

一种超厚规格热轧 H 型钢及其生产方法

技术领域

本发明涉及金属材料生产技术领域，具体为一种超厚规格热轧 H 型钢及其生产方法。

背景技术

伴随着经济社会高速发展，高层建筑、大型场馆、桥梁主塔等建造，对安全性、舒适性和美观性方面的需求越来越重视，设计采用重钢结构，而翼缘厚度 90mm~150mm 的超厚规格热轧 H 型钢是其核心支撑构件。

长期实践表明，热轧 H 型钢翼缘的综合力学性能弱于腹板，而标准 GB/T2975 也规定力学性能评价的在翼缘取样，业内通常以热轧 H 型钢翼缘作为描述对象。采用大厚度坯料轧制薄规格，通过大压下可以获得优良的力学性能，是行业所认同的。但是，采用该方法轧制翼缘厚度 90mm~150mm 的超厚规格热轧 H 型钢，则需要远超现有尺寸的超厚、超大坯料，必须投资建设新的连铸设备和轧钢设备，成本巨大、而且坯料的内部和表面质量控制难度极高，很难实现。从可实现性和经济性方面考虑，采用异型坯轧制，从坯料到成品在翼缘厚度方向的压下率为 13%~30%，是可以接受的。

专利文件 CN103987866B，采用 Ni-Cu-B-V-Ti 成分体系异型坯，经加热-粗轧-精轧工序，利用精轧道次间冷却或轧后快速冷却，形成贝氏体+铁素体/马氏体的室温组织，生产出翼缘厚度 100mm~150mm 的热轧 H 型钢，屈服强度级别不低于 450MPa；专利文件 CN109715842A，采用 Nb-V-Ti 成分体系(可以添加 Cr、Mo、Ni、Cu 元素)异型坯，经加热-粗轧-精轧工序，利用精轧道次间冷却或轧后快速冷却，形成铁素体+马氏体/奥氏体室温组织，生产出翼缘厚度 40mm~140mm 的热轧 H 型钢，屈服强度级别不低于 450MPa；上述两种方法，分别规定在翼缘厚度 1/4 处的贝氏体含量不低于 60%和铁素体含量不低于 60%(晶粒尺寸不大于 35 μ m)，但没对翼缘全厚度方向的组织形貌和含量进行调控。如该方法应用于翼缘厚度 90mm 以上规格产品生产时，厚度方向性能无法保证。

专利文件 CN105586534B、CN103938079B、CN110484822A、CN108893675A，分别采用 V、V-Ti、Ni-V-Ti、Ni-Nb-V-Mo 成分体系异型坯，经加热-开坯-粗轧-空冷/水冷工序，形成铁素体+珠光体/贝氏体的室温组织，生产出翼缘厚度 45mm 以下的热轧 H 型钢，屈服强度级别 355MPa~500MPa，满足-20℃~-40℃低温韧性要求。上述四种方法，没有对芯部的冷却和组织进行调控。在应用于翼缘厚度 90mm 以上规格产品生产，由于芯部起始冷却温度高、空冷全截面冷却速度低，易析出大尺寸块状铁素体，并呈链状或网状分布，析出相也易聚集粗化，产品的强度、塑性、韧性和厚度方向性能无法保证，且添加 Ni、Mo 等元素将增加合金成本。

专利文件 CN105586534B, 采用 Ni-V-Ti 成分体系异型坯, 经加热-开坯-粗轧-空冷工序, 形成铁素体+珠光体的室温组织, 生产出翼缘厚度 36mm 以下的热轧 H 型钢, 屈服强度级别 355MPa, 具有优良耐低温性能。该方法规定, 在粗轧阶段的每道次压下率应不低于 20%, 对于由异型坯轧制翼缘厚度 90mm 以上规格产品, 是无法达到的, 也没有采取增强变形渗透和冷却渗透的措施, 产品的强度、塑性、韧性和厚度方向性能无法保证。

专利文件 CN107964626B 和 CN 107747043B, 前者采用 Nb-B 成分体系异型坯, 经加热-粗轧-精轧-淬火-回火工序, 形成回火索氏体+铁素体+弥散分布碳化物的室温组织, 后者采用 V-Ti-Ni-Mo-Cu-Cr-Al 成分体系异型坯, 经加热-粗轧-精轧-淬火-离线回火工序, 形成回火马氏体组织, 可以生产出屈服强度级别 500MPa~650MPa 的热轧 H 型钢。上述两种方法针对的是翼缘厚度较薄的产品, 需要在全厚度达到快速冷却条件, 如该方法应用于翼缘厚度 90mm 以上规格产品生产, 则全厚度无法全部达到淬火临界冷速, 不能获得在线或离线热处理所需的原始组织, 芯部冷却起始温度高而冷却速度低, 不能形成索氏体/马氏体+弥散分布碳化物, 产品的强度、塑性、韧性和厚度方向性能, 且添加 Ni、Mo 元素将增加合金成本。

综上所述, 急需一种超厚规格热轧 H 型钢及其生产方法来解决这些问题。

发明内容

1、要解决的问题

本发明的目的在于提供一种超厚规格热轧 H 型钢及其生产方法, 以解决翼缘厚度 90mm~150mm 的热轧 H 型钢的力学性能, 尤其是厚度方向性能有待提高的问题。

