

钢/铅双金属结构熔滴沉积复合 TIG 电弧增材制造与界面组织研究

张永恒, 杜 军, 郭鑫鑫, 魏正英

(西安交通大学 机械制造系统工程国家重点实验室, 陕西 西安 710049)

摘 要: 采用熔滴沉积复合钨极氩弧焊(TIG)电弧增材制造工艺实现了 45 钢/锡铅合金双金属结构的直接冶金结合。利用 OM、SEM、XRD 等研究了钢/铅双金属增材制造结构界面不同位置特征区域的金相组织、界面元素分布和主要物相。结果表明, 采用熔滴沉积复合 TIG 电弧增材制造工艺成形的钢/铅双金属结构界面无明显裂纹、孔隙等宏观冶金缺陷; 根据钢/铅界面金属间化合物(IMCs)的分布状态判定, 铅合金熔滴在 45 钢表面的冲击、铺展过程中, 同时存在“反应性润湿”和“惰性润湿”, 反应性润湿界面存在微小波动并且界面处 IMCs 为 FeSb_2 和 FeSn_2 , 惰性润湿界面未析出反应产物且存在微孔隙缺陷。熔池中心处的界面 IMCs 层厚最大, IMCs 层厚约为 $6\text{ }\mu\text{m}$, 随着测试位置逐渐远离熔池中心, 界面 IMCs 层厚呈非线性递减趋势。

关键词: 钢/铅双金属结构; 金属间化合物; 熔滴沉积成形; 反应润湿

中图分类号: TG444⁺.74

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)03-1079-08

45 钢具有强度高、易于成形等优点; 铅合金具有密度高、导热性良好, 以及电化学性能稳定、射线屏蔽性好等特性。因此, 钢/铅双金属结构可以充分结合 2 种金属的优点, 使其具有质量轻、强度高、射线屏蔽性好以及力学性能好等优点, 在核工业、电化学等领域具有重要的应用前景。45 钢与铅合金的物理、化学性能等差异较大, 例如, 熔点相差 $1000\text{ }^\circ\text{C}$ 以上、线膨胀系数相差 2 倍。目前, 钢/铅双金属结构成形多采用粘接的连接技术, 粘接是借助胶粘剂在固体表面上所产生的粘合力, 将同种或不同种材料牢固地连接在一起的方法。中国工程物理研究院机械制造工艺研究所对钢/铅粘接结构进行了粘接强度^[1-4]、粘接缺陷^[5-10]等方面的研究。然而, 钢/铅粘接结构在实际使用或存储过程中存在结合强度低(4.2 MPa ^[2])、长期稳定性差等问题, 亟待探索新的工艺方法实现钢、铅双金属的直接冶金复合。

金属增材制造技术为双金属结构的一体化成形提供了新的途径, 根据相关报道, 目前用于双金属结构增材制造的工艺主要包括电弧增材制造(WAAM)^[11-14]、电子束增材制造(EBM)^[15]、激光增材制造, 其中激光增材制造技术又包括激光定向能量沉积(DED)^[16-19]、激光粉末床熔融(LPBF)^[20-21]、选择性激光熔化(SLM)^[22-23]等, 上述工艺主要针对物理化学性质差异较小的双金

属材料, 对理化性质差异巨大的钢/铅双金属结构增材制造目前未见报道, 此外, 由于本研究中铅合金材料为铸锭, 无丝材和粉末, 因此无法利用上述增材制造技术实现钢/铅双金属结构的增材制造。为了解决上述工艺在成形钢/铅双金属结构中存在的问题, 本课题组针对核武装中某关键部件 45 钢/铅合金(ZPbSb10Sn2)双金属结构, 提出采用熔滴沉积与变极性 TIG 电弧相结合的方式来实现钢/铅复合结构的直接冶金成形。相比于其他双金属结构成形方法, 本工艺具有明显优势, 首先, 可用于理化性质差异巨大, 且具有复杂几何属性的双金属结构的一体化增材制造; 其次, 原材料主要为铸锭或棒材, 突破了传统金属增材制造中粉末或焊丝的局限性, 因此极大简化了工艺流程; 最后, 构建尺寸扩展性强。但是, 本课题组之前的研究发现^[24], 钢/铅双金属结构成形过程中, 由于 TIG 电弧产生较大的热输入, 使得钢/铅界面易生成大量的 Fe-Sb 和 Fe-Sn 金属间化合物, IMCs 层厚会显著影响复合结构的力学性能。

在熔滴沉积复合 TIG 电弧制造钢/铅双金属结构中, 铅合金堆积层的形成涉及铅合金熔滴在 TIG 电弧熔池表面周期性冲击、铺展、回弹、凝固等物理冶金过程, IMCs 层的形成与上述过程密切相关。在金属熔体润湿行为以及 IMCs 形成机制研究方面, 王扬卫等^[25]

收稿日期: 2022-03-10

基金项目: 民用航天技术预先研究(D020208); 江苏高校省级重点实验室开放研究课题(KJS1809); 航空科学基金(20200054070001)

