

# 激光沉积修复 ZL114A 铝合金的组织及力学性能

钦兰云, 庞爽, 杨光, 王超, 王维

(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)

**摘要:** 采用 6 kW 光纤激光器对预制槽损伤的 ZL114A 铸造铝合金进行激光沉积修复实验研究, 分析了热处理前后激光修复区的组织形貌及分布规律, 并对试样的显微硬度和室温拉伸性能进行了测试。结果表明, 修复区与基材形成良好的冶金结合, 沉积区底部为近似平行于熔合线法线外延生长的柱状树枝晶, 一次枝晶间距约 15.7  $\mu\text{m}$ , 二次枝晶间距约 5.2  $\mu\text{m}$ , 共晶组织呈分叉棒状或块状连续分布于枝晶间隙, 在沉积层顶层顶部出现  $\alpha\text{-Al}$  柱状枝晶转变为等轴枝晶现象。热处理后修复区柱状枝晶的二次枝晶臂因高温原子扩散作用, 连成一片, 且共晶 Si 相粒状化明显, 粒径约 4.93  $\mu\text{m}$ , 部分颗粒均匀分布于一次枝晶臂的两侧。热处理后修复区硬度较沉积态平均提高约 1.6 倍, 且修复试样的室温拉伸力学性能优于铸造基材。

**关键词:** 激光沉积修复; ZL114A 铝合金; 显微硬度; 拉伸性能

**中图分类号:** TG146.2<sup>+</sup>1

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2017)06-1596-06

ZL114A 铝合金具有优良的综合力学性能和铸造性能, 适合于各种铸造方法, 广泛应用于航空航天、军事工业及民用工业等领域的高性能重要构件中<sup>[1]</sup>, 如飞机和导弹仓体等承受高载荷的零部件。这些铸件形状复杂, 要求抗拉强度高且不允许有裂纹、缩松等缺陷的存在<sup>[2]</sup>, 因此在实践中多种修复方法用于缺陷的修复, 如焊接、电镀、电弧或火焰堆焊, 热喷涂等<sup>[2-4]</sup>。然而传统修复方法因适应范围窄、热输入量大、效率低等问题无法达到高质量修复的目的。激光沉积修复技术 (laser deposition repair, LDR) 因其热量集中, 热输入量小等原因, 近年来被广泛用于修复各类金属构件, 如钛合金、镍基高温合金、铝合金、铁基合金、难熔合金、非晶合金等材料<sup>[5,6]</sup>。美国海军作战中心早在 2000 年就利用激光熔覆的方法修复了 7075 铝合金海下武器壳体部件, 以提高其耐腐蚀性和耐磨性能<sup>[7]</sup>。澳大利亚的 Y. Durandet 等采用 Al-12Si 粉末对 7075 铝合金的激光熔覆修复进行了研究, 主要分析了工艺参数对熔覆特性的影响<sup>[8]</sup>。国内也开展了铝合金的激光熔覆修复工作, 西安交通大学和西北工业大学利用不同粉末修复了 7075 铝合金, 并研究了修复组织和性能<sup>[4,9]</sup>。北航也对激光熔化沉积 4045 铝合金进行了研究, 阐述了沉积层不同区域 Si 相的形貌演化<sup>[10]</sup>, 分析了等温热处理后不同保温时间下沉积层硅相的分布形态。海军航空工程学院也采用激光熔铸方法修复 LY12CZ 航空铝合金, 并对修复试样的疲

劳性能进行分析<sup>[11]</sup>。

查阅文献发现, 因铝合金自身的高导热性和对激光的高反射性使其对采用激光加工受限, 且研究对象多集中于 7xxx 和 4xxx 铝合金。目前针对铸造铝合金零件的制造缺陷修复多采用焊接方法, 但此法在用于修复铸件的服役损伤及精加工零部件的加工超差过程中, 尚存在一些问题, 如热输入大易引起较大的应力和变形, 以及焊接接头的软化问题等。因此本实验拟对 ZL114A 铝合金的激光沉积修复进行研究, 考察修复试样热处理前后不同区域的组织分布及形成规律, 并对修复试样的力学性能进行考核, 以期为铸造铝合金构件的激光沉积修复提供实验数据和参考。

