



## (12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 102199736 A

(43) 申请公布日 2011.09.28

(21) 申请号 201010130911.8

(22) 申请日 2010.03.23

(71) 申请人 宝山钢铁股份有限公司

地址 201900 上海市牡丹江路 1813 号南楼

(72) 发明人 杨建强 谭淳礼 张忠铎

(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.

*C22C 38/50* (2006.01)

*C22C 38/48* (2006.01)

*C22C 38/46* (2006.01)

*C22C 38/42* (2006.01)

*F16L 9/14* (2006.01)

权利要求书 1 页 说明书 7 页

(54) 发明名称

一种高强度、抗 CO<sub>2</sub>/H<sub>2</sub>S 腐蚀无缝集输管线管

(57) 摘要

一种高强度、抗 CO<sub>2</sub>/H<sub>2</sub>S 腐蚀无缝集输管线管,其成分重量百分比为:C 0.01 ~ 0.1%、Si 0.1 ~ 0.5%、Mn 0.1 ~ 1%、P ≤ 0.02%、S ≤ 0.003%、Cr 1.0 ~ 7.0%、Mo 0.1 ~ 2%、Cu 0.1 ~ 0.5%、0.05 ≤ Ni ≤ 0.75Cu、Al 0.01 ~ 0.1%、0 ≤ Nb ≤ 0.1%、0 ≤ V ≤ 0.1%、0 ≤ Ti ≤ 0.1%、稀土元素 0.01% ~ 0.1%,其余为 Fe。使用电弧炉或转炉冶炼得到圆形管坯后使用 Mannesman 无缝钢管轧制工艺制成无缝荒管,荒管通过调质或正火处理 X52 ~ X80 不同钢级成品管。本发明集输管线管兼具优良的抗 CO<sub>2</sub> 腐蚀性能、抗含 H<sub>2</sub>S 介质硫化物应力开裂 (即 SSC) 和氢致开裂 (HIC) 以及优良焊接性能。

1. 一种高强度、抗  $\text{CO}_2/\text{H}_2\text{S}$  腐蚀无缝集输管线管,其成分重量百分比为 :C 0.01 ~ 0.1、Si 0.1 ~ 0.5%、Mn 0.1 ~ 1%、 $\text{P} \leq 0.02\%$ 、 $\text{S} \leq 0.003\%$ 、Cr 1.0 ~ 7.0%、Mo 0.1 ~ 2%、Cu 0.1 ~ 0.5%、 $0.05 \leq \text{Ni} \leq 0.75\text{Cu}$ 、Al 0.01 ~ 0.1%、 $0 \leq \text{Nb} \leq 0.1\%$ 、 $0 \leq \text{V} \leq 0.1\%$ 、 $0 \leq \text{Ti} \leq 0.1\%$ 、稀土元素 0.01% ~ 0.1%,其余为 Fe ;

其中 : $\text{CE}_{\text{pcm}} \leq 0.50$ ,  $\text{CE}_{\text{ITW}} \leq 1.60$ ,

$\text{CE}_{\text{pcm}} = \text{C} + \text{Si}/30 + (\text{Mn} + \text{Cu} + \text{Cr})/20 + \text{Ni}/60 + \text{Mo}/15 + \text{V}/10 + 5\text{B}$  ;

$\text{CE}_{\text{ITW}} = \text{C} + \text{Mn}/6 + (\text{Cr} + \text{Mo} + \text{V})/5 + (\text{Ni} + \text{Cu})/15$ 。

2. 如权利要求 1 所述的高强度、抗  $\text{CO}_2/\text{H}_2\text{S}$  腐蚀无缝集输管线管,其特征是, $0 \leq \text{Nb} \leq 0.07\%$ 、 $0 \leq \text{V} \leq 0.07\%$ 、 $0 \leq \text{Ti} \leq 0.07\%$ ,以重量百分比计。

## 一种高强度、抗 CO<sub>2</sub>/H<sub>2</sub>S 腐蚀无缝集输管线管

### 技术领域

[0001] 本发明涉及集输管线管,特别涉及一种用于输送腐蚀性原油或天然气的高强度、抗 CO<sub>2</sub>/H<sub>2</sub>S 腐蚀无缝集输管线管。

