

# 金属增材制造过程凝固微结构选择图谱的研究现状及展望

赖文福<sup>1,2</sup>, 刘佳<sup>1</sup>, 张利军<sup>1</sup>

(1. 中南大学 粉末冶金全国重点实验室, 湖南 长沙 410083)

(2. 浙江大学 材料科学与工程学院, 浙江 杭州 310027)

**摘要:** 金属增材制造因其逐点逐层成型的特性, 可以高效精确成型传统材料生产工艺难以制造的复杂结构零部件。但金属材料增材制造过程温度梯度大、冷却速率快, 为强烈非平衡过程, 导致其凝固微观组织出现裂纹, 进而影响材料力学性能。因此, 对金属增材制造过程凝固微观结构的控制是进行高性能材料设计的核心。凝固微结构选择图谱是以成分/工艺参数为横纵坐标, 建立成分/工艺参数-凝固微结构映射关系的有力工具, 能够预测和调控金属材料增材制造过程的凝固微结构。本文详细总结了当前凝固微结构选择图谱的种类, 归纳了其构建方法, 并详细综述了近年来不同种类凝固微结构选择图谱在金属增材制造过程中的应用。最后对凝固微结构选择图谱在新种类、创新构建方法及潜在应用价值上进行了展望。

**关键词:** 增材制造; 凝固微结构选择图谱; 相场法

中图分类号: TG111.4

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)05-1334-14

## 1 引言

金属增材制造作为现代制造业的颠覆性技术, 凭借其高效定制化生产、复杂结构一体化成型及近乎零材料浪费等显著优势, 近年来成为先进金属结构材料高端制造的重要技术手段<sup>[1-2]</sup>, 在航空航天、生物医疗、汽车制造等领域应用广泛。然而, 金属增材制造制备过程中产生的粗大柱状晶、热裂纹、孔隙等缺陷显著降低了构件的力学性能<sup>[3-7]</sup>, 限制了该技术的进一步发展和应用。此外, 金属增材制造过程具有高冷却速率<sup>[8]</sup>、熔池内部物理化学反应复杂<sup>[9]</sup>、工艺参数多<sup>[10]</sup>的特点, 导致凝固微结构调控面临巨大挑战, 基于传统工艺开发的合金体系及相关工艺参数已不再适合增材制造过程<sup>[11]</sup>。因此, 揭示合金成分以及工艺参数对微观组织的影响, 建立成分-工艺-微结构的定量关系, 为合金设计与工艺优化提供理论支撑, 是实现增材制造过程材料性能高效优化和精确控制, 以及推动增材制造技术进一步发展的关键。

对于铸造等传统制备工艺, 其凝固速度较慢, 较接近平衡状态, 因此可以借助平衡相图来指导工艺参数的选择及合金成分的设计。然而, 在增材制造过程中, 熔池内部的冷却速度高达 $10^7$  K/s, 导致该过程处于强烈非平衡状态, 其相组成及合金成分偏离平衡相图<sup>[12-13]</sup>。目前, 研究者们常用 Scheil-Gulliver 非平衡凝固模型模拟增材制

造凝固过程中液相及生成固相的相分数和成分<sup>[14-15]</sup>。但 Scheil-Gulliver 模型仍基于界面处的局部平衡假设<sup>[16]</sup>, 无法准确描述强烈偏离平衡状态的金属增材制造过程<sup>[17-19]</sup>。且 Scheil-Gulliver 模拟基于一维凝固模型, 主要关注溶质在凝固过程中的再分配, 无法描述三维空间中微观组织的复杂演化。因此, 亟需一种新的工具预测和调控非平衡微观组织并预测凝固微观组织形貌。

凝固微结构选择图谱 (solidification microstructure selection maps, SMS maps, 本文简称为凝固图谱) 是一种反映凝固工艺参数或者合金成分与凝固微结构之间映射关系的工具<sup>[20]</sup>。20 世纪 90 年代, Ludwig<sup>[21]</sup>、Kurz<sup>[22-23]</sup> 和 Trivedi<sup>[24-25]</sup> 等提出了一系列解析模型用于描述定向凝固过程中平面状、树枝状、共晶以及带状组织的生长。基于不同形貌的解析模型构建了微结构与凝固速度、成分之间的映射关系。之后, Gäumann 等<sup>[26]</sup> 发展了 Burden<sup>[27]</sup> 提出的柱状晶-等轴晶判据, 以确定从柱状晶向等轴晶形态转变所需的热力学条件, 从而构建了不同温度梯度 (temperature gradient,  $G$ ) 与凝固速度 (velocity,  $V$ ) 下的柱状晶-等轴晶分布。这两类凝固微结构选择图谱广泛应用于定向凝固连续铸造<sup>[28-30]</sup>、激光表面处理<sup>[26,31-32]</sup>、激光焊接<sup>[33]</sup>、激光粉末床熔融 (laser powder bed fusion, LPBF)<sup>[34-36]</sup> 等工艺的微观组织预测与调控。因此, 发展

收稿日期: 2025-05-03

基金项目: 湖南省自然科学基金青年基础研究项目 (2024JJ10015)

作者简介: 赖文福, 男, 2003 年生, 博士生, 浙江大学材料科学与工程学院, 浙江 杭州 310027, E-mail: 15970094566@163.com

和构建准确可靠的凝固微结构选择图谱,将有望实现金属增材制造过程合金的高效设计及性能的精确控制。

构建凝固图谱常用的方法有解析法、实验法和数值模拟法。由于解析模型的假设较多,难以准确地构建复杂非定向凝固过程中的微结构-成分/工艺之间的定量关系<sup>[2,37-39]</sup>,限制了凝固微结构选择图谱的应用<sup>[40]</sup>。同时,构建凝固微结构选择图谱需要大量可靠微结构-凝固参数信息,依靠实验方法测定微结构时间、经济成本高昂且难以准确捕捉到凝固组织的动态演变。近年来,随着计算机性能和数值模拟方法的不断发展,元胞自动机、相场法等更加准确的微结构模拟方法逐步应用于凝固微结构选择图谱的构建<sup>[41-43]</sup>。元胞自动机(cellular automaton, CA)方法采用简化生长动力学来描述晶粒的生长<sup>[44-45]</sup>,能够快速、大范围地模拟熔池凝固微结构,但由于界面处理粗糙、模型简化,在处理复杂的溶质扩散和界面动力学时存在局限性。相场法(phase-field method, PFM)基于热力学和动力学理论,具有明确的物理意义,便于耦合多物理场(如温度场、溶质场、应力场等),从而准确地重现复杂制备服役条件下的微结构演化过程<sup>[46-48]</sup>。然而,相场法的高计算成本限制了模拟尺寸。随着计算机技术的不断发展,CPU/GPU并行异构加速技术引入相场模拟,显著提升了计算效率,从而促进了相场方法在材料科学等领域更深入的发展和应<sup>[49-50]</sup>。

因此,本文将基于国内外学者的研究成果,介绍凝固微结构选择图谱的种类,分析不同方法构建凝固图谱的策略,并综述近年来不同类型的凝固图谱在预测柱状晶向等轴晶转变(columnar to equiaxed transition, CET)和抑制缺陷中的应用。最后对凝固微结构选择图谱在新种类、创新构建方法及潜在应用价值上进行了展望。

## 2 凝固微结构选择图谱的种类

金属增材制造的凝固组织主要受以下因素影响:

(1)合金本征特性,如合金成分( $c_0$ )、相图参数(平衡液相线的斜率 $m$ 和平衡分配系数 $k$ )、热物理性质(扩散系数 $D$ ,吉布斯-汤姆逊系数 $\Gamma$ );(2)凝固过程中的局部条件,如受传热、传质以及流体流动影响的凝固速度 $V$ ,温度梯度 $G$ 和应力 $\sigma$ 。根据构建凝固图谱时所考虑的影响因素的区别,本文将目前常用的凝固图谱分为温度梯度/凝固速度-微结构关系图谱( $G-V$ )、成分/凝固速度-微结构( $V-c_0$ )关系图谱、工艺参数-微结构图谱。

### 2.1 $G-V$ 凝固图谱

在金属凝固过程中,温度梯度( $G$ )与凝固速度( $V$ )的协同作用主导了凝固微结构形貌的演化。 $G-V$ 型凝固图谱反映了不同温度梯度和凝固速度下,柱状晶、等轴晶、平面状晶的分布。如图1所示<sup>[51]</sup>,当热流方向与晶体择优生长方向一致时, $V=R$ ;而当不一致时, $V$ 为 $R$ 在热流方

向上的投影。其中, $R$ 为生长速率。当温度梯度较高、凝固速度很低时,界面趋于平面状生长。随着凝固速度的增加,凝固模式由胞状转变为柱状枝晶,若温度梯度极低,则会促进等轴树枝状生长。从图1中可以看出, $G \times V$ 决定了凝固微结构的尺寸<sup>[52]</sup>,而 $G/V$ 决定了凝固微结构的形态<sup>[2,53]</sup>。

### 2.2 $V-c_0$ 凝固图谱

$G-V$ 型凝固图谱反映了给定成分下初晶的形貌在 $G-V$ 参数空间的分布规律。而共晶组织不仅受 $G$ 和 $V$ 的影响,还与合金的成分相关。因此,为了反映完全共晶组织和具有枝晶间共晶的初生枝晶或胞状晶之间的生长范围,研究者们考虑了成分的影响,提出了 $V-c_0$ 型凝固图谱,如图2所示<sup>[20]</sup>。当成分固定时,随着 $V$ 的增加,凝固组织由共晶转变为 $Al_2O_3/ZrO_2$ 枝晶。而凝固速度一定且较低时,随着 $c_0$ 的增加,凝固微结构从 $Al_2O_3$ 枝晶变为共晶,最后演变为 $ZrO_2$ 枝晶。

### 2.3 工艺参数-微结构凝固图谱

$G$ 和 $V$ 是凝固参数,无法直接与制备过程中的工艺参数关联起来。为了更加直观地体现工艺参数与微结构的关系,近年来,研究者们开始构建增材制造工艺参数与凝固微结构之间的关系。

