

LPBF 工艺参数对多孔结构生物医用金属影响的研究进展

任永恒¹, 史义轩^{1,2}, 郑钰哲¹, 黄成聪¹, 赵上岩¹, 李 轩¹, 陆雨辰¹, 武玉枝¹,
李培培^{3,4}, 李亚庚^{1,2}, 王鲁宁^{1,2}

(1. 北京科技大学 材料科学与工程学院 材料基因工程高精尖创新中心, 北京 100083)

(2. 辽宁省材料研究院 材料智能技术研究所, 辽宁 沈阳 110004)

(3. 北京科技大学 机械工程学院, 北京 100083)

(4. 北京市轻量化金属成形重点实验室, 北京 100083)

摘 要: 激光粉末床熔融 (laser powder bed fusion, LPBF) 技术已成为一种变革性的增材制造技术, 可用于制备多孔结构金属, 其定制化特性适用于多种生物医学应用场景。这类构件凭借轻量化设计、优异的力学性能和可定制化几何形状, 在骨植入物、支架以及其他承重医疗器械中展现出独特优势。然而, LPBF 工艺参数与最终结构及力学性能之间存在复杂的相互作用, 这给实现临床应用所需的精度和可靠性带来了巨大挑战。本综述全面分析了激光功率、扫描速度、层厚等 LPBF 工艺参数对致密度、尺寸精度、微观结构和表面粗糙度等关键性能指标的影响, 并深入探讨了这些参数对材料强度、抗疲劳性及功能特性等力学性能的作用, 尤其关注其在生物医学领域的相关性。此外, 还讨论了拓扑结构、单胞尺寸和取向等晶格设计因素的影响, 强调了这些因素在优化医疗应用中生物相容性和结构完整性方面的重要作用。表面缺陷、几何精度偏差和微观结构不均匀性等问题被视为 LPBF 技术在生物医学领域广泛应用的主要障碍。未来的研究方向聚焦于通过工艺优化以及与机器学习等先进计算工具的融合来推动 LPBF 技术的发展, 从而高效制造复杂的、患者特异性的结构。通过攻克这些挑战, LPBF 技术有望为下一代生物材料的研发带来革命性突破, 以满足不断发展的临床需求并改善患者预后。

关键词: 增材制造; 多孔结构; 工艺参数; 生物材料

中图分类号: TB383

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)11-2894-22

1 引言

在生物医学领域, 多孔结构金属凭借其大比表面积、低密度和可定制力学性能的独特优势, 已经成为一类具有变革性的材料^[1]。这类结构由复杂的重复单胞构成, 其设计模仿了天然骨骼的结构, 用作植入物时能够实现理想的载荷分布, 并最大程度地减少应力遮挡效应^[2-3]。此外, 由于其较大的比表面积和相互连通的孔隙结构, 能够促进骨组织的长入和血管化, 从而有助于与原生组织的长期整合^[4]。除骨科应用外, 多孔结构金属在心血管和牙科植入物领域也日益受到关注, 这主要得益于其能够根据患者的具体几何形状和功能需求进行定制^[5-6]。随着增材制造 (additive manufacturing, AM) 技术的进步, 这类结构的制造方式已发生革命性变化, 不仅能对微观结构特征进行前所未有的精准控制, 还能实现传统制造

技术难以企及的复杂设计^[7-11]。多孔结构设计与 AM 技术的协同发展, 为解决生物相容性、力学相容性和生物降解性等关键挑战带来了巨大潜力。

在各类 AM 技术中, 激光粉末床熔融 (laser powder bed fusion, LPBF) 技术凭借其卓越的微观结构精度和设计灵活性, 已成为制造金属构件的主流方法^[12]。LPBF 技术利用高能激光逐层选择性地熔化金属粉末, 能够制造出精度极高且重复性好的复杂几何构件 (图 1)^[5,13]。这种逐层制造方式特别适合生产具有复杂特征和可控孔隙率的多孔结构金属。与传统制造技术相比, LPBF 技术可直接制造近净成形构件, 从而减少了材料浪费和后处理需求^[14]。此外, 通过精确调控工艺参数, LPBF 技术能够对微观结构特征进行较为精确的控制^[15], 进而实现对强度、刚度和抗疲劳性等力学性能的优化, 而这些性能对于生

收稿日期: 2025-11-10

基金项目: 国家重点研发计划 (2024YFB3817500); 国家自然科学基金 (52522110, 52471260, 52541013); 北京市自然科学基金 (L256030, L242040); 北京市杰出青年科学家计划 (JWZQ20240101016); 中央高校基本科研业务费专项资金 (FRF-IDRY-23-029)

作者简介: 任永恒, 男, 2002 年生, 博士生, 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083, 电话: 010-62332609, E-mail: ryh2727259081@163.com

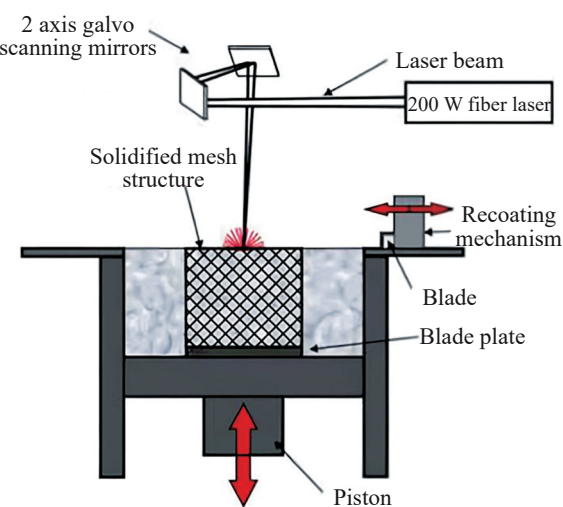


图1 LPBF 工艺示意图
Fig.1 Schematic diagram of the LPBF process^[5,13]

物医学应用至关重要^[16]。LPBF 技术与多种生物相容性金属的良好兼容性,以及其制造患者特异性设计构件的能力,使其成为推动个性化医疗发展的前景广阔的工具^[17-22]。

由 LPBF 制造的多孔结构金属的质量与性能,在很大程度上受到工艺参数选择与优化的影响。在包括 LPBF 在内的所有制造技术中,工艺参数的选择必须与材料特性高度匹配,以确保获得最佳制造效果。激光功率、扫描速度、扫描间距、层厚以及构建取向等参数,都会直接影响所制备构件的打印精度、表面粗糙度与微观结构^[23]。对于通常以复杂重复单胞为特征的多孔结构金属而言,要实现其所需的几何保真度,对上述工艺参数的精确控制至关重要。若加工条件出现偏差,可能导致尺寸精度不足、熔合不充分或产生残余应力等问题,进而影响最终产品的结构完整性^[24]。表面粗糙度是另一个关键因素,它不仅会影响材料的力学性能,还会对生物学性能产生影响^[25]。在微观结构层面,工艺参数会调控材料的凝固行为、晶粒形态以及相分布,而这些因素共同决定了材料的强度、刚度和延展性等力学性能。在安全性和功能性至关重要的生物医学应用领域,优化 LPBF 工艺参数能够确保所制备的植入物质量稳定、力学性能满足定制需求,并提高生物相容性。

目前,大多数关于 LPBF 的综述文献主要聚焦于工艺参数对块状金属性能的影响^[26-28]。尽管这些研究提供了有价值的见解,但由于块状金属与多孔结构金属在结构形态上存在本质差异,二者展现出的特性截然不同。块状金属呈实心连续状,其性能主要由材料成分和微观结构决定;而多孔结构金属则具备孔隙率设计和复杂的单胞几何形态,因而展现出独特的力学行为,例如刚度可调、能量吸收能力增强以及各向异性等特性。工艺参数

与这些几何特征之间的相互作用,为理解和优化多孔结构金属的性能增添了额外复杂性。在多孔结构金属中,表面粗糙度、尺寸精度和微观结构不均匀性所发挥的作用更为关键——因为在生物医学应用场景中,这些因素直接影响材料的力学行为、抗疲劳性能以及生物响应。尽管目前对多孔结构金属的关注逐渐增多,但专门探讨 LPBF 工艺参数对其性能影响的综合性综述仍存在空白。本综述旨在填补这一空白,通过系统研究工艺参数如何影响 LPBF 制造的多孔结构金属的质量、力学性能与使用性能,特别聚焦其在生物医学领域的应用,旨在为该领域提供全面参考。

2 LPBF 工艺中的工艺参数

在包括 LPBF 在内的任何制造技术中,工艺参数的选择都必须与材料特性紧密匹配,以确保获得最佳结果。探索优化的工艺参数以提高 LPBF 成形质量,一直是该领域研究的重点和难点。由于 LPBF 工艺固有的快速冷却和凝固特性,激光与粉末之间的相互作用存在诸多不确定性。与传统制造方法相比,LPBF 涉及更多可变的工艺参数,且这些参数在加工过程中相互作用复杂,使得参数优化工作极具挑战性。Yadroitsev 等^[29]指出,LPBF 工艺中超过 130 个工艺参数会影响最终制造构件的质量和性能。这些参数大致可分为 4 类关键因素:激光相关参数、扫描相关参数、温度相关参数和粉末相关参数(图 2)。这些参数的变化可能会导致 LPBF 工艺中出现各种潜在缺陷和性能问题。因此,理解并优化这些参数对于提升 LPBF 技术的能力和可靠性至关重要。

2.1 激光相关参数

激光相关参数在很大程度上决定了 LPBF 系统的性能和可靠性。这些参数的变化是影响 LPBF 工艺能否制造出高质量构件或产生严重缺陷的关键因素。Nagarajan 等^[30]将激光相关参数分为几个关键因素,包括

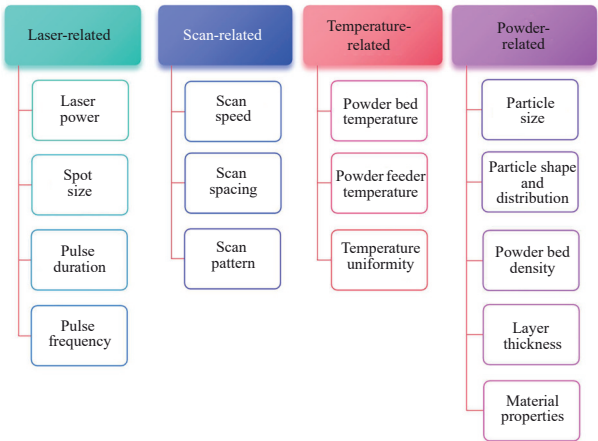


图2 LPBF 工艺中的主要工艺参数
Fig.2 Main process parameters in the LPBF process

激光类型(连续波(continuous wave, CW)或脉冲波(pulsed wave, PW))、激光功率、能量分布和光斑尺寸。

目前,关于激光类型影响的研究相对较少。Caprio 等^[31]针对不同激光类型加工 AISI 316 粉末的 LPBF 生产效率进行了实验和建模研究(图 3a₁、3a₂)。研究结果表明,连续波激光显著提高了熔化能力(图 3b),其效率是脉冲波激光的 2~3 倍,同时还扩大了工艺窗口。在此基础上,Ozsoy 等^[32]研究了 LPBF 脉冲模式下的能量传递过程。发现激光脉冲频率不仅会影响构件的致密度,还会对力学性能产生影响。具体而言,在激光能量密度和扫描距离保持不变的情况下,脉冲输入点之间的距离增大会导致局部能量集中,进而引发熔池坍塌并形成小孔,最终降低打印质量。特别是在制造生物多孔支架时,激光发射模式的选择对成形质量具有决定性影响。在连续波模式下,持续的热输入容易在支柱节点处造成严重的热积累,引起熔池塌陷或支柱底部的严重挂渣。Mumtaz 等^[33]的研究表明,采用脉冲波模式可以通过调节占空比实现间歇性的能量输入,使熔池在脉冲间隔期间有足够的时间进行微观冷却。这种“加热-冷却”的交替循环不仅能显著减小热影响区,抑制悬垂支柱的变形,还能通过极高的冷却速率细化晶粒组织。对于孔径小于 500 μm 的精细晶格,脉冲波模式虽然牺牲了部分构建速度,但能获得远优于连续模式的几何保真度和表面光洁度^[34],这对于细胞的贴壁生长至关重要。

激光功率是 LPBF 工艺中最具影响力的参数之一,相关研究已较为深入。Laakso 等^[35]研究了激光功率对 H13 工具钢构件致密度的影响,结果表明,较高的激光功率会增加体积能量密度(VED),从而提高构件的强度。激光功率的增加会扩大熔池范围,并提高重熔/再冷却循环的频率,进而提升构件致密度。类似地,Elsayed 等^[36]的研究表明,较高的激光功率可降低表面粗糙度和孔隙率,同时提高弹性模量和极限抗压强度。然而,过高的激光功率可能导致应力集中,从而降低材料的塑性和延伸率。值得注意的是,激光参数对多孔结构成形质量的影响机制与块状结构存在显著差异。在制造多孔结构时,由于微细支柱周围被未熔粉末包围,热传导受限,过高的激光功率会导致严重的热积累效应。这种效应不仅会引起熔池尺寸的增大,导致支柱直径显著大于设计值,还会造成半熔融粉末在支柱表面粘附,严重影响孔隙的连通性和有效孔径^[37-38]。因此,针对多孔结构,通常需要采用比块状结构更低的体积能量密度来精确控制热输入,以获得理想的成形精度。

激光能量分布对于确保熔化均匀性和打印构件整体质量至关重要^[39]。均匀的能量分布能够确保能量在粉末床上均匀传递,从而使材料性能均匀且表面光洁度良好^[40]。激光光束的形状和大小对能量分布有显著影响

(图 3c₁~3c₄)。例如,Liu 等^[41]研究了激光光束模式对 LPBF 成形 AlSi10Mg 合金的影响,发现典型的多模 LPBF 试样在表面质量和相对密度方面均优于高斯模试样。在 LPBF 过程中,多模激光束产生的熔池处于传导模式控制下,而高斯激光束产生的熔池则处于匙孔模式控制下。然而,多模激光制造的试样可能会展现出较强的晶体学织构。Pérez-Ruiz 等^[42]也发现,光束形状模式能够为 LPBF 制造的构件微观结构和力学性能提供额外的调控手段。平顶激光模式可促进枝晶沿层间外延生长,从而获得更高的织构指数(图 3d)。

光斑尺寸是另一个关键参数,其直接影响激光能量在粉末床上的空间分布。Montero-sistiaga 等^[43]研究了激光光斑直径对哈氏合金 X 构件成形质量的影响,发现高功率激光与较大光束直径的组合可将生产效率从 6 mm³/s 提升至 16 mm³/s,增幅达 2.6 倍。较大的光斑直径能够扩大单位时间内的有效作用区域,从而实现更好的熔化效果和更快的制造速度。然而,尽管大光斑有助于提升成形效率,其尺寸同时也构成了多孔结构几何分辨率的物理边界。在复杂的拓扑设计中(如 TPMS 中的 Gyroid 或 Diamond 结构),曲面曲率变化剧烈,且包含大量锐角特征。Pyka 等^[38]的研究发现,当激光光斑直径接近或超过支柱设计的最小壁厚时,激光束难以准确表征这些微细几何特征,产生类似于“低通滤波”的平滑效应,导致锐利边缘变钝,节点处材料堆积。此外,大光斑带来的边缘能量分布(高斯光束的翼部)还会加剧部分烧结颗粒在支柱表面的黏附,进而显著增加表面粗糙度。这种粗糙度虽然在一定程度上有利于骨整合,但也成为疲劳裂纹萌生的潜在源头。因此,为实现高精度仿生多孔结构的制造,减小光斑尺寸或采用光束整形技术(如环形光斑),已成为提升多孔植入物成形质量与力学性能的重要途径。

综上所述,激光类型、功率、能量分布和光斑尺寸等激光相关参数,对 LPBF 工艺中的熔化行为、构件致密度、力学性能和制造效率具有至关重要的影响。深入理解并优化这些参数,是制造高质量、无缺陷并能满足特定应用需求的构件的关键所在。

