

# 填充金属对 TC4 钛合金激光填丝焊接头组织性能影响

方乃文<sup>1</sup>, 黄瑞生<sup>1</sup>, 龙伟民<sup>2</sup>, 徐 锴<sup>1</sup>, 李 伟<sup>3</sup>, 武鹏博<sup>1</sup>, 尹立孟<sup>4</sup>,  
曹 浩<sup>1</sup>, 马一鸣<sup>1</sup>, 邹吉鹏<sup>1</sup>

(1. 哈尔滨焊接研究院有限公司, 黑龙江 哈尔滨 150028)

(2. 郑州机械研究所有限公司 新型钎焊材料与技术国家重点实验室, 河南 郑州 450001)

(3. 北京金威焊材有限公司, 天津 301906)

(4. 重庆科技学院 冶金与材料工程学院, 重庆 401331)

**摘 要:** 分别采用 TC3 实心焊丝和 Ti-Al-V-Mo 系药芯焊丝作为填充金属, 进行 TC4 钛合金板窄间隙激光填丝焊, 并对获得的焊接接头组织性能进行分析研究。结果表明, 两组焊接接头各区域的微观尺度区别较明显, 激光填药芯焊丝焊接接头中的焊缝区与粗晶区中的  $\alpha'$  马氏体长度较小, 并且焊缝区中原始  $\beta$  相晶界宽度也较窄; 激光填实心焊丝焊缝中  $\alpha'$  马氏体板条约为 0.55  $\mu\text{m}$ , 板条  $\alpha'$  马氏体之间穿插着少量残留  $\beta$  相, 在  $\alpha'$  马氏体内部发现位错, 并形成少量的位错塞积; 激光填药芯焊丝焊缝中的针状  $\alpha'$  马氏体宽度约为 0.35  $\mu\text{m}$ , 板条  $\alpha'$  马氏体之间同样穿插着少量残留  $\beta$  相, 针状  $\alpha'$  马氏体内含有少量的细孪晶和大量的位错塞积形成的位错墙, 同时在相界位置也发现更加密集的位错, 残留  $\beta$  相含量也要略多; 激光填实心焊丝焊接接头焊缝区中晶粒间的取向差大于 10° 的大角度晶界占比约 79.25%, 药芯焊丝约为 96.27%; 激光填药芯焊丝焊接接头的焊缝区及热影响区硬度平均值及拉伸性能数值均大于激光填实心焊丝的焊接接头。

**关键词:** 填充金属; 钛合金; 激光填丝焊; 组织性能

中图分类号: TG456.7

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)05-1725-12

钛合金作为重要的轻质金属材料, 具有高比强度、耐高温、抗腐蚀等优点, 已经在船舶制造、医疗器械、航空航天、武器装备等领域得到广泛应用, 且应用量逐年递增<sup>[1-5]</sup>。激光焊是一种优质高能束焊接技术, 具有能量密度高、热输入小、焊接接头热影响区狭窄等优点, 与激光自熔焊相比较, 激光填丝焊可以降低对装配间隙的苛刻要求, 通过调节工艺参数, 可以实现厚板的连接, 并对焊缝组织性能进一步优化<sup>[6-7]</sup>。目前, 激光填丝焊接技术已经在钛合金领域逐步获得了应用<sup>[8-9]</sup>。

TC4 (Ti-6Al-4V) 两相钛合金既具有  $\alpha$  型钛合金的热稳定性, 又兼具  $\beta$  型钛合金的易加工性, 并具有良好的焊接性<sup>[10]</sup>。目前, 国内外针对 TC4 钛合金的激光填丝焊接技术进行了较多的研究<sup>[11-15]</sup>, 结果表明: 通过调节焊接热输入、优化激光工艺参数、增加焊后热处理工序, 以及在焊接过程中利用热丝技术、超声能场辅助成形等手段均可以获得性能较优异的焊接接头。而通过开展钛合金药芯焊丝的研发, 利用有益元素的添加、焊接过程中元素烧损的补充而对焊缝晶粒

尺寸、取向及分布进行调控的研究则相对较少, 本实验通过对比实心焊丝作为填充金属获得焊接接头的组织性能, 验证自主研发的金属粉芯药芯焊丝对组织细化及性能提升的作用, 以期为后续的工程实际应用提供基础理论数据支持。

## 1 实 验

实验用 TC4 钛合金板的尺寸规格为 400 mm×200 mm×20 mm, 焊接材料分别为直径 1.2 mm 的 TC3 实心焊丝和 Ti-Al-V-Mo 系金属粉芯药芯焊丝, 实心焊丝和药芯焊丝熔敷金属化学成分见表 1。钛合金板加工 Y 形坡口形式, 坡口钝边 4 mm, 根部间隙 3.2 mm, 单边坡口角度 1°, 同时设计了单边 1.5° 的反变形, 并加工 4 个垫板放在待焊钛合金试板下方, 并对其进行刚性固定, 坡口形式见图 1。焊前将钛合金试板进行打磨, 并在体积分数为 5% HF+30% HNO<sub>3</sub>+H<sub>2</sub>O 的酸洗溶液中浸泡 30 min, 去除表面油污和氧化物, 乙醇清洗后烘干备用。采用激光填丝焊接方法进行焊缝金属填充,

收稿日期: 2022-06-08

基金项目: 国家重点研发计划 (2021YFB3401100); 黑龙江省头雁行动计划-能源装备先进焊接技术创新团队资助 (201916120); 新型钎焊材料与技术国家重点实验室开放课题 (SKLABFMT202005)

作者简介: 方乃文, 男, 1987 年生, 博士, 高级工程师, 哈尔滨焊接研究院有限公司, 黑龙江 哈尔滨 150028, 电话: 0451-86312374, E-mail: naiwen20@163.com

表 1 填充金属的化学成分

Table 1 Chemical composition of filler metal ( $\omega/\%$ )

Filler metal	Mo	Al	V	Fe	N	O	C	H	Ti
TC4 base metal	-	6.08	3.88	0.14	0.007	0.18	0.034	0.001	Bal.
TC3 solid weld wire	-	5.75	3.82	0.04	0.006	0.08	0.012	0.001	Bal.
Ti-Al-V-Mo flux-cored wire deposited metal	0.50	6.51	4.54	0.58	0.008	0.12	0.050	0.001	Bal.

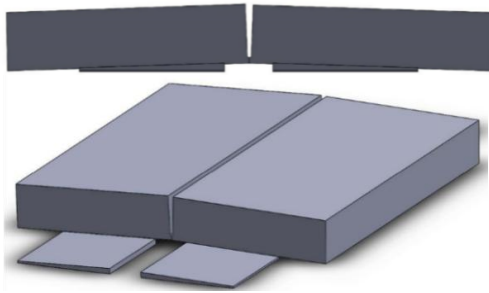


图 1 坡口形式示意图

Fig.1 Diagram of groove shape

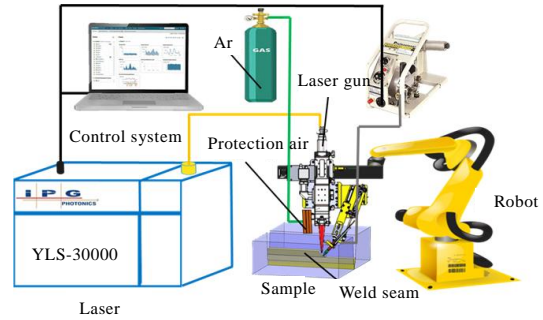


图 2 窄间隙激光填丝焊接装置

Fig.2 Experimental set-up of narrow-gap laser welding with filler wire

激光器为德国 IPG 公司生产的 YLS-30000-S4 光纤激光器，所用摆动激光头型号为 FLW D50W，送丝机构为奥地利 Fronius KD 1500 D-11 型送丝机，上述机构通过悬臂式龙门及 KUKA 机器人集成并控制焊接轨迹，激光填丝焊接系统如图 2 所示。激光束采用圆形摆动模式，摆动频率为 100 Hz，摆动幅度为 2 mm，

