



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 102634740 A

(43) 申请公布日 2012.08.15

(21) 申请号 201210129463.9

(22) 申请日 2012.04.27

(71) 申请人 宝山钢铁股份有限公司

地址 201900 上海市宝山区富锦路 885 号

(72) 发明人 胡锦涛 张伟 宋红梅 王治宇

江来珠

(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 38/58 (2006.01)

C22C 38/44 (2006.01)

C22C 38/54 (2006.01)

C21D 8/02 (2006.01)

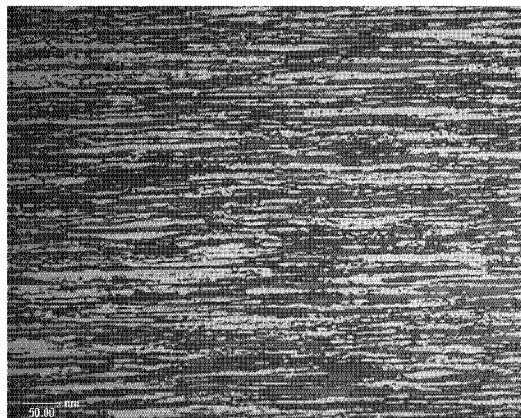
权利要求书 1 页 说明书 8 页 附图 1 页

(54) 发明名称

一种高塑性的经济型双相不锈钢及其制造方法

(57) 摘要

一种高塑性的经济型双相不锈钢及其制造方法,其化学成分重量百分比为: C:0.01~0.06%, Si:0.1~1.0%, Mn:0.5~4.0%, Cr:19.5~22.0%, Ni:1.8~3.5%, N:0.1~0.18%, Mo:0.5~1.3%, Cu:0.1~1.0%, 其余为 Fe 和不可避免的杂质。本发明以 Mn、N 取代 Ni 从而降低成本,同时调整 Cr、Mo 的含量使钢具有优异的耐腐蚀性能与更高的塑性,兼具有良好的低温韧性与焊接性能,将 $Md_{30/50}$ 将控制在 50~100°C;PREN 值在 23~29。因此可大量应用于热交换器、水箱等对耐蚀性和塑性要求较高的环境,从而在室温及低温条件下取代含 8% 镍的 304 奥氏体不锈钢以及含 10% Ni、2% Mo 的 316 不锈钢。



1. 一种高塑性的经济型双相不锈钢,其化学成分重量百分比为 :C0.01 ~ 0.06%, Si0.1 ~ 1.0%, Mn0.5 ~ 4.0%, Cr19.5 ~ 22.0%, Ni1.8 ~ 3.5%, N0.1 ~ 0.2%, Mo0.5 ~ 1.3%, Cu0.1 ~ 1.0%,其余为 Fe 和不可避免的杂质。

2. 如权利要求 1 所述的高塑性的经济型双相不锈钢,其特征是,还包括 W 和 / 或 B, $W \leq 0.5\%$, $B \leq 0.01\%$,重量百分比计。

3. 一种高塑性的经济型双相不锈钢的制造方法,包括以下步骤:

1) 冶炼

不锈钢重量百分比为 :C0.01 ~ 0.06%, Si0.1 ~ 1.0%, Mn0.5 ~ 4.0%, Cr19.5 ~ 22.0%, Ni1.8 ~ 3.5%, N0.1 ~ 0.18%, Mo0.5 ~ 1.3%, Cu0.1 ~ 1.0%,其余为 Fe 和不可避免的杂质;冶炼采用真空感应冶炼,电炉-氩氧脱碳 AOD 或电炉-氩氧脱碳 AOD-炉外精炼 LF 炉冶炼;

2) 将钢液进行模铸或连铸,控制过热度为 20 ~ 50℃,板坯拉速为 0.8 ~ 2m/min;

3) 将模铸坯或连铸板坯放入加热炉中加热到 1100 ~ 1250℃并保温后,在锻造生产线或热轧机组上加工至 3 ~ 20mm,然后进行退火或退火酸洗,其退火温度控制在 1030 ~ 1130℃;

