



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 103938079 B

(45) 授权公告日 2016.05.11

(21) 申请号 201410209075.0

(22) 申请日 2014.05.16

(73) 专利权人 莱芜钢铁集团有限公司

地址 271104 山东省莱芜市钢城区府前大街
99号

(72) 发明人 方金林 袁鹏举 李超 郭秀辉
刘春伟 张蕾 谷风波

(74) 专利代理机构 北京五洲洋和知识产权代理
事务所(普通合伙) 11387

代理人 刘春成 荣红颖

(56) 对比文件

CN 103667910 A, 2014.03.26,

JP S5448629 A, 1979.04.17,

CN 103334051 A, 2013.10.02,

CN 102618781 A, 2012.08.01,

CN 103484765 A, 2014.01.01,

审查员 陈小红

(51) Int. Cl.

G22C 38/14(2006.01)

G22C 33/04(2006.01)

G21D 8/02(2006.01)

G21C 7/06(2006.01)

B22D 11/18(2006.01)

权利要求书2页 说明书6页

(54) 发明名称

低压缩比超厚规格耐低温型热轧H型钢及其
生产方法

(57) 摘要

本发明公开了一种属于热轧H型钢领域的低
压缩比超厚规格耐低温型热轧H型钢及其生产方
法。该H型钢按重量百分比由以下化学成分组成：
C0.11~0.19%，Si0.15~0.30%，Mn1.30~
1.55%，P≤0.02%，S≤0.008%，Ti0.008~
0.020%，V0.015~0.055%，其余为Fe及不可避
免的杂质。该H型钢的生产方法依次包括转炉或
电炉冶炼、LF精炼、异型坯全保护连铸、加热、轧
制以及冷却工序，最终得到翼缘厚为30mm以上、
压缩比小于3的表面质量良好的低温热轧H型
钢，-20℃纵向平均冲击功为150J以上，其具有广
阔的市场应用前景。

1. 一种低压缩比超厚规格耐低温型热轧 H 型钢的生产方法, 其特征在于, 该 H 型钢中按重量百分比由以下化学成分组成: C 0.11 ~ 0.19%, Si 0.15 ~ 0.30%, Mn 1.30 ~ 1.55%, P ≤ 0.02%, S ≤ 0.008%, Ti 0.008 ~ 0.020%, V 0.015 ~ 0.055%, 其余为 Fe 及不可避免的杂质; 所述 H 型钢的翼缘厚度在 30mm 以上、压缩比小于 3, -20℃ 纵向平均冲击功为 150J 以上;

该生产方法依次包括转炉或电炉冶炼、LF 精炼、异型坯全保护连铸、加热、轧制以及冷却工序, 其中:

在所述 LF 精炼工序中, 进站时按 160-200 米 / 炉用量喂入钛线, 待取第一个成分样并分析检测后, 再根据钢水中钛含量情况加入一定钛线以将钢水中钛含量调整至目标值;

在所述异型坯全保护连铸工序中, 钢水由大包流入中间包时采用长水口氩封保护浇注, 中间包采用低碳碱性覆盖剂, 所述覆盖剂的加入量为 1.0 ~ 1.5kg/t 钢, 采用浸入式水口全保护浇注工艺。

2. 根据权利要求 1 所述的生产方法, 其特征在于, 所述 H 型钢的规格为 H428×407×20×35 (mm)。

3. 根据权利要求 1 所述的生产方法, 其特征在于, 在所述转炉或电炉冶炼工序中, 原料铁水含硫量 ≤ 0.008wt%, 终渣碱度为 3.0-4.0, 采用顶底复吹模式, 吹炼 10-15 分钟; 采用硅锰、硅铁、钒氮进行合金化, 当钢水出至 1/4 时开始均匀加入合金, 钢水出至 3/4 时加完, 所述合金对准钢流冲击区加入。

4. 根据权利要求 1 所述的生产方法, 其特征在于, 在所述 LF 精炼工序中, 全程底吹氩搅拌, 软吹氩时间大于 10 分钟; 出站前顶渣应达到白渣或黄白渣; 精炼末期喂纯钙线 90-160m/ 炉; 精炼出站钢中 [O] < 15ppm。

