DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2024.4188

特邀论文

扫描间距对激光粉末床熔融制备 Inconel 939 高温合金裂纹缺陷的影响

蔡嘉楠,陈超越,赵睿鑫,徐松哲,玄伟东,王　江,任忠鸣
(上海大学 材料科学与工程学院 省部共建高品质特殊钢冶金与制备国家重点实验室,上海 200444)

摘　要:激光粉末床熔融技术(LPBF)具有制备复杂结构、一体化成型等优势,拥有广阔的发展前景,但 LPBF 技术制备高裂纹敏感性的镍基高温合金是一个较大的挑战。在 LPBF 过程中,熔池与熔池之间合适的搭接距离对组织的致密性和裂纹的产生至关重要。采用 LPBF 技术制备了 Inconel 939 镍基高温合金,研究了不同扫描间距(50、70、90 μm)对微观组织、冶金缺陷的影响,并解释了裂纹的形成机理。结果表明,当激光功率和扫描速度分别固定在 270 W 和 1 800 mm/s 时,随着扫描间距的增加,裂纹密度先减少再增加,在扫描间距为 70 μm 时,获得了最低裂纹密度 0.27 mm/mm^2。因此,合适的扫描间距有助于提高材料致密性,减少裂纹的形成,而较大的扫描间距会增加缺陷和残余应力,进而增加开裂的风险。

关键词:Inconel 939 镍基高温合金;激光粉末床熔融;扫描间距

中图分类号:TG146.1　　**文献标识码**:A　　**文章编号**:1000-8365(2024)11-1015-10

Effect of Hatch Distance on the Cracking of Inconel 939 Superalloy Fabricated via Laser Powder Bed Fusion

CAI Jianan, CHEN Chaoyue, ZHAO Ruixin, XU Songzhe, XUAN Weidong, WANG Jiang, REN Zhongming

(State Key Laboratory of Advanced Special Steel, School of Materials Science and Engineering, Shanghai University, Shanghai 200444, China)

Abstract: Laser powder bed fusion (LPBF) technology offers advantages such as the fabrication of complex structures and integrated forming, indicating great potential for future development. However, the use of LPBF technology to produce nickel-based superalloys, which are highly crack-sensitive, presents a significant challenge. During the LPBF process, the appropriate overlap distance between melt pools is critical for ensuring material density and minimizing crack formation. In this study, Inconel 939 nickel-based superalloys were fabricated via the LPBF technique. The effects of different scanning spacings (50, 70 and 90 μm) on the microstructure and metallurgical defects were investigated, and the crack formation mechanism was elucidated. The results show that with the laser power fixed at 270 W and the scanning speed at 1800 mm/s, the crack density initially decreased and then increased as the hatch distance increased. At a hatch distance of 70 μm, the lowest crack density of 0.27 mm/mm^2 is achieved. Therefore, appropriate hatch distances help improve material density and reduce crack formation, whereas larger hatch distances may increase defects and residual stress, thereby raising the risk of cracks.

Key words: Inconel 939 nickel-based superalloy; laser powder bed fusion; hatch distance

激光粉末床熔融技术(laser powder bed fusion, LPBF)作为增材制造领域的一项广泛应用技术,展现出较高的制造自由度,突破了传统制造技术在几何形状与结构设计上的诸多局限。此外,该技术还具备

收稿日期:2024-09-29
基金项目:国家自然科学基金(52474412, 52271035, 52127807);国家重点研发计划(2021YFB3702502);上海市自然科学基金面上项目(23ZR1421500)
作者简介:蔡嘉楠,1999 年生,硕士生.研究方向为平顶光 LPBF 成形难焊镍基高温合金的基础.Email: guang@shu.edu.cn
通讯作者:陈超越,1987 年生,博士,副教授,博士生导师.研究方向为激光增材制造组织与性能调控.Email: cchen1@shu.edu.cn
引用格式:蔡嘉楠,陈超越,赵睿鑫,徐松哲,玄伟东,王江,任忠鸣.扫描间距对激光粉末床熔融制备 Inconel 939 高温合金裂纹缺陷的影响[J].铸造技术,2024, 45(11): 1015-1024.
CAI J N, CHEN C Y, ZHAO R X, XU S Z, XUAN W D, WANG J, REN Z M. Effect of hatch distance on the cracking of inconel 939 superalloy fabricated via laser powder bed fusion[J]. Foundry Technology, 2024, 45(11): 1015-1024.

中国知网 https://www.cnki.net

生产周期短、精度高、材料利用率高及材料可修复性等优势[1-2]。镍基高温合金是工程材料中的一个至关重要的类别,尤其在航空发动机与燃气轮机的高温组件中扮演着不可替代的关键角色[3-4]。当前,运用 LPBF 技术制备镍基高温合金复杂部件并实现其组织调控,已成为研究的一大热点。其中,Inconel 939(IN939)作为一种沉淀强化型镍基高温合金,以其卓越的耐腐蚀性和抗氧化性著称,适用于高达850℃的服役环境。通过热处理从 γ 基体中析出 γ′ 相来获得优异的力学性能和高温性能。工程上通常采用精密铸造方式制备 IN939 燃气轮机叶片、涡轮及燃烧器喷嘴等铸件。早期研究已探索了增材制造中的 LPBF 技术在制备该合金时面临的挑战。Marchese 等[5]研究了工艺参数对 LPBF 制备IN939 致密度的影响。结果显示,在激光功率 95 W,扫描速度1 800 mm/s,扫描间距 30 μm,VED 为87.96 J/mm^3 时裂纹密度最低,优化工艺参数虽能降低孔隙率与裂纹密度,但无法彻底消除裂纹现象。近期Rodríguez-Barber 等[6]使用脉冲波激光确定了IN939 合金 LPBF 的加工窗口,在激光功率250 W,扫描速度1400mm/s,扫描间距 70μm,VED 为 43J/mm^3 的工艺参数下获得了最低的裂纹密度,为 0.25×10^{-2} mm/mm^2。Hu 等[7]探索了不同扫描策略重熔初始熔化层对LPBF 制备 IN939 产生裂纹的影响,结果表明棋盘策略的重熔样品残余应力最低,并且重熔样品的裂纹密度降低了 85%,孔隙率降低了 60%。IN939 在 LPBF 过程中易产生裂纹归因于高 γ′ 相含量的镍基高温合金中富含 Al、Ti 元素。而研究指出,当 Al 和 Ti 的质量分数超过 4.5%时,合金的裂纹敏感性显著增高,这对增材制造技术的应用造成了不利影响[8-10]。

裂纹缺陷控制是 LPBF 成形难焊镍基高温合金的一个关键挑战。在增材制造 LPBF 技术中裂纹主要分为两大类:热裂纹和固态裂纹。热裂纹又细分为凝固裂纹和液化裂纹,而固态裂纹则细分为应变时效裂纹和高温失塑裂纹。在 LPBF 过程中元素微偏析导致固相温度降低,不断的热循环使热影响区低熔点共晶相液化[11-13],同时在热应力的作用下产生液化裂纹。而凝固裂纹倾向于在大角度晶界(>15°)产生,根据位错理论,晶界能随取向角的增大而增大,这有利于晶界处液膜的润湿和扩展[14-17]。应变时效裂纹是由于强化相的析出导致晶格失配,改变了局部应变导致应力集中,局部应变集中区域的应力一旦超过材料的抗拉强度,会形成裂纹[18]。镍基高温合金在后处理或服役过程中,在 0.5~1.0 固相温度(T_s)范围内,由于塑性降低而产生高温失塑裂纹[19]。

