

# 钛/铝激光焊接的微观组织及力学性能

郭顺<sup>1\*\*\*</sup>, 彭勇<sup>1\*</sup>, 朱军<sup>2</sup>, 高琼<sup>1</sup>, 周琦<sup>1\*\*</sup>, 崔崇<sup>1</sup>

<sup>1</sup>南京理工大学材料科学与工程学院, 江苏 南京 210094;

<sup>2</sup>南京工程学院材料工程学院, 江苏 南京 211167

**摘要** 采用 3 kW 光纤激光偏置铝侧焊接的方式, 完成了 TC4 钛合金和 6082 铝合金的连接。测试了接头的宏微观组织及力学性能特征, 通过有限元方法对接头的温度场分布及钛/铝结合界面的热循环曲线进行了模拟。研究表明, 钛/铝激光偏置焊接可获得无裂纹、无气孔, 具有良好拉伸强度的接头, 钛试板在焊接过程中发生部分熔化, 端面变得不平整。在凝固过程中, 钛/铝结合界面会形成一个厚度较薄的钛/铝金属间化合物层, 其主要相为 TiAl<sub>3</sub>。拉伸试验表明, 接头的最高抗拉强度为 153 MPa, 是铝基材强度的 72.9%; 接头的断裂模式为脆性解理断裂, 断裂发生在金属间化合物层位置, 引起断裂的脆性相为 TiAl 和 TiAl<sub>3</sub>。

**关键词** 激光技术; 激光焊接; 异种金属焊接; 钛合金; 金属间化合物; 微观组织

中图分类号 TG456.7

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201845.1102010

## Microstructure and Mechanical Properties of Laser Welded Ti/Al Alloys

Guo Shun<sup>1\*\*\*</sup>, Peng Yong<sup>1\*</sup>, Zhu Jun<sup>2</sup>, Gao Qiong<sup>1</sup>, Zhou Qi<sup>1\*\*</sup>, Cui Chong<sup>1</sup>

<sup>1</sup>School of Materials Science and Engineering, Nanjing University of Science and Technology, Nanjing, Jiangsu 210094, China;

<sup>2</sup>School of Materials Engineering, Nanjing Institute of Technology, Nanjing, Jiangsu 211167, China

**Abstract** The welding of TC4 Ti alloy and 6082 Al alloy is realized by 3 kW fiber laser offset welding on Al sheets. The macro- and micro-structures and mechanical properties of joints are tested. The temperature field distribution of joints and the thermal cycling curves at Ti/Al interfaces are simulated by the finite element method. The results show that the joints without cracks and porosity and with good tensile strength can be obtained by Ti/Al laser offset welding. During the welding process, the Ti substrate is partially melted and its surface becomes uneven. In the solidification process, there occurs a thin intermetallic compound layer at the Ti/Al bonding interface, whose main phase is TiAl<sub>3</sub>. The tensile test show that the maximum tensile strength of joints is 153 MPa, 72.9% that of Al substrate. The fracture mode of joints is a brittle cleavage one. The fractures occur in the intermetallic compound layer, and brittle phases which cause the fracture are TiAl and TiAl<sub>3</sub>.

**Key words** laser technique; laser welding; dissimilar metal welding; titanium alloy; intermetallic compounds; microstructure

**OCIS codes** 140.3390; 140.3460; 140.3510; 160.3900

## 1 引言

科学技术的不断进步对各类工程机械结构的性能提出了更高的要求, 金属材料在结构设计与制造上面面临着新的挑战, 多层次、轻量化和低成本的设计与制造成为了当下材料研究的热点, 然而单一结构材料在不断优化改进的同时也逐渐面临性能瓶颈。

鉴于此, 异种材料连接得到越来越广泛的重视<sup>[1-3]</sup>。钛和铝是目前主要的金属结构材料, 其中钛合金因具有比强度高、耐腐蚀性好、抗断裂韧性高、生物相容性好等特点, 在航空航天、生物医药、船舶汽车制造等领域有着广泛的应用<sup>[4-5]</sup>。但钛合金价格昂贵, 切削性能差, 限制了其在工业中大范围使用。通过钛和其他常用的结构金属材料如铝实现高强度的连

收稿日期: 2018-05-22; 修回日期: 2018-07-10; 录用日期: 2018-07-26

基金项目: 国家自然科学基金青年基金(51505226)、国家自然科学基金面上项目(51375243)

\* E-mail: ypengnj@163.com; \*\* E-mail: cheezhou@njust.edu.cn; \*\*\* E-mail: guos09@163.com

接,可以在满足材料的刚度、耐蚀性、强韧性要求的同时拥有轻量化、切削加工难度小、塑变能力高等优势,在节约材料、合理利用资源和提高复合性能方面起到非常重要的作用。

钛/铝的复合结构具有广阔的应用前景,但是钛和铝的化学性质活泼,彼此间可形成多种复杂的金属间化合物,故其接头脆性大<sup>[6]</sup>。马志鹏等<sup>[7]</sup>研究发现,钛/铝结合界面化合物的厚度对接头性能具有显著的影响,在接头界面上部可形成三种不同形态的TiAl<sub>3</sub>金属间化合物,在接头界面下部则形成针状 $\tau_1$ 相。在显著不同的线膨胀系数、热导率等的共同作用下,焊接后接头中的残余应力大、力学性能差,甚至会直接断裂。李洪剑<sup>[8]</sup>通过自熔钎焊和填丝熔钎焊,对异种难焊金属TA2纯钛与2024铝合金进行了电子束焊接研究,结果表明,良好的润湿有利于增强拉伸强度,金属间化合物TiAl<sub>3</sub>的形成可起到类似“钉扎”的强化效果,同时,焊缝区残余拉应力的减小将大幅增大接头的拉伸强度。Kenevisi等<sup>[9]</sup>研究了50  $\mu\text{m}$ 厚Sn-10Zn-3.5Bi镀层的Ti-6Al-4V和Al7075的扩散焊接,结果表明,多种金属间化合物会在结合界面位置形成,原子扩散增多,接头强度增大。

