

WC 对激光熔覆层组织及耐磨耐冲击性的影响^{*}

李云峰^{1,2} 石 岩^{1,2}

(1. 长春理工大学机电工程学院 长春 130022;

2. 科技部光学国际科技合作基地 长春 130022)

摘要: 激光熔覆 Ni 基合金涂层具有良好的综合性能,但耐磨与耐冲击性能仍有待提高。分别采用含微米与纳米 WC 颗粒的 Ni 基粉末激光熔覆制备 WC/Ni 涂层,研究两种 WC 颗粒对 Ni 基涂层组织及耐磨耐冲击性的影响。利用 SEM 与 XRD 对涂层进行微观组织分析,利用高速摄像机分析熔覆过程中的熔池形态。采用磨损试验机、夏比冲击试验机对涂层进行耐磨性与耐冲击性测试。纳米 WC 对熔池流动的促进作用强于微米 WC,并使涂层组织得到更显著的细化。由于微米 WC 与 Ni45 涂层结合紧密,磨损试验中能有效抵抗配磨件微凸体的切削,最终显著增强涂层耐磨性,磨损率较 Ni45 涂层降低 88.38%。但微米 WC 的高脆性不利于涂层耐冲击性的提高,冲击韧性仅为 Ni45 涂层的 91.28%。由于纳米 WC 在细化晶粒的同时会弥散分布于晶界与共晶区,在磨损过程中阻碍位错运动,抑制晶粒塑性变形,进而减弱配磨件对涂层的切削,提高涂层耐磨性,磨损率较 Ni45 涂层降低 53.43%。由于在晶界与共晶区的纳米 WC 会阻碍裂纹扩展并改变扩展方向,进而提高形成贯穿裂纹的能量,增加涂层断裂所需的冲击功,使涂层耐冲击性得到显著提高,冲击韧性较 Ni45 涂层提高 13.37%。通过有限元分析可知,在冲击过程中涂层中的高脆性微米 WC 会形成高应力集中,证明其对涂层耐冲击性具有不利影响。而纳米 WC 能降低位错的不均匀滑移,缓解位错堆积,进而有效分散涂层在冲击过程中形成的应力集中,证明其能显著提高复合涂层的耐冲击性能。研究证明,纳米 WC 能实现涂层耐磨性与耐冲击性的同步提升。

关键词: 激光熔覆; 纳米 WC; 微米 WC; 微观组织; 耐磨性; 耐冲击性

中图分类号: TN249

Effect of WC on Microstructure, Wear Resistance and Impact Resistance of Laser Cladding Layer

LI Yunfeng^{1,2} SHI Yan^{1,2}

(1. School of Electromechanical Engineering, Changchun University of Science and Technology,

Changchun 130022, China;

2. National Base of International Science and Technology Cooperation for Optics, Changchun 130022, China)

Abstract: Laser cladding Ni based alloy coating has good comprehensive properties, but the wear resistance and impact resistance still need to be improved. Therefore, WC/Ni coatings were prepared by laser cladding of Ni based powders containing micro and nano WC particles respectively, and the effects of WC particles on the microstructure, wear resistance and impact resistance of Ni based coatings were studied. The SEM and XRD were used to analyze the microstructure of the composite coating. The high-speed camera was used to analyze the shape of the molten pool during the cladding process. Wear tester and charpy impact tester were used to test the wear resistance and impact resistance of the composite coatings. The effect of nano WC on the molten pool flow is stronger than that of micro WC, and the microstructure of the coating is more refined. Due to the close combination of micro-WC and Ni45 coating, it can effectively resist the cutting of asperity in wear test, and finally significantly enhance the wear resistance of the coating, and the wear rate is 88.38% lower than that of the Ni45 coating. However, the high brittleness of micro-WC is not conducive to the improvement of impact resistance, the impact toughness is only 91.28% of the Ni45 coating. the wear rate of the nano-WC coating is 53.43% lower than that of the Ni45 coating because the nano WC particles are dispersed in the grain boundary and eutectic region while refining the grain,

^{*} 国家重点研发计划资助项目(2017YFB1104601)。

Fund: Supported by National Key Research and Development Program of China (2017YFB1104601).

20210124 收到初稿, 20210322 收到修改稿

which hinders the movement of dislocations and inhibits the plastic deformation of the grain. Due to the nano WC in the grain boundary and eutectic region will hinder the crack propagation and change the propagation direction, thus increasing the energy of forming through cracks and the impact energy required for coating fracture, and significantly improving the impact toughness of the coating. The impact toughness of the coating is 13.37% higher than that of Ni45 coating. Through the finite element analysis, it can be seen that the micro-WC in the coating will form high stress concentration during the impact process, which proves that it has adverse effects on the impact resistance of the coating. However, nano WC can reduce the uneven slip of dislocations, alleviate the accumulation of dislocations, and effectively disperse the stress concentration formed in the impact process of the coating, which proves that it can significantly improve the impact resistance of the composite coating. The results show that nano WC can improve the wear resistance and impact resistance simultaneously.

Keywords: laser cladding; nano-WC; micron-WC; microstructure; wear resistance; impact resistance

0 前言

目前,高速重载机械如履带车辆大型主动轮齿圈、大型齿轮与传动轴等部件已广泛应用于煤矿、船舶与航空航天等领域,这些部件常出现严重的磨损与冲击破坏。

采用激光熔覆技术能将不同金属粉末熔化沉积在上述零部件表面形成高耐磨性、耐蚀性、耐高温氧化及良好导电性能的优质涂层^[1]。由于采用纯自溶性合金粉末(如 Ni、Co、Fe 基合金)形成的涂层无法大幅提高基材耐磨性^[2-6],因此考虑在自溶性粉末中添加碳化物陶瓷颗粒来改善涂层耐磨性能。国内外已针对添加微米碳化钨(WC)等非金属或金属碳化物陶瓷颗粒的复合涂层耐磨性能进行了大量研究^[7-12],结果表明,微米碳化钨颗粒的存在能有效缓解涂层所受到的磨损破坏,从而有效提高涂层耐磨性能。

上述微米碳化物的颗粒尺寸相对较大,虽然能显著提升激光熔覆涂层的耐磨性能,但对涂层的耐冲击性能可能产生一定不利影响。

由于纳米陶瓷颗粒在塑性、强度及韧性等方面相比于微米级颗粒具有显著的优势^[13],因此国内外已针对纳米陶瓷粉末在不同金属基激光熔覆涂层中的作用进行了详细研究,分析了纳米颗粒对涂层微观组织的细晶强化作用,探讨了纳米颗粒对涂层耐磨损、耐腐蚀、抗氧化及耐热震等性能的影响机

