

提高 Q355B 热轧 H 型钢强度的控冷工艺研究

徐正彪 王延苹 刘瑞刚 张玉冰 赵任 徐剑 秦哲

(日照钢铁控股集团有限公司,日照 276806)

摘要 研究了 Q355B 热轧 H 型钢轧后冷却温度 880 ~ 320 °C 对 H 型钢翼缘强度、韧性及组织的影响。结果表明,当控冷后温度为 570 °C 时,钢的屈服强度较空冷工艺提高 73 MPa,断后伸长率为 23.5%;当控冷后温度为 320 °C 时,钢的屈服强度较空冷工艺提高 228 MPa,断后伸长率为 16.0%,出现伸长率不合格的情况。Q355B 热轧 H 型钢在轧后正火工艺所得金相组织为铁素体(F) + 珠光体(P),铁素体晶粒度为 11.0 级。当控冷工艺温降速度为 73.9 °C/s、冷后温度为 570 °C 时,喷水侧翼缘表层出现贝氏体(B),翼缘内侧及心部组织为 F + P,晶粒度 12.0 ~ 12.5 级;当控冷温降速度为 91.4 °C/s,冷后温度为 320 °C 时,喷水侧表层出现马氏体(M),心部及内侧出现贝氏体(B),此时钢的强度过高,塑性严重不足。

关键词 控制冷却 热轧 H 型钢 Q355B 钢 组织和性能 晶粒细化

Study on Control Cooling Technology for Improving Strength of Q355B Hot Rolling H-Beam Steel

Xu Zhengbiao, Wang Yanping, Liu Ruigang, Zhang Yubing, Zhao Ren, Xu Jian and Qin Zhe
(Rizhao Steel Holding Group Co Ltd, Rizhao 276806)

Abstract Effect of rolling end-cooling temperature 880 ~ 320 °C of experiment of Q355B hot-rolled H-beam steel on the strength, toughness and structure of the H-beam steel flange is studied. The results show that as the temperature after controlled cooling is 570 °C, the yield strength of the steel increases by 73 MPa compared to that of the air cooling process, and the elongation after fracture is 23.5%; as the temperature after controlled cooling is 320 °C, the yield strength of the steel increases by 228 MPa compared to that of the air cooling process, and the elongation after fracture is 16.0%, which shows that the elongation rate is not qualified. The microstructure and ferrite grain size of Q355B hot rolled H beam steel obtained by normalizing after rolling are F + P and 11.0. When the temperature drop rate of controlled cooling process is 73.9 °C/s and the end-cooling temperature is 570 °C, B appears on the surface of the jet flange, the structure of the inner and core of the flange is F + P, and the grain size is 12.0 ~ 12.5; as the cooling temperature drop rate is 91.4 °C/s, and the end-cooling temperature is 320 °C, M appears on the surface at the spraying side, and B appears at the core and inner side, at this time, the strength of steel is too high and the plasticity is seriously insufficient.

Material Index Controlled Cooling, Hot Rolled H-Beam Steel, Q355B Steel, Structure and Performance, Grain Refinement

传统热轧 H 型钢生产线精轧机生产的 Q355B 热轧 H 型钢终轧温度高、压缩比较小,易出现晶粒粗大、屈服强度偏低等问题。为促进产品强度的提高,需要在钢水中添加较高含量合金元素或通过降低轧制速度控温,但同时也带来原材料成本升高、产能降低、轧机负荷大等问题^[1-3]。

近些年,控制冷却技术^[1-3]发展迅速并在热轧 H 型钢生产线得到应用,用来生产大 H 型低消耗高强度钢。

1 材料成分及工艺

1.1 成分设计

选用 Q355B 牌号 H500 200 mm × 10 mm × 16mm 规格为试验用钢,选用 BB3 型号(579 mm × 450 mm × 120 mm)异型钢坯生产该规格产品,具体的成分设