LPBF 技术涉及较多的工艺参数,根据目前高裂纹敏感性 IN939 镍基高温合金相关的工艺参数研究仅停留在激光功率、扫描速度、扫描策略对裂纹、孔隙等缺陷的调控。而近期有研究表明,扫描间距的优化可进一步抑制缺陷的产生。申川等[20]研究了扫描间距对选区激光熔化 AlSi10Mg 致密度的影响。结果表明,在合适的工艺参数下,致密度随着扫描间距的增加呈现先增加后减小的趋势。Shao 等[21]研究了基于双向扫描策略的激光粉末床熔融成形 IN718 镍基高温合金扫描间距和激光重熔对其显微组织和生长织构的影响。结果表明,优化后的扫描间距和激光重熔工艺,获得了 <001>//BD 近定向凝固组织。Liu等[22]在高裂纹敏感性 CM247LC 镍基高温合金的 LPBF 研究中进行了详细的工艺参数探索。结果表明,扫描间距越大,裂纹越多,并提出合适的扫描间距决定了相邻熔体轨迹重叠,通过重熔修复部分裂纹。

受前述研究的启发,本文开展了扫描间距对 LPBF 制备高裂纹敏感性 IN939 镍基高温合金裂纹影响的研究。首先,在不同激光功率与扫描速度条件下进行初步参数探索,并对所得样品的孔隙率与裂纹密度进行了统计。随后,基于裂纹密度最低的参数组合,深入研究了扫描间距对裂纹扩展的调控作用。实验结果显示,通过优化扫描间距,裂纹密度进一步降低。此外,详细讨论了扫描间距与裂纹形成之间的关系规律及其潜在的开裂机理。

1 实验材料与方法

研究采用中航迈特公司气雾化制备的 IN939 镍基高温合金粉末作为原料,其化学成分见表 1。IN939 粉末形貌如图 1a 所示,粉末表现出较高的球形度,且仅含有少量的卫星颗粒。IN939 样品通过高斯激光 LPBF 设备 (型号 ProX-200, 3D Systems 公司, 美国)加工,该设备采用光纤激光器作为能量源,光斑尺寸为 75 μm,最大功率为 300 W,波长为 1 070 nm。在 LPBF 实验开始前,粉末在 80 ℃的干燥箱中预热 6 h,其目的是去除粉末中夹杂的水分。实验过程中,打印舱体内充满保护气氛氩气(纯度 99.99%),氧含

表1 IN939粉末元素成分
Tab.1 Elemental contents of IN939 powder

(mass fraction/%)

Ni	Cr	Co	Ti	Al	W	Ta	Nb	Zr	C	B	N	O
Bal.	22.08	18.89	3.98	2.00	2.33	1.57	1.10	0.10	0.16	0.007	0.008	0.01

中国知网 https://www.cnki.net

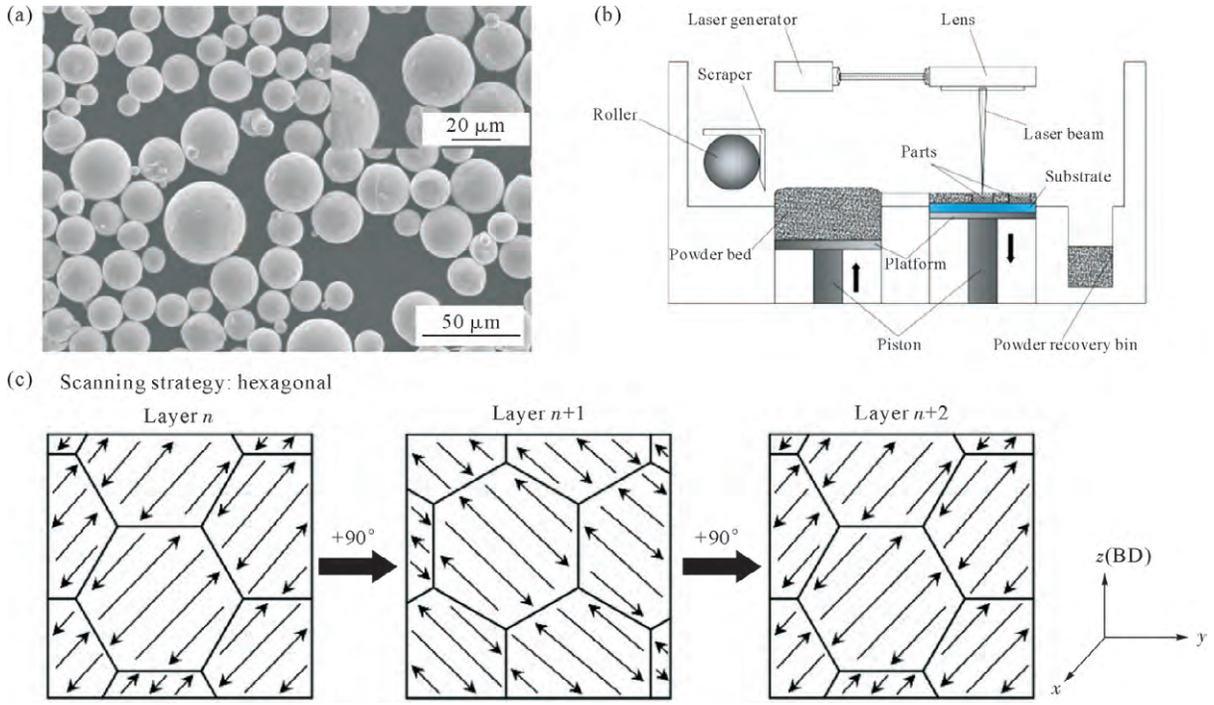

图 1 LPBF 样品制备：(a) IN939 镍基高温合金粉末形貌；(b) LPBF 样品制备示意图；(c) LPBF 过程中扫描策略示意图

Fig.1 Experimental process for LPBF-prepared samples: (a) morphology of IN939 nickel-based superalloy powder; (b) schematic diagram of LPBF sample preparation; (c) schematic diagram of the scanning strategy used in the LPBF process

量控制在 0.08%以下，以防止发生氧化。激光扫描策略采用 45°和 315°交替层扫描，并使用六边形扫描模式，如图 1c 所示。在 Inconel 718 基板上制备尺寸为 10 mm×10 mm×10 mm 的正方体样品进行金相分析。

实验采用 20 组不同的工艺参数进行矩阵探索，激光功率分别设置为 250、260、270 和 280 W，扫描速度设定为2 600、2 400、2 200、2 000 和 1 800 mm/s，层厚固定为 30 μm，扫描间距固定为 50 μm。具体参数见表 2。选取相对致密度最高且裂纹密度最低的工艺参数，在此基础上，进一步对扫描间距进行优化，变化扫描间距分别为 50、70 和 90 μm 进行实验。

试样沿 *xz* 平面切割，以观察其显微组织特征。通过金相分析法测定试样的相对致密度和裂纹密度。样品依次使用 240#、600#、1200#、2000#、3000#砂纸进行机械研磨，并用金刚石悬浮液抛光。蚀刻剂配方为 10 mL HCl+50 mL C_2H_5OH+10 g $CuSO_4$ 溶液，蚀刻 30~50 s。采用 OLYMPUS-BX51M 光学显微镜(OM)获取样品金相信息，拍摄 20 张 50 倍 OM 图，涵盖了样品全貌信息，并使用 Image J 软件统计相对致密度和裂纹密度。裂纹密度定义为单位面积内裂纹总长度，计算方式为[23]：

$$裂纹密度=\frac{裂纹总长度}{单位面积} \tag{1}$$

式中，裂纹密度单位为 mm/mm^2。样品的微观结构通过 FEI Quanta FEG450 扫描电子显微镜(SEM)进行观察，元素分析利用 SEM 配备的 X 射线能谱仪(EDS)进行区域扫描。

