



(12)发明专利

(10)授权公告号 CN 104419878 B

(45)授权公告日 2017.03.29

(21)申请号 201310398861.5

审查员 龚道良

(22)申请日 2013.09.05

(65)同一申请的已公布的文献号

申请公布号 CN 104419878 A

(43)申请公布日 2015.03.18

(73)专利权人 鞍钢股份有限公司

地址 114021 辽宁省鞍山市铁西区鞍钢厂区内

(72)发明人 刘志伟 刘仁东 陈昕 郭晓宏

刘凤莲 丛劲松 黄秋菊 王静

金纪勇 杨玉

(51)Int.Cl.

C22C 38/58(2006.01)

C22C 38/50(2006.01)

C21D 8/00(2006.01)

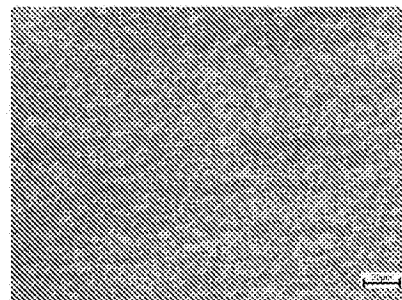
权利要求书1页 说明书5页 附图1页

(54)发明名称

具有耐候性的超高强度冷轧双相钢及其制造方法

(57)摘要

本发明提供了一种具有耐候性的超高强度冷轧双相钢及其制造方法,该钢板的成分按重量百分比(wt.%)计如下:C:0.10%~0.16%,Si:0.10%~0.50%,Mn:1.4%~2.2%,Cr:0.30%~0.79%,Ni:0.08%~0.20%,Cu:0.20%~0.50%,Nb:0.01%~0.05%,Ti:0.02%~0.05%,Al:0.015%~0.045%,P≤0.020%,S≤0.007%,N≤0.008%,余量为Fe以及不可避免的杂质。方法:按照上述化学成分经过冶炼,连铸,获得铸造板坯;板坯再加热温度为1250℃以上,精轧开轧温度1040℃~1100℃,终轧温度880℃~930℃,卷取温度为580℃~660℃;冷轧压下率为60%~70%;缓慢冷却配合快速冷却两阶段的连退退火。采用本发明可得到屈服强度达到700MPa以上,抗拉强度800MPa以上,延伸率在5%以上的具有耐候性的超高强度冷轧双相钢。



1. 具有耐候性的超高强度冷轧双相钢钢板的制造方法,其特征在于,该钢板的成分按重量百分比(wt.%)计如下:C:0.10%~0.16%,Si:0.10%~0.50%,Mn:1.4%~2.2%,Cr:0.30%~0.79%,Ni:0.08%~0.20%,Cu:0.20%~0.50%,Nb:0.01%~0.05%,Ti:0.02%~0.05%,Al:0.015%~0.045%,P \leq 0.020%,S \leq 0.007%,N \leq 0.008%,余量为Fe以及不可避免的杂质;

所述制造方法,包括冶炼—连铸—加热—热轧—冷轧—连续退火—平整,

(1) 按照上述钢板化学成分经过冶炼,连铸,获得铸造板坯;

(2) 将所述铸造板坯经过加热、热轧工序,制得热轧板,再加热温度为1250℃以上,精轧开轧温度1040℃~1100℃,终轧温度880℃~930℃,卷取温度为580℃~660℃;

(3) 冷轧压下率为60%~70%;

(4) 连续退火采用750℃~810℃保温110s~170s,并以3℃/s~10℃/s速度喷气冷却到680℃~710℃,接着以40℃/s~60℃/s的冷速喷气冷却到200℃~260℃,然后再加热到340℃~400℃回火320s~520s;

(5) 平整延伸率为0.8%~1.4%。

2. 根据权利要求1所述具有耐候性的超高强度冷轧双相钢钢板的制造方法,其特征在于,钢板微观结构主要由铁素体+马氏体组成,还可能存在少量贝氏体,按面积百分比计:铁素体为57%-70%,马氏体为30%-40%,贝氏体为0-3%。

3. 如权利要求1或2中所述的具有耐候性的超高强度冷轧双相钢钢板的制造方法,其特征在于,所述钢板,其屈服强度为700MPa以上,抗拉强度为800MPa以上,延伸率A_{50mm}为5%以上。

