

基于激光填丝熔覆的 Cr12MoV 模具修复及性能表征

尹研, 王匀, 许桢英, 於伟杰, 李瑞涛, 刘宏

(江苏大学 机械工程学院, 江苏 镇江 212013)

摘要: **目的** 引入基体表面粗糙度作为激光填丝熔覆工艺参数, 在 Cr12MoV 表面获得综合性能优良的熔覆层, 研究激光功率、送丝速度、扫描速度和表面粗糙度对熔覆层形貌的影响。**方法** 利用 Nd:YAG 脉冲激光在 Cr12MoV 基体上熔覆 SDK11 丝材, 用于修复模具表面损伤。利用光学显微镜、SEM 和 EDS 对熔覆层、热影响区微观结构和化学组成进行表征, 通过显微硬度仪获得熔覆层纵向硬度分布。**结果** 因为陷光效应, 表面粗糙度对熔覆层形貌影响较大, 随着粗糙度变大, 激光吸收率提高, 熔深和稀释率增加, 高度降低。影响机理的本质是有效体能量 E_v 和比填丝率 ω 。当 E_v 为 80~100 J/mm³、 ω 为 1~3 时, 可获得较为稳定的熔覆工艺, 熔覆层由胞状晶、柱状晶和等轴晶混合组成, 并且晶粒细小, 存在硬质铬钒碳化物, 可使硬度提升 900 HV, 是基体的 3 倍。**结论** E_v 和 ω 可以作为关键控制工艺因素, 在特定范畴内可以获得稀释率低的扁平熔覆层, 熔合缺陷少, 熔覆层硬度高, 不存在明显软化区域。激光填丝熔覆可以达到模具表面缺陷修复的要求。

关键词: Cr12MoV; 激光填丝熔覆; 表面粗糙度; 形貌特征; 微观组织; 显微硬度

中图分类号: TG456.7; TN249 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2019)11-0312-08

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2019.11.035

Repair and Characterization of Cr12MoV Dies Based on Laser Cladding by Wire

YIN Yan, WANG Yun, XU Zhen-ying, YU Wei-jie, LI Rui-tao, LIU Hong

(School of Mechanical Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, China)

ABSTRACT: The work aims to obtain the cladding layer with excellent comprehensive properties on Cr12MoV by introducing the surface roughness of substrate as a process parameter of laser cladding with wire, so as to study the effects of laser power, wire feeding speed, scanning speed and surface roughness on clad geometry. SKD11 steel wire was deposited on Cr12MoV plate by Nd:YAG pulsed laser to repair the die surface damage. The microstructure and chemical composition of clad samples were characterized by optical microscope, SEM and EDS and the microhardness profiles was determined via the

收稿日期: 2019-01-19; 修订日期: 2019-09-27

Received: 2019-01-19; Revised: 2019-09-27

基金项目: 国家自然科学基金资助项目 (51575245, 51679112); 江苏省重点研发计划 (BE2016161)

Fund: Supported by the National Natural Science Foundation of China (51575245, 51679112) and the Major Research Program of Jiangsu (BE2016161)

作者简介: 尹研 (1993—), 男, 硕士研究生, 主要研究方向为激光熔覆。

Biography: YIN Yan (1993—), Male, Master, Research focus: laser cladding.

通讯作者: 王匀 (1975—), 男, 博士, 教授, 主要研究方向为激光成形新技术、金属塑性成形。邮箱: wangyun@ujs.edu.cn

Corresponding author: WANG Yun (1975—), Male, Doctor, Professor, Research focus: new technology of laser forming and metal plastic forming. E-mail: wangyun@ujs.edu.cn

microhardness tester. From the experiment results, the surface roughness had significant impact on morphology of cladding layer due to the light trapping effect. With the increases of roughness, the laser absorption ratio was improved and both the clad depth and the dilution increased, but the height decreased. The essence of influence mechanism was the effective body energy E_v and the specific filling rate ω . When E_v was 80~100 J/mm³ and ω was 1~3, a relatively stable cladding process could be obtained. The cladding layer consisted of a mixture of cellular grain, columnar grain and equiaxed grain where the grains were fine and hard vanadium carbide particles existed. Thus, the surface hardness increased to 900 HV, 3 times over that of the base metal. E_v and ω can be used as key process factors. In the specific category of E_v and ω , a flat cladding layer with low dilution, less fusion defects, high hardness and no apparently softened zone can be obtained and laser cladding with wire meets the requirement of die repair.

KEY WORDS: Cr12MoV; laser cladding with wire; surface roughness; clad geometry; microstructure; hardness

Cr12MoV 因为其优异的淬硬性和淬透性、高效的经济效益而被作为冷作模具材料使用。Cr12MoV 模具服役环境恶劣,其表面承受循环交变载荷,局部区域产生应力集中,易出现磨损脱落、断裂崩刃等表面失效现象,进而报废^[1]。因此,有必要修复这些失效表面,以延长使用寿命并降低成本。传统的修复技术,例如 TIG、MIG、PAW 和 GMAW 等,由于热影响区大、稀释率高,不适用于高精度模具修复^[2]。而激光熔覆以其组织细化均匀、结合强度高等优点,得到了广泛的应用^[3]。熔覆材料按形状可分为粉末类和丝材类,丝材类与粉末类熔覆相比,具有以下优点:1) 丝材组织致密,使熔覆层表面光滑且没有孔隙、夹杂缺陷;2) 粉末类熔覆利用率一般不到 20%,而丝材是它的 4~5 倍^[4-5];3) 失效位置多位于模具边缘,送丝更利于材料堆积。因此,激光填丝熔覆在模具修复方面具有更好的适用性。

