

# 厚壁钛合金激光填丝焊接接头组织性能及应力分析

武鹏博<sup>1</sup>, 冯志强<sup>2</sup>, 方乃文<sup>1</sup>, 路全彬<sup>3</sup>, 黄瑞生<sup>1</sup>, 廖志谦<sup>4</sup>, 孙徕博<sup>5</sup>, 秦建<sup>3</sup>,  
黎泉<sup>2</sup>, 常云峰<sup>3</sup>, 牛董山钰<sup>2</sup>

(1. 中国机械总院集团哈尔滨焊接研究所有限公司, 黑龙江 哈尔滨 150028)

(2. 北部湾大学, 广西 钦州 535011)

(3. 中国机械总院集团郑州机械研究所有限公司, 河南 郑州 450000)

(4. 中国船舶集团有限公司第七二五研究所, 河南 洛阳 471023)

(5. 哈尔滨工业大学苏州研究院, 江苏 苏州 215104)

**摘要:** 采用Ti-Al-V-Mo系药芯焊丝作为填充金属, 实现了96 mm厚TC4钛合金板的超窄间隙激光填丝焊接, 并系统研究了焊接接头层间区域的组织演化规律, 同时采用数值模拟技术分析激光填丝焊接过程应力分布特征。结果表明, 焊接接头上、中、下3部分的抗拉强度平均数值为935 MPa、屈服强度平均为794 MPa、断后伸长率为20%; 上、中、下焊接接头3部分的室温冲击韧性测试结果平均数值为31 J, 沿壁厚方向焊接接头的组织性能分布较为均匀; 随着焊接道数增加焊缝中心由压应力转变为拉应力, 横向和纵向残余应力的高应力距离表面约6 mm, 最大拉应力值为1030 MPa。

**关键词:** 厚壁钛合金; 窄间隙激光填丝焊; 组织性能; 应力分析

中图法分类号: TG457.1

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)02-0401-12

钛合金具有比强度高、耐腐蚀、密度低、无磁性等优点而在海洋工程、航空航天及武器装备等制造领域获得了广泛应用<sup>[1-2]</sup>。 $\alpha$ - $\beta$ 双相钛合金既具有 $\alpha$ 型钛合金良好的高温变形能力和热加工性, 又兼具 $\beta$ 型钛合金的热处理强化特点, 是目前应用最广泛的钛合金<sup>[3-4]</sup>。其中TC4 (Ti-6Al-4V) 是一种典型 $\alpha$ - $\beta$ 双相钛合金, 在钛合金工程应用中最具有代表性<sup>[5]</sup>。

在海洋工程装备制造领域对厚壁钛合金结构的应用需求越来越迫切, 采用的钛合金材料厚度也逐步增加, 从而使优质高效焊接工艺成为厚壁钛合金焊接结构安全服役的关键技术之一。窄间隙激光填丝焊 (narrow gap laser wire filler welding, NG-LFW) 兼具焊接热输入小、热影响区窄、能量可精准调控、焊接效率高等优点, 填充焊丝的添加还可引入形核质点使焊缝组织细化, 同时焊接构件规格尺寸不受限制, 可以实现大型厚壁钛合金结构的优质高效连接<sup>[6-7]</sup>。因此, NG-LFW技术逐渐在大型厚壁结构中获得应用。

目前, 越来越多的学者致力于NG-LFW技术的研究。Lei等<sup>[8]</sup>提出了一种利用激光羽流能量辐射实现填充的高效率窄间隙双光束激光焊接新方法, 实现了厚壁高强度钢在焊接过程中凝固裂纹的可靠抑制; Ning等<sup>[9]</sup>采

用NG-LFW技术实现了D406A高强度钢焊接, 焊接效率相比于TIG焊提高了3.75倍, 并且焊接接头熔合区微观组织分布均匀; Yang等<sup>[10]</sup>采用超窄间隙激光填充焊丝焊接技术, 共计填充42层完成了100 mm厚SUS 304不锈钢的焊接, 焊后经检测发现侧壁熔合良好, 焊接结构整体变形较小; Deng等<sup>[11]</sup>采用NG-LFW技术完成6082-T6铝合金板材焊接, 发现填充焊丝中Mg含量的增加会导致反冲压力的增加和匙孔壁表面张力的降低, 从而促进含Mg更多的熔融填充焊丝向锁孔转移, 结果表明焊缝的显微组织和性能分布均能得到有效控制; Huang等<sup>[12]</sup>以镍基合金作为填充金属对16 mm厚的9%Ni钢板进行NG-LFW, 并得出焊缝表面均匀性对于层间缺陷具有决定性作用的结论; Yan等<sup>[13]</sup>利用NG-LFW获得了30 mm厚的5A06铝合金焊缝, 发现焊接速度的增加促进了热应力的产生, 带来了较高的残余应力; Zhang等<sup>[14]</sup>采用NG-LFW通过填充20道完成60 mm厚的304不锈钢板焊接, 得到了从下到上宽度均匀, 成形一致良好的焊接接头。上述学者的研究表明NG-LFW适用于高强度、不锈钢、镍基合金和铝合金等材料厚壁结构的焊接, 并表现出优异的焊接厚度适应性, 可以实现侧壁未熔合、层间未熔合、裂纹和气孔等焊接缺陷的有效抑制。

收稿日期: 2024-10-11

基金项目: 国家重点研发计划(2021YFB3401100); 国家自然科学基金(52261044); 泰山产业领军人才工程专项(2024001)

作者简介: 武鹏博, 男, 1996年生, 博士生, 工程师, 中国机械总院集团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: wpbwelding@163.com

然而,钛合金的导热性能相比于上述材料较差,而且熔点高,同时厚壁材料 NG-LFWF 又是单道多层填充金属的累计,单道多层焊接过程中的多次热循环必然会使焊缝组织分布变得极为复杂和不均匀。在激光高能束焊接条件下,钛合金焊缝熔池温度较高且停留时间长,为高温  $\beta$  相晶粒的快速长大提供了充裕条件,导致焊接接头在塑性成形时的应力变形不均匀且变形程度较大,从而直接影响钛合金焊接结构的服役安全性能,并且焊后各层间冷却速率的区别较大也会造成析出相的体积分数、晶粒尺寸、微观形貌及特征均存在差异,从而导致不同层间焊接接头力学性能存在不一致的问题<sup>[15]</sup>。Li 等<sup>[16]</sup>发现,焊接后层间冷却速率的显著差异会引起体积分数、晶粒大小、微结构形态和析出相特征的变化,导致不同层间焊接接头的力学性能不一致。Meng 等<sup>[17]</sup>通过减少填充层数,研究了 20 mm 厚 Ti-6Al-4V 钛合金板 NG-LFWF 焊接过程中焊缝微观结构和性能的差异。结果表明,随着填充层数的减少,针状钛合金的平均晶粒大小与填充层数无关。

目前,相关学者已经对 NG-LFWF 接头的缺陷抑制已经进行了许多基础研究。而如何通过工艺优化提高厚壁钛合金 NG-LFWF 接头组织和性能的一致性,以及保障钛合金焊接接头强度和塑韧性的协同优化、降低接头的残余应力则是 NG-LFWF 技术在厚壁钛合金结构中大规模应用中需要突破的壁垒。由于焊接过程中应力分布的复杂性,厚壁材料 NG-LFWF 接头应力应变难以预测,仅通过试验测试难以发现焊接过程中应力应变的变化规律。因此,使用有限元数值模拟技术手段结合的方法较为科学<sup>[18]</sup>。综上所述,通过数值模拟方法研究残余应力的分布特征和影响因素对于调控接头应力具有重要意义。药芯焊丝具有焊缝成形美观、合金成分易于改进、生产成本较低等优点,已经在不锈钢、高强度钢激光填丝焊接领域获得了广泛应用,通过在钛合金药芯焊丝中添加有益合金元素来细化  $\alpha'$  马氏体束、配合摆动激光工艺提高熔池金属的流动润湿性以进一步提高焊接接头质量则具有重大的实际应用意义。本实验采用钛合金药芯焊丝作为填充金属,进行了 96 mm 的 TC4 钛合金 NG-LFWF,利用有限元数值模拟技术计算钛合金 NG-LFWF 过程中的应力应变场分布特征,并同步分析测试焊接接头的组织性能,从而获得厚壁钛合金焊接接头层间组织性能的分布规律,为保障厚壁钛合金焊接结构的长期安全稳定服役提供基础数据支撑。

## 1 实验

焊接过程采用的光纤激光器是 IPG 公司生产的牌号为 YLS-6000 的连续型输出激光器,其最大输出功率为 6 kW,焦距 460 mm,输出波长 1.06  $\mu\text{m}$ ,最小光斑直径

