

# Al-Si 镀层 22MnB5 激光焊的熔池流动特性及元素分布

朱李斌, 汪乾, 潘宣军, 李思良, 葛星, 张衡, 刘海江

(同济大学, 机械与能源工程学院, 上海, 200092)

**摘要:** 熔池流动行为对镀层元素在焊缝中的分布起决定性作用. 采用建立激光焊熔池三维瞬态数值模型的方法, 分析 Al-Si 镀层 22MnB5 高强度钢激光焊的熔池流动行为及其对焊缝中 Al 元素分布的影响规律. 在焊接试验中, 根据能谱仪对焊接接头的扫描数据验证数值模型的可靠性. 结合模拟结果与试验结果对激光焊熔池流动行为及焊缝 Al 元素分布规律进行研究. 结果表明, 根据激光焊热输入与功率密度阈值的不同, 熔池形貌呈现无匙孔、未完全贯穿匙孔和完全贯穿匙孔 3 种特征, 并存有不同的温度场、流场、流速和稳定性. 无匙孔熔池由于流速分布均匀, 涡流产生较少, 稳定性最好. 镀层 Al 元素在焊接接头上下焊趾区域易产生偏聚, 较之上表面镀层, 下表面镀层进入熔池后 Al 元素偏聚现象更明显. 因此, 上部 Al 元素均质化分布显著优于下部.

**创新点:** (1) 构建了 Al-Si 镀层 22MnB5 高强度钢激光焊的熔池流动数值模型.

(2) 揭示了高强度钢激光焊的熔池流动行为特征, 并总结了镀层中 Al 元素在焊缝中的均质化规律.

**关键词:** Al-Si 镀层 22MnB5 高强度钢; 数值模拟; 熔池流动; Al 元素均质化

**中图分类号:** TG 456.7; TG 665 **文献标识码:** A **doi:** 10.12073/j.hjxb.20230614003

## Flow characteristics and element distribution of molten pool in 22MnB5 laser welding with Al-Si coating

ZHU Libin, WANG Qian, PAN Xuanjun, LI Siliang, GE Xing, ZHANG Heng, LIU Haijiang

(School of Mechanical Engineering, Tongji University, Shanghai, 200092)

**Abstract:** The flow behavior of the molten pool plays a decisive role in the distribution of coating elements in the weld seam. By establishing a three-dimensional transient numerical model of the laser welding molten pool, the flow behavior of the molten pool in laser welded of 22MnB5 high-strength steel with Al-Si coating and its influence on the distribution of Al elements in the weld seam were analyzed. In the welding experiment, The reliability of the numerical model was verified based on the scanning data of the welding joint using an energy spectrometer. The flow behavior of the laser welding molten pool and the distribution of Al element in the weld seam were studied by combining simulation and experimental results. The results showed that, according to the different energy and power density thresholds of the laser welding line, the morphology of the molten pool presented three characteristics: keyhole free, partially penetrated keyhole, and fully penetrated keyhole, with significant differences in temperature field, flow field, flow rate and stability. The keyless molten pool has the best stability due to its uniform flow velocity distribution and less vortex generation; The Al element in the coating is prone to segregation in the upper and lower weld toe areas of the welded joint. Compared to the upper surface coating, the Al element segregation phenomenon is more obvious when the lower surface coating enters the molten pool. Therefore, the homogenization distribution of the Al element in the upper part is significantly better than that in the lower part.

**Highlights:** (1) A numerical model of molten pool flow for laser welding of 22MnB5 high-strength steel with Al-Si coating was constructed.

(2) Revealed the characteristics of molten pool flow behavior in high-strength steel laser welding, and summarized the homogenization law of Al element in the coating in the weld seam.

**Key words:** Al-Si coating 22MnB5 high-strength steel; numerical simulation; molten pool flow; homogenization of Al element

## 0 序言

Al-Si 镀层 22MnB5 高强度钢是商业化应用最广泛的第 3 代高强度钢之一, 被大量应用于汽车白车身的制造. 在激光焊接 Al-Si 镀层 22MnB5 高强度钢的过程中, 高能高温环境使得 Al 元素随着熔化的 Al-Si 镀层流入熔池, 由于其与基体材料在热物理属性上差异较大, 容易使得焊缝内部在冷却凝固后产生较大的内应力, 造成焊接接头强度下降. 因此, 研究 Al 元素在 22MnB5 焊接过程中的流动行为具有重大意义.

由于含 Al 镀层与基体材料的差异, 针对其在激光焊过程中进入焊接熔池后的流动行为研究, 可以仿照异种金属焊接熔池流动行为研究方法展开. 针对异种金属焊接的熔池流动行为, 国内外学者进行了诸多研究. 谢锡贵<sup>[1]</sup>建立了钢/铝激光焊搭接三维瞬态热流耦合模型, 从无量纲数的角度分析了对流和传导的相对重要性和各种驱动力对熔池内流动的影响. 结果表明, 模拟结果与试验结果是一致的. 叶颖<sup>[2]</sup>建立了铜/铝异种金属激光辅助加热搅拌摩擦焊的温度场数学模型, 研究了焊接工艺参数对焊接温度场的影响作用, 模拟结果与试验结果具有良好的一致性. 孙志超<sup>[3]</sup>建立了钛/钢异种金属电阻钎焊的温度场数值模型. 通过模型调整了最佳的电极配置方式和相关的钎焊参数, 证明了模型的准确性. Phanikumar 等人<sup>[4]</sup>建立了铜/镍激光热导电焊熔池流动行为的三维瞬态数值模型, 根据先受热的 Ni 元素热物理属性对计算得到的不均匀焊缝进

行了解释, 并通过试验验证了模型的准确性. Métais 等人<sup>[5]</sup>构建了双相钢/Ni 箔/高锰钢激光焊熔池流动行为数值模型, 并对比了多个湍流模型下熔池的流场、温度场的差异. 结果表明, 使用  $k-\omega$  模型 (湍流模型之一) 所得到的 Ni 元素流动分布结果与试验结果最为相近.

当前针对异种金属焊接熔池流动行为的研究主要是以异种金属对接拼焊形成的熔池为研究对象, 与异种金属以镀层形式熔化流入熔池所产生的熔池流动行为有根本区别, 最终造成的熔池均质化行为也完全不同. 因此, 为了符合 Al-Si 镀层 22MnB5 激光焊的实际工程应用场景, 采用数值仿真与试验相结合, 以 Al-Si 镀层 22MnB5 高强度钢板激光焊过程中 Al 元素的流动行为为研究对象, 分别建立热导焊与深熔焊焊接模式下板材的熔池三维瞬态数值模型, 以期得到其温度场与流场分布, 并以试验结果验证模型可靠性, 从而研究 Al 元素在熔池中的迁移过程以及最后的均质化结果, 最终从熔池动力学角度解释两种焊接模式下不同 Al 元素含量的焊缝均质化情况、微观组织形成和力学性能变化机理, 从而为获得满意的高强度钢焊接接头提供理论依据和实践指导.

## 1 试验方法

试验所用焊接材料为具有双面 Al-Si 镀层的 22MnB5 板材, 镀层单面质量为  $75 \text{ g/m}^2$ , 母材具体化学元素组成如表 1 所示. 板材尺寸为  $300 \text{ mm} \times 70 \text{ mm} \times 1.8 \text{ mm}$ .