作者简介: 张永恒, 男, 1997 年生, 硕士, 西安交通大学, 陕西 西安 710049, E-mail: 17853531927@163.com

研究了界面反应对铝熔体与 Si_3N_4 多孔陶瓷界面的润湿作用, 研究表明: $\text{Al}/\text{Si}_3\text{N}_4$ 界面反应过程对熔体与预制体的润湿起到重要作用。王川宝等^[26]采用座滴法系统研究了 AlNi/CuTi 体系在真空中的润湿性, 结果表明, 随着 Ti 含量的增大、温度升高和保温时间延长, 体系的润湿性均得到改善。Protsenko 等^[27]研究了 Sn/Fe 和 Pb/Fe 体系的润湿行为, 发现 Sn/Fe 属于反应润湿体系, 并且生成 FeSn_2 金属间化合物, Pb/Fe 属于惰性润湿体系, 接触过程中不发生界面反应。Giefers 等^[28]对 FeSn_2 、 FeSn 、 Fe_3Sn_2 、 Fe_5Sn_3 以及 Fe_3Sn 等 5 种金属间化合物进行了高压 X 射线衍射研究, 发现 FeSn_2 、 FeSn 、 Fe_5Sn_3 和 Fe_3Sn 在最高压力下没有显示出相变, Fe_3Sn_2 在 25 GPa 下经历了 2 次相变。Hsu 等^[29]研究了液态锡/固态铁在 250~400 °C 下形成的 FeSn_2 金属间化合物的生长行为, 利用 SEM 观察了 IMC 的形态和厚度, 采用抛物线法和经验幂律构建了 FeSn_2 的生长动力学模型, 结果表明, AlSi1018 和 Sn 易于发生界面反应并生成 IMC。Wang 等^[30]研究了 FeSn_2 金属间化合物的生长行为和动力学参数, 发现 IMC 层主要生长在 Sn 试样上, 且 IMC 层的平均厚度与退火时间的幂函数成正比。Shen 等^[31]研究了 $\text{Sn-3.0Ag-0.5Cu}(\text{SAC305})$ 合金/ $\text{FeCoNiMn}(\text{FCNM})$ 高熵合金(HEA)和 $\text{Sn-58Bi}(\text{SB58})/\text{FCNM}$ 体系的界面反应, 发现 $\text{SB58}/\text{FCNM}$ 界面处存在一个极薄的多元金属间化合物层, 其中 Fe 、 Co 、 Ni 、 Mn 和 Sn 的含量分别为 13.42%、7.89%、5.26%、5.79%和 67.63%(原子分数), 由 $(\text{Fe}, \text{Co}, \text{Ni}, \text{Mn})\text{Sn}_2$ 金属间化合物表示。

为了明晰在熔滴沉积复合 TIG 电弧增材制造新工艺下成形的钢/铅双金属结构界面区不同位置处微观形貌和 IMCs 层厚的变化规律, 本工作研究了钢/铅双金属结构的宏观形貌、微观组织以及界面微观形貌等, 并探讨了界面位置与熔池界面 IMCs 层厚之间的关系, 为钢/铅熔滴沉积复合 TIG 电弧增材制造工艺应用提供理论参考。

1 熔滴沉积复合 TIG 电弧增材制造工艺原理

熔滴复合电弧实验在 FroniusMW3000 Job 型焊机、感应加热装置、三维运动平台等组成的加工系统上进行, 工艺原理如图 1 所示。钢/铅双金属结构的成形过程为: 铅合金原材料表面经预处理(打磨氧化皮、表面杂质超声波清洗等)后放入石墨坩埚中, 通过感应加热的方式将其熔化, 铅合金溶液在压电陶瓷脉冲激振作用下经喷头喷出形成稳定、可控和连续的熔滴; 45 钢基板表面在 TIG 电弧作用下形成局部浅层熔池,

然后, 上方铅合金熔滴同步落入 45 钢表面熔池, 进而实现钢、铅双金属之间的瞬时液相结合。同时, 计算机控制三维运动平台按照模型的成形轨迹带动 45 钢基板运动, 以保证铅合金熔滴快速且准确地堆积在 45 钢熔池的预定位置, 待冷却凝固后即可实现钢/铅双金属结构的冶金结合^[32]。

2 实验

试验选用锡铅合金块体作为堆积层材料, 材料尺寸为 42 mm×32 mm×32 mm, 45 钢基板尺寸为 200 mm×200 mm×8 mm, 2 种金属的化学成分和物性参数如表 1~表 3 所示。试验步骤: 首先利用金相抛光机打磨铅合金块体表面, 将打磨好的铅合金放入石墨坩埚中, 然后依次打开水冷设备和感应加热装置, 待铅合金熔体形成稳定持续可控熔滴后, 将 TIG 电弧作用于 45 钢基板表面以形成局部浅层熔池, 同时, 铅合金熔滴在压电陶瓷脉冲激振的作用下快速滴落在 45 钢熔池表面, 冷却凝固后, 铅合金在 45 钢基板表面形成单道堆积层, 堆积层厚度为 1~1.5 mm。工艺参数: 电弧电流为 160 A, 熔滴冲击速度为 1.4 m/s, 激振频率为 100 Hz, 焊枪与基板夹角为 45°, 保护气流量为 10 L/min。

