

热积累对激光熔化沉积 TiC/ Ti6Al4V 复合材料组织和性能的影响



王建东¹, 范慕实¹, 曾禹周¹, 李俐群²

1. 哈尔滨工程大学, 黑龙江 哈尔滨 150001

2. 哈尔滨工业大学, 黑龙江 哈尔滨 150001

摘要: 钛基复合材料在航空领域的应用广泛, 研究航空材料的组织与性能具有重要的工程应用价值。本文采用激光熔化沉积(LMD)技术制备了TiC/Ti6Al4V钛基复合材料, 并结合有限元数值模拟方法, 探讨了沉积层数增加引起的热积累效应对复合材料微观组织和显微硬度的影响。针对单道多层样品模拟激光熔化沉积过程中的温度场, 分析热积累对沉积层形貌和组织的影响。结果显示, 初始沉积层具有较快的冷却速率, 导致熔池流动不充分, 沉积层成形宽度较小; 随着沉积层数的增加, 沉积层内部的热积累效应增加, 新沉积层的熔池温度上升, 粉末捕获能力增强, 使得沉积层宽度增加; 最终形成了底部细而顶部宽的形貌。此外, 沉积层数增加导致熔池的峰值温度升高, 冷却速度减小, 促进TiC粉末颗粒的溶解, 导致原位TiC含量增加, 从而提高了复合材料的硬度。

关键词: 激光熔化沉积; 复合材料; 数值模拟; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TG146.2+3

文献标识码: A

DOI: 10.19452/j.issn1007-5453.2025.05.003

Ti6Al4V合金又称TC4合金, 是一种 $\alpha+\beta$ 型钛合金, 具有高强度、低密度、高断裂韧性、优异的耐腐蚀性和生物相容性, 是目前航空航天等领域广泛应用的重要材料之一^[1]。然而, 钛合金的弹性模量、耐磨性和耐热性不及钢和镍基合金^[2], 影响了其进一步应用。与钢和镍基材料相比, 钛基复合材料(TMC)具有较高的比强度和比刚度。与高温合金相比, TMC可以减轻高达50%的质量, 同时在喷气发动机推进系统中能够保持同等强度和刚度^[3], 这种独特性使得TMC在航空航天领域具有广阔的应用前景。

与传统制造技术相比, 增材制造(AM)技术因其在近净成形工艺中的优越性而被广泛用于制造 $\alpha+\beta$ 双相钛合金^[4], 其优势包括能够实现复杂几何形状零件的定制化设计、减少材料浪费、缩短生产周期, 以及实现功能集成, 为生产过程带来更高的灵活性和效率。激光熔化沉积(LMD)是一

种基于逐层熔孔-沉积材料的思想来制备致密金属或者复合材料零件的送粉式增材制造技术, 具有方便调节增强体体积分数和低成本的优势^[5]。

许多学者对LMD制备的钛基复合材料进行了研究。Fu Ke等^[6]利用LMD制备了不同重量比的TiB颗粒增强Ti6Al4V复合材料, 发现TiB含量的增加促进了等轴晶粒生长并减小了晶粒尺寸。Mahamood等^[7-8]研究了一系列加工参数(扫描速度、激光功率和粉末流速)对TiC/Ti6Al4V复合材料耐磨性的影响。Liu Shunyu等^[9]发现LMD激光能量密度和TiC含量会影响TiC/Ti6Al4V复合材料的显微组织和硬度, 未熔化TiC和再凝固碳化物有助于提高硬度。然而很少有研究关注LMD过程中沉积层的热积累效应对钛基复合材料组织和性能产生的影响。

本文主要研究TiC/Ti6Al4V复合材料在激光熔化沉积

收稿日期: 2024-09-06; 退修日期: 2024-12-25; 录用日期: 2025-02-21

基金项目: 航空科学基金(2022Z0550P6001); 中央高校基本科研业务费(3072024JJ1004); 材料结构精密焊接与连接全国重点实验室开放课题(MSWJ-24M05)

引用格式: Wang Jiandong, Fan Mushi, Zeng Yuzhou, et al. Influence of heat accumulation on the microstructure and performance of TiC/Ti6Al4V composite by laser melting deposition[J]. Aeronautical Science & Technology, 2025, 36(5): 27-34. 王建东, 范慕实, 曾禹周, 等. 热积累对激光熔化沉积TiC/Ti6Al4V复合材料组织和性能的影响[J]. 航空科学技术, 2025, 36(5): 27-34.

