

K418 合金表面激光再制造 Inconel718 高温合金 涂层性能研究

任维彬^{1,2}, 周金宇¹, 董世运², 徐滨士², 闫世兴², 陈国炎¹

(1. 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)

(2. 陆军装甲兵学院 装备再制造技术国防科技重点实验室, 北京 100072)

摘要: 针对 K418 高温合金叶轮高温、高转速工况下变形超差大, 再制造成形层力学性能降低的领域研究热点, 基于波形可调制脉冲激光优化工艺, 再制造 Inconel 718 高温合金成形层。采用金相显微镜、SEM、XRD、EDS、显微硬度计对该合金涂层的显微组织形貌、相结构、界面成分分布、基本力学性能进行研究。结果表明: 涂层与基体间为致密的冶金结合, 涂层中部为粗大的树枝晶, 与激光扫描方面成 30°~45°角, 由涂层中部到顶部及底部, 分别退化为等轴晶和胞状晶; 成形层显微硬度为 4100~4400 MPa, 略高于基体; 晶内及晶间析出少量 Laves 相, 减少了对成形层硬脆性的影响; 摩擦磨损系数较基体略有降低, 但仍符合再制造要求。

关键词: Inconel718 合金; K418 合金; 激光再制造; 涂层性能

中图分类号: TN249; TG146.1⁺5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)01-0274-07

K418 镍基铸造高温合金由于较好的抗高温交变载荷变形以及耐机械及热疲劳性能, 被广泛用于高温合金叶轮及叶片材料^[1-3]。但由于受高温烟气腐蚀以及高速粒子冲蚀作用影响, 叶轮及叶片常发生掉块、裂纹以及开裂等类型体积损伤^[4-6], 而该类部件材料自身价值以及附加值较高, 因而具有较高的再制造价值。

针对该问题的已有研究, 主要是采用微弧多层堆焊进行体积损伤部位的形状恢复, 以实现体积损伤部位的修复, 如徐健等研究者以及范毅研究团队分别采用不同合金作为堆焊涂层材料, 对一级涡轮叶片叶冠进行堆焊成形^[7-8]; 田浩亮等研究者采用高速电弧喷涂的方式进行曲轴表面尺寸及性能的再制造^[9-10]。但上述研究又具有一定的局限性, 具体体现在以下方面: (1) 受多层堆焊过程中热累积效应影响, 采用微弧多层堆焊制备的三维体积, 成形热输入过大, 易引起热影响区部位硬度下降以及成形部位力学性能下降; (2) 受成形部位结合强度限制, 采用高速电弧喷涂方式制备的表面涂层难以实现大尺寸修复, 且制备的涂层在高转速工况下, 易脱落或剥离; (3) 已有研究制备的涂层难以适应高温高转速工况下力学性能需求, 易产生疲劳断裂。

Inconel 718 是与 K418 基体材料成分接近、可焊性良好, 且富含铌、钼元素强化相的镍铁基高温合金,

具有优良的耐腐蚀、耐疲劳以及高温力学性能, 尤其是其高温下析出时效性面心立方 γ' 强化相, 更增强了该合金高温下服役性能。而波形可调制脉冲激光输出模式较钎焊、高速电弧喷涂等工艺模式具有以下工艺优势: (1) 激光能量输出波形及变化动态可控, 提升再制造成形过程能量输入的控制能力; (2) 通过波形的调整 and 改变, 实现熔池熔化和凝固时间的优化, 并可起到部分预热及缓冷等处理工艺, 改善组织形态及性能; (3) 热影响区范围相对更小, 再制造成形过程中的力学性能下降相对较小; (4) 波形可调制并呈脉冲模式输出, 能够减少成形过程热输入, 利于再制造部位形成优异的力学性能。

综上, 本实验研究采用波形可调制脉冲输出模式激光优化工艺, 在 K418 合金基体表面制备 Inconel718 高温合金涂层, 并验证涂层具有良好的金相组织以及优异的力学性能, 以为该类合金部件激光再制造提供理论基础及工艺参考。