其他焊接工艺参数见表 2，使用单激光进行打底，共计填充 10 道完成焊接，层间温度控制在 300 °C 以内；焊接过程采用 3 条 He 保护气路进行焊缝的正反面的保护，每条保护气压力值设定为 0.5 MPa，焊缝正面气体保护装置如图 3 所示。

表 2 焊接工艺参数

Table 2 Welding parameters

Filled layer	Laser power, P/W	Welding speed, $V_1/m \text{ min}^{-1}$	Wire feed speed, $V_2/m \text{ min}^{-1}$	Focal length, f/mm	Defocus quantity, $\Delta f/mm$
Backing by single laser	3250	1.00	-	428	+20
Welding with filler solid wire	3000	0.40	4.0	428	+15
Welding with flux-cored wire	4000	0.42	0.6	428	+15

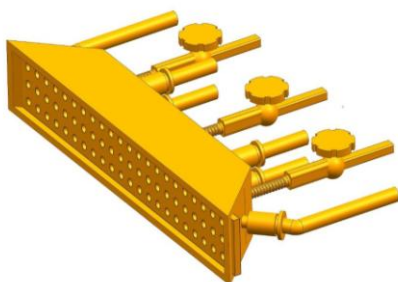


图 3 气体保护装置

Fig.3 Gas protection equipment

焊接完成后，由线切割设备进行试样加工，加工完成后的金相试样采用体积分数为 3% HF+6% HNO<sub>3</sub>+91% H<sub>2</sub>O 的腐蚀液进行 15 s 的腐蚀；采用 OLYMPUSGX71 光学显微镜 (OM)、JEM-2100F 型场发射透射电子显微镜 (FE-TEM)、电子背散射衍射仪 (EBSD)、FEI Quanta-200 型扫描电镜及 D/MAX-rB 型 X 射线衍射仪对焊缝的微观组织和物相进行观察确定，其中 TEM 透射试样采用小冲床在焊缝区冲下直径为 3 mm 的圆片，电解双喷减薄穿孔后进行观察，加速电压为 120 kV；利用 HVS-1000Z 型显微硬度计进行硬度测试；室温拉伸性能在 INSTRON 5569

电子万能试验机进行，拉伸速率为 1 mm/min，拉伸试样的尺寸示意图如图 4 所示；纳米压痕在 Nano indenter G200 测试仪上进行。

## 2 实验结果

图 5 为 2 组焊接接头的横截面宏观形貌，其中图 5a 为激光填实心焊丝焊接接头宏观形貌，图 5b 为激光填药芯焊丝焊接接头宏观形貌。可以发现：2 组焊接接头成形及变形控制较好，无气孔、夹渣、裂纹、未熔合等焊接缺陷，X 射线检测结果符合 GB/T 37910.1—2019 规定的 1 级标准。2 组焊接接头的层次轮廓均清晰明显，焊缝层间均呈下凹状，实心焊丝焊接接头中粗大的柱状晶由两侧向焊缝中心生长分布趋势更加清晰明显。

图 6 与图 7 为 2 组焊接接头的微观组织形貌，其中图 6a~图 6d 为激光填实心焊丝焊接接头微观组织形貌，图 7a~图 7d 为激光填药芯焊丝焊接接头微观组织形貌。可以发现，最大晶粒均出现在焊缝中心位置，由于焊缝区的焊丝熔化后冷却速度极快，溶质来不及均匀化扩散，属于快速凝固组织，具有典型的铸造组织特征。随着与焊缝中心距离的增加，晶粒尺寸呈逐渐减小的趋势，即焊缝区、粗晶区、细晶区的晶粒尺寸呈递减分布。

2 组焊接接头中各区域组织构成基本一致，焊缝区由相互平行的长针状  $\alpha'$  马氏体贯穿整个柱状晶，在  $\alpha'$  马氏体之间还会形成细小的二次  $\alpha'$  马氏体，最终焊缝区呈网篮状；粗晶区均由针状  $\alpha'$  马氏体、少量初始  $\alpha$  相及魏氏组织构成；细晶区则均由少量等轴  $\alpha$  相、 $\beta$  相

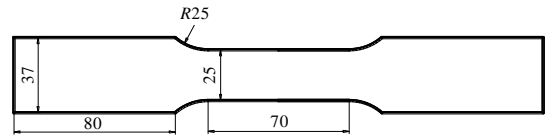


图 4 拉伸试样尺寸示意图

Fig.4 Dimensions of tensile specimen

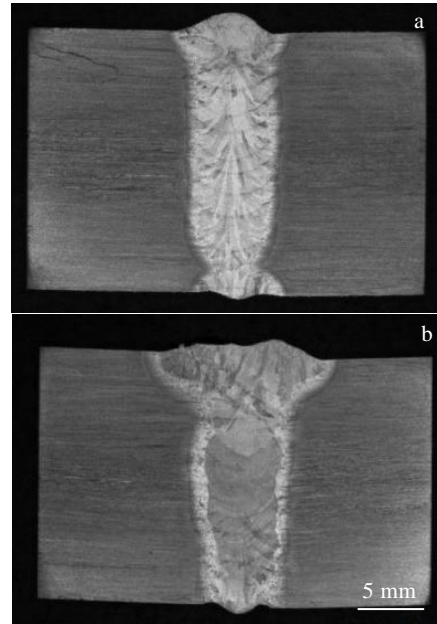


图 5 焊接接头横截面宏观形貌

Fig.5 Cross-sectional macroscopic morphologies of welded joints: (a) laser filled solid wire and (b) laser filled flux-cored wire



图 6 激光填实心焊丝焊接接头微观组织形貌

Fig.6 Microstructures of welded joint with laser filled solid wire: (a) overall micromorphology, (b) welded seam zone, (c) coarse-grained zone, and (d) fine grain zone

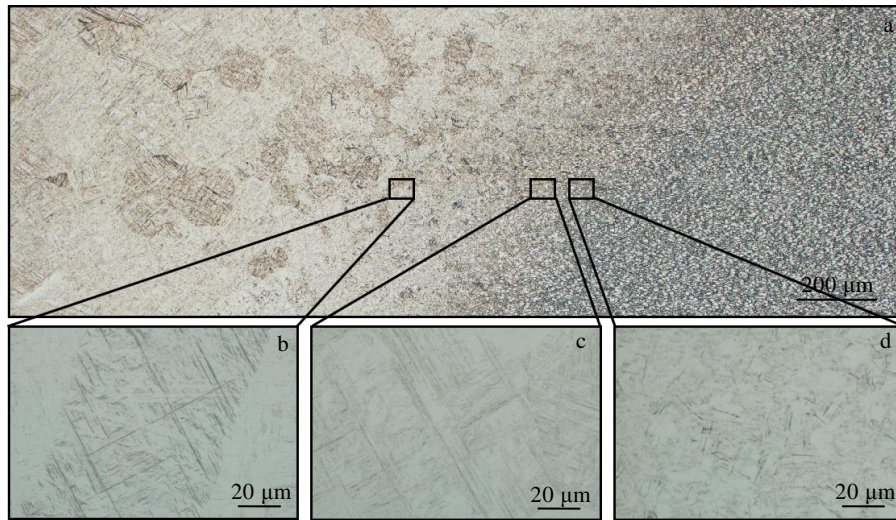


图 7 激光填药芯焊丝焊接接头微观组织形貌

Fig.7 Microstructures of welded joint with laser filled flux-cored wire: (a) overall micromorphology, (b) welded seam zone, (c) coarse-grained zone, and (d) fine grain zone

及板条状  $\alpha$  相组成。但是 2 组焊接接头各区域的微观尺度有较为明显的区别，激光填药芯焊丝焊接接头中的焊缝区与粗晶区中的  $\alpha'$  马氏体长度较小，并且焊缝区中原始  $\beta$  相晶界宽度也明显窄于激光填实心焊丝焊接接头中焊缝区原始  $\beta$  相晶界。根据  $\beta$  相转变特点可知，高温  $\beta$  相越细小，其冷却转变得到的组织也将越细小。