激光熔覆需要通过合适的工艺参数,才能获得良好表面质量和结合强度的熔覆层。Wei Ya 等^[6]分析了马氏体不锈钢 4Cr13 熔覆效率随工艺条件的变化以及热输入对稀释度的影响,发现随着热输入的增加,熔覆效率先上升后下降,稀释率大幅降低。Rahul Unnikrishnan 等^[7]研究了 304 L 基体显微组织、残余应力和耐腐蚀性与热输入的关系,发现随着热输入的增加,熔覆层铁含量增多,熔覆区和 HAZ 枝晶宽度变大。激光吸收率是影响热输入的关键因素,已有研究发现,激光吸收率敏感程度取决于材料激光吸收特征长度,而金属材料特征长度只有 0.1 μm,所以金属表面形态对吸收率的影响至关重要^[8-11]。黄延禄等^[12]通过实验测量了铝合金的激光吸收率,发现表面黑化和粗糙化可大大提高吸收率。Vorobyev 等^[13]利用飞秒激光雕刻出微纳粗糙表面,激光吸收率可提高到

95%,是未处理表面的 9 倍。

目前,国内外对激光熔覆的研究多集中于不锈钢和铝合金基体,而对 Cr12MoV 冷作模具钢的激光填丝熔覆研究较少;此外,国内外对基体表面状态的研究多集中于其对激光吸收率的影响,但表面粗糙度作为一种工艺参数对熔覆层形貌特征影响的研究尚不多见。因此,本文引入基体表面粗糙度作为激光熔覆工艺参数,选择激光功率 P 、扫描速度 V_s 、送丝速度 V_f 和表面粗糙度 S_a 作为变化因子,选择熔覆层宽度 w 、高度 h 和稀释率 θ 作为表征成形质量的评价标准,研究工艺参数对 Cr12MoV 基体上熔覆 SKD11 丝材的形貌尺寸的影响,并通过微观结构和硬度测试分析熔覆层成形质量,以满足模具修复的应用要求。

1 实验

1.1 实验材料

实验中使用的基体材料和焊丝化学组成如表 1 所示。基体为 Cr12MoV 冷作模具钢,碳当量约为 4.076,远大于临界值 0.6,淬透性高,导热性和焊接性差,冷裂倾向大。样品尺寸为 100 mm×50 mm×5 mm,试样表面处理方法和处理后试样表面粗糙度如表 2 所示。用 KEYENCE VK-250 激光扫描共聚焦显微镜观察样品表面形貌特征,如图 1 所示。其中图 1a、b、c 为样品微观形貌图,红色表示凸起,蓝色表示凹陷,颜色越深表示微观高度差越大;图 1d、e、f 为样品横截面微观轮廓。从图中可以看出,从样品 3 至样品 1,表面沟槽和微坑变细,微观轮廓深度减少。焊丝为直径 0.4 mm 的 SKD11,化学成分与基体相似,有利于模具修复时获得较为稳定的熔覆层。

表 1 基体和焊丝的化学成分
Tab.1 Chemical composition of substrate and wire

Type	%								
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	V	Mo
Cr12MoV	1.66	0.22	0.28	0.0013	0.0011	11.12	0.20	0.22	0.44
SKD11	1.52	0.34	0.52	0.0013	0.0011	12.2	0.45	0.48	1

表 2 样品表面处理方法
Tab.2 Sample surface treatment methods

No.	Surface treatment methods	Roughness S_a
Sample 1	Grind by sandpaper of 80# + decontaminate with acetone	2.969
Sample 2	Grind by sandpapers from 80# to 1500# + decontaminate with acetone	1.083
Sample 3	Grind by sandpapers from 80# to 1500# + polish + decontaminate with acetone	0.354

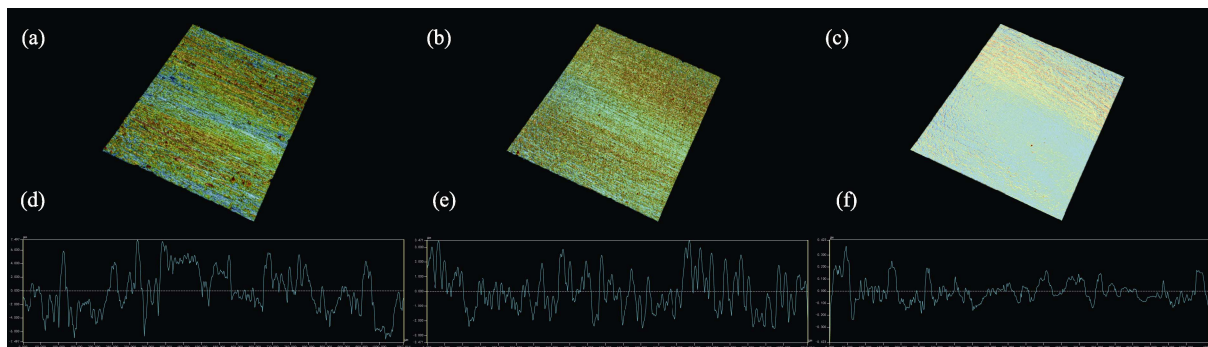


图 1 不同样品的表面三维形貌 (样品 1 (a、d)、样品 2 (b、e)、样品 3 (c、f))
Fig.1 Surface topography of different samples (sample 1 (a, d), sample 2 (b, e), sample 3 (c, f))

1.2 实验过程和方法

本次实验采用 Nd:YAG 脉冲激光器进行填丝熔覆, 激光器频率为 20 Hz, 最大输出功率为 400 W, 光斑直径为 0.8 mm。热导型激光熔覆需要的功率密度范围是 80~122 W/mm²[14], 结合能量吸收率和光斑直径, 可计算出激光功率范围约为 120~300 W。扫描速度取决于基体和熔覆层之间的表面润湿性, 送丝速度则和熔覆层体积增量有关。熔覆时采用前置送丝后置送气方式, 送丝角度为 50°, 保护气为氩气, 可以防止熔池氧化并且加速其冷却。实验按 $L_9(3^4)$ 正交表设计, 如表 3 所示。