1 实验

试验以高温合金叶轮用 K418 合金为基材, 基体厚度为 5 mm; 涂层材料采用与 K418 成分接近、可焊性良好的 Inconel 718 铸造高温合金, 粒径为 45~109 μm 。试

收稿日期: 2019-01-22

基金项目: 常州市科技计划 (CJ20180058); 常州市装备再制造工程重点实验室开放基金 (CRM2018A02)

作者简介: 任维彬, 男, 1983 年生, 博士, 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

验前对基材进行砂纸打磨, 去除表面铁锈及氧化膜, 并用乙醇及丙酮清洗烘干。将涂层制备用合金粉末置于DSZF-2型真空干燥箱内以150 °C干燥2 h, 材料成分如表1所示。

试验采用YLS-4000型掺镱光纤激光再制造成形系统^[11], 该系统可编程实现激光输出波形及能量动态变化, 该系统为四路同轴送粉方式, 涂层制备的激光功率为1.5 kW, 扫描速度为6 mm/s, 送粉速率为1.4 r/min, 载气流量为3 L/min, 脉宽为10 ms, 占空比为1:1^[12]。涂层制备过程中对熔池施加氩气保护, 采用交叉路径进行逐层堆积成形, 各层成形间隙采用木槌锤击的方式释放部分残余应力, 减少成形过程中开裂的可能, 共成形4层。其中, 单道成形宽度约为3.2 mm, 层内搭接率为30%, 层间偏移半个光斑位置, 以提升成形层表面平整度, 涂层成形高度为4.1 mm, 表面无粘粉、裂纹等成形缺陷, 制备过程及制备后整体形貌如图1所示。

2 结果与分析

2.1 涂层显微组织

2.1.1 金相组织结构

图2a~2b所示为Inconel 718合金激光再制造涂层金相组织, 由该图可知, Inconel 718合金涂层与K418基体间为致密的冶金结合。其中涂层中部以取向趋于一致的树枝晶组织为主, 树枝晶取向方向与涂层生长方向约成30°~45°; 这主要受成形过程中散热梯度方向影响, 如图2a所示。由Inconel718合金涂层中部至顶部和底部, 取向一致的树枝晶组织分别逐步退化为细

小致密的等轴晶和略带侧向分支的胞状晶。图2c所示为树枝晶间少量分布的呈长条形骨骼状析出相, 推测可能为激光再制造快速凝固状态下未完全固溶的Laves相。此外, 涂层晶间还存在少量呈颗粒状弥散分布的MC型析出相, 由图2d涂层元素含量及工艺制备条件推测, 可能为NbC、NiC, 该类碳化物属硬脆相, 易形成晶间开裂及裂纹, 但由于激光再制造制备过程的快速冷却条件, 促使物相仅少量析出, 且该物相高温条件下相对稳定, 在温度低于1250 °C时, 基本无溶解现象产生^[13], 可保证涂层一定高温工况下良好力学性能的形成。

2.1.2 晶内及晶间强化相

对成形层中部树枝晶区域进行物相分析, 如图3所示。结合表2析出相的EDS分析结果可知, 该区域有Ni₃Nb、NiC_x以及部分非稳态物相析出, 其中, Ni₃Nb主要以稳态的δ相形式析出, (Ni, Cr)₂Si型化合物则推测可能为少量析出的Laves相, 进一步验证了2.1.1节中涂层可能析出相的推断, 而并未检测出2.1.1节中NbC析出相的存在, 主要是因为Inconel 718合金涂层的制备过程中, Laves相的生成占用较为大量的Nb元素, 使该元素在该区域含量迅速下降, 同时对δ相的析出具有一定的抑制作用。但由于涂层的制备为多层成形的热量累积过程, 后一层的成形热输入对前一层的涂层具有较好的热处理作用, 促使部分Nb元素溶解, 使得部分被Laves相占据的Nb元素脱离并生成稳定的δ相^[14]。此外, 脉冲输出模式对熔池具有一定的对流搅拌作用, 能够打破Laves相的连续分布状态, 对该涂层的高温力学性能具有一定的优化作用。