制^[14-17]。结果表明,在金属粉末中添加纳米陶瓷颗粒可以有效强化激光熔覆涂层相关性能,并使涂层微观组织得到显著细化。

目前针对纳米 WC 与微米 WC 复合涂层的研究主要集中在耐磨损与耐腐蚀性能方面。对于激光熔覆含 WC 颗粒涂层的耐冲击性研究相对较少。因此,本文以 Ni45 合金粉末为研究对象,采用两种碳化钨粉末研究不同尺寸 WC 颗粒对 Ni45 涂层组织及耐磨耐冲击性能的影响,解决耐磨性与耐冲击性同步提升的难题,对受冲击与磨损破坏的部件表面改性具有显著的应用价值。

1 试验准备

1.1 试验材料

基材为 ZG42CrMoA 合金钢,尺寸为 120 mm×45 mm×15 mm。在激光熔覆前,将其表面磨平并用丙酮清洗。试验用 Ni45 粉末硬度为 45~50 HRC,颗粒尺寸为 45~109 μm,其化学成分(质量分数)为:0.45% C、2.40 % B、4.00 % Si、10.00 % Fe、12.0 % Cr、0.10 % Mn、Ni 余量。

分别选择质量分数为 9% 的微米 WC 粉末与纳米 WC 粉末作为增强相,微米 WC 粉末粒度为 45~109 μm,纳米 WC 粉末粒度为 100~500 nm。将上述粉末分别进行称重混合并放入球磨罐进行球磨搅拌,球磨后粉末放入真空干燥箱烘干 2 h。Ni45 和搅拌后混合粉末形貌如图 1 所示。

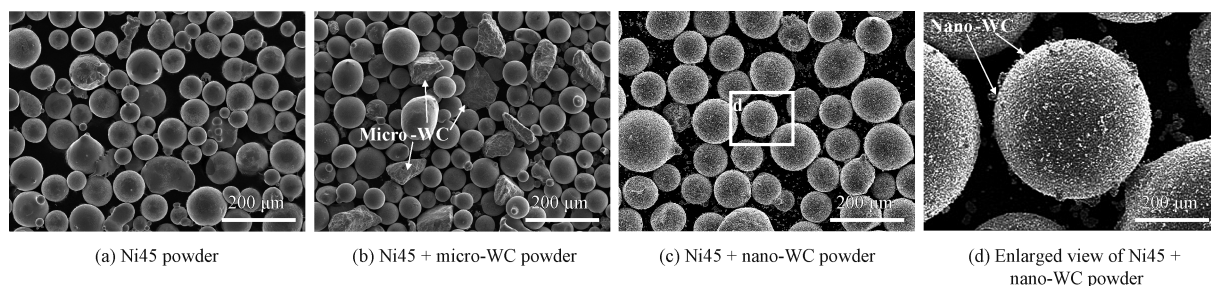


图1 粉末形貌

Fig. 1 Morphology of powder

1.2 激光熔覆设备及过程

图2为激光熔覆工艺试验相关设备。激光器采用德国 RofinDC050 型 CO₂ 激光器,最大输出功率 5 kW,波长 10.6 μm,光束模式为高斯热源 (TEM00),光束质量因数 $k \geq 0.9$,光斑直径 3 mm。运动装置采用 SLC-X1530/1020 型四轴联动数控机床。采用同轴送粉头以与激光同轴的送粉方式完成激光熔覆过程。选用 RC-PGF-D-2 型双筒载气式送粉器为同轴送粉头供粉,送粉转速 0.5~0.9 r/min,载粉气体为氩气,送粉气体流量为 600 L/h,同轴送粉头通氩气作为保护气体,气体流量为 7 L/min。

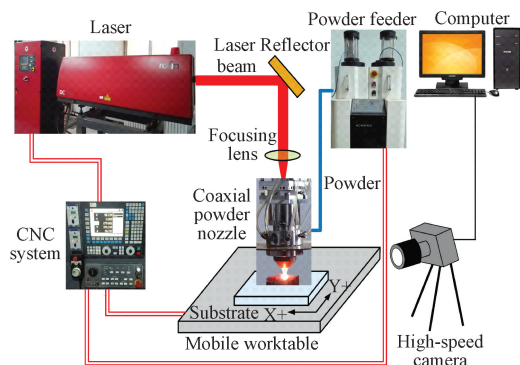


图2 激光熔覆工艺试验示意图

Fig. 2 Schematic diagram of laser cladding process test

采用 CR4000×2 型高速摄像机对激光熔覆熔池进行图像采集。为减小熔覆过程中的开裂倾向,试验开始前将基材预热 300 ℃,熔覆处理后 300 ℃保温 2 h 并随炉冷却。所采用的激光工艺参数为:激光功率 2.1 kW、扫描速度 5 mm/s、送粉量 8.87 g/min。经试验得到长宽厚为 70 mm×20 mm×6 mm 的激光熔覆层。

1.3 金相样件制备及组织观察

将激光熔覆涂层按图3中的取样位置切割成样品(10 mm×5 mm×8 mm)。样品经镶嵌、研磨、抛光与腐蚀后制成金相试样。进行 X 射线衍射分析。腐蚀液采用体积比为 3:1 的 HCl 与 HNO₃ 溶液。在 JSM-6510F 型扫描电镜下拍摄金相试样的微观组织形貌,其加速电压为 20 kV。采用 XRD-6000 型 X 射线衍射仪进行物相分析,选用铜靶和石墨滤波片,工作电压为 50 kV,工作电流为 300 mA。显微硬度测试在 MH-60 显微硬度测量仪上进行,载荷质量 200 g,加载时间 10 s。

1.4 耐磨性能测试

采用 MM200 型磨损试验机对激光熔覆层进行耐磨性能测试,配磨件为 GCr15 钢环,硬度 61 HRC,半径 R 为 50 mm,厚度 10 mm,表面粗糙度 $Ra=0.8$ 。

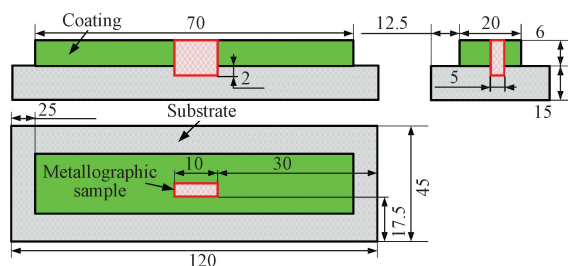


图3 金相试样取样位置(mm)

