



(12)发明专利申请

(10)申请公布号 CN 106715744 A

(43)申请公布日 2017.05.24

(21)申请号 201580051415.4

(22)申请日 2015.08.06

(30)优先权数据

2014-195322 2014.09.25 JP

(85)PCT国际申请进入国家阶段日

2017.03.23

(86)PCT国际申请的申请数据

PCT/JP2015/003972 2015.08.06

(87)PCT国际申请的公布数据

W02016/047023 JA 2016.03.31

(71)申请人 杰富意钢铁株式会社

地址 日本东京都

(72)发明人 松木康浩

(74)专利代理机构 北京集佳知识产权代理有限公司 11227

代理人 苗堃 金世煜

(51)Int.Cl.

G22C 38/00(2006.01)

B23K 11/00(2006.01)

G21D 8/02(2006.01)

G22C 38/16(2006.01)

G22C 38/54(2006.01)

B21B 1/26(2006.01)

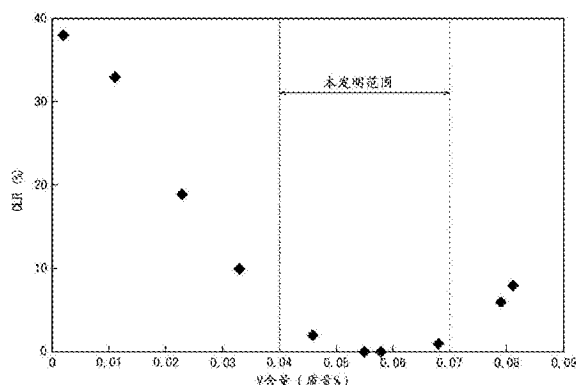
权利要求书2页 说明书13页 附图1页

(54)发明名称

电阻焊钢管用钢带和电阻焊钢管以及电阻焊钢管用钢带的制造方法

(57)摘要

本发明提供一种具有X70级以上的强度、并且具备极其优异的耐HIC性和耐SSC性的电阻焊钢管用钢带。一种电阻焊钢管用钢带,具有如下成分组成:以质量%计,C:0.02~0.06%、Si:0.1~0.3%、Mn:0.8~1.3%、P:0.01%以下、S:0.001%以下、V:0.04~0.07%、Nb:0.04~0.07%、Ti:0.01~0.04%、Cu:0.1~0.3%、Ni:0.1~0.3%、Ca:0.001~0.005%、Al:0.01~0.07%、N:0.007%以下,剩余部分由Fe和不可避免的杂质构成,且C、Nb、V和Ti的含量满足下述(1)式,上述电阻焊钢管用钢带的铁素体面积率为90%以上。 $[C]-12([Nb]/92.9+[V]/50.9+[Ti]/47.9)\leq 0.03\%$ ……(1)。



1. 一种电阻焊钢管用钢带, 具有如下成分组成:

以质量%计,

C:0.02~0.06%、

Si:0.1~0.3%、

Mn:0.8~1.3%、

P:0.01%以下、

S:0.001%以下、

V:0.04~0.07%、

Nb:0.04~0.07%、

Ti:0.01~0.04%、

Cu:0.1~0.3%、

Ni:0.1~0.3%、

Ca:0.001~0.005%、

Al:0.01~0.07%、

N:0.007%以下、

剩余部分由Fe和不可避免的杂质构成, 且

C、Nb、V和Ti的含量满足下述(1)式的条件;

所述电阻焊钢管用钢带的铁素体面积率为90%以上;

$[C]-12([Nb]/92.9+[V]/50.9+[Ti]/47.9)\leq 0.03\%\cdots\cdots(1)$,

其中, [M] 为由质量%单位表示的元素M的含量。

2. 根据权利要求1所述的电阻焊钢管用钢带, 其中, 所述成分组成进一步满足下述(2)式的条件,

$[Ti]/47.9\geq [N]/14\cdots\cdots(2)$,

其中, [M] 为由质量%单位表示的元素M的含量。

3. 根据权利要求1或2所述的电阻焊钢管用钢带, 其中, 作为所述不可避免的杂质的Cr、Mo和B的含量以质量%计分别为:

Cr:0.05%以下、

Mo:0.03%以下、以及

B:0.0005%以下。

4. 一种电阻焊钢管, 是使用权利要求1~3中任一项所述的电阻焊钢管用钢带作为材料而形成的。

5. 一种电阻焊钢管用钢带的制造方法, 对钢坯材进行热轧而制成钢带, 冷却所述钢带, 将经冷却的所述钢带卷取而制成线圈状,

所述钢坯材具有如下成分组成:

以质量%计,

C:0.02~0.06%、

Si:0.1~0.3%、

Mn:0.8~1.3%、

P:0.01%以下、

S:0.001%以下、

V:0.04~0.07%、

Nb:0.04~0.07%、

Ti:0.01~0.04%、

Cu:0.1~0.3%、

Ni:0.1~0.3%、

Ca:0.001~0.005%、

Al:0.01~0.07%、

N:0.007%以下、

剩余部分由Fe和不可避免的杂质构成,且

C、Nb、V和Ti的含量满足下述(1)式的条件;

在所述热轧中,进行粗轧和精轧,

所述精轧的开始温度为950℃以下,

所述精轧的结束温度为780~850℃,

所述冷却的冷却速度为20~100℃/秒,

所述卷取以550~700℃的卷取温度进行;

$[C]-12([Nb]/92.9+[V]/50.9+[Ti]/47.9)\leq 0.03\%\cdots\cdots(1)$,

其中,[M]为由质量%单位表示的元素M的含量。

电阻焊钢管用钢带和电阻焊钢管以及电阻焊钢管用钢带的制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及电阻焊钢管用钢带,特别涉及适合作为输送石油、天然气等的管道的原材料的耐酸性优异的电阻焊钢管用钢带。

[0002] 另外,本发明涉及使用上述电阻焊钢管用钢带而制造的钢管和上述电阻焊钢管用钢带的制造方法。

背景技术

[0003] 在开采石油、天然气的油井中,随着腐蚀性低的浅井枯竭,正在转变为开发腐蚀性高的深井。其结果,作为含有硫化氢的酸气、酸性油用的管道使用的钢管的需要正在提高。

[0004] 在高压下作业的管道中已经广泛使用UOE钢管作为管道用钢管。但是,近年来,为了减少管道的铺设费用、钢管的材料成本,已经使用高强度电阻焊钢管来代替UOE钢管。高强度电阻焊钢管是对经热轧的钢带进行电阻焊接而制成管而成的,为了提高强度而使用高强度钢作为原材料。

