



铝/钢表面预置粉末激光焊接头的组织与性能

周恺武, 姜德福, 刘金水, 周来沁, 潘井春

(湖南大学 汽车车身先进设计制造国家重点实验室, 长沙 410082)

摘 要: 针对铝/钢焊接的技术难点, 采用铝表面预置 $\text{AlSi}_{12}\text{Mg}_{1.5}$ 粉、铝/钢层间预置 Sn 粉的方法, 对 1.2 mm 厚 6016 铝合金和 1.4 mm 厚 DP590 双相钢进行铝上钢下搭接、铝/钢表面同时预置粉末的光纤激光焊接试验, 分析接头成形、连接界面显微组织及力学性能; 利用 ANSYS 有限元软件, 建立铝/钢激光焊接瞬态有限元模型, 计算接头温度场分布; 利用基于密度泛函理论的第一性原理方法, 计算预置粉末新形成物相 FeSn 、 Fe_3Sn 及 FeAl_3 、 Fe_2Al_5 等化合物的模量和热力学性能。结果表明: 在激光头沿焊接方向偏转 10° 、激光功率 2750 W、焊接速度 32 mm/s、离焦量 -2 mm、Ar 保护气体流量 20 L/min 条件下, 铝/钢表面同时预置粉末可实现 6016 铝合金与 DP590 双相钢有效连接, 无明显气孔、裂纹等缺陷, 接头平均线载荷 54.16 N/mm, 与铝表面预置 $\text{AlSi}_{12}\text{Mg}_{1.5}$ 粉、铝/钢层间未预置 Sn 粉相比, 接头性能提高 1.6 倍; 铝表面预置 $\text{AlSi}_{12}\text{Mg}_{1.5}$ 粉, 焊接元素光谱相对强度和等离子体的电子密度增大, 预置 $\text{AlSi}_{12}\text{Mg}_{1.5}$ 粉增加上层铝对激光的吸收率, 改善焊缝表面成形; 当铝/钢层间预置 Sn 粉时, 铝、钢均达到熔化状态, 上层铝液和下层钢液的熔合宽度加大, 铝/钢横向结合面积增加, 焊合率提高; 此外, 焊缝区晶粒细小, 接头界面 Fe-Al 化合物的层厚度减少, 生成高温下结构稳定的 FeSn 和 Fe_3Sn 等延性新相, 因而同时预置粉末获得了较好的铝/钢接头性能。

关键词: 激光焊接; 铝/钢; 预置粉末; Fe-Al 化合物

文章编号: 1004-0609(2019)-05-0942-12

中图分类号: TG454

文献标志码: A

采用铝/钢结构件替代单一钢结构件, 可获得良好的轻质效果, 是实现车辆结构轻量化的有效途径, 因而在现代交通运输工具中有广泛应用前景^[1-5]。然而铝/钢存在热物理性能及晶体结构方面的差异, 熔化焊接条件下铝液和钢液混合, Fe 与 Al 易反应生成脆性 Fe-Al 化合物, 恶化接头力学性能, 因此, 实现铝/钢优质连接十分困难^[6-7]。目前, 铝/钢的连接方法主要有粘接、机械连接和焊接^[8]。粘接得到连接接头的机械强度有限, 只在一些强度要求较低的场合应用; 机械连接虽得到强度较高的连接接头, 但接头质量大, 气密性无法保证; 焊接是解决构件同时满足多方面性能要求的有效途径, 但常规熔焊方法难以实现铝/钢连接。钎焊焊接周期长、焊接柔性差、接头性能不高。压焊受工件形状和尺寸影响, 需要工艺装备配合, 焊接效率低, 难以满足大批量生产需求。激光具有优良单色性、良好相干性和方向性, 作为一种焊接能量, 它的能量密度高, 可调性好, 激光焊成为铝/钢连接的

重要方法^[9]。从铝/钢激光焊现有研究来看, 影响接头性能的因素主要有气孔、飞溅、裂纹、焊接接头的组织特征等, 这些因素中, 脆性 Fe-Al 化合物是影响接头性能的关键因素。为改善铝/钢接头性能, 主要通过优化焊接工艺参数, 减少铝/钢界面 Fe-Al 化合物的层厚度以及利用添加材料(如中间夹层、粉末), 改变铝/钢界面 Fe-Al 化合物的相组成^[10-15]。

针对铝/钢焊接的技术难点, 本文选取车身广泛应用的 DP590 双相钢与 6016 铝合金作为研究对象, 采用铝表面预置 $\text{AlSi}_{12}\text{Mg}_{1.5}$ 粉、铝/钢层间预置 Sn 粉的方法, 通过铝上钢下的搭接形式, 利用光纤激光器作为焊接热源, 实现铝/钢之间的有效连接, 分析激光焊接接头成形、焊接光谱、等离子体的电子密度、连接界面显微组织及力学性能; 利用 ANSYS 有限元软件, 建立铝/钢激光焊接瞬态有限元模型, 计算接头温度场分布; 利用基于密度泛函理论的第一性原理方法, 计算预置粉末新形成物相 FeSn 、 Fe_3Sn 及 FeAl_3 、 Fe_2Al_5

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51674112, 51774125); 国家重点研发计划课题资助项目(2018YFB1107905)

收稿日期: 2018-01-10; 修订日期: 2019-03-20

通信作者: 周恺武, 教授, 博士; Tel: +86-13017297124; E-mail: ZDWe_mail@126.com

等化合物的模量和热力学性能。本文研究结果期望为丰富和完善异种金属焊接成形理论,并为发展铝/钢结构件激光焊接的推广应用提供新思路 and 理论依据。

1 实验与计算方法

焊接材料采用 6016 铝合金、DP590 双相钢, 6016 铝合金的成分(质量分数, %): Si 1.0~1.5, Cu 0.2, Mn 0.2, Mg 0.25~0.6, Fe 0.5, Al 余量; 双相钢的成分: C 0.15, Si 0.60, Mn 2.50, S 0.015, P 0.04, Fe 余量。6016 铝合金和 DP590 双相钢的平板尺寸分别为 $1.2\text{ mm} \times 100\text{ mm} \times 30\text{ mm}$ 和 $1.4\text{ mm} \times 100\text{ mm} \times 30\text{ mm}$ 。采用砂纸打磨去除铝合金表面氧化层, 用丙酮清洗试样去除表面油污。加入丙酮使 $\text{AlSi}_{12}\text{Mg}_{1.5}$ 粉以糊状形式均匀涂敷铝合金待焊部位表面, 单位面积涂敷量 $25\sim 27\text{ mg/cm}^2$ 。加入丙酮使 Sn 粉以糊状形式均匀涂敷钢板表面, 粉末粒度 $<0.05\text{ mm}$, Sn 粉含量(质量分数): $\text{Pb} \leq 0.03\%$, $\text{Fe} \leq 0.005\%$, $\text{As} \leq 0.0002\%$, $\text{Zn} \leq 0.005\%$, $\text{Sb} \leq 0.01\%$, $\text{Bi} \leq 0.005\%$, $\text{Sn} \geq 99.0\%$; 涂敷钢板表面糊状 Sn 粉即为铝/钢层间预置的中间层粉末, Sn 粉涂敷量 $30\sim 40\text{ mg/cm}^2$, 待其干燥后, 与铝合金组合成铝上钢下的搭接接头, 激光焊示意图如图 1 所示。

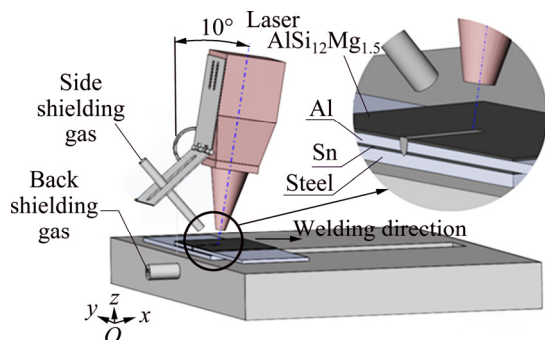


图1 铝/钢激光搭接焊示意图

Fig. 1 Principle map of aluminum /steel laser lap welding

焊接实验采用 YLS-4000-CL 型光纤激光器作为焊接热源, 最大输出功率 4000W, 激光波长 1070 nm, 连续输出激光模式 TEM_{00} ; 焦点光斑直径 0.4 mm, 光束发散角 $\alpha < 0.15\text{ rad}$, 焦距镜长 200 mm。为获得较佳接头质量, 优化有无预置粉末焊接工艺参数为: 激光功率 2750 W, 焊接速度 32 mm/s, 离焦量 -2 mm, 氩气保护气体流量 20 L/min, 激光头沿焊接方向偏转 10° ; 焊接光谱试验采用 HR2000⁺ 型光谱仪, 将光纤探头借助固定装置水平固定在一定位置, 光纤探头离观测位置的距离约 0.3 m, 保证光纤探头能准确