4) 将热轧退火后热轧卷、热轧板在冷轧机组加工至 0.1 ~ 3mm,然后进行退火酸洗或光亮退火,退火温度控制在 1030 ~ 1130℃;

5) 退火,退火温度 200 ~ 450℃,进行马氏体逆转变退火,从而消除冷加工过程中产生的马氏体。

4. 如权利要求 3 所述的高塑性的经济型双相不锈钢的制造方法,其特征是,所述锈钢还包括 W 和 / 或 B, $W \leq 0.5\%$, $B \leq 0.01\%$,重量百分比计。

一种高塑性的经济型双相不锈钢及其制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及双相不锈钢及其制造方法,尤其是一种高塑性的经济型双相不锈钢及其制造方法。

背景技术

[0002] 双相不锈钢室温下由铁素体与奥氏体双相组成,而两相组织的存在使双相不锈钢兼有铁素体不锈钢和奥氏体不锈钢的优点。与奥氏体不锈钢相比,双相不锈钢的强度,特别是屈服强度显著提高,大约是奥氏体不锈钢的两倍;耐晶间腐蚀、耐应力腐蚀、耐腐蚀疲劳和耐磨性能显著改善。与铁素体不锈钢比,其韧性高、脆性转变温度低、耐晶间腐蚀和焊接性显著改善,同时保留了铁素体钢导热系数高、膨胀系数小的优点。

[0003] 迄今为止双相不锈钢的发展经历了三个重要阶段。1971年以前所开发的牌号为第一代双相不锈钢,由于冶炼条件的限制,C、N的含量都无法准确控制,其焊接后性能急剧下降。1971~1989年开发的牌号属于第二代双相不锈钢,代表钢种为S32205。借助于1968年不锈钢精炼工艺-氩氧脱碳(AOD)的发明和应用,可以使双相不锈钢中氮含量显著提高,碳含量得到准确控制,从而显著改善焊缝、热影响区的韧性和耐腐蚀性能,同时氮还降低了有害金属间相的形成速率。技术的进步使得双相钢得以广泛应用于海上石油平台、化工、造纸等多个领域。1990年以后出现的牌号为第三代双相不锈钢,其发展呈现2种趋势。一方面进一步提高钢中合金元素含量以获得更高强度和更加优良的耐腐蚀性能,如瑞典SANDVIK开发的SAF2906和SAF3207。另一方面开发低镍含量且不含Mo或仅含少量Mo的经济型双相不锈钢,以降低成本,如LDX2101等。

[0004] 随着贵金属资源对制造商及用户的重要性逐渐凸显,经济型双相不锈钢的开发成为当前双相不锈钢的重要研发方向。经济型双相不锈钢通过特殊的合金设计,降低合金中贵金属镍和钼的含量,从而显著降低材料成本。常用的奥氏体当量计算公式如式(1)所示:

$$[0005] \quad Ni_{eq} = Ni + 30(C+N) + 0.5Mn + 0.25Cu \quad (1)$$

[0006] 评价双相不锈钢耐点腐蚀性能的PREN(耐点蚀当量)如公式(2)所示:

$$[0007] \quad PREN(\text{耐点蚀当量}) = Cr\% + 3.3Mo\% + 30N\% - Mn\% \quad (2)$$

[0008] 由公式(1)可知,可以采用Mn、N、Cu取代Ni,从而降低成本,取代传统的高钼、高镍含量的双相不锈钢,这是经济型双相不锈钢开发的基础。

[0009] N是双相不锈钢中最重要的合金元素之一,成本低廉,是很强的奥氏体形成元素。由公式(1)可知,其形成奥氏体的能力是Ni的30倍。同时由公式(2)可知,N可显著提高材料的PREN值,从而有利于提高双相不锈钢的耐蚀性。此外,N也是保证双相不锈钢焊接性能的关键元素。但是N含量的提高会造成冶炼难度增加,热加工性下降。