表 1 Q355B 钢的化学成分/%

Table 1 Chemical composition of Q355B steel / %

| 项目 | C | Si | Mn | P | S | V | C _{eq} (≤30 mm) |
|---------------|-------------|-------------|-------------|---------|---------|--------|-----------------------------|
| 试验钢 | 0.22 ~ 0.24 | 0.20 ~ 0.35 | 1.20 ~ 1.30 | ≤ 0.030 | ≤ 0.020 | ≤ 0.20 | 0.39 ~ 0.45 |
| GB/T1591-2018 | ≤ 0.24 | ≤ 0.55 | ≤ 1.60 | ≤ 0.035 | ≤ 0.035 | ≤ 0.20 | ≤ 0.45 |

注:碳当量 $C_{eq} = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15$ 。

计如表 1 所示。利用轧后控制冷却技术^[1-2]结合材料的合金成分设计,充分发挥材料细晶强化、沉淀强化、固溶强化等机制的作用,提高材料的综合力学性能。

Mn 是重要的固溶强化元素,具有细化珠光体组织的作用,提高钢的淬透性^[4],在轧后控冷技术应用中,对提高钢的冷却速度有重要作用。Mn 对提高钢的抗回火软化有一定的作用,但其含量较高时有

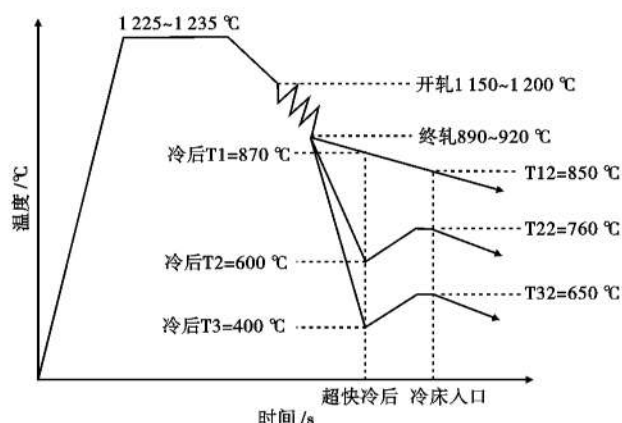


图 1 轧后不同冷却速度试验方案

Fig. 1 Experiment scheme of different cooling rate after rolling

粗化晶粒和增大回火脆性的倾向,并造成生产时轧制负荷加大,试验钢 Mn 含量控制为 1.2% ~ 1.3%。

1.2 工艺设计

Q355B 牌号热轧 H 型钢生产的工艺流程为:高炉铁水→铁水预处理→转炉→LF 精炼→连铸异型坯→钢坯检验→加热炉加热→BD1 + BD2 粗轧→TM 精轧→轧后控冷→冷床→矫直→锯切→打捆。

试验设定开轧温度为 1 150 ~ 1 200 °C,终轧温度为 890 ~ 920 °C,制定控冷装备后表面温度为 870 (空冷)、600、400 °C 三种实验方案(图 1),研究不同工艺条件下轧件显微组织及性能的变化。

2 质量过程控制

2.1 钢坯生产

转炉冶炼采用底吹模式,出钢时间控制在 4 ~ 8 min,严格控制挡渣方式,利用挡渣球和挡渣塞,并对下渣控制渣厚小于 100 mm。终点吹次次数小于 1 次,确保碳-温度(C-T)协调出钢。不允许散流出钢,出钢 1/4 开始加合金,出钢 3/4 前加完;出钢过程全程吹氩,加料管对准钢流冲击部位,防止合金料及渣料结块,顶仓灰加入量 2 ~ 3 kg/t。冶炼所得钢水经 LF 精炼后,通过异型坯连铸机浇铸为 BB3 型号的钢坯。

2.2 轧制工序

将 BB3 型号 Q355B 实验钢坯,投入步进梁式加热炉进行加热,在炉内钢坯以一定的升温速度加热至奥氏体化。综合分析将均热温度控制在 1 225 ~ 1 235 °C。

