



金属增材制造: 工艺、显微组织和力学性能

曹月德^{1,2}, 邢汉峥^{1,2}, 李广生^{1,2}, 章宋衍^{1,2}, 李舒畅^{1,2}, 徐子航^{1,2}, 李晓雁^{1,2*}

1. 清华大学工程力学系, 北京 100084

2. 清华大学力学与工程交叉研究院, 北京 100084

*联系人, E-mail: xiaoyanlithu@tsinghua.edu.cn

收稿日期: 2025-06-13; 接受日期: 2025-09-24; 网络出版日期: 2025-10-21

国家自然科学基金(编号: 12325203, 92463303)资助

摘要 作为一种变革性的制造技术, 金属增材制造突破了传统方法在结构个性化设计和一体化成形方面的局限性, 在航天航空、交通运输、生物医疗等领域具有广阔的应用前景. 为了抢占高端制造业科技竞争和未来发展的制高点以应对国际形势的严峻挑战, 世界各国争先制定了金属增材制造相关的发展战略. 在此背景下, 金属增材制造在近30年来获得了飞速的发展. 本文首先回顾了金属增材制造的发展历程, 简要介绍了金属增材制造技术的分类、原理和特点, 并以激光粉末床熔融工艺为例, 总结了激光功率、扫描速度、扫描间距和扫描策略等工艺参数对显微组织的影响规律. 随后归纳了金属增材制造过程中不同类型缺陷的形成机制和控制方法, 同时还介绍了不同金属材料体系下的创新工艺和设计所带来的新型结构与优异性能, 强调了微观力学性能研究对揭示增材制造金属独特微结构与宏观力学行为关联关系的重要性. 最后概括了金属增材制造技术面临的挑战并对其未来发展趋势进行了展望, 旨在促进金属增材制造相关科学研究的发展和技术的进步.

关键词 金属增材制造, 发展历程, 工艺参数, 显微组织, 力学性能

PACS: 61.82.Bg, 66.10.Cb, 68.55.JK, 62.20.-X

1 引言

在过去的近30年里, 金属增材制造(Metal Additive Manufacturing, MAM)在技术工艺、装备制造和商业应用方面都得到了长足的发展, 是增长最快的行业之一^[1], 已成为世界各国高端制造行业科技竞争和未来发展的制高点. 德国《国家工业战略2030》和“工业4.0”、美国“AM Forward”和“America Makes”、欧盟“Scientific Advice Mechanism (SAM)”、《中国制造2025》等发展

战略(图1)均将MAM视作提升国家竞争力和应对国际严峻挑战亟需发展的高端制造技术之一^[2].

MAM也称为金属3D打印, 被广泛认为是引领高性能结构件制造的新范式, 其主要技术原理是利用计算机辅助设计(Computer Aided Design, CAD)创建零件的三维数据, 采用专业软件将三维数据“切片”分成多个二维数据, 然后通过增材制造设备将金属粉末、丝材和片材根据二维数据逐层打印, 从而堆叠形成三维目标实体^[3,4]. 典型的MAM工艺流程如图2所示. 首

引用格式: 曹月德, 邢汉峥, 李广生, 等. 金属增材制造: 工艺、显微组织和力学性能. 中国科学: 物理学 力学 天文学, 2026, 56: 264614

Cao Y D, Xing H Z, Li G S, et al. Metal additive manufacturing: Processing, microstructures and mechanical properties (in Chinese). Sci Sin-Phys Mech Astron, 2026, 56: 264614, doi: 10.1360/SSPMA-2025-0270

先, 设计师对零件进行优化设计后, 使用CAD等建模软件创建三维模型数据, 然后转换成STL格式并上传至预处理软件, 通过“切片”获得多个二维数据; 在完成对打印工艺参数的设置后, 将数据导入到打印设备端进行零件的逐层制造; 打印成形后, 进行粉末等剩余原材料的清理和回收, 从设备上卸下零件; 通过机床进行构件表面的机加工, 保证尺寸精度和表面粗糙度; 接着通过后续的热处理实现内应力的去除以及性能调控; 最后检查零件是否还存在一些缺陷, 如零件完好即可定型和交付使用^[5].

MAM的制造优势在于近净成形、设计自由和生产灵活等, 能够解决传统方法难以完成的复杂构件一体化成形的技术难题^[6], 从而大幅缩短结构件从设计到进入市场的时间, 快速满足客户对新产品的需求. 因此, MAM在航空航天^[7-11]、车辆交通^[10,12-15]和生物医疗^[16-19]等领域(如图3所示)的高性能复杂结构件制造方面极具应用潜力. 在航空工业中, 美国通用电气公

司在生产GE9X发动机时采用增材制造(Additive Manufacturing, AM)铝合金热交换器, 使先前由163个零件组装而成的结构得以一体化成型, 实现了40%的减重并节约了25%的生产成本^[20]. 在航天领域, 2021年美国“毅力号”火星车携带了11个使用MAM技术制造的部件, 简化了探测任务“火星氧气现场资源利用实验(MOXIE)”的系统, 并提高了部件的性能^[7]. 在车辆交通领域, MAM已成功应用于内燃机、电动机、动力传动系统和其他车辆部件, 取得了结构减重、节能减排等效益^[15]. 在医疗领域, AM钛合金已成功作为替代品用于外科骨移植, 表现出良好的生物相容性以及与自然骨组织相当的力学性能^[17].

MAM在前述应用领域所取得的成果正是得益于相关工程技术的不断进步和科研人员对新工艺、新材料和新装备研发做出的不懈努力. 然而, MAM作为新兴的制造技术, 相关科学理论和技术工艺还不够成熟, 适用的材料种类较为有限. 此外, 成形件的缺陷和残余

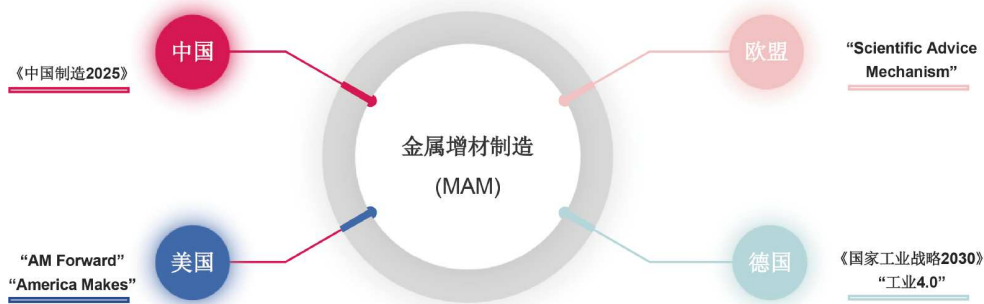


图 1 (网络版彩图)金属增材制造的发展战略
Figure 1 (Color online) Development strategy of MAM.

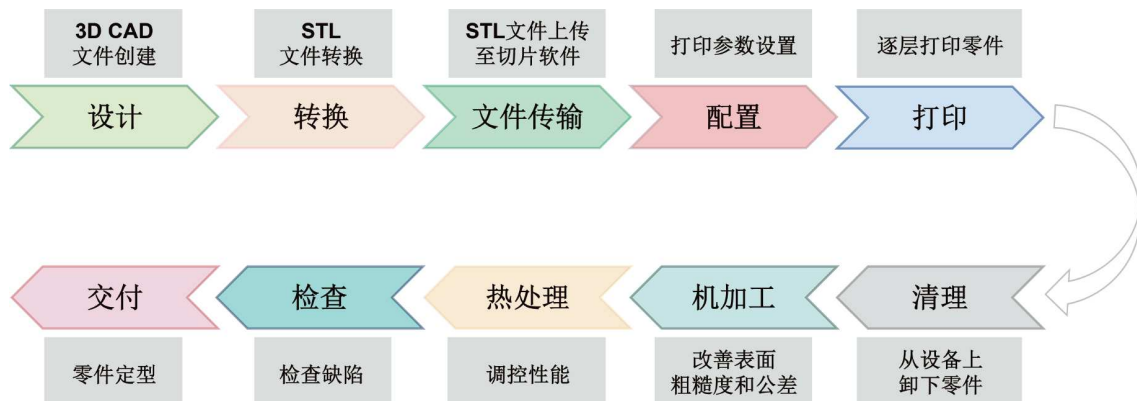


图 2 (网络版彩图)金属增材制造工艺流程图
Figure 2 (Color online) Process flow chart of MAM.

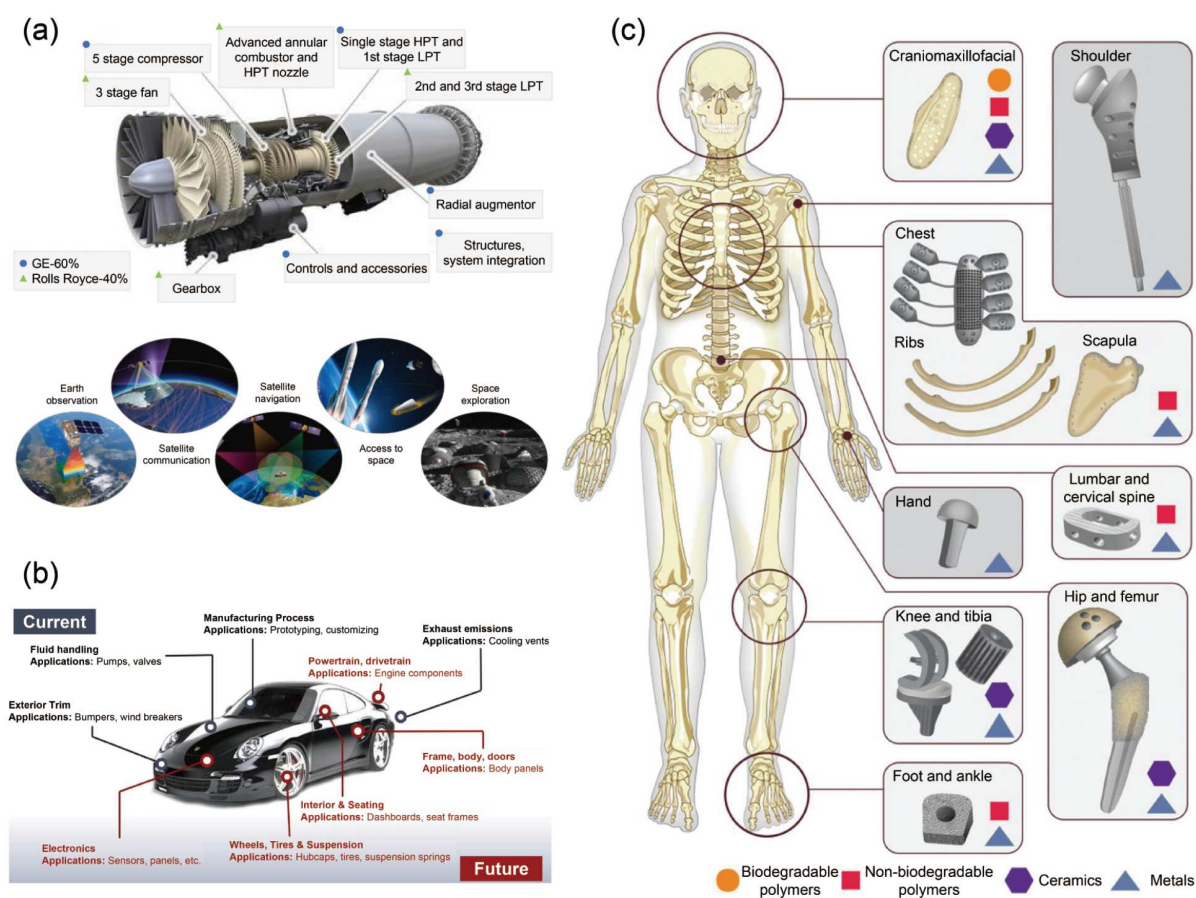


图 3 (网络版彩图)金属增材制造在不同领域的应用. (a) 航空航天^[8,11]; (b) 车辆交通^[12]; (c) 生物医疗^[17]

Figure 3 (Color online) Applications of MAM in different fields. (a) Aerospace [8,11]; (b) automotive industry [12]; (c) biomedical engineering [17].

应力较难调控, 工艺技术的重复性也难以保证. 成功克服这些挑战对于充分发挥MAM潜力并推动先进制造业的发展至关重要. 本文的内容大纲如图4所示, 首先介绍MAM技术的发展历程、技术原理与分类, 然后聚焦于主流MAM技术中冶金学和材料科学问题, 分析工艺参数对显微组织的影响, 并介绍不同类型缺陷的形成机制和控制方法. 随后结合近期一些新金属材料增材制造的研究成果, 介绍创新工艺和设计带来的新型结构与优异性能. 最后总结MAM技术面临的挑战, 并对MAM未来研究方向进行展望.

2 金属增材制造概述

2.1 金属增材制造的发展历程

金属增材制造的产生到繁荣发展经历了增材制造

思想的萌芽、增材制造技术的兴起、金属增材制造技术和装备的涌现、金属增材制造的热潮这四个阶段(图5). AM思想的萌芽可以追溯到1940年, Perera提出在硬纸板切割薄片轮廓并逐层黏结成三维地图的方法^[21,22]. 此后, 长达40多年的时间都可以看作AM技术思想的萌芽阶段, 直到1984年美国人Hull申请了光固化成型(Stereo Lithography Appearance, SLA)技术的专利^[23], AM技术才真正兴起. 起初, SLA技术并不是针对金属材料而研发的, 而是将光敏树脂当作原材料, 通过紫外激光束照射实现其快速固化成型, 因此MAM技术并未完全兴起. 1984年之后, 相关专利和期刊出版物的数量不断增多, 新的AM技术也层出不穷. 1988年, 美国Cubic Technologies公司的Feygin研发出叠层实体制造(Laminated Object Manufacturing, LOM)技术^[24]. 同年, 美国Stratasys公司发明了熔融沉积成型(Fused

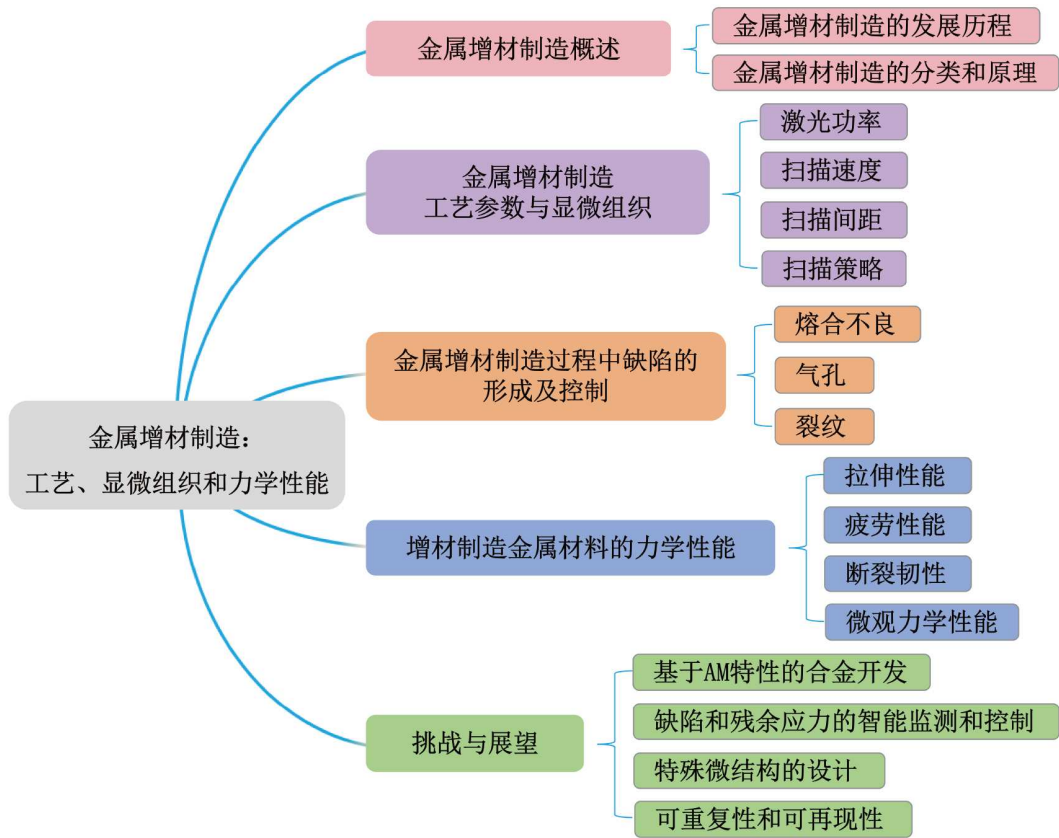


图 4 (网络版彩图) 论文内容大纲

Figure 4 (Color online) Outline of this paper.