Fig. 3 Sampling position of metallographic sample

在熔覆层中部按 10 mm×10 mm×14 mm 的尺寸切取三个磨损试样,取样位置如图4所示。

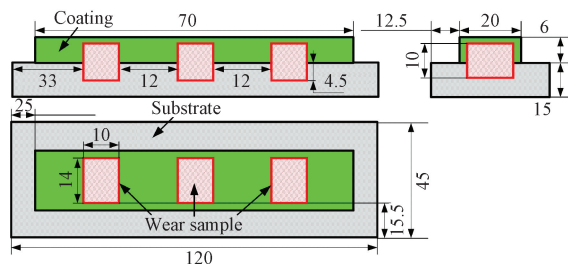


图4 磨损试样取样位置(mm)

Fig. 4 Sampling position of wear sample

测试加载载荷 N 为 98 N,磨轮转速 v 为 400 r/min,测试时间 t 为 30 min。通过计算磨损体积评价材料的磨损率^[18]:

$$\omega = \frac{V_{\text{loss}}}{L \times N} \quad (1)$$

$$L = 2\pi Rvt \quad (2)$$

$$V_{\text{loss}} = B \left[\frac{\pi R^2}{180} \arcsin\left(\frac{b}{2R}\right) - \frac{b}{2} \sqrt{R^2 - \frac{b^2}{4}} \right] \quad (3)$$

式中, V_{loss} 为磨损体积(mm³), B 为磨痕长度(mm), b 为磨痕宽度(mm), L 为磨块在样件表面滑动的总长度(mm),涂层磨损率越低,表明耐磨性能越好。

1.5 耐冲击性能测试

将激光熔覆涂层按图5中的取样位置切割出冲击样品(56 mm×11 mm×6 mm),并按照图6中所示尺寸制成标准冲击试样。采用 JB-W300J 冲击试验机对标准冲击试样进行室温冲击测试。通过计算测试所得冲击功(J)与试样横截面积(cm²)的比值——即冲击韧性(J/cm²)来评价涂层耐冲击性能,冲击韧性越大,耐冲击性能越好。利用 JSM-6510LA 型扫描电镜观察冲击断口形貌。

2 结果与讨论

2.1 熔池高速摄像形貌分析

在激光熔覆过程中,粉末与基材熔化形成熔池,

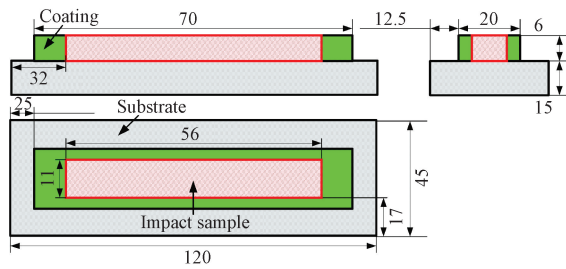


图5 冲击试样取样位置(mm)

Fig. 5 Sampling position of impact sample

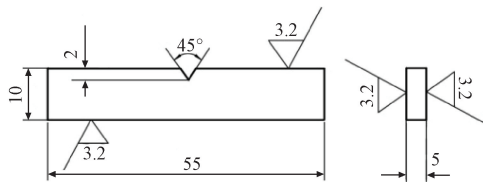


图6 标准冲击试样示意图(mm)

Fig. 6 Schematic diagram of impact sample

由于熔池的融化与凝固过程会对涂层微观组织产生影响,因此采用高速摄像机对纯 Ni45 粉末、含纳米 WC 粉末及含微米 WC 粉末在相同激光工艺参数条件下所形成熔池的状态进行对比分析,如图 7 所示。添加纳米 WC 与微米 WC 颗粒后,熔池亮度均强于纯 Ni45 熔池,但含微米 WC 熔池亮度明显弱于含纳米 WC 熔池。

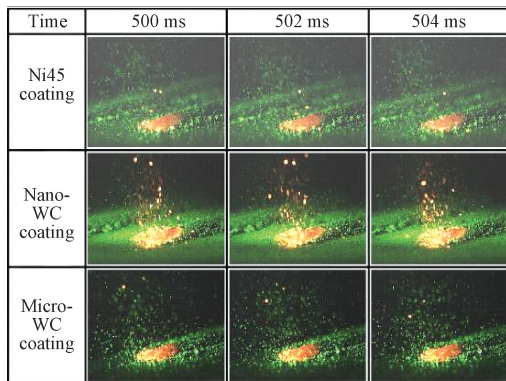


图7 熔池高速摄像形貌

Fig. 7 High-speed camera morphology of molten pool

为分析熔池流动性,选取熔池中亮点作为参照点,如图 8 所示,通过该点相对参考线的移动距离与图片的间隔时间计算该参考点的移动速度,从而近似判断熔池的流动性。

各熔池参考点的移动速度如表 1 所列。由表可见,含微米 WC 熔池的流速低于含纳米 WC 熔池,但两者熔池流速均明显大于纯 Ni45 熔池。

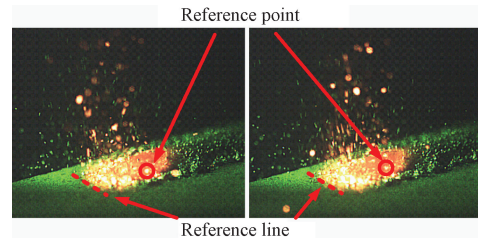


图8 熔池流速计算示意图

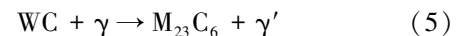
Fig. 8 Diagram of calculation of molten pool velocity

表1 熔池流速

Table 1 Velocity of molten pool flow

Velocity	Ni45	Ni45+Micro-WC	Ni45+Nano-WC
$V_n / (m/s)$	0.064 8	0.071 2	0.073 4

由于 WC 颗粒进入熔池后,会发生烧损分解形成 W_2C 与 C,同时 WC 与 γ -Ni 中固溶金属原子 (Cr, Fe, Ni 等) 在高温下发生化学反应,生成低熔点的 $M_{23}C_6$ 。其反应化学式如下^[19-20]:



式中, γ' 为失去了部分合金原子的 γ -Ni。

为验证上述反应过程,采用 XRD 物相检测技术对各涂层进行测试,所得数据如图 9 所示。从图中结果可知,纯 Ni45 涂层主要由 γ -Ni, $M_{23}C_6$ 与 Ni_3B 组成,添加两种 WC 颗粒后,涂层出现 WC 与 W_2C 相。

