

激光再制造边部减薄 Ti-6Al-4V 叶片覆层与界面性能控制

任维彬¹, 薛亚平^{1,2}, 周金宇¹, 雷卫宁¹, 曹赛男²

(1. 江苏理工学院, 江苏 常州 213001)

(2. 江苏省 3D 打印装备及应用技术重点实验室, 江苏 南通 226002)

摘 要: 针对强气流与烟气腐蚀易造成 Ti-6Al-4V 叶片减薄、再制造覆层与界面性能下降的难题, 优选与 Ti-6Al-4V 叶片匹配度高、成形性良好的同种合金, 通过元素匹配对比、能量分散规律分析、金相组织评价、再制造成形试验以及基本力学性能验证等方法, 开展该类边部减薄叶片再制造覆层与界面性能控制研究。结果表明: 覆层 Ti 元素质量分数约为 80%, Al 元素为 3.9%~5.5%, V 元素为 3.0%~3.5%, 上述主要元素含量与基体基本一致; 界面处以初始等轴 α 相、部分片状 β 相以及 β 相晶界上析出的少量针状 α' 马氏体构成的网篮结构为主, 部分细化和分化的 β 相颗粒呈弥散分布, 对网篮组织晶界具有钉扎作用; 覆层硬度 (HV_{0.1}) 为 3150~3517 MPa, 为基体硬度的 93%~104%, 与基体匹配度良好; 覆层摩擦系数在 1 与 3 Hz 加载频率下分别为 0.22~0.35 与 0.32~0.62, 低于 TC4 叶片基体。该研究在实现边部减薄 Ti-6Al-4V 叶片再制造良好成形的同时, 验证了相关工艺及方法对覆层及界面性能调控的有效性。

关键词: 激光再制造; Ti-6Al-4V; 界面性能; 叶片

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)07-2400-07

Ti-6Al-4V (TC4) 合金叶片具有 $\alpha+\beta$ 型组织, 因良好的热强性、耐热稳定性和抗蚀性等被广泛用于航空航天领域, 转子叶片作为涡轮燃气发动机的核心部件, 受高温工况下的气蚀、磨损以及载荷冲击作用, 易发生蠕变变形过大、应力断裂、叶片减薄以及高低循环疲劳裂纹等损伤, 造成部件或装备整体失效^[1-4]。而该类部件自身材料价值高、生产工艺复杂、生产及制造周期长等典型特征使该类部件具有较大产品附加值和再制造价值。

针对该问题, 国内外研究者开展了系列研究: 学术研究领域, Bendeich 等^[5]针对存在腐蚀性体积损伤的低压叶片进行再制造成形, 并通过优化工艺, 实现了再制造后叶片表面残余应力的冲击调整, 延长了再制造叶片的服役寿命; 日本大阪大学 Santos 等^[6]通过对不同类型激光快速成形工艺进行对比和工艺优化, 实现了规则形状的立体成形并达到一定的尺寸精度, 但对于非规则曲面形状和局部的再制造成形并未有深入探索; 钟敏霖团队^[7]针对定向凝固镍基高温合金叶片易萌生裂纹, 造成损伤的工程实际, 采用激光熔覆 Inconel 738 的方法实现了叶片的修复并降低了裂纹的敏感性; 陈静等^[8]采用

TC4 和 GH4169 等合金材料进行工艺和组织性能研究, 并成功进行工业应用。已有研究虽取得一定进展, 但尚存以下不足: (1) 受热输入、激光工艺以及材料成分等因素影响, 覆层元素成分与基体存在较大差异性, 组织恶化伴随界面性能下降, 影响再制造部件的表面力学性能; (2) 覆层性能优化与再制造变形控制难以兼顾, 局部形变超限问题极大的影响叶片动力学特征, 表现为偏转等失效形式。

综上, 研究以边部减薄体积损伤 TC4 合金叶片为再制造对象, 开展损伤部位局部覆层制备与性能强化控制研究, 解决界面性能薄弱以及覆层与基体匹配性差等工艺问题。

1 实 验

1.1 覆层元素匹配优选

基于同种材料主要元素含量匹配、热物性相近以及成形性良好的设计目标, 设计同种激光熔覆再制造材料成分如表 1 所示, 粉末粒度为 50~150 μm 。由表 1 可知, 钛元素质量分数为 82%~88%, 略高于基体中钛元素含量, 既可以保证再制造后元素含量的相近性又可以一定

收稿日期: 2019-07-20

基金项目: 常州市科技计划资助项目 (CJ20180058); 常州市装备再制造工程重点实验室开放课题 (CRM2018A02); 江苏省 3D 打印装备及应用技术重点实验室开放基金项目 (2018KFKT12)

作者简介: 任维彬, 男, 1983 年生, 博士, 讲师, 江苏理工学院, 常州市装备再制造工程重点实验室, 江苏 常州 213001, E-mail: renweibin100@163.com

表1 熔覆材料与 TC4 合金材料成分

Table 1 Composition of cladding materials and TC4 alloy materials (wt%)

Composites	Ti	C	O	Al	V	Fe
Cladding layer	82.02~88.09	3.82~4.43	2.02~2.53	4.52~5.33	3.72~3.95	Bal.
TC4 alloy	80.08~84.02	3.62~4.56	2.82~2.44	5.52~6.82	3.42~4.53	Bal.