基于以上研究结果,本文开展了无添加层的钛/铝异种金属激光焊接研究。激光具有极高的能量密度,可迅速熔化待焊工件完成连接,能在保证微变形、小热影响区(HAZ)的同时精确控制熔池中钛原子的熔释行为,形成良好的钛/铝金属间化合物过渡层,提高接头性能。通过有限元模拟仿真试验,揭示了钛/铝对接试板结合界面的温度变化过程,解释了钛及铝原子的熔化行为,并通过光学及电子显微镜对结合界面的组织形态进行了进一步的观察分析。研究结果为钛/铝异种金属光纤激光焊接的后续研究提供了一定的参考。

## 2 试验方法

试验材料采用尺寸为100 mm×50 mm×4 mm的Ti-6Al-4V钛合金板和同尺寸6082铝合金板,Ti-6Al-4V的化学成分(质量分数)为Ti(89.12%)、Al(6.42%)、V(4.30%)、Fe(0.05%)、C(0.03%),6082铝的化学成分(质量分数)为Si(1.0%)、Fe(0.5%)、Cu(0.10%)、Mn(0.5%)、Mg(0.8%)、Cr(0.25%)、Zn(0.20%)、Ti(0.10%)、Al(余量)。试板尺寸均不开坡口,在试验前通过机械打磨待焊区周边50 mm区域,露出金属光泽,再使

用280#、400#、600#砂纸顺次打磨,去除表面氧化膜,之后使用丙酮清洗。

采用3 kW光纤激光器开展试验,焊接结构的示意图如图1所示。试验采用激光偏置铝侧的焊接工艺,优化后激光功率 $P$ 为2.8 kW,焊接速率 $v$ 为10 mm·s<sup>-1</sup>,激光倾角 $\alpha$ 为0°,聚焦光斑直径为0.39 mm,铝侧偏置1.0 mm,激光工作后的驻留时间为1 s,氩气保护气流量为15 L·min<sup>-1</sup>。

焊接完成后,取接头横截面位置采样表征,试样经打磨、抛光、分步腐蚀。Ti-6Al-4V钛合金的腐蚀液为kroll腐蚀剂,6082铝合金的腐蚀液为NaOH溶液,其配比为10 g NaOH和90 mL蒸馏水,溶液温度为60 °C。采用光学显微镜(Vrre.A1型,Zeiss公司,德国),共聚焦三维轮廓测量仪(SM-1000型,ThinkFocus公司,中国),场发射扫描电子显微镜(SEM,FEI公司,Quanta 250F,美国)和能谱仪(EDS,X-MaxN型,Oxford Instrument公司,英国)对接头的微观形貌、组织、成分和断口进行观测,用于轮廓测量仪测试的表面用W2金刚石研磨膏抛光20 min。通过X射线衍射仪(XRD,D8型,Bruker公司,德国)进行物相分析,利用MDI Jade 6.0软件对数据结果进行分析标定。利用万能试验机(SANS CMT 5105型,MTS公司,美国)进行力学性能试验,拉伸速率设置为3 mm·min<sup>-1</sup>,测试在常温下进行。

激光焊接是一个热源高度集中的作用过程,也是典型的不稳定瞬态热传导过程,采用有限元方法(FEM)模拟焊接的温度场分布和热循环有助于研究激光的热作用过程<sup>[10]</sup>。图2(a)所示为所用激光器功率密度分布的实测图,最高能流密度可达500 kW·cm<sup>-2</sup>,因此激光具有极强的穿透能力。但铝合金对激光具有极大的初始反射率及很低的吸收率,故试验中模拟热源采用能够体现激光深熔焊接特点的Goldak双椭球模型<sup>[11]</sup>,该模型由两个不同的1/4椭球体组成,前、后椭球内的热流密度分布各不相同,其对应的热流分布为

$$q(x,y,z) = \frac{6\sqrt{3}f_1Q}{\pi^{3/2}abc_f} \times \exp\left\{-3\left[\left(\frac{x}{a}\right)^2 + \left(\frac{y}{b}\right)^2 + \left(\frac{z}{c_f}\right)^2\right]\right\}, \quad (1)$$

$$q(x,y,z) = \frac{6\sqrt{3}f_2Q}{\pi^{3/2}abc_b} \times \exp\left\{-3\left[\left(\frac{x}{a}\right)^2 + \left(\frac{y}{b}\right)^2 + \left(\frac{z}{c_b}\right)^2\right]\right\}, \quad (2)$$

