

激光与光电子学进展

激光功率对 H13-TiC 熔覆层温度场及应力场的影响规律

范秋霞¹, 申书旺¹, 张倩倩^{1*}, 齐一帆¹, 林坤², 陈崇学¹¹山西大学自动化与软件学院, 山西 太原 030006;²西安航空职业技术学院航空高端制造工程研究中心, 陕西 西安 710089

摘要 为改善熔覆层显微组织结构, 强化 42CrMo 表面性能, 基于 42CrMo 基材多道熔覆 H13-TiC 复合粉末, 采用数值模拟与熔覆试验相结合的方式, 探究不同熔覆功率下的温度对熔覆层显微组织和显微硬度的影响机理。基于材料性能的温变性构建激光熔覆模型, 分析功率对熔覆层表面温度场以及残余应力场的影响机制。针对实验获得的 H13-TiC 复合熔覆层, 采用扫描电镜分析其显微结构以及元素分布, 研究 TiC 颗粒的形态分布与显微硬度之间的关系。结果表明: 激光功率在 2000 W 增大至 2850 W 的过程中, 第三条轨道熔覆状态下的温度峰值提升 34.4%, 2850 W 时高达 3471.53 °C; 轨道表面的残余应力呈现中间大两头小的分布规律。熔覆层内部 TiC 细小颗粒的数量随温度升高而逐渐增加, 功率为 2850 W 时, TiC 细小颗粒弥散较为均匀, TiC 聚集区以外区域的显微硬度提升 33%~50%。通过分析功率增大过程中轨道间温度场和残余应力场的变化规律, 改善和提升了熔覆层显微组织结构和显微硬度, 为激光熔覆技术在截齿材质 42CrMo 的应用方面提供了理论依据。

关键词 激光功率; 温度场; 残余应力场; 熔覆层显微组织; 熔覆层显微硬度

中图分类号 TG174.4 文献标志码 A

DOI: 10.3788/LOP222682

Effect of Laser Power on Temperature and Stress Fields of H13-TiC Cladding Layer

Fan Qiuxia¹, Shen Shuwang¹, Zhang Qianqian^{1*}, Qi Yifan¹, Lin Kun², Chen Chongxue¹¹School of Automation and Software Engineering, Shanxi University, Taiyuan 030006, Shanxi, China;²Aerospace High-End Manufacturing Research Center, Xi'an Aeronautical Polytechnic Institute, Xi'an 710089, Shaanxi, China

Abstract In this study, to improve the microstructure of the cladding layer and strengthen the surface properties of 42CrMo, the mechanism of the influence of temperature on the microstructure and microhardness of the cladding layer under different cladding powers were investigated using numerical simulation and cladding tests based on the multipass cladding of H13-TiC composite powder on 42CrMo substrate. In addition, based on the temperature variability of material properties, a laser cladding model is established, and the mechanism of the influence of power on the surface temperature and residual stress fields of the cladding layer is analyzed. Furthermore, the microstructure and element distribution of the H13-TiC composite cladding layer were analyzed by scanning electron microscope, and the relationship between the morphology distribution of TiC particles and microhardness was studied. The results show that when the laser power increases from 2000 W to 2850 W, the peak temperature of the third track increases by 34.4% and reaches 3471.53 °C at 2850 W. The residual stress on the track surface reveals the distribution law of large in the middle and small at both ends. The number of TiC fine particles in the cladding layer gradually increases with an increase in temperature. When the power was 2850 W, the TiC fine particles were uniformly dispersed, increasing microhardness of 33%–50% outside the TiC aggregation area. Here, the microstructure and microhardness of the cladding layer are improved by analyzing the variation law of the temperature and residual stress fields between tracks during power increase, thereby providing a theoretical basis for the application of laser cladding technology in pick material 42CrMo.

Key words laser power; temperature field; residual stress field; microstructure of cladding layer; microhardness of cladding layer

收稿日期: 2022-09-17; 修回日期: 2022-10-17; 录用日期: 2022-10-24; 网络首发日期: 2022-11-04

基金项目: 山西省回国留学人员科研资助项目(2020-007)、山西省青年基金面上项目(201901D211120)

通信作者: *zhangqianqian@sxu.edu.cn

1 引言

激光熔覆再制造技术在零部件表面强化以及对零部件的断裂、磨损和蠕变等缺陷的修复领域发挥着重大的作用^[1-3]。相比其他表面强化技术,激光熔覆具有生产效率高、热影响区窄、熔覆层与基材结合强度高、组织致密等优势^[4-5],能够有效提升零部件表面的耐磨、耐腐蚀、抗高温和抗氧化等性能^[6-9]。42CrMo 常作为采掘机械装备截割零部件截齿的原材料,属于超高强度钢材。由于采掘机械工作环境恶劣,长期处于高冲击、高应力的工作状态,截齿容易出现断裂、磨损失效等问题^[10-11]。国内外众多专家采用激光熔覆技术对 42CrMo 等超高强度钢材进行表面处理,以增强其力学性能,延缓材料磨损和延长使用寿命。

Ju 等^[12]针对 42CrMo 基材通过正交试验的方式进行了单道熔覆试验,探究了熔覆层性能随工艺参数的变化趋势,获得了修复模切辊的最佳参数。程伟等^[13]研究了 42CrMo 基材单道熔覆钴基合金粉末 Stellite6 过程中工艺参数对于熔覆层稀释率以及显微硬度的影响。韩基泰等^[14]以 42CrMo 为基材探究了激光功率对于熔覆层耐磨性能的影响,结果表明,激光功率为 1600 W 时熔覆层耐磨性能最佳。段成红等^[15]通过数值模拟方法探究了多道熔覆过程中熔覆轨道温度的变化趋势,发现轨道间的搭接重叠会导致熔覆轨道出现热量积累现象。李大胜等^[16]揭示了 Ni45 复合粉末单道熔覆过程中稀释率、熔高以及熔宽随着激光电流的变化趋势。Majumdar 等^[17]探究了熔覆粉末中 TiC 陶瓷颗粒含量对于熔覆层显微硬度的影响,发现显微硬度值会随 TiC 含量的增加而增大。Waqar 等^[18]通过数值模拟的方式在 316L 不锈钢表面熔覆 316L SS 粉末,探究了熔覆参数对熔覆层残余应力的影响,发现增大激光功率或扫描速率会加快熔覆层的冷却速率,增大残余应力。

以上研究多数是基于镍基粉末的单道熔覆试验,然而实际应用中熔覆轨道间通常存在搭接重叠,属于多道熔覆的过程。在截齿修复方面,与镍基和钴基粉

末相比,铁基粉末在发挥耐磨优势的同时,还可以进一步节约生产成本^[19]。铁基复合粉末 H13 与 42CrMo 钢材具有良好的结合性,且与陶瓷粉末 TiC 具有良好的兼容性^[20]。在铁基粉末中添加一定比例的 TiC 作为增强相,可以提升熔覆层的硬度、耐磨性以及热稳定性^[21]。本文采用同步送粉的方式在 42CrMo 基材表面熔覆 H13-TiC 复合粉末,通过数值模拟结合试验的方式分析激光熔覆过程中激光功率对于熔覆层表面温度场和残余应力场的影响机理,探明 TiC 细小颗粒随温度变化的分布规律以及显微硬度与 TiC 细小颗粒之间的关系。

