

# 扫描速度对激光熔覆 Al 基非晶复合层组织与性能的影响

朱胜, 张焱, 王晓明, 陈永星, 韩国峰

(装甲兵工程学院 装备再制造技术国防科技重点实验室, 北京 100072)

**摘要:** 目的 在 5083 铝合金表面激光熔覆制备 Al-Ni-Y-Co-La 非晶复合熔覆层, 并研究扫描速度对熔覆层组织与性能的影响规律。方法 采用 YAG: Nd 激光器, 在扫描速度分别为 200、300、400 mm/min 下制备 Al 基非晶复合层, 并采用金相显微镜、扫描电子显微镜、X 射线衍射仪、硬度仪、摩擦磨损试验机观察熔覆层微观组织及测试其显微硬度及耐磨损性能。结果 熔覆层主要由  $\alpha$ -Al 相、 $\text{Al}_3\text{Y}$  及  $\text{Al}_4\text{NiY}$  等金属化合物相组成。随着扫描速度的增加, 熔覆层组织由粗大的条(柱)状晶向细小的等轴晶转变, 当扫描速度大于 300 mm/min 时, 熔覆层内存在部分非晶复合区域。熔覆层平均显微硬度大于 250HV0.1, 当扫描速度为 300 mm/min 时, 熔覆层显微硬度最高达 300HV0.1。低载荷下, 扫描速度为 200、300、400 mm/min 时的熔覆层和基体的平均摩擦系数分别为 0.384、0.288、0.304、0.571, 平均磨损体积分别为  $7.586 \times 10^{-7}$ 、 $2.516 \times 10^{-7}$ 、 $5.027 \times 10^{-7}$ 、 $45.638 \times 10^{-7} \mu\text{m}^3$ , 熔覆层平均摩擦系数和磨损体积较 5083 基体均显著降低。结论 采用激光熔覆技术能够制备 Al 基非晶复合层。当扫描速度为 300 mm/min 时, 熔覆层具有最佳的成形性和耐磨损性能; 当扫描速度进一步增大至 400 mm/min 时, 熔池拖带基体翻卷上浮导致成分严重偏析, 使熔覆层的成形性和耐磨损性能下降。

**关键词:** 激光熔覆; 扫描速度; Al 基非晶; 显微硬度; 耐磨性能

**中图分类号:** TG174.44 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2016)07-0136-07

**DOI:** 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2016.07.023

## The Effect of Scanning Speed on Structure and Performance of Al-based Amorphous Composite by Laser Cladding

ZHU Sheng, ZHANG Yao, WANG Xiao-ming, CHEN Yong-xing, HAN Guo-feng

(National Key Laboratory for Remanufacturing, Academy of Armored Force Engineering, Beijing 100072, China)

**ABSTRACT:** **Objective** To fabricate Al-Ni-Y-Co-La amorphous composite claddings on 5083 substrates by laser cladding, and study the effects of laser scanning speed on microstructure and performance of the cladding. **Methods** YAG: Nd laser was used to fabricate Al-based amorphous composite claddings at the speed of 200, 300, 400 mm/min. OM, SEM, XRD, hardness tester and friction wear testing machine were used to observe the microstructure and test the microhardness and wear resistance of claddings. **Results** The cladding mainly consisted of  $\alpha$ -Al,  $\text{Al}_3\text{Y}$ ,  $\text{Al}_4\text{NiY}$  and other metallic compound phases. With the in-

收稿日期: 2016-03-22; 修订日期: 2016-04-30

Received: 2016-03-22; Revised: 2016-04-30

基金项目: 科技部国际合作专项 (2015DFG51920)

Fund: International Cooperation Project of Ministry of Science and Technology(2015DFG51920)

作者简介: 朱胜 (1964—), 男, 教授, 主要研究方向为装备维修与再制造工程。

Biography: ZHU Sheng (1964—), Male, Professor, Research focus: equipment repair and remanufacturing engineering.

crease of scanning speed, the grain structure changed from the coarse banded crystal to the minor isometric crystal. When the laser scanning speed was over 300 mm/min, there was a partial amorphous phase. The average microhardness of the cladding was greater than 250HV0.1. When the scanning speed was 300 mm/min, the biggest microhardness of the cladding reached 300HV0.1. The average friction coefficient of cladding and substrate at low load when scanning speed was 200, 300, 400 mm/min was 0.384, 0.288, 0.304 and 0.571, and the corresponding average wear volume was  $7.586 \times 10^7$ ,  $2.516 \times 10^7$ ,  $5.027 \times 10^7$ ,  $45.638 \times 10^7 \mu\text{m}^3$ . The claddings showed very lower friction coefficient and wear volume than 5083 substrate. **Conclusion** Al-based amorphous composite claddings can be fabricated by laser cladding. When the laser scanning speed is about 300 mm/min, the cladding has the best formability and wear resistance. While the scanning speed further increases to 400 mm/min, the molten pool will towing substrate rewinding and floating, which leads to the severe segregation of the cladding and decrease its formability and wear resistance.

