

• 前沿进展 Research Progress •

DOI: 10.16410/j.issn1000-8365.2026.5284

选区激光熔化钛合金多尺度模拟研究现状及展望

翟浩宇¹, 樊江昆^{1,2,3}, 马尹凡¹, 唐璐瑶¹, 焦点¹, 张智鑫⁴, 陈彪^{1,2,3}, 王军^{1,2,3}, 李金山^{1,2,3}
(1. 西北工业大学 凝固技术全国重点实验室, 陕西 西安 710072 2. 先进金属材料精确热成型技术国家地方联合工程研究中心, 陕西 西安 710072 3. 西北工业大学 重庆科创中心, 重庆 401135 4. 西安宝钛新材料科技有限公司, 陕西 西安 710018)

摘要: 钛合金以其卓越的轻质高强特性, 成为航空航天关键结构件的理想候选材料, 应用前景极为广阔。然而, 其固有的高熔点、低导热系数等特性, 使得传统制造方法面临高昂成本瓶颈, 严重制约了规模化工程应用。选区激光熔化 (selective laser melting, SLM) 作为主流的金属增材制造技术, 凭借逐层叠加的工艺优势, 可实现复杂结构件的精细加工, 为解决钛合金加工难题提供了有效途径, 有望降低生产成本、提升生产效率。但 SLM 过程是涉及光能-热能转换及材料物态变化的非平衡物理冶金过程, 其微观尺度的复杂物理现象难以直接原位观测, 而过度依赖实验试错优化工艺, 周期冗长且成本高昂。因此, 数值模拟技术已成为揭示 SLM 工艺内在机理、驱动工艺理性设计的关键手段。本文围绕 SLM 钛合金成形过程, 重点综述了多物理场模拟及方法、缺陷预测及控制、微观组织演化模拟的相关研究进展, 分析了不同模拟方法的原理、优势及适用场景。最后, 基于对当前相关研究的深入分析, 总结了当前 SLM 钛合金模拟研究领域仍面临的诸多挑战, 并进行了展望。

关键词: 选区激光熔化; 多物理场模拟; 缺陷预测及控制; 微观结构演化; 钛合金

中图分类号: TG146.2+3

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2026)02-0115-13

Research Status and Prospects of Multiscale Simulation for Selective Laser Melting of Titanium Alloys

ZHAI Haoyu¹, FAN Jiangkun^{1,2,3}, MA Yinfa¹, TANG Luyao¹, JIAO Dian¹, ZHANG Zhixin⁴,
CHEN Biao^{1,2,3}, WANG Jun^{1,2,3}, LI Jinshan^{1,2,3}

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 2. National & Local Joint Engineering Research Center for Precision Thermoforming Technology of Advanced Metal Materials, Xi'an 710072, China; 3. Innovation Center NPU Chongqing, Chongqing 401135, China; 4. Xi'an Baoti New Material Technology Co., Ltd., Xi'an 710018, China)

Abstract: Titanium alloys, which are endowed with excellent properties of low density and high strength, have broad application prospects in the field of aerospace structural components. However, traditional manufacturing methods are constrained by the intrinsic characteristics of titanium alloys, such as high melting points and low thermal conductivity, resulting in exorbitant production costs and thus limiting their large-scale application. As a mainstream metal additive manufacturing technology, selective laser melting (SLM) leverages the process advantage of layer-by-layer deposition to enable precision fabrication of complex structural components, providing an effective solution to the processing challenges of titanium alloys while promising reduced production costs and enhanced production efficiency. Nevertheless, the SLM process involves a nonequilibrium physical metallurgical process encompassing light-to-heat energy conversion and material phase transformation, where microscopic physical phenomena are difficult to observe directly. Moreover, experimental process optimization via the trial-and-error approach suffers from long cycles and high costs, whereas numerical simulation

收稿日期: 2025-12-23

基金项目: 国家自然科学基金(52274396); 凝固技术全国重点实验室自主课题(2024-ZD-03); 陕西省自然科学基金面上项目(2025JC-YBMS-494)

作者简介: 翟浩宇, 2001年生, 硕士生。研究方向为金属增材制造仿真。Email: zhaihaoyu@mail.nwpu.edu.cn

通信作者: 樊江昆, 1987年生, 博士, 教授。研究方向为先进金属结构材料及其精确热成型技术。Email: jkfan@nwpu.edu.cn

引用格式: 翟浩宇, 樊江昆, 马尹凡, 唐璐瑶, 焦点, 张智鑫, 陈彪, 王军, 李金山. 选区激光熔化钛合金多尺度模拟研究现状及展望[J].

铸造技术, 2026, 47(2): 115-127.

ZHAI H Y, FAN J K, MA Y F, TANG L Y, JIAO D, ZHANG Z X, CHEN B, WANG J, LI J S. Research status and prospects of multiscale simulation for selective laser melting of titanium alloys[J]. Foundry Technology, 2026, 47(2): 115-127.

has become a crucial means to uncover the intrinsic process mechanisms and drive the rational design of processes. Focusing on the forming process of SLM-fabricated titanium alloys, this paper comprehensively reviews the research progress in multiphysics field simulations and methodologies, defect prediction and control, and microstructure evolution simulations. The principles, advantages and applicable scenarios of different simulation methods are analysed. Finally, on the basis of an in-depth analysis of current relevant research, the numerous challenges remaining in the field of simulation studies on selective laser melting of titanium alloys are summarized, and prospects are proposed.

Key words: selective laser melting; multiphysics field simulation; defect prediction and control; microstructure evolution; titanium alloys

钛合金以其卓越的比强度、优异的耐腐蚀性及良好的高温性能,在航空航天领域的高性能结构件应用中展现出不可替代的战略价值。铸造、锻造等钛合金传统制造方法,因受材料低导热系数、低弹性模量等特性制约,存在生产成本偏高的短板,进而限制了钛合金的广泛应用^[1-2]。近年来,随着金属增材制造(metal additive manufacture, MAM)设备及技术的不断进步,金属增材制造已成为研究热点,其具有的近净成形、复杂结构一体化成型的优势,有望使其成为解决钛合金加工难点的制造技术^[3],目前选区激光熔化(selective laser melting, SLM)作为一种主流的增材制造技术,由于其逐层叠加的工艺特点,能对结构复杂的构件进行精细加工,被视为重点发展方向,将其运用于钛合金结构件加工有望降低生产成本,提高生产效率^[4-6]。然而,SLM过程作为一个光能转变为热能并引起材料物态变化的非平衡物理冶金过程,采用一般的实验方法很难直接观察到其中的微观物理现象。例如,激光与粉末作用时,产生的蒸气羽流和飞溅物容易对监测实验造成挑战,增加了监测的难度。非稳态熔池发生较深的匙孔时,容易在熔池内部产生气泡^[7]。由于该过程发生在瞬态的高温熔池内部,一般的工业相机无法实现对过程的监测;另外,单纯地依赖实验试错来优化工艺不仅实验测试周期长而且费用昂贵。因此,迫切需要数值模拟手段来揭示金属 SLM 工艺过程的相关机理,以降低工艺开发周期及实验成本^[8]。

近年来,钛合金 SLM 数值模拟研究在多物理场耦合建模(热-流-力-相变)、冶金缺陷(孔隙、裂纹、球化)预测与控制、微观组织(熔池形貌、晶粒结构、相组成)演化模拟等关键领域已取得显著进展。本文旨在系统梳理上述方向的研究现状,重点评述针对钛合金的模拟方法与成果,并基于此对未来的发展趋势与技术挑战提出前瞻性思考与展望。

1 多物理场模拟及方法

SLM 所采用的逐层铺粉、逐层熔化累积的成形方式,使得该技术能够实现复杂形状构件的高效致

密成形,其基本原理如图 1 所示,SLM 的成形过程涉及复杂的物理化学现象,如激光吸收、粉末熔化、流体流动、热传导、热对流和相变等^[9-10]。SLM 存在温度场、流场、应力场等多种物理场,这些物理场相互关联相互作用,共同构成了 SLM 多物理场特征^[11-12]。其中温度场描述激光能量输入后材料的温度分布及演变,流场描述熔池内液态金属和气体的流动,应力场主要描述成形构件的残余应力和变形。通过数值模拟手段,计算 SLM 多物理场,可以预测熔池形态、凝固行为、微观组织状态,为 SLM 的工艺参数优化提供理论支持。目前针对这类问题,相关的数值模拟技术主要包括以有限元方法(finite element method, FEM)为主要方法的热力耦合计算、以有限体积法(finite volume method, FVM)为核心的计算流体力学(computational fluid dynamics, CFD)方法等。这些方法基于各自的计算原理和研究尺度,被运用于 SLM 多物理场计算,应用于各种问题的研究之中。

1.1 有限元方法

FEM 是一种典型的数值分析技术,用于求解偏微分方程的边值问题,以获得近似解。对于 SLM 成形过程的模拟,采取 FEM 的模型经常使用设置了不同材料的单元。一种典型的处理方法为,将顶部的单元设置为粉末材料,其余的单元设置为基底材料,被设置为粉末材料的单元,当其温度超过液相线温度时,就会转变为基底材料^[13]。通过输入激光热源模型(如高斯热源、双椭圆热源)、材料热物性参数(导热系数、比热容、熔化潜热)及边界条件(对流换热、辐射换热),计算每个单元在不同时间步的温度值,最终得到温度场结果,包括熔池形状、熔池深度、温度分布、温度梯度等^[14]。同时还可以将温度场作为残余应力计算的载荷条件,代入应力场控制方程,结合材料的力学性能参数(弹性模量、泊松比、屈服强度、热膨胀系数等)及边界条件,计算每个单元的应力、应变分布,最终得到应力场结果。最后需要采取实验验证的方式,对模型进行校正。Zhang 等^[15]采用 FEM 分析方法计算了不同 SLM 条件下 Ti-1023 合金的循环热历史,结果如图 2 所示,通过与实验结果对比分

