

Ni/304SS 激光传导焊接中 Fe 元素分布的参数化研究

李梓洵^{1,3}, 何秀丽^{1,3*}, 虞钢^{1,2,3**}, 田崇鑫^{1,3}, 李志永^{1,3}, 李少霞^{1,3}¹中国科学院力学研究所, 北京 100190;²中国科学院大学材料与光电研究中心, 北京 100049;³中国科学院大学工程科学学院, 北京 100049

摘要 通过耦合温度场、熔池流场、多组分浓度场建立三维数值模型,并结合正交参数设计与极差分析研究了工艺参数对 Ni/304SS 激光传导焊接中接头元素重分布的影响。以 Fe 元素为研究对象,量纲分析结果表明,焊接过程中合金元素的运输机制由熔池对流主导。用流入 Ni 侧的 Fe 元素平均含量表征熔池中的元素分布情况,设计了 $L_{25}(5^3)$ 正交模拟实验,并通过极差分析研究工艺参数的相对重要性。结果表明,扫描速度的极差为 9.45%,光斑偏移量的极差为 9.17%,功率的极差为 1.11%。流入 Ni 侧的 Fe 元素平均质量分数与扫描速度负相关,与偏移量正相关。此外,适当降低扫描速度并将光斑向 304SS 侧偏移有利于 Fe 元素的稀释,使其分布更均匀。

关键词 激光技术; 激光焊接; 数值模拟; 多物理场模型; 元素分布; 工艺参数

中图分类号 TG456.7

文献标志码 A

doi: 10.3788/CJL202148.1802013

1 引言

异种金属激光传导焊接技术是用激光辐照材料表面,在异种金属对接处形成熔池,利用熔池对流使金属元素混合,形成稳固的接头,这种连接技术具有精度高、效率高、残余应力低等优点^[1-2]。工业纯 Ni 具有优越的抗腐蚀性,而 304SS 的成本低,热加工性好,因此 Ni/304SS 连接件在石油化工、航天航空中具有广泛的应用前景^[3-4]。熔池内的元素混合是影响接头性能的重要因素之一^[5],功率、扫描速度、光斑偏移量等工艺参数均会导致接头不同的元素重分布。Huang 等^[6]用不同的激光功率和扫描速度对 Cu-Al 进行叠焊,结果表明,熔池混合后 Cu 元素流入 Al 侧,且在 Al 侧 Cu 元素平均质量分数超过 50% 的位置形成金属间脆性相的概率更大,从而产生裂纹。异种金属焊接接头中的元素未混合区会影响整个焊件的机械性能,甚至会导致焊缝失效^[7],Hejripour 等^[8]研究了工艺参数对 Inconel 718 与 410SS 电弧焊接接头中合金元素(Fe、Ni、Cr)未混合区的影响。顾凡等^[9-10]研究了激光偏移量对 NiTi-

Cu 焊缝元素分布及性能的影响,结果表明,当光斑往 Cu 侧偏移时,熔池的寿命缩短,导致金属混合不充分,焊缝硬度分布不均匀,平均硬度值下降。Li 等^[11]采用 CO₂ 激光对 Inconel 625 和 SUS304 进行焊接,结果表明,在 Inconel 625 侧的晶粒边界有 Laves 相析出,导致接头的抗拉强度和韧性急剧下降。这表明元素重分布是异种金属激光焊接中的一个重要特征,对预测和调控接头的微观组织、力学性能、缺陷具有重要意义。但现阶段对异种金属激光焊接中工艺参数对焊接接头元素分布的相对重要性和相关性研究较少。

焊接中熔池内部的瞬态流动、元素混合过程难以通过实验直接观测^[12-13],可通过数值模拟预测异种金属激光焊接过程中熔池的动态演化和元素分布,大幅缩短实验时间及成本^[14]。因此,本文基于 Navier-Stokes 方程,并通过耦合温度场、熔池流场、浓度场建立数值模型,分析了 Ni 和 304SS 异种金属激光传导焊接中熔池内金属的混合过程,并结合正交模拟与极差分析探究了工艺参数对元素分布的影响。

收稿日期: 2021-03-12; 修回日期: 2021-04-23; 录用日期: 2021-05-06

基金项目: 国家自然科学基金(11672304, 11502269)、北京市科技计划(Z181100003818015)

通信作者: *xlhe@imech.ac.cn; **gyu@imech.ac.cn

2 异种金属激光焊接模型

2.1 数学模型

异种金属激光焊接涉及相互耦合的多物理场求解:温度场决定熔池的位置、大小与形状,熔池流场影响热量运输的主导机制;液态金属的热物性参数随着元素混合的变化而变化,而元素混合又由熔池内的扩散、对流决定。因此,基于自编程开发了三维瞬态多物理场耦合模型,在模型中考虑了温度场、熔池流场、浓度场之间的相互耦合作用,系统地分析了 Marangoni 对流与合金元素运输的耦合特征。对于温度场和流场的瞬态计算,本模型的假设条件、控制方程、边界条件和求解方法与文献[4]一致;对于浓

度场(实验用元素的质量分数表征浓度场),为了直接计算熔池中主要合金元素的混合情况,引入的多元组分传质控制方程可表示为

$$\frac{\partial(\rho C_m)}{\partial t} + \frac{\partial(\rho u_l C_m)}{\partial l} = \frac{\partial}{\partial l} \left(\rho D_m \frac{\partial C_m}{\partial l} \right) + S_c, \quad (1)$$

式中, ρ 为材料的密度, t 为时间, $l=1,2,3$ 分别为 x 轴、 y 轴、 z 轴, u_l 为速度,表示沿 l 方向的速度分量, C_m 、 D_m 分别为第 m 组组分的质量分数与质量扩散系数。模拟中,考虑了三种主要合金元素(Fe、Ni、Cr)的计算。焊接过程无质量添加,因此源项 $S_c=0$ 。