通过图 5 中 2 组焊接接头宏观形貌特征也可以发现，添加熔点较高的金属 Mo (2883 K) 的药芯焊丝焊接接头的热影响区略宽一些，主要由于在焊接过程中为提高高熔点熔池金属的流动及润湿铺展性，故提高了激光功率，因此也带来了焊接热输入的略微提高，从而造成热影响区略宽，但是从图 6 及图 7 的对比可以发现，焊接热输入的提高并没有造成微观组织的粗化。

在 2 组焊接接头的粗晶区中可以发现，添加了金属 Mo 的药芯焊丝焊接接头粗晶区中初始  $\alpha$  相的长径比明显更小，由于添加  $\beta$  相稳定元素 Mo 使得其晶格改组的阻力增加，所需过冷度增加，导致相转变的开始温度降低，最终形成的针状  $\alpha'$  马氏体较细小，同样通过图 8 中的焊缝区 SEM 形貌也可以清晰的发现激光填实心焊丝焊缝中的  $\alpha'$  马氏体呈长针状，长径比较大，而激光填药芯焊丝焊缝中的  $\alpha'$  马氏体长径比较小，为短小的无规则排列的小针状  $\alpha'$  马氏体。而相关研究<sup>[16]</sup>发现较大长径比的  $\alpha'$  马氏体会极大的降低其塑性，因此也预示着激光填药芯焊丝接头的塑性会较好。

对 2 组焊接接头的焊缝区域进行了 EDS 面扫描，结果如图 8 所示。在常规的铸造生产过程中，固溶体合金在不平衡结晶过程中很容易出现成分偏析现象，

而激光填药芯焊接过程近似于在焊缝区进行铸造。在钛合金焊缝金属中，相稳定元素的偏析会引起组织的不均匀，从而带来拉伸性能的不稳定。从图 8 中 2 组焊缝区的各相稳定元素和药芯焊丝中添加的 Mo 的扫描结果看，并没有出现成分偏析现象，因此 2 组焊接接头的组织均匀性和性能稳定性可以得到有效保证。

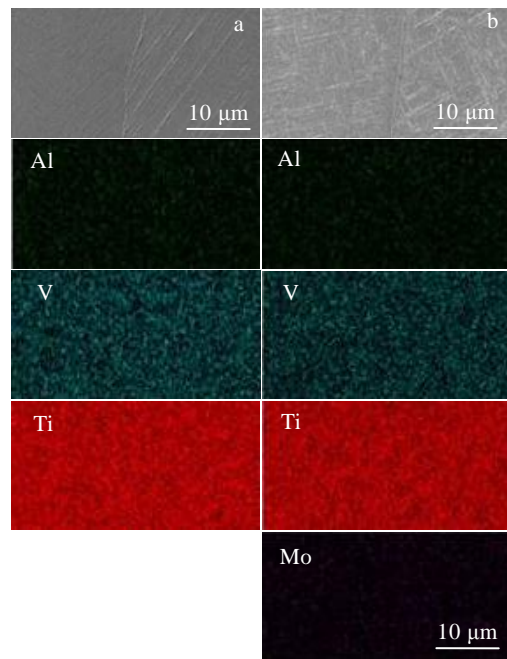


图 8 焊缝金属 SEM 形貌及 EDS 面扫描

Fig.8 SEM images and EDS element mapping of welded seam with laser filled solid wire (a) and laser filled flux-cored wire (b)

图 9a~图 9c 是激光填实心焊丝焊接接头焊缝区 TEM 像，图 9d~图 9f 是激光填药芯焊丝焊接接头焊缝区的 TEM 像。图 9a 中  $\alpha'$  马氏体板条宽约  $0.55\ \mu\text{m}$ ，板条  $\alpha'$  马氏体之间穿插着少量残留  $\beta$  相，在  $\alpha'$  马氏体内部可以发现较多的位错，见图 9b。通过观察  $\alpha'$  马氏体内部结构可以发现，有少量的位错塞积，见图 9c。图 9d 中最终形成的针状  $\alpha'$  马氏体较细小，宽度约  $0.35\ \mu\text{m}$ ，板条  $\alpha'$  马氏体之间同样穿插着少量残留  $\beta$  相，针状  $\alpha'$  马氏体内含有少量的细孪晶，可以分割粗大的  $\alpha'$  马氏体板条束，具有细化组织、提升塑性的作用<sup>[17]</sup>，见图 9e。通过观察  $\alpha'$  马氏体内部结构可以发现大量的位错塞积形成的位错墙，同时在相界位置也发现更加密集的位错。Zuo 等<sup>[17]</sup>与 Castany 等<sup>[18-19]</sup>的研究表明，位错总是在相界位置率先出现。因此，在相界处的位错密集程度要显著高于相内。同时，通过对比可以发现激光填药芯焊丝焊缝中的位错密度要显著高于激光填实心焊丝，还有孪晶出现，见图 9f。另外，由于激光填药芯焊丝焊缝区中  $\alpha'$  马氏体的板条宽度小于激光填实心焊丝焊缝区  $\alpha'$  马氏体的板条宽度，因此，可以推断其残留  $\beta$  相含量也要略多。

图 10 为 2 组焊接接头焊缝区的晶粒形貌和取向图，其中图 10a 和图 10b 是激光填实心焊丝焊缝区的晶粒形貌和取向图，图 10c 和图 10d 是激光填药芯焊

丝焊缝区的晶粒形貌和取向图。2 组焊缝中不同取向的  $\alpha'$  马氏体相互交织分布，这样的分布有利于抑制裂纹的扩展，改善材料的韧性<sup>[20]</sup>。通过对比可以看出激光填药芯焊丝焊缝区的针状组织更加细小，长径比也更小。图 10b 与图 10d 中的绿线代表  $2\sim 10^\circ$  的小角度晶界，黑线代表大于  $10^\circ$  的大角度晶界。由图可见，激光填药芯焊丝焊接接头中的大角度晶界比例略大，2 组焊接接头焊缝区的晶界取向差分布见图 11。

经过计算得出实心焊丝焊接接头焊缝区中晶粒间的取向差大于  $10^\circ$  的大角度晶界占比约 79.25%，在  $55.5^\circ\sim 66.5^\circ$  之间分布的约占 66.96%；药芯焊丝焊接接头焊缝区中晶粒间的取向差大于  $10^\circ$  的大角度晶界占比约为 96.27%，在  $55.5^\circ\sim 66.5^\circ$  之间分布的约占 86.12%。

据相关文献记载<sup>[21]</sup>，冲击韧性与其晶粒间取向差分布及晶粒细化程度密切相关，大角度的晶粒间取向分布可以有效地阻止微裂纹在晶内组织中的扩展，由于晶粒细化增加晶界面积可以大幅提升位错运动的阻力。而对于小角度晶界，裂纹扩展时仅需要偏转一点角度，就可以从下一个晶界扩展。因此，上述测试结果可以预示出激光填药芯焊丝焊接接头焊缝区的冲击韧性更好。