2 材料选择及模型建立

2.1 激光熔覆基材与复合粉末材料

采用 42CrMo 钢材(成分如表 1 所示)制备长宽高分别为 100 mm×100 mm×100 mm 的熔覆基材,基材表面使用无水乙醇进行清洗,经过抛光打磨去除污垢和锈迹,随后将基材(图 1)静置于支撑平板,为避免表面氧化,熔覆时使用氩气作为保护气体。熔覆粉末中 H13(成分如表 2 所示)与 TiC 质量比为 85:15,根据基材与复合粉末的成分,使用材料性能模拟软件 JMatPro 计算材料的物理属性,并将得到的材料属性导入焊接仿真软件 simufact. welding。

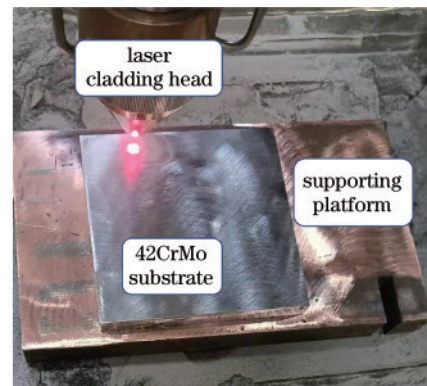


图 1 激光熔覆试验基材

Fig. 1 Laser cladding test base material

表 1 42CrMo 钢材成分

Table 1 Composition of 42CrMo steel

Element	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Fe
Mass fraction / %	0.38—0.45	0.17—0.37	0.50—0.80	0.90—1.20	0.15—0.25	≤0.30	Bal.

表 2 H13 合金粉末成分

Table 2 Composition of H13 alloy powder

Element	C	Ni	Si	Cr	Mn	Mo	V	Fe
Mass fraction / %	0.32—0.45	0.30	0.80—1.20	4.75—5.50	0.20—0.50	1.10—1.75	0.80—1.20	Bal.

2.2 激光熔覆数值模拟模型构建

多道熔覆数值模拟过程中,假设复合粉末与基材符合 Mises 屈服准则且各向同性。模型网格以六面体

单元为主,熔覆轨道和紧邻轨道基材部分的网格进行加密处理以提高模型的计算精度,其包含 24637 个节点,20880 个单元。支撑平台(图 2)受到的作用力为模

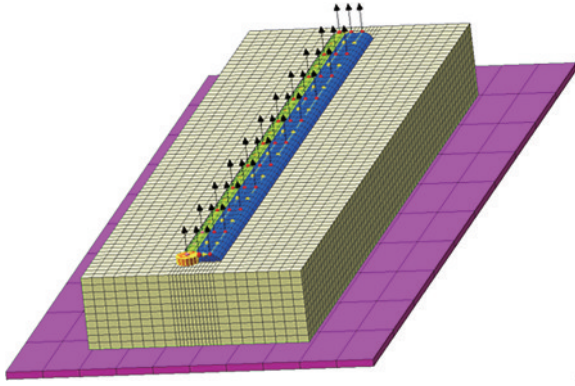


图 2 激光熔覆数值模拟模型

Fig. 2 Numerical simulation model of laser cladding

型重力,轨道长度为 90 mm,轨道间搭接率为 50%,光斑直径为 4 mm,扫描速率为 600 mm/min,热源的运动轨迹为 S 形。

2.3 热源模型与温度场

采用同步送粉的方式进行熔覆试验,粉末流会对激光能量产生反射、吸收以及散射作用^[22]。熔覆过程热量的有效利用包括粉末流吸收的热量以及经粉末流衰减后,基材吸收的热量。根据朗伯-比尔定律可知,激光能量经过粉末流产生的衰减作用与粉末流路径长度以及粉末流浓度有关,粉末流吸收热量后产生的温变^[23]可以表示为

$$\pi r_p^2 q^*(r, d) \beta_p \frac{l}{v_f} = \frac{4}{3} \pi r_p^3 \rho_p c_p \Delta T^*, \quad (1)$$

$$q^*(r, d) = q_d(r) \exp(-\sigma N d), \quad (2)$$

式中: $q^*(r, d)$ 表示距离光源 d ($d \leq l$)处粉末流内部的激光功率密度; $q_d(r)$ 表示原始功率密度; σ 表示粉末颗粒消光面积; N 表示单位体积内的粉末颗粒数量; r_p 、 β_p 、 l 以及 v_f 分别表示粉末粒径、粉末颗粒对激光能量的吸收率,粉末流长度以及粒子移动速率; ρ_p 、 c_p 和 ΔT^* 分别表示颗粒的密度、比热容和温度改变值。

熔覆仿真实验所用到的热源模型通常包括高斯热源模型、双椭球热源模型以及三维锥体热源模型^[24],本次模拟采用高斯热源模型。高斯热源模型热流在平面内的分布规律近似为正态分布,其热流密度^[25]的表达式为

$$q(s) = \frac{3\eta\pi q^*(r, l) d_f^2}{\pi R^2} \exp\left(-\frac{3s^2}{R^2}\right), \quad (3)$$

$$s = \sqrt{x^2 + y^2}, \quad (4)$$

式中: s 表示 xOy 平面内任一点; $q(s)$ 表示距离热源中心为 s 处的热流密度; $\frac{3\eta\pi q^*(r, l) d_f^2}{\pi R^2}$ 表示热源中心处的最大热流密度; η 和 $q^*(r, l)$ 分别表示激光利用率以及经过粉末流衰减后的功率密度; d_f 和 R 分别表示光斑半径和热源的有效半径。高斯热源属于面热源模型^[26](图 3),其热流密度分布区域为 xOy 平面内。

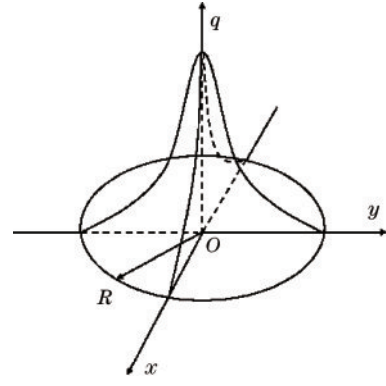


图 3 高斯热源模型热流密度分布图

Fig. 3 Heat flux distribution of Gaussian heat source model

基材、熔覆层、环境、支撑平台之间在熔覆和凝固期间会涉及多种形式的热交换,试件内部会以热传导的形式进行热量传递,试件表面会以热对流和热辐射的形式向周围环境传递热量。热量在试件内部传导时材料的温度随时间的变化与温度随空间的变化有关,由于基材与熔覆层的熔化与凝固过程会涉及到相变^[27],热传导方程可以表示为

$$\frac{\partial}{\partial x} \left(\alpha \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\alpha \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\alpha \frac{\partial T}{\partial z} \right) + Q = \frac{\partial T}{\partial t}, \quad (5)$$

$$\alpha = \frac{\lambda}{\rho_a c_a}, \quad (6)$$

式中: α 和 λ 分别表示复合涂层的导温系数和导热系数; Q 表示由相变潜热形成的内热源; T 表示温度分布函数; ρ_a 和 c_a 分别表示复合涂层的比热容和密度。

