

# 热流密度对高速钢刀具多道熔覆 WC/Co 陶瓷层组织与性能的影响

陈翔<sup>1a</sup>, 张德强<sup>1b</sup>, 李金华<sup>1b</sup>, 郭海华<sup>1b</sup>, 姚芳萍<sup>1b</sup>, 朴若华<sup>2</sup>

(1. 辽宁工业大学 a. 工程实践教学部 b. 机械工程与自动化学院, 辽宁 锦州 121001;  
2. 大连市经济贸易学校 实训中心, 辽宁 大连 116000)

**摘要:** **目的** 研究高速钢刀具表面激光多道熔覆 WC/Co 陶瓷层时, 热流密度对熔覆层道次间的影响规律, 以及多道熔覆层制备时的参数选择。**方法** 建立多道单层激光熔覆理论模型, 并利用模拟仿真和实验的方法, 以热流密度作为评价指标, 对激光热源的不同参数和熔覆层组织与性能进行耦合分析。**结果** 当热流密度小于  $24.06 \times 10^6 \text{ W/m}^2$  时, 熔覆层内形成细长的枝状晶。当热流密度在  $36.09 \times 10^6 \sim 39.82 \times 10^6 \text{ W/m}^2$  变化时, 熔覆层内形成以胞状、枝状为主要强化相的多晶体混合组织。当热流密度大于  $44.11 \times 10^6 \text{ W/m}^2$  时, 熔覆层组织形成稳态的块状结构。不同热流密度下, 熔覆层的物相组织均由  $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$ 、 $\text{Co}_3\text{W}_3\text{C}$ 、 $\text{Mo}_3\text{Co}_3\text{C}$ 、 $\text{W}_2\text{C}$ 、WC、 $\text{Cr}_3\text{Mo}$ 、 $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$  和多种间隙化合物组成。**结论** 当第  $n$  道熔覆层制备完成后, 受到后续第  $n+1$  道熔覆层制备时热流密度的影响较大, 而此后道次的影响较小。熔覆层内部组织形态随着热流密度的增加从细长的枝状晶向胞状晶转变, 再逐渐形成稳态块状晶。熔覆层内各位置的显微硬度值随着热流密度的增加而先增大, 随后逐渐减小。较大的热流密度会导致基材参与熔覆的质量增加, 但降低了基材的抗弯曲强度, 加大了熔覆层及基材断裂的可能性。当热流密度为  $36.09 \times 10^6 \text{ W/m}^2$  时, 是一组较为理想的工艺参数选择。

**关键词:** 激光熔覆; 热流密度; WC/Co 陶瓷熔覆层; 显微组织; 高速钢刀具; 多道熔覆

**中图分类号:** Th142.2; TG174.4 **文献标志码:** A **文章编号:** 1001-3660(2024)13-0207-13

**DOI:** 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2024.13.020

## Effect of Heat Flux on Microstructure and Properties of High-speed Steel Cutter WC/Co Ceramic Layer by Laser Multiple-channel Cladding

CHEN Xiang<sup>1a</sup>, ZHANG Deqiang<sup>1b</sup>, LI Jinhua<sup>1b</sup>, GUO Haihua<sup>1b</sup>, YAO Fangping<sup>1b</sup>, PU Ruohua<sup>2</sup>

(1. a. Engineering Training Center, b. School of Mechanical Engineering and Automation, Liaoning University of Technology, Liaoning Jinzhou 121001, China; 2. Training Center, Dalian Economic and Trade School, Liaoning Dalian 116000, China)

**ABSTRACT:** It is an advanced technology of surface modification, repair and remanufacturing by laser cladding, which has an incomparable advantage over traditional cutter repair methods in surface modification and damage remanufacturing of cutting

收稿日期: 2023-04-22; 修订日期: 2023-10-09

Received: 2023-04-22; Revised: 2023-10-09

基金项目: 辽宁省教育厅高等学校基本科研项目 (LJKMZ20220967)

Fund: Basic Scientific Research Project of Higher Education Department of Liaoning Province (LJKMZ20220967)

引文格式: 陈翔, 张德强, 李金华, 等. 热流密度对高速钢刀具多道熔覆 WC/Co 陶瓷层组织与性能的影响[J]. 表面技术, 2024, 53(13): 207-219.

CHEN Xiang, ZHANG Deqiang, LI Jinhua, et al. Effect of Heat Flux on Microstructure and Properties of High-speed Steel Cutter WC/Co Ceramic Layer by Laser Multiple-channel Cladding [J]. Surface Technology, 2024, 53(13): 207-219.

tools. Cermet powder can effectively increase the hardness of cladding layer, so that it can meet the basic hardness requirements of cutter. WC/Co cermet powder is one of the ideal materials for cutter repair. The work aims to study the effect mechanism of the heat flux on the multi-channel cladding layer and the selection of parameters in the preparation of multi-channel cladding layer by laser on multi-channel WC/Co ceramic cladding layer on the surface of high-speed steel cutter. By establishing the theoretical model, the COMSOL Multiphysics was used to conduct simulation analysis on the multi-channel laser cladding process and the temperature field of the multichannel model, and the YLR-3000 fiber laser processing system was adopted to prepare WC/Co single-layer multi-channel ceramic cladding layer on 45 mm×30 mm×10 mm high-speed steel cutter surface by coaxial powder feeding process.

The samples were cut by wire cutting and the microstructure of cladding section was observed and analyzed by Axio Vert.A1 inverted metallographic microscope. The microstructure of cladding layer was analyzed by S-3000N scanning electron microscope (SEM) and NORAN-QUEST II energy dispersive spectrometer (EDS). The hardness of cladding layer was measured by HVS-1000 microhardness tester. The phase characterization was analyzed by D/MAX-2500 X-ray diffractometer. The multi-factor laser process parameters were coupled and the morphology, structure and properties of cladding layer were analyzed by the heat flux ( $q_n$ ).

The correctness of the theoretical model was verified by simulation analysis, and the effect law of heat flux between adjacent channels of single-layer and multi-channel cladding layer was obtained. By the simplified experiment, the effect law of heat flux was found that when the  $n$ th cladding layer was prepared, the heat flux of the subsequent  $n+1$  cladding layer was greatly affected, while after that, the effect was less. When the  $q_n$  was less than  $24.06 \times 10^6 \text{ W/m}^2$ , the cladding layer usually exhibited pores but few cracks, and the microstructure of the cladding layer was mainly slender dendritic structure. When the  $q_n$  ranged from  $36.09 \times 10^6$  to  $39.82 \times 10^6 \text{ W/m}^2$ , the cladding layer usually exhibited few pores, and the microstructure was uniform without cracks, forming the polycrystal mixed structure with cellular WC and dendritic  $\text{W}_2\text{C}$  as the main strengthening phases. When the  $q_n$  reached more than  $44.11 \times 10^6 \text{ W/m}^2$ , the cladding layer usually exhibited more pores and vertical and longitudinal penetrating cracks, and the microstructure was the stable massive WC structure. In the lap zone of cladding layer, the polycrystal mixed structure mainly consisted of cellular and dendritic crystals. In the non-lap zone, the structure mainly consisted of dispersed dendritic crystals. The phase structure of multi-channel ceramic cladding layer was mainly composed of  $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$ ,  $\text{Co}_3\text{W}_3\text{C}$ ,  $\text{Mo}_3\text{Co}_3\text{C}$ ,  $\text{W}_2\text{C}$ , WC,  $\text{Cr}_3\text{Mo}$ ,  $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$  and a variety of interstitial compounds.

The main phases of multi-channel cladding layers with different heat flux are almost the same, but the internal microstructure is closely related to the heat flux in the laser cladding process. With the increase of the heat flux, the microstructure of cladding layer changes from dendritic crystals to cellular crystals, and then gradually forms stable massive crystals. The microhardness values of each position in the cladding layer increase firstly and then decrease gradually with the increase of the heat flux. When the heat flux reaches  $36.09 \times 10^6 \text{ W/m}^2$ , the hardness values of each position in the cladding layer are higher than those at other heat flux, which is an ideal choice of process parameters. Higher heat flux increases the mass of substrate participating in cladding, but reduces the bending strength of substrate and increases the possibility of fracture of cladding layer and substrate. The microstructure between the lap zone and the non-lap zone has a slight difference. The microhardness of the whole cladding layer fluctuates, but the fluctuation has a certain regularity.