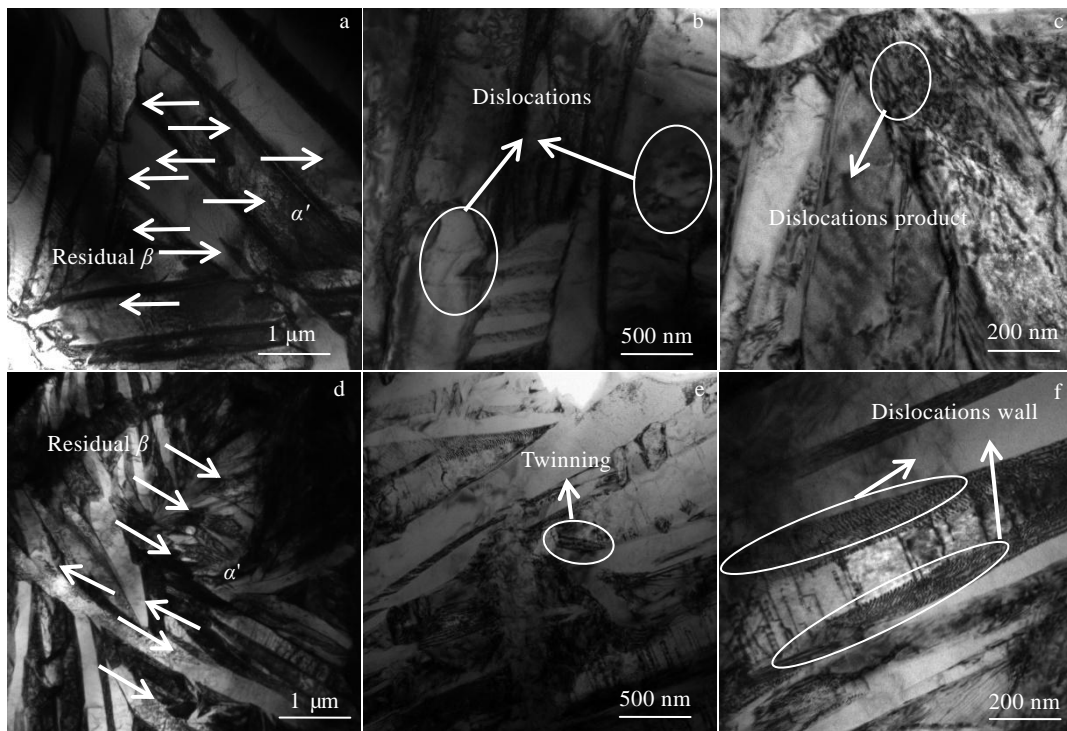


图 9 焊缝金属 TEM 像

Fig.9 TEM images of weld seam of the joints with laser filled solid wire (a-c) and with laser filled flux-cored wire (d-f)

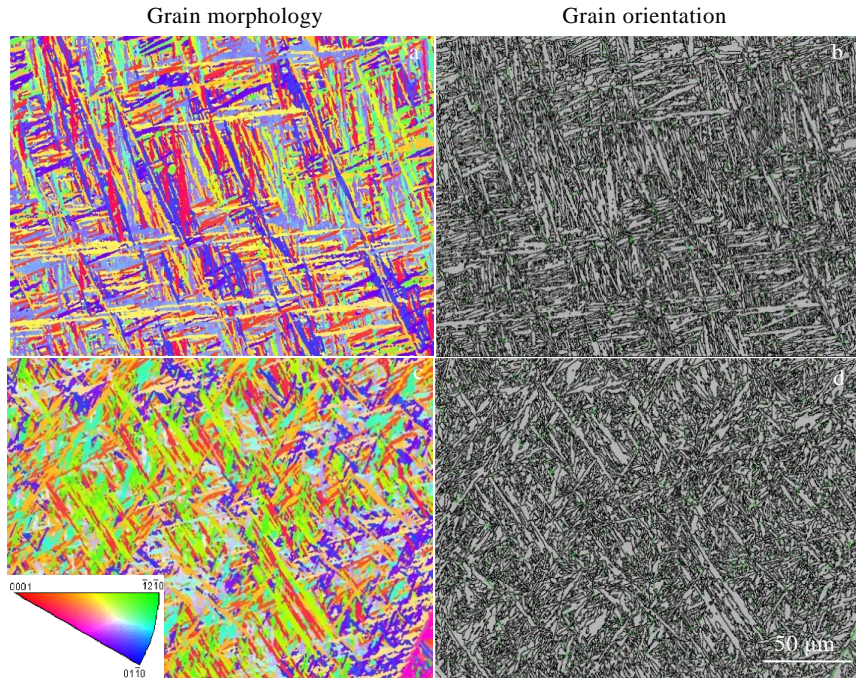


图 10 焊缝金属 EBSD 图

Fig.10 EBSD orientation maps of weld seam of the joints with laser filled solid wire (a, c) and with laser filled flux-cored wire (b, d)

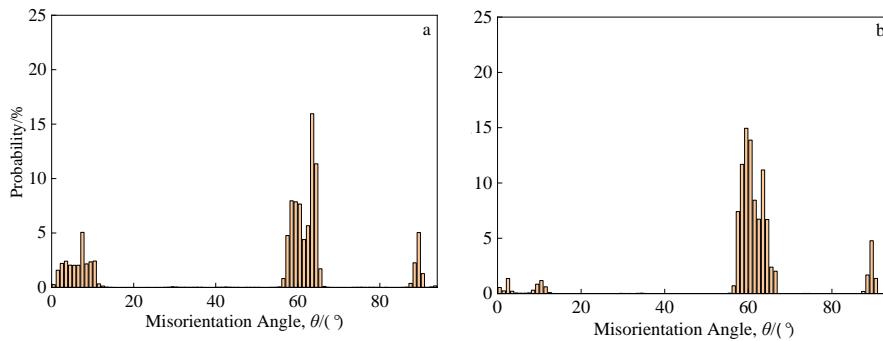


图 11 晶粒间的取向差分布

Fig.11 Distributions of misorientation angle of weld seam zone of the joints with laser filled solid wire (a) and with laser filled flux-cored wire (b)

图 12 为 2 组焊接接头中焊缝区  $\alpha'$  马氏体的晶粒直径分布概率，通过对比可以发现，激光填实心焊丝焊接接头中焊缝区  $\alpha'$  马氏体直径较大，晶粒分布在直径小于  $3 \mu\text{m}$  的约占全部晶粒的 62%，晶粒小于  $1 \mu\text{m}$  的约占全部的 51%。而激光填药芯焊丝焊接接头中焊缝区  $\alpha'$  马氏体直径较小，晶粒小于  $3 \mu\text{m}$  的约占全部的 83%，晶粒小于  $1 \mu\text{m}$  约占全部的 61%。

相关研究表明，晶粒的细化可以分散裂纹尖端的塑性变形并使其趋于均匀化，降低应力集中，同时可以增加晶界面积，对裂纹扩展和晶界上杂质元素的偏聚进行阻碍，对材料的韧性提高作用显著<sup>[22]</sup>。

为了确认 2 组焊接接头中焊缝区域的物相组

成，采用 XRD 测试技术对焊缝组织进行测试分析，结果如图 13 所示，2 组焊接接头焊缝区域均由密排六方 (hcp) 晶体结构组成，并没有发现体心立方晶格 (bcc) 和斜方晶格结构。并根据晶格常数比  $c/a$  可以确定焊缝中的组织为  $\alpha'$  马氏体，并没有生成  $\alpha''$  或  $\omega$ ，由于残留  $\beta$  相含量较少，也没有发现其衍射峰。同时，对比图谱各衍射峰强度可以发现 2 组焊接接头的相含量不同，由于  $\beta$  相稳定及强化元素 Mo 的添加， $\beta$  相晶格改组的阻力增加，转变为六方晶格的  $\alpha'$  马氏体难度增大，因此，可以发现激光填药芯焊丝焊缝中  $\alpha'$  马氏体峰强度略低于激光填实心焊丝焊缝。