表 1 22MnB5 高强度钢化学元素组成 (质量分数, %)

Table 1 Chemical element compositions of 22MnB5 high-strength steel

| C    | Si   | Mn   | Al    | Ti    | B      | Cr   | Fe |
|------|------|------|-------|-------|--------|------|----|
| 0.23 | 0.27 | 1.13 | 0.037 | 0.038 | 0.0025 | 0.16 | 余量 |

由于临界功率密度是焊接模式由热导焊向深熔焊转变的阈值, 为了确保焊接工艺参数可以实现试验设计所需的焊接模式, 首先计算焊接材料的临界功率密度并将其作为判断工艺参数是否合理的依据. 在将激光源视为旋转高斯体热源的焊接模型中, 某一材料产生匙孔蒸发现象的临界功率密度  $\omega_c$  计算公式为<sup>[6]</sup>

$$\omega_c = \frac{\sqrt{2\pi}\rho C_p k (T_v - T_0)}{\varphi R \arctan\left(\frac{\sqrt{8kt}}{R}\right)} \quad (1)$$

式中:  $\rho$  为材料密度;  $C_p$  为材料比热容;  $k$  为材料热扩散系数;  $T_v$  与  $T_0$  分别为材料的气相线与室温;  $\varphi$  为材料对激光的吸收率;  $R$  为激光的光斑半径;  $t$  为激光的作用时间, 其等于  $2R/v$ ;  $v$  为焊接速度.

22MnB5 高强度钢的各项参数如表 2 所示, 带入公式 (1) 进行计算, 得到其临界功率密度  $\omega_c$  为  $6.54 \times 10^5 \text{ W/cm}^2$ . 结合前期的探究工艺参数对焊缝

形状影响的正交试验结果, 设计对应两种模式的焊接工艺参数如表 3 所示, 计算二者功率密度的数值符合要求, 因此工艺参数取值合理.

表 2 22MnB5 高强度钢临界功率密度计算参数

Table 2 Calculation parameters for critical density of 22MnB5 high-strength steel

| 密度 $\rho/(\text{kg}\cdot\text{m}^{-3})$ | 比热容 $C_p/(\text{J}\cdot\text{kg}^{-1}\cdot\text{K}^{-1})$ | 热扩散系数 $k/(10^{-6} \text{ m}^2\cdot\text{s}^{-1})$ | 气相线温度 $T_v/\text{K}$ | 室温 $T_0/\text{K}$ | 激光吸收率 $\phi(\%)$ |
|---|---|---|----------------------|-------------------|------------------|
| 7848                                    | 475.6   | 5.61  | 3 773                | 300               | 44               |

表 3 焊接工艺参数

Table 3 Welding process parameters

| 焊接模式 | 焊接速度 $v/(\text{mm}\cdot\text{s}^{-1})$ | 焊接功率 $W/\text{kW}$ | 光斑直径 $S/\text{mm}$ | 功率密度 $\omega/(10^5 \text{ W}\cdot\text{cm}^{-2})$ |
|------|--|--------------------|--------------------|---|
| 深熔焊  | 30                                     | 2                  | 0.6                | 7.08  |
| 热导焊  | 15                                     | 2                  | 1.2                | 1.69  |

焊接过程采用 Thyssenkrupp LSK05-08 型激光头对两块板材分别进行深熔焊和热导焊模式下的拼焊试验, 焊接时保护气体为浓度为 99.9% 的氩气, 气流量为 25 L/min. 焊后采用 W600-电火花数控中走丝线割机制备金相试样, 并使用德国 Axio Vert A1 型的研究级倒置材料光学显微镜观察其金相组织, 采用德国的 SIGMA300 型场发射扫描电子显微镜 (scanning electronic microscopy, SEM) 对焊接接头处的组成元素进行能谱仪 (energy dispersive, EDS) 分析.

## 2 数值模型建立

### 2.1 基本假设

实际焊接过程中熔池内部存在复杂的传热传质行为, 为了保证整体模型计算过程的准确、稳定与高效, 需要结合典型熔池流动模型对其进行适当的简化: ①焊接材料 (镀层和母材) 都被认为是均匀的. ②焊接材料的热物理属性是随温度变化而变化的函数. ③焊接材料无论是固体材料还是熔化后的液态金属均被认为是各向同性材料. ④熔池中的液态金属被认为是不可被压缩的牛顿流体. ⑤熔池中的液态金属的流动的方式被认为是层流. ⑥不考虑镀层中 Al 元素与母材中 Fe 元素在高温下反应生成 Al-Fe 金属间化合物的相变熔.

### 2.2 计算区域设定及网格划分

焊接数值模型计算区域如图 1 所示, 图中下部

为金属区域, 尺寸为  $5 \text{ mm} \times 2 \text{ mm} \times 1.8 \text{ mm}$ , 上部为液面自由变化区域, 尺寸为  $5 \text{ mm} \times 2 \text{ mm} \times 1.2 \text{ mm}$ , 其中 Al-Si 镀层依附在 ABCD 与 EFGH 面上, 厚度为 0.05 mm, 空气相厚度为 1.15 mm, 面 ABFE 为整个模型的对称面.

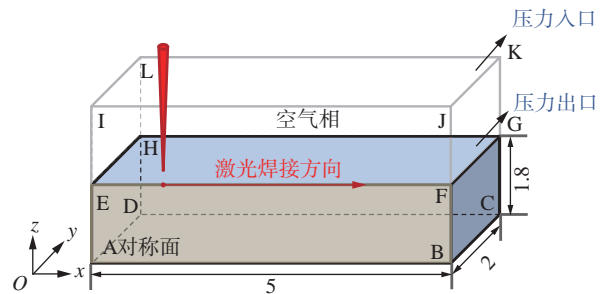


图 1 焊接模型计算区域示意图 (mm)

Fig. 1 Schematic diagram of welding model calculation area

图 2 为数值模型网格划分示意图, 为兼顾模型计算的效率和精准度, 此处采用结构化六面体网格, 并且在  $x, y, z$  三个方向的网格尺寸均设置为与镀层同厚的 0.05 mm, 总计共生成网格数 240 000 个, 生成节点数为 252 601 个. 母材 22MnB5 钢和 Al-Si 镀层的热物理属性如表 4 所示, 仿真计算中的物理常数如表 5 所示.

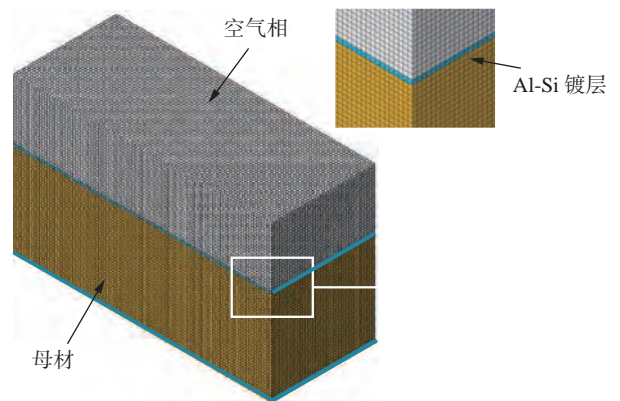


图 2 AI-Si 镀层 22MnB5 板激光焊数值模型网格划分  
Fig. 2 Grid generation of numerical model for laser welding of 22MnB5 plate with Al-Si coating

