

# 超高速激光熔覆 Fe 基非晶合金单道工艺分析

黄海博<sup>1</sup>, 孙文磊<sup>1</sup>, 黄勇<sup>2</sup>

(1.新疆大学, 乌鲁木齐 830046; 2.新疆工程学院, 乌鲁木齐 830023)

**摘要:** **目的** 利用超高速激光熔覆工艺制备 Fe 基非晶合金。**方法** 利用专用模具制备 0.4、0.5、0.6 mm 不同厚度预置涂层, 并用质量分数为 4% 的聚乙烯醇将涂层与基材黏接, 在真空环境下烘干。然后, 设计正交试验分析预置厚度、激光功率和扫描速度对 Fe-Si-B 非晶粉末材料单道熔覆宽度的影响, 并利用超景深显微镜和极差分析法分析工艺参数对涂层稀释率的影响次序。最后, 对样件磨抛和腐蚀, 借助扫描电子电镜分析涂层显微组织。**结果** 利用超高速激光熔覆制备涂层, 单道涂层宽度与激光功率大小呈正相关关系。涂层稀释率变化区间为 8.8%~12.1%, 影响涂层稀释率的工艺次序为预置厚度>激光功率>扫描速率。所制备的涂层与基材形成良好的冶金结合, 但涂层底部出现了晶化现象, 晶粒尺寸分布区间为 0.5~3.5  $\mu\text{m}$ 。将工艺因素归一化考虑, 涂层晶粒大小受激光能量密度影响较大。**结论** 涂层底部凝固速率较低和成分偏析是造成晶化的重要原因, 在预置厚度 0.6 mm、激光功率 500 W、扫描进给量 6 000 工艺下的晶化程度最小, 将激光能量密度控制在 10 W/mm<sup>2</sup> 以下, 有利于抑制晶化现象。

**关键词:** 超高速激光熔覆; 铁基非晶合金; 熔覆宽度; 稀释率; 显微组织

**中图分类号:** V261.8 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2022)07-0410-10

**DOI:** 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2022.07.041

## Analysis on the Process of Single Track Fe Based Amorphous Alloy during Ultra High Speed Laser Cladding

HUANG Hai-bo<sup>1</sup>, SUN Wen-lei<sup>1</sup>, HUANG Yong<sup>2</sup>

(1. Xinjiang University, Urumqi 830046, China; 2. Xinjiang Institute of Engineering, Urumqi 830023, China)

**ABSTRACT:** To prepare Fe based amorphous alloys by ultra high speed laser cladding, in this paper, the preset powder coatings with different thickness of 0.4 mm, 0.5 mm and 0.6 mm were prepared by special mold. Next, the coatings were bonded to the substrate with 4% polyvinyl alcohol and dried under the vacuum condition. Then, the orthogonal experiment was designed to analyze the effect of preset thickness, laser power and scanning speed on the single pass cladding width of Fe-Si-B amorphous powder material, also the effect of process parameters on the coating dilution ratio was analyzed by depth of field optical microscope and extremum difference analysis. At last, the microstructure of the coating was analyzed by means of

收稿日期: 2021-08-24; 修订日期: 2021-11-29

Received: 2021-08-24; Revised: 2021-11-29

基金项目: 自治区重点研发计划项目(2020B02014); 自治区重点实验室开放基金(2020520002); 新疆工程学院科研基金项目(2019xgy152112)

Fund: Supported by Key Research Projects in the Autonomous Region, Xinjiang (2020B02014); Open Fund for Key Laboratories of the Autonomous Region, Xinjiang (2020520002); Scientific Research Project of Xinjiang Institute of Engineering (2019xgy152112)

作者简介: 黄海博(1989—), 男, 博士研究生, 主要研究方向为表面激光改性。

Biography: HUANG Hai-bo (1989-), Male, Doctoral student, Research focus: surface laser modification.

通讯作者: 孙文磊(1962—), 男, 博士, 教授, 主要研究方向为 CAD/CAM 和再制造工程

Corresponding author: SUN Wen-lei (1962-), Male, Doctor, Professor, Research focus: CAD/CAM and remanufacturing engineering.

引文格式: 黄海博, 孙文磊, 黄勇. 超高速激光熔覆 Fe 基非晶合金单道工艺分析[J]. 表面技术, 2022, 51(7): 410-419.

HUANG Hai-bo, SUN Wen-lei, HUANG Yong. Analysis on the Process of Single Track Fe Based Amorphous Alloy during Ultra High Speed Laser Cladding[J]. Surface Technology, 2022, 51(7): 410-419.

scanning electron microscope (SEM). Results showed that there was a positive correlation between coating width and laser power; the range of coating dilution ratio was 8.8%-12.1%, and the descending order were as follows: preset thickness, laser power and scanning rate. The coating has good metallurgical bonding with the substrate, but there exists crystallization region at the bottom of the coating, which size is 0.5-3.5  $\mu\text{m}$ . Considering the normalization of process factors, the grain size of the coating is greatly affected by the laser energy density, further analysis, the low solidification rate and composition segregation at the bottom of the coating are the important reasons for the crystallization. Compared the result of each process, crystallization degree is the lowest when the preset thickness is 0.6 mm, laser power is 500 W, and scanning feed is 6 000, and it is beneficial to restrain the crystallization when the laser energy density is controlled below 10 W/mm<sup>3</sup>.

**KEY WORDS:** ultra high speed laser cladding; Fe based amorphous alloy; cladding width; dilution ratio; microstructure

激光熔覆是利用高能量激光能量密度将基材表面和粉体材料快速熔化并迅速冷却凝固, 形成冶金结合, 实现基体材料表面改性的工艺技术, 是绿色制造和再制造技术中的关键组成, 并成功应用于石油化工<sup>[1]</sup>、航空航天<sup>[2]</sup>和高速列车<sup>[3]</sup>等重要行业。但熔覆工作过程中, 扫描速率通常小于 2 m/min, 熔覆面积效率在 10~50 cm<sup>2</sup>/min, 效率较低。这是因为激光能量主要集中在基材表面, 以保证熔池存续一定时间熔化粉体材料, 而且, 通过工艺优化也难以突破熔覆效率低的瓶颈。为了提高熔覆效率, 德国弗劳恩霍夫激光技术研究所 (Fraunhofer ILT) 和亚琛工业大学 (RWTH-Aachen) 于 2017 年成功研制了超高速激光熔覆设备<sup>[4]</sup>, 从结构上改变了激光能量聚焦位置, 将粉末与激光在熔池上方 1 mm 左右汇集, 保证激光束大部分能量作用于粉末, 使得粉末在进入熔池前熔化, 只有少部分能量用于基材表面形成微熔池, 极大缩短熔池的存续时间, 有效提高了熔覆加工效率; 同时, 这种改进后的激光聚焦方式对于预置粉末熔覆, 也能减少高能激光束对基材的影响, 在一定程度上减少涂层成分偏析。