过程中热积累对熔池尺寸、微观组织和力学性能的影响规律,结合有限元数值模拟方法,计算分析了不同沉积层的温度分布特征,并基于计算结果,揭示激光熔化沉积过程中热积累对沉积层尺寸、组织及硬度的影响机制。

1 研究方法

1.1 试验材料与方法

本文的LMD试验中制备TiC/Ti6Al4V复合材料样品所用的原材料为Ti6Al4V合金球形粉末(粒度为45~100 μm)和TiC陶瓷粉末(粒度为45~100 μm),微观形貌如图1所示。使用球磨机将Ti6Al4V和TiC粉末按照95:5的体积比例混合均匀,随后放入烘箱中,在100 $^{\circ}\text{C}$ 温度下烘干2h,以确保粉末干燥,增加其流动性并排除水分对样品成形的干扰,从而制成干燥的体积分数5%的TiC/Ti6Al4V复合材料粉末。LMD试验所使用的基板为Ti6Al4V钛合金板材。

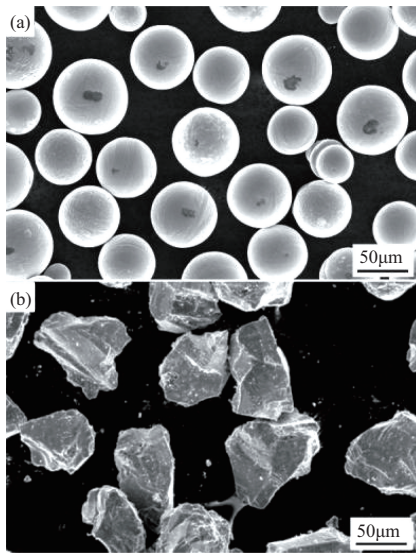


图1 Ti6Al4V粉末和TiC粉末微观形貌

Fig.1 Micro-scale morphology of Ti6Al4V powder and TiC powder

本文采用的LMD成形系统为哈尔滨工程大学先进材料成形制造团队自主研发的激光增材制造成形设备系统,如图2所示。该系统将激光熔覆头固定在机床上,可随机床进行 x 、 y 、 z 轴方向上的运动,通过控制器对激光熔覆头扫描路径进行编程,激光器产生的激光经激光熔覆头送出,粉末由送粉器输送到熔覆头的同轴喷嘴并送出,激光将基板熔化形成熔池,同时将送出的5% TiC/Ti6Al4V粉末熔化,待冷却凝固后形成具有一定高度的钛基复合材料沉积层。采用该系统制备60层沉积层的TiC/Ti6Al4V复合材料单墙

体样品。LMD工艺参数为:激光功率1500W,扫描速度350mm/min,送粉速率4.6g/min。使用电火花线切割机截取成形件的横截面试样作为金相试样,并磨削和抛光至光滑,然后使用Keller试剂(1%HF+1.5%HCl+2.5% HNO_3 +95% H_2O)进行腐蚀,在奥林巴斯SZX12型金相显微镜下观察分析激光沉积复合材料沉积层的宏观形貌。使用扫描电子显微镜分析复合材料的微观组织形貌。利用数显显微硬度计对复合材料试样进行显微硬度测试,设置载荷为200g,加载时间为10s。沿着沉积方向从下往上每隔1000 μm 取一个点进行测试,共进行三次测量,以表征硬度沿沉积方向的变化,并计算其平均值和标准差。

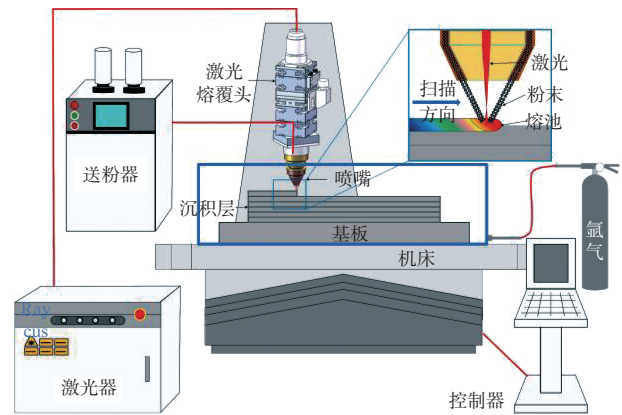


图2 激光增材制造成形设备系统示意图

Fig.2 Schematic diagram of laser additive manufacturing forming equipment system

1.2 有限元模拟

本文使用某仿真软件、采用高斯热源命令流以及生死单元方法对激光熔化沉积过程进行仿真,在命令流中输入热源参数,生死单元则表示对沉积层的仿真。同时设置最初温度为室温,以及设置基体与材料之间的传热。

本文模拟材料为5% TiC/Ti6Al4V复合材料,材料的密度、比热容和热导率等物理参数是随温度变化的变量,其与温度的关系如图3所示。

激光增材制造过程中,金属粉末在激光作用下瞬间受热升温熔化形成熔池,所以激光增材制造温度场是典型的非线性的瞬态热分析。根据热力学第一定律和傅里叶定律,所得的三维瞬态温度场热源控制微分方程^[10]为

$$c\rho \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(k_x \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(k_y \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(k_z \frac{\partial T}{\partial z} \right) + Q \quad (1)$$

式中, x 、 y 、 z 为三维坐标系的三个坐标方向; c 为材料的比热容; ρ 为材料的密度; k_x 、 k_y 、 k_z 为材料沿 x 、 y 、 z 方向的热导率;