程度留出烧损裕量; 碳元素含量较基体略有增加, 尽管会略降低材料的塑韧性, 但对于提升再制造覆层表面硬度具有促进作用; 氧元素较基体略有增加, 主要是因为氧元素作为一种稳定的 α 相元素, 在 α 相中的溶解度 $w(\text{O})$ 高达 14.5%, 在晶胞结构中占据八面体间隙位置, 产生点阵畸变, 起到了强化作用; 而铝元素主要起到稳定 α 相, 提升相变转化温度和提升强度作用, 但由于其易氧化、可焊性差, 因此控制其含量略有降低。

1.2 激光工艺优化设计

对激光再制造过程进行如下边界条件假设:

(1) 假设光束垂直辐射叶片表面, TC4 合金各向同性, 且材料热物性随温度呈线性变化; (2) 假设熔池表面为近平面, 熔池内部液体为层流, 保护气影响忽略不计, 密度 ρ 为常数。

热传导的熔池形成所需功率如式(1)所示^[9]:

$$P_{ms} = \frac{\sqrt{\pi} k_s (T_{ms} - T_{is})}{2\beta \sqrt{\alpha_s t_{int}}} \quad (1)$$

式中 k_s 为基体热传导率; T_{ms} 为基体熔化温度; T_{is} 为基体初始温度; α_s 是基体的热扩散率; t_{int} 是基体和激光束的交互时间。式中系数 β 表达式为:

$$\beta = \frac{A_s}{S_{int}} \exp\left(\frac{-\varepsilon F p_d}{\pi v_p (r_n^2 + r_n p_d \tan \varphi)}\right) + \frac{3 A_{pe} F}{4 S_p S_{int} r_p \rho_p} \gamma \quad (2)$$

式中: A_s 为基体的激光吸收系数; S_{int} 是光斑/基体交互作用面积大小; ε 为粉末消光系数; p_d 为激光和粉末流的 z 方向交互长度; v_p 为粉末粒子飞行速度; r_n 为激光/粉末流交互区域的半径; φ 为激光束发散角; A_{pe} 为粉末的熔覆利用效率; S_p 为粉末粒子截面面积; r_p 为粉末粒子半径; ρ_p 为粉末粒子材料密度; z 为光束 z 轴向长度; 而系数 γ 表达式为:

$$\gamma = \frac{S_p A_p}{\pi v_p} \int_0^{p_d} \frac{1}{(r_n + z \tan \varphi)^2} \exp\left(\frac{-\varepsilon F z}{\pi v_p (r_n^2 + z r_n \tan \varphi)}\right) dz \quad (3)$$

式中, A_p 为粉末材料的激光吸收系数。

粉末消光系数 ε 为:

$$\varepsilon = \frac{3(1 - A_p)}{2 \rho_p r_p} \quad (4)$$

进入熔池粉末粒子群熔化所需功率^[10]为:

$$P_{mp} = \frac{m_p C_p (T_{mp} - T_{ip})}{\gamma} \quad (5)$$

式中, m_p 为粉末粒子质量; C_p 为粉末材料比热容; T_{mp} 是粉末颗粒熔化温度; T_{ip} 是粉末颗粒初始温度。

为减少叶片薄壁结构再制造的形变超限, 应控制成形热输入及热影响, 综合式(1)~(5)及相关工艺试验经验可知^[11,12]: (1) 为保证覆层与基体形成致密的冶金结合, 同时控制激光成形功率以减少热输入, 应控制激光功率选择区间为 1~1.5 kW; (2) 为降低形成熔池所需功率, 应将合金粉末和材料基体进行充分预热, 基于送粉管的耐热性及粉末自然散热等因素考虑, 成形前将合金粉末持续预热至 150 °C; (3) 基于保证粉末粒子流动性和具有一定消光性考虑, 控制粉末粒子直径范围为 80~100 μm 。

