

## 激光与光电子学进展

## 激光熔覆原位制造复合氧化铝陶瓷涂层应力场研究

张玉燕<sup>1,2</sup>, 方威<sup>1,2</sup>, 李晨<sup>1,2</sup>, 温银堂<sup>1,2\*</sup><sup>1</sup>燕山大学电气工程学院, 河北 秦皇岛 066004;<sup>2</sup>河北省测试计量技术及仪器重点实验室, 河北 秦皇岛 066004

**摘要** 针对新型铁颗粒增强型氧化铝陶瓷涂层在激光熔覆原位制造过程中的热应力对涂层质量的严重影响,研究了激光诱导反应条件下钛合金表面原位制备单道复合涂层过程中的热力问题。采用代表体积元方法仿真计算该新型涂层的热力学参数。利用生死单元法与内部生热热源相结合的方法建立了激光诱导铝热反应热源模型,分析了不同工艺参数组合下涂层构件热应力分布规律。结果表明:热应力主要集中在涂层及其与基板的结合面处,涂层上沿熔覆方向的拉应力是导致涂层出现横向裂纹的主要原因。由于激光诱导铝热反应,涂层的裂纹以及残余应力随着激光功率和激光扫描速度的增加而增加。在激光功率 600 W、扫描速度 2 mm/s 时,涂层裂纹最少;在扫描速度 5 mm/s、激光功率 300 W 时,残余应力最小。

**关键词** 激光技术; 激光熔覆; 激光诱导铝热反应; 复合涂层; 数值模拟; 热应力

中图分类号 V261.8

文献标志码 A

DOI: 10.3788/LOP213102

## Investigation of Stress Fields in the *in situ* Manufacturing of Composite Alumina Ceramic Coatings by Laser Cladding

Zhang Yuyan<sup>1,2</sup>, Fang Wei<sup>1,2</sup>, Li Chen<sup>1,2</sup>, Wen Yintang<sup>1,2\*</sup><sup>1</sup>School of Electrical Engineering, Yanshan University, Qinhuangdao 066004, Hebei, China;<sup>2</sup>Key Laboratory of Measurement Technology and Instrumentation of Hebei Province, Qinhuangdao 066004, Hebei, China

**Abstract** Considering the significant influence of thermal stress on the coating quality during the *in situ* fabrication of new iron particle-reinforced alumina coating by laser melting, we investigated the thermal stress of a single-pass composite alumina coating on the surface of titanium alloy in this study. The representative volume element method was used to simulate and calculate the thermodynamic parameters of the new coating. The heat source model of the laser-induced thermal reaction heat was established using a combination of the raw-dead cell method and internal raw-dead heat source. The thermal stress distribution pattern of the coating components at the end of the cladding under different combinations of process parameters was calculated and analyzed. The results indicate that the thermal stresses are primarily concentrated in the coating and its bonding surface with the substrate and the tensile stresses on the coating along the melting direction are the main causes of transverse cracks in the coating. Owing to the laser-induced thermal reaction, the coating cracks increase with laser power and laser scanning speed. At 600 W laser power, the coating has the lowest number of cracks when the scanning speed is 2 mm/s. Moreover, at a scanning speed of 5 mm/s, the coating has the lowest residual stresses when the laser power is 300 W.

**Key words** laser technique; laser cladding; laser-induced thermite reaction; composite coating; numerical simulation; thermal stress

## 1 引言

氧化铝陶瓷具有优良的耐热性、高硬度和耐腐蚀性,在高速飞行器热障涂层<sup>[1]</sup>中得到了广泛应用,但它

具有脆性、低韧性和对热应力敏感等缺点,会对飞行器的飞行安全造成灾难性的损害<sup>[2]</sup>。在氧化铝陶瓷中加入金属制备成颗粒增强型复合陶瓷<sup>[3-5]</sup>可有效提升涂层的力学性能,能更好地适应极端气动热服役环境条

收稿日期: 2021-11-30; 修回日期: 2022-01-24; 录用日期: 2022-02-21; 网络首发日期: 2022-03-10

基金项目: 河北省科技计划项目(20312202D, 216Z1704G)

通信作者: \*ytwen@ysu.edu.cn

件。TC4 钛合金具有相当好的延展性、熔点较高、耐火性能极佳、抗强酸强碱、强度-重量比高,是常见的航空材料。

当前制造复合涂层常采用的主要方法有热喷涂、气相沉积、颗粒喷射、自蔓延高温合成以及激光熔覆<sup>[6-9]</sup>。激光熔覆技术作为一种新兴的基于增材制造的表面改性技术,具有加工速度快、热影响区小和自动化程度高等其他传统制造技术所不具备的优势而被广泛地应用于部件表面的强化和再制造<sup>[10-12]</sup>。激光熔覆极快的加热和冷却速率可造成同一工件上出现较大的温度梯度,膨胀和收缩不同步则导致热变形和热应力的产生。加工冷却后的残余应力则可能会在服役过程中导致应力腐蚀以及冷脆性断裂等后果<sup>[13]</sup>。颗粒增强型复合陶瓷涂层在激光熔覆加工过程中成形机理十分复杂,熔池温度和温度梯度会对涂层质量产生很大影响<sup>[14]</sup>。因此,研究激光熔覆原位制造过程中的温度场及应力场的分布规律对于提升涂层的质量具有非常重要的意义。文献[15]利用平面连续热源对 H13 钢激光熔覆 Ni 基合金粉末过程进行了数值仿真模拟,试验验证了最优工艺参数方案。由于激光熔覆过程中产生的熔池存在时间极短且温度过高,很难通过试验手段去实时捕捉工件内部的数据,因此很多国内外研究人员使用数值模拟方法进行研究以优化涂层制造工艺<sup>[16-19]</sup>。当前大部分激光熔覆热力研究中,一般仅考虑将激光光束的能量作为热量来源。而当粉末与激光

发生剧烈反应并产生较大热量时,对涂层热应力也会产生较大作用。因此,研究揭示激光熔覆过程中粉末与激光发生反应时的热力变化规律对于优化工艺参数、提升涂层质量具有非常重要的意义。