#### 2.3.1 激光功率-激光束扫描速度凝固图谱

激光功率( $P$ )影响熔池温度和熔池大小,进而影响

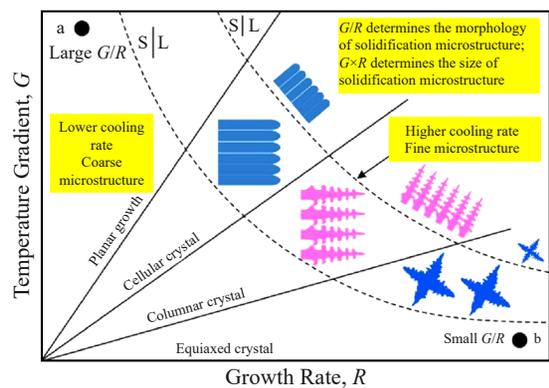


图1  $G-V$ 型凝固图谱

Fig.1  $G-V$  SMS map<sup>[51]</sup>

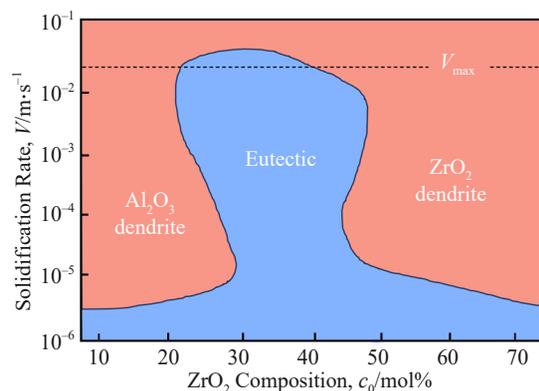


图2  $V-c_0$ 型凝固图谱

Fig.2  $V-c_0$  SMS map<sup>[20]</sup>

凝固速度和温度梯度,较高的 $P$ 会使得熔池温度升高、熔池尺寸变大,从而降低凝固速度,增加温度梯度。而激光束扫描速度( $v$ )则直接影响凝固速度,二者呈正相关。故 $P$ 和 $v$ 这对工艺参数共同作用,通过影响凝固参数来影响凝固微结构演化。如图3所示<sup>[54]</sup>,当 $v$ 低于一定值, $P$ 较大时形成初晶 $\beta$ -Ti结构,而当 $v$ 超过该值后,无论 $P$ 如何增加,凝固得到的几乎全部为共晶结构。

此外,Huang<sup>[55]</sup>等构建了初晶形貌以及缺陷在 $P$ - $v$ 参数空间下的分布,如图4所示, $|\vec{v}|$ 表示扫描速率。其中,白色表示完全无缺陷区域,FD表示熔池横截面中枝晶微观结构的面积分数,用于量化微观结构的非均匀性,其值范围从0到1,其中FD=0表示完全平面微观结构(无枝晶),FD=1表示完全枝晶微观结构。LOF表示未熔合缺陷,这是激光粉末床熔融(LPBF)过程中的一种宏观缺陷类型,通常由于激光能量不足导致粉末未完全熔化而形成。由图4b可知,激光扫描速度较小时,过大的激光功率会带来匙孔,降低材料密度,随着激光扫描速度的增加,过低的激光功率又会导致材料未熔,只有 $P$ 与 $v$ 呈一定比例同步增长时,即白色区域对应 $P$ - $v$ 组合,才能得到几乎无缺陷的致密材料。

### 2.3.2 能量密度-激光束扫描速度凝固图谱

激光能量密度( $E$ )与激光功率( $P$ ),激光束扫描速度( $v$ )之间的关系满足式(1)。其中, $D$ 为光斑有效直径, $H$ 为相邻扫描道次中心线之间的距离。由此可见, $E$ 与 $P$ 对于熔池温度的影响类似, $E$ 较大时,熔池温度较高,冷

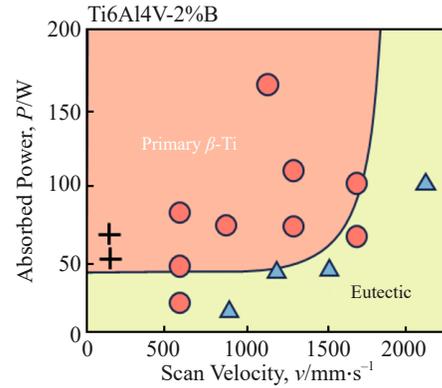


图3  $P$ - $v$ 型凝固图谱  
Fig.3  $P$ - $v$  SMS map<sup>[54]</sup>

却速度较快,有利于晶粒细化,形成细小等轴晶。而 $v$ 影响熔池的移动速度,当 $v$ 较小时,熔池移动慢,温度分布不均匀,冷速较慢,易形成粗大等轴晶。如图5所示<sup>[56]</sup>,当 $E \times v$ 较大时,倾向于形成等轴晶,当 $E/v$ 较大时,倾向于形成柱状晶。

$$E = Pv/DH \tag{1}$$

### 3 金属增材制造过程凝固微结构选择图谱的构建方法

构建凝固图谱即建立微结构与凝固参数/合金成分之间的映射关系。根据获取微结构方法的差异,本文将构建凝固图谱的方法分为实验法、数值模拟法以及解析模型法。

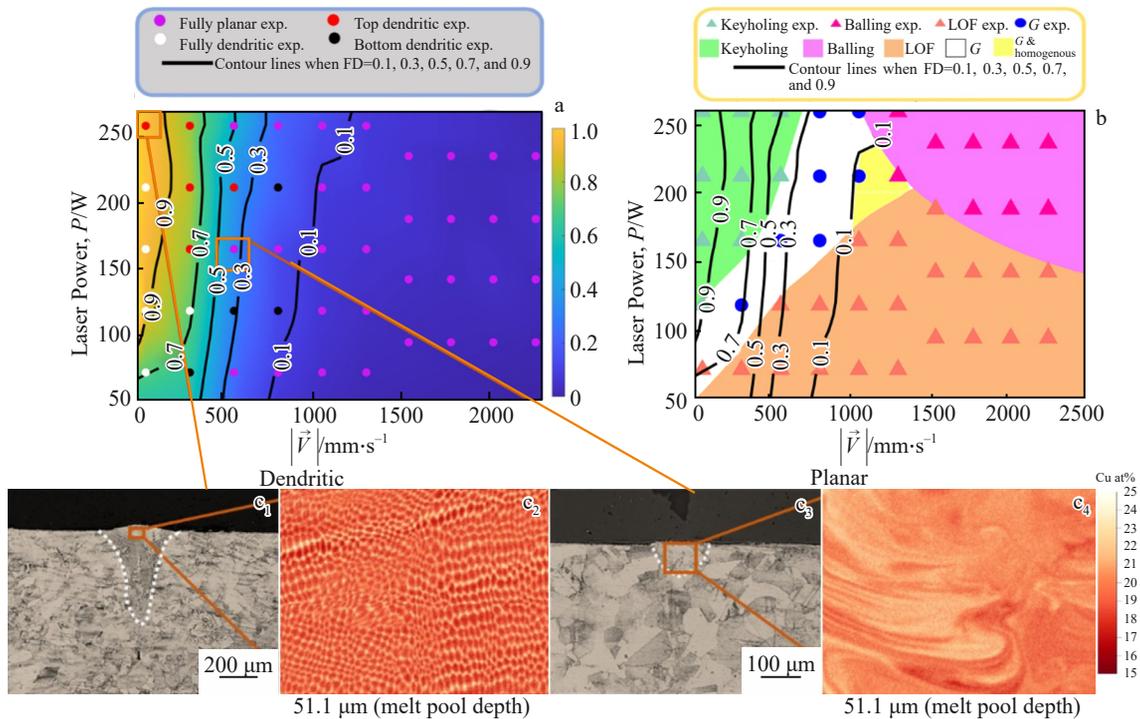


图4 LPBF工艺制备的Ni-Cu合金的 $P$ - $v$ 凝固图谱和凝固缺陷预测图及图4a中不同区域实验微结构图

Fig.4  $P$ - $v$  SMS map (a) and solidification defect prediction map (b) of Ni-Cu alloy fabricated by LPBF process; microstructures of different experimental regions in Fig.4a ( $c_1$ - $c_4$ )<sup>[55]</sup>

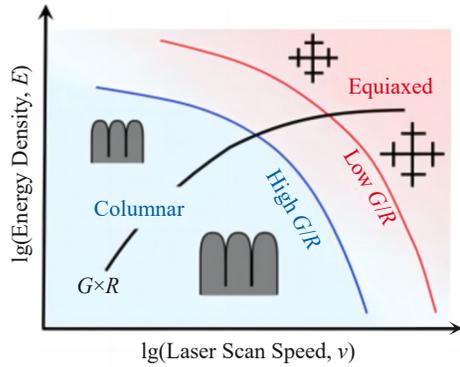


图5 E-v型凝固图谱  
Fig.5 E-v SMS map<sup>[56]</sup>

### 3.1 实验法

构建凝固图谱的实验方法可分为两大类。一类是通过实验表征方法(如:光学显微镜、扫描电子显微镜、透射电子显微镜、电子背散射衍射等)确定微结构的形貌,再结合有限元方法模拟熔池内部的温度场演化,根据温度场分布求出局部区域的温度梯度和冷却速度。如图6所示, Park 等<sup>[57]</sup>采用电弧增材制造(wire arc additive manufacturing, WAAM)打印了多层316L不锈钢样品,通过光学显微镜获得打印件每一层的微结构信息,再结合有限元方法模拟多层打印过程中熔池内部温度场的演化,并提取出与实验对应区域的温度梯度( $G$ )和凝固速

度( $V$ ),建立微结构与 $G$ 和 $V$ 之间的映射关系,SDAS为二次枝晶间距。

第二类是在不同冷却速率下制备一系列成分的合金,通过实验表征方法确定微结构形貌并测量其尺寸(如共晶间距),结合解析模型计算对应区域的凝固速度。如图7所示,Zhang 等<sup>[58]</sup>使用单辊熔融纺丝装置在不同转速下(500、1500、2300 r/min)制备了3种不同质量分数(Al-8Ce、Al-20Ce、Al-36.6Ce)的Al-Ce合金,通过X射线衍射确定了相组成,并结合透射电镜表征和线性截距法测量了层间共晶间距。随后,通过式(2)计算得到了对应的凝固速度,其中 $\lambda$ 为共晶间距, $R$ 为生长速率,最后绘制了以Ce元素含量和铜辊转速为横纵坐标的凝固图谱。

$$V = \lambda R^{1/2} = 12 \mu\text{m}^{3/2} \text{s}^{-1/2} \quad (2)$$

实验方法建立凝固微结构选择图谱的优势在于微结构信息的准确性,然而,微结构与凝固参数之间映射关系的准确性取决于有限元求解温度场的准确性以及共晶间距-凝固速度模型的可靠性。除此之外,凝固微结构选择图谱的构建需要大量微结构-凝固参数信息<sup>[59]</sup>,通过实验方法对不同成分在不同工艺参数下的微结构进行一一测定的成本高、周期长<sup>[60-61]</sup>。