[0005] 但是,在酸性环境中产生的氢致开裂(HIC,Hydrogen Induced Cracking)、硫化物应力开裂(SSC,Sulfide Stress Cracking)是由在腐蚀反应中产生的氢所引起的氢脆断裂的一种,因此存在越是高强度钢越容易发生的趋势。因此,为了实现兼具高强度和耐酸性这样相反的性质的钢管,进行了各种研究。

[0006] 例如,在专利文献1中记载了通过在屈服强度为450MPa以上的管道用高强度热轧钢板中使贝氏体相或贝氏体铁素体相的面积率为95%以上来提高耐酸性。

[0007] 另外,在专利文献2中记载了通过在高强度电阻焊钢管用的热轧钢板中控制钢的组织而提高耐酸性。专利文献2中公开的钢的组织中,贝氏体铁素体或贝氏体铁素体和多边形铁素体的混合组织为主体,珠光体占有率为2体积%以下。

[0008] 现有技术文献

[0009] 专利文献

[0010] 专利文献1:日本特开2013-11005号公报

[0011] 专利文献2:日本特开2006-274338号公报

发明内容

[0012] 在专利文献1、2所记载的钢板中,被周知耐酸性差的珠光体组织减少,所以在耐HIC性方面看到一定的改善。

[0013] 但是,即使是这些钢板,对于近年来所生产的腐蚀性高的酸气、酸性油而言,也无法说耐HIC性充分,期望耐HIC性进一步提高。

[0014] 本发明鉴于上述情况,其目的在于提供一种具有X70级以上的强度,并且具备极其优异的耐HIC性和耐SSC性的电阻焊钢管用钢带。另外,本发明的目的在于提供一种使用上述钢带作为材料而形成的电阻焊钢管、以及上述钢带的制造方法。应予说明,X70级是指API

(美国石油协会)标准所规定的管道材料的等级,屈服强度(YS)为485MPa以上。

[0015] 本发明的发明人等就钢的成分组成、组织对耐HIC性造成的影响进行了研究,结果得到以下发现。

[0016] (1) 贝氏体组织与珠光体组织相比具有优异的耐酸性,但在由铁素体相和渗碳体相构成的方面上与珠光体组织是相同的,因此无法说耐酸性充分。

[0017] (2) 在钢组织以贝氏体、贝氏体铁素体为主体时,根据制造时的温度条件而容易产生组织的偏差,难以遍及钢带整体地得到高的耐HIC性。

[0018] (3) 通过将钢组织设为铁素体单相,能够遍及钢带整体地实现无偏差的优异的耐HIC性。

[0019] (4) 通过使用以高浓度含有作为析出强化元素的Nb、V和Ti的钢坯材,控制制造时的温度条件,能够使微细析出物析出而使钢带的强度上升,并且防止珠光体组织、贝氏体组织的生成而制成铁素体主体的组织。

[0020] 基于以上发现,对钢的成分组成和组织以及制造条件进行详细研究,从而完成了本发明。

[0021] 即,本发明的主旨构成如下。

[0022] (1) 一种电阻焊钢管用钢带,具有如下成分组成:

[0023] 以质量%计,

[0024] C:0.02~0.06%、

[0025] Si:0.1~0.3%、

[0026] Mn:0.8~1.3%、

[0027] P:0.01%以下、

[0028] S:0.001%以下、

[0029] V:0.04~0.07%、

[0030] Nb:0.04~0.07%、

[0031] Ti:0.01~0.04%、

[0032] Cu:0.1~0.3%、

[0033] Ni:0.1~0.3%、

[0034] Ca:0.001~0.005%、

[0035] Al:0.01~0.07%、

[0036] N:0.007%以下,

[0037] 剩余部分由Fe和不可避免的杂质构成,且

[0038] C、Nb、V和Ti的含量满足下述(1)式的条件;

[0039] 上述电阻焊钢管用钢带的铁素体面积率为90%以上;

[0040]
$$[C] - 12([Nb]/92.9 + [V]/50.9 + [Ti]/47.9) \leq 0.03\% \cdots \cdots (1)$$

[0041] 其中,[M]为由质量%单位表示的元素M的含量。

[0042] (2) 根据上述(1)所述的电阻焊钢管用钢带,其中,上述成分组成进一步满足下述(2)式的条件,

[0043]
$$[Ti]/47.9 \geq [N]/14 \cdots \cdots (2)$$

[0044] 其中,[M]为由质量%单位表示的元素M的含量。

[0045] (3) 根据上述 (1) 或 (2) 所述的电阻焊钢管用钢带, 其中, 作为上述不可避免的杂质的 Cr、Mo 和 B 的含量以质量% 计分别为:

[0046] Cr: 0.05% 以下、

[0047] Mo: 0.03% 以下、以及

[0048] B: 0.0005% 以下。

[0049] (4) 一种电阻焊钢管, 是使用上述 (1) ~ (3) 中任一项所述的电阻焊钢管用钢带作为材料而形成的。

[0050] (5) 一种电阻焊钢管用钢带的制造方法, 上述电阻焊钢管用钢带的制造方法对钢坯材进行热轧而制成钢带, 冷却上述钢带, 将经冷却的上述钢带卷取而制成线圈状,

[0051] 上述钢坯材具有如下成分组成:

[0052] 以质量% 计,

[0053] C: 0.02~0.06%、

[0054] Si: 0.1~0.3%、

[0055] Mn: 0.8~1.3%、

[0056] P: 0.01% 以下、

[0057] S: 0.001% 以下、

[0058] V: 0.04~0.07%、

[0059] Nb: 0.04~0.07%、

[0060] Ti: 0.01~0.04%、

[0061] Cu: 0.1~0.3%、

[0062] Ni: 0.1~0.3%、

[0063] Ca: 0.001~0.005%、

[0064] Al: 0.01~0.07%、

[0065] N: 0.007% 以下,

[0066] 剩余部分由 Fe 和不可避免的杂质构成, 且

[0067] C、Nb、V 和 Ti 的含量满足下述 (1) 式的条件;

[0068] 在上述热轧中, 进行粗轧和精轧,

[0069] 上述精轧的开始温度为 950℃ 以下,

[0070] 上述精轧的结束温度为 780~850℃,

[0071] 上述冷却的冷却速度为 20~100℃/s,

[0072] 上述卷取以 550~700℃ 的卷取温度进行;

[0073] $[C] - 12([Nb] / 92.9 + [V] / 50.9 + [Ti] / 47.9) \leq 0.03\% \cdots \cdots (1)$

