

# 激光增材修复 K465 高温合金裂纹控制研究

李秋歌<sup>1</sup>, 林 鑫<sup>1</sup>, 王杏华<sup>2</sup>, 张 强<sup>1</sup>, 黄卫东<sup>1</sup>

(1. 西北工业大学 凝固技术国家重点实验室 金属高性能增材制造与创新设计工业和信息化部重点实验室, 陕西 西安 710072)  
(2. 洛阳船舶材料研究所, 河南 洛阳 471023)

**摘 要:** 采用激光增材技术修复了损坏的 K465 镍基高温合金航空发动机涡轮叶片, 研究了激光增材修复 K465 高温合金的裂纹特征, 分析了开裂机理, 并采取有效措施实现了裂纹控制。结果表明: 激光增材修复 K465 合金的裂纹产生于热影响区, 并沿晶界扩展到修复区中, 为液化裂纹; 热影响区晶界上的连续液膜来源于晶界上大尺寸  $\gamma'$  相的液化, 且晶界液化过程中有  $\gamma$ - $\gamma'$  共晶出现; 利用 Ansys 软件进行应力场模拟的结果显示, 基材及熔池之间存在较大热应力; 通过同步预热基材, 并采用优化的激光工艺参数, 实现了 K465 高温合金单道多层结构的无裂纹激光增材修复。

**关键词:** 激光增材修复; K465 高温合金; 开裂机理; 裂纹控制

中图分类号: TG132.3\*2

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)04-0955-06

K465 合金是在俄罗斯 ЖС6V 合金基础上研制的一种镍基铸造多晶高温合金<sup>[1]</sup>, 由于其具有良好的高温强度和耐腐蚀性能且在 1000 °C 以下的发动机工作环境下能长期使用, 被广泛应用于制造航空发动机的涡轮叶片和导向叶片<sup>[2]</sup>。在航空发动机长期使用过程中, 涡轮叶片受到磨损、冲击、高温燃气和冷热疲劳的作用可能会产生裂纹、磨损及腐蚀等损伤而导致大量叶片报废<sup>[3]</sup>。激光增材修复 (laser additive repairing, LAR) 结合了快速原型的自由实体成形技术和激光熔覆的高性能熔覆沉积技术的思想<sup>[4]</sup>, 是一种先进的数字化增材制造技术。LAR 可以实现对损伤构件复杂几何形状和力学性能的高质量恢复, 且对本体的影响小, 为航空发动机零部件的修复提供了一条更为有效的技术途径, 是近几年来发展起来的较具潜力的修复方法<sup>[5]</sup>, 已在航空、航天、能源和动力等多个领域获得应用<sup>[6-10]</sup>。

在 LAR 过程中, 由于材料的熔化及凝固行为都在极快的条件下进行, 待修复的试样易于在激光修复过程中形成裂纹、气孔、夹杂、层间结合不良等冶金缺陷。此外, K465 合金中存在较大体积分数的沉淀强化相  $\gamma'$  相, 在激光修复过程中  $\gamma'$  相的固溶和沉淀析出会引起基体金属体积变化, 导致相变应力的产生, 同时激光熔池及其附近局部温度的不均匀也将导致局部热应力的产生。因此, 裂纹成为激光增材修复 K465 合金中最常见、破坏性最大的一种缺陷。LAR 技术要实现对该类合金热端构件 (如涡轮叶片) 等的

修复, 必须要解决其在修复过程中的开裂问题。国内外研究工作者采用与 LAR 技术原理较为相似的激光熔覆、激光焊接技术对高温合金熔覆层和焊缝的开裂行为进行了大量的研究<sup>[11-17]</sup>, 但对于 K465 合金等这类高 Al+Ti 含量的镍基高温合金的 LAR 及再制造中出现的裂纹缺陷至今未能得到很好的解决。基于此, 本研究以航空发动机涡轮叶片材料 K465 合金为研究对象, 采用 LAR 技术修复失效的发动机涡轮叶片, 分析激光增材修复 K465 合金的开裂特征, 在裂纹特征分析的基础上, 采用合适的措施实现裂纹控制, 为 K465 等高 Al+Ti 含量镍基高温合金激光增材修复技术的应用和发展提供一定的理论借鉴。

