



双相钢/铝合金激光搭接焊添加 Mn 粉的作用

卢源志^{1,2}, 刘金水^{1,2}, 周恺武¹, 谭哲^{1,2}, 贾骁¹, 胡林西¹

(1. 湖南大学 汽车车身先进设计制造国家重点实验室, 长沙 410082;

2. 湖南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410082)

摘要: 通过双相钢/铝合金有无添加 Mn 粉激光焊接的对比, 揭示钢上、铝下激光搭接焊时 Mn 粉的作用。对焊接过程进行金属蒸气/等离子体形貌分析及光谱采集, 发现添加 Mn 粉激光焊接时, 金属蒸气/等离子体颜色明亮, 光谱相对强度和金属蒸气/等离子体的电子密度增加; 焊缝 EDS 分析发现, 添加 Mn 粉时, 熔池内部 Fe、Al 混合宽度减小, 铝侧熔池两侧的 Al 含量增多; 剪切试验发现, 添加 Mn 粉焊接接头的平均抗剪强度提高, 断口呈现混合断裂特征。由于添加 Mn 粉加快钢/铝层间热量传递, 受热分解产生的金属蒸气在排出过程中, 产生强烈向下的反冲作用力, 使下层铝合金板材中的焊接匙孔加深, 同时, 金属蒸气改善下层铝合金的高反射率状况, 促进铝合金吸收激光能量, 导致焊接熔深增加。此外, 熔池流动行为发生改变, 下层 Al 向上层钢侧的扩散受到抑制, 熔融态 Al 向熔宽两侧迁移, 在减弱熔池内部 Fe、Al 混合程度、降低钢/铝界面 Fe-Al 化合物层厚度的同时, 上、下板结合处的焊接熔宽加大, 因此添加 Mn 粉改善钢/铝焊接接头的力学性能。

关键词: 激光搭接焊; 钢/铝异种金属; Mn 粉; 焊缝成形

中图分类号: TG457

文献标志码: A

双相钢具有较低的屈强比、较高的初始加工硬化速率以及良好强度和延性配合等优点, 已成为现代汽车为实现减轻自质量首选的钢种之一^[1-2]。双相钢在汽车上的应用必然涉及与其他金属的连接问题, 其中之一就是钢与铝的连接^[3-5]。研究发现, 激光焊接过程中添加合金元素粉末, 可改善焊缝成形、冶金性能与焊缝组织, 获得优质焊接接头, 添加粉末激光焊接成为钢/铝理想的连接方法^[6-10], 如添加 Sn, 提高熔池的流动性, 促进钢/铝界面结合^[11]; 添加 Ni, 抑制 Fe-Al 化合物的形成, 增强焊接接头韧性^[12]; 添加 Mg、Zn、Si、Mn、B、Al, 减小铝/钢界面层厚度, 改善接头性能^[13]。本文作者课题组近期对双相钢/铝合金进行激光焊接, 发现双相钢中除 Fe 元素外, Mn 元素发生烧损, Mn 元素烧损对钢/铝接头性能产生重要影响^[14], 为探索钢/铝新的连接方法, 本实验中选取汽车车身用 DP590 双相钢与 6016 铝合金作为研究对象, 进行钢上铝下搭接、钢/铝层间添加 Mn 粉的激光焊接试验, 比较分析金属蒸气/等离子体形貌、焊接光谱、焊缝成形、抗剪强度及界面显微组织等试验结果, 揭示双相钢/铝合金激光搭接焊时添加 Mn 粉对焊接过程的作用及

Mn 粉改善焊接接头性能的作用机理。研究结果为车用双相钢/铝合金的优质焊接提供一种新的研究思路, 并为推进汽车轻量化提供重要理论依据和实验基础。

1 实验

试验材料采用 DP590 双相钢和 6016 铝合金, 双相钢的化学成分(质量分数, % ,下同)为 C 0.15, Si 0.60, Mn 2.50, S 0.015, P 0.04, Fe 余量, 6016 铝合金的化学成分为 Si 1.0~1.5, Cu 0.2, Mn 0.2, Mg 0.25~0.6, Fe 0.5, Al 余量。焊接光谱与焊缝成形试验采用双相钢和铝合金的板料尺寸分别为 1.4 mm×100 mm×30 mm 和 1.2 mm×100 mm×30 mm。剪切试验采用标准剪切试样。

试验前用砂纸打磨以去除铝合金表面的氧化层, 用丙酮清洗试样以去除表面油污。考虑到铝合金反射率高, 将双相钢板置于铝合金上侧进行搭接焊实验。双相钢/铝合金层间添加 Mn 粉时, 用丙酮调和并均匀涂敷到经表面清理后的 6016 铝合金试板上, 涂抹尺寸

基金项目: 国家高技术研究发展计划重点资助项目(2012AA111802)

收稿日期: 2016-01-25; 修订日期: 2016-05-20

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

为 $0.04\text{ mm} \times 30\text{ mm} \times 30\text{ mm}$, 待其干燥后, 将其与双相钢板组合成搭接接头, 采用氩气为保护气体, 双相钢铝合金塔接激光焊示意图如图 1 所示。通过调整焊接参数以获得最佳焊接成形, 本实验中所述有无添加 Mn 粉激光焊接金属蒸气/等离子体形貌同步拍摄与焊接光谱试验, 经调整优化的工艺参数均为: 激光功率 2 kW , 焊接速度 50 mm/s , 离焦量 $+2\text{ mm}$, Ar 为保护气体, 流量为 15 L/min 。