[0074] 其中, [M] 为由质量% 单位表示的元素 M 的含量。

[0075] 根据本发明, 能够得到具有 485MPa 以上的屈服强度 (YS)、并且具备优异的耐 HIC 性的电阻焊钢管用钢带。本发明的钢带具有实质上由铁素体单相构成的组织, 因此与以贝氏体相、贝氏体铁素体相为主体的钢带相比, 耐 HIC 性的偏差较少。另外, 通过利用高浓度的析出强化元素, 能够在不使卷取温度变得那么低的情况下, 也稳定地进行因形成碳化物所致的强度提高和因铁素体析出所致的耐酸性提高。

附图说明

[0076] 图1是表示钢的V含量对耐HIC性产生的影响的图。

具体实施方式

[0077] 接下来,对实施本发明的方法具体地进行说明。

[0078] 在本发明的电阻焊钢管用钢带中,重要的是钢具有规定的成分组成和组织。因此,首先,对在本发明中如上所述地限定钢的成分组成的理由进行说明。应予说明,关于成分的“%”表达只要没有特别说明,则表示“质量%”。

[0079] C:0.02~0.06%

[0080] C是具有通过与Nb、V、Ti等元素形成析出物而提高钢的强度的作用的元素。为了得到上述效果,需要钢含有0.02%以上的C。另一方面,如果C过多,则不形成析出物而残留的C的量增加,因此生成珠光体组织、贝氏体组织,耐酸性降低。因此,需要钢的C含量为0.06%以下。另外,C含量优选设为0.03~0.05%。应予说明,如下所述,C含量必须根据Nb、V和Ti的量进行调整。

[0081] Si:0.1~0.3%

[0082] Si为铁素体形成元素,但为了使微细析出物从铁素体析出,需要添加与其它添加元素相应的量。在本发明中,将Si含量设为0.1~0.3%。另外,Si含量优选设为0.15~0.25%。

[0083] Mn:0.8~1.3%

[0084] Mn是具有使铁素体相变迟缓、在精轧后的骤冷时使微细析出物析出的效果的元素。为了得到上述效果,需要钢含有0.8%以上的Mn。另一方面,如果Mn过多,则珠光体变得容易析出。在由于偏析而Mn容易浓化的板厚中心部该趋势明显。因此,在本发明中,重要的是将Mn的含量设为1.3%以下。另外,Mn的含量优选为0.9~1.1%。

[0085] P:0.01%以下

[0086] P是容易在钢中偏析的元素,通过偏析而使耐酸性劣化。因此,在本发明中,重要的是将P含量设为0.01%以下。另外,P含量优选为0.006%以下。此外,P含量的下限没有限定,可以为0%,但在工业上超过0%。另外,因为过度的低P化会导致精炼时间的增加、成本的上升,所以P含量优选设为0.001%以上

[0087] S:0.001%以下

[0088] S在钢中形成硫化物,使耐酸性降低。为了防止上述情况,在本发明中,重要的是将S含量设为0.001%以下。S含量优选为0.0006%以下。另外,S含量的下限没有限定,可以为0%,但在工业上超过0%。另外,因为过度的低S化会导致精炼时间的增加、成本的上升,所以S含量优选设为0.0003%以上。

[0089] V:0.04~0.07%

[0090] V是具有与钢中的C形成碳化物而析出的性质的元素。通过该碳化物的析出,能够提高钢的强度(析出强化)。另外,由于上述碳化物的析出,从而钢中的有效的C浓度降低,抑制珠光体组织、贝氏体组织的形成。为了得到这样的效果,在本发明中重要的是将V含量设为0.04%以上。另一方面,过量的V与其它析出物形成粗大的复合析出物,反而使耐酸性劣

化。因此,在本发明中将V含量设为0.07%以下。另外,V含量优选设为0.05~0.06%。

[0091] Nb:0.04~0.07%

[0092] Nb与V同样地是因析出强化而有助于钢的高强度化的元素。另外,Nb还具有降低钢中的有效的C浓度、抑制珠光体组织、贝氏体组织的形成的作用。为了得到这样的效果,在本发明中重要的是将Nb含量设为0.04%以上。另一方面,即使Nb含量过多,析出强化的效果也会饱和,无法得到与含量相应的强度上升。另外,过量的Nb与其它析出物形成粗大的复合析出物,反而使耐酸性劣化。因此,在本发明中将Nb含量设为0.07%以下。另外,Nb含量优选设为0.05~0.06%。

[0093] Ti:0.01~0.04%

[0094] Ti也是碳化物形成元素,但具有比V、Nb优先与钢中的N反应而形成氮化物的性质。因此,通过在钢中添加适当量的Ti,能够防止Nb和V与N反应而可靠地形成Nb、V的碳化物。为了得到这样的效果,在本发明中重要的是将Ti含量设为0.01%以上。如果Ti含量小于0.01%,则形成Nb(CN)、V(CN)等粗大析出物,钢的耐酸性降低。另一方面,如果Ti含量过量,则TiC的生成量增加,与Nb、V的析出物一起形成粗大复合析出物,其结果,钢的耐酸性降低。因此,在本发明中将Ti含量设为0.04%以下。另外,Ti含量优选设为0.02~0.03%。

[0095] 应予说明,在本发明中,需要如上述那样分别独立地调节V、Nb、Ti的含量,除此以外,将V、Nb和Ti这3种元素的量与C量的平衡控制在规定的范围是极其重要的。对该方面以后详细地进行说明。

[0096] Cu:0.1~0.3%

[0097] Cu是具有使铁素体相变迟缓、使Nb、Ti、V等的碳化物微细地析出的作用的元素。另外,Cu也是通过抑制腐蚀环境下的腐蚀、减少氢侵入量而提高耐酸性的元素。为了得到上述效果,在本发明中将Cu含量设为0.1%以上。另一方面,即使过量地添加Cu,其效果也会饱和。另外,过量的Cu使钢带表面的粗糙度增大,其结果,腐蚀环境下的氢的侵入量增加,钢的耐酸性降低。因此,在本发明中,将Cu含量设为0.3%以下。另外,Cu含量优选设为0.2~0.3%。

[0098] Ni:0.1~0.3%

[0099] Ni是具有与Cu一起使铁素体相变迟缓、使Nb、Ti、V等的碳化物微细地析出的作用的元素。另外,Ni与Cu同样地具有通过抑制腐蚀环境下的腐蚀、减少氢侵入量而提高耐酸性的作用。该效果通过钢同时含有Cu和Ni而进一步提高。为了得到上述效果,在本发明中将Ni含量设为0.1%以上。另一方面,即使过量地添加Ni,该效果也会饱和。另外,过量的Ni使钢带表面的粗糙度增大,其结果,腐蚀环境下的氢的侵入量增加,钢的耐酸性降低。因此,在本发明中,将Ni含量设为0.3%以下。Ni含量优选设为0.1~0.2%。

