

一种 460MPa 级特厚热轧 H 型钢及其生产方法

本申请要求于 2023 年 11 月 27 日提交中国专利局、申请号为 202311592693.3、发明名称为“一种 460MPa 级特厚热轧 H 型钢及其生产方法”的中国专利申请的优先权，其全部内容通过引用结合在本申请中。

5 技术领域

本发明属于热轧 H 型钢生产技术领域，更具体的说，是涉及一种 460MPa 级特厚热轧 H 型钢及其生产方法。

背景技术

特厚热轧 H 型钢指翼缘厚度大于 60mm 的热轧 H 型钢，生产特厚热轧 H 型钢
10 时，由于受其生产设备及相关技术的影响，通常采用翼缘厚度为 150mm-210mm 的超大异型坯作为坯料，该类异型坯的铸坯质量控制难度远大于中小异型坯，导致特厚热轧 H 型钢成品的力学性能波动较大。

此外，随着热轧 H 型钢产品翼缘厚度的增加，受其厚度效应的影响，产品力学性能提升难度更大，目前翼缘厚度大于 60mm 的特厚热轧 H 型钢屈服强
15 度以 355MPa 级为主，460MPa 级的暂为空白。

随着超高层建筑、大跨度桥梁、大型场馆的建设不断增加，460MPa 级特厚热轧 H 型钢将成为其支撑结构的关键材料。综上所述，特厚高强热轧 H 型钢具有广泛的应用前景，但其相关生产技术尚为空白，因此，针对现有技术不足，急需形成一套该类产品的关键生产技术。

20 2015 年 5 月 20 日公开的公开号为 CN 104630625 A 的专利公开了一种耐低温热轧 H 型钢及其制备方法，所述的热轧 H 型钢化学成分为 (wt%)：C：0.07~0.10%、Si：0.2~0.4%、Mn：1.30~1.60%、P≤0.020%、S≤0.015%、V：

—2—

0.015~0.070%、Ti: 0.010~0.030%，余量为Fe和不可避免的杂质。生产方法包括转炉冶炼、LF炉精炼、连铸、轧制等。本发明制备的H型钢的组织为多边形铁素体和珠光体组织，屈服强度为350~450MPa。该专利轧制工艺采用常规方法，化学成分设计使得其轧后屈服强度达到450MPa，断后伸长率
5 大于22%，-40℃V型冲击功大于200J。该发明方法适用于40mm以下的高强耐低温热轧H型钢生产，不适用于60mm以上460MPa级特厚热轧H型钢生产。

2019年7月16日公开的公开号为CN 110016611 A的专利，公开了一种屈服强度355MPa级耐候耐低温热轧H型钢，其化学成分的质量百分含量包括：
C: 0.08%~0.14%、Si: 0.35%~0.50%、Mn: 1.00%~1.15%、P≤0.020%、
10 S≤0.015%、Cr: 0.40%~0.50%、Cu: 0.30%~0.40%、Ni: 0.30%~0.40%、Nb: 0.03%~0.05%、Al: 0.020%~0.040%，其余为Fe和杂质，质量分数共计100%。该专利还公开了一种采用280mm×380mm矩形坯生产屈服强度355MPa级耐候耐低温热轧H型钢的方法，成功采用矩形坯开发出具有良好低温韧性的耐候热轧H型钢。该发明方法加入了0.30~0.40%Ni，0.40%~
15 0.50%Cr、0.30%~0.40%Cu，所生产的热轧H型钢具有较好的耐候性及耐低温韧性，但其强度级别仅为355MPa，不适用于60mm以上460MPa级特厚热轧H型钢生产。

2018年10月12日公开的公开号为CN 108642381 A的专利公开了一种屈服强度460MPa级热轧高韧性耐低温H型钢及其制备方法。该专利所涉及的
20 H型钢，采用含N复合微合金化成分设计，其化学成分组成按重量百分比为：
C: 0.03%~0.07%，Si≤0.3%，Mn: 1.20%~1.40%，Nb: 0.015%~0.030%，V: 0.10%~0.15%，Ti: 0.015%~0.025%，Ni: 0.25%~0.45%，