本文针对一种基于激光诱导原位反应制造的新型铁颗粒增强氧化铝陶瓷涂层,考虑激光熔覆过程中的激光诱导反应热的影响作用,建立单道激光熔覆过程中的三维模型,通过数值模拟研究在激光热源和激光诱导反应热双重作用下复合涂层温度场和应力场的分布规律,结合涂层结构样件的形貌分析应力场对涂层裂纹的影响,进而为制造这种新型涂层的工艺优化提供技术依据。

## 2 仿真建模与试验

### 2.1 涂层构件几何模型

本文针对的新型  $Al_2O_3-Fe$  复合涂层是在激光熔覆过程中基于混合粉末的激光诱导铝热反应从而在 TC4 钛合金表面原位生成。建立单道熔覆涂层熔覆有限元模型为对称模型,如图 1 所示。其中 TC4 钛合金基板的几何尺寸为  $100\text{ mm} \times 100\text{ mm} \times 5\text{ mm}$ ,单道涂层的截面为弧形,涂层宽为  $5\text{ mm}$ ,厚度为  $1\text{ mm}$ 。为了节省计算资源,选择一半有限元进行分析,在对称平面上增加对称约束。沿激光熔覆方向将涂层分割为多个单元,定义为生死单元。当激光光斑移动到涂层单元所在位置时,该单元才会被激活并参与计算。

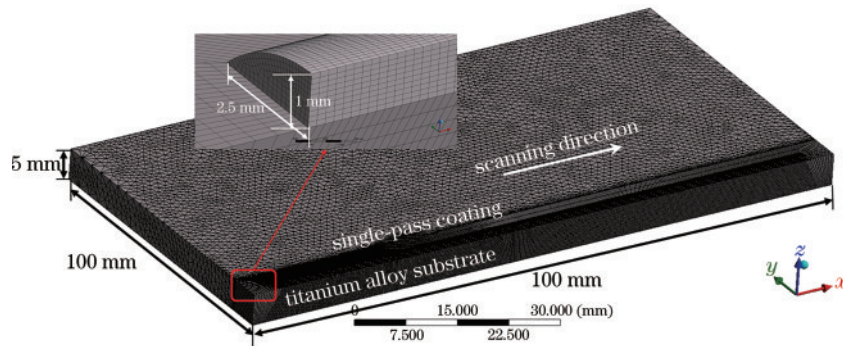


图 1 单道涂层熔覆有限元模型

Fig. 1 Finite element model of single-pass coating fusion

### 2.2 瞬态计算模型

考虑到激光熔覆原位制造氧化铝陶瓷复合涂层时,温度场和应力场具有时变性,本文建立瞬态分析模型。然而,包含激光诱导反应的激光熔覆过程相当复杂,建模时很难考虑所有因素,因此进行一些简化假设:1)忽略热辐射损失热量;2)忽略熔池内部流动的影响;3)涂层厚度均匀且致密<sup>[20]</sup>。

#### 1) 温度场理论模型

基于能量守恒定律和热传导定律,描述激光熔覆过程中的三维非稳态热传导微分方程<sup>[21]</sup>表示为

$$\frac{\partial(\rho CT)}{\partial t} = \frac{\partial^2(\lambda T)}{\partial x^2} + \frac{\partial^2(\lambda T)}{\partial y^2} + \frac{\partial^2(\lambda T)}{\partial z^2} + Q_L + Q_R, \quad (1)$$

式中: $T$ 为温度; $\lambda$ 为材料的导热系数; $t$ 为过程进行的时间; $C$ 为材料的质量比热容; $\rho$ 为材料的密度; $Q_L$ 为激光输入的能量; $Q_R$ 为激光诱导铝热反应发出的热量。

其中考虑激光的穿透作用,使用高斯半球移动热源模型来模拟激光的热流输入,其热流随空间和时间分布的函数<sup>[22]</sup>表示为

$$Q(x, y, z, t) = \frac{6\eta P}{\pi \sqrt{\pi} R^3} \cdot \exp\left[-3 \frac{(x-x_0-v \times t)^2 + (y-y_0)^2 + (z-z_0)^2}{R^2}\right], \quad (2)$$

式中： $\eta$ 为激光利用率，本文设置为 50%<sup>[23]</sup>； $P$ 为激光功率； $R$ 为光斑半径，文中为 1.5 mm； $x_0, y_0, z_0$ 是开始扫描点的位置坐标。根据式(2)计算得到不同激光加工参数下的热流函数，在 ANSYS 中使用 APDL 语言编写瞬态体热流载荷程序，将体热流载荷加载到模型的熔覆区域。

与传统激光熔覆制造涂层不同的是，激光诱导的

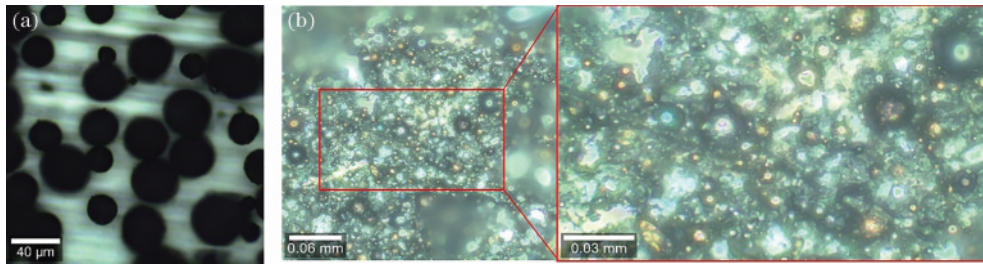


图 2 混合粉末和涂层的显微图像。(a)混合粉末；(b)复合涂层

Fig. 2 Microscopic images of mixed powders and coating. (a) Mixed powders; (b) composite coating