**KEY WORDS:** laser cladding; heat flux; WC/Co ceramic cladding; microstructure; high-speed steel cutter; multi-channel cladding

激光熔覆作为改性、修复与再制造的关键技术,由于其具有靶向修复、节能环保、方便快捷等优势,已经成为增材再制造产业的典型应用手段之一<sup>[1-3]</sup>。激光熔覆技术不仅可以在刀具材料表面赋予不同的组织性能,使其满足适应加工环境的特定需求,而且可以将刀具体的修复过程自动化、智能化、集约化,大幅度减少刀具的再制造时间<sup>[4-6]</sup>。激光熔覆技术在刀具材料上的应用已成为刀具修复与改性技术发展

的新趋势,也越来越受到国内外学者的高度重视<sup>[7-8]</sup>。张亚标等<sup>[9]</sup>通过激光熔覆的方式在高速钢刀具表面制备了  $\text{AlTiN/NiCoCr}$  涂层,该涂层形成了大量无序排列的等轴晶,获得了高强度的陶瓷层。吴毛朝等<sup>[10]</sup>应用激光粉末熔覆技术,在高速钢车刀的前刀面上制备出断屑台。经测试改进后的刀具在切削过程中能够减小切屑的卷曲半径,从而实现有效断屑。胡桂领等<sup>[11]</sup>在数控机床损伤的高速钢刀具表面激光熔覆制备了

Co 基 WC 复合修复层, 并验证了修复后的高速钢刀具与原始高速钢刀具相比具有更好的切削性能。Marzban 等<sup>[12]</sup>在激光熔覆工艺参数的选择上, 采用正交矩阵的方法, 并通过主成分分析获得影响熔覆层成形效果的权重因子, 再采用理想解排序法对熔覆工艺参数进行了优化。Weng 等<sup>[13]</sup>采用激光技术在不锈钢表面制备了 WC 质量分数为 0~0.6% 的 Ni/WC 复合熔覆层, 获得了熔覆层内部组织致密且无孔洞与裂纹缺陷的高质量熔覆层。Lee 等<sup>[14]</sup>研究了激光熔覆过程中 Co 基 WC+NiCr 复合层的开裂趋势, 总结了一种较为容易的大型脆性断裂的裂纹路径。从上述研究进展可以看出, WC/Co、WC/Ni 类金属陶瓷粉末能够有效地增加熔覆层的硬度, 使其满足刀具的基本硬度要求<sup>[15-17]</sup>。但 WC/Co、WC/Ni 陶瓷粉末因其硬度高、脆性大、韧性低等性能, 在制备过程中容易因温度梯度大、热应力集中、热量累积而导致陶瓷层裂纹、基材断裂等缺陷<sup>[18-20]</sup>。

如何解决上述问题, 已经成为激光加工技术的研究热点。基于高斯光源下的温度场分布模拟研究是解决上述问题的有效方法之一。舒林森等<sup>[21]</sup>对铣刀盘激光熔覆修复过程进行了三维温度场和应力场模拟, 并提出了一种铣刀盘激光熔覆修复过程的热力耦合问题仿真方法。柴蓉霞等<sup>[22]</sup>在 27SiMn 钢表面以回字形路径激光高速熔覆制备了铁基 TY-1 涂层, 并模拟了温度场变化对熔覆过程的影响, 获得了回字形路径上不同位置处涂层的温度场分布规律。Heigel 等<sup>[23]</sup>针对激光沉积 TC4 钛合金过程中的应力情况, 采用有限元热力耦合模型分析结合实时检测变形量的方法, 获得了温度梯度过大会导致残余应力的增加与塑性变形量加大的影响规律。李海洋等<sup>[24]</sup>模拟了在 H13 钢表面激光熔覆 Stellite6 粉末的单道熔覆, 发现多道熔覆道次之间有预热作用, 在垂直于扫描方向上的温度梯度较大。

现有的多数文献仅凭借对熔覆层整体的温度场模拟或仅改变某个单一熔覆参数进行评价的方法, 容易造成分析的理论性不足, 特别是针对刀具材料多道金属陶瓷熔覆过程中熔覆层受到的热流密度影响和产生热量累积程度的规律性研究与合适的理论模型较少, 但这又恰恰是多道金属陶瓷熔覆成形的关键要素之一。因此, 本文首先通过建立多道熔覆过程中不同工艺参数的耦合影响模型, 再利用温度场模拟分析陶瓷层受到的热流密度影响和产生热量累积的程度, 最后经过实验验证和熔覆层制备后的组织性能分析, 总结多道熔覆层制备时相邻道次之间的热流密度影响与热量累积规律, 进而确定单层多道金属陶瓷熔覆层制备时的热影响机理, 以及制备多道金属陶瓷熔覆层的工艺参数选择, 以期在高速钢刀具材料上成功制备多道金属陶瓷熔覆层提供一定的理论基础。

## 1 多道单层熔覆理论模型建立

现行激光熔覆的研究多数采用高斯热源模型, 激光能量的分度符合正态分布规律<sup>[25]</sup>。在实际的多道熔覆过程中, 激光中心能量密度是决定熔覆层质量的关键因素, 同时边缘能量密度(热影响区)也对熔覆层周围组织的性能有着较大影响。

在多道的熔覆中, 特别是多道搭接率较大的情况下, 前道制备好的熔覆层还要受到后续熔覆过程中激光热源能量的影响, 如图 1 所示。当第  $n$  道熔覆层制备完成以后, 第  $n+1$  道熔覆层制备时, 激光能量一部分用于  $n+1$  道熔覆层的制备, 另一部分对第  $n$  道及之前的熔覆层产生热影响。因此多道熔覆的熔覆层质量不仅与单道热源的能量有关, 还与后续道次热源能量的影响有关, 即后续道次的热影响不能被忽略。因此, 多道熔覆时熔覆道的热流密度方程可由式(1)表示。

$$q_n = q_{n0} + q'_{n1} + \cdots + q'_{nk}, n \geq 2, k \geq 1 \quad (1)$$

式中:  $q_n$  为在整个熔覆过程中第  $n$  道熔覆层所受到的热流密度总值,  $W/m^2$ ;  $q_{n0}$  为在制备第  $n$  道熔覆层时的热流密度值,  $W/m^2$ ;  $q'_{nk}$  为在第  $n$  道制备完成后, 后续第  $k$  道熔覆层制备时对第  $n$  道产生的热流密度影响值,  $W/m^2$ 。

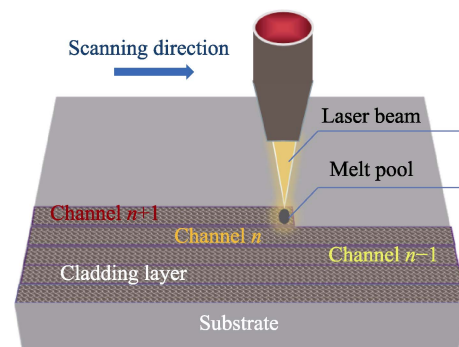


图 1 多道熔覆热影响模型

Fig.1 Heat effect model of multi-channel cladding

多道熔覆层是由单道熔覆层搭接而成, 根据前期的研究, 假设单道熔覆中的激光能量完全参与熔覆成形, 那么制备第  $n$  道熔覆层时的热流密度值, 其方程可由式(2)表示<sup>[26]</sup>。

$$q_{n0} = \frac{4P\gamma}{\pi D^2} \quad (2)$$

式中:  $P$  为激光功率,  $W$ ;  $D$  为光斑直径,  $m$ ;  $\gamma$  为激光系统的能量转化率。

假设整个激光系统在多道熔覆过程中输出的能量密度不变, 且分布均匀, 即制备每道熔覆层的热流密度值  $q_{n0}=q_{n1}=\cdots=q_{nk}=B$  (固定值), 那么  $q'_{nk}$  的方程可由式(3)表示。

$$q'_{nk} = \eta_k q_{n0}, n \geq 2, k \geq 1 \quad (3)$$

式中:  $\eta_k$  为在制备与第  $n$  道相邻的第  $k$  道熔覆层时对第  $n$  道的影响系数。

## 2 模型仿真分析与理论模型化简

### 2.1 多道单层熔覆仿真模型建立

在理论模型的基础上,数值模拟过程以温度场为基础,针对不同热流密度下多道熔覆层的热量累积情况进行模拟。采用 COMSOL Multiphysics 多物理场直接耦合分析多道模型的温度场情况。通过“活化材料”功能对熔覆层进行逐步激活,来模拟实际熔覆过程。模型初始温度 25 °C,考虑仿真的计算量以及模型的准确性,将熔覆层设置为激光每扫过 1 s 激活 3 个网格,每道熔覆层的时间为 10 s,10 道熔覆层共计 100 s。利用网格下“扫掠”功能对模型进行网格划分,如图 2a 所示。仿真模拟中在激光束移动方向上加设表面取样点,如图 2b 所示。

### 2.2 仿真模拟分析

多道熔覆模拟分析各道取样点温度场分布规律如图 3 所示。从图 3 中可以看出,随着激光束连续加热,熔覆层的中心温度逐渐增加,最高温度由 6 s 时

的 2 840 K,逐渐加大到 96 s 时的 3 600 K 左右。同时,随着熔覆时间的延长,熔覆时的热影响区逐渐增大。这说明在多道熔覆过程中,存在热量累积的现象。

样点 1~3 的温度分布简化曲线如图 4 所示。从图 4 中可以看出,在熔覆第 1 道时(6 s),热流密度瞬时增加,熔覆层内样点 1 温度达到最高波峰 2 786 K。随着熔覆过程的继续,激光热源逐渐远离样点 1,使得样点 1 处的温度逐渐降低,到最低波谷 508 K。当熔覆第 2 道时(16 s),由于激光热源的再次靠近,样点 1 位置出现第 2 次波峰,达到 1 978 K。由此可见,第 2 道熔覆的热流密度对第 1 道产生了较大的影响。如上所述,图 4 中各熔覆道样点的温度波动规律几乎相同,即后道熔覆时,道次间的热流密度均对前一道次产生了影响,这与理论模型的设想一致但从图 4 中也可以看出,虽然热流密度对熔覆层产生了影响,但影响的程度随着熔覆的进行而逐渐减小。当熔覆进行到第 3 道时,此时激光热流密度对样点 1 的影响已经接近激光熔覆后基材的热量积累温度,故说明第 3 道对第 1 道的影响较小。当熔覆到第 4 道时,对样点 1

