



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 106676418 A

(43) 申请公布日 2017. 05. 17

(21) 申请号 201510751004. 8

(22) 申请日 2015. 11. 06

(71) 申请人 攀钢集团攀枝花钢铁研究院有限公司

地址 617000 四川省攀枝花市东区桃源街
90 号

(72) 发明人 刘明 邓通武 郭跃华

(74) 专利代理机构 北京润平知识产权代理有限公司 11283

代理人 邹飞艳 严政

(51) Int. Cl.

G22C 38/50(2006. 01)

G22C 33/04(2006. 01)

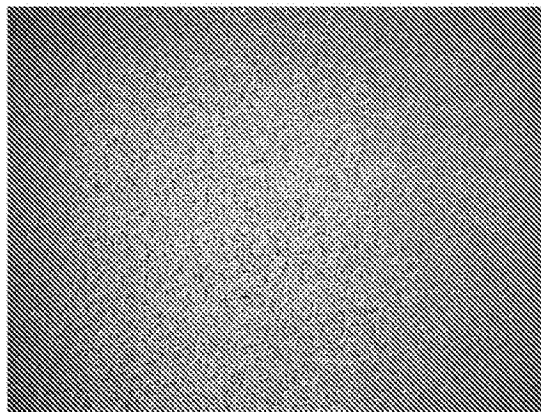
权利要求书2页 说明书10页 附图4页

(54) 发明名称

含铌氮耐大气腐蚀型钢钢水和耐大气腐蚀型钢及其生产方法

(57) 摘要

本发明涉及炼钢领域,具体提供了一种耐大气腐蚀型钢钢水,以钢水的总重量为基准,钢水含有:0.01% -0.09%的C,0.15% -0.35%的Si,0.30% -0.60%的Mn,0.30% -0.40%的Cu,0.20% -0.30%的Ni,2.0% -3.5%的Cr,0.16% -0.20%的V,0.005% -0.030%的Ti,0.01% -0.015%的Nb,0.021% -0.030%的N,不大于0.030%的P和不大于0.020%的S。本发明提供了一种耐大气腐蚀型钢及其生产方法。采用本发明的钢水连铸可以改善铸坯的中心质量,避免出现中心裂纹和中心缩孔,由此可提高高强度高耐大气腐蚀型钢铸坯的质量,铸坯合格率可大幅度提高;并且最终得到的耐大气腐蚀型钢耐大气腐蚀能力好且具备更高的强度性能。



1. 一种耐大气腐蚀型钢钢水,其特征在于,以钢水的总重量为基准,钢水含有:0.01% -0.09%的C,0.15% -0.35%的Si,0.30% -0.60%的Mn,0.30% -0.40%的Cu,0.20% -0.30%的Ni,2.0% -3.5%的Cr,0.16% -0.20%的V,0.005% -0.030%的Ti,0.01% -0.015%的Nb,0.021% -0.030%的N,不大于0.030%的P和不大于0.020%的S。

2. 根据权利要求1所述的钢水,其中,钢水的温度为1535-1565℃,以钢水的总重量为基准,钢水中的Als含量为0.01% -0.03%。

3. 一种耐大气腐蚀型钢,其特征在于,所述耐大气腐蚀型钢由权利要求1或2所述的钢水进行连铸、轧制得到。

4. 根据权利要求3所述的耐大气腐蚀型钢,其中,所述连铸的温度为1535-1565℃,且将连铸后得到的方坯冷却到500-700℃后进行缓冷至室温得到铸坯然后进行轧制,其中,缓冷速率为5-100℃/h,优选为10-30℃/h;轧制的终轧温度为700-950℃。

5. 一种耐大气腐蚀型钢的生产方法,其特征在于,该方法包括:

(1) 转炉冶炼和脱氧合金化:将铁水预处理后进行转炉冶炼和脱氧合金化,其中,控制转炉冶炼和脱氧合金化的出站钢液成分包括:C、Si、Mn、Cr、Cu、Ni、P和S,且以钢液的总重量为基准,Cu含量为0.30% -0.40%、Ni含量为0.20% -0.30%、 $P \leq 0.03\%$ 和 $S \leq 0.02\%$;

(2) LF炉精炼:将步骤(1)所得钢液在LF炉中进行精炼;

其中,通过步骤(1)和步骤(2)联合控制,使得LF炉出站钢液各成分重量含量满足:C含量为0.01% -0.09%,Si含量为0.15% -0.35%,Mn含量为0.30% -0.60%,Cr含量为2.0% -3.5%,Cu含量为0.30% -0.40%,Ni含量为0.20% -0.30%,V含量为0.16% -0.20%,Ti含量为0.005% -0.030%,Nb含量为0.01% -0.015%,N含量为0.021% -0.030%, $P \leq 0.03\%$ 和 $S \leq 0.02\%$;

(3) 连铸:将步骤(2)所得钢液进行连铸得到铸坯;

(4) 轧制:将步骤(3)所得铸坯加热后轧制成钢轨。

6. 根据权利要求5所述的方法,其中,

步骤(1)中,控制转炉冶炼和脱氧合金化的出站钢液温度为1550-1580℃;

步骤(2)中,控制LF炉出站钢液温度为1570-1600℃。

7. 根据权利要求5所述的方法,其中,

步骤(1)中,控制转炉冶炼和脱氧合金化的出站钢液中,以钢液的总重量为基准,Als含量为0.02% -0.05%;

步骤(2)中,控制LF炉出站钢液中,以钢液的总重量为基准,Als含量为0.01% -0.03%。

8. 根据权利要求5所述的方法,其中,

步骤(3)中,连铸钢液温度为1535-1565℃,将连铸后得到的方坯冷却到500-700℃后进行缓冷至室温得到所述铸坯,其中,缓冷速率为5-100℃/h,优选为10-30℃/h;

