



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 101215669 B

(45) 授权公告日 2011. 07. 06

(21) 申请号 200810013605. 9

C21D 9/00 (2006. 01)

(22) 申请日 2008. 01. 08

(56) 对比文件

(73) 专利权人 济南钢铁股份有限公司

CN 101045976 A, 2007. 10. 03, 全文.

地址 250101 山东省济南市历城区工业北路
21 号

CN 1946862 A, 2007. 04. 11, 全文.

JP 7037649 B, 1995. 04. 26, 全文.

JP 10-001720 A, 1998. 01. 06, 全文.

(72) 发明人 陈启祥 孙卫华 夏佃秀 孙浩
刘晓东 侯东华 李国宝 唐立冬
贾玉萍 徐洪庆 宋汝贵 姜广林

审查员 党兴

(74) 专利代理机构 济南诚智商标专利事务所有
限公司 37105

代理人 王汝银

(51) Int. Cl.

C22C 38/12 (2006. 01)

C22C 38/14 (2006. 01)

C21C 7/04 (2006. 01)

B21B 37/74 (2006. 01)

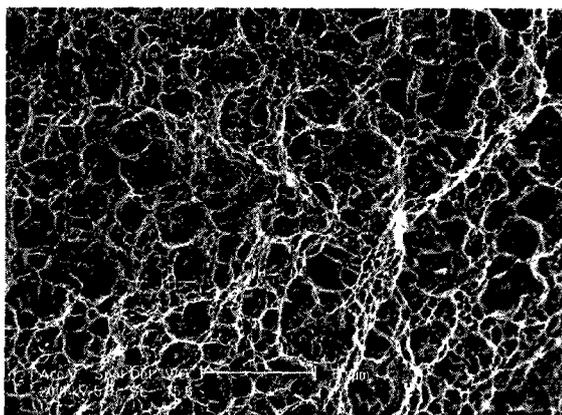
权利要求书 1 页 说明书 15 页 附图 1 页

(54) 发明名称

一种大型石油储罐用高强度厚钢板及其低成本制造方法

(57) 摘要

一种大型石油储罐用高强度厚钢板及其低成本制造方法,特别是适应于 $\leq 120\text{KJ/cm}$ 线能量焊接的大型石油储罐用高强度厚钢板。它的化学成分重量百分比为:C:0.01~0.12%,Si:0.15~0.35%,Mn:1.45~1.80%, $P\leq 0.010\%$, $S\leq 0.003\%$,Al:0.02~0.06%,V:0.02~0.06%,Ni:0.20~0.40%,N:0.003~0.006%,其余为Fe和其它合金元素及不可避免的杂质。本发明方法采用在线淬火+离线回火工艺,减少贵重合金元素,获得具有优良焊接性能的高强高韧性厚钢板,0℃以上焊接无需预热;降低了生产成本,节约了能源,提高了生产效率,改善了焊接施工条件,可广泛应用于10~30万 m^3 大型石油储罐的建设。



1. 一种大型石油储罐用高强度厚钢板,其特征在于,它的化学成分重量百分比为:C:0.01~0.12%,Si:0.15~0.35%,Mn:1.45~1.80%, $P \leq 0.010\%$, $S \leq 0.003\%$,Al:0.02~0.06%,V:0.02~0.06%,Ni:0.20~0.40%, $N:0.003 \sim 0.006\%$, $Nb \leq 0.02\%$, $Mo \leq 0.12\%$,Ti:0.010~0.040%,且满足 $Ti/N = 2.0 \sim 3.4$;同时,钢的化学成分满足: $P_{SR} = Cr+Cu+2Mo+10V+7Nb+5Ti-2 \leq 0$; $P_{cm} = C+Si/30+Ni/60+(Mn+Cr+Cu)/20+Mo/15+V/10+5B \leq 0.20\%$,其余为Fe及不可避免的杂质。

2. 一种如权利要求1所述的大型石油储罐用高强度钢板的制造方法,其特征在于按下述步骤进行:a. KR铁水处理;b. LF+VD精炼;c. 大板坯连铸;d. 板坯加热;e. 热轧,在奥氏体再结晶区大压下实现充分再结晶;f. 直接淬火冷却;g. 强力热矫直控制板形;h. 无氧化辊底式炉回火处理;

在充分脱氧后在LF精炼中加入Nb,VD精炼中加入Ti,并通过加入Ca进行处理,球化夹杂物形态,实现了纯净钢的冶炼,净化钢质;

将钢坯加热至1100~1250°C;在奥氏体可发生再结晶区将钢坯轧制成钢板;在奥氏体未发生再结晶区将钢板轧制,终轧温度860~950°C;轧制后利用汽雾及水幕两阶段冷却实现钢板25~45°C/s的快速冷却,实现钢板在线淬火;对淬火后的钢板进行600°C~650°C高温回火。

一种大型石油储罐用高强度厚钢板及其低成本制造方法

技术领域

[0001] 本发明属于钢板低合金钢生产工艺领域,涉及到一种大型石油储罐用高强度厚钢板及其制造方法,特别是适应于 80 ~ 120KJ/cm 大线能量焊接的石油储罐用高强度钢板。

背景技术

[0002] 随着对能源的不断需求,国内外石油储罐的建设不断发展并向大型化发展,10 ~ 30 万 m³ 大型石油储罐的建设进入高峰期。石油储罐中的介质属于易燃危险品,建造储罐所需钢材需经国家指定的权威质检部门认证后方可使用。

[0003] 为了降低材料及制造成本,石油储罐主要采用高强度调质板,并且要求焊接施工高效率,如壁板施工中主要采用大线能量的气电立焊和埋弧焊横焊工艺,焊接线能量输入在 80 ~ 120KJ/cm。因此,石油储罐所采用的高强度钢应满足:(1) 高屈服和抗拉强度、高韧性、高均匀性和稳定性;(2) 必须适应大线能量焊接,采用 80 ~ 120KJ/cm 的大线能量焊接后,其 HAZ(焊接热影响区)塑韧性不明显降低;(3) 为了适合现场焊接,焊接前不需要预热,焊后不产生焊接冷裂纹;(4) 焊后 580℃ SR 处理性能不降低。

