

DOI: 10.7512/j.issn.1001-2303.2025.05.17

热输入对TB9钛合金激光焊接接头显微组织的影响

冯静茹, 刘 栋, 张可召*, 赵梓萱, 傅 强, 严春妍, 程江波, 包晔峰

河海大学 材料科学与工程学院, 江苏 常州 213200

摘 要: 采用激光焊接工艺制备了TB9激光焊接接头, 研究了焊接热输入对接头显微组织的影响规律, 并通过数值模拟方法阐述了热输入-热循环-显微组织演变的关系。对于焊缝区, 由于TB9合金本身较高的钼当量以及激光焊接的高冷却速率, 导致焊缝区高温生成的 β 相能够稳定至室温, 使得焊缝区由单一 β 相构成。随着焊接热输入的增加, 焊缝的物相构成不发生改变, 仍由单一 β 相构成, 但 β 相晶粒长大, 同时由于焊缝中心区域温度梯度降低, 会促进 β 相等轴晶的形成。随热输入的增加, 焊缝宏观形貌发生改变, 由T形变为X形, 焊缝区宽度增加。对于热影响区, 由于受到的焊接热作用不同, 显微组织呈现出明显的梯度过渡形貌, 从熔合线至母材, 依次为单一 β 相区、 $\beta+\alpha_p$ (初生 α)相区、 $\beta+\alpha_p+\alpha_s$ (次生 α)相区。热输入增加, 会使热影响区中的单一 β 相区增大。

关键词: TB9钛合金; 激光焊接; 热输入; 显微组织

中图分类号: TG456.7 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-2303(2025)05-0121-08

Effect of Heat Input on the Microstructure of Laser Welded TB9 Joint

FENG Jingru, LIU Dong, ZHANG Kezhao*, ZHAO Zixuan, FU Qiang, YAN Chunyan,
CHENG Jiangbo, BAO Yefeng

College of Materials Science and Engineering, Hohai University, Changzhou 213200, China

Abstract: TB9 laser welded joints were fabricated utilizing the laser welding process. This study examined the impact of heat input on the microstructure of the joints and explained the interrelationship among heat input, thermal cycles, and microstructural evolution through numerical simulation. The high Mo equivalent of TB9 alloy, together with the high cooling rate of laser welding process, enables the β phase formed at high temperatures to be stabilized to room temperature in the fusion zone. As a result, the fusion zone consists of single β phase. As the heat input increases, the phase composition of the fusion zone remains unchanged, consistently exhibiting a microstructure of single β phase. However, the grain size of the β phase grows. Additionally, the reduction in the temperature gradient within the central region of the fusion zone promotes the formation of equiaxed β phase grains. With the increase of heat input, the macroscopic morphology of the fusion zone transitions from T-shaped to X-shaped, accompanied by a significant increase in the width of the fusion zone. In the heat affected zone, the microstructure exhibits gradient transition morphology from the fusion line to the base metal. The heat affected zone is divided into single β phase region, $\beta+\alpha_p$ (primary α) phase region, and $\beta+\alpha_p+\alpha_s$ (secondary α) phase region in order. An increase in heat input correlates with an expansion of the single β phase region in the heat affected zone.

Keywords: TB9 alloy; laser welding; heat input; microstructure

引用格式: 冯静茹, 刘栋, 张可召, 等. 热输入对TB9钛合金激光焊接接头显微组织的影响[J]. 电焊机, 2025, 55(5): 121-128.

Citation: FENG Jingru, LIU Dong, ZHANG Kezhao, et al. Effect of Heat Input on the Microstructure of Laser Welded TB9 Joint[J]. Electric Welding Machine, 2025, 55(5): 121-128.

收稿日期: 2025-01-11 修回日期: 2025-03-06

基金项目: 中央高校基本科研业务费专项资金(B220202026); 常州市科技计划(CJ20220074)

作者简介: 冯静茹(2000—), 女, 硕士研究生, 主要从事激光焊接、增材制造方面的研究。

通讯作者: 张可召(1987—), 男, 博士, 副教授, 主要从事激光焊接方面的研究。E-mail: zhangkz@hhu.edu.cn。

0 引言

β 钛合金具有优异的比强度、抗腐蚀性以及抗疲劳性能,在航空航天、生物医学和海洋工程中应用广泛^[1]。在实际生产制造过程中,不可避免地会使用焊接工艺,与其他焊接方法对比,激光焊接具有热输入小、焊缝成型美观、焊后变形小和自动化程度高等优点^[2-3],在实际加工中得到了广泛应用。