5. 根据权利要求 4 所述的生产方法, 其特征在于, 精炼前期采用高氩气压力搅拌, 所述高氩气压力为 0.8 ~ 1.2MPa, 出站前采用小氩气压力软吹, 所述小氩气压力为 0.2 ~ 0.4MPa, 软吹氩时间为 10-15 分钟, 以保证夹杂物上浮。

6. 根据权利要求 1 所述的生产方法, 其特征在于, 在所述异型坯全保护连铸工序中, 中间包过热度为 15 ~ 25℃, 拉速为 0.9 ~ 1.0m/min, 浇铸成断面为 555×440×90×95 规格的连铸异型坯。

7. 根据权利要求 1 所述的生产方法, 其特征在于, 在所述加热工序中, 将所述连铸异型坯冷装入炉加热, 加热温度为 1220-1280℃, 均热段温度为 1250-1280℃, 加热时间为 2.5-3.5 小时。

8. 根据权利要求 1 所述的生产方法, 其特征在于, 在所述轧制工序中, 先将加热后异型坯除磷, 然后用辊道送至粗轧机和精轧机组, 粗轧开轧温度控制在 1180℃ 以上, 精轧开轧温度控制在 1020℃ 以下, 无需要控制终轧温度。

9. 根据权利要求 8 所述的生产方法, 其特征在于, 所述精轧开轧温度控制为 980-1020℃。

10. 根据权利要求 1 所述的生产方法, 其特征在于, 在所述冷却工序中, 将所述精轧后的轧件水冷后在冷床上进行自然冷却, 冷却至温度为 120℃ 以下后进矫直机进行矫直, 从而获得翼缘厚度在 30mm 以上、压缩比小于 3 的 H 型钢成品。

11. 根据权利要求 10 所述的生产方法, 其特征在于, 所述轧件上冷床时的温度控制在

700-750℃,进矫直机时的温度为 80-120℃。

低压缩比超厚规格耐低温型热轧 H 型钢及其生产方法

技术领域

[0001] 本发明涉及一种热轧 H 型钢的及其生产方法,更具体地,涉及一种低压缩比超厚规格耐低温型热轧 H 型钢及其生产方法,其属于翼缘厚为 30mm 以上、压缩比小于 3 的超厚规格热轧 H 型钢,其具有良好低温性能。

背景技术

[0002] 自 2008 年以来中国南方地区冬季遭遇寒冷天气灾害,造成了数百亿元的损失。2011 年初,寒潮席卷北半球,致使国内 90% 的地区冬季温度长时间处于 -10°C 左右,2010 年 12 月 1 日至 2011 年 1 月 30 日,全国平均气温为 -6.0°C ,比常年同期 (-4.9°C) 偏低 1.1°C 。2011 年 1 月,全国平均气温为 -8.4°C ,比常年同期 (-6.0°C) 偏低 2.4°C ,为 1961 年以来同期最低值。即使在一贯温暖的广州低温也达到了零度。甚至很多地方出现了极端最低温度。因此国内大多数地区冬季温度正在趋向与 0 至 -20°C 之间,目前,一些大型钢结构及钢性基础设施正在遭遇严峻的考验。因此未来 20 年内, -20°C D 级钢将会广泛应用于钢结构建筑、工程机械、桥梁、压力容器、风力发电工程等各类工程结构以及要求低温冲击韧性的机械制造及其它金属结构件,特别在西北等偏远地区,能在 -20°C 低温条件下使用,低温力学性能等均有显著提高,此类产品代表未来高层建筑结构和结构设备用钢领域的发展方向。目前特别对于翼缘厚度在 30mm 以上,压缩比小于 3 具有 -20°C 良好低温韧性的 H 型钢未见报道。

[0003] 传统普通规格低温热轧 H 型钢基本都采用铌等合金元素进行微合金化,对于翼缘厚度为 30mm 以上低压缩比超厚规格热轧 H 型钢生产,采用铌微合金化要求加热温度高,压缩比要求比较大,终轧温度要求低,但容易引起轧机负荷大,轧件弯曲和偏头、尺寸不易控制,轧制过程中容易发生堆钢等事故,对设备危害风险大,最终导致超厚规格 H 型钢综合性能和成品尺寸合格率比较低。

