



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 102828112 B

(45) 授权公告日 2015. 05. 06

(21) 申请号 201110160038. 1

1 和 2.

(22) 申请日 2011. 06. 14

JP 10310846 A, 1998. 11. 24, 全文.

JP 2009191278 A, 2009. 08. 27, 全文.

(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内

审查员 王冬妮

(72) 发明人 刘志伟 郭晓宏 王东明 刘凤莲

(51) Int. Cl.

C22C 38/14(2006. 01)

C21D 8/02(2006. 01)

(56) 对比文件

CN 1970811 A, 2007. 05. 30, 说明书第 2 页
5-8 段, 第 3-5 页, 第 7 页第 2 段.

US 20090277544 A1, 2009. 11. 12, 权利要求

权利要求书1页 说明书4页

(54) 发明名称

一种低成本高强度冷成型热连轧钢带及其制造方法

(57) 摘要

本发明公开一种低成本高强度冷成型热连轧钢带及其制造方法, 钢带化学成分按重量百分比为 0.06 % ~ 0.09 % C、0.10 % ~ 0.40 % Si、1.20 % ~ 1.60 % Mn、 $P \leq 0.020\%$ 、 $S \leq 0.006\%$ 、0.015 % ~ 0.045 % Al、0.04 % ~ 0.07 % Nb、0.08 % ~ 0.12 % Ti、 $0.0008\% \sim 0.004\%$ Ca, 余量为 Fe 以及不可避免的杂质, 碳当量 $Ceq \leq 0.38\%$, $Ceq = C + Mn/6 + (Mo + V)/4 + (Cr + Cu)/15 + Si/24$ 。钢带的制造方法, 主要包括板坯加热温度大于 1200℃, 精轧开轧温度为 980℃ ~ 1100℃, 精轧终轧温度为 880℃ ~ 950℃, 冷却速度大于 20℃ /s, 卷取温度为 610℃ ~ 650℃。本发明采用了 C、Mn、Nb、Ti 等元素的成分设计, 添加的合金元素简单, 充分地发挥了 Nb、Ti 元素的晶粒细化和析出强化作用, 生产的高强度冷成型热连轧钢带, 屈服强度能够达到 700MPa 以上, 抗拉强度不小于 750MPa, 延伸率不小于 17%, 大大降低了制造成本。使用领域包括集装箱、特种汽车等行业。

1. 一种低成本高强度冷成型热连轧钢带的制造方法, 其特征在于, 钢带化学成分按重量百分比为: 含有 0.06% ~ 0.09% C、0.10% ~ 0.40% Si、1.20% ~ 1.45% Mn、 $P \leq 0.020\%$ 、 $S \leq 0.006\%$ 、0.015% ~ 0.045% Al、0.04% ~ 0.07% Nb、0.08% ~ 0.12% Ti、0.0008% ~ 0.004% Ca, 余量为 Fe 以及不可避免的杂质, 碳当量 $C_{eq} \leq 0.38\%$, $C_{eq} = C + Mn/6 + (Mo + V)/4 + (Cr + Cu)/15 + Si/24$; 制造方法主要包括板坯加热、控制轧制、控制冷却、卷取, 所述板坯加热步骤中的加热温度为 1200 ~ 1250℃; 所述控制轧制步骤中, 精轧开轧温度为 980 ~ 1100℃, 精轧终轧温度为 926 ~ 948℃; 所述控制冷却步骤中, 冷却速度大于 20℃/s; 所述卷取步骤中卷取温度为 624 ~ 642℃; 钢带屈服强度 $\geq 700\text{MPa}$, 抗拉强度 $\geq 750\text{MPa}$, 延伸率 $\geq 17\%$ 。

一种低成本高强度冷成型热连轧钢带及其制造方法

技术领域

[0001] 本发明属于高强钢生产技术领域,特别涉及一种低成本高强度冷成型热连轧钢带及其制造方法。

背景技术

[0002] 目前 700MPa 级的高强度热轧钢带已在汽车、集装箱等领域得到了广泛应用。国内具备生产这种高强度钢的企业不多,往往都采用较高含量的合金化元素。合金元素含量高,会带来碳当量升高,焊接性能恶化,成本较高。随着社会和经济的发展,钢铁工业所面临的节省资源、节约能源、保护环境压力越来越大。如能使其在少添加合金元素的情况下强度提高,用以替代同级别的高强度钢,不仅具有巨大的经济效益,而且对于我国经济的可持续发展具有重要意义。

[0003] 经过查新检索到与本专利相关的专利如下:

[0004] 公开号为 US4141761A,名为“High Strength low alloy steel containing columbium and titanium”的美国专利中,虽然仅采用添加微合金元素 Nb 和 Ti 来提高钢材的强度,但其屈服强度最大也只能达到 630MPa。