钛合金加工过程的焊接热循环对显微组织演变有显著影响,Zhang^[4]、方乃文^[5]等人分别通过改变热输入和冷却速率,研究了不同焊接热循环条件下显微组织的演变规律。在实际焊接过程中,通过激光功率、扫描速率等工艺参数调整激光焊接热输入的值,进而使焊接热循环发生变化,这是十分有效的方法。激光焊接热输入对焊接接头成形及显微组织有着重要影响。激光焊接过程中焊接速率和激光功率会对焊接质量和焊缝形貌产生影响。Zhan^[6]等人研究了激光功率和焊接速率对 TA15 合金焊接质量的影响。结果表明,激光功率过大会增加熔池和匙孔的不稳定性,进而导致气孔缺陷增多。Zhang^[7]等人研究了热输入对 Ti60 合金激光焊接接头宏观形貌的影响。随着激光热输入的增加,焊缝区的宏观形貌由 T 形变为 X 形,X 形焊缝的下部易形成气孔缺陷影响焊接质量。Squillace^[8]等人在 TC4 激光焊接过程中发现热输入的增加改变了接头的焊接模式,随着热输入的增加,焊接模式由以热传导模式为主变为以匙孔模式为主。Cheng^[9]等人进一步用熔池中流体流动特性和匙孔中金属蒸气的动态行为解释了热输入改变接头焊接模式和熔池形貌的内在原因。Kumar^[10]、Zhang^[11]等人的研究结果表明,随着热输入的增加,焊缝宽度增加,宏观形貌改变,晶粒尺寸变大,且热输入的增加不会对焊缝的物相构成产生影响。Wei^[12]等人的研究结果表明,热输入的变化显著影响了熔池边界处的温度梯度和最大热流方向,进一步使熔池形貌和熔池内晶粒生长模式发生改变,观察到随着热输入的增加,焊缝区域的晶粒尺寸增大和焊缝中心线附近有等轴晶形成等。熔池凝固过程中,随热输入变化,焊接接头显微组织数量、尺寸和形貌发生变化,焊接接头的综合性能随之变化。

目前对于 β 钛合金的研究偏重工艺开发和成分优化,对于 β 钛合金焊接热输入的研究较少。本文采用不同热输入对 TB9 钛合金进行激光焊接试验,研究 TB9 钛合金激光焊接过程中的显微组织演变,探讨不同热输入对焊接接头显微组织的影响,采用数值模拟方法揭示了焊接接头不同区域由于受热作用不同显微组织产生差异的内在原因,相关研究结果对该合金的焊接工艺优化具有参考意义。

1 试验材料与方法

试验材料为直径 45 mm 的 TB9 热轧棒材,合金化学成分如表 1 所示。TB9 合金的初始状态为固溶态,激光焊接前对 TB9 合金进行固溶时效处理,热处理后的显微组织如图 1 所示。固溶时效处理后的 TB9 合金显微组织主要由基体 β 相、较为粗大的 α_p 相和细小的 α_s 相构成。其中 α_p 相源自 650 °C-1 h 时效处理, α_s 相源自 500 °C-24 h 时效处理。在 β 相晶界位置可见粗大连续的晶界 α_{GB} 相。

表 1 TB9 合金成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical composition of TB9 alloy (wt. %)

Al	V	Cr	Mo	Zr	Fe	Ti
3.54	8.18	6.08	4.01	4.13	0.05	Bal.

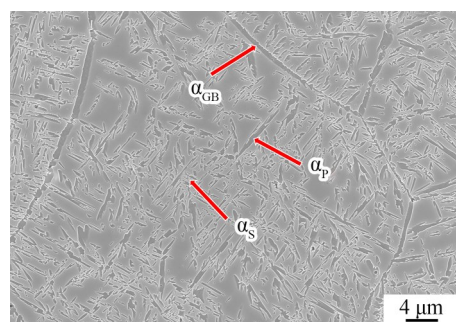


图 1 母材显微组织

Fig. 1 Microstructure of base metal

激光焊接前采用线切割将热处理后的 TB9 合金棒材切割成片状,尺寸为 70 mm×22.5 mm×2 mm。采用磨床去除片状试样表面的切割痕迹,并进一步用钢丝球打磨试样表面使其露出金属光泽,再经酸洗烘干处理后进行焊接。在激光焊接过程中,选用 99% 的氩气保护正面及背面熔池。焊缝正面和背面保护气体流量分别为 20 L/min 和 3 L/min。通过控制激光功率研究不同焊接热输入对 TB9 合金激

光焊接接头显微组织的影响,激光焊接工艺参数如表 2 所示。金相试样的取样方向垂直于焊缝,同样采用线切割方法制备试样。采用光学显微镜和场发射扫描电镜观察焊接接头的显微组织,采用 EBSD(电子背散射衍射)分析接头不同区域的晶粒尺寸、焊缝宽度以及大小角度晶界分布等。

表 2 激光焊接工艺参数

Table 2 Parameters of laser welding process					
试样 编号	激光功率 /W	焊接速度 /(m·min ⁻¹)	离焦量 /mm	接头间隙 /mm	热输入 /(J·mm ⁻¹)
1	800	1	0	0	48
2	1 000	1	0	0	60
3	1 200	1	0	0	72
4	1 500	1	0	0	90