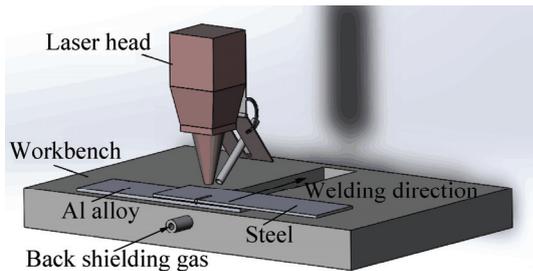


图 1 双相钢/铝合金搭接激光焊示意图

Fig. 1 Principle map of DP steel/Al alloy laser lap welding

焊接试验采用 YLS-4000-CL 型光纤激光器, 最大输出功率 4 kW , 激光波长 1070 nm , 连续输出的激光模式为 TEM_{00} , 抛物反射镜聚焦, 焦距镜长 200 mm ; 焦斑直径 0.4 mm ; 光束发散角 α 小于 0.15 rad ; 金属蒸气/等离子体形貌同步拍摄采用 FASTCAM SA4 的 Photron 高速摄像机, 高速摄像机放置在可调节高度的支架上, 镜头离观测位置约 1 m , 借助人辅助照明源并对其调整使其照射在上层双相钢板表面, 保证灯光覆盖激光束聚焦到钢板光斑的整个范围, 以清晰完整地记录焊接过程; 焊接光谱试验采用 HR2000+ 型光谱仪, 将光纤探测头借助固定装置水平固定在一定位置, 光纤探测头离观测位置的距离约 0.3 m , 保证光纤探测头能准确接收金属蒸气/等离子体信号, 而光纤探测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。光谱仪通过数据线与电脑连接, 若光谱信号太强而无法正常采集时, 在光谱仪和光纤探头之间增加衰减器, 光谱采集系统如图 2 所示。

本实验是在熔池表面上方 3 mm 处对有无添加 Mn 粉激光焊接的金属蒸气/等离子体形貌进行同步拍摄及对金属蒸气/等离子体发射光谱进行采集, 高速摄像机的拍摄速度为 1×10^4 帧/s, 每两张图片之间的时间间隔为 0.1 ms 。考虑试验中采集金属蒸气/等离子体形貌的数量较多, 本实验中选取 $403.3 \sim 405.4\text{ ms}$ 时间段的金属蒸气/等离子体形貌进行观察分析, 拍摄照片选取的时间间隔为 0.3 ms 。

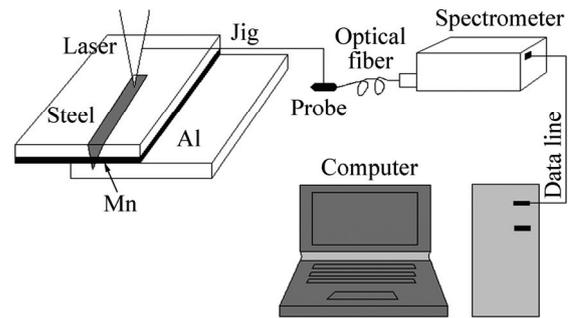


图 2 光谱采集系统示意图

Fig. 2 Principle map of spectra acquisition system

采用 XJG-05 型卧式金相显微镜观察钢/铝焊缝显微组织; 采用配有能谱仪(EDS)的 FEI Quanta200 扫描电镜分析钢/铝焊缝熔池及界面的元素分布和剪切试样断口形貌; 采用 D500X 射线衍射仪(XRD)分析焊接接头的主要物相; 在 C55-225 型电子万能试验机上进行剪切试验, 每组取 3 个试样计算平均值作为剪切强度, 剪切强度用剪切力与横截面积的比值来进行计算, 横截面积取上、下板结合处实际熔宽与标准剪切试样的宽的乘积, 比较试验结果并观察断裂位置。

2 结果与分析

2.1 金属蒸气/等离子体形貌与焊接元素特征谱线

图 3 所示为添加 Mn 粉前后双相钢/铝合金激光焊接同步拍摄的金属蒸气/等离子体形貌。由图 3(a) 可看出, 当未添加 Mn 粉, 焊接时小孔上方形成的金属蒸气/等离子体垂直于激光方向。而由图 3(b) 可见, 当添加 Mn 粉时, 由于 Mn 的沸点低于 Fe 和 Al 的沸点, 在高能量密度激光的作用下, Mn 在熔池内分解产生金属蒸气, 导致小孔内蒸气压力迅速加大, 从熔池排出, 导致小孔上方金属蒸气/等离子体的颜色变得明亮。

图 4 所示为添加 Mn 粉前后双相钢/铝合金激光焊接元素特征谱线图。由图 4 可以看出, 金属蒸气/等离子体光谱为连续谱上叠加的一系列分立谱线。由图 4(a) 和(b) 可见, 当波长为 526.89 nm 时, 光谱相对强度最大值分别为 13558.38 和 15906.92 , 进一步分析 $515 \sim 550\text{ nm}$ 波长范围内元素特征谱线(见图 5), 主要为 Fe 元素及少量 Mn 元素。在元素特征谱线中, 光谱相对强度最高为 Fe I 526.89 , 其他为 Fe I 516.74 、Fe II 520.56 、Fe I 522.67 、Fe I 532.79 、Fe II 537.08 、Fe II 539.6 、Mn I 540.49 和 Fe I 544.67 , 对比观察波峰峰值, 发现添加 Mn 粉双相钢/铝合金激光焊接元素光谱

