

# 单晶叶片激光修复研究进展

张 剑<sup>1</sup>, 郭媛媛<sup>1</sup>, 张 迈<sup>1</sup>, 叶新玥<sup>1</sup>, 刘 逸<sup>2</sup>, 刘 禹<sup>2</sup>, 侯 娟<sup>2</sup>

(1. 中国航发北京航空材料研究院 先进高温结构材料重点实验室, 北京 100095)

(2. 上海理工大学 材料与化学学院, 上海 200093)

**摘 要:** 单晶叶片激光修复技术为航空领域节约了大量成本, 该技术以增材制造工艺为基础, 以期在单晶基底上通过定向凝固生长出理想的单晶结构。目前, 主流的单晶叶片修复技术包括以下两类: 定向能量沉积技术 (directed energy deposition, DED)、粉末床熔融技术 (powder bed fusion, PBF)。本文综述了 2 种主要修复技术的研究进展, 总结了修复过程中工艺参数的影响及单晶生长的机制, 阐明了单晶修复技术在航空领域的应用潜力。此外, 还讨论了目前单晶叶片修复面临的主要挑战, 并对其未来发展趋势进行了展望。

**关键词:** 单晶叶片; 增材制造; 激光修复

中图分类号: TG132.3\*3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)02-593-10

高压涡轮叶片位于飞机发动机的热端部分 (图 1), 可以将流出燃烧室的气态能量转化为机械能<sup>[1]</sup>。高性能的航空发动机要求增大推力、提高推重比以提高机动能力, 而提高涡轮进口温度是获得大推力和高推重比的主要措施之一<sup>[2]</sup>。因此, 先进航空发动机对热端部件的承温能力提出了极高的要求。叶片在服役过程中受到高温、高应力、振动效应、离心力等复杂环境影响, 可能发生损伤断裂, 从而威胁到发动机零部件的服役安全<sup>[3]</sup>。为了能够适应更复杂苛刻的服役环境, 研究人员开发了单晶 (singlecrystal, SX) 高温合金, 通过消除晶界获得了比多晶合金更优异的高温性能, 包括抗热疲劳和低周期疲劳, 以及优异的高温蠕变强度, 并且在接近熔点的温度下仍具有优异的抗机械失效和化学降解性能<sup>[4]</sup>。自 20 世纪 80 年代第 1 代单晶研发成功开始, 单晶高温合金的研究获得了突破性进展, 目前已发展出以 MC-NG、TMS-138、TMS-162 等为代表的第 4 代和第 5 代单晶高温合金, 相关的合金设计理论和铸造工艺也取得了长足的进步, 作为关键结构材料用于制造航空发动机叶片<sup>[4-6]</sup>。

航空发动机单晶叶片结构复杂并且制造成本昂贵, 高温、高压、高速旋转, 以及燃烧室腐蚀性气氛和异物冲蚀等恶劣的服役环境容易使其发生损伤, 如图 2 所示<sup>[5]</sup>。这些损伤会极大地限制单晶叶片的使用寿命, 并导致发动机部件频繁更换, 造成高昂的维护成本。因此, 相较于直接更换叶片, 探究更加高效、低成本、可工程

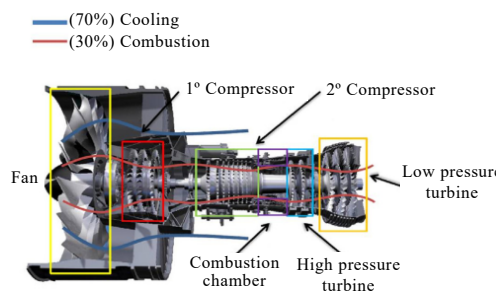


图 1 涡轮风扇发动机示意图

Fig.1 Schematic diagram of turbofan engine<sup>[7]</sup>

化应用的单晶叶片修复技术, 具有非常广阔的前景。

激光增材制造 (laser additive manufacturing, LAM) 是一种基于离散-堆积原理, 以合金粉末或丝材为原料, 采用逐层熔化堆积的方法, 依据三维数模直接制造复杂形状零件或进行零件修复的技术<sup>[8]</sup>。LAM 具有成形精度高、材料充分融合以及组织结构可控等优势, 能够将材料 (粉末/丝材) 精确地添加到待修复基底零件上, 在单晶叶片修复研究方面表现出巨大的应用潜力和经济效益<sup>[6]</sup>。在 LAM 工艺过程中, 待修复的单晶基底和添加的金属粉末被高能激光束连续熔化, 形成快速移动的熔池。微细柱状晶从熔池底部向上外延生长, 这种柱状晶的晶体取向与单晶基底相同<sup>[9]</sup>。然而, 随着柱状晶的不断生长和逐渐远离单晶基底, 会发生柱状晶向等轴晶的转变 (columnar-to-equiaxed transition, CET) 并诱

收稿日期: 2023-04-27

作者简介: 张 剑, 男, 1981 年生, 博士, 教授, 中国航发北京航空材料研究院先进高温结构材料重点实验室, 北京 100095, E-mail: zhangjian620@foxmail.com

导杂晶 (stray grain, SG) 形成, 从而导致柱状晶外延生长中断, 无法获得理想尺寸的单晶组织。因此修复过程中要避免在凝固结束时出现 CET 转变, 同时熔池在激光重复熔化的过程中必须重新熔化在包层轨道顶部形成的杂散晶粒<sup>[10]</sup>。对此 Hunt 等<sup>[11]</sup>在 20 世纪 80 年代建立了模型, 近似推导出完全等轴增长的临界梯度条件, 为单晶修复提供了理论基础。对单晶涡轮叶片激光修复研究进展进行总结和归纳, 可以深入认识修复过程中凝固组织的演变规律, 对提高激光单晶修复技术、指导单晶部件的制造和修复具有十分重要的科学意义和工程价值。

本文针对航空单晶涡轮叶片激光修复技术的国内外研究进展进行了总结和综述。首先阐述了激光修复的原理和方法, 重点总结了激光修复过程中晶体转变理论的发展进程, 然后讨论了修复工艺对单晶生长的影响机制和研究现状, 并对单晶激光修复的微观组织、修复缺陷和力学性能进行归纳总结。最后, 基于国内外研究现状, 对今后的研究方向和发展趋势进行了展望。