[0010] Mn是低成本的合金元素,但Mn对双相不锈钢耐腐蚀性能有不利影响,如公式(2)所示,即每添加1%的锰,将使合金PREN值降低1。如果要保证材料的优良的耐腐蚀性能,必须控制其含量。Mn影响耐点蚀性的原因在于锰和硫形成MnS,或随着钢中锰量增加,MnS

中的含铬量降低,所引起的 MnS 夹杂在腐蚀介质中的溶解,常常成为点蚀、缝隙腐蚀的起始点。

[0011] Cu 也是奥氏体形成元素,但 Cu 的奥氏体形成能力只有镍的 1/4。Cu 很重要的一个作用是稳定奥氏体,降低加工硬化倾向,从而提高不锈钢的塑性。但是,双相不锈钢中 Cu 含量过高会导致热加工性下降。

[0012] 从第一代到第三代双相不锈钢,包括现有的经济型双相不锈钢,都是高合金成分体系。合金含量高导致双相不锈钢中奥氏体的稳定性非常高。在从高温冷却至低温的过程中不发生马氏体相变,而在变形过程中也几乎没有马氏体产生。以 M_s 与 $Md_{30/50}$ 来评价奥氏体的稳定性,其经典的表达式如式 (3) 与式 (4) 所示。 M_s 为冷却过程中奥氏体向马氏体转变的开始温度点,而 $Md_{30/50}$ 表征形变过程中奥氏体的稳定性。该温度越高,表示在较高的温度下变形即可发生奥氏体向马氏体转变。

$$[0013] \quad M_s = 1305 - 61.6Ni\% - 41.7Cr\% - 33.3Mn\% - 27.8Si\% - 1667(C+N)\% \quad (3)$$

$$[0014] \quad Md_{30/50} = 580 - 520C\% - 2Si\% - 16Mn\% - 16Cr\% - 23Ni\% - 300N\% - 26Cu\% - 10Mo\% \dots \quad (4)$$

[0015] 所有的双相不锈钢的 M_s 点都很低,若考虑到合金元素 C、N 在奥氏体内的偏聚, M_s 点更低。因此双相不锈钢在从高温冷却至室温的过程中,都不形成马氏体。而迄今为止所有的双相不锈钢的 $Md_{30/50}$ 温度点都在 40 以下,因此,在室温变形过程中几乎不产生或仅产生微量的马氏体。

[0016] 当双相不锈钢中的合金含量降低时, $Md_{30/50}$ 将上升。如果通过合金成分的调整将 $Md_{30/50}$ 温度控制在合适的范围,变形过程中双相不锈钢中的奥氏体将会向马氏体转变,从而发生 TRIP(相变诱导塑性)效应,显著双相不锈钢的塑性。相反,如果 $Md_{30/50}$ 过高或过低,反而对双相不锈钢的塑性不利。TRIP 效应虽然是一种常用的提高合金塑性的机理,但在现有的经济型双相不锈钢专利中均未涉及。

[0017] 中国专利 CN101215674 是典型的以 Mn、N 代 Ni 的经济型双相不锈钢。其 Mn 含量高达为 4-7%,不含 Ni。考虑到其 Cr 含量为 18-20%,且不含 Mo,这种双相不锈钢的 PREN 值较低,不利于材料的耐蚀性能。

[0018] 欧洲专利 EP1327008 公布了一种奥氏体-铁素体双相不锈钢,其成分范围(重量%):0.02~0.07% C、3.0~8.0% Mn、19.0~23.0% Cr、1.1~1.7% Ni、0.1~2.0% Si、0.15~0.3% N、可能包含的合金元素有不大于 1.0% 的 Mo 或 W、不大于 1.0% 的 Cu。钢种的 N 含量控制在 0.2% 左右,保证了优良的焊接性能,目前已在桥梁、储罐、核电等领域已取得成功应用,成为经济型双相不锈钢的代表钢种。但钢中的 Ni 元素较低,降低了低温冲击韧性;Mn 含量较高,因此其耐蚀性只能达到 304 的水平。