表1 试验材料成分

Table 1 Test material composition (ω/%)

Element	Ni	Cr	Nb	Mo	Ti	Al	Co	C	Fe
Inconel718	50.25~55.87	17.22~21.83	4.75~5.55	2.84~3.83	0.65~1.62	0.23~0.84	0.93~1.02	0.03~0.08	Bal.
K418	50.01~55.20	17.01~21.04	4.42~5.38	2.81~3.32	0.62~1.53	0.34~0.75	0.36~0.98	0.02~0.08	Bal.

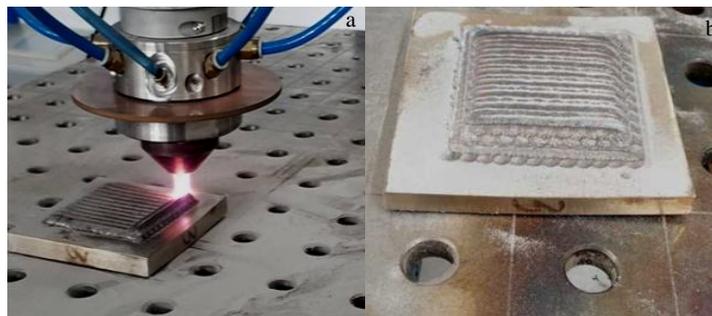


图1 Inconel718合金涂层制备过程及整体形貌

Fig.1 Preparation process (a) and overall morphology (b) of the Inconel718 alloy coating

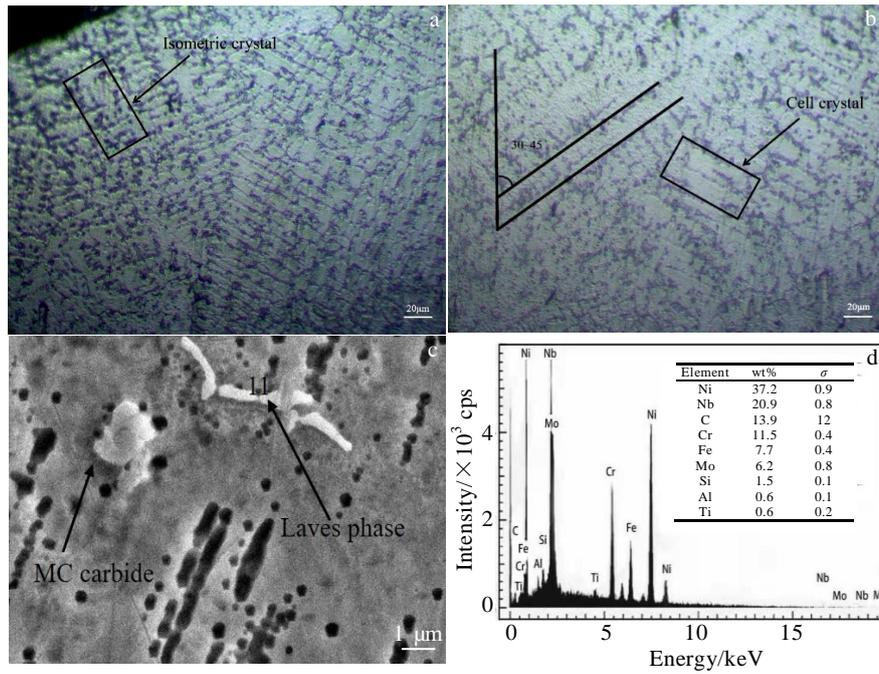


图 2 Inconel718 激光再制造涂层成分与组织

Fig.2 Composition and microstructure of Inconel718 laser remanufacturing coating: (a) the equiaxed crystal structure of the top coating, (b) the dendrite structure in the middle and cellular structure at the bottom, (c) the internal precipitates of the coating, and (d) the main elements of the coating