[0100] Ca:0.001~0.005%

[0101] Ca是具有使钢中含有的硫化物为球状、使耐酸性提高的作用的元素。为了得到这样的效果,需要根据S含量来决定Ca含量。在本发明中,需要钢含有0.001%以上的Ca。Ca含量小于0.001%时,S的球状化不充分。另一方面,如果Ca含量过多,则会形成粗大的硫化物,反而耐酸性降低。因此,Ca含量设为0.005%以下。另外,Ca含量优选设为0.002~0.003%。

[0102] Al:0.01~0.07%

[0103] Al是作为脱氧剂而添加的元素。如果Al的含量小于0.01%,则Ca会形成氧化物,因

此无法充分地得到Ca所具有的硫化物球状化效果。另一方面,如果Al含量大于0.07%,则生成粗大的氧化铝,耐酸性降低。因此,在本发明中将Al含量设为0.01~0.07%。另外,Al含量优选设为0.02~0.04%。

[0104] N:0.007%以下

[0105] N是与Ti等形成氮化物的元素。在本发明中,为了得到相当于X70级的高强度,需要形成微细碳化物,如果N含量多,则Nb、V等析出强化元素不会形成碳化物而形成氮化物,因此无法得到充分的强度。因此,在本发明中将N含量设为0.007%以下。另外,N含量优选设为0.005%以下。另一方面,对下限没有限定,可以为0%,但在工业上超过0%。另外,在如本发明这样C含量少的钢中,为了抑制焊接部的晶粒生长且确保焊接部的强度、韧性,优选将N含量设为0.0010%以上,更优选设为0.0015%以上。N含量进一步优选设为0.0035~0.0045%。

[0106] 本发明的电阻焊钢管用钢带除了上述成分以外,由不可避免的杂质和剩余部分的Fe构成。在本发明中,为了兼具钢的强度和耐酸性这样的相反的性质,重要的是钢具有上述成分组成。

[0107] 在本发明中,优选钢带不含以下元素。不可避免地含有时,它们的浓度优选为以下范围:

[0108] Cr:0.05%以下、

[0109] Mo:0.03%以下、

[0110] B:0.0005%以下。

[0111] 更优选为以下范围:

[0112] Cr:0.02%以下、

[0113] Mo:0.01%以下、

[0114] B:0.0002%以下。

[0115] 尤其是如果Mo含量多,则有时根据制造条件而Mo与Ti、Nb、V等形成粗大的复合析出物,耐HIC性劣化。因此,为了更稳定地确保耐HIC性,关键在于将Cr、Mo和B的含量抑制在上述范围。应予说明,Cr、Mo和B的含量越低越好,可以分别为0%,但在工业上也可以分别超过0%。

[0116] 另外,也可以使用除了含有上述元素以外,进一步含有0.05%以下的Sn的钢。Sn含量更优选为0.02%以下。

[0117] 另外,为了将W与Cu、Ni等进行区别,在本发明中,没有将W向钢中进行有意的添加。这是因为W具有使铁素体相变过度迟缓的作用。如果添加有W,则难以得到本发明所希望的铁素体相,容易析出贝氏体相。另外,W是具有提高淬透性的作用的元素,因此在大量地添加时,根据冷却条件等而强度局部地变高。在这种情况下,需要除去该部分,成品率降低。因此,在本发明中,钢中含有的W的量越少越好。具体而言,W含量优选为0.03%以下,更优选为0.01%以下。另一方面,W含量的下限没有特别限定,可以为0%,但在工业上也可以超过0%。

[0118] • C、Nb、V和Ti

[0119] 在本发明中,重要的是钢中含有的各元素的含量分别满足上述条件,除此以外,V、Nb和Ti这3种元素的含量与C含量满足下述(1)式的条件。

[0120] $[C] - 12 ([Nb] / 92.9 + [V] / 50.9 + [Ti] / 47.9) \leq 0.03\% \cdots \cdots (1)$

[0121] 其中, [M] 为由质量%单位表示的元素M的含量。

[0122] 作为碳化物形成元素的Nb、V和Ti与钢中的C形成碳化物而析出。因此,这些元素除了提高钢的强度的作用以外,还具有使钢中的有效的C浓度降低的功能。这里,有效的C浓度是指除了与合金元素形成碳化物而析出的成分以外的钢中的C含量。

[0123] Nb、V和Ti与C主要形成原子比1:1的MC型碳化物。因此,若假设钢中含有的全部的Nb、V和Ti形成碳化物,则有效的C浓度可以使用各元素的原子量而表示为 $[C] - 12 ([Nb] / 92.9 + [V] / 50.9 + [Ti] / 47.9)$ 。在本发明中,如下所述,需要将钢组织设为铁素体单相,因此需要将该有效的C浓度设为0.03%以下。应予说明,该0.03%的值相当于在析出铁素体时能够固溶于铁素体中的C量。从减少在从铁素体析出到冷却至室温的期间在铁素体中析出的碳化物的观点考虑,上述(1)式的左边的值优选为0.02%以下。另一方面,为了抑制焊接部的晶粒粗大化,上述(1)式的左边的值优选超过0%。

[0124] 应予说明,上述碳化物的析出并非仅在存在Nb、V、Ti等元素时产生。通过在钢的成分组成满足上述条件的同时以适当的温度条件制造钢带,从而首次达成适当的碳化物的析出和铁素体组织的形成。对于制造时的温度条件,以后详细地进行说明。

[0125] 另外,这些碳化物形成元素、尤其是Ti的一部分实际上没有形成碳化物,而形成氮化物。因此,上述(1)式的左边的值与有效的C浓度的实际值并不严格一致。但是,如之后在实施例中所示,在本发明的条件的范围内,基于上述(1)式的成分组成的控制是有效的。

[0126] • Ti和N

[0127] 进而,在本发明中,优选钢的Ti含量和N含量满足下述(2)式的条件。

[0128] $[Ti] / 47.9 \geq [N] / 14 \cdots \cdots (2)$

[0129] 其中, [M] 为由质量%单位表示的元素M的含量。

[0130] 如上所述,Ti具有比V、Nb容易形成氮化物的性质。因此,通过在钢中添加足够量的Ti,能够防止Nb、V与N反应而形成粗大的析出物。为了得到这样的效果,优选钢中含有的Ti以原子当量比计多于N。将上述关系用两种元素的原子量表示的式子为上述(2)式。