[0019] 为进一步提高经济型双相不锈钢的低温韧性,中国专利 CN101613839 公布了一种低温韧性优良的奥氏体-铁素体双相不锈钢。该专利的关键是为提高低温韧性,提高至 Ni 含量至 1.8~4.0%;同时为保持合适的耐点蚀性能,降低 Mn 含量至 1.5% 以下。

[0020] 欧洲专利 EP2258885 所设计经济型双相不锈钢将 Mn 含量控制在 2-4%,从而提高了材料的耐腐蚀性能。该专利的关键点在于添加了一定量的 V,利用 V 抑制 N 的活性,从而避免焊缝热影响区中 Cr 的氮化物析出,从而提高焊缝的耐腐蚀性与冲击韧性。

[0021] 为进一步提高材料的耐腐蚀性能,美国专利 US479863 将 Mn 含量控制在 4% 以下,

同时提高 Cr 含量至 21-24.5%，并添加少量的 Mo (< 1%)。通过控制这些与材料耐腐蚀性能密切相关的合金元素的含量，其耐腐蚀性能可达到奥氏体不锈钢 316L 的水平。

[0022] 同样，为进一步提高材料的耐腐蚀性能，中国专利 CN101090988 将 Mo 提高至 0.5 ~ 2.5%。其专利申请的合金组分的组成范围确保合金 CPT 高于 20℃，其耐蚀性能优于 SUS304 钢和 316L 钢。

[0023] 以上所有经济型双相不锈钢的专利均未涉及到提高材料的塑性。

发明内容

[0024] 本发明目的在于提供一种高塑性的经济型双相不锈钢及其制造方法，兼具有优异的耐腐蚀性能与更高的塑性，可以应用于对材料塑性及耐蚀性有较高要求的领域，如热交换器、水箱等领域。

[0025] 为实现上述目的，本发明的技术方案是：

[0026] 本发明不锈钢以 Mn、N 取代 Ni 从而降低成本，从而在室温及低温条件下取代含 8% 镍的 304 奥氏体不锈钢以及含 10% Ni、2% Mo 的 316 不锈钢。同时，为保证较高的塑性，添加少量的 Cu，重点将公式 (4) 定义的 $Md_{30/50}$ 将控制在 50 ~ 100℃；为保证优异的耐腐蚀性能，将 Mn 含量控制在 0.5 ~ 4.0%，Cr 含量控制在 19.5 ~ 22.0%，Mo 含量控制在 0.5-1.3%，以保证按公式 (2) 定义的 PREN 值在 23 ~ 29。

[0027] 具体地，本发明的一种高塑性的经济型双相不锈钢，其化学成分重量百分比为：C0.01 ~ 0.06%，Si0.1 ~ 1.0%，Mn0.5 ~ 4.0%，Cr19.5 ~ 22.0%，Ni1.8 ~ 3.5%，N0.1 ~ 0.18%，Mo0.5 ~ 1.3%，Cu0.1 ~ 1.0%，其余为 Fe 和不可避免的杂质。

[0028] 又，本发明高塑性的经济型双相不锈钢，还包括 W 和 / 或 B， $W \leq 0.5\%$ ， $B \leq 0.01\%$ ，重量百分比计。

[0029] 在本发明经济型双相不锈钢的成分设计中：

[0030] 碳是强奥氏体形成元素，从公式 (1) 可知，其奥氏体形成作用相当于 Ni 的 30 倍，因此一定程度上可以取代 Ni，促进奥氏体组织的形成。此外，从公式 (3)、(4) 可知，碳是很强的奥氏体稳定元素，可抑制奥氏体的相变。但是当碳含量过高时，碳与铬结合后在晶界形成富铬碳化物，导致晶间腐蚀。尤其是在焊接过程中，碳化物迅速析出，将导致焊接区的耐腐蚀性能与力学性能显著下降。过低的碳含量将增加制备过程中的难度和成本。因此，本发明钢中设计碳含量为 0.01 ~ 0.06%。