### 1 单晶叶片修复技术分类及研究进展

单晶叶片修复的重点, 是在服役后零部件的损伤部位重构出力学性能与基底一致或相近的金属组织,

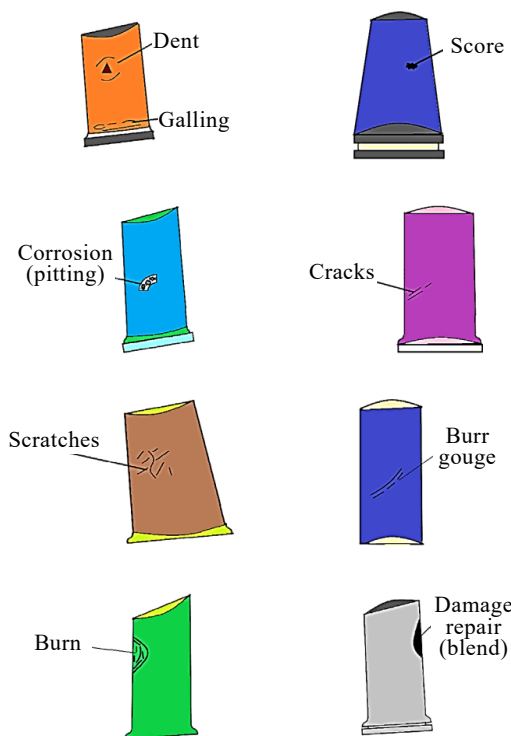


图 2 航空发动机单晶叶片服役过程中因固体颗粒侵蚀以及裂纹产生导致的损坏状况

Fig.2 Damage of aeroengine single crystal blades caused by solid particle erosion and cracks during service<sup>[5]</sup>

以达到继续使用和延缓报废的目的。利用激光或电子束作为热源的金属增材制造技术已经比较成熟, 而将其应用于单晶修复则是近年来由该领域衍生出的新研究热点。由于电子束增材制造需要高真空环境, 并且成本高、存在电子辐射等, 因此现有单晶修复的主流技术主要是以激光为热源的激光修复。然而, 激光增材制造修复过程中容易出现晶粒由柱状晶向等轴晶转变的现象, 即 CET 效应, 不利于单晶生长。张佩宇等<sup>[12]</sup>基于枝晶异质形核和异向生长理论的最新进展, 总结出高能束修复单晶的基础原理框架, 如图 3 所示。单晶叶片激光修复技术通常可分为两类, 分别是相对较早发展起来的定向能量沉积技术 (directed energy deposition, DED), 以及粉末床熔融技术 (powder bed fusion, PBF)。此外, 还有少量采用电子束作为能量源的修复技术。下面将对几种常见修复技术的研究进展加以介绍。

#### 1.1 定向能量沉积修复技术研究进展

DED 技术是通过聚焦热源使材料沉积熔化并层层堆叠最终成形的增材制造工艺, 能量来源为激光、电子束以及电弧等。DED 一般通过同轴送粉或送丝传输材料, 使数层材料在热能聚焦点附近熔化并形成熔池, 同时通过逐层沉积金属材料在基板上构建任意形状<sup>[13]</sup>, 是单晶叶片修复的最主要方式之一。

##### 1.1.1 激光定向能量沉积技术

以激光为热源的激光定向能量沉积 (laser-based DED, L-DED) 技术又称为激光熔覆, 在修复和再制造领域应用较广泛。Gäumann 团队在 2001 年<sup>[6]</sup>探讨了 CMSX-4 镍基高温合金的修复工艺参数与 CET 效应之间的联系, 在 Hunt 的理论基础上通过详细的实验验证和计算模拟建立了温度梯度 ( $G$ ) 和固液界面凝固速度 ( $V_S$ ) 两个重要因素的预测方法, 并总结出 L-DED 工艺进行激光单晶修复的“工艺-组织关系图”, 如图 4 所示, 其阐述了当预热温度  $T_0$  分别为 20 和 200 °C 时, 组织结构与激光功率  $P$  和光束扫描速度  $V_b (D_b=1 \text{ mm})$  之间的函数关系。该研究结果为后续判断和确定 CMSX-4 合金温度梯度并以此设定修复工艺参数提供了重要参考。

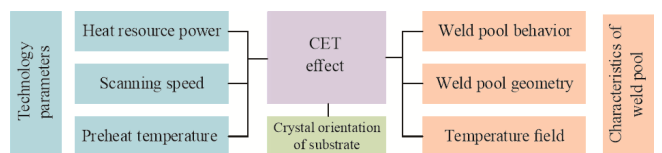


图 3 单晶高能束修复基础原理

Fig.3 Basic principle of single crystal high energy beam repair<sup>[12]</sup>

通过 L-DED 进行单晶叶片修复的研究比较丰富和完善。高能束的工艺参数会直接影响单晶生长的质量。Kaielerle 等<sup>[14]</sup>通过调整激光功率、扫描速度和送粉速率这三个主要工艺参数在 CMSX-4 和 PWA 1426 合金基底材料上进行激光熔覆和重熔试验，结果如图 5 所示。研究表明，合适的工艺参数能够促进修复区单晶组织的形成。荣鹏等<sup>[15]</sup>通过 Rappaz 等<sup>[16]</sup>提出的预测电子束焊接中枝晶生长的 ROV 模型，计算及实验研究了工艺参数对激光熔覆形成单晶组织的作用机制，在 DD6 单晶基体上实现了 GH768 合金的多道多层外延生长，如图 6 所示。卢楠楠等<sup>[17]</sup>的研究则指出 CMSX-10 单晶热裂形成的临界晶界角度为 4.2°，他们研究发现沉积过程中产生的 Marangoni 对流（马兰戈尼对流，即两相界面上的温度或浓度变化引起表面张力梯度而产生的界面对流现象）通过降低固液界面前沿的温度梯度，导致枝晶交汇处发生 CET 转变从而形成杂晶，并最终采用纵向稳恒磁场辅助激光熔化沉积单晶获得了高度 5 mm 以上的单晶组织。Liu 等<sup>[18]</sup>则发现单晶的外延生长模式与基材晶粒的取向密切相关，基材晶粒取向与最优的取向不一致会提升杂散晶粒的形成趋势。

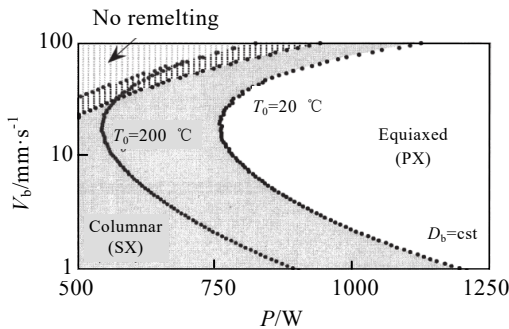


图 4 CMSX-4 镍基合金影响晶粒微观形貌的工艺-组织关系  
Fig.4 Relationship between process and structure affecting grain morphology of CMSX-4 nickel base superalloy<sup>[6]</sup>

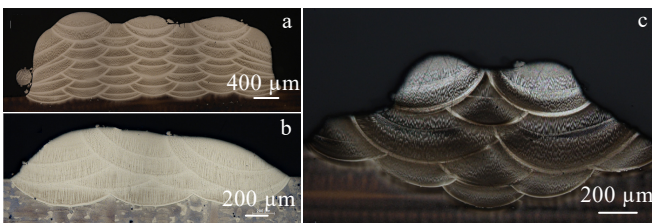


图 5 激光熔覆结果和重熔试验结果  
Fig.5 Results of laser cladding and laser remelting: (a) laser cladding on CMSX-4 substrate, (b) laser cladding on turbine tip of PWA 1426 superalloy, and (c) laser cladding on CMSX-4 notched substrate<sup>[14]</sup>