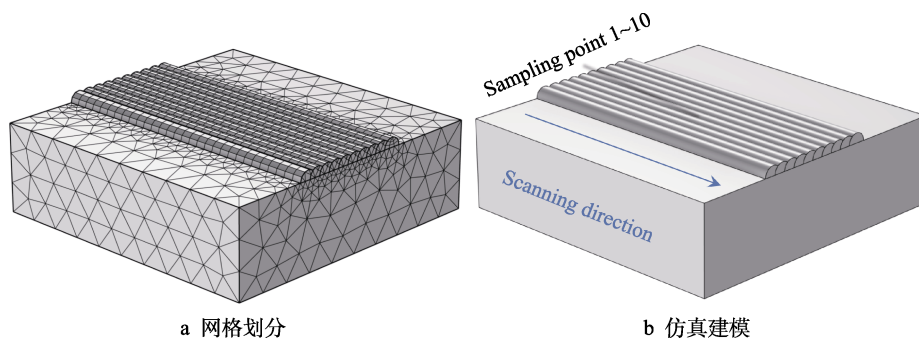


图 2 多道熔覆仿真分析模型

Fig.2 Multi-channel cladding simulation analysis model: a) meshing; b) modeling

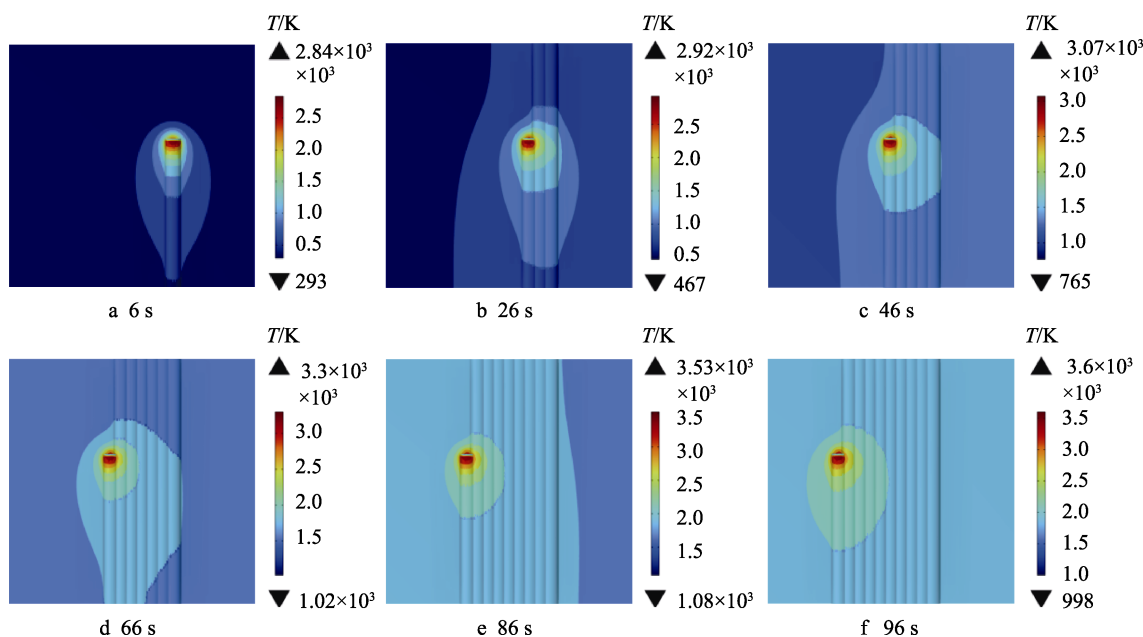


图 3 多道熔覆仿真分析温度场变化规律

Fig.3 Temperature field variation law of multi-channel cladding simulation analysis



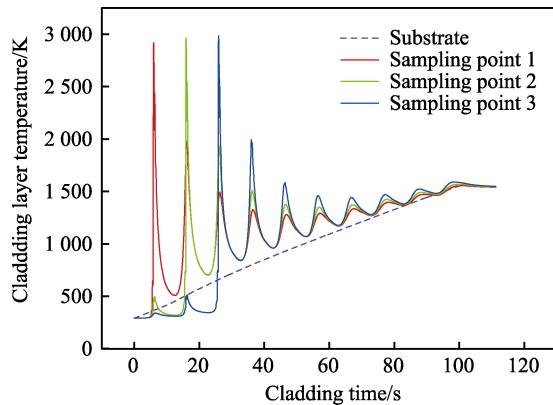


图 4 样点 1~3 温度分布简化曲线  
Fig.4 Temperature distribution simplified curve of sampling point 1~3

的影响(波峰)已经远远小于基体的热量积累温度,故其影响较小。

## 2.3 理论模型化简

根据前面的仿真分析可得,对理论模型进行简化。即在第 1 道熔覆层制备后,考虑到后续第 3 道及以后的熔覆层对第 1 道的影响较小,故只考虑后续第 2 道的热流影响值,因此  $q'_{n2} = q'_{n3} = \dots = q'_{nk} = 0$ , 参考式(2)、(3),将式(1)可化简为:

$$q_n = q_{n0} + q'_{n1} = (1 + \eta_1)q_{n0} = \frac{4(1 + \eta_1)P\gamma}{\pi D^2} \quad (4)$$

式中:  $\eta_1$  为在制备与第  $n$  道相邻的下一道熔覆层时对第  $n$  道的影响系数。

## 3 实验

### 3.1 多道单层熔覆层实验制备

熔覆实验基体材料选用  $W_6Mo_5Cr_4V_2$  淬火高速钢刀条(其成分质量分数为 W 6.032%, Mo 4.968%, Cr 3.905%, V 1.982%, C 0.808%, Fe 82.305%),刀条厚度为 10 mm,实验时将刀条切割成 45 mm×30 mm,以减小多组实验热量累积的相互影响。切割后,利用平面磨床进行二次平磨,以消除切割表面的氧化与减小切割时的变形。熔覆材料选用 WC/12Co 粉末(WC 88%, Co 12%),球形粉末的平均粒度为

40  $\mu\text{m}$ 。实验前,高速钢基材表面用 SiC 砂纸进行打磨,用丙酮进行清洗,以去除表面的杂质,经干燥后备用。粉末在真空干燥箱中烘干处理 3 h 以上,烘干温度为 80  $^{\circ}\text{C}$ 。

熔覆过程采用同轴送粉工艺,设备选用 YLR-3000 型光纤激光加工系统,其最大功率为 3 kW。控制系统采用 KUKA 机械手带动熔覆头实现多轴运动轨迹。送粉系统采用 FHPF-20 型双筒盘式送粉器,送粉速度由送粉电压控制,送粉载气和保护气体均采用高纯度的 Ar 气。

实验在高速钢刀条上制备 3 cm×2 cm 的多道单层熔覆层。根据前期单道熔覆相对稳定的工艺参数,激光功率的选取范围为 600~1 300 W,扫描速度的选取范围为 1~3 mm/s。由前面分析可得,  $q'_{nk}$  的影响程度与多道制备时的道间距  $d$  有关。当道间距越小时,后续熔覆时对前面制备好的熔覆层的热流影响也越大。多道熔覆实验时,道间尺寸分别选用  $d_1=1\times 10^{-3}$  m、 $d_2=1.25\times 10^{-3}$  m、 $d_3=1.5\times 10^{-3}$  m,激光的光斑直径  $D=2\times 10^{-3}$  m。根据计算可以确定不同道间尺寸  $d_1$ 、 $d_2$ 、 $d_3$  下  $\eta_1$  的值(以下简称  $\eta_{d1}$ 、 $\eta_{d2}$ 、 $\eta_{d3}$ ),如图 5 所示。

由热传导方程可知,熔覆时工件表面的温度  $T$  的方程可由式(5)表示。

$$T = \frac{8P\gamma\sqrt{R_{\text{粉}}}}{\pi K_{\text{粉}}\sqrt{v}\cdot D^3} \quad (5)$$

式中:  $v$  为激光熔覆的扫描速度, m/s;  $K_{\text{粉}}$  为熔覆粉末的热导系数, W/(m·K);  $R_{\text{粉}}$  为熔覆粉末的热扩散系数,  $\text{m}^2/\text{s}$ 。经查资料可得, WC/12Co 陶瓷粉末中,  $K_{\text{WC}}=121$  W/(m·K),  $K_{\text{Co}}=69$  W/(m·K);  $R_{\text{WC}}=59.55\times 10^{-6}$   $\text{m}^2/\text{s}$ ,  $R_{\text{Co}}=18.94\times 10^{-6}$   $\text{m}^2/\text{s}$ 。混合粉末的热扩散系数、热导系数采用两相混合粉末调和平均的方法得出,经计算得,  $K_{\text{粉}}=111$  W/(m·K),  $R_{\text{粉}}=47.37\times 10^{-6}$   $\text{m}^2/\text{s}$ 。考虑到激光系统的能量转化率受到不同激光加工系统的影响,多道熔覆系统中激光输出的能量主要用于熔覆材料与基体材料的吸收熔化、辐照到基体表面的反射与向四周的扩散、激光能量在基体材料中的传递并产生热影响等。因此,激光系统的能量转化率  $\gamma$  按 10% 计算,根据上述方程(4)、(5)制定实验工艺参数,如表 1 所示。制备后的多道熔覆层如图 6 所示。

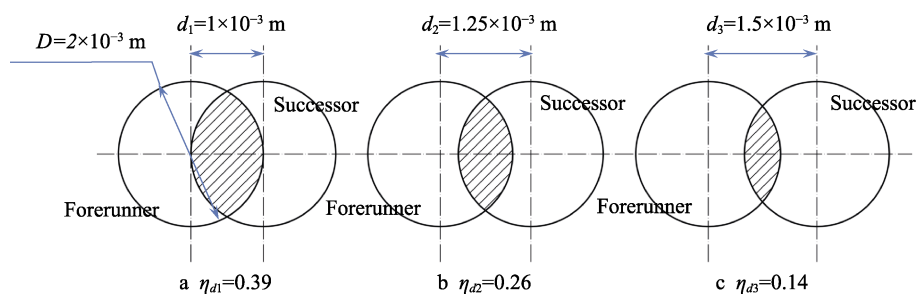


图 5 不同道间尺寸下的  $\eta_1$  值  
Fig.5 Values of  $\eta_1$  at different interchannel sizes