### 3.2 解析模型法

Kurz 等<sup>[23]</sup>提出了一套解析模型,描述了快速定向凝固过程中平面状、共晶、带状和树枝状(Kurz-Giovanola-Trivedi, KGT模型)结构的生长。同时,Gäumann 等<sup>[26]</sup>扩

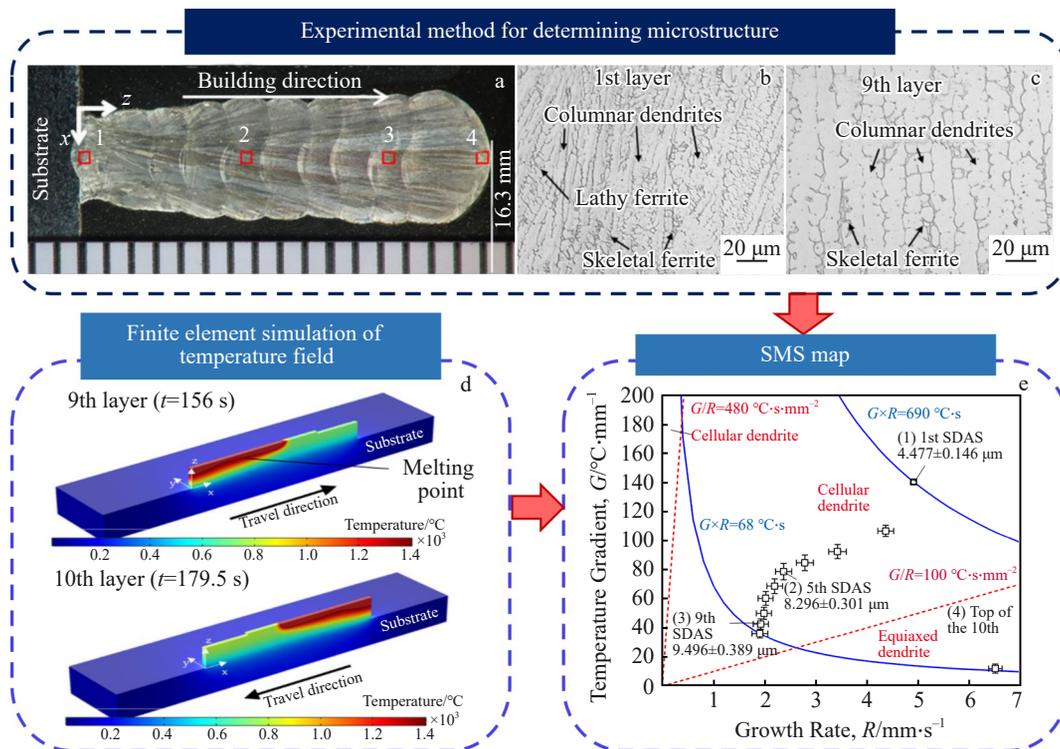


图6 实验方法结合有限元模拟测定凝固微结构选择图谱

Fig.6 SMS map (e) determined by experimental method combined with finite element method<sup>[57]</sup>: (a) experimental microstructure; (b-c) magnified images; (d) finite element simulation results

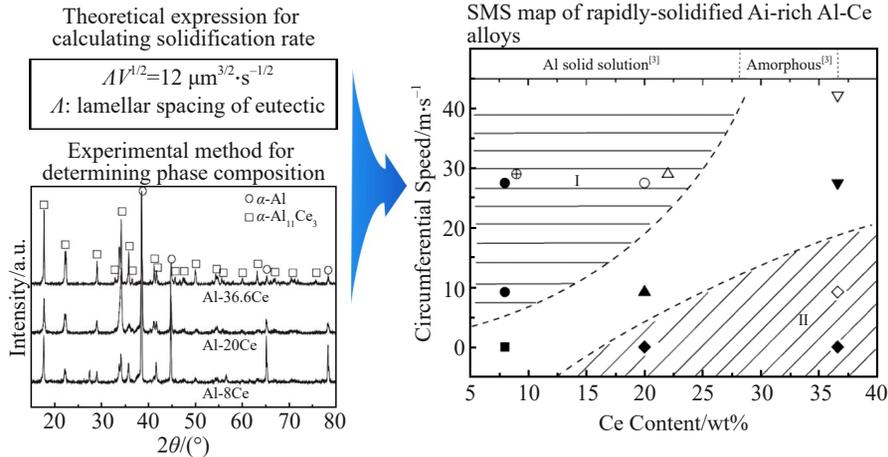


图7 实验方法结合解析模型计算测定的凝固微结构选择图谱

Fig.7 SMS map determined by experimental method combined with analytical models<sup>[58]</sup>

展了 Hunt 提出的解析模型<sup>[62]</sup>,用以确定从柱状晶向等轴晶形态转变所需的热条件。解析模型法即采用这些解析模型来构建凝固微结构选择图谱。

界面响应函数是解析模型法构建  $V$ - $c_0$  凝固微结构选择图谱的关键,因为其建立了特定凝固模式下固/液界面温度与凝固速度、合金成分之间的关系<sup>[63]</sup>。不同的界面形貌随对应的界面响应函数不同。基于最高温度判据理论,凝固界面动态稳定性由热力学势场极值决定,即具有最高界面温度的微观组织在竞争生长中占据主导地位<sup>[64]</sup>。例如,对于 Al-Mg-Si 合金,在  $10^{-4}$ ~ $10^{-2}$  m/s 这一区间,最高温度曲线对应的微结构是共晶结构,即可确定该界面凝固速度区间下的凝固微结构为共晶组织。通过测定不同 Si 含量下的系列的界面温度-界面凝固速度曲线,确定不同速度-成分下的稳定界面结构或者组织类型,从而构建 Al-Mg-Si 合金  $V$ - $c_0$  凝固图谱,如图 8 所示,SLM 为选区激光熔化<sup>[40]</sup>。

柱状晶和等轴晶是增材制造常见的两类组织形貌。柱状晶的生长方向主要平行于温度梯度方向,而等轴晶则是随机取向形核,向各个方向同时生长。等轴晶的结

构特征有利于材料塑性变形从而减少裂纹产生,提高材料力学性能的均匀性,因此通常在调控微观组织时,更倾向于形成等轴晶<sup>[65-67]</sup>。

Hunt 规则建立了 CET 转变的判据,而 Gäumann 等<sup>[26]</sup>进一步发展了 Hunt 规则,建立了可以计算微观组织中中等轴晶的体积分数  $\phi$  的方程:

$$G = \frac{1}{n+1} \cdot \sqrt[3]{\frac{-4\pi N_0}{3 \ln(1-\phi)} \Delta T_c} \left(1 - \frac{\Delta T_n^{n+1}}{\Delta T_c^{n+1}}\right) \quad (3)$$

其中,  $G$  为温度梯度,  $N_0$  为等轴晶形核率,  $\Delta T_c$ 、 $\Delta T_n$  分别为柱状晶和等轴晶形核过冷度,参数  $n$  表示形核过程的阿夫拉米(Avrami)指数,也称为时间指数。当  $\phi$  大于 0.49 时可认为柱状晶已经全部转变为等轴晶。根据图 8 所示的界面响应函数,当合金成分( $c_0$ )确定时,界面温度  $T=F(V, G)$ , 即过冷度  $\Delta T=F(V, G)$ 。基于上述分析, Mohammadpour 等<sup>[40]</sup>在确定 Al10Si0.5Mg 合金成分的前提下,通过对应微观组织的界面响应函数建立了形核过冷度与界面凝固速度和温度梯度的对应关系,代入式(3),并结合实验测定的一系列等轴晶形核率作为输入,得到了柱

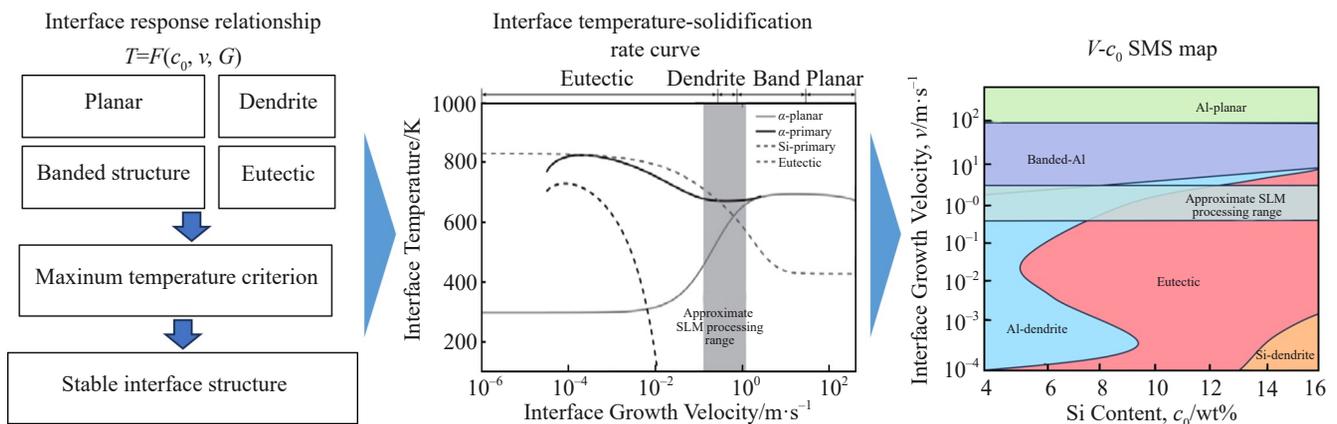


图8 解析法构建 Al-Mg-Si 合金  $V$ - $c_0$  凝固图谱

Fig.8  $V$ - $c_0$  SMS map of Al-Mg-Si system constructed by analytical method<sup>[40]</sup>

状晶、等轴晶在  $G$ - $V$  参数空间内的分布,如图9所示<sup>[40]</sup>,进而可以确定了等轴晶稳定存在的凝固参数区域。

解析模型求解简单,易于理解,可以快速构建凝固微结构选择图谱,然而解析解方法是基于定向凝固稳态过程构建的,无法准确描述增材制造、焊接等瞬态、非定向凝固过程,此外,解析模型只能构建凝固参数-微结构之间的关系,无法模拟获取微结构演化的动力学过程。

