

GH4099 高温合金激光粉末床熔融制备技术研究进展

霍传腾¹, 苏海军¹, 王琳², 杨培鑫¹, 郭一诺¹, 高宏亮¹

(1. 西北工业大学, 陕西 西安 710072)

(2. 西安航天发动机有限公司, 陕西 西安 710018)

摘要: GH4099作为一种典型 γ 相强化型镍基高温合金, 因其优异的高温性能、热稳定性、耐腐蚀性以及良好的抗疲劳性能和断裂韧性, 被广泛应用于航空、航天、核电等极端服役环境的热端部件。激光粉末床熔融 (laser powder bed fusion, LPBF) 技术通过计算机辅助设计及激光快速成型, 有效地解决了传统制造工艺在复杂构件成型过程中存在的加工周期冗长、工序协同性不足、材料利用率低下及成本高昂等技术瓶颈。本文从技术原理、凝固缺陷、微观组织和高温力学性能4个方面详细介绍了LPBF技术成型GH4099高温合金的研究进展, 重点探讨了粉末特性、工艺参数、后处理技术(包括热处理和热等静压技术)等因素对LPBF成型GH4099高温合金缺陷调控及高温力学性能的影响规律, 最后针对其在未来生产制造中的应用前景与发展趋势进行了总结与展望。

关键词: 激光粉末床熔融; GH4099高温合金; 微观组织; 后处理技术; 高温力学性能

中图分类号: TG132.3³; TG146.1⁵

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)08-2074-10

1 引言

GH4099高温合金属于Ni-Cr-W-Co-Mo-Ti-Al合金体系, 其化学成分见表1, 是一种典型的沉淀强化型镍基高温合金, 因其具备优异的高温性能、热稳定性、耐腐蚀性以及良好的疲劳性能和断裂韧性, 已被广泛应用于航空、航天、能源、核电等领域高端装备的热端部件^[1]。镍基高温合金的传统制造方法主要是铸造、锻造、机械加工及粉末冶金等^[2-5], 其设计自由度有限、生产效率较低且成本高昂。然而, 实际服役的GH4099高温合金部件通常形状复杂, 尺寸精度要求高, 对复杂合金构件制备提出了严峻挑战。随着航空航天高端装备服役环境越来越严苛, 亟需发展高性能长寿命GH4099高温合金复杂结构部件的快速成型及低成本制造技术。

激光粉末床熔融(laser powder bed fusion, LPBF)作为一种新型的一体化近净成型技术, 能够克服传统制造方法的缺点, 直接一步制造复杂形状部件, 降低后续加工

成本。在LPBF成型过程中, 根据部件的三维模型切片逐层制造, 粉末吸收来自激光的能量, 熔化后冷却形成三维固体结构。LPBF技术的发展为高性能金属部件的设计和制造开辟了一种新的技术途径, 可以解决材料、结构、工艺、性能和应用的新挑战, 并已成功应用于铝合金^[6], 镍钛合金^[7], 钛合金^[8], 高熵合金^[9], 高强钢^[10]和高温合金^[11]等诸多高性能金属材料中。随着航空航天部件逐步向整体化、轻量化、复杂化方向发展, 采用传统工艺已很难完成复杂零件的一体化成型。近年来, LPBF技术迅速发展, 在实现复杂结构、薄壁特征及拓扑优化制造方面取得突破性进展。此外, GH4099高温合金具有良好的激光焊接性能, 结合LPBF技术展现出良好的工艺匹配性, 为GH4099高温合金在航天航空等领域关键零部件上的创新应用提供了新的技术途径。因此本文详细介绍了LPBF成型GH4099的技术原理、凝固缺陷、微观组织和高温力学性能, 并在此基础上展望了LPBF成型镍基高温合金的未来发展趋势。

表1 GH4099高温合金化学成分

Table 1 Chemical composition of GH4099 superalloy (wt%)

C	Cr	Co	W	Mo	Al	Ti	Fe	Ce	B	Mg	Mn	Si	P	S	Ni
≤0.08	17.0-20.0	5.00-8.00	5.00-7.00	3.50-4.50	1.70-2.40	1.00-1.50	≤2.00	≤0.20	≤0.005	≤0.01	≤0.40	≤0.50	≤0.015	≤0.015	Bal.

收稿日期: 2025-08-16

基金项目: 陕西省重点研发计划(2024GX-YBXM-220, 2024CY-GJHX-29, 2024GX-ZDCYL-03-03, 2024GX-YBXM-400); 国家先进稀有金属创新中心项目(2024ZG-GCZX-01(1)-01)

作者简介: 霍传腾, 男, 2000年生, 硕士生, 西北工业大学, 陕西 西安 710072, E-mail: chuantenghuo@mail.nwpu.edu.cn

2 激光粉末床熔融技术原理

增材制造行业发展迅速,根据不同的原料类型和沉积方式已开发了多种增材制造工艺。在基于金属熔融的增材制造过程中,原料以粉末或金属丝的形式存在,在激光或电子束等热源的作用下迅速熔化并快速冷却($10^4\sim 10^6$ K/s)。在粉末床熔融技术中,LPBF是最常用的一种形式^[12],它使用高能量激光束,将直径小于 $100\ \mu\text{m}$ 的球形金属粉末按照预设模型逐层结合,最终成型为终端金属构件,LPBF工作过程如图1a所示^[13]。

LPBF成型是一个动态多物理场耦合的过程,其热力学行为对微观组织演化具有决定性影响。金属粉末在高能激光束的作用下急剧升温,并迅速熔化形成熔池。随着激光束的移开,能量输入中断,熔池会与基体材料进行快速热传导,也会与周围粉末以及环境进行换热,导致熔池温度迅速下降,在非平衡条件下凝固形成亚微米级胞状亚结构。高能激光束作用过程中存在着材料蒸发、熔池表面热辐射、熔池内部对流及气体扩散析出以及局部体积收缩等效应^[14]。LPBF同时作为一种广泛用于制造高精度和复杂零件的方法,具有制造高尺寸精度、内部通道和复杂形状一体化成型等传统制造不具备的能力,其技术特征参数见表2。此外,LPBF成型过程无需模具,不受产品几何形状的限制,从而极大提高了设计自由度,特别适合个性化或小批量产品的制造。LPBF适用于多种金属材料,并可用于制造原型和终端部件,因此在医疗^[15]、能源^[16]以及航空航天^[17]等领域得到了广泛关注。利用LPBF技术,可以制备出复杂形状的精密镍基高温合金零件,如图1b、1c所示^[18-19]。LPBF成型过程中,金属粉末快速熔化和冷却,从而使得LPBF成型零件拥有极

小的晶粒尺寸,其强度和硬度通常可以超过传统锻件。然而,LPBF的快速升温降温可能导致孔隙和微裂纹等缺陷,这些缺陷会显著降低成型件的力学性能。因此,理解缺陷的形成机制,从而调控缺陷以达到提升其力学性能的目标是目前LPBF技术在GH4099高温合金中应用的关键。