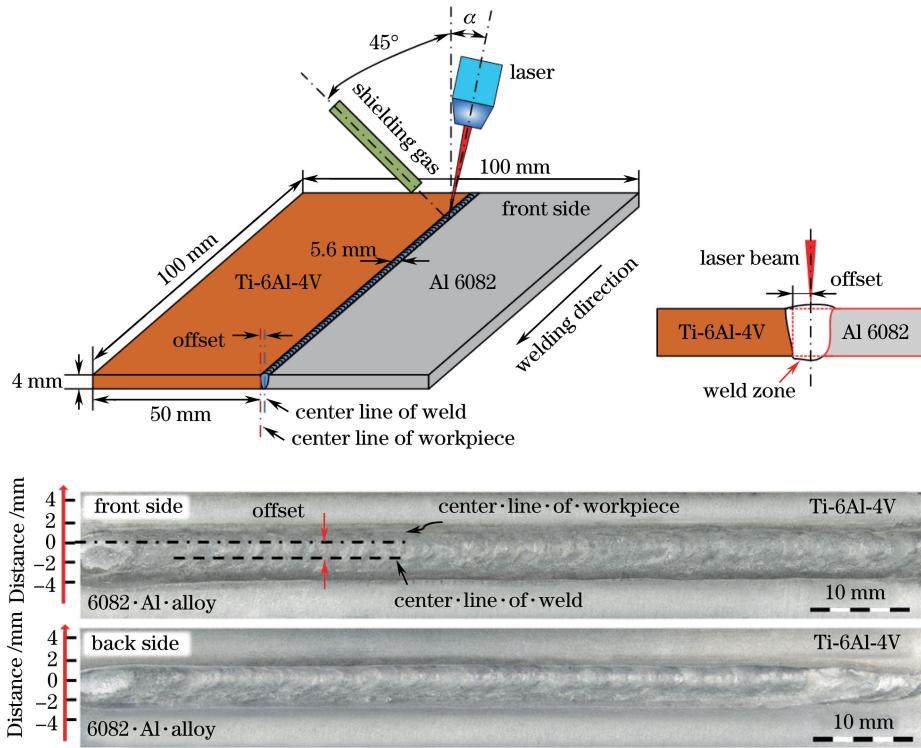


图1 Ti-6Al-4V合金和6082 Al合金的激光焊接。(a)示意图;(b)焊缝成形

Fig. 1 Laser welding of Ti-6Al-4V alloy and 6082 Al alloy. (a) Schematic; (b) weld formation

式中  $xyz$  为坐标系;  $f_1$ 、 $f_2$  分别为前、后部分椭球的能量分配系数,且  $f_1 + f_2 = 2$ ;  $Q$  为有效热输入功率;  $c_f$ 、 $c_b$  分别为前、后椭球的长度;  $a$  为宽度;  $b$  为深度。

双椭球热源模型能够很好地反映焊接时热源中心前部区域温度梯度大、后部区域温度梯度小的特征,其对应的热源分布模型如图2(b)所示,对应参

数设置如表1所示。有限元模拟网格划分采用误差值较小的八节点六面体。为提高计算精度和效率,网格单元尺寸设置为  $1.4 \text{ mm} \times 1.4 \text{ mm} \times 1.4 \text{ mm}$ 。在焊缝区域进行二级细化,即该单元网格等分为9个细小单元,由此可得单一试板体模型的节点个数为10656,单元个数为7668。

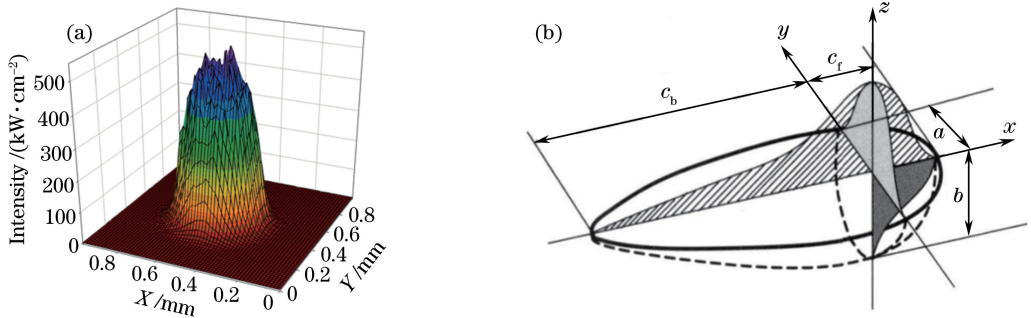


图2 激光热源。(a)激光功率密度分布;(b)模拟热源模型

Fig. 2 Laser heat-source. (a) Laser power density distribution; (b) heat-source model for simulation

表1 双椭球热源模型的参数设置

Table 1 Parameter setting for double-ellipsoid heat-source model

Parameter	Front length	Rear length	Width	Depth	Heat front scaling factor	Gaussian parameter
	$c_b / \text{mm}$	$c_f / \text{mm}$	$a / \text{mm}$	$b / \text{mm}$		
Value	0.25	0.35	0.25	4.0	0.83	3.0

### 3 试验结果及讨论

#### 3.1 有限元模拟及宏观特征

依据焊接工艺参数对模拟过程进行设定,可得图 3 所示的温度场分布云图及热循环温度曲线,选取的模拟进程时间为 4.98 s。在激光与材料相互作用的过程中,由于光热效应,高能激光束迅速熔化金属基体,形成熔池。图 3(a)所示为激光偏置铝侧焊接时钛侧的界面温度分布,可以看出,在具有一定偏置的激光束作用下,钛侧上端部的部分区域会熔化。在铝侧偏置的激光作用下,钛/铝对接试板会出现一个不对称、非均匀的焊接熔池,如图 3(b)所示。钛和铝的导热系数  $\lambda^{[5]}$  分别为  $15.7 \text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$  和  $237 \text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ ,故钛侧的温度梯度明显大于铝侧

的。对于加载热源未作用到的焊缝部分,如图 3(b)中箭头所示位置,由于钛/铝结合界面高的热阻,界面两侧温度在表面出现不连续,温度在铝侧偏向钛侧界面处发生陡降,最大降幅约为  $300 \text{ }^\circ\text{C}$ 。

随着热载荷向前移动,完成焊接的区域温度快速降低,等温曲线在对接截面的中心部分及试板表面呈扇形分布。每一区域的温度受前一热过程影响,热量持续累积,因此形成向外扩展并具有不同梯度的扇形温度场。通过该过程模拟,可得图 3(c)所示的横截面温度分布,对比真实的钛/铝激光焊接接头可知,实际熔合线与模拟的  $652 \text{ }^\circ\text{C}$  温度(近铝的熔点)曲线相近,同时,钛侧上端面会出现局域熔化。依据熔池形态及模拟的熔池边界的一致性可知,该模拟过程真实有效。

