



## (12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 103205653 A

(43) 申请公布日 2013. 07. 17

(21) 申请号 201310102849. 5

(22) 申请日 2013. 03. 27

(71) 申请人 宝钢不锈钢有限公司

地址 200431 上海市宝山区长江路 735 号

(72) 发明人 胡锦涛 张伟 宋红梅

(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 38/44 (2006. 01)

C22C 38/58 (2006. 01)

C22C 33/04 (2006. 01)

C21D 8/02 (2006. 01)

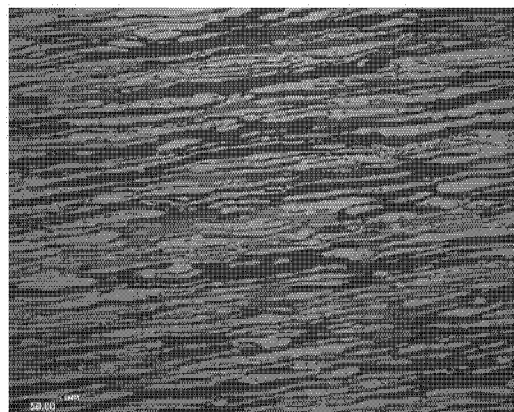
权利要求书1页 说明书7页 附图1页

### (54) 发明名称

一种具有优异热塑性和耐蚀性的双相不锈钢及其制造方法

### (57) 摘要

本发明公开了一种具有优异热塑性和耐蚀性的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:0.4~3.0%,Cr:17.5~20.5%,Ni:3.0~5.0%,N:0.1~0.18%,Mo:2.5~4.0%,S≤0.005%,B≤0.005,Cu≤1.0%,其余为Fe和不可避免的杂质。该不锈钢将Mo含量提高至2.5-4.0%,Cr含量降低至17.5-20.5%,N含量控制在0.1-0.18%,同时控制微量元素S和B,具有优异的热塑性和耐蚀性,可大规模生产热轧和冷轧带钢,并应用于建筑、热交换等领域,部分取代高成本的316或317奥氏体不锈钢。



1. 一种具有优异热塑性和耐蚀性的双相不锈钢,其化学成分的重量百分比为:C:0.01 ~ 0.06%, Si :0.1 ~ 1.0%, Mn :0.4 ~ 3.0%, Cr :17.5 ~ 20.5%, Ni :3.0 ~ 5.0%, N :0.1 ~ 0.18%, Mo :2.5 ~ 4.0%, S ≤ 0.005%, B ≤ 0.005%,其余为 Fe 和不可避免的杂质;其金相组织由铁素体和奥氏体组成,奥氏体比例为 40 ~ 60%。

2. 如权利要求 1 所述的具有优异热塑性和耐蚀性的双相不锈钢,其特征是,还包含 Cu ≤ 1%,以重量百分比计。

3. 如权利要求 1 或 2 所述的具有优异热塑性和耐蚀性的双相不锈钢的制造方法,包括如下步骤:

(1) 冶炼:按上述化学成分的配比进行冶炼获得钢液,冶炼方法采用真空感应冶炼,或电炉—氩氧脱碳 AOD 冶炼,或电炉—氩氧脱碳 AOD- 炉外精炼 LF 炉冶炼;

(2) 铸造:将钢液进行模铸获得铸坯,模铸时控制过热度为 20 ~ 50℃;或将钢液进行连铸获得板坯,连铸时控制过热度为 20 ~ 50℃,板坯拉速为 0.8 ~ 2m/min;

(3) 加热、锻造和 / 或热轧:将模铸铸坯或连铸板坯放入加热炉中加热到 1100 ~ 1250℃并保温后,锻造至所需规格,或热轧至所需规格,或先锻造后热轧至所需规格,然后进行退火或退火酸洗,退火温度控制在 1020 ~ 1130℃,退火后的奥氏体比例为 40 ~ 60%,获得所述具有优异热塑性和耐蚀性的双相不锈钢,其金相组织由铁素体和奥氏体组成,奥氏体比例为 40 ~ 60%。

4. 如权利要求 3 所述的具有优异热塑性和耐蚀性的双相不锈钢的制造方法,其特征在于,还包括冷轧和冷轧后退火酸洗或光亮退火步骤:将步骤(3)获得的钢卷或钢板冷轧至所需厚度,然后进行退火酸洗或光亮退火,退火温度控制在 1020 ~ 1130℃,退火后的奥氏体比例为 40% ~ 60%。

