2020 年 3 月 March 2020

DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2020-39346

# 激光沉积修复 GH536/GH738 合金的 组织及力学性能



卞宏友1,朱明昊1,李 英2,杨 光1,王 维1,王 伟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, 沈阳 110136;2. 中国航发沈阳黎明航空发动机有限责任公司 焊接技术室, 沈阳 110043)

摘 要:采用 GH536 合金粉末对 GH738 合金损伤试样进行激光沉积修复试验研究,通过正交试验法优化工艺参数,得到较小熔深、无缺陷的修复试样;测试分析了修复试样的显微组织、室温拉伸性能及显微硬度。结果表明: 合金修复区为外延生长的柱状晶组织,修复区边缘柱状晶取向较一致,修复区中心柱状晶出现一定角度转向;合 金修复区枝晶干上主要为富含 Mo、Cr 的 M<sub>6</sub>C 碳化物,晶界处出现少量细小的 M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>碳化物。相比于基体,合金 热影响区中 y'相数量减少并呈粗化趋势,MC 碳化物发生分解。激光沉积修复试样室温抗拉强度为 GH738 锻件的 66.5%,高于 GH536 锻件强度;断后伸长率分别低于 GH738 锻件及 GH536 锻件的;修复区域的显微硬度分别低 于 GH738 基体的显微硬度,高于 GH536 锻件的显微硬度。

关键词: GH536 合金; GH738 合金; 激光沉积修复; 显微组织; 拉伸性能; 显微硬度
 文章编号: 1004-0609(2020)-03-0542-08
 中图分类号: TH164
 文献标志码: A

GH738 合金(美国牌号 Waspaloy)适用于制作航空 发动机涡轮盘、封严圈等零部件,零部件在恶劣服役 环境下易出现表面磨损、裂纹等损伤失效情况,因激 光沉积修复技术具有热输入小、能实现近净成形修复 等优点,在损伤零部件快速高质修复方面具有显著优 势<sup>[1-3]</sup>。

国内外学者对高温合金的激光沉积修复技术研究 较多:卢朋辉等<sup>[4]</sup>研究优化了激光修复工艺参数,降 低了 K418 合金涡轮叶片修复时产生裂纹的倾向;盛 定高<sup>[5]</sup>对 K417G 镍基合金涡轮叶片进行了激光修复, 修复后热影响区较小,修复区域组织良好,硬度较高; RAZAVI<sup>[6]</sup>对 Waspaloy 合金板材进行了激光修复研 究,发现相对于基体修复区中碳化物含量较少,显微 硬度低于基体;ROTTWINKEL等<sup>[7]</sup>对涡轮叶片尖端裂 纹进行了激光沉积修复,修复区域熔合良好、无裂纹。 然而有时受到材料自身化学成分、强化机制、热物性 等因素的影响<sup>[8]</sup>,采用同质材料进行修复并不能达到 修复需求。徐志刚等<sup>[8]</sup>研究表明:采用钴基粉末激光 沉积修复叶片,可降低 K17 叶片的裂纹敏感性;靳延 鹏<sup>[9]</sup>分别采用 K418 和 Inconel718 两种合金粉末对 K418 高温合金涡轮叶片进行激光沉积修复,研究结果 显示:采用 K418 粉末修复 K418 涡轮叶片修复效果欠 佳,未能得到组织致密良好的沉积修复层;而采用 Inconel718 粉末修复的沉积层熔合良好,强度较高。

对于 GH738 合金封严圈而言,在复杂的气流冲击下,封严圈容易与其配合的盘类零部件发生相互磨损, 盘类零部件价格昂贵、制造精度高、修复困难;而当 采用同材质的粉末对 GH738 合金损伤试样进行修复 并时效热处理后,修复区的硬度高于 GH738 合金基体 的硬度<sup>[2]</sup>。因此,为避免在使用过程中过度磨损盘类 零部件,需要选择比 GH738 合金硬度略低的材料对封 严圈进行修复。