2　实验结果及讨论

2.1　LPBF 参数探索

图 2a 为相对致密度随激光功率和扫描速度的变化等高线分布，其中包含了 20 组工艺参数(表 2)，最优工艺参数用粗体标出。结果表明，当扫描速度大于 2 200 mm/s 时，相对致密度均低于 99.5%，最低相对致密度为 98.6%。根据图 2 中 260 W-2 400 mm/s 的 OM 图所示，该样品存在大量未熔合和孔隙缺陷，未熔合区域内可观察到未熔粉末颗粒。这归因于较高的扫描速度导致能量输入不足，粉末无法充分熔化。同时过高的扫描速度会使熔体温度过低，凝固时间缩短，熔体的流动性变差，无法填充粉末之间的间隙，导致未熔粉末被包裹在熔体中，从而形成夹杂粉末的未熔合缺陷。当扫描速度低于 2 200 mm/s 时，IN939 样品的相对致密度明显提高，最高可达 99.8%。扫描速度在 1 800 mm/s 时获得了最高相对致密度，这表明其参数可以有效充分熔化 IN939 粉末得到良好的冶金结合。同时，激光功率也是影响样品相对致密度的主要因素之一。激光功率大于或小于 270 W 时，相对致密度均有所下降。这是因为较低的激光功率同样导致能量输入不足，形成与高扫描速度相似的未熔合缺陷。而较高的激光功率则会引发熔池流动紊乱，易产生飞溅和孔隙等缺陷，进而

中国知网　https://www.cnki.net

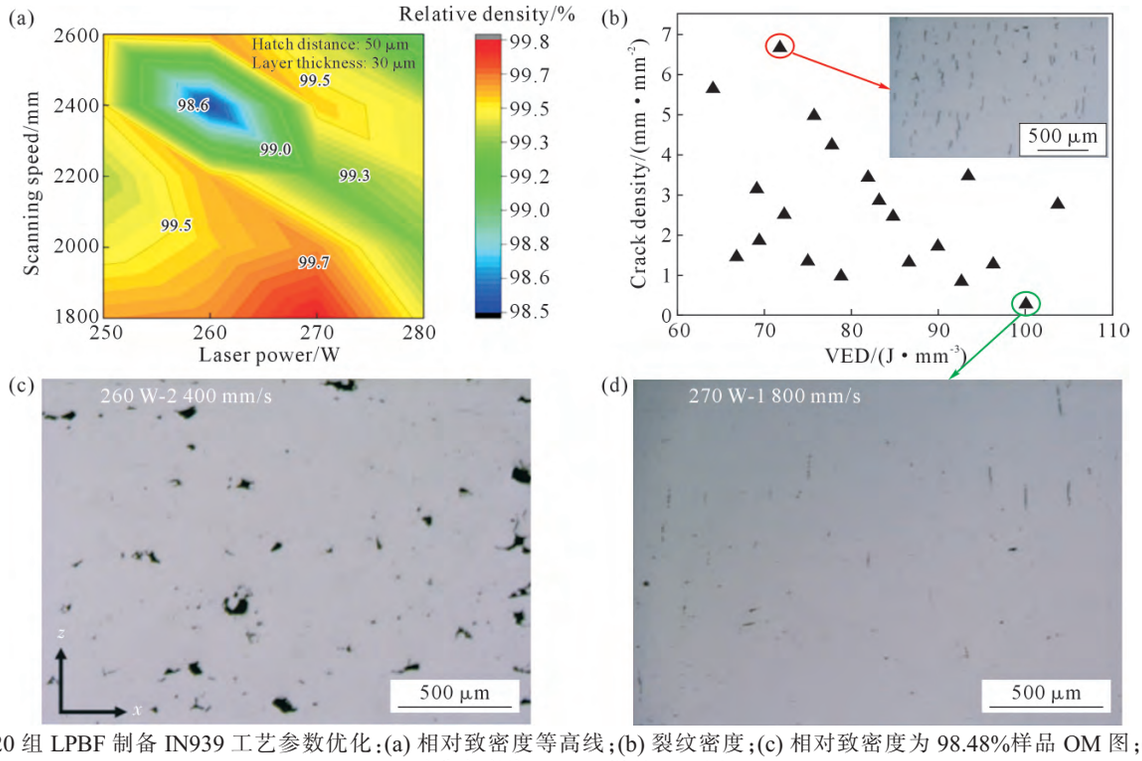

图 2 20 组 LPBF 制备 IN939 工艺参数优化:(a) 相对致密度等高线;(b) 裂纹密度;(c) 相对致密度为 98.48%样品 OM 图;(d) 相对致密度为 99.80%样品 OM 图

Fig.2 Optimization of process parameters for 20 sets of LPBF-prepared IN939: (a) contour map of relative density; (b) crack density; (c) OM image of the sample with a relative density of 98.48%; (d) OM image of the sample with a relative density of 99.80%

表 2 LPBF 制备 IN939 样品的 20 组参数

Tab.2 20 sets of parameters for the LPBF-prepared IN939 samples

Power/W	Scan speed/(mm·s^{-1})	Layer thickness/μm	Hatch distance/μm	VED/(J·mm^{-3})	Relative density/%	Crack density/(mm·mm^{-2})
280	2 600	30	50	71.79	99.02	6.64
270	2 600	30	50	69.23	99.40	3.16
260	2 600	30	50	66.67	99.62	1.47
250	2 600	30	50	64.10	99.55	5.63
280	2 400	30	50	77.78	99.44	4.24
270	2 400	30	50	75.00	99.55	1.35
260	2 400	30	50	72.22	98.48	2.51
250	2 400	30	50	69.44	99.51	1.86
280	2 200	30	50	84.85	99.45	2.47
270	2 200	30	50	81.82	99.26	3.46
260	2 200	30	50	78.79	99.58	0.98
250	2 200	30	50	75.76	99.38	4.95
280	2 000	30	50	93.33	99.29	3.46
270	2 000	30	50	90.00	99.63	0.73
260	2 000	30	50	86.67	99.55	1.34
250	2 000	30	50	83.33	99.46	2.86
280	1 800	30	50	103.70	99.46	2.76
270	**1 800**	**30**	**50**	**100.00**	**99.80**	**0.68**
260	1 800	30	50	96.30	99.63	1.24
250	1 800	30	50	92.59	99.61	0.83

降低相对致密度。因此,在工艺参数扫描间距 50 μm 和层厚 30 μm 的条件下,激光功率 270 W 和扫描速度 1 800 mm/s 可获得 99.8%的较高相对致密度,其对应的 OM 图如图 2b 绿色箭头所示。