5. 如权利要求 4 所述的具有优异热塑性和耐蚀性的双相不锈钢的制造方法,其特征在于,在冷轧过程中,一轧程的变形量控制在 50 ~ 70%之内。

6. 如权利要求 3 或 4 所述的具有优异热塑性和耐蚀性的双相不锈钢的制造方法,其特征在于,步骤(3)中,锻造和 / 或热轧过程中,控制终锻或终轧的温度在 950℃以上;或锻造采用两火锻造的方式。

## 一种具有优异热塑性和耐蚀性的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领域,尤其涉及一种具有优异热塑性和耐蚀性的双相不锈钢及其制造方法。

### 背景技术

[0002] 双相不锈钢固溶处理后,在室温下由约 50% 铁素体与 50% 的奥氏体双相组成。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特点。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,耐晶间腐蚀、耐应力腐蚀、耐磨性能显著改善。与铁素体不锈钢比,其韧性提高、脆性转变温度降低、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。氮合金化大大提高了第二代双相不锈钢使用性能,使得双相钢得以广泛应用于化工、造纸、压力容器等多个领域。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特别是 Cr、Mo、N 的含量以获得更高强度和更加优良的耐腐蚀性能,如瑞典 SANDVIK 开发的超级双相不锈钢 SAF2906 和 SAF3207。另一方面则开发低镍含量、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] 不管对于经典双相不锈钢、经济型双相不锈钢,还是超级双相不锈钢而言,热塑性较差是其制造过程中必须面对的难题。尤其在钢卷的轧制过程中,钢卷边部会发生严重的开裂,严重影响加工制造的连续性与规模化,降低了成材率,提高了生产成本,不利于双相不锈钢的大规模应用。

[0005] 双相不锈钢热塑性较差,主要原因是热加工过程中奥氏体相与铁素体相的变形行为不同。铁素体在变形时的软化机制是动态回复,即便在很低的应变下也会发生;而奥氏体则是在应变高于某个临界值后的动态再结晶。因为铁素体相更“软”,因此应力与应变倾向于集中在铁素体相中,这种两相中不均匀的分布容易导致在相界裂纹形核与扩展。因此,如何使得两相的软化倾向接近从而使得应力与应变更均匀分布,是提高双相不锈钢热塑性的重要途径。

[0006] 实践表明,Cr 元素将降低铁素体的高温变形抗力,也即加速铁素体高温下的软化。因此,要提高双相不锈钢热塑性,可降低 Cr 含量。但 Cr 是决定不锈钢耐腐蚀性能的关键元素,根据耐点蚀当量 PREN 值的计算:

[0007]  $PREN = Cr\% + 3.3Mo\% + 30N\% - Mn\%$  (1)

[0008] Cr 含量降低将显著影响双相不锈钢的耐腐蚀性能。此外 Cr 也是重要的奥氏体稳定元素,根据  $M_s$  及  $M_{d_{30/50}}$  的计算:

[0009]  $M_s=1305-61.6\text{Ni}\%-41.7\text{Cr}\%-33.3\text{Mn}\%-27.8\text{Si}\%-1667(\text{C}+\text{N})\%$  (2)

[0010]  $Md_{30/50}=580-520\text{C}\%-2\text{Si}\%-16\text{Mn}\%-16\text{Cr}\%-23\text{Ni}\%-300\text{N}\%-26\text{Cu}\%-10\text{Mo}\%$  (3)

[0011] 式(2)中,  $M_s$  为即冷却过程中奥氏体向马氏体转变的开始温度点;

[0012] 式(3)中,  $Md_{30/50}$  是衡量变形过程中奥氏体向马氏体转变的温度点。

[0013] Mo 元素可提高铁素体高温变形抗力,因此钼也可加速铁素体高温下的软化。考虑到钼在铁素体中偏聚,增加双相不锈钢中的 Mo 含量可提高其热塑性。根据式(1), Mo 可显著提高材料的耐腐蚀性能。

[0014] N 是双相不锈钢中最重要的合金元素之一。N 可提高奥氏体高温下的变形抗力,使得奥氏体高温下更“硬”;加之 N 偏析在奥氏体中,因此降低 N 含量可提高双相不锈钢的热塑性。根据奥氏体当量的计算公式:

[0015]  $Ni_{eq}=\text{Ni}+30(\text{C}+\text{N})+0.5\text{Mn}+0.25\text{Cu}$  (4)

[0016] N 是很强的奥氏体形成元素,其形成奥氏体的能力是 Ni 的 30 倍。同时由公式(1)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。从式(2)、式(3)可知,N 可提高奥氏体的稳定性。此外,也是保证双相不锈钢焊接性能的关键元素。