### 背景技术

[0002] 由于集输管线管输送的介质是未经脱盐、脱水和脱硫处理的原油或天然气,因而一般除要求集输管线管具有相应的强度、冲击性能和焊接性能之外还要求其具有一定抗 H<sub>2</sub>S/CO<sub>2</sub> 腐蚀性能。在集输管线管领域,日本钢铁企业有很多代表性的产品值得我们借鉴。从具体产品来看,抗 CO<sub>2</sub> 腐蚀集输管线管以住友的 1-12Cr 系列无缝集输管线管较具有代表性,其产品均采用了超低 C+Mn+Cr+Mo+Nb+V+Ti 的成分设计体系,同时上述产品均具有一定的抗 H<sub>2</sub>S 应力腐蚀开裂性能;在抗 H<sub>2</sub>S-CO<sub>2</sub> 腐蚀无缝集输管线管领域则以川崎 0-1Cr 抗 H<sub>2</sub>S-CO<sub>2</sub> 腐蚀集输管线管较具有代表性,其成份体系为超低 C+1.5% Mn+0.3-1% Cr+0.02Nb+Ti+V。

[0003] 日本发明 JP6336639 和 JP8269623 阐述了一种低 Cr 抗 H<sub>2</sub>S/CO<sub>2</sub> 腐蚀集输管线管,这种管线管不仅具有一定的抗 CO<sub>2</sub> 腐蚀性能,同时还通过了 NACE-TM0284 所规定的抗 HIC 性能检验。然而 0.25 ~ 1% Cr 含量对钢种的抗 CO<sub>2</sub> 腐蚀和抗点蚀性能贡献极为有限,其抗 CO<sub>2</sub> 腐蚀和抗点蚀性能仅相对于普通碳钢有所提高,一般国内均将此成份体系的钢种归为抗 HIC 集输管线管。在日益苛刻的油气田服役环境中这类钢种很难满足用户抗 H<sub>2</sub>S/CO<sub>2</sub> 腐蚀的双重要求。

[0004] 日本发明 JP55158253、JP55158255、JP55158255 公开了住友金属开发的 Cr 含量从 1% 直至 12% 的一系列抗 CO<sub>2</sub> 腐蚀集输管线管,该系列抗腐蚀集输管线管不仅具有良好的抗 CO<sub>2</sub> 腐蚀性能,同时还通过了在 40°C、含有 50ppmH<sub>2</sub>S 和 180-1000ppm 不等的 CO<sub>2</sub> 的、5% NaCl 溶液中的四点弯曲试验。然而,API-5L 标准推荐 NACE-TM0284 抗 HIC 检验和 NACE-TM0177 恒载荷检验方法试验温度均为 24±3°C,同时以上两标准均规定以常压 H<sub>2</sub>S 气体不间断通入使溶液中 H<sub>2</sub>S 浓度达到饱和,此时溶液中 H<sub>2</sub>S 浓度一般在 2500 ~ 3000ppm;可见上述钢种的抗 H<sub>2</sub>S 检验较之标准规定要宽松很多,因此从严格意义讲,并不能将该系列钢种归为抗硫化物应力开裂或抗 HIC 钢种;此外该系列专利还认为 Cu 的加入会降低抗 CO<sub>2</sub> 腐蚀性能,这显然与 Cu 能够促进具有保护性的腐蚀产物膜形成的共识相悖;同时,JP55158255 所述钢种未能充分考虑高 Cr 钢的焊接性能;最后,该系列专利所述钢种添加了 Co、Zr 等贵金属元素以改善抗腐蚀性能和焊接热影响区韧性,这将使得成本大大提高。

### 发明内容

[0005] 本发明的目的在于提供一种高强度、抗 CO<sub>2</sub>/H<sub>2</sub>S 腐蚀无缝集输管线管,兼具优良的抗 CO<sub>2</sub> 腐蚀性能、抗含 H<sub>2</sub>S 介质硫化物应力开裂(即 SSC)和氢致开裂(HIC)以及优良焊接性能。