非晶是一种有别于晶体结构的原子排列长程无序、短程有序的亚稳态物质, 在非晶合金内部不存在晶体合金中的位错、晶界等现象。所以, 通常具备高强度、高硬度和耐磨耐腐蚀性能。对于非晶合金的制备, 高速冷却速率是必不可少的, 常见技术有单辊快淬<sup>[5-6]</sup>、热喷涂<sup>[7]</sup>、等离子喷涂<sup>[8]</sup>和激光熔覆<sup>[9-10]</sup>等方法, 但所制备的结果不尽如人意: 单辊快淬法所制备非晶带材厚度在几十微米左右, 难以形成三维非晶块体; 利用喷涂技术制备的涂层与基材界面主要是机械结合方式, 在长时间服役过程中容易出现鼓泡和起皮缺陷; 激光熔覆制备效率较低。王彦芳等<sup>[11]</sup>利用激光熔覆技术在 304L 不锈钢表面制备了铁基非晶合金, 发现涂层由非晶和枝晶两种组织构成, 其中非晶主要分布在涂层中部。龚玉兵等<sup>[12]</sup>以 Fe-Si-B 非晶带材为原料, 利用激光熔覆技术在低碳钢表面制备非晶涂层, 发现涂层内部结晶相主要为  $\alpha\text{-Fe}$ 、 $\text{Fe}_2\text{B}$  和  $\text{FeSi}_3$ , 分布在基材结合处并沿外延方向生长。而超高速激光熔覆工艺基于其特殊的光粉耦合结构, 突破了加工效

率低的瓶颈, 为高效快速制备非晶合金涂层提供了技术可能。但目前利用超高速激光熔覆技术制备非晶合金研究较少, 相较于 Zr 基<sup>[13]</sup>、Co 基<sup>[14]</sup>、Cu 基<sup>[15]</sup>等体系非晶合金, Fe 基非晶具有价格低廉、摩擦力学性能优异的优势<sup>[16]</sup>。所以, 本文以 Fe-Si-B 非晶合金粉末为原料, 通过预置铺粉方式, 利用超高速激光熔覆技术制备单道 Fe 基非晶涂层, 研究激光功率、扫描速率及铺粉厚度等工艺参数对涂层宏观形貌的影响, 并对涂层组织结构进行分析。

## 1 试验设备与材料

### 1.1 试验设备

超高速激光熔覆装备主要由光源系统、运动系统、送粉系统、气氛控制系统、冷却系统和在线/离线编程控制系统组成。光源系统主要包括激光器、激光头和光纤传输线路, 其中激光器为西安中科中美公司研发的 2 000 W 连续光纤激光器, 激光波长 1 080 nm, 功率可调节范围为 10%~100%。激光头为气动式中心送粉结构, 减少了熔覆过程中粉末的飞溅, 提高了粉末利用率。运动系统主要为三坐标连续控制 CNC 车床, 控制激光头在 X、Y、Z 方向的直线运动和三爪卡盘的旋转运动, 主轴最高转速 200 r/min, 直线定位精度  $\pm 0.1$  mm。送粉系统主要为沈阳普菲克公司生产的气动送粉器, 可实现 1~10 r/min 送粉自动调节。气氛控制系统主要包括吹送粉末至熔覆头所需的惰性气体和熔覆过程中的保护气, 在本套设备中均使用 Ar 气。超高速激光熔覆各组成模块如图 1 所示。

### 1.2 试验材料与过程

45 钢广泛应用于齿轮、轴、叶轮等关键零部件的生产制造, 材料具有较高的附加值, 所以选用 45 钢作为基材进行研究, 其化学组成如表 1 所示。Fe 基非晶合金粉末成本低廉、应用前景广阔, 所以, 选用了 Fe-Si-B 非晶合金粉末作为本次试验的材料, 各元素的组成如表 2 所示。

粉末的显微形貌如图 2 所示, 尽管呈球形颗粒分布, 但由于其尺寸在 10  $\mu\text{m}$  左右, 粉末较为细小, 直



图1 超高速激光熔覆系统组成装备

Fig.1 Composition and equipment of ultra high speed laser cladding system

表1 45钢化学元素组成

Tab.1 Chemical element composition of 45 steel

wt. %						
C	Cr	Mn	Ni	Cu	Si	Fe
0.5	<0.1	0.6	<0.1	0.1	0.2	Bal.

表2 Fe-Si-B 非晶合金粉末化学元素组成

Tab.2 Chemical element composition of Fe-Si-B amorphous alloy powder

wt. %			
Si	B	O	Fe
9	13	≤0.1	Bal.

接利用送粉器进行送粉会出现团聚和堵塞现象,无法保证稳定的送粉量。所以,采用了预置涂层的方法进行试验,过程如下:

1) 取纯净水 300 mL 进行加热,升温至 80 °C 时加入聚乙烯醇粉末 12 g,并不断搅拌直至完全溶解,制备浓度为 4% 的聚乙烯醇黏接剂。

2) 将冷却至室温的黏接剂与粉末混合呈糊状均匀涂在基材表面,并利用 3D 打印技术制备不同深度的专用凹槽(如图 3 所示),获取不同厚度的预置涂层。

3) 将预置好的基材放在真空加热设备中加热 60 min,烘干后的结果如图 4 所示,可以发现涂层与基材黏接良好,表面较为平整,可用于高速激光熔覆工艺研究。

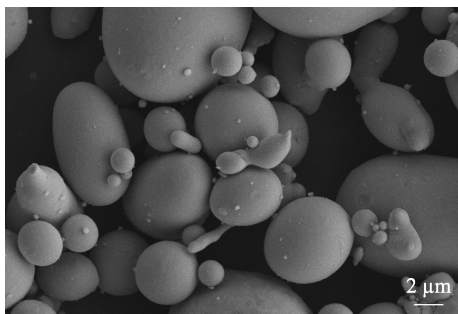


图2 Fe-Si-B 非晶合金粉末 SEM 形貌

Fig.2 SEM morphology of Fe-Si-B amorphous alloy powder

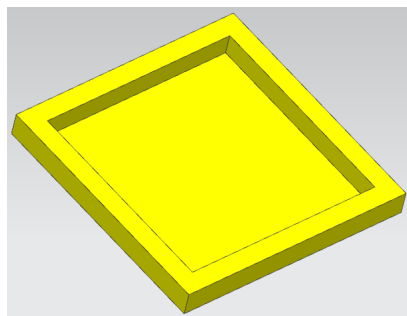


图3 可调节预置涂层厚度装置

Fig.3 Adjustable preset coating thickness device



图4 烘干后的预置涂层

Fig.4 Pre-placed powder coatings after drying

将熔覆结果利用线切割技术将样品切成长宽高均为 8 mm 的样件,然后利用金属试样磨抛机对样件依次进行 400#、600#、800#、1000#、1500# 的砂纸打磨,最后使用粒度为 2.5 μm 的金刚石喷雾抛光剂进行抛光。将制备好的样件进行腐蚀,腐蚀试剂选用体积比为 3 : 1 的浓盐酸和浓硝酸混合而成的王水,腐蚀时间为 5 s,然后使用无水乙醇对样件进行清洗和干燥处理,并借助扫描电镜观察涂层微观组织。

为了判断 Fe-Si-B 合金粉末是否结晶,利用 X 射线衍射(XRD)技术进行检测,结果如图 5 所示,可以发现在图谱中 2θ 为 40°~50° 区间表现出了较宽的漫散射峰,表明样品是非晶合金粉末,可用于非晶涂层的制备。