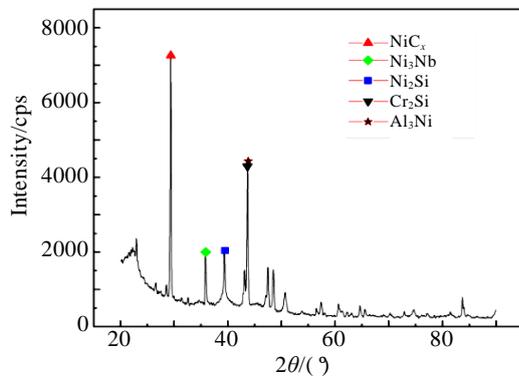


图 3 成形层中部树枝晶区域主要物相

Fig.3 Main phase of dendrite region in the middle forming layer

表 2 Inconel 718 涂层析出相能谱分析结果

Table 2 EDS analysis results of precipitates in the Inconel 718 coating(at%)

Phases	Ni	Cr	Mo	Nb	Ti
γ	62.12	26.42	5.98	2.26	3.22
δ	45.28	20.18	15.88	12.46	2.20
Laves	42.26	17.28	15.20	20.28	4.98
NbC	16.92	7.85	3.87	44.22	27.14
NiC	2.88	3.12	5.28	84.68	4.04

2.2 基本力学性能比较

2.2.1 涂层与基体硬度分布

图4所示为Inconel 718合金与K418基体显微硬度分布。测试过程中，每点的取值为该位置及与该点横向间隔300 μm 两点的测量平均值。由该图可知，Inconel 718合金涂层的显微硬度分布于4100~4400 MPa，显微硬度由涂层顶端至结合界面呈下降趋势，这主要是由于涂层的制备过程同时也是热累积过程，热累积效应为晶粒孕育生长提供条件，而涂层最底端

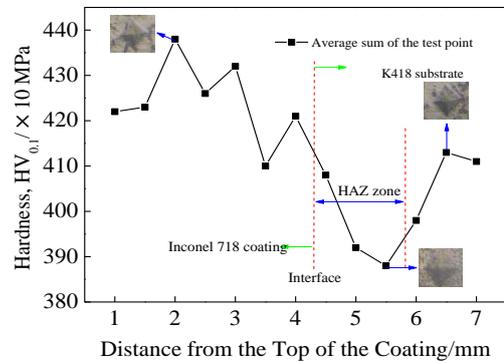


图 4 Inconel 718 涂层与基体 K418 显微硬度分布

Fig.4 Microhardness distribution of the Inconel 718 coating and K418 substrate

位置受热累积效应相对更明显, 而热影响区部位的硬度下降, 则主要是受再制造过程多层成形过程中热输入累积效应影响, 使高温熔池扩散范围增大, 扩大了热影响区范围, 同时也使部分Ni₃Nb、NiC_x等强化相溶解, 并被随后的快速冷却凝固过程抑制生长所致^[15]。基体K418显微硬度主要分布于3950~4150 MPa。因此, 成形层的显微硬度明显高于基体, 即使接头部位显微硬度仍远大于基体硬度的80%, 符合再制造涂层性能的基本要求。

2.2.2 Inconel 718 涂层拉伸性能

为进一步评价Inconel 718合金涂层与K418基体间结合强度, 制备二者对接拉伸试样: 在K418板件上铣出截面为4 mm×2 mm×2 mm的凹槽, 凹槽底面坡度为120°; 然后堆积熔覆Inconel 718合金填满凹槽, 按等比缩微标准切割制样^[16], 其中, 取样的方向与激光熔覆方向一致, 以确保该方向上激光再制造的涂层具有更好的拉伸性能, 制样尺寸标准如图5所示。

