

# 选区激光熔化镍基高温合金组织及缺陷研究进展

王楠<sup>1,2</sup>, 李金国<sup>2</sup>, 刘纪德<sup>2</sup>, 徐伟<sup>1</sup>

(1. 东北大学 轧制技术及连轧自动化国家重点实验室, 辽宁 沈阳 110016)

(2. 中国科学院金属研究所 师昌绪先进材料创新中心高温结构材料研究部, 辽宁 沈阳 110016)

**摘要:** 选区激光熔化作为一种先进的数字化增材制造技术, 广泛应用于高温合金制备研究中。介绍了选区激光熔化高温合金的微观组织基础上, 梳理选区激光熔化过程中的气孔种类及特征, 回顾了裂纹种类及开裂倾向性模型的发展过程, 综述数值模拟技术在选区激光熔化高温合金性能优化的应用, 并对增材制造高温合金的研究和发展进行了展望。

**关键词:** 选区激光熔化; 增材制造; 高温合金; 微观组织; 冶金缺陷; 裂纹

中图分类号: TG146.1<sup>+</sup>5; TG665

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)01-0257-13

镍基高温合金作为航空发动机、燃气轮机的核心材料, 一直以来都是各国技术附加值最高、技术保密性最强、垄断最严重的材料之一, 更是衡量其科技核心竞争力的重要体现。我国高温合金的研发经历了长时间的追赶期后, 已经取得显著成果。涡扇系列大涵道比发动机的研制成功, 以及歼-20、运-20 为代表的一系列新型军事装备的列装证明了我国在高温合金的研发正在逐步摆脱欧美国家的技术垄断。然而, 与传统高温合金研发强国相比, 我国高温合金的设计、加工仍然存在基础数据薄弱、使用寿命较短、运维成本较高等不足。

自 20 世纪以来, 镍基高温合金经历了从最初的多晶、柱状晶再到单晶不断演变, 合金元素的种类和含量也随之复杂化: 铼 (Re)、钌 (Ru) 等重元素的引入大幅提升了高温合金的综合力学性能的同时, 也大幅提高了合金密度。为此, 有人提出降低 Cr 含量实现减重, 但又会恶化高温抗氧化性能<sup>[1]</sup>。开发兼具高强度和抗高温氧化性的镍基高温合金需要同时从合金设计和加工角度入手。目前制备高温合金的锻造、铸造和粉末冶金等传统制备工艺已经很难满足工业生产对镍基高温合金部件的要求。因此, 亟需一种新的制备技术来突破镍基高温合金目前面临的瓶颈。

增材制造 (additive manufacturing, AM) 是一种先进的数字化制造技术, 通过对金属粉末逐层熔化和凝固, 直接获得近净成形的金属构件。增材制造利用计算机建模, 整个过程不需要模具和原胚, 不仅增加

了设计自由度, 还提高了制造程序的灵活性和尺寸的精准度<sup>[2-3]</sup>, 突破了传统高温合金制造工序复杂、工艺周期长、复杂构件制备受限和制造成本高等瓶颈。因此, 将增材制造技术应用于高温合金复杂构件制造, 无疑极大地促进了航空航天技术的发展<sup>[4-6]</sup>。增材制造主要分为激光熔覆沉积 (laser melting deposition, LMD) 和选区激光熔化 (selective laser melting, SLM) 技术, 其工作原理如图 1 所示<sup>[7-8]</sup>。其中, 激光熔覆沉积利用激光作为高能量源, 该过程保持激光束与粉末或金属丝同轴输送, 粉末或金属丝被提前熔化并沉积到激光预设的焦点上, 可视该过程为熔焊过程。因此, 该制备技术属于快速凝固过程, 存在高残余应力、焊合不充分等缺点。选区激光熔化与激光熔覆沉积技术最大的不同在于粉末运输方式: 其利用激光或高能电子束作为光源, 对预先铺覆好的金属粉末进行选择性区域熔化<sup>[9-11]</sup>。与激光熔覆沉积技术相比, 选区激光熔化可大幅降低块体缺陷, 因此更适用于形状复杂、综合性能要求更高的金属构件。

尽管增材制造在近些年取得了一些进展, 但其研究对象多为铝合金、不锈钢、多元合金等非高温合金体系<sup>[12-14]</sup>, 特别对于镍基高温合金的研究仍未形成完整体系。增材制造镍基高温合金最主要的技术难题在于其组织结构特征与传统方法制造的合金截然不同, 且易形成气孔和裂纹等缺陷, 尤其是当析出相体积分数超过 70% 时, 增材制造的样品几乎无法避免裂纹出现。

收稿日期: 2023-01-20

基金项目: 国家重点研发计划 (2021YFB3702503); 国家重大科技专项 (J2019-VII-0004-0144)

作者简介: 王楠, 女, 1993 年生, 博士生, 东北大学轧制技术及连轧自动化国家重点实验室, 辽宁 沈阳 110016, E-mail: 2290049@stu.neu.edu.cn

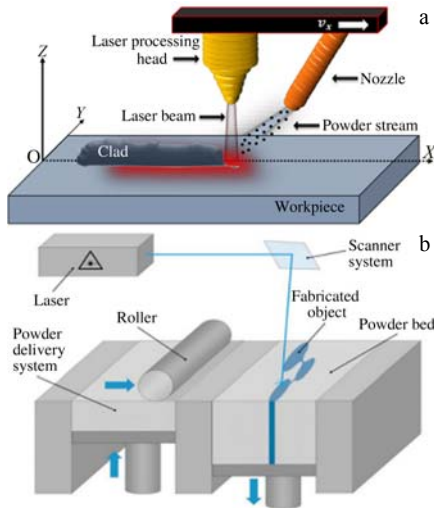


图 1 增材制造技术示意图

Fig.1 Schematic diagrams of additive manufacturing: (a) laser melting deposition (LMD)<sup>[7]</sup> and (b) selective laser melting (SLM)<sup>[8]</sup>

本文系统总结了迄今为止有关增材制造镍基高温合金的微观组织和缺陷特征方面的研究工作，详细梳理了增材制造过程中的气孔、裂纹种类及开裂倾向性模型的发展过程，总结了数值模拟等计算机辅助设计技术在增材制造镍基高温合金性能优化方面的应用，并对增材制造技术在镍基高温合金领域的发展趋势进行了展望。

## 1 选区激光熔化镍基高温合金微观组织特征

### 1.1 晶粒形态

选区激光熔化的逐层制备工艺特点决定了其特殊的温度场：冷却速率随沉积层高度增加而逐渐降低(图 2a)<sup>[15]</sup>。高能激光束打到材料几十微米的微区，并以一定的速度移动，使熔体具备非常高的温度梯度 ( $G \geq 107 \text{ K/cm}$ ) 和冷却速率 ( $V \geq 104 \text{ K/s}$ )<sup>[16-17]</sup>。构件底层因与基板直接接触而获得高的冷却速率和热梯度<sup>[18]</sup>，形成细小的微观组织。随着沉积层厚度增加，构件内部热场不断发生变化，基板与熔体温差缩小，熔体内温度梯度下降，此时的组织较底层更粗大。随着温度梯度进一步减小，顶层获得最粗大的显微组织。因此，沉积方向上微观组织呈现非均匀性，顶端组织的晶粒尺寸普遍比底端组织更粗大(图 2b, 2c)。Wang 等<sup>[19]</sup>采用“岛状”扫描策略，通过降低局部热输入实现构件底端更窄的柱状晶宽度，显著提高了 IN718 合金沿沉积方向的力学性能均匀性。Chauvet 等人<sup>[20]</sup>在具有