加热后的 BB3 型号异型坯经高压水除鳞后,依次经过 BD1 轧制 7 道次、BD2 轧制 3 道次,TM 精轧机轧制 7 道次加工为符合尺寸标准的型钢,精轧末

道次轧制速度根据试验方案分别设定为 7 m/s 和 5 m/s,终轧温度为 890 ~ 920 °C。

2.3 轧后控冷工艺

轧件经过 TM 精轧机往复轧制 7 道次,通过控制冷却后,置于步进式冷床进行缓冷。轧后控冷设备使用时,通过向翼缘外侧及 R 角等高温区域处喷洒高压冷却水进行强制冷却。为达到冷却效果,一般可通过两种方式调节:(1)通过调整控冷装备各段的水量和压力,改变轧件与冷却水间的换热系数;(2)通过调控末道次轧制速度及辊道运钢速度,改变轧件在控冷阶段的冷却时间。一般设置辊道运钢速度与最后道次轧制速度相同,以保证头尾及中间部位在控冷阶段的冷却时间基本相同。

按照试验设计方案,1[#] 试验钢终轧速度为 7 m/s,终轧后采用空冷降温;2[#]、3[#] 分别为试验的两种控冷工艺(表 2),控冷工艺均采用 2 300 m³/h 系统流量和 1.25 MPa 压力设定,轧件分别以 7 m/s 和 5 m/s 两种方式进行末道次轧制,轧后控冷外侧表面温度分别为 570 °C 和 320 °C,之后轧件进入空冷状态,轧件外侧开始返热,到达冷床入口的温度分别为 750 °C 和 590 °C。

表 2 Q355B 钢主要控冷工艺参数

Table 2 Main control rolling process parameters of Q355B steel

| 编号 | 终轧温度/ °C | 辊道速度/ (m·s ⁻¹) | 控冷后 温度/°C | 冷床入口 温度/°C | 冷却速度/ (°C·s ⁻¹) |
|----------------|-------------|-------------------------------|--------------|---------------|--------------------------------|
| 1 [#] | 905 | 7 | 880(空冷) | 870 | 5.5 |
| 2 [#] | 908 | 7 | 570 | 750 | 73.9 |
| 3 [#] | 905 | 5 | 320 | 590 | 91.4 |

3 试验结果及分析

根据 GB/T2975-1998《钢及钢产品 力学性能试验的取样位置及试样制备》并在大样单侧翼缘下 1/3 处制取拉伸试样,并沿着翼缘厚度方向分别取外侧、心部及内侧的样品用于观察金相组织(图 2)。

3.1 显微组织

利用 ZEISS 德国蔡司 Imager. A2m 金相显微镜,对试验钢进行金相组织观察(图 3)。

表 3 为 Q355B 热轧 H 型钢的组织 and 晶粒度。1[#] 试验钢为空冷工艺,样品截面外侧、内侧及心部组织均为铁素体(F) + 珠光体(P),晶粒度均为 11.0 级(图 3a)。2[#] 试验钢经控冷后外侧表面温度为 570 °C,快冷段冷却速度为 73.9 °C/s,在外侧表面出现贝氏体(B),内侧表面及心部组织均为 F + P(图 3b),铁素

体晶粒度分别为 12.5 级和 12 级,较 1[#]试验钢晶粒度提高 1~1.5 级。3[#]试验钢经控冷后外侧表面温度为 320 ℃,快冷段冷却速度为 91.4 ℃/s,外侧表面出现马氏体(M),心部组织为 F+B,内侧表面组织为 F+P+B(图 3c)。

依据 F-Fe₃C 平衡相图知,当钢温度在 A1 线以上时,奥氏体处于稳定状态,当温度降低到 A1 线以下后,过冷奥氏体将发生固态相变,在不同的冷却速度下,奥氏体可以转变为不同的组织,从而影响材料的机械性能^[3-4]。转变产物依据等温温度的不同,可大体分为 3 个区^[4-6]:(1) A1 ~ 550 ℃ 为珠光体转变区,该温度区轧件过冷度相对较小,过冷奥氏体首先