[0031] 硅是钢铁中通常含有的元素，因为硅是熔炼过程中是很好的脱氧元素，因此一般双相钢中含有 0.1% 以上的硅。在双相不锈钢中，硅是铁素体形成和稳定元素，硅含量过高会导致与之相匹配的镍当量提高，增加成本。更重要的是，硅会加速金属间相的析出，对于制造和使用过程不利。因此，本发明钢中设计硅含量为 0.1 ~ 1.0%。

[0032] 锰是一种相对较弱的奥氏体形成和稳定元素，可以利用锰一定程度上取代镍，此外锰的添加可以显著提高氮的溶解度，因此经济型双相不锈钢通常含有较高的 Mn。但是锰对不锈钢的耐腐蚀性的影响基本上都是负面的。根据不锈钢耐点蚀性能的经验公式 (2)，每添加 1% 的锰，将使合金 PREN 值降低 1，相当于抵消了添加 0.3% 的 Mo 或 1% 的 Cr 对耐点蚀性能的提高。为兼顾材料的耐腐蚀性能，本发明钢中重点控制 Mn 含量为 0.5% ~ < 4.0%。

[0033] 铬是不锈钢获得耐腐蚀性能的最重要元素,也是一种铁素体形成元素,同时可稳定奥氏体,因此 Cr 是双相不锈钢中最重要的合金元素。对双相不锈钢而言,当铬含量较低时,耐蚀性将下降,同时有可能出现马氏体相,对力学与耐腐蚀性能均不利,因此本发明 Cr 含量最低控制为 19.5%。但当铬含量过高时,不但会增加金属间相、碳化物和氮化物的析出倾向,而且为获得双相组织,会增加奥氏体形成元素含量,从而增加成本并使得奥氏体难于发生马氏体转变。因此本发明钢中 Cr 含量最高控制在 22.0%。

[0034] 氮元素是现代双相不锈钢中不可或缺的重要元素。首先 N 是一种形成和稳定奥氏体相的元素。在奥氏体当量计算公式 (1) 中,氮的奥氏体形成能力是镍的 30 倍。根据公式 (3) 和公式 (4),氮也是一种很强的奥氏体稳定元素。此外,氮可以提高奥氏体相的耐腐蚀性能,尤其是耐点腐蚀性能和耐缝隙腐蚀性能,在 PREN 值的计算公式 (2),其耐点蚀当量是铬的 30 倍。但是氮含量过高时,将增大氮化物形成的风险,降低材料的韧性和耐蚀性。同时高的氮含量会提高熔炼和热加工的难度,导致难以在现有产线上进行生产。因此,本发明钢中氮含量控制在 0.1 ~ 0.18%。

[0035] 钼钼非常有利于提高钢的耐腐蚀性能,尤其是在与铬复合作用情况下。根据 RREN 值计算公式 (2),其耐点蚀当量是铬的 3.3 倍。其机理是稳定钝化膜及促进铬元素在钝化膜中的富集。为保证材料优异的耐腐蚀性能,将 Mo 含量控制在 0.5% 以上。但是钼含量过高将导致脆性金属间相的加速析出,同时增加合金成本,因此本发明钢中的钼含量控制在 1.3% 以下。

[0036] 铜铜是一种较弱的奥氏体形成元素,可以替代部分镍。铜的加入可以提高双相钢在还原性酸中的耐腐蚀性,同时有利于提高耐缝隙腐蚀性能。更为重要的是,Cu 是稳定奥氏体的合金元素,可以降低奥氏体的冷加工硬化速率,从而提高材料的塑性;此外,Cu 也可以一定程度上提高铁素体组织的塑性。因此,本发明中须添加一定量的 Cu。但是铜含量过高时不利于热加工性能。因此本发明钢中 Cu 含量控制在 1.0% 以下。

[0037] 钨钨是本发明中可选元素之一。钨在双相钢中的作用与钼相似,可以提高钢的耐腐蚀性能。钨还可以降低奥氏体 / 铁素体相界面的活性,抑制金属间相的形成。但是钨含量过高时反而促进金属间相生成。因此本发明钢中钨含量控制在 1.0% 以下。