3 LPBF制备GH4099高温合金的凝固缺陷及调控

3.1 LPBF成型缺陷特征

在LPBF成型过程中,由于金属快速冷却凝固,可能会导致孔隙、裂纹等缺陷的形成。这些工艺缺陷会影响成品质量,导致性能下降,因此尽量避免或减轻这些缺陷显得尤为重要,特别是对于大多数在高温环境复杂载荷条件下使用的镍基高温合金。

3.1.1 孔隙缺陷

孔隙是LPBF中常见的缺陷,严重影响成品的机械性能。一般来说,LPBF镍基高温合金的孔隙主要是由于粉末特性或成型过程中使用的工艺参数不当所造成,而材料本身的复杂成分对孔隙形成的影响较小。根据孔隙的形态和形成机制,LPBF过程中形成的孔隙一般可分为:未熔合孔隙和气孔^[20]。

3.1.2 未熔合孔隙

未熔合孔隙本质上是由于能量输入不足引发的冶金缺陷。在LPBF成型过程中,低激光功率或高扫描速率会致使输入能量密度不足以充分熔化粉末,这种非充分润湿条件就会导致不规则孔洞的出现。Tang等^[21]提出了一个分析指标,其中熔池尺寸、扫描间距和铺粉层厚是

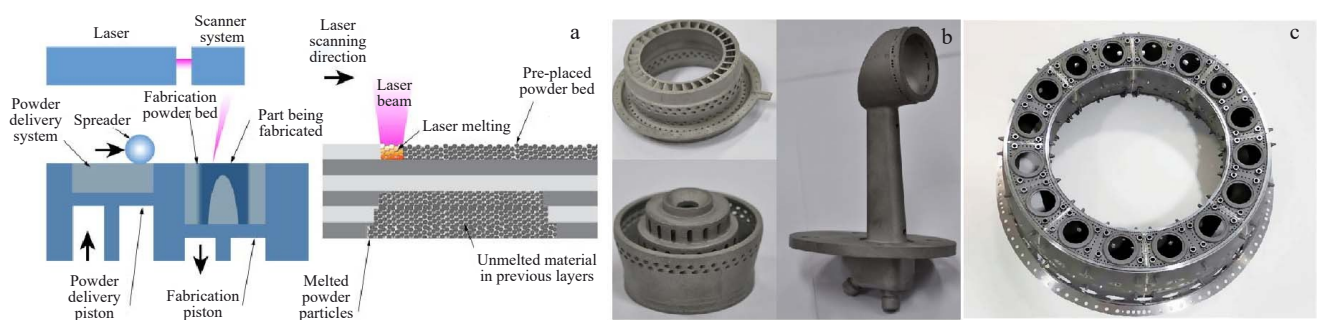


图1 LPBF加工过程示意图及其制备的高温合金零件,燃油喷嘴组件,航空发动机燃烧室

Fig.1 Schematic diagram of LPBF forming process (a)^[13] and superalloy components prepared by LPBF (b-c): (b) fuel nozzle components^[18] and (c) aero-engine combustor^[19]

表2 LPBF技术特征参数

Table 2 Characteristic parameters of LPBF technique

Parameter	Laser power/W	Spot diameter/ μm	Scanning rate/ $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$	Thickness of powder layer/ μm	Preheating temperature/ $^{\circ}\text{C}$
Value	200-1000	50-180	0-15	20-100	20-1000

预测 LPBF 成型过程中未熔合孔隙的主要因素。LPBF 成型的 GH4099 高温合金试样产生的未熔合孔隙如图 2a 中所示^[22]。

3.1.3 气孔

在 LPBF 成型过程中,为保护液态金属不被氧化,会在成型舱内通入惰性气体。在激光与粉末相互作用时,气体易被卷入到熔池中,其中一部分气体在金属凝固前未及排出,留在金属中形成气孔。由于液态金属的吸附特性,熔池表面的波动会吸收周围的气体,也会导致气孔形成。这些气孔通常为圆形,球形度大于 0.7。气孔的另一个来源可能是粉末原料中夹带的气体。粉末中夹带的气体主要是生产过程中产生的,通常气雾化粉末的孔隙较多,而机械研磨或等离子体旋转电极制得的粉末孔隙较少。LPBF 成型的 GH4099 高温合金试样产生的气孔如图 2b 所示^[22]。

匙孔坍塌导致的气孔也是一种常见的气孔来源。与能量输入不足导致的未熔合孔隙不同,匙孔是输入的能量密度过高而造成的,通常呈近球形形态。匙孔是指在熔池内部形成的开口孔洞。激光源的高能量输入导致熔池内部温度升高,材料蒸发。同时热梯度产生表面张力,将熔融物质从热中心拖向冷边界。材料蒸汽和表面张力的合力在熔池内形成匙孔。一旦能量输入被切断,匙孔就会因为支撑不住熔体而坍塌,导致金属蒸汽或惰性气体困在熔池中形成气泡^[23]。匙孔的深度随激光能量密度的增加而增大。匙孔越深,气体越难从匙孔中逃逸,孔隙也就越容易形成。LPBF 成型过程中匙孔产生的示意图如图 2c^[24]所示。

3.1.4 裂纹缺陷

Kalentic 等^[25]归纳总结,LPBF 镍基高温合金的裂纹

形成机制与焊接镍基高温合金中观察到的机制类似,形成了多种机制:因凝固过程中补缩不足引起的凝固开裂、因热影响区能量分散不均匀导致的液化开裂和因超过合金承受的应变水平而导致的失塑开裂等。由于大冷却速率的特点,凝固裂纹是 LPBF 成型镍基高温合金中最常见的裂纹缺陷,一般在熔池的糊状区形成,枝晶生长抑制了枝晶间的金属液流动。当残余应力或凝固收缩作用于液相区时,由于补缩不足,剩余液体易引起开裂。液化开裂发生在熔融的热影响区。金属吸收热量,升温至固相线和液相线之间,导致部分熔化,如果熔化的液体部分不能抵抗制造过程中施加的应力,就会形成开裂。因为 LPBF 的冷却速率非常大,从而使得固液界面获得极大的热梯度,导致固液界面产生不均匀热收缩。虽然凝固过程中材料可以通过塑性变形、蠕变和孔隙填充来适应这种热应变,但由于凝固速率过快导致缺陷自愈缺乏足够的时间,从而使得裂纹沿着枝晶间传播。