根据牛顿冷却公式^[28],试件与周围环境对流换热所消耗的热量 q_f 表示为

$$q_f = h(T_f - T_w). \quad (7)$$

根据斯特藩-玻尔兹曼定律,试件以热辐射的方式向周围环境传递的热量 q_r ,

$$q_r = ES(T_w^4 - T_f^4), \quad (8)$$

式中: h 表示对流换热系数; T_f 表示空气温度; T_w 表示试件的边界温度; E 表示表面黑度; S 表示斯特藩-玻尔兹曼常数。

3 数值模拟结果分析

3.1 复合粉末属性

瞬态热分析的过程中热力边界条件随时间变化,需要获取材料的密度、热传导系数、比热容随温度变化的趋势^[29]。计算材料的热应变以及相变过程中吸收的热量,需要了解材料的热膨胀系数以及潜热与温度之间的关系。根据 JMatPro 的计算结果,复合粉末的熔点为 1633.15 K,材料相变前后属性变化明显。温度在 298.15~2773.15 K 范围内,H13-TiC 复合粉末的密度($g \cdot cm^{-3}$)、热传导率($W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$)、比热容($J \cdot g^{-1} \cdot K^{-1}$)、热膨胀系数($10^{-6} K^{-1}$)、潜热($J \cdot g^{-1}$)随

温度变化的趋势如图 4 所示。晶体熔化过程中具有不断吸热,温度保持不变的特性,因此在复合粉末的

熔点附近,比热容出现了跳跃增长现象,根据 JMatPro 的仿真结果,熔点处的潜热为 $482.04 \text{ J} \cdot \text{g}^{-1}$ 。

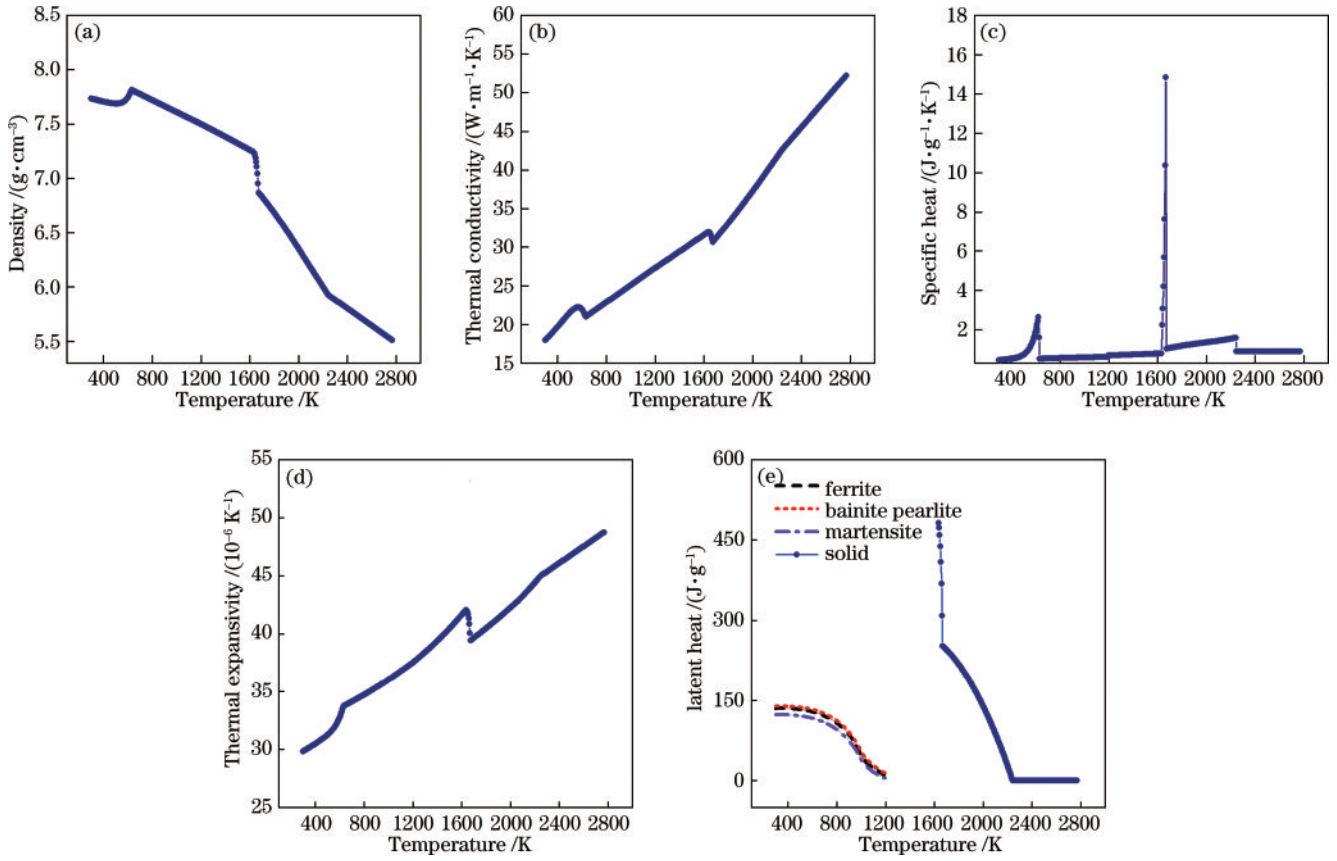


图 4 复合粉末性质随温度变化趋势。(a) 温度-密度曲线;(b)温度-热传导率曲线;(c)温度-比热容曲线;(d)温度-热膨胀系数曲线;(e)温度-潜热曲线

Fig. 4 Trends of composite powder properties with temperature. (a) Temperature-density curve; (b) temperature-thermal conductivity curve; (c) temperature-specific heat capacity curve; (d) temperature-thermal expansion curve; (e) temperature-latent heat curve

3.2 熔覆层表面温度场

熔覆过程轨道具有骤冷骤热的特性,熔覆层各个区域之间存在较大的温差^[30],容易产生残余应力导致裂纹出现。依次模拟 4 种功率下的熔覆过程,选取 3 条

轨道的表面中点探究熔覆及冷却期间轨道的温度变化趋势。2850 W 时熔覆层表面温度场云图如图 5 所示,熔覆层表面产生的高温影响区域较广,形状呈现披针状,热源中心区域温度值超过 $3000 \text{ }^\circ\text{C}$ 。