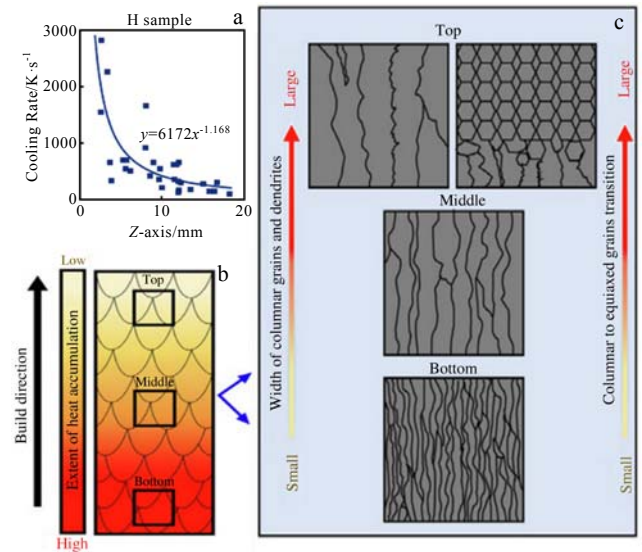


图 2 选区激光熔化制备构件从底层到顶层变化示意图

Fig.2 Schematic diagrams of the microstructure evolution of additive manufacturing component from the bottom to the top: (a) change of cooling rate alongside the Z axis; (b) microstructure change from the bottom side to top side; (c) variation of the grain size<sup>[15]</sup>

较差可打印性 Ni-Co-Cr-Mo-Al-Ti-B 镍基高温合金中研究发现，底层组织柱状晶宽度仅为  $30 \mu\text{m}$ ，顶层柱状晶宽度则增加到  $150 \mu\text{m}$ 。而这种组织的不均匀性的决定因素是：凝固温度梯度 ( $G$ )、固液界面生长速率 ( $R$ )。其中， $G \times R$  (即冷却速率) 决定了凝固组织的尺寸， $G \times R$  乘积值越大，晶粒尺寸越细小<sup>[21]</sup>。因此，通过控制环境温度和工艺参数，改变热场分布，就可以实现组织尺度调控。该理论同样适用于激光熔覆沉积技术，Gäumann<sup>[22]</sup>利用激光金属外延成形技术，通过激光熔覆沉积技术构建温度场与组织间对应关系，获得更为细小的顶端组织。

在热场的作用下，微观晶粒形貌从底部到顶端也明显不同。典型的晶粒形貌特征如图 3a 所示<sup>[23]</sup>：鱼鳞状是激光尖端连续移动后形成的半环形熔池轮廓。每个熔池作为一个重复单元，由靠近熔合线附近的等轴细晶和远离熔合线的柱状晶组成，该特征与选区激光熔化制造独特的逐层凝固直接相关。然而，这种典型微观形貌分布并不是唯一的，而是由  $G/R$  的数值决定(图 3b)<sup>[16]</sup>：当增大过冷度，则  $G/R$  比值降低，凝固组织的形貌依次呈现出平面晶、胞状晶、包状树枝晶和等轴晶<sup>[24]</sup>。Wang 等人<sup>[25]</sup>研究了激光熔覆沉积制备镍基高温合金 K648 的微观组织结构，底部和中部由外延生长的柱状枝晶及顶部的等轴晶组成(图 3c)<sup>[26]</sup>。

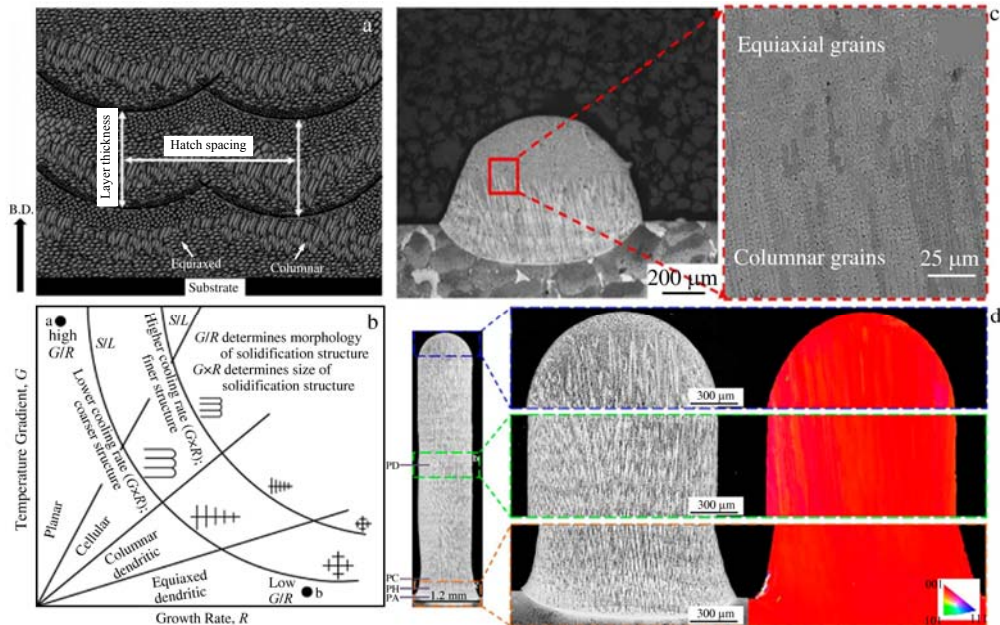


图 3 选区激光熔化微观组织形貌

Fig.3 Schematic diagrams of additive manufacturing microstructure: (a) a typical microstructure prepared by additive manufacturing<sup>[23]</sup>; (b) effect of growth rate and temperature on the morphology<sup>[16]</sup>; (c) non-typical epitaxial and columnar grains<sup>[26]</sup>; (d) single crystal microstructure<sup>[27]</sup>

这种非典型特征是由于上层温度梯度较低,  $G/R$  值较小, 引发柱状晶向等轴晶转变。Zhou 等人<sup>[26]</sup>在单晶镍基高温合金 CSU-B1 中同样获得由柱状晶向等轴晶转变的组织。Liu 等人<sup>[27]</sup>在第二代镍基单晶高温合金中, 通过调控工艺参数获得良好的单晶组织(图 3d), 随沉积层高度增加, 外延柱状枝晶的一/二次枝晶臂间距先迅速增大, 最终达到平衡态。可见, 无论是选区激光熔化还是激光熔覆沉积技术, 构件的微观组织具有显著的工艺依赖性。选区激光熔化技术目前已经应用于高温合金叶片损伤的修复中。通过改变工艺对微观组织调控不仅可以满足目标性能要求, 还可以作为一项修复技术, 实现高温合金部件延寿。Gäumann 等人通过构建柱状晶-等轴晶转变模型, 拓展了单晶修复技术的工艺窗口<sup>[22]</sup>。