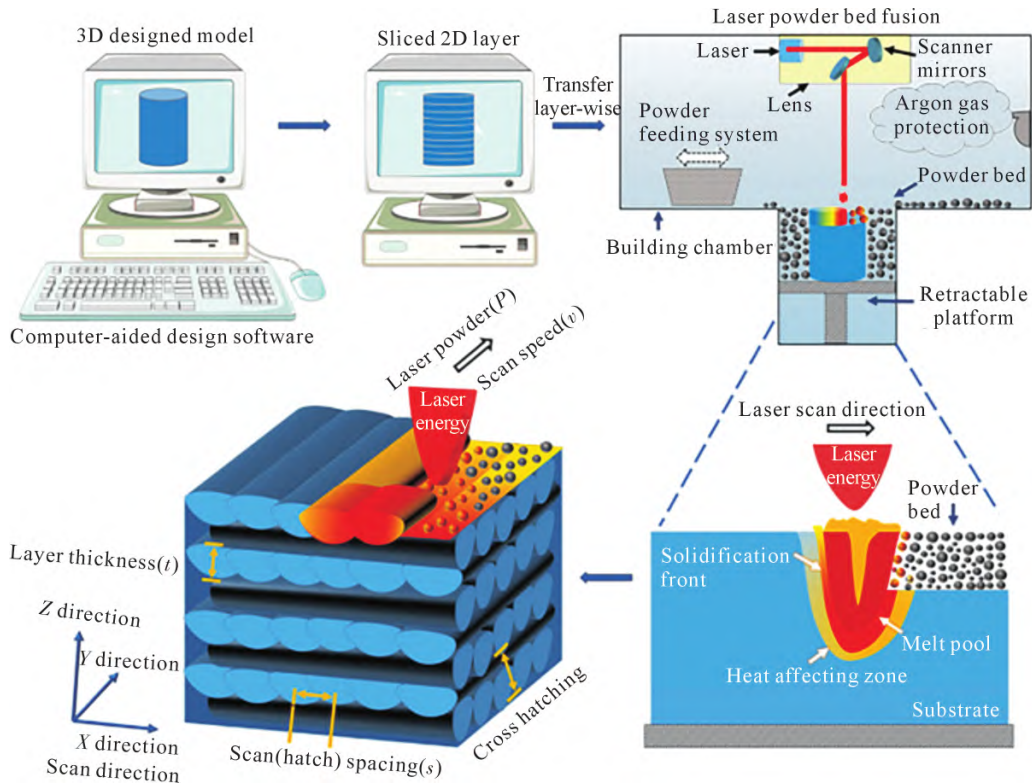


图1 SLM 原理及工艺示意图^[10]
Fig.1 Schematic diagram of the SLM process^[10]

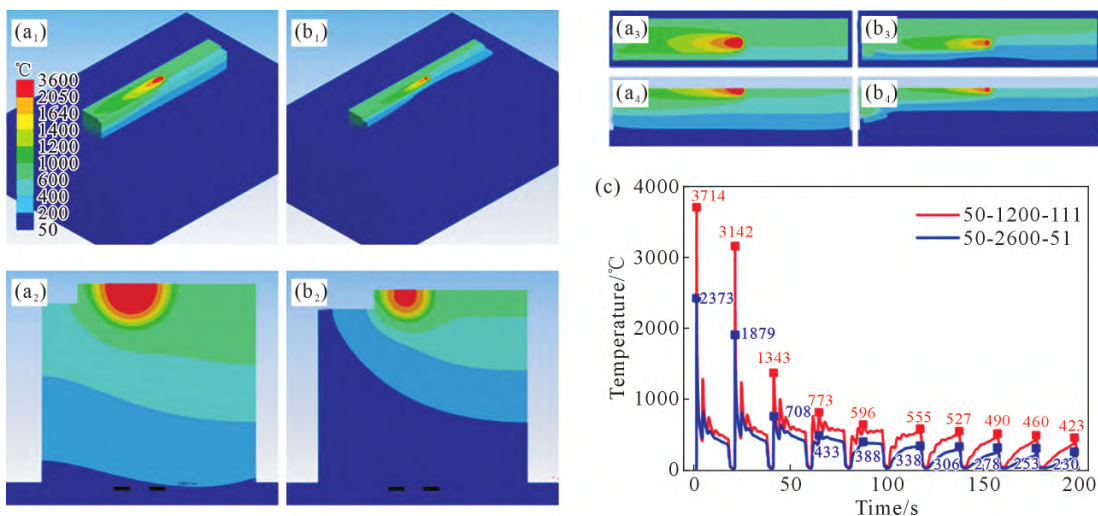


图2 SLM 成形 Ti-1023 合金有限元温度场及循环热历史:(a₁~a₄) 50 W-1 200 mm/s-111 J/mm³; (b₁~b₄) 50 W-2 600 mm/s-44 J/mm³; (c) 第一道中点的温度-时间曲线^[15]

Fig.2 The temperature field and cycling heat history are obtained through FEA during SLM with different printing parameters: (a₁~a₄) 0 W-1 200 mm/s-111 J/mm³; (b₁~b₄) 50 W-2 600 mm/s-44 J/mm³; (c) temperature-time curve of the midpoint in the first additive pass^[15]

析,证实激光能量密度的增加会导致冷却速率降低、高温停留时间增加,最终导致了晶粒尺寸更大、孪晶比例更高。Nartu 等^[16]采用 FEM 计算定向能量沉积(directed energy deposition, DED)工艺下 Ti-185 合金的成形温度场,对比 300 和 500 W 两个激光功率下的温度曲线,验证了 300 W 下特定的热循环利于 α 相的形核与保留,而 500 W 下频繁的热循环导致了 α 相的反复析出和溶解。总的来说,FEM 作为

温度场计算的典型方法,能够相对高效的计算得到各层的温度曲线及冷却速率,为相关的实验结果分析和其他耦合计算提供助力和初始条件,但对匙孔缺陷等典型缺陷涉及的流场无法进行计算。

1.2 计算流体动力学方法

CFD 方法与 FEM 相比,侧重于对温度场及流场进行计算,常基于 FVM,结合离散元(discrete element method, DEM)方法生成的粉末床模型,将反冲压力、

马兰戈尼效应、蒸发、多相流等要素引入形成数值模型,来模拟粉末床模型下的温度场和流场,计算得到温度场、匙孔分布特征等结果^[17-19]。Yu 等^[20]采用多相、半耦合特征的 CFD-DEM 方法,开发了求解由固体金属、熔体流动和环境气体共存的多相流组成的流体域,基于多相半耦合分辨 CFD-DEM 的物理高保真数值模拟捕获了金属 SLM 的完整轮廓,包括典型熔化过程的所有成分:熔池、深匙孔、环境气体、高速蒸汽、粉末层和夹带粉末,如图 3 所示。模型能够捕捉 3 种形式的物态变化:①固体颗粒熔化为液态;②熔池流体汽化为金属蒸汽;③熔池流体凝固为凝固渣道。这些物态变化涉及固体粉末、熔池流体、金属

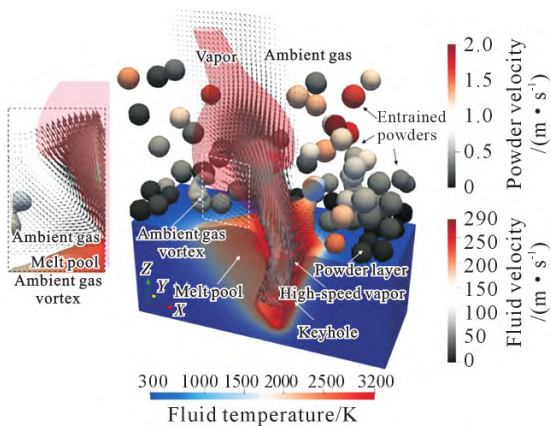


图 3 CFD-DEM 方法计算的 SLM 成形 Ti-6Al-4V 合金高保真模型示意图^[20]

Fig.3 A physically based, high-fidelity numerical simulation based on a multiphase, semi-coupled resolved CFD-DEM captures a complete profile of a metallic powder-based SLM, including all the ingredients of a typical melting process^[20]

蒸汽和环境气体四相之间复杂的相互作用。这类 CFD 方法的优势在于能够将更多的因素考虑在内,从而更深入地分析不同工艺参数下熔池的演变过程和流场特征。

粉末床模型的采用也是 CFD 方法的一大特征,目前的研究多采用 DEM 技术,在一定的空间内铺设粉末,将所得粉末床模型导入到 CFD 计算的几何模型之中。由于粉末床模型自身的特点,在温度场、流场计算的结果上与块体模型存在差异。Cheng 等^[21]采用 CFD 方法,将 SLM Ti-Nb 合金块体模型和粉末床模型的温度场结果进行对比,其温度场和温度曲线如图 4 所示,特定参数下二者温度峰值差异达 8.72%,熔池中间温度梯度 G 和冷却速率 R_c 的偏差分别为 8.45%和 18.32%。在熔池底部, G 和 R_c 的偏差分别为 26.29%和 -12.77%;块体模型的表面平坦,温度分布较均匀,而粉末床的温度分布较不均匀,温度峰值会略微偏离激光中心点。这一结果证实,是否采用粉末床模型会对温度场结果产生较大影响,如果将温度场结果作为初始条件输入到微观组织模拟中,则可能产生更大的结果差异。

总的来说,FEM 和 CFD 两种典型的多物理场模拟方法各有侧重,在 SLM 工艺仿真中形成了互补性的技术支撑体系。FEM 以热力耦合为核心优势,凭借高效的温度场与应力场计算能力,能够快速获取成形过程中的热循环规律、冷却速率及残余应力分布,为工艺参数优化、构件变形预测提供直接理论依据,尤其适用于宏观尺度的成形质量评估,但受限