引入光斑偏移量的上表面能量边界条件可表示为

$$K \frac{dT}{dz} = \frac{2Q\eta}{\pi r_b^2} \exp \left[-2 \frac{(x - V_{scan}t)^2 + (y - d_{offset})^2}{r_b^2} \right] - h_c(T - T_{amb}) + \sigma_b \epsilon (T^4 - T_{amb}^4), \quad (2)$$

式中, T 为温度场, K 为传热系数,等式右侧第一项为激光热流,服从高斯分布, Q 为功率, η 为激光吸收效率, V_{scan} 为扫描速度, r_b 为光斑半径, h_c 为对流换热系数, σ_b 为玻尔兹曼常数, ϵ 为辐射系数, T_{amb} 为环境温度, d_{offset} 为光斑偏移量。定义光斑中心位于 Ni/304SS 交界面时偏移量为 0,偏向 304SS 侧的偏移量为正值。等式右侧第二项和第三项分别为对流、热辐射造成的能量流失。异种金属激光焊接的原理如图 1 所示。

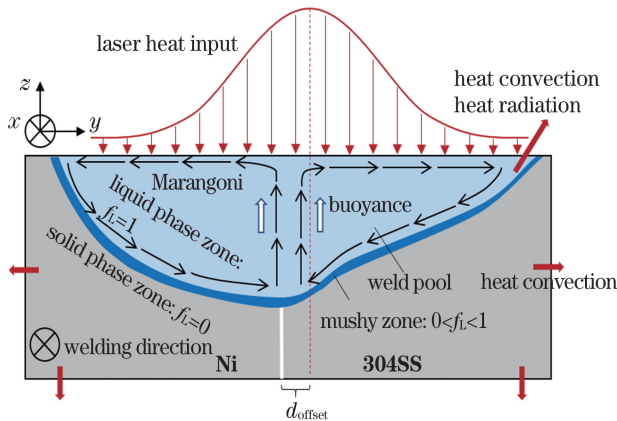


图 1 异种金属激光焊接示意图

Fig. 1 Schematic diagram of the laser welding of dissimilar metals

2.2 计算模型参数

模拟使用的计算模型如图 2 所示,用非均匀正交交错网格划分计算模型,将计算域划分成 $290 \times 50 \times 42$ 个控制体,流场仅产生于激光加载区域附近。在保证计算精度的前提下,为提高运算速率,在

扫描路径附近使用细网格(最小网格长度约为 $20 \mu\text{m}$),其他区域由粗网格向细网格过渡。计算时长为 500 ms,时间步长为 1 ms,求解器在 12 个频率为 2.5 GHz 的处理器和内存为 24 GB 的计算平台中通过 OpenMP 工具进行并行运算,求解总时长约为 4.5 h。

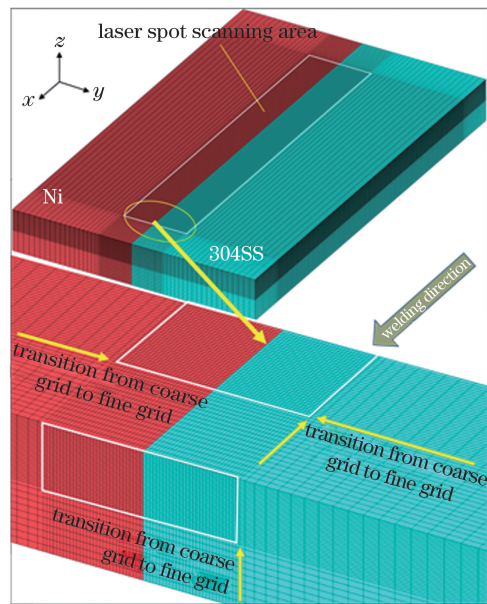


图 2 计算模型的示意图

Fig. 2 Schematic diagram of the calculation model

2.3 材料的热物性参数

取尺寸为 $60 \text{ mm} \times 40 \text{ mm} \times 2 \text{ mm}$ 的 Ni/304SS 材料作为焊件,304SS 的主要成分如表 1 所示,其热物性参数参考文献[3]给出。在熔池的搅拌

作用下金属成分得到混合,其热物性参数也逐渐发生变化。求解模型时,假定熔池中的热物性参数遵循的混合规则为^[15]

$$A_{SOLU} = M_{304SS} A_{304SS} + (1 - M_{304SS}) A_{Ni}, \quad (3)$$

式中, A_{SOLU} 为计算中使用的热物性参数, A_{304SS} 、 A_{Ni} 分别为 304SS 和 Ni 的热物性参数, A 为液态金属的密度、比热、传热系数、粘度等参数, M_{304SS} 为控制体 304SS 的质量分数, 其值在每个迭代时间内均会进行更新。

表 1 304SS 材料中元素的质量分数

Table 1 Mass fraction of elements in 304SS material

unit: %				
C	Si	Cr	Ni	Fe
0.08	1.8	19.0	11.0	Bal.

2.4 正交研究方案

304SS 中的主要元素为 Fe, 且 Ni 侧不含 Fe 元

表 3 正交模拟的实验结果

Table 3 Experimental results of the orthogonal simulation

No.	Q/W	$d_{offset}/\mu m$	$V_{scan}/(mm \cdot s^{-1})$	$C_{aver}/\%$	No.	Q/W	$d_{offset}/\mu m$	$V_{scan}/(mm \cdot s^{-1})$	$C_{aver}/\%$
1	600	-100	10	29.74	14	800	50	10	37.03
2	600	-50	15	31.32	15	800	100	15	37.01
3	600	0	20	28.78	16	900	-100	25	22.01
4	600	50	25	29.48	17	900	-50	30	23.34
5	600	100	30	30.36	18	900	0	10	34.70
6	700	-100	15	26.36	19	900	50	15	32.19
7	700	-50	20	26.20	20	900	100	20	31.89
8	700	0	25	26.02	21	1000	-100	30	24.38
9	700	50	30	24.47	22	1000	-50	10	31.92
10	700	100	10	41.43	23	1000	0	15	30.35
11	800	-100	20	23.19	24	1000	50	20	29.55
12	800	-50	25	23.35	25	1000	100	25	30.80
13	800	0	30	25.06					

