

TC4 激光焊接热力耦合数值模拟及力学性能分析

丛家慧, 高嘉元, 周松, 王嘉豪, 王乃境, 林方旭
(沈阳航空航天大学, 航空制造工艺数字化国防重点学科实验室, 沈阳, 110136)

摘要: 为了准确预测 TC4 钛合金激光焊接过程的温度变化和焊接后的力学性能, 文中通过 ABAQUS 子程序建立了激光焊温度场模型, 对激光焊接温度场进行模拟分析, 并研究了焊接过程中的温度变化及焊接后残余应力变化. 试验检测了焊接接头的硬度和表面残余应力, 并分析了显微组织. 结果表明, 当热循环温度峰值达到 2601 °C 时, 熔池温度已显著高于液相线, 熔池中无固相晶粒, 主要呈现出材料熔化后凝固形成的少量柱状晶. 此外, 越靠近焊缝的热影响区, 晶粒越粗大, 晶内马氏体的数量和密度也较高. 激光焊接后, 焊缝区的显微硬度基本相同, 表面显微硬度稍高, 平均可达 385 HV. 焊缝中间段沿焊接方向的纵向残余应力呈现均匀峰值, 横向应力略小, 纵向和横向中央平均应力误差分别为 1.4% 和 2.9%, 垂直焊缝方向的残余应力分布基本一致. 随后对焊接接头的力学性能进行了拉伸模拟研究, 数值模拟得到的温度场和残余应力分布与试样焊后的组织形态和表面残余应力分布相符, 拉伸试验和数值模拟的位移载荷变化数据相匹配, 验证了激光焊接接头的温度场模型和拉伸断裂模型的可行性和准确性.

创新点: (1) 通过力学试验和模拟分析, 准确预测了 TC4 焊接接头的力学性能.

(2) 阐明了激光焊接温度场和应力场分布, 验证断裂机理.

(3) 分析了焊接温度对显微组织、形貌和硬度的影响.

关键词: 激光焊接; TC4 钛合金; 数值模拟; 残余应力

中图分类号: TG 456.7 **文献标识码:** A **doi:** 10.12073/j.hjxb.20230315001

Thermodynamic coupling numerical simulation and mechanical properties analysis of TC4 laser welding

CONG Jiahui, GAO Jiayuan, ZHOU Song, WANG Jiahao, WANG Naijing, LIN Fangxu

(Key Laboratory of Fundamental Science for National Defense of Aeronautical Digital Manufacturing Process, Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, China)

Abstract: To accurately predict the temperature changes during the laser welding process of TC4 titanium alloy and the mechanical properties after welding, a laser welding temperature field model was established using ABAQUS subroutines. The temperature field during laser welding was simulated and analyzed, and the changes in temperature and residual stress during and after welding were studied. The hardness and surface residual stress of the welded joints were tested, and the microstructure was analyzed. The results showed that when the peak temperature of the thermal cycle reached 2601 °C, the molten pool temperature was significantly higher than the liquidus line, there are no solid phase grains in the molten pool, but rather a small amount of columnar crystals formed after solidification. Additionally, the heat-affected zone near the weld had coarser grains, with higher quantity and density of martensite within the grains. After laser welding, the microhardness in the weld zone was consistent, with slightly higher surface microhardness, averaging 385 HV. The longitudinal residual stress along the welding direction showed a uniform peak in the middle of the weld, with slightly lower transverse stress. The average stress errors for the longitudinal and transverse central regions were 1.4% and 2.9%, respectively, and the residual stress distribution perpendicular to the weld direction was consistent. Subsequently, the mechanical properties of the welded joints were studied through tensile simulations. The temperature field and residual stress distribution obtained from numerical simulations matched the microstructure and surface residual stress distribution of the welded samples. The displacement-load data from tensile tests and numerical simulations also matched, proving the

feasibility and accuracy of the laser welding temperature field model and the tensile fracture model.

Highlights: (1) Through mechanical experiments and simulation analysis, the mechanical properties of TC4 welding joints were accurately predicted.

(2) The distribution of temperature and stress fields in laser welding was clarified, and the fracture mechanism was validated.

(3) The effects of welding temperature on microstructure, morphology, and hardness were analyzed.

Key words: laser welding; TC4 titanium alloy; numerical simulation; residual stress

0 序言

随着现代制造业的快速发展,激光焊接作为一种高效、高质量的焊接技术已经被广泛应用于航空、汽车和电子等领域^[1]. TC4 钛合金是一种重要的结构材料,具有高强度、耐热和耐腐蚀等优良性能,因此在航空航天领域得到广泛应用^[2]. TC4 传统焊接通常采用钨极氩弧焊、离子弧焊等方法对工件进行焊接,但这些方法会使工件发生较大的变形,TC4 激光焊接技术具有热量集中,能量密度大,焊接速度快等特点而受到广泛关注^[3-4]. TC4 钛合金激光焊接的焊缝主要由针状马氏体 α' 组成的网篮组织和粗大柱状晶构成,焊接后板材变形小,焊接效率高^[5-8]. 在 TC4 钛合金激光焊接过程中,温度场和残余应力分布的不均匀性会对焊接接头的力学性能产生重要影响^[9-10]. 激光焊接温度场和残余应力对 TC4 钛合金接头的影响很大,残余应力会导致接头的疲劳性能降低^[11]. 另外,在热像仪实时监测中发现,激光焊接过程中出现了明显的热流动现象,导致温度场分布不均匀^[12]. 因此,文中使用 ABAQUS 子程序建立了激光焊接温度场模型,并对温度场进行了模拟分析,以研究焊接过程中温度变化及焊接后残余应力变化等因素对接头性能的影响. 同时,结合 TC4 激光焊缝显微组织分布,分析温度场与显微组织分布的形成规律.

激光焊接后的 TC4 焊接接头,在焊缝区域和母材区域的性能通常存在差异^[13-14]. 为了更全面地分析其力学性能,需要分别对这两个区域进行力学试验,得出 Johnson-Cook 材料属性和 Johnson-Cook 损伤模型属性参数. 然后,将组合出的焊接接头进行拉伸断裂模拟,以评估其力学性能. 焊接接头的残余应力对其强度产生重要影响,因此研究热学模型,不仅需要考虑焊接过程中的热循环,还需要探究焊接后残余应力的分布规律^[15-18]. 在拉伸断裂模

型的研究中,还需要考虑焊接前后应力的变化规律. 过去的研究主要关注焊接过程的温度场变化,对不同温度下组织演变的机理探究较少,同时对焊接接头不同区域的力学性能分析也不够全面. 因此,文中通过拉伸试验、表面残余应力与硬度检测,结合仿真模型验证,通过分析不同温度区域的显微组织演化,深入研究了热循环温度和晶粒特征对焊接接头性能的影响,更准确地预测了焊接过程中的温度场和应力场分布.

1 试验方法

1.1 材料及其制备

为了进行激光焊接试验,文中选用 TC4 钛合金作为母材,进行无填充焊丝对接激光焊,TC4 合金化学成分,如表 1 所示. 在焊接前对板材进行力学处理与清洗,去除表面的杂质与氧化层,再进行洗涤与烘干,用相应的板材夹具进行板材的固定,并提前通入大量的保护气体(氩气),保持保护气体的流量为 6 L/min,防止钛合金氧化. 使用激光焊接技术对 2 mm 厚的 TC4 钛合金板进行对接焊. 激光焊接机由型号为 IPG YLS-4000-S2 T 的激光器和型号为 MH24 的焊接机器人组成. 应用 3 000 W 的焊接功率,2 m/min 焊接速度进行对接焊,具体激光参数,如表 2 所示. 焊后对表面进行些许的打磨,使焊接接头表面相对光整.

