

Inconel 718 覆层工艺用于 K418 叶片激光再制造立体成形

徐杰¹, 周金字^{2*}, 任维彬¹, 鲁耀钟¹, 徐先宜³

¹江苏理工学院机械工程学院, 江苏 常州 213001;

²金陵科技学院机电工程学院, 江苏 南京 211169;

³机械科学研究总院江苏分院有限公司, 江苏 常州 213001

摘要 针对在 K418 薄壁叶片上局部再制造的多层立体成形组织难以调控优化的难点, 开展该类合金激光再制造覆层工艺及组织研究。优选三组工艺进行 Inconel 718 成形试验, 观察覆层显微组织, 测试其力学性能, 对比分析并进行单道多层立体成形试验。成形优化工艺的参数为激光功率为 1.2 kW、扫描速度为 300 mm/min、送粉速率为 25 g/min、气体流速为 3 L/min、脉宽为 10 ms、占空比为 1:1。试验结果表明: 单道覆层与基体形成了良好的冶金结合, 高度和宽度分别为 1.537 mm、1.414 mm, 覆层主要由细小致密的等轴枝晶、定向生长的柱状枝晶和胞状晶组成, 覆层显微硬度为 263.7~289.7 HV_{0.2}; 多层立体成形总高度为 3.67 mm, 显微硬度范围为 284.3~315.5 HV_{0.2}, 底层覆层析出 Laves、MC 和 γ' 相, 弥散强化合金, 提高了底部覆层的硬度。

关键词 激光光学; Inconel 718; 激光再制造; 成形工艺; 组织

中图分类号 TN249

文献标志码 A

doi: 10.3788/LOP57.031401

Inconel 718 Coating Process for Laser Remanufacturing Three-Dimensional Forming of K418 Blades

Xu Jie¹, Zhou Jinyu^{2*}, Ren Weibin¹, Lu Yaozhong¹, Xu Xianyi³

¹ School of Mechanical Engineering, Jiangsu University of Technology, Changzhou, Jiangsu 213001, China;

² Jinling Institute of Technology Electrical Engineering, Nanjing, Jiangsu 211169, China;

³ Jiangsu Institute, China Academy of Machinery Science & Technology Co., Ltd.,
Changzhou, Jiangsu 213001, China

Abstract Controlling and optimizing the local remanufactured multilayer stereo forming microstructures of K418 thin-walled blades is a difficult task. This study investigates a laser-based remanufacturing coating process and microstructure control of K414 alloy. The alloy is coated with Inconel 718. The formation of Inconel 718 is tested by three processes, which are used for observing the microstructure of the coating, testing mechanical properties, and then comparing, analyzing, and conducting a single-channel multilayer stereo forming test. According to the test results, the optimal coating parameters are as follows: laser power is 1.2 kW, scanning speed is 300 mm/min, powder feeding rate is 25 g/min, gas flow rate is 3 L/min, pulse width is 10 ms, and duty ratio is 1:1. The matrix combining with a single coating forms a strong metallurgical bonding with height of 1.537 mm and width of 1.414 mm. The coating mainly consists of fine and dense equiaxed crystal dendrites, oriented columnar dendrites, and cell crystals. The microhardness of the coating is 263.7~289.7 HV_{0.2}. The total height of a multi-layer three-dimensional formation is 3.67 mm with a microhardness range of 284.3~315.5 HV_{0.2}. The bottom layer is coated with Laves, MC, and γ' phases. The hardness of the bottom layer is increased by the dispersion-strengthened alloy.

Key words laser optics; Inconel 718; laser remanufacturing; forming process; microstructure

收稿日期: 2019-05-15; 修回日期: 2019-06-23; 录用日期: 2019-07-23

基金项目: 国家自然科学基金(51275221)、江苏省高校自然科学研究重大项目(16KJA460002)、江苏省普通高校研究生科研与实践创新计划(SJCX18_1056)

* E-mail: yuhangyuan888@sina.com

1 引言

K418 合金是一种镍基铸造高温合金,在高温高压下具有良好的力学性能,被广泛运用在燃气轮机的涡轮转子叶片、导向叶片和整铸涡轮等关键热端部件中。随着我国经济的快速发展,人们对电力需求急剧增加,发电站燃气轮机服役状况日趋恶劣。在高温高压和交变载荷的作用下,燃气轮机的关键热端部件易受到气体腐蚀和高速粒子冲击的影响,导致叶片表面会出现裂纹和凹坑,严重情况下还会导致叶片的体积缺失,使整个燃气轮机机组产生重大的损失^[1-3]。

目前针对燃气轮机叶片失效的问题,主要采用堆焊技术来恢复叶片的体积和形状,Nicolaus 等^[4-5]采用电子弧焊、惰性气体保护焊以及真空钎焊等工艺,虽能实现损伤部位的及时修复成形,但未能较好地控制热影响区范围以及形变等。另外一些专家学者利用高速电弧喷涂对叶片表面进行强化处理,Toma 等^[6-7]采用电弧喷涂的方式进行裂纹修复,但该方法对于高温镍基合金等高熔点金属,不具备较好的通用性。