表4 Al-Si 镀层与 22MnB5 高强度钢的热物理属性参数

Table 4 Thermophysical parameters of Al-Si coated and 22MnB5 high-strength steel

| 热物理参数    | 固体密度 $\rho_s/(\text{kg}\cdot\text{m}^{-3})$ | 液体密度 $\rho_l/(\text{kg}\cdot\text{m}^{-3})$ | 固体比热容 $C_{ps}/(\text{J}\cdot\text{kg}^{-1}\cdot\text{K}^{-1})$ | 液体比热容 $C_{pl}/(\text{J}\cdot\text{kg}^{-1}\cdot\text{K}^{-1})$ | 固体导热系数 $k_s/(\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1})$ | 液体导热系数 $k_l/(\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1})$ | 热对流系数 $h_c/(\text{W}\cdot\text{m}^{-2}\cdot\text{K}^{-1})$ | 热膨胀系数 $\beta/\text{K}^{-1}$ | 热辐射系数 $\mu/(\text{kg}\cdot\text{m}\cdot\text{s}^{-1})$ | 室温 $T_0/\text{K}$ |
|----------|---|---|--|--|---|---|--|-----------------------------|--|-------------------|
| 22MnB5钢  | 7 848                                       | 7 416                                       | 475.6  | 648  | 46.7  | 30  | 100  | 0.000 015                   | 0.3  | 300               |
| Al-Si 镀层 | 2 695                                       | 2 685                                       | 1 080.0  | 1 194  | 200.0   | 90  | 600  | 0.023 500                   | 0.3  | 300               |

表5 仿真物理常数

Table 5 Simulated physical constants

| 重力加速度 $g/(\text{N}\cdot\text{kg}^{-1})$ | 标准大气压 $P_0/10^5 \text{ Pa}$ | 通用气体常数 $R/(\text{J}\cdot\text{mol}^{-1}\cdot\text{kg}^{-1})$ | 阿伏伽德罗常数 $N_A$          | 玻尔兹曼常数 $\sigma/(10^{-8} \text{ W}\cdot\text{m}^{-2}\cdot\text{K}^{-4})$ |
|---|-----------------------------|--|------------------------|---|
| 9.81                                    | 1.05                        | 8.314  | $6.023 \times 10^{23}$ | 5.67  |

## 2.3 控制方程及源项

### 2.3.1 控制方程组

焊接过程熔池中液体金属流动过程遵循质量守恒定律、动量守恒定律和能量守恒定律。

质量守恒方程, 即

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \frac{\partial(\rho u)}{\partial x} + \frac{\partial(\rho v)}{\partial y} + \frac{\partial(\rho w)}{\partial z} = 0 \quad (2)$$

动量守恒定律在  $x, y, z$  方向上的方程分别为

$$\begin{aligned} & \frac{\partial(\rho u)}{\partial t} + \frac{\partial(\rho uu)}{\partial x} + \frac{\partial(\rho uv)}{\partial y} + \frac{\partial(\rho uw)}{\partial z} = \\ & -\frac{\partial P}{\partial x} + \frac{\partial}{\partial x} \left( \mu \frac{\partial u}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( \mu \frac{\partial u}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left( \mu \frac{\partial u}{\partial z} \right) + S_u \end{aligned} \quad (3)$$

$$\begin{aligned} & \frac{\partial(\rho v)}{\partial t} + \frac{\partial(\rho vu)}{\partial x} + \frac{\partial(\rho vv)}{\partial y} + \frac{\partial(\rho vw)}{\partial z} = \\ & -\frac{\partial P}{\partial y} + \frac{\partial}{\partial x} \left( \mu \frac{\partial v}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( \mu \frac{\partial v}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left( \mu \frac{\partial v}{\partial z} \right) + S_v \end{aligned} \quad (4)$$

$$\begin{aligned} & \frac{\partial(\rho w)}{\partial t} + \frac{\partial(\rho wu)}{\partial x} + \frac{\partial(\rho wv)}{\partial y} + \frac{\partial(\rho ww)}{\partial z} = \\ & -\frac{\partial P}{\partial z} + \frac{\partial}{\partial x} \left( \mu \frac{\partial w}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( \mu \frac{\partial w}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left( \mu \frac{\partial w}{\partial z} \right) + S_w \end{aligned} \quad (5)$$

能量守恒方程, 即

$$\begin{aligned} & \frac{\partial(\rho H)}{\partial t} + \frac{\partial(\rho uH)}{\partial x} + \frac{\partial(\rho vH)}{\partial y} + \frac{\partial(\rho wH)}{\partial z} = \\ & \frac{\partial}{\partial x} \left( K \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( K \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left( K \frac{\partial T}{\partial z} \right) + S_E \end{aligned} \quad (6)$$

式中:  $u, v, w$  为液态金属材料在  $x, y, z$  三个方向的流速;  $\rho$  为材料的密度;  $P$  为流体局部的压力;  $\mu$  为液态金属材料的粘度;  $K$  为材料的导热率;  $T$  为瞬时温度;  $H$  为混合熵;  $S_u, S_v, S_w$  为动量方程中的源项;  $S_E$  为能量方程中的源项。

### 2.3.2 热焓-多孔介质模型

在焊接数值模型中需要考虑材料的固-液相转变问题, 根据现有研究采用热焓-多孔介质模型可以得到较为准确的计算结果<sup>[7]</sup>。该模型的网格分为

3种区域分别为固体区域、液体区域、固-液糊状区域(将温度介于固相线与液相线之间的网格视为固-液糊状区域)。为了解决固-液糊状区域动能损失的计算问题, 模型中将该区域内液体的体积分数直接等效为网格内孔体积, 并使用热焓-多孔介质模型计算流体经过固-液糊状区域因拖拽产生动量损失从而导致的动能损失。由于材料熔化、凝固过程所造成的动能损失源项为

$$S = \frac{(1-f)^2}{(f^3 + \xi)} A_{\text{mush}} \quad (7)$$

式中:  $S$  为动能损失源项;  $f$  为相所占的体积分数 ( $f$  为 0 即为固态相,  $f$  为 1 即为液态相,  $f$  在 0 到 1 之间即为固-液混合相);  $\xi$  为孔隙率;  $A_{\text{mush}}$  为与液态相所占的体积分数相关的柯西常数。

$f$  的数学表达, 即

$$f = \begin{cases} 0 & T < T_s \\ \frac{T - T_s}{T_L - T_s} & T_s < T < T_L \\ 1 & T > T_L \end{cases} \quad (8)$$

式中:  $T$  为流体的瞬时温度;  $T_s$  为焊接材料的固相线温度;  $T_L$  为焊接材料的液相线温度。

金属的固-液相变转换、气-液相变转换都会对该数值模型的温度场计算产生较大影响, 因此需要在此处考虑相变潜热对能量源项的影响。

焊接材料的混合熵  $H$  公式, 即

$$H = h + \Delta H \quad (9)$$

式中:  $h$  为热焓;  $\Delta H$  为材料的相变潜热。

热焓  $h$  与相变潜热  $\Delta H$  的公式分别为

$$h = h_{\text{ref}} + \int_{T_{\text{ref}}}^T C_p dT \quad (10)$$

$$\Delta H = L_m f \quad (11)$$

式中:  $h_{\text{ref}}$  为参考热焓;  $T$  为瞬时温度;  $T_{\text{ref}}$  为参考温度;  $C_p$  为比热容;  $L_m$  为焊接材料的潜热。

将热焓  $h$  与相变潜热  $\Delta H$  其代入能量守恒方程, 即

$$\frac{\partial(\rho h)}{\partial t} + \frac{\partial(\rho u h)}{\partial x} + \frac{\partial(\rho v h)}{\partial y} + \frac{\partial(\rho w h)}{\partial z} = \frac{\partial(\rho h)}{\partial t} - \frac{\partial(\rho u \Delta H)}{\partial x} - \frac{\partial(\rho v \Delta H)}{\partial y} - \frac{\partial(\rho w \Delta H)}{\partial z} + S_h \quad (12)$$

式中:  $S_h$  为激光焊接过程中激光光源与焊接材料接触产生的能量源项。

### 2.3.3 流体体积函数法 (VOF 法)

在焊接材料的熔化、凝固、蒸发过程中除了需要对上述流体的动量、能量变化进行相应的处理, 还需要对剧烈的传热传质过程中熔池产生匙孔从而造成的液面剧烈变化进行相应计算。此处采用流体体积函数法对整个熔池的气-液界面进行追踪<sup>[8]</sup>, 流体体积函数法控制方程为

$$\frac{\partial F}{\partial t} + u \frac{\partial F}{\partial x} + v \frac{\partial F}{\partial y} + w \frac{\partial F}{\partial z} = 0 \quad (13)$$