表 1 多道激光熔覆工艺参数及热流密度  
Tab.1 Multi-channel laser cladding process parameters and heat flux density

Order	Laser power/W	Scanning speed/ ( $10^{-3} \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ )	Dimension between channels/ ( $10^{-3} \text{ m}$ )	Heat flux density/ ( $10^6 \text{ W} \cdot \text{m}^{-2}$ )	Surface temperatur/K
1	600	1	1.25	24.06	3 349
2	600	3	1.25	24.06	1 934
3	600	3	1.5	21.77	1 934
4	900	1	1	39.82	5 024
5	900	2	1	39.82	3 552
6	900	3	1	39.82	2 900
7	900	3	1.25	36.09	2 900
8	900	3	1.5	32.65	2 900
9	1 100	3	1	48.66	3 545
10	1 100	3	1.25	44.11	3 545
11	1 100	3	1.5	39.91	3 545
12	1 300	3	1	57.51	4 189
13	1 300	3	1.25	52.13	4 189
14	1 300	3	1.5	47.17	4 189



图 6 多道熔覆层  
Fig.6 Multi-channel cladding layer

熔覆后采用线切割对试样进行切割,用 Axio Vert.A1 型倒置式金相显微镜(OM)观察不同热流密度下熔覆层组织的变化趋势,用 S-3000N 型扫描电镜(SEM)及 NORAN-QUEST II 型能谱仪(EDS)进行熔覆层微观组织观察及成分分析,扫描电镜检测时的电子加速电压为 20 kV。观察前,分别使用 240、400、600、800、1 000、1 200 目的 SiC 砂纸对熔覆层截面进行打磨,打磨完成后,用 MP-2B 抛光机对表面抛光至镜面状。再将 HF、HNO<sub>3</sub>、H<sub>2</sub>O 按体积比 1:4:7 配制腐蚀液,把截面静置于腐蚀液内 5~10 s 后取出,用 99.5%的 C<sub>2</sub>H<sub>5</sub>OH 溶液进行超声清洗。用 HVS-1000 型显微硬度计进行熔覆层硬度测量,在试验载荷为 0.2 N、保荷时间为 15 s 条件下,纵向硬度从熔覆层顶部开始,以间隔 0.2 mm 向基体底部进行测量,每位置横向间隔 0.3 mm 取 5 点,计算平均值作为该区域的硬度值。横向硬度在熔覆层最高硬度范围内,横向间隔 0.3 mm 进行一次测量,共测量 30 次。用 D/MAX-2500 型 X 射线衍射仪(XRD)进行物相表征,检测时射线源选择 Cu 靶,扫描范围  $2\theta$  为

10°~90°,扫描速度为 8 (°)/min。

### 3.2 不同热流密度下多道熔覆层截面形貌分析

不同热流密度下多道熔覆层截面的形貌如图 7 所示。当熔覆层所受到的热流密度总值  $q_n$  小于  $24.06 \times 10^6 \text{ W/m}^2$  时,熔覆层内存在大量的气孔,但熔覆截面内少有裂纹。伴随着熔覆层表面温度的升高,熔覆层上部和中部的的气孔依然存在,但数量逐渐减少,结合区的气孔逐渐增加,即使  $T=3\,349 \text{ K}$  时,熔覆层内部依然没有明显的裂纹。当  $T=2\,900 \text{ K}$  时,  $q_n$  在  $36.09 \times 10^6 \sim 39.82 \times 10^6 \text{ W/m}^2$  变化时,熔覆层内的气孔极少,内部组织均匀且无裂纹。但是当  $T=3\,545 \text{ K}$  时,熔覆层结合区内产生了裂纹。由图 7 中可以看出,裂纹的扩展方向从底部结合区纵跨向熔覆层表面增长。当  $q_n$  达到  $44.11 \times 10^6 \text{ W/m}^2$  以上时,熔覆层内又形成较多的气孔,熔覆层已经产生了明显的垂直纵向贯穿裂纹。随着  $T$  的逐渐加大,熔覆层内的裂纹尺寸与数量逐渐增加,缺陷部分尺寸明显增大,难以形成完整的熔覆层结构。

由图 7a、b 可以看出,大量气孔悬置于熔覆层的中上部。这是由于在金属陶瓷多道熔覆过程中,熔覆层内 WC 受热分解产生的 C 元素与 O 元素反应生成了 CO 和 CO<sub>2</sub> 气体。当熔覆层的热流密度与表面温度较低时,过小的热流强度导致气体的逸出阻力减少,生成的气体在熔覆层急冷急热的过程中来不及逸出而停留在中上部。当  $T=3\,349 \text{ K}$  时,随着表面温度的加大,热流强度的变大增加了气体的逸出阻力,因此气体会因热流强度的冲压而悬置于结合区内,形成如图 7c 的熔覆截面形貌。同时,由于 WC/12Co 粉末本



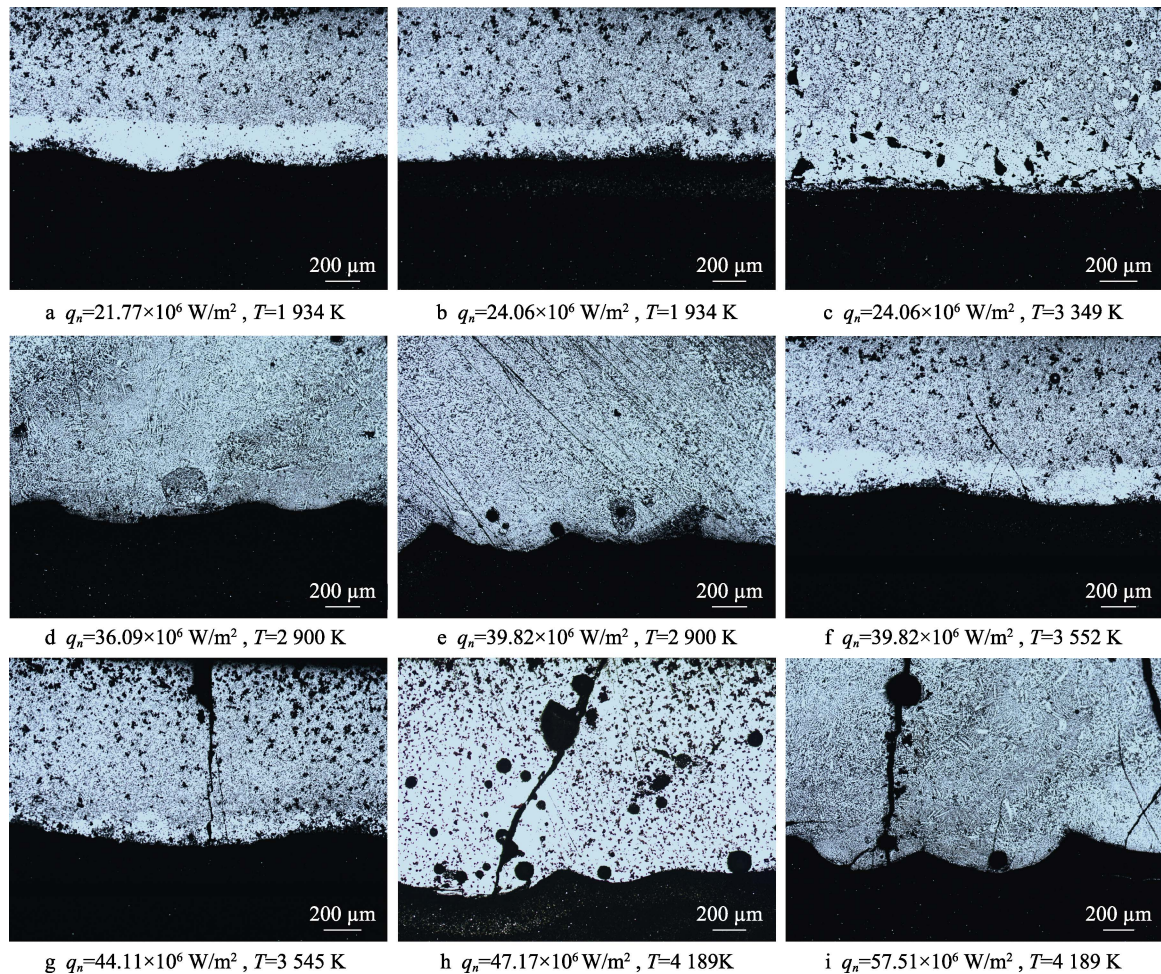


图 7 不同热流密度下多道熔覆层截面形貌

Fig.7 Multi-channel cladding layer section morphology under different heat flux densities

身的润湿性较差,当热流密度较低时,即使表面温度较高,熔覆粉末仍会处于不完全熔化的状态,未融化的粉末进一步阻碍了熔覆层的流动性,使之形成断续的流动表面,最终加剧了多孔熔覆截面的形成。

