



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 104419877 A

(43) 申请公布日 2015.03.18

(21) 申请号 201310398282.0

(22) 申请日 2013.09.05

(71) 申请人 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 刘凤莲  
郭晓宏 丛劲松 黄秋菊 王静  
杨玉 金纪勇

(51) Int. Cl.

G22C 38/58(2006.01)

G22C 38/54(2006.01)

G21D 8/02(2006.01)

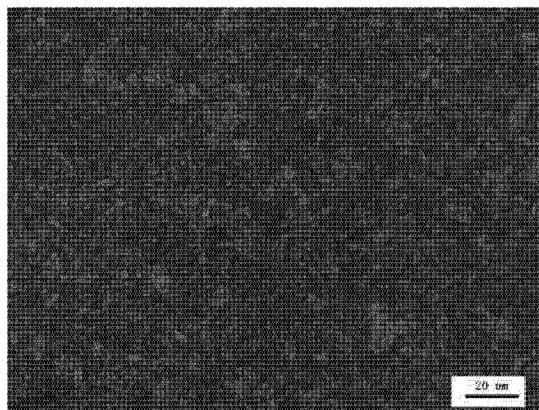
权利要求书1页 说明书5页 附图2页

(54) 发明名称

一种具有耐候性的冷轧马氏体钢及其制造方法

(57) 摘要

本发明提供了一种具有耐候性的冷轧马氏体钢及其制造方法,其按重量百分比(wt.%)化学成分为:C:0.10%~0.20%,Si:0.20%~0.80%,Mn:1.4%~2.2%,Cr:0.30%~0.80%,Ni:0.08%~0.20%,Cu:0.20%~0.50%,V:0.08%~0.15%,Ti:0.01%~0.03%,B:0.0005%~0.003%,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:冶炼-连铸-再加热-热轧-冷轧-退火-平整,退火采用气冷+过时效的连续退火方式可以生产1.0mm~1.4mm具有耐候性的冷轧马氏体钢,钢板屈服强度达到1000MPa以上,抗拉强度在1100MPa以上,延伸率 $A_{50mm}$ %在5%以上,不需要带有水淬能力的连续退火设备,适用于集装箱和成形要求不高的车门防撞杆等零件。



1. 一种具有耐候性的冷轧马氏体钢的制造方法,其特征在于,其按重量百分比(wt.%)化学成分为:C:0.10%~0.20%,Si:0.20%~0.80%,Mn:1.4%~2.2%,Cr:0.30%~0.80%,Ni:0.08%~0.20%,Cu:0.20%~0.50%,V:0.08%~0.15%,Ti:0.01%~0.03%,B:0.0005%~0.003%,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。

2. 一种如权利要求1所述具有耐候性的冷轧马氏体钢的制造方法,包括冶炼-连铸-再加热-热轧-冷轧-退火-平整,其特征在于,

(1) 按照上述化学成分经过冶炼工序,获得铸造板坯;

(2) 热轧:连铸坯再加热温度为 $1250^{\circ}\text{C}$ 以上,精轧开轧温度 $1040^{\circ}\text{C} \sim 1100^{\circ}\text{C}$ ,终轧温度 $910^{\circ}\text{C} \sim 950^{\circ}\text{C}$ ,卷取温度为 $660^{\circ}\text{C} \sim 700^{\circ}\text{C}$ ;

(3) 冷轧:将热轧板经过酸洗后冷轧,制成冷轧薄板,冷轧压下率为40%~70%;

(4) 退火:退火温度为 $780^{\circ}\text{C} \sim 840^{\circ}\text{C}$ ,慢冷出口温度为 $680^{\circ}\text{C}$ ,快冷速度为 $35^{\circ}\text{C}/\text{s} \sim 60^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ,快冷出口温度为 $240^{\circ}\text{C} \sim 300^{\circ}\text{C}$ ,退火保温时间为110s~170s;过时效温度为 $380^{\circ}\text{C} \sim 430^{\circ}\text{C}$ ,过时效时间为200s~400s;