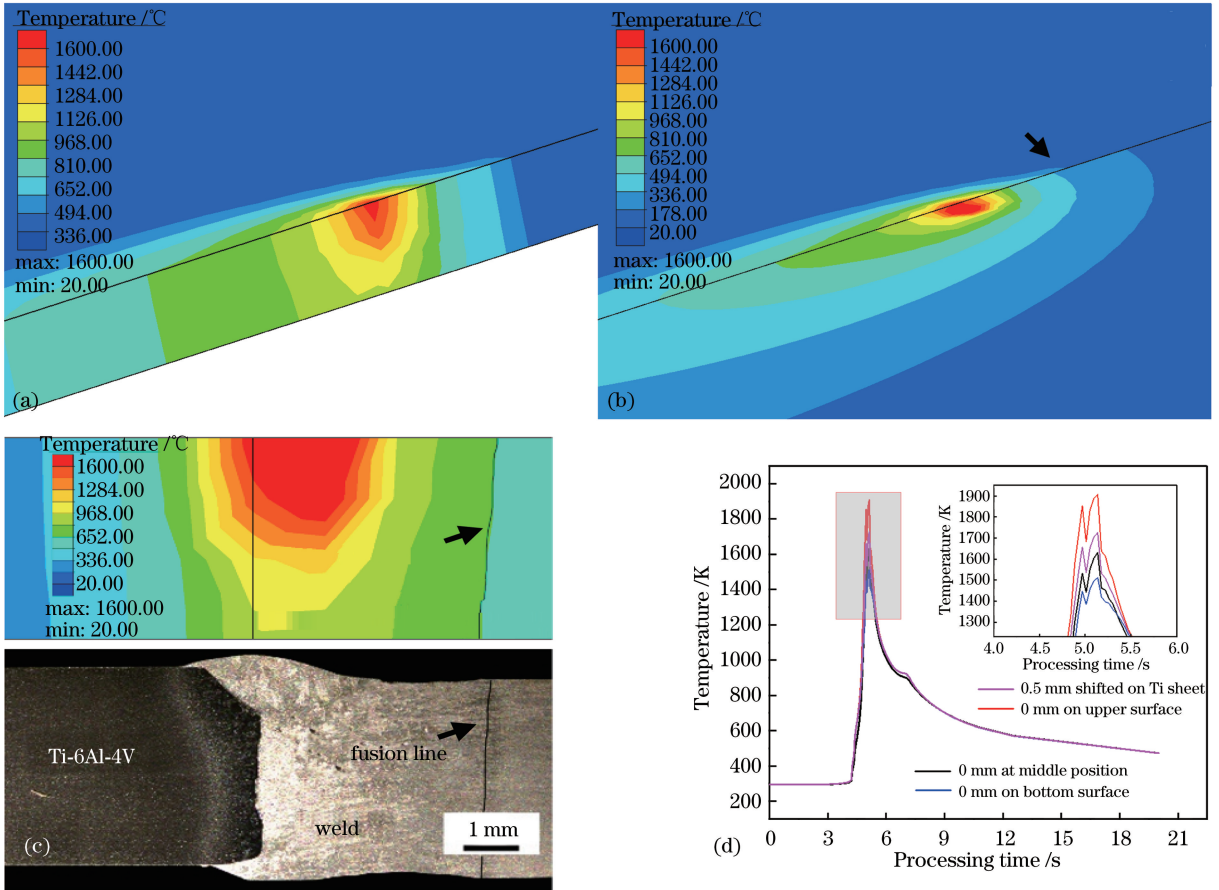


图 3 温度场云图及监控点热循环温度曲线。(a)激光偏置铝侧焊接时钛侧的界面温度分布；  
(b)焊接熔池温度分布；(c)横截面温度分布；(d)热循环温度曲线

Fig. 3 Temperature field cloud maps and thermal cycling temperature curves at monitoring points. (a) Temperature distribution at interface for laser offset welding on Al sheet; (b) temperature distribution of welding pool; (c) cross-sectional temperature distribution; (d) thermal cycling temperature curves

图 3(d)所示为钛/铝结合界面处监控点的热循环温度曲线,可以看出,在最高温度点附近温度快速下降,模拟显示试板存在熔透现象。焊接试板表面的

最高温度超过钛的熔点温度并引起熔化,但中部及下表面的温度低于钛的熔点温度。模拟的钛侧界面中下部本应保持平直界面,但实际焊接熔池在激光

的作用下存在着剧烈的搅拌及冲刷现象,因此,钛/铝焊缝结合界面会出现熔释现象,变得不平整。

钛/铝激光焊接的表面成形图如图 1 所示,可以看出,钛/铝接头表面成形良好,单面焊时双面成形,鱼鳞纹均匀,无明显的裂纹产生。模拟及真实接头表明,钛试板上端会部分熔化,少量钛原子进入熔池。钛/铝之间存在多种金属间化合物相,这些相会在结合界面处形成一薄层,并且不利的生长方式会极大地限制该类接头的力学性能,其中厚度超过  $10\ \mu\text{m}$  的连续层片状的反应层脆性最大,韧性最低<sup>[6,12-13]</sup>。对于钛/铝之间的强连接接头,锯齿状反应层为最佳生长形态。为了表征接头结合界面处的

宏观特性,用轮廓测量仪对钛/铝结合处进行测试分析,图 4 所示为所得二维表面测试曲线,可以看出,钛侧及焊缝表面平整,经精细研磨抛光后表面粗糙度很小,但在钛/铝结合界面前沿存在一个轻微凹陷,即表面磨损区,该区域对应于金属间化合物层的形成位置。图 5 所示为钛/铝结合界面的三维形貌及中值降噪后的优化对比图像。可以看出,钛/铝结合界面处存在明显的台阶,钛/铝两侧平整,但交界处与两侧的磨损特性不同。钛/铝金属间化合物具有很高的硬度及差的韧性,在抛光的过程中,细小的金刚石会在试样表面产生应变影响层,难以塑性变形的金属间化合物层被剥离,引起局域凹陷。