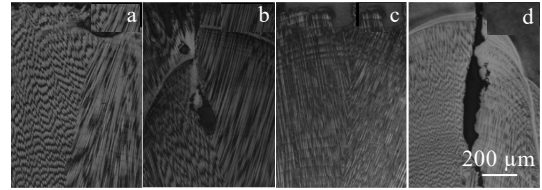


图 6 凝固裂纹与晶粒尺寸及晶界角的关系  
Fig.6 Solidification cracking as a function of grain sizes and grain boundary angles: (a) misorientation angle is less than the critical value, (b-c) misorientation angle exceeds the critical value, and (d) misorientation angle is 40°<sup>[15]</sup>

从修复效率上看，对单晶部件的局部缺陷如内部裂纹或微裂纹而言，仅进行开槽处理是相比于整个切口更好的选择。另外在实际修复过程中，修复区域的几何形状是可变的，也增加了修复的难度<sup>[19]</sup>。罗登等<sup>[20]</sup>通过优化后参数进行了 DD6 单晶高温合金的 V 形槽修复试验，研究指出平缓的熔池底面利于枝晶的定向生长，降低 V 槽底角以及使基材取向偏离[001]方向的角度越小有助于趋向熔池底面平缓。

为提高激光修复成形的单晶完整性，修复过程中需要考虑不同冷却方式产生的影响。Rottwinkel 等<sup>[21]</sup>利用预热和水冷相结合的方式强制改变熔池热流方向，在修复缺口周围施加 850 °C 预热以抑制横向热流，同时在缺口底部合适位置施加 18 °C 水冷，加强纵向热流，从而保持了修复区组织的单晶完整性。Nie 等<sup>[22]</sup>则认为不同的强制冷却方式会影响 L-DED 凝固过程中固液界面前沿的温度梯度，在相同沉积层数条件下，采用强制水冷可以显著增加沿 [001] 方向的温度梯度。电子背散射衍射 (EBSD) 分析表明，强制水冷条件下外延生长层（单晶衬底上生长的同取向单晶层）高度为 1.5 mm，与空冷样品相比增加了约 50%，如图 7 所示。对于叶尖接长的修复，通过主动冷却降低成形过程中的热积累，促进修复区单晶的外延接续生长。

激光照射熔池时服从高斯分布的能量形式<sup>[23]</sup>会促使杂晶的形成<sup>[14]</sup>。为改善温度梯度分布，刘东雷等<sup>[24]</sup>在基材两侧的垂直方向添置了铜块以进行能量约束，最大限度引导枝晶生长方向与热流方向一致，最终得到了几乎无其他杂晶出现的 1220 μm 厚定向外延柱状晶区修复层，如图 8 所示。Liu 等<sup>[25]</sup>指出基材预热促进杂散晶粒的形成，预冷则有利于柱状晶生长并细化一次柱状晶枝晶臂间距，并给出了连续外延生长的临界条件即衬底预设温度  $T_{sub} \leq 90$  °C。现有许多研究主要针对薄壁、单道次或者多道次的单晶激光沉

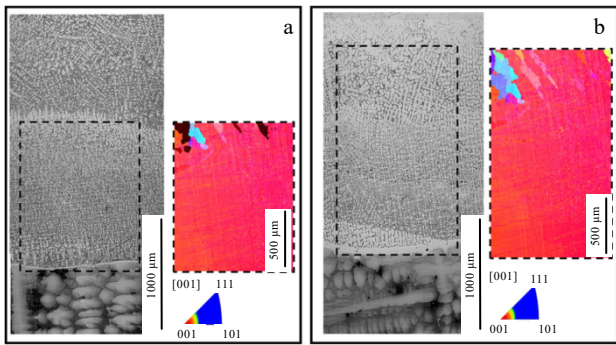
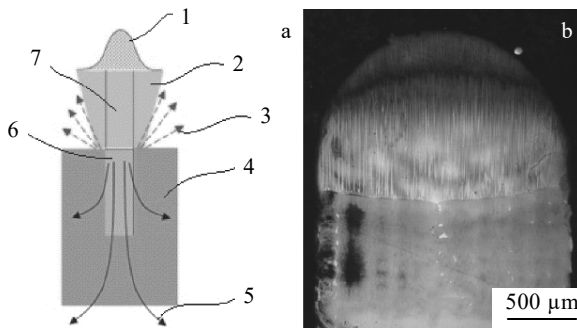


图 7 L-DED 单晶样品在空冷和强制水冷条件下的光学显微照片和相应 EBSD 晶粒结构图

Fig.7 OM images and the corresponding EBSD grain structure images of L-DED single crystal sample under air cooling (a) and forced water cooling (b) condition<sup>[22]</sup>



1 laser energy in Gaussian distribution, 2 laser beam, 3 reflected laser energy, 4 pure copper tooling; 5 heat flow direction, 6 single crystal base material, 7 laser energy acting on single crystal base material

图 8 能量约束下单晶激光修复工艺的热量传递示意图以及单晶熔覆层形貌

Fig.8 Heat transfer diagram of single crystal laser repair process under energy constraint (a) and morphology of single crystal cladding layer (b)

积, 李文杰等<sup>[26]</sup>则成功进行了块状镍基单晶合金的沉积, 探讨了块状单晶沉积所面临的循环加热次数多, 热应力累积大等复杂问题。总之, 在设置工艺参数时适当减小热输入, 能够降低熔池的热量累积, 从而得到定向生长的多层熔覆组织<sup>[27]</sup>。

树枝状  $\gamma$  基体以及团状  $(\gamma+\gamma')$  共晶是铸态镍基单晶高温合金的主要组织, 但后者的含量过多会对合金的高温性能产生不利影响<sup>[28]</sup>。Ci 等<sup>[29]</sup>通过实验证明了沉积区的  $(\gamma+\gamma')$  共晶和孔隙会严重破坏修复后单晶的高温性能, 造成沉积区优先断裂。尽管激光修复的高冷却速率能够显著抑制  $(\gamma+\gamma')$  共晶生成, 但多道次乃至块状单晶的激光修