(5) 平整:平整延伸率不高于0.6%。

## 一种具有耐候性的冷轧马氏体钢及其制造方法

### 技术领域

[0001] 本发明属于高强度冷轧钢板生产技术领域,尤其涉及具有耐候性的冷轧马氏体钢及其制造方法。

### 背景技术

[0002] 随着能源危机和环境问题的日益加剧,节能和安全并重成为集装箱、汽车等行业的主要考虑。集装箱用钢、汽车用钢等需求趋向于高强度化、轻量化和薄量化发展。在抗拉强度大于 780MPa 的高强度钢领域,相变强化是强化的首选手段,利用相变强化,可以生产出双相钢、复相钢和马氏体钢等一系列高强钢产品,其中马氏体钢强度最高,屈服强度最高可达 1200MPa 以上。

[0003] 目前冷轧马氏体钢通常采用带有水淬功能的连续退火机组生产,而世界上具有水淬冷却功能的连续退火机组屈指可数,比较著名的有日本的 JFE 和瑞典的 SSAB,国内则只有宝钢有此类机组和产品。对于国内大多数钢厂还不具备水淬+回火连退线的情况下,利用国内钢厂现有连退设备采用快冷+过时效的方法获得冷轧马氏体钢成为国内科研人员研发的重点。

[0004] 通过查新检索到如下相关专利和论文:

[0005] CN101558178A 公开了具有高屈强比和优良耐候性的冷轧钢板。其化学成分为: C0.08%~0.20%, Si0.1%~0.5%, Mn0.9%~2.0%, P<0.020%, S<0.010%, Al0.02%~0.07%, Nb0.03%~0.06%, Ni0.05%~0.30%, Cu0.2%~0.5%, Cr0.3%~0.6%, B0.001%~0.004%, Co0.02%~0.08%, 其余为 Fe 和不可避免的杂质。该文献公开的技术在 850℃至 950℃的精轧温度热轧;以每秒 20℃至 40℃的冷却速率冷却;在 500℃至 650℃卷取;在 500℃至 A<sub>1</sub> 转变点的温度范围内连续退火。该技术的各实施例生产的钢板的屈服强度最大为 850MPa,低于 1000MPa,而本发明的目标是屈服强度达到 1000MPa 的具有耐候性的冷轧马氏体钢。

[0006] CN101041879A 公开了热轧超高强度马氏体钢及其制造方法。其化学成分为: C0.15%~0.25%, Si≤1.00%, Mn0.5%~2.5%, Al0.010%~0.060%, N≤0.010%, P≤0.020%, S≤0.005%, Ti≤0.03%, V≤0.05% 或 Nb≤0.05% 中的一种或几种,其余为 Fe 和不可避免的杂质。该文献公开的技术将钢坯加热至 1130℃~1230℃,保温时间按有效厚度 0.8~1.5min/mm 计算;在奥氏体再结晶区采用一个或多个道次将所述钢坯轧制成中间坯;在奥氏体未再结晶区,即低于 T<sub>nr</sub> 温度但高于 A<sub>13</sub> 转变点的温度范围内(750℃~900℃),采用一个或多个道次,将上述钢板轧制成最终厚度的钢板;以不低于 50℃/s 的冷却速度将所述的轧制成最终厚度钢板快速冷却至低于 M<sub>s</sub> 点的冷却终止温度后空冷或卷取成钢卷,或者以不低于 20℃/s 的冷速先冷却至 650℃~750℃的中间温度停留 2~10 秒,再以不低于 50℃/s 的冷速冷却至低于 M<sub>s</sub> 点的冷却终止温度后空冷或卷取成钢卷。对冷却后的钢卷或钢板进行回火,回火温度为 150℃~250℃。该技术的各实施例生产的钢板的屈服强度虽然能够达到 1000MPa,但其为板厚 1.5mm~4mm 的热轧马氏体钢,而本发明的目标是冷轧马氏

