

DOI:10.11784/tdxbz202505020

电弧增材制造 AZ91/Ti6Al4V 异种合金微观组织和性能

申俊琦^{1,2}, 陈 阳^{1,2}, 胡绳菘^{1,2}, 赵慧超^{1,2}

(1. 天津大学材料科学与工程学院, 天津 300350; 2. 天津市现代连接技术重点实验室, 天津 300350)

摘要: 镁合金及钛合金作为典型的轻质合金材料, 被广泛应用于轨道交通、航空航天和生物工程等领域, 通过制备镁/钛异种合金构件来实现镁合金和钛合金的优势互补, 不仅能够满足更多现代工程需求, 还可以进一步拓展二者的应用深度与广度. 针对镁/钛异种合金构件实际生产制造需求, 采用电弧增材制造(WAAM)技术制备了 AZ91 镁合金/Ti6Al4V 钛合金异种合金试件, 探究了镁合金熔敷参数对试件宏观成形及界面组织的影响, 在此基础上分析了镁/钛异种合金 WAAM 试件的微观组织、力学性能和腐蚀性能, 并结合 Mg-Ti-Al 三元系统热力学计算探讨了镁/钛异种合金 WAAM 试件的界面反应层形成机理. 结果表明: 镁合金熔敷时过大的送丝速度会导致镁合金的蒸发损耗增加, 而较低的行进速度则会导致镁合金熔敷层侧向流淌严重; 在镁/钛界面层形成了 Ti_3Al 和 $Mg_{17}Al_{12}$ 金属间化合物, 且界面层的厚度随着镁合金熔敷时热输入的增加而增加. 在拉伸测试过程中, 镁/钛异种合金水平(横向)拉伸试件不仅在 Ti-Al 与 Mg-Al 金属间化合物层之间发生剪切失效, 使得拉伸试件的钛合金熔敷层与镁合金熔敷层产生分离, 还发生了钛合金熔敷层断裂与镁合金熔敷层断裂, 在试件横截面积为 6 mm^2 且两种合金熔敷层面积比为 1:1 条件下, 其平均最大拉伸剪切载荷为 $(3\ 203 \pm 155)\text{ N}$. 与钛合金熔敷层相比, 镁合金熔敷层具有较高的自腐蚀电流密度和较低的自腐蚀电位, 使得镁/钛异种合金试件易发生电偶腐蚀; 在质量分数为 3.5% 的 NaCl 溶液浸泡腐蚀过程中, 镁合金熔敷层作为阳极发生溶解形成点蚀坑, 钛合金熔敷层则作为阴极发生析氢反应, 最终在界面处形成大量的 $Mg(OH)_2$. 热力学计算结果显示: 在熔敷沉积过程中, Al 原子受到化学势的驱动而向界面处扩散, 并在界面处先后形成 Ti-Al 和 Mg-Al 金属间化合物.

关键词: 镁/钛异种合金; 电弧增材制造; 微观组织; 力学性能; 腐蚀性能; 热力学计算

中图分类号: TG457 **文献标志码:** A **文章编号:** 0493-2137(2026)06-0652-12

Microstructure and Properties of AZ91/Ti6Al4V Dissimilar Alloys Fabricated by Wire Arc Additive Manufacturing

Shen Junqi^{1,2}, Chen Yang^{1,2}, Hu Shengsun^{1,2}, Zhao Huichao^{1,2}

(1. School of Materials Science and Engineering, Tianjin University, Tianjin 300350, China;

2. Tianjin Key Laboratory of Advanced Joining Technology, Tianjin 300350, China)

Abstract: Magnesium (Mg) and titanium (Ti) alloys, as typical lightweight metallic materials, are widely used in rail transportation, aerospace, and biomedical engineering. The fabrication of Mg/Ti dissimilar alloy components, which combine the advantages of both materials, not only meets the growing demands of modern engineering applications but also extends their potential applications in depth and breadth. To meet the practical manufacturing requirements of Mg/Ti dissimilar alloy components, wire arc additive manufacturing (WAAM) was employed to fabricate AZ91 Mg alloy and Ti6Al4V Ti alloy dissimilar alloy specimens. This study investigated the influence of Mg alloy deposition parameters on the macromorphology and interfacial microstructure of the specimens. Based on these investigations, the microstructure, mechanical properties, and corrosion performance of the WAAM-fabricated Mg/Ti dissimilar alloy specimens were comprehensively analyzed. Furthermore, the formation mechanism of the interfacial

收稿日期: 2025-05-20; 修回日期: 2025-06-18.

作者简介: 申俊琦 (1983—), 男, 博士, 教授.

通信作者: 申俊琦, shenjunqi@tju.edu.cn.

基金项目: 国家自然科学基金资助项目 (52075377).

Supported by the National Natural Science Foundation of China (No. 52075377).

reaction layer was clarified through thermodynamic calculations of the Mg-Ti-Al ternary system. The results demonstrated that excessively high wire feed speed during Mg alloy deposition led to increased evaporation loss, whereas insufficient travel speed caused severe lateral flow of the Mg alloy cladding layer. Ti_3Al and $Mg_{17}Al_{12}$ intermetallic compounds (IMCs) formed at the Mg/Ti interface layer, and the interface thickness increased with increasing heat input during Mg alloy deposition. During tensile testing, the horizontal (transverse) tensile samples of the Mg/Ti dissimilar alloy specimens experienced shear failure at the interface between the Ti-Al and Mg-Al IMC layers, leading to separation of the Ti and Mg alloy cladding layers. The Ti alloy and Mg alloy cladding layers also fractured. At a sample cross-sectional area of 6 mm^2 while two deposited alloy layers occupied equal proportions of this cross-sectional area, the average maximum tensile shear load was $(3\ 203\pm 155)\text{ N}$. Compared with the Ti alloy cladding layer, the Mg alloy cladding layer exhibited a higher self-corrosion current density and a lower self-corrosion potential, making Mg/Ti dissimilar alloy specimens more susceptible to galvanic corrosion. During immersion corrosion testing in 3.5% (mass fraction) NaCl solution, the Mg cladding layer acted as the anode and underwent preferential dissolution, forming characteristic pitting corrosion morphologies, while the Ti cladding layer acted as the cathode, where visible hydrogen evolution occurred. This electrochemical process ultimately resulted in $Mg(OH)_2$ formation at the interfacial region. Thermodynamic calculations revealed that during deposition, Al atoms underwent chemical-potential-driven diffusion toward the interface, where they sequentially formed Ti-Al and Mg-Al IMCs.

Keywords: magnesium/titanium dissimilar alloy; wire arc additive manufacturing; microstructure; mechanical property; corrosion performance; thermodynamic calculation

镁合金作为常用的轻质金属结构材料,具有散热性能好、刚性好、抗冲击性强、生物相容性优良以及绿色可回收等优点^[1],被广泛应用于诸多工业领域。然而,易氧化、高温力学性能和耐腐蚀性较差等问题也使得镁合金在实际使用中存在一些明显的局限性。与镁合金相比,钛合金具有更高的比强度、优异的耐热性和低温性能,被广泛应用于军工、航空航天等领域^[2];同时,钛合金在酸、碱环境中具有优异的耐腐蚀性,因此被用于制作化工阀门、泵和电解槽等化工生产设备^[3];此外,钛合金还具有良好的生物相容性,在医疗领域也得到了广泛的应用^[4]。然而,钛合金较高的制备和加工成本限制了其进一步推广使用。

随着航空航天、汽车制造、生物工程等工业领域的快速发展,传统单一金属材料零部件逐渐难以满足轻量化和性能多元化需求,因此,异种合金零部件的开发与制造逐渐成为相关领域的重点研究方向之一。镁/钛异种合金构件能够弥补单一合金材料的不足,综合这两种合金材料的特点,从而在结构重量、使用性能和经济性等方面实现优势互补。但是,镁合金和钛合金在物理和冶金性能上存在显著差异,使得实现二者的有效焊接连接面临诸多挑战。例如,镁的熔点和沸点分别为 $649\text{ }^\circ\text{C}$ 和 $1\ 090\text{ }^\circ\text{C}$,而钛的熔点则高达 $1\ 660\text{ }^\circ\text{C}$,因此在实际焊接过程中容易出现镁合金的蒸发损耗;此外,镁与钛之间既不互溶也不发生冶金反应,使得二者难以实现良好的冶金结合。