复中循环加热次数较多, 导致熔池在后续加工中的冷却速度会显著降低,  $(\gamma+\gamma')$  共晶的形成是不可避免的。Ci 等<sup>[29]</sup>给出的建议包括适当降低基材厚度或沉积高度, 使热影响区覆盖整个层等。随着单晶高温合金的发展, 近年来 Re、W、Mo、Ru 等难熔合金化元素逐步被引入镍基单晶高温合金体系中, 以不断提高合金的综合性能<sup>[30]</sup>。传统铸态单晶高温合金中, 难熔元素的含量增多会造成有害的拓扑密排相 (tcp 相) 析出, 这些有害相能够破坏合金组织稳定性, 对合金的力学性能极为不利。慈世伟等<sup>[31]</sup>的研究表明, 激光增材制造能够形成出枝晶结构更细、元素分布更均匀的单晶高温合金, tcp 相的形成能被显著抑制, 从而能得到分布均匀的筏化组织, 使得 L-DED 成形单晶高温合金具有不亚于铸态合金的力学性能, 进一步证明了使用该工艺进行单晶修复的潜力。

### 1.1.2 其他定向能量沉积技术

除了 L-DED 外, 单晶的直接沉积修复还可以通过电弧增材制造 (wire and arc additive manufacturing, WAAM) 的方式进行。WAAM 采用熔化极惰性气体保护焊 (metal inert gas welding, MIG)、钨极惰性气体保护焊 (tungsten inert gas welding, TIG) 等焊机产生的电弧为热源, 通过丝材的添加方式进行的制造。这种增材制造方式具有高材料利用率、高成形速度、低制造成本等优点<sup>[32]</sup>。部分研究人员将电弧增材制造技术与激光直接沉积技术结合应用在单晶修复中, 取得了一定成果。

Churchman 等<sup>[33]</sup>研究了 René N5 镍基高温合金单晶部件的 TIG 和 EBW 单晶修复, 选用 IN625、FM-92 和 IN738 3 种合金作为修复用填料。研究表明, 杂晶、熔池形状、扫描速度等参数对单晶修复质量影响程度不同。例如, 在 TIG 修复样品中, 杂晶存在不会导致其自动开裂, 而熔池的深宽比高时出现了大量开裂; 而在 EBW 修复样品中, 高深宽比会通过产生杂晶而引起开裂。因此, 通过工艺和加工条件调控杂晶, 可以控制修复区的开裂情况。Wang 等<sup>[34]</sup>比较了 L-DED 和等离子弧焊 (plasma arc welding, PAW) 2 种工艺对 DD407 高温合金的单晶修复效果。结果表明, 2 种工艺修复过程中熔合区具有相似的微观结构, 如图 9 所示且均能保持单晶外延生长而无明显裂纹, 但 PAW 熔池较浅, 更容易形成柱状晶。

近年来还开发出一种名为激光-气体保护焊 (laser-gas metal arc) 的新型先进复合焊接技术, 其结合了激光焊接所具备的高能量密度、高速度的优点, 极大提升了焊接成形的质量<sup>[35]</sup>。Gao 等<sup>[36]</sup>提出了一种复合焊接中杂晶分布的数学模型, 认为较高的焊接速度和较低的激光功率或电弧电流有利于最大限度地减

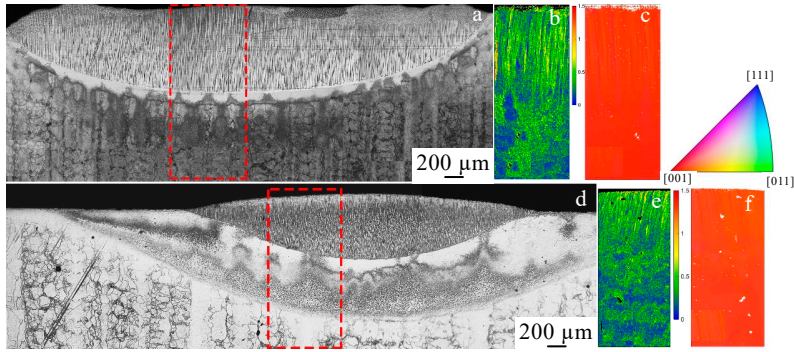


图 9 L-DED 和 PAW 试样的横截面光学显微照片及 EBSD 分析结果

Fig.9 Cross section OM images and EBSD results of L-DED (a) and PAW samples (d) with the red dotted box as the EBSD observation area: (b, e) kernel average misorientation (KAM) maps; (c, f) inverse pole figure (IPF) maps<sup>[34]</sup>

少杂晶的形成。相比于电子束焊接，激光具有无需真空环境、尺寸精度高、柔性化、自动化等众多优势，对其工艺参数进行严格控制能够获得无杂晶无裂纹的单晶组织，因此单晶高温合金的激光修复技术也被称为最有前景且绿色高效的单晶修复技术<sup>[17]</sup>。

### 1.2 粉末床熔融修复技术研究进展

PBF 是近年来应用最广泛的金属增材制造技术之一，一般可根据热源不同分为激光粉末床熔融 (laser powder bed fusion, LPBF) 和电子束粉末床熔融 (electron beam melting, EBM) 2 种技术，这 2 种技术均使用高能束根据设定好的路径选择性地扫描熔化粉末床，层层堆叠从而获得立体成形的零件。十余年来，不少研究开始将 PBF 技术应用于单晶修复的领域中，并以电子束选区熔化 (selective electron beam melting, SEBM) 修复技术的研究最为广泛与成功。最早是德国的 Körner 等<sup>[37]</sup>采用 SEBM 技术成功制备了直径约 8.5 mm、高度约 60 mm 的 CMSX-4 镍基高温合金单晶柱体，如图 10 所示，其高温力学性能甚至超过铸件。该研究发现，EBM 制备的样品相比铸态具有更小的枝晶尺寸，相差大约 2 个数量级，枝晶间距也小得多，因此枝晶间凝固孔缺陷可控。此外，通过进一步的热处理可以使得组织完全均匀化，较好消除化学成分偏析。

Fernandez-Zelaia 等<sup>[38]</sup>探索了 Haynes 282、Mar-M247、IN738 和 Nimonic 105 4 种合金的 EBM 单晶制备技术，并通过 SfePy (一种在 Python 中实现的开源有限元代码) 进行了热模拟。结果表明，所有合金均可获得单晶或接近单晶的组织，其中 Mar-M247 单晶样品中出现了无法完全抑制的裂纹，IN738 合金中裂纹在大多数情况下普遍存在，经过特定的参数设置可获得无裂纹的单晶。研究指出，不同的  $\gamma$ '析出动力学会影响应变时效开裂的机制，开裂可能会破坏单晶的生成。

Chauvet 等<sup>[39]</sup>采用极高的预热温度 (约 1020 °C) 也成功在多晶基板上生成无裂纹单晶块体，如图 11 所示，研究提出了单晶 SRR99 合金的晶粒长大机制，指出沉积高度的增加会提高枝晶的取向差，而当沉积高度达到 6 mm 时取向差增加至 25°，导致裂纹萌生。有学者认为，晶粒的竞争生长行为与熔池形状 (热流方向) 密切相关，凝固前沿热流与构建方向之间的夹角越大，“选晶”效率越高。