表 3 正交实验工艺参数
Tab.3 Process parameters of orthogonal tests

No.	Laser power P/W	Scanning speed $V_s/(mm \cdot s^{-1})$	Wire feeding speed $V_f/(mm \cdot s^{-1})$	Roughness S_a
1	140	1	3	2.969
2	140	1.5	6	1.083
3	140	2	9	0.354
4	220	1	6	0.354
5	220	1.5	9	2.969
6	220	2	3	1.083
7	300	1	3	1.083
8	300	1.5	9	0.354
9	300	2	6	2.969

熔覆试样取垂直于激光扫描方向的横截面, 如图 2 所示。图 2 中包含三个区域: 熔覆层、热影响区 (HAZ) 和基体, 熔覆层由基体和焊丝熔化混合凝固形成, 而热影响区仅由热效应产生。考虑的熔覆层形貌特征包括宽度 w 、高度 h 和稀释率 θ 。稀释率 θ 如

公式 1 所示, 表示为熔覆材料和基体的混合比, 其中 A_c 为熔覆层熔化面积 (基体表面以上部分), A_{mix} 为熔覆层混合面积 (基体表面以下部分)。

$$\theta = A_{mix} / (A_{mix} + A_c) \quad (1)$$

选用王水作为腐蚀剂。用 KEYENCE VK-250 激光扫描共聚焦显微镜测量熔覆层形貌和表面粗糙度。用 JSF-7001F 场发射电子扫描显微镜观察不同区域的微观结构, 进行化学成分分析。用 XHD-1000TM 数字显微硬度仪测定硬度, 载荷 100 g, 保荷时间 15 s。以基体和熔覆层结合面为测量原点, 以垂直于基体表面方向为测量路径 (如图 2 虚线所示), 结合面以上的测量点坐标为正值, 结合面以下的测量点坐标为负值。