图 3 是 LPBF 成型 GH4099 高温合金产生的裂纹形貌,其显微结构特征与热力学行为具有显著关联性。从图 3b 可发现裂纹内部有白色块状析出相,边缘有白色带状析出物。通过 EDS 分析对比(表 3),裂纹内部的白色析出相富集了 Al、Ti、Mo、W 等元素。这些低熔点元素的富集导致了低熔点相的形成,进而显著降低了晶界液化的起始温度,增加晶界开裂的倾向性^[26]。尽管裂纹边缘的 MC 型碳化物具有较高的熔点,能够抑制裂纹沿晶的连续扩展,但在 LPBF 成型过程中,快速的熔化-凝固循环会引起热应力的持续累积。当累积的热应力超过晶界液膜的表面张力以及碳化物作用的协同承载能力时,晶界液膜将发生扩展并形成裂纹,进而沿晶界进一步延伸。

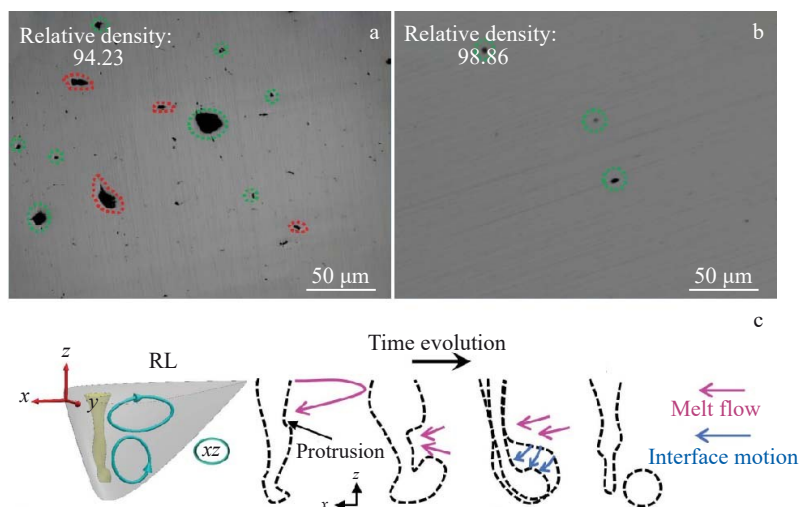


图 2 LPBF 成型 GH4099 试样的孔隙图及匙孔形成机制示意图

Fig.2 Images of holes in GH4099 samples prepared by LPBF with different laser parameters (a-b)^[22] and schematic diagram of formation mechanisms for keyhole (c)^[24]

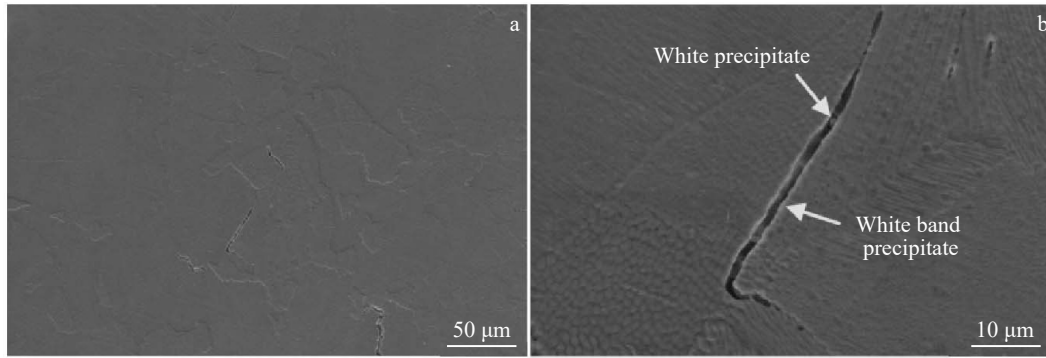


图3 LPBF成型GH4099试样的裂纹形貌

Fig.3 SEM images of crack in GH4099 samples prepared by LPBF^[26]

表3 图3中LPBF成型GH4099试样析出相的EDS成分分析

Table 3 EDS analysis results of the matrix and precipitates of GH4099 sample prepared by LPBF in Fig.3 (wt%)^[26]

Region	C	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Mo	W
Matrix	-	1.45	1.08	18.28	6.25	59.43	5.68	7.83
Precipitates in the cracks	-	2.67	1.99	18.56	6.06	53.51	6.46	10.75
Precipitates at the edge of the cracks	10.93	1.63	0.79	18.02	5.86	56.98	-	5.8

3.2 LPBF成型质量影响因素及缺陷调控

LPBF的成型过程受众多因素的影响,这些因素中有些相对容易控制且对成型质量有着显著影响,包括粉末特性(粒径分布、形态、流动性、表面粗糙度和化学成分等)、激光参数(激光功率、扫描速率、扫描间距和光斑直径等)、扫描策略、预热温度等^[27-28]。

粉末的质量、粉末与激光束的相互作用过程以及粉末在粉末床上的扩散能力都直接影响着LPBF的最终成型质量。粉末可以通过等离子旋转电极法、气雾化或水雾化的方法制成,不同方法制得的粉末展现出不同的形态、粒径分布、流动性、表面粗糙度和化学成分^[29]。在粒径方面,研究发现,小于10 μm粉末颗粒容易出现严重的团聚现象,不利于粉末流动,进而影响了LPBF成型过程^[30]。Engeli等^[31]通过比较不同雾化方法制备的粉末发现,水雾化粉末制成的LPBF零件相较于气雾化粉末具有更高的孔隙率,这是因为水雾化粉末的形态与气雾化粉末相比更不规则。然而,气体雾化粉末容易出现空心粉和卫星粉等不良粉末^[32]。此外,研究表明,增加粉末颗粒的表面粗糙度可以提高激光的吸收率^[33]。Sames等^[34]评估了使用不同生产方法(即气雾化法、旋转雾化法和等离子旋转电极法)获得的粉末制造部件的性能。从扫描电子显微镜的观察结果来看,与其他方法相比,等离子旋转电极法制得的粉末表面更光滑,内部几乎没有残留气体。而前2种方法制得的粉末颗粒中存在空隙,可能会导致最终LPBF部件中孔隙数量的增加。另外,粉末的化学成分直接影响着成型构件的微观结构。研究发现,

在LPBF成型Hastelloy X合金的凝固过程中合金元素的偏析导致材料成分发生变化,从而引起成型构件开裂^[35]。显而易见,粉末的众多特性共同影响着粉末质量,进而影响着LPBF成型过程以及最终成型部件的质量。因此,为了生产出合格的部件,保证粉末的质量至关重要。此外,已有研究人员开始关注镍基合金粉末的可回收性^[36-40]。研究发现,回收次数在大约10次以内并且经过良好的筛分和储存,使用回收的粉末和新粉末制造的样品之间几乎没有性能差异或差异很小。LPBF技术的经济可行性是由新粉末的成本以及它的可回收程度所决定的,因此,粉末的可回收性是一个值得深入探索的领域。

