



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 107937807 B

(45) 授权公告日 2020.10.02

(21) 申请号 201711150709.X	C22C 38/04 (2006.01)
(22) 申请日 2017.11.18	C22C 38/06 (2006.01)
(65) 同一申请的已公布的文献号	C22C 38/08 (2006.01)
申请公布号 CN 107937807 A	C22C 38/12 (2006.01)
(43) 申请公布日 2018.04.20	C22C 38/14 (2006.01)
(73) 专利权人 武汉钢铁有限公司	C22C 38/16 (2006.01)
地址 430083 湖北省武汉市青山区厂前2号	C22C 38/58 (2006.01)
门股份公司机关	C22C 38/48 (2006.01)
(72) 发明人 刘文斌 李书瑞 王宪军 杨秀利	C22C 38/46 (2006.01)
战国锋 陈颜堂 程吉浩 郭斌	C22C 38/50 (2006.01)
(74) 专利代理机构 武汉开元知识产权代理有限公司 42104	C22C 38/42 (2006.01)
代理人 胡镇西	C22C 38/44 (2006.01)
	C21D 1/18 (2006.01)
	C21D 8/02 (2006.01)
	审查员 余姣姣

(51) Int. Cl.

C22C 38/02 (2006.01)

权利要求书1页 说明书7页

(54) 发明名称

770MPa级低焊接裂纹敏感性压力容器钢及其制造方法

(57) 摘要

本发明提供了一种770MPa级低焊接裂纹敏感性压力容器钢,它的化学成分按质量百分数计为:C:0.05~0.10,Si≤0.10,Mn:1.00~2.00,P≤0.010,S≤0.002,Als:0.015~0.045,Ni:0.50~1.00,Nb:0.03~0.08,V:0.02~0.08,Ti:0.010~0.030,Cu≤0.50,Cr≤0.50,Mo≤0.50,并且所述Cu、Cr、Mo的质量百分数满足0.30≤[Cu]+[Cr]+[Mo]≤0.90,余量为Fe及不可避免的夹杂。本发明钢通过成分设计、夹杂物控制、轧制和热处理后,获得高强度、高韧性和低焊接裂纹敏感性,可用于制造各类液化石油气储罐设备。

1. 一种770MPa级低焊接裂纹敏感性压力容器钢,其特征在于:它的化学成分按质量百分数计为:C:0.05~0.10, Si \leq 0.10, Mn:1.00~2.00, P \leq 0.010, S \leq 0.002, Al_s:0.015~0.045, Ni:0.50~1.00, Nb:0.03~0.08, V:0.02~0.08, Ti:0.010~0.030, Cu \leq 0.50, Cr \leq 0.50, Mo \leq 0.50, 并且所述Cu、Cr、Mo的质量百分数满足 $0.30 \leq [\text{Cu}] + [\text{Cr}] + [\text{Mo}] \leq 0.90$, 余量为Fe及不可避免的夹杂;

所述770MPa级低焊接裂纹敏感性压力容器钢的是通过如下方法制造的,它依次包括以下步骤:铁水预处理、转炉冶炼、真空处理、连铸、铸坯缓冷再加热、轧制、在线淬火、离线回火;其中,在线淬火的开冷温度不小于850℃,所述在线淬火用ACC水冷设备进行;

当轧制后钢板厚度为10~30mm时,在线淬火返红温度为不大于250℃,水比为1.4,辊速为0.8m/s,离线回火保温温度为640~680℃,离线回火保温时间为40~80min;

当轧制后钢板厚度为30~60mm,但不包括30mm时,在线淬火返红温度为不大于200℃,水比为1.4,辊速为0.7m/s,离线回火保温温度为600~640℃,离线回火保温时间为80~120min;

其中,所述水比是指下水量与上水量的比值,所述连铸前进行电磁搅拌,连铸时进行动态轻压下处理,连铸后进行铸坯缓冷。

2. 根据权利要求1所述的770MPa级低焊接裂纹敏感性压力容器钢,其特征在于:它的 $P_{cm} \leq 0.24\%$,

所述 $P_{cm} = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Cr/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + 5B\%$ 。