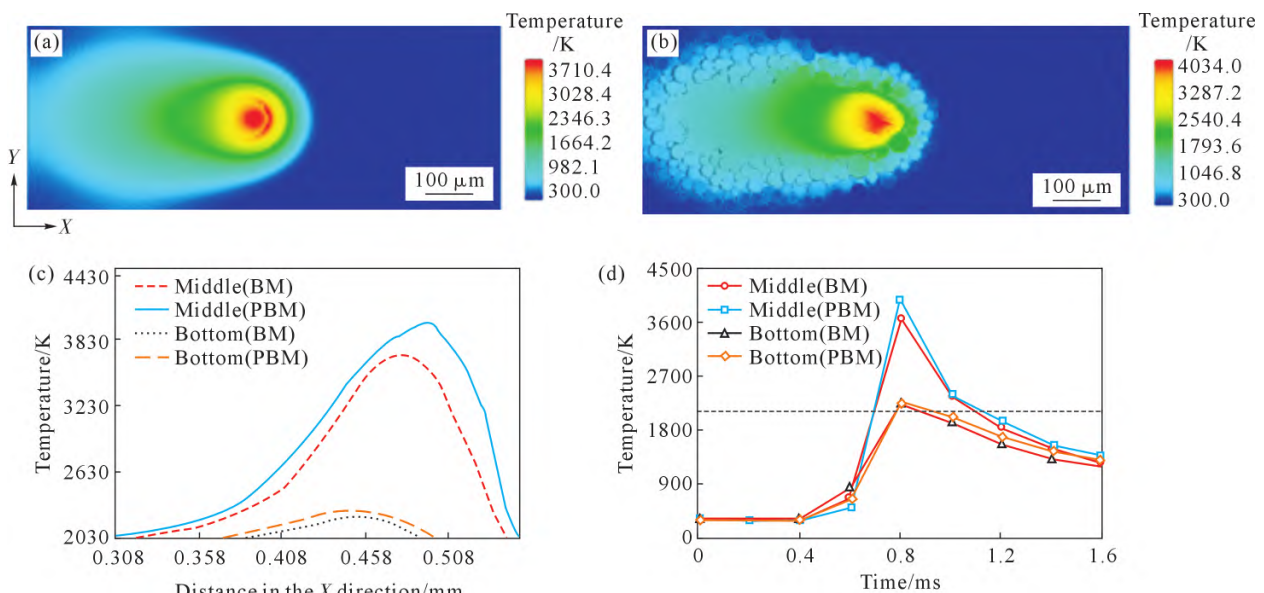


图 4 CFD 计算 Ti-Nb 合金单道温度场及温度曲线:(a) 体模型(BM);(b) 粉床模型(PBM);(c) 沿 X 轴的温度分布;(d) Ti-25Nb 合金单轨 SLM 中点在 X 轴上的温度演变^[21]

Fig.4 CFD calculation of the single-track temperature field and temperature curve: (a) bulk model (BM); (b) powder bed model (PBM); (c) temperature distribution along the X-axis; (d) temperature evolution of the midpoint on the X-axis in a single-track SLM of a Ti-25Nb alloy^[21]

于计算模型的简化,无法捕捉熔池内部流动及匙孔、飞溅等与流场相关的微观缺陷演化机制。而CFD方法(常结合FVM与DEM技术)则以多场耦合与多相流模拟为核心特色,通过引入粉末床真实几何模型及马兰戈尼效应、反冲压力等关键物理因素,能够精准还原熔池流动、相变过程及匙孔等典型缺陷的形成机理,为深入理解SLM微观成形机制提供了强有力的工具,但相对复杂的模型构建与计算过程也使其在宏观尺度仿真中的效率略低于FEM。

2 缺陷预测及控制

成形缺陷是SLM技术的关键问题,如残余应力引起的变形和分层,熔池问题导致的粉末部分熔化、球化效应、未熔合缺陷及孔隙缺陷等,此类缺陷严重制约成形构件的表面质量、成形精度与力学性能。多物理场模拟以缺陷预测及模拟为主要研究内容,借助该数值模拟手段开展分析与预测,有望排除部分可能引发缺陷的参数,快速确定成形效果良好的工艺参数窗口,进而有效降低工艺实验成本。

2.1 残余应力相关缺陷

金属SLM以及DED成形残余应力的模拟通常采用FEM,这是由于FEM计算得到的温度场结果,可在计算所得温度场基础上,进行热-力耦合计算,得到残余应力、变形量等结果^[22-24]。Xiao等^[25]采用FEM和正交阵列实验探究不同工艺参数下SLM成形Ti-6Al-4V的残余应力,结果如图5所示,研究

发现残余应力并不随着激光功率、扫描速度或扫描间距的增加而单调增加或减少,而是要具体到特定的工艺参数窗口来判断。Lu等^[26]采用FEM,先通过计算得到DED成形Ti-6Al-4V温度场结果,再进行完全耦合的应力场和应变场计算,分析了应力场和应变场对工艺参数的敏感性,实现了对该过程热力行为及残余应力、变形的精确模拟预测。运用FEM开展此类热-力耦合计算的方法已较为成熟,能够对残余应力及其引发的变形、分层等相关缺陷进行有效的预测,指导工艺参数的选取。

2.2 熔池相关缺陷

熔池作为SLM成形的前沿,其形态、尺寸和自由表面形态对成形质量有着决定性的作用^[27-29]。熔池在不同的能量密度下可分为两种模式,分别为匙孔模式和传导模式^[30-31]。当局部温度高于材料沸点时,熔池则由形状浅而宽的传导模式转换为形状深而窄的匙孔模式。而在匙孔模式下,蒸发等因素导致的熔池不稳定,可能造成匙孔孔隙的发生。通过调整打印工艺参数,从而调整熔池模式,可以减少匙孔孔隙的发生,改善力学性能。Luo等^[32]研究中发现, β 型钛合金TNZTS通过调整工艺参数,使得激光能量密度在合适区间,削弱了瑞利不稳定性的同时,保证熔池稳定在传导模式,减少了匙孔孔隙的发生。

经典的熔池形态、尺寸模拟,多使用FEM,随后采取生死单元等方法实现逐层叠加过程,最终可以计算得到成形和冷却过程中的温度场、温度梯度和冷却速率,结合材料熔点对温度场进行分析,可以得

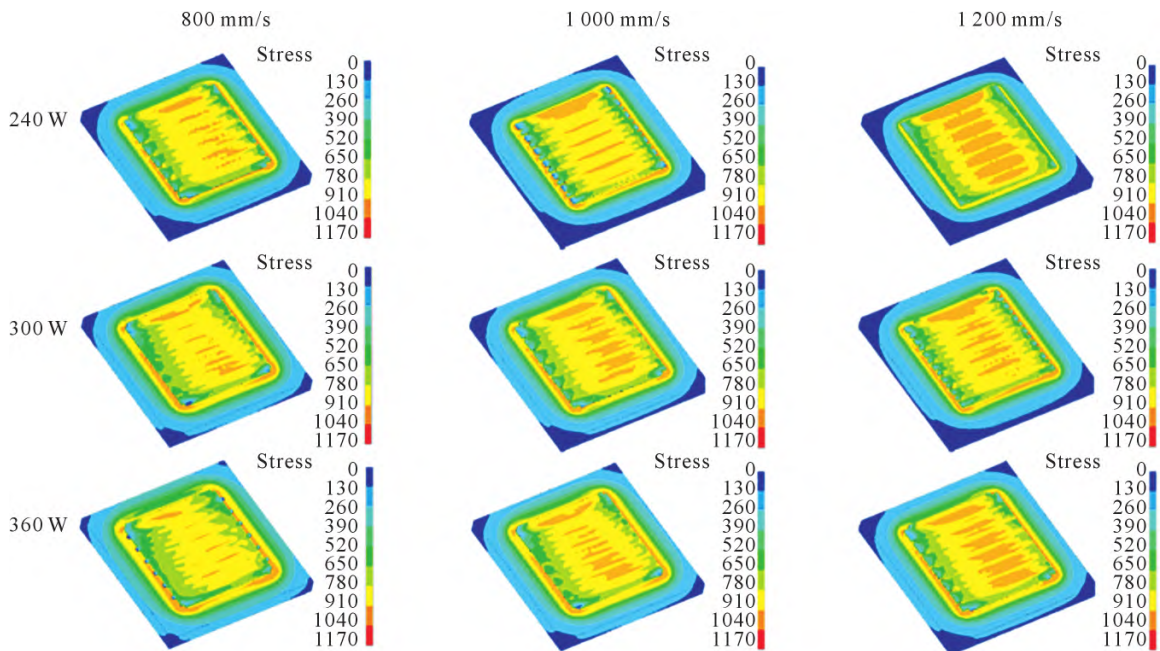


图5 扫描间距 0.1 mm 时不同扫描速度和激光功率下的单层等效应力分布^[25]

Fig.5 Equivalent stress distributions of a single layer under different scanning speeds and laser powers when the hatch spacing is 0.1 mm^[25]

到熔化的区域也即熔池的范围^[22,33]。但由于 FEM 通常不考虑蒸发和流体流动,所研究的范围限制在传导模式。另一方面,由于粉末区域在 FEM 计算中通常被等效为块体,在单道、多道的尺度下与实际粉末熔化的物理实际存在一定的差异。近年来,相关研究更多采用 CFD 方法进行温度场和流场的多物理场模拟,以实现熔池的各方面特性及相关缺陷的研究。对不同工艺参数下熔池的温度场、流场进行计算是目前比较典型的研究方式。Wang 等^[37]对高斯模式和平顶模式两种激光模式下的 SLM 成形 Ti-6Al-4V 过程的温度场和流场进行模拟,结果如图 6 所示。研究发现平顶光束内部的温度场更加均匀,均匀分布的反冲压力将熔体从中间推向两侧,形

成倾角较小的匙孔壁面,提高了流场的稳定性。

在较低的能量密度下,SLM 成形过程会产生熔道球化等缺陷,严重影响到成形质量。Yang 等^[38]采用 FVM-DEM 的 CFD 方法,通过引入射线追迹模型,模拟了 Ti-6Al-4V 单道成形在低线能量密度下,出现的熔道颈缩、球化以及未熔合(lack of fusion, LOF)孔隙缺陷,如图 7 所示。研究表明近球形 LOF 孔隙的形成主要是粉末床中原有的保护气体被截留造成的,而不规则的 LOF 孔隙则是激光能量密度过低导致的。