具有耐候性的超高强度冷轧双相钢及其制造方法

技术领域

[0001] 本发明属于高强度冷轧双相钢生产技术领域,尤其涉及一种用于集装箱、汽车等的具有耐候性的超高强度冷轧双相钢及其制造方法。

背景技术

[0002] 对于集装箱运输而言,迫切需要轻质的集装箱以增加单次可运输的货物重量,发展趋势则是越来越多地使用长45至53英尺的集装箱。因此,制造轻质集装箱首先考虑的一点就是通过制造高强度钢以减少钢板厚度。由于受到热轧机组厚度方面的限制,采用热轧生产的耐候钢板的厚度一般较厚。为了适应钢板减薄的需求,开发屈服强度700MPa及其以上的超高强度冷轧耐候钢板越来越受到集装箱用户的青睐,这种级别的钢板能够有效减少钢材耗用量以降低制造成本。超高强度钢板在钢厂生产比一般强度级别的钢难度大,对设备要求高,并且质量控制比较难。

[0003] 国外超高强度冷轧双相钢连续退火过程多采用水淬+回火的方式,其冷却能力可以达到1000-2000℃/s,对于国内大多数钢厂还不具备高强钢专用生产线的条件,如何在不采用水淬+回火连退线的基础上,利用国内钢厂现有连退设备采用快冷+过时效方法生产700MPa级以上具有耐候性的超高强度冷轧双相钢,成为国内科研人员研发的重点。

[0004] CN101376950A公开了“一种超高强度冷轧耐候钢板及其制造方法”。其化学成分为:C0.09%~0.16%,Si0.20%~0.60%,Mn1.00%~2.00%,P≤0.030%,S≤0.015%,N≤0.008%,Al0.02%~0.06%,Cu0.20%~0.40%,Cr0.40%~0.60%,Mo0.05%~0.25%,(Nb+Ti)0.04%~0.08%,其它为Fe和不可避免杂质。该技术的钢,其屈服强度700~1000MPa、抗拉强度800~1070MPa、延伸率5~14%。但其化学成分中添加了贵金属Mo,本发明与其相比,更具有成本优势。

[0005] CN101553586A公开了“具有优良耐候性的可成型高强度冷轧钢板及其制造方法”。其化学成分为:C0.10%~0.20%,Si0.05%~0.25%,Mn1.0%~2.5%,P≤0.020%,S≤0.010%,Al0.02%~0.07%,Nb0.02%~0.08%,Ni0.05%~0.30%,Cu0.1%~0.5%,Cr0.8%~1.5%,Co0.01%~0.10%,以及余量的铁和其它不可避免的杂质。该文献公开的技术于1150至1300℃再加热,于750至930℃的精轧温度热轧,于400至650℃卷取,在(A1转变点+30℃)至(A3转变点或以下)连续退火。该技术的钢屈服强度最大在500MPa以下。

[0006] CN102011060A公开了“一种700MPa级具有优良耐候性的冷轧钢板及其制造方法”。其化学成分为:C0.03%~0.07%,Si≤0.35%,Mn0.1%~1.8%,P≤0.020%,S≤0.010%,Cu0.25%~0.50%,Cr0.25%~0.80%,Ni0.05%~0.30%,Ti0.06%~0.20%,其它余为Fe和不可避免的杂质。该文献公开的技术在500℃至A1转变点的温度范围内使所述钢材在罩式退火炉中退火。这种技术仅适合小批量生产,难以满足大批量生产的需求,且钢卷整卷的均匀性不易保证。

发明内容

[0007] 本发明的目的在于克服上述问题和不足而提供一种一种具有耐候性的超高强度

冷轧双相钢及其制造方法,该钢板屈服强度能够达到700MPa以上,满足集装箱、汽车等行业对超薄、超高强度钢板的需求。

[0008] 本发明目的是这样实现的:

[0009] 具有耐候性的超高强度冷轧双相钢,其特征在于,该钢板的成分按重量百分比(wt.%)计如下:C:0.10%~0.16%,Si:0.10%~0.50%,Mn:1.4%~2.2%,Cr:0.30%~0.79%,Ni:0.08%~0.20%,Cu:0.20%~0.50%,Nb:0.01%~0.05%,Ti:0.02%~0.05%,Al:0.015%~0.045%, $P \leq 0.020\%$, $S \leq 0.007\%$, $N \leq 0.008\%$,余量为Fe以及不可避免的杂质。