1.2 机械特性测量

使用因斯特朗万能拉伸试验机进行拉伸变形试验,并在试样断裂前使用引伸计记录应力应变试验的反作用力,并将其记录在位移载荷曲线中. 试验件采用标准拉伸件尺寸,而焊缝试验件则结合焊缝尺寸进行制备,根据参考文献[14],微型试样中间最短距离为 4 mm,豁口半径分别为 1, 2 和 4 mm 对应的试样分别为 R1, R2 和 R4,如图 1 所示. 每种条件下进行至少 3 个样品的测试. 较大的试验

表 1 TC4 钛合金化学成分 (质量分数, %)
Table 1 Chemical composition of TC4 titanium alloy

Al	V	Fe	C	N	H	O	Ti
6.02	3.79	0.03	0.05	0.04	0.013	0.065	余量

表 2 激光焊接参数
Table 2 Laser welding parameters

激光功率 P/W	焊接速度 $v/(m \cdot min^{-1})$	氩气流速 $Q/(L \cdot min^{-1})$	光斑直径 d_{mn}/mm	离焦量 d_f/mm
3000	2	6	1.5	2.6

件将垂直于焊缝进行切割,并以 3 mm/min 的速度进行检测.考虑到激光焊焊缝宽度较小,热影响区较小,因此仅在中心处切割微型试样,然后以 0.9 mm/min 的恒定拉伸速度进行拉伸试验,从而计算出 Johnson-Cook 参数.

使用 GX51 光学显微镜观察焊接件的宏观形貌和微观结构,并使用 HVS-1000A 数显显微维氏硬度计在 980 N 的负载下进行保荷 15 s,在表面和深层焊缝区每隔约 0.25 mm 进行硬度检测.表面残余应力测量采用 μ -X360 残余应力检测仪对

TC4 钛合金激光焊接表面进行检测,测量条件为 CoK α 靶材,衍射晶面 (3, 1, 1),测量角度为 23.8°.残余应力测量杨氏模量焊缝区采用 93.58 GPa,母材区采用 82.3 GPa,泊松比 0.34,晶格常数 a 为 1.5873,晶格常数 c 为 4.6826.当对焊缝中央沿着焊缝方向进行测量时,由于焊接板材已经切成标准拉伸试样,因此需要检测多个试样焊缝处的中央残余应力,并进行标号记录.对于中央垂直于焊缝方向的位置,需要在焊缝中心处每隔约 2 mm 进行检测,而对于母材区则需要每隔约 10 mm 进行检测.

2 模拟方法

2.1 材料属性的分配

不同焊接区域的形成主要与焊接热循环有关.从微观结构来分析,激光焊主要分为 3 个不同区域,分别是焊缝区、热影响区和母材区.但考虑到激光焊热源集中性好、热影响区相对较小、检测困难以及对材料的性能影响非常小等特点,因此通常会忽略热影响区,将激光焊接接头分为母材和焊缝进行模拟分析.焊接接头宏观形貌如图 2 所示.通过光学显微镜可以清晰地观察到焊缝区和母材的边界,如图 2(a) 所示.在激光焊接试验件实物如图 2(b) 所示的情况下,可以将焊接拉伸模型分成两部分,分别定义母材和焊缝材料的特性.整个焊接过程中,焊接模型具有钛合金的热物理性质.TC4 钛合金板采用全熔透焊接方式,焊接接头表面平整,母材与焊缝区分明显.为了研究激光焊接接头的热循环与微观结构演变之间的关系,使用 ABAQUS 软件建立了一个热源数值模型,进一步分析焊缝温度与应力的分布.

文中模型的几何网格划分如图 3 所示,采用线性六面体单元,整体尺寸为 100 mm \times 100 mm,将焊缝区域的网格采用二进一的网格画法进行细化,以提高计算结果的准确性.为了提高计算效率,远离焊缝区域的网格较粗,其中包括过渡网格区域,该区域的网格尺寸介于母材与焊缝网格之间.该钛合金板模型共划分为 380 000 个网格单元,其中

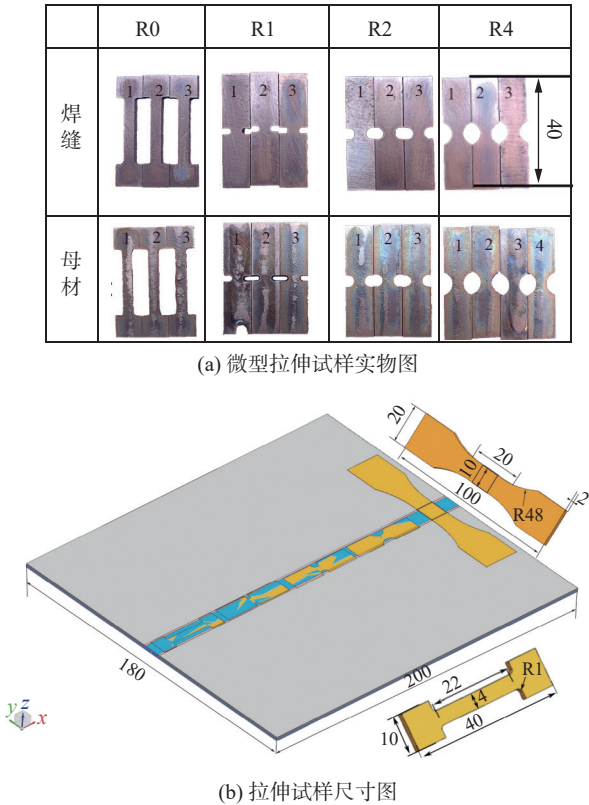


图 1 拉伸试样实物与尺寸图 (mm)

Fig. 1 Physical object and size diagram of tensile sample. (a) physical diagram of miniature tensile sample; (b) dimensional diagram of tensile sample

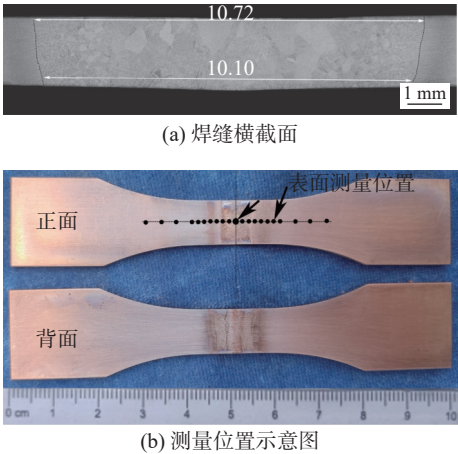


图 2 焊接接头宏观形貌 (mm)

Fig. 2 Macroscopic morphology of welded joints. (a) cross-section of weld; (b) schematic diagram of measurement location

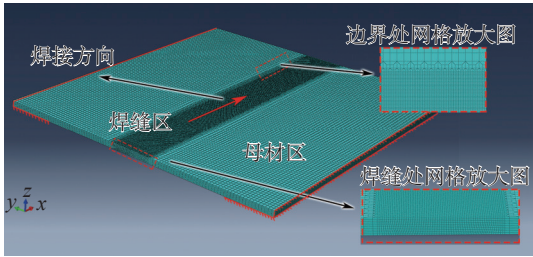


图 3 激光焊接有限元模型示意图

Fig. 3 Schematic diagram of finite element model for laser welding

280 000 个细网格单元属于焊接区, 18 000 个网格单元属于过渡区, 82 000 个粗网格单元属于非焊接区. 文中网格的最小尺寸为 $0.25\text{ mm} \times 0.2\text{ mm} \times 0.2\text{ mm}$, 最大尺寸为 $1.0\text{ mm} \times 1.0\text{ mm} \times 0.2\text{ mm}$, 而过渡区尺寸为 $0.54\text{ mm} \times 0.2\text{ mm} \times 0.2\text{ mm}$. 并

在 TC4 垂着焊缝的两个侧面以及地面进行位移约束.

2.2 拉伸模拟仿真模型

为了建立焊接试验件的拉伸断裂模型, 需要对焊缝和母材进行相应分区. 如图 4 所示, 焊接件的底部夹持端进行固定, 并在另一端进行 3 mm/min 的拉伸模拟, 与试验保持一致. 为了保证模型的准确性, 拉伸断裂模型所使用的网格单元与焊接模拟仿真所设置的网格单元相一致.