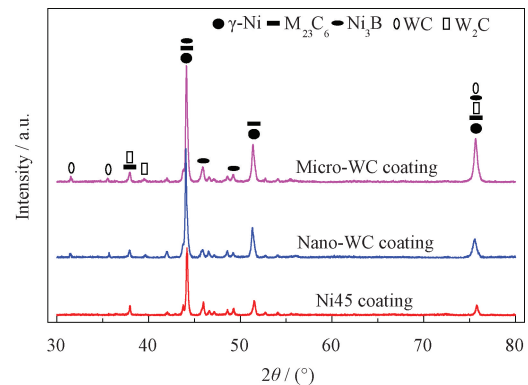


图9 各涂层 XRD 物相图谱

Fig. 9 XRD phase analysis of coating

上述化学反应过程属于放热反应,会放出大量热能。由上述可知,WC 颗粒反应放出的大量热能在熔池中形成放热区域。从高速摄像熔池亮度的变化也能证明这一理论,添加 WC 后熔池亮度明显增强,表明熔池内热量明显增加。这些热能可以熔化更多粉末材料,从而使熔池产生强烈的热膨胀,并形成向上的驱动力加速熔池的对流,从而增加熔池流动速率^[21],如表 1 所示。

虽然微米 WC 颗粒尺寸较大,在熔池中不易发生溶解。但在曲率半径较小的位置则更易发生溶解。因此,颗粒尖角处会优先发生溶解并扩散进入 Ni45 熔体中^[22]。但由于微米 WC 颗粒的熔化解反应仅发生在颗粒尖角与边缘位置,从而形成的反应热较纳米 WC 颗粒少,对熔池流动速率的增加作用相对较低,这在熔池流动速度的数据中可以得到印证,但相比未添加微米 WC 的熔池则表现出更好的熔池流动性。

然而对于纳米 WC 颗粒来说,其尺寸较小,比热

容低,颗粒表面能高且原子配位数不足,比表面原子数较多,使其内部原子易与其他元素原子结合,从而具有很高的化学活性^[7]。在相同激光能量作用下,纳米 WC 更易发生式(4)和式(5)的化学反应,使熔池产生较含微米 WC 熔池更多的热量,从而表现出最快的熔池流速。

2.2 涂层显微组织形貌

图 10 为 WC 增强 Ni45 涂层微观形貌。由图可见,纯 Ni45 涂层具有较大的树枝晶。同时,共晶区域还析出数量与大小不等,分布较不均匀的亮白色颗粒。

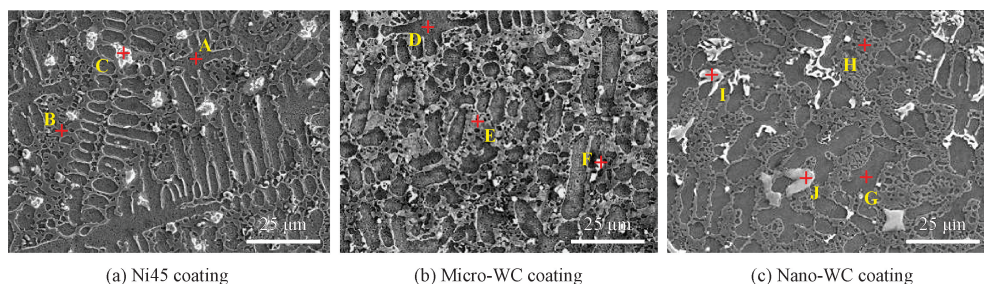


图 10 涂层显微组织形貌

Fig. 10 Microstructure of coatings

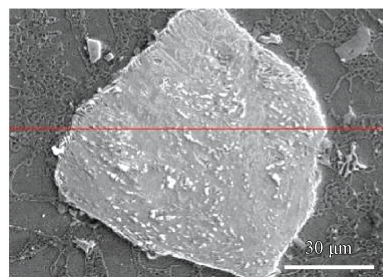
微米 WC 颗粒的添加使涂层中粗大的树枝晶数量减少,增大共晶区域,析出亮白色颗粒。图 11 为微米 WC 颗粒形貌。由图可以看出,WC 颗粒边缘形成具有一定弧度的圆角,证明 WC 颗粒发生部分溶解反应,且溶解边缘无气孔、裂纹和未熔合等缺陷,表明 WC 颗粒与 Ni45 合金结合良好。

对图 11a 中 WC 颗粒进行 EDS 线扫描分析,结果如图 11b 所示,由 Ni 元素从 Ni45 涂层向 WC 内部过渡时会降低,而 Fe 元素含量变化不明显。

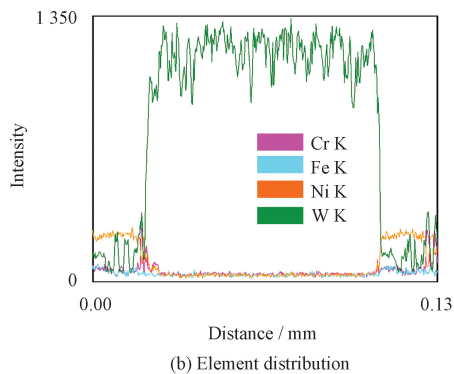
值得注意的是,Cr 元素在靠近 WC 颗粒边缘处出现明显增加的趋势,表明 Cr 元素与 WC 发生反应形成 Cr_{23}C_6 。由于熔池流动作用会使 WC 颗粒在熔池中沿流动方向发生运动,熔池中心的热量会被 WC 颗粒引向熔池各个位置,降低熔池温度梯度,缓解凝固组织外延生长趋势。此外,在熔池凝固过程中,WC 颗粒的流动会将树枝状晶粒打断,断裂的晶粒会逐渐形成尺寸更小的晶粒。

然而含纳米 WC 涂层未形成较大尺寸的树枝晶,而是出现了许多等轴状晶粒(见图 10c)。共晶区域明显扩大,同时也会析出亮白色颗粒。此外,在共晶区新形成一种形状不规则的灰白色块状物。

对含纳米 WC 涂层进行高倍 SEM 微观分析(见图 12)可以发现,在共晶区分布着较为密集的纳米颗粒相。对该位置进行 EDS 面扫描分析可以发现(见图 12b),上述纳米颗粒相含有较多的 W 元素。



(a) Micro-WC particles



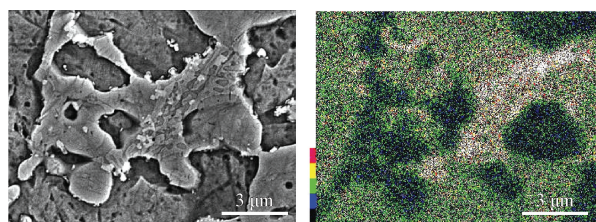
(b) Element distribution

图 11 微米 WC 元素分布

Fig. 11 Element distribution of micro-WC

根据上述分析可以确定图 12a 中纳米颗粒相应为纳米 WC 颗粒及其分解形成的纳米 W_2C 相。

由于颗粒尺寸在 100~500 nm 的纳米颗粒具有较大的比表面积,在熔池凝固过程中会附着在固相界面前沿,并被推动而逐渐聚集于晶界位置,阻碍晶粒生长。涂层的结晶形态由树枝晶逐渐向等轴晶转