式中:  $F$  为流体体积函数, 流体体积函数  $F(x, y, z)$  在 0 到 1 之间,  $F(x, y, z)$  为 0 时, 全部为气相;  $F(x, y, z)$  为 1 时, 全部为液相。

## 2.4 热源模型

在数值模型中采用旋转高斯体热源进行仿真, 其可以很好地仿真出深宽比较大的焊缝, 且能准确地体现出因焊缝深度增加导致的匙孔孔壁对能量吸收不均匀且吸收能量随深度增加而递减的现象, 数学公式<sup>[9]</sup> 为

$$q(x, y, z) = \frac{9E_{\text{max}}}{\pi r_0^2 d (1 - e^{-3})} \exp \left[ \frac{-9(x^2 + y^2)}{r_0^2 \ln(d/z)} \right] \quad (14)$$

式中:  $q$  为热源密度;  $E_{\text{max}}$  为最大输入能量;  $d$  为热流有效作用深度;  $r_0$  为热源上表面半径。

旋转高斯热源模型如图 3 所示。

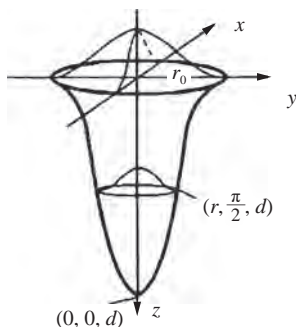


图 3 旋转高斯体热源模型

Fig. 3 Rotating gaussian volume heat source model

## 3 试验结果与分析

### 3.1 模型验证

#### 3.1.1 熔合线形貌对比验证

将两种焊接模式的焊缝截面的熔合线形貌曲线与模型的温度场计算结果进行比对, 如图 4 所示。根据对比结果可知, 数值模型计算所得到的焊缝熔合线形貌与实际曲线吻合度很高, 由此可证明计算结果的准确性。

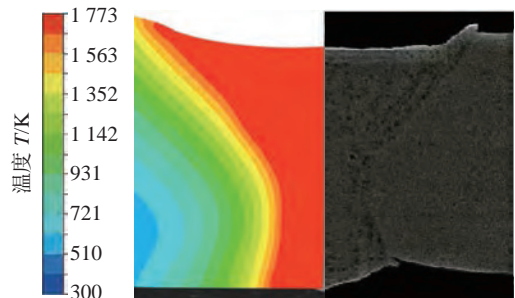


图 4 焊缝熔合线形貌计算结果与试验结果对比

Fig. 4 Comparison between calculated and experimental results of weld fusion line morphology

#### 3.1.2 熔池流动方向对比验证

除了使用“熔合线形貌对比法”验证模型准确性, 还将模型计算所得到的熔池流场流动轨迹与文献 [10] 在相同试验条件下获取到的 X 射线高速摄像机拍摄的熔池示踪粒子运动轨迹进行对比验证, 即熔池流场流动轨迹试验结果与计算结果对比验证, 如图 5 所示。此处所选取的仿真模型计算结果采用与上述相同的参数, 二者在熔池形貌上皆为熔池被匙孔一分为二, 且匙孔后端区域远大于匙孔前端区域。二者的流动轨迹皆为匙孔前侧液态金属顺匙孔前壁向下流动, 底部液态金属在匙孔后侧向上回流形成涡流, 后侧靠近上表面区域液态金属向熔池尾部流动且在熔池边缘产生回流。其计算结果与试验结果的整体流动轨迹基本吻合, 流动方式基本相同, 由此可进一步验证仿真模型的准确性。

### 3.2 熔池流动行为分析

匙孔形貌是决定焊接过程熔池的稳定性与最终焊接接头 Al 元素分布的关键因素, 其受热输入与功率密度大小影响大致分为 3 类, 分别为在焊接功率密度未达到材料的临界功率密度时熔池中无匙孔产生; 当焊接功率密度达到材料的临界功率密度, 焊接热输入小于焊接板材的热输入时熔池中产

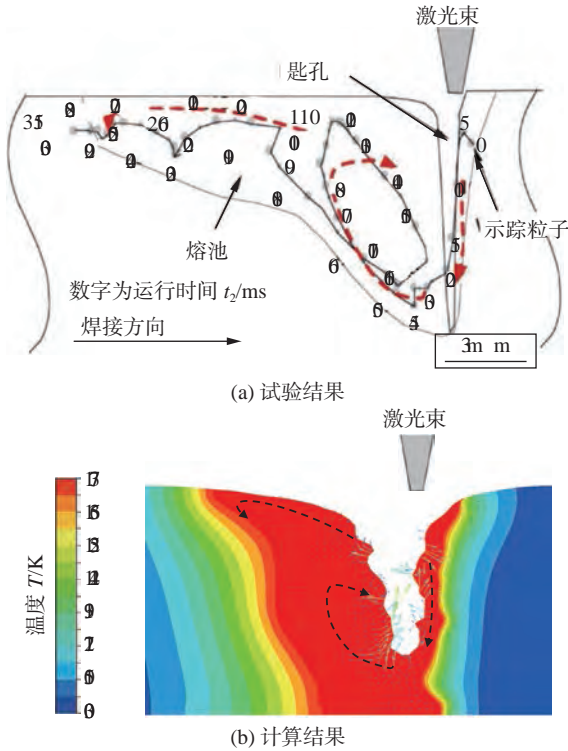


图 5 焊接熔池流场流动轨迹

Fig. 5 Flow trajectory in welding pool flow field. (a) experimental results; (b) calculation results

生未完全贯穿的匙孔;当焊接功率密度达到材料的临界功率密度,焊接热输入大于焊接板材的热输入时熔池中产生完全贯穿的匙孔.为了得到3种匙孔形貌的仿真结果,采用了如表6所示的工艺参数进

表 6 仿真工艺参数

Table 6 Simulation process parameters

| 匙孔形貌  | 焊接速度 $v/(mm \cdot s^{-1})$ | 焊接功率 $W/kW$ | 光斑直径 $S/mm$ | 热输入 $Q/(J \cdot cm^{-1})$ | 功率密度 $\omega/(10^5 W \cdot cm^{-2})$ |
|-------|----------------------------|-------------|-------------|---------------------------|--------------------------------------|
| 无匙孔   | 30                         | 2           | 1.2         | 667                       | 1.69                                 |
| 未完全贯穿 | 60                         | 2           | 0.6         | 333                       | 7.08                                 |
| 完全贯穿  | 30                         | 2           | 0.6         | 667                       | 7.08                                 |

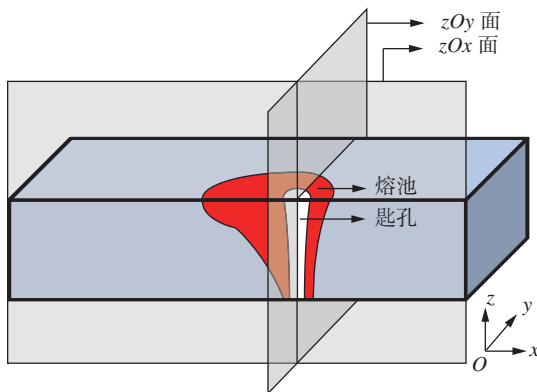


图 6 熔池匙孔中心  $zOy$  面与  $zOx$  面提取位置

Fig. 6 Extraction positions of the  $zOy$  and  $zOx$  sections at the center of the molten pool keyhole

行仿真计算,下面将基于这3类匙孔形貌对熔池流动行为进行分析.以实际计算结果的匙孔为中心,分别对整体熔池模型进行  $zOy$  面与  $zOx$  面的提取用以研究熔池内部温度场、流场分布,如图6所示.

