

# 低热输入脉冲激光修复高温合金液化裂纹研究

赖境<sup>1</sup>, 路媛媛<sup>2</sup>, 张航<sup>1</sup>, 陈浩<sup>1</sup>, 林守钢<sup>1</sup>, 刘德健<sup>1\*</sup>

<sup>1</sup>华中科技大学材料科学与工程学院, 湖北 武汉 430073;

<sup>2</sup>湖北工业大学工程技术学院, 湖北 武汉 430064

**摘要** 研究了 K452 高温合金激光增材修复时的开裂特性及液化裂纹产生机理, 采用低热输入脉冲激光工艺控制液化裂纹的产生, 研究了修复区域的显微组织和力学性能。结果表明, K452 高温合金在激光增材修复过程中容易产生液化裂纹, 裂纹通常起源于热影响区且沿晶界向基体和修复区域扩展; 拉应力作用下热影响区晶界上的液膜形成了液化裂纹。低热输入脉冲激光工艺可以有效控制液化裂纹的产生, 脉冲激光修复试样修复区的平均硬度为 267.9 HV; 抗拉强度和屈服强度分别为 814.3 MPa 和 685.8 MPa, 略大于铸态基体的强度; 延伸率为 4.87%, 略小于铸态基体的 6.25%。低热输入脉冲激光工艺实现了无裂纹的开槽修复, 铸态修复试样强度达到了铸态基体的强度标准, 延伸率略低于铸态基体。

**关键词** 激光技术; 激光修复; K452 高温合金; 液化裂纹; 裂纹控制; 力学性能

中图分类号 TN249

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201946.0402011

## Liquation Cracks in Superalloys Repaired by Low-Heat Input Pulsed Laser

Lai Jing<sup>1</sup>, Lu Yuanyuan<sup>2</sup>, Zhang Hang<sup>1</sup>, Chen Hao<sup>1</sup>, Lin Shougang<sup>1</sup>, Liu Dejian<sup>1\*</sup>

<sup>1</sup>School of Material Science and Engineering, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan, Hubei 430074, China;

<sup>2</sup>College of Engineering and Technology, Hubei University of Technology, Wuhan, Hubei 430064, China

**Abstract** The cracking characteristics and the liquation cracking mechanism of laser additive repaired K452 superalloys are explored. The low-heat input pulsed laser process is used to control the generation of liquation cracks, and the microstructures and the mechanical properties of the repaired zones are analyzed. The results show that liquation cracks tend to be generated during laser additive repairing of K452 superalloys, which originate from the heat affected zone and extend to the repaired zone and the substrate along the grain boundaries. Under the action of tensile stress, the liquid films on the grain boundaries of the heat-affected zone become liquation cracks. The low-heat input pulsed laser process can effectively control the generation of liquation cracks. The average microhardness of the repaired zone of the pulsed laser repaired sample is 267.9 HV. The tensile strength and the yield strength are 814.3 MPa and 685.8 MPa, respectively, slightly larger than those of the as-cast substrate. The elongation is 4.87%, slightly smaller than 6.25% of the as-cast substrate. The low-heat input pulse laser process achieves crack-free slotting repair. The strength of the as-cast repair specimen reaches the strength standard of the as-cast substrate, and the elongation is slightly lower than that of the as-cast substrate.

**Key words** laser technique; laser repairing; K452 superalloy; liquation crack; crack control; mechanical properties

**OCIS codes** 140.3390; 160.3900; 350.3390

## 1 引言

K452 合金是中国科学院金属研究所研制的一种高铬铸造镍基高温合金, 具有良好的抗热腐蚀性能, 被广泛应用于船用汽轮机和核电汽轮机的导向叶片<sup>[1]</sup>。由于叶片形状及制造工艺复杂, 制造过程

中极易产生气孔和裂纹等缺陷; 在高温、高压、氧化及腐蚀等恶劣环境中长期反复使用使叶片出现磨损和裂纹等问题, 导致叶片过早报废。对有缺陷的叶片进行修复, 可以延长叶片的使用寿命, 节省昂贵的高温合金材料成本<sup>[2-4]</sup>。激光增材修复(LAR)技术结合了快速原型的自由实体成型技术和激光熔覆的

收稿日期: 2018-12-04; 修回日期: 2019-01-02; 录用日期: 2019-01-23

\* E-mail: djliu@hust.edu.cn

高性能熔覆沉积技术的思想,是一种先进的增材制造技术,具有对零件基体(SZ)热输入小、热影响区(HAZ)小、修复区(RZ)组织细小、可局部加热、超快速冷却和易于实现自动化等优点,被广泛应用于航空航天等领域<sup>[5-9]</sup>。