实现镁/钛异种合金有效连接的关键在于控制二

者的界面反应。王涛^[5]使用 AZ61 和 AZ92 镁合金焊丝,实现了 AZ31B 镁合金与 TA2 钛合金的冷金属过渡 (cold metal transfer, CMT) 搭接焊连接,发现不同搭接形式(镁上钛下和钛上镁下)的接头均以“钎焊”方式实现连接,焊缝区主要由 $\alpha\text{-Mg}$ 、粒状 $Mg_{17}Al(Zn)_{12}$ 及少量 $Mg_{0.97}Zn_{0.03}$ 组成。Wang 等^[6]使用电阻点焊方法制备了添加 Al 中间层的 AZ31B/TA2 镁/钛异种合金接头,结果表明,Al 中间层在电阻点焊过程中与熔化的镁合金结合,在焊接界面附近形成由 $Mg_{17}Al_{12}$ 和 Mg 组成的共晶层,从而改善了焊接接头的性能。Zhuo 等^[7]采用搅拌摩擦搭接焊技术实现了 AZ31 镁合金与 Ti6Al4V 镁合金的连接,发现 Al 元素向界面扩散形成的超薄的 TiAl 金属间化合物层是实现有效连接的关键。Dong 等^[8]开展了不同 Al 含量镁合金(AZ31B、AZ61A 和 AZ91D)与 TA2 钛合金的激光对接焊研究,结果表明,Al 元素在接头界面处出现明显偏析,随着 Al 含量增加,Al 的富集程度显著提高,有助于在界面处形成含 Al 反应层,从而实现镁/钛异种合金的冶金结合。Auwal 等^[9]以 AZ92D 镁合金作为钎料,开展了 AZ31B 镁合金和 Ti6Al4V 钛合金的激光钎焊研究,发现钎焊界面处形成了一层薄的 $TiAl_3$ 金属间化合物反应层,表明镁/钛异种合金之间产生了冶金结合。钎焊界面是接头的薄弱区域,所有拉伸试件均在钎焊界面处发生断裂。

本文针对镁/钛异种合金构件的实际生产制造需

求,采用制造成本低、制造效率高的电弧增材制造(wire arc additive manufacture, WAAM)技术^[10]制备镁/钛异种合金试件,在此基础上探索了工艺参数对试件宏观成形与界面的影响,分析了镁/钛异种合金单壁墙试件微观组织、力学性能及腐蚀性能,并结合 Mg-Ti-Al 三元体系的热力学计算,探讨了镁/钛异种合金试件的界面反应层形成机理,从而为镁/钛异种合金构件的高质、高效制备提供研究基础。

1 试验材料、设备及方法

试验采用尺寸为 180 mm × 150 mm × 3 mm(长 × 宽 × 高)的 Ti6Al4V 钛合金板材作为基板,选用直径均为 1.2 mm 的 Ti6Al4V 钛合金焊丝和 AZ91 镁合金焊丝作为熔敷沉积材料,基板和焊丝的化学成分见表 1。试验前,通过机械打磨和无水乙醇擦拭以去除基板表面的氧化膜和油污。

WAAM 试验系统由福尼斯 TPS 600i 型焊机和库卡 KR16 L8 arc HW 型机器人组成。采用“镁上钛下”的沉积方式制备镁/钛异种合金试件,即首先在基板上沉积 Ti6Al4V 钛合金,将钛合金熔敷层上表面铣平、打磨并用无水乙醇擦拭后继续沉积 AZ91 镁合

金。在熔敷沉积过程中,焊枪与基板垂直,导电嘴至工件距离设置为 17 mm,采用 99.99% 的纯氩气作为保护气,保护气流量设置为 20 L/min。

使用线切割机从制备的镁/钛异种合金 WAAM 试件中截取金相试件,采用 Smartzoom5 型超景深显微镜观察试件的横截面形貌;使用 D8 Advanced 型 X 射线衍射仪(XRD)对试件进行物相分析;使用配有能谱仪(EDS)的 Quattro 型场发射环境扫描电镜(SEM)进行试件微观组织和元素分布测试。

使用 HV-1000A 型维氏硬度计测量镁/钛异种合金 WAAM 试件的硬度分布,加载载荷和保压时间分别为 500g 和 15 s,测试点间隔为 0.25 mm。使用 CSS-44001 型电子万能试验机对试件的拉伸性能进行测试,加载速率为 0.3 mm/min。使用 GMARY-Interface 1010E 型电化学工作站测量试件的动电位极化曲线;电化学及浸泡腐蚀测试所用试件使用环氧树脂密封 4 周,暴露面积均为 0.25 cm²,所使用的腐蚀介质溶液均为质量分数为 3.5% 的 NaCl 溶液。浸泡腐蚀试验时,需确保浸泡样品的表面积(cm²)与溶液体积(mL)之比小于 1 : 20^[11];测试结束后,使用 LEXT OLS5100 型激光扫描共聚焦显微镜(LSCM)对试件浸泡腐蚀后的表面粗糙度和高度变化进行测量。

表 1 试验材料化学成分

Tab.1 Chemical composition of experimental materials

材料	w _{Al}	w _V	w _{Fe}	w _C	w _N	w _H	w _O	w _{Ti}	w _{Zn}	w _{Mn}	w _{Si}	w _{Cu}	w _{Ni}	w _{Mg}
Ti6Al4V 基板	6.1	4.0	0.30	0.08	0.05	0.015	0.20	余量	—	—	—	—	—	—
Ti6Al4V 焊丝	6.2	4.1	0.05	0.01	0.01	0.005	0.10	余量	—	—	—	—	—	—
AZ91 焊丝	9.0	—	0.000 1	—	—	—	—	—	0.62	0.3	0.01	0.005	0.001	余量

2 热力学模型建立

Miedema 形成焓计算模型是近年来被广泛应用的热力学模型之一,已被用于预测多种二元合金的形成焓^[12]。基于 Miedema 模型的二元合金形成焓计算式为

$$\Delta H_{1,2} = f_{1,2} \frac{x_1 [1 + s_1 x_2 (\varphi_1 - \varphi_2)] x_2 [1 + s_2 x_1 (\varphi_2 - \varphi_1)]}{x_1 V_1^{\frac{2}{3}} [1 + s_1 x_2 (\varphi_1 - \varphi_2)] + x_2 V_2^{\frac{2}{3}} [1 + s_2 x_1 (\varphi_2 - \varphi_1)]} \quad (1)$$

$$f_{1,2} = \frac{2pV_1^{\frac{2}{3}}V_2^{\frac{2}{3}} \left[\frac{q}{p} \left(\Delta n_{ws}^{\frac{1}{3}} \right)^2 - (\Delta\varphi)^2 - a \frac{r}{p} \right]}{\left(n_{ws}^{\frac{1}{3}} \right)_1^{-1} + \left(n_{ws}^{\frac{1}{3}} \right)_2^{-1}} \quad (2)$$

式中:ΔH 为二元合金系统的形成焓;f 为与组元性质有关的计算系数;x₁ 和 x₂ 为两种不同组元的摩尔分

数,且 x₁ 和 x₂ 满足 x₁ + x₂ = 1;φ 为组元的电负性参数,表示组元原子吸引电子的能力;V 表示组元的摩尔体积;n_{ws} 为组元的电子密度参数,表示合金系统中组元的电子分布情况;p、q、s、a 和 r 均为经验参数^[13],a 与合金状态有关,对于固态合金 a = 1,参数 q 与 p 的比值固定为 9.4。

以二元合金系统的热力学性质为基础,可以外推出三元合金系统的热力学性质。在各种三元合金几何模型中最具代表性的模型是 Toop 模型,其计算三元合金系统过剩吉布斯自由能(G^E)的表达式^[14]为

$$G^E = \frac{x_2}{1-x_1} G_{1,2}^E(x_1, 1-x_1) + \frac{x_3}{1-x_1} G_{1,3}^E(x_1, 1-x_1) + (x_2 + x_3)^2 G_{2,3}^E \left(\frac{x_2}{x_2 + x_3}, \frac{x_3}{x_2 + x_3} \right) \quad (3)$$

三元合金系统摩尔自由能(G_m)的计算式为

$$G_m = G^{ID} + G^E \quad (4)$$

其中，三元合金系统中的理想自由能 (G^{ID}) 的计算式为

$$G^{ID} = \sum_{i=1}^3 x_i G_i^* + RT \sum_{i=1}^3 x_i \ln x_i \quad (5)$$

式中： R 为理想气体常数； T 为三元合金系统的温度； G_i^* 为组元 i 为纯物质时的吉布斯自由能。

过剩吉布斯自由能 G^E 的计算过程同样遵守基本热力学条件，并且 Tanaka 等^[15]明确了形成焓 (ΔH) 与过剩熵 (ΔS_m^E) 之间关系，即

$$G_{i,j}^E = \Delta H_{i,j} - T \Delta S_m^E \quad (6)$$

$$\Delta S_m^E = \frac{\Delta H_{i,j}}{14} \left(\frac{1}{T_{m,i}} + \frac{1}{T_{m,j}} \right) \quad (7)$$

式中 T_m 为组元的熔点。

元素的扩散会影响界面处金属间化合物的形成，而化学势梯度则是元素扩散的驱动力，化学势 (μ) 可以由吉布斯自由能求得^[16]，即

$$\mu_i = \frac{\partial G_m}{\partial x_i} \quad (8)$$

Mg-Ti-Al 三元合金系统热力学计算时所使用的 3 种元素的热力学计算参数如表 2 所示。

表 2 Mg-Ti-Al 三元合金系统热力学计算参数^[13]