综上, 试验前在温度 100 °C 下预热 Ti-6Al-4V 叶片同种合金粉末在 2 h, 该粉末形貌如图 1 所示。

1.3 激光再制造工艺过程

试验采用 IPG-4000 光纤激光再制造系统, 利用同轴送粉方式进行, 采用氩气进行熔池保护, 工艺参数如表 2 所示, 各组参数中激光光斑离焦量为 3 mm, 光斑直径 3 mm, 脉宽为 10 ms, 占空比为 1:1^[9]。

试验成形后整体形貌如图 2 所示, 其中样本(1)为工艺调整试样, 样本(2)~(4)分别对应表 2 中激光功率 1、1.2 以及 1.5 kW 工艺参数。由该图可知, 1 kW 工艺参数组中, 送粉量较小, 粉末消光作用相对较弱, 但表面仍存在少量粘粉且成形尺寸不充分, 热损伤效应较为明显; 样本(3)成形充分, 热损伤较小, 验证该工艺具有合理性; 样本(4)虽然成形尺寸充分, 但基体热损伤明显, 表明该工艺下成形热输入过大。

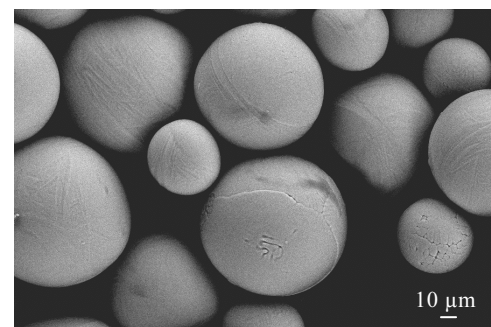


图1 Ti-6Al-4V 合金叶片再制造成形粉末形貌

Fig.1 Morphology of Ti-6Al-4V alloy blade powder for laser remanufacture

表 2 激光再制造成形基本工艺参数

Table 2 Basic technological parameters for laser remanufacture			
Power, P/kW	Scanning speed, V/mm·min ⁻¹	Carrier gas flow, V/r·h ⁻¹	Feeding rate speed, V/r·min ⁻¹
1	280	120	30
1.2	300	150	60
1.5	360	180	80



图 2 激光再制造工艺试样整体形貌

Fig.2 Overall morphology of laser remanufacture process samples

2 结果与分析

2.1 元素匹配与性能强化

2.1.1 覆层元素匹配性

图 3 为 TC4 合金覆层顶部、中部及底部 3 个不同位置 EDS 能谱。由图 3 可知，覆层中 Ti 元素含量约为 80%，与基体中该元素含量保持一致，但在界面处含量略有下降，约为 75%，这主要是熔池的形成与凝固过程中，受元素烧损和基体稀释作用影响，引起该处元素分布不均衡所致；Al 元素含量为 3.9%~5.5%，与基体基本保持一致；覆层中氧元素含量为 3.7%~6.5%，较基体略有提升，这主要是部分空气中的氧气溶解于熔池且无法及时逸出所致，氧元素含量的微量增加可提升相变转化温度，利于 δ 相的稳定，但同时也增加了覆层的裂纹敏感性和时效脆化敏感性^[13]，但该试样中氧元素引入较少，验证了氩气对熔池的惰性气体保护效果；覆层中 V 元素含量为 3.0%~3.5%，与基体基本保持一致，存在微量的烧损；而碳元素含量为 3.9%~10%，且该元素含量由覆层顶部至界面处分布较为均匀，如图 4 所示。表明熔覆合金粉末与基体中碳元素在熔池强烈的对流搅拌作用下，均匀散布于覆层与基体各部位，对覆层以及易受热输入影响而产生软化效应的界面处，都具有较好的优化提升作用。