由于热影响区晶界上的组织在热循环下会产生连续或半连续的液膜,修复拉应力大于液态薄膜的张力时,晶界液膜就会形成液化裂纹,并沿着晶界扩展<sup>[10-14]</sup>。由此可见,液膜及存在足够大的拉应力是产生液化裂纹的两个重要条件。国内外学者认为晶界上的硼化物、 $\gamma$ - $\gamma'$ 共晶、碳化物(MC)、Laves相以及 $\gamma'$ 相等是引发镍基高温合金晶界液化的主要因素<sup>[10-15]</sup>。到目前为止,尚未有关于K452合金激光修复中热影响区晶界液化的机制的研究。系统研究激光增材修复K452液化裂纹特征及产生机理,可为优化控制裂纹的工艺提供理论基础。目前,在激光修复过程中,控制液化裂纹的思路主要有两条:1)晶界的液化会削弱晶界的强度,减少晶界的液化可以控制液化裂纹;2)通过减小拉应力来控制液化裂纹。减少液化裂纹敏感性的方法主要包括焊前热处理、同步预热、减少热输入以及采用焊接性好且硬度较低的金属粉末修复等<sup>[12-16]</sup>。李秋歌等<sup>[15]</sup>通过电阻炉同步预热的基材,减小修复区域与基体之间的温度梯度,从而降低由温度梯度引发的拉应力,实现了K465高温合金单道多层结构的无裂纹激光修复,但是存在电阻炉预热投入成本较大、工作环境恶劣且易导致基体变形等方面的不足。Liu等<sup>[16]</sup>采用低热输入和较高的扫描速度相结合的方法,控制了修复区 $\gamma'$ 相的析出,提高了材料的塑性,相对于粗粉末(粒径45~150  $\mu\text{m}$ )利用细粉末(粒径45~100  $\mu\text{m}$ )提高了材料焊接性,从而成功修复了Waspaloy合金。任维彬等<sup>[17]</sup>在利用脉冲激光工艺再制造压缩机叶片时指出,相比于连续激光工艺,脉冲激光工艺具有更快的升温速率、降温速率,及修复试样有更小的热影响区和变形等优点。综上所述,低热输入工艺及脉冲激光工艺具有更小的热影响区的特点有利于控制热影响区液化裂纹,低热输入脉冲激光工艺有望解决高Al+Ti含量的镍基高温合金修复易产生液化裂纹的难题。需要指出的是,

现有研究主要是在基体表面进行激光增材,约束较小,而实际的开槽修复,约束明显提高,裂纹敏感性显著增加,目前关于此类的研究较少。

本文采用的基体材料为铸态K452镍基高温合金,研究激光增材修复K452液化裂纹的产生机理,并采取相应的措施控制裂纹,以获得无裂纹的修复试样。对修复试样显微组织及力学性能进行研究,可为激光修复高Al+Ti含量的镍基高温合金提供理论基础和技术支持。

## 2 实验材料及方法

本研究采用的基体材料为铸态镍基高温合金K452,尺寸为100 mm×100 mm×10 mm,合金的元素组分(质量分数)为20.93%Cr,0.071%Fe,0.615%Mo,11.34%Co,3.63%Ti,2.33%Al,0.017%Mn,0.158%C,0.008%B,其余为Ni。K452镍基高温合金含有较高的Al和Ti(Ti和Al的质量分数共为5.96%),焊接性较差,在修复过程中热影响区晶界易产生液化裂纹。修复材料采用的是焊接性较好的Inconel 625固溶强化镍基高温合金粉末,其粒径分布范围为45~105  $\mu\text{m}$ ,元素组分(质量分数)为1.48%Fe,0.03%C,0.76%Mn,0.005%P,0.33%Si,21.9%Cr,8.67%Mo,3.34%Nb,其余为Ni。实验前,对粉末进行干燥处理;用砂纸打磨基体表面,去除表面氧化膜,用丙酮将工件表面清洗干净。

本研究采用的激光修复系统主要包括光纤激光器(YSL-4000,IPG,德国)、六轴联动机器人(KRH 60,KUKA,德国)、双筒送粉器(DPSF-2,中航工业北京航空制造工程研究所,中国),以及实验室自主设计的同轴送粉头。实验主要包括连续出光和脉冲出光两种工艺,具体工艺参数如表1所示。模拟铸造缺陷的试样在尺寸为100 mm×100 mm×10 mm的基板上制备,利用线切割割开底角为90°和深为5 mm的V型槽,进行修复实验,如图1(a)所示。实际的缺陷修复过程如下:先采用较低的热输入对坡口界面修复一层,控制液化裂纹;待其充分冷却后再采用较大的热输入逐层往复修复中间区域,提高修复效率,如图1(b)所示。

表1 激光修复参数

Table 1 Parameters for laser repairing

Laser power /W	Scanning velocity / ( $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$ )	Laser spot /mm	Overlapping rate /%	Powder feeding rate /( $\text{g}\cdot\text{min}^{-1}$ )	Frequency /Hz	Duty cycle /%
500-1000	0.3-1.0	1.2-2.3	30-40	3.0-9.0	20-160	20-40



图 1 修复实验示意图。(a) V型槽;(b)模拟修复路径

Fig. 1 Schematic of repair experiment. (a) V-groove; (b) simulated repairing path

利用线切割将试样沿横截面切开,取样范围包含修复区、热影响区和基体区。利用金相显微镜(200MAT,济南云成仪器有限公司,中国)观察金相组织的试样。经过预磨、精磨和抛光后,将利用场发射扫描电子显微镜(SEM, Sirion 200, FEI, 美国)观察到的试样放置在 12 mL  $H_3PO_4$  + 40 mL  $HNO_3$  + 48 mL  $H_2SO_4$  混合溶液中,进行电解腐

蚀,将试样的基体相腐蚀掉,便于观察  $\gamma'$  相,采用的腐蚀电压为 6 V,时间为 5 s。利用维氏硬度计(430SVD,北京时代山峰科技有限公司,中国)测量试样硬度,载荷为 1 kg,保压时间为 15 s。利用材料高温性能试验机(AG-100KN,日本岛津,日本)进行室温拉伸实验,拉伸试样尺寸如图 2 所示, $R$  为半径。