[0006] 为达到上述目的,本发明的技术方案是,

[0007] 一种高强度、抗 CO<sub>2</sub>/H<sub>2</sub>S 腐蚀无缝集输管线管,其成分重量百分比为 :C 0.01 ~ 0.1%、Si 0.1 ~ 0.5%、Mn 0.1 ~ 1%、P ≤ 0.02%、S ≤ 0.003%、Cr 1.0 ~ 7.0%、Mo 0.1 ~ 2%、Cu 0.1 ~ 0.5%、0.05 ≤ Ni ≤ 0.75Cu、Al 0.01 ~ 0.1%、Nb ≤ 0.1%、V ≤ 0.1%、Ti ≤ 0.1%、稀土元素 0.01% ~ 0.1%,其余为 Fe ;

[0008] 其中 :CE<sub>pcm</sub> ≤ 0.50, CE<sub>IIW</sub> ≤ 1.60,

[0009]  $CE_{pcm} = C + Si/30 + (Mn + Cu + Cr)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + 5B$  ;

[0010]  $CE_{IIW} = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15$ 。

[0011] 在本发明无缝集输管线管成分设计中 :

[0012] 抗 CO<sub>2</sub> 腐蚀性能 :Cr 是对提高抗 CO<sub>2</sub> 腐蚀性能最为经济和有效的元素,诸多文献均描述随着 Cr 含量的增加钢种的抗 CO<sub>2</sub> 腐蚀性能成倍增加,在相同介质中含 Cr3% 钢种的腐蚀速率仅为不含抗 Cr 钢种的 1/5 ;此外,Ni、Cu、Mo、Ti 等元素均可有效提高钢种的抗 CO<sub>2</sub> 腐蚀性能。

[0013] 抗 H<sub>2</sub>S 腐蚀性能 :一般均认为合金元素的碳化物和硫化物会造成钢种抗 H<sub>2</sub>S 腐蚀的下降,这是由于碳化物和硫化物的析出容易吸引氢原子在其周围聚集,从而使其周围尤其是碳化物或硫化物的尖角处易成为氢致开裂和硫化物应力开裂的裂纹源,造成钢种抗硫性能下降,因此 Cr、Mn、V、Ti、Nb 等合金元素的碳化物和 Mn 的硫化物的含量及形态往往成为影响钢种抗 H<sub>2</sub>S 腐蚀性能的关键因素 ;Ni 的添加有时也会降低钢种抗 H<sub>2</sub>S 腐蚀性能,因此一般均同时添加 Cu 来平衡 Ni 对抗 H<sub>2</sub>S 腐蚀性能造成的负面影响。

[0014] 焊接性能 :一般以 CE<sub>pcm</sub> 和 CE<sub>IIW</sub> 表征钢种的焊接性能,CE<sub>pcm</sub> 和 CE<sub>IIW</sub> 越低则焊接性能越好。

[0015]  $CE_{pcm} = C + Si/30 + (Mn + Cu + Cr)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + 5B$

[0016]  $CE_{IIW} = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15$

[0017] 可以看出,C 是影响焊接性能最为显著的元素,除此之外过高含量的 Si、Mn、Cr、Cu、Ni、Mo、V 等元素均会造成焊接性能的下降。对于中高合金钢种,由于合金含量较高其焊接性能难免有所下降,为了保证其具备良好的焊接性能,本发明所述钢种均应保证 CE<sub>pcm</sub> ≤ 0.50、CE<sub>IIW</sub> ≤ 1.60。

[0018] C,是对提高钢种强度最有效的元素,但 C 含量过高时易形成 Cr 的碳化物并在晶界析出,造成晶界局部贫 Cr 区的出现从而导致钢种抗 CO<sub>2</sub> 腐蚀性能下降 ;同时碳化物的析出容易吸引氢原子在其周围聚集,从而使其周围尤其是碳化物的尖角处容易成为氢致开裂和硫化物应力开裂的裂纹源,造成钢种抗硫性能下降 ;同时过高的 C 还会造成钢种焊接性能下降。当 C 含量大于 0.1% 以上时,这种破坏作用更加显著。因此,设计 C 含量在 0.1% 以下。