3. 一种权利要求1所述770MPa级低焊接裂纹敏感性压力容器钢的制造方法,其特征在于:它依次包括以下步骤:铁水预处理、转炉冶炼、真空处理、连铸、铸坯缓冷再加热、轧制、在线淬火、离线回火;其中,在线淬火的开冷温度不小于850℃,所述在线淬火用ACC水冷设备进行;

当轧制后钢板厚度为10~30mm时,在线淬火返红温度为不大于250℃,水比为1.4,辊速为0.8m/s,离线回火保温温度为640~680℃,离线回火保温时间为40~80min;

当轧制后钢板厚度为30~60mm,但不包括30mm时,在线淬火返红温度为不大于200℃,水比为1.4,辊速为0.7m/s,离线回火保温温度为600~640℃,离线回火保温时间为80~120min;

其中,所述水比是指下水量与上水量的比值,所述连铸前进行电磁搅拌,连铸时进行动态轻压下处理,连铸后进行铸坯缓冷。

4. 根据权利要求3所述770MPa级低焊接裂纹敏感性压力容器钢的制造方法,其特征在于:所述轧制前铸坯加热温度为1200~1300℃,加热速率为8~15min/cm。

5. 根据权利要求3所述770MPa级低焊接裂纹敏感性压力容器钢的制造方法,其特征在于:所述真空处理过程不小于15min。

6. 根据权利要求3所述770MPa级低焊接裂纹敏感性压力容器钢的制造方法,其特征在于:所述轧制过程中的粗轧开轧温度为 $\geq 1100^\circ\text{C}$,粗轧终轧温度 $\geq 1020^\circ\text{C}$ 。

7. 根据权利要求3所述770MPa级低焊接裂纹敏感性压力容器钢的制造方法,其特征在于:所述轧制过程中的精轧开轧温度 $\leq 1000^\circ\text{C}$,精轧终轧温度为880~950℃。

770MPa级低焊接裂纹敏感性压力容器钢及其制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及压力容器钢制造领域,具体地指一种770MPa级低焊接裂纹敏感性压力容器钢及其制造方法。

背景技术

[0002] 随着我国能源、石油、化工等工业产业的迅速发展,石油等相关产品的储存关乎国家能源安全,有着重要的、不可替代的作用。我国固定式储罐用钢一直采用强度级别较低的07Mn系列钢(R_m 为610MPa级),致使罐体壁厚较厚,造成现有的储罐制造成本较高,焊接难度增大,这些都限制了固定式储罐的大型化(高参数)发展。随着石油化工行业的快速发展,对大型液化石油气球罐的需求也逐渐提高,固定式储罐的尺寸也将逐渐增大,对高强度固定式压力容器钢的需求必将越来越大。因此,需要设计研发770MPa级低焊接裂纹敏感性压力容器钢,满足市场需求。

[0003] 标准GB/T19189中的钢种07MnMoVR、07MnNiVDR、07MnNiMoDR符合低焊接裂纹敏感性使用要求,但是强度级别仅有610MPa级,强度偏低。申请号为200910063768.2的中国发明专利“一种抗拉强度700MPa级低焊接裂纹敏感性钢及其生产方法”中公开的钢具有下列化学成分重量百分比C:0.08~0.12、Si:0.15~0.40、Mn:1.00~2.00、 $P \leq 0.015$ 、 $S \leq 0.006$ 、Ni:0.25~0.55、Mo:0.15~0.28、V:0.02~0.10以及Cu:0.18~0.30、Cr:0.15~0.30、Ti:0.008~0.020、B:0.0007~0.0027中的两种或两种以上,其余为Fe及不可避免的夹杂,此外还要满足 $P_{cm} \leq 0.24\%$, $P_{cm} = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Cr/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + 5B(\%)$ 。采用铁水深脱硫技术,转炉顶底吹炼,真空处理及连铸工艺,按通常纯净钢工艺进行轧制、调质热处理生产。在化学成分上添加了一定量的B来强化,虽然综合力学性能优秀,但抗拉强度达不到使用要求。