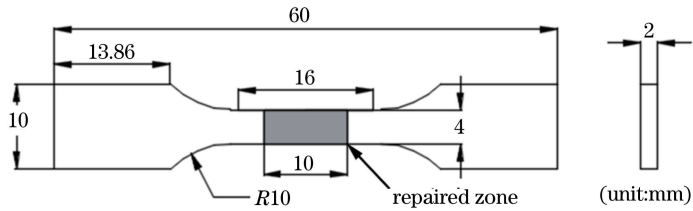


图 2 拉伸试样尺寸

Fig. 2 Size of tensile specimen

### 3 实验结果及分析

#### 3.1 修复试样裂纹产生机理

图 3 为采用连续激光修复的试样的横截面形貌。单道修复试样由三个部分组成,从底部到顶部

依次为基体、热影响区及修复区。修复区内,柱状晶基本沿着即基体取向向外延生长。在修复区底部,基体有一片颜色较亮的区域,为热影响区。热影响区上存在裂纹,并且裂纹产生后向基材和修复区两边扩展,是典型的液化裂纹特征。

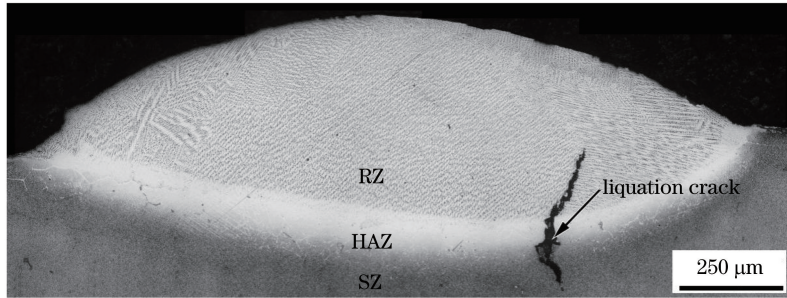


图 3 修复试样的横截面金相图

Fig. 3 Cross-sectional metallograph of repaired sample

铸态 K452 高温合金的典型微观组织主要包括  $\gamma$  相(基体相)、 $\gamma'$  相、 $\gamma$ - $\gamma'$  共晶及碳化物等,其中连续的条状碳化物分布于晶界,粗大的  $\gamma$ - $\gamma'$  共晶在其附近生长,如图 4(a)所示。晶界上和晶内的  $\gamma'$  相的平均尺寸分别为  $1.08 \mu m$  和  $0.44 \mu m$ ,如图 4(a)和 4(b)所示。由于在铸造过程中,叶片上会形成  $\gamma'$  相的元素,如 Ti 和 Al 等元素偏析于晶界,增加了  $\gamma'$  相的固相线温度,从而提高了  $\gamma'$  相的开始析出温

度,使得  $\gamma'$  相有更长的时间长大,所以晶界上的  $\gamma'$  相尺寸比晶内的  $\gamma'$  相尺寸大<sup>[18]</sup>。

为了更加清晰地观察液化裂纹的形貌特征,本研究对液化裂纹区域进行了 SEM 分析。SEM 照片表明裂纹是沿着热影响区晶界产生的,裂纹形貌具有典型的液化裂纹沿晶界弯曲并向修复区域与基体扩展的特征,如图 5 所示,可以看出液化裂纹与晶界上的  $\gamma$ - $\gamma'$  共晶[图 5(a)]和  $\gamma'$  相[图(5b)]有关。热

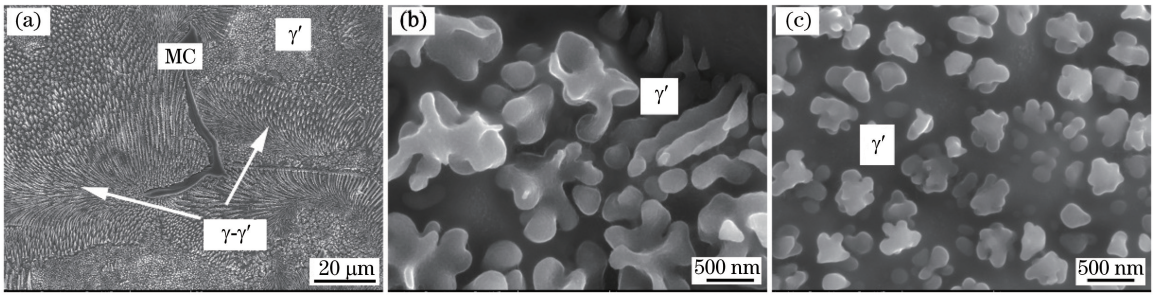


图 4 铸态 K452 的显微组织。(a)典型的相分布;(b)晶界的  $\gamma'$ 相;(c)晶内的  $\gamma'$ 相

Fig. 4 Microstructure of as-cast K452. (a) Typical phase distribution; (b)  $\gamma'$  phase on grain boundaries; (c)  $\gamma'$  phase inside grains

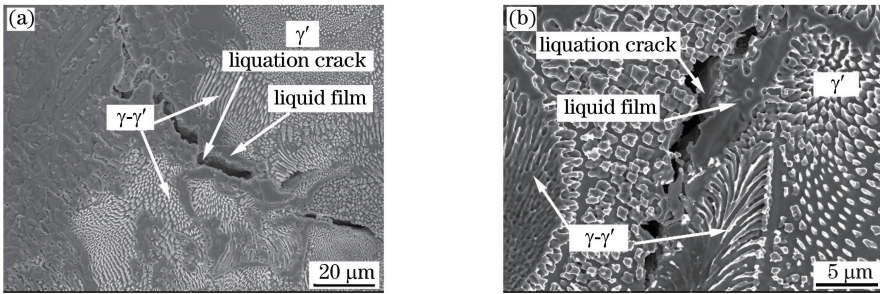


图 5 热影响区中液膜特征。(a)低熔点共晶液化裂纹;(b)组分液化裂纹

Fig. 5 Characteristics of liquid film in heat affected zone. (a) Low-melting eutectic liquation crack; (b) component liquation crack