由于 LPBF 技术涉及众多工艺参数,为了更便捷地描述工艺条件,通常采用体积能量密度(volumetric energy density, VED)来分析缺陷和微观组织[24],通过下式计算获得:

$$\mathrm{VED}=\frac{P}{V\cdot L\cdot H} \tag{2}$$

中国知网 https://www.cnki.net

式中，P 为激光功率；V 为扫描速度；L 为层厚；H 为扫描间距。图 2b 展示了 VED 与裂纹密度的关系。可以观察到裂纹密度随 VED 的增加呈下降趋势，当 VED=100 J/mm^3 时，裂纹密度降至最低为 0.68 mm/mm^2。对应的 OM 图如图 2b 绿色箭头所示，样品中仅有少量裂纹。这是因为低的 VED 导致能量输入不足，产生未熔合和孔隙缺陷，而这些缺陷的存在会造成应力集中，特别是不规则形状的未熔合缺陷或孔隙，容易引发裂纹。在 VED=71.79 J/mm^3 时，裂纹密度达到最高值为 6.64 mm/mm^2，其 OM 图如图 2b 红色箭头所示，样品中裂纹密集且沿构建方向开裂。当VED 超过 100 J/mm^3 时，裂纹密度再次升高至 2.76 mm/mm^2。这表明，过高的能量输入会导致熔池流动不稳定，进而形成孔隙缺陷并引发裂纹。由此可见，适当的能量输入可以有效降低孔隙、裂纹和未熔合等缺陷，但仍会存在一些无法消除的孔隙比如气孔。气孔通常认为是熔池内熔体复杂流动过程中气体被卷入熔池凝固后形成的结果，难以通过调整工艺参数彻底消除。

基于图 2 的工艺参数探索结果，选取激光功率 270 W 和扫描速度 1 800 mm/s（对应 VED 为 100 J/mm^3），进一步研究了扫描间距对裂纹密度的影响，结果如图 3 所示。这里将扫描间距 50、70、90 μm 的样品分别命名为 S1、S2、S3。图 3a 展示了 3 个不同扫描间距样品的 OM 图，可以看出当扫描间距从 50 μm 增加到 70 μm 时，组织更加致密仅存在少量气孔且裂纹进一步减少。然而，当扫描间距进一步增至 90 μm 时，未熔合缺陷显著增加，无法保证粉末充分熔化并形成致密结构。图 3b 统计了 3 个不同扫描间距样品的裂纹密度和裂纹数量。结果表明，在扫描间距 70 μm 时，裂纹数量最少为 11 条，裂纹密度最低为 0.27 mm/mm^2。而 S3 样品裂纹数量和裂纹密度都急剧增加，归因于过大的扫描间距导致相邻扫描路径间的重叠区域减少，粉末未完全熔化，熔池间的搭接不完全，极易形成未熔合缺陷，从而增加裂纹形成的可能性。实验结果表明，在激光功率 270 W、扫描速度 1 800 mm/s、扫描间距 70 μm 的工艺条件下，LPBF 制备的 IN939 样品相对致密度最高，裂纹

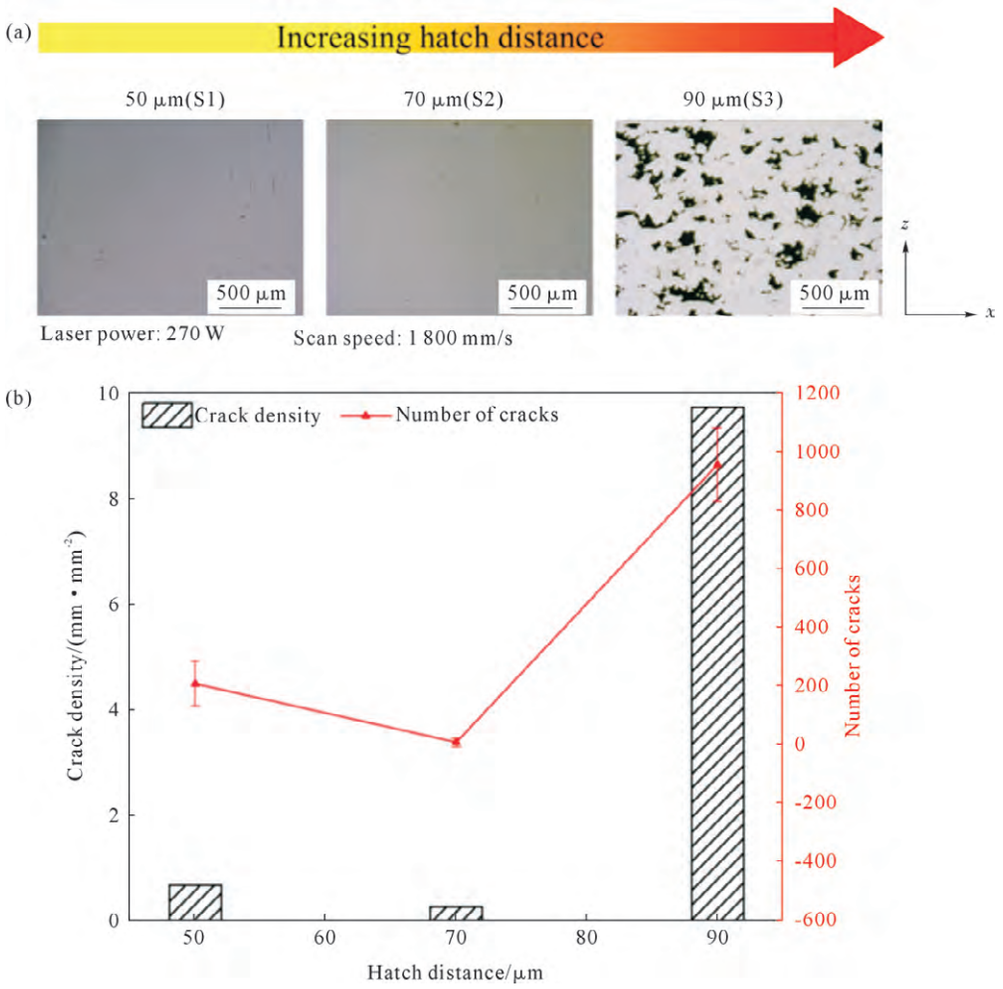

图 3　不同扫描间距 LPBF 制备 IN939 试样：(a) OM 图；(b) 裂纹密度和裂纹数量统计

Fig.3　LPBF-prepared IN939 samples with different scanning spacings: (a) OM images; (b) statistical graph of crack density and number of cracks

中国知网　https://www.cnki.net

密度最低，为最优工艺参数。由于 90 μm 扫描间距的样品存在大量未熔合缺陷，致密度较低，因此不再进一步分析。后续将对扫描间距 50 和 70 μm 的样品进行微观组织分析。

2.2 微观组织

在激光功率(270 W)、扫描速度(1 800 mm/s)和层厚(30 μm)保持恒定的条件下，不同扫描间距(50 和 70 μm) 对 LPBF 制备 IN939 显微组织的 OM 和SEM 形貌如图 4 所示，所有样品均在 *xz* 面抛光和腐蚀后进行表征分析。从图 4a 和 b 可以观察到规则排列的熔池，呈圆弧状。这是因为 LPBF 工艺中采用的激光具有高斯分布特性，导致激光中心区域的能量密度较高，而周边区域的能量密度相对较低。由于重叠，熔池的左侧与相邻熔池重新熔化，形成了紧密搭接的结构。同时，沿 *x* 方向可以观察到长条状的熔池，这主要归因于扫描策略中各层之间旋转 90°的方式。此外，层与层之间表现出良好的冶金结合，这与 2.1 节中 S1 和 S2 样品的较高相对致密度相一致。在图 4a 中，沿构建方向存在少量微裂纹，关于裂纹的详细分析将在 2.3 节中进一步讨论。值得注意的是，在每个样品中均可观察到柱状晶沿熔池边界生长，且部分柱状晶甚至贯穿多个熔池，如图 4a 红色虚线所示。这种现象是由于较高的温度梯度(*G*)和较低的凝固速率(*R*)共同促进了柱状晶的形成。对航空发动机涡轮叶片而言，柱状晶的存在有助于消除横向晶界，对合金力学性能的提升具有积极作用[25]。

