

热输入及热循环对激光沉积修复 DZ125 裂纹和组织的影响

卞宏友^{1,2}, 翟星玥¹, 王世杰², 李英³, 王伟¹, 王维¹

(1. 沈阳航空航天大学 航空制造工艺数字化国防重点学科实验室, 辽宁 沈阳 110136)

(2. 沈阳工业大学, 辽宁 沈阳 110870)

(3. 中国航发沈阳黎明航空发动机有限责任公司焊接技术室, 辽宁 沈阳 110043)

摘要: 通过激光沉积 DZ125 单道多层实验, 分析了不同热输入量和多层热循环对沉积试样裂纹形态、分布、扩展方式以及沉积区组织、硬度的影响规律。结果表明: 随着热输入量的增大, 低熔点共晶数量增多, 形成的液化裂纹沿晶扩展且尺寸增大, 优化工艺参数降低热输入可防止裂纹产生; 随着沉积层数的增加, 热累积增大, 冷却速率降低, 产生的热应力增大, 凝固裂纹横纵向均有扩展; 通过层间冷却, 减小热累积, 获得单道多层无裂纹组织; 在单道多层沉积试样中, 随着层数增加, 沉积区第 1 层碳化物由条状逐渐变圆形, 数量减少, 第 1 层的硬度呈缓慢降低趋势。

关键词: 激光沉积修复; 工艺参数; 液化裂纹; 凝固裂纹; 显微组织

中图分类号: TG146.1+5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)05-1701-06

DZ125 合金为我国自主研发的定向凝固镍基高温合金, 它消除了与主应力轴垂直的横向晶界, 具有优异的持久性能和蠕变性能^[1], 广泛的用于航空发动机和燃气轮机的涡轮叶片等零部件上^[2]。而涡轮叶片要承受复杂应力的作用 and 高温腐蚀性燃气的冲刷, 经常出现裂纹、烧蚀等损伤, 使叶片失效^[3]; 激光沉积修复具有热输入量小, 修复区域的热影响区小, 残余应力小, 变形小等优点; 激光沉积超高的温度梯度有利于材料定向凝固生长, 利用激光沉积修复 DZ125 涡轮叶片等薄壁零件具有明显的技术优势和巨大的应用前景^[4]。

定向凝固镍基高温合金 γ' 相约占合金质量的 60%, 在 γ' 相中 $\gamma+\gamma'$ 共晶相约占 10%^[5], 而低熔点共晶相液化使晶界结合力减弱, 凝固时易开裂, 所以对裂纹的敏感性高, 且激光修复开裂问题已经引起人们的高度重视。梁少端^[6]研究了激光直接成形单晶镍基高温合金 DD4 过程中熔覆层开裂问题, 指出 DD4 零件熔覆层裂纹分为凝固裂纹和液化裂纹, 提出利用感应加热辅助激光直接成形来消除裂纹, 结果表明感应加热温度越高, 越不易产生裂纹; 卢鹏辉等^[7]指出激光成形修复 K418 高温合金裂纹为结晶裂纹, 沿晶扩展, 并通过优化工艺参数降低了开裂倾向; 信纪军^[8]在研究激光焊接 IC10 单晶高温合金时, 发现低焊速下

裂纹敏感性增大、更易开裂, 焊接裂纹沿晶扩展; 段然曦^[9]研究了 Rene104 镍基高温合金的开裂行为, 指出过高的线能量密度会导致低熔点共晶处产生应力集中而开裂。

结合薄壁件修复需求, 本工作开展激光沉积修复 DZ125 单道多层实验, 观察分析裂纹的分布及演变特点以及多层热循环下的组织和硬度, 揭示不同热输入量和多层热循环对裂纹形成演变以及组织、硬度的影响规律。

1 实验

试验所用的激光沉积修复设备为 LDM800 系统, 试验基板材料为 40 mm×25 mm×2 mm 的 DZ125 铸件板材, 合金成分见表 1。沉积粉末材料为新型镍基粉末材料, 化学成分如表 2 所示。实验前对粉末进行干燥, 并对基板进行砂纸打磨和丙酮清洗。修复试样使用线切割沿激光沉积高度方向进行切割并制备金相, 腐蚀液为 HCl (20 mL)+CuSO₄ (5g)+H₂O (100 mL), 腐蚀 20 s 后采用 OLYMPUS-GX51 型光学显微镜、ZEISS-SIGMA 扫描电镜(EDS)和 HVS-50 数显维氏硬度计进行金相试样显微组织的观察和分析。

