

# 1 400 MPa 级超高强钢 SH-CCT 曲线 及其热影响区组织和性能

曹志龙<sup>1,2</sup>, 朱浩<sup>2</sup>, 安同邦<sup>1</sup>, 王晨霖<sup>2</sup>, 马成勇<sup>1</sup>, 彭云<sup>1</sup>

(1. 钢铁研究总院, 北京, 100081; 2. 石家庄铁道大学, 石家庄, 050043)

**摘要:** 采用 Formastor-F II 全自动相变仪, 结合光学显微镜 (OM) 和维氏硬度测试, 研究不同冷却速率对 1 400 MPa 级超高强钢焊接热影响区 (HAZ) 粗晶区组织转变和性能的影响规律, 绘制焊接连续冷却转变曲线 (SH-CCT), 结合焊接工艺试验, 采用公式法确定最佳焊接工艺参数。结果表明, 1 400 MPa 级超高强钢马氏体临界转变冷却速率约为 5 °C/s, 当冷却速率大于 5 °C/s 时, 热影响区粗晶区组织为单一板条马氏体, 硬度值为 487 ~ 509 HV5, 冷却速率小于 5 °C/s 时, 粗晶区组织中出现中高温相变产物, 即板条贝氏体、粒状贝氏体和铁素体等组织, 硬度值下降为 487 ~ 260 HV5, 同时组织中还出现 M-A 组元, 其含量随冷却速率降低先增加后减少, 形态也由弥散颗粒状变为断续长条状或块状分布; 厚度 8 mm 的 1 400 MPa 级超高强钢焊接时, 热输入控制在 20 kJ/cm 以内, 粗晶区组织为板条马氏体, 硬度维持在 500 HV5 左右, 粗晶区不发生软化现象, 满足工程使用要求。

**创新点:** (1) 通过热模拟方法探究冷却速率对 1 400 MPa 级超高强钢焊接热影响区组织转变和性能的影响规律, 测定 SH-CCT 曲线。

(2) 通过 D·Vwer 经验公式计算热输入与  $t_{8/5}$  的关系, 确定最佳焊接工艺参数, 结合焊接工艺试验进行验证, 研究结果对 1 400 MPa 级超高强钢焊接工艺制定提供理论和技术支撑。

**关键词:** 1 400 MPa 级超高强钢; 冷却转变曲线; 焊接热影响区组织; M-A 组元

**中图分类号:** TG 406; TG 142.1 **文献标识码:** A **doi:** 10.12073/j.hjxb.20220913001

## 0 序言

“绿色发展”是“中国制造 2025”的基本方针之一, 而传统制造业由于科技水平的限制, 钢结构的使用和设计上往往使用低强度、重量大的钢种, 对资源产生极大地消耗<sup>[1-2]</sup>。在绿色发展的时代背景下, 钢结构逐渐向轻量化和大型化的方向发展, 钢材也逐渐向超高强度方向发展, 超高强度钢是指室温下抗拉强度超过 1 470 MPa, 屈服强度超过 1 380 MPa 的合金钢, 它不仅具有较高的抗拉强度和屈强比, 同时兼备较好的塑韧性, 被广泛应用于工程机械、压力容器、海洋工程、军用装备等钢结构领域<sup>[3-5]</sup>。焊接作为钢结构连接的主要方式, 决定着钢结构的质量, 高强钢在焊接过程中, 快速加热、冷却和峰值温度高的焊接热循环使得靠近焊缝区的

热影响区粗晶区晶粒粗大, 易产生粒状贝氏体和 M-A 组元等, 对韧性不利, 而且不合理的焊接工艺会造成热影响区软化现象, 严重影响焊接接头性能<sup>[6-7]</sup>, 深入研究高强钢焊接热影响区粗晶区组织转变规律、制定合理的焊接工艺、改善其性能是超高强度钢结构应用的基础和前提。

国内外大量学者对高强钢焊接热影响区组织转变开展研究。Wu 等人<sup>[8]</sup>对 Q & P980 高强钢 SH-CCT 曲线及热影响区粗晶区组织进行研究, 结果表明冷却速率不小于 20 °C/s 时, 组织为马氏体, 硬度保持在 450 ~ 460 HV5, 不会发生软化现象; 蒋庆梅等人<sup>[9]</sup>对 1 000 MPa 级高强钢 SH-CCT 曲线及热影响区粗晶区组织进行研究, 结果表明  $t_{8/5} < 7.5$  s, 组织为马氏体,  $t_{8/5} > 20$  s 时, 组织为贝氏体,  $t_{8/5} > 60$  s 时, 热影响区出现软化现象; 方俊飞等人<sup>[10]</sup>对 1 100 MPa 级高强钢 SH-CCT 曲线及热影响区组织进行研究, 结果表明  $t_{8/5} < 15$  s 时, 热影响区组织为马氏体,  $t_{8/5} > 60$  s 时, 热影响区组织为贝氏体, 冷却速度介于两者之间为马氏体/贝氏体混合组织;

Weglowski 等人<sup>[1]</sup>对超高强度 Weldox 1300 钢焊接热影响区组织进行了研究,结果表明  $t_{8/5}$  在 2.5 ~ 4 s 时,热影响区组织为马氏体,  $t_{8/5}$  为 4 ~ 60 s 时,组织为马氏体/贝氏体混合组织,冷却时间更长,组织为马氏体、贝氏体、铁素体混合组织,且冷却时间控制在 24 s 以内,硬度超过 450 HV10.