为了分析激光诱导反应热的规律，采用单元内部生热来模拟反应热。根据式(3)可以得到，生成单位体积的氧化铝陶瓷涂层产生的热量是一定的。将单道熔覆涂层沿熔覆方向划分为若干个涂层单元，将内部生热率载荷与生死单元技术相结合。为了分析激光诱导反应热的规律，采用单元内部生热来模拟反应热。根据式(3)可以得到，生成单位体积的氧化铝陶瓷涂层产生的热量是一定的。将单道熔覆涂层沿熔覆方向划分为若干个涂层单元，将内部生热率载荷与生死单元技术相结合。涂层单元在激光光斑移动到该单元位置时被激活释放热量，在激光光斑离开单元时，单元停止生热<sup>[24]</sup>。内部生热在该单元内部呈现线性变化，呈先上升后降低趋势，其中某个单元的生热率曲线变化如图 3 所示，单元内部生热率的最大值表示为

$$P_{\text{HG max}} = 2 \frac{q_i v}{V_i x_i}, \quad (4)$$

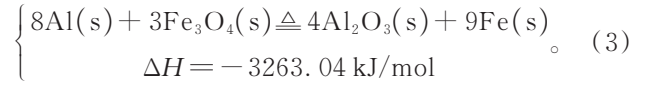
式中： $q_i$ 为某个涂层单元所能释放的热量； $v$ 为扫描速度； $V_i$ 为涂层单元的体积； $x_i$ 为该单元在激光扫描方向上的长度。

工件的空气接触面与空气之间有对流换热，本文中定义为自然对流换热条件，设置对流换热系数为  $5 \text{ W} \cdot (\text{m}^{-2} \cdot \text{C}^{-1})$ ，环境温度为恒定  $22 \text{ C}^{\circ}$ 。

## 2) 应力场理论模型

在激光能量和铝热反应热量的作用下，较大的温度梯度会导致工件各部分的热胀冷缩不同步，进而产

铝热反应会放出大量的热量，这部分热量对温度场及与其相关的应力场都有很大影响，因此不能被忽视。本文针对的氧化铝陶瓷复合涂层，采用的混合粉末主要成分为  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  和  $\text{Al}$ ，在激光能量的作用下发生激光诱导铝热反应，热化学方程式表示为



根据式(3)，按理想情况下粉末完全反应的比率，混合粉末中  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  和  $\text{Al}$  的质量配比为 3.2:1，粒径在  $20 \sim 40 \mu\text{m}$  之间，如图 2(a) 所示。假设生成涂层为致密涂层，其中铁单质占生成物的体积分数 38.5%。观察涂层的微观结构可以发现，铁单质以球状形态分布其中，粒径约为  $10 \sim 30 \mu\text{m}$ ，如图 2(b) 所示。

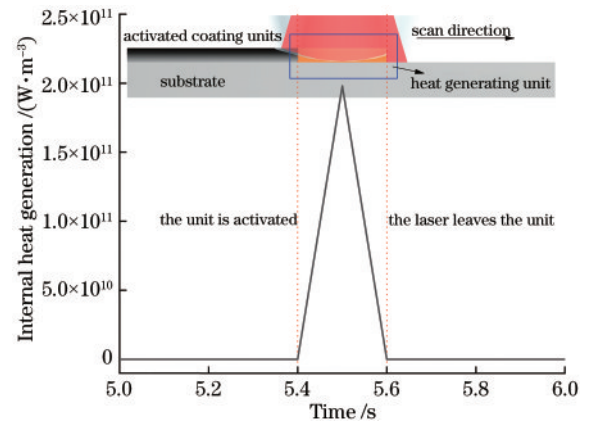


图 3 某涂层单元内部生热率曲线图

Fig. 3 Internal heat generation rate curve of a coating unit

生内部应力<sup>[25]</sup>。内部任意点的总应变为

$$\epsilon = \epsilon^e + \epsilon^p + \epsilon^{\text{th}}, \quad (5)$$

式中： $\epsilon$ 是总应变； $\epsilon^e$ 是弹性应变； $\epsilon^p$ 是塑性应变； $\epsilon^{\text{th}}$ 是热应变。热应变表达式为

$$\epsilon^{\text{th}} = \alpha(T - T_{\text{ref}}), \quad (6)$$

式中： $\alpha$ 是热膨胀系数； $T_{\text{ref}}$ 为参考温度。整体应变服从 von Mises 屈服准则<sup>[20]</sup>。

任意点处的热应力可以表示为

$$\sigma = [D]_{\text{ep}} (\epsilon^{\text{th}} - \epsilon_0) - \sigma_0, \quad (7)$$

式中： $[D]_{\text{ep}}$ 为弹塑性矩阵； $\epsilon_0$ 为初始应变； $\sigma_0$ 为初始应力。

### 2.3 涂层材料模型

从式(3)可以看出,氧化铝陶瓷复合涂层中包含了铁单质,其材料性质可通过代表体积元(RVE)方法均质化处理计算得到。材料模型由基体和增强相材料组成。从微观上看,复合材料的性质是非均匀的,在载荷添加到板材上时内部各部分的响应并不均匀。但可用整体宏观的平均应力应变来代表其性能,非均匀复合材料性能可用均匀材料的性质参数来表示。

$Al_2O_3$ -Fe 涂层 RVE 模型如图 4 所示。对于 TC4 钛合金基板,其热力学性质参数如图 5 所示。参考前人研究可知,设置涂层屈服强度为 200 MPa<sup>[26-28]</sup>。

### 2.4 试验系统

激光熔覆原位制造  $Al_2O_3$ -Fe 复合涂层的试验设备包含激光熔覆系统和温度监测系统。激光熔覆系统包括 Laserline 4000W 激光器、FANUC M-20iB 6 轴机械臂、辉锐光电 T 系列转盘式送粉器、同轴环形喷嘴。温度监测系统包括铂铑 30-铂铑 6(B 型)热电偶。试验设

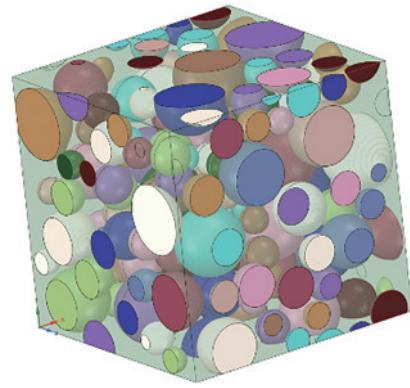


图 4  $Al_2O_3$ -Fe 涂层材料代表体积元模型  
Fig. 4 RVE model of  $Al_2O_3$ -Fe coating material