为研究热输入量对裂纹和组织的影响, 采用正交法设计单道单层沉积试验参数组合如表 3 所示, 为保证实验的准确性, 每组实验选取 3 个试样; 利用优化

收稿日期: 2019-05-26

基金项目: 辽宁省自然科学基金 (20170540690); 国家重点研发计划资助 (2017YFB1104002)

作者简介: 卞宏友, 男, 1975 年生, 博士, 教授, 沈阳工业大学机械工程学院, 辽宁 沈阳 110870, E-mail: bhy@sia.cn

好的参数进行单道多层实验，探究多层热循环对裂纹及组织硬度的影响。

2 结果与讨论

2.1 热输入量对组织和裂纹的影响

合金的裂纹敏感性主要由冶金因素和工艺因素决定，从冶金因素上分析，粉末成分中含有较高的元素 Al、Ti，故在激光沉积修复过程中极易形成 $\gamma+\gamma'$ 低熔点共晶组织导致开裂，所以选择合适的工艺参数可以避免裂纹的产生^[10]。

实验结果表明，1#、4#、5#、7#和 8#试样线能量较低，不能使粉末充分熔化，导致熔合不良，产生气孔，2#、3#和 6# 3 组参数线能量过大，产生裂纹。

图 1 为 2#、6#、3#修复试样光镜下的照片，线能

量分别为 533、600 和 800 J/mm。由图 1 可以看出，不同的热输入量下显微组织主要由等轴晶和柱状晶组成，且随着热输入量增大，柱状晶生长更明显。由凝固原理可知，热输入量较小时，温度梯度与晶粒的生长速度比值 R 较大，有利于等轴晶生长，随着热输入量的增大， R 值逐渐降低，有利于柱状树枝晶的生长^[11]。

图 1 显示了不同线能量对应的裂纹形貌，修复试样的散热条件相同，随着线能量增大，裂纹变长，弯曲扩展更严重，由微裂纹逐渐沿晶扩展至宏观大裂纹，图 1a、1b 显示了裂纹均起裂于熔合线，向沉积区小范围沿晶扩展，长度分别为 100 和 200 μm ，图 1c 显示了裂纹源产生于热影响区，并穿过热影响区沿晶弯曲扩展至沉积区，长度为 800 μm 。

表 1 DZ125 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of DZ125 alloy powders ($\omega/\%$)

C	Cr	Co	Mo	W	Al	Ti	Ta	Hf	B	Ni
0.07	8.4	9.5	1.5	6.5	4.8	0.7	3.5	1.2	0.01	Bal.
~0.12	~9.4	~10.5	~2.5	~7.5	~5.4	~1.2	~4.1	~1.8	~0.02	

表 2 粉末的化学成分

Table 2 Chemical composition of alloy powders ($\omega/\%$)

Cr	Co	Mo	W	Al	Ti	Ta	Hf	Ni
4.0	3.0	1.0	3.0	2.0	0.5	1.8	0.5	Bal.
~15.0	~13.0	~2.0	~11.0	~5.0	~2.5	~6.1	~1.0	

表 3 单道单层沉积试验工艺参数

Table 3 Process parameters of single channel single layer

deposition test			
Sample	P/W	$V_s/\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$	$V_f/\text{g}\cdot\text{min}^{-1}$
1#	800	2	0.3
2#	800	1.5	0.2
3#	800	1	0.1
4#	600	2	0.3
5#	600	1.5	0.2
6#	600	1	0.1
7#	400	2	0.3
8#	400	1.5	0.2
9#	400	1	0.1

图 2 为 3#修复试样 OM 及 SEM 照片，裂纹边侧形貌为共晶组织，且分布在晶界上的液膜有一定的宽度，裂纹边缘有微熔迹象，周围伴有少量微裂纹，可以看出为典型的液化裂纹。

图 2b 显示了热影响区晶界上和晶界内的 γ' 相，晶界内 γ' 相呈块状分布，平均尺寸约 500 nm；图 2c 显示了裂纹边缘缝隙处细小的灰色蝌蚪状物质为 $\gamma+\gamma'$ 共晶；这是低熔点共晶的固化形态，富集的 $\gamma+\gamma'$ 共晶相

