

激光定向能量沉积(L-DED)技术修复镍基高温合金的研究现状

王清正¹, 肖俊峰¹, 林鑫², 唐文书¹, 高松¹, 刘全明¹, 柴皓智²

(1. 西安热工研究院有限公司, 陕西 西安 710061)

(2. 西北工业大学, 陕西 西安 710072)

摘要: 镍基高温合金因其在高温环境下优异的力学性能和抗氧化性能, 广泛应用于航空发动机和燃气轮机高端装备的关键热端部件。基于同步送粉的激光定向能量沉积 (laser directed energy deposition, L-DED) 技术作为一种先进的制造方法, 以其无模快速近净成形、能量输入可控、热影响区小和熔覆层组织细密的特点在复杂零件的修复领域展现出了巨大的潜力。然而, 在L-DED修复过程中, 镍基高温合金由于经历复杂的快速熔凝和往复热循环过程, 呈现出独特的显微组织, 并且容易产生气孔、裂纹、杂晶、组织退化等典型的冶金缺陷, 会对其力学性能产生显著的影响。本文系统总结了镍基高温合金在L-DED修复过程中的典型缺陷及其控制方法、显微组织演化特征, 并对比了L-DED直接成形与修复后镍基高温合金的重要力学性能, 包括室温拉伸性能、高温持久性能和疲劳性能。此外, 本文结合现有理论模型梳理了缺陷形成机制与显微组织演化机制, 明确了当前研究中的技术难点和不足, 为L-DED修复与再制造镍基高温合金的工艺优化、组织调控和性能提升提供了理论依据并指明了研究方向。

关键词: 镍基高温合金; 激光定向能量沉积 (L-DED); 缺陷; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG132.3⁺3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)10-2665-22

1 引言

高温合金是指以铁、钴和镍元素为基, 服役温度在600℃以上, 可以承受较大复杂应力, 并且在高温下具有良好组织稳定性的一类合金^[1]。高温合金一般具有良好的抗氧化及抗腐蚀性能, 较高的室温和高温强度, 以及优异的抗高温蠕变及疲劳性能^[2-3], 因此, 被广泛用于航空航天发动机、船用涡轮发动机及工业燃气轮机等先进设备热端部件的制造^[4]。相比于铁基和钴基高温合金, 镍基高温合金具有较好的化学稳定性, 并且基体中可以固溶多种合金元素提供固溶强化, 同时, 铝、钛和铌等元素又可以与镍元素形成共格有序的 γ' 沉淀相($\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti}, \text{Nb})$), 显著提升合金的高温强度和蠕变性能^[5]。因此, 镍基高温合金成为航空发动机和燃气轮机涡轮动叶片、导向叶片和涡轮盘制造中应用最为广泛的合金^[6]。

热端部件的镍基高温合金通常在高温、高压和腐蚀介质中长期服役, 并且由于航空发动机和燃气轮机多次启停及负荷调整承受复杂的热循环载荷, 容易因合金组织性能退化、高温蠕变、低周疲劳和腐蚀损伤导致关键部

件的突然失效^[7-9]。其损伤机制受到工作温度、载荷和介质特性等多种因素的复杂影响, 损伤形式通常呈现为磨损、蚀坑、涂层烧蚀、开裂和材料缺损等^[10-12]。相比于直接更换受损的零部件, 采用先进有效的技术对存在缺陷和损伤的零件进行快速修复与再制造, 恢复其显微组织、外形尺寸及功能, 延长零件使用寿命, 可以极大地降低成本与制造周期, 具有巨大的社会效益与广阔的市场前景。

目前, 镍基高温合金热端部件的常见修复方法包括熔化焊和熔覆、钎焊以及固相焊, 熔化焊和熔覆修复方法又主要涵盖氩弧焊(gas tungsten arc welding, GTAW)、等离子转移弧焊(plasma transferred arc welding, PTAW)、激光焊/熔覆(laser welding/cladding, LA/LD)和电子束焊/熔覆(electron beam welding/cladding, EBW/EBC)^[13-14]。然而, 传统的熔化焊方法, 如GTAW和PTAW, 热输入量大, 产生的残余应力容易导致工件变形和开裂, 难以保证修复精度和性能^[15]。EBW/EBC则需要在真空环境下完成, 极大地限制了其工业化应用^[16]。近年来, 基于同步送粉的激光定向能量沉积技术(laser directed energy Deposition, L-DED)由于能够快速制造和修复具有复杂

收稿日期: 2025-11-18

基金项目: 陕西省自然科学基金青年项目(2025JC-YBQN-692); 陕西省重点研发计划(2024GX-YBXM-214)

作者简介: 王清正, 男, 1994年生, 博士, 工程师, 西安热工研究院有限公司, 陕西 西安 710061, 电话: 029-82102351, E-mail: wangqingzheng@tpri.com.cn

与主应力方向垂直的晶界得以消除,工作温度大幅提升^[29]。在定向凝固技术的基础上,研究人员又利用选晶法和籽晶法成功制备了单晶高温合金^[30],其内部显微组织如图 3c 所示。单晶高温合金内部不存在晶界,因此,在设计镍基高温合金成分时,可以去除 C、B、Zr、Hf 等晶界强化元素。这有利于提高合金的初熔温度,在固溶热处理时溶解粗大的 γ' 相及 γ - γ' 共晶组织,从而在后续的时效热处理过程中析出更多细小且弥散分布的 γ' 沉淀强化相,提高合金的力学性能。此外,晶界的完全消除也可以避免高温下元素沿晶界的快速扩散,因此,单晶高温合金在高温下呈现出更高的蠕变强度^[31-32]。

3 L-DED 修复技术

L-DED 技术是一种基于“离散+堆积”原理的同步粉末送进激光熔覆成形方法,利用高能激光束将金属粉末材料在计算机生成的 CAD 模型指导下,以特定的路径逐点、逐层熔化并填充在对应区域,形成三维实体零件。L-DED 过程中熔池呈现出近快速凝固的特征,冷却速率可达 $10^2\sim10^5\text{ }^\circ\text{C/s}$,因此,成形试样的显微组织均匀、细小,可以避免导致铸态组织性能低下的宏观偏析、疏松和组织粗大等缺陷^[17]。同时,该技术具有制造柔性高、能量密度大、热影响区小的特点,可以实现复杂金属构件的高效率无模具近净成形及修复,并且成形尺寸基本不受限制,修复的零件仅需进行少量的机加工和后热处理即可投入使用。虽然基于 L-DED 技术的激光成形和激光修复在原理上相同,但在实际过程中,两者存在明显区别。

L-DED 成形技术不需要过多关注基板的几何形貌等特征,主要考虑成形区的成形精度、层间结合、冶金质量、组织特征、力学性能等,在成形完成后通过去除基板达到金属部件的近净成形。而 L-DED 修复技术是以损

伤零件为基体,根据损伤零件的三维模型数据,使材料逐点、逐层沉积在待修复区域,复原缺损部位,相当于在特定基材上成形特定的三维几何体^[33]。因此,L-DED 修复过程不仅关注修复区的成形特征、组织性能,还需要着重考虑修复材料与待修复零件基体材料的匹配性、修复过程对基体的热损伤、界面结合以及修复后的整体热处理等^[34],主要体现在:

(1)修复材料与基体材料匹配性:修复材料应与待修复基体材料具备良好的冶金相容性,避免在界面处形成脆性相或增大修复区的裂纹敏感性。此外,两者的热物理性能应尽可能匹配,以减小因热失配产生残余应力,导致界面开裂^[35];

(2)待修复区几何特征对修复质量的影响:在修复前,会对损伤区域进行机械加工、表面处理。若待修复区几何形貌不合理,会导致粉末送进不流畅、熔池不稳定,引发界面处熔合不良等缺陷。待修复区的开口角度还会影响激光吸收率和界面处枝晶取向^[36];

(3)界面冶金质量:由于修复区及界面会在修复完成后作为零件的一部分继续服役,因此,修复区与基体的界面冶金质量非常关键。界面冶金质量不佳会导致脆性有害相的形成,在服役过程中作为裂纹源导致零件失效;

(4)修复过程对基体的热损伤:L-DED 修复过程会不可避免地对基体产生热影响,在热影响区内发生组织粗化、沉淀相溶解等行为^[37],降低基体材料的力学性能;

(5)修复零件的整体热处理:修复后热处理旨在优化修复区显微组织,提升综合力学性能,但同时也需要兼顾已长期服役的基体组织状态。采用标准热处理制度对修复零件进行整体热处理,会导致基体强化相溶解、晶粒粗化、再结晶,从而降低修复零件的力学性能^[38]。

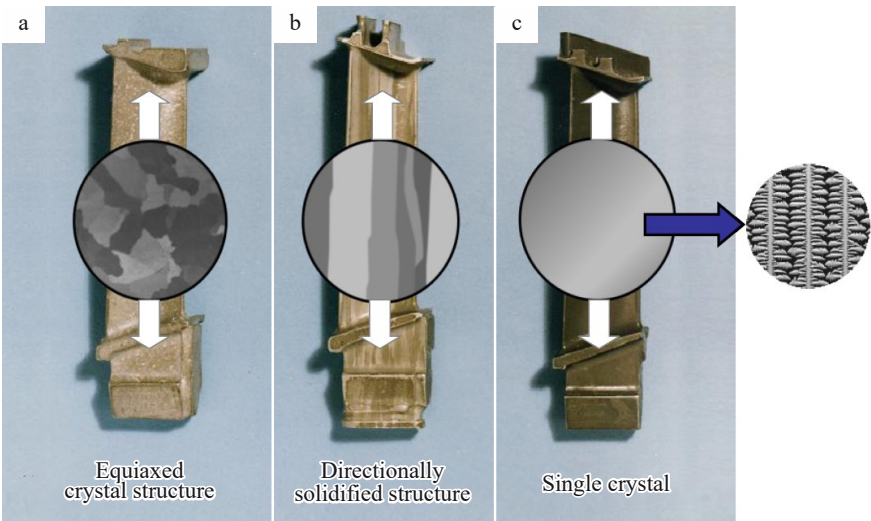


图 3 高温合金涡轮叶片显微组织

Fig.3 Microstructures of superalloy turbine blades: (a) equiaxed crystal structure, (b) directional columnar grain structure, and (c) single crystal structure^[32]

4 镍基高温合金的L-DED修复

镍基高温合金叶片结构复杂,铸造难度大,在铸造完成后还需要机械加工,在叶片的生产阶段容易出现裂纹、浇铸不足、机械损伤等缺陷。此外,镍基高温合金叶片需要长期在高温、高压、腐蚀、循环载荷的环境中服役,容易出现裂纹、磨损、腐蚀坑等损伤。零件的损伤形式大多可以分为点损伤、面损伤和体损伤。修复前通常需要在损伤部位进行机械打磨,以保证损伤完全去除。出现在较浅部位的损伤可在打磨后通过激光在平缓的表面进行修复,出现在较深部位的缺陷或损伤较深,则需要开槽修复,目前已有部分学者开展了开槽形式及L-DED修复工艺对修复区显微组织及性能影响的研究^[36,39]。

镍基高温合金构件的L-DED修复重点是在损伤部分重构出与基体相近或一致的显微组织、力学性能,确保修复区与基体形成致密的冶金结合,并恢复其几何外形,以达到继续服役和延缓报废的目的^[40-41]。根据不同合金的显微组织形态,其修复策略与技术难点存在显著差异:等轴晶合金的L-DED修复较为简单,修复工艺相对成熟,核心在于调控热影响区的组织退化和修复过程中产生的裂纹;定向凝固高温合金L-DED修复的关键是确保修复区柱状晶与基体晶粒的连续性和取向一致性,避免形成横向晶界;单晶高温合金的L-DED修复难度最高,核心是实现修复区的单晶化,面临的主要问题是杂晶的形成以及热裂纹^[42]。此外,各类显微组织形态的镍基高

温合金在L-DED修复或成形过程中均面临界面质量控制和沉积区冶金缺陷调控等共性挑战,具体内容在下文中介绍。

4.1 典型冶金缺陷及质量控制

在镍基高温合金的L-DED成形/修复过程中,常见的缺陷有孔洞、裂纹、残余应力以及组织劣化等。

4.1.1 孔洞

孔洞是L-DED成形/修复镍基高温合金中常见的缺陷,其形成与工艺参数的选取以及环境气氛相关。孔洞缺陷主要分为3种类型:未熔合区的不规则形状缺陷,小尺寸的球形气孔和匙孔缺陷,其形貌特征如图4a~4c所示^[43-46]。

1) 未熔合孔洞

未熔合缺陷的典型形态为形状不规则的孔洞,如图4a,这主要是激光能量输入密度不足所致^[47]。孔洞缺陷与激光加工参数关系如图4d所示,在L-DED修复过程中,较高的激光扫描速度和较低的激光功率会导致小的激光熔池尺寸。在道间距及抬升量不变的情况下,低激光能量密度下形成的小尺寸熔池无法在熔覆道之间和层间形成良好的冶金结合,从而在试样表面出现沿水平方向排列的不规则孔洞缺陷,这类缺陷可以通过调节激光功率、激光扫描速度等增加激光能量密度的方式有效消除。

2) 球形气孔

小尺寸的球形气孔通常产生于熔池内部,直径约为

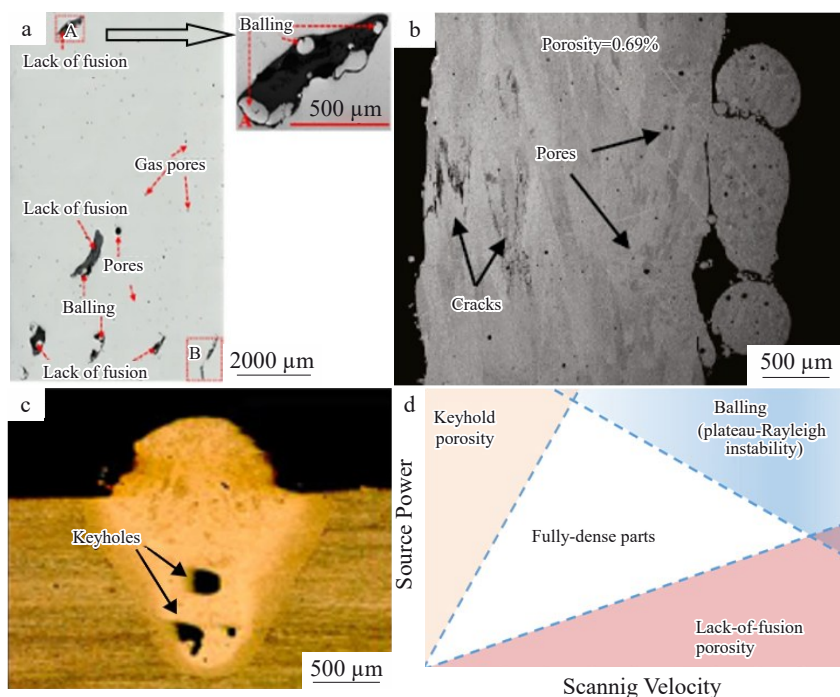


图4 L-DED修复和直接成形镍基高温合金过程中的孔洞缺陷及其与激光加工参数的关系

Fig.4 Porosity in L-DED repaired and directly manufactured Ni-based superalloys: (a) lack of fusion^[43], (b) gas pores^[44], and (c) keyholes^[45]; (d) relationship between porosity and laser processing parameters^[46]