影响区晶界上原始的  $\gamma-\gamma'$  共晶团在修复过程中发生了不同程度的液化,形成了连续的液膜;离修复区域近的  $\gamma-\gamma'$  共晶液化程度较为严重,离修复区域较远的  $\gamma-\gamma'$  共晶液化程度较轻;在液膜一侧存在裂纹,表明液化裂纹与  $\gamma-\gamma'$  共晶液化有关,如图 5(a) 所示。除了  $\gamma-\gamma'$  共晶液化外,晶界上的  $\gamma'$  相也发生了液化,如图 5(b) 所示。在激光修复热循环作用下,  $\gamma'$  相在热力学上变得不稳定,逐渐分解并溶解于基体中,由于激光快速加热及晶界上  $\gamma'$  相的尺寸较大,颗粒还没有完全溶解就达到了共晶反应温度,残余的  $\gamma'$  相颗粒便与周围的  $\gamma$  相发生  $\gamma+\gamma'\rightarrow L$  反应,形成液化相 L<sup>[19-20]</sup>,即发生了  $\gamma$  相组分化。综上可知,  $\gamma-\gamma'$  低熔点共晶液化和组分化是液化相形成的两大机制。

热影响区晶界发生液化只是产生液化裂纹的必要因素。激光增材修复是一个复杂的物理化学及冶金过程,具有快速加热和冷却的工艺特性,再加上修复材料与基体的物性参数(如弹性模量、导热系数和热膨胀系数等)不同,使得在熔覆层与基体之间产生较大的拉应力,当拉应力大于液膜表面张力时,会产生液化裂纹。拉应力的大小受到激光修复工艺、基体及修复材料硬度等的影响。在修复材料快速熔化过程中,与熔池相邻的基体因熔池体积快速膨胀而产生局部塑性变形,在熔池冷却凝固过程中,该塑性

变形区域受到其他区域的约束而产生拉应力。激光热输入越大,熔池体积膨胀速度越快,基体局部塑性变形越大,在冷却时,局部塑性变形受到的约束增加而产生更大的拉应力。产生的拉应力是否全部作用于热影响区液化的晶界上,取决于材料修复冷却过程中减缓部分应力的能力,即应力松弛<sup>[21]</sup>。基体及修复材料的硬度大小会影响应力松弛的能力,材料越硬,应力松弛越受限,更多的应力会作用在热影响区液化的晶界上,更容易产生液化裂纹。因此,采用硬度较低的修复材料有利于控制液化裂纹的产生。

### 3.2 低热输入脉冲激光控制裂纹

由第 3.1 节的分析可知,液化裂纹的本质是在修复过程中基体热影响区沿晶界或晶界附近的  $\gamma-\gamma'$  低熔点共晶或  $\gamma'$  相发生了液化,液化削弱了晶界的结合力,基体因约束熔池的快速膨胀和凝固而产生较大的拉应力,拉应力大于液膜的表面张力时,晶界液膜转变成液化裂纹。通过优化激光修复工艺参数以降低热输入,控制低熔点共晶液化或组分化,减少拉应力,可以控制裂纹的产生。

激光修复工艺参数主要包括激光功率、扫描速度、光斑直径、送粉速度和激光出光模式等,为了综合考虑激光功率、扫描速度和光斑直径,引入激光能量密度  $E$  (单位:  $J/mm^2$ ),  $E$  的计算公式为

$$E = \frac{P}{DV}, \quad (1)$$

式中： $P$  为激光功率，单位为 W； $D$  为光斑直径，单位为 mm； $V$  为扫描速度，单位为 mm/s。

激光能量密度的大小及出光模式严重影响修复的质量：其一要保证单道修复工艺不能产生液化裂纹和未熔合等缺陷；其二是不产生缺陷的前提下尽量提高修复效率。由图 6(a)~(c)可知，采用连续

激光工艺修复试样均产生了液化裂纹，并且激光能量密度由  $30 \text{ J/mm}^2$  提高至  $40 \text{ J/mm}^2$ ，液化裂纹长度增加，熔覆层的稀释率由 33.3% 增加至 42%。然而，采用的脉冲激光工艺激光能量密度从  $30 \text{ J/mm}^2$  提高至  $40 \text{ J/mm}^2$  的过程中，修复试样均未产生液化裂纹，如图 6(d)~(f)所示。并且，熔覆层的稀释率均小于连续激光工艺，当激光能量密度为  $40 \text{ J/mm}^2$  时，稀释率仅为 19.4%。

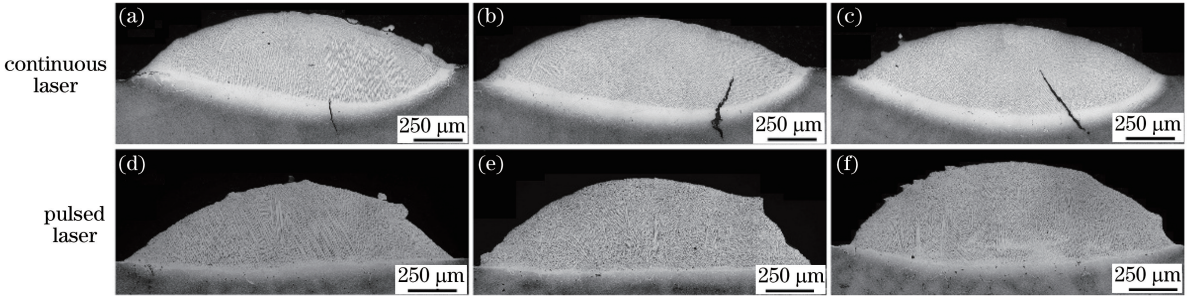


图 6 不同激光能量密度下的试样横截面图。

(a)  $30 \text{ J/mm}^2$ ; (b)  $35 \text{ J/mm}^2$ ; (c)  $40 \text{ J/mm}^2$ ; (d)  $30 \text{ J/mm}^2$ ; (e)  $35 \text{ J/mm}^2$ ; (f)  $40 \text{ J/mm}^2$