[0019] Si,是有效的脱氧剂,同时 0.1% 以上的 Si 对提高钢种的强度有益,但是高于 0.5% 的 Si 会造成钢种韧性和焊接性能的降低。因此,设计 Si 的含量为 0.1 ~ 0.5%。

[0020] Mn 能大幅提高钢种的强度和韧性,也是有效的脱氧剂,而且具有脱 S 的作用,但是过多的 Mn 也会降低钢种的韧性,同时过高的 Mn 会降低钢种的焊接性能,此外, MnS 的析出会大大降低钢种的抗 H<sub>2</sub>S 腐蚀性能。因此,设计 Mn 的含量在 0.1 ~ 1%。

[0021] P、S,均为伴生的杂质元素。P、S 对合金的热加工性能、纯净度产生有害影响,并且 P、S 含量分别在 0.02%、0.003% 以上时,对钢种的耐腐蚀性能产生明显的破坏作用。因而,

设计 P、S 的含量分别在 0.02%、0.003% 以下。

[0022] Cr, 是对提高抗 CO<sub>2</sub> 腐蚀性能最为经济和有效的元素, 诸多文献均描述随着 Cr 含量的增加钢种的抗 CO<sub>2</sub> 腐蚀性能成倍增加, 在相同介质中含 Cr3% 钢种的腐蚀速率仅为不含抗 Cr 钢种的 1/5, 当 Cr 含量在 1% 以上时上述效果才能更加显著; 但是过高的 Cr 含量会导致其碳化物在晶界的析出, 碳化物的析出容易吸引氢原子在其周围聚集, 从而使其周围尤其是碳化物的尖角处易成为氢致开裂和硫化物应力开裂的裂纹源, 造成钢种抗硫性能下降; 同时过高的 Cr 含量会导致钢种焊接性能下降。

[0023] Mo, 能够有效提高钢种抗 CO<sub>2</sub> 腐蚀和抗 H<sub>2</sub>S 腐蚀性能和抗局部腐蚀性能, 同时 Mo 的添加还能够改善焊接热影响区的韧性从而改善钢种的焊接性能, 但是 Mo 的含量过高, 会导致成本大幅提高、因此, 设计 Mo 的含量为 2% 以下。

[0024] Cu, 有助于钢种表面钝化膜和腐蚀产物膜的形成, 从而提高钢种的抗 CO<sub>2</sub> 腐蚀和抗 H<sub>2</sub>S 腐蚀性能, 同时对于海底管线而言还可以有效提高钢种抗微生物腐蚀性能, 但是 Cu 的含量超过 0.5% 时, 会降低钢种的机械性能同时降低钢种的热加工性能、抗 H<sub>2</sub>S 腐蚀性能和焊接性能。因而, 设计 Cu 的含量为 0.1% ~ 0.5%。

[0025] Ni, 能够有效提升钢种抗 CO<sub>2</sub> 腐蚀性能, 但 Ni 的添加会对钢种抗 H<sub>2</sub>S 腐蚀性能造成负面影响, Ni 的添加有时也会降低钢种抗 H<sub>2</sub>S 腐蚀性能, 因此一般均同时添加 Cu 来平衡 Ni 对抗 H<sub>2</sub>S 腐蚀性能造成的负面影响。同时 Ni 的价格昂贵, 会大幅增加钢种的合金成本。为了在增强钢种抗 CO<sub>2</sub> 腐蚀的同时改善钢种的抗 H<sub>2</sub>S 腐蚀性能, 本发明所述钢种一般将 Ni 的含量控制在  $0.05\% \leq \text{Ni} \leq 0.75\text{Cu}$ 。

[0026] Al, 是有效的脱氧剂, 是炼钢过程中难以避免的合金元素, 但是 Al 的含量超过 0.1% 时, 将破坏钢种的韧性和热加工性。因而, 设计 Al 的含量在 0.01% ~ 0.1%。