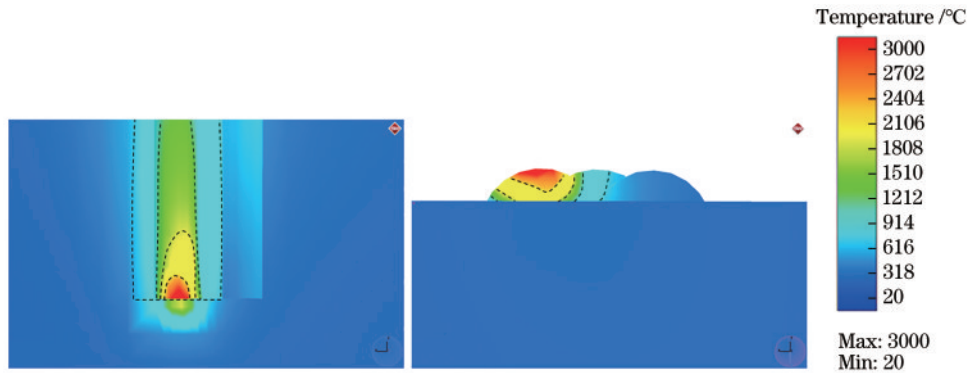


图 5 熔覆层表面温度场云图

Fig. 5 Cloud chart of surface temperature field of cladding layer

在一定的范围内,增大激光功率可使粉末颗粒熔化得更加充分,从而增加熔覆区域的润湿性和流动性,改善熔覆层的致密性^[31]。4 种功率下 3 条轨道表面中

点处的温度变化趋势如图 6 所示,0~27 s 为熔覆状态,27~45 s 为冷却状态。曲线第一个温度峰值是轨道表面中点在熔覆状态下产生的,其他峰值则是在相邻轨

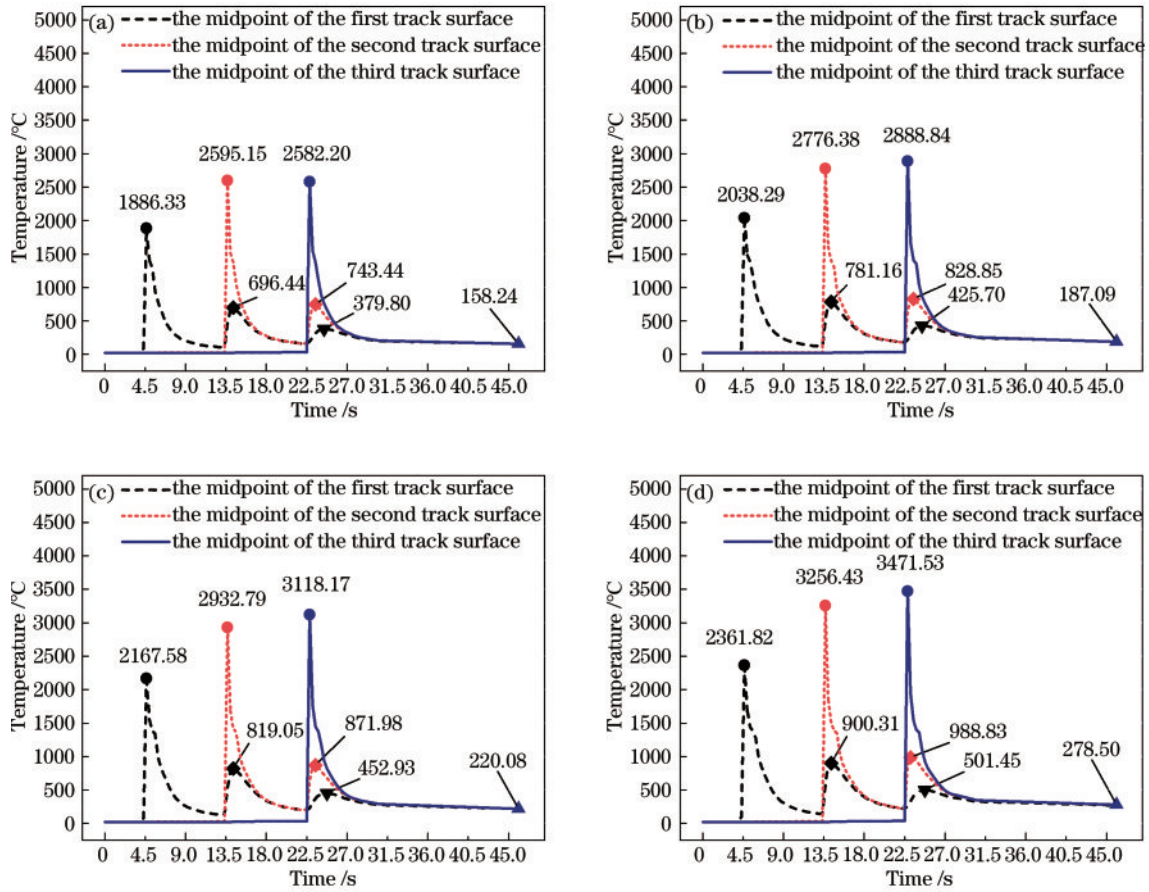


图 6 不同功率下三条轨道表面中点的温度变化趋势。(a) 2000 W 中点温度变化趋势;(b) 2300 W 中点温度变化趋势;(c) 2500 W 中点温度变化趋势;(d) 2850 W 中点温度变化趋势

Fig. 6 Temperature change trend of the midpoint of three tracks surface under different powers. (a) Temperature trend at midpoint of 2000 W; (b) temperature trend at midpoint of 2300 W; (c) temperature trend at midpoint of 2500 W; (d) temperature trend at midpoint of 2850 W

道热量传递的作用下产生的。熔覆状态下产生的温度峰值中:2000 W 功率下第一条轨道表面中点处的温度峰值最低,仅为 1886.33 °C;2850 W 功率下第三条轨道表面中点处的温度峰值最高,为 3471.53 °C。根据图 6 中三条轨道表面中点温度变化趋势可知,后熔覆轨道温度峰值高于先熔覆轨道温度峰值,这是由于熔覆过程中激光能量会对基材产生预热效果,后熔覆轨道出现了热量积累现象。因此,功率越大,后熔覆轨道表面温度峰值越高,热量积累现象越明显。

激光功率从 2000 W 增大至 2850 W,第一、二、三条轨道在熔覆状态下的温度峰值依次提升 25.2%、25.5%、34.4%。熔覆第二、三条轨道期间,先熔覆轨道在后熔覆轨道热量传递的作用下温度再次经历了小幅回升的过程,轨道间热量传递产生的最高温度为 988.83 °C,出现在功率为 2850 W 的情况下,熔覆第三条轨道期间第二条轨道的表面中点处。随着功率增大,同一轨道的表面中点处在相同时刻受到的预热效果以及轨道间热量传递效果都有明显提升。三条轨道表面中点处所有时间段内的温度峰值已在图 6 中标出,根据第一条轨道表面中点在熔覆第二、三条轨道期

间温度变化的趋势可知,轨道间热量传递效果随相隔轨道数量的增加而减弱。

3.3 熔覆层表面残余应力场

熔覆层表面残余应力场的分布与熔覆温度密切相关,分别分析熔覆层表面冷却至常温后残余应力在各个方向上的分布规律以及随功率变化的趋势。功率为 2850 W 时熔覆层表面残余应力场云图如图 7 所示,图中已标注 X 轴与 Z 轴的正方向, Y 轴的正方向为垂直于熔覆层表面向上,其中 Z 轴方向为熔覆方向。根据图 7 可知,残余应力主要为沿 Z 轴方向的拉应力,大小超过 800 MPa,因此沿垂直于 Z 轴的方向更容易产生裂纹等缺陷。熔覆层产生的热应变与材料的热膨胀系数和温度改变值有关,熔覆期间轨道受热膨胀产生压缩塑性变形的部分在冷却期间收缩会受到限制,导致轨道进入冷却阶段后不同区域间都存在较大的约束力,热应变公式为