Yang 等<sup>[40]</sup>采用 LPBF 技术在 SRR99 单晶基板上生成了高度约 2 mm 的单晶外延生长区，但随着成形高度的增加，外延生长区晶向偏离角度逐渐增大并产生裂纹。基于局部温度梯度、晶体取向和晶粒优先生长方向的作用，他们提出了 LPBF SRR99 单晶高温合金的晶粒生长机制，认为随着沉积高度的增加，

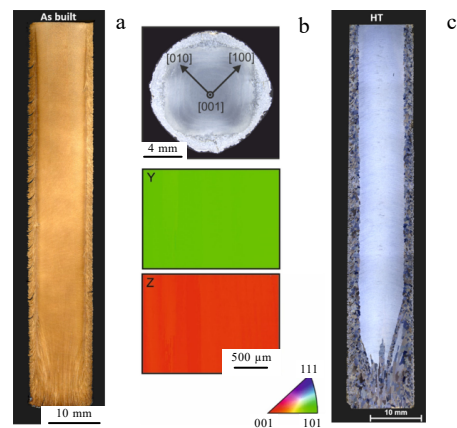


图 10 SEBM CMSX-4 单晶柱体样品

Fig.10 SEBM CMSX-4 sample with single crystalline core: (a) vertical cross section as-built, (b) horizontal cross section and EBSD mapping, and (c) vertical cross section after heat treatment<sup>[37]</sup>

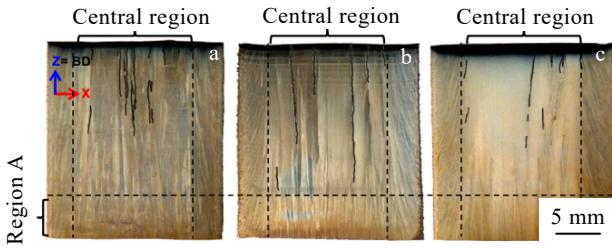


图 11 Ni 基单晶合金样品的光学显微照片

Fig.11 OM images of Ni-base single crystal alloy sample: (a) homogeneous microstructure with narrow columnar grains (~100 μm); (b-c) graded microstructures with columnar grains with about 1 mm and several millimeters in width in the upper part (cracks are highlighted in black)<sup>[39]</sup>

总的温度梯度与沉积方向的取向差增大, 进而导致一次枝晶的取向差随沉积方向增大, 如图 12 所示。德国 SLM Solutions 公司<sup>[41]</sup>以 IN718 镍基高温合金为粉料, 通过改变激光热源的能量密度分布, 实现大面积单晶组织的 LPBF 成形。尽管其并未公开报道更多的工艺细节, 但该研究指出, 改变激光的轮廓形状及其能量密度分布确实能起到调控单晶组织的作用。

扫描激光外延 (selective laser epitaxy, SLE) 是由

美国乔治亚理工学院 SUMAN DAS 团队自 2014 年基于粉末床熔融开发的技术<sup>[9]</sup>, SLE 的工作原理与 PBF 相似, 但其使用的高分辨率光栅可在每次扫描来回都对熔池进行预加热和后加热, 能够减少残余应力, 得到无裂纹的成形部件。同时, SLE 使用固定粉末床消除了铺粉过程对成形质量的不利影响, 减少了杂晶的形成<sup>[42]</sup>。激光扫描熔化的成形方式使得 SLE 相比于 DED 方式具有更高的扫描速度, 然而 SLE 设备复杂, 调控成形面平整难度较大, 不适用于缺口、裂纹等微小损伤修复<sup>[12]</sup>。

Acharya 团队对 CMSX-4 镍基高温合金进行了详细的 CFD 计算模拟<sup>[42-43]</sup>, 为 SLE 过程提供了一组新的经验模型, 以预测成形过程中完整的温度分布、熔池行为以及 CET 现象。研究表明, Marangoni 对流效应不仅影响熔池的宽度和深度, 还可能对现有微观结构产生破坏性的影响。此外, 他们还发现枝晶对流会影响 CET 判据的不稳定性。这一系列模型的预测使得人们在激光增材制造中对单晶高温合金凝固组织的控制成为可能。

对 René 80 合金的研究表明<sup>[44]</sup>, SLE 工艺能够在化学成分相似的基材上产生均匀性高的 René 80 沉积物, 且没有任何开裂迹象。研究表明, 熔覆沉积合金中产生了 MC 碳化物、一次和二次  $\gamma'$  相以及枝晶等微观结构特征, 二次  $\gamma'$  在沉积区域呈双峰分布。相比较之下, 熔覆

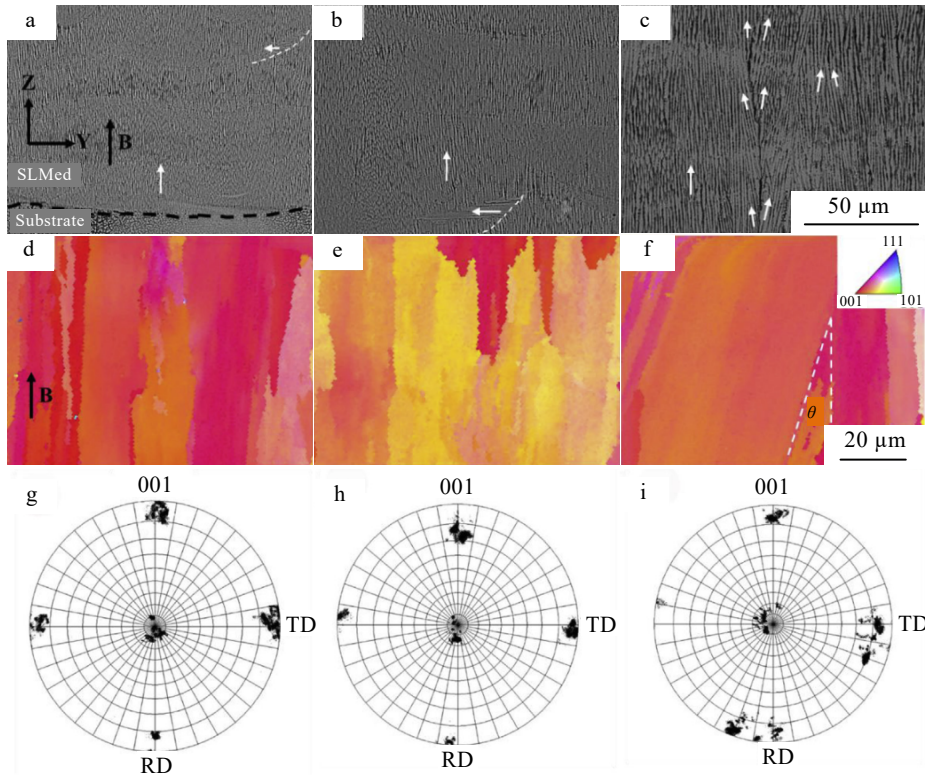


图 12 SLM SRR99 长方体单晶样品的 SEM 照片、逆极图及对应(001)极图

Fig.12 SEM images (a-c), IPF maps (d-f) and the corresponding (001) pole figures (g-i) of the SLMed SRR99 cuboid sample at initial layers (a, d, g), 2 mm (b, e, h) and 6 mm (c, f, i) high above the substrate<sup>[40]</sup>