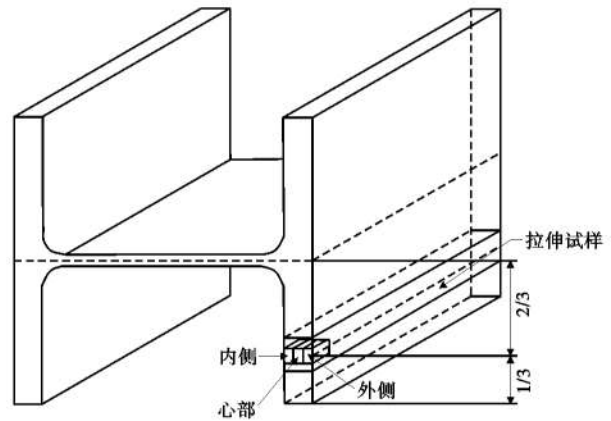


图 2 试验钢取样位置示意图
Fig. 2 Schematic diagram of sampling location of test steel

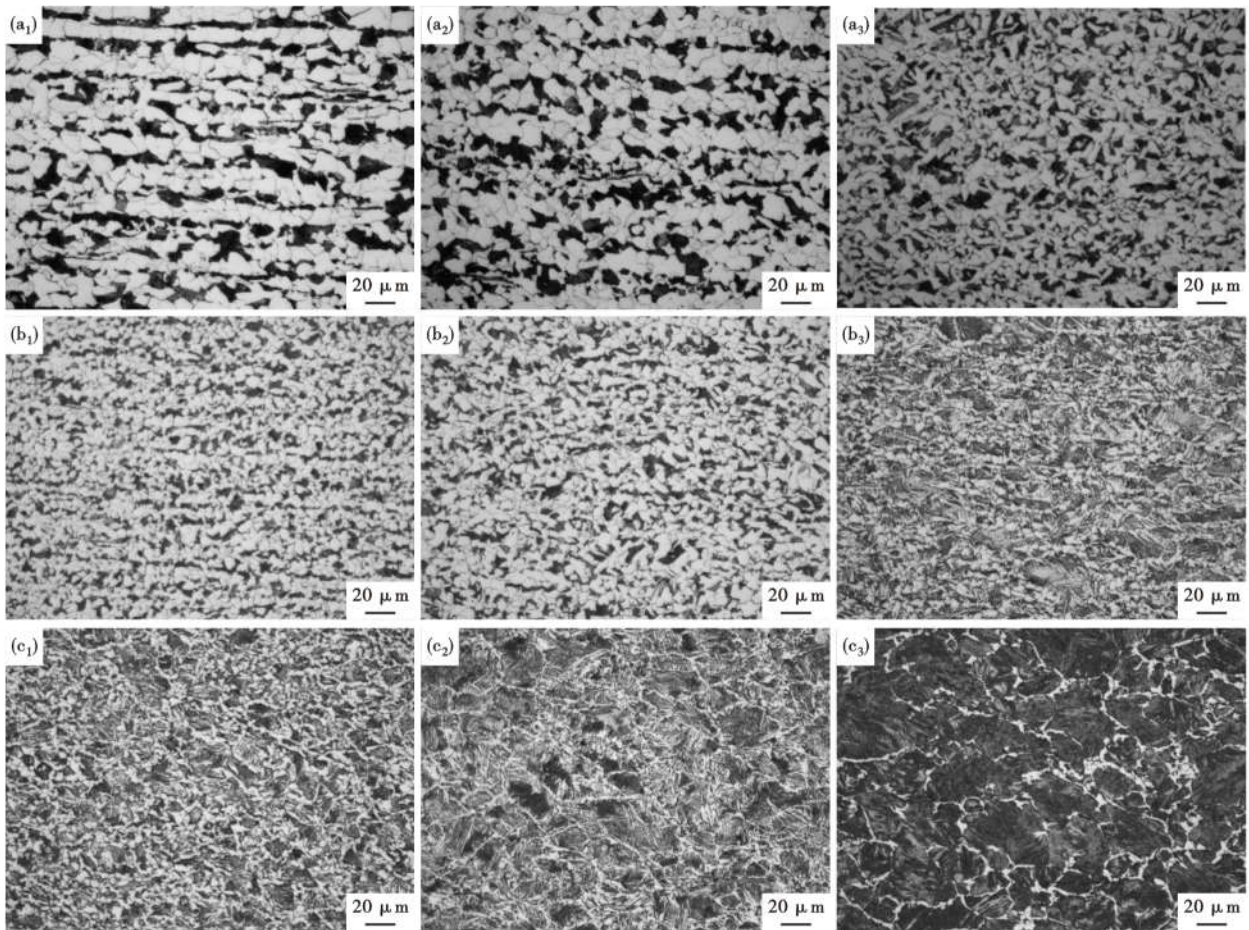


图 3 Q355B 热轧 H 型钢的金相组织 500 × : (a₁) 1[#]内侧, (a₂) 1[#]心部, (a₃) 1[#]外侧; (b₁) 2[#]内侧, (b₂) 2[#]心部, (b₃) 2[#]外侧; (c₁) 3[#]内侧, (c₂) 3[#]心部, (c₃) 3[#]外侧

