

扫描速度对激光熔覆 NiCoCrAlY 涂层组织及性能的影响

王涛¹, 乔伟林¹, 王宁¹, 张金¹, 唐杰¹, 王浩², 吴军^{1*}

¹ 中国民航大学航空工程学院, 天津 300300;

² 中国民航大学工程技术训练中心, 天津 300300

摘要 为了探究不同激光扫描速度下 NiCoCrAlY 涂层的组织性能,通过激光熔覆技术在 IN718 表面熔化沉积了 NiCoCrAlY 涂层,分析涂层的成形情况、微观结构,并测试硬度、摩擦磨损性能,建立了扫描速度、微观结构和涂层性能之间的动态关系。实验发现,不同扫描速度下的 NiCoCrAlY 涂层成形良好,凝固组织为垂直于固液分界面、定向及“外延式”生长的柱状枝晶组织、等轴枝晶组织。随着扫描速度的增加,涂层温度梯度增大,凝固速率加快,晶粒组织细化,涂层显微硬度有小幅增大;同时,涂层的平均摩擦系数和磨损率呈现先减小后增加的变化趋势。结果表明,在 12 mm/s 扫描速度下获得的涂层耐磨性较优。

关键词 激光光学; 激光熔覆; NiCoCrAlY; 微观组织; 显微硬度; 摩擦磨损性能

中图分类号 TB34 文献标志码 A

doi: 10.3788/LOP57.211403

Effect of Scanning Speed on Microstructure and Properties of Laser Cladding NiCoCrAlY Coating

Wang Tao¹, Qiao Weilin¹, Wang Ning¹, Zhang Jin¹, Tang Jie¹, Wang Hao¹, Wu Jun^{1*}

¹ *Aerospace Engineering College, Civil Aviation University of China, Tianjin, 300300, China;*

² *CETO, Tianjin Civil Aviation University of China, Tianjin, 300300, China*

Abstract In order to explore the microstructure and properties of NiCoCrAlY coating under different laser scanning speed, the NiCoCrAlY coating was melted and deposited on the IN718 surface by laser cladding technology. The forming condition, microstructure, hardness, friction and wear properties of the coating were analyzed, and the dynamic relationship among scanning speed, microstructure and coating properties was established. The results show that the NiCoCrAlY coating has a good shape at different scanning speeds, and the solidification structure is columnar dendrite and equiaxed dendrite which is perpendicular to the solid-liquid interface and grows directionally and epitaxially. With the increase of scanning speed, the coating temperature gradient increases, the solidification rate increases, the grain structure is refined, and the coating microhardness increases slightly. At the same time, with the increase of the scanning speed, the average friction coefficient and wear rate of the coating first decrease and then increase. The results show that the wear resistance of the coating obtained at 12 mm/s scanning speed is better.

Key words laser optics; laser cladding; NiCoCrAlY; microstructure; microhardness; friction and wear properties

OCIS codes 140.3390; 160.3900; 160.3380

1 引言

航空航天发动机涡轮叶片等热端部件工作在极

其恶劣的高温环境中,长期受到热应力、机械应力、热腐蚀、热磨损和高温氧化的交互作用,严重降低其工作使用寿命^[1]。而 MCrAlY (M=Ni, Co 或 Ni+

收稿日期: 2020-01-14; 修回日期: 2020-02-10; 录用日期: 2020-03-09

基金项目: 中央高校科研基本业务费(3122017017)、天津市企业科技特派员项目(19JCTPJC54000)

* E-mail: j-wu@cauc.edu.cn

Co)涂层因具有良好的抗高温性能、耐腐蚀性能,并能起到匹配热膨胀系数的作用,被广泛应用于热端零部件的高温防护涂层和热障涂层的粘结层^[2]。MCoCrAlY材料中的Al元素能在高温工作环境中与氧发生反应生成 Al_2O_3 ,在界面处形成连续致密的 Al_2O_3 薄膜附着在基材上,并能够阻止氧元素进一步入侵,提高基材的抗高温氧化和耐腐蚀性能。MCoCrAlY涂层可以通过等离子喷涂、电子束物理气相沉积、氧气助燃超音速火焰喷涂等方法制备^[3]。上述几种制备方法都有一定的缺点和局限性,使用激光增材制造(LAM)方法制备出的MCoCrAlY涂层可以与基材形成良好的冶金结合,组织均匀致密,具有良好的机械性能。预置粉激光熔覆作为LAM技术的一种,其利用高能量的激光束,按照预定的扫描路径,扫描预先铺覆好的金属粉末并将其完全熔化,再经冷却凝固后成形实体零件,其成形零件接近完全致密、力学性能良好^[4-5]。

目前,一些研究机构 and 高校已经对MCoCrAlY涂层的组织性能进行了研究。Weng等^[6]研究了利用等离子喷涂方法制备出的NiCoCrAlY和CoNiCrAlY涂层的等温氧化行为,发现NiCoCrAlY涂层具有更好的抗氧化性能。Falcón等^[7]分析了采用同轴激光金属沉积技术制备的NiCoCrAlY涂层的高温氧化变化规律,并证明了激光金属沉积是热喷涂工艺的良好替代方法。同时Pereira等^[8]采用激光熔化沉积技术制备了NiCoCrAlY和CoNiCrAlY涂层,并对其微观结构和机械性能进行表征,发现涂层主要有 γ 基质相和 β 枝晶间相组织,两种涂层在弹性模量、硬度和延展性方面显示出足够的机械性能。Pereira等^[9]采用同轴激光熔覆方法制备了NiCoCrAlY涂层和