GH536 合金(美国牌号 Hastelloy-X)的硬度约为 170HV,相对于硬度约为 340HBS<sup>[10]</sup>(约合 360HV)的 GH738 合金而言,硬度略低;并且 GH536 合金具有 良好的抗氧化性和耐腐蚀性,900℃下蠕变强度适中, 焊接性能良好,热膨胀系数与熔点和 GH738 合金相 近,符合激光沉积修复的材料匹配原则<sup>[11]</sup>,因此选择 GH536 合金作为修复材料。

本文采用 GH536 合金粉末对 GH738 合金损伤试 样进行激光沉积修复试验,并深入研究了修复试样显 微组织特征及其对室温拉伸性能和硬度分布的影响,

基金项目: 辽宁省自然科学基金资助项目(20170540690); 国家自然科学基金资助项目(51375316)

收稿日期: 2019-01-20; 修订日期: 2019-06-20

通信作者: 卞宏友, 副教授, 博士; 电话: 18040036511; E-mail: bhy@sia.cn

指导优化激光修复及热处理工艺。

## 1 实验

采用 LDM-800 型系统进行激光沉积修复试验, 基板材料为经过标准热处理((1080 ℃,4 h,空 冷)+(840 ℃,24 h,空冷)+(760 ℃,16 h,空冷))的 GH738 锻件板材,尺寸为90 mm×70 mm×3 mm;沉 积粉末为 GH536 合金球形粉末,粒径为150~250 µm。 修复试样尺寸示意图如图 1 所示。待修复槽的长度为 30 mm,厚度 h 为 3.2 mm,上沿宽 w 为 14 mm,坡角  $\theta$  为 30°。修复试样经加工和腐蚀制成金相样品,腐蚀 液为 CuCl<sub>2</sub> 5 g、C<sub>2</sub>H<sub>5</sub>OH 100 mL、HCL 100 mL 的混 合液,腐蚀时间约为 30 s。采用 OLYMPUS-GX51 型 光学显微镜和S3400型扫描电镜(SEM)观察显微组织, 并采用扫描电镜附带的能谱仪(EDS)对物相成分进行 分析。利用 Z050 型试验机进行室温拉伸测试,拉伸 试样尺寸如图 2 所示。采用 HVS-1000A 显微硬度计



图1 修复试样示意图

Fig. 1 Schematic diagram of specimen



Table 1 Test parameter combination and deposition feature sizes of samples



图2 拉伸性能尺寸试样示意图

Fig. 2 Sketch of tensile testing specimen(Unit: mm)

测试修复试样的显微硬度,拉伸时采用位移控制,加载速率1mm/min。

# 2 结果与分析

#### 2.1 工艺参数优化

采用正交试验法设计工艺参数组合进行单道激光 沉积试验,试验参数组合及沉积道特征尺寸测量结果 如表 1 所示, *D*<sub>R</sub> 为熔深的极差, *D*<sub>K</sub> 为熔深的方差, 取熔宽 *W*、熔高 *H*、熔深 *D* 为单道沉积层的特征尺寸, 如图 3(a)所示。

熔深较小时修复区的抗裂性能较好<sup>[12]</sup>,由表3可知,激光功率对熔深的极差*D*<sub>R</sub>及方差*D*<sub>K</sub>的值最大,表明激光功率对熔深的影响最大,激光功率选取低值

Sample	E	Experimental parameter			Experimental result		
No.	P/W	$v_{\rm s}/({\rm mm\cdot s}^{-1})$	$v_{\rm f}/({\rm r}\cdot{\rm min}^{-1})$	W/µm	<i>H</i> /µm	D/µm	
1	800	3	0.5	2332	207	262	
2	800	4	0.4	1992	188	176	
3	800	5	0.7	1819	322	101	
4	800	6	0.6	1395	169	69	
5	1000	3	0.6	2746	200	500	
6	1000	5	0.4	2402	102	400	
7	1000	4	0.7	2592	553	255	
8	1000	6	0.5	2271	212	293	
9	1200	3	0.7	2992	960	302	
10	1200	6	0.4	2886	313	402	
11	1200	4	0.6	2840	513	334	
12	1200	5	0.5	2848	305	435	
RD	216	101	107				
KD	10088	1791	7998				

