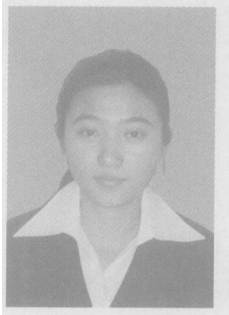


等离子多层熔积混相瞬态流场与温度场的模拟

曾玲芳， 王桂兰， 张海鸥， 孔凡荣
(华中科技大学， 武汉 430074)



曾玲芳

摘 要: 建立了一种二维等离子熔积成形瞬态模型, 该模型描述了熔积成形过程中多层熔积层的自由表面发展, 并模拟了熔池内流体流动和传热。通过水平集(Level-Set)方法处理熔积轨迹、液/气界面等因素, 考虑了熔体流动的主要驱动力—表面张力梯度、表面曲率以及浮力等。并采用 SIMPLEC 算法求解控制方程。以 K163 合金为例, 对多层熔积成形过程混相瞬态场进行了模拟, 所得到的计算结果与试验结果基本一致; 并分析了熔积工艺参数(熔积电流、熔积扫描速度和送粉速度)对熔积层表面形貌及熔积质量的作用规律。

关键词: 等离子熔积成形; 水平集方法; SIMPLEC 算法

中图分类号: TG402 文献标识码: A 文章编号: 0253-360X(2007)03-036-05

0 序 言

等离子熔积成形是由熔积粉末逐点逐层堆积形成三维实体的过程, 成形过程中多层熔积层的形貌决定了熔积实体的宏观特征。因此, 对多层熔积层形貌的控制是获得高精度零件的关键。由于熔积层形貌受到众多因素共同作用, 需通过调节工艺参数保证工艺过程的稳定性和成形质量^[1]。所以, 借助等离子熔积成形过程的数值模拟, 分析和掌握工艺条件对熔积层形貌以及熔池内流体流动和传热影响规律, 具有重要的理论和实际意义。

对于电弧堆焊过程, Duranton 等^[2]采用自适应网格技术在 SYSWELD 软件上实现 316L 不锈钢管的环缝 V 形坡口的多道焊温度场模拟; 孟庆国^[3]等采用 ANSYS 单元“生死”技术实现在低碳钢上进行开 Y 形坡口的多层多道焊的温度场模拟。但其成形方式与等离子熔积成形不同, 前者金属流动受坡口的制约, 而后者完全属于自由堆积成形。在与熔积成形具有一定相似性的激光熔覆领域^[4]中, 尚未见有多层激光熔覆层表面形状模拟的报道。

文中建立基于 Level-Set 方法^[5]的二维等离子熔积成形瞬态模型, 计算了单层及多层熔积层的自由表面形状以及熔池内流场与温度场变化。

1 物理模型

等离子熔积成形的多层熔积过程如图 1 所示。等离子焊枪沿 x 轴正方向以恒定速度运动, 焊枪喷出的粉末流进入熔池, 当等离子热源功率足以熔化基体与粉末时, 在基体上形成第一层稳定的熔积层。随后焊枪沿 x 轴负方向运动, 在第一层熔积层上成形第二层熔积层, 逐层堆积形成制件。

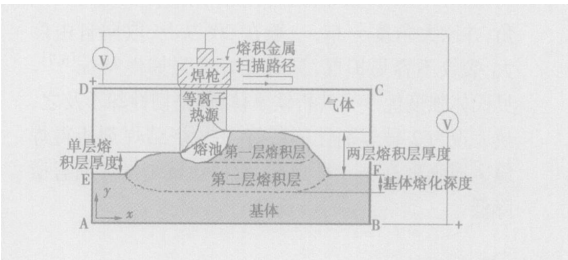


图 1 等离子熔积成形的多层熔积过程示意图
Fig. 1 Schematic of depositing multi-layer during plasma powder deposition process

等离子熔积成形过程中熔积层表面形状及熔池内流体流动与传热的影响因素繁多, 为建立描述其整个过程的数学模型, 假设如下: (1) 等离子热源的分布符合高斯分布; (2) 等离子枪喷出的粉末分布符合高斯分布; (3) 气体流动为非压缩性流动, 液态金属为牛顿流体, 其流动为层流; (4) 忽略等离子体和保护气体压力的影响。