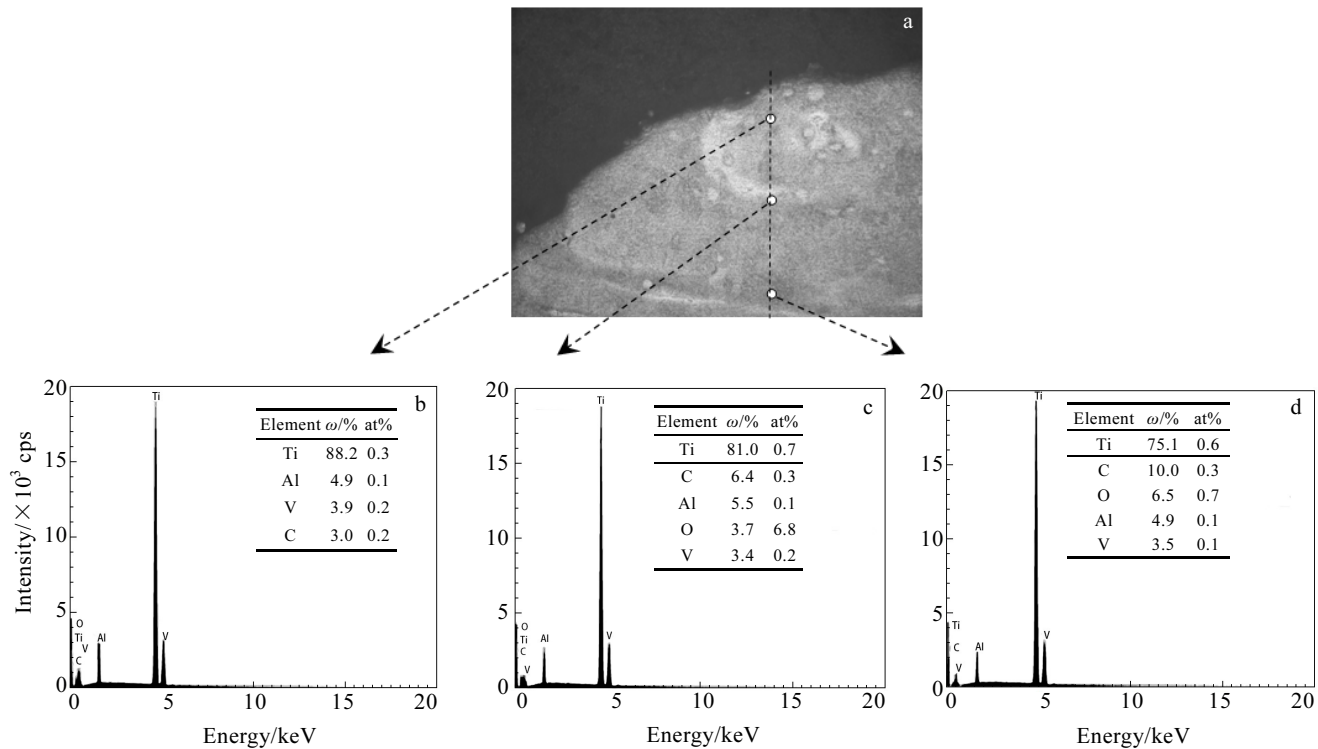


图 3 熔覆层顶部至界面处 SEM 照片及 EDS 能谱分析

Fig.3 SEM image (a) EDS results (b~d) of the cladding layer from the top to the interface: (b) the top layer, (c) the middle layer, and (d) the bottom layer

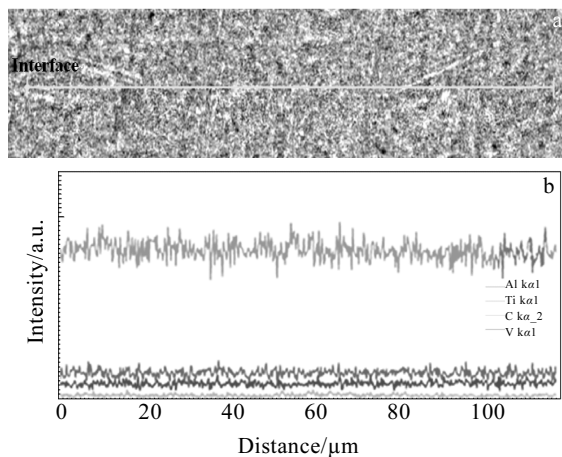


图4 熔覆层顶部至界面处 SEM 照片及 EDS 元素线扫描

Fig.4 SEM image (a) and EDS element line scanning (b) of the layer from the top to the interface

2.1.2 覆层组织形态优化

图 5 所示为覆层与基体金相组织形貌。由图 5a 可知, TC4 叶片基体金相组织以初始等轴 α 相为主并伴随少量的片状 β 相; 而界面处的初始等轴 α 相出现向片状 β 相的部分性转变, 并逐渐以 β 相为主, 这主要是因为 α 相为高温非稳态相, 在熔池形成和维持的高温阶段, 出现向 β 相的溶解转变, 且越靠近熔池中心的部位, 温度越高, α 相溶解越多, β 晶粒孕育长大愈充分, 而在熔池的凝固过程中, 在随后的快冷过程中, β 晶粒以马氏体组织形式保留, 而 α 相数量则相对减少。由图 5b 可知, β 相晶界上弥散析出少量针状 α' 马氏体组织, 片层组织与其间分布的针状 α' 马氏体组织形成了初始网篮结构, 该组织形态的初步形成利于材料塑性、蠕变抗力及断裂韧性等性能的提

升。由图 5c 可知, 覆层顶部与空气接触, 具有更好的散热条件和形成相对更大的温度梯度, 细片层 β 转变组织与针状 α' 马氏体相伴生的网篮组织更为密集, 利于 TC4 合金再制造覆层综合力学性能的进一步提升^[14-17]。