步骤(4)中,加热后温度为1100-1250℃,终轧温度为700-950℃。

9. 根据权利要求5所述的方法,其中,步骤(2)中,LF炉精炼包括:

i) 任选地,用铝丸对步骤(1)所得钢液表面的钢渣进行还原,铝丸的用量为0-1.5kg/吨钢;

ii) 用碳线、硅铁、锰铁和铬铁对步骤(1)所得钢液中的C、Si、Mn和Cr成分的含量进

行调整使得满足出站钢液要求；

iii) 任选地,调整 Als 含量使得满足出站钢液要求；

iiii) 进行钛、钒、氮和铌合金化使得 Ti 含量, Nb 含量、N 含量和 V 含量满足出站钢液要求。

10. 权利要求 5-9 中任意一项所述的方法生产得到的耐大气腐蚀型钢,以耐大气腐蚀型钢的总重量为基准,含有:0.01% -0.09%的 C,0.15% -0.35%的 Si,0.30% -0.60%的 Mn,0.30% -0.40%的 Cu,0.20% -0.30%的 Ni,2.0% -3.5%的 Cr,0.16% -0.20%的 V,0.005% -0.030%的 Ti,0.01% -0.015%的 Nb,0.021% -0.030%的 N,不大于 0.030%的 P 和不大于 0.020%的 S,其中,耐大气腐蚀型钢的 $Re_l \geq 465\text{MPa}$, $R_m \geq 640\text{MPa}$ 。

含铌氮耐大气腐蚀型钢钢水和耐大气腐蚀型钢及其生产方法

技术领域

[0001] 本发明涉及一种耐大气腐蚀型钢钢水和使用本发明的钢水进行连铸、轧制得到的耐大气腐蚀型钢,和一种耐大气腐蚀型钢的生产方法以及由该方法得到的耐大气腐蚀型钢。

背景技术

[0002] 耐大气腐蚀钢,是一类十分重要的钢材,其抗大气腐蚀能力是普通钢的 2-8 倍,涂装性提高 1.5-10 倍。由于耐大气腐蚀钢相对于普通钢的抗大气腐蚀的有效性,相对于不锈钢又具有很好的经济性,所以在世界各国得到了迅速发展,各种露天使用的钢结构,铁道车辆和桥梁均是其应用的范围。

[0003] 我国早期的耐大气腐蚀钢品种主要有类似于 Cor Ten A 的 09CuPCrNi,以及 Cor Ten A 的简化版 09Cu,该两品种在热轧条件下的屈服强度一般为 300-450MPa。

[0004] 2000 年后,为提高钢的屈服强度和钢的低温冲击性能,在 09CuPCrNi 的基础上通过降低磷,并提高锰含量,开发出了板材类的钢 Q450NQR1(也即 09MnCuCrNi),Q450NQR1 在板材轧制时采用控轧控冷,就可得到屈服强度不低于 450MPa 的耐大气腐蚀钢。而针对于型材不能控轧控冷的生产特点,通过降低 09CuPCrNi 磷含量和提高锰含量,并添加钒进行微合金化,开发出了型材类的钢 YQ450NQR1(也即 09MnCuCrNiV),在型钢生产线不通过控轧控冷屈服强度也能达到 450MPa 以上。

[0005] 2010 年后,为更好地提高钢的耐大气腐蚀能力,板材类型钢通过进一步提高钢中铬含量,开发出了铬含量高达 2.5% -5.5% 的 S450EW,耐大气腐蚀性能更是在 Q450NQR1 之上,目前该品种已具备规模生产能力。但作为型材类的钢,提高铬含量后生产的方型连铸坯,存在有比较明显的中心缺陷(主要为裂纹和中心缩孔),且最终型钢的强度指标也达不到板材类钢的效果,因此,具备有更好耐大气腐蚀能力的型材类钢还一直处于研发中。

发明内容

[0006] 本发明所要解决的技术问题是提供一种能够改善高强度高耐大气腐蚀型钢铸坯的中心质量且能够提高钢强度指标的耐大气腐蚀型钢钢水以及一种耐大气腐蚀型钢及其生产方法。

[0007] 为实现前述目的,根据本发明的第一方面,本发明提供了一种耐大气腐蚀型钢钢水,以钢水的总重量为基准,钢水含有:0.01% -0.09% 的 C,0.15% -0.35% 的 Si,0.30% -0.60% 的 Mn,0.30% -0.40% 的 Cu,0.20% -0.30% 的 Ni,2.0% -3.5% 的 Cr,0.16% -0.20% 的 V,0.005% -0.030% 的 Ti,0.01% -0.015% 的 Nb,0.021% -0.030% 的 N,不大于 0.030% 的 P 和不大于 0.020% 的 S。

[0008] 根据本发明的第二方面,本发明提供了一种耐大气腐蚀型钢,所述耐大气腐蚀型钢由本发明所述的钢水进行连铸、轧制得到。

[0009] 根据本发明的第三方面,本发明提供了一种耐大气腐蚀型钢的生产方法,该方法包括:

[0010] (1) 转炉冶炼和脱氧合金化:将铁水预处理后进行转炉冶炼和脱氧合金化,其中,控制转炉冶炼和脱氧合金化的出站钢液成分包括:C、Si、Mn、Cr、Cu、Ni、P和S,且以钢液的总重量为基准,Cu含量为0.30% -0.40%、Ni含量为0.20% -0.30%、 $P \leq 0.03\%$ 和 $S \leq 0.02\%$;

[0011] (2) LF炉精炼:将步骤(1)所得钢液在LF炉中进行精炼;

[0012] 其中,通过步骤(1)和步骤(2)联合控制,使得LF炉出站钢液各成分重量含量满足:C含量为0.01% -0.09%,Si含量为0.15% -0.35%,Mn含量为0.30% -0.60%,Cr含量为2.0% -3.5%,Cu含量为0.30% -0.40%,Ni含量为0.20% -0.30%,V含量为0.16% -0.20%,Ti含量为0.005% -0.030%,Nb含量为0.01% -0.015%,N含量为0.021% -0.030%, $P \leq 0.03\%$ 和 $S \leq 0.02\%$;

[0013] (3) 连铸:将步骤(2)所得钢液进行连铸得到铸坯;

[0014] (4) 轧制:将步骤(3)所得铸坯加热后轧制成钢轨。

[0015] 根据本发明的第四方面,本发明提供了按照本发明的方法生产得到的耐大气腐蚀型钢,以耐大气腐蚀型钢的总重量为基准,含有:0.01% -0.09%的C,0.15% -0.35%的Si,0.30% -0.60%的Mn,0.30% -0.40%的Cu,0.20% -0.30%的Ni,2.0% -3.5%的Cr,0.16% -0.20%的V,0.005% -0.030%的Ti,0.01% -0.015%的Nb,0.021% -0.030%的N,不大于0.030%的P和不大于0.020%的S,其中,耐大气腐蚀型钢 $ReL \geq 465\text{MPa}$, $Rm \geq 640\text{MPa}$ 。