—3—

Cr: 0.30%~0.50%, Als: 0.01%~0.06%, N: 0.010%~0.023%, P
≤0.015%, S≤0.010%, O≤0.004%, 其余为Fe和不可避免杂质。从而在
普通热轧H型钢轧机上实现460MPa级别以上强度的同时, 获得较高的强韧
性。轧后其屈服强度可达460MPa, 抗拉强度可达600MPa, 延伸率≥18%;
5 -40℃纵向冲击功可达100J。该发明方法加入了0.015%~0.030%Nb,
0.10%~0.15%V, 0.015%~0.025%Ti, 0.25%~0.45%Ni, 0.30%~
0.50%Cr, 其强度级别可达460MPa, -40℃纵向冲击功可达100J, 但其成分
设计成本较高, 经济性较差, 不利于工业实际生产。

2014年8月6日公开的公开号为CN 103966507 A的专利, 公开了一种屈
10 服强度275MPa 级特厚耐低温热轧H 型钢及其生产方法, 26mm≤翼缘厚度≤
35mm, 其化学成分按重量百分比计为: C: 0.12%~0.17%, Si: 0.10%~
0.30%, Mn: 0.90%~1.40%, P≤0.02%, S≤0.015%, V: 0.01~0.03%,
Ti: 0.005~0.020%, 其余为铁及不可避免的杂质。该发明提供的屈服强
度275MPa级别特厚耐低温热轧H型钢的力学性能及-20℃纵向冲击功能够完
15 全满足275MPa级别特厚耐低温热轧H型钢的技术要求。该方法所生产的热轧
H型钢厚度为26~35mm, 其强度级别为275MPa, 不适用于60mm以上460MPa级
特厚热轧H型钢生产。

2019年7月5日公开的公开号为CN 109972042 A的专利, 公开了一种屈
服强度800MPa级的耐低温耐腐蚀H型钢及其制备方法, 化学成分按质量百分
20 比(%)为: C:0.10~0.20; Si: 0.20~0.40; Mn: 1.20~1.60; Ni: 0.2~
0.4; Cr: 0.2~0.6; V: 0.06~0.10; Nb:0~0.04; Ti: 0.01~0.02; N:
100~150ppm, P≤0.020, S≤0.020, 余量为Fe和不可避免的杂质。制备工

艺是先制坯，再热轧、热轧后再进行淬火、回火处理。热轧温度为1180-1150℃，终轧温度为800℃~890℃。淬火处理温度900℃，冷却速度30~100℃/s。回火处理温度450℃~600℃。得到的H型钢屈服强度 $\geq$ 800MPa，抗拉强度为860~940MPa，断后伸长率 $\geq$ 14.0，-20℃低温冲击 $\geq$ 50J。该方法生产的热轧H型钢屈服强度可达800MPa，但其采用了回火工艺，生产成本无疑会增加。

2014年7月23日公开的公开号为CN 103938079 A的专利，公开了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。该H型钢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 $\leq$ 0.02%，S $\leq$ 0.008%，Ti：0.008~0.020%，V：0.015~0.055%，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35mm左右、2.5<压缩比<3.0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。该方法生产的热轧H型钢翼缘最大后度为35mm，压缩比最小值为2.5，其翼缘厚度小于60mm，因此，该方法不适用于60mm以上460MPa级特厚热轧H型钢生产。

因此，提供一种低成本、高性能的 460MPa 级特厚热轧 H 型钢十分必要。

发明内容

本发明的目的在于提供一种460MPa级特厚热轧H型钢及其生产方法，通过成分优化，同时匹配工艺参数，获得翼缘厚度60-140mm热轧H型钢，产品的屈服强度 R_{eh} 处在466~493MPa，抗拉强度处在613~680MPa，延伸率处在22.0~26.5%，-20℃冲击值处在78~106J。解决特厚高强热轧H型钢的生产难

点，且成分低，性能优。

本发明具体技术方案如下：

一种460MPa级特厚热轧H型钢，包括以下质量百分比成分：

C: 0.10~0.20%、Si: 0.30~0.50%、Mn: 0.8%~1.50%、 $P \leq 0.015\%$ 、S
5 $\leq 0.005\%$ 、Nb: 0.010~0.050%、V: 0.040%~0.100%，Ti: 0.006%~0.020%、
Cr: 0.10%~0.30%、N: 0.0060%~0.0120%，其余为Fe和不可避免的杂质。