图 4 拉伸试样件模型示意图

Fig. 4 Schematic diagram of tensile test specimen model

2.3 材料属性

2.3.1 热学性能

模拟的准确性主要取决于材料的热物理性质, 需要使用表 3 中列出的具体参数, 这些参数与材料的化学成分有关. 为了进行焊接温度场的分析, 需要包括焊接的热物理性质, 如热导率、比热、热膨胀系数、杨氏模量和屈服强度等. 参考文献 [19-23] 给出了随温度变化的性能参数. 同时, 为了模拟焊接过程中的应力场, 需要确定密度、泊松比、蒸发潜热、固相温度和液相温度等热物理性质, 如表 4 所示. 表面对流传热系数设定为 40 J/m^2 , 表面辐射发射率设定为 0.7. 由于焊接试验处于室温下

表 3 TC4 温度相关属性

Table 3 Temperature-related properties of TC4

温度 $T/^{\circ}\text{C}$	热导率 $K/(\text{W}\cdot(\text{m}\cdot^{\circ}\text{C})^{-1})$	比热 $C/(\text{J}\cdot(\text{kg}\cdot^{\circ}\text{C})^{-1})$	膨胀系数 $\alpha/(10^{-5}\cdot^{\circ}\text{C}^{-1})$	杨氏模量 E/GPa	屈服强度 $R_{p0.2}/\text{MPa}$
20	2001.2950	620	0.001919050	110	825
250	2494.7650	650	0.001924533	101	600
500	3454.2900	700	0.001930016	90	400
625	3372.0450	695	0.001935499	75	300
750	3481.7050	710	0.001935499	60	200
800	3563.9500	715	0.001938241	55	250
900	3618.7800	710	0.001940982	51	30
1000	3701.0250	720	0.001940982	50	35
1500	3714.7325	718	0.001946465	48	10
2000	3728.4400	717	0.001951948	45	5
2500	3742.1475	700	0.001960173	15	5

进行,因此初始温度设定为 20 °C^[21].

表 4 TC4 固有属性

Table 4 Inherent properties of TC4 titanium alloy

密度 $\rho/(\text{kg}\cdot\text{m}^{-3})$	泊松比 μ	蒸发潜热 ^[15] $T_3/(\text{J}\cdot\text{kg}^{-1})$	固相温度 ^[21] $T_1/^\circ\text{C}$	液相的温度 ^[21] $T_2/^\circ\text{C}$
4500	0.33	9830000	1449	1630.6

仿真中采用的激光热源模型由高斯面热源和高斯柱体热源组成,如图 5 所示. 高斯面热源的热源方程为

$$Q_1 = \left(\frac{\alpha Q_s}{\pi r_s^2} \right) e^{\left[-\frac{\alpha(x^2+y^2)}{r_s^2} \right]} \quad (1)$$

式中: α 为地表热通量系数,在此取 $\alpha=3$; Q_s 为表面热源总功率; r_s 为热源半径. 高斯柱体热源方程为

$$Q_2 = \left[\frac{6Q_v(H-\beta h)}{\pi r_s^2 H^2 (2-\beta)} \right] e^{\left[-\frac{3(x^2+y^2)}{r_s^2} \right]} \quad (2)$$

式中: Q_v 为柱体热源总功率; H 为柱体热源的有效深度; r_v 为柱体热源的有效半径; r_s 为热源半径; β 为柱体热源的衰减系数; h 为加热位置与焊缝表面距离. 而激光焊总热源为

$$Q\eta = d_1 Q_1 + d_2 Q_2 \quad (3)$$

式中: Q 为激光器总功率; η 为热源的有效吸收系数; d_1 , d_2 分别为热源的分配系数.

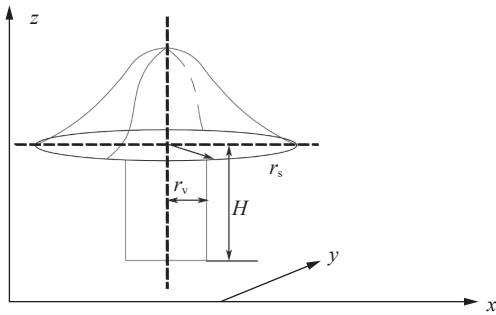


图 5 组合热源示意图

Fig. 5 Schematic diagram of combined heat source

2.3.2 Johnson-Cook 材料属性

为了测量焊接接头区域不同材料的力学特性,采用了带引伸计的拉伸试验,并使用从焊缝区和母材区切割的微型试样进行测量. 在此基础上,通过对试验数据进行处理和分析,得出了不同焊接区域的应力应变曲线,如图 6 所示. 其中,材料的硬化指数 n 是通过应力应变曲线的强化段进行计算的,需要对强化段的采集点取对数,形成线性直线,斜率即为硬化指数 n ,而截距则为 $\ln B$ ^[24-25]. 需要注意的是,文中假设焊缝与母材两个区域内的材料力学属

性是均匀的. 此外,各项参数的具体数值见表 5. Johnson-Cook 材料属性的本构计算公式为

$$\sigma = R_{p0.2} + B \cdot (\varepsilon)^n \quad (4)$$

式中: $R_{p0.2}$ 为屈服强度; B 为硬化常数; ε 为真应变; n 为硬化指数.

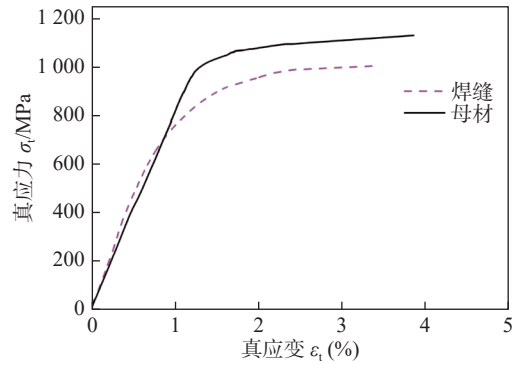


图 6 微型试样摘除引伸计前的真应力应变曲线

Fig. 6 True stress-strain curve before microspecimen removal from extensometer

表 5 焊接接头的力学性能

Table 5 Mechanical properties of welded joints

力学性能	焊缝	母材
弹性模量 E/GPa	93.58	82.30
泊松比 μ	0.34	0.34
屈服强度 $R_{p0.2}/\text{MPa}$	748.84	997.00
硬化常数 B	812.00	998.00
硬化指数 n	0.47	0.44

2.3.3 Johnson-Cook 损伤模型属性

作为一种高性能合金, TC4 合金的断裂行为可以采用 Johnson-Cook 损伤失效模型结合 Johnson-Cook 材料模型来描述^[26]. 为了研究不同应力条件下的破坏应变,设计了半径分别为 1, 2 和 4 mm 的微型缺口试样,如图 1 所示,这些试样沿着焊缝和母材区域顺着焊缝方向进行切割^[14, 27-29]. 由于板材缺口试样的应力状态无法用公式描述,因此采用有限元仿真计算其应力三轴度^[28, 30]. 仿真中使用了 Johnson-Cook 材料属性本构模型,加载速度为 0.9 mm/min,网格采用线性六面体单元,试样夹持区域单元尺寸为 1 mm × 1 mm,试验区最小单元尺寸为 0.3 mm × 0.3 mm,厚度方向划分为 8 层网格. 模拟的各缺口试样三轴度应力分布如图 7 所示,缺口试样的断裂发生在最小截面处,因此取最小截面处的应力三轴度,母材与焊缝的应力三轴度曲线如图 8 所示. 并由图 8 可知,在拉伸试验中,随着等效