备如图 6 所示,试验参数设计如表 1 所示。样件上表面风貌数据采集系统包括二维激光轮廓仪 scanCONTROL 2710-100 和 TSA800-B 重载型电控平移台。

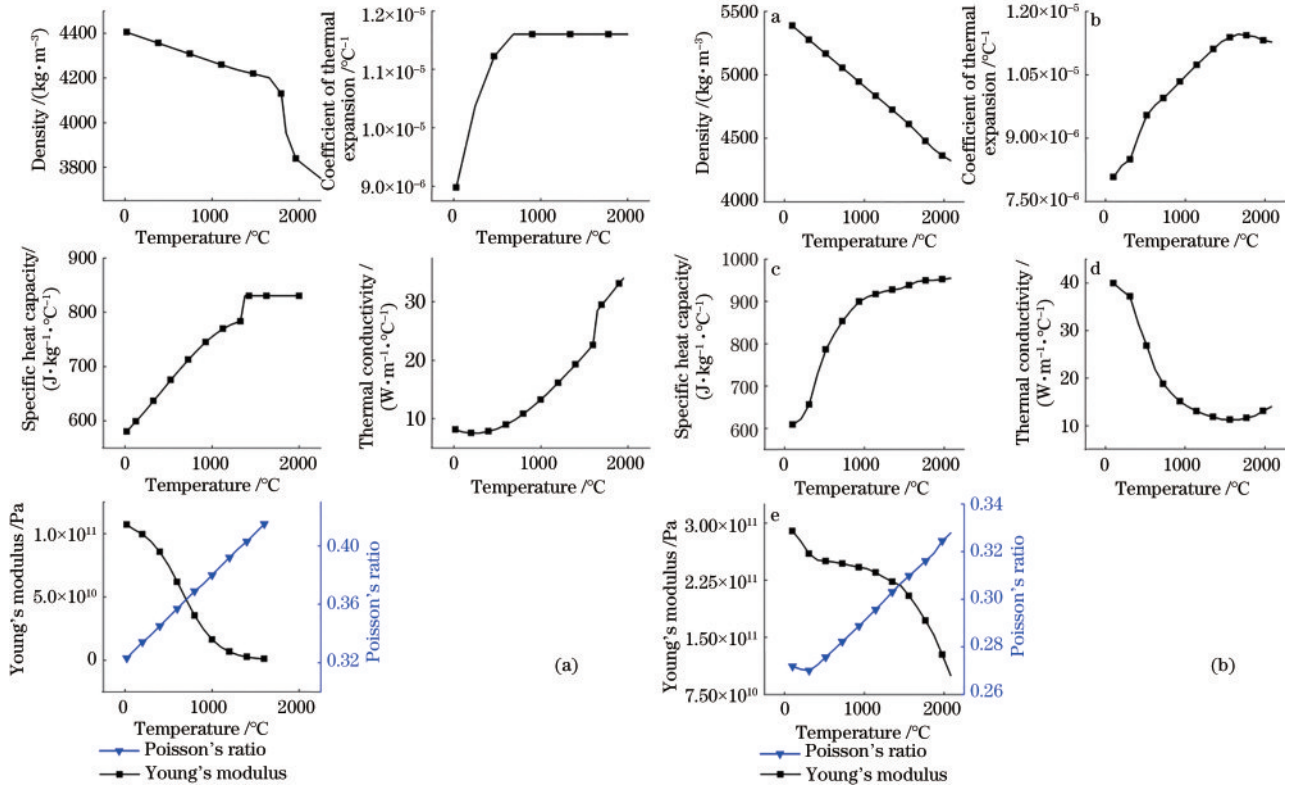


图 5 材料性质参数曲线。(a) TC4 钛合金;(b) 复合涂层  
Fig. 5 Parametric curves of material properties. (a) TC4 titanium alloy; (b) composite coating

## 3 分析与讨论

### 3.1 应力场计算结果及分析

由于在激光熔覆制造过程中没有对基板进行固定约束,故在 ANSYS 应力场仿真中使用了简单支撑。以激光功率 600 W、扫描速度 5 mm/s 为例,激光熔覆结束后 3000 s 时的 von Mises 等效应力场分布如图 7 所示。应力主要集中在涂层附近。涂层及周边基板部

分的应力变化复杂,数值变化极大。在涂层上,最大应力达到了屈服应力。这是由于在激光熔覆过程中,激光能量加上混合粉末铝热反应放出的大量热量导致涂层及周边很小一部分的温度极高,而基板的温度仍处在一个比较低的水平,所以该区域就会产生相对较高的应力。

由于涂层和基板结合处的应力变化情况最复杂,故选取涂层和基板结合面上的路径 A 和 B 进行分析,

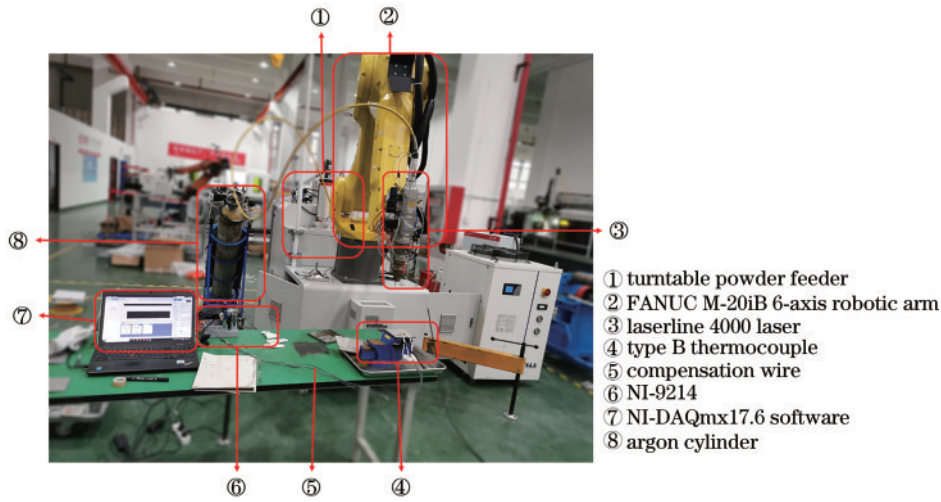


图 6 试验设备

Fig. 6 Experimental equipment

表 1 试验参数设计

Table 1 Experimental parameter design

Process parameter	1	2	3	4	5
Laser power $P$ /W	300	600	900	600	600
Scanning speed $v$ /( $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ )	5	5	5	2	8
Powder feed rate /( $\text{r}\cdot\text{min}^{-1}$ )	5	5	5	2	8