## 1 实 验

LAR 实验在西北工业大学凝固技术国家重点实验室自行建立的 LSF-III 激光立体成形设备系统上完成。该系统包括 CO<sub>2</sub> 激光器、五轴四联动数控工作台、高精度送粉器及同轴送粉喷嘴和气氛保护手套箱。实验在有 Ar 气保护的手套箱内完成, 送粉气体亦使用高纯 Ar 气, 整个实验过程中手套箱内氧含量通过高纯 Ar 气净化控制在 70  $\mu\text{L/L}$  以下。手套箱内配备有一台平板式预热炉, 实现对基材进行同步的预热和缓冷 (预热温度不高于 400 °C)。实验所采用的激光器为 4 kW 连续波 CO<sub>2</sub> 激光器, 波长为 10.6  $\mu\text{m}$ 。基材为铸态 K465 高温合金, 取自失效的航空发动机涡轮叶片, 加工成

收稿日期: 2016-04-21

基金项目: 国家自然科学基金 (51323008); 国家重点研发计划 (2016YFB1100100); 陕西省科技统筹创新工程计划项目 (2014KTZB-01-02-01)

作者简介: 李秋歌, 女, 1979 年生, 博士生, 西北工业大学凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072, 电话: 029-88495095, E-mail: lqg@nwpu.edu.cn

Φ28 mm ×28 mm 的圆柱体。实验前先除去基材表面的油污,再用粗砂纸进行打磨以除去基材表面的氧化层,最后用丙酮清洗干净修复面。修复实验所用合金粉末为旋转电极法制备的 K465 粉末,图 1 是 K465 粉末的扫描电镜图片,粉末成球形分布,尺寸为 25~55 μm。分别使用电感耦合等离子体发射光谱仪 (Thermal Fisher iCAP 7600 ICP-OES) 和碳硫分析仪 (LECO CS844) 测定粉末中各个元素的含量,见表 1。合金粉末在 120 °C 真空干燥箱中进行干燥处理 4 h,以除去粉末中所吸附的水分。实验前用 160#筛网过筛以除去粉末中可能混入的粗颗粒或杂质。LAR 工艺参数见表 2。

将修复完成后的试样,采用 DPT-5 探伤剂喷涂激光增材修复试样,以显示宏观裂纹的特征,包括裂纹的分布和宏观形貌。使用线切割机沿着垂直于激光扫描方向的横截面切开,经镶嵌、打磨、抛光,用 15 mL HF + 35 mL HNO<sub>3</sub> + 75 mL H<sub>2</sub>O 的溶液进行化学腐蚀用于光学显微形貌的观察。而用于扫描电镜观察的试样在 12 mL H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub> + 40 mL HNO<sub>3</sub> + 48 mL H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 混合溶液中进行电解腐蚀,腐蚀的电压是 6 V,腐蚀时间 5 s。利用 OLYMPUS-GX71 型光学显微镜 (OM),

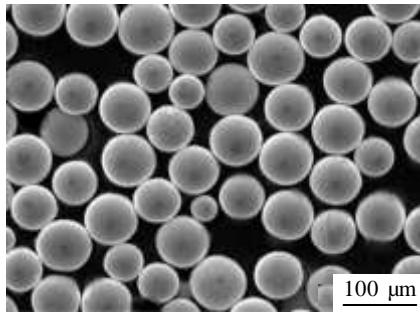


图 1 K465 粉末形貌

Fig.1 Morphology of K465 powder

表 1 K465 粉末的化学成分

Table 1 Composition of K465 powder (wt%)

C	Cr	Al	Mo	Ti	Nb	W	Co	B	Ni
0.17	8.73	5.40	1.44	2.48	1.12	10.01	9.91	0.005	Bal.