[0016] 采用本发明的钢水连铸可以改善铸坯的中心质量,避免出现中心裂纹和中心缩孔,由此可提高高强度高耐大气腐蚀型钢铸坯的质量,铸坯合格率可大幅度提高;并且最终得到的耐大气腐蚀型钢耐大气腐蚀能力好且具备更高的强度性能。

[0017] 本发明的发明人推测,是由于本发明在高强度高耐大气腐蚀钢中加入钒、钛、铌和氮,可形成大量V(C、N)、Ti(C、N)和Nb(C、N)质点,这些质点可细化铸坯的晶粒,阻止铸坯树枝晶的发展,从而避免铸坯中心出现裂纹和孔洞。另外,这些V(C、N)、Ti(C、N)和Nb(C、N)质点在随后的铸坯加热中大多可溶入奥氏体,型钢轧制和轧后的冷却过程中质点再次析出,产生析出强化效应,提高钢的强度。由此使得本发明不仅可以改善铸坯中心质量,且能够提高耐大气腐蚀型钢的强度性能和耐腐蚀性能。

[0018] 本发明的其它特征和优点将在随后的具体实施方式部分予以详细说明。

附图说明

[0019] 附图是用来提供对本发明的进一步理解,并且构成说明书的一部分,与下面的具体实施方式一起用于解释本发明,但并不构成对本发明的限制。在附图中:

[0020] 图1为对比钢1的连铸坯的断面图(未酸蚀);

[0021] 图2为对比钢1的连铸坯加热后采用型钢轧制一道次后的断面图;

[0022] 图3为对比钢2的连铸坯的断面图(酸蚀后);

[0023] 图4为本发明钢2的连铸坯断面图(酸蚀后);

[0024] 图5为大型型钢的横截面图。

具体实施方式

[0025] 以下对本发明的具体实施方式进行详细说明。应当理解的是,此处所描述的具体实施方式仅用于说明和解释本发明,并不用于限制本发明。

[0026] 如前所述,本发明提供了一种耐大气腐蚀型钢钢水,以钢水的总重量为基准,钢水含有:0.01% -0.09%的C,0.15% -0.35%的Si,0.30% -0.60%的Mn,0.30% -0.40%的Cu,0.20% -0.30%的Ni,2.0% -3.5%的Cr,0.16% -0.20%的V,0.005% -0.030%的Ti,0.01% -0.015%的Nb,0.021% -0.030%的N,不大于0.030%的P和不大于0.020%的S。采用前述组成的钢水连铸得到的铸坯(也可称为连铸坯)中心质量得到改善,连铸坯断面中心(酸蚀后)基本无中心裂纹和孔洞。

[0027] 根据本发明的钢水,除了上述成分外,其余为不可避免的杂质和Fe。

[0028] 本发明的发明人作出上述技术方案并实现了本发明的目的,是基于长期的理论分析和实践发现得到。

[0029] 具体地,本发明的发明人经过理论分析和实践发现:

[0030] C、Si、Mn是最经济的提高钢强度的元素,随着钢中C、Si、Mn组分的增加,钢的强度大幅度上升,但钢的韧性和焊接性随之下降,而型钢通常要求具有良好的焊接性和韧性,所以本发明要求C控制在0.01% -0.09%范围内,Si控制在0.15% -0.35%范围内,Mn控制在0.30% -0.60%范围内。

[0031] P是提高钢耐大气腐蚀能力的元素之一,Cu-P系耐大气腐蚀钢的P含量可达0.07% -0.12%。但P又是提高低温脆性转变温度的元素,不利于钢的低温冲击性能,使同时含有Cr、Ni、Cu等耐大气腐蚀型钢的低温冲击性能大幅下降,因此,限制 $P \leq 0.030\%$ 。

[0032] 除易切削钢外,S是有害元素,越低越好,因此限定在0.020%以下。

[0033] 钢中的Cu、Cr和Ni,既可使钢具有良好的耐大气腐蚀能力,又能提高钢的强度。但由于Cu和Ni合金价格远高于Cr合金,从钢的经济性出发,本发明控制Cu在0.30% -0.40%,Cr在2.0% -3.5%,Ni在0.20% -0.30%范围内。但由于Cr含量很高,导致钢水的流动性差,结合其它合金元素的作用,铸坯容易出现内部裂纹,该点必须采取其它技术措施给予克服。

[0034] 为克服Cr含量提高带来的缺陷,本发明在钢水中增加了V、Ti、N、Nb元素并解决了本发明的技术问题,下面为本发明的发明人推测这些元素能够改善铸坯中心质量,并提高钢的强度的可能原因:

[0035] 在铸坯的冷却过程中,含Ti铸坯可析出Ti(C、N)质点,阻止铸坯树枝晶的发展,降低形成粗大树枝晶的可能性,同时铸坯选份结晶的程度也减小,从而改善了铸坯内部结构,避免中心裂纹和孔洞的形成。另外,在后续钢坯的加热过程中,在1250℃以上时还能发现有未溶于奥氏体的Ti(C、N)质点,可阻止奥氏体晶粒的长大。因此,加入一定量的Ti是有用的,但过量的钛容易形成大于30 μm的方框形夹杂,划伤钢基体,所以添加的Ti元素不易过多,控制在0.005% -0.030%比较有利。

[0036] V也可形成V(C、N)质点,在铸坯的冷却过程中也能阻止铸坯树枝晶的发展,降低形成粗大树枝晶的可能性,同时铸坯选份结晶的程度也减小,从而改善了铸坯内部结构,避免中心裂纹和孔洞的形成。另外,铸坯加热过程中,V(C、N)质点在600℃左右开始溶于奥氏

体中,900℃-1000℃完全溶于奥氏体,在随后的轧制和轧后冷却中从奥氏体中析出,沉淀强化效果明显。为保证得到一定量的V(C、N)质点,加入0.16%-0.20%的V是必要的。

[0037] Nb也是可以形成Nb(C、N)质点,在铸坯的冷却过程中也能阻止铸坯树枝晶的发展,降低形成粗大树枝晶的可能性,同时铸坯选份结晶的程度也减小,从而改善了铸坯内部结构,避免中心裂纹和孔洞的形成。另外,铸坯加热过程中,Nb(C、N)质点也能完全溶于奥氏体中,且在轧制中就能从奥氏体中析出,实现再结晶控轧,显著的细化钢的铁素体晶粒,从而提高钢的强韧性。

