

# WC 增强 Ni60AA 对裂纹与硬度的影响

李高松, 李金华\*, 单鹏超, 冯伟龙

辽宁工业大学机械工程与自动化学院, 辽宁 锦州 121001

**摘要** 采用光纤激光器在冷模具钢的表面制备出含有原位 WC 增强的镍基合金陶瓷涂层。采用倒置金相显微镜观察熔覆层裂纹的宏观形貌以及冰晶状 WC 随比粉、比能和送粉电压的变化情况。采用显微硬度计测量熔覆层的显微硬度。结果表明:当 WC 和 Ni60AA 送粉电压比超过 3:2 时,熔覆层的裂纹不能通过调节比粉和比能消除,熔覆层显微硬度随比能增大而减小,随比粉的增大而增大,且熔覆层的增高量符合多项式分布,准确率高达 96% 以上。当 WC 和 Ni60 送粉电压比低于 3:7 时,WC 对熔覆层的硬度基本没有影响;当送粉电压比超过 4:6 时,显微硬度跳跃式增加到 780 HV。根据比粉和比能公式对基体增高量和熔化深度的影响特性调节激光熔覆的工艺参数,能在消除熔覆层的裂纹的同时保持熔覆层的显微硬度在 800 HV 左右。

**关键词** 光学制造; 裂纹; 比粉; 显微硬度; 送粉电压比; 工艺参数; 比能

中图分类号 TG17

文献标识码 A

doi: 10.3788/LOP56.021602

## Effect of WC-Reinforced Ni60AA on Cracks and Hardness

Li Gaosong, Li Jinhua\*, Shan Pengchao, Feng Weilong

College of Mechanical Engineering and Automation, Liaoning University of Technology,  
Jinzhou, Liaoning 121001, China

**Abstract** The *in-situ* WC-reinforced nickel-based alloy ceramic coating is prepared on the surface of a cold die steel with a fiber laser. The inverted metallographic microscope is used to observe the macroscopic morphology of cracks in the cladding layer and the variation of the ice crystal WC with specific powder, specific energy and the powder feeding voltage. In addition, a microhardness tester is used to measure the microhardness of cladding layers. The results show that when the voltage ratio between WC and Ni60 powder exceeds 3:2, the cracks in the cladding layer cannot be eliminated by the adjustments of specific powder and specific energy. The microhardness of the cladding layer increases with the increase of specific energy, while decreases with the increase of specific powder. Moreover, the increase of the cladding layer conforms to a polynomial distribution accuracy of up to 96%. In contrast, when the powder feeding voltage ratio between WC and Ni60 is lower than 3:7, WC has nearly no effect on the microhardness of the cladding layer. However, when the powder feeding voltage ratio exceeds 4:6, the microhardness jumps to 780 HV. According to the influence of the ratio between specific powder and specific energy on the increase and melting depth of the substrate, the process parameters of laser cladding are adjusted to eliminate the cracks of the cladding layer and simultaneously maintain the microhardness at about 800 HV.

**Key words** optical fabrication; crack; specific powder; microhardness; powder feeding voltage ratio; process parameters; specific energy

**OCIS codes** 160.3900; 000.2170; 350.3850

## 1 引言

激光熔覆技术作为一门先进改性技术,克服了传统涂层(电镀、热喷涂与堆焊)稀释率大、变形大、

热影响区大、孔槽加工困难、涂层薄、功能单一等缺点<sup>[1]</sup>,实现了熔覆层和基体的冶金结合,促进了晶体的细化,抑制了杂质的析出、提高了熔覆层的硬度、耐磨度等<sup>[2-3]</sup>。同时还为熔覆层提供了一个特殊的

收稿日期: 2018-05-25; 修回日期: 2018-06-24; 录用日期: 2018-07-30

基金项目: 辽宁省科技厅项目(201602371)、辽宁省教育厅项目(L2015231)