有利于获得较小的熔深;结合沉积道截面组织观察分析,优选参数组合为激光功率 800 W、扫描速度 4 mm/s、送粉速度 0.4 r/min。经搭接率与层高优化试验,优选搭接率 45%、层高 0.5 mm。图 3(b)所示为采用优化参数获得的无气孔及熔合不良等缺陷的多道多层沉积试样。

#### 2.2 显微组织特征

GH738 合金基体及修复区域的显微组织如图 4 所示。由图 4(b)可知基体为均匀的等轴晶组织,其晶粒 平均尺寸约为 40 µm。热影响区晶粒平均尺寸约为 60 µm,个别晶粒尺寸达到 110 µm,与基体相比晶粒明 显粗化。修复区为典型的外延生长柱状晶,对比图 4(d)、(e)可看出,修复区边缘的柱状晶趋于平行生长, 取向较为一致;在修复区中心,柱状晶之间出现了一 定角度的偏转。

激光沉积修复过程中,因熔池传热作用会在基体 上形成热影响区,进而发生再结晶、偏析等行为,导 致热影响区的晶粒发生粗化<sup>[13]</sup>。修复区边缘处,热量 沿着基体散失,枝晶的生长方向与热流方向相反,因 此柱状晶垂直于基体生长,生长取向具有较高的一致 性;在修复区中心,新生的枝晶会在上层枝晶形核生 长,而随着修复体的层层叠加长大,热量主要通过已修 复区散失,导致柱状晶生长时出现一定角度的偏转<sup>[14]</sup>。



#### 图 3 单道激光沉积层特征尺寸及多道多层沉积试样组织

Fig. 3 Feature sizes of single-track laser deposition layer(a) and microstructure of multi-layer laser deposition(b)



#### 图 4 GH738 合金修复区的显微组织

**Fig. 4** Microstructures of repair zone of GH738 alloy: (a) Repair zone interface; (b) Substrate; (c) Heat affected zone; (d) Edge of repair zone; (e) Center of repair zone

#### 2.3 y'相分布

图 5 所示为 GH738 合金中 y'相的形貌。由图 5 可 知, GH738 合金基体中 y'相的尺寸约为 60nm,大小 均匀,弥散分布于基体中。与基体相比,热影响区中 部分 y'相尺寸达到 80nm,有长大趋势,而 y'相含量明 显减少,平均间距显著增大。这是由于激光沉积修复 过程中,热影响区的温度会瞬时增高,尺寸较小 y'相 在高温下回溶于基体中,同时,溶质原子会促使尺寸 较大的 y'相集聚长大<sup>[15]</sup>,从而使 y'相粗化。y'相的粗化 速率与 y'相的原始尺寸密切相关,主要由其扩散激活 能所决定; y'相原始尺寸越大其扩散激活能越低,y' 相颗粒长大速率越快,粗化越明显<sup>[15]</sup>。,基体中的 y' 相为尺寸较小的球形 y'相(见图 5(b)),扩散激活能较 高,因此 y'相长大速率较慢,粗化程度较小。另外激 光沉积修复过程中较高的冷却速率也对 y'相的粗化起 到了抑制作用。 扫描电镜下在 GH536 合金修复区未观察到 y'相。 因为 GH536 合金是主要用铬和钼元素固溶强化的镍 基高温合金,相对于 GH738 合金,用于形成 y'相的 Al、Ti 元素含量相对较少,文献[16]中指出,GH536 合金中因 Al、Ti 元素的贫乏使得合金中不易形成 y' 强化相。

#### 2.4 碳化物分布

图 6(a)~(d)所示分别为基体、热影响区、修复区 边缘、修复区中心处的碳化物形貌图。如图 6(a)所示,



图 5 GH738 合金中 y'相形貌及含量

Fig. 5 Morphologies and content of  $\gamma'$  phase in GH738 alloy: (a) Heat affected zone; (b) Substrate