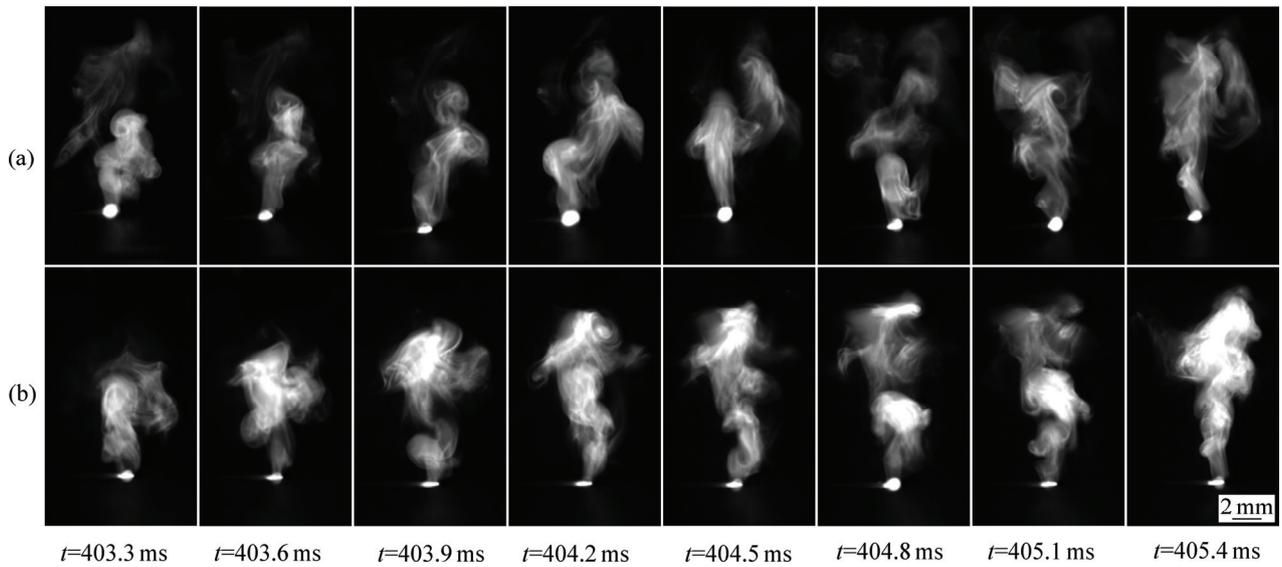


图3 双相钢/铝合金激光焊接金属蒸气/等离子体形貌

Fig. 3 Metallic vapor /plasma shape of dual phase (DP) steel/Al alloy laser welding: (a) Without Mn powder; (b) With Mn powder

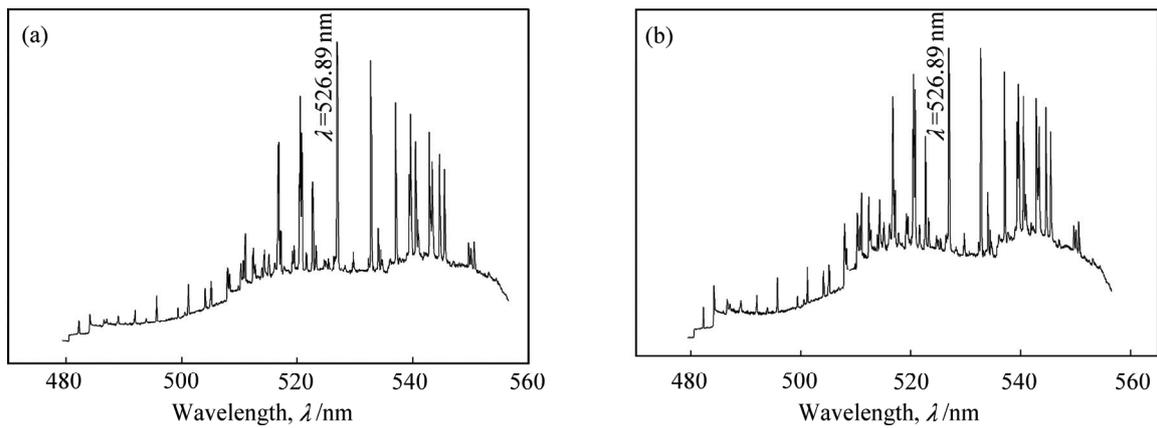


图4 钢/铝激光焊接元素特征谱线

Fig. 4 Element characteristic spectral lines of steel/Al laser welding: (a) Without Mn powder; (b) With Mn powder

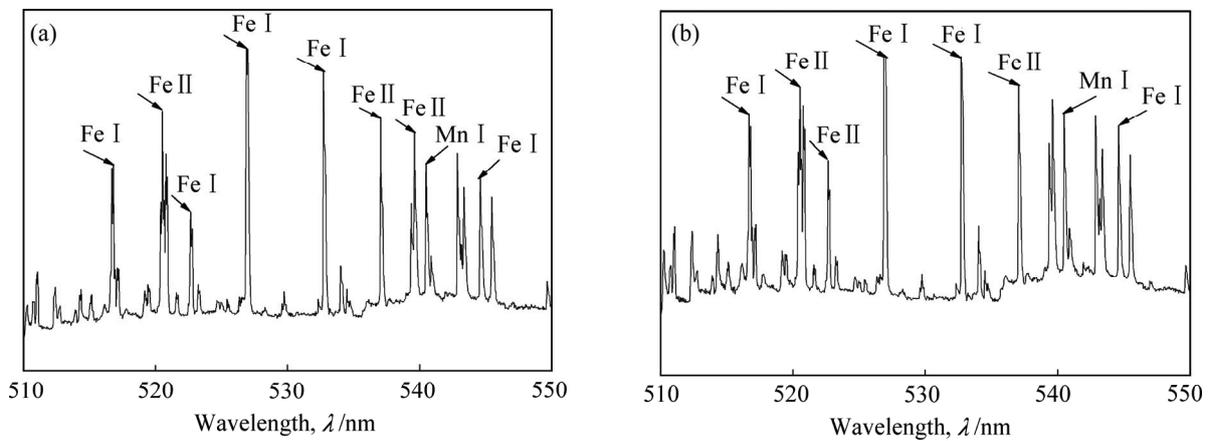


图5 515~550 nm 钢/铝激光焊接元素特征谱线

Fig. 5 515~550 nm element characteristic spectral lines of steel/Al laser welding: (a) Without Mn powder; (b) With Mn powder