**KEY WORDS:** laser cladding; scanning speed; Al-based amorphous; microhardness; wear resistance

铝合金由于硬度较低, 抗划伤性能较差, 加之高温、高湿、高盐雾等苛刻服役环境, 因此在使用过程中易发生磨损、腐蚀等损伤<sup>[1-2]</sup>。激光熔覆技术具有极高的加热和冷却速率, 形成的凝固组织极其细小、致密, 甚至产生非晶、纳米晶相, 热影响区小且缺陷少, 使制备的熔覆层具有优良的耐磨耐腐蚀性能, 因此非常适合铝合金的损伤修复及强化。目前, 适用于该技术的铝合金损伤修复强化材料以粉末材料体系为主, 其类型主要沿用 Al、Ni、Cu、Fe 系等热喷涂用粉材料<sup>[3]</sup>。例如, L. Dubourg 等人<sup>[4]</sup>在铝合金表面预置 Fe、Cu 粉末并进行激光熔覆, 发现熔覆层显微硬度可达 370HV, 熔覆层中  $\text{Al}_2\text{Cu}$  和  $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$  金属相的生成是熔覆层硬度提高的主要原因。林日东<sup>[5]</sup>、于玮<sup>[6]</sup>、陈晓娟<sup>[7]</sup>等人采用普通 Al-Ni-Y 系粉末, 以铝合金为基体, 开展了激光熔覆制备 Al 基非晶覆层的研究。XRD 结果显示, 熔覆层物相以  $\alpha\text{-Al}$  相及 Al、Ni、Y 组成的金属化合物相为主, 没有出现非晶结构, 表明利用上述粉末制备铝基非晶覆层仍有一定问题。

除上述问题外, 还存在铝合金在熔覆过程中易发生氧化且易产生裂纹和气孔等问题, 目前还尚未开发出专门适合铝合金激光熔覆的专用粉末, 对熔覆层的成形性以及质量与工艺的匹配性研究也较少。因此本文针对应用广泛的 5083 铝合金, 采用成分上具备最优块体非晶形成能力的 Al-Ni-Y-Co-La 五元合金粉末<sup>[8]</sup>, 研究激光熔覆 Al 基非晶复合层的制备以及扫描速度对其组织结构及性能的影响规律。

## 1 实验

基体为 5083 铝合金, 试样尺寸 150 mm×50

mm×15 mm, 便于熔覆过程中基体充分散热, 元素组成 (以质量分数计) 为: Mg 4.0%~4.9%, Mn 0.4%~1.0%, Cr 0.1%, Si 0.4%, Fe 0.4%, Cu 0.1%, Zn 0.25%, Ti 0.15%, Al 余量。试验前对试样表面用 400#砂纸磨光, 并用丙酮超声清洗 15 min。熔覆设备采用 YAG: Nd 激光器, 具体工艺参数为: 激光功率 1.2 kW, 扫描速度分别 200、300、400 mm/min, 光斑直径 3 mm。熔覆过程中采用侧吹氩气对熔池进行保护。

熔覆粉末采用  $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Y}_{4.5}\text{Co}_2\text{La}_{1.5}$  气雾化合金粉末, 粒径为 45~75  $\mu\text{m}$ , 其 SEM 图像如图 1 所示。可见颗粒分布较为均匀, 大部分呈球状, 有少量由于细粉末粘结在粗粉末上形成的非球状粉末。另有一些粗大颗粒受小颗粒的碰撞和冲击, 表面形成高低不平的坑槽和粘黏突起, 如图 1 中粗大颗粒的局部放大图。这是由于不同粒径粉末的冷却速率不同, 冷却速率与  $d^2$  ( $d$  为粉末粒径) 成反比<sup>[9]</sup>, 在雾化过程中, 尚未凝固的不同粒径的小液滴在喷射气体的紊流区将会相互碰撞, 由于冷却速率不同导致凝固时间的差异, 因此在碰撞过程中可能粘结到一起,

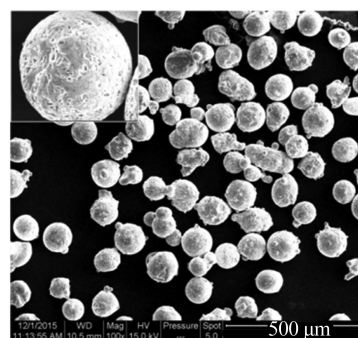


图 1 气体雾化  $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Y}_{4.5}\text{Co}_2\text{La}_{1.5}$  合金粉末的 SEM 图像  
Fig.1 SEM of different gas-atomized  $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Y}_{4.5}\text{Co}_2\text{La}_{1.5}$  alloy powder