(a) Distribution of nano particle

(b) Distribution of W element

图 12 纳米颗粒分布

Fig. 12 Distribution of nano particle

变,从而使组织得到细化^[23]。

此外,由于熔池流速的增加能有效增加熔融金属的对流换热,降低熔池温度梯度并增加冷却速度,使晶粒得到细化。由于含纳米 WC 熔池流速明显大于纯 Ni45 与含微米 WC 熔池流速,因此含纳米 WC 涂层微观组织较纯 Ni45 涂层与含微米 WC 涂层呈现出更显著的细化效果。

为分析上述各组织特征中的元素分布与物相组成情况,对各涂层进行 EDS 定点元素分析(见图 10),分析数据结果如表 2 所示。

表 2 WC 涂层 EDS 元素分析

Table 2 EDS element analysis of coatings

Point	Element/%						
	Ni	Cr	Fe	Si	C	B	W
A	68.12	7.96	11.00	2.21	2.54	8.18	0
B	66.82	9.45	6.83	1.28	5.91	10.71	0
C	2.69	49.11	2.88	0.11	36.39	8.81	0
D	69.30	7.46	9.01	2.81	9.21	0.85	1.37
E	68.69	8.80	7.84	0.06	10.14	2.86	2.22
F	15.80	27.90	4.83	0	26.39	10.21	14.86
G	68.84	6.72	7.12	3.03	11.88	0.43	1.98
H	62.76	8.64	9.21	2.42	13.90	0	5.08
I	15.62	27.92	5.10	0	22.01	8.16	21.19
J	27.56	23.39	2.20	4.79	10.16	0	31.92

结合物相分析可知,纯 Ni45 涂层的初生枝晶(A点)为 γ -Ni,而共晶组织(B点)主要包含 $M_{23}C_6$ 与 γ -Ni。亮白色颗粒物(C点)为 $M_{23}C_6$ 析出颗粒物。含微米 WC 涂层的初生枝晶(D点)与共晶组织(E点)中均含有少量 W 元素,亮白色颗粒(F点)则为 $M_{23}C_6$ 、WC 及 W_2C 的混合物。而含纳米 WC 涂层的初生枝晶(G点)与共晶组织(H点)中同样含有少量 W 元素。亮白色颗粒(I点)与灰白色块状物(J点)同样是 $M_{23}C_6$ 、WC 及 W_2C 的混合物。

2.3 涂层显微硬度分析

根据维氏硬度测试方法对各涂层进行显微硬度测试,数据如图 13 所示。由于纳米与微米 WC 颗粒的添加使涂层中 WC、 W_2C 与 $M_{23}C_6$ 等高硬度硬质

相数量增多,从而显著提升涂层的显微硬度。但由于纳米 WC 颗粒更容易发生溶解反应并形成更多的 W_2C 与 $M_{23}C_6$,使含纳米 WC 涂层(Nano-WC coating)硬度总体略高于含微米 WC 涂层(Micro-WC coating)。

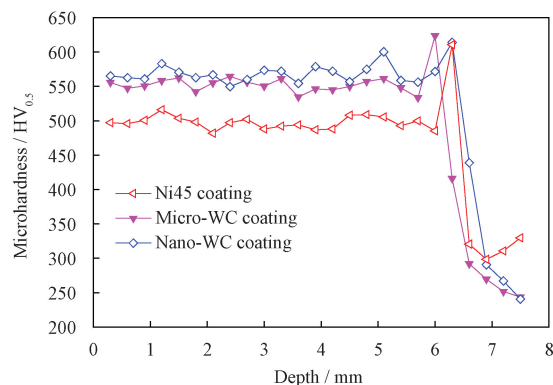


图 13 涂层显微硬度

Fig. 13 Microhardness of coatings

2.4 涂层耐磨性能分析

图 14 为各涂层磨损率。由图可知,两种 WC 颗粒均能有效降低涂层的磨损率,由于含微米 WC 涂层中存在大量尺寸较大的 WC 颗粒,使涂层磨损率较纯 Ni45 涂层降低 88.38%,而含纳米 WC 涂层磨损率较 Ni45 涂层降低 53.43%,表明含微米 WC 涂层具有更优异的耐磨性能。

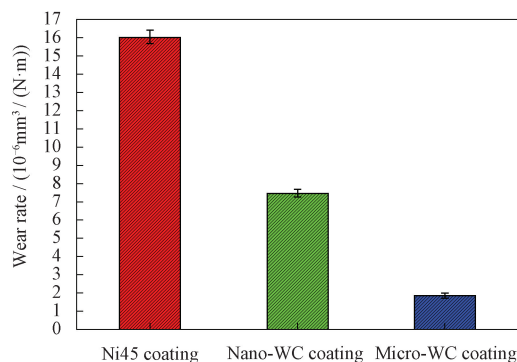


图 14 涂层磨损率

Fig. 14 Wear rate of coatings

为了进一步分析两种 WC 颗粒对 Ni45 涂层耐磨性的影响机理,对各涂层表面磨痕形貌进行微观表征,如图 15 所示。各涂层磨损形式主要以磨粒磨损为主,由于磨损过程中熔覆层表面材料剥落形成磨屑,磨屑进入摩擦副中形成磨粒,导致磨粒磨损并形成犁沟。对于纯 Ni45 涂层来说,相同的磨损条件下涂层表面划痕较宽,并且出现大面积粘着磨损现象。

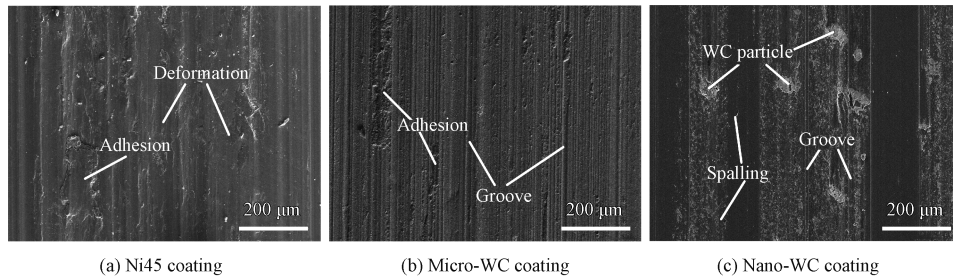


图 15 涂层磨损形貌

Fig. 15 Wear morphology of coatings

添加纳米 WC 后,抵抗磨粒切削的能力增强,微凸体嵌入涂层表面的深度减小,因而形成较窄的犁沟,且粘着磨损现象被明显改善,但局部区域仍存在少量粘着现象。根据微观组织分析结果,纳米 WC 能有效细化涂层中的晶粒组织,根据霍尔-佩奇 (Hall-Petch) 关系式^[24]:

$$\sigma_e = \sigma_{e0} + K_e \bar{d}^{-1/2} \quad (6)$$

式中, σ_e 是流变量为 ε 时的应力大小, σ_{e0} 为单晶强度, K_e 为晶界强化系数, $\bar{d}$ 为晶粒平均直径。 K_e 和 σ_{e0} 两者皆为试验确定的常数。

