

热输入对 C300 接头温度场及焊缝胞晶组织的影响

杨 帅¹, 彭 云², 张晓牧², 董华利¹, 田志凌²

(1. 中铁物总技术有限公司, 北京 100036; 2. 钢铁研究总院 先进钢铁流程及材料国家重点实验室, 北京 100081)

摘 要: 通过数值计算和组织观察, 分析了热输入对马氏体时效钢(C300)钨极氩弧焊焊接接头温度场及焊缝胞晶组织的影响。结果表明, 试验条件下, 随着热输入的增大, 熔深和熔宽均增大, 深色腐蚀区(HAZ2, heat affected zone 2)逐渐变宽并远离焊缝中心, 上窄下宽的差异也将随之增大, 760 ℃等温线距热源中心的距离基本符合 $r = 0.465E + 0.987$ (mm) 关系式; 胞晶尺寸随着热输入的增大而增大, 基本符合 $\lambda_2 = 3.324 \times E^{2/3}$ (μm) 关系式, 小热输入情况下适用性高。最佳热输入不仅可以得到成形良好的焊缝, 而且计算值与实测值吻合程度较高。

关键词: 马氏体时效钢; 铁路辙叉; 热输入; 焊接温度场; 胞晶

中图分类号: TG 422 **文献标识码:** A **文章编号:** 0253-360X(2015)10-0012-05

0 序 言

马氏体时效钢作为超高强度钢自诞生以来就受到国内外的广泛关注和深入研究, 凭借着高强高韧的特性而广泛应用于航空航天航海等领域^[1-4], 在铁路辙叉领域同样具有较强的优势。高速重载铁路的发展对辙叉材料的要求更为苛刻, 文献[5]报道, 奥地利 VAE 公司统计分析了几种辙叉材料, 指出马氏体时效钢虽然成本较高, 但其综合性能优于常用的辙叉材料, 在铁路辙叉领域具有广阔的应用前景。关于马氏体时效钢焊接已有很多研究^[1-3], 普遍认为 TIG 焊可以得到较好的强韧性匹配, 热输入对接头具有重要影响, 然而尚未见到针对 C300 (2 000 MPa 级马氏体时效钢) 通过焊接热输入计算得到温度场和焊缝组织变化的报道。

关于热输入对温度场以及胞晶尺寸的影响, 多数文献[6, 7]侧重定性分析这些变化, 很少有文献对其进行定量分析。文献[8]详细介绍了马氏体时效钢焊态接头的组织特征, 指出 HAZ2 呈现出深色形貌, 此区域性能较为特殊, 与母材相比断裂韧性有所提高而强度略微下降^[9], 因此焊接之前如何通过热输入估算 HAZ2 的位置就显得非常有必要。HAZ2 所经历的温度区间为 $A_s - A_f$ (A_s 为奥氏体化开始温度, 约 620 ℃; A_f 为完全奥氏体化温度, 约 760 ℃), 这个深色腐蚀区为分析温度场提供了先天的优势, 即不需实测温度即可判断 HAZ2 区域中靠近热源中

心一侧的边缘线即为 A_f 等温线, 远离的为 A_s 等温线。

文中研究的目的是通过热输入来计算某一等温线的范围以及胞晶尺寸, 建立热输入与它们之间的关系, 为优化 C300 的焊接工艺奠定基础。

1 试验方法

母材及焊丝成分如表 1 所示, 采用 TIG 焊方法, 工艺如表 2 所示, 在试板上直接堆焊一道焊缝金属, 试板尺寸为 100 mm × 50 mm × 7 mm, 焊前将试板用丙酮擦拭干净。焊后热处理工艺为 840 ℃ × 1 h 空冷 + 480 ℃ × 4 h 空冷。

表 1 C300 及焊丝的化学成分 (质量分数, %)