[0004] 由于此钢的技术要求高,生产难度大,为满足不断发展的大型石油储罐建设的需要,国内外对低合金高强度钢的焊接热影响区组织性能特征、奥氏体晶粒长大动力学等方面进行了大量的研究与探索,取得了一定的成果。

[0005] 在本发明之前,特开昭 49-37814 号公报和特公平 4-13406 号公报中已经公开为降低焊接裂纹敏感性而降碳 C 和添加钛-硼 (Ti-B) 的技术,通过添加硼 B 来保证钢的淬透性。特开昭 61-12970 号公报是低碳 C 加钒 V 及直接淬火生产低焊接敏感性的 600MPa 级高强度钢的方法,但都没有涉及大线能量焊接,不适合于大型石油储罐现场施工中的大线能量焊接工艺。

[0006] 在特开昭 60-9086,特开平 2-254119,特开昭 59-113120,特开昭 61-12970 公报中提出了不添加硼 B 的技术。公报中的技术都是 600MPa 级非调质型钢的技术,但从实施例 中看出这些技术适用的板厚上限都是 20mm 左右,不能满足大型石油储罐用钢板最大厚度 30 ~ 50mm 要求。

[0007] 特开平 10-68045 号公报是 570MPa 高强度级别的具有良好焊接裂纹敏感性和大线能量焊接后高冲击值钢的生产方法。此钢强度偏低。特开平 10-298706 号公报是 600MPa 高强度大线能量焊接低裂纹敏感性钢及其生产方法。这两者均对钢中铌 Nb、钒 V 含量以公式 $625(\text{有效 Nb})+250V+210C_{eq} \geq t+40$ (t 为钢板厚度 mm) 加以限定,合金含量高,成本较高,与本发明目的属于不同的合金设计理念。

[0008] 国内也有一些适用于石油储罐用高强度钢板及其生产方法的研究。如“大线能量的焊接裂纹敏感性系列钢及其生产方法”(ZL 02115877.0)、“可大线能量焊接的超高强度厚钢板及其制造方法”(ZL 200410017255.5)、“一种可大线能量焊接的厚钢板及制造方法”(申请号 200510023216.0)、“大线能量低焊接裂纹敏感型厚钢板及其生产方法”(申请号 200510047195.6)、“一种适合大线能量焊接的 Nb-Ti 微合金钢及冶炼方法”(申请号

200510047672.9)、“大线能量焊接非调质高韧性低温钢及其生产方法”(ZL 01128316.5)、“一种大线能量焊接非调质高强度钢板及其制造方法”(申请号 200710052134.8)。这些现有技术,主要存在如下问题:

[0009] (1) 焊接线能量低,一般只适用于 $\geq 50\text{KJ/cm} \sim 80\text{KJ/cm}$ 的焊接线能量的低温球罐、储罐的建设,而不适用于更大线能量焊接输入的大型石油储罐。虽然也有线能量较高者(申请号 200710052134.8),但其强度低于 600MPa,不能满足大型石油储罐用钢板强度要求。

[0010] (2) 添加硼 B 来保证钢的淬透性。截至目前,抗拉强度 600MPa 级低焊接裂纹敏感性高强度钢板基本上采用调质型生产技术,几乎都是通过添加 B 来保证钢的淬透性,母材性能不稳定,特别是焊接热影响区的硬度会显著提高,使焊接融合线的韧性变坏,特别是进行大线能量单面一道次焊接时,由于没有后续焊接道次的再加热,使钢的韧性显著变坏。也有不添加 B 来保证焊接性能,如申请号为 200510047195.6、' 申请号为 200510047672.9 所涉及的技术,但其含有较多的铬 Cr、铌 Nb、钼 Mo 等合金元素,合金成本较高。

[0011] (3) 采用离线调质工艺或热机械轧制工艺 TMCP。离线调质生产过程复杂、环节多、表面质量差、生产成本高、周期长、难以保证交货时间;TMCP 工艺由于受冷却条件的影响,钢板性能稳定性差。

[0012] (4) 含有较多的昂贵金属,合金成本较高。例如 ZL 200410017255.5,其成分 C 0.01%~0.06%、Si 0.10%~0.50%、Mn 1.00%~1.40%、Nb 0.010%~0.050%、V 0.040%~0.090%、Cu 0.60%~1.00%、Cr 0.20%~0.50%、Mo 0.20%~0.50%、Ni 0.50%~0.80%、B 5PPm~30PPm、Ti 0.005%~0.020%、Al[S]0.040%~0.070%,其中 Nb 含量较高,还含有 Cu、Cr、B 等元素,贵重金属 Mo 的含量也较高,成本较高。

[0013] (5) 钢种含有稀土元素,例如 ZL 01128316.5。稀土元素为非常活泼的元素,不容易控制,而且容易污染钢水,不利于产品质量的提高。

发明内容

[0014] 鉴于上述情况,本发明的目的是提供一种石油储罐用高强度厚钢板及其低成本生产方法,该方法通过减少成分中贵重金属含量,配合合适的冶炼、轧制技术,充分利用能源,降低生产成本,降低生产组织难度,减少生产工序,缩短生产周期;并且得到的钢板适应于更大线能量的焊接(80~120KJ/cm),该钢板可应用于 10~30 万立方米石油储罐。

[0015] 本发明的技术方案是:该种大型石油储罐用高强度厚钢板,其特征在于,它的主要化学成分重量百分比为:C:0.01~0.12%,Si:0.15~0.35%,Mn:1.45~1.80%, $P \leq 0.010\%$, $S \leq 0.003\%$,Al:0.02~0.06%,V:0.02~0.06%,Ni:0.20~0.40%,N:0.003~0.006%,其余为 Fe 和其它合金元素及不可避免的杂质。