由式(6)可知,晶粒直径 $\bar{d}$ 越小则 σ_e 越大。因此,晶粒细化可提升涂层强度,从而能够有效抵抗微凸体的切削作用,同时降低涂层的塑性流变,缓解涂层粘着磨损现象。

此外,由于纳米 WC 的添加会使微凸体硬度升高,在磨损过程中可以抵抗配磨件微凸体的切削。同时,细小纳米 WC 颗粒会弥散分布于涂层晶界与共晶组织中,在磨损过程中阻碍位错运动,抑制晶粒发生塑性变形,含纳米 WC 涂层还会形成更多细小的 W_2C 、 $Cr_{23}C_6$ 颗粒,与弥散分布的纳米 WC 颗粒共同作用,同样能有效抑制磨粒与微凸体对涂层的切割,提高涂层耐磨性。但由于涂层中不存在如微米 WC 颗粒般大小的硬质增强颗粒,因此涂层对磨粒及配磨件微凸体切削的抵抗作用弱于含微米 WC 涂层,使含纳米 WC 涂层耐磨性能低于含微米 WC 涂层。

对于含微米 WC 涂层来说,其磨损形式同样是以磨粒磨损为主,局部伴有少量磨损剥落现象,磨损表面的磨痕宽度明显减小。根据微观组织分析可知,WC 颗粒与 Ni45 涂层具有良好的结合强度,因此在磨损试验中没有出现大量 WC 颗粒脱落的现象。同时,磨损导致涂层中 WC 颗粒裸露在涂层表面之外。金属基体内嵌入大颗粒硬质相的方式与磨削加工时常用的砂轮类似,

WC 颗粒就起到如砂轮中磨粒的作用。由于 WC 颗粒硬而脆且与 Ni45 涂层结合紧密,在磨损前期会对 GCr15 配磨件产生明显的切削现象。随着磨损过程的不断加剧,微米 WC 颗粒产生的疲劳应力会使其产生微裂纹,而裂纹扩展后会发生局部断裂形成 WC 碎屑,这些碎屑将成为摩擦副中的磨粒,并与合金涂层形成的磨粒共同作用,使涂层由粘着磨损转变为磨粒磨损^[25]。但由于 WC 颗粒仅发生少量局部断裂,其存在于涂层内部的部分未发生断裂或剥落,因此弥散分布的微米 WC 颗粒能有效抵抗磨粒的切削^[26]。上述分析充分表明,微米 WC 比纳米 WC 能更有效地提高 Ni45 涂的耐磨性。

2.5 涂层耐冲击性能分析

图 16 为各涂层冲击韧性。可见,纳米 WC 可使涂层冲击韧性得到显著提升,较纯 Ni45 涂层提高 13.37%。而微米 WC 会使涂层的冲击韧性明显下降,且仅为纯 Ni45 涂层的 77.18%,表明含纳米 WC 涂层具有最佳的耐冲击性。

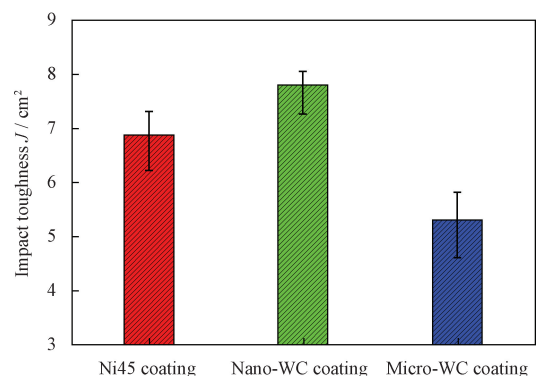


图 16 涂层冲击韧性

Fig. 16 Impact toughness of coatings

图 17 为各涂层冲击断口形貌。可见,断口分布着为数不等、面积大小不一的小断面,每一个小断面都是由一个晶粒在沿晶断裂后所形成的。

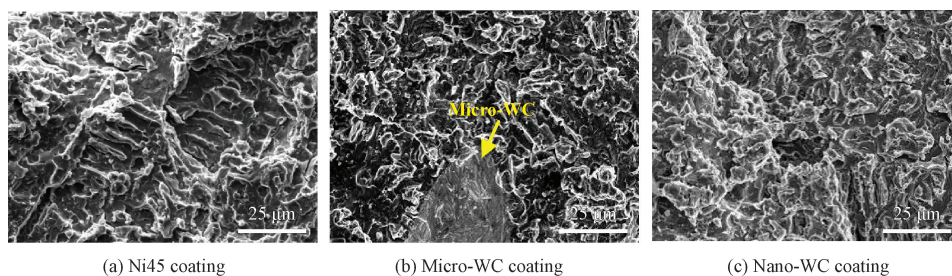


图 17 涂层冲击断口形貌

Fig. 17 Impact fracture morphology of coatings

由于纯 Ni45 涂层的晶粒尺寸较大,初生枝晶受冲击力作用形成面积较大的树枝状断裂面。而含微米 WC 涂层的断口可以明显看出 WC 颗粒周围发生沿晶断裂,形成细小的断裂面,WC 颗粒发生明显的河流状解理断裂。对于含纳米 WC 涂层来说,由于涂层具有最细小的晶粒组织,因此会发生沿晶断裂并形成密集细小的断裂面。

2.6 涂层冲击断裂机理分析

为进一步说明涂层冲击断裂机理,采用有限元数值仿真方法分析各涂层在冲击过程中的应力分布。首先根据夏比摆锤冲击试验机建立涂层夏比冲击试验模型,如图 18 所示。为节省计算时间,对模型进行简化得到如图 18a 所示的三维模型,包括冲击锤,支座以及涂层冲击试样,其中支座底部设置为全约束固定,冲击锤冲击速度为 5.2 m/s。