从而出现了部分粉末粘黏的情况,这将有助于提高粉末的填装密度。

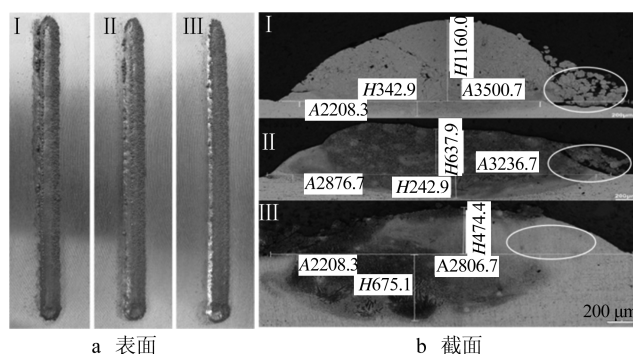
熔覆试样采用 Dix-Keller 浸蚀剂(组成(以体积分数计): 1% HF, 1.5% HCl, 2.5% HNO<sub>3</sub>, 95% H<sub>2</sub>O) 浸蚀 10~30 s, 采用 12 kW Rigaku 型 X 射线衍射仪(XRD) 分析熔覆层的相组成。采用 OLYMPUS-60 金相显微镜(OM) 和 Quanta 200 型环境扫描电子显微镜(SEM) 对经侵蚀处理后试样的表面和截面进行观察, 分析熔覆层的微观组织结构, 并用能量色散谱仪(EDS) 进行微区化学元素分析。采用 HXD-1000 型显微硬度仪测试熔覆层和基体的显微硬度, 载荷 100 g, 保载时间 10 s。采用 CETR UMT-3 型往复式摩擦试验机, 以球/表面接触的方式, 使直径为 4 mm、硬度约为 770HV 的 GCr15 圆球摩擦副在摩擦面上往复运动, 下试样为铝基熔覆层试样或基体试样, 研究熔覆层和基体的摩擦学行为。实验工况: 往复频率 5 Hz, 设定载荷 10 N, 加载时间 20 min。

## 2 结果及分析

### 2.1 单道熔覆层宏观形貌

图 2 为不同扫描速度下单道熔覆层表面和截面宏观形貌。从表面宏观形貌看, 单道熔覆层表面均较为规则, 无明显缺陷。由于侧吹保护气体的作用, 熔覆层表面一侧镶嵌有部分未熔颗粒, 使表面较为粗糙, 另一侧则较为光洁, 出现少许泪珠状溶滴, 该现象随着扫描速度的增加而减弱。

从截面宏观形貌来看, 熔高  $H$  和熔宽  $A$  随着



I — 200 mm/min; II — 300 mm/min; III — 400 mm/min

图 2 不同扫描速度下单道熔覆层表面和截面宏观形貌  
Fig.2 Surface and cross topography of claddings at different scanning speed

扫描速度的增加而逐渐减小,这主要是因为激光在单位时间内输入到熔池单位面积上的热量减少,导致熔融粉末的堆积数量减少。熔覆层 I 和 II 的熔宽略大于光斑直径(3 mm),这是因为过量的激光热能输入熔池导致飞溅的粉末在熔池周围熔融沉积,由于侧吹保护气体的影响,在熔覆层一侧形成疏松多孔的熔覆形貌,如图 2b 中 I 和 II 所圈部分,其中黑色物质为镶嵌粉通过孔隙进入熔覆层。不同扫描速度下熔覆层熔深均较浅,表明热影响区较小,而熔深  $h$  随着扫描速度的增加呈现先减小后增大的趋势,这是因为扫描速度从 300 mm/min 增大到 400 mm/min 时,扫描速度过大导致熔池拖带基体翻卷上浮,夹杂在熔覆层中间,使得熔池进一步下沉,从而导致熔深  $h$  增加,但此时熔覆层成分分布不均匀,偏析较为严重。

### 2.2 熔覆层物相组成

图 3 为不同扫描速度下熔覆层的 XRD 图谱。可以看出不同扫描速度下熔覆层物相种类基本相同,均由  $\alpha$ -Al 相、Al<sub>3</sub>Y 及 Al<sub>4</sub>NiY 等金属化合物相组成。当扫描速度增加至 300、400 mm/min 时,在 35°~45°之间均出现了较弱的漫散峰,其上叠着尖锐的晶化峰,表明熔覆层中含有部分非晶相。