所述460MPa级特厚热轧H型钢的成分满足： $0.35\% \leq C+Mn/6 \leq 0.45\%$ ；

所述460MPa级特厚热轧H型钢的成分满足： $0.060\% \leq Nb+V \leq 0.130\%$ ；

通过以上公式，确保刚才具有足够的强度和韧性， $C+Mn/6$ 过低，碳
10 当量将会偏低，碳当量偏低，C和Mn在钢中的固溶强化作用减弱，对钢材
的强度提升不利，甚至难以保证强度要求。 $C+Mn/6$ 含量过高，影响钢材的
焊接性能，即可焊性较差，C: 0.10~0.20%，Mn: 0.8%~1.50%，且 $0.35\% \leq C+Mn/6 \leq 0.45\%$ 。为了保钢刚有足够的强度且具有良好的焊接性能，
Nb+V复合添加具有更好的效果，单加Nb具有良好的韧性改善效果，但强
15 化效果有限，单加V具有较好的强化效果，但韧性改善有限。Nb+V总量偏
低，刚才强韧性不足，总量偏高，尤其是Nb含量偏高，钢的高温塑性会显
著下降，生产过程中容易产生裂纹缺陷。为了确保足够的强韧性，且保证
钢材的表面质量，Nb: 0.010~0.050%、V: 0.040%~0.100%，且 $0.060\% \leq Nb+V \leq 0.130\%$ 。

20 计算公式中，各元素所指数值=该元素在钢中含量×100。

优选的，所述460MPa级特厚热轧H型钢的Nb含量应控制在
0.020%~0.040%，处在该范围的Nb元素可以在铸坯加热过程中阻止原奥氏体

晶粒长大，进而细化铁素体晶粒尺寸，提升钢材的强度和韧性。Nb含量过低，对钢材强韧性不利，Nb含量过高，对钢材塑性不利。

优选的，所述460MPa级特厚热轧H型钢的V含量应控制在0.060%~0.100%，确保轧后析出强化作用更好的发挥。V含量过低，对钢材
5 强度不利，V含量过高，对钢材韧性不利。

优选的，所述460MPa级特厚热轧H型钢的Ti含量应控制在0.008%~0.015%，Ti在铸坯加热过程中较Nb、V元素更加难熔，其阻止原始奥氏体晶粒尺寸更加明显，同时，轧后Ti的细小析出物可以更加显著的钉扎位错，起到更高的强化作用，此外，Nb的析出物通常沿着Ti析出物析出，
10 可以实现软相包裹硬相，从而有效改善钢的韧性。Ti含量过低，Ti的析出物过少，对强度不利，Ti含量过高，析出物过大，对钢的塑韧性不利。

优选的，所述460MPa级特厚热轧H型钢的N含量应控制在0.0080%~0.0100%，确保与Nb、V、Ti形成足够量的细小均匀的碳氮化物；同时N元素还可以适当的改善钢的淬透性。N含量过低，不足以形成足够量
15 的Nb、V、Ti的碳氮化物，使得微合金元素的作用难以发挥，N含量过高，易产生裂纹。

优选的，所述460MPa级特厚热轧H型钢的Cr含量应控制在0.20%~0.30%，增加钢材轧后的淬透性，Cr含量过低，对钢材强度不利，Cr含量过高，对钢材的塑韧性不利。

20 所述460MPa级特厚热轧H型钢的翼缘组织为：表层2mm为回火索氏体；芯部为铁素体+珠光体，铁素体面积占比为 $80 \pm 2\%$ ，珠光体面积占比为 $20 \pm 2\%$ ，晶粒度 ≥ 8.0 级。

所述460MPa级特厚热轧H型钢的翼缘厚度60-140mm；

所述460MPa级特厚热轧H型钢的屈服强度 R_{eH} 466~493MPa，抗拉强度613~680MPa，延伸率22.0~26.5%，-20℃冲击值处在78~106J。