\* E-mail: 647986515@qq.com

加工环境(合金粉末和基体的瞬间熔化和凝固)<sup>[4]</sup>,制备出了兼具高硬度、高耐磨性以及一定韧性的高熵合金涂层,扩大了金属的使用范围<sup>[5-6]</sup>。但是,当激光熔覆技术涉及到陶瓷增强相时,熔覆层就容易出现裂纹和气泡,这极大地限制了激光熔覆陶瓷增强相的使用范围<sup>[7-8]</sup>。

基体和合金粉末之间存在弹性模量、热膨胀系数、热导率、润湿性等的差异,故在激光熔覆过程中产生热应力<sup>[9-10]</sup>,当热应力大于熔覆层抗裂强度时熔覆层就会出现裂纹。当合金粉末质量一定时,随陶瓷粉末含量的增加,熔覆层中陶瓷增强相间的平均黏结间距变小,间距的减小增加了裂纹出现的概率。目前,对镍基合金 WC 增强相的研究已经取得了一定的进展<sup>[11]</sup>。汪路路等<sup>[12]</sup>研究了重熔时间对 WC /镍基合金复合熔覆层微观组织的影响。He 等<sup>[13]</sup>研究了

表 1 Ni60AA 和 WC 中各成分的质量分数

Table 1 Mass fractions for components of Ni60AA and WC

Material	C	Cr	Si	B	Fe	Ni	WC	Co	%
Ni60AA	0.4-0.9	13-17	3.2-4.8	2.5-4.0	≤8.0	margin	0	0	
WC	0	0	0	0	0	0	margin	8.0	

## 2.2 激光熔覆测试系统

本实验采用 6 轴 KUKA 机器手臂 KR30 带动 PERCITEC YC52 熔覆头进行激光熔覆,激光由 IPG 光纤激光器 YLR-3000 提供,粉末由 FHPF-10 同步送粉器提供。激光熔覆时,光斑直径为 2.50 mm,送粉气压(N<sub>2</sub>)为 0.3 MPa,载气流量为 600 L·h<sup>-1</sup>,保护气压(N<sub>2</sub>)为 0.1 MPa,激光波长为 1.07~1.08 μm。基体长宽高分别为 10、7、6 mm 的 Cr<sub>12</sub>Mov 冷模具钢。采用 MR5000 倒置金相显微镜观察金相组织。使用 HV-1000 显微维式硬度计测熔覆层的显微硬度,所加载荷为 100 g,持续时间为 10 s,测试间距为 0.1 mm,从熔覆层和基体的交接处 0 开始计算。

## 3 实验结果与分析

### 3.1 裂纹的影响特性

#### 3.1.1 WC 和 Ni60AA 送粉电压比对裂纹的影响

WC 和 Ni60AA 按照表 2 所示的激光加工参数进行单道激光熔覆,熔覆层沿垂直于速度方向切开后,不同送粉电压比下的宏观形貌图如图 1 所示。图 1(a)中,裂纹不仅宽大,而且几乎贯穿了整个熔覆层的横截面。当 WC 和 Ni60AA 的送粉电压比

WC-CeO<sub>2</sub>/镍基合金复合涂层的微观结构与摩擦学性能。李建等<sup>[14]</sup>研究了 45 钢激光熔覆镍基 WC 合金的组织与性能研究。但是,目前关于 WC 和 Ni60AA (Ni60AA)混合粉末的裂纹和气泡的研究还较少。本文采用激光熔覆技术在热模具钢的表面熔覆一层 WC 和 Ni60AA 混合粉末,探究了合金送粉电压比、比粉、比能等对裂纹和显微硬度的影响。

## 2 实验材料及方法

### 2.1 实验材料

激光熔覆材料为 Ni60AA 和 WC 混合合金粉末,Ni60AA 和 WC 中各成分的质量分数如表 1 所示。基体为热模具钢,其增强相为 WC 陶瓷颗粒。熔覆前先用专用金相砂纸对基体进行打磨,再分别用酒精丙酮清除体冷模具钢基体表面的油污。