2 数学模型及数值计算

2.1 熔积层表面形状的数学模型

采用追踪自由面的 Level-Set 方法, 定义 Level-Set 函数 ϕ , 记录计算区域内的节点到熔积层表面的距离: $\phi=0$ 表示熔积层表面节点, $\phi<0$ 表示熔积层上方的气体节点, $\phi>0$ 表示熔积层或基体节点。 $t=0$ 时刻的熔积层表面为一平面(即基体上表面), 故初始时刻的 ϕ 值容易确定。 根据不同时刻焊枪的位置输入的粉末量以及熔池内的对流速度, 熔积层表面形状即 ϕ 的分布可用下面数学模型描述, 即

$$\phi_t + F_e(x, y, t) |\nabla \phi| + U(x, y, t) \cdot \nabla \phi = 0, \quad (1)$$
 式中: F_e 是基于粉末沉积的 L/V 界面上的速度函数; $U(x, y, t)$ 是对流速度。 F_e 被定义为

$$F_e(x, y, t) = \begin{cases} \frac{\eta' m}{\pi R^2} \exp\left[-\frac{r'^2}{R^2}\right] / (\rho_l v_s), & r' \leq R' \\ 0, & r' > R' \end{cases} \quad (2)$$

式中: m 为送粉速率; η' 为粉末有效利用率; r' 是 t 时刻节点到焊枪中心的距离; R' 为粉末流束有效堆积半径; v_s 是焊枪扫描速度; ρ_l 是液态粉末密度。 每计算一个时间步后需重新初始化 ϕ 值^[5]。

考虑扫描路径的熔积层表面形貌的模拟, 关键在于确定不同时刻 L/V 界面上的 F_e 值, 而 F_e 值在空间上由焊枪当时的位置决定。 因此, 采用 Level-Set 方法建立多层与单层的熔积层表面形状数学模型不存在本质的区别, 没有增加多层熔积模拟的难度。

2.2 流动与传热的数学模型

2.2.1 动量守恒方程

耦合 Level-Set 函数的动量守恒方程为
$$\frac{\partial(\rho u)}{\partial t} + \nabla \cdot (\rho u u) = \nabla \cdot (\mu \nabla u) - \frac{\partial p}{\partial x} + S_x, \quad (3)$$

$$\frac{\partial(\rho v)}{\partial t} + \nabla \cdot (\rho u v) = \nabla \cdot (\mu \nabla v) - \frac{\partial p}{\partial y} + S_y, \quad (4)$$

式中: u, v 分别为流体速度 u 在 x, y 方向上的速度分量; ρ 为密度; μ 为粘性系数; p 为压强; S_x 和 S_y 为源项。

$$S_x = e_x \cdot \left[-\kappa(\phi) \nabla \phi + \nabla_\tau T \frac{d\tau}{dT} \right] \hat{q}(\phi) - \left[C \frac{(1-f_l)^2}{f^3 + b} \right] u, \quad (5)$$

$$S_y = e_y \cdot \left[-\kappa(\phi) \nabla \phi + \nabla_\tau T \frac{d\tau}{dT} \right] \hat{q}(\phi) - \left[C \frac{(1-f_l)^2}{f^3 + b} \right] v + \rho g \beta (T - T_0), \quad (6)$$

式中: τ 为表面张力系数; κ 为界面曲率; T 为温度; C 是与糊状区枝晶形貌有关的常数; b 是计算常数, 取值很小; f_l 为液相体积分数; e_x 和 e_y 分别是 x, y

方向上的单位矢量; Delta 函数被定义为

$$\hat{q}(x) = \begin{cases} \frac{1}{2} [1 + \cos(\pi x / \epsilon)] / \epsilon, & \text{若 } |x| < \epsilon; \\ 0, & \text{其它。} \end{cases} \quad (7)$$

式中: ϵ 是一个小量规整参数, 被定义为 L/V 界面的虚拟厚度的 1/2。

在远离熔积层表面 L/V 界面处, 该项为 0; 在近 L/V 界面(即 $|\phi| < \epsilon$) 处, 式(5)和式(6)中第 1 项代表了由熔积层表面的界面曲率和温度梯度引起的表面张力梯度作用项, 因此无须再对熔积层自由表面施加边界条件。 第 2 项为达西项, 代表流体通过多孔介质的作用项; 在纯液相区, $f_l=1$, 该项为 0; 在固液共存区, $0 < f_l < 1$, 该项值决定动量控制方程中的非稳态、对流和扩散量, 从而使其符合 Carman-Kozeny 定律^[4,6]; 在纯固相区, $f_l=0$, 该项值特别大, 动量控制方程中的其它项相对于该项可以忽略掉, 从而使速度趋于零。 式(6)中第 3 项为温差引起的浮力项, g 为 y 方向上的重力加速度, β 为热膨胀系数, T_0 为参考温度。