[0004] 中国发明专利 ZL200810014488.8(公开号 CN101255527)公开了一种具有良好低温冲击韧性的加硼 H 型钢及其制备方法,此发明钢成分重量百分比为: $\text{C}0.08 \sim 0.20\%$, $\text{Mn}1.00 \sim 1.60\%$, $\text{Si}0.10 \sim 0.55\%$, $\text{P} \leq 0.025\%$, $\text{S} \leq 0.025\%$, $\text{Nb}0.015 \sim 0.035\%$, $\text{B}0.0005 \sim 0.0012\%$,余量为铁和微量杂质。冶炼过程中,控制钢种气体含量 $[\text{N}] \leq 0.004\%$, $[\text{O}] \leq 0.0060\%$,此发明主要是通过加入微量硼对钢材韧性的有利作用如抑制磷,硫偏析和沿晶断裂,改善夹杂物的形态和分布等。但由于加入了 Nb,增加了产品的成本,同时需要保持较低的氮、氧含量,过程采用铝脱氧,以保证良好的脱氧效果,但是对半保护浇注的异型坯连铸机来说,铝脱氧是不可行的。

[0005] 中国发明专利 ZL01010517569.7(公开号 CN102021475)公开了一种耐低温结构用热轧 H 型钢的制备方法,该钢成分为 $\text{C}0.12 \sim 0.22\%$, $\text{Si}0.10 \sim 0.4\%$, $\text{Mn}1.1 \sim 1.50\%$, $\text{P} \leq 0.025\%$, $\text{S} \leq 0.025\%$, $\text{Nb}0.02 \sim 0.05\%$,其余为铁和微量杂质。轧制过程需要轧制变形制度采用大压下量开坯,大压下率终轧;大压下率终轧,指的是在终轧最后 2 道次,要求快速连续轧制,以实现末 2 道累积压下率为 $30\% \sim 40\%$,将精轧道次变形量控制在 $60\% \sim 70\%$,加入了 Nb 微合金化,此发明涉及是轧材规格为 H250*250*9*14、H340*250*9*14 的型

钢,翼缘厚度薄。

[0006] 中国发明专利 ZL201210090264.1(公开号 CN102618781)公开了一种耐低温结构用热轧 H 型钢及其制备方法,钢成分重量百分比为:C0.12~0.22%,Mn1.10~1.50%,Si0.10~0.40%, $P \leq 0.025\%$, $S \leq 0.025\%$,V0.01~0.05%,余量为铁和微量杂质。轧制成品规格为 H300*300*10*15 规格,规格薄,压缩比大。轧后不进行水冷。

[0007] H 型钢轧制过程金属变形复杂,轧制厚翼缘 H 型钢坯型单一,轧制压缩比小,不容易依靠控制轧制细化成品组织,同时轧材太厚,心部不易冷却,导致轧后控制冷却效果不佳。因此低压缩比超厚规格耐低温型热轧 H 型钢的轧制存在一定的难度。

发明内容

[0008] 针对现有技术的不足,本发明的目的在于提供一种低压缩比超厚规格耐低温型热轧 H 型钢及其生产方法。

[0009] 为了实现上述目的,本发明采用以下技术方案:

[0010] 一种低压缩比超厚规格耐低温型热轧 H 型钢,按重量百分比由以下化学成分组成:C0.11~0.19%,Si0.15~0.30%,Mn1.30~1.55%, $P \leq 0.02\%$, $S \leq 0.008\%$,Ti0.008~0.020%,V0.015~0.055%,其余为 Fe 及不可避免的杂质;所述 H 型钢的翼缘厚度在 30mm 以上、压缩比小于 3,-20℃纵向平均冲击功为 150J 以上。

[0011] 在上述 H 型钢中,优选地,所述 H 型钢的规格为 H428×407×20×35(mm)。

[0012] 一种上述低压缩比超厚规格耐低温型热轧 H 型钢的生产方法,依次包括转炉或电炉冶炼、LF 精炼、异型坯全保护连铸、加热、轧制以及冷却工序,其中:

[0013] 在所述 LF 精炼工序中,进站时按 160-200 米/炉用量喂入钛线,待取第一个成分样并分析检测后,再根据钢水中钛含量情况加入一定钛线以将钢水中钛含量调整至目标值;

[0014] 在所述异型坯全保护连铸工序中,钢水由大包流入中间包时采用长水口氩封保护浇注,中间包采用低碳碱性覆盖剂,所述覆盖剂的加入量为 1.0~1.5kg/t 钢,采用浸入式水口全保护浇注工艺。

[0015] 本发明主要是通过使用 V-Ti 结合成分设计,并且在精练先期加入部分 Ti 脱氧,后期加入剩余 Ti 发挥抑制高温下晶粒长大,细化晶粒,连铸采用全保护浇注,从而实现翼缘厚度在 30mm 以上规格的热轧 H 型钢,并使该型钢 -20℃纵向平均冲击功为 150J 以上。

[0016] 在上述生产方法中,作为一种优选实施方式,在所述转炉或电炉冶炼工序中,原料铁水含硫量 $\leq 0.008\text{wt}\%$,终渣碱度为 3.0-4.0,采用顶底复吹模式,吹炼 10-15 分钟;采用硅锰、硅铁、钒氮进行合金化,当钢水出至 1/4 时开始均匀加入合金,钢水出至 3/4 时加完,所述合金对准钢流冲击区加入。

[0017] 在上述生产方法中,作为一种优选实施方式,在所述 LF 精炼工序中,全程底吹氩搅拌,软吹氩时间大于 10 分钟(比如 12 分钟、15 分钟、20 分钟);出站前顶渣应达到白渣或黄白渣;精炼末期喂纯钙线 90-160m/炉(比如 100m/炉、120m/炉、140m/炉、155m/炉);精炼出站钢中 [O]<15ppm(比如 13ppm、10ppm、8ppm、5ppm)。更优选地,精炼前期采用高氩气压力搅拌,所述高氩气压力为 0.8~1.2MPa,出站前采用小氩气压力软吹,所述小氩气压力为 0.2~0.4MPa,软吹氩时间为 10-15 分钟,以保证夹杂物上浮。

[0018] 在上述生产方法中,作为一种优选实施方式,在所述异型坯全保护连铸工序中,中间包过热度为 $15 \sim 25^{\circ}\text{C}$ (比如 18°C 、 20°C 、 22°C 、 24°C),拉速为 $0.9 \sim 1.0\text{m}/\text{min}$,浇铸成断面为 $555 \times 440 \times 90 \times 95$ (腹板高度 \times 翼缘宽度 \times 腹板厚度 \times 翼缘厚度) 规格的连铸异型坯。

[0019] 在上述生产方法中,作为一种优选实施方式,在所述加热工序中,将所述连铸异型坯冷装入炉加热,加热温度为 $1220\text{--}1280^{\circ}\text{C}$ (比如 1230°C 、 1250°C 、 1270°C 、 1275°C),均热段温度为 $1250\text{--}1280^{\circ}\text{C}$,加热时间为 $2.5\text{--}3.5$ 小时 (比如 2.8h 、 3h 、 3.2h)。

[0020] 在上述生产方法中,作为一种优选实施方式,在所述轧制工序中,先将加热后异型坯除磷,然后用辊道送至粗轧机和精轧机组,粗轧开轧温度控制在 1180°C 以上 (比如 1190°C 、 1200°C 、 1210°C 、 1220°C 、 1230°C 、 1240°C 、 1250°C),精轧开轧温度控制在 1020°C 以下 (比如 1020°C 、 1010°C 、 1000°C 、 980°C 、 950°C 、 900°C),无需要控制终轧温度。更优选地,所述精轧开轧温度控制为 $980\text{--}1020^{\circ}\text{C}$ 。

[0021] 在上述生产方法中,作为一种优选实施方式,在所述冷却工序中,将所述精轧后的轧件水冷后在冷床上进行自然冷却,冷却至温度为 120°C 以下 (比如 110°C 、 100°C 、 90°C 、 80°C) 后进矫直机进行矫直,从而获得翼缘厚度在 30mm 以上、压缩比小于 3 的 H 型钢成品;更优选地,所述轧件上冷床时的温度控制在 $700\text{--}750^{\circ}\text{C}$,进矫直机时的温度为 $80\text{--}120^{\circ}\text{C}$ 。