而在以高激光功率、低扫描速度为代表的高能量密度下,金属熔池会发生局部表面沸腾,从而产生金属蒸汽喷流^[39-40],其所引发的反冲压力推动液体向

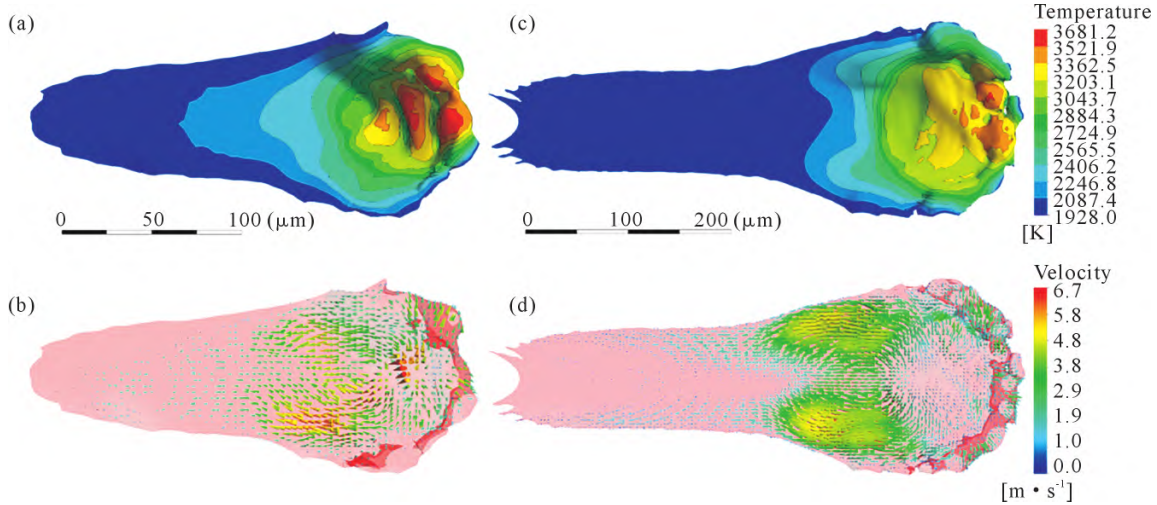


图 6 平顶及高斯两种激光模式下 Ti-6Al-4V 合金 SLM 熔池温度场和流场:(a, b) 高斯模式;(c, d) 平顶模式^[37]
Fig.6 Molten pool temperature field and flow field of the Ti-6Al-4V alloy in the SLM process under Gaussian and flat-top laser modes:
(a, b) gaussian mode; (c, d) flat-top mode^[37]

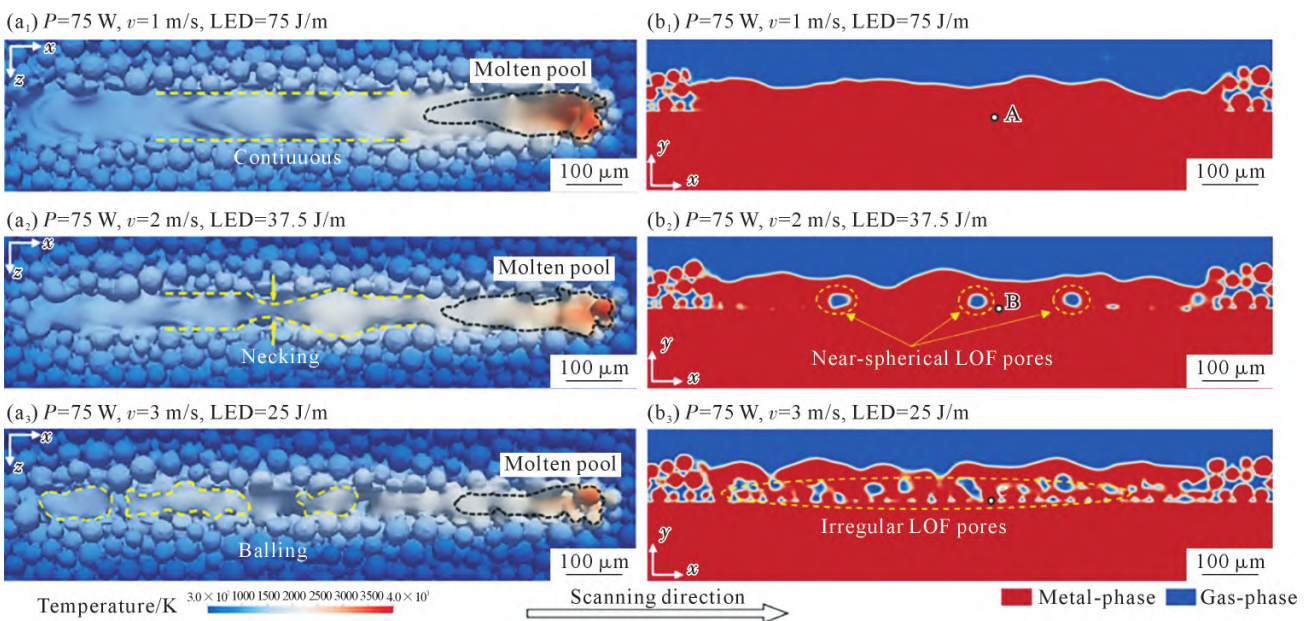


图 7 不同激光能量输入下单道成形轨迹的表面形貌和中间截面图:(a₁, b₁) LED=75 J/m;(a₂, b₂) LED=37.5 J/m;
(a₃, b₃) LED=25 J/m^[38]
Fig.7 The surface morphologies and middle cross-sectional views of solidified single melt tracks under different laser energy inputs:
(a₁, b₁) LED=75 J/m; (a₂, b₂) LED=37.5 J/m; (a₃, b₃) LED=25 J/m^[38]

下产生蒸汽凹陷区,如果该凹陷区又窄又深,则被称为匙孔^[41]。在匙孔不稳定的情况下,会发生坍塌而产生匙孔孔隙。这些大小不均的匙孔孔隙,会在构件使用过程中发生应力集中,缩短构件的使用寿命。由于匙孔孔隙的形成过程发生在材料内部,使用传统表征手段难以开展研究,目前多采用价格高昂的高速X射线开展原位研究^[7,31,42]。由于这样的研究方式难以应对各种SLM材料的研究需求,近年来涌现出采用CFD方法的研究,对匙孔孔隙形成过程进行全过程模拟。Bayat等^[43]采用基于FVM的CFD高保真模型,对Ti-6Al-4V合金的单道成形过程匙孔及匙孔孔隙的形成进行了模拟,阐明了匙孔孔隙消失的两种机制,如图8所示,一种逸出至自由表面,随气体的排出而消失,另一种则是随着匙孔的波动,与匙孔重新结合而消失。这体现了匙孔形成和保留机制的复杂性,在单道成形结束时,只会有一部分匙孔孔隙得到保留,最终成为缺陷。

SLM成形中残余应力引发的变形、分层,熔池相关的球化、未熔合及高能量密度下的匙孔孔隙等缺陷,是制约构件质量的核心瓶颈,数值模拟技术构建了针对性的方法适配体系。其中,残余应力与变形、分层缺陷以FEM为核心模拟方法,可揭示工艺参数与残余应力的关联规律;传统熔池形态、尺寸及传导模式下的缺陷可通过FEM结合生死单元实现研究,球化、未熔合孔隙等与流场相关的缺陷需采用CFD方法,结合FVM、DEM及射线追迹等技术来捕捉其形成过程;匙孔孔隙缺陷则依赖CFD高保真

模型复刻完整演化过程,为工艺参数优化提供指导。

值得注意的是,SLM成形各类缺陷并非孤立,而是通过能量传递、热循环效应及材料状态演变成“一因多果”或“多因一果”的耦合关联。低能量密度下,球化与未熔合缺陷会引发应力集中,加剧残余应力导致的微裂纹或分层;高能量密度下,匙孔孔隙会与残余应力叠加,降低构件断裂性能。多道次打印的热循环可能填充微小未熔合孔隙,但也会引发新的残余应力累积,同时加剧晶粒长大与组织不均,增加缺陷的萌生风险。球化缺陷导致的熔道不连续会诱发新的未熔合,残余应力引发的构件变形则可能恶化其他缺陷,后续模拟需突破独立预测局限,构建多缺陷耦合的数值模型,为协同控制提供理论支撑。

3 微观组织演化模拟

应用于SLM钛合金凝固过程的微观组织演化模拟方法主要有两种,包括相场法(phase field method, PFM)和元胞自动机法(cellular automata, CA)。

相场法由于以热力学和物理参数为基础,被认为是模拟和预测材料微观结构演变的一种精确的计算方法^[44-46]。PFM将相变等复杂物理过程转化为微分方程的求解问题,从而模拟材料微观结构的演化。PFM引入场变量 ϕ 来描述系统在时间和空间上的微观结构。例如,在凝固过程中, $\phi=0$ 代表液相, $\phi=1$ 代表固相,界面处的 ϕ 值从0到1连续变化。通过温度场与相场的耦合,PFM可以更真实地模拟