素,其分布也是决定焊接接头硬度的主要因素之一。为了量化工艺参数对 Ni/304SS 激光焊接中元素分布的影响,用 Fe 元素作为研究对象,结合以往实验经验,在常用范围内选取激光功率 Q 、光斑偏移量 d_{offset} 、扫描速度 V_{scan} 作为自变量,以进入 Ni 侧 Fe 元素的平均质量分数 C_{aver} 作为因变量进行研究,设计了 3 因素 5 水平的正交方案 ($L_{25}(5^3)$), 具体方案及其计算结果如表 2 和表 3 所示。

表 2 正交参数的设计

Table 2 Design of orthogonal parameters

Factor	Level				
	1	2	3	4	5
Q/W	600	700	800	900	1000
$d_{offset}/\mu m$	-100	-50	0	50	100
$V_{scan}/(mm \cdot s^{-1})$	10	15	20	25	30

3 实验结果与分析

3.1 数值模型的验证实验

在激光功率为 800 W、偏移量为 0 μm 、扫描速

度为 20 mm/s 时制备焊缝,垂直于扫描方向制备接头横截面的金相样品,通过研磨、抛光流程后,在体积比为 3:1 的 HCl:HNO₃ 溶液中腐蚀金相样品,图 3 为横截面的计算结果与 UOP UM200i 金相显

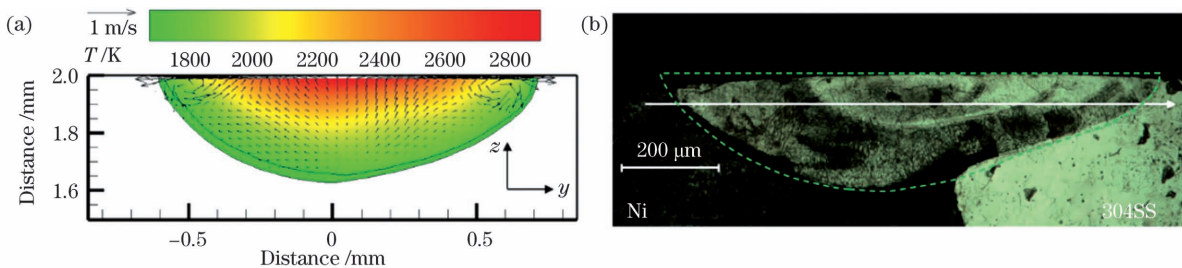


图 3 熔池的横截面。(a) 仿真结果; (b) 实验结果

Fig. 3 Cross-section of the molten pool. (a) Simulation result; (b) experimental result

显微镜获取的焊缝横截面形貌。可以发现,模拟的熔池几何形状与实验结果基本吻合,模型中熔化区轮廓形状的计算主要与熔池的流动与传热有关,这表明模型对温度场与流场的计算是合理、有效的。

用配有 Oxford INCA 能量色散光谱仪(EDS)的 ZEISS EVO18 扫描电子显微镜(SEM)对横截面进行表征,在图 3(b)中沿顶面向下 0.1 mm 的扫描线上测量各元素含量的线分布。图 4 为熔池横截面上三种主要合金元素(Fe、Ni、Cr)的质量分数计算值(sim)与实验测量值。可以发现,三种元素质量分数的变化趋势、分布范围均与实验测试结果一致,验证了模型传质计算的有效性与准确性。

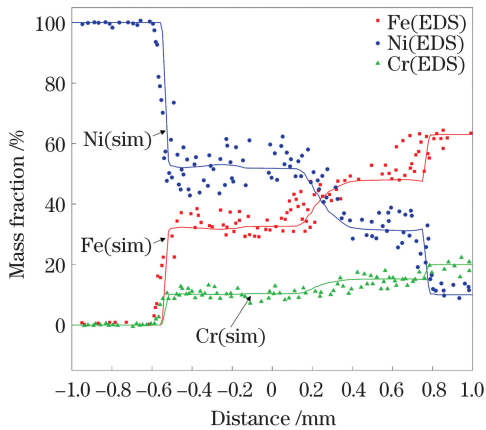


图 4 元素分布的计算结果与实验结果

Fig. 4 Calculation and experimental results of the element distribution

3.2 熔池浓度场演化的主导机制

在激光辐射的初始阶段,光斑照射下的金属表面会迅速升温,由固相转向液相,形成熔池。熔池中浓度场的演化由对流与扩散两种机制完成,两者的相对重要性可用传质 Pecllet 数描述为

$$Pe_c = UL/D, \quad (4)$$

式中, U 、 L 分别为特征速度、特征长度,分别取熔池内的最大速度与熔池宽度, D 为质量扩散系数。Fe 元素在输运过程中, Pe_c 的数量级在异种金属焊接过程中为 10^4 ,质量传递过程由对流主导。以表 3 中第 13 组参数($Q = 800 \text{ W}$, $d_{\text{offset}} = 0 \text{ }\mu\text{m}$, $V_{\text{scan}} = 30 \text{ mm/s}$)为例,图 5(a)为不同时刻下的熔池几何形貌与 Fe 元素分布,图 5(b)为传质过程中熔池尺寸随时间的变化趋势。可以发现,熔池的充分发展大约需要 50 ms。随着熔池的形成,液态金属流动将 Fe 元素输运至 Ni 侧,如图 5(a)所示,当 $t = 10 \text{ ms}$ 时,熔池顶面 Fe 元素的分布关于扫描方向的垂直线近似对称,此时,Fe 元素的稀释主要发生在熔池中部,熔池内的流速较小,固液界面接近圆弧形。随着时间的增加,熔池由于热量累积变深、加宽,液态金属流速增大,熔池达到准稳态,Fe 元素的稀释趋于稳定。由于 Ni 与 304SS 之间存在热导率、熔点等热物性参数的差异,熔池几何形状呈非对称特征。此外,304SS 侧的表面张力温度系数较大(流速更快),液态热导率较小,因此,304SS 侧的热对流更明显,会形成更宽、更浅的熔池形貌;反之,Ni 侧的热传导更明显,会形成接近半球状的熔池形貌。