## 1.2 析出相

高温合金是典型的多组元复杂体系, 其基体是由 Ni 原子和占据晶格节点的其它原子形成的具有无序奥氏体 fcc 结构的  $\gamma$  相。高温合金析出相包括大量的  $\gamma'$ 、 $\gamma''$  亚稳相、碳化物、硼化物和脆性 TCP 相等(图 4a)<sup>[28]</sup>。 $\gamma'$  析出相具有  $L1_2$  结构并以有序立方形态析出(图 4b, 4c)<sup>[29]</sup>, 即  $Ni_3X$  相 ( $X=Al, Ti, Ta$ ), 合金元素 Al、Ti 或 Ta 占据 fcc 立方晶胞的顶点, Ni 原子占据 fcc 面心位置。 $\gamma''$  亚稳相具有  $DO_{22}$  结构 ( $Ni_3Nb$ ),

在 IN718、IN625、Rene220 合金中较常见;  $\gamma''$  相在 650 °C 以上易转变为稳定相, 削弱了第二相的强化作用; 因此, 时效处理温度要尽量低于 650 °C 相转变温度<sup>[30]</sup>。碳化物包括一次碳化物 ( $MC$  型: HfC、TaC、NbC、TiC) 和二次碳化物 ( $MC_6$ 、 $M_{23}C_6$  型); 主要分布于晶界, 也有少量不规则碳化物在晶内析出(图 4d, 4e)<sup>[31-32]</sup>; 一次碳化物升温后由  $MC$  型转变为  $M_6C$  (815~980 °C) 或  $M_{23}C_6$  (760~980 °C), 弥散分布在晶界的高温析出碳化物可有效钉扎位错, 进而强化晶界并提升高温合金的热机械性能。硼化物在晶界析出后可以强化晶界, 但强化作用受含量限制。Zhao 等人<sup>[33]</sup>对含硼的镍基高温合金 U720Li 研究发现, 随硼含量增多, 破坏了共晶组织连续性, 增加热裂纹开裂倾向。拓扑结构相 (TCP) 包括六方 Laves ( $Ni, Fe, Cr$ )<sub>2</sub>(Nb, Mo, Ti) 和正交  $\delta Ni_3(Nb, Ti)$  相, 通常尺寸较粗大并在晶界处析出(图 4e)<sup>[32]</sup>; 当合金中难熔的固溶合金元素 Cr、Mo、W 和 Re 等增多, 基体  $\gamma$  相极不稳定, 易造成脆性 TCP 相的析出, 严重影响高温合金的力学性能<sup>[34]</sup>。

选区激光熔化过程中获得的相对于预测合金力学性能十分重要<sup>[35]</sup>。特别是  $\gamma'$  相, 是镍基高温合金中最重要的强化析出相。从图 4b, 4c 可看出, 析出相  $\gamma'$  在基体中的占比高达 50% 以上, 其形貌和尺寸在裂纹

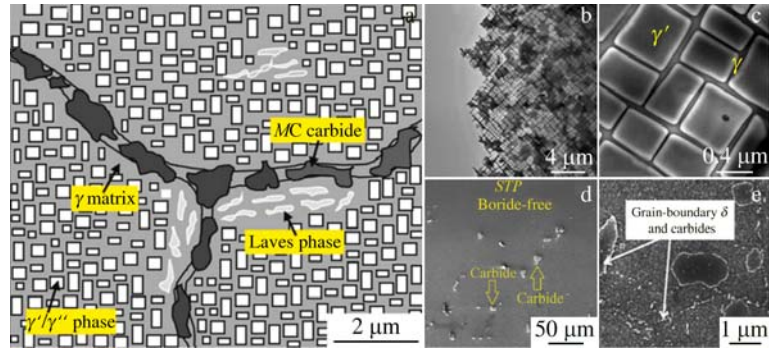


图 4 选区激光熔化高温合金常见析出相形貌

Fig.4 Typical precipitated phase in additive manufacturing superalloy: (a) schematic diagram of typical precipitated phases and their position<sup>[23]</sup>; (b, c) microstructure of  $\gamma$  matrix and  $\gamma'$  precipitates<sup>[29]</sup>; (d) precipitated carbides in the matrix<sup>[31]</sup>; (e) carbides and  $\delta$  phase precipitated at grain boundary<sup>[32]</sup>

的形成中起着至关重要的作用。通常认为：选区激光熔化过程中析出相的形成与合金成分和快速凝固过程紧密相关。选区激光熔化采用的光源是能量较高的激光束，一方面，较高的冷却速率难以满足元素扩散形核所需的必要时间条件；另一方面，若合金  $\gamma'$  相形成元素 Al/Ti/Ta 含量较低，低元素过饱和度导致驱动力不足，不满足  $\gamma'$  相形核的能量条件，造成形核生长的动力学缓慢。因此，大多数镍基高温合金选区激光熔化制备过程中很难观察到  $\gamma'$  析出相，例如 Tian<sup>[36]</sup> 和 Abdul<sup>[37]</sup> 在 IN718 和 IN939 高温合金选区激光熔化中均未发现  $\gamma'$  和  $\gamma''$  析出相。然而，对于 Al/Ti/Ta 含量较高的沉淀强化型 CM247LC 高温合金的制备中发现了  $\gamma'$  相的析出，造成应力集中并导致裂纹开裂，这一缺点一直制约该类合金在增材制造中的应用。Divya<sup>[38]</sup> 和 Wang<sup>[39]</sup> 利用高分辨透射电镜在选区激光熔化制备 CM247LC 合金中观察到分别位于柱状晶内的  $\gamma'$  相和柱状晶间的共晶  $\gamma'$  相，直径分别约为 10 和 50 nm，尺寸呈双峰特征分布。该现象的解释为：柱状晶间存在大量塞积的位错为  $\gamma'$  相形核提供能量条件；柱状晶间是  $\gamma'$  相形成元素 Al/Ti/Ta 易偏聚区，具有较大元素过饱和度，为  $\gamma'$  相形核提供了充足的物质条件；较高冷却速率使合金获得较大过冷度，进而获得较大驱动力。可见，柱状晶间处在热力学上已经满足  $\gamma'$  相形核的能量条件，而大量的位错缠结又为元素的扩散提供了便利通道，生长动力学过程被加速，进而易于  $\gamma'$  相形核和长大。相反，柱状晶内的  $\gamma'$  相析出长大的热力学和动力学上都不占优势而出现延迟形核生长现象，最终获得了典型的  $\gamma'$  相的双峰尺寸分布。然而，Otto 等人<sup>[40]</sup> 对于 Al/Ti/Ta 含量较低的固溶强化型高温合金