[0005] 公开号为 CN1757783A,名为“一种 700MPa 级 F/B 高强带钢的制造方法”的中国专利中,其化学成分按重量百分比为: C : 0.12% - 0.18%, Si $\leq$ 0.10%, Mn : 1.60% - 2.20%, Ti : 0.15% - 0.22%, P < 0.01%, S < 0.01%, 其余为 Fe。该技术方案中虽仅添加了微合金元素 Ti,成分较简单,但是其 Mn 和 Ti 元素的含量都较高,易造成铸坯的裂纹缺陷,连铸生产上较困难,且其 C 含量较高,焊接性能不好。公开号为 CN1970811A,名为“一种高强度冷弯成型结构用钢及生产方法”的中国专利中,其化学成分按重量百分比为: C : 0.03% ~ 0.12%, Si : 0.08% ~ 0.50%, Mn : 1.20% ~ 1.95%, P $\leq$ 0.020%, S $\leq$ 0.006%, Nb : 0.03% ~ 0.07%, Ti : 0.08% ~ 0.15%, Mo : 0.05% ~ 0.15%, V : 0.01% ~ 0.05%, Ca : 0.0008% ~ 0.004%, Als : 0.005% ~ 0.055%, 其余为 Fe 及不可避免的杂质。该技术方案中 Mo、V 等合金元素的加入,不仅提高了成本,也提高了钢的碳当量及裂纹敏感系数。公开号为 CN101153371A,名为“一种高强度冷成型热连轧钢板及其生产方法”的中国专利中,虽然其成分中取消了 V,但仍含有较多的 Mo,成本仍然较高。

[0006] 公开号为 CN101768698A,名为“一种低成本屈服强度 700MPa 级非调质处理高强钢板及其制造方法”的中国专利中,虽然没有加入 Mo、V 等元素,但是其添加了 Cr 元素。

[0007] 检索到的文献如下:

[0008] 名为“700MPa 级高强度微合金钢生产技术研究”的博士论文中,提到一种 700MPa 级热连轧钢板,该钢板的成分设计采用了在 C-Mn 钢的基础上加入与本专利相近含量的 Nb 和 Ti 元素,但 Mn 含量为 1.65% - 1.85%,且钢板屈服强度并没有达到 700MPa,又加入了一定量的 Mo 元素之后屈服强度才能够达到 700MPa 以上的水平。名为“瑞典 DOMEX700MC 高强度热轧钢板的性能分析”的文献中,提到的钢板屈服强度能够达到 700MPa 以上,但其化学成分中除了 Nb、Ti 外还加入了一定量的 V 元素。

发明内容

[0009] 本发明的目的是为了节约能源,降低成本,同时提供一种低成本高强度冷成型热连轧钢带及其制造方法。在碳锰结构钢成分的基础上,通过添加适量的微合金元素 Nb、Ti 和采用控轧控冷技术,生产屈服强度在 700MPa 以上,抗拉强度在 750MPa 以上,延伸率在 17% 以上,同时具有良好的焊接性能和冷成型性能的热轧钢带。

[0010] 本发明一方面提供一种低成本高强度冷成型热连轧钢带,其特征在于,化学成分按重量百分比为:含有 0.06%~0.09% C、0.10%~0.40% Si、1.20%~1.60% Mn、 $P \leq 0.020\%$ 、 $S \leq 0.006\%$ 、0.015%~0.045% Al、0.04%~0.07% Nb、0.08%~0.12% Ti、0.0008%~0.004% Ca,余量为 Fe 以及不可避免的杂质。碳当量 $Ceq \leq 0.38\%$, $Ceq = C + Mn/6 + (Mo+V)/4 + (Cr+Cu)/15 + Si/24$ 。

[0011] 本发明所以选择以上合金元素种类及其含量是因为:

[0012] C 能够提高钢的强度,是主要的间隙固溶强化元素,可以与 Nb 和 Ti 形成细小的碳化物 (Nb,Ti)C,起到沉淀强化作用。碳含量过高,会造成冷成型性能和焊接性能大大降低。本发明中限定 C 的含量在 0.06%~0.09%。

[0013] Si 是炼钢脱氧的必要元素,具有一定固溶强化的作用。低于 0.10%,冶炼成本增加,高于 0.40%,易于导致热轧钢板表面粗糙,因此控制其范围在 0.10%~0.40%。

[0014] Mn 具有较强的固溶强化作用,能显著降低奥氏体向铁素体转变的相变温度,细化钢的显微组织,是重要的强韧化元素,但 Mn 含量过多会使淬透性增大,从而导致可焊性和焊接热影响区韧性恶化,所以将其含量控制在 1.20%~1.60%。