CoNiCrAlY涂层,并对其进行室温和500℃条件下的摩擦磨损实验,测试结果表明,所有测试材料在高温条件下的磨损率都有所降低,对NiCoCrAlY涂层来说,高温会降低其摩擦系数。但是对预置粉激光熔覆方法制备的MCoCrAlY涂层的性能研究较少,尤其是缺乏不同激光工艺参数下MCoCrAlY涂层的摩擦磨损性能相关研究。

本文采用预置粉激光熔覆技术,在IN718基体上制备了NiCoCrAlY涂层,研究了不同扫描速度下的涂层成形情况、显微组织,并评估了其维氏显微硬度、摩擦磨损性能,最终得到了较优的激光工艺参数。

2 实验材料与实验方法

2.1 实验材料

实验选用类球形合金粉末NiCoCrAlY作为熔化沉积粉末材料,粉末粒径范围30~90 μm ,其外观形貌如图1所示,化学成分如表1所示;选用商用IN718板材作为沉积实验基体材料,板材几何尺寸为200 mm \times 60 mm \times 10 mm,其化学成分如表2所示,实验前使用丙酮清洗并晾干;金相腐蚀剂选用1:1比例的硝酸、盐酸溶液。

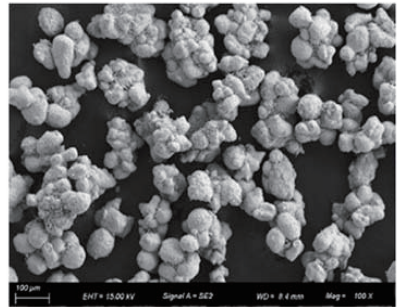


图1 NiCoCrAlY合金粉末形貌

Fig. 1 NiCoCrAlY alloy powder morphology

表1 NiCoCrAlY合金粉末化学成分

Table 1 Chemical composition of NiCoCrAlY alloy powder

Element		Y ₂ O ₃	Co	Al	Cr	Ni
Mass fraction /%	Technical requirement	0.5-0.8	2.2-2.8	4-6	15.5-17.5	Balance
	Detection result	0.58	2.46	4.52	16.94	Balance

表2 IN718合金化学成分

Table 2 Chemical composition of IN718 alloy

Element	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	Ti	Co	Al	Nb+Ta	Fe
Mass fraction /%	0.065	0.18	0.19	0.009	0.01	19.48	52.7	0.05	3.02	1.06	0.15	0.56	5.08	Balance

2.2 实验方法

实验采用预置法沉积合金粉末,将干燥好的NiCoCrAlY合金粉末平铺在IN718基材上,厚度约为1 mm。使用RFL-C1000激光器进行激光熔覆

实验,实验过程保证在含氧量低于 40×10^{-6} 的氩气保护环境中进行,激光熔覆实验示意图如图2所示。激光光斑直径为1.8 mm,激光功率为1000 W,扫描速度设为4、8、12、16 mm/s,分别在上述激光工

艺参数下进行单道激光熔覆实验和多道搭接激光熔覆实验,多道搭接实验的搭接率为 50%。

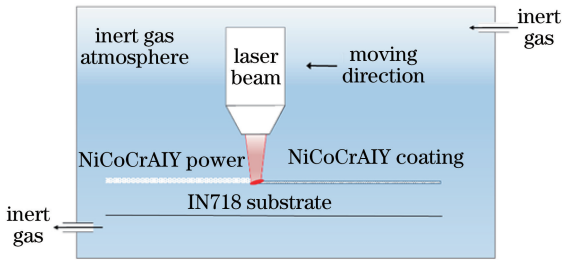


图 2 激光熔覆实验示意图

Fig. 2 Schematic of laser cladding test

2.3 组织性能测试

SLM 实验完成后,将样块进行一定的抛磨处理,去除表面划痕和凹坑,测试涂层硬度,从沉积层顶部沿最大熔深方向一直测试到基材,外加载荷为 200 g,保压时间为 10 s,测量间隔为 100 μm;使用 ZEISS Sigma300 场发射扫描电镜对试样截面的显微组织进行观察,并测试不同工艺参数下的单道涂层的高度、宽度;使用 M-2000 型摩擦磨损实验机对涂层进行摩擦磨损实验,磨轮材料为淬火处理后的 GCr15 钢,磨轮直径为 50 mm,转速为 200 r/min,加载载荷为 100 N,磨损时间为 60 min。

3 实验结果与分析

3.1 单道涂层成形情况及稀释率

不同扫描速度下的单道 NiCoCrAlY 涂层的整体宏观形貌和涂层横截面如图 3 所示,各单道涂层连续光滑但不平整,存在少量凹坑、起伏等沉积缺陷,在涂层表面可以清晰地观察到有少量未熔颗粒附着在涂层之上,但未观察到有裂纹存在。从图 3(b1)~(b4)中可以看出,各扫描速度下的 NiCoCrAlY 涂层均与基体形成牢固的冶金结合,并无裂纹和夹渣存在。在低扫描速度条件下,沉积层较为饱满,熔池深度较深;而当扫描速度为 16 mm/s 时,涂层与基体之间出现气孔;随着扫描速度的增加,熔化液体中的气泡或熔池翻滚吸入的氩气未及时逸出就冷却凝固,导致涂层熔化沉积时产生气孔缺陷^[10]。