[0131] • V含量的影响

[0132] 如上所述,在本发明中,重要的是控制钢中的析出强化元素的含量。作为其一个例子,通过以下所示的方法就V含量对钢带的耐HIC性产生的影响进行实验性确认。

[0133] 制作V含量不同的10种钢带,分别进行HIC试验,对作为发生HIC的容易性的指标的CLR(Crack Length Ratio)值进行测定。钢带的制造按照以下所述的步骤进行。首先,利用转炉对规定的组成的钢水进行熔炼,以连续铸造法制成厚度250mm的钢坯。接下来,将所得的钢坯加热到1220~1240℃,进行热轧。在上述热轧中,首先,通过粗轧将上述钢坯制成45mm厚的板料,接着,进行精轧而得到厚度11.3mm、宽度1080mm的钢带。所得的钢带在输出辊道(ROT)上进行水冷后,卷取成线圈状。制造条件如下所述。精轧开始温度:890~910℃,精轧结束温度:785~805℃,精轧时间(从精轧开始到结束的时间):4秒,在ROT上的冷却(水冷)速度:24~37℃/s,卷取温度:585~615℃。

[0134] V含量在从0.002%(无添加)到0.081%之间产生变化。V以外的元素的含量如下。

[0135] C:0.033~0.045%、

[0136] Si:0.16~0.23%、

- [0137] Mn:0.92~1.07%、
[0138] P:0.003~0.005%、
[0139] S:0.0003~0.0007%、
[0140] Nb:0.050~0.058%、
[0141] Ti:0.021~0.029%、
[0142] Cu:0.22~0.28%、
[0143] Ni:0.12~0.18%、
[0144] Ca:0.0022~0.0029%、
[0145] Al:0.023~0.038%、
[0146] N:0.0036~0.0045%、
[0147] Cr:0.02%、
[0148] Mo:0.01%、
[0149] B:小于0.0001%,并且
[0150] 剩余部分为Fe和不可避免的杂质。

[0151] 由于制造上的限制,所以V以外的元素的含量、制造时的温度条件存在若干偏差。但是,这些偏差与V含量的变化幅度相比非常小,因此所得的多个钢带的特性的差异可以视为是由V含量的差异所引起的。

[0152] CLR值的测定是基于后述的实施例中的HIC试验方法而进行的。图1是相对于V含量将对各钢带进行测定的CLR值进行标绘而成的图。在V含量为本发明中规定的范围内的钢带中,几乎不产生HIC,但在V含量偏离本发明的范围的钢带中,V含量的偏离越大,HIC的程度越大。应予说明,这里仅对V含量的影响进行了说明,但确认了Nb和Ti的含量也对耐HIC性造成同样的影响。除了以上结果以外,根据以后说明的实施例、比较例的结果也表明,在使耐酸性提高的方面,控制V、Nb和Ti的含量是重要的。

[0153] • 钢组织

[0154] 接下来,对本发明中的钢组织的限定理由进行说明。

[0155] 在本发明中,重要的是将钢组织中所占的铁素体面积率设为90%以上。珠光体组织的耐酸性差,因此优选不含于钢中。另外,贝氏体组织与珠光体组织相比,具有优异的耐酸性,但在由铁素体相和渗碳体相构成的方面上与珠光体组织相同,因此无法说耐酸性充分。因此,在本发明中将钢组织设为实质上铁素体单相。这里,实质上铁素体单相表示铁素体面积率为90%以上。另外,铁素体面积率优选为95%以上。这样高的铁素体面积率能够如上述那样通过控制钢的成分组成,并且以特定的温度条件制造钢带而达成。另一方面,铁素体面积率的上限没有特别限定,可以为100%。应予说明,本发明中的“铁素体”中不包含在接近马氏体相变点的500℃左右的低温下生成的“贝氏体铁素体”。这是因为在这样的低温下生成的贝氏体铁素体中可固溶的C量少,无法固溶的C形成渗碳体(Fe_3C),使耐酸性劣化。

[0156] 铁素体相以外的组织越少越好。但是,只要铁素体相的面积率足够高,就几乎可以忽略剩余部分的组织的影响,因此容许含有以合计面积率计小于10%的贝氏体、马氏体等铁素体以外的组织中的1种或2种以上。优选这些铁素体以外的组织以合计面积率计小于5%。另一方面,如上所述,在本发明中铁素体面积率越高越好,因此铁素体相以外的组织的面积率的下限没有特别限定,可以为0%。

[0157] • 制造方法

[0158] 接下来,对本发明的钢带的制造方法进行说明。

[0159] 首先,按照常规方法对具有上述成分组成的钢坯材进行熔炼。上述钢坯材为了防止因偏析、尤其是中心偏析而形成珠光体组织,优选通过连续铸造法进行制造。此时,通过连续铸造法得到的钢坯的厚度优选设为200mm以上。由此,能够在热轧工序中的粗轧时发生大量的再结晶,抑制因偏析所致的珠光体组织的形成。另一方面,如果钢坯过厚,则加热时钢坯整体的温度不上升,难以使析出物充分固溶。因此,钢坯厚度优选设为300mm以下。钢坯厚度的进一步优选的范围为240~260mm。

[0160] 接下来,将钢坯加热到规定的加热温度,进行由粗轧和精轧构成的热轧。上述加热温度使钢中的析出物固溶,因此优选设为1200℃以上。另一方面,如果上述加热温度过高,则晶粒生长,在热轧时元素浓化的晶粒的扩散变得不充分,容易引起因偏析所致的珠光体的析出。因此,上述加热温度优选设为1250℃以下。

[0161] 上述加热后,对钢坯材进行粗轧而制成板料。为了增大以后的精轧的压下率,上述板料的厚度优选设为40mm以上。另一方面,为了在粗轧中也确保一定的压下率且抑制偏析,板料厚度优选为60mm以下。

[0162] 将所得的板料进一步精轧而制成钢带。精轧开始温度(精轧的入侧温度)低至950℃以下,将精轧设为在奥氏体的未再结晶温度区域的轧制。精轧开始温度大于950℃时,Nb、V、Ti等的析出物形成并不充分,强度降低,并且铁素体相率下降,耐酸性劣化。另外,精轧开始温度更优选设为910℃以下。另一方面,精轧开始温度的下限没有特别限定,优选设为850℃以上。

[0163] 优选上述精轧使用串联式轧制机以从3秒到15秒之间的时间进行。精轧结束温度(精轧的出侧温度)设为780~850℃。如果精轧结束温度过低,则在精轧中铁素体在钢带表层部析出,耐酸性劣化。另外,在精轧结束温度大于850℃时,没有充分形成Nb、V、Ti等的析出物,其结果,钢带的强度降低,并且由于铁素体析出核减少而铁素体相的比率下降,耐酸性劣化。另外,精轧结束温度优选设为780~830℃。进一步优选为780~810℃。

