

激光沉积修复 DZ125 合金的组织与摩擦磨损性能

卞宏友^{1,2}, 邱腾达¹, 王世杰², 李英³, 王伟¹, 杨光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, 辽宁 沈阳 110043)

摘要: 在 DZ125 高温合金铸造基体上进行激光沉积修复实验, 研究了激光沉积修复显微组织、硬度及摩擦磨损性能。结果表明: 沉积区底部为宽度约 8 μm 的平面晶、沿沉积高度方向外延生长排列紧密的柱状晶, 中部为树枝晶, 顶部为杂乱无章的等轴晶; 沉积区层与层交界处 γ' 相尺寸大于层内, 晶界处 γ' 相尺寸大于晶内; $\gamma+\gamma'$ 共晶相和 MC 碳化物明显沿晶界分布, 沉积区中下部多为短棒状 MC 碳化物, 沉积区顶部多现小块状以及八面体状 MC 碳化物。基体 HV_{0.3} 显微硬度为 4.1~4.2 GPa, 沉积区显微硬度高于基体, 为 4.55~4.75 GPa。沉积区磨损机理主要是轻微的磨粒磨损, 耐磨性能优于基体。

关键词: DZ125 高温合金; 激光沉积修复; 显微组织; 摩擦磨损

中图分类号: TG132.3⁺3; TN249

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)06-2039-07

DZ125 定向凝固镍基高温合金具有良好的耐高温性能, 适用于制造燃气涡轮转子叶片、导向叶片等高温零件^[1], 这些零件长期服役于高温苛刻的环境下, 极易出现边缘磨损、烧蚀等损伤。激光沉积修复技术具有热输入量小、对基体损伤小的特点, 且能够实现对复杂损伤构件的高性能近净成形修复, 在涡轮叶片等薄壁零部件的修复方面具有明显技术优势和良好应用前景^[2,3]。

各国学者研究表明, 激光沉积修复高温合金的快凝组织与铸锻造基体组织有较大差异。Choi 等^[4]发现激光沉积修复 IN718 柱状晶的生长方向与熔池冷却的方向基本相同。Cloots 等^[5]发现激光沉积 IN738LC 样件中的树枝晶由主干枝晶和分支组成。韩加军等^[6]指出激光沉积修复 DZ125 沉积区的碳化物及 γ' 相尺寸较基体显著细化。卢朋辉等^[7]表明 K418 高温合金修复区中 MC 碳化物呈骨架状或杆状分布于枝晶间。程宝义等^[8]发现激光沉积镍基合金的硬度以及摩擦磨损性能均优于基体。综上可知, 激光沉积修复高温合金组织明显细化, 且 MC 碳化物的形貌分布直接影响了沉积试样硬度及摩擦磨损等性能。

本实验采用定制 DZ125 高温合金粉末, 在铸造 DZ125 高温合金基体上进行激光沉积修复, 研究了试样的组织特征、硬度分布规律以及摩擦磨损性能, 以为 DZ125 高温合金叶片等高温零部件的修复提供参

考依据。

1 实验

实验基材为 DZ125 高温合金铸造圆棒, 沉积粉末为定制 DZ125 高温合金球形粉末, 基体与粉末材料的化学成分如表 1 所示, 粉末粒径为 100~300 μm 。实验前将基材表面清理干净, 粉末烘干。激光沉积工艺参数为: 功率 420 W, 扫描速度 1 mm/s, 送粉率为 0.1 g/min, 搭接率 50%。

实验在沈阳航空航天大学 LDM-800 激光沉积修复设备上进行, 沿垂直于激光扫描方向截取试样, 如图 1 所示。采用 HCl (20 mL)+CuSO₄ (5 g)+H₂O (100 mL) 腐蚀液对抛光后的试样进行腐蚀, 采用 OLYMPUS-GX51 型光学显微镜和 S3400 型扫描电镜进行显微组织观察, 采用 HVS-50 显微硬度计进行硬度测试。采用球盘式 HT-1000 型摩擦磨损试验机进行摩擦磨损性能测试, 其中载荷为 5 N 恒定载荷, 磨损直径为 6 mm, 磨损时间为 20 min。