Fig. 6 Cross sections of samples under different laser energy densities. (a)  $30 \text{ J/mm}^2$ ; (b)  $35 \text{ J/mm}^2$ ; (c)  $40 \text{ J/mm}^2$ ; (d)  $30 \text{ J/mm}^2$ ; (e)  $35 \text{ J/mm}^2$ ; (f)  $40 \text{ J/mm}^2$

由图 6 可知，在相同激光能量密度下，在控制液化裂纹方面，脉冲激光工艺优于连续激光工艺。在频率为 20 Hz，占空比为 80% 的脉冲工艺参数下，一个周期为 50 ms，激光出光和关光的时间分别为 40 ms 和 10 ms，即在脉冲激光工艺下每周期有 20% 的时间不产生热量，这使得脉冲激光工艺总热输入比相同能量密度连续激光工艺的低 20%，可以减少晶界液化，甚至不发生液化。除此之外，由于占空比的存在，脉冲激光工艺使得热积累是非线性的，在不出光时间内熔池有利于散热，从而使得热积累效应减少。热输入减小可以降低热胀冷缩过程中产生的热应力，并且周期性的热输入可以振动熔池，使其不断释放应力，从而使得应力累积减少。

典型的修复组织是外延生长的柱状晶，如图 7 所示。采用连续激光修复试样的一次枝晶臂间距比

脉冲激光工艺修复试样的一次枝晶臂间距更加粗大。通过测量枝晶的一次枝晶臂间距，定量分析枝晶平均尺寸的差异，脉冲激光工艺修复试样的一次枝晶臂间距平均尺寸为  $2.10 \sim 2.90 \mu\text{m}$ ，明显比连续激光工艺修复试样的一次枝晶臂间距平均尺寸 ( $2.36 \sim 4.12 \mu\text{m}$ ) 小。

一次枝晶臂间距与凝固过程中的温度梯度、凝固速度以及冷却速率等有关。Kurz 等<sup>[22]</sup>的研究表明，对于任意的合金材料，在凝固过程中，一次枝晶臂间距  $\lambda_1$  的大小受到温度梯度  $G$  和凝固速率  $V_0$  的影响， $\lambda_1$  与温度梯度及凝固速度的关系式为

$$\lambda_1 = KG^{-a}V_0^{-b}, \quad (2)$$

式中： $a$ 、 $b$  为与材料有关的参数， $K$  为合金常数。一次枝晶臂间距与温度梯度和凝固速度成反比，温度梯度和凝固速度越大，一次枝晶臂间距越小。在

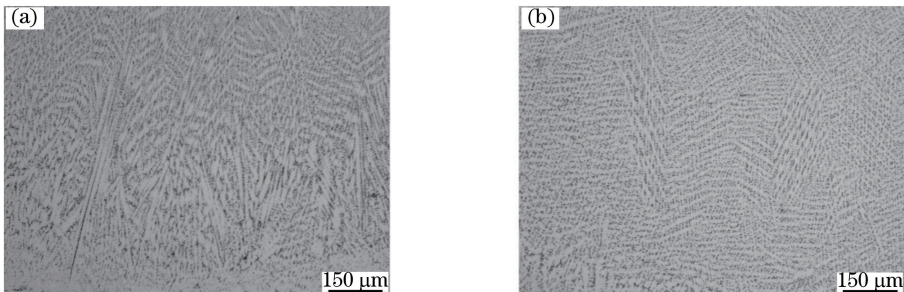


图 7 不同激光模式下的显微组织。(a) 连续激光；(b) 脉冲激光

Fig. 7 Microstructures under different laser modes. (a) Continuous laser; (b) pulsed laser

相同的激光能量密度下,相对于连续激光模式,脉冲激光模式有利于获得更高的温度梯度、凝固速度及冷却速率。因为脉冲激光在不出光时间,熔池有利于散热,在激光再次出光时,会获得更大的温度梯度。除此之外,在冷却期间,熔池处于自由凝固状态,具有更高的凝固速率和冷却速率,使得脉冲激光修复试样的一次枝晶臂间距比连续激光修复试样的一次枝晶臂间距小。

在采用脉冲激光且较低的激光能量密度(30 J/mm<sup>2</sup>)时,液化裂纹被彻底抑制。但是,激光能量密度过低,会导致修复区域与基体界面及搭接区域产生未熔合的问题,如图 8(a)所示,未熔合位置容易产生应力集中,应力集中会导致裂纹的产生,从而严重降低试样的力学性能。未熔合的产生是因为较低的脉冲激光能量密度使得金属粉末颗粒难以完全熔化,从而导致熔覆层表面不均匀,两端不饱

满等,容易导致在搭接处产生不平整的表面。在修复下一层时,较低的激光能量密度严格控制了稀释率,不能将搭接位置不平整的表面重熔,导致搭接区域产生未熔合的问题。提高激光能量密度可以解决未熔合的问题,但是激光能量密度过大会导致液化裂纹的产生。为了控制液化裂纹,同时解决未熔合的问题,将激光能量密度提高至 35 J/mm<sup>2</sup>对坡口界面修复一层,待修复的第一层充分冷却后,再对中间区域进行修复。因为采用的修复材料为 Inconel 625 镍基高温合金粉末,焊接性良好,修复过程不会产生裂纹的问题,所以可以通过提高激光能量密度对中间区域进行修复,不仅可以解决修复后表面不够平整导致的未熔合的问题,同时还可以提高修复效率,如图 8(b)所示,修复区域除了存在微小的孔隙外,无其他缺陷,实现了损伤零件的高性能修复。