[0004] 申请号为201610871669.7的中国发明专利“一种抗拉强度800MPa水电钢的生产方法”公开的钢化学成分质量百分比为:C:0.06~0.09%, $Si \leq 0.15\%$,Mn:0.95~1.05%, $P \leq 0.012\%$, $S \leq 0.005\%$,Nb:0.010~0.020%,V:0.040~0.050%,Ti:0.015~0.025%,Ni:1.25~1.55%,Cr:0.25~0.35%,Cu:0.15~0.25%,Mo:0.45~0.55%,B:0.0009~0.0020%,Als:0.010~0.040%,余量为铁Fe和不可避免的杂质。与本发明相比,在化学成分上添加了一定量的B来强化,减少了Mn、Nb含量,增加了Ni、Cr、Mo等合金含量,同时采用离线淬火工艺,但是生产成本较高。

发明内容

[0005] 本发明的目的是提供一种770MPa级低焊接裂纹敏感性压力容器钢,它不仅具有高强度、高韧性,而且具有低焊接裂纹敏感性。

[0006] 为实现上述目的,本发明提供一种770MPa级低焊接裂纹敏感性压力容器钢,它的化学成分按质量百分数计为:C:0.05~0.10, $Si \leq 0.10$,Mn:1.00~2.00, $P \leq 0.010$, $S \leq 0.002$,Als:0.015~0.045,Ni:0.50~1.00,Nb:0.03~0.08,V:0.02~0.08,Ti:0.010~

0.030, $Cu \leq 0.50$, $Cr \leq 0.50$, $Mo \leq 0.50$, 并且所述 Cu 、 Cr 、 Mo 的质量百分数满足 $0.30 \leq [Cu] + [Cr] + [Mo] \leq 0.90$, 余量为 Fe 及不可避免的夹杂。

[0007] 优选的, 它的 $P_{cm} \leq 0.24\%$,

[0008] 所述 $P_{cm} = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Cr/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + 5B\%$ 。

[0009] 以下详述本发明钢的成分设定理由:

[0010] 考虑该钢主要是要保证高强度、高韧性和良好的焊接性能。因此, 炼钢时要严格控制钢水的纯净度, 防止 P 、 S 含量对该钢低温韧性的影响。 C 、 Si 、 Mn 、 Nb 、 V 、 Ti 的设计成分保证了钢的强度、韧性和焊接性能, Ni 、 Cu 、 Cr 、 Mo 合金用来提高钢的低温韧性和耐腐蚀性能。总的说来, 采用 Ni 、 V 、 Nb 及其他元素的复合微合金化上, 要充分发挥各元素的特点。设置 $P \leq 0.010\%$, $S \leq 0.002\%$, $N \leq 0.004\%$, 主要是考虑到这几个元素对钢脆性影响较大, 要严格限制其含量。

[0011] (1) 合金元素对钢性能的影响

[0012] C 是提高钢材强度最有效的元素, 随着 C 含量的增加, 钢中 Fe_3C 增加, 淬硬性也增加, 钢的抗拉强度和屈服强度提高。但是, 增加钢中 C 含量, 会增加钢板焊接裂纹敏感性。因此, 本发明钢的 C 含量应控制在 $0.05 \sim 0.10\%$ 。

[0013] Si 与碳的亲合力很弱, 在钢中不与碳化合, 但能溶入铁素体, 产生固溶强化作用, 使得铁素体的强度和硬度提高, 但塑性和韧性却有所下降。当 Si 含量增大时, 会促进岛状马氏体形成, 对焊接热影响区韧性有害, 可见, Si 对强度有一定帮助, 但含量不可过高。本发明钢的 Si 含量控制在不大于 0.10% 范围内可满足要求。

[0014] Mn 与碳的亲合力较强, 是扩大奥氏体相区、细化晶粒和保证综合性能以及提高淬透性的有效元素, 且它并不恶化钢的变形能力。但 Mn 元素是一种易偏析的元素, 当偏析区 Mn 、 C 含量达到一定比例时, 在钢材生产和焊接过程中会产生马氏体相, 该相会表现出很高的硬度, 对设备低温韧性有较大影响。因此, 在设计该钢时考虑到 C 含量, 将 Mn 含量限制在 2.00% 以内。考虑到本发明钢的强度范围, 因此将 Mn 控制在 $1.00 \sim 2.00\%$ 。