2.2 温度相关参数

LPBF 是一种高温制造工艺,温度相关参数对所制造构件的成形质量、应力分布以及力学性能具有显著影响。这些参数包括粉末床和基板的预热温度,以及在打印过程中形成的热梯度和温度场。

对粉末床进行预热可以提高粉末的流动性,从而改善粉末的铺展效果和熔化行为^[44]。在 LPBF 过程中,高功率激光器的逐层扫描本质上是一个非平衡过程。大量热量输入金属粉末,粉末温度可超过 2000 °C(图 4a),从而在熔池中心与其边界之间形成陡峭的温度梯度。陡峭的温度梯度会导致熔体中出现强烈的马兰戈尼流,进而

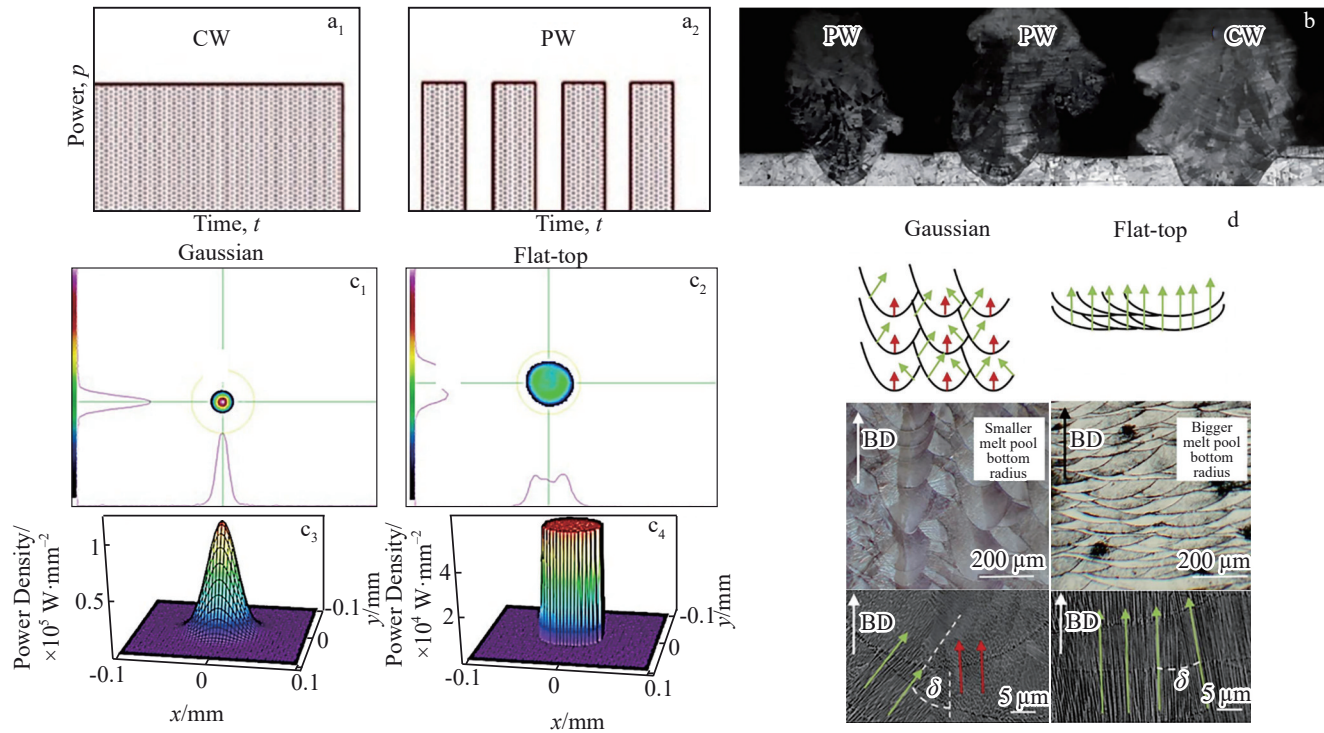


图 3 连续波(CW)与脉冲波(PW)激光类型;不同激光类型下的 10 层单道沉积熔池;高斯光束与平顶光束的激光束形貌;不同激光束形貌下的熔池特征与枝晶生长模式

Fig.3 Continuous wave(CW) (a₁) and pulse wave (PW) (a₂) laser types^[31]; 10-layer single-track melt pools under different laser types (b)^[31]; laser beam profile with Gaussian (c₁, c₃) and flat-top (c₂, c₄) beams^[40]; melt pool characteristics and dendritic growth pattern with different laser beam profiles (δ : crystalline angle; arrows: crystalline orientation; colors: heat concentration) (d)^[42]

影响熔池内的化学均匀性^[45]。基板的预热温度直接影响热梯度和温度场,进而影响熔池的稳定性及打印构件内部的残余应力。在加工过程中保持温度恒定,对于实现分层沉积的均匀性和减少热变形至关重要。

Wang 等^[46]通过瞬态数值模拟和实验验证,研究了预热对 Inconel 738 合金 LPBF 成形的影响。结果表明,提高预热温度显著降低了温度梯度,使得熔池更深、更长且长宽比更大(图 4b₁、4b₂),从而改善了熔化过程,并提高了构件质量。类似地,Savalani 等^[47]对镁合金的 LPBF 成形进行了研究,发现将基板在 180 °C 下预热 30 min,能够显著稳定熔池,提升镁合金构件的整体成形质量。

预热在减少裂纹和孔隙等缺陷方面也发挥着重要作用。Wild 等^[48]和 Waqar 等^[49]研究了不同预热温度对多种合金的影响,发现较高的预热温度能够有效减少裂纹等缺陷(图 4c、4d)。这种改善源于温度梯度的降低,它不仅减小了热应力,还促进了层间的良好结合。此外,LPBF 过程中的温度控制还会影响材料的晶粒尺寸、晶粒形态和晶粒取向。Gu 等^[50]发现,较大温度梯度的复杂方向导致熔池中心形成了柱状晶和胞状枝晶之间独特的微观结构转变。尽管目前关于基板和粉末床预热的研究已较为深入,但仍需进一步探索先进的温度管理策略。局部加热、动态热控制和实时监测等技术有望提高工艺稳

定性,并实现具有定制化性能的构件制造。

综上所述,温度相关参数对制造高质量、无缺陷的 LPBF 构件至关重要。优化这些参数不仅能够改善成形质量和力学性能,还能有效减轻热应力和缺陷,从而为 LPBF 技术的更可靠和更先进应用奠定坚实基础。

2.3 扫描相关参数

扫描相关参数在决定 LPBF 制造构件的质量和性能方面起着至关重要的作用。这些参数通常包括扫描速度、扫描间距和扫描策略。即使其他参数保持不变,调整这些参数也会显著影响打印构件的熔化行为、微观结构及力学性能。

扫描速度影响激光能量与粉末床之间的作用时间。Pal 等^[51]研究了扫描速度对 LPBF 成形 Ti6Al4V 合金致密化和冶金性能的影响,结果表明,随着扫描速度的增加,单位面积的激光能量作用时间缩短。这种不充分的熔化-冷却-重熔循环可能导致多种缺陷,如孔隙、表面不规则以及弯曲或坍塌等变形^[52-53]。因此,优化扫描速度对于确保充分熔化和减少缺陷至关重要。

扫描间距是指相邻激光轨迹之间的距离,也是一个关键参数。Pupo 等^[54]研究了扫描间距对单道熔池的影响,发现较小的扫描间距有助于形成连续且均匀的熔融材料层,从而提高 LPBF 构件的整体质量和一致性。然

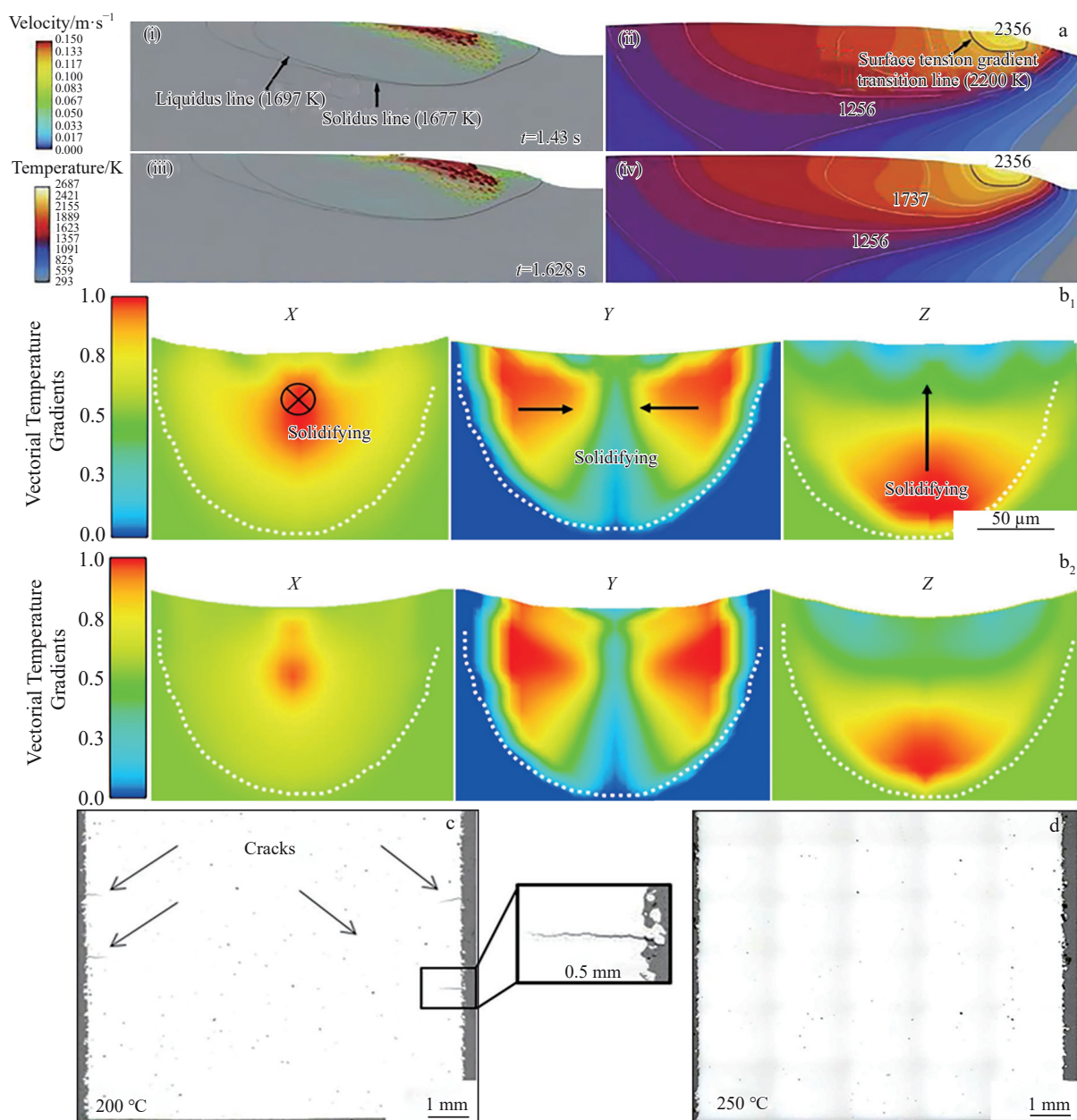


图4 不同时刻单道沉积下质量流速和温度分布的纵向剖面;不同预热温度下LPBF成形 Inconel 738 合金的矢量温度梯度;不同预热温度下LPBF成形H10工具钢的缺陷分析显微图

Fig.4 Longitudinal sections of mass flow rate and temperature distribution during single-track deposition at different time (a); vectorial temperature gradient of LPBF Inconel 738 with the preheating temperatures of 200 °C (b_1) and 600 °C (b_2)^[46]; defect analysis micrograph of LPBF H10 tool steel with different preheating temperatures (c-d)^[48]

而,过小的扫描间距会增加加工时间,还可能导致过热,从而引发构件变形或不良的微观结构变化。

在扫描相关参数中,扫描策略因其对构件致密度、残余应力和力学性能的显著影响而受到广泛关注。常见的扫描策略包括单向扫描、双向扫描、螺旋扫描、岛状扫描和分形扫描等(图5)^[55]。Amirjan等^[56]的研究表明,采用层间旋转的岛状扫描策略或连续双向扫描策略,能够制造出接近全致密的构件。层间旋转促进了结构的均匀性,并且在后续层沉积过程中,由于重熔方向的不同,有助于实现更均匀的温度分布。然而,对于由微细支柱构

成的多孔结构,传统的岛状填充策略可能不再适用。由于支柱截面尺寸极小(仅包含几个激光光斑直径),采用轮廓扫描往往比填充扫描更为重要。研究表明,仅使用轮廓扫描或同心圆扫描策略,能够有效提高微细支柱的尺寸精度和表面质量,避免因填充路径过短而引发的局部过热^[57]。此外,为了减少节点处的热应力集中,采用跳跃式或随机扫描策略能够有效防止多孔结构的变形^[58]。

残余应力是另一个受扫描策略影响的关键因素。研究表明,较短的扫描向量长度能够有效降低残余应力,从而提高LPBF构件的力学性能^[59-61]。岛状扫描、螺旋扫描

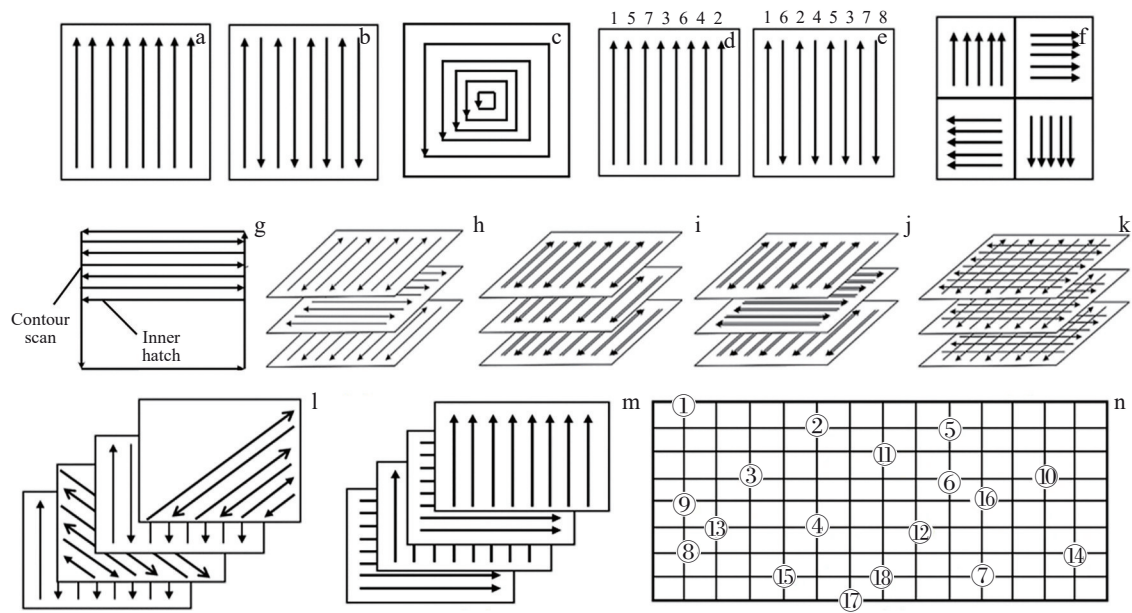


图5 不同类型扫描策略的示意图

Fig.5 Schematic diagrams of different types of scanning strategies^[55]: (a) unidirectional scan; (b) bi-directional/zigzag scan; (c) helix scan; (d) variation of scanning sequences based on unidirectional scan; (e) variation of scanning sequences based on bi-directional scan; (f) island scan; (g) contour scan; (h) bi-directional, single pass of laser beam (90° rotation of scan vector between layers); (i) bi-directional, double pass of laser beam; (j) bi-directional, double pass of laser beam (90° rotation scan vector between layers); (k) cross scan; (l) 45° rotation of scan vector between successive layers; (m) 90° rotation of unidirectional scan between successive layers; (n) point melting scan^[55] (arrows: different direction; numbers: scan in sequence)