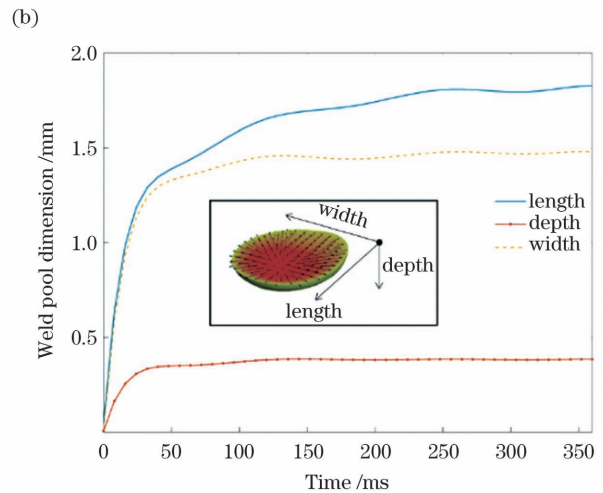
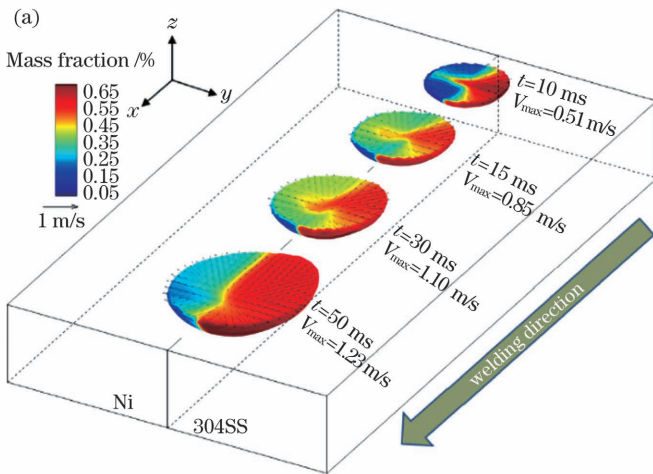


图 5 熔池的演化过程。(a)几何轮廓与顶面 Fe 元素的分布;(b)几何尺寸

Fig. 5 Evolution of the molten pool. (a) Geometry profile and the distribution of Fe elements on the top surface; (b) geometric dimensions

为了进一步研究元素分布与熔池流动特性之间的关系,绘制了准稳态熔池内 3 个横截面上 Fe

元素的分布情况,结果如图 6 所示。其中,两条黑线之间表示固、液相线之间的糊状区。plane 3 为

该时刻激光光斑中心经过的横截面, plane 1、plane 2 与 plane 3 的距离分别为 0.6 mm 和 0.3 mm。可以发现, plane 3 的流场由顶部 Marangoni 对流、自底部往熔池两侧上方流动的支流组成; plane 1 和

plane 2 上的流场相似, 均由顶部的对流及自两侧往下的支流构成, 这种流动模式有利于顶面的元素向下输运, 使元素在熔池顶部、底部的分布更均匀。

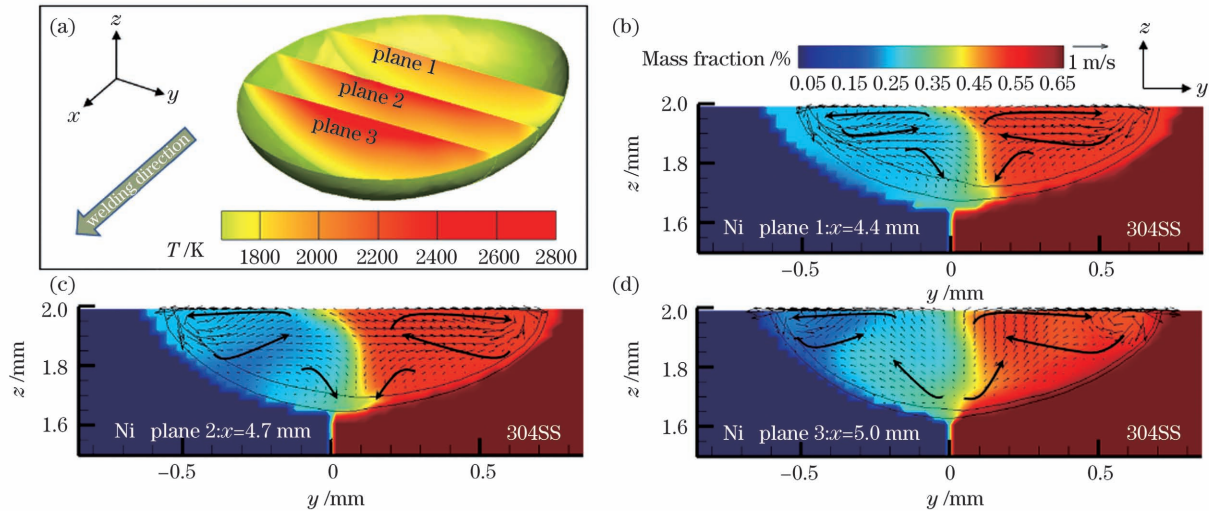


图 6 熔池横截面上 Fe 元素的分布与速度场。(a)截面的相对位置;(b)plane 1;(c)plane 2;(d)plane 3

Fig. 6 Distribution of Fe elements and liquid velocity on the cross section of the molten pool. (a) Relative position of the cross section; (b) plane 1; (c) plane 2; (d) plane 3

3.3 工艺参数对元素平均质量分数的影响

流入 Ni 侧的 Fe 元素质量分数的平均值可表示为^[16]

$$C_{aver} = \frac{\sum C_{Fe}^{(i,j,k)} \cdot V^{(i,j,k)}}{\sum V^{(i,j,k)}}, \quad (5)$$