接收等离子体信号, 而光纤探头和光谱仪通过光纤相连, 在取放和使用光纤时不超过其弯曲半径, 以防止光纤遭到损坏。焊后线切割取样, 经砂纸粗磨细磨, 机械抛光, 4%硝酸酒精溶液腐蚀制备金相试样; EBSD 试样机械抛光后用 5%高氯酸酒精溶液室温下电解抛光 35~45 s。利用卧式金相显微镜观察铝/钢焊缝显微组织; 采用配有能谱仪(EDS)和电子背散射衍射(EBSD)探头 FEI Quanta200 扫描电镜观察断口形貌, 分析界面主要物相分布及含量和晶粒大小; 采用 D500X 射线衍射仪(XRD)分析焊接接头主要物相; 利用 Css-225 型电子万能试验机测试焊接试样的平均线载荷, 测试时, 加载速度 0.5 mm/min, 焊接试样每组取 3 个, 以计算焊件的平均剪切力, 其中线载荷为单位长度上承受剪切力的大小。

利用 ANSYS 有限元软件, 考虑材料温度相关性、初始条件、边界条件等因素, 建立铝/钢激光焊接瞬态有限元模型, 使用高斯面-体组合热源对激光焊接头温度场进行数值模拟; 计算预置粉末新形成物相 FeSn 、 Fe_3Sn 以及 FeAl_3 、 Fe_2Al_5 等化合物的模量时, 采用基于密度泛函理论的 Castep 程序软件包^[16], 其总能量包括动能、静电能和交换关联能 3 部分。交换关联能采用广义梯度近似(GGA)中的 Perdew-Burke-Ernzerhof 形式^[17], 计算在最小化的快速傅立叶变换(Fast-fourier-transform, FFT)网格上进行, 采用对正则条件进行弛豫的超软赝势^[18]作为平面波基集。采用自洽迭代(SCF)方法进行计算, 采用结合 Broyden-Fletcher-Goldfarb-Shanno(BFGS)共轭梯度方法的 Pulay 密度混合方案^[19-21]处理电子弛豫; 热力学性能计算采用 Dmol 程序包中的 Dynamics 模块, 选取宏观正则系综(NVT), 电子交换能函数采用 GGA 近似的 BLYP 形式势函数取全电子位势, 电子波函数采用带 d 轨道的双数值基(DNP)函数。

2 结果与分析

2.1 焊缝成形与元素特征谱线

图 2 所示为铝/钢激光焊接头焊缝的表面形貌。由图 2 可知: 铝上钢下搭接、未预置粉末时, 焊缝成形不连续且焊缝发皱(见图 2(a)), 这可能是上层铝合金板在激光的作用下, 铝对激光的反射率大, 难以吸收激光能量, 导致焊接过程不稳定; 铝表面预置 $\text{AlSi}_{12}\text{Mg}_{1.5}$ 粉, 焊缝成形性得到改善, 但存在少量飞溅现象(见图 2(b)); 而铝表面预置 $\text{AlSi}_{12}\text{Mg}_{1.5}$ 粉、同时铝/钢层间预

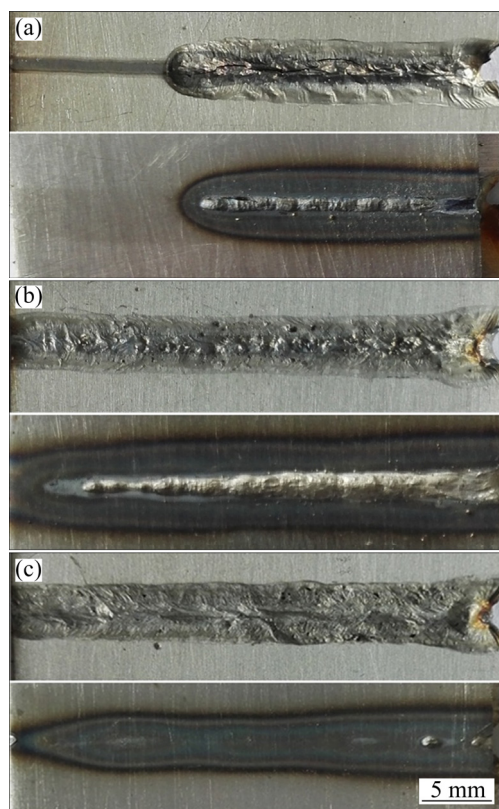


图2 不同焊接工艺条件下铝/钢焊缝表面形貌

Fig. 2 Weld surface morphologies of aluminum /steel: (a) Without powder; (b) Adding $\text{AlSi}_{12}\text{Mg}_{1.5}$ powder; (c) Adding $\text{AlSi}_{12}\text{Mg}_{1.5}$ and Sn powders

置 Sn 粉,发现焊缝表面均匀连续,且具有规则的鱼鳞状花纹,无明显飞溅、裂纹等缺陷(见图 2(c))。

图 3 所示为铝/钢激光焊接时的元素特征谱线图。发现主要为 Al、Fe 元素和少量 Mg、Si 元素,其中光谱相对强度最高为 Al II 528.61,其他为 Mg III 522.55、Fe II 534.42 和 Si II 546.2。观察波峰峰值,发现铝表面预置 $\text{AlSi}_{12}\text{Mg}_{1.5}$ 粉,相对未预置粉末,焊接元素光谱相对强度明显增大;而对铝/钢层间预置 Sn 粉时, Mg 元素谱线相对强度增加较显著。以元素特征谱线为中心,通过 Lorentzian 函数对其进行拟合,拟合时选取一定时间间隔的 5 组试验数据取平均值,铝/钢激光焊接过程中等离子体电子密度的计算结果如表 1 所列。分析发现:相对未预置粉末,铝表面预置 $\text{AlSi}_{12}\text{Mg}_{1.5}$ 粉,由于增加上层铝对激光的吸收率,因而导致激光焊接等离子体增加。

2.2 接头显微组织

图 4 所示为铝表面预置 $\text{AlSi}_{12}\text{Mg}_{1.5}$ 粉、铝/钢层间有无预置 Sn 粉激光焊接头的金相组织。发现铝/钢层

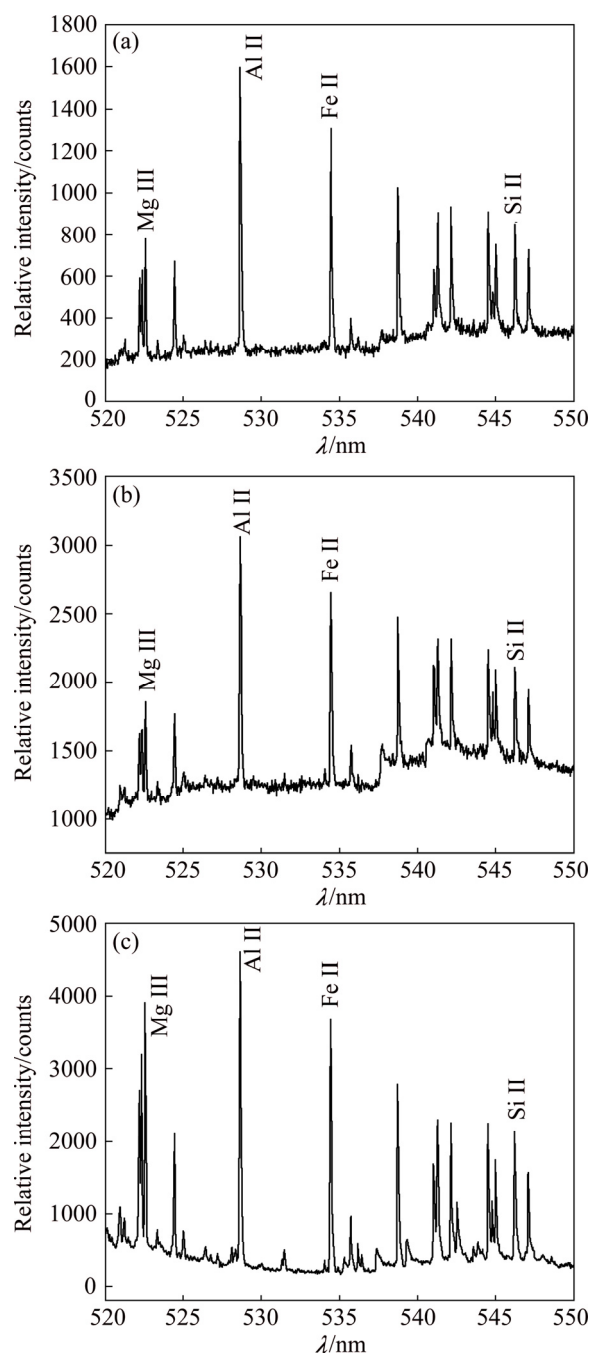


图3 不同焊接工艺条件下铝/钢激光焊接元素特征谱线

Fig. 3 Element feature line of aluminium/steel laser welding: (a) Without powder; (b) Adding $\text{AlSi}_{12}\text{Mg}_{1.5}$ powder; (c) Adding $\text{AlSi}_{12}\text{Mg}_{1.5}$ powder and Sn powders