因激光熔覆成形修复具有自动化程度高、热输入小、修复区性能优异、修复成本较为合理等特点,目前众多专家与学者对此技术展开了大量的研究。沈婧怡等^[8]在 TC4 高温合金表面制备了 FeCrNiB 系合金涂层,该涂层显微硬度较 TC4 基体提升了约 1 倍。李菊等^[9]采用自研 FGH96 镍基高温合金粉末,对 K417G 高温合金进行成形修复,获得了成形性良好且无明显缺陷的焊接接头。利用这些材料虽

能够得到力学性能优异的熔覆涂层,但如果考虑到激光再制造熔覆涂层与基体元素和密度的匹配性,则这些材料仍不适合 K418 的激光再制造成形修复。若采用同种材料,赖境等^[10-11]在对 K452、K418 高温合金进行同种材料激光成形修复时,发现材料的覆层及热影响区易出现裂纹等缺陷。有关镍基高温合金可焊性的研究指出,Al 和 Ti 的质量分数之和大于 4% 时, γ' 强化相析出速度快速增加,使开裂的可能性大大增大^[12]。Inconel 718 是一种典型的镍基高温合金,与 K418 的元素和各项力学性能相近,且 Al 和 Ti 的质量分数之和低于 2%,具有良好的热加工性能,是对 K418 激光再制造成形修复的理想材料^[13-14]。

综上,本文采用 Inconel 718 在 K418 高温合金表面进行激光再制造熔覆成形工艺试验。优选三组工艺进行 Inconel 718 成形试验,观察覆层的宏观形貌、显微组织,测试其力学性能;对比分析并选取最优工艺,进行单道多层立体成形试验,并利用最优工艺实现 K418 受损叶片的激光再制造成形修复,为高温合金薄壁件的激光再制造体积成形修复提供了工艺与方法参考。

2 Inconel 718 单道熔覆成形工艺试验

2.1 试验材料

试验选取 K418 高温合金为基体,选用与基体成分和性能相近的 Inconel 718 为熔覆粉末。粉末粒度约为 $-50\sim 150\ \mu\text{m}$,试验前使 Inconel 718 合金粉末在 $150\ \text{C}$ 下保温 2 h,粉末与基体材料的主要成分如表 1 所示。

表 1 Inconel 718 粉末及 K418 基体的主要元素成分(质量分数,%)

Table 1 Main element components of K418 substrate and Inconel 718 powder (mass fraction, %)

Element	Cr	Mo	Fe	Al	Ti	C	Nb	Ni
K418	11.5-13.5	3.8-4.8	0-1	5.5-6.4	0.50-1	0.08-0.16	—	Bal.
Inconel 718	17-21	2.8-3.3	—	0.3-0.7	0.75-1.15	0.02-0.06	5-5.5	Bal.

2.2 激光再制造成形试验过程

试验采用 YLS-4000 光纤激光再制造系统,如图 1 所示,送粉方式为同轴送粉,激光熔覆过程中采用氩气对熔池进行保护。基于已有的激光再制造优化工艺参数,选用单道熔覆成形试验工艺参数,如表 2 所示,各组激光光斑离焦量为 3 mm,脉宽为

10 ms,占空比为 1:1^[15]。对 Inconel 718 覆层进行线切割取样、镶嵌、打磨及抛光;采用 5 g FeCl₃ + 20 mL HCl + 20 mL CH₃CH₂OH 配制的溶液进行化学腐蚀;利用 MR 5000 型倒置金相显微镜观察金相组织;采用 HVS-1000B 型显微硬度测定仪进行硬度测试。