[0038] N含量不足,形成TiC和VC的数量偏多,TiN和VN的数量偏少,是不利Ti和V发挥有益作用的,因此本发明需控制N在0.021%-0.030%范围内。N可随炉料和合金带入钢中,液态金属还可从大气中吸入部分N,通常碱性氧气转炉冶炼钢的残留N含量约为0.002%-0.008%,电炉冶炼钢的残留N含量约为0.006%-0.015%,所以在碱性氧气转炉冶炼钢时,需采用含N的合金补充部分N。

[0039] 根据本发明的钢水,优选以钢水的总重量为基准,钢水中的Als含量为0.01%-0.03%。

[0040] 根据本发明的钢水,优选钢水的温度为1535-1565℃,采用本发明的前述组成的钢水并控制钢水的温度为1535-1565℃,可以直接进行连铸,连铸得到的铸坯的中心质量能够进一步得到改善,且最终能够进一步提高钢强度指标和耐腐蚀性能。

[0041] 如前所述,本发明提供了一种耐大气腐蚀型钢,所述耐大气腐蚀型钢由本发明所述的钢水进行连铸、轧制得到。

[0042] 根据本发明的耐大气腐蚀型钢,优选所述连铸的温度(或称为连铸钢液温度)为1535-1565℃,当所述钢水的温度在该范围内时,无需进一步进行温度调整,可以直接进行连铸。

[0043] 根据本发明的耐大气腐蚀型钢,优选将连铸后得到的方坯冷却到500-700℃后进行缓冷至室温得到铸坯然后进行轧制,其中,优选缓冷速率为5-100℃/h,更优选为10-30℃/h。

[0044] 本发明对缓冷的方式无特殊要求,只要满足前述缓冷速率即可实现本发明的目的。例如可以将方坯堆入缓冷坑进行缓冷。

[0045] 缓冷坑例如可以通过增设地坑,然后加盖以降低冷却速率实现所述缓冷。

[0046] 本发明的发明人发现,在缓冷温度控制中,过高温加入缓冷坑,例如800℃以上时,铸坯还是奥氏体组织,没有铁磁性,不利于铁磁类吊车的安全操作,因此规定放入缓冷坑温度不能高于700℃。通常钢的马氏体转变温度在400℃左右,在马氏体转变温度范围,高含铬的铸坯即使钢的冷却速度没有达到发生马氏体相变的温度速度,较快的冷却速度也会导致铸坯表面和内部产生大量裂纹,因此,规定放入缓冷坑的温度不能低于500℃。

[0047] 根据本发明的耐大气腐蚀型钢,优选轧制的终轧温度为700-950℃。

[0048] 采用具有前述组成的钢水进行连铸、轧制即可得到符合本发明要求的耐大气腐蚀型钢,本发明对所述耐大气腐蚀型钢的生产方法无特殊要求,根据本发明,为了进一步提高铸坯中心质量,改善铸坯中心缺陷,且提高钢的强度性能和耐腐蚀性能,优选本发明的耐大气腐蚀型钢的生产方法包括:

[0049] (1) 转炉冶炼和脱氧合金化:将铁水预处理后进行转炉冶炼和脱氧合金化,其中,

控制转炉冶炼和脱氧合金化的出站钢液成分包括 :C、Si、Mn、Cr、Cu、Ni、P 和 S,且以钢液的总重量为基准, Cu 含量为 0.30% -0.40%、Ni 含量为 0.20% -0.30%、 $P \leq 0.03\%$ 和 $S \leq 0.02\%$;

[0050] (2) LF 炉精炼 :将步骤 (1) 所得钢液在 LF 炉中进行精炼 ;

[0051] 其中,通过步骤 (1) 和步骤 (2) 联合控制,使得 LF 炉出站钢液各成分重量含量满足 :C 含量为 0.01% -0.09%, Si 含量为 0.15% -0.35%, Mn 含量为 0.30% -0.60%, Cr 含量为 2.0% -3.5%, Cu 含量为 0.30% -0.40%, Ni 含量为 0.20% -0.30%, V 含量为 0.16% -0.20%, Ti 含量为 0.005% -0.030%, Nb 含量为 0.01% -0.015%, N 含量为 0.021% -0.030%, $P \leq 0.03\%$, $S \leq 0.02\%$;

[0052] (3) 连铸 :将步骤 (2) 所得钢液进行连铸得到铸坯 ;

[0053] (4) 轧制 :将步骤 (3) 所得铸坯加热后轧制成钢轨。

[0054] 本发明的发明人经过长期理论分析和实践发现,因为 Cu 和 Ni 与 O 的亲合力小,很不容易被氧化,在转炉冶炼工艺加入时收得率就可达到 100%,因此在转炉工序一步控制到位,即控制 Cu 和 Ni 分别在 0.30% -0.40% 和 0.20% -0.30% 范围内,后续不再进行调整。

[0055] 根据本发明的方法,优选步骤 (1) 中,控制转炉冶炼和脱氧合金化的出站钢液温度为 1550-1580℃。

[0056] 根据本发明的方法,优选步骤 (1) 中,控制转炉冶炼和脱氧合金化的出站钢液中,以钢液的总重量为基准,Als 含量为 0.02% -0.05%。

[0057] 本发明中,优选转炉采用 Al 脱氧工艺,并控制 Als (酸溶铝) 在 0.02% -0.05% 范围内,控制转炉出钢液温度为 1550-1580℃。此处控制 Als 在 0.02-0.05% 范围,是考虑到后部 LF 炉精炼工序和连续铸钢均存在有 Als 被氧化成 Al_2O_3 的现象,该两工序的 Als 的烧损量一般在 0.010% -0.02% 范围内,经过大量实践证明,最后连续铸钢后冷却后的铸坯的 Als 都可在 0.01-0.03% 范围内。

