

doi:10.12068/j.issn.1005-3026.2025.20240019

异质材料修复K403叶片界面组织及力学性能研究

任启震, 孟贵如, 巩亚东, 李远峰

(东北大学 机械工程与自动化学院, 辽宁 沈阳 110819)

摘要: 以K403损伤叶片为基体,采用激光熔覆IN718合金粉末对熔覆层和基体结合的界面区域进行修复再制造.基于正交试验对激光熔覆IN718合金工艺进行优化,研究工艺参数对熔覆层成形尺寸和质量的影响规律,分析修复界面区域的组织特征以及裂纹形成机制.结果表明,裂纹从基体区萌生并向熔覆层扩展,裂纹萌生位置受熔池形状影响,裂纹数量与熔合区形貌相关;热处理后,熔覆层晶粒间的析出相由颗粒状Laves相转变为针状 δ 相,界面区域实现冶金结合;热处理对K403基体影响不大,但使界面区域硬度过渡更为平滑,熔覆层硬度提升近50%,热影响区宽度约为2.1 mm;抗拉强度达731.7 MPa,伸长率为3.7%,断裂类型是以脆性断裂为主的准解理断裂.

关键词: 激光熔覆;异质材料;K403叶片;界面组织;力学性能

中图分类号: TH 161 文献标志码: A 文章编号: 1005-3026(2025)09-0102-10

Study on Interface Microstructure and Mechanical Performance of K403 Blade Repaired with Heterogeneous Material

REN Qi-zhen, MENG Gui-ru, GONG Ya-dong, LI Yuan-feng

(School of Mechanical Engineering & Automation, Northeastern University, Shenyang 110819, China. Corresponding author: GONG Ya-dong, E-mail: gongyd@mail.neu.edu.cn)

Abstract: By taking K403 damaged blades as the substrate, IN718 alloy powder by laser cladding was used to repair and remanufacture the interface area between cladding layer and substrate. Based on the orthogonal tests, the laser cladding process for IN718 alloy was optimized, and the influence of the process parameters on the formation size and quality of the cladding layer was studied. The microstructure characteristics of the repaired interface area and the mechanism of crack formation were analyzed. The results show that cracks originate from the substrate regions and expand towards the cladding layer. The location of crack initiation is influenced by the shape of the molten pool, and the number of cracks is related to the morphology of the fusion zone. After heat treatment, the precipitates between the grains of the cladding layer transform from granular Laves phase to acicular phase δ . The interface area exhibits metallurgical bonding. The heat treatment has little effect on the K403 substrate, but it makes the hardness transition in the interface area smoother, and increases the hardness of the cladding layer by nearly 50%, the width of the heat affected zone is about 2.1 mm; the tensile strength is 731.7 MPa, and the elongation is 3.7%. The fracture type is a quasi-cleavage fracture dominated by brittle fracture.

Key words: laser cladding; heterogeneous material; K403 blade; interface microstructure; mechanical performance

航空发动机中的转子叶片长时间工作于复杂热力耦合作用下的温度场和应力场环境中,导致转子叶片不可避免地出现裂纹、叶尖磨损甚至断裂等各类缺陷,从而使叶片失效^[1]. 而通过再

收稿日期: 2024-01-22

作者简介: 任启震(1998—),男,山西兴县人,东北大学硕士研究生; 巩亚东(1958—),男,辽宁本溪人,东北大学教授,博士生导师.

制造技术修复叶片的成本仅为制造新叶片的20%,因此开展航空发动机叶片修复技术的研究,有利于延长叶片使用寿命、降低制造成本,具有重要的现实意义^[2].本文研究的K403铸造镍基高温合金叶片是一种广泛用于900 °C以下涡轮转子的工作叶片和1 000 °C以下的导向叶片^[3],目前已在WP-7等十多种航空发动机中作为导向叶片,在WJ-6等发动机中作为涡轮工作叶片,常在其叶盆、进气边及排气边上产生各种腐蚀与缺损^[4].

K403合金因其组织枝晶粗大,枝晶间存在碳化物、硼化物以及低熔点共晶物,合金热裂纹敏感性很强.目前铸造镍基高温合金的激光熔覆成形技术一直是增材制造中的一大难点,而对其修复工作缺乏研究.在满足工作要求的前提下,采用较为成熟牌号的异质材料进行修复具有极大的应用价值.对于异质修复材料的选型,首先需要考虑基体和熔覆层材料的元素组成和热物性参数.热物性参数决定着基体与熔覆层之间的结合强度以及抗开裂能力^[5],而元素组成相差越大,结合区形成的化合物也越多,导致组织脆性和夹杂率增加,易于裂纹萌生和扩展.因此,异质材料选型时应选择与基材元素组成和热物性参数相近的材料.此外,异质材料熔覆会在结合区域形成过渡层,而过渡层的性能直接决定界面结合质量.目前国内外对修复界面区缺乏系统研究.Xu等^[6]采用FeCrNiCu合金粉末修复断裂叶轮叶片,研究表明激光熔覆后熔覆层组织致密且无明显缺陷,但热影响区残余应力较高,铁素体和Cr₇C₃对组织力学性能的提高有一定作用.Sun等^[7]研究

了激光熔覆法制备的CrMnFeCoNi/xTiC复合涂层,研究表明陶瓷颗粒不仅可以改善涂层硬度和耐磨性,还能提升涂层的抗高温氧化性和耐腐蚀性.

另外,目前激光熔覆修复工件的研究多在原始板材上进行,而这与服役损伤的工件是有较大差别的.有研究表明,叶片长期服役于高温、高压、高载荷环境中,会使叶片内部枝晶分离破碎、 γ' 相聚合、筏化、MC碳化物(M一般为Ti, Mo, W)析出和转变、有害相析出以及晶界弱化等,这些微观组织的演变势必会影响叶片的服役性能^[8-9].因此,在传统基板上研究激光熔覆再制造修复叶片不能准确反映真实的修复质量.