试验共制备等比缩微试样 7 件, 制备后采用砂纸对材料表面及边部进行打磨, 消除非结构性的可能存在的应力集中部位。采用 INSTRON-9 型万能拉伸试验机进行试验, 加载变形速度为 0.5 mm/min。试验结果表明, 涂层抗拉强度平均值为 1360 MPa, 屈服强度均值为 1110 MPa, 延伸率为 13%, 而同温度下 K418 合金抗拉强度约为 1050 MPa, 屈服强度约为 850 MPa。因此, Inconel718 涂层的抗拉及屈服强度较 K418 基体都相应提升约 30%, 且该涂层材料在 700 °C 及以下温度皆具有较好的力学性能, 而 K418 基体材料在 650 °C 及以下温度具有较好的力学性能, 二者高温力学性能温度区间具有较好的匹配性。

图 6 所示为 Inconel 718 拉伸试样断口形貌, 由该图可知, 所有 Inconel 718 涂层拉伸试样断口均具有较明显的韧窝形貌, 韧窝分布小而密集, 断口具有韧性沿晶断裂的典型特征^[17]。且韧窝内部分布有较大尺寸

的第二相颗粒, 结合本文 2.1.2 节中分析可知, 该第二相颗粒为 Laves 相、碳化物以及部分非稳态存在物相, 这部分强化相的析出对于涂层高温下力学性能的形成具有较好的促进作用。但同时由于分布于晶内及晶间, 也易于造成涂层制备过程的开裂及裂纹的萌生, 因此, 应优化控制再制造过程热输入及熔化凝固过程, 避免成形裂纹及开裂缺陷的产生。

2.2.3 涂层与基体摩擦磨损性能

采用 HSR-2M 型高速往复摩擦磨损试验机, 对 Inconel 718 合金涂层以及 K418 基体进行摩擦磨损性能测试, 对磨副为 Φ4 mm Si₃N₄ 陶瓷球, 往复行程长度为 5 mm, 加载力为 3 N, 转速 300 r/min; 温度 25 °C, 相对湿度 40%, 并通过基恩士 VHX-700F 型超景深显微镜测绘磨损面 3D 形貌。通过测量磨痕宽度, 最终结果取 5 次试验的平均值, 利用公式(1)计算磨损体积^[18], 通过磨损体积大小来评价材料的耐磨性, 并利用扫描电镜观察磨损试样的表面形貌, 分析其磨损机理。

$$\nabla V = L \left[R^2 \arcsin\left(\frac{d}{D}\right) - \frac{1}{2} d \sqrt{R^2 - \frac{1}{4} d^2} \right] \quad (1)$$