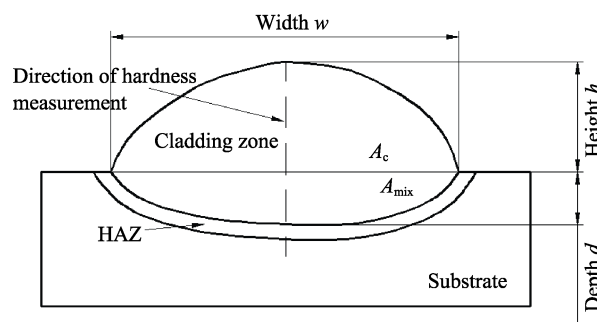


图 2 熔覆层截面示意图
Fig.2 Schematic view of the cross section of cladding layer

2 结果与分析

2.1 工艺参数对熔覆层形貌特征的影响

图 3 分别展示了激光功率、扫描速度、送丝速度和基体表面粗糙度 4 种工艺参数对熔覆层形貌特征的影响。

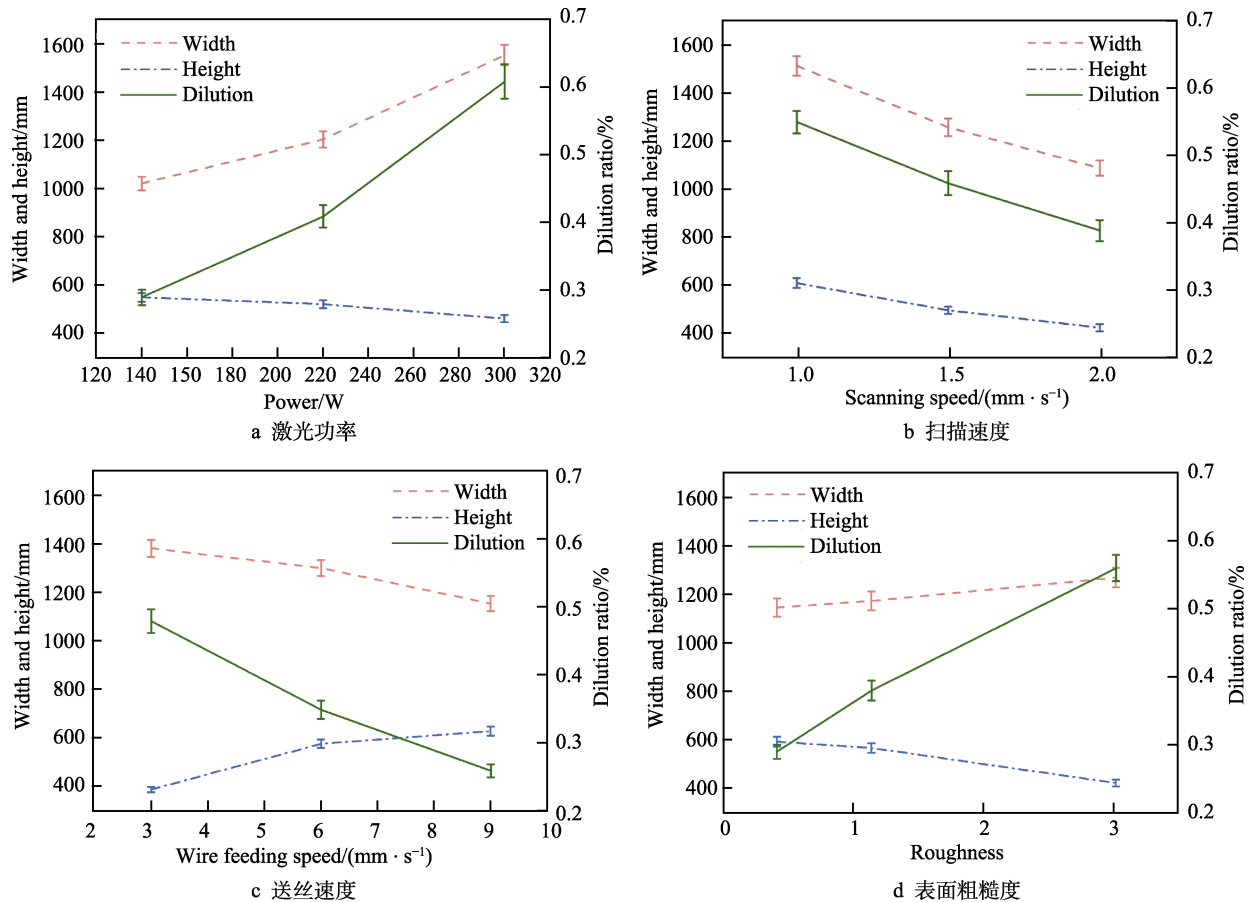


图 3 工艺参数对熔覆层形貌特征的影响

Fig.3 Effect of process parameters on morphology of cladding layer: a) laser power; b) scanning speed; c) wire feed speed; d) surface roughness

随着激光功率的增大,熔覆层高度小幅降低,宽度和稀释率显著增大,如图 3a 所示。这是因为激光热输入随着功率增大而增大,熔池温度升高,导致基体熔化区域加深,更多焊丝熔融至基体表面,使得熔覆层宽度和稀释率增加。而熔覆高度不升反降,是因为基体表面润湿性随着温度升高得到改善,促进了焊丝熔滴在基体上流动;同时,焊丝熔滴温度增大,熔滴表面张力降低,铺展直径增大,导致熔覆高度略微降低。

熔覆层高度、宽度和稀释率均随着扫描速度的增大而减少,如图 3b 所示。这是因为扫描速度决定了激光与基体-焊丝系统的相互作用关系,当扫描速度增大,单位时间内焊丝沉积质量减小,导致熔覆层宽度和高度降低;另一方面,单位时间内的激光热输入量也随之减小,使熔池中元素没有足够的能量和时间扩散,导致稀释率降低。

熔覆层形貌随送丝速度增大的变化趋势示于图 3c,熔覆层宽度略微减小而高度增大,稀释率降低幅度较大。这是因为送丝速度决定了单位时间内焊丝吸收的激光能量,送丝速度过小时,焊丝在接触熔池前已开始熔化,易得到不连续熔覆层,会出现咬边缺陷,结合性能差。而较大送丝速度会使熔覆层获得的焊丝

质量增多,且单位长度焊丝吸收的激光能量减弱,焊丝熔滴温度较低,还没来得及铺展就已经凝固,导致熔覆层高度增加,稀释率降低。

基体表面粗糙度对熔覆层形貌的影响曲线如图 3d 所示。当激光功率为 220 W、扫描速度为 1 mm/s、送丝速度为 6 mm/s 时,不同表面粗糙度熔覆试样的横截面如图 4 所示。从图 4a 至图 4c 可以看出,基体表面粗糙度依次增加,熔覆层宽度基本不变,深度明显变大,高度降低,稀释率增大。基体表面粗糙度对熔覆层形貌特征的影响机理如图 5 所示。当入射激光到达光滑表面时(图 5a),大部分激光光子被金属表面电子反射,仅有很少光子穿过表面电子层被金属吸收。当通过粗糙化扩展表面时(图 5b),由于微观表面的倾斜使被反射的激光光子有机会再次接触基体表面,增大了吸收更多入射激光的几率。而当表面粗糙度继续增大时(图 5c),金属表面沟槽和凹坑加深,入射激光光子在沟槽间的反射次数变多,产生陷光效应,入射激光直接作用于基体的深度方向,导致熔覆层稀释率增大,此外,较大的表面粗糙度可以最小化反射光子数量,导致基体吸收热量增大,改善了表面润湿效果,使得熔覆层高度降低。

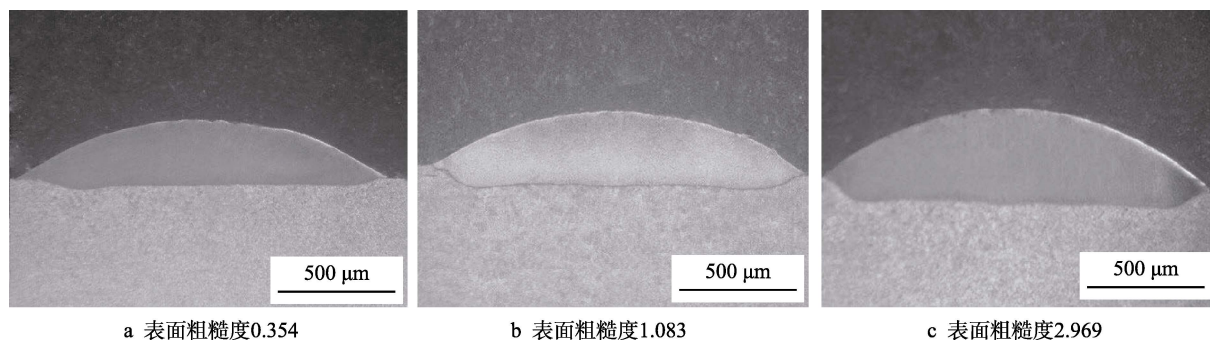


图4 熔覆层横截面形貌

Fig.4 OM images of cladding layers: a) surface roughness 0.354; b) surface roughness 1.083; c) surface roughness 2.969