$$\varepsilon_T = \alpha_T \Delta T, \quad (9)$$

式中: ε_T 表示材料产生的热应变; α_T 表示材料的热膨胀系数; ΔT 表示材料温度的改变值。

由图 4(d) 可知,熔覆层的热膨胀系数会随温度升高而增大,因此温度峰值升高会导致熔覆层产生的热

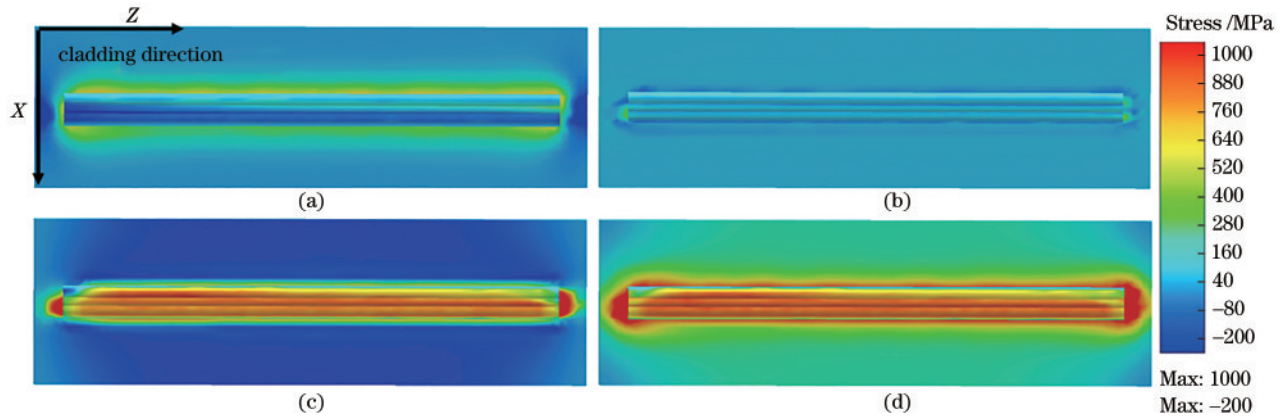


图 7 残余应力云图。(a)X轴方向残余应力;(b)Y轴方向残余应力;(c)Z轴方向残余应力;(d)等效残余应力

Fig. 7 Residual stress cloud diagram. (a) Residual stress in the X-axis direction; (b) residual stress in the Y-axis direction; (c) residual stress in the Z-axis direction; (d) equivalent residual stress

变形量增大,冷却至常温后轨道的残余应力也呈现增大的趋势。轨道表面跟踪点的分布以及4种功率下跟踪点处沿Z轴方向残余应力的大小分别如图8和图9所示。轨道表面残余应力随功率变化的方面,由图9

可知,功率增大后,第一条轨道表面的残余应力增大明显,轨道表面中点(跟踪点6)处的残余应力由2000 W时的557.14 MPa逐渐增大至2850 W时的796.15 MPa,增幅达43%。

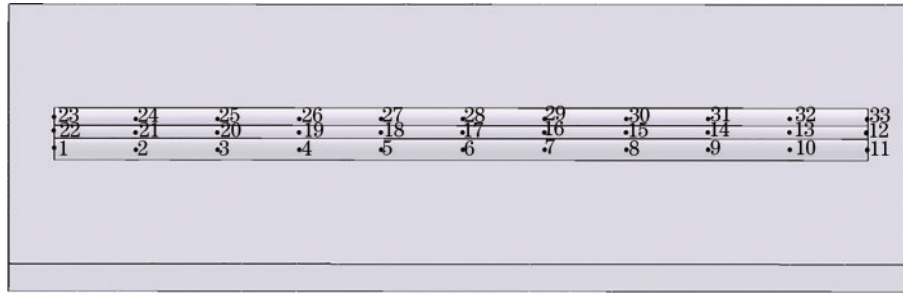


图 8 轨道表面跟踪点

Fig. 8 Track surface tracking points

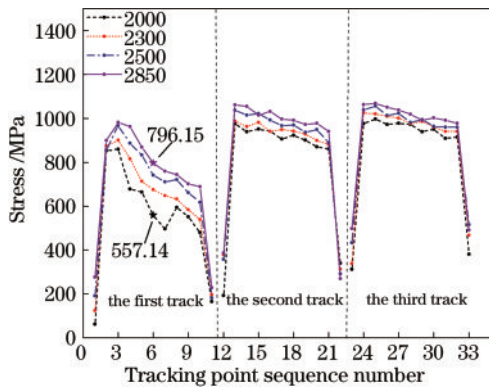


图 9 4种功率下3条轨道中点Z轴残余应力变化趋势

Fig. 9 Variation trend of Z-axis residual stress at the midpoint of three tracks under four powers

轨道表面残余应力的轴向分布方面,熔覆第二条轨道时会紧接着对第一条轨道后熔覆区域产生缓冷效果,减小该区域的温度梯度,因此第一条轨道后熔覆区域残余应力较小,先熔覆区域因缓冷间隔时间较长导致残余应力较大。第一条轨道整体所达到的最高温度

相对较低,产生的热变形量相对较小,因此轨道表面残余应力整体低于第二、三条轨道。随着熔覆轨道数量的增加,熔覆先前轨道时产生的热量积累效应愈加明显,对基材的预热效果逐渐增强,基材的温度逐渐升高,轨道轴向的相对温差逐渐减小,因此第二、三条轨道残余应力的轴向变化较小。复合粉末中含有一定比例的陶瓷粉末TiC,冷却至常温后熔覆层呈现出一定的脆性,根据JmatPro的计算结果,常温状态下熔覆层的抗拉强度为1121 MPa。每条轨道表面的残余应力呈现中间大两头小的趋势,第二条轨道两端以外的区域残余应力为900~1000 MPa,第三条轨道残余应力最大达到1065 MPa,因此裂纹等缺陷相对来说更容易出现在后熔覆轨道两端以外的区域。

4 激光熔覆试验结果分析

4.1 熔覆层显微组织温变分析

熔覆试验工艺参数与数值模拟一致,根据轨道表面温度场的模拟结果可知,第三条轨道温度最高,热源对其影响最大。因此,在4组试件的第三条轨道处分

别切割尺寸为 $3\text{ mm} \times 3\text{ mm} \times 3\text{ mm}$ 的试样,对试样截面进行清洗、冷镶、打磨、抛光、腐蚀处理,并采用扫描电镜(SEM)和能谱仪(EDS)对 4 组熔覆层横截面进行扫描分析。图 10 为 4 种功率下熔覆层截面 SEM 结果,图 11 为 2500 W 时熔覆层截面 EDS 面扫描结果。根据图 11 中元素分布可知,图 10 中熔覆层内部的大量黑斑区域成分主要为 Ti 和 C 元素,作为增强相的陶瓷颗粒

TiC 与 H13 复合粉末和基材之间的润湿性较差,难以在熔池中均匀分散^[32-33],因此黑斑区域是 TiC 颗粒聚集区。结合图 10(a)~(d)可知:功率为 2000 W 时,TiC 颗粒在熔覆层中处于聚集状态;功率增大至 2300 W 时,熔覆层中已经存在少量斑点状的 TiC 细小颗粒;功率继续增大至 2500 W,细小颗粒在熔覆层中的数量进一步增加;功率为 2850 W 时,细小颗粒在熔