[0027] Nb、V、Ti, 与 C、N 等元素具有强烈的结合能力形成各自的碳化物、氮化物或碳氮化物, 有助于提高钢种的力学性能, 同时 Ti 添加还能增强钢种的抗腐蚀性能, 但当 Nb、V、Ti 的含量超过 0.1% 时, 使得析出相颗粒粗大, 并且使得其碳化物和氮化物夹杂增多, 反而破坏强度, 同时降低钢种的焊接性能。因而设计 Nb、V、Ti 的含量分别在 0.1% 以下, 更优的是 0.07% 以下。

[0028] RE : 0.01% ~ 0.1%

[0029] 稀土元素的添加能够有效提高钢种的韧性, 同时改善焊接热影响区的韧性, 但当稀土元素含量超过 0.1% 时将会降低钢种的焊接性能, 因此最佳含量应在 0.01% ~ 0.1%。

[0030] 为了保证本发明所述钢种具备良好的抗 CO<sub>2</sub> 腐蚀、抗 H<sub>2</sub>S 腐蚀, 本发明所述钢种将 Cr 含量限定在 1.0% ~ 7.0%、Cu 含量限定在 0.1% ~ 0.5%、Ni 含量为  $0.05\% \leq \text{Ni} \leq 0.75\text{Cu}$ 、同时添加 0.1% ~ 2% 的 Mo; 为了保证钢种具备良好的焊接性能, 本发明所述钢种添加了 0.01% ~ 0.1% 的稀土元素来改善焊接热影响区的韧性, 此外本发明所述钢种均需须同时保证  $\text{CE}_{\text{pcm}} \leq 0.50$ 、 $\text{CE}_{\text{ITW}} \leq 1.60$ 。

[0031] 使用电弧炉或转炉 + 二次精炼工艺得到含有上述成分的钢液后通过连铸工艺得到圆形管坯, 管坯使用环形加热炉加热至 AC<sub>3</sub> 或以上温度后使用 Mannesman 无缝钢管轧制工艺制成无缝荒管, 荒管通过 850 ~ 950℃ 淬火 + 580 ~ 700℃ 回火或 800 ~ 920℃ 的正火的热处理工艺得到 X52 ~ X80 不同钢级成品管。

[0032] 本发明的有益效果

[0033] 采用上述成分和制造方法可以生产 X52 ~ X80 不同钢级高强度、抗 CO<sub>2</sub>/H<sub>2</sub>S 腐蚀无缝集输管线管。与现有技术相比,本发明具有如下优点:

[0034] 1、抗含 H<sub>2</sub>S 介质 SSC 和 HIC 性能。如实施例所述,与住友金属 JP55158253、JP55158255、JP56093856 所述钢种相比(对比例 9 为前文所述对比专利 JP56093856 典型成分),由于本发明所述钢种将 Cr 含量控制在 1-7%、将 Mn 含量控制在 0.1-1%、并同时添加 Cu 和 Ni,从而保证了本发明所述钢种能够通过严格按照 NACE-TM0284 进行的抗 HIC 检验和按照 NACE-TM0177 进行的恒载荷检验;由于过高的 Cr、Mn 含量对比例 9 所述钢种抗含 H<sub>2</sub>S 腐蚀性能较之本发明所述钢种则有较大差距;可见本发明所述钢种抗 H<sub>2</sub>S 腐蚀性能较之对比专利所述钢种有了很大改善。

[0035] 2、抗 CO<sub>2</sub> 腐蚀性能。如实施例所述,与川崎制铁 JP6336639 和 JP8269623 所述钢种相比(实施例中对比例 11 为 JP8269623 所述典型成分),由于本发明所述钢种有更高的 Cr、Mo 含量和更低的 C 含量,使得本发明所述钢种在相同介质中的腐蚀速率仅为其 5%~10%,在抗 CO<sub>2</sub> 腐蚀性能方面较之成倍的提高。