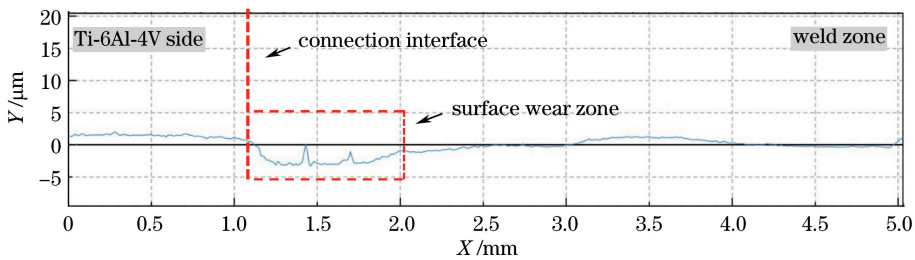


图 4 Ti-6Al-4V 合金和 6082 Al 合金结合界面的二维表面图

Fig. 4 2D surface map of bonding interface of Ti-6Al-4V alloy and 6082 Al alloy

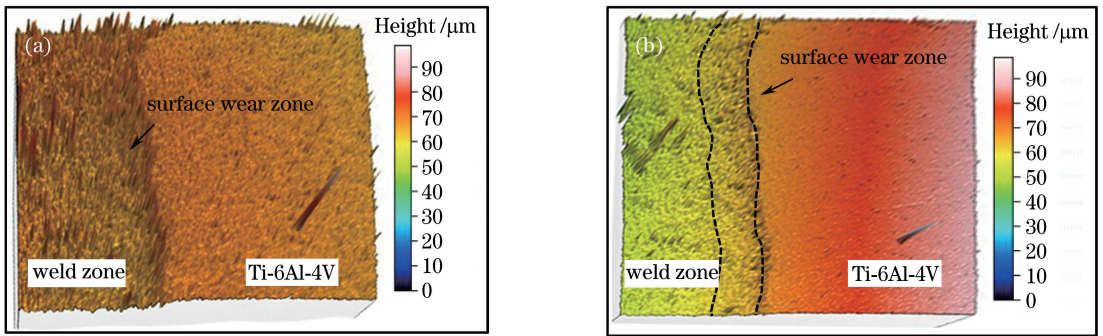


图 5 Ti-6Al-4V 合金和 6082 Al 合金结合界面的三维表面形貌。(a)原始形貌;(b)中值除噪后的结果

Fig. 5 3D surface profile of bonding interface of Ti-6Al-4V alloy and 6082 Al alloy. (a) Original profile; (b) result after median denoising

### 3.2 微观组织及元素分布

图 6 所示为钛/铝激光焊接头的显微组织图,其中图 6(a)展示了铝合金母材(BM)及 HAZ 的组织形态,两者具有相似的晶粒形貌,主要相为  $\alpha\text{Al}$ ,但 HAZ 的晶粒在焊接完成后明显长大,该区域的铝原子在热的作用下快速迁移,通过晶界的位移实现晶界的吞并,降低了晶界表面能而得以长大。图 6(b)所示为焊缝区的枝晶组织,在熔池凝固的过程中,枝晶沿着铝侧散热相反的方向快速向熔池中心推进,由于较大的温度梯度,枝晶形态近似于柱状,在枝晶间存在少量的灰色块状相。图 6(c)所示

为近钛侧的焊缝区域组织,由于钛原子的熔释行为,该区域钛原子的成分占比增大,灰色块状相也明显增多,该相主要为  $\text{TiAl}_3$ <sup>[5,10]</sup>。 $\text{TiAl}_3$  具有高的高温稳定性及熔变,在凝固过程中极易生成,其主要的存在形态为块状及长条状。图 6(d)所示为钛/铝结合界面区域的微观结构,可观察到条状的灰色相  $\text{TiAl}_3$ 。同时,在界面前沿存在一薄化合物层,其依附在钛基材边缘。

为了进一步观察和分析钛/铝结合界面前沿的金属间化合物薄层,采用 SEM 对该区域进行高倍放大,同时结合能谱扫描对元素及其分布进行标定,

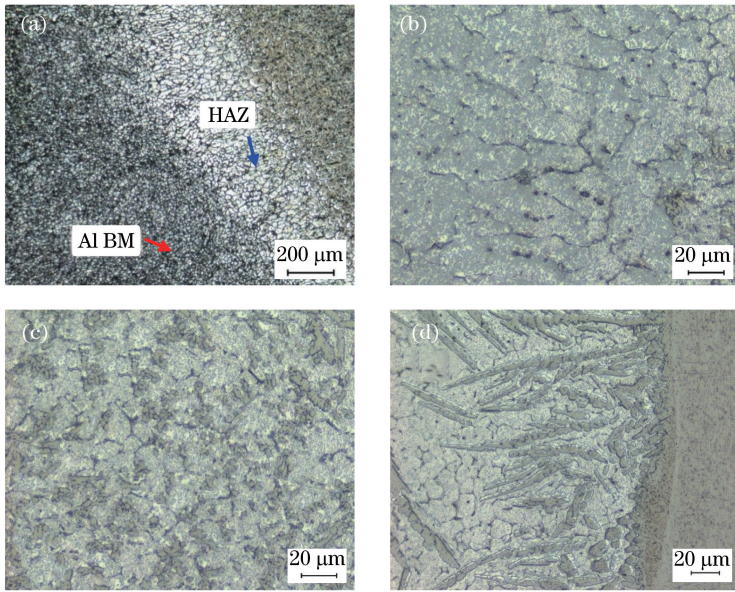


图 6 钛/铝激光焊接头的显微图。(a)铝侧 BM 及 HAZ;(b)焊缝区;(c)近钛侧焊缝区;(d)钛/铝结合界面及金属间化合物层  
 Fig. 6 Micrographs of laser welded Ti/Al joints. (a) Al BM and HAZ; (b) weld zone; (c) weld zone near Ti side; (d) Ti/Al bonding interface and intermetallic compound layer layer