2 结果与分析

2.1 宏观形貌

图 2a 为铸造基体光镜下的组织形貌。其中一次枝晶生长方向如图中 m 线段所示, 间距约为 210 μm 。

收稿日期: 2019-06-07

基金项目: 辽宁省自然科学基金 (20170540690); 国家重点研发计划 (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, 电话: 024-89723852, E-mail: bhy@sia.cn

表 1 基体和粉末的化学成分

Table 1 Chemical composition of the substrate and powders (wt%)											
Material	Al	Co	Cr	Mo	W	Ti	Ta	C	B	Hf	Ni
Substrate	4.8~5.4	9.5~10.5	8.4~9.4	1.5~2.5	6.5~7.5	0.7~1.2	3.5~4.1	0.07~0.12	0.01~0.02	1.2~1.8	Bal.
Powder	2.0~5.0	3.0~13	4.0~15	1.0~2.0	3.0~11.0	0.5~2.5	1.8~6.1	0.07~0.12	0.01~0.02	0.5~1.0	Bal.

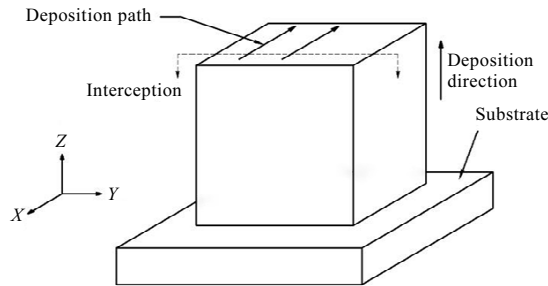


图 1 试样取样图

Fig.1 Schematic diagram of sample sampling

二次枝晶形态近似于六边形，生长方向如图中 n 线段所示。图 2b 为光镜下激光沉积 5 道 3 层组织形貌。由沉积区底部到顶部依次为：宽度约为 $8\text{ }\mu\text{m}$ 的白亮区域的平面晶，如图 2c 中箭头所示；平面晶之上是沿沉积方向外延生长紧密排列的柱状晶；沉积区中部的树枝晶及沉积区顶部杂乱无章的等轴晶，分别对应图 2d~2f。相比于铸造基体，激光沉积组织更为细小，且由底部到顶部晶粒逐渐细化。

由凝固结晶理论可知，液相的温度梯度 G 和实际结晶温度 T 之间的关系会影响晶粒形貌^[9]，如图 3 所示。激光沉积第一层时，基体处于室温状态，熔池温度梯度 G 非常大，始终高于实际的结晶温度线 T 。这样会使熔池中的液相在靠近基体一侧开始冷却，形成平面晶。

由于基体存在热累积，使熔池的温度梯度 G 有所降低，当熔池的温度梯度 G 部分低于实际结晶温度线 T 时，平面晶的生长条件被打破，形成沿沉积方向紧密排列的柱状晶。

随着沉积的进行，基体与沉积区的热累积不断增多，熔池的温度梯度将逐渐降低，当熔池的温度梯度 G 大幅低于实际结晶温度线 T 时；柱状晶的生长条件将被打破，形成树枝晶组织。

到了沉积区顶部，由于热累积的不断增多，此时熔池的温度梯度 G 将变得平缓，导致熔池中的任何部位都满足形核条件，使得冷却结晶现象不仅发生在固/液界面的前端，在熔池液相中任何区域都可以形核，所以在沉积区顶部形成杂乱无章的等轴晶组织。