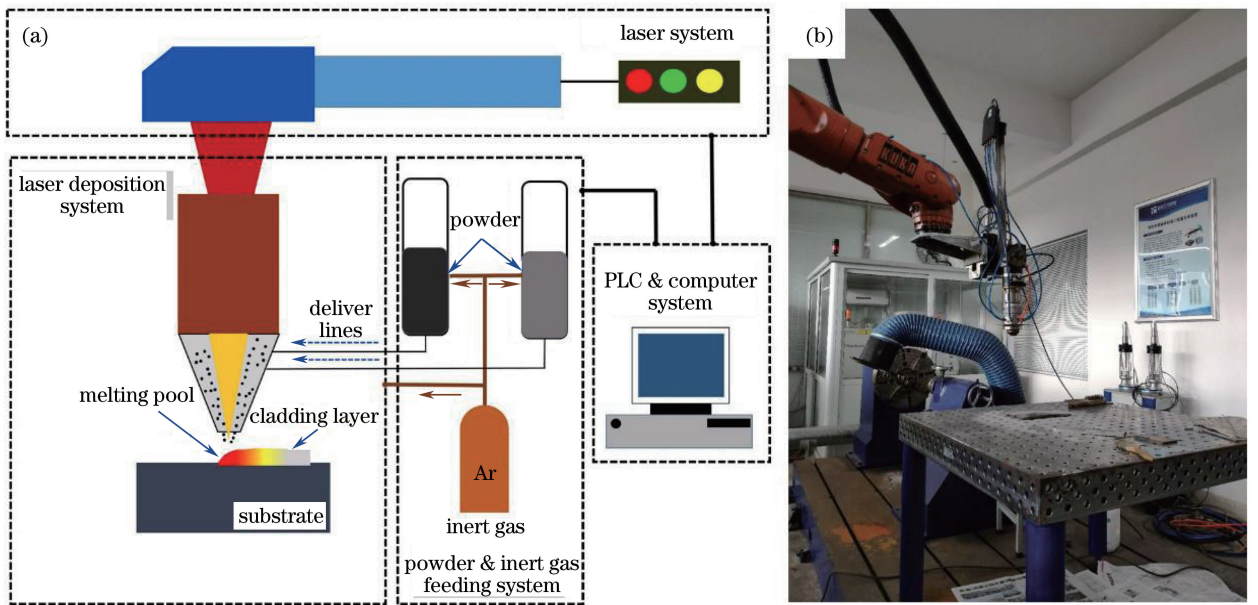


图1 激光再制造成形系统。(a)原理图;(b)现场图

Fig. 1 Laser remanufacturing forming system. (a) Schematic diagram; (b) scene diagram

表2 Inconel 718 激光单道熔覆成形试验的工艺参数

Table 2 Process parameters of laser single-pass cladding forming test on Inconel 718

No.	Power /kW	Scanning speed /($\text{mm} \cdot \text{min}^{-1}$)	Feeding rate speed v /($\text{g} \cdot \text{min}^{-1}$)	Carrier gas flow V_g /($\text{L} \cdot \text{min}^{-1}$)
1	1.2	300	25	3
2	2.0	360	30	3
3	2.5	360	30	3

2.3 试验结果分析

2.3.1 Inconel 718 覆层的宏观形貌分析

在三组不同的工艺下, Inconel 718 覆层成形性良好, 表面均无明显裂纹。对覆层进行切样测量, 得到的宏观尺寸如表 3 所示。采用工艺 3 进行试验时, 覆层高度为 1.851 mm, 较工艺 1 和 2 分别提高了 20.43% 和 6.75%; 工艺 3 覆层宽度为 1.947 mm, 较工艺 1 和 2 分别提升了 37.69% 和 24.41%; 工艺 3 的稀释率为 22.81%, 较工艺 1 和 2 分别提高了 126.07% 和 40.11%。

表3 Inconel 718 覆层的宏观形貌尺寸

Table 3 Macroscopic size of Inconel 718 cladding layer

No.	Cladding height H /mm	Cladding width W /mm	Lapping ratio η /%
1	1.537	1.414	10.09
2	1.734	1.565	16.28
3	1.851	1.947	22.81

在工艺 3 试验条件下, 覆层高度与宽度明显大于工艺 1 和 2, 在进行相同高度的立体堆积成形时, 可以相对减小扫描次数, 提升再制造成形的效率, 但是工艺 3 采用较高的热输入, 导致覆层稀释率较高。

在激光再制造立体成形过程中, 尤其是在复杂曲面薄壁件的立体成形修复时, 由于薄壁基体在热累积作用下局部形变过大, 会严重影响再制造成形修复的质量, 故工艺 3 不适用于单道多层立体成形修复。

2.3.2 覆层微观金相组织分析

图 2(a) 和图 3(a) 给出了工艺 1 和 2 条件下成形的覆层显微组织的金相照片。由图可知, Inconel 718 覆层与基体之间形成了良好的冶金结合, 覆层顶部为等轴枝晶和少量柱状枝晶, 中部主要以与垂直方向约成 30° 定向生长的柱状枝晶为主, 覆层底部与结合面以上区域则为胞状晶组织。根据液态金属凝固理论分析, 在覆层与基体结合部位, 熔池内液态金属刚开始凝固时, 由于基体温度较低, 熔池底部的正温度梯度大, 因此熔池的凝固速度非常快, 从而在结合处形成胞状晶, 如图 2(d) 和图 3(d) 所示。随着凝固过程的进行, 液态金属中开始出现成分过冷, 凝固界面的推进速度稍微降低, 此时晶体将会以柱状晶的形态生长, 从而出现柱状晶, 如图 2(c) 和图 3(c) 所示。随着固液界面继续向前推进, 柱状晶两侧析出的二次枝晶长大, 在液相中形成了很大的成分