线扫描位置如图 7 中黄色直线所示。图 7(a)所示为金属间化合物层的主要形态,可以看出,该齿状层的厚度约为  $15\ \mu\text{m}$ ,其形态为连续的块状,末端呈现条状。在钛基材与金属间化合物层交接处有一明显的过渡条带,如红色框 2 所示位置;该图片具有多种不同衬度,其明暗差异表明该薄层可能具有多种化合物相。图 7(b)所示为该界面的能谱线扫描结果,

其元素含量的趋势变化说明该化合物层为钛、铝原子的混合区间,在该层以外区域的主要元素成分为相对单一的钛元素或铝元素。线扫描数据同时表明,钛原子和铝原子的扩散距离约为  $15\ \mu\text{m}$ ,并具有相反的浓度梯度,两种原子在此区间的不同位置可形成多种成分比,根据钛、铝相图及激光焊接快速凝固特点可知,该层可形成多种钛/铝金属间化合物。

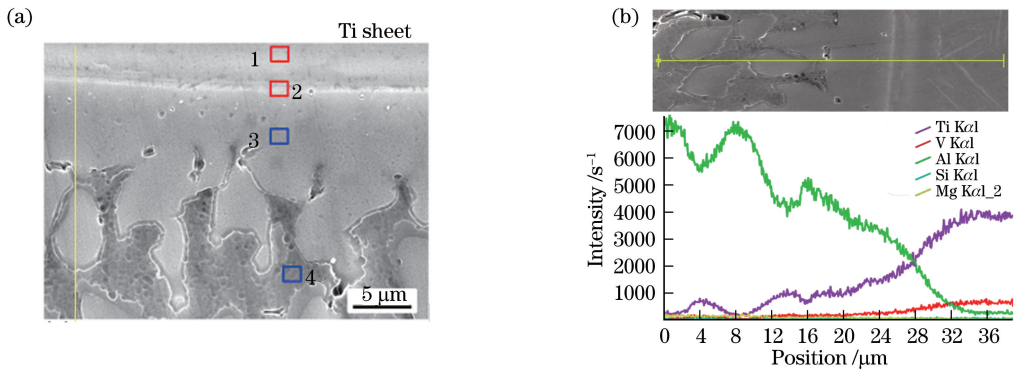


图 7 结合界面的电子扫描图及能谱线扫描图。(a)钛/铝金属间化合物层;(b)各主要成分的扫描能谱线  
 Fig. 7 SEM image and EDS results of bonding interface. (a) Ti/Al intermetallic compound; (b) scan energy spectral lines of all main components

图 8 所示为钛基材与化合物层交界过渡区域的放大 SEM 图片及能谱面扫描结果。可以看出,在接近钛基材处有一很窄的灰白色区间,其衬度与其他位置的不同。通过对整个界面的能谱扫描可知,该层处于钛原子扩散的起始端和铝原子扩散的终止端。面扫描还表明,钛原子以部分条状突起的形式

扩散进入铝中,铝元素具有不均匀的分布特征,在钛大量扩散进入的区域出现“贫铝”现象。通过对比元素扩散行为与化合物层形态可知,金属间化合物的生长具有取向性,形成类似于树枝状的突起。通过对图 7 和图 8 中标注区域进行细致的能谱扫描,可得较准确的钛、铝原子分数,具体数据如图 9 所示,

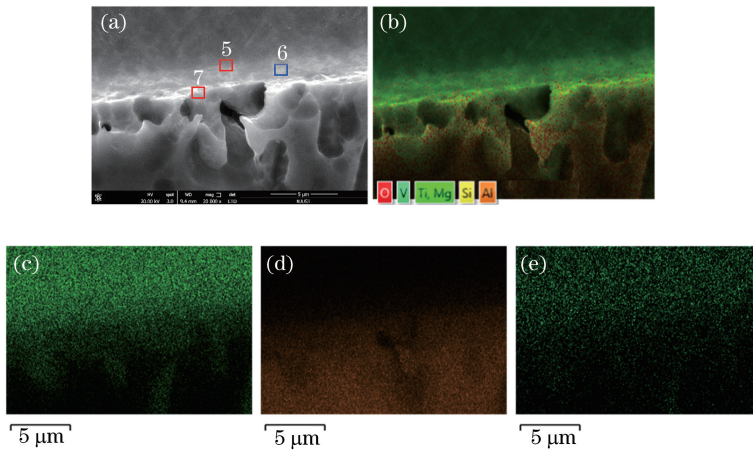


图 8 钛/铝结合界面能谱扫描的元素分布图。(a)结合界面扫描电镜图;(b)能谱扫描分层图像;(c) Ti 元素分布图;(d) Al 元素分布图;(e) V 元素分布图

Fig. 8 Element distribution maps at Ti/Al bonding interface by EDS scan. (a) SEM image of bonding interface; (b) layered image by EDS scan; (c) distribution map of Ti element; (d) distribution map of Al element; (e) distribution map of V element

其中数字标记对应于相应的扫描区域。

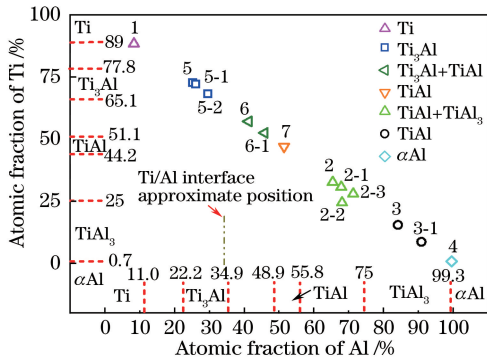


图 9 图 7、8 中标注区域的能谱分析结果  
Fig. 9 EDS analysis results of marked area in Figs. 7 and 8