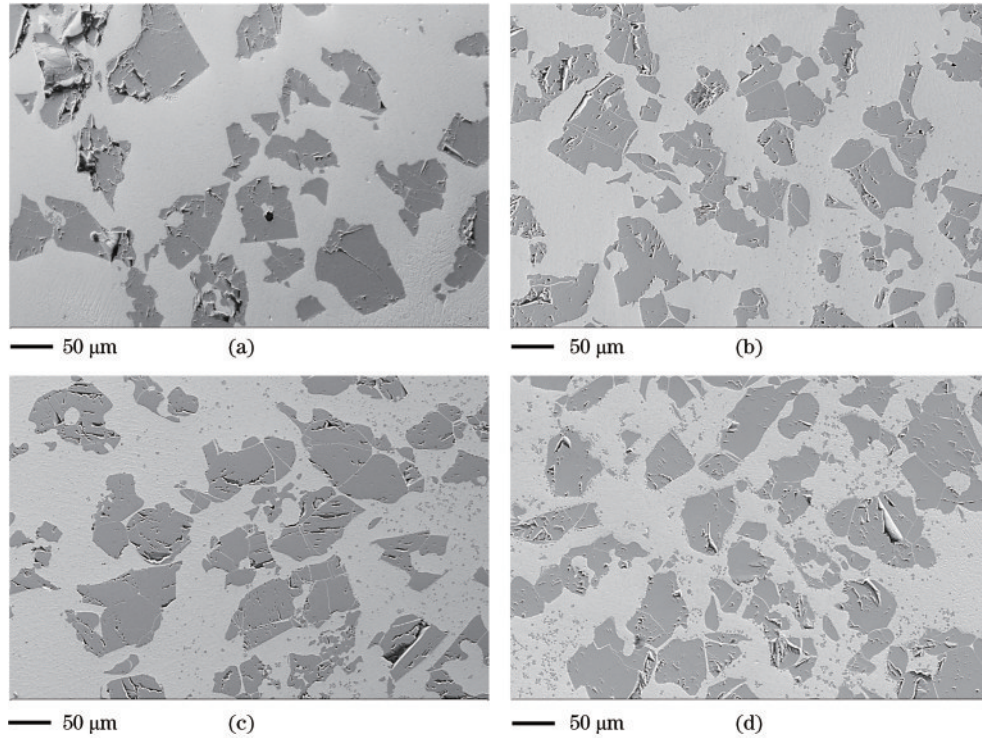


图 10 4 种功率下熔覆层截面 SEM 图像。(a) 2000 W;(b)2300 W;(c)2500 W;(d)2850 W

Fig. 10 SEM images of cross-section of cladding layer under four powers. (a) 2000 W; (b) 2300 W; (c) 2500 W; (d) 2850 W

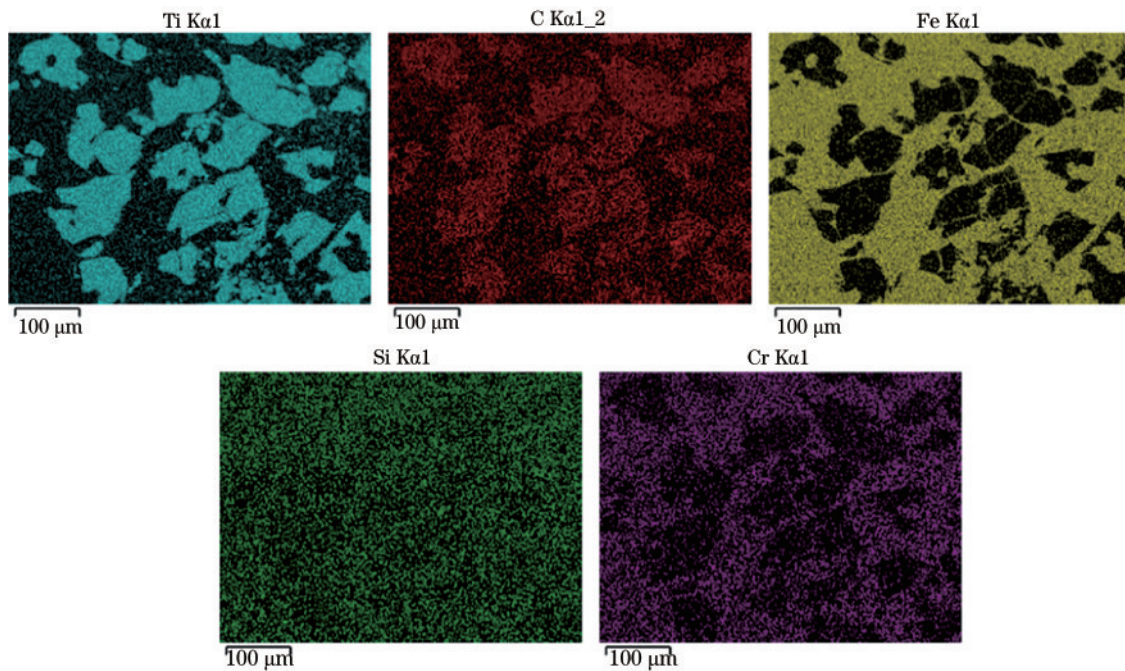


图 11 熔覆层截面 EDS 面扫描结果

Fig. 11 EDS scanning results of cladding layer section

覆层中已经弥散得较为均匀。

增大功率对后熔覆轨道的残余应力具有双重作用:一方面随着功率增大,轨道温度峰值会有所升高,产生的塑性变形增大,冷却至常温后轨道内部的残余应力会呈现增大趋势;另一方面,功率增大后 TiC 颗粒的细化现象会愈加明显,而颗粒得到细化后,有助于增强轨道在常温下的塑性,降低轨道的脆性,熔覆层各个区域在冷却至常温的过程中协同变形的能力也会增强,因此常温下轨道内部残留的应力又会呈现减小趋势。最终在两方面因素的叠加影响下,后熔覆轨道的残余应力随功率增大变化得并不明显。

功率增大后熔覆层中出现 TiC 细小颗粒的原因可以从以下方面考虑:1)温度升高会增加陶瓷相与合金之间的润湿性,有助于提升陶瓷颗粒在熔池中的溶解度;2)温度升高会使熔化过程更为剧烈,有利于提高陶瓷颗粒在熔池中的流动性。

4.2 熔覆层显微硬度分析

TiC 颗粒出现细化现象会对熔覆层整体显微硬度值产生影响^[34-35],为探究熔覆层显微硬度随显微组织变化的规律,使用显微维氏硬度计分别针对熔覆层内部 TiC 颗粒聚集区、TiC 颗粒聚集区以外区域(包含 TiC 细小颗粒分布区域、TiC 颗粒未分布区域)以及基材处(4种区域如图 12 所示)进行显微硬度测量,TiC 颗粒聚集区以外区域的测量点在该区域内随机选取,显微硬度值如图 13 所示。