体钢板,钢板厚度为 1.0mm ~ 1.4mm。

[0007] 宝钢发表的名为“连续退火工艺对冷轧马氏体钢板力学性能的影响”的论文中提及的冷轧马氏体钢的化学成分为:0.138%C,0.45%Si,1.6%Mn,0.02%Nb,0.011%P,0.003%S。该文献公开的技术为采用加热、均热、缓冷、水淬、酸洗、再加热和回火等过程。虽然成分比本发明低,但是其采用的是水淬+回火路线,对设备要求高,而且不具有耐候性。

### 发明内容

[0008] 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冷轧马氏体钢及其制造方法,该钢板屈服强度能够达到 1000MPa 以上,满足集装箱和成形要求不高的车门防撞杆等零件的需求。

[0009] 本发明是这样实现的:

[0010] 一种具有耐候性的冷轧马氏体钢,其特征在于,其按重量百分比(wt.%)化学成分为:C:0.10%~0.20%,Si:0.20%~0.80%,Mn:1.4%~2.2%,Cr:0.30%~0.80%,Ni:0.08%~0.20%,Cu:0.20%~0.50%,V:0.08%~0.15%,Ti:0.01%~0.03%,B:0.0005%~0.003%,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。

[0011] 本发明钢元素设计理由如下:

[0012] C 是直接影响临界区处理后钢中马氏体的体积分数和马氏体碳含量。C 含量太低,在相同的连退工艺参数下两相区的奥氏体量及奥氏体含碳量减少,得到的马氏体量及强度相应下降,难于保证强度。C 含量太高,塑韧性下降,焊接性能降低。本发明钢中 C 含量控制在 0.10%~0.20%。

[0013] Si 是固溶强化元素,可以提高淬透性,有利于得到细小分布均匀的马氏体,同时还可以扩大临界区范围。Si 含量过高不利于焊接性和板材表面质量,过低固溶强化效果不好。本发明钢中 Si 含量控制在 0.20%~0.80%。

[0014] Mn 可以有效地提高临界区加热时形成的奥氏体岛的淬透性,因而可以降低临界区加热后获得马氏体所必需的冷却速率。但是 Mn 含量过高,会造成钢板带状组织严重,韧性降低及各向异性等问题。本发明钢中 Mn 含量控制在 1.4%~2.2%。

[0015] Cr 可以改善临界区退火时所形成的奥氏体岛的淬透性和提高钢的耐大气腐蚀性能。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,同时可以改善含 Cu 钢易于产生的热脆问题,但是其价格昂贵。本发明钢中 Ni 含量控制在 0.08%~0.20%。

[0017] Cu 是耐大气腐蚀钢中对提高耐大气腐蚀性能最主要、最普遍使用的合金元素,此外还能略提高钢的强度。含量过高的铜钢存在一个主要质量问题,即热脆。本发明钢中 Cu 含量控制在 0.20%~0.50%。

[0018] V 是强碳氮化物析出强化元素,可以提高钢的强度,同时可以提高临界区加热时形成的奥氏体的淬透性。含量过高时,析出物数量增加尺寸增大导致钢的韧性降低。本发明钢中 V 含量控制在 0.08%~0.15%。

[0019] Ti 是一种强碳氮化物形成元素,所形成细小弥散分布的碳氮化物,起到细化奥氏

体晶粒的作用。本发明钢中 Ti 含量控制在 0.01% ~ 0.03%。

[0020] B 作为表面活性元素,吸附在奥氏体晶界上,延缓  $\gamma \rightarrow \alpha$  转变的作用。当硼含量高于 0.003%,则会使钢中产生的硼相沿奥氏体晶界析出,产生热脆现象。本发明钢中 B 含量控制在 0.0005 ~ 0.003%。

[0021] 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,钢中形成的夹杂物数量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%。

[0022] N 是冶炼过程中存在的元素,需要将其控制在一定的范围。本发明钢中控制  $N \leq 0.008\%$ 。

[0023] 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  $P \leq 0.020\%$ ,  $S \leq 0.007\%$ 。