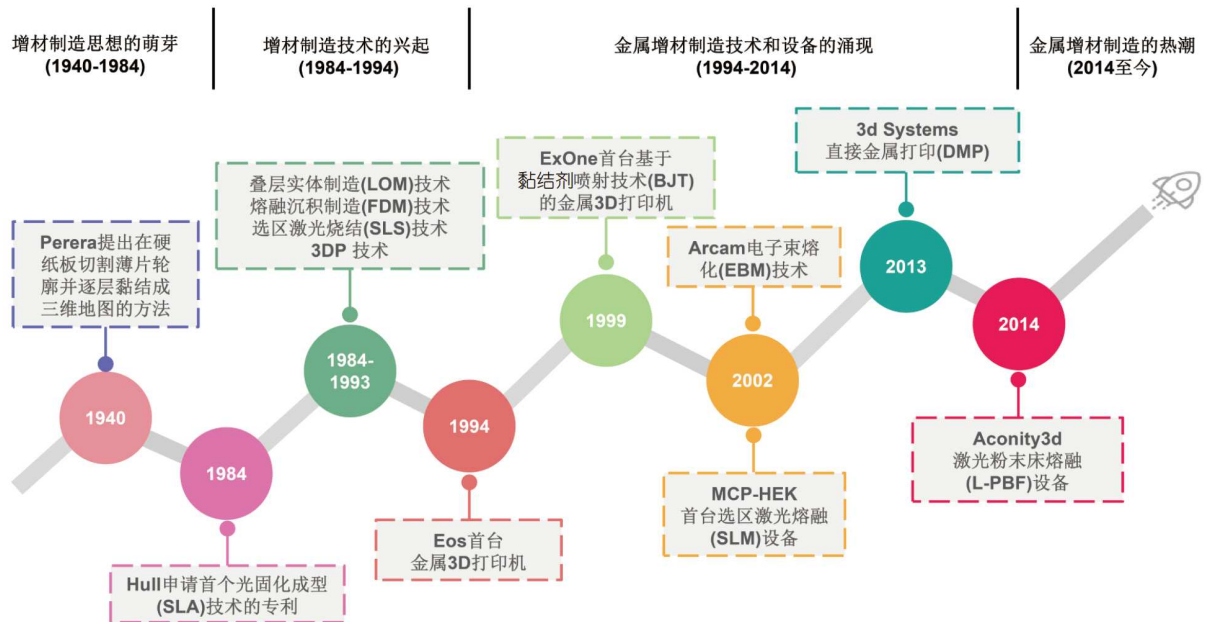


图 5 (网络版彩图) 金属增材制造的发展历程

Figure 5 (Color online) Development history of MAM.

Deposition Modeling, FDM)技术^[25]. 次年, 美国德克萨斯大学奥斯汀分校的Deckard发明了选区激光烧结(Selective Laser Sintering, SLS)技术^[26,27], 这是第一个商业化的粉末床熔融(Powder Bed Fusion, PBF)工艺. 随后, 1993年美国麻省理工学院的Sachse教授发明了三维打印(Three-Dimensional Printing, 3DP)成形技术^[28]. 1994年, EOS公司向市场推出了第一台基于金属粉末的SLS设备(型号为EOSINT M160)^[29], 这标志着AM技术的兴起阶段向MAM技术和设备的涌现阶段过渡.

在第一台商用金属SLS设备问世后的第5年, 美国ExOne公司推出了第一台基于黏结剂喷射技术(Binder Jetting Technology, BJT)的金属3D打印机RTS-300^[25]. 2002年, 德国MCP-HEK公司推出了世界上第一台选区激光熔融(Selective Laser Melting, SLM)设备. 同年, 瑞典Arcam公司利用电子束代替激光开发了一种电子束熔化(Electron Beam Melting, EBM)的增材制造技术, 并推出了他们的第一个生产模型^[25]. 10年后, 3D Systems研发了直接金属打印(Direct Metal Printing, DMP)技术^[25]. 2014年, Aconity3D也推出了自己的激光粉末床熔融(Laser Powder Bed Fusion, L-PBF)设备^[25]. 自此, 当前MAM常用的技术和设备均已出现, MAM迎来了发展热潮阶段, 相关工艺技术不断优化, 可用材料体

系和应用领域也在不断拓宽.

2.2 金属增材制造的分类、原理和设备

近年来, MAM技术和设备的快速发展使其制造复杂金属部件的能力得到了显著提升. 本节根据原材料输入的类型将MAM技术进行了分类, 并结合设备示意图介绍了几种典型MAM技术的成形原理, 总结了各自的优缺点、主要使用材料和应用领域.

图6展示了MAM技术的分类以及相关的技术分支. MAM主要分为PBF、BJT和定向能量沉积(Directed Energy Deposition, DED)三类. 其中, 粉末床熔融包括L-PBF和电子束粉末床熔融(Electron Beam Powder Bed Fusion, EB-PBF). L-PBF又包括SLS、SLM和直接金属激光烧结(Direct Metal Laser Sintering, DMLS)^[30,31]. 定向能量沉积可分为粉末定向能量沉积和丝材定向能量沉积, 粉末定向能量沉积又可以分为激光近净成型(Laser Engineered Net Shaping, LENS)、直接金属沉积(Direct Metal Deposition, DMD)、激光金属沉积(Laser Metal Deposition, LMD)和激光自由曲面加工(Laser Freeform Fabrication, LFF). 丝材定向能量沉积包括丝材电弧增材制造(Wire and Arc AM, WAAM)、异形金属沉积(Shaped Metal Deposition, SMD)和电子束

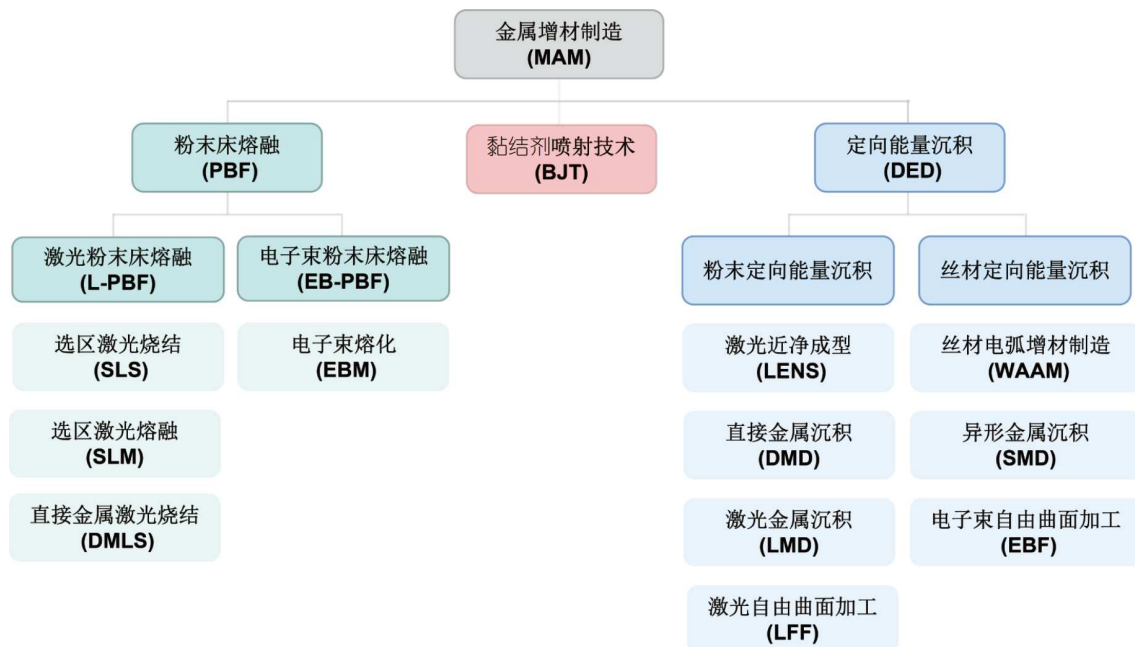


图 6 (网络版彩图)金属增材制造技术的分类

Figure 6 (Color online) Classification of MAM techniques.

自由曲面加工(Electron Beam Freeform Fabrication, EBFF)^[32,33]. 此外, 金属BJT也是最早能用于MAM的工艺之一, 扩大了MAM技术使用材料的涵盖范围和应用范围, 至今仍然在MAM中扮演着重要的角色^[34-36]. 接下来将对PBF、BJT和DED成形原理进行简要介绍, 并阐明它们各自的能力、优势和局限性.

2.2.1 粉末床熔融

粉末床熔融是使用粉末材料进行叠层制造的最早、最受欢迎的AM工艺之一, 非常适用于金属材料的成形, 并且也适用于部分陶瓷和复合材料^[37]. 金属PBF成形原理如图7(a)所示^[25], 首先采用滚筒将一层薄的粉末材料均匀地铺在粉末床上; 随后根据切片信息通过能量源(激光或电子束)烧结或熔化沉积的金属粉末^[38]; 在处理完第一层后, 将粉末床降低, 并在粉末床上再铺一层新的金属粉末, 再次利用能量源将新形成的层与前一融合, 最终逐层叠加形成目标3D实体.

基于电子束的PBF是通过高速运动的电子与金属粉末颗粒碰撞产生热量, 而基于激光的PBF是通过吸收激光束产生的辐射能量来烧结或熔化金属粉末颗

粒^[39]. L-PBF工艺所使用的激光热源是市场上最受欢迎的热源, 它能够提供足够的集中能量, 在选定区域形成熔池. 然而, 熔池通常容易受到周围气体的影响, 这些气体的混合会导致所打印零部件氧化或产生一些气体缺陷^[40]. 因此, 为了避免这种不良反应, 需要在封闭的腔室充入氮气、氩气、氦气等保护气体, 同时控制打印过程中腔室内保持较低的氧气含量(一般低于200 ppm). 此外, L-PBF工艺冷却速率快(高达 10^8 K/s), 相比于传统铸造工艺, 成形件的晶粒更加细小、强度更高^[41], 并且熔池与周围凝固区域的温度梯度较大(高达 10^7 K/m), 晶粒易从熔池底部沿着温度梯度方向生长成柱状晶粒, 使得显微组织和力学性能具有显著的各向异性^[42]. 对于EB-PBF, 其工艺过程与L-PBF十分相似, 主要区别在于其能量源由激光束变成了电子束, 穿透粉末的能力更强, 因此在高熔点金属材料(如钛合金)成形方面具有优势. 与L-PBF相比, EB-PBF可以实现更快的扫描速度, 具有更高的制造效率^[43]. 此外, EB-PBF设备还优化了工艺温度, 整个成形过程中腔室能够保持恒定的高温, 冷却速率相比L-PBF更低, 大幅降低了最终成形件中的残余应力^[44], 因此非常适用于脆性金属间化合物的增材制造.

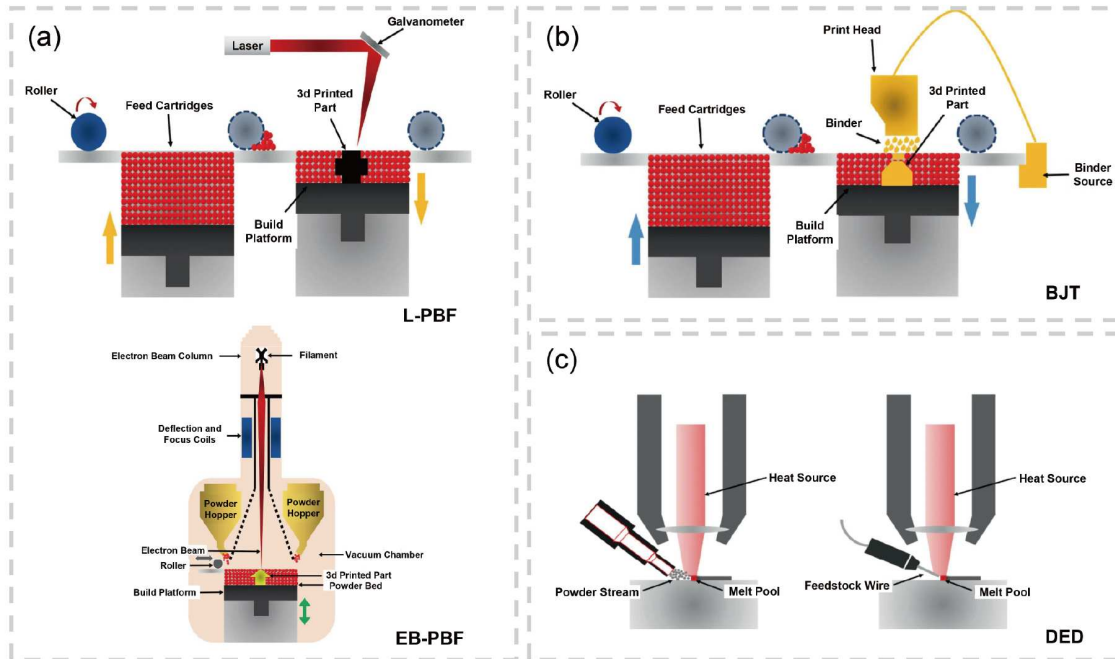


图 7 (网络版彩图)三种典型金属增材制造技术的原理示意图^[25]. (a) 粉末床熔融技术; (b) 黏结剂喷射技术; (c) 定向能量沉积技术

Figure 7 (Color online) Schematic diagrams of three typical MAM techniques ^[25]. (a) PBF; (b) BJT; (c) DED.

在PBF工艺中, 粉末表征、制备和再利用对于降低制造成本和确保打印质量及打印一致性也至关重要^[45]. 关于PBF用金属粉末的研究, Sun等人^[46]系统综述了钛合金的粉末制备方法, Moghimian等人^[47]综述了粉末再利用对L-PBF和EB-PBF成形钛、镍、铝合金的化学成分和拉伸性能的影响, Sun等人^[45]对流化床、冷机械衍生(Cold Mechanically Derived, CMD)和粉末混合等粉末制备方法的最新进展进行了讨论, 本文在此将不再进行赘述.

2.2.2 黏结剂喷射技术

BJT也是最早发展的AM工艺之一, 与PBF工艺不同, BJT是使用喷墨打印头喷射黏合剂(通常是聚合物)将金属粉末黏结在一起来实现零件成形的. 现有黏合剂喷射工艺可用于大多数粉末状材料的成形, 典型的黏结剂喷射系统如图7(b)^[25]所示. 首先, 采用滚筒将一层薄的粉末材料均匀地铺在构建平台上, 用打印头将黏合剂选择性地喷到粉末里, 为该层创建2D图案. 在每一层固化之后, 将构建平台降低, 便于进行下一层的铺粉, 之后重复这个过程, 逐层叠加构建出3D结构的零件. BJT成形后的零件致密度较低且易碎, 通常需要进行后处理以改善力学性能^[35,48].

对于金属粉末, 在通过BJT成形后, 需要进行高温烧结, 实现更强的冶金结合并提高致密度. 高温烧结也是粉末冶金工艺的重要步骤, 因此, BJT工艺常用于传统的粉末冶金合金的成形. 粉末冶金工业中使用的一些技术都有助于改善BJT成形合金的性能, 例如在合金牌号范围内对合金成分进行细微的改变以调控性能. 有研究表明, 由于BJT能够将粉末的三维成形过程与金属烧结过程解耦, 在420钢中加入0.5%的硼添加剂, 可以使真空烧结条件下最终相对密度达到99.6%^[49]. 此外, BJT成形过程中不会产生任何残余应力^[50], 可完全通过构建平台来支撑, 而不需要任何额外的支撑结构, 能够节省零件在平台基座的固定和支撑结构去除过程. BJT设备还具有很大的材料选择灵活性, 不需要为不同材料改变设备或者主要参数, 可以直接成形的材料包括不锈钢、铜合金、镍合金和钛合金等多种金属材料.

2.2.3 定向能量沉积

定向能量沉积是MAM的一个重要分支, 基本技术

原理如图7(c)^[25]所示. 首先, 将高能量密度热源(如激光束、电子束或电弧等)聚焦到基材(金属板或待修复的损伤零件)上, 形成小的熔池以熔化输送来的金属粉末或丝材, 并连续逐层堆积来制造零件^[51], 是一个连续送粉(送丝)、熔化和固化的过程. 当热源向前移动时, 沉积的金属在基板上凝固, 形成轨迹. 完成一层后, 沉积头和给料系统向上移动一小段距离(薄片厚度)以沉积下一层, 而不是下移构建平台. 这些过程需要在真空或充有氩气等保护气体的环境下进行^[52]. DED过程与焊接过程有许多相似之处, 局部快速的加热-冷却循环, 发生反复熔化、定向凝固、固态相变等物理过程, 易导致气孔、残余应力和变形(翘曲)等缺陷^[53]. 关键区别在于焊接涉及两个部分融合成一个更复杂的部件, 而DED既可一体化制造复杂部件, 又可连接或焊接到其他子部件. 由于DED沉积的方向性, 样品通常在显微组织和力学性能上具有各向异性, 因此, DED工艺的热历史研究对成形件组织和性能调控至关重要.