3.2.1 温度场分布影响规律

各匙孔形貌下熔池的温度场分布存在相似之处.温度高于母材熔点的金属流动区域3类匙孔形貌都呈现漏斗状,远离熔池中心区域的温度梯度明显减小.

对于无匙孔的熔池温度场,无论在  $x$  轴方向还是  $y$  轴方向,材料表层的高温区域分布都较宽,由于其焊接功率密度不足以产生匙孔,因此整体温度场分布下的最高温度为  $3\ 500\ K$ ,显著低于有匙孔的熔池最高温度.对于未贯穿匙孔熔池的温度场,其在  $x, y$  轴方向的高温区域都较窄,匙孔前壁表面的温度接近材料沸点,在  $3\ 000\ K$  左右.后壁表面温度略低,其范围为  $2\ 700 \sim 3\ 000\ K$ .焊接温度场最高温度区域为匙孔区域内的金属蒸气,其最高温度可达到  $4\ 500\ K$ .对于有贯穿匙孔的熔池温度场,其分布特征兼具无匙孔与未贯穿匙孔二者的熔池温度场分布特征,其上表面高温区域分布宽且中下部匙孔区域的高温区域较窄,匙孔前后壁的温度分别为  $300\ K$  与  $2\ 700\ K$  左右,温度场最高温度区域也为匙孔区域,其最高温度可达到  $4\ 000\ K$ .

3类匙孔形貌下熔池温度场分布如图7所示,由于热输入的降低导致整个熔池在上表面的面积大大减少,且功率密度对熔池上表面温度场分布与熔宽影响不大,也从侧面验证了焊接热输入对于焊缝上表面熔宽具有一定调控规律.同时功率密度的改变在很大程度上影响了焊接过程的最高温度,结合焊接热输入可对焊缝的深宽比起到调控作用.

3.2.2 流场分布影响规律

熔池的流场分布如图8所示.对于未产生匙孔的熔池,由于焊接功率密度不足以让大量的金属汽化产生足够的金属蒸气反冲压力以形成匙孔,因而

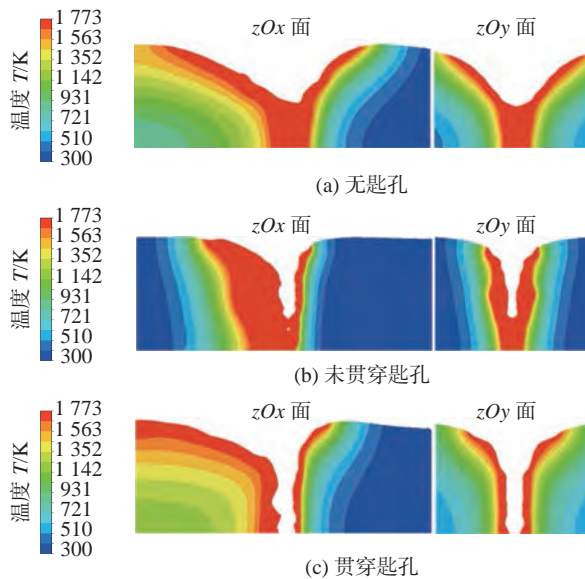


图 7 不同匙孔形貌下熔池温度场分布

Fig. 7 Temperature field distribution in melt pool under different keyhole morphologies. (a) keyless molten pool; (b) non penetrating keyhole molten pool; (c) through keyhole molten pool

材料主要是受到热与熔化后的液态金属表面张力影响,如图 8(a) 所示,可以看到熔池的流场分布相对规律,从  $zOx$  面方向来看光束能量的移动使得表层熔化的部分液态金属因为温度梯度和液态金属表面张力向后流动填补后方的熔池.熔池中心靠后的区域因为熔池边缘金属回流产生涡流;熔池中心靠前的部分也是因为相同的原因,液态金属流动方向与焊接方向相同从而产生材料堆积,并在上表面形成回流涡流.从  $zOy$  面方向来看其在上表面熔融金属处产生了多个小涡流,其原因有研究认为是在激光热源移动过程中存在 Al-Si 镀层,导致 Al 元素金属浓度差与温度差造成熔池边缘到中心的表面张力逐渐减小的现象,从而产生单个涡流外的额外涡流<sup>[11]</sup>.

而对于产生匙孔的熔池流场,由于在焊接过程中材料被高能光束汽化产生金属蒸气,并在金属蒸气反冲压力的作用下形成亚稳态的匙孔,正因如此匙孔内壁受到金属蒸气反冲压力的挤压促进匙孔内壁液态金属的流动.随着激光源的移动,整体的熔池流动分为上部与下部两个涡流,这是由于金属蒸气反冲压力的挤压主要集中在匙孔中部,受到金属蒸气反冲击力挤压后的熔池会从匙孔的左右两侧匙孔壁表面向上流动,流动至熔池上表面的液态金属由于表面张力和温度梯度的作用开始向温度较低的远离熔池外部流动,液态金属流动至熔池上

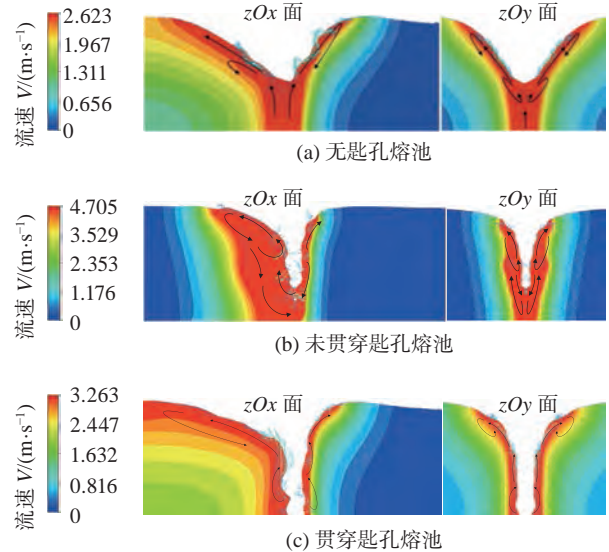


图 8 不同匙孔形貌下熔池流场分布

Fig. 8 Flow field distribution in molten pool under different keyhole morphologies. (a) keyless molten pool; (b) non penetrating keyhole molten pool; (c) through keyhole molten pool

表面边缘处,由于热传导的作用金属温度下降且受到熔池边界处阻挡后在匙孔的后上方回流形成上方涡流,如图 8(c) 所示.

而熔池的下部涡流在焊接热输入大小不同时产生了不同的匙孔形貌流,匙孔形貌的不同将会产生不同的熔池流动方式,可以看到在相同焊接功率密度下,焊接热输入为  $600 \text{ J/cm}$  时,熔池中产生了完全贯穿的匙孔;焊接热输入为  $300 \text{ J/cm}$  时,熔池产生的匙孔并未完全贯穿板材,正因如此熔池下部的流动方式产生了很大的差异.如图 8(b) 可以看出,从  $zOx$  面方向来看在匙孔未完全贯穿板材的情况下,匙孔前壁下方存在因重力和金属蒸气反冲击力而造成的向下流动金属,从  $zOy$  面方向可以看出未贯穿的匙孔有明显的下部涡流.如图 8(c) 可以看出,从  $zOx$  面方向看,在匙孔完全贯穿板材的情况下熔池下部不会产生涡流,下部的液态金属基本没有向下流动的趋势,只存在沿着匙孔壁上流的液态金属,从  $zOy$  面方向可以看出也是同样的影响规律.