2、技术方案

为解决上述问题, 本发明采用如下的技术方案。

一种超厚规格热轧 H 型钢, 其化学成分按质量百分比计, 包括 C: 0.04~0.11, Si: 0.10~0.40, Mn: 0.40~1.00, Cr: 0.40~1.00, Cu: 0.10~0.40, Nb: 0.020~0.060, V: 0.040~0.100, Ti: 0.010~0.025, Al: 0.010~0.030, N: 0.0060~0.0120, P: ≤ 0.015 , S: ≤ 0.005 , O: ≤ 0.0060 , 满足 $0.090\% \leq \text{Nb}+\text{V}+\text{Ti} \leq 0.170\%$ 和 $6.5 \leq (\text{V}+\text{Ti})/\text{N} \leq 10.5$, 其余为 Fe 及微量残余元素, 根据 $\text{CEV} = \text{C} + \text{Mn}/6 + (\text{Cr} + \text{Mo} + \text{V})/5 + (\text{Ni} + \text{Cu})/15$ 计算, 化学成分满足 $0.30\% \leq \text{CEV} \leq 0.48\%$ 。

可选的, H 型钢的化学成分按质量百分比计, 包括 C: 0.04~0.07, Si: 0.10~0.30, Mn: 0.80~1.00, Cr: 0.40~0.90, Cu: 0.10~0.25, Nb: 0.040~0.060, V: 0.040~0.080, Ti: 0.010~0.015, Al: 0.010~0.020, N: 0.0060~0.0100, P: ≤ 0.015 , S: ≤ 0.005 , O: ≤ 0.0060 , 满足 $0.090\% \leq \text{Nb}+\text{V}+\text{Ti} \leq 0.130\%$, $6.5 \leq (\text{V}+\text{Ti})/\text{N} \leq 8.5$, 其余为 Fe 及微量残余元素, 根据 $\text{CEV} = \text{C} + \text{Mn}/6 + (\text{Cr} + \text{Mo} + \text{V})/5 + (\text{Ni} + \text{Cu})/15$ 计算, 化学成分满足 $0.30\% \leq \text{CEV} \leq$

0.43%。

可选的，H型钢的化学成分按质量百分比计，包括C：0.07~0.11，Si：0.30~0.40，Mn：0.40~0.80，Cr：0.90~1.00，Cu：0.25~0.40，Nb：0.020~0.040，V：0.080~0.100，Ti：0.015~0.025，Al：0.020~0.030，N：0.0100~0.0120，P：≤0.015，S：≤0.005，O：≤0.0040，满足 $0.130\% < \text{Nb} + \text{V} + \text{Ti} \leq 0.170\%$ ， $8.5 \leq (\text{V} + \text{Ti})/\text{N} \leq 10.5$ ，其余为Fe及微量残余元素，根据 $\text{CEV} = \text{C} + \text{Mn}/6 + (\text{Cr} + \text{Mo} + \text{V})/5 + (\text{Ni} + \text{Cu})/15$ 计算，化学成分满足 $0.40\% \leq \text{CEV} \leq 0.48\%$ 。

优选的，H型钢的翼缘距离端部的宽度1/6处、厚度1/4处，显微组织以面积百分比计，包含85%~98%的针状铁素体，剩余组织为贝氏体或残余奥氏体，贝氏体含量不高于2%，其中铁素体晶粒宽度尺寸不大于40 μm，沿翼缘厚度方向不同区域的针状铁素体含量差距不大于16%。

可选的，H型钢的翼缘距离端部的宽度1/6处、厚度1/4处，显微组织以面积百分比计，包含85%~91%的针状铁素体，剩余组织为贝氏体或残余奥氏体，贝氏体含量不高于2%，其中铁素体晶粒宽度尺寸不大于20 μm，沿翼缘厚度方向不同区域的针状铁素体含量差距不大于9%。

可选的，H型钢的翼缘距离端部的宽度1/6处、厚度1/4处，显微组织以面积百分比计，包含91%~98%的针状铁素体，剩余组织为贝氏体或残余奥氏体，贝氏体含量不高于1%，其中铁素体晶粒宽度尺寸20 μm~40 μm，沿翼缘厚度方向不同区域的针状铁素体含量差距9%~16%。

优选的，H型钢的翼缘距离端部的宽度1/6处、厚度1/4处，室温拉伸屈服强度不低于460MPa，抗拉强度不低于540MPa，断后伸长率不低于24.0%；-20℃冲击功值不低于80J，厚度方向性能达到Z35级别。

优选的，H型钢的翼缘厚度为90mm~150mm。

本发明提供的另一技术方案：一种如权利要求1-8任意一项所述的超厚规格热轧H型钢的生产方法，包括以下步骤：坯料加热，加热温度1200℃~1350℃，加热时间120min~180min；开坯轧制，轧制完成后翼缘表面温度不低于1000℃；以不低于20℃/s的冷却速度喷水冷却，将翼缘表面快速冷却至700℃~800℃，然后进入万能轧机轧制，万能轧制完成后，先采用喷水冷却的方式，以5℃/s~13℃/s的冷却速度，将轧件翼缘表面快速冷却至480℃~530℃，然后空冷。

优选的，异型坯开坯轧制，轧制完成后翼缘表面温度不低于1020℃。

3、有益效果

相比于现有技术，本发明的有益效果为：

1、该超厚规格热轧 H 型钢，翼缘厚度 90mm~150mm，综合力学性能优良，可以满足屈服强度不低于 460MPa、抗拉强度不低于 540MPa、断后伸长率不低于 24.0%、-20℃冲击功不低于 80J 的要求，尤其是厚度方向性能最低可以达到 Z35 级别，可以很好地满足高层建筑、大型广场、桥梁结构等的重型支撑结构件需求。