[0022] 本发明未提及的工序均为本领域常规技术。

[0023] 与现有技术相比,本发明具有如下有益效果:

[0024] 本发明主要通过添加相对廉价的微合金化元素 V 和 Ti,没有添加其它低温钢常用微合金化元素 (Nb、Ni 等),其中在精练先期加入部分 Ti 发挥脱氧作用,后期定量加入 Ti 发挥抑制高温下晶粒长大,细化晶粒作用,同时冶炼采用较低的 P、S 含量控制,连铸采用全保护浇注,满足了翼缘厚为 30mm 以上、压缩比小于 3 的表面质量良好低温热轧 H 型钢的生产,即本发明生产的 H 型钢完全满足了 $H428 \times 407 \times 20 \times 35$ (腹板高度 \times 翼缘宽度 \times 腹板厚度 \times 翼缘厚度) 规格力学性能要求,特别是 -20°C 纵向冲击功的技术要求, -20°C 纵向平均冲击功为 150J 以上。本发明的低压缩比超厚规格低温型热轧 H 型钢采用 V-Ti 微合金化,很好的解决了异型坯规格小、加热温度高,轧制成品规格厚,导致压缩比不足和轧制负荷大,不容易控制终轧温度等一系列工艺瓶颈问题。另外,本发明为低温地区使用重型超厚热轧 H 型钢替代传统依靠焊接提供了一种新的选择,采用比 Nb 廉价得多的 V-N 微合金化,即节约成本又提高了工作效率,采用 Ti 脱氧,工艺比较可行易实现操作,精轧无需进行控制轧制,对轧材成品弯曲,尺寸控制比较容易,提高了成品合格率,具有广阔的市场应用前景。

具体实施方式

[0025] 下面结合实施例对本发明的具体实施方式做进一步的描述,但并不因此将本发明限制在所述的实施例范围之中。

[0026] 实施例

[0027] 以下两个实施例采用以下工艺路线生产 H 型钢:

[0028] 转炉冶炼 \rightarrow LF 精炼 \rightarrow 异型坯全保护连铸 \rightarrow 大型 H 型钢轧制 \rightarrow 冷却 \rightarrow 矫直 \rightarrow 检验入库。

[0029] 生产方法中主要的工艺措施如下:

[0030] (1) 铁水预脱硫

[0031] 将铁水送到脱硫站,脱硫后保证铁水中含硫量 $\leq 0.008\text{wt}\%$ 。

[0032] (2) 转炉冶炼

[0033] 入炉原料的铁水含硫量 $\leq 0.008\text{wt}\%$,废钢采用优质内调废钢(比如 Q235B 废钢);终渣碱度控制在 3.5 左右,采用顶底复吹模式,吹炼 10 分钟;采用硅锰、硅铁、钒氮进行合金化,当钢水出至 1/4 时开始均匀加入上述合金,钢水出至 3/4 时加完,合金对准钢流冲击区加入。

[0034] (3) LF 精炼操作

[0035] 进站时先按 180 米/炉的用量喂入钛线,待取第一个成分样并分析检测后,再根据钢水中钛含量情况加入一定钛线将其调整至要求目标值;全程底吹氩搅拌,前期可根据情况适当调高氩气压力(氩气压力 0.8~1.2MPa),出站前采用小氩气压力(氩气压力 0.2~0.4MPa)软吹,保证夹杂物上浮,保证精炼软吹氩大于 10 分钟;出站前顶渣应达到白渣或黄白渣;精炼末期喂纯钙线 90-160m/炉;精炼出站钢中 $[O]<15\text{ppm}$ 。

[0036] (4) 连铸

[0037] 连铸过程中钢水由大包流入中间包采用长水口氩封保护浇注,中间包采用本领域常用的低碳碱性覆盖剂,覆盖剂加入量为 1.2Kg/t 钢左右,采用浸入式水口全保护浇注工艺。中间包过热度控制在 15~25℃,铸坯拉速为 0.9~1.0m/min。将按化学成分设计冶炼好的钢水浇铸成断面为 555×440×90×95(腹板高度 x 翼缘宽度 x 腹板厚度 x 翼缘厚度)规格异型坯。