激光参数,如激光功率、扫描速率、扫描间距和光斑直径等,是影响LPBF微观结构、密度和表面质量的主要因素之一。研究表明,使用优化的参数可以有效地抑制裂纹和孔隙的形成,从而获得更高的成型质量。因为涉及大量的参数变量,所以研究人员使用组合参数来设计镍基高温合金的加工参数,例如,可以用体积能量密度(VED)(J/mm³)作为组合参数^[41],其定义为:

$$VED=P/(vhl) \times 10^6 \quad (1)$$

其中, P 是功率(W), v 是扫描速率(mm/s), h 是扫描间距(μm), l 是铺粉层厚(μm)。

研究显示,激光粉末床熔融成型GH4099过程中,裂纹密度与输入的能量密度成正比^[26]。能量密度还与熔池的动力学密切相关。Nie等^[27]在LPBF处理的GH4099合金中发现,高能量密度导致的大熔池尺寸引起了相邻沉积物的微堆积和重叠,可能导致表面质量下降。在能量

密度较低的情况下,由于熔体流动性不足、收缩倾向大,会产生大量孔隙,导致冶金结合不良也与成型件相对密度的下降相对应。需要注意的是,尽管体积能量密度(VED)相同,各个单独的参数也可能对最终结果产生影响。de Leon等^[42]研究表明,对孔隙率影响最大的加工参数是扫描间距,其次是激光功率和扫描速率。这与Tang等^[21]得出的结论相似(对孔隙率影响最大的加工参数是激光功率,其次是扫描间距和扫描速率),但不完全相同。扫描间距主要影响形成结合缺陷,而扫描速率则主要影响由于熔池不稳定(例如,由于气体滞留而形成的气孔)导致的孔隙率。每个加工参数的不平等贡献导致了孔隙率预测与VED预测的不匹配。计算机辅助设计和机器学习可以有效且精确地设计并优化加工参数^[43]。另外,光斑尺寸和能量分布对金属粉末的凝固起着重要作用。Wang等^[44]发现,使用超高压大面积平顶激光束显著改变了晶粒形态,晶粒沿构建方向延伸至毫米级,晶粒不再竞争生长,晶粒尺寸增加了150%以上。研究证实了使用超高压激光和大光斑尺寸可以得到沿构建方向的强结构。Sow等^[45]还比较了80 μm直径的高斯激光束和500 μm直径的平顶激光束,并发现500 μm直径的平顶激光束提高了生产率,抑制了飞溅,并生产出了完全致密的LPBF镍基高温合金部件。

不同的扫描策略在缺陷形成、微观结构和残余应变方面深刻影响着LPBF成型镍基高温合金的性能。晶粒结构受热梯度的方向和大小影响,而不同的扫描策略会导致热分布变化,因此晶粒结构也会随之变化。Dai等^[46]研究发现,相较于单道往复扫描策略,棋盘式扫描策略成型的Hastelloy X样品具有更高的相对密度和低的表面粗糙度,同时样品展现出更细小的晶粒和更明显的微

观织构分布。此外,通过棋盘策略结合激光重熔得到的样品与其他扫描策略相比具有最高的抗拉强度(约820 MPa)和延伸率(约30%)。Sun等^[47]的发现也与之对应,由于具有等轴晶粒、均匀的元素和残余应力分布以及更强的晶界和位错强化,采用单向重熔策略制造的Hastelloy X样品与单向策略相比显示出更低的表面粗糙度、更高的密度、更好的拉伸性能、更低的摩擦系数、更高的导热率和更低的比热容。这些发现为优化LPBF制造GH4099高温合金的激光扫描策略提供了思路,也为裂纹敏感合金特别是镍基高温合金的激光增材制造提供了重要参考。

预热温度是LPBF成型过程中的一个关键参数,对最终零件的质量和性能有着显著的影响。Chen等^[48]评估了在200和700 °C预热下LPBF成型镍基高温合金的微观结构和机械性能的差异。除了抑制裂纹外,高预热温度还导致形成了具有强烈织构的柱状晶,并有细小分散的碳化物颗粒沿晶界分布,因此成型的合金具有良好的延展性和优越的室温抗拉强度。

4 LPBF制备GH4099高温合金的微观组织特征

4.1 沉积态组织

LPBF是一种逐层制造技术,由于其特殊的成型过程,会导致其产生具有独特性的微观组织结构,从而获得独一无二的材料特性。图4为激光粉末床熔融制备的GH4099试样中观察到的微观结构^[49-51]。将样品观察方向定义为:垂直于建造方向(XOY)称为水平方向,平行于建造方向(XOZ)称为垂直方向。在 XOY 平面(图4b)可以观察到清晰的激光扫描轨迹,宽度与光斑直径相当。

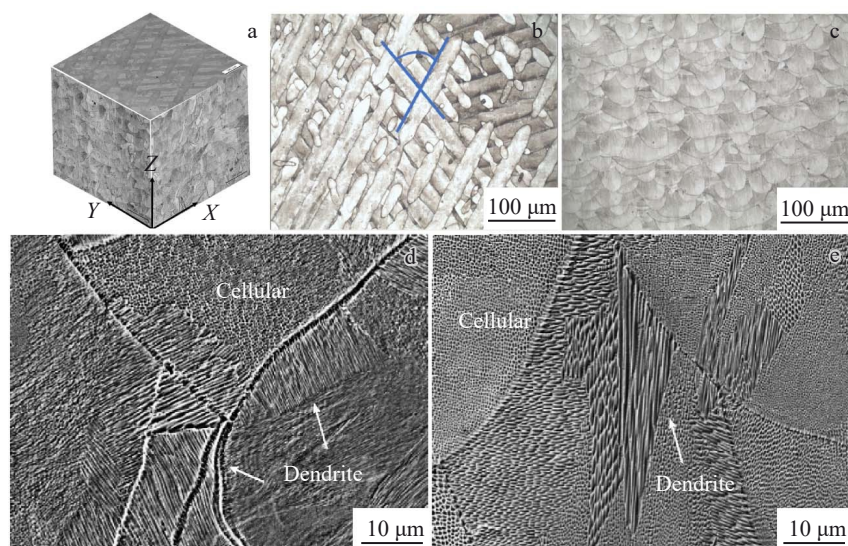


图4 LPBF成型GH4099试样的微观组织

Fig.4 Microstructures of GH4099 superalloy prepared by LPBF: (a) 3D optical microstructure^[49]; (b) OM image of XOY planes; (c) OM image of XOZ planes^[50]; (d) SEM image of XOY planes; (e) SEM image of XOZ planes^[51]

而在XOZ平面(图4c),呈现出典型的层状堆叠熔池形貌,熔池呈鱼鳞状分布,反映了逐层沉积的增材制造特征。同时可以观察到试样存在一些气孔缺陷^[50]。在扫描电子显微镜下(图4d、4e)可以观察到沉积态样品的显微组织,在XOY平面和XOZ平面上均显示出重叠的熔道结构。此外,在熔池内部及其边界处,沿建造方向及其垂直方向上均可见由细小的胞状枝晶组成的典型鳞状结构^[51]。在铸造GH4099中,由于Ti/Al元素在枝晶中的偏析会引起低熔点共晶 $\gamma-\gamma'$ 相的析出,但LPBF成型过程拥有极高的冷却速率,显著减少了元素偏析,也抑制了 γ' 相的析出,只有细小的碳化物弥散分布于胞状枝晶间隙^[49]。