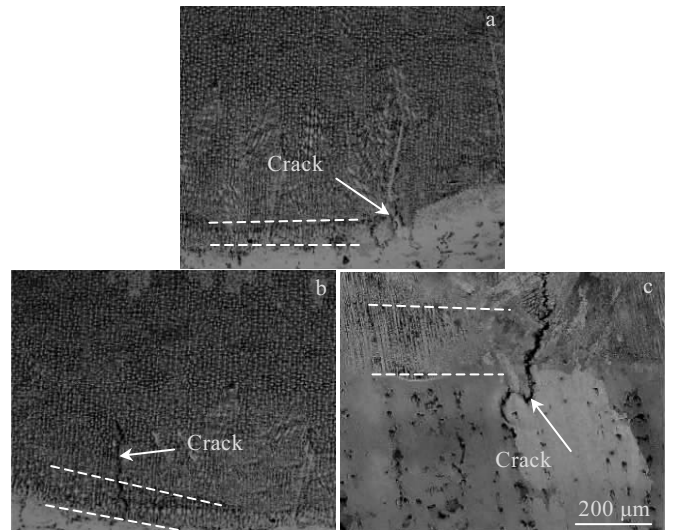


图 1 单道单层沉积区裂纹

Fig.1 Crack of single channel and single layer sedimentary area:

(a) 2#, (b) 6#, and (c) 3#

在激光沉积过程中因局部受热而使晶粒长大,在原有共晶的基础上聚集了更多的低熔点共晶相,由于激光能量增大,使得枝晶间偏析率增大,高温停留时间越长,枝晶间 $\gamma+\gamma'$ 低熔点共晶相熔化尺寸越大,数量越多,易形成枝晶间液膜,同时晶界上较大尺寸的 γ' 消失,也变成了液膜,使晶界的结合力减弱^[12,13]。由图 2d 可以看出,裂纹周围聚集了一些块状与链状碳化物,通过成分分析可知:白色块状物质为 $M_{23}C_6$, 裂纹缝隙处析出白色链状的碳化物为 M_6C , M_6C 将枝晶间液膜隔开,同时激光沉积是快速加热冷却过程,温度梯度较大,凝固时会产生收缩应力,两者共同作用下导致液膜被撕裂,产生液化裂纹,降低了基体塑性^[13], 裂纹萌生后,尖端的附加应力以及热应力共同作用,使裂纹扩展。

表 4 成分分析显示开裂处共晶还有少量的 B, B 元素可使晶界湿润,易向晶界偏析,从而液化裂纹更易形成。

综上,试样无缺陷的修复参数组合为:激光功率 400 W, 扫描速度 1 mm/s, 送粉率 0.1 g/min。

2.2 层层连续扫描时热循环对裂纹的影响

利用单道单层优化的参数进行单道多层实验,图 3 为单道 2 层和单道 10 层的显微组织金相照片,可以看出,层与层之间出现层带,层带处一次枝晶尺寸变大,相当于多次短暂回火,沉积层显微组织具有整齐的树枝晶结构,无裂纹和气孔等缺陷。

图 4 为单道 70 层显微组织,中间部分无缺陷,在沉积区 50 层两侧边缘处出现了既沿晶扩展又有垂直晶粒方向扩展的裂纹,在层与层搭接缝隙处开裂,纵向裂纹长度 200~600 μm , 横向裂纹长度约为 600 μm ; 裂纹周围存在少量的碳化物,裂纹边缘和内部存在低熔点共晶,断口有被氧化特征,所以为凝固裂纹^[13]。

由图 4a 可以看出受热循环的影响,晶界明显粗化,同时裂纹存在于有角度的晶界中,即杂晶区。随着层数的增多,冷却速度逐渐降低,累积的热量主要从沉积区散发,而枝晶的生长方向与热量传导方向相反,所以越易形成杂晶区,局部区域的杂晶区在裂纹萌生和进一步裂纹中起重要作用^[10]。

从图 4c 可以看出裂纹边侧存在低熔点共晶,图 4d 中裂纹边缘存在少量的碳化物及内部存在葵花状的 $\gamma+\gamma'$ 共晶。由表 5 可知 A 为 MC 型碳化物,其富含 Ti