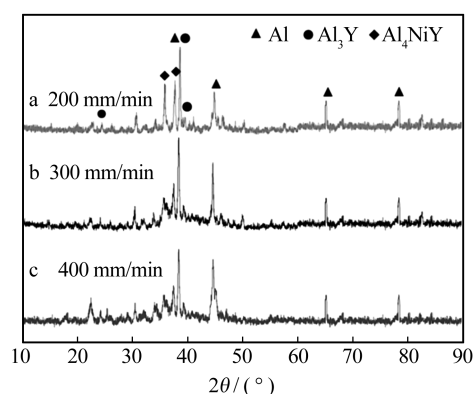


图 3 不同扫描速度下熔覆层的 X 射线衍射图谱  
Fig.3 XRD of claddings at different scanning speed

### 2.3 单道熔覆层微观组织

图 4 为不同扫描速度下熔覆层的整体组织及部分区域放大图。可见扫描速度对熔覆层微观组织影响十分明显。当扫描速度为 200 mm/min 时, 熔覆层顶部和中部为较粗大的柱(条)状晶组织; 当扫描速度提高到 300 mm/min 时, 熔覆层内部整体为均匀的等轴晶组织, 中部和顶部出现部分衬度较亮的

区域,可能含有部分非晶相,而结合部位存在少量未熔颗粒。当扫描速度进一步增加到 400 mm/min 时,熔覆层组织有所增大,而且由于扫描速度过快导致基体的翻卷上浮(图 4c 中所圈部分),使熔池成分偏析较为严重,不利于熔覆层的成形。

图 4d 为图 4b 中部分衬度较亮区域放大后的金

相照片,其中弥散分布着大量点状晶粒。这是因为扫描速度增加能够使熔池凝固速度加快,枝晶生长受到抑制,外延生长突然中断是实现非晶化的首要条件<sup>[10]</sup>。因此当扫描速度增加到 300 mm/min 以上时,在熔池的局部微区能够达到上述条件,从而能够制备出非晶相。

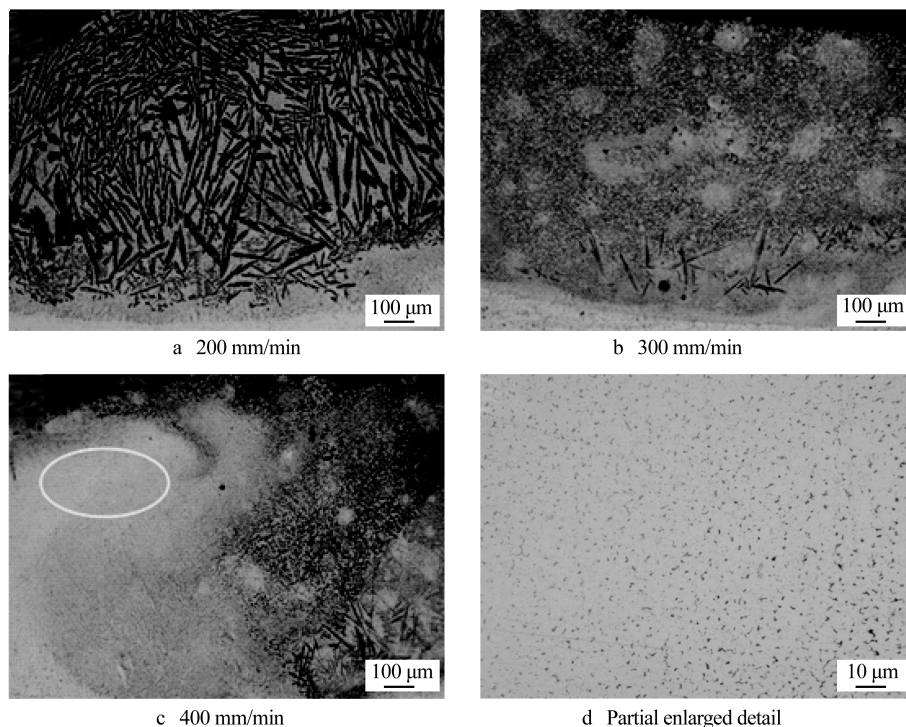


图 4 不同扫描速度下熔覆层的整体组织及部分区域放大图

Fig.4 The whole structure and partial enlarged detail of claddings at different scanning speed

图 5 为扫描速度 300 mm/min 时的熔覆层顶部、中部和结合区部位的背散射图像。从图 5a 可以观察到,熔覆层顶部由于热流方向多样,一部分从表面散失,一部分流向基体,一部分参与熔池内部环流<sup>[11]</sup>,因此顶部组织表现为沿各方向生长的团絮状或雪花状等轴晶组织,并出现了部分含非晶相的复合区域。而熔覆层中部组织受扫描速度的影响十分明显,当扫描速度为 200 mm/min 时,熔覆层中部由于热流方向单一,组织表现为明显的沿逆热流方向生长,从而形成了粗大的条状或柱状晶,如图 4a 所示。随着扫描速度的增大,晶粒长大受到抑制,因此仍表现为枝晶组织,但较顶部组织尺寸有所增大,如图 5b 所示。图 5c 所示为结合部位组织,由平面晶向胞状晶和树枝晶过渡,符合固液界面的凝固理论<sup>[12-13]</sup>,并出现了少量贯穿结合部位的粗大条状晶组织。