与PBF、BJT工艺相比, DED工艺具有高沉积速率的优势, 更适合航空航天应用中具有高BTF比(Buy-to-Fly Ratio)的大型部件成形^[54]. 例如, 同样基于激光热源的L-PBF工艺层厚约30 μm , 而DED工艺的层厚可达0.3–1 mm, 大幅提高成形效率. 基于电弧的DED工艺(如WAAM), 除了高沉积速率, 还具有设备价格的优势, 适于大批量零件的工业化生产^[32]. 然而, DED方法获得的成形件精度只有约0.5 mm, 远低于PBF工艺(约0.05 mm), 导致表面光洁度相比PBF工艺较差. 因此, DED成形件通常需要进行后处理以提高零件质量.

PBF、BJT和DED因工作原理的不同导致其在制造效率、制造精度、成形质量、可用材料种类以及用途等都存在一定差异(如表1^[5,31–33,35,39,48,50]所示). 这三种MAM工艺既是相互竞争的, 又是互补的, 共同为日常生活、工业生产和国防建设所需新材料、新结构的开发和金属零部件的制造和修复提供灵活多样的选择.

2.2.4 国产金属增材制造设备

在金属增材制造相关的国家发展战略影响下, 国产金属增材制造设备也在不断技术升级, 凭借对市场需求的快速响应、较高的性价比以及在特定技术领域的突破, 在全球市场中竞争力日益增强. 国内主要的增材制造设备企业包括镭明激光、西空智造、中瑞科技以及希禾增材等. 镭明激光的代表性设备是超米级

表 1 三种典型金属增材制造技术的对比^[5,31–33,35,39,48,50]Table 1 Comparison of three typical MAM techniques ^[5,31–33,35,39,48,50]

增材制造技术	优点	缺点	主要使用材料	应用
粉末床熔融(PBF)	(1) 可形成复杂结构、点阵结构和轻质、高强度结构件 (2) 无需支撑结构 (3) 节约原料 (4) 降低燃料消耗	(1) 零件尺寸限制 (2) 生产时间、机器和材料成本高 (3) 有限的材料选择 (4) 需后处理(孔隙率、表面粗糙度、裂纹和残余应力)	铝合金、镁合金、钛合金、钢、镍基高温合金、镍钛诺合金、纯铜或铜合金、金属间化合物	航空航天、汽车、生物医学和工业领域等复杂零部件制造
黏结剂喷射技术(BJT)	(1) 生产成本低 (2) 材料可重复使用率高 (3) 无需支撑结构 (4) 表面光洁度高	(1) 致密度较低 (2) 几何精度较低 (3) 需要针对不同的金属材料研发合适的黏结剂 (4) 脱脂烧结工艺控制难度高	纯铜或铜合金、不锈钢、镍基高温合金、钴铬合金	航空航天、汽车、生物医学和工业领域等零部件制造
定向能量沉积(DED)	(1) 高沉积效率 (2) 具有大尺寸构件打印能力 (3) 减少原料浪费 (4) 可实现多材料、异质材料零件的成形 (5) 在小型构件修复/再制造方面提供更多的可能性	(1) 低表面光洁度 (2) 高能耗 (3) 需后处理 (4) 有限的几何形状	铝合金、钛合金、钢、镍基高温合金、钴基合金、金属间化合物	航空航天、汽车、生物医学和工业领域等零部件的修复或制造; 定制部件的制造以及金属的堆焊; 刀具的涂层

LiM-X1500H, 装有24个激光器, 成形空间1500 mm×1500 mm×1650 mm, 具有超大尺寸、高成形效率(高达1500 cm³/h)、多激光智能分区控制等技术优势, 可实现航空航天、能源装备等高端制造领域复杂构件的一体化成形, 打印性能稳定可靠¹⁾。西空智造的代表性设备是XK-FS650S大尺寸多束激光选区熔化/飞秒复合增减材制造系统, 可以实现在线缺陷修复和表面光洁度提升²⁾, 并且解决了支撑结构难去除和成形构件疲劳强度低等系列难题。中瑞科技于2025年8月推出代表性iSLM80P微尺寸专用金属增材制造设备, 可实现“三高”成形, 即高表面质量(Ra ≤ 3.2 μm)、高致密度(99.98%)和高精度(±0.05 mm)³⁾。希禾增材专注于绿激光(波长532 nm)金属打印设备开发, 主要解决铜等高反金属打印中激光吸收率低、材料飞溅的难题, 对铜材料的激光吸收率超过40%, 可实现极薄壁厚(0.05 mm)精密结构的成形, 为电子、医疗领域微米级部件的量产奠定技术基础⁴⁾。

未来, 若能进一步攻克“卡脖子”的核心元器件与软件技术, 提升设备的稳定性和可靠性, 完善相关标准与认证体系, 并持续开发新材料体系和完善工艺库,

国产增材制造设备必将在全球高端制造领域扮演更为重要的角色。

3 金属增材制造工艺参数与显微组织

极高的冷却速率和空间上变化的温度梯度导致了增材制造金属材料具有复杂的显微结构, 表现为高位错密度、显微偏析、细化的凝固组织和柱状晶粒。通过了解和控制MAM工艺参数对打印微结构进行调控^[53], 可以获得传统加工工艺无法实现的性能组合(如高强度和良好的延展性)^[3], 同时也促进新材料、新工艺的开发, 从而推动MAM的发展。以典型的L-PBF工艺为例, 目前工艺参数的优化主要是基于激光能量密度、体积能量密度(ED_v)主要受到输入激光功率(P)、扫描速度(v)、扫描间距(h)和铺粉层厚(t)的影响, 相关公式如下^[55]:

$$ED_v = \frac{P}{vht}. \quad (1)$$

此外, 熔池的排列以及熔池中温度梯度、元素分布等也受到扫描策略的影响。实际打印过程中铺粉层

1) <https://www.lim-laser.com/casedetail/13.html>.

2) <https://www.163.com/dy/article/JL764U7N05329071.html>.

3) https://www.163.com/dy/article/K7CVB92I051186GP.html?spss=dy_author.

4) <https://nanjixiong.com/thread-176484-1-1.html>.

厚度一般很少发生改变, 因此本节内容主要介绍激光功率、扫描速度、扫描间距和扫描策略对显微组织的影响.

3.1 激光功率

激光功率能够通过改变扫描轨迹的宽度、熔池的形状以及熔池中的马兰戈尼(Marangoni)对流行为来影响打印零件的微观结构和力学性能^[56]. 过高的激光功率输入会导致严重的蒸发, 使得打印件的成分偏离目标成分, 进而影响熔点和相变点, 还会造成成分偏析和微观结构变化^[57]. 此外, 过高的激光功率会使粉末发生膨胀, 并在熔池中产生巨大的反冲效应, 将液体和粉末吹走, 导致扫描轨迹难以形成, 从而降低合金的成形性能^[58]. 过低的激光功率输入则难以实现每层均匀熔化, 容易产生熔合不良等缺陷. Lu等人^[59]研究了激光功率对SLM成形镍基合金K418致密度和显微组织的影响, 结果表明, 激光功率从160增加到240 W时, 合金致密度先增大后减小, 微观组织由柱状枝晶转变为胞状组织. 此外, 较高的激光功率降低了熔池周围的冷却速度, 促进了溶质元素的扩散和晶粒的生长. Zhou等人^[60]研究了SLM成形工艺对含碳的Fe-CoCrNi高熵合金晶粒组织的影响, 结果表明, 当扫描速度一定时, 随着激光功率的增加(250–400 W), 晶粒尺寸由42增大到50 μm . 因此, 在AM过程中需要选择合适的激光功率来调控合金致密化行为、枝晶形貌和晶粒尺寸, 从而优化显微组织以满足特定力学性能要求.

3.2 扫描速度

在L-PBF成形过程中, 高激光功率通常需要匹配高扫描速度, 从而得到合适的能量密度, 保证良好的成形性^[61]. Hukpati等人^[62]研究了打印参数对L-PBF成形316L不锈钢显微组织和成形质量的影响, 结果表明, 当扫描速度为750 mm/s时, 在一定的激光功率($150 \text{ W} \leq P \leq 250 \text{ W}$)和扫描间距($0.08 \text{ mm} \leq h \leq 0.14 \text{ mm}$)范围内都可以保证较低的孔隙率, 而1250 mm/s的扫描速度必须匹配更高的激光功率($P \geq 200 \text{ W}$)才能保证成形质量. 然而, 当扫描速度超过1750 mm/s时, 无论使用多大的激光功率, 孔隙率都会明显增加. 激光扫描速度作为一项重要的L-PBF成形工艺参数, 对成形件的显微组织特征(晶粒尺寸、取向和相组成等)也有重要影响.

Li等人^[63]研究了激光扫描速度对L-PBF成形Ti-45Al-2Cr-5Nb(a.t.%)合金显微组织的影响, 结果表明, 当扫描速度从500增大到800 mm/s时, 平均晶粒尺寸从7.11减小到5.43 μm , 大角晶界($>15^\circ$)含量从91.6%下降到86.1%. Wang等人^[64]在Inconel 718合金的L-PBF成形工艺和显微组织研究中也得到了类似的规律, 发现提高扫描速度可将枝晶间距由0.54减小到0.39 μm , 平均晶粒尺寸由84.42减小到73.51 μm . Lan等人^[65]发现激光扫描速度对L-PBF成形AlCoCrFeNi_{2.1}共晶高熵合金的组成相比例有重要影响, 当扫描速度从650增加950 mm/s时, 大量FCC相转变为BCC/B2相, 使得FCC相体积百分含量由41%降低至31%.

3.3 扫描间距

扫描间距(Hatch Spacing)定义为一层内两个相邻激光扫描轨迹之间的距离^[66], 它在很大程度上决定了熔池之间的相互作用和扫描轨迹重叠率^[67]. 当扫描间距较小时, 扫描轨迹重叠率高, 所产生的高能量密度和极端温度会造成严重的元素燃烧损失和晶粒生长. 随着扫描间距的增大, 热量输入逐渐减少, 使得位错密度、残余应力增大^[68]. 扫描轨迹重叠率随扫描间距的变化将引起熔池内流体流动、传热和传质的演化, 从而显著地影响晶粒、第二相、气孔缺陷的分布和形态^[69–71]. Ehsan Saghayan等人^[70]研究表明, 当扫描间距小于激光光斑尺寸时, L-PBF成形NiTi合金[72]或[001]方向上高度织构的晶粒转变为具有随机取向的等轴晶粒. Wang等人^[67]通过调整扫描间距实现扫描轨迹重叠率的优化, 利用马兰戈尼对流的蒸汽抑制和颗粒填充的推动作用, 实现了Al2024合金中第二相TiB₂颗粒的均匀分布(图8(a)), 该方法也在Cu中得到了验证(图8(b)). Feng等人^[68]发现, 随着扫描间距的增大, L-PBF成形NiTi样品内部的主要孔隙缺陷首先由钥匙孔演化为均匀分布的气孔, 然后演化为层间的未熔合孔; 当扫描间距为110 μm 时, 样品具有最低的孔隙率和最小的球形孔尺寸. 因此, 为了获得高性能的L-PBF成形金属结构件, 系统研究扫描间距对孔隙缺陷、第二相、晶粒形貌及分布的影响至关重要.

3.4 扫描策略

扫描策略是指能量束所遵循的扫描路径、轨迹及其形成的几何图案, 对熔池温度梯度和元素分布有显

著的影响, 最终影响成形件的质量^[73,74]. 激光扫描策略通常分为单向(Unidirectional)、双向(Bidirectional)、棋盘(Chessboard)或岛屿(Island)、螺旋(Helix)扫描等, 如图9所示. 单向扫描(图9(a))和双向扫描(图9(b))是最常见的两种扫描策略, 它们的扫描矢量都很长, 区别在于扫描方向的变化. 在单向扫描策略下, 能量束的移动方向是一致的, 而在双向扫描策略下相邻的平行扫描矢量符号则相反, 因此双向扫描也被称为“之”字形扫描. 棋盘或岛屿扫描策略(图9(c))通过将扫描区域划分为小的正方形单元格来实现, 可以避免扫描线过长造成的应力过大和应力积累, 适合于加工较大尺寸的零件, 能够有效提高打印质量^[75]. 螺旋扫描(图9(d))

策略也可以减少扫描矢量的长度, 但扫描光斑分布不均匀, 因此其实际应用受到限制.

除了以上常见扫描策略所描述的单层扫描轨迹和图案之间的差异, 层间旋转角度也可以改变, 常见的旋转角度有 0° , 45° , 67° 和 90° . 不同旋转角度的最大差异在于重熔程度不同, 使得冷却速度、温度梯度和局域热处理有明显区别^[76]. 在每一层形成后进行激光重熔一般可以提高致密性, 能够降低表面粗糙度和缺陷(翘曲变形、开裂、气孔), 从而提高成形件力学性能^[77-79], 因此, 近年来研究人员对重熔策略进行了大量的研究^[79-81]. Sun等人^[81]利用单向重熔扫描策略促进了Hastelloy X高温合金柱状晶-等轴晶转变(Colum-

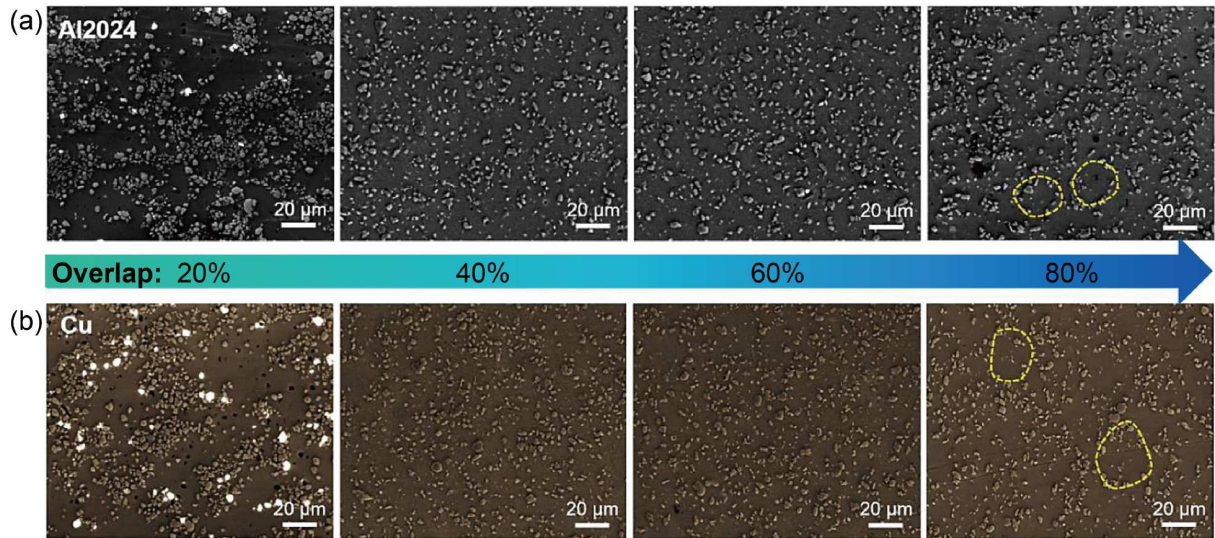


图 8 (网络版彩图)不同轨迹重叠率下两种材料中 TiB_2 颗粒的分布^[67]. (a) Al2024合金; (b) Cu
Figure 8 (Color online) Distribution of TiB_2 particles in two materials under different track overlapping [67]. (a) Al2024 alloy; (b) Cu.