50 μm , 相比于熔合不良产生的孔洞更难以消除, 该类型气孔的主要来源包括: 1) 气雾化制备粉末过程中滞留在粉末内部的气体; 2) 修复过程中, 溶解或卷入熔池中的载粉气流和保护气体; 3) 粉末颗粒表面附着的水汽以及粉末中溶解的氢气; 4) 在高激光能量输入条件下, 镍基高温合金中易挥发元素的蒸发^[48-49]。这些气体在固相中的溶解度远低于液相金属, 在凝固冷却阶段, 如果冷却速度过快, 液相中的气体无法充分排出, 就会滞留在凝固的熔池中形成球形气孔缺陷^[50]。

Zhao 等人^[51]发现 L-DED 成形 Inconel 718 高温合金过程中, 采用不含内部气孔的等离子旋转电极粉末制备的试样相比气雾化粉末制备的试样具有更低的孔隙率, 这表明可以通过控制原材料粉末孔隙降低修复区或成形试样的孔隙率。此外, 粉末原材料的形貌也会影响沉积区的孔隙率, Li 等人^[47]的研究表明, 无卫星粉末的球形粉末具有良好的流动性, 有利于形成低孔隙率的致密 Inconel 718 沉积层。然而, Ng 等人^[52]在研究中指出, 沉积区的气孔尺寸及孔隙率均远高于粉末中的气孔尺寸及孔隙率, 表明粉末原材料中的气孔在熔池中聚集合并, 同时也证明粉末原材料内部的孔隙不是沉积区孔隙形成的唯一原因。

除粉末原材料外, 沉积区的孔隙率与激光加工参数的选择也密切相关, Bidare 等人^[44]采用 L-DED 方法在 Inconel 718 基材上成形了 CM247LC 高温合金。其研究结果表明, 试样孔隙率随激光功率增加而显著下降, 但随粉末送进速率的增加而上升。他们将这一现象归因于高的热输入可以产生稳定的熔池并降低熔池冷却速度, 有利于减少气孔的形成并促进其排出熔池。而高的送粉速率不仅会导致熔化粉末的激光能量不足, 还会遮挡激光束, 导致熔合不良。

Zhang 等人^[53]通过原位 X 射线成像技术和多物理场建模的方法对 L-DED 修复 RR1000 高温合金过程中熔池内气孔的形成及演化机制进行了深入研究, 结果表明, 激光熔池中气孔的演化经历了气孔形成、聚集和生长、推动、迁移、溢出表面/截留 5 个阶段。熔池中气孔的移动及溢出行为受到马兰戈尼对流及浮力的共同作用, 并明确指出气雾化粉末原材料中的孔隙是熔覆区孔隙的主要来源, 是其他来源进入熔覆区并形成气孔的 2~4 倍。此外, 刘奋成等人^[54]的研究还表明, 在空气气氛中通过 L-DED 成形的 Inconel 718 高温合金试样中气孔含量相比在氩气气氛中成形的试样高。

气孔是 L-DED 修复镍基高温合金过程中较为普遍的问题, 其形成与原材料质量、成形参数等密切相关, 可以通过控制粉末特性、精确调整工艺参数及优化成形气氛得到很大程度的抑制。

3) 匙孔

对于匙孔缺陷, 通常其尺寸较大, 直径可达几百微米, 位于熔池底部, 如图 4c 所示。这主要是由于过高的激光能量密度会引起金属大量蒸发, 当蒸发金属产生的向熔池底部的反冲压力克服液态金属的表面张力时, 就会产生匙孔^[55]。然而, L-DED 修复高温合金过程中, 激光光斑尺寸较大、能量密度较低, 激光熔池通常处于传导模式, 较少出现匙孔缺陷。

4.1.2 裂纹

镍基高温合金的合金化程度高, 具有较大的热裂纹倾向, 尤其是 Al、Ti 含量较高的镍基高温合金, 极易在激光焊接、激光熔覆、L-DED 修复过程中产生热裂纹。此外, 已沉积层在后续成形过程中会经历往复循环的原位热处理, 沉淀强化型镍基高温合金中 γ' 沉淀强化相的部分析出会引起冷却过程中局部应力的复杂变化, 也容易在冷却过程中形成冷裂纹缺陷。高 Al+Ti 含量的镍基高温合金 L-DED 修复过程持续时间长, 热累积效应明显, 常见的裂纹类型主要有凝固裂纹、液化裂纹、应变时效裂纹和失塑裂纹。

1) 凝固裂纹

当 Al+Ti 元素含量超过 4.5wt% 时, 镍基高温合金由于具有高的热裂纹敏感性, 被称为不可焊接镍基高温合金, 在 L-DED 修复过程中, 极易产生凝固裂纹^[56-58]。凝固裂纹通常在激光熔池凝固末期的糊状区内萌生, 也会在修复过程中由待修复区域的热影响区萌生, 如图 5 所示, 并穿越多个沉积层沿沉积方向扩展^[59-61]。在 L-DED 修复的定向凝固多晶高温合金中, 凝固裂纹多见于定向凝固的柱状晶晶界处, 在裂纹边缘可以观察到明显的树枝晶形貌及碳化物颗粒, 如图 5b 所示。凝固裂纹的形成通常与糊状区树枝晶间的液相补缩相关。在凝固的最后阶段, 固相体积分数增大, 枝晶臂形成骨架, 高熔点的碳化物也会聚集在枝晶间, 使树枝晶间液相的补缩变得困难, 此时在凝固收缩与热收缩产生的拉应力作用下, 晶间液相若被拉开, 液相很难及时回流愈合裂纹, 从而导致凝固裂纹的形成。因此, 通常合金的糊状区范围越大, 合金的开裂倾向越大。

关于凝固裂纹的量化研究, Rappaz 等人^[62]提出了得到普遍应用的 Rappaz-Drezet-Gremaud (RDG) 临界应变率模型。该模型认为, 凝固末期的糊状区可以承受一定程度的变形, 但应变速率必须足够低, 以使枝晶间的压力不低于空穴产生的压力, 残余液相能够补缩枝晶间产生的孔隙。Kitt 等人^[63]使用该模型成功预测了激光 L-DED 修复 René 80 高温合金单壁墙过程中凝固裂纹随激光加工参数的变化趋势。Liu 等人^[64]则采用该模型计算得到了高 W 含量镍基高温合金开裂的临界枝晶间压力降为 186 kPa, 并发现随柱状晶尺寸增加, 凝固过程中枝晶间最大压力降增大, 液相补缩被限制, 加剧了合金的热

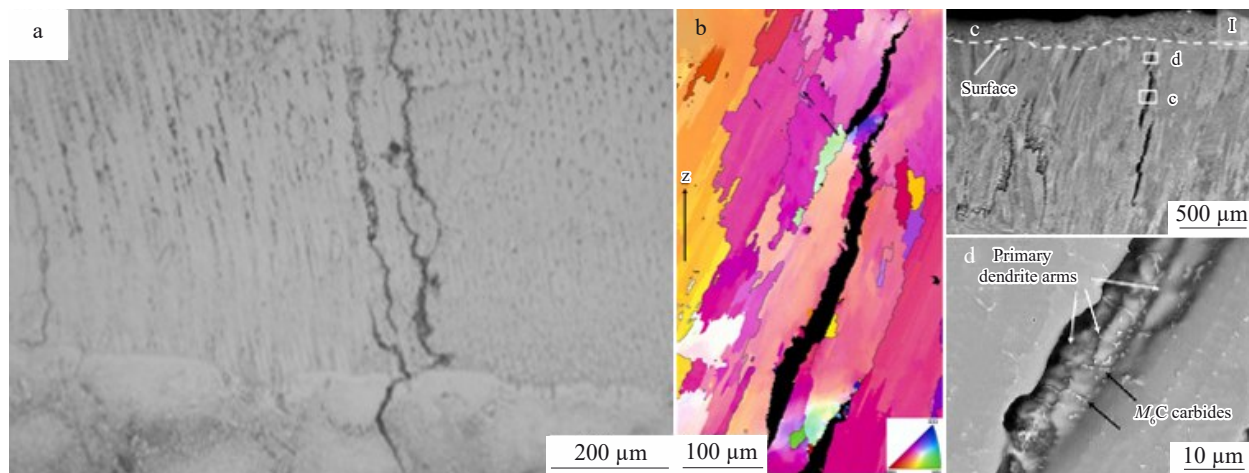


图5 L-DED修复和直接成形镍基高温合金中的典型凝固裂纹

Fig.5 Typical solidification cracks of Ni-based superalloys during L-DED repairing and direct manufacturing processes^[60-61]: (a) DZ4125 alloy, (b) EBSD image of solidification cracks in Hastelloy X alloy, (c) morphology of solidification cracks, and (d) enlarged image of Fig.5c

裂倾向。

2015年,Kou等人^[65]通过考虑糊状区相邻晶粒及晶界处发生的物理现象提出了热裂纹预测模型。不同于RDG模型将糊状区作为整体来处理,该模型聚焦于相邻柱状晶由于拉伸变形导致的相互分离、晶粒的横向生长以及液相在晶界处的补缩,认为在凝固末期,当晶粒相互分离速率大于横向生长速率与液相补缩速率之和时,合金将出现热裂纹,并给出了如下判据:

$$\frac{d\varepsilon_{\text{local}}}{dT} > \sqrt{1-\beta} \frac{d\sqrt{f_s}}{dT} + \frac{1}{(dT/dt)} \cdot \frac{d}{dz} \left[(1-\sqrt{1-\beta} \sqrt{f_s}) v_z \right] \quad (1)$$

式中, $\varepsilon_{\text{local}}$ 为局部应变, β 表示凝固收缩, f_s 为固相体积分数, v_z 为晶界处液相的流动速率, T 代表凝固过程中的温度, t 为时间。式中不等号左边为晶粒在应力作用下的横向分离速率,有利于裂纹形成;不等号右侧第1项代表晶粒的横向生长速率,第2项代表液相在晶界处的补缩速率,这两项均有利于抑制裂纹。由于式(1)右侧两项均包含 $|dT/d(f_s^{1/2})|$,因此, $|dT/d(f_s^{1/2})|$ 在固相体积分数接近1时的数值被视为合金的开裂敏感性指数(crack susceptibility index, CSI),该值越大,合金越容易开裂。该模型经常被用于预测或研究不同成分镍基高温合金的热裂纹倾向。Zhang等人^[66]使用该模型发现,W和Mo元素会导致镍基高温合金的CSI指数升高,加重其热裂纹倾向。Ryou等人^[67]则发现2.5wt%的Hf可以将Inconel 738合金在凝固末期的温度区间由117℃降低至46.1℃,极大地降低了该合金的热裂纹敏感性。Chakraborty等人^[68]通过实验证实了该模型在预测RENÉ 65和RENÉ 108高温合金热裂纹倾向的准确性,并指出Zr、Hf元素含量的微小变化会对合金的热裂纹敏感性产生很大的影响。Guo等人^[61]总结了Hastelloy X合金成分对热裂纹敏感性的影响,发

现C含量会显著增加该合金的热裂纹倾向,但同时也指出,合金成分不是影响Hastelloy X合金在L-DED成形过程中产生热裂纹的唯一因素。

晶界特性是影响镍基高温合金热裂纹的另一个关键因素,决定着热裂纹形成的必要条件——液膜能否在枝晶间稳定存在。2003年,Rappaz等人^[69]考虑到枝晶间的凝结行为建立了枝晶凝结理论模型,通过枝晶凝结过冷度(ΔT_b)来衡量枝晶间液膜的稳定性:

$$\Delta T_b = \frac{\gamma_{\text{gb}} - 2\gamma_{\text{sl}}}{\Delta S_f \delta} \quad (2)$$

式中, γ_{gb} 为晶界能, γ_{sl} 为固液界面能, ΔS_f 为每单位体积的熔化熵, δ 为扩散层厚度。该模型将枝晶晶界分为排斥型晶界和吸引型晶界。在具有相似取向的相邻枝晶生长过程中,也即 $\gamma_{\text{gb}} < 2\gamma_{\text{sl}}$ 时,枝晶间的晶界为吸引型晶界。相邻的枝晶会在其界面足够接近时发生凝结,将枝晶间的液膜分散成孤立的液滴,此时,相邻的枝晶被认为位于同一晶粒内;当 $\gamma_{\text{gb}} > 2\gamma_{\text{sl}}$ 时,枝晶间的晶界被称为排斥型晶界,枝晶间的液膜在较低温度下仍然保持稳定,为形成热裂纹提供必要条件,该过程示意图如图6所示^[70]。而晶界能 γ_{gb} 又与枝晶间的取向差 θ 存在如下关系^[59]:

$$\gamma_{\text{gb}} = \frac{Mb\theta}{4\pi(1-\nu)} \left[1 - \ln \frac{\theta}{\theta_m} \right] \quad (3)$$

式中, M 是剪切模量, b 是伯氏矢量, ν 是泊松比, θ_m 是最大晶界能对应的枝晶间取向差。可以看到,随枝晶间取向差增大,界面能随之增加,枝晶晶界由吸引型晶界转变为排斥型晶界,液膜可以在更低的温度下维持稳定,为形成热裂纹提供必要的条件。如Rong等人^[70]发现在激光焊接DD6单晶高温合金过程中,产生热裂纹的临界枝晶取向差为16°。Guo等人^[61]则指出在L-DED成形的