相对强度高于未添加 Mn 粉双相钢/铝合金激光焊接的相对强度。

以 Fe I 526.89 峰值位置附近的光谱数据点测量谱线展宽, 计算激光焊接金属蒸气/等离子体的电子密度。辐射原子在周围电子和离子的扰动作用下引起的谱线 Stark 加宽主要谱线线型为 Lorentzian 型, Lorentzian 函数的表达式为

$$y = y_0 + \frac{2A}{\pi} \frac{w}{4(x - x_c) + w^2} \quad (1)$$

式中: w 表示谱线半高全宽; x_c 表示中心波长; y_0 表示背景发射; A 表示谱线积分面积。

本实验中采用 Lorentzian 函数拟合有无 Mn 粉添加双相钢/铝合金激光焊接两种条件下 Fe I 526.89 峰值位置附近的元素特征谱线, 结果如图 6 所示。拟合时选取一定时间间隔的 5 组试验数据取平均值得到添加 Mn 粉前后双相钢/铝合金激光焊谱线半高全宽分别为 0.20665 和 0.21467 nm。根据 Stark 谱线展宽理论, 对中性原子和其一次电离的离子的分离谱线而言, 谱线加宽主要是电子碰撞引起的, 因此, 可以通过式(2)计算焊接等离子体的电子密度:

$$N_e = \frac{\Delta\lambda_{1/2}^s}{2a} \times 10^{16} \quad (2)$$

式中: N_e 是电子密度, cm^{-3} ; $\Delta\lambda_{1/2}^s$ 是谱线半高全宽; a 是电子碰撞展宽。由于焊接过程中, 金属蒸气/等离子体发射谱线的半高全宽可近似认为谱线 Stark 展宽 $\Delta\lambda_{1/2}^s$ [15], 由式(2)可得到, 添加 Mn 粉前后双相钢/铝合金激光焊试件上方的金属蒸气/等离子体电子密度分别为 1.96×10^{17} 和 $2.03 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ 。通常焊接条件下, 金属蒸气/等离子体电子密度与金属蒸气/等离子

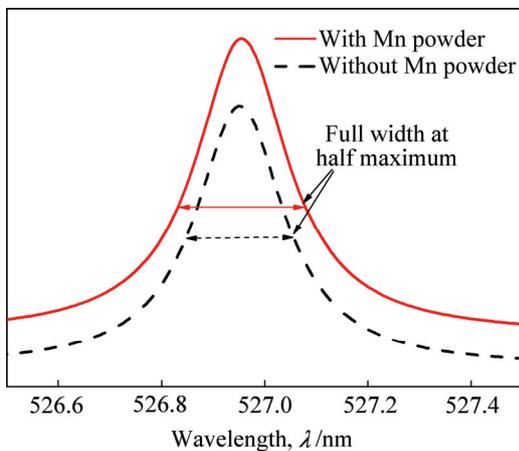


图 6 谱线拟合结果

Fig. 6 Result of line fitting

体粒子密度成对应关系, 因此, 添加 Mn 粉, 熔池上方焊接金属蒸气密度增加, 焊缝逸出更多的 Fe 粒子和 Mn 粒子。

2.2 焊缝显微形貌及 EDS 分析

图 7 所示为添加 Mn 粉前后双相钢/铝合金激光焊接焊缝形貌。由图 7 可以看出, 焊接试样的焊缝成形性良好, 没有裂纹和气孔等明显缺陷产生, 熔池上宽下窄, 深宽比大, 有明显的“匙孔”指状特征, 焊接方式为典型的激光深熔焊; 与未添加 Mn 粉比较, 添加 Mn 粉焊缝熔深增加。

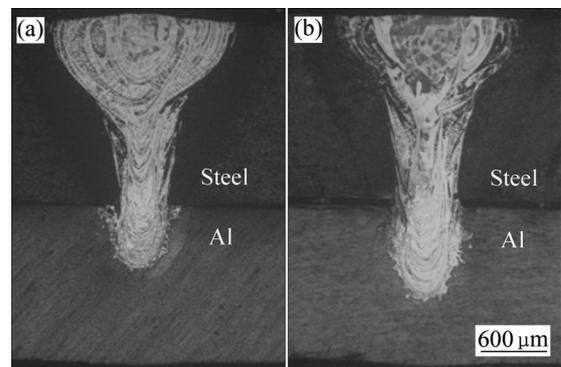


图 7 双相钢/铝合金焊接接头显微组织

Fig. 7 Microstructures of DP steel/Al alloy welding joint: (a) Without Mn powder; (b) With Mn powder

图 8 所示为添加 Mn 前后双相钢/铝合金焊接接头元素线扫描结果。当未添加 Mn 粉时, 上侧钢熔池内部 Fe、Al 变化剧烈, Al 存在焊缝中心区域, Al 元素分布宽度较宽, Fe、Al 相互混合, 宽度约 400 μm (见图 8(c)); 下侧铝熔池内部 Fe、Al 变化不明显 (见图 8(d))。当添加 Mn 粉后, 上侧钢熔池内部 Fe、Al 变化平稳, 混合宽度约 150 μm , Al 存在焊缝中心区域, 但相对未添加 Mn 粉时, Al 元素分布宽度显著减少 (见图 8(e)); 下侧铝熔池内部 Fe、Al 变化也不明显, 但与未添加 Mn 粉相比, 铝熔池中 Al 元素分布宽度增大 (见图 8(f))。可见, Mn 粉的添加对下层铝进入到上层钢起阻扰作用, 较少 Al 进入到上层钢中, 导致上层 Al 的分布宽度减少, 而仅存在焊缝中心区域。

图 9 所示为双相钢/铝合金界面 Al 元素的分布。由图 9 可知, 添加 Mn 粉后, 下层铝合金熔宽两侧熔融态 Al 含量增多 (见图 9(b)), 与 3.1 节元素特征谱线中未观测到下层铝合金中 Al 元素特征谱线以及图 8 焊接接头线扫描中下侧铝熔池 Al 元素分布宽度加大的分析结果相符。