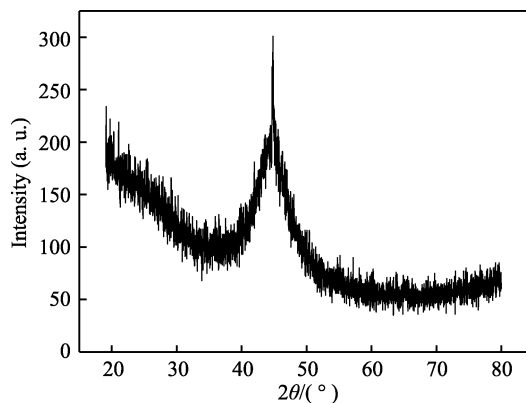


图5 Fe-Si-B 合金粉末 XRD 图

Fig.5 XRD pattern of Fe-Si-B alloy powder

2 试验过程与工艺因素分析

2.1 正交试验设计

在高速激光熔覆预置法制备涂层的工艺过程中, 预置厚度、激光功率和扫描速度是影响涂层形貌和质量的关键因素。于是, 设计了铺粉厚度在 0.4~0.6 mm, 激光功率在 400~600 W, 扫描进给量在 6 000~10 000 变化下的正交工艺试验, 根据测量, 得到扫描进给量  $F$  与扫描速度  $v$  满足经验关系式 (1), 并分析这些因素对熔覆层形貌的影响, 具体熔覆工艺参数如表 3 所示, 对应的熔覆结果如图 6 所示。

$$v = F / 60$$

(1)

表 3 高速激光熔覆工艺参数  
Tab.3 Process parameters of high speed laser cladding

Sample number	Preset thickness/mm	Laser power/W	Scanning feed/(mm·min <sup>-1</sup> )
A	0.4	400	69
B	0.4	500	92
C	0.4	600	115
D	0.5	400	92
E	0.5	500	115
F	0.5	600	69
G	0.6	400	115
H	0.6	500	69
I	0.6	600	92

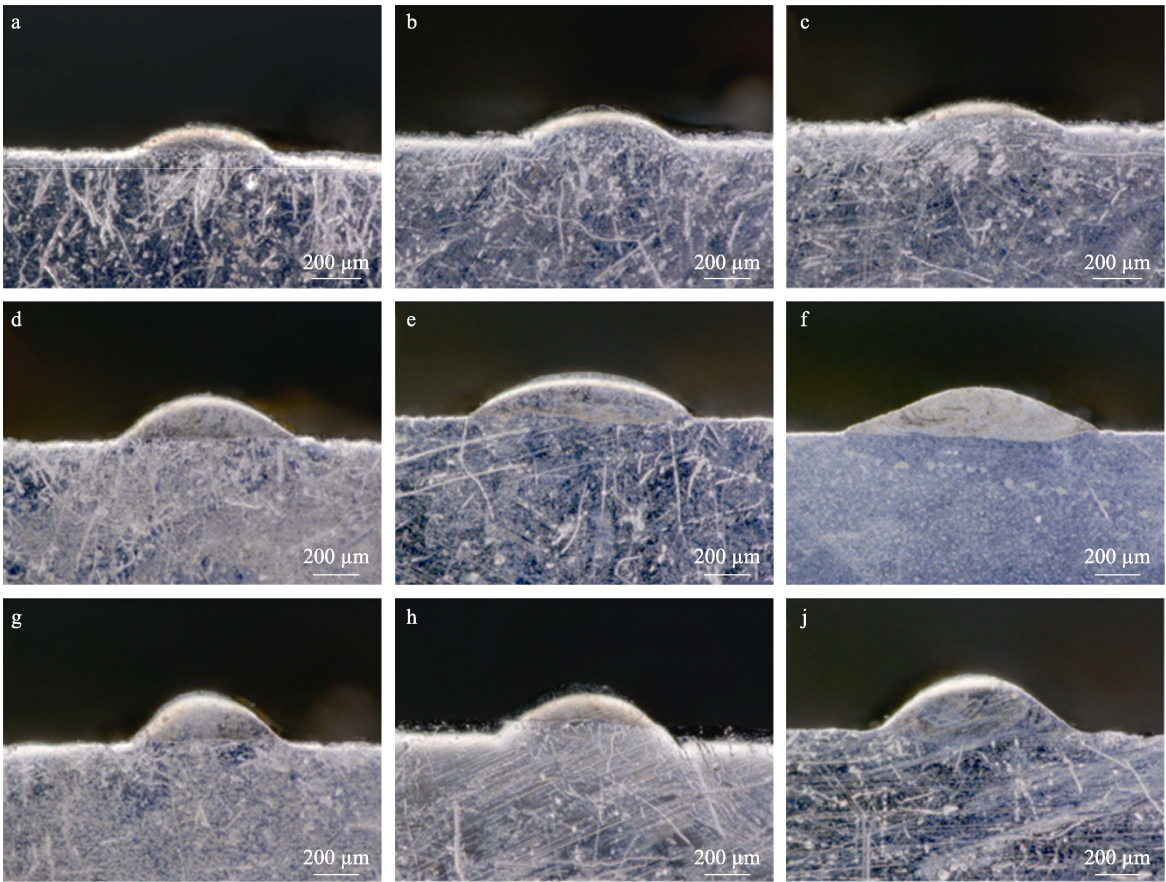


图 6 不同工艺下的熔覆形貌  
Fig.6 Cladding morphology with different process parameters

2.2 工艺参数对单道熔宽和稀释率的影响

为了进一步分析预置厚度、激光功率和扫描速度对单道涂层的熔宽和稀释率的影响, 利用超景深显微镜对涂层形貌进行测量 (如图 7 所示), 并得到了不同铺粉厚度下熔宽和稀释率的变化趋势, 其中, 不同工艺参数下单道熔宽的变化如图 8 所示。

测量结果表明, 本次试验中涂层的宽度在 678.63~955.48 μm 变化, 单道涂层宽度均小于光斑直径 1 000 μm。这是因为在熔覆过程中, 圆形光斑的能量呈高斯分

布, 随着远离光斑中心, 激光能量快速衰减, 远离中心区域的粉末不能熔化, 无法形成熔池, 所以出现了涂层宽度小于光斑直径的现象。此外, 可以发现, 对于相同铺粉厚度的涂层, 单道宽度与激光功率呈正相关关系, 这是因为在光斑直径不变的前提下, 功率输入值越大, 能量也就越高, 能够熔化粉末的区域越大, 使得单道涂层的宽度变大。

稀释率是衡量热影响区大小的重要方法, 稀释率过大会引起成分偏离粉末名义成分, 影响涂层组织结构和性能。稀释率的计算方法如式 (2) 所示, 式中

的参数和图7中参数含义一致,不同工艺参数下稀释率的变化如图9所示。

$$\eta = h / (H + h) \quad (2)$$

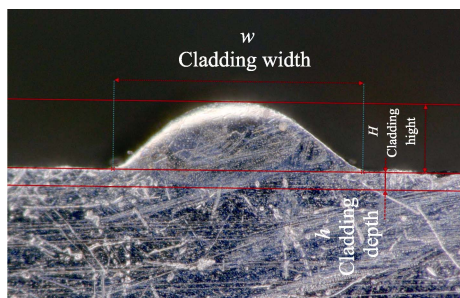


图7 超景深显微镜测熔高、熔宽和熔深过程  
Fig.7 Measurement of height, width and depth by depth of field optical microscope

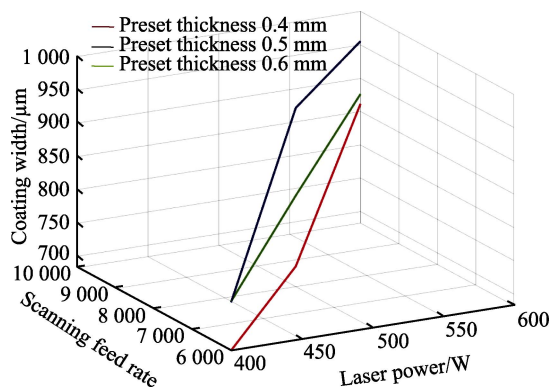


图8 不同工艺参数下的单道熔宽变化  
Fig.8 Single pass width variation with different process parameters