2.2.2 能量守恒方程

耦合 Level-Set 函数的能量守恒方程为

$$\rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} + \rho c_p u \cdot \nabla T = \nabla \cdot (\kappa \nabla T) + [q_{L/V}^n - \sigma (T^4 - T_\infty^4)] \hat{q}(\phi), \quad (8)$$

式中: c_p 为定压比热容; κ 为热导率; σ 为 Stefan-Boltzmann 常数; ϵ 为发射率; T_∞ 为环境温度; $q_{L/V}^n$ 是等离子热源功率分布。

$$q_{L/V}^n(r) = \eta \frac{P}{\pi R^2} \exp\left[-\frac{r^2}{R^2}\right], \quad (9)$$

式中: r 为距热源中心的距离; η 为热源有效利用率; P 为热源功率; R 为等离子束有效半径。

在远离熔积层表面处, 式(8)中右边第 2 项为 0; 在近熔积层表面(即 $|\phi| < \epsilon$) 处, 该项括号内的第一项代表作用于熔积层表面上的热源分布, 第二项为熔积层表面的辐射损失能量。 至此, 气液和固液边界条件通过函数 ϕ 已作为源项作用于动量和能量守恒方程中。 真正的计算边界为图 1 所示的各边界, 设气体边界 DC, DE, CF 为绝热边界, 固体边界 AB, AE, BF 与环境只存在对流及辐射换热。

2.3 数值计算方法

用隐式的控制容积有限差分法离散动量和能量守恒方程, 流场及温度场的计算在自适应交错网格上用 SIMPLEC 算法进行。 熔积层表面形状 Level-Set 守恒方程及其重新初始化方程采用三阶 TVD-Runge-Kutta 和五阶 WENO 格式离散。 计算步骤如下: 在求解的每一个时间步长上, 用上一个时间步长结束时的物性参数以及熔积层表面形状求解流场,

然后求解能量守恒方程;再根据能量守恒方程的计算结果更新液相分数、物性参数以及控制方程中的源项后,重复计算经反复迭代达到收敛;并在每个时间步长结束后重新计算熔积层表面形状。

3 计算结果与讨论

3.1 多层熔积层模拟算例

基于试验设备的可行性,选用基体和熔积粉末为高温合金 K 163, 尺寸为 60 mm×15 mm。材料物性性能参数为密度 8 360 kg/m³, 线膨胀系数 18.9×10⁻⁶ /℃, 液相线温度 1 355 ℃, 固相线温度 1 300 ℃, 液态导热系数 33.31 W/(m·℃), 固态导热系数

(11.21+0.017T)W/(m·℃), 比热 461 J/(kg·℃), 熔化潜热 3.1×10⁵ J/kg, 液态粘性系数 5.0×10⁻³ kg/(m·s), 表面张力温度系数 -0.35×10⁻³ kg/(s²·℃), 换热系数 40/(m²·s·℃), 环境温度 25 ℃。

在该算例中, 设熔积电流为 70 A, 电压为 34 V, 光斑有效直径为 6 mm, 吸收率为 0.5, 送粉速度为 0.25 g/s。图 2 是熔积层表面形状及温度场与流场的发展过程, 箭头所指的方向是焊枪移动的方向。焊枪首先以 6 mm/s 的扫描速度沿 x 轴正方向运动, 试验 1.5 s 后(图 2a)熔积已进入稳定阶段, 得到稳定的熔积层;到 5 s 时(图 2b), 熔积完第一层;焊枪再沿 x 轴负方向运动, 开始熔积第二层(图 2c);到 7 s 时, 已形成第二层稳定的熔积层(图 2d)。