表 2 LAR 工艺参数

Table 2 LAR parameters

Parameter	Value
Laser power/W	600~1200
Scan speed/mm min <sup>-1</sup>	100~150
Spot diameter/mm	2~3
Powder feeding rate/g min <sup>-1</sup>	8~12
Preheating temperature/°C	500~800
Increment of Z/mm	0.3~0.6

VEGA-II LMH 和 Zeiss Super 55 扫描电子显微镜 (SEM) 对 K465 高温合金的组织进行观察。

## 2 结果与讨论

### 2.1 修复试样裂纹特征及产生机理

#### 2.1.1 裂纹特征

图 2 是在铸态 K465 合金基材上沉积的单道多层激光增材修复试样的 OM 照片,该修复实验未对基材进行同步预热。激光增材修复试样的组织由 3 部分组成,从底部到顶部依次为基材 (SZ)、热影响区 (HAZ) 及修复区 (RZ)。从图 2a 中可以看出,在修复区的底部分布有 3 条明显的裂纹,进一步分析 RZ 底部及 HAZ 裂纹局部放大图 (图 2b) 可看到,修复区底部的裂纹与 HAZ 中的裂纹相关。在 K465 合金上进行单道多层激光增材修复时,裂纹主要集中在 HAZ 和 RZ 的底部,HAZ 中的裂纹沿着晶界或是枝晶间呈弯曲扩展,RZ 底部的裂纹是从 HAZ 中的裂纹扩展而来。图 3 是放大的热影响区中裂纹的特征,由图中可见,裂纹沿着晶界弯曲扩展,有一定宽度的液膜在晶界上分布。

#### 2.1.2 液膜产生机理

图 4 是腐蚀掉基体 γ 相之后的 K465 合金铸态基材中各种相的分布形态,从图中可以看出,该合金中含有 γ' 相,块状的 γ-γ' 共晶,块状的 MC 碳化物及分布在晶界的微量呈白色丝状的 M<sub>5</sub>B<sub>3</sub> 硼化物。

图 5 是用 JMatPro 软件以 K465 高温合金实测成分计算的相体积分数与温度的变化关系。计算结果表明,K465 合金从液相进行冷却,当温度降低至 1343 °C 时,开始析出 γ 相并向液相排出 Ti、Nb 等碳化物形成元素。当温度低于 1210 °C 时,γ 相处于过饱和状态,开始脱溶析出 γ' 相。这和使用 DSC 获取的结果比较吻