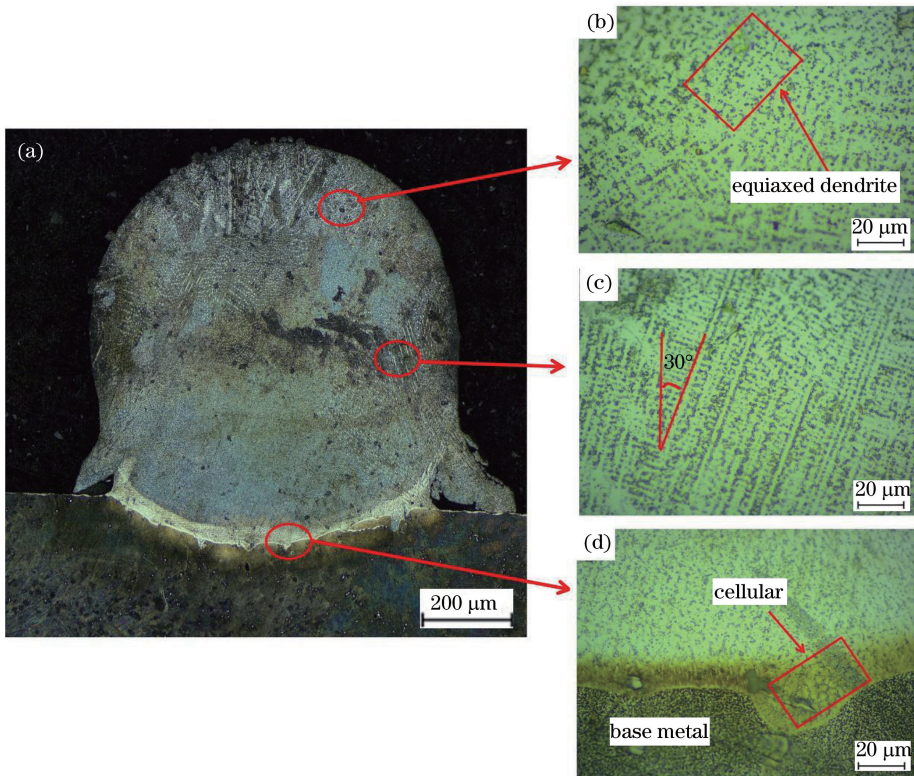


图 2 工艺 1 条件下的显微组织。(a)覆层金相显微组织;(b)顶部组织;(c)中部组织;(d)底部组织

Fig. 2 Microstructure under condition of process 1. (a) Cladding metallographic microstructure; (b) top of microstructure; (c) middle of microstructure; (d) bottom of microstructure

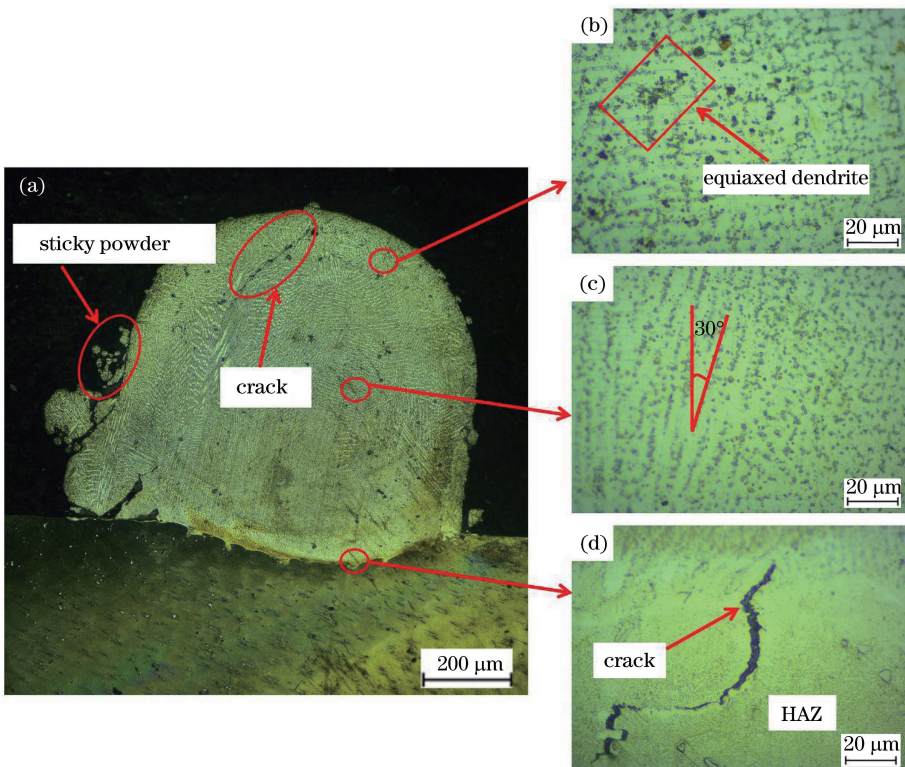


图 3 工艺 2 条件下的显微组织。(a)覆层金相显微组织;(b)顶部组织;(c)中部组织;(d)底部组织

Fig. 3 Microstructure under condition of process 2. (a) Cladding metallographic microstructure; (b) top of microstructure; (c) middle of microstructure; (d) bottom of microstructure