[0058] 根据本发明的方法,优选步骤 (2) 中,控制 LF 炉出站钢液温度为 1570-1600℃。

[0059] 根据本发明的方法,优选步骤 (2) 中,控制 LF 炉出站钢液中,以钢液的总重量为基准,Als 含量为 0.01% -0.03%。

[0060] 根据本发明的方法,优选步骤 (3) 中,连铸钢液温度为 1535-1565℃。

[0061] 根据本发明的方法,优选步骤 (3) 中,将连铸后得到的方坯冷却到 500-700℃ 后进行缓冷至室温得到所述铸坯。

[0062] 根据本发明的方法,优选缓冷速率为 5-100℃ /h,更优选为 10-30℃ /h。

[0063] 根据本发明的方法,优选步骤 (4) 中,加热后温度为 1100-1250℃。

[0064] 根据本发明的方法,优选步骤 (4) 中,终轧温度为 700-950℃。

[0065] 本发明中,转炉冶炼和脱氧合金化、LF 炉精炼、连铸和轧制均可按照常规步骤进行,只要其工艺参数能够满足本发明的优选要求即可更好的实现本发明的目的。

[0066] 本发明中,轧制后,可采用自然空冷的方法进行冷却。

[0067] 根据本发明的方法,所述 LF 炉精炼可以按照常规步骤进行,针对本发明,优选步骤 (2) 中,LF 炉精炼包括 :

[0068] i) 任选地,用铝丸对步骤 (1) 所得钢液表面的钢渣进行还原,铝丸的用量为 0-1.5kg/吨钢 ;

[0069] ii) 用碳线、硅铁、锰铁和铬铁对步骤(1)所得钢液中的 C、Si、Mn 和 Cr 成分的含量进行调整使得满足出站钢液要求；

[0070] iii) 任选地,调整 Als 含量使得满足出站钢液要求；

[0071] iiiii) 进行钛、钒、氮和铌合金化使得 Ti 含量, Nb 含量、N 含量和 V 含量满足出站钢液要求。

[0072] 如前所述,本发明提供了按照本发明的方法生产得到的耐大气腐蚀型钢。

[0073] 根据本发明的耐大气腐蚀型钢,优选以耐大气腐蚀型钢的总重量为基准,含有: 0.01% -0.09% 的 C, 0.15% -0.35% 的 Si, 0.30% -0.60% 的 Mn, 0.30% -0.40% 的 Cu, 0.20% -0.30% 的 Ni, 2.0% -3.5% 的 Cr, 0.16% -0.20% 的 V, 0.005% -0.030% 的 Ti, 0.01% -0.015% 的 Nb, 0.021% -0.030% 的 N, 不大于 0.030% 的 P 和不大于 0.020% 的 S。

[0074] 根据本发明的耐大气腐蚀型钢,除了上述成分外,其余为不可避免的杂质和 Fe。

[0075] 根据本发明的耐大气腐蚀型钢,优选耐大气腐蚀型钢的 $ReL \geq 465\text{MPa}$, 优选为 465-510MPa。

[0076] 根据本发明的耐大气腐蚀型钢,优选耐大气腐蚀型钢的 $Rm \geq 640\text{MPa}$, 优选为 640-660MPa。

[0077] 下面描述根据本发明的一种优选的实施方式生产本发明的耐大气腐蚀型钢的具体实施步骤,实施例(即表中本发明钢 1-4)中按照该步骤生产耐大气腐蚀型钢:

[0078] 主要步骤包括:转炉冶炼和脱氧合金化→LF 炉精炼→连铸→铸坯加热→型钢轧机轧制。

[0079] 每工序的具体操作内容如下:

[0080] A 转炉冶炼和脱氧合金化

[0081] 采用转炉冶炼钢水时,钢水中 C、Si、Mn 和 Cr 的化学组分控制目标为:C 0.01% -0.09%、Si 0.15% -0.35%、Mn 0.30% -0.60% 和 Cr 2.0% -3.5%。此工序仅为控制目标,该工序如不能控制在目标范围内,后续 LF 炉精炼工序还可调整。

[0082] 控制钢水中 $P \leq 0.030\%$ 、 $S \leq 0.020\%$ 。

[0083] 因为 Cu 和 Ni 与 O 的亲合力小,很不容易被氧化,在转炉冶炼工艺加入时收得率就可达到 100%,因此在转炉工序一步控制到位,即控制 Cu 和 Ni 分别在 0.30% -0.40% 和 0.20% -0.30% 范围内,后续不再进行调整。

[0084] 转炉采用 Al 脱氧工艺,并控制 Als(酸溶铝)在 0.02% -0.05% 范围内,控制转炉出钢液温度为 1550-1580°C。此处控制 Als 在 0.02-0.05% 范围,是考虑到后部 LF 炉精炼工序和连续铸钢均存在有 Als 被氧化成 Al_2O_3 的现象,该两工序的 Als 的烧损量一般在 0.010% -0.02% 范围内,经过大量实践证明,最后连续铸钢后冷却后的铸坯的 Als 都可在 0.01-0.03% 范围内。

[0085] B LF 炉精炼

[0086] 钢水在 LF 炉精炼时,任选地包括加入铝丸对钢渣进行还原的步骤,铝丸加入量为 0-1.5kg/吨钢;

[0087] LF 炉电加热后,用碳线、硅铁、锰铁和铬铁对 C、Si、Mn 和 Cr 成分进行微量调整,调整范围分别在 0.01% -0.09% (C)、0.15% -0.35% (Si)、0.30% -0.60% (Mn) 和 2.0% -3.5% (Cr) 内。

[0088] 对 C、Si、Mn 和 Cr 微调后,取样分析钢液中 Al_s,调整 Al_s 含量为 0.01% -0.03%;如 Al_s 低于 0.02%,则需要采用加入铝丸或者喂入铝线的方法将 Al_s 调整到 0.025%左右,可保证连铸铸钢后铸坯的 Al_s 控制在 0.01% -0.03% 范围内。此处控制 Al_s 在 0.025%左右,是考虑到后部连续铸钢工序存在有 Al_s 被氧化成 Al₂O₃ 的现象,经过大量实践证明,连续铸钢工序铸坯 Al_s 的氧化在 0.005-0.015% 范围内。

[0089] 调整 Al_s 后,加入钛铁、铌铁和钒氮合金 (VN12、VN14 和 VN16 均可),使钢水中的 Ti 控制在 0.005% -0.030% 范围内,V 控制在 0.16% -0.20% 范围内,Nb 控制在 0.010% -0.015% 范围内,N 控制在 0.021% -0.030% 范围内,控制 LF 炉出站钢液温度为 1570-1600℃。

[0090] C 连铸

[0091] 化学成分 (重量百分比) 为 0.01% -0.09% 的 C、0.15% -0.35% 的 Si、0.30% -0.60% 的 Mn、0.30% -0.40% 的 Cu、0.20% -0.30% 的 Ni、2.0% -3.5% 的 Cr、0.16% -0.20% 的 V、0.005% -0.030% 的 Ti、0.01% -0.015% 的 Nb、0.021% -0.030% 的 N、不大于 0.030% 的 P 和不大于 0.020% 的 S 的钢液进行连铸,控制连续铸钢液温度在 1535-1565℃ 范围内。