[0016] 在所述的一种大型石油储罐用高强度厚钢板中,钢的化学成分中加入以下重量百分比的:Nb $\leq 0.02\%$,Mo $\leq 0.12\%$,Ti:0.010~0.040%,且满足 $Ti/N = 2.0 \sim 3.4$;同时,钢的化学成分满足:

[0017] 再热裂纹敏感系数 $PSR = Cr+Cu+2Mo+10V+7Nb+5Ti-2 \leq 0$;焊接裂纹敏感性系数 $P_{cm} = C+Si/30+Ni/60+(Mn+Cr+Cu)/20+Mo/15+V/10+5B \leq 0.21\%$ 。

[0018] 所述大型石油储罐用高强度钢板的制造方法,其特征在于,a. KR 铁水处理;

b. LF+VD 精炼技术 ;c. 大板坯连铸技术 ;d. 板坯加热 ;e. 热轧,在奥氏体再结晶区大压下实现充分再结晶 ;f. 直接淬火冷却 ;g. 强力热矫直控制板形 ;h. 无氧化辊底式炉回火处理。

[0019] 在所述大型石油储罐用高强度厚钢板制造方法中,在充分脱氧后在 LF 加入 Nb,VD 或 RH 中加入 Ti,并通过加入 Ca 进行处理,球化夹杂物形态,实现了纯净钢的冶炼,净化钢质。

[0020] 在所述大型石油储罐用高强度厚钢板制造方法中,将钢坯加热至 1100 ~ 1250℃ ;在奥氏体可发生再结晶区将钢坯轧制成钢板 ;在奥氏体未发生再结晶区将钢板轧制,终轧温度 860 ~ 950℃;轧制后利用汽雾及水幕两阶段冷却实现钢板 25 ~ 45℃ /s 的快速冷却,实现钢板在线淬火 ;对淬火后的钢板进行 600℃ ~ 650℃ 高温回火。

[0021] 本发明是通过极少量的 Nb、Ti、V 元素微合金化,减少焊接裂纹敏感性组分,不添加 B 元素,将钢的成分控制在 $C \leq 0.15\%$, $P_{cm} \leq 0.21\%$,并且通过控制冶炼过程中高温生成弥散分布的细小粒子 TiN,控制钢板的微观组织和粒子析出量,抑制钢板在焊接过程中晶粒的长大,改善其 HAZ 区低温韧性,提高抗大线能量焊接输入的能力。通过控制冶炼过程 O、N、H 的含量,合金元素的加入顺序,利用钢板高温再结晶轧制充分细化晶粒,利用轧制后钢板的余热在线直接淬火,离线回火来生产大线能量焊接用高强度钢板。加速冷却可以节约能耗、降低生产成本。钢板生产时,利用轧后钢板的余热,给予一定的冷却速度控制其相变过程,从而可以取代轧后正火处理和淬火加回火处理,节省了二次加热的能耗,减少了工序,缩短了生产周期,从而降低了生产成本。

[0022] 为了保证本发明的目的,使钢板具有高强度的同时,具有高的韧性、良好的焊接性能,首先要设计合适的组织 - 贝氏体、回火索氏体。低碳当量、低裂纹敏感系数组分的钢板具有良好的低温韧性和焊接性能。本发明中各元素限量的理由详述如下 :

[0023] C 对钢的强度、低温冲击韧性、焊接性能产生显著影响,C 一方面可以提高强度,另一方面,随着 C 含量的增高,低温冲击韧性、焊接性能会随之降低。当 C 高于 0.12% 时,焊接热影响区中出现多量的淬硬组织,使韧性得到恶化,而且高 C 时容易产生焊接裂纹。本发明 C 含量限制在 0.01 ~ 0.12%。

[0024] Mn 主要起固溶强化作用,提高锰含量可以显著提高钢的抗拉强度,锰还可以推迟铁素体、珠光体的转变,并降低贝氏体的转变温度,有利于形成细晶粒组织 ;当 Mn 含量高于 1.80% 时,热影响区韧性变坏。本发明 Mn 含量限制在 1.45 ~ 1.80%。

[0025] 钢中添加微量 Nb、V、Ti 元素,能抑制钢材焊接影响区韧性的下降。Nb、V、Ti 是强碳、氮化物形成元素,在钢中可形成细小、分散、质硬的碳化物或氮化物,起到弥散强化、细化晶粒和沉淀强化的作用,可有效提高钢的强度、硬度、韧性、耐磨性、抗腐蚀性、延展性和焊接性能,降低钢的过热敏感性及时效倾向。

[0026] 铌能产生非常显著的晶粒细化及中等程度的沉淀强化作用,易与 C、N 结合生成碳氮化物,在轧制过程中通过弥散析出钉扎晶界阻止晶粒的长大,延迟奥氏体的再结晶,以起到改善强度和韧性的作用。但加入太多,导致钢的再结晶温度升高。本发明 Nb 含量 $\leq 0.02\%$ 。

[0027] Ti 化学活性很强,易与钢中的 C、N、O、S 形成化合物。加入微量 Ti,使其与钢中的 N 形成 TiN, TiN 粒子与铁素体的错配度很小 (3.8%),可作为非均匀形核的基体,产生强烈的沉淀强化及中等程度的晶粒细化作用。TiN 可阻止钢坯在加热、轧制、焊接过程中晶粒的长大,改善母材和焊接热影响区的韧性。同时, TiN 可有效阻止奥氏体晶粒在加热过程中的

长大,起到细化奥氏体晶粒的作用,并能改善焊接热影响区的韧性。本发明严格控制 Ti、N 元素含量,分别为 0.010 ~ 0.030%、0.003 ~ 0.006%,且控制 $Ti/N = 2.0 \sim 3.4$ 。