Fig. 3 Microstructure of Q355B hot rolling H-beam steel 500 × : (a₁) 1[#] inside, (a₂) 1[#] center, (a₃) 1[#] outside; (b₁) 2[#] inside, (b₂) 2[#] center, (b₃) 2[#] outside; (c₁) 3[#] inside, (c₂) 3[#] center, (c₃) 3[#] outside

出现先共析 F, 剩余奥氏体转变为 F+P。(2) Ms 温度线以下为 M 型转变区, 材料温度由 A1 线以上以极快冷却速度到 Ms 线以下, 材料中出现 M。(3) 550 ℃ ~ Ms 间为贝氏体转变区, 发生贝氏体转变。

在中温转变区, 珠光体和贝氏体转变区可能重叠, 得到 P 和 B 的混合组织; 在中低温区马氏体和贝氏体转变可能重叠, 得到 M 和 B 的混合组织。

轧件在快速冷却过程中, 心部及内侧低于翼缘

表 3 Q355B 热轧 H 型钢的金相组织和晶粒度/级
Table 3 Microstructure and grain size rating of Q355B steel hot-rolling H-beam /rating

| 试验钢 | 外侧降温速度/ ($^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$) | 内侧表面 | | 心部 | | 外侧表面 | |
|-----|-------------------------------------------------------|-------|------|-----|------|------|------|
| | | 组织 | 晶粒度 | 组织 | 晶粒度 | 组织 | 晶粒度 |
| 1# | 5.5 | F+P | 11.0 | F+P | 11.0 | F+P | 11.0 |
| 2# | 73.9 | F+P | 12.5 | F+P | 12.0 | F+B | - |
| 3# | 91.4 | F+P+B | - | F+B | - | F+M | - |

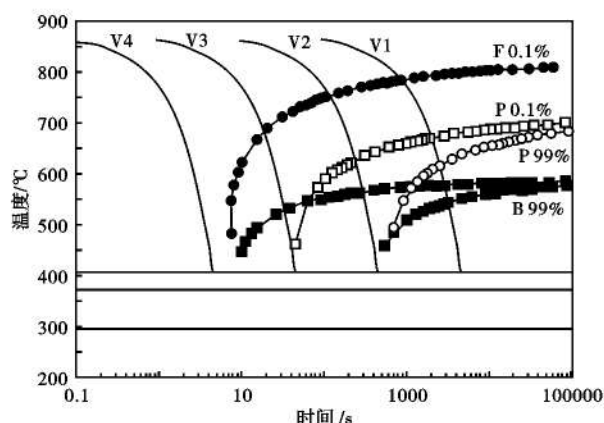


图 4 Q355B 钢的 CCT 曲线
Fig. 4 CCT curves of Q355B steel

表层的冷却速度,使不同部位出现不同的转变组织。结合试验结果及计算所得该成分范围钢的 CCT 曲线,当翼缘表层冷却速度 $V_1 \geq V_4$ 时,表层出现 M,由于心部冷却速度较表面小,降温速度处于 $V_3 < V_1 < V_4$ 时,可能出现 B 组织。当外侧冷却速度 $V_3 < V_1 < V_4$,外侧表面出现 B 时,此时心部和内侧降温速度处于 $V_2 < V_1 < V_4$ 时,所得组织主要为 F+P。当冷却速度较低时,所得轧件表层及心部组织均为 F+P。图 4 为 Q355B 钢 CCT 曲线。