2、该超厚规格热轧 H 型钢的生产方法，在万能轧制前快速冷却，可以在翼缘厚度方向从表面至芯部形成一定的温度梯度，在轧制过程中，表面温度低，变形抗力大，随着轧制压缩变形不断进行，变形将逐步渗透至温度更高、变形抗力小的芯部，随着温度梯度增大，变形渗透效果增强，芯部的应变积累增大，从表面到芯部的应变积累差距则随之减小，通过增大应变积累，增加形核位置、提升驱动力，促进针状铁素体析出并细化；降低翼缘厚度方向的应变积累差，有利于减少厚度方向不同区域组织含量的差距，提升组织均匀性。

3、该超厚规格热轧 H 型钢的生产方法，利用化学成分控制、万能轧制前快速冷却、轧后分段冷却，形成以针状铁素体为主，其余为贝氏体或残余奥氏体的室温组织，并限制针状铁素体含量、晶粒尺寸及贝氏体含量，减小沿翼缘厚度方向组织差异，利用组织、析出、固溶和细晶强化的复合作用，获得综合力学性能优良的超厚规格热轧 H 型钢，生产成本相对较低，生产可实现性强，适合大量生产应用。

附图说明

图 1 为本发明的 H 型钢在室温下的典型微观结构图；

图 2 为常见 H 型钢的结构示意图，图中标出翼缘距离端部的宽度 1/6 处、厚度 1/4 处的位置。

具体实施方式

本发明的超厚规格热轧 H 型钢，其化学成分按质量百分比计，C: 0.04~0.11, Si: 0.10~0.40, Mn: 0.40~1.00, Cr: 0.40~1.00, Cu: 0.10~0.40, Nb: 0.020~0.060, V: 0.040~0.100, Ti: 0.010~0.025, Al: 0.010~0.030, N: 0.0060~0.0120, P: ≤ 0.015 , S: ≤ 0.005 , O: ≤ 0.0060 ，满足 $0.090\% \leq \text{Nb} + \text{V} + \text{Ti} \leq 0.170\%$ 和 $6.5 \leq (\text{V} + \text{Ti})/\text{N} \leq 10.5$ ，其余为 Fe 及微量残余元素，根据 $\text{CEV} = \text{C} + \text{Mn}/6 + (\text{Cr} + \text{Mo} + \text{V})/5 + (\text{Ni} + \text{Cu})/15$ 计算，化学成分满足 $0.30\% \leq \text{CEV} \leq 0.48\%$ 。

进一步可选的，化学成分按质量百分比计，C: 0.04~0.07, Si: 0.10~0.30, Mn: 0.80~1.00, Cr: 0.40~0.90, Cu: 0.10~0.25, Nb: 0.040~0.060, V: 0.040~0.080, Ti: 0.010~0.015, Al: 0.010~0.020, N: 0.0060~0.0100, P: ≤ 0.015 , S: ≤ 0.005 , O: ≤ 0.0060 ，满足 $0.090\% \leq \text{Nb} + \text{V} + \text{Ti} \leq 0.130\%$ ， $6.5 \leq (\text{V} + \text{Ti})/\text{N} \leq 8.5$ ，其余为 Fe 及微量残余元素，根据

$CEV = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15$ 计算, 化学成分满足 $0.30\% \leq CEV \leq 0.43\%$ 。

进一步可选的, 化学成分按质量百分比计, C: $0.07 \sim 0.11$, Si: $0.30 \sim 0.40$, Mn: $0.40 \sim 0.80$, Cr: $0.90 \sim 1.00$, Cu: $0.25 \sim 0.40$, Nb: $0.020 \sim 0.040$, V: $0.080 \sim 0.100$, Ti: $0.015 \sim 0.025$, Al: $0.020 \sim 0.030$, N: $0.0100 \sim 0.0120$, P: ≤ 0.015 , S: ≤ 0.005 , O: ≤ 0.0040 , 满足 $0.130\% < Nb + V + Ti \leq 0.170\%$, $8.5 \leq (V + Ti)/N \leq 10.5$, 其余为 Fe 及微量残余元素, 根据 $CEV = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15$ 计算, 化学成分满足 $0.40\% \leq CEV \leq 0.48\%$ 。

具体来说, 各元素的作用及成分配比(按质量百分比计)依据如下:

碳(C): 提升强度, 为获得该效果, 设定下限为 0.04% ; 如含量超过 0.11% , 在形成针状铁素体时, 碳化物将呈链条或短棒状析出, 破坏基体连续性, 损害塑性、韧性和厚度方向性能, 且成分接近包晶区, 异型坯端部和内圆角易形成裂纹, 并对可焊性产生不利影响, 设定上限为 0.11% 。

硅(Si): 炼钢脱氧元素, 提升强度, 改善钢液在连铸时的流动性, 为获得该效果, 设定下限为 0.10% ; 如含量超过 0.40% , 提升强度作用达到饱和, 也将促进马氏体和奥氏体混合组织形成, 损害塑性和韧性, 设定上限为 0.40% 。

锰(Mn): 提高淬透性, 与 Cr 元素协同作用增大过冷奥氏体稳定性, 促进针状铁素体析出, 在一定程度上改善厚度方向性能, 也能提升强度, 为获得该效果, 设定下限为 0.40% ; 如含量超过 1.00% , 易造成宏观成分偏析, 珠光体或贝氏体或残余奥氏体将呈条带状分布, 破坏基体连续性, 损害厚度方向性能, 设定上限为 1.00% 。