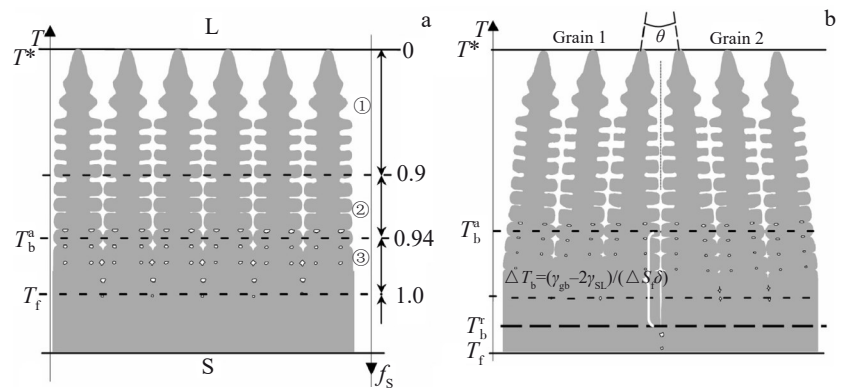


图6 枝晶凝结模型示意图

Fig.6 Schematic diagrams of dendrite coalescence theory: (a) attractive boundary and (b) repulsive boundary (T^* , T_b^a and T_b^r are dendrite tip temperature, coalescence temperature of attractive boundary, and temperature at which solid fraction is 1, respectively)^[71]

Hastelloy X 试样中,75%的热裂纹出现在 25°~45°的高角度晶界处。

此外,在实际修复过程中,工艺参数的选择对凝固裂纹也存在显著的影响。孙鸿卿等人^[72]采用 L-DED 方法在定向凝固镍基高温合金基板上修复 Inconel 738 合金的研究中发现,降低线能量密度,尤其是降低激光功率,可以减小热应力,有效抑制凝固裂纹的产生,并通过严格控制激光能量密度获得无裂纹的定向凝固熔覆区。Zhou 等人^[73]的研究则指出,过大的激光扫描速度会产生大的冷却速率,增大试样的内应力,而过小的激光扫描速度则会产生严重的热累积,导致具有大角度晶界的层间杂晶产生,这两种情况均会导致镍基单晶高温合金中出现凝固裂纹。道间重叠比对凝固裂纹的影响与激光扫描速度类似,过低(20%)和过高(>40%)的道间重叠比都会导致具有大角度晶界的晶粒形成,从而增加热裂纹倾向。Dmitrieva 等人^[74]在镍基燃气轮机叶片 L-DED 修复的研究中明确指出,凝固裂纹形成的主要原因是熔池高的温度梯度造成的,当采用减小温度梯度的扫描策略时,开裂倾向明显减小。Soffel 等人^[75]则开发了一种用于消除凝固裂纹的激光预热工艺,该工艺通过快速重复激光扫描的策略将基板温度在 100 s 内迅速提高到 1000 °C 以上,

降低成形过程中的温度梯度及内应力,从而成功制备了无裂纹的 Inconel 738LC 高温合金单壁墙试样。

当前,镍基高温合金的凝固裂纹有较为完备的理论机理(RDG 模型、枝晶凝结理论模型)及预测模型(热裂纹敏感性预测模型)。实践中,可通过调控热输入、优化成形参数、基板预热、成分设计等手段有效抑制热裂纹。然而,对于高裂纹敏感性合金,无裂纹修复试样的工艺窗口非常狭窄,预热温度过高难以在工业实践中大规模应用。此外,经典的凝固裂纹理论模型应考虑 L-DED 修复过程中复杂的瞬态热循环和剧烈的应力演变进行修正与完善。

2) 液化裂纹

液化裂纹是在母材或已凝固熔覆层部分熔化区 (partially melted zone, PMZ) 出现的因晶界处低熔点组元优先重熔而形成的晶界裂纹^[76]。液化裂纹的尺寸较小,通常垂直于熔池边界并沿晶界扩展,贯穿多个晶粒,如图 7 所示,在裂纹边界可以观察到液化的共晶组织^[77]。液化裂纹的形成是由 PMZ 区域晶间液膜熔化引起的。激光熔覆过程的加热阶段,在熔池边界温度介于液相线温度与固相线温度的部分融化区域,晶间的 γ - γ' 低熔点共晶相或低熔点碳化物溶解形成液膜。在熔池冷却阶段,当

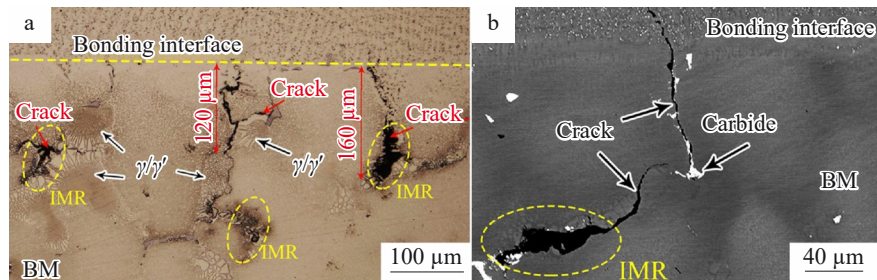


图7 L-DED 修复镍基高温合金液化裂纹

Fig.7 Liquefaction cracks of L-DED repaired Ni-based superalloy: (a) morphology in the longitudinal section and (b) typical morphology of liquefaction cracks^[77]

凝固收缩与热收缩产生的拉应力超过液膜的表面张力时,液化裂纹萌生并沿晶界扩展。

从以上描述可以看出,液化裂纹形成需要两个条件:一是 PMZ 区域晶界低熔点组元液化,降低晶界结合强度;二是超过晶界结合强度的热应力。关于镍基高温合金中液化裂纹的形成机制,国内外的学者进行了深入的研究。Ojo^[78]、Ren^[79]和 Zhang 等人^[80]分别在激光熔覆 Inconel 738 和 Inconel 617 合金的研究中指出低熔点的 γ - γ' 、 γ -laves 共晶和碳化物在后续的热循环过程中熔解形成连续或不连续的液膜导致液化裂纹的形成。Ren 等人^[79]还指出增加热输入和基材预热可以减小液膜厚度并降低热应力,有助于抑制液化裂纹的出现,Idowu 等人^[81]也认为更高的热输入可以降低镍基高温合金的液化裂纹敏感性。然而,Chen 等人^[82]的相关研究发现,液化开裂程度随热输入的增加而增大。Zhong 等人^[83]通过减小热输入并优化工艺参数的方法,使用 Inconel 738 合金粉末实现了无液化裂纹定向凝固合金的修复。

液化裂纹中液膜的形成机制主要有晶界渗透机制和晶界偏析机制。晶界渗透机制往往与 PMZ 区域第二相颗粒的组分液化相关,在沉淀强化型镍基高温合金中较为常见。在激光加工镍基高温合金的非平衡快速熔化阶段,第二相颗粒来不及完全熔解进入 γ 基体中,当温度进一步升高达到共晶温度时,残余的第二相与基体在其界面处发生共晶反应形成稳定的液膜,在晶界迁移的作用下,形成的液膜向晶界渗入^[84-85]。如 Li 等人^[86]在 L-DED 修复 K465 高温合金过程中,发现了 γ' 、碳化物颗粒和 Laves 相的组分液化现象。晶界偏析机制则认为某些合金元素或杂质元素在晶界处偏析,导致晶界处熔点降低或形成低熔点相从而产生晶界液化,适用于固溶强化型镍基高温合金。Montazeri 等人^[87]在 Inconel 738LC 合金的激光焊接研究中指出 B 元素在晶界处偏析会降低镍基高温合金晶界处液相的熔点,并发现晶界上的 MC 碳化物、Cr-Mo 化合物和 Ni-Zr 化合物均会发生液化。Cao 等人^[88]则指出, W 和 Re 元素会加剧 Al 和 Ti 元素向枝晶间

偏析,促进低熔点 γ - γ' 共晶及硼化物的形成,加剧液化裂纹的形成。

可以看到,镍基高温合金过程中液化裂纹起源于 PMZ 区晶界低熔点共晶的局部重熔,主要受晶界渗透和晶界偏析机制控制。可通过预热缓解热应力、控制元素偏析以减少低熔点共晶相体积分分数等方法减少或避免液化裂纹的产生。然而,激光加工参数对液化裂纹的影响规律存在争议,且缺乏能够定量预测液化裂纹形成的理论模型。

3) 应变时效裂纹

在 L-DED 修复过程中,当基材或已沉积层被加热到时效温度时,通常会在热影响区(heat affected zone, HAZ)产生一种沿晶界扩展的裂纹,称为应变时效裂纹(strain-age cracking, SAC)。SAC 裂纹也经常出现在沉淀强化镍基高温合金的焊后热处理阶段出现,是 γ' 相沉淀强化镍基高温合金特有的开裂现象,其形成过程如图 8a 所示^[89]。当母材或已沉积层受到热循环及原位热处理被加热到时效温度时, γ' 沉淀相快速析出,而残余应力的松弛速度较慢,这一过程提高了材料的强度,但降低了其塑性。此外, γ' 沉淀相的大量析出还会在 γ 基体上产生较大的内应力,当 γ' 相析出产生的应力耦合基体中的残余应力超过材料允许的延性极限时,固态沉积层中的裂纹在晶界处萌生并进一步扩展,产生应变时效裂纹^[90]。应变时效裂纹的特征如图 8b 所示^[91],具有明显的沿沉积方向的取向性,裂纹表面光滑,尺寸较大,可达数百微米。

SAC 的开裂敏感性与合金成分密切相关,尤其是 γ' 沉淀相的形成元素 Al、Ti 含量。Al+Ti 元素含量越高, γ' 沉淀相的体积分分数越大,镍基高温合金的 SAC 敏感性越大。此外, SAC 裂纹的产生也与 γ' 沉淀相的尺寸和沉淀速率相关。Kazempour-Liasi 等人^[92]发现在 Inconel 939 高温合金中,随着沉淀相的粗化,合金的硬度略微降低,但是 SAC 裂纹被有效抑制。Hashmi^[93]则在沉淀相析出动力学的研究中指出,大的 γ' 沉淀相析出速率会快速引起应力集中,提高合金的

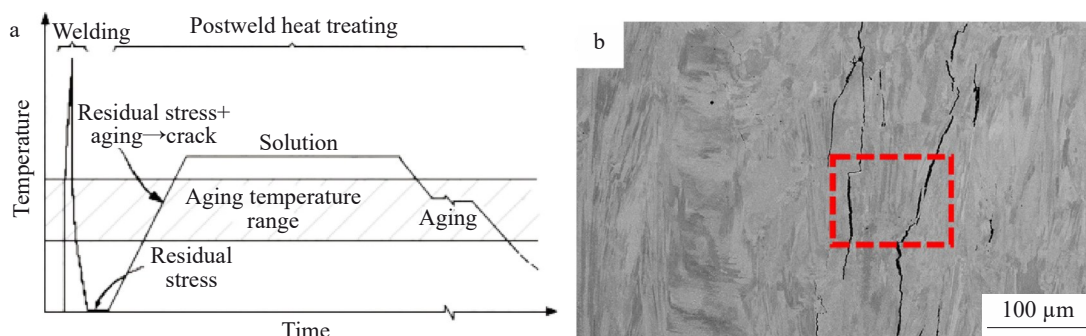


图8 镍基高温合金应变时效裂纹形成示意图及应变时效裂纹宏观形貌

Fig.8 Schematic illustration of the formation of strain-age cracking in Ni-based superalloy^[89] (a), macromorphology of strain-age cracking in CM247LC alloy^[91] (b)

SAC 裂纹敏感性。采用 Nb 元素代替 Al 和 Ti 元素,可以促进沉淀速率较慢的 γ'' 析出,保证了更大的残余应力松弛窗口,有效阻止应变时效裂纹^[94]。

4) 失塑裂纹

失塑裂纹(ductility-dip cracking, DDC)是具有低沉淀相体积分数的镍基高温合金在较低温度下(通常在 $0.5\sim 0.7T_s$),合金塑性下降而产生的晶界裂纹。该类型裂纹主要出现在三角晶界处或液化裂纹底部,裂纹尖端呈楔形,附近分布有大量纳米氧化物颗粒,如图 9a 所示^[95]。

失塑裂纹的形成与 L-DED 修复过程快速冷却阶段镍基高温合金塑性随时间的变化相关。从图 9b 中可以看到,镍基高温合金的塑性随温度降低并不是单调下降,而是波动变化^[96]。在冷却过程中,合金的塑性首先在脆性温度区间内达到低点,随着冷却过程的进行,糊状区的枝晶开始桥接,液膜消失,塑性逐渐升高,直至完全凝固。继续降低温度,合金塑性缓慢降低,当温度进入 $0.7T_s\sim 0.5T_s$ 范围内时,塑性再一次出现陡降现象,这一温度区间被称为高温失塑温度区间。失塑裂纹的主要影响因素有:晶粒尺寸、形态及取向、合金成分、杂质元素晶界偏析、沉淀相与晶界钉扎碳化物/硼化物、晶界扭曲和动态再结晶^[97]。

目前关于失塑裂纹的形成机理尚未明确,普遍认可的有 3 种机理,一是高温下晶界处局部应变累积引起的晶界滑移开裂。Ramirez 等人^[98]认为,失塑裂纹本质上是晶界高温蠕变现象,当晶界处无碳化物沉淀时,由于晶界滑移,应变集中在三角晶界位置,当应变累积达到开裂临界应变,则失塑裂纹在三角晶界处萌生。Rhines 等人^[99]

发现镍基高温合金在脆性温度区间内会发生低速应变引起的扩散性蠕变,并在晶界处形成孔洞,孔洞在晶界滑动过程中汇聚形成微裂纹,造成塑性陡降。二是晶界处杂质元素偏析引起的晶界脆化开裂。Yamaguchi 等人^[100]发现 S 元素的添加使 Inconel 600、Hastelloy X 和 NSC-1 3 种固溶强化镍基高温合金在 $950\sim 1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的延性明显下降,而 Ca、Mg、Y 和 Zr 的添加则使合金具有优良的热延性。Saida 等人^[101]也指出失塑裂纹的形成可归因于 S 和 P 元素在晶界处的偏析引起的晶界脆化,并提出为防止多道焊接过程中失塑裂纹的形成,应控制焊材中 P、S 含量不超过 $30\text{ }\mu\text{g/g}$ 。Rapetti 等人^[102]认为 S 元素通过降低高 Cr 含量镍基高温合金中失塑裂纹附近的表面能促进裂纹形成,而 Capobianco 等人^[103]则认为 S 和 P 元素引起的晶界脆化并不是失塑裂纹萌生的主要原因,其仅会影响裂纹的扩展。三是晶界处碳化物沉淀相引起应力集中导致开裂。根据相关研究,沉淀相对失塑裂纹存在明显不同的影响。如 Mo 等人^[104]观察到 Cr_{23}C_6 沿晶界析出会导致应力增加,促进微孔的形成。Zhang 等人^[105]也在 L-DED 修复 Inconel 738 合金中观察到了这一现象。然而,Zheng 等人^[106]的研究却指出,C 含量增加会促进 MC 沉淀相在晶界处析出,其对晶界的钉扎作用可以抑制蠕变,有效提高合金的抗裂性,Chen 等人^[107]的研究结果也证实了这一点。