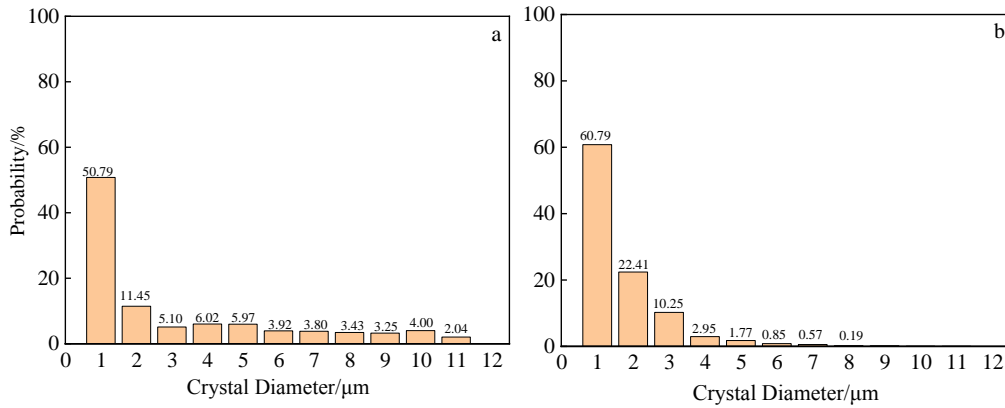


图 12 晶粒直径概率分布

Fig.12 Probability distribution of grain diameter of weld seam zone of the joints with laser filled solid wire (a) and with laser filled flux-cored wire (b)

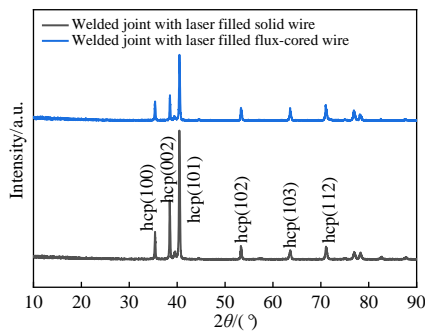


图 13 焊缝区 XRD 图谱

Fig.13 XRD patterns of weld seam zone

图 14 显示了 2 组焊接接头整体显微硬度分布，总体规律呈焊缝区 > 热影响区 > 母材区的分布特点。两组填充不同焊丝的焊接接头的硬度分布规律一致，但是硬度数值略有差异，激光填药芯焊丝的焊接接头整体显微硬度要高于激光填实心焊丝焊接接头。

为了进一步验证显微硬度测试的结果，对 2 组焊接接头又进行了纳米压痕测试，图 15 为 2 组焊接接头的纳米压痕测试结果。可以发现，焊接接头的纳米压痕硬度分布规律与图 14 显示显微硬度分布规律一致，均呈现焊缝区 > 热影响区 > 母材区的分布规律。同时，激光填药芯焊丝焊接接头的焊缝区及热影响区硬度平均值大于激光填实心焊丝焊接接头的对应区域。

另外，对 2 组焊接接头的热影响区各组成相也进行了纳米压痕试验，试验结果见图 16，可以发现  $\alpha'$  马氏体硬度 >  $\alpha$  相硬度 >  $\beta$  相硬度，激光填药芯焊丝焊接接头的焊缝区中的  $\alpha'$  马氏体、热影响区中的  $\alpha'$  马氏体、 $\alpha$  相及  $\beta$  相均大于激光填实心焊丝焊接接

头的相应区域中的相应相。由此可见，焊接接头的硬度分布与其组织构成和含量有着密切联系，由于  $\alpha'$  马氏体具有高密度的位错和孪晶，造成大量的相界，因此它的硬度显著高于其它相，从而  $\alpha'$  马氏体含量最多的焊缝区硬度最高，含有  $\alpha+\beta$  的母材区域硬度最小。

在纳米压痕测试过程中，载荷会使位错滑移到晶界处造成位错的塞积，而晶界对位错运动又会有明显的阻碍作用，随着载荷的增加，位错塞积的密度随之增大，并伴随应力集中的产生，当集中的应力可以克服晶界阻碍作用时，应力将会释放产生塑性变形导致相邻晶粒组织的位错运动，在相邻晶粒组织间的晶界发生交割而使材料硬化<sup>[23]</sup>。因此，激光填药芯焊丝焊接接头中的焊缝及热影响区的晶粒较为细小，晶界面积更多，还有孪晶的存在，从而阻碍位错运动的能力更强；另外，由于激光填药芯焊丝焊接接头中焊缝

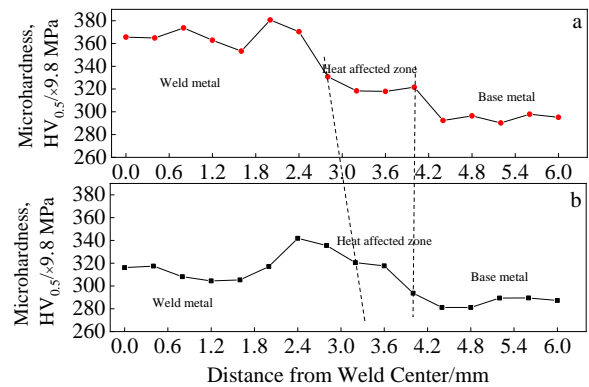


图 14 焊接接头硬度分布曲线

Fig.14 Hardness curves of welded joints with laser filled flux-cored wire (a) and with laser filled solid wire (b)

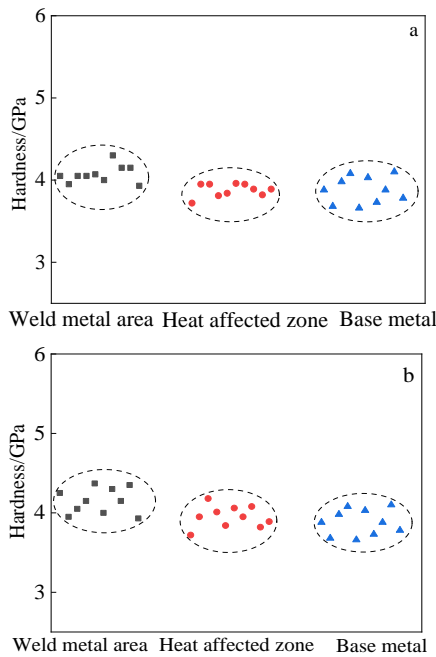


图 15 焊接接头纳米压痕测试结果

Fig.15 Nanoindentation test results of welded joints with laser filled solid wire (a) and with laser filled flux-cored wire (b)

区及热影响区的位错密度较实心焊丝焊接接头相应区域的高。因此，上述原因使得激光填药芯焊丝焊接接头的硬度高于激光填实心焊丝焊接接头。

表 3 为 TC4 钛合金母材及 2 组焊接接头的室温拉伸及冲击性能试验结果，激光填药芯焊丝焊接接头的抗拉强度、断后伸长率及冲击性能均大于激光填实心焊丝焊接接头，并且断裂位置出现在母材区域。

图 17 所示为 2 组焊接接头拉伸试样断后的宏观与微观形貌，图 17c 为激光填实心焊丝焊接接头断后宏观试样，图 17d 为激光填药芯焊丝焊接接头断后宏观试样，2 组焊接接头断裂前均发生明显的颈缩现象。其中激光填实心焊丝焊接接头的断裂位置位于焊缝区，而激光填药芯焊丝焊接接头的断裂位置位于母材区。图 17a 与图 17b、图 17e 与图 17f 为 2 组焊接接头拉伸试样断后的低倍及高倍微观形貌。激光填实心焊丝焊接接头的拉伸断口呈微孔聚合的特征，但韧窝较浅、较大，撕裂棱明显，这也说明激光填实心焊丝焊接接头在拉伸过程中的变形较小，与激光填焊实心丝焊接接头的断后伸长率较低的测试结果吻合。而在激光填药芯焊丝焊接接头断口上可以观察到大量由撕裂唇包围的小且深的韧窝，分布均匀，具有典型的穿晶断裂特征，呈微孔聚合韧性断裂，且塑性变

形较为充分，从而其拉伸强度及断后伸长率数值较高。

图 18 为 2 组焊接接头的缺口在焊缝中心的冲击试样断后的宏观与微观形貌。其中图 18a 为实心焊丝焊接接头冲击试样断口宏观形貌，由许多“冰糖”状小平面对组成；而图 18b 为药芯焊丝焊接接头冲击试样断口宏观形貌，呈平坦状。图 18c 与图 18e 和图 18d 与图 18f 分别为激光填实心焊丝和药芯焊丝焊接接头冲击断口特征区域微观形貌。图 18c 中的试样启裂区断口由剪切韧窝和撕裂韧窝混合组成；图 18d 中的试样启裂区断口全部由剪切韧窝组成，2 试样断裂形式虽然都属于韧性开裂，但激光填药芯焊丝冲击断口的启裂区宽度明显大于实心焊丝接头冲击断口的起裂区宽度。