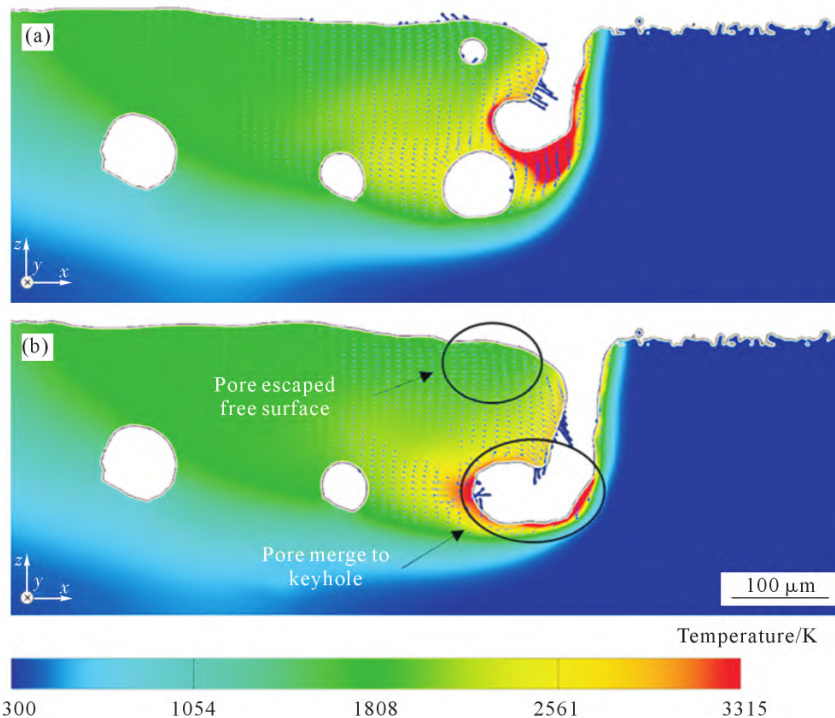


图8 切面温度场和速度场及匙孔孔隙消失的两种机制:(a) $t=2.205$ ms; (b) $t=2.215$ ms^[43]

Fig.8 Sectional temperature field, velocity field, and two mechanisms of keyhole porosity elimination: (a) $t=2.205$ ms; (b) $t=2.215$ ms^[43]

SLM 的快速凝固过程。Cheng 等^[21]利用基于 SLM 过程的 CFD 温度场模型,将 Ti-Nb 合金 SLM 熔池边界温度梯度和冷却速率数据整合到有限界面耗散相场模型中。模拟结果阐明了 SLM 成形 Ti-Nb 合金的非平衡凝固组织的形成过程,其结果表明,快速凝固产生了明显的溶质捕获效应,减轻了溶质的微偏析,同时揭示了凝固组织从树突结构到胞状结构以及从胞状结构到平面结构的转变。Xiang 等^[49]将 CFD 计算得到的温度场和金属相的体积分数作为初始输入条件输入到 PFM 模型中,采用非等温 PFM 从凝固和晶粒生长两个方面模拟了不同晶向的微观组织演变,模拟出了数层成型中晶粒的外延生长模式,结果如图 9 所示。

Li 等^[50]采用 Pinomaa-Provatas 定量相场模型为核心模拟方法,模拟得到非平衡凝固微观结构选择图,如图 10 所示。模型量化了参数与微观结构的对应关系,系统性探究溶质捕获、溶质拖拽效应及微观形貌形成机制,有效地揭示了复杂的微观结构细节,并准确地预测了与金属增材制造相关的主臂间距,并可扩展至其他合金,用于优化高性能合金增材制造的工艺参数。这些采用相场法的研究结合温度场模拟 SLM 微观组织演变,阐明了合金非平衡凝固机制、晶粒外延生长规律及工艺参数与微观结构的关联,可为合金增材制造工艺优化提供支撑。

有限界面耗散相场模型(finite interface dissipation phase field model, FIDPFM)也开始被应用于 SLM

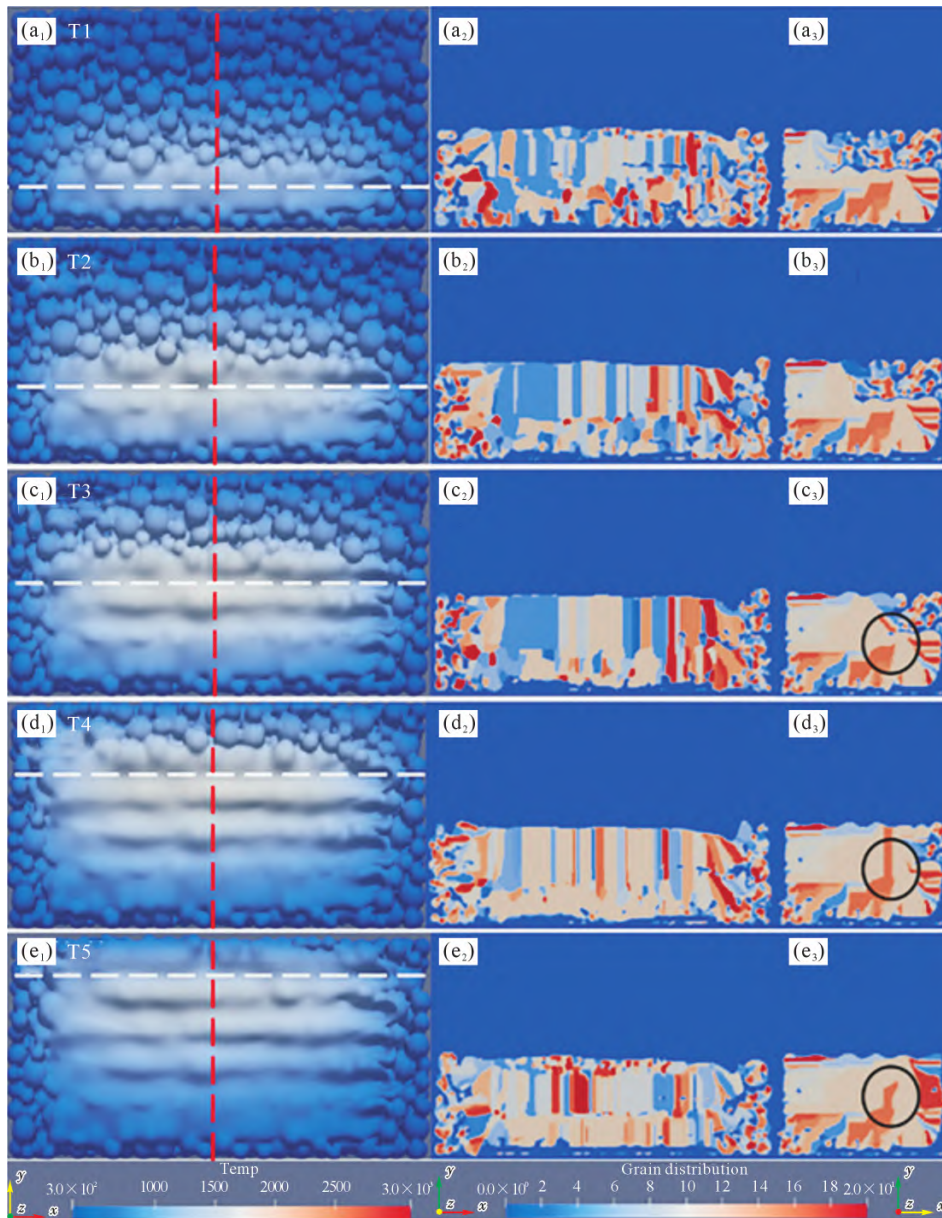


图 9 SLM 不同道次的顶面形态及切面晶粒分布模拟结果:(a₁~e₁) 顶面形态;(a₂~e₂) 白线切面晶粒分布;(a₃~e₃) 红线切面晶粒分布^[49]

Fig.9 Simulated results of the top morphology and sectional grain distribution of SLM at different tracks: (a₁~e₁) top morphology; (a₂~e₂) grain distribution of the white-line section; (a₃~e₃) grain distribution of the red-line section^[49]

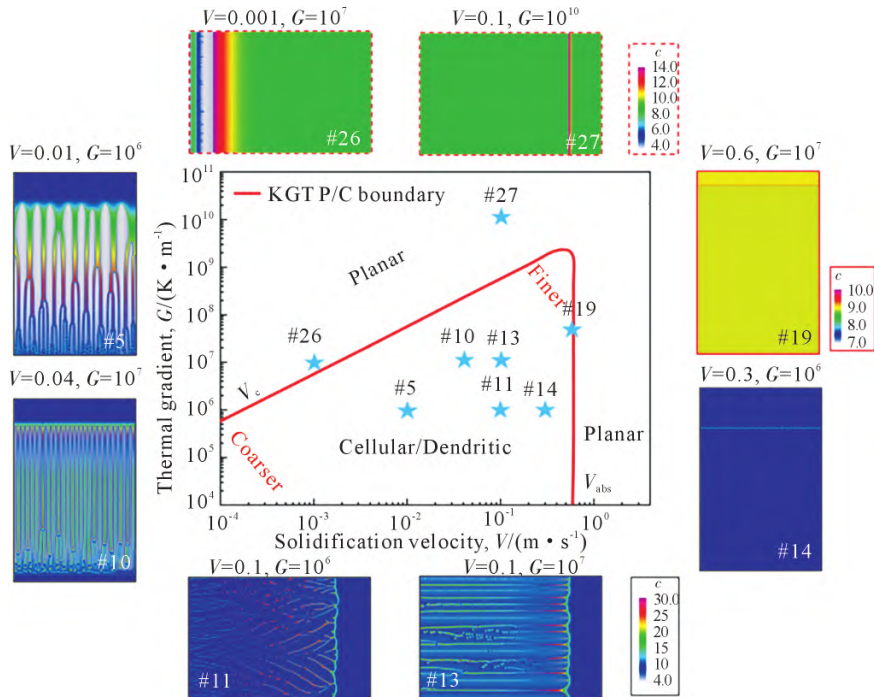


图 10 相场模拟的定向凝固 Si-9%As 凝固微观结构选择图^[50]

Fig.10 Solidification microstructure selection map for the planar-cellular-dendritic-cellular-planar transition in rapidly solidified Si-9 at.% As via phase field simulation^[50]

钛合金凝固过程的组织模拟。FIDPFM 针对非平衡凝固过程，将界面的两个浓度场由描述相间组分交换的动力学方程连接^[51-52]，由于 SLM 过程是典型的非平衡凝固过程，使得 FIDPFM 可以作为模拟其微

观组织演变的方法。Cheng 等^[21]所建立的 FIDPFM 模型模拟了 SLM 成形 Ti-Nb 合金的非平衡凝固组织，结果如图 11 所示，研究证实快速凝固产生了明显的溶质捕获效应，减轻了溶质的微偏析，模拟揭示了