Haynes282 研究发现，基板未预处理的 Haynes282 合金也可以生成平均尺寸约为 26 nm 的球形  $\gamma'$  相。而基板经预处理后，显著改变了热场进而改变了冷却速率，成功地抑制了  $\gamma'$  相的析出，为创造无裂纹高温合金提供了可能。可见，对于选区激光熔化制备高温合金中能否出现  $\gamma'$  析出相取决于冷却速率和动力学析出速率两者的平衡。

传统材料制备中起重要作用的工艺参数，在选区激光熔化中，却很难改变快速凝固等固有制备特征，对晶内  $\gamma'$  析出相的影响较小<sup>[41]</sup>，但对晶间共晶组织中的  $\gamma'$  相的影响较大。Tian 等人<sup>[36]</sup> 利用脉冲选区激光熔化在 IN718 合金凝固过程中发现，脉冲加热改变了能量的分布，共晶连续性被破坏，抑制了共晶的  $\gamma'$  相而由离散 Laves 相和少量 NbC 相组成。Liang 等人<sup>[42]</sup> 研究了工艺参数扫描速率和光源半径对凝固路径的影响，发现冷却速率极低时，发生包晶转变，最终得到  $\gamma + \gamma' +$  共晶组织 ( $\gamma + \gamma'$ )；相反，冷却速率升高，包晶转变被抑制，无法生成低熔点共晶组织。可见，改变工艺参数可以影响凝固顺序，进而对晶间共晶的种类和含量进行控制和优化。除  $\gamma'$  析出相外， $\gamma''$  析出相因其同样具有析出动力学缓慢特性很难被析出，且析出相  $\gamma''$  不会显著降低合金的可打印性能，具备较低的开裂倾向性，相比析出相  $\gamma'$  关注度较低。

另外，元素种类直接决定凝固过程的溶质分配现象，进而改变析出相的种类和特征。受元素偏析倾向差异的影响，分配系数小于 1 的元素大多在液体中富集，而大于 1 的元素更倾向在固态中偏聚，最终造成枝晶偏析。晶界处成为大量低熔点化合物和共晶组织的形成区，也是裂纹优先形成的源头。Griffiths 等人<sup>[43]</sup>

研究发现, 溶质元素的偏聚程度与分配系数呈正线性相关: C 的分配系数为 0.2, 相比于 Ta(0.7) 和 Ti(0.7) 在液相中富集的驱动力更大, 故认为碳化物先于强化相  $\gamma'$  析出。Zhao 等人<sup>[44]</sup> 研究发现, 沉淀强化型高温合金 U720Li 中加入晶界强化元素硼增加枝晶间共晶组织 ( $\gamma+\gamma'$ ) 含量, 并破坏其析出的连续性。可见, 通过优化合金元素, 是调控析出相种类、含量、形貌的主要方法。目前致力于生产高强无裂纹的专用增材制造合金的研发已经成为研究热点。

## 2 选区激光熔化镍基高温合金的冶金缺陷

### 2.1 气孔

气孔是选区激光熔化过程中常见的体缺陷, 形状不规则、尺寸较大的气孔是裂纹优先萌生区, 是造成构件过早断裂失效的缺陷之一。根据气孔形貌特征将其分为锁孔和未充分融合气孔 (图 5a)<sup>[45]</sup>。锁孔一般呈球形, 又被称为球形气孔, 易产生于熔池内部。锁孔的主要来源: 粉末颗粒中预置的气孔缺陷 (图 5b)<sup>[46]</sup>、熔池表面卷入气体和松散球形粉末间的气体。这些气体随着粉末颗粒的熔化被困于熔池内, 在凝固过程中无法溢出。其中, 气体的卷入是造成镍基高温合金中锁孔缺陷的主要原因。高温合金元素种类多, 元素之间熔点差距大, 较大的激光功率造成强烈的金

属蒸发现象。熔池表面在反冲蒸汽压力作用下加速波动, 使气体排出液面时发生飞溅, 诱发锁孔的产生。

未充分融合气孔多数呈月牙等不规则形状 (图 5a), 又叫非球形气孔, 易于在熔合线附近形成<sup>[47-48]</sup>。目前, 对非球形气孔的形成原因较为明确: 粉末或沉积层间的不充分熔合 (图 5c)<sup>[49]</sup>。通过提高激光或电子束能量密度可以将粉末完全熔化, 抑制这类气孔缺陷的形成<sup>[50-51]</sup>。然而, 过大的能量密度输入又会导致熔池温度过高, 反而促进锁孔形成。可见, 气孔率与激光功率、扫描速度等加工参数之间有一定关系, Oliveira 等人<sup>[52]</sup> 研究了选区激光熔化过程工艺参数的影响, 给出了过程参数与气孔类别的关系, 如图 5d<sup>[52]</sup>。由图可见, 光源移动速率过低是产生锁孔的主要原因, 而光源能量密度过低则会导致不充分熔合。Wang<sup>[53]</sup> 和 Tang<sup>[54]</sup> 同样研究了过程参数对气孔的影响, 也得出了类似规律。Rickenbacher 等人<sup>[55]</sup> 提出, 通过工艺参数的调控, 气孔率可以显著降低到 0.5% 以下。另外, 除了光源能量密度和移动速率外, 粉末颗粒流动性以及保护气氛浓度同样对构件的性能有显著的影响。Chu 等人<sup>[51]</sup> 研究了选区激光熔化过程中, 粉末性能对气孔形成的影响, 发现粉末颗粒较差的流动性会造成粉末聚集成团, 导致气孔的大量形成。Attallah 等人<sup>[56]</sup> 在研究中提出, 惰性气体保护不充分造成氧化物形成是导致气孔和构件表面粗糙的另一个原因。通过外部

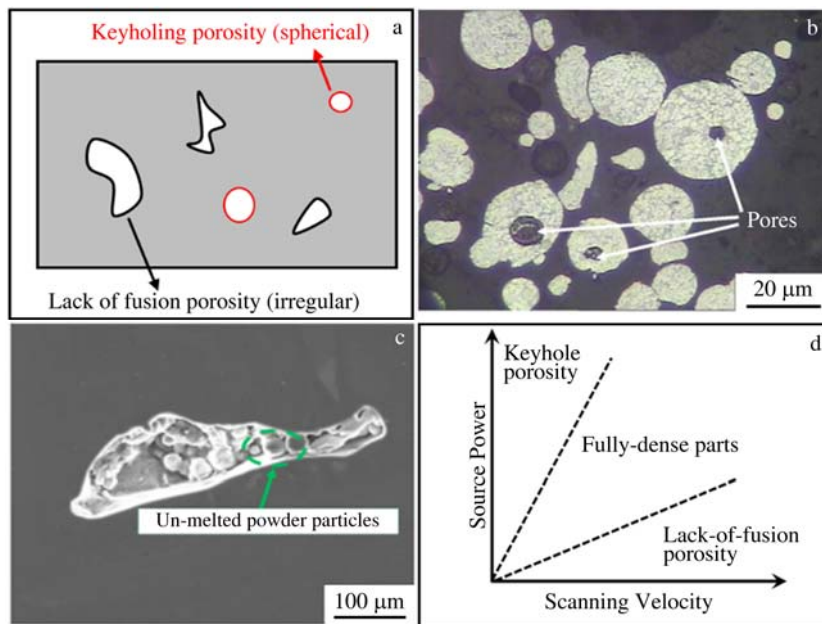


图 5 选区激光熔化的气孔缺陷示意图

Fig.5 Schematic diagrams of porosity defects formed during additive manufacturing: (a) keyhole pores and lack-of-fusion pores<sup>[45]</sup>; (b) the preset pores in the powder<sup>[46]</sup>; (c) pores formed due to inadequate fusion<sup>[49]</sup>; (d) influence of process parameters on the morphology evolution of pores<sup>[52]</sup>