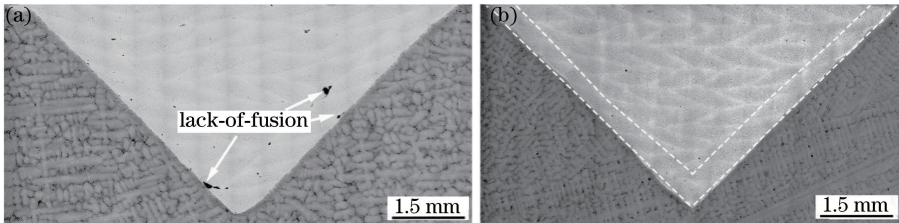


图 8 不同激光能量密度下的试样横截面。(a) 30 J/mm<sup>2</sup>; (b) 35 J/mm<sup>2</sup>

Fig. 8 Cross sections of samples under different laser energy densities. (a) 30 J/mm<sup>2</sup>; (b) 35 J/mm<sup>2</sup>

### 3.3 修复件的力学性能

图 9(a)和 9(b)分别为激光修复试样的横、纵截面不同区域的显微硬度数据。铸态基体的平均硬度为 333.1 HV,连续激光工艺修复试样热影响区的平均硬度为 278.5 HV,脉冲激光工艺修复试样热影响区的平均硬度为 291.4 HV,热影响区硬度均小于铸态基体的。因为在修复过程中,热循环起到激光固溶的作用,使得热影响区中的第二相部分固溶到基体,硬度下降。图 10(a)为脉冲激光修复 K452 高温

合金热影响区的 SEM 微观组织照片,包括基材区域、热影响区域和修复区域。对热影响区进行等间距地标记两个位置点,方便观察不同位置  $\gamma'$  相固溶程度。图 10(b)~(d)为图 10(a)的局部放大照片,从图中可以看出,不同位置的  $\gamma'$  相受到了不同程度的固溶。图 10(b)为 1 处位置的放大图,1 处离熔池最近,基材初生的  $\gamma'$  相几乎彻底固溶;图 10(c)是 2 处位置的放大图, $\gamma'$  相固溶程度相对于 1 处的有减轻,大部分的初生  $\gamma'$  相被固溶;图 10(d)是 3 处位置

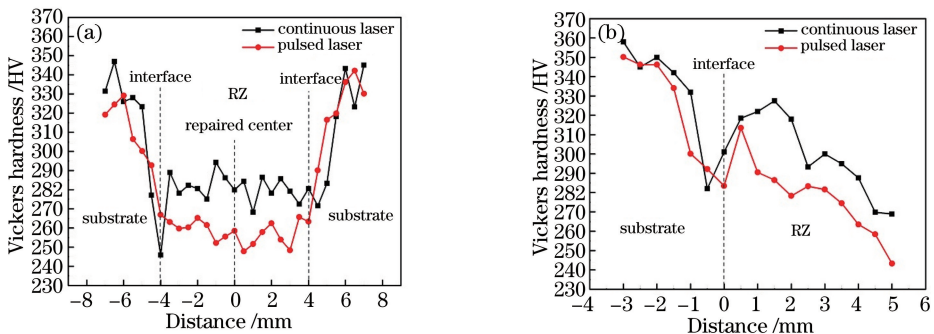


图 9 修复件的显微硬度。(a)横截面;(b)纵截面

Fig. 9 Microhardness of repaired sample. (a) Cross section; (b) longitudinal section

的放大图,  $\gamma'$ 相基本上保持了原始初生的花状。热影响区中 K452 高温合金基材初生  $\gamma'$ 相发生不同程度的固溶, 主要与激光修复过程中热循环有关。在激光热源形成熔池过程中, 熔池距离逐渐增加会使

热影响区中的 1 和 2 位置的温度逐渐降低, 导致 1 位置的  $\gamma'$ 相在固溶温度以上存在较长时间, 固溶比较彻底, 2 位置处的  $\gamma'$ 相在固溶温度以上存在较短的时间, 只发生了少量固溶。

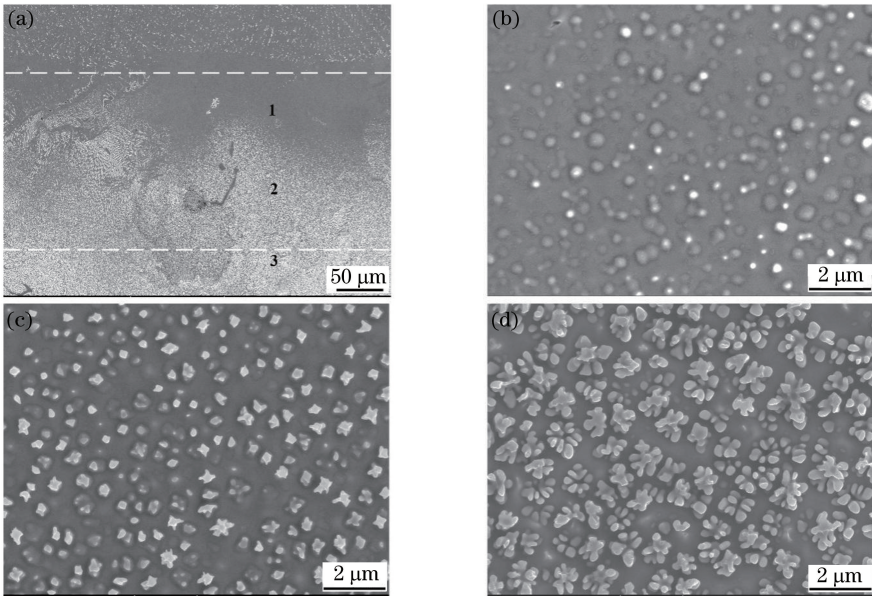


图 10 热影响区微观组织特征。(a)热影响区微观组织;(b) 1 处的  $\gamma'$ 相;(c) 2 处的  $\gamma'$ 相;(d) 3 处的  $\gamma'$ 相  
Fig. 10 Microstructure characteristics of HAZ. (a) microstructure of HAZ; (b)  $\gamma'$  phase at position 1; (c)  $\gamma'$  phase at position 2; (d)  $\gamma'$  phase at position 3