如图 7d、7e 所示,当热流密度与表面温度达到合理的匹配时,粉末与激光热流强度配合较好,粉末能够充分熔化,熔覆层内的粉末流动性较高,因此熔覆层内的气孔极少。热流密度和表面温度虽然都可以提高熔覆层内的热流强度,但对比图 7c、d 可以看出,表面温度的提高瞬时加大了熔覆层内的气体逸出阻力,不利于气体的排出,而采用增加热流密度而适当降低表面温度的方法,可以有效减小熔覆层中产生气孔的几率。这是因为热流密度不仅来源于制备当前道次时产生值,而且来源于在制备与其相邻道次时对其的影响值,相邻道次所产生的热流密度相当于对前置熔覆层进行了极短时间内的二次重熔,延缓了熔覆层冷却的时间。研究表明,激光重熔具有增加熔覆层内气体逸出时间、释放熔覆层内应力、细化熔覆层组织等作用<sup>[27]</sup>。因此,多道熔覆过程中,在一定范围内,适当增加热流密度比增大表面温度对形成良好无气孔的熔覆层更有利。

如图 7f 所示,一旦热流密度与表面温度超过合理的匹配范围,二者发生变化而升高时,过量的热流密度会导致部分粉末发生气化,不仅在熔覆层表面产生了抑制作用,使气体在极短的时间内无法全部排出,而且加剧了熔覆层开裂的倾向,最终导致了熔覆层内气孔的再次增加与裂纹的生产。研究表明,金属陶瓷粉末裂纹的产生与熔覆层和基体之间的温度梯度有关。过量的热流密度通过熔覆层表面向基体内部进行传导,由于多道熔覆的搭接边界多,前置冷却后的熔覆层与后续正在制备的熔覆层容易形成不同的温度场,造成搭接边界局部的温度梯度较大,因此增加了熔覆层开裂的倾向。

在过量的热流密度影响下,陶瓷熔覆层内部与基材之间产生的热应力,也是造成熔覆层裂纹产生的主要原因<sup>[28-29]</sup>。如图 7g、h、i 所示,当热流密度过量,特别是表面温度很大时,导致熔覆层温度与室温差距过大,由于本身 WC/12Co 金属陶瓷层与 M2 基材的热膨胀系数差值较大,因此产生了较大的热应力。当热应力大于陶瓷层的结合强度时,就容易造成熔覆层的开裂。但当熔覆层热流密度不是很大时,金属陶瓷熔覆层和基体之间产生的热应力较小,未超过熔覆层

的内部组织结合强度, 裂纹一般不会产生。

### 3.3 不同热流密度下多道熔覆层显微硬度分析

选取扫描速度为 3 mm/s、道间尺寸为 1.25 mm、不同热流密度的多道熔覆件测量纵向显微硬度, 如图 8 所示。可以看出, 不同热流密度下熔覆层不同位置存在硬度梯度, 且具有相似的硬度变化趋势。在距离熔覆层顶部 0.4 mm 左右的区域范围内, 显微硬度最高。当  $q_n=36.09 \times 10^6 \text{ W/m}^2$  时, 熔覆层的显微硬度最高, 达到 1 300HV 左右。随后从熔覆层至结合区显微硬度呈现逐渐下降的趋势, 结合区与热影响区硬度均低于基体的平均硬度。熔覆层的内部组织与工作时的热流密度密切相关, 其二者之间存在复杂的对应关系。根据显微硬度曲线可以看出, 当  $q_n=36.09 \times 10^6 \text{ W/m}^2$  时, 曲线上各个位置的硬度值几乎都高于其他热流密度的硬度值, 表明此时的热流密度值在制备较为优异的陶瓷熔覆层硬度指标是一个较为理想的工艺参数。

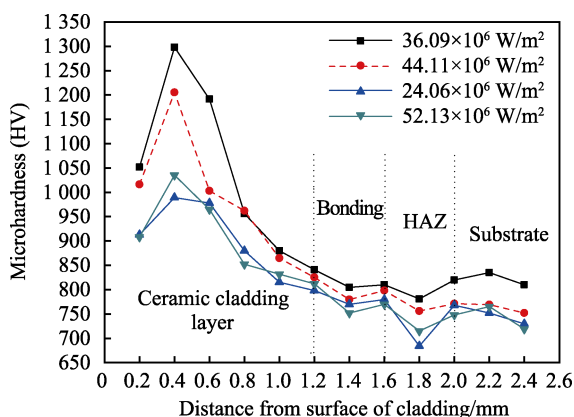


图 8 不同热流密度下熔覆层纵向硬度变化曲线  
Fig.8 Curves of cladding layer longitudinal microhardness under different heat flux densities

在  $q_n=36.09 \times 10^6 \text{ W/m}^2$  时, 多道搭接熔覆层横向硬度测量曲线如图 9 所示。可以看出, 整个搭接的熔覆层其显微硬度存在波动性, 但波动的变化具有一定的规律性。通过测量可得, 在相邻道次的搭接区间内, 显微硬度 (1 350HV 左右) 略高于非搭接区间的显微硬度 (1 250HV 左右)。

### 3.4 不同热流密度下的熔覆层物相与显微组织分析

不同热流密度下熔覆层 EDS 分析结果如图 10 所示。可以看出, 不同的热流密度影响下, 熔覆层内的 W 元素变化程度不大, 但 Fe 元素随着热流密度的增大而占比逐渐增加。熔覆层中的 Fe 元素全部来自于高速钢基材, Fe 元素的增加说明随着热流密度的加大, 基体材料参与熔覆过程的质量逐渐增多, 即熔覆

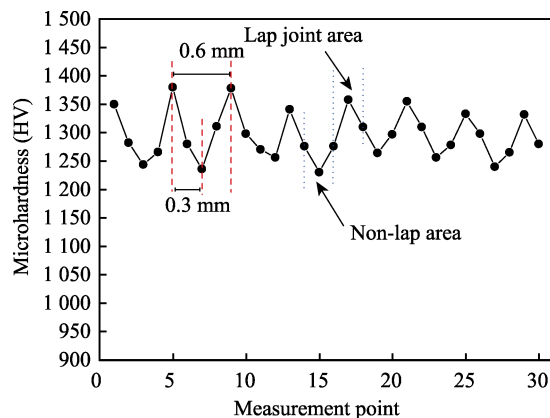


图 9 多道搭接熔覆层横向显微硬度变化曲线  
Fig.9 Curve of the lateral microhardness of multi-channel overlapping cladding layer

层结合区到基材表面的尺寸增加、熔深增大。由于较大的热流密度容易使基材表面及内部形成过量的热应力而造成较大的变形, 同时随着基材截面参与熔覆的深度增加, 导致基材剩余部分的尺寸减小, 因此会影响基材的抗弯曲强度, 在变形量过大时也加剧了熔覆层及基材的断裂。

不同热流密度下的熔覆层显微组织如图 11 所示。熔覆层内组织的结晶形态主要受到激光温度梯度 ( $G$ ) 与垂直方向熔凝速度 ( $R$ ) 之比 ( $G/R$ ) 和熔覆层的冷却时间的影响,  $G/R$  的值主要影响组织的形状, 而冷却时间主要影响组织的尺寸<sup>[20,30]</sup>。从图 11 中可以看出, 当  $q_n$  小于  $24.06 \times 10^6 \text{ W/m}^2$  时, 由于热流密度不大,  $G/R$  的值较小, 因此熔覆层内的晶体会沿着垂直于熔凝界面择优生长, 形成细长的枝状晶。此时相邻道次间的热影响较小, 熔覆层的冷却时间较短, 导致大量晶体来不及变大, 加上晶体增长时晶界间的相互阻碍, 因此只有少数垂直于液态金属方向上的晶粒能够继续增长, 最终熔覆层形成以排列较为规律的尺寸较窄的枝状晶组织, 如图 11a、b 所示。当  $q_n$  在  $36.09 \times 10^6 \sim 39.82 \times 10^6 \text{ W/m}^2$  变化时, 热流密度的增加导致  $G/R$  的值逐渐增大, 部分内部晶体组织在其影响下, 开始偏离原本垂直的固液界面方向, 无规律地向外延伸增长, 因此部分细长枝状晶逐渐向等轴胞状晶转变, 形成以胞状、枝状为主要强化相的多晶体混合组织, 如图 11c、d 所示。参考熔覆层硬度 (见图 8), 此时  $G/R$  的值与冷却时间达到动态平衡, 熔覆层内组织的晶界强化作用较好, 显微硬度较高。当  $q_n$  大于  $44.11 \times 10^6 \text{ W/m}^2$  时, 热流密度虽然导致熔覆层内的温度梯度增加, 但在后续道次熔覆时, 强烈的激光能量辐射与热传导导致前置熔覆层的冷却时间大大延长, 因此熔覆层内组织的长大时间充足, 大量亚稳态的枝状逐渐团聚成稳态的块状结构, 如图 11e、f 所示。块状组织由于晶界数量大幅减少, 因此该热流密度范围内的熔覆层硬度降低。

不同热流密度下的陶瓷熔覆层 XRD 图谱如图 12



所示。虽然不同热流密度下熔覆层组织的晶体尺寸和稳定形态不尽相同, 但不同热流密度下的主要物相几乎一样。通过比对标准 PDF 卡片的衍射峰, 推断熔覆层主要由  $M_6C$  ( $Fe_3W_3C$ 、 $Co_3W_3C$ 、 $Mo_3Co_3C$ )、 $W_2C$ 、 $WC$ 、 $Cr_3Mo$ 、 $(Cr,Fe)_7C_3$  和多种间隙化合物组成。

即使受到的热流密度不同, 多道陶瓷熔覆层的物相也主要由 4 种晶粒结构组成。以热流密度  $q_n=39.82 \times 10^6 \text{ W/m}^2$ ,  $T=2\ 900 \text{ K}$  时的熔覆层中部组织为例 (见图 13), 对应的不同组织的 EDS 检测结果见表 2。从图 13 中可以看出, 熔覆层内硬质相主要以等轴胞状晶 P1 和少量树枝晶 P2 组成。等轴胞状晶 P1 多以团