3.2 力学性能

将 3 种工艺所得 Q355B 钢种 H500 200 mm × 10 mm × 16 mm 规格热轧 H 型钢,利用 Zwick 全自动材料拉伸试验机,根据 GB/T228.1-2010《金属材料室温拉伸试验方法》进行力学性能试验(表 4)。试验结果显示,终轧后采用空冷工艺的 1# 试验钢强度最低;经控冷工艺的 2# 试验钢较 1# 空冷试验钢屈服强度提高 74 MPa,抗拉强度提高 62 MPa,伸长率降低 5.5%。

3# 钢屈服强度为 670 MPa,较 1# 空冷钢屈服强度提高 228 MPa,抗拉强度达 780 MPa,但钢的断后伸长率为 16%,低于标准要求,3# 钢表面冷却速度过快,材料出现硬相组织-马氏体,并且在材料的内侧和心部均出现贝氏体,材料的塑性下降严重。

根据试验所得数据,当外侧冷速达到 91.4

表 4 Q355B 热轧 H 型钢的力学性能
Table 4 Mechanical property of Q355B hot rolling H-beam steel

| 试验钢 | 屈服强度/MPa | 抗拉强度/MPa | 伸长率/% |
|---------------|------------|----------|-----------|
| 1# | 442 | 596 | 29.0 |
| 2# | 515 | 658 | 23.5 |
| 3# | 670 | 780 | 16.0 |
| GB/T1591-2018 | ≥ 355 | 470~630 | ≥ 22 |

$^{\circ}\text{C}/\text{s}$,钢由 905 $^{\circ}\text{C}$ 快速降到 320 $^{\circ}\text{C}$ 时,材料出现马氏体(M),材料的塑性严重不足。当外侧冷速达到 73.9 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$,钢由 908 $^{\circ}\text{C}$ 快速降至 570 $^{\circ}\text{C}$ 时,表面出现 B,材料强度大幅提升,强韧性较好。

4 结论

(1) Q355B 热轧 H 型钢随着轧后温度的降低,材料的强度提高、塑性降低。当轧后控冷温度为 570 $^{\circ}\text{C}$ 时,材料屈服强度较空冷工艺提高 73 MPa,断后伸长率为 23.5%,材料的强韧性较好,为减少合金元素的添加量提供实践依据;当轧后控冷温度为 320 $^{\circ}\text{C}$ 时,材料屈服强度较空冷工艺提高 228 MPa,断后伸长率为 16.0%,出现伸长率不合格的情况。

(2) Q355B 热轧 H 型钢空冷工艺所得组织为 F+P,铁素体晶粒度 11.0 级。当轧后控冷温降速度为 73.9 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 、冷后温度为 570 $^{\circ}\text{C}$ 时,喷水侧翼缘表层出现 B,翼缘内侧及心部金相组织为 F+P,晶粒度为 12.0~12.5 级;当轧后控冷温降速度为 91.4 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$,冷后温度为 320 $^{\circ}\text{C}$ 时,喷水侧表层出现 M,心部及内侧出现 B,此时材料的强度高,塑性低。

参考文献

- [1] 王国栋. 以超快速冷却为核心的新一代 TMCP 技术[J]. 上海金属, 2008(2): 1-5.
- [2] 王国栋. 新一代控制轧制和控制冷却技术与创新的热轧过程[J]. 东北大学学报(自然科学版), 2009(7): 913-922.
- [3] 刘振宇, 唐 帅, 周晓光, 等. 新一代 TMCP 工艺下热轧钢材显微组织的基本原理[J]. 中国冶金, 2013, 23(4): 10-16.
- [4] 王有铭, 李曼云, 韦 光. 钢材的控制轧制和控制冷却[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1995.
- [5] 陈 俊, 吕梦阳, 唐 帅, 等. V-Ti 微合金钢的组织性能及相间析出行为[J]. 金属学报, 2014(5): 524-530.
- [6] 夏 勤, 汪 杰, 彭 林, 等. 轧后控冷对厚壁热轧 H 型钢力学性能的影响[J]. 轧钢, 2019(5):

徐正彪(1986-),男,硕士(东北大学),工程师,中国矿业大学(本科)毕业,热轧带钢、H-型钢开发。

E-mail: xuzhengbiao@126.com

收稿日期: 2021-07-14