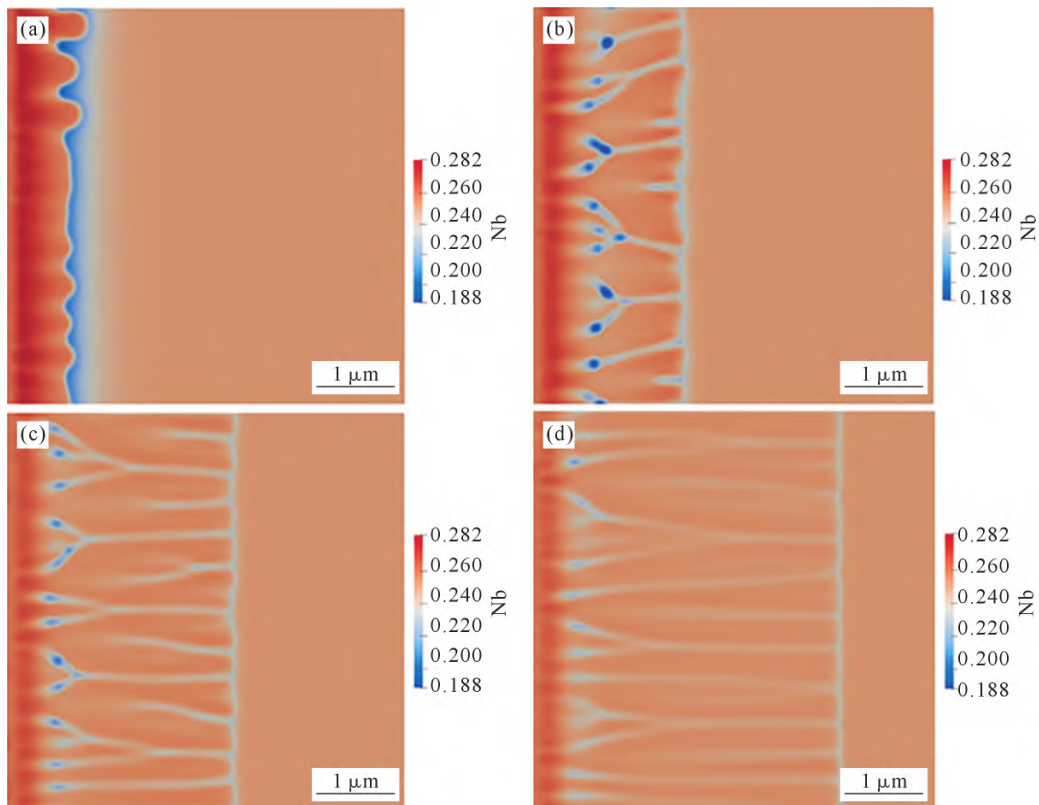


图 11 SLMed Ti-25Nb 合金在不同冷却速度下的凝固形态:(a) 1.0×10^6 K/s; (b) 2.0×10^6 K/s; (c) 3.0×10^6 K/s; (d) 4.0×10^6 K/s ($T_0 = 2075$ K, $G = 2.0 \times 10^7$ K/m)^[21]

Fig.11 Solidification morphology of SLMed Ti-25Nb alloy at different cooling rates: (a) 1.0×10^6 K/s; (b) 2.0×10^6 K/s; (c) 3.0×10^6 K/s; (d) 4.0×10^6 K/s ($T_0 = 2075$ K, $G = 2.0 \times 10^7$ K/m)^[21]

Ti-Nb 合金凝固组织从树突结构到胞状结构以及从胞状结构到平面结构的转变。Huang 等^[53]就 SLM 成形 Ti-50Nb 过程,系统对比了 Kim-Kim-Suzuki(KKS)、分配系数弛豫(partition coefficient relaxation, PCR)和有限界面耗散(finite interface dissipation, FID)3 种相场模型在初生枝晶臂间距、分配系数及胞状-平面生长转变速度方面的表现。研究发现高生长速率的非平衡条件下,PCR 模型与成熟的 KKS 模型结果大致收敛,而 FID 模型因核心假设不同呈现出有物理意义的差异,且三者数值稳定性、物理可解释性、多组分合金扩展性等方面各有优势,该工作明确了不同模型在快速凝固模拟中的适用场景,为 SLM 工艺相关的相场模型选择提供了关键指导,同时验证了 3 种模型对多相、多组分体系的适配潜力。

元胞自动机法将模拟区域离散为规则元胞,每个元胞的状态(如固相、液相、晶粒取向)由其相邻元胞的状态及预设规则(如形核、生长动力学)决定,而由于 CA 是基于逻辑规则,并不是基于微分方程,所以只有当模型中的演化规则明确时,CA 才被认为更适用于 SLM 过程^[54-55]。目前,CA 方法已成功应用于包括钛合金在内的 SLM 金属材料组织模拟中^[56-58]。Yang 等^[59]所建立的二维 CA 模型,对 SLM 成形 Ti-6Al-4V 合金过程的温度分布、 β 晶粒和马氏体的形貌与尺寸进行模拟,模拟了粉末熔化区、重熔区、再加热区 3 个区域和粉末熔化阶段、糊化阶段、多相阶段和固态相变阶段 4 个阶段。将机器学习与 CA 方法结合,有助于高效获得更精确的 CA 模型参数。Tang 等^[60]将

物理信息神经网络(physics-informed neural networks, PINNs)与 CA 方法结合,用 PINNs 模型代替 FEM 模型,对 SLM 成形 HX 合金熔池的温度分布和尺寸进行准确的预测,为 CA 模型提供准确的初始数据,最终得到了适合的 CA 参数,从而能够准确再现 SLM 成形 HX 合金的实验观测微观结构,结果如图 12 所示。这一结合方法可为 SLM 成形钛合金的 CA 参数获取提供重要参考。

SLM 钛合金凝固过程的微观组织演化模拟以 PFM 和 CA 为典型方法。PFM 基于热力学与物理参数,通过耦合温度场及微分方程求解,精准复刻快速凝固过程,其衍生的 FIDPFM 等模型可揭示溶质捕获、组织形态转变等机制,适配多组分、非平衡凝固场景。CA 法则将区域离散为元胞,依相邻状态与预设规则模拟形核生长,与机器学习结合后能优化参数输入,提升微观结构再现精度。两种方法均需依托 FEM 或 CFD 获取温度场数据,分别在物理机理还原和规则化模拟上各具优势,有望在钛合金 SLM 工艺优化与微观组织调控上发挥更大作用。

4 总结与展望

目前围绕选区激光熔化钛合金的多物理场、缺陷预测及微观组织演化模拟已有比较充分的研究成果,当前研究已构建起相对完善的模拟技术体系:多物理场模拟中,FEM 凭借高效的热力耦合计算为宏观成形质量评估提供支撑,CFD 结合 FVM、DEM 方法精准捕捉熔池流动与匙孔演化等微观机制,二者

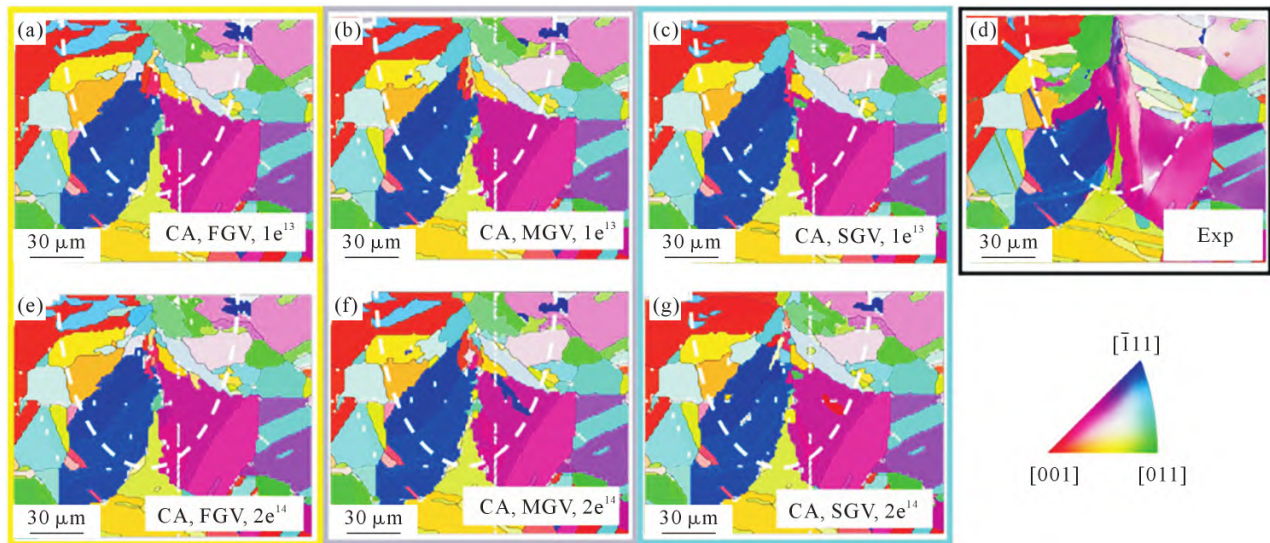


图 12 CA 模拟的不同生长速度和成核密度下的微观结构和实验微观结构:(a, e) 高生长速率下形核密度 1×10^{13} 、 $2 \times 10^{14} \text{ m}^{-3}$ 的元胞自动机法模拟结果;(b, f) 中等生长速率下形核密度 1×10^{13} 、 $2 \times 10^{14} \text{ m}^{-3}$ 的元胞自动机法模拟结果;(c, g) 低生长速率下形核密度 1×10^{13} 、 $2 \times 10^{14} \text{ m}^{-3}$ 的元胞自动机法模拟结果;(d) 电子背散射衍射测试结果。白色虚线为 PINNs 计算所得的熔池边界^[60]
Fig.12 CA-simulated and experimental microstructures for the process case with different growth velocities and nucleation densities:(a, e) CA simulations with fast growth velocities and nucleation densities of 1×10^{13} and $2 \times 10^{14} \text{ m}^{-3}$;(b, f) CA simulations with medium growth velocities and nucleation densities of 1×10^{13} and $2 \times 10^{14} \text{ m}^{-3}$;(c, g) CA simulations with slow growth velocities and nucleation densities of 1×10^{13} and $2 \times 10^{14} \text{ m}^{-3}$;(d) EBSD measurement. The white dashed lines represent the PINNs-calculated melt pool boundary^[60]