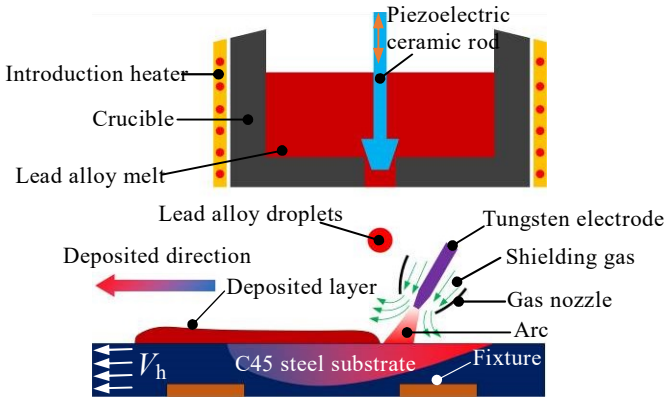


图 1 熔滴沉积复合 TIG 电弧增材制造工艺原理图
Fig.1 Schematic diagram of the hybrid droplet deposition and TIG arc additive manufacturing

表 1 45 钢的化学成分含量

Table 1 Chemical composition of C45 steel (ω/%)						
C	Mn	Si	Cu	Ni	Cr	Fe
0.45	0.77	0.30	0.03	0.01	0.01	98.43

表 2 铅合金的化学成分含量

Table 2 Chemical composition of lead alloy (ω/%)							
Pb	Sb	Sn	Cl	Zr	Al	I	Hg
85.81	10.66	2.93	2	0.17	0.85	0.48	0.10

表3 45钢与铅合金的物性参数

Table 3 Physical property parameter of C45 steel and

lead alloy		
Material	C45 steel	Lead alloy
Density/kg·m ⁻³	7890	8947
Solid phase temperature/°C	1430	230
Specific heat/J·(kg·K) ⁻¹	502	175
Thermal conductivity/W·(m·K) ⁻¹	44.10	49.60
Coefficient of linear expansion/×10 ⁻⁶ K ⁻¹	11.30	25.20
Liquid phase temperature/°C	1495	230

金相试样制备流程^[33-34]: 利用固化剂和树脂镶嵌双金属试样; 将镶嵌好的试样先后用 400#、800#、1200#、2000#、3000#、5000#金相水砂纸打磨, 打磨完成后, 采用超声波清洗机清洗试样表面, 去除试样表面的杂质; 首先利用 1 μm 的金相抛光液抛光, 然后用 0.25 μm 的抛光液进行抛光, 最后用 0.05 μm 的抛光液抛光; 抛光后将试样放入超声波清洗机中清洗, 用 4% 的硝酸乙醇溶液腐蚀试样表面。表征手段: 利用 Nikon MA200 倒置金相显微镜(OM)、Axio Scope A1 金相显微镜(OM)、BrukerD8 Advance X 射线衍射(XRD)仪、GEMINI 500 场发射扫描电镜(FESEM)及牛津能谱(EDS)仪分别对界面宏观形貌、微观组织、微观形貌以及相成分等进行观察分析。

3 结果与讨论

3.1 钢/铅双金属结构宏观形貌

铅合金堆积层表面形貌如图 2a 所示, 从图中可以看出, 铅合金表面存在微裂纹及少量形状不规则的氧化区域, 由于任意两颗熔滴在下落过程中和冲击过程中均有间隔, 并且实验装备直接暴露于空气中, 因此导致铅合金堆积层表面在表面张力的作用下产生局部

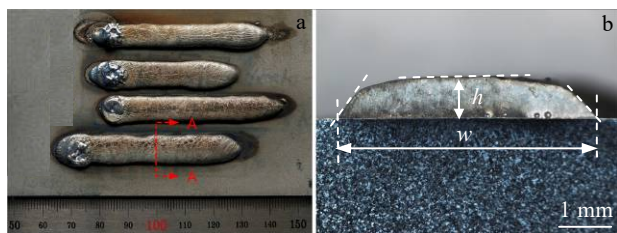


图2 钢/铅双金属结构的表面及宏观形貌

Fig.2 Appearance (a) and macrostructure (b) of a steel/lead bimetallic structure

微裂纹以及氧化层等宏观缺陷。由图 2b 可知, 单道堆积层整体形状为扁平状, 其宽度为 4~5 mm, 高度为 1~1.5 mm; 其次, 钢/铅界面接触角为锐角, 表明钢、铅双金属在熔融状态下润湿性较好, 此外, 界面无裂纹和间隙等宏观冶金缺陷, 表明钢/铅双金属结构成形良好, 该工艺方法可用于钢/铅双金属之间的连接。

3.2 界面微观组织分析

钢/铅双金属结构不同区域的界面组织如图 3 所示, 图中黑黄相间的区域为 IMCs 层, 熔池中心的 IMCs 层厚大约为 6 μm; 从图中可以看出, 图 3b~3d 存在 IMCs 层, 图 3e 中部分区域有 IMCs, 且 IMCs 层厚逐渐减小, 直至消失。从以下两方面进行分析, 首先, TIG 电弧作用于 45 钢基板, 进而基板表面的润湿状态发生变化, 即从钢/铅固-液界面的惰性润湿转变为液-液界面的反应润湿, 因此钢/铅体系在反应润湿界面生成 IMCs, 但是 45 钢表面形成的是局部浅层熔池, 熔池的深度和半径均较小, 使得部分铅合金堆积在 45 钢熔池外围的高温基板表面, 最终导致 IMCs 层仅存在于钢/铅界面的部分区域; 其次, 保温时间、温度以及活化能是影响 IMCs 层厚的主要因素, 由于钢/铅双金属结构成形过程中, 高温停留时间非常短暂且不同区域的冷却时间接近相同, 因此, 温度成为影响 IMCs 层厚的最重要因素, 同时结合熔池的温度分布特点可知, 随着距离熔池中心越远, IMCs 层厚越来越小。