## 1 实验

ZL114A 铝合金的激光沉积修复实验在沈阳航空航天大学建立的 LDM-800 系统上完成, 该系统由 6 kW 光纤激光器、悬臂式三轴运动系统、双料仓送粉系统、气体循环净化系统以及氩气保护箱等组成。实验中氩气保护箱中的水氧含量可净化至 0.01% 以下。

实验用基材为 ZL114A 铝合金铸件。熔覆材料为真空等离子旋转电极法制备的 ZL114A 铝合金球形粉末, 粒度分布为 40~160  $\mu\text{m}$ , 化学成分如表 1 所示。根据 ZL114A 铝合金零件的铸造气孔、裂纹、加工超差等缺陷尺寸特点, 将常见的损伤规则化为槽状, 如

收稿日期: 2016-05-14

基金项目: 国家自然科学基金 (51505301, 51305280, 51375316); 辽宁省自然科学基金 (2015020118)

作者简介: 钦兰云, 女, 1977 年生, 博士, 副教授, 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, 电话: 024-89723852, E-mail: qinly@sau.edu.cn

表 1 ZL114 铝合金粉末成分

Table 1 Composition of ZL114 aluminium alloy powder

(ω/%)			
Si	Mg	Ti	Al
6.5~7.5	0.45~0.6	0.1~0.2	Bal.

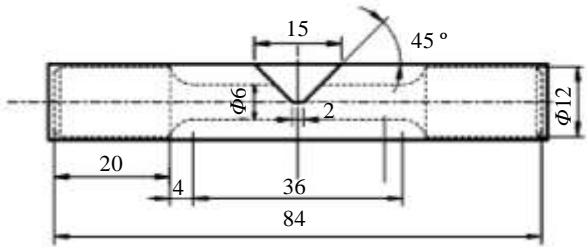


图 1 激光沉积修复预制损伤 ZL114A 拉伸试样取样示意图  
Fig.1 Schematic of LDRed ZL114A tensile specimen with pre-damage

图 1 所示，待修复基体尺寸为 86 mm×40 mm×30 mm，槽状损伤尺寸为长 40 mm，槽顶部和底部分别宽 15 mm 和 2 mm，深 6.5 mm，坡度角 45°。棒状拉伸试样修复区截面的高度占总体高度的 50%。修复后试样照片如图 2 所示。

激光沉积修复实验采用多层多道单向往复扫描方式，沉积方向为 Z 向（图 2），采用工艺参数为：激光功率 1800~2000 W，扫描速度为 5~7 mm/s，送粉速度 2~4 g/min，搭接率 45%~55%，分层厚度 0.8 mm，载气流量 2.2 L/min。修复前将铝合金粉末进行烘干处理；基材表面用砂纸打磨以去除氧化层，并用丙酮清洗后备用。试样热处理采用 T6 热处理制度，即首先将试样在 540 °C 保温 510 min，然后在 60~100 °C 的水中冷却，再在 165 °C 的低温炉中时效 580 min 空冷。利用电火花线切割沿垂直于激光扫描方向截取试样，经镶嵌、打磨和抛光后腐蚀，腐蚀液为 HF+H<sub>2</sub>O（体积比 1:10），腐蚀时间为 10~15 s。利用 OLYMPUS-GX51 型光学显微镜和日立 S-3400N 型扫描电镜观察和分析试样显微组织和成分；利用 HVS-1000A 型显微硬度计测定试样的显微硬度，加载载荷为 0.49 N，加载时间为 10 s；采用 INSTRON5982 电子万能材料试验机测试修复试样的室温拉伸性能，试件拉伸时采用位移控制，加载速率 2 mm/min。