Table 1 Chemical compositions of C300 and filler metal

成分	Ni	Co	Mo	Ti	Al	Fe
母材	18.0	9.0	5.0	0.6	0.10	余量
焊丝	18.0	9.0	4.5	0.8	0.12	余量

表 2 焊接工艺参数

Table 2 Welding parameters

热输入 E / 电弧电压	焊接电流	焊接速度 v_1 / 送丝速度 v_2 / 保护	
($\text{kJ} \cdot \text{cm}^{-1}$)	U/V	I/A	($\text{cm} \cdot \text{min}^{-1}$) ($\text{cm} \cdot \text{min}^{-1}$) 气体
5.4	12.0	75	10 40 高纯氩气
12.6	14.0	150	10 40 高纯氩气
29.7	16.5	300	10 40 高纯氩气

收稿日期: 2015-03-19

基金项目: 国家重点基础研究发展计划资助项目 (973 计划, 2010-CB630800)

焊态接头宏观形貌采用的腐蚀剂为 10% 的硝酸酒精溶液, 固溶时效后的金相组织采用的腐蚀剂

为 5 mL CuCl₂ + 35 mL HCl + 35 mL H₂O + 25 mL C₂H₅OH 溶液,采用数码相机和 DM2500M 正置金相显微镜分别拍摄接头的宏观形貌和微观组织。

2 试验结果及分析

2.1 热输入对焊缝成型的影响

从接头宏观形貌可以发现,如图 1 所示,热输入过小或者过大,焊缝成型均不合适。

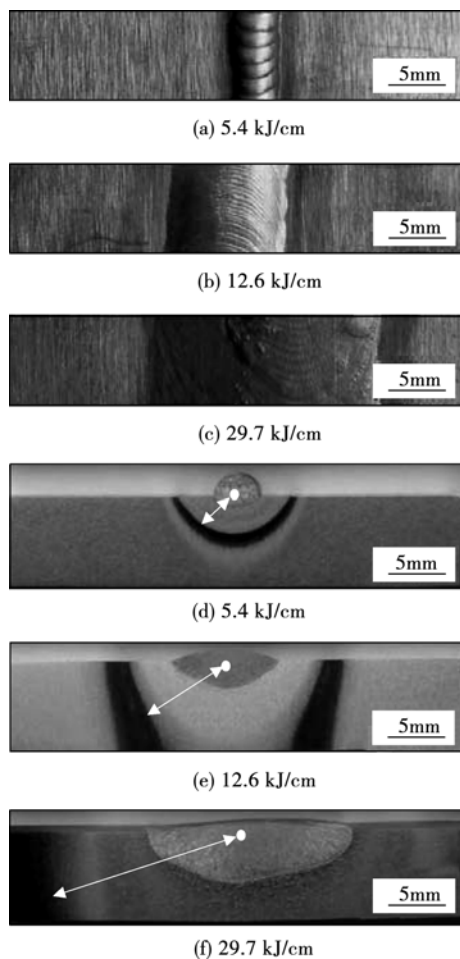


图 1 接头宏观形貌

Fig. 1 Macrostructure of weld joints

当热输入 $E = 5.4 \text{ kJ/cm}$ 时,热能基本上用于熔化焊丝形成熔滴,熔滴在熔点温度以上停留时间短,过热度小,液体的粘度系数过大,流动性不足,熔滴尚未完全铺开便已凝固,形成的余高过大;同时过小的 E 也不利于母材的熔化,基本上没有形成熔深,熔宽也很窄,所形成的焊缝类似于“焊瘤”。焊缝表面颜色金黄说明保护效果良好,小的热输入没有破坏稳定的保护气流,另外由于 E 过小, $A_s \sim A_f$ 等温线区域在接头截面上是完整的半圆弧形,非常规则。当

$E = 29.7 \text{ kJ/cm}$ 时,有足够的热能熔化焊丝和母材,熔深熔宽都比较大,熔化的金属高温停留时间长,过热度大,液体的粘度系数小,完全铺开,基本上没有余高,但焊缝表面颜色发暗,说明氧化严重,过大的 E 导致熔池内部反应剧烈,破坏了稳定的保护气流。 $A_s \sim A_f$ 等温线区域也远离热源中心,再加上板厚的原因,因此并没有形成完整的半圆形。当 $E = 12.6 \text{ kJ/cm}$ 时,熔深、熔宽和余高均比较合适,成形美观,保护效果良好,这个热输入处于焊接 7 mm 厚固溶态 C300 常用的热输入范围。因此从焊缝成形的角度来说,选择合适的热输入可以获得成形良好的接头。