2.1.3 物相析出晶间强化

图 6 为覆层界面处 SEM 形貌。由图 6a 可知, 覆层与基体界面处以交错伴生的网篮组织为主, 网篮组织内部弥散析出颗粒状强化相。该部分强化相主要是 β 相在熔池的快速冷凝过程中, 由于所处位置与基材接近, 相对充分的散热利于较大温度梯度的形成, 形成利于细晶组织产生和形成的温度条件, 促使细片层 β 相部分转变为针状 α' 马氏体组织, 部分 β 相细化与分化为颗粒状, 经历快速冷凝过程而析出。图 6b 为网篮组织内部弥散析出的强化相, 该部分强化相的析出对交错的网篮组织晶界具有较好的钉扎作用, 利于覆层强度和表面硬度等基本力学性能的提升^[16,17]。

2.2 边部减薄叶片再制造

2.2.1 减薄部位再制造

试验前对叶片减薄部位进行机械加工, 并对基材进行砂纸打磨, 丙酮及无水乙醇清洗, 去除表面氧化膜及锈蚀, 将熔覆粉末置于 DSZF-2 型真空干燥箱内以 150 °C 干燥 2 h。试验采用 IPG-4000 光纤激光再制造系统进行, 送粉方式为四路同轴送粉, 过程中对熔池施加氩气保护, 基于表 2 中样本(3)工艺参数, 对叶片减薄部位进行逐层单道堆积成形, 试验后叶片整体形貌如图 7 所示。由该图可知, 叶片减薄部位尺寸恢复充分, 热影响区范围较小, 成形拟合度较好。

2.2.2 热影响区软化控制

为进一步验证覆层表面硬度与 TC4 叶片基体的匹配程度, 尤其是界面处是否存在由成形热输入引起的

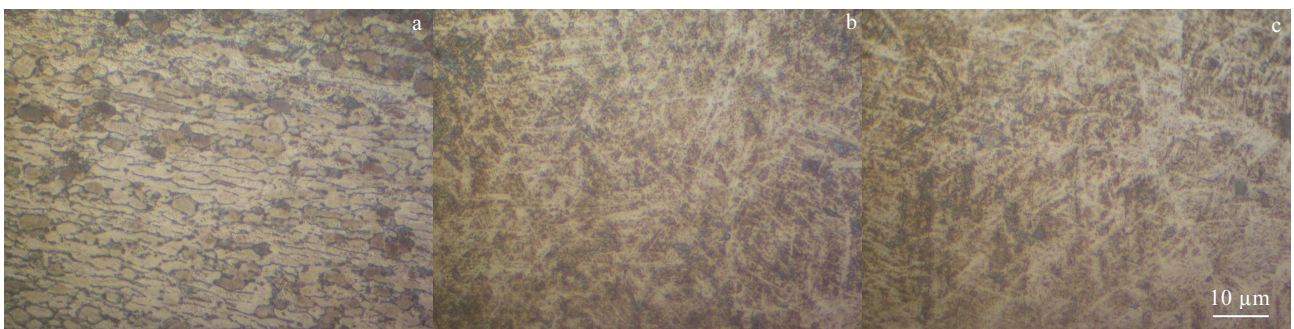


图5 TC4 合金激光再制造覆层金相组织

Fig.5 OM images of TC4 alloy for laser remanufacture: (a) the matrix, (b) the interface, and (c) the top layer

过度软化现象, 选取覆层顶部、中部、底部、界面以及基体部位横剖面水平等距的 5 个测试点进行测量, 测量后求取平均值, 试验结果如图 8 所示。由该图可知, 覆层硬度(HV_{0.1}) 分布在 3200.8~3527.6 MPa 之间, 基体硬度约为 3378.5 MPa, 覆层与基体硬度具有较好的匹配性。其中, 覆层顶端顶部相对最高, 主要是因为该部位具有相对最大的温度梯度, 利于细晶组织的

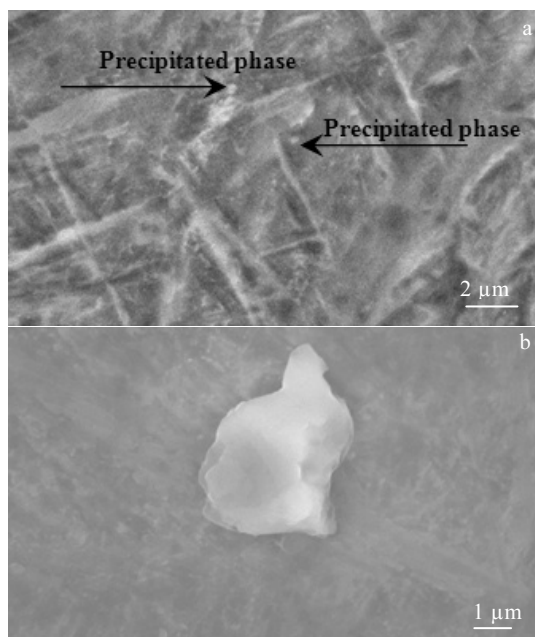


图 6 网篮组织晶间颗粒状强化析出相

Fig.6 Integral morphology of strengthened precipitated phases between netting baskets (a) and morphology of granular strengthened precipitates after enlargement (b)