[0017] 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(1)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。

[0018] Cu 会降低双相不锈钢的热塑性,主要原因是 Cu 的偏析会形成低熔点相从而在热加工过程中形成裂纹源。Cu 也是奥氏体形成元素,由式(4)可知,Cu 的奥氏体形成能力只有镍的 1/4。从式(2)、式(3)可知,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 含量过高会导致热塑性下降。

[0019] 无论是经济型双相不锈钢还是超级双相不锈钢,耐蚀性能较相应的奥氏体不锈钢更好,而合金成本也显著降低。但由于热塑性较差,因此效率低、成材率低、生产受到很多限制,其综合竞争力反而下降。

[0020] 美国专利 US4798635 是经典的经济型双相不锈钢。为节约贵金属含量,其 Mo 通常在 0.3% 左右;Ni 含量通常在 4% 左右;为了提高耐蚀性,将 Cr 提高至一般控制在 23% 左右。由于 Cr 含量高而 Mo 含量低,其热塑性较差。

[0021] 中国专利 CN101090988 和美国专利 US6551420B1 也属于经济型双相不锈钢。为提高耐腐蚀性能,CN101090988 将 Mo 含量提高至 1% 左右,US6551420B1 将 Mo 含量提高至 1.5% 左右;二者 Cr 含量都控制在 21% 左右。为保证相平衡与相稳定,其 N 含量控制在 0.17% 左右。这两种双相不锈钢的热塑性都稍有所改善。

[0022] 美国专利 US4765953A 是一种超级双相不锈钢。为了提高耐蚀性,其 Mo 含量大于 3.5%,Cr 含量大于 23%;为了保证相平衡、相稳定性及耐蚀性,其 N 含量大于 0.25%。高的合金含量导致其热塑性显著下降,大大提高了制造难度与成本。

[0023] 为获得高耐腐蚀性能,美国专利 US2007089810 将 Mo 含量提高至 5% 以上,Cr 含量大于 24%,为了保证相平衡、相稳定性,将 N 含量控制在 0.28% 以上。为了弥补主要合金元素设计对热塑性的不利影响,进一步通过微量元素 S、B、Ru 的控制来提高热塑性。

[0024] 美国专利 US5733387A 的 Mo 含量在 1.5% 左右, Cr 含量在 25% 左右;为改善热塑性, 其 N 含量控制在 0.13% ~ 0.3% 之间, 并进一步通过 B、S、Ce 的控制来提高热塑性。

[0025] 现有双相不锈钢的开发主要有两种思路, 一种通过降低贵金属如 Ni、Mo 含量获得更低的成本, 如中国专利 CN101090988 和美国专利 US6551420B1 以及美国专利 US4798635, 但为了在此基础上获得良好耐腐蚀性能与相稳定性, 则要提高 Cr 含量和 N 含量, 导致热塑性性能下降; 另一种是高耐腐蚀性能双相不锈钢, 进一步提高合金中的 Cr 含量与 Mo 含量, 为保证相的稳定性, 需要添加很高的 N 含量, 如美国专利 US4765953A, 导致热塑性性能下降。为了解决加工制造过程中的问题, 通常会通过添加 B、Ce、Ca 等元素以改善热塑性性能, 如中国专利 US2007089810 和美国专利 US5733387A。

[0026] 以上所有双相不锈钢的专利要么未对热塑性进行特别设计, 要么虽热塑性有所改善但仍然难以避免热轧边裂的发生, 难以同时获得高耐蚀性能和良好的热塑造性能。

## 发明内容

[0027] 本发明目的在于提供一种具有优异热塑性和耐蚀性的双相不锈钢及其制造方法, 具有很好的热塑性、耐腐蚀性能, 适合大规模进行热轧及冷轧卷板的生产, 在建筑、热交换等特定领域取代 316、317 奥氏体不锈钢。

[0028] 本发明为提高热塑性, 将有利于双相不锈钢热塑性的合金元素 Mo 提高, 不利于热塑性的合金元素 Cr、N 降低, 并控制微量元素 S、B 的含量。同时, 该双相不锈钢热轧边裂倾向显著降低, 且具有很好的耐腐蚀性能。

[0029] 为了实现上述目的, 本发明采用如下的技术方案:

[0030] 一种具有优异热塑性和耐蚀性的双相不锈钢, 其化学成分的重量百分比为: C: 0.01 ~ 0.06%, Si: 0.1 ~ 1.0%, Mn: 0.4 ~ 3.0%, Cr: 17.5 ~ 20.5%, Ni: 3.0 ~ 5.0%, N: 0.1 ~ 0.18%, Mo: 2.5 ~ 4.0%, S ≤ 0.005%, B ≤ 0.005%。Cu 为可选元素, 其含量 ≤ 1%, 其余为 Fe 和不可避免的杂质; 其金相组织由铁素体和奥氏体组成, 奥氏体比例为 40 ~ 60% (体积百分比)。

[0031] 本发明的具有优异热塑性和耐蚀性的双相不锈钢为获得优良热塑性, 将 Mo 含量提高至 2.5 ~ 4%, Cr 含量降低至 17.5 ~ 20.5%, N 含量控制在 0.1 ~ 0.18%, Cu 含量控制在 1% 以下。同时, 控制微量元素的含量, S ≤ 0.005%, 并添加微量的 B。为了保证相平衡与相稳定性, 将 Ni 含量控制在 3 ~ 5%。获得的双相不锈钢同时具有优异的热塑性、耐腐蚀性能和热轧边裂倾向显著降低等综合性能。

[0032] 本发明的具有优异热塑性和耐蚀性的双相不锈钢的制造方法, 包括如下步骤:

[0033] (1) 冶炼: 按上述化学成分的配比进行冶炼获得钢液, 冶炼方法可选择真空感应冶炼, 或电炉—氩氧脱碳 AOD 冶炼或电炉—氩氧脱碳 AOD—炉外精炼 LF 炉冶炼;

[0034] (2) 铸造: 将钢液进行模铸获得铸坯或进行连铸获得板坯, 模铸时控制过热度为 20 ~ 50℃; 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;

[0035] (3) 加热、锻造和 / 或热轧: 将模铸铸坯或连铸板坯放入加热炉中加热到 1100 ~ 1250℃ 并保温后, 在锻造生产线锻造至所需规格, 或在热轧机组上热轧至所需规格, 或先锻造后热轧至所需规格, 然后进行退火或退火酸洗, 其退火温度控制在 1020 ~ 1130℃, 退火

后的奥氏体比例为 40 ~ 60%，获得所述具有优异热塑性和耐蚀性的双相不锈钢，其金相组织由铁素体和奥氏体组成，奥氏体比例为 40 ~ 60%。

[0036] 所述的具有优异热塑性和耐蚀性的双相不锈钢的制造方法，还包括冷轧和冷轧后退火酸洗或光亮退火步骤：将步骤(3)获得的钢卷或钢板在冷轧机组冷轧至所需的较薄厚度，然后进行退火酸洗或光亮退火，退火温度控制在 1020 ~ 1130℃，退火后的奥氏体比例为 40% ~ 60%。

[0037] 较佳的，步骤(3)中，在锻造、热轧等热加工过程中，由于材料变形抗力较大，因此需要降低一次热轧的变形量，控制终锻或终轧的温度在 950℃以上；或采用两火锻造的方式。

[0038] 较佳的，步骤(4)中，在冷轧过程中，材料的变形抗力较大，因此一轧程的变形量需要控制在 50 ~ 70% 之内，然后进行冷轧退火，消除应力，降低硬度，才能进行更薄厚度的轧制。

[0039] 本发明的具有优异热塑性和耐蚀性的双相不锈钢的化学成分的设计中：

[0040] 碳：碳是强奥氏体形成元素，从公式(4)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(2)和公式(3)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，本发明钢中碳含量控制为 0.01 ~ 0.06%。

[0041] 硅：硅是钢铁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，硅是铁素体形成元素，硅含量提高需要提高镍含量而增加成本。此外硅会加速金属间相的析出，对于制造和使用过程不利。因此，本发明钢中硅含量控制为 0.1 ~ 1.0%。

[0042] 锰：锰是一种相对较弱的奥氏体形成和稳定元素，从式(4)可知，可以利用锰一定程度上取代镍。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(1)，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 0.4% ~ 3.0%。

[0043] 铬：铬是不锈钢中最重要元素。铬是决定不锈钢耐蚀性的最主要元素，也是一种铁素体形成元素，同时可稳定奥氏体。对双相不锈钢而言，当铬含量较低时，耐蚀性将下降，同时降低组织的稳定性，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 17.5%。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，增加成本，更重要的是会降低双相不锈钢的热塑性。因此本发明钢中 Cr 含量最高控制在 20.5%。