[0164] 为了在进行精轧时确保精加工温度,容许对板料整体或仅对板料的边缘部进行加热,或者在精轧前将板料暂时卷取成线圈状,之后进行精轧。

[0165] 为了在精轧后使微细碳化物析出而提高强度,将通过上述精轧而得到的钢带冷却。上述冷却例如可以通过在ROT上对钢带进行水冷而进行。此时,如果冷却速度慢,则铁素体中的C进行扩散而C在未相变奥氏体中浓化,其结果,珠光体变得容易析出。为了防止这种情况,在本发明中,将上述冷却的冷却速度设为20℃/s以上。另一方面,如果冷却速度过快,则难以使钢带整体均匀冷却。其结果,钢带的表层部会优先固化,耐酸性、特别是耐SSC性降低。为了防止这种情况,在本发明中将冷却速度设为100℃/s以下。另外,冷却速度优选设为20~50℃/s。

[0166] 上述冷却从精轧刚结束后开始实施,进行到钢带的温度达到规定的卷取温度。利用水冷进行上述冷却时,考虑到热回收等,在该水冷结束后,也可以根据需要进行空气冷却、再次的水冷,但这些时候的冷却速度不含于本发明的冷却速度。

[0167] 优选在从上述精轧结束到开始卷取的期间,钢带的表面温度不变为500℃以下,换言之,使钢带的表面温度维持在大于500℃。这是因为,钢的温度越靠近A₁相变点,在铁素体

中可固溶的C量越多。通过以较高的温度进行铁素体的析出,能够抑制渗碳体(珠光体、贝氏体)的析出。

[0168] 接下来,将经冷却的钢带卷取成线圈状。在本发明中,为了使微细碳化物析出而提高钢带的强度,并且形成以铁素体为主体的组织,重要的是将卷取温度设为550~700℃。如果卷取温度小于550℃,则未产生充分的析出强化,另外,也难以得到以铁素体为主体的组织。另一方面,如果卷取温度高于700℃,则形成粗大的析出物,因此钢带的强度降低。卷取温度优选设为580~620℃。应予说明,本发明中的卷取温度是指即将开始卷取之前的钢带的表面温度。

[0169] 根据以上方法,能够制造本发明的电阻焊钢管用钢带。进而,通过将所得的钢带成型,接下来进行电阻焊接,能够制造电阻焊钢管。对电阻焊钢管的加工和焊接的条件没有特别限定,例如可以采用本技术领域中公知的条件。另外,在电阻焊接法中,因为不使用焊接金属地对接接合钢带边缘部,所以在焊接部(钢带边缘部)强烈地显现出加工的影响。因此,在电阻焊钢管用的钢带中,重要的是直到边缘部为止耐HIC性等特性优异。

[0170] 实施例

[0171] 接下来,基于实施例对本发明进一步具体地进行说明。以下实施例是本发明的优选的一个例子,本发明不限于该实施例。

[0172] 利用转炉对表1所示的组成的钢水进行熔炼,通过连续铸造法制成厚度250mm的钢坯。接下来,将所得的钢坯加热到1230℃,进行热轧。在上述热轧中,首先,通过粗轧将上述钢坯制成50mm厚的板料,接着,进行精轧而得到厚度12.5mm、宽度1260mm的钢带。所得的钢带在ROT上间歇地进行水冷以达到规定的卷取温度后,卷取成线圈状。精轧、水冷和卷取的条件如表2所示。另外,精轧时间(从精轧开始到结束的时间)设为5秒。在以上制造工序中,在从精轧到卷取的期间,钢带的表面温度保持为大于500℃。

[0173] 接下来,对所得的钢带分别测定铁素体面积率、屈服强度、拉伸强度、耐HIC性和耐SSC性。在进行屈服强度、拉伸强度、耐HIC性和耐SSC性的测定时,预先对试验片赋予加工形变。加工形变的赋予是通过利用R150的挤压机实施弯曲、弯曲回复加工这样的对电阻焊钢管的造管应变导入进行模拟的方法而进行的。一般而言,通过赋予加工形变,容易产生HIC、SSC。因此,可以说在此实施的耐HIC性和耐SSC性的试验条件与在不赋予加工形变的状态下进行的试验相比更严格。另外,通过赋予加工形变,从而屈服点伸长率消失,得到与造管后相同程度的屈服强度。测定方法和测定条件如下。

[0174] • 微观组织的观察

[0175] 由所得的钢带(无加工形变)制作组织观察用试验片,进行微观组织的观察。观察是对将试验片的轧制方向截面进行了研磨和腐蚀而成的面实施的。观察使用光学显微镜(×400)和扫描型电子显微镜(×1000)进行,对所得的图像进行解析,算出在组织整体中所占的铁素体的比率。

[0176] • 拉伸试验

[0177] 以拉伸方向与轧制方向成直角的方式从上述钢带提取按照ASTM A370标准的矩形拉伸试验片。使用上述试验片来实施拉伸试验,测定屈服强度(YS)和拉伸强度(TS)。试验片的标点间距离(GL)设为50mm。

[0178] • HIC试验

[0179] 从上述钢带的宽度方向中心部、1/4宽度部和边缘部这3个位置分别以试验片的长度方向为钢带的轧制方向的方式提取HIC试验用试验片。上述试验片的尺寸设为宽度20mm×长度100mm,厚度直接设为钢带的厚度(仅进行研磨)。对所得的试验片用先前阐述的方法进行加工形变的赋予后,按照NACE-TM0284来实施HIC试验。在试验中,将试验片在A液(用H₂S使5.0%NaCl+0.50%CH₃COOH的水溶液饱和而得的溶液)中浸渍96小时。试验结束后,利用超声波探伤法对在试验片产生的裂纹进行测定,对裂纹最大的3个截面算出被定义为“所测定的裂纹的合计长度/试验片长度×100%”的Crack Length Ratio (CLR)。