工艺参数的有效调控和优化, 进而抑制气孔产生, 是实现超低孔隙率的高致密构件的关键。

### 2.2 裂纹

裂纹是选区激光熔化镍基高温合金制备中更普遍、更具破坏性的缺陷<sup>[57]</sup>。Prager 和 Shira<sup>[58]</sup>首次给出了沉淀强化型镍基高温合金可焊性与 Al 和 Ti 含量的关系。从图 6a 中可以看出, 随着  $\gamma'$ 相形成元素 Al 和 Ti 的增多, 合金具有更大的裂纹形成倾向<sup>[59]</sup>。然而, 最新第四/五代镍基高温合金中 Al 含量已经达到 12at%以上 (图 6b)<sup>[60]</sup>, 此时裂纹已经是制约增材制造高温合金的最大障碍, 严重制约该技术的进一步推广和应用。

基于目前研究, 根据形成阶段和微观特征的不同, 将裂纹分为两大类。在制造过程中产生的裂纹叫热裂纹 (hot cracking, HC), 包括凝固裂纹 (solidification cracking, SC) 和液化裂纹 (liquation cracking, LC)。后处理过程中产生的裂纹包括应变时效裂纹 (strain-age cracking, SAC) 和延性失塑裂纹 (ductility dip cracking, DDC)。由于应变时效裂纹和延性失塑裂纹 2 种裂纹在显微形貌上很难区分, 因此很多研究者将这 2 种裂纹归为一类, 并命名为固态裂纹 (solid-state cracking, SSC)。

#### 2.2.1 凝固裂纹

凝固裂纹萌生于凝固过程中的熔池内, 扩展后尺寸较大, 甚至贯穿几个熔池。这种类型的裂纹其形貌特征显著, 具有易识别的大开裂间隙、不规则且无对称性的裂纹边界、可见纳米碳化物颗粒等显著特征<sup>[61]</sup> (图 7a, 7b)。其形成过程主要由选区激光熔化的凝固特点导致: 一方面, 凝固后期的糊状区存在被相互穿插的枝晶干封锁的腔体, 导致液态金属无法及时填

补, 进而产生孔隙; 另一方面, 微量元素在晶界和枝晶间富集并生成化合物 (如碳化物), 加剧阻碍液态金属的流动, 使其流动性进一步下降。二者共同作用, 造成液态金属的补缩能力严重受限<sup>[14]</sup>。若此时热应力和凝固应力足够大, 则诱发裂纹萌生, 并在残余应力的持续作用下不断扩展, 最终形成凝固裂纹<sup>[62]</sup>。选区激光熔化中的凝固裂纹不仅与碳化物/硼化物等晶界析出相和共晶组织密切相关, 晶界角度等晶形特征也会成为凝固裂纹开裂的影响因素<sup>[20]</sup>。

#### 2.2.2 液化裂纹

液化裂纹往往产生于热影响区的晶界处, 受低熔点组织和晶界偏聚化合物影响较大。交替层状分布的低熔点共晶组织和难熔 MC 碳化物都是裂纹萌生的潜在区域 (图 7c, 7d)<sup>[63]</sup>。该裂纹尺寸较小, 最多贯穿几个晶粒。液化裂纹的产生同一般裂纹相同, 包括裂纹的萌生和扩展。对于液化裂纹的萌生, 普遍认为: 晶界偏析元素在凝固过程中不断向枝晶间/晶界偏聚, 导致枝晶间/晶界处成分显著偏离母合金, 合金凝固温度不断降低, 最终成为低温液膜形成的位置。受选区激光熔化热循环工艺的影响, 热影响区内局部晶间/晶界首先达到熔点而重熔成液态膜, 并在频繁的热循环和残余应力作用下导致裂纹萌生。液化裂纹的扩展则是由于裂纹尖端不能承受凝固应力和热应力的双重效应, 沿着液膜路径发生开裂, 最终止于力学性能更好的等轴晶区或者直至构件断裂。区分液化裂纹与凝固裂纹的关键是裂纹形成位置和时间不同: 凝固裂纹是在液态金属凝固过程中形成, 而液化裂纹的形成是在受热循环影响的热影响区内, 凝固裂纹优先液膜裂纹形成。凝固裂纹潜伏区在受热循环作用下也可能成为液化裂纹萌生的源头。

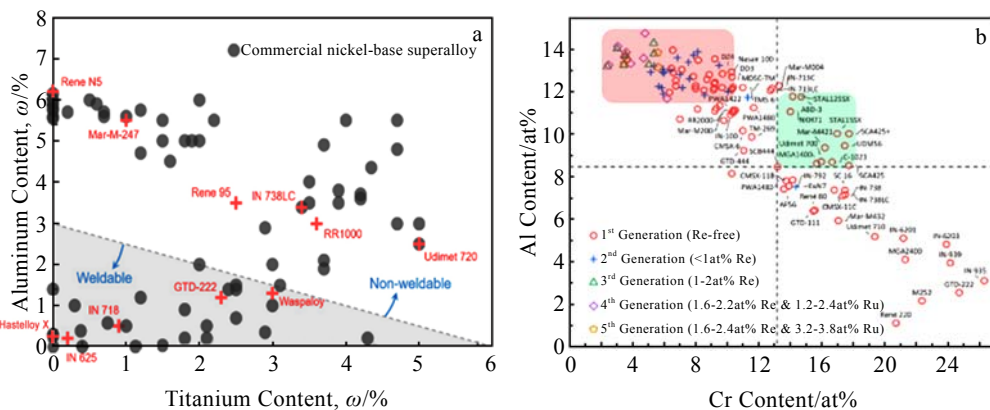


图 6 沉淀强化镍基高温合金的可焊性与 Al 和 Ti 含量关系; 1-5 代高温合金的 Al 和 Cr 含量添加趋势

Fig.6 Influence of Al and Ti content on weldability in precipitation-hardened Ni-based superalloy<sup>[59]</sup> (a); variation of elemental Al and Cr content in 1-5 generation superalloys<sup>[60]</sup> (b)