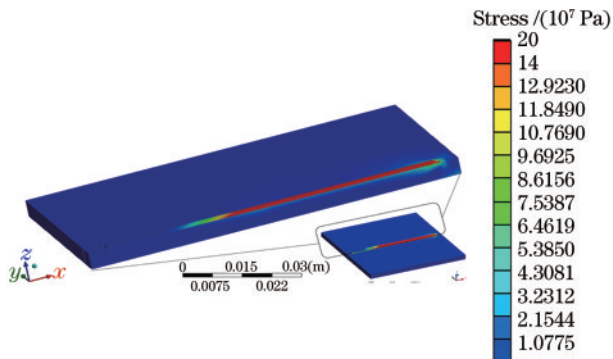


图 7 熔覆结束 3000 s 后应力分布云图

Fig. 7 Stress distribution cloud map after 3000 s after cladding

如图 8 所示。其中:A 路径为模型对称剖面上涂层-基板结合面的交界线,可以代表涂层中间;B 路径为涂层-基板结合面上涂层的边缘线,代表涂层边缘。A 和 B 路径上各个方向的应力,如图 9 所示。

从图 9 可以看出,沿激光熔覆路径,在  $x$  方向上应力主要为数值为正的拉应力,且涂层中间部分路径 A 的应力要高于边缘部分路径 B 的拉应力,路径 A 和 B 上的应力分布都呈现出两端低、中间部分高的结果。而在涂层熔覆起始位置:路径 B 上  $x$  方向的应力则要高于路径 A 的点; $y$  方向上应力以压应力为主,位于路径 B 上点的应力值要高于路径 A; $z$  方向上两条路径的应力值相对较小,其分布与  $y$  方向应力分布类似,但值都更小,在路径 A 上为正的拉应力,而在路径 B 上则为负的压应力,且整体绝对值相对稍大。整体来看,激光熔

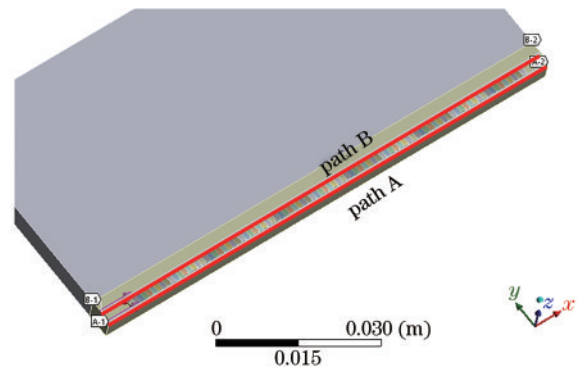


图 8 线性应力分析路径

Fig. 8 Linear stress analysis path

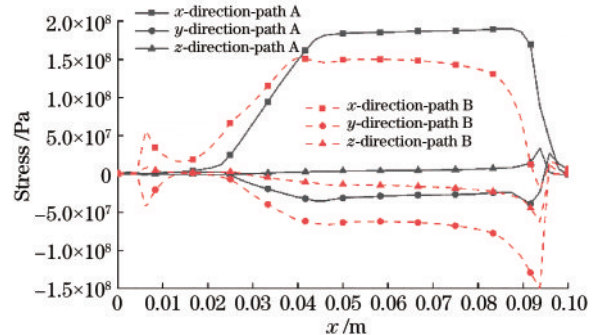


图 9 各方向线性应力分布曲线

Fig. 9 Linear stress distribution curve in each direction

覆完成后,主要应力为沿激光熔覆方向的拉应力,且达到屈服强度。因此,涂层上将更容易出现横向裂纹。

### 3.2 不同激光加工参数对应力场的影响

在某一激光扫描速度(5 mm/s)下,比较不同激光功率时熔覆 3000 s 后的等效应力场结果以及路径 A 和 B 上不同方向的应力结果,如图 10 所示。

在激光功率为某一不变值(600 W)时,比较不同激光扫描速度下 3000 s 后的等效应力场以及路径 A 和 B 上不同方向的应力结果,如图 11 所示。由图 10