过冷,此时不只是在柱状枝晶尖端附近发生晶体结晶,在液相内部也出现结晶。形核的质点在未凝固的液态金属中随机出现并长大成为晶体,由于受到周围柱状枝晶的影响,就形成了等轴枝晶组织,如图2(b)和图3(b)所示。

在工艺1和2条件下,覆层的晶粒尺寸存在差别。利用Image Pro Plus软件对晶粒尺寸进行测量,发现采用工艺2时等轴枝晶的平均尺寸约为 $6.0\ \mu\text{m}$,相较于工艺1的 $5.8\ \mu\text{m}$ 晶粒尺寸增大约3.45%。工艺2平均一次枝晶臂间距约为 $5.2\ \mu\text{m}$,相较于工艺1的 $4.5\ \mu\text{m}$ 晶粒尺寸增大约15.56%。Kurz等^[16]研究表明,对任意材料,在凝固过程中,一次枝晶臂间距 λ_1 的大小会受温度梯度 G 和凝固速率 ω_0 的影响。一次枝晶臂间距 λ_1 与温度梯度及凝固速率的关系为

$$\lambda_1 = KG^{-\frac{1}{2}}\omega_0^{-\frac{1}{4}}, \quad (1)$$

式中: K 为合金常数。根据传热学理论,可以对熔池瞬时冷却速率进行估计,即

$$\omega_0 = \frac{2\pi\epsilon(T_c - T_0)^2}{L_{es}}, \quad (2)$$

式中: ϵ 为材料的导热系数; T_c 为所求凝固速率处的瞬时温度; T_0 为所求凝固速率处基体的温度; L_{es} 为激光输入的能量密度。晶粒的尺寸与凝固过程中的温度梯度、凝固速率以及冷却速率等有关,结合(1)、(2)式分析可知,工艺1采用低功率、高扫描速度,能量密度小,凝固速率快,导致晶粒尺寸较小,工艺2采用高功率、低扫描速度,能量密度大,凝固速率低,导致晶粒尺寸较大。

虽然在两种工艺参数下覆层与基体形成了良好的冶金结合,两者的晶粒尺寸相近。但是在工艺2条件下,Inconel 718覆层表面出现了过多的粘粉和覆层裂纹的现象,如图3所示,原因是工艺2采用的扫描速度较高,在激光熔覆的过程中,粉末无法有效进入熔池,残余粉末粘接在刚凝固的覆层表面,导致覆层表面粘粉现象的发生。激光熔覆成形是一个局部的不均匀加热过程,熔池附近的高温区域材料因热膨胀作用而受周围冷态材料的约束,处于压缩塑性状态。McDonald等^[17]获得的残余应力计算公式为

$$\sigma = \frac{E\Delta\alpha\Delta T}{1-\nu}, \quad (3)$$

式中: E 为成形层材料的弹性模量; $\Delta\alpha$ 为成形层与

基体材料的热膨胀系数差; ΔT 为成形层与环境间的温度差; ν 为成形层材料的泊松比。工艺2采用的激光功率较高,导致覆层内部与基体结合部位温差过大,因此产生较大的拉应力,并超过材料的屈服极限,遂出现裂纹。

2.3.3 覆层显微硬度对比分析

硬度是衡量材料抵抗弹性变形、塑性变形或破坏能力的重要依据,覆层的显微硬度可以大致评估覆层的力学性能综合指标。图4为工艺1和2条件下的Inconel 718覆层显微硬度分布。由图可知:工艺1条件下覆层硬度范围为 $263.7\sim 289.7\ \text{HV}_{0.2}$,基体热影响区的硬度范围为 $316.8\sim 346.5\ \text{HV}_{0.2}$;工艺2条件下覆层硬度范围为 $252.6\sim 281.5\ \text{HV}_{0.2}$,基体热影响区的硬度为 $320.9\sim 359.3\ \text{HV}_{0.2}$ 。

晶界两侧晶粒的排布完全不同且无规则排列,当塑性变形发生时,一个晶粒进入另一个晶粒,由于晶粒面积变小,阻力变小,因此穿过面积小的晶界要比穿过面积大的晶界困难,同时塑性变形穿过晶界后其方向又要改变,需要消耗的能量更多,晶界面积越大消耗的能量也越多,因此熔覆组织晶粒越细密越能抵抗变形的发生,导致材料硬度值随组织的粗化而减小。根据显微组织的分析结果,在工艺1与2条件下覆层等轴枝晶与柱状枝晶的晶粒大小及致密程度相近,两者的显微硬度分布波动稳定。基体热影响区的硬度明显要大于覆层的显微硬度,主要是因为K418基体自身已经过热处理,晶粒得到细化,如图3(c)所示,且基体热影响区在激光成形过程中,受激光热输入的影响导致原来基体中许多大尺寸的 γ' 相经历了从 γ 基体固溶再析出的过程,在这个过程中, γ' 相的数量和尺寸都得到了优化^[18],故其显微硬度明显要大于覆层。