铬(Cr): 提高淬透性, 与 Mn 元素协同作用增大过冷奥氏体稳定性, 促进针状铁素体析出, 在一定程度上改善厚度方向性能也能提升强度, 设定下限为 0.40% ; 如含量超过 1.00% , 对淬透性的提升作用达到饱和, 也将促进上贝氏体析出, 损害塑性和韧性, 并对可焊性产生不利影响, 设定上限为 1.00% 。

铜(Cu): 提升强度, 为获得该效果, 设定下限为 0.10% ; 如含量超过 0.40% , 坯料表面将形成液析缺陷, 设定上限为 0.40% 。

铌(Nb): 在轧制期间析出, 抑制奥氏体晶粒长大, 提升奥氏体未再结晶区临界温度, 增大应变积累, 有助于细化针状铁素体, 也能提升表面及浅表区加工硬化程度, 增强变形渗透, 改善塑性、韧性和厚度方向性能, 为了获得该效果, 设定下限为 0.020% ; 如含量超过 0.060% , 提升奥氏体未再结晶临界温度的作用达到饱和, 析出物将聚集粗化, 降低钉扎作用, 设定上限为 0.060% 。

钒(V): 在轧后弥散析出, 提升强度, 为获得该效果, 设定下限为 0.040% ; 如含量超过 0.100% , 析出物粗化严重, 大颗粒与基体交界处易萌生裂纹, 损害塑性和韧性, 并对可焊性

产生不利影响，设定上限为 0.100%。

钛(Ti)：在加热阶段和轧制期间析出，拟制奥氏体晶粒过分长大，为获得该效果，设定下限为 0.010%；如含量超过 0.025%，析出物将聚集粗化，降低钉扎作用，并形成脆性破坏基点进而损害韧性，设定上限为 0.025%。

铝(Al)：炼钢脱氧元素，在轧制期间析出，拟制奥氏体晶粒过分长大，为获得该效果，设定下限为 0.010%；如含量超过 0.030%，易形成脆性夹杂，损害塑性、韧性和厚度方向性能，连铸过程中也易结瘤造成漏钢，设定上限为 0.030%。

氮(N)：Ti、V、Nb 析出需要 N 元素协同，其显著影响 Ti 和 V 的析出数量和分布，随着 N 含量增加，析出比例大幅增加，为获得该效果，设定下限为 0.0060%；如含量超过 0.0120%，对析出的促进作用达到饱和，也会促进岛状马氏体形成，损害塑性和韧性，设定上限为 0.0120%。

为了充分发挥 Nb、V、Ti 元素析出的有益作用，设定 Nb+V+Ti 下限为 0.090%；如三种元素的总含量高于 0.170%，则析出颗粒粗化严重，损害韧性和塑性，设定 Nb+V+Ti 上限为 0.170%。由于 Ti 和 V 需要协同 N 元素析出，如 V、Ti 元素含量总和与 N 元素含量的比例低于 6.5，则超过析出所需的 N 含量，钢种气体含量增加，损害韧性，设定(V+Ti)/N 下限为 6.5；如比例高于 10.5，则 Ti、V 元素的析出量占其总含量的比例较低，析出强化作用不足，设定(V+Ti)/N 上限为 10.5。

根据标准 GB/T 1591 规定，碳当量 CEV 是基于上述元素含量计算的数值，也是评价可焊性的参考指标。为了有效发挥各化学成分的作用，CEV 不低于 0.30%，设定下限为 0.30%；由于随着 CEV 增大，在焊接使用时，焊前准备工作量、焊后冷裂敏感性均增大，为了便于产品后续焊接使用，设定上限为 0.48%。

磷(P)：杂质元素，易于凝固偏析和富集，损害塑韧性，对可焊性有不利影响，设定上限为 0.015%。

硫(S)：杂质元素，轧制形成长条状夹杂，接触面原子排列紊乱、能量较高，易产生裂纹，损害韧性和厚度方向性能，设定上限为 0.005%。

氧(O)：杂质元素，与多种元素形成氧化物夹杂，形成脆性破坏基点，损害塑性、韧性和厚度方向性能，设定上限为 0.0060%。

本发明的超厚规格热轧 H 型钢，根据标准 GB/T 2975 规定，力学性能在翼缘距离端部的宽度 1/6 处、厚度 1/4 处取样，所以显微组织也以该处作为表征。显微组织以面积百分比计，包含 85%~98%的针状铁素体，剩余组织为贝氏体或残余奥氏体，贝氏体含量不高于 2%，其中铁素体晶粒宽度尺寸不大于 40 μm，但沿翼缘厚度方向不同区域的针状铁素体含量差距

不大于 16%。

进一步可选的，显微组织以面积百分比计，在翼缘距离端部的宽度 1/6 处、厚度 1/4 处，包含 85%~91% 的针状铁素体，剩余组织为贝氏体和残余奥氏体，贝氏体含量不高于 2%，其中铁素体晶粒宽度尺寸不大于 20 μm ，沿翼缘厚度方向不同区域的针状铁素体含量差距应不大于 9%。

进一步可选的，显微组织以面积百分比计，在翼缘距离端部的宽度 1/6 处、厚度 1/4 处，翼缘表面包含 91%~98% 的针状铁素体，剩余组织为贝氏体和残余奥氏体，贝氏体含量不高于 1%，其中铁素体晶粒宽度尺寸 20 μm ~40 μm ，沿翼缘厚度方向不同区域的针状铁素体含量差距 9%~16%。