金属显微组织更加细小，其显微硬度高于基底。除了 René 80 合金，Basak 等<sup>[45]</sup>也通过 SLE 技术对 René N5 合金的修复进行了研究，熔覆沉积区域中存在一次和二次  $\gamma/\gamma'$  相、碳化物、共晶和枝晶等微观结构，如图 13 所示。析出的碳化物多为块状、细长、汉字形貌，部分碳化物富含 Ta 元素。另外，在汉字形碳化物中发现了微量的 Re，这一现象在先前的文献中未有报道。

上述团队还利用 SLE 研究了 IN100 镍基高温合金叶片的修复<sup>[9]</sup>，建立了涡轮叶片的多晶修复方法，并成功开发了无裂缝修复工艺，基于实验统计对 SLE 的工艺参数进行优化，结果如图 14 所示，图中 200  $\mu\text{m}$  平均回熔深度下限在左侧用红线划定，500  $\mu\text{m}$  平均回

熔深度的上限在右侧类似地划定，绿色阴影区域表示沉积高度高于 1.4 mm，蓝色阴影区域表示孔洞数量低于 20，黑点表示数据点。

Basak 等采用 SLE 技术利用厚度超过 1000  $\mu\text{m}$  的粉末床进行 CMSX-4 合金<sup>[46]</sup>的单层沉积。研究表明，SLE 能够在 CMSX-4 基体上通过单道次沉积制备出超过 500  $\mu\text{m}$  厚度的致密无裂纹的单晶熔覆层，并且细化熔覆层中的枝晶组织和一次  $\gamma'$  相。研究还发现，较大的能量密度会扩大熔池尺寸，将更多的粉末吸入熔池内，从而增加平均沉积厚度并使沉积层更加均匀；更高的扫描能量密度也减少了杂晶的数量。该团队采用相似的实验方法对 Mar-M247 合金<sup>[47]</sup>进行 SLE 单晶

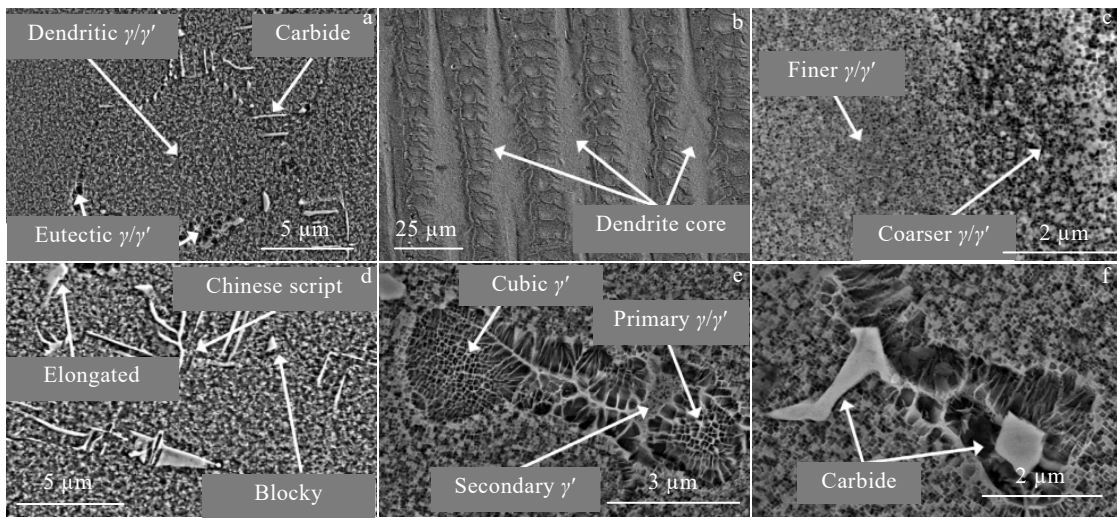


图 13 SLE René N5 合金 SEM 照片

Fig.13 SEM images of SLE René N5 superalloy: (a)  $\gamma$  matrix,  $\gamma'$  precipitates in the  $\gamma$  matrix, eutectics, and carbides; (b) dendritic structure; (c) finer and coarser  $\gamma/\gamma'$  precipitates; (d) the carbide precipitates in the deposit region; (e-f) the  $\gamma/\gamma'$  phases in the eutectic regions<sup>[45]</sup>

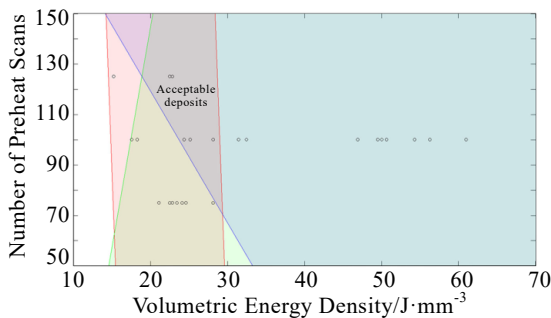


图 14 预热扫描次数和体积能量密度与高质量熔覆层间关系  
Fig.14 Process map relating number of preheat scans and volumetric energy density to high quality deposit formation<sup>[9]</sup>

成形并探讨了单晶修复的可能性，成功获得 1500 mm 厚的单层熔覆层。单晶熔覆层中一次  $\gamma'$  相尺寸减少了 40 倍，使得其硬度比基板增加了 10%。

### 1.3 激光单晶修复技术对比

针对上述 3 种主要的单晶增材制造修复技术，表 1 总结对比和相关研究进展，包括基底单晶材料牌号、采用的修复方法以及主要研究进展和结论。DED 和 PBF 3 种单晶修复技术各有优势和不足。

(1) DED 工艺在零部件的修复方面具有优势，可以用于零件损坏部位的修复或新构件的直接制造，且其沉积速率和体积密度大于 PBF 工艺。此外，DED 可以逐行沉积金属材料，即在均匀和不平坦的基板上创建任意形状<sup>[13]</sup>，成形自由度更大，相比于 PBF 而言设备更简单，成本更低。但针对零件的精密部位不易通过 DED 来制备。

表 1 部分激光增材制造进行单晶修复材料、打印方式、工艺参数和热处理研究进展汇总

**Table 1 Summary of research progress on single crystal repair materials, printing methods, process parameters and heat treatment in laser additive manufacturing**