Tab.2 Thermodynamic calculation parameters for the Mg-Ti-Al ternary alloy system^[13]

元素	T_m/K	$n_{ws}^{1/3}/(\text{d.u.})$	$V^{2/3}/\text{cm}^2$	ϕ/V	s	r/p
Ti	1933	1.47	4.8	3.65	0.04	1.0
Mg	922	1.17	5.8	3.45	0.10	0.4
Al	933	1.39	4.6	4.20	0.07	1.9

3 结果与讨论

3.1 镁合金熔敷参数的影响

镁/钛单层单道试件(即在单层单道钛合金熔敷层上沉积单层单道镁合金)的熔敷沉积过程如图 1 所示。首先采用 7 m/min 送丝速度和 0.40 m/min 行进速度在基板上沉积 Ti6Al4V 钛合金单层单道熔敷层。然后，分别采用表 3 所示的熔敷参数在钛合金熔敷层上沉积单层单道镁合金熔敷层。

从图 2 和表 3 所示的结果中可以看出，3 号和 4 号试件出现了明显的镁合金熔敷层向两侧流淌的现象；随着行进速度提高，流淌程度逐渐减弱，行进速度达到 0.40 m/min 时，几乎不向两侧流淌。这是因为在送丝速度一定的条件下，当行进速度较慢时，单位长度上熔敷的镁合金较多，而液态镁合金的流动性较好且钛合金的导热性相对较差，从而使得液态镁合金沿着已沉积钛合金熔敷层两侧发生流淌。

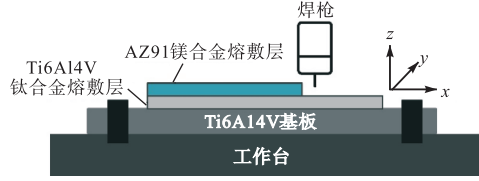


图 1 镁/钛单层单道试件制备过程示意

Fig.1 Schematic of the fabrication process of the Mg/Ti single-layer single-pass specimen

表 3 镁合金熔敷参数及试件宏观成形结果

Tab.3 Deposition parameters of the Mg alloy and macromorphology of the specimens

试件编号	送丝速度/(m/min)	行进速度/(m/min)	电流/A	热输入/(J/mm)	宏观成形
1号	7	0.40	62	96.5	正常
2号	6	0.40	55	87.1	正常
3号	6	0.35	55	99.6	侧向流淌
4号	6	0.30	55	116.1	侧向流淌
5号	5	0.40	52	81.0	正常

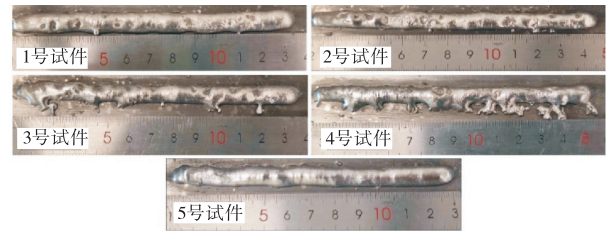
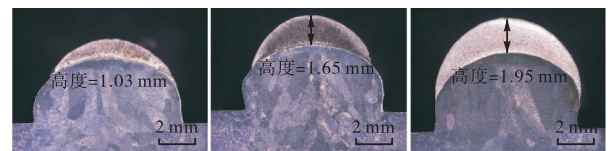


图 2 不同参数镁/钛单层单道试件宏观成形

Fig.2 Macromorphology of single-layer single-pass Mg/Ti specimens with different parameters

选取镁合金熔敷层侧向流淌不严重的 1 号、2 号和 5 号试件进行横截面形貌观察，结果如图 3 所示。可以发现，在行进速度不变的条件下，当送丝速度由 5 m/min 增大至 7 m/min 时，镁合金熔敷层的最大高度从 1.95 mm 减少至 1.03 mm。这是由于送丝速度增加会使得熔敷时的热输入显著增加，造成熔点和沸点较低的镁合金的蒸发飞溅加剧，从而致使镁合金熔敷层的高度呈现出随送丝速度增加而减小的趋势。



(a) 1号试件 (b) 2号试件 (c) 5号试件

图 3 不同参数镁/钛单层单道试件截面

Fig.3 Cross section of single-layer single-pass Mg/Ti specimens with different parameters

图 4 显示了送丝速度分别为 5 m/min、6 m/min 和 7 m/min 的镁/钛单层单道试件(即 5 号、2 号和 1 号试件)界面附近的微观组织和元素分布。可以看

出,在镁合金熔敷层及钛合金熔敷层之间均存在明显的反应层;在镁合金熔敷层一侧均出现了连续的块状析出物,而在靠近钛合金熔敷层一侧,5号试件在界面局部出现了不连续的颗粒状反应层(厚度为 2~4 μm),2号试件出现连续但较薄的颗粒状反应层(厚度约为 4 μm),1号试件出现厚度较大并且连续的颗粒状反应层(厚度为 17~25 μm).EDS 线扫描结果表明,Mg 和 Ti 元素的含量在界面处均发生急剧变化,从镁合金熔敷层一侧到钛合金熔敷层一侧,Mg 元素

含量急剧下降,Ti 元素含量急剧上升,V 元素变化与 Ti 元素类似,呈现出逐渐上升的趋势. Al 元素分布情况则根据送丝速度不同而略有差异,当送丝速度较小时,Al 元素含量波动较小,而当送丝速度较大时,界面处的 Al 元素含量远高于两侧熔敷层.结合 Ti 元素分布情况可以看出,在较高热输入条件下,Al 原子的扩散距离随之增加^[17],Al 原子在界面处产生富集,从而促进了界面处 Ti-Al 金属间化合物的形成,即形成了上述钛合金熔敷层一侧的颗粒状界面反应层.

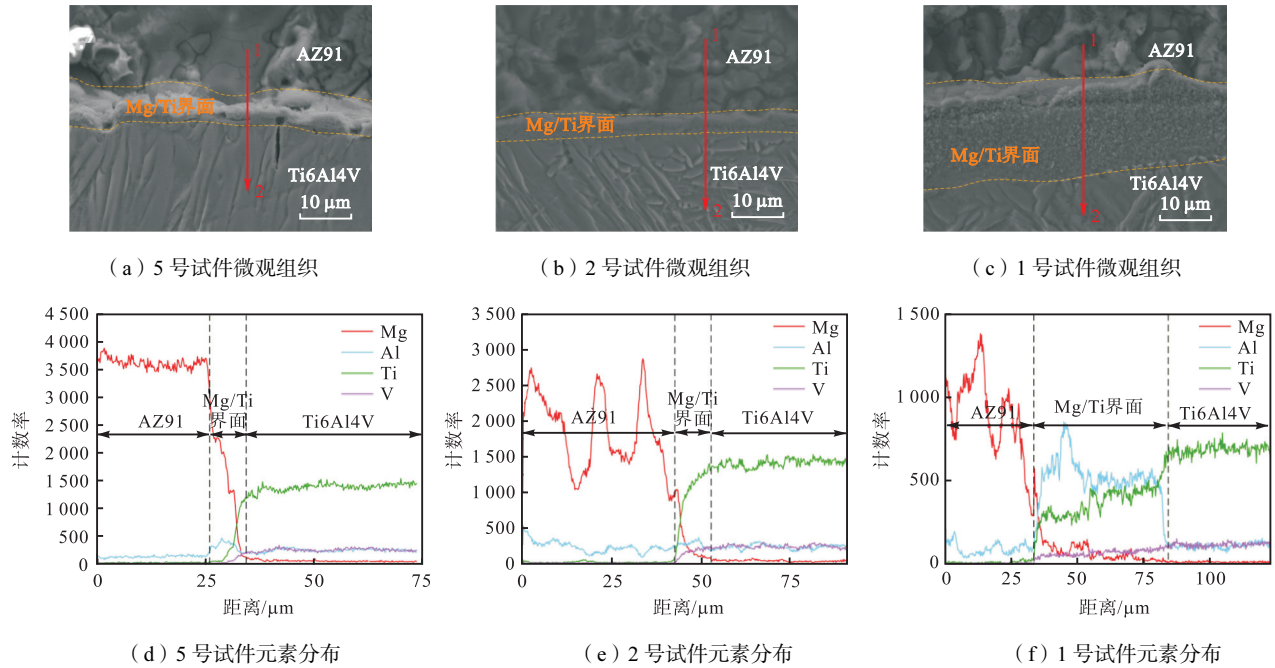


图 4 不同送丝速度条件下界面处微观组织及元素分布

Fig.4 Microstructure and element distribution at the interface with different wire feed speeds

选取界面层较为明显且宽度较大的 1 号试件进行横截面 EDS 面扫描分析及 XRD 分析.从图 5 所示的 EDS 面扫描结果中可以看出,Mg 元素主要存在于镁合金熔敷层区域;而 Al 元素有明显的向界面层处聚集的倾向,且 Al 元素和 Ti 元素是界面反应层的主要构成元素.图 6(a)的 XRD 测试结果也表明在界面

处形成了 Ti_3Al 和 $Mg_{17}Al_{12}$ 金属间化合物,界面金属间化合物的出现表明镁/钛异种合金实现了冶金结合,并且 AZ91 镁合金及 Ti6Al4V 钛合金中所含的 Al 元素是实现二者冶金结合的重要因素.此外,Al 元素含量对金属间化合物形成的数量也有一定的调节作用^[18].