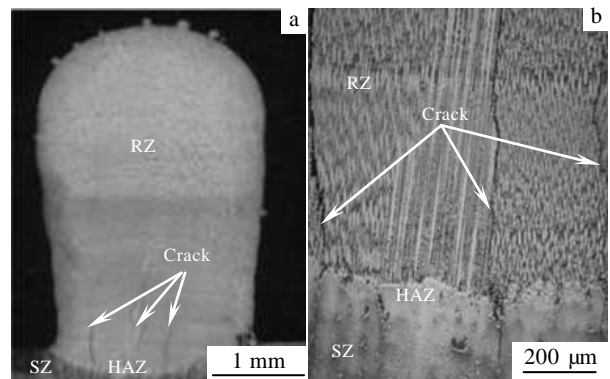


图 2 LAR 试样的光镜图片

Fig.2 OM images of LARed specimen: (a) cracks of single-track

LARed structure and (b) characteristic of cracks at high magnification

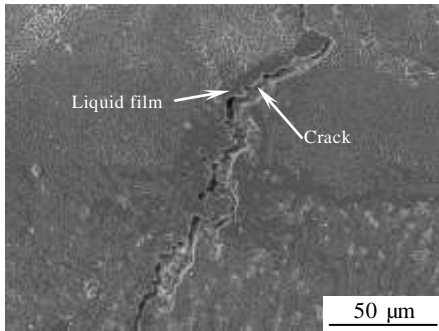


图 3 热影响区中的液膜和裂纹

Fig.3 Liquid film and crack in HAZ

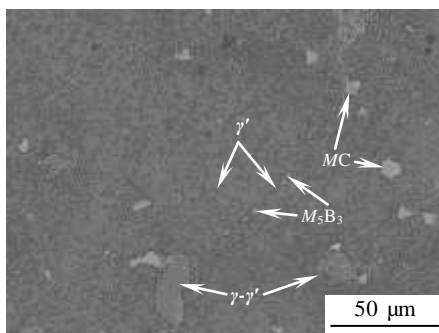


图 4 铸造基材区典型的相

Fig.4 Typical phases in cast substrate (SZ)

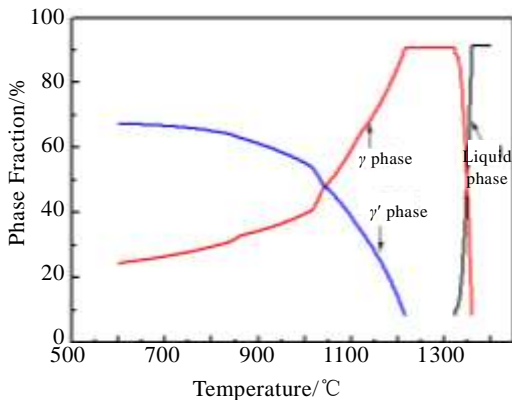


图 5 相体积分数-温度变化曲线

Fig.5 Curves of phase fraction vs temperature

合<sup>[18]</sup>。需要指出的是, 该计算结果是基于平衡态的, 而实际凝固过程是非平衡态, 因此, 在实际凝固过程中, 液相成分会偏离平衡态并满足  $\gamma$ - $\gamma'$ 共晶反应条件, 从而形成  $\gamma$ - $\gamma'$ 共晶组织。

图 6 是激光增材修复 K465 合金 HAZ 裂纹形貌的 SEM 照片。图 6a 显示了热影响区晶界上和晶界内的  $\gamma'$

相。晶界上的  $\gamma'$ 相呈链状分布, 平均尺寸约  $2 \mu\text{m}$ , 而晶内  $\gamma'$ 相平均尺寸约  $1 \mu\text{m}$ , 晶界  $\gamma'$ 相尺寸明显大于晶内。图 6b 显示了 HAZ 中有一定宽度的液膜在晶界上分布, 裂纹沿着晶界弯曲扩展, 是典型的液化裂纹。液化裂纹是由于晶界上低熔点相的液化导致了晶界结合力的减弱, 在拉应力足够大时, 导致 HAZ 的晶界产生开裂。从图 6b 还可以看到, 晶界上较大尺寸的  $\gamma'$ 消失, 变成了液膜, 晶界已经完全被液膜覆盖, 图 6c 中液膜一侧并不能看到明显的裂纹, 但能观察到液膜一侧的边缘长出了细小的共晶。此处晶界已完全被液膜覆盖, 并且液膜的宽度明显比原始晶界的宽度要宽, 这是液膜发生了迁移。图 6d 显示共晶组织中的  $\gamma'$ 相是从晶界边缘未完全固溶的  $\gamma'$ 相中形核生长, 表明晶界的液化与晶界未完全固溶的  $\gamma'$ 相有关。