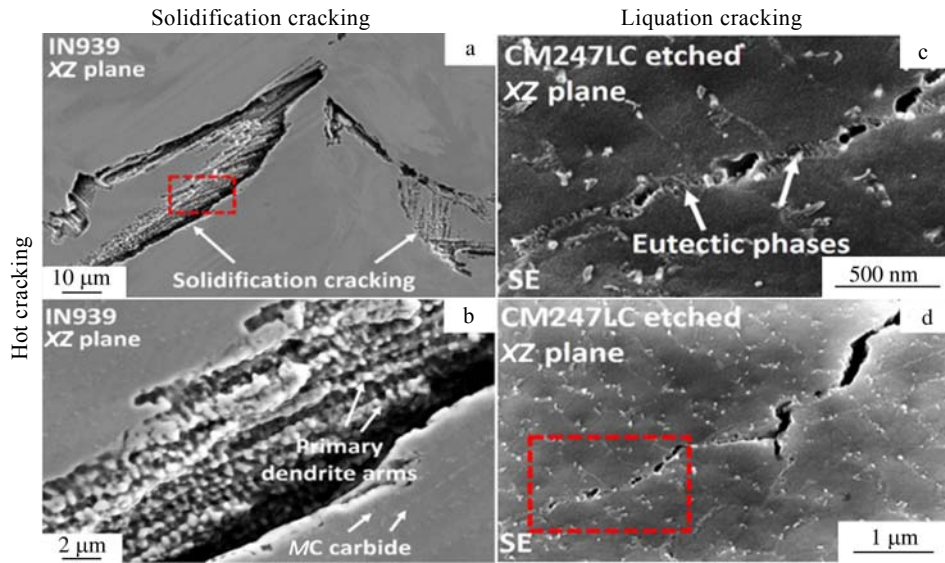


图 7 选区激光熔化热裂纹微观形貌特征示意图

Fig.7 Examples of the microstructure of thermal cracking in additive manufacturing: (a, b) solidification cracking<sup>[61]</sup>; (c, d) liquation cracking<sup>[63]</sup>

Liu 等人<sup>[64]</sup>从几何学角度出发, 给出了柱状枝晶凝固过程中的几何形态特征 (图 8)。从图 8a 可以看出, A 区与液态金属充分接触, 二次枝晶根部容易填充, 凝固过程稳定并持续, 不易开裂。C 区已经形成尺寸较小的孤立液滴, 周围包裹的粗大固态枝晶臂承担主要受力, 稳定且不易开裂。B 区受到二次枝晶臂的阻碍作用流动性较差, 不利于及时补缩。同时, 欠发达的枝晶臂搭接不牢, 连续液膜的存在使其保持能量最低, 进而稳定存在。此外, 裂纹处发现富 Mo、Cr 的析出相, 在液膜处钉扎并阻碍液体流动, 进一步加速液膜形成, 如图 8b 所示。Chen 等<sup>[65-66]</sup>在 IN718 合金中观察到液化裂纹在靠近熔合线的薄弱区萌生, 并沿枝晶间隙传播。遏制液膜的产生是抑制液化裂纹

形成的前提条件, 缩短凝固温度区间是抑制液膜形成的方法之一。Eskin 等人<sup>[13]</sup>提出, 晶界的二面角越大, 越不容易形成液膜。Zhang 等人<sup>[67]</sup>在合金 IN738 研究中发现, 降低能量输入可以改变应力状态, 有效抑制液化裂纹。可见, 减缓应力集中程度以降低液化裂纹开裂的驱动力是抑制裂纹扩展的关键。

### 2.2.3 时效裂纹

应变时效裂纹的形成与强化相析出和残余应力有关, 其既可以在选区激光熔化制备过程中形成, 也可以在后续热处理过程出现<sup>[68]</sup>。当  $\gamma'$  相析出产生的应力以及基体中的残余应力耦合作用时, 构件延展性下降。当局部应力值达到材料延性极限时, 固态沉积层中裂纹萌生或已有裂纹进一步扩展, 其形貌如图 9a, 9b。

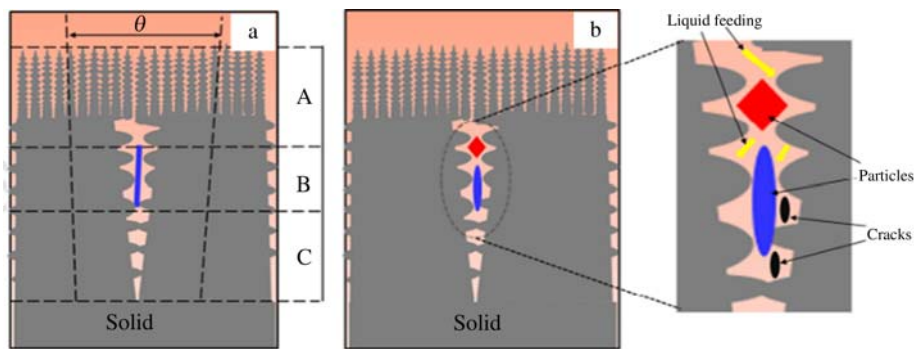


图 8 柱状枝晶凝固后期几何形态特征图

Fig.8 Schematic diagrams of the columnar dendrites during the late stage solidification: (a) overall view of the solidification dendrite; (b) particles enriched with Cr and Mo being formed inside the hot cracking<sup>[64]</sup>

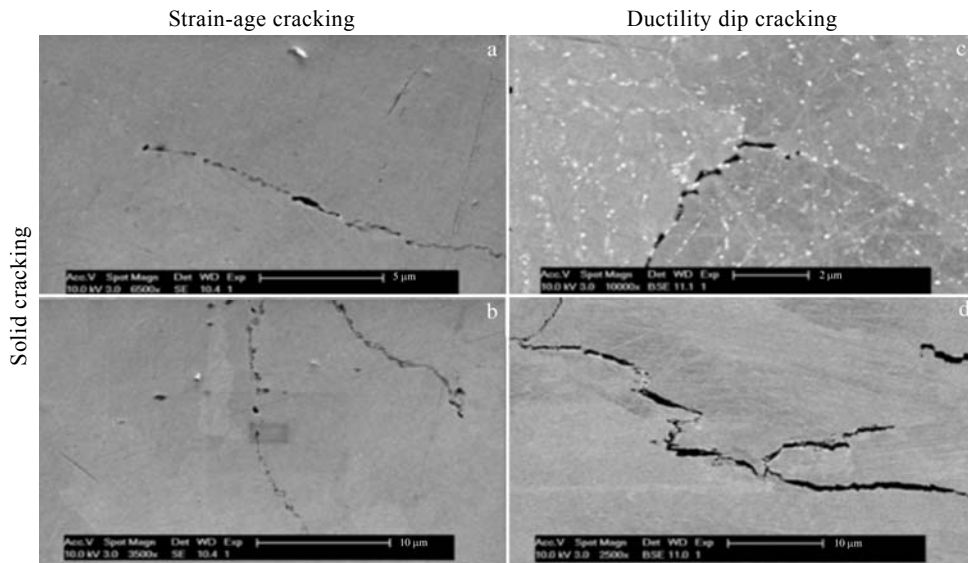


图 9 选区激光熔化固态裂纹微观形貌特征

Fig.9 Examples of the microstructure of solid cracking in additive manufacturing: (a, b) strain-age cracking; (c, d) ductility dip cracking<sup>[71]</sup>