[0010] 钢板微观结构主要由铁素体+马氏体组成,还可能存在少量贝氏体,按面积百分比计:铁素体为57%~70%,马氏体为30%~40%,贝氏体为0~3%。

[0011] 本发明成分设计理由如下:

[0012] C是重要的强化元素,提高马氏体的强度,影响马氏体的含量。C含量太低,同一临界区退火温度加热时铁素体和奥氏体两相区内的奥氏体量减少,得到的马氏体量也相应减少,难于保证强度,C含量太高不利于焊接性能,本发明钢中C含量控制在0.10%~0.16%。

[0013] Si是铁素体形成元素,它加速碳向奥氏体的偏聚,使铁素体进一步净化,同时Si可以扩大铁素体、奥氏体两相区,使临界区处理的温度范围加宽, Si含量过高不利于焊接性和板材表面质量,本发明钢中Si含量控制在0.10%~0.50%。

[0014] Mn可提高钢的淬透性,因而降低两相区加热后,冷却过程中所获得马氏体的临界冷却速度。但是Mn含量过高,易于形成高硬度的马氏体带状组织,对组织均匀性不利,本发明钢中Mn含量控制在1.4%~2.2%。

[0015] Cr提高钢的淬透性和耐大气腐蚀性能,当Cr的量超过0.80%时会导致裂隙腐蚀,并显著增加生产成本,同时降低塑性和韧性,本发明钢中Cr含量控制在0.30%~0.80%。

[0016] Ni提高钢的淬透性,提高钢的耐大气腐蚀能力,同时与Cu一起用可以改善含Cu钢易于产生热脆的问题,但是其价格昂贵,本发明钢中Ni含量控制在0.08%~0.20%。

[0017] Cu提高钢的淬透性和耐大气腐蚀性能,当加入铜的量小于0.20%,难以保证所需的耐蚀性,当加入的铜的量超过0.50%时,可能在钢的铸造过程中产生晶界裂纹,热轧板的表面也可能会变得粗糙。本发明钢中Cu含量控制在0.20%~0.50%。

[0018] Nb是强碳氮化物形成元素,可形成细小的碳化物和氮化物,抑制奥氏体晶粒的长大,在轧制过程中可以提高再结晶温度,抑制奥氏体的再结晶,保持形变效果从而细化铁素体晶粒,并以析出物的形式强化铁素体基体。在本发明钢中Nb含量控制在0.01%~0.05%。

[0019] Ti形成高温下非常稳定的TiN,在热加工前的再加热过程中抑制奥氏体的晶粒长大。钛含量过低将不能得到足够体积分数的TiN来有效阻止晶粒粗化,钛含量过高将导致粗大的液态析出TiN的出现而不能起到阻止晶粒长大的作用。本发明钢中Ti含量控制在0.02%~0.05%。

[0020] Al为脱氧和晶粒调整而加入的,能与氮结合,消除氮的危害,且可细化晶粒,当铝加入过量时,钢中形成的夹杂物增加而使钢的可加工性劣化。本发明钢中Al含量控制在0.015%~0.045%。

[0021] N是冶炼过程中存在的元素,需要将其控制在一定的范围。在本发明中控制 $N \leq 0.008\%$,优选为 $N \leq 0.006\%$ 。

[0022] P和S为钢中杂质元素,显著降低塑韧性和焊接性能,控制较低的P、S有利于提高性

能。本发明钢中控制 $P \leq 0.020\%$, $S \leq 0.007\%$ 。

[0023] 具有耐候性的超高强度冷轧双相钢的制造方法,包括冶炼—连铸—加热—热轧—冷轧—连续退火—平整,

[0024] (1)按照上述化学成分经过冶炼,连铸,获得铸造板坯;

[0025] (2)将所述铸造板坯经过加热、热轧工序,制得热轧板,再加热温度为 1250°C 以上,精轧开轧温度 $1040^{\circ}\text{C} \sim 1100^{\circ}\text{C}$,终轧温度 $880^{\circ}\text{C} \sim 930^{\circ}\text{C}$,卷取温度为 $580^{\circ}\text{C} \sim 660^{\circ}\text{C}$;

[0026] (3)冷轧压下率为 $60\% \sim 70\%$;