由 3:2 变为 1:1 时,虽然熔覆层还存在裂纹,但是裂纹的宽度和长度已明显减小。当 WC 和 Ni60AA 的送粉电压比例进一步下降到 2:3 时,熔覆层的裂纹已完全消失。根据 Weibull 公式可求得在应力  $\sigma$  作用下体积为  $V$  的颗粒的断裂几率,即

$$P(V, \sigma) = 1 - \exp\left[-\frac{v}{v_0} \left(\frac{\sigma - \sigma_0}{\sigma_0}\right)^m\right] \quad (1)$$

式中: $\sigma_0$  为颗粒断裂所需的最小应力值; $\sigma$  为增强物内最大主应力; $v_0$ 、 $\sigma_0$ 、 $m$  为材料参数,由实验确定。

由(1)式可以证明,WC 增强相断裂强度的大小与增强相的数量无关,但是随着增强相 WC 的增多,熔覆层混合的不均匀性变大,热应力变大,WC 颗粒尖角出现的概率变大,黏性包裹层应力集中概率变大,从而增强相间的平均间距减小。增强相平均间距的减小会造成熔覆层中韧性较大铁化物、Ni60AA 等 WC 增强相黏结包裹层的厚度减小。当包裹层厚度减小到一定程度时,包裹层的抗热应力能力低于增强相的抗断裂强度,包裹层就会在纵向热应力和尖角的作用下发生横向断裂,导致裂纹的出现。当 WC 和 Ni60AA 送粉电压比大于 3:2 时,虽然熔覆层的最大显微硬度能达到 1100 HV 以上,但熔覆层会出现不可消除的裂纹。

表2 激光加工参数

Table 2 Laser processing parameters

Serial number	Powder feeding voltage ratio	Total powder feeding voltage /V	Laser power /W	Scanning speed /( $\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$ )
a	3:2	24	700	2
b	1:1	24	700	2
c	2:3	24	700	2

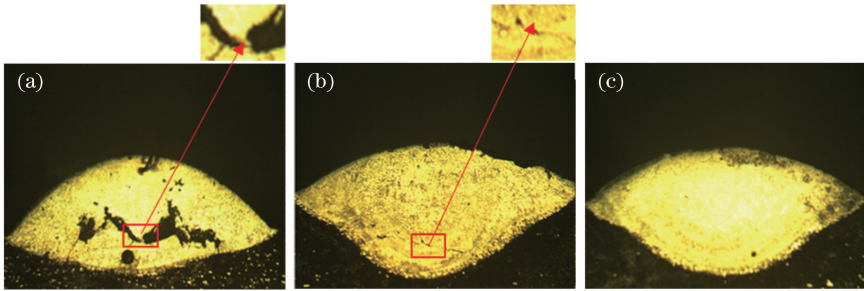


图1 不同送粉电压比下的宏观形貌图。(a) 3:2;(b) 1:1;(c) 2:3

Fig. 1 Macroscopic morphologies under different powder feeding voltage ratios. (a) 3:2; (b) 1:1; (c) 2:3

### 3.1.2 比粉和比能对裂纹的影响

WC 和 Ni60AA 送粉电压比为 1:1、总送粉电压为 24 V、扫描速度为  $2 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 、激光功率为 700 W 时,不同比粉比能的显微形貌图如图 2 所示。图 2(a)中,小裂纹可以通过增大比能或者减小比粉(送粉电压和扫描速度的比值)进行消除。但如图 2(b)所示,过大的比能增加了熔覆层的气泡率,过小的比粉甚至会把熔覆层的显微硬度降低到 550 HV。同时调节比能和比粉,既能消除熔覆层的裂纹,也能使熔覆层的显微硬度保持在 800 HV 以上。比粉的增大减小了基体对熔覆层的稀释作用,也就相应地增加了熔覆层 WC 增强相的含量,提高