因IN718合金具有与K403相近的热物理性能,且其具有良好的耐高温性、抗腐蚀性和焊接性能等优点.故本文将在损伤的K403叶片上进行激光熔覆试验,利用激光熔覆IN718合金粉末对修复K403合金叶片展开研究,基于正交试验确定最佳工艺参数,分析修复界面区域的组织特征和力学性能,研究界面区域的组织特征、过渡层性能以及裂纹萌生与扩展对修复件力学性能的影响.

1 试验材料和方法

1.1 试验材料

试验采用K403铸造镍基高温合金叶片作为基材,熔覆材料为IN718球形合金粉末,粒径为45~105 μm ,粉末中存在少量卫星球.K403基材和IN718粉末的化学成分如表1所示,热物理参数如表2所示.

表1 K403基材和IN718粉末的化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of K403 substrate and IN718 powder (mass fraction)

元素	Cr	Fe	Mo	Nb	Ti	Al	Co	W	Si	Ni
K403基体	10~12	<2	3.8~4.5	—	2.3~2.9	5.3~5.9	4.5~6	4.8~5.5	—	余量
IN718粉末	19.23	19.3	3.05	5.14	0.99	0.58	<0.005	—	0.055	余量

1.2 实验设备及方法

激光熔覆试验在SVW80C-3D增减材复合加工中心上完成,该系统由光纤激光器、五轴加工中心、双罐仓送粉器组成,载气和保护气体均为N₂,激光器最大功率为2 000 W,光斑直径为3 mm,送粉方式为同轴送粉.

试验选择叶片榫头部位作为基板,实验前先用砂纸去除表面的氧化皮,并用乙醇擦拭干净后,用夹具将叶片装夹并固定在成形平台上.通

过设计三因素四水平正交试验,研究激光功率 P 、扫描速度 v 、送粉速率 f 对IN718合金单道熔覆形貌的影响规律,具体工艺参数如表3所示.

通过线切割将正交试验获得的试样制备成块状,并依次进行磨抛处理,制成金相试样.金相腐蚀剂为5 mL H₂SO₄+100 mL HCl+5 mL H₂O+20 g CuSO₄,腐蚀完成后用酒精将腐蚀液冲洗干净,最后用吹风机烘干.利用VHX-1000E超景深显微镜观察熔覆层的形貌和微观组织,并用维氏

硬度计测量不同工艺参数下熔覆层的硬度. 激光熔覆 IN718 合金正交试验结果如表 3 所示. 通过对单道单层熔覆形貌进行分析, 保证熔覆成形过

程中成形质量良好且有较高的熔覆效率. 最后, 确定薄壁件成形所采用的工艺参数.

表 2 K403 和 IN718 的热物理参数
Table 2 Thermophysical parameters of K403 and IN718

试验材料	K403									
温度/°C	100	200	300	400	500	600	700	800	900	1 000
线膨胀系数 $\times 10^{-6}/\text{C}$	11.3	12.3	12.3	12.6	12.9	13.0	13.4	13.8	14.3	15.1
热导率 $/(W \cdot (m \cdot C)^{-1})$	14.27	14.52	17.12	18.25	19.72	20.43	22.27	23.53	24.82	—
熔化温度/°C	1 260~1 338									
密度 $/(g \cdot cm^{-3})$	8.1									
试验材料	IN718									
温度/°C	100	200	300	400	500	600	700	800	900	1 000
线膨胀系数 $\times 10^{-6}/\text{C}$	11.8	13.0	13.5	14.1	14.4	14.8	15.4	17.0	18.4	18.7
热导率 $/(W \cdot (m \cdot C)^{-1})$	14.7	15.9	17.8	18.3	19.6	21.2	22.8	23.6	27.6	30.4
熔化温度/°C	1 260~1 320									
密度 $/(g \cdot cm^{-3})$	8.24									

表 3 激光熔覆 IN718 合金正交试验方案及结果
Table 3 Orthogonal test scheme and results of laser cladding IN718 alloy

序号	P/W	$v/(mm \cdot min^{-1})$	$f/(r \cdot min^{-1})$	$W/\mu m$	$H/\mu m$	$D/\mu m$	W/H	η	HV
1	800	240	1.6	2 682.37	349.18	420.07	7.68	0.66	413.7
2	800	360	1.8	2 560.10	186.90	485.83	13.70	0.73	440.3
3	800	480	2	2 443.30	171.54	454.02	14.24	0.77	416.5
4	800	600	2.2	2 375.13	130.63	419.08	18.18	0.78	490.8
5	1 000	240	1.8	3 060.28	434.98	583.41	7.04	0.63	374
6	1 000	360	1.6	2 883.74	247.06	510.73	11.67	0.73	428.6
7	1 000	480	2.2	2 689.63	208.65	459.17	12.89	0.75	479.5
8	1 000	600	2	2 603.46	151.56	444.29	17.18	0.80	473.7
9	1 200	240	2	3 508.66	402.25	655.39	8.72	0.69	430.9
10	1 200	360	2.2	3 045.69	352.94	498.96	8.63	0.69	448.9
11	1 200	480	1.6	2 936.33	172.32	519.73	17.04	0.81	479.5
12	1 200	600	1.8	2 783.05	119.38	488.60	23.31	0.85	475.4
13	1 400	240	2.2	3 433.22	438.06	586.17	7.84	0.65	438.1
14	1 400	360	2	3 209.00	215.57	588.58	14.89	0.78	477.6
15	1 400	480	1.8	2 954.33	119.03	520.42	24.82	0.83	461.6
16	1 400	600	1.6	2 884.78	73.62	495.20	39.19	0.87	437.8

注: W 为熔宽; H 为熔高; D 为熔深; η 为稀释率; HV 为显微硬度.