2.2 γ' 相

图 4a 为铸造基体 γ' 相形貌。图 4b 为图 4a 的局部放大图。其中粗大的 γ' 相尺寸为 $0.3\sim1.3\text{ }\mu\text{m}$ ，多分布于枝晶间，且形状不规则，部分粗大 γ' 相出现粘连的情况；细小的 γ' 相尺寸小于 $0.15\text{ }\mu\text{m}$ ，形状为较规则的立方体。

图 4c 为沉积区 γ' 相形貌。观察到枝晶间晶界处(图 4c 中 A 曲线区域)以及层与层交界处(图 4c 中 B 曲线区域)分布着粗大的 γ' 相。图 4d 为 A、B 曲线交界处放大图。发现粗大的 γ' 相形状不规则，尺寸为 $0.3\sim0.7\text{ }\mu\text{m}$ ；细小的 γ' 相呈椭球状，尺寸小于 $0.15\text{ }\mu\text{m}$ 。

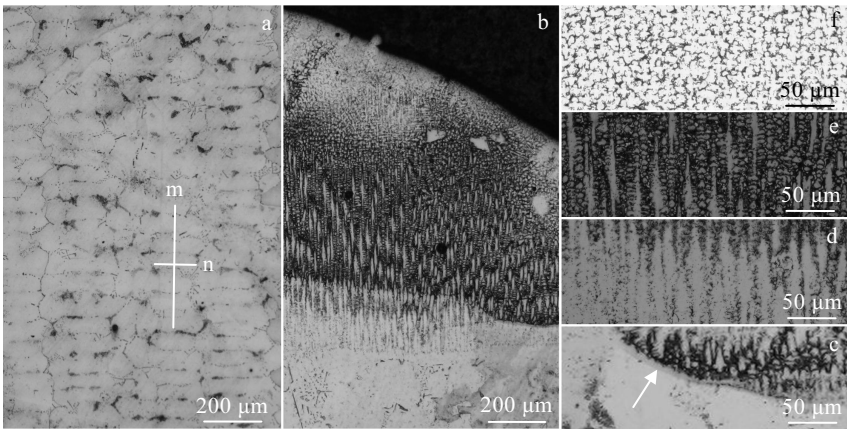


图 2 基体与沉积区的宏观形貌

Fig.2 Macroscopic morphologies of substrate (a) and deposition zone (b): (c) planar crystal, (d) columnar crystals, (e) dendrites, and (f) equiaxed crystal

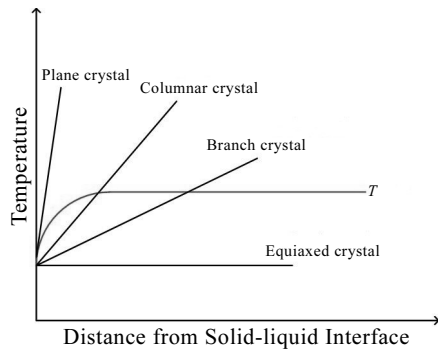


图3 温度梯度与实际结晶温度对结晶形貌的影响

Fig.3 Effect of temperature gradient and actual crystallization temperature on crystal morphology

沉积区枝晶间分布着粗大 γ' 相主要是由于激光沉积冷却速率大, γ' 相的形成元素 Ti 易于在枝晶间液相中偏析, 这会导致枝晶间晶界处的液相中 γ' 相浓度高于晶内; 在冷却过程中, 枝晶间晶界处的 γ' 相率先析出, 使晶界处的 γ' 相较晶内更为粗大^[8]。而层与层之间形成的粗大 γ' 相是由于前一层顶部的 γ' 相受到下一层激光的热影响及发生重熔现象, 使得前一层顶部的 γ' 相与下一层底部 γ' 相的生长时间更加充分, 进而层与层之间出现粗大 γ' 相。