为进一步揭示焊接热输入与显微组织之间的关系,通过有限元数值模拟方法计算了焊缝和热影响区的热循环曲线,数值模拟所采用的 TB9 合金在 400 °C 以内的热物理参数来自文献[13],如表 3 所示,对于 400 °C 以上的值,通过线性插值和线性外推得到。采用复合热源模型对熔池形貌进行对比验证,面热源方程和体热源方程分别如式(1)、式(2)所示^[14],其中 Q 为激光焊接功率, n 为有效系数, f 为激光功率分配系数, R_s 为面热源有效半径, R_u 为体热源上部半径, R_b 为体热源下部半径, H 为体热源作用深度。以热输入为 48 J/mm 为例,相应热源参数如表 4 所示。通过对热源参数的调整,数值模拟结果与实际焊接结果吻合较好,如图 2 所示。

表 3 TB9 热物理性能参数

Tab. 3 Thermal physical property parameters of TB9			
密度 /(g·cm ⁻³)	比热容 /[J·(kg·K) ⁻¹]	室温线胀系数 /°C ⁻¹	热导率 /[W·(m·K) ⁻¹]
4.82	515	8.3×10 ⁻⁶	6.2~14.3

表 4 热源模型对应参数

Table 4 Connotation and value of the heat source parameters		
参数	含义	对应值
Q	激光功率	800 W
n	有效系数	0.9
R _s	面热源有效作用半径	3 mm
R _u	体热源上部有效作用半径	1.3 mm
R _b	体热源下部有效作用半径	1.3 mm
H	体热源作用深度	2 mm
f	激光功率分配系数	0.3

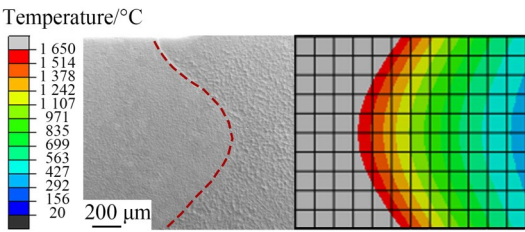


图 2 焊缝模拟与试验结果对比

Fig. 2 Comparison of fusion zones between experiment and simulation

$$q_f(x,y)=\frac{3nQf}{\pi R_s^2}\exp(-\frac{3(x^2+y^2)}{R_s^2})$$
 (1)

$$q_v(x,y,z)=\frac{9nQ(1-f)}{\pi H(1-\exp(-3))(R_u^2+R_uR_b+R_b^2)}\exp(\frac{-3(x^2+y^2)}{(R_u+(R_b-R_u)z/H)^2})$$
 (2)

2 结果与讨论

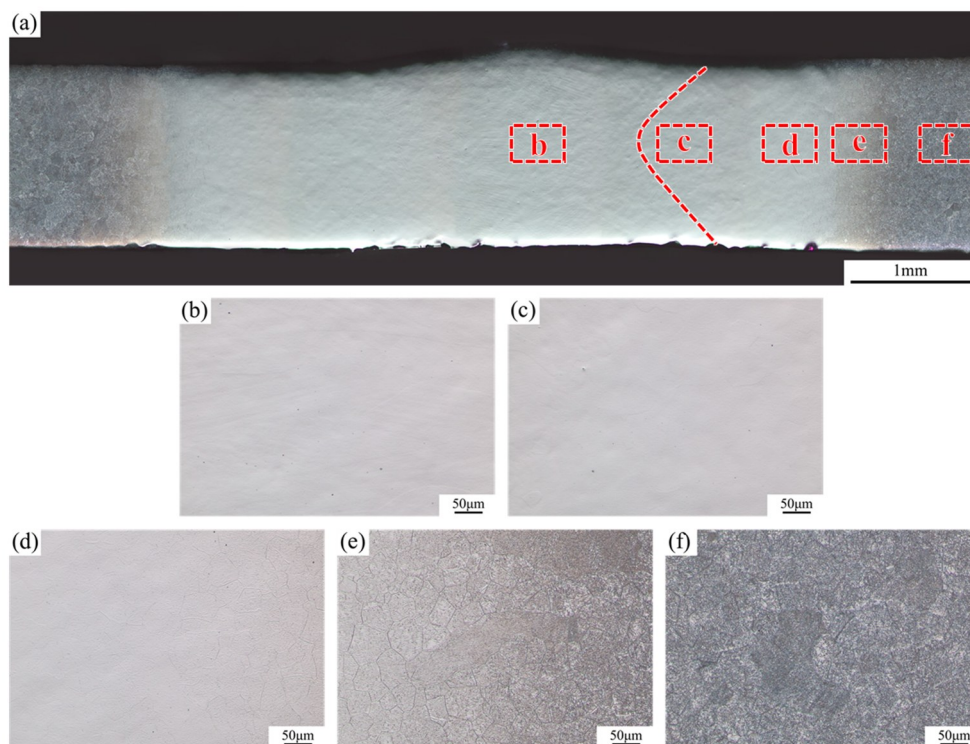
2.1 焊接接头宏观形貌

TB9 激光焊接接头从焊缝中心线到母材有较大的温度梯度,使得焊接接头有不均匀的显微组织。热输入为 90 J/mm,焊接接头的金相组织如图 3 所示。可以看出,焊接接头质量良好,无明显焊接缺陷。焊缝区域无明显第二相产生,如图 3b 所示,焊缝区域可见粗大的原始β柱状晶界。热影响区显微组织呈现出明显的梯度过渡形貌,随与熔合线距离的增加,逐渐有弥散分布的针状α相在等轴β相晶内和晶界析出,α相数量逐渐增多。