由于凝固过程中的溶质再分配导致晶界  $\gamma'$ 相尺寸较晶内大, 而在 LAR 过程中基材经历反复的快速加热作用使得基材温度逐渐升高。在较高温度下  $\gamma'$ 相在热力学上变得不稳定从而会逐渐转变为  $\gamma$  相。Soucail 等<sup>[19]</sup>研究表明, 快速加热条件下的  $\gamma'$ 相固溶行为是远离平衡态的,  $\gamma'$ 相完全固溶温度随加热速率和颗粒尺寸的增加而升高。当  $\gamma'$ 相尺寸为  $0.8 \mu\text{m}$ , 加热速度为  $8 \text{ }^\circ\text{C/s}$  时,  $\gamma'$ 相完全固溶温度将升高  $120 \text{ }^\circ\text{C}$ 。由于 HAZ 内的加热速度在  $100 \text{ }^\circ\text{C/s}$  数量级, 因此可以推测较大尺寸的  $\gamma'$ 相在快速加热下的固溶不完全, 从而能够在高于固溶温度以上存在。Watanabe 等<sup>[20,21]</sup>通过微区成分分析发现,  $\gamma$  和  $\gamma'$ 相界面处的溶质成分满足局部平衡假设,  $\gamma'$ 相被由其直接转变形成的  $\gamma$  相包围。由于快速加热和冷却条件下元素扩散时间有限, 因此由  $\gamma'$ 相转变而来的  $\gamma$  相溶质浓度会比原始基材内的  $\gamma$  相溶质浓度稍高。大尺寸  $\gamma'$ 相在快速加热条件下固溶行为偏离平衡态, 从而在高于固溶温度以上存在。由于  $\gamma/\gamma'$ 界面处的溶质成分满足局部平衡条件, 当温度和成分达到  $\gamma$ - $\gamma'$ 共晶反应条件时,  $\gamma'$ 相便与周围的  $\gamma$  相发生共晶反应形成液体, 即发生组分液化形成液体, 最终在拉应力作用下开裂。

### 2.1.3 应力场模拟

裂纹的形成主要是由于成形过程中存在较大的热应力。热应力的大小受温度梯度及基材与熔覆区的线膨胀系数差值的影响较大, 热应力随温度梯度及线膨胀系数差值增大而增大。在 LAR 过程中, 熔池区域温度可以瞬间上升到  $2000 \text{ }^\circ\text{C}$  左右, 而基材底部温度上升不大, 熔覆层与基材之间形成较大的温度梯度<sup>[18]</sup>。在随后冷却过程中, 这种温度梯度会造成熔覆层与基材之间的体积膨胀不一致, 使其相互牵制, 在熔覆层中

形成内应力。内应力如果是拉应力且超过金属抗拉强度时，会在熔覆件内产生裂纹。考虑升温过程中熔池

及其附近区域以远高于周围区域的升温速率被加热，

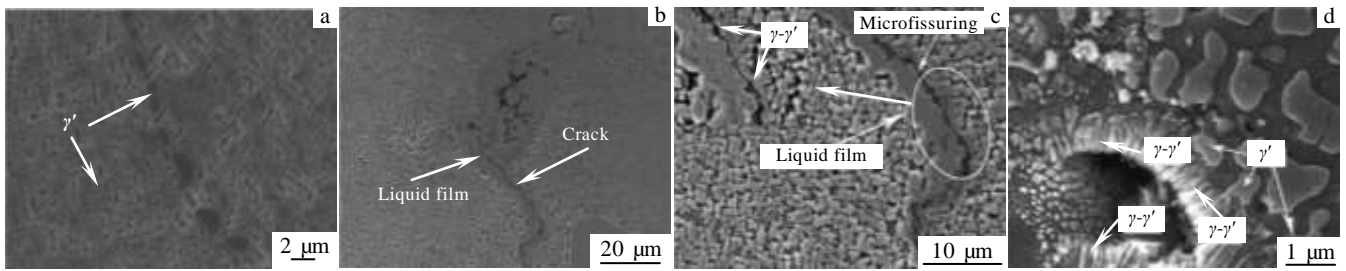


图 6 热影响区中液膜特征

Fig.6 Characteristics of liquid film in HAZ: (a)  $\gamma'$  particles in intragranular regions and at the grain boundary, (b) liquid film along grain boundary, (c) liquid film migration, and (d) fine eutectic growing from the  $\gamma'$  particles around the liquid film border