在单道熔池内晶粒生长的形成机制以及多道或层之间的重叠区域示意图如图5所示。对于具有面心立方(fcc)晶体结构的镍基高温合金,柱状晶粒结构倾向于沿着[001]方向形成,因为相比于[110]和[111]方向,此方向的弹性模量更低^[52]。在热梯度 G (图5a中所示)的驱动下,相比于熔池边界[001]方向的晶粒会优先生长。值得注意的是,此过程会激活3种晶粒生长模式。在A区域, G_z 占主导地位(即, $G_z \gg G_y$),柱状晶粒在热梯度 G 的作用下沿[001]方向持续生长。在B区域, G_y 增加到与 G_z 相当,此时[010]和[001]方向的晶粒竞争生长,导致柱状晶粒和等轴晶粒共存。在C区域, G_y 占主导地位,因此晶粒沿水平方向生长。Yang等^[53]研究发现,在远离熔池中心的重叠区域中,竞争生长会导致胞状结构形成(图5b中所示),而在熔池中心,晶粒主要沿[001]方向生长,解释了由于多道搭接或连续层重叠导致的晶粒生长(图5c中所示)。Nie等^[27]观察到LPBF成型的GH4099高温合金的沉积态显微组织主要由外延生长的柱状晶组成,柱状晶沿沉积方向跨越多个熔池生长,熔池边界呈现鱼鳞状

结构。熔池底部和重叠区域以一次枝晶为主,顶部以胞状枝晶为主,与上述生长模式相同。

4.2 热处理态组织

LPBF逐层加工过程会积累大量热应力,因此需要后续热处理来消除内应力,从而获得优异的机械性能。固溶处理可以使合金通过再结晶过程来消耗内应力,但是与传统工艺相比,LPBF制造的样品再结晶温度更高,需要的保温时间更长。图6为经固溶/时效处理后的LPBF成型GH4099试样的微观结构。OM图像显示(图6a),热处理后,表现在沉积态样品中的鱼鳞状熔池和线性激光扫描痕迹全部消失了。经1110℃的固溶处理后,合金内部主要由沿沉积方向的无序柱状晶组成,且内部发生了少量的再结晶。当温度升高到1130℃时,内部发生了显著的再结晶,保持2h后,再结晶晶粒逐渐生长成多边形形状^[27]。经800℃保温8h的时效处理后,合金内部由柱状晶和等轴晶混合组成(图6c所示),柱状晶的宽度和长度略小于固溶态下的尺寸,等轴晶通常位于柱状晶附近。再结晶结构仍然存在于晶粒内部,并且尺寸有所长大。经过固溶和时效处理后,沉积态中细小弥散的碳化物溶解到基体中,后沿晶界大量析出(图6d、6f所示),也有一些块状碳化物在晶内分布(图6g所示),研究显示此为 $M_{23}C_6$ 型碳化物。同时大量纳米级球形或椭球形 γ' 相均匀地在基体中析出(图6e所示),且尺寸会随着时效温度和保温时间的增加而增大^[54]。

热等静压处理(hot isostatic pressing, HIP)可以致密化沉积态样品^[55],并对LPBF成型GH4099合金的显微组织产生一定影响,枝晶/胞状晶消失,并形成了细小的晶粒。静态再结晶过程导致枝晶/胞状晶体消失,粗大晶粒转变为细小晶粒。此外,由于HIP过程中冷却速率较慢,

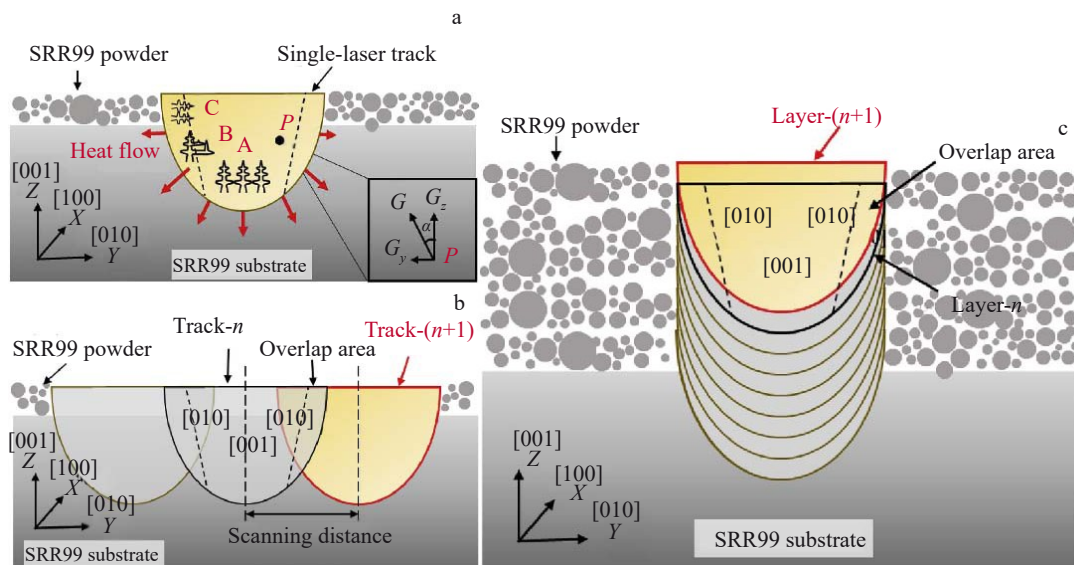


图5 LPBF晶粒生长示意图

Fig.5 Schematic diagrams of LPBF grain growth: (a) single-track molten pool; (b) multi-track molten pool^[53]; (c) layers^[53]