### 3.3 数值模拟法

随着凝固理论的逐渐完善以及计算机技术的飞速发展,通过数值模拟方法可以实现对材料凝固过程复杂的微结构演变进行准确描述。常用的微结构模拟方法有元胞自动机和相场法,这两种方法都可以直接耦合模拟演化获取的温度场分布,对微结构进行模拟,以实现凝固参数-微结构关系的构建。

元胞自动机是由数学家约翰·冯·诺依曼(John von Neumann)和斯坦尼斯拉夫·乌拉姆(Stanisław Ulam)在20世纪40年代提出的。它最初用于模拟复杂系统的动态演化,基于简单的局部规则,元胞在离散的格子上根据邻域状态的变化进行状态更新。其优点在于结构简单、计算并行性强,适合用于大规模的模拟,能够模拟熔池尺度的微机构演化<sup>[68]</sup>。然而,CA使用离散的格子来表示界面,难以处理复杂边界条件及精确描述界面的形状和动力学行为<sup>[69]</sup>。

相场法以热力学和动力学为基础,便于引入描述各物理过程的场变量(如成分场、温度场等),模拟集合置信度高,并且由于引入了场变量描述界面的变化,避免了传统尖锐界面模型<sup>[70-72]</sup>中需要追踪相界面位置的数值困难,可以进行复杂微结构的三维模拟<sup>[73]</sup>。但传统相场模型或基于局部/准平衡假设<sup>[74]</sup>,或给定溶质分配系数<sup>[75-76]</sup>,不适用于描述非平衡状态下的微结构演变过程,尤其在增材制造等高凝固速度的过程中,系统处于强烈非平衡状态,需要一种能够描述非平衡凝固过程的相场模型。

建立在多相场模型<sup>[77]</sup>框架下的有限界面耗散相场模型<sup>[78-80]</sup>,通过引入界面渗透率以调控组分在界面上的再分配速率,打破了传统模型等扩散势假设<sup>[78-79]</sup>,可准确地描述高冷速下的溶质截留现象,适用于各种热力学状态下(包括平衡、近平衡和非平衡)微结构演变的模拟<sup>[81]</sup>。CALPHAD(calculation of phase diagrams)方法是一种基于热力学原理的计算方法,用于预测和优化多元合金系统的相图和相变行为<sup>[82-83]</sup>。有限界面耗散相场模型可实现与CALPHAD热、动力学数据库直接耦合<sup>[84-85]</sup>,实现复杂制备以及服役条件下的材料微结构演变模拟,在核材料<sup>[86]</sup>、电极材料<sup>[87-88]</sup>、镍基高温合金、铝合金、钢铁等材料体系及铸造、增材制造<sup>[89]</sup>、物理气相沉积<sup>[90-92]</sup>、时效处理等材料制备过程中应用广泛。

目前,采用相场法构建凝固微结构选择图谱有两种形式。图10中  $V_{cs}$ 、 $V_{ab}$  分别为通过相场模拟确定的成分过冷极限速度和绝对稳定性极限速度,而上标星号的相同物理量则对应于经典理论(成分过冷准则和绝对稳定性准则)确定的极限速度<sup>[93]</sup>。正如图10所示,一种是通过有限元方法求解传热方程,预测熔池内部热历史,计算获得温度场的演化,再提取熔池内部局部区域的温度梯度(通常为温度对各笛卡尔坐标的偏导数)与凝固速度(通常为激光速度在凝固前沿法向量上的投影<sup>[94-95]</sup>),然后将其输入到相场模型中,结合文献调研并定量过的热物性参数来模拟微结构的演化,获得微观组织信息如微观偏析、晶粒结构和晶粒尺寸等<sup>[96-100]</sup>。

如图11所示<sup>[101]</sup>,另一种是采用计算流体力学方法求解连续性方程、动量方程和能量方程构成的守恒方程组,借助FLOW-3D AM等CFD求解软件模拟得到熔池的形状及温度分布,提取温度梯度、冷却速率作为相场模型的初始参数,并以温度分布和浓度分布作为边界条件来模拟微结构的演化<sup>[101-102]</sup>。增材制造过程涉及温度场、流场、相场、浓度场等多个物理量,仅考虑其中的部分不足

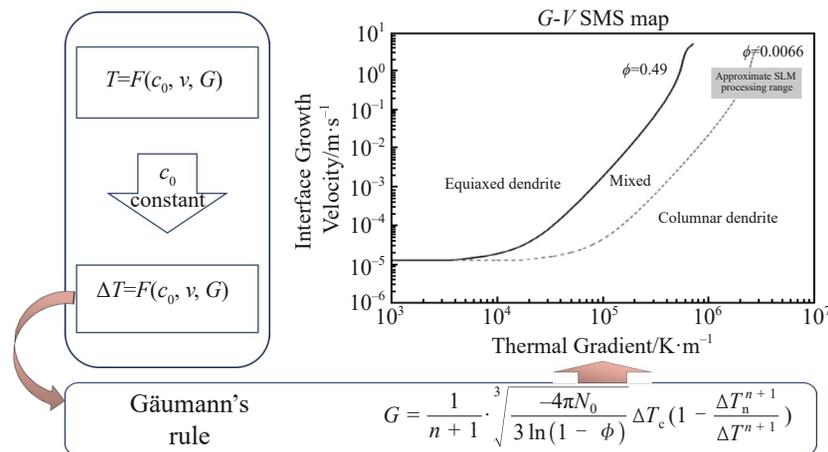


图9 解析法构建  $G$ - $V$  凝固图谱

Fig.9  $G$ - $V$  SMS map constructed by analytical method<sup>[40]</sup>

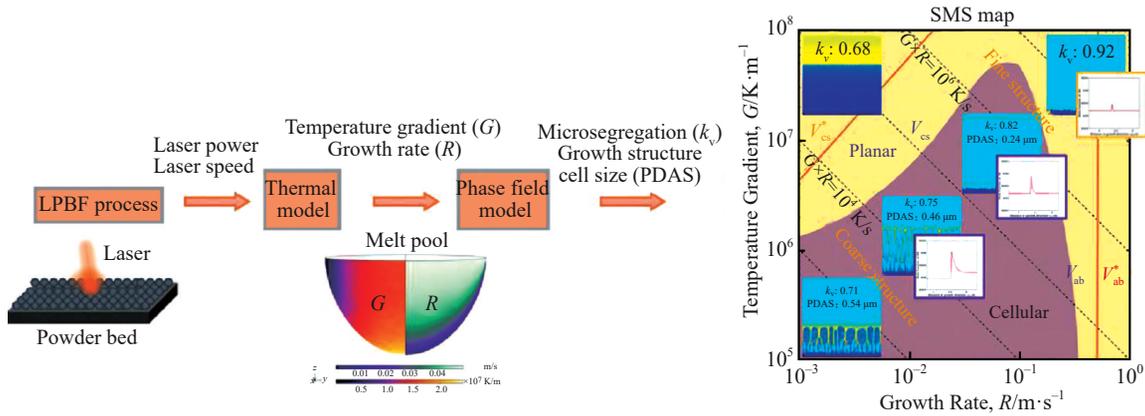


图 10 有限元方法与相场法耦合模拟凝固微观组织示意图

Fig.10 Schematic diagram of solidified microstructure simulated by FEM coupled with PFM<sup>[93]</sup>

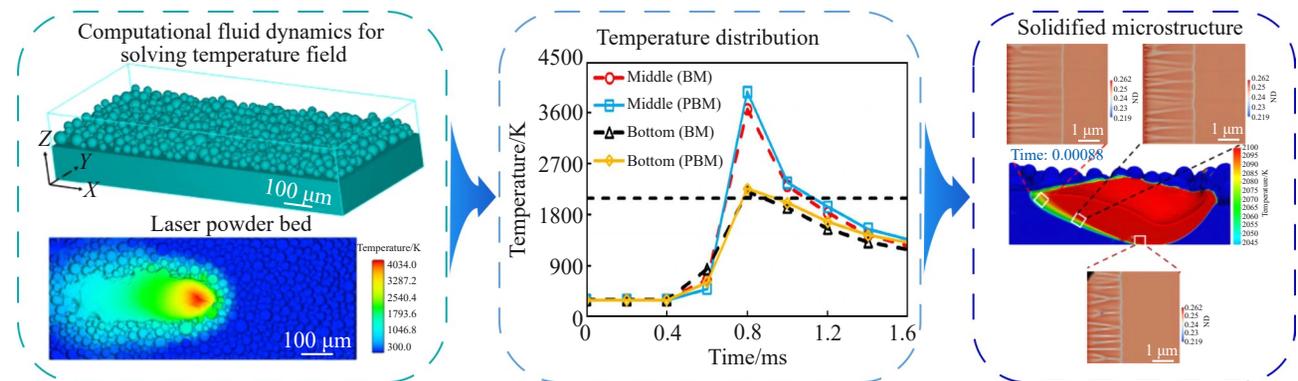


图 11 计算流体力学耦合相场法模拟凝固微观组织示意图

Fig.11 Schematic diagram of solidification microstructure simulated by CFD coupled with PFM<sup>[101]</sup>

以定量描述增材制造过程合金的微结构演变<sup>[103]</sup>。当前大部分在增材制造凝固微观组织模拟中采用的为温度场-相场耦合框架,未考虑熔体对流对微观组织演化与熔池温度、溶质分布的影响<sup>[104-106]</sup>。或是采用 FEM 求解温度场与流场方程组,综合考虑温度分布与熔体流动对于微观溶质分配以及微观组织演化的影响,但溶质分配和微观组织不能影响熔池内溶质再分布以及熔体流动,即“单向耦合”或“弱耦合”<sup>[107-108]</sup>。

## 4 凝固微结构选择图谱在金属增材制造过程中的应用

### 4.1 基于 CET 转变机制的工艺参数优化

#### 4.1.1 CET 转变机制

柱状晶由于力学、热学性能上的各向异性往往只适于少数单向承载或传热应用环境,而等轴晶由于向各个方向均匀生长,在受到外力时具有良好的变形能力并能大量释放应力,受到研究人员的广泛关注。CET 转变正是获取等轴晶的重要路径。目前关于 CET 的转变机制,主要有以下几种。一种是 Hunt 规则<sup>[62]</sup>,即机械阻塞机制,当该区域等轴晶体积分数超过临界值(49%)时,会导