图 4 为钢/铅双金属结构界面 IMCs 形成与生长过程示意图。首先, 45 钢基板表面在 TIG 电弧作用下形成局部浅层熔池, 同时, 上方铅合金熔滴连续堆积在熔池表面。如图 4b 所示, 当铅合金熔滴刚好与基板接触时, 界面两侧均为液相金属, 界面润湿角在表面张

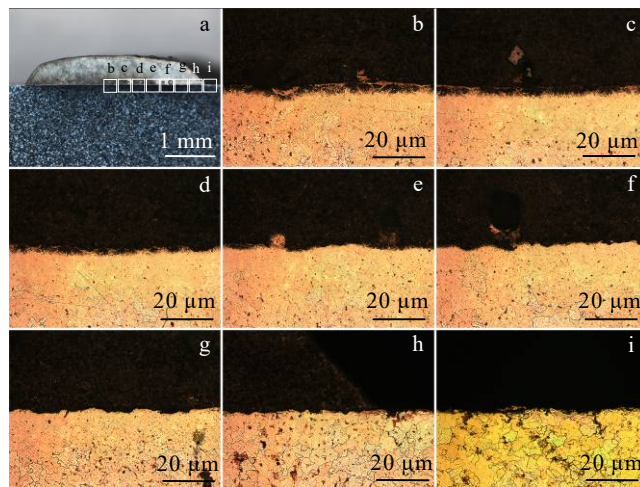


图3 钢/铅界面微观组织

Fig.3 Microstructures of the steel/lead interface (a) and corresponding different areas (b-j)

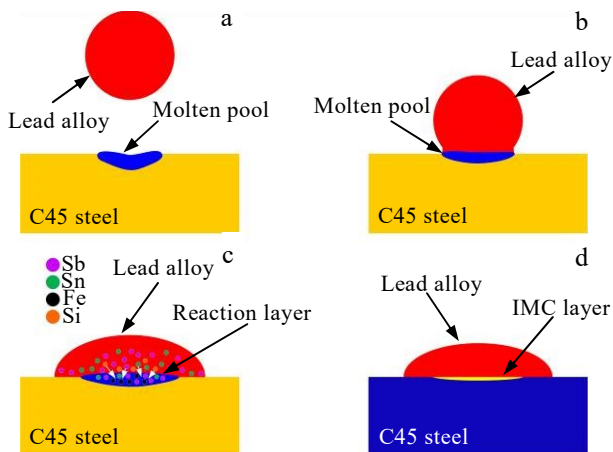


图 4 钢/铅界面金属间化合物形成过程示意图

Fig.4 Schematic diagrams of the intermetallic compounds formation process in the steel/lead interface: (a) droplet falling; (b) steel/lead liquid-liquid mutual solubility; (c) diffusion of interfacial elements; (d) interfacial intermetallic compounds layer

力的作用下呈锐角。其次,结合图 4 及相图可知,凝固过程中,铅合金一侧 Sb、Sn 原子向 45 钢一侧扩散,进而形成 Fe/Sb 和 Fe/Sn 金属间化合物;由于 45 钢表面熔池中心温度高、边缘温度低,吉布斯自由能由中心向边缘降低,使得界面 IMCs 宽度小于熔池宽度,最终 IMCs 形态类似为半椭圆形。

3.3 界面微观形貌及物相分析

钢/铅双金属结构界面区不同部位的微观形貌如图 5 所示,图像拍摄位置均位于界面层右侧区域,由于铅

合金堆积层宽度大于熔池宽度,因此根据钢/铅界面润湿状态可将其分为反应性润湿界面和惰性润湿界面 2 种,从 FESEM 图像的形貌变化特点可以看出,图 5a~5d 属于反应性润湿界面,图 5e、5f 属于惰性润湿界面。当 45 钢基板表面位于反应性润湿区域时,界面形貌在熔池流动和表面张力的共同作用下从左至右逐渐由平滑曲线过渡为波纹状曲线。此外,从图 5b 可以看出,熔池从 TIG 电弧的高温区向低温区流动,这是由温度升高导致液体表面张力减小所造成的。当铅合金熔滴冲击铺展 45 钢固态基板时,铅合金与 45 钢不发生界面反应,即为惰性润湿,根据图 5e 中界面形貌,惰性润湿界面在 45 钢基板表面粗糙度的影响下呈现出凹凸不平的特征,同时,该界面处存在少量微小孔隙,表明此处未实现钢、铅双金属间的有效冶金结合。

图 5a、5e 所对应的 EDS 元素面扫描如图 6 所示,图 6a 和 6b 分别位于反应性润湿界面区和惰性润湿界面区,反应润湿界面发生 Fe、Sb 元素的相互扩散,由于 45 钢熔池的表面温度远远大于铅合金熔滴的温度,45 钢中 Fe 元素向铅合金一侧的扩散程度远大于铅合金中 Sb 元素向 45 钢一侧的扩散程度,因此 IMCs 主要分布于界面 45 钢一侧。界面近域组织形貌如图 7a 所示,界面铅合金一侧有大量黑色块状物,根据 EDS 能谱分析可知,其成分主要为 C、Si 2 种元素,表明铅合金一侧存在 Si 的富集,这是由 45 钢中的 Si 原子通过反应扩散进入铅合金堆积层内部所引起的。对图 7a 中 b 区域进一步放大(图 7b)观察,可以发现近界面区域 45 钢一侧存在颗粒状的相,根据 EDS 测试结果,该相的化学成分主要为 Fe、Sb、Pb、C。另外,