[0015] Al 是钢中的主要脱氧元素, 在奥氏体中的最大溶解度大约 0.6% , 它溶入奥氏体后仅微弱地增大淬透性。但是当 Al 含量偏高时, 易导致钢中夹杂增多, 对钢的韧性不利, 同时会降低钢的淬硬性, 提高钢中带组织级别。因此将钢中 Als 含量控制在 $0.015\% \sim 0.045\%$ 以内。

[0016] Ni 不会形成碳化物, 是扩大 γ 相、细化晶粒、球化碳化物和保证综合性能以及提高淬透性的有效元素, 可细化铁素体晶粒来改善钢的低温韧性, 明显降低钢板和焊接接头的低温脆转变温度。但 Ni 含量太高就会增加炼钢成本, 并且造成氧化铁皮难以脱落。因此, 本发明钢将 Ni 含量设定在 $0.50 \sim 1.00\%$ 以内。

[0017] Nb 是一种强碳化物形成元素, 在钢中形成 NbC 、 $Nb(CN)$ 等第二相质点, 阻碍奥氏体晶粒的长大, 细化晶粒, 提高钢板的强度和低温韧性。 Nb 元素的作用温度要高于 Ti 和 V , 对钢板强度的贡献也大于 Ti 和 V , 其含量过高时易产生晶间裂纹。因此, 综合考虑其他各元素含量后将本发明的 Nb 含量控制在 $0.03 \sim 0.08\%$ 以内。

[0018] V 是有效提高钢板强度的碳化物形成元素之一, 在钢中的效果仅次于 Nb 、 Ti 。钢中加入 V 后将形成 VC , 提高了渗碳体的熔点、硬度和耐磨性。因此, 特别是对于厚度不大的钢板, V 的含量不能过高, 以免降低钢的焊接性能。同时, V 在中温时发生弥散强化, 对厚钢板心

部强度有帮助。因此,设计时将V控制在0.02~0.08%。

[0019] Ti是一种强烈的碳化物和氮化物形成元素,形成的TiN、Ti(CN)等粒子非常稳定,能够在形核时有有效的阻止晶粒长大,因此能够细化晶粒,提高钢板的强度和韧性。但是,Ti对强度贡献不及Nb明显,同时过多的Ti所形成的碳化物会降低钢板低温韧性。钢板在焊接时Ti的作用也比较明显,能够有效细化焊接热影响区组织。考虑钢板低温韧性要求和对接性能的影响及与其他元素配合,设计Ti的含量时控制在0.010~0.030%。

[0020] Cu在钢中主要起沉淀强化作用,对钢的耐大气腐蚀性能有益,能提高此外还能提高钢材的抗疲劳裂纹扩展能力。但当Cu含量过高时,钢在轧制时易出现网状裂纹。综合考虑Cu对钢板综合力学性能的影响,将Cu含量控制在 $\leq 0.50\%$ 。

[0021] Cr是在钢中常用的添加元素,在热处理下后可以得到稳定的组织,能够提高钢的淬透性和低温韧性水平。同时,考虑到合金成本和使用要求,将Cr含量控制在 $\leq 0.50\%$ 。

[0022] Mo(钼)在钢中能提高淬透性和热强性。钼在钢中可固溶于铁素体、奥氏体和碳化物中,它是缩小奥氏体相区的元素。钼提高钢的回火稳定性,作为单一合金元素存在时,增加钢的回火脆性;与铬、锰等并存时,钼又降低或抑止因其他元素所导致的回火脆性。同时,考虑到该钢的强度和使用要求,将Mo含量控制在 $\leq 0.50\%$ 。