间未预置 Sn 粉,焊缝熔深与熔宽分别为 2.08 mm 和 0.76 mm(见图 4(a)),熔池左侧与双相钢结合处存在微裂纹(见图 4(b));而铝/钢层间同时预置 Sn 粉,焊缝熔深变化不大,但熔宽增大到 0.85 mm(见图 4(c)),并且焊缝组织较均匀,无明显气孔和裂纹等缺陷(见图 4(d))。

表 1 铝/钢激光焊接元素等离子体的电子密度

Element	Electron density/cm ⁻³		
	Without powder	Adding AlSi ₁₂ Mg _{1.5} powder	Adding AlSi ₁₂ Mg _{1.5} and Sn powders
Fe	0.87	0.90	0.88
Al	0.88	1.07	1.16
Si	0.63	0.76	0.80
Mg	0.54	0.60	0.61

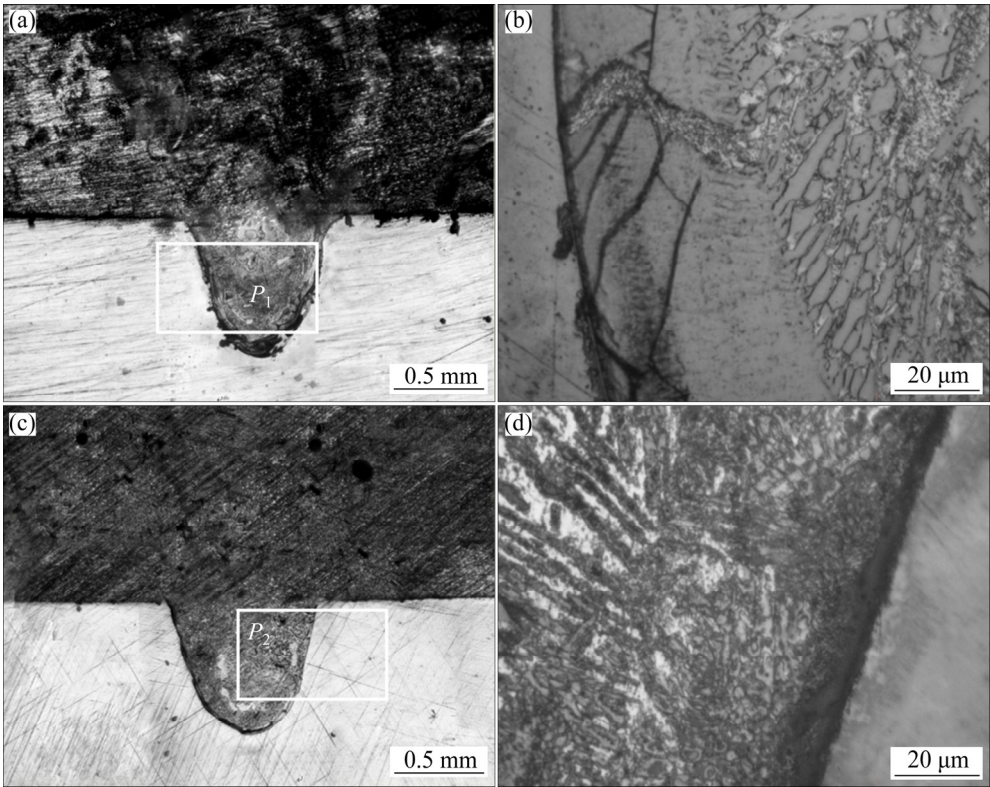


图 4 不同焊接工艺条件下铝/钢激光焊接头金相组织

Fig. 4 Microstructures of aluminium/steel laser welding joints: (a) Adding AlSi₁₂Mg_{1.5} powder; (b) Zone P₁ in Fig. 4(a); (c) Adding AlSi₁₂Mg_{1.5} and Sn powders; (d) Zone P₂ in Fig. 4(c)

图 5 所示为铝表面预置 AlSi₁₂Mg_{1.5} 粉、铝/钢层间未预置 Sn 粉的接头界面的 SEM 像。发现界面层底部存在少量微裂纹。对图 5(a)所示界面层 Q₁ 区、Q₂ 区和 Q₃ 区进行放大, 观察结果如图 5(b)~(d)所示。将界面层 Q₁ 区划分为 A₁、B₁、C₁、D₁、E₁ 5 个区域, Q₃ 区划分为 G₁、H₁ 2 个区域, 以及 F₁ 区域, 并进行能谱分析, 其结果如表 2 所列。可见 A₁ 区域主要为 Fe, E₁ 和 H₁ 区域主要为 Al 元素; B₁ 和 F₁ 区域的 Fe 和 Al 的摩尔比接近 2:5, 从 Fe-Al 相图推测来看, B₁ 和 F₁ 区域为 Fe₂Al₅ 化合物; 而 C₁、D₁ 和 G₁ 区域的 Fe 和 Al 的摩尔比接近 1:3, 表明生成 FeAl₃ 化合物。综合上述可知, 铝/钢层间未预置 Sn 粉, 整个铝/钢界面层主

要为 Fe-Al 化合物, 其厚度大约 50~100 μm。

图 6 所示为铝表面预置 AlSi₁₂Mg_{1.5} 粉、铝/钢层间预置 Sn 粉的接头界面的 SEM 像。发现界面层金属融合良好、结合紧密。对图 6(a)所示界面层 Q₄ 区、Q₅ 区和 Q₆ 区进行放大, 观察结果如图 6(b)~(d)所示。与未预置 Sn 粉相比, 界面层厚度明显减小, 约 10~20 μm, 熔池内部弥散分布较多白色颗粒组织(见图 6(b))。对 Q₄ 区中的 A₂~D₂, Q₅ 区中的 E₂, Q₆ 区中的 F₂、G₂ 进行能谱分析, 结果见表 3。A₂ 区域主要为 Fe, C₂ 区域主要为 Al; B₂ 和 E₂ 区域中的 Fe 和 Al 的摩尔比接近 2:5, 推测生成 Fe₂Al₅ 化合物; D₂ 和 F₂ 区域中的 Fe 和 Al 的摩尔比接近 1:3, 推测生成 FeAl₃ 化合物; G₂