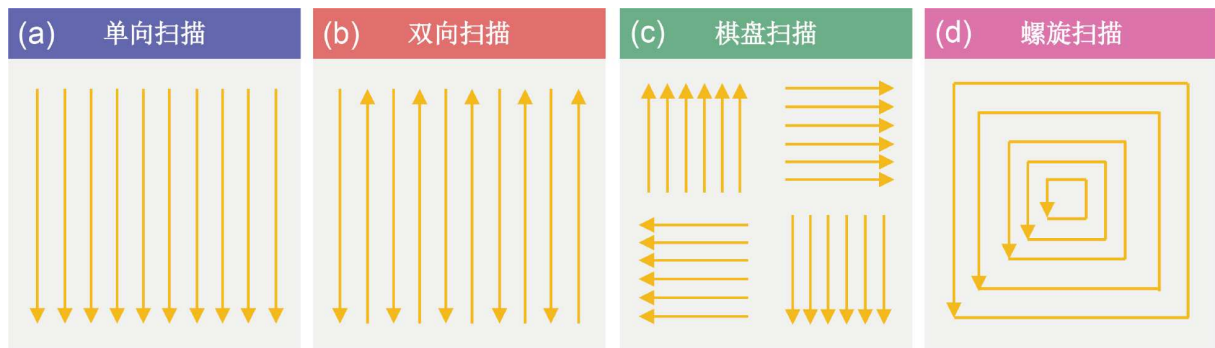


图 9 (网络版彩图)四种常见的扫描策略示意图. (a) 单向扫描; (b) 双向扫描; (c) 棋盘扫描; (d) 螺旋扫描
Figure 9 (Color online) Schematic illustrations of four common scanning strategies. (a) Uni-directional scanning; (b) bidirectional scanning; (c) chessboard scanning; (d) helix scanning.

nar-to-Equiaxed Transition, CET), 显著减少了热裂纹. 与棋盘、双向和单向扫描策略相比, 单向重熔策略增加了大量层间交叉点, 形成更多晶粒成核中心, 同时改变了温度梯度方向, 使枝晶生长方向连续中断, 并且能够细化晶粒; 单向重熔策略还增加了可延长液体寿命的三重扫描轨迹交叉点, 有利于溶质元素的充分扩散, 减少偏析, 最终同步提高了合金的强塑性. Shi 等人^[80]研究了原位高速重熔(High-Speed Scanning Remelting, HSSR)策略对L-PBF成形AlSi10Mg合金显微组织的影响, 结果表明, 初始熔化阶段的热积累可以降低熔池中的温度梯度, 提高重熔阶段的凝固速度则促进了CET, 同时获得细小胞状亚结构和高密度纳米析出相. 因此, 优化L-PBF扫描策略对于显微组织调控、成形件质量和力学性能的提升至关重要.

目前, 除了改变工艺参数调控显微组织的试验方法, 还可以通过模拟计算手段预测并优化微观结构, 从而降低传统增材制造过程中“试错”的高成本. 主流的模拟材料显微组织演化的方法包括相场法、元胞自动机方法和蒙特卡罗方法^[13]. 相场法主要基于金兹堡-朗道(Ginzburg-Landau)理论, 通过求解描述扩散、有序化势和热力学驱动的相场方程及浓度方程来模拟枝晶形貌, 该方法具有最坚实的物理基础, 但数据依赖性强且难以模拟多主元合金. 元胞自动机方法是基于离散时间、空间、状态的网格动力学模型, 并非是由严格定义的物理方程确定, 可预测成形件的晶粒结构和组织演化, 但难

以捕捉枝晶形貌以及成分偏析. 蒙特卡罗方法相对粗糙, 不考虑晶粒生长物理理论, 但计算效率高. 近年来, 研究人员开始尝试结合多种模拟方法来探索工艺参数与显微组织的对应关系, 以预测晶粒形态演变(如CET)、组织强度、成分偏析等, 从而为工艺参数调控、缺陷控制和性能优化提供理论指导.

4 金属增材制造过程中缺陷的形成及控制

MAM构件由于受到凝固过程中复杂的热历史和物理作用(如激光能量吸收和反射, 粉末颗粒运动、熔化和汽化, 流体流动, 传热, 传质, 固体成核, 残余应力积累等)的影响, 易产生表面缺陷(熔合不良)、内部显微缺陷(微裂纹、气孔和夹杂)、几何缺陷(翘曲变形)等, 如图10所示^[82]. 这些缺陷显著降低了成形件的质量和宏观力学性能, 对MAM的可靠性和可重复性提出了挑战, 限制了其进一步应用^[83]. 因此, 深入理解这些缺陷的形成机理, 探寻合适的控制方法减少甚至消除气孔、裂纹等缺陷以提高成形质量对于MAM的推广和应用具有非常重要的意义.

4.1 熔合不良

熔合不良(Lack of Fusion, LOF)通常是由于能量输入不足、激光参数设置不当、粉末床预热不足或制造过程中错误的扫描策略等导致的. 由于这些因素, 粉

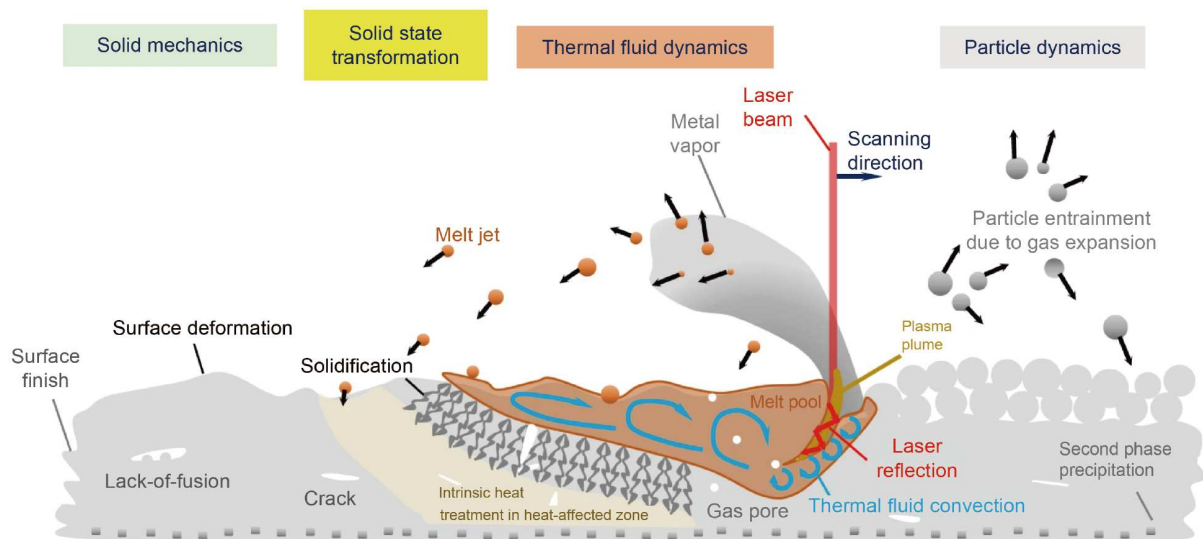


图 10 (网络版彩图)金属增材制造过程中复杂物理作用示意图^[82]

Figure 10 (Color online) Schematic illustration of complex physical interaction during MAM processes ^[82].

未颗粒可能熔合不完全, 导致在垂直于构建方向的未熔化颗粒周围形成细长狭窄的缺陷^[84], 其典型形貌如图11所示^[85]. LOF易成为腐蚀点蚀^[86]和疲劳裂纹^[87]的起始点, 从而大大降低成形件的耐腐蚀性和疲劳性能. 为了理解MAM过程中的LOF缺陷演变、探明消除这些缺陷的可能策略, 研究者们已经开展了大量的研究工作^[85,88,89]. 然而, 目前还没有基于科学原理的切实可行的方法来指导选择能消除这些缺陷的工艺参数和合金体系, 即使在最佳的加工工艺下, 这种孔隙也是难以避免的. 在这种情形下, 只能选择略微增加能量密度的策略, 使得LOF缺陷演变为更小的球形孔隙, 从而降低缺陷导致的应力集中效应^[69].

4.2 气孔

气孔是MAM工艺中最常见的缺陷之一, 其存在直接导致成形件致密度和强度的降低, 同时也降低金属零件疲劳、断裂等关乎服役安全性和稳定性的性能指标. 在打印成形过程中, 反冲压力随着能量密度升高而增大, 熔池由浅的半圆形向深的、高纵横比的形状转变, 最终产生蒸汽凹陷, 形成锁孔^[90]. 锁孔的塌陷则会使熔池中形成气泡, 接着被凝固前沿所捕获而形成气孔(如图12)^[91], 保留在最终零件中^[88]. 此外, 在雾化等金属粉末制备过程中会形成空心结构, 其内部的气

体进入熔池并在循环或横向迁移过程中相互合并从而形成大气泡, 接着被凝固前沿捕获后保留下来, 最终也会形成气孔缺陷^[92,93].

为了降低MAM成形件中的孔隙率, 研究人员对气孔的消除方法进行了探索. 由于粉末或丝材等原料是成形件孔隙率的重要来源, 因此首先应对原材料进行预处理. Leung等人^[94]的研究结果表明, 氧化物可以作为MAM过程中孔隙的成核位点, 这些孔隙在后续成形过程中难以消除, 残留在最终的成形件中. 因此, 使用低氧含量且清洁、干燥的原材料可以显著减少MAM过程中产生的气孔. 其次, 可以从工艺参数优化的角度建立抑制孔隙度的策略^[83]. Hojjatzadeh等人^[89]结合原位同步加速器X射线成像实验和多物理场建模, 揭示了L-PBF成形工艺中激光相互作用区的高温梯度所引起的高热毛细力可以消除熔池中的孔隙, 并阐明了L-PBF过程中孔隙运动和消除的动力学机制. 结果表明, 激光重熔策略通过促进气体从锁孔中释放或诱导液体流动, 能够部分或完全填充预先存在的孔隙, 从而减小孔隙尺寸和数量. 此外, 孔隙的预测和检测也十分重要, 金属打印过程中复杂物理现象的可视化可以增强人们对孔隙率和打印参数之间关系的理解^[95]. Bitharas等人^[96]通过同步X射线和纹影成像直接探测了激光形成的蒸汽射流及其导致的熔池凹陷相关联的

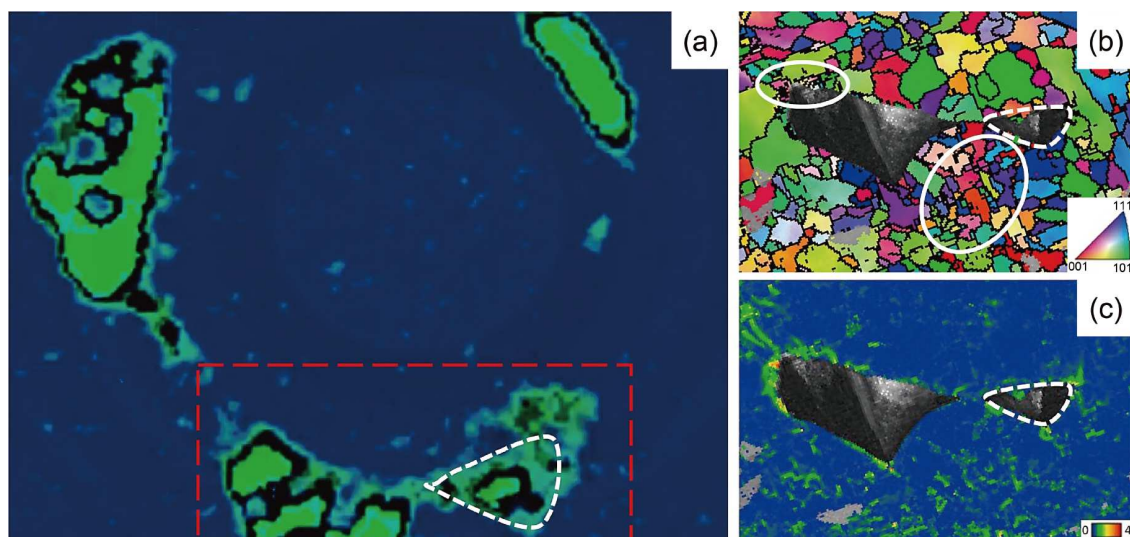


图 11 (网络版彩图)增材制造不锈钢中典型的LOF缺陷形貌^[85]. (a) LOF切片的高对比度图像; (b) (a)中红色虚线框区域的EBSD反极图; (c) 与(b)相同区域的KAM图

Figure 11 (Color online) Typical morphology of LOF defect in AM stainless steel ^[85]. (a) High-contrast image of LOF slice; (b) EBSD inverse polar figure of region in the dashed red rectangle in (a); (c) KAM map of the same region as (b).

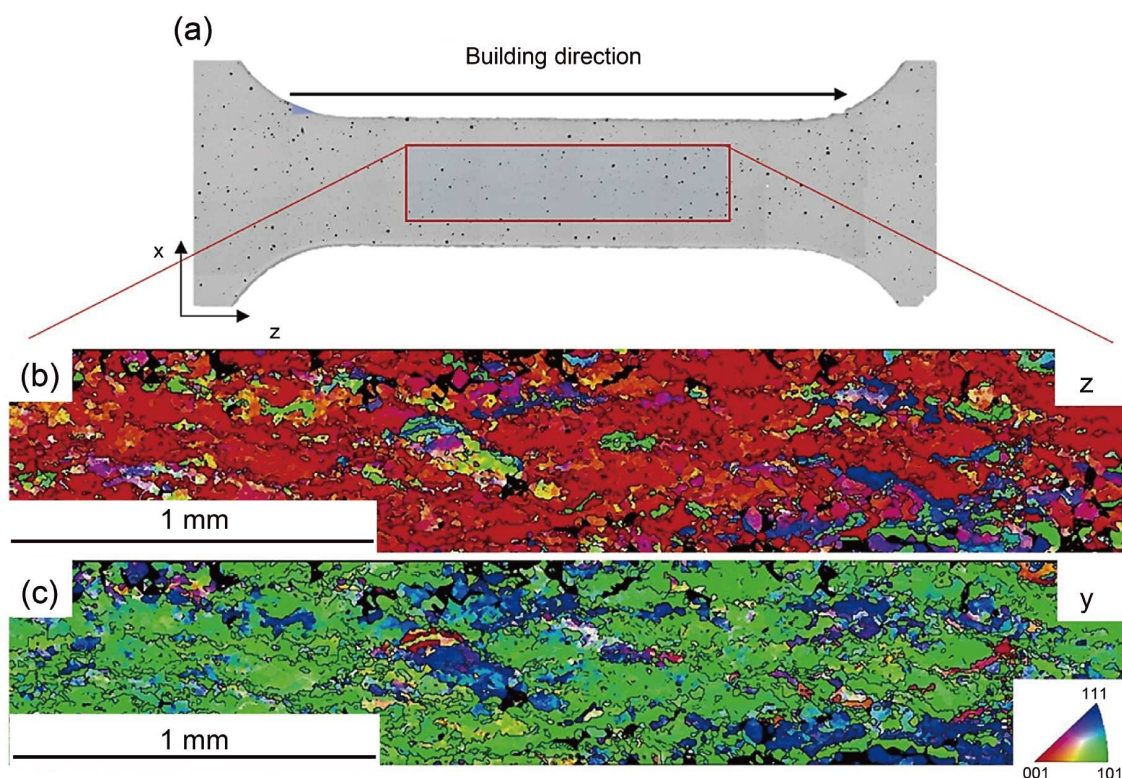


图 12 (网络版彩图)增材制造AlFeCr合金中典型的气孔缺陷形貌^[91]. (a) X射线计算机断层扫描; (b), (c) 在 z 和 y 方向的EBSD反极图

Figure 12 (Color online) Typical morphology of porosity defects in AM AlFeCr alloy [91]. (a) X-ray computed tomography; (b), (c) IPF-EBSD maps in the z and y directions.

流体动力学现象, 有效识别出与有害孔隙形成相关的工艺过程演化, 有助于设计更优的功率和扫描速度的工艺窗口. Gan等人^[97]探明了锁孔不稳定性与孔隙形成之间的内在定量关系, 提供了更好的预测模型, 将复杂的、高度多元的问题简化, 从而降低了实验成本.

4.3 裂纹

与焊接过程类似, 在AM过程中也容易产生裂纹缺陷, 并损害成形件性能甚至导致零件报废. 裂纹缺陷通常是指热裂纹, 它是由成形过程中快速熔化和凝固以及复杂的热循环累积的内应力所导致的, 分为凝固开裂和液化开裂两种类型. 凝固开裂通常发生于接近凝固终止阶段, 在高温梯度梯度的作用下, 一部分熔池内部晶粒定向生长成粗大的柱状晶, 会阻碍残余液体的流动, 导致枝晶生长空间被压缩, 同时液膜附近的凝固收缩和热收缩产生拉应力/应变, 当超出材料抗

拉强度时, 成形材料将发生凝固开裂^[98]. 在MAM工艺的热循环过程中, 热影响区会被加热到较高温度, 使得低熔点相发生重熔致使沿晶界或晶粒内部形成液膜, 累积残余应力将会使液膜发生撕裂, 这种热影响区的液膜撕裂被称为液化开裂^[99,100].