对图 3 中不同扫描速度下 NiCoCrAlY 涂层顶部 1 区域、中部 2 区域和底部 3 区域进行能量色散光谱(EDS)元素测试,测试结果如表 3 所示。发现不同扫描速度下 NiCoCrAlY 涂层顶部与顶部之间、中部与中部之间,底部与底部之间区域的主要元素相差不大,因此较大稀释率下的基体元素扩散效应对不同扫描速度下的 NiCoCrAlY 涂层组织性能的影响也相差不大。

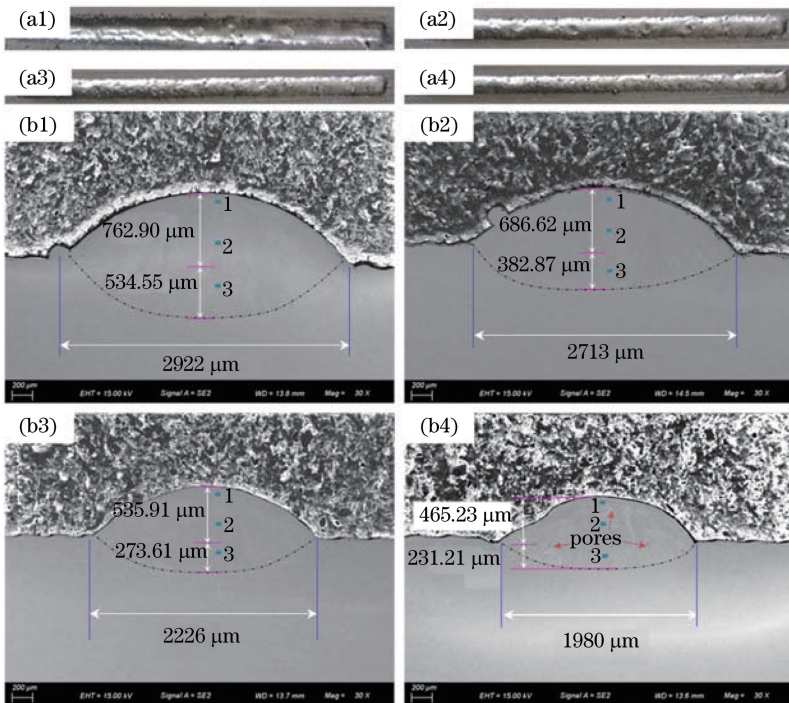


图 3 单道 NiCoCrAlY 涂层宏观形貌及涂层横截面图。(a1)(b1) 4 mm/s; (a2)(b2) 8 mm/s; (a3)(b3) 12 mm/s; (a4)(b4) 16 mm/s

Fig. 3 Macroscopic morphology and cross section morphology of single NiCoCrAlY coating. (a1) (b1) 4 mm/s; (a2) (b2) 8 mm/s; (a3) (b3) 12 mm/s; (a4) (b4) 16 mm/s

表 3 四种扫描速度下的 NiCoCrAlY 涂层主要元素含量

Table 3 Contents of main elements of NiCoCrAlY coatings at four scanning speeds

Number	V / (mm · s ⁻¹)	Mass fraction / %				
		Ni	Co	Cr	Al	Fe
1	4	65.74	1.43	18.16	2.48	7.61
	8	64.02	1.28	18.97	2.55	7.48
	12	64.49	1.24	18.49	2.71	7.54
	16	65.19	1.33	19.29	2.58	7.32
2	4	64.87	1.33	19.47	3.77	7.68
	8	64.62	1.27	18.96	3.56	8.25
	12	63.88	1.18	19.12	3.18	8.53
	16	63.02	1.43	18.91	3.12	8.32
3	4	65.16	1.53	19.16	2.53	9.76
	8	63.83	1.28	19.07	2.89	10.49
	12	65.42	1.14	19.53	2.67	9.37
	16	62.87	1.33	19.47	2.77	10.41

通过扫描电镜测量出单道涂层高度和宽度随扫描速度的变化规律如图 4(a)所示。通过扫描电镜测量单道涂层熔池深度和熔池高度,然后根据稀释率计算公式得到不同扫描速度对单道涂层稀释率的影响规律,如图 4(b)所示。

$$\eta = \frac{h_2}{h_1 + h_2}, \quad (1)$$

式中: η 为涂层稀释率; h_1 为涂层高度; h_2 为熔池深度。

从图 4(a)可以看出,当激光功率不变时,随着扫描速度的增加,涂层成形高度和宽度均逐渐减小,单道涂层宽度从 2922 μm 减小到 1980 μm ,涂层高

度从 762.9 μm 减小到 465.2 μm ,涂层高度和宽度呈现出相同的变化规律。当激光功率一定时,随着扫描速度的增加,单位时间内单位面积熔池吸收的激光能量减少,造成 NiCoCrAlY 合金粉末和 IN718 基材的熔化凝固减少,使得熔池的宽度和深度均减小。另外,从图 4(b)可以看出,随着扫描速度的增加,涂层稀释率也随之降低,而当扫描速度增加到一定程度时,稀释率不再降低。当扫描速度增加时,激光能量作用时间减少,使得熔池高度有所降低,同时沉积层与基体之间的热扩散减小导致熔池深度随着扫描速度的增加而减小,因此涂层的稀释率随着扫描速度的增加而降低。