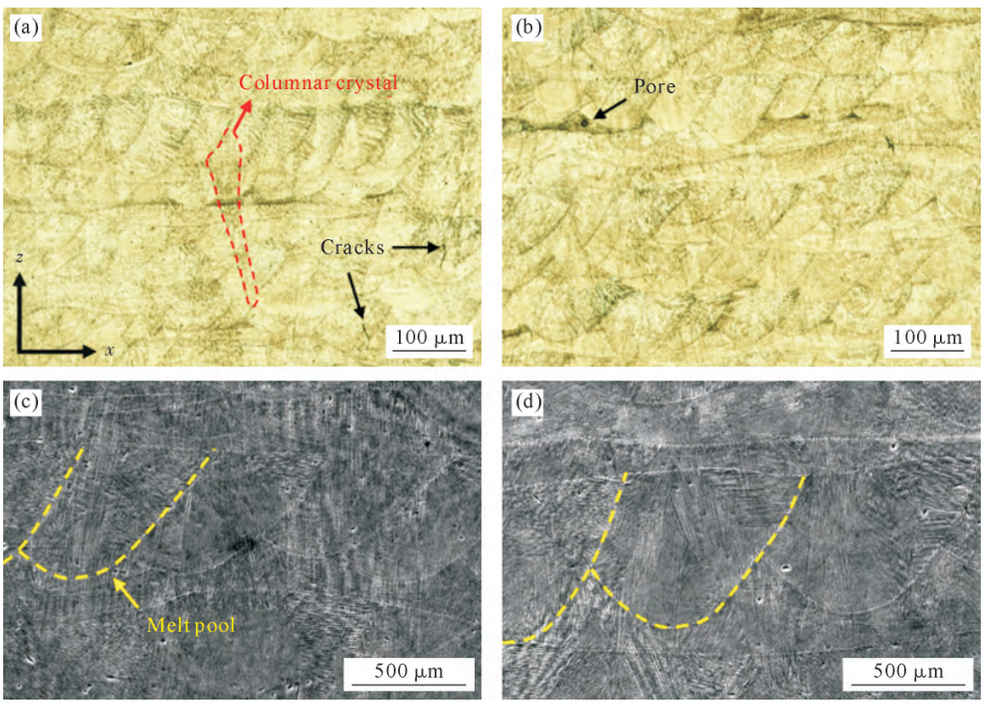

图 4 不同扫描间距下打印态 IN939 的显微组织：(a) S1 试样 OM 图；(b) S2 试样 OM 图；(c) S1 试样 SEM 图；(d) S2 试样 SEM 图
Fig.4 Microstructure of the as-built IN939 at different scanning spacings: (a) OM image of S1 sample; (b) OM image of S2 sample; (c) SEM image of S1 sample; (d) SEM image of S2 sample

随后对多个熔池区域进行 SEM 观察，结果如图 4c 和 d 所示。观察表明，熔池内的枝晶形貌以柱状晶为主。值得注意的是，随着熔池边界曲率的增大，柱状晶的生长方向从构建方向逐渐转变为水平扫描方向。在熔池底部，柱状晶沿构建方向生长，而在熔池边界处，柱状晶则沿水平扫描方向生长。这一现象主要由热梯度方向决定，因为在 LPBF 过程中，熔池内热流沿熔池边界的法线方向传递，熔池形态对枝晶生长方向产生了影响。此外，参考 Shao 等[21]提供的计算熔池重叠率的方法，*a* 为 2 个熔池的表面宽度，*b* 为重叠长度，*h* 为扫描间距，其示意图如图 5 所示。重叠率为：

$$\text{overlap rate}=\frac{b}{a-h} \tag{3}$$

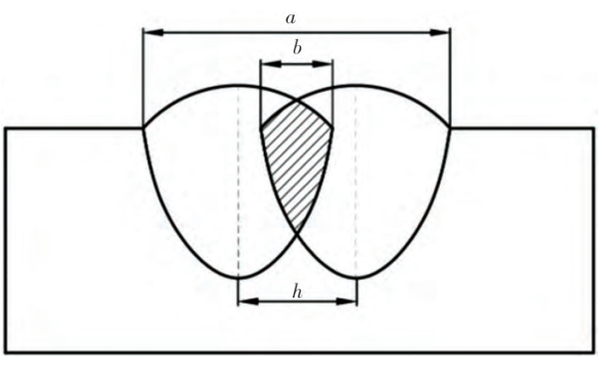

图 5 重叠率计算方法示意图
Fig.5 Schematic diagram of the overlap rate calculation method

中国知网 https://www.cnki.net

$$b=a-2h \tag{4}$$

由此可知，S1 样品的重叠率为 60.9%，S2 样品的重叠率为 43.5%。可以看出 S2 试样的重叠率较低，而重叠区域的反复加热会使冷却速度不均匀，进而产生较大的热应力，导致残余应力的积累。这些残余应力的存在会增加 LPBF 过程中开裂的风险，所以 S2 试样的裂纹会进一步减少。

另外，在 S2 试样中还观察到熔池位置对枝晶形貌存在明显影响，具体如图 6 所示。图 6a 展示了熔池顶部的显微组织，枝晶形貌由柱状晶转变为等轴晶。这一变化主要是由于在熔池顶部，柱状晶处于生长状态，溶质逐渐在柱状晶周围富集，并向枝晶前沿和枝晶间扩散，形成层状的溶质分布。随着溶质的富集，凝固速度加快，过冷度增加，导致开始非均匀形核，阻碍了柱状晶的生长[26]。相较之下，熔池底部呈现柱状晶结构，并且重熔区域的柱状晶宽度较细，如图 6b 所示。这是由于熔池底部受到上一层沉积层的冷却作用，冷却速率更高，成为理想的成核位置，导致单位时间内成核数量增多，晶粒相互挤压，形成柱状晶[26]。同时在等轴晶区域还观察到一些白色颗粒状析出物分布在凝固亚晶界，而在柱状晶区域这些析出物有的呈颗粒状，有的呈条状分布在枝晶间。根据已有研究，这些白色的析出物为碳化物[6,27]。碳化物的析出是因为 LPBF 过程中特有的原位热处理效应所产生[28]。除此之外，在 SEM 图中未观察到 IN939 镍基高温合金中 γ′相的析出。尽管 LPBF 过程中存在原位热处理效应，但其温度不足以达到 γ′相的形核温度。

2.3　裂纹形貌及机理分析

接下来对 LPBF 过程中产生的裂纹进行详细分析。图 7 展示了打印态 S1 试样所观察到的裂纹形貌特征。裂纹在两个表面之间留下一个不规则形状的大间隙，并且在裂纹断口两侧能明显观察到暴露在外的初生枝晶臂。在图 9b 中还能发现初生枝晶臂上粘连一些圆形颗粒，这说明裂纹 2 个表面在分离时存在少许残余液体，并且残余液体的补缩能力不足以满足该区域的凝固收缩应变，也无法填满裂纹所产生的间隙，从而残留在初生枝晶臂处形成圆形颗粒[11,27]。这些特征均符合凝固裂纹的特点，并且在 IN939 打印态试样中仅观察到凝固裂纹，未发现引言中提到的液化裂纹和固态裂纹。此外发现图 7 中所有裂纹都发生在熔池边界并且沿晶断裂，根据凝固裂纹的开裂机理：在凝固的最后阶段，枝晶间存在残余液膜，在增材制造过程中残余应力的作用下造成了裂纹地产生[29]。