2.2 热输入对 TB9 激光焊接接头显微组织的影响

采用 EBSD 方法分析了不同热输入下 TB9 钛合金的激光焊接接头形貌,如图 4 所示。由图 4 可以看出,焊缝和热影响区内主要是大角度晶界,小角度晶界较少。此外,焊缝的显微组织主要由柱状晶组成。随着热输入的增加,焊缝内的晶粒逐渐粗大,中心位置形成等轴晶的趋势越发明显。在热输入为 90 J/mm 时,观察到焊缝中心有大量等轴晶生成,如图 4d 所示。

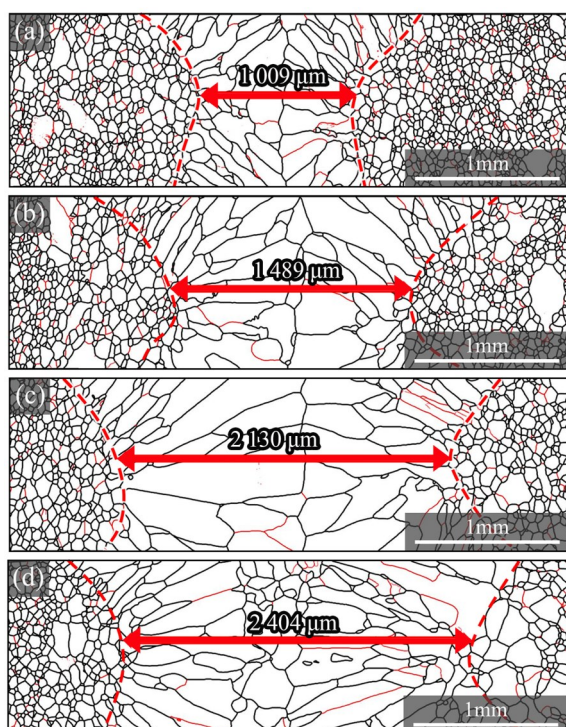
焊缝晶粒生长模式主要受熔池液态金属的温度梯度控制,热输入为 90 J/mm 时焊缝区域晶粒生长模式示意如图 5 所示。自熔合线到焊缝中心线,温度梯度降低,结晶方式依次变为胞状晶、胞状树枝晶和等轴晶。熔合线附近温度梯度大,液态金属



(a)焊接接头宏观金相;(b)焊缝;(c)近热影响区;(d)中热影响区;(e)远热影响区;(f)母材

图3 热输入为90 J/mm时焊接接头金相组织

Fig. 3 Metallographic microstructure of welded joint with heat input of 90 J/mm



(a)48 J/mm;(b)60 J/mm;(c)72 J/mm;(d)90 J/mm

图4 热输入对焊接接头形貌的影响

Fig. 4 Effect of heat input on the morphology of joints

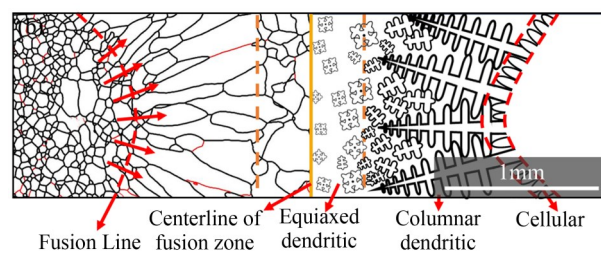


图5 热输入为90 J/mm时焊缝区域晶粒生长模式示意图

Fig. 5 Schematic of grain growth mode in the fusion zone with heat input of 90 J/mm

依靠母材快速散热凝固,以半熔化的晶粒为形核质点,沿着温度梯度方向主要以胞状晶和胞状树枝晶方式形核生长为柱状晶。焊缝中心位置的液态金属受激光热源的持续作用,只能通过液态金属散热,温度梯度较小,结晶方式由胞状树枝晶转变为等轴树枝晶。

通过数值模拟可以得到热输入对焊缝峰值温度以及熔池持续时间的影响,如图6所示。随着热输入的增加,焊缝中能达到的峰值温度会显著增加,液态熔池的存在时间也变得 longer。在热输入为90 J/mm时,峰值温度最大,熔池的持续时间最长,

