



(12)发明专利申请

(10)申请公布号 CN 106834965 A

(43)申请公布日 2017.06.13

(21)申请号 201710007371.6

G22C 33/04(2006.01)

(22)申请日 2017.01.05

B21C 37/02(2006.01)

(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580号

(72)发明人 宋红梅 姜洪生 王治宇 胡锦涛程

苗雨川

(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.

G22C 38/42(2006.01)

G22C 38/44(2006.01)

G22C 38/58(2006.01)

G22C 38/02(2006.01)

G22C 38/04(2006.01)

权利要求书1页 说明书5页 附图2页

(54)发明名称

一种双相不锈钢中厚板及其制造方法

(57)摘要

一种双相不锈钢中厚板及其制造方法,其化学成分重量百分比为:C 0.01~0.05%,Si 0.1~1.0%,Mn 0.2~2.00%,Cr 21~25%,Ni 3.0~6.0%,Mo 2.0~4.0%,N 0.10~0.30%,Cu 0~1.0%,W 0~1.0%,S≤0.01%,P≤0.03%,其余为Fe和不可避免的杂质;且需满足:抗点蚀当量满足 $PRE \geq 34$;抗点蚀当量 $PRE = wt\%Cr + wt\%3.3Mo + wt\%30N$ 。本发明采用在钢板热轧过程中在线进行控制轧制和控制冷却的方法,实现了避免双相不锈钢中析出相的析出以及钢中奥氏体相和铁素体相比例的平衡,不仅简化生产工艺、降低了生产成本,还提升了产品的强度。

1. 一种双相不锈钢中厚板,其化学成分重量百分比为:C 0.01%~0.05%,Si 0.1%~1.0%,Mn 0.2%~2.00%,Cr 21%~25%,Ni 3.0%~6.0%,Mo 2.0%~4.0%,N 0.10%~0.30%,Cu 0~1.0%,W 0~1.0%,S \leq 0.01%,P \leq 0.03%,其余为Fe和不可避免的杂质;且,需满足:

抗点蚀当量满足 $PRE \geq 34$;

抗点蚀当量 $PRE = wt\%Cr + wt\%3.3Mo + wt\%30N$ 。

2. 如权利要求1所述的双相不锈钢中厚板,其特征是,所述钢中任一相的比例控制在40%~60%之间。

3. 如权利要求1或2所述的双相不锈钢中厚板,其特征是,所述钢板的屈服强度为500~650MPa,抗拉强度为700~850MPa,延伸率 $\geq 28\%$,硬度HBW为250~290,耐点腐蚀速率 $\leq 0.6g \cdot m^{-2} \cdot h^{-1}$ 。

4. 如权利要求1所述的双相不锈钢中厚板的制造方法,其特征是,包括如下步骤:

1) 冶炼、铸造

按权利要求1所述成分冶炼并连铸成连铸坯;

2) 热轧

将连铸板坯加热,温度控制在1160~1260 $^{\circ}C$,保温30~60分钟。

然后将连铸坯轧制7~15道次,总压下率大于80%,终轧温度控制在1020~1100 $^{\circ}C$;

3) 保温

终轧后在温度950~1100 $^{\circ}C$ 范围内钢板保持60~600秒时间;保温后的目标温度控制在950 $^{\circ}C$ 以上;

4) 将热轧板水冷至室温,水冷速度大于等于10 $^{\circ}C/s$;

5) 矫直处理。

5. 如权利要求4所述的双相不锈钢中厚板的制造方法,其特征是,所述钢板的屈服强度为500~650MPa,抗拉强度为700~850MPa,延伸率 $\geq 28\%$,硬度HBW为250~290,耐点腐蚀速率 $\leq 0.6g \cdot m^{-2} \cdot h^{-1}$ 。

一种双相不锈钢中厚板及其制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及一种双相不锈钢中厚板及其制造方法。

背景技术

[0002] 双相不锈钢是一种组织中奥氏体和铁素体几乎各占一半的不锈钢产品,具有高强度低Ni含量、良好的焊接性能和优异的耐腐蚀性能的特点。主要应用于石油化工、海洋工程、机械制造、工程建设、核电工程以及新能源等行业,用途十分广泛。