[0180] • SSC试验

[0181] 从钢带的宽度方向和厚度方向的中心部以试验片的长度方向为钢带的轧制方向的方式提取SSC试验用试验片。上述试验片的尺寸设为宽度15mm×长度120mm×厚度5mm,从1个钢带提取3个相同形状、尺寸的试验片。试验片的提取是研削钢带的单面而进行的(非研削面保持钢带原样)。对所得的试验片用先前阐述的方法进行加工形变的赋予后,在按照NACE TM0177的条件下以非研削面为外侧的方式实施4点弯曲试验。在试验中,在与HIC试验中使用的A液相同的A液中浸渍试验片,在负荷437MPa的应力的状态下保持720小时。上述应力的值相当于作为API标准的X70级的标准最小屈服应力(SMYS)的485MPa的90%。试验结束后,使用光学显微镜以倍率10倍来观察试验片的表面,将没有裂纹的钢带设为○,将即使观察到1个裂纹的钢带也设为×。

[0182] 测定结果如表2所示。钢的成分组成和铁素体面积率满足本发明的条件的1~9号的钢带均示出X70级以上的YS和TS的值,并且未产生SSC。其中,在1~4号的钢带中,从钢带的3个位置提取的试验片中的任一者的CLR值均为0%。该结果表示本发明的钢带在整体没有偏差,具有优异的耐酸性。

[0183] 与此相对,尽管精轧开始温度高的10号、精轧结束温度高的11号、冷却速度慢的12号和卷取温度低的13号的钢带与1~4号的钢带分别为相同的成分组成,但无法达成充分的铁素体面积率。其结果,无法防止HIC、SSC的产生,此外,YS和TS的值与1~4号相比稍低。

[0184] 另外,在钢的成分组成不满足本发明的条件的14、15、17、19、21、23、24号的钢带中,铁素体面积率小于90%,产生了HIC、SSC。在S含量低于本发明中规定的范围的16号、V含量多于本发明中规定的范围的18号、Nb含量多于本发明中规定的范围的20号、Ti含量多于本发明中规定的范围的22号的钢带中,虽然铁素体面积率为90%以上,但产生硫化物(16号)、粗大析出物(18、20、22号),因此产生了HIC、SSC。

[0185] 在作为析出强化元素的V、Nb和Ti中的任一者的含量低于本发明中规定的范围的17、19、21号的钢带中,YS和TS的值均低。另外,虽然14号的钢带的V、Nb和Ti的含量满足本发明中规定的条件,但C含量较多,其结果,没有满足(1)式的条件。因此,虽然制造条件满足本发明中规定的条件,但无法得到充分的耐酸性。另外,在添加有0.12%的Mo的27号的钢带中,1/4宽度和边缘部的CLR值稍高,与满足本发明的条件的钢带相比耐HIC性差。

[0186] 相反地,精轧结束温度或卷取温度低的25、26号的钢带中,虽然钢的成分组成满足本发明所规定的条件,但铁素体面积率低,产生了HIC和SSC。尤其是在卷取温度小于550℃的26号的钢带中,铁素体面积率极低,为27%。

[0187] 根据以上结果可知,通过使钢中的各个元素的含量满足本发明的条件,且以适当的温度条件进行制造而使铁素体面积率为90%,可得到具有X70级以上的强度、并且偏差

少、具备极其优异的耐HIC性和耐SSC性的电阻焊钢管用钢带。

[0188]

表1

钢种	成分组成 (质量%)													(1) 式		备注
	C	Si	Mn	P	S	V	Nb	Ti	Co	Ni	Co	Al	N	Mo	左	右
A	0.042	0.21	1.04	0.026	0.0006	0.051	0.050	0.021	0.22	0.14	0.021	0.022	0.0034	-	0.016	适合钢
B	0.046	0.16	0.97	0.004	0.0004	0.060	0.059	0.026	0.21	0.12	0.023	0.037	0.0045	-	0.017	适合钢
C	0.033	0.19	0.92	0.005	0.0003	0.055	0.051	0.029	0.26	0.16	0.028	0.032	0.0040	-	0.006	适合钢
D	0.031	0.23	1.10	0.003	0.0005	0.052	0.058	0.027	0.28	0.19	0.027	0.021	0.0024	-	0.004	适合钢
E	0.042	0.19	0.82	0.004	0.0002	0.042	0.055	0.024	0.24	0.27	0.022	0.051	0.0032	-	0.019	适合钢
F	0.037	0.22	1.07	0.005	0.0007	0.053	0.067	0.025	0.28	0.10	0.019	0.028	0.0029	-	0.010	适合钢
G	0.030	0.29	0.99	0.003	0.0006	0.055	0.041	0.029	0.16	0.19	0.031	0.033	0.0041	-	0.004	适合钢
H	0.029	0.23	1.29	0.008	0.0008	0.067	0.083	0.018	0.20	0.16	0.028	0.029	0.0035	-	0.001	适合钢
I	0.057	0.12	0.95	0.007	0.0005	0.048	0.067	0.031	0.22	0.17	0.019	0.033	0.0028	-	0.029	适合钢
J	0.056	0.22	1.14	0.005	0.0004	0.045	0.066	0.012	0.21	0.22	0.021	0.033	0.0019	-	0.044	比较钢
K	0.056	0.21	1.47	0.004	0.0003	0.065	0.052	0.033	0.26	0.25	0.016	0.042	0.0034	-	0.026	比较钢
L	0.048	0.18	1.10	0.003	0.0017	0.049	0.049	0.036	0.29	0.20	0.047	0.025	0.0041	-	0.021	比较钢
M	0.034	0.21	1.01	0.006	0.0006	0.031	0.058	0.011	0.15	0.16	0.026	0.023	0.0034	-	0.015	比较钢
N	0.041	0.19	1.18	0.004	0.0004	0.076	0.049	0.022	0.22	0.20	0.018	0.033	0.0040	-	0.011	比较钢
O	0.041	0.24	1.29	0.006	0.0005	0.049	0.033	0.023	0.24	0.26	0.031	0.019	0.0049	-	0.018	比较钢
P	0.044	0.20	1.18	0.005	0.0007	0.062	0.076	0.031	0.28	0.16	0.027	0.030	0.0041	-	0.012	比较钢
Q	0.052	0.26	1.11	0.003	0.0009	0.069	0.057	0.022	0.28	0.29	0.029	0.016	0.0067	-	0.026	比较钢
R	0.051	0.24	1.09	0.007	0.0009	0.054	0.050	0.027	0.27	0.21	0.021	0.033	0.0045	-	0.020	比较钢
S	0.057	0.22	1.20	0.009	0.0007	0.050	0.089	0.040	0.03	0.01	0.019	0.054	0.0039	-	0.026	比较钢
T	0.046	0.12	1.30	0.003	0.0008	0.051	0.053	0.031	0.20	0.22	0.002	0.048	0.0045	-	0.021	比较钢
U	0.038	0.16	0.97	0.006	0.0005	0.058	0.057	0.029	0.19	0.11	0.023	0.019	0.0061	-	0.012	适合钢
V	0.037	0.25	1.14	0.006	0.0003	0.055	0.051	0.014	0.27	0.26	0.034	0.054	0.0033	-	0.014	适合钢
W	0.046	0.16	1.22	0.002	0.0009	0.048	0.041	0.035	0.19	0.21	0.022	0.033	0.0046	0.12	0.021	比较钢