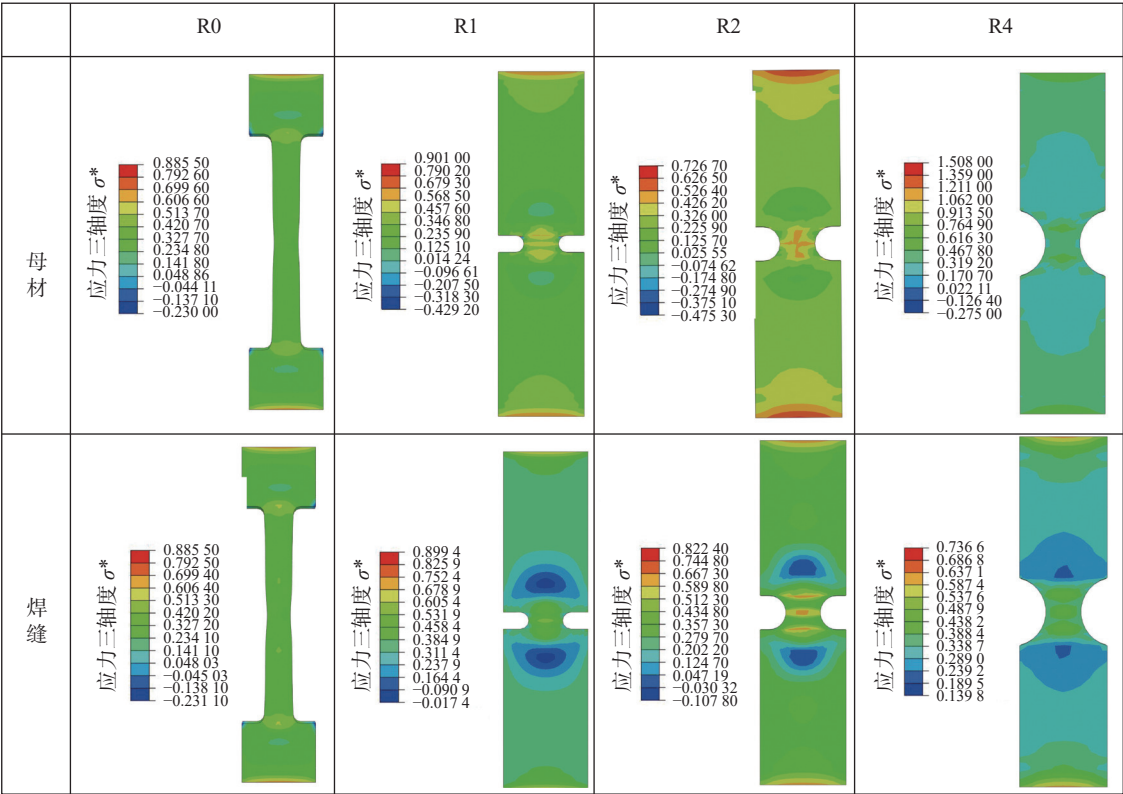
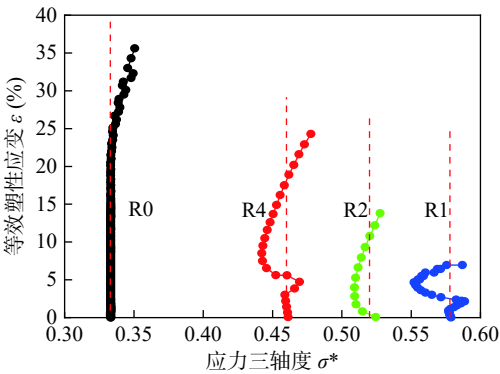
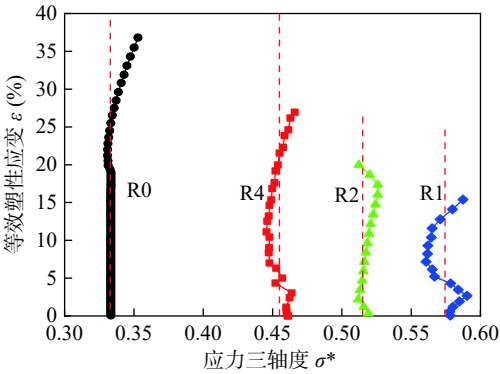


图 7 模拟的各缺口试样三轴度应力分布

Fig. 7 Three-axial stress distribution of simulated notched specimens



(a) TC4 母材的三轴应力



(b) TC4 焊缝的三轴应力

图 8 模拟的各缺口试样参数曲线

Fig. 8 Parameter curves of simulated notched specimens. (a) three-axial stress of TC4 base metal; (b) three-axial stress of TC4 weld

塑性应变的增加, 试样形状会发生一定的变化, 对应的应力三轴度也会发生偏移.

为了更准确地研究断裂应变与应力状态之间的关系, 文中取应力三轴度的平均值进行分析, 具体试验结果如表 6 所示. Johnson-Cook 损伤模型属性的本构计算公式为

$$\varepsilon_f = D_1 + D_2 (D_3 \cdot \sigma^*) \tag{5}$$

式中: ε_f 为破坏应变; D_1 , D_2 和 D_3 为断裂系数, σ^* 为应力三轴度.

表 6 各试样对应的应力三轴度

Table 6 Stress triaxiality corresponding to each specimen

区域	应力三轴度 σ^*			
	R0	R4	R2	R1
母材	0.333	0.461	0.522	0.578
焊缝	0.333	0.455	0.515	0.574

不同焊接区的应力三轴性-断裂应变如图 9 所示, 同时相关的试验结果也在表 7 中给出. 在破坏之前, 塑性应变主要受到应力三轴度的影响. 因此, 采用 Johnson-Cook 损伤失效模型作为失效准则. 损伤的大小是由损伤参数 D 所控制的. 通过对缺

口试验数据进行拟合,可以得到断裂应变曲线。

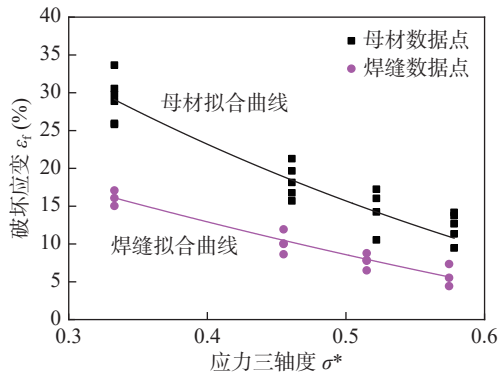


图 9 不同焊接区的应力三轴性-断裂应变

Fig. 9 Stress triaxiality-fracture strain for different welding zones

表 7 焊接接头 Johnson-Cook 损伤模型参数表

Table 7 Johnson-Cook damage model parameters for welded joints

区域	断裂系数		
	D_1	D_2	D_3
母材	-0.197	0.8251	-1.9212
焊缝	-0.307	0.5133	-1.0476

3 试验结果与分析

3.1 激光焊接接头模拟与验证

文中针对激光功率为 3000 W 的激光焊对接接头,采用数值模拟研究其温度场的分布和组织的演

化.为了能够准确地模拟实际激光焊接的加热效果,文中对热源的参数进行了修正.从图 10 可以看出,模拟结果的焊缝形貌与实际焊缝形貌尺寸基本一致.不同焊接区域的组织形貌如图 11 所示,明显可见激光对接焊后,钛合金内部组织可分为热影响区、焊缝区和母材区.在焊接过程中,激光主要在中央区域集中加热,然后向周围对称扩散.在激光束照射下,钛合金表面形成的中央焊缝,经历了先熔化后凝固的演化过程.在凝固过程中,晶粒逐渐长大并形成了少量的等轴晶形貌.

由于熔池上表面接触外界,并有惰性气体不断通入带走大量热量,熔池上表面冷却较快,晶粒在顶部柱状晶生长空间大的影响下,沿垂直方向生长,最终形成少量的粗大柱状晶^[8].图 11(a)为母材区,晶粒相对较小,主要由等轴的 α 相和晶界分布的 β 相构成.图 11(b)为热影响区,出现部分网篮组织.该区域主要由初生的 α 相构成.由于该区域温度相对于焊缝中央区域较低,达不到 β 相转变温度,因此该区域含有少量的针状马氏体 α' .图 11(c)为焊缝区域,具有网篮组织和少量的柱状晶.该区域为中央焊缝区域的底部, β 相生长空间小,导致高温产生的 β 相不能转变为 α 相,而转化为针状马氏体 α' ^[12].柱状晶形成过程中,通常伴随着马氏体的相变.由于高能量的激光束产生大量的等离子体喷射,对熔池进行了一定的搅动,使更细小的针状马氏体断裂并产生更多的形核核心,从而使大量马氏体交错生长构成网篮组织^[9].