图 8 展示了在 LPBF 过程中，不同扫描间距对缺陷形成机理的影响。从图 8a 可以看出较小的扫描间距，重叠率增加，导致熔池间的热应力不均匀，引

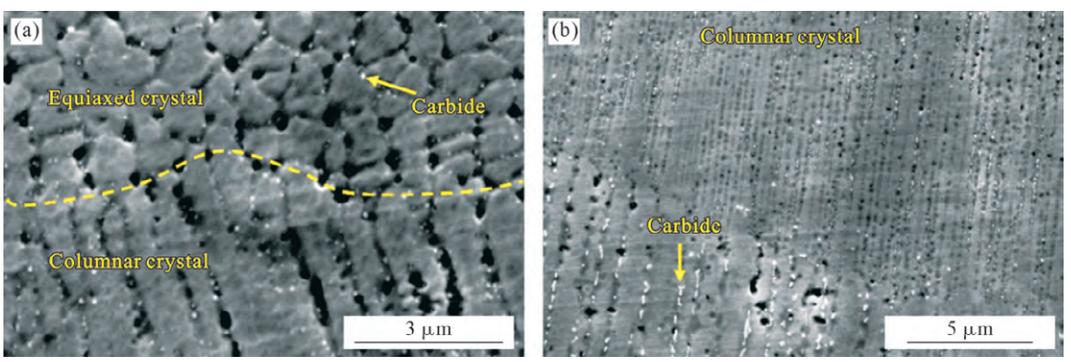

图 6　S2 试样不同熔池位置的显微形貌：(a) 熔池顶部柱状晶向等轴晶转变 SEM 形貌；(b) 熔池底部柱状晶外延生长 SEM 形貌

Fig.6　Microstructure of the S2 sample at different melt pool locations: (a) SEM image showing the transition from columnar to equiaxed grains at the top of the melt pool; (b) SEM image showing epitaxial growth of columnar grains at the bottom of the melt pool

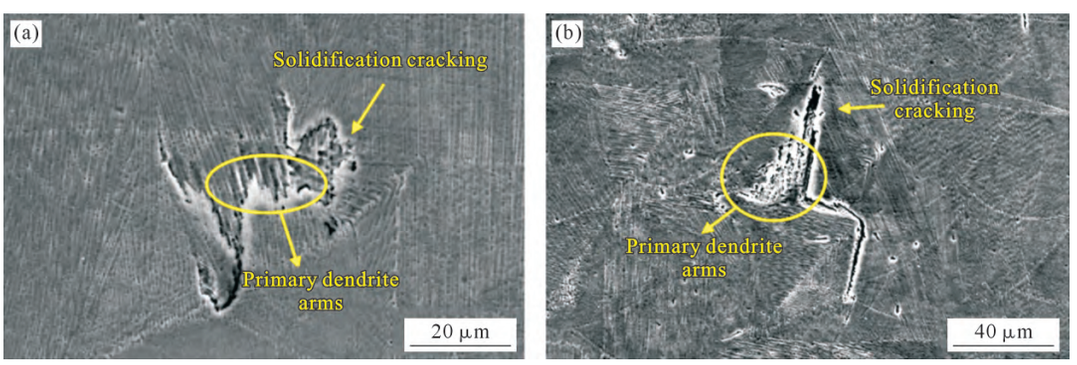

图 7　打印态 S1 试样凝固裂纹形貌的 SEM 图：(a) 特征 1；(b) 特征 2

Fig.7　SEM image of solidification cracks in the as-built S1 sample: (a) feature 1; (b) feature 2

中国知网　https://www.cnki.net

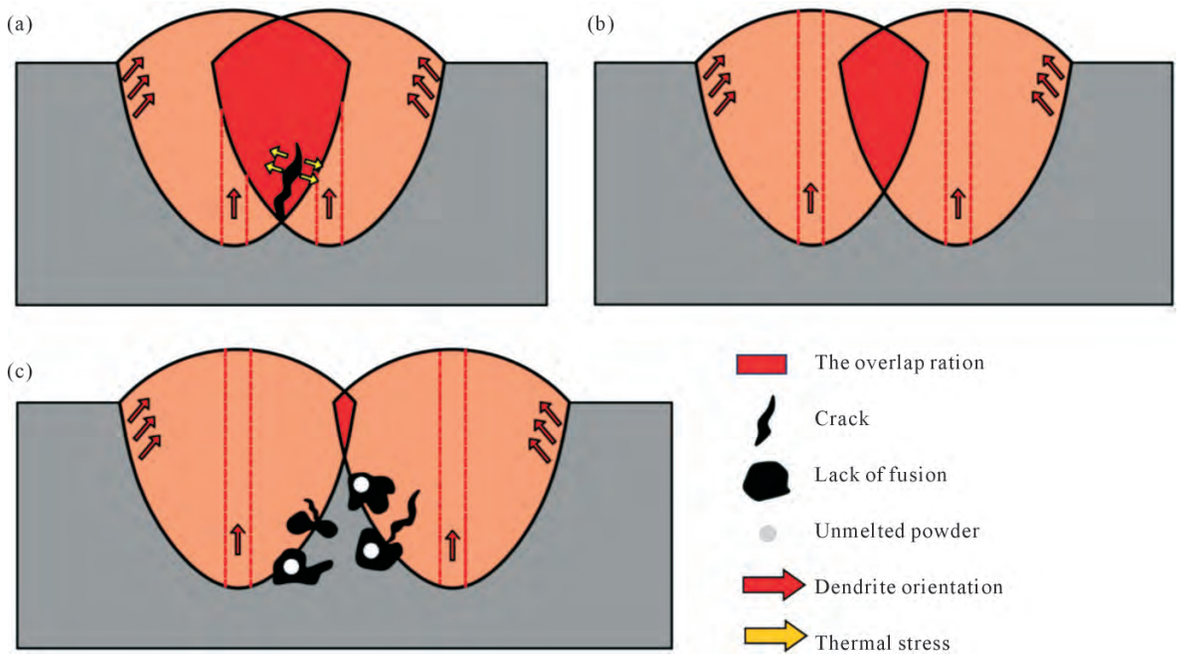

图 8 不同扫描间距对缺陷的形成机理示意图:(a) S1 试样;(b) S2 试样;(c) S3 试样

Fig.8 Schematic diagram of defect formation mechanisms at different hatch distances: (a) S1 sample; (b) S2 sample; (c) S3 sample

发过大的残余应力积累,从而增加裂纹和热变形。同时,会使局部过热,形成孔隙或未熔合缺陷。而适当的扫描间距有利于熔池的连续性和良好的搭接,减少未熔合缺陷的生成,能够有效控制残余应力,促进相对致密的微观结构形成,降低裂纹的发生几率。较大的扫描间距,熔池之间的连接不连续,容易产生未熔合缺陷和孔隙,导致材料致密性降低,增加裂纹形成的风险,如图 8c 所示。同时也会影响热传导,导致温度梯度变化,进一步影响微观组织的均匀性。结果表明,熔池之间良好的搭接有助于提高材料的致密性,能够有效抑制枝晶间残余液膜的形成,从而减少凝固裂纹的产生。