综上所述,冷却速率对不同强度级别高强钢焊接热影响区组织转变规律的影响不同,且随着强度级别的提升,低温转变的冷却速率范围更小,即实际焊接的工艺窗口更小,更难获得性能良好的焊接接头.以上研究都集中于 1 300 MPa 及以下高强钢,对强度超过 1 400 MPa 高强钢焊接热影响区组织转变特点鲜见报道.文中通过热模拟方法探究冷却速率对 1 400 MPa 级超高强钢焊接热影响区组织转变和性能的影响规律,测定 SH-CCT 曲线,并

通过 D·Vwer 经验公式计算热输入与  $t_{8/5}$  的关系,从而确定最佳焊接工艺窗口,最后结合焊接工艺试验进行验证,研究结果对 1 400 MPa 级超高强钢焊接工艺制定提供理论和技术支撑.

1 试验方法

采用国内某钢铁厂生产 8 mm 厚调质态 1 400 MPa 级超高强度低合金高强钢,其化学成分见表 1.由表可知,试验钢 C 元素含量为 0.24%,通过加入 Si, Mn, Ni, Cr 和 Mo 等合金元素增加钢的淬透性, Si 为常见的固溶强化元素, Cr 和 Mo 元素为中强碳化物形成元素,均可提高钢材强度, Mn 和 Ni 均为奥氏体化元素,可降低转变温度,增加奥氏体稳定性,提高钢材塑韧性.

表 1 试验用钢化学成分 (质量分数, %)

Table 1 Chemical composition of the experimental steel

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Fe
0.24	0.23	0.93	0.0049	0.001	0.38	1.16	0.55	余量

试验钢显微组织及力学性能见图 1 和表 2.由图 1 可知,试验钢微观组织为细小的回火板条马氏体,板条马氏体间存在回火产生的碳化物.由表 2 可知,试验钢屈强比为 0.90, -40 °C 冲击吸收能量达到 36 J,表明该钢板在保证强度的同时,具有良好的低温韧性.

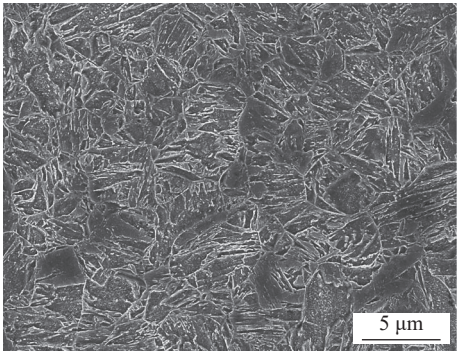


图 1 试验用钢显微组织形貌  
Fig. 1 Microstructure of experimental steel

表 2 试验用钢力学性能

Table 2 Mechanical property of the experimental steel

抗拉强度 $R_m$ /MPa	屈服强度 $R_{eL}$ /MPa	断后伸长率 $A(\%)$	-40 °C 冲击吸收能量 $A_{KV}/J$
1 650	1 480	9.5	36

区组织转变规律,采用 Formastor-F II 全自动相变仪进行热模拟试验,试验过程采集了温度-膨胀量曲线,具体模拟参数如图 2 所示,热模拟试样尺寸为  $\phi 3 \times 10$  mm.通过切线法可获得不同冷却速度下膨胀曲线拐点位置的相变温度,结合组织和硬度绘制试验钢 SH-CCT 曲线,该曲线可判断不同冷却速率下钢材的淬硬倾向,从而合理制定焊接工艺,具体试验过程依据 YB/T 5127—2018《钢的临界点测定方法》和 YB/T 5128—2018《钢的连续冷却转变曲线图的测定 膨胀法》进行.

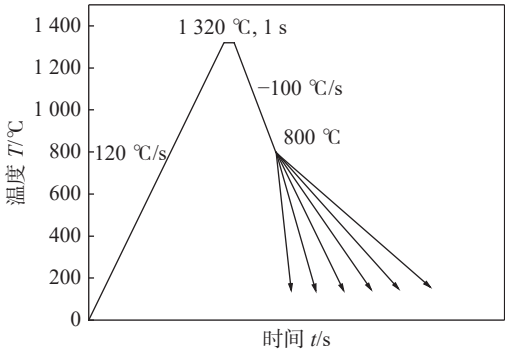


图 2 模拟焊接热循环曲线  
Fig. 2 Simulating thermal cycle curve

采用熔化极气体保护焊,保护气体为 80%Ar + 20%CO<sub>2</sub>, 气体流量为 20 L/min, 焊丝为  $\phi 1.2$  mm

为研究试验钢不同冷却速率下热影响区粗晶



GHS 110 焊丝, 焊接设备为 TransPuls 5000 焊机, 焊接参数列于表 3。首先对热模拟试样、焊接试验金相试样进行砂纸研磨、机械抛光后, 采用体积分数为 4% 的硝酸酒精溶液和 Lepera 试剂对热模拟试样浸蚀, 最后用 Olympus GX51 型光学显微镜对显微组织进行观察, 采用 HV-5 型维氏硬度计进行硬度测试, 载荷为 49 N, 加载时间为 10 s。