[0023] (2) 杂质元素和气体对钢板性能的影响

[0024] 为了提高钢板的低温韧性水平,钢中的杂质元素要求尽量少。

[0025] P在钢中固溶强化和冷作硬化作用强,作为合金元素加入低合金结构钢中,能提高其强度和钢的耐大气腐蚀性能,但降低其冷冲压性能。磷溶于铁素体,虽然能提高钢的强度和硬度,最大的害处是偏析严重,增加回火脆性,显著降低钢的塑性和韧性,致使钢在冷加工时容易脆裂,也即所谓“冷脆”现象。磷对焊接性也有不良影响。磷在发明钢中是有害元素,应严加控制。

[0026] S对钢的应力腐蚀开裂稳定性有害。随着硫含量的增加,钢的稳定性急剧恶化。硫化物夹杂物是氢的积聚点,使金属形成有缺陷的组织。同时,硫也是吸附氢的促进剂。因此,对于该钢应将P控制在0.010%以内,S控制在0.002%以内。

[0027] 另外,该钢应尽量减少钢中气体含量,减小钢的偏析。

[0028] 本发明的另一个目的是提供上述770MPa级低焊接裂纹敏感性压力容器钢的制造方法,该方法步骤简单、成本低,适合于工业化生产。

[0029] 为实现上述目的,本发明所设计770MPa级低焊接裂纹敏感性压力容器钢的制造方法,它依次包括以下步骤:铁水预处理、转炉冶炼、真空处理、连铸、铸坯缓冷再加热、轧制、在线淬火、离线回火,其中,在线淬火的开冷温度不小于850℃,

[0030] 当轧制后钢板厚度为10~30mm时,在线淬火返红温度为不大于250℃,离线回火保温温度为640~680℃,离线回火保温时间为40~80min;

[0031] 当轧制后钢板厚度为30~60mm时,在线淬火返红温度为不大于200℃,离线回火保温温度为600~640℃,离线回火保温时间为80~120min。

[0032] 优选的,所述在线淬火用ACC水冷设备进行。所述ACC是指accelerated cooling control加速冷却控制。

[0033] 优选的,所述在线淬火工艺中,当轧制后钢板厚度为10~30mm时,水比为1.4,辊速为0.8m/s;当轧制后钢板厚度为30~60mm时,水比为1.4,辊速为0.7m/s。

[0034] 所述水比是指下水量与上水量的比值。

[0035] 优选的,所述连铸前进行电磁搅拌,连铸时进行动态轻压下处理,连铸后进行铸坯缓冷。

[0036] 优选的,所述轧制前铸坯加热温度为1200~1300℃,加热速率为8~15min/cm。

[0037] 优选的,所述真空处理过程不小于15min。所述真空处理的时间一般不设上限,因为炼钢生产过程中为了保证生产衔接,真空处理时间要根据后面一炉钢的生产时间来定。但是为了确保真空过程中钢水温度不会太低,一般也不会超过1h。

[0038] 优选的,所述轧制过程中的粗轧开轧温度为 $\geq 1100^{\circ}\text{C}$,粗轧终轧温度 $\geq 1020^{\circ}\text{C}$ 。

[0039] 优选的,所述轧制过程中的精轧开轧温度 $\leq 1000^{\circ}\text{C}$,精轧终轧温度为880~950℃。

[0040] 本发明采用铁水脱硫技术,转炉顶底吹炼,LF加热炉和RH真空炉处理及成分微调(真空处理时间不小于15min),连铸前进行电磁搅拌,连铸时进行动态轻压下处理,连铸后及时进行铸坯缓冷,然后再按高强钢工艺进行轧制和冷却,最后进行在线淬火和离线回火的热处理工艺。

[0041] 以下详述本发明钢的生产工艺设定理由:

[0042] (1) 炼钢工艺

[0043] 该钢冶炼时真空时间设定(真空处理时间不小于15min),可较好的降低钢中杂质、气体含量。钢中Mn含量、合金元素种类多,连铸前必须进行电磁搅拌和动态轻压下处理,降低元素偏析。铸坯切割后必须缓冷,避开高温脆化区域,防止断坯。