Substrate material	Type of laser additive manufacturing	Main conclusions
CMSX-4	L-DED <sup>[6]</sup>	The epitaxial growth of columnar dendrites was successfully achieved through laser scanning epitaxy. The single crystal structure of the substrate was reproduced in the deposition layer. The alloy is sensitive to recrystallization during solution heat treatment and stable during aging treatment.
	L-DED <sup>[21]</sup>	After thermal simulation conducted by Ansys, a temperature gradient was applied during the single crystal repair process through 850 °C heating and 18 °C front cooling. Crack free single crystal structure deposition obtained on the top of the substrate and inside the notch cracks.
	SLE <sup>[43,42]</sup>	A new technology for forming single crystals superalloy through SLE has been launched, and a microstructure evolution model has been developed to verify the feasibility of single crystal superalloy forming by SLE.
	SLE <sup>[46,48]</sup>	By overlapping the laser beams during the SLE process, preheating and reheating are applied to each deposition layer, resulting in a uniform microstructure of the CMSX-4 single crystal superalloy with almost no cracking and a significant reduction in element segregation. A method based on DOE optimization was established to evaluate the impact of SLE process parameters on the quality of sedimentary layers.
	EBM <sup>[37]</sup>	Heat treatment improves the uniformity of the single crystal and its ability to resist surface crack initiation, resulting in a longer LCF lifecycle for CMSX-4 single crystal superalloy. The smaller solidification porosity improves the creep resistance of the alloy.
	EBM <sup>[39]</sup>	A crack free bulk CMSX-4 single crystal superalloy was prepared using SEBM technology. High line energy was used to promote the growth of single crystal structure. By promoting epitaxial growth through deep molten pool, a relatively low cooling rate is achieved while promoting grain growth selection mechanism, ensuring the alloy has high bulk density and avoiding excessive melting.
PWA1426	L-DED <sup>[14]</sup>	A set of L-DED parameters were determined to obtain multi-layer single crystal structure with a width of 4070 mm and a height of 930 mm on flat and notched substrates as well as turbine blade tips.
DD6	L-DED <sup>[15]</sup>	By controlling the laser power and scanning speed to ensure that the microstructure of the cladding layer does not exhibit equiaxed crystals. Laser power 250 W, scanning speed 2.5 mm/s, lifting height 100 μm, lateral stacking rate 41%. A well formed single crystal cladding layer was obtained and successfully repaired high-temperature blades.
DD407	L-DED <sup>[34]</sup>	The feasibility of two manufacture methods for single crystals forming has been conducted. Comparison shows that the heat affected zone of L-DED is relatively small, and CET transformation generated at the top of the fusion zone during laser remelting. The heat affected zone of PAW was relatively large, and the CET transformation was not obvious.
	PAW <sup>[34]</sup>	
René N5	L-DED <sup>[22]</sup>	Forced water cooling on a single crystal substrate can significantly increase the temperature gradient along the [001] direction. The proportion of columnar crystal areas in single and double pass epitaxial deposition has increased, and the height of the epitaxial growth area has increased by about 50%. But CET transformation occurred after multi-layer deposition.
SRR99	L-DED <sup>[49]</sup>	The deposited NiCrAlY single crystal alloy coating has good crystallization quality and is suitable for engineering applications. The competition between different dendrites during the solidification of the coating is beneficial for eliminating crystals with orientation differences, thereby improving the performance of the coating material.
	LPBF <sup>[40]</sup>	The SRR99 single crystal superalloy was successfully prepared and the finite element models for temperature field, thermal gradient, and solidification rate to avoid CET transformation was established. The increase in sedimentation height leads to an increase in the orientation difference of primary dendrites.
Haynes 282 Mar-M247 IN738 Nimonic 105	EBM <sup>[38]</sup>	The Mar-M-247 single crystal superalloy formed by EBM exhibited unavoidable cracks. Crack-free single crystals have been obtained in other alloys, with Nimonic 105 alloy having the widest single crystal forming window.
IN718	LPBF <sup>[41]</sup>	The possibility of LPBF repair and even direct formation of single crystals has been verified. Single crystal superalloy samples with a density greater than 99.5% were prepared by optimizing process parameters.

(2) PBF 增材制造工艺适用于制造传统锻、铣加工难度较大的金属零部件，可以实现复杂几何形状和高精度的零件的制造，并且诸多研究表明 PBF 工艺能够直接制造单晶材料。PBF 工艺制备的零部件具有较好的尺寸精度和表面粗糙度，但制造过程中层厚度较

小，相比 DED 工艺生产效率较低，并且该技术在制备零部件过程中需要金属基板和支撑设计，制备完后需要去除，增加了废料和后处理难度，导致成本居高。而粉末床技术另一个方向的 SLE 技术则能够进行高温预热，单晶修复速度较快，修复效果较好，然而其研



究热度与范围不足以与 DED 和 PBF 相提并论, 技术储备有限, 对单晶修复和直接单晶制造也尚未获得理想的尺寸和结构。

## 2 结束语

单晶叶片作为航空发动机的核心部件, 在工艺制备上较为困难, 且因极端服役条件产生的保养和维修费用昂贵。而增材制造作为一种新兴技术, 在单晶高温合金方面具有广阔的应用前景, 不少国家已经开始利用增材制造技术对单晶叶片的修复进行规模化应用。目前我国虽在航空发动机制造方面有较大突破, 但对以单晶叶片修复为主的热端部件修复技术仍未能完全掌握。基于现有技术的积累, 为进一步解决核心领域“卡脖子”问题, 加快发展以 PBF 技术为主的单晶修复是可行且十分必要的。