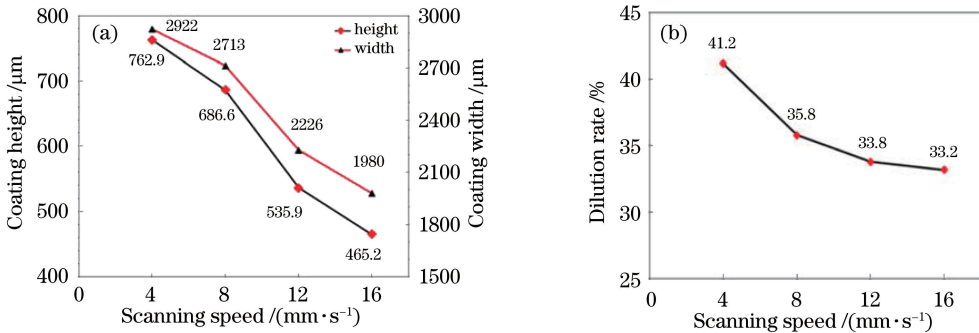


图 4 扫描速度对单道 NiCoCrAlY 涂层成形情况的影响规律。(a)涂层高度和宽度;(b)涂层稀释率

Fig. 4 Influence of scanning speed on the forming of single NiCoCrAlY coating. (a) Height and width of coating; (b) dilution rate of coating

3.2 涂层微观组织结构

图 5 为不同扫描速度下 NiCoCrAlY 涂层从近表层到底部结合区的微观组织形貌,可以看出,不同扫描速度下沉积层的凝固组织为垂直于固液分界面、定向及“外延式”生长的柱状枝晶组织和不规则等轴枝晶组织,随着扫描速度的增加,涂层晶粒细

化,微观组织更为致密均匀。从图 5(a3)~(d3)中可以看出,涂层试样底部由表及里分别为沉积区(DZ)、结合区(BZ)、基体的热影响区(HAZ),涂层材料与基体形成良好的冶金结合,无裂纹和未熔物等缺陷。只在 16 mm/s 工艺参数下的涂层微观组织中存在一定量气孔,这是因为扫描速度过快,熔化沉积过程中熔

池中的气体来不及析出而存在于凝固组织中。

激光熔覆实验过程是一个快速熔化、快速凝固的过程,根据快速凝固原理,涂层的微观组织结构主要与凝固前沿的成分过冷度有关。在结晶过程中,实际液相结晶温度与理论结晶温度的差值为过冷度,成分过冷度的大小与冷却速度(R)和温度梯度(G)密切相关,其程度取决于 G/R ,凝固前沿冷却速度越快,实际结晶温度就越低,过冷度就越大;反之冷却速度越慢,过冷度就越小,而涂层微观组织大小取决于 $G \times R$ ^[11]。冷却速度 R 、温度梯度 G 和初生枝晶间距 δ 的计算公式为^[12-13]

$$R = V_s \cos \theta, \quad (2)$$

$$G = \frac{2k(T - T_0)^2}{\epsilon p}, \quad (3)$$

$$\frac{G}{R} = \frac{2k(T - T_0)^2}{\epsilon p V_s \cos \theta}, \quad (4)$$

$$\delta = \frac{a}{\sqrt{GR}}, \quad (5)$$

$$\delta = \frac{a \sqrt{\epsilon p}}{(T - T_0) \sqrt{2k V_s \cos \theta}}, \quad (6)$$

式中: T 为合金液体温度; T_0 为基体初始温度; ϵ 为激光吸收系数; P 为激光功率; k 为涂层热导率; V_s 为激光扫描速度; θ 为 V_s 和 R 之间夹角; a 为系数; δ 为初生枝晶间距。

在熔池底部,晶体组织趋向于沿着热量散失最大的方向生长,结果,在结合区附近的柱状枝晶垂直于基体定向生长,因为在激光熔覆实验期间热量主要从熔池向基板传递。当扫描速度为4 mm/s时,结合区为较粗大柱状枝晶组织[图5(a3)],在8 mm/s、12 mm/s的凝固组织中可以观察到具有生长趋势的短柱状晶组织和细长枝晶组织[图5(b3)、5(c3)],随着扫描速度的增加,温度梯度增大,冷却速度加快,初生枝晶间距 δ 减小[(6)式],晶体结构细化,16 mm/s的晶体组织结构进一步细化,变为细长柱状枝晶组织和细枝晶组织[图5(d3)]。细长枝晶组织沿垂直于基体方向凝固生长,它们纵向连接沉积层与基体,从而增加其结合强度。