表 1 为图 5 所标记区域的元素能谱分析结果,

可知区域 1 和 2 与原始粉末成分相比,铝元素的含量明显降低, Ni 和 Y 元素含量明显升高。这是因为一方面铝的密度较低,激光照射形成熔池后易上浮造成烧损;另一方面原始粉末主要以  $\alpha$ -Al 相为主,而激光熔池的快速凝固使大量的 Al-Ni-Y 金属化合物相以及部分铝的氧化相从  $\alpha$ -Al 固溶体中析出,从而造成了 Al 元素含量的降低。而少量未析出的 Al-Ni-Y 金属化合物相、氧化相以及可能含有的非晶相等与  $\alpha$ -Al 相分布在晶体相的周围,如图 5 中区域 3 所示,这与表 1 中区域 3 的元素含量相符合。区域 4 中含有少量 Mn、Mg 元素(5083 基体成分),而且 Al 元素含量较区域 1 和 2 偏高,说明结合部位发生了一定程度的元素扩散,达到了良好的冶金结合。通过区域 1、2 和 4 能谱扫描结果对比可发现,熔覆层晶体组织从顶部至结合部元素含量在误差范围内相差不大,说明当扫描速度为 300 mm/min 时整个熔覆层成分较均匀,未出现较大的偏析。



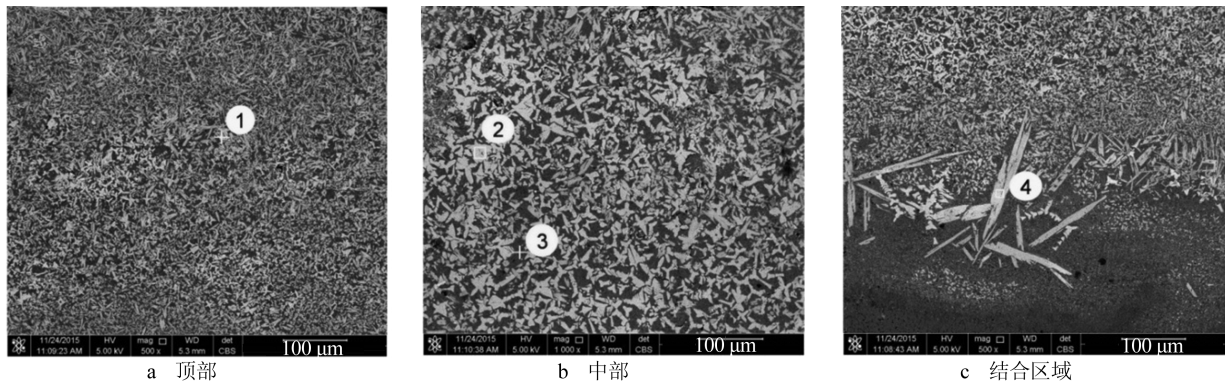


图 5 扫描速度为 300 mm/min 时熔覆层组织背散射图像

Fig.5 CBS of cladding at the speed of 300 mm/min: a) top zone, b) middle zone, c) binding zone

表 1 不同区域元素的原子数分数  
Tab.1 Atomic fraction of elements in different zone

所选区域	Al	Ni	Y	Co	La	O	Mg	Mn
1	67.25	13.62	13.15	2.98	1.33	1.68	—	—
2	64.37	17.54	6.59	2.72	1.92	6.49	—	—
3	92	1.19	1.29	1.86	1.11	0.57	0.96	—
4	78.63	7.74	2.79	—	0.84	7.09	2.19	0.72

%

## 2.4 熔覆层硬度及耐磨性能分析

图 6 为不同扫描速度下,沿熔覆层截面方向的显微硬度分布曲线。可以看出,不同扫描速度的熔覆层硬度相对于铝合金基体(约 80HV0.1)均显著提高,平均在 250HV0.1 以上。而随着扫描速度的增加,熔覆层的显微硬度提高不大,这是由于不同扫描速度的熔覆层均由 Al-Ni-Y 等金属化合物硬质相组成,成分基本相同,但是由于扫描速度增加使熔覆层组织更加细小、致密,从而造成显微硬度有所提高,且波动较小。扫描速度为 300 mm/min 时,熔覆层硬度最高达 300HV0.1 以上。而当扫描速度