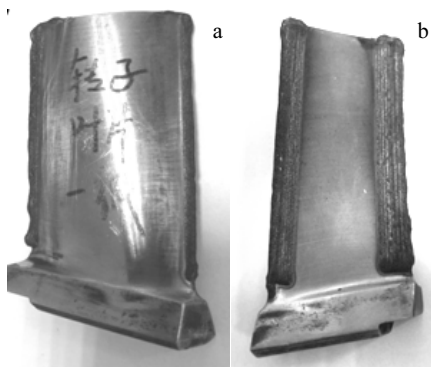


图 7 边部减薄 TC4 叶片激光再制造成形

Fig.7 Morphologies of TC4 blades with thinned edges after laser remanufacture: (a) frontal and (b) back surface

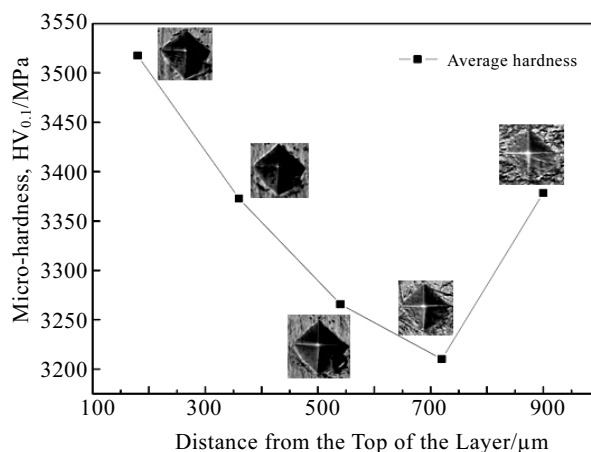


图 8 覆层与 TC4 基体显微硬度匹配试验结果

Fig.8 Micro-hardness matching experiment result of coating and TC4 matrix

形成以及 β 相向等轴 α 的转化; 而界面处受热输入影响, 硬度虽略低于基体, 但仍高于基体硬度的 90%, 可满足该类叶片再制造性能要求。

2.2.3 覆层耐磨性能验证

采用 NANOVEA 摩擦磨损测试仪进行球-盘接触式往复摩擦磨损试验, 试验在室温无润滑条件下进行, 摩擦副选用 $\Phi 6$ mm 的 GCr15 钢球, 加载力为 2 N, 加载频率分别为 1 和 3 Hz, 试验结果如图 9 所示。由该图可知, TC4 合金覆层摩擦系数在 1 Hz 的加载频率下, 摩擦系数主要分布在 0.22~0.35 之间, 在 3 Hz 的加载频率下, 摩擦系数主要分布在 0.32~0.62 之间; 2 种加载频率下, 摩擦系数初期变化较小, 随后都呈递增趋势, 但 3 Hz 加载频率下摩擦系数增速相对更快, 这主要是因为摩擦初始阶段, 对磨面的粗糙度较小, 摩擦力较小, 因而摩擦系数较小且变化不大, 随着磨损的进行, 对磨面的粗糙度逐渐增大, 摩擦力也逐渐增大, 摩擦系数随之有所增大, 并渐进入稳定阶段。而 3 Hz 加载力作用下增幅较大主要是因为随着摩擦磨损频率的增加, 使摩擦副表面升温相对更高, 摩擦系数随温度的升高有所增大, 相对更高的温度更加有利于材料表面钝化膜在摩擦作用下的破碎与脱落, 且部分磨屑塞积在对磨面之间, 在一定温度和摩擦作用下, 加速钝化膜的破坏与犁沟结构的形成与扩展^[18-20]。但 2 种加载频率下, 覆层的摩擦系数均值均低于 TC4 叶片基体, 覆层耐磨性实现优化^[21]。