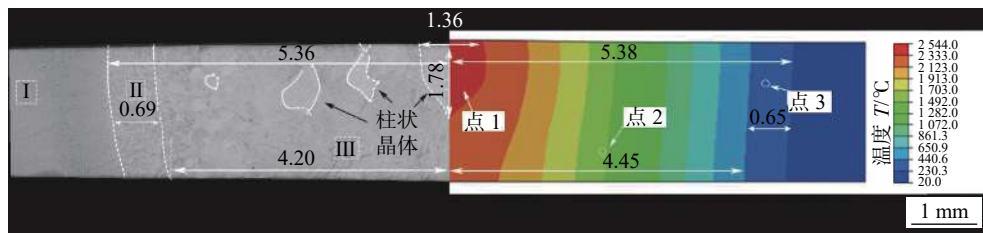


图 10 实际和模拟的激光焊接接头横截面形态 (mm)

Fig. 10 Actual and simulated cross-sectional morphology of laser-welded joint

焊接热循环在不同区域的温度不同,因此各区域的力学性能也不同,焊接热循环的最高温度影响着母材区、热影响区和焊缝区的分布.根据图 12 材料内部温度场模拟结果,可以将焊接件分为 3 个主要区域.在不同的热循环温度峰值下,不同区域会呈现出不同的晶粒形态.在热循环温度峰值为 2601 °C 时,熔池温度已经明显高于液相线,因此在熔池中不会存在固相晶粒.而是呈现出材料熔化后

凝固形成的柱状晶.当热循环温度峰值达到 1481 °C 时,组织主要以网篮组织构成,焊缝区内部的温度超过了 β 相的转变温度,导致 β 相晶粒逐渐长大并与亚晶粒结合,形成少量柱状晶体.当热循环温度达到 990 °C 的峰值时,熔池经过冷却,形成了主要由 α 相、 β 相和 α' 相组成的热影响区.且越靠近焊缝的热影响区晶粒越粗大,晶内马氏体数量越多、密度也相对较高.

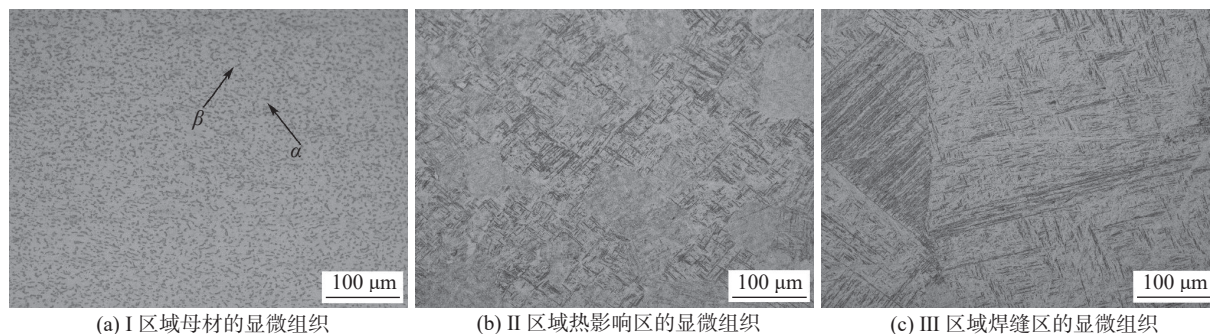


图 11 激光焊接显微组织

Fig. 11 Microstructure in laser-welded joint. (a) microstructure in base metal zone in region I; (b) microstructure in heat-affected zone in region II; (c) microstructure in weld zone in region III

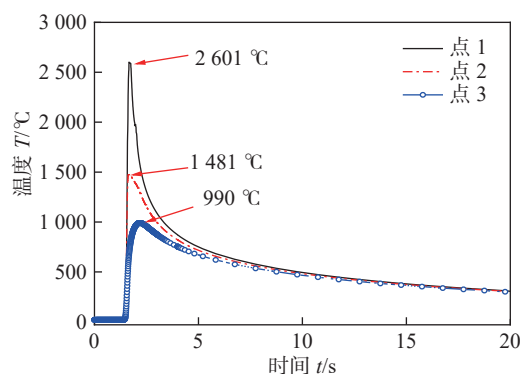


图 12 激光焊接内部温度场的三点热循环曲线

Fig. 12 Three-point thermal cycle curve of laser welding internal temperature field

焊接过程中不同时间间隔的温度场分布曲线如图 13 所示。图 13(a) 显示了焊接开始后 0.4934 s 时的温度分布, 最高温度可达 2544 °C。同样地, 图 13(b)~图 13(d) 分别显示了最高温度在 1.512 s, 2.307 s 和 3.050 s 时达到 2546 °C, 2562 °C 和 2601 °C 的温度分布云图。随着焊接时间的增加, 温度逐渐增加。在焊接过程中, 随着焊接距离的增加, 垂直焊缝横向上的温度呈现出一定的扩散模式, 但整体热源比较集中。虽然焊后的板材可能出现局部的加热和冷却不均匀的现象, 但整体热源集中性良好。

焊接接头沿着焊缝方向和垂直焊缝方向上的残余应力分布如图 14 所示。从图中可以看出, 在焊接仿真后, 存在较大的残余应力, 且残余应力轮廓对称分布。这主要是由于焊接时, 材料内部的屈服应力低于热应力, 焊接热引起材料内部膨胀变形, 从而产生残余应力。残余应力主要集中在沿着焊缝方向的纵向, 而垂直于焊缝方向的残余应力相对较小。在整个焊接过程中, 热源沿着焊缝方向进行局部加热, 使焊缝处的材料发生热膨胀。同时, 周围材料温度较低, 限制了焊缝区域的膨胀, 产生了压应

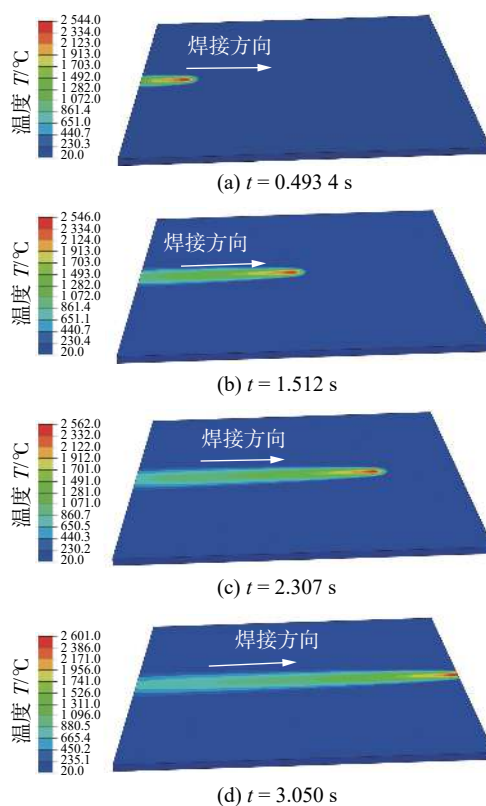


图 13 不同时间焊接钛合金板的模拟温度分布云图

Fig. 13 Simulated temperature distribution cloud images of titanium alloy plates welded at different times. (a) $t = 0.4934$ s; (b) $t = 1.512$ s; (c) $t = 2.307$ s; (d) $t = 3.050$ s

力。当应力超过屈服应力后, 焊缝区域产生塑性变形。随着温度的降低, 焊缝逐渐收缩, 最终呈现出焊缝处承受拉应力, 而周围材料承受压应力的现象。

在焊接仿真与实际焊接后冷却的板材中间区域, 分别提取了垂直焊缝表面和沿着焊缝中间区域表面的残余应力, 残余应力分布曲线如图 15 所示。如图 15(a) 所示, 在板材中央区域并垂直于焊缝方向的残余应力 σ_3 呈对称分布。焊接仿真中垂直于焊缝方向的纵向残余应力 (longitudinal residual stress,

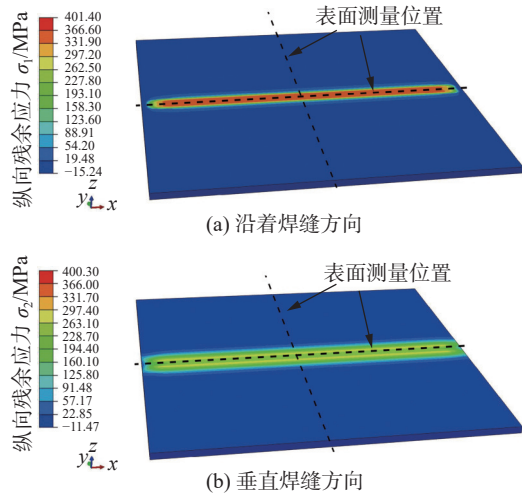


图 14 残余应力分布云图

Fig. 14 Cloud map of residual stress distribution. (a) along the weld direction; (b) perpendicular to the weld direction