0.69 mm。所用摆动激光头型号为 FLW D50W,送丝机构为奥地利 Fronius 公司生产的 KD 1500 D-11 型送丝机。上述机构通过 KUKA 机器人集成并控制焊接轨迹,焊接过程示意如图 1 所示。其中,激光束轴线与焊接平台垂直面夹角呈  $10^\circ$ ,送丝管与焊接平台垂直面呈  $35^\circ$  夹角。

实验采用 TC4 钛合金厚板尺寸规格为 400 mm $\times$ 200 mm $\times$ 96 mm,填充金属为自主研发设计的直径为 1.2 mm 的药芯焊丝,母材和药芯焊丝熔敷金属的化学成分如表 1 所示,TC4 钛合金的材料性能如表 2 所示。将钛合金厚板加工成 Y 型坡口形式,坡口钝边为 4 mm,坡口根部间隙为 3.2 mm,单边坡口角度为  $1^\circ$ ,同时预留单边  $2^\circ$  的反变形,并加工 4 个垫板放在待焊试板下方,并对其进行刚性固定。焊前对待焊钛合金板进行打磨和酸洗,酸洗溶液为 5vol% HF+30vol% HNO<sub>3</sub>+65vol% H<sub>2</sub>O,水洗清除残留酸液后烘干待焊。基于前期的工艺研究基础<sup>[3]</sup>,使用单激光进行打底,采用优化后的焊接工艺参数进行厚壁钛合金的激光填丝焊,焊接工艺参数见表 3,层间温度控制在 (100 $\pm$ 15)  $^\circ\text{C}$ ,焊接全过程采用 He 进行焊缝的正反面保护,正面保护气体的压力为 0.5 MPa,采用流量为 15 L/min 的 He 进行焊缝的背面保护,最终通过单道填充 42 层完成 96 mm 厚钛合金板的激光填丝焊。

焊接完成后的焊接接头利用线切割设备进行试样的加工。采用金相(OM)和 JEM-2100F 型场发射透射电子显微镜(FE-TEM)对焊缝的微观组织进行分析;采用 INSTRON 5569 型电子拉伸试验机参照 GB/T 2651 进行焊接接头的室温拉伸性能测试;采用 JB-300B 型冲击试验机参照 GB/T 2650 进行室温 V 形缺口示波冲击测试,缺口位于焊缝中心;采用 HVS-1000Z 型显微硬度计进行显微硬度测试,载荷 5 N,加载时间 10 s。

## 2 结果与分析

### 2.1 焊接接头宏观及微观组织形貌

采用表 3 的焊接工艺参数完成了 96 mm 厚 TC4 钛合金板的激光填丝焊,所获得的焊接接头整体形貌如图 2 所示。图 2a~2c 为焊接接头的宏观外貌,焊接接头侧壁熔合良好、焊道层间轮廓清晰明显、未出现气孔、裂纹、夹渣及未熔合等焊接缺陷。

图 2d、图 2g 和图 2j 分别为焊接接头上(upper layer, UL)、中(middle layer, ML)、下(lower layer, LL)3 部分的宏观照片,可以看到上、中、下各区域微观组织分布及形貌特征趋于一致,焊缝区由若干相互平行的长针状  $\alpha'$  马氏体交叉分布,交叉分布的  $\alpha'$  马氏体之间还会形成更加细小的次生  $\alpha'$  马氏体,马氏体一旦形核立即快速完成生长,从而生长成散乱交错的组织,最终焊缝区呈网篮状形貌特征;粗晶区由针状  $\alpha'$  马氏体、少量初生  $\alpha_p$  相及成束平

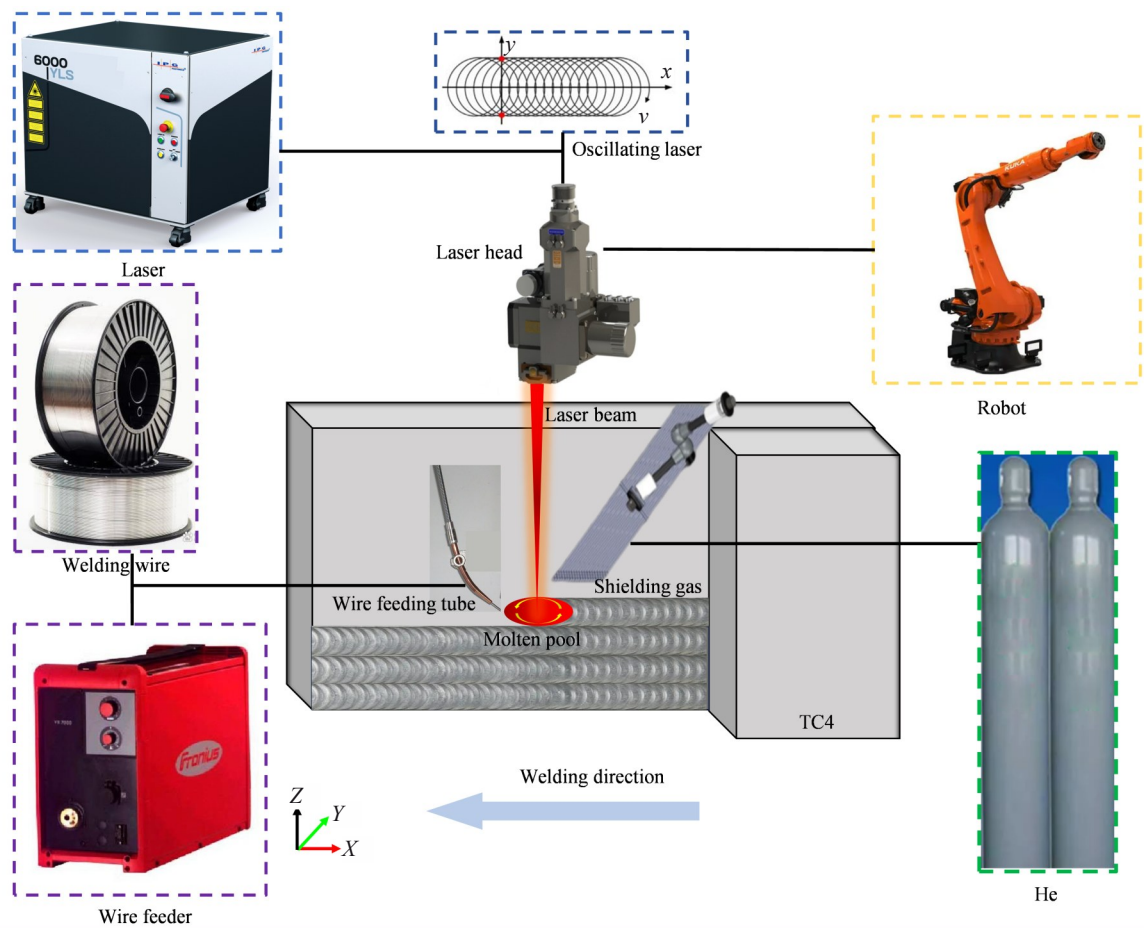


图1 激光填丝焊接系统示意图  
Fig.1 Schematic diagram of NG-LFW system

表 1 母材和焊丝熔敷金属化学成分

Table 1 Chemical composition of the base metal and welding wire deposited metal ( $\omega/\%$ )

| Materials                     | C     | Fe   | Al   | N     | H     | O    | V    | Mo   | Ti   |
|-------------------------------|-------|------|------|-------|-------|------|------|------|------|
| TC4 titanium alloy base metal | 0.032 | 0.14 | 6.08 | 0.007 | 0.001 | 0.16 | 3.88 | -    | Bal. |
| Welding wire deposited metal  | 0.050 | 0.58 | 6.51 | 0.008 | 0.001 | 0.12 | 4.54 | 0.50 | Bal. |

表 2 TC4 钛合金的材料性能

Table 2 Material properties of TC4 titanium alloy

| Temperature/ $^{\circ}\text{C}$ | Specific heat capacity/ $\text{J}\cdot(\text{kg}\cdot\text{K})^{-1}$ | Thermal conductivity/ $\text{W}\cdot(\text{m}\cdot\text{K})^{-1}$ | Yield strength, $R_{\text{eL}}$ /MPa | Linear expansion coefficient/ $\times 10^{-6}\cdot^{\circ}\text{C}^{-1}$ | Elastic modulus/GPa |
|---------------------------------|--|---|--------------------------------------|--|---------------------|
| 20                              | 611  | 6.8   | 890                                  | 8.4  | 125                 |
| 200                             | 653  | 8.7   | 790                                  | 9.2  | 114                 |
| 400                             | 691  | 10.3  | 560                                  | 9.5  | 100                 |
| 600                             | 713  | 13.7  | 380                                  | 10.0   | 74                  |
| 700                             | 725  | 14.4  | 280                                  | 10.4   | 54                  |
| 800                             | 735  | 15.8  | 130                                  | 10.9   | 33                  |
| 1000                            | 754  | 18.3  | 90                                   | 11.0   | 22                  |
| 1200                            | 771  | 21.7  | 66                                   | 11.0   | 5                   |
| 1400                            | 787  | 24.5  | 31                                   | 11.0   | 0.1                 |
| 1668                            | 803  | 20  | 2                                    | 11.0   | 0.01                |