[0036] 3、良好的焊接性能。本发明采用了超低碳+低锰的基础成分体系,同时严格控制 Cr、Mo、V、Cu、Ni 的合金成分并适量添加 Nb、Ti、稀土等合金元素使钢种具备了良好的焊接性能。如实施例所述,本发明所述钢种在保证抗 CO<sub>2</sub>/H<sub>2</sub>S 腐蚀性能同时,较之对比例 9,本发明所述钢种 CE<sub>pcm</sub> 和 CE<sub>IT w</sub> 较之对比例 9 有大幅度降低,同时热影响区力学性能也有了很大改善。可见本发明所述钢种其焊接性能较之对比专利有了较大提高。

[0037] 4、具备高强度和强度的可控性。本发明为了保证钢种具备良好的焊接性能采用了超低碳+低锰含量的成分体系,但同时通过合理添加 Cr、Mo、Nb、V、Ti 及稀土元素,保证了钢种通过不同热处理工艺可以获得从 X52 ~ X80 不同钢级的管线管产品。

## 具体实施方式

[0038] 下面结合实施例对本发明做进一步说明。

[0039] 使用电弧炉或转炉+二次精炼工艺得到含有如表 1 所示成分的钢液后通过连铸工艺得到圆形管坯,管坯使用环形加热炉加热至 AC<sub>3</sub> 或以上温度后使用 Mannesman 无缝钢管轧制工艺制成无缝荒管,荒管通过 890 ~ 950℃ 淬火+580 ~ 700℃ 回火或 800 ~ 920℃ 正火的热处理工艺得到 X52 ~ X80 不同钢级成品管。

[0040] 本发明实施例参见表 1,其中,编号 1 ~ 8 为本发明实施例,编号 9 ~ 11 为对比例。

[0041] 对比例 9 为前文所述日本发明 JP56093856 典型成分,对比例 10 集输管线管常用的 20 号钢成分,对比例 11 为前文所述日本发明 JP8269623 典型成分。

[0042] 对这些钢管中取样进行室温拉伸试验和 -10℃ 下 V 缺口夏氏冲击试验,本发明合金油套管材料和对照合金的钢管材料的力学性能列入表 4。使用动态腐蚀失重法对本发明所述各钢种抗 CO<sub>2</sub> 腐蚀性能进行了测试,抗 CO<sub>2</sub> 腐蚀性能是在模拟番禺气田实际井况的腐蚀介质中进行的,详细试验条件和溶液介质成分见表 2 和表 3。按照 NACE TM0284-2003 对本发明所述钢种抗 HIC 性能进行了检验,溶液介质为 A 液;按照 NACE TM0177-2003 对本发明所述钢种抗 SSC 性能进行了检验,加载强度为 72% SMYS,溶液介质为 A 液。抗 CO<sub>2</sub> 腐蚀性能和抗 H<sub>2</sub>S 腐蚀性能结果如表 4 所示。

[0043]

表 1 本发明和对比例的成分 单位：重量百分比

	C	Si	Mn	P	S	N	Al	Cr	Mo	Cu	Ni	Nb	V	Ti	RE	CE <sub>ITW</sub>	CE <sub>pom</sub>
1	0.03	0.10	0.90	0.01	0.003		0.10	1.4	0.35	0.25	0.13	0.04	0.02	0	0.01	0.559	0.188
2	0.08	0.21	0.50	0.01	0.002		0.03	2.7	1.25	0.19	0.07	0	0.03	0.01	0.03	0.977	0.344
3	0.02	0.15	0.65	0.02	0.002		0.01	4.9	0.34	0.40	0.21	0.09	0.01	0	0.06	1.219	0.350
4	0.04	0.34	0.70	0.01	0.002		0.06	4.1	0.10	0.10	0.09	0.01	0	0.04	0.09	1.013	0.307
5	0.05	0.20	0.15	0.015	0.002		0.02	5.7	1.70	0.18	0.11	0	0.05	0	0.02	1.578	0.475
6	0.06	0.45	0.95	0.01	0.002		0.04	5.3	0.50	0.24	0.17	0	0.09	0	0.10	1.420	0.443
7	0.04	0.15	0.25	0.005	0.001		0.05	6.4	0.95	0.35	0.21	0.05	0	0.10	0.07	1.589	0.462
8	0.10	0.37	0.34	0.004	0.001		0.04	3.5	1.95	0.47	0.12	0.06	0	0.07	0.05	1.046	0.380
9	0.008	0.27	0.98	0.01	0.009		0.027	11.9	0	0.01	0.01	0	0	0	0	2.553	0.662
10	0.200	0.31	0.51	0.012	0.002	0.0036	0	0.1	0	0.05	0.05	0	0	0	0	0.312	0.244
11	0.008	0.27	1	0.01	0.009		0.027	0.7	0	0	0.1	0	0	0	0	0.321	0.104