## 2 结果与讨论

### 2.1 组织分析

激光沉积修复 ZL114A 铝合金 XOZ 截面微观组织如图 3 所示。明显可见，修复区与基材形成良好的冶

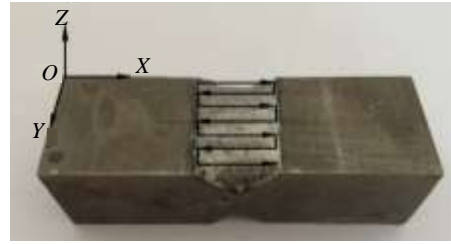


图 2 激光沉积修复 ZL114A 试样  
Fig.2 Photo of LDRed ZL114A sample

金结合。试样由底部铸件基体区，热影响区和顶部激光沉积修复区 3 部分组成。不同区域显微组织有明显区别，沉积修复区组织极其细小。这是因为激光沉积属于急冷急热技术，熔池冷却速度高达 10<sup>2</sup>~10<sup>6</sup> K/s。沉积层内出现少量枝晶间气孔、球形气孔，直径约为 10~75 μm。层与层之间的白亮带为激光加工的层带效应造成的，因新层的形成需要重熔部分已沉积层，同时过热效应使新层底部区域的组织发生了变化，因此在光学显微镜下呈现出不同形貌。

图 4 为激光沉积修复 ZL114A 试样的结合区、修复区中部以及修复区顶层顶部显微组织。可见铸造基材主要是由粗大 α-Al 枝晶(白色区域)和枝晶间 Si 相(灰色区域)组成（图 4a），α-Al 枝晶为尺寸相对均匀、形状不规则等轴晶，平均粒径为 175.79 μm；初生硅呈现粗大短棒状、片状以及少量块状形态；热影响区较窄，宽约 128 μm，组织略有长大。受激光熔池热作用，Al-Si 共晶组织（灰色区域）先熔化，α-Al（白色区域）受热后部分熔化，液态金属在快速凝固时发生共晶反应，使热影响区中共晶相含量较基材高。

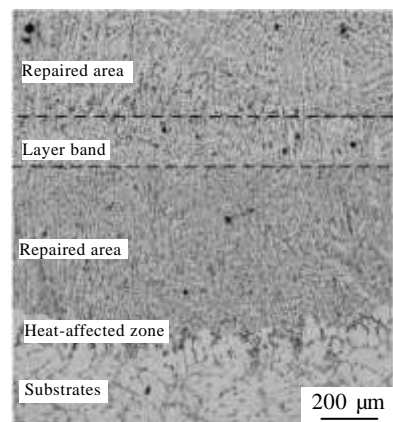


图 3 激光沉积修复 ZL114A 铝合金 XOZ 面显微组织  
Fig.3 Microstructure of LDRed ZL114A alloy in XOZ section

图 4b 为激光沉积修复 ZL114A 试样修复区中部组织。其中白色区域为 Al 枝晶，枝晶间区域为 Al-Si 共晶，一次枝晶间距约为 15.7  $\mu\text{m}$ ，二次枝晶间距约为 5.2  $\mu\text{m}$ 。在熔池的作用下，基材中的 Al-Si 组织熔化， $\alpha$ -Al 部分熔化时，熔池底部形成粗糙液/固界面，新的枝晶以未熔化的  $\alpha$ -Al 为基点，逆着热流方向，近似平行于熔合线法线生长。Al 枝晶的这种粗糙界面垂直生长的生长机制生长速度很快，有助于柱状树枝晶的长大<sup>[4]</sup>。

修复区顶层顶部组织如图 4c 所示。图中可见，定向生长的柱状树枝晶向转向枝晶转变，进一步转变为等轴晶。这是因为位于沉积层顶部熔池，其散热方式是多向的，不仅向底层进行热传导，还向空气中散热，而柱状晶以其热流方向最接近的枝晶作为起点进行生长，因此形成转向枝晶<sup>[12]</sup>。熔池顶部向空气中散热加剧，温度梯度方向接近甚至是平行于扫描方向，其温度梯度较小且凝固速度较大，熔池内近似均匀形核，晶核在各个方向生长速率趋于一致，凝固时容易形成等轴晶。因此，修复区底部至顶部的温度梯度降低、散热方式增多而导致凝固速度的增大是柱状晶转变为等轴晶的主要原因。