图 18e 中冲击试样断口的扩展区呈现准解理断裂特征，断口由河流花样与韧窝组成；图 18f 中冲击试样断口的扩展区呈现出韧性开裂的特征，断口由韧窝组成。对比可知，不同于实心焊丝冲击断口试样的“冰糖状”脆性断口形貌，且在小平面上分布的韧窝小且浅，药芯焊丝冲击断口试样整体呈韧性开裂且韧窝较大，韧性较好，因此，其冲击韧性数值也更高。

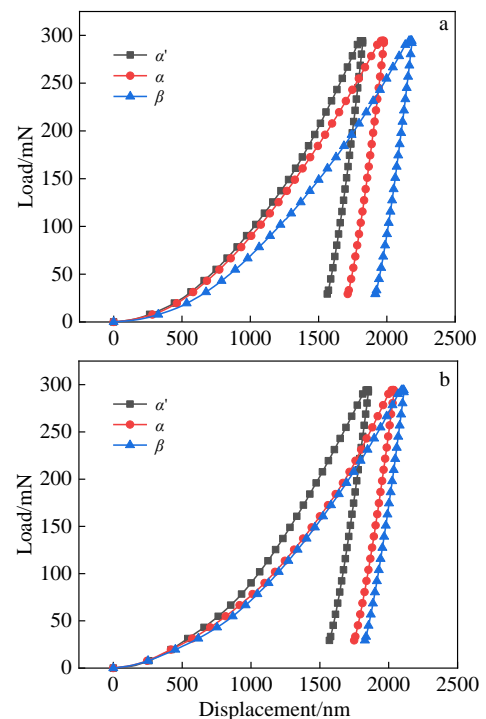


图 16 载荷-位移曲线

Fig.16 Load-displacement curves of HAZ for laser filled solid wire welded joint (a) and laser filled flux-cored wire welded joint (b)



表 3 钛合金母材及焊接接头拉伸及冲击性能

Table 3 Tensile and impact properties of titanium alloy base metal and welded joints

Material	Tensile strength, $R_m$ /MPa	Elongation, $A$ /%	Fracture location	Room temperature impact performance, $KV_2/J$
TC4 titanium alloy base metal	925	13.0	-	20
Welded joint with laser filled solid wire	924	11.0	Welded seam	25
Welded joint with laser filled flux-cored wire	932	12.0	Base metal	28

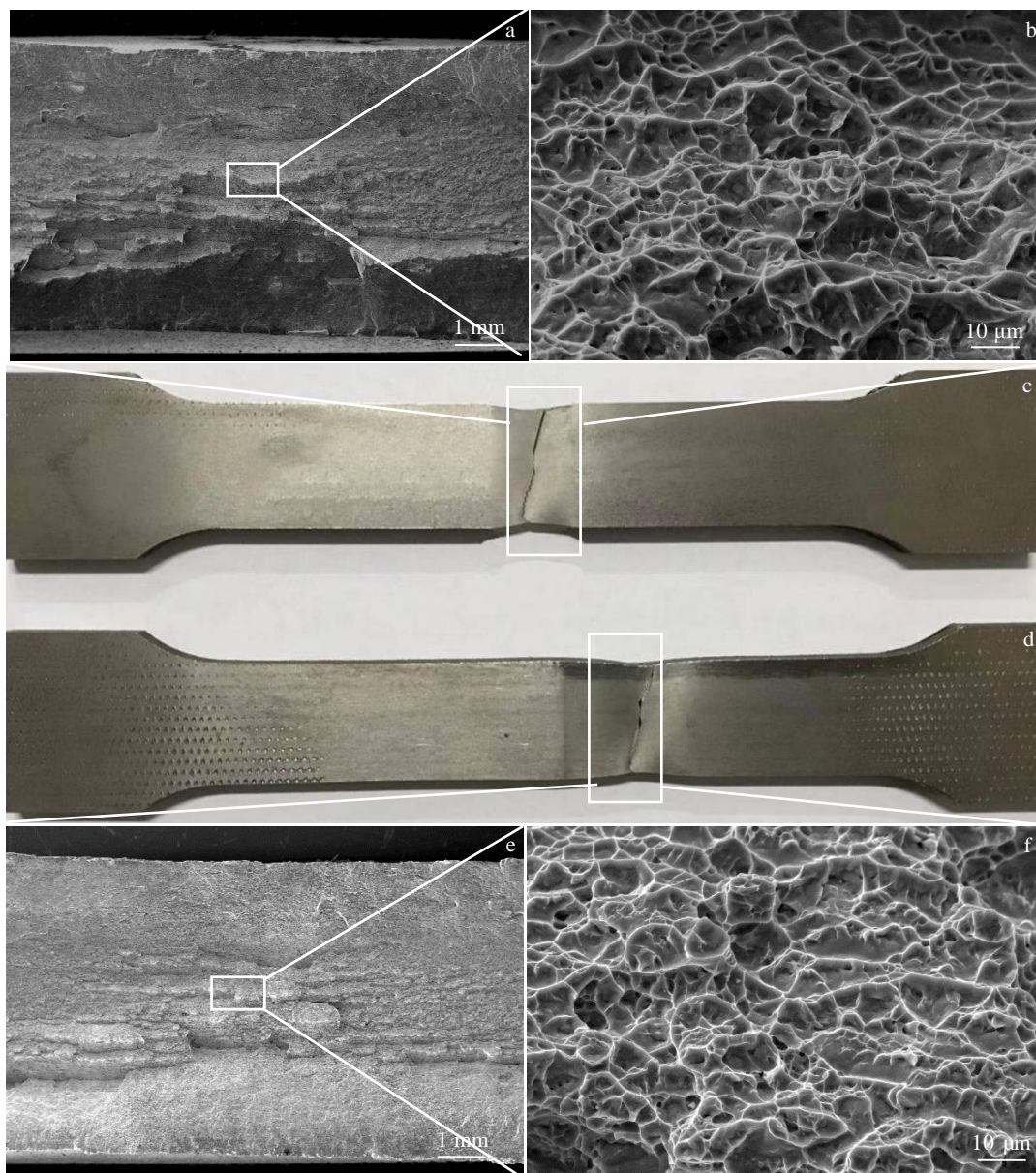


图 17 拉伸试样断后形貌

Fig.17 Morphologies of tensile specimens after fracture: (a-c) laser filled solid wire welded joint and (d-f) laser filled flux-cored wire welded joint