和分形扫描等策略通常采用较短的向量长度,因此在 LPBF 加工中得到了广泛应用^[62-63]。这些策略通过实现层间更均匀的热分布,有助于减小热梯度并降低残余应力。

综上所述,扫描相关参数对于控制 LPBF 构件的微观结构、力学性能和缺陷水平至关重要。适度的扫描速度和扫描间距有助于提高构件质量,而优化扫描策略(尤其是采用岛状扫描或螺旋扫描等方式)则能够进一步提高构件致密度、降低残余应力并改善整体力学性能。采用系统的参数优化方法,对于制造可靠、高性能且满足特定应用需求的 LPBF 构件至关重要。

2.4 粉末相关参数

粉末相关参数是影响 LPBF 成形构件质量的关键因素,可分为粉末特性(如颗粒尺寸、形状、类型和化学成分)与操作参数(包括粉末床密度和层厚)2类。优化粉末特性对于确保粉末均匀铺展、提高流动性以及减少 LPBF 工艺中的缺陷风险至关重要^[64]。

颗粒尺寸及其分布对粉末流动性和激光吸收能力起着关键作用。尺寸均匀且流动性良好的粉末有助于实现平滑的分层沉积,确保加工过程中能量吸收和熔化效果的一致性。Zhang 等^[65]研究发现,在 LPBF 过程中,钨粉层的吸收率随颗粒尺寸的增大而降低。此外,Balbua 等^[66]研究了粉末颗粒尺寸对 AlSi10Mg 合金 LPBF 成形

性的影响。结果表明,细粉的流动性和堆积密度低于粗粉,导致成形构件的相对密度较低(图 6a、6b);同时,与细粉原料相比,粗粉能形成更细小的胞状组织,进而使构件具有更高的显微硬度(图 6c、6d)。此外,在多孔结构制造中,粉末粒径的选择还需特别考虑未熔合粉末的清除问题。虽然细粉能提高打印分辨率,但其容易团聚且流动性差,极易卡滞在复杂的连通孔隙内部,导致后处理清粉困难^[17]。残留的粉末不仅会堵塞孔隙,降低支架的渗透率,还可能在植入体内后脱落引发炎症反应。因此,在制备微孔植入物时,需要在粉末流动性和打印精度之间寻找最优解,以避免孔隙堵塞或几何失真。

粉末形貌也是一个关键因素。Attar 等^[67]强调了初始粉末加工和形状的重要性,研究表明,与不规则形状的粉末相比,球形粉末颗粒能够提高最终构件的致密度和力学性能。对于铝合金,Olakanmi 等^[68]指出,表面氧化和不规则的颗粒形状会加剧粉末团聚,进而增加成形构件中孔隙缺陷的产生概率。

粉末床密度和层厚对构件质量和生产效率同样具有重要影响。Zhang 等^[69]发现,将层厚增加约 1.6 倍,可以在不显著影响表面粗糙度的前提下,缩短 40% 的制造时间。然而,Shi 等^[70]的研究表明,层厚过大可能导致扫描轨迹不稳定,从而增加表面粗糙度并产生缺陷(图 6e、6f)。他们的研究指出,尽管层厚的适度变化对致密度和

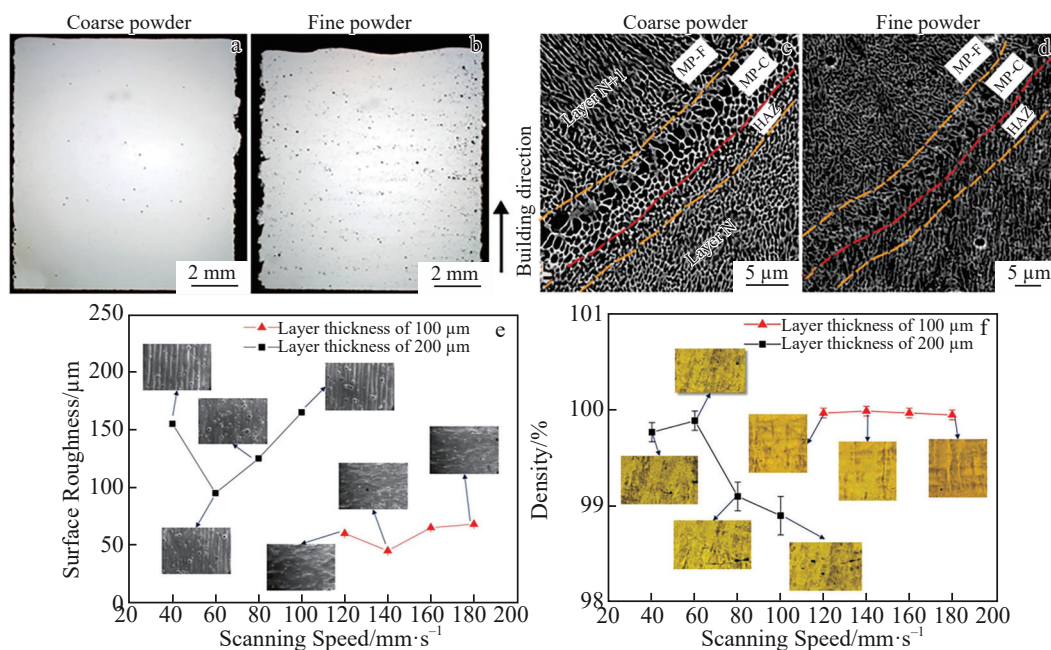


图6 LPBF 成形 AlSi10Mg 合金(粗粉和细粉)的光学显微照片;LPBF 成形 AlSi10Mg 合金(粗粉和细粉)熔池边界附近微观结构的变化;不同层厚下 LPBF 成形 Ti6Al4V 合金的表面粗糙度;不同层厚下 LPBF 成形 Ti6Al4V 合金的致密度

Fig.6 Powder-related parameters: (a-b) OM images of LPBF AlSi10Mg with coarse and fine powders^[66]; (c-d) microstructural evolution near the melt pool boundary of LPBF-processed AlSi10Mg using coarse and fine powders^[66]; (e) surface roughness vs. scanning speed of LPBF Ti6Al4V fabricated with different layer thicknesses^[70]; (f) density vs. scanning speed of LPBF Ti6Al4V fabricated with different layer thicknesses^[70]

拉伸性能影响较小,但层厚过大会损害构件的完整性和尺寸精度。图7展示了LPBF工艺中,层厚与激光功率、扫描速度和扫描间距之间的关系。VED在决定LPBF构件质量方面起着重要作用。

此外,还必须严格控制粉末的化学成分和污染情况。例如,铝合金粉末表面的氧化会导致构件产生缺陷并降低力学性能,从而影响构件质量^[71]。因此,在粉末储存和处理过程中,确保环境清洁且具有惰性气氛,对于保持粉

末质量至关重要。

综上所述,优化粉末相关参数(包括粉末特性和操作条件)对制造高质量的LPBF构件至关重要。未来的研究应聚焦于先进的粉末制备技术以及粉床特性的实时监测。

基于上述对LPBF工艺及其相关参数的讨论,总结了影响LPBF成形质量的关键因素(如表1所示),旨在阐明各个参数的作用。

3 LPBF 多孔结构金属

3.1 多孔结构

多孔结构的特征是由棱边和面构成的单元胞在空间上排列,形成二维或三维多孔固体^[72]。与传统块状结构相比,这类结构具有质量更轻、性能更优异的显著优势,因此在各类工程和生物医学应用中具有广泛的适用性。用于制造这些晶格结构的几何形状、材料和加工技术,对其性能有着深远的影响。粉末冶金等传统制造技术在设计自由度方面存在局限,且难以控制孔隙率;而LPBF技术突破了这些限制,能够实现复杂的结构设计,非常适合制造多孔结构^[73-74]。

多孔结构的一大关键优势在于其可调控的力学性能,这一性能与单元胞和孔隙率密切相关^[75-76]。这种特性使得晶格结构在生物医学应用中极具吸引力,因为该领域对力学性能和孔隙率的精确控制要求极高。例如,

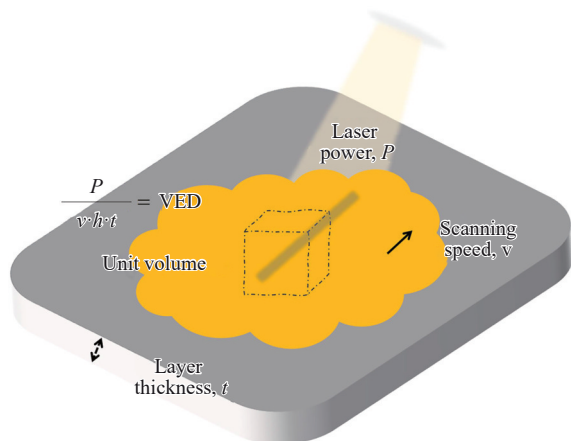


图7 激光功率、扫描速度、扫描间距与层厚之间的相互作用

Fig.7 Interactions among laser power, scanning speed, scan spacing, and layer thickness

表1 LPBF 中不同工艺参数
Table 1 Different process parameters in LPBF

Parameter category	Key parameter	Effect/issue	Ref.
Laser-related	Laser power	Density/keyhole appeared	[35]
	Spot size	Porosity/cracks appeared	[43]
	Pulse duration	Density/lack of fusion	[31]
	Pulse frequency	Density/pores appeared	[32]
Temperature-related	Bed temperature	Ductility, solidification changed/cracks appeared	[35,46]
	Feeder temperature	Residual stress/yield strength decreased	[31,49]
	Temperature uniformity	Grain characteristics/microhardness changed	[50]
Scan-related	Scanning speed	Density/lack of fusion	[51]
	Scan spacing	Density/balling effect appeared	[52]
	Scan strategy	Density, residual stress/ microstructure changed, lack of fusion	[59]
Powder-related	Powder size	Manufacturing quality/surface roughness increased	[66]
	Powder shape and distribution	Porosity/flowability decreased	[67]
	Material properties	Porosity/production cost increased	[71]
	Layer thickness	Building efficiency/surface roughness increased	[70]

在骨支架中,晶格设计既能模拟天然骨骼的力学行为,又能为细胞生长和血管化提供便利^[77-78]。

多孔结构通常由相互连接的梁单元或支撑杆在节点处连接构成,其均匀性会因晶格边界和体积的不同而有所差异^[79]。这类结构大致可分为随机性拓扑结构和周期性拓扑结构:在随机性多孔结构中,单元胞以非系统性的概率分布排列,形成更具随机性的结构;而在周期性多孔结构中,单元胞沿独立坐标轴有规律地排列,从而具备可预测且可重复的力学性能和功能特性。

目前,研究较为广泛的晶格结构类型包括梁基结构(如立方结构、金刚石结构、体心立方(bcc)结构和面心立方(fcc)结构)和板基结构(如螺旋面(Gyroid)结构、原始(Schwarz-P)结构和菱形(Schwarz-D)结构)(图8)。每种晶格类型在特定生物医学应用中均具有独特优势。例如,三周期极小曲面(TPMS)结构因其比表面积大且力学性能各向同性的特点,在骨组织工程中得到广泛应用,这2种特性有利于骨整合和均匀的载荷分布^[80]。在三周期极小曲面结构中,Gyroid结构是一种知名设计,以其高比强度和高刚度而闻名^[81]。此外,研究表明,与立方结构和八面体结构等传统晶格设计相比,Gyroid结构具有更优异的成骨潜力^[82]。同样,金刚石晶格在对强度重量比和变形控制要求较高的应用中展现出良好前景^[83-85]。近年来,负泊松比(NPR)晶格因其具有模拟骨骼特性而受到越来越多的关注,有望通过机械刺激促进骨组织再生^[86]。负泊松比结构表现出独特的行为:纵向拉伸时横

向膨胀,纵向压缩时横向收缩。这种独特特性使得负泊松比材料特别适用于混合髋关节植入物等应用。在弯曲载荷作用下,负泊松比材料在植入物受拉侧会发生膨胀,而传统髋关节植入物在类似条件下,受拉侧往往会收缩,受压侧则会膨胀,负泊松比材料恰好解决了这一问题^[87]。此外,泊松比是生物材料设计中的关键参数,在调节细胞行为方面起着至关重要的作用,进而影响组织整合和再生^[88]。

在生物医学领域,多孔结构的设计旨在实现与原生组织的最佳力学相容性,同时确保材料具有良好的生物相容性,并促进细胞附着、增殖等生物功能^[89]。

3.2 工艺参数对致密度的影响

致密度是影响LPBF成形晶格结构性能的另一关键因素。结构的相对密度会影响其强度、刚度、断裂韧性和疲劳性能等力学特性,而这些特性对于骨替代物和骨科植入物等生物医学应用具有重要意义。

Tsopanos等^[90]研究了激光功率和曝光时间对晶格结构相对密度的影响,结果表明,随着激光功率的增加,相对密度也会相应提高,从而使粉末颗粒之间的结合更加牢固。较高的相对密度有助于提升植入物的力学强度和服役稳定性,使其在承受载荷时更不易发生失效。

然而,对于由微细支柱构成的多孔结构,仅关注宏观体积层面的相对密度显然不足,必须深入探究孔壁致密性,即构成多孔骨架的单根微细支柱本身的致密程度。在此需要严格区分“宏观设计孔隙”与“微观孔壁缺陷”:

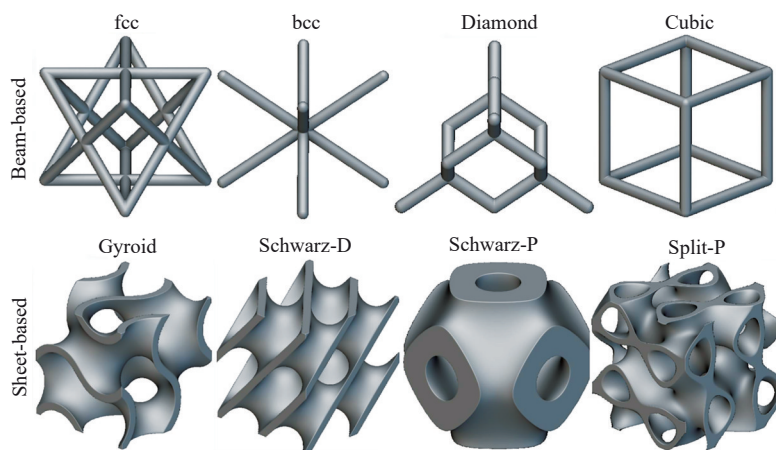


图8 不同类型的多孔结构

Fig.8 Different types of porous structures^[80-85]

生物材料的孔隙率设计旨在模拟骨小梁以降低模量、促进骨长入,这与微细支柱内部的微观缺陷有着本质区别。

与块状结构不同,多孔结构的支柱直径通常仅为几百微米,其热扩散路径受限,且周围被导热性较差的未熔粉末包围。这种特殊的热边界条件使得适用的工艺参数窗口变得更为狭窄。Kasperovich等^[91]指出,当激光能量密度过低时,熔池深度不够,相邻熔道搭接不良,易在支柱内部或层间形成形状不规则、边缘尖锐的未熔合孔洞,应力集中严重,并显著削弱多孔结构的拉伸强度。反之,当激光能量密度过高或扫描速度过慢时,熔池因反冲压力塌陷形成深孔,并捕获保护气体形成匙孔。对于微细支柱,这种匙孔往往占据了支柱截面的相当大比例,从而显著降低其有效承载面积。