[0028] 钒的溶解度较低,对阻止奥氏体晶粒长大及再结晶的作用很弱,主要是通过铁素体中 C、N 化合物的析出而产生中等程度的沉淀强化作用。V 的适量添加可以保证母材和焊接接头的强度,但含量大于 0.06%时可降低母材韧性及焊接性能。本发明 V 含量限制为 0.02 ~ 0.06%。

[0029] Mo 能够提高厚钢板的淬透性,有助于轧制时奥氏体晶粒细化和和微细贝氏体的生成。Ni 的主要作用是提高钢的低温韧性。但这两种元素均能显著提高碳当量,导致钢的焊接性能下降,且 Mo、Ni 合金较为贵重。为在保证钢板各项性能的前提下降低生产成本,本发明对 Mo、Ni 元素含量限制范围分别为 0.08 ~ 0.12%、0.20 ~ 0.40%。

[0030] Al 是脱氧元素,钢中形成的 AlN 可有效细化晶粒,含量 0.02% ~ 0.06% 较为合适。

[0031] 钢中的杂质元素 P、S、N 要尽量低,避免出现钢中夹杂物,影响钢板的韧性。本发明要求 $P \leq 0.010\%$, $S \leq 0.003\%$ 。

[0032] 通过上述分析,本发明是充分利用锰的作用,提高锰、降低碳的含量,减少 Mo 及 Ni,利用微量的 Nb 来消化一部分 N,加入 Ti 元素,利用冶炼时形成 $Ti/N = 2.0 \sim 3.4$ 的配比来在高温状态下生成细小的 TiN 粒子,在其后的控轧及调质过程中 TiN 的稳定性来保证钢板中均匀细小的 TiN,控制钢板焊接时晶粒的粗大,改善钢板的焊接性能。

[0033] 1、本发明采用高洁净钢生产工艺生产出低硫、磷含量,低碳高锰,铌、钛复合微合金化的成分设计。化学成分含量按重量的百分比见表 1。

[0034] 表 1 化学成分含量 (重量的百分比)

[0035]

C	Si	Mn	P	S	Nb	Ti	V	Mo	Ni	N	Als
0.01 ~	0.15 ~	1.45 ~	≤	≤		0.010 ~	0.02 ~	0.08 ~	0.20	0.003 ~	0.02 ~
0.12	0.35	1.80	0.010	0.003	≤ 0.02	0.030	0.06	0.12	0.40	0.006	0.06

[0036] 本发明的钢化学成分满足:

[0037] $PSR = Cr + Cu + 2Mo + 10V + 7Nb + 5Ti - 2 \leq 0$,

[0038] $Pcm = C + Si/30 + Ni/60 + (Mn + Cr + Cu)/20 + Mo/15 + V/10 + 5B \leq 0.21\%$ 。

[0039] 具有良好的抗再热裂纹敏感性和焊接性能。

[0040] 在线淬火、离线回火工艺采用的成分设计是:利用极少量的 Nb、V、Ti 的复合微合金化,添加少量 Mo 提高厚钢板的淬透性,配合后期的控制轧制,充分利用轧制后钢板的余热,利用汽雾及水幕两阶段冷却实现钢板 $\geq 25^\circ\text{C}/\text{s}$ 的快速冷却,使钢板在线淬火,节约了能源,节省了同类钢板下线淬火的工序,提高了生产效率,节约了能源。

[0041] 2、本发明钢的力学性能见表 2。

[0042] 经 80 ~ 120KJ/cm 的大线能量焊接后,抗拉强度 $\geq 610\text{MPa}$,热影响区 -20°C 冲击功平均值 $\geq 47\text{J}$,单值 $\geq 33\text{J}$ 。

[0043] 表 2 力学性能

[0044]

规格 mm	Rp _{0.2} , MPa	Rm, MPa	A, %	冷弯 180°	A _{KV} , J, -20℃纵向
12 ~ 50	≥ 490	610 ~ 730	≥ 17	d = 3a	≥ 100

[0045] 3、本发明钢的生产工艺 :a. KR 铁水处理 ;b. LF+VD 精炼技术 ;c. 大板坯连铸技术 ;d. 板坯加热 ;e. 热轧,在奥氏体再结晶区大压下实现充分再结晶 ;f. 直接淬火冷却 ;g. 强力热矫直控制板形 ;h. 无氧化辊底式炉回火处理。

[0046] 4、本发明钢冶炼过程通过加入 Ca 进行处理,球化夹杂物形态,实现了纯净钢的冶炼,净化了钢质。

[0047] 5、本发明钢冶炼过程合金元素加入顺序 :Nb、V、Ti 是较贵重的合金元素,在真空处理后期或真空处理完毕后再加,一方面能极大提高微合金元素吸收率,同时也可以减少钢中氢的含量。

[0048] 6、本发明钢的生产过程为 :将钢坯加热至 1100 ~ 1250℃;在奥氏体可发生再结晶区将钢坯轧制成钢板 ;在奥氏体未发生再结晶区将钢板轧制,终轧温度 860 ~ 950℃ ;以不低于约 25℃ /s 的冷却速率在线淬火,至低于约 150 ~ 300℃的淬火终止温度 ;对淬火后的钢板进行高温回火。

[0049] 本发明的有益效果突出表现在 :

[0050] 1、化学成分设计简单,按元素添加量及种类尽量少的原则,合理调整各元素的配比量,保证钢板的性能,减少生产成本。

[0051] 2、不添加 B 元素,避免了 B 对焊接热影响区硬度及母材性能稳定性的影响,保证了钢板的大线能量焊接性能。

[0052] 3、采用轧后直接在线淬火工艺。以不低于 25℃ /s 的冷却速率在线淬火,钢板性能稳定,生产周期短、成本低、组织难度小。

[0053] 4、采用合理的贵重合金加入顺序,提高合金元素吸收率,降低合金成本。

[0054] 5、实现了钢板高强度、高韧性及优良焊接性的有机统一,实现可大线能量焊接,0℃以上焊接钢板无需进行预热。

附图说明

[0055] 图 1 为实例中钢板冲击断口形貌 (SEM) ;