薄壁件在真空热处理炉中进行标准热处理, 工艺为: 980 °C, 1 h; 空冷+720 °C, 8 h; 以 50 °C/h 炉冷至 620 °C, 8 h, 空冷. 金相试样和拉伸试件按图 1 所示方式进行制备. 使用超景深显微镜观察熔覆层和基体的组织和晶粒形貌, 以揭示熔覆过程中微观组织演变规律. 使用配有能谱仪(EDS)的场发射扫描电镜观察试样形貌、微观结构以及界面附近元素分布. 采用 HVS-1000M 型显微维

氏硬度计测量熔覆层上、中、下部以及热影响区和基体区域的硬度值, 施加载荷为 4.9 N, 保载时间为 10 s, 在熔覆层和基体区域, 相邻两测试点间隔 500 μm , 热影响区相邻两测试点间隔 100 μm , 同一高度方向测量 3~5 次取平均值. 采用万能力学检测仪对试样力学性能进行评估, 在拉伸速率为 0.6 mm/min 的条件下, 获得测试点的静态拉伸力学性能数据, 最后用扫描电镜观察断口形貌.

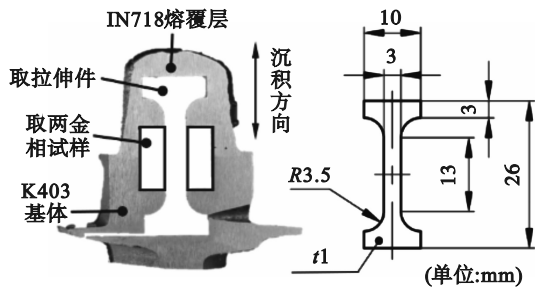


图 1 拉伸试样的选取位置和尺寸

Fig. 1 Location and dimensions of tensile sample

2 试验结果与分析

2.1 激光工艺参数对 IN718 熔覆层成形尺寸的影响

根据表 3 中单道单层激光熔覆 IN718 合金的试验结果进行极差分析,可以得到影响熔覆层形貌的主要因素,结果如图 2 所示.从图中可以看出:对熔宽、熔深的影响为激光功率>扫描速度>送粉速率;对宽高比、稀释率的影响为扫描速度>激光功率>送粉速率;对熔高、硬度的影响为扫描速度>送粉速率>激光功率.由极差分析图可以看出,激光功率和送粉速率对熔高、宽高比、稀释率以及显微硬度影响较小,而扫描速度对各指标影响都很大.因此工艺参数对熔覆层宏观形貌和显微硬度的影响程度从大到小依次为扫描速度、激光功率以及送粉速率,由此可见,扫描速度对沉积效率和成形质量影响最大.

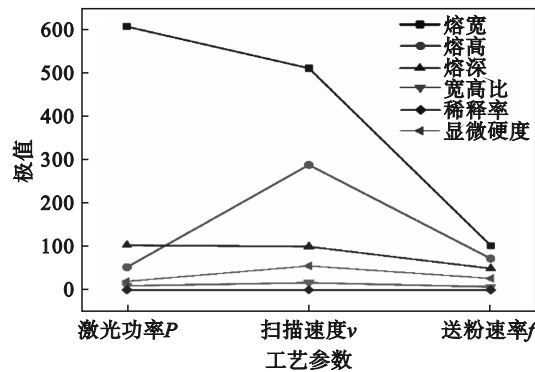


图 2 极差分析图

Fig. 2 Range analysis diagram

极差法选参数的标准为:熔覆层宽高比选最

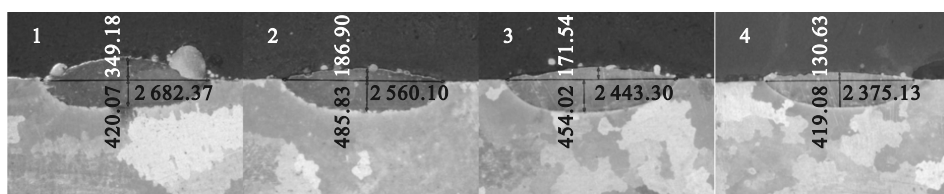
小,稀释率和硬度适中即可.因为宽高比越小表明熔覆层表面平整度越好,成形性高;稀释率选择不宜过高和过低,过低表明熔覆层与基体冶金结合性较差,过高则会导致基体过度稀释熔覆层,使熔覆层性能下降,单道熔覆层硬度各向异性较为明显,故选择适中参数即可.最终确定激光熔覆 IN718 合金工艺参数为:激光功率 1 000 W、扫描速度 240 mm/min、送粉速率 1.8 r/min.在该工艺参数下,IN718 粉末获得了充足的能量来熔化,熔覆层成形质量高,界面呈现冶金结合特征,且熔覆层内部未出现裂纹、气孔和夹渣等缺陷.

2.2 激光工艺参数对熔覆层成形质量的影响

激光熔覆工艺参数对熔覆形貌及熔覆质量有着显著影响,影响程度取决于不同参数所输入熔池中能量的多少.有研究表明:熔池能量输入过少时易导致熔覆层和基体结合不良;而能量输入过多时易使熔池扩大并伴随较多的气孔和裂纹缺陷,因而在实际熔覆过程中需严格控制输入熔池的能量.学者们着重研究热输入对熔覆层形貌以及熔覆质量的影响规律,对于熔合区这一过渡层研究较少,熔合区的成分不均匀性最为显著,其力学性能亦最不稳定,合理地控制熔合区的组织和性能,对于抑制界面缺陷萌生以及提升结合质量有着重要意义.

图 3 为不同工艺参数对应的熔覆层宏观形貌.可以看出,当扫描速度较大时,熔覆层外表面黏附有极少量未熔化粉末;熔覆层整体较为光滑,且熔池熔合区也较为光滑平整;但过大的扫描速度会使熔高较小,成形效率较低.当激光功率较大时,熔覆层外表面黏附的未熔化粉末颗粒较少,熔深较大,但熔覆层组织中的热裂纹明显增多.