目前关于镍基高温合金中失塑裂纹的开裂机理还存在较大的分歧,尚未形成统一认识。这导致在 L-DED 修复镍基高温合金过程中,对 DDC 裂纹的控制严重依赖经验及工艺摸索,缺乏理论指导。未来需要结合原位表征、数值模拟和计算材料学等方法,厘清主导机理,建立 DDC 裂纹的预测与调控策略。

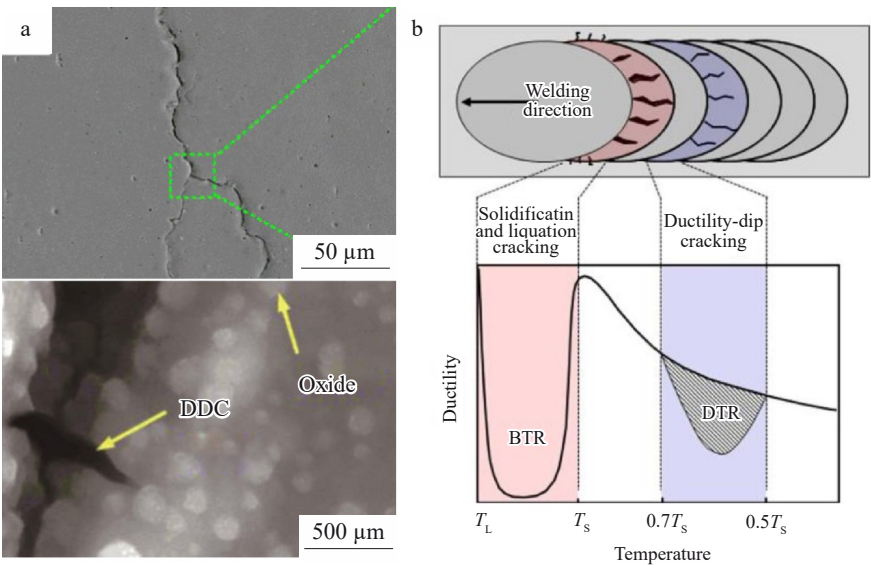


图 9 L-DED 修复镍基高温合金的失塑裂纹形貌及合金延性与温度的关系

Fig.9 Morphologies of ductility-dip cracking of L-DED repaired Ni-based superalloy^[95] (a), relationship between ductility and temperature^[96] (b) (BTR: brittle temperature range, DTR: ductility-dip temperature range)

4.1.3 组织劣化

在 L-DED 修复过程中,待修复件基体或已沉积层的显微组织会在复杂温度场、往复热循环作用下,发生不同程度的劣化,进而对修复件的力学性能产生不利影响。典型的组织劣化主要包括晶粒粗化、沉淀相粗化和溶解^[108]、碳化物溶解、杂晶产生等,其在 L-DED 修复过程中的演化行为及组织特征见下节。

4.2 显微组织特征及其形成机制

L-DED 修复过程的逐层沉积方式与传统铸造过程存在巨大差异,主要体现在当前沉积层对待修复区域基材或已沉积层的往复熔凝和后续热循环引起的原位热处理,以及熔体高温梯度、大凝固速度的近快速凝固条件。因此,镍基高温合金修复区显微组织与待修复基材的铸造组织存在明显不同,这必然会对修复构件或成形试样的力学性能及后续热处理制度的制定产生影响,这也是国内外学者将研究重点聚焦在 L-DED 修复镍基高温合金显微组织演化方面的主要原因。

4.2.1 宏观晶粒组织

一般来说,L-DED 修复构件可以分为 3 个区域,分别是待修复零件基材区、热影响区和修复区。基材区保留其原始显微组织,未在激光沉积过程中发生变化。由于激光束能量集中、温度梯度高以及镍基高温合金的组织稳定性,L-DED 修复产生的热影响区极窄,甚至不可见,其显微组织在宏观晶粒尺度下较为稳定。Ma 等人^[109]在激光焊接的 Hastelloy C-276 高温合金中未观察到明显的热影响区。然而,卞宏友等人^[110]在采用 GH536L-DED 修复 GH738 合金的实验中发现,热影响区的等轴晶尺寸由基材区的 40 μm 长大到 60 μm ,个别晶粒的尺寸甚至达到了 110 μm ,这表明热影响区发生了明显的晶粒粗化。刘彦涛^[111]也在 L-DED 修复 Inconel 718 高温合金试样中观察到了明显的热影响区,并指出热影响区靠近基体一侧发生了再结晶。Zeng 等人^[112]研究了 L-DED 修复 Inconel 718 合金 V 形槽过程中,热循环对已沉积层显微组织的影响,发现道间停留时间会显著影响已沉积层的再结晶行为,当道间停留时间为 4 s 时,再结晶程度最高。造成这些差异的原因可能与激光加工过程中的激光模式、激光成形参数相关。

从图 10a、10b 和 10d、10e 中可以看到,多晶和单晶镍基高温合金激光熔池内晶粒尺度的显微组织主要由熔池中下部外延生长的柱状晶和熔池顶部的等轴晶组成^[113-116]。而在 L-DED 多层多道修复高温合金试样中,显微组织呈现为沿沉积方向贯穿沉积层的柱状晶和试样顶部的等轴晶,如图 10c、10g。这是由于在后续沉积过程中,激光重熔的深度超过上一沉积层中等轴晶层的厚度,使上一沉积层顶部的等轴晶被完全熔化,新沉积层中柱状晶以上一沉积层中未被熔化的柱状晶为基底外延生

长,形成贯穿整个沉积层的柱状晶组织,而等轴晶组织则只在试样的顶部区域保留下来^[117-121]。对于单晶高温合金的 L-DED 修复,杂晶的形成,即等轴晶粒或取向不一致的柱状晶粒,会引入晶界,降低单晶高温合金的高温力学性能。杂晶的形成主要受到熔池温度场、待修复零件/基板晶粒取向、成形参数、开槽形式的影响,目前主要通过调控成形参数抑制杂晶的形成,或通过调整搭接率、重熔深度熔解杂晶,但是大尺寸镍基高温合金 L-DED 成形和修复仍然面临巨大的挑战。

在激光熔池凝固过程中,热量通过固液界面向已凝固的金属和基材快速释放,在固液界面前沿会形成极高的温度梯度,凝固组织通常为取向接近于热流方向的柱状晶。然而,从图 10 中可以发现,在熔池底部存在晶粒的竞争生长现象,这主要与基材处的晶粒取向和热流方向相关^[122-123],在熔池顶部则出现了 CET 转变。

晶粒竞争生长的结果是内部枝晶生长方向与温度梯度方向一致的晶粒被保留,而枝晶生长方向与温度梯度方向不一致的非择优取向晶粒被淘汰,这一现象被称为枝晶竞争生长的“择优取向”机制^[124]。Walton 和 Chalmers 提出了关于这一机制最著名的 W-C 理论^[125],如图 11 所示^[126],晶粒 A1 和 A2 生长方向最接近热流方向,为择优取向晶粒,晶粒 B 偏离热流方向,为非择优取向晶粒。晶粒 A1 和 B 在生长过程中相互接近,称为汇聚式生长,而 A2 与 B 的生长方式为发散式生长。为保证在定向凝固过程中固液界面的稳定推进,具有不同取向的枝晶在轴向上应具有相同的生长速率。因此,非择优取向枝晶的生长速率必须大于择优取向枝晶的生长速率,这要求非择优取向枝晶尖端具有更大的过冷度,导致其枝晶尖端落后于择优取向的枝晶。在汇聚式生长一侧,具有择优取向的枝晶继续生长,不断将非择优取向的枝晶阻挡淘汰;而在发散式生长一侧,A2 和 B 晶粒在晶界处均可形成新的一次枝晶臂,最终导致 B 晶粒被完全淘汰。

关于熔池顶部的 CET 转变,Hunt^[127]、Kurz^[128]、Gäumann^[129]和 Rappaz^[130]等人进行了系统深入的研究。对于溶质分配系数小于 1 的合金,如镍基高温合金,在强制生长的凝固条件下,溶质会被排出固液界面前沿形成成分过冷区,当该区域内的过冷度超过形核过冷度时,就有可能在固液界面前沿发生等轴晶的形核与长大。Kurz 等人^[131]指出,只有在凝固过程中等轴晶的体积分数 φ 超过 0.49,才能阻断柱状晶的生长,呈现为全等轴晶组织。当 φ 小于 0.66% 时,凝固组织为全柱状晶,当 φ 介于 0.66% 至 49% 之间时,凝固组织呈现为柱状晶+等轴晶的混合组织。Gäumann 等人^[129]在研究 L-DED 修复 CMSX-4 单晶高温合金加工参数-显微组织图谱时,建立了合金凝固的 CET 模型:

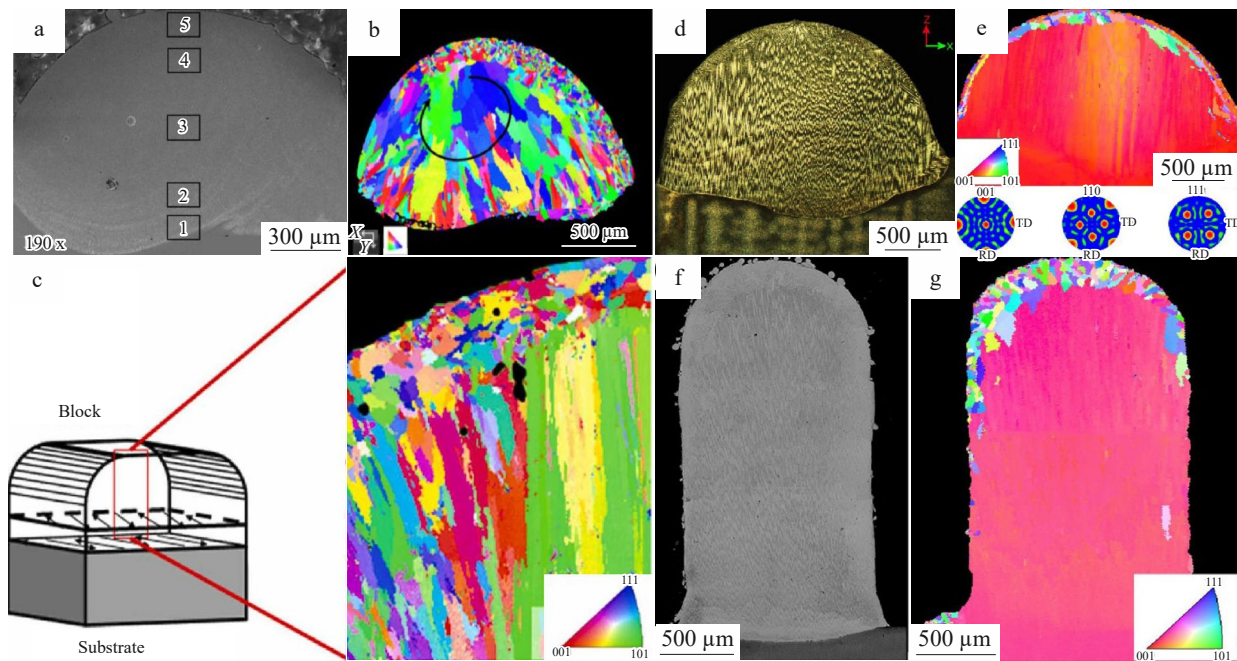


图 10 L-DED 修复多晶/单晶镍基高温合金熔池及多层试样显微组织

Fig.10 Microstructures of polycrystalline (a–c) and single-crystal (d–g) Ni-based superalloy repaired by L-DED: (a) molten pool microstructure, (b) EBSD image of molten pool corresponding to Fig. 10a^[113], (c) EBSD image of sample processed by L-DED^[114], (d) molten pool microstructure for L-DED repaired single-crystal superalloy, (e) EBSD image of molten pool corresponding to Fig. 10d^[115], (f) single-crystal superalloy microstructure processed by L-DED, (g) EBSD image corresponding to Fig.10f^[116]

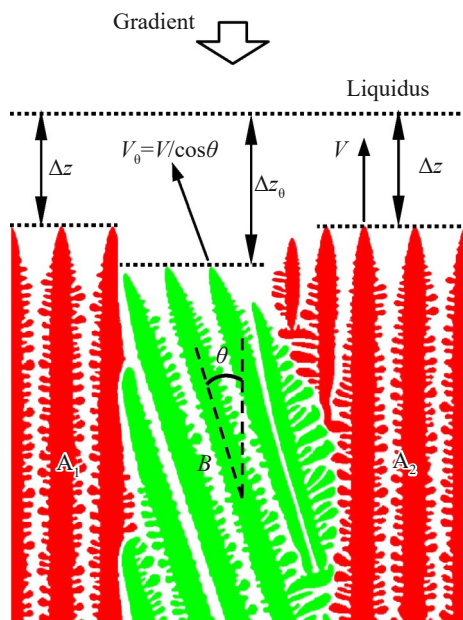


图 11 Walton-Chalmers 模型示意图

Fig.11 Schematic diagram of Walton-Chalmers model^[126]

$$G = \frac{1}{n+1} \cdot \sqrt[3]{\frac{-4\pi}{3 \ln(1-\varphi)}} \cdot N_0^{\frac{1}{3}} \cdot \Delta T \cdot \left(1 - \frac{\Delta T_n^{n+1}}{\Delta T^{n+1}}\right) \quad (4)$$

式中, G 是凝固过程中的温度梯度, N_0 是形核密度, ΔT_n 是形核过冷度, ΔT 为枝晶尖端过冷度, φ 是等轴晶的体积

分数, n 为与材料相关的参数。Hu 等人^[132]利用该模型, 并结合温度场数值模拟的方法, 研究了 L-DED 成形 Inconel 625 高温合金过程中熔池内及不同沉积高度上的显微组织演化机制, 如图 12 所示。从熔池底部到顶部, 温度梯度逐渐降低, 凝固速度逐渐增大。熔池底部和中部的凝固条件落在柱状晶生长的凝固条件范围内, 仅有顶部熔池部分区域满足全等轴晶生长的凝固条件。在多层沉积过程中, 不同沉积层的底部也均满足柱状晶生长的凝固条件。随着沉积高度增加, 凝固条件更有利于等轴晶的形成。然而, 由于沉积过程中对前一沉积层顶部的重熔行为, 只会在沉积试样的顶部保留等轴晶组织。