[0038] 硼硼也是本发明的可选元素之一。硼的加入主要是为提高双相不锈钢的热加工性能。但 B 含量过高会导致双相不锈钢中形成 B 的化合物,严重降低材料的塑性和韧性。因此本发明中 B 含量控制在 0.02% 以下。

[0039] 本发明的一种高塑性的经济型双相不锈钢的制造方法,该双相不锈钢的制造方法,包括以下步骤:

[0040] 1) 冶炼

[0041] 不锈钢重量百分比为: C0.01 ~ 0.06%, Si0.1 ~ 1.0%, Mn0.5 ~ 4.0%, Cr19.5 ~ 22.0%, Ni1.8 ~ 3.5%, N0.1 ~ 0.18%, Mo0.5 ~ 1.3%, Cu0.1 ~ 1.0%, 其余为 Fe 和不可避免的杂质;冶炼采用真空感应冶炼,电炉 - 氩氧脱碳 AOD 或电炉 - 氩氧脱碳 AOD- 炉外精炼 LF 炉冶炼;

[0042] 2) 将钢液进行模铸或连铸,模铸时控制过热度为 20 ~ 50℃,板坯拉速为 0.8 ~ 2m/min;

[0043] 3) 将模铸坯或连铸板坯放入加热炉中加热到 1100 ~ 1250℃ 并保温后,在锻造生

产线或热轧机组上加工至 3 ~ 20mm 所需规格, 然后进行退火或退火酸洗, 其退火温度控制在 1030 ~ 1130℃ ;

[0044] 4) 将热轧退火后热轧卷、或热轧板在冷轧机组加工至 0.1 ~ 3mm, 然后进行退火酸洗或光亮退火, 退火温度控制在 1030 ~ 1130℃ ;

[0045] 5) 退火, 退火温度 200 ~ 450℃, 在冷加工过程中, 材料会产生一定的形变马氏体, 为保证材料在加工后的性能, 在 200-450℃ 对其进行马氏体逆转变退火, 从而消除冷加工过程中产生的马氏体。

[0046] 本发明与现有技术相比, 具有以下优点和积极效果 :

[0047] (1) 利用 0.5-4.0% 的 Mn 以及 0.1-0.18% 的 N 来替代 Ni, 将 Ni 含量控制在 1.8 ~ 3.5%, 既保证合金的低温下冲击韧性, 又显著降低合金的原材料成本 ;

[0048] (2) 将 Mn 含量控制到 0.5 ~ 4.0%, 有效地降低锰对耐腐蚀性能的不利影响 ; 将 Cr 含量控制在 19.5 ~ 22.0%, 并将 Mo 含量提高至 0.5% 以上, 将氮含量控制在 0.1 ~ 0.18%, 保证由公式 (2) 定义的 PREN 值在 23 ~ 29 之间, 从而确保材料具有优异的耐腐蚀性能, 尤其是耐点蚀和应力腐蚀性能 ;

[0049] (3) 添加少量的 Cu, 提高材料的塑性, 重点是对合金元素的总量进行控制, 使得按公式 (4) 定义的 $Md_{30/50}$ 在 50 ~ 100℃, 从而利用奥氏体相向马氏体相的转变, 产生较已有经济型双相不锈钢更高的塑性。

[0050] (3) 本发明双相不锈钢可利用现有的不锈钢产线批量生产, 具体制备方法为经真空感应炉、电炉 -AOD 炉冶炼或电炉 -AOD-LF 炉冶炼后浇铸, 在模铸时控制过热度为 20 ~ 50℃ 左右, 并配合快速冷却, 或采用冷速较快的连铸方法, 避免氮的逸出, 连铸时控制过热度为 20 ~ 50℃, 板坯拉速为 0.8 ~ 2m/min。因材料具有较好的热塑性和冷加工性能, 可进行热轧和冷轧卷、板等的生产。热轧与冷轧的退火温度控制在 1030 ~ 1150 度之间。

[0051] (4) 合金具有优良的耐点腐蚀性能和塑性。冷轧薄板的延伸率 δ 为 40 ~ 55% ; 点腐蚀电位 (GB/T17899-1999) 为 400 ~ 800mv。