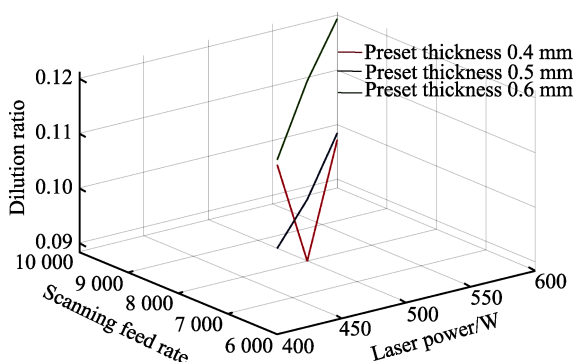


图9 不同工艺参数下的稀释率变化  
Fig.9 Variation of dilution ratio with different process parameters

结果表明,涂层的稀释率在8.8%~12.1%区间内变化,相较于常规激光熔覆的稀释率<sup>[17-19]</sup>(10%~50%)有明显降低,但在图9中无法直观判断影响稀释率的关键因素,所以,根据表3中正交试验,利用极差分析方法<sup>[20-21]</sup>进行工艺参数的显著性计算。

极差值的大小反映了同一因素对试验结果的影响大小,根据表4中的极差分析,可以看出影响涂层稀释率的工艺次序为:预置厚度>激光功率>扫描速

率。这主要是因为涂层厚度的增加会使得更多的激光束能量作用于粉末,对基材造成的热影响减少,从而获取更小的稀释率。但这并不意味着稀释率越低越好,稀释率过小会降低涂层与基材的结合强度,影响涂层性能,所以,对于预置涂层的高速熔覆工艺,应在保证形成冶金结合的前提下,增加铺粉厚度,减小涂层的稀释率。

表4 正交试验稀释率分析结果  
Tab.4 Results of dilution ratio of orthogonal test

Elements	Preset thickness/%	Laser power/%	Scanning feed/%
K1	12	11.5	10.8
K2	10.2	10.3	11.3
K3	10	10.5	10.2
Extreme difference	2	1.2	1.1

### 3 结果分析与讨论

#### 3.1 涂层显微组织分析

将表3中A组工艺下的涂层进行切割制备金相样品,借助扫描电子显微镜(SEM)观察和分析其微观形貌和组织结构,得到结果如图10所示。

可以发现涂层内部无明显气孔和裂纹等缺陷,晶粒尺寸大小均匀。涂层的底部与基材有明显结合线,说明涂层与基材形成良好的冶金结合。但是,涂层底部出现了严重的晶化现象,这主要是由两个方面引起的:一方面,由于涂层底部成分偏析造成,其偏析机制主要受两种因素影响。尽管超高速激光熔覆对基材的热输入相较于常规熔覆方式小,但仍然不可避免地熔化部分基材,所以在涂层与基材形成冶金结合的凝固过程中,涂层底部与部分熔融基材原子间的互相扩散,引起底部涂层元素的稀释,改变了非晶粉末的元素组成及配比,削弱了非晶合金成形能力<sup>[10]</sup>。此外,原始粉末元素组成中Si和B元素密度较小,在冶金反应过程及熔池的搅动作用下会出现上浮现象,造成名义成分偏析,影响非晶成形能力;另一方面,尽管超高速激光熔覆与常规熔覆成形方式有明显差异,但根据二者涂层各部分显微组织对比<sup>[22-23]</sup>,其成形过程可以根据经典凝固理论进行解释说明。所以这里从温度梯度 $G$ 与凝固速度 $R$ 在凝固过程中的变化来分析涂层底部非晶晶化现象。在熔池底部凝固速度 $R \rightarrow 0$ ,为晶粒的形核和生长提供了条件,凝固过程以平面晶方式推进,但在推进过程中熔融区与周围环境对流散热,温度梯度 $G$ 逐渐降低,树枝晶沿热流反向生长所以在涂层底部出现了明显的晶化现象,而且大都以树枝晶为主。很多利用激光快速加热和冷却的特点在制备非晶过程中也都会发现类似的现象,而且这种在涂层底部出现晶化的现象是难以抑制的<sup>[24-25]</sup>。

在文献[26-28]中研究发现: 非晶合金断面在高分辨率的扫描电镜下会在同一方向出现周期性纳米条纹, 并指出这种现象是非晶合金特有的结构, 而且 Fe 基非晶合金的纳米条纹宽度为 40~60 nm, 这为 Fe 基非晶合金的判定和研究提供了重要依据。在本次试验中涂层的中部和顶部存在一些无明显特征组织区域, 由于本次熔覆选用的粉末为非晶合金粉末, 为了弄清这种无特征组织是否为非晶, 对无明显特征组织区域进行高分辨率扫描电镜观测, 所得结果如图 11 所示。

图 11 表明, 在  $2 \times 10^5$  倍率下的扫描电镜图像中也出现了周期性的纳米条纹, 借助 Nano Measurer 测量, 条纹的宽度在 50~60 nm 范围变化, 这种现象与

Fe 非晶合金所特有的结构基本相同。所以, 可以确定涂层中这种无明显组织特征区域应是非晶相, 同时也证明了超高速激光熔覆工艺制备非晶合金的可行性。

进一步分析不同工艺参数对涂层组织结构的影响, 将表 3 中工艺中所有的熔覆结果进行切割制备金相样件, 并磨抛和腐蚀, 借助扫描电镜观察涂层中部的表面形貌, 得到了图 12 的结果。

在图 12 中可以发现所有涂层组织均不是完全的非晶相, 而是由晶相组织和非晶相交错组成。而且, 图中的晶粒没有明显的生长方向, 多以雪花状的树枝状枝晶群分布。根据凝固形核理论, 凝固组织的形态主要受温度梯度/凝固速度 ( $G/R$ ) 的影响, 在涂层底