各有侧重;在缺陷预测方面,针对残余应力、球化、未熔合及匙孔孔隙等核心缺陷,已建立适配的模拟方法,实现了工艺参数与缺陷关联规律的初步揭示;微观组织演化模拟以 PFM 和 CA 为核心,通过耦合温度场数据,有效还原了快速凝固过程中的组织形态转变与形核生长机制。这些进展为 SLM 钛合金工艺优化、质量控制提供了重要助力,推动了增材制造技术的工程化应用。目前存在的问题及未来可开展的工作如下。

(1)目前采用 CFD 方法的相关模拟研究受限于算力,多聚焦单道尺度钛合金 SLM 成形过程,虽能在介观层面深入解析钛合金 SLM 熔池形态演化及匙孔孔隙等相关缺陷的形成机理,但难以将微观机制与构件宏观成形质量建立直接关联,无法为复杂构件的整体工艺优化提供有效支撑。未来可通过物理模型的靶向简化(如关键物理效应选择性保留、非核心区域等效处理)与计算策略优化,在构件尺度上充分发挥 CFD 对多相流、热质传递的精准捕捉优势,实现 SLM 钛合金微观机制与宏观成形质量的跨尺度联动预测,为复杂构件的全局工艺优化提供可靠理论依据。

(2)目前仅采用 FEM 或 CFD 方法开展的多物理场研究,难以突出钛合金的核心材料特性。现有模型多将其视为理想均质材料,对高温非平衡相变、成分偏析等关键行为刻画不足,导致模拟与实际成形过程存在偏差。未来需通过热物性参数设置的优化,结合 PFM、CA 等微观组织模拟手段,突出材料特性。

(3)缺陷研究多集中于单一类型缺陷的独立预测,缺乏对残余应力、球化、未熔合、匙孔孔隙等缺陷内在关联机制的深入解析,且尚未形成系统的多缺陷协同控制策略。SLM 成形中,不同缺陷通过能量传递、热循环效应、材料状态演变形形成复杂耦合关系,如低能量密度下球化与未熔合缺陷易伴随残余应力集中,高能量密度下匙孔孔隙会加剧裂纹萌生风险,单一缺陷优化可能引发其他缺陷恶化。未来需依托多物理场耦合模拟揭示缺陷间的影响机制与演化规律,构建工艺参数协同-多物理场调控-微观组织优化的多缺陷协同控制体系,通过跨尺度模拟与多目标优化算法,实现多类缺陷的同步抑制与构件质量的全面提升。

(4)现有 SLM 钛合金微观组织模拟常停留在形态还原层面,与宏观性能预测存在一定的脱节。当前 PFM、CA 模拟虽能再现钛合金 SLM 过程的组织演化,但未建立其与构件强度、塑性等宏观性能的定量关联,难以直接指导工艺优化。未来需结合实验

数据,构建微观组织特征(晶粒尺寸、相组成等)与宏观性能的映射模型,实现“组织-性能”的精准联动预测。

参考文献:

- [1] LU J W, ZHUO L C. Additive manufacturing of titanium alloys via selective laser melting: Fabrication, microstructure, post-processing, performance and prospect[J]. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2023, 111: 106110.
- [2] NGUYEN H D, PRAMANIK A, BASAK A K, DONG Y, PRAKASH C, DEBNATH S, SHANKAR S, JAWAHIR I S, DIXIT S, BUDHI D. A critical review on additive manufacturing of Ti-6Al-4V alloy: Microstructure and mechanical properties[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, 18: 4641-4661.
- [3] CHANDRA S, RADHAKRISHNAN J, HUANG S, WEI S Y, RAMAMURTY U. Solidification in metal additive manufacturing: Challenges, solutions, and opportunities[J]. *Progress in Materials Science*, 2025, 148: 101361.
- [4] 杨胶溪,吴文亮,王长亮,刘晨光,王树志,阳代军,周正,徐宏超. 激光选区熔化技术在航空航天领域的发展现状及典型应用[J]. *航空材料学报*, 2021, 41(2): 1-15.
YANG J X, WU W L, WANG C L, LIU C G, WANG S Z, YANG D J, ZHOU Z, XU H C. Development status and typical application of selective laser melting technology applications in aerospace field[J]. *Journal of Aeronautical Materials*. 2021, 41(2): 1-15.
- [5] 马尹凡,樊江昆,唐璐瑶,翟浩宇,张智鑫,陈彪,王军,唐斌,寇宏超,李金山. 激光选区熔化成形高强钛合金研究现状及展望[J]. *稀有金属材料与工程*, 2025, 54(1): 280-292.
MA Y F, FAN J K, TANG L Y, ZHAI H Y, ZHANG Z X, CHEN B, WANG J, TANG B, KOU H C, LI J S. Research status and prospects of high-strength titanium alloys fabricated by selective laser melting[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2025, 54(1): 280-292.
- [6] DERIMOW N, MADRIGAL CAMACHO M, KAFKA O L, BENZING J T, GARBOCZI E J, CLARK S J, FEZZAA K, MATHAUDHU S, HRABE N. Investigation of melt pool dynamics and solidification microstructures of laser melted Ti-6Al-4V powder using X-ray synchrotron imaging[J]. *Journal of Alloys and Metallurgical Systems*, 2024, 6: 100070.
- [7] ZHAO C, PARAB N D, LI X X, FEZZAA K, TAN W D, ROLLETT A D, SUN T. Critical instability at moving keyhole tip generates porosity in laser melting[J]. *Science*, 2020, 370(6520): 1080-1086.
- [8] GALLEGO-BORDALLO F, WECHSLER K, ERDELYI H, VAN HOOREWEDER B. Effect of powder and absorptivity assumptions in the high-fidelity modeling of Laser Powder Bed Fusion processes[J]. *Additive Manufacturing*, 2024, 96: 104580.
- [9] BITHARAS I, PARAB N, ZHAO C, SUN T, ROLLETT A D, MOORE A J. The interplay between vapour, liquid, and solid phases in laser powder bed fusion[J]. *Nature Communications*, 2022, 13: 2959.
- [10] WANG J C, ZHU R, LIU Y J, ZHANG L C. Understanding melt pool characteristics in laser powder bed fusion: An overview of

- single- and multi-track melt pools for process optimization[J]. *Advanced Powder Materials*, 2023, 2(4): 100137.
- [11] ZHANG Y M, WU S W, GUO Z X, PENG G C, WANG L, YAN W T. Defects caused by powder spattering and entrainment in laser powder bed fusion process: High-fidelity modeling of gas, melt pool and powder dynamics[J]. *Acta Materialia*, 2025, 288: 120816.
- [12] HUANG Y Z, FLEMING T G, CLARK S J, MARUSSI S, FEZZA A K, THIYAGALINGAM J, LEUNG C L A, LEE P D. Keyhole fluctuation and pore formation mechanisms during laser powder bed fusion additive manufacturing [J]. *Nature Communications*, 2022, 13: 1170.
- [13] TAN J H K, SING S L, YEONG W Y. Microstructure modelling for metallic additive manufacturing: A review[J]. *Virtual and Physical Prototyping*, 2020, 15(1): 87-105.
- [14] HEIGEL J C, MICHALERIS P, REUTZEL E W. Thermo-mechanical model development and validation of directed energy deposition additive manufacturing of Ti-6Al-4V [J]. *Additive Manufacturing*, 2015, 5: 9-19.
- [15] ZHANG W J, QI X N, ZHONG S Y, WANG K, ZHANG S B, JIAO Y, LI A, XU H Q, CHEN J Y, FANG G, LIU W. Laser powder bed fusion of metastable β titanium alloys: Enhanced strength and plasticity through simultaneous activation of multiple deformation mechanisms[J]. *Additive Manufacturing*, 2024, 93: 104437.
- [16] NARTU M S K K Y, DASARI S, SHARMA A, MANTRI S A, SHARMA S, PANTAWANE M V, MCWILLIAMS B, CHO K, DAHOTRE N B, BANERJEE R. Omega versus alpha precipitation mediated by process parameters in additively manufactured high strength Ti-1Al-8V-5Fe alloy and its impact on mechanical properties[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 821: 141627.
- [17] ZHOU H T, SU H J, GUO Y N, YANG P X, LIU Y, SHEN Z L, ZHAO D, LIU H F, HUANG T W, GUO M, ZHANG J, LIU L, FU H Z. Formation and evolution mechanisms of pores in Inconel 718 during selective laser melting: Meso-scale modeling and experimental investigations[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2022, 81: 202-213.
- [18] YAO D Z, WANG J, LUO H, WU Y H, AN X Z. Thermal behavior and control during multi-track laser powder bed fusion of 316L stainless steel[J]. *Additive Manufacturing*, 2023, 70: 103562.
- [19] YU T, ZHAO J D. Quantifying the mechanisms of keyhole pore evolutions and the role of metal-vapor condensation in laser powder bed fusion[J]. *Additive Manufacturing*, 2023, 72: 103642.
- [20] YU T, ZHAO J D. Quantitative simulation of selective laser melting of metals enabled by new high-fidelity multiphase, multi-physics computational tool[J]. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 2022, 399: 115422.
- [21] CHENG Y F, WANG G, QIU Z G, ZHENG Z G, ZENG D C, TANG X, SHI R P, UDDAGIRI M, STEINBACH I. Multi-physics simulation of non-equilibrium solidification in Ti-Nb alloy during selective laser melting[J]. *Acta Materialia*, 2024, 272: 119923.
- [22] MENG G R, ZHANG J D, LI J C, JIANG Z Z, GONG Y D, ZHAO J B. Impact of pore defects on laser additive manufacturing of Inconel 718 alloy based on a novel finite element model: Thermal and stress evaluation[J]. *Optics & Laser Technology*, 2023, 167: 109782.
- [23] LUO Z B, ZHAO Y Y. Numerical simulation of part-level temperature fields during selective laser melting of stainless steel 316L[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019, 104: 1615-1635.
- [24] LI Y L, ZHOU K, TAN P F, TOR S B, CHUA C K, LEONG K F. Modeling temperature and residual stress fields in selective laser melting[J]. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2018, 136: 24-35.
- [25] XIAO Z X, CHEN C P, ZHU H H, HU Z H, NAGARAJAN B, GUO L B, ZENG X Y. Study of residual stress in selective laser melting of Ti6Al4V[J]. *Materials & Design*, 2020, 193: 108846.
- [26] LU X F, LIN X, CHIUMENTI M, CERVERA M, HU Y L, JI X L, MA L, YANG H O, HUANG W D. Residual stress and distortion of rectangular and S-shaped Ti-6Al-4V parts by directed energy deposition: Modelling and experimental calibration [J]. *Additive Manufacturing*, 2019, 26: 166-179.
- [27] ZHANG J L, YUAN W H, SONG B, YIN S, WANG X B, WEI Q S, SHI Y S. Towards understanding metallurgical defect formation of selective laser melted wrought aluminum alloys[J]. *Advanced Powder Materials*, 2022, 1(4): 100035.
- [28] XIONG Z H, LIU S L, LI S F, SHI Y, YANG Y F, MISRA R D K. Role of melt pool boundary condition in determining the mechanical properties of selective laser melting AlSi10Mg alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 740-741: 148-156.
- [29] ARDESHIRI A, RAZAVI S H, KHODABAKHSHI M, ASHIRI R. Rapid process mapping via single-track defectology: A roadmap to a defect-free window for Hastelloy X additive manufacturing [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2025, 39: 7856-7870.
- [30] DU PLESSIS A. Effects of process parameters on porosity in laser powder bed fusion revealed by X-ray tomography [J]. *Additive Manufacturing*, 2019, 30: 100871.
- [31] CUNNINGHAM R, ZHAO C, PARAB N, KANTZOS C, PAUZA J, FEZZAA K, SUN T, ROLLETT A D. Keyhole threshold and morphology in laser melting revealed by ultrahigh-speed x-ray imaging[J]. *Science*, 2019, 363(6429): 849-852.
- [32] LUO X, YANG C, FU Z Q, LIU L H, LU H Z, MA H W, WANG Z, LI D D, ZHANG L C, LI Y Y. Achieving ultrahigh-strength in beta-type titanium alloy by controlling the melt pool mode in selective laser melting [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 823: 141731.
- [33] FANG Z C, WU Z L, HUANG C G, WU C W. Review on residual stress in selective laser melting additive manufacturing of alloy parts[J]. *Optics & Laser Technology*, 2020, 129: 106283.
- [34] PANDEY A, CHOUDHARY S, GAUR V. A numerical study on microstructural features evolved across the melt pool in additively manufactured IN718 alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, 868: 144763.
- [35] YUAN W H, CHEN H, RUAN S Y, LUPOI R, QIN S C, GUO E Y, WANG J F, YIN S. Oscillatory nature in melt-gas-powder interactions during laser powder bed fusion process revealed by CFD-DEM coupled modelling[J]. *Virtual and Physical Prototyping*, 2025, 20(1): e2446619.
- [36] SONG J, SONG B, RYAN M, SETCHI R, SHI Y S. Thermal be-