[0024] 本发明钢具有耐候性的冷轧马氏体钢的制造方法,包括冶炼 - 连铸 - 再加热 - 热轧 - 冷轧 - 退火 - 平整,

[0025] (1) 按照上述化学成分经过冶炼工序,获得铸造板坯;

[0026] (2) 热轧:将所述铸造板坯经过再加热、除鳞、粗轧、精轧、冷却和卷取等热轧工序,制得热轧板;其中连铸坯再加热温度为 1250℃ 以上,精轧开轧温度 1040℃ ~ 1100℃,终轧温度 910℃ ~ 950℃,卷取温度为 660℃ ~ 700℃;

[0027] (3) 冷轧:将热轧板经过酸洗后冷轧,制成冷轧薄板,冷轧压下率为 40% ~ 70%。

[0028] (4) 退火:退火温度为 780℃ ~ 840℃,慢冷出口温度为 680℃,快冷速度为 35℃ / s ~ 60℃ / s,快冷出口温度为 240℃ ~ 300℃,退火保温时间为 110s ~ 170s;过时效温度为 380℃ ~ 430℃,过时效时间为 200s ~ 400s;

[0029] (5) 平整:平整延伸率不高于 0.6%。

[0030] 本发明通过合理的成分设计并配以适宜的连退工艺,采用气冷 + 过时效的连续退火方式就可以生产 1.0mm ~ 1.4mm 具有耐候性的冷轧马氏体钢,钢板屈服强度达到 1000MPa 以上,抗拉强度在 1100MPa 以上,延伸率  $A_{50mm}\%$  在 5% 以上,不需要带有水淬能力的连续退火设备,适用于集装箱和成形要求不高的车门防撞杆等零件,具有一定的应用前景。

## 附图说明

[0031] 图 1 为本发明钢实施例 2 的金相组织示意图。

[0032] 图 2 为本发明钢实施例 2 的连续退火工程应力应变曲线。

[0033] 图 3 为本发明钢的连续退火工艺示意图。

## 具体实施方式

[0034] 下面通过实施例对本发明作进一步的说明。

[0035] 本发明实施例根据技术方案的组分配比,进行冶炼 - 连铸 - 再加热 - 热轧 - 冷轧 - 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。

[0036] 表 1 本发明实施例钢的冶炼成分 (wt%)

[0037]

成分 实施例	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu	Ni	V	Ti	B	N
	1	0.10	0.80	2.20	0.018	0.005	0.015	0.80	0.50	0.20	0.15	0.030	0.0030
2	0.14	0.60	1.60	0.017	0.004	0.030	0.60	0.40	0.18	0.13	0.025	0.0025	0.0048
3	0.20	0.20	1.40	0.016	0.005	0.028	0.35	0.30	0.10	0.08	0.010	0.0005	0.0049
4	0.16	0.50	1.90	0.017	0.006	0.045	0.50	0.35	0.14	0.10	0.015	0.0015	0.0063

[0038] 注：其余为铁及不可避免杂质。

[0039] 表 2 本发明实施例钢的主要工艺参数

[0040]

工艺 实施例	加热温	精轧开轧	终轧温	卷取温	保温温	快冷开始	快冷出口	过时效温	过时效	平整
	度, °C	温度, °C	度, °C	度, °C	度, °C	温度, °C	温度, °C	度, °C	时间, s	率, %
A1	1252	1080	930	670	790	680	260	400	300	0.4
A2	1250	1090	940	680	810	680	240	380	400	0.6
A3	1254	1040	910	700	780	680	280	410	340	0.2
A4	1256	1100	950	660	840	680	300	430	200	0

[0041] 表 3 本发明实施例钢的性能

[0042]

钢号	性能		
	Rp0.2, MPa	Rm, MPa	A <sub>50mm</sub> , %
A1	1036	1157	9.0
A2	1030	1169	10.5
A3	1028	1177	8.0
A4	1042	1159	9.5