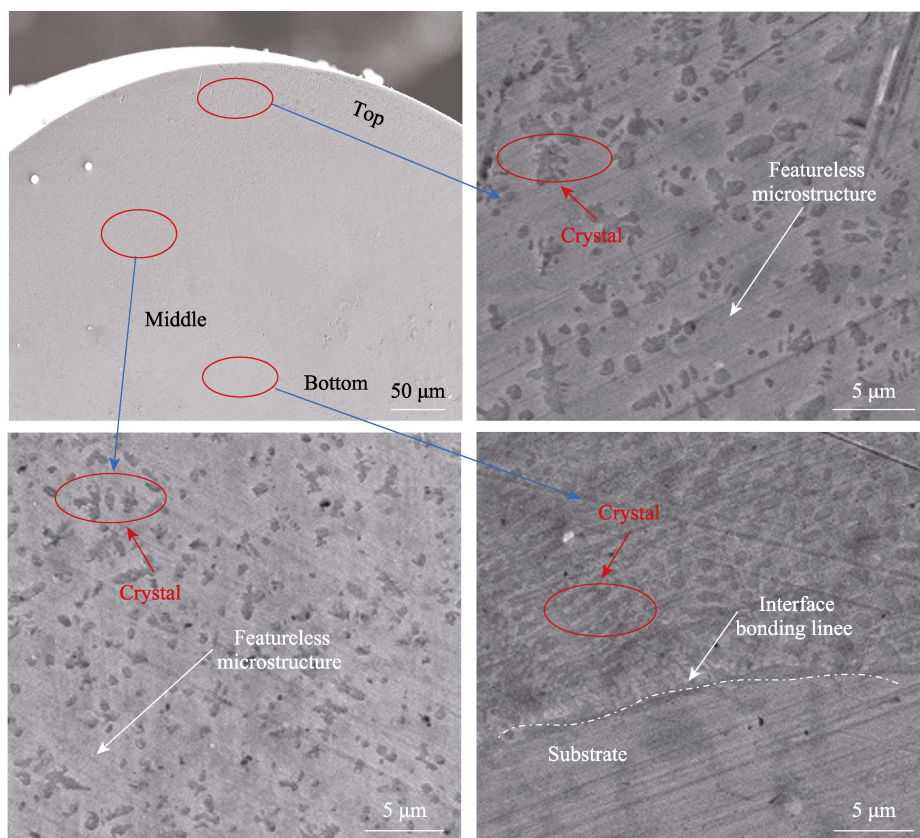


图 10 表 3A 组工艺下单道涂层 SEM 图  
Fig.10 SEM of coating under process parameter A in table 3

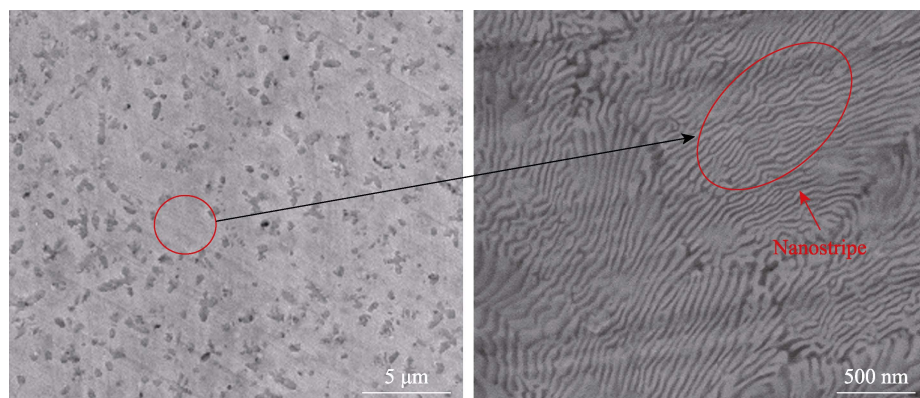


图 11 在  $2 \times 10^5$  倍下无明显组织特征区 SEM 图  
Fig.11 SEM of the non-organized characteristic region under  $2 \times 10^5$  magnification

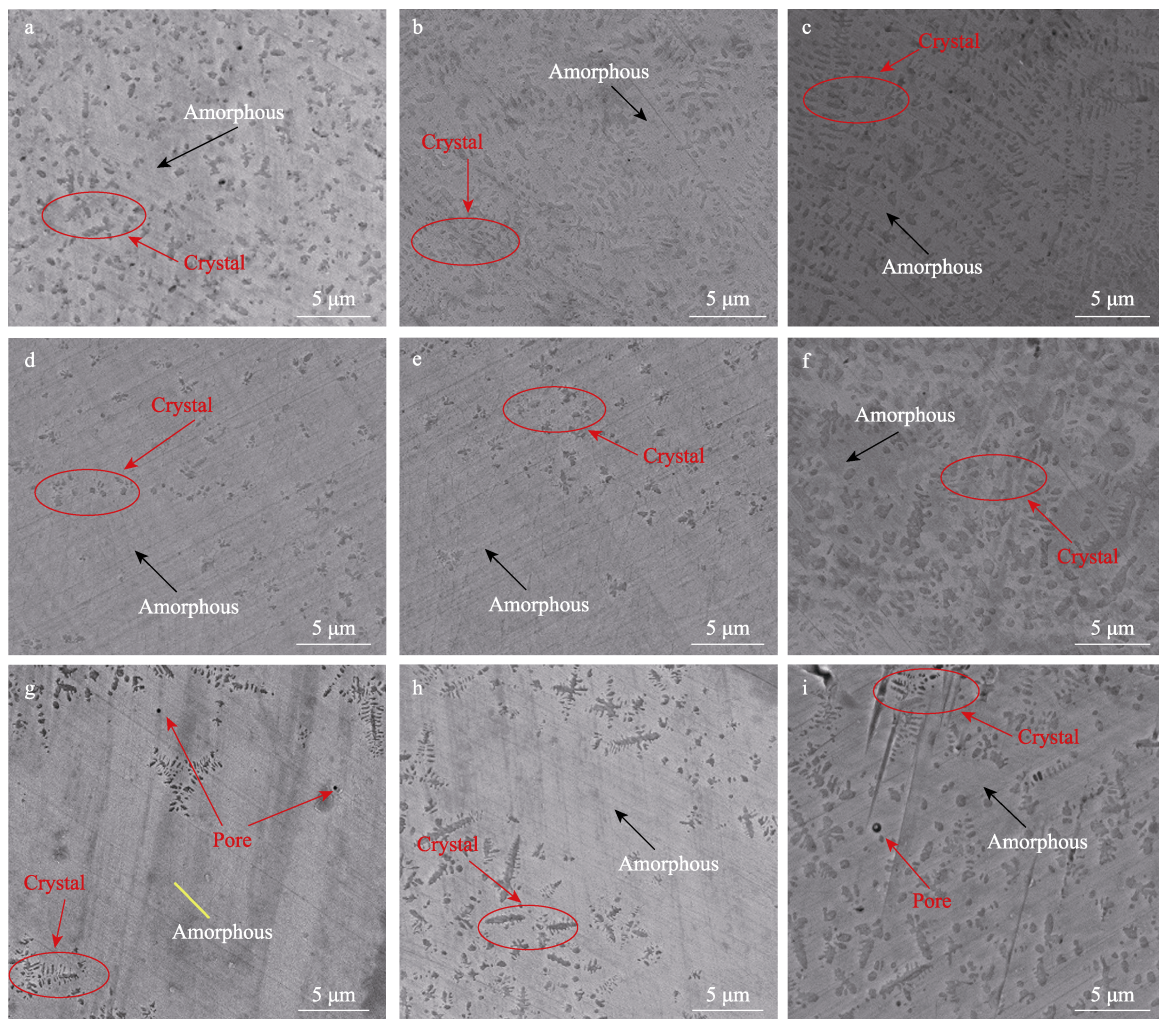


图 12 不同工艺下单道涂层 SEM 图

Fig.12 SEM of single coating with different process parameters

部的界面结合区域,  $G$  较大,  $R$  较小, 同时受熔池成分偏析的作用, 给以晶核足够的孕育和生长的时间, 所以出现严重晶化; 在向熔池中部和顶部推进的凝固过程中, 凝固速率  $R$  逐渐增大, 晶粒来不及长大就以细小枝晶的形式凝固, 形成涂层中的枝晶。但是, 在凝固过程中受温度梯度影响, 产生表面张力梯度, 造成熔池内部形成了马兰戈尼对流<sup>[29]</sup> (Marangoni Convection), 冲断晶粒的连续生长, 改变了这些枝晶原本沿垂直于界面的生长方向, 从而形成了涂层中尺寸较小, 无明显生长方向的枝晶。至于涂层中无明显组织特征的非晶区域, 这主要是因为远离基材的涂层中部和顶部区域, 熔融态液滴受成分偏析影响小, 基本保持了原始粉末非晶成分, 在高速熔覆较快的凝固速度下, 形成了亚稳态的非晶相。