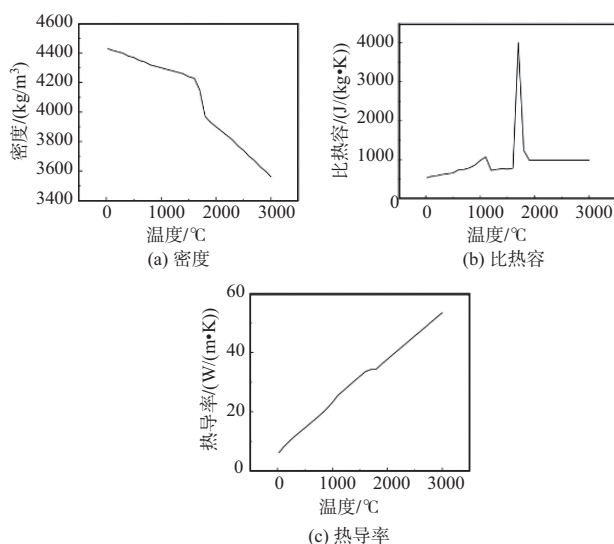


图3 材料物理参数随温度变化曲线图

Fig.3 Plot of material physical parameters with temperature

T 为温度场的分布函数; Q 为内热源的强度; t 为传热时间。变量 c 、 ρ 、 k_x 、 k_y 和 k_z 都是温度的函数。

激光器产生的热流密度呈现高斯分布,本文采用移动高斯热源模型与实际情况一致。高斯热源模型表达式^[11]为

$$Q(r) = 3P\eta/(\pi r_i^2) \exp\left(-\frac{3d_i^2}{r_i^2}\right) \quad (2)$$

式中, Q 为在光斑内任意点的热流密度; η 为激光利用率; P 为激光功率; r 为光斑半径。

根据激光熔化沉积钛基复合材料试样的实际成形情况,建立有限元模型,基板模型的尺寸为24cm×10cm×5cm。根据试验观察,熔池横截面为半椭圆形,所以建模过程采用了半椭圆形截面熔道,熔道长度为60mm,如图4所示。

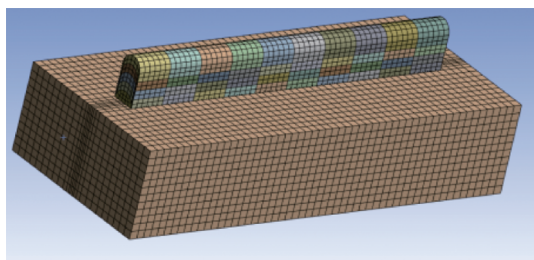


图4 几何模型与网格划分图

Fig.4 Geometric model and grid meshing

2 激光熔化沉积过程温度场数值模拟

激光熔化沉积复合材料试样的第1层、第3层与第5层时的熔池温度场分布云图如图5所示。温度场整体围绕熔池呈现环状扩散,并且热影响区主要集中在沉积层以及沉

积层结合区。随着沉积层数增加,熔池峰值温度升高,第1层熔池峰值温度为1906.9°C,第3层熔池峰值温度为2094.7°C,第5层熔池峰值温度为2354.4°C。这是因为本文采用连续沉积策略,制备相邻两个沉积层之间的空闲时间较短,当下一层开始沉积时,前一层沉积层的温度尚未降至室温,仍存在较高的余温,这为下一层的熔池提供了额外的热输入和更高的初始温度,因此,产生热积累现象,导致熔池的峰值温度逐层升高。

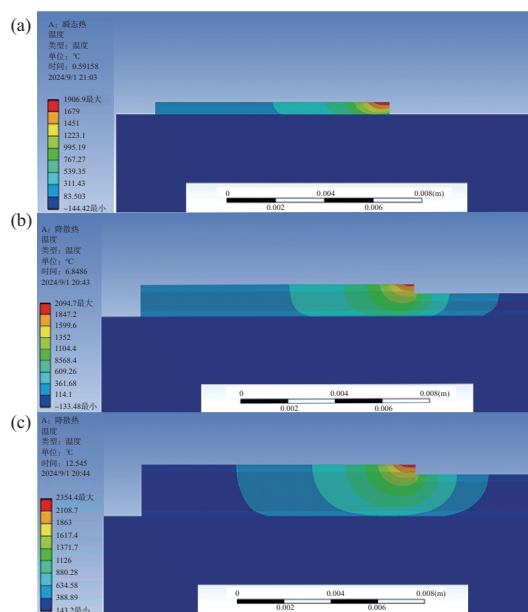


图5 激光沉积过程中沉积层的温度场云图

Fig.5 Temperature field image of deposited layer during the LMD process

基于温度场数值模拟计算结果,取1~5层沉积层各层的中心点为节点,获得各沉积层节点的热循环曲线,如图6所示。结果表明,随着沉积层数的增加,沉积层快速冷却后的余温逐渐升高,熔池峰值温度也随之升高。这一方面是因为在热积累影响下,沉积层的热输入增加;另一方面随着沉积层高度增加,热量从沉积层顶部向基板传递的这一热传导过程减缓,更多地通过沉积层与环境气氛间的热对流进行散热,从而降低了沉积层的整体散热效率^[12]。

对第一层沉积层中心线节点温度变化进行分析可知,当激光扫过第1层节点时,呈现极大的温升温度梯度和相对略小的冷却温度梯度。当激光扫描后续沉积层经过该节点附近时,该点重新经历一次温度升高,当激光远离该节点时,其温度又降低。随着沉积层数增加,激光扫过相同位置时对该节点的温度影响逐渐减弱,其原因是随着道次的增加,熔池与第1层节点的距离增加,导致热传导距离增加,在热传导的