[0056] 图 2 为实例中 21.5mm 钢板 OPM 组织 (厚度 1/4×500) ;

[0057] 图 3 为实例中 21.5mm 钢板 SEM 组织 (厚度 1/4×3000) ;

[0058] 图 4 为实例中 21.5mm 钢板 SEM 组织 (厚度 1/4×2000) ;

[0059] 图 5 为比较钢板 SEM 组织 (厚度 1/4×2000)。

具体实施方式

[0060] 本发明所述钢的采用在线淬火 + 回火的工艺生产油罐钢,其工艺流程如下 :

[0061] 优质铁水 -KR 铁水预处理 -120 吨顶底复吹转炉 -CAS 站吹氩处理 -LF 炉精炼 -VD 真空脱气处理 -板坯浇铸 -步进式加热炉 -高压水除鳞 -3200mm 轧机粗轧 -3500mm 轧机精轧 -在线淬火 -强力矫直 -精整 -喷号标识 -探伤 -回火 -取样检验 -入库 -发货。

[0062] 冶炼工艺:采用转炉冶炼,通过顶吹或顶底复合吹炼,进行深脱碳;采用 LF 炉和 VD 炉真空处理,降低 O、H、N 等有害气体以及 S 的含量;添加合金元素,进行微合金化;Ca 处理,喂 Si-Ca 线 1 ~ 6m/t,控制硫化物形态,提高延性和韧性,减少钢板横向和纵向性能差;连铸采用电磁搅拌。最终本发明钢的化学成分为(按重量百分比):C:0.01 ~ 0.12%, Si:0.15 ~ 0.35%, Mn:1.45 ~ 1.80%, $P \leq 0.010\%$, $S \leq 0.003\%$, Al:0.02 ~ 0.06%, $Nb \leq 0.02\%$, V:0.02 ~ 0.06%, Ti:0.010 ~ 0.040%, Ni:0.20 ~ 0.40%, $Mo \leq 0.12\%$, N:0.003 ~ 0.006%且满足 $Ti/N = 2.0 \sim 3.4$ 。另外,本发明的钢化学成分还必须满足:

[0063] $PSR = Cr+Cu+2Mo+10V+7Nb+5Ti-2 \leq 0$,

[0064] $P_{cm} = C+Si/30+Mn/20+Cu/20+Ni/60+Cr/20+Mo/15+V/10+5B \leq 0.21(\%)$

[0065] 其余为 Fe 及不可避免的杂质。

[0066] 钢坯热装炉工艺:连铸坯切割完毕后,直接输送至加热炉,钢坯表面入炉温度 300 ~ 500℃,钢坯在炉加热时间 ≥ 3 小时,使析出的 Nb 等合金元素充分溶回到奥氏体中。钢坯最终加热温度 1150 ~ 1200℃。

[0067] 轧制冷却工艺:采用双机架控轧,粗轧机进行 $\geq 980^\circ\text{C}$ 的完全再结晶轧制,减少中间坯的等待时间,防止变形后奥氏体过分长大。精轧机进行再结晶控轧,轧制温度控制在 $930^\circ\text{C} \sim (Ar_3+100^\circ\text{C})$,累积变形量 $\geq 60\%$,末道次之前道次变形率 25 ~ 30%。轧后钢板立即进行高速冷却,冷速 25 ~ 40℃/s,终冷温度控制在 150 ~ 300℃之间。以得到高位错密度的细粒状贝氏体和细板条贝氏体。

[0068] 回火工艺:会同合金元素设计、控轧控冷工艺共同体现出钢板最后高强度和良好的塑性、韧性性能。钢板矫直完后,在 $580^\circ\text{C} \sim 400^\circ\text{C}$ 温度范围内快速完成剪切和收集过程,然后在热处理炉前罩式堆垛保温,在 300℃以上温度进入热处理炉进行 $600^\circ\text{C} \sim 650^\circ\text{C}$ 炉内回火,在炉时间 1.5 ~ 2.0m/mm。钢板出炉后空冷。

[0069] 1、本发明钢母材性能

[0070] 常规力学性能:位于发明钢板宽度的 1/4 处,对钢板头部取样进行力学性能检验,其力学性能如表 3 所示。

[0071] 表 3 发明钢板力学性能

[0072]

炉号	轧制批号	板厚 mm	部位	Rp _{0.2} MPa	Rm MPa	A%	冷弯实验
							D = 3a 180°
06S6-04220	06HR38095	15	头部	545	645	18.5	合格
	06HR39225	21.5	头部	580	655	18.5	合格
	06HR39089	21.5	头部	580	650	19	合格
	06HR39223	32	头部	565	660	19	合格

[0073] 低温韧性试验：对 15、21.5、32mm 发明钢板，进行了常温～-60℃系温度冲击韧性检验，实验结果见表 4。

[0074] 表 4 发明钢系列温度冲击韧性

[0075]

炉号 (批号)	06S6-04220 (06HR38095)		06S6-04220 (06HR39225)		06S6-04220 (06HR39223)		
	15		21.5		32		
钢板规格 (mm)	A _{KV} , J	纤维率 %	A _{KV} , J	纤维率 %	A _{KV} , J	纤维率 %	
20	钢板头部	249	100	230	100	239	100
		256	100	228	100	226	100
		198	90	256	100	223	100
	钢板尾部	234	100	241	100	209	100
		265	100	236	100	239	100
		235	100	209	100	228	100

0	钢板头部	231	100	220	100	236	100
		205	100	250	100	221	100
		254	100	253	100	208	100
	钢板尾部	246	100	223	100	251	100
		245	100	239	100	231	100
		258	100	247	100	215	100
-20	钢板头部	214	100	198	100	210	100
		242	100	238	100	198	100
		204	95	256	100	258	100
	钢板尾部	211	100	220	100	220	95
		237	100	236	100	204	100
		228	95	248	100	232	100