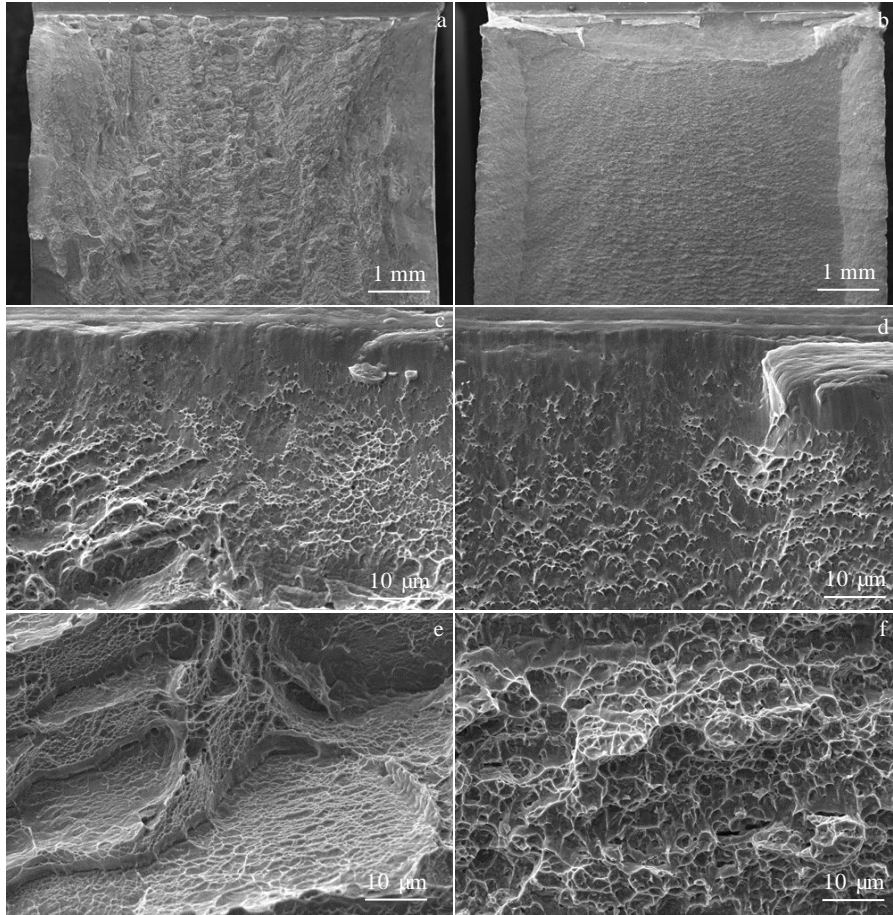


图 18 冲击试样断后形貌

Fig.18 Morphologies of impact specimens after fracture: (a, c, e) laser filled solid wire welded joint and (b, d, f) laser filled flux-cored wire welded joint

### 3 分析与讨论

TC4 钛合金激光填丝焊接接头组织通常由 hcp 结构  $\alpha'$  马氏体、 $\alpha$  相和 bcc 结构的  $\beta$  相组成。hcp 结构的  $\alpha'$  马氏体和  $\alpha$  相的滑移系较少，各向异性强，故其晶体结构注定了其塑性和韧性较差，因此其焊接接头性能调控的核心是增塑韧。

合金元素 Mo 在 TC4 钛合金中属于  $\beta$  同晶型稳定元素，能与钛合金无限互溶，并产生较小的晶格畸变，所以激光填药芯焊丝中合金元素 Mo 的添加可以提高钛合金焊接接头的稳定性和强化能力的同时还能够保持接头的塑性；另外 Mo 的加入会使激光填药芯焊丝焊缝的相变温度降低，从而有利于其焊缝中  $\beta$  相的生成<sup>[24]</sup>， $\beta$  相可以提高焊缝的塑性和韧性，因此药芯焊丝中 Mo 的添加对于提高钛合金激光填丝焊接接头的增塑韧作用明显。

Mo 对 TC4 钛合金焊接接头起强化作用的另一个

原因是 Mo 与 Ti 之间存在着原子直径、弹性模量以及原子价等方面的差异。这些差异是 Mo 的加入引起的总弹性能量的变化，变化越大则强化效果越明显。如同为  $\beta$  相强化元素的 Mo 和 V 相比，Mo 的原子价  $n=6$  与 Ti 的原子价  $n=4$  之差大于 V 的原子价  $n=5$  与 Ti 的原子价  $n=4$  之差。Mo 的弹性模量与 Ti 的弹性模量之差 220 500 MPa 也显著大于 V 与 Ti 之间的差别 56 700 MPa。因此，Mo 对焊接接头的强化作用较明显。

焊缝熔池金属在凝固过程中，成分过冷对晶粒的形核、长大有很大的影响<sup>[25]</sup>。较大的过冷度会促使焊缝金属在固液界面以树枝晶的形式向熔池内延性生长，从而最终形成柱状晶，而控制焊缝金属中柱状晶的尺寸是提高焊接接头性能的重要手段。激光填实心焊丝焊缝组织和激光填药芯焊丝焊缝组织均呈外延生长的柱状晶形貌。在窄间隙钛合金坡口内，激光填丝焊获得的焊缝具有定向凝固的特征，焊缝熔池金属通

过钛合金母材热传递和周围保护气体对流完成冷却凝固, 而通过母材热传递的作用效果远大于保护气体的对流, 因此, 初生  $\beta$  相的生长方向与冷却方向相反。在焊接下一道时, 上一道焊缝金属中  $\beta$  相端部将作为下一道焊缝金属形核质点而继续生长为粗大的柱状晶。而相关研究<sup>[26]</sup>也已经表明, 激光填实心焊丝焊缝金属与激光填药芯焊丝焊缝金属的相变区间较狭窄, 约为 31.1 和 27.7 °C, 而相变区间越狭窄, 越有利于残余晶间  $\beta$  相的细化, 因此, 这是提高钛合金激光填丝焊接头综合性能的一个有效途径。

激光填钛合金实心焊丝焊缝金属中的  $\beta$  相稳定元素 V 含量较少, 在随后的冷却过程中最终的平衡组织为  $\alpha'$  马氏体和极少量残余  $\beta$  相。因初生  $\alpha'$  马氏体的比例较大, 最终焊缝金属的组织结构由大量初生  $\alpha'$  马氏体、少量细密的次生  $\alpha'$  马氏体以及少量残余晶间  $\beta$  相构成; 当激光填 Ti-Al-V-Mo 系钛合金药芯焊丝焊缝金属被加热至峰值温度时, 其组织也由  $\alpha'$  马氏体和  $\beta$  相强化元素组成, 但是  $\beta$  相的稳定元素含量较高, 在随后的冷却循环过程中导致了亚稳相的形成、分解, 大量的亚稳相作为  $\alpha'$  马氏体形核的质点, 从而使  $\alpha'$  马氏体的形核率大幅提高。大量细密次生  $\alpha'$  马氏体的析出截断了初生  $\alpha'$  马氏体板条, 使  $\alpha'$  马氏体板条的长宽比减小。同时, 次生  $\alpha'$  马氏体含量的提高使晶粒内发生更多的分割, 这些分割降低了位错的交滑移频率<sup>[27-28]</sup>, 使晶内位错的容纳能力增大, 从而实现一个良好的强韧化匹配。另外, 这些分割对位错滑移的阻碍行为使晶内位错的平均滑移自由程显著降低, 进而引发动态 Hall-Petch 效应, 有利于提高钛合金焊缝的加工硬化率。所以, 引入更多的次生  $\alpha'$  马氏体可能是提高钛合金激光填丝焊接头综合性能的另一个有效途径。

## 4 结 论

1) 激光填药芯焊丝焊接接头中焊缝区与粗晶区中的  $\alpha'$  马氏体长径比、粗晶区中初始  $\alpha$  相的长径比和焊缝区中原始  $\beta$  相晶界宽度比都相应较实心焊丝低; 激光填实心焊丝焊缝区  $\alpha'$  马氏体直径较大, 晶粒分布在直径小于 3  $\mu\text{m}$  的约占全部晶粒的 62%, 晶粒小于 1  $\mu\text{m}$  的约占全部的 51%; 激光填药芯焊丝焊缝区  $\alpha'$  马氏体直径较小, 晶粒分布在直径小于 3  $\mu\text{m}$  的约占全部的 83%, 晶粒小于 1  $\mu\text{m}$  约占全部的 61%。

2) 激光填药芯焊丝焊缝中的针状  $\alpha'$  马氏体内含有少量的细孪晶, 孪晶分割粗大的  $\alpha'$  板条集束,  $\alpha'$  马氏体内部结构中还发现大量的位错塞积形成的位错墙, 同时在相界位置也出现密集的位错, 相界处的位错密集程度要显著高于相内, 通过对比可以发现激光填药