### 参考文献 References

- [1] Angel N M, Basak A. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*[J], 2020, 4(4): 101
- [2] Chen Yadong(陈亚东), Feng Yunrong(郑运荣), Feng Qiang(冯强). *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2016, 52(12): 1545
- [3] Li Zhen(李振), Liu Xinling(刘新灵), Chen Xing(陈星) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2020, 49(8): 2730
- [4] Burkholder P S, Thomas M C, Frasier D J et al. 3rd *International Charles Parsons Turbine Conference*[C]. London: Institute of Materials London, 1995: 1
- [5] Subramaniyan A K, Velu R, Nagesha B K et al. *Materials Today: Proceedings*[J], 2021, 45: 5395
- [6] Gäumann M, Bezençon C, Canalis P et al. *Acta Materialia*[J], 2001, 49(6): 1051
- [7] Willy J G. *Flugzeugtriebwerke*[M]. Heidelberg: Springer Berlin, 2009: 171
- [8] Liu Longtao(刘龙涛), Chen Chaoyue(陈超越), Li Xia(李霞) et al. *Journal of Netshape Forming Engineering(精密成形工程)*[J], 2019, 11(4): 73
- [9] Acharya R, Das S. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2015, 46(9): 3864
- [10] Vilar R, Almeida A. *Journal of Laser Applications*[J], 2015, 27(S1): S17004
- [11] Hunt J D. *Materials Science and Engineering*[J], 1984, 65(1): 75
- [12] Zhang Peiyu(张佩宇), Zhou Xin(周鑫), Li Yinghong(李应红). *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica(航空学报)*[J], 2022, 43(4): 154
- [13] Ahn D G. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing-Green Technology*[J], 2021, 8: 703
- [14] Kaielerle S, Overmeyer L, Alfred I et al. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*[J], 2017, 19: 196
- [15] Rong Peng(荣鹏), Yu Wenjun(虞文军), Wang Dawei(王大为) et al. *Applied Laser(应用激光)*[J], 2020, 40(6): 978
- [16] David S A, Vitek J M, Rappaz M et al. *Metallurgical Transactions A*[J], 1990, 21(6): 1753
- [17] LuNannan(卢楠楠). *Single Crystal Growth Controlling of CMS-10 Superalloy via Laser Melting Deposition(CMSX-10 高温合金激光熔化沉积单晶生长控制)*[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2021
- [18] Liu W P, Dupont J. *Acta Materialia*[J], 2005, 53(5): 1545
- [19] Chen H, Lu Y Y, Luo D et al. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2020, 285: 116782
- [20] Luo Deng(罗登), Lu Yuanyuan(路媛媛), Guo Xixi(郭溪溪) et al. *Chinese Journal of Lasers(中国激光)*[J], 2016, 43(5): 37
- [21] Rottwinkel B, Nölke C, Kaielerle S et al. *Lasers in Manufacturing and Materials Processing*[J], 2017, 4(1): 13
- [22] Nie J W, Chen C Y, Liu L T et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2021, 62: 148
- [23] Wen S F, Li S, Wei Q S et al. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2014, 214(11): 2660
- [24] Liu Donglei(刘东雷), Chen Qing(陈情), Wang De(王德) et al. *Special Casting & Nonferrous Alloys(特种铸造及有色合金)*[J], 2020, 40(1): 16
- [25] Liu Z Y, Wang Z. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2018, 34(11): 2116
- [26] Li Wenjie(李文杰), Wang Li(汪力), Chen Zhiguo(陈志国). *Laser & Infrared(激光与红外)*[J], 2022, 52(9): 1342
- [27] Luo Deng(罗登). *Research on Process and Growth Behavior in Laser Repairing of Nickel-base Single Crystal Superalloy(镍基单晶高温合金激光修复工艺及生长行为研究)*[D]. Wuhan: Huazhong University of Science & Technology, 2018
- [28] Zhao Yunxing(赵运兴), Yuan Yingying(员莹莹), Ma Dexin(马德新) et al. *Aeronautical Manufacturing Technology(航空制造技术)*[J], 2022, 65(17): 74
- [29] Ci S W, Liang J J, Li J G et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2020, 45: 23
- [30] Tan Zihao(谭子昊). *Study on Microstructure and Properties of a Novel Low-Cost Nickel-Based Single Crystal Superalloy(一种新型低成本镍基单晶高温合金微观组织与性能研*

- 究)[D]. Shenyang: Shenyang University of Technology, 2021
- [31] Ci Shiwei(慈世伟). *Study on Microstructure and Mechanical Properties of Nickel-Based Single Crystal Superalloy by Laser Additive Manufacturing*(激光增材制造镍基单晶高温合金显微组织和力学性能研究)[D]. Hefei: University of Science and Technology of China, 2021
- [32] Shi Yu(石玓), Zhu Zhenwen(朱珍文), Zhang Gang(张刚) *et al. Materials Reports*(材料导报)[J], 2022, 36(12): 135
- [33] Churchman C, Bonifaz E A, Richards N L. *Materials Science and Technology*[J], 2011, 27(4): 811
- [34] Wang C, Li Q L, Zhou X *et al. Materials*[J], 2019, 12(7): 1172
- [35] Yao Yansheng(姚燕生), Wang Yuanyuan(王园园), Li Xiuyu(李修宇). *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2014, 43(9): 16
- [36] Gao Z G, Ojo O A. *Acta Materialia*[J], 2012, 60(6-7): 3153
- [37] Körner C, Ramsperger M, Meid C *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2018, 49(9): 3781
- [38] Fernandez-zelaia P, Kirka M M, Rossy A M *et al. Acta Materialia*[J], 2021, 216: 117133
- [39] Chauvet E, Tassin C, Blandin J J *et al. Scripta Materialia*[J], 2018, 152: 15
- [40] Yang J J, Li F Z, Pan A Q *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 808: 151740
- [41] Chen J C, Schwarze D, Niendorf T. *Lasers in Manufacturing Conference 2017*[C]. German: Wissenschaftliche Gesellschaft Lasertechnik und Photonik, 2017: 1
- [42] Acharya R, Bansal R, Gambone J J *et al. Metallurgical and Materials Transactions B*[J], 2014, 45(6): 2279
- [43] Acharya R, Bansal R, Gambone J J *et al. Metallurgical and Materials Transactions B*[J], 2014, 45(6): 2247
- [44] Acharya R, Bansal R, Gambone J J *et al. Advanced Engineering Materials*[J], 2015, 17(7): 942
- [45] Basak A, Das S. *Advanced Engineering Materials*[J], 2017, 19(3): 1600690
- [46] Basak A, Acharya R, Das S. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2016, 47(8): 3845
- [47] Basak A, Das S. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 705: 806
- [48] Basak A, Holenarasipura R S, Das S. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2017, 26(12): 5877
- [49] Vilar R, Santos E C, Ferreira P N *et al. Acta Materialia*[J], 2009, 57(18): 5292

## Research Progress in Laser Repair of Single Crystal Blades

Zhang Jian<sup>1</sup>, Guo Yuanyuan<sup>1</sup>, Zhang Mai<sup>1</sup>, Ye Xinyue<sup>1</sup>, Liu Yi<sup>2</sup>, Liu Yu<sup>2</sup>, Hou Juan<sup>2</sup>

(1. Science and Technology on Advanced High Temperature Structural Materials Laboratory, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

(2. School of Materials Science and Chemistry, University of Shanghai for Science and Technology, Shanghai 200093, China)

**Abstract:** The single crystal blade laser repair technology reduces considerable cost in the aviation field. Based on the additive manufacturing process, the technology grows an ideal single crystal structure through directional solidification on the single crystal substrate. At present, the mainstream single crystal blade repair technology includes two categories: directed energy deposition (DED), and powder bed fusion (PBF). In this paper, the research progress of the main repair technologies was reviewed, the influence of process parameters and the mechanism of single crystal growth in the repair process were summarized, and the application potential of single crystal repair technology in the aerospace field was clarified. In addition, this paper also discussed the main challenges currently faced by single crystal blade repair and its future development.

**Key words:** single-crystal blade; additive manufacturing; laser repair

Corresponding author: Hou Juan, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Chemistry, University of Shanghai for Science and Technology, Shanghai 200093, P. R. China, E-mail: houjuan@usst.edu.cn