2.2 热输入对温度场的影响

由图 1 可以发现, $A_s \sim A_f$ 等温线区间非常明显,一般情况下,薄板焊接时线状连续移动热源极限饱和状态的传热计算公式,即

$$T = \frac{q}{2\pi\lambda h} \exp\left(-\frac{vx}{2a}\right) K_0\left(r \sqrt{\frac{v^2}{4a^2} + \frac{b}{a}}\right) \quad (1)$$

式中: λ 为导热系数; h 为薄板的厚度; b 为薄板的散温系数; a 为表面散热系数; K_0 为贝氏函数。

极限饱和状态时,时间 t 趋于无穷,焊接速度 v 为常数,焊接功率 q 为常数,经过式(1)得出的温度场是稳定的。其它条件相同的情况下,随着 q 的增大,距离热源中心某一距离 r 点的温度 T 增大,即等温线范围随之扩大。

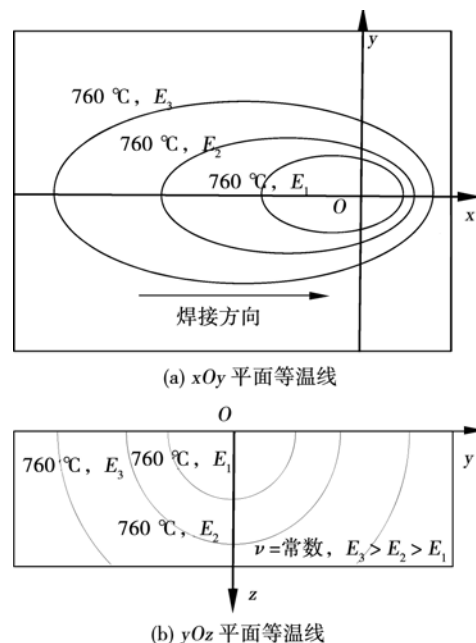


图 2 热输入对等温线影响示意图

Fig. 2 Schematic diagram of heat input effects on isotherm

由图 2 可以看出,以 760 °C 等温线为例,随着 E 的增大,760 °C 等温线的范围逐渐增大,HAZ 的范围

也增大. 深色腐蚀区所经历的温度区间是相同的, 不同 E 下这些深色腐蚀区位置及大小的变化反映了时效温度区间位置的变化, 从图 1 可以看出随着 E 的增大, 深色腐蚀区远离焊缝中心, 亦即随着 E 的增大, 温度场范围在扩大.

这些只是定性地分析温度场的变化, 定量分析之前, 首先需要解决的问题就是 7 mm 厚的板属于薄板还是厚板. 关于临界板厚有多种公式, 文中采用以下三个公式进行综合判断, 即

$$\delta_{cr1} = \sqrt{\frac{E}{\rho c (T - T_0)}} \quad (2)$$

$$\delta_{cr2} = \sqrt{\frac{E}{2\rho c \left(\frac{1}{500 - T_0} + \frac{1}{800 - T_0} \right)}} \quad (3)$$

$$\delta_{cr3} = \sqrt{\frac{0.043 - 4.3 \times 10^{-5} T_0}{0.67 - 5.0 \times 10^{-4} T_0} \eta E \left(\frac{1}{500 - T_0} + \frac{1}{800 - T_0} \right)} \quad (4)$$

式中: δ_{cr} 为临界板厚; ρ 为密度; c 为比热容; T_0 为预热温度; T 为某一温度; η 为热效率.

对于试验条件下, 根据 C300 的热物理参数, 如表 3 所示, 以及焊接热输入, 参考以上三个公式确定不同热输入下的临界板厚, $T_0 = 25^\circ\text{C}$, $T = 800^\circ\text{C}$, 钨极氩弧焊的 $\eta = 0.65$, 结果如表 4 所示.