表3 焊接工艺参数  
Table 3 Welding parameters

| Pass of welding | Laser power,<br>$P/W$ | Welding<br>speed,<br>$V_w/m \cdot min^{-1}$ | Wire feeding<br>speed,<br>$V_f/m \cdot min^{-1}$ | Focal length,<br>$f/mm$ | Defocus<br>quantity,<br>$\Delta f/mm$ | Oscillation<br>amplitude,<br>$D/mm$ | Oscillation<br>frequency,<br>$f/Hz$ | Laser-wire<br>distance,<br>$d/mm$ |
|-----------------|-----------------------|---|--|-------------------------|---------------------------------------|-------------------------------------|-------------------------------------|-----------------------------------|
| Backing welding | 3250                  | 1.0   | -  | 425                     | +20                                   | -                                   | -                                   | -                                 |
| 2-35            | 4000                  | 0.42  | 0.60   | 425                     | +15                                   | 2                                   | 100                                 | 0                                 |
| 36-43           | 4000                  | 0.40  | 0.60   | 425                     | +15                                   | 2                                   | 100                                 | 0                                 |

行排列的魏氏组织构成,但组织尺寸明显较焊缝区细化许多;细晶区则由粗大的 $\beta$ 相、少量次生 $\alpha_s$ 相、晶界 $\alpha_{gb}$ 相及板条状 $\alpha'$ 马氏体组成。在传统钛合金弧焊接过程中,常常伴有热影响区(heat affected zone, HAZ)晶粒严重粗化而导致韧性降低的问题,但是对于激光填丝焊而言,由于激光焊接热量集中、焊接速度快,对HAZ的影响大幅减小,从而有效抑制了HAZ晶粒的粗化;同时,摆动工艺的增加可以显著降低熔池的温度梯度,减少了柱状晶长大的动力,为细化柱状晶粒提供了有利条件<sup>[19-20]</sup>。

钛合金激光填丝焊缝熔池的小孔效应较强,小孔内部的金属蒸汽会向钛合金试板下方喷出,其反作用会迫使液态金属向小孔四周流动,钛合金试板背面受到激光作用增强,从而导致在进行根部焊缝焊接时熔池下表面的受热时间延长,从而使得下部焊接接头的组织略粗化。由焊接温度场模拟分析部分可知,由于进行中部焊道焊接时形核的过冷度较焊接根部焊道时增大,促使形核热力学驱动力增加,造成原始相界基本破碎,这也符合其共格切变相变模式,析出相由相互平行的更加细小针状 $\alpha'$ 马氏体组成,同时一些细小的次生针状 $\alpha'$ 马氏体也穿插出现在一次 $\alpha'$ 马氏体之间。在冷却过程中同时发现新相除在相界处形核外,还有部分新相在初生 $\alpha'$ 马氏体上生长,使初生相成为了形核点,增大了非均匀形核率,同时也提高了新相的生长速率。在焊接上部焊道焊缝时,由于过冷度的进一步增加,导致形核的驱动力大幅增加,形核位置不仅发生在晶界位置,还包括晶粒内部片层上,片层状组织也呈现逐渐细化的趋势,晶界出现细密分布倾向。在上中下焊接接头的粗晶区均发现了明显的间断晶界,这是由于该组织由高温 $\beta$ 相以较低的冷却速率扩散相变获得,过冷度较小,晶核只能在晶界处形成并长大成晶界 $\alpha_{gb}$ 相,由于其生长速率较缓慢,而无法沿晶界呈链状分布。焊缝中的连续晶界由于高温 $\beta$ 相以较快的冷却速率降温,过冷度较大,具有足够的形核驱动力促使初生相在晶界处形核并长大为连续晶界<sup>[21]</sup>。

## 2.2 焊缝微观组织分析

为进一步分析焊接接头焊缝区域的微观组织分布特征,对焊缝区微观组织进行TEM分析,焊接接头焊缝区上、中、下微观组织TEM如图3所示。如图3可知残余 $\beta$

相分布于 $\alpha'$ 马氏体柱状晶边界上。在上部、中部及下部焊缝区域均发现了位错的存在,它在高温与压力的作用下极容易发生运动。在激光填丝焊接过程中,激光束呈圆形周期性摆动,给凝固结晶前沿施加了一个动压力,该动压力在焊缝金属中将转换为可以产生弹性变形的应力,当这些应力超过弹性极限时会发生塑性变形,即产生了位错。因此,在激光填丝焊接过程中,增加摆动频率及提高摆动幅度则会促进产生越多的位错保留在焊缝金属中<sup>[22]</sup>。

## 2.3 焊接接头力学性能

### 2.3.1 显微硬度

焊接接头上部、中部及下部各区域显微硬度分布如图4所示,显微硬度分布从左到右依次为焊缝区(weld zone, WZ)、热影响区及母材区(base metal zone, BM)。3个部位各区域显微硬度数值略有差异,但是分布趋势基本一致,3个部位焊缝区域的显微硬度都要高于热影响区和母材,由于整个焊接接头中焊缝区域均存大量的 $\alpha'$ 马氏体组织,而 $\alpha'$ 马氏体具有高密度的位错和孪晶<sup>[23]</sup>,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。热影响区显微硬度高于母材,这是因为经历激光填丝焊接热循环后,热影响区生成部分 $\alpha'$ 马氏体组织,导致其显微硬度高于母材。

### 2.3.2 XRD 测试结果

图5所示为焊接接头上部、中部及下部焊缝的XRD图谱,全部由密排六方(hcp)晶体结构组成,通过各六方晶格的 $c/a$ 常数以及微观组织的观察可以确定在焊缝中的组织为 $\alpha'$ 马氏体,且主强峰都一致的出现在衍射角 $40.5^\circ$ 位置处;由于初始 $\alpha$ 相和高温残留 $\beta$ 相含量较少,因此在XRD测试过程中并没有被发现。钛合金焊缝组织在快速冷却过程中,高温 $\beta$ 相的晶体结构可以发生改变,但成分浓度基本保持不变,从而形成过饱和固溶体,即 $\alpha'$ 马氏体。相关学者<sup>[24]</sup>研究表明淬火马氏体的形貌、尺寸、含量及晶格常数与冷却速度有较大关系,随着冷却速度的增加, $\beta$ 相晶格改组的阻力降低,能够较为容易的转变成为六方晶格的 $\alpha'$ 马氏体,在连续焊接条件下,随着焊接道数的增加焊接热积累也随之增加,焊缝上部的冷却速度较慢,因此冷却速度较快的下部和中部焊接接头中焊缝