了熔覆层的显微硬度,减小了黏结包裹层的厚度。黏结包裹层厚度的降低减弱了熔覆层抵抗热应力的能力,使得较薄和较厚的包裹层在受到相同的热应力时,较薄的包裹层出现裂纹,从而降低了熔覆层随比粉的减小而出现裂纹的概率。比能增大时,基体的熔化量相应增大,同时增加了基体对 WC 增强相的稀释程度,从而使得 WC 包裹层变厚,提高了熔覆层抵抗热应力的能力。随着激光功率的提高,熔覆层熔池的体积虽然也有一定程度的增大,但是过高的温度会加速 WC 的分解,从而使熔覆层出现大量的气泡。因此,需要同时调节比粉和比能,以消除裂纹并得到性能较好的熔覆层。

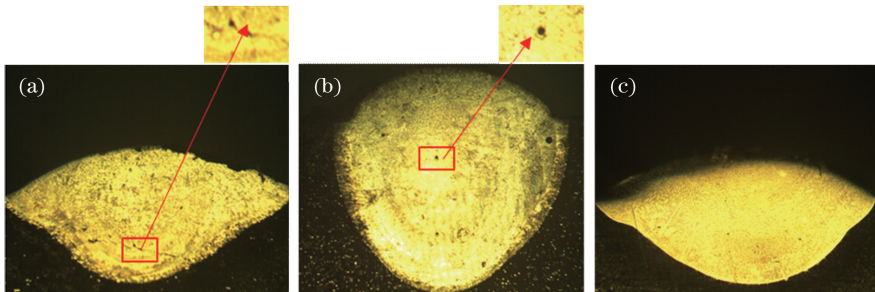


图2 不同比粉比能的显微形貌图。(a)比能 140,比粉 12;(b)比能 200,比粉 12;(c)比能 100,比粉 9

Fig. 2 Macroscopic morphologies under different specific powders and specific energies. (a) Specific energy of 140, specific powder of 12; (b) specific energy of 200, specific powder of 12; (c) specific energy of 100, specific powder of 9

### 3.1.3 超声对裂纹的影响

WC 和 Ni60AA 送粉电压比为 1:1、总送粉电压为 24 V、扫描速度为  $2 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 、激光功率为 700 W。超声发射器通过不同的变幅杆形成频率分别为 0、22000、28000 Hz 的震动,再通过环氧树脂胶

连接工件和变幅杆头并进行激光熔覆。激光熔覆过程如图 3 所示,不同震动频率下的形貌如图 4 所示。当变幅杆的频率逐渐由 0 Hz 增加到 22000 Hz 时,熔覆层的宏观裂纹消失。但由图 4(b)可见,对放大 1000 倍后的微观组织进行观察,可以发现熔覆层依

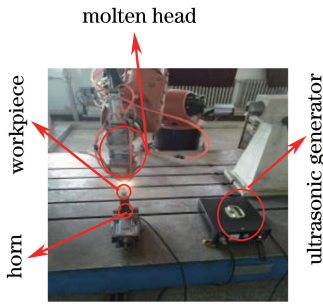


图 3 激光熔覆过程

Fig. 3 Laser cladding process

然存在微小的微观裂纹。由图 4(c)可见,当变幅杆的震动频率由 22000 Hz 增大到 28000 Hz 时,微观裂纹逐渐增多变大。采用同样方法对熔覆层加超声震动,可见在震动频率为 22000 Hz 和 28000 Hz 时,

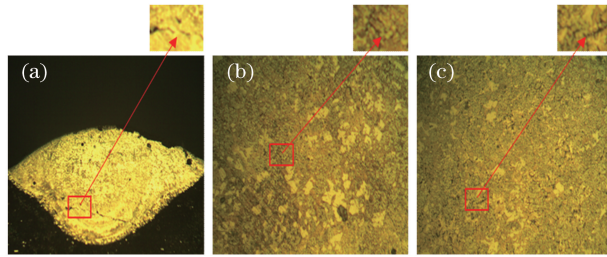


图 4 不同震动频率下的形貌图。(a) 0 Hz; (b) 22000 Hz; (c) 28000 Hz

Fig. 4 Morphologies under different vibration frequencies. (a) 0 Hz; (b) 22000 Hz; (c) 28000 Hz