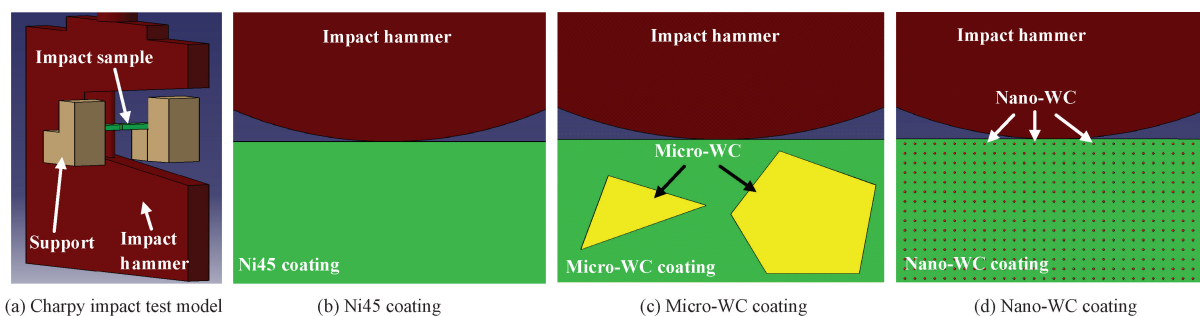


图 18 涂层夏比冲击试验模型

Fig. 18 Charpy impact test model of coatings

为详细观察涂层在冲击过程中的应力分布,图 18b~18d 分别为纯 Ni45 涂层、含微米 WC 涂层与含纳米 WC 涂层的局部冲击试验模型。其中,含微米 WC 涂层内含有形状不规则的微米 WC 颗粒模型,而含纳米 WC 涂层中则含有细小的纳米 WC 颗粒模型。由于颗粒与涂层已形成冶金结合,因此两者接触面设定为无摩擦状态。三种涂层绿色部分的材料

属性如下:密度为 8.28 t/m^3 ,弹性模量为 180 GPa,泊松比为 0.33。WC 颗粒的材料属性如下:密度为 15.63 t/m^3 ,弹性模量为 710 GPa。

采用前述模型进行数值模拟计算,得到如图 19 所示的应力分布状态。可见,纯 Ni45 涂层发生压应力集中现象,这主要是由于涂层受到冲击锤冲击的瞬间,锤端对涂层表面产生较大压力,从而形成压应力集中。

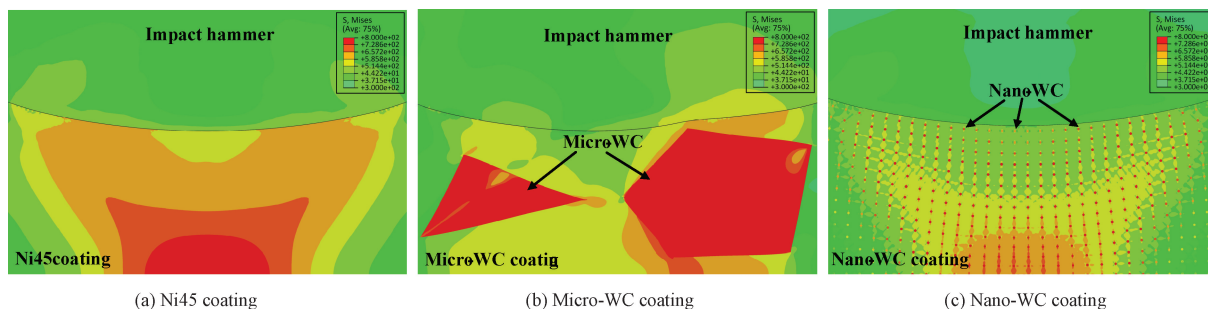


图 19 涂层冲击过程应力分布

Fig. 19 Stress distribution of coatings during impact

对于含微米 WC 涂层来说,由于 WC 具有较大脆性与硬度,因此微米 WC 颗粒在冲击力作用下会产生较大的应力集中。同时,在颗粒尖角处的应力也明显大于其周围 Ni45 涂层的应力,如图 19b 所示。这主要是由于 WC 颗粒内部会塞积大量位错,位错源距离位错塞积群前沿较远,因此 WC 颗粒会产生极大应力,从而导致裂纹产生并瞬间扩展贯穿整个 WC 颗粒^[27],最终导致解理断裂的发生。

然而含纳米 WC 涂层因其内部弥散分布的细小纳米 WC 颗粒能降低位错发生不均匀滑移的可能性,缓解因位错不均匀滑移导致的位错堆积,进而有效分散涂层在冲击力作用下产生的内部应力,使涂层应力集中范围与应力大小明显低于另外两种涂层,如图 15c 所示。同时,涂层中被细化的晶粒会形成密集分布的晶界。由于纳米 WC 颗粒主要在晶界与共晶区聚集,沿晶扩展的裂纹会受到晶界和纳米 WC 颗粒的阻碍,使裂纹扩展方向发生改变,增加扩展路径的长度与曲折性^[23]。在这一过程中会消耗更多的断裂能量,提高了裂纹汇合后形成贯穿裂纹的能量,进而增加涂层发生断裂所需的冲击功。综上所述,纳米 WC 相比于微米 WC 能更有效地缓解涂层在冲击过程中的应力集中现象,并显著增加裂纹扩展所需能量,最终使含纳米 WC 涂层具有最佳的耐冲击性能。

3 结论

(1) 高速摄像分析表明,含纳米 WC 熔池要明显强于纯 Ni45 与含微米 WC 熔池。在熔池中较微米 WC 产生更多的反应热,导致熔池流动速率明显高于微米 WC 熔池。

(2) 微观分析结果显示,纯 Ni45 涂层形成粗大树枝晶,而含纳米 WC 涂层获得细化均匀的微观组织形貌。微米 WC 对涂层总体细化作用不及纳米 WC。两涂层均包含 γ -Ni、Ni₃B、M₂₃C₆、WC 及 W₂C 等物相。

(3) 磨损与冲击性能测试表明,含微米 WC 涂层磨损率明显低于含纳米 WC 涂层,磨损率较纯 Ni45 涂层降低 88.38%,而含纳米 WC 涂层磨损率较 Ni45 涂层降低 53.43%。纳米 WC 能有效提高涂层耐冲击性,冲击韧性较纯 Ni45 涂层提高 13.37%。微米 WC 会使涂层的冲击韧性明显下降,且仅为纯 Ni45 涂层的 91.28%。