图 9 的横、纵坐标结合了钛/铝相图的相关区间信息,可以看出,该化合物层可能包含多种钛/铝间化合物相,主要包括  $Ti_3Al$ 、 $TiAl$ 、 $TiAl_3$  等,其中在界面前沿的块状相主要为  $TiAl_3$ ,钛基材与化合物层交接处的过渡条带为  $Ti_3Al$ ,在两者之间可能存在  $TiAl$  相。为了验证接头的物相组成,采用 XRD 测试,扫描位置标识于宏观截面中的红色框,其晶格衍射图谱如图 10(a)所示。根据该检测结果可知,接头中主要存在的金属间化合物相为  $TiAl_3$ ,衍射角  $2\theta$  为  $39.1^\circ$  和  $64.9^\circ$  时可检测到相应峰值。晶格在焊接的快速凝固过程中形成,略有畸变并且取向具有择优方向,因此峰位略有偏移,衍射角峰位较少。其他物相由于质量分数低而难以标定。

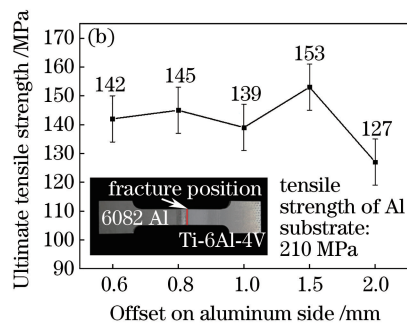
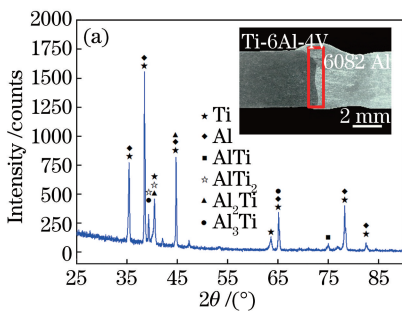


图 10 XRD 分析结果及拉伸强度测试结果。(a) XRD 数据;(b)拉伸强度测试结果

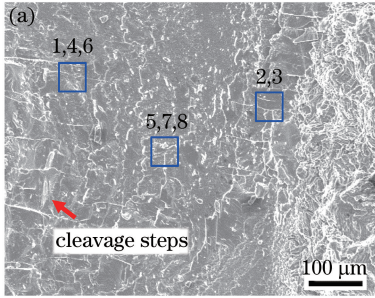
Fig. 10 XRD and tensile strength test results. (a) XRD data; (b) tensile strength test results

### 3.3 力学性能及断裂行为分析

图 10(b)所示为钛/铝激光焊接头的拉伸测试结果,数据表明激光偏置焊接钛、铝时可获得较好的拉伸强度,最高拉伸强度可达 153 MPa,相当于铝基板强度的 72.9%。激光偏置对铝侧的偏置距离具有

一定的敏感性,在偏置距离为 0.6~1.5 mm 时,极限抗拉强度较稳定,但过大的偏置会导致钛/铝试板间结合不良。在偏置铝侧 2.0 mm 焊接时,抗拉强度降至 127 MPa。这是因为钛、铝之间依靠金属间化合物  $TiAl_3$  实现可靠连接,偏置距离过大会引起界

面处钛、铝原子的扩散不充分,根部熔合不良<sup>[8,14]</sup>。但偏置过小时,极易形成粗大的 TiAl<sub>3</sub>相,接头脆性增大,性能恶化。偏置铝侧 0.3 mm 的试验结果表明,样品在焊接后具有微裂纹,敲击后断裂,断口平整,因此过小的偏置同样不适合钛、铝焊接。接头倾向于断裂在钛侧熔合线附近,即金属间化合物层的



位置,其断裂表现为脆性解理断裂,断口表面平整,具有明显的解理台阶。对图 11(a)所示蓝色框区域的断面进行能谱扫描,结果如图 11(b)所示,由原子分数推测,断裂表面的主要相可能为 TiAl 和 TiAl<sub>3</sub>,这两相具有较高的硬度及较弱的滑移系,因此塑性变形能力差,脆性大,引起接头破坏。

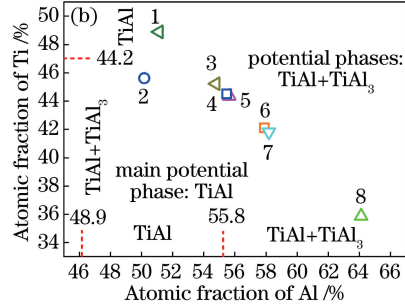


图 11 断口及表面能谱。(a)断口形貌;(b)表面能谱测试结果

Fig. 11 Fractures and surface energy spectra. (a) Fracture morphology; (b) test results of surface energy spectra

图 12 所示为钛/铝激光焊接头的硬度分布图,其硬度测试位置由红、黑线标记,硬度测试分别在上部和中部进行两次测量。硬度曲线表明,对于激光偏置铝侧焊接,焊缝的硬度比铝基材的略低,这是由于焊缝区主要是柱状 αAl,晶粒尺度较大。激光焊接过程中,钛基材上部出现局部熔化,钛原子进入熔池,在凝固过程中形成少量金属间化合物相 TiAl<sub>3</sub>,该化合物相分布在焊缝的铝基体中,靠近钛侧的上端部焊缝的硬度增大。在钛基材与焊缝的交接处,有一窄的高硬度区,该区间对应金属间化合物的生成位置,钛/铝金属间化合物具有很高的硬度,因此该部分的硬度增大。图 12 还表明,激光焊接具有较小的 HAZ,软化特征不明显。

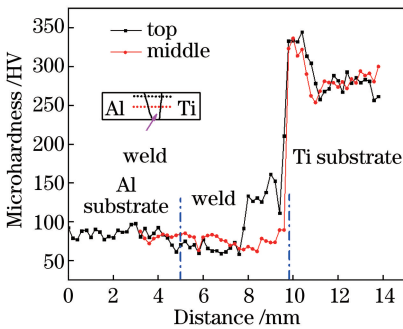


图 12 钛/铝激光焊接头的硬度分布图  
Fig. 12 Hardness distribution of laser welded Ti/Al joint

## 4 结 论

采用光纤激光偏置铝侧焊接的方式,完成了

TC4 钛合金和 6082 铝合金的连接。测试了接头的宏微观组织及力学性能特征,通过有限元方法对接头的温度场分布及钛/铝结合界面的热循环曲线进行了模拟,并进行了拉伸试验,得到如下结论。