- behaviour and fluid dynamics during pulsed-wave laser powder bed fusion of 18Ni-300 maraging steel[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2026, 249: 287-304.
- [37] WANG K, XIE D Q, LYU F, LIU F X, LIU R K, LIU D T, ZHAO J F. Stability of molten pool and microstructure evolution of Ti-6Al-4V during laser powder bed fusion with a flat-top beam [J]. *Additive Manufacturing*, 2023, 75: 103756.
- [38] YANG X, LI Y Z, LI B. Formation mechanisms of lack of fusion and keyhole-induced pore defects in laser powder bed fusion process: A numerical study[J]. *International Journal of Thermal Sciences*, 2023, 188: 108221.
- [39] LIU J E, WEN P. Metal vaporization and its influence during laser powder bed fusion process [J]. *Materials & Design*, 2022, 215: 110505.
- [40] WANG L, ZHANG Y M, CHIA H Y, YAN W T. Mechanism of keyhole pore formation in metal additive manufacturing [J]. *npj Computational Materials*, 2022, 8: 22.
- [41] FAN X Q, FLEMING T G, CLARK S J, FEZZAA K, GETLEY A C M, MARUSSI S, WANG H Z, LEUNG C L A, KAO A, LEE P D. Magnetic modulation of keyhole instability during laser welding and additive manufacturing[J]. *Science*, 2025, 387(6736): 864-869.
- [42] GUO Q L, ZHAO C, QU M L, XIONG L H, HOJJATZADEH S M H, ESCANO L I, PARAB N D, FEZZAA K, SUN T, CHEN L Y. In-situ full-field mapping of melt flow dynamics in laser metal additive manufacturing [J]. *Additive Manufacturing*, 2020, 31: 100939.
- [43] BAYAT M, THANKI A, MOHANTY S, WITVROUW A, YANG S F, THORBORG J, TIEDJE N S, HATTEL J H. Keyhole-induced porosities in laser-based powder bed fusion (L-PBF) of Ti6Al4V: High-fidelity modelling and experimental validation[J]. *Additive Manufacturing*, 2019, 30: 100835.
- [44] LU L X, SRIDHAR N, ZHANG Y W. Phase field simulation of powder bed-based additive manufacturing [J]. *Acta Materialia*, 2018, 144: 801-809.
- [45] KELLER T, LINDWALL G, GHOSH S, MA L, LANE B M, ZHANG F, KATTNER U R, LASS E A, HEIGEL J C, IDELL Y, WILLIAMS M E, ALLEN A J, GUYER J E, LEVINE L E. Application of finite element, phase-field, and CALPHAD-based methods to additive manufacturing of Ni-based superalloys [J]. *Acta Materialia*, 2017, 139: 244-253.
- [46] WHITNEY B C, SPANGENBERGER A G, LADOS D A. Phase field modeling of the Ti-6Al-4V solid-state transformation using synchrotron in-situ heat treatment calibration and validation [J]. *Journal of Materials Science*, 2025, 60: 4343-4366.
- [47] DARABI R, OLIVEIRA J P, NEMATI N, REIS A, DE SÁ J C. Benchmarking advanced multiphase field modeling of Inconel 625 in additive manufacturing: Correlating powder bed fusion with dendrite growth and crack formation[J]. *Materialia*, 2025, 40: 102384.
- [48] YANG M, WANG L, YAN W T. Phase-field modeling of grain evolutions in additive manufacturing from nucleation, growth, to coarsening[J]. *npj Computational Materials*, 2021, 7: 56.
- [49] XIANG H, CHEN J. Integrated simulation framework for metal additive manufacturing: Powder deposition, melt pool dynamics and microstructure evolution with example of Ti-6Al-4V[J]. *Materials Today Communications*, 2025, 47: 113206.
- [50] LI L J, XIAO F, ZHOU Y, CAI X R, ZHANG C F, GAO J Z, SHEN X P, ZHU T C, WANG S H, GU Y J, JIN X J. Quantitative phase-field modeling of nonequilibrium microstructural evolution in rapid solidification for additive manufacturing [J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2026, 250: 272-285.
- [51] STEINBACH I, ZHANG L J, PLAPP M. Phase-field model with finite interface dissipation[J]. *Acta Materialia*, 2012, 60(6-7): 2689-2701.
- [52] ZHANG L J, STEINBACH I. Phase-field model with finite interface dissipation: Extension to multi-component multi-phase alloys [J]. *Acta Materialia*, 2012, 60(6-7): 2702-2710.
- [53] HUANG X Q, BERRY J, PERRON A, ARR?YAVE R. A comparative study of Kim-Kim-Suzuki (KKS), Partition Coefficient Relaxation (PCR), and Finite Interface Dissipation (FID) phase field models for rapid solidification[J]. *Additive Manufacturing*, 2023, 74: 103704.
- [54] RODGERS T M, MADISON J D, TIKARE V. Simulation of metal additive manufacturing microstructures using kinetic monte carlo [J]. *Computational Materials Science*, 2017, 135: 78-89.
- [55] XU W C, YUAN R X, WU H, ZHONG X M, GUO B, SHAN D B. Study on the dynamic recrystallization behavior of Ti-55 titanium alloy during hot compression based on Cellular Automaton model method[J]. *Procedia Engineering*, 2017, 207: 2119-2124.
- [56] AN Z, PAN J J, HU X F, YANG H Y. Analysis of melt pool evolution, defect mechanisms, and grain growth of Inconel 625 formers in selective laser melting [J]. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2025, 238: 126452.
- [57] FANG H, GE H H, ZHANG Q L, LIU Y F, YAO J H. Numerical simulation of microstructure evolution during laser directed energy deposition for Inconel 718 using cellular automaton method coupled with eulerian multiphase[J]. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2023, 216: 124554.
- [58] ZHANG J W, LIU F, SEUFZER W, TAMINGER K. A coupled finite element cellular automaton model to predict thermal history and grain morphology of Ti-6Al-4V during direct metal deposition (DMD)[J]. *Additive Manufacturing*, 2016, 11: 32-39.
- [59] YANG J J, YU H C, YANG H H, LI F Z, WANG Z M, ZENG X Y. Prediction of microstructure in selective laser melted Ti6Al4V alloy by cellular automaton[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, 748: 281-290.
- [60] TANG J, SCHEEL P, MOHEBBI M S, LEINENBACH C, DE LORENZIS L, HOSSEINI E. On the calibration of thermo-microstructural simulation models for Laser Powder Bed Fusion process: Integrating physics-informed neural networks with cellular automata[J]. *Additive Manufacturing*, 2024, 96: 104574.

(责任编辑:杨浩雪)