式中, $C_{Fe}^{(i,j,k)}$ 、 $V^{(i,j,k)}$ 分别为控制体中坐标为 (i, j, k) 处 Fe 元素的质量分数、控制体体积。取同一工艺参数下流入 Ni 侧的 Fe 元素平均质量分数在不同水平下的模拟结果平均值进行极差(极差 R 越大, 表明该因素的权重就越大)分析, 结果如表 4 所示。可以发现, 对元素分布影响较大的因素是扫描速度和光斑偏移量, 二者的极差分别为 9.45%、9.17%; 其次为激光功率, 极差为 1.11%。工艺参数的相关性正交模拟结果如图 7 所示, 可以发现, 接头中 Fe 元素的平均质量分数与扫描速度负相关, 即扫描速度越快, 进入 Ni 侧的 Fe 元素就越少; 与光斑偏移量正相关, 即光斑越往 304SS 侧偏移, 流入 Ni 侧的 Fe 元素就越多; 与激光功率则无明显的正负相关性。

表 4 极差分析结果

Table 4 Range analysis results

Factor	1	2	3	4	5	R
Q / W	29.94	28.90	29.13	28.83	29.04	1.11
$d_{offset} / \mu\text{m}$	25.14	27.23	28.29	30.55	34.30	9.17
$V_{scan} / (\text{mm} \cdot \text{s}^{-1})$	34.97	31.45	27.92	26.33	25.52	9.45

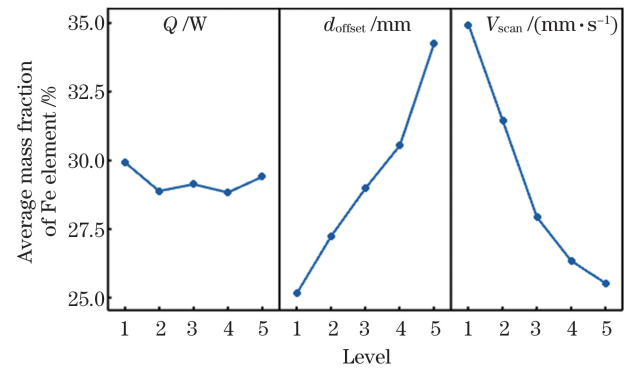


图 7 工艺参数相关性的正交模拟结果

Fig. 7 Orthogonal simulation results of the process parameter correlation

3.4 工艺参数对金属混合过程的影响

为了分析激光异种金属焊接过程中扫描速度和光斑偏移量对熔池内元素分布的影响, 选定激光功率为 800 W、光斑偏移量为 0 μm , 分别在扫描速度为 10, 20, 30 mm/s 时分析扫描速度对熔池中金属元素混合过程的影响。表 5 为不同扫描速度下的熔池寿命(熔化状态持续时间), 可以发现, 低扫描速度下能更大程度地利用熔池的搅拌作用, 使元素分布更均匀。图 8 为不同扫描速度下焊接接头纵截面(xz 平面)上的流场和 Fe 元素分布, 可以发现, 随着扫描速度的增加, 焊接接头纵截面上的熔池深度变浅, 原因是扫描速度为 10, 20, 30 mm/s 时对应的线能量密度分别为 80.0, 40.0, 26.7 J/mm, 不同的能量输入导致

了不同的熔池几何形貌。此外,三个扫描速度下的流动图案虽然相似,但随着扫描速度的提升,熔池温度梯度变小,纵截面上的熔池尾部糊状区域变宽,使熔池尾端的动量耗散增加,不利于顶面的金属成分向熔池底端输运。因此,20 mm/s、30 mm/s 扫描速度下的熔池顶面出现了不同程度的 Fe 元素富集。

表 5 不同扫描速度下熔池的混合时间
Table 5 Mixing time the molten pool at different scanning velocity

$V_{scan}/(mm \cdot s^{-1})$	10	20	30
Mixing time/ms	168	80	52

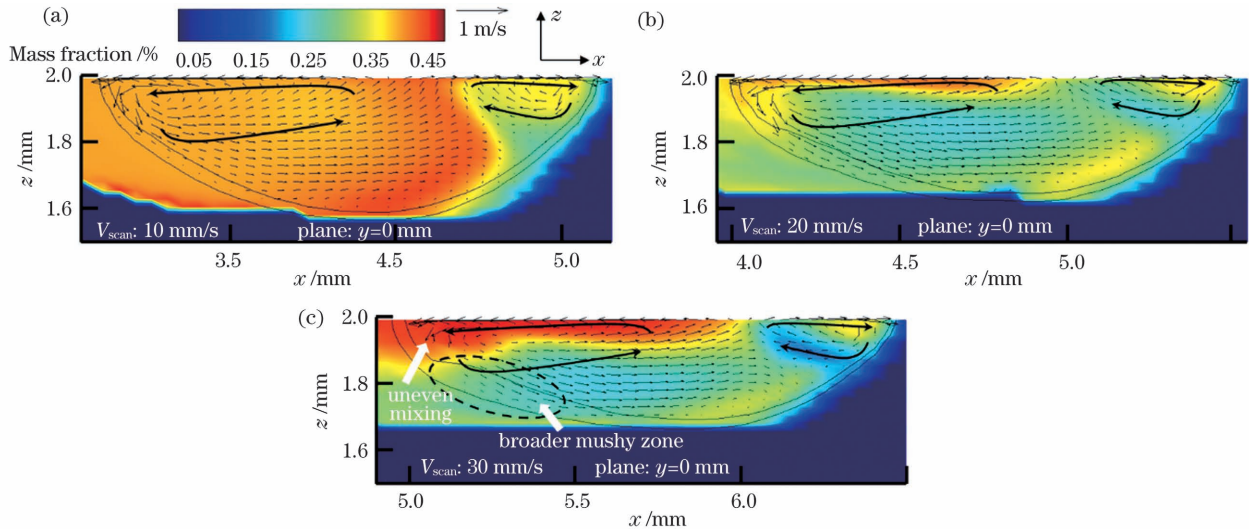


图 8 纵截面上 Fe 元素的质量分数。(a) $V_{scan} = 10 \text{ mm/s}$;(b) $V_{scan} = 20 \text{ mm/s}$;(c) $V_{scan} = 30 \text{ mm/s}$

Fig. 8 Mass fraction of Fe element in the longitudinal section. (a) $V_{scan} = 10 \text{ mm/s}$; (b) $V_{scan} = 20 \text{ mm/s}$; (c) $V_{scan} = 30 \text{ mm/s}$