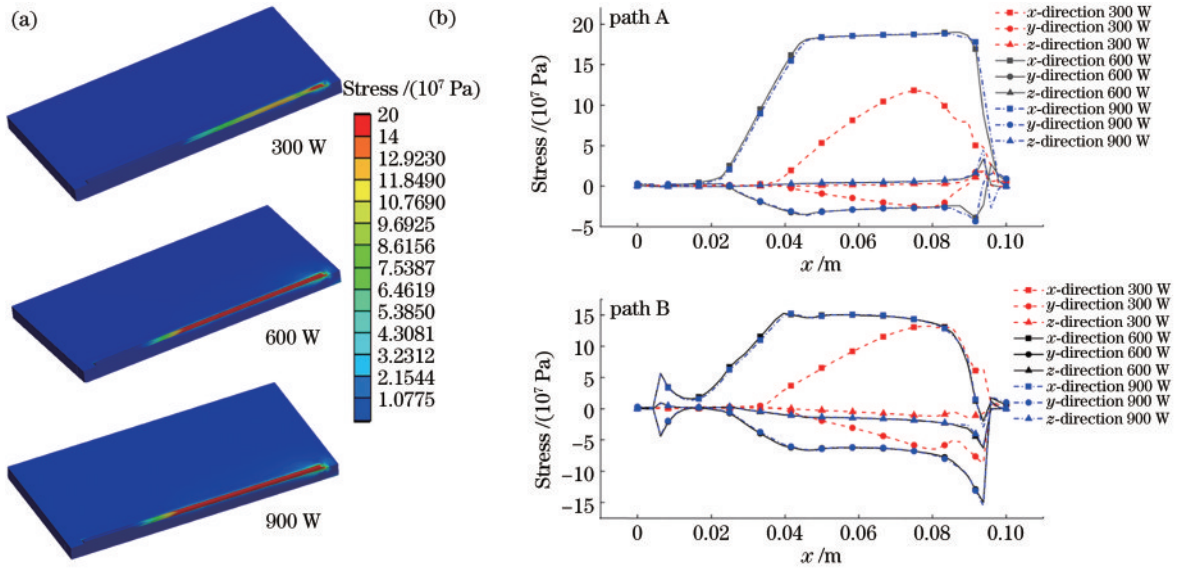


图 10 不同激光功率下应力云图及线性应力对比。(a)等效应力云图;(b)线性应力曲线

Fig. 10 Stress clouds and linear stress comparison at different laser powers. (a) Equivalent stress cloud; (b) linear stress curves

和图 11 可知,使用激光诱导原位制造同等规格  $Al_2O_3-Fe$  复合涂层时,增大激光功率和扫描速度都会导致制造完成后的应力增加。增大激光功率使单位时间内输入的热量和热影响区域的温度梯度增加,从而导

致涂层制造完成后的残余应力也升高;增加激光扫描速度时也会增大残余应力和分布范围,这是由于激光扫描一定距离时送入的粉末量相同,扫描速度的增加会造成单位时间激光诱导铝热反应热量的增加。

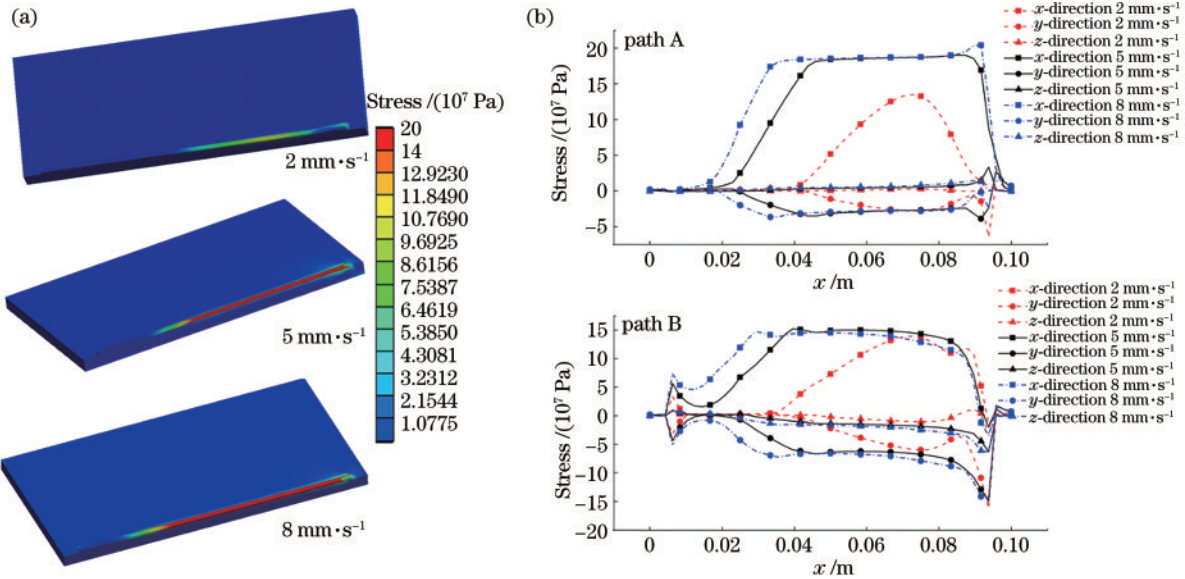


图 11 不同扫描速度下应力云图及线性应力对比。(a)等效应力云图;(b)线性应力曲线

Fig. 11 Comparison of stress clouds and linear stresses at different scanning speeds. (a) Equivalent stress cloud; (b) linear stress curves

### 3.3 试验样件的宏观形貌

在不同的工艺参数下熔覆得到的涂层及其局部细节如图 12~16 所示。从前文仿真结果中可知,激光熔覆过程中的熔池温度高于钛合金基板的熔化温度,表明涂层和基板之间能够形成冶金结合。在选取的几种激光功率参数组合下,试验样件的涂层与基板均结合紧密,形成了良好的冶金结合。大部分涂层与基板结合的边缘处存在些许的未熔融颗粒,这是由于熔池边缘处温度相对较低。仔细观察发现,在涂层上存在些

许裂纹。其中裂纹类型都为横向裂纹,即与激光熔覆路径垂直。因此判断,造成该种形貌的应力是沿激光熔覆方向的应力,与仿真得到结果( $x$ 方向的拉应力是涂层上应力的主要部分)相吻合。

#### 1) 激光功率的影响

在激光扫描速度为  $5 \text{ mm/s}$  的情况下,激光功率为  $300 \text{ W}$  时制造的单道涂层表面有较多的颗粒状凸起,如图 12 所示。分析认为,在该组参数下熔池的温度低,凝固速度更快,这些颗粒未能及时熔进涂层。在激



图 12 300 W、5 mm/s 时的涂层形貌及裂纹缺陷  
Fig. 12 Coating morphology and cracking defects at 300 W and 5 mm/s

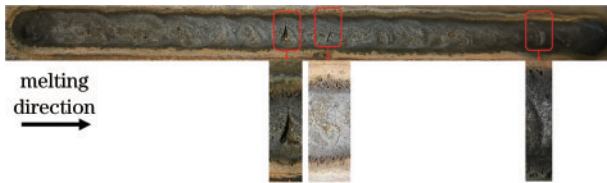


图 13 600 W、5 mm/s 时的涂层形貌及裂纹缺陷  
Fig. 13 Coating morphology and cracking defects at 600 W and 5 mm/s