附图说明

[0052] 图 1 为本发明的实施例 1 合金金相组织。

[0053] 图 2 为本发明的实施例 2 合金进行拉伸变形过程中马氏体含量的变化。

具体实施方式

[0054] 下面结合实施例对本发明做进一步说明。

[0055] 本发明实施例以电炉 -AOD- 连铸 - 热轧 - 退火酸洗 - 冷轧 - 退火酸洗的生产流程为例 :

[0056] 将铬铁、镍铁以及废钢等加入电炉, 与铁水一起熔化, 随后将钢液倒入 AOD 炉, 在 AOD 炉内进行脱 C、脱 O、脱 S 和增 N、控 N 的吹炼, 当冶炼成分达到要求时, 将钢液倒入中间包, 并在立弯式连铸机上进行浇铸。连铸的过热度为 20 ~ 50℃, 板坯拉速为 0.8 ~ 2m/min。将连铸板坯放入加热炉加热到 1100 ~ 1250℃, 在热连轧机组上轧制到所需厚度后卷取。然后进行连续退火酸洗, 退火温度控制在 1030-1150℃, 从而获得接近 1 : 1 的铁素体 - 奥氏体双相结构的组织与无氧化皮表面。最后将热轧退火后的钢卷冷轧至 1mm 厚, 再进行退火

及酸洗,以获得高质量的表面与理想的组织。退火温度为 1030 ~ 1150℃。

[0057] 表 1 所示为本发明实施例合金的化学成分,表 1 同时给出了作为对比比例的目前已开发的经济型双相不锈钢 S32101、S32304,以及希望用本发明钢种在部分领域进行替代的 304(S30400)、316(S31600) 奥氏体不锈钢的化学成分。其强度、延伸率按照 GB/T228-2007 测得,点蚀电位按照 GB/T17899-1999 测得。

[0058] 实施例 1 的合金的金相组织如图 1 所示。将试样打磨并抛光后进行电解腐蚀,腐蚀剂为 40Gkoh+100mlH₂O,腐蚀电流 0.3 ~ 0.8A/cm²,最后在金相显微镜下通过定量金相法对奥氏体比例进行分析。图中黑色组织为铁素体,白色组织为奥氏体,奥氏体相约占 48%。

[0059] 实施例 2 拉伸过程中组织中马氏体含量的变化如图 2 所示。拉伸试样按 JIS-13B 标准制造,在 MTS-810 拉伸机上拉伸至预定的变形量后即停止并卸载,然后通过磁性仪测量拉伸前后磁性的变化,以此来确认拉伸过程中是否产生马氏体并大致确认马氏体含量的多少。图 2 说明在拉伸变形的过程中,部分奥氏体发生相变,生成了形变马氏体,这是导致其塑性提高的关键原因。

[0060] 由表 1、表 2 可见,本发明钢由于利用 0.5-4.0%的 Mn 以及 0.1-0.18%的 N 来替代 Ni,相比于含 Ni 达 8%的 304 奥氏体不锈钢以及含 Ni 达 10%以及含 Mo 达 2%的 316 奥氏体不锈钢,更为经济。由于控制 Mn 含量在合适的水平,且提高了 Cr、Mo 等合金元素含量,合金获得了优异的耐腐蚀性能,点蚀电位显著高于 304 奥氏体不锈钢,接近甚至超过 316 奥氏体不锈钢;由于添加了一定量的 Cu,并调整了 Ni、N、Mn、Cr 等合金元素的总量,将材料的 Md_{30/50} 点控制在 50 ~ 100℃之间,从而使材料产生相变诱导塑性效应,显著提高了材料的塑性,其薄板延伸率相对于 S32101、S32304 双相不锈钢相比,提高约 30%以上。

[0061] 表 1 单位:重量百分比

[0062]