4.2.2 枝晶组织

L-DED 修复镍基高温合金在枝晶尺度上存在 4 种凝固显微组织, 分别是熔合线附近的平面晶、熔池底部的胞状枝晶、中下部及中部具有发达一次枝晶臂的柱状树枝晶和顶部的等轴树枝晶^[119], 其典型形貌如图 13c~13f 所示。从熔池底部到顶部的枝晶形貌演化与熔池各部位的凝固条件相关, 如图 13a~13b 所示。在熔池底部, 高的温度梯度和低的凝固速度可以维持固液界面稳定, 因此, 凝固过程中熔池底部的固液界面以平界面的方式推进, 凝固显微组织以平面晶为主^[118], 如图 13c 中区域 I 所示, 这一现象在 Lei 等人^[133]和 Zhang 等人^[134-135]L-DED 修复 Inconel 718 合金中均有报道。随着熔池凝固的进行, 在

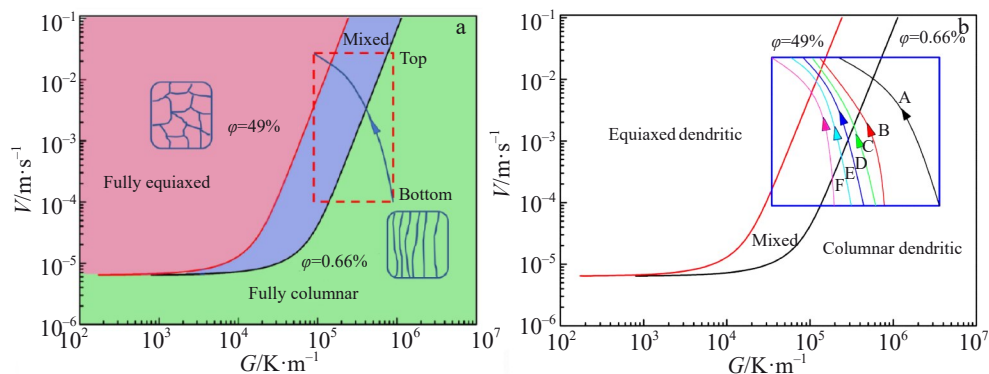


图 12 L-DED 成形 Inconel 625 合金熔池不同深度及试样不同高度显微组织演化图

Fig.12 Microstructure evolution at different depth of molten pool (a) and different height of deposit (b) of Inconel 625 superalloy during L-DED processing^[132]

熔池底部,温度梯度减小、凝固速度增大,平界面开始失稳,固液界面以胞状形式凝固生长,形成胞状晶,如图 13c 中区域 II 所示。

关于平界面失稳向胞状晶转变的临界条件,成分过冷理论指出,只有满足式(5)的条件时,才能保证平界面生长的稳定性,即固液界面前沿的温度梯度 G 满足图 13b 中的 G_p 时,

$$\frac{G}{R} \geq \frac{\Delta T}{D_L} \quad (5)$$

式中, G 为固液界面前沿的温度梯度, R 为凝固速度, ΔT 为界面层两侧的温差, D_L 为溶质扩散系数^[136], 温度梯度

G 与凝固速度 R 的比值 G/R 称为形态因子。

Kou 等人指出,凝固模式由平面到胞状、柱状枝晶、等轴枝晶的转变本质上是固液界面前沿成分过冷的增加或形态因子减小导致的。Meng 等人^[137]和 Zhang 等人^[135]采用数值模拟的方法指出, L-DED 修复 Inconel 718 高温合金过程中,熔池底部的形态因子随激光功率增加逐渐增加,更有利于维持固液界面的稳定性。而在激光熔池的大部分区域, G/R 的数值远大于维持固液界面稳定的临界值,因此,熔池的凝固组织以柱状树枝晶和等轴树枝晶为主。如 Zhang 等人^[135]报道,维持 L-DED 修复 Inconel 718 合金平界面稳定的 G/R 值应大于 $2.5 \times$

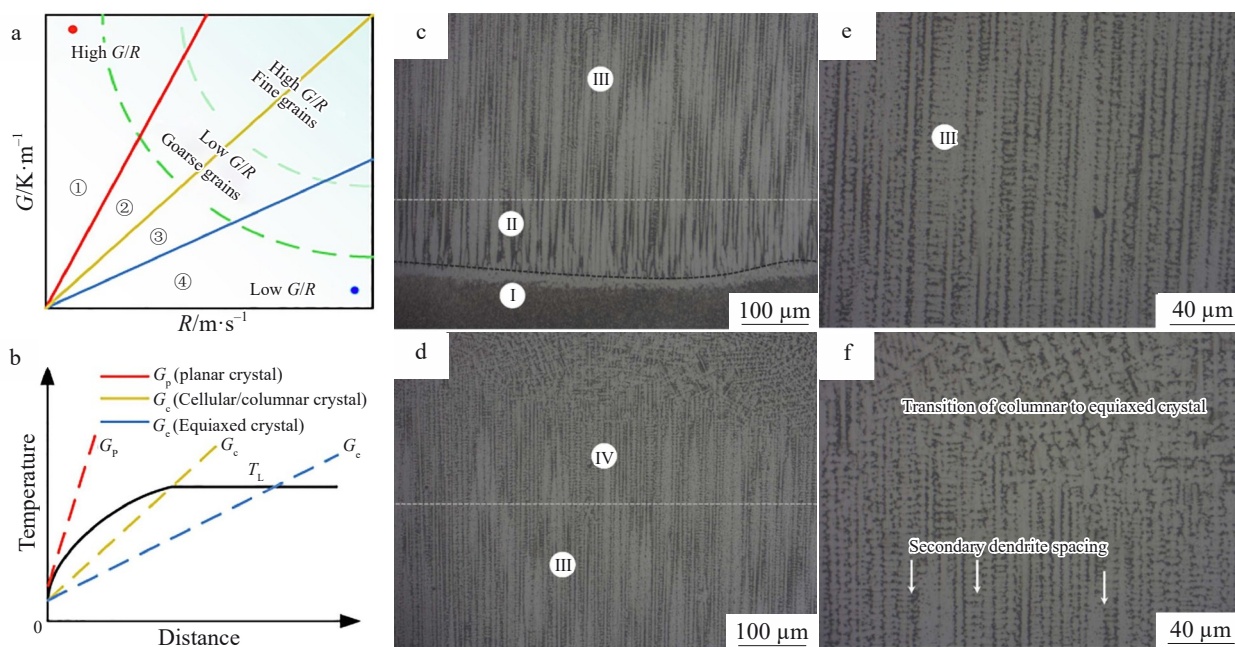


图 13 枝晶形貌及尺寸与凝固条件的关系及 L-DED 修复镍基高温合金典型枝晶形貌

Fig.13 Effect of solidification conditions on the morphology and size of dendrites^[134-135] (a-b); typical dendrite morphologies of Ni-based superalloy repaired by L-DED^[113] (c-d), enlarged of area III in Fig.13c (e), enlarged of area IV in Fig.13d (f)

$10^{10} \text{ K}\cdot\text{s}/\text{m}^2$, 而在其实验中, 熔池内的 G/R 在 $1.26\times 10^6\sim 6.87\times 10^8 \text{ K}\cdot\text{s}/\text{m}^2$ 范围内。Chen 等人^[138]也在 L-DED 修复 Inconel 718 合金中指出, G/R 的最大值出现在熔池底部, 为 $1.59\times 10^9 \text{ K}\cdot\text{s}/\text{m}^2$ 。随着在熔池顶部温度梯度进一步减小, 凝固速度进一步提升, 固液界面前沿的溶质进一步富集, 成分过冷区扩大, 固液界面前沿的过冷度增加, 等轴晶形核并长大, 阻碍柱状树枝晶的生长, 在熔池顶部形成等轴晶^[139]。Jelvani 等人^[139]还研究了激光加工参数对枝晶形貌的影响, 结果表明, 提高热输入以及增加激光扫描速度均可以减小 G/R 值, 从而提高熔池中轴晶的体积分数。Lv 等人^[122]的研究也证实了激光扫描速度增加可以提高等轴晶体积分数。然而, 其研究中却指出, 增加激光功率会导致 G/R 值增加, 降低等轴晶体积分数, 提高预热温度可以减小 G/R , 使 CET 提前发生。

熔池凝固过程中的温度梯度 G 和凝固速度 R 共同决定了熔池的凝固显微组织, 上述的 G/R 决定了熔池凝固模式和枝晶形态, 而 $G\cdot R$ 则决定了凝固组织的尺寸^[140]。 $G\cdot R$ 实际上是冷却速率, $G\cdot R$ 越大, 凝固显微组织越细。L-DED 修复镍基高温合金过程中, 激光熔池的冷却速率极高, 一次枝晶间距 (primary dendrite arm spacing, PDAS) 为几微米至几十微米, 相比传统铸造工艺小近两个数量级。如 Ci 等人^[141]在 L-DED 修复定向凝固 DD32 高温合金中, 修复区的 PDAS 远小于基材区。Xu 等人^[142]采用逐层降低的梯度激光功率成形 Inconel 718 合金单壁墙, 发现随沉积高度的增加, 冷却速率增大, PDAS 明显减小。PDAS 与冷却速率的关系常用式 (6) 所示的半经验公式表示^[112, 142-143]:

$$\text{PDAS} = 80\varepsilon^{-0.33} \quad (6)$$

式中, ε 为以 K/s 为单位的冷却速率, 表明冷却速率越高, PDAS 越小, 显微组织越细密。PDAS 与温度梯度 G 和凝固速度 R 之间的关系如下:

$$\text{PDAS} = N G^{-0.5} R^{0.25} \quad (7)$$

式中, N 为与材料相关的参数。Kurz-Fisher^[144]使用该模型成功预测了 Liang 等人实验中激光功率较小时, PDAS 随激光扫描速度先减小, 后略微增加或保持不变, 激光功率较高时, PDAS 随扫描速度增加而降低的现象^[145]。

4.2.3 沉淀相

L-DED 修复镍基高温合金的沉淀相主要包括 γ' 、 γ'' 、碳化物、硼化物和脆性 TCP 相, 沉淀相的尺寸、体积分数等特征参数会对试样的力学性能产生显著的影响。

γ' 相具有 L1_2 有序结构, 通常以有序立方形态析出, 是 Inconel 738、Inconel 939、CMSX-4 等高温合金的主要强化相^[146]。Yan 等人^[147]采用 Inconel 738LC 合金粉末通过 L-DED 修复了定向凝固 DZ411 高温合金。结果表明, 细 γ' 相在整个区域尺寸相当, 粗 γ' 相由修复区至基材区尺寸逐渐增大。此外, 修复区和界面处的碳化物呈圆形或

方形, 尺寸较小; 基材区的碳化物形状不规则, 平均直径大于 $4 \mu\text{m}$ 。Ci 等人^[141]也在 L-DED 修复 DD32 高温合金中发现了同样的实验现象。Xu 等人^[148]在 L-DED 成形 Inconel 738LC 高温合金的研究中发现, γ - γ' 共晶及块状的碳化物分布在晶界处, L-DED 过程中高的冷却速率可以抑制 γ' 相的析出, 由于溶质偏析, 枝晶间的 γ' 相尺寸 (166 nm) 大于枝晶干处的 γ' 相尺寸 (92 nm)。Li 等人^[149]也在 L-DED 修复 DD4 高温合金过程中发现了类似的现象, 并且在枝晶间观察到了 TCP 相, 经鉴定为具有菱方晶体结构的 μ 相。Li 等人^[150]系统的研究了 L-DED 修复 K465 高温合金中热影响区与修复区中 γ' 相的演化。发现在热影响区底部, γ' 相保持了基材中的立方形状貌, 在热影响区中部, γ' 相发生部分溶解, 新析出的 γ' 相呈球形, 尺寸较小, 而在热影响区顶部, γ' 相大部分溶解进入 γ 基体, 新析出的二次 γ' 相体积分数显著增加, 不同高度处的 γ' 相演化与基材热影响区经历的再热过程有关。在修复区, γ' 相尺寸随沉积高度增加而减小, 这是底部经历多层熔覆沉积的往复再热循环时间长, γ' 相有较长时间生长所导致的。卢明辉等人^[151]则报道了在 L-DED 修复 K418 合金中, 热影响区中部的大尺寸 γ' 相溶解, 并快速析出大量小尺寸 γ' 相, 热影响区底部的 γ' 相未完全溶解, 并指出热影响区内的 MC 碳化物形貌与尺寸与基体基本相同, 未发生明显的溶解。卞宏友等人^[108]则在 L-DED 修复 GH738 合金的热影响区中发现 γ' 相明显粗化, 同时大颗粒 MC 碳化物分解为小尺寸 $M_{23}C_6$ 颗粒和 γ' 相。

γ'' 相 (Ni_3Nb) 具有 D0_{22} 型晶体结构, 常见于 Inconel 718、Rene 220 等高温合金中^[76]。Li 等人^[152]在高沉积速率 L-DED 成形 Inconel 718 合金中发现, 由于经历了强烈的热循环效应, 试样底部和中部区域达到了 γ'' 相的析出条件, 因此发现了 γ'' 沉淀相。 γ'' 相的分布并不均匀, 主要在 Laves 相周围析出。Zhang 等人^[134]也报道了类似的现象, 并指出多次热循环可以促进 γ'' 相在富 Nb 区析出。Tian 等人^[153]也指出, 快速凝固过程中枝晶间形成富 Nb 的 Laves 相和 NbC 相在后续热循环过程中溶解, Nb 元素向枝晶干处扩散形成富 Nb 区, 从而促进 γ'' 相的析出。而在更多的报道中, 沉积态试样中并未观察到 γ'' 相的析出^[154-156]。在 L-DED 修复的 γ'' 强化型镍基高温合金中, Nb 元素通常偏析在枝晶间区域, 形成 Laves、 δ 和 NbC 相^[18]。这些相在高温固溶热处理过程中被溶解, 实现 Nb 元素的均匀分布。在随后的时效过程中, γ'/γ'' 析出, 强化合金的力学性能。

Laves 相通常形成于凝固末期, 是 Nb 元素在枝晶间微观偏析发生 γ +Laves 共晶反应的产物。传统认为, Laves 相会劣化合金的力学性能, 严重降低合金的抗拉强度和塑性^[157-158], 这是由于 Laves 相的形成一方面消耗了固溶强化所需的主要溶质元素, 降低固溶强化效果; 另一