上述因匙孔是否贯穿板材而造成熔池流动行为产生差异可能有两个原因.一方面,在匙孔贯穿板材的情况下,由于板材下方空气可接触匙孔,板材下方与匙孔内部会形成很大的压力差,在巨大压力差的作用下,匙孔壁上的液态金属受到的金属蒸气反冲击力由中部向上下两侧挤压改变为由下方

向上方挤压;另一方面,在匙孔未贯穿板材的情况下,熔池下方存在大量的熔融金属,该部分金属由于热交换的原因必然会产生流动,其与金属蒸气反冲压力向上下两侧挤压共同作用,于是产生了下部涡流.

### 3.2.3 流速分布影响规律

基于上文中不同匙孔形貌下对应的熔池流动情况,结合图 9 的熔池流速分布图可以看出,对于无匙孔的熔池情况而言,从  $zOx$  面来看,熔池上表面前段的整体流速相对较高,熔池后段只有后段中部的一小部分流速较高.  $zOy$  面同样显示出相同的影响规律,即熔池两侧也只有中部的一小部分流速较高,如图 9(a) 所示.对于无匙孔产生的熔池流速分布情况,分析认为,接受光束能量后的熔池中心区域为温度最高的地方,且温度梯度较小,而随着远离熔池中心,熔池两侧的温度梯度先逐渐增大再逐渐减小,因此造成熔池前后段和两侧的中部温度梯度最大,相应的流场速度分布也最大.

对于匙孔未完全贯穿的情况,流速分布又有较大区别.如图 9(b) 所示,  $zOx$  面展示出匙孔前后壁高流速熔融金属区域分布相当,但与高热输入情况匙孔流速分布不同的是未完全贯穿的匙孔高流速分布区域主要集中在匙孔底部、匙孔前壁的凸起区域、匙孔后壁与侧壁的凹陷区域.对于匙孔完全贯穿的情况,其整体流速较高的区域主要集中在匙孔的中上段.根据图 9(c) 的  $zOx$  面可以知晓匙孔前壁的高流速分布最为均匀,而后壁主要集中在中上部;根据  $zOy$  面可知,匙孔左右两侧壁最高的液态金属流速分布主要集中在匙孔壁上上部与熔池上表面的交接处.

根据产生匙孔的熔池流速分布情况,分析认为造成上述流速差的主要原因是匙孔的形貌差异导致光源能量在匙孔中的分布差异.由于焊接热输入不同导致匙孔深度发生差异,激光源一直向前移动使得激光束在匙孔形成后的焊接过程中必定先接触在匙孔前壁,并经由匙孔前壁将光束能量反射至侧壁与后壁.在此过程中,前壁上的凸出位置将会成为反射光束能量的反射点,也是光束能量吸收更多的位置.因此,匙孔前壁的凸起位置在吸收更多能量后产生更高温度、汽化更多液态金属,从而产生更大的金属蒸气反冲压力,最终在该位置产生更高的液态金属流速.而匙孔后壁与侧壁的流速分布也是相同的原因,但后壁与侧壁主要是接受来自前

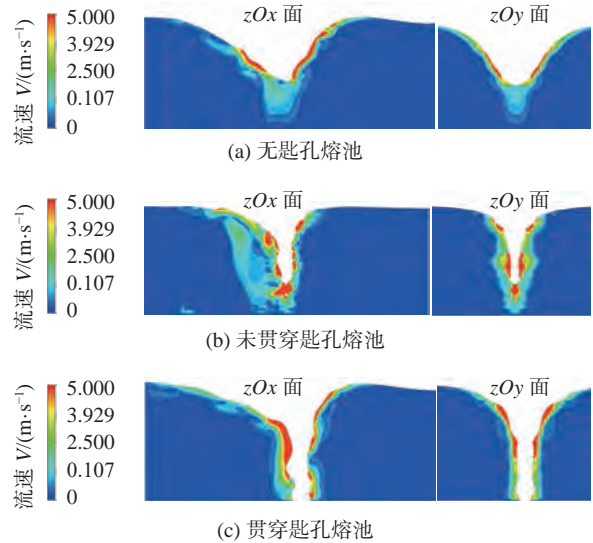


图 9 不同匙孔形貌下熔池流速分布

Fig. 9 Flow velocity distribution in melt pool under different keyhole morphologies. (a) keyless molten pool; (b) non penetrating keyhole molten pool; (c) through keyhole molten pool

壁反射的光束能量,而凹陷处位置更易聚集前壁的反射光束能量.因此,匙孔后壁与侧壁则是在凹陷区域具有更高温度与更大的金属蒸气反冲压力,从而产更高的流速分布.但对于匙孔完全贯穿的高热输入焊接情况,贯穿的匙孔会使相当一部分光束能量经其底部发散,与未完全贯穿的匙孔相比其光束能量反射次数大大减小,因而其匙孔壁上的凹凸区域更少、更加平滑.因此,匙孔下部高流速区域很少,其主要集中在可以产生光束能量反射的上部.

### 3.2.4 熔池稳定性影响规律

在小于焊接功率密度阈值的前提下,焊接功率密度和焊接热输入的变化仅对熔池的深宽比产生一定的影响,而并不会改变整个熔池的结构与熔池流动行为.但由于表面张力的影响,熔池内部额外涡流的生成会造成咬边、塌陷等焊接缺陷.但在无匙孔产生的热导焊模式下,熔池的流动结果整体十分稳定,如图 10 所示.由于匙孔本身就是金属蒸气反冲压力与其他边界条件所形成的具有动态平衡的亚稳态结构.因此,光束在匙孔内的多次反射会大大地造成匙孔内部形貌的不稳定性.而完全贯穿的匙孔在稳定性方面则大大优于未完全贯穿的匙孔.从仿真计算结果也可以看出,如图 11 所示,在整个焊接过程的不同时间节点中高热输入所产生完全贯穿的匙孔的稳定性也是优于低热输入所产生未完全贯穿的匙孔的稳定性,即熔池流动行为的稳定性也是更优的.

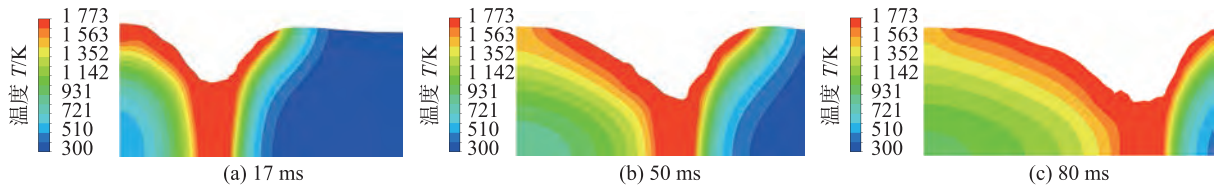


图 10 不同时间节点下无匙孔熔池的稳定性

Fig. 10 Stability of keyless molten pool at different time node. (a) 17 ms; (b) 50 ms; (c) 80 ms