[0027] (4)连续退火采用 $750^{\circ}\text{C} \sim 810^{\circ}\text{C}$ 保温 $110\text{s} \sim 170\text{s}$, $750^{\circ}\text{C} \sim 810^{\circ}\text{C}$ 保温,如果低于 750°C ,则不能形成足够的奥氏体,如果温度超过 810°C ,则会由于奥氏体的体积分数增加,奥氏体中碳和合金元素减少,奥氏体岛的淬透性下降;并以 $3^{\circ}\text{C}/\text{s} \sim 10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 速度喷气冷却到 $680^{\circ}\text{C} \sim 710^{\circ}\text{C}$,该段冷却保证奥氏体少分解。温度过低,造成奥氏体过多分解,温度过高,则不利于板形;接着以 $40^{\circ}\text{C}/\text{s} \sim 60^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的冷速喷气冷却到 $200^{\circ}\text{C} \sim 260^{\circ}\text{C}$,为了保证奥氏体充分向马氏体转变,必须加大冷速。温度高于 260°C ,马氏体量不够;温度低于 200°C ,超出设备能力极限;然后再加热到 $340^{\circ}\text{C} \sim 400^{\circ}\text{C}$ 回火 $300\text{s} \sim 520\text{s}$,过时效温度过低,马氏体岛不能分解,导致屈服强度不足;过时效温度过高,马氏体岛分解过多,导致抗拉强度下降过多,不能满足要求;

[0028] (5)再经过 $0.8\% \sim 1.4\%$ 平整延伸率进行平整,平整是冷轧生产的重要工序,主要作用是消除退火带钢的屈服平台。本发明之所以采用 0.8% 以上的平整延伸率,是为了使带钢重新发生加工硬化,提高屈服强度,而高于 1.4% 超出设备能力。

[0029] 本发明通过合理的成分设计并配以适宜的连退工艺,在适中的碳和合金元素的含量下,获得具有耐候性的超高强度冷轧双相钢,钢板屈服强度达到 700MPa 以上,抗拉强度 800MPa 以上,延伸率在 5% 以上的具有耐候性的超高强度冷轧双相钢,并具有细晶粒铁素体与马氏体双相组织,还可能存在少量贝氏体,按面积百分比计:铁素体为 $57\% \sim 70\%$,马氏体为 $30\% \sim 40\%$,贝氏体为 $0 \sim 3\%$,铁素体平均晶粒尺寸为 $2.2\mu\text{m}$,另外在铁素体基体上还分布着一定量的合金渗碳体。采用气冷+过时效的连续退火方式就可以生产,不需要带有水淬能力的连续退火设备,免除酸洗的工序,表面质量更好,更容易生产,适用于集装箱和汽车等行业的轻量化发展需求,具有一定的应用前景。

附图说明

[0030] 图1为本发明钢实施例2的显微组织图。

[0031] 图2为本发明钢实施例2的析出相。

[0032] 图3为本发明钢实施例2的能谱照片。

具体实施方式

[0033] 下面通过实施例对本发明作进一步的说明。

[0034] 本发明实施例根据技术方案的组分配比,进行冶炼、连铸、轧制、连续退火、平整。本发明实施例钢的冶炼成分见表1。本发明实施例钢的主要工艺参数见表2。本发明实施例钢的性能见表3。本发明实施例钢盐雾腐蚀试验结果见表4。

[0035] 表1本发明实施例钢的冶炼成分,wt%

[0036]

实 施 例	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu	Ni	Nb	Ti	N
1	0.16	0.10	1.40	0.015	0.005	0.020	0.30	0.20	0.08	0.010	0.020	0.0047
2	0.12	0.40	1.90	0.017	0.004	0.030	0.40	0.30	0.14	0.035	0.030	0.0045
3	0.14	0.28	1.60	0.016	0.003	0.037	0.45	0.40	0.16	0.025	0.035	0.0049
4	0.10	0.50	2.20	0.017	0.005	0.040	0.80	0.50	0.20	0.050	0.050	0.0050

[0037] 表2本发明实施例钢的主要工艺参数

[0038]