图 5 为热处理前后修复区显微组织对比图。从图 5a 可见，未经热处理的修复区（沉积态组织）为柱状 Al 枝晶组织，一次晶臂较长，二次晶臂较短，但清晰可见，Al-Si 共晶组织连续分布于 Al 枝晶间隙，呈不规则的块状、棒状分叉等形态（图 6a）。图 5b 为热处理态修复区组织，经固溶、时效处理后 Al 柱状树枝晶一次枝晶臂仍清晰可见并连续分布，因高温原子扩散作用，二次枝晶臂连成一片，且各柱状晶相互连接在一起，共晶 Si 相粒状化明显，尺寸和形状趋于均匀化和规则化，粒径约 4.93  $\mu\text{m}$ ，弥散分布于 Al 枝晶组织中（图 6b），部分颗粒均匀分布于一次晶臂的两侧（图 5c）。热处理后共晶 Si 相形态和分布发生了较大的变化，这是因为在固溶处理过程中，在共晶组织分叉及缩颈处由

于自由能较高，首先发生熔断，然后随着时间推移开始钝化并长大，最终形成了粒状形貌。Al 枝晶一次晶臂两侧出现整齐排列的粒状化硅相，是因为热处理前二次晶臂间的共晶组织在热处理时也发生了球化，同时高温使高能态的过饱和 Si 从 Al 相中脱溶析出，从而使硅相长大粗化，并分布在原二次枝晶间隙位置。

Al-Si 二元相图中共晶温度为 577  $^{\circ}\text{C}$ ，共晶反应时 Si 的质量分数为 12.5%。凝固过程中，首先析出 Al 枝晶，然后析出 Al-Si 共晶。图 6a 亮色区域为扫描电镜下修复区 Al-Si 共晶组织的背散射衍射像。区域 1 的能谱分析结果显示，Al 枝晶中 Si 的质量分数为 1.70%，区域 2 位置 Al-Si 共晶中 Si 的质量分数为 28.63%，Al、Si 相呈现过饱和状态，这表明共晶共生区偏向于 Si 相生长。另外由于 Al 原子间是金属键，相对于 Si 相的小平面生长所需的过冷度小，熔点低于 Si 相，因此共晶共生区偏向于高熔点的 Si 相。与 Al 相相比，Si 相更易于形核且生长速度更快。ZL114A 合金中 Mg 的质量分数为 0.4%~0.6%，区域 1 中 Mg 的质量分数为 0.97%，可见 Mg 作为增强元素富集于  $\alpha$ -Al 中，起到强化  $\alpha$ -Al 固溶体的效果<sup>[13]</sup>。图 6b 为修复区 T6（固溶+时效）热处理态的 SEM 照片。经热处理后 Si 相粒状化明显，粒状化 Si 相的来源主要分为两部分，其一原间隙棒状化 Si 熔断、合并。其二经固溶处理+人工时效使 Si 相从  $\alpha$  固溶体中析出。区域 3 的能谱分析结果显示，Al 枝晶中 Si 的质量分数为 1.67%，区域 4 位置 Al-Si 共晶中 Si 的质量分数为 59.31%，较热处理前 Si 相含量显著增大，可充分发挥其强化作用，显著提高合金强度。又因球化的 Si 相降低了对基材的割裂，进而增强了合金韧性<sup>[14]</sup>。