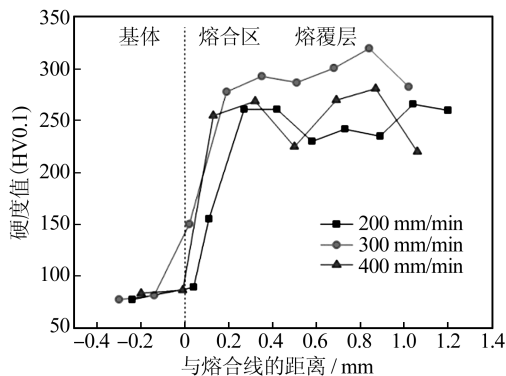


图 6 不同扫描速度下涂层显微硬度分布曲线

Fig.6 Microhardness distribution of cladding at different scanning speed

进一步提高至 400 mm/min 时,由于熔覆层组织和成分偏析明显,因此硬度值波动较大。

对熔覆层的压痕做进一步分析,当熔覆层组织以粗大的条状晶为主时,压头的压入导致硬而脆的 Al-Ni-Y 金属化合物相产生裂纹,甚至断裂塌陷,从而抑制了硬度的进一步提高,如图 7a 所示。当压痕介于条状晶与较软的晶间组织(主要为  $\alpha$ -Al 相)之间时,由于  $\alpha$ -Al 相较软导致材料被压头挤出,而另一侧条状晶产生图 7a 中相似的断裂塌陷情况,导致整个压痕偏斜,压痕体积较大,不利于熔覆层硬度的提高。当压头压入弥散分布的等轴晶上时,由于压痕周围存在几个甚至几十个晶粒分布在  $\alpha$ -Al 软质相上,一方面能够分散压头的压力,另一方面提高了整个被压区域协调变形的能力,从而提高了压痕周围颗粒抵抗被压颗粒的变形能力,而且并没有产生断裂、 $\alpha$ -Al 相被挤出等现象,因此能够进一步提高熔覆层的显微硬度及韧性。

图 8 为不同扫描速度时熔覆层在 10 N 载荷下摩擦系数随时间的变化曲线。经计算得到扫描速度为 200、300、400 mm/min 的熔覆层和基体的平均摩擦系数分别为 0.384、0.288、0.304、0.571。当扫描速度增加到 400 mm/min 时,由于熔覆层中夹杂着翻卷上浮的基体成分,导致摩擦系数波动较为剧烈。扫描速度为 200、300、400 mm/min 的熔覆

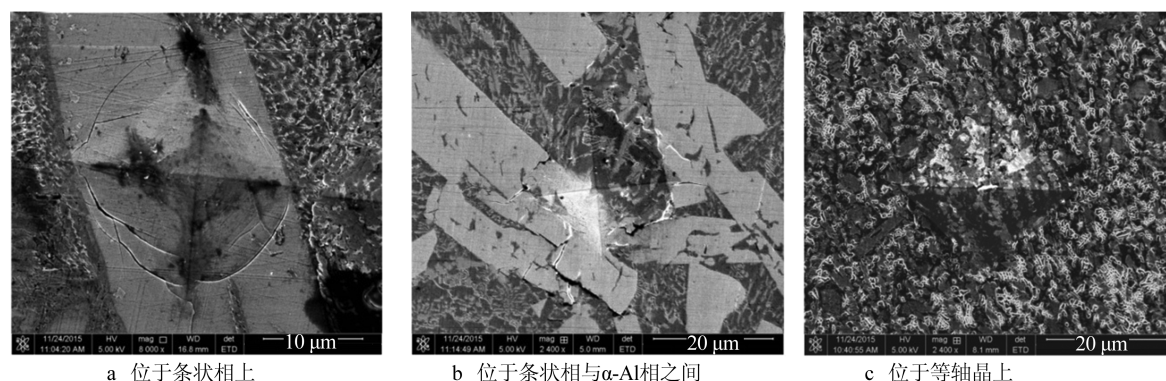


图 7 不同组织上的压痕情况

Fig.7 Indentation on the different structure: a) on the banded structure, b) between banded structure and  $\alpha$ -Al phase, c) on the equiaxed grain

层磨损体积分别为  $7.586 \times 10^7$ 、 $2.516 \times 10^7$ 、 $5.027 \times 10^7 \mu\text{m}^3$ ，基体的磨损体积为  $45.638 \times 10^7 \mu\text{m}^3$ ，可知熔覆层磨损体积随着扫描速度的增加而先增大后减小，扫描速度为 300 mm/min 的熔覆层具有最小的磨损量。

基体以及扫描速度为 300、400 mm/min 的熔覆

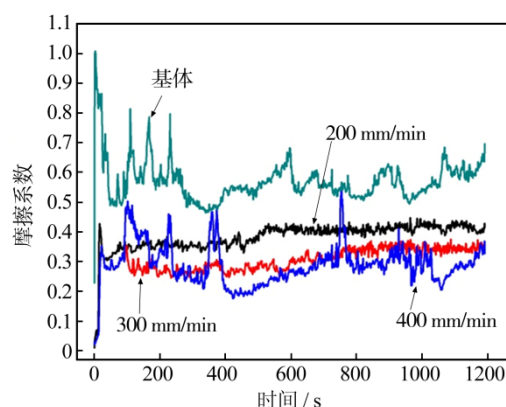


图 8 不同扫描速度熔覆层摩擦系数随时间的变化

Fig.8 Variation of the frictional coefficient of claddings at different scanning speed with time