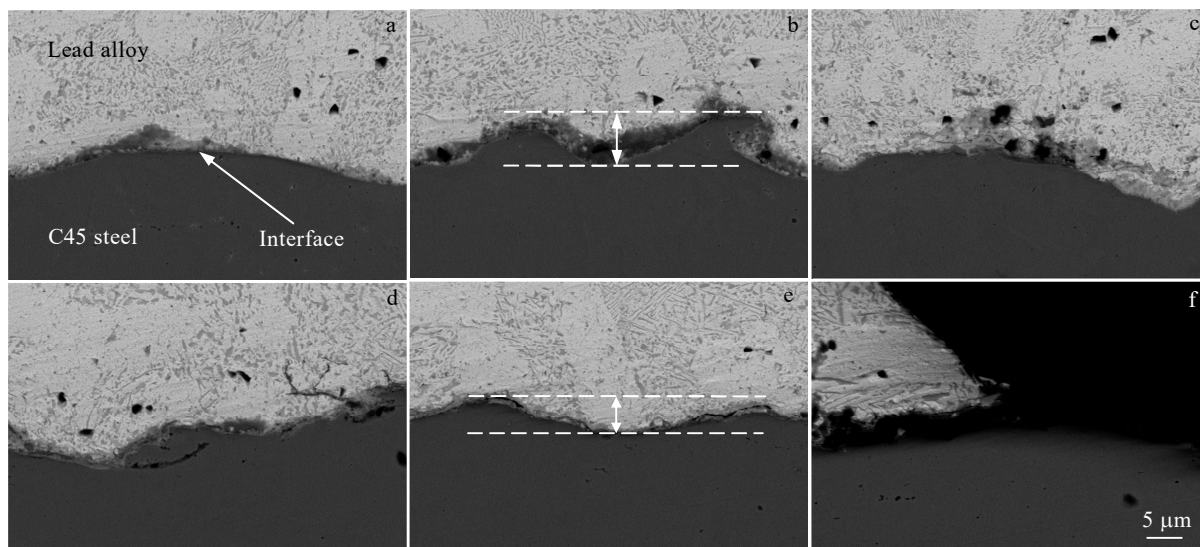


图 5 钢/铅界面微观形貌

Fig.5 Microstructures of the steel/lead interface: (a-d) reactive wetting and (e, f) inert wetting

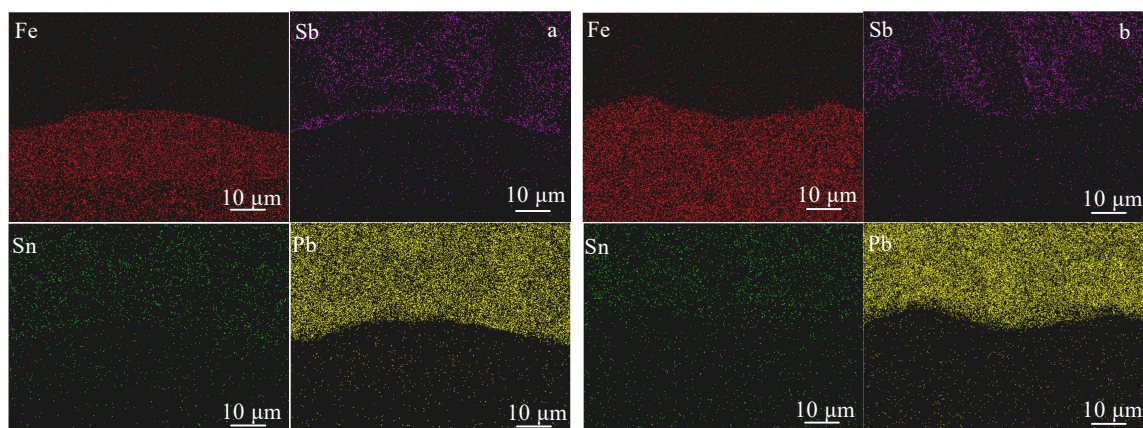


图6 对应图5a和图5e中钢/铅界面的EDS元素面扫描

Fig.6 EDS element mappings of the steel/lead interface correspond to Fig.5a (a) and Fig.5e (b)