和 Ta 等元素;根据前人研究可知 Ti 是正偏析元素,因具有较强的偏析性而更易富集于枝晶间,产生微观偏析;在凝固过程中,由于枝晶干与枝晶间的浓度不同,

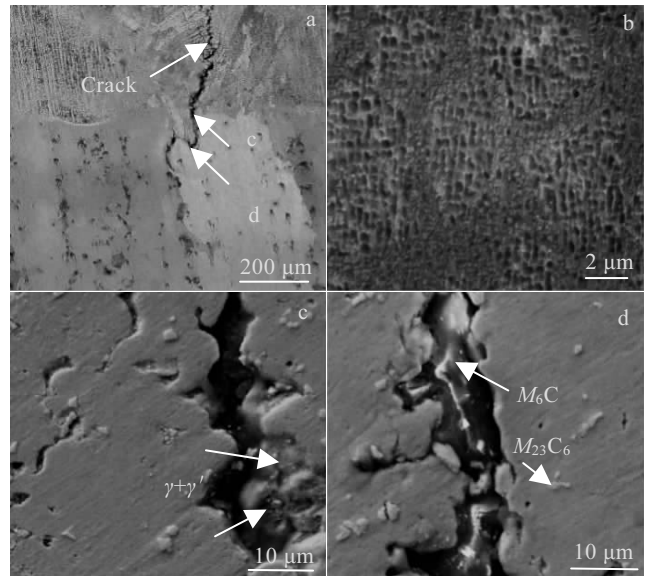


图 2 裂纹源在热影响区的液化裂纹
Fig.2 Liquefaction crack in heat affected zone: (a) liquefaction crack, (b) higher-magnification images of the γ' , (c, d) higher-magnification images of the cracks

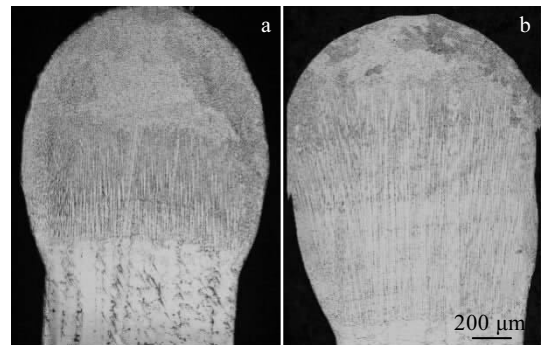


图 3 单道 2 层和 10 层沉积区组织
Fig.3 Deposition zone microstructure of single channel two layers and ten layers: (a) depositing 2 layers and (b) depositing 10 layers

表 4 DZ125 修复试样裂纹析出物化学成分

Table 4 Chemical composition of crack precipitates in DZ125 repair specimen ($\omega\%$)

Element	C	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Mo	W	Ta	B
$\gamma+\gamma'$	-	6.25	15.94	7.37	8.15	36.6	1.61	9.31	10.31	4.46
M_6C	35.45	1.42	20.94	3.02	-	32.67	1.62	4.35	-	-
$M_{23}C_6$	10.92	2.99	4.91	7.0	6.52	43.94	2	6.12	15.6	-

会导致溶质元素分配不均匀,同时促进 $\gamma+\gamma'$ 共晶形成,当发生共晶转变时,一部分 Ti 较其他元素会先进入共晶相,增大裂纹敏感性^[10]。

沉积区开裂周围的晶界上聚集着少量碳化物 MC, MC 受热循环的影响,体积较小的碳化物相比于体积较大的碳化物先溶解扩散;有些体积较大的碳化物未完全溶解,部分发生组分化,与 $\gamma+\gamma'$ 形成固液混合区,形成枝晶间液膜;一方面由于热量累积导致热应力累积的足够大,凝固过程中热应力和收缩应力作用在低熔点共晶熔化生成的晶间液膜上,同时液膜的取向与受力方向形成一定的角度,会导致液膜被撕裂,液态金属在结晶后期黏度较大且扩散缓慢,不能及时填补液膜被撕裂留下的空隙,会使凝固裂纹产生^[14]。在宏观上表现为裂纹先沿晶界开裂后因力的作用延伸至横向产生横向裂纹;表 5 的成分分析表明萌生的裂纹内部有一定的 O 含量,会使合金的综合性能下降,伴有氧化的现象。

另一方面前后沉积层搭接缝隙处,除低熔点共晶还可能存有微裂纹存在,在上一层热循环的作用下,微裂纹与热应力共同作用,也会诱导裂纹扩展,导致横向裂纹产生;其扩展程度与碳化物的数量、间距和受力取向的角度有关^[13]。