由于针状铁素体的长轴方向不固定，晶界形成互锁结构，在翼缘厚度方向的分布也是同样的情况，其在提升塑性、韧性和厚度方向性能方面明显优于贝氏体和珠光体，提升强度的作用也高于珠光体，是提升产品综合力学性能的关键组织。

如在翼缘距离端部的宽度 1/6 处、厚度 1/4 处，针状铁素体含量低于 85%，则在全厚度范围内针状铁素体总含量不足，甚至可能会出现珠光体，针状铁素体的有益的作用不能充分发挥，损害塑性、韧性和厚度方向性能，设定其含量下限为 85%；由于针状铁素体析出时，C 元素必然在其他区域富集，在轧后冷却过程中形成贝氏体或残余奥氏体，不能完全转变为针状铁素体，设定其含量上限为 98%。

由于析出的贝氏体分布相对集中，破坏了基体连续性，如其含量超过 2%，则损害塑性和韧性，设定其含量上限为 2%。

针状铁素体晶粒成短棒状，长径比通常为 2:1~5:1，限定其宽度尺寸是可行的方法，减小晶粒尺寸，能够提升强度、塑性和韧性，改善厚度方向晶粒尺寸均匀性，有利于提升厚度方向性能，如宽度大于 40 μm ，则综合力学性能降低，设定其宽度尺寸上限为 40 μm 。

如翼缘厚度方向的针状铁素体含量相差超过 16%，则不同区域的塑性差距增大，在受到沿厚度方向的拉伸作用时，不同区域间无法协调变形，界面两侧应力差超过裂纹形核功，易成为裂纹源头，损害厚度方向性，设定沿翼缘厚度方向不同区域的针状铁素体含量差距不大于 16%。

本发明的超厚规格热轧 H 型钢生产方法，主要生产工序为：铁水预处理→转炉冶炼→吹氩，LF 炉精炼→坯料加热→开坯轧制→万能轧制(开轧前快速冷却)→轧后分段冷却(快速冷却+空冷)。

本发明的超厚规格热轧 H 型钢生产方法，采用异型坯轧制，坯料的加热温度控制在 1200℃~1350℃，加热时间不低于 120min。

进一步可选的, 加热温度 $1200^{\circ}\text{C}\sim 1260^{\circ}\text{C}$, 加热时间 $122\text{min}\sim 144\text{min}$ 。

进一步可选的, 加热温度 $1260^{\circ}\text{C}\sim 1350^{\circ}\text{C}$, 加热时间 $168\text{min}\sim 173\text{min}$ 。

坯料加热的目的, 是让合金成分固溶、组织均匀化、降低轧制变形抗力。

如温度低于 1200°C , 则合金元素无充足时间固溶, 含 Ti、Nb 元素的析出物在析出过程中形成尺寸不均匀的颗粒, 也不能弥散分布, 无法发挥钉扎和强化作用, 设定下限为 1200°C ; 如温度超过 1350°C , 则原始晶粒尺寸增大, 不利于析出物弥散分布, 而且易过烧形成表面和浅表层裂纹, 设定上限为 1350°C 。

如加热时间低于 120min , 则坯料芯部无法烧透, 合金元素固溶和均匀化不充分, 设定下限为 120min ; 从减少氧化烧损、降低加热能耗等组产经济性方面考虑, 不宜超过 180min 。

本发明的超厚规格热轧 H 型钢生产方法, 完成开坯轧制后, 翼缘表面温度不低于 1000°C 。

进一步可选的, 翼缘表面温度不低于 1020°C 。

进一步可选的, 翼缘表面温度不低于 1050°C 。

开坯轧制的目的, 是对坯料进行整形, 为万能轧制提供合适的坯形。完成开坯轧制后控制翼缘表面温度目的, 是为了通过快速冷却, 从表面和芯部形成一定的温度梯度, 增强万能轧制阶段的变形渗透。完成开坯轧制后, 翼缘芯部温度高于表面温度, 如表面温度低于 1000°C , 则芯部温度低于 1100°C , 在万能轧制阶段对翼缘表面进行快速冷却时, 总体热容小, 芯部降温快, 从表面到芯部的无法形成有效的温度梯度, 影响变形渗透效果, 设定下限为 1100°C 。

本发明的超厚规格热轧 H 型钢生产方法, 在万能轧制前, 采用喷水冷却的方式, 以不低于 20°C/s 的冷却速度, 将翼缘表面冷却至 $700^{\circ}\text{C}\sim 800^{\circ}\text{C}$, 然后进入万能轧机轧制。

进一步可选的, 在万能轧制前, 采用喷水冷却的方式, 以不低于 22°C/s 的冷却速度, 将翼缘表面冷却至 $740^{\circ}\text{C}\sim 800^{\circ}\text{C}$, 然后进入万能轧机轧制。

进一步可选的, 在万能轧制前, 采用喷水冷却的方式, 以不低于 32°C/s 的冷却速度, 将翼缘表面冷却至 $700^{\circ}\text{C}\sim 740^{\circ}\text{C}$, 然后进入万能轧机轧制。