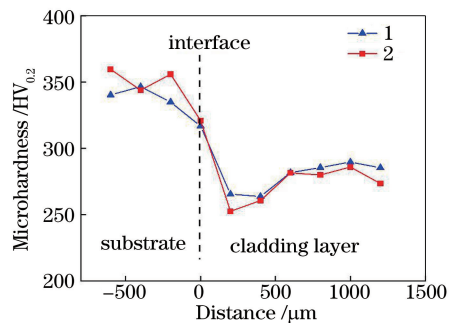


图4 工艺1与工艺2覆层显微硬度分布
Fig. 4 Microhardness distribution of cladding layer under conditions of processes 1 and 2

3 Inconel 718 立体成形工艺与 K418 激光再制造修复试验

3.1 成形工艺选择与过程

激光再制造立体成形中,基体易受到多层熔覆堆积热累积的影响,热影响区范围扩大,导致薄壁件基体局部形变过大,严重影响成形修复质量。结合单道熔覆试验的结果,工艺 3 有较大的热输入,且覆层稀释率最大,不适用于薄壁件的立体成形修复,工艺 2 的覆层易出现裂纹和表面粘粉的现象,亦不适用于薄壁件的体积堆积成形修复。综上,选用工艺 1 为最优工艺进行 Inconel 718 薄壁多层堆积成形试验。为了降低热累积对基体热影响区和局部形变的影响,选择单向扫描的成形路径,并在每层熔覆完成终点处停光 3 s,单层高度提升量理论值为^[19]

$$\Delta Z = \left[\left(\frac{4H^2 + W^2}{8H} \right)^2 \arcsin \left(\frac{4WH}{4H^2 + W^2} \right) - \frac{W(W^2 - 4H^2)}{16H} \right] / W, \quad (4)$$

式中: H 为单道覆层高度,单位为 mm; W 为单道覆层宽度,单位为 mm。经过计算得 $\Delta Z = 0.68$ mm。

3.2 多层立体成形试验结果分析

对多层立体堆积的 Inconel 718 覆层试样成形结果进行分析,三层堆积体积成形总高度为 3.67 mm。图 5 为三层堆积立体成形显微硬度分布,硬度范围为 284.3~315.5 HV_{0.2}。覆层底部的扫描式电子显微镜(SEM)组织形貌如图 6 所示, Inconel 718 覆层凝固经历了 $L \rightarrow \gamma \rightarrow \gamma + \gamma'$ 的相变过程,在此过程中也伴随着 Laves 相和 MC 碳化相的析出,这有助于提升 Inconel 718 覆层的硬度^[20]。同时底部覆层受到中层与上层熔覆的热累积作用,导致二次强化 γ'' 相从 $\gamma + \gamma'$ 基体相中析出^[21],作为主要强化相弥散在底层覆层中,提高了覆层的硬度。

3.3 K418 激光再制造成形修复试验

对 K418 叶片损伤部位进行打磨,采用多层熔覆工艺参数,配合防塌陷外接模块,对 K418 尖部体积损伤叶片进行再制造成形试验,成形前后的叶片形貌如图 7 所示。叶片体积损伤部位成形良好,同时也给后续机械加工磨削预留了合理的加工余量。

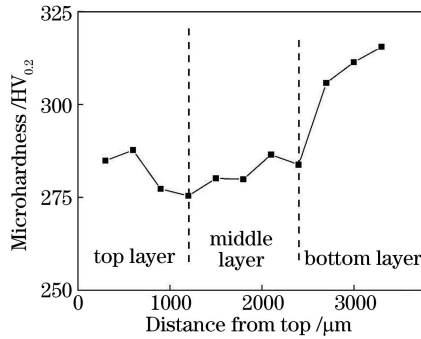


图 5 立体成形 Inconel 718 覆层显微硬度分布

Fig. 5 Microhardness distribution of three-dimensional formed Inconel 718 cladding layer