2.3 $\gamma+\gamma'$ 共晶相

图 5a 为基体花团状 $\gamma+\gamma'$ 共晶相, 图 5b、5c 分别

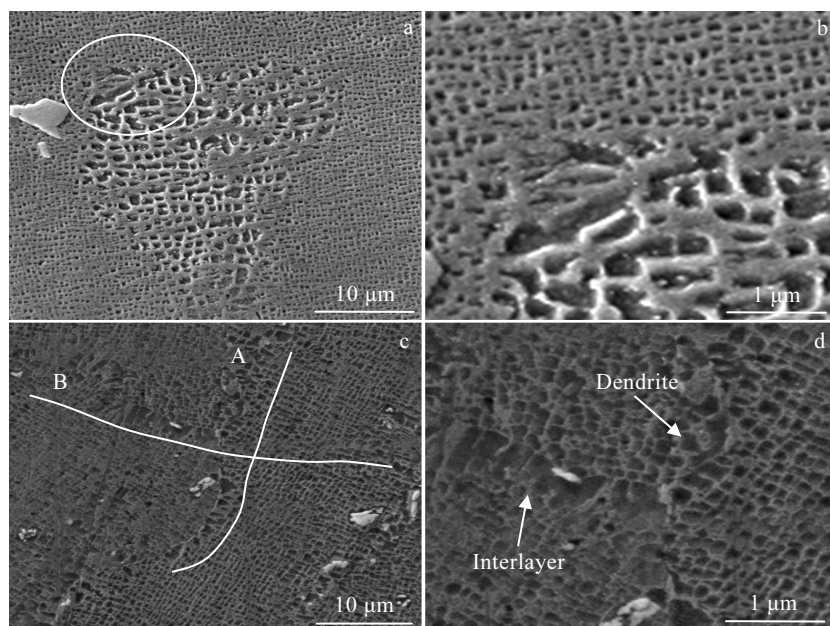
为沉积区中下部及沉积区顶部 $\gamma+\gamma'$ 共晶相。图 5d 为沉积区 $\gamma+\gamma'$ 共晶相的局部放大图。可以看出, 共晶相沿晶界分布现象明显, 沉积区共晶相尺寸小于基体, 且形状不规则。沉积区中下部共晶相呈线状分布, 沉积层顶部共晶相分布杂乱无章。

镍基高温合金凝固过程受散热条件及熔池的温度梯度等多因素影响, 属于非平衡态, 会在枝晶间产生偏析, 导致 $\gamma+\gamma'$ 共晶相产生^[4], 且激光沉积修复冷却速率快, $\gamma+\gamma'$ 共晶相产生后不及长大, 使得沉积区 $\gamma+\gamma'$ 共晶相的尺寸较基体更为细小。由于沉积区底部至顶部的组织形貌依次为呈线状分布的柱状晶, 树枝晶以及顶部杂乱无章的等轴晶, 所以 $\gamma+\gamma'$ 共晶相在沉积区中下部呈线状分布, 在沉积区顶部分布紊乱无规律。

2.4 MC 碳化物

图 6a 为基体 MC 碳化物分布图。图 6b、6c 分别为沉积区中下部及沉积区顶部 MC 碳化物分布图。可以看出, 基体的 MC 碳化物部分沿晶界析出, 部分在晶内析出; 沉积区晶界处析出大量 MC 碳化物。这主要是由于激光沉积冷却过程中, 随着 γ 相枝晶的长大溶质浓度会不断提高, Ti、C 等元素的含量随之不断提高; 而它们又是 MC 碳化物的主要形成元素, 当枝晶间液相中 Ti、C 等元素的溶质浓度超过溶解度时, 将在枝晶间析出 MC 碳化物。

图 7a、7b 为基体 MC 碳化物微观形貌图。图 7c、7d 分别为沉积区中下部及沉积区顶部 MC 碳化物微观

图4 基体与沉积区 γ' 相形貌Fig.4 γ' phase morphologies of the substrate (a, b) and deposition zone (c, d)