图 4 为不同比能所对应的界面区域微观组织.从图 4a 可以看出,当比能(E_s)为 266.7 kJ/m²时,能量输入最小,发现熔覆层表面极不平整,覆层表面有较大的未完全熔化的粉末黏附.熔合区厚度均匀,并且可以发现少量裂纹自基体晶界扩展至熔覆层底部.这是因为激光传入基体的能量较少,基体上形成的熔池尺寸较小;同时由于熔覆层与基体间的温度梯度较大,使得熔池冷却凝固速率加快,易导致熔覆层应力集中,进而增加裂纹萌生的倾向.



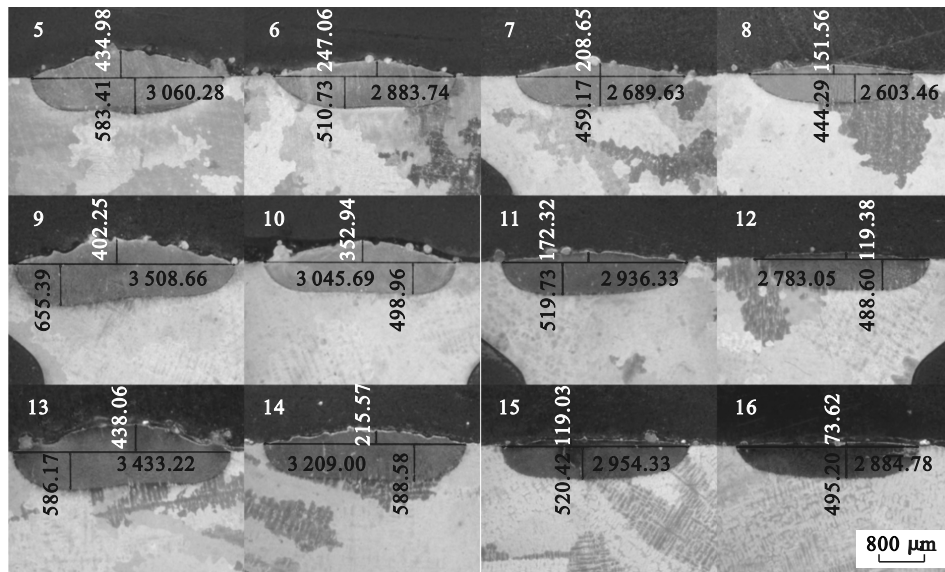


图3 不同工艺参数下熔覆层的宏观形貌

Fig. 3 Macro morphology of cladding layer under different process parameters

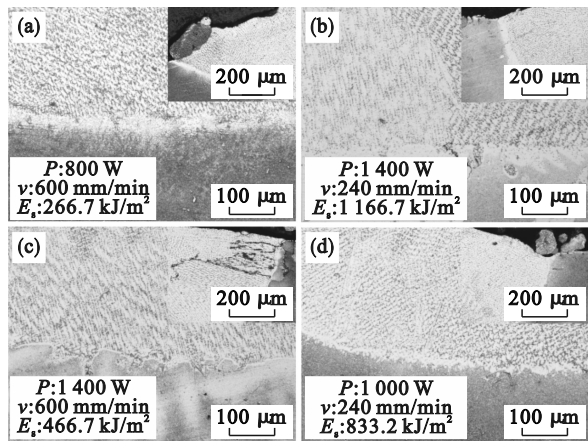


图4 比能对熔覆层微观组织的影响

Fig. 4 Influence of specific energy on microstructure of cladding layer

(a)— $E_s=266.7 \text{ kJ/m}^2$; (b)— $E_s=1166.7 \text{ kJ/m}^2$;
(c)— $E_s=466.7 \text{ kJ/m}^2$; (d)— $E_s=833.2 \text{ kJ/m}^2$.

图4b可以看出,当比能为 1166.7 kJ/m^2 时,能量输入最大,熔覆层表面较为光滑,无未熔粉末颗粒;熔合区厚度不均匀,且在熔池两侧发现有与熔合线成一定角度的纵向裂纹;该裂纹在熔覆层中不连续,在熔池底部区域的基体晶界处发现裂纹,但裂纹尚未扩展至熔覆层中;在熔合区该裂纹更为曲折多变,其周围有较多碳化物析出,且裂纹深而宽并伴随有二次裂纹出现.这是因为,当能量输入较小时,粉末对激光的遮蔽效果明显,基体上形成的熔池面积小.在垂直于扫描方向的YOZ平面上,熔覆层主要受到平行于熔合线的热应力以及基体和已凝固的熔覆层的约束应力.由于基体对熔覆层的约束应力主要集中在Z轴负方向上,而熔覆层上表面未受到约束,且

在熔池两侧圆弧过渡均匀、长度小,使得熔覆层中的内应力主要表现为Y轴方向上的拉应力,而在Z轴方向上的应力较小,因此在熔覆层截面上更易萌生纵向裂纹.当能量输入较大时,粉末对激光的遮蔽效果减弱,激光对熔池的冲击作用增强,使得熔池演变过程变得更为复杂多变(包括马兰戈尼效应、液体表面张力、内部对流以及传热传质等),这些因素加剧了熔池内部的不稳定性,进而诱发气孔、裂纹等缺陷.并且能量输入的增多对熔深的影响较熔高更为显著,使得基体区域形成的熔池形状由半圆形逐渐转变为矩形.这使得熔覆层两侧靠近熔合线区域的应力集中最大,在热应力作用下,裂纹开始萌生并向熔覆层内部扩展,最终形成纵向裂纹.纵向裂纹主要在热应力和约束应力综合作用下形成,裂纹萌生位置受熔池形状影响:熔深较大时,裂纹倾向于在熔池两侧基体区域萌生;熔深较小时,裂纹倾向于在熔池中间萌生,纵向裂纹的形成与扩展过程如图5所示^[10].另外,裂纹数量和尺寸与熔合区形貌相关,即熔合区厚度越均匀,裂纹数量越少、长度越短.