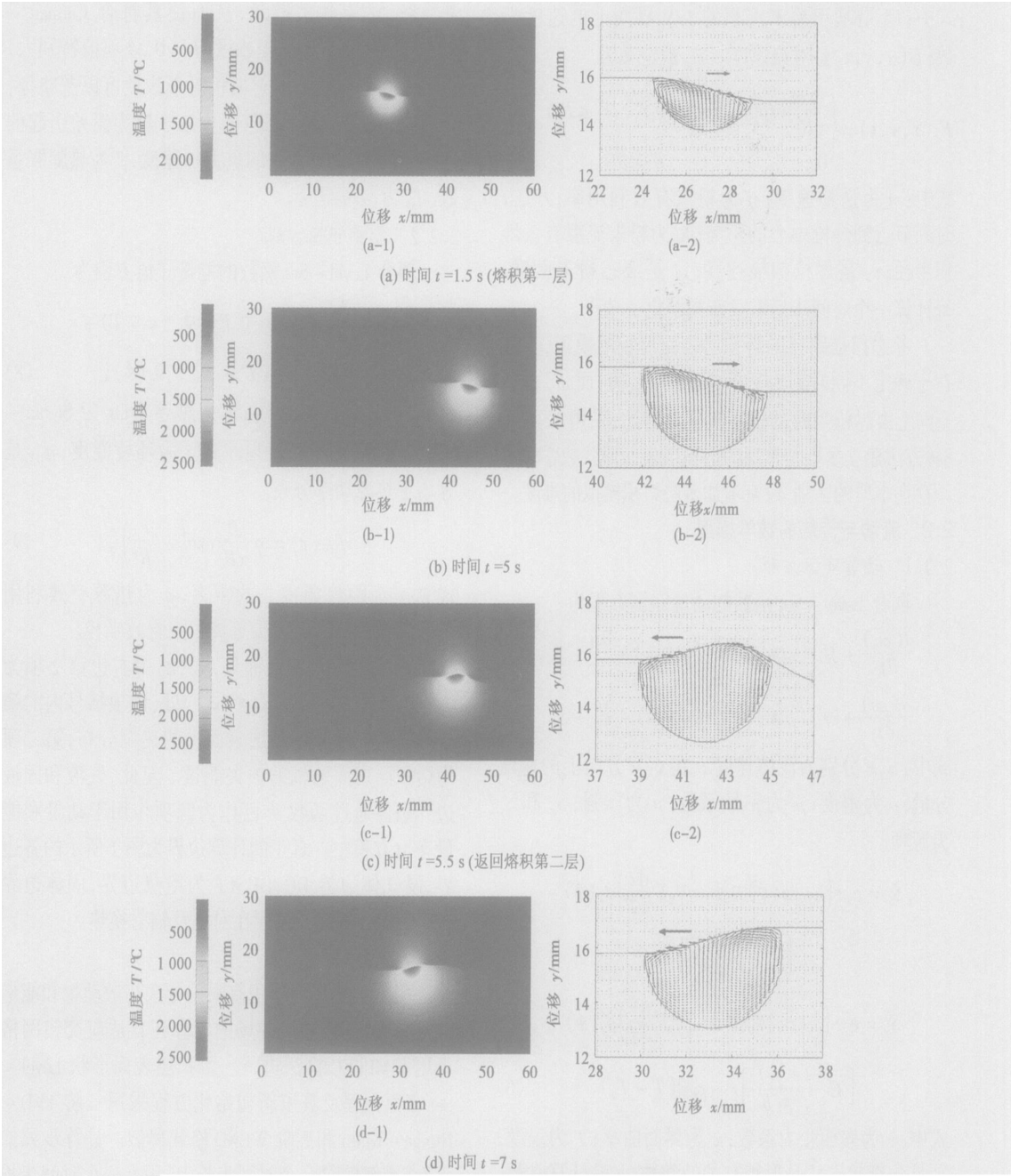


图 2 熔积层表面形状及温度场与流场的发展过程

Fig 2 Evolution of deposition layer profile temperature field and fluid flow field

3.2 两层熔积层厚度的试验验证

试验分为三组。在其它工艺参数不变的情况下, 分别改变熔积电流、扫描速度和送粉速度, 按照 3.1 节所述算例的方法计算出熔积两层的熔积层厚度。

(1) 熔积电流选取为 50, 60, 70, 80, 90 A, 扫描速度为 5 mm/s, 送粉速度为 0.25 g/s。图 3a 为该工艺参数下熔积层厚度的计算值与试验值, 比较可知计算结果与试验结果基本吻合。从图中可知, 改变熔积电流对熔积层厚度的影响作用不大。