连续激光修复试样修复区的平均硬度为 289.6 HV, 脉冲激光修复试样修复区的平均硬度为 267.9 HV, 略小于连续激光工艺修复试样的。图 9(b)为修复试样的纵截面硬度分布, 从修复界面到顶层连续激光修复试样的硬度由 327.5 HV 降低至 268.9 HV, 然而, 脉冲激光修复试样从修复面到顶层, 硬度由 313.5 HV 降低至 243.3 HV。图 11(a)和11(b)分别为修复试样底部和上部的显微组织照片, 由图可知修复试样下部的 Laves 相明显少于上部的 Laves 相。IN625 为固溶强化高温合金, 主要是因为加入到单相奥氏体中的 Mo 和 Nb 等合金元素可起到固溶强化的作用。在凝固过程

中, 奥氏体为初生相树枝晶, 凝固过程中 Nb 和 Mo 等元素的偏析会形成 Laves 相, 而 Laves 相的形成会消耗大量的 Nb 和 Mo 等元素, 这会显著降低固溶强化效果, 在逐层往上修复过程中, 上层的成型会对前一层起到热处理的作用, 使得 Laves 相分解, 释放大量的 Nb 和 Mo 元素, 将这些元素固溶到基体中, 可起到固溶强化作用。

对修复试样进行了拉伸试验, 激光增材修复试样与铸态基体 K452 的力学性能如表 2 所示。修复试样抗拉强度和屈服强度分别为 814.3 MPa 和 685.8 MPa, 略大于铸态基体的, 其延伸率为 4.87%, 略小于铸态基体的 6.25%。修复过程中激光修复热

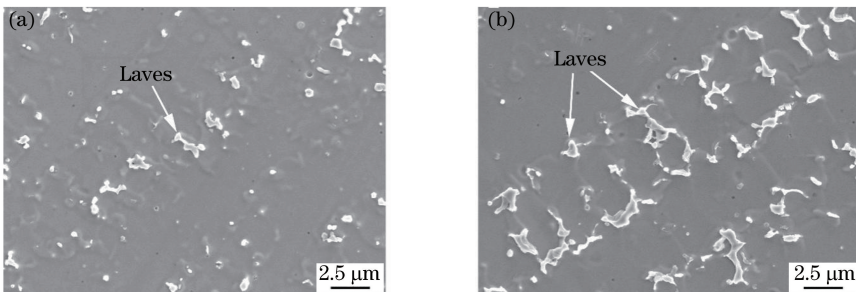


图 11 修复区的显微组织。(a)修复区底部显微组织;(b)修复区上部显微组织  
Fig. 11 Microstructure of RZ. (a) Microstructure at bottom of RZ; (b) microstructure at top of RZ

循环作用使得热影响区晶粒发生了粗化<sup>[23]</sup>,从而导致修复试样的塑性有所下降。

表 2 激光增材修复试样和基体的拉伸性能

Table 2 Tensile properties of laser additive repaired (LARed) sample and substrate

Sample	Yield strength /MPa	Tensile strength /MPa	Elongation /%
LARed sample	814.3	685.8	4.87
Substrate	800	654.7	6.25

## 4 结 论

对激光增材修复 K452 镍基高温合金液化裂纹产生机理、液化裂纹控制,及修复组织与性能进行了研究,得到了如下的结论。

激光增材修复 K452 镍基高温合金极易产生起源于基体的热影响区域,并且沿晶界向基体和修复区域扩展的液化裂纹。采用合适的脉冲激光能量密度可以有效控制裂纹的产生,过低的激光能量密度导致粉末不能完全熔化,容易在修复界面及搭接区域产生未熔合,过高的激光能量密度使得热输入过大,导致裂纹的产生。脉冲激光工艺的热输入低于连续激光工艺的热输入,使得脉冲激光工艺修复试样的一次枝晶臂间距平均尺寸(2.10~2.90 μm)明显小于连续激光工艺修复试样的(2.36~4.12 μm)。激光增材修复试样的抗拉强度和屈服强度略高于铸态基体 K452,而其延伸率略低于铸态基体。尽管铸态下修复件达到了基体的力学性能,但力学性能仍较低,后续需要对修复件进行热处理提高以修复件的强度和塑性。

## 参 考 文 献

[1] Qin X Z. Microstructure and property stability of cast Ni-base superalloys K452 and K446 during long-term thermal exposure[D]. Shenyang: Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, 2008.  
秦学智. 铸造高温合金 K452 和 K446 在长期时效期间的组织和性能的演变[D]. 沈阳: 中国科学院金属研究所, 2008.

[2] Qin F. Research of scanning eddy current testing technology for the defects on aircraft turbine blades [D]. Beijing: Beijing Institute of Technology, 2016.  
秦峰. 航空涡轮叶片缺陷的扫查式涡流检测技术研究[D]. 北京: 北京理工大学, 2016.

[3] Li X Q, Cheng Z, Qiu H, *et al.* Research progress in repair welding technology of Ni-based superalloy[J]. Materials Review, 2017, 31(S1): 541-545.