图 6 GH738 合金中碳化物分布 Fig. 6 Carbide distribution of GH738 alloy: (a) Substrate; (b) Heat affected zone; (c) Edge of repair zone; (d) Center of repair zone

Table 2   EDS analys	sis of different p	osition in Fig. 6						
Position No.	Mass fraction/%							
	С	Ti	Cr	Ni	Мо	Co	Fe	
1	14.2	52.58	3.46	3.15	25.4	1.21	_	
2	12.4	53.08	6.28	3.91	21.1	3.23	_	
3	16.02	34.23	29.04	4.98	14.59	1.14	_	
4	10.09	37.81	28.86	5.06	16.23	1.95	_	
5	13.4	2.88	24.51	29.27	18.11	1.28	10.55	

表 2 图 6 不同位置处的 EDS 能谱分析结果

基体中存在较大尺寸的立方体状碳化物(见图 6(a)中 ①区),由EDS可知,此种碳化物Ti、Mo元素含量较 高,为MC碳化物。热影响区存在两种形态碳化物,

一种为呈立方体状的碳化物(见图6(b)中②区),经EDS 分析此种碳化物含有大量的 Ti、Mo 元素,成分与基 体中的碳化物成分相似,为 MC 碳化物;另一种碳化 物为相对细小的颗粒状碳化物(见图 6(b)中③区),由 EDS 得知该碳化物 Cr 元素含量较多,为  $M_{23}C_6$ 碳化 物。修复区边缘处观察到少量细小的颗粒状碳化物(见 图 6(c)中④区),其断续分布于晶界处,尺寸约为 200 nm,经EDS分析为富含Cr元素的M23C6碳化物。在 修复区中心的枝晶干上断续分布着骨架状碳化物,由 EDS 显示此碳化物主要含有 Cr、Ni、Mo、Fe 四种元 素,为 M<sub>6</sub>C 碳化物(见图 6(d))。

在激光修复过程中,热影响区的温度相对较高, MC 碳化物在高温下会发生分解反应生成 M23C6 碳化 物[17]。在修复区域中, M<sub>6</sub>C 碳化物主要分布于枝晶干, 这与由碳化物中所含元素的偏析系数密切相关;由于 Cr、Fe 元素偏析系数小于 1,因此倾向于偏析在枝晶 干。

#### 2.5 室温拉伸性能

修复试样的室温拉伸性能测试结果见表 3, 图 7 所示为合金拉伸断口形貌。拉伸断口均位于 GH536 修复区域,断口上存在较深的等轴韧窝,表现为典型 的韧性断裂;沉积态修复试样的平均抗拉强度为 849.6MPa, 达到 GH738 锻件的 66.5%, 高出 GH536 锻件的 6.3%; 平均断后伸长率为 14.25%, 分别低于 GH738 锻件的与 GH536 锻件的。

激光沉积修复试样的抗拉强度高于 GH536 锻件 主要归因于以下几点: 1) GH536 合金主要是用 Mo、 Cr 元素固溶强化的镍基高温合金,合金中存在因 Cr 原子聚集而形成的短程有序区,产生短程有序强化作 用<sup>[18]</sup>; 而激光修复过程中熔池内的对流传质导致熔池 内元素的扩散系数极大<sup>[11]</sup>,相比于锻件,Cr元素会更 充分、更均匀地扩散到 y 奥氏体的短程有序区中, 使 得位错运动通过短程有序区时切割短程有序晶体所需 应力变大,有利于进一步增强短程有序强化效果[18]。 2) 由图 4(e)可知, 修复区的枝晶组织间出现了一定程 度的偏转,在枝晶偏转处会形成新的晶界,导致单位 面积内晶界数量增加,变形过程中位错的钉扎作用增



图7 合金室温拉伸断口形貌

Fig. 7 Room temperature tensile fracture morphologies of alloy: (a) Macrograph; (b) Microscopic morphology