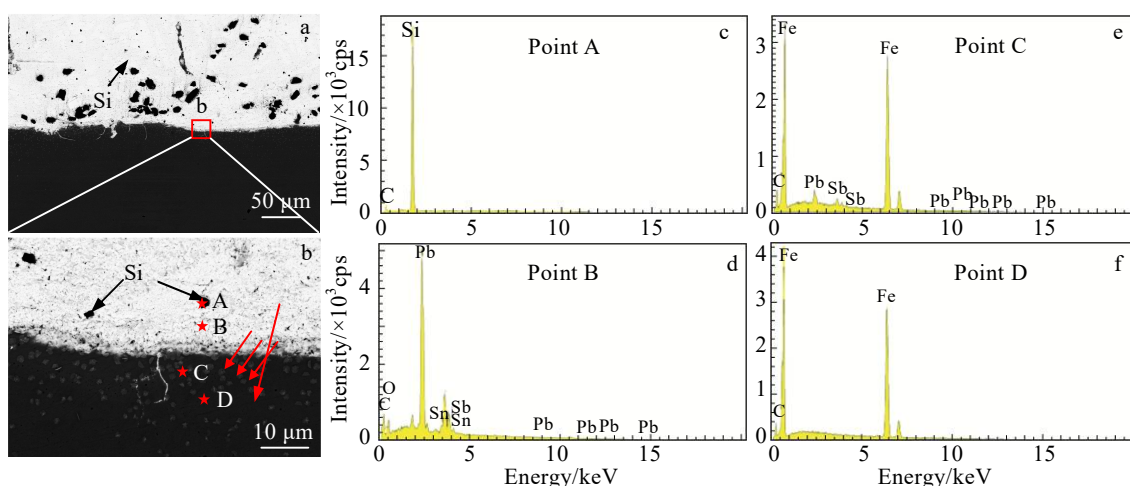


图7 反应润湿界面微观形貌及图7b中不同标记点的EDS能谱分析

Fig.7 Microstructures (a, b) and EDS spectra (c-f) of different marked points of reactive wetting interface in Fig.7b

结合 XRD 测试结果可判断, 该颗粒物可能为 FeSb_2 金属间化合物。与此同时, 以上测试结果证明, 金属间化合物是通过铅合金中 Sb、Sn 元素扩散到 45 钢熔池表面形成的, 因而主要分布于 45 钢一侧。从 45 钢熔池中心依次向右侧进行 XRD 线扫描, 分析结果如图 8b 所示。钢/铅双金属结构界面层主要存在 FeSb_2 和 FeSn_2 2 种金属间化合物; 随着距离界面层中心越远, FeSb_2 和 FeSn_2 越少, 结合图 3 和图 9^[35]中的 Fe-Sn 相图可知, 堆积过程中, 由于界面区不同位置的元素浓度和温度均有较大差异, 导致界面层不同部位 IMCs 的种类和厚度也存在显著差异。

3.4 界面 IMCs 层厚分析

对于钢/铅双金属结构来说, 界面 IMCs 的种类、形态及厚度均是影响其力学性能的重要因素, 其中

IMCs 层厚是决定双金属结构机械性能强弱及可靠性的最关键因素。因此, 对界面 IMCs 层厚与熔池位置关系进行深入的研究。从熔池中心到右侧边缘依次间隔 500 μm 对界面层进行 EDS 线扫描, 其结果如图 10 所示, Fe、Sb、Sn 元素浓度分布曲线在界面处存在元素重叠区域, 说明 3 种原子在界面处发生了互扩散。上述结果的统计规律如图 11 所示, 从图中可以看出, 由于熔池中心的温度最高且高温停留时间最长, 此处的 IMCs 层厚最大, 为 6 μm , 随着与熔池中心的距离增大, 界面 IMCs 层厚逐渐减小, 该结果与微观组织测试结果一致。

金属间化合物的形成和生长是由元素扩散决定的, 界面附近的金属原子在温度和浓度梯度的共同激励下同时发生扩散, 进而发生冶金反应形成金属间化

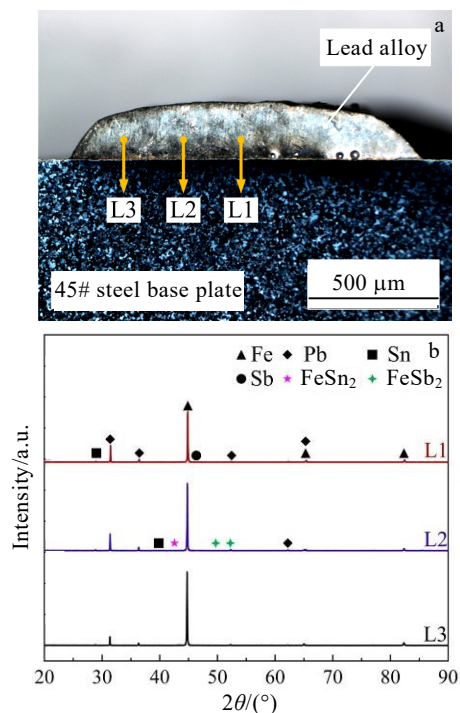


图 8 钢/铅双金属结构界面组织及不同位置的 XRD 图谱
Fig.8 Microstructure (a) and XRD patterns (b) of three different positions of steel/lead bimetallic structures interface

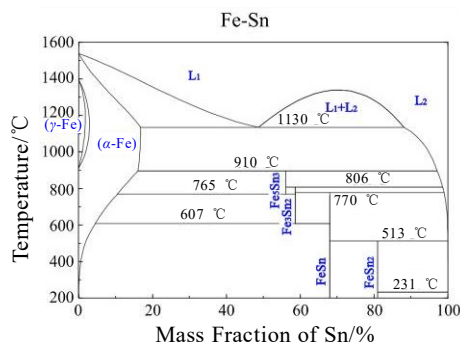


图 9 Fe-Sn 二元合金相图

Fig.9 Phase diagram of iron-tin binary alloy^[35]

合物。由 Fick 扩散定律，界面 IMCs 层厚 (d) 可采用如下经典公式进行计算：

$$d = K_0 \sqrt{t} \exp(-Q/RT) \quad (1)$$

式中， d 为 t 时间后 IMCs 已生长的厚度， K 为扩散系数， T 为绝对温度， R 为气体常数， Q 为 IMCs 生长的活化能， K_0 为 IMCs 对时间的生长常数。由上式可知，Fe/Sn 界面处形成的 IMCs 层厚是由退火时间（高温停留时间）和界面温度决定的。当测试位置位于熔池中心时，高温停留时间和界面温度均最大，元素扩散速度最快，扩散距离最长，因而界面 IMCs 层厚最大；