表 3 马氏体时效钢 C300 的物理参数^[1,10]

密度	热扩散率	比热容	导热系数
$\rho / (\text{g} \cdot \text{cm}^{-3})$	$\alpha / (\text{cm}^2 \cdot \text{s}^{-1})$	$c / (\text{J} \cdot \text{g}^{-1} \cdot ^\circ\text{C}^{-1})$	$\lambda / (\text{W} \cdot \text{cm}^{-1} \cdot ^\circ\text{C}^{-1})$
8.0	0.065 3	0.376 2	0.196 46

表 4 临界板厚与热输入的关系

Table 4 Relationship between critical thickness and heat input

热输入	临界板厚	临界板厚	临界板厚
$E / (\text{kJ} \cdot \text{cm}^{-1})$	δ_{cr1} / mm	δ_{cr2} / mm	δ_{cr3} / mm
5.4	15	17	8.7
12.6	23	26	13.0
29.7	36	41	20.0
备注	$\delta < \delta_{cr}$ 为薄板 $\delta < 0.6\delta_{cr}$ 为薄板 $\delta < 0.75\delta_{cr}$ 为薄板		

综合考虑以上计算结果, 针对 7 mm 厚的 C300 采用 5.4 kJ/cm 的热输入焊接时属于厚板传热 ($6.5 \text{ mm} = 0.75\delta_{cr} < 7 \text{ mm}$, 基本处于三维与二维的临界状态), 采用 12.6 和 29.7 kJ/cm 的热输入时, 均属于薄板传热 (二维). 若采用式 (1) 计算温度场分布则非常繁琐, 文中根据实际情况采用简化式进行计算, 即

$$\theta_3 = \frac{4\pi\lambda a T}{qv}, \quad R = \frac{2\rho_3 a}{v} \quad (5)$$

$$\theta_2 = \frac{2\pi\lambda h T}{q}, \quad r = \frac{2\rho_2 a}{v} \quad (6)$$

式中: θ 和 ρ' 为焊件上坐标位置的无因次系数; r 为某一特定温度点到热源中心的距离; 式 (5) 为厚板焊件计算公式; 式 (6) 为薄板焊件计算公式.

根据已知参数求出 θ 值, 再根据 ρ' - φ - θ 关系图, 查出与焊接方向某一角度 φ 所对应的 ρ' 值^[12], 最后再根据公式计算出 r 值. HAZ2 的温度范围为 $A_s \sim A_f$, C300 的 A_f 约为 760°C , 焊接方向为 Ox (图 2 所示), 文中所计算的为 YOz 面上 760°C 等温线距热源中心的距离, 即图 1 中箭头所示的位置.

表 5 距离的计算值与实测值

热输入 $E / (\text{kJ} \cdot \text{cm}^{-1})$	无因次 系数 θ	无因次 系数 ρ'	距离 r_1 / mm (计算值)	距离 r_2 / mm (实测值)	备注
5.4	0.810 0	0.65	5.1	3.1	式(5)
5.4	1.041 8	0.50	3.9	3.1	式(6)
12.6	0.446 5	0.90	7.0	6.7	式(6)
29.7	0.189 4	1.60	12.5	15.3	式(6)

计算发现, 当 $E = 5.4 \text{ kJ/cm}$ 时, 采用三维模型得出的计算值比采用二维得出的更偏离实际测量值, 因此, 文中认为采用二维模型更为合适. E 较小时, 计算值高于实测值, 这是因为随着 E 的减小, 导致临界板厚降低, 相当于板厚增加, 有朝向三维传热发展的趋势, 增加热阱, 具有更好的散热条件, 等温线梯度较大, 760°C 等温线将会靠近热源中心, 而理论计算并未考虑这些相对变化, 因此导致计算值高于实测值. 同理也可分析得出 E 较大时计算值低于实测值. $E = 12.6 \text{ kJ/cm}$ 时计算值与实测值吻合最好, 属于焊接 7 mm 厚的 C300 时常用的范围. 由以上数据可得出 YOZ 面上 760°C 的 r 值与 E 的关系式为 $r = 0.465E + 0.987 \text{ (mm)}$, 其关系曲线如图 3 中虚线所示, 据此可估计 760°C 等温线的位置.