表3 修复试样的室温拉伸性能						
Table 3         Room temperature tensile properties of samples						
Sample No.	Condition	$\sigma_{ m b}/{ m MPa}$				

Sample No.	Condition	$\sigma_{ m b}/{ m MPa}$	$\sigma_{0.2}$ / MPa	Elongation/%
1#	As-deposited	856	492	13.7
2#	As-deposited	845	480	14.8
3#	As-deposited	848	489	14.3
Average	×	849.6	487	14.25
Wrought(GH536)	Solid solution treatment	799	380	49
Wrought(GH738)	Solid solution and aging treatment	1276	780	26

强,有利于提高其抗拉强度。3)如图 5(d)所示,枝晶 杆上出现少量呈骨架状的碳化物,对 y 奥氏体基体有 加固及支撑的作用<sup>[19]</sup>,一定程度上对修复后试件起到 强化作用。

#### 2.6 显微硬度分布

修复试样显微硬度分布如图 8 所示。GH738 基体 的平均硬度约为 358HV,与基体相比,热影响区的平 均硬度约为 311HV,略低于基体的。GH536 合金修复 区的平均硬度约为 249HV,低于 GH738 合金基体的 硬度,高于 GH536 锻件的硬度(170HV)。

相对于基体,热影响区 y'相数量减少,因此硬度 有所降低。GH536 修复体内短程有序区的 Cr 原子数 目增多,提高了短程有序强化作用;另外,修复区枝 晶干上断续出现了 M<sub>6</sub>C 碳化物,碳化物为脆性相,一 定程度上起到了强化作用;因此,修复区的硬度高于 GH536 锻件的硬度。







### 3 结论

 1) 以减小熔深提高抗裂性能为原则,优化了工艺 参数:激光功率 P=800 W、扫描速度 v<sub>s</sub>=4 mm/s、送 粉速度 v<sub>f</sub>=0.4 r/min、搭接率 R=45%、层厚 Z=0.5 mm, 得到了熔合良好,无缺陷组织。

2) 采用 GH536 粉末激光沉积修复 GH738 合金基体,修复区组织为外延生长的柱状枝晶:相对于基体,热影响区中的 y'相数量明显减少呈粗化趋势、平均间距增大,部分 MC 碳化物发生分解,生成 M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>碳化物;GH536 修复区中存在少量 M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>碳化物,其断续分布于晶界;M<sub>6</sub>C 碳化物呈不规则颗粒状分布于枝晶干上。

3) 室温拉伸断口位于 GH536 修复区域,为典型 的韧性断裂; 修复试样的抗拉强度达到 GH738 锻件的 66.5%,高于 GH536 锻件的; 修复试样的断后伸长率 分别低于 GH738 锻件的与 GH536 锻件的。GH536 修 复区的硬度低于 GH738 基体的硬度,高于 GH536 锻 件的硬度。

#### REFERENCES

 [1] 时 阳,陈智君,张群莉,孔凡志,王维夫,姚建华. 镍基高温合金表面激光熔覆 Inconel738 合金层的开裂行为[J]. 金属热处理,2011,36(3):72-75.

SHI Yang, CHEN Zhi-jun, ZHANG Qun-li, KONG Fan-zhi, WANG Wei-fu, YAO Jian-hua. Cracking behavior of Inconel 738 alloy on Ni-base superalloy surface by laser cladding[J]. Heat Treatment of Metals, 2011, 36(3): 72–75.

[2] 翟泉星. 激光沉积修复 GH738 合金组织与性能研究[D]. 沈阳: 沈阳航空航天大学, 2018: 37-38. laser deposition repair GH738 alloy[D]. Shenyang: Shenyang Aerospace University, 2018: 37–38.

[3] 薛 蕾,黄卫东,陈 静,林 鑫. 激光成形修复技术在航空铸件修复中的应用[J]. 铸造技术, 2008,29(3): 391-393.
XUE Lei, HUANG Wei-dong, CHEN Jing, LIN Xin.