### 3.2 熔覆层显微硬度的影响特性

#### 3.2.1 WC 送粉电压百分比对显微硬度的影响

当工艺参数一定时,熔覆层最大显微硬度随 WC 送粉电压百分比增大而增大,熔覆层顶部到底部显微硬度变化如图 5 所示,对其中的显微硬度变化趋势进行曲线拟合,可得熔覆层最大显微硬度随 WC 送粉电压百分比的变化趋势符合

$$Z = 551.85 + 419.4X + 642.41X^2, \quad (2)$$

式中:Z 为显微硬度;X 为 WC 送粉电压百分比。

实验证明,当 WC 送粉电压百分比在 0~90%

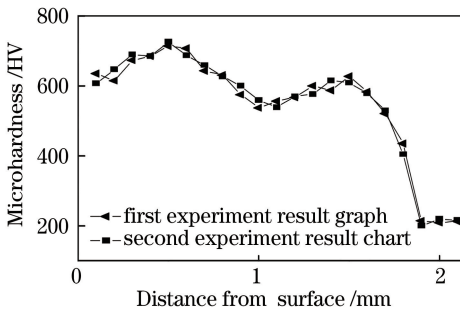


图 5 熔覆层顶部到底部显微硬度变化

Fig. 5 Microhardness change from top to bottom of cladding layer

熔覆层均出现了宏观裂纹。因此,激光熔覆过程中,通过变幅杆加入的超声震动可能对裂纹的产生起到一定的抑制作用,但是不能排除这种抑制作用来自激光熔覆过程中其他因素。

#### 3.1.4 显微硬度对裂纹的影响

对刚好出现小裂纹的熔覆层进行显微硬度测量,结果表明显微硬度都大于 950 HV。对通过改变工艺参数或者调节 WC 和 Ni60AA 送粉电压比获得的无裂纹的熔覆层进行显微硬度测量,其熔覆层显微硬度都小于 800 HV。无裂纹基体的熔化深度变大,基体的增高量变小,比能变大比粉变小、WC 和 Ni60AA 送粉电压比变小。结合这些特点对比粉和比能进行合理的设定,可在不大幅度减小硬度的情况下减小裂纹的出现。

之间变化时,合理地调节激光熔覆过程中的工艺参数,将得到的熔覆层最大显微硬度和(2)式计算所得的显微硬度进行对比,可得显微硬度预测值和实验测得值的符合率高达 95.45%。

#### 3.2.2 工艺参数对显微硬度的影响

利用正交实验进行激光熔覆得到一组显微硬度最大的熔覆层,该熔覆层顶部到底部显微硬度变化如图 5 所示。从图 5 可以看出,熔覆层显微硬度经历两次波峰波谷的交替变化,第一个波峰显微硬度大于波谷和冶金结合区的显微硬度,波谷和冶金结合区的显微硬度随 WC 送粉电压百分比的增大而增大,最低显微硬度也为基体的 2.8 倍。对以上现象可以从过冷度、稀释率和组织类型 3 个方面进行解释。从熔覆层上表面到基体,随着稀释率逐渐变大,对显微硬度的提高也逐渐变小,因此熔覆层波峰波谷的出现与稀释率并无太大关系。过大或过小的过冷度通过减小形核率和晶体长大速度的比值来减小熔覆层的显微硬度。而熔覆层所具有的特殊过冷度环境(过冷度两头大中间小),使得熔覆层显微硬度在过冷度环境的作用下先增大后减小再增大再减小,也就相应地出现了如图 5 所示的熔覆层显微硬度变化。

## 3.2.3 比能的预测

表 3 为 WC 于 Ni60AA 送粉电压比为 2:3, 比

能为 350, 扫描速度为  $2 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  时, 不同比粉对熔覆层增高量及最大显微硬度的影响。