焊缝中心区域温度梯度很小,等轴晶可在胞状树枝晶末端生成。同时,随热输入增加,冷却速率减小,焊缝晶粒尺寸增加。

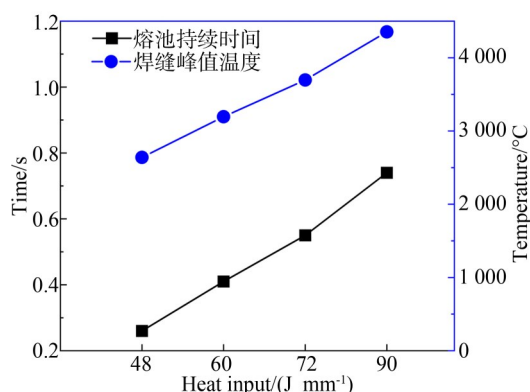
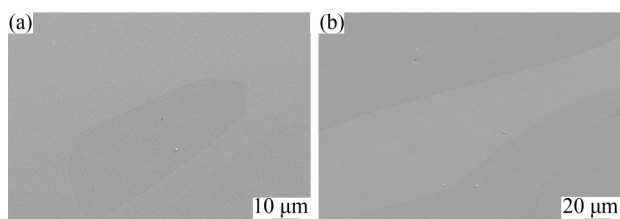


图6 热输入对焊缝峰值温度以及熔池持续时间的影响

Fig. 6 Effect of heat input on the peak temperature of the fusion zone and the duration of the molten pool

TB9焊缝显微组织如图7所示。焊缝中心线附近的β相晶粒如图7a所示,熔合线附近的柱状β相晶粒如图7b所示。焊缝区的显微组织为单一的β相,未观察到第二相析出。



(a)靠近焊缝中心线 (b)靠近熔合线

图7 焊缝显微组织

Fig. 7 Microstructure of fusion zone

在不同热输入下,激光焊接TB9合金焊缝的组织均为单一的β相。β钛合金或近β钛合金在熔化焊方法(如激光焊、电子束焊),焊缝中的物相常由单一β相构成。其原因一方面是由于在β钛合金成分中含有较多的β相稳定元素,另一方面则是由于熔化焊接过程极快的冷却速率。从成分上看,TB9合金中含有较多的Mo、Cr、V元素,这些β相稳定元素可将高温下形成的β相稳定至室温。钛合金中常用钼当量 $[Mo]_{eq}$ 来衡量钛合金中β相稳定元素的含量,其计算公式如式(3)所示。一般认为,当钛合金中的 $[Mo]_{eq}$ 大于10%时,在快速冷却条件下可以获得单一β相组织。根据式(3)计算得出TB9钛合金 $[Mo]_{eq}$ 约为20%。因此,TB9钛合金激光焊接焊缝

中在高温时形成的β相可以被稳定至室温条件。

$$[Mo]_{eq} = Mo + \frac{Nb}{3.3} + \frac{Ta}{4} + \frac{W}{2} + \frac{Cr}{0.6} + \frac{Mn}{0.6} + \frac{V}{1.4} + \frac{Fe}{0.5} + \frac{Co}{0.9} + \frac{Ni}{0.8} \quad (3)$$

除成分外,冷却速率也会影响单一β相组织的形成。已有研究表明,随着 $[Mo]_{eq}$ 升高,β相的稳定性提高,β→α转变的临界冷却速率会相应降低,使得α相在冷却过程中难以析出。Ti-6Al-4V、β-CEZ、Ti-5321、Ti-1300、Ti-B19对应的 $[Mo]_{eq}$ 分别为2.7%、5.1%、10.3%、12.8%、15%,对应的β→α转变冷却速率依次为20 °C/s、10 °C/s、4 °C/s、3 °C/s、0.3 °C/s^[15-18]。根据式(3),TB9钛合金实际 $[Mo]_{eq}$ 为20%,这意味着其临界冷却速率小于0.3 °C/s。

采用数值模拟方法得到不同热输入下的焊缝热循环曲线,进而计算得到相应的冷却速率,如图8所示。在加热阶段,随着温度的升高,TB9钛合金中发生α→β转变,α_p和α_s逐渐完全转变为β相,当温度继续升高直至高于母材熔点时,形成液态熔池。在冷却阶段,热输入为48 J/mm、60 J/mm、72 J/mm、90 J/mm时,焊缝的平均冷却速率分别为333 °C/s、276 °C/s、265 °C/s、226 °C/s。随热输入增加,平均冷却速率下降,不同热输入下焊缝的平均冷却速率均远高于β→α转变的临界冷却速率。因此,高温下生成的β相能够稳定保持至室温,不发生β→α转变。

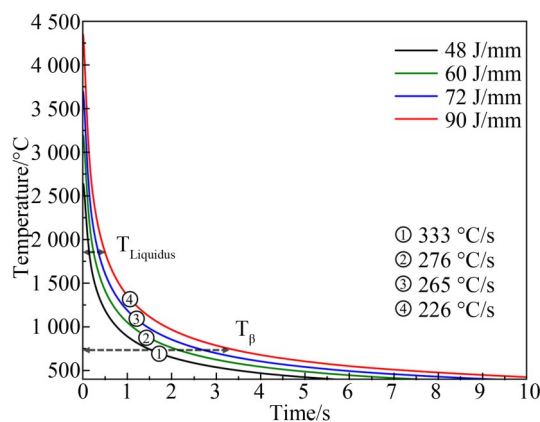


图8 热输入对焊缝冷却速率的影响

Fig. 8 Effect of heat input on cooling rate of fusion zone

对比图4中不同热输入下焊缝形貌还可以看出随着激光热输入的增加,焊缝的宏观形貌由T形变为X形,宽度也随之增加。当热输入为48 J/mm、60 J/mm、72 J/mm、90 J/mm时,焊缝宽度分别为