式中: R 为陶瓷球半径; d 为磨痕宽度; D 为磨痕深度; L 为往复滑动行程; ΔV 为磨损体积。

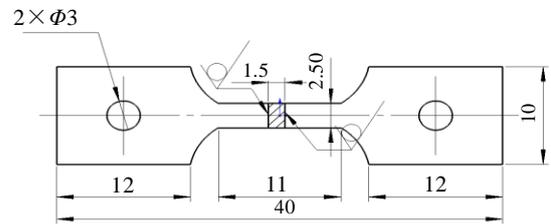


图 5 等比缩微拉伸试样尺寸标准

Fig.5 Size standard for isometric microfilm specimen

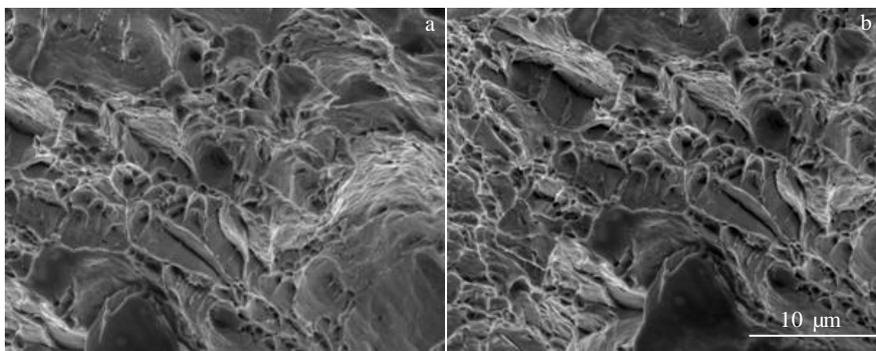


图 6 Inconel 718 涂层拉伸试样断口形貌

Fig.6 Fracture morphology of Inconel 718 tensile specimens

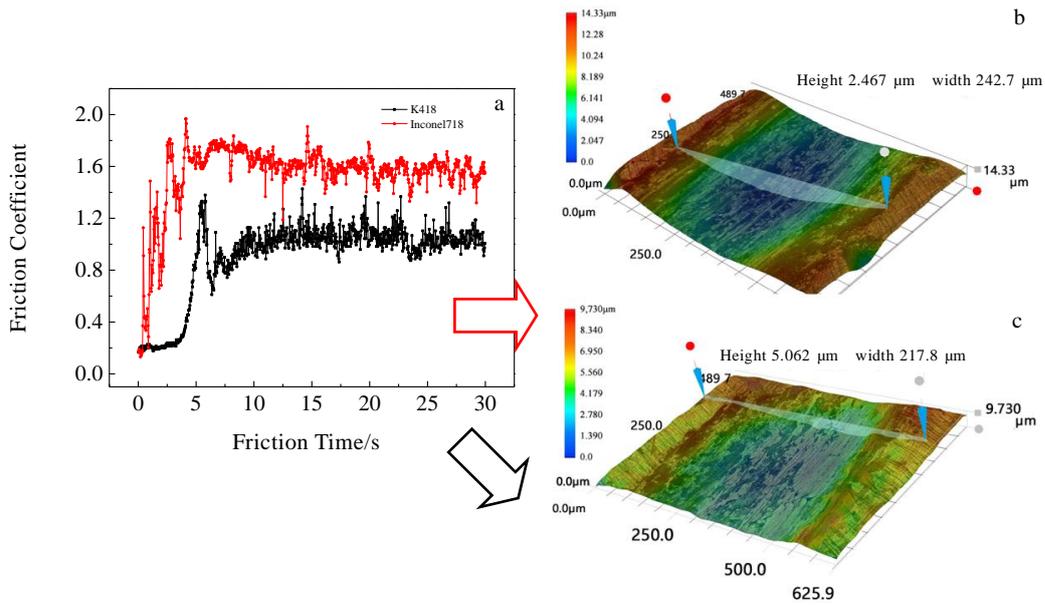


图 7 Inconel718 合金熔覆层及 K418 合金试样摩擦性能及磨损形貌

Fig.7 Tribological properties (a) and wear morphologies (b, c) of the Inconel718 alloy cladding layer and K418 alloy sample