表 3 焊接工艺参数  
Table 3 Welding process parameters

试样	电弧电压 $U/V$	焊接电流 $I/A$	热输入 $E/(kJ \cdot cm^{-1})$
1	18	170 ~ 180	8
2	27	260 ~ 270	14

## 2 结果与分析

### 2.1 冷却速率对粗晶区微观组织的影响

不同冷却速率下试验钢热影响区粗晶区微观组织如图 3 所示, 由图 3 可知随着冷却速率从 50 °C/s 降低至 0.05 °C/s, 热影响区粗晶区组织经历

了从板条马氏体 (LM)→板条贝氏体 (LB)+粒状贝氏体 (GB)→粒状贝氏体→粒状贝氏体+少量铁素体 (F)、珠光体 (P) 的转变过程; 冷却速率在 50 ~ 5 °C/s 时, 组织均为低温相变组织板条马氏体, 冷却速率小于 5 °C/s 时, 组织中出现板条贝氏体, 故马氏体临界转变温度约为 5 °C/s; 随着冷却速率降低, 晶粒尺寸及板条马氏体亚结构 (板条块) 均有增大趋势, 板条间距也随之增加<sup>[12]</sup>, 这是因为冷却速率降低致使过冷度减小, 相变驱动力和形核率等均降低, 导致晶粒尺寸和板条马氏体亚结构增大。

冷却速率在 2 ~ 0.1 °C/s 时, 板条马氏体消失, 粗晶区组织由中温相变组织板条贝氏体和粒状贝氏体组成。冷却速率从 2 °C/s 降低至 0.3 °C/s 时, 组织中以板条贝氏体为主并伴随少量粒状贝氏体; 随着冷却速率降低原奥氏体晶内亚结构逐渐合并长大, 晶界逐渐模糊取向愈不明显, 且粒状贝氏体逐渐增加。冷却速率从 0.3 °C/s 降低至 0.1 °C/s 时, 板条贝氏体逐渐消失, 组织以粒状贝氏体为主, 但其数量减少尺寸增加, 这是因为板条组织形成需要