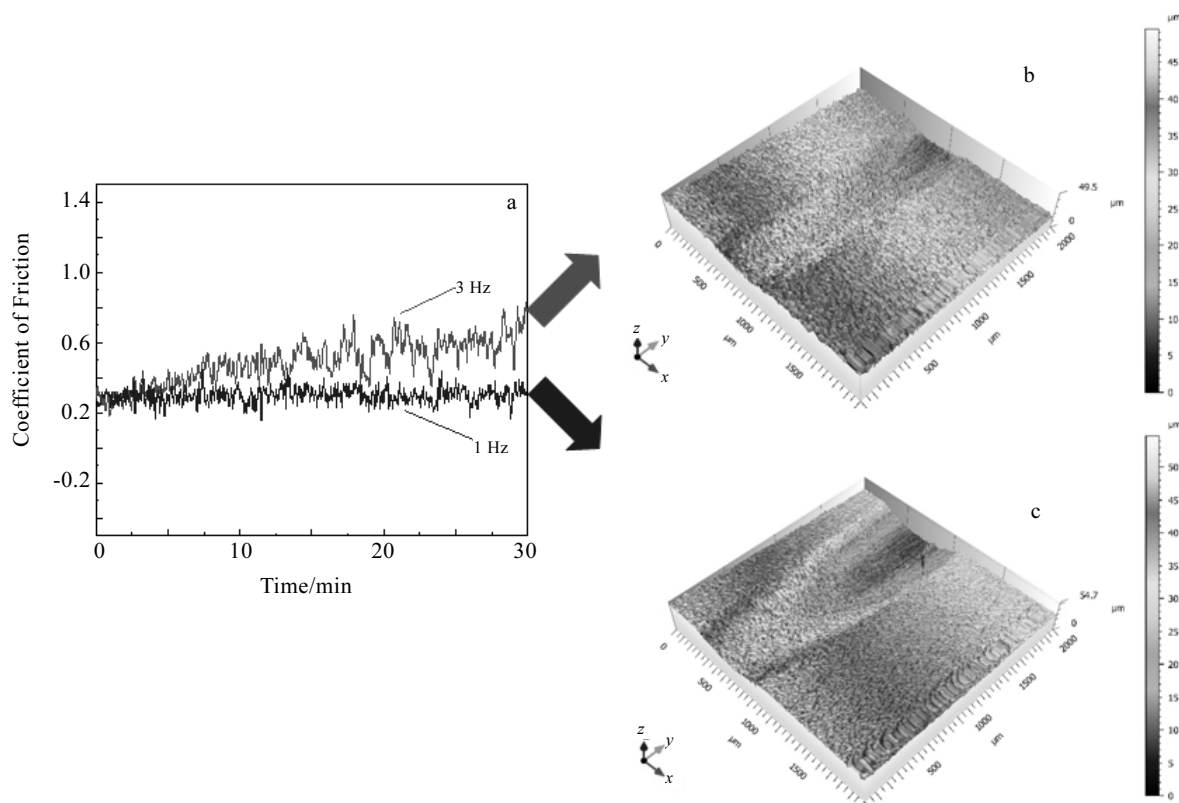


图9 摩擦系数曲线及覆层摩擦磨损表面形貌

Fig.9 Friction coefficient curves (a) and surface morphologies (b, c) of coating for friction and wear

3 结论

1) 覆层中Ti元素含量约为80%, Al元素含量为3.9%~5.5%, V元素含量为3.0%~3.5%, 上述元素与基体基本保持一致; 覆层中氧元素含量为3.7%~6.5%, 较基体略有提升。

2) 界面处的初始等轴 α 相部分性向片状 β 相的转变, 并逐渐以 β 相为主, β 相晶界上弥散析出少量针状 α' 马氏体组织构成初始的网篮结构, 利于覆层塑性、蠕变抗力及断裂韧性等性能的提升。

3) 界面处部分 β 相细化与分化为颗粒状, 弥散分布于网篮组织内部, 对交错的网篮组织晶界形成一定的钉扎作用, 利于覆层强度的提升。

4) 覆层硬度(HV_{0.1})分布在3150~3517 MPa之间, 与基体硬度具有较好的匹配性。覆层摩擦系数在1 Hz加载频率下, 其摩擦系数在0.22~0.35之间; 在3 Hz的加载频率下, 摩擦系数在0.32~0.62之间; 与TC4叶片基体相近, 复合再制造基本要求。

参考文献 Reference

[1] He Bo(何波), Liu Jie(刘杰), Yang Guang(杨光) *et al.* *Rare*

Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(1): 93

[2] Xue Jun(薛军), Feng Jiantao(冯建涛), Ma Changzheng(马长征) *et al.* *Chinese Optics*(中国光学)[J], 2018, 11(2): 198

[3] Yang Huihui(杨慧慧), Yang Jingjing(杨晶晶), Yu Hanchen(喻寒琛) *et al.* *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2018, 46(8): 127

[4] Yang Haiou(杨海鸥), Wang Jian(王健), Zhou Yinghui(周颖惠) *et al.* *Materials Review*(材料导报)[J], 2018, 32(11): 1884