由于裂纹敏感性高, 许多常用牌号的合金可加工性受到限制, 需要设计合适的合金成分以消除裂纹, 提高打印质量. 在原始金属粉末中添加微、纳米颗粒来细化晶粒是一种流行且行之有效的策略, 可以避免柱状晶粒生长而累积的残余应力, 同时提高容纳和分散应力的能力^[3,101,102]. 美国休斯研究实验室Martin等人^[3]在Al7075和Al6061铝合金粉末上静电组装锆纳米颗粒作为孕育剂进行孕育处理, 粉末熔化后形成低晶格失配 Al_3Zr 金属间化合物纳米相, 有效降低了 $\alpha\text{-Al}$ 的成核能垒, 获得无裂纹、细小等轴晶粒组织, 如图13所示. Tan等人^[103]发现引入2 wt.% Zr颗粒也可以通过SLM工艺成功制备出无

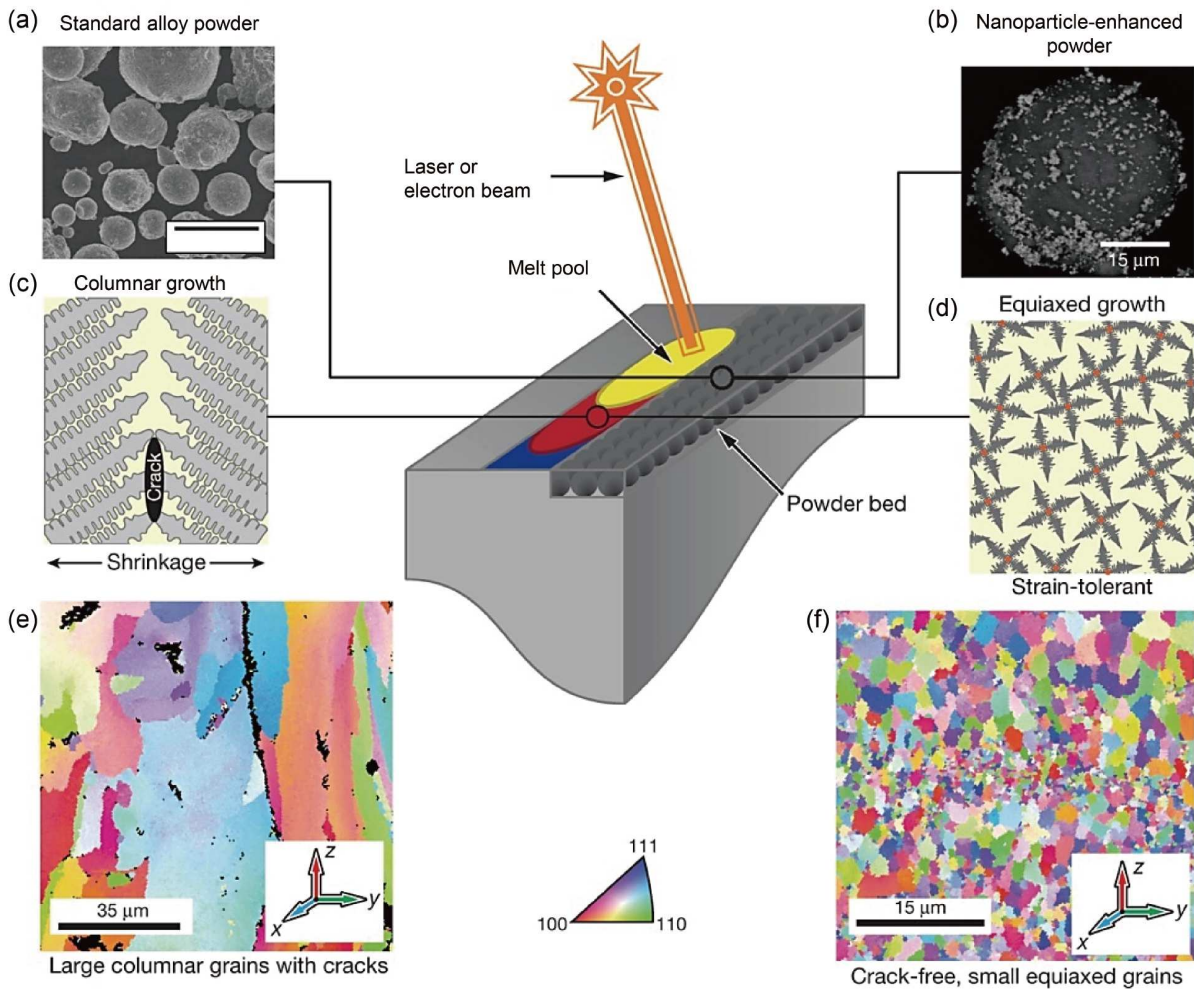


图 13 (网络版彩图)使用纳米颗粒增强粉末提高SLM成形金属构件抗热撕裂能力的方法^[3]. (a) 常规Al7075粉末; (b) 纳米颗粒增强的Al7075粉末; (c) Al7075合金凝固过程中由于枝晶柱状生长产生的收缩裂纹; (d) 纳米颗粒诱导非均匀形核促进晶粒等轴生长从而降低凝固应变; (e) 传统粉末SLM成形金属构件大晶粒和周期性裂纹EBSD反极图; (f) 使用纳米颗粒增强粉末可产生细小的等轴晶粒并消除热裂纹EBSD反极图

Figure 13 (Color online) The method for improving thermal tear resistance of SLM forming metal components using nanoparticle-enhanced powder [3]. (a) Conventional Al7075 powders; (b) nanoparticle-enhanced Al7075 powders; (c) cracks in Al7075 alloys due to solidification shrinkage by columnar growth of dendrites; (d) nanoparticles promotes heterogeneous nucleation and equiaxial growth of grains, thus reducing solidification strain; (e) EBSD inverse polar figure of large grains and periodic cracks in SLM forming metal components using conventional powders; (f) EBSD inverse polar figure of using nanoparticle-enhanced powders can produce fine equiaxed grains and further eliminate the hot cracking.

裂纹的Al2024合金. 其他颗粒如Si、TiB₂、Al₂O₃、TiN、TiH₂和TiC也被尝试用于解决高强度7×××和2×××铝合金AM过程中的热裂问题^[102,104–106].

近年来, 结合不同能量场(磁场、声场、电场、热场和机械场)的特性来克服AM金属件开裂问题的新工艺逐渐被提出, 即场辅助增材制造(Field Assisted Additive Manufacturing, FAAM). FAAM可以有效地细化晶粒, 减少残余应力或改变残余应力条件, 减轻热裂

纹^[107]. Todaro等人^[108]以Ti-6Al-4V钛合金为模型合金, 通过高强度超声辅助实现了L-PBF成形的Ti-6Al-4V样品由柱状晶粒向细等轴晶粒的完全转变. 高强度超声(20 kHz)促进了熔池中的金属液流动和空洞(提供成核位点)的形成, 并在凝固过程中对熔体进行剧烈的搅拌, 从而显著促进了组织的细化. 与传统AM加工的Ti-6Al-4V柱状晶粒相比, 组织细化后的合金有效改善了抗热撕裂能力, 拉伸强度提高了12%. Wang等人^[109]模

拟了1000°C高温预热下熔池的演变,证实了通过外加热场改变熔池中的温度梯度和冷却速率对降低残余应力和抑制裂纹的有效性. 不同种类的外加场对熔池演变的作用机理存在一定差异,但均对提高可打印性、拓宽可用于AM的合金种类有积极意义.

综上所述,深入研究MAM过程中缺陷的形成机理、表征和控制方法是一个重要课题,涉及材料科学、控制科学、机械科学和制造科学等多学科交叉的问题,需要得到科学界和工业界的广泛重视.

5 增材制造金属材料的力学性能

随着AM技术的进步和工艺的逐渐成熟,零件致密度和成形质量均得到了提高,相关从业人员越来越重视关乎使役安全性和可靠性的力学性能研究. 本节将围绕传统结构材料(钢、铝合金、钛合金)以及新型高熵合金的增材制造,对关于强塑匹配、抗疲劳设计和断裂韧性研究的最新进展进行简要的回顾.

5.1 拉伸性能

几个世纪以来,强度和塑性的协同提升都是结构材料科学家不懈追求的目标,但事实上大多数材料始终面临着强度与塑性互斥的挑战^[110,111]. 对于AM这个新兴的领域,如何通过粉末改性和打印参数优化来破解强-塑倒置同样是一个关键科学问题. AM金属的微熔池具有高冷却速率和温度梯度以及复杂的传热、传质动力学特点,往往会形成特殊的组织结构,包括细化的晶粒或片层、亚晶粒位错结构以及化学成分异质性,在跨尺度微结构和局部化学成分调控方面带来更多的可能性,使AM有望成为解决强-塑倒置难题的新途径^[72]. Li等人^[112]通过合金化策略降低层错能和接种策略细化晶粒,在Al-Mg-Mn-Sc-Zr合金中实现了三模态分布的晶粒(柱状晶、细等轴晶和超细等轴晶)和高密度的纳米尺度面缺陷,其强度几乎达到所有L-PBF成形铝合金的最高水平(~656 MPa),同时保持良好的延伸率(7.2%). Zhang等人^[113]以Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr(Ti-5553)亚稳 β 钛合金作为模型合金,展示了一种通过引入纳米钼颗粒同步调控L-PBF成形样品中晶粒结构和相组成的设计策略,在促进晶粒细化的同时稳定了 β 相,并且消除了热循环过程中 β 相非均质性,所获得的Ti-5553+5Mo合金具有更优异的强塑匹配. Wang等

人^[111]通过优化L-PBF工艺参数,在奥氏体316L不锈钢引入位错胞、小角度晶界和高密度位错等多级异质微结构,同时利用界面的溶质偏聚钉扎位错、促进孪生,大幅提升了316L不锈钢的屈服强度、均匀延伸率和加工硬化能力. Ren等人^[114]采用L-PBF工艺制备了具有FCC(Face-Centered Cubic)与BCC(Body-Centered Cubic)相交替排列的纳米共晶层片组织的AlCoCrFe-Ni_{2.1}高熵合金(如图14),实现了优异的屈服强度(1.3 GPa)与均匀延伸率(14%)的力学性能组合. 高延伸率的FCC和高强度BCC层片间的半共格界面有助于存储高密度的位错,同时促进共晶之间的协调变形,实现了更高的强度和加工硬化能力. 以上研究均表明了AM在微结构的构筑方面极具潜力,有助于开发强塑匹配的高性能金属材料,典型的增材制造金属材料准静态拉伸性能汇总见表2^[115-133].

5.2 疲劳性能

金属零件在AM过程中容易形成气孔和微裂纹等缺陷,疲劳裂纹通常在这些区域萌生并在循环加载过程中不断扩展,降低零件的疲劳性能,进而损害使役安全性和可靠性^[134]. 消除这些缺陷或者减小缺陷尺寸是阻碍疲劳裂纹萌生的有效手段^[135]. 此外,提高成形件组织的均匀性,减少易受循环损伤的异质薄弱点也能有效提升抗疲劳性能^[117]. 从提高成形件抗裂纹扩展能力方面考虑,引入大量晶界、孪晶界、相界和胞状结构等阻碍裂纹扩展也是有效的抗疲劳设计策略^[136,137]. 针对上述AM金属材料疲劳失效问题,Qu等人^[135]利用晶粒生长和相变的不同步性,开发了一种分步调控缺陷和显微组织的净增材制造工艺(Net-Additive Manufacturing Process, NAMP),实现了Ti-6Al-4V合金近乎无气孔的高质量成形和板条组织细化,显著抑制了在气孔、粗大板条界面等薄弱点的裂纹萌生,使得疲劳极限高达1 GPa. Dan等人^[137]通过原位盐-金属反应和雾化法制备了纳米TiB₂修饰(Nano-TiB₂-Decorated, NTD)AlSi10Mg合金粉末,并采用L-PBF工艺获得了具有高疲劳抗性的成形件. 该合金加工的ASTM标准试样疲劳极限达到260 MPa,超过许多锻造合金,而微米尺寸试样内部几乎不存在局部疲劳损伤积累,疲劳比接近0.9(图15(a)-(c)),这表明本征疲劳极限接近抗拉强度. 通过显微组织表征发现,试样内部连续三维双相纳米胞结构有效抑制了循环加载过程中局

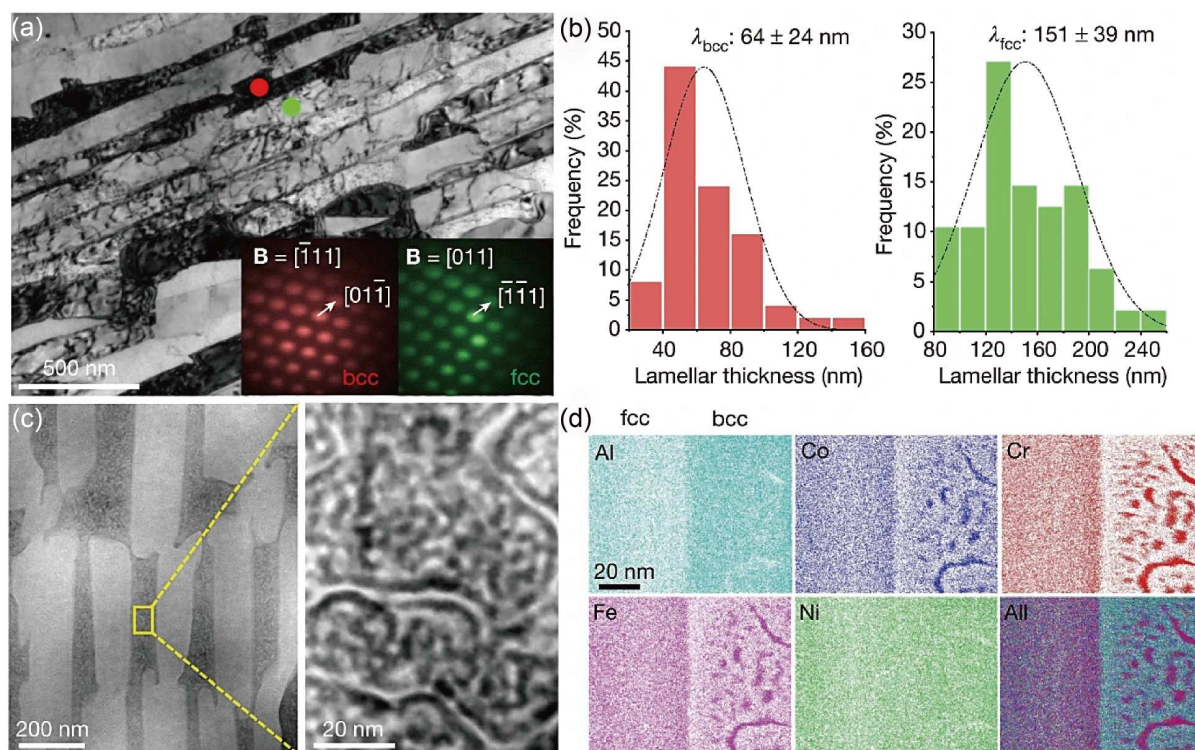


图 14 (网络版彩图)激光粉末床熔融AlCoCrFeNi_{2.1}高熵合金的纳米共晶层片组织^[114]. (a) TEM明场像显示BCC和FCC层片; (b) 成形态AlCoCrFeNi_{2.1}高熵合金中BCC和FCC层片厚度分布; (c) BCC层片内的调制纳米结构HAADF-STEM图像; (d) FCC/BCC界面周围的元素分布APT图

Figure 14 (Color online) Microstructures of nano-eutectic lamellae in AlCoCrFeNi_{2.1} high-entropy alloy fabricated by L-PBF [114]. (a) Bright-field TEM image showing the BCC and the FCC nanolamellae; (b) lamellar thickness distributions of BCC and the FCC lamellae in as-built AlCoCrFeNi_{2.1} high-entropy alloy; (c) HAADF-STEM image of the modulated nanostructures within BCC lamellae; (d) APT maps of the elemental distribution around an FCC/BCC interface.

域损伤积累和疲劳裂纹的萌生(图15(d)). 这一研究工作所提出的抗疲劳三维纳米结构优化策略极具实用性, 为其他AM双相金属抗疲劳设计指明了方向.

5.3 断裂韧性

在结构材料的早期开发阶段, 研究人员往往着眼于高强度和延展性的匹配, 而对断裂韧性的独立评估和针对性优化设计有所忽视. AM金属材料在成形过程中不可避免地会产生工艺缺陷, 影响其局部结构强度的稳定性以及抵抗断裂失效的能力, 因此, 需要重视对断裂韧性这一关键力学性能的评价, 以正确优化结构材料的AM工艺, 保证零部件服役安全性^[138]. 由AM逐层“自下而上”加工特性导致的独特微观和介观结构特征会对裂纹的扩展产生重要影响. Paul等人^[139]研究了L-PBF成形AlSi10Mg合金的强度和裂纹扩展阻力曲线(R-curve), 发现扫描策略控制着熔池的排列和

熔池主导的介观结构的形成, 相比于扫描间距和层厚, 扫描策略对断裂韧性的影响更为显著. 受到熔池排列的影响, 裂纹缺口与构建方向平行(图16(a))的试样裂纹曲折度更大, 裂纹路径会向熔池边界发生偏转, 因此具有比裂纹缺口与构建方向垂直的试样(图16(b))更高的断裂韧性(图16(c)). 此外, 由于AlSi10Mg中较高的Si浓度导致了更宽的熔池边界(图16(d)), 这些边界处的粗胞状区域和热影响区(Heat-Affected Zone, HAZ)将成为裂纹优先扩展的位置^[138]. 除了熔池的排列, 凝固胞状组织和局部晶体织构对断裂韧性的各向异性也有重要影响^[140]. Kumar等人^[141,142]发现L-PBF成形Ti-6Al-4V中沿构建方向生长的介观柱状原始β晶粒(Prior-β Grain, PBG)结构导致了各向异性的 K_{Ic} . 当裂纹尖端靠近PBG边界时, 裂纹沿PBG弱界面优先扩展, 有助于裂纹弯曲, 而改变扫描策略可以诱导柱状到近等轴晶粒转变, 得到近各向同性的 K_{Ic} .