Kazempour-Liasi 等人<sup>[69]</sup>对镍基高温合金 IN939 中应变时效裂纹的形成机制进行研究, 发现随着析出相进一步粗化, 在硬度略微降低的前提下, 应变时效裂纹被有效抑制。Caron 等人<sup>[70]</sup>给出了析出动力学与裂纹关系的曲线, 析出速率较大造成应力快速集中, 提高了裂纹产生的倾向性。可见, 应变时效裂纹的产生与析出相尺寸和沉淀速率等因素密切相关。因此, 高  $\gamma'$  相体积分数的强化型高温合金具有更大的裂纹形成倾向, 使沉淀强化型高温合金的增材制造面临着更大的困难和挑战。

2.2.4 延性失塑裂纹

延性失塑裂纹是选区激光熔化中特有的裂纹现象, 是发生在选区激光熔化后热处理过程中的一种固态裂纹。在镍基高温合金和奥氏体不锈钢中较为常见, 形貌与应变时效裂纹相似(图 9c, 9d)<sup>[71]</sup>。Collins 等人<sup>[72]</sup>在 IN738 和 CM247LC 镍基高温合金中发现  $0.4T_m \sim 0.7T_m$  温度区间进行热处理后, 延展性急剧下降并发生晶间开裂, 并认为该裂纹是延性失塑裂纹。Kim 等人<sup>[73]</sup>在铸造镍基高温合金 263 选区激光熔化后进行热处理, 在  $700 \sim 900^\circ\text{C}$  区间出现延展性陡然下降现象, 推断该温度区间是延性失塑裂纹的萌生特定温度区间。Young 等人<sup>[74]</sup>利用高铬镍合金进行了验证实验, 延伸率从 20% ( $300^\circ\text{C}$ ) 急剧下降到 2% ( $650^\circ\text{C}$ ), 同样验证了该裂纹的形成具有特定温度区间。因此, 制备后期的热处理温度应尽量避免该裂纹形成的温度区间。

延性失塑裂纹和应变时效裂纹的形成机制不同: 应变时效裂纹受析出相和应力状态影响, 而延性失塑裂纹则是由晶粒尺寸、晶体取向、晶界化合物等微观结构因素引起的。Boswell 等人<sup>[71]</sup>研究了选区激光熔化镍基高温合金 CM247LC 的微观结构对固态裂纹开裂的影响, 发现晶界碳化物加速了晶界附近空穴的产生, 促进裂纹的生长。然而, 目前对延性失塑裂纹开裂机理尚未完全明确, 有待进一步的研究。

3 热裂纹缺陷敏感性模型

随着对镍基高温合金增材制造制备理论不断深入的理解以及对裂纹机理更深层次的探究, 裂纹敏感性指数作为表征裂纹开裂倾向的重要参数, 在量化裂纹开裂倾向中起着不可替代的作用, 其理论模型也在不断更新和优化。这些理论模型都集中在对热裂纹的描述, 对凝固裂纹和液化裂纹并没有进行严格区分。最初, 采用液固相线间距作为指标来评价热裂纹敏感性, 普遍认为合金热裂纹敏感性随着糊状区的扩大而增加<sup>[75]</sup>。从该理论出发, Clyne 等人<sup>[76]</sup>给出热裂纹敏感性系数 (cracking susceptibility coefficient, CSC):

$$CSC = \frac{T_{99\%} - T_{90\%}}{T_{90\%} - T_{40\%}} \quad (1)$$

其中,  $T$  表示温度,  $x\%$  表示特定固相体积分数下的温度。Clyne 认为热裂纹的形成机制主要受糊状区的温度差影响; Rappaz<sup>[77]</sup>对糊状区和两相区做了明确的区分, 认为凝固末期的糊状区才是热裂纹开裂的关键。



在此基础上, Clyne 和 Davis 对热裂纹敏感性指数 CSC 模型进行修正, 以糊状区存在时间间隔代替温度间隔, 得出新的热裂倾向理论模型 (hot cracking sensitivity, HSC) [78], 进一步提高了热裂纹模型的准确性。

随后, 基于应力和应变的开裂机制被提出: 当拉应力超过糊状区强度时, 发生开裂; 而拉伸致应变足以破坏晶界液膜时, 产生开裂。Matsuda 等人 [79] 在焊接实验中提出了临界应变速率概念, 强调应变速率在凝固开裂中起关键作用, 而并非应力或应变本身; 当超过临界应变速率, 凝固过程就会发生开裂。基于此, Rappaz 在 1999 年提出了临界变形速率模型 (公式 (2)) [77]:

$$F(\dot{\epsilon}_{p,\max}) = \frac{\lambda_2^2}{180} \cdot \frac{G}{(1+\beta)\mu} \Delta p_c - v_T \frac{\beta}{1+\beta} H \quad (2)$$

其中:  $G$  为温度梯度,  $\beta$  为收缩因子,  $\mu$  为液态动力粘度,  $\lambda_2$  为二次枝晶臂间距,  $v_T$  为凝固速率,  $\Delta p_c$  为空化形成压降,  $H$  为热扩散速率。该模型重点考虑糊状区枝晶干的应变速率, 分析拉伸变形、液体流进方向与生长方向的关系, 利用质量守恒原理将裂纹扩展速率与局部应变速率联系起来。与经验公式不同, 该模型有坚实的物理基础。该模型的优点是综合考虑了凝固收缩和相邻枝晶臂的拉力效应, 并在一个微区内, 利用质量守恒推导出裂纹形核的临界变形速率。尽管该模型旨在以空化的形成替代裂纹形成和扩展, 但它以物理模型为基础, 进一步加深了对裂纹形成机制的理解, 并对实际生产实践起到指导性作用。

抗热震性被认为是与裂纹萌生和发展直接相关的衡量合金高温稳定性的重要指标。Harrison 等人 [80-81] 从抗热震性定义出发, 提出了抗热震性模型 (thermal shock resistance, TSR) (公式 (3) ~ (6))。

$$\text{TSR} = \frac{\sigma_{\text{UTS}}}{\sigma_T} \quad (3)$$

$$\sigma_T = \left[ \frac{E\alpha_{\text{CTE}}}{2(1-\nu)} \right] \Delta T \quad (4)$$

$$\sigma_{\text{YS}} = \sigma_0 k_d d^{0.5} \quad (5)$$

$$\sigma_0 = \sigma_{\text{ss}} + \sigma_p \quad (6)$$

其中,  $\sigma_{\text{UTS}}$  为合金的抗拉强度, 韧性材料通常用屈服强度替代热应力  $\sigma_T$  (温度的函数);  $E$  为杨氏模量;  $\alpha_{\text{CTE}}$  为热膨胀系数;  $\Delta T$  为受热面温差;  $\nu$  为泊松比。材料若能抵抗热裂纹的产生, 应满足  $\sigma_{\text{UTS}} > \sigma_T$ , 即  $\text{TSR} > 1$ 。为简化计算, 利用 Hall-Petch 方程计算屈服强度来代替抗拉强度:  $\sigma_0$  为晶格应力,  $k_d$  为常数,  $d^{0.5}$  为平均晶粒尺寸。晶格应力可以分解为固溶强化的贡