当测试位置逐渐远离熔池中心时，高温停留时间缩短，界面温度降低，元素互扩散程度减小，使得界面 IMCs 层厚以非线性形式逐渐减小；当测试位置接近熔池边缘时，由于此处接近 45 钢母材固相区，界面温度最小，并且冷却速度最快。所以，界面附近元素因无法打破能垒导致扩散距离大幅度减小，因此在界面处形成一层非常薄的 Fe/Sb 金属间化合物。

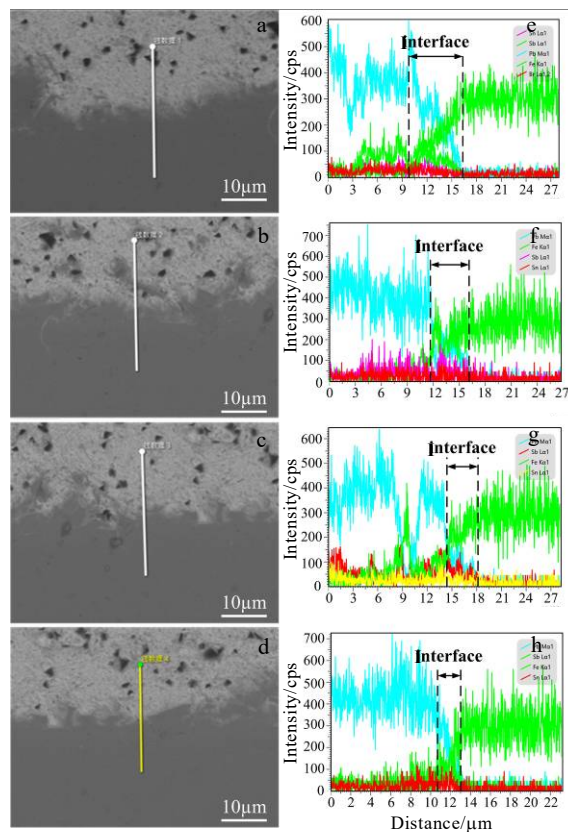


图 10 钢/铅双金属结构界面区不同部位的 SEM 形貌及 EDS 元素线扫描分析

Fig.10 SEM microstructures (a-d) and EDS element line scanning (e-h) along different interface layer positions of the steel/lead bimetallic structures

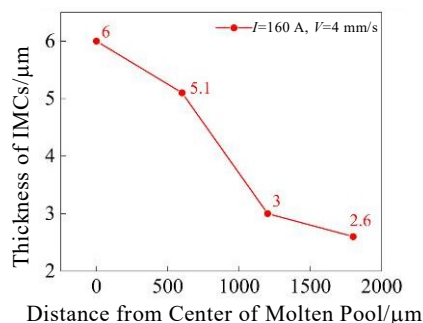


图 11 熔池界面不同位置处 IMCs 层厚变化规律

Fig.11 Variation of IMCs thickness at different locations of the molten pool interface

4 结 论

1) 在无任何中间层材料的条件下, 采用熔滴沉积复合 TIG 电弧增材制造工艺实现了 45 钢/铅合金双金属结构的直接冶金结合, 界面结合良好, 无明显裂纹和孔隙等宏观冶金缺陷。

2) IMCs 层主要生长于 45 钢一侧且仅位于反应性润湿界面处, 钢/铅惰性润湿界面区不存在 IMCs 层; 其次, IMCs 由 FeSb₂ 和 FeSn₂ 组成。