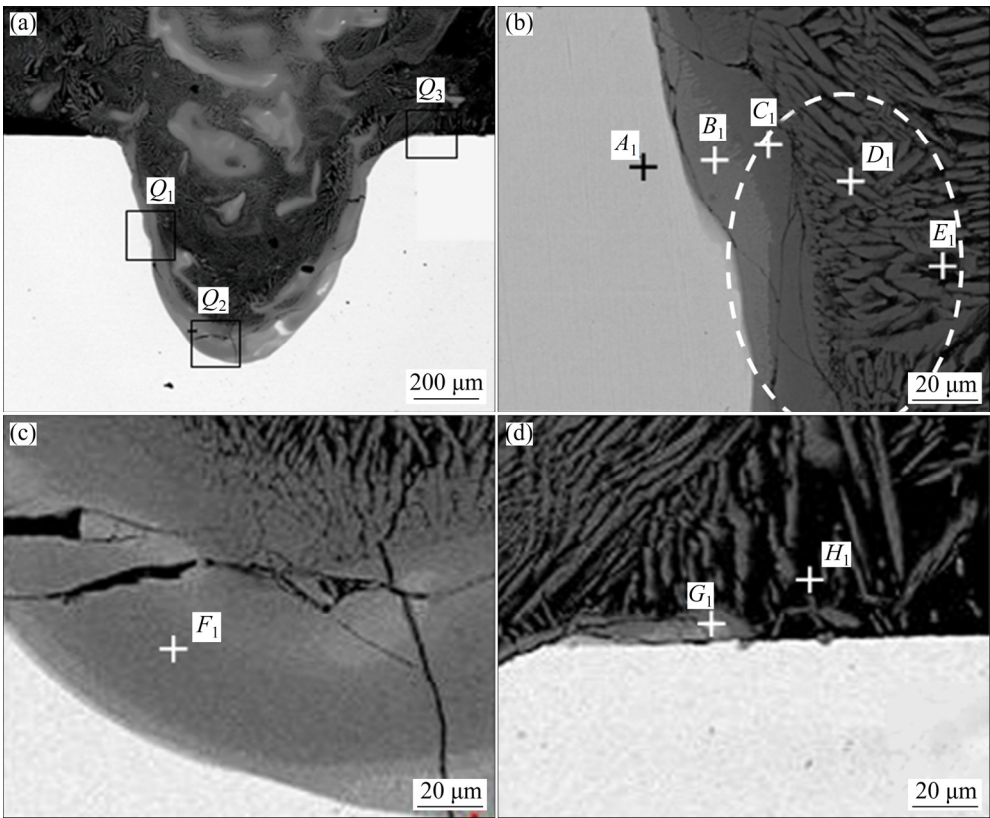


图 5 预置 $\text{AlSi}_{12}\text{Mg}_{1.5}$ 粉激光焊接头界面 SEM 像

Fig. 5 SEM images of laser welding joint adding $\text{AlSi}_{12}\text{Mg}_{1.5}$ powder: (a) Local view; (b) Zone Q_1 ; (d) Zone Q_2 ; (c) Zone Q_3

表 2 预置 $\text{AlSi}_{12}\text{Mg}_{1.5}$ 粉激光焊接头的界面 EDS 分析

Table 2 EDS analysis of laser welding joint adding $\text{AlSi}_{12}\text{Mg}_{1.5}$ powder

Region No.	Mole fraction/%			Phase
	Fe	Al	Sn	
A_1	98.72	1.14	0.14	DP590
B_1	35.84	63.92	0.24	Fe_2Al_5
C_1	26.45	73.40	0.14	FeAl_3
D_1	21.83	78.07	0.10	FeAl_3
E_1	8.75	91.16	0.09	6016
F_1	28.19	71.75	0.06	Fe_2Al_5
G_1	25.21	74.70	0.09	FeAl_3
H_1	2.02	97.86	0.12	6016

区域中的 Fe 和 Al 的摩尔比接近 3:1, 推测生成 Fe_3Al 化合物。

为进一步确定化合物的相结构类型, 对焊接试样进行 XRD 分析, 结果如图 7 所示。发现铝表面预置 $\text{AlSi}_{12}\text{Mg}_{1.5}$ 粉、铝/钢层间未预置 Sn 粉时, 焊缝界面生成 FeAl_3 和 Fe_2Al_5 等化合物(见图 7(a)), 而铝/钢层间预置 Sn 粉, 接头界面生成 Fe_3Al 、 FeAl_3 、 Fe_2Al_5 、

FeSn 和 Fe_3Sn (见图 7(b)), 与上述铝/钢激光焊接头界面层的能谱分析结果基本一致。

图 8 所示为铝表面预置 $\text{AlSi}_{12}\text{Mg}_{1.5}$ 粉、铝/钢层间有无预置 Sn 粉条件下铝/钢接头不同区域相的分布及相对含量。发现接头相组成主要是铁素体(F)、马氏体(M)和微量奥氏体(A)。由图 8(a)可知, 双相钢母材由 72.2%(面积分数)铁素体、27.4%马氏体及 0.4%奥氏体

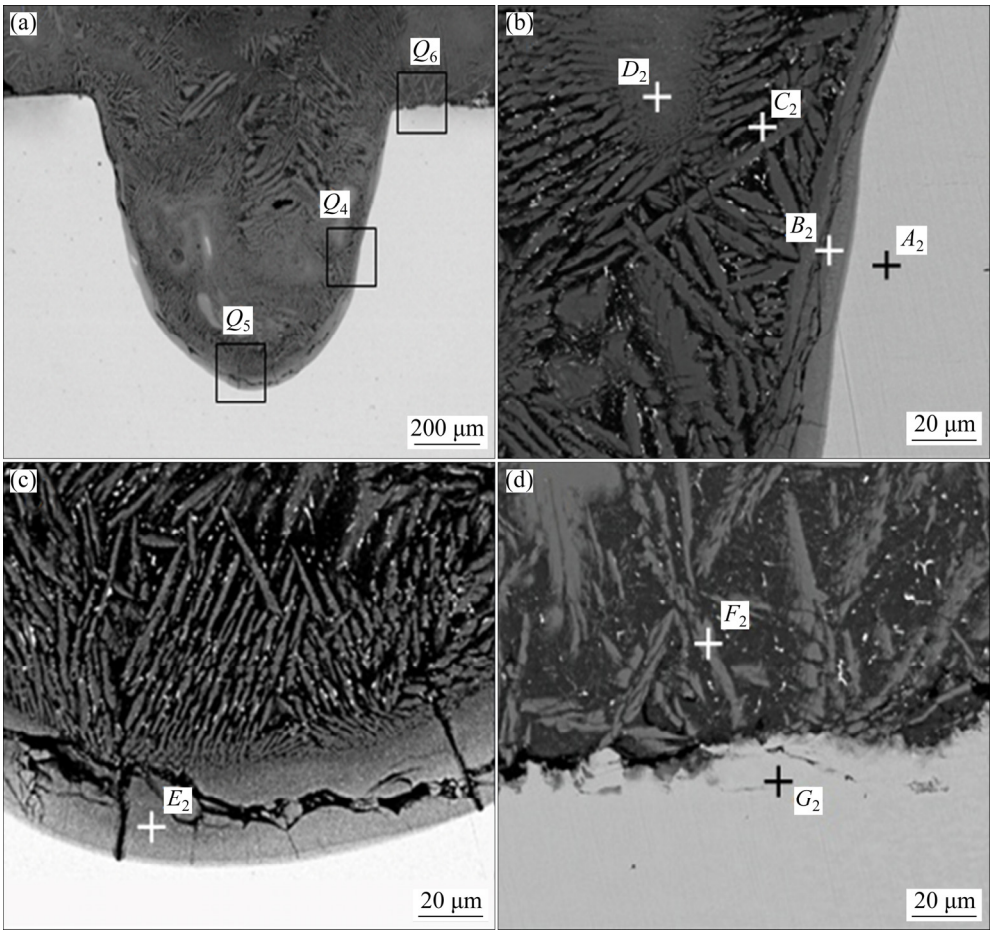


图 6 预置 $\text{AlSi}_{12}\text{Mg}_{1.5}$ 粉和 Sn 粉激光焊接头界面 SEM 像

Fig. 6 SEM images of laser welding joint adding $\text{AlSi}_{12}\text{Mg}_{1.5}$ and Sn powders: (a) Local view; (b) Zone Q_4 ; (d) Zone Q_5 ; (c) Zone Q_6

表 3 预置 $\text{AlSi}_{12}\text{Mg}_{1.5}$ 粉和 Sn 粉激光焊接头界面 EDS 分析

Table 3 EDS analysis of laser welding joint adding $\text{AlSi}_{12}\text{Mg}_{1.5}$ and Sn powders

Region No.	Mole fraction/%			Phase
	Fe	Al	Sn	
A_2	98.54	1.30	0.16	DP590
B_2	35.28	64.30	0.42	Fe_2Al_5
C_2	2.05	97.48	0.47	6016
D_2	23.93	74.94	1.13	FeAl_3
E_2	28.74	70.85	0.41	Fe_2Al_5
F_2	22.05	77.12	0.42	FeAl_3
G_2	76.21	22.86	0.58	Fe_3Al

组成。从图 8(b)可知, 未预置 Sn 粉时, 双相钢热影响区的马氏体含量(17.6%, 摩尔分数)比母材组织的马氏体含量减少 9.8%, 但铁素体(81.8%)及奥氏体(0.5%)含量均有所上升。从图 8(c)可知, 预置 Sn 粉时, 双相