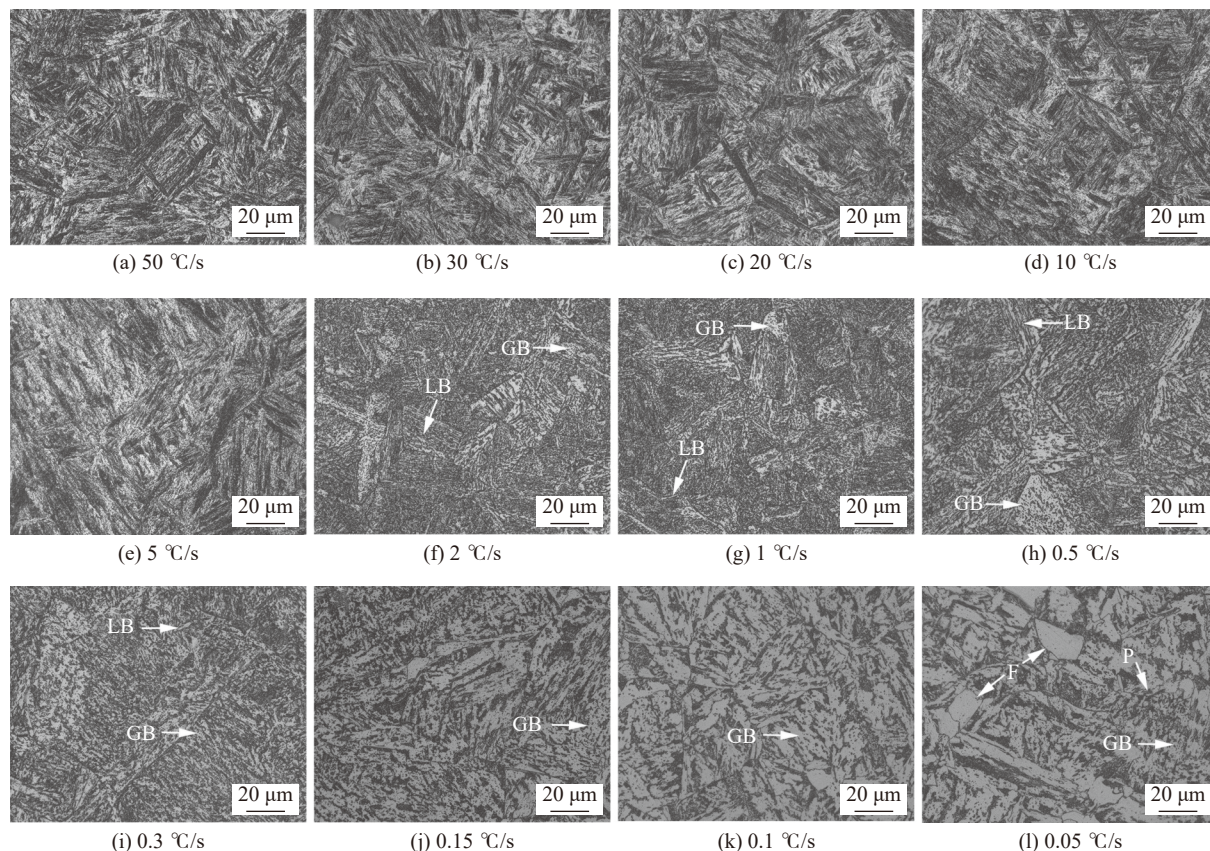


图 3 不同冷却速率下试验钢粗晶区组织

Fig. 3 Microstructure of the experimental steel in the coarse-grained region under different cooling rates. (a) 50 °C/s; (b) 30 °C/s; (c) 20 °C/s; (d) 10 °C/s; (e) 5 °C/s; (f) 2 °C/s; (g) 1 °C/s; (h) 0.5 °C/s; (i) 0.3 °C/s; (j) 0.15 °C/s; (k) 0.1 °C/s; (l) 0.05 °C/s



较快的冷却速率,而随着冷却速率降低,合金元素扩散充分,C原子也可进行长程扩散,从而使富碳奥氏体增多,促进粒状贝氏体产生并不断长大,从而板条贝氏体相对减少<sup>[13]</sup>。冷却速率为 0.05 °C/s 时,组织依然以粒状贝氏体为主,但由于冷却速率小,高温停留时间足够长,促使扩散型相变发生,组织中出现少量珠光体和多边形铁素体。

当冷却速率不大于 2 °C/s 时,组织中开始出现粒状贝氏体,粒状贝氏体组织是由贝氏体铁素体基体上分布着细小条状或颗粒状 M-A 组元构成,而 M-A 组元是热影响区韧性劣化因素,所以研究冷却速率对 M-A 组元的影响对改善热影响区性能是十分必要的。

## 2.2 冷却速率对粗晶区 M-A 组元的影响

M-A 组元由残余奥氏体和孪晶马氏体构成,且为硬脆相,M-A 组元的存在使位错塞积造成应力集中,另一方面,较大尺寸 M-A 组元脱落形成孔洞,在拉伸过程中孔洞会聚集长大成为微裂纹,且 M-A 组元会使得塑性变形不均匀,对韧性不利<sup>[14-16]</sup>。采用 Lepera 试剂腐蚀热模拟试样,观察不同冷却速率对 M-A 组元的影响,结果如图 4 所示,由图 4 可知不同冷却速率下 M-A 组元为沿着原始奥氏体晶界生长的亮白色组织。随着冷却速率的降低,M-A 组元的数量增加,形态由弥散分布的小颗粒状转变为长条状或块状混合态,冷却速率继续减小,M-A 组元的数量和尺寸均有一定的减小。

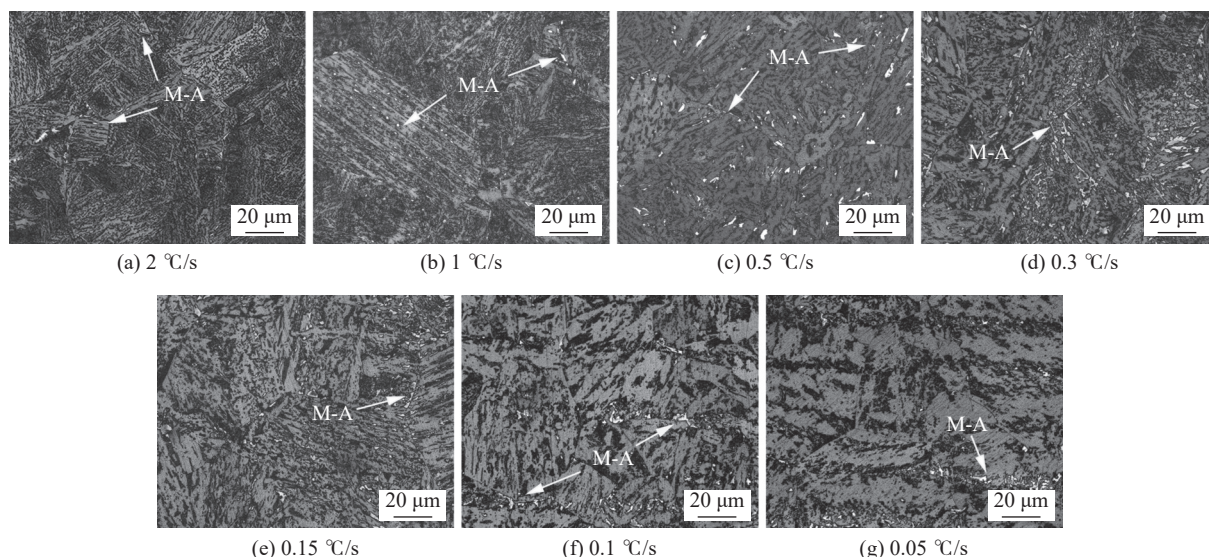


图 4 不同冷却速率下粗晶区 M-A 组元

Fig. 4 M-A components in the coarse-grained region under different cooling rates. (a) 2 °C/s; (b) 1 °C/s; (c) 0.5 °C/s; (d) 0.3 °C/s; (e) 0.15 °C/s; (f) 0.1 °C/s; (g) 0.05 °C/s