[0043] 表 4 盐雾腐蚀试验结果

[0044]

钢号 \ 腐蚀量	腐蚀量 mm/a	相对 Q235 耐蚀率, %
A1	0.6916	116.3
A2	0.6641	121.1
A3	0.7013	114.7
A4	0.7125	112.9
SPA-H	0.6745	119.2
Q235	0.8041	100

[0045] 作为耐候性试验,在 35 °C 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。

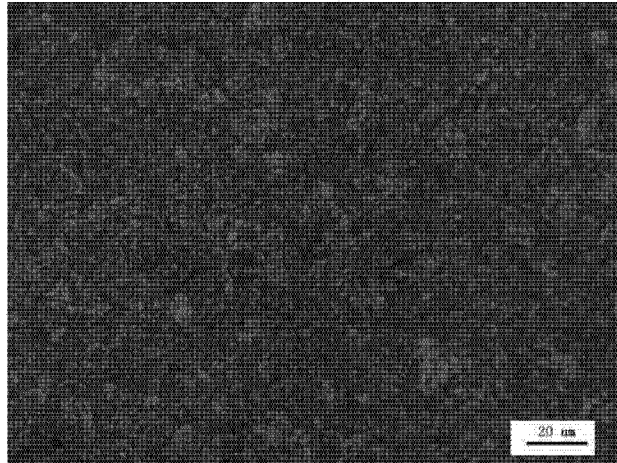


图 1

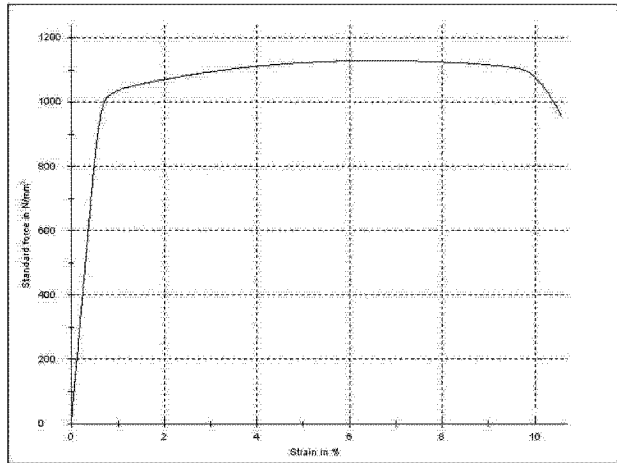


图 2



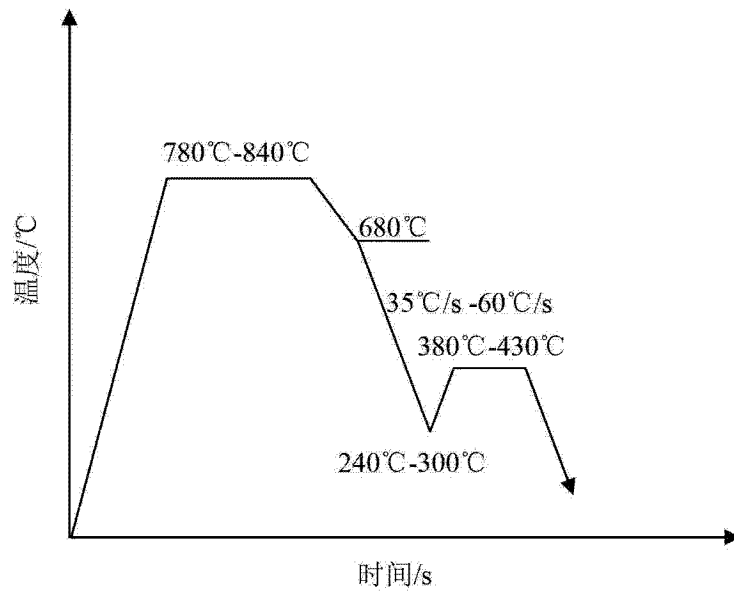


图 3