[0003] 双相不锈钢中厚板的传统生产工艺流程为: EAF→AOD→LF→连铸→加热炉→厚板轧制(空冷)→固溶退火→酸洗→包装。固溶退火是传统生产工艺流程中不可或缺的一部分,它的作用是固溶热轧空冷过程中可能产生的析出相,包括 σ 相、 χ 相、二次奥氏体、碳化物、氮化物等,同时平衡两相比例,使固溶元素均匀扩散等,最终使产品获得良好的综合性能。采用传统的生产流程需要将轧制冷却后的钢板再加热进行固溶退火,这不仅消耗能源还需要专门的生产设备,同时还增加了钢板表面造成新的缺陷机率。

发明内容

[0004] 本发明的目的在于提供一种双相不锈钢中厚板及其制造方法,通过双相不锈钢在热加工过程中的控制轧制和控制冷却,避免双相不锈钢中有害相的析出并使钢中奥氏体相和铁素体相比例达到平衡,从而不仅简化了双相不锈钢中厚板的生产工艺,避免了固溶退火过程造成表面缺陷的增加,而且还提升了双相不锈钢的产品强度;实现了低成本、高效率、高性能的产品生产;所述钢板的屈服强度为500~650MPa,抗拉强度为700~850MPa,延伸率 $\geq 28\%$,硬度HBW为250~290,耐点腐蚀速率 $\leq 0.6\text{g}\cdot\text{m}^{-2}\cdot\text{h}^{-1}$ 。

[0005] 为达到上述目的,本发明的技术方案是:

[0006] 一种双相不锈钢中厚板,其化学成分重量百分比为:C 0.01%~0.05%,Si 0.1%~1.0%,Mn 0.2%~2.00%,Cr 21%~25%,Ni 3.0%~6.0%,Mo 2.0%~4.0%,N 0.10%~0.30%,Cu 0~1.0%,W 0~1.0%,S $\leq 0.01\%$,P $\leq 0.03\%$,其余为Fe和不可避免的杂质;且,需满足:

[0007] 抗点蚀当量满足 $\text{PRE}\geq 34$;

[0008] 抗点蚀当量 $\text{PRE}=\text{wt}\%\text{Cr}+\text{wt}\%3.3\text{Mo}+\text{wt}\%30\text{N}$ 。

[0009] 本发明所述钢中任一相的比例控制在40%~60%之间。

[0010] 本发明所述钢板的屈服强度为500~650MPa,抗拉强度为700~850MPa,延伸率 $\geq 28\%$,硬度HBW为250~290,耐点腐蚀速率 $\leq 0.6\text{g}\cdot\text{m}^{-2}\cdot\text{h}^{-1}$ 。

[0011] 在本发明钢的成分设计中:

[0012] 碳:确切地说碳在本发明的钢种中是一种杂质元素,在奥氏体和铁素体中均有限的溶解度,当碳含量超过一定的百分比时,碳化物在晶界形成并析出降低了钢的耐腐蚀性能,另外碳化物的析出还降低钢的冲击韧性。从而碳的最大限度为0.05%,较佳的限制范围为 $\leq 0.03\%$ 。最佳的限制范围为 $\leq 0.02\%$ 。考虑到当钢中的碳含量非常低时,进一步脱碳,

可能造成钢水被过度氧化,因而碳的下限为 $>0.01\%$ 。

[0013] 硅:硅是钢铁熔炼中通常含有的元素。在双相不锈钢中,硅是铁素体形成和稳定元素。硅在熔炼过程中用于脱氧,同时硅可以提高铁素体相的高温强度,但是硅含量过高时将降低氮的溶解度,并加速金属间相的析出。因此,本发明钢中设计硅含量为 $0.1\sim 1.0\%$ 。

[0014] 锰:锰是一种奥氏体形成和稳定元素,可以利用锰一定程度上取代镍,获得奥氏体组织。锰含量过高时对耐腐蚀性能不利,且易促进金属间相的生成,影响冲击韧性和耐腐蚀性能。因此,本发明钢中锰含量控制在 $0.2\sim 2.0\%$ 。

[0015] 铬:铬是不锈钢中最重要的耐腐蚀元素,其耐点腐蚀的能力可用PRE值来表征(见PRE公式),同时,铬还能够提高材料在高温下的抗氧化能力。铬是铁素体形成元素,钢中加铬能使具有体心立方晶格的铁组织稳定。但是,较高的铬量也能促进形成双相不锈钢的金属间相,从而恶化钢的热加工性能和焊接性能。因而本发明钢中设计铬含量为 $21\%\sim 25\%$ 。