[0015] P 是对强度升高有效且对耐候性提高有益的元素,但对于屈服强度超过 700MPa 的高强度钢板的制造,可能会引起板坯脆化,焊接性也会恶化,因此本发明 P 的含量控制在 0.020% 以下。

[0016] S 与钢种 Mn 形成 MnS,该硫化物容易变形,通过轧制而变长,从而使钢材的弯曲性和加工性劣化,特别是高强度钢材,为了改善裂纹敏感性,尽量越少越好,本发明控制在 0.006% 以下。

[0017] Al 是脱氧元素,可以作为 AlN 形成元素,有效地细化晶粒,为了达到很好的脱氧效果,本发明的 Al 含量的范围为 0.015%~0.045%。

[0018] Nb 既可提高奥氏体的再结晶温度,使控制轧制可以在更高的温度进行,降低轧机的负荷,同时又能降低奥氏体向铁素体转变温度,促进低碳贝氏体或针状铁素体的形成,改善钢材的性能。本发明的 Nb 含量的范围为 0.04%~0.07%。

[0019] Ti 在本发明中是重要的微合金强化元素,不但可以有效细化晶粒,而且能与 C 和 N 形成细小的碳化物和氮化物或碳氮化物,具有很高的沉淀强化作用,可大幅度地提高钢板的强度。低于 0.08%,沉淀强化作用不足,过高对连铸的影响会增大,会导致铸坯裂纹发生率的上升,因此限定其范围为 0.08%~0.12%。

[0020] Ca 使硫化物球化,可以进一步保证钢板的横向延展性提高,提高冷弯成型性能。在精炼以后进行 Ca 处理,Ca 含量达到 0.0008% 就可以起到球化硫化物的作用,过量的 Ca 会使硫化物粗大化,造成延展性降低,因此本发明限定 Ca 含量的上限为 0.004%。

[0021] 本发明另一方面提供这种低成本高强度冷成型热连轧钢带的制造方法,所述方法

主要包括板坯再加热、控制轧制、控制冷却、卷取,其特征在于:所述板坯再加热步骤中的加热温度大于 1200℃;所述控制轧制步骤中,精轧开轧温度为 980℃~1100℃,精轧终轧温度为 880℃~950℃;所述控制冷却步骤中,冷却速度大于 20℃/s;所述卷取步骤中卷取温度为 610℃~650℃。

[0022] 控制各个制造步骤的原因如下所述:

[0023] a) 板坯加热温度确定在 1200℃以上,使 Nb、Ti 充分地固溶到奥氏体中,为轧后 Nb、Ti 的碳氮化物析出提供有利条件,使其能发挥更大的析出强化效果。同时,使合金元素在较高的加热温度下充分均匀化。

[0024] b) 精轧开轧温度限定在 980℃~1100℃,易于轧制,减小轧机负荷,防止中间坯头尾因温差过大而导致尺寸不良以及发生翘头、瓢曲等而影响下步工序的正常进行。

[0025] c) 终轧温度在 880℃或以上是有必要的,低于 880℃,应变诱导析出的第二相粒子数量将会增加,不利于沉淀强化,如果超过 950℃,容易产生晶粒的粗大化和氧化铁皮等问题,故精轧温度范围确定在 880℃~950℃。

[0026] d) 冷却速度低于 20℃/s, Ti 的碳化物会在冷却过程中析出,成品中粗大的粒子数增多,在卷取后的沉淀强化作用将不足,因此轧后冷却速度应高于 20℃/s。

[0027] e) 卷取温度对析出物的尺寸和数量有很大的影响。高温卷取时,析出物过分地生长会使强度减弱;温度过低时,则析出物的析出不充分,不能获得期望的强度。因此,卷取温度的范围选定在 610℃~650℃。

[0028] 本发明采用了 C、Mn、Nb、Ti 等元素的成分设计,添加的合金元素简单,充分地发挥了 Nb、Ti 元素的晶粒细化和析出强化作用,生产的高强度冷成型热连轧钢带,屈服强度能够达到 700MPa 以上,抗拉强度不小于 750MPa,延伸率不小于 17%,大大降低了制造成本。使用领域包括集装箱、特种汽车等行业。

具体实施方式

[0029] 按照本发明钢化学成分要求,采用转炉冶炼,然后进行炉外精炼,获得化学成分见表 1。连铸坯厚度 170mm~230mm,将连铸坯送至热轧生产线,铸坯加热温度 1200℃以上,精轧开轧温度 980℃~1100℃,精轧终轧温度 880℃~950℃,轧后采用层流冷却,冷却速度大于 20℃/s,卷取温度 610℃~650℃。力学性能见表 2。同时表 1、表 2 中还将发明钢与前述已申请专利钢板的化学成分和力学性能进行了对比。