[0038] (5) 加热:

[0039] 异型坯料冷装入炉加热,加热温度为 1220~1280℃,均热段温度为 1250-1280℃,加热时间 2.5-3.5 小时,然后出炉进行轧制;

[0040] (6) 轧制、冷却与矫直

[0041] 用高压水给加热后的异型坯除磷,然后用辊道将其送至粗轧机和精轧机组,粗轧开轧温度控制在 1180℃ 以上,精轧开轧温度控制在 1020℃ 以下,不需要控制终轧温度,精轧机后开启水冷装置将其冷却至一定温度后送至冷床上进行自然冷却,产品温度降至 80-120℃ 后进矫直机进行矫直,轧材成品规格为 H428×407×20×35(单位:mm)。

[0042] 两个实施例得到的钢的化学成分重量百分比见表 1,转炉冶炼过程记录表见表 2,精炼过程记录表见表 3,连铸过程记录表见表 4,加热、轧制和冷却过程记录表见表 5,轧材力学性能记录表见表 6。

[0043] 采用实施例 1 共生产了 50 个规格为 H428×407×20×35 的 H 型钢,成品性能、尺寸、外形合格率达到 100%;采用实施例 2 共生产了 30 个规格为 H428×407×20×35 的 H 型钢,成品性能、尺寸、外形合格率达到 100%。

[0044] 表 1 钢的主要化学成分重量百分比 (wt%)

[0045]

实施例	C	Si	Mn	P	S	Ti	V
1	0.14	0.2	1.4	0.012	0.001	0.010	0.035

2	0.11	0.2	1.53	0.015	0.001	0.015	0.029
---	------	-----	------	-------	-------	-------	-------

[0046] 表 2 转炉冶炼过程记录表

[0047]

实施 例	铁水 /t	废钢 /t	石灰 /kg	白云石 /kg	矿石 /kg	萤石 /kg	硅铁 /kg	硅锰 /kg	钛线 /m	钒氮 /kg
1	125	25	5660	2943	255	200	1101	1671	150	48.7
2	120	24	5550	2893	349	258	1050	1603	180	56.4

[0048] 表 3 精炼过程记录表

[0049]

实施 例	渣厚 /mm	进站氧 /ppm	出站氧 /ppm	石灰 /kg	萤石 /kg	碳化 钙/kg	硅钙 钡/kg	精炼时 间/min	软吹时间 /min
1	140	18	3	118	308	100	90	47	12
2	130	23	5	130	310	120	110	39	16

[0050] 表 4 连铸过程记录表

[0051]

实施例	液相线温度/℃	上钢温度/℃	中包温度/℃			拉速/m·min ⁻¹			过热度/℃
1	1515	1562	1532	1531	1526	0.90	0.92	0.94	19
2	1517	1564	1535	1536	1531	0.92	0.91	0.95	24

[0052] 表 5 加热、轧制和冷却过程记录表

[0053]

实施 例	均热温度 /℃	加热时 间/h	粗轧开轧温度 /℃	精轧开轧温度 /℃	水冷后温度 /℃	进入矫直机时温 度/℃
1	1270	3	1200	1010	745	110
2	1260	3.1	1189	992	724	89

[0054] 表 6 轧材力学性能记录表

[0055]

实施 例	规格	屈服强度 /MPa	抗拉强度 /MPa	延伸率 /%	冲击功/J (-20℃, 纵向)		
					1	2	3
1	H428*407*20*35	398	534	25	153	174	149
2	H428*407*20*35	389	526	26	170	153	168

[0056] 表 6 中力学性能所用的试样取样位置在 H 型钢翼缘上,由边部到心部 1/3 处,参照标准为 GB/T2975-1998 《钢及钢产品力学性能试验取样位置及试样制备》;屈服强度、抗拉强度、延伸率的试验方法参照标准国标 GB/T228-2010 ;冲击功试验方法参照标准国标 GB/T229-2007。