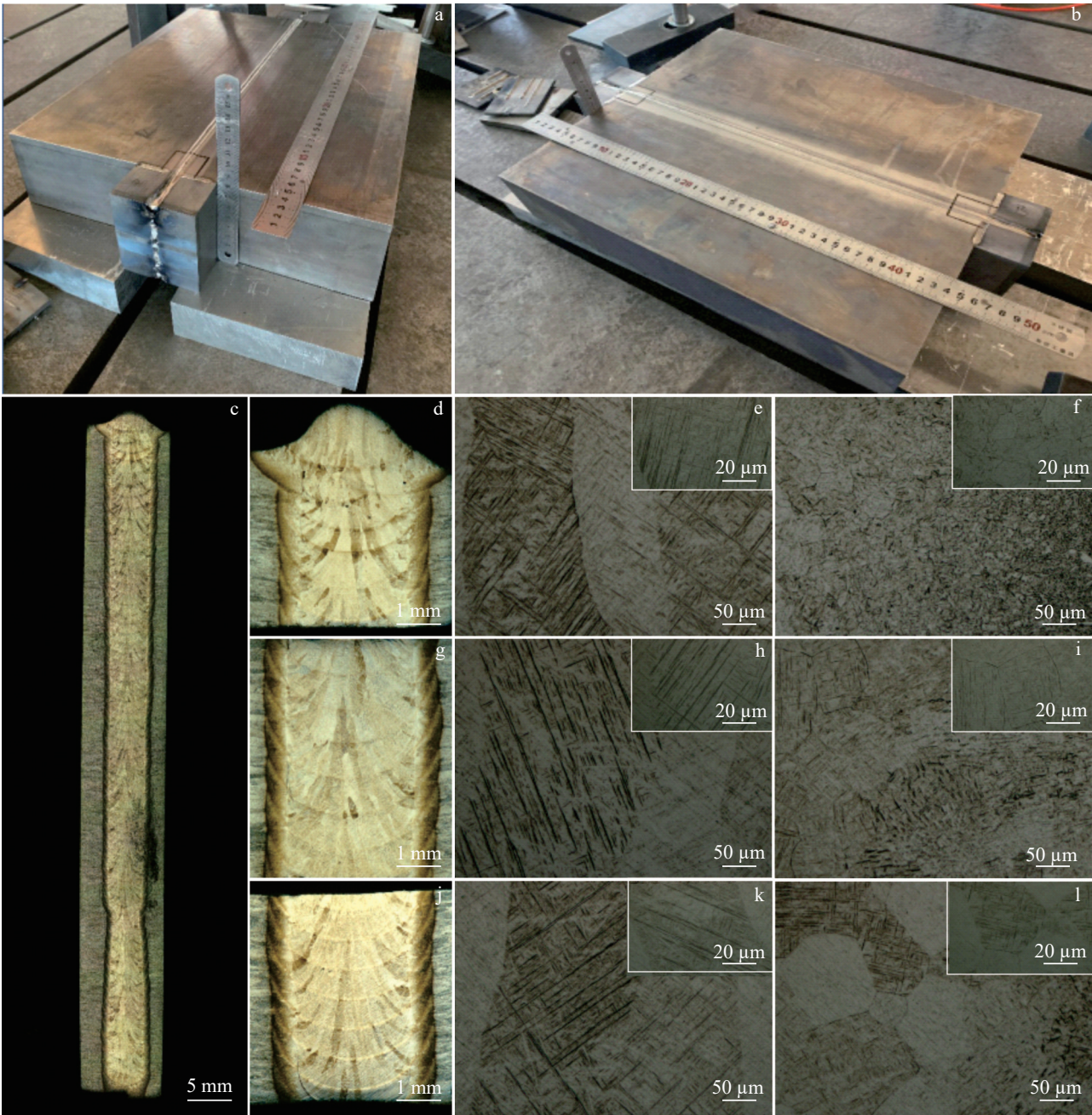


图2 焊接接头整体宏观形貌及焊缝区微观形貌

Fig.2 Morphologies of welded joint: (a–b) the whole macro-morphology of welded joint; (c) cross-sectional morphology of the welded joint; (d) local macro-morphology of UL, (e) microstructure of the welded seam of UL, (f) HAZ micro-morphology of UL; (g) local macro-morphology of ML, (h) microstructure of the welded seam of ML, (i) HAZ micro-morphology of ML; (j) local macro-morphology of LL, (k) microstructure of the welded seam of LL, (l) HAZ micro-morphology of LL

组织的 $\alpha'$ 峰较强。

2.3.3 焊接接头拉伸和冲击性能

在室温条件下对TC4钛合金激光填丝焊接接头进行了静载荷拉伸试验和冲击试验,性能测试结果如图6a所示,焊接接头上、中、下3部分的抗拉强度相差不大,平均在935 MPa、平均屈服强度为794 MPa、断后伸长率均在

20%左右。由图6b可知上、中、下焊接接头3部分的冲击韧性测试结果也非常接近,均分布在31 J左右,高于母材的25 J。

上部、中部及下部焊接接头拉伸试样断口形貌分别如图7所示,焊接接头上部拉伸断口中分布着较多韧窝,大韧窝中还有小韧窝,在拉伸初始阶段,随着微孔颈缩断



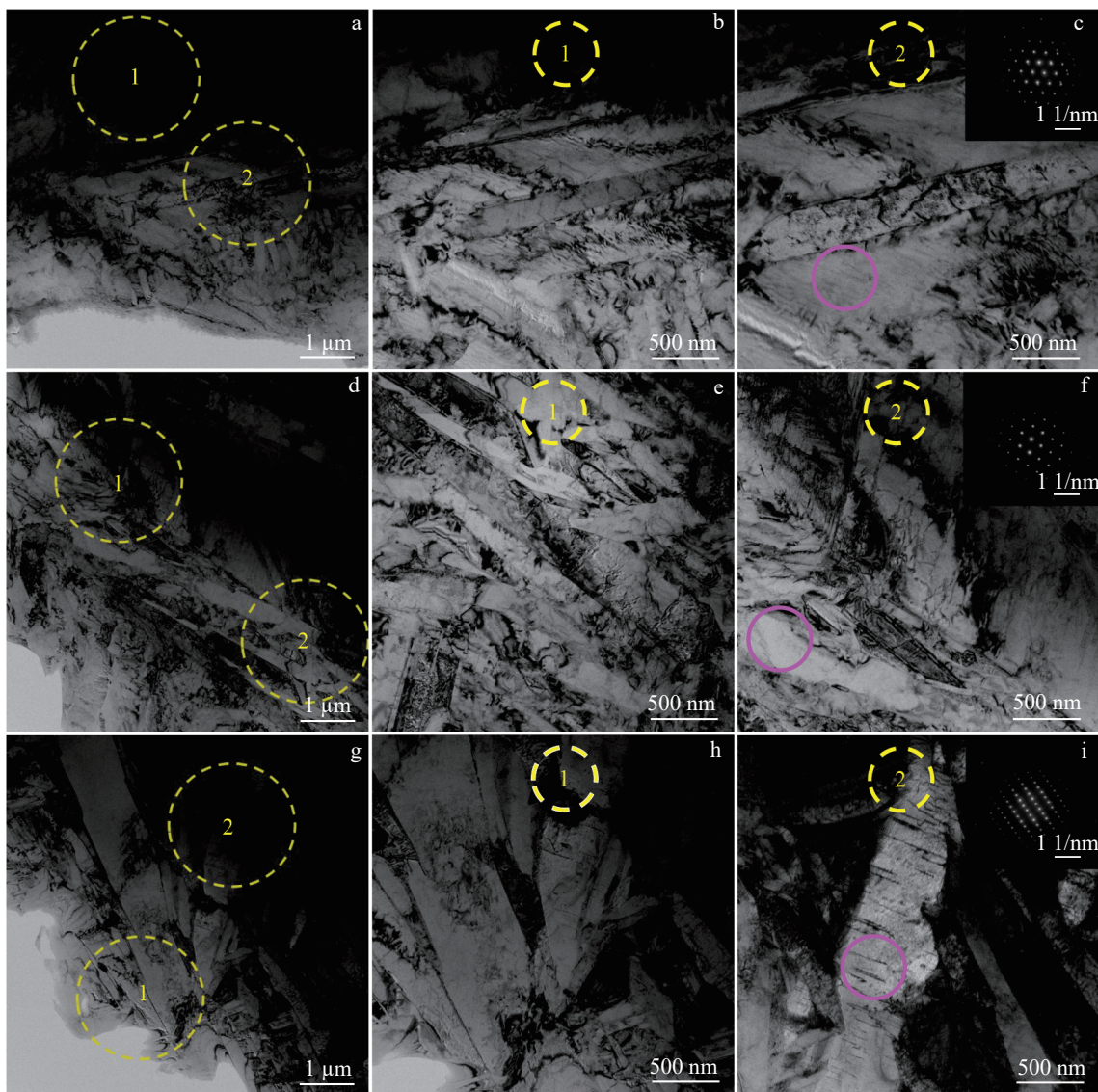


图3 焊缝区不同区域微观组织TEM照片

Fig.3 TEM images of different areas in the welded seam: (a-c) UL, (d-f) ML, and (g-i) LL