图 4 为 $E = 12.6 \text{ kJ/cm}$ 时接头的温度场形貌, 深色腐蚀区在上下表面差异是比较明显的, 从 a 区域到 b 区域逐渐变宽, 这说明 a 区域的等温线梯度大, b 区域的相对较小. c 区域没有出现深色腐蚀形貌, 这是因为 c 区域所经历的温度高于 760°C , 处于固溶态. 根据实际情况判断 7 mm 厚的板材不是理想的厚板或者薄板, 具有一定的厚度. 当焊接热能传递至靠近上表面的 a 区域时, 热量可以向左和下方继续传递, 相对来说左方和下方都属于 a 区域的热阱, 热量可以迅速转移, 而当热能传递至靠近下表面的 b 区域时, 热能只能朝左方这个热阱继续传递,

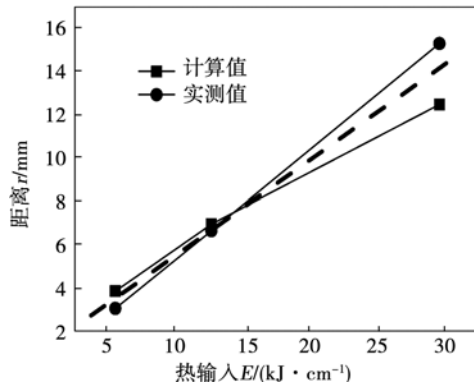


图 3 热输入与 760 °C 等温线距热源中心距离的关系

Fig. 3 Relationship between heat input and distance of 760 °C isotherm to heat source center

热量传递缓慢,导致的结果就是从 a 区域到 b 区域的等温线梯度逐渐减小,因此深色区域即呈现出上窄下宽的形貌,即上表面温度梯度高于下表面的。这种差异也随着焊接热输入的增大而增大。因此为了避开这种差异,文中在计算 760 °C 等温线与热源中心距离时,选择了中层的位置,如图 1 所示。

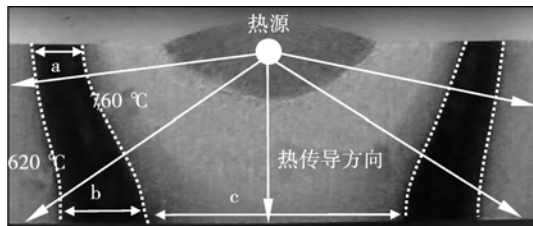


图 4 接头温度场形貌

Fig. 4 Temperature field morphology of weld joint

深色区域的宽窄也反映了温度梯度的变化,随着 E 的增大,热阱相对减小,导致温度梯度降低,即 760 ~ 620 °C 需要更宽的距离散热,反映在接头形貌上就深色腐蚀区变宽并远离焊缝中心。

2.3 热输入对胞晶组织的影响

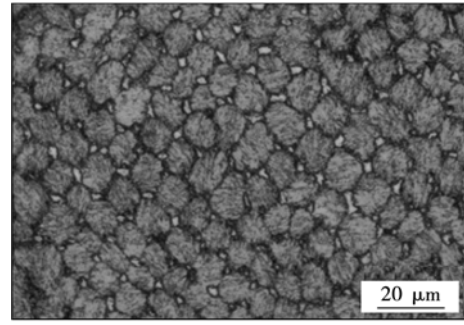
图 5 为不同热输入下焊缝的金相组织形貌,可以发现,随着 E 的增大,焊缝胞晶尺寸增大。

对于薄板焊接件,由式(7)可知,随着 E 的增大,冷却速度 ω_c 降低,同时,由式(8)和式(9)可知,焊缝凝固过程中枝晶间距和 $G_L R$ (冷却速度)有一定关系,随着 $G_L R$ 值的降低,一次枝晶间距和二次枝晶间距均增大,即随着 E 的增大,组织粗化。

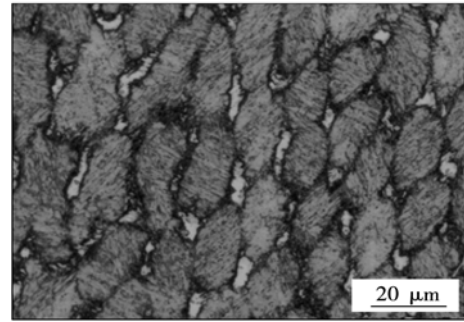
$$\omega_c = - \frac{2\pi\lambda\varphi(T_c - T_0)^3}{\left(\frac{E}{\delta}\right)^2} \quad (7)$$