在 LPBF 制备镍基高温合金过程中,元素偏析是导致裂纹形成的关键因素之一[30]。因此,对凝固裂纹区域进行了 EDS 面扫描,以分析裂纹内的元素偏析情况,结果如图 9 所示。分析结果表明,Cr、Co、Ni 元素在裂纹内富集,而未发现 C、O、Al 等元素的明显偏析。根据先前的研究,通过透射电子显微镜的 X 射线成像技术发现枝晶间和枝晶内存在显著的成分差异,在枝晶间处会有富 Ta、Hf、W、Ti 相的析出,这些相的存在限制了位错的迁移,从而导致了 LPBF 过程中残余应力的积累,容易引发裂纹[31]。在本研究中并未观察到上述现象。这是由于文献[31]中所提到的析出相为纳米级尺度,在 SEM-EDS 分析中难以识别。此外,图 9c 显示裂纹内部富集的 Cr、Co 和 Ni 元素,推测与凝固裂纹内壁附着在初生枝晶臂表面的圆形颗粒有关。正如前文所述,这些圆形颗粒由残余液体凝固形成,而 Ni 为基体元素,Cr 和 Co 则为固溶强化元素。在激光熔化 IN939 粉末过程中,Cr 和 Co 与 Ni 元素发生固溶形成熔体,残余液体本质上就是含有这些元素的少量熔体。

3 结论

(1)通过矩阵式工艺参数探索,确定在激光功率 270 W、扫描速度 1 800 mm/s 的条件下,LPBF 制备 IN939 试样的相对致密度最高,达到 99.8%,裂纹密度最低,为 0.68 mm/mm^2。当激光功率较低或扫描速度较高时,能量输入不足,材料中易形成孔隙和未熔合缺陷,导致应力集中并诱发裂纹。进一步优化扫描间距后,发现当扫描间距为 70 μm 时,裂纹密度进一步降低至 0.27 mm/mm^2。较小的扫描间距会增加熔池间的重叠率,导致热应力增加,而较大的扫描间距则会使熔池连接不连续,产生未熔合缺陷,均会增加裂纹形成的风险。

(2)IN939 打印态试样的 *xz* 截面显微组织主要由柱状晶组成,受熔池热流方向影响,柱状晶在熔池底部沿构建方向生长,而在熔池两侧沿水平扫描方向生长。此外,由于柱状晶生长过程中,溶质在枝晶前沿或枝晶间富集,导致过冷度增加,从而引起熔池顶部的柱状晶向等轴晶的转变。

(3)在 IN939 打印态试样中仅发现凝固裂纹,且暴露在外的初生枝晶臂上附着富 Cr、Co、Ni 元素的圆形颗粒。表明在凝固末期存在残余液体,与凝固裂纹的开裂机理相符。凝固裂纹易发生在熔池边缘,优

中国知网 https://www.cnki.net

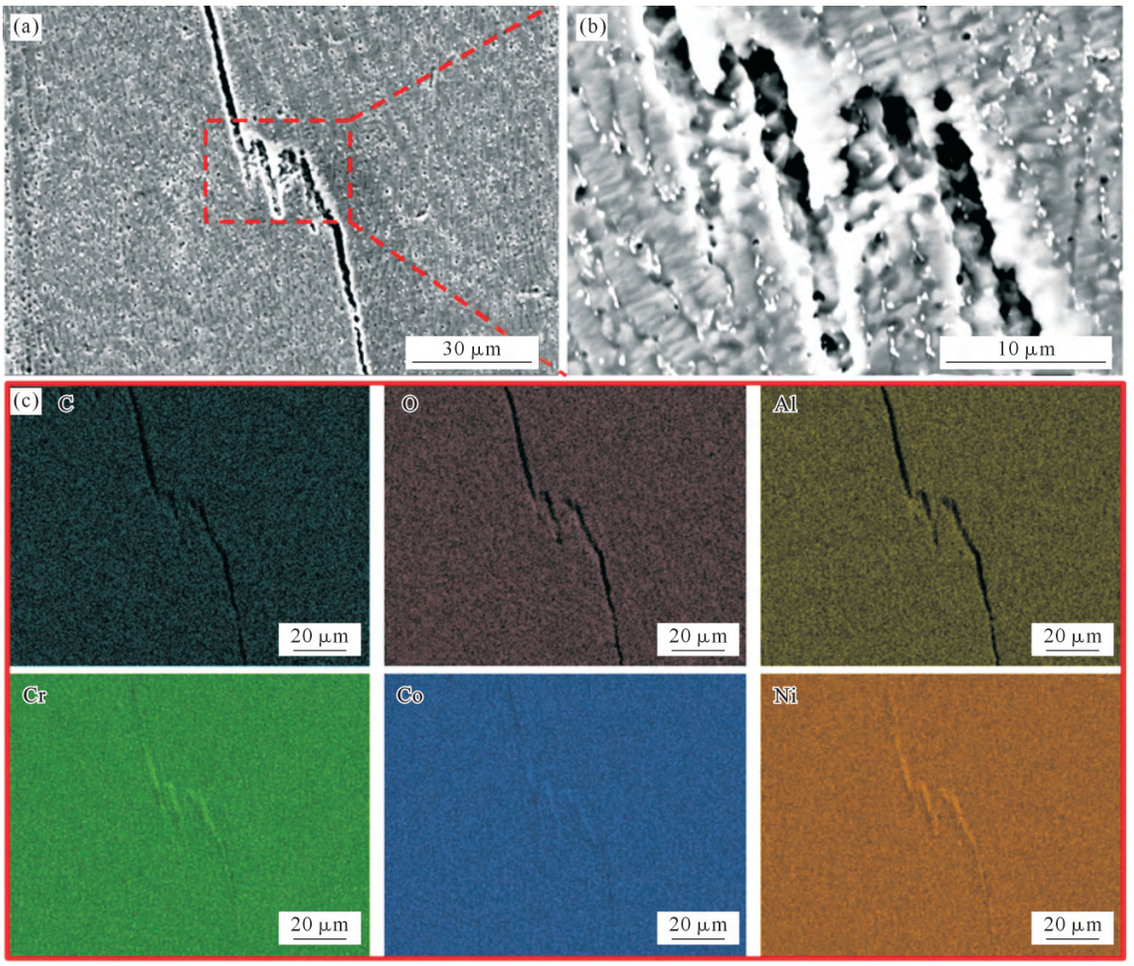

图 9 凝固裂纹 EDS 面扫描结果：(a) 凝固裂纹形貌；(b) 凝固裂纹局部放大图；(c) 裂纹周围元素分布情况

Fig.9 EDS surface scan results of the solidification cracks: (a) solidification crack morphology; (b) magnified view of the solidification crack; (c) elemental distribution around the crack

化扫描间距可以提高材料致密性，减少枝晶间残余液膜的存在，从而有效降低凝固裂纹的产生。

参考文献：

[1] 卢秉恒，李涤尘. 增材制造(3D 打印)技术发展[J]. 机械制造与自动化，2013, 42(4): 1-4.
LU B H, LI D C. Development of the additive manufacturing(3D printing) technology[J]. Machine Building & Automation, 2013, 42(4): 1-4.

[2] 马大卫. 激光选区熔化成型过程参数及缺陷影响分析[J]. 铸造技术，2021, 42(6): 460-464.
MA D W. Analysis of process parameters and defects in selective laser melting[J]. Foundry Technology, 2021, 42(6): 460-464.

[3] 陈超越，王江，王瑞鑫，朱雄劲，赵旺，蔡嘉楠，任忠鸣. 航空发动机及燃气轮机用关键材料的激光增材制造研究进展[J]. 科技导报，2023, 41(5): 34-48.
CHEN C Y, WANG J, WANG R X, ZHU X J, ZHAO W, CAI J N, REN Z M. Research progress and prospect of additive manufacturing of key materials for aeroengines and gas turbines[J]. Science & Technology Review, 2023, 41(5): 34-48.