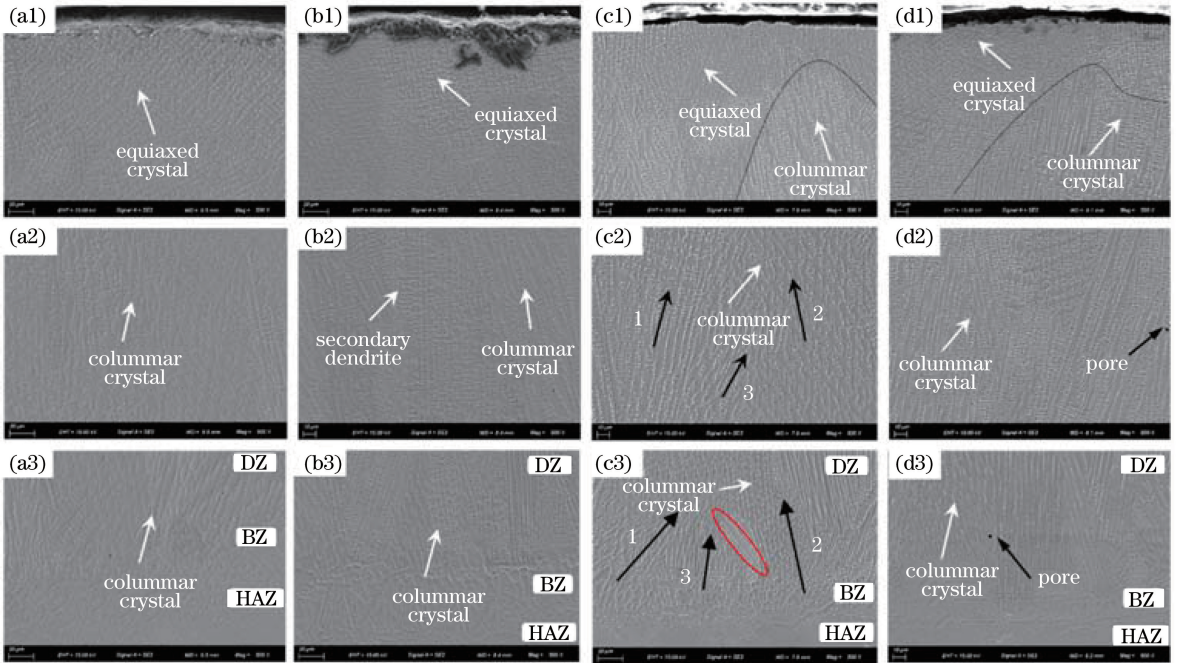


图5 单道 NiCoCrAlY 涂层的微观组织。(a1)~(d1)近表层区域;(a2)~(d2)中间区域;(a3)~(d3)结合区域

Fig. 5 Microstructure of single NiCoCrAlY coating. (a1)-(d1) Areas near top zones;

(a2)-(d2) center zones; (a3)-(d3) bonding zones

不同扫描速度下涂层中部的凝固组织同样为定向生长的柱状枝晶组织,随着扫描速度增加,涂层组织冷却速度加快,造成晶粒组织的细化,高扫描速度沉积层组织的晶粒尺寸明显低于低扫描速度沉积层

组织[(6)式]。随着扫描速度的增加,温度梯度增加,而较大的温度梯度可以在温度散失反方向上为柱状枝晶组织的形核生长创造有利条件[图5(a2)~(d2)],使得涂层组织定向生长。同样

的,不同扫描速度下近表层的微观组织为不规则等轴晶组织,涂层近表层冷却速度快,温度梯度大,大量晶核快速生成并快速生长,晶粒与晶粒之间竞争生长,造成涂层近表层等轴枝晶组织的不规则生长,同时在熔池表面附近的区域中,微观结构的生长从柱状枝晶转变为等轴枝晶,这归因于热量从多个方向传递到周围环境。类似的,柱状枝晶的形成生长同样受到彼此的限制,晶粒总是沿着最有利于自己生长的方向生长,图 5(c2)、4(c3)中 1、2 箭头标注的柱状枝晶竞相生长,导致 3 处柱状枝晶来不及生长,生长为粗短柱状枝晶组织,图 5(c3)中圆圈处生长出不同于其他柱状枝晶组织的晶粒,就是柱状枝晶之间的相互限制生长所致。

3.3 涂层硬度

不同扫描速度下 NiCoCrAlY 涂层的维氏显微硬度变化规律如图 6 所示,发现 NiCoCrAlY 涂层显微硬度远低于 IN718 基材,从涂层近表层至基材显微硬度呈现不断增加的趋势。总体而言,不同扫描速度下的沉积层的显微硬度相差不大,硬度变化跨度区间较小。激光功率为 1000 W 不变时,随着扫描速度的增加,涂层显微硬度有较小程度的增大,这是因为单位时间内单位面积熔池吸收的激光能量越高,会造成涂层晶粒越粗大,晶粒粗大会使涂层显微硬度减小。当扫描速度较低时,单位面积熔池内的能量密度较高,造成涂层的组织粗大,显微硬度较小;而随着扫描速度增加,沉积层温度梯度增大、凝固速度加快,得到的沉积层组织细化且致密,晶粒细