本发明提供一种 460MPa 级特厚热轧 H 型钢的生产方法，包括铸坯拉
5 坯后，堆冷；再加热，控轧控冷；

所述铸坯，翼缘厚度为180~210mm；

所述堆冷，堆冷时间 $t_d > 5$ 个小时，有效降低坯料中的氢含量，防止氢聚集，导致其延伸率偏低甚至不合。

优选的，堆冷时间 t_d 与坯料入堆冷区之前的温度 T_d 之间呈关系式

10
$$t_d = -10.16 + \left(\frac{62464.91}{2464.65 \times \sqrt{\pi/2}} \times e^{-2((T_d - 1741.20)/2464.25)^2} \right)$$
，坯料出堆冷区的温度 T_c 控制在

400~500℃，堆冷时间 t_d 控制在 > 5 小时。坯料入堆冷区之前的温度 T_d 一般为900-1300℃；堆冷时间过短，不利于氢的扩散，对钢材的拉伸性能不利，堆冷时间过长，对生产效率力不利。

堆冷时间 t_d 单位是小时，h；坯料入堆冷区之前的温度 T_d 单位是℃；以
15 上公式计算时，将以上单位前的数据代入公式计算即可。

所述加热，将堆冷后的坯料送入加热炉加热，加热时间控制在120min~180min，炉内温度控制在1200℃~1250℃；出炉温度1200℃~1250℃；

优选的，加热时间应控制在130min~150min，加热时间过短，Nb、V、Ti的碳氮化物不能完全溶于奥氏体，未熔的第二相粒子在轧后析出时容易
20 过大，对力学性能无明显贡献，甚至有害，加热时间过长，原奥氏体晶粒尺寸容易长大，对产品力学性能不利。

本发明加热温度应控制在 $1200^{\circ}\text{C}\sim 1250^{\circ}\text{C}$ ，加热温度过低，Nb、V、Ti的碳氮化物不能完全溶于奥氏体，未熔的第二相粒子在轧后析出时容易过大，对力学性能无明显贡献，甚至有害，加热温度过高，原奥氏体晶粒尺寸容易长大，对产品力学性能不利。

5 所述控轧控冷，包括开坯阶段后进行万能轧制阶段；

所述万能轧制阶段：第1~4道次应开启翼缘冷却装置，对翼缘进行控制冷却，翼缘冷却速度 $15^{\circ}\text{C}/\text{s}\sim 30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ，冷后温度控制在 $960\sim 980^{\circ}\text{C}$ ；其中，万能轧制第二道次采用控温轧制，即将其腹板开轧温度控制在 $900^{\circ}\text{C}\sim 950^{\circ}\text{C}$ 。

10 万能轧制阶段工序完成后，进行轧后控制冷却，采用快速冷却装置进行冷却，开冷温度控制在 $900^{\circ}\text{C}\sim 950^{\circ}\text{C}$ ，翼缘冷却速率为 $30^{\circ}\text{C}/\text{s}\sim 50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ，控冷后钢材表面温度控制在 $400^{\circ}\text{C}\sim 500^{\circ}\text{C}$ 。

优选的，第1~4道次翼缘冷却速度控制为 $20^{\circ}\text{C}/\text{s}\sim 25^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ，冷却速度过大，轧制压力过大，设备损耗较大，冷却过低，不利于钢材力学性能的改变。

15 善。

优选的，万能轧制第二道次的开轧温度应控制在 $920^{\circ}\text{C}\sim 940^{\circ}\text{C}$ ，开轧温度过低，将导致轧制压力过大，对设备损害较大，开轧温度过高，不利于晶粒细化，对钢材力学性能不利。

优选的，开冷温度控制在 $910^{\circ}\text{C}\sim 930^{\circ}\text{C}$ ，控冷开始温度过低，对钢材强度和韧性均不利，控冷开始温度过高，对钢材的韧性不利。

20 度和韧性均不利，控冷开始温度过高，对钢材的韧性不利。

优选的，轧后控制冷却中，冷却速率应控制在 $35^{\circ}\text{C}/\text{s}\sim 45^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ，控冷后钢材表面温度控制在 $430^{\circ}\text{C}\sim 460^{\circ}\text{C}$ 。控冷后的温度即特厚H型钢的自回火温