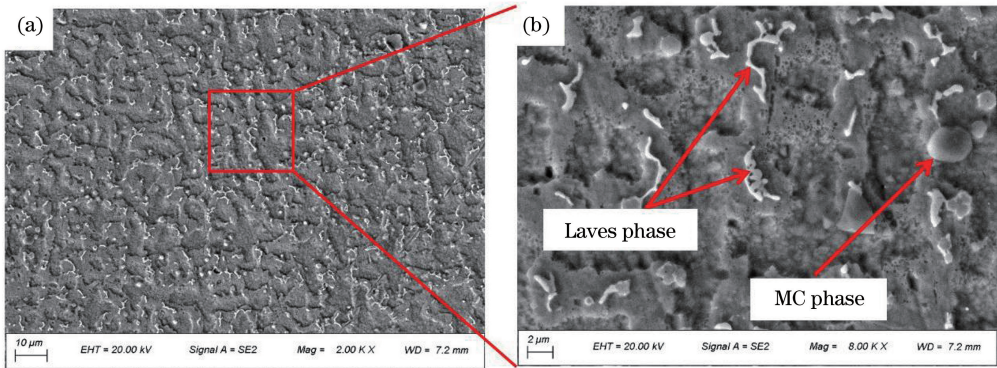


图 6 底层覆层显微组织与析出相。(a)显微组织;(b)析出相

Fig. 6 Microstructure and precipitation phase of underlying cladding layer. (a) Microstructure; (b) precipitate phase

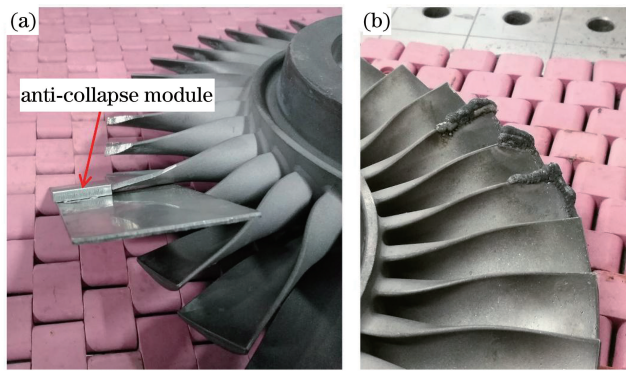


图7 K418叶片激光再制造成形试验。(a)再制造成形前形貌;(b)再制造成形后形貌

Fig. 7 Laser remanufacturing forming test of K418 blade. (a) Morphology before remanufacturing forming; (b) morphology after remanufacturing forming

4 结 论

采用 Inconel 718 在 K418 高温合金表面进行激光再制造熔覆成形工艺试验,并观察覆层的宏观形貌、显微组织,测试其力学性能,对比分析并选取最优工艺进行了单道多层立体成形试验,并利用最优工艺实现了 K418 受损叶片的激光再制造成形修复。

1) 对 Inconel 718 单道覆层的宏观形貌、稀释率、金相显微组织以及显微硬度的对比分析,确定了 Inconel 718 激光再制造立体成形工艺最优参数,即激光功率为 1.2 kW,扫描速度为 300 mm/min,送粉速率为 25 g/min,气体流量为 3 L/min,脉宽为 10 ms,占空比为 1:1。

2) 在最优工艺参数下,Inconel 718 单道覆层与 K418 基体形成了良好的冶金结合,覆层的高度和宽度分别为 1.537 mm、1.414 mm,稀释率为 10.09%,覆层自上而下为等轴枝晶、柱状枝晶和胞状晶,覆层显微硬度为 263.7~289.7 HV_{0.2}。

3) Inconel 718 立体成形设定单层高度提升量 ΔZ 为 0.68 mm,三层成形总高度为 3.67 mm,覆层显微硬度范围为 284.3~315.5 HV_{0.2},覆层底部析出 Laves、MC 和 γ'' 相,弥散强化合金,提高了底部覆层的硬度,并在此工艺下配合防塌陷模块对受损 K418 叶片进行了成形修复。

参 考 文 献

- [1] Wang X D, Luo S H, He W F, et al. Effects of laser shock processing without coating on mechanical properties of K24 nickel based alloy[J]. *Infrared and Laser Engineering*, 2017, 46(1): 0106005.
王学德, 罗思海, 何卫锋, 等. 无保护层激光冲击对 K24 镍基合金力学性能的影响[J]. *红外与激光工*

- 程, 2017, 46(1): 0106005.
[2] Wang H, Wang L W, Wang T, et al. Method and implementation of remanufacture and repair of aircraft engine damaged blades[J]. *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*, 2016, 37(3): 1036-1048.
王浩, 王立文, 王涛, 等. 航空发动机损伤叶片再制造修复方法与实现[J]. *航空学报*, 2016, 37(3): 1036-1048.
[3] Wang J F, Zhang C, Jing Y, et al. Thermodynamics-based hot corrosion evaluation for turbine blade of gas turbine for offshore platform [J]. *Journal of Engineering for Thermal Energy and Power*, 2019, 34(1): 51-57.
王建丰, 张超, 景勇, 等. 基于热力学方法的海上平台燃气轮机涡轮叶片热腐蚀影响评估研究[J]. *热能动力工程*, 2019, 34(1): 51-57.
[4] Nicolaus M, Möhwalld K, Maier H J. Regeneration of high pressure turbine blades. Development of a hybrid brazing and aluminizing process by means of thermal spraying[J]. *Procedia CIRP*, 2017, 59: 72-76.
[5] Katnam K B, Comer A J, Roy D, et al. Composite repair in wind turbine blades: an overview[J]. *The Journal of Adhesion*, 2015, 91(1/2): 113-139.
[6] Toma S L. The influence of jet gas temperature on the characteristics of steel coating obtained by wire arc spraying[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2013, 220: 261-265.
[7] Li C H, Hou Y L, Zhao T T, et al. Rapid manufacture and mechanical property evaluation of arc spraying 3Cr13 automobile's front hood die[J]. *Recent Patents on Mechanical Engineering*, 2013, 6(3): 216-226.
[8] Shen J Y, Ren W B, Xue Y P, et al. Laser repairing process of TC4 blades with crack and volume damage