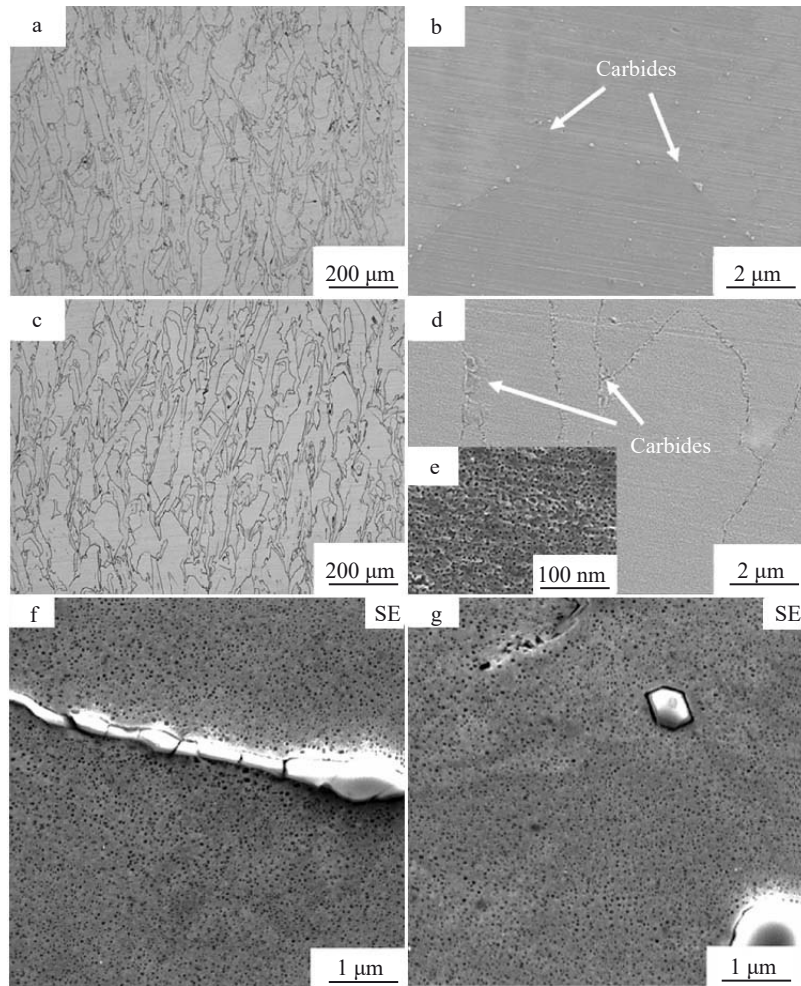


图6 热处理态LPBF成型GH4099试样的微观组织

Fig.6 Microstructures of heat-treated GH4099 samples prepared by LPBF: (a–b) sample solution-treated at 1110 °C; (c–d) sample solution-treated at 1110 °C followed by aging at 800 °C; (e) high-magnification SEM image of matrix^[49]; (f–g) high-magnification SEM images of precipitate phase^[54]

晶粒内部会形成大量 γ' 析出相,碳化物在此过程中沿晶界析出^[51]。结合后续固溶处理,晶粒会转变为等轴晶,晶粒尺寸不发生变化。沿晶界的碳化物和晶粒内的析出物溶解,形成均匀的过饱和固溶体。在随后的时效处理中,晶粒的形态和尺寸也基本保持不变。

5 LPBF制备GH4099高温合金的高温力学性能

GH4099高温合金具有良好的高温稳定性,能够在900 °C以下长时间服役,最高短时服役温度可达1000 °C。GH4099高温合金的服役环境通常处于严苛的高温复杂环境,所以其高温性能是研究人员所关注的重点。目前所关注的GH4099高温合金的高温服役性能主要包含高温拉伸性能^[26, 41, 51, 56-66]和高温蠕变性能^[67]。

5.1 高温拉伸性能

由于其快速冷却的特点,LPBF成型GH4099高温合金的微观结构区别于传统制造的GH4099高温合金,较

小的晶粒尺寸会使其获得更高的强度。崔哲等^[56]对比分析了LPBF试样与冷轧板在25、500、700、900 °C的力学性能,结果表明LPBF制造的GH4099高温合金在不同温度下,尤其是在高温下的抗拉强度普遍优于冷轧工艺生产的GH4099高温合金,相同的结果在其他文献中也有证实^[27]。此外,由于构建方向和垂直于构建方向上晶粒形态的差异,导致合金具有各向异性,LPBF制造的GH4099高温合金在构建方向上表现出更好的塑性,而在垂直于构建方向上表现出更好的强度^[57],但是通过后续的热处理过程可以改善,甚至消除这种各向异性。

由于GH4099合金是一种沉淀强化型镍基高温合金,热处理条件影响着强化相的析出,因此热处理技术成为影响GH4099合金服役性能的关键后处理技术之一。Liu等^[58]发现,经过标准固溶处理后,LPBF成型GH4099试样的熔池边界消失,但柱状晶粒仍然存在,少量离散的 $M_{23}C_6$ 型碳化物沿晶界和亚结构边界分布。随着固溶温度的升高,由于再结晶过程,柱状晶粒转变为等轴晶粒。

细小的初生MC碳化物颗粒合并并生长。刘根等^[59]研究了时效制度对LPBF成型GH4099合金高温拉伸性能的影响,研究表明在800~900℃范围内,随时效温度的升高,GH4099合金的高温抗拉强度逐渐降低,塑性逐渐升高,这归因于晶粒内部 γ' 相的尺寸显著增加,晶粒内部形成更多孪晶,有助于激活晶体的滑移和变形。Liu等^[54]研究了直接时效处理对LPBF成型的GH4099试样的影响。结果表明,直接时效处理会得到更密集的细小 γ' 析出相,可能比固溶时效处理更能改善材料的力学性能。

HIP处理是与热处理同等重要的后处理技术,可以消除LPBF成型缺陷,显著提升密度,并通过消除熔池边界提升强度^[60]。图7为LPBF制备GH4099高温合金及其它镍基合金在高温下的拉伸性能。Zhang等^[51]研究了HIP处理对LPBF成型GH4099合金的高温力学性能影响。结果表明在900℃下,HIP+固溶处理(ST)样品表现出最高强度,但随着时效温度升高(800℃→950℃),HIP+固溶时效处理(SAT)样品强度逐渐降低,但延伸率有所提升。

此外,合金成分也同样影响着LPBF成型GH4099合金的高温力学性能。楚瑞坤等^[68]采用LPBF技术制备了3组碳化物形成元素(C、Cr、Co、Mo、W等)含量不同的GH4099合金样品。研究发现,在相同条件固溶处理后,碳化物形成元素的含量变化影响了碳化物的析出行为,进而影响了3组样品的晶粒形态。沿晶界连续分布的高含量MC型碳化物会钉扎晶界,抑制等轴晶的形成。不同的晶粒形态导致不同成分的GH4099合金在高温下的抗拉强度和塑性存在显著差异。其中,等轴晶与非连续分布的晶界碳化物以及晶内弥散分布的细小 $M_{23}C_6$ 型碳化物共同作用,有利于维持较高的强度和塑性。合理的成分设计也为提升LPBF制备GH4099的高温力学性能提供了一个有效的途径。