度，该温度过低，对钢材的韧性不利，该温度过高，对钢材的强度和韧性均不利。

控轧控冷后，产品上冷床后，自然冷却，芯部热量逐渐传导至其次表层及表层，使得控冷后的次表层、表层金属实现自回火，从而改善其力学

5 性能。

与现有技术相比，本发明炼钢过程中，通过特定的成分设计，使得坯料的晶粒尺寸更加细小均匀；在坯料连铸后，设置坯料缓冷区，对拉出的成堆坯料进行特定工艺的缓冷，使得坯料内部的氢有效的扩散出坯料；在轧区采用特定的控轧控冷工艺。采用本发明方法生产翼缘厚度 60-140mm
10 热轧 H 型钢时，产品的屈服强度 ReH 处在 $466\sim 493MPa$ ，抗拉强度处在 $613\sim 680MPa$ ，延伸率处在 $22.0\sim 26.5\%$ ， $-20^{\circ}C$ 冲击值处在 $78\sim 106J$ 产品的金相组织如图 2 所示，可见其表层为回火索氏体；芯部为铁素体+珠光体，晶粒度为 8.0 级，拉伸试样断口无白点。

附图说明

15 图1为本发明异型坯堆冷示意图；常规堆冷，底部、顶部及四周装有隔热棉的挡风墙，坯料在该堆冷区内自然缓冷；

图2为采用本发明生产热轧H型钢金相组织；

图 3 为热轧 H 型钢拉伸试样断口，a 为采用本发明方法，b 为未采用本发明方法。

具体实施方式

下面通过对实施实例的描述，对本发明的具体实施方式作进一步详细的说明：

实施例1-实施例5

一种460MPa级特厚热轧H型钢，包括以下质量百分比成分：如表1所示，
表1没有显示的余量为Fe和不可避免的杂质。

对比例1-对比例2

一种460MPa级特厚热轧H型钢，包括以下质量百分比成分：如表1所示，

5 表1没有显示的余量为Fe和不可避免的杂质。

表1 各实施例和对比例的H型钢成分及含量（wt%）

项目	C	Si	Mn	P	S	Nb	V	Ti	Cr	N	C+Mn/6	Nb+V
实施例 1	0.20	0.38	1.45	0.010	0.003	0.024	0.061	0.010	0.15	0.008	0.44	0.085
实施例 2	0.16	0.32	1.28	0.008	0.001	0.022	0.090	0.012	0.18	0.010	0.37	0.112
对比 1 C+Mn 不满足	0.14	0.41	1.22	0.006	0.003	0.025	0.090	0.011	0.18	0.008	0.34	0.115
对比 2 Nb+V 不满足	0.17	0.40	1.49	0.011	0.002	0.015	0.040	0.012	0.16	0.009	0.42	0.055
对比 3 堆冷时间不足	0.16	0.40	1.48	0.007	0.001	0.023	0.070	0.008	0.20	0.007	0.41	0.093
对比例 4 加热时间不足	0.17	0.35	1.46	0.011	0.002	0.015	0.070	0.012	0.17	0.009	0.41	0.085
对比例 5 加热时间过长	0.17	0.35	1.46	0.011	0.002	0.015	0.070	0.012	0.17	0.009	0.41	0.085
对比例 6 炉内温度不足	0.19	0.37	1.32	0.005	0.001	0.015	0.050	0.012	0.13	0.011	0.41	0.065
对比例 7 炉内温度过高	0.19	0.37	1.32	0.005	0.001	0.015	0.050	0.012	0.13	0.011	0.41	0.065
对比例 8 万能翼缘未冷	0.17	0.44	1.41	0.007	0.002	0.018	0.075	0.012	0.18	0.007	0.41	0.093
对比例 9 万能控轧温度高	0.18	0.43	1.32	0.012	0.002	0.025	0.060	0.012	0.22	0.008	0.40	0.085
对比例 10 万能轧后控冷冷速小	0.15	0.46	1.39	0.010	0.003	0.019	0.10	0.012	0.15	0.010	0.38	0.119
对比例 11 万能轧后控冷冷速大	0.15	0.46	1.39	0.010	0.003	0.019	0.10	0.012	0.15	0.010	0.38	0.119