表 3 比粉对熔覆层增高量及最大显微硬度的影响

Table 3 Influence of specific powder on increase of cladding layer and maximum microhardness

Specific powder	2	4	6	8	10	12
Increase of cladding layer	0.15	0.27	0.54	0.61	0.70	0.89
Melting depth of substrate	1.04	0.89	0.76	0.68	0.55	0.37
Maximum microhardness	410	730	790	812	835	839

从表 3 可以看出, 只有当熔覆层增加高度和基体融化深度比例大于 4:5 或者熔覆层高度大于 0.54 mm 时, 熔覆层的最大显微硬度才会接近最佳工艺参数下的最大显微硬度。根据这一变化特征对比粉(送粉电压比扫描速度)和比能进行研究, 结果表明当送粉电压高于 6 V 时熔覆层的增高量随比粉的增大而增大。拟合公式具体可表示为

$$Z = -0.0714 + 0.0993X - 0.00168X^2. \quad (3)$$

对比实验结果, 该拟合公式准确率高达 96% 以上。假设单道激光熔覆实验的熔覆层是小圆柱体, 那么单位时间内熔覆层的体积可以表示为

$$V = \frac{1}{4} v_{\text{scan}} (H + h)^2 \pi, \quad (4)$$

式中:  $V$  为单位时间内加工的熔覆层体积;  $v_{\text{scan}}$  为激光扫描速度;  $H$  为熔覆层增加的高度;  $h$  为基体融化深度。假设激光光斑范围内能量均匀分布, 且熔覆过程中为表面热源, 热源面功率可表示为

$$P_1 = \frac{P}{\pi r^2}, \quad (5)$$

式中:  $P$  为理论光输出功率;  $r$  为光斑半径。在送粉过程中激光受到合金粉末的散射和遮挡, 因此实际功率密度可表示为

$$P_2 = P_1 \left( 1 - \frac{3\alpha v}{4R\rho v_1} \Delta Z \right) \eta, \quad (6)$$

式中:  $\alpha$  为材料衰减因子, 其值和材料本身有关;  $v$  为粉末颗粒的质量流动速率;  $R$  为粉末颗粒的平均半径;  $\rho$  为粉末密度;  $v_1$  为粉末颗粒在激光束方向的

运动速率;  $\Delta Z$  为激光头到基板间的垂直距离;  $\eta$  为激光吸收系数。假设基体的增高部分和基体融化部分都没被互相稀释, 那么单位时间基体增高部分的体积和基体融化部分的体积可表示为

$$V_1 = \frac{2}{3} \pi \left( \frac{H+h}{2} \right)^3 + \int_0^{H-h} \sqrt{Hh}, \quad (7)$$

$$V_2 = \frac{2}{3} \pi \left( \frac{H+h}{2} \right)^3 - \int_0^{H-h} \sqrt{Hh}. \quad (8)$$

结合(2)~(8)式及熔覆层个部分的比热容, 能够推测出激光功率的大致范围, 这可为激光熔覆工艺参数的选择提供一定参考, 极大地减小了激光熔覆的盲目性。

## 3.3 微观组织的变化

距离上表面距离为 0.1 mm, 激光功率为 700 W, 扫描速度为  $2 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ , 不同送粉电压比下的形貌图如图 6 所示。由图 6(a) 可见, 熔覆层粒状胞枝晶在 WC 和 Ni60AA 送粉电压比为 3:7 时开始消失, 冰晶状的 WC 晶体出现。从图 6(b)~(d) 可以看出冰晶状 WC 晶体随着 WC 和 Ni60AA 送粉电压比的增大的变化。当 WC 和 Ni60AA 送粉电压比为 3:2 时, 冰晶状的 WC 已连成一片。当其他工艺参数不变时, 冰晶状的 WC 随比粉的增大而增加, 随比能的增大而减小。当比粉增大时, 熔覆层的增高量变大, 也就相当于减小了基体对 WC 晶体的稀释, 因此熔覆层 WC 晶体的密度随比粉的增大而增大, 同理, 熔覆层 WC 的密度随比能的增大而减小。