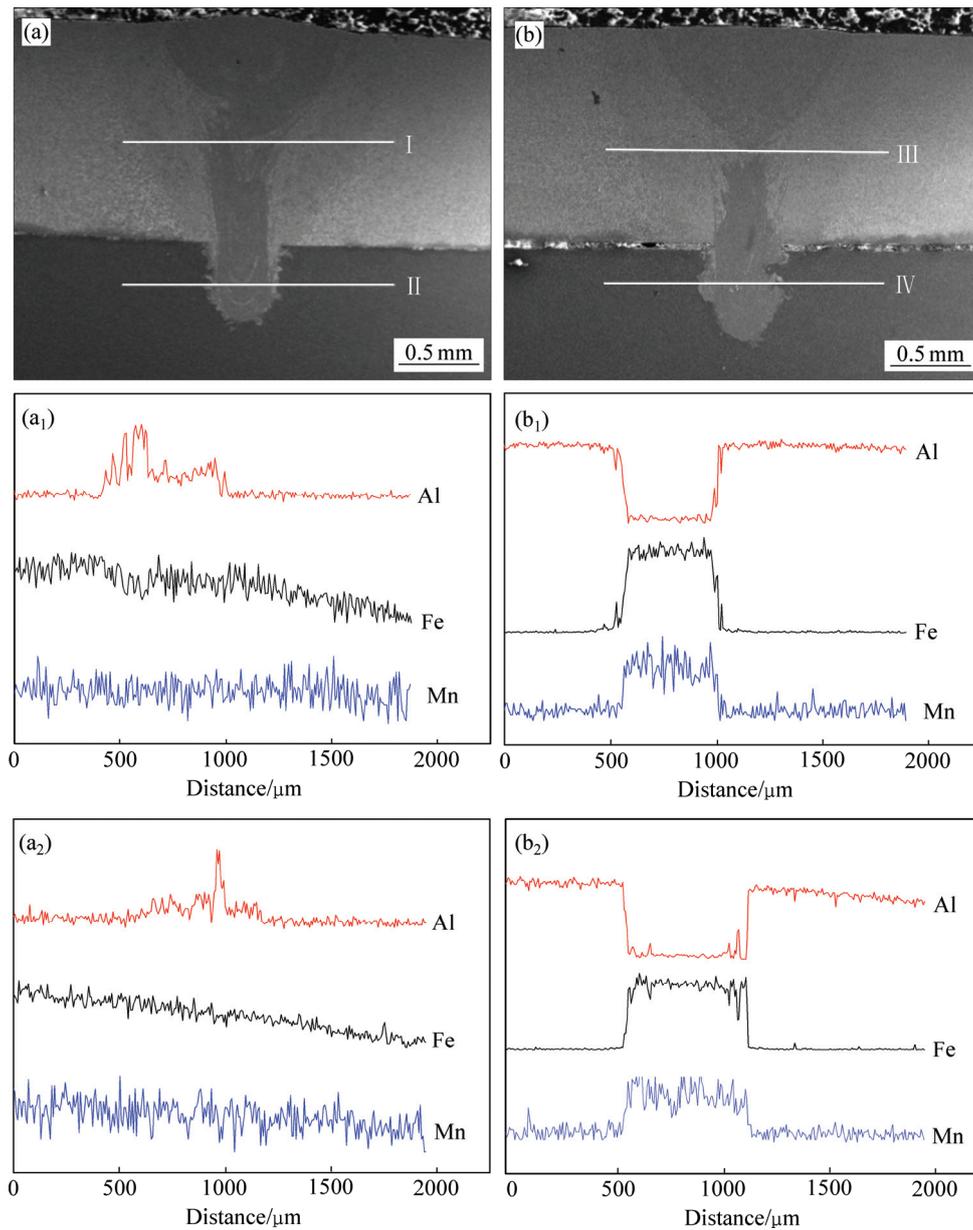


图 8 双相钢/铝合金焊接接头不同区域的线扫描成分分析

Fig. 8 EDS line scanning of DP steel/Al alloy weld joint in different sections: (a) Position of line scanning without Mn powder; (b) Position of line scanning with Mn powder; (a₁) Line scanning of line I; (b₁) Line scanning of line II; (a₂) Line scanning of line III; (b₂) Line scanning of line IV

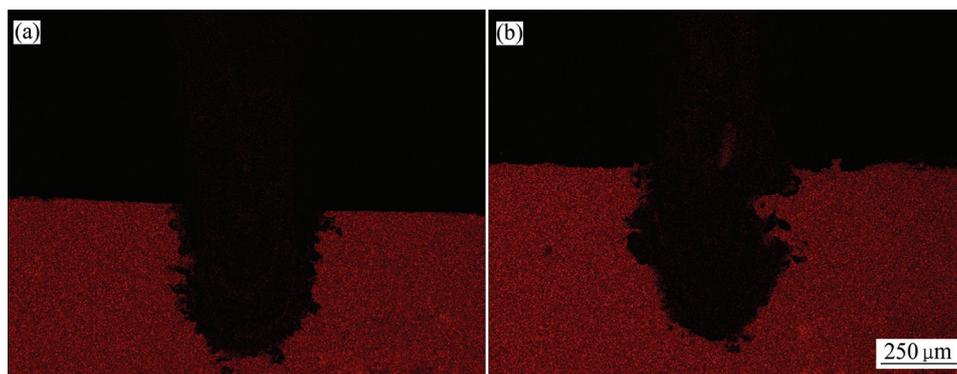


图 9 双相钢/铝合金焊接接头 Al 元素分布

Fig. 9 Al element distribution of DP steel/Al alloy welding joint: (a) Without Mn powder; (b) With Mn powder

2.3 剪切性能与断口形貌

对有无添加 Mn 粉双相钢/铝合金激光焊接头进行剪切试验, 剪切实验结果如表 1 所示。由表 1 可知, 未添加 Mn 粉时, 焊接试样的平均剪切强度为 158.49 MPa; 而添加 Mn 粉后, 平均剪切强度提高, 为 163.84 MPa。图 10 所示为有无添加 Mn 粉中间剪切强度焊接试样的断裂位置。由图 10 可知, 焊接试样均从焊缝界面剥离。图 11 所示为剪切试样断口处的微观形貌。由图 11 可见, 未添加 Mn 粉时, 微观形貌为河流状花样,

表 1 剪切实验结果

Table 1 Results of shear tensile test

Powder addition	Sample No.	Shear strength/MPa	Average shear strength/MPa
Without Mn powder	1	157.98	158.12
	2	159.18	
	3	157.22	
With Mn powder	1	163.75	163.84
	2	163.34	
	3	164.43	