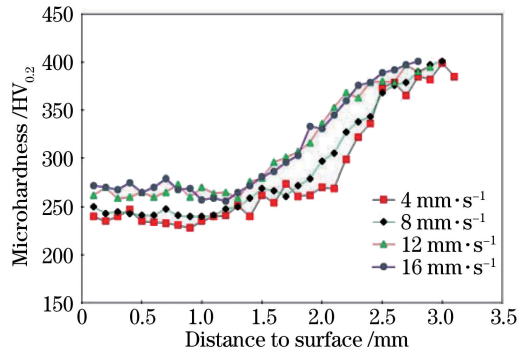


图 6 NiCoCrAlY 涂层硬度

Fig. 6 NiCoCrAlY coating hardness

小,晶界强化与韧化作用增强,沉积层的硬度逐渐增大。

3.4 摩擦磨损性能

通过摩擦磨损实验获得的不同扫描速度下 NiCoCrAlY 涂层的摩擦系数变化曲线和磨损率变化规律,如图 7 和图 8 所示。四种工艺参数下的平均摩擦系数分别为 0.4377、0.4164、0.4033、0.4616,随着扫描速度的增加,摩擦系数先不断减小,接着增大,在 16 mm/s 时达到最大值,此时磨损性能最差,这与图 8 中的磨损率呈现出的变化趋势是相同的,即磨损率先减小后增大的变化规律。很明显,不同的扫描速度对 NiCoCrAlY 涂层的摩擦磨损性能有一定的影响。涂层耐磨性能主要受实验材料的硬度和微观组织结构的影响^[14],低扫描速度下的涂层硬度较低,摩擦环和磨屑容易被压入涂层中,在机械剪切力和摩擦力共同作用下,涂层材料被掀

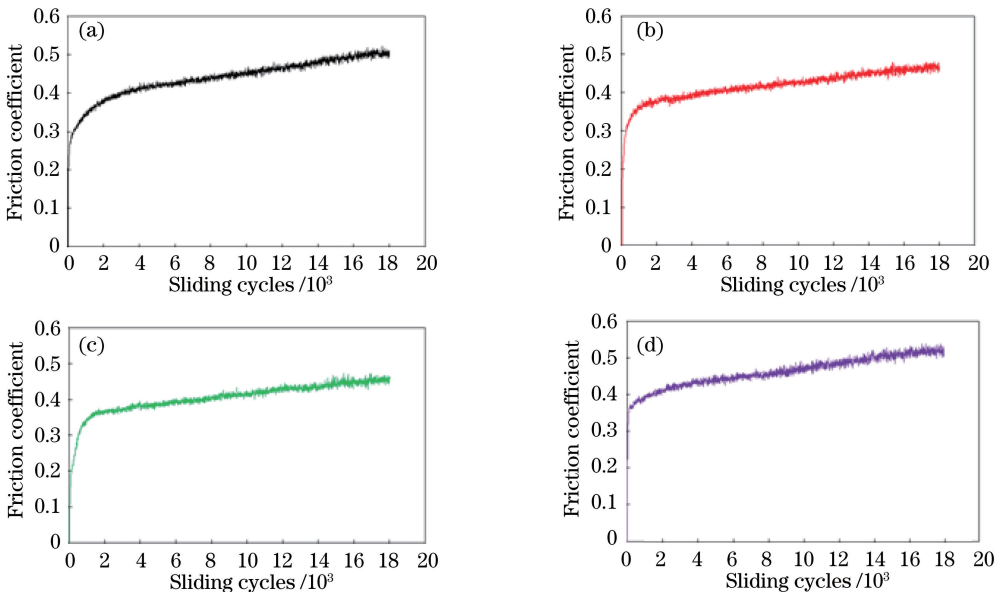


图 7 摩擦系数变化曲线。(a) 4 mm/s; (b) 8 mm/s; (c) 12 mm/s; (d) 16 mm/s

Fig. 7 Friction coefficient variation curves. (a) 4 mm/s; (b) 8 mm/s; (c) 12 mm/s; (d) 16 mm/s

起,使得涂层磨损性能较差;而 16 mm/s 扫描速度下的沉积层中具有较多气孔缺陷,在摩擦磨损过程中,涂层磨屑易在气孔处聚集而被压入涂层,导致涂层材料被掀起,造成摩擦系数和磨损率的增大。

另外,从图 7 中可以看出,在整个摩擦磨损实验过程中,四种试样的摩擦系数并没有出现明显波动,这是因为涂层微观组织中并不存在尺寸较大的柱状枝晶,尺寸较大的柱状枝晶是引起摩擦系数波动的主要原因^[15]。在磨损初期,摩擦系数快速增长,在 2000 次摩擦循环之后,摩擦进入稳定期,摩擦系数开始缓慢增加,这表明随着摩擦磨损实验的持续进行,涂层磨损性能变差。这可能是因为在摩擦磨损实验过程中摩擦做功产生大量热,使得摩擦接触面变软,而材料本身又具有一定的延展性,使得摩擦环容易被压入涂层中,在机械剪切力和摩擦力共同作用下,将大量材料掀起,造成涂层的磨损率增大、摩擦系数不断增加,导致磨损性能变差。同时随着磨损时间的延长,会有大量的磨屑产生形成微切削磨损机制,同样能够使涂层随磨损时间的增长而变差^[16]。