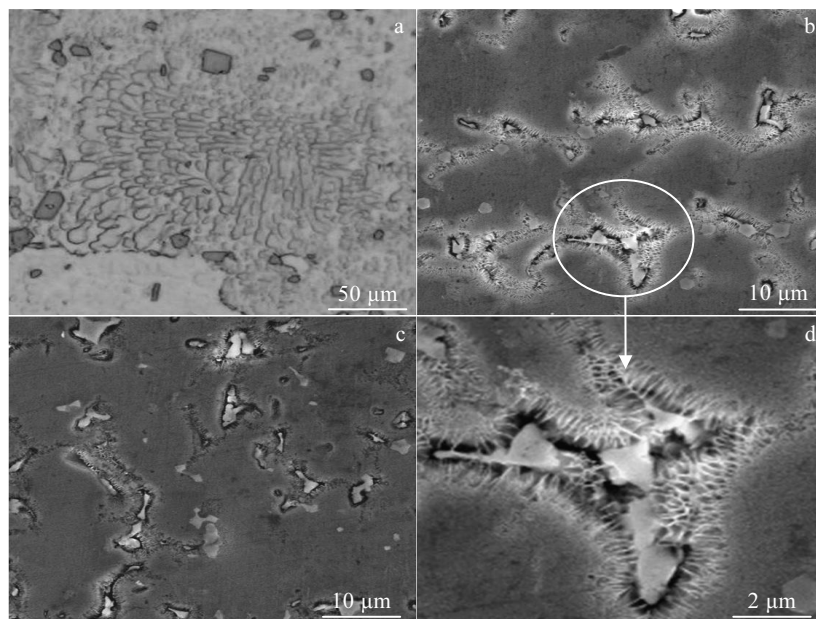
图 5 基体与沉积区 $\gamma+\gamma'$ 共晶相形貌

Fig.5 Morphologies of $\gamma+\gamma'$ eutectic phase of substrate (a), middle and lower (b), top (c) of the deposition zone, and partial enlargement of $\gamma+\gamma'$ phase in Fig.5b (d)

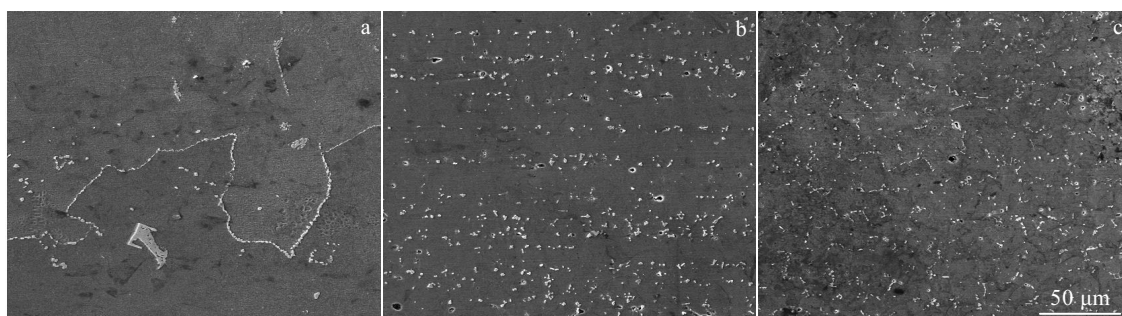


图 6 基体与沉积区 MC 碳化物分布

Fig.6 MC carbide distributions in the substrate (a), middle and lower (b), and top (c) of the deposition zone

形貌图。可以看出,基体碳化物呈字母状和链状,尺寸超过 $20\ \mu\text{m}$ 。沉积区 MC 碳化物沿晶界分布现象明显,沉积区中下部多现短棒状的 MC 碳化物,尺寸为 $2\sim 3\ \mu\text{m}$ 。沉积区顶部分布着小块状和八面体状 MC 碳化物,尺寸约为 $1\ \mu\text{m}$ 。总体上沉积区 MC 碳化物较基体更为细小。

激光沉积过程中,沉积区中下部的 MC 碳化物先以正八面体形核析出^[10,11],由于沉积区底部散热条件不好,冷却速度较低,并且由于热累积的影响,给予碳化物较长的生长时间,八面体的核胚会变得不稳定,碳化物核胚顶点会延伸出枝晶臂,枝晶臂不断生长,