致柱状枝晶前沿生长受到阻碍,从而触发 CET 转变。另一种是 Hunt-LGK 模型,与 Hunt 采用经验公式简单将枝晶尖端过冷度与枝晶尖端生长速度联系起来不同,该模型使用了 Lipton-Glicksman-Kurz (LGK)<sup>[109]</sup>模型来描述枝晶尖端过冷度与尖端速度之间的关系。LGK 模型从晶体生长的热力学与动力学原理出发,能够更加准确地描述枝晶生长,不过 Hunt-LGK 仍然延续了 Hunt 规则的机械阻塞机制,未考虑凝固过程溶质析出对于凝固微观组织生长的影响。如图 12a 所示, Martorano 等<sup>[110]</sup>先分别采用 Hunt 规则和 Hunt-LGK 模型建立了 Al-3%Cu 的 CET 曲线,发现 Hunt-LGK 模型预测的 CET 区域对应  $V$  值在低  $G$  值时向零点大幅偏移,即更易发生 CET 转变。随后, Martorano 等基于 Hunt-LGK 模型,考虑了溶质的相互作用,不使用初始合金成分计算溶质过冷度,而是采用动态可变的局部溶质浓度(即等轴晶形成过程中向周围排出溶质,导致柱状晶前沿过冷度降低),从而建立了溶质阻塞机制。基于 Martorano 提出的新模型,计算了图 12a 实线对应的 CET 曲线,发现在低  $G$  值区间, Hunt-LGK 模型与新模型预测的结果一致,当  $G$  增大时,新模型计算的 CET 曲线斜率明显增大,这与 Gäumann 等<sup>[26]</sup>的结果一致。

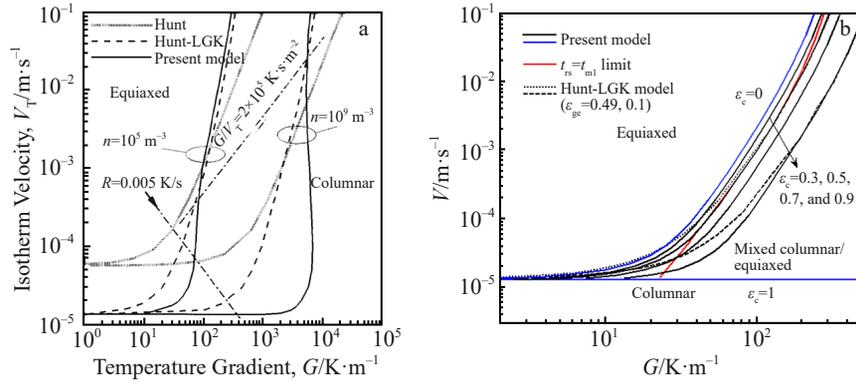


图12 CET转变不同机制对应的预测结果

Fig.12 Prediction results corresponding to different CET mechanisms: (a) comparison of CET prediction results between solute interaction mechanism, Hunt's rule and Hunt-LGK's model<sup>[110]</sup>; (b) CET prediction results after considering both mechanical blocking mechanism and solute interaction mechanism<sup>[111]</sup>

Ciobanas 等<sup>[111]</sup>综合考虑了 Hunt 规则的纯阻塞机制与 Martorano 的纯溶质阻塞机制,并认为除纯柱状晶与等轴晶区域外,还存在如图 12b 所示的混合区域,其中,  $n$  为形核率,  $t_{rs}$  为扰动准稳态枝晶阵列的稳态回复时间,  $t_{ml}$  为柱状晶前沿第一次机械阻塞的时间,  $\epsilon_{sc}$  为等轴晶体积分数,  $\epsilon_c$  为柱状晶体积分数。在处理柱状晶与等轴晶固液界面问题方面,引入晶胞尺寸参数用于描述混合区域机械阻塞效应,由于混合区域两种晶体竞争生长空间导致晶胞尺寸缩小,故尺寸越小,机械阻塞作用越明显。除此以外,还引入了扩散长度参数描述混合区域溶质阻塞效应,当扩散长度越小,溶质阻塞作用也越明显。通过该模型计算出了 Al-3%Cu 增材制造凝固过程的微结构选择图谱,并给出了两条如图 12b 中用蓝色标注的极限速度边界。这两条边界线均为柱状晶前沿界面运动速度曲线,将整个图谱划分为纯柱状晶、混合区和纯等轴晶 3 个区域。当柱状晶前沿界面运动速度较小时,为纯柱状晶区域,随着运动速度增加,冷却速率增加,邻近区域温度梯度增大,达到等轴晶形核过冷度,这时开始出现混合区域。当运动速度达到第二条极限速度时,形成等轴晶向

临近液相排出的溶质过多,溶质阻塞效应达到最大,柱状晶停止形成。

#### 4.1.2 优化工艺参数

明确柱状晶-等轴晶转变(CET)机制是调控 CET 转变的关键。为获得具有细小且均匀分布的等轴晶组织的构件,工艺参数的优化至关重要。凝固图谱建立了凝固参数与微观组织之间的对应关系。进一步地,通过构建工艺参数与熔池内部热传递过程的关联,即可获得“工艺参数→凝固参数→微观组织”的关系,从而实现工艺参数的精准调控,获得细小均匀的等轴晶。Gäumann 等<sup>[26]</sup>在 2001 年针对高温涡轮叶片用 CMSX-4 合金在外延激光金属成形工艺过程中易出现裂纹的问题,采用了数值求解方法计算传热方程,并结合 Hunt 规则构建了如图 13a 所示的凝固图谱。在对 CMSX-4 合金进行外延激光修复时使其工艺参数对应的凝固参数与图 13a 中 A 点一致,检测微观组织几乎全部为柱状晶,与预测结果一致。

He 等<sup>[112]</sup>采用有限元方法求解传热方程,结合式(2)构建了如图 14a 的凝固图谱,其中 A、B、C 对应于不同的  $P$ - $v$  工艺参数组合下,沿熔池中心线自上而下的凝固路

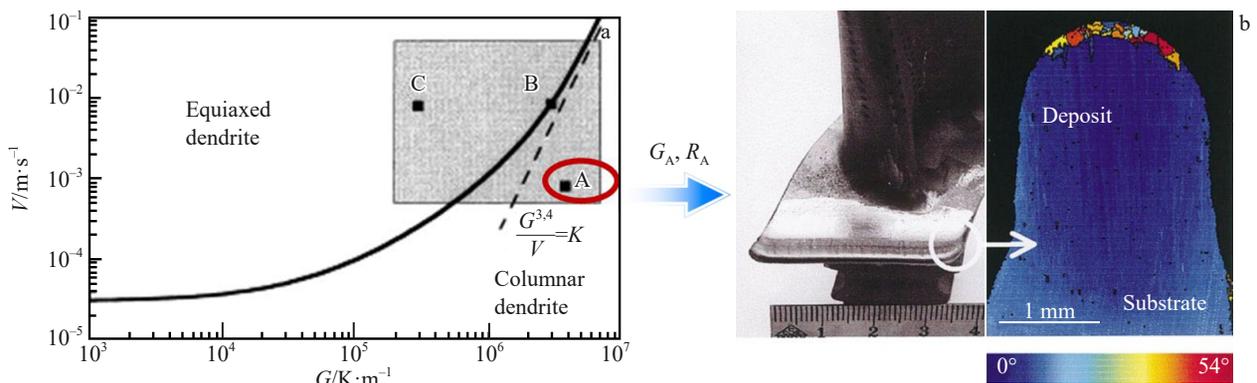


图13 凝固图谱预测 CET 转变在 CMSX-4 合金激光外延修复工艺中的应用

Fig.13 Application of SMS map used to predict CET in laser epitaxial repair process of CMSX-4 alloy<sup>[26]</sup>: (a)  $G$ - $V$  SMS map; (b) morphology and microstructure of the component prepared based on process parameters at point A in Fig.13a

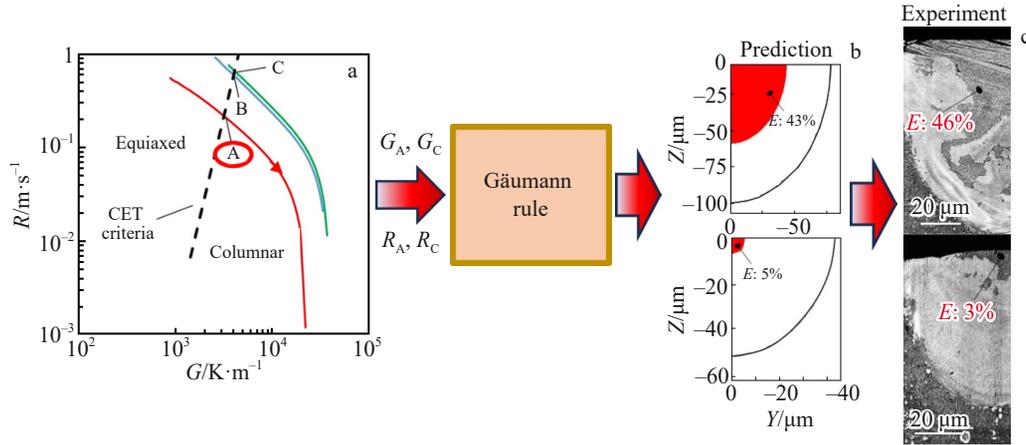


图 14 凝固图谱预测 CET 转变在 M20 不锈钢 LPBF 工艺中的应用

Fig.14 Application of SMS map used to predict CET in LPBF process of M20 stainless steel<sup>[112]</sup>: (a)  $G$ - $V$  SMS map; (b) prediction results of equiaxed crystal volume fraction; (c) microstructures of components prepared based on process parameters corresponding to points A and C in Fig.14a

径。A 对应于  $P=250$  W,  $v=600$  mm/s, 而 C 对应于  $P=150$  W,  $v=600$  mm/s。图中  $E$  表示等轴组织体积分数的测量值和预测值。依据图谱预测, LPBF 工艺参数由组合 A 变换至组合 C 后, 样品熔池中心的等轴晶体积分数将会增加, 并给出了体积分数的预测区间, 与图 14c 实验结果较为吻合。