钢热影响区相分布及相对含量中, 铁素体占 75.5%, 马氏体含量占 23.2%, 奥氏体占 1.3%, 与母材各相对应含量相差不大。

为研究铝/钢层间预置 Sn 粉对焊缝晶粒尺寸的影响

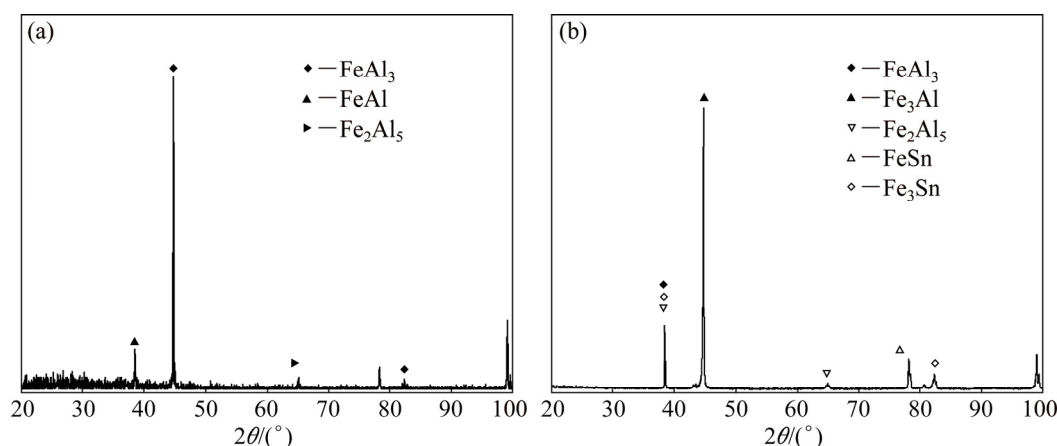


图7 铝/钢激光焊接头的XRD谱

Fig. 7 XRD patterns of aluminum/steel laser welding joints: (a) Adding $\text{AlSi}_{12}\text{Mg}_{1.5}$ powder; (b) Adding $\text{AlSi}_{12}\text{Mg}_{1.5}$ and Sn powders

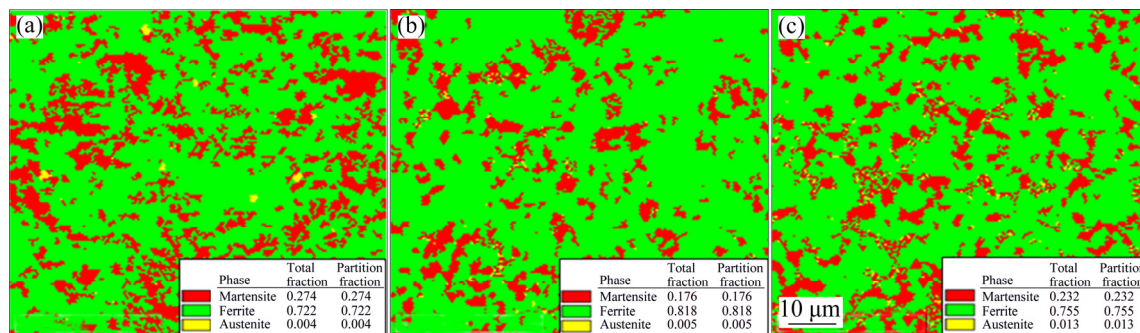


图8 铝/钢激光焊接头的相分布及相对含量

Fig. 8 Distribution and relative content of aluminum/steel laser welding joints: (a) Dual phase steel; (b) Its thermal influence zone Adding $\text{AlSi}_{12}\text{Mg}_{1.5}$ powder; (c) Adding $\text{AlSi}_{12}\text{Mg}_{1.5}$ and Sn powders

响, 分析预置粉末前后双相钢热影响区晶粒取向分布和晶粒尺寸分布。双相钢母材晶粒取向分布和尺寸如图9所示。发现组织晶粒尺寸分布相对均匀, 平均晶粒尺寸约为 $4.99\ \mu\text{m}$, 晶粒大小主要分布在 $1\sim 10\ \mu\text{m}$ 范围内。图10所示为铝/钢层间有无预置 Sn 粉时双相钢热影响区的晶粒分布情况。发现未预置 Sn 粉时, 热影响区平均晶粒尺寸约 $7.75\ \mu\text{m}$, 晶粒大小主要分布在 $1\sim 15\ \mu\text{m}$ 范围内, 最大晶粒尺寸高达 $21\ \mu\text{m}$ 。预置 Sn 粉时, 发现双相钢热影响区的平均晶粒尺寸小于母材, 且尺寸大小更集中, 其平均晶粒尺寸约 $3.92\ \mu\text{m}$, 晶粒大小主要集中在 $2\sim 5\ \mu\text{m}$ 范围内。

2.3 接头力学性能与断口形貌

室温条件下对铝表面预置 $\text{AlSi}_{12}\text{Mg}_{1.5}$ 粉、铝/钢层间有无预置 Sn 粉的铝/钢激光焊接头试样进行剪切性能测试, 焊接接头的载荷-位移曲线如图11所示。发现铝/钢层间未预置 Sn 粉时, 接头平均线载荷为 33.67

N/mm ; 而铝/钢层间预置 Sn 粉时, 接头平均线载荷 $54.16\ \text{N/mm}$ 。与未预置 Sn 粉相比, 相同焊接工艺参数条件下, 铝/钢接头的剪切性能提高 1.6 倍。

图12所示为剪切试样的断裂位置。发现铝/钢层间有无预置 Sn 粉时, 焊接试样均从焊缝界面处剥离。未预置 Sn 粉的铝/钢激光焊接头微观断口形貌如图13(a)所示。发现高低各异的台阶区和尖锐的撕裂棱, 为典型的解理断裂特征; 图13(b)所示为预置 Sn 粉后的微观断口形貌, 发现除撕裂棱外, 还含有韧窝, 表现为混合断裂特征。

2.4 接头温度场分析

为从热量传递角度分析铝表面预置 $\text{AlSi}_{12}\text{Mg}_{1.5}$ 粉、铝/钢层间预置 Sn 粉获得较好铝/钢接头性能, 本部分对铝/钢激光焊接头的温度场模拟结果进行分析。表4所示为铝/钢层间有无预置 Sn 粉激光焊实际焊缝尺寸与模拟熔池尺寸的对比结果。发现模拟熔池尺寸

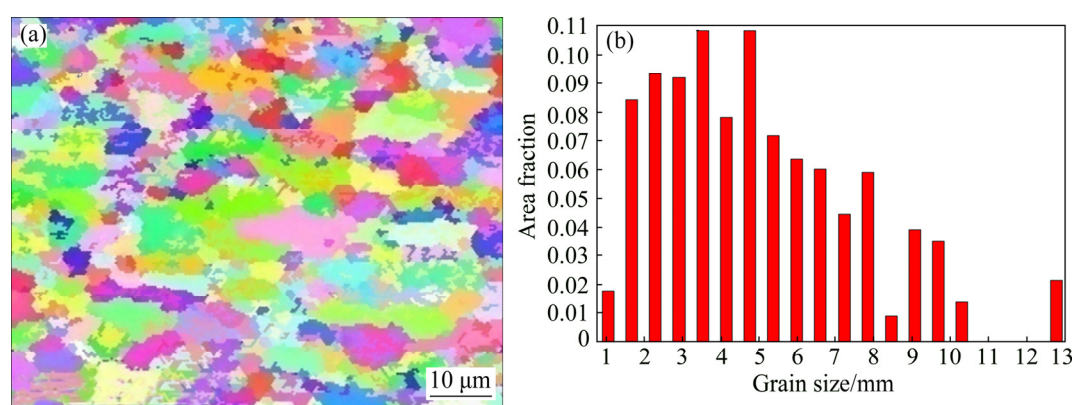


图 9 双相钢母材晶粒分布

Fig. 9 Grain distribution of dual phase steel base material: (a) Orientation; (b) Size