以上各实施例和对比例按照以下方法生产：包括铸坯拉坯后，堆冷；
再加热，控轧控冷；

铸坯拉坯后，进行堆冷，堆冷时间为>5个小时；优选的，堆冷时间 t_d

与坯料入堆冷区之前的温度 T_d 之间呈关系式

$$t_d = -10.16 + \left(\frac{62464.91}{2464.65 \times \sqrt{\pi/2}} \times e^{-2((T_d - 1741.20)/2464.25)^2} \right)$$
，坯料出堆冷区的温度 T_c 控制在

400~500℃，堆冷时间 t_d 控制>5小时。坯料入堆冷区之前的温度 T_d 一般为900~1300℃。将堆冷后的坯料送入加热炉加热。加热时间控制在

- 5 120min~180min，炉内温度控制在1200℃~1250℃；出炉温度1200℃~1250℃，开坯阶段具体工艺无特殊要求；万能轧制阶段，第1~4道次应开启翼缘冷却装置，对翼缘进行控制冷却，冷却速度15℃/s~30℃/s，冷后温度控制在960~980℃；万能轧制第二道次采用控温轧制，即将其腹板开轧温度控制在900℃~950℃。万能轧制工序完成后，应进行轧后控制冷却，采用快速冷却
- 10 装置进行冷却，开冷温度控制在900℃~950℃，冷却速率为30℃/s~50℃/s，控冷后钢材表面温度控制在400℃~500℃。各实施例和对比例按照表2参数具体控制。

表2 各实施例和对比例主要工艺参数

项目	堆冷时间 t_d /h	堆冷区之前的温度 T_d /℃	坯料出堆冷区的温度 T_c /℃	加热时间 /min	炉内温度/℃	翼缘冷却速度 /℃/s	万能第二道开轧温度 /℃	开冷温度/℃	冷却速率/℃/s	控冷后钢材表面温度 /℃
实施例 1	8.1	1180	455	175	1210	26	942	917	43	454
实施例 2	7.5	1100	458	138	1230	18	908	905	36	448
对比 1 C+Mn 不满足	7.4	1090	460	165	1220	22	925	910	38	450
对比 2 Nb+V 不满足	7.4	1090	460	165	1220	22	925	910	38	450
对比 3 堆冷时间不足	4.5	1090	715	165	1220	22	925	910	38	450
对比例 4 加热时间不足	7.4	1090	460	110	1220	22	925	910	38	450

对比例 5 加热时间过长	7.4	1090	460	200	1220	22	925	910	38	450
对比例 6 炉内温度不足	7.4	1090	460	165	1180	22	925	910	38	450
对比例 7 炉内温度过高	7.4	1090	460	165	1280	22	925	910	38	450
对比例 8 万能翼缘未冷	7.4	1090	460	165	1220	/	925	930	38	470
对比例 9 万能控轧温度高	7.4	1090	460	165	1220	22	1050	960	38	510
对比例 10 万能轧后控冷冷速小	7.4	1090	460	165	1220	22	925	910	20	500
对比例 11 万能轧后控冷冷速大	7.4	1090	460	165	1220	22	925	910	60	320

按照以上方法生产的 H 型钢的性能如表 3 所示，取样制样 GB/T 2975，
拉伸试验执行 GB/T 228.1，冲击试验执行 GB/T 229。

表3各实施例和对比例主要性能

类别	翼缘厚度	屈服强度	抗拉强度	延伸率	冲击		
	/mm	ReH/MPa	Rm/MPa	A%	KV ₂ /J		
实施例 1	140	466	613	26.5	96	87	106
实施例 2	62.7	493	680	22.0	105	92	78
对比 1 C+Mn 不满足	140	449	602	24.5	83	89	101
对比 2 Nb+V 不满足	140	431	610	23.5	66	90	95
对比 3 堆冷时间不足	140	472	641	20.0	93	78	93
对比例 4 加热时间不足	140	452	623	22.5	38	67	67

对比例 5 加热时间过长	140	441	645	21.0	28	54	41
对比例 6 炉内温度不足	140	438	594	23.0	52	39	33
对比例 7 炉内温度过高	140	435	588	20.0	38	22	45
对比例 8 万能翼缘未冷	140	410	568	21.0	52	47	35
对比例 9 万能控轧温度高	140	448	582	22.0	28	39	38
对比例 10 万能轧后控冷冷速小	140	398	565	23.0	42	55	71
对比例 11 万能轧后控冷冷速大	140	502	730	22.0	47	96	75