1 009 μm 、1 489 μm 、2 130 μm 、2 404 μm ,如图4所示。焊接接头宏观形貌类型与匙孔效应有关^[7-9,12],研究表明,焊缝的宏观形貌由T形变为X形来源于金属蒸气和Marangoni对流共同作用。由于激光能量密度高,材料表面在激光作用下发生熔化和汽化,所产生的反冲压力使激光作用处的熔池向下凹陷形成匙孔,激光束直接作用于匙孔底部,促使金属进一步熔化和汽化,金属蒸气不断从匙孔底部产生并向外喷发,焊缝形貌深而窄。由于熔池表面的表面张力梯度和金属蒸气的驱动,在熔池上部匙孔两侧熔池中有Marangoni对流产生^[8,19-20]。在Marangoni对流的作用下,液态金属在熔池表面从熔池中心到熔池边界流动,并在熔池表面以下形成回流。由于熔池上部的Marangoni效应,焊缝上部的宽度大于中部和下部的宽度,在热输入较低时,焊缝的形状为T形。随着热输入的增加,熔池底部被激光穿透,匙孔内的金属蒸气同时从熔池上下表面向外喷出,在金属蒸气驱动下,熔池上部和下部均形成Marangoni对流,使焊缝上部和下部的宽度大于中部的宽度,形成了X形焊缝。

2.3 热输入对焊接接头热影响区显微组织的影响

热输入为90 J/mm时TB9钛合金激光焊接接头热影响区的显微组织如图9所示。热影响区可以细分为三个区域,距熔合线由近及远分别为近热影响区(I)、中热影响区(II)、远热影响区(III)。热影响区不同部位显微组织的差异可以用热循环曲线加以解释,如图10所示。由于近热影响区(I)最靠近焊缝,受到激光热源的热作用最强烈,从热循环曲线上可见瞬时最高温度仅略低于熔点。因此,在近热影响区的受热过程中会发生 $\alpha \rightarrow \beta$ 转变,母材中粗大的 α_p 相和细小的 α_s 相在焊接热作用下均转变为 β 相,冷却过程能否发生 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变取决于冷却速率。热输入对近热影响区冷却速率的影响如图11所示,不同热输入下近热影响区的平均冷却速率均远高于 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变的临界冷却速率。因此,近热影响区的物相构成也为单一的 β 相,如图9b所示。中热影响区(II)显微组织由 β 相+粗大的 α_p 相组成。这是由于与焊缝区距离增加,受到的热作用减弱,其峰值温度略高于合金相变温度,晶内部分尺寸较大的 α_p 相由于转变不完全得以保留, α_s 相则完全转变为 β 相,

如图9c所示。远热影响区(III)的显微组织为 β 相+ α_p 相+残留的 α_s 相。由于距离焊缝区较远,远热影响区受到的热作用较弱,所在区域峰值温度仅能使得部分 α_s 相向 β 相转变。因此,远热影响区更多保留了与母材相似的组织形貌,如图9d所示。