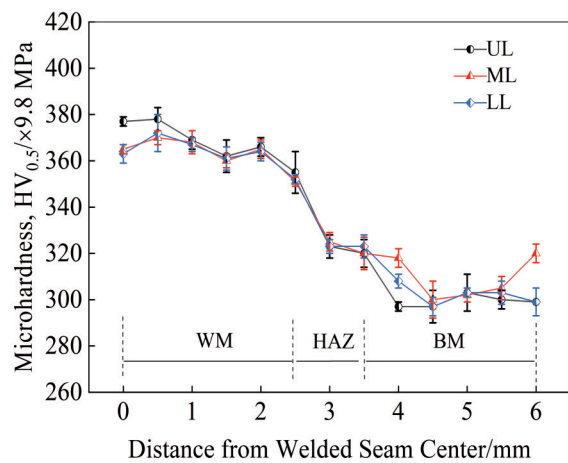


图4 焊接接头显微硬度分布

Fig 4 Microhardness distribution of welded joint

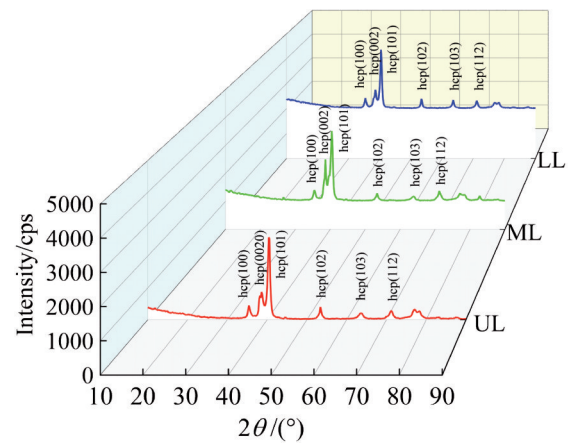


图5 焊缝XRD图谱

Fig.5 XRD patterns of the welded seam



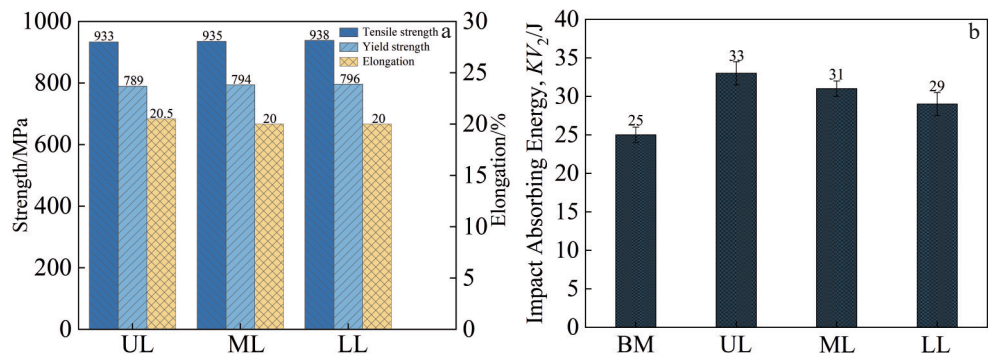


图6 焊接接头沿厚度方向室温力学性能

Fig.6 Mechanical properties along the thickness of welded joint at room temperature: (a) tensile properties and (b) impact properties

裂聚合形成微裂纹,随着拉力的继续增加直至断裂,便形成图中见到的整体上呈纤维状、细节上呈韧窝态的断口特征,属于韧性断裂;中部焊接接头拉伸断口的韧窝变浅、变少,也具有韧性断裂特征;下部焊接接头拉伸断口由较大的韧窝和河流花样构成,并有沿亚晶断裂的迹象。

焊接接头室温冲击试样断口形貌和示波冲击力-位移曲线如图8所示,3个冲击断口试样的启裂区断口由剪切韧窝和撕裂韧窝混合组成,且在大韧窝中分布着小韧

窝,显示出典型的韧性断裂模式。在图8c还发现由于破坏过程中的快速撕裂而产生拉长的韧窝,断裂模式完全从延性转变为脆性。相关研究<sup>[25]</sup>表明,冲击韧性与片层组织的厚度密切相关。经过激光填丝焊后的焊缝组织除 $\alpha'$ 马氏体外,还有一定数量的次生 $\alpha'$ 马氏体片层组织,在片层之间还存在少量的点状分布的残余 $\beta$ 相,在试样冲击过程中,裂纹在粗细片层和 $\alpha'/\beta$ 界面扩展时的方向易发生偏转,导致扩展路径曲折;同时,界面间残留 $\beta$ 相的存在,能够保证晶界两侧在几何协调性因子较低的条件

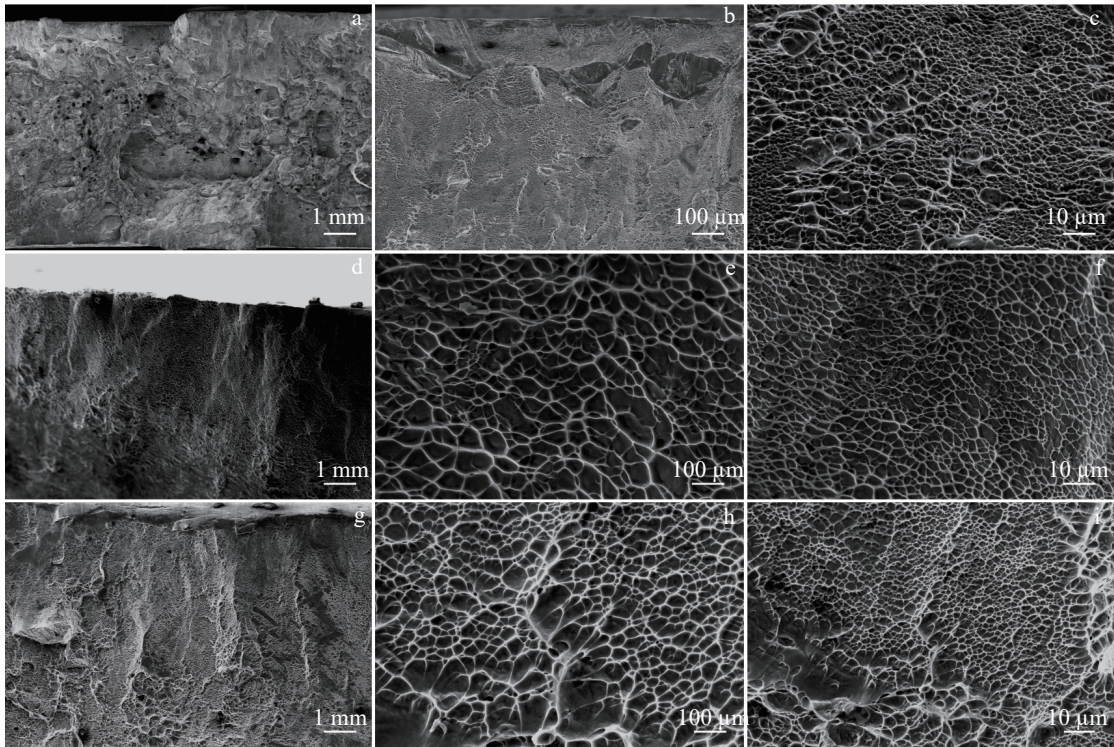


图7 焊接接头拉伸断口形貌

Fig.7 Tensile fracture morphologies of the welded joint: (a–c) UL, (d–f) ML, and (g–i) LL