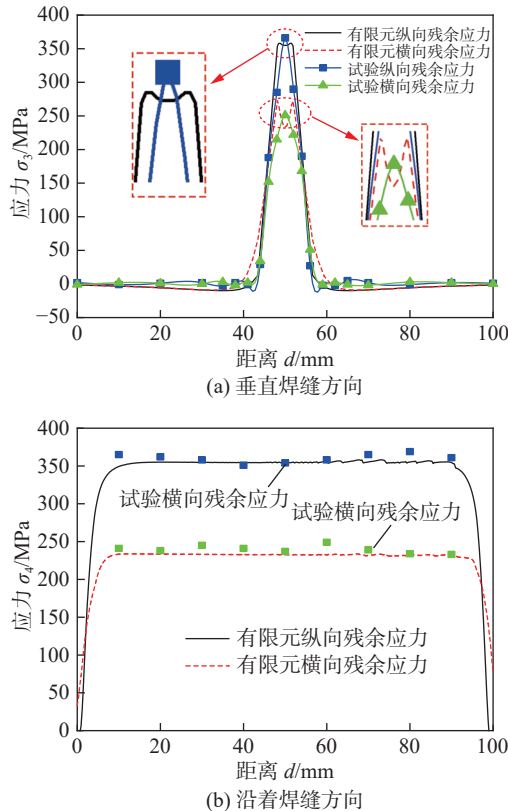


图 15 残余应力分布曲线

Fig. 15 Residual stress distribution curve. (a) perpendicular to the weld direction; (b) along the weld direction

σ_1) 为拉应力, 峰值可达到约 358 MPa, 而横向应力 (transverse stress, σ_2) 峰值约为 272 MPa. 试验测量得到的焊缝附近残余应力纵向峰值为 366 MPa, 横向峰值为 251 MPa. 试验值与仿真值的误差分别为 2.2% 和 8.4%. 同时, 如图 15(b) 所示, 在焊接仿真中沿着焊接方向的残余应力 σ_4 的纵向残

余应力峰值相比残余应力峰值较大. 纵向应力基本为拉应力, 在焊缝的中间段 (10 ~ 90 mm) 呈现出均匀的峰值, 平均数值达到约 355 MPa. 而横向应力略小一些, 中央平均数值为 232 MPa, 主要原因是焊接热沿着焊接方向施加, 直接引起了纵向上组织的膨胀与变形, 而横向残余应力是由焊接方向横截面上组织膨胀间接引起的. 在试验测量中, 由于已经切成标准拉伸件, 因此对多个试样的中央焊缝处的残余应力进行测量, 结果显示沿着焊缝方向纵向应力平均值为 355 MPa, 而横向应力平均值为 239 MPa. 试验值与仿真值的误差分别为 1.4% 和 2.9%. 通过图 15 可以看到, 垂直焊缝方向, 焊接仿真后残余应力分布与试验测量得出的残余应力分布基本一致. 综合截面形貌分析与焊后表面残余应力分布, 可以说明热源模型对实际激光焊接是可靠的.

3.2 拉伸仿真模拟与验证

根据母材区域和焊缝区域的 Johnson-Cook 力学参数, 对焊接接头整体的力学性能进行拉伸模拟, 拉伸仿真验证如图 16 所示. 根据图 16(a) 和

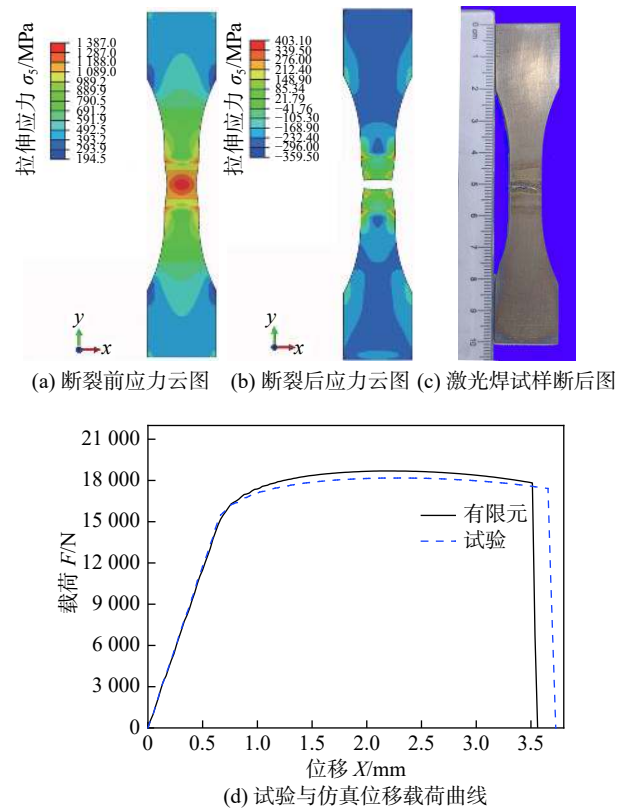


图 16 拉伸仿真验证

Fig. 16 Tensile simulation verification. (a) stress contour map before fracture; (b) stress contour map after fracture; (c) post-fracture image of laser-welded specimen; (d) displacement-load curve of experimental and simulated results

图 16(b) 模拟结果显示, 在中央应力集中区域发生了断裂. 根据图 16(c) 可知, 仿真结果与试验结果的断裂位置相符. 在断裂前 1s, 中央位置产生了极大的瞬时真应力. 断裂后, 在断裂处和焊趾处仍存在较大的拉应力 σ_5 . 图 16(d) 中的位移载荷曲线与试验结果相似, 以最大载荷和最终断裂位置进行误差分析, 模拟结果与试验数据的误差分别为 2.9% 和 2.2%. 这表明模拟结果与试验数据相一致, 证明了仿真模型的准确性.

断裂前试样拉应力分布如图 17 所示. 图 17(a) 显示了断裂前 1s 拉伸试样中央内部截面的拉应力分布. 焊缝处的拉应力变化幅度大, 应力主要集中在中央的焊缝区域, 试样表面出现了明显的颈缩现象, 应力沿中央区域对称分布. 如图 17(b) 所示, 应力主要集中在 800 MPa 到 1400 MPa 范围内. 拉应力从母材区到焊缝区逐渐增大, 最大应力在焊缝的中央区域达到了 1387 MPa.

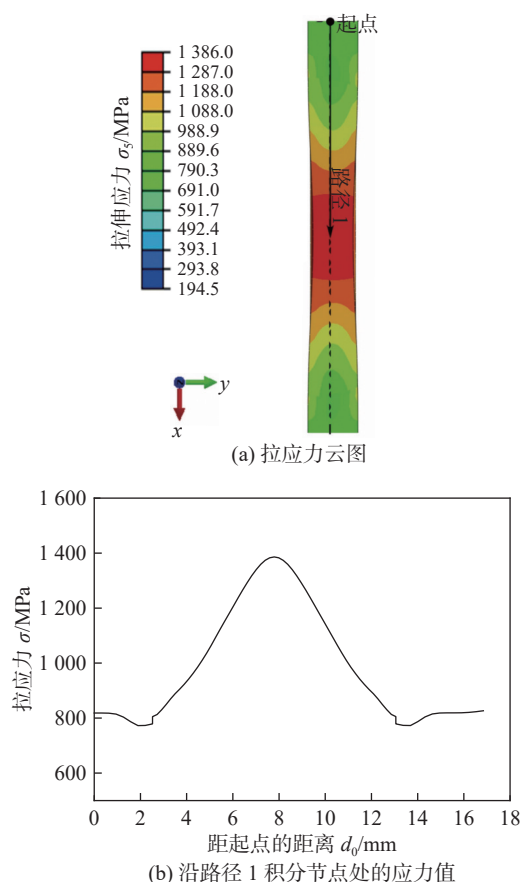
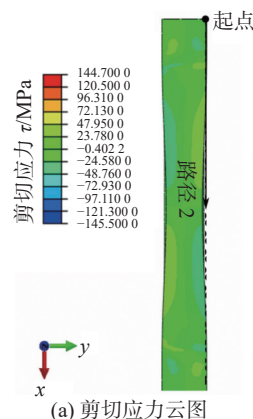