[0016] 钼:钼与铬的协同作用能提高不锈钢的抗氯化物腐蚀的能力。当不锈钢中至少含 $18\%Cr$ 时,钼在含氯化物的环境中抗孔蚀和缝隙腐蚀的能力是铬的三倍(见PRE公式)。钼是一个铁素体形成元素,同样能促进形成金属间相。因此本发明钢中设计钼含量为 $2.0\%\sim 4.0\%$ 。

[0017] 镍:镍是稳定奥氏体的元素。铁基合金中添加镍可促使不锈钢从体心立方晶体结构(铁素体)转化为面心立方晶体结构(奥氏体)。双相不锈钢中镍的添加可以和铬、钼等铁素体元素相平衡使其获得理想的双相比,添加镍可延缓有害金属间相的形成,并增加了钢的韧性。因此本发明钢中设计镍含量为 $3.0\%\sim 6.0\%$ 。

[0018] 氮:氮是强烈的奥氏体形成元素,在奥氏体不锈钢中能部分代镍。双相不锈钢中一般加入几乎接近溶解度极限的氮量,用以调整达到相平衡的镍量。铁素体形成元素铬和钼与奥氏体形成元素镍和氮需达到平衡,才能获得期望的双相组织。氮增加奥氏体和双相不锈钢的抗孔蚀和缝隙腐蚀的能力(见PRE公式)。它能显著地提高钢的强度,它是固溶强化最有效的一个元素。氮延缓金属间相的形成,使得双相不锈钢有足够的时间进行加工和制造。氮的另一有效作用是提高了奥氏体开始从铁素体转变的温度,使双相不锈钢焊接后在快速冷却条件下,奥氏体量也几乎能达到平衡状态时的水平。因此本发明钢中设计N含量为 $0.10\%\sim 0.30\%$ 。

[0019] 本发明的一种双相不锈钢中厚板的制造方法,包括如下步骤:

[0020] 1) 冶炼、铸造

[0021] 按上述成分冶炼并连铸成连铸坯;

[0022] 2) 热轧

[0023] 将连铸板坯加热,温度控制在 $1160\sim 1260^{\circ}C$,保温 $30\sim 60$ 分钟。

[0024] 然后将连铸坯轧制 $7\sim 15$ 道次,总压下率大于 80% ,终轧温度控制在 $1020\sim 1100^{\circ}C$;

[0025] 3) 保温

[0026] 终轧后在温度 $950\sim 1100^{\circ}C$ 范围内钢板保持 $60\sim 600$ 秒时间;保温后的目标温度控制在 $950^{\circ}C$ 以上;

[0027] 4) 将热轧板水冷至室温,水冷速度大于等于 $10^{\circ}C/s$;

[0028] 5) 矫直处理。

[0029] 在本发明制造方法中：

[0030] 1、连铸坯温度控制在1160~1260℃，目的是为了保证连铸坯在经过7~15道次，压下率大于80%的轧制后，终轧温度能够在1020~1100℃范围中；

[0031] 2、终轧温度要控制在1020~1100℃，其目的是确保在终轧后的60~600秒内钢板可以保持950℃以上的温度，同时在较高的温度条件下实现双相不锈钢中奥氏体相的回复再结晶以及铁素体相的回复。

[0032] 3、终轧后在温度950~1100℃范围内钢板保持60~600秒时间，其目的是在此温度内促进铁素体相向奥氏体相的相变，实现双相不锈钢中奥氏体相和铁素体相的相平衡，使其中任一相的比例控制在40%~60%之间。同时在此温度范围内通过回复消除热轧产生的部分位错。

[0033] 4、保温后的目标温度控制在950℃以上，再将热轧板水冷至室温，水冷速度控制在10℃/s~30℃/s。目标温度控制在950℃以上，是为了确保钢板冷却前有害相(σ相、x相、二次奥氏体、碳化物、氮化物)不会析出。而水冷速度控制在10℃/s~30℃/s，是因为10℃/s的冷却速度是阻止所有有害相析出的最小速度，而当冷却速度大于30℃/s，虽然对阻止有害相析出更加有利，但会导致热轧板的残余应力过大以及组织均匀性不佳；