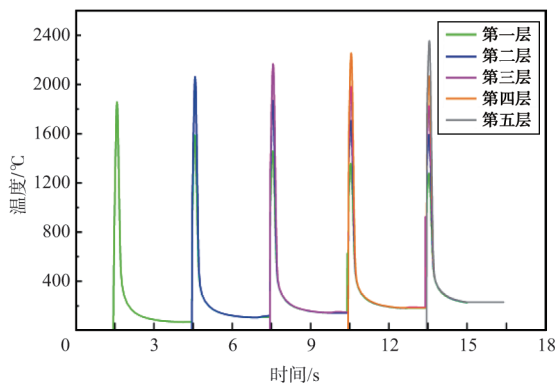


图6 激光熔化沉积过程中各沉积层中心线节点的温度变化

Fig.6 Temperature variation on the central lines of each deposited layer during the LMD process

同时伴随着热对流,因此,热传导距离增加会导致更多的热散失。

图7(a)为激光扫至样品各沉积层节点时,样品沿沉积方向(高度方向)上的平均温度梯度,随着沉积层数增加,样品在沉积方向上的温度梯度显著减小,由第1层的1506°C/mm降至第5层的644°C/mm。图7(b)为样品各沉积层中心节点处的冷却速度随层数变化曲线,图中的冷却速度值是根据各层温度曲线从峰值温度降至平缓温度区间的平均冷却速度。由图可知,随着沉积层层数的增加,各层冷却速度不断降低,由第1层的1180°C/s降至第5层的708°C/s。根据热传导基本公式

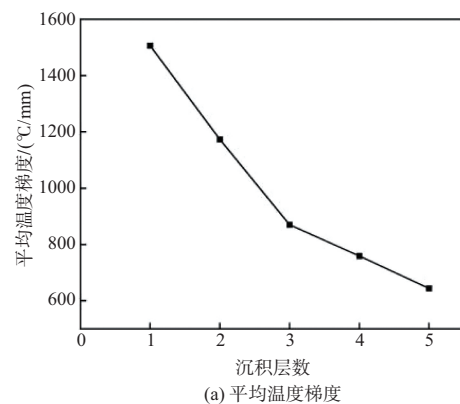
$$Q = -kA \frac{dT}{dx} \quad (3)$$

式中, Q 为单位时间内通过某一面积的热量流; k 为热传导系数; A 为热源和热汇之间的接触面积; $\frac{dT}{dx}$ 为温度梯度。由式(3)可知,热量流与温度梯度成正比。若近似将每层沉积层的层高视为相同,则随着沉积层数从1增加到5,样品高度的增幅则依次为100%、50%、33%和25%,这远大于熔池峰值温度的增幅(模拟结果依次为8.24%、1.48%、7.65%和4.41%),因此沿沉积方向的平均温度梯度降低,这导致热传导速率降低,冷却速度也随之降低。

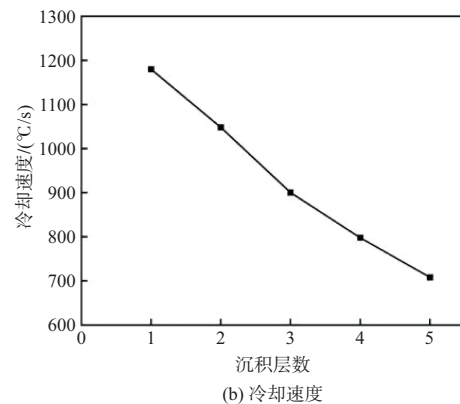
3 热积累对激光熔化沉积 TiC/Ti6Al4V 复合材料组织的影响

3.1 激光熔化沉积 TiC/Ti6Al4V 复合材料的宏观组织分析

图8为激光熔化沉积 TiC/Ti6Al4V 复合材料试样的宏观组织照片。TiC/Ti6Al4V 复合材料层间结合较好,无未熔合、裂纹等缺陷,但下部沉积层存在孔洞。孔洞的形成是因



(a) 平均温度梯度



(b) 冷却速度

图7 沉积层各层节点处的温度特征

Fig.7 Temperature characteristics of nodes on each layer

为下部沉积层的峰值温度较低、冷却速率较高,熔池存在时间较短,因此,进入熔池中的保护气体来不及逸出熔池,从而保留在沉积层中;随着沉积层数增加,足够高的熔池温度和足够长的熔池存在时间给气孔的逸出创造了足够的条件,热积累促进了气孔的运动,因此,气孔逐渐消失^[13]。随着沉积高度增加,熔池宽度也略有增加趋势,随后趋于稳定(见图9)。这是因为沉积前几层时熔池温度相对较低,熔池存在时间相对较短,熔化粉末的数量相对较少,因此,熔宽较小;随着沉积层数量增加,在热积累影响下,熔池温度升高、冷却速度降低,熔池处于熔融状态的持续时间延长,熔池捕获粉末的能力增加,熔化的粉末数量增多;同时熔池的流动性增大,增加了熔池宽度,从而使沉积层宽度增大^[14]。随着沉积层数量进一步增加,熔池的换热和流动条件基本达到稳定状态,此时熔宽主要受激光光斑尺寸制约^[15],在光斑直径保持不变的情况下,熔宽也趋于稳定,不再发生显著变化。