所以在层层连续扫描中,随着层数增多,枝晶的微观偏析严重,热量的累积增大,产生的热应力增大,更易产生凝固裂纹同时加速裂纹的扩展。

2.3 层层间歇扫描时热循环对裂纹的影响

为减少热量累积,通过将沉积层冷却至室温再沉积下一层,可获得 70 层无缺陷组织。图 5a、5b 和 5c 分别为该试样顶部、中部和底部的无裂纹微观组织。这是因为沉积区冷却至室温,再沉积下一层时温度梯度变大,散热快,能有效的减小热应力的累积;同时液态金属也能够充分流动,原子扩散充分,减小位错运动的阻力,减少滑移,液态金属在收缩凝固时,及时充分的填补愈合液膜避免生成空隙,有利于避免枝晶间 $\gamma+\gamma'$ 低熔点共晶液态薄膜被撕裂,获得了激光沉积修复 DZ125 定向凝固高温合金单道多层的无裂纹试样。

2.4 多层热循环对沉积态显微组织及硬度影响

通过不同层数的激光沉积 DZ125 单道薄壁实验,观察测试不同试样第 1 层的组织和硬度,分析多层热循

环试样组织硬度的影响规律。

试样经过多层热循环后,沉积区第 1 层的显微组织如图 6 所示,随着层数的增多,碳化物由条状逐渐变成圆形,数量变少。这是因为层数较少时,合金的凝固速度随着冷却速率的增加而加快,碳化物形核率较高,枝

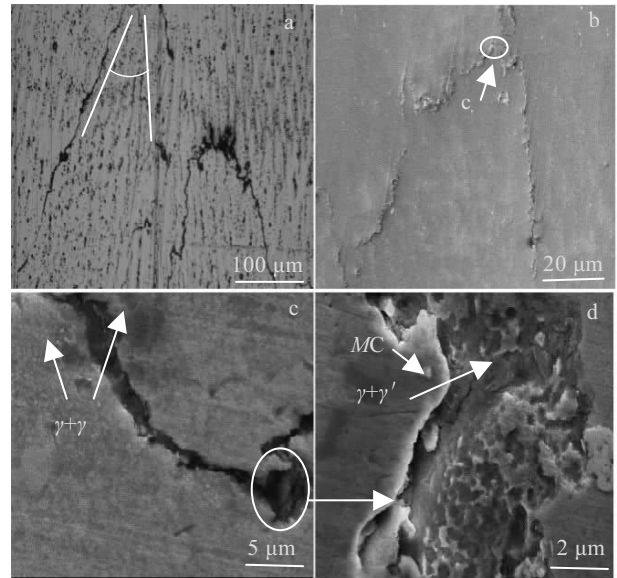


图 4 70 层的凝固裂纹 SEM 照片

Fig.4 SEM images of 70-layers solidification crack: (a) solidification crack in sedimentary zone, (b, c) higher-magnification images of the cracks, (d) $\gamma+\gamma'$ eutectic in crack internal

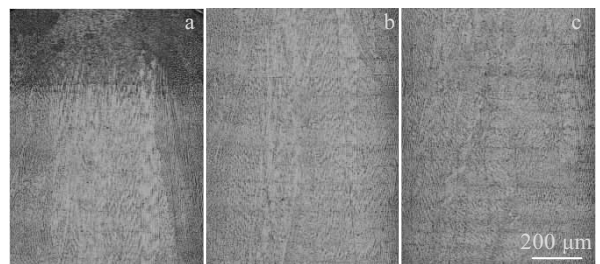


图 5 70 层无裂纹修复的试样 OM 照片

Fig.5 Characteristics of specimen with 70-layers structure without cracking: (a) morphology at the top (b), morphology at the middle, and (c) morphology at the bottom

表 5 沉积 70 层晶界裂纹析出物化学成分

Table 5 Chemical composition of the precipitated grain boundary crack in the 70 layers deposited (wt%)

Element	C	Ti	Cr	Ni	Mo	Ta	Al	Si	W	O
MC	8.67	23.13	2.17	25.79	1.83	34.20	-	-	4.21	-
$\gamma+\gamma'$	-	17.88	4.24	45.69	1.63	15.98	7.53	1.79	0.64	4.62