[5] Bendeich P, Alamb N, Brandt M *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 437(1): 70

[6] Santos E C, Shionmi M, Osakada K *et al.* *International Journal of Machine Tools & Manufacture*[J], 2006, 46: 1459

[7] Sun Hongqing(孙鸿卿), Zhong Minlin(钟敏霖), Liu Wenjin(刘文今) *et al.* *Journal of Aeronautical of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2005, 25(2): 26

[8] Li Zuo(李祚), Sui Shang(隋尚), Yuan Zihao(袁子豪) *et al.* *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2005, 25(2): 25

[9] Oliveira U, Ocelik V, Hosson J. *Surface & Coatings Technology*[J], 2005, 197: 127

- [10] Farrhi G, Tirehdast M, Masoumi K *et al. Engineering Failure Analysis*[J], 2011, 18(1): 474
- [11] Ren Weibin(任维彬), Dong Shiyun(董世运), Xu Binshi(徐滨士) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(9): 2487
- [12] Ren Weibin(任维彬), Dong Shiyun(董世运), Xu Binshi(徐滨士) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2017, 45(5): 1
- [13] Meng Qingsen(孟庆森). *The Foundation of Metal Weldability* (金属焊接性基础)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2010: 26
- [14] Liu Haodong(刘浩东), Hu Fangyou(胡芳友), Dai Jingtiao(戴京涛) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(2): 624
- [15] Wu Junfeng(吴俊峰), Zou Shikun(邹世坤), Zhang Yongkang(张永康) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(11): 3359
- [16] Zhang Sheng(张 升), Gui Ruizhi(桂睿智), Wei Qingsong(魏青松) *et al. Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2013, 49(23): 21
- [17] Li Jing(李 静), Lin Xin(林 鑫), Qian Yuanhong(钱远宏) *et al. Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2014, 41(11): 1103010-1
- [18] Yu Shurong(俞树荣), Bai Lirong(白利蓉), Jing Pengfei(景鹏飞) *et al. Lubrication Engineering*(润滑工程)[J], 2018, 43(8): 14
- [19] Zheng Chao(郑 超), Wei Shicheng(魏世丞), Liang Yi(梁 义) *et al. Equipment Environmental Engineering*(设备环境工程)[J], 2018, 15(4): 44
- [20] Chen Xubin(陈旭斌), Ge Xiang(葛 翔), Zhu Yi(祝 毅) *et al. Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2018, 54(3): 63
- [21] Liu Dan(刘 丹), Chen Zhiyong(陈志勇), Chen Peike(陈科培) *et al. Heat Treatment of Metals*(材料热处理)[J], 2015, 40(3): 58

Coating and Interface Performance Control of Ti-6Al-4V Blade with Thinned Edge for Laser Remanufacture

Ren Weibin¹, Xue Yaping^{1,2}, Zhou Jinyu¹, Lei Weining¹, Cao Sainan²

(1. Jiangsu University of Technology, Changzhou 213001, China)

(2. Jiangsu Key Laboratory of 3D Printing Equipment and Application Technology, Nantong 226002, China)

Abstract: Aiming at the problems of the thinned edge of the Ti-6Al-4V blade caused by the corrosion of strong airflow and flue gas, the performance degradation of the remanufacture cladding layer and the interface, the same cladding alloy with high matching degree and good formability with Ti-6Al-4V blade substrate was chosen. The research on the performance of remanufactured cladding layer and interface controlling was carried out by the element matching contrast, the analysis of energy dispersion law, the metallographic evaluation, the remanufacture forming experiment and the verification of basic mechanical properties. The results show that the content of Ti, Al and V are about 80%, 3.9%~5.5% and 3.0%~3.5%, respectively. The contents of the main elements above are basically consistent with the substrate. The interface is composed of initial equiaxed α phase, partially flake β phase and a small amount of needle-shaped α' martensite on the β phase grain boundary, all which constitute the initial basket structure. The β phase in the interface is refined and differentiated into granular, dispersing in the basket tissue. Further, the β phase at the interface is of pinning effect to the grain boundary of the staggered baskets, which is beneficial to improve the coating strength. Finally, the micro-hardness ($HV_{0.1}$) of the coating is 3150~3517 MPa. Through the research above, the good forming of Ti-6Al-4V blade with edge thinning is realized, and the related technology and methods of the cladding layer and the interface performance controlling are also validated effectively.

Key words: laser remanufacture; Ti-6Al-4V; interface performance; blade

Corresponding author: Ren Weibin, Ph. D., Lecturer, Changzhou Key Laboratory for Remanufacturing, Jiangsu University of Technology, Changzhou 213001, P. R. China, E-mail: renweibin100@163.com