3.2 激光熔化沉积 TiC/Ti6Al4V 复合材料的微观组织分析

由图10所示的激光熔化沉积 TiC/Ti6Al4V 微观组织可知,复合材料基体的组织为魏氏组织,增强体主要是原位形

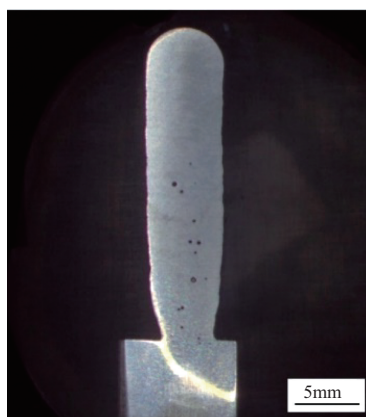


图8 激光熔化沉积多层复合材料横截面宏观组织

Fig.8 Macrostructure of cross section of multi-layer composite prepared by LMD

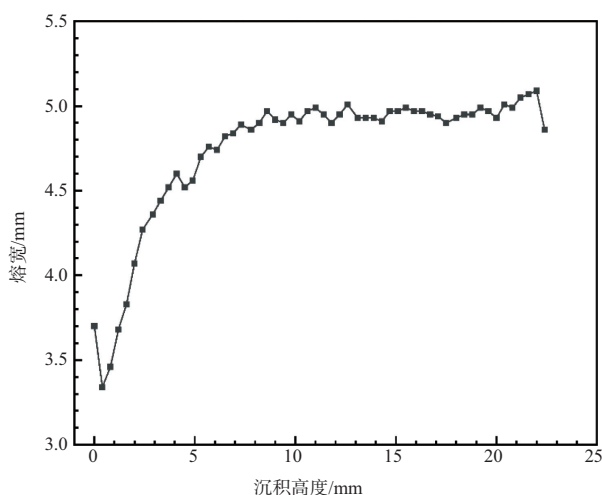


图9 熔宽随沉积高度变化曲线

Fig.9 Variation of melt pool width with depositing height

成的颗粒状共晶 TiC 相和链条状共晶 TiC 相。原位 TiC 的形成来源于外加的 TiC 粉末颗粒的溶解。结合温度场模拟结果可知,熔池峰值温度远低于 TiC 的熔点 (3067°C), 因此,熔池中的 TiC 颗粒难以被熔化。但由于 TiC 颗粒的小尺度效应和碳元素的扩散效应,未溶 TiC 界面上的凸出颗粒处形成低曲率半径边缘,微小的曲率半径有利于提高蒸汽压,从而驱动解离的 Ti 原子和 C 原子进入熔体,在熔池凝固冷却过程中以原位 TiC 的形式析出^[16-17]。由图 10 可知,随着沉积层数增加,形成的原位 TiC 数量增多,这是因为热积累影响下熔池温度升高导致 TiC 粉末溶解程度增加而导致的。TiC 溶解程度增加,熔池中的 Ti 原子和 C 原子含量也随之增加,因此,形成的原位 TiC 含量增加。图 11 给出了样品不同高度位置处的 TiC 面积占比变化曲线,结果表明,随

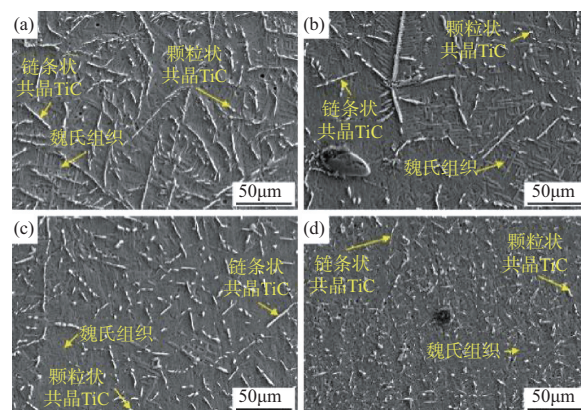


图10 TiC/Ti6Al4V 复合材料的微观组织

Fig.10 Microstructure of TiC/Ti6Al4V composite

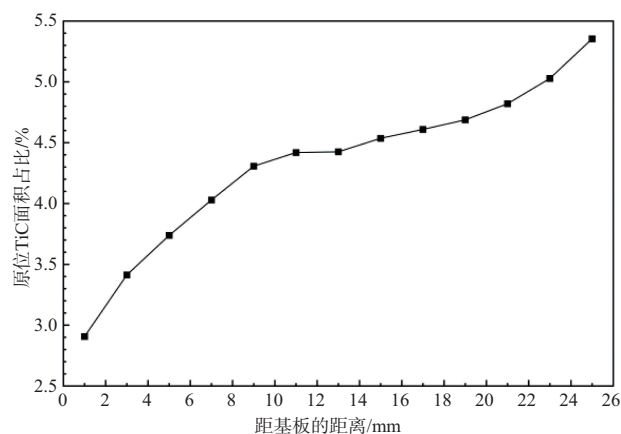


图11 原位 TiC 面积占比与样品高度关系

Fig.11 Correlation between the area fraction of in-situ TiC and the height of the sample