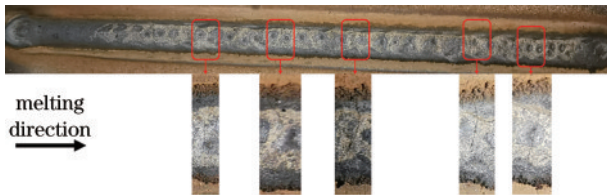


图 14 900 W、5 mm/s 时的涂层形貌及裂纹缺陷  
Fig. 14 Coating morphology and cracking defects at 900 W and 5 mm/s



图 15 600 W、2 mm/s 时的涂层形貌及裂纹缺陷  
Fig. 15 Coating morphology and cracking defects at 600 W and 2 mm/s

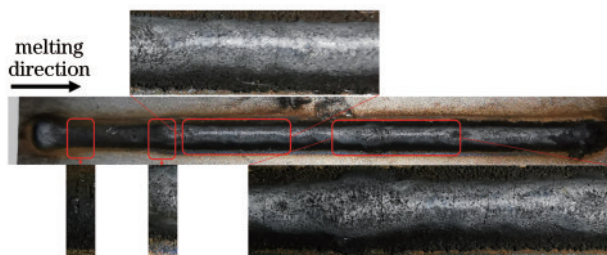


图 16 600 W、8 mm/s 时的涂层形貌及裂纹缺陷(大量细密裂纹)  
Fig. 16 Coating morphology and cracking defects (a large number of fine cracks are present) at 600 W and 8 mm/s

光功率为 900 W 时,涂层的表面有较多的圆形小坑,如图 14 所示。这是由于激光加工功率过高,涂层熔覆过程中的温度过高,材料气化形成气泡后又迅速冷却凝

固形成了孔状缺陷。

在激光功率为 300 W 时,涂层表面虽然有颗粒状凸起,但在涂层制造完成冷却后,涂层上仅有两处细小裂纹。而在激光功率增加时,涂层上的裂纹也增加。这说明激光功率更高时,涂层制造完成后产生的应力也更大。

#### 2) 扫描速度的影响

在激光功率为 600 W 时,不同的扫描速度下,涂层表面都相对较光滑,没有明显凸起和孔状缺陷。

对比图 13、图 15 和图 16 可以发现,在激光功率一定的情况下,扫描速度更低为 2 mm/s 时,涂层的表面只有在熔覆路径的末端有一道细小的裂纹,正如仿真得到的应力场结果。而随着激光扫描速度的增加,裂纹的数目也随之增加。当激光扫描速度为 8 mm/s 时,熔覆结束冷却后的涂层上的横向裂纹十分密集。这说明在制造同等规格的涂层时,激光扫描速度越快,产生的应力越大。

## 4 结 论

本文使用  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  和 Al 的混合粉末在 TC4 钛合金表面利用激光熔覆原位制造了新型  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Fe}$  涂层,针对激光诱导反应条件下熔覆过程中的热力问题计算了这种新型复合涂层的热力性质参数,所建立的双热源模型有效地分析了激光能量和诱导反应生热对熔池温度场和应力场的影响规律。数值模拟结果表明:在激光熔覆结束后,应力主要集中在涂层及其与基板结合面处。涂层上的应力以激光熔覆方向的拉应力为主,是导致涂层上出现横向裂纹的主要原因。在制造同等规格单道涂层时,热应力随着激光功率的增加而增加,也随着扫描速度的增加而增加,这一点与不存在激光诱导反应热的激光熔覆情况不同。试验结果表明:涂层上横向裂纹会随着激光功率和扫描速度的增加而增加,在保证粉末能融化的情况下应选择功率低、扫描速度慢的加工参数组合。

## 参 考 文 献

- [1] Khor K A, Dong Z L, Gu Y W. Plasma sprayed functionally graded thermal barrier coatings[J]. Materials Letters, 1999, 38(6): 437-444.
- [2] 雷桂林, 陈方, 张胜涛, 等. 持续气动加热环境下的结构热载荷分析与应用[J]. 科学技术与工程, 2013, 13(12): 3343-3349, 3371.  
Lei G L, Chen F, Zhang S T, et al. Structure thermal load analysis and application research in the continuous aeroheating environment[J]. Science Technology and Engineering, 2013, 13(12): 3343-3349, 3371.
- [3] Hao J J, Li J C, Yang S H, et al. TiN/ $\text{Al}_2\text{O}_3$ -reinforced composite coating prepared by reactive nitrogen-arc cladding process[J]. Welding in the World, 2016, 60(2): 169-175.
- [4] Neralla S, Kotoka R, Fialkova S, et al. Effect of Fe and