最后形成短棒状 MC 碳化物^[12]。而沉积区顶部由于散热条件比较好,碳化物形核后生长时间极为短暂或来不及生长,导致沉积区顶部碳化物呈小块状或八面体状,如图 7e 所示。

2.5 显微硬度分析

图 8 为 5 道 3 层沉积试样由基体到沉积区顶部的显微硬度分布。可以看出,基体的 $\text{HV}_{0.3}$ 显微硬度为 $4.1\sim 4.2\ \text{GPa}$,沉积区的显微硬度要高于基体,为 $4.55\sim 4.75\ \text{GPa}$,沉积区内的显微硬度波动但较为稳定。

沉积区拥有较高的显微硬度主要有两方面原因,一是由于沉积区晶粒组织较基体显著细化,晶粒的细

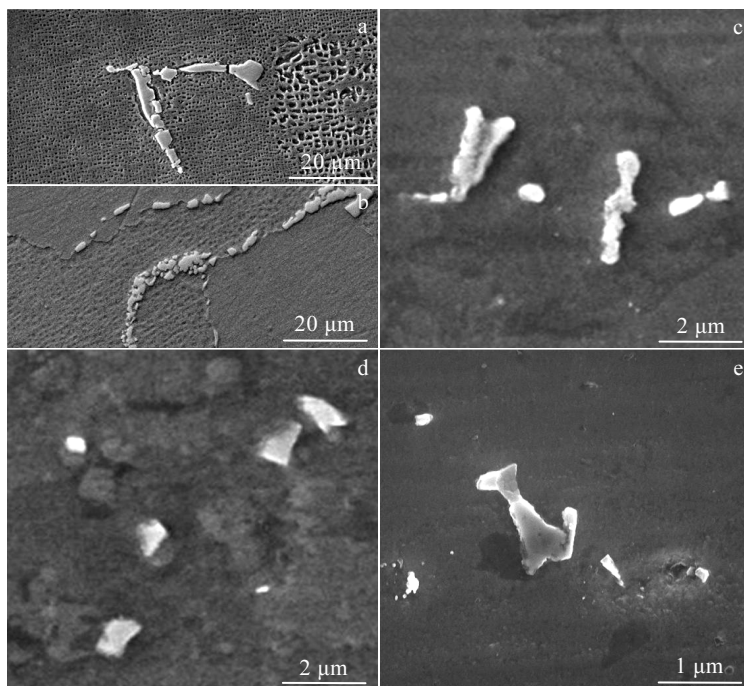


图 7 基体与沉积区 MC 碳化物形貌

Fig.7 MC carbide morphologies of substrate (a, b), middle and lower (c), top (d) of the deposition zone, and enlarged MC carbide at the top of the deposition zone (e)

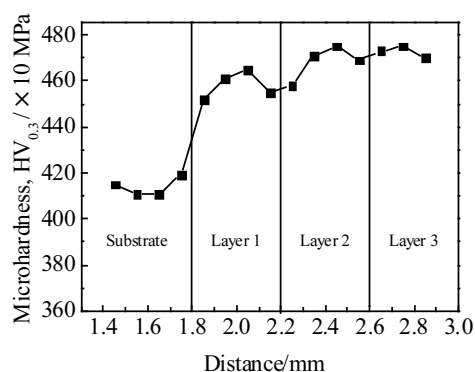


图 8 基体与沉积区显微硬度

Fig.8 Microhardness of substrate and deposition zone

化有利于显微硬度的提升。二是晶粒的细化会使晶界增多,从而导致晶界面积增大,而 MC 碳化物主要在晶界析出,将起到弥散强化作用;且晶界两侧的晶粒排列紊乱无规律,当塑性变形由一侧的晶粒通过晶界进入另一侧的晶粒时,晶界会产生较大的阻力,使其很难通过晶界,而且通过晶界后方向也会发生改变^[8],所以晶界的增多会增强抗变形能力,使沉积区拥有较高的硬度。