[0044] 氮：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(4)中，氮的奥氏体形成能力是镍的 30 倍。根据公式(2)和公式(3)，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，尤其是耐点蚀性能和耐缝隙腐蚀性能，在 PREN 值的计算公式(1)，其耐点蚀当量是铬的 30 倍。尽管有如上优点，但氮会显著降低双相不锈钢的热塑性。因此，本发明钢中氮含量控制在 0.1 ~ 0.18%。

[0045] 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(1),其耐点蚀当量是铬的 3.3 倍。更为重要的是,Mo 可以提高双相不锈钢的热塑性,因此将 Mo 含量控制在 2.5% 以上。但是钼含量过高将导致脆性金属间相的加速析出,不利于生产和应用,因此本发明钢中的钼含量控制在 4.0% 以下。

[0046] 铜:铜是一种较弱的奥氏体形成元素,此外,铜的加入可以提高双相钢在还原性酸中的耐腐蚀性。更为重要的是,从公式(2)和(3)可知,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。但是铜含量过高时不利于热塑性。因此本发明钢中 Cu 含量控制在 1.0% 以下。

[0047] 硼:硼也是本发明的可选元素之一。硼可以在晶界富集,填充晶界空位,从而抑制裂纹扩展,因此微量 B 的加入可提高双相不锈钢的热塑性。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。本发明中 B 含量控制在 0.005% 以下。

[0048] 硫:硫对于双相不锈钢的热塑性危害很大,所以要尽量降低双相不锈钢中的 S 含量,本发明中 S 控制在 0.005% 以下。

[0049] 本发明与现有技术相比,具有以下优点:

[0050] (1)本发明双相不锈钢将 Mn 含量控制到 0.4 ~ 3.0%,有效地降低了锰对耐腐蚀性能的不利影响;将 Mo 含量提高至 2.5% 以上,将氮含量控制在 0.1 ~ 0.18%,确保材料的 PREN 值较高,尤其是耐点蚀和应力腐蚀性能;

[0051] (2)本发明双相不锈钢降低 Cr 含量至 17.5 ~ 20.5%,提高 Mo 含量至 2.5% ~ 4%,同时设计的 N 含量适中,为 0.1 ~ 0.18%。此外,添加微量的 B,并控制 S 含量,从而显著改善材料的热塑性,使得材料在热轧过程中不边裂或仅出现微小边裂。

[0052] (3)本发明双相不锈钢可利用现有的不锈钢生产线批量生产,其制备方法经真空感应炉、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;或采用连铸方法,为避免氮的逸出,连铸时控制过热度为 20 ~ 50℃,板坯拉速为 0.8 ~ 2m/min。因此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 1020 ~ 1100 度之间,获得退火后的奥氏体比例为 40 ~ 60%。

## 附图说明

[0053] 图 1 为本发明实施例 1 的双相不锈钢的合金金相组织图片。

## 具体实施方式

[0054] 下面结合具体实施例对本发明的技术方案进一步详细描述。

[0055] 实施例 1

[0056] 以真空冶炼-模铸-锻造-热轧-退火酸洗的生产流程为例:将原料加入真空冶炼炉进行冶炼,严格控制原料纯净度以获得设计成分(如表 1 所示);将钢液倒入铸模中,获得 50Kg 钢锭,浇铸的过热度为 20 ~ 50℃。将钢锭进行锻造,锻造加热温度 1100 ~ 1250℃,锻造后厚度为 40mm。将锻坯在可逆式热轧机上轧制,加热温度为 1100 ~ 1200℃,轧至 4mm,并测量热轧后的边裂情况。将热轧板进行退火,退火温度控制在 1020 ~ 1100℃,退火后组织中奥氏体比例为 40 ~ 60%,获得本实施例具有优异热塑性和耐蚀性的双相不锈钢。

[0057] 表 1 为各实施例双相不锈钢的合金化学成分,并同时给出了作为对比例经济型双相不锈钢 S32304,以及希望用本发明钢种在部分领域进行替代的 316L 奥氏体不锈钢的化学成分。

[0058] 将本实施例的双相不锈钢材料进行耐蚀性测试,其耐蚀性能通过 CPT(临界点蚀温度)表征,测量标准为 ASTM G48-99,测试结果如表 1 所示。

[0059] 将实施例 1 双相不锈钢进行检测,其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 40g KOH+100ml H<sub>2</sub>O,腐蚀电流 0.3~0.8A/cm<sup>2</sup>,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 1 中黑色组织为铁素体,白色组织为奥氏体,奥氏体相约占 45%。