式中: T_c 为瞬时冷速下的瞬时温度; T_0 为预热温度。

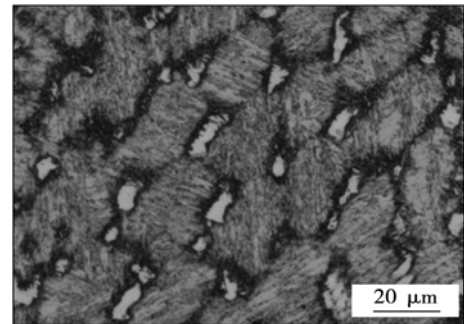
$$\lambda_1 = A_L G_L^{-m} R^{-n} \quad (8)$$



(a) 5.4 kJ/cm



(b) 12.6 kJ/cm



(c) 29.76 kJ/cm

图 5 不同热输入下焊缝的微观组织

Fig. 5 Microstructure of weld metal with different heat input

式中: A_L, m, n 均为常数; λ_1 为一次枝晶间距; G_L 为温度梯度; R 为枝晶的生长速度。

$$\lambda_2 = B_L (G_L R)^{-n} \quad (9)$$

式中: B_L 为常数; $n \approx 1/3$; λ_2 为二次枝晶间距。

由 $\omega_c = G_L R$ 再结合式(7)和式(9),可得出 $\lambda_2 = \frac{B_L}{[2\pi\lambda\varphi(T - T_0)^3\delta^2]^n} \times E^{2n}$. 令 $k = \frac{B_L}{[2\pi\lambda\varphi(T - T_0)^3\delta^2]^n}$, 取 $n = 1/3$, 则 $\lambda_2 = kE^{2/3}$.

假定焊缝金属在凝固过程中即完成了胞晶的生长,选择凝固点附近的冷却速率,凝固温度区间为 1 430 ~ 1 450 °C,令 $T - T_0 = 1 440$ °C,由于 B_L 为数值不确定的常数,因此常数 k 暂时也无法确定,所以文中通过试验中所得到的某一热输入下胞晶尺寸来反推常数 k ,当 $E = 12.6$ kJ/cm, $\lambda_2 = 18$ μm 时,得出 $k = 3.324$, 则 $\lambda_2 = 3.324E^{2/3}$,再根据所得到的常数和公式来计算另外两种热输入下的胞晶尺寸,并对

比计算值与实测值的差异,结果如表 6 和图 6 所示。

表 6 胞晶计算尺寸与实测尺寸

Table 6 Cell size calculated and measured

热输入 $E/(kJ \cdot cm^{-1})$	胞晶尺寸 $\lambda_2/\mu m$ (计算值)	胞晶尺寸 $\lambda'_2/\mu m$ (实测值)
5.4	10.2	10
12.6	18.0	18
29.7	31.9	25

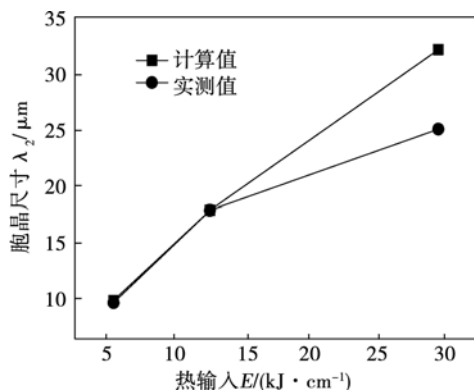


图 6 热输入与胞晶尺寸的关系

Fig. 6 Relationship between heat input and cell size

由图 5 和图 6 均可发现,胞晶尺寸随着 E 的增大而增大. $\lambda_2 = 3.324E^{2/3}$ 适合于小热输入,大热输入时偏差较大,高于实测值. 即同等条件下,高于最佳热输入范围时,随着 E 的增大,胞晶尺寸的增长速率逐渐降低,理论计算如此,而实际过程中大热输入区域,胞晶尺寸增长速率更低,理论与实测二者在趋势上是相同的. 随着 E 的增大,焊缝金属高温停留时间增长,冷却缓慢,凝固过程中过冷度较低,形核率也较低,晶粒长大速度较快,因此焊缝枝晶和胞晶粗大,但是随着 E 的继续增大,形核率降低缓慢,因此也就导致了枝晶粗化趋势降低.