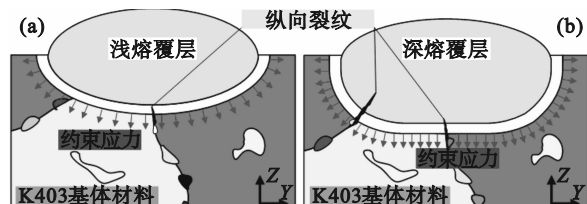


图5 纵向裂纹在不同熔池形貌中的形成位置

Fig. 5 Formation positions of longitudinal cracks in different molten pool morphologies

(a)—低能量输入; (b)—高能量输入.

通过图4c可以看出,当比能为466.7 kJ/m²时,熔覆层组织中出现由许多水平方向的纵向裂纹组成的网状裂纹,既有穿晶裂纹也有沿晶裂纹,这是由于过大的激光功率和扫描速度使激光熔覆过程中的极冷极热效应更加显著,增大了熔池内的温度梯度和冷却速率,导致熔覆层中的热应力和残余应力过大,进而加剧了裂纹萌生.从图4d可以看出,当功率为1 000 W、扫描速度为240 mm/min时,能量输入略大,但熔覆层形貌较为平滑且成形效率高,熔覆层组织均匀致密,无明显气孔、裂纹等缺陷,界面区域结合良好,故此参数可作为薄壁件成形的工艺参数.因此,选择合适的激光熔覆工艺参数时不能仅关注热输入的大小,更应该综合考虑各因素对熔池形貌和组织性能的影响,从而确定最优的工艺参数.

2.3 裂纹形成机理

激光熔覆过程中产生的应力主要有热应力、约束应力、相变应力和残余应力.大多数异质材料在熔覆成形时,裂纹是在这些因素的共同作用下产生的,其中对熔覆层组织影响最大的是热应力.热应力主要分为两种:一种是由材料的热物

性参数不同所导致的熔覆层和基体变形程度不同而产生的热应力;另一种是由熔池内温度梯度不同导致熔池中组织凝固收缩程度不同而产生的热应力.当热应力超过熔覆层的强度极限时,裂纹便开始萌生和发展,热应力的计算公式为^[10]

$$\sigma_T = \frac{E_T \Delta \alpha \Delta T}{1 - \nu} \quad (1)$$

式中: σ_T 为热应力; E_T 为熔覆层材料的弹性模量; $\Delta \alpha$ 为熔覆层与基体材料的热膨胀系数差值; ΔT 为熔覆层温度与室温的差值; ν 为熔覆层泊松比.IN718的热膨胀系数大于K403基体,因此熔覆层中的热应力表现为拉应力.

液化裂纹形成机理如图6所示.裂纹多从基体区域萌生,这是因为在激光熔覆过程中,较多能量输入使K403组织中低熔点($\gamma+\gamma'$)共晶物逐渐熔化并在晶界形成液膜.在冷却过程中,当热应力超过液膜表面张力时,导致液膜开裂,进而产生微裂纹^[11].另外,晶界上存在较多的碳化物,且其熔点较高,易在熔覆过程中应力作用下成为裂纹源,并为裂纹扩展提供通道,使微裂纹连接成为宏观裂纹.

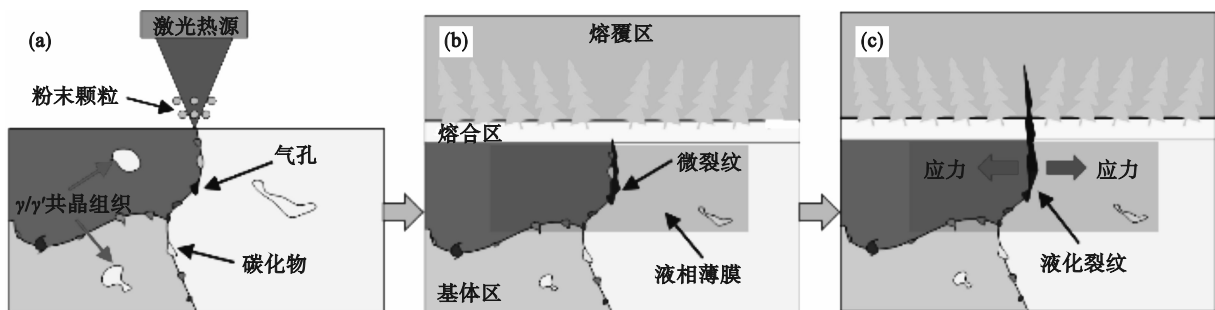


图6 液化裂纹形成机理

Fig. 6 Mechanism of liquefaction crack formation

(a)—熔覆开始前;(b)—熔覆进行中;(c)—熔覆结束后.

2.4 显微组织分析

图7a为热处理前熔覆层区域的微观组织,可以看出枝晶间存在大量白色颗粒状析出物.图7b为热处理后熔覆层区域的微观组织,可以看出枝晶间分布着大量针状和短棒状的白色析出物以及少量白色颗粒状析出物.图7c为热处理后基体区域的微观组织,可以看出K403合金的 γ' 相主要呈块状弥散分布在 γ 基体上,但形状并不规则,边缘圆钝^[12].此外,在基体组织中可以看到明显的晶界边缘,并且在晶界边缘和晶粒内部存在灰色块状物.通过对各析出相进行EDS点扫描分析,分析结果见表4.