### 3.2 晶粒分布分析

进一步分析, 在图 12 中 SEM 形貌中, 不同工艺参数下晶粒尺寸大小各不相同, 而且 G 组和 I 组工艺下的涂层出现了明显的气孔缺陷, 这与熔覆过程中扫描速率、铺粉厚度和扫描功率等工艺参数相关。首先

利用 Nano Measurer 软件对涂层晶粒大小进行测量, 为了不失一般性, 每组工艺下测量 20 个样本, 结果如图 13 所示。

可以发现, 在 A、B、C、D 和 I 组工艺下涂层中的晶粒尺寸基本分布在  $0.5 \sim 3 \mu\text{m}$  区间, E、F 和 H 组工艺下涂层中晶粒基本分布区间为  $1 \sim 6 \mu\text{m}$ , 而在 G 组工艺参数下的涂层晶粒尺寸较小, 分布区间在  $0.5 \sim 1.5 \mu\text{m}$ , 其中  $1 \mu\text{m}$  以下的微小晶粒占比约为 80%, 同时, 在图 12 中也可以看出该工艺下涂层中非晶的占比是所有工艺试验中最高的。对于同种材料, 加热和凝固的速率的差异是造成结果差异的重要因素, 而在相同的环境下, 这种差异主要体现在不同加工工艺下粉末和基材捕获的能量不同, 所以, 这里用激光能量密度  $Q$  这一综合参数来表征工艺参数对涂层组织的影响, 其计算如式 (3) 所示。

$$Q = \frac{P}{v d h} \quad (3)$$

式中:  $P$  表示功率;  $v$  为扫描速度;  $d$  为光斑直径, 在本次试验中  $d=1 \text{ mm}$ ;  $h$  为铺粉厚度。进而计算不同工艺参数下的能量密度如图 14 所示。

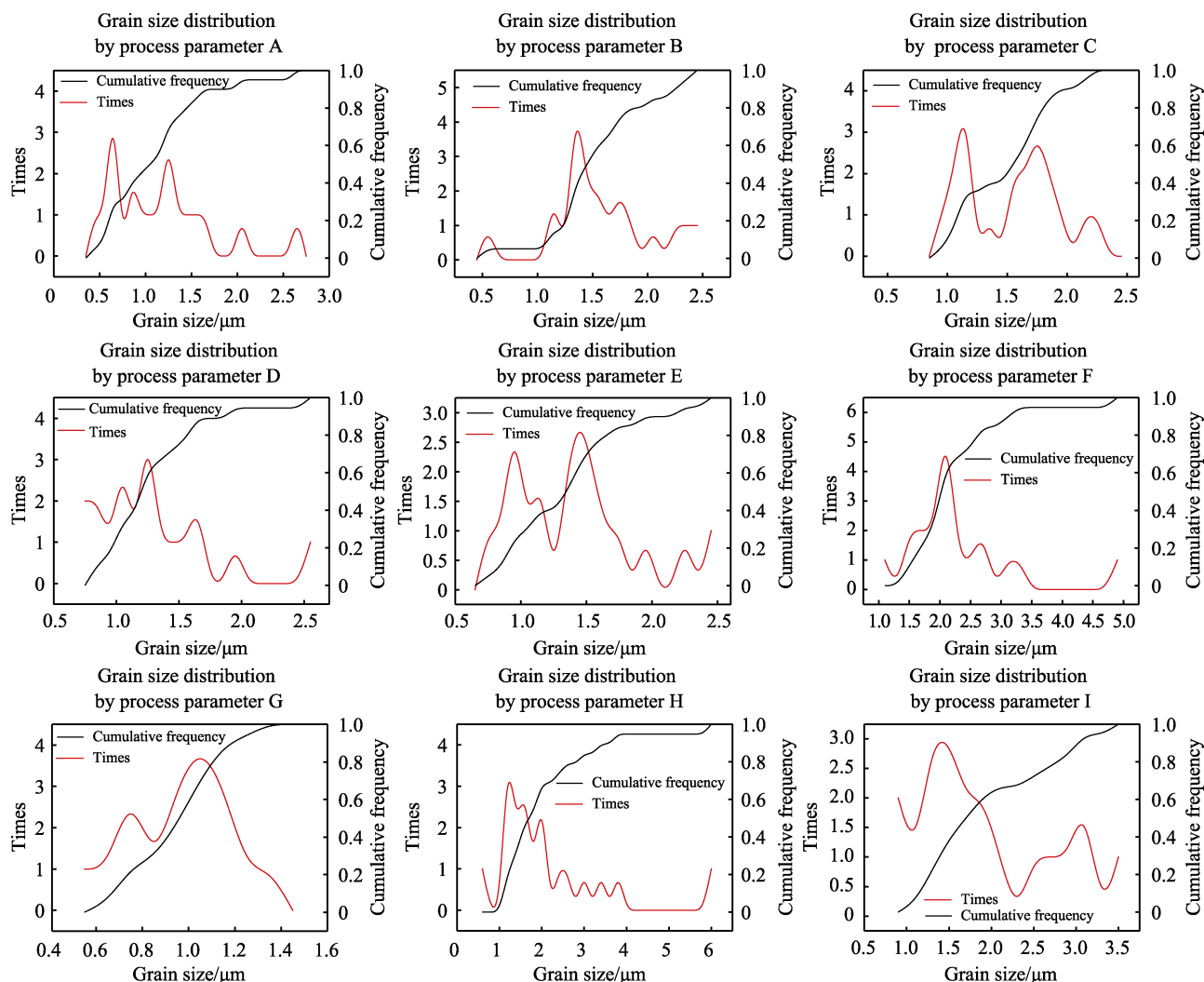


图 13 不同工艺参数下晶粒尺寸分布

Fig.13 Grain size distribution under different process parameters

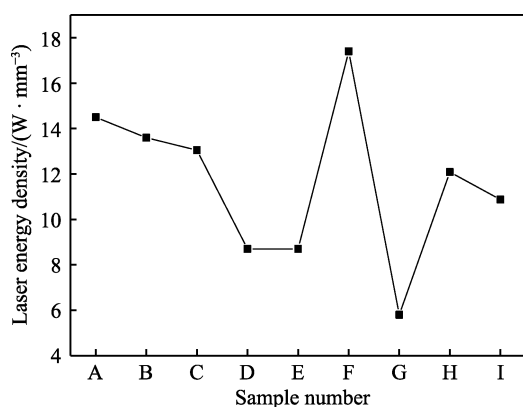


图 14 不同工艺下激光能量密度

Fig.14 Laser energy density under different process parameters

在图 14 中可以看出,本次熔覆试验过程中激光能量密度变化范围在  $5.8 \sim 17.4 \text{ W/mm}^3$ ,其中 G 工艺参数下的能量密度最小,为  $5.8 \text{ W/mm}^3$ ,F 组工艺参数下的能量密度最大,为  $17.4 \text{ W/mm}^3$ 。将图 13 中能量密度的分布与图 12 中的晶粒尺寸分布对比可以发