万能轧制的目的, 是对翼缘和腹板厚度方向进行压缩变形, 获得成品形状和尺寸。

在万能轧制前快速冷却的目的, 是在翼缘厚度方向从表面至芯部形成一定的温度梯度, 在轧制过程中, 表面温度低, 变形抗力大, 随着轧制压缩变形不断进行, 变形将逐步渗透至温度更高、变形抗力小的芯部。实践表明, 随着温度梯度增大, 变形渗透效果增强, 芯部的应变积累增大, 从表面到芯部的应变积累差距则随之减小。通过增大应变积累, 增加形核位置、提升驱动力, 促进针状铁素体析出并细化; 降低翼缘厚度方向的应变积累差, 有利于减少厚度方向不同区域组织含量的差距, 提升组织均匀性。

由于生产过程中不便于快速测定翼缘芯部的温度, 以易于测得的表面温度作为工艺参数。

如冷却速度低于 $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ，则表面冷速过慢，芯部热量有充足的时间传导至表层，无法获得有效的温度梯度。

如翼缘表层冷却温度冷却至 700°C 以下，则芯部的温度较低，该区域变形抗力增大，影响变形渗透效果，而且能源消耗过大，设定下限为 700°C ；如温度高于 800°C ，则表面加工硬化程度不足，变形依然集中在表面，影响变形渗透效果，设定上限为 800°C 。

本发明的超厚规格热轧 H 型钢生产方法，完成万能轧制后，采用喷水冷却的方式，以 $5^{\circ}\text{C}/\text{s} \sim 13^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的冷却速度，将轧件翼缘表面冷却至 $480^{\circ}\text{C} \sim 530^{\circ}\text{C}$ ，然后空冷，一般可以采用冷床。

进一步可选的，完成万能轧制后，采用喷水冷却的方式，以 $5^{\circ}\text{C}/\text{s} \sim 9^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的冷却速度，将翼缘表面冷却至 $505^{\circ}\text{C} \sim 530^{\circ}\text{C}$ ，然后空冷。

进一步可选的，完成万能轧制后，采用喷水冷却的方式，以 $9^{\circ}\text{C}/\text{s} \sim 13^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的冷却速度，将翼缘表面冷却至 $480^{\circ}\text{C} \sim 505^{\circ}\text{C}$ ，然后空冷。

完成万能轧制后快速冷却的目的，是拟制块状铁素体和珠光体析出，同时避免贝氏体析出，尽可能多得促进细小的针状铁素体形成。快速通过先共析铁素体和珠光体析出温度区间，冷却速度高于两者的临界冷速，并设定上限，对翼缘表面进行喷水冷却，给予芯部通过热传导充分的冷却时间。终冷时，翼缘全厚度控制在 $480^{\circ}\text{C} \sim 580^{\circ}\text{C}$ 的温度范围内，在空冷阶段充分析出细小的针状铁素体。

如翼缘表面冷却速度低于 $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ，则芯部冷却速度降低，将析出呈条带状分布的块状铁素体或珠光体，损害韧性和塑性，设定下限为 $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ；如冷却速度高于 $13^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ，则总冷却时间不足，芯部热传导不充分，空冷起始温度高，将会形成大量珠光体，损害韧性和塑性，设定上限为 $13^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 。

如翼缘表面冷却温度低于 480°C ，则表面及附近区域落入上贝氏体析出区间，将会形成超过 3% 的贝氏体，而在芯部区域形状针状铁素体，组织差距增大，损害厚度方向性能，设定下限为 480°C ；如冷却温度高于 580°C ，则芯部空冷起始温度升高，将会形成析出大量块状铁素，而在表面及附近区域形成宽大的针状铁素体，损害韧性和厚度方向性能，设定上限为 580°C 。

本发明的超厚规格热轧 H 型钢，翼缘厚度范围 $90\text{mm} \sim 150\text{mm}$ ，此时的腹板厚度范围是 $50\text{mm} \sim 120\text{mm}$ 。

进一步可选的，翼缘厚度范围 $90\text{mm} \sim 115\text{mm}$ 。

进一步可选的，翼缘厚度范围 $115\text{mm} \sim 150\text{mm}$ 。

由于重型支撑结构件的设计需要一定强度和刚度，要求采用的热轧 H 型钢，其翼缘厚度

不低于 90mm，设定下限为 90mm；如厚度超过 150mm，则需要更大尺寸的异型坯，设备投资大、生产难度高，且翼缘过厚，轧制变形渗透和控制冷却渗透有限，设定上限为 150mm。

根据结构设计相关要求和热轧 H 型钢技术特点，在翼缘厚度处于 90mm~150mm 范围内时，结构稳定性、生产可实现性方面考虑，腹板厚度为 50mm~120mm。

以下表 1-表 4 分别是本发明提供的实施例 1-10 的化学组分、生产工艺参数、显微组织情况及力学性能情况：

表 1 本发明实施例 1~10 的化学成分(单位：wt%)

序号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	V	Nb	Ti	Al	N	O	CEV/%
1	0.04	0.15	0.81	0.010	0.004	0.71	0.93	0.11	0.047	0.044	0.011	0.014	0.0075	0.0042	0.34
2	0.05	0.19	0.85	0.012	0.005	0.80	0.01	0.13	0.042	0.047	0.013	0.012	0.0070	0.0039	0.37
3	0.07	0.20	0.90	0.014	0.004	0.84	0.01	0.17	0.051	0.053	0.015	0.022	0.0059	0.0041	0.41
4	0.06	0.21	0.95	0.011	0.003	0.89	0.02	0.20	0.048	0.055	0.014	0.020	0.0053	0.0055	0.42
5	0.08	0.30	0.62	0.011	0.003	0.92	0.02	0.27	0.056	0.029	0.022	0.020	0.0110	0.0021	0.40
6	0.09	0.33	0.69	0.013	0.003	0.95	0.01	0.24	0.085	0.033	0.021	0.025	0.0113	0.0023	0.43
7	0.10	0.31	0.75	0.012	0.003	0.93	0.03	0.33	0.089	0.039	0.023	0.027	0.0120	0.0096	0.45
8	0.11	0.30	0.78	0.014	0.002	0.96	0.01	0.35	0.059	0.058	0.025	0.023	0.0119	0.0031	0.47
9	0.10	0.35	0.79	0.010	0.003	0.95	0.03	0.39	0.096	0.040	0.023	0.029	0.0120	0.0029	0.47
10	0.11	0.39	0.72	0.011	0.002	0.97	0.02	0.50	0.093	0.040	0.024	0.024	0.0118	0.0090	0.47