并局部熔化。该部分材料受热膨胀，受到周围较冷区域的约束而产生压应力。直到材料熔化或者随温度升高产生塑性变形后应力才得以松弛。在随后凝固收缩过程中，熔池以及热影响区将会发生较大的收缩变形，但是由于材料的整体性，不可能发生自由收缩。受周围区域的束缚，熔池及热影响区将会受到拉伸应力的作用。

图 7 是利用 Ansys 软件模拟得到的激光增材修复 K465 合金单道单层的应力分布示意图。熔池界面附近被包含在较大应力区域中，这为 HAZ 的开裂提供了条件。这主要是因为垂直于激光扫描方向截面上，基材和熔池间形成了温度梯度，这个温度梯度并不是均匀存在，在熔池附近很窄的范围内温度变化剧烈。整个过程的升温 and 降温非常迅速，在几秒钟的时间内完成<sup>[18]</sup>。激光束靠近时，基材的温度由初始温度很快升高到峰值温度，单位时间内的温度变化梯度非常大，这将会引发较大的热应力；在激光热源离开后，各个位置开始从峰值温度迅速降低，并且单位时间内高温区的温度降低更加剧烈，这将会引发高温区的基材更加剧烈的收缩，从而受到拉应力。

图 7 横截面上应力示意图

Fig.7 Stress distribution graph of the transverse section

区与基材线膨胀系数差值或温度梯度以减小成形过程中的热应力。预热基材是常用的降低热应力的方法。通过预热基材降低温度梯度，一方面降低了热应力，另一方面有利于合金元素扩散从而减小共晶反应的温度范围，此外较低的冷速也有利于降低冷却过程中  $\gamma'$  相析出时产生的组织应力，因此可在一定程度上降低基材的开裂倾向。通过外置热源同步预热基材，可以提高基材的初始温度。由于 K465 合金叶片正常使用温度可高达 1000 °C 左右，因此井式炉预热基材温度为 800 °C 左右时，基本不会对基材组织和性能产生影响。实验初期采用图 8a 的台式炉进行预热，由于基材在预热时暴露在惰性气氛中，且与周围气氛热交换严重，因此基材温度只能加热到 400 °C 左右，且难以保持稳定。图 8b 是改进后的井式炉预热方式。修复试样沉到井式炉中，炉膛周围用保温棉进行保温，试样表面和炉口平齐，可以大大减弱基材和周围气氛的热交换，有利于提高基材温度到 800 °C 左右。

### 2.2 激光增材修复件的裂纹控制

从前面的分析可知，影响开裂的 2 个主要因素是  $\gamma'$  相的液化和较大的热应力，裂纹的形成主要是由于成形的过程中存在较大的拉应力。可以通过降低熔覆

图 9 为在铸态 K465 基材上进行的单道多层激光增材修复 K465 高温合金的宏观形貌。图 9a 为在 K465 基材上进行的单道修复，单道宽度约为 3 mm 左右，长度约为 25 mm，高度约为 30 mm。经 DP-5 宏观探

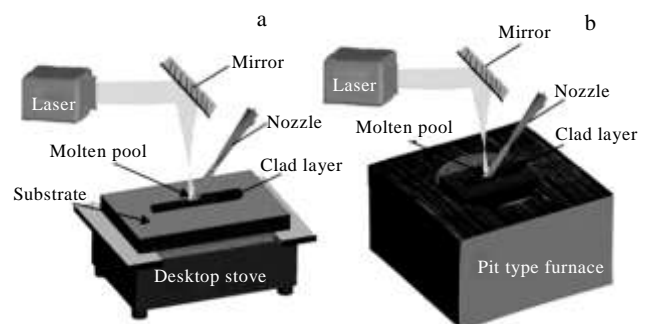
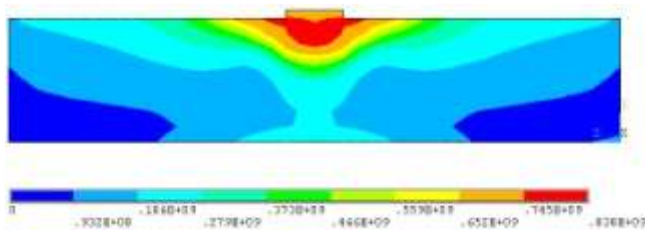