-40	钢板头部	258	100	255	100	252	100
		178	90	188	95	176	90
		244	100	248	100	250	100
-40	钢板尾部	248	100	231	100	256	100
		256	100	246	100	232	100
		207	100	227	100	203	100
-60	钢板头部	193	69	163	58	224	74
		165	30	162	55	201	59
		124	25	129	47	138	45
-60	钢板尾部	202	70	200	70	201	68
		217	65	212	65	216	70
		174	45	241	59	149	35

[0076] 从表 4 可以看出,在 20℃~ -40℃温度范围内相同部位冲击功比较均匀;钢板头、尾部的冲击功值较高,且头部、尾部的冲击值相差不超过 20J,由此看整张钢板的低温韧性高且很均匀。

[0077] 图 1 为本发明钢冲击断口扫描形貌。从 SEM 断口观察看,冲击试样断口为韧性断

口,说明钢板的低温韧性良好。

[0078] 钢板均匀性试验:为检验发明钢板性能的均匀性,对 15mm 厚发明钢板,在其头部、中部、尾部,板宽的两个边部、两个 1/4 处及 1/2 处取样进行强度及低温韧性检验。检验结果见表 5。试验结果表明发明钢板各部位性能均匀。

[0079] 表 5 15mm 发明钢板力学性能

[0080]

取样 部位	钢板头部						钢板中部						钢板尾部					
	Rp _{0.2} MPa	Rm MPa	A %	冲击功, A _{KV} , J			Rp _{0.2} MPa	Rm MPa	A %	冲击功, A _{KV} , J			Rp _{0.2} MPa	Rm MPa	A %	冲击功, A _{KV} , J		
				-20℃	-40℃	-60℃				-20℃	-40℃	-60℃				-20℃	-40℃	-60℃
宽度 边部	555	645	19	210	245	198	569	643	19	270	225	190	560	634	20	287	265	190
1/4 宽度	550	645	20	215	250	200	565	644	21	214	200	176	546	628	20	250	258	185
1/2 宽度	545	642	20	230	246	196	569	645	20	221	215	140	574	653	22	272	225	177
3/4 宽度	550	650	19	225	235	187	560	645	20	225	221	169	550	630	21	264	251	182
宽度 边部	550	645	19	214	221	201	566	648	19	239	201	183	565	645	20	275	264	191

[0081] 注:冲击功是平均值。

[0082] 无塑性转变温度 NDTT 试验:对 21mm 和 32mm 厚发明钢板进行落锤试验,试样横向取样。试验结果见表 6。

[0083] 表 6 不同厚度 JGR610E 钢板落锤试验结果

[0084]

板厚 mm	部位	试验温度℃					NDTT ℃
		-20	-25	-30	-35	-40	
21	表层		○,○	×		×	-30
32	表层	○	○	○,○	×	×	-35

[0085] 注:○表示未断,×表示断裂

[0086] 上述结果表明,发明钢板具有较低的无塑性转变温度,可以满足防止脆性断裂及止裂的设计要求,可以满足 -40℃用钢对无塑性转变温度的要求。

[0087] 微观组织试验:对 21.5mm 厚发明钢板沿轧制方向取试样,利用 GX71 型倒置式系统金相显微镜、XL-30 扫描电子显微镜对回火态钢板四分之一处进行组织分析,组织主要是回火索氏体和低碳贝氏体,组织均匀细小。

[0088] 光学显微镜金相照片如图 2、3 所示。

[0089] 2、焊接性试验

[0090] 焊接热模拟试验 :在 100KJ/cm 和 120KJ/cm 焊接线能量条件下,热模拟后的发明钢试样加工成标准的 V 型缺口冲击试样,在 -20℃ 进行冲击试验。试验结果见表 7。

[0091] 表 7 热模拟试样的 -20℃ 冲击试验结果

[0092]

峰值温度 \ 冲击功 J	线能量 100KJ	线能量 120KJ
1300℃	123, 94, 83 100	110, 90, 47 82

[0093] 上述结果可以看出,在峰值加热温度为 1300℃ 时,焊接线能量为 100KJ/cm 和 120KJ/cm 时,冲击吸收功的平均值都能达到 80J,单个最小值 47J \geq 33J。说明发明钢经过大线能量焊接后热影响区仍能保持高的冲击功。

[0094] 气电立焊焊接接头力学性能 :发明钢板采用气电立焊焊接,线能量控制在 100KJ/cm,按 JB4708-2000 《钢制压力容器焊接工艺评定》的要求对焊接接头焊态进行拉伸与冷弯试验。其拉伸、冷弯试验结果见表 8。

[0095] 表 8 发明钢焊接接头力学性能试验结果

[0096]

试板 厚度	R _m MPa	A% (50.8mm 标距)	断裂位置	弯曲角	侧弯
21.5mm	655,660	42,41.9	焊缝	180°	全部合格

[0097] 发明钢焊接系列温度冲击试验结果分别见表 9。

[0098] 表 9 气电立焊焊接接头焊态系列温度冲击试验结果

[0099]

钢板 规格	取样 部位	状态	试验 温度℃	A _{KV} J	晶状断面率 %

21.5 mm	熔 合 线	焊 态	20	100, 110, 105 (105)	12, 20, 16 (16)
			0	112, 100, 105 (106)	21, 27, 28 (25)
			-20	87, 68, 90 (82)	41, 45, 48 (45)
			-40	45, 50, 58 (51)	70, 64, 67 (67)
			-60	28, 26, 24 (26)	80, 72, 75 (76)
	热 影 响 区	焊 态	20	225, 205, 217 (216)	0, 0, 0 (0)
			0	214, 217, 201 (211)	0, 0, 0 (0)
			-20	190, 200, 195 (195)	0, 10, 13 (12)
			-40	145, 150, 152 (149)	24, 28, 30 (27)
			-60	100, 97, 85 (94)	46, 54, 52 (51)