表现为脆性断裂特征; 而添加 Mn 粉后, 微观形貌为含有微量韧窝和少量的夹杂物, 表现为混合断裂特征。

2.4 钢/铝界面层的相结构

图 12 所示为添加 Mn 粉前后双相钢/铝合金焊缝微观组织 SEM 像。从图 12(c) 可看出, 未添加 Mn 粉时, 双相钢/铝合金界面层根部组织呈粗大的针状, 延伸方向参差不齐, 厚度大约 20 μm , 界面层由 3 个部分组成。进一步将界面层划分 B、C 和 D 3 个区域, 并进行能谱分析, 结果如表 2 所示。分析发现, B 区域 Fe 元素富集, Al 相对含量较少, C 区域 Fe、Al 元素的摩尔比接近 1:1, D 区域 Fe、Al 元素的摩尔比接近 1:2, 从 Fe-Al 相图推测来看, C 和 D 区域分别生成 FeAl 和 FeAl₂ 金属间化合物。

与未添加 Mn 粉相比, 当添加 Mn 粉后, 钢/铝界面层厚度减小, 约 12 μm (见图 12(d)), 界面层由 3 个部分组成, 将其分成 F、G 和 H 3 个区域, 并进行能谱分析, 结果并入表 2。发现 F 区域 Fe、Al 元素的摩尔比接近 3:2, G 区域 Fe、Al 元素的摩尔比接近 1:2, H 区域 Fe、Al 元素的摩尔比接近 2:5, 从 Fe-Al 相图推测来看, F 区域生成 Fe₃Al₂, G 区域生成 FeAl₂ 金属间化合物, H 区域生成 Fe₂Al₅ 金属间化合物。

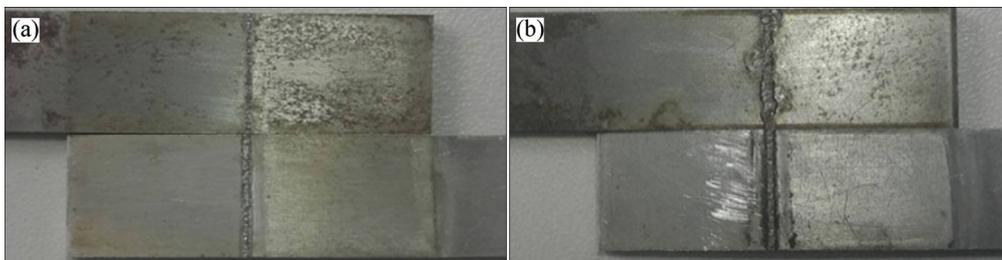


图 10 双相钢/铝合金激光焊接剪切试样断裂位置

Fig. 10 Fracture positions of DP steel/Al alloy after tensile test: (a) Without Mn powder; (b) With Mn powder

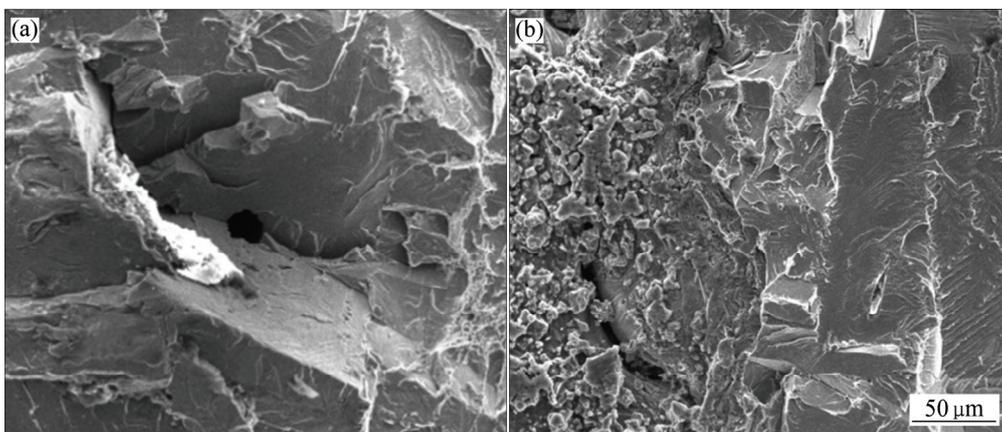


图 11 双相钢/铝合金激光焊接剪切试样断口形貌

Fig. 11 Fracture morphologies of shear DP steel/Al alloy: (a) Without Mn powder; (b) With Mn powder