方面,其固有的脆性会诱导裂纹的萌生,导致试样提前断裂^[159]。因此,高温合金中的 Laves 相通常采用长时间高温固溶热处理消除。如 Inconel 718 高温合金一般采用的固溶热处理制度为 950~1010 °C,保温时间 1 h,空冷^[160]。在随后的时效热处理中,720 °C,保温 8 h,炉冷至 620 °C,保温 8 h,空冷至室温,促进 γ' 、 γ'' 相析出,提升其力学性能^[161]。对于 L-DED 修复的 Inconel 718 合金,要想完全消除试样中的 Laves 相,高温长时均匀化热处理(1100 °C, 1 h/水冷)是最常用的调控手段^[162]。但是在该过程中,修复的零件存在受热变形、基材晶粒粗化以及强化相溶解的风险^[134],因此,在有限的热处理下调控 Laves 相受到了研究者的关注。如 Sui 等人^[163]的研究中采用激光原位热处理的方法,通过调控激光能量输入和原位热处理时间,实现了 Laves 相的大规模溶解。此外,Laves 相析出的特征参数与凝固条件密切相关,Antonsson 等人^[164]指出,可以通过提高凝固过程中的冷却速率调控 Laves 相的形态,更高的冷却速率可以减小 Laves 相的含量。Xiao 等人^[165]采用脉冲激光器代替连续波激光器,在 L-DED 成形的 Inconel 718 高温合金中获得了细小颗粒状的 Laves 相。此外,Nie^[166]和 Ram 等人^[167]均发现,Laves 相的析出与枝晶形貌相关,在高的冷却速率和低的 G/R 条件下,细密的等轴枝晶组织有利于形成离散分布的颗粒状 Laves 相。此外,近年来的相关研究也指出,Laves 相并不一定会劣化高温合金的力学性能,其对力学性能的影响与其形状、尺寸、分布密切相关。Schirra 等人^[168]发现含有较多 Laves 相的铸造 Inconel 718 合金具有更好的高温拉伸性能。Sui 等人^[156]则明确提出,具有一定颗粒状 Laves 相含量的 Inconel 718 合金具有优异的室温拉伸、高温拉伸和高温持久性能。

4.3 力学性能

镍基高温合金常服役于航空发动机和燃气轮机热端部件,恶劣的服役条件要求 L-DED 修复的镍基高温合金具有优异的综合力学性能,包括室温拉伸性能、高温持久性能和疲劳性能等。因此,对这些性能的深入研究和表征,是确保 L-DED 修复技术在高温合金领域成功应用的关键。

4.3.1 室温拉伸性能

Inconel 625 是一种典型的固溶强化型高温合金,服役温度可达 980 °C,锻造态、L-DED 修复、直接成形态和热处理态试样的室温拉伸性能见表 1^[169-183]。相比于锻件,L-DED 修复和直接成形的 Inconel 625 合金表现出高的室温强度,这是由于激光加工过程中高的冷却速率可以细化晶内亚结构、提高 γ 基体的过饱和度^[169]。但是延伸率下降明显,呈现出明显的强塑失配现象。经过高温退火热处理后,Inconel 625 合金的强度明显下降,延伸率显著提升,并且随退火温度上升,这一趋势更加明显。虽

然退火温度的提升会回溶 Laves 相,提升固溶强化效果,但是试样的位错密度明显下降,导致应变强化效应减弱,因此,试样的屈服强度随退火温度的上升呈下降趋势。此外,Nguejio 等人^[169]还指出,退火热处理后,L-DED 成形的 Inconel 625 合金屈服强度下降有可能是残余应力松弛引起的。延伸率的提高则是合金的应变硬化指数随退火温度上升而增大,导致均匀变形阶段延长^[170]。

典型的 γ' 强化型镍基高温合金 Inconel 738 铸造态、L-DED 修复、直接成形态及热处理态力学性能如表 1 中所示。Inconel 738 合金中 Al+Ti 含量超过 6wt%,极易在激光加工过程中产生严重的裂纹,可焊性差。Xu 等人^[171]采用高温预热基板的方法减小 L-DED 成形过程中的热应力。发现当预热温度达到 1050 °C 时,可以制备出无裂纹的 Inconel 738LC 合金试样,沉积态试样的屈服强度(σ_{YS})、极限抗拉强度(σ_{UTS})和延伸率(ϵ)分别为 871 MPa、1074 MPa 和 10.8%,均高于传统铸造态和热处理态的 Inconel 738LC 高温合金指标,并指出这是由于 L-DED 成形的 Inconel 738LC 合金 200 μm 具有相比于铸件更小的晶粒尺寸引起的细晶强化。经过标准热处理后,沉积态 Inconel 738LC 合金试样的 YS 和 UTS 均有提升,但是延伸率显著下降。其在研究中指出,粗的(>200 nm)、近立方状的 γ' 相可以在拉伸过程中发生变形,有效提高合金的 UTS 和延伸率^[148]。但是其采取的预热温度过高,在实际生产过程中难以大规模应用。Ramakrishnan 等人^[172]通过最大限度的提高激光能量密度并降低激光扫描速度到 3 mm/s,成功采用 L-DED 方法制备出了无裂纹的 Inconel 738 高温合金单壁墙。该沉积态试样的 σ_{YS} 、 σ_{UTS} 分别达到了 1350 和 1392 MPa,然而,其延伸率仅有 1.13%。经过标准热处理后, σ_{YS} 、 σ_{UTS} 下降明显,延伸率有所上升,但也仅为 2.76%,远达不到铸件的标准。Xue 等人^[173]在 L-DED 修复铸造 Inconel 738 燃气轮机叶片中发现,激光修复区与铸造基材区的结合强度达到了 1001 MPa,界面结合良好,但是经标准热处理后,结合强度下降到 903 MPa,其研究中并未给出具体原因。值得注意的是,其用来测试拉伸力学性能的试样厚度仅为 0.7 mm,因此,其测试结果仅能说明 L-DED 修复 Inconel 738 合金可以与铸造基材形成良好的界面冶金结合,但并不具有修复无裂纹大尺寸零件的代表性。

对于 γ'' 强化的典型镍基高温合金,相比于锻造态,L-DED 成形的合金呈现出较低的屈服强度和抗拉强度,这是由于 L-DED 成形过程中较高的冷却速率抑制了合金中 γ' 和 γ'' 沉淀强化相的析出,通过后续的固溶+时效热处理, γ' 和 γ'' 相充分析出,试样的强度可以达到锻件标准,但是延伸率存在明显的下降^[47,152,174]。L-DED 修复的 Inconel 718 合金试样的强度与延伸率呈现出与沉积态试样相同的特征。经时效热处理之后,修复试样的强度显

著上升,达到锻件标准,但是延伸率急剧下降,仅为 8.4%。这是由于为防止基材晶粒粗化,修复试样只能采用无高温固溶热处理的直接时效热处理,枝晶间的 Laves 相未被完全溶解,试样发生提前断裂^[154]。

4.3.2 高温持久性能

镍基高温合金零件长期在具有高温复杂应力的环境中服役,即使外加载荷远低于其屈服强度,也会在长期服

役过程中发生失效断裂,这是由于长期累积的损伤变形造成的^[184]。对于该种损伤形式,一般通过高温持久性能进行表征。

目前关于 L-DED 修复和直接成形镍基高温合金高温持久性能的研究主要集中在 Inconel 718 合金上,其高温持久寿命见表 2^[185–189]。Li 等人^[185]发现 L-DED 成形的 Inconel 718 合金在 650 °C/750 MPa 条件下的高

表 1 L-DED 修复和直接成形镍基高温合金室温拉伸性能
Table 1 Room-temperature tensile properties of L-DED repaired and directly manufactured Ni-based superalloy

Alloy	Preparing method	$\sigma_{\text{YS}}/\text{MPa}$	$\sigma_{\text{UTS}}/\text{MPa}$	$\varepsilon/\%$	Fracture location	Ref.
In 625	Wrought	521	875	57	-	[175]
	L-DED	512	860	42.3	-	[176]
	L-DED	723	1073	26	-	[169]
	L-DED	575	920	48	-	[177]
	L-DED	597	882	30	-	[178]
	L-DED+900 °C/1 h	654	1084	27	-	[169]
	L-DED+900 °C/1.5 h	430	750	39	-	[170]
	L-DED+1100 °C/1 h	532	991	43	-	[169]
	L-DED+1100 °C/1.5 h	380	740	46	-	[170]
	LR	587	908	45	-	[179]
In 738LC	Cast	765	945	7.5	-	[180]
	Cast+SS+AT	790	965	9.4	-	[181]
	L-DED	871	1074	10.8	-	[171]
	L-DED+SS+AT	900	1177	6.35	-	[148]
In 738	L-DED	1350	1392	1.13	-	[172]
	L-DED+SS+AT	1038	1117	2.76	-	[172]
	LR	-	1001	-	RZ	[173]
	LR	-	903	-	RZ	[173]
In 718	Wrought	1048-1138	1317-1348	19-21	-	[174]
	L-DED	650	1016	20.8	-	[174]
	SS+DA	1150	1357	13.5	-	[174]
	L-DED	590	845	11	-	[47]
	HT+SS+DA	1133	1240	9	-	[47]
	L-DED	752	1074	22	-	[152]
	L-DED+DA	1121	1269	15.4	-	[156]
	LR	552	904	16	RZ	[154]
	LR	636	820	6.2	RZ	[182–183]
	LR+DA	1084	1333	8.4	RZ	[154]
	LR+DA	1158	1320	5	RZ	[182–183]

Note: HT-homogenization treatment, SS-solid solution, DA-double aging, RZ-repaired zone, AT-aging treatment, LR: laser repaired

温持久寿命达到了 66.8 h, 远高于相同测试条件下的锻造态试样(37.5 h), 且延伸率也略高于锻造态试样, 但整体延伸率仍然偏低, 仅为 3.3%。经过固溶+时效和均匀化退火+固溶+时效热处理后, 其高温持久寿命分别下降了 44.5% 和 93.7%。沉积态试样表现出最优的高温持久性能, 这是沉积态试样中胞状位错亚结构阻碍位错运动以及不规则柱状晶延缓裂纹扩展共同作用导致的。经固溶+时效热处理后, 试样的位错密度下降, 位错胞结构消失, δ 相在枝晶间区域和晶界处大量析出, 因此高温持久寿命出现明显下降。在经过均匀化退火+固溶+时效热处理后, 虽然 Laves 相完全溶解、 δ 相在晶界处孤立分散存在、 γ'' 相充分析出, 但是位错胞亚结构的完全消失和再结晶晶粒严重粗化导致其呈现出最差的高温持久性能。

明宪良等人^[186]报道了 L-DED 修复的 Inconel 718 合金经直接时效热处理后高温持久性能(27.5 h)可以达到锻件标准(25 h), 并指出枝晶间大量块状 Laves 相的断裂和界面脱粘是失效的主要原因。Sui 等人^[187]则在 L-DED 修复 Inconel 718 合金的相关研究中发现, 采用脉冲激光细化 Laves 相、热处理促使 δ 相在 Laves 相周围析出的方法获得了高温持久性能良好的 Inconel 718 试样。经直接时效和固溶时效热处理后, L-DED 修复的 Inconel 718 合金高温持久性能分别为 43.4 和 49.5 h, 远高于锻件标准。固溶时效态试样断裂在激光修复区, 呈现出高持久寿命

的原因是该过程中 δ 相的析出消耗了 Nb 元素, Laves 相与 δ 相界面处的贫 Nb 区会减缓空位生长速度, 从而延长了合金的持久寿命。在此基础上, Sui 等人进一步优化了 Laves 相, 发现 Laves 相从长链状转变为颗粒状时, 合金的持久寿命有了明显的提升, 达到了 65 h, 是锻件的 2.6 倍^[188]。

虽然目前关于 L-DED 修复和直接成形高 Al、Ti 含量镍基高温合金的研究主要集中在控制裂纹方面, 但也有个别学者成功制备了无裂纹的试样, 并对其高温持久性能进行了研究。如 Ci 等人^[189]通过 L-DED 成功制备了尺寸约为 20 mm×30 mm 的 DD32 单晶高温合金单壁墙, 经热处理后, 其高温持久寿命达到了 66.4 h, 高于同等测试条件下的铸态试样(59.1 h), 这是由 L-DED 成形试样中细小的枝晶组织、均匀分布的小尺寸碳化物颗粒共同作用导致的。

4.3.3 疲劳性能

材料的疲劳是指材料在应力或应变的反复作用下发生的性能变化及导致的损伤或断裂^[190]。实际工程结构中, 由静载荷引起的构件失效较少, 90% 以上的失效是以疲劳的形式出现的^[191]。一般来说, 疲劳失效包含 3 个阶段, 分别是裂纹萌生、裂纹扩展和最终断裂。在低周疲劳过程中, 疲劳寿命主要受裂纹扩展阶段控制, 而在高周疲劳中, 裂纹萌生是主要的失效机制^[18]。

近年来, L-DED 修复和直接成形镍基高温合金的疲

表 2 L-DED 修复和直接成形镍基高温合金高温持久性能

Table 2 High-temperature stress rupture properties of L-DED repaired and directly manufactured Ni-based superalloy

Alloy	State	Test condition	Stress rupture life/h	Elongation/%	Ref.
In 718	Wrought	650 °C, 750 MPa	37.5	2.8	[185]
	L-DED		66.8	3.3	
	L-DED+SS+DA		37.1	0.5	
	L-DED+HT+SS+DA		4.2	0.3	
	Wrought	650 °C, 725 MPa	51.25	18	[186]
	LR+DA		27.5	9	[186]
	LR+DA		43.4	14.3	[187]
	LR+900STA+DA		49.5	7.1	[187]
	L-DED+SS+DA		65	5.5	[188]
	L-DED+DA		52	9	[188]
	Wrought standard		25	5	[186]
DD32	Cast	1000 °C, 280 MPa	59.1	23	[189]

劳性能受到了广泛的关注。大部分的研究指出,L-DED修复和直接成形的试样由于加工过程中产生的缺陷、层间结合不良、非平衡相以及高的表面粗糙度等原因,疲劳性能低于锻造态合金^[192]。本节以目前在航空航天、汽车及能源领域应用最为广泛、研究最为深入的Inconel 718高温合金为例,对L-DED修复和直接成形试样疲劳性能的研究进行简要回顾。