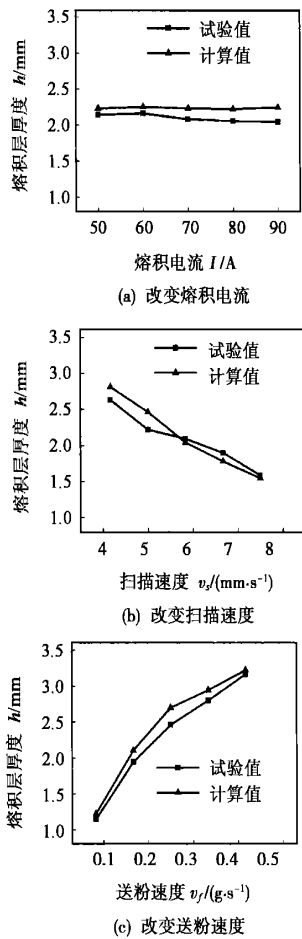


图 3 熔积层厚度计算值与试验值的比较

Fig 3 Comparison of deposition layer thickness between simulation and experiment

(2) 扫描速度选取为 4. 167, 5. 0, 5. 833, 6. 667, 7. 5 mm/s, 电流为 70 A, 送粉速度为 0.25 g/s。图 3b 为该工艺参数下熔积层厚度的计算值与试验值, 比较可知计算结果与试验结果基本一致。从图 3b 可知, 在送粉速度和熔积电流不变的情况下, 随着熔积扫描速度的增加, 熔积层的厚度减小。

(3) 送粉速度选取为 83. 3, 166. 7, 250, 333. 3,

416.7 mg/s, 电流为 60 A, 扫描速度为 4. 167 mm/s。得到该工艺参数下熔积层厚度的计算值与试验值, 由图 3c 比较可知计算结果与试验结果相符合。从图中可知, 随着送粉速度的增加, 熔积层厚度增加。其对应的 5 条熔积层照片(图 4)也证明了这一点, 照片中熔积层的送粉量从上到下依次增大。

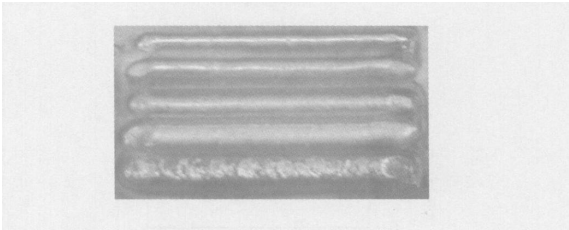


图 4 不同送粉速度下的熔积层照片

Fig. 4 Photograph of deposition layers at different powder feeding rate

3.3 相关工艺参数的影响规律

当基体熔化深度(图 1)太小甚至基体未能熔化时, 熔积层与基体之间不能形成良好的冶金结合, 影响层间结合强度; 当基体熔化深度太大时, 会大面积地反复重熔已熔积的熔积层, 严重影响已熔积层表面形貌。可见, 分析基体熔化深度与各工艺参数之间的作用关系, 对了解和掌握各工艺参数对熔积质量的影响规律很有意义。

图 5 是单层熔积时计算所得基体熔化深度与部分工艺参数(熔积电流、扫描速度和送粉速度)的关系, 负值表示基体未被熔化。计算用数据采用 3. 2 节中熔积层厚度的试验验证所用的数据。

(1) 从图 5a 可知, 随着熔积电流的增大, 基体熔化深度逐渐增大。当电流过小时, 会出现基体熔化深度太小、基体不能熔化的现象; 而电流过大时, 基体熔化深度太大, 易影响已熔积层形貌。可见, 熔积电流对熔积质量的影响比较大。

(2) 从图 5b 可知, 随着扫描速度的增大, 基体熔化深度逐渐减小。这是因为扫描速度越大, 在热源功率输入不变的情况下, 单位时间内基体吸收的能量越少, 导致基体熔化深度逐渐减小。

(3) 从图 5c 可知, 随着送粉速度的增大, 基体熔化深度有下降的趋势, 但变化不大。可见, 送粉量对基体熔化深度的影响作用不大。但从图 4 中最下面的一条表面质量最差的熔积层可以看出, 送粉量的大小影响熔积层的表面质量。这是因为随着送粉速度的增加, 粉末熔化所需的能量也增加, 在输入能量不变的情况下, 粉末的熔化状况会降低, 从而影响熔积层表面质量。