选定激光功率为 800 W、扫描速度为 20 mm/s,分别在光斑偏移量为 $-100, 0, 100 \mu\text{m}$ 时研究光斑偏移量对熔池中金属元素混合过程的影响。不同偏移量下接头纵截面上的 Fe 元素分布和速度场如图 9 所示。可以发现,当光斑向 Ni 侧或 0 偏移时,Fe 元素在熔池的顶部未均匀混合,上表面的 Marangoni 力更大。光斑向 304SS 侧偏移时,熔池上部的元素分布比较均匀,如图 9(a3) 所示。相应的,从图 9(a1)~图 9(a3)熔池前端和尾端的对流强度逐渐减弱,对流区域也逐渐减小。因此,在光斑向 Ni 侧或 0 偏移时,熔池内的对流主要由前端和尾部对流构成,不存在底部涡流。不同偏移量下接头横截面上的 Fe 元素分布和流场如图 9(b1)~图 9(b3)所示,可以发现,横截面上的流动模式一致,均由熔池顶面的对流及自底面往两侧向上的支流构成,但支流与 Ni/304SS 交界面的相对位置不同:当光斑向 304SS 侧偏移时,支流始于交界面的右侧(304SS 侧),经过熔池顶部对流的带动,支流流速增大,流向 Ni 侧,将 Fe 元素输运至 Ni 侧,使图 9(a3)中的纵截面出现 Fe 元素富集,导致该区域元素的浓度梯度增大,由元素浓度驱动的浮力作用

于流场,在浮力与熔池顶部对流的带动下产生了底部涡流。在底部涡流的作用下,这部分 Fe 元素未能向熔池其他位置输运;而当光斑无偏移或向 Ni 侧偏移时,这股支流均未跨过 Ni/304SS 交界面,此时,横截面上 Fe 元素的稀释程度较小。

综上所述,通过参数化研究调节重要的影响参数,可对异种金属激光焊接接头的合金成分进行适当调控。对于 Ni/304SS 的激光焊接,适当的偏移量及低扫描速度,不仅有利于 Fe 元素向 Ni 侧的流动,还有利于 Fe 元素在接头横截面上的稀释。取表 3 中第 13 组参数($Q = 800 \text{ W}, d_{offset} = 0 \mu\text{m}, V_{scan} = 30 \text{ mm/s}$)作为研究对象,得到接头横截面的 Fe 元素分布如 10(a)所示,插图元素在顶面 0.1 mm 下的线分布。其中,熔化区 Fe 元素的质量分数大部分集中在 22%~53% 范围内,极差为 30.7%。将光斑适当向 304SS 侧偏移、降低扫描速度,得到 $Q = 800 \text{ W}, d_{offset} = 50 \mu\text{m}, V_{scan} = 15 \text{ mm/s}$ 时接头横截面的 Fe 元素线分布,结果如 10(b)所示。其中,熔化区 Fe 元素的质量分数大部分集中在 41%~55% 范围内,极差为 13.6%。这表明通过调节扫描速度和偏移量,可使 Fe 元素的稀释更充分,分布更均匀。

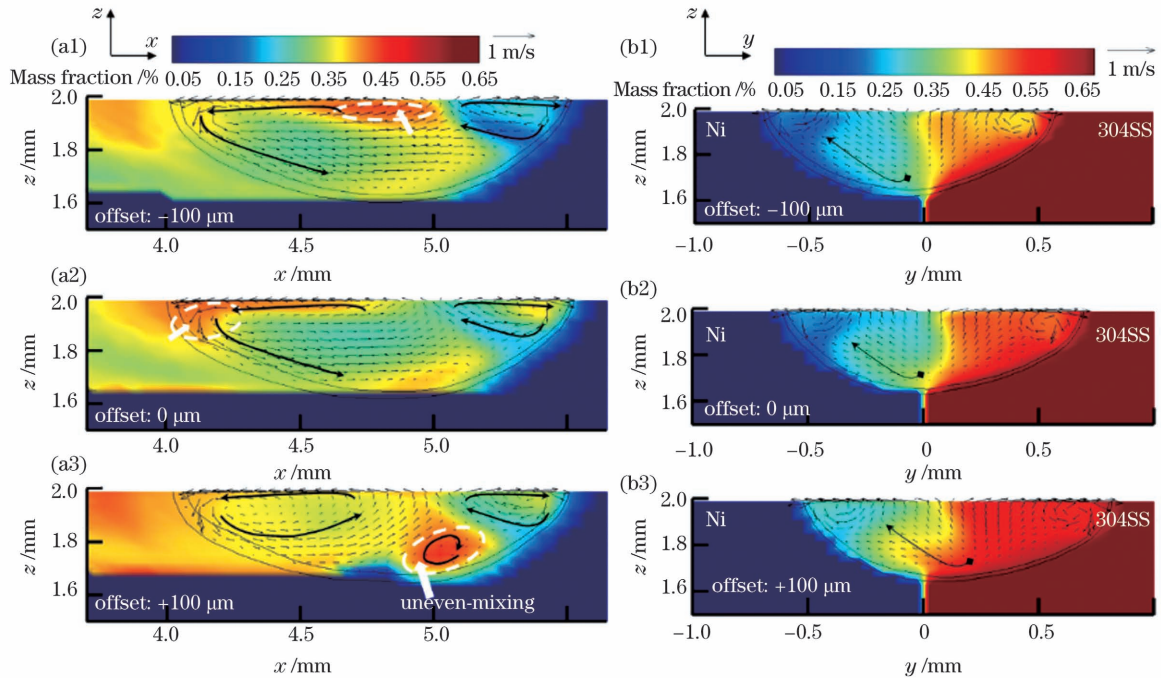


图 9 不同偏移量下 Fe 元素的质量分数。(a)纵截面;(b)横截面

Fig. 9 Mass fraction of Fe element under different offsets. (a) Longitudinal section; (b) cross section