Application of laser forming repair technology on the aerial castings[J]. Foundry Technology, 2008, 29(3): 391–393.

[4] 卢朋辉,刘建睿,薛 蕾,刘奋成,黄卫东.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.

LU Peng-hui, LIU Jian-rui, XUE Lei, LIU Fen-cheng, HUANG Wei-dong. Microstructure and cracking behavior of K418 superalloy by laser forming repairing[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2012,41(2): 315–319.

- [5] 盛定高.精铸镍基合金涡轮叶片缺陷激光熔覆修复工 艺[J].铸造技术,2009,30(10):1341-1343.
   SHENG Ding-gao. Technology of repairing fine cast nickel-base alloy turbine blade by laser cladding[J]. Foundry Technology, 2009, 30(10): 1341-1343.
- [6] RAZAVI R S. Laser beam welding of Waspaloy: Characterization and corrosion behavior evaluation[J]. Optics & Laser Technology, 2016, 82: 113–120.
- [7] ROTTWINKEL B, NOLKE C, KAIERLE S, WESLING V. Crack repair of single crystal turbine blades using laser cladding technology[J]. Procedia CIRP, 2014, 22: 263–267.
- [8] 徐志刚,张宗林,吴维山,王茂才. 镍基高温合金 K17 的 激光熔覆处理热裂纹敏感性研究[J]. 腐蚀科学与防护技 术,1996,8(1):54-58.

XU Zhi-gang, ZHANG Zhong-lin, WU Wei-tao, WANG Mao-cai. Cracking susceptibility of laser cladding of cast nickel base alloy K17[J].Corrosion Science and Protection Technology,1996, 8(1): 54–58.

- [9] 靳延鹏. K418 高温合金叶片激光熔覆修复的影响因素研 究[D]. 北京: 北京工业大学, 2017.
   JIN Yan-peng. Study on influencing factors of laser cladding repair of K418 superalloy blades[D]. Beijing: Beijing University of Technology, 2017.
- [10] 工程材料实用手册编辑委员会.工程材料实用手册(第 2
   卷)变形高温合金铸造高温合金[M].北京:中国标准出版 社,2002:226,477.

Editorial Board of Engineering Materials Practical Handbook. Engineering materials practical handbook (Volume 2) Wrought superalloys and cast superalloys[M]. Beijing: China Standards Press, 2002: 226, 477

[11] 徐滨士,董世运. 激光再制造[M]. 北京: 国防工业出版社, 2016: 36-42.

XU Bin-shi, DONG Shi-yun. Laser remanufacturing technology[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2016: 36–42.

- [12] 高海芸. Ni<sub>3</sub>Al 基高温合金激光焊接裂纹及焊缝组织和性能研究[D]. 北京:北京工业大学,2012:10-11.
  GAO Hai-yun. Study on crack of Ni<sub>3</sub>Al based high temperature and laser weld seam microstructure and performance[D]. Beijing: Beijing University of Technology, 2012:10-11.
- [13] 赵剑峰,成 诚,谢得巧,肖 猛.. 激光修复 GH4169 镍基高温合金的高温拉伸性能[J]. 中国激光, 2016, 43(8): 08020121-6.
   ZHAO Jian-feng, CHENG Cheng, XIE De-qiao, XIAO

Meng. High-temperature tensile property of GH4169 nickel-based superalloys by laser repair[J]. Chinese Journal of Laser, 2016, 43(8): 08020121–6.

[14] 卞宏友, 翟泉星, 李 英, 杨 光, 王 伟, 王 维. 激光 沉积修复 GH738 高温合金的组织与拉伸性能[J]. 中国激 光, 2017, 44(10): 1002003-1-6.
BIAN Hong-you, ZHAI Quan-xing, LI Ying, YANG Guang, WANG Wei, WANG Wei. Microstructure and tensile properties of laser deposition repair GH738 superalloy[J].

Chinese Journal of Laser, 2017, 44(10): 1002003-1-6.