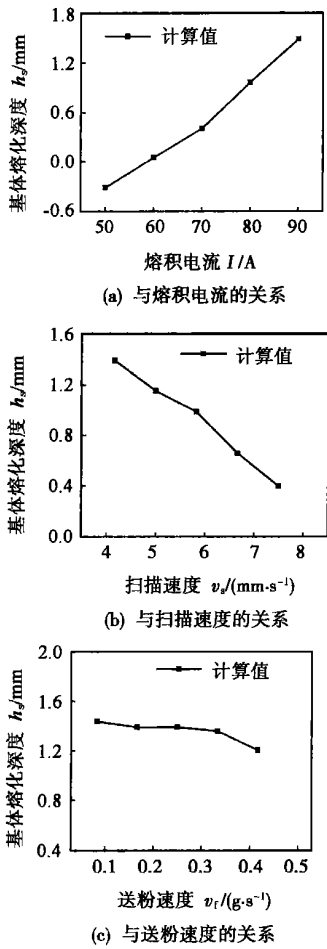


图 5 工艺参数对基体熔化深度的影响
Fig. 5 Effects of process parameters on melting depth of substrate

4 结 论

(1) 熔积电流对熔积层厚度的影响不大, 但对基体熔化深度的影响较大, 基体熔化深度随熔积电流的增加而增大; 熔积层厚度和基体熔化深度都随扫描速度的增加而减小; 熔积层厚度随送粉速度的

增加而增加, 但对基体熔化深度的影响不大。
(2) Level-Set 守恒方程用于获取熔积层自由表面形状; Level-Set 函数可描述表面张力梯度、等离子热源以及工件表面的对流散热等现象, 避免了对熔积层表面 L/V 边界的处理; 固液相变统一模型用于求解含固液相及糊状区的 Navier-Stokes 方程。
(3) 两层熔积的模拟计算结果与试验结果基本吻合, 表明采用 Level-Set 方法所建立的等离子熔积成形过程的数学模型不仅有效, 而且消除了模拟多层熔积的计算难度。因此, 该模型可进一步扩展为三维, 考虑各种不同的熔积扫描路径, 为熔积成形稳定性和三维零件的等离子熔积成形精度控制提供科学依据。

参考文献:

[1] 张海鸥, 韩光超, 王桂兰. 快速模具制造技术[J]. 中国机械工程, 2002, 22(13): 1903—1906.
[2] Duranton P, Devaux J, Robin V, *et al.* 3D modelling of multipass welding of a 316L stainless steel pipe[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2004, 153—154: 457—463.
[3] 孟庆国, 方洪渊, 杨建国, 等. 多道焊温度场数值模拟及其分布规律的研究[J]. 机械工程学报, 2005, 41(1): 124—128.
[4] 黄延禄, 邹德宁, 梁工英, 等. 送粉激光熔覆过程中熔覆轨迹及流场与温度场的数值模拟[J]. 稀有金属材料与工程, 2003, 32(5): 330—334.
[5] 刘儒勋, 舒其望. 计算流体力学的若干新方法[M]. 北京: 科学出版社, 2003.
[6] Bennon W D, Incropera F P. Continuum model for momentum, heat and species transport in binary solid-liquid phase change systems—I. model formulation[J]. Int J Heat Mass Transfer, 1987, 30(6): 2161—2170.

作者简介: 曾玲芳, 女, 1981 年出生, 硕士。研究方向为等离子熔积成形过程的数值模拟, 发表论文 1 篇。

Email: zenglingfang81@yahoo.com.cn

na). p33—35

Abstract: According to the physical and chemical properties of the common composition of agglomerated flux-MnO, three kinds of agglomerated flux were prepared and the parallel tests on weld microstructures and the mechanical property were discussed also. The result shows that the addition of MnO in the agglomerated flux not only increases the alkalinity of the flux and its reducibility, and purifies the weld, and improves the slag detachability and the formation ability and processing abilities but also can stabilize the austenite, and reduce the $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation temperature by controlling the quantity of Mn in the weld metal when MnO is added in, which will make a good environment for the formation of the acicular ferrite and the promotion of the mechanical property of the weld metal.