[0092] 铸坯在连铸铸机上浇铸成型并冷却到 500-700℃ 范围内时,放入缓冷坑中进行缓冷,缓冷到室温后出缓冷坑,缓冷速率为 5-100℃ /h,优选为 10-30℃ /h。出坑后检查铸坯断面质量,均未发现中心裂纹和孔洞。

[0093] 本发明的发明人发现,在缓冷温度控制中,过高温加入缓冷坑,例如 800℃ 以上时,铸坯还是奥氏体组织,没有铁磁性,不利于铁磁类吊车的安全操作,因此规定放入缓冷坑温度不能高于 700℃。通常钢的马氏体转变温度在 400℃ 左右,在马氏体转变温度范围,高含铬的铸坯即使钢的冷却速度没有达到发生马氏体相变的温度速度,较快的冷却速度也会导致铸坯表面和内部产生大量裂纹,因此,规定放入缓冷坑的温度不能低于 500℃。

[0094] D 铸坯加热和轧制

[0095] 高强度高耐大气腐蚀型钢铸坯加热到 1100℃ -1250℃ 后,再进行铸坯到型钢的轧制,终轧温度控制在 700℃ -950℃ 范围内,最终轧制成的型钢采用自然空冷的方式,即可得到 $R_{el} \geq 465\text{MPa}$, $R_m \geq 640\text{MPa}$, 相对腐蚀率 (相对于 YQ450NQR1 高强度耐大气腐蚀钢) 为 65% -70% 的高强度高耐大气腐蚀型钢。

[0096] 表 1 是同工艺条件下生产的本发明钢和对比钢的耐大气腐蚀性能,强度指标,以及铸坯中心缺陷的对比情况。

[0097] 表 1 中的本发明钢 1、2、3 和 4 是采用前述的“转炉冶炼和脱氧合金化→LF 炉精炼→连铸→铸坯加热→型钢轧机轧制”工艺生产本发明钢的化学组分,其中,转炉冶炼和脱氧合金化→LF 炉精炼→连铸→铸坯加热→型钢轧机轧制的主要控制参数见表 2;

[0098] 表 1 中的对比钢 1 是采用前述的“转炉冶炼和脱氧合金化→LF 炉精炼→连铸→铸坯加热→型钢轧机轧制”工艺,生产的 C、Si、Mn、Cr、Ni 和 Cu 化学成分与本发明钢基本相同的对比钢;

[0099] 表 1 中的对比钢 2 是采用前述的“转炉冶炼和脱氧合金化→LF 炉精炼→连铸→铸坯加热→型钢轧机轧制”工艺,生产的已有的 YQ450NQR1 高强度耐大气腐蚀型钢的化学成分;

[0100] 表 1 中的 Re_l 和 R_m 的测定方法为 GB/T228-2002(金属材料室温拉伸试验方法)；

[0101] 表 1 中相对腐蚀率的试验方法按原铁道部“TB/T2375-93”(铁路用耐候钢周期浸润腐蚀试验方法)规定的方法测定,其具体测定参数为:试验样加工成 60mm×40mm×4mm 的矩形,要求最大面的表面粗糙度为 3.2 μm;温度为 45±2℃;湿度为:70±5% RH;每一循环周期为 60±3min(其中浸润时间为 12±1.5min);循环周期为 75h;烘烤后试样表面最高温度为 70±10℃;溶液为:(1.0±0.05)×10⁻²mol/l NaHSO₃溶液。相对腐蚀率的基础钢种选定为 YQ450NQR1(对比钢 2)高强度耐大气腐蚀型钢,即 YQ450NQR1 高强度耐大气腐蚀型钢的相对腐蚀率为 100%。

[0102] 表 1 中强度指标和相对腐蚀率测定试样的取样部位和取样状态为:采用本发明中所描述工艺和参数生产出的大型型钢,型钢断面见图 5,并在图 5 的 c 部位(短腿)的 1/2 处,并延轧制方向取拉伸试验和腐蚀试片样。

[0103] 其中,图 1 为对比钢 1 的连铸坯(也称为铸坯)的断面图(未酸蚀),由图 1 可以看出,对比钢 1 的中心部位出现 30mm 的裂纹+孔洞形貌。

[0104] 其中,图 2 为对比钢 1 的连铸坯加热后采用型钢轧制一道次后的断面图,由图 2 可以发现裂纹出现扩展,导致整个铸坯报废;

[0105] 其中,图 3 为对比钢 2 的连铸坯的断面图(酸蚀后),由于 Cr 含量低,且其它合金元素总量也低于对比钢 1 中化学成分的合金总量,因此在酸蚀后的连铸坯断面中心未发现裂纹和孔洞。

[0106] 其中,图 4 为本发明钢 2 的连铸坯断面图(酸蚀后),观察图 4 的形貌,发现连铸坯断面中心(酸蚀后)未发现中心裂纹和孔洞。

[0107] 本发明中酸蚀:按 GB266-91 执行;具体为,低倍试样加工厚度为 18mm,表面用磨床磨制,然后将磨制好的低倍样放入 70℃工业盐酸水溶液(工业盐酸:水=1:1)中,酸蚀时间为 15 分钟,然后从盐酸水溶液中取出,冷却后观察表面形貌。

[0108] 其中,图 5 为大型型钢的横截面图,a(表示大型型钢的中间部位,俗称腰部)为 310mm,b(表示大型型钢的一个端部,俗称长腿)为 174mm,c(表示大型型钢的另一个端部,俗称短腿)为 125mm,d(表示大型型钢的一个端部,俗称长腿的厚度)为 12mm,e(表示大型型钢的中间部位,俗称腰部的厚度)为 12mm,f(表示大型型钢的另一个端部,俗称短腿的厚度)为 18mm。

[0109] 表 1

[0110]