在此基础上,Plessis等^[92]针对Gyroid结构的深入研究进一步表明,即使支柱内部仅存在少量微孔隙,也会对结构的力学完整性造成显著影响。因此,必须确保每一根微细支柱的基体材料尽可能接近理论全致密状态。此外,缺陷的空间分布与尺寸特征对多孔结构的抗疲劳性能具有决定性影响。Yavari等^[93]的研究指出,多孔结构的疲劳裂纹往往萌生于支柱表面的粗糙凹坑或内部的微孔缺陷处。由于多孔结构的比表面积巨大,表面缺陷与内部气孔之间更易相互连通,形成复杂的裂纹扩展路径。特别是在生物医学应用中,植入物需承受数百万次的生理循环载荷,支柱内部的微孔隙不仅降低了疲劳寿命,还可能成为腐蚀介质的聚集点,诱发缝隙腐蚀并进一步加速结构失效^[94]。

Qiu等^[95]进一步研究了激光功率和扫描速度对AlSi10Mg合金晶格支柱尺寸和内部孔隙率的影响,结果显示,扫描速度与支柱厚度之间并无显著的线性相关性,当扫描速度处于中等范围时,支柱厚度反而较小(图9a)。在内部致密度方面,在中等激光功率和扫描速度下观察到最高值。当激光功率较高时,熔池可能会变

得不稳定并产生剧烈飞溅,这会导致大量孔隙形成,同时支柱尺寸变小,孔隙率升高。此外,扫描速度增加也会使熔池变得更加不稳定,这一点体现在高扫描速度下支柱形状不规则。因此,多孔结构的优化打印参数需要在支柱致密度和尺寸精度之间取得平衡。Vrána等^[96]开发了轮廓扫描策略参数,与传统的填充扫描策略相比,该策略能更有效地消除晶格结构的内部孔隙(图9b)。

Mahmoud等^[97]研究了LPBF成形缺陷对骨植入物用Ti6Al4V合金Gyroid结构疲劳性能的影响,发现由于热量积累更多,较粗支柱比细支柱存在更多内部缺陷,熔池也更不稳定(图9c)。因此,细支柱Gyroid支架较粗支柱支架表现出更长的疲劳寿命(图9d)。对于承重植入物等生物医学应用,提高结构致密度并尽可能消除内部缺陷对于提高支架的综合力学性能至关重要。

3.3 工艺参数对尺寸精度的影响

LPBF技术凭借其高度的设计自由度,在晶格结构设计方面展现出显著的灵活性,这对于骨替代材料和组织工程支架等生物医学应用至关重要。然而,要实现晶格结构制造的尺寸精度,在很大程度上依赖于工艺参数的合理选择与优化。激光功率、扫描速度、粉末特性、层厚和扫描间距等参数均会直接影响最终构件的精度。

Mazur等^[98]研究了LPBF成形Ti6Al4V合金晶格结构的力学性能,发现该合金的力学性能与理论预测存在显著差异,表明激光功率、扫描速度等工艺参数会对成形结构的尺寸精度及其力学表现产生重要影响。Sing等^[99]进一步研究了工艺参数对LPBF成形钛铝合金多孔晶格结构尺寸精度的影响,发现实验测得的支柱尺寸大于设计值,这一偏差可归因于LPBF过程中熔池尺寸存在最小特征尺度的限制(图10a)。此外,与层厚和扫描速度相比,晶格结构的支柱尺寸对激光功率的变化更为敏感。

然而,仅关注支柱尺寸偏差仍不足以全面评估其对多孔结构性能的影响,还必须进一步理解这类偏差对孔

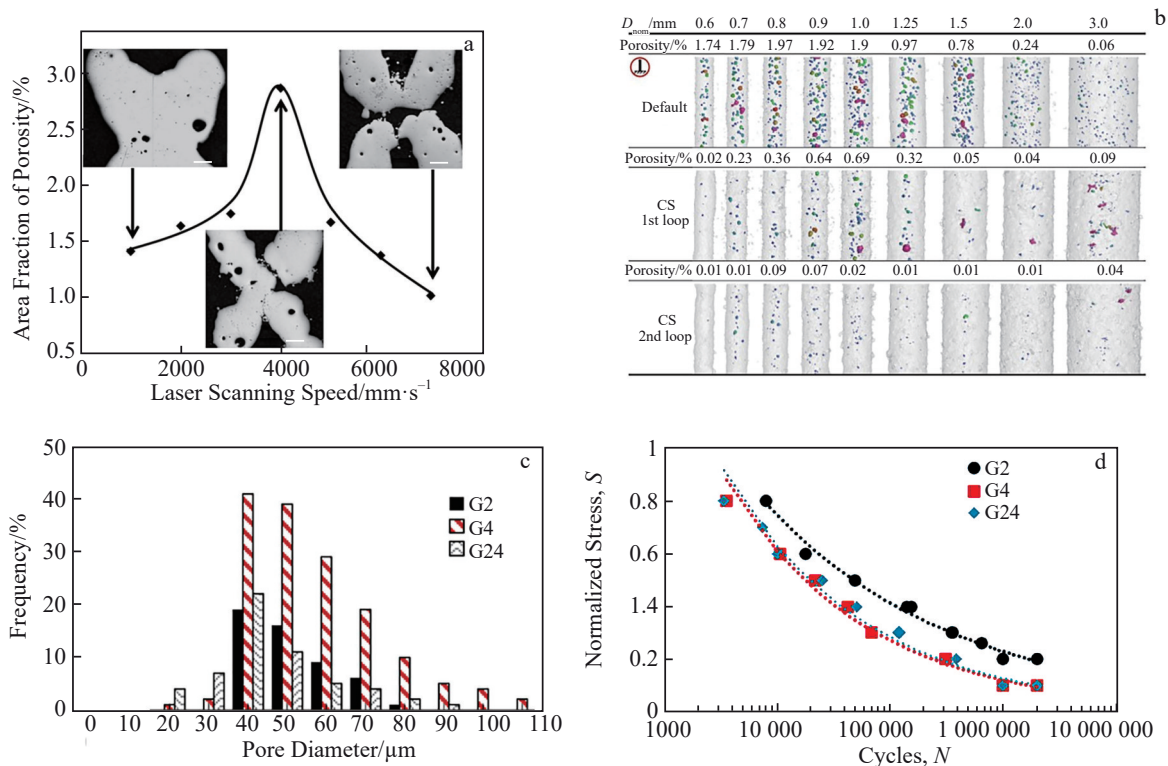


图9 工艺参数对致密度的影响

Fig.9 Effects of process parameters on density: (a) variations of porosity within LPBF AlSi10Mg alloy struts as a function of laser scanning speed at a given laser power^[95]; (b) comparisons of vertical AlSi10Mg struts produced by the default LPBF process parameters and the contour strategy^[96]; (c) internal porosity distributions in three Ti6Al4V Gyroid lattice structures^[97]; (d) *S-N* curves of the Gyroid lattice structures with different internal porosities shown in Fig.9c^[97]

隙结构所产生的反向作用。在生物医学应用中,孔隙结构的几何特征(包括有效孔径、孔隙率、孔径分布及连通性)直接决定了营养物质的传输效率和骨长入的效果。Dallago 等^[100]的研究指出,LPBF 成形多孔结构的设计孔隙率与实际孔隙率之间往往存在显著的失配。由于熔池的热辐射和热扩散效应,熔融金属会裹挟周围半熔化的粉末颗粒,导致支柱直径通常较 CAD 模型增大 30~100 μm。这种支柱的粗化直接导致了实际孔径的缩小。当设计孔径较小(如<500 μm)时,这种工艺诱导的尺寸误差可能导致高达 50% 的孔隙率损失,严重时甚至会将原本设计的连通孔隙完全堵塞,形成闭孔,进而导致其生物学功能丧失。

孔隙的连通性和渗透率受工艺参数的影响往往比孔隙率更为显著。Truscello 等^[101]通过流体动力学实验验证,支柱直径的微小增加会导致支架渗透率呈指数下降趋势。根据 Hagen-Poiseuille 方程,流体在多孔介质中的流动阻力与孔喉直径的四次方成反比。当体积能量密度过高时,工艺效应不仅会导致孔径减小,还会增加孔隙通道的曲折度,进而显著阻碍细胞培养液或体液向支架中心区域的渗透。最终,中心区域的细胞可能因缺氧和营

养供应不足而发生坏死。

此外,工艺参数对孔隙结构的影响还表现出显著的各向异性。虽然 Li 等^[102]通过采用激光束补偿(laser beam compensation, LBC)策略,将镍钛合金支架支柱设计尺寸与实际成形尺寸之间的偏差控制在 3% 以内(图 10b、10c),但这类补偿方法往往难以同时兼顾不同方向上的尺寸精度。Van 等^[103]的研究发现,孔隙的几何形状与工艺参数之间的耦合作用决定了孔隙闭塞的风险,这一现象在水平方向孔隙中尤为突出。Gaur 等^[104]指出,由于水平表面下方容易产生熔渣堆积,水平支柱尺寸偏大的问题难以完全避免(图 10d)。这种悬垂面挂渣现象会导致水平方向的孔隙更加狭窄且表面粗糙,而垂直方向的孔隙则相对规则。这种几何层面的各向异性进一步导致了流体传输行为的各向异性,即支架在某一方向上可能具有较好的通透性,而在另一方向上则可能接近堵塞。

最后,有效孔径还受到表面粗糙度的显著影响。Pyka 等^[38]利用 Micro-CT 分析发现,LPBF 成形支架的较高的表面粗糙度会占据相当一部分孔隙体积。对于微孔结构,粘附在支柱表面的半熔融粉末颗粒会使孔道的水力学直径明显减小。因此,在优化工艺参数时,不仅要关

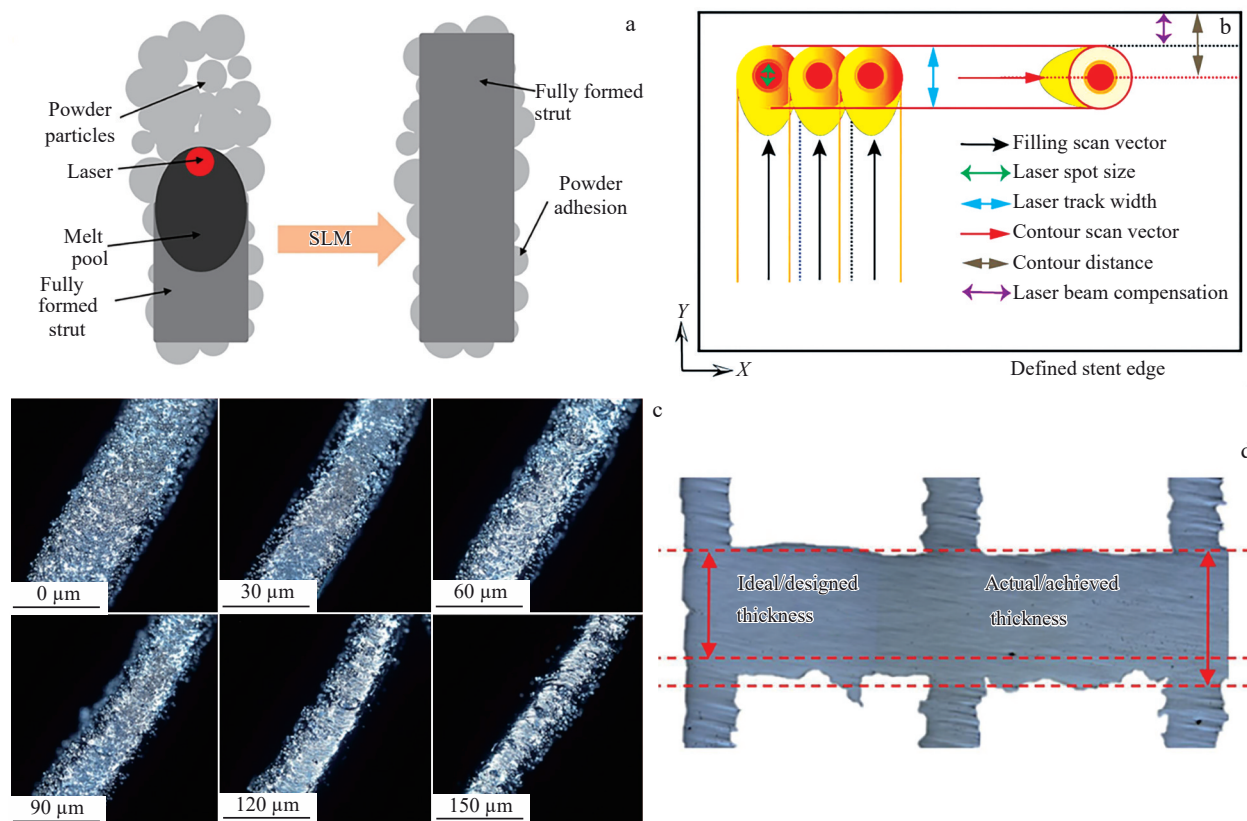


图 10 工艺参数对尺寸精度的影响

Fig.10 Effects of process parameters on dimensional accuracy: (a) formation mechanism of powder adhesion on struts^[99]; (b) schematic diagram of the laser track filling strategy and laser beam compensation mode; (c) optical microscope images of the strut regions of NiTi scaffolds obtained using different LBC values^[102]; (d) comparison between the actual and designed thicknesses of LPBF Ti6Al4V horizontal struts^[104]

注支柱实体尺寸的准确性,还必须通过调整轮廓扫描策略来降低表面粗糙度,以提高有效孔径并维持较大的比表面积,从而为细胞黏附和增殖提供更为有利的微观环境^[105]。

对于用于血管疾病治疗和骨组织工程的多孔结构而言,尺寸精度至关重要,其不仅关系到植入物与周围组织的精准匹配,还影响其对天然组织力学特性的模拟程度。多孔结构的尺寸参数,尤其是支柱和孔隙的尺寸精度,会直接影响植入物的服役性能,包括其承载能力和生物学性能。

3.4 工艺参数对微观结构的影响

LPBF 成形晶格结构的微观结构对其力学性能具有显著影响,而力学性能对于骨植入物等生物医学应用至关重要——这类应用不仅要求材料具备足够的力学强度,还要求其具有良好的生物相容性(图 11)。激光功率、扫描速度、层厚和扫描策略等工艺参数会影响材料的晶粒尺寸、相组成与分布特征,并进一步决定其微观结构演化行为。

Karami 等^[106]研究了连续激光扫描与脉冲激光扫描两种策略对 LPBF 成形 Ti6Al4V 合金晶格结构微观结构及力

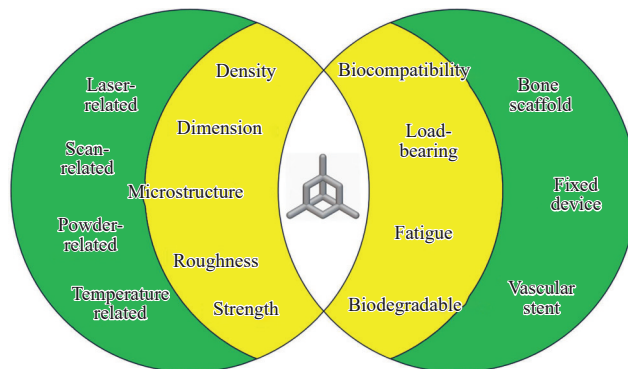


图 11 LPBF 支架的工程制造及其生物学相关性

Fig.11 Engineering manufacturing and their biological relevance of LPBF scaffolds

学行为的影响(图 12a、12b)。结果表明,在连续激光模式和脉冲激光模式下,针状 α 相和原始 β 相的晶粒尺寸、取向以及残余 β 相的含量均存在差异,进而导致材料在硬度、强度和疲劳寿命等方面表现出不同特征。这一研究凸显了 LPBF 参数对微观结构调控的重要性。

Onal 等^[107]采用单点曝光扫描技术制造 Ti6Al4V 合金支架,他们发现重熔工艺能使微观结构更细小、更均

匀,且材料硬度更高。Yang 等^[108]研究了扫描速度对可降解锌合金微观结构的影响。结果显示,在低扫描速度下,粗大的柱状晶占主导地位,并呈现明显的择优生长取向。这一现象是由于熔池在高温状态下停留时间较长,热流持续作用,促使晶粒发生外延生长。随着扫描速度的提高,织构强度显著减弱,晶粒尺寸进一步细化,表明快速凝固过程能够有效地抑制晶粒的外延生长。