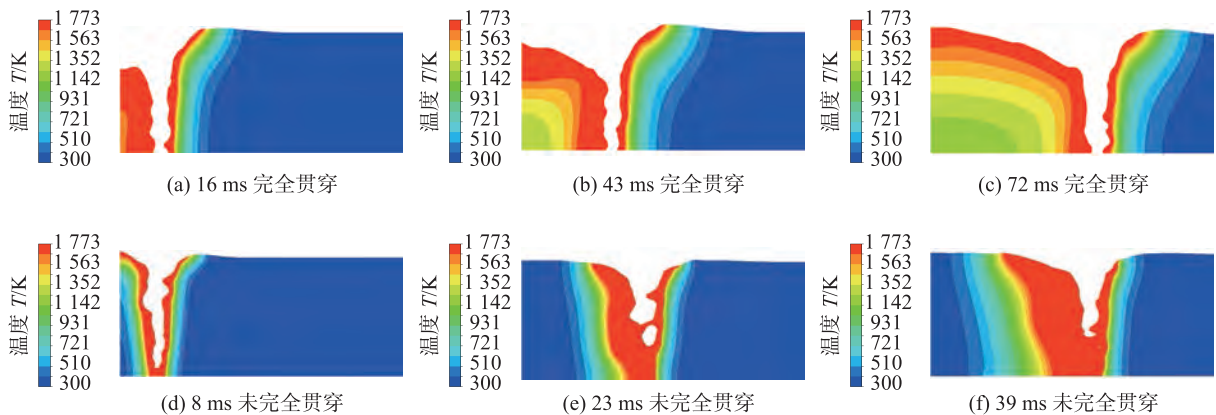


图 11 不同时间节点下有匙孔熔池的稳定性

Fig. 11 Stability of keyhole pool at different time nodes. (a) 16 ms completely through; (b) 43 ms completely through; (c) 72 ms completely through; (d) 8 ms not completely through; (e) 23 ms not completely through; (f) 39 ms not completely through

在焊接热输入较低情况下产生的未贯穿匙孔会更容易造成焊缝中气孔的产生, 且其匙孔的不稳定性非常容易造成熔池底部匙孔的闭合, 如图 11(e) 所示. 完全贯穿的匙孔形成气孔缺陷的可能性相比之下大大减小, 且由于其匙孔下部无回旋涡流存在, 因此上升的流场更易将尚未凝固的气泡带出, 所以形成的气泡缺陷也更少.

### 3.3 两种焊接模式下接头界面 Al 元素均质化特征

图 12 为不同焊接模式接头 Al 元素的 EDS 面扫描图像. 图 12(a) 为深熔焊焊接接头 Al 元素的 EDS 面扫描结果, 可以看出 Al 元素在整体焊接接头中的偏聚情况十分明显. 其上下部焊趾区域的偏聚情况更加严重, 可以推测在焊接熔合区中心区域 Al 元素含量较低, Al 元素主要以富 Al 相 ( $\gamma$ -Fe,  $\alpha$ -Fe) 夹杂极少其他金属间化合物的形式出现, 而在焊趾区域的 Al 元素富集区域和靠近表面镀层的热影响区域 Al-Fe, Al-Mn 等其他二元体系金属间化合物有足够的生成条件. 图 12(b) 为热导焊焊接接头 Al 元素的 EDS 面扫描结果, 由于热导焊模式下焊接熔合区上表面熔宽过大, 并且考虑热导焊接的对称性, 因此, 为了获得准确分布能谱只对一般的焊接接头进行面扫描. 其中 Al 元素在整体焊接接头熔合区中的均质化情况更加优秀, 所以推测整个

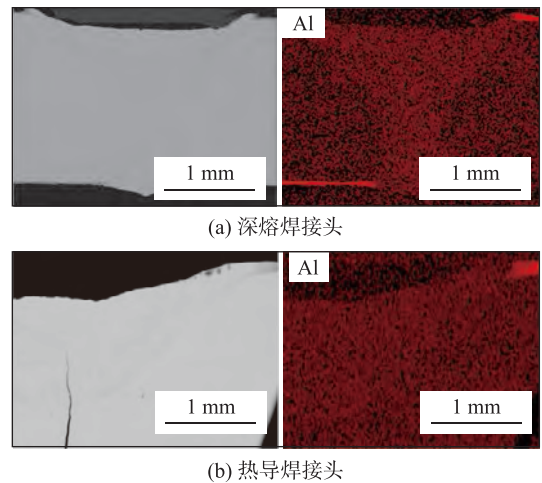


图 12 不同焊接模式接头 Al 元素的 EDS 面扫描结果  
Fig. 12 EDS surface scanning results of Al elements in joints with different welding modes. (a) deep penetration welding joints; (b) thermal conductivity welding joints

熔合区富 Al 相分布应该会更加均匀, 其他二元、三元金属间化合物的生成将会较少.

### 3.4 Al 元素均质化规律

在仿真结果的基础上, 以焊接功率密度  $\omega$ , 焊接热输入  $Q$  作为熔池匙孔形貌与成形的判断依据对其流动行为进行划分, 建立工艺参数与熔池流动行为的相关性表格, 如图 13 所示, 其中  $\omega_c$  为

22MnB5 高强度钢的临界功率密度,  $Q_c$  为对应板材厚度的临界焊接热输入, 图中黑色箭头表示流速较快区域, 白色箭头为流速较慢区域. 基于上述对熔池流动行为的分析结论与焊接试验结果, 分析熔池流动行为对焊接接头处 Al 元素均质化的影响.

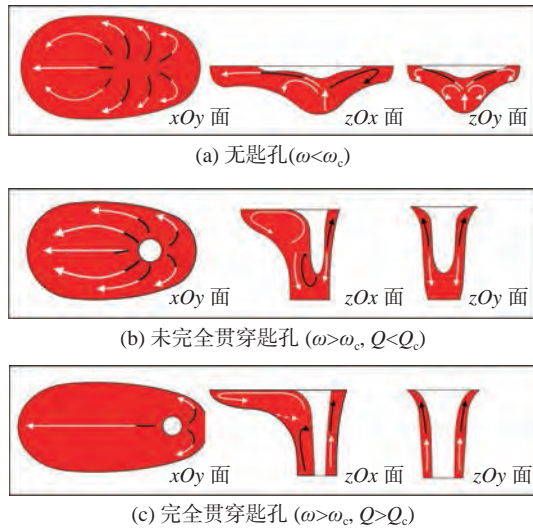


图 13 不同匙孔形貌下熔池流动行为三视图

Fig. 13 Molten pool flow behavior under different keyhole morphologies. (a) keyless molten pool ( $\omega < \omega_c$ ); (b) non penetrating keyhole molten pool ( $\omega > \omega_c, Q < Q_c$ ); (c) through keyhole molten pool ( $\omega > \omega_c, Q > Q_c$ )

#### 3.4.1 无匙孔熔池

上表面 Al-Si 镀层熔化后进入熔池前侧, 并参与熔池前侧的涡流进行搅拌, 由于熔池不存在匙孔, 因此, Al 元素随着涡流回流至中后部并进入中后部涡流随之进行均质化. 熔池两侧虽然较宽, 但因液态镀层中 Al 元素造成的温度梯度和表面张力差而产生多个涡流, Al 元素进入涡流均质化充分. 又因熔池的熔宽过大, 熔池两侧边缘流速很低, 依然会在熔池两端区域产生 Al 元素偏聚富集. 因此, 当熔池不产生匙孔时, 进入熔池的上表面镀层中 Al 元素的均质化情况较优, 但焊接接头两侧焊脚会产生 Al 元素偏聚.