M-A 组元形态和数量与冷却速率有关,在快速冷却过程中,C原子扩散速率缓慢, $\alpha/\gamma$ 相边界处奥氏体中的C元素含量不足以稳定残余奥氏体,当冷却到较低温度时,少量富碳残余奥氏体将转化为 M-A 组元,导致 M-A 组元的含量较低<sup>[17]</sup>。由于冷却速率较快,晶粒细化,晶粒边界增加,形核位置增多,从而形成弥散小颗粒的 M-A 组元;随着冷却速率降低,C原子充分扩散, $\alpha/\gamma$ 相边界处形成较多富碳奥氏体,冷却过程中奥氏体将转变为 M-A 组元,其含量明显增加,形态也转变为长条状和块状混合形态尺寸变大,这与 Wang 等人<sup>[18]</sup>的观察结果一致;更慢的冷却速度会使奥氏体分解为铁素体和珠光体,使得 M-A 组元的数量减少<sup>[19-20]</sup>。

## 2.3 冷却速率对粗晶区硬度的影响

对试验钢和不同冷却速率下热模拟试样进行维氏硬度测试,结果如图 5 所示,由图可知,热影响区粗晶区硬度随冷却速率降低呈减小趋势,整体变化可分为 3 个区域,分别为  $t_{8/5} \geq 60$  s 的高硬度 I 区域,  $60 > t_{8/5} \geq 1\,000$  s 硬度显著下降 II 区域,  $1\,000 > t_{8/5} \geq 6\,000$  s 低硬度 III 区域。I 区域内硬度高,在 487 ~ 509 HV5 左右,由图 3 微观组织可知,此时粗晶区组织均为切变型相变产物板条马氏体,冷却速率快,不均匀切变产生的高密度位错、孪晶和空位等致使组织硬度较高<sup>[21-22]</sup>。随后硬度微量下降至 487 HV5 左右,粗晶区硬度已低于母材硬度出现软化现象,此时微观组织仍为板条马氏体,但

冷却速率的降低使得元素扩散速率减慢, 形核率下降, 板条亚结构逐渐长大, 板条方向性降低等均使硬度降低。

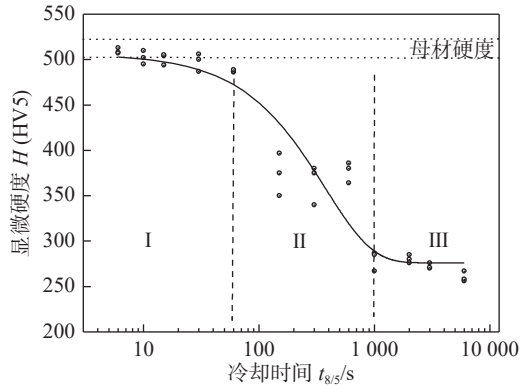


图 5 不同  $t_{8/5}$  与粗晶区硬度关系

Fig. 5 Relationship between different  $t_{8/5}$  and hardness of coarse grained region

II区域内硬度显著下降, 从 487 HV5 降低至 280 HV5 左右, 下降幅度超过 150 HV5. 在此区域硬度前期降低至 370 HV5 的原因是冷却速率降低, 低温马氏体转变难以进行, 中温贝氏体转变逐渐替代马氏体转变, 从而使硬度显著下降. 后期硬度由 370 HV5 下降至 280 HV5 左右, 是由于贝氏体类组织之间转变导致的, 由图 3f~3i 可知, 随着冷却速率降低板条贝氏体逐渐减少, 板条合并粗化, 而粒状贝氏体增加, 体积变大, 导致硬度下降. III区域硬度最低, 维持在 280 HV5 左右, 冷却速率为 0.05 °C/s 时硬度微量降低, 此区域硬度最低的原因是粗晶区组织主要以粒状贝氏体为主, 故硬度维持不变, 最后硬度微量下降是由于冷却速率小, 生成少量软相铁素体和珠光体导致。

## 2.4 1 400 MPa 级超高强度钢的相变点及 SH-CCT 曲线

依照临界点测定标准 (加热速度为 0.05 °C/s), 通过切线法获得试验钢相变点温度, 如图 6 所示. 由图 6 可知, 在近似平衡态下的奥氏体化开始温度  $A_{c1}$  和奥氏体化结束温度  $A_{c3}$  分别为 710 和 820 °C.