[4] 顾冬冬，张红梅，陈洪宇，张晗，席丽霞. 航空航天高性能金属材料构件激光增材制造[J]. 中国激光，2020, 47(5): 32-55.
GU D D, ZHANG H M, CHEN H Y, ZHANG H, XI L X. Laser additive manufacturing of high-performance metallic aerospace components[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(5): 32-55.

[5] MARCHESE G, PARIZIA S, SABOORI A, MANFREDI D, LOMBARDI M, FINO P, UGUES D, BIAMINO S. The influence of the process parameters on the densification and microstructure development of laser powder bed fused Inconel 939[J]. Metals, 2020, 10(7): 882.

[6] RODRÍGUEZ-BARBER I, FERNÁNDEZ-BLANCO A M, UNANUE-ARRUTI I, MADARIAGA-RODRÍGUEZ I, MILENKOVIC S, PÉREZ-PRADO M T. Laser powder bed fusion of the Ni superalloy Inconel 939 using pulsed wave emission [J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 870: 144864.

[7] HU P, LIU Z, ZHANG H, LI Y, ZHOU Q, XIE J. Effect of remelting on cracking of Inconel 939 fabricated via laser powder bed fusion[J]. Materials Characterization, 2024, 214: 114087.

[8] CATCHPOLE-SMITH S, ABOULKHAIR N, PARRY L, TUCK C, ASHCROFT I A, CLARE A. Fractal scan strategies for selective laser melting of 'unweldable' nickel superalloys[J]. Additive Manufacturing, 2017, 15: 113-122.

[9] 李尧，寇浩南，李梦阳，张阔，刘源，虢婷，张凤英，宋绪丁. 激光增材制造沉淀强化镍基高温合金热裂纹研究进展[J]. 表面技术，2024, 53(7): 1-14.
LI R, KOU H N, LI M Y, ZHANG K, LIU Y, GUO T, ZHANG F Y, SONG X D. Research progress on hot cracking in precipita-

中国知网 https://www.cnki.net

tion-strengthened nickel-based superalloys fabricated by laser additive manufacturing[J]. Surface Technology, 2024, 53(7): 1-14.

[10] 李鑫,程向,胡鹏飞,刘壮壮. 激光粉末床熔融镍基高温合金开裂行为研究[J]. 铸造技术,2024, 45(8): 763-771.
LI X, CHENG X, HU P F, LIU Z Z. Study on the cracking behaviour of nickel-based superalloys via laser powder bed fusion [J]. Foundry Technology, 2024, 45(8): 763-771.

[11] TANG Y T, PANWISAWAS C, GHOUSSOUB J N, GONG Y, CLARK J W G, NÉMETH A A N, MCCARTNEY D G, REED R C. Alloys-by-design: Application to new superalloys for additive manufacturing[J]. Acta Materialia, 2021, 202: 417-436.

[12] MONTAZERI M, GHAINI F. The liquation cracking behavior of IN738LC superalloy during low power Nd: YAG pulsed laser welding[J]. Materials Characterization, 2012, 67: 65-73.

[13] OJO O, CHATURVEDI M. On the role of liquated γ′ precipitates in weld heat affected zone microfissuring of a nickel-based superalloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2005, 403(1-2): 77-86.

[14] WANG N, MOKADEM S, RAPPAZ M, KURZ W. Solidification cracking of superalloy single-and bi-crystals [J]. Acta Materialia, 2004, 52(11): 3173-3182.

[15] RAPPAZ M, JACOT A, BOETTINGER W J. Last-stage solidification of alloys: Theoretical model of dendrite-arm and grain coalescence[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2003, 34: 467-479.

[16] CONIGLIO N, CROSS C E. Mechanisms for solidification crack initiation and growth in aluminum welding[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2009, 40: 2718-2728.

[17] KOU S. A criterion for cracking during solidification[J]. Acta Materialia, 2015, 88: 366-374.

[18] BOSWELL J H, CLARK D, LI W, ATTALLAH M M. Cracking during thermal post-processing of laser powder bed fabricated CM247LC Ni-superalloy[J]. Materials & Design, 2019, 174: 107793.

[19] RAMIREZ A J, SOWARDS J W, LIPPOLD J C. Improving the ductility-dip cracking resistance of Ni-base alloys [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2006, 179(1-3): 212-218.

[20] 申川,章桥新,余金桂,刘蓉. 选区激光熔化扫描间距对AlSi10Mg 合金致密度的影响[J]. 热加工工艺,2024, 53(3): 14-18.
SHEN C, ZHANG Q X, YU J G, LIU R. Effect of hatch spacing on density of AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting[J]. Hot Working Technology, 2024, 53(3): 14-18.

[21] SHAO W, HE B, QIU C, LI Z. Effect of hatch spacing and laser remelting on the formation of unique crystallographic texture of IN718 superalloy fabricated via laser powder bed fusion[J]. Optics & Laser Technology, 2022, 156: 108609.

[22] LIU L, WANG D, DENG G, LIU Z, TAN C, ZHOU X, HAN C, JIANG R, YANG Y. Crack inhibition to enhance strength-ductility of CM247LC alloy fabricated by laser powder bed fusion[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 875: 145114.

[23] LAM M C, LIM S C, SONG H, ZHU Y, WU X, HUANG A. Scanning strategy induced cracking and anisotropic weakening in grain texture of additively manufactured superalloys[J]. Additive Manufacturing, 2022, 52: 102660.

[24] ZHOU W, TIAN Y, TAN Q, QIAO S, LUO H, ZHU G, SHU D, SUN B. Effect of carbon content on the microstructure, tensile properties and cracking susceptibility of IN738 superalloy processed by laser powder bed fusion[J]. Additive Manufacturing, 2022, 58: 103016.

[25] 郭建亭. 高温合金材料学[M]. 北京:科学出版社,2010.
GUO J T. Materials science and engineering for superalloys [M]. Beijing: China Science Publishing & Media Ltd., 2010.

[26] LYU H, LI X, LI Z, WANG W, YANG K, LI F, XIE H. Investigation on the columnar-to-equiaxed transition during laser cladding of IN718 alloy[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2021, 67: 63-76.

[27] KUMAR B, SAHU S, SRINIVASAN D, JAYA B N. Influence of heat input on solidification cracking in additively manufactured CM247LC Ni-based superalloy [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2023, 54(6): 2394-2409.

[28] LI Y, LIANG X, YU Y, LI H, KAN W, LIN F. Microstructures and mechanical properties evolution of IN939 alloy during electron beam selective melting process [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 883: 160934.

[29] GRANGE D, BARTOUT J D, MACQUAIRE B, COLIN C. Processing a non-weldable nickel-base superalloy by selective laser melting: Role of the shape and size of the melt pools on solidification cracking[J]. Materialia, 2020, 12: 100686.

[30] ZHOU W, ZHU G, WANG R, YANG C, TIAN Y, ZHANG L, DONG A, WANG D, SHU D, SUN B. Inhibition of cracking by grain boundary modification in a non-weldable nickel-based superalloy processed by laser powder bed fusion [J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 791: 139745.

[31] WANG X, CARTER L N, PANG B, ATTALLAH M M, LORETTO M H. Microstructure and yield strength of SLM-fabricated CM247LC Ni-superalloy[J]. Acta Materialia, 2017, 128: 87-95.

中国知网 https://www.cnki.net