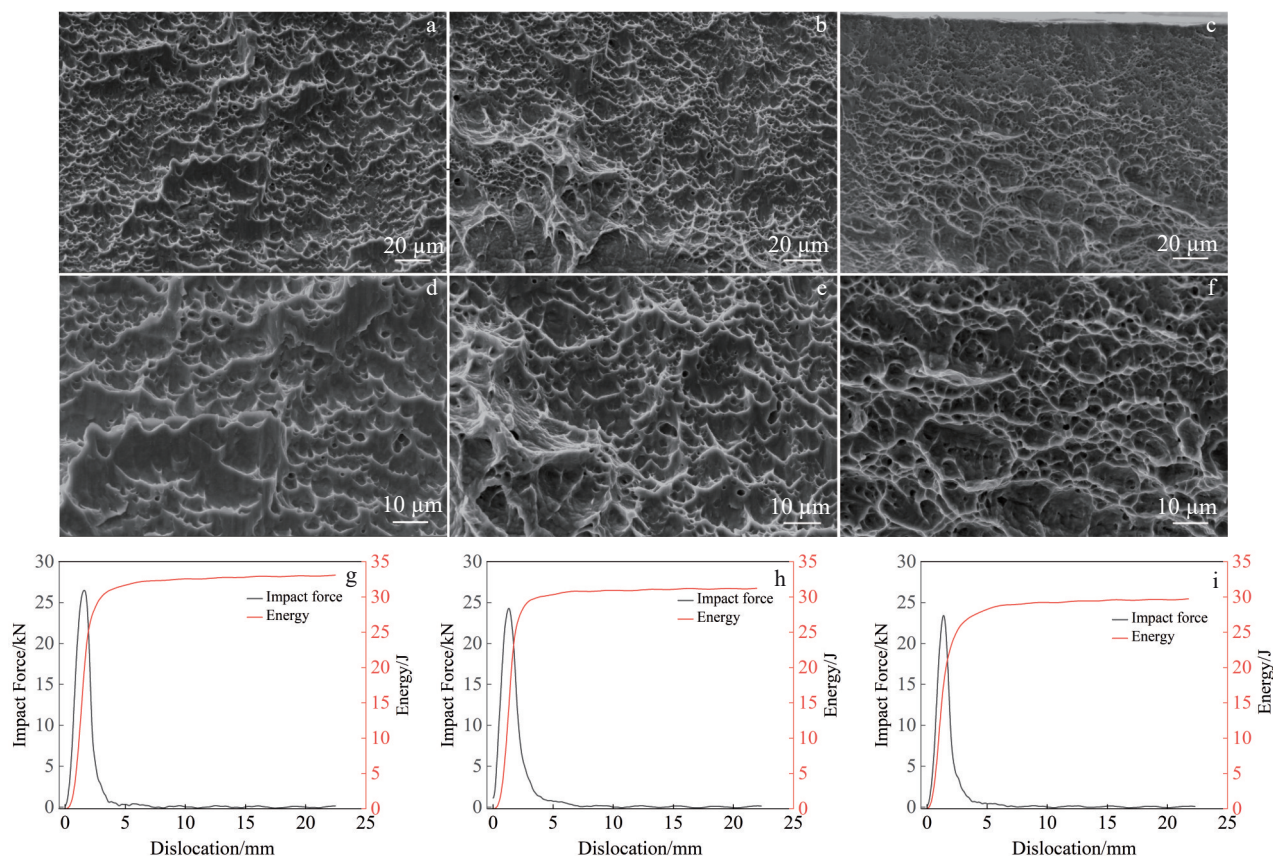


图8 室温冲击断口SEM形貌及焊接接头示波冲击力-位移曲线

Fig.8 SEM images of impact fracture at room temperature (a-f) and force-displacement curves (g-i): (a, d, g) UL, (b, e, h) ML (c, f, i) LL

下仍能够进行滑移传递,同时次生针状 $\alpha'$ 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,使晶内位错的容纳能力增加,从而可以一定程度地优化焊接接头冲击韧性。焊接接头室温示波冲击力-位移曲线如图8g~8i所示,从图中可以看出冲击载荷加到一定数值,试样进入弹性变形阶段,冲击载荷随位移呈线性增加,冲击载荷增加到一定数值后开始偏离弹性比例线,发生屈服。如图8i所示屈服载荷 $F_{gy}=23.76$  kN,随后快速上升到最大载荷 $F_m=26.48$  kN,此时裂纹开始快速萌生扩展后突然急剧下降,裂纹失稳扩展,导致断裂。冲击载荷在变形和断裂阶段的变化过程,对应着冲击吸收功的变化,冲击总吸收能量为 $W_t=33.06$  J,最大载荷 $F_m$ 对应的表征裂纹萌生消耗能量为 $W_m=15.23$  J,其中弹性能量 $W_{gy}=12.31$  J,裂纹扩展能量 $W_p=17.83$  J,裂纹扩展能量/冲击总吸收能量比值为53.93%;如图8h所示屈服载荷 $F_{gy}=22.56$  kN,随后快速上升到最大载荷 $F_m=24.21$  kN,此时裂纹开始快速萌生扩展后突然急剧下降,裂纹失稳扩展,导致断裂。冲击载荷在变形和断裂阶段的变化过程,对应着冲击吸收功的变化,冲击总吸收能量为 $W_t=31.69$  J,最大载荷 $F_m$ 对应的表征裂纹萌生消耗能量为 $W_m=14.74$  J,其中弹性能量 $W_{gy}=10.25$  J,裂纹扩展能量 $W_p=16.95$  J,裂

纹扩展能量/冲击总吸收能量比值为53.49%;如图8i所示屈服载荷 $F_{gy}=21.76$  kN,随后快速上升到最大载荷 $F_m=23.41$  kN,此时裂纹开始快速萌生扩展后突然急剧下降,裂纹失稳扩展,导致断裂。冲击载荷在变形和断裂阶段的变化过程,对应着冲击吸收功的变化,冲击总吸收能量为 $W_t=29.84$  J,最大载荷 $F_m$ 对应的表征裂纹萌生消耗能量为 $W_m=13.99$  J,其中弹性能量 $W_{gy}=11.25$  J,裂纹扩展能量 $W_p=15.85$  J,裂纹扩展能量/冲击总吸收能量比值为53.11%。综上所述,焊缝区在冲击断裂过程中,冲击总吸收能量主要用于裂纹的扩展,在较低的裂纹形成能量使裂纹萌生后发生失稳扩展。

## 2.4 接头应力场模拟结果

### 2.4.1 数值模型建立

根据钛合金激光填丝焊接接头实际尺寸建立的几何模型如图9a所示,模型的边界条件包括热学边界条件及力学边界条件。其中热学边界条件是模型表面与空气接触的部分,设定为与空气的对接换热,换热系数采用空气换热系数经验值 $20 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$ ,表面辐射发射率设定为0.7,初始温度设定为 $20^\circ \text{C}$ ;力学边界条件设定为在模型底部施加了限定Y方向的位移边界,在模型的最左边与最右边设定模型在X方向的位移边界条件,即X为模型水平

方向,  $Y$  为模型厚度方向。为提高计算精度和效率, 采用密网格过渡方法对厚度为 96 mm 的 TC4 钛合金焊接接头几何模型进行网格划分, 焊接区采用 0.5 mm 的细网格尺寸, 而远离焊缝的母材采用 2 mm 的粗网格尺寸, 热影响区的 1:2 过渡网格分区用于连接较细网格和较粗网格。TC4 钛合金的比热容、热膨胀系数、屈服强度和杨氏模量受到在 NG-LWFW 加热温度的影响显著。本研究采用双椭球热源模式描述激光填丝焊接过程, 包括作用于熔池和等离子体加热效应的“高斯面  $Q_1$ ”, 作用于高能激光束效应的“高斯柱  $Q_2$ ”<sup>[26]</sup>, 采用热电偶对焊接过程温度变化进行测量, 从而实现对热源模型进行校准, 光填丝焊热源模型描述如公式(1)所示:

$$\begin{cases} q_{Gs} = \frac{mQ_1}{\pi r_1^2} \exp\left[-\frac{m(x^2 + y^2)}{r_1^2}\right] \\ q_{Gc} = \frac{6Q_2(H-nh)}{\pi r_2^2 H^2(2-n)} \exp\left[\frac{-3(x^2 + y^2)}{r_2^2}\right] \end{cases} \quad (1)$$

其中,  $q_{Gs}$  和  $q_{Gc}$  分别是“高斯面”热源和“高斯柱”热源;  $Q_1$  和  $Q_2$  分别是“高斯面”热源和“高斯柱”热源的功率, 是热流。

$$\begin{cases} q_m = \frac{6\sqrt{3}f_m Q_e}{\pi a_m bc} \exp\left(-\frac{3x^2}{a_m^2} - \frac{3y^2}{b^2} - \frac{3z^2}{c^2}\right), y \geq 0 \\ q_n = \frac{6\sqrt{3}f_n Q_e}{\pi a_n bc} \exp\left(-\frac{3x^2}{a_n^2} - \frac{3y^2}{b^2} - \frac{3z^2}{c^2}\right), y < 0 \end{cases} \quad (2)$$

其中,  $Q_e$  是激光能量;  $q_m$  和  $q_n$  分别表示为热量分配比例,  $q_m + q_n = 1$ ;  $a_m, a_n, b, c$  是热源的形状参数。

#### 2.4.2 应力场测试结果分析

通过观察典型位置的应力分布云图状态, 可以直观地观察到应力随着焊接道数增加的动态变化情况, 得到焊接过程中应力分布状态, 从而更好地优化焊接工艺。9b~9f 分别为第 1 道、第 11 道、第 22 道、第 33 道和第 43 道的应力分布云图。由图 9b 可知在第 1 道焊接完成以后, 在焊缝中心和附近处主要存在的是压应力; 随着焊接道数增加至 11 道时如图 9c 所示, 焊缝中心由压应力转变为拉应力, 但焊缝两侧和两端仍保持压应力, 在焊缝中心和附近处主要存在的是压应力; 随着焊接道数增加至 22 道时如图 9d 所示, 焊接接头的焊缝中心及附近区域主要是拉应力, 同时在焊缝两端几乎无压应力的存在; 随着焊接道数增加至 33 道时如图 9e 所示, 焊接接头的焊缝中心及附近区域仍主要是拉应力, 同时在焊缝中心及附近区域主要是拉应力; 随着焊接道数增加至 43 道时如图 9f 所示, 在焊接接头的焊缝中心及附近区域主要是拉应力, 且随着焊缝向外部区域拉应力逐渐减小, 横向和纵向残余应力的应力高应力区并不位于试件表面, 而是距离表面约 6 mm 深度的焊缝区域, 最大拉应力值为 1030 MPa 左右, 超过材料的屈服强度。