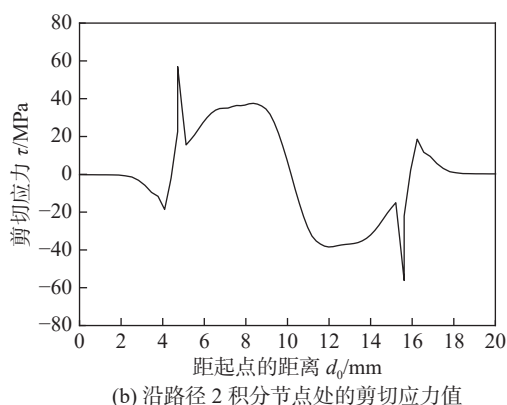
图 17 断裂前试样伸拉应力分布

Fig. 17 Tensile stress distribution of the specimen before fracture. (a) stress contour map under tension; (b) stress values at integration nodes along path 1

断裂前试样剪切应力 τ 分布如图 18 所示. 图 18(a) 给出了拉伸试样的剪切应力分布. 剪切应



(a) 剪切应力云图



(b) 沿路径 2 积分节点处的剪切应力值

图 18 断裂前试样剪切应力分布

Fig. 18 Shear stress distribution of the specimen before fracture. (a) shear stress contour map; (b) shear stress value at integration node along path 2

力在焊缝的两侧呈现出对称相反的数值, 并在焊缝与母材的熔合线存在峰值剪切应力, 应力可达 59.86 MPa, 如图 18(b) 所示. 但整体保持较低水平, 保持在 $-60 \sim 60$ MPa 范围内, 说明光滑试样整体受剪切应力较小, 但在焊缝与母材的交界处依旧存在由不同材质力传递偏差引起的峰值剪切应力.

3.3 显微硬度与表面形貌分析

TC4 激光焊接接头显微硬度如图 19 所示. 图 19(a) 展示了 TC4 钛合金激光焊接接头的表面显微硬度分布情况. 图 19(b) 展示了对焊缝区显微硬度进一步提取后所作的焊缝区平均显微硬度柱状图. 观察图中结果可发现, 焊接过程中, 显微硬度从母材区到焊缝区逐渐增加, 而焊缝区整体的显微硬度变化幅度较小, 表面显微硬度维持在 380 ~ 400 HV 之间, 平均显微硬度为 385 HV. 沿着焊缝截面进一步测量, 可以看出显微硬度分布基本一致, 其中上表层, 焊缝中央以及下表层的焊缝处的平均显微硬度分别为 375 HV, 369 HV 和 368 HV, 随着测量深度的加深, 显微硬度略微降低. 这是由于 TC4 钛合金在激光焊接过程中会经历高温和快速

冷却的过程,导致组织结构的变化和应力的产生.在激光焊接的过程中,高温会使钛合金发生熔化和再结晶等组织结构变化,然后在快速冷却的过程中形成不同的晶粒组织和残余应力.焊缝区的组织结构会因高温和快速冷却而改变,晶粒的尺寸变小,从而使焊缝区比母材区的硬度更大,在焊接传热的过程中,在深层方向会有一定的损耗,导致更深层的组织由于焊接热量的差异,显微硬度会略微降低.此外,焊接接头处存在残余应力,这些应力也会导致焊缝区域的显微硬度增加.由于焊缝区域受到热循环和残余应力的影响,导致焊缝区域比母材区硬度更大,从而引起焊缝区域的显微硬度比母材区域更大,而热影响区作为过渡区,硬度变化幅度最大,母材区无论深层还是表面,显微硬度变化较小,平均显微硬度为 328 HV.

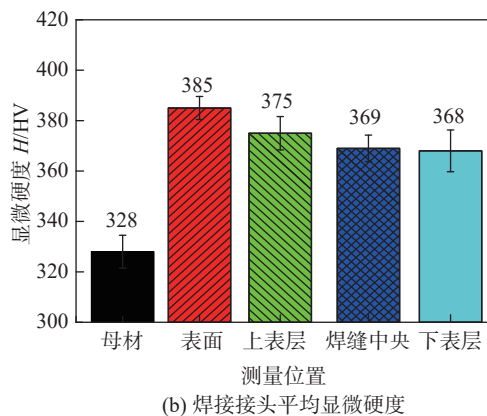
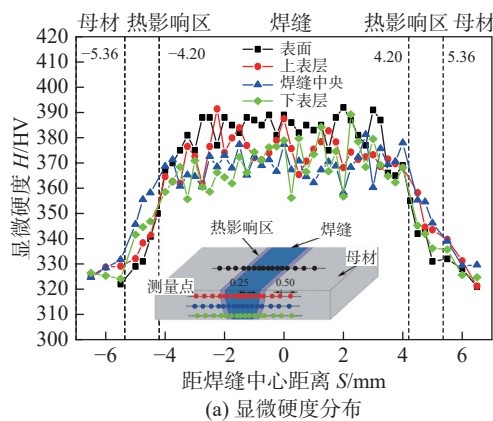


图 19 TC4 激光焊接接头显微硬度

Fig. 19 Microhardness distribution of TC4 laser-welded joints. (a) microhardness distribution; (b) average microhardness of weld zone

4 结论

(1) 在 TC4 激光对接焊后,组织内部母材区晶粒比较细小,主要由等轴的 α 相和晶界分布的 β 相

组成.热影响区由初生 α 相和针状马氏体 α' 组成,出现部分网篮组织.焊缝区具有少量的柱状晶,密集着大量的马氏体,并且大量的马氏体交错生长构成网篮组织.

(2) TC4 材料属性在不同温度下表现出不同的物理性质.在中心焊缝区,峰值温度达到 2601 $^{\circ}\text{C}$.熔池温度高于液相线,因此熔池中不存在固相晶粒,而是呈现出材料熔化后凝固形成的少量柱状晶.当温度达到 1481 $^{\circ}\text{C}$ 时,组织主要以网篮组织构成,并含有部分柱状晶体.热影响区峰值温度达到 990 $^{\circ}\text{C}$.形成了主要由 α 相、 β 相和 α' 相组成的热影响区.且越靠近焊缝的热影响区晶粒越粗大,晶内马氏体数量越多、密度也相对较高.

(3) 激光焊接后,焊接接头在沿着焊缝方向和垂直焊缝方向上存在较大的残余应力.垂直焊缝方向的纵向残余应力峰值可达到 358 MPa,而横向应力要低于纵向应力,其峰值可以达到 272 MPa,且沿焊缝对称分布.沿着焊接方向,纵向应力数值达到 355 MPa,而横向应力要略小一些,峰值达到 232 MPa.主要原因是焊接热是沿焊接方向施加的,直接引起了纵向上组织的膨胀与变形,而横向残余应力是由焊接方向横截面上组织膨胀间接引起的.

(4) 试样经过拉伸试验断裂后,断裂处与焊趾处存在较大的拉应力,且焊缝处的拉应力变化幅度大.显微硬度从母材到焊缝区逐渐增加,而焊缝区的显微硬度基本相同,表面显微硬度较大一些,平均显微硬度可达 385 HV.