表 2 本发明实施例 1~10 的主要工艺参数

序号	加热温度/℃	加热时间	开坯轧制 终轧温度/℃	万能轧制前		万能轧制后	
				冷却速度	终冷温度/℃	冷却速度	终冷温度/℃
1	1223	122min	1015	22℃/s	793	6℃/s	522
2	1245	126min	1023	23℃/s	788	7℃/s	519
3	1240	127min	1036	26℃/s	769	7℃/s	510
4	1256	130min	1040	25℃/s	759	7℃/s	506
5	1273	145min	1055	29℃/s	736	9℃/s	500
6	1271	149min	1069	32℃/s	730	10℃/s	496
7	1285	152min	1072	33℃/s	721	11℃/s	493
8	1297	164min	1077	35℃/s	713	11℃/s	489
9	1310	170min	1081	37℃/s	709	13℃/s	483
10	1311	171min	1086	36℃/s	701	13℃/s	481
范围	1200~1350	≥120min	≥1000	≥20℃/s	700~800	5℃/s~13℃/s	480~530

注：开坯轧制和万能轧制终冷所指的温度和冷却速度均为露冷表面。

表 3 本发明实施例 1~10 的显微组织情况

序号	翼缘厚度/mm	针状铁素体 占比	针状铁素体晶粒 宽度平均尺寸	厚度方向针状铁素体最大 差值	贝氏体占比
1	90	86%	12μm	5%	<1%
2	90	88%	13μm	5%	<1%
3	100	91%	16μm	6%	<1%
4	110	90%	19μm	7%	<1%
5	120	92%	22μm	9%	0
6	120	93%	23μm	11%	0
7	130	93%	29μm	13%	0
8	140	95%	32μm	13%	0
9	150	97%	36μm	14%	0
10	150	95%	39μm	15%	0

本发明的超厚规格热轧 H 型钢，根据标准 GB/T 2975 规定，在翼缘上，以距离端部的宽

度 1/6 处及厚度 1/4 处取样；根据标准 GB/T 228.1 规定，测得的室温拉伸屈服强度应不低于 460MPa、抗拉强度应不低于 540MPa，断后伸长率应不低于 24.0%；根据标准 GB/T 229 规定，测得的-20℃冲击功值应不低于 80J；根据标准 GB/T 5313 规定，测得的厚度方向性能应达到 Z35 级别。

表 4 本发明实施例 1~10 的力学性能情况

序号	翼缘厚度	屈服强度 R _{eL} /MPa	抗拉强度 R _m /MPa	断后伸长率 A/%	冲击功 -20℃ KV ₂ /J	厚度方向性能 Z/%
1	90	522	649	32.0	126、114、118	57
2	90	516	643	31.0	119、110、125	59
3	100	493	622	28.0	104、106、101	53
4	110	487	611	28.5	98、109、115	53
5	120	478	607	26.0	95、113、102	50
6	120	470	603	27.0	106、104、93	49
7	130	471	609	24.5	107、103、94	42
8	140	475	611	25.0	100、99、115	41
9	150	466	597	24.0	93、100、96	39
10	150	464	599	24.5	96、84、93	37

由表 1~表 4 提供的实施例可知，采用本发明所述方法生产翼缘厚度 90mm~150mm 的超厚规格热轧 H 型钢，室温屈服强度达到 464MPa~522MPa，抗拉强度 597MPa~649MPa，断后伸长率 24.0%~32.0%，-20℃冲击功为 84J~126J，厚度方向性能超过 Z35 级别要求。

以上仅为本发明的较佳实施例，但本发明的保护范围并不局限于此，任何熟悉本技术领域的技术人员在本发明揭露的技术范围内，可轻易想到的变化或替换，都应涵盖在本发明的保护范围之内。因此，本发明的保护范围应该以权利要求所界定的保护范围为准。

本发明未详述之处，均为本技术领域技术人员的公知技术。

1. 一种超厚规格热轧 H 型钢, 其特征在于: 所述 H 型钢的化学成分按质量百分比计, 包括 C: 0.04~0.11, Si: 0.10~0.40, Mn: 0.40~1.00, Cr: 0.40~1.00, Cu: 0.10~0.40, Nb: 0.020~0.060, V: 0.040~0.100, Ti: 0.010~0.025, Al: 0.010~0.030, N: 0.0060~0.0120, P: ≤ 0.015 , S: ≤ 0.005 , O: ≤ 0.0060 , 满足 $0.090\% \leq \text{Nb}+\text{V}+\text{Ti} \leq 0.170\%$ 和 $6.5 \leq (\text{V}+\text{Ti})/\text{N} \leq 10.5$, 其余为 Fe 及微量残余元素, 根据 $\text{CEV} = \text{C} + \text{Mn}/6 + (\text{Cr} + \text{Mo} + \text{V})/5 + (\text{Ni} + \text{Cu})/15$ 计算, 化学成分满足 $0.30\% \leq \text{CEV} \leq 0.48\%$ 。