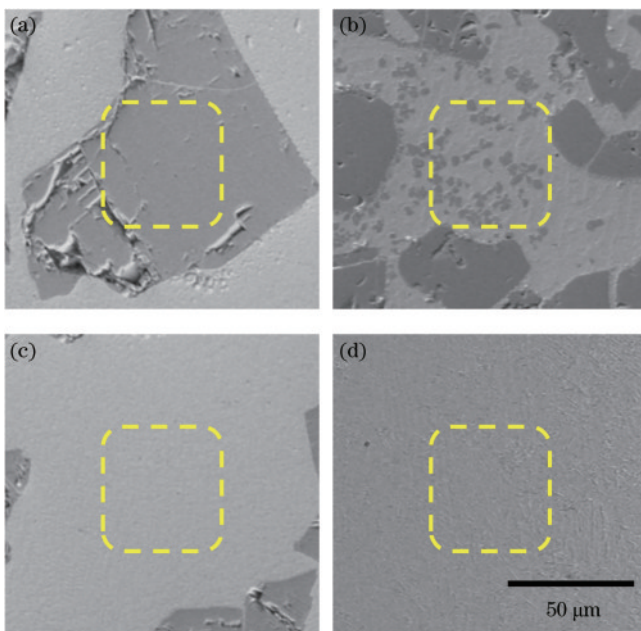


图 12 熔覆层显微组织分布图。(a) TiC 颗粒聚集区;(b) TiC 细小颗粒分布区域;(c) TiC 颗粒未分布区域;(d) 42CrMo 基材

Fig. 12 Microstructure distribution of cladding layer. (a) TiC particle aggregation area; (b) TiC fine particle distribution area; (c) undistributed area of TiC particles; (d) 42CrMo substrate

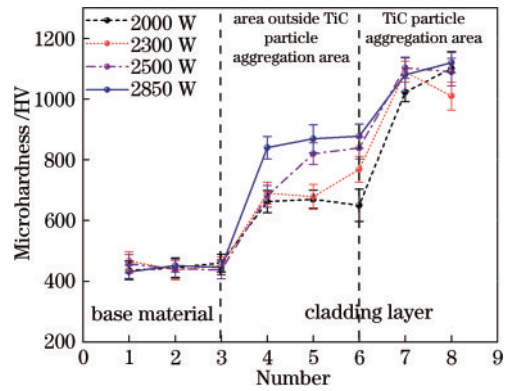


图 13 4 组试验显微硬度分析

Fig. 13 Microhardness analysis of four groups of tests

由图 13 可知,TiC 颗粒聚集区以及基材区域的显微硬度值随功率增大变化并不明显,其中,TiC 颗粒聚集区的显微硬度值为 1000~1100 HV,42CrMo 基材的显微硬度值为 400~500 HV。针对 TiC 颗粒聚集区以外区域,随着功率增大,熔覆层内部开始出现 TiC 细小颗粒且数量逐渐增多,TiC 颗粒聚集区以外区域显微硬度值开始呈现增大趋势。如:功率为 2000 W 时,TiC 颗粒聚集区以外区域中并未产生 TiC 细小颗粒,仅包含 TiC 颗粒未分布区域,此时的显微硬度值约 650 HV;功率为 2300 W 时开始出现少量 TiC 细小颗粒,分布少量 TiC 细小颗粒区域的显微硬度值已超过 700 HV;功率为 2500 W 时细小颗粒数量增加,TiC 细小颗粒分布区域硬度值超过 800 HV;功率为 2850 W 时,由于熔覆层内部 TiC 细小颗粒弥散得较为均匀,TiC 细小颗粒分布区域硬度值稳定在 800~900 HV 区间。4 种功率下 TiC 颗粒未分布区域的显微硬度值变化较小,测量该区域在 4 种功率下的硬度值均处于 600~650 HV 区间。2850 W 的功率下,TiC 颗粒聚集区以外区域在细小颗粒弥散均匀的情况下较熔覆层内部 TiC 颗粒未分布区域的硬度提高 33%~50%。因此,添加陶瓷颗粒 TiC 后,熔覆层整体硬度提升明显。

5 结 论

随着功率增大,熔覆轨道的温度峰值逐渐升高,有助于改善 TiC 颗粒在熔池中的流动性,使 TiC 颗粒聚集区以外区域中的 TiC 细小颗粒弥散得更加均匀,显著增强了熔覆层的平均硬度,有助于提升熔覆层的耐磨性。随着熔覆轨道数量的增加,热量积累现象愈加明显,后熔覆轨道的温度峰值要高于先熔覆轨道的温度峰值,后熔覆轨道由于产生的热变形量相对较大,冷却至常温后轨道整体的残余应力也相对较大。复合粉末中含有陶瓷相 TiC 颗粒,使得熔覆层在常温下的塑性降低,呈现出一定的脆性,增大功率使得 TiC 颗粒得到细化,又能够起到降低轨道脆性的作用,增强熔覆层各个区域间协同变形的能力。4 种功率下 3 条轨道的残余应力都小于熔覆层的抗拉强度,其中:2850 W 功

率下第三条轨道表面的残余应力最大为 1065 MPa; 2850 W 功率下熔覆层内部 TiC 细小颗粒弥散得更加均匀, 熔覆层的整体硬度和耐磨性最佳, 因此更适合进行后续加工。