Key words: agglomerated flux; MnO; toughness; processing property

Simulation of multiphase transient fluid flow field and temperature field during plasma powder multi-layer deposition process

ZENG Lingfang, WANG Guilan, ZHANG Haiou, KONG Fanrong (Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, China). p36—40

Abstract: A 2D transient mathematical model was developed to investigate plasma powder deposition shaping process, presenting the free surface evolution of multilayer and the simulation of fluid flow and heat transfer. The Level-Set approach was adopted to deal with some factors such as deposited track, liquid/vapor interface, which considered surface tension gradient (the major driving forces for the melt flow), interface curvatures, buoyancy and convection heat loss. The SIMPLEC algorithm was used for solving the governing equations. The results obtained by the simulation were in agreement with those measured in experiment, and the effect of the deposition process parameters such as input current, scanning velocity and powder feeding rate on the profile of deposition layer and shaping quality was analyzed.

Key words: plasma deposition; Level-Set approach; SIMPLEC algorithm

Effect of thermal cycles on interface evolution of vacuum diffusion bonded aluminum alloy 2A14

LI Jinglong, XIONG Jiangtao, ZHANG Fusheng (Shanxi Key Laboratory of Friction Welding Technologies, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China). p41—44

Abstract: Wrought aluminum alloy 2A14 samples were diffusion bonded at 500 °C, 530 °C and 560 °C respectively for 60 min under the bonding pressure of 4 MPa and a vacuum pressure lower than 3.4×10^{-3} Pa. The bonding ratio, the morphologies of the interface and the microstructures of the base metal were examined by scanning electron microscope. The results showed that at 500 °C lower than the solid solution line, the interface after welding remained straight as original in which only a little metallurgical bonding points were presented leading to a very low bonding ratio. At 530 °C

above the solid solution line but below the Al-Cu eutectic point, CuAl₂ phase joining additionally contributed to the bonding mechanism hence the bonding ratio increased apparently. When the temperature was further raised to 560 °C above the eutectic point, CuAl₂ phase dissolved and the eutectic liquid formed at the crystal boundaries. The liquid was then extruded into the interface which crashed the oxidation film and filled the interface voids so that the bonding ratio increased remarkably. Therefore, a wavy bonded interface, composed of crystal boundaries substituted the original straight interface. Based on the analyses, a model was proposed for liquid phase formation at the crystal boundaries and oxidation film crash.

Key words: diffusion bonding; 2A14 aluminum alloy; eutectic temperature; bonding ratio

Microstructure and strength of Si₃N₄ joint brazed with Ti40Zr25Ni15Cu20 amorphous brazing alloy

ZOU Jiasheng, ZHAO Hongquan, JIANG Zhiguo (Provincial Key Laboratory of Advanced Welding Technology, Jiangsu University of Science and Technology, Zhenjiang 212003, Jiangsu, China). p45—48

Abstract: Si₃N₄ ceramic is brazed with Ti40Zr25Ni15Cu20 amorphous filler metal, and the effect of brazing parameter on interfacial microstructure and joint strength was discussed. The interfacial microstructure is composed of two parts which are TiN and Ti-Si, Zr-Si compound respectively with the SEM, EDX etc. Under the same experiments conditions, the joint strength brazed with amorphous filler metal increased a lot compared with the crystalline.

Key words: Ti-Zr-Ni-Cu brazing filler metal; amorphous filler metal; Si₃N₄ ceramic; interfacial microstructure; bonding strength

Partial least square approach for multi-parameter assessment of resistance spot welding quality

LI Ruihua¹, MENG Guoxiang¹, GONG Liang¹, ZHANG Ke² (1. School of Mechanical Engineering, Shanghai Jiaotong University, Shanghai 200240, China; 2. Institute of Weld Engineering, Shanghai Jiaotong University, Shanghai 200240, China). p49—52

Abstract: A new approach based on partial least square (PLS) was used in the multi-parameter monitoring and analysis of the resistance spot welding (RSW) quality. Based on the idea of extracting principal components, correlation information between the monitored RSW parameters and welding quality were screened and synthesized under the condition that the multi-parameters monitored exist multicollinearity. Moreover, various data message of the RSW quality process parameters were also shown and discussed. In addition, an integrated assessment model was built based on multi-parameter monitored. The experimental results indicate that the presented method can select and extract PLS components of RSW quality process parameters from sample data, and the problems of high dimension and multicollinearity are solved effectively in regression model. The integrated evaluation model has excellent estimation ability.

Key words: resistance spot welding; quality model; multi-