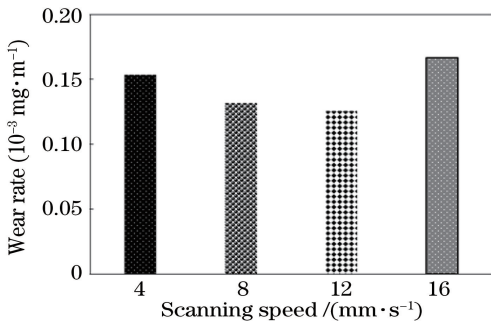


图 8 磨损率

Fig. 8 Wear rate

为进一步探究不同扫描速度下的涂层的摩擦磨损性能,图 9 和图 10 分别给出了不同扫描速度下的涂层磨损表面扫描电子显微镜(SEM)图、磨损表面三维(3D)形貌图与磨损截面深度曲线图。从图 9 中可以看出,激光熔覆技术制备的 NiCoCrAlY 涂层具有一定的耐磨性,磨损过后并没有出现裂纹和明显的大面积剥落,涂层磨损表面较为粗糙,有较深的犁沟和少量剥离区域,具有典型的磨料和粘着磨损特征。在摩擦力和压力载荷作用下,磨屑迫使摩擦表面的塑性变形形成犁槽特性,从而导致磨料磨损。当扫描速度为 4 mm/s 时,涂层磨损表面非常粗糙,有一定面积的剥落,并且磨损凹槽深而宽,涂层经历了严重的磨损;当扫描速度为 8 mm/s 和 12 mm/s 时,涂层磨损表面较为光滑,磨损凹槽较浅,表明这两种工艺参数下的涂层均具有较好的耐磨性能;而当扫描速度增加到 16 mm/s 时,涂层磨损表面又开始出现剥落,并且磨损凹槽深而多,涂层表面的磨屑会形成微切削机制,造成涂层表面的片状剥落,涂层耐磨性能降低。从图 10(a)可以发现较深犁沟,证明涂层经历了严重的磨损,和摩擦环接触位置的涂层磨损最为严重。图 10(b)为涂层横截面磨损深度曲线,涂层两侧的磨损并不均匀,这可能是由于涂层较软,在相同的夹持力下,试样容易发生倾斜,使得倾斜位置处的涂层耐磨性能变差。并且磨损截面深度曲线出现一定量的波动,可能是涂层在磨损过程中脱落所致。另外随着扫描速度的增加,涂层的最大磨损深度分别为 859.33、767.29、577.58、1206.85 μm ,磨损深度先减小后增加,这与摩擦系数与磨损率呈现相同的变化趋势。

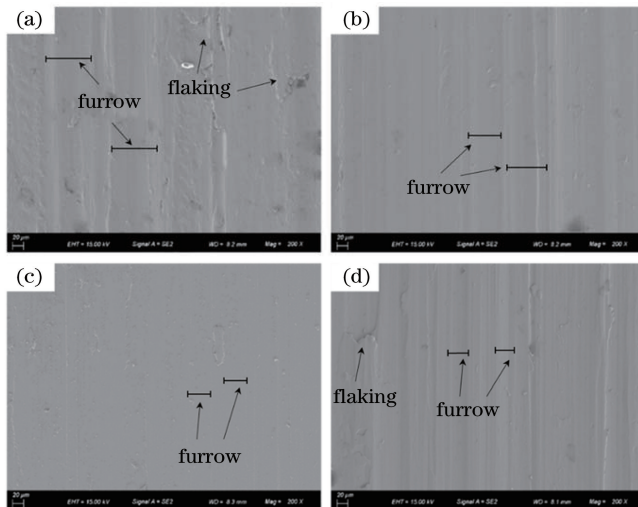


图 9 NiCoCrAlY 涂层磨损痕迹的 SEM 形貌。(a) 4 mm/s;(b) 8 mm/s;(c) 12 mm/s;(d) 16 mm/s

Fig. 9 SEM micrographs of wear tracks of NiCoCrAlY coating. (a) 4 mm/s; (b) 8 mm/s; (c) 12 mm/s; (d) 16 mm/s

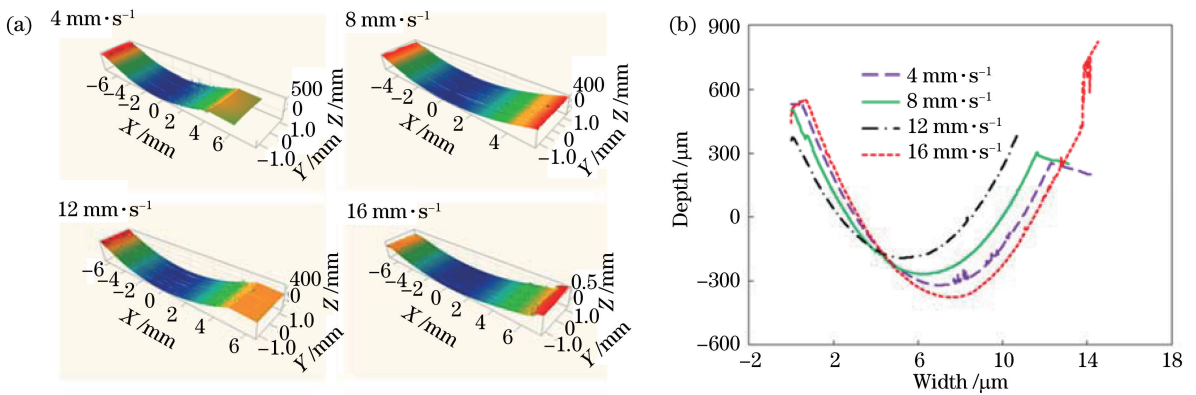


图 10 NiCoCrAlY 涂层磨损轨迹。(a) 3D 轮廓图;(b) 磨损截面深度曲线

Fig. 10 Wear tracks of NiCoCrAlY coating. (a) 3D profile; (b) depth curves of wear cross section