### 3 讨论

TC4 钛合金焊缝组织通常由 hcp 结构的长针状  $\alpha'$  马氏体、片层状次生  $\alpha'$  马氏体和 bcc 结构的残余  $\beta$  相组成。hcp 结构的  $\alpha'$  马氏体滑移系较少, 各向异性强, 加工硬化能力弱, 故其晶体结构先天具有塑韧性差的特点。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, 并产生少量的晶格畸变, 所以在药芯焊丝中合金元素 Mo 的添加可以提高钛合金激光填丝焊接头的稳定性和强化能力, 同时还能够保持焊接接头的塑性; Mo 的加入还会显著降低焊缝金属的相变温度, 从而有利于焊缝中  $\beta$  相的残留, 又因为残余  $\beta$  相可以一定程度地提高钛合金的塑韧性, 因此药芯焊丝中 Mo 的添加对于提高焊接接头的塑韧性作用明显。

在钛合金激光填丝焊缝熔池金属冷却过程中, 晶核的长大是通过新相界面向钛合金母材方向迁移而实现, 其长大速度取决于新相界面的迁移速度, 且新相晶核长大时会继续保持钛合金母材的晶体学位向关系, 针对钛合金金属的切变型相变方式, 不涉及原子扩散, 因此相变长大速度非常快。结合 TC4 钛合金激光填丝焊接特点可知, 在焊缝熔池的冷却阶段, 单位时间内由旧相  $\beta$  相到新相  $\alpha'$  马氏体的长大速度  $u$  可以用公式(3)表示为:

$$u = \lambda v_0 \exp\left(-\frac{\Delta g}{kT}\right) \left[1 - \exp\left(-\frac{\Delta G_{\beta \rightarrow \alpha'}}{kT}\right)\right] \quad (3)$$

式中:  $\lambda$  为  $\alpha'$  马氏体束宽度增加数值;  $v_0$  为原子振动频率;  $k$  为玻尔兹曼常数;  $T$  为绝对温度;  $\Delta G_{\beta \rightarrow \alpha'}$  为形核自由能差;  $\Delta g$  为原子越过相界的激活能。

在钛合金激光填丝焊缝熔池金属快速冷却过程中, 过冷度很大,  $\Delta G_{\beta \rightarrow \alpha'}$  远大于  $kT$ , 因此公式(3)可以简化为:

$$u = \lambda v_0 \exp\left(-\frac{\Delta g}{kT}\right) \quad (4)$$

由公式(4)可知, 原子越过相界的激活能  $\Delta g$  决定了  $\alpha'$  马氏体长大速度  $u$ , 过冷度越大, 原子越过相界的激活能  $\Delta g$  则越大,  $\alpha'$  马氏体的生长速度就越慢, 室温组织获得的  $\alpha'$  马氏体束则越细小。同时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而形成柱状晶, 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。激光填丝焊获得的液态熔池金属在窄间隙钛合金坡口内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 He 对流完成冷却凝固, He 增强了熔池表面与外界环境之间的热交换, 从而改善了温度分布并加快了熔池的冷却速度, 提高了过冷度, 这些热交换渠道的差异及较高的过冷度也是导致焊接接头上中下 3 部分的组织略有差异但力学性能得以保障的主要原因。

激光填丝钛合金药芯焊丝焊缝金属被加热至峰值温度时, 其组织也主要由  $\alpha'$  马氏体和残余  $\beta$  相组成, 在随后的



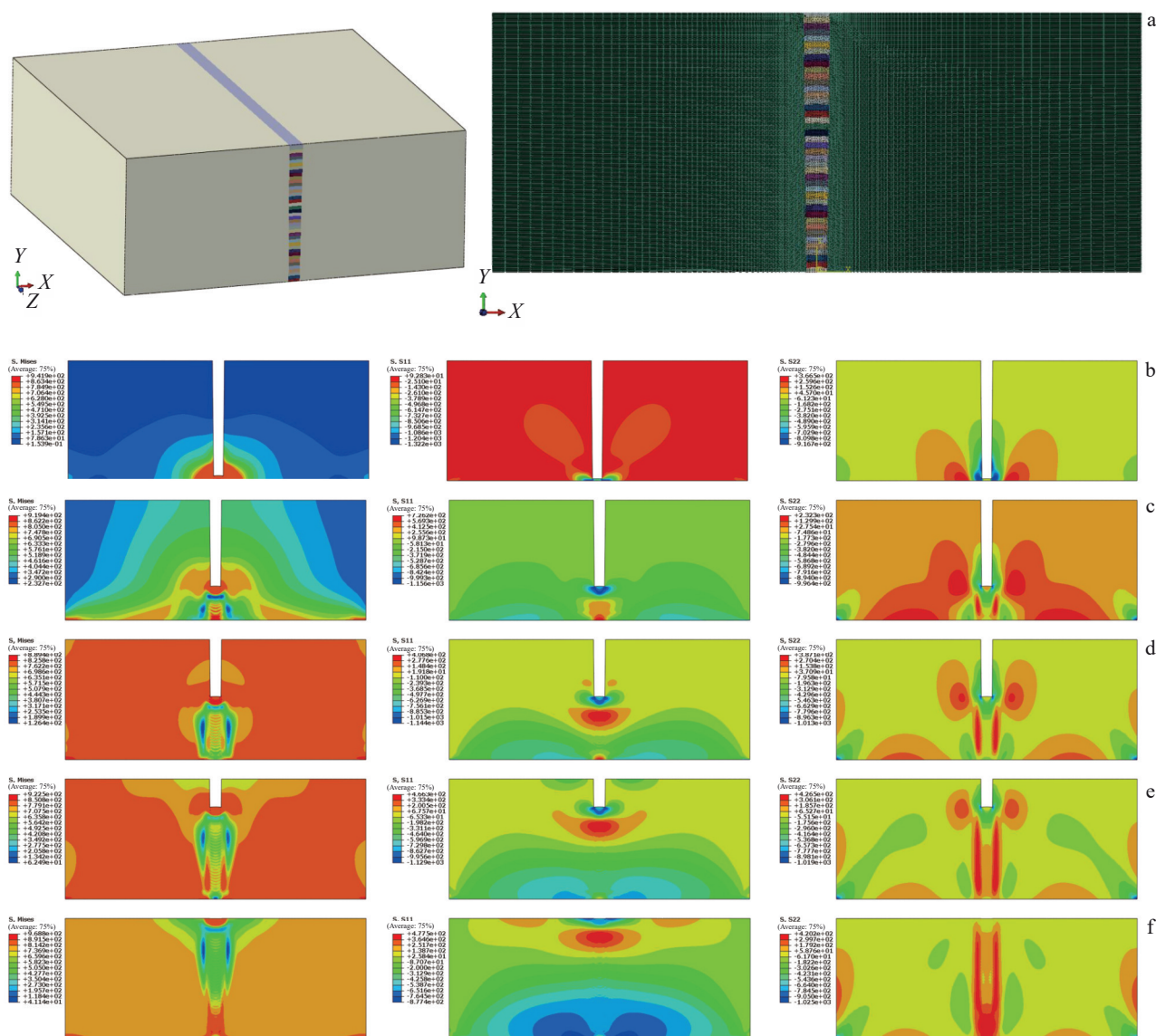


图9 应力场云图分析

Fig.9 Stress field cloud analysis: (a) finite element modeling; (b) path 1, (c) path 11, (d) path 22, (e) path 33, (f) path 43

热循环过程及冷却中大量的亚稳相会相继形成和分解, 可以作为 $\alpha'$ 马氏体形核析出的质点, 从而使 $\alpha'$ 马氏体的形核率大幅提高。同时, 由于初生 $\alpha'$ 马氏体的数量有限, 大量次生 $\alpha'$ 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化匹配。另外, 这些分割对位错滑移的阻碍, 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, 从而有利于提高钛合金焊缝的延展性。同时, 摆动工艺可以大幅延展激光轨迹长度, 显著提升激光平均扫描速度, 使激光沿扫描路径平均分布的线能量密度及各处的停留时间均降低, 使能量的集中度