Zhao 等<sup>[113]</sup> 探究了激光能量沉积 (laser energy

deposition, LED) 工艺不同激光能量密度对 CoCrNi 中熵合金熔池顶部到底部微观组织形貌的影响, 采用有限元模拟温度场, 获取  $G$ 、 $V$  后结合 Hunt 规则判断 CET 转变, 绘制了如图 15a 所示的凝固图谱, 依据图 15b 相应能量密度与位置所对应的凝固参数, 制定了 LED 工艺参数, 对制备的 CoCrNi 合金拍摄电子背散射衍射照片并标出等轴晶与柱状晶的分界线, 如图 15c 黑色虚线所示, 观

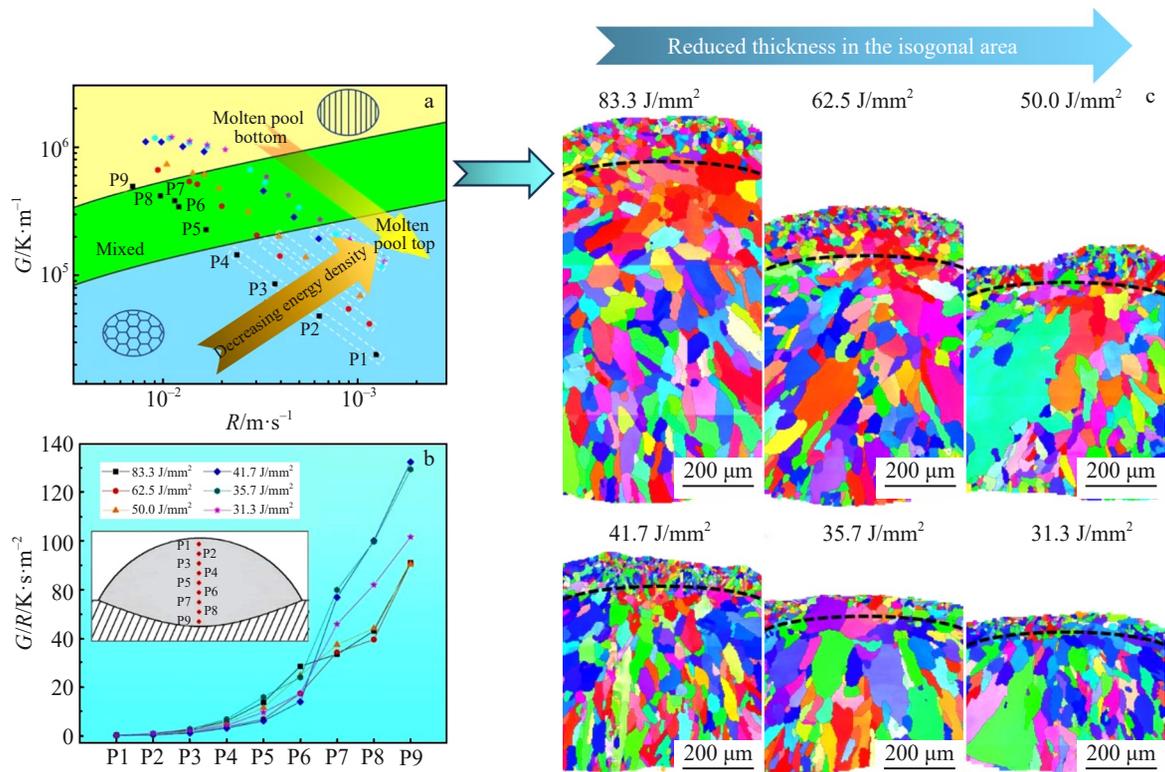


图 15 凝固图谱预测 CET 转变在 CoCrNi 中熵合金 LED 工艺中的应用

Fig.15 Application of solidification map used to predict CET in LED process of CoCrNi medium-entropy alloy<sup>[113]</sup>: (a) SMS map; (b) evolution of  $G/R$  ratio at different positions and energy densities; (c) EBSD images of CoCrNi medium-entropy alloy at different energy densities

观察到随着激光能量密度的减小,等轴晶区域的厚度也随之减小,这与图15a中褐色箭头所示趋势相同,即随着激光能量密度的减小,9组激光能量密度对应的P1~P9所在熔池位置由最初的等轴晶区向等轴晶/柱状晶区域偏移,上述结果均验证了凝固图谱在预测CET转变上的准确性。

#### 4.2 控制缺陷的形成

孔隙、裂纹是金属增材制造过程中常见的缺陷,它们的存在破坏了材料连续性,造成应力集中,容易成为裂纹萌生和扩展的起点,降低材料的力学性能和服役可靠性<sup>[114]</sup>。因此,调控工艺参数减少缺陷的形成,对于提高增材制造部件的性能和可靠性至关重要。

##### 4.2.1 减少孔隙

除了预测CET转变外,借助凝固图谱可以快速锁定理想微结构所对应的凝固参数区域,并逆向设计对应的工艺参数,以减少凝固微结构中的缺陷。

如Tran等<sup>[115]</sup>预设了50组工艺参数,再使用热传递模型预测对应工艺参数下的熔池体积与熔体蒸发体积,将预测结果用于训练神经网络模型,最后使用训练后的模型构建了如图16a所示的凝固图谱。其中,绿色区域代表可打印区,即无匙孔区域。从无匙孔区中选取了3个点对应的工艺参数进行SLM制备了3组试样,其

微观组织如图16b~16d所示,3组样品的实验结果一致证明了凝固图谱减少匙孔的可行性。

##### 4.2.2 抑制裂纹生长

凝固图谱不仅有助于降低材料的孔隙率,还能预测裂纹敏感区,从而有效抑制增材制造过程中的热裂纹萌生与扩展,获得高致密度构件。Liang等<sup>[116]</sup>通过解析模型(该模型使用高斯热源模型来描述激光对材料的加热过程,通过积分计算熔池的温度场,并利用傅里叶定律计算温度梯度( $G$ )和枝晶生长速度( $V$ ),最后基于Hunt规则判断CET转变。构建了如图17a所示的镍基高温合金激光增材制造过程的 $P$ - $v$ 凝固图谱,其中的等高线代表平均单晶生长高度,当该高度超过2/3时代表可获得稳定的单晶结构,研究人员预测图中所示的工艺窗口( $P$ : 1000~2000 W,  $v_b$ : 10 mm/s)能够制备出无裂纹的完整单晶,并通过实验得到了如图17b所示沿着[001]晶向生长的单晶。

Rojas-Arias等<sup>[117]</sup>通过实验收集了不同工艺参数组合下LPBF工艺AA2017<sub>OT</sub>-3Ce零件的密度值,使用响应面分析方法将数据拟合到一个数学模型中,再绘制成二维图形,得到了如图18a所示的 $P$ - $v$ 凝固图谱,不同颜色代表相对密度大小,从红色区域(相对密度>99.8%)中选取了框选区域对应的工艺参数进行实验,经表征后得到

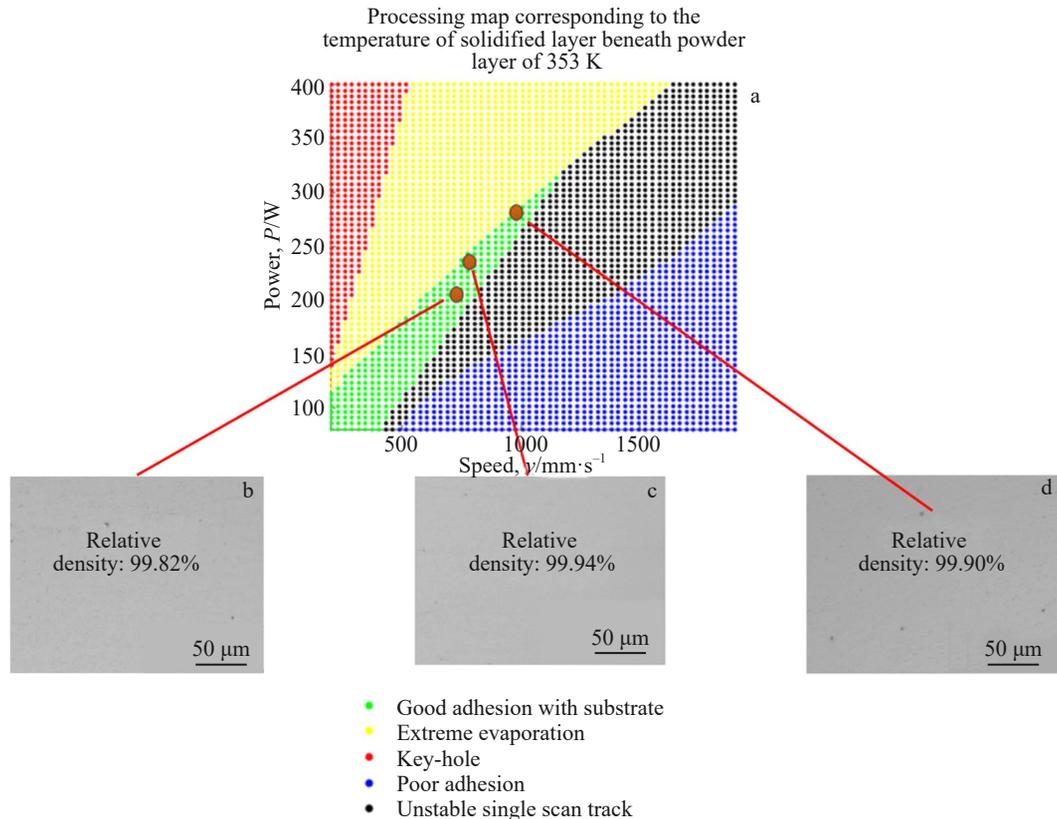


图16 Inconel 718合金在固化层温度为353 K的SLM工艺下的 $P$ - $V$ 凝固微结构选择图谱及不同工艺参数下的微观组织  
 Fig.16  $P$ - $V$  SMS map of Inconel 718 alloy prepared by SLM process with a cured-layer temperature of 353 K (a) and microstructures under different process parameters (b-d)<sup>[115]</sup>: (b) 200 W, 1000 mm/s, (c) 230 W, 760 mm/s, and (d) 285 W, 1000 mm/s