现,最小输入能量密度的 G 工艺所制备的涂层中的晶粒尺寸和晶化程度也是最小的,激光能量密度在  $8 \sim 10 \text{ W/mm}^3$  区间的涂层中晶粒尺寸为  $0.5 \sim 2.5 \mu\text{m}$ ,在  $1.5 \mu\text{m}$  以下的细小晶粒占比约为 70%;激光能量密度在  $10 \sim 12 \text{ W/mm}^3$  区间涂层中晶粒尺寸为  $1 \sim 3.5 \mu\text{m}$ ,其中  $3 \mu\text{m}$  以下的晶粒占比约为 80%;激光能量密度在  $12 \sim 15 \text{ W/mm}^3$  区间的涂层中晶粒尺寸为  $0.5 \sim 2.5 \mu\text{m}$ ,其中以  $1 \sim 2 \mu\text{m}$  的晶粒居多,占比约为 80%。同时,结合图 12 中的 A、B、C、F、H 和 I 工艺下的涂层组织分布可以看出,当激光能量密度超过  $10 \text{ W/mm}^3$  时,涂层内部就会出现较为严重的晶化。所以控制能量密度在  $10 \text{ W/mm}^3$  以下,对于利用超高速熔覆技术制备非晶涂层是极其重要的。

## 4 结论

1) 超高速激光熔覆工艺制备单道 Fe-Si-B 非晶涂层宽度与激光功率呈正相关关系,涂层的稀释率在 8.8%~12.1% 区间内变化,影响涂层稀释率的工艺次

序为: 预置厚度>激光功率>扫描速率。

2) 超高速激光熔覆工艺所制备的涂层组织均不是完全的非晶相, 而是由晶相组织和非晶相交错组成, 且以涂层底部晶化现象居多, 这主要由涂层底部凝固速率较低和成分偏析造成的。

3) 超高速激光熔覆 Fe-Si-B 非晶粉末的晶化晶粒尺寸分布区间为 0.5~3.5  $\mu\text{m}$ , 与激光能量密度大小相关性强, 为了抑制晶化现象, 将激光能量密度控制在 10 W/mm<sup>3</sup> 以下是必要的。

#### 参考文献:

- [1] MATSUMOTO M, YANG Shan-shan, MARTINSEN K, et al. Trends and Research Challenges in Remanufacturing[J]. International Journal of Precision Engineering and Manufacturing-Green Technology, 2016, 3(1): 129-142.
- [2] XU Lei, CAO Hua-jun, LIU Hai-long, et al. Study on Laser Cladding Remanufacturing Process with FeCrNiCu Alloy Powder for Thin-Wall Impeller Blade[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2017, 90(5): 1383-1392.
- [3] 余敏, 张鸿羽, 曹开, 等. 激光熔覆在高速列车上的应用研究现状[J]. 表面技术, 2020, 49(10): 12-20, 38.  
YU Min, ZHANG Hong-yu, CAO Kai, et al. Application Status of Laser Cladding in High-Speed Trains[J]. Surface Technology, 2020, 49(10): 12-20, 38.
- [4] SCHOPPHOVEN T, GASSER A, WISSENBAACH K, et al. Investigations on Ultra-High-Speed Laser Material Deposition as Alternative for Hard Chrome Plating and Thermal Spraying[J]. Journal of Laser Applications, 2016, 28(2): 022501.
- [5] LIU Yan hui, WANG Gang, WANG Ru ju, et al. Super Plastic Bulk Metallic Glasses at Room Temperature[J]. Science, 2007, 315(5817): 1385-1388.
- [6] ZHAO Ding-guo, GUO Pei-min, ZHAO Pei. Activity Model of Fe-Si-B Ternary Metallic Melts[J]. Journal of Iron and Steel Research, International, 2011, 18(6): 16-21.
- [7] 杨翔麟, 王善林, 龚玉兵, 等. 热输入量对 HVOF 铁基非晶涂层制备及性能的影响[J]. 精密成形工程, 2018, 10(5): 107-112.  
YANG Xiang-lin, WANG Shan-lin, GONG Yu-bing, et al. Effects of Heat Input on Preparation and Properties of HVOF Fe-Based Amorphous Coatings[J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2018, 10(5): 107-112.
- [8] 崔崇, 侯伟骛. 等离子喷涂含 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiO<sub>2</sub> 颗粒的 Fe 基非晶合金涂层的性能(英文)[J]. 稀有金属材料与工程, 2014, 43(11): 2576-2579.  
CUI Chong, HOU Wei-ao. Properties of Fe-based amorphous alloy coatings with Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-13% TiO<sub>2</sub> deposited by plasma spraying[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2014, 43(11): 2576-2579.
- [9] 姚燕生, 唐建平, 张亚超, 等. 非晶合金激光制造技术研究进展[J]. 中国激光, 2021, 48(2): 0202012.  
YAO Yan-sheng, TANG Jian-ping, ZHANG Ya-chao, et al. Development of Laser Fabrication Technology for Amorphous Alloys[J]. Chinese Journal of Lasers, 2021, 48(2): 0202012.
- [10] 龚玉兵, 王善林, 张子阳, 等. 基于工业合金激光熔覆制备 Fe 基非晶涂层[J]. 材料导报, 2017, 31(16): 98-102, 106.  
GONG Yu-bing, WANG Shan-lin, ZHANG Zi-yang, et al. Fabrication of Amorphous Coating by Laser Cladding Using Industrial-Grade Fe-Based Alloy[J]. Materials Review, 2017, 31(16): 98-102, 106.
- [11] 王彦芳, 李豪, 孙旭, 等. 宽带激光熔覆铁基非晶涂层的微观组织及形成机制[J]. 中国激光, 2018, 45(3): 0302006.  
WANG Yan-fang, LI Hao, SUN Xu, et al. Microstructures and Formation Mechanism of Fe-Based Amorphous Coatings by Broad-Band Laser Cladding[J]. Chinese Journal of Lasers, 2018, 45(3): 0302006.
- [12] 龚玉兵, 王善林, 李宏祥, 等. 脉冲宽度对激光熔覆 FeSiB 涂层组织与硬度的影响[J]. 材料工程, 2018, 46(3): 74-80.  
GONG Yu-bing, WANG Shan-lin, LI Hong-xiang, et al. Effect of Pulse Width on Microstructure and Hardness of FeSiB Coatings by Laser Cladding[J]. Journal of Materials Engineering, 2018, 46(3): 74-80.
- [13] WOLFF U, GEBERT A, ECKERT J, et al. Effect of Surface Pretreatment on the Electrochemical Activity of a Glass-Forming Zr-Ti-Al-Cu-Ni Alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2002, 346(1-2): 222-229.
- [14] ROY B, GHATAK S K. Magneto-Impedance in Co-Based Amorphous Wire and Ribbon[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2001, 326(1-2): 198-200.
- [15] 彭谦之, 刘克明, 周海涛, 等. 铜基非晶合金的研究现状及展望[J]. 热处理技术与装备, 2012, 33(5): 1-4, 7.  
PENG Qian-zhi, LIU Ke-ming, ZHOU Hai-tao, et al. The Research Status and Prospects of Cu-Based Glassy Alloys[J]. Heat Treatment Technology and Equipment, 2012, 33(5): 1-4, 7.
- [16] 高涵, 魏先顺, 梁丹丹, 等. 超音速火焰喷涂 Fe 基非晶合金涂层材料的摩擦磨损性能研究[J]. 表面技术, 2018, 47(2): 55-63.  
GAO Han, WEI Xian-shun, LIANG Dan-dan, et al. Friction and Wear Properties of HVOF Sprayed Fe-Based Amorphous Alloy Coatings[J]. Surface Technology, 2018, 47(2): 55-63.
- [17] 杨丹, 宁玉恒, 赵宇光, 等. 工艺参数对 304 不锈钢表面激光熔覆 Ni 基合金涂层的组织、耐磨性及耐腐蚀性的影响[J]. 材料导报, 2017, 31(24): 133-140.  
YANG Dan, NING Yu-heng, ZHAO Yu-guang, et al. Influence of Processing Parameter on Microstructure, Wear-Resistance and Corrosion-Resistance of Laser Cladding Ni-Based Alloy on the Surface of 304 Stainless Steel[J]. Materials Review, 2017, 31(24): 133-140.
- [18] 李娟, 王善林, 龚玉兵. 激光熔覆 FeSiB 非晶涂层工艺