### 2.2 显微硬度分析

图 7 为激光沉积修复 ZL114A 合金沉积态和热处理态 XOZ 截面显微硬度分布曲线。从图中可见，未热处

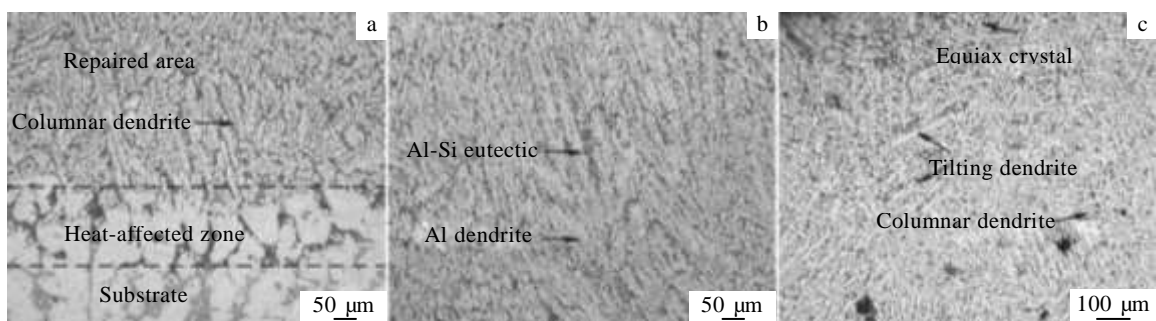


图 4 激光沉积修复 ZL114A 合金不同区域显微组织

Fig.4 Microstructures of different regions of LDRed ZL114A alloy: (a) binding domain, (b) middle of the repaired zone, and (c) top of the repaired zone

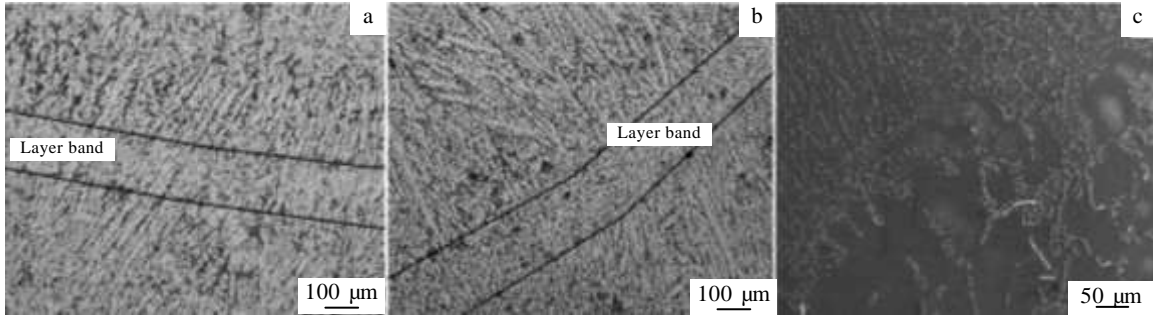


图 5 激光沉积修复 ZL114A 合金修复区沉积态和 T6 热处理态的显微组织

Fig.5 Microstructures of repaired zone of LDRed ZL114a alloy: (a) OM image of as-deposited, (b) OM image of heat treatment state, and (c) SEM image of heat treatment state

表 2 ZL114A 铝合金热处理态铸件基材和修复后热处理试样室温拉伸性能对比

Table 2 RT tensile properties comparison between cast substrate and LDRed samples under the same heat treatment conditions

Sample	Aluminum alloy cast substrates				LDRed ZL114A aluminum alloy samples			
	1#	2#	3#	4#	1#	2#	3#	4#
Tensile strength/MPa	326.53	317.36	310.02	320.01	321.27	333.36	333.20	325.30
Elongation/%	3.30	5.01	3.70	1.62	9.26	6.86	6.96	6.93

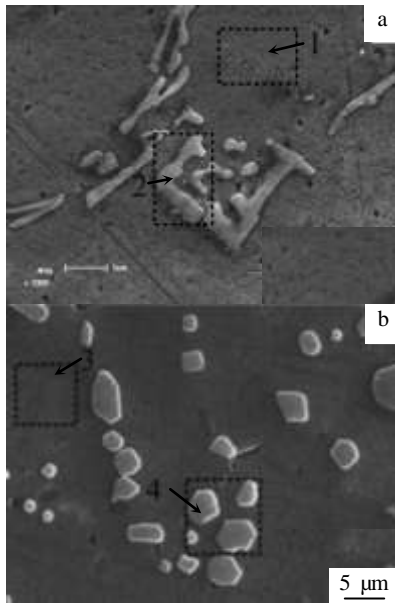


图 6 热处理前后修复区 SEM 照片

Fig.6 SEM images of repaired zone of LDRed sample: (a) as-deposited and (b) heat treatment state

理修复试件基材的 HV 硬度约 710.5 MPa, 修复区硬度约 825.2 MPa, 其硬度比基材高 16.1%。这主要是因为: (1) 修复区组织较为细密, 而基体的组织较为粗大, 因此组织细化是修复区硬度提高的原因之一; (2)