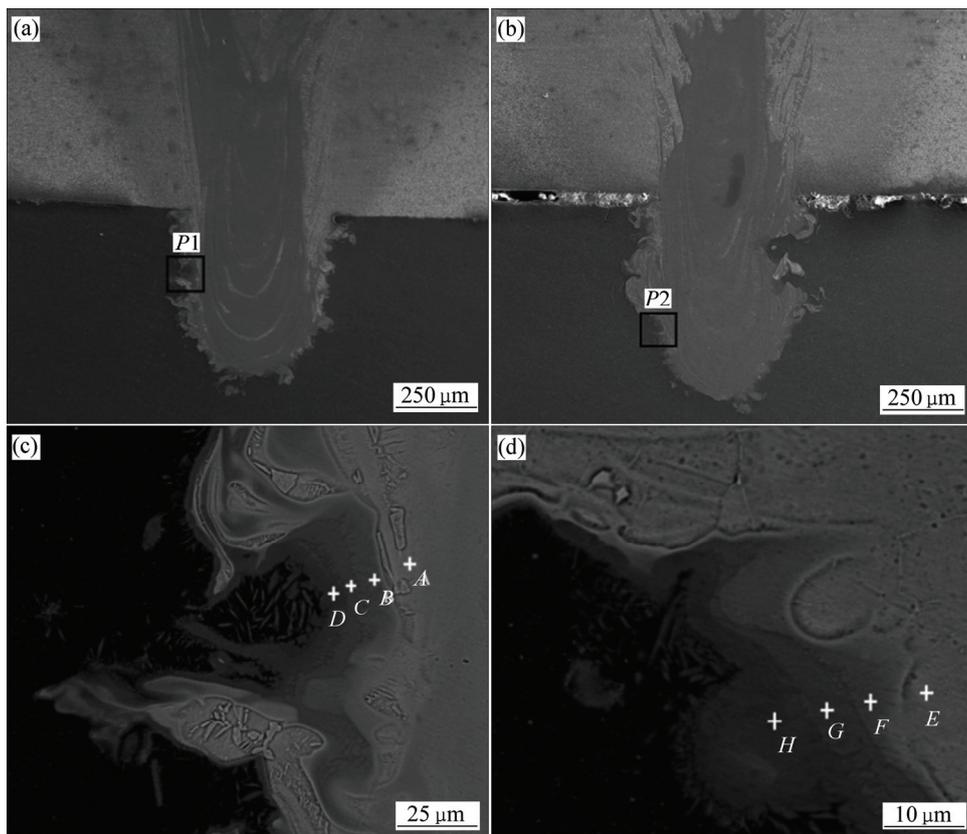


图 12 钢/铝焊缝界面 SEM 像

Fig. 12 SEM images of steel/Al interface layer: (a) Without Mn powder; (b) With Mn powder; (c) Amplified image of region P1; (d) Amplified image of region P2

表 2 图 12 中双相钢/铝合金焊接接头的 EDS 分析

Table 2 EDS analysis of DP steel/Al alloy weld joint shown in Fig. 12

Element	Mole fraction/%							
	A	B	C	D	E	F	G	H
Fe	70.10	83.72	43.52	36.19	73.96	58.49	35.83	27.24
Al	27.59	13.31	55.28	62.81	22.34	38.54	62.50	71.76
Mn	1.32	1.77	0.93	0.74	2.83	1.99	1.26	0.84

为进一步确定焊接接头的相结构类型,对添加 Mn 粉前后双相钢/铝合金激光焊接试样进行 XRD 分析,结果如图 13 所示。未添加 Mn 粉时,发现焊缝界面生成 FeAl 和 FeAl₂ 等金属间化合物(见图 13(a));添加 Mn 粉,焊缝界面生成 Fe_{0.6}Al_{0.4}、FeAl₂ 和 Fe₂Al₅(见图 13(b)),与上述钢/铝合金界面层的能谱分析结果基本一致。

2.5 分析与讨论

对有无添加 Mn 粉双相钢/铝合金激光焊接而言,热流密度均由激光能量决定,相同焊接参数条件下,双相钢下表面的温度相同,而下层铝合金表面的温度

主要受中间的空气层或粉末层的影响。由于 Mn 的热导率大于空气的热导率,激光焊接时,熔融状态的上层双相钢不能向下层铝合金传递热量,但添加 Mn 粉时,上、下两板由粉末层连接,两板间热量传递受阻现象得到改善,上层双相钢将热量更快传递到下层铝合金。此外, Mn 的沸点低于 Fe 和 Al 的沸点,在高能量密度激光的作用下, Mn 在熔池内易发生分解,产生的金属蒸气在排出过程中,产生强烈的向下反冲作用力,促使下层板材中的焊接小孔进一步加深^[16];同时,金属蒸气还改善下层铝合金的高反射率状况,促进铝合金吸收更多激光能量,上述因素的叠加效应大大提高下层铝合金对激光能量的吸收,导致焊接熔

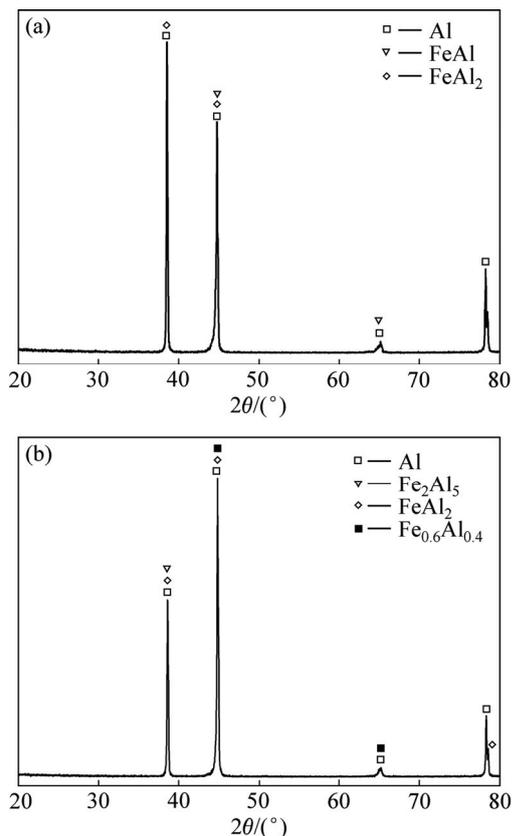


图 13 双相钢/铝合金焊接接头的 XRD 谱

Fig. 13 XRD patterns of DP steel/aluminum alloy weld joint:

(a) Without Mn powder; (b) With Mn powder

深增加。此外, 3.2 节分析发现熔池流动行为发生改变, 下层 Al 向上层钢侧的扩散受到抑制, 熔融态 Al 向铝侧熔池两侧迁移, 在减弱熔池内部 Fe、Al 的混合程度, 降低钢/铝界面 Fe-Al 化合物的层厚度的同时, 上、下板结合处的焊接熔宽加大, 因此, 添加 Mn 粉改善钢/铝焊接接头的力学性能。

3 结论

1) 添加 Mn 粉增加试件对激光能量的吸收, 金属蒸气/等离子体颜色明亮, 光谱相对强度和金属蒸气/等离子体电子密度增加。

2) 添加 Mn 粉增加焊接熔深, 提高焊接接头的平均抗剪强度, 断口呈现混合断裂特征。

3) 添加 Mn 粉加快钢/铝层间热量传递, 改变熔池流动行为, 下层 Al 向上层钢侧的扩散受到抑制, 熔融态 Al 向熔宽两侧迁移, 减弱熔池内部 Fe、Al 的混合程度, 降低钢/铝界面 Fe-Al 化合物的层厚度, 因此, 添加 Mn 粉改善钢/铝焊接接头的力学性能。