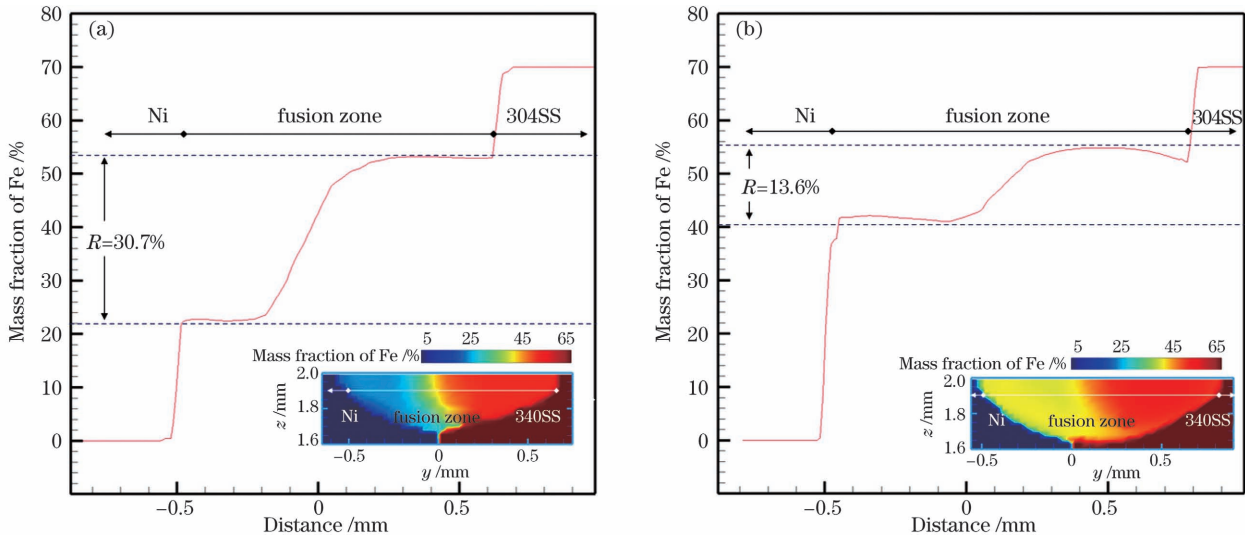


图 10 不同参数下 Fe 元素的分布。(a)调整前的参数;(b)调整后的参数

Fig. 10 Distribution of Fe element under different parameters. (a) Parameters before adjustment; (b) parameters after adjustment

4 结 论

对 Ni/304SS 激光焊接中接头的元素分布进行研究,实验结果表明,仿真计算的熔化区域几何形状、主要合金元素(Fe、Ni、Cr)质量分数分布与实验结果相吻合,验证了模型的有效性。在实验条件下,熔池达到准稳态所需的时间约为 50 ms,准稳态熔池的中、尾部流动能使接头中的元素分布更均匀。量纲分析结果表明,Fe 元素在运输过程中 Peclet 数

的数量级为 10^4 ,表明其运输机制由熔池对流主导。正交模拟与极差分析结果表明,流入 Ni 侧的 Fe 元素平均质量分数与扫描速度负相关,与偏移量正相关。这表明适当调整光斑偏移量、降低扫描速度,能使 Fe 元素的稀释更充分,分布更均匀。

参 考 文 献

[1] Yu G, Zhao S S, Zhang Y J, et al. Research on key issues of laser welding of dissimilar metal [J].

- Chinese Journal of Lasers, 2009, 36(2): 261-268.
虞钢, 赵树森, 张永杰, 等. 异种金属激光焊接关键问题研究[J]. 中国激光, 2009, 36(2): 261-268.
- [2] Song G, Yu P N, Li T T, et al. Simulation and analysis of magnesium alloy/steel by laser-induced arc hybrid welding[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(6): 0602001.
宋刚, 于培妮, 李涛涛, 等. 镁合金/钢激光诱导电弧复合焊接模拟及分析[J]. 中国激光, 2020, 47(6): 0602001.
- [3] Li Z Y, Yu G, He X L, et al. Fluid flow and solute dilution in laser linear butt joining of 304SS and Ni [J]. International Journal of Heat and Mass Transfer, 2020, 161: 120233.
- [4] Hu Y W, He X L, Yu G, et al. Heat and mass transfer in laser dissimilar welding of stainless steel and nickel[J]. Applied Surface Science, 2012, 258(15): 5914-5922.
- [5] He X, DebRoy T, Fuerschbach P W. Composition change of stainless steel during microjoining with short laser pulse[J]. Journal of Applied Physics, 2004, 96(8): 4547-4555.
- [6] Huang W K, Wang H L, Rinker T, et al. Investigation of metal mixing in laser keyhole welding of dissimilar metals[J]. Materials & Design, 2020, 195: 109056.
- [7] Gauzzi F, Missori S. Microstructural transformations in austenitic-ferritic transition joints [J]. Journal of Materials Science, 1988, 23(3): 782-789.
- [8] Hejripour F, Helenbrook B T, Valentine D T, et al. Mass transport and solidification phenomenon in dissimilar metals arc welding[J]. International Journal of Heat and Mass Transfer, 2019, 144: 118703.
- [9] Gu F, Sun Q, Huangfu Y X. Study of the effect of laser offset on the microstructure and properties of NiTi/Cu laser welds [J]. Chinese Journal of Lasers, 2021, 48(10): 1002107.
顾凡, 孙茜, 皇甫圆翔, 等. 激光偏移量对镍钛/铜激光焊缝组织和性能的影响研究 [J]. 中国激光, 2021, 48(10): 1002107.
- [10] Shamsolhodaei A, Oliveira J P, Schell N, et al. Controlling intermetallic compounds formation during laser welding of NiTi to 316L stainless steel [J]. Intermetallics, 2020, 116: 106656.
- [11] Li G, Huang J, Wu Y X. An investigation on microstructure and properties of dissimilar welded Inconel 625 and SUS 304 using high-power CO₂ laser [J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2015, 76 (5/6/7/8): 1203-1214.
- [12] Li Z Y, Yu G, He X L, et al. Analysis of surface tension driven flow and solidification behavior in laser linear welding of stainless steel[J]. Optics & Laser Technology, 2020, 123: 105914.
- [13] Gan Z T, Yu G, He X L, et al. Numerical simulation of thermal behavior and multicomponent mass transfer in direct laser deposition of Co-base alloy on steel[J]. International Journal of Heat and Mass Transfer, 2017, 104: 28-38.
- [14] Ma B H, Wang X N, Chen C H, et al. Dissimilar welding and joining of cemented carbides[J]. Metals, 2019, 9(11): 1161.
- [15] Wolff S J, Gan Z T, Lin S, et al. Experimentally validated predictions of thermal history and microhardness in laser-deposited Inconel 718 on carbon steel[J]. Additive Manufacturing, 2019, 27: 540-551.
- [16] Xu H Z, Ge H H, Wang J F, et al. Effects of process parameters upon chromium element distribution in laser-cladded 316L stainless steel [J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(12): 1202004.
徐瀚宗, 葛鸿浩, 王杰锋, 等. 工艺参数对 316L 不锈钢激光熔覆层中 Cr 元素分布的影响 [J]. 中国激光, 2020, 47(12): 1202004.