聚形式均匀分布于熔覆层内, 这是由于融化后的陶瓷粉末受到较大热流密度以及相邻道次间的热量累积的影响形成高温熔池, 同时多道熔覆时由于制备时间较长, 延缓了已制备好的熔覆层的温度下降速度, 熔池内部向基体方向以及相邻道次间的温度梯度降低, 故增加了熔池内晶体的形核率与团聚流动时间, 因此形成了均衡的团聚块状组织。等轴胞状晶 P1 组织的主要元素由 W 和 C 组成, 推断其主要成分为 WC。树枝状晶 P2 组织受热流密度的影响较大, 其规律是随着热流密度的增大, 树枝状晶的晶体结构逐渐变长与加粗, 晶界数量减少, 但在热流密度较低时, 树枝

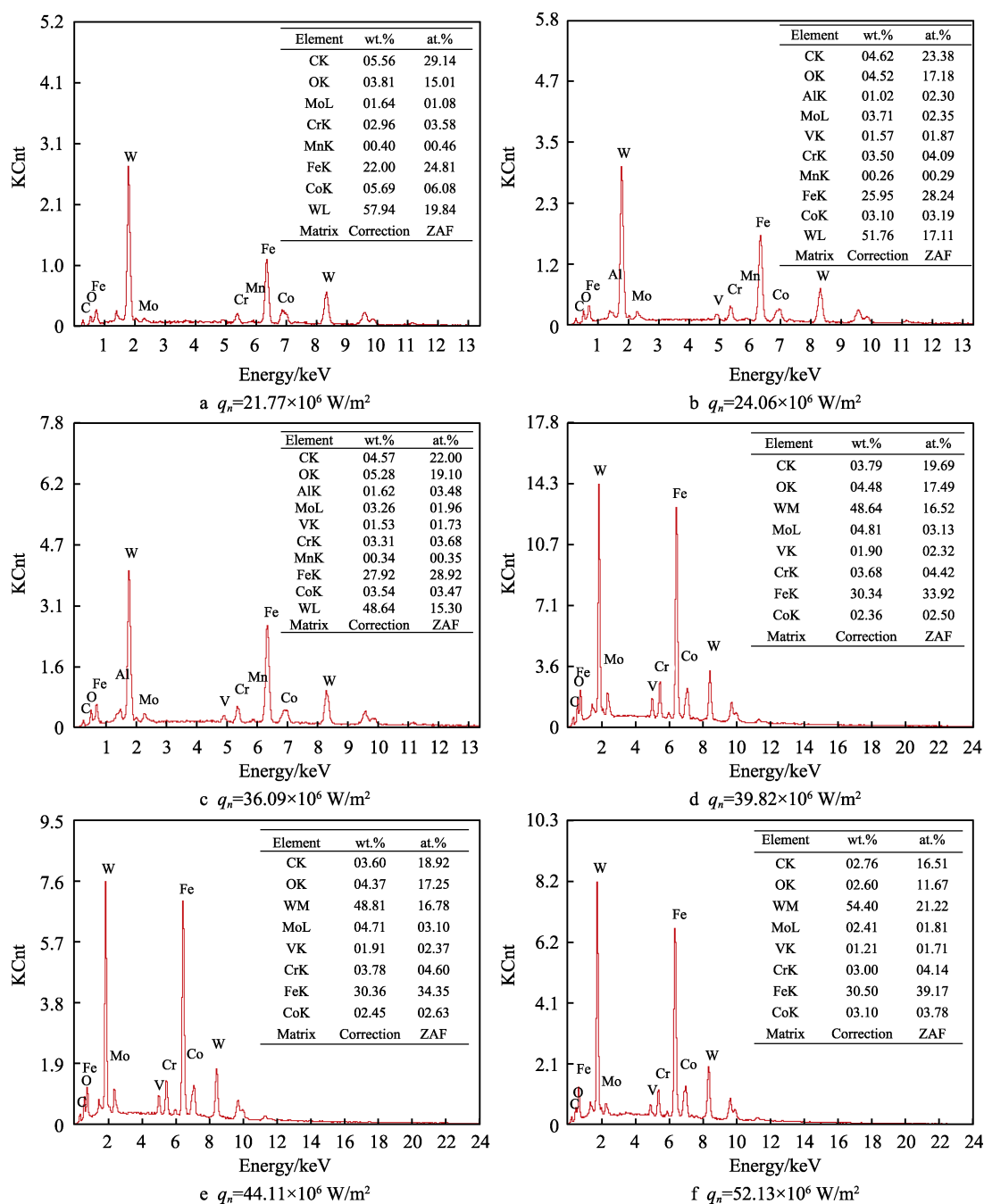


图 10 不同热流密度下的熔覆层 EDS 分析结果

Fig.10 EDS analysis of cladding layer under different heat flux densities

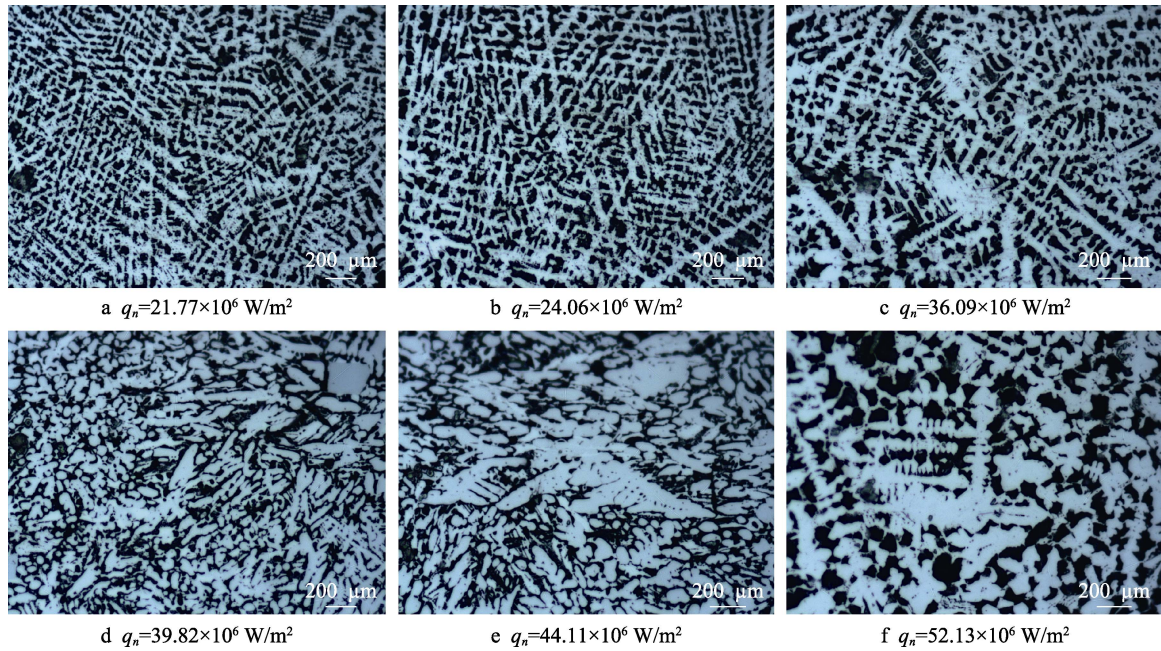


图 11 不同热流密度下熔覆层显微组织

Fig.11 Microstructure of cladding layer under different heat flux densities

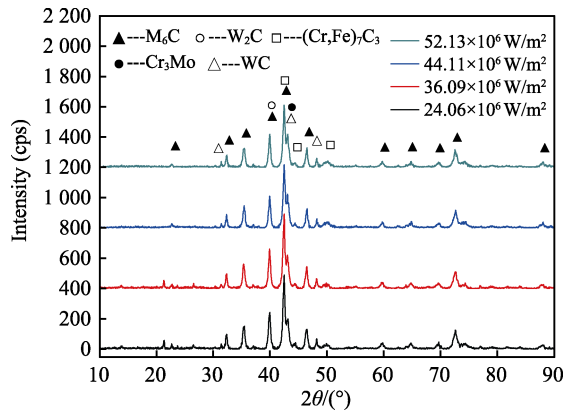


图 12 不同热流密度下熔覆层 XRD 分析结果

Fig.12 Result of XRD analysis of cladding layer under different heat flux densities

状结构明显。P2 的主要元素由 W、C 及少量的 Fe、Co 组成，参考树枝状结构与硬度检测结果，故推断其主要由 WC 及少量  $W_2C$  组成，并有少许的  $Fe_3W_3C$  和  $Co_3W_3C$ 。这是因为 WC 颗粒在较高热流密度的作用下发生分解反应生成  $W_2C$ ，同时  $W_2C$  也发生分解生成 W 和 C，但在熔池较短的冷却时间里， $W_2C$  难以迅速完全分解（特别是热流密度较低的情况下），已分解的 W、C 与熔池中的 Fe、Co 元素发生复杂化合反应，生成  $Fe_3W_3C$  和  $Co_3W_3C$  等多种间隙化合物。黑色相 P4 为间隙化合物，其主要元素为 Fe，其中固溶了大量的 W、C 和少量的 Co、Cr 等元素，参考这类间隙化合物大面积分布于胞状晶组织和树枝晶组织之间，且表面多形成带有孔洞的网状结构，推断其为  $Fe_3W_3C$ 、 $Co_3W_3C$  以及  $(Cr,Fe)_7C_3$ 。在黑色间隙化合物中，分布的白亮小圆点 P3 的主要元素除 Fe、