[0030] 表 1 发明钢与相关专利对应钢种的化学成分对比

[0031]

		化学成分, wt%												
		C	Si	Mn	S	P	Al	Nb	Ti	Mo	V	Cr	Ca	Ceq
发明 实施 例	1	0.06	0.36	1.52	0.005	0.014	0.040	0.06 6	0.09	—	—	—	0.0008	0.33
	2	0.08	0.30	1.45	0.004	0.015	0.034	0.06 0	0.11	—	—	—	0.002	0.33
	3	0.09	0.18	1.28	0.002	0.017	0.028	0.04 8	0.08	—	—	—	0.003	0.31
	4	0.08	0.28	1.36	0.003	0.019	0.036	0.05 8	0.10	—	—	—	0.004	0.32
	5	0.07	0.34	1.40	0.004	0.018	0.032	0.06 2	0.12	—	—	—	0.001	0.32
对比 比例	US4141761A	0.02- 0.07	≤0.20	0.30- 0.60	≤ 0.03	≤ 0.03	≥0.01	0.05- 0.12	0.06- 0.15	—	—	—	—	—
	CN 1757783A	0.12- 0.18	≤0.10	1.60- 2.20	<0.01	<0.01	—	—	0.15- 0.22	—	—	—	—	—
	CN1970811A	0.03- 0.12	0.08- 0.50	1.20- 1.95	≤ 0.02	≤ 0.006	0.005- 0.055	0.03- 0.07	0.08- 0.15	0.05- 0.15	0.01- 0.05	—	0.0008 -0.004	—
	CN101153371A	0.05- 0.10	0.10- 0.50	1.0- 2.0	≤ 0.025	≤ 0.01	0.01- 0.05	0.03- 0.08	0.05- 0.15	0.10- 0.50	—	—	0.001- 0.005	—
	CN101768698A	0.05- 0.10	0.10- 0.40	1.5- 2.0	< 0.015	< 0.01	—	0.04- 0.08	0.09- 0.15	—	—	0.3- 0.8	—	—

[0032] 表 2 发明钢与相关专利对应钢种的力学性能对比

[0033]

		厚度 mm	加热温度 (°C)	精轧开轧 温度 (°C)	精轧终轧 温度 (°C)	卷取温 度 (°C)	冷却速度 (°C/S)	屈服强度 (MPa)	抗拉强度 (MPa)	延伸率,%	冷弯 180°
发明 实施 例	1	6.0	1250	1100	925	615	32	703	760	20.0	d=2a
	2	6.0	1240	1080	926	624	25	738	785	19.2	d=2a
	3	3.0	1230	1060	943	642	50	768	811	19.0	d=1.5a
	4	4.5	1250	980	941	619	38	762	809	20.2	d=1.5a
	5	4.0	1220	1020	948	633	47	721	782	20.6	d=1.5a
对比 比例	US4141761A	—	—	—	900-955	565-650	4.5-10	≤630	—	—	d=a
	CN 1757783A	—	1200	1000	850	600	30	700	825	19.0	d=0.5a
	CN1970811A	—	1180-1260	990-1050	840-910	500-610	≥20	710	780	22.0	d=0.5a
	CN101153371A	—	1240	—	880	598	5-15	729	780	22.0	d=1.5a
	CN101768698A	—	1230	1020-1060	890	580	20-50	740	820	19.0	—

[0034] 通过表 1、表 2 的对比可以发现, 对比比例中除了 US4141761A 外, 其它几个对比比例的力学性能接近本发明钢, 其屈服强度可以达到 700MPa 以上。但从成分设计来看, CN101153371A 中添加了 Mo 元素; CN1970811A 中除了添加 Mo 外, 还添加了 V 元素; CN101768698A 虽然没有添加 Mo 和 V 元素, 但是其添加了 Cr 元素。对比比例 CN1757783A 中, 虽然仅添加 Ti 合金元素, 但是其 C、Mn、Ti 含量都较高, 不仅连铸时铸坯容易出现裂纹, 而且焊接性能不好。

[0035] 由此可见, 本发明采用的成分设计简单, 成本更为低廉。采用控轧控冷工艺可以稳定地生产屈服强度 700MPa 以上, 抗拉强度 750MPa 以上, 延伸率 17% 以上的具有良好冷成型性及焊接性能的热轧钢带。本发明的方法可广泛应用于生产集装箱、特种汽车行业等领域所要求的高强度冷成型用热连轧钢带。