2. 根据权利要求 1 所述的一种超厚规格热轧 H 型钢, 其特征在于: 所述 H 型钢的化学成分按质量百分比计, 包括 C: 0.04~0.07, Si: 0.10~0.30, Mn: 0.80~1.00, Cr: 0.40~0.90, Cu: 0.10~0.25, Nb: 0.040~0.060, V: 0.040~0.080, Ti: 0.010~0.015, Al: 0.010~0.020, N: 0.0060~0.0100, P: ≤ 0.015 , S: ≤ 0.005 , O: ≤ 0.0060 , 满足 $0.090\% \leq \text{Nb}+\text{V}+\text{Ti} \leq 0.130\%$, $6.5 \leq (\text{V}+\text{Ti})/\text{N} \leq 8.5$, 其余为 Fe 及微量残余元素, 根据 $\text{CEV} = \text{C} + \text{Mn}/6 + (\text{Cr} + \text{Mo} + \text{V})/5 + (\text{Ni} + \text{Cu})/15$ 计算, 化学成分满足 $0.30\% \leq \text{CEV} \leq 0.43\%$ 。

3. 根据权利要求 1 所述的一种超厚规格热轧 H 型钢, 其特征在于: 所述 H 型钢的化学成分按质量百分比计, 包括 C: 0.07~0.11, Si: 0.30~0.40, Mn: 0.40~0.80, Cr: 0.90~1.00, Cu: 0.25~0.40, Nb: 0.020~0.040, V: 0.080~0.100, Ti: 0.015~0.025, Al: 0.020~0.030, N: 0.0100~0.0120, P: ≤ 0.015 , S: ≤ 0.005 , O: ≤ 0.0040 , 满足 $0.130\% < \text{Nb}+\text{V}+\text{Ti} \leq 0.170\%$, $8.5 \leq (\text{V}+\text{Ti})/\text{N} \leq 10.5$, 其余为 Fe 及微量残余元素, 根据 $\text{CEV} = \text{C} + \text{Mn}/6 + (\text{Cr} + \text{Mo} + \text{V})/5 + (\text{Ni} + \text{Cu})/15$ 计算, 化学成分满足 $0.40\% \leq \text{CEV} \leq 0.48\%$ 。

4. 根据权利要求 1 至 3 任意一项所述的一种超厚规格热轧 H 型钢, 其特征在于: 所述 H 型钢的翼缘距离端部的宽度 1/6 处、厚度 1/4 处, 显微组织以面积百分比计, 包含 85%~98% 的针状铁素体, 剩余组织为贝氏体或残余奥氏体, 贝氏体含量不高于 2%, 其中铁素体晶粒宽度尺寸不大于 40 μm , 沿翼缘厚度方向不同区域的针状铁素体含量差距不大于 16%。

5. 根据权利要求 1 至 3 任意一项所述的一种超厚规格热轧 H 型钢, 其特征在于: 所述 H 型钢的翼缘距离端部的宽度 1/6 处、厚度 1/4 处, 显微组织以面积百分比计, 包含 85%~91% 的针状铁素体, 剩余组织为贝氏体或残余奥氏体, 贝氏体含量不高于 2%, 其中铁素体晶粒宽度尺寸不大于 20 μm , 沿翼缘厚度方向不同区域的针状铁素体含量差距不大于 9%。

6. 根据权利要求 1 至 3 任意一项所述的一种超厚规格热轧 H 型钢, 其特征在于: 所述 H 型钢的翼缘距离端部的宽度 1/6 处、厚度 1/4 处, 显微组织以面积百分比计, 包含 91%~98% 的针状铁素体, 剩余组织为贝氏体或残余奥氏体, 贝氏体含量不高于 1%, 其中铁素体晶粒宽度尺寸 20 μm ~40 μm , 沿翼缘厚度方向不同区域的针状铁素体含量差距 9%~16%。

权 利 要 求 书

7. 根据权利要求 1 至 3 任意一项所述的一种超厚规格热轧 H 型钢，其特征在于：所述 H 型钢的翼缘距离端部的宽度 1/6 处、厚度 1/4 处，室温拉伸屈服强度不低于 460MPa，抗拉强度不低于 540MPa，断后伸长率不低于 24.0%；-20℃冲击功值不低于 80J，厚度方向性能达到 Z35 级别。

8. 根据权利要求 1 至 3 任意一项所述的一种超厚规格热轧 H 型钢，其特征在于：所述 H 型钢的翼缘厚度为 90mm~150mm。

9. 一种如权利要求 1-8 任意一项所述的超厚规格热轧 H 型钢的生产方法，其特征在于，包括以下步骤：坯料加热，加热温度 1200℃~1350℃，加热时间 120min~180min；开坯轧制，轧制完成后翼缘表面温度不低于 1000℃；以不低于 20℃/s 的冷却速度喷水冷却，将翼缘表面快速冷却至 700℃~800℃，然后进入万能轧机轧制，万能轧制完成后，先采用喷水冷却的方式，以 5℃/s~13℃/s 的冷却速度，将轧件翼缘表面快速冷却至 480℃~530℃，然后空冷。

10. 根据权利要求 9 所述的超厚规格热轧 H 型钢的生产方法，其特征在于：所述的异型坯开坯轧制，轧制完成后翼缘表面温度不低于 1020℃。