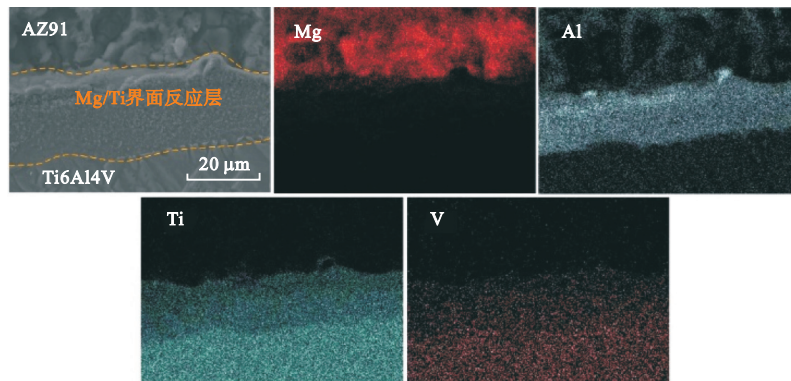
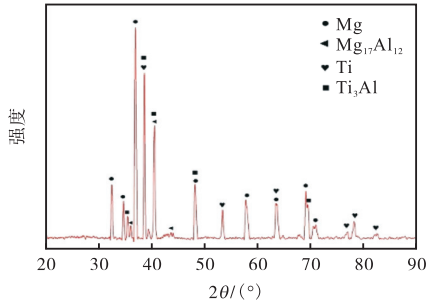


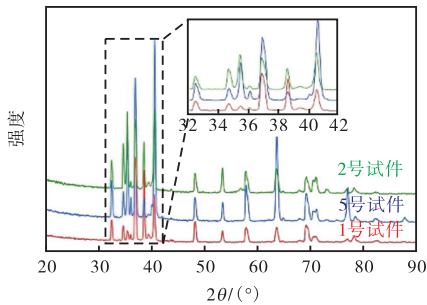
图 5 1号试件界面位置 EDS 面扫描结果

Fig.5 EDS surface scan results of the interface in specimen No. 1

从图 6(b)所示的不同试件的 XRD 对比结果中可以发现,当送丝速度在 5~7 m/min 范围内变化时,界面处的物相组成基本一致,仅在衍射峰强度上存在差异,说明热输入变化仅对生成金属间化合物的数量有影响,因此可以推断出,界面处的反应主要受 Mg-Ti-Al 三元体系热力学平衡控制。



(a) 1号试件界面位置 XRD 测试结果



(b) 不同试件 XRD 测试结果对比

图 6 XRD 测试结果

Fig.6 XRD test results

3.2 镁/钛单壁墙试件宏观形貌及微观组织

在电弧增材制造过程中,随着熔敷沉积层数的增加,镁/钛异种合金试件的界面组织会经历多次加热与冷却,从而影响元素扩散及金属间化合物的生成.因此,需要对镁/钛异种合金 WAAM 试件界面处的金属化合物形成及分布规律进行深入研究.镁/钛异种合金多层单道 WAAM 试件(单壁墙试件)的制备过程如图 7 所示.首先使用送丝速度 7 m/min 和行进速度 0.40 m/min 的熔敷参数在 Ti6Al4V 基板上沉积 6 层 Ti6Al4V 钛合金;然后将钛合金熔敷层的上表面铣平后,使用 6 m/min 送丝速度和 0.40 m/min 行进速度在钛合金熔敷层上沉积 6 层 AZ91 镁合金。

从图 8 显示了所制备的镁/钛单壁墙试件的宏观成形.可以看出,在熔敷沉积首层镁合金的过程中,试件存在明显的镁合金蒸发损耗和飞溅现象,导致竖直方向上的镁合金熔敷沉积高度有限.随着熔敷堆积层数的增加,前期沉积的镁合金可以作为稳定的“基板”,为后续镁合金的熔敷沉积过程提供良好的热传

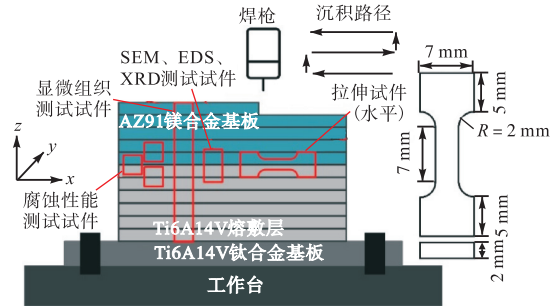


图 7 镁/钛单壁墙试件示意

Fig.7 Schematic of the Mg/Ti single-wall specimen

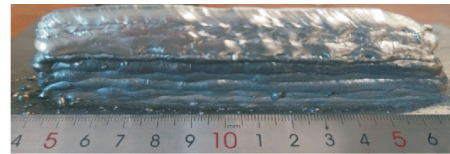


图 8 镁/钛单壁墙试件宏观成形

Fig.8 Macromorphology of the Mg/Ti single-wall specimen

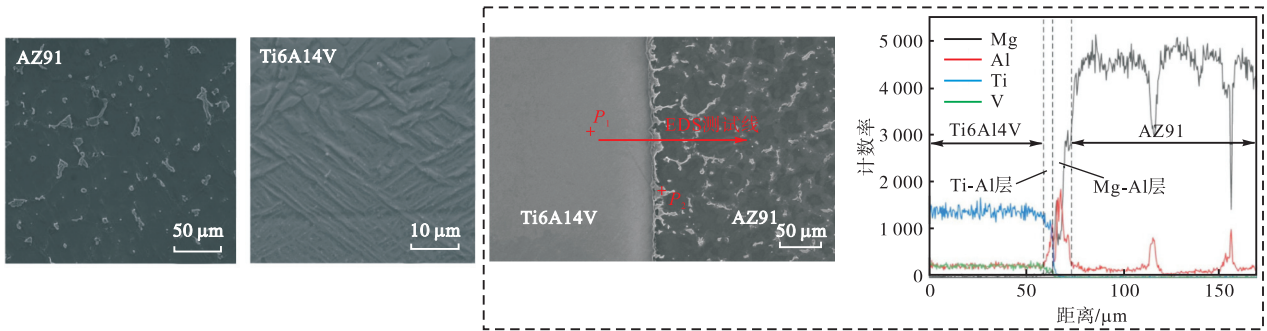
导和支撑,使得后续镁合金的熔敷沉积过程趋于稳定,镁合金蒸发和飞溅现象得到有效控制,从而提高了试件的整体成形质量。

图 9(a)和(b)分别显示了镁/钛单壁墙试件界面两侧镁合金熔敷层和钛合金熔敷层的微观组织.可以看出,镁合金熔敷层组织主要由 α -Mg 基体和分布在晶界处的长条状 β -Mg₁₇Al₁₂ 组成;钛合金熔敷层主要由互相重叠交织的细针状 α 相和剩余 β 相共同形成的网篮组织构成^[19],并且由于熔敷镁合金过程中,界面位置的钛合金经历多次加热和冷却,靠近界面处会析出由 β 相快速相变生成的针状 α' 相.图 9(c)显示了界面处的微观组织及元素分布情况,可以观察到镁/钛单壁墙试件中存在明显的界面层,从钛合金熔敷层一侧至镁合金熔敷层一侧,Ti 和 V 元素的含量显著减少,而 Mg 元素的含量显著增加,Al 元素在界面处的含量明显高于两侧的镁合金与钛合金熔敷层,表明 Al 元素在界面层发生了富集现象。

根据界面层中 Ti、Mg 和 Al 元素的分布情况,可以将其划分为 Ti-Al 层与 Mg-Al 层,图 9(d)和(e)分别为二者的高倍 SEM 图像,表 4 为图 9 中各测试点的 EDS 结果.图中 P₄ 和 P₅ 测试点位于 Ti-Al 反应层,由于在镁合金熔敷沉积时,钛合金熔敷层表面发生微熔,并且镁合金与钛合金中的 Al 含量较少,因此界面处容易发生溶解-沉淀反应生成 Ti₃Al 金属间化合物^[20];同时,由于 Ti₃Al 的形成需要一定的时间,因此在快速凝固的熔敷沉积过程中通常难以大量形成^[21].结合 EDS 面扫描结果及前文对镁合金熔敷层微观组织的分析结果可知,P₇ 测试点位于 Mg-Al 层,