结合微观组织和维氏硬度测试结果, 绘制出试验钢的 SH-CCT 曲线, 如图 7 所示, 由图可知, 随冷却速率降低, 室温下 1 400 MPa 级超高强度钢热影响区粗晶区组织有 M, M + B, B, B + F + P 4 种不同类型. 通过 SH-CCT 曲线中不同冷却速率的热影响区的组织和硬度可判断淬硬倾向, 从而制定合理的焊接工艺, 提高焊接质量. 由 SH-CCT 曲线可知, 马

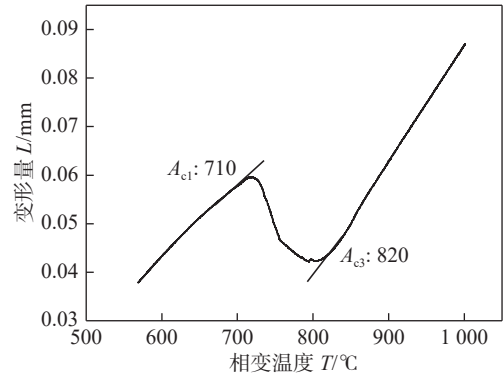


图 6 试验钢相变温度

Fig. 6 Test steel phase transition temperature

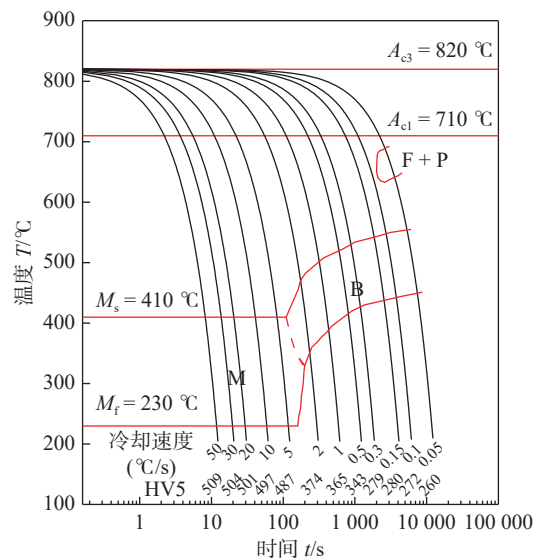


图 7 1 400 MPa 级超高强度钢 SH-CCT 曲线

Fig. 7 SH-CCT curve of 1 400 MPa grade ultra high strength steel

氏体临界转变冷却速率介于 5 ~ 2 °C/s, 约为 5 °C/s, 且冷却速率大于 20 °C/s, 1 400 MPa 级超高强度钢热影响区组织为板条马氏体组织, 硬度与母材相当, 维持在 501 HV5 以上, 同时避免贝氏体、M-A 组元等组织产生, 避免了软化现象和 M-A 组元导致的脆化现象, 可获得性能良好的组织. 由于热模拟试验是在实验室条件下进行, 故需进行实际焊接试验, 确定热模拟试验结果和 SH-CCT 曲线的准确性。

## 2.5 焊接工艺试验

通过 SH-CCT 曲线可知, 冷却速度大于 20 °C/s ( $t_{8/5} = 15$  s), 焊接热影响区不发生软化现象, 也不存在 M-A 组元而引起的脆化现象. 通过研究热输入与冷却速率的关系, 可得到理论的焊接热输入范围, 文献 [23-24] 采用 D·Vwer 经验公式计算热输入与  $t_{8/5}$  的关系较为精确, 经计算确定临界板厚  $\delta_{cr}$  均



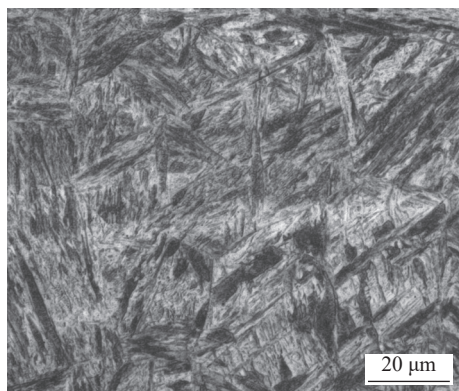
小于实际板厚,故采用三维传热计算热输入与冷却速率的关系.通过计算确定 8 mm 厚 1 400 MPa 级超高强钢热影响区不发生软化的热输入小于 32 kJ/cm,考虑到实际板厚和冷却速率为 20 °C/s 时热影响区硬度处在母材硬度下限问题,故将热输入控制在 20 kJ/cm(冷却速大于 30 °C/s)以内为宜.计算式为

$$\delta_{cr} = \sqrt{\frac{E}{2c_p} \left( \frac{1}{500-T_0} - \frac{1}{800-T_0} \right)} \quad (1)$$

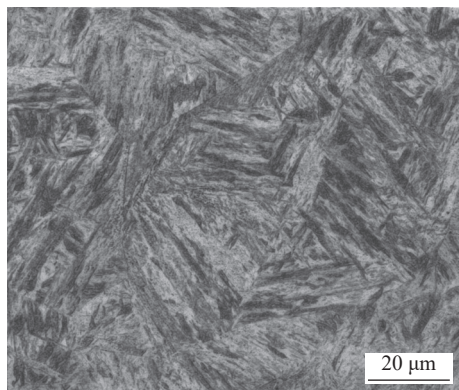
$$t_{8/5} = (0.67 - 5 \times 10^{-4} T_0) \eta E \left( \frac{1}{500-T_0} - \frac{1}{800-T_0} \right) F_3 \quad (2)$$

式中:  $E$  为焊接热输入 (J/cm);  $c_p$  为容积比热容 ( $J/(cm^3 \cdot ^\circ C)$ );  $T_0$  为初始温度;  $\eta$  为热效率;  $F_3$  为接头系数.