[0060] 本实施例钢在热轧过程中边裂的情况如表 2 所示。

[0061] 实施例 2~8

[0062] 实施例 2~8 双相不锈钢按照实施例 1 的制造方法进行制造获得。

[0063] 各实施例双相不锈钢的合金化学成分如表 1 所示。

[0064] 将各实施例的双相不锈钢材料进行耐蚀性测试,其耐蚀性能通过 CPT(临界点蚀温度)表征,测量标准为 ASTM G48-99,测试结果如表 1 所示。

[0065] 将各实施例的双相不锈钢进行检测获得各实施例合金的金相组织:将试样打磨并抛光后进行电解腐蚀,腐蚀剂为 40g KOH+100ml H<sub>2</sub>O,腐蚀电流 0.3~0.8A/cm<sup>2</sup>,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;黑色组织为铁素体,白色组织为奥氏体,奥氏体相占 40~60%。

[0066] 各实施例钢在热轧过程中边裂的情况如表 1 所示。

[0067] 由表 1 可见本发明的双相不锈钢由于将 Mo 含量提高至 2.5~4%,Cr 含量降低至 17.5~20.5%,N 含量控制在 0.1~0.18%,同时控制微量元素 S 和 B,其热塑性显著提高,热轧无边裂或仅轻微边裂,并具有良好的耐蚀性能。

[0068] 表 1 单位:重量百分比

[0069]



	C	Si	Mn	Cr	Ni	N	Mo	Cu	S	B	Fe/杂质
实施例 1	0.02	0.5	1.2	18.5	3.5	0.14	3.3	0.2	0.002	0.002	其余
实施例 2	0.03	0.4	2.5	18	3	0.14	3.9	0.3	0.002	0.001	其余
实施例 3	0.01	0.6	2.0	17.5	3.4	0.13	4	0.5	0.005	0.001	其余
实施例 4	0.02	0.1	1.5	19.5	4.5	0.1	2.5	0.2	0.001	-	其余
实施例 5	0.02	0.4	2.3	20.5	5	0.12	3.5	-	0.002	0.003	其余
实施例 6	0.05	0.9	2	19.5	3.1	0.16	3.3	-	0.001	-	其余
实施例 7	0.06	0.5	0.4	19	3.3	0.15	3.5	-	0.002	0.002	其余
实施例 8	0.03	0.4	3.0	19.3	3	0.18	4	-	0.001	0.002	其余
对比例 S32304	0.02	0.4	1.5	23.5	4.5	0.13	0.3	0.3	0.002	0.001	其余
对比例 316L	0.02	0.5	0.8	17	10	0.03	2	-	0.002	-	其余

[0070] 表 2

[0071]

	热处理温度 (°C)	奥氏体相比例 (%)	临界点蚀温度 CPT (°C)	边裂 (mm)
实施例 1	1040	45	36	0
实施例 2	1060	51	36	0
实施例 3	1050	48	37	0
实施例 4	1070	50	30	0
实施例 5	1050	48	41	0
实施例 6	1035	42	40	0
实施例 7	1040	43	42	0
实施例 8	1040	42	44	0
对比例	1050	48	23	5
对比例 316L	1060	100	20	0

[0072] 上述实施例不能理解为对本发明保护范围的限制,本技术领域的技术人员根据上述内容对本发明所作非本质的改进和调整,在不脱离本发明思想的情况下,仍属于本发明的保护范围。

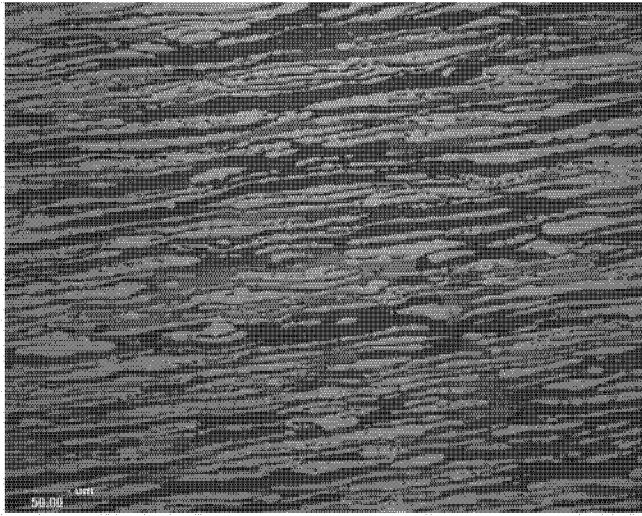


图 1