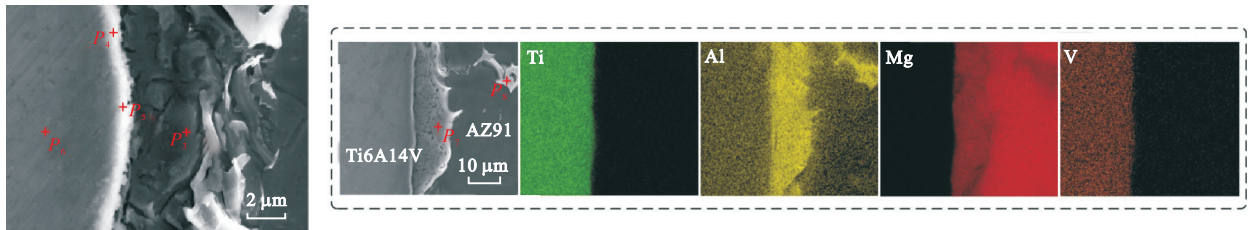
在界面处形核长大的富 Al 元素的 α -Mg 在冷却过程中容易析出 $Mg_{17}Al_{12}$; 同时如图 9(c) 所示, 粗大的

$Mg_{17}Al_{12}$ 第二相在镁合金熔敷层一侧沿界面连续分布。



(a) 镁合金熔敷层微观组织 (b) 钛合金熔敷层微观组织

(c) 界面位置低倍 SEM 图像和 EDS 线扫描结果



(d) Ti-Al 反应层高倍 SEM 图像

(e) Mg-Al 反应层高倍 SEM 图像和 EDS 面扫描结果

图 9 镁/钛单壁墙试件界面附近微观组织及元素分布

Fig.9 Microstructure and element distribution at the interface of the Mg/Ti single-wall specimen

表 4 图 9 中各测试点的 EDS 结果

Tab.4 EDS results of test points in Fig.9

测试点	原子分数/%				可能的相
	Mg	Al	Ti	V	
P_1	—	11.17	85.21	3.62	α -Ti
P_2	70.22	29.58	0.20	—	β - $Mg_{17}Al_{12}$
P_3	86.28	13.46	0.22	0.04	Mg
P_4	37.60	24.21	36.28	1.91	β - $Mg_{17}Al_{12}$, Ti_3Al
P_5	39.68	27.34	31.34	1.64	β - $Mg_{17}Al_{12}$, Ti_3Al
P_6	1.85	12.35	82.20	3.60	α -Ti
P_7	62.60	37.20	0.19	—	β - $Mg_{17}Al_{12}$
P_8	63.62	36.20	0.15	0.03	β - $Mg_{17}Al_{12}$

3.3 镁/钛单壁墙试件力学性能

图 10 为镁/钛单壁墙试件界面两侧的显微硬度测试结果. 可以看出, AZ91 镁合金熔敷层的平均显微硬度为 $(64.7 \pm 4.0) HV_{0.05}$; Ti6Al4V 钛合金熔敷层的平均显微硬度为 $(391.5 \pm 19.5) HV_{0.05}$, 并且靠近界面处的钛合金熔敷层的显微硬度相对更高, 这是由于靠近界面处的钛合金熔敷层中有较多的针状 α' 相生成, 而针状 α' 相的硬度比典型的 $\alpha + \beta$ 相硬度更高^[22]; 由于界面处的反应层厚度较小, 因此无法准确测量出界面层的显微硬度。

沿焊枪行进方向截取镁/钛单壁墙试件水平(横向)拉伸试件(试件尺寸如图 7 所示)进行拉伸性能测试, 测试结果如图 11 所示. 从图 11(a)中可以看出, 水平拉伸试件不仅在镁/钛界面位置发生了剪切断

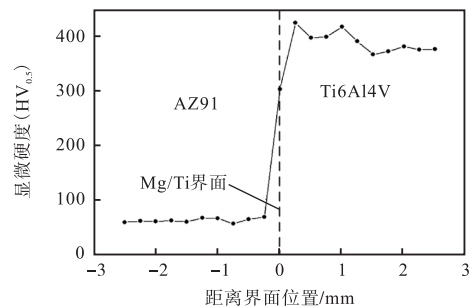


图 10 镁/钛单壁墙试件显微硬度分布

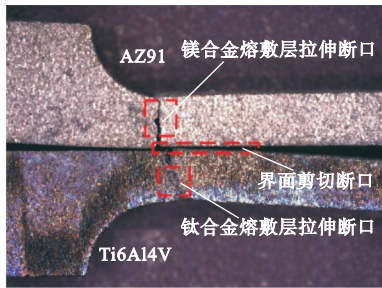
Fig.10 Microhardness distribution of the Mg/Ti single-wall specimen

裂, 即试件中的钛合金熔敷层与镁合金熔敷层在拉伸剪切作用下发生分离, 还发生了镁合金熔敷层与钛合金熔敷层的拉伸断裂. 从图 11(b) 所示的载荷-位移曲线中可以看出, 试件在 AB 阶段内承受拉伸剪切载荷, 镁/钛界面处有裂纹萌生并扩展, 使得镁合金熔敷层与钛合金熔敷层逐渐发生分离, 至点 B 时, 钛合金熔敷层发生拉伸断裂; 之后, 镁合金熔敷层承受拉伸载荷, 至点 C 时, 镁合金熔敷层发生拉伸断裂; 在试件横截面积为 $6 mm^2$ 且两种合金熔敷层面积比为 1 : 1 条件下, 其平均最大拉伸剪切载荷为 $(3 203 \pm 155) N$.

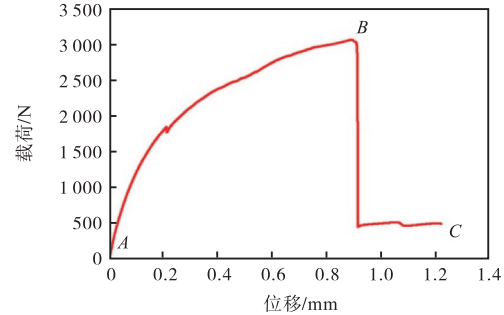
镁合金与钛合金熔敷层的拉伸断口形貌如图 12(a) 和(c) 所示, 可以看出, 镁合金熔敷层的拉伸断

口中存在大量撕裂棱和少量韧窝, 钛合金熔敷层的拉伸断口中存在大量韧窝以及少量的解理面和解理台阶, 因此二者的断裂模式均为韧-脆混合断裂. 从图 12(b) 中可以看出, 界面剪切断口的镁合金熔敷层一侧存在均匀分布的块状组织, EDS 面扫描结果表明, 该块状组织主要由 Mg 和 Al 元素组成, 即为 α -Mg

和 β -Mg₁₇Al₁₂, 对应界面层中的 Mg-Al 金属间化合物反应层. 从图 12(d) 中可以看出, 界面剪切断口的钛合金熔敷层一侧有与镁合金熔敷层一侧块状组织对应的凹坑, EDS 面扫描结果显示该侧主要组成元素为 Ti 和 Al 元素, 对应界面层中的 Ti-Al 金属间化合物反应层.



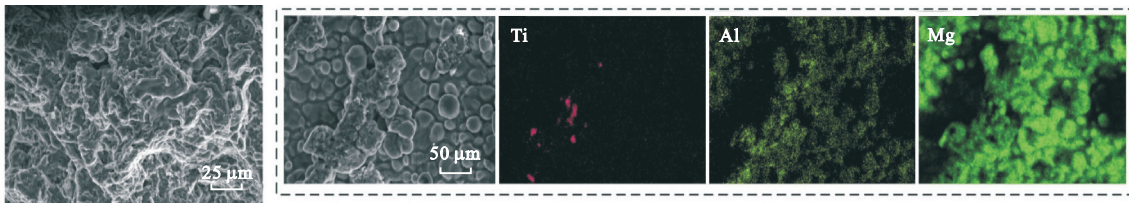
(a) 水平(横向)拉伸试件断裂位置



(b) 拉伸试件载荷-位移曲线

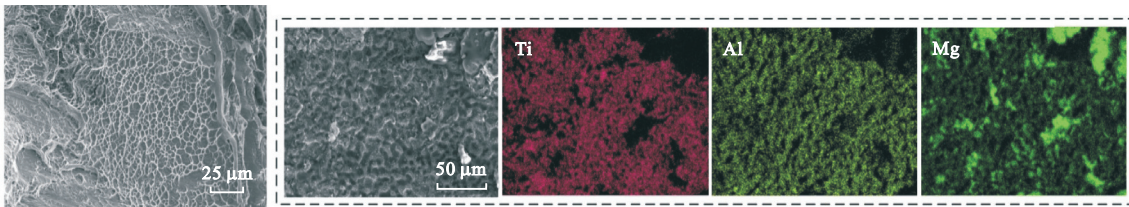
图 11 拉伸测试结果

Fig.11 Tensile test results



(a) 镁合金熔敷层拉伸断口形貌

(b) 界面剪切(镁侧)断口形貌及 EDS 面扫描结果



(c) 钛合金熔敷层拉伸断口形貌

(d) 界面剪切(钛侧)断口形貌及 EDS 面扫描结果

图 12 镁/钛单壁墙试件拉伸断口形貌及元素分布

Fig.12 Tensile fracture morphology and element distribution of the Mg/Ti single-wall specimen