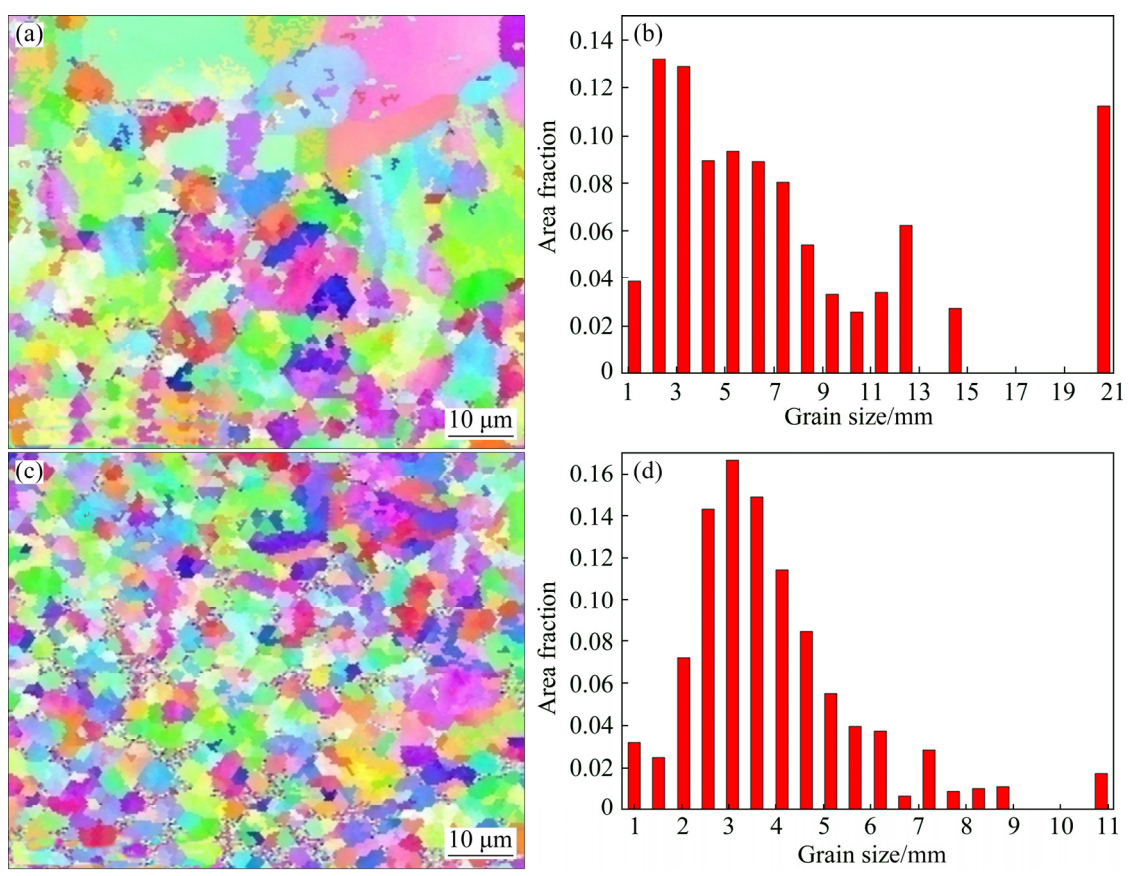


图 10 双相钢热影响区晶粒分布

Fig. 10 Grain distribution of dual phase steel thermal influence zone adding AlSi₁₂Mg_{1.5} powder: (a) Orientation; (b) Size, adding AlSi₁₂Mg_{1.5} and Sn powders; (c) Orientation; (d) Size

与实验焊缝尺寸基本接近, 可见采用高斯面-体组合热源对激光焊接头温度场进行数值模拟是合理的。

图 14 所示为不同工艺条件下铝/钢激光焊接头横截面的温度场分布。从图 14(a)可以发现, 铝/钢表面未预置粉末时, 铝上钢下搭接时, 上层铝合金熔化, 但下层钢板未熔化, 熔池上部铝液与下部钢液的混合

程度低。在相同焊接参数条件下, 铝表面预置 AlSi₁₂Mg_{1.5} 粉, 熔池温度场分布如图 14(b)所示。可以发现, 铝和钢均达到熔化状态, 熔宽和熔深明显增加, 钢侧存在较大的温度梯度。可见, 铝表面预置 AlSi₁₂Mg_{1.5} 粉、铝上钢下搭接时, 上层铝对激光的吸收率增加, 与 2.1 节中观察铝/钢激光焊接时元素特征

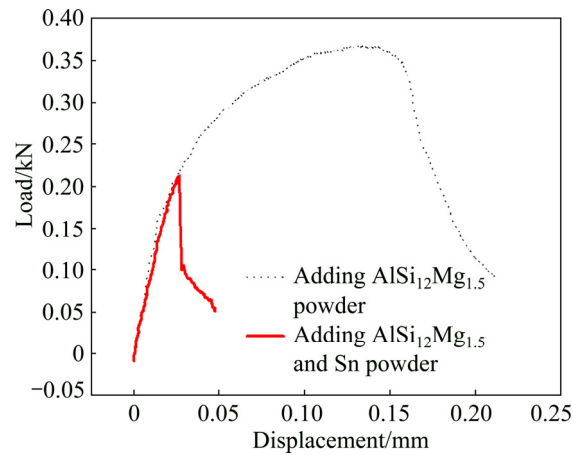


图 11 焊接接头的载荷-位移曲线
Fig. 11 Load-displacement curves of welded joint

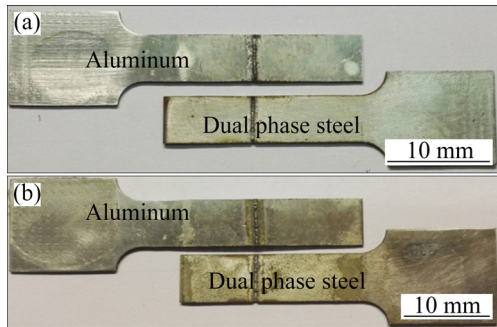


图 12 铝/钢激光焊接头剪切试样断裂位置
Fig. 12 Shearing specimen fracture position of aluminium/steel laser welding joints: (a) Adding $\text{AlSi}_{12}\text{Mg}_{1.5}$ powder; (b) Adding $\text{AlSi}_{12}\text{Mg}_{1.5}$ and Sn powders

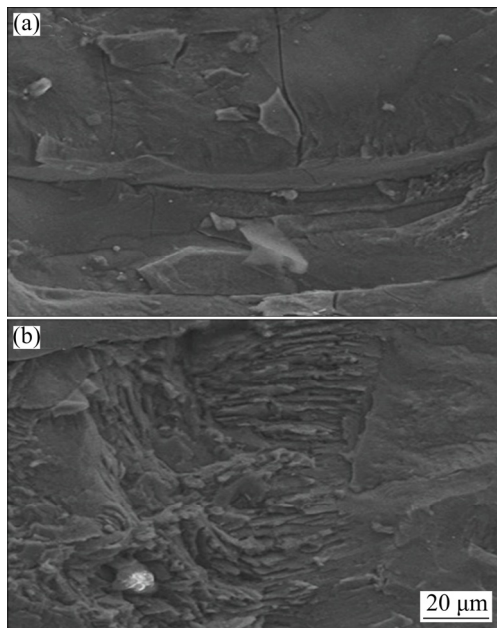


图 13 铝/钢激光焊接头剪切试样微观断口形貌
Fig. 13 Shear specimen microfracture morphologies of aluminium/steel laser welding joints: (a) Adding $\text{AlSi}_{12}\text{Mg}_{1.5}$ powder; (b) Adding $\text{AlSi}_{12}\text{Mg}_{1.5}$ and Sn powders

表 4 实验熔池熔合尺寸与模拟结果对比
Table 4 Comparison of size of real weld pool and simulated results

Material	Weld width/mm		Weld penetration/mm	
	Experiment	Simulated	Experiment	Simulated
	result	result	result	result
6016/DP590	0.76	0.74	2.08	2.11
6016/Sn/DP590	0.85	0.88	2.03	2.01

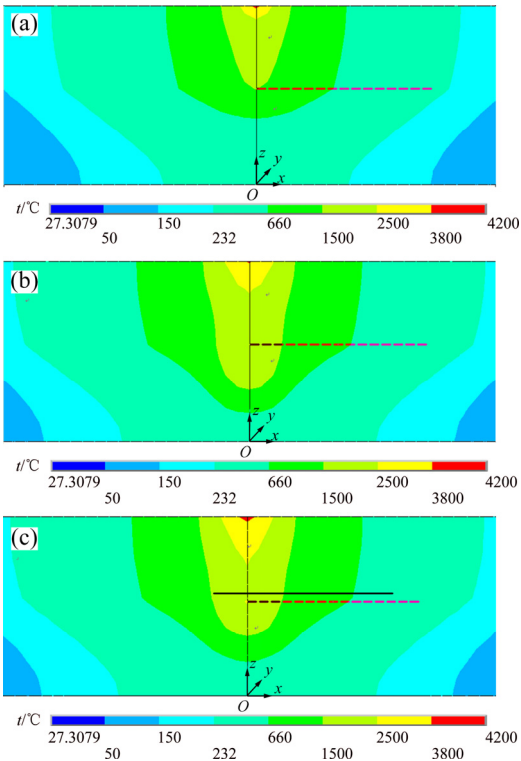


图 14 不同工艺条件下铝/钢激光焊接头横截面温度场分布
Fig. 14 Cross section temperature field distribution of aluminium/steel laser welding joints: (a) Without powder; (b) Adding $\text{AlSi}_{12}\text{Mg}_{1.5}$ powder; (c) Adding $\text{AlSi}_{12}\text{Mg}_{1.5}$ powder and Sn powders