1) 钛/铝激光偏置焊接具有较好的焊缝成形,无微裂纹及气孔产生,接头的抗拉强度最高为 153 MPa,可达铝合金基材强度的 72.9%。

2) 铝侧一定偏置的激光焊接会引起部分钛基材熔化,钛原子进入熔池可形成多种金属间化合物相。在钛/铝结合界面处形成了宽度约为 15 μm 的钛/铝金属间化合物层,化合物相从钛侧向焊缝区依次可能为 Ti<sub>3</sub>Al、TiAl、TiAl<sub>3</sub>,其中主要化合物相为 TiAl<sub>3</sub>。

3) 激光偏置铝侧焊接的钛/铝接头对于偏置距离具有一定的敏感性,其合适的偏置设置范围为 0.6~1.5 mm。

4) 钛/铝接头的断口表现为脆性解理断裂,断裂面平整,断裂主要发生在钛/铝结合界面处,即金属间化合物形成位置,断裂表面的主要相为 TiAl、TiAl<sub>3</sub>相。

## 参 考 文 献

[1] Zhou X K, Mi G Y, Liu S, *et al.* Laser lap welding of 304 stainless steel/T2 red copper ultra-thin sheets [J]. Chinese Journal of Lasers, 2017, 44 (8): 0802006.  
周学凯, 米高阳, 刘森, 等. 304 不锈钢/T2 紫铜超薄板激光搭接焊[J]. 中国激光, 2017, 44 (8):



- 0802006.
- [2] Li C L, Fan D, Yu X Q, *et al.* Method of arc-assisted laser wire welding-brazing between aluminum and galvanized steel with filler powder[J]. Chinese Journal of Lasers, 2016, 43(7): 0702007.  
李春玲, 樊丁, 于晓全, 等. 铝/镀锌钢电弧辅助激光涂粉填丝熔钎焊方法[J]. 中国激光, 2016, 43(7): 0702007.
- [3] Tan C W, Huang Y H, Chen B, *et al.* Microstructure and thermodynamic behavior of laser welded-brazed Mg/Ti dissimilar joint [J]. Chinese Journal of Lasers, 2016, 43(3): 0303009.  
檀财旺, 黄煜华, 陈波, 等. 镁/钛激光熔钎焊界面微观结构与元素热力学行为分析[J]. 中国激光, 2016, 43(3): 0303009.
- [4] Wei S Z, Li Y J, Wang J, *et al.* Microstructure and joining mechanism of Ti/Al dissimilar joint by pulsed gas metal arc welding [J]. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2014, 70(5/6/7/8): 1137-1142.
- [5] Guo S, Peng Y, Cui C, *et al.* Microstructure and mechanical characterization of re-melted Ti-6Al-4V and Al-Mg-Si alloys butt weld [J]. Vacuum, 2018, 154: 58-67.
- [6] Chen S H, Li L Q, Chen Y B, *et al.* Joining mechanism of Ti/Al dissimilar alloys during laser welding-brazing process [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2011, 509(3): 891-898.
- [7] Ma Z P, Yu X L, Meng Q W. Microstructure and fracture behavior of arc welding-brazing joints between titanium and aluminum dissimilar alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(11): 3067-3076.  
马志鹏, 于心泷, 孟庆武. 钛/铝异种合金电弧熔钎焊接接头的组织与断裂行为[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(11): 3067-3076.
- [8] Li H J. Process and mechanism research of welding-brazing TA2 pure titanium to 2024 aluminum alloy joint based on space electron beam heat source[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2016: 17-55.
- 李洪剑. 基于空间电子束热源的 TA2 纯钛/2024 铝合金熔钎焊工艺及机理研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2016: 17-55.
- [9] Kenevisi M S, Mousavi Khoie S M. A study on the effect of bonding time on the properties of Al7075 to Ti-6Al-4V diffusion bonded joint [J]. Materials Letters, 2012, 76(6): 144-146.
- [10] Zain-ul-abdein M, Nélías D, Jullien J F, *et al.* Experimental investigation and finite element simulation of laser beam welding induced residual stresses and distortions in thin sheets of AA 6056-T4 [J]. Materials Science and Engineering: A, 2010, 527(12): 3025-3039.
- [11] Li X X, Wang H Y, Zhang J X. Numerical analysis of laser weld morphology and residual stresses of TC4 titanium alloy[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2013, 34(12): 79-82.  
李兴霞, 王红玉, 张建功. TC4 钛合金激光焊缝形貌与残余应力数值分析[J]. 焊接学报, 2013, 34(12): 79-82.
- [12] Chen S H, Li L Q, Chen Y B. Interface characteristic and property of Ti/Al dissimilar alloys joint with laser welding-brazing [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2008, 18(6): 991-996.  
陈树海, 李俐群, 陈彦宾. 铝/钛异种合金激光熔钎焊接头界面特性[J]. 中国有色金属学报, 2008, 18(6): 991-996.
- [13] Chen S H, Li L Q, Chen Y B. Laser welding-brazing of Ti/Al dissimilar alloys joint with rectangle spot [J]. Chinese Journal of Lasers, 2008, 35(12): 2036-2041.  
陈树海, 李俐群, 陈彦宾. 矩形光斑钛/铝异种合金激光熔钎焊[J]. 中国激光, 2008, 35(12): 2036-2041.
- [14] Song Z H, Nakata K, Wu A P, *et al.* Interfacial microstructure and mechanical property of Ti6Al4V/A6061 dissimilar joint by direct laser brazing without filler metal and groove [J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 560: 111-120.