层的磨损形貌如图 9 所示。可以看出基体的磨损表面出现了明显的塑性流变特征和较深的犁沟，综合基体的摩擦系数和磨损体积来看，其磨损程度最严重。两种扫描速度的非晶纳米晶相复合层磨损表面以犁沟为主，这主要是由于熔覆层中 Al-Ni-Y 等硬质金属化合物相镶嵌在具有良好塑性和韧性的  $\alpha$ -Al 相内，能够对  $\alpha$ -Al 相起到加固作用<sup>[14]</sup>，在摩擦过程中推挤  $\alpha$ -Al 相，使之塑性流动并犁出一条沟槽，表现为典型的磨粒磨损特征<sup>[15]</sup>。当扫描速度进一步增大到 400 mm/min 时，磨损形貌中央出现一条约 5  $\mu\text{m}$  的白亮带，白亮带两侧各出现约 50  $\mu\text{m}$  宽的较暗条带，能谱扫描结果表明白亮带成分与熔覆层成分相近，而较暗条带成分与基体成分接近，说明在与摩擦副对磨过程中，熔覆层与摩擦副接触相经历了从金属化合物硬质相到  $\alpha$ -Al 软质相再到硬质相的过程，这与摩擦系数的剧烈变化相一致。因此可以得出扫描速度为 300 mm/min 的熔覆层具有最佳的耐磨损性能。

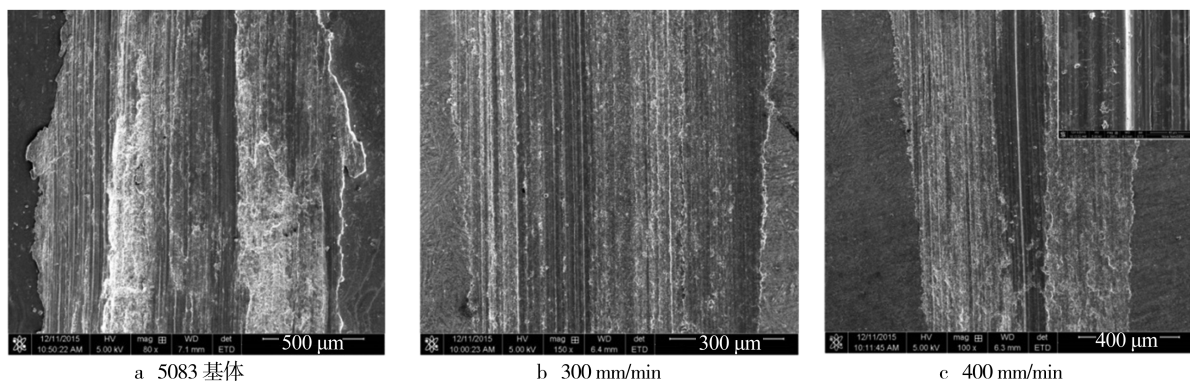


图 9 不同扫描速度的熔覆层和基体的磨损 SEM 图

Fig.9 SEM of wear morphology of substrate and claddings at different scanning speed

### 3 结论

1) 采用自制的气雾化合金粉末激光熔覆制备的 Al-Ni-Y-Co-La 熔覆层主要由  $\alpha$ -Al 相、Al<sub>3</sub>Y 及 Al<sub>4</sub>NiY 等金属化合物相组成。当扫描速度增大到 300、400 mm/min 时, XRD 衍射峰出现表征非晶相的漫散包, 表明含有非晶相。

2) 随着扫描速度的增加, 熔覆层内部组织由粗大的条(柱)状晶向等轴晶及弥散分布的点状晶粒过渡, 并存在部分非晶相复合区域, 成分逐渐接近于原始粉末, 有利于非晶相的形成。当扫描速度进一步增大到 400 mm/min 时, 熔覆层偏析较严重, 不利于成形。

3) 熔覆层平均硬度达到 250HV0.1 以上, 并随着扫描速度的增加略有提高。粗大的条(柱)状晶被挤压时的脆性断裂是抑制熔覆层硬度提高的主要原因, 当扫描速度增加到 300 mm/min 时, 熔覆层中的晶粒细化使得熔覆层硬度达到 300HV0.1, 并具有良好的韧性。