芯焊丝焊缝中的位错密度要显著高于激光填实心焊丝焊缝。

3) 激光填药芯焊丝焊缝中的大角度晶界比例略大, 经过计算得出实心焊丝焊接接头焊缝区中晶粒间的取向差大于 10° 的大角度晶界占比约 79.25%, 在 55.5°~66.5° 之间分布的约占 66.96%; 药芯焊丝焊接接头焊缝区中晶粒间的取向差大于 10° 的大角度晶界占比约为 96.27%, 在 55.5°~66.5° 之间分布的约占 86.12%。

4) 药芯焊丝中添加的 Mo 元素后并没有出现成分偏析, 可以提高钛合金焊接接头的稳定性和强化能力的同时还能够保持接头的塑性; 激光填药芯焊丝焊接接头的抗拉强度、断后伸长率及冲击性能均大于激光填实心焊丝焊接接头, 并且断裂位置出现在母材区域。2 组焊接接头显微硬度总体均呈焊缝区硬度 > 热影响区硬度 > 母材区硬度的分布规律, 但是硬度数值略有差异, 激光填药芯焊丝的焊接接头整体显微硬度要高于激光填实心焊丝焊接接头。药芯焊丝获得的焊接接头组织性能较实心焊丝具有明显的改善。

## 参考文献 References

- [1] Luo Lei(骆 蕾), Shen Yifu(沈以赴), Li Bo(李 博) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2013, 49(8): 996
- [2] Leng Chongyan(冷崇燕), Zhou Rong(周 荣), Zhang Xu(张 旭) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2009, 45(6): 764
- [3] Ji Shude(姬书得), Wen Quan(温 泉), Ma Lin(马 琳) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica* (金属学报)[J], 2015, 51(11): 1391
- [4] Xiong Yuming(熊玉明), Zhu Shenglong(朱圣龙), Wang Fuhui(王福会). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2004, 40(7): 768
- [5] Zhang Jingli(张菁丽), Xin Shewei(辛社伟), Zhou Wei(周 伟) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程) [J], 2021, 50(1): 299
- [6] Wu Shikai(吴世凯), Xiao Rongshi(肖荣诗), Chen Kai(陈 恺). *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2009, 36(9): 2422
- [7] Peng Jin(彭 进), Wang Xingxing(王星星), Li Gang(李 刚) *et al.* *Chinese Journal of Lasers* (中国激光)[J], 2017, 44(11): 72
- [8] Fang Naiwen, Guo Erjun, Xu Kai *et al.* *Advances in Materials Science and Engineering*[J], 2021, 8: 9 582 421
- [9] Fang Naiwen, Guo Erjun, Huang Ruisheng *et al.* *Materials Research Express*[J], 2021, 8(1): 016 511
- [10] Yu Zhentao(于振涛), Yu Sen(余 森), Cheng Jun(程 军) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica* (金属学报)[J], 2017, 53(10): 27
- [11] Xu Kaixin(徐楷昕), Lei Zhen(雷 振), Huang Ruisheng(黄瑞生) *et al.* *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2021,

- 48(6): 143
- [12] Guo Wei(郭伟), Li Ruiting(李瑞婷), Zhu Ying(朱颖) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(S2): 74
- [13] Xu Kaixin(徐楷昕), Lei Zhen(雷振), Huang Ruisheng(黄瑞生) *et al. Materials Reports*(材料导报)[J], 2022, 36(2): 162
- [14] Yuan Ding, Shao Shuaiqi, Guo Chunhuan *et al. Ultrasonics Sonochemistry*[J], 2021, 73(10): 105 472
- [15] Yang Rui(杨锐), Ma Yingjie(马英杰), Lei Jiafeng(雷家峰) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2021, 57(11): 1455
- [16] Su Xiaohu(苏小虎), Li Zhuoxin(栗卓新), Li Hong(李红) *et al. Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2019, 40(10): 48
- [17] Zuo J H, Wang Z G, Han E H. *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 473(1-2): 147
- [18] Castany P, Pettinari S F, Crestou J *et al. Acta Materialia*[J], 2007, 55(18): 6284
- [19] Shuai Jintao, Zuo Xiao, Wang Zhenyu *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2021, 80(21): 179
- [20] Liu Y D, Liu J H, Gu W S *et al. Acta Metallurgica Sinica*[J], 2021, 34(7): 1007
- [21] Zhang Shuaifeng(张帅锋), Lv Yifan(吕逸帆), Wei Zhengying(魏正英) *et al. Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2021, 42(2): 56
- [22] Quazi M M, Fazal M A, Haseeb A S M A *et al. Journal of Rare Earths*[J], 2016, 34(6): 549
- [23] Yang Fubao(杨福宝), Liu Enke(刘恩克), Xu Jun(徐骏) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2008, 44(8): 911
- [24] Fang Naiwen, Guo Erjun, Xu Kai *et al. Materials Research Express*[J], 2021, 8(5): 056 507
- [25] Fang Naiwen(方乃文), Guo Erjun(郭二军), Xu Kai(徐锴) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2022, 32(6): 1665
- [26] Han D, Wang Z Y, Yan Y *et al. Scripta Materialia*[J], 2016, 133: 59
- [27] Castany P, Gloriant T, Sun F *et al. Comptes Rendus Physique*[J], 2018, 19(8): 710
- [28] Marteleur M, Sun F, Gloriant T *et al. Scripta Materialia*[J], 2012, 66(10): 749

## Effect of Filler Metal on Microstructure and Properties of Titanium Alloy Laser Welding Joints with Filler Wire

Fang Naiwen<sup>1</sup>, Huang Ruisheng<sup>1</sup>, Long Weimin<sup>2</sup>, Xu Kai<sup>1</sup>, Li Wei<sup>3</sup>, Wu Pengbo<sup>1</sup>, Yin Limeng<sup>4</sup>, Cao Hao<sup>1</sup>,  
Ma Yiming<sup>1</sup>, Zou Jipeng<sup>1</sup>

(1. Harbin Welding Institute Limited Company, Harbin 150028, China)

(2. State Key Laboratory of Advanced Brazing Filler Metals and Technology, Zhengzhou Research Institute of Mechanical Engineering Limited Company, Zhengzhou 450001, China)

(3. Beijing Jinwei Welding Material Co., Ltd, Tianjin 301906, China)

(4. School of Metallurgy and Materials Engineering, Chongqing University Science & Technology, Chongqing 401331, China)

**Abstract:** TC3 solid wire and Ti-Al-V-Mo flux-cored wire were used as filler metals to carry out narrow gap laser welding of TC4 titanium alloy plate. The results show that the micro-scale differences between the two groups are obvious. For the laser filled flux-cored wire welded joint, the length of  $\alpha'$  martensite in the weld zone and coarse grain zone is small, and the width of original  $\beta$  phase grain boundary is narrow in the weld zone. For the laser filled solid with welded joint the width of  $\alpha'$  martensite lath is about 0.55  $\mu\text{m}$ , a small amount of residual  $\beta$  phase is inserted between  $\alpha'$  martensite and a small amount of dislocation is found in  $\alpha'$  martensite. The width of acicular  $\alpha'$  martensite is about 0.35  $\mu\text{m}$  in laser filled flux-cored wire weld, and a small amount of residual  $\beta$  phase is interlaced between lath  $\alpha'$  martensite. Acicular  $\alpha'$  martensite contains a small number of fine twins and a large number of dislocation walls; at the same time, more dense dislocations are found at the phase boundary, and the content of residual  $\beta$  phase is a little more. In the weld zone of laser filled solid wire weld, the proportion of grain orientation difference greater than  $10^\circ$  with large angle grain boundary is about 79.25%, and that of flux cored wire is about 96.27%. The average hardness and tensile property of weld zone and HAZ of laser-filled flux-cored wire welded joint is larger than those of laser-filled solid wire welded joint.

**Keywords:** filler metal; titanium alloy; laser filler wire welding; microstructure and properties

Corresponding author: Huang Ruisheng, Researcher, Harbin Welding Institute Limited Company, Harbin 150028, P. R. China, E-mail: huangrs@hwi.com.cn