低 Ni 含量，采用较高的 C、Mn 含量且添加适量的 Mo、V 同时采用较高的轧制温度时，强度等性能满足标准要求，但不能满足 DWTT 性能的要求。而采用本发明中的适当的 C、Mn、Ni 含量并准确控制开轧和终轧温度时可有效提高 DWTT 性能，并符合 DNV F101 和 API SPEC 5L-2007 标准对 DWTT 的要求。

[0075] 综上所述，本发明在成分设计采用以 C-Mn-Nb-Cr 系为基础，辅以少量 Cu、Ni 合金化以及微 Ti 处理技术，合金成本上大大降低；其次在工艺上采用较低的再加热温度、合理的精轧压缩比控制、较低的终轧温度以及精确的冷却控制，在保证钢板性能稳定性的同时，制造出厚度范围 28.6-32mm 的厚规格海底管线管，强度级别达到 X65MO、X70MO 钢级，且具有优良的低温韧性和可焊性，该钢板可用于生产大口径高压输送直缝焊管。

[0076]

单位：重量百分比

表 1

实施例	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Al	Ti	B	N	Ca	Ceq	Pem
1	0.0422	0.216	1.692	0.01 00	0.0 004	0.12 3	0.393	0.11	5	0.06	0.04 75	0.04 36	0.00 93	0.00 02	0.00 32	0.00 21	0.38	0.15
2	0.0405	0.196	1.554	0.00 50	0.0 005	0.13 9	0.362	0.13 5	0.00 5	0.00 05	0.04 25	0.03 98	0.01 00	0.00 02	0.00 33	0.00 08	0.36	0.15
3	0.0381	0.195	1.576	0.00 32	0.0 003	0.19 2	0.401	0.17 7	0.00 5	0.00 04	0.04 12	0.03 75	0.00 63	0.00 03	0.00 33	0.00 24	0.38	0.15
4	0.0308	0.205	1.483	0.00 56	0.0 005	0.14 4	0.407	0.13	0.00 6	0.00 09	0.04 35	0.03 68	0.00 92	0.00 02	0.00 24	0.00 15	0.34	0.13
5	0.0397	0.188	1.594	0.00 57	0.0 002	0.18 7	0.407	0.13 2	0.00 6	0.00 02	0.04 51	0.04 49	0.00 92	0.00 02	0.00 27	0.00 24	0.37	0.15
6	0.0496	0.248	1.632	0.00 27	0.0 004	0.12 9	0.441	0.19 1	0.00 3	0.00 10	0.04 95	0.03 54	0.00 80	0.00 02	0.00 33	0.00 14	0.40	0.16
比较例 1	0.0610	0.241	1.626	0.00 66	0.0 020	0.01 3	0.204	0.12 4	0.09 7	0.02 82	0.04 77	0.03 68	0.00 99	0.00 04	0.00 48	0.00 28	0.40	0.17
比较例 2	0.0480	0.239	1.611	0.00 74	0.0 035	0.01 5	0.320	0.13 1	0.09 5	0.02 22	0.04 43	0.03 55	0.00 93	0.00 04	0.00 39	0.00 26	0.39	0.16

[0077] 表 2

[0078]

编号	厚度 Mm	出炉 温度 ℃	在炉 时间	开轧 温度 ℃	终轧 温度 ℃	终冷 温度 ℃	ACC 冷速 ℃/s
实施例 1	28.6	1140	326	798	792	517	19
实施例 2	28.6	1120	343	798	785	504	19
实施例 3	30.4	1115	333	795	788	520	19
实施例 4	30.4	1135	340	802	795	534	22
实施例 5	32.0	1118	326	787	783	508	19
实施例 6	32.3	1105	340	799	798	514	20
比较例 1	30.4	1115	335	830	812	524	19
比较例 2	30.4	1120	340	836	818	530	20

[0079] 表 3

[0080]

编号	备注	拉伸性能				冲击性能/J-20℃				-15℃ DWTT/%		
		Rt0.5 /MPa	Rm/ MPa	A/ %	屈服 比	Ak v1	Ak v2	Ak v3	平均	Sa 1	Sa 2	Sa 均值
实施例 1	B (C)	537	603	46	89.1	446	449	449	448	90	89	90
	B (L)	511	575	45	88.9	-	-	-	-	-	-	-
	T(C)	533	596	48	89.4	450	443	443	445	92	94	93
	T(L)	501	574	49	87.3	-	-	-	-	-	-	-
实施例 2	B (C)	525	590	60	89.0	448	448	452	449	87	90	89
	B (L)	496	574	60	86.4	-	-	-	-	-	-	-
	T(C)	525	590	59	89.0	437	445	448	444	91	87	89
	T(L)	497	572	60	86.9	-	-	-	-	-	-	-
实施例 3	B (C)	516	580	58	89.0	418	423	434	425	92	93	93
	B (L)	495	576	61	85.9	-	-	-	-	-	-	-
	T(C)	543	608	56	89.3	241	403	399	348	90	93	92
	T(L)	513	576	58	89.1	-	-	-	-	-	-	-
实施例 4	B (C)	524	604	58	86.8	426	440	466	444	89	85	87
	B (L)	504	573	58	88.0	-	-	-	-	-	-	-
	T(C)	543	629	54	86.3	450	439	423	437	91	86	89
	T(L)	505	594	49	85.0	-	-	-	-	-	-	-

[0081]

实 施 例 5	B (C)	525	597	58	87.9	438	442	446	442	89	86	88
	B (L)	515	598	59	86.1	-	-	-	-	-	-	-
	T(C)	515	585	55	88.0	450	453	453	452	85	91	88
	T(L)	497	583	61	85.2	-	-	-	-	-	-	-
实 施 例 6	B (C)	532	599	54	88.8	458	452	451	454	89	86	88
	B (L)	508	571	53	89.0	-	-	-	-	-	-	-
	T(C)	554	681	56	81.4	453	460	450	454	85	90	89
	T(L)	516	585	56	88.2	-	-	-	-	-	-	-
比 较 例 1	B (C)	542	615	52	88.1	433	410	421	421	80	72	76
	B (L)	524	589	51	88.9	-	-	-	-	-	-	-
	T(C)	551	625	53	88.2	412	429	423	421	79	74	77
	T(L)	529	603	50	87.7	-	-	-	-	-	-	-
比 较 例 2	B (C)	535	609	51	87.8	401	403	399	401	78	75	77
	B (L)	513	574	52	89.4	-	-	-	-	-	-	-
	T(C)	549	626	51	87.7	422	427	421	423	79	75	77
	T(L)	521	596	49	87.4	-	-	-	-	-	-	-
所有实施例的性能全部合格,且满足 DNV F101 和 API SPEC 5L-2007 标准要求。 而比较例 1、2 的 DWTT 性能不合格。												

[0082] 备注 :B 为钢板尾部, T 为钢板头部, C 为钢板横向, L 为钢板纵向。