3) 45 钢熔池界面存在微小波动, 距离熔池中心越远, 波动越剧烈; 同时, 界面铅合金一侧随机分布有黑色块状颗粒物, 其化学成分主要为 Si。

4) 熔池中心的 IMCs 层厚最大, 为 6 μm , 随着逐渐远离熔池中心, IMCs 层厚呈非线性递减的趋势。

参考文献 References

- [1] Yang Qiang(杨强), Yuan Mingkan(袁明康), Li Mingzhen(李明珍) et al. *Journal of Radiation Research and Radiation Processing*(辐射研究与辐射工艺学报)[J], 2005(6): 371
- [2] Yang Qiang(杨强), Yuan Mingkan(袁明康), Li Mingzhen(李明珍) et al. *Materials Science and Technology*(材料科学与工程)[J], 2007, 15(6): 839
- [3] Jiang Hui(江晖), Xu Dongming(徐东鸣), Song Zhikun(宋志坤). *Manufacturing Automation*(制造业自动化)[J], 2015, 37(24): 4
- [4] Sun Kaihua(孙凯华), Li Jianwen(李建文), Sun Chaoming(孙朝明) et al. *Applied Acoustics*(应用声学)[J], 2019, 38(1): 93
- [5] Li Jianwen(李建文), Wang Zengyong(王增勇), Tang Guangping(汤光平) et al. *Nondestructive Testing*(无损检测)[J], 2010, 32(4): 283
- [6] Li Jianwen(李建文). *China Adhesives*(中国胶粘剂)[J], 2010, 19(6): 1
- [7] Li Jianwen(李建文), Tang Guangping(汤光平), Huo Heyong(霍合勇) et al. *China Adhesives*(中国胶粘剂)[J], 2013, 22(7): 5
- [8] Sun Chaoming(孙朝明), Tang Guangping(汤光平), Li Jianwen(李建文). *Nondestructive Testing*(无损检测)[J], 2014, 36(7): 6
- [9] Li Jianwen(李建文), Tang Guangping(汤光平), Sun Chaoming(孙朝明) et al. *Weapons Materials Science and Engineering*(兵器材料科学与工程)[J], 2015, 38(1): 4
- [10] Xia Jiabin(夏嘉斌), Sun Guangkai(孙广开), Song Chao(宋潮) et al. *Infrared and Laser Engineering*(红外与激光工程)[J], 2018, 47(1): 238
- [11] Xu N Q, Shen J Q, Hu S S et al. *Materials Letters*[J], 2021, 302: 130 397
- [12] Singh S, Jinoop A N, Palani I A et al. *Materials Letters*[J], 2021, 303: 130 499
- [13] Sridar S, Klecka M A, Wei X. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2022, 300: 117 396
- [14] Xu N Q, Shen J Q, Hu S S et al. *Materials Letters*[J], 2022, 308: 131 179
- [15] Kseniya O, Andrey V, Andrey C et al. *Metals*[J], 2021, 8: 1151
- [16] Kellen D T, Bandyopadhyay A. *Materials & Design*[J], 2021, 207: 109 793
- [17] Zhang W Q, Liao H L, Hu Z H et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2021, 90: 121
- [18] Liu Z Q, Zhu X O, Yin G L et al. *Materials Science and Technology*[J], 2022, 38(1): 39
- [19] Li B Y, Han C J, Lim C W J et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 829: 142 101
- [20] Wei C, Liu L C, Cao H T et al. *Additive Manufacturing*[J], 2022, 51: 102 588
- [21] Chen J, Yang Y Q, Bai Y C et al. *Materials Characterization*[J], 2022, 183: 111 654
- [22] Mao S L, Zhang D Z, Ren Z H et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 899: 163 256
- [23] Guan J R, Wang Q P. *Journal of Materials Science*[J], 2022, 57: 9807
- [24] Du J, Wang D Q, Xu S Y. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2021, 292: 117 069
- [25] Wang Yangwei(王扬卫), Yu Xiaodong(于晓东), Wang Fuchi(王富耻) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(S1): 727
- [26] Wang Chuanbao(王川宝), Li Shuzhi(李姝芝), Li Shujie(李树杰) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(S1): 353
- [27] Protsenko P, Terlain A, Traskine V et al. *Scripta Materialia*[J], 2001, 12: 1439
- [28] Giefers H, Nicol M. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2006, 422(1-2): 132
- [29] Hsu S J, Lee C C. *Journal of Electronic Packaging*[J], 2016, 144(4): 041 006
- [30] Wang X Y, Li D Y, Li N et al. *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*[J], 2019, 13: 12 639
- [31] Shen Y A, Chen S W, Chen H Z et al. *Applied Surface Science*[J], 2021, 558: 149 945
- [32] Xu Siyuan(徐思远), Du Jun(杜军), Zhao Guangxi(赵光喜) et al. *Journal of Zhejiang University, Engineering Science*(浙江大学学报, 工学版)[J], 2020, 367(11): 163

- [33] Sayyadi R, Naffakh-Moosavy H. *Scientific Reports*[J], 2019, 9: 1
- [34] An Tong(安彤). *Investigation on the Relationship between the Microstructure Evolution of the Intermetallic Compounds in Solder Joints and the Micro-and Macro-mechanical Behavior* (焊锡接点金属间化合物 IMC 微结构演化与微观-宏观力学行为关系研究)[D]. Beijing: Beijing University of Technology, 2014
- [35] Zhang X, Ma G J, Liu M K *et al. Metals*[J], 2019, 9(8): 834

Investigation on the Interfacial Microstructure of the Steel/Lead Bimetallic Structure Fabricated by the Hybrid TIG Arc and Droplet Deposition Manufacturing

Zhang Yongheng, Du Jun, Guo Xinxin, Wei Zhengying

(State Key Laboratory of Mechanical Manufacturing System Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

Abstract: The direct metallurgical bonding of C45 steel/tin-lead alloy bimetallic structures was achieved by the hybrid TIG arc and droplet deposition manufacturing. The microstructure, interface element distribution and main phases of the steel/lead bimetallic structure were studied by OM, SEM and XRD. The results indicate that the steel/lead bimetallic structure interface formed by the droplet deposition composite TIG arc additive manufacturing process are no obvious cracks, pores and other macroscopic metallurgical defects. According to the distribution of intermetallic compounds (IMCs) at the steel/lead interface, there is both “reactive wetting” and “inert wetting” during the impact and spreading of lead alloy droplets on the C45 steel substrate, where the reactive wetting interface has small fluctuations and the IMCs at the interface are FeSb_2 and FeSn_2 , and the inert wetting interface does not precipitate reaction products and has tiny pore defects. The IMCs layer thickness at the center of the molten pool is the largest, and the IMCs layer thickness is about 6 μm . The IMCs layer thickness at the interface shows a non-linear decreasing trend as the test position gradually moves away from the center of the molten pool.

Key words: steel/lead bimetallic structures; intermetallic compound; fused deposition forming; reactive wetting

Corresponding author: Du Jun, Ph. D., Associate Professor, State Key Laboratory of Mechanical Manufacturing System Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, P. R. China, E-mail: jundu2010@mail.xjtu.edu.cn