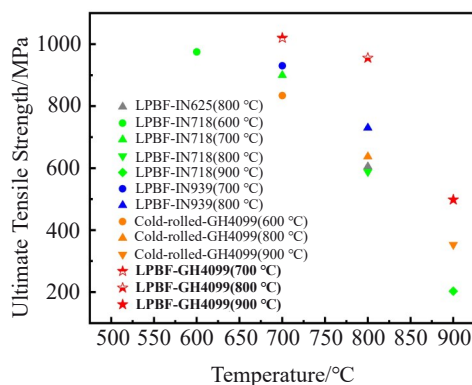


图7 LPBF制备GH4099高温合金及其它镍基合金在高温下的拉伸性能

Fig.7 Tensile properties of LPBFed GH4099 and other nickel-based superalloys at high temperature^[26, 41, 51, 56-66]

5.2 高温蠕变性能

由于镍基高温合金主要服役于高温环境,蠕变性能是决定其应用的关键性能指标之一。传统工艺制备的GH4099合金零件通常表现出优异的高温蠕变性能。然而,采用激光粉末床熔融技术制备的镍基高温合金部件,沉积态下呈现出显著细化的晶粒结构,晶界密度高,导致晶界滑移通道增多,可能会直接降低蠕变性能。Li等^[67]通过实施碳稳定化(carbon stabilization, CS)处理来控制碳化物的分布,进一步定制晶粒形态,优化晶界结构,减少蠕变裂纹风险。通过利用碳化物钉扎作用来抑制晶粒生长,实现碳化物辅助的原位定向再结晶,减少了晶界迁移,即使在高温热处理后,LPBF成型阶段产生的柱状晶粒也能保留。在相同热处理后,经过CS处理的试样相比于没有经过CS处理的试样在900℃/150MPa条件下的蠕变寿命提升了40%,显示出良好的高温蠕变寿命。

综上,由于LPBF技术特有的快速冷热循环特性,导致LPBF制备的GH4099的凝固组织与传统工艺制备的有很大区别,进而影响了其高温力学性能,因此需要根据其凝固组织特点来调整热处理工艺,以改善其高温力学性能,使其更加适应极端服役环境。

6 结果与展望

GH4099高温合金主要应用在热端部件,这意味着成型部件需要同时承受复杂高温和循环载荷的作用,因此LPBF过程中的缺陷是不能被忽视的。由于高温合金成分、结构的复杂性,其性能对微观结构、析出相和晶粒尺寸高度敏感,使得LPBF制备镍基高温合金相较于制备钛或铁基合金更具挑战性。本文对LPBF成型镍基高温合金GH4099的研究现状进行了归纳总结,并对其未来发展做出了展望。

1) 研究人员通过优化LPBF成型过程的前期:粉末特性;中期:工艺参数(如能量密度、扫描策略等);后期:热等静压等后处理技术,显著减少LPBF成型GH4099高温合金的凝固缺陷。但传统“试错法”研发模式效率低、成本高,且具有偶然性,难以实现全局优化。目前人工智能发展迅速,可以从海量模拟数据及实验数据中挖掘规律,并动态反馈为精细决策,促进模拟和实验技术协同发展,从而显著缩短材料与工艺设计技术的研发周期。

2) 由于LPBF特有的快速冷却特性,沉积态GH4099高温合金由外延生长的柱状晶组成,并具有细小的胞状亚结构,这种组织会使合金具有良好的高温力学性能。但是目前针对LPBF制备的GH4099高温合金部件大多沿用传统热处理工艺。因此需要调整热处理工艺或重新制定热处理制度,保留亚结构强化效应,定制化析出相尺寸分布,进而提高其力学性能。

3) 目前LPBF仍在传统成分的GH4099高温合

金,未来可以在现有合金成分上进行优化设计,降低成本、密度及裂纹敏感性,使其更加适合增材制造成形。另外,可以通过提高合金粉末的可回收性以及打印效率,以进一步降低加工成本,推进LPBF的商业化应用。

参考文献 References

- [1] Gao Gangyi(高刚毅), Zhou Jiangbo(周江波), Wei Jiexiang(韦家向). *Special Steel Technology*(特钢技术)[J], 2022, 28(1): 1
- [2] Huang M J, Jiang J U, Chen Q *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 22: 2641
- [3] Wang Hua(王 华), Wang Zeyu(王泽钰), Song Jiaming(宋嘉明) *et al. Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2022, 47(7): 86
- [4] Wang Zhe(王 哲), Feng Xiaoyan(冯晓艳), Cai Song(蔡 松) *et al. Failure Analysis and Prevention*(失效分析与预防)[J], 2023, 18(6): 412
- [5] Feng Xiaoyan(冯晓艳), Wang Zhe(王 哲), Zhang Shuai(张 帅) *et al. Forging & Metalforming*(锻造与冲压)[J], 2021(21): 31
- [6] Xiao Z, Yu W H, Fu H X *et al. Virtual and Physical Prototyping* [J], 2023, 18(1): 2125880
- [7] Zhan J B, Wu J Z, Ma R J *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2023, 317: 117988
- [8] Wang Q P, Guan J R. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2024, 53(3): 676
- [9] Kim Y K, Ram Lim K, Lee K A *et al. Materials & Design*[J], 2023, 227: 111761
- [10] Wei S Y, Kumar P, Lau K B *et al. Additive Manufacturing*[J], 2022, 59: 103190
- [11] Yang P X, Su H J, Guo Y N *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2024, 902: 146603
- [12] Zhu Guoliang(祝国梁), Luo Ye(罗 桦), He Jian(贺 戩) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程) [J], 2024, 52(2): 1
- [13] Zhao C, Shi B, Chen S L *et al. Reviews of Modern Physics*[J], 2022, 94(4): 45002
- [14] King W E, Anderson A T, Ferencz R M *et al. Applied Physics Reviews*[J], 2015, 2(4): 41304
- [15] Liu H, Zhang X F, Shi L Z *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 30: 8992
- [16] Sarkar S, Kumar C S, Nath A K. *Additive Manufacturing*[J], 2019, 25: 71
- [17] Yang P X, Su H J, Hu Q D *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 33: 9630
- [18] He Yanli(何艳丽), Liao Huanwen(廖焕文), Wang Luxiu(王禄秀). *Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2014(22): 47
- [19] Yang Qian(杨 谦). *Aerospace Power*(航空动力)[J], 2018(4): 26
- [20] Mostafaei A, Ghiaasiaan R, Ho I T *et al. Progress in Materials Science*[J], 2023, 136: 101108
- [21] Tang M, Pistorius P C, Beuth J L. *Additive Manufacturing*[J], 2017, 14: 39
- [22] Lu Z, Zhang C C, Huang Y L *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2024, 33(14): 6904
- [23] Khairallah S A, Anderson A T, Rubenchik A *et al. Acta Materialia*[J], 2016, 108: 36
- [24] Fan X, Fleming T G, Clark S J *et al. Science*[J], 2025, 387(6736): 864
- [25] Kalentics N, Boillat E, Peyre P *et al. Materials & Design*[J], 2017, 130: 350
- [26] Li Fan(李 范), Lu Qiang(卢 强), She Yadong(余亚东). *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2021, 42(9): 98
- [27] Nie Y F, Tang Q, Li Z H *et al. Additive Manufacturing Frontiers*[J], 2024, 3(2): 200133
- [28] Sarkar D, Kapil A, Sharma A. *Additive Manufacturing*[J], 2024, 85: 104157
- [29] Zhang Kang(张 康), Yang Bowen(杨博文), Qin Lidong(秦立东) *et al. MW Metal Forming*(金属加工(热加工)) [J], 2023(3): 24
- [30] Pleass C, Jothi S. *Additive Manufacturing*[J], 2018, 24: 419
- [31] Engeli R, Etter T, Hövel S *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2016, 229: 484
- [32] Yang Jun(杨 军), Wang Xiaofeng(王晓峰), Ge Zhenghao(葛正浩). *Powder Metallurgy Industry*(粉末冶金工业) [J], 2022, 32(1): 69
- [33] Zhang Yajuan(张亚娟), Wang Haibin(王海滨), Song Xiaoyan(宋晓艳) *et al. Acta Metallurgica Sinica* (金属学报)[J], 2018, 54(12): 1833
- [34] Sames W J, Medina F, Peter W H *et al. Proceedings of the 8th International Symposium on Superalloy 718 and Derivatives*[C]. Pittsburgh: TMS, 2014
- [35] Guo B J, Zhang Y S, Yang Z S *et al. Additive Manufacturing*[J], 2022, 55: 102792
- [36] Ardila L C, Garcandia F, González-Díaz J B *et al. Physics Procedia*[J], 2014, 56: 99
- [37] Yi F, Zhou Q J, Wang C *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2021, 13: 524
- [38] Nguyen Q B, Nai M L S, Zhu Z G *et al. Engineering*[J], 2017, 3(5): 695
- [39] Chandrasekar S, Coble J B, Yoder S *et al. Additive Manufacturing*[J], 2020, 32: 100994
- [40] Guo Yumeng(郭雨萌), Ding Ruochen(丁若晨), Yao Jun(姚 俊) *et al. Machinery Design & Manufacture*(机械设计与制造)[J], 2023(3): 24
- [41] Carter L N, Wang X, Read N *et al. Materials Science and Technology*[J], 2016, 32(7): 657
- [42] de Leon N G V, Perez-Andrade L I, Corona-Castuera J *et al. Journal of Manufacturing Processes*[J], 2021, 64: 1261
- [43] Du Y, Mukherjee T, Debroy T. *Applied Materials Today*[J], 2021, 24: 101123
- [44] Wang Y C, Shi J. *Materials Characterization*[J], 2020, 165: 110372
- [45] Sow M C, De Terris T, Castelnau O *et al. Additive Manufacturing*[J], 2020, 36: 101532