REFERENCES

- [1] HUH H, KIM S B, SONG J H, LIN J H. Dynamic tensile characteristics of TRIP-type and DP-type steel sheets for an auto-body[J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2008, 50(5): 918–931.
- [2] 马鸣图. 先进汽车用钢[M]. 北京: 化学工业出版社, 2007: 56. MA Ming-tu. Advanced steel for vehicle[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2007: 56.
- [3] 刘超, 王磊, 刘杨. 汽车用先进高强钢的发展及其在车身设计中的应用[J]. 特钢技术, 2012, 18(2): 1–9. LIU Chao, WANG Lei, LIU Yang. Development of advanced high-strength steel used for automobile and its application in body design[J]. Special Steel Technology, 2012, 18(2): 1–9.
- [4] 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.
- [5] 周惦武, 李宁宁, 刘元利, 徐少华, 刘金水. 胶层辅助激光焊双相钢/铝合金接头显微组织与力学性能[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(9): 2381–2388. ZHOU Dian-wu, LI Ning-ning, LIU Yuan-li, XU Shao-hua, LIU Jin-shui. Microstructure and mechanical properties of dual phase steel/aluminum alloy laser welding with adhesive layer addition[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(9): 2381–2388.
- [6] DASGUPTA A, MAZUMDER J. Laser welding of zinc coated steel: an alternative to resistance spot welding[J]. Science and Technology of Welding and Joining, 2008, 13(3): 289–293.
- [7] 张丽娟, 周惦武, 刘金水, 徐少华, 乔小杰, 李升. 钢/铝异种金属添加粉末的激光焊接[J]. 中国有色金属学报, 2013, 23(12): 3401–3409. ZHANG Li-juan, ZHOU Dian-wu, LIU Jin-shui, XU Shao-hua, QIAO Xiao-jie, LI Sheng. Laser welding of steel/aluminum dissimilar metal with power addition[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013, 23(12): 3401–3409.
- [8] WU H, TSAY L, CHEN C. Laser beam welding of 2205 duplex stainless steel with metal powder additions[J]. ISIJ International, 2004, 44 (10): 1720–1726.
- [9] 彭利, 周惦武, 徐少华, 彭平, 刘金水. 镀锌钢-6016 铝合金激光焊接组织性能与第一性原理计算[J]. 中国有色金属学报, 2012, 22(1): 230–238. PENG Li, ZHOU Dian-wu, XU Shao-hua, PENG Ping, LIU Jin-shui. Laser lap welding structural properties and first-principle computation of zinc-coated steel and 6016 aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2012, 22(1): 230–238.
- [10] 陈铠, 肖荣诗, 张盛海, 左铁钊. 高强铝合金激光粉末焊接过程[J]. 焊接学报, 2006, 27(10): 33–36. CHEN Kai, XIAO Rong-shi, ZHANG Seng-hai, ZUO Tie-chuan.

- CO₂ laser welding process of aluminum alloy with filler powder[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2006, 27(10): 33–36.
- [11] 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.
- [12] CHEN S, HUANG J, MA K, ZHAO X, 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.
- [13] 余淑荣, 蒋锴, 樊丁. 5056 铝合金/镀锌钢预置涂粉激光熔钎焊组织及性能研究[J]. 机械工程学报, 2014, 50(12): 83–88. YU Shu-rong, JIANG Kai, FAN Ding. 5056 aluminum alloy and coated steel overlapped fusion welding-brazing by laser with preset filler powder[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2014, 50(12): 83–88.
- [14] 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.
- [15] 任大鑫, 刘黎明. 镁合金激光胶接焊胶层作用分析[J]. 机械工程学报, 2009, 45(8): 266–269. REN Da-xin, LIU Li-ming. Analysis of the adhesive layer of laser weld bonding joints in magnesium alloy[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2009, 45(8): 266–269.
- [16] 陈武柱. 激光焊接与切割质量控制[M]. 北京: 机械工业出版社, 2010: 10. CHEN Wu-zhu. Laser welding and cutting quality control[M]. Beijing: China Machine Press, 2010: 10.

Laser lap welding joints in dual phase steel/aluminum alloy with Mn powder addition

LU Yuan-zhi^{1,2}, LIU Jin-shui^{1,2}, ZHOU Dian-wu¹, TAN Zhe^{1,2}, JAI Xiao¹, HU Lin-xi¹

(1. State Key Laboratory of Advanced Design and Manufacturing for Vehicle Body,

Hunan University, Changsha 410082, China;

2. College of Materials Science and Engineering, Hunan University, Changsha 410082, China)

Abstract: Through comparison analysis of the laser welding of dual phase steel to aluminum alloy with and without Mn powder addition, Mn powder effect on dissimilar metals in steel-on-aluminum overlap configuration were discussed. By collecting and analyzing the metallic vapor/plasma shape and welding spectra, it is found that the color of metallic vapor/plasma induced by laser welding with Mn powder addition is bright, the relative intensity of spectra and electron density of metallic vapor/plasma increases. In addition, the mixing of Fe and Al in the molten pool decreases based on EDS analysis of joints, however, the content of Al on both sides of weld width increases. The results of the shearing experiments show that the average shear strength of welded joint increases compared to that without powder addition, and the failure mode is a mixed fracture. The welding keyhole of the lower Al plates becomes deeper by the reversed impact during the discharge of steam due to the decompose of Mn powder. Meanwhile, heat transfer between steel and aluminum is speeded up, the metallic vapor can decrease the reflectivity and increase the laser energy absorption of the lower aluminum alloy, thus, increasing the depth of the welding joints. What's more, the flow behavior of the molten pool changes, the molten Al removes to both side of the welding joint, which leads to the width increase of the welding joints, thus the diffusion from the lower Al to the upper steel side is suppressed, and the size of Fe-Al intermetallic compound in aluminum/steel interface is reduced. Therefore, it can improve the mechanical properties of steel/aluminum welding joint with Mn powder addition.

Key words: laser lap welding; steel/l alloy dissimilar metal; Mn powder; weld molding

Foundation item: Project(2012AA111802) supported by the National High Research Development Program of China

Received date: 2016-01-25; **Accepted date:** 2016-05-20

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

(编辑 龙怀中)