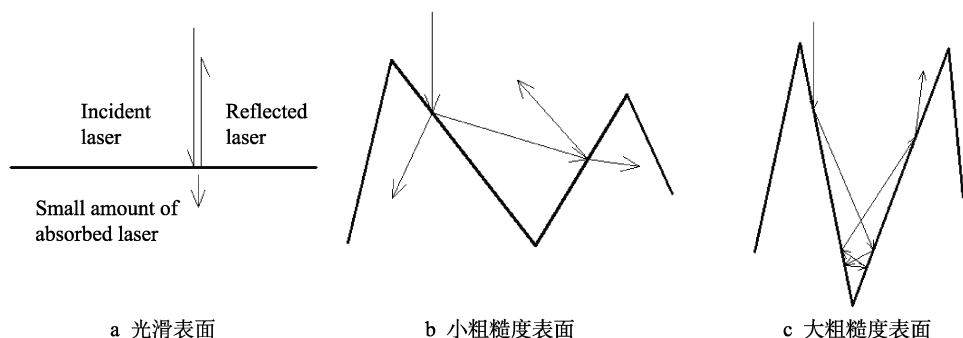


图5 表面粗糙度对熔覆层形貌的影响机理模型

Fig.5 Influence mechanism model of surface roughness for cladding layer morphology:

a) planar surface; b) surface with less roughness; c) surface with more roughness

综上所述,激光填丝熔覆时,激光热输入与激光功率和扫描速度有关,激光的衰减强度取决于单位时间内焊丝熔覆质量增量以及基体表面粗糙度。熔覆层形貌特征变化的本质是基体吸收的激光能量密度和单位时间焊丝熔覆质量。基体吸收的激光能量密度用有效体能量 E_v 来表示,计算公式如式(2):

$$E_v = AP / (SV_s) \quad (2)$$

其中, P 为激光功率(W), S 为光斑面积(mm^2), V_s 为扫描速度(mm/s), A 为激光吸收率。随 P 与 S_a 降低、 V_s 增大,有效体能量 E_v 减小,形成的熔池熔深较浅,稀释率较小,熔覆层堆高较大。另外,引入比填丝率 ω 来表征单位时间焊丝熔覆质量,计算公式如式(3)所示:

$$\omega = V_f / V_s \quad (3)$$

其中, V_s 为扫描速度(mm/s), V_f 为送丝速度(mm/s)。比填丝率 ω 与 V_f 成正比,与 V_s 成反比,较小的 ω 使单位时间焊丝熔覆质量减少,获得的熔覆层趋向扁平,稀释率降低。实验表明,当 E_v 为 $80 \sim 100 \text{ J/mm}^3$ 、 ω 为 $1 \sim 3$ 时,激光填丝熔覆工艺较为稳定,熔覆层稀释率低,无裂缝和气孔等缺陷。

2.2 组织分析

图6显示了激光功率 $P=220 \text{ W}$ 、扫描速度 $V_s=1.5 \text{ mm/s}$ 、送丝速度 $V_f=6 \text{ mm/s}$ 和表面粗糙度 $S_a=1.083$ 时,熔覆层的微观结构。熔覆层底部是胞状晶,中部

是细长的柱状晶,顶部是细小等轴晶,SEM下观察到的组织形态更为明显,如图7所示。

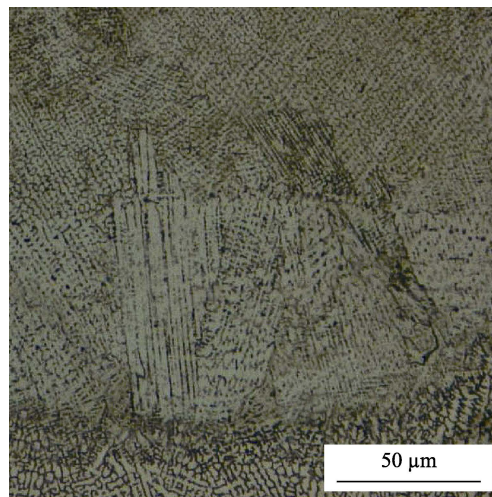


图6 熔覆层横截面显微组织

Fig.6 OM image of cross section of cladding layer

相的形态取决于冷却速度 C ($^{\circ}\text{C/s}$)、温度梯度 G ($^{\circ}\text{C}\cdot\text{cm}$) 和凝固速度 R (cm/s), 这些参数在凝固过程中是不断变化的^[15-16]。当固液界面从最大熔深向表层移动时, C 达到最大值, G 减少, R 增加。因此在熔池底部, C 和 R 较小, G 较大, 固液界面前沿液体过冷度较小导致界面向过冷区转化, 由于伸展较小, 形成胞状晶(如图7a所示); 在熔池中部, 冷却速度

增大, G/R 促进了胞状晶向柱状晶的转变, 并沿热流方向生长, 柱状晶呈现树枝晶形态, 两侧形成了二次枝晶臂, 二次间距细小 (如图 7b 所示); 熔池上层冷却速度最高, 大的过冷度提高了形核率, 且各个方向

长大的驱动力相同, 在熔覆层上部形成细小的等轴晶 (如图 7c 所示)。熔覆层和基体的 EDS 分析结果如图 8 所示, 与基体相比, 熔覆层中含有较多 Cr 和 V 元素, 钒铬碳化物含量较大。