2.6 摩擦磨损性能

图 9 为基体与沉积区的摩擦系数曲线。磨损的前 1 min 内处于预磨期,摩擦系数迅速上升;经过预磨期后,进入剧烈磨损阶段,这时摩擦系数会呈现出较大波动;随着摩擦的不断进行,进入稳定磨损阶段。由于沉积区的组织细小,硬度高,使进入稳定磨损阶段后的沉积区摩擦系数低于基体,且较为稳定。

图 10 为基体与沉积区磨损形貌图。可以看出,基体出现严重的塑性变形和较深的犁沟以及凹坑,属于

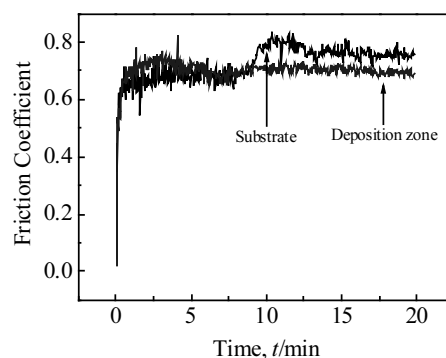


图 9 基体与沉积区摩擦系数曲线

Fig.9 Friction coefficient curves of substrate and deposition zone

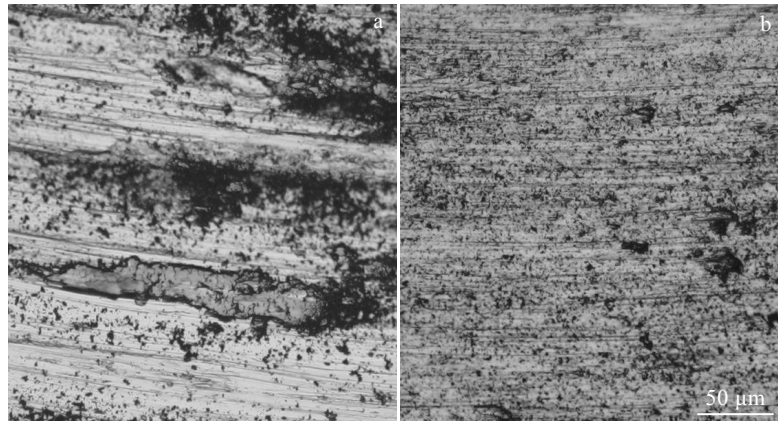


图 10 基体与沉积区磨损形貌

Fig.10 Wear morphologies of substrate (a) and deposition zone (b)

疲劳磨损和磨粒磨损。这是由于基体表面硬度低，形成的切屑会因为冷作硬化作用慢慢长大，进而参与切削，使材料表面形成较深的犁沟以及凹坑，并伴有严重的塑性变形。相比于基体，沉积区犁沟和凹坑较浅，有轻微的塑性变形，磨损机理主要是轻微的磨粒磨损，具有较好的耐磨性能。

沉积区耐磨性优于基体，一方面是由于沉积区组织细密，硬度高于基体，从而有较好的耐磨性。另一方面是由于 Cr, W, 和 C 等合金元素固溶于沉积层中，起到固溶强化作用以及 MC 碳化物弥散强化作用，提高了沉积区的硬度，且由于沉积区晶界多于基体，使得沉积区的抗变形能力更强，从而有效提高了耐磨性。

3 结 论

1) 相对于铸造基体，激光沉积修复 DZ125 合金组织更为细小；由底部到顶部晶粒逐渐细化，沉积区底部为宽度约 8 μm 的平面晶、沿沉积高度方向外延生长排列紧密的柱状晶、沉积区中部为树枝晶、顶部为杂乱无章的等轴晶。