刘奋成等人^[54]发现,虽然L-DED成形Inconel 718合金的静载力学性能优于锻件标准,但高周疲劳性能远低于锻件,在 $R=-1$ 、 $f=120$ Hz、测试温度 500 °C、最大载荷 500 MPa的测试条件下,疲劳寿命低于锻件一个数量级。Johnson等人^[193]报道了表面附近的脆性碳化物、氧化物夹杂和气孔导致了L-DED成形的Inconel 718合金呈现出远低于锻造态试样的高周疲劳性能。因此,优化工艺参数调控成形件的冶金质量以及通过后处理降低试样孔隙率对提升镍基高温合金的疲劳性能至关重要。刘奋成等人^[194]采用HIP技术对L-DED成形的Inconel 718合金进行后续处理,发现其高周疲劳性能有明显提升,疲劳寿命与锻件处于同一数量级,但仍低于锻件标准。这主要是因为经过HIP处理后,试样的晶粒尺寸仍大于锻件一个数量级,在疲劳载荷作用下,大尺寸晶粒作为裂纹源引起应力集中并最先开裂,而再结晶晶界处缺乏强化相也是导致试样疲劳性能不佳的原因。然而,在Gribbin等人^[195]的研究中,HIP处理虽然降低了沉积态试样中的孔隙率,却显著降低了其高温疲劳性能,并指出HIP处理后形成的大尺寸再结晶晶粒和大量退火孪晶对合金 500 °C下高温疲劳性能的不利影响大于小尺寸气孔和 δ 相。可以看到,L-DED成形Inconel 718合金在后处理过程中发生的显微组织变化也会对疲劳性能产生明显的影响。

Sarkar等人^[196]则使用L-DED技术修复了Inconel 718高温合金,并研究了不同热处理状态下试样的室温高周疲劳性能。结果表明,在直接时效和固溶+时效两种热处理状态下,锻造基材的高周疲劳性能均高于修复试样。在低应力幅值下,固溶+时效态修复试样的高周疲劳性能相较于直接时效态更好,针状 δ 相与Laves相耦合可有效阻止低疲劳应力水平下的裂纹,疲劳失效发生在沉积区,而在高应力幅值下则相反,且疲劳失效发生在基材区。

5 总结与展望

本文系统分析了镍基高温合金在L-DED修复过程中的典型冶金缺陷及其形成机制、显微组织特征及其演化规律,并评估了L-DED修复和直接成形试样的室温拉伸性能、高温持久性能和疲劳性能。目前,该技术在可焊接性良好的等轴镍基高温合金结构件的修复上较为成熟并获得工程应用,但在应对定向凝固及单晶镍基高温合

金等构件的修复时,仍面临杂晶和开裂严重的问题。研究表明,修复过程的快速非平衡凝固和复杂热历史是影响修复区/沉积试样晶粒形态、树枝晶组织、析出相种类、形貌和体积分数等的核心影响因素,同时也导致了气孔、裂纹等缺陷的萌生,并使修复区与基体组织的协调控制变得极为困难。当前存在的核心问题集中在高裂纹敏感性高温合金成形困难、修复工艺窗口极为狭窄、单晶高温合金的L-DED修复难以保证单晶化、冶金缺陷难以完全消除、修复件基材区与修复区组织性能不协调和传统热处理制度不匹配等问题。

未来的研究需要从经验试错向主动精确调控发展,一是在工艺控制上走向智能化,结合高精度原位检测技术和智能化控制技术,通过实时监测和反馈机制实现缺陷的精确控制。二是在材料体系及热处理制度上走向专用化,开发适用于L-DED修复过程的专用低热裂纹敏感性、易实现外延生长的高性能镍基高温合金,并探索微合金化对合金缺陷敏感性、显微组织及力学性能的影响,从源头上抑制缺陷并保证界面冶金质量。针对快速熔凝和往复热循环的特点,设计优化的激光加工参数,结合后续专用热处理制度的开发实现L-DED修复再制造高性能镍基高温合金。三是在科学认知上走向精细化和量化,结合多尺度数值模拟、试验研究和理论模型,建立L-DED修复镍基高温合金缺陷-组织-性能的定量关系,为构建服役寿命的预测提供理论支持。通过工艺、材料与仿真技术和理论研究的协同发展,充分发挥L-DED修复技术在航空发动机、燃气轮机等高端装备关键热端部件再制造领域的优势。

参考文献 References

- [1] Cui Zhuang(崔 壮), Liu Manping(刘满平), Zeng Ying(曾 迎) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(8): 2375
- [2] Akande I G, Oluwale O O, Fayomi O S I *et al. Materials Today: Proceedings*[J], 2021, 43: 2222
- [3] Betteridge W, Shaw S W K. *Materials Science and Technology*[J], 1987, 3(9): 682
- [4] Behera A. *Advanced Materials: An Introduction to Modern Materials Science*[M]. Stuttgart: Springer Nature, 2022
- [5] Al-Nafeay R H, Al-Roubaiy A O, Omidvar H. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*[J], 2021, 1094(1): 012141
- [6] Guo Yang(郭 洋), Zhang Jianxun(张建勋), Xiong Jiankun(熊建坤) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(4): 1462
- [7] Feng Qiang(冯 强), Tong Jinyan(童锦艳), Zheng Yunrong(郑运荣) *et al. Materials China*(中国材料进展)[J], 2012, 31(12): 21
- [8] Rao N, Kumar N, Prasad B *et al. International Journal of*

- Engineering Research and Development*[J], 2014, 10(8): 48
- [9] Li Z L, Xu H, Shi D Q *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2022, 164: 107163
- [10] Yang X G, Wang M L, Shi D Q *et al. Chinese Journal of Aeronautics*[J], 2024, 37(1): 186
- [11] Zhang C J, Wang P, Wen Z X *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 890: 161710
- [12] Mourad A H I, Almomani A, Ahmad Sheikh I *et al. Engineering Failure Analysis*[J], 2023, 146: 107107
- [13] Nie Liping(聂丽萍), Yang Gongxian(杨功显), Gong Xiufang(巩秀芳). *Dongfang Turbine*(东方汽轮机)[J], 2013(4): 55, 68
- [14] Alizadeh-Sh M, Marashi S, Ranjbarnodeh E *et al. Optics & Laser Technology*[J], 2020, 128: 106244
- [15] Barath Kumar M D, Manikandan M. *Metals and Materials International*[J], 2022, 28(1): 54
- [16] Węglowski M S, Blacha S, Phillips A. *Vacuum*[J], 2016, 130: 72
- [17] Huang Weidong(黄卫东), Lin Xin(林鑫). *Materials China*(中国材料进展)[J], 2010, 29(6): 12, 49
- [18] Mostafaei A, Ghiaasiaan R, Ho I T *et al. Progress in Materials Science*[J], 2023, 136: 101108
- [19] Sahu S K, Mishra D K, Behera A *et al. Materials Today: Proceedings*[J], 2021, 47: 3309
- [20] Ma S Y, Ding Q Q, Wei X *et al. Materials*[J], 2022, 15(20): 7352
- [21] Ma S, Carroll L, Pollock T M. *Acta Materialia*[J], 2007, 55(17): 5802
- [22] Zhang Jian(张健), Wang Li(王莉), Wang Dong(王栋) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2019, 55(9): 1077
- [23] Ramsperger M, Eichler S. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2023, 54(5): 1730
- [24] De Luca A, Kenel C, Griffiths S *et al. Materials & Design*[J], 2021, 201: 109531
- [25] Fan Yunpeng(范云鹏), Zhao Xinbao(赵新宝), Zhou Yu(周昱) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2025, 54(4): 1053
- [26] Yang C, Hu R, Wang X M *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2023, 874: 145063
- [27] Krakow R, Johnstone D N, Eggeman A S *et al. Acta Materialia*[J], 2017, 130: 271
- [28] Ma Dexin(马德新). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2015, 51(10): 1179
- [29] Roskosz S, Adamiec J. *Materials Characterization*[J], 2009, 60(10): 1120
- [30] Huo Miao(霍苗), Zhao Hui(赵惠). *Materials Reports*(材料导报)[J], 2023, 37(17): 219
- [31] Yang J J, Li F Z, Pan A Q *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 808: 151740
- [32] Dai H. A Study of Solidification Structure Evolution during Investment Casting of Ni-based Superalloy for Aero-Engine Turbine Blades[D]. Leicester: University of Leicester, 2009
- [33] Xue Lei(薛蕾), Huang Weidong(黄卫东), Chen Jing(陈静) *et al. Foundry Technology*(铸造技术)[J], 2008(3): 391
- [34] Chen Shaofeng(陈少峰), Li Jinguo(李金国), Liang Jingjing(梁静静) *et al. Special Casting & Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2021, 41(11): 1354
- [35] Zhang Caiwei(张财伟), Cao Jiaming(曹家谔), Liu Shiwei(刘士伟) *et al. MW Metal Forming*(金属加工)[J], 2025(2): 20, 33
- [36] 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
- [37] Zhang Jie(张杰). *Microstructure and Properties of Inconel 718 Alloy Repaired by Laser Additive Remanufacturing*(激光增材再制造 Inconel 718 合金的组织与性能研究)[D]. Hangzhou: Zhejiang University of Technology, 2020
- [38] Wang Guan(王冠), Song Wei(宋巍), Liang Jingjing(梁静静) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(3): 787
- [39] Yao Zhehe(姚喆赫), Zhang Caoqi(张操棋), Song Qiwei(宋其伟) *et al. Journal of Zhejiang University, Engineering Science*(浙江大学学报, 工学版)[J], 2021, 55(5): 887
- [40] Zhang Jian(张剑), Guo Yuanyuan(郭媛媛), Zhang Mai(张迈) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(2): 593
- [41] 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
- [42] Lu Nannan(卢楠楠), Guo Yimo(郭以沫), Yang Shulin(杨树林) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2023, 59(9): 1243
- [43] Li Y, Chen Y, Hou L *et al. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2024, 131(9): 4447
- [44] Bidare P, Mehmeti A, Jiménez A *et al. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2022, 120(11): 8063
- [45] Saboori A, Biamino S, Lombardi M *et al. Powder Metallurgy*[J], 2019, 62(4): 213
- [46] Oliveira J P, Lalonde A D, Ma J. *Materials & Design*[J], 2020, 193: 108762
- [47] Li S H, Kumar P, Chandra S *et al. International Materials Reviews*[J], 2023, 68(6): 605
- [48] Zhang D Y, Sun S J, Qiu D *et al. Advanced Engineering Materials*[J], 2018, 20(5): 1700952
- [49] Panwisawas C, Gong Y, Tang Y T *et al. Additive Manufacturing*[J], 2021, 47: 102339
- [50] Lee P D, Hunt J D. *Acta Materialia*[J], 1997, 45(10): 4155
- [51] Zhao X M, Chen J, Lin X *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 478(1): 119
- [52] Ng G K L, Jarfors A E W, Bi G *et al. Applied Physics A*[J], 2009, 97(3): 641
- [53] Zhang K, Chen Y, Marussi S *et al. Nature Communications*[J],

- 2024, 15(1): 1715
- [54] Liu Fencheng(刘奋成), Lin Xin(林鑫), Yang Gaolin(杨高林) *et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2010, 46(9): 1047
- [55] Tan Q Y, Liu Y G, Fan Z Q *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2020, 58: 34
- [56] Dang X F, Li Y, Chen K *et al. Additive Manufacturing*[J], 2022, 59: 103095
- [57] Tan Q, Liu K, Li J *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2024, 1001: 175164
- [58] Cao Yue(曹越), Li Changfu(李长富), Yu Guangbin(于广滨) *et al. Hot Working Technology(热加工工艺)*[J], 2024, 53(20): 1
- [59] Zhang X, Mu Y H, Ma L *et al. China Foundry*[J], 2024, 21(4): 311
- [60] Hu Y L, Lin X, Song K *et al. Optics & Laser Technology*[J], 2016, 86: 1
- [61] Guo B J, Zhang Y S, Yang Z S *et al. Additive Manufacturing*[J], 2022, 55: 102792
- [62] Rappaz M, Drezet J M, Gremaud M. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1999, 30(2): 449
- [63] Kitt A L, Mohr L, Kerwin L *et al. Additive Manufacturing*[J], 2023, 73: 103675
- [64] Liu X X, Hu R, Zou H *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 938: 168532
- [65] Kou S. *Acta Materialia*[J], 2015, 88: 366
- [66] Zhang X, Mu Y H, Lu N N *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2024, 190: 218
- [67] Ryoo K, Ji Im H, Park J *et al. Materials & Design*[J], 2023, 234: 112298
- [68] Chakraborty A, Muhammad W, Masse J P *et al. Acta Materialia*[J], 2023, 255: 119089
- [69] Rappaz M, Jacot A, Boettinger W J. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2003, 34(3): 467
- [70] Wang N, Mokadem S, Rappaz M *et al. Acta Materialia*[J], 2004, 52(11): 3173
- [71] Rong P, Wang N, Wang L *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 676: 181
- [72] Sun Hongqing(孙鸿卿), Zhong Minlin(钟敏霖), Liu Wenjin(刘文今) *et al. Journal of Aeronautical Materials(航空材料学报)*[J], 2005(2): 26
- [73] Zhou Z P, Lei Q, Yan Z *et al. Materials & Design*[J], 2021, 198: 109296
- [74] Dmitrieva A, Klimova-Korsmik O, Gushchina M *et al. Metals*[J], 2023, 13(2): 393
- [75] Soffel F, Papis K, Bambach M *et al. Metals*[J], 2022, 12(4): 614
- [76] Wang Nan(王楠), Li Jinguo(李金国), Liu Jide(刘纪德) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2024, 53(1): 257
- [77] Zhang Z L, Zhao Y, Shan J G *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 863: 158463
- [78] Ojo O A, Richards N L, Chaturvedi M C. *Scripta Materialia*[J], 2004, 50(5): 641
- [79] Ren W J, Lu F G, Yang R J *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2015, 226: 214
- [80] Zhang X Q, Chen H B, Xu L M *et al. Materials & Design*[J], 2019, 183: 108105
- [81] Idowu O A, Ojo O A, Chaturvedi M C. *Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 454–455: 389
- [82] Chen Y, Zhang K, Huang J *et al. Materials & Design*[J], 2016, 90: 586
- [83] Zhong M L, Sun H Q, Liu W J *et al. Scripta Materialia*[J], 2005, 53(2): 15
- [84] Ojo O A. *Materials Science and Technology*[J], 2007, 23(10): 1149
- [85] Ojo O A, Ding R G, Chaturvedi M C. *Scripta Materialia*[J], 2006, 54(12): 2131
- [86] Li Q G, Lin X, Wang X H *et al. Metals*[J], 2016, 6(3): 64
- [87] Montazeri M, Ghaini F M. *Materials Characterization*[J], 2012, 67: 65
- [88] Cao L, Zhou Y Z, Jin T *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2017, 33(11): 1308
- [89] Yu L, Cao R. *Acta Metallurgica Sinica*[J], 2020, 57(1): 16
- [90] Henderson M B, Arrell D, Larsson R *et al. Science and Technology of Welding and Joining*[J], 2004, 9(1): 13
- [91] Tang Y T, Panwisawas C, Ghossoub J N *et al. Acta Materialia*[J], 2021, 202: 417
- [92] Kazempour-Liasi H, Tajally M, Abdollah-Pour H. *Engineering Research Express*[J], 2019, 1(2): 025026
- [93] Hashmi M S J. *Comprehensive Materials Processing*[M]. Amsterdam: Elsevier Press, 2014
- [94] Shi Shujing(史淑静), Li Zhuo(李卓), Yang Chen(杨晨) *et al. Chinese Journal of Lasers(中国激光)*[J], 2024, 51(10): 11
- [95] Boswell J H, Clark D, Li W *et al. Materials & Design*[J], 2019, 174: 107793
- [96] Lippold J C. *Welding Metallurgy and Weldability*[M]. Hoboken: John Wiley & Sons, 2014
- [97] Qian D, Xue J, Zhang A *et al. Scientific Reports*[J], 2017, 7(1): 2859
- [98] Ramirez A J, Lippold J C. *Materials Science and Engineering A*[J], 2004, 380(1): 245
- [99] Rhines F, Wray P. *ASM TRANS Q*[J], 1961, 54(2): 117
- [100] Yamaguchi S, Kobayashi H, Matsumiya T *et al. Metals Technology*[J], 1979, 6(1): 170
- [101] Saida K, Nomoto Y, Okauchi H *et al. Science and Technology of Welding and Joining*[J], 2012, 17(1): 1
- [102] Rapetti A, Christien F, Tancret F *et al. Scripta Materialia*[J], 2021, 194: 113680