参 考 文 献

- [1] LEPSKI D, BRUCKNER F. Laser cladding[M]. Netherlands: Springer, 2009.
- [2] FU Z K, DING H H, WANG W J, et al. Investigation on microstructure and wear characteristic of laser cladding Fe-based alloy on wheel/rail materials[J]. Wear, 2015, 330-331 (May-June): 592-599.
- [3] WANG C L, GAO Y, ZENG Z C, et al. Effect of rare-earth on friction and wear properties of laser cladding Ni-based coatings on 6063Al[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 727: 278-285.
- [4] HU G F, YANG Y, SUN R, et al. Microstructure and properties of laser cladding NiCrBSi coating assisted by electromagnetic-ultrasonic compound field[J]. Surface and Coatings Technology, 2020, 404: 126469.
- [5] QI K, YANG Y, SUN R, et al. Effect of magnetic field on tribological properties of Co-based alloy layer produced by laser cladding on 42CrMo[J]. Materials Letters, 2020, 282: 128893.
- [6] GUO H M, WANG Q, WANG W J, et al. Investigation on wear and damage performance of laser cladding Co-based alloy on single wheel or rail material[J]. Wear, 2015, 328-329 (April): 329-337.
- [7] ERFANMANESH M, POUR H A, SEMNANI H M, et al. An empirical-statistical model for laser cladding of WC-12Co powder on AISI 321 stainless steel[J]. Optics and Laser Technology, 2017, 97: 180-186.
- [8] FARAHMAND P, KOVACEVIC R. Corrosion and wear behavior of laser clad Ni-WC coatings[J]. Surface and Coatings Technology, 2015, 276: 121-135.
- [9] 张煜, 姜丽艳, 徐庆龙, 等. 超高速激光熔覆镍基 WC 涂层的显微结构与耐磨性能[J]. 金属学报, 2020, 56 (11): 1530-1540.
- ZHANG Y, LOU L Y, XU Q L, et al. Microstructure and wear resistance of Ni-based WC coating by ultra-high speed laser cladding[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2020, 56 (11): 1530-1540. (in Chinese)
- [10] 童文辉, 张新元, 李为轩, 等. 激光工艺参数对 TiC 增强钴基合金激光熔覆层组织及性能的影响[J]. 金属学报, 2020, 56(9): 1265-1274.
- TONG W H, ZHANG X Y, LI W X, et al. Effect of laser process parameters on the microstructure and properties of TiC reinforced Co-based alloy laser cladding layer[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2020, 56(9): 1265-1274. (in Chinese)
- [11] BAI L L, LI J, CHEN J L, et al. Effect of the content of B4C on microstructural evolution and wear behaviors of the laser-clad coatings fabricated on Ti6Al4V[J]. Optics and Laser Technology, 2016, 76: 33-45.
- [12] LI N, XIONG Y, XIONG H, et al. Microstructure, formation mechanism and property characterization of Ti+SiC laser clad coatings on Ti6Al4V alloy[J]. Materials Characterization, 2019, 148: 43-51.
- [13] ANDRIEVSKI R A, GLEZER A M. Size effects in properties of nanomaterials[J]. Scripta Materialia, 2001, 44: 1621-1624.
- [14] MYALSKA H, SWADBA R, ROZMUS R, et al. STEM analysis of WC-Co coatings modified by nano-sized TiC and nano-sized

- WC addition [J]. Surface and Coatings Technology, 2017 (318): 279-287.
- [15] LI W, XU P Q, WANG Y Y, et al. Laser synthesis and micro-structure of micro-and nano-structured WC reinforced Co-based cladding layers on titanium alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 749: 10-22.
- [16] WANG X, ZHANG Z, MEN Y, et al. Fabrication of nano-TiC functional gradient wear-resistant composite coating on 40Cr gear steel using laser cladding under starved lubrication conditions [J]. Optics and Laser Technology, 2020, 126: 106136.
- [17] SUNDARASELVAN S, SENTHILKUMAR N, TAMIZHARASAN T, et al. Surface modification of AZ61 magnesium alloy with nano-TiO₂/Al₂O₃ using laser cladding technique[J]. Materials Today: Proceedings, 2019, 21: 717-721.
- [18] GUO C, CHEN J, ZHOU J, et al. Effects of WC-Ni content on microstructure and wear resistance of laser cladding Ni-based alloys coating [J]. Surface and Coatings Technology, 2012, 206(8-9): 2064-2071.
- [19] ZAFAR S, SHARMA A K. Structure-property correlations in nanostructured WC-12Co microwave clad [J]. Applied Surface Science, 2016, 164: 540-552.
- [20] 吴新伟, 曾晓雁, 朱蓓蒂, 等. 镍基 WC 金属陶瓷激光熔覆涂层的熔化烧损规律[J]. 金属学报, 1997, 12: 1282-1288. WU X W, ZENG X Y, ZHU B D, et al. Heat damage of laser clad Ni-based WC coating[J]. Acta Metallurgica Sinica, 1997, 12: 1282-1288. (in Chinese)
- [21] 孟庆武, 耿林, 祝文卉, 等. 反应放热激光熔覆过程中的熔池状态分析[J]. 应用激光, 2009 (4): 12-15. MENG Q W, GENG L, ZHU W H, et al. Analysis of melting pool in laser cladding process with exothermic reaction [J]. Applied Laser, 2009 (4): 12-15. (in Chinese)
- [22] 尤显卿, 马建国, 宋雪峰, 等. 电冶熔铸 WC/钢复合材料中 WC 的溶解行为[J]. 中国有色金属学报, 2005, 15(9): 1363-1368. YOU X Q, MA J G, SONG X F, et al. Dissolution behavior of WC particle in WC/steel matrix composites by electrosag melting and casting method[J]. Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2005, 15(9): 1363-1368. (in Chinese)
- [23] 花国然. 基于激光扫描的纳米陶瓷涂层及纳米结构块体制备技术的基础研究[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2003. HUA G R. Fundamental research on nano-ceramic coating and bulk manufacturing technology by laser scanning[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2003. (in Chinese)
- [24] 毛卫民, 朱景川, 酆剑, 等. 金属材料结构与性能[M]. 北京: 清华大学出版社, 2008. MAO W M, ZHU J C, LI J, et al. The structure and properties of metallic materials [M]. Beijing: Tsinghua University Press, 2008. (in Chinese)
- [25] LIU J, YANG S, XIA W S, et al. Microstructure and wear resistance performance of Cu-Ni-Mn alloy based hardfacing coatings reinforced by WC particles [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 654: 63-70.
- [26] 张永振. 材料的干摩擦学[M]. 北京: 科学出版社, 2012. ZHANG Y Z. Dry tribology of materials[M]. Beijing: Science Press, 2012. (in Chinese)
- [27] 张宁. WC 颗粒增强钢基复合材料的组织及性能研究[D]. 徐州: 中国矿业大学, 2015. ZHANG N. Study on the microstructure and property of WC particulates reinforced steel matrix composites[D]. Xuzhou: China University of Mining and Technology, 2015. (in Chinese)

作者简介: 李云峰,男,1989 年出生,博士研究生。主要研究方向为激光加工技术。

E-mail:gyhu22@163.com

石岩(通信作者),男,1972 年出生,博士,教授,博士研究生导师。主要研究方向为激光加工技术。

E-mail: shiyan@cust.edu.cn