结果发现,白色颗粒状析出相富集Nb,Mo元

素,贫乏Fe,Cr和Ni元素,结合白色析出相的形貌特征以及元素含量,确定该析出相为Laves相.之所以会在枝晶间产生Laves相,这是因为激光熔覆成形具有极冷极热的特点,即熔覆层凝固快,阻碍熔池中Nb,Mo等元素扩散,容易造成Nb等偏析元素在枝晶间聚集并形成Laves相.有研究表明^[13],与长链状Laves相相比,颗粒状的Laves相更有利于塑性变形,这是因为长链状Laves相一般伴随着严重的Nb元素偏析,而 γ'' (Ni₃Nb)作为IN718材料中主要的强化相也势必会因Nb元素的局部偏析而分布不均匀,这将导致应力集中于Laves相周围,从而使得组织塑性较差.而颗粒状Laves相较长链状Laves相分布均匀很多,因此 γ''

强化相分布也较为均匀,组织塑性变形能力也更好.针状和短棒状白色析出相中Nb元素含量较多,Cr,Fe元素含量相对较少,与 $\delta(\text{Ni}_3\text{Nb})$ 相成分相近,且与Cao等^[14]观察到的 δ 相一致,确定针状相与棒状相皆为 δ 相. δ 相与 γ 相具有相同化学成分,所以 δ 相的析出势必会消耗基体 γ 相中的Nb元素,导致 γ 相含量减少,过量的 δ 相不利于IN718合金的高温力学性能,但也有研究表明,适

量的 δ 相可以抑制晶粒长大,提高合金抗拉强度.灰色块状析出相中Ti,W及Mo元素含量极高,而Ni,Cr等元素含量极低,确定其为MC碳化物,W,Mo元素均为难熔元素,熔点极高,往往在铸造时作为凝固中心;而Al,Ti等低熔点元素倾向于包裹在结晶的W和Mo周围.MC碳化物不仅能阻碍晶界滑移,还能抑制裂纹扩展,从而提高合金的力学性能^[4,15].

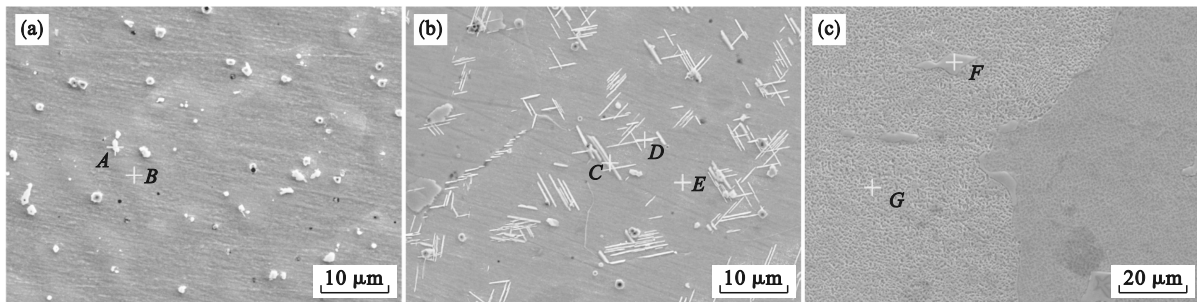


图7 热处理前后熔覆层和基体的微观组织

Fig. 7 Microstructure of cladding layer and substrate before and after heat treatment

(a)—热处理前熔覆层区域;(b)—热处理后熔覆层区域;(c)—热处理后K403基体.

表4 热处理后熔覆层和基体各点的EDS化学成分(质量分数)

Table 4 EDS chemical composition of each point in cladding layer and substrate after heat treatment (mass fraction)

测试点	Al	Ti	Cr	Fe	Co	Ni	Nb	Mo	W	%
A	1.25	3.70	14.32	10.29	—	40.89	23.90	5.65	—	
B	1.70	2.34	17.64	12.41	—	60.96	2.64	2.31	—	
C	0.46	0.82	16.90	15.13	—	54.86	8.83	3.00	—	
D	0.20	0.96	14.01	12.40	—	56.78	12.61	3.05	—	
E	0.40	0.69	19.92	17.99	—	54.69	3.60	2.70	—	
F	0.01	40.21	1.97	—	0.08	2.69	—	16.55	38.48	
G	5.30	2.45	10.11	—	4.70	69.02	—	3.08	5.34	

图8展示了使用扫描电镜获得的样品热处理前后横截面的组织.由图8a,图8b可以看出,界面结合处呈现冶金结合,界面区域包括4个部分:依次为熔覆层(CL)、熔合区(FZ)、热影响区(HAZ)以及基体(substrate).熔覆层显微组织形貌为外延生长的树枝晶,在熔覆层底部区域并未出现平面晶,但这也使得熔覆层和基体组织的连续性更强,保证了力学性能的连续性和结合强度,因取样是在熔覆层中间部位,所以在块体试样顶部未发现等轴晶.热影响区较为光亮平整,这是由于短时间热量输入导致该区域较少的析出相溶解,材料耐腐蚀性增强,腐蚀液不易侵蚀.基体为铸态组织,呈典型的树枝晶结构,其晶粒尺寸比熔覆层的晶粒大很多.熔覆层界面区域热处理前后的显微组织分别如图8a和图8b所示,两者差异明显.热处理之前,界面热影响区较熔覆层和基

体的析出相少得多,且在图8a热影响区内可以明显看到晶界.在靠近熔合线附近的熔覆区,其组织为柱状枝晶,生长方向与界面成一定角度,在枝晶间有大量颗粒状Laves相析出.基体区发现有少量灰白色块状MC碳化物析出.热处理以后可以明显发现其界面热影响区的宽度变大且不均匀,界面熔覆层区域的柱状枝晶生长方向发生变化,这可能是由于取样位置在熔覆层的搭接区域导致的.热处理后熔覆层中的白条状析出物是由许多针状和棒状的 δ 相组成的.热处理前后熔覆层析出相由Laves相转变为 δ 相,这是因为 δ 相的析出温度在750~950℃之间,而Laves相的固溶温度在640~1165℃之间,热处理的固溶温度为980℃,未达到Laves相的完全固溶温度,但却达到了 δ 相的析出温度.对热处理前后的基体组织进行观测,发现基体组织无明显变化.