3.4 镁/钛单壁墙试件腐蚀性能

从镁/钛单壁墙试件界面两侧分别截取镁合金和钛合金熔敷层试件进行动电位极化曲线测试, 结果如图 13 所示. 极化曲线中的 AB 段和 DE 段代表阳极反应, 在此阶段通常出现金属的阳极溶解; AC 段和 DF 段代表阴极反应, 在此阶段通常发生水溶液在试件表面的析氢反应. 对于镁合金熔敷层, 曲线中阳极的腐蚀电流密度迅速增加, 说明其发生了快速的金属溶解反应; 相比之下, 钛合金熔敷层在阳极区表现出明显的钝化特征, 其致钝电流密度约为 2.24×10^{-6} A/cm², 致钝电位约为 -0.140 V. Tafel 拟合结果表明, 钛合金熔敷层的自腐蚀电流密度为 1.62×10^{-7} A/cm²,

远低于镁合金熔敷层的 1.55×10^{-5} A/cm², 表明钛合金熔敷层表面所形成的氧化膜具有优异的防护性能. 此外, 镁合金和钛合金熔敷层的自腐蚀电位分别为 -1.470 V 和 -0.507 V, 二者存在超过 900 mV 的显著电位差, 具有较大的电偶腐蚀驱动力, 二者耦合后容易发生严重的电偶腐蚀. 此外, 钛合金熔敷层表面所形成的氧化膜具有较强的耐腐蚀性, 易于维持高效的阴极反应, 从而会加剧对镁合金熔敷层的电偶腐蚀效应.

为探究镁合金与钛合金熔敷层耦合后的腐蚀情况, 截取界面位置试件进行浸泡腐蚀试验, 浸泡时间设置为 5 min、10 min、30 min、60 min 和 90 min, 分别

观察试件浸泡腐蚀后表面形貌及高度变化. 图 14 显示了浸泡时间为 5 min、30 min 和 90 min 的腐蚀试件形貌和高度测量结果. 高度测量时选用不同浸泡时间的腐蚀试件表面作为基准面, 可以看出, 浸泡腐蚀导致镁合金熔敷层一侧出现点蚀坑, 并且随浸泡腐蚀时间的增加, 点蚀坑尺寸逐渐变大并且数量也随之增

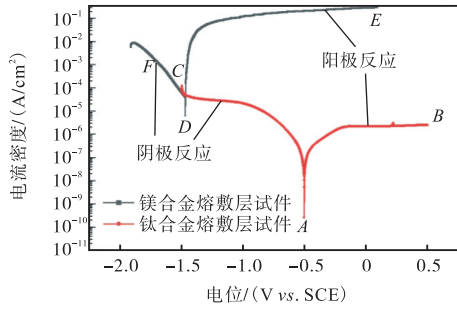
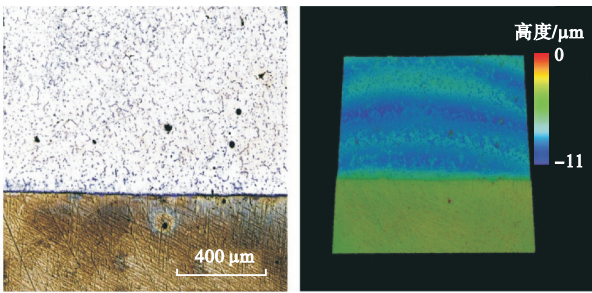
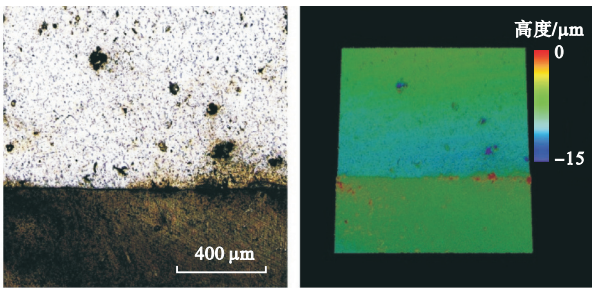


图 13 镁合金和钛合金熔敷层的动电位极化曲线

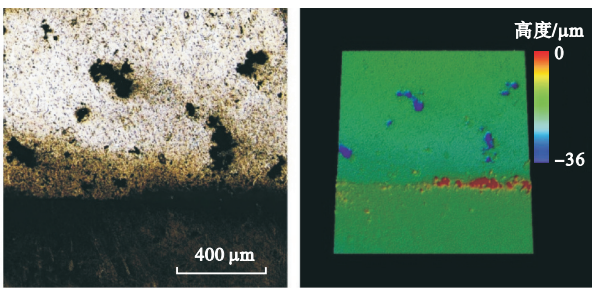
Fig.13 Dynamic potential polarization curves of the Mg alloy and Ti alloy cladding layers



(a) 浸泡时间 5 min 的形貌及高度云图



(b) 浸泡时间 30 min 的形貌及高度云图



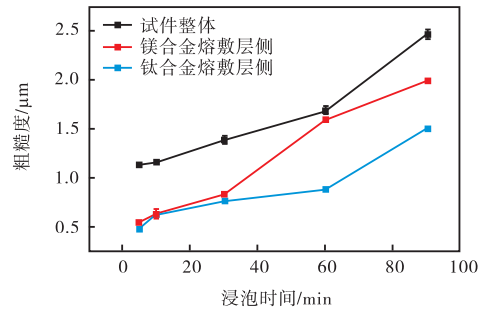
(c) 浸泡时间 90 min 的形貌及高度云图

图 14 不同浸泡时间条件下腐蚀试件形貌及高度云图

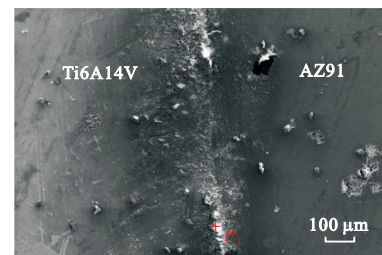
Fig.14 Morphology and height distribution of the corroded specimen under different immersion time conditions

加; 在镁/钛界面处有高于试件表面的腐蚀产物形成并积累, 随着浸泡腐蚀时间的增加, 腐蚀产物数量显著增加.

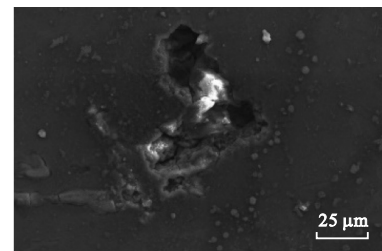
腐蚀形貌观察和表面测量是分析腐蚀行为的有效方法^[23]. 图 15(a) 显示了腐蚀试件整体、镁合金和钛合金熔敷层侧的表面粗糙度随浸泡时间的变化情况, 可以看出, 随着浸泡时间增加, 试件整体的表面粗糙度随之增加, 表明试件发生了明显的腐蚀; 钛合金熔敷层侧的粗糙度增加归因于图 15(b) 所示的界面处腐蚀产物的形成与积累; 而镁合金熔敷层侧的粗糙度增加则归因于图 15(c) 所示的大量点蚀坑的产生. 图 15(b) 点 P_1 的 EDS 测试结果表明, 该点的 O、Mg、Al 和 Cl 元素的含量(原子分数)分别为 62.17%、25.51%、5.07% 和 7.25%, 因此推测所形成的腐蚀产物为 $Mg(OH)_2$; 而 $Mg(OH)_2$ 能与腐蚀介质中的 Cl^- 形成 $MgCl_2$ ^[24], 并且在 Cl^- 含量高的条件下还容易引发进一步腐蚀^[25]. 结合动电位极化曲线测试



(a) 浸泡时间与粗糙度关系



(b) 浸泡腐蚀后界面形貌



(c) 浸泡腐蚀后点蚀形貌

图 15 浸泡腐蚀试件表面粗糙度测试结果及 SEM 形貌

Fig.15 Surface roughness test result and SEM morphology of specimen after immersion corrosion

结果,可以推测试件在质量分数为 3.5% 的 NaCl 溶液中容易发生电偶腐蚀,镁合金熔敷层作为阳极发生金属溶解反应,从而形成点蚀坑;钛合金熔敷层作为阴极发生析氢反应,析出 OH^- ,并在界面处与镁合金熔敷层侧生成的 Mg^{2+} 结合形成 $\text{Mg}(\text{OH})_2$ [26].