- [15] 姚志浩,董建新,陈 旭,张麦仓,郑 磊.GH738 高温 合金长期时效过程中 y'相演变规律[J].材料热处理学报, 2013,34(1):31-37.
  YAO Zhi-hao, DONG Jian-xin, CHEN Xu, ZHANG Mai-cang, ZHENG Lei. Gamma prime phase evolution during long-time exposure for GH738 superalloy[J]. Transaction of Materials and Heat Treatment, 2013, 34(1): 31-37.
- [16] TOMUS D, TIAN T, ROMETSCH P A, HEILMAIER M, WU X H. Influence of post heat treatments on anisotropy of mechanical behavior and microstructure of Hastelloy-X parts produced by selective laser melting[J]. Materials Science & Engineering A, 2016, 667: 42–53.
- [17] 吴保平,李林翰,吴剑涛,王 祯,董建新,李俊涛.固溶 温度对铸造 waspaloy 合金组织的影响[J]. 材料热处理学 报, 2014, 35(z1): 146-153.

WU Bao-ping, LI Lin-han, WU Jian-tao, WANG Zhen, DONG Jian-xin, LI Jun-tao. Effect of solution temperature on microstructure of as-cast waspaloy alloy[J]. Transaction of Materials and Heat Treatment, 2014, 35(z1): 146-153.

[18] 郭建亭. 高温合金材料学[M]. 北京: 科学出版社, 2008: 85-86.
GUO Jian-ting. Materials science and engineering for superalloys[M]. Beijing: Science Press, 2008: 85-86.

[19] 杨金侠,魏 巍,刘 路,唐 杰,孙晓峰,胡壮麒. 镍基

高温合金中的初生碳化物及其强化作用[J]. 稀有金属材 料与工程, 2016, 45(4): 975-978. YANG Jin-xia, WEI Wei, LIU Lu, TANG Jie, SUN Xiao-feng, HU Zhuang-qi. Primary carbide and its strengthening roles in K465 and K492 superalloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2016, 45(4): 975-978.

# Microstructure and mechanical properties of laser deposition repair of GH536/GH738 superalloy

BIAN Hong-you<sup>1</sup>, ZHU Ming-hao<sup>1</sup>, LI Ying<sup>2</sup>, YANG Guang<sup>1</sup>, WANG Wei<sup>1</sup>, WANG Wei<sup>1</sup>

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

2. Welding Research Institute, Shenyang Liming Aero-Engine Corporation LTD, AECC, Shenyang 110043, China)

**Abstract:** The GH536 alloy power was used for the laser deposition repair of the GH738 damage specimen, and the flawless specimen with a small weld depth was obtained through orthogonal test. The microstructure, room temperature tensile properties and microhardness of the repair specimens were analyzed. The results show that the microstructure of repair zone is columnar dendrite with an epitaxial growth. The columnar dendrite at the edge of repair zone shows an uniform orientation, and that at the center of repair zone appears a certain angle of rotation. In the repair zone, the M<sub>6</sub>C carbides rich in Mo, Cr are mostly at dendrite stem, and a small amount of fine M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> carbides are found at grain boundary. Compared with the substrate, the amount of  $\gamma'$  phase in heat-affected zone decreases obviously, the size of  $\gamma'$  phase shows a coarsening tendency, and the MC carbides decompose. The tensile strength at room temperature of the laser deposition repair specimens is approximately 66.5% of the GH738 forgings, and it is higher than that of GH536 forgings. The elongation of the laser deposition repair specimens is lower than that of GH738 substrate, and slightly higher than that of GH536 forgings.

Key words: GH536 alloy; GH738 alloy; laser deposition repair; microstructure; tensile property; microhardness

Received date: 2019-01-20; Accepted date: 2019-06-20

Corresponding author: BIAN Hong-you; Tel: +86-18040036511; E-mail: bhy@sia.cn

(编辑 龙怀中)

Foundation item: Project(20170540690) supported by the Natural Science Foundation of Liaoning Province, China; Project (51375316) supported by the National Natural Science Foundation of China