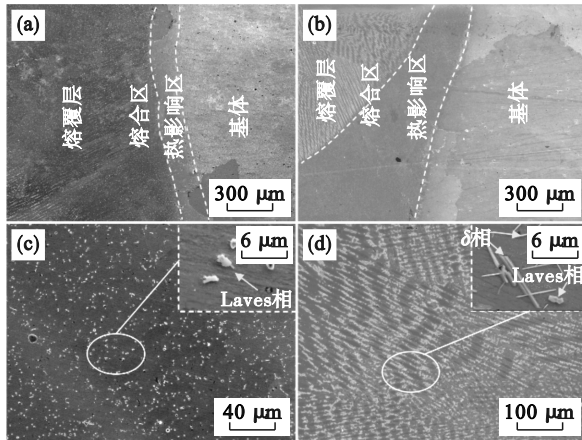


图 8 样品截面显微组织的扫描电镜图

Fig. 8 Scanning electron microscopy of microstructure of sample section

(a)—界面,热处理前;(b)—界面,热处理后;
(c)——熔覆层,热处理前;(d)——熔覆层,热处理后.

2.5 界面区域显微硬度和元素含量的变化

热处理前后的IN718熔覆层界面区域显微硬度曲线如图9所示.为了便于分析,将熔覆层与基体相结合的界面熔合线位置定义为水平方向上的原点;水平方向值为负时表示此时取点位置在基体内,值为正时表示在熔覆层内取点.从显微硬度曲线中可以看出,试样截面被划分为基体区、热影响区和熔覆层区,这与图8扫描电镜中界面整体形貌划分是一致的.通过对比热处理前后试样的硬度变化曲线可以直观看出,基体及热影响区的平均硬度高于熔覆层.IN718的标准热处理制度使得热影响区内基体硬度稳定得更快,而对热影响区以外基体的硬度影响不大,硬度值均稳定在400 HV左右.此外,热影响区和靠近熔合线附近熔覆层中的硬度均高于基体的硬度,且热处理前后最大硬度均在热影响区内,热处理前最大硬度为503.7 HV,热处理后最大硬度为488 HV,降幅约3%.在熔覆层中,热处理以后熔覆层平均硬度为320 HV,而未热处理的熔覆层平均硬度为220 HV左右,硬度提升约45%.

2.6 拉伸性能及断口形貌

表5是热处理前后修复件的常温拉伸性能.可以看出,原始K403铸造镍基高温合金叶片的抗拉强度和断后伸长率分别为773.8 MPa和3.4%,经过IN718激光熔覆再制造后,抗拉强度和伸长率分别为668.8 MPa和15.4%,抗拉强度降低了13.6%,而断后伸长率提高了12个百分点,说明修复后试样的塑韧性变好,强度降低.对再制造后的试样进行标准热处理后,抗拉强度和伸

长率分别为731.7 MPa和3.7%,与未热处理的试样相比抗拉强度提高了9.4%,且与K403铸造镍基高温合金叶片的力学性能相差不多,修复件热处理前后的应力-应变曲线见图10.

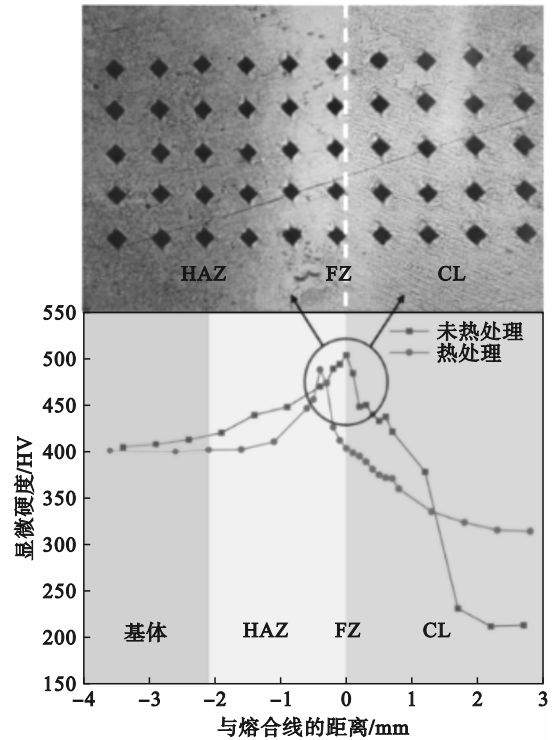


图 9 热处理前后界面区域显微硬度曲线

Fig. 9 Microhardness curves of interface area before and after heat treatment

图11为K403基体和热处理前后IN718熔覆层与基体界面断口形貌.热处理前断裂位置在IN718一侧,断口内均为韧窝,且有少量气孔和未熔颗粒,是典型的韧性断裂.热处理后断裂位置在K403一侧,断口边缘没有剪切唇,断口比较平直,断口内未见明显缺陷,但在断口处发现大量撕裂韧窝和解理平面,这与K403基体断口相一致,因此热处理后的试样是以脆性断裂为主的准解理断裂.对断裂后的拉伸件纵截面进行观测,见图11d.可以看出,断裂位置发生在基体上且位于距熔合线约1.5 mm处,通过对比图9界面区域硬度变化曲线可知,断裂位置位于热影响区.