着沉积高度增加,原位 TiC 含量逐渐从 2.91% 增加到 5.35%。

图 12 描绘了共晶 TiC 的形成过程^[18]。在激光熔化沉积过程中,因为 Ti6Al4V 的熔点远低于 TiC 的熔点, Ti6Al4V 粉末颗粒优先熔化;当熔池温度介于 Ti 和 TiC 熔点之间时, TiC 会溶解进入基体中,导致熔池中 C 元素的富集。当熔体温度从峰值温度冷却下来时,复合材料的成分处于 Ti-C 二元相图的亚共晶区,初生 β -Ti 会优先从液态的熔池中析出。当温度继续降低至共晶温度 (1648°C) 时,开始发生共晶反应,生成大量的共晶 TiC 和共晶 β -Ti,共晶 β -Ti 在共晶 TiC 周围形核,二者晶粒共同生长。当共晶反应发生时, TiC 晶体以固相扩散的方式生长,仅有与熔体接触的 TiC 会生长成为链条状共晶 TiC,由图可知, β -Ti 不能完全覆盖 TiC 表面,链条状的共晶 TiC 为 5% TiC/Ti6Al4V 复合材料的主要增强体。如果 TiC 被 β -Ti 完全包围,则颗粒状共晶 TiC

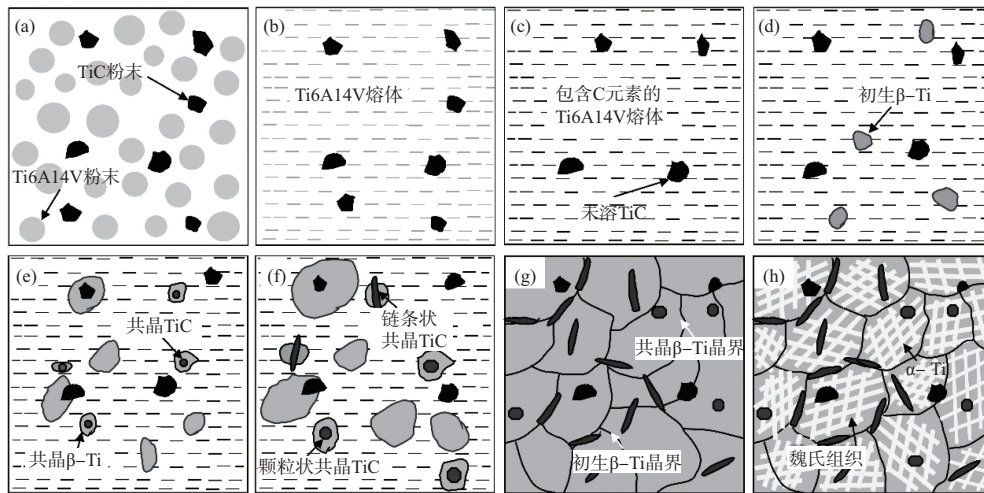


图 12 TiC/Ti6Al4V 复合材料的微观组织形成示意图

Fig.12 Schematic diagrams of microstructure formation of TiC/Ti6Al4V

就会生成。随着共晶反应的进行,共晶 β -Ti和TiC相的数量都增多。初生 β -Ti晶界上也会常常沉淀有共晶TiC。当温度降到 β -Ti转变温度时, α -Ti会从 β -Ti中沉淀出并长大,最后在基体中形成了 α + β 两相组织。此外,由于C原子在 α -Ti中的固溶度比在 β -Ti中的大,所以包析反应会发生。激光熔化沉积过程的冷却速率很大,会导致复合材料的非平衡态马氏体相变^[9],因此,复合材料的基体组织均为魏氏组织。

4 热积累对激光熔化沉积 TiC/ Ti6Al4V 复合材料硬度的影响

在激光增材制造过程中,材料经历快速熔化和快速凝固过程,晶粒的非均匀形核长大使其形态、尺寸、取向等有所不同,最终造成微观组织分布不均匀,进而导致力学性能差异。在TiC/Ti6Al4V复合材料沉积试样的不同高度位置处进行显微硬度测试,硬度分布如图13所示。复合材料的显微硬度随沉积高度增加整体上呈增加趋势,从405.4HV_{0.2}逐渐增加到478.2HV_{0.2},但存在较大波动。平均硬度呈增加趋势,这是因为热积累引起的熔池温度升高和冷却速率降低促进了TiC粉末的溶解,增加了原位TiC含量。本文中样品的原位TiC增强相主要是共晶TiC,根据此前研究^[9],共晶TiC的纳米硬度为15.38GPa,而Ti6Al4V的纳米硬度仅为4.83GPa,共晶TiC的纳米硬度显著高于Ti6Al4V基体。由于热积累引起了共晶TiC含量增加,因此,复合材料的平均硬度随沉积高度增加而增加。硬度值随沉积高度出现较大波动,则可能是因为测试点的位置较为随机,且测试压痕尺寸较小(为26~34 μ m),压痕落在Ti6Al4V基体或TiC增强