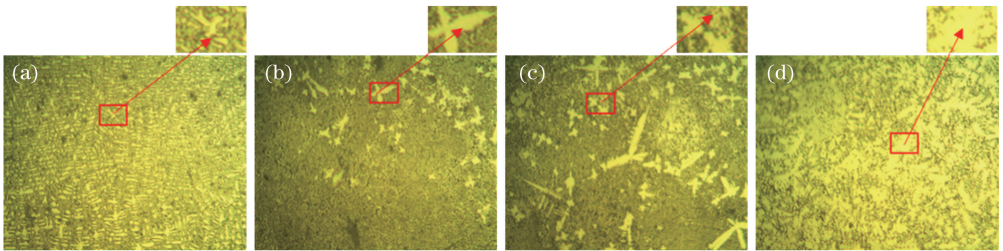


图 6 不同送粉电压比下的形貌图。(a) 1:4; (b) 3:7; (c) 2:3; (d) 3:2

Fig. 6 Morphologies under different powder feeding voltage ratios. (a) 1:4; (b) 3:7; (c) 2:3; (d) 3:2

## 4 结 论

实验分析了比粉、比能以及送粉电压比对熔覆层裂纹及显微硬度的影响,获得了既能消除裂纹又能保证显微硬度的熔覆层。通过分析可知:

1) 熔覆层的裂纹随着 WC 和 Ni60AA 送粉电压比的减小而逐渐减小,当 WC 和 Ni60AA 送粉电压比减小时,合金粉末中 WC 的含量减少,因此减小了熔覆层裂纹出现的概率,因此在 WC 和 Ni60AA 送粉电压比为 2:3 时熔覆层的裂纹开始消失。

2) 适当地减小比粉,增大比能,既能消除熔覆层的裂纹又不至于使熔覆层的显微硬度大幅下降。随着比能的增大,熔池变大,熔覆层过冷度减小,熔覆层冷却时间变大,熔覆层的热应力减小,并且熔覆层 WC 含量适当地减小降低了熔覆层出现裂纹的概率。因此适当地减小比粉,增大比能,既能保持一定的显微硬度又不至于使熔覆层出现裂纹。

3) 熔覆层的增高量主要受比粉的影响,比粉越多熔覆层的增高量越大,基体的熔化深度随比能的增大而加深,熔覆层的稀释随比粉的增大而减小,随比能的增大而变大。

4) 当熔覆层的增高量大于 0.54 mm 或熔覆层增高量和基体的熔化深度高于 4:5 时,熔覆层的显微硬度在 800 HV 以上。

## 参 考 文 献

- [1] Xu B S, Fang J X, Dong S Y, *et al.* Heat-affected zone microstructure evolution and its effects on mechanical properties for laser cladding FV<sub>520</sub>B stainless steel[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2016, 52(1): 1-9.  
徐滨士, 方金祥, 董世运, 等. FV<sub>520</sub>B 不锈钢激光熔覆热影响区组织演变及其对力学性能的影响[J]. *金属学报*, 2016, 52(1): 1-9.
- [2] Zhang T G, Sun R L. Microstructure and properties of Nano-Ti<sub>3</sub>Al laser cladding layer prepared on Ti811 alloy surface[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2018, 45(1): 0102002.  
张天刚, 孙荣禄. Ti811 表面原位生成纳米 Ti<sub>3</sub>Al 激光熔覆层的组织和性能[J]. *中国激光*, 2018, 45(1): 0102002.
- [3] Wang T, Yao Y C, Wang N, *et al.* Microstructure and wear resistance of Co-based alloy coating fabricated by laser cladding[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2017, 42(5): 84-89.

王涛, 姚有才, 王宁, 等. 激光熔覆钴基合金涂层的组织与耐磨性[J]. *金属热处理*, 2017, 42(5): 84-89.