实 施 例	加热 温度 ℃	精轧开 轧温度 ℃	终轧 温度 ℃	卷取 温度 ℃	冷轧 压下 率%	保温 温度 ℃	保温 时间 ℃	慢冷 速率 ℃/s	快冷开 始温度 ℃	快冷 速率 ℃/s	快冷出 口温度 ℃	过时效 温度 ℃	过时效 时间 s	平整率 %
1	1252	1100	930	580	60	810	149	8	710	41	260	400	520	1.4
2	1255	1080	915	610	63	790	134	7	700	46	240	380	420	1.2
3	1251	1060	900	640	66	770	141	6	690	49	220	360	480	1.0
4	1254	1040	880	660	70	750	122	4	680	57	200	340	320	0.8

[0039] 表3本发明实施例钢的性能

[0040]

实施例	Rp0.2, MPa	Rm, MPa	A _{50mm} , %	弯曲 d=2a, α=180°
1	727	898	13.0	合格
2	725	902	13.0	合格
3	741	929	12.5	合格
4	753	937	11.0	合格

[0041] 表4盐雾腐蚀试验结果

[0042]

实施例 \ 腐蚀量	腐蚀量 mm/a	相对 Q235 耐蚀率, %
1	0.7158	112.3
2	0.6941	115.8
3	0.7013	114.7
4	0.6875	117.0
SPA-H	0.6745	119.2
Q235	0.8041	100

[0043] 作为耐候性试验,在35℃下于5%NaCl溶液中进行31天的盐雾试验,喷雾量1-2ml/h。结果列于表4中。本发明钢的耐大气腐蚀性能明显优于Q235,与SPA-H实物水平相当。

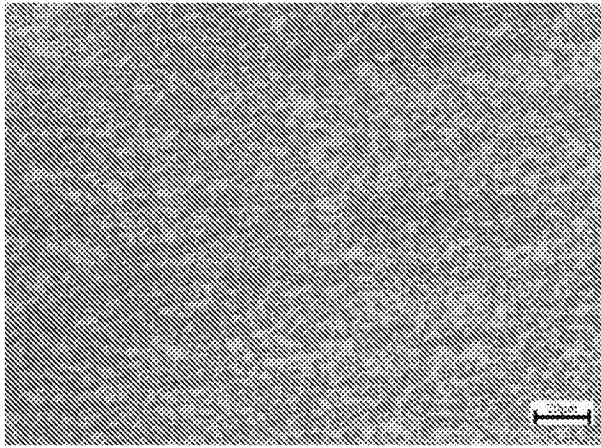


图1

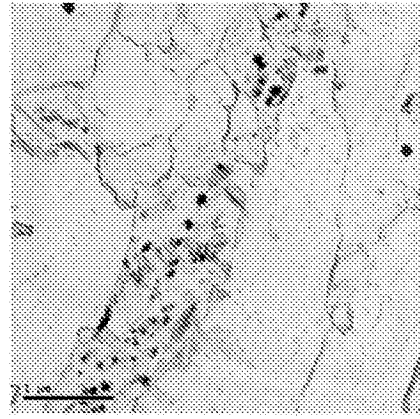


图2

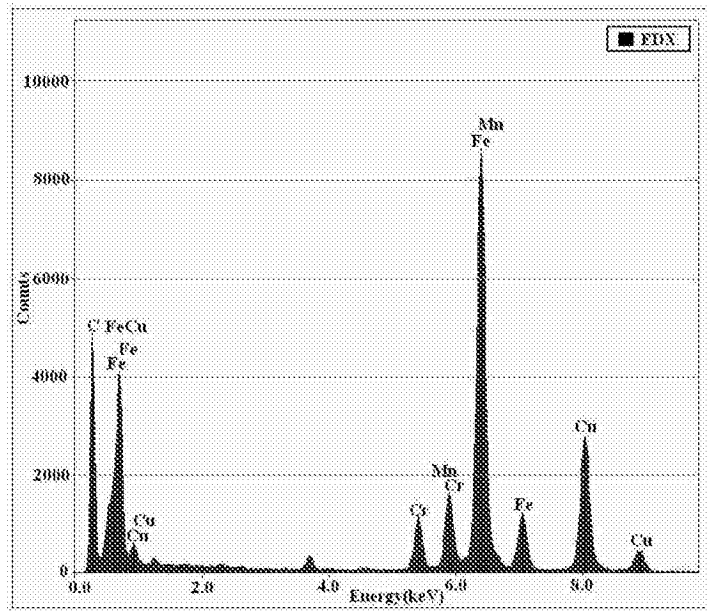


图3