表 5 试样常温拉伸性能

Table 5 Tensile properties of specimens at room temperature

样品	屈服强度 $R_{p0.2}/\text{MPa}$	抗拉强度 σ_b/MPa	断后伸长率 $\delta/\%$
未热处理	404.9	668.8	15.4
热处理	706.5	731.7	3.7
K403基体	—	773.8	3.4

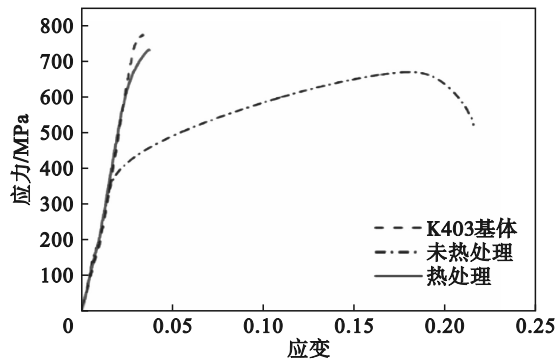


图 10 应力-应变曲线

Fig. 10 Stress-strain curves

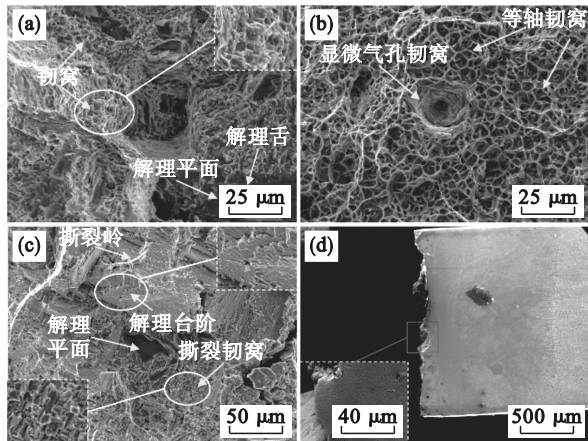


图 11 K403基体和热处理前后试样断口形貌

Fig. 11 Fracture morphology of K403 substrate and specimens before and after heat treatment

(a)—K403基体; (b)—热处理前; (c)—热处理后;
(d)—热处理后试样断裂纵截面宏观形貌.

针对 K403 缺口损伤叶片进行激光熔覆修复, 修复前后的形貌如图 12 所示. 可以看出, 损伤部位成形良好, 熔覆层厚度均匀, 且超过修复区域叶片厚度, 为后续磨抛加工预留了合适的加工余量.

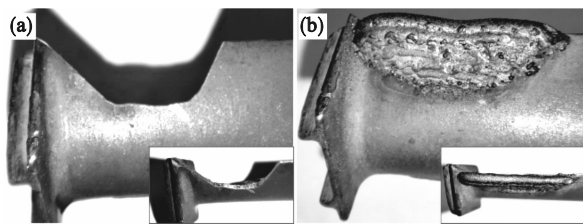


图 12 激光熔覆沉积修复前后的叶片

Fig. 12 Blades before and after laser cladding deposition repair

(a)—修复前; (b)—修复后.

3 结 论

1) 以熔覆层宽高比最小, 稀释率和硬度适

中, 组织缺陷少为选择标准, 确定激光熔覆 IN718 合金的工艺参数为: $P=1\ 000\ \text{W}$, $v=240\ \text{mm/min}$, $f=1.8\ \text{r/min}$. 裂纹从基体区萌生并向熔覆层扩展, 裂纹萌生位置受熔池形状影响, 裂纹数量与熔合区形貌相关.

2) 热处理前后, 界面区域均为冶金结合, 熔覆层组织均为柱状晶, 不同的是热处理后晶粒得到细化, 晶粒间的析出相由颗粒状 Laves 相转变为针状 δ 相.

3) 热处理后界面区域显微硬度分布更为均匀, 其中熔覆层平均硬度为 320 HV, 较热处理前的 220 HV 提升了约 45%; 热处理对基体硬度影响不大. 最大硬度均出现在热影响区, 通过测量硬度得到的热影响区宽度约为 2.1 mm.

4) 热处理后, 抗拉强度为 731.7 MPa, 伸长率为 3.7%, 断裂类型是以脆性断裂为主的准解理断裂, 较热处理前抗拉强度提升 9.4%, 断裂位置发生在基体区.

参考文献:

- [1] Talu Ü S, Gahn L, Kittel J, et al. Process development for tip repair of complex shaped turbine blades with IN718 [J]. *Procedia Manufacturing*, 2020, 47: 1050-1057.
- [2] Zhuo Y M, Chen Y H, Yang C L. Research status and prospect of welding repair technology for aero-engine blades [J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2021, 64 (8): 22-28.
- [3] Song H Y, Lei J B, Xie J C, et al. Laser melting deposition of K403 superalloy: the influence of processing parameters on the microstructure and wear performance [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 805: 551-564.
- [4] 李鹏涛, 左洪福, 肖文, 等. 航空发动机叶片损伤及其修复技术研究及展望 [J]. *航空学报*, 2024, 45(15): 029635. (Li Peng-tao, Zuo Hong-fu, Xiao Wen, et al. Research and prospect of aero engine blade damage and its repair technology [J]. *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*, 2024, 45(15): 029635.)
- [5] 鲁耀钟, 雷卫宁, 任维彬, 等. 激光熔覆 Inconel718 合金裂纹分析及裂纹控制研究 [J]. *表面技术*, 2020, 49(9): 233-243. (Lu Yao-zhong, Lei Wei-ning, Ren Wei-bin, et al. Crack analysis and control of laser cladding Inconel718 alloy [J]. *Surface Technology*, 2020, 49(9): 233-243.)
- [6] Xu L, Cao H J, Liu H L, 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.
- [7] Sun D, Cai Y C, Zhu L S, et al. High-temperature oxidation and wear properties of TiC-reinforced CrMnFeCoNi high entropy alloy composite coatings produced by laser cladding [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2022, 438: 128407.
- [8] Liu J C, Wang C, Tong L J, et al. Study on the effect mechanism of aluminizing on fatigue performance of K403 nickel-based superalloy [J]. *Journal of Alloys and*