- 及组织[J]. 中国激光, 2016, 43(1): 0103006.
- LI Juan, WANG Shan-lin, GONG Yu-bing. Processing Optimization and Microstructure of FeSiB Am Orphous Coating by Laser Cladding[J]. Chinese Journal of Lasers, 2016, 43(1): 0103006.
- [19] 张黎东, 舒林森. 基于正交试验的非均匀 Fe45 粉末激光熔覆工艺优化[J]. 激光与光电子学进展, 2021, 58(5): 0514006.
- ZHANG Can-dong, SHU Lin-sen. Optimization of a Non-Uniform Fe45 Powder Laser Cladding Process Based on Orthogonal Test[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2021, 58(5): 0514006.
- [20] 蒋三生, 梁立帅, 舒凤远. 45 钢表面激光熔覆 Co 基合金覆层工艺优化[J]. 材料导报, 2020, 34(S1): 448-451.
- JIANG San-sheng, LIANG Li-shuai, SHU Feng-yuan. Process Optimization of Laser Cladding Co-Based Alloy Cladding Layer on 45 Steel Surface[J]. Materials Reports, 2020, 34(S1): 448-451.
- [21] 张富祯, 孙文磊, 王恪典, 等. 面向薄壁件的激光熔覆修复工艺参数优化研究[J]. 表面技术, 2019, 48(1): 168-174.
- ZHANG Fu-zhen, SUN Wen-lei, WANG Ke-dian, et al. Optimization of Laser Cladding Repair Process Parameters for Thin-Wall Parts[J]. Surface Technology, 2019, 48(1): 168-174.
- [22] 李俐群, 申发明, 周远东, 等. 超高速激光熔覆与常规激光熔覆 431 不锈钢涂层微观组织和耐蚀性的对比[J]. 中国激光, 2019, 46(10): 1002010.
- LI Li-qun, SHEN Fa-ming, ZHOU Yuan-dong, et al. Comparison of Microstructure and Corrosion Resistance of 431 Stainless Steel Coatings Prepared by Extreme High-Speed Laser Cladding and Conventional Laser Cladding[J]. Chinese Journal of Lasers, 2019, 46(10): 1002010.
- [23] 王强, 杨驹, 牛文娟, 等. 高速激光熔覆铁基 TY-2 合金组织及力学性能分析[J]. 表面技术, 2021, 50(7): 66-73.
- WANG Qiang, YANG Ju, NIU Wen-juan, et al. Microstructure and Mechanical Properties of Fe-Based TY-2 Alloy Coatings by High-Speed Laser Cladding[J]. Surface Technology, 2021, 50(7): 66-73.
- [24] BORDEENITHIKASEM P, HOFMANN D C, FIRDOSY S, et al. Controlling Microstructure of FeCrMoBC Amorphous Metal Matrix Composites via Laser Directed Energy Deposition[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 857: 157537.
- [25] MALACHOWSKA A, PACZKOWSKI G, LAMPKE T, et al. Characterization of FeP-Based Metallic Glass Coatings Prepared with Laser Cladding[J]. Surface and Coatings Technology, 2021, 405: 126733.
- [26] WANG G, ZHAO D Q, BAI H Y, et al. Nanoscale Periodic Morphologies on the Fracture Surface of Brittle Metallic Glasses[J]. Physical Review Letters, 2007, 98(23): 235501.
- [27] WANG Y T, XI X K, WANG G, et al. Understanding of Nanoscale Periodic Stripes on Fracture Surface of Metallic Glasses[J]. Journal of Applied Physics, 2009, 106(11): 113528.
- [28] LI H X, KIM K B, YI S. Enhanced Glass-Forming Ability of Fe-Based Bulk Metallic Glasses Prepared Using Hot Metal and Commercial Raw Materials through the Optimization of Mo Content[J]. Scripta Materialia, 2007, 56(12): 1035-1038.
- [29] 陈茹, 虞钢, 何秀丽, 等. 38MnVS6 钢中硫元素扩散对激光熔覆涂层形貌和组织的影响[J]. 中国激光, 2018, 45(6): 0602005.
- CHEN Ru, YU Gang, HE Xiu-li, et al. Effect of Sulfur Diffusion in 38MnVS6 Steel on Morphology and Microstructure of Laser Cladding Layers[J]. Chinese Journal of Lasers, 2018, 45(6): 0602005.

责任编辑: 万长清

(上接第 342 页)

- [18] WANG Hong-xia, ZHOU Hua, GESTOS A, et al. Robust, Superamphiphobic Fabric with Multiple Self-Healing Ability Against both Physical and Chemical Damages[J]. ACS Applied Materials & Interfaces, 2013, 5(20): 10221-10226.
- [19] KOBaku S P R, KOTA A K, LEE D H, et al. Patterned Superomniphobic-Superomniphilic Surfaces: Templates for Site-Selective Self-Assembly[J]. Angewandte Chemie (International Ed in English), 2012, 51(40): 10109-10113.
- [20] ZHANG Ka-ka, HUANG Shuai-shuai, WANG Jian-dong, et al. Transparent Organic/Silica Nanocomposite Coating that is Flexible, Omniphobic, and Harder than a 9H Pencil[J]. Chemical Engineering Journal, 2020, 396: 125211.
- [21] GEE E, LIU Guo-jun, HU Heng, et al. Effect of Varying Chain Length and Content of Poly(Dimethylsiloxane) on Dynamic Dewetting Performance of NP-GLIDE Polyurethane Coatings[J]. Langmuir, 2018, 34(34): 10102-10113.
- [22] ZHENG Chao, LIU Guo-jun, HU Heng. UV-Curable Antismudge Coatings[J]. ACS Applied Materials & Interfaces, 2017, 9(30): 25623-25630.
- [23] YANG Jin, LI Jia-yu, JIA Xiao-hua, et al. Fabrication of Robust and Transparent Slippery Coating with Hot Water Repellency, Antifouling Property, and Corrosion Resistance[J]. ACS Applied Materials & Interfaces, 2020, 12(25): 28645-28654.
- [24] SOHAIL M, ASHFAQ B, AZEEM I, et al. A Facile and Versatile Route to Functional Poly(Propylene) Surfaces via UV-Curable Coatings[J]. Reactive and Functional Polymers, 2019, 144: 104366.
- [25] ZHONG Xi-ming, SHENG Jie, FU He-qing. A Novel UV/Sunlight-Curable Anti-Smudge Coating System for Various Substrates[J]. Chemical Engineering Journal, 2018, 345: 659-668.

责任编辑: 万长清