下降, 从而有效均匀能量分布, 扩大热作用面积, 增加液态熔池金属的流动速度和流动范围, 降低熔池温度梯度, 减少应力, 有利于柱状晶的细化并增加了晶界面积。

激光束产生的热输入在熔化焊丝的同时还会熔化侧壁母材金属而形成液态熔池, 焊后在快速冷却条件和外延生长驱动作用下, 垂直于熔池边缘的成核晶粒沿相反于冷却方向生长为对称分布的粗大柱状组织。焊缝金属在持续高于相变点( $T_p=980\text{ }^{\circ}\text{C}$ )的温度促进了晶界 $\alpha_{gb}$ 相的溶解和扩张, 晶粒倾向于沿温度梯度的相反方向(热流最大散热方向)生长, 因此呈现为外延生长的原始 $\beta$ 晶粒。当液态金属从高温冷却到相变点温度时, 快速的冷却速度阻止了 $\beta$ 相在短时间内原子扩散形成 $\alpha$ 平衡相,  $\beta$ 相原子只能通过短程有序跃迁改变晶格组合<sup>[24]</sup>, 从而在



焊缝中形成了过饱和固溶体 $\alpha'$ 马氏体组织。同时,柱状 $\beta$ 晶粒尺寸限制了剪切模式形成的 $\alpha'$ 马氏体组织的长度,最终在获得的室温焊缝组织均由交叉分布的针状 $\alpha'$ 马氏体、片层状次生 $\alpha'$ 马氏体和残余 $\beta$ 相共同构成。

## 4 结 论

1)焊接接头上、中、下各区域微观组织分布及形貌特征趋于一致,焊缝区由若干相互平行的长针状 $\alpha'$ 马氏体交叉分布,交叉分布的 $\alpha'$ 马氏体之间还会形成更加细小的次生 $\alpha'$ 马氏体,焊缝区呈网篮状形貌特征;粗晶区由针状 $\alpha'$ 马氏体、少量初始 $\alpha_p$ 相及成束平行排列的魏氏组织构成,但组织尺寸明显较焊缝区细化许多;细晶区则由粗大的 $\beta$ 相、少量次生 $\alpha_s$ 相、晶界 $\alpha_{gb}$ 相及板条状 $\alpha'$ 马氏体组成。

2)焊接接头上、中、下3部分的抗拉强度相差不大,均在935 MPa、屈服强度均接近794 MPa、断后伸长率均在20%左右;焊接接头上、中、下3部分的拉伸试样断口形貌呈韧窝态的断口特征,并有沿亚晶断裂的迹象。

3)焊接接头上、中、下3部分的冲击韧性平均在31 J,裂纹扩展能量/冲击总吸收能量比值分别为53.93%、53.49%和53.11%,焊缝区在冲击断裂过程中,冲击总吸收能量主要用于裂纹的扩展,在较低的裂纹形成能量使裂纹萌生后发生失稳扩展。

4)随着焊接道数增加焊缝中心由压应力转变为拉应力,且随着焊缝向外部区域拉应力逐渐减小,横向和纵向残余应力的高应力区并不位于试件表面,而是距离表面约6 mm深度的焊缝区域,最大拉应力值为1030 MPa。

## 参考文献 References

- [1] Long Weimin, Liu Dashuang, Wu Aiping *et al.* *Diamond and Related Materials*[J], 2020, 110: 108085
- [2] Long Weimin, Zhang Guanxing, Zhang Qikai. *Scripta Materialia* [J], 2016, 110: 41
- [3] Fang Naiwen(方乃文), Huang Ruisheng(黄瑞生), Wu Pengbo(武鹏博) *et al.* *Materials Reports*(材料导报)[J], 2023, 37(10): 190
- [4] Wu P B, Wang M Q, Fang N W *et al.* *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2023, 128: 729
- [5] Pauline Martin, Aurélien Prillieux, Yannick Balcaen *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2024, 327: 118346
- [6] Long Weimin(龙伟民), Liu Dashuang(刘大双), Wu Aiping(吴爱萍) *et al.* *Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2023, 59: 225
- [7] Long Weimin(龙伟民), Liu Dashuang(刘大双), Zhang Guanxing(张冠星) *et al.* *Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2021, 42(11): 29

- [8] Lei Zhen, Cao Hao, Cui Xiufang *et al.* *Optics and Lasers in Engineering*[J], 2024, 178: 108232
- [9] Ning Jie, Zhang Linjie, Yang Jiannan *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2019, 270: 168
- [10] Yang Wuxiong, Xin Jijun, Fang Chao *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2019, 265: 130
- [11] Deng Ailin, Chen Hui, Zhang Yingbo *et al.* *Optics & Laser Technology*[J], 2023, 159: 109000
- [12] Huang Zhe, Cai Yan, Mu Weidong *et al.* *Journal of Laser Applications*[J], 2018, 30: 032013
- [13] Yan Hongzhou, Zeng Xiagguo, Cui Yehui *et al.* *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 28: 4116
- [14] Zhang Guowei, Yu Feihu. *Coatings*[J], 2022, 12: 59
- [15] Fang Naiwen, Wu Pengbo, Feng Zhiqiang *et al.* *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 32: 23
- [16] Li Yan, Jiang Ping, Li Yuntai *et al.* *Optics & Laser Technology* [J], 2023, 160: 109093
- [17] Meng Shenghao, Li Liquan, Si Changjian *et al.* *Crystals*[J], 2022, 12: 977
- [18] Liao Zhiqian(廖志谦), Liu Xilin(刘希林), Zhou Chuan(周 川) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2021, 20: S393
- [19] Raji Sadiq Abiola, Abimbola Patricia Idowu Popoola, Sisa Leslie Pityana *et al.* *Heliyon*[J], 2020, 6: e04463
- [20] Chen J, Fabijanic D, Brandt M *et al.* *Acta Materialia*[J], 2023, 255: 119076
- [21] Singh N, Hameed P, Ummethala R *et al.* *Materials today Advances*[J], 2020, 8: 100097
- [22] Duchaussoy A, Marteleur M, Jacques P J *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2023, 887: 145755
- [23] Wu Pengbo(武鹏博), Xu Kai(徐 锴), Huang Ruisheng(黄瑞生) *et al.* *Acta Armamentarii*(兵工学报)[J], 2023, 44(4): 10
- [24] Li Butong, Zhu Junjie, Zhao Xufeng *et al.* *Optics & Laser Technology*[J], 2024, 176: 110946
- [25] Simonelli M, Tse Y Y, Tuck C. *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 616: 1
- [26] Fang Naiwen(方乃文), Huang Ruisheng(黄瑞生), Long Weimin(龙伟民) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(5): 1725
- [27] Long Weimin(龙伟民), Li Shengnan(李胜男), Du Dong(都 东) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(12): 3781
- [28] Xu Kai(徐 锴), Wang Mingqiu(王铭秋), Fang Naiwen(方乃文) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(8): 2665

## Microstructure, Properties and Stress Analysis of Thick-Walled Titanium Alloy Laser Welded Joint with Filler Welding Wire

Wu Pengbo<sup>1</sup>, Feng Zhiqiang<sup>2</sup>, Fang Naiwen<sup>1</sup>, Lu Quanbin<sup>3</sup>, Huang Ruisheng<sup>1</sup>, Liao Zhiqian<sup>4</sup>, Sun Laibo<sup>5</sup>, Qin Jian<sup>3</sup>,  
Li Quan<sup>2</sup>, Chang Yunfeng<sup>3</sup>, Niudong Shanyu<sup>2</sup>

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

(2. Beibu Gulf University, Qinzhou 535011, China)

(3. China Academy of Machinery Zhengzhou Research Institute of Mechanical Engineering Co., Ltd, Zhengzhou 450000, China)

(4. Luoyang Ship Material Research Institute, Luoyang 471023, China)

(5. Harbin Institute of Technology Suzhou Research Institute, Suzhou 215104, China)

**Abstract:** To realize high quality and high efficiency welding of large thickness titanium alloy, a flux-cored welding wire was developed by optimizing the synergistic mechanism of metal powder cores. The microstructure evolution of the interlayer region of the welded joint was studied, the stress distribution in the process of laser welding was analyzed by numerical simulation, and the ultra-narrow gap laser welding of TC4 titanium alloy plate with 96 mm in thickness was realized. The results show that the average tensile strength of the upper, middle and lower parts of the welded joint is 935 MPa, the average yield strength is 794 MPa, and the elongation is 20%. The average value of the impact toughness of the upper, middle and lower welded joints at room temperature is 31 J, and the microstructure and properties of the welded joints are well distributed along the wall thickness direction. With the pass of welding increasing, the change from compressive stress to tensile stress occurs in the welded seam center; the high stress zone of transversal and longitudinal residual stress is not in the surface of the sample, but in the welded seam with 6 mm to the surface, and the maximum tensile stress is 1030 MPa.

**Key words:** thick-walled titanium alloy; narrow gap laser welding with filler wire; microstructure and properties; stress analysis

---

Corresponding author: Feng Zhiqiang, Researcher, Beibu Gulf University, Qinzhou 535011, P. R. China, Tel: 0086-777-2807370, E-mail: zqfeng@bbgu.edu.cn