- Ni nanoparticles on the structure and mechanical properties of alumina thin films[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2016, 96: 255-263.
- [5] Mikhaylov V I, Krivoshapkina E F, Belyy V A, et al. Magnetic mesoporous catalytic and adsorption active Fe-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> films[J]. *Microporous and Mesoporous Materials*, 2019, 284: 225-234.
- [6] 白杨, 王振华, 左娟娟, 等. 激光熔覆制备铁基复合涂层及其耐热耐蚀性能[J]. *中国激光*, 2020, 47(10): 1002001.  
Bai Y, Wang Z H, Zuo J J, et al. Fe-based composite coating prepared by laser cladding and its heat and corrosion resistance[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2020, 47(10): 1002001.
- [7] Yue T M, Li T. Laser cladding of Ni/Cu/Al functionally graded coating on magnesium substrate[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2008, 202(13): 3043-3049.
- [8] Guan Z J, Jiang J T, Yan S J, et al. Sandwich-like cobalt/reduced graphene oxide/cobalt composite structure presenting synergetic electromagnetic loss effect[J]. *Journal of Colloid and Interface Science*, 2020, 561: 687-695.
- [9] 刘亚楠, 谷米, 孙荣禄, 等. 钛合金表面激光熔覆原位制备 TiC/Ti<sub>2</sub>Ni 复合涂层微观组织及性能研究[J]. *中国激光*, 2021, 48(14): 1402011.  
Liu Y N, Gu M, Sun R L, et al. Microstructure and properties of *in-situ* TiC/Ti<sub>2</sub>Ni composite coating prepared via laser cladding on titanium alloy[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2021, 48(14): 1402011.
- [10] Wilson J M, Shin Y C. Microstructure and wear properties of laser-deposited functionally graded Inconel 690 reinforced with TiC[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2012, 207: 517-522.
- [11] Farotade G A, Popoola P A, Popoola O M. Compositional effect of Zr-containing ceramic on phase and microstructural evolution of Ti-SiC laser clad coatings [J]. *Surface Engineering*, 2019, 35(3): 266-272.
- [12] Sowdari D, Majumdar P. Finite element analysis of laser irradiated metal heating and melting processes[J]. *Optics & Laser Technology*, 2010, 42(6): 855-865.
- [13] 何小东, 张建勋, 裴怡, 等. 线能量对 TC4 钛合金激光焊接残余应力和变形的影响[J]. *稀有金属材料与工程*, 2007, 36(5): 774-777.  
He X D, Zhang J X, Pei Y, et al. Effects of heat input on laser welding residual stress and distortion of TC4 titanium alloy[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2007, 36(5): 774-777.
- [14] 舒林森, 王家胜, 白海清, 等. 磨损轴面激光熔覆过程的数值模拟及试验[J]. *机械工程学报*, 2019, 55(9): 217-223.  
Shu L S, Wang J S, Bai H Q, et al. Numerical and experimental investigation on laser cladding treatment of wear shaft surface[J]. *Journal of Mechanical Engineering*, 2019, 55(9): 217-223.
- [15] 李金华, 安学甲, 姚芳萍, 等. H13 钢激光熔覆 Ni 基涂层热应力循环的仿真研究[J]. *中国激光*, 2021, 48(10): 1002104.  
Li J H, An X J, Yao F P, et al. Simulation on thermal stress cycle in laser cladding of H13 steel Ni-based coating[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2021, 48(10): 1002104.
- [16] Chew Y, Pang J H L, Bi G J, et al. Thermo-mechanical model for simulating laser cladding induced residual stresses with single and multiple clad beads[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2015, 224: 89-101.
- [17] Shah K, Khurshid H, Haq I U, et al. Numerical modelling of pulsed and continuous wave direct laser deposition of Ti-6Al-4V and Inconel 718[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, 95(1): 847-860.
- [18] Farahmand P, Kovacevic R. An experimental-numerical investigation of heat distribution and stress field in single- and multi-track laser cladding by a high-power direct diode laser[J]. *Optics & Laser Technology*, 2014, 63: 154-168.
- [19] Walker T R, Bennett C J, Lee T L, et al. A validated analytical-numerical modelling strategy to predict residual stresses in single-track laser deposited IN718[J]. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2019, 151: 609-621.
- [20] 陈楚, 汪建华, 杨洪庆. 热弹塑性有限元法求解热加工应力[J]. *上海力学*, 1984, 5(4): 39-46.  
Chen C, Wang J H, Yang H Q. Thermal elasto-plastic analysis of heat-processed stresses by finite element method[J]. *Chinese Quarterly of Mechanics*, 1984, 5(4): 39-46.
- [21] 陶文铨. 传热学[M]. 5 版. 西安: 西北工业大学出版社, 2006: 4-13.  
Tao W Q. Heat transmission science[M]. 5th ed. Xi'an: Northwestern Polytechnical University Press, 2006: 4-13.
- [22] 程久欢, 陈俐, 于有生. 焊接热源模型的研究进展[J]. *焊接技术*, 2004, 33(1): 13-15.  
Cheng J H, Chen L, Yu Y S. Research progress of welding heat source model[J]. *Welding Technology*, 2004, 33(1): 13-15.
- [23] Rubenchik A M, Wu S S, Kanz V K, et al. Temperature-dependent 780-nm laser absorption by engineering grade aluminum, titanium, and steel alloy surfaces[J]. *Optical Engineering*, 2014, 53 (12): 122506.
- [24] 唐翠明, 赵锋, 陈晓旭, 等. Al 与  $\alpha$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 纳米界面铝热反应的从头计算分子动力学研究[J]. *物理学报*, 2013, 62(24): 247101.  
Tang C M, Zhao F, Chen X X, et al. THERMITE reaction of Al and  $\alpha$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> at the nanometer interface: *ab initio* molecular dynamics study[J]. *Acta Physica Sinica*, 2013, 62(24): 247101.
- [25] 李维特, 黄保海, 毕仲波. 热应力理论分析及应用[M]. 北京: 中国电力出版社, 2004: 59-65.  
Li W T, Huang B H, Bi Z B. Theoretical analysis and application of thermal stress[M]. Beijing: China Electric Power Press, 2004: 59-65.
- [26] 朱棉霞, 徐序, 李月明, 等. 金属颗粒增韧氧化铝陶瓷研究现状[J]. *中国陶瓷*, 2012, 48(12): 10-13.



- Zhu M X, Xu X, Li Y M, et al. Research status on metal-toughened alumina ceramics[J]. China Ceramics, 2012, 48(12): 10-13.
- [27] 郭亚威. 不同掺杂相对  $\text{Al}_2\text{O}_3$  基复相陶瓷力学和热学性能影响的研究[D]. 兰州: 中国科学院近代物理研究所, 2019: 31-35.
- Guo Y W. Effect of different doping on the mechanical and thermal properties of  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -based composite ceramics material[D]. Lanzhou: Institute of Modern Physics, Chinese Academy of Sciences, 2019: 31-35.
- [28] 许崇海, 黄传真, 邓建新, 等. 颗粒补强  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiC}/(\text{W}, \text{Ti})\text{C}$  复相陶瓷刀具材料的氧化行为与强度特性[J]. 中国腐蚀与防护学报, 2001, 21(1): 32-39.
- Xu C H, Huang C Z, Deng J X, et al. Oxidation behavior and strength characteristics of particle reinforced  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiC}/(\text{W}, \text{Ti})\text{C}$  composite ceramic tool materials [J]. Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection, 2001, 21(1): 32-39.