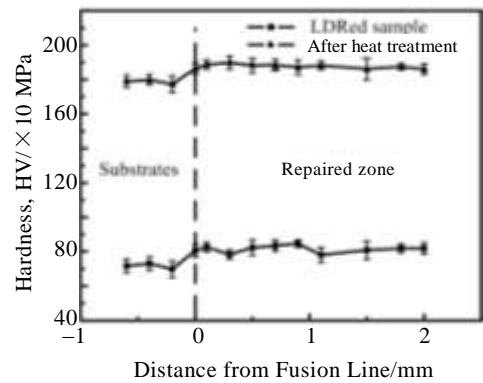


图 7 激光沉积修复 ZL114A 合金沉积态和热处理态 XOZ 截面显微硬度分布曲线

Fig.7 Micro-hardness distribution of LDRed ZL114A alloy in XOZ section at different treated conditions

由 Al 相及 Si 相演化机理可知, 在激光沉积修复快熔快凝的过程中, 得到过饱和  $\alpha$  固溶体, Si 相趋于粒状化, 因此具有更强固溶强化和晶粒细化强化效果。

热处理后试样修复区的显微硬度较未热处理试件修复区硬度平均提高约 1.6 倍, 这与热处理的固溶强化和时效强化有关。对比图 7 中 2 曲线可知, 热处理后修复区显微硬度曲线较热处理前波动较小且趋于平缓, 说明修复后热处理对提高修复区组织强度效果明显。

### 2.3 室温拉伸性能

因基材与修复区作为零件的一部分,因此研究修复区与基材的结合强度是人们关注的主要问题之一。沉积修复件拉伸试样照片如图 8 所示。箭头所指之处为试样断口位置,表明修复后热处理试样断裂位置位于铸件基材区。说明修复区的强度均优于铸造基材区。图 9 为沉积修复试样断口微观照片。可见其断口存在大量解理面,其断裂机制为典型的解理脆性断裂。表 2 为 ZL114A 铝合金热处理态铸件基材和修复后热处理态试样室温拉伸性能对比参照表。修复后热处理试样抗拉强度达到 320~330 MPa,与热处理铸造基材强度相当。其断后伸长率为 6.86%~9.26%,较铸件基材平均提高 54.68%。



图 8 沉积修复件拉伸试样照片

Fig.8 Photo of tensile samples of LDRed alloy

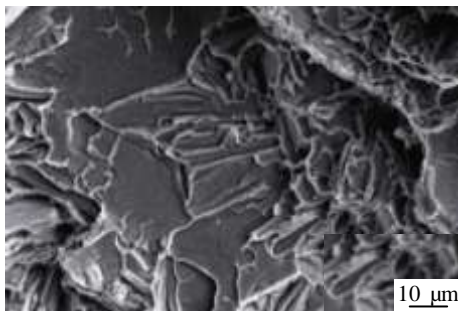


图 9 沉积修复件拉伸试样断口照片

Fig.9 SEM image of the tensile fracture of LDRed alloy

## 3 结 论

1) 基材与修复区形成了良好的冶金结合,修复区由 Al-Si 共晶和具有外延生长特征的  $\alpha$ -Al 柱状树枝晶组成,一次枝晶间距约 15.7  $\mu\text{m}$ ,二次枝晶间距约 5.2  $\mu\text{m}$ ,在试样顶部出现了转向枝晶和等轴晶。

2) 热处理后修复区可见  $\alpha$ -Al 柱状枝晶一次枝晶

臂,但由于高温原子扩散作用,二次枝晶臂连成一片;具有分叉特征的块状、棒状共晶 Si 相粒状化,粒径约 4.93  $\mu\text{m}$ ,弥散分布于 Al 枝晶组织中。

3) 未热处理修复试样其修复区较基材硬度提高了 16.1%。经 T6 热处理的细晶强化和固溶强化作用,修复试样其修复区较沉积态硬度提高了约 1.6 倍。热处理态激光修复试样室温力学性能优于铸造基材。