[0100] 综上所述,气电立焊采用 100KJ/cm 大线能量焊接,焊接接头的力学性能完全符合技术要求,经过大线能量焊接后,焊接热影响区 -20℃ 的冲击功为 195J,母材冲击功为 245J,可以看出下降幅度小于 25%。从而说明发明钢完全满足大线能量焊接的要求。

[0101] 焊接热影响区最高硬度试验:发明钢试板的制作及硬度的测定按 GB4675. 5-1984《焊接性试验——焊接热影响区最高硬度试验方法》标准的有关规定进行。试验用焊条采用 $\Phi 4.0$ mm 的 PP. J607RH 焊条 (400℃ ×1 小时烘干),试板焊前预热温度分别为室温 (20℃)、预热 75℃ 和预热 125℃,施焊电流种类为直流,焊接电流为 170 ~ 180A,电弧电压为 22 ~ 24V,焊接速度为 150mm/min。试验焊缝在原始轧制面上进行,。焊后试板经解剖,以切于焊接熔合线底部切点为 0 点,左右每隔 0.5mm 作为硬度的测定点。维氏硬度测定按 GB/T 4340-1984《金属维氏硬度试验方法》的规定进行,试板在不同焊前预热温度下施焊的维氏硬度测定点位置及其硬度值见表 10。

[0102] 焊接热影响区最高硬度试验主要用于评价钢板的抗冷裂纹性能,一般认为,钢板的焊接热影响区最高硬度大于 HV350 时,即有一定的冷裂纹倾向。由结果可见:该钢板在预热至 75℃ 时,焊接热影响区最高硬度在 310N/mm² 左右,冷裂纹倾向不大。

[0103] 表 10 维氏硬度测定点位置及其硬度值

[0104]

预热 温度	各测点的硬度值 HV ₁₀																
	-5.5	-4.5	-3.5	-2.5	-2	-1.5	-1	-0.5	0	0.5	1	1.5	2	2.5	3.5	4.5	5.5
室温	260	261	280	311	319	331	322	310	309	316	299	284	282	293	277	270	270
75℃	238	257	288	300	309	310	300	289	281	269	269	274	295	291	285	257	231
125℃	233	247	249	273	287	290	291	290	295	301	282	268	244	245	230	224	217

[0105] 注：表中黑体字的数据为焊接热影响区最高硬度值。

[0106] 焊接接头 SR 热处理试验：试验选用 32mm 厚的发明钢板，试验焊条为 $\phi 4.0\text{mm}$ 的 PP. J607RH，焊条焊前经 $400^{\circ}\text{C} \times 1$ 小时的烘干处理。焊接预热温度为 100°C ，焊接线能量为 $30 \sim 35\text{KJ/cm}$ ，焊后立即进行 $250^{\circ}\text{C} \times 0.5$ 小时的消氢处理，然后进行 580°C 的应力消除热处理。试验中有一组未进行焊后热处理，以便进行力学性能的对比。

[0107] 对不同焊后热处理的焊接接头进行拉伸与冷弯试验。采用全厚度带肩板形拉伸试样（试样尺寸为 $32 \times 25 \times 250\text{mm}$ ）对焊接接头进行拉伸试验；冷弯试验采用全厚度侧弯试样，试样宽度为 32mm，试样厚度为 10mm，侧弯试样为 4 件；焊接接头冲击试样取样按照 JB4708-2000 的要求。拉伸、冲击、冷弯试验结果见表 11 和表 12。

[0108] 表 11 焊接接头不同焊接工艺力学性能试验结果

[0109]

试板 状态	R_m MPa	A% (50.8mm 标距)	断裂位置	弯轴直径 mm	支座间距 mm	弯曲角	侧弯
未热处理	640, 650	42.0, 40.5	焊缝	40	63	180°	全部合格
热处理	645, 625	40.0, 38.5	热影响区	40	63	180°	全部合格

[0110] 表 12 焊接接头冲击试验结果
[0111]

试板 状态	焊缝金属 20℃ A _{KV} (J)	热影响区 20℃ A _{KV} (J)	焊缝金属 -20℃ A _{KV} (J)	热影响区 -20℃ A _{KV} (J)
未热处理	162, 163, 176(166)	212, 217, 194(208)	110, 80, 114(101)	227, 190, 219(212)
热处理	147, 145, 139(144)	218, 227, 223(223)	79, 89, 77(83)	139, 171, 164(158)

[0112] 结果表明,经过应力消除热处理,接头的抗拉强度与焊态焊接接头相比稍有下降,焊缝金属和焊接热影响区室温和低温冲击功也有一定程度的下降,但仍然满足有关标准规范的要求。

[0113] 3、本发明钢同其他类似钢板的比较

[0114] 把发明钢板同其他企业现有类似钢板作组织、母材成分性能和焊接性能比较,组织对比见图 4 和图 5,母材成分性能和焊接性能见表 13 和表 14。从图 4 和图 5 对比可以看出,本发明钢的组织均匀细小,优于比较钢;从表 13 可以看出,在保证本发明钢性能不低于比较钢的基础上,Mo、Nb 等贵重合金成分都明显低于比较钢,说明发明钢经济性较高。从表 14 可以看出,相比对比其他企业生产的钢板,显然本发明钢在大于 100KJ/cm 的线能量下,甚至达到 120KJ/cm 后热影响区仍具有很高的低温韧性,大大优于比较钢。以上说明,通过在线淬火+离线回火加工方法生产该高强钢,其经济性较高,且焊接性能优于其他方法,是一种大型石油储罐用高强度厚钢板的低成本制造方法。

[0115] 表 13 发明钢和比较钢成分性能对比

[0116]