4) 不同扫描速度的熔覆层的摩擦系数和磨损失体积较基体均有明显降低, 而扫描速度为 300 mm/min 的熔覆层具有最佳的耐磨损性能。

### 参考文献

- [1] 潘复生, 张丁非. 铝合金及应用[M]. 北京: 化学工业出版社, 2006.  
PAN Fu-sheng, ZHANG Ding-fei. Aluminium and Its Application[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2006.
- [2] ZHU H, ZHU L, CHEN J H. Damage and Fracture Mechanism of 6063 Aluminum Alloy under Three Kinds of Stress States[J]. Rare Metals, 2008, 27(1): 64—69.
- [3] 董世运, 马运哲, 徐滨士, 等. 激光熔覆材料研究现状[J]. 材料导报, 2006, 20(6): 5—9.  
DONG Shi-yun, MA Yun-zhe, XU Bin-shi, et al. Current Status of Material for Laser cladding[J]. Materials Review, 2006, 20(6): 5—9.
- [4] DUBOURG L, HLAWEKA F. Study of Aluminium Copper Iron Alloys: Application for Laser Cladding[J]. Surface and Coatings Technology, 2002, 20(2): 329—332.
- [5] 林日东, 黄安国. 铝合金表面激光熔覆 Al-Y-Ni 合金涂层的组织与性能研究[J]. 电焊机, 2011, 41(6): 1—5.  
LIN Ri-dong, HUANG An-guo. Microstructures and Properties of Laser Cladding Al-Y-Ni Alloys Coatings on Al Alloys [J]. Electric Welding Machine, 2011, 41(6): 1—5.
- [6] 于玮. 激光熔覆制备铝基非晶涂层的研究[D]. 武汉: 华中科技大学, 2012.  
YU Wei. Study on Preparation of Aluminum Base Amorphous Alloy Coating by Laser Cladding[D]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology, 2012: 32—48.
- [7] 陈晓娟. 铝合金表面激光熔覆 Al-Y-Ni 合金涂层的组织与性能研究[D]. 武汉: 华中科技大学, 2007.  
CHEN Xiao-juan. Microstructures and Properties of Laser Cladding Al-Y-Ni Alloys Coatings on Al Alloys[D]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology, 2007: 33—57.
- [8] YANG B J, YAO J H, YANG H W, et al. Al-rich Bulk Metallic Glasses with Plasticity and Ultrahigh Specific Strength[J]. Scripta Materialia, 2009, 61(4): 423—426.
- [9] HE S W, LIU Y, GOU X. Cooling Rate Calculation of Non-equilibrium Aluminum Alloy Powders Prepared by Gas Atomization[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2009, 38(1): 353—356.
- [10] 梁工英, 黄俊达, 苏俊义. 激光熔覆中非晶组织对摩擦学的影响[J]. 中国激光, 2010, 27(10): 953—957.  
LIANG Gong-ying, HUANG Jun-da, SU Jun-yi. Effect of Amorphous Structure in the Laser Clad Zone on Tribological Characteristics[J]. Chinese Journal of Lasers, 2010, 27(10): 953—957.
- [11] 王维, 刘奇, 杨光. 电磁搅拌作用下激光熔池电磁场、温度场和流场的数值模拟[J]. 中国激光, 2015, 42(2): 1—8.  
WANG Wei, LIU Qi, YANG Guang. Numerical Simulation of Electromagnetic Flow, Temperature Field and Flow Field in Laser Molten Pool with Electromagnetic Stirring[J]. Chinese Journal of Lasers, 2015, 42(2): 1—8.
- [12] 袁庆龙, 冯旭东, 曹晶晶, 等. 激光熔覆镍基合金涂层微观组织研究[J]. 中国激光, 2010, 37(8): 2116—2120.  
YUAN Qing-long, FENG Xu-dong, CAO Jing-jing, et al. Research on Microstructure of Ni-based Alloy Coating by Laser Cladding[J]. Chinese Journal of Lasers, 2010, 37(8): 2116—2120.
- [13] 李刚, 刘丽, 侯俊英, 等. 激光熔覆 Ni-Zr-Nb-Al 非晶复合涂层组织结构及性能研究[J]. 激光技术, 2011, 35(2): 185—188.  
LI Gang, LIU Li, HOU Jun-ying, et al. Study on Microstructure and Performance of Laser Cladding Ni-Zr-Nb-Al Amorphous Composite Coating[J]. Laser Technology, 2011, 35(2): 185—188.
- [14] 刘铭坤, 汤海波, 方艳丽, 等. 钛合金表面激光熔覆 TiC/Ti-Ti<sub>2</sub>Co 涂层耐磨性[J]. 激光技术, 2011, 35(4): 444—447.  
LIU Ming-kun, TANG Hai-bo, FANG Yan-li, et al. Wear Resistance of Laser Clad TiC/Ti-Ti<sub>2</sub>Co Coating on Titanium Alloy[J]. Laser Technology, 2011, 35(4): 444—447.
- [15] 冯淑容, 张述泉, 王华明, 等. 钛合金激光熔覆硬质颗粒增强金属间化合物复合涂层耐磨性[J]. 中国激光, 2012, 39(2): 1—6.  
FENG Shu-rong, ZHANG Shu-quan, WANG Hua-ming, et al. Wear Resistance of Laser Clad Hard Particles Reinforced Intermetallic Composite Coating on TA15 Alloy[J]. Chinese Journal of Lasers, 2012, 39(2): 1—6.