3.5 热力学计算分析及界面结合机理讨论

图 16(a)为 Mg-Ti-Al 三元体系中 Ti-Mg、Ti-Al 和 Mg-Al 二元系统形成焓的计算结果.可以看出, Ti-Mg 二元形成焓始终为正值,说明 Mg、Ti 之间不能自发发生反应,无法形成金属间化合物;而 Ti-Al 和 Mg-Al 二元形成焓均为负值,说明这两组金属元素均可以自发反应.此外,由于 Ti-Al 二元形成焓远小于 Mg-Al 二元形成焓,因此 Ti 比 Mg 更容易与 Al 发生反应,从而使得在镁/钛界面倾向于先形成 Ti-Al 金属间化合物.吉布斯自由能是衡量化学反应自发倾向和难易程度的一个重要热力学参数,当吉布斯自由能为

负值时,表明相应反应过程可以自发进行,并且吉布斯自由能越低,该反应越容易发生.基于 Toop 模型的 Mg-Ti-Al 三元合金体系的吉布斯自由能计算结果如图 16(b)和(c)所示.计算结果显示,Al 与 Ti 和 Mg 均可以发生反应,在 $x_{\text{Ti}} = 0.5$ 、 $x_{\text{Al}} = 0.5$ 、 $x_{\text{Mg}} = 0$ 时, Mg-Ti-Al 三元合金体系具有最小的吉布斯自由能(-44.2 kJ/mol),表明 Ti-Al 金属间化合物在界面反应中更加容易形成.从图 16(d)所示的 Al 元素化学势分布图中可以看出,Al 元素化学势随 Ti 和 Mg 含量的增加而降低,表明 Al 与 Ti、Mg 之间均有较强的相互扩散倾向,这种扩散行为导致在界面处形成 Al 元素的富集区域,从而促进 Ti-Al 和 Mg-Al 金属间化合物的生成.此外, Ti 含量增加时的 Al 元素化学势低于 Mg 含量增加时的 Al 元素化学势,说明 Al 在界面处更倾向于先形成 Ti-Al 金属间化合物.

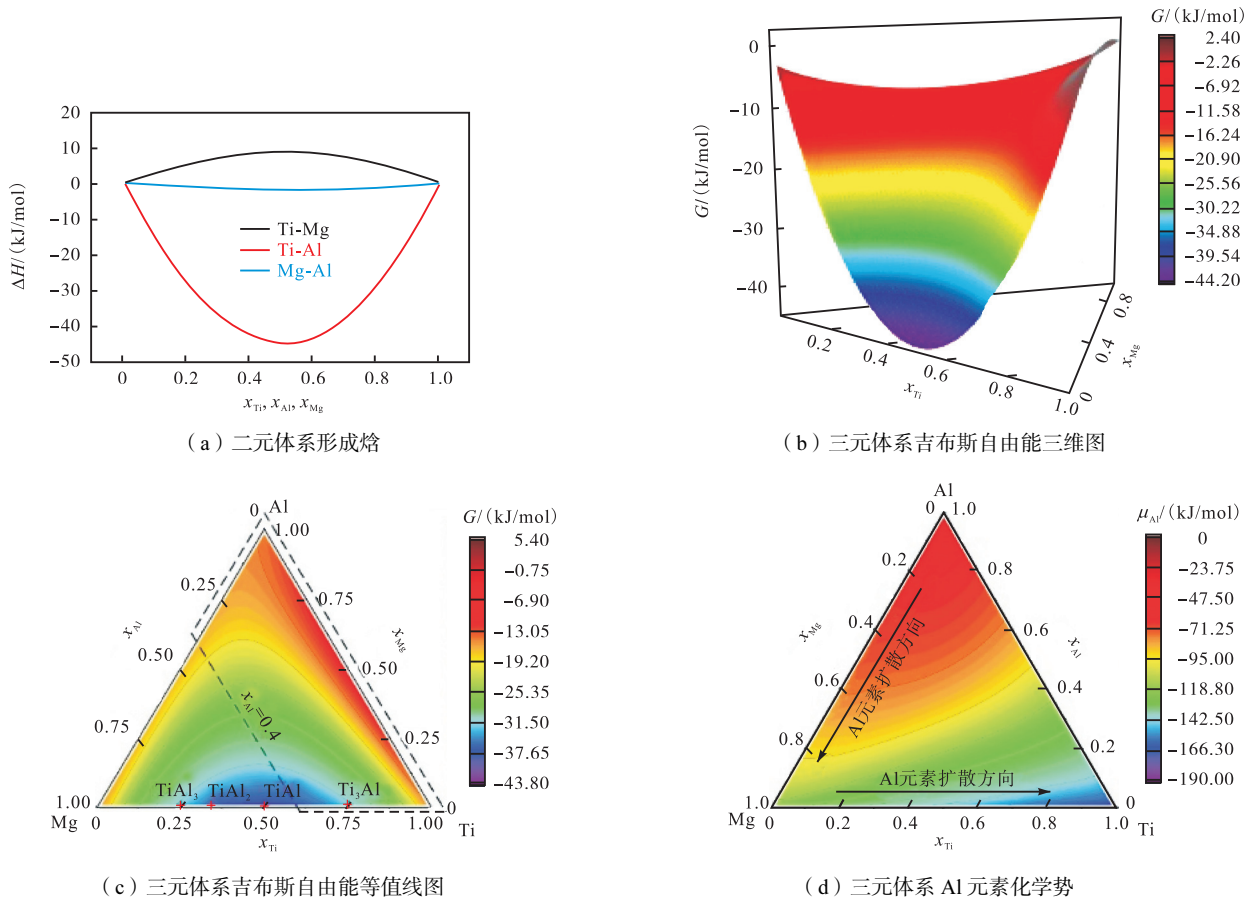


图 16 热力学计算结果

Fig.16 Thermodynamic calculation results

结合之前的界面微观组织观察结果可知,在电弧热源的作用下,镁合金焊丝熔化,熔融镁合金在钛合金熔敷层上表面润湿铺展;同时,高温条件使得钛合金熔敷层发生微熔,并且未熔化钛合金熔敷层中的部分 Ti 原子被激活.由于 Al 元素与 Ti 和 Mg 元素之

间均有较强的相互扩散倾向,而 Mg 和 Ti 元素不发生互相扩散,界面处倾向先形成 Ti-Al 金属间化合物. Ti-Al 金属间化合物通常存在 TiAl_3 、 TiAl_2 、 TiAl 和 Ti_3Al 4 种热力学稳定结构 [27],吉布斯自由能计算结果表明,这 4 种金属间化合物的吉布斯自由能分别

为 -33.1 kJ/mol 、 -38.4 kJ/mol 、 -43.8 kJ/mol 和 -32.3 kJ/mol , 即这 4 种金属间化合物均可自发生成。本研究中所使用的 AZ91 镁合金与 Ti6Al4V 钛合金中的 Al 元素含量相对较低, 而 Ti、Mg 元素含量远大于 Al 元素含量; 同时, 表 4 所示的 EDS 测试结果表明, 界面处不同位置的 Al 元素含量均不大于 40% (原子分数), 因此可以限制如图 16(c) 所示的吉布斯自由能范围, 从而可以得出, 在本研究条件下, 生成的 Ti-Al 金属间化合物为 Ti_3Al , 但在快速加热冷却的熔敷沉积过程中难以大量形成 Ti_3Al 金属间化合物, 因此只形成了厚度较小的 Ti-Al 反应层。在镁合金熔敷层一侧, $\alpha\text{-Mg}$ 在界面位置形核并长大, 同时 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 第二相沿晶界析出, 并且由于多次的加热冷却过程, 界面处的 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 第二相进一步长大, 并最终形成了界面处连续分布的 Mg-Al 金属间化合物反应层。

4 结 论

(1) 在进行镁合金熔敷沉积时, 过大的送丝速度会导致镁合金的蒸发损耗增加, 而过小的行进速度则会导致镁合金熔敷层的侧向流淌严重; 当采用送丝速度为 6 m/min 且行进速度为 0.40 m/min 的沉积参数在钛合金熔敷层上表面熔敷镁合金时, 所获的镁/钛异种合金试件成形良好; 镁/钛异种合金试件界面反应层的厚度随热输入的增加而增加。

(2) 镁/钛异种合金 WAAM 单壁墙试件界面反应层由 Ti-Al 金属间化合物层与 Mg-Al 金属间化合物层组成, 这两金属间化合物层分别由 Ti_3Al 与 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 构成。

(3) 镁/钛异种合金 WAAM 单壁墙试件中镁合金和钛合金熔敷层的平均显微硬度分别为 $64.7 \text{ HV}_{0.5}$ 和 $391.5 \text{ HV}_{0.5}$; 在拉伸过程中, 水平拉伸试件不仅在 Ti-Al 反应层与 Mg-Al 反应层之间发生剪切失效, 使得拉伸试件中的钛合金熔敷层与镁合金熔敷层发生分离, 还分别发生了钛合金与镁合金熔敷层的拉伸断裂, 在试件横截面积为 6 mm^2 且两种合金熔敷层的面积比为 1:1 条件下, 其平均最大拉伸剪切载荷为 $(3\ 203 \pm 155) \text{ N}$ 。

(4) 镁/钛异种合金单壁墙试件中镁合金熔敷层的耐腐蚀性能较差, 并且与钛合金熔敷层之间存在 900 mV 以上电位差, 使得试件容易发生电偶腐蚀; 在浸泡腐蚀过程中, 试件中的镁合金熔敷层作为电偶腐蚀的阳极发生点蚀, 从而形成大量点蚀坑, 钛合金熔敷层作为阴极发生析氢反应, 最终在镁/钛界面处产生了大量的 $\text{Mg}(\text{OH})_2$ 腐蚀产物。