### 参考文献 References

- [1] Chen Guozhu(陈国珠), Xia Feng(夏 风), Hu Yonggang(胡永刚) et al. *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2011(11): 53
- [2] Hong He(红 鹤), Zhang Xichuan(张希川), An Zhenzhi(安振之) et al. *Journal of Shenyang University of Technology*(沈阳工业大学学报)[J], 2001, 23 (S): 6
- [3] Chen Yongxiong(陈永雄), Wei Shicheng(魏世丞), Liang Xiubing(梁秀兵) et al. *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2012(6): 16
- [4] Wang Xiaoyan(王小艳), Chen Jing(陈 静), Lin Xin(林 鑫) et al. *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2009, 36(6): 1585
- [5] Lin Xin(林 鑫), Huang Weidong(黄卫东). *Scientia Sinica Informationis*(中国科学: 信息科学)[J], 2015, 45(9): 1111
- [6] Wang Huaming(王华明). *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*(航空学报)[J], 2014, 35(10): 2690
- [7] Toyserkani Ehsan, Khajepour Amir, Corbin Stephen. *Laser Cladding*[M]. Netherlands: CRC Press LLC, 2005
- [8] Durandet Y, Brandt M, Liu Q. *Materials Forum*[J], 2005, 29: 136
- [9] Guo Yongli(郭永利), Liang Gongying(梁工英), Li Lu(李 璐). *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2008, 35(2): 303
- [10] Chen Yongcheng(陈永城), Zhang Shuquan(张述泉), Tian Xiangjun(田象军) et al. *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2015, 42(3): 0303008-6
- [11] Lu Changliang(卢长亮), Hu Fangyou(胡房友), Huang Xuren(黄旭仁) et al. *Ordnance Material Science and Engineering*(兵器材料科学与工程)[J], 2011, 34(6): 58
- [12] Jiang Hua(姜 华), Tang Haibo(汤海波), Fang Yanli(方艳丽) et al. *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2012, 39(2): 0203 004
- [13] Deng Yuping(邓玉平). *Dissertation for Master*(硕士论文)[D]. Wuhan: Huazhong University of Science & Technology, 2008
- [14] Fan Yaoqiang(范耀强). *Dissertation for Master*(硕士论文)[D]. Taiyuan: Zhongbei University, 2013

## Microstructure and Mechanical Properties of Laser Deposition Repaired Cast ZL114A Aluminium Alloy

Qin Lanyun, Pang Shuang, Yang Guang, Wang Chao, Wang Wei

(Key Laboratory of Fundamental Science for National Defence of Aeronautical Digital Manufacturing Process, Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, China)

**Abstract:** ZL114A cast aluminum alloy with pre-groove damage was repaired by laser deposition repair (LDR). Microstructure and distribution law of laser deposition repaired zone before and after heat treatment were analyzed, and then microhardness and room temperature tensile properties of the samples were tested. The results show that a good metallurgical combination is formed between the repaired zone and the substrate. At the bottom of the deposition layer,  $\alpha$ -Al columnar dendrites, which are approximately parallel to the normal directions of the fusion line appear with epitaxial growth feature. The primary dendrite arm spacing is about 15.7  $\mu\text{m}$ , and the distance between secondary dendrites is about 5.27  $\mu\text{m}$ . Eutectic structure presents as bifurcated rod or block, and continuously distributes in the gaps among dendrite crystals, and  $\alpha$ -Al columnar dendrites transforms into equiaxed crystal at the top of the last deposition layer. After the heat treatment, secondary dendrite arm of columnar dendrite is expansive because of atomic diffusion, and eutectic Si granulation is clear, the particle size is about 4.93  $\mu\text{m}$ , and part of them distribute uniformly on both sides of primary dendritic arm. The hardness of repaired area increases by 1.6 times compared with that of the deposited sample after heat treatment, and the room temperature tensile properties are better than those of cast substrates.

**Key words:** laser deposition repair (LDR); ZL114A aluminium alloy; hardness; tensile property

---

Corresponding author: Qin Lanyun, Ph. D., Associate Professor, Key Laboratory of Fundamental Science for National Defence of Aeronautical Digital Manufacturing Process, Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, P. R. China, Tel: 0086-24-89723852, E-mail: qinly@sau.edu.cn