参 考 文 献

- [1] Birger E M, Moskvitin G V, Polyakov A N, et al. Industrial laser cladding: current state and future[J]. *Welding International*, 2011, 25(3): 234-243.
- [2] 姚爽, 刘洪喜, 张晓伟, 等. H13 钢表面激光原位自生 TiC 颗粒增强复合涂层的微观结构和摩擦磨损性能[J]. *中国激光*, 2014, 41(10): 1003004.
Yao S, Liu H X, Zhang X W, et al. Microstructure and wear property of TiC particle reinforced composite coatings on H13 steel surface by laser *in situ* synthesis[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2014, 41(10): 1003004.
- [3] 吴王平, 王晓杰, 王智尧, 等. 激光熔覆陶瓷涂层研究[J]. *陶瓷学报*, 2017, 38(1): 13-19.
Wu W P, Wang X J, Wang Z Y, et al. Laser cladding ceramic coating[J]. *Journal of Ceramics*, 2017, 38(1): 13-19.
- [4] Chen T, Wu W N, Li W P, et al. Laser cladding of nanoparticle TiC ceramic powder: effects of process parameters on the quality characteristics of the coatings and its prediction model[J]. *Optics & Laser Technology*, 2019, 116: 345-355.
- [5] 曹俊, 卢海飞, 鲁金忠, 等. WC 对激光熔覆热作模具的组织 and 磨损性能的影响[J]. *中国激光*, 2019, 46(7): 0702001.
Cao J, Lu H F, Lu J Z, et al. Effects of tungsten carbide particles on microstructure and wear resistance of hot-working die prepared via laser cladding[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2019, 46(7): 0702001.
- [6] Zhu Z C, Li J F, Peng Y X, et al. *In-situ* synthesized novel eyeball-like Al_2O_3/TiC composite ceramics reinforced Fe-based alloy coating produced by laser cladding[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2020, 391: 125671.
- [7] Li Q H, Savalani M M, Zhang Q M, et al. High temperature wear characteristics of TiC composite coatings formed by laser cladding with CNT additives[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2014, 239: 206-211.
- [8] 袁庆龙, 冯旭东, 曹晶晶, 等. 激光熔覆技术研究进展[J]. *材料导报*, 2010, 24(3): 112-116.
Yuan Q L, Feng X D, Cao J J, et al. Research progress in laser cladding technology[J]. *Materials Review*, 2010, 24(3): 112-116.
- [9] 衡钊, 舒林森. 激光功率对 27SiMn 钢激光熔覆力学性能的影响[J]. *中国激光*, 2022, 49(8): 0802011.
Heng Z, Shu L S. Effect of laser power on mechanical properties of laser clad 27SiMn steel[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2022, 49(8): 0802011.
- [10] 朱华, 吴兆宏, 李刚, 等. 煤矿机械磨损失效研究[J]. *煤炭学报*, 2006, 31(3): 380-385.
Zhu H, Wu Z H, Li G, et al. Study on wear failures of mining machinery[J]. *Journal of China Coal Society*, 2006, 31(3): 380-385.
- [11] 田玉芹, 刘纪新, 姜宝华. 掘进机截齿表面合金熔覆强化研究[J]. *煤矿机械*, 2021, 42(2): 93-96.
- Tian Y Q, Liu J X, Jiang B H. Study on surface alloy cladding strengthening of roadheader pick[J]. *Coal Mine Machinery*, 2021, 42(2): 93-96.
- [12] Ju J, Zhou Y, Kang M D, et al. Optimization of process parameters, microstructure, and properties of laser cladding Fe-based alloy on 42CrMo steel roller[J]. *Materials*, 2018, 11(10): 2061.
- [13] 程伟, 武美萍, 唐又红, 等. 42CrMo 合金表面单道轨道激光熔覆工艺研究[J]. *激光与光电子学进展*, 2019, 56(4): 041402.
Cheng W, Wu M P, Tang Y H, et al. Laser cladding process of 42CrMo surface with single-pass[J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2019, 56(4): 041402.
- [14] 韩基泰, 武美萍, 崔宸. 激光功率对 42CrMo 钢激光熔覆层组织和摩擦磨损性能的影响[J]. *金属热处理*, 2020, 45(11): 214-217.
Han J T, Wu M P, Cui C. Effect of laser power on microstructure and friction and wear properties of laser clad layer on 42CrMo steel[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2020, 45(11): 214-217.
- [15] 段成红, 郝晓杰, 罗翔鹏. 选区激光熔化 316L 温度场研究[J]. *应用激光*, 2018, 38(5): 748-753.
Duan C H, Hao X J, Luo X P. Study on temperature field of selective laser melting 316L[J]. *Applied Laser*, 2018, 38(5): 748-753.
- [16] 李大胜, 张杰, 孟普, 等. 激光熔覆 Ni+20%Cr₃C₂ 涂层的成形特性[J]. *应用激光*, 2021, 41(3): 447-453.
Li D S, Zhang J, Meng P, et al. Forming characteristics of Ni+20% Cr₃C₂ coating by laser cladding[J]. *Applied Laser*, 2021, 41(3): 447-453.
- [17] Majumdar J D, Rittinghaus S K, Wissenbach K, et al. Microstructural evolution and microhardness of direct laser clad TiC dispersed titanium aluminide (Ti₄₃Al₅Nb_{0.5}Si) alloy[J]. *Procedia Manufacturing*, 2019, 35: 840-846.
- [18] Waqar S, Guo K, Sun J. FEM analysis of thermal and residual stress profile in selective laser melting of 316L stainless steel[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, 66: 81-100.
- [19] 张鸿羽, 余敏, 华俊伟, 等. Mo 元素对 Fe-Cr-Mo 激光熔覆层组织及性能的影响[J]. *中国激光*, 2021, 48(22): 2202010.
Zhang H Y, Yu M, Hua J W, et al. Effects of Mo on microstructure and properties of Fe-Cr-Mo laser cladding layer[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2021, 48(22): 2202010.
- [20] Rahimpour M R, Sobhani M. Evaluation of centrifugal casting process parameters for *in situ* fabricated functionally gradient Fe-TiC composite[J]. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2013, 44(5): 1120-1123.
- [21] Chen H, Lu Y Y, Sun Y S, et al. Coarse TiC particles reinforced H13 steel matrix composites produced by laser cladding[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2020, 395: 125867.
- [22] Bartkowski D, Kinal G. Microstructure and wear resistance of Stellite-6/WC MMC coatings produced by laser cladding using Yb:YAG disk laser[J]. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2016,

- 58: 157-164.
- [23] Qi H, Mazumder J, Ki H. Numerical simulation of heat transfer and fluid flow in coaxial laser cladding process for direct metal deposition[J]. *Journal of Applied Physics*, 2006, 100(2): 024903.
- [24] Kik T. Heat source models in numerical simulations of laser welding[J]. *Materials*, 2020, 13(11): 2653.
- [25] Yue J F, Dong X T, Guo R, et al. Numerical simulation of equivalent heat source temperature field of asymmetrical fillet root welds[J]. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2019, 130: 42-49.
- [26] 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.
- [27] 傅建, 肖兵. 材料成形过程数值模拟[M]. 2 版. 北京: 化学工业出版社, 2019.
Fu J, Xiao B. Numerical simulation of material forming process[M]. 2nd ed. Beijing: Chemical Industry Press, 2019.
- [28] Yong Y W, Fu W, Deng Q L, et al. A comparative study of vision detection and numerical simulation for laser cladding of nickel-based alloy[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2017, 28: 364-372.
- [29] 朱强华, 杨恺, 梁钰, 等. 基于特征正交分解的一类瞬态非线性热传导问题的新型快速分析方法[J]. *力学学报*, 2020, 52(1): 124-138.
Zhu Q H, Yang K, Liang Y, et al. A novel fast algorithm based on model order reduction for one class of transient nonlinear heat conduction problem[J]. *Chinese Journal of Theoretical and Applied Mechanics*, 2020, 52(1): 124-138.
- [30] 戴德平, 蒋小华, 蔡建鹏, 等. 激光熔覆 Inconel718 镍基合金温度场与应力场模拟[J]. *中国激光*, 2015, 42(9): 0903005.
Dai D P, Jiang X H, Cai J P, et al. Numerical simulation of temperature field and stress distribution in Inconel718 Ni base alloy induced by laser cladding[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2015, 42(9): 0903005.
- [31] 顾盛挺, 侯义芳, 柴国钟, 等. 激光熔覆 H13-TiC 颗粒增强复合涂层的弹塑性性能[J]. *中国激光*, 2011, 38(6): 0603019.
Gu S T, Hou Y F, Chai G Z, et al. Laser cladding of elasto-plastical properties of particle reinforced H13-TiC composite coatings[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2011, 38(6): 0603019.
- [32] Li G P, Jia J X, Lü Y H, et al. Effect of Mo addition mode on the microstructure and mechanical properties of TiC-high Mn steel cermets[J]. *Ceramics International*, 2019, 46(5): 5745-5752.
- [33] 张志强, 杨凡, 张天刚, 等. 激光熔覆碳化钛增强钛基复合涂层研究进展[J]. *表面技术*, 2020, 49(10): 138-151, 168.
Zhang Z Q, Yang F, Zhang T G, et al. Research progress of laser cladding titanium carbide reinforced titanium-based composite coating[J]. *Surface Technology*, 2020, 49(10): 138-151, 168.
- [34] Hu J P, Zhu H M, Zhang J W, et al. Effects of TiC addition on microstructure, microhardness and wear resistance of 18Ni300 maraging steel by direct laser deposition[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2021, 296: 117213.
- [35] Ma C Y, Zhao D Q, Liu W Q, et al. Magnetic assisted pulse electrodeposition and characterization of Ni-TiC nanocomposites[J]. *Ceramics International*, 2020, 46(11): 17631-17639.