4 结 论

不同扫描速度下的 NiCoCrAlY 涂层成形良好, 涂层与基体形成良好的冶金结合, 无裂纹和未熔颗粒存在, 只在 16 mm/s 扫描速度下的涂层中存在气孔缺陷, 另外涂层凝固组织为垂直于固液分界面、定向及“外延式”生长的柱状枝晶组织、等轴枝晶组织。不同扫描速度下的 NiCoCrAlY 涂层的维氏显微硬度明显低于 IN718 基材, 从涂层近表层至基材显微硬度呈现不断增加的趋势, 随扫描速度的增加, 涂层温度梯度增大、凝固速率加快, 造成晶粒组织细化, 使得 NiCoCrAlY 涂层的维氏显微硬度有较小幅度增加。随着扫描速度的增加, NiCoCrAlY 涂层的平均摩擦系数和磨损率呈现先减小后增加的变化趋势, 在 12 mm/s 扫描速度下获得的涂层的耐磨性最优, 其摩擦系数和磨损率分别为 0.4033 和 $0.1256 \times 10^{-3} \text{ mg} \cdot \text{m}^{-1}$, 此时涂层显微硬度较高, 并且不存在气孔缺陷。

参 考 文 献

[1] Zhao X S, Yang J Z, Chen J H, et al. Surface reconstruction and tool path generation method for remanufacturing of the damaged blade [J]. China Mechanical Engineering, 2019: 1-11.
赵旭升, 杨建中, 陈吉红, 等. 服役破损叶片的曲面重构及刀路生成方法[J]. 中国机械工程, 2019: 1-11.

[2] Chen S D. Research progress on microstructure and preparation methods for MCrAlY bond coats [J]. Materials Review, 2019, 33(15): 2582-2588.
陈守东. MCrAlY 粘结层的微观组织及制备方法研究进展[J]. 材料导报, 2019, 33(15): 2582-2588.

[3] Wang T, Wang N, Li Y, et al. Study on preparation technologies of thermal barrier coatings [J]. Surface

Review and Letters, 2017, 24(4): 1730004.

[4] Wu S B, Dou W H, Yang Y Q, et al. Research progress of inspection technology for addition manufacturing of SLM metal [J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2019, 11(4): 37-50.
吴世彪, 窦文豪, 杨永强, 等. 面向激光选区熔化金属增材制造的检测技术研究进展 [J]. 精密成形工程, 2019, 11(4): 37-50.

[5] Doubenskaia M, Domashenkov A, Smurov I, et al. Study of selective laser melting of intermetallic TiAl powder using integral analysis [J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2018, 129: 1-14.

[6] Weng W X, Wang Y M, Liao Y M, et al. Comparison of microstructural evolution and oxidation behaviour of NiCoCrAlY and CoNiCrAlY as bond coats used for thermal barrier coatings [J]. Surface and Coatings Technology, 2018, 352: 285-294.

[7] Falcón J C P, Echeverría A, Afonso C R M, et al. Microstructure assessment at high temperature in NiCoCrAlY overlay coating obtained by laser metal deposition [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2019, 8(2): 1761-1772.

[8] Pereira J C, Zambrano J C, Rayón E, et al. Mechanical and microstructural characterization of MCrAlY coatings produced by laser cladding: the influence of the Ni, Co and Al content [J]. Surface and Coatings Technology, 2018, 338: 22-31.

[9] Pereira J, Zambrano J, Licausi M, et al. Tribology and high temperature friction wear behavior of MCrAlY laser cladding coatings on stainless steel [J]. Wear, 2015, 330/331: 280-287.

[10] Wang T, Liu J Q, Qin L C, et al. Effects of laser power on microstructure and hardness of CoNiCrAlY

- cladding coatings [J]. Hot Working Technology, 2018, 47(24): 142-145.
- 王涛, 刘佳奇, 秦令超, 等. 激光功率对 CoNiCrAlY 熔覆涂层显微组织及硬度的影响 [J]. 热加工工艺, 2018, 47(24): 142-145.
- [11] Zhou S F, Huang Y J, Zeng X Y, et al. Microstructure characteristics of Ni-based WC composite coatings by laser induction hybrid rapid cladding [J]. Materials Science and Engineering: A, 2008, 480(1/2): 564-572.
- [12] Huang Y J, Zeng X Y, Hu Q W, et al. Microstructure and interface interaction in laser induction hybrid cladding of Ni-based coating [J]. Applied Surface Science, 2009, 255(7): 3940-3945.
- [13] Lei J B, Shi C, Zhou S F, et al. Enhanced corrosion and wear resistance properties of carbon fiber reinforced Ni-based composite coating by laser cladding [J]. Surface and Coatings Technology, 2018, 334: 274-285.
- [14] Wang H Y, Zuo D W, Wang M D, et al. High temperature frictional wear behaviors of nano-particle reinforced NiCoCrAlY cladded coatings [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2011, 21(6): 1322-1328.
- [15] Wang T, Liu J Q, Qin L C, et al. Laser direct deposition of CoCrAlSiY/YSZ composites: densification, microstructure and mechanical properties [J]. Journal of Thermal Spray Technology, 2019, 28(4): 862-879.
- [16] Song X L, Lei J B, Xie J C, et al. Microstructure and electrochemical corrosion properties of nickel-plated carbon nanotubes composite Inconel718 alloy coatings by laser melting deposition [J]. Optics & Laser Technology, 2019, 119: 105593.