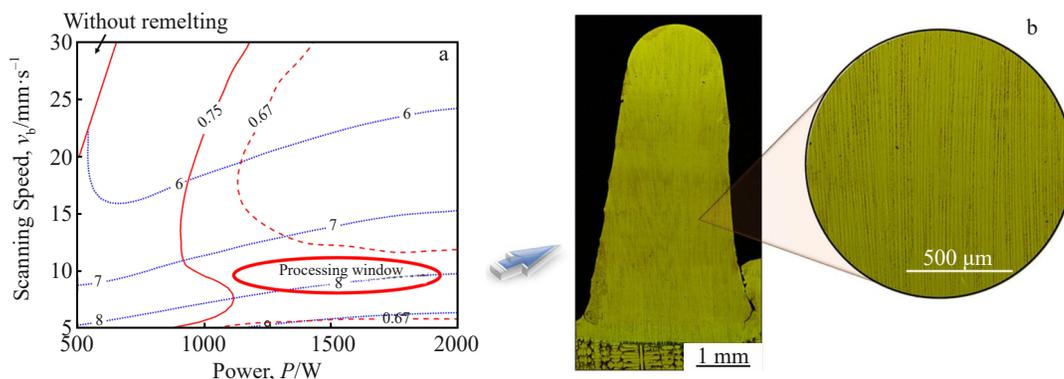


图17 镍基高温合金激光增材制造过程 $P$ - $v$ 凝固图谱及依据图17a中工艺参数制备的构件的微观结构

Fig.17  $P$ - $v$  SMS map of laser additive manufacturing process of nickel-based superalloy (a) and microstructures of components prepared based on the process parameters in Fig.17a (b)<sup>[116]</sup>

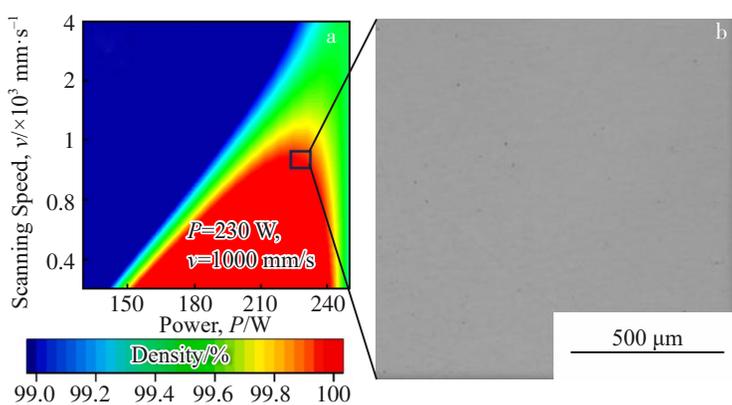


图18 AA2017<sub>OT</sub>-3Ce 合金LPBF工艺的 $P$ - $v$ 凝固图谱及抛光表面的光学显微镜图像

Fig.18  $P$ - $v$  SMS map (a) and OM image of polished surface (b) of LPBF process of AA2017<sub>OT</sub>-3Ce alloy<sup>[117]</sup>

图18b所示的凝固微结构,未观察到裂纹,与预测结果一致。

## 5 总结与展望

本文简述了凝固微结构选择图谱的发展,综述了凝固微结构选择图谱的种类及其在金属增材制造过程中的应用现状,探讨了不同种类凝固微结构选择图谱的优势与局限性。本文总结了目前构建凝固微结构选择图谱的几种主要方法,包括实验法、解析模型法和数值模拟法。其中,实验法受到大量微结构信息测定所需时间和经济成本的限制;解析模型法仅适用于稳态过程,且无法描述微结构演化的动态特征;而数值模拟方法,特别是相场法,由于其能够便捷地耦合多物理场,且能够定量模拟非平衡条件下复杂环境中的微结构演化,在凝固图谱的构建中得到了广泛应用。然而,相场法也存在计算量大、模拟区域有限等不足之处。

为了实现工业金属增材制造过程中微结构演变的精确调控与工艺参数的高效优化,仍有许多领域值得进一步深入探索。

### 1) 增材制造过程凝固图谱的优化构建方法

增材制造过程涉及传热、传质、流体流动等过程,通过集成温度场-流场-成分场-相场耦合的多物理场模型,结合多尺度模拟技术(从原子扩散到熔池内部微结构分布),可实现对熔池动态行为及微结构演化规律的精准预测,提高凝固图谱的准确性;通过构建OpenMP多线程共享内存并行与MPI多节点分布式通信的协同加速框架<sup>[118-119]</sup>,实现CPU-GPU异构资源的高效调度,突破传统CPU架构的算力瓶颈,大幅提升凝固图谱构建效率;结合神经网络代理模型或迁移学习策略等机器学习技术<sup>[120-121]</sup>,高效挖掘不同体系工艺参数-微结构特征的非线性映射关系,节约大量计算资源,提升凝固图谱的构建效率。

### 2) 适用于增材制造凝固过程的新型微结构选择图谱及创新应用

传统的凝固图谱建立了凝固参数、工艺参数与微结构特征之间的映射关系,但存在显著局限性:①凝固图谱的构建依赖特定工艺条件(如固定激光功率或扫描速度),难以映射增材制造多参数工艺与微结构之间的关系;②无法建立微结构与力学性能之间的关系。为此,通过集成高通量多物理场模拟、跨尺度实验表征以及全域

工艺参数数据库,构建覆盖“工艺参数-微结构演化-性能”的多模态数据集,并用采用多模态图神经网络建立“工艺参数-微结构演化-性能”关系<sup>[10,122]</sup>,推动凝固图谱从“工艺-结构”的二维查询工具,升级为“全域参数-微结构-性能”智能映射的强大工具,为增材制造提供兼具物理可解释性与数据驱动适应性的新一代微结构设计引擎。

#### 参考文献 References

- [1] DebRoy T, Mukherjee T, Wei H L et al. *Nature Reviews Materials*[J], 2021, 6(1): 28
- [2] DebRoy T, Wei H L, Zuback J S et al. *Progress in Materials Science*[J], 2018, 92: 112
- [3] Chen Zekun(陈泽坤), Jiang Jiayi(蒋佳希), Wang Yujia(王宇嘉) et al. *Chinese Journal of Theoretical and Applied Mechanics(力学学报)*[J], 2021, 53(12): 3190
- [4] Wang Junhao(王俊豪), Zhao Jibin(赵吉宾), He Chen(贺晨) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2024, 53(12): 3485
- [5] Zhang Can(张璨), Wang Guowei(王国伟), Zhu Jingxi(朱京玺) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2024, 53(4): 1075
- [6] Fu J, Li H, Song X et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2022, 122: 165
- [7] Sanaei N, Fatemi A. *Progress in Materials Science*[J], 2021, 117: 100724
- [8] Brice C A, Dennis N. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2015, 46(5): 2304
- [9] Liu Z Y, Zhao D D, Wang P et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2022, 100: 224
- [10] Liu Q, Wu H K, Paul M J et al. *Acta Materialia*[J], 2020, 201: 316
- [11] Gao Jianbao(高建宝), Li Zhicheng(李志诚), Liu Jia(刘佳) et al. *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2023, 59(1): 87
- [12] Wang H, Chao Q, Chen H S et al. *Acta Materialia*[J], 2022, 235: 118104
- [13] Wang L, Guo Z, Peng G et al. *Advanced Functional Materials*[J], 2025, 35(7): 2412071
- [14] Li F, Li Z C, Tang C L et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2023, 864: 144591
- [15] Li Z C, Zhong J, Zhang J L et al. *Additive Manufacturing*[J], 2024, 92: 104386
- [16] Scheil E. *International Journal of Materials Research*[J], 1942, 34(3): 70
- [17] Li G, Brodu E, Soete J et al. *Additive Manufacturing*[J], 2021, 47: 102210
- [18] Nie X J, Zhang H, Zhu H H et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 764: 977
- [19] Zhang J L, Gao J B, Song B et al. *Additive Manufacturing*[J], 2021, 38: 101829
- [20] Kurz W. *Advanced Engineering Materials*[J], 2001, 3(7): 443
- [21] Ludwig A, Kurz W. *Acta Materialia*[J], 1996, 44(9): 3643
- [22] Kurz W, Fisher D J. *Fundamentals of Solidification*[M]. Zurich: Trans Tech Publications Ltd, 1998: 53
- [23] Kurz W, Giovanola B, Trivedi R. *Acta Metallurgica*[J], 1986, 34(5): 823
- [24] Trivedi R, Kurz W. *Metallurgical Transactions A*[J], 1990, 21(4): 1311
- [25] Trivedi R, Magnin P, Kurz W. *Acta Metallurgica*[J], 1987, 35(4): 971
- [26] Gäumann M, Bezençon C, Canalis P et al. *Acta Materialia*[J], 2001, 49(6): 1051
- [27] Burden M H, Hunt J D. *Journal of Crystal Growth*[J], 1974, 22(2): 109
- [28] Dong H B, Yang X L, Lee P D et al. *Journal of Materials Science*[J], 2004, 39(24): 7207
- [29] Hunziker O, Kurz W. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1999, 30(12): 3167
- [30] Ito N, Anzai K. *ISIJ International*[J], 2010, 50(12): 1819
- [31] Hu Y L, Lin X, Lu X F et al. *Journal of Materials Science*[J], 2018, 53(22): 15650
- [32] Hu Y L, Lin X, Zhang S Y et al. *Journal of Alloys and Compounds* [J], 2018, 767: 330
- [33] Blecher J J, Palmer T A, DebRoy T. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2013, 45(4): 2142
- [34] Kobryn P A, Semiatin S L. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2003, 135(2-3): 330
- [35] Blecher J J, Palmer T A, DebRoy T. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2014, 45(4): 2142
- [36] Dehoff R R, Kirka M, Sames W J et al. *Materials Science and Technology*[J], 2015, 31(8): 931
- [37] Francois M M, Sun A, King W E et al. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*[J], 2017, 21(4): 198
- [38] Khairallah S A, Anderson A T, Rubenchik A et al. *Acta Materialia*[J], 2016, 108: 36
- [39] Wei H L, Knapp G L, Mukherjee T et al. *Additive Manufacturing*[J], 2019, 25: 448
- [40] Mohammadpour P, Plotkowski A, Phillion A B. *Additive Manufacturing*[J], 2020, 31: 100936
- [41] Tan J H K, Sing S L, Yeong W Y. *Virtual and Physical Prototyping*[J], 2020, 15(1): 87
- [42] Dong H B, Lee P D. *Acta Materialia*[J], 2005, 53(3): 659
- [43] Ji Y Z, Chen L, Chen L Q. *Thermodynamics, Microstructure and Plasticity*[M]. Cham: Springer, 2018: 93
- [44] Gandin C A, Desbiolles J L, Rappaz M et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1999, 30(12): 3153
- [45] Gandin C A, Rappaz M. *Acta Materialia*[J], 1997, 45(5): 2187
- [46] Steinbach I, Salama H. *Lectures on Phase Field*[M]. Cham: Springer, 2023: 3
- [47] Steinbach I. *Modelling Simulmaterscieng*[J], 2009, 17(7): 073001
- [48] Zhao Y H, Xing H, Zhang L J et al. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*[J], 2023, 36(11): 1749