[0189]

表 1

编号	钢种	制造条件				测定结果							备注
		精轧开始 温度 (°C)	精轧结束 温度 (°C)	冷却速度 (°C/s)	卷取温度 (°C)	YS (MPa)	TS (MPa)	铁素体 面积率 (%)	CLR (%)			SSC 试验	
									中心	1/4宽度	边缘		
1	A	881	805	34	598	566	649	96	0	0	0	○	发明例
2	B	902	818	28	587	571	680	98	0	0	0	○	发明例
3	C	872	804	45	616	573	649	99	0	0	0	○	发明例
4	D	888	788	30	598	580	656	96	0	0	0	○	发明例
5	E	876	795	33	633	602	701	94	0	0	3	○	发明例
6	F	904	810	63	552	588	689	95	0	0	4	○	发明例
7	G	913	802	30	564	613	700	96	0	0	2	○	发明例
8	H	882	833	34	588	587	694	93	0	0	3	○	发明例
9	I	920	803	39	577	546	688	94	0	0	5	○	发明例
10	A	963	831	33	614	540	588	75	12	10	18	×	比较例
11	B	944	858	29	574	508	575	67	18	14	25	×	比较例
12	C	855	802	10	604	511	571	68	21	24	20	×	比较例
13	D	868	811	29	542	524	599	30	17	45	37	×	比较例
14	J	889	794	24	584	579	654	48	33	48	54	×	比较例
15	K	875	807	35	604	581	670	68	34	28	54	×	比较例
16	L	896	838	64	622	571	668	91	19	33	28	×	比较例
17	M	892	824	27	616	466	569	68	19	37	51	×	比较例
18	N	934	822	22	599	533	654	95	18	22	33	×	比较例
19	O	887	831	30	636	477	563	59	29	42	55	×	比较例
20	P	901	800	18	574	574	678	96	18	23	40	×	比较例
21	Q	854	803	49	594	457	550	81	31	32	54	×	比较例
22	R	924	834	33	569	569	633	98	28	25	53	×	比较例
23	S	964	845	41	624	555	642	96	21	33	40	×	比较例
24	I	898	844	29	608	522	604	92	30	50	49	×	比较例
25	U	819	750	30	604	570	658	84	20	45	70	×	比较例
26	V	889	823	41	522	492	601	27	34	40	65	×	比较例
27	W	940	800	52	599	570	651	92	7	15	22	○	比较例

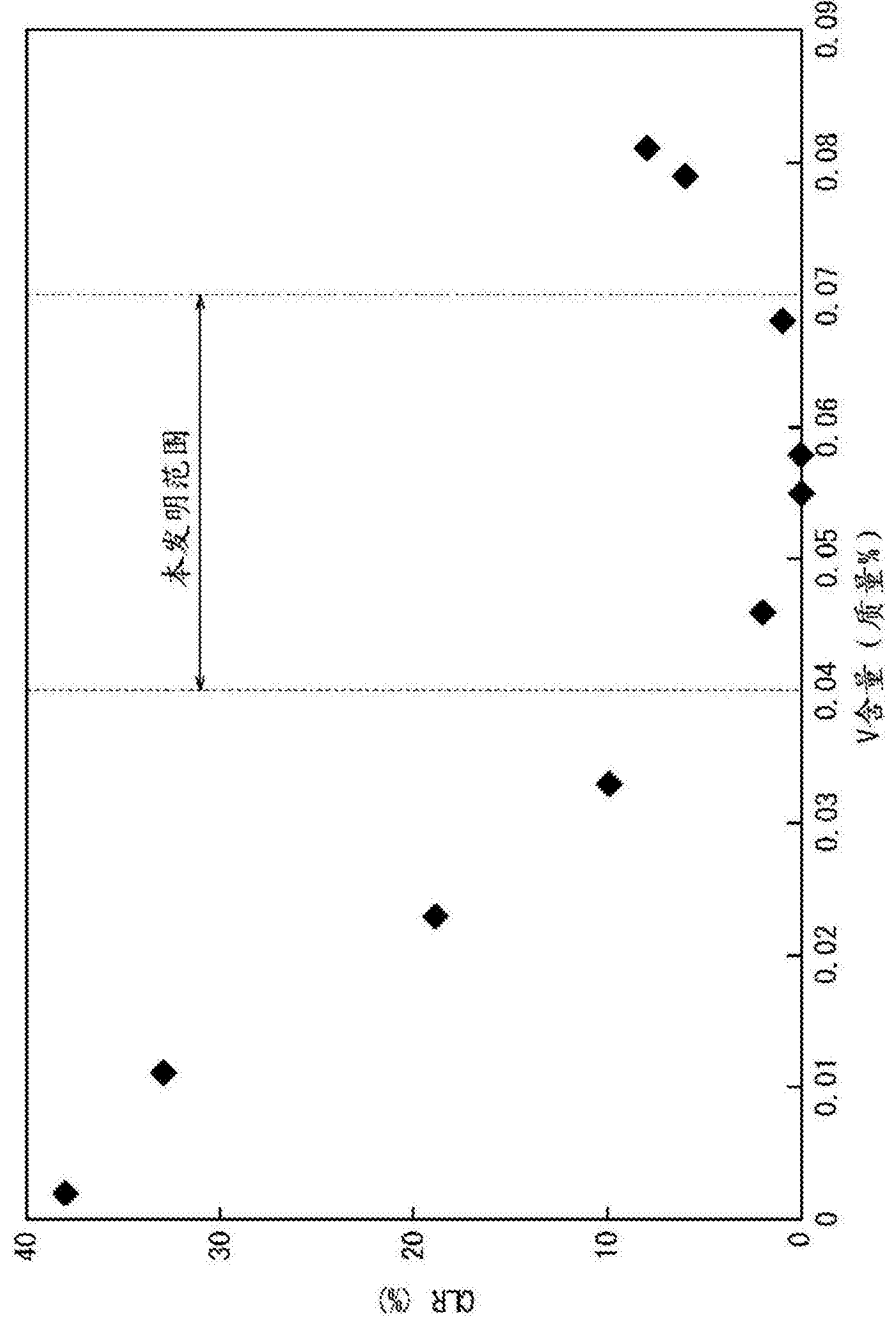


图1