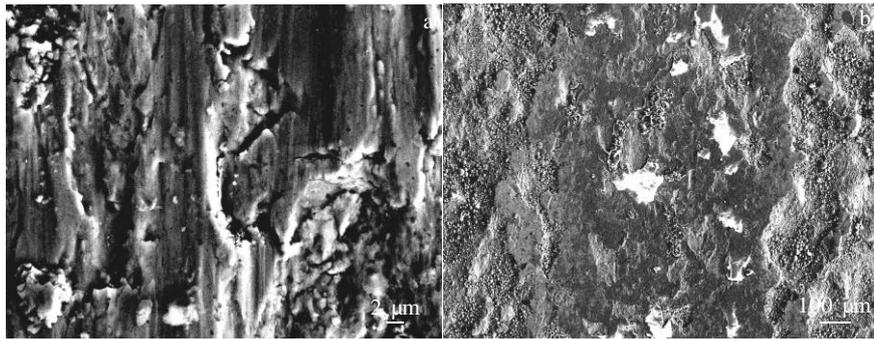


图 8 Inconel 718 激光再制造熔覆层磨痕形貌

Fig.8 Wear tracks of Inconel 718 laser cladding layer: (a) 25 °C and (b) 600 °C

在干摩擦条件下中，Inconel 718 涂层与 K418 基体的摩擦磨损以及磨损形貌如图 7 所示。由该图可知，2 种材料的磨损量随载荷的增加而增加，摩擦系数随摩擦时间的增加呈现先增加后降低而后稳定的趋势，且 Inconel718 合金涂层的摩擦系数始终高于 K418 试样。进一步，经过软件计算可知：试验条件下，Inconel718 合金涂层摩擦系数约为 1.55，磨损率约为 $1 \mu\text{m}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$ ；K418 合金试样的摩擦系数约为 0.95，磨损体积为 $0.6 \mu\text{m}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$ 。由此可知，尽管 Inconel718 合金涂层的摩擦性能较基体 K418 合金略有下降，但仍符合再制造涂层性能的基本要求。

图 8a 所示为 Inconel718 合金熔覆层室温下摩擦磨损形貌，图 8b 所示为 Inconel718 合金熔覆层 600 °C

条件下的摩擦磨损形貌。比较可知，Inconel 718 合金磨痕内呈现典型的犁沟特征和因磨损而产生的较严重的剥落，这主要是因为随着摩擦生热而导致温度升高，涂层出现了剥落产物附着的现象，而随着该类剥落产物附着的增加和摩擦温度的升高，剥落附着和涂层都有一定程度的软化，对摩擦起到一定的缓解和润滑作用。且随着温度的继续升高，该种保护和润滑作用将进一步增强。

3 结 论

1) 基于脉冲激光优化工艺：激光功率 1.5 kW，扫描速度为 6 mm/s，送粉速率为 1.4 r/min，载气流量为 3 L/min，脉宽为 10 ms，占空比为 1:1，制备结合良好

并具有较好高温力学性能的 Inconel 718 合金涂层, 可较好控制 NbC、NiC 等脆性相析出, 脉冲优化工艺的实现可较好抑制 Laves 相在涂层中的连续分布。

(2) Inconel 718 合金涂层的显微硬度分布于 4100~4400 MPa, 基体 K418 显微硬度主要分布于 3950~4150 MPa, 涂层显微硬度高于基体。热影响区部位硬度虽略有下降, 但仍能达到基体硬度的 80% 以上, 符合再制造性能基本要求。

3) Inconel 718 合金涂层抗拉强度平均值为 1360 MPa, 屈服强度均值为 1110 MPa, 涂层延伸率为 13%, 较 K418 基体相应提升约 30%; Inconel718 合金涂层摩擦系数约为 1.55, 磨损率约 $1 \mu\text{m}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$; K418 合金试样的摩擦系数约为 0.95, 磨损体积为 $0.6 \mu\text{m}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$, Inconel718 合金熔覆层的摩擦学略低于 K418 基体, 但仍符合再制造要求。