李小强, 程准, 邱昊, 等. 镍基高温合金焊接修复技术的研究进展[J]. 材料导报, 2017, 31(S1): 541-545.

[4] Xue L, Huang W D, Chen J, *et al.* Application of laser forming repair technology on the aerial castings [J]. Foundry Technology, 2008, 29(3): 391-394.  
薛蕾, 黄卫东, 陈静, 等. 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): 391-394.

[5] Bian H Y, Zhai Q X, Li Y, *et al.* Microstructure and tensile properties of laser deposition repair GH738 superalloy [J]. Chinese Journal of Lasers, 2017, 44(10): 1002003.  
卞宏友, 翟泉星, 李英, 等. 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.

[6] Luo D. Research on process and growth behavior in laser repairing of nickel-base single crystal superalloy [D]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology, 2016.  
罗登. 镍基单晶高温合金激光修复工艺及生长行为研究[D]. 武汉: 华中科技大学, 2016.

[7] Luo D, Lu Y Y, Guo X X, *et al.* Laser repairing process of V-groove in single-crystal superalloy [J]. Chinese Journal of Lasers, 2016, 43(5): 0503001.  
罗登, 路媛媛, 郭溪溪, 等. 单晶高温合金 V 槽的激光修复工艺研究[J]. 中国激光, 2016, 43(5): 0503001.

[8] Meng X, Tian X J, Cheng X, *et al.* Microstructure and heating treatment of DZ40M prepared by laser additive manufacturing [J]. Chinese Journal of Lasers, 2018, 45(10): 1002008.  
孟翔, 田象军, 程序, 等. 激光增材制造 DZ40M 的微观组织及热处理研究[J]. 中国激光, 2018, 45(10): 1002008.

[9] Lü H, Yang Z B, Wang X, *et al.* Microstructures and tensile properties of GH4099 alloy fabricated by laser additive manufacturing after heat treatment [J]. Chinese Journal of Lasers, 2018, 45(10): 1002003.  
吕豪, 杨志斌, 王鑫, 等. 激光增材制造 GH4099 合金热处理后的显微组织及拉伸性能[J]. 中国激光, 2018, 45(10): 1002003.

[10] Ojo O A, Chaturvedi M C. Liquation microfissuring in the weld heat-affected zone of an overaged precipitation-hardened nickel-base superalloy [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2007, 38(2): 356-369.

[11] Qian B Y M, Lippold J C. The effect of multiple post-weld heat treatment cycles on the weldability of Waspaloy® [J]. WELDING JOURNAL-NEW YORK-, 2002, 81(11): 233-238.



- [12] Yang J J, Li F Z, Wang Z M, *et al.* Cracking behavior and control of Rene 104 superalloy produced by direct laser fabrication [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2015, 225: 229-239.
- [13] Ojo O A, Richards N L, Chaturvedi M C. Liquid film migration of constitutionally liquated  $\gamma'$  in weld heat affected zone (HAZ) of Inconel 738LC superalloy[J]. *Scripta Materialia*, 2004, 51(2): 141-146.
- [14] Osoba L O, Ojo O A. Influence of laser welding heat input on HAZ cracking in newly developed Haynes 282 superalloy [J]. *Materials Science and Technology*, 2012, 28(4): 431-436.
- [15] Li Q G, Lin X, Wang X H, *et al.* Research on the cracking control of laser additive repaired K465 superalloy [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2017, 46(4): 955-960.  
李秋歌, 林鑫, 王杏华, 等. 激光增材修复 K465 高温合金裂纹控制研究 [J]. *稀有金属材料与工程*, 2017, 46(4): 955-960.
- [16] Liu D J, Lippold J C, Li J, *et al.* Laser engineered net shape (LENS) technology for the repair of Ni-base superalloy turbine components[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2014, 45(10): 4454-4469.
- [17] Ren W B, Dong S Y, Xu B S, *et al.* Temperature field of FeCrNiCu alloy forming layers of continuous wave/pulsed laser remanufacture [J]. *Journal of Materials Engineering*, 2017, 45(5): 1-6.  
任维彬, 董世运, 徐滨士, 等. 连续/脉冲激光再制造 FeCrNiCu 合金成形层温度场研究 [J]. *材料工程*, 2017, 45(5): 1-6.
- [18] Ojo O A, Richards N L, Chaturvedi M C. Contribution of constitutional liquation of gamma prime precipitate to weld HAZ cracking of cast Inconel 738 superalloy[J]. *Scripta Materialia*, 2004, 50(5): 641-646.
- [19] Soucaïl M, Bienvenu Y. Dissolution of the  $\gamma'$  phase in a nickel base superalloy at equilibrium and under rapid heating[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1996, 220(1/2): 215-222.
- [20] Watanabe M, Horita Z, Sano T, *et al.* Electron microscopy study of Ni/Ni<sub>3</sub>Al diffusion-couple interface: II. Diffusivity measurement [J]. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1994, 42(10): 3389-3396.
- [21] Montazeri M, Ghaini F M. The liquation cracking behavior of IN738LC superalloy during low power Nd: YAG pulsed laser welding [J]. *Materials Characterization*, 2012, 67: 65-73.
- [22] Kurz W, Fisher D J. Dendrite growth at the limit of stability: tip radius and spacing [J]. *Acta Metallurgica*, 1981, 29(1): 11-20.
- [23] Zhao J F, Cheng C, Xie D Q, *et al.* High-temperature tensile property of GH4169 nickel-based superalloys by laser repair [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2016, 43(8): 0802012.  
赵剑峰, 成诚, 谢得巧, 等. 激光修复 GH<sub>4169</sub> 镍基高温合金的高温拉伸性能 [J]. *中国激光*, 2016, 43(8): 0802012.