[0034] 5、由于快速水冷会对热轧板形有一定的影响，因此，需要在热加工结束后进行矫直处理。

[0035] 本发明为确保产品的耐腐蚀性能及相比比例的平衡对双相不锈钢中厚板的成份进行限定。本发明采用在钢板热轧过程中在线进行控制轧制和控制冷却的方法，实现了避免双相不锈钢中析出相的析出以及钢中奥氏体相和铁素体相比比例的平衡，钢中任一相的比例控制在40%~60%之间。并且获得了屈服强度为500~650MPa，抗拉强度为700~850MPa，延伸率≥28%，硬度HBW为250~290。耐点腐蚀速率≤0.6g·m⁻²·h⁻¹的钢板，从而不仅简化了双相不锈钢中厚板的生产工艺、降低了生产成本，还提升了产品的强度。

[0036] 本发明的有益效果：

[0037] 与现有技术相比，本发明提出了一套省略了固溶退火工序的双相不锈钢中厚板生产新的流程，通过并对热加工过程中的工艺参数的设计和控制，获得了奥氏体相和铁素体相平衡的无有害析出相的双相不锈钢产品，并使产品在强度升高的同时，保持了与传统工艺相当的延伸率和冲击韧性。实现了双相不锈钢低成本、高效率、高性能的产品生产。

附图说明

[0038] 图1为本发明双相不锈钢实施例1的纵截面显微镜组织的金相照片。

[0039] 图2为本发明双相不锈钢实施例3的纵截面显微镜组织的金相照片。

[0040] 图3为本发明双相不锈钢实施例5的纵截面显微镜组织的金相照片。

[0041] 图4为本发明双相不锈钢实施例7的纵截面显微镜组织的金相照片。

[0042] 图5为传统工艺获得的双相不锈钢板纵截面显微镜组织的金相照片。

具体实施方式

[0043] 下面结合实施例和附图对本发明做进一步说明。

[0044] 本发明双相不锈钢成分实施例参见表1。

[0045] 表2所示为采用不同在线固溶工艺及传统工艺生产的钢板,按照表1的成分获得200mm板坯,按照不同生产工艺参数轧制成20mm的钢板。

[0046] 表2中实施例A的钢板成分与本发明实施例1相同,但其按传统工艺生产,A钢板在按表2轧制后,再加热至在1050℃固溶30min,再以20℃/s水冷至室温。其力学、点腐蚀以及相比例的比较见表3、表4、表5。其不同的金相组织见图1~图5。

[0047] 力学性能测试分别进行拉伸性能测试、硬度测试和冲击韧性测试,按照ASTMA370标准进行实验。耐点腐蚀性能测试进行点蚀浸泡试验,按ASTM标准进行试验,浸泡溶液为6%FeCl₃,0.05mol/L HCl溶液,浸泡温度为50℃,浸泡时间为24h。

[0048] 表1为试验钢种的化学成分(wt%)及PREN值

[0049]

实施例	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	N	Cu	W	PREN
1	0.020	0.58	1.20	22.5	5.5	3.1	0.15	0.25	0	36.3
2	0.020	0.60	1.18	22.3	5.4	3.0	0.16	0	0.16	37
3	0.017	0.80	1.28	22.5	5.3	3.3	0.16	0.52	0.28	38.2

[0050]

4	0.016	0.70	1.31	22.6	5.2	3.0	0.17	0.28	0.39	37.6
5	0.032	0.50	1.19	21.8	5.37	2.9	0.21	0	0.57	37.7
6	0.030	0.56	1.38	23.4	5.27	2.5	0.22	0.35	0	38.3
7	0.046	0.78	1.80	22.8	3.9	2.0	0.24	0.78	0.21	36.6
8	0.045	0.80	1.79	24.0	4.0	2.0	0.24	0.19	0.75	37.8

[0051] 表2在线固溶生产工艺及传统生产工艺参数表

[0052]

实施例	板坯温度 (℃)	压下率 (%)	终轧温度 (℃)	在线固溶时间 (s)	冷却速率 (℃/s)
1	1200	90	1050	60	10
2	1180	90	1030	100	10
3	1200	90	1050	300	20
4	1240	90	1080	300	20
5	1260	90	1100	600	30
6	1200	90	1050	600	30
7	1160	90	1020	1000	5
8	1260	90	1100	1000	5
A	1160	90	1020	0	空冷

[0053] 表3不同工艺在线固溶钢板及传统工艺钢板的力学性能

[0054]

实施例	YS /MPa	UTS /MPa	El /%	Impact/J		Hardness
				Longitudinal		HBW
				20°C	-40°C	SS
1	570	750	36	214	133	260
2	565	738	33	202	134	265
3	560	762	32	236	152	278
4	535	759	36	231	145	272
5	549	788	35	245	158	266
6	546	758	32	203	121	258
7	547	805	26	124	78	260
8	565	752	28	125	98	269
A	530	720	35	280	167	256