	C	Si	Mn	Cr	Ni	N	Mo	Cu	W	B
实施例 1	0.03	0.4	3.5	20.5	1.8	0.15	0.7	0.3		
实施例 2	0.01	0.3	2.2	21.4	3.0	0.13	0.5	0.2		0.006
实施例 3	0.03	0.5	0.5	20.7	3.5	0.11	0.7	0.4		
实施例 4	0.06	0.2	2.5	19.5	2.7	0.10	1.3	0.3		
实施例 5	0.02	0.3	3.0	20.5	1.9	0.18	0.6	0.8		
实施例 6	0.03	1.0	2.0	20.2	2.7	0.13	0.6	0.5	0.5	0.003
实施例 7	0.02	0.1	3.9	20.7	2.1	0.14	0.8	0.1		
实施例 8	0.02	0.4	2.0	20.5	2.4	0.15	0.6	0.9		
实施例 9	0.03	0.5	1.2	21.0	2.9	0.15	0.9	0.4	0.3	
实施例 10	0.02	0.3	0.5	21.0	3.2	0.15	1.1	0.2		
实施例 11	0.02	0.2	0.5	21.8	3.4	0.14	0.5	0.3		
对比例 S32101	0.03	0.4	5	21.5	1.6	0.20	0.3	0.3	--	
对比例 S32304	0.02	0.4	1.6	23.5	4.5	0.13	0.3	0.3	--	
对比例 304	0.05	0.5	1	18	8	0.04	--	--	--	
对比例 316	0.02	0.5	0.8	17	10	0.03	2			

[0063] 表 2

[0064]

	热处理温度 (°C)	奥氏体相比例 (%)	延伸率 δ (%)	Md _{30/50}	PREN	点蚀 电位 (mv)
实施例 1	1060	46	46	78	23.8	430
实施例 2	1040	41	45	78	24.6	460
实施例 3	1050	50	46	93	25.8	520
实施例 4	1080	50	42	84	24.3	430
实施例 5	1090	52	45	82	24.9	470
实施例 6	1090	50	42	86	24.4	460
实施例 7	1040	43	45	67	23.3	410
实施例 8	1070	48	46	82	25.0	480
实施例 9	1050	45	45	83	27.3	600
实施例 10	1050	45	44	90	28.6	710
实施例 11	1040	42	45	77	27.2	570
对比例 S32101	1080	50	32	32	23.5	410
对比例 S32304	1050	50	34	15.5	26.8	580
对比例 304	-	-	55	58	18.2	300
对比例 316	-	-	55	22	24	450



图 1

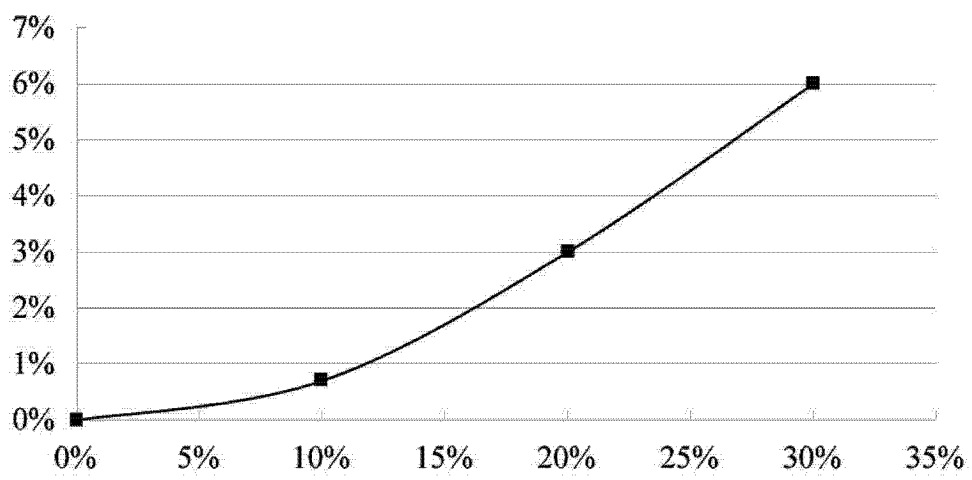


图 2