谱线分析等离子体增加的结果一致。进一步分析铝表面预置 $\text{AlSi}_{12}\text{Mg}_{1.5}$ 粉，铝/钢层间预置 Sn 粉的接头温度场，发现铝和钢均达到熔化状态(见图 14(c))，相对铝/钢层间未预置 Sn 粉，熔深虽然变化不大，但熔宽明显增加。可见预置 Sn 粉，改变了接头熔池的温度场分布，增加上层铝液和下层钢液的熔合宽度，为铝/钢激光焊接头的冶金反应创造有利条件。

2.5 力学性质与相结构的稳定性

研究本文中 XRD 谱与能谱的分析结果发现，在铝表面预置 $\text{AlSi}_{12}\text{Mg}_{1.5}$ 粉、铝/钢层间预置 Sn 粉条件

下, 铝/钢激光焊试样生成 FeAl_3 、 Fe_2Al_5 等 Fe-Al 化合物以及 FeSn 、 Fe_3Sn 等新相。铝表面预置 $\text{AlSi}_{12}\text{Mg}_{1.5}$ 粉、铝/钢层间预置 Sn 粉均可获得较好的铝/钢接头性能, 为从冶金学角度分析其原因, 本部分计算了 Fe-Al 化合物以及 FeSn 、 Fe_3Sn 等新相的模量和热力学性能, 比较了 FeAl_3 、 Fe_2Al_5 、 FeSn 以及 Fe_3Sn 的延、脆性与高温下的相结构稳定性。 FeAl_3 、 Fe_2Al_5 、 FeSn 以及 Fe_3Sn 弹性常数的计算结果如表 5 所列。在此基础上, 采用如下公式进行计算^[22]:

$$B = \frac{C_{11} + 2C_{22}}{3} \quad (1)$$

$$G = \frac{C_{11} - C_{12} + 3C_{44}}{5} \quad (2)$$

计算 FeAl_3 、 Fe_2Al_5 、 FeSn 以及 Fe_3Sn 等化合物的体模量 B 、剪切模量 G 以及剪切模量与体模量的比值 G/B 值, 结果也列列表 5。通常 G/B 可预测材料的脆性与延性等本征力学性质^[23-24], 即当 $G/B < 0.5$ 时, 材料表现为延性, 否则呈脆性。从表 5 所示结果来看, FeAl_3 和 Fe_2Al_5 的 G/B 值分别为 0.627 和 0.656, 大于 0.5, 表明 FeAl_3 和 Fe_2Al_5 化合物为脆性相; FeSn 和

Fe_3Sn 的 G/B 值分别为 0.437 和 0.329, 小于 0.5, 表明 FeSn 和 Fe_3Sn 为延性相。

FeAl_3 、 Fe_2Al_5 、 FeSn 以及 Fe_3Sn 等化合物在不同温度下的焓(H)与 Gibbs 自由能(G_1), 分析采用如下公式进行计算:

$$H = U + \int c_p dT \quad (3)$$

$$G_1 = H - TS \quad (4)$$

式中: T 为温度; c_p 是该温度下的定压比热容; U 为 0 K、 1.01×10^5 Pa 时的形成热; S 为对应温度下的熵。

图 15 所列为 FeAl_3 、 Fe_2Al_5 、 FeSn 以及 Fe_3Sn 等化合物的熵、焓与 Gibbs 自由能等热力学性能的计算结果。发现随着温度的升高, 上述化合物的熵和焓值均呈现上升趋势, 而 Gibbs 自由能下降, 表明上述化合物的结构稳定性随温度升高而下降。进一步分析发现, 在 298~875K 温度范围内, FeSn 的 Gibbs 自由能小于 Fe_2Al_5 的, Fe_3Sn 的 Gibbs 自由能小于 FeAl_3 的, 通常 Gibbs 自由能越低, 表明体系相结构稳定性越好, 所以该温度范围内 FeSn 最稳定, 其次是 Fe_2Al_5 、 Fe_3Sn 和 FeAl_3 。

表 5 FeAl_3 、 Fe_2Al_5 、 FeSn 和 Fe_3Sn 的弹性参数

Table 5 Elastic parameter of FeAl_3 , Fe_2Al_5 , FeSn and Fe_3Sn

Phase	Elastic constant/GPa			$C_{12}-C_{44}$	Elasticity modulus/GPa			G/B	ν
	C_{11}	C_{12}	C_{44}		B	G	E		
FeAl_3	255.28	122.82	142.45	-19.62	166.98	104.75	259.91	0.627	0.231
Fe_2Al_5	222.91	63.21	70.15	-6.94	116.21	76.23	187.66	0.656	0.241
FeSn	209.76	130.05	82.77	47.28	142.82	62.49	163.61	0.437	0.309
Fe_3Sn	256.78	173.75	91.07	82.67	201.43	66.44	179.59	0.329	0.351

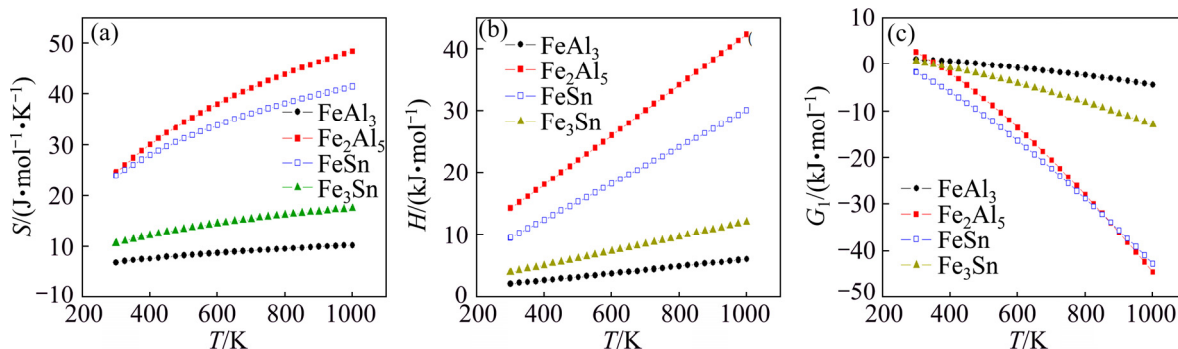


图 15 FeAl_3 、 Fe_2Al_5 、 FeSn 和 Fe_3Sn 在不同温度下的热力学性能

Fig. 15 Entropy S (a), enthalpy H (b) and Gibbs free energy G_1 (c) of FeAl_3 , Fe_2Al_5 , FeSn and Fe_3Sn phases at different temperatures

3 结论

1) 激光头沿焊接方向偏转 10° , 激光功率 2750 W, 焊接速度 32 mm/s, 离焦量 -2 mm, Ar 保护气体流量 20 L/min 工艺条件下, 铝/钢表面同时预置粉末可实现 6016 铝合金与 DP590 双相钢的有效连接, 无明显气孔、裂纹等缺陷, 接头平均线载荷 54.16 N/mm, 与铝表面预置 $\text{AlSi}_{12}\text{Mg}_{1.5}$ 粉、铝/钢层间未预置粉末相比, 接头性能提高 1.6 倍。

2) 铝表面预置 $\text{AlSi}_{12}\text{Mg}_{1.5}$ 粉, 元素光谱相对强度和等离子体的电子密度增大, 预置 $\text{AlSi}_{12}\text{Mg}_{1.5}$ 粉增加上层铝对激光的吸收率, 改善焊缝表面成形; 当铝/钢层间预置 Sn 粉时, 铝和钢均达到熔化状态, 上层铝液和下层钢液的熔合宽度加大, 铝/钢横向结合面积增加, 焊合率提高, 此外, 焊缝区晶粒细小, 接头界面 Fe-Al 化合物的层厚度减少, 生成高温下结构稳定的 FeSn、 Fe_3Sn 等延性新相, 因而同时预置粉末获得了较好的铝/钢接头性能。