晶生长时间较短，导致细小的枝晶干会分割剩余的液相，同时凝固液面的快速移动会引起溶质截流效应^[15]，降低了溶质的偏析程度，表现为碳化物数量多形态偏小，随着层数的增多，部分碳化物会溶解，剩余碳化物随着热循环扩散，充分长大，所以碳化物随层数数量增多形状变大^[16]。

试样第 1 层硬度分布规律如图 7 所示：沉积区第 1 层硬度在 4300~4750 MPa 之间，基体平均硬度为 4200 MPa 左右，结果表明沉积区硬度略高于基体硬度，随

着沉积层数由 2 层、10 层、20 层增多到 70 层，沉积区第 1 层平均硬度缓慢降低。这是因为激光沉积修复具有快速凝固特点，使沉积区组织较基体比更为细小，故沉积区硬度大于基体硬度；随着层数的增多，后续沉积每层都是相当于对第 1 层的短暂回火，并且伴随热量累积越多，冷却速率降低，降低了合金的固溶度，使原子扩散的比较充分，不易造成溶质原子晶格畸变，使滑移易发生，同时随着热量累积的增多，偏析严重，因此层数增多，试样的第 1 层硬度缓慢降低。

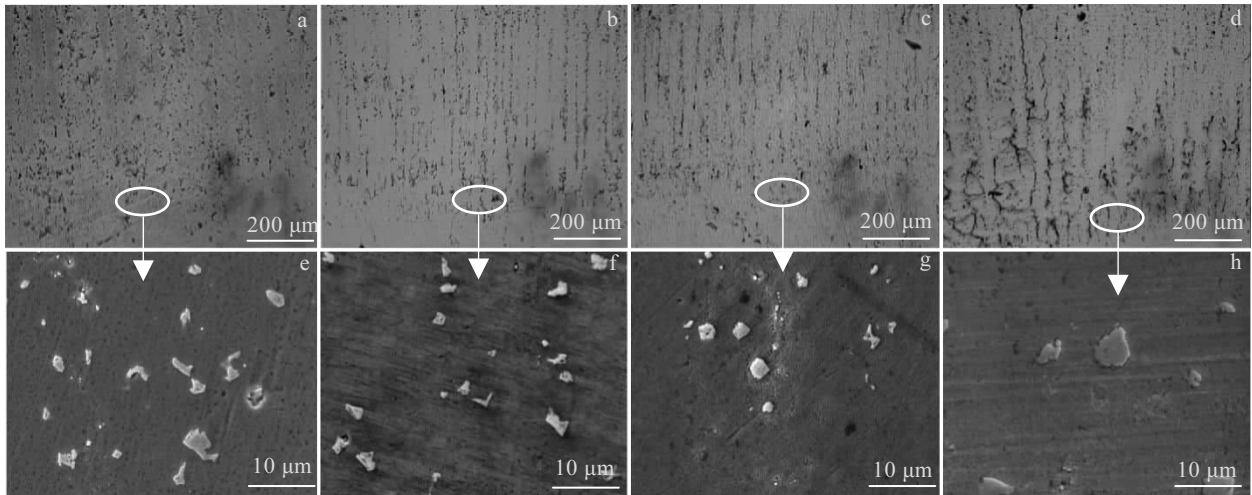


图 6 单道多层沉积态第 1 层 OM 及 SEM

Fig.6 OM (a~d) and SEM (e~h) images for the first layer of single-layer and multi-layer sedimentary state samples: (a, e) 2 layers, (b, f) 10 layers, (c, g) 20 layers, (d, h) 70 layers

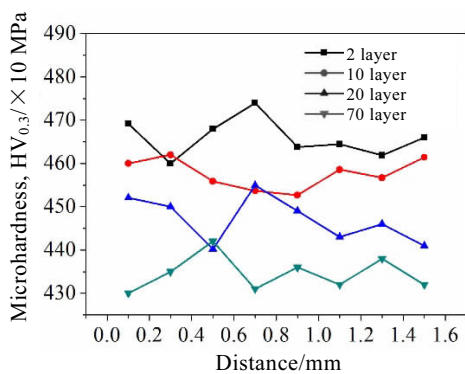


图 7 沉积区第 1 层显微硬度

Fig.7 Microhardness of the first layer in the deposition zone

3 结 论

1) 激光沉积单道单层 DZ125 高温合金热影响区裂纹具有液化裂纹特征；随着热输入量增大，会产生液化

裂纹，且裂纹长度逐渐增大，并沿晶扩展至沉积区。

2) 激光沉积单道多层 DZ125 高温合金沉积区裂纹具有凝固裂纹特征；随着沉积层数的增高，热量累积增多，会产生凝固裂纹，裂纹在沉积区弯曲扩展，同时延伸至横向，且裂纹横纵向扩展区域均增大。