(5) 在镁/钛异种合金 WAAM 沉积过程中, 界面处先生成 Ti-Al 金属间化合物反应层, 之后生成 Mg-Al 金属间化合物反应层。

参考文献:

- [1] 崔云, 陈刚, 王磊, 等. 多轴非比例载荷下镁合金 AZ21 的疲劳性能研究[J]. 天津大学学报(自然科学与工程技术版), 2017, 50(3): 283-289.
Cui Yun, Chen Gang, Wang Lei, et al. Fatigue characteristics of Mg alloy AZ21 under multiaxial non-proportional loading[J]. Journal of Tianjin University (Science and Technology), 2017, 50(3): 283-289 (in Chinese).
- [2] 荆洪阳, 潘胜豪, 徐连勇, 等. Ti-6Al-4V 钛合金弯曲疲劳行为与损伤机理研究[J]. 天津大学学报(自然科学与工程技术版), 2021, 54(9): 942-949.
Jing Hongyang, Pan Shenghao, Xu Lianyong, et al. Bending fatigue behavior and damage mechanism of the Ti-6Al-4V titanium alloy[J]. Journal of Tianjin University (Science and Technology), 2021, 54(9): 942-949 (in Chinese).
- [3] 唐海鹏, 白千祥, 许馨蕊, 等. 金属材料钛合金在化工与医药领域的应用[J]. 化学工程师, 2024, 38(6): 73-76.
Tang Haipeng, Bai Qianxiang, Xu Xinrui, et al. Applications of metal material titanium alloy in chemical industry and medicine field[J]. Chemical Engineer, 2024, 38(6): 73-76 (in Chinese).
- [4] 杨桂军, 刘厚江, 刘天盛, 等. 3D 打印生物医用多孔钛合金骨植入物表面微纳结构活性层制备及其抑菌性能研究[J]. 天津大学学报(自然科学与工程技术版), 2024, 57(12): 1289-1297.
Yang Guijun, Liu Houjiang, Liu Tiansheng, et al. Creation of a microstructured-nanostructured active layer and its antibacterial characteristics on the surface of a 3D-printed biomedical porous titanium-alloy bone implant[J]. Journal of Tianjin University (Science and Technology), 2024, 57(12): 1289-1297 (in Chinese).
- [5] 王涛. 镁/钛异种金属冷金属过渡技术(CMT)焊接性研究[D]. 兰州: 兰州理工大学材料科学与工程学院, 2013.
Wang Tao. The Analysis of CMT Weldability for Dissimilar Metals Between Magnesium Alloys and Pure Titanium[D]. Lanzhou: School of Materials Science and Engineering, Lanzhou University of Technology, 2013 (in Chinese).
- [6] Wang J, Cui D S, Hu Y L, et al. Microstructure and properties of Mg/Ti joint welded by resistance spot welding with an aluminum interlayer[J]. Journal of Vacuum Science & Technology A, 2024, 42(6): 063201.
- [7] Zhuo X B, Yao H N, Chen K, et al. Friction stir lap

- welding of AZ31 and TC4: Mechanical properties and bonding mechanism[J]. *Materials Characterization*, 2023, 195: 112507.
- [8] Dong W, Huang R R, Zhao H Y, et al. Effect of Al content in magnesium alloy on microstructure and mechanical properties of laser-welded Mg/Ti dissimilar joints[J]. *Materials*, 2020, 13(12): 2743.
- [9] Auwal S T, Ramesh S, Ibrahim A, et al. Characteristics of laser welded brazed AZ31/Ti-6Al-4V dissimilar joints[C]//8th Brunei International Conference on Engineering and Technology 2021. New York, USA, 2023: 050008.
- [10] 申俊琦, 张帆, 胡绳荪, 等. 基于动网格技术的CMT-WAAM 熔池温度场与流场数值模拟[J]. *天津大学学报(自然科学与工程技术版)*, 2025, 58(2): 147-156.
Shen Junqi, Zhang Fan, Hu Shengsun, et al. Numerical simulation of temperature and flow field of molten pool during CMT-WAAM process based on dynamic mesh technique[J]. *Journal of Tianjin University (Science and Technology)*, 2025, 58(2): 147-156 (in Chinese).
- [11] Chen Y, Shen J Q, Hu S S, et al. Corrosion behavior of CMT cladding layer of AZ91 magnesium alloy subjected to friction stir processing[J]. *Materials*, 2024, 17(12): 2875.
- [12] 吴春峰, 李慧改, 郑少波, 等. 二元合金热力学模型—Miedema 模型[J]. *上海金属*, 2011, 33(4): 1-5.
Wu Chunfeng, Li Huigai, Zheng Shaobo, et al. Thermodynamic model of the binary alloys—Miedema model[J]. *Shanghai Metals*, 2011, 33(4): 1-5 (in Chinese).
- [13] Miedema A R, de Châtel P F, de Boer F R. Cohesion in alloys—Fundamentals of a semi-empirical model[J]. *Physica B + C*, 1980, 100(1): 1-28.
- [14] Yan L J, Zheng S B, Ding G J, et al. Surface tension calculation of the Sn-Ga-In ternary alloy[J]. *Calphad*, 2007, 31(1): 112-119.
- [15] Tanaka T, Gokcen N A, Morita Z. Relationship between partial enthalpy of mixing and partial excess entropy of solute elements in infinitely dilute solutions of liquid binary alloys[J]. *Zeitschrift für Metallkunde*, 1990, 81(5): 349-353.
- [16] 李桓玉. 6061 铝合金/304 不锈钢异种金属激光电弧复合焊界面层合金化调控研究[D]. 成都: 西南交通大学材料科学与工程学院, 2023.
Li Huanyu. Investigation on Interfacial Layer Alloying Control of 6061 Aluminum Alloy/304 Stainless Steel Laserarc Welded Joint[D]. Chengdu: School of Materials Science and Engineering, Southwest Jiaotong University, 2023 (in Chinese).
- [17] Zhang Z Q, Tan C W, Wang G, et al. Laser welding-brazing of immiscible AZ31B Mg and Ti-6Al-4V alloys using an electrodeposited Cu interlayer[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2018, 27: 1414-1426.
- [18] Xu C. The influence of Al content from filler metals on tungsten inert gas welding-brazing of Mg-Ti[J]. *Materials Research Express*, 2019, 6(11): 116567.
- [19] 程方杰, 武昊, 武少杰, 等. 钛合金脉冲熔化极焊接的氧化防护研究[J]. *天津大学学报(自然科学与工程技术版)*, 2024, 57(11): 1124-1132.
Cheng Fangjie, Wu Hao, Wu Shaojie, et al. Oxidation protection in gas metal arc welding-pulsed of titanium alloy[J]. *Journal of Tianjin University (Science and Technology)*, 2024, 57(11): 1124-1132 (in Chinese).
- [20] Cao R, Wang T, Wang C, et al. Cold metal transfer welding-brazing of pure titanium TA2 to magnesium alloy AZ31B[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, 605: 12-20.
- [21] Gao M, Wang Z M, Yan J, et al. Dissimilar Ti/Mg alloy butt welding by fibre laser with Mg filler wire—Preliminary study[J]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2011, 16(6): 488-496.
- [22] Brandl E, Schoberth A, Leyens C. Morphology, microstructure, and hardness of titanium(Ti-6Al-4V) blocks deposited by wire-feed additive layer manufacturing(ALM)[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, 532: 295-307.
- [23] To D, Umezawa O, Shinohara T. Detection of surface roughness evolution of carbon steel subjected to outdoor exposure and constant humidity corrosion tests[J]. *Materials Transactions*, 2018, 59(8): 1239-1243.
- [24] Saikrishna N, Reddy G P K, Munirathinam B, et al. Influence of bimodal grain size distribution on the corrosion behavior of friction stir processed biodegradable AZ31 magnesium alloy[J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2016, 4(1): 68-76.
- [25] 班慧勇, 杨凯华, 梅懿潇. 不锈钢复合钢材及其焊接接头耐腐蚀性能试验研究[J]. *天津大学学报(自然科学与工程技术版)*, 2021, 54(2): 111-121.
Ban Huiyong, Yang Kaihua, Mei Yixiao. Experimental study of corrosion resistance of stainless-clad bimetallic steel and welded connections[J]. *Journal of Tianjin University (Science and Technology)*, 2021, 54(2): 111-121 (in Chinese).
- [26] Wang L, Zhang B P, Shinohara T. Corrosion behavior of AZ91 magnesium alloy in dilute NaCl solutions[J]. *Materials & Design*, 2010, 31(2): 857-863.
- [27] Rastkar A R, Parseh P, Darvishnia N, et al. Microstructural evolution and hardness of TiAl₃ and TiAl₂ phases on Ti-45Al-2Nb-2Mn-1B by plasma pack aluminizing[J]. *Applied Surface Science*, 2013, 276: 112-119.