REFERENCES

- [1] 范子杰, 桂良进, 苏瑞意. 汽车轻量化技术的研究及进展[J]. 汽车安全与节能学报, 2014, 5(1): 1-16.
FAN Zi-jie, GUI Liang-jin, SU Rui-yi. Research and progress of vehicle lightweight technology[J]. Journal of Automotive Safety and Energy Saving, 2014, 5(1): 1-16.
- [2] 周惦武, 李宁宁, 徐少华. 双相钢/铝合金激光胶接焊胶层作用分析[J]. 机械工程学报, 2016, 52(14): 25-30.
ZHOU Dian-wu, LI Ning-ning, XU Shao-hua. Analysis of the adhesive layer of laser weld bonding joints in dual phase steel/aluminum alloy[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2016, 52(14): 25-30.
- [3] 卢源志, 刘金水, 周惦武, 谭哲, 贾骁, 胡林西. 双相钢/铝合金激光搭接焊添加 Mn 粉的作用[J]. 中国有色金属学报, 2016, 26(8): 1632-1640.
LU Yuan-zhi, LIU Jin-shui, ZHOU Dian-wu, TAN Zhe, JIA Xiao, HU Lin-xi. Laser lap welding joints in dual phase steel/aluminum alloy with Mn powder addition[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2016, 26(8): 1632-1640.
- [4] 周惦武, 刘元利, 李宁宁, 徐少华, 刘金水. 添加 Sn-5%Zr 粉末对激光焊接钢/铝显微组织和性能影响[J]. 中国激光, 2015, 42(5): 0503004-1-0503004-9.
ZHOU Dian-wu, LIU Yuan-li, LI Ning-ning, XU Shao-hua, LIU Jin-shui. Effect of Sn-5%Zr powder addition on microstructure and mechanical property of steel/Al laser welding[J]. Chinese Journal of Lasers, 2015, 42(5): 0503004-1-0503004-9.
- [5] 周惦武, 彭艳, 徐少华, 刘金水. 添加 Sn 粉激光焊钢/铝异种金属的显微组织与性能[J]. 金属学报, 2013, 49(8): 959-968.
ZHOU Dian-wu, PENG Yan, XU Shao-hua, LIU Jin-shui. Microstructure and mechanical properties of steel/Al alloy laser welding with Sn powder addition[J]. Acta Metall Sin, 2013, 49(8): 959-968.
- [6] SIERRA G, PEYRE P, DESCHAUX-BEAUME F. Steel to aluminium key-hole laser welding[J]. Materials Science and Engineering A, 2007, 447(1/2): 197-208.
- [7] TORKAMANY M J, TAHAMTAN S, SABBAGHZADEH J. Dissimilar welding of carbon steel to 5754 aluminum alloy by Nd:YAG pulsed laser[J]. Materials & Design, 2010, 31(1): 458-465.
- [8] LEI H Y, LI Y B, CARLSON B E, LIN Z Q. Cold metal transfer spot joining of AA6061-T6 to galvanized DP590 under different modes[J]. Journal of Manufacturing Science and Engineering, 2015, 137(5): 051028-1-051028-10.
- [9] WANG P F, CHEN X Z, PAN Q H, MADIGAN B, LONG J Q. Laser welding dissimilar materials of aluminum to steel: An overview[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2016, 87(9): 3081-3090.
- [10] FAN J, THOMY C, VOLLERTSEN F. Effect of thermal cycle on the formation of intermetallic compounds in laser welding of aluminum-steel overlap joints[J]. Physics Procedia, 2011, 12: 134-141.
- [11] SHI Y, ZHANG H, TAKEHIRO W, TANG J. CW/PW dual-beam YAG laser welding of steel/aluminum alloy sheets[J]. Optics and Lasers in Engineering, 2010, 48(1/2): 732-736.
- [12] CHEN H, PINKERTON A, LI L, LIU Z, MISTRY A. Gap-free fibre laser welding of Zn-coated steel on Al alloy for light-weight automotive applications[J]. Materials & Design, 2011, 32(1/2): 495-504.
- [13] MA J, HAROONI M, CARLSON B, KOVACEVIC R. Dissimilar joining of galvanized high-strength steel to aluminum alloy in a zero-gap lap joint configuration by two-pass laser welding[J]. Materials & Design, 2014, 58(1/2): 390-401.
- [14] CHEN S H, HUANG J H, MA K, ZHAO X K, VIVEK A. Microstructures and mechanical properties of laser penetration welding joint with/without Ni-foil in an overlap steel-on-aluminum configuration[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2014, 45(7): 3064-3073.
- [15] ZHOU D W, XU S H, PENG L, LIU J S. Laser lap welding quality of steel/aluminum dissimilar metal joint and its electronic simulations[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2016, 86(5): 2231-2242.
- [16] SEGALL M D, LINDAN P L D, PROBERT M J, PICKARD C J, HASNIP P J, CLARK S J, PAYNE M C. First-principles simulation: Ideas, illustrations and the CASTEP code[J]. J Phys (Condens Matter), 2002, 14(11): 2717-2743.

- [17] MARLO M, MILMAN V. Density-functional study of bulk and surface properties of titanium nitride using different exchange-correlation functionals[J]. *Phys Rev B*, 2000, 62(4): 2899–2907.
- [18] VANDERBILT D. Soft self-consistent pseudopotentials in a generalized eigenvalue formalism[J]. *Phys Rev B*, 1990, 41(11): 7892–7895.
- [19] HAMMER B, HANSEN L B, NORKOV J K. Improved adsorption energetics with an density-functional theory using revised Perdew-Burke-Ernzerhof functionals[J]. *Phys Rev B*, 1999, 59(11): 7413–7421.
- [20] FRANCIS G P, PAYNE M C. Finite basis set corrections to total energy pseudopotential calculations[J]. *J Phys (Condens Matter)*, 1990, 19(2): 4395–4404.
- [21] MONKHORST H J, PACK J D. Special points for Brillouin-zone integrations[J]. *Phys Rev B*, 1976, 13(12): 5188–5192.
- [22] FU C L, YOO M H. Deformation behavior of B2 type aluminides: FeAl and NiAl[J]. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1992, 40(4): 703–711.
- [23] PUGH S F. Relations between the elastic moduli and the plastic properties of polycrystalline pure metals[J]. *Philosophical Magazine*, 1954, 45: 823–843.
- [24] YU W Y, WANG N, XIAO X B, TANG B Y, PENG L M, DING W J. Firstprinciples investigation of the binary AB2 type Laves phase in Mg-Al-Ca alloy: Electronic structure and elastic properties[J]. *Solid State Science*, 2009, 11(8): 1400–1407.

Microstructure and mechanical properties of laser welding joint with aluminum/steel surface preset filler powder addition

ZHOU Dian-wu, JIANG De-fu, LIU Jin-shui, ZHOU Lai-qin, PAN Jing-chun

(State Key Laboratory of Advanced Design and Manufacturing for Vehicle Body,
Hunan University, Changsha 410082, China)

Abstract: In view of the technical difficulties of aluminum/steel welding, the 1.2 mm-thick 6016 aluminum alloy and 1.4 mm-thick DP590 dual phase steel was laser welded by adding AlSi12Mg1.5 powder to aluminum surface and Sn powder to aluminum/steel interlayer layer with lap joint applied with aluminum sheet on the top and steel sheet at the bottom. The weld appearance, microstructure and mechanical properties of welding joint were studied. The temperature field distribution of aluminum/steel joints was calculated by establishing the transient finite element model of aluminum/steel laser welding based on ANSYS finite element software. The modulus and thermodynamic properties of compounds such as FeSn, Fe₃Sn, FeAl₃ and Fe₂Al₅, were calculated by using first-principles method based on density functional theory. The results indicate that 6016 aluminum alloy and DP590 double phase steel can be effectively connected with preset filler powder to aluminum/steel surface, no obvious porosity, cracks, and other defects are seen when the welding power is 2750 W, welding speed is 32 mm/s, the defocus distance is -2.0 mm, Ar gas acts as the protection gas with flow rate 20 L/min, and laser deflection is along welding direction 10°. The average linear load of the welding sample with aluminum/steel surface preset filler powder reaches 54.16 N/mm. Compared to that without aluminum/steel interlayer powder addition, the average shear strength of weld joint increases by 1.6 times. The relative intensity of spectra and electron density of plasma increases, which shows that the laser energy absorption rate increases by adding AlSi12Mg1.5 powder to the aluminum surface. Thus, the surface of the weld is improved. When Sn powder is added to aluminum/steel interlayer layer, the aluminum and steel are both melted, the fusion width of the upper aluminum and the lower steel increases, the combined area of aluminum/steel increases, and the welding rate is improved. In addition, grain size of weld zone is fine, Fe-Al compound layer thickness decreases. FeSn and Fe₃Sn compounds has better ductility and is more stable than that of Fe-Al compounds at high temperature, which can improve the mechanical properties of weld joint.

Key words: laser welding; aluminum/steel; preset filler powder; Fe-Al compounds

Foundation item: Projects(51674112, 51774125) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project(2018YFB1107905) supported by the National Key Research and Development Program of China

Received date: 2018-01-10; **Accepted date:** 2019-03-20

Corresponding author: ZHOU Dian-wu, Professor, Doctor; Tel: +86-13017297124; E-mail: ZDWe_mail@126.com

(编辑 龙怀中)