- [J]. *Infrared and Laser Engineering*, 2019, 48(6): 0606008.
沈婧怡, 任维彬, 薛亚平, 等. TC4 叶片裂纹及体积损伤激光修复工艺方法[J]. *红外与激光工程*, 2019, 48(6): 0606008.
- [9] Li J, Zhang S, Hou J B. Study on powder metallurgy repair technology for K417G alloy[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2018, 39(1): 84-88, 133.
李菊, 张胜, 侯金保. K417G 合金焊接修复用高温合金粉末设计与工艺[J]. *焊接学报*, 2018, 39(1): 84-88, 133.
- [10] Lai J, Lu Y Y, Zhang H, et al. Liquation cracks in superalloys repaired by low-heat input pulsed laser[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2019, 46(4): 0402011.
赖境, 路媛媛, 张航, 等. 低热输入脉冲激光修复高温合金液化裂纹研究[J]. *中国激光*, 2019, 46(4): 0402011.
- [11] Lu P H, Liu J R, Xue L, et al. Microstructure and cracking behavior of K418 superalloy by laser forming repairing[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2012, 41(2): 315-319.
卢朋辉, 刘建睿, 薛蕾, 等. 激光成形修复 K418 高温合金的显微组织与开裂行为[J]. *稀有金属材料与工程*, 2012, 41(2): 315-319.
- [12] Henderson M B, Arrell D, Larsson R, et al. Nickel based superalloy welding practices for industrial gas turbine applications[J]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2004, 9(1): 13-21.
- [13] Guan Y S, Liu E Z, Guan X R, et al. Influence of Ru on solidification behavior, microstructure and hardness of Re-free Ni-based equiaxed superalloys with high Cr content[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2016, 32(3): 271-281.
- [14] Chen X M, Lin Y C, Chen M S, et al. Microstructural evolution of a nickel-based superalloy during hot deformation[J]. *Materials & Design*, 2015, 77: 41-49.
- [15] Ren W B, Dong S Y, Xu B S, et al. Finite element analysis and test verification for thermal field of CW/pulsed laser remanufacture[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2017, 46(9): 2487-2492.
任维彬, 董世运, 徐滨士, 等. 连续/脉冲激光再制造温度场有限元分析与试验验证[J]. *稀有金属材料与工程*, 2017, 46(9): 2487-2492.
- [16] Kurz W, Fisher D J. Dendrite growth at the limit of stability: tip radius and spacing[J]. *Acta Metallurgica*, 1981, 29(1): 11-20.
- [17] McDonald G, Hendricks R C. Effect of thermal cycling on ZrO₂-Y₂O₃ thermal barrier coatings[J]. *Thin Solid Films*, 1980, 73(2): 491-496.
- [18] Tan Y, Liao J, Li J Y, et al. Microstructure evolution and microhardness of Inconel 740 alloy in different heat-treatment conditions prepared by electron beam melting[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2015, 43(4): 19-24.
谭毅, 廖娇, 李佳艳, 等. 电子束熔炼 Inconel 740 合金不同热处理状态下的组织演变与显微硬度[J]. *材料工程*, 2015, 43(4): 19-24.
- [19] Zhu G X, Zhang A F, Li D C, et al. Model of layer thickness of thin-walled parts in laser metal direct manufacturing[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2010, 31(8): 57-60.
朱刚贤, 张安峰, 李涤尘, 等. 激光金属制造薄壁零件 z 轴单层行程模型[J]. *焊接学报*, 2010, 31(8): 57-60.
- [20] Sui S, Tan H, Chen J, et al. The influence of Laves phases on the room temperature tensile properties of Inconel 718 fabricated by powder feeding laser additive manufacturing[J]. *Acta Materialia*, 2019, 164: 413-427.
- [21] Zhang R C. Studies on component segregation and strengthening mechanism of laser cladding Inconel 718 alloy coating[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2013.
张尧成. 激光熔覆 Inconel 718 合金涂层的成分偏聚与强化机理研究[D]. 上海: 上海交通大学, 2013.