成分, 重量%	本发明钢				对比钢	对比钢
	1	2	3	4	1	2(YQ450NQR1)
C	0.01	0.05	0.06	0.09	0.06	0.10
Si	0.35	0.30	0.25	0.15	0.25	0.24
Mn	0.30	0.50	0.45	0.60	0.45	1.30
P	0.015	0.019	0.028	0.018	0.021	0.025
S	0.019	0.012	0.011	0.011	0.015	0.014
Cr	3.5	3.2	2.5	2.0	3.0	0.25
Ni	0.20	0.24	0.30	0.22	0.22	0.16
Cu	0.32	0.33	0.40	0.30	0.35	0.20
Ti	0.030	0.010	0.005	0.020	—	—
V	0.20	0.16	0.16	0.18	—	—
Nb	0.015	0.012	0.01	0.014	—	—
N	0.022	0.023	0.021	0.030	0.003	0.003

[0111]

铸坯中心质量	无中心缺陷	无中心缺陷 (见图4)	无中心缺陷	无中心缺陷	有中心缺陷 (见图1)	无中心缺陷(见图3)
相对腐蚀率 (对比钢种为 YQ450NQR1) /%	65	65	69	69	69	100
Rel/MPa	510	500	480	465	420	430
Rm/MPa	660	650	645	640	600	590

[0112] 由表1的结果可知,本发明的铸坯无中心缺陷,未出现裂纹和孔洞现象,且本发明的耐大气腐蚀型钢耐大气腐蚀能力提高,钢的强度例如Rel和Rm均有较大改善。由此可见,本发明为耐大气腐蚀型钢的规模生产提供了技术条件。

[0113] 表2

[0114]

工艺参数	本发明钢				对比 钢 1	对比钢 2(YQ450NQR1)
	1	2	3	4		
(1) 转炉冶炼和脱氧合金化						
出钢钢液 Als 含量, 重量%	0.02%	0.05%	0.04%	0.03%	0.04%	0.04%
出钢液温度, °C	1580°C	1550°C	1570°C	1570°C	1570°C	1565°C
(2) LF 炉精炼						
LF 炉出站钢液, Als 含量, 重量%	0.01%	0.03%	0.02%	0.02%	0.02%	0.03%
LF 炉出站钢液温度, °C	1600°C	1570°C	1590°C	1590°C	1590°C	1570°C
(3) 连铸						

[0115]

连铸钢液温度	1565°C	1535°C	1550°C	1550°C	1550°C	1535°C
冷却后缓冷前温度, °C	700°C	500°C	600°C	610°C	610°C	600°C
平均缓冷速率, °C/h	30°C/h	10°C/h	20°C/h	22°C/h	21°C/h	20°C/h
(4) 轧制						
加热温度, °C	1100°C	1250°C	1150°C	1200°C	1200°C	1200°C
终轧温度, °C	700°C	900°C	800°C	820°C	820°C	820°C

[0116] 以上详细描述了本发明的优选实施方式,但是,本发明并不限于上述实施方式中的具体细节,在本发明的技术构思范围内,可以对本发明的技术方案进行多种简单变型,这些简单变型均属于本发明的保护范围。

[0117] 另外需要说明的是,在上述具体实施方式中所描述的各个具体技术特征,在不矛盾的情况下,可以通过任何合适的方式进行组合,为了避免不必要的重复,本发明对各种可能的组合方式不再另行说明。