- [4] Xu J S, Zhang X C, Xuan F Z, *et al.* Microstructure and sliding wear resistance of laser cladded WC/Ni composite coatings with different contents of WC particle [J]. *Journal of Materials Engineering and performance*, 2012, 21(9): 1904-1911.
- [5] Shon Y, Joshi S S, Katakam S, *et al.* Laser additive synthesis of high entropy alloy coating on aluminum: corrosion behavior[J]. *Materials Letters*, 2015, 142: 122-125.
- [6] Zhang S, Wu C L, Zhang C H. Phase evolution characteristics of FeCoCrAlCuV<sub>x</sub> Ni high entropy alloy coatings by laser high-entropy alloying [J]. *Materials Letters*, 2015, 141: 7-9.
- [7] Liu H Q, Liu X, Meng X J, *et al.* Crack formation mechanism and controlling methods of laser clad ceramic matrix composite coatings on metal substrate [J]. *Materials Review A*, 2013, 27(11): 60-63.  
刘海青, 刘秀波, 孟祥军, 等. 金属基体激光熔覆陶瓷基复合涂层的裂纹成因及控制方法[J]. *材料导报 A*, 2013, 27(11): 60-63.
- [8] Zhou S F, Xu Y B, Liao B Q, *et al.* Effect of laser remelting on microstructure and properties of WC reinforced Fe-based amorphous composite coatings by laser cladding [J]. *Optics & Laser Technology*, 2018, 103: 8-16.
- [9] Zhong M L, Liu W J. Comparative research on cracking tendency in powder feeding laser cladding stellite and NiCrSiB alloys [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2002, 29(11): 1031-1036.  
钟敏霖, 刘文今. Stellite 和 NiCrSiB 合金激光送粉熔覆裂纹倾向的比较研究[J]. *中国激光*, 2002, 29(11): 1031-1036.
- [10] Wang D S, Tian Z J, Wang J W, *et al.* A method of crack control in laser cladding process with changing power density distribution of laser beam [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2011, 38(1): 0103004.  
王东生, 田宗军, 王经文, 等. 一种通过改变激光功率密度分布控制熔覆层裂纹的方法[J]. *中国激光*, 2011, 38(1): 0103004.
- [11] Song J L, Li Y T, Deng Q L, *et al.* Research progress of laser cladding forming technology [J]. *Journal of Mechanical Engineering*, 2010, 46(14): 29-39.  
宋建丽, 李永堂, 邓琦林, 等. 激光熔覆成形技术的研究进展[J]. *机械工程学报*, 2010, 46(14): 29-39.

- [12] Wang L L, Wang X L, Xu T, *et al.* Effect of remelting time on microstructure of WC/Ni-based alloy composite cladding layers [J]. *Machine Building & Automation*, 2017, 46(1): 37-38, 119.  
汪路路, 王小龙, 徐婷, 等. 重熔时间对 WC/镍基合金复合熔覆层微观组织的影响[J]. *机械制造与自动化*, 2017, 46(1): 37-38, 119.
- [13] He L, Tan Y F, Tan H, *et al.* Microstructure and tribological properties of WC-CeO<sub>2</sub>/Ni-base alloy composite coatings [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2014, 43(4): 823-829.
- [14] Li J, Zeng Q S, Yang Y, *et al.* Microstructure and properties study on laser cladding layer of Ni-based tungsten carbide alloy on 45 steel surface [J]. *Mechanical Engineer*, 2016(2): 52-53.  
李建, 曾庆生, 杨毅, 等. 45 钢激光熔覆镍基 WC 合金的组织与性能研究[J]. *机械工程师*, 2016(2): 52-53.
- [15] Weibull W. A statistical theory of the strength of materials [J]. *Proceeding of the Royal Swedish Institute of Engineering Research*, 1939, 151: 45-68.
- [16] Weibull W. A statistical distribution of wide applicability [J]. *Journal of Applied Mechanics*, 1951, 18: 253-255.