以上画下划线的数据，为不满足本发明要求的数据。

采用本发明所涉及方法生产翼缘厚度 60~140mm 热轧 H 型钢时，产品的屈服强度 ReH 处在 466~493MPa，抗拉强度处在 613~680MPa，延伸率处在 22.0~26.5%，-20℃冲击值处在 78~106J，具体如表 1。产品的金相组织如图 2 所示，可见其表层为回火索氏体；芯部为铁素体+珠光体，晶粒度为 8.0 级，拉伸试样断口无白点，如图 3 中(a)所示。未采用本发明所涉及方法及装置生产的翼厚 140mm 热轧 H 型钢，屈服强度 ReH 处在 398~502MPa，抗拉强度处在 568~730MPa，延伸率处在 20.0~24.5%，-20℃冲击值处在 22~101J，具体如表 1。产品的拉伸试样断口存在鱼眼状白点，如图 3 中(b)所示。

权 利 要 求

1、一种460MPa级特厚热轧H型钢，其特征在于，所述460MPa级特厚热轧H型钢包括以下质量百分比成分：

C: 0.10~0.20%、Si: 0.30~0.50%、Mn: 0.8%~1.50%、 $P \leq 0.015\%$ 、S
5 $\leq 0.005\%$ 、Nb: 0.010~0.050%、V: 0.040%~0.100%，Ti: 0.006%~0.020%、
Cr: 0.10%~0.30%、N: 0.0060%~0.0120%，其余为Fe和不可避免的杂质。

2、根据权利要求1所述的460MPa级特厚热轧H型钢，其特征在于，所述460MPa级特厚热轧H型钢的成分满足： $0.35\% \leq C+Mn/6 \leq 0.45\%$ 。

3、根据权利要求1或2所述的460MPa级特厚热轧H型钢，其特征在于，
10 所述460MPa级特厚热轧H型钢的成分满足： $0.060\% \leq Nb+V \leq 0.130\%$ 。

4、一种权利要求1-3任一项所述的460MPa级特厚热轧H型钢的生产方法，其特征在于，所述生产方法包括铸坯拉坯后，堆冷；再加热，控轧控冷。

5、根据权利要求4所述的生产方法，其特征在于，所述堆冷，堆冷时
15 间 $t_d > 5$ 个小时。

6、根据权利要求4所述的生产方法，其特征在于，堆冷时间 t_d 与坯料入堆冷区之前的温度 T_d 之间呈关系式 $t_d = -10.16 + (\frac{62464.91}{2464.65 \times \sqrt{\pi/2}} \times e^{-2((T_d - 1741.20)/2464.25)^2})$ ，
坯料入堆冷区之前的温度 T_d 900~1300℃。

7、根据权利要求4所述的生产方法，其特征在于，所述加热，将堆冷
20 后的坯料送入加热炉加热，加热时间控制在120min~180min，炉内温度控制在1200℃~1250℃；出炉温度1200℃~1250℃。

8、根据权利要求4所述的生产方法，其特征在于，所述控轧控冷，开坯阶段后进行万能轧制阶段。

9、根据权利要求8所述的生产方法，其特征在于，所述万能轧制阶段：第1~4道次应开启翼缘冷却装置，对翼缘进行控制冷却，翼缘冷却速度 $15^{\circ}\text{C}/\text{s}\sim 30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ；万能轧制第二道次采用控温轧制，将其腹板开轧温度控制在 $900^{\circ}\text{C}\sim 950^{\circ}\text{C}$ 。

10、根据权利要求8或9所述的生产方法，其特征在于，万能轧制阶段轧制工序完成后，进行轧后控制冷却，采用快速冷却装置进行冷却，开冷温度控制在 $900^{\circ}\text{C}\sim 950^{\circ}\text{C}$ ，冷却速率为 $30^{\circ}\text{C}/\text{s}\sim 50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ，控冷后钢材表面温度控制在 $400^{\circ}\text{C}\sim 500^{\circ}\text{C}$ 。