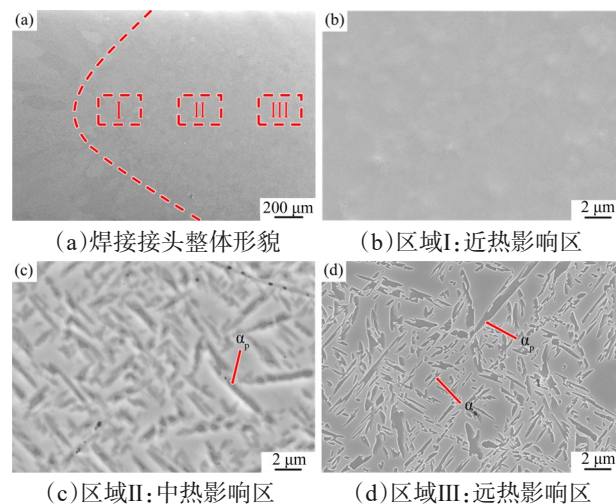


图9 热输入为90 J/mm时热影响区显微组织

Fig. 9 Microstructure of heat affected zone with heat input of 90 J/mm

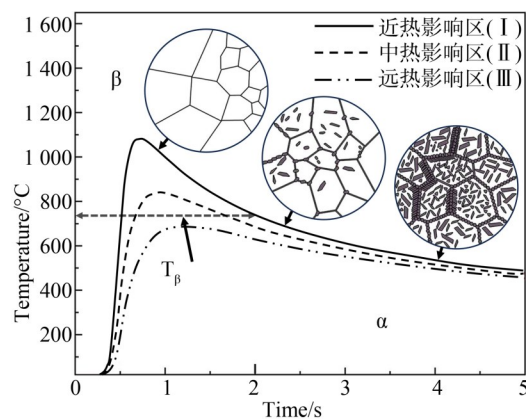


图10 热输入对热影响区热循环曲线的影响

Fig. 10 Effect of heat input on the thermal cycle curve of heat affected zone

热输入对热影响区宽度的影响如图12所示。随着热输入的增加,焊接接头热影响区的宽度增加,由1 mm增加至2 mm。

TB9激光焊接接头在加热、冷却过程中的组织演变示意图如图13所示。TB9钛合金相变温度 T_β 约为750 $^{\circ}\text{C}$ ^[21],液相线温度 T_{Liquidus} 约为1 650 $^{\circ}\text{C}$ ^[13]。在加热阶段,随着温度升高到接近 T_β ,TB9钛合金中发生 $\alpha \rightarrow \beta$ 转化,温度继续升高到 T_{Liquidus} ,形成液态熔池。冷却阶段,由于不同区域受到的热作用不同,

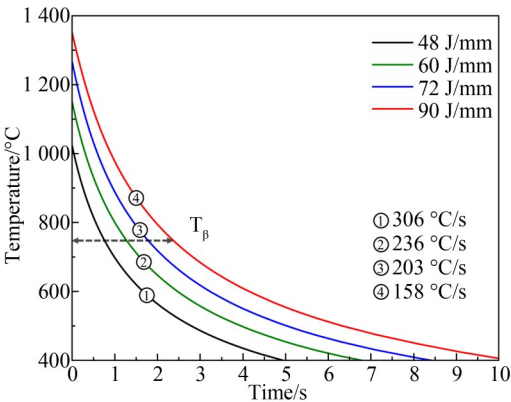
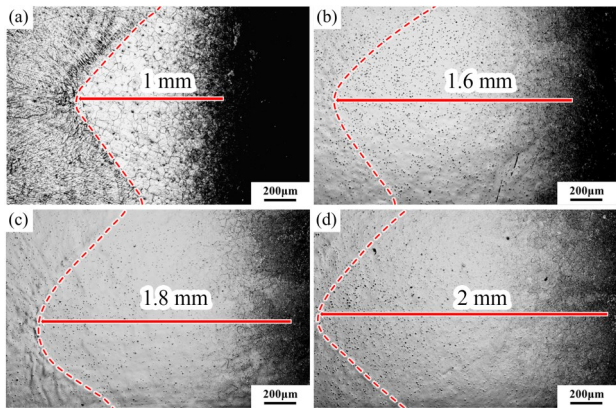


图 11 热输入对近热影响区冷却速率的影响

Fig. 11 Effect of heat input on the cooling rate of near heat affected zone



(a) 48 J/mm; (b) 60 J/mm; (c) 72 J/mm; (d) 90 J/mm

图 12 热输入对热影响区宽度的影响

Fig. 12 Effect of heat input on the width of heat affected zone

最终的组织也有差异。

3 结论

通过激光焊接方法制备了 TB9 钛合金焊接接头,研究了热输入对焊接接头显微组织的影响规律,主要结论如下:

(1)焊缝主要由β相柱状晶构成,随着热输入的增加,焊缝中心液态熔池持续时间增加,焊缝中心线附近温度梯度较低,促进焊缝中心区域等轴晶的生成以及焊缝晶粒尺寸的增大。

(2)数值模拟结果表明,热输入的增加使得焊缝的冷却速率降低,但仍大于β→α转变的临界冷却速率,结合 TB9 钛合金较高的[Mo]_{eq}值,焊缝区高温下生成的β相能够稳定至室温。

(3)随着与焊缝区距离的增加,受到的激光热

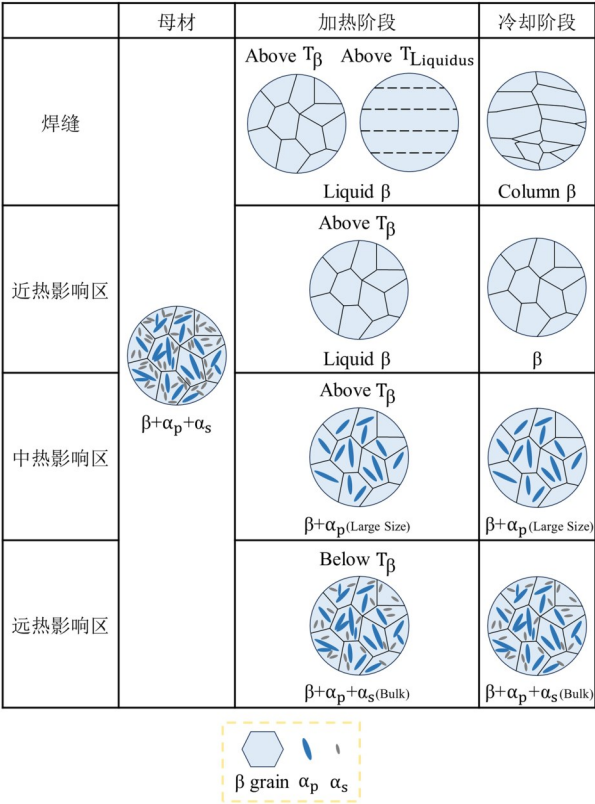


图 13 TB9 激光焊接过程显微组织演变示意

Fig. 13 Schematic of microstructure evolution during the laser welding process of TB9

作用减弱,热影响区显微组织依次为近热影响区(单一β相)、中热影响区(β+α_p相)、远热影响区(β+α_p+α_s相)。

(4)热输入增加,焊缝的宏观形貌由 T 形变为 X 形,焊缝和热影响区的宽度均显著增加。

参考文献:

[1] Yumak N, Aslantas K. A review on heat treatment efficiency in metastable β titanium alloys: the role of treatment process and parameters [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2020, 9(6): 15360–15380.