[0044] (2) 轧钢工艺

[0045] 该钢按低合金钢工艺进行轧制。轧制前铸坯加热温度为1200~1300℃,加热速率为8~15min/cm,确保铸坯温度均匀。粗轧时,根据成品钢板厚度,控制本阶段轧制结束时中间坯的厚度。精轧时,待温避开奥氏体部分再结晶区温度后,开始奥氏体未再结晶区控制轧制。此时,未再结晶区的轧制有足够的压缩比,使得变形奥氏体中产生高畸变的变形积累,形成大量形变带和高密度位错。精轧终轧后,形变位错将发生回复和多边形化,从而细化组织,提高钢板的强度和韧性。轧制时,要考虑钢的临界点温度,避免出现混晶现象。因此综合考虑,钢的粗轧开轧温度不小于1100℃,粗轧终轧温度不小于1020℃,精轧开轧温度不大于1000℃,精轧终轧温度880~950℃。

[0046] (3) 加工、热处理工艺

[0047] 由于该钢主要用于建造大型固定式球罐,对钢的焊接性能要求较高,所以针对该钢的特点设计热处理工艺为在线淬火+回火。钢的组织是一种较稳定的回火索氏体组织,钢中不会出现对低温韧性有较大影响的马氏体组织。在线淬火开冷温度 $\geq 850^{\circ}\text{C}$,ACC返红温度 $\leq 250^{\circ}\text{C}$,回火温度设计为600~680℃,是为了让钢中合金元素V、Cu充分析出,提高钢板心部性能。

[0048] 本发明的有益效果在于:

[0049] 本发明与现有技术相比:在成分设计上采用低碳和低合金,添加一定量的Mn、Ni、Nb、V、Ti等,严格控制P、S含量,使得该钢具有优良的低温韧性和焊接性能。利用在线淬火+离线回火的热处理得到稳定的回火索氏体组织,利用钢中Nb、V、Ti等微合金的复合强化作用保证了钢材获得足够的强度和韧性。本发明钢通过成分设计、夹杂物控制、轧制和热处理后,获得高强度、高韧性和低焊接裂纹敏感性,可用于制造各类液化石油气储罐设备。

具体实施方式

[0050] 以下通过具体实施例对本发明的770MPa级低焊接裂纹敏感性压力容器钢及其制造方法作进一步的说明：

[0051] 表1列出了序号1~6的实施例1~实施例6的770MPa级低焊接裂纹敏感性压力容器钢及序号7~8的对比例1~对比例2的压力容器钢化学成分的重量百分数(余量为Fe和不可避免的杂质)。

[0052] 表1实施例的化学成分(wt,%)

	本发明						对比钢	
	1	2	3	4	5	6	7	8
C	0.05	0.06	0.07	0.09	0.09	0.10	0.08	0.08
Si	0.10	0.06	0.06	0.08	0.07	0.05	0.25	0.30
Mn	2.00	1.82	1.69	1.56	1.38	1.00	1.45	1.50
P	0.010	0.007	0.006	0.005	0.005	0.006	0.017	0.018
S	0.001	0.001	0.002	0.001	0.001	0.001	0.008	0.010
Ni	0.50	0.59	0.66	0.82	0.95	1.00	0.55	0.60
[0053] V	0.02	0.03	0.04	0.07	0.07	0.08	0.04	0.04
Nb	0.03	0.04	0.04	0.06	0.07	0.08	0.02	0.02
Ti	0.010	0.015	0.018	0.020	0.026	0.030	—	—
Cu	0.05	0.50	0.30	0.10	0.10	0.05	—	—
Cr	0.20	0.30	0.30	0.05	0.20	0.50	—	—
Mo	0.05	0.10	0.20	0.50	0.25	0.30	—	—
Als	0.015	0.024	0.020	0.018	0.045	0.035	0.038	0.039
Cu+Cr+Mo	0.30	0.90	0.80	0.65	0.55	0.85		
P _{cm}	0.20	0.21	0.22	0.23	0.23	0.22	0.18	0.18