材料在凝固过程中的微观组织形态受温度梯度(G)和凝固速率(R)共同控制。在较低扫描速度下,较高的热输入会增大温度梯度,从而增强晶粒的择优取向;相反,随着扫描速度提高,温度梯度降低而凝固速率增加,进而提高体系的热力学过冷度。过冷度的增加有利于在固-液界面前沿的过冷区内诱发大量等轴枝晶形核,使原先具有择优取向生长特征的晶粒逐渐转变为取向更为随机的晶粒。

然而,Xu 等^[109]在对 LPBF 成形镁合金的研究中观察到了与上述规律不同的结果。他们对 LPBF 成形 NZ30K 镁合金的研究表明,随着激光能量输入的增加,晶粒尺寸反而呈减小趋势。这一现象的内在机制目前尚未得到充分阐明,仍有待进一步深入研究。值得注意的是,目前关

于工艺参数对 LPBF 成形可降解多孔金属微观结构影响的研究仍相对有限,整体上尚处于起步阶段,亟需开展更为系统和深入的探索。对于生物医学材料而言,这一问题尤为关键,因为微观结构会直接影响材料的强度、抗疲劳性能、腐蚀行为以及体内长期服役稳定性。

除了改善力学性能外,晶格结构微观结构的调控还会显著影响其生物相容性。通过精细调节晶粒尺寸和相组成,可以增强材料与周围组织之间的相互作用,促进植入材料与宿主组织的良好整合,并降低不良反应的发生风险。例如,Shang 等^[110]发现,通过改变扫描速度,可借助微观结构的变化来调控 LPBF 成形 316L 不锈钢试样的生物相容性(图 12c)。Misra 等^[111]也观察到,与粗晶 316L 不锈钢相比,纳米晶 316L 不锈钢表现出更优异的细胞相容性,这可能与其较高的表面亲水性及更为细化的晶粒组织有关(图 12d)。对于 LPBF 成形可降解多孔金属,同样可通过调节工艺参数实现对微观结构的有效控制,进而调控其降解行为^[110]。

3.5 工艺参数对表面粗糙度的影响

表面粗糙度是影响生物医学植入物性能的重要因素。激光功率、扫描速度和层厚等多种 LPBF 工艺参数,

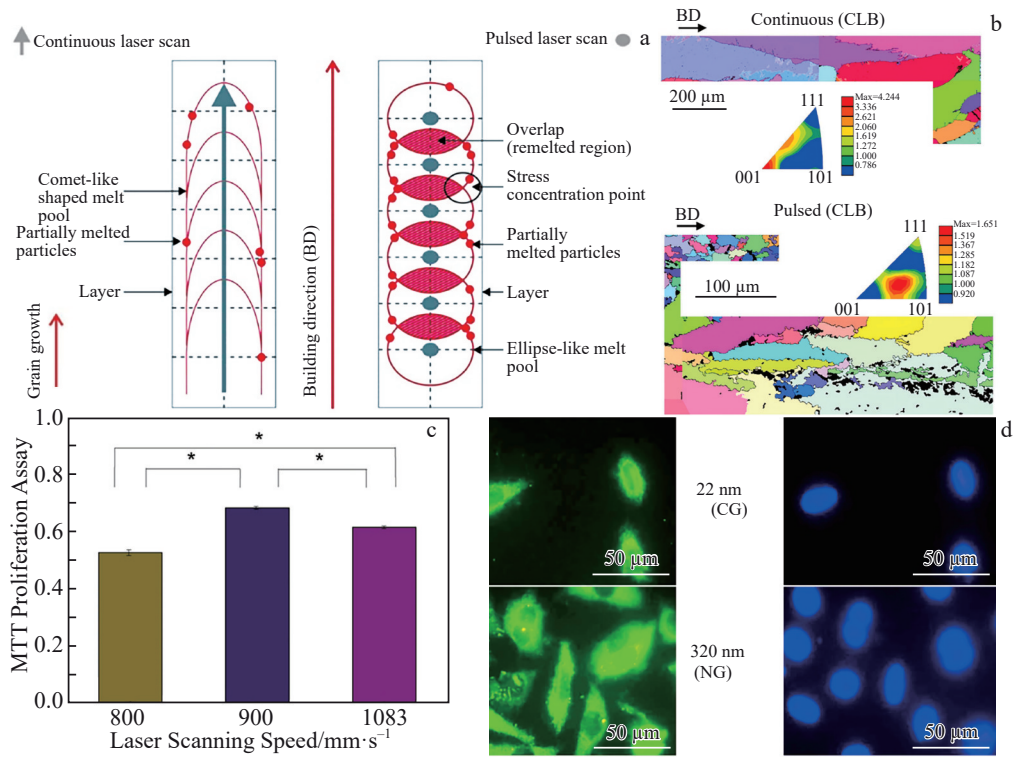


图 12 工艺参数对微观结构的影响

Fig.12 Effects of process parameters on microstructures: (a) schematic diagram of two laser scanning modes, namely continuous laser (CL) scanning and pulsed laser (PL) scanning^[106]; (b) EBSD inverse pole figure (IPF) maps of vertical (along the build direction, BD) and horizontal struts in LPBF Ti6Al4V specimens produced using CL and PL scanning^[106]; (c) MTT proliferation assay results of L929 cells cultured for 24 h in extracts from LPBF 316L stainless steel specimens prepared at three different scanning speeds^[110]; (d) fluorescence micrographs showing fibronectin immunocytochemical staining (left) and DAPI staining (right) of pre-osteoblasts cultured for 48 h on austenitic stainless steel with different grain sizes^[111]

均会对晶格结构的表面粗糙度产生显著影响。

Kadirgama 等^[112]研究了支柱形状、尺寸和孔隙率对表面粗糙度的影响,结果表明,表面粗糙度主要受 LPBF 工艺参数调控,而并非由晶格单元设计本身所主导。类似地,Han 等^[113]观察到,在激光功率和扫描间距保持不变的情况下,随着扫描速度的提高,支柱表面粗糙度呈现先升高后降低的变化趋势(图 13a)。这一现象可归因于熔体渗透行为的变化:在较低的扫描速度下,熔池中心温度升高,熔池存在时间延长,润湿性和流动性增强,液态金属能够更充分地渗入粉末间隙,从而形成更为平整的表面并降低粗糙度(图 13b);然而,随着扫描速度的增加,渗透效应逐渐减弱,导致表面不平整程度增加;当扫描速度进一步提高时,渗透效应减弱至不足以有效促进粉末颗粒结合,最终表面粗糙度再次降低(图 13b)。

然而,对于多孔结构而言,必须区分上表面与孔内壁的粗糙度差异。由于多孔晶格结构包含大量悬垂特征,孔内壁下方往往缺乏有效的实体支撑。Wang 等^[34]的研究指出,在激光加工悬垂面时,熔池在重力作用下会发生下沉,且难以获得下层凝固材料的充分支撑,导致熔融金属渗入下方的粉末床。在此过程中,热扩散及局部熔融效应会促使部分未完全熔化的粉末颗粒黏附于孔内壁表面,形成所谓的挂渣现象。因此,孔内壁的平均粗糙度 R_a 通常远高于侧面或上表面,这也是 LPBF 多孔结构表面形貌的一项固有特征。

这种孔内壁的粗糙度对支架功能具有深远影响,尤其体现在其对流体动力学行为的调控作用上。Kaur 等^[114]通过结合 Micro-CT 扫描与计算流体力学(CFD)模拟发现,与理想光滑模型相比,考虑真实表面粗糙度的 AM 晶格结构表现出显著更高的压力降。研究指出,支柱表面的随机粗糙峰增加了流体流动的摩擦阻力,导致支架的有效渗透率较设计值下降近 30%。如果在微流控或体内生理环境中,粗糙的孔壁会阻碍细胞培养液或血液在复杂孔隙通道中的有效灌注,进而影响中心区域细胞的营养供给及代谢废物排出。因此,控制孔内壁的光滑性不仅是几何问题,更是关乎植入物生化功能的关键。

Sing 等^[115]还指出,扫描速度会影响粉末颗粒在支柱表面的附着行为,进而改变表面粗糙度。在生物医学应用中,通常更倾向于获得表面较为光滑的结构,以减少磨损并提高使用舒适性,但在某些应用(如骨支架)中,适度的表面粗糙度反而可能更为有利,因为它能促进细胞附着和骨整合。

然而,对于承受载荷且对抗疲劳性能有要求的骨支架,表面粗糙度必须得到精确控制。表面完整性与疲劳寿命之间存在显著的相互制约关系。Beretta 等^[116]基于断裂力学分析指出,粘附在支柱表面的半熔融颗粒不仅构成表面粗糙度特征,还会在力学上充当类似缺口的应

力集中源。在循环载荷下,疲劳裂纹极易从这些表面微观缺陷处萌生。Pyka 等^[38]利用显微 CT 证实,表面粗糙度实际上占据了多孔结构中相当比例的有效体积,从而导致承载截面减小。

Yáñez 等^[117]研究了表面粗糙度对 LPBF 成形 Gyroid 多孔结构疲劳行为的影响。结果表明,在变形过程中,Gyroid 支柱表面过大的粗糙拓扑起伏及其表面缺陷可能因引发较高的应力集中而成为裂纹萌生源,并在疲劳损伤过程中起主导作用(图 13c、13d)。此外,Ahmadi 等^[118]研究了不同后处理工艺对 LPBF 成形 Ti6Al4V 合金支架疲劳性能的影响,发现喷砂处理能够在支柱表面引入压应力,并去除部分未熔化颗粒,从而显著提高支架的疲劳寿命(图 13e、13f)。

对于生物医学应用而言,优化表面粗糙度对于改善力学性能(如提高疲劳性能)以及促进生物整合(如增强骨替代材料中成骨细胞的附着)均具有重要意义。表面粗糙度是影响细胞、组织与生物材料之间生物相互作用的关键因素。研究表明,与疏水且光滑的表面相比,亲水性表面及适度粗糙的表面更有利于促进人成骨细胞的附着、增殖及骨整合^[119]。此外,细胞在与粗糙生物材料表面接触时,通常会形成更多的黏附位点,从而表现出更强的附着能力和增殖活性(图 14a)。

Ren 等^[120]通过酸蚀和阳极氧化处理,对电子束熔融(electron beam melting, EBM)成形的 Ti6Al4V 合金植入物表面进行改性,成功去除了表面残留粉末及毛刺。这一处理过程在材料原有起伏峰谷形貌的基础上,进一步构建了亚微米级凹坑、沟槽及纳米管结构。这种分层构建的微/纳米尺度表面结构显著提升了材料的亲水性和生物活性。在阳极氧化组中,新生骨组织与 Ti6Al4V 基体紧密结合,种植体与骨组织之间未见明显的纤维结缔组织界面层,表明种植体与骨组织实现了直接结合(图 14b)。

此外,局部拓扑特征对细胞形态具有显著影响。O'Keeffe 等^[121]研究了化学蚀刻对 LPBF 成形 Ti6Al4V 生物材料表面与间充质基质细胞(MSCs)相互作用的影响。研究表明,成形态表面的拓扑不均匀性(如局部附着的粉末颗粒)会导致细胞形态发生拉伸并呈现明显的各向异性特征(图 14c)。当细胞在不均匀的粉末附着界面上扩展时,往往会形成较大面积的无支撑区域。化学蚀刻能够逐步去除这些表面缺陷,使细胞形态趋于各向同性;而这种形态通常更有利于间充质基质细胞向成骨细胞谱系分化(图 14d)。

然而,需要注意的是,虽然表面粗糙度的增加有助于细胞附着和骨整合,但也可能在一定程度上促进病原体黏附及生物膜形成。较高的表面粗糙度会增加材料的比表面积,从而为病原体定植和生物膜发育提供更多有利

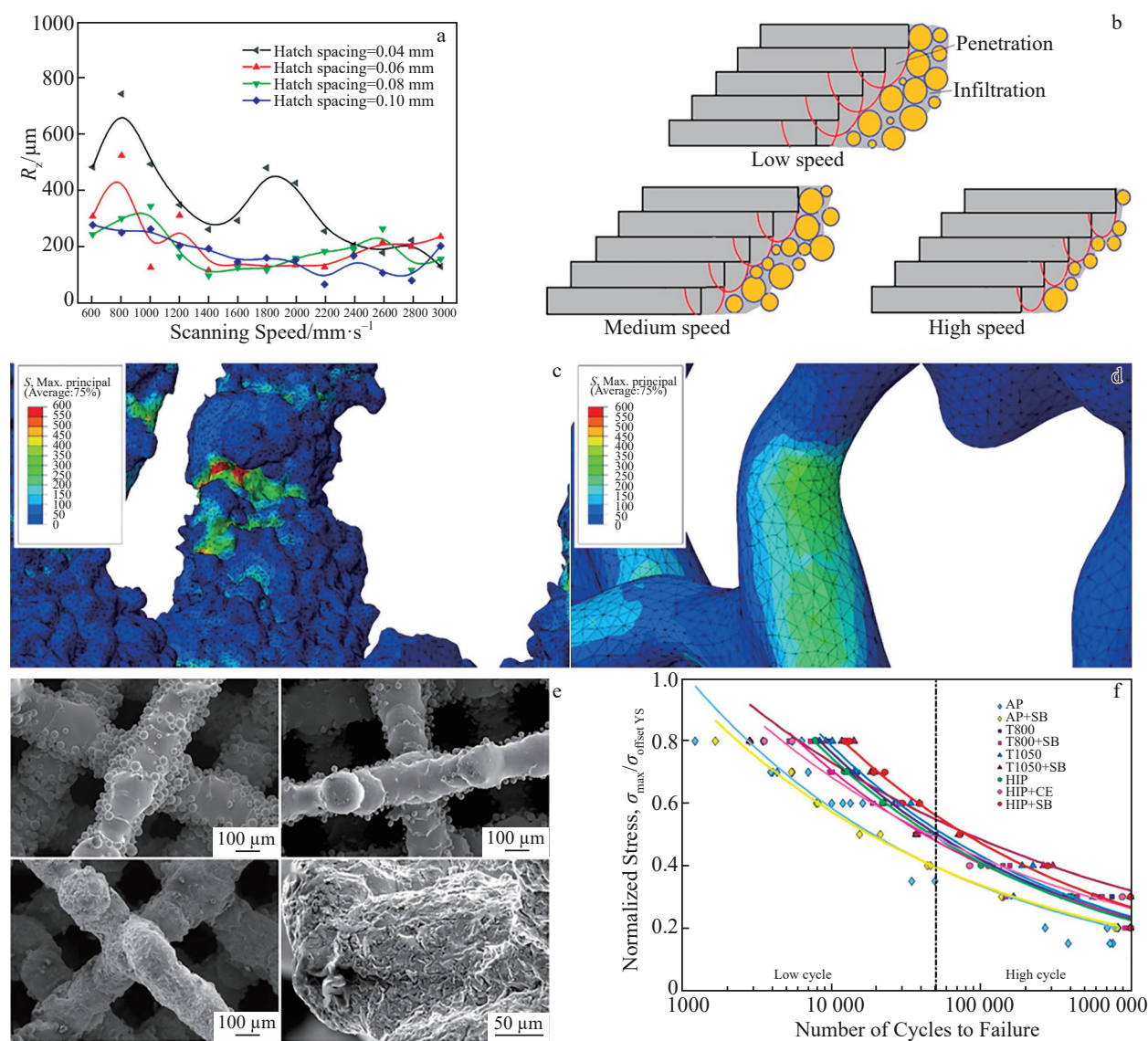


图 13 工艺参数对表面粗糙度的影响

Fig.13 Effects of process parameters on surface roughness: (a) peak-to-valley height roughness (R_z) of the lower surfaces of LPBF AlSi10Mg struts under different processing parameters^[113]; (b) schematic diagram of the variation in lower-surface roughness caused by laser penetration and infiltration effects^[113]; (c–d) details of the maximum principal stress distributions in the micro-CT and CAD models of deformed Gyroid structures^[117]; (e) surface morphologies of LPBF Ti6Al4V alloy samples before and after post-treatment^[118]; (f) normalized $S-N$ curves of lattice Ti6Al4V alloy structures subjected to different post-treatments (AP: as printed; SB: sand blasted; CE: chemical etching; HIP: hot isostatic pressing; T800, T1050: heat treatment)^[118]