[2] Sadeghian A, Iqbal N. A review on dissimilar laser welding of steel–copper, steel–aluminum, aluminum–copper, and steel–nickel for electric vehicle battery manufacturing [J]. Optics & Laser Technology, 2022, 146: 107595.

[3] 郭雪洋, 董彬, 秦国梁, 等. 窄间隙激光焊接研究现状与存在的问题[J]. 电焊机, 2024, 54(07): 1–11.

GUO X Y, DONG B, QIN G L, et al. Current Status of Research and Problems of Narrow Gap Laser Welding

- [J]. Electric Welding Machine, 2024, 54(7): 1–11.
- [4] Zhang S W, Cong B Q, Zeng Z, et al. Tailoring Weldability for Microstructures in Laser-Welded Near-Titanium Alloy: Insights on Mechanical Properties[J]. Metals, 2024, 14: 690.
- [5] 方乃文, 郭二军, 徐锴, 等. 钛合金激光填丝焊缝晶粒生长及相变原位观察[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(6): 1665–1672.
- FANG N W, GUO E J, XU K, et al. In-situ observation of grain growth and phase transformation in laserwelding of titanium alloy with filler wire[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(6): 1665–1672.
- [6] Zhan X H, Yan T Y, Gao Q Y, et al. The porosity formation mechanism in the laser welded joint of TA15 titanium alloy[J]. Materials Research Express, 2019, 6: 076558.
- [7] Zhang Q B, Ren L N, Lei X W, et al. Effect of Laser Heat Input on the Microstructures and Low-Cycle Fatigue Properties of Ti60 Laser Welded Joints[J]. Crystals, 2024, 14: 677.
- [8] Squillace A, Prisco U, Ciliberto S, et al. Effect of welding parameters on morphology and mechanical properties of Ti-6Al-4V laser beam welded butt joints[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2012, 212: 427–436.
- [9] Cheng H, Zhou L G, Li Q J, et al. Effect of welding parameters on spatter formation in full-penetration laser welding of titanium alloys[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2021, 15: 5516–5525.
- [10] Kumar B, Bag S, Paul C P, et al. Influence of the mode of laser welding parameters on microstructural morphology in thin sheet Ti6Al4V alloy[J]. Optics and Laser Technology, 2020, 131: 106456.
- [11] Zhang K Z, He C W, Liu D, et al. Effect of heat input on microstructure and tensile properties of laser welded Ti-3Al-6Mo-2Fe-2Zr alloy joint[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2022, 17: 1652–1661.
- [12] Wei H L, Elmer J W, DebRoy T. Crystal growth during keyhole mode laser welding[J]. Acta Materialia, 2017, 133: 10–20.
- [13] 黄伯云, 李成功. 中国材料工程大典[M]. 北京: 化学工业出版社, 2006.
- [14] 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.
- [15] Angelier C, Bein S, Bechet J. Building a continuous cooling transformation diagram of β -CEZ alloy by metallography and electrical resistivity measurements[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1997, 28: 2467–2475.
- [16] Ahmed T, Rack H J. Phase transformations during cooling in $\alpha+\beta$ titanium alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 1998, 243: 206–211.
- [17] Wan M P, Wen X, Ma R, et al. Microstructural Evolution and Continuous Cooling Transformation Diagram in Ti-1300 Alloy Under Continuous Cooling Condition[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2019, 48(1): 97–103.
- [18] Wu C, Zhao Y Q, Huang S X, et al. Effect of cooling rate on a variant selection and microstructure evolution in a near β Ti-5Al-3Mo-3V-2Cr-2Zr-1Nb-1Fe alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 841: 155728.
- [19] Fabbro R. Melt pool and keyhole behaviour analysis for deep penetration laser welding[J]. Journal of Physics D: Applied Physics, 2010, 43: 445–501.
- [20] Limmaneevichitr C, Kou S. Visualization of Marangoni convection in simulated weld pools[J]. Welding Journal, 2000, 79, 126–135.
- [21] 胡明, 邱建科, 雷晓飞, 等. 高强 TB9 钛合金次生 α 相析出行为及力学性能[J]. 航空材料学报, 2024, 44(2): 159–168.
- HU M, QIU J K, LEI X F, et al. Precipitation behavior of secondary α phase and mechanical properties of high strength TB9 titanium alloy[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2024, 44(2), 159–168.