2) 由于激光沉积修复层层叠加过程中的热累积及重熔作用，导致沉积区层与层交界处 γ' 相尺寸大于层内；由于 Ti 元素在枝晶间偏析使晶界处 γ' 相尺寸大于晶内；沉积区内 $\gamma+\gamma'$ 共晶相和 MC 碳化物呈沿晶界分布的特点，短棒状 MC 多分布于沉积区中下部，沉积层顶部多现小块状以及八面体状 MC 碳化物。

3) 由于激光沉积修复后的组织较基体显著细化，使得沉积区的显微硬度高于基体，且沉积区耐磨性能优于基体，其磨损机理主要是轻微的磨粒磨损。

参考文献 References

- [1] Chen Rongzhang(陈荣章), She Li(余力), Zhang Hongwei(张宏伟) et al. *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2000, 20(14): 14
- [2] Wen Shu(文舒), Dong Anping(董安平), Lu Yanling(陆燕玲) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2018, 54(3): 393
- [3] Liu Fencheng(刘奋成), Lin Xin(林鑫), Yu Xiaobin(余小斌) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2014, 50(4): 463
- [4] Choi J P, Shin G H, Yang S et al. *Powder Technology*[J], 2017, 310: 60
- [5] Cloots M, Wegener K. *Materials & Design*[J], 2016, 89: 770
- [6] Han Jiajun(韩加军), Lin Xin(林鑫), Yang Haiou(杨海欧) et al. *Foundry Technology*(铸造技术)[J], 2014, 35(10): 2320
- [7] Lu Penghui(卢朋辉), 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] Cheng Baoyi(程宝义), Feng Aixin(冯爱新), Mao Jiacheng(毛加成) et al. *Hot Working Technology*(热加工技术)[J], 2017, 46(10): 166
- [9] Zhang Wenyue(张文钺). *Welding Metallurgy*(焊接冶金学)[M]. Beijing: China Machine Press, 1980
- [10] Liu Lin(刘林), Fu Hengzhi(傅恒志), Shi Zhengxing(史正兴) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 1989(4): 48
- [11] Yu huan(余欢), Li Lian(李炼), Zhou Zhenzhen(周珍珍) et al. *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2014, 34(3): 1
- [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], 2016, 45(5): 1215

Microstructure and Wear Properties of Laser Deposition Repaired DZ125 Alloy

Bian Hongyou^{1,2}, Di Tengda¹, Wang Shijie², Li Ying³, Wang Wei¹, Yang Guang¹

(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 Corporation Ltd, AECC, Shenyang 110043, China)

Abstract: Laser deposition repair experiments were carried out on DZ125 superalloy casting substrate. The microstructure, hardness and friction and wear properties of the laser deposition repaired sample were studied. The results show that the morphology of the deposition area from bottom to top is as follows: there grow planar crystals with a width of about 8 μm and columnar crystals with close arrangement along the deposition direction at the bottom. The dendrites are in the middle of the sedimentary zone and the chaotic equiaxed crystals are at the top. The size of γ' phase at the boundary of the deposit zone is larger than that of the layer, and the size of the γ' phase at the grain boundary is larger than that of the crystal. The distribution of the eutectic and the MC carbides along the grain boundary is obvious. Different morphologies of MC carbides are found in the deposited area. Most of the MC carbides in the middle and lower parts of the deposit area are short rod-like MC carbides, and that in the top of the deposit areas are mostly small blocks and octahedral MC carbides. The $HV_{0.3}$ microhardness of the deposited area is 4.55~4.75 GPa, which is higher than that of the substrate 4.1~4.2 GPa. The wear resistance of the deposition area is superior to that of the substrate, and the wear mechanism is mainly abrasive wear.

Key words: DZ125 superalloy; laser deposition repair; microstructure; friction and wear

Corresponding author: Bian Hongyou, Ph. D., Professor, School of Mechanical Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, P. R. China, Tel: 0086-24-89723852, E-mail: bhy@sia.cn