3 结 论

(1) 随着热输入的增大,熔深熔宽均增大,深色腐蚀区逐渐变宽并远离焊缝中心,上窄下宽的差异也将随之增大,760 °C 等温线距热源中心的距离基本符合 $r = 0.465E + 0.987$ (mm) 关系式.

(2) 随着热输入的增大,胞晶尺寸也随之增大,基本符合 $\lambda_2 = 3.324E^{2/3}$ (μm) 关系式,小热输入情况下适用性高.

(3) 最佳热输入不仅可得到成形良好的焊缝,

而且计算值与实测值吻合程度高.

参考文献:

- [1] Hall A M, Slunder C J. The metallurgy, behavior, and application of the 18% Ni maraging steels [M]. SP - 5051, NASA, Washington, DC, 1968.
- [2] Lang F H, Kenyon N. Welding of Maraging Steel [R]. WRC Bulletin, 159, 1971.
- [3] Tariq F, Baloch. R A, Ahmed B, *et al.* Investigation into microstructures of maraging steel 250 weldments and effect of post-weld heat treatments [J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2010, 19(2): 264 - 273.
- [4] 尹钟大, 徐再成, 陈世忠. 13Ni 马氏体时效钢电子束焊接性能 [J]. 焊接学报, 1990, 11(2): 65 - 72.
Yin Zhongda, Xu Zaicheng, Chen Shizhong. Electron beam welding properties of 13Ni maraging steel [J]. Transactions of the China Welding Institution, 1990, 11(2): 65 - 72.
- [5] 张福成. 辙叉钢及其热加工工艺 [M]. 北京: 机械工业出版社, 2011.
- [6] 彭 云, 许良红, 田志凌, 等. 焊接热输入对高强铝合金接头组织和性能的影响 [J]. 焊接学报, 2008, 29(2): 17 - 21.
Peng Yun, Xu Lianghong, Tian Zhiling, *et al.* Effect of heat input on microstructure and mechanical properties of the high strength aluminum alloy welds [J]. Transactions of the China Welding Institution, 2008, 29(2): 17 - 21.
- [7] 孟根巴根, 马成勇, 彭 云, 等. 热输入对 9Ni 钢焊接接头组织及低温冲击性的影响 [J]. 焊接学报, 2010, 31(6): 69 - 72.
Menggenbagen, Ma Chengyong, Peng Yun, *et al.* Effect of heat input on microstructure and low temperature impact resistance of welded joint of 9Ni steel [J]. Transactions of the China Welding Institution, 2010, 31(6): 69 - 72.
- [8] 杨 帅, 彭 云, 张晓牧, 等. C300 马氏体时效钢等离子弧焊接接头的组织与硬度 [J]. 机械工程材料, 2014, 38(10): 1 - 5.
Yang Shuai, Peng Yun, Zhang Xiaomu, *et al.* Microstructure and hardness of plasma arc welded joint of C300 maraging steel [J]. Materials for Mechanical Engineering, 2014, 38(10): 1 - 5.
- [9] Blauel J G, Smith H R, Schulze G. Fracture toughness study of a grade 300 maraging steel weld joint [J]. Welding research supplement, 1974, 211s - 218s.
- [10] 穆 波. 微量元素对 18Ni 系马氏体时效钢的力学性能和微观组织的影响 [D]. 江苏: 江苏科技大学, 2011.
- [11] 张文钺. 焊接传热学 [M]. 北京: 机械工业出版社, 1989.
- [12] 张文钺. 焊接冶金学 [M]. 北京: 机械工业出版社, 1999.
- [13] 余永宁. 金属学原理 [M]. 北京: 冶金工业出版社, 2007.

作者简介: 杨 帅,男,1983 年出生,工学博士,工程师. 主要从事辙叉材料及高强钢的焊接. 发表论文 10 余篇. Email: yangshuaizz@163.com