#### 3.4.2 未完全贯穿匙孔熔池

上表面 Al-Si 镀层由于熔池移动的作用会率先熔化进入匙孔前壁, 由图 13(b) 未完全贯穿匙孔可以看到, 熔池中匙孔前壁上端的液态金属流速很快且方向向上, 因此镀层熔化后迅速跟随涡流顺着熔池表面涡流进入熔池后壁并进行匙孔后壁的涡流循环, 后壁由于存在大量的液态金属且无论匙孔是否处于贯穿状态其涡流的搅拌都足够充分, 因此上部 Al-Si 镀层可以较为均匀地分布至整个熔池. 下

表面 Al-Si 镀层同样也会在匙孔前壁底部熔化进入熔池, 但其流动过程略有不同. 可以看到匙孔前壁下部的熔池在匙孔后壁涡流搅拌作用下产生向下的流动方向且流速较慢, 因此, 下表面镀层进入熔池后在匙孔前壁就会开始发生 Al 元素少量偏聚, 随后经由侧壁与底部液态金属流入匙孔后壁并参与后壁下部涡流循环, 其在此又会产生较大的 Al 元素偏聚. 剩余部分镀层中的 Al 元素经由下部涡流流动至上部涡流并最终在熔池内完成均质化. 因此, 当焊接熔池中的匙孔未完全贯穿时, 进入熔池的上表面镀层中 Al 元素的均质化程度要优于下表面镀层中的 Al 元素, 且焊接接头中产生的偏聚部位主要发生在下部两侧, 即焊接接头的焊脚区域.

#### 3.4.3 完全贯穿匙孔熔池

未完全与完全贯穿匙孔上部的熔池流动行为基本相同, 所以当上表面 Al-Si 镀层进入熔池后其均质化效果同样较为优异. 但完全贯穿的匙孔由于下部流动与未完全贯穿匙孔不完全相同, 即前壁下部由于无底部的联通, 因此以较低流速向上流动, 后壁下部与之相比无额外涡流的存在. 下表面 Al-Si 镀层熔化进入匙孔前壁底部后, 将先以较低流速向上方和两侧流动, 该过程会产生 Al 元素偏聚. 当熔化镀层经由熔池表面流动到熔池后部时, 跟随流动轨迹直接进入匙孔后壁中下部偏聚区域, 后壁下部不存在涡流因而偏聚在此处的 Al 元素进一步均质化, 最终导致完全贯穿匙孔熔池下部 Al 元素偏聚情况更加严重. 同时完全贯穿匙孔加深过程在一定程度上会造成匙孔下部、前壁流动熔融金属层厚度减少, 其直接降低了整个熔池流动行为的剧烈程度, 更加不利于镀层中 Al 元素的稀释. 因此, 当焊接熔池中的匙孔完全贯穿时, 熔池中 Al 元素的整体均质化程度相比未完全贯穿匙孔有所减弱, 整体 Al 元素偏聚趋势与未完全贯穿匙孔相同, 即进入熔池的上表面镀层中 Al 元素的均质化程度要优于下表面镀层中的 Al 元素, 且焊接接头上部均质化程度要优于下部.

## 4 结论

(1) 构建了 Al-Si 镀层 22MnB5 高强度钢激光焊接过程的熔池流动数值模型, 并结合相同参数下的试验结果验证了模型的可靠性.

(2) 依据模型计算结果分析得到 3 种匙孔形貌的熔池流动行为. 无匙孔熔池中液态金属由中心向四周流动并最终流入熔池后方且流速较快, 熔池中中心前后的区域都有涡流产生, 熔池稳定性较好; 未完全贯穿匙孔熔池中液态金属从匙孔前壁的下部流向匙孔下部和两侧并最终流入匙孔后部形成流速较快的涡流, 熔池上下均有涡流, 匙孔稳定性较差; 完全贯穿匙孔熔池的流动行为与未完全贯穿匙孔熔池类似. 但由于匙孔完全贯穿高强度钢板, 匙孔前侧液态金属无法经由下部流入后侧, 因此熔池的匙孔后侧下部无涡流产生, 熔池中匙孔稳定性好.

(3) 结合焊缝表征结果分析了 Al-Si 镀层中 Al 元素的均质化过程. 无匙孔熔池中, Al 元素随着涡流回流至中后部并进入中后部涡流随之进行均质化. 因此, Al 元素均质化程度较好, 熔池两侧焊脚易产生偏聚; 未完全贯穿匙孔熔池中, 匙孔前壁上端的液态金属流速很快且方向向上, 而后壁由于存在大量的液态金属且无论匙孔是否处于贯穿状态其涡流的搅拌都足够充分. 因此, 熔池上部 Al 元素均质化情况优于下部, 熔池两侧焊脚易产生偏聚; 完全贯穿匙孔熔池 Al 元素均质化情况与未完全贯穿的匙孔熔池类似, 但由于无下部涡流产生将导致 Al 元素偏聚情况更加严重.

## 参考文献

- [1] 谢锡贵. 激光深熔焊熔池动力学及孔隙形成机理研究 [D]. 温州: 温州大学, 2021.  
Xie Xigui. Study on the dynamics and pore formation mechanism of laser deep penetration welding melt pool[D]. Wenzhou: Wenzhou University, 2021.
- [2] 叶颖. 铜/铝激光辅助加热搅拌摩擦焊仿真与实验研究 [D]. 长沙: 湖南大学, 2016.  
Ye Ying. Simulation and experimental research on copper/aluminum laser assisted heating friction stir welding[D]. Changsha: Hunan University, 2016.
- [3] 孙志超. 钛-钢异种金属电阻钎焊温度场仿真及工艺研究 [D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2020.  
Sun Zhichao. Simulation and process research on temperature field of resistance brazing of titanium steel dissimilar metals[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2020.
- [4] Phanikumar G, Chattopadhyay K, Dutta P. Modelling of transport phenomena in laser welding of dissimilar metals[J]. International Journal of Numerical Methods for Heat & Fluid Flow, 2001, 11(2): 152 – 174.
- [5] Métais A, Matteï S, Tomashchuk I, *et al.* Modelling of transport phenomena in laser welding of steels[C]//COMSOL Conference. Grenoble, France, 2015.
- [6] 李力钧. 现代激光加工及其装备 [M]. 北京: 北京理工大学出版社, 1993: 107 – 118.  
Li Lijun. Modern laser processing and equipment [M] Beijing: Beijing University of Technology Press, 1993: 107 – 118.
- [7] Subhashis R, Rafae A O. Simulation of liquid-vapour phase change process inside porous media using modified enthalpy formulation[J]. International Journal of Thermal Sciences, 2016, 105: 123 – 136.
- [8] Yin X, Zarakos I, Karadimitriou N K, *et al.* Direct simulations of two-phase flow experiments of different geometry complexities using Volume-of-Fluid (VOF) method[J]. Chemical Engineering Science, 2019, 195: 820 – 827.
- [9] 刘海江, 汪乾, 张恒, 等. 基于 CuSi<sub>3</sub> 焊丝的镀锌钢板激光钎焊温度场及接头组织分析 [J]. 电焊机, 2022, 52(11): 14 – 21.  
Liu Haijiang, Wang Qian, Zhang Heng, *et al.* Analysis of temperature field and joint structure of laser brazing of galvanized steel plate based on CuSi<sub>3</sub> welding wire[J]. Electric Welding Machine, 2022, 52(11): 14 – 21.
- [10] Gao Z, Jiang P, Mi G, *et al.* Investigation on the weld bead profile transformation with the keyhole and molten pool dynamic behavior simulation in high power laser welding[J]. International Journal of Heat and Mass Transfer, 2018, 116: 1304 – 1313.
- [11] 孙旭, 张林杰, Na Suck-Joo. 功率密度对 DP590 钢激光焊缝熔深及组织的影响 [J]. 精密成形工程, 2020, 12(1): 111 – 116.  
Sun Xu, Zhang Linjie, Na Suck Joo. The effect of power density on the penetration depth and microstructure of laser welded joints in DP590 steel[J]. Precision Forming Engineering, 2020, 12(1): 111 – 116.

第一作者: 朱李斌, 硕士; 主要研究高强度钢激光焊接方向; Email: 2473309656@qq.com

通信作者: 刘海江, 博士, 博士生导师; Email: defensec@tongji.edu.cn

(编辑: 王盈盈)