- [49] Zhao Y H. *npj Computational Materials*[J], 2023, 9(1): 94
- [50] Zhao Y H, Xin T, Tang S *et al.* *MRS Bulletin*[J], 2024, 49(6): 613
- [51] Gao Z N, Li Y F, Shi H Z *et al.* *Vacuum*[J], 2023, 214: 112177
- [52] Easton M A, StJohn D H. *Materials Science & Engineering A*[J], 2008, 486(1–2): 8
- [53] Martin J H, Yahata B D, Hundley J M *et al.* *Nature*[J], 2017, 549(7672): 365
- [54] He Y N, Webler B. *Additive Manufacturing*[J], 2022, 59: 103086
- [55] Huang X Q, Seede R, Karayagiz K *et al.* *Computational Materials Science*[J], 2024, 231: 112605
- [56] Kim J, Wakai A, Moridi A. *Journal of Materials Research*[J], 2020, 35(15): 1963
- [57] Park J, Lee S H. *Metals*[J], 2021, 11(11): 1725
- [58] Zhang Z H, Wang Y, Bian X F. *Journal of Crystal Growth*[J], 2004, 260(3–4): 557
- [59] Cook P S, Murphy A B. *Additive Manufacturing*[J], 2020, 31: 100909
- [60] Aboulkhair N T, Simonelli M, Parry L *et al.* *Progress in Materials Science*[J], 2019, 106: 100578
- [61] Zhang J L, Song B, Wei Q S *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2019, 35(2): 270
- [62] Hunt J D. *Materials Science & Engineering*[J], 1984, 65(1): 75
- [63] Fukumoto S, Kurz W. *ISIJ International*[J], 1999, 39(12): 1270
- [64] Gilgien P, Zryd A, Kurz W. *Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1995, 43(9): 3477
- [65] Chang J Q, Ma Y J, Huang S S *et al.* *Additive Manufacturing*[J], 2024, 95: 104546
- [66] Dehoff R R, Kirka M M, Sames W J *et al.* *Materials Science & Technology*[J], 2015, 31(8): 931
- [67] Zhang G H, Lu X F, Li J Q *et al.* *Additive Manufacturing*[J], 2022, 55: 102865
- [68] Ren N, Li J, Zhang R Y *et al.* *Nature Communications*[J], 2023, 14(1): 7990
- [69] Cusato N, Nabavizadeh S A, Eshraghi M. *Metals*[J], 2023, 13(7): 1169
- [70] Alexiades V, Solomon A D, Lunardini V J. *Journal of Solar Energy Engineering*[J], 1993, 115(2): 121
- [71] Caginalp G, Xie W. *Physical Review E*[J], 1993, 48(3): 1897
- [72] Hu H, Argyropoulos S A. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*[J], 1996, 4(4): 371
- [73] Tourret D, Liu H, Llorca J. *Progress in Materials Science*[J], 2022, 123: 100810
- [74] Kim S G, Kim W T, Suzuki T. *Physical Review E*[J], 1999, 60(6): 7186
- [75] Karma A. *Physical Review Letters*[J], 2001, 87(11): 115701
- [76] Karma A, Rappel W J. *Physical Review E*[J], 1996, 53(4): 3017
- [77] Steinbach I, Pezzolla F, Nestler B *et al.* *Physica D: Nonlinear Phenomena*[J], 1996, 94(3): 135
- [78] Steinbach I, Zhang L J, Plapp M. *Acta Materialia*[J], 2012, 60(6–7): 2689
- [79] Zhang L J, Steinbach I. *Acta Materialia*[J], 2012, 60(6–7): 2702
- [80] Zhang L J, Stratmann M, Du Y *et al.* *Acta Materialia*[J], 2015, 88: 156
- [81] Yang X, Zhang L J, Du Y. *Materials Science Forum*[J], 2014, 794–796: 740
- [82] Yi W, Gao J B, Zhang L J. *Advanced Powder Materials*[J], 2024, 3(3): 100182
- [83] Yi W, Ma S, Gao J B *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2025, 217: 116
- [84] Wu X K, Cheng T, Zhong J *et al.* *Calphaad*[J], 2025, 88: 102798
- [85] Zhong J, Wang K, Zhang L J. *Defect and Diffusion Forum*[J], 2018, 383: 66
- [86] Ma S, Liu P C, Zhang L J. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2025, 603: 155413
- [87] Yang H, Yang S L, Zhang L J *et al.* *Acta Materialia*[J], 2023, 258: 119231
- [88] Yang S L, Gao J B, Trini M *et al.* *Acta Materialia*[J], 2023, 246: 118708
- [89] Wen Y J, Wu X K, Huang A K *et al.* *Acta Materialia*[J], 2024, 264: 119572
- [90] Dai R, Yang S L, Zhang T D *et al.* *Frontiers in Materials*[J], 2022, 9: 1
- [91] Zhang T D, Zhong J, Zhang L J. *MRS Communications*[J], 2023, 13(5): 877
- [92] Zhang T D, Zhong J, Zhang L J. *Computational Materials Science*[J], 2024, 244: 113260
- [93] Karayagiz K, Johnson L, Seede R *et al.* *Acta Materialia*[J], 2020, 185: 320
- [94] Lienert T, Siewert T, Babu S *et al.* *Welding Fundamentals and Processes*[M]. Materials Park: ASM International, 2011: 96
- [95] Wei H L, Mazumder J, DebRoy T. *Scientific Reports*[J], 2015, 5: 16446
- [96] Geng R W, Du J, Wei Z Y *et al.* *China Foundry*[J], 2017, 14(5): 346
- [97] Ghosh S, Ma L, Ofori-Opoku N *et al.* *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*[J], 2017, 25(6): 065002
- [98] Ghosh S, Ofori-Opoku N, Guyer J E. *Computational Materials Science*[J], 2018, 144: 256
- [99] Kundin J, Ramazani A, Prah U *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2019, 50(4): 2022
- [100] Wang X, Liu P W, Ji Y *et al.* *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2019, 28(2): 657
- [101] Cheng Y F, Wang G, Qiu Z G *et al.* *Acta Materialia*[J], 2024, 272: 119923
- [102] Acharya R, Sharon J A, Staroselsky A. *Acta Materialia*[J], 2017, 124: 360
- [103] Zhang Lijun(张利军), Liu Jia(刘佳), Gao Jianbao(高建宝) *et al.* *Foundry Technology(铸造技术)*[J], 2023, 44(2): 87
- [104] Nie P L, Ojo O A, Li Z G. *Acta Materialia*[J], 2014, 77: 85
- [105] Tan W, Bailey N S, Shin Y C. *Computational Materials Science*[J], 2011, 50(9): 2573
- [106] Yin H, Felicelli S D. *Acta Materialia*[J], 2010, 58(4): 1455

- [107] Yang M, Wang L, Yan W. *npj Computational Materials*[J], 2021, 7(1): 56
- [108] Yu Y F, Wang L, Zhou J *et al. Additive Manufacturing*[J], 2022, 55: 102832
- [109] Lipton J, Glicksman M E, Kurz W. *Materials Science & Engineering*[J], 1984, 65(1): 57
- [110] Martorano M A, Beckermann C, Gandin C A. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2003, 34(8): 1657
- [111] Ciobanas A I, Fautrelle Y. *Journal of Physics D: Applied Physics*[J], 2007, 40(14): 4310
- [112] He Y, Zhong M, Jones N *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2021, 52(9): 4206
- [113] Zhao W, Sun Y, Che P *et al. Materials & Design*[J], 2024, 237: 112538
- [114] Wu C Q, Wen J Y, Zhang J L *et al. International Journal of Extreme Manufacturing*[J], 2024, 6(6): 062013
- [115] Tran H C, Lo Y L, Le T N *et al. Rapid Prototyping Journal*[J], 2022, 28(1): 109
- [116] Liang Y J, Cheng X, Li J *et al. Materials & Design*[J], 2017, 130: 197
- [117] Rojas-Arias N, Coury F G, Amancio-Filho S T *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2025, 931: 148179
- [118] Yang Y, Ragnvaldsen O, Bai Y *et al. npj Computational Materials*[J], 2019, 5(1): 81
- [119] Yang S L, Zhong J, Wang K *et al. Rare Metals*[J], 2023, 42(10): 3468
- [120] Gao T C, Gao J B, Yang S L *et al. npj Computational Materials*[J], 2024, 10(1): 256
- [121] Li J H, Zhang Y B, Cao X Y *et al. Communications Materials* [J], 2020, 1(1): 73
- [122] Yi W, Liu G C, Lu Z *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2022, 112: 277

## Research Status and Prospects of Solidification Microstructure Selection Maps in Metal Additive Manufacturing Processes

Lai Wenfu<sup>1,2</sup>, Liu Jia<sup>1</sup>, Zhang Lijun<sup>1</sup>

(1. State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China)

(1. School of Materials Science and Engineering, Zhejiang University, Hangzhou 310027, China)

**Abstract:** Metal additive manufacturing, characterized by its point-by-point and layer-by-layer forming process, enables the efficient and precise fabrication of complex structural components that are difficult to produce with traditional manufacturing techniques. However, the metal additive manufacturing process involves large temperature gradients and rapid cooling rates, constituting a highly non-equilibrium process that may lead to crack formation within the solidified microstructure, thereby influencing the mechanical properties of the material. Consequently, the control of solidification microstructure during metal additive manufacturing is pivotal for designing materials with superior mechanical properties. The solidification microstructure selection map serves as a tool that establishes a mapping relationship between composition/process parameters (used as both horizontal and vertical axes) and solidification microstructure, enabling the prediction and regulation of solidification microstructures in metal additive manufacturing processes. This review provided a comprehensive summary of the current types of solidification microstructure selection maps, outlined their construction methodologies, and summarized the applications of various solidification microstructure selection maps in metal additive manufacturing processes for recent years. Lastly, this review offered insights into the prospects of solidification microstructure selection maps in terms of novel types, innovative construction approaches, and potential application values.

**Key words:** additive manufacturing; solidification microstructure selection map; phase-field method

---

Corresponding author: Zhang Lijun, Ph. D., Professor, State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, P. R. China, E-mail: lijun.zhang@csu.edu.cn