位点^[122]。

3.6 工艺参数的交互影响与材料响应

在 LPBF 成形多孔结构生物医用金属的过程中，由于熔池形成过程中的热力学与流体动力学行为受多种工艺参数耦合作用的共同影响，仅对单一工艺参数进行优化往往难以有效解决复杂的制造缺陷。因此，有必要系统探究各工艺参数之间的交互作用，而体积能量密度 (volume energy density, VED) 则是表征这类综合作用的常用量化指标。

Zhong 等^[123]在研究 316L 不锈钢晶格结构时发现，受

微细支柱有限热扩散能力的制约，高激光功率通常需要与较高扫描速度相匹配，以抑制热积累。实验结果表明，低速扫描会引起熔池过度润湿与扩展，从而导致支柱直径出现显著的正偏差，并加剧表面粘粉现象，使结构的弹性模量和屈服强度明显偏离理论预测值。值得注意的是，即使在 VED 保持一致的条件下，高功率-高速策略所形成的热历史仍更有利于保证悬垂结构的成形精度。因此，在参数设计过程中，应充分考虑面向细小截面的能量补偿机制。

更为关键的是，不同种类的生物医用金属对工艺参

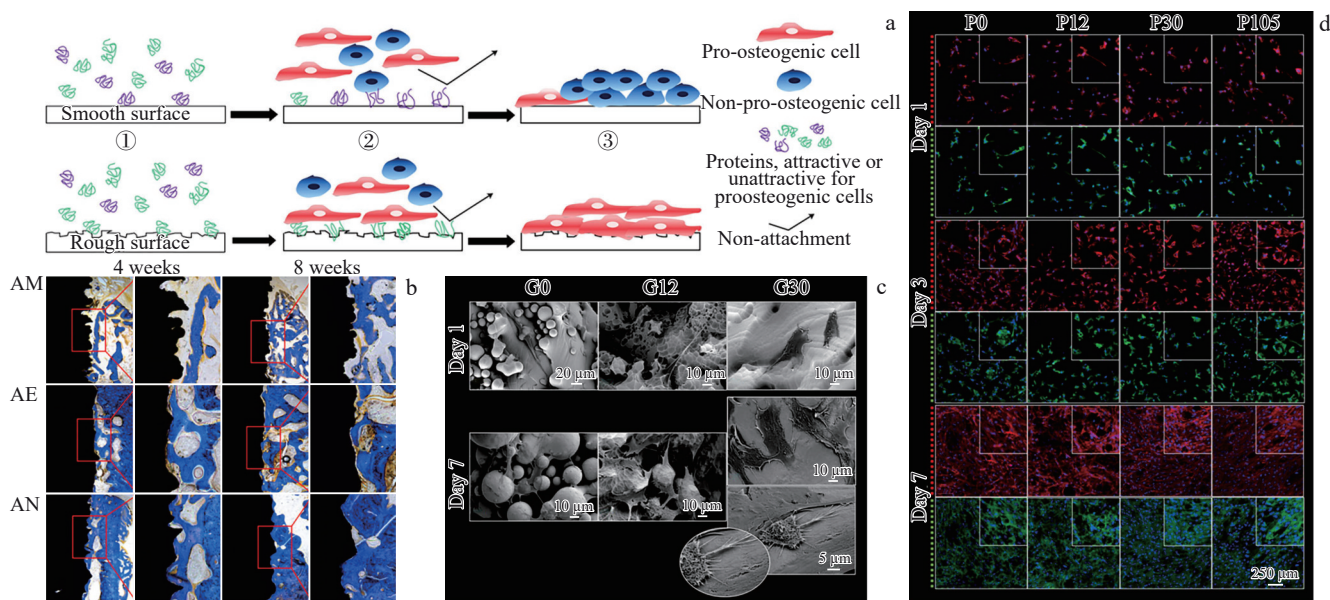


图 14 表面粗糙度对细胞行为的影响

Fig.14 Effect of surface roughness on cell behavior: (a) schematic diagram of basic cell-material interactions on smooth and rough surfaces^[119]; (b) histological staining images of Ti6Al4V implant samples with different surface treatments after 4 and 8 weeks of implantation, in which the blue, light yellow, and black regions represent bone tissue, fibrous tissue, and Ti6Al4V implants, respectively (AM: as-built, AE: acid etching, AN: anodization)^[120]; (c) influence of local topographical features on MSC morphology(G0: grid, 0 min etching; G12: grid, 12 min etching; G30: grid, 30 min etching)^[121]; (d) confocal images of mesenchymal stem/stromal cells on the surfaces of plate constructs (cell nuclei: blue, F-actin: red, vinculin: green, all scale bars (white) are equal to 250 μm ; P12: plate, 12 min etching; P30: plate, 30 min etching; P105: plate, 105 min etching)^[121]

数交互作用的响应机制存在显著的材料特异性。Wauthle 等^[124]的研究指出,由于钽具有较高熔点,其成形过程通常需要依赖较高的激光功率以跨越熔化阈值。然而,若仅单纯提高激光功率,则可能产生较大的反冲压力;当扫描速度不足时,熔池在重力与反冲力共同作用下易发生塌陷,进而引发深匙孔效应和剧烈的金属飞溅。这种飞溅行为本质来源于激光、粉末与熔池之间复杂的多场耦合作用;其形成机制以及由此导致的表面粘粉和成形缺陷,可通过优化能量输入与扫描策略实现系统调控^[125],从而避免多孔钽支架在高能量输入条件下出现内部相对致密而表面粗糙的特征。

同时,Qin 等^[126]的研究指出,采用较高的激光功率虽然有助于第二相 WE43 颗粒的熔入,但也会显著提高熔池温度。当扫描速度较低时,激光与粉末之间的相互作用时间延长,易导致严重的金属蒸发及匙孔塌陷现象;而通过提高扫描速度,则可以有效缩短熔池寿命,在抑制 Zn 元素过度蒸发的同时,借助快速凝固过程细化晶粒,并促进增强相的均匀弥散分布。因此,通过适中激光功率与较高扫描速度相结合所获得的微观组织,能够有效抑制局部微电偶腐蚀的加速发生。

此外,Dadbakhsh 等^[127]的研究表明,VED 对 Ni 元素的挥发损耗程度具有直接影响。在由高激光功率或低扫描速度所导致的高 VED 条件下,熔池处于高温状态的持

续时间延长,从而加剧 Ni 元素的优先挥发,并导致相变温度显著升高,进而改变材料在人体生理环境中的形状记忆行为及压缩力学响应。

综上所述,LPBF 工艺参数对生物多孔材料性能的影响并非单一维度上的线性关系,而是一个涉及热物理耦合、冶金相变及几何特征演化的复杂系统。当前有关工艺优化的研究多聚焦于实现高致密度和低表面粗糙度,但这种取向在一定程度上可能与生物学需求并不完全一致。例如,过度追求表面光滑性可能削弱细胞的早期黏附与铺展能力;而为获得高致密度所采用的高能量输入,又可能导致细小孔隙收缩甚至堵塞。未来的研究应由单纯面向缺陷控制的工艺优化,转向以临床功能需求为导向的逆向工艺设计:根据目标组织(如皮质骨或松质骨)对降解速率、疲劳寿命和生物活性的具体要求,反向推导所需的微观组织特征与表面形貌参数,进而确定与之相匹配的工艺参数组合。

3.7 结构设计与工艺参数的相互作用

除打印参数外,晶格结构设计(包括拓扑结构、单胞尺寸和取向)在决定 LPBF 成形构件的成形质量与力学性能方面同样具有关键作用。在采用 LPBF 技术制造晶格结构的过程中,往往会受到若干工艺与几何约束,其中在悬垂表面的成形过程中这一问题尤为突出。当缺乏足够的几何支撑或有效的变形控制时,构件往往难以实现

稳定成形。

Maconachie 等^[14]的研究表明,实现稳定成形所需的最小倾斜角会受到工艺参数、材料类型和粉末特性的影响(图 15a)。Yan 等^[128]探究了 316L 不锈钢 Gyroid 晶格结构的制造可行性和性能,结果发现,支柱取向为 0°和 60°的 Gyroid 结构在力学性能上优于取向为 35.5°的结构(图 15b)。此外,Dong 等^[129]发现,支柱取向对 LPBF 成形 AlSi10Mg 合金多孔结构的几何精度和微观结构具有显著影响(图 15c₁、15c₂、15d)。上述结果表明,晶格取向与结构设计对于打印参数优化以及目标力学性能的实现具有重要作用,尤其在生物医学植入物的设计与制造中更为关键。

这些研究结果表明,为提升 LPBF 成形晶格结构在生物医学应用中的功能性与可靠性,必须统筹考虑材料、工艺及结构设计等多方面因素。

3.8 工艺参数对生物学性能的影响及临床应用现状

尽管 LPBF 技术赋予了多孔结构金属较高的几何设计自由度,但其临床转化价值最终仍取决于材料与生物环境之间的相互作用。工艺参数不仅决定植入物的宏观力学性能,还可通过调控表面形貌、微观组织及制造缺陷

特征,直接影响细胞黏附行为、组织再生效率以及临床服役的长期可靠性。

细胞与材料表面的初始相互作用是骨整合过程中的关键起始事件。LPBF 工艺固有的快速非平衡凝固过程,赋予成形态表面独特的微/纳尺度粗糙结构。虽然适度的粗糙度可通过增加比表面积为细胞提供更多锚定位点,但残留的部分未熔合粉末仍可能带来潜在的生物学风险。

一方面,优化的激光功率和扫描策略能够诱导形成有利于成骨分化的表面微观拓扑结构。例如,O’Keeffe 等^[121]指出,通过化学蚀刻去除 LPBF 成形钛合金表面的松散颗粒后,所保留的微/纳尺度结构更有利于 MSCs 向成骨谱系分化。另一方面,若扫描间距过大或扫描策略不当,表面未熔合粉末残留过多,则可能导致松散颗粒在体外培养过程中发生脱落。Vallabani 等^[130]的毒理学研究指出,这些微米级金属颗粒在生理环境中易于脱落并被巨噬细胞吞噬,进而激活炎症信号通路,诱导炎症因子(如 IL-6、TNF- α)的释放,从而导致局部显著的细胞毒性,甚至诱发骨溶解。

对于可降解金属(如 Mg、Zn)而言,工艺致密度对生

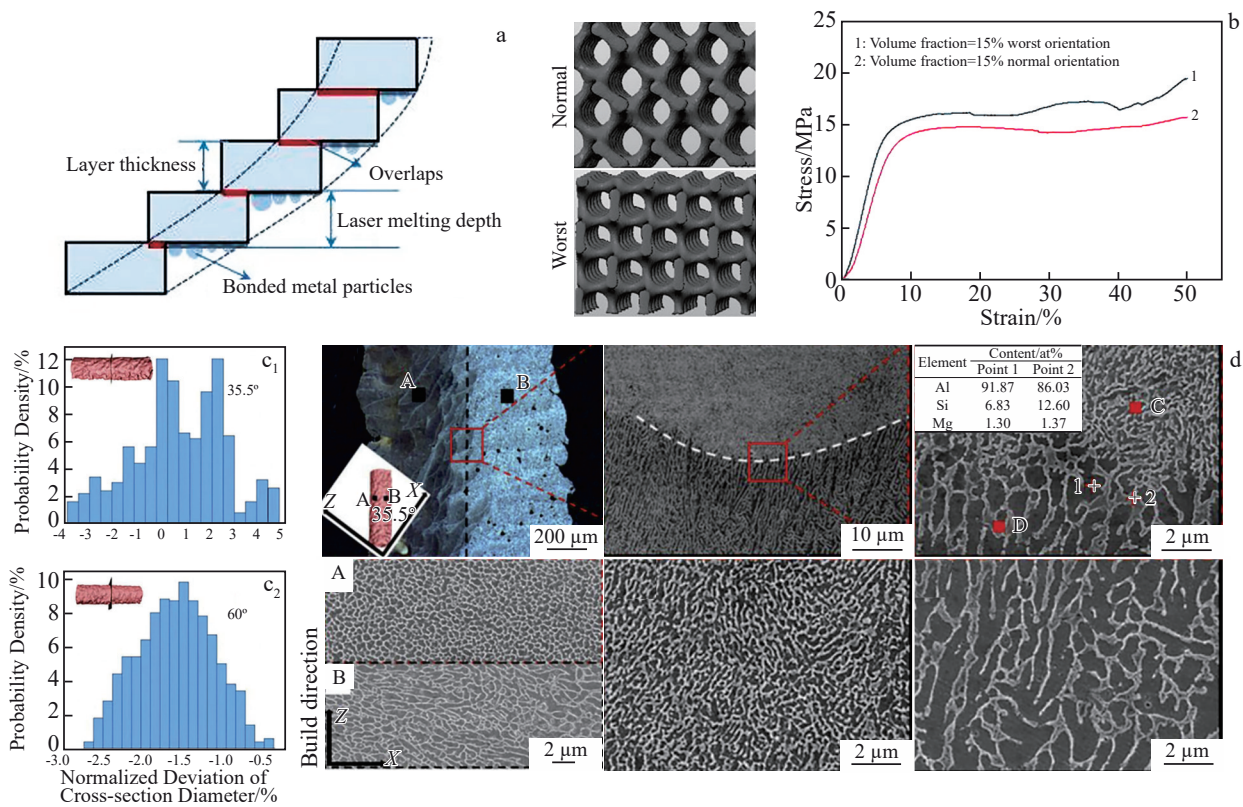


图 15 结构设计与工艺参数的相互作用

Fig.15 Interplay between structure design and process parameters: (a) schematic diagram of the strut inclination angle^[14]; (b) compressive stress-strain curves of LPBF 316L stainless steel Gyroid porous lattice structures under the normal and worst orientations^[128]; (c₁, c₂) probability density distributions of the normalized dimensional deviations of LPBF-fabricated AlSi10Mg struts with different build orientations^[129]; (d) typical optical and SEM images of the microstructure of tilted struts and EDS point analysis results of the cellular-dendritic network (the inset showing the upper region A and lower region B)^[129]

物安全性的影响更为显著且更具敏感性。Shi 等^[11]发现,若 LPBF 工艺参数窗口发生偏离,导致支柱内部形成连通孔隙,培养液可通过毛细作用渗入支架内部深层区域,从而使实际降解面积呈指数级增加。这种突释效应会引起局部金属离子浓度的急剧升高和 pH 值的剧烈波动,一旦超过细胞耐受阈值,便会显著抑制细胞增殖。同时,可降解金属的生物安全性还受到其在生理环境中腐蚀行为的严格制约^[131]。因此,通过优化 VED 以获得高致密度的实体支柱,是调控可降解植入物降解动力学与生物安全性的重要工艺基础。

体内研究进一步证实,工艺参数对骨整合过程具有关键影响。多孔结构的孔径和孔隙率是决定血管化效率及新骨生成质量的核心指标,而这些几何特征的制造精度又直接受到光斑尺寸、层厚等工艺参数的制约。

在 Ti6Al4V 多孔植入物的动物实验中, Taniguchi 等^[132]利用兔股骨模型,系统比较了不同孔径(300、600、900 μm) LPBF 支架的骨长入行为。结果表明,当孔径约为 600 μm 且孔隙连通性良好时,支架的骨长入深度和拔出力均达到最高水平。这主要归因于 LPBF 工艺能够较为精确地构建仿生骨小梁结构,在保证力学强度的同时有效地降低弹性模量,从而减轻应力遮挡效应。此外, Ren 等^[120]的研究证实,采用工艺优化-表面阳极氧化的复合策略,植入物在植入 8 周后可与骨组织形成紧密的直接结合,且未观察到明显的纤维结缔组织包裹,显示出优异的骨整合能力。