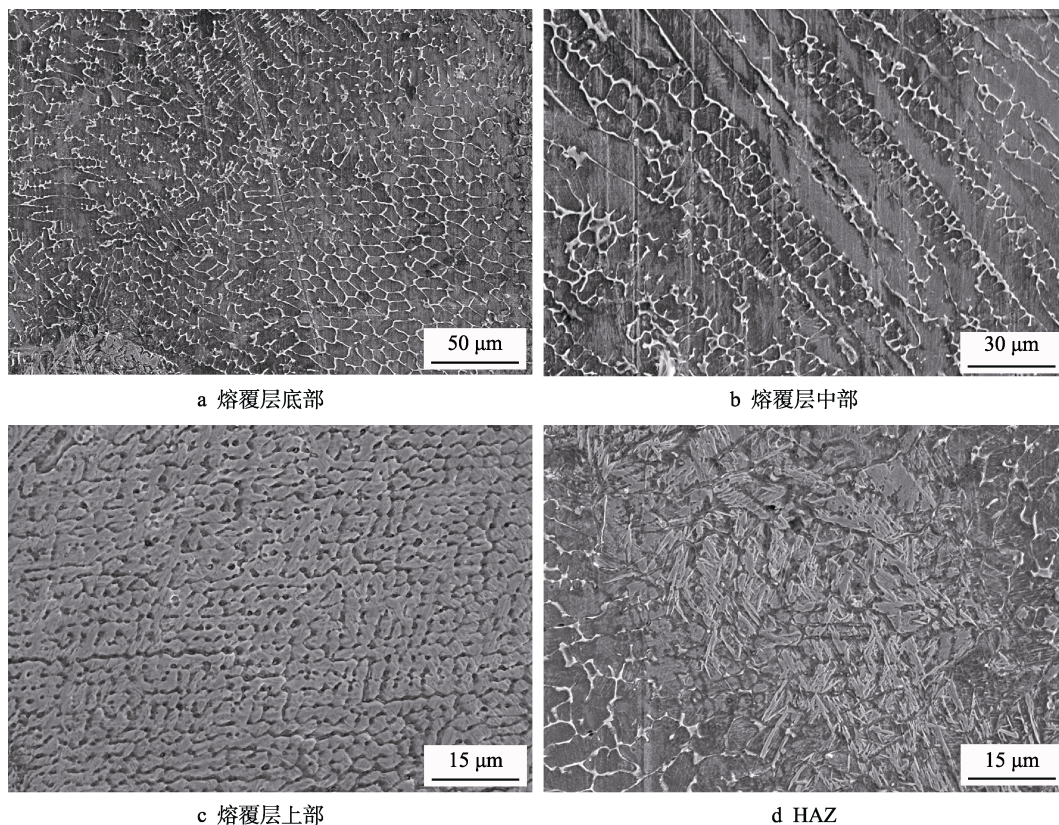


图 7 不同区域 SEM 形貌

Fig.7 SEM image of different parts: a) bottom of cladding layer; b) middle part of cladding layer; c) upper part of cladding layer; d) HAZ

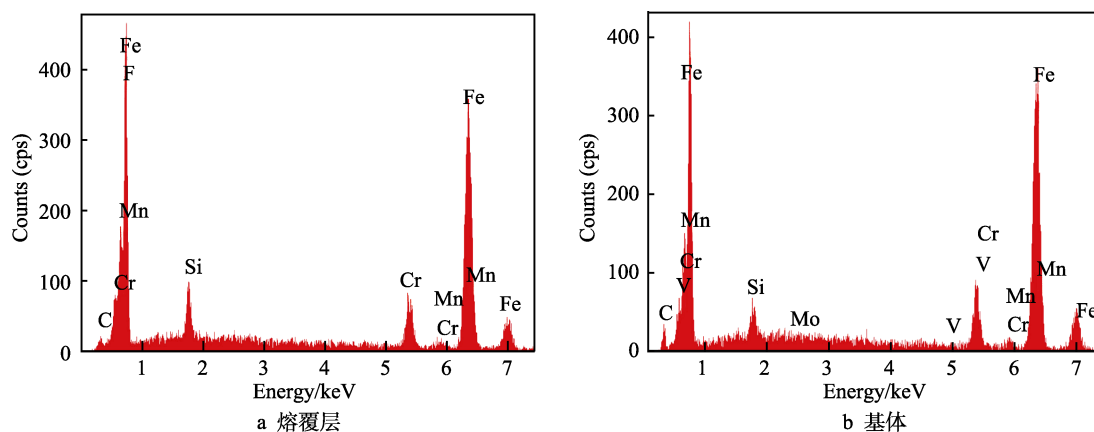


图 8 EDS 分析

Fig.8 EDS analysis: a) cladding layer; b) substrate

热影响区显微组织如图 7d 所示, 组织显示为片状马氏体, 片状马氏体之间存在残余奥氏体。熔覆时, 热影响区的温度高于 Cr12MoV 的奥氏体化温度, 由于冷却速度快, 相当于被迅速淬火, 因为 Cr12MoV 碳含量远远大于 1%, 所以形成了片状马氏体; 同时, 基体中高浓度的 Cr、V、Mo 含量降低了材料的 M_s

点, 促进片状马氏体的形成, 并使马氏体间存在较多残余奥氏体, 抑制了碳化物的沉淀。

2.3 表面硬度

熔覆层横截面沿中心线的硬度分布如图 9 所示。硬度变化与上述微观区域表现一致, 硬度值按以下顺

序降低：熔覆层、热影响区和基体。熔覆层硬度在700~900 HV范围内波动，约为基体的三倍，次表层硬度略大于表层。热影响区硬度比熔覆层低，平均值约为550 HV。可以根据不同区域的微观结构来解释这种趋势。熔覆层硬度提升的原因有两点：一是因为焊丝中Cr、V、Mo元素在高温熔池中迅速扩散，获得的硬质碳化物固溶体引起晶格畸变，熔覆层得到了固溶强化；二是较大的凝固速度使晶粒缺乏足够的时间长大，导致晶粒细小，熔覆层得到了细晶强化。熔池表层合金元素挥发，可能会导致表层硬度略低于次表层；而另一个可能的原因是熔覆层次表层过冷度和温度梯度大于表层，优先凝固后又受到表层的凝固放热，相当于重新经历淬火，从而出现了硬度峰值。热影响区马氏体晶粒粗大，含有较多的残余奥氏体，这抑制了碳化物的沉淀，导致HAZ区域相对较软但高于基体。HAZ硬度和温度分布成正比，熔合线附近硬度最低。熔覆层硬度远远高于基体，热影响区不存在明显软化，说明激光填丝熔覆可以适用于模具表面的缺陷修复。