参考文献

- [1] Shi Zhaoxia(石照夏), Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang(张麦仓). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(11): 1395
- [2] Xie Jun(谢君), Yu Jinjiang(于金江), Sun Xiaofeng(孙晓峰) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2016, 52(3): 257
- [3] Yang Cheng(杨成), Wang Haiqiang(王海强), Xiao Xuan(肖旋). *Journal of Shenyang Ligong University*(沈阳理工大学学报)[J], 2016, 35(1): 45
- [4] Guo Wei(郭伟), Dong Lihong(董丽虹), Wang Huipeng(王慧鹏) et al. *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*(航空学报)[J], 2016, 37(2): 429
- [5] Yang Xiaojun(杨晓军), Wang Yingqi(王瑛琦), Liu Zhigang(刘智刚). *Mechanical Engineering & Automation*(航空工程与自动化)[J], 2017, 42(3): 203
- [6] Li Yafeng(李雅峰), Xu Yuxiu(徐玉秀). *Acta Energetica Solaris Sinica*(太阳能学报)[J], 2015, 36(9): 2251
- [7] Xu Jian(徐健), Yu Ping(于萍), Chang Min(常敏) et al. *Aeroengine*(航空发动机)[J], 2014, 40(4): 79
- [8] Fan Yi(范毅), Ding Zhangxiong(丁彰雄), Zhang Yunqian(张云乾). *Engineering Journal of Wuhan University*(武汉大学学报)[J], 2006, 39(3): 135
- [9] Tian Haoliang(田浩亮), Wang Changliang(王长亮), Tang Zhihui(汤智慧) et al. *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2016, 36(6): 40
- [10] Tian Haoliang(田浩亮), Wang Changliang(王长亮), Guo Mengqiu(郭梦秋) et al. *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2017, 42(12): 117
- [11] Ren Weibin(任维彬), Dong Shiyun(董世运), Xu Binshi(徐滨士) et al. *Journal of Harbin Institute of Technology*(哈尔滨工业大学学报)[J], 2017, 49(5): 173
- [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] Liu Yongchang, Guo Qianying, Li Chong et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2016, 52(10): 1259
- [14] Zhang Weiwei(赵卫卫), Lin Xin(林鑫), Liu Fencheng(刘奋成) et al. *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2009, 36(12): 3220
- [15] Liu Xiubo, Yu Gang, Pang Ming et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2008, 18(3): 444
- [16] Dong Shiyun(董世运), Yan Shixing(闫世兴), Xu Binshi(徐滨士) et al. *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2012, 39(12): 1 203 004
- [17] Zhai Xiongfei(宰雄飞), Chen Shiqi(陈仕奇), Wu Hong(吴宏) et al. *Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy*(粉末冶金材料科学与工程)[J], 2017, 22(5): 680
- [18] Zhang Xiaodong(张晓东). *Thesis for Doctorate*(博士学位论文)[D]. Harbin: Harbin Engineering University, 2012: 26

Properties of Inconel 718 Superalloy Coating on K418 Alloy Surface for Laser Remanufacture

Ren Weibin^{1,2}, Zhou Jinyu¹, Dong Shiyun², Xu Binshi², Yan Shixing², Chen Guoyan²

(1. Changzhou Key Laboratory for Remanufacturing, Jiangsu University of Technology, Changzhou 213001, China)

(2. National Key Laboratory for Remanufacturing, Academy of Armored Forces Engineering, Beijing 100072, China)

Abstract: For the high temperature and high rotational speed working conditions of K418 superalloy impeller, the problems of deformation out of tolerance and reduction of mechanical properties after remanufacture for layer become the research focus. Based on the optimized process of waveform modulation pulsed laser, the Inconel 718 alloy layer was remanufactured. The metallographic microscope, SEM, XRD, EDS, microhardness, and dynamic balance testing machine were used to research the microstructure morphology, phase structure, interface composition distribution, basic mechanical properties of Inconel 718 layer. The results show that there is metallurgical bonding between the cladding layer and the substrate. Coarse dendrites exist in the middle layer, and there is a 30~45 ° angle between the coarse dendrite and the laser scanning direction. From the middle of the forming layer to the top and to the bottom, the coarse dendrite degenerates into equiaxed and cellular crystals, respectively. The microhardness of the forming layer is 4100~4400 MPa, which is slightly higher than that of the substrate. A small amount of Laves phase are precipitated in the grains and intergranular, which reduce the impact on the hard-brittleness of the forming layer, the friction and wear coefficient is slightly lower than that of the matrix, but the requirements of remanufacture is still met.

Key words: Inconel 718 alloy; K418 alloy; laser remanufacture; coating properties

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