相或二者界面处的可能性均存在。上述三种位置的硬度值差别较大,在靠近脆硬的TiC陶瓷颗粒处硬度较高,在Ti6Al4V基体处硬度较低,因此,测量值存在较大波动;原位TiC的尺寸和数量在复合材料中沿着沉积层方向逐渐增大导致了复合材料的硬度也随着沉积层高度的增加而增大。

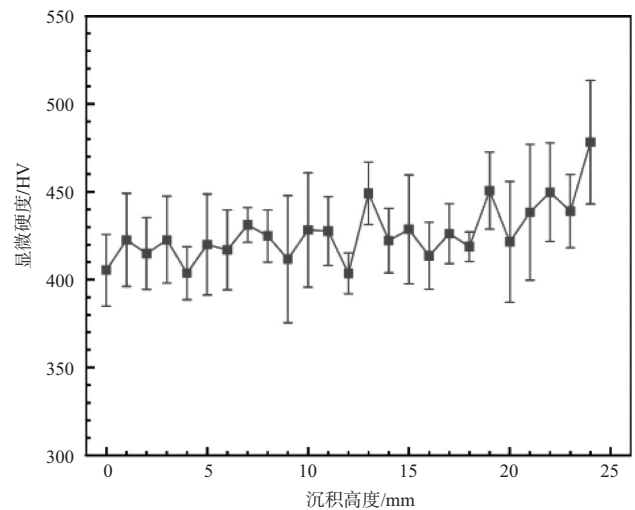


图 13 5% TiC/Ti6Al4V 复合材料沿沉积方向的显微硬度分布

Fig.13 Microhardness distribution of 5% TiC/Ti6Al4V composite along the deposition direction

5 结论

本文采用激光熔化沉积方法制备了5% TiC/Ti6Al4V复合材料试样,采用数值模拟方法研究了激光熔化沉积过程中复合材料的温度场演变,研究热积累对复合材料组织

和硬度的影响,结果如下:

(1)温度场数值模拟研究表明,随着沉积层数的增加出现热积累现象,沉积层的峰值温度升高,沉积方向上的平均温度梯度和冷却速度降低。

(2)宏观上,5% TiC/Ti6Al4V 复合材料试样层间结合良好,无未熔合、裂纹等缺陷,但下部存在孔洞,上部在热积累影响下为气孔逸出熔池提供了有利条件,因此,孔洞减少;熔宽随沉积层增加呈现先增加后趋于平缓的变化趋势。微观上,5% TiC/Ti6Al4V 复合材料试样的基体组织为魏氏组织,增强体为原位形成的颗粒状共晶 TiC 相和链条状共晶 TiC 相,随沉积层数增加,原位 TiC 数量增多,这是热积累影响下熔池温度升高导致 TiC 粉末溶解程度增加而导致的。

(3)5% TiC/Ti6Al4V 复合材料样品的显微硬度随沉积高度增加呈现整体上增加的趋势,这可归因于热积累导致的原位 TiC 增多。

AST

参考文献

- [1] 任斯远,王凯,刘斌超,等. 增材制造钛合金的裂纹扩展行为的晶体塑性有限元分析[J]. 航空科学技术, 2019, 30(9): 81-86.
Ren Siyuan, Wang Kai, Liu Binchao, et al. Crystal plastic finite element analysis of crack propagation behavior of additive titanium alloy [J]. Aeronautical Science & Technology, 2019, 30(9): 81-86.(in Chinese)
- [2] Li Shufeng, Sun Bin, Imai H, et al. Powder metallurgy titanium metal matrix composites reinforced with carbon nanotubes and graphite [J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2013, 48: 57-66.
- [3] Hayat M D, Singh H, He Z, et al. Titanium metal matrix composites: An overview [J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2019, 121: 418-438.
- [4] Cui Dingcong, Zhang Yashan, He Feng, et al. Heterogeneous microstructure of the bonding zone and its dependence on preheating in hybrid manufactured Ti-6Al-4V [J]. Materials Research Letters, 2021, 9(10): 422-428.
- [5] Pouzet S, Peyre P, Gorny C, et al. Additive layer manufacturing of titanium matrix composites using the direct metal deposition laser process [J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 677: 171-181.
- [6] Fu Ke, Liu Yuyu, Wang Yeqing, et al. Grain refinement of Ti6Al4V by incorporating in-situ TiB nanowhiskers in laser melting deposition [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 27: 2893-2901.
- [7] Mahamood R M, Akinlabi E T, Shukla M, et al. Scanning velocity influence on microstructure, microhardness and wear resistance performance of laser deposited Ti6Al4V/TiC composite [J]. Materials & Design, 2013, 50: 656-666.
- [8] Mahamood R M, Akinlabi E T. Effect of laser power and powder flow rate on the wear resistance behaviour of laser metal deposited TiC/Ti6Al4V composites [J]. Materials Today: Proceedings, 2015, 2(4): 2679-2686.
- [9] Liu Shunyu, Shin Y C. The influences of melting degree of TiC reinforcements on microstructure and mechanical properties of laser direct deposited Ti6Al4V-TiC composites [J]. Materials & Design, 2017, 136: 185-195.
- [10] 占焕校,王勇,韩涛,等. 42CrMo 钢表面单道激光宽带处理后熔凝层的残余应力[J]. 中国激光, 2008, 35(4): 625-630.
Zhan Huanxiao, Wang Yong, Han Tao, et al. Residual stress analysis of the remelting zone on 42CrMo steel plate in single-pass laser wide-band treatment [J]. Chinese Journal of Lasers, 2008, 35(4): 625-630.(in Chinese)
- [11] 刘顺洪,万鹏腾,胡良果,等. 激光焊温度场研究进展和展望[J]. 中国机械工程, 2001, 12(4): 119-122+9.
Liu Shunhong, Wan Pengteng, Hu Liangguo, et al. State-of-the-art of research on the temperature field in laser welding [J]. China Mechanical Engineering, 2001, 12(4): 119-122+9. (in Chinese)
- [12] Shen Qingkai, Xue Jiaxiang, Zheng Zehong, et al. Effects of heat input on microstructure and mechanical properties of CoCrFeNiMo0.2 high-entropy alloy prepared by wire arc additive manufacturing [J]. Materials Characterization, 2024, 215: 114-190.
- [13] Xu De, Wang Jiandong, Wang Zhen, et al. Elimination of defects in laser metal deposited TiC_p/Ti6Al4V composite by synchronous ultrasonic impact treatment [J]. Materials Letters, 2023, 347: 134-635.
- [14] Lian Guofu, Chu Mengya, Feng Meiyan, et al. The inclined morphology and molten pool of laser cladding under different cladding methods [J]. Optics & Laser Technology, 2025, 180: 111-445.
- [15] 申屹豪,张轲,翟伟,等. 激光快速成型薄壁墙堆积工艺调控