表 2 典型增材制造金属的准静态拉伸性能

Table 2 Quasi-static tensile properties of typical AM metals

分类	合金成分	增材制造方法	屈服强度 (MPa)	抗拉强度 (MPa)	延伸率 (%)
铝合金	AlSi10Mg ^[115]	L-PBF	270	446	8.2
	Al7075+Zr ^[3]	L-PBF	325–373	383–417	3.8–5.4
	Scalmalloy® ^[116]	L-PBF	276–287	403–427	14.2–17.7
钛合金	Ti-6Al-4V ^[117]	L-PBF	1140	1290	7.6
			1110	1305	8.6
	Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo ^[118]	L-PBF	483	1183	26.9
			582	1209	25.5
	Ti55531-0.5Nb ^[119]	L-PBF	1127	1190	8.2
			1175	1249	7.2
			1193	1278	5.0
钢	Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si ^[120]	LDED	—	1300	1.2
			1016	1103	28.7
	15-5PH不锈钢 ^[121]	L-PBF	1297	1450	12.5
			1100	1467	15.0
	4140钢 ^[122]	L-PBF	1175	1280	7.2
			1180	1365	6.0
	HY100钢 ^[123]	L-PBF	1160	1200	12.0
			904	1118	11.7
	马氏体钢 ^[124]	WAAM	833	1026	8.0
			1236	1712	4.1
镍基高温合金	Inconel 718 ^[126–128]	L-PBF	835	1620	4.1
			1073	1965	3.7
			1084	1333	8.4
		L-PBF	1007	1221	16
			949	1194	19.9
			849	1126	22.8
	Inconel 718 ^[126–128]	L-PBF	1084	1371	10.1
			1046	1371	12.3
			925	1138	15.7
		EBM	894	1061	11.5
			822	1060	22.0
			669	1207	21.0
			1333	1640	13.5
中、高熵合金	AlCoCrFeNi _{2.1} ^[114]	L-PBF	1050	1500	4.5
	(CoCrNi) ₈₃ Al ₁₇ ^[129]	DED	550	952	35
	VCoNi ^[130,131]	LMD	923	1486	11.9
			922	1462	12.3
			941	1505	10.3
			948	1536	10.0
			861	1344	15.6
	CoCrNi ^[132]	LAAM	621	873	44.8
	FeCrNi ^[133]	L-PBF	745	1007	31.0

(48–54 MPa m^{1/2}). 由此可见, AM的工艺特性使成形件在介观尺度上产生显著的组织各向异性, 进一步影响裂纹扩展路径而导致各向异性的断裂韧性. 因此, 优化扫描策略实现对熔池排列和熔池内部温度梯度的调控, 有利于减弱断裂韧性的各向异性, 从而提高构件性

能稳定性和服役可靠性.

5.4 微观力学性能

增材制造金属材料的微观结构具有显著的非均匀性和各向异性, 传统宏观力学测试无法揭示其局部性

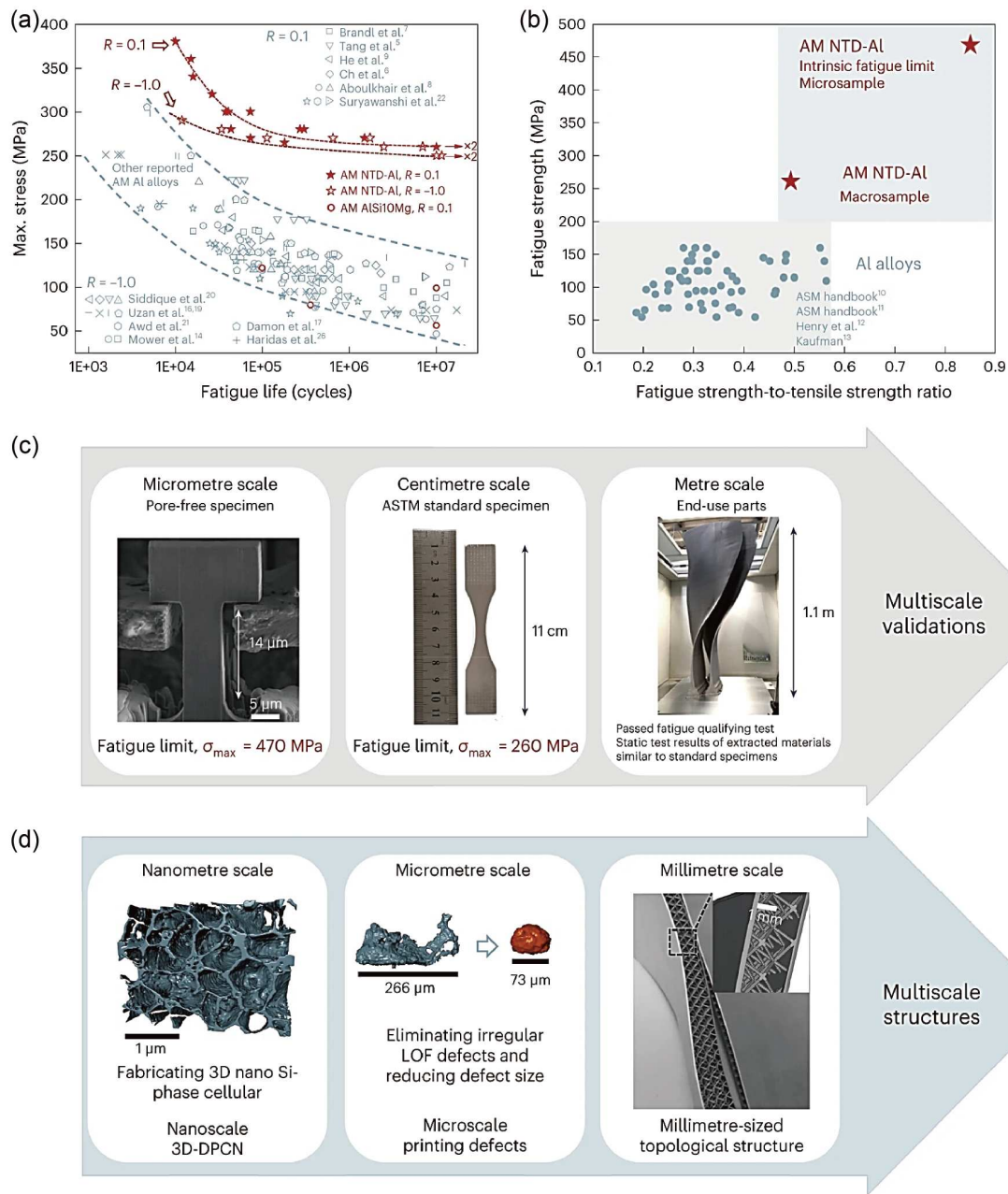


图 15 (网络版彩图) 纳米 TiB_2 修饰的抗疲劳 AlSi10Mg 合金^[137]. (a) NTD AlSi10Mg 合金与其他已报道的增材制造 AlSi10Mg 和 AlMgScZr 合金的S-N曲线对比; (b) NTD AlSi10Mg 合金及其他Al合金的疲劳极限-疲劳比; (c) 疲劳性能的多尺度验证试样; (d) 具有高疲劳性能的多尺度结构

Figure 15 (Color online) NTD anti-fatigue AlSi10Mg alloy [137]. (a) Comparison of S-N curves of AM NTD AlSi10Mg alloy with other reported AM AlSi10Mg and AlMgScZr alloys; (b) fatigue limit-fatigue ratio of NTD AlSi10Mg alloy and other Al alloys; (c) multiscale specimen validations for fatigue performances; (d) multiscale structures with high fatigue performance.

能的差异. 这些差异源于微观结构的异质性、复杂的相组成以及晶粒外延生长导致的组织各向异性. 纳米压痕技术具有高空间分辨率和高载荷/位移控制精度, 成为表征局部微区力学性能的理想工具. De Forma-

noir等人^[143]通过纳米压痕技术分别测量了 $\alpha+\alpha'$ 以及 $\alpha+\alpha'_{\text{dec}}$ 双相Ti-6Al-4V合金的局部硬度, 发现 α 和 α' 相之间的硬度差异大于 α 和 α'_{dec} 相之间的差异, 从而导致在 α 和 α' 双相钛合金中展现出更显著的局部应变分配和

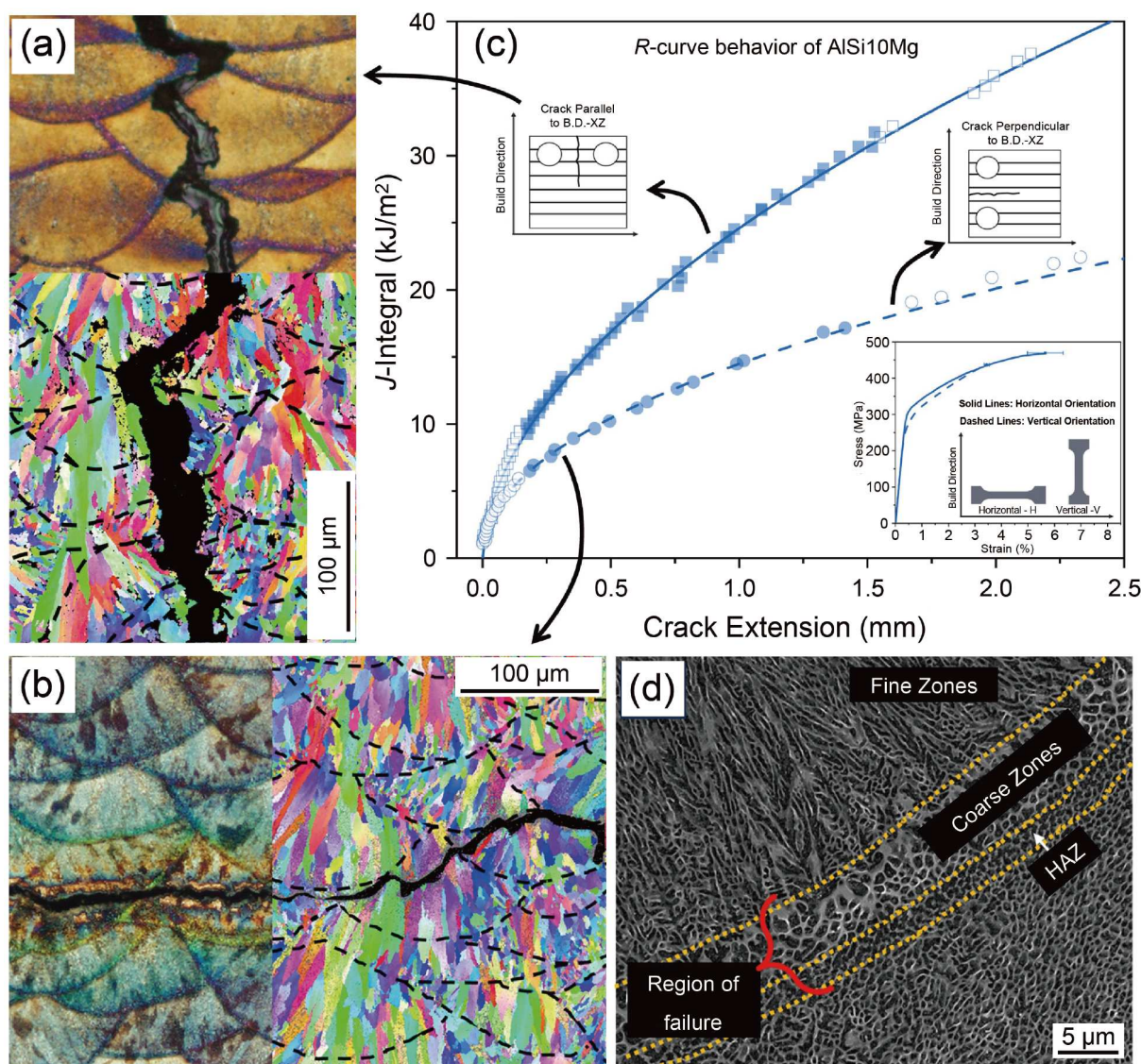


图 16 (网络版彩图) L-PBF成形AlSi10Mg合金的显微组织、裂纹扩展形貌和断裂韧性^[138]. (a) 平行于构建方向的裂纹扩展路径; (b) 垂直于构建方向的裂纹扩展路径; (c) 裂纹阻力曲线随试验方向的变化规律, 插图为相应的拉伸试验结果; (d) L-PBF成形AlSi10Mg合金显微组织

Figure 16 (Color online) Microstructures, crack growth morphology and fracture toughness of AlSi10Mg alloy processed by L-PBF [138]. (a) The crack growth path parallel to the build direction; (b) the crack propagation path perpendicular to the build direction; (c) the crack resistance curve, and the corresponding stress-strain curve shown in the inset; (d) microstructures of AlSi10Mg alloy processed by L-PBF.

更高的延展性. Khadka等人^[144]利用纳米压痕技术研究了增材制造AlCuFeNiTi合金不同相的局部抗变形能力, 结果表明L2₁ Heusler结构具有最佳的抗变形能力、最低的应变率敏感性和蠕变位移值, 在抗蠕变的应用方面具有巨大的潜力. 除了异质相的局部力学性能表征, 纳米压痕技术还可以在这些局部力学性能与材料的整体力学行为之间建立良好的关联. Liu等人^[145]通过小深度纳米压痕测试, 揭示了Ti-6Al-2Zr-V-Mo合金

中硬 α 晶粒和较软的 α 晶粒塑性变形方式的显著差异, 即硬 α 晶粒以剪切带主导塑性变形而较软的 α 晶粒以位错滑移主导变形, 表明了小深度纳米压痕测量的局部纳米力学特性在微观尺度上可以与单轴拉伸力学行为相关联. Ding等人^[146]结合纳米压痕测试和梯度塑性有限元(Gradient Plasticity Finite Element, GPFE)模拟, 揭示了增材制造不锈钢中由多个特征长度尺度相互作用所产生的强化效应, 为深入研究增材制造金属的构-

效关系提供了依据. 在各向异性方面, Lee等人^[147]通过纳米压痕蠕变加载, 研究了增材制造Ti-6Al-4V ELI合金在XY和XZ平面内各向异性的蠕变响应, 发现打印态合金的XY平面由于位错密度和压缩残余应力均高于XZ平面, 其蠕变抗性更高; 热处理后, 由于XY平面残余应力的释放以及Widmanstätten相和 β 相的析出, 使XZ平面表现出更高的蠕变抗性.

6 挑战与展望

MAM技术已成为当前制造业中最具发展前景的技术之一, 它可以用来制造复杂和轻量化的结构, 大幅提高了制造能力和制造效率. 作为一个新兴制造行业, MAM已经从思想萌芽、技术装备制造发展至现在的热潮阶段, 极有可能促进下一次工业革命. 然而, MAM技术仍有一些需要改进的地方, 未来发展过程中还需要克服多个严峻挑战, 包括基于AM特性的合金开发、缺陷和残余应力的智能监测和控制、特殊微结构的设计以及可重复性和可再现性. 接下来针对这些挑战对MAM未来的研究方向进行展望.

(1) 基于AM特性的合金开发. 目前, 可用于AM的金属材料种类十分有限, 相关研究主要是围绕现有铸造和锻造牌号合金(包括钢、Al基合金、Ti基合金、Ni基合金、Co基合金等)开展的工艺优化研究, 而针对特定工艺的材料优化研究欠缺. 此外, 新合金的开发不可避免地要对热处理工艺进行优化, 以保证微观组织和力学性能达到标准要求. 现有锻造和铸造合金的热处理制度虽然部分适用于AM零件, 但是在零件中初始缺陷和显微组织各不相同的情况下也很难保证处理效果, 基于AM的新热处理工艺的制定也面临着挑战. 因此, 亟需设计与AM工艺特性更契合的合金成分, 建立针对AM加工零件的特定热处理工艺, 最终开发出基于AM特性的新合金材料体系.