选择热输入为 8 和 14 kJ/cm 进行实际焊接试验,观察实际焊接热影响区粗晶区组织和性能.两种热输入焊接热影响区粗晶区显微组织如图 8 所示,由图可知,两种热输入组织与图 3a 和图 3b 热模拟试验粗晶区组织相同,均为板条马氏体组织,



(a) 8 kJ/cm



(b) 14 kJ/cm

图 8 不同热输入粗晶区组织

Fig. 8 Microstructure of coarse-grained regions under different line energies.(a)8 kJ/cm;(b)14 kJ/cm

而且晶粒尺寸小,板条交错.测量硬度发现热输入为 8 kJ/cm 的粗晶区硬度均值为 505 HV5,与  $t_{8/5} = 6$  时硬度接近;热输入为 14 kJ/cm 的粗晶区硬度均值为 496 HV5,与  $t_{8/5} = 10$  s 硬度接近.以上结果表明,实际焊接试验与热模拟试验的粗晶区组织和性能一致,进一步验证热模拟试验结果和 SH-CCT 曲线的准确性,试验结果可用于指导实际焊接工艺制定.

### 3 结论

(1) 随着冷却速率从 50 °C/s 降低至 0.05 °C/s, 1 400 MPa 级超高强钢热影响区粗晶区组织经历了从板条马氏体→板条贝氏体+粒状贝氏体→粒状贝氏体→粒状贝氏体+少量铁素体和珠光体的转变过程,硬度值也由 510 HV5 降低至 260 HV5.

(2) 1 400 MPa 级超高强钢在近似平衡态下的奥氏体化开始温度  $A_{c1}$  和奥氏体化结束温度  $A_{c3}$  分别为 710 和 820 °C,且马氏体临界转变冷却速率约为 5 °C/s.

(3) 冷却速率不大于 2 °C/s 时,焊接热影响区粗晶区组织中产生 M-A 组元,并沿原始奥氏体晶界生长,其数量存在先升高后降低趋势,形态也由弥散颗粒状分布转变为断续长条状或块状分布.

(4) 对于厚度为 8 mm 的 1 400 MPa 级超高强钢在实际焊接过程中,热输入控制在 20 kJ/cm 以内,热影响区粗晶区组织为板条马氏体,硬度维持在 500 HV5 左右,不发生软化现象,不存在 M-A 组元而引起的脆化现象,可以满足工程应用需要.

### 参考文献

- [1] "工业绿色发展工程科技战略及对策研究"课题组. 工业绿色发展工程科技战略及对策 [J]. 中国工程科学, 2015, 17(7): 32-36.  
The Research Group for Strategic Study on Green Development Engineering for Industry. Strategic study on green development engineering for industry[J]. Strategic Study of CAE, 2015, 17(7): 32-36.
- [2] 张春霞,王海风,张寿荣,等. 中国钢铁工业绿色发展工程科技战略及对策 [J]. 钢铁, 2015, 50(10): 1-7.  
Zhang Chunxia, Wang Haifeng, Zhang Shourong, et al. Strategic study on green development of Chinese steel industry[J]. Iron & Steel, 2015, 50(10): 1-7.
- [3] 宁静,王敖,苏杰,等. W 含量对新型超高强度钢热塑性的影响 [J]. 锻压技术, 2020, 45(9): 181-186.