针对可降解镁合金而言,体内降解速率的精准调控是实现良好成骨效果的关键因素之一。Li 等^[84]指出,若 LPBF 制备的 WE43 镁合金支架存在显著的微观偏析,植入体内后可能因局部原电池反应产生大量氢气聚集,从而对骨痂形成产生物理阻隔作用。因此,通过精细调控激光扫描速度以细化晶粒并抑制元素偏析,是控制体内析氢速率并保障骨愈合进程顺利进行的重要前提。

随着制造工艺的不断成熟,基于 LPBF 技术制备的钛合金多孔植入物已在脊柱融合器和髌臼杯等领域实现临床规模化应用。

临床随访数据进一步有力证实了 LPBF 多孔结构的临床应用有效性。Castagnini 等^[133]基于意大利 RIPO 关节登记中心的数据,回顾性分析了 LPBF 制造的高孔隙率钛臼杯在初次全髋关节置换中的应用效果。该研究纳入了 2000 余例患者,结果显示,在 8 年随访期间,该高孔隙率钛臼杯的生存率高达 98.7%,略高于对照组(其他非骨水泥臼杯)的 97.9%。更为重要的是,该研究发现 LPBF 钛臼杯的无菌性松动发生率极低(在陶瓷-聚乙烯界面组合下仅为 0.2%),这表明 AM 所赋予的粗糙表面特征及较高摩擦系数显著增强了植入早期的初始稳定性,并促进了长期生物固定的形成。

尽管临床效果显著,但如何进一步平衡多孔结构的疲劳寿命与生物活性仍是下一代植入物研发的重点。Chen 等^[134]提出了功能梯度化的多孔钽 Gyroid 结构设计。相比于均匀结构,梯度结构结合钽金属优异的生物活性,不仅在体外实验中表现出促进细胞增殖的作用,还显著提高了结构的疲劳极限,从而有效地缓解了传统多孔结构在复杂生理循环载荷下易发生节点疲劳断裂的问题。因此,基于功能梯度设计开发新型生物活性材料,为构建兼具长寿命与高生物活性的承重骨科植入物提供了新的思路。

3.9 机器学习在 LPBF 工艺参数优化中的应用

机器学习(ML)已成为应对 LPBF 多孔结构生物医用金属工艺参数优化难题的重要技术手段。由于其能够处理大规模数据集,并挖掘工艺参数与成形结果之间复杂的非线性映射关系,因此在该领域具有突出的应用优势。

Ren 等^[135]将机器学习应用于 LPBF 工艺中匙孔孔隙形成的实时检测。通过高速同步辐射 X 射线成像和热成像技术,结合多物理场模拟,他们发现了 Ti6Al4V 合金 LPBF 过程中的 2 种匙孔振荡模式。在此基础上,借助机器学习方法构建了针对随机匙孔孔隙生成事件的检测模型,其时间分辨率可达亚毫秒级,预测准确率接近 100%。

除图像数据外, Tempelman 等^[136]还利用机器学习模型分析了 LPBF 过程中采集的声学信号。他们通过先进的分解技术从这些信号中提取特征,然后采用支持向量机(SVM)算法对匙孔孔隙进行分类,准确率高达 97%,充分显示了机器学习驱动的非侵入式监测方法在 LPBF 过程监控中的应用潜力。

在另一项研究中, Shen 等^[137]采用贝叶斯网络(BN)和多层感知器(MLP)模型,开发了 Ti6Al4V 合金的成形性预测模型。结果表明,经过特征工程处理后,多层感知器模型在预测工艺参数与相对密度之间关系方面的表现优于贝叶斯网络,从而显著缩短了工艺优化所需的时间与成本(图 16a、16b)。这一经验证的方法简化了参数筛选过程,并加快了 LPBF 技术的工程化应用。

为解决可制造性挑战, Zhang 等^[138]提出了一种新方法,将基于体素的卷积神经网络(CNN)与神经网络(NN)相结合,用于预测潜在的打印缺陷。该双模型框架能够同时综合设计因素与工艺因素,从而准确预测特定工艺参数条件下 LPBF 结构的可制造性,为提升生产可靠性提供了有效工具。

在生物医学应用方面, Liu 等^[139]利用各向异性 TPMS 结构逆向设计复杂骨支架(图 16c)。该方法通过 BPNN 建立了 TPMS 结构与力学性能之间的映射关系。随后,将 RGA 嵌入机器学习进行逆向搜索,获得所需结构。最后,通过多组设计目标及有限元模拟,验证其有效性与普

适性。结合 AM 技术实现定制化制备,进一步表明机器学习在面向特定临床需求的骨支架设计中具有重要应用前景。

机器学习还被用于预测 LPBF 成形构件的力学性能。Cao 等^[140]基于 173 个数据集构建了一个综合数据库,用于优化 Ti6Al4V 合金的工艺参数。通过将聚类技术与回归模型相结合,实现了对材料性能的高精度预测。此外,引入非支配排序遗传算法(NSGA-II)进一步实现了多目标优化,从而在材料强度与延展性之间获得了更优平衡。实验验证结果证实了优化参数的有效性,充分体现了机器学习驱动预测与 LPBF 实验验证之间的协同作用。

此外,Siva 等^[141]探索了 LPBF 成形晶格结构的力学性能。通过特征重要性分析和相关性热图,发现晶格体积和表面粗糙度是预测力学行为的关键因素,对模型预测能力的贡献分别达到 24.29% 和 23.71%。这些发现表明,机器学习在识别影响晶格性能的关键因素方面具有

潜力,有助于面向特定应用开展定制化结构设计。

综上所述,将机器学习引入 LPBF 工艺参数优化过程,正通过实现实时监测、提高结果预测效率以及优化复杂多变量系统,持续推动该领域的发展。这些进展为开发高性能金属生物材料提供了新的技术路径,有望满足生物医学应用的严苛要求。

4 结果与展望

LPBF 技术凭借其极高的设计自由度,已成为一种极具前景的金属材料晶格结构 AM 技术。LPBF 成形的晶格结构通常具有轻量化、能量吸收能力增强和力学性能提升等独特特性,而这些特性是实心结构无法实现的。这些优势使得 LPBF 技术在骨支架、血管支架和假体装置等生物医学应用领域中极具吸引力,在这些应用中,定制化几何形状以及轻量化且高强度的结构至关重要。

然而,大量研究表明,LPBF 工艺参数的变化可能导

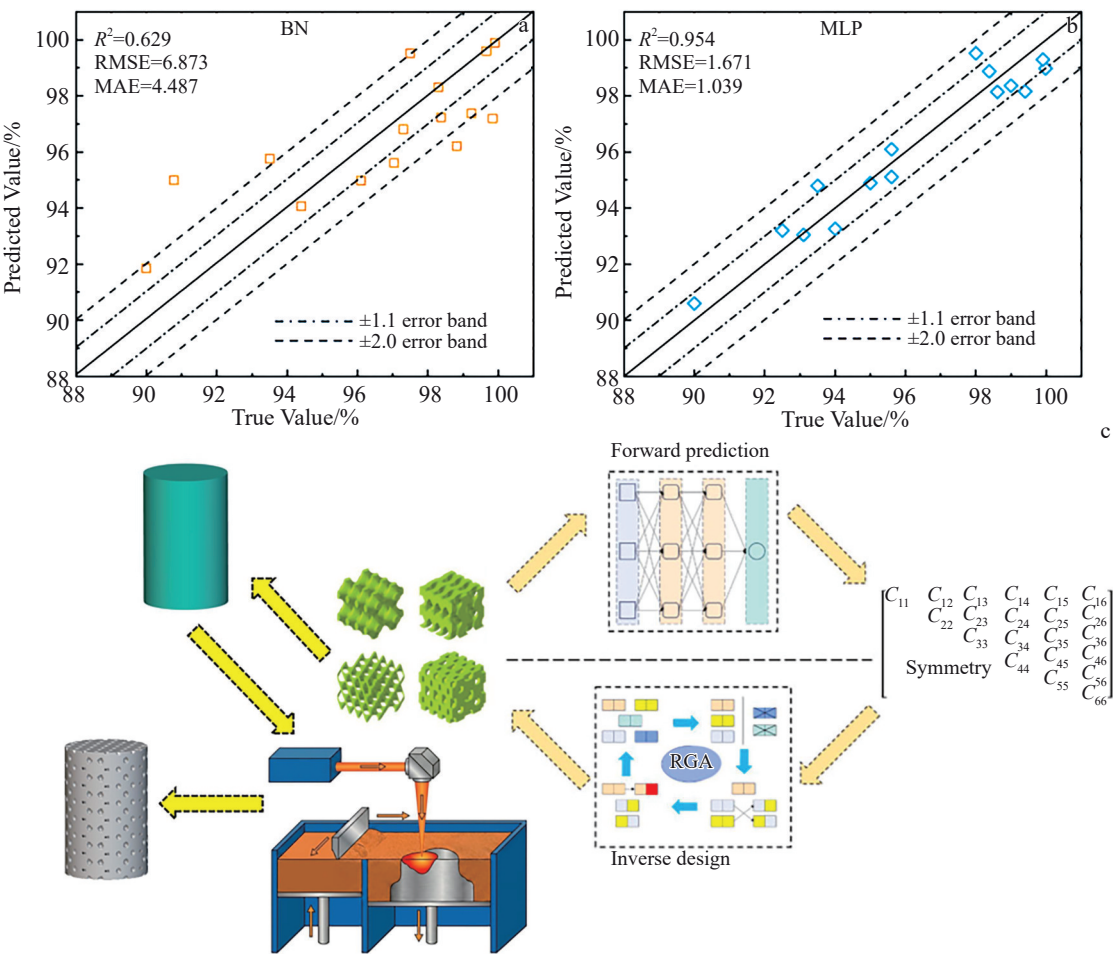


图 16 机器学习在 LPBF 多孔金属生物材料中的应用

Fig.16 Applications of ML on LPBF porous metallic biomaterials: (a–b) relative density prediction model for LPBF Ti6Al4V alloys based on Bayesian network (BN) and multilayer perceptron (MLP) assisted feature engineering, respectively^[137]; (c) schematic diagram of a machine learning(ML)-based design framework integrated with AM for developing patient-specific bone scaffolds (RGA: regenerative genetic algorithm)^[139]

致多种缺陷,如尺寸偏差、高表面粗糙度和内部孔隙等。这些问题会显著影响材料的强度和疲劳性能等力学特性,而这些特性对于生物医学植入物而言至关重要。因此,理解并优化工艺参数,对于确保 LPBF 成形晶格结构在医疗应用中的性能和可靠性具有关键意义。

本综述全面分析了 LPBF 工艺参数、材料性能与多孔结构设计之间的相互作用。主要研究结果强调,必须对激光功率、扫描速度和粉末特性等参数进行精细调整,以实现理想的尺寸精度、孔隙率和表面质量。这些见解对于开发满足生物医学应用严苛要求的功能性生物相容性植入物至关重要。

为应对挑战并充分发挥 LPBF 技术在生物医学应用中的潜力,未来的研究应聚焦于以下几个方面:

1)持续优化 LPBF 技术,减少孔隙和表面粗糙度等缺陷,仍是研究重点。研究工作应包括优化工艺参数,以提高材料在生理条件下的抗疲劳性、生物学性能和长期服役性能等。

2)机器学习技术在优化 LPBF 工艺参数方面具有变革性潜力。通过利用大量数据集,机器学习模型能够预测工艺参数对力学性能和生物学性能的影响,从而实现针对不同材料和几何形状的实时优化。

3)未来的研究应探索在 LPBF 技术中整合多材料设计和功能梯度设计。多材料设计能够制造出具有区域特异性性能的植入物,例如在承重部位具备更高强度,而在需要生物整合的部位具备更高孔隙率。功能梯度结构的材料成分和性能沿空间变化,能够模拟生物组织的层级结构,从而提高多孔结构的适应性和综合性能。

4)研究镁、锌及其合金等可降解金属,对于推动生物医学应用的发展至关重要。这些材料具有逐渐吸收的优势,可减少二次手术的需求。未来的研究应聚焦于理解并控制其降解速率、力学性能演变以及生物活性,以确保其安全性和有效性。

5)随着定制化医疗设备需求的增长,机器学习可支持患者特异性晶格结构的开发。通过整合解剖学数据,机器学习有望助力制造具有定制化力学性能和孔隙率的植入物,从而提高植入物的功能性和使用寿命。

6)未来的研究工作还应致力于提高 LPBF 工艺的可持续性和成本效益,确保高质量的植入物能够惠及更广泛的患者群体,提高其可及性和可负担性。

LPBF 技术与先进设计方法以及机器学习的结合,为彻底改变生物医学工程领域提供了前所未有的机遇。这种协同作用有望催生出更高效、更个性化且更具成本效益的医疗解决方案,最终改善患者预后,并推动医学科学的发展。

参考文献 References

[1] Plessis A D, Razavi N, Benedetti M *et al.* *Progress in Materials*

Science[J], 2022, 125: 100918

[2] Li Y G, Shi J R, Jahr H *et al.* *JOM*[J], 2021, 73: 4188

[3] Shi Zhiliang(石志良), Lu Xiaolong(卢小龙), Huang Chen(黄琛) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(6): 1829

[4] Li Y G, Jahr H, Zhou J *et al.* *Acta Biomaterialia*[J], 2020, 115: 29

[5] Bandyopadhyay A, Mitra I, Avila J D *et al.* *International Journal of Extreme Manufacturing*[J], 2023, 5: 032014

[6] Germaini M M, Belhabib S, Guessasma S *et al.* *Progress in Materials Science*[J], 2022, 130: 100963

[7] Chen L Y, Liang S X, Liu Y J *et al.* *Materials Science and Engineering R: Reports*[J], 2021, 146: 100648

[8] Li Y G, Jahr H, Pavanram P *et al.* *Acta Biomaterialia*[J], 2019, 96: 646

[9] Li Y G, Pavanram P, Zhou J *et al.* *Biomaterials Science*[J], 2020, 8: 2404

[10] Zheng Y Z, Huang C C, Li Y G *et al.* *Acta Biomaterialia*[J], 2024, 182: 139

[11] Shi Y X, Xu W, Che H D *et al.* *NPJ Materials Degradation*[J], 2024, 8: 42

[12] Davoodi E, Montazerian H, Mirhakimi *et al.* *Bioactive Materials*[J], 2022, 15: 214

[13] Benedetti M, Plessis A D, Ritchie R O *et al.* *Materials Science and Engineering R: Reports*[J], 2021, 144: 100606

[14] Maconachie T, Leary M, Lozanovski B *et al.* *Materials & Design*[J], 2019, 183: 108137

[15] Shuai C J, Li D S, Yao X *et al.* *International Journal of Extreme Manufacturing*[J], 2023, 5: 032012

[16] Ni J H, Ling H, Zhang S M *et al.* *Materials Today Bio*[J], 2019, 3: 100024

[17] Tan X P, Tan Y J, Chow C S L *et al.* *Materials Science and Engineering C*[J], 2017, 76: 1328

[18] Li Y, Pavanram P, Bühring J *et al.* *Acta Biomaterialia*[J], 2023, 169: 589

[19] Yang F, Li Y G, Wang L *et al.* *Bioactive Materials*[J], 2024, 32: 400

[20] Li Y G, Lietaert K, Li W *et al.* *Corrosion Science*[J], 2019, 156: 106

[21] Li Y G, Li W, Bobbert F S L *et al.* *Acta Biomaterialia*[J], 2020, 106: 439

[22] Li Y G, Jahr H, Zhang X Y *et al.* *Additive Manufacturing*[J], 2019, 28: 299

[23] Oliveira J P, LaLonde A D, Ma J. *Materials & Design*[J], 2020, 193: 108762

[24] Chowdhury S, Yadaiah N, Prakash C *et al.* *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2022, 20: 2109

[25] Wu M Y, Zhao M C, Cai Y *et al.* *International Journal of Extreme Manufacturing*[J], 2024, 6: 062010

[26] Ahmed N, Barsoum I, Haidemenopoulos G *et al.* *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2022, 75: 415