Parametric Study of Fe Element Distribution in Laser Conduction Welding of Ni/304SS

Li Zixun^{1,3}, He Xiuli^{1,3*}, Yu Gang^{1,2,3**}, Tian Chongxin^{1,3}, Li Zhiyong^{1,3}, Li Shaoxia^{1,3}

¹*Institute of Mechanics, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100190, China;*

²*Center of Materials Science and Optoelectronics Engineering, University of Chinese Academy of Sciences, Beijing 100049, China;*

³*School of Engineering Science, University of Chinese Academy of Sciences, Beijing 100049, China*

Abstract

Objective Due to the superior corrosion resistance of Ni and the good hot workability as well as low cost of 304SS, Ni and 304SS joints have been widely used in various industries, such as petrochemical, aerospace, and aviation. Laser welding has the advantages of high precision, high efficiency, and low residual stresses; therefore, it has been considered as a promising joining technology for dissimilar metals. The performance of a welded joint is affected by various factors. One of the most important factors is alloying element mixing within the weld pool (WP). However, processing parameters, such as laser power, scanning speed, and spot offset, can lead to a different element redistribution in the joint. Additionally, the physical mechanisms of element distribution affected by these processing parameters have not been fully investigated. Therefore, this study investigates the element-mixing process within the WP in the laser conduction welding of Ni and 304SS through numerical modeling. The effects of processing parameters on the element distribution in welded joints are investigated. The results show how processing parameters affect dissimilar-metal redistribution and how to obtain a more uniform element distribution with higher dilution by optimizing the process.

Methods The transient fluid-flow and element-mixing processes within the WP are difficult to observe directly through experiments. Numerical simulations can be used to predict the dynamic evolution of WP and dissimilar-metal redistribution during laser conduction welding. Therefore, this study develops a numerical model based on the Navier-Stokes equation, coupled with the temperature field, fluid-flow field, and concentration field to analyze the mixing process of the three main alloying elements (Fe, Ni, and Cr). Additionally, the flow characteristics inside the WP are investigated, which are closely correlated to the concentration dilution. The numerical model is validated by comparing the calculated WP profile and distribution of the three alloying element concentrations with the experimental results. Then, the influence of processing parameters on Fe element redistribution in welded joints is analyzed using orthogonal parameter design and range analysis. Additionally, the underlying physical mechanisms of parameters affecting the element distribution are explored based on the model.

Results and Discussions The order of magnitude of Peclet number in the transportation of the Fe element is estimated to be 10^4 in the laser welding of dissimilar metals, indicating that convection dominates the mass transfer process. The WP reaches a quasi-steady state for ~ 50 ms, and the fluid flow in the back section of the WP in the quasi-steady state facilitates the uniform distribution of elements along the z -axis (Fig. 6). Based on orthogonal simulation and range analysis, the range of each level of scanning speed is 9.45%; however, the range of spot offset and laser power is 9.17% and 1.11%, respectively. The scanning speed is negatively related with the average concentration of Fe, whereas the offset is positively correlated with it (Fig. 7). The model's results show that scanning speed affects the dilution of the Fe element by changing the duration of WP (Table 5) and influences the mushy zone size of WP (Fig. 8). The offset affects the Fe redistribution by changing the longitudinal flow pattern of WP and the relative position of the cross-sectional branch flow to the joint interface (Fig. 9).

Conclusions This study establishes a three-dimensional numerical model coupled with the temperature, flow, and multicomponent concentration fields to investigate the WP behavior during the dissimilar welding of Ni and 304SS using laser. The calculated geometry of the fusion zone and the concentration distribution of the main alloying elements (Fe, Ni, and Cr) agree with the corresponding experimental results, verifying the model's validity. Based on the dimensional analysis, it is found that the transportation of alloy elements is dominated by convection. In the initial stage of WP evolution, the dilution of Fe occurs mainly in the middle section of the WP and tends to stabilize as

the WP to reach a quasi-steady state. The WP geometry and velocity show an asymmetric distribution owing to the difference in thermal properties between Ni and 304SS. After WP reaches a quasi-steady state, the fluid flow in the back section of the WP contributes to the uniform distribution of elements along the z -axis. To characterize the element distribution in the WP, the average content of the Fe element flowing into the Ni side is used to design $L_{25}(5^3)$ orthogonal simulation. The most important factors for the distribution of Fe elements are scanning speed (range $R = 9.45\%$), spot offset ($R = 9.17\%$), and laser power ($R = 2.11\%$). Additionally, the average concentration of Fe element flowing into the Ni side is negatively correlated with scanning speed and positively correlated with offset. It is shown that properly decreasing the scanning speed and shifting the spot toward the 304SS side are beneficial for the full dilution and uniform distribution of Fe elements.

Key words laser technique; laser welding; numerical simulation; multi-physics model; element distribution; processing parameter

OCIS codes 140.3390; 160.3900; 350.3850