- [103] Capobianco T, Hanson M. *Auger Spectroscopy Results from Ductility Dip Cracks Opened Under Ultra-High Vacuum*[R]. Niskayuna: Knolls Atomic Power Laboratory, 2005
- [104] Mo W L, Lu S P, Li D Z *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2014, 45(11): 5114
- [105] Zhang X Q, Chai Z, Chen H B *et al. Materials & Design*[J], 2021, 197: 109214
- [106] Zheng J L, Chen S J, Jiang L *et al. Materials Letters*[J], 2022, 313: 131761
- [107] Chen J Q, Lu H, Cui W *et al. Materials Science and Technology*[J], 2014, 30(10): 1189
- [108] Bian Hongyou(卞宏友), Zhai Xingquan(翟泉星), Li Ying(李英) *et al. Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2017, 44(10): 73
- [109] Ma G Y, Wu D J, Niu F Y *et al. Optics and Lasers in Engineering*[J], 2015, 72: 39
- [110] Bian Hongyou(卞宏友), Zhu Minghao(朱明昊), Li Ying(李英) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2020, 30(3): 542
- [111] Liu Yantao(刘彦涛). *Laser Melting Deposition Repairing of GH4169 Alloy*(GH4169 合金激光熔化沉积修复研究)[D]. Beijing: China GRINM Group Corporation Limited, 2014
- [112] Zeng Y, Li L, Huang W *et al. International Journal of Mechanical Sciences*[J], 2022, 221: 107173
- [113] Liu T T, Qu X G, Zheng Y *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 29: 3673
- [114] Wang G W, Huang L, Qin Z J *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 926: 166699
- [115] Lu N N, Lei Z L, Hu K *et al. Additive Manufacturing*[J], 2020, 34: 101228
- [116] Chen H, Lu Y Y, Luo D *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2020, 285: 116782
- [117] Wang R, Wang J, Cao T W *et al. Additive Manufacturing*[J], 2023, 61: 103363
- [118] Hu Y L, Li Y L, Fan W *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 920: 165373
- [119] Zeng Y, Guo J Y, Zhang J Q *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2024, 329: 118443
- [120] Shao J Y, Yu G, Li S X *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 898: 162976
- [121] Sreekanth S, Ghassemali E, Hurtig K *et al. Metals*[J], 2020, 10(1): 96
- [122] Lv H, Li X D, Li Z J *et al. Journal of Manufacturing Processes*[J], 2021, 67: 63
- [123] Lu Qi(卢琦), Li Jinguo(李金国), Jin Tao(金涛) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2011, 47(6): 639
- [124] Meng X B, Lu Q, Zhang X L *et al. Acta Materialia*[J], 2012, 60(9): 3965
- [125] Walton D, Chalmers B. *Trans Metall Soc AIME*[J], 1959, 215(6): 1
- [126] Li J J, Wang Z J, Wang Y Q *et al. Acta Materialia*[J], 2012, 60(4): 1478
- [127] Hunt J D. *Materials Science and Engineering*[J], 1984, 65(1): 75
- [128] Kurz W, Bezençon C, Gäumann M. *Science and Technology of Advanced Materials*[J], 2001, 2(1): 185
- [129] Gäumann M, Bezençon C, Canalis P *et al. Acta Materialia*[J], 2001, 49(6): 1051
- [130] Rappaz M, Gandin C A. *Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1993, 41(2): 345
- [131] Kurz W, Bezencon C, Gäumann M. *Science and Technology of Advanced Materials*[J], 2001, 2(1): 185
- [132] Hu Y L, Lin X, Lu X F *et al. Journal of Materials Science*[J], 2018, 53(22): 15650
- [133] Lei Z L, Lu N N, Yu X F. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2019, 42: 11
- [134] Zhang Y T, Lan L Y, Shi Q Q. *Materials Characterization*[J], 2023, 204: 113222
- [135] Zhang J D, Meng G R, Zhu L D *et al. Applied Thermal Engineering*[J], 2022, 215: 118925
- [136] Kou S. *MRS Bulletin*[J], 2003, 28(9): 674
- [137] Meng G R, Gong Y D, Zhang J D *et al. International Journal of Heat and Mass Transfer*[J], 2022, 191: 122798
- [138] Chen B, Bian Y H, Li Z Y *et al. Materials*[J], 2023, 16(12): 4221
- [139] Jelvani S, Shoja Razavi R, Barekat M *et al. Optics & Laser Technology*[J], 2019, 120: 105761
- [140] Debroy T, Wei H L, Zuback J S *et al. Progress in Materials Science*[J], 2018, 92: 112
- [141] Ci S W, Liang J J, Li J G *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2020, 45: 23
- [142] Xu L M, Chai Z, Chen H B *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 824: 141822
- [143] Segerstark A, Andersson J, Svensson L E *et al. Materials Characterization*[J], 2018, 142: 550
- [144] Kurz W, Fisher D J. *Acta Metallurgica*[J], 1981, 29(1): 11
- [145] Liang Y J, Li A, Cheng X *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 688: 133
- [146] Adegoke O, Andersson J, Brodin H *et al. Metals*[J], 2020, 10(8): 996
- [147] Yan W G, Xue B R, Li J J *et al. Metals*[J], 2023, 13(12): 1957
- [148] Xu J J, Lin X, Guo P F *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 780: 461
- [149] Li Y, Chen K, Narayan R L *et al. Additive Manufacturing*[J], 2020, 34: 101220
- [150] Li Q, Lin X, Wang X *et al. Journal of Laser Applications*[J],

- 2016, 28(2): 022301
- [151] Lu Penghui(卢朋辉), Liu Jianrui(刘建睿), Xue Lei(薛蕾) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(2): 315
- [152] Li Z, Chen J, Sui S *et al. Additive Manufacturing*[J], 2020, 31: 100941
- [153] Tian Y, Mcallister D, Colijn H *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2014, 45(10): 4470
- [154] Qi H, Azer M, Ritter A. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2009, 40(10): 2410
- [155] Yu X B, Lin X, Liu F C *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 798: 140092
- [156] Sui S, Tan H, Chen J *et al. Acta Materialia*[J], 2019, 164: 413
- [157] Yu Q, Wang C S, Zhao Z S *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 861: 157979
- [158] Schirra J J, Caless R H, Hatala R W. *Superalloys*[J], 1991, 718(625): 375
- [159] Radhakrishna C, Rao K P, Srinivas S. *Journal of Materials Science Letters*[J], 1995, 14(24): 1810
- [160] An X L, Zhang B, Chu C L *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 744: 255
- [161] Di K X, Zhao H Q, Huang Z Q *et al. Materials Today Communications*[J], 2023, 37: 107583
- [162] Liu F C, Lin X, Zhao W W *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2010, 39(9): 1519
- [163] Sui S, Li H S, Li Z *et al. Engineering*[J], 2022, 16: 239
- [164] Antonsson T, Fredriksson H. *Metallurgical and Materials Transactions B*[J], 2005, 36(1): 85
- [165] Xiao H, Li S M, Han X *et al. Materials & Design*[J], 2017, 122: 330
- [166] Nie P, Ojo O A, Li Z. *Acta Materialia*[J], 2014, 77: 85
- [167] Ram G D J, Reddy A V, Rao K P *et al. Materials Science and Technology*[J], 2005, 21(10): 1132
- [168] Schirra J J, Caless R H, Hatala R W. *The Minerals, Metals & Materials Society*[J], 1991, 718(625): 375
- [169] Nguejio J, Szymtka F, Hallais S *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 764: 138214
- [170] Hu Y L, Lin X, Zhang S Y *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 767: 330
- [171] Xu J J, Lin X, Guo P F *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 691: 71
- [172] Ramakrishnan A, Dinda G P. *Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 740–741: 1
- [173] Xue L, Chen J, Islam M *et al. Proceedings of 20th ASM Heat Treating Society Conference*[C]. St-Louis: ASM, 2000
- [174] Zhao Z N, Li L, Yang W Z *et al. International Journal of Plasticity*[J], 2022, 148: 103147
- [175] Su G X, Shi Y, Li G *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2023, 322: 118175
- [176] Ferreira A A, Reis A R, Amaral R L *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 838: 142777
- [177] Paul C P, Ganesh P, Mishra S K *et al. Optics & Laser Technology*[J], 2007, 39(4): 800
- [178] Chen F, Wang Q, Zhang C *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 917: 165572
- [179] Wei Y Y, Le G M, Xu Q D *et al. Materials*[J], 2020, 13(19): 4416
- [180] Rickenbacher L, Etter T, Hövel S *et al. Rapid Prototyping Journal*[J], 2013, 19(4): 282
- [181] Kobayashi D, Miyabe M, Kagiya Y *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2013, 44(7): 3123
- [182] Bian Hongyou(卞宏友), Zhao Xiangpeng(赵翔鹏), Li Ying(李英) *et al. Infrared and Laser Engineering*(红外与激光工程)[J], 2016, 45(2): 134
- [183] Bian Hongyou(卞宏友), Zhao Xiangpeng(赵翔鹏), Yang Guang(杨光) *et al. Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2015, 42(12): 161
- [184] Zhao X, Zhang L C, Song Y D *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2023, 885: 145589
- [185] Li Y, Dlouhý J, Vavřík J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 844: 143143
- [186] Ming Xianliang(明宪良), Chen Jing(陈静), Tan Hua(谭华) *et al. Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2015, 42(4): 71
- [187] Sui S, Chen J, Ma L *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 770: 125
- [188] Sui S, Li Z, Zhong C L *et al. Composites Part B: Engineering*[J], 2021, 215: 108819
- [189] Ci S W, Liang J J, Li J G *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 854: 157180
- [190] Ren Yongming(任永明), Lin Xin(林鑫), Huang Weidong(黄卫东). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(10): 3160
- [191] Butt M M, Laieghi H, Kivssn V *et al. Progress in Additive Manufacturing*[J], 2025, 10: 1809
- [192] Kwabena Adomako N, Haghdadi N, Primig S. *Materials & Design*[J], 2022, 223: 111245
- [193] Johnson A S, Shao S, Shamsaei N *et al. JOM*[J], 2017, 69(3): 597
- [194] Liu Fencheng(刘奋成), Yu Xiaobin(余小斌), Lin Xin(林鑫) *et al. Acta Optica Sinica*(光学学报)[J], 2014, 34(S1): 6
- [195] Gribbin S, Ghorbanpour S, Ferreri N C *et al. Materials Characterization*[J], 2019, 149: 184
- [196] Sarkar R, Chen B, Fitzpatrick M E *et al. Additive Manufacturing*[J], 2022, 60: 103276

Research Status of Nickel-Based Superalloys Repaired by Laser Directed Energy Deposition

Wang Qingzheng¹, Xiao Junfeng¹, Lin Xin², Tang Wenshu¹, Gao Song¹, Liu Quanming¹, Chai Haozhi²

(1. Xi'an Thermal Power Research Institute Co. Ltd, Xi'an 710061, China)

(2. Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: Nickel-based superalloys are widely used in critical hot-section components of high-end equipment such as aero-engines and gas turbines due to their excellent mechanical properties and oxidation resistance at elevated temperatures. As an advanced manufacturing method, laser directed energy deposition (L-DED) has demonstrated great potential in the repair of complex components, owing to its advantages such as mold-free near-net shaping, controllable energy input, small heat-affected zone, and dense microstructure in the deposited layer. However, during L-DED repair process, nickel-based superalloys undergo complex rapid melting and solidification, as well as repeated thermal cycling, resulting in unique microstructural features and a high tendency to develop typical metallurgical defects, such as pores, cracks, stray grains, and microstructure degradation, which can significantly degrade their mechanical performance. The typical defects and their control methods, as well as microstructural evolution characteristics were reviewed, and the key mechanical properties, including room-temperature tensile strength, high-temperature creep resistance, and fatigue performance, between directly deposited and repaired nickel-based superalloys were compared. Furthermore, based on existing theoretical models, the mechanisms of defect formation and microstructural evolution were analyzed, highlighting the current technical challenges and limitations in this field. This review provides a theoretical foundation and direction for the process optimization, microstructural control, and performance enhancement of L-DED-repaired or L-DED-formed nickel-based superalloys.

Key words: nickel-based superalloy; L-DED; defects; microstructure; mechanical properties

Corresponding author: Wang Qingzheng, Ph. D., Engineer, Xi'an Thermal Power Research Institute Co. Ltd, Xi'an 710061, P. R. China, Tel: 0086-29-82102351, E-mail: wangqingzheng@tpri.com.cn