- [J]. 热加工工艺, 2016, 45 (24): 39-42.
- Shen Yihao, Zhang Ke, Zhai Wei, et al. Process regulation of thin wall stacking by laser rapid prototyping [J]. Thermal Processing Technology, 2016, 45 (24): 39-42. (in Chinese)
- [16] Wang Jiandong, Zeng Yuzhou, Qi Xiaopeng, et al. Graded microstructure and properties of TiC_p/Ti6Al4V composites manufactured by laser melting deposition [J]. Ceramics International, 2022, 48(5): 6985-6997.
- [17] Ma Chenglong, Gu Dongdong, Dai Donghua, et al. Thermodynamic behaviour and formation mechanism of novel titanium carbide dendritic crystals within a molten pool of selective laser melting TiC/Ti-Ni composites [J]. Crystengcomm, 2017, 19 (7): 1089-1099.
- [18] Wang Jiandong, Li Liquan, Lin Panpan, et al. Effect of TiC particle size on the microstructure and tensile properties of TiC_p/Ti6Al4V composites fabricated by laser melting deposition [J]. Optics and Laser Technology, 2018, 105: 195-206.
- [19] Zheng B, Smugeresky J E, Zhou Y, et al. Microstructure and properties of laser-deposited Ti6Al4V metal matrix composites using Ni-coated powder [J]. Metallurgical and Materials Transactions Physical Metallurgy and Materials Science, 2008, 39(5): 1196-1205.

Influence of Heat Accumulation on the Microstructure and Performance of TiC/Ti6Al4V Composite by Laser Melting Deposition

Wang Jiandong¹, Fan Mushi¹, Zeng Yuzhou¹, Li Liquan²

1. Harbin Engineering University, Harbin 150001, China

2. Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China

Abstract: Titanium matrix composites are widely used in the field of aviation. It is important to study the microstructure and properties of aviation materials. In this paper, TiC/Ti6Al4V titanium matrix composites were prepared by laser melting deposition (LMD). The effect of heat accumulation caused by the increase of deposited layers on the microstructure and microhardness of the composites was investigated by finite element numerical simulation. The effects of heat accumulation on the morphology and microstructure of multilayer samples were analyzed by simulating the temperature field during LMD. The results show that the initial deposited layer has a high cooling rate, resulting in insufficient flow of the molten pool and small formation width of the deposit. With the increase of the number of deposited layers, the heat accumulation effect inside the deposited layers increases, the melting pool temperature of the new deposited layer increases, and the ability of trapping powder increases. Therefore, the width of the deposited layer increases. The resulting shape is thin at the bottom and wide at the top. In addition, the increase in the number of deposited layers leads to an increase in the peak temperature and a decrease in the cooling rate of the molten pool. This promotes the dissolution of TiC powder particles, resulting in an increase in the in-situ TiC content and the hardness of the composite.

Key Words: LMD; composite; numerical simulation; microstructure; mechanical properties

Received: 2024-09-06; **Revised:** 2024-12-25; **Accepted:** 2025-02-21

Foundation item: Aeronautical Science Foundation of China (2022Z0550P6001); Fundamental Research Funds for the Central Universities (3072024JJ1004); Open Project of State Key Laboratory of Precision Welding & Joining of Materials and Structures (MSWJ-24M05)