- [46] Dai K J, He X, Zhang W *et al. Materials & Design*[J], 2023, 235: 112386
- [47] Sun J J, Gu D D, Huang G J *et al. International Journal of Mechanical Sciences*[J], 2024, 278: 109491
- [48] Chen Y X, Wang W H, Ou Y *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 960: 170598
- [49] Chang K, Ma L, Li P T *et al. Journal of Alloys and Compounds* [J], 2023, 934: 167813
- [50] Qian Y H, Gu L X, Chen R *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2025, 35: 1126
- [51] Zhang X Y, Wang S Y, Liu H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2024, 903: 146696
- [52] Siebörger D, Knake H, Glatzel U. *Materials Science and Engineering A*[J], 2001, 298(1): 26
- [53] Yang J J, Li F Z, Pan A Q *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 808: 151740
- [54] Liu H L, Han S Y, Lan Y B *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2024, 1007: 176493
- [55] Chen S, Yang Y, Guo Z *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2024, 53(9): 2478
- [56] Cui Zhe(崔哲), Yang Fan(杨帆), Du Lei(杜磊) *et al. Materials Reports(材料导报)*[J], 2023, 33(6): 45
- [57] Zhang X Y, Liang Y F, Yi F *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 26: 6552
- [58] Liu J H, Wang Y H, Guo W Q *et al. Materials*[J], 2024, 17(5): 1084
- [59] Liu Gen(刘根), Huo Junmei(霍俊美), Peng Shiqing(彭世清) *et al. Powder Metallurgy Industry(粉末冶金工业)* [J], 2024, 34(4): 121
- [60] Liang X W, Fu Z X, Zhang S M *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2025, 54(3): 587
- [61] Chang K, Tan Y, Ma L *et al. Materials Letters*[J], 2022, 324: 132700
- [62] Nie Z H, Guo Q Y, Zhao Y N *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2024, 899: 146464
- [63] Tekoglu E, Bae J, Kim H *et al. Materials Today*[J], 2024, 80: 297
- [64] Sun R, Li W, Zhang Y C *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2021, 30(9): 6821
- [65] Ozer S, Bilgin G M, Davut K *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2022, 306: 117622
- [66] Šulák I, Babinský T, Chlupová A *et al. Journal of Mechanical Science and Technology*[J], 2023, 37(3): 1071
- [67] Li S L, Liu J, Zhao H *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2025, 215: 99
- [68] Chu Ruikun(楚瑞坤), Zhang Xiwen(张熹雯), Huo Junmei(霍俊美) *et al. Powder Metallurgy Industry(粉末冶金工业)*[J], 2023, 33(6): 45

Research Progress of GH4099 Superalloy Prepared by Laser Powder Bed Fusion

Huo Chuanteng¹, Su Haijun¹, Wang Lin², Yang Peixin¹, Guo Yinuo¹, Gao Hongliang¹

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

(2. Xi'an Space Engine Factory, Xi'an 710018, China)

Abstract: As a representative γ' -strengthened nickel-based superalloy, GH4099 is widely used in hot-end components under extreme service environments such as aviation, aerospace, and nuclear due to its excellent high-temperature performance, thermal stability, corrosion resistance, as well as fatigue resistance and fracture toughness. Laser powder bed fusion (LPBF) technique has effectively solved the technical bottlenecks such as prolonged processing cycle, insufficient process synergy, low material utilization, and high cost in the forming process of complex components by the traditional manufacturing technique. This review presents a comprehensive overview of the recent advancements in LPBF technique for the formation of GH4099 and delved into various aspects of GH4099 superalloys prepared by LPBF, including its technical principles, solidification defects, microstructure, and high-temperature mechanical properties. Furthermore, it focused on the influence of powder characteristics, process parameters, post-treatment techniques (including heat treatment and hot isostatic pressing technique), and other factors on the solidification defects and high-temperature mechanical properties of GH4099 superalloys prepared by LPBF. Finally, it summarized and outlined the application potential and development trends of this technique in future manufacturing.

Key words: laser powder bed fusion; GH4099 superalloy; microstructure; post-processing techniques; high-temperature mechanical property

Corresponding author: Su Haijun, Ph. D., Professor, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, E-mail: shjnpu@nwpu.edu.cn