[0055] 表4点腐蚀浸泡腐蚀速率($\text{g} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{h}^{-1}$)

[0056]

No	1	2	3	4	5	6	7	8	A
腐蚀速率	0.566	0.586	0.323	0.256	0.335	0.342	1.07	0.987	0.368

[0057] 表5不同工艺在线固溶钢板及传统工艺钢板铁素体相的比例

[0058]

No	1	2	3	4	T5	T6	T7	T8	A
相比例(%)	60	58	57	53	53	51	53	52	52

[0059] 从表3、表4、表5以及图1~图5的对比中可以发现,在本发明范围内采用在线固溶工艺生产的双相不锈钢板,其拉伸强度、延伸率、冲击韧性及点腐蚀性能均与采用传统方式生产的双相不锈钢A钢板相当。其中在线固溶钢板的屈服强度还略有提升。因此采用本发明生产的双相不锈钢中厚板实现了简化工艺、降低能耗、提升效率、降低成本的生产高性能钢板的目的,是一种很有价值的双相不锈钢中厚板制造方法。

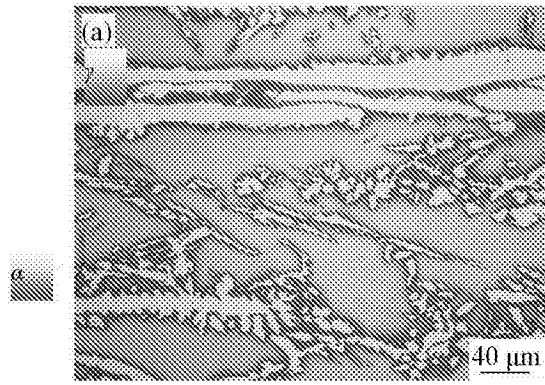


图1

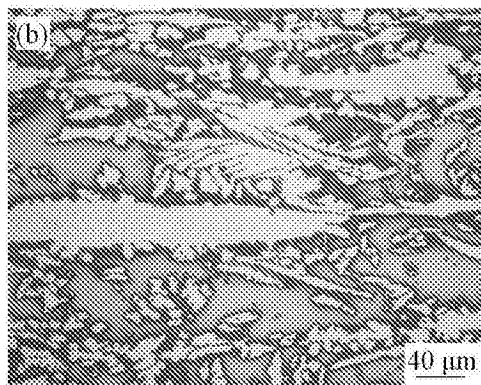


图2

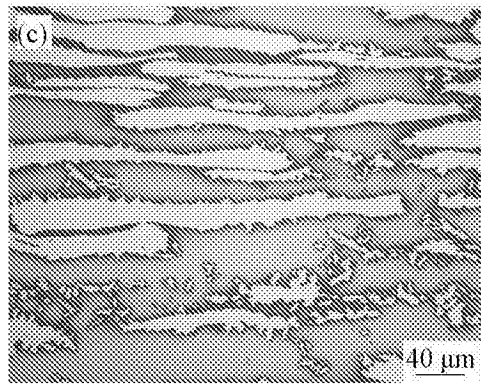


图3

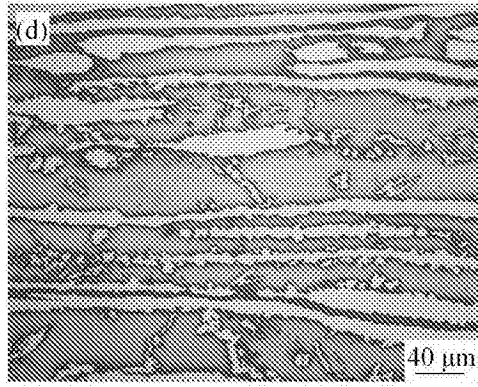


图4

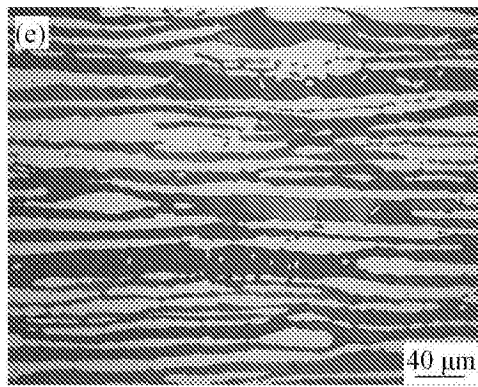


图5