钢号	C	Si	Mn	P	S	Als	Ni	Cr	Mo	Ti	V	Nb	Re1 (MPa)	Rm (MPa)	A (%)	Akv-20℃ 横向(J)
发明钢	0.08	0.25	1.55	0.008	0.003	0.04	0.20	-	0.09	0.018	0.04	0.018	580	655	19	249, 255, 248
比较钢	0.06	0.25	1.5	0.009	0.003	0.04	0.24	0.04	0.23	0.010	0.04	0.024	570	655	19	288, 283, 280
发明钢	0.09	0.26	1.60	0.008	0.003	0.039	0.22	-	0.10	0.017	0.041	0.017	580	650	21	239, 245, 244
比较钢	0.09	0.24	1.35	0.010	0.005	0.043	0.25	0.037	0.18	0.027	0.046	0.042	585	635	25.5	204, 192, 200

[0117] 表 14 发明钢和比较钢焊接性能对比

[0118]

钢号	线能量 KJ/cm	Rm MPa	A% (50mm)	弯曲角度	侧弯	取样 部位	试验 温度	A _{KV} J	晶状断面率 %
发明钢	100	655, 660	42, 41.9	180	全部合格	热影响区	-20	190, 200, 195(195)	0, 10, 13(12)
发明钢	120	620, 625	40, 41	180	全部合格	热影响区	-20	226, 173, 109(169)	0, 12, 16(14)
对比钢	< 100	665, 655	37, 36	180	全部合格	热影响区	-20	66, 51, 57, (58)	62, 77, 73(71)

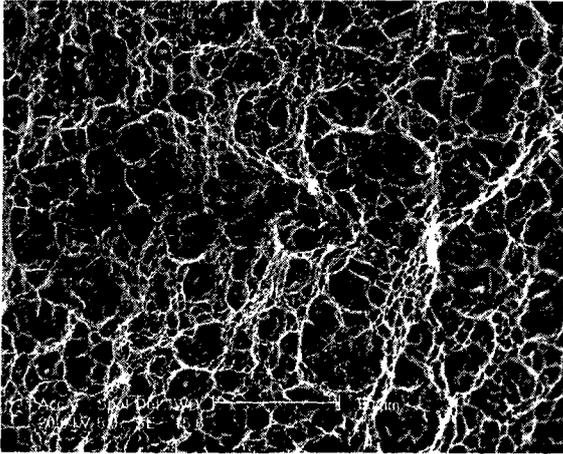


图 1

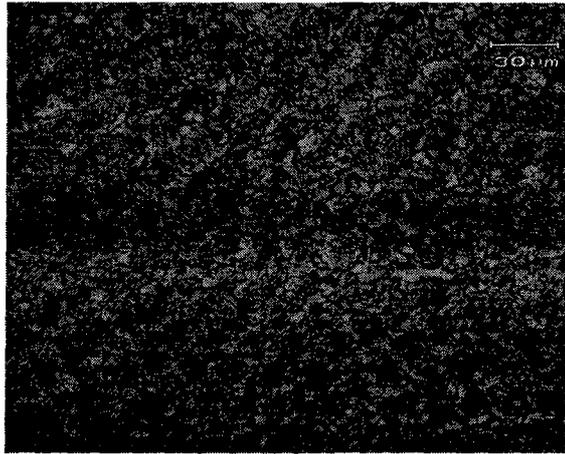


图 2

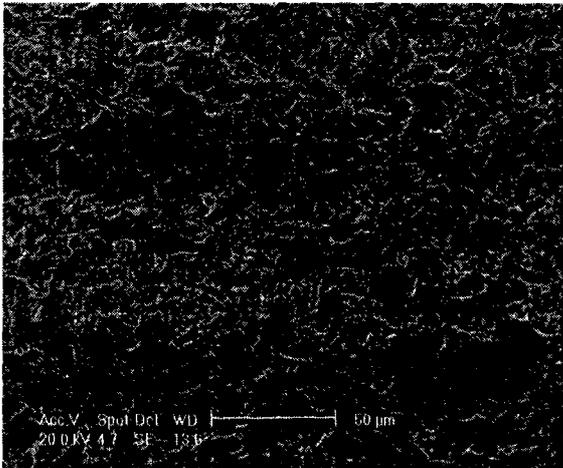


图 3

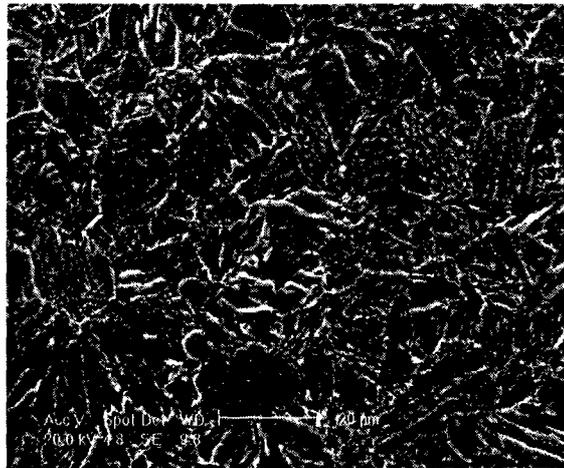


图 4

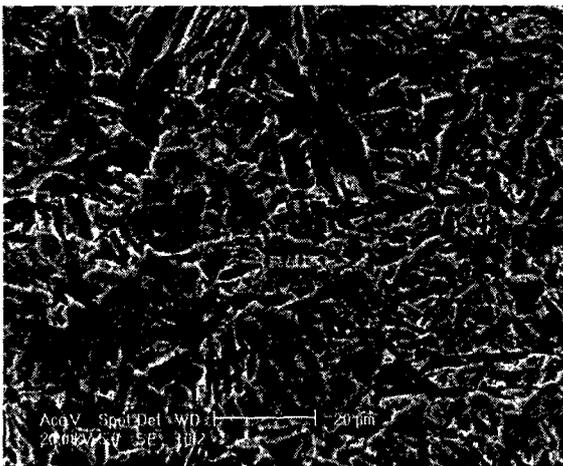


图 5