- Ning Jing, Wang Ao, Su Jie, *et al.* Influence of W content on thermoplasticity for new ultra-high strength steel[J]. *Forging & Stamping Technology*, 2020, 45(9): 181 – 186.
- [4] 安同邦, 魏金山, 单际国, 等. 保护气成分对 1 000 MPa 级高强熔敷金属组织特征的影响 [J]. *金属学报*, 2019, 55(5): 575 – 584.
- An Tongbang, Wei Jinshan, Shan Giguang, *et al.* Influence of shielding gas composition on microstructure characteristics of 1 000 MPa grade deposited metals[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2019, 55(5): 575 – 584.
- [5] 高野, 任家宽, 李志峰, 等. 奥氏体化温度对 900 MPa 级 HSLA 钢显微组织和晶体学演变的影响 [J]. *材料研究学报*, 2022, 36(1): 21 – 28.
- Gao Ye, Ren Jiakuan, Li Zhifeng, *et al.* Effect of austenitizing temperature on microstructure and crystallographic evolution of 900 MPa grade HSLA steel[J]. *Chinese Journal of Materials Research*, 2022, 36(1): 21 – 28.
- [6] Ishikawa N, Sueyoshi H, Endo S. Critical condition for hydrogen induced cold cracking of high strength weld metal[C]// 2014 10th International Pipeline Conference. American Society of Mechanical Engineers, 2014.
- [7] 安同邦, 单际国, 魏金山, 等. 热输入对 1 000 MPa 级工程机械用钢接头组织性能的影响 [J]. *机械工程学报*, 2014, 50(22): 42 – 49.
- An Tongbang, Shan Jiguang, Wei Jinshan, *et al.* Effect of heat input on microstructure and performance of welded joint in 1 000 MPa grade steel for construction machinery[J]. *Journal of Mechanical Engineering*, 2014, 50(22): 42 – 49.
- [8] Wu X, Lin H, Luo W, *et al.* Microstructure and microhardness evolution of thermal simulated HAZ of Q & P980 steel[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, 15: 6067 – 6078.
- [9] 蒋庆梅, 张小强, 陈礼清, 等. 1 000 MPa 级超高强度钢的 SH-CCT 曲线及其热影响区的组织和性能 [J]. *钢铁研究学报*, 2014, 26(1): 47 – 51.
- Jiang Qingmei, Zhang Xiaoqiang, Chen Liqing, *et al.* SH-CCT diagram, microstructure and properties of heat-affected zone in a 1 000 MPa grade extra high-strength steel[J]. *Journal of Iron and Steel Research*, 2014, 26(1): 47 – 51.
- [10] 方俊飞, 徐震霖, 斯松华, 等. 不同冷速下 Q1100 高强钢焊接热影响区粗晶区的组织转变特征 [J]. *机械工程材料*, 2017, 41(1): 107 – 110.
- Fang Junfei, Xu Zhenlin, Si Songhua, *et al.* Microstructure transformation characteristic of CGHAZ of Q1100 high-strength steel at different cooling rates[J]. *Materials for Mechanical Engineering*, 2017, 41(1): 107 – 110.
- [11] Weglowski M S, Zeman M, Lomozik M. Physical simulation of weldability of weldox 1300 steel[J]. *Materials Science Forum*, 2013, 762: 551 – 555.
- [12] Wang CH F, Wang M Q, Shi J, *et al.* Effect of microstructure refinement on the strength and toughness of low alloy martensitic steel[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2007, 23(5): 659 – 664.
- [13] Lei X, Dong S, Huang J, *et al.* Phase evolution and mechanical properties of coarse-grained heat affected zone of a Cu-free high strength low alloy hull structure steel[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2018, 718: 437 – 448.
- [14] 邢淑清, 陆恒昌, 麻永林, 等. 800 MPa 级高强钢焊接粗晶区再热循环的组织转变规律 [J]. *材料工程*, 2015, 43(7): 93 – 99.
- Xing Shuqing, Lu Hengchang, Ma Yonglin, *et al.* Microstructure evolution of CG-HAZ reheated by second thermal cycle for 800 MPa grade high strength steel[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2015, 43(7): 93 – 99.
- [15] Huda N, Wang Y, Li L, *et al.* Effect of martensite-austenite (MA) distribution on mechanical properties of inter-critical reheated coarse grain heat affected zone in X80 linepipe steel[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 765: 138301.
- [16] Fan L, Zhou D, Wang T, *et al.* Tensile properties of an acicular ferrite and martensite/austenite constituent steel with varying cooling rates[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2014, 590: 224 – 231.
- [17] Wang C, Wu X, Jie L, *et al.* Transmission electron microscopy of martensite/austenite islands in pipeline steel X70[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2006, 438(11): 267 – 271.
- [18] Wang S C, Yang J R. Effects of chemical composition, rolling and cooling conditions on the amount of martensite/austenite (M/A) constituent formation in low carbon bainitic steels[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1992, 154(1): 43 – 49.
- [19] Kim H K, Moon J I, Kim W K, *et al.* Influence of carbon equivalent value on the weld bead bending properties of high-strength low-alloy steel plates[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2016, 33(4): 321 – 329.
- [20] Long X Y, Zhang F C, Yang Z N. Study on microstructures and properties of carbide-free and carbide-bearing bainitic steels[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018(715): 10 – 16.
- [21] 王旭, 魏军, 仇圣桃, 等. 12Mn 钢 CCT 曲线的测定与分析 [J]. *热加工工艺*, 2021, 50(4): 147 – 150.
- Wang Xu, Wei Jun, Chou Shengtao, *et al.* Measurement and analysis of CCT curve of 12Mn steel[J]. *Hot Working Technology*, 2021, 50(4): 147 – 150.
- [22] Sa A, Vj B, Mav F, *et al.* Thermomechanical simulation of the heat-affected zones in welded ultra-high strength steels: Microstructure and mechanical properties[J]. *Materials & Design*, 2021, 213.
- [23] 刘旭辉, 张波, 肖爱达, 等. 工程机械用 960QT 钢焊接粗晶区组织及性能研究 [J]. *特殊钢*, 2019, 40(1): 63 – 67.
- Liu Xuhui, Zhang Bo, Xiao Aida, *et al.* Study on structure and performance of coarse grained heat affected zone(CGHAZ) of machinery steel 960QT[J]. *Special Steel*, 2019, 40(1): 63 – 67.
- [24] 张文钺. 焊接冶金学 [M]. 北京: 机械工业出版社, 1999.
- Zhang Wenyue. *Welding metallurgy*[M]. Beijing: China Machine Press, 1999.

第一作者: 曹志龙, 硕士; 主要从事钢铁材料焊接性及焊接材料的研究; Email: zhilongcao@126.com.

通信作者: 安同邦, 博士, 高级工程师; Email: anran30002000@sina.com.

(编辑: 郑红)