图 8 同步预热方式的示意图

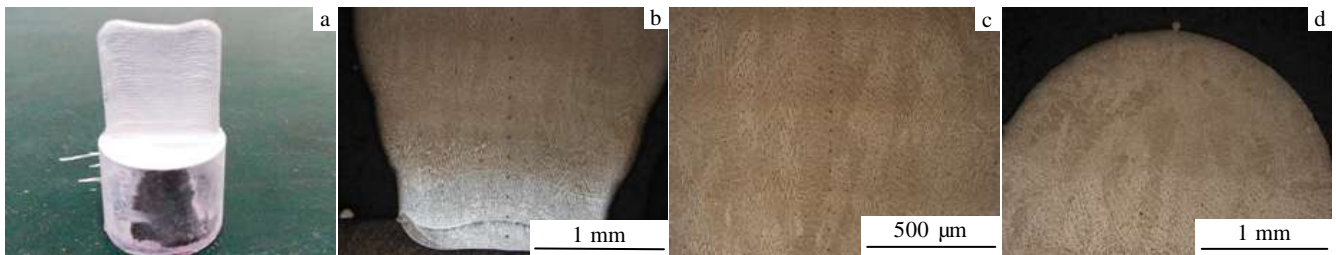


图 9 单道多层无裂纹修复的光学形貌特征

Fig.9 Characteristics of LARed specimen with single-track and multi-layers structure without cracking: (a) LARed specimen after DP-5 cracking detection, (b) morphology at bottom, (c) morphology at middle, and (d) morphology at top

伤无裂纹。图 9b、9c 及 9d 分别是该试样底部、中部及顶部的微观形貌，均无裂纹。这是由于采用井式电阻炉进行了较高温度的预热，并保持较慢的随炉冷却效果，降低了基材及熔池的温度梯度及热应力。从而能够抑制激光增材修复 K465 高温合金热影响区的裂纹，获得了激光增材修复 K465 高温合金单道多层的无裂纹试样。

### 3 结 论

1) 在不预热或在预热温度较低时，激光增材修复单道多层 K465 高温合金会出现裂纹，且裂纹起源于基材的热影响区，并沿晶界扩展延伸至修复区。激光增材单道多层修复 K465 高温合金 HAZ 裂纹具有液化裂纹的特征。

2) HAZ 晶界液膜和晶界上残留的  $\gamma'$  相相连，且在晶界上  $\gamma'$  相附近有细小的  $\gamma$ - $\gamma'$  共晶出现，晶界上的连续液膜主要由晶界上  $\gamma'$  相附近局域的成分在快速升温过程中发生共晶类型的液化所产生。激光增材修复 K465 合金单道单层的熔池界面附近存在较大的热应力。

3) 通过井式电阻炉同步预热基材在 800 °C，修复后将试样放置炉中随炉冷却，可获得 K465 合金单道多层激光增材修复的无裂纹试样。

#### 参考文献 References

- [1] Huang Fuxiang(黄福祥). *Journal of Materials Engineering(材料工程)*[J], 1990(5): 45
- [2] Yuan X F, Song J X, Zheng Y R *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2016, 651: 734
- [3] Zhang Jie(张杰), Wang Maocai(王茂才), Zhai Yuchun(翟玉春). *Materials Review(材料导报)*[J], 2010, 24(5): 110
- [4] Huang Weidong(黄卫东), Lin Xin(林鑫), Chen Jing(陈静) *et al. Laser Solid Forming(激光立体成形)*[M]. Xi'an:

Fig.8 Schematic diagrams of synchronous preheating furnace: (a) desktop furnace and (b) pit type furnace

- Northwestern Polytechnical University Press, 2007: 1
- [5] 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
- [6] Song Menghua(宋梦华), Lin Xin(林鑫), Liu Fenggang(刘丰刚) *et al. Acta Metall Sin(金属学报)*[J], 2015, 51(6): 753
- [7] Cao J, Liu F C, Lin X *et al. Opt Laser Technol*[J], 2013, 45: 228
- [8] Lin X, Cao Y Q, Wu X Y *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2012, 553: 80
- [9] Vrancken B, Thijs L, Kruth J P *et al. Acta Mater*[J], 2014, 68: 150
- [10] Gu D D, Meiners W, Wissenbach K *et al. Int Mater Rev*[J], 2012, 57(3): 133
- [11] Yang J J, Li F Z, Wang Z M *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2015, 225: 229
- [12] He B, Li D C, Zhang A F *et al. Rapid Prototyping Journal*[J], 2013, 19(6): 446
- [13] Chen Yuan, Zhang Ke, Huang Jian *et al. Materials and Design*[J], 2016, 90: 586
- [14] Zhong M L, Sun H Q, Liu W J *et al. Scripta Materialia*[J], 2005, 53(2): 159
- [15] Ojo O A, Richards N L, Chaturvedi M C. *Scripta Materialia*[J], 2004, 51(2): 141
- [16] Ojo O A, Chaturvedi M C. *Materials Science & Engineering A*[J], 2005, 403(1-2): 77
- [17] Wang N, Mokadem S, Rappaz M *et al. Acta Materialia*[J], 2004, 52(11): 3173
- [18] Li Qiuge, Lin Xin, Wang Xinghua *et al. Journal of Laser Applications*[J], 2016, 28(2): 022 301
- [19] Soucail M, Bienvenu Y. *Materials Science & Engineering A*[J], 1996, 220(1-2): 215

[20] Watanabe M, Horita Z, Smith D J *et al. Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1994, 42(10): 3381

[21] Watanabe M, Horita Z, Sano T *et al. Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1994, 42(10): 3389

## Research on the Cracking Control of Laser Additive Repaired K465 Superalloy

Li Qiuge<sup>1</sup>, Lin Xin<sup>1</sup>, Wang Xinghua<sup>2</sup>, Zhang Qiang<sup>1</sup>, Huang Weidong<sup>1</sup>

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Key Laboratory of Metal High Performance Additive Manufacturing and Innovative Design, MIIT China, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

(2. Luoyang Ship Material Research Institute, Luoyang 471023, China)

**Abstract:** The damaged aeroengine turbine blades made of K465 nickel-based superalloy were repaired by a laser additive repairing technique. Then the cracks characteristics and cracking mechanism of the laser additive repaired K465 superalloy were investigated. The cracks were eliminated successfully by taking some effective measures. Results show that the cracks originate from the heat affected zone of the laser additive repaired specimens, and extend to the repaired zone along the grain boundaries. The continuous liquid film is derived from the liquation of larger  $\gamma'$  particles at the grain boundaries and  $\gamma$ - $\gamma'$  eutectics appear during grain boundary liquation. Stress field simulation results of the Ansys software demonstrate the existence of large thermal stresses between the substrate and the molten pool. Through preheating the substrates synchronously and adopting the optimized processing parameters, the laser additive repaired specimens with the structure of single track and multi layers without any cracks are obtained.

**Key words:** laser additive repairing; K465 nickel-based superalloy; cracking mechanism; crack control

---

Corresponding author: Lin Xin, Ph. D., Professor, State Key Laboratory of Solidification Processing, Key Laboratory of Metal High Performance Additive Manufacturing and Innovative Design, MIIT China, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, Tel: 0086-29-88460510, E-mail: xlin@nwpu.edu.cn