(2) 缺陷和残余应力的智能监测和控制. AM零件中通常存在熔合不良、气孔和裂纹等缺陷以及高的残余应力, 使得质量控制成为MAM技术长期面临的难题. 热等静压、热处理和精加工等后处理过程虽然可以提高最终的零件质量, 但是增加了生产成本, 而且使MAM的工序变得繁琐. 为了应对这些挑战, 未来的研究将侧重于开发用于实时过程监控的智能设备, 检测打印层之间的缺陷并在制造过程及时纠正. 此外, 将机器学习算法与硬件相结合将有助于控制零件几何形状, 并对工艺变量进行原位优化以降低缺陷和残余应力水平. 最终, 通过软件和硬件的进步, 系统地收集和使用工艺过程数据, 以最低的人为干预控制构建过程, 低成本、高效率地生产质量可靠的构件.

(3) 特殊微结构的设计. MAM的非平衡过程通常在大温度梯度、高凝固速率和循环加热/冷却下发生, 这种独特的工艺特性使其为晶粒结构、相组成等微观组织以及熔池边界等介观结构调控带来更多可能. 因此, AM金属的微结构不能依据传统铸造或锻造微观组织来设计, 而是要进行创新的特殊微结构设计, 为实现超越传统制造金属的力学性能提供可能, 从而满足现有和新兴应用对高性能金属材料的需求.

(4) 可重复性和可再现性. 当前MAM一个主要挑战是确保AM工艺的可重复性和可再现性, 这关乎到MAM技术的大规模应用. 可重复性是指在不同维度上准确复制相同过程的能力. 可再现性是指从MAM过程的初始阶段到最终阶段始终如一地再现相同构件的能力. 然而, 现在各个行业已广泛关注到, 即使在相同工艺参数下也难以重复相同的性能以及复现相同的构件, 这使得大量精力浪费在反复验证产品质量上. 此外, 由于缺乏统一的AM数据库以及标准化的AM系统识别, 这些挑战进一步加剧. 因此, 亟需建立健全的标准和统一的数据库, 摆脱AM工艺可重复性和可再现性差这一困境.

参考文献

- 1 DebRoy T, Mukherjee T, Milewski J O, et al. Scientific, technological and economic issues in metal printing and their solutions. *Nat Mater*, 2019, 18: 1026–1032
- 2 Song B. Preamble of special issue for materials design for metal laser additive manufacturing (in Chinese). *Acta Metall Sin*, 2023, 59: 1–2 [宋波. 金属增材制造材料设计专刊. *金属学报*, 2023, 59: 1–2]
- 3 Martin J H, Yahata B D, Hundley J M, et al. 3D printing of high-strength aluminium alloys. *Nature*, 2017, 549: 365–369

- 4 Shang A, Stegman B, Choy K, et al. Additive manufacturing of an ultrastrong, deformable Al alloy with nanoscale intermetallics. *Nat Commun*, 2024, 15: 5122
- 5 Imran M M', Che Idris A, De Silva L C, et al. Advancements in 3D printing: Directed energy deposition techniques, defect analysis, and quality monitoring. *Technologies*, 2024, 12: 86
- 6 Chen Z K, Jiang J X, Wang Y J, et al. Defects, microstructures and mechanical properties of materials fabricated by metal additive manufacturing (in Chinese). *Chin J Mech*, 2021, 53: 3190–3205 [陈泽坤, 蒋佳希, 王宇嘉, 等. 金属增材制造中的缺陷、组织形貌和成形材料力学性能. *力学学报*, 2021, 53: 3190–3205]
- 7 Blakey-Milner B, Gradl P, Snedden G, et al. Metal additive manufacturing in aerospace: A review. *Mater Des*, 2021, 209: 110008
- 8 Ghidini T, Grasso M, Gumpinger J, et al. Additive manufacturing in the new space economy: Current achievements and future perspectives. *Prog Aerospace Sci*, 2023, 142: 100959
- 9 Taghizadeh M, Zhu Z H. A comprehensive review on metal laser additive manufacturing in space: Modeling and perspectives. *Acta Astronaut*, 2024, 222: 403–421
- 10 Alami A H, Ghani Olabi A, Alashkar A, et al. Additive manufacturing in the aerospace and automotive industries: Recent trends and role in achieving sustainable development goals. *Ain Shams Eng J*, 2023, 14: 102516
- 11 Froes F, Boyer R, Dutta B. Additive Manufacturing for the Aerospace Industry. Amsterdam: Elsevier, 2019. 1–6
- 12 Vasco J C. Additive Manufacturing. Amsterdam: Elsevier, 2021. 505–530
- 13 Chen Z K, Li X Y. Numerical simulations for microstructure evolution during metal additive manufacturing (in Chinese). *Adv Mech Eng*, 2022, 52: 397–409 [陈泽坤, 李晓雁. 金属增材制造过程中材料微观组织演化的模拟研究. *力学进展*, 2022, 52: 397–409]
- 14 Böckin D, Tillman A M. Environmental assessment of additive manufacturing in the automotive industry. *J Cleaner Production*, 2019, 226: 977–987
- 15 Sarzyński B, Śnieżek L, Grzelak K. Metal additive manufacturing (MAM) applications in production of vehicle parts and components—A review. *Metals*, 2024, 14: 195
- 16 Mok S W, Nizak R, Fu S C, et al. From the printer: Potential of three-dimensional printing for orthopaedic applications. *J Orthopaedic Translation*, 2016, 6: 42–49
- 17 Garot C, Bettega G, Picart C. Additive manufacturing of material scaffolds for bone regeneration: Toward application in the clinics. *Adv Funct Mater*, 2021, 31: 2006967
- 18 Kumar R, Kumar M, Chohan J S. The role of additive manufacturing for biomedical applications: A critical review. *J Manufacturing Processes*, 2021, 64: 828–850
- 19 Tom T, Sreenilayam S P, Brabazon D, et al. Additive manufacturing in the biomedical field-recent research developments. *Results Eng*, 2022, 16: 100661
- 20 GE Aviation. Boeing 777X takes flight with 300 additively manufactured parts in each GE9X engine. *Met Addit Manuf*, 2020, 1: 6
- 21 Ramesh M, Niranjana K, Bhoopathi R, et al. Additive manufacturing (3D printing) technologies for fiber-reinforced polymer composite materials: A review on fabrication methods and process parameters. *e-Polymers*, 2024, 24: 20230114
- 22 Buj-Corral I, Tejo-Otero A, Fenollosa-Artés F. Mechanical and Industrial Engineering: Historical Aspects and Future Directions. Cham: Springer, 2022. 95–110
- 23 Hull C W. Apparatus for production of three-dimensional objects by stereolithography. US patent, 1986, US4575330A
- 24 Feygin M. Apparatus and method for forming an integral object from laminations. US patent, 1988, US4752352A
- 25 Singh A, Singh H. Innovations in Additive Manufacturing. Cham: Springer, 2022. 3–32
- 26 Deckard C R. Method and apparatus for producing parts by selective sintering. US patent, 1989, US4863538A
- 27 Su A, Al'aref S J. 3D Printing Applications in Cardiovascular Medicine. Boston: Academic Press, 2018. 1–10
- 28 Vaz V M, Kumar L. 3D printing as a promising tool in personalized medicine. *AAPS PharmSciTech*, 2021, 22: 49
- 29 Khaing M W, Fuh J Y H, Lu L. Direct metal laser sintering for rapid tooling: Processing and characterisation of EOS parts. *J Mater Processing Tech*, 2001, 113: 269–272
- 30 Chowdhury S, Yadaiah N, Prakash C, et al. Laser powder bed fusion: A state-of-the-art review of the technology, materials, properties & defects, and numerical modelling. *J Mater Res Tech*, 2022, 20: 2109–2172
- 31 Taghian M, Mosallanejad M H, Lannunziata E, et al. Laser powder bed fusion of metallic components: Latest progress in productivity, quality,

- and cost perspectives. *J Mater Res Tech*, 2023, 27: 6484–6500
- 32 Ahn D G. Directed energy deposition (DED) process: State of the art. *Int J Precis Eng Manuf-Green Tech*, 2021, 8: 703–742
 - 33 Svetlizky D, Das M, Zheng B, et al. Directed energy deposition (DED) additive manufacturing: Physical characteristics, defects, challenges and applications. *Mater Today*, 2021, 49: 271–295
 - 34 Mostafaei A, Elliott A M, Barnes J E, et al. Binder jet 3D printing—Process parameters, materials, properties, modeling, and challenges. *Prog Mater Sci*, 2021, 119: 100707
 - 35 Ziaee M, Crane N B. Binder jetting: A review of process, materials, and methods. *Additive Manufacturing*, 2019, 28: 781–801
 - 36 Cho S Y, Ho D H, Choi Y Y, et al. A general fruit acid chelation route for eco-friendly and ambient 3D printing of metals. *Nat Commun*, 2022, 13: 104
 - 37 Gisario A, Kazarian M, Martina F, et al. Metal additive manufacturing in the commercial aviation industry: A review. *J Manufacturing Syst*, 2019, 53: 124–149
 - 38 Bikas H, Stavropoulos P, Chrysosolouris G. Additive manufacturing methods and modelling approaches: A critical review. *Int J Adv Manuf Technol*, 2016, 83: 389–405
 - 39 King W E, Anderson A T, Ferencz R M, et al. Laser powder bed fusion additive manufacturing of metals; physics, computational, and materials challenges. *Appl Phys Rev*, 2015, 2: 041304
 - 40 Gordon J V, Narra S P, Cunningham R W, et al. Defect structure process maps for laser powder bed fusion additive manufacturing. *Additive Manufacturing*, 2020, 36: 101552
 - 41 Han C, Fang Q, Shi Y, et al. Recent advances on high-entropy alloys for 3D printing. *Adv Mater*, 2020, 32: 1903855
 - 42 Tan Q, Zhang M. Recent advances in inoculation treatment for powder-based additive manufacturing of aluminium alloys. *Mater Sci Eng-R-Rep*, 2024, 158: 100773
 - 43 Rafi H K, Karthik N V, Gong H, et al. Microstructures and mechanical properties of Ti6Al4V parts fabricated by selective laser melting and electron beam melting. *J Materi Eng Perform*, 2013, 22: 3872–3883
 - 44 Li X, Wang C, Zhang W, et al. Fabrication and characterization of porous Ti6Al4V parts for biomedical applications using electron beam melting process. *Mater Lett*, 2009, 63: 403–405
 - 45 Sun X, Chen M, Liu T, et al. Characterization, preparation, and reuse of metallic powders for laser powder bed fusion: A review. *Int J Extrem Manuf*, 2024, 6: 012003
 - 46 Sun P, Fang Z Z, Zhang Y, et al. Review of the methods for production of spherical Ti and Ti alloy powder. *J Met*, 2017, 69: 1853–1860
 - 47 Moghimian P, Poirié T, Habibnejad-Korayem M, et al. Metal powders in additive manufacturing: A review on reusability and recyclability of common titanium, nickel and aluminum alloys. *Additive Manufacturing*, 2021, 43: 102017
 - 48 Gaytan S M, Cadena M A, Karim H, et al. Fabrication of barium titanate by binder jetting additive manufacturing technology. *Ceramics Int*, 2015, 41: 6610–6619
 - 49 Do T, Kwon P, Shin C S. Process development toward full-density stainless steel parts with binder jetting printing. *Int J Machine Tools Manufacture*, 2017, 121: 50–60
 - 50 Mirzababaei S, Pasebani S. A review on binder jet additive manufacturing of 316L stainless steel. *J Manuf Mater Process*, 2019, 3: 82
 - 51 Rodrigues T A, Duarte V, Miranda R M, et al. Current status and perspectives on wire and arc additive manufacturing (WAAM). *Materials*, 2019, 12: 1121
 - 52 Cortina M, Arrizubieta J I, Ruiz J E, et al. Latest developments in industrial hybrid machine tools that combine additive and subtractive operations. *Materials*, 2018, 11: 2583
 - 53 DebRoy T, Wei H L, Zuback J S, et al. Additive manufacturing of metallic components—Process, structure and properties. *Prog Mater Sci*, 2018, 92: 112–224
 - 54 Dávila J L, Neto P I, Noritomi P Y, et al. Hybrid manufacturing: A review of the synergy between directed energy deposition and subtractive processes. *Int J Adv Manuf Technol*, 2020, 110: 3377–3390
 - 55 Shipley H, McDonnell D, Culleton M, et al. Optimisation of process parameters to address fundamental challenges during selective laser melting of Ti-6Al-4V: A review. *Int J Machine Tools Manufacture*, 2018, 128: 1–20
 - 56 Chen Z, Chen S, Wei Z, et al. Anisotropy of nickel-based superalloy K418 fabricated by selective laser melting. *Prog Nat Sci-Mater Int*, 2018, 28: 496–504

- 57 Wang L, Guo Z, Peng G, et al. Evaporation-induced composition evolution in metal additive manufacturing. *Adv Funct Mater*, 2025, 35: 2570042
- 58 Zhang B, Liao H, Coddet C. Effects of processing parameters on properties of selective laser melting Mg-9%Al powder mixture. *Mater Des*, 2012, 34: 753–758
- 59 Lu Y, Zhou Y, Wen P, et al. Effect of laser power on microstructure and mechanical properties of K418 nickel-based alloy prepared by selective laser melting. *J Mater Res Tech*, 2023, 27: 2964–2975
- 60 Zhou R, Liu Y, Zhou C, et al. Microstructures and mechanical properties of C-containing FeCoCrNi high-entropy alloy fabricated by selective laser melting. *Intermetallics*, 2018, 94: 165–171
- 61 Hao L, Wang W, Zeng J, et al. Effect of scanning speed and laser power on formability, microstructure, and quality of 316L stainless steel prepared by selective laser melting. *J Mater Res Tech*, 2023, 25: 3189–3199
- 62 Hukpati K, Elias A, Tetteh F, et al. Effect of printing parameters on the structure and high strain rate deformation behavior of additively manufactured 316L stainless steel. *Mater Sci Eng-A*, 2022, 853: 143710
- 63 Li W, Liu J, Zhou Y, et al. Effect of laser scanning speed on a Ti-45Al-2Cr-5Nb alloy processed by selective laser melting: Microstructure, phase and mechanical properties. *J Alloys Compd*, 2016, 688: 626–636
- 64 Wang H, Wang B, Wang L, et al. Impact of laser scanning speed on microstructure and mechanical properties of Inconel 718 alloys by selective laser melting. *China Foundry*, 2021, 18: 170–179
- 65 Lan L, Wang W, Cui Z, et al. Effect of scanning speed on microstructure and mechanical properties of selective laser melting AlCoCrFeNi_{2.1} eutectic high-entropy alloy. *Mater Lett*, 2023, 330: 133321
- 66 Ma J, Franco B, Tapia G, et al. Spatial control of functional response in 4D-printed active metallic structures. *Sci Rep*, 2017, 7: 46707
- 67 Wang G, Zhang Y, Zou B, et al. Enhanced plasticity due to melt pool flow induced uniform dispersion of reinforcing particles in additively manufactured metallic composites. *Int J Plast*, 2023, 164: 103591
- 68 Feng B, Wang C, Zhang Q, et al. Effect of laser hatch spacing on the pore defects, phase transformation and properties of selective laser melting fabricated NiTi shape memory alloys. *Mater Sci Eng-A*, 2022, 840: 142965
- 69 Sanaei N, Fatemi A. Defects in additive manufactured metals and their effect on fatigue performance: A state-of-the-art review. *Prog Mater Sci*, 2021, 117: 100724
- 70 Ehsan Saghaian S, Nematollahi M, Toker G, et al. Effect of hatch spacing and laser power on microstructure, texture, and thermomechanical properties of laser powder bed fusion (L-PBF) additively manufactured NiTi. *Optics Laser Tech*, 2022, 149: 107680
- 71 Mao Y, Gao Y, Hu J, et al. Effect of hatch spacing on the quality of Inconel 718 alloy part. *Materials*, 2024, 17: 452
- 72 Liu Z, Zhao D, Wang P, et al. Additive manufacturing of metals: Microstructure evolution and multistage control. *J Mater Sci Tech*, 2022, 100: 224–236
- 73 Trevisan F, Calignano F, Lorusso M, et al. On the selective laser melting (SLM) of the AlSi10Mg alloy: Process, microstructure, and mechanical properties. *Materials*, 2017, 10: 76
- 74 Keshavarzkermani A, Esmaeilzadeh R, Ali U, et al. Controlling mechanical properties of additively manufactured Hastelloy X by altering solidification pattern during laser powder-bed fusion. *Mater Sci Eng-A*, 2019, 762: 138081
- 75 Jia H, Sun H, Wang H, et al. Scanning strategy in selective laser melting (SLM): A review. *Int J Adv Manuf Technol*, 2021, 113: 2413–2435
- 76 Pham M S, Dovggy B, Hooper P A, et al. The role of side-branching in microstructure development in laser powder-bed fusion. *Nat Commun*, 2020, 11: 749
- 77 Yasa E, Kruth J P. Microstructural investigation of selective laser melting 316L stainless steel parts exposed to laser re-melting. *Procedia Eng*, 2011, 19: 389–395
- 78 Liu J, Li G, Sun Q, et al. Understanding the effect of scanning strategies on the microstructure and crystallographic texture of Ti-6Al-4V alloy manufactured by laser powder bed fusion. *J Mater Processing Tech*, 2022, 299: 117366
- 79 Prasad K, Obana M, Ishii Y, et al. The effect of laser scanning strategies on the microstructure, texture and crystallography of grains exhibiting hot cracks in additively manufactured Hastelloy X. *Mech Mater*, 2021, 157: 103816
- 80 Shi S, Zhao Y, Yang H, et al. Achieving superior strength-plasticity performance in laser powder bed fusion of AlSi10Mg via high-speed scanning remelting. *Mater Res Lett*, 2024, 12: 668–677
- 81 Sun J, Gu D, Huang G, et al. Additive manufacturing Hastelloy X with enhanced properties by optimizing strategies. *Int J Mech Sci*, 2024, 278:

109491

- 82 Panwisawas C, Tang Y T, Reed R C. Metal 3D printing as a disruptive technology for superalloys. [Nat Commun](#), 2020, 11: 2327
- 83 Wang S, Ning J, Zhu L, et al. Role of porosity defects in metal 3D printing: Formation mechanisms, impacts on properties and mitigation strategies. [Mater Today](#), 2022, 59: 133–160
- 84 Haribaskar R, Kumar T S. Defects in metal additive manufacturing: Formation, process parameters, postprocessing, challenges, economic aspects, and future research directions. [3D Printing Additive Manufacturing](#), 2023, 11: e1629–e1655
- 85 Laleh M, Hughes A E, Yang S, et al. A critical insight into lack-of-fusion pore structures in additively manufactured stainless steel. [Additive Manufacturing](#), 2021, 38: 101762
- 86 Laleh M, Hughes A E, Yang S, et al. Two and three-dimensional characterisation of localised corrosion affected by lack-of-fusion pores in 316L stainless steel produced by selective laser melting. [Corrosion Sci](#), 2020, 165: 108394
- 87 Tammis-Williams S, Withers P J, Todd I, et al. The influence of porosity on fatigue crack initiation in additively manufactured titanium components. [Sci Rep](#), 2017, 7: 7308
- 88 Martin A A, Calta N P, Khairallah S A, et al. Dynamics of pore formation during laser powder bed fusion additive manufacturing. [Nat Commun](#), 2019, 10: 1987
- 89 Hojjatzadeh S M H, Parab N D, Yan W, et al. Pore elimination mechanisms during 3D printing of metals. [Nat Commun](#), 2019, 10: 3088
- 90 Wang L, Zhang Y, Chia H Y, et al. Mechanism of keyhole pore formation in metal additive manufacturing. [npj Comput Mater](#), 2022, 8: 22
- 91 Pérez-Prado M T, Martin A, Shi D F, et al. An Al-5Fe-6Cr alloy with outstanding high temperature mechanical behavior by laser powder bed fusion. [Additive Manufacturing](#), 2022, 55: 102828
- 92 Cunningham R, Nicolas A, Madsen J, et al. Analyzing the effects of powder and post-processing on porosity and properties of electron beam melted Ti-6Al-4V. [Mater Res Lett](#), 2017, 5: 516–525
- 93 Zhang K, Chen Y, Marussi S, et al. Pore evolution mechanisms during directed energy deposition additive manufacturing. [Nat Commun](#), 2024, 15: 1715
- 94 Leung C L A, Marussi S, Towrie M, et al. The effect of powder oxidation on defect formation in laser additive manufacturing. [Acta Mater](#), 2019, 166: 294–305
- 95 Cunningham R, Zhao C, Parab N, et al. Keyhole threshold and morphology in laser melting revealed by ultrahigh-speed X-ray imaging. [Science](#), 2019, 363: 849–852
- 96 Bitharas I, Parab N, Zhao C, et al. The interplay between vapour, liquid, and solid phases in laser powder bed fusion. [Nat Commun](#), 2022, 13: 2959
- 97 Gan Z, Kafka O L, Parab N, et al. Universal scaling laws of keyhole stability and porosity in 3D printing of metals. [Nat Commun](#), 2021, 12: 2379
- 98 Kou S. Solidification and liquation cracking issues in welding. [J Met](#), 2003, 55: 37–42
- 99 Wu Y, Sun B, Chen B, et al. Cracking mechanism of GH5188 alloy during laser powder bed fusion additive manufacturing. [Mater Charact](#), 2024, 207: 113548
- 100 Sanchez S, Smith P, Xu Z, et al. Powder bed fusion of nickel-based superalloys: A review. [Int J Machine Tools Manufacture](#), 2021, 165: 103729
- 101 Todd I. No more tears for metal 3D printing. [Nature](#), 2017, 549: 342–343
- 102 Huang J, Hao K, Xu L, et al. Grain refinement of laser-arc hybrid welded 2219 aluminum alloy by introducing TiB₂ particles employing laser pre-cladding. [J Mater Res Tech](#), 2023, 27: 194–199
- 103 Tan Q, Zhang J, Sun Q, et al. Inoculation treatment of an additively manufactured 2024 aluminium alloy with titanium nanoparticles. [Acta Mater](#), 2020, 196: 1–16
- 104 Zhou S Y, Su Y, Wang H, et al. Selective laser melting additive manufacturing of 7xxx series Al-Zn-Mg-Cu alloy: Cracking elimination by co-incorporation of Si and TiB₂. [Additive Manufacturing](#), 2020, 36: 101458
- 105 Biffi C A, Bassani P, Fiocchi J, et al. Selective laser melting of AlCu-TiB₂ alloy using pulsed wave laser emission mode: Processability, microstructure and mechanical properties. [Mater Des](#), 2021, 204: 109628
- 106 Liu X, Liu Y, Zhou Z, et al. Grain refinement and crack inhibition of selective laser melted AA2024 aluminum alloy via inoculation with TiC-TiH₂. [Mater Sci Eng-A](#), 2021, 813: 141171
- 107 Tan C, Li R, Su J, et al. Review on field assisted metal additive manufacturing. [Int J Machine Tools Manufacture](#), 2023, 189: 104032

- 108 Todaro C J, Easton M A, Qiu D, et al. Grain structure control during metal 3D printing by high-intensity ultrasound. *Nat Commun*, 2020, 11: 142
- 109 Wang W, Lin W, Yang R, et al. Mesoscopic evolution of molten pool during selective laser melting of superalloy Inconel 738 at elevating preheating temperature. *Mater Des*, 2022, 213: 110355
- 110 Li X, Lu L, Li J, et al. Mechanical properties and deformation mechanisms of gradient nanostructured metals and alloys. *Nat Rev Mater*, 2020, 5: 706–723
- 111 Wang Y M, Voisin T, McKeown J T, et al. Additively manufactured hierarchical stainless steels with high strength and ductility. *Nat Mater*, 2018, 17: 63–71
- 112 Li G, Zhao C, Huang Y, et al. Additively manufactured fine-grained ultrahigh-strength bulk aluminum alloys with nanostructured strengthening defects. *Mater Today*, 2024, 76: 40–51
- 113 Zhang J, Bermingham M J, Otte J, et al. Ultrauniform, strong, and ductile 3D-printed titanium alloy through bifunctional alloy design. *Science*, 2024, 383: 639–645
- 114 Ren J, Zhang Y, Zhao D, et al. Strong yet ductile nanolamellar high-entropy alloys by additive manufacturing. *Nature*, 2022, 608: 62–68
- 115 Zhuo L, Wang Z, Zhang H, et al. Effect of post-process heat treatment on microstructure and properties of selective laser melted AISi10Mg alloy. *Mater Lett*, 2019, 234: 196–200
- 116 Spierings A B, Dawson K, Uggowitzer P J, et al. Influence of SLM scan-speed on microstructure, precipitation of Al₃Sc particles and mechanical properties in Sc- and Zr-modified Al-Mg alloys. *Mater Des*, 2018, 140: 134–143
- 117 Voisin T, Calta N P, Khairallah S A, et al. Defects-dictated tensile properties of selective laser melted Ti-6Al-4V. *Mater Des*, 2018, 158: 113–126
- 118 Carrozza A, Aversa A, Fino P, et al. A study on the microstructure and mechanical properties of the Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo alloy produced via laser powder bed fusion. *J Alloys Compd*, 2021, 870: 159329
- 119 Xu P, Liu H, Zhou L, et al. Microstructural evolution and mechanical properties of Ti55531-0.5Nb fabricated by selective laser melting under different heat treatments. *Mater Charact*, 2024, 208: 113683
- 120 Zhu Y, Li J, Tian X, et al. Microstructure and mechanical properties of hybrid fabricated Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si titanium alloy by laser additive manufacturing. *Mater Sci Eng-A*, 2014, 607: 427–434
- 121 Rafi H K, Starr T L, Stucker B E. A comparison of the tensile, fatigue, and fracture behavior of Ti-6Al-4V and 15-5 PH stainless steel parts made by selective laser melting. *Int J Adv Manuf Technol*, 2013, 69: 1299–1309
- 122 Damon J, Koch R, Kaiser D, et al. Process development and impact of intrinsic heat treatment on the mechanical performance of selective laser melted AISI 4140. *Additive Manufacturing*, 2019, 28: 275–284
- 123 Dilip J J S, Ram G D J, Starr T L, et al. Selective laser melting of HY100 steel: Process parameters, microstructure and mechanical properties. *Additive Manufacturing*, 2017, 13: 49–60
- 124 Xu X, Ganguly S, Ding J, et al. Microstructural evolution and mechanical properties of maraging steel produced by wire+arc additive manufacture process. *Mater Charact*, 2018, 143: 152–162
- 125 Mertens R, Vrancken B, Holmstock N, et al. Influence of powder bed preheating on microstructure and mechanical properties of H13 tool steel SLM parts. *Phys Procedia*, 2016, 83: 882–890
- 126 Qi H, Azer M, Ritter A. Studies of standard heat treatment effects on microstructure and mechanical properties of laser net shape manufactured Inconel 718. *Metall Mater Trans A*, 2009, 40: 2410–2422
- 127 Zhang D, Niu W, Cao X, et al. Effect of standard heat treatment on the microstructure and mechanical properties of selective laser melting manufactured Inconel 718 superalloy. *Mater Sci Eng-A*, 2015, 644: 32–40
- 128 Kirka M M, Medina F, Dehoff R, et al. Mechanical behavior of post-processed Inconel 718 manufactured through the electron beam melting process. *Mater Sci Eng-A*, 2017, 680: 338–346
- 129 Zheng M, Li C, Liao Y, et al. Hierarchical multiphase microstructure in additively manufactured (CoCrNi)₈₃Al₁₇ multi-principal element alloy with high strength. *Scripta Mater*, 2025, 263: 116655
- 130 Zhang X, Huang H Q, Wang B, et al. Achieving high strength and ductility in VCoNi medium-entropy alloy via wire and arc additive manufacturing with elemental wires. *Mater Sci Eng-A*, 2024, 913: 147056
- 131 Amar A, Wang M, Zhang L, et al. Additive manufacturing of VCoNi medium-entropy alloy: Microstructure evolution and mechanical

- properties. [Additive Manufacturing](#), 2023, 68: 103522
- 132 Weng F, Chew Y, Zhu Z, et al. Excellent combination of strength and ductility of CoCrNi medium entropy alloy fabricated by laser aided additive manufacturing. [Additive Manufacturing](#), 2020, 34: 101202
- 133 Duan H, Liu B, Fu A, et al. Segregation enabled outstanding combination of mechanical and corrosion properties in a FeCrNi medium entropy alloy manufactured by selective laser melting. [J Mater Sci Tech](#), 2022, 99: 207–214
- 134 Chen Y, Cao Y, Qi Z, et al. Increasing high-temperature fatigue resistance of polysynthetic twinned TiAl single crystal by plastic strain delocalization. [J Mater Sci Tech](#), 2021, 93: 53–59
- 135 Qu Z, Zhang Z, Liu R, et al. High fatigue resistance in a titanium alloy via near-void-free 3D printing. [Nature](#), 2024, 626: 999–1004
- 136 Yan S, Qi Z, Chen Y, et al. Interlamellar boundaries govern cracking. [Acta Mater](#), 2021, 215: 117091
- 137 Dan C, Cui Y, Wu Y, et al. Achieving ultrahigh fatigue resistance in AlSi10Mg alloy by additive manufacturing. [Nat Mater](#), 2023, 22: 1182–1188
- 138 Paul M J, Kruzic J J, Ramamurty U, et al. The importance of fracture toughness evaluation for additively manufactured metals. [Acta Mater](#), 2024, 276: 120061
- 139 Paul M J, Liu Q, Best J P, et al. Fracture resistance of AlSi10Mg fabricated by laser powder bed fusion. [Acta Mater](#), 2021, 211: 116869
- 140 Becker T H, Kumar P, Ramamurty U. Fracture and fatigue in additively manufactured metals. [Acta Mater](#), 2021, 219: 117240
- 141 Kumar P, Prakash O, Ramamurty U. Micro-and meso-structures and their influence on mechanical properties of selectively laser melted Ti-6Al-4V. [Acta Mater](#), 2018, 154: 246–260
- 142 Kumar P, Ramamurty U. Microstructural optimization through heat treatment for enhancing the fracture toughness and fatigue crack growth resistance of selective laser melted Ti 6Al 4V alloy. [Acta Mater](#), 2019, 169: 45–59
- 143 de Formanoir C, Martin G, Prima F, et al. Micromechanical behavior and thermal stability of a dual-phase $\alpha+\alpha'$ titanium alloy produced by additive manufacturing. [Acta Mater](#), 2019, 162: 149–162
- 144 Khadka S, Yuya P A. Deformation behavior and strengthening mechanism in additively manufactured AlCuFeNiTi high entropy alloy via nanoindentation study. [Mater Today Commun](#), 2025, 46: 112732
- 145 Liu Z, Lang L, Mohammed S M A K, et al. Small-depth nanoindentation studies of an additively manufactured titanium alloy: Anisotropic nanomechanical properties and correlation with microscopic mechanical behaviour. [Materialia](#), 2023, 30: 101802
- 146 Ding K, Zhang Y, Birnbaum A J, et al. Strain gradient plasticity modeling of nanoindentation of additively manufactured stainless steel. [Extreme Mech Lett](#), 2021, 49: 101503
- 147 Lee J R, Lee M S, Baek H S, et al. Nanoindentation creep response of Ti-6Al-4V ELI alloy manufactured via laser powder bed fusion. [J Mater Res Tech](#), 2024, 33: 2803–2811

Metal additive manufacturing: Processing, microstructures and mechanical properties

CAO YueDe^{1,2}, XING HanZheng^{1,2}, LI GuangSheng^{1,2}, ZHANG SongYan^{1,2},
LI ShuChang^{1,2}, XU ZiHang^{1,2} & LI XiaoYan^{1,2*}

¹*Department of Engineering Mechanics, Tsinghua University, Beijing 100084, China*

²*Mechano-X Institute, Tsinghua University, Beijing 100084, China*

**Corresponding author (email: xiaoyanlithu@tsinghua.edu.cn)*

As a transformative manufacturing technology, metal additive manufacturing has surpassed the constraints of conventional techniques in customized design and integrated structural forming, exhibiting the broad application prospects in the fields of aerospace, automotive industry, and biomedical engineering. To secure a leading position in the global competition for advanced manufacturing science and technology and to address the formidable challenges posed by the international situation, some countries have established strategic initiatives focused on metal additive manufacturing. Against this backdrop, metal additive manufacturing has achieved remarkable advancements over the past 30 years. In this paper, we first reviewed the evolution of metal additive manufacturing technologies, and briefly introduced their classification, principle and main characteristics. Using the laser powder bed fusion process as a representative example, we summarized the influences of laser power, scanning speed, scanning spacing and scanning strategy on the material microstructures. We further concluded the formation mechanisms and control methods of various defects during metal additive manufacturing process, and highlighted the unique structures and superior properties enabled by innovative processes and design approaches across different metal material systems. We also emphasized the importance of investigating the micro-mechanical properties in revealing the correlation between the unique microstructures of AM metals and their macroscopic mechanical behaviors. Finally, we pointed out the current challenges confronting metal additive manufacturing technology and offered insights into future development, with a goal of advancing scientific research and technological innovation in this area.

metal additive manufacturing, development history, processing parameters, microstructures, mechanical properties

PACS: 61.82.Bg, 66.10.Cb, 68.55.JK, 62.20.-X

doi: [10.1360/SSPMA-2025-0270](https://doi.org/10.1360/SSPMA-2025-0270)