参考文献

- [1] Lu H F, Wang Z, Cai J, *et al.* Effects of laser shock peening on the hot corrosion behaviour of the selective laser melted Ti6Al4V titanium alloy[J]. Corrosion Science, 2021, 188: 109558.
- [2] Pang Z W, Wang S X, Yin X L, *et al.* Effect of spindle speed during ultrasonic rolling on surface integrity and fatigue performance of Ti6Al4V alloy[J]. International Journal of Fatigue, 2022, 159: 106794.
- [3] Chen B, Meng Z, Yan S H, *et al.* Effects of oscillating molten pool flow on the weld formation and mechanical performance of titanium alloy joints[J]. Optics & Laser Technology, 2024, 177: 111156.
- [4] Shui J, Chen S L, Xia T T, *et al.* Effect of non-equilibrium solid state phase transformation on welding temperature field during keyhole mode laser welding of Ti6Al4V alloy[J]. Optics & Laser

- Technology, 2022, 145: 107461.
- [5] 徐良, 李康宁, 杨海峰, 等. 微织构特征对铝合金-CFRTP 激光焊接头力学性能的影响 [J]. 焊接学报, 2024, 45(2): 75 – 81.
- Xu Liang, Li Kangning, Yang Haifeng, *et al.* Effect of microtexturing characteristics on the performance of laser welded aluminum alloy-CFRTP joints[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2024, 45(2): 75 – 81.
- [6] Chen C R, Liu C, Wang Q T, *et al.* Effects of heat input on layer heterogeneity of selective laser melting Ti-6Al-4V components[J]. China Welding, 2023, 32(3): 51 – 66.
- [7] Ai Y W, Wang Y Y, Yan Y C, *et al.* The evolution characteristics of solidification microstructure in laser welding of Ti-6Al-4V titanium alloy by considering transient flow field[J]. Optics & Laser Technology, 2024, 170: 110195.
- [8] Li G W, Wang Y S, Liang Y H, *et al.* Microstructure and mechanical properties of laser welded Ti-6Al-4V (TC4) titanium alloy joints[J]. Optics & Laser Technology, 2024, 170: 110320.
- [9] Rominiyi A L, Mashinini P M. A critical review of microstructure and mechanical properties of laser welded similar and dissimilar titanium alloy joints[J]. Journal of Advanced Joining Processes, 2024, 9: 100191.
- [10] Zhao H J, Yu C, Liu Z, *et al.* A novel finite element method for simulating residual stress of TC4 alloy produced by laser additive manufacturing[J]. Optics & Laser Technology, 2023, 157: 108765.
- [11] Wang F, Sun Z Z, Liu Z R, *et al.* Performance analysis on welded joints made of TC4/TA17 dissimilar titanium alloys[J]. Ocean Engineering, 2024, 294: 116758.
- [12] Su R, Li H Z, Chen H, *et al.* Stability analysis and porosity inhibition mechanism of oscillating laser-arc hybrid welding process for medium-thick plate TC4 titanium alloy[J]. Optics & Laser Technology, 2024, 174: 110569.
- [13] Liu Z G, Jin X Z, Li J H, *et al.* Numerical simulation and experimental analysis on the deformation and residual stress in trailing ultrasonic vibration assisted laser welding[J]. Advances in Engineering Software, 2022, 172: 103200.
- [14] Wang J N, Chen X, Yang L F, *et al.* Sequentially combined thermo-mechanical and mechanical simulation of double-pulse MIG welding of 6061-T6 aluminum alloy sheets[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2022, 77: 616 – 631.
- [15] Ma M Y, Lai R L, Qin J, *et al.* Effect of weld reinforcement on tensile and fatigue properties of 5083 aluminum metal inert gas (MIG) welded joint: experiments and numerical simulations[J]. International Journal of Fatigue, 2021, 144: 106046.
- [16] Liu C, Luo Z Q, He Y, *et al.* Numerical simulation of welding residual stresses in 6082-T6 thin aluminum alloy[J]. Measurement, 2024, 234: 114800.
- [17] Zhang G Y, Li W H, Xu G J, *et al.* Simulation of temperature field and residual stress in high-power laser self-melting welding process of CLF-1 steel medium-thick plate[J]. Fusion Engineering and Design, 2023, 195: 113936.
- [18] Sheikhi M, Farhangian M, Jabbareh M A, *et al.* Heat affected zone evolution in fine grained aluminum alloys during laser welding: phase-field simulation and analytical investigation[J]. Optics & Laser Technology, 2024, 174: 110559.
- [19] Zhao J Y, Zhang J H, Gao Q Y, *et al.* Research on microstructure evolution and tensile characteristics of Ti6Al4V double lap-fillet joints fabricated by dual laser-beam bilateral synchronous welding[J]. Optics & Laser Technology, 2022, 145: 107472.
- [20] Wang X L, Jia Z Y, Ma J W, *et al.* Research on simulation of nanosecond pulsed laser processing for TC4 titanium alloy: a novel model simplification and correction method[J]. Optics & Laser Technology, 2022, 147: 107635.
- [21] Wu Y H, Mao Y, Fu L, *et al.* Dual laser-beam synchronous self-fusion welding of Ti-6Al-4V titanium alloys T-joints based on prefabricated welding materials[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2022, 17: 2560 – 2576.
- [22] Cui M F, Zheng Z T, Du P, *et al.* Experimental and numerical simulation study of magnesium/aluminium dissimilar metal swing laser welding[J]. Materials Today Communications, 2024, 39: 108813.
- [23] Chen M, Deng W L, Liu H B, *et al.* Enhancement of fatigue properties of selective laser melting fabricated TC4 alloy by multiple shot peening treatments[J]. International Journal of Fatigue, 2024, 182: 108215.
- [24] Kuliiev R, Keller S, Kashaev N. Identification of Johnson-Cook material model parameters for laser shock peening process simulation for AA2024, Ti-6Al-4V and Inconel 718[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 28: 1975 – 1989.
- [25] Kumar R S, Yadav G V, Shankar G U, *et al.* A review on Johnson Cook material model[J]. Materials Today, 2022, 62: 3450 – 3456.
- [26] Priest J, Ghadbeigi H, Ayvar-Soberanis S, *et al.* A modified Johnson-Cook constitutive model for improved thermal softening prediction of machining simulations in C45 steel[C]// CIRP Conference on Surface Integrity, June 8-10, 2022, The International Academy for Production Engineering, Lyon, France. Amsterdam: Elsevier BV, 2024: 106–111.

- [15] Engler O, Kuhnke K, Krupp H J, *et al.* Characterization of intergranular corrosion in AA 5xxx Al-Mg alloys[J]. *Practical Metallography*, 2020, 57(8): 545 – 568.
- [16] Barbarias E, Bakedano A, Lizarralde I, *et al.* Chemical composition and melt treatment optimization of 5XXX and 6XXX alloys for ablation technology[J]. *International Journal of Metalcasting*, 2022, 17(1): 551 – 562.
- [17] 林洪才, 朱庆丰, 石入文, 等. 热轧后中间退火对 5059 铝合金耐腐蚀性能的影响 [J]. *兵工学报*, 2021, 42(2): 379 – 387.
- Lin H C, Zhu Q F, Shi R W, *et al.* Effect of intermediate annealing on the corrosion resistance of hot-rolled 5059 aluminum alloy[J]. *Acta Armamentarii*, 2021, 42(2): 379 – 387.
- [18] Jens V F. Four particular cases of the Fourier transform[J]. *Mathematics*, 2018, 6(12): 335 – 353.

第一作者: 陈卫, 硕士; 主要研究方向为电弧增材及其过程监测, Email: 751345637@qq.com

通信作者: 刘斌, 博士, 教授, 博士生导师; Email: liubin3y@nuc.edu.cn

(编辑: 汤明日)

[上接第 88 页]

- [27] Xu S N, Qian L Y, Sun C Y, *et al.* Investigation into the fracture behavior of ZK60 Mg alloy rolling sheet under different stress triaxiality[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 27: 7368 – 7379.
- [28] Zhang Z, Wu Y Q, Huang F L. Effect of stress triaxiality cut-off value in the fracture criterion on predicting the ballistic behavior of Al2024-T351 plate impacted by blunt-hemisphere-and ogival-nosed projectiles[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 25: 138 – 165.
- [29] Wu H F, Zhuang X C, Zhang W, *et al.* Anisotropic Gurson-Tvergaard-Needleman model considering the anisotropic void behaviors[J]. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2023, 248: 108229.
- [30] Dou W, Xu Z J, Han Y, *et al.* Coupled effect of stress state and strain rate on ductile fracture of Ti6Al4V alloy[J]. *International Journal of Impact Engineering*, 2024, 187: 104898.

第一作者: 丛家慧, 博士, 讲师; 主要研究航空材料及焊接结构表面强化及强度评定. Email: congjahui2011@163.com

(编辑: 汤明日)