[0044] 表 2 抗 CO<sub>2</sub> 腐蚀试验条件

[0045]

温度 (°C)	CO <sub>2</sub> 气体分压 (MPa)	试验时间 (h)	溶液类型	旋转速率 (m/s)
60	1	240	番禺模拟液	1

[0046] 表 3 番禺油田地层水采出液的组分 (mg/L)

[0047]

离子	K <sup>+</sup> +Na <sup>+</sup>	Mg <sup>2+</sup>	Ca <sup>2+</sup>	Cl <sup>-</sup>	SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup>	HCO <sub>3</sub> <sup>-</sup>	CO <sub>3</sub> <sup>2-</sup>	总矿化度
浓度	18872	86	142	27632	1334	500	111	48677

[0048] 表 4 本发明实施例与对比例各项性能对比

[0049]

实施例	拉伸性能			冲击性能		热影响区 冲击性能	抗 CO <sub>2</sub> 腐 蚀性能	SSC (A 法)	抗 HIC 性能		
	R <sub>T0.5</sub> (MPa)	R <sub>m</sub> (MPa)	A <sub>50.8</sub> (%)	AKV@-10 (J)	AKV@-10 (J)	腐蚀速率 (mm/a)	断裂时间	CLR (%)	CTR (%)	CSR (%)	
1	425	580	25	127	84	0.45	≥720	0	0	0	
2	470	620	20	87	70	0.31	≥720	0	0	0	
3	515	700	19.5	97	65	0.27	≥720	0.25	0	0	
4	428	630	21	102	81	0.19	≥720	0	0	0	
5	415	625	20	64	58	0.13	≥720	0.21	0	0	
6	585	720	19	85	73	0.11	≥720	0.15	0.57	0.04	
7	537	682	23	94	82	0.08	≥720	1.2	0.34	0.37	
8	495	690	21	75	64	0.37	≥720	2.1	0	0	
9	539	640	19	35	27	0.08	59	21.5	9.2	5.5	
10	359	525	20	63	47	4.34	340	9.7	8.4	2.15	
11	435	575	19	70	46	2.31	417	0	0	0	

[0050] 从以上数据可以看出,本发明所述各钢种在番禺油气田模拟溶液中的腐蚀速率均低于 0.45mm/a,而对比例 10 所述 20 号钢在相同介质条件下的腐蚀速率高达 4.34,约为本发明所述钢种的 10 倍以上;对比例 11 在相同条件下腐蚀速率高达 2.31mm/a,约为本发明所述钢种的 5 倍以上。同时本发明所述钢种均通过了 NACE TM0284-2003 和 NACE TM0177-2003 所述抗 HIC 和抗 SSC 性能进行了检验,而 20 号钢在 NACE TM0177-2003A 法检验中 340 小时就发生了断裂,对比例 9 所述钢种在 59 小时就发生了断裂。此外,本发明所述各钢种焊接热影响区在 -10°C 的冲击值均大于 58J,而对比例 9 仅为 27J,对比例 10、11 冲击值均小于 50。可见本发明所述钢种相对于对比例具有更为优良的抗 CO<sub>2</sub>、H<sub>2</sub>S 腐蚀及焊接



综合性能。

[0051] 本发明能够满足油田含 CO<sub>2</sub>、H<sub>2</sub>S 原油或天然气输送的生产需求,强度可以达到 80ksi 钢级。本发明钢种的开发在石油化工等能源行业具有重要意义,本发明具有非常巨大的市场前景。