W、Co 以外，还有少量的 Cr、Mo，推断其除了含有  $M_6C$  型共晶碳化物  $Fe_3W_3C$ 、 $Co_3W_3C$  以外，还存在  $Mo_3Co_3C$  和  $Cr_3Mo$  等析出相。

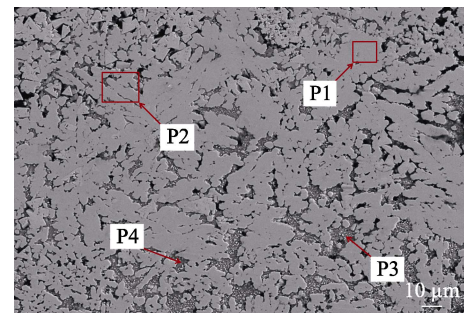


图 13 熔覆层中部组织

( $q_n=39.82 \times 10^6 \text{ W/m}^2$ ,  $T=2900\text{K}$ )

Fig.13 Middle microstructure of cladding layer ( $q_n=39.82 \times 10^6 \text{ W/m}^2$ ,  $T=2900\text{K}$ )

表 2 熔覆层中部组织 EDS 检测结果

Tab.2 EDS detection results of the middle microstructure of cladding layer

Mark point		W	C	Fe	Co	Cr	Mo	V	O
P1	wt. %	85.35	12.57	0.65	1.06	0.38	—	—	—
	at. %	29.99	67.63	0.75	1.16	0.47	—	—	—
P2	wt. %	85.25	8.41	2.56	0.54	3.25	—	—	—
	at. %	36.19	54.64	3.58	0.72	4.87	—	—	—
P3	wt. %	33.80	1.94	50.47	6.99	2.42	2.02	0.41	1.95
	at. %	11.75	10.32	57.75	7.58	2.97	1.35	0.51	7.77
P4	wt. %	23.63	14.24	45.98	10.88	5.27	—	—	—
	at. %	5.30	48.92	33.97	7.62	4.18	—	—	—



热流密度  $q_n=36.09\times10^6\text{ W/m}^2$  时, 熔覆层的组织如图 14 所示。从图 14a 可以看出, 熔覆层中搭接区内的组织与非搭接区内的组织略有差异, 搭接区内的组织同样以胞状、枝状为主的多晶体混合组织, 非搭接区内的组织以分散的枝状晶为主。从图 14b 和图 15 可以看出, 熔覆层底部结合区存在大量块状的陶瓷聚合体。众多文献表明<sup>[6,15,26]</sup>, 高硬度陶瓷聚合体 (WC 和  $\text{W}_2\text{C}$ ) 在熔覆过程中, 由于较高的密度, 在自身的重力作用下往往会沉积在熔覆层与基体的结合区内,

导致结合区裂纹的产生与扩展。这是由于此类组织的抗拉强度较差, 容易在熔覆层较大热应力的影响下形成应力集中, 在较大的熔覆层和基体变形及热冲击的影响下造成开裂。从图 14b 中可以看出, 虽然在熔覆层底部结合区存在大量陶瓷聚合体, 但在此时的热流密度强度下, 熔覆层在获得较高硬度组织的同时, 在熔覆层结合区内并没有导致裂纹的产生, 且组织形貌与性能均较优。因此此时的热流密度范围是一组较为理想的制备参考。

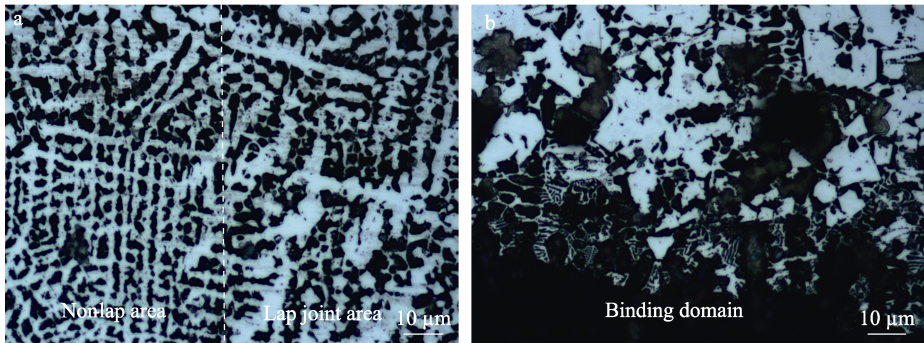


图 14 熔覆层不同区域显微组织 ( $q_n=36.09\times10^6\text{ W/m}^2$ )  
Fig.14 Microstructure of different regions of cladding layer ( $q_n=36.09\times10^6\text{ W/m}^2$ )

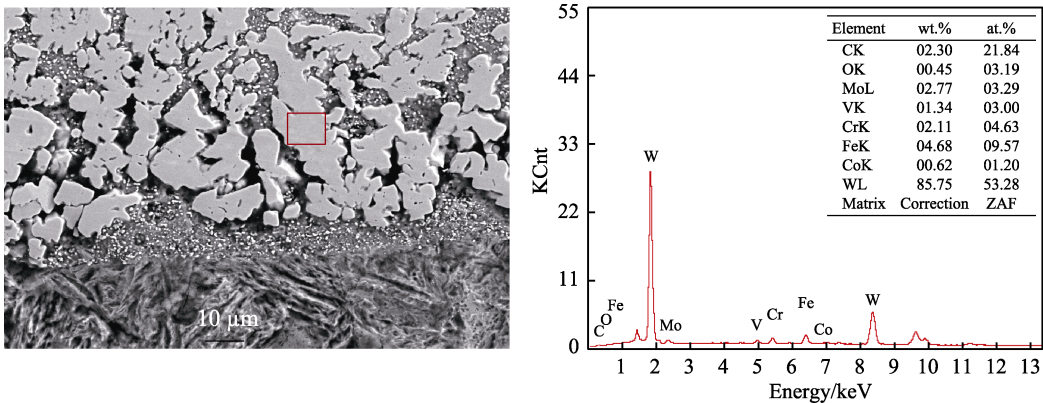


图 15 结合区块状组织能谱分析  
Fig.15 EDS analysis of lumpy tissue in the binding domain

4 结论

- 1) 通过建立单层多道熔覆热流密度耦合影响模型, 并经模拟分析研究, 结果表明, 多道熔覆过程中, 后续第  $n+1$  道熔覆层制备时的热流密度对第  $n$  道的影响较大, 后续第  $n+2$  道及以后道次的影响较小。
- 2) 通过在高速钢刀具表面制备多道 WC/Co 金属陶瓷层以进行验证, 结果表明, 适当增加热流密度比增大熔覆层表面温度对形成良好无气孔的熔覆层更有利。热流密度选取  $36.09\times10^6\text{ W/m}^2$  时, 是一组较为理想的工艺参数。
- 3) 过量的热流密度不仅容易造成相邻道次搭接边界局部的温度梯度及产生的热应力较大, 而且容易导致基材参与熔覆的质量增加而降低基材的抗弯曲强度, 加剧熔覆层及基材的开裂倾向。

- 4) 熔覆层内部的组织形态与工作时的热流密度密切相关。热流密度较小时, 层内组织多呈现细长的枝状晶。随着热流密度的逐渐变大, 层内组织逐渐变成胞状、枝状为主要强化相的多晶体混合组织, 最终趋向于稳态的块状结构。
- 5) 当热流密度为  $36.09\times10^6\text{ W/m}^2$  时, 熔覆层内搭接区组织多为胞状与枝状为主的多晶体混合结构, 非搭接区内的组织以分散的枝状晶为主。整个搭接的熔覆层其显微硬度存在波动性, 但波动的变化具有一定的规律性。

参考文献:

[1] 张津超, 石世宏, 龚燕琪, 等. 激光熔覆技术研究进展

- [J]. 表面技术, 2020, 49(10): 1-11.  
ZHANG J C, SHI S H, GONG Y Q, et al. Research Progress of Laser Cladding Technology[J]. Surface Technology, 2020, 49(10): 1-11.
- [2] 姚喆赫, 姚建华, 向巧. 激光再制造技术与应用发展研究[J]. 表面工程与再制造, 2020, 20(5): 23-27.  
YAO Z H, YAO J H, XIANG Q. Development of Laser Remanufacturing Technology and Application[J]. Surface Engineering & Remanufacturing, 2020, 20(5): 23-27.
- [3] GAO Z N, WANG L L, WANG Y N, et al. Crack Defects and Formation Mechanism of FeCoCrNi High Entropy Alloy Coating on TC4 Titanium Alloy Prepared by Laser Cladding[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 903: 163905.
- [4] 李方义, 戚小霞, 李燕乐, 等. 盾构机关键零部件再制造修复技术综述[J]. 中国机械工程, 2021, 32(7): 820-831.  
LI F Y, QI X X, LI Y L, et al. Review on Repair Technologies for Key Part Remanufacturing of Shield Machines[J]. China Mechanical Engineering, 2021, 32(7): 820-831.
- [5] 李闯, 刘洪喜, 张晓伟, 等. 40Cr 刀具钢表面激光熔覆钴基碳化物复合涂层的组织与性能[J]. 中国激光, 2015, 42(11): 1103002.  
LI C, LIU H X, ZHANG X W, et al. Microstructure and Property of Co-Based Carbide Composite Coating Fabricated by Laser Cladding on 40Cr Tool Steel Surface[J]. Chinese Journal of Lasers, 2015, 42(11): 1103002.
- [6] 刘洪喜, 董涛, 张晓伟, 等. 激光熔覆制备 WC/Co50/Al 硬质合金涂层刀具的微观结构及切削性能[J]. 中国激光, 2017, 44(8): 0802002.  
LIU H X, DONG T, ZHANG X W, et al. Microstructure and Cutting Performance of WC/Co50/Al Cemented Carbide Coated Tools Fabricated by Laser Cladding Process[J]. Chinese Journal of Lasers, 2017, 44(8): 0802002.
- [7] LEI Y W, SUN R L, TANG Y, et al. Microstructure and Phase Transformations in Laser Clad Cr x S y /Ni Coating on H13 Steel[J]. Optics and Lasers in Engineering, 2015, 66: 181-186.
- [8] LIU Y N, DING Y, YANG L J, et al. Research and Progress of Laser Cladding on Engineering Alloys: A Review[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2021, 66: 341-363.
- [9] 张亚标, 李勇峰. 高速钢刀具激光熔覆 AlTiN/NiCoCr 涂层的组织及性能分析[J]. 真空科学与技术学报, 2020, 40(7): 604-608.  
ZHANG Y B, LI Y F. Modification of High Speed Steel Surface with Laser Cladded AlTiN/NiCoCr Bilayers[J]. Chinese Journal of Vacuum Science and Technology, 2020, 40(7): 604-608.
- [10] 吴毛朝, 于爱兵, 魏金龙, 等. 熔覆材料对高速钢刀具激光熔覆断屑台裂纹及硬度的影响[J]. 中国机械工程, 2019, 30(13): 1607-1612.  
WU M C, YU A B, WEI J L, et al. Influences of Cladding Materials on Cracks and Hardnesses of Laser Cladding Chip Breakers on High Speed Steel Cutting Tools[J]. China Mechanical Engineering, 2019, 30(13): 1607-1612.
- [11] 胡桂领, 师鹏, 张磊. 数控机床高速钢刀具激光熔覆 Co-WC 的组织与切削加工性能[J]. 激光与光电子学进展, 2022, 59(11): 1114008.  
HU G L, SHI P, ZHANG L. Microstructure and Machinability of Laser Cladding Co-WC on High Speed Steel Tools for Numerical Control Machine Tools[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2022, 59(11): 1114008.
- [12] MARZBAN J, GHASEMINEJAD P, AHMADZADEH M H, et al. Experimental Investigation and Statistical Optimization of Laser Surface Cladding Parameters[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2015, 76(5): 1163-1172.
- [13] WENG Z K, WANG A H, WU X H, et al. Wear Resistance of Diode Laser-Clad Ni/WC Composite Coatings at Different Temperatures[J]. Surface and Coatings Technology, 2016, 304: 283-292.
- [14] LEE C M, PARK H, YOO J, et al. Residual Stress and Crack Initiation in Laser Clad Composite Layer with Co-Based Alloy and WC+NiCr[J]. Applied Surface Science, 2015, 345: 286-294.
- [15] 刘洪喜, 冷凝, 张晓伟, 等. 40Cr 刀具表面激光熔覆 WC/Co50 复合涂层的微观组织及其磨损性能[J]. 红外与激光工程, 2016, 45(1): 120001.  
LIU H X, LENG N, ZHANG X W, et al. Microstructure and Wear Behavior of WC/Co50 Composite Coatings on 40Cr Cutting Tool Surface Prepared by Laser Cladding[J]. Infrared and Laser Engineering, 2016, 45(1): 120001.
- [16] 程改兰, 冯金广, 陈正学. 刀具用 W<sub>18</sub>Cr<sub>4</sub>V 钢表面激光熔覆 CoMoN/WC 涂层组织与红硬性分析[J]. 真空科学与技术学报, 2020, 40(5): 432-436.  
CHENG G L, FENG J G, CHEN Z X. Red Hardness of Laser Cladded CoMoN/WC Composite Coating on W<sub>18</sub>Cr<sub>4</sub>V High Speed Steel[J]. Chinese Journal of Vacuum Science and Technology, 2020, 40(5): 432-436.
- [17] 付宇明, 赵华洋, 郑丽娟, 等. 多元陶瓷相在激光熔覆层中的溶解机制研究[J]. 中国机械工程, 2019, 30(23): 2884-2889.  
FU Y M, ZHAO H Y, ZHENG L J, et al. Research on Dissolution Mechanism of Multi-Component Ceramic Phases in Laser Cladding Coatings[J]. China Mechanical Engineering, 2019, 30(23): 2884-2889.
- [18] 孙帅, 李崇桂, 李帅, 等. WC 含量对激光熔覆 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiO<sub>2</sub> 涂层组织与性能的影响[J]. 金属热处理, 2018, 43(12): 78-82.  
SUN S, LI C G, LI S, et al. Effect of WC Content on Microstructure and Properties of Laser Clad Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiO<sub>2</sub> Coating[J]. Heat Treatment of Metals, 2018, 43(12): 78-82.
- [19] 杨二娟, 李勇, 李巍, 等. WC 含量对激光熔覆 NiCrBSi-WC 复合涂层显微结构及力学性能的影响[J]. 表面技术, 2019, 48(9): 238-244.  
YANG E J, LI Y, LI W, et al. Effect of WC Particle



- Content on Microstructure and Mechanical Properties of Laser Cladded NiCrBSi-WC Composite Coating[J]. Surface Technology, 2019, 48(9): 238-244.
- [20] ERFANMANESH M, SHOJA-RAZAVI R, ABDOLLAH-POUR H, et al. Friction and Wear Behavior of Laser Cladded WC-Co and Ni/WC-Co Deposits at High Temperature[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2019, 81: 137-148.
- [21] 舒林森, 王家胜. 铣刀盘激光熔覆修复过程的温度场与应力场有限元仿真[J]. 中国机械工程, 2019, 30(1): 79-84.
- SHU L S, WANG J S. Finite Element Simulations of Temperature Fields and Stress Fields in Laser Cladding Repair Processes of Milling Cutter Disks[J]. China Mechanical Engineering, 2019, 30(1): 79-84.
- [22] 柴蓉霞, 田妍, 周新建, 等. 回字形扫描路径下高速激光熔覆数值模拟及实验研究[J]. 中国激光, 2023, 50(8): 120-130.
- CHAI R X, TIAN Y, ZHOU X J, et al. Numerical Simulation and Experimental Study of High-Speed Laser Cladding under Circular Scanning Path[J]. Chinese Journal of Lasers, 2023, 50(8): 120-130.
- [23] HEIGEL J C, MICHALERIS P, REUTZEL E W. Thermo-Mechanical Model Development and Validation of Directed Energy Deposition Additive Manufacturing of Ti-6Al-4V[J]. Additive Manufacturing, 2015, 5: 9-19.
- [24] 李海洋, 宋建丽, 唐彬, 等. H13 钢表面激光熔覆 Stellite6 合金的温度场数值模拟[J]. 应用激光, 2020, 40(4): 571-578.
- LI H Y, SONG J L, TANG B, et al. Numerical Simulation of the Laser Cladding Temperature Field of Stellite6 Alloy on the Surface of H13 Steel[J]. Applied Laser, 2020, 40(4): 571-578.
- [25] 王志坚, 王宗园, 宋鸿武, 等. TC4 钛合金激光熔覆熔池凝固传热研究[J]. 机械设计与制造, 2018(10): 85-88.
- WANG Z J, WANG Z Y, SONG H W, et al. Study on Heat Transfer of Molten Pool in Laser Cladding of Titanium Alloy TC4[J]. Machinery Design & Manufacture, 2018(10): 85-88.
- [26] 陈翔, 张德强, 李金华, 等. 激光辐照区中心温度对高速钢刀具熔覆 WC/Co 陶瓷层裂纹与组织的影响[J]. 表面技术, 2021, 50(4): 113-124.
- CHEN X, ZHANG D Q, LI J H, et al. Effect of Laser Irradiation Area Central Temperature on Crack and Microstructure of M2 High-Speed Steel Cutter Surface Coating WC/Co by Laser Cladding[J]. Surface Technology, 2021, 50(4): 113-124.
- [27] 杜辉辉, 赵运才. 激光重熔轨迹对 Fe 基 Ni/WC 喷涂涂层显微组织和残余应力的影响[J]. 金属热处理, 2018, 43(6): 132-137.
- DU H H, ZHAO Y C. Influence of Laser Remelted Paths on Microstructure and Residual Stress of Fe-Base Ni/WC Sprayed Coatings[J]. Heat Treatment of Metals, 2018, 43(6): 132-137.
- [28] 赵树国, 李成龙. 激光熔覆工艺参数对 CBN 膜层裂纹率的影响[J]. 中国表面工程, 2015, 28(6): 119-126.
- ZHAO S G, LI C L. Relationship between Crack Rate of CBN Coating and Parameters of Laser Cladding[J]. China Surface Engineering, 2015, 28(6): 119-126.
- [29] 余本海, 胡雪惠, 吴玉娥, 等. 电磁搅拌对激光熔覆 WC-Co 基合金涂层的组织结构和硬度的影响及机理研究[J]. 中国激光, 2010, 37(10): 2672-2677.
- YU B H, HU X H, WU Y E, et al. Studies of the Effects and Mechanism of Electromagnetic Stirring on the Microstructures and Hardness of Laser Cladding WC-Co Based Alloy Coating[J]. Chinese Journal of Lasers, 2010, 37(10): 2672-2677.
- [30] 张晓东, 揭晓华, 罗松, 等. WC/Co-Cr 复合涂层激光熔覆工艺优化与表征[J]. 表面技术, 2015, 44(6): 11-16.
- ZHANG X D, JIE X H, LUO S, et al. Process Optimization for Laser Cladding Operation of WC/Co-Cr and Its Characterization[J]. Surface Technology, 2015, 44(6): 11-16.