[0054] 本发明序号1~6的实施例1~实施例6的770MPa级低焊接裂纹敏感性压力容器钢及序号7~8的对比例1~对比例2的压力容器钢按照如下方法制造得到,主要工艺参数如表2所述,热处理工艺参数如表3所示:

[0055] 它依次包括以下步骤:它依次包括以下步骤:铁水预处理、转炉冶炼、真空处理、连铸、铸坯缓冷再加热、轧制、在线淬火、离线回火,其中,采用铁水脱硫技术,转炉顶底吹炼,LF加热炉和RH真空炉处理及成分微调(真空处理时间不小于15min),连铸前进行电磁搅拌,连铸时进行动态轻压下处理,连铸后及时进行铸坯缓冷,然后再按高强钢工艺进行轧制和冷却,最后进行在线淬火和离线回火的热处理工艺。

[0056] 表2本发明实施例与对比钢种的主要工艺过程

编号	成品厚度(mm)	铸坯加热温度(°C)	铸坯加热时间(min)	粗轧开轧温度(°C)	粗轧终轧温度(°C)	精轧开轧温度(°C)	精轧终轧温度(°C)	淬火开冷温度(°C)	返红温度(°C)	
[0057] 本发明	1	10	1200	200	1100	1050	990	910	880	240
	2	20	1220	220	1110	1040	980	900	880	240
	3	30	1240	260	1115	1040	960	880	850	220
	4	40	1260	280	1130	1020	970	930	900	200
	5	50	1270	290	1125	1020	980	940	910	190
	6	60	1290	300	1120	1020	990	950	920	190
对比钢	7	10	1200	200	1100	1020	980	920	—	700
	8	60	1220	220	1100	1020	980	920	—	700

[0058] 表3本发明实施例与对比钢种的热处理工艺过程

编号	成品厚度(mm)	淬火温度(°C)	淬火保温时间(min)	回火温度(°C)	回火保温时间(min)
[0059] 本发明	1	—	—	680	40
	2	—	—	660	50
	3	—	—	640	60
	4	—	—	620	75
	5	—	—	610	80
	6	—	—	600	90
对比钢	7	890	30	640	30
	8	890	50	640	80

[0060] 将序号1~6的实施例1~实施例6的770MPa级低焊接裂纹敏感性压力容器钢及序号7~8的对比例1~对比例2的轻质钢进行力学性能检测,其主要性能检测结果如表4所示。

[0061] 表4各实施例力学性能检测结果

编号	成品厚度(mm)	状态	R _{eL} (MPa)	R _m (MPa)	A (%)	-40°C KV ₂ (J)
[0062] 本发明	1	在线淬火+回火	825	865	17	198
	2		810	850	17	194
	3		805	850	16	215
	4		780	835	17	212
	5		770	820	17	210
	6		750	815	17	220
对比钢	7	离线淬火+回火	605	660	17	150
	8		595	650	18	175

[0063] 注:冲击试验允许一个试样的试验结果低于规定值,但不低于规定值的70%。对厚度为10~12mm钢板的夏比(V型缺口)冲击试验应采用辅助试样,辅助试样尺寸为10×7.5×55mm,试验结果不低于规定值的75%。

[0064] 将本发明的压力容器钢按GB/T 10561中A法评级进行夹杂物检测,结果显示A类(粗系或细系)≤1.5,B类(粗系或细系)≤1.5,C类(粗系或细系)≤1.5,D类(粗系或细系)≤1.5,DS类(粗系或细系)≤1.5,各类总和≤4.5。

[0065] 从表4中可以看出,本发明钢种具有高强度(R_m:770~940MPa)、高韧性(-40°C KV₂ ≥47J),可用于制造大型固定式储罐设备等。由于P_{cm}不大于0.24,因此本发明钢种焊接裂纹敏感性低,可以不进行预热或者低温预热后焊接,提高焊接效率,改善焊接工况,同时在焊

接过程中出现各种应力裂纹也更少,因此在制造大型球罐的时更加方便、安全。

[0066] 本发明技术领域的科研人员可根据上述作内容和形式非实质性的改变而不偏离本发明所实质保护范围,因此,本发明不局限于上述具体的实施实例。