3) 随着层数增加，在热循环作用下，沉积区第 1 层碳化物数量减少，由条状逐渐变为圆形，第 1 层硬度缓慢降低。

参考文献 References

[1] Zhang Yawei(张亚玮), Zhang Shuquan(张述泉), Wang Huaming(王华明). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(1): 169

[2] Han Jiajun(韩加军), Lin Xin(林鑫), Yang Haiou(杨海鸣) et al. *Foundry Technology*(铸造技术)[J], 2014, 35(10): 2320

[3] Qu Shen(曲伸), Liu Jide(刘纪德), Song Wenqing(宋文清) et al. *Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2018, 61(8): 43

- [4] Hu Bin(胡滨), Hu Fangyou(胡芳友), Guan Renguo(管仁国) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2013, 23(7): 1969
- [5] *Engineering Materials Practical Handbook, Volume 2: Wrought Superalloys and Cast Superalloys*(工程材料实用手册, 第 2 卷: 变形高温合金铸造高温合金)[M]. Beijing: China Standard Press, 2002: 783
- [6] Liang Shaoduan(梁少端), Zhang Anfeng(张安峰), Wang Tan(王潭) *et al.* *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2017, 44(2): 234
- [7] Lu Penghui(卢鹏辉), Liu Jianrui(刘建睿), Xue Lei(薛蕾) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(2): 315
- [8] Xin Jijun(信纪军), Fang Chao(方超), Yang Wuxiong(杨武雄) *et al.* *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2018, 45(8): 72
- [9] Duan Ranxi(段然曦), Huang Boyun(黄伯云), Liu Zuming(刘祖铭) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2018, 28(8): 1568
- [10] Huang Yongde(黄永德), Zeng Zhiqiang(曾志强), Cai Zupeng(蔡祖鹏) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(7): 1920
- [11] Kou S. *Welding Metallurgy, 2nd ed*[M]. Hoboken: John Wiley & Sons, 2003
- [12] Li Qiuge(李秋歌), Lin Xin(林鑫), Wang Xinghua(王杏华) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(4): 955
- [13] Ye Xin(叶欣). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2015
- [14] Zhang Dongmei(张冬梅), Cui Haichao(崔海超), Yang Shanglei(杨尚磊) *et al.* *Materials Review*(材料导报)[J], 2016, 30(8): 96
- [15] Liu F. Yang G C. *International Materials Reviews*[J], 2006, 51(3): 145
- [16] Liu Yanan(刘亚男), Yang Wei(杨伟). *Journal of East China Jiaotong University* (华东交通大学学报)[J], 2018, 35(2): 99

Influence of Heat Input and Thermal Cycling on the Crack and Microstructure of Laser Deposition Repair DZ125 Alloy

Bian Hongyou^{1,2}, Zhai Xingyue¹, Wang Shijie², Li Ying³, Wang Wei¹, Wang Wei¹

(1. Key Laboratory of Fundamental Science for National Defence of Aeronautical Digital Manufacturing Process,

Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, China)

(2. Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, China)

(3. Shenyang Liming Aero Engine Co., Ltd, Shenyang 110043, China)

Abstract: The effects of different heat input and multi-layer thermal cycle on the crack morphology, distribution, expansion mode, microstructure and hardness of the deposition zone were analyzed by laser deposition experiments of DZ125 single-layer multilayer. The results show that as the heat input increases, the number of low-melting eutectic increases, and the formed liquefaction cracks expand along the crystal and increase in size. Optimizing the process parameters and reducing the heat input can prevent from producing the cracks; as the number of sedimentary layers increases, the heat accumulation increases, the cooling rate decreases, the thermal stress increases, and the solidification crack expands in both the horizontal and longitudinal directions. The interlayer heat is reduced by interlayer cooling to obtain a single-channel multilayer crack-free structure. In the first layer of the deposition zone, the carbides gradually become round and the number decreases, and the hardness of the first layer decreases slowly.

Key words: laser deposition repair; process parameters; liquefied crack; solidification crack; microstructure

Corresponding author: Bian Hongyou, Ph. D., Professor, School of Mechanical Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, P. R. China, E-mail: bhy@sia.cn