[0118] 此外,本发明的各种不同的实施方式之间也可以进行任意组合,只要其不违背本发明的思想,其同样应当视为本发明所公开的内容。

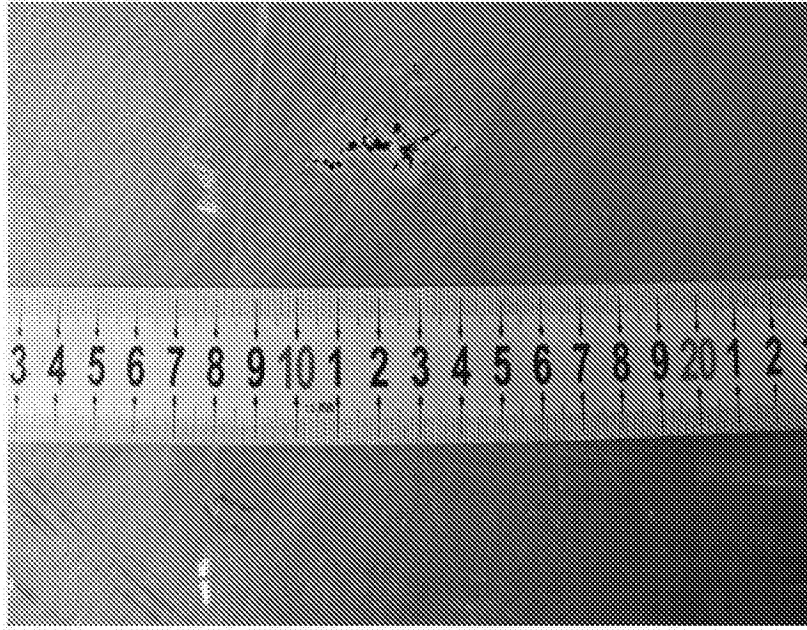


图 1

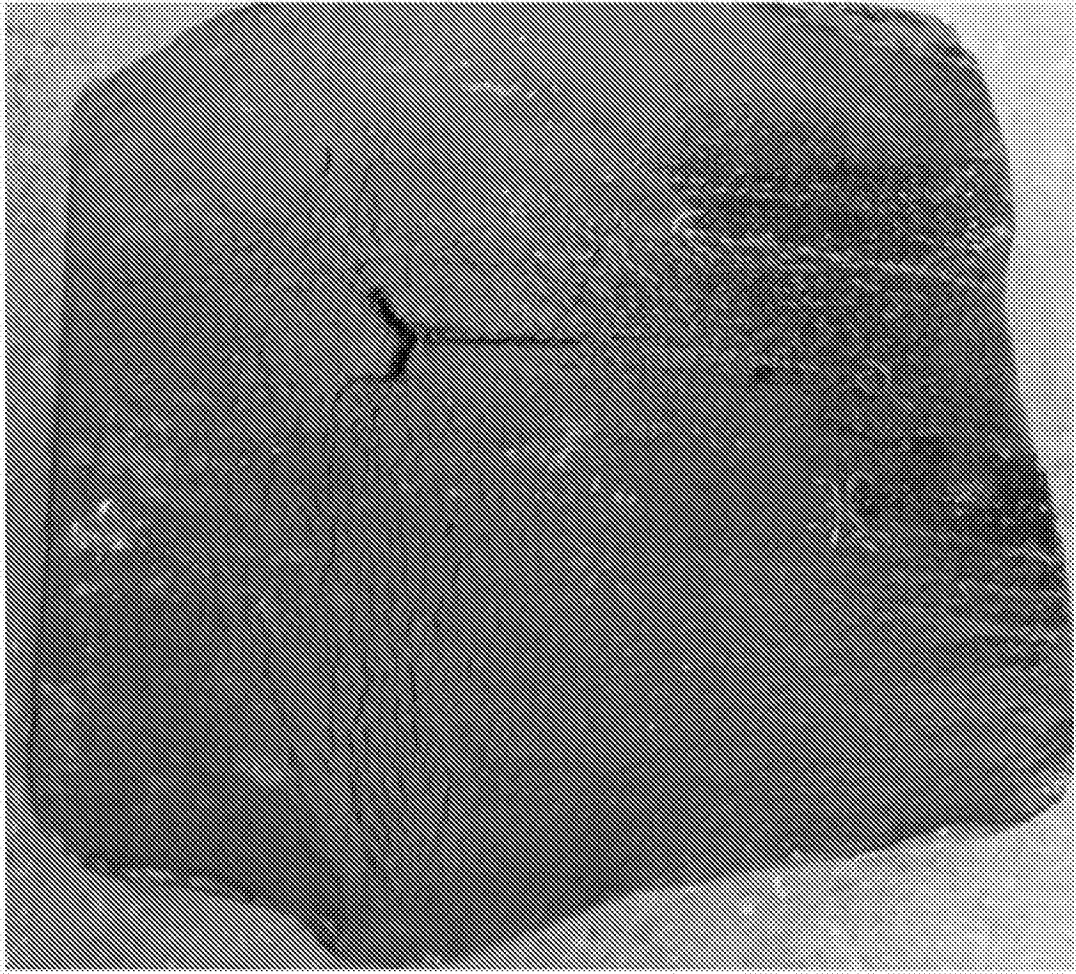


图 2

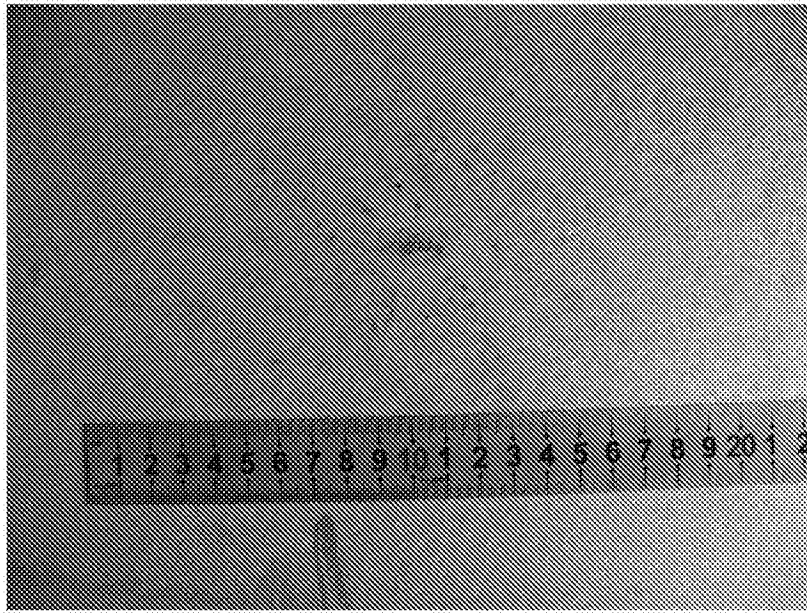


图 3

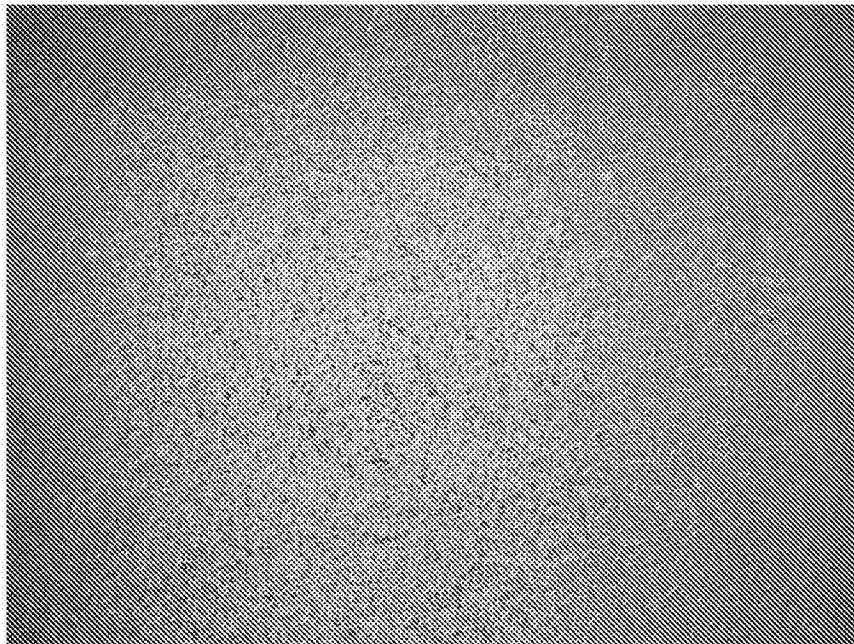


图 4

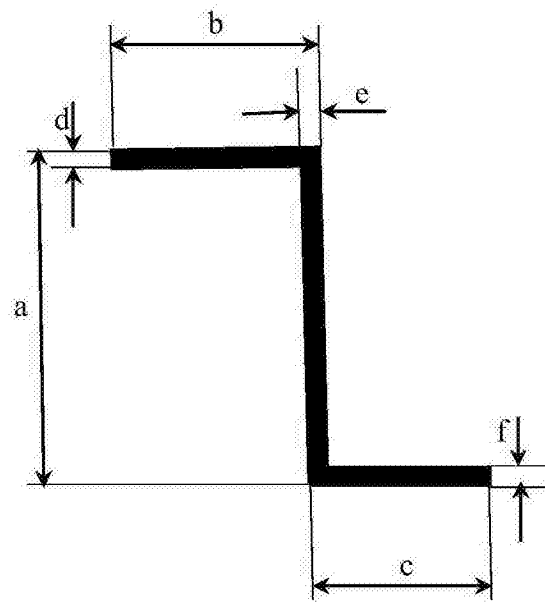


图 5