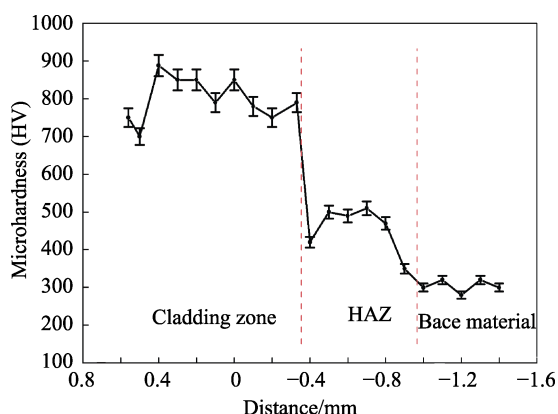


图9 熔覆层表面至基体的显微硬度分布曲线

Fig.9 Microhardness distribution from cladding layer surface to the base metal

3 结论

1) 随着激光功率的增大，熔覆层高度略微减小，宽度和稀释率大幅增加；随着扫描速度的增大，熔覆层高度、宽度和稀释率均有不同程度的降低；随着送丝速度的增大，熔覆层宽度小幅降低，高度和稀释率变化幅度较大；基体表面粗糙度对熔覆层形貌特征有一定的影响。入射激光在表面沟槽和凹坑的影响下，产生陷光效应，激光能量直接作用于深度方向，热输入增加，导致熔覆层稀释率增大，高度减小，宽度基本不变。

2) 有效体能量 E_v 和比填丝率 ω 可以作为关键控制工艺因素，熔覆层高度随 E_v 增大而降低，随 ω 增大而增大；稀释率随 E_v 和 ω 的降低而降低。当 E 为80~100 J/mm³，比填丝率为1~3时，可获得稀释率较

低的扁平熔覆层，熔合缺陷少。

3) 熔覆层呈胞状晶、柱状晶和等轴晶梯度分布。热影响区组织为片状马氏体和残余奥氏体。与热影响区和基体相比，熔覆层晶粒细小，含有较多的铬钒碳化物和较少残余奥氏体，从而大大提高了熔覆层的显微硬度。

4) 显微硬度按以下顺序降低：熔覆层、热影响区和基体。熔覆层次表层硬度最大，约900 HV；表层硬度略微降低，这与表层合金元素挥发和次表层经历“淬火”有关。热影响区硬度和温度分布成正比，熔合线附近硬度最低，但没有低于基体硬度的软化区域，表明Cr12MoV激光填丝熔覆可以满足模具表面修复的要求。

参考文献：

- [1] KATTIRE P, PAUL S, SINGH R, et al. Experimental characterization of laser cladding of CPM 9V on H13 tool steel for die repair applications[J]. Journal of manufacturing processes, 2015, 20: 492-499.
- [2] SINDO Kou, 柯伸道, 闫久春, 等. 焊接冶金学[M]. 北京: 高等教育出版社, 2012.
SINDO Kou, KE Shen-dao, YAN Jiu-chun, et al. Welding metallurgy[M]. Beijing: Higher Education Press, 2012.
- [3] ABIOVE T E, FOLKES J, CLARE A T. A parametric study of Inconel 625 wire laser deposition[J]. Journal of materials processing technology, 2013, 213(12): 2145-2151.
- [4] SHIHONG S. Realization and research of laser cladding with method of internal wire feeding through a hollow laser beam[J]. Chinese journal of lasers, 2010, 37(1): 266-270.
- [5] YA W, PATHIRAJ B, LIU S. 2D modelling of clad geometry and resulting thermal cycles during laser cladding[J]. Journal of materials processing technology, 2016, 230: 217-232.
- [6] UNNIKRISSNAN R, IDURY K S N S, ISMAIL T P, et al. Effect of heat input on the microstructure, residual stresses and corrosion resistance of 304L austenitic stainless steel weldments[J]. Materials characterization, 2014, 93 (7): 10-23.
- [7] DOBRZANSKI L A, DRYGAŁA K, et al. Laser surface treatment of multicrystalline silicon for enhancing optical properties[J]. Journal of materials processing tech, 2008, 201(1): 291-296.
- [8] YANG Y, YANG J, LIANG C, et al. Ultra-broadband enhanced absorption of metal surfaces structured by femtosecond laser pulses[J]. Optics express, 2008, 16(15): 11259.
- [9] 姚寿山, 李戈扬, 胡文彬. 表面科学与技术[M]. 北京: 机械工业出版社, 2005.
YAO Shou-shan, LI Ge-yang, HU Wen-bin. Surface and coatings technology[M]. Beijing: China Machine Press,