[27] Wu X H, Liu J Y, Yang Y W *et al.* *International Journal of Extreme Manufacturing*[J], 2025, 7: 022007

[28] Levkulich N C, Semiatin S L, Gockel J E *et al.* *Additive Manufacturing*[J], 2019, 28: 475

[29] Yadroitsev I. *Direct Manufacturing of 3D Objects by Selective Laser Melting of Metal Powders*[D]. Saint-Étienne: Jean Monnet

- University, 2008
- [30] Nagarajan B, Hu Z H, Song X *et al. Engineering*[J], 2019, 5: 702
- [31] Caprio L, Demir A G, Previtali B. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2019, 266: 429
- [32] Ozsoy A, Yasa E, Keles M *et al. Journal of Manufacturing Processes*[J], 2021, 68: 910
- [33] Mumtaz K, Hopkinson N. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2010, 210(2): 279
- [34] Wang D, Yang Y Q, Yi Z H *et al. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2013, 65(9–12): 1471
- [35] Laakso P, Riipinen T, Laukkanen A *et al. Physics Procedia*[J], 2016, 83: 26
- [36] Elsayed M, Ghazy M, Youssef Y *et al. Rapid Prototyping Journal*[J], 2019, 25: 433
- [37] Van B S, Kerckhofs G, Moesen M *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(24): 7423
- [38] Pyka G, Burakowski A, Kerckhofs G *et al. Advanced Engineering Materials*[J], 2012, 14: 363
- [39] Sui S, Guo S, Ma D *et al. International Journal of Extreme Manufacturing*[J], 2023, 5: 042009
- [40] Okunkova A, Volosova M, Peretyagin P *et al. Physics Procedia*[J], 2014, 56: 48
- [41] Liu M N, Wei K W, Yue X Z *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 909: 164779
- [42] Pérez-Ruiz J D, Galbusera F, Caprio L *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2024, 328: 118393
- [43] Montero-Sistiaga M L, Pourbabak S, Van Humbeeck J *et al. Materials & Design*[J], 2019, 165: 107598
- [44] Ali H, Ma L, Ghadbeigi H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 695: 211
- [45] Liu Z Z, Zhou Q H, Liang X K *et al. International Journal of Extreme Manufacturing*[J], 2024, 6: 022002
- [46] Wang W H, Lin W H, Yang R *et al. Mater & Design*[J], 2022, 213: 110355
- [47] Savalani M M, Pizarro J M. *Rapid Prototyping Journal*[J], 2016, 22: 115
- [48] Wild N, Giedenbacher J, Huskic A *et al. Procedia Computer Science*[J], 2022, 200: 1274
- [49] Waqar S, Guo K, Sun J. *Optics & Laser Technology*[J], 2022, 149: 107806
- [50] Gu D D, Shi Q M, Lin K J *et al. Additive Manufacturing*[J], 2018, 22: 265
- [51] Pal S, Lojen G, Gubeljak N *et al. Rapid Prototyping Journal*[J], 2020, 26: 1209
- [52] Zhang Shuangyin(张霜银), Lin Xin(林鑫), Chen Jing(陈静) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(10): 1839
- [53] Li Junchao(李军超), Zang Yanyan(臧艳艳), Wang Wei(王维). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(2): 662
- [54] Pupo Y, Delgado J, Serenó L *et al. Procedia Engineering*[J], 2013, 63: 370
- [55] Jia H L, Sun H, Wang H Z *et al. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2021, 113: 2413
- [56] Amirjan M, Sakiani H. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2019, 103: 1769
- [57] Vrána R, Koutný D, Palousek D *et al. Materials*[J], 2018, 11(9): 1763
- [58] Sing S L, An J, Yeong W Y *et al. Journal of Orthopaedic Research*[J], 2016, 34(3): 369
- [59] Guo M X, Ye Y, Jiang X H *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2019, 28: 6753
- [60] Dong Z, Han C J, Zhao Y Z *et al. International Journal of Extreme Manufacturing*[J], 2024, 6: 045003
- [61] Wang L F, Jiang X H, Zhu Y H *et al. Advances in Materials Science and Engineering*[J], 2018, 2018: 7814039
- [62] Catchpole-Smith S, Aboulkhair N, Parry L *et al. Additive Manufacturing*[J], 2017, 15: 113
- [63] Zou S, Xiao H B, Ye F P *et al. Results in Physics*[J], 2020, 16: 103005
- [64] Sun X Y, Chen M N, Liu T T *et al. International Journal of Extreme Manufacturing*[J], 2023, 6: 012003
- [65] Zhang J Y, Gu D D, Yang Y *et al. Engineering*[J], 2019, 5: 736
- [66] Balbaa M A, Ghasemi A, Fereiduni E *et al. Additive Manufacturing*[J], 2021, 37: 101630
- [67] Attar H, Prashanth K G, Zhang L C *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2015, 31: 1001
- [68] Olakanmi E O. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2013, 213: 1387
- [69] Zhang W H, Ma H L, Zhang Q *et al. Materials & Design*[J], 2022, 213: 110301
- [70] Shi X Z, Yan C, Feng W W *et al. Optics & Laser Technology*[J], 2020, 132: 106471
- [71] Louvis E, Fox P, Sutcliffe C J. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2011, 211: 275
- [72] Tao W J, Leu M C. *Proceedings of the 2016 International Symposium on Flexible Automation*[C]. Cleveland: ISFA, 2016: 325
- [73] Zhang Yongdi(张永弟), Sun Baoyu(孙宝钰), Wang Weizhi(王伟志) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(3): 807
- [74] Wang Zhiyang(王志阳), Shen Yifu(沈以赴), Gu Dongdong(顾冬冬) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(1): 161
- [75] Chen Y W, Zou Z F, Fu T *et al. International Journal of Extreme Manufacturing*[J], 2024, 6: 035503
- [76] Xu Yangli(徐仰立), Zhang Dongyun(张冬云), Hu Songtao(胡松涛) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(5): 1736
- [77] Zadpoor A A. *Biomaterials Science*[J], 2015, 3: 231
- [78] Zhang Jianguo(张建国), Huang Daoyu(黄道宇), Hu Fengling(胡凤玲) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(10): 3619
- [79] Fang D N, Cui X D, Zhang Y H *et al. Proceedings of the IUTAM Symposium on Mechanical Properties of Cellular Materials*[C]. Cachan: IUTAM, 2009: 9
- [80] Bobbert F, Lietaert K, Eftekhari A *et al. Acta Biomaterialia*[J], 2017, 53: 572
- [81] Shi Zhiliang(石志良), Gao Jie(高杰), Wang Wei(王伟) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(7): 2631
- [82] Ji Y C, Zhang H M, Jiang Z X *et al. Materials Today*

- Communications*[J], 2024, 40: 109648
- [83] Li Y, Jahr H, Lietaert K *et al. Acta Biomaterialia*[J], 2018, 77: 380
- [84] Li Y, Zhou J, Pavanram P *et al. Acta Biomaterialia*[J], 2018, 67: 378
- [85] Li Y, Pavanram P, Zhou J *et al. Acta Biomaterialia*[J], 2020, 101: 609
- [86] Yarali E, Zadpoor A A, Staufer U *et al. ACS Applied Bio Materials*[J], 2023, 6: 2562
- [87] Kolken H M, Janbaz S, Leeﬂang S M *et al. Materials Horizons*[J], 2018, 5: 28
- [88] Li X, Peng W T, Wu W W *et al. International Journal of Extreme Manufacturing*[J], 2023, 5: 042003
- [89] Zadpoor A A, Malda J. *Annals of Biomedical Engineering*[J], 2017, 45: 1
- [90] Tsopanos S, Mines R A W, McKown S *et al. Journal of Manufacturing Science and Engineering*[J], 2010, 132: 041011
- [91] Kasperovich G, Hausmann J. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2015, 220: 202
- [92] Plessis D A, Razavi N, Berto F. *Materials & Design*[J], 2020, 194: 108899
- [93] Yavari S A, Wauthle R, Stok J V D *et al. Materials Science and Engineering C*[J], 2013, 33(8): 4849
- [94] Gong H J, Rafi K, Gu H F *et al. Additive Manufacturing*[J], 2014, 1: 87
- [95] Qiu C L, Yue S, Adkins N J E *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 628: 188
- [96] Vrána R, Jaroš J, Koutný D *et al. Journal of Manufacturing Processes*[J], 2022, 74: 640
- [97] Mahmoud D, Al-Rubaie K S, Elbestawi M A. *International Journal of Mechanical Sciences*[J], 2021, 193: 106180
- [98] Mazur M, Leary M, McMillan M *et al. Laser Additive Manufacturing*[M]. Sawston: Woodhead Publishing, 2017: 119
- [99] Sing S L, Wiria F E, Yeong W Y. *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*[J], 2018, 49: 170
- [100] Dallago M, Raghavendra S, Luchin V *et al. Materials Today Proceedings*[J], 2019, 18: 353
- [101] Truscetto S, Kerckhofs G, Van B S *et al. Acta Biomaterialia*[J], 2012, 8(4): 1648
- [102] Li X, Hao S J, Du B P *et al. Metals and Materials International*[J], 2023, 29: 1510
- [103] Van B S, Chai Y C, Truscetto S *et al. Acta Biomaterialia*[J], 2012, 8(7): 2824
- [104] Gaur B, Soman D, Ghysar R *et al. Rapid Prototyping Journal*[J], 2023, 29: 67
- [105] Heintz P, Müller L, Körner C *et al. Acta Biomaterialia*[J], 2008, 4(5): 1536
- [106] Karami K, Blok A, Weber L *et al. Additive Manufacturing*[J], 2020, 36: 101433
- [107] Onal E, Medvedev A E, Leeﬂang M A *et al. Additive Manufacturing*[J], 2019, 29: 100785
- [108] Yang M L, Yang L Y M, Peng S P *et al. Bio-Design and Manufacturing*[J], 2023, 6: 103
- [109] Xu W Y, Fu P H, Wang N Q *et al. Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2024, 12: 2249
- [110] Shang Y T, Yuan Y P, Li D F *et al. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2017, 92: 4379
- [111] Misra R D K, Nune C, Pesacreta T C *et al. Acta Biomaterialia*[J], 2013, 9: 6245
- [112] Kadirgama K, Harun W S W, Tarlochan F *et al. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2018, 97: 495
- [113] Han X S, Zhu H H, Nie X J *et al. Materials*[J], 2018, 11: 392
- [114] Kaur I, Singh P. *International Journal of Heat and Mass Transfer*[J], 2023, 209: 124077
- [115] Sing S L, Yeong W Y, Wiria F E *et al. Experimental Mechanics*[J], 2016, 56: 735
- [116] Beretta S, Romano S A. *International Journal of Fatigue*[J], 2017, 94: 178
- [117] Yáñez A, Fiorucci M P, Cuadrado A *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2020, 138: 105702
- [118] Ahmadi S M, Kumar R, Borisov E V *et al. Acta Biomaterialia*[J], 2019, 83: 153
- [119] Stich T, Alagboso F, Křenek T *et al. Bioengineering & Translational Medicine*[J], 2022, 7: 10239
- [120] Ren B, Wan Y, Liu C *et al. Materials Science and Engineering C*[J], 2021, 118: 111505
- [121] O'Keefe C, Kotlarz M, Gonçalves I F *et al. Journal of Biomedical Materials Research Part A*[J], 2024, 112: 1548
- [122] Nouri A, Rohani S A, Li Y C *et al. Smart Materials in Manufacturing*[J], 2023, 1: 100001
- [123] Zhong T L, He K T, Li H X *et al. Materials & Design*[J], 2019, 181: 108076
- [124] Wauthle R, Stok J V D, Amin Yavari S *et al. Acta Biomaterialia*[J], 2015, 14: 217
- [125] Liu Qi(刘琦), Yang Guang(杨光), Yin Jun(殷俊) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(7): 2094
- [126] Qin Y, Wen P, Voshage M *et al. Materials & Design*[J], 2019, 181: 107937
- [127] Dadbakhsh S, Speirs M, Kruth J P *et al. CIRP Annals*[J], 2015, 64(1): 209
- [128] Yan C Z, Hao L, Hussein A *et al. Materials & Design*[J], 2014, 55: 533
- [129] Dong Z C, Liu Y B, Li W J *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 791: 490
- [130] Vallabani N V S, Alijagic A, Persson A *et al. Toxicology*[J], 2022, 467: 153100
- [131] Guo Chuanping(郭传平), Gao Dongfang(高冬芳), Li Xian(李羨) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(8): 2390
- [132] Taniguchi N, Fujibayashi S, Takemoto M *et al. Materials Science and Engineering C*[J], 2016, 59: 690
- [133] Castagnini F, Bordini B, Stea S *et al. International Orthopaedics*[J], 2019, 43(8): 1815
- [134] Chen W L, Yang J Z, Kong H *et al. Materials Science and Engineering C*[J], 2021, 130: 112461
- [135] Ren Z S, Gao L, Clark S J *et al. Science*[J], 2023, 379: 89
- [136] Tempelman J R, Wachtor A J, Flynn E B *et al. Additive Manufacturing*[J], 2022, 55: 102735
- [137] Shen T, Zhang W, Li B. *Materials Today Communications*[J], 2023, 37: 107286

- [138] Zhang Y, Yang S, Dong G Y *et al. Additive Manufacturing*[J], 2021, 41: 101946
- [139] Liu W H, Zhang Y W, Lyu Y T *et al. Frontiers in Bioengineering and Biotechnology*[J], 2023, 11: 1241151
- [140] Cao Y H, Chen C Y, Xu S Z *et al. Additive Manufacturing*[J], 2024, 91: 104341
- [141] Siva R B V, Shaik A M, Sastry C C *et al. Materials Today Communications*[J], 2024, 40: 109937

Research Progress on Effect of LPBF Process Parameters on Porous Metallic Biomaterials

Ren Yongheng¹, Shi Yixuan^{1,2}, Zheng Yuzhe¹, Huang Chengcong¹, Zhao Shangyan¹, Li Xuan¹, Lu Yuchen¹,
Wu Yuzhi¹, Li Peipei^{3,4}, Li Yageng^{1,2}, Wang Luning^{1,2}

(1. Beijing Advanced Innovation Center for Materials Genome Engineering, School of Materials Science and Engineering,
University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

(2. Institute of Materials Intelligent Technology, Liaoning Academy of Materials, Shenyang 110004, China)

(3. School of Mechanical Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

(4. Beijing Key Laboratory of Lightweight Metal Forming, Beijing 100083, China)

Abstract: Laser powder bed fusion (LPBF) has emerged as a powerful additive manufacturing technique for fabricating architected cellular metallic structures with precisely tailored properties, making it particularly attractive for biomedical applications such as bone implants, scaffolds, and load-bearing devices. By enabling lightweight designs, complex geometries, and tunable mechanical behavior, LPBF offers unique opportunities for matching implant performance with biological and mechanical requirements. However, the intricate coupling between LPBF process parameters and the resulting structural, microstructural, and mechanical properties remain a major challenge for achieving the consistency and reliability demanded in clinical practice. This review comprehensively analyzed the effects of key LPBF parameters, such as laser power, scanning speed, and layer thickness on dimensional accuracy, relative density, microstructure, and surface roughness of metallic cellular structures. Their subsequent influence on mechanical performance, such as strength, fatigue resistance, and functional behavior, was critically discussed with a focus on biomedical relevance. In addition, the role of lattice design variables, including topology, unit cell size, and build orientation, was examined, highlighting their importance in optimizing mechanical integrity and biocompatibility. Current challenges, such as surface defects, geometric deviations, and microstructural heterogeneity, were identified as critical barriers to broader biomedical adoption. Finally, future perspectives emphasize process optimization and the integration of advanced computational approaches, particularly machine learning, to accelerate the design and manufacturing of complex, patient-specific biomedical architectures.

Key words: additive manufacturing; porous structure; processing parameter; biomaterial

Corresponding author: Li Yageng, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China, Tel: 0086-10-62332609, E-mail: yagengli@ustb.edu.cn