- 2005.
- [10] 陈君, 张群莉, 姚建华, 等. 金属材料的激光吸收率研究[J]. 应用光学, 2008, 29(5): 793-798.
CHEN Jun, ZHANG Qun-li, YAO Jian-hua, et al. Study on laser absorptivity of metal material[J]. Journal of applied optics, 2008, 29(5): 793-798.
- [11] 黄延禄, 杨福华, 梁工英, 等. 用原位法测定铝合金对激光的吸收率[J]. 中国激光, 2003, 30(5): 449-453.
HUANG Yan-lu, YANG Fu-hua, LIANG Gong-ying, et al. Using in-situ technique to determine laser absorptivity of Al-alloys[J]. Chinese journal of lasers, 2003, 30(5): 449-453.
- [12] VOROBYEV A Y, GUO C. Effects of nanostructure-covered femtosecond laser-induced periodic surface structures on optical absorbance of metals[J]. Applied physics A (materials science processing), 2007, 86(3): 321-324.
- [13] STEEN W M, MAZUMDER J. Laser material processing[J]. International materials reviews, 2003, 17(5-6): 519.
- [14] YASAVOL N, ABDOLLAH-ZADEH A, GANJALI M, et al. Microstructure and mechanical behavior of pulsed laser surface melted AISI D2 cold work tool steel[J]. Applied surface science, 2013, 265: 653-662.
- [15] CAPELLO E, COLOMBO D, PREVITALI B. Repairing of sintered tools using laser cladding by wire[J]. Journal of materials processing technology, 2005, 164-165: 990-1000.
- (上接第304页)
- [17] 曹华伟, 张程煜, 乔生儒, 等. X12CrMoWVNbN10-1-1 耐热钢表面电弧离子镀 TiAlN 涂层及其热震性能[J]. 稀有金属材料与工程, 2012(2): 353-356.
CAO Hua-wei, ZHANG Cheng-yu, QIAO Sheng-ru, et al. Preparation and thermal shock resistance of tialn coating on X12CrMoWVNbN10-1-1 by arc ion plating[J]. Rare metal materials and engineering, 2012(2): 353-356.
- [18] 冯长杰, 陈恩. 电弧离子镀 TiAlN、TiAlSiN 涂层在高温及变温环境中的摩擦学性能[J]. 中国表面工程, 2017, 30(5): 17-27.
FENG Chang-jie, CHEN En. Tribological properties of TiAlN and TiAlSiN coatings deposited by arc ion plating at high temperature and varying temperature[J]. China surface engineering, 2017, 30(5): 17-27.
- [19] 曾琨, 邹长伟, 郑军, 等. 电弧离子镀 TiAlN 和 TiAlSiN 涂层的高温摩擦磨损行为[J]. 中国表面工程, 2015, 28(6): 28-38.
ZENG Kun, ZUO Chang-wei, ZHENG Jun, et al. Tribological properties of TiAlN and TiAlSiN coatings deposited by arc ion plating at high temperature and varying temperature[J]. China surface engineering, 2015, 28(6): 28-38.
- [20] BARSHILIA H C, GHOSH M, SHASHIDHAR A, et al. Deposition and characterization of TiAlSiN nanocomposite coatings prepared by reactive pulsed direct current unbalanced magnetron sputtering[J]. Applied surface science, 2010, 256(21): 6420-6426.
- [21] TIAN C, XIE Z, FENG G, et al. Correlation between microstructure evolution and high temperature properties of TiAlSiN hard coatings with different Si and Al content[J]. Applied surface science, 2014, 314(10): 735-745.
- [22] 李宝华, 尹雪, 黄曼, 等. 磁控溅射 TiAlSiN 膜的抗氧化性能[J]. 材料保护, 2017, 50(7): 60-63.
LI Bao-hua, YIN Xue, HUANG Man, et al. Oxidation resistance properties of TiAlSiN coatings deposited by magnetron sputtering[J]. Materials protection, 2017, 50 (7): 60-63.
- [23] 张正权, 金永中, 陈昌浩, 等. 真空热处理对多弧离子镀 TiAlSiN 涂层性能的影响[J]. 中国表面工程, 2017, 30(1): 70-76.
ZHANG Zheng-quan, JIN Yong-zhong, CHEN Chang-hao, et al. Effects of vacuum heat treatment on properties of TiAlSiN coatings prepared by arc ion plating[J]. China surface engineering, 2017, 30(1): 70-76.
- [24] 黄曼, 张济, 王启钧, 等. 磁控溅射 TiAlSiN 硬质膜及其高温抗氧化性能[J]. 材料保护, 2016, 49(8): 5-7.
HUANG Man, ZHANG Ji, WANG Qi-jun, et al. Magnetron sputtering TiAlSiN hard films and its high temperature oxidation resistance[J]. Materials protection, 2016, 49(8): 5-7.
- [25] NIEDERHOFER A, NESLÁDEK P, MÄNNLING H D, et al. Structural properties, internal stress and thermal stability of nc-TiN/a-Si₃N₄, nc-TiN/TiSi_x and nc-(Ti_{1-x}Al_xSi_x)N superhard nanocomposite coatings reaching the hardness of diamond[J]. Surface & coatings technology, 1999, 120-121(99): 173-178.
- [26] 张勇. TiAlN 硬质薄膜抗氧化性能研究[D]. 成都: 西华大学, 2010.
ZHANG Yong. Research on oxidation resistant properties of TiAlN hard coatings[D]. Chengdu: Xihua University, 2010.
- [27] 杨鸿泰, 代明江, 李洪, 等. Al 含量对 TiAlN 涂层组织结构和性能的影响[J]. 材料导报, 2018, 32(20): 88-93.
YANG Hong-tai, DAI Ming-jiang, LI Hong, et al. Effect of Al content on microstructure and properties of TiAlN coating[J]. Materials review, 2018, 32(20): 88-93.
- [28] 刘正林. 摩擦学原理[M]. 北京: 高等教育出版社, 2009.
LIU Zheng-lin. Tribological principle[M]. Beijing: Higher Education Press, 2009.
- [29] POLCAR T, KUBART T, NOVÁK R, et al. Comparison of tribological behaviour of TiN, TiCN and CrN at elevated temperatures[J]. Surface & coatings technology, 2005, 193(1): 192-199.
- [30] LIU A, DENG J, CUI H, et al. Friction and wear properties of TiN, TiAlN, AlTiN and CrAlN PVD nitride coatings[J]. International journal of refractory metals & hard materials, 2012, 31: 82-88.