献  $\sigma_{\text{ss}}$  和派纳力  $\sigma_p$ 。对于成分和加工条件都相同的合金,  $k_d d^{0.5}$  具有相同的值, 派纳力  $\sigma_p$  的贡献很小且为常数, 屈服强度的大小只取决于固溶强度。可见, 虽然此模型可以定量计算裂纹开裂倾向, 但只考虑固溶强化未考虑析出强化的作用, 而析出强化对裂纹的影响至关重要。因此, 该模型的应用具有很大局限性。对于沉淀强化高温合金, 该模型需要进一步修正。

随着对热裂纹研究的不断深入, 枝晶生长的形貌特征被认为与热裂纹形成密切相关。Rappaz 提出了新的理论模型 (公式 (7)):

$$\Delta T_b = \frac{\gamma_{\text{gb}} - 2\gamma_{\text{sl}} \left( \frac{1}{\delta} \right)}{\Delta S_f} \quad (7)$$

其中,  $\gamma_{\text{gb}}$  为晶界能,  $\gamma_{\text{sl}}$  为固液界面能,  $\Delta S_f$  为融合焓,  $\delta$  为液膜厚度,  $T_b$  为晶粒聚合所需临界过冷度。该模型将晶粒形貌参数、过冷度与裂纹倾向性很好地结合起来, 认为凝固后期晶界角度和过冷度是影响裂纹的关键性因素 [82]。

从该理论模型分析: 当公式中分子项为负, 晶粒聚合所需临界过冷度  $\Delta T_b < 0$ 。说明无过冷条件下, 2 个相邻晶粒的界面相互吸引, 液体处于不稳定状态, 呈桥状搭接于两侧晶粒, 促进相邻晶粒聚合生长; 当公式中分子项为零, 相邻晶粒界面既不远离也不彼此靠近聚合生长, 此时界面受力处于平衡状态; 当公式中分子项为正, 相邻晶粒界面之间不仅无额外聚合力且相互排斥, 液体处于稳定状态。只有当液态金属温度满足晶粒聚合所需临界过冷度  $\Delta T_b$  或处于更低温度时, 相邻晶粒界面才能重新获得新的聚合力, 以抵抗裂纹的继续扩展。可见, 晶界能  $\gamma_{\text{gb}}$  越大 (分子项大于 0), 相邻晶粒排斥力越大, 而晶界能和晶界角度呈正比, 说明大角度晶界有利于热裂纹的萌生和扩展。该理论模型阐明了晶粒形貌和裂纹倾向性的关系, 定量揭示了热裂纹受晶界大小的影响作用。

Kou 认为尽管 Rappaz 的理论模型可以合理解释热裂纹敏感性, 但没有考虑到凝固最关键阶段的糊状区特征。因此, Kou 等人 [83] 强调糊状区的重要性, 认为裂纹的形成机制主要取决于糊状区液态金属凝固速率与应变速率的关系; 进一步优化了 Rappaz 等人的模型, 提出了裂纹开裂指数 (solidification cracking index, SCI) 计算模型 (公式 (8)):

$$\text{SCI} = \left| \frac{dT}{df_s^{1/2}} \right| \quad (8)$$

其中,  $f_s$  为特定温度下糊状区固相体积分数,  $T$  为温度。该公式揭示了热裂纹的本质: 当晶界处应变速率大于液态金属填充速率时, 形成裂纹。其在铸造和焊

接铝合金实验中得到很好的验证<sup>[84]</sup>。该模型不仅充分考虑了柱状枝晶的生长、垂直于生长方向的拉伸变形和与生长方向相反的液体流动，还考虑了晶粒受力分离和液体的补缩。但该方法未考虑高温碳/硼等晶界化合物以及组织结构（如织构和细晶等）等因素对液态金属流动的影响，仍需进一步优化和修正。

#### 4 基于计算材料学的模拟优化

增材制造的本质是金属在传热、传质作用下的快速凝固过程，包含着复杂的物理冶金反应，其包含着激光与粉末间的能量传输、熔池内部流体流动、熔覆层沉积生长和凝固过程中的晶粒形核及长大等物理现象。多尺度模拟通常指的是微观尺度、介观尺度和宏观尺度的模拟。微观尺度主要指枝晶生长的计算模拟，介观尺度指多个晶粒范畴的计算模拟，宏观尺度包括粉末熔化、熔池形态和残余应力模拟等。微观尺度的计算模拟并不是孤立的，而是需要多尺度模拟数据的耦合，其关键在于需要宏观的热模型来获得构件在增材制造过程中的热场变化。热模型可以来自模拟，也可以来自实验数据。然而，实验数据只能捕捉构件表面温度信息，而数值模拟可将温度结果转化为三维空间温度场，并将温度场数据作为微观组织模型的温度初始条件，进而成功建立宏观尺度和微观尺度计算模拟的耦合。

目前，针对多尺度相关的模拟工作已经大量开展。考虑到熔池中的快速凝固、强流体对流和溶质扩散等

现象较为复杂，又是影响熔覆层内微观组织和形貌的重要环节，因此，对熔池形貌和内部流体流动的多物理场模拟一直是增材制造模拟的重点。Schoinochoritis 等人<sup>[85]</sup>利用有限元方法对熔池形貌进行了宏观热场分析，构建了熔池形态和高能热源功率、移动速度的关系，为调控熔池形貌，进而抑制裂纹等缺陷提供依据。Lee<sup>[86]</sup>建立了熔池内流体流动模型，强调激光束与粉末颗粒之间的相互作用，充分考虑熔池表面张力和蒸气反冲击力的作用，模拟的微观组织与实验结果吻合良好。Acharya 等人<sup>[87]</sup>采用相场模拟方法，修正了 Kobayashi<sup>[88]</sup>提出的模型，利用宏观温度场作为凝固的初始条件  $\Delta T$ ，实现了 IN718 二元合金的传热和相场方程的耦合，模拟出熔池内枝晶生长形貌（图 10a, 10b），与实验结果高度吻合。Zhao 等人<sup>[12]</sup>建立了增材制造过程三维瞬态多组分多相模型，模拟结果表明，高活性 S 元素致使熔池内产生强烈向内的马兰戈尼流，而 Ce 元素的加入改变了马戈兰尼流的流动方向并产生强对流作用，改变了微观组织形貌，该结论也得到了实验结果的验证。Wu 等人<sup>[89]</sup>利用相场模拟得到 Re 元素在基体  $\gamma$  和析出相  $\gamma'$  中的偏析倾向，进一步模拟了 Re 和位错等缺陷的交互作用，发现 Re 易富集于位错内并对位错运动施加阻力效应，从而提升了抗蠕变性能。

近几年，以薛定谔方程为基础的量子力学计算和实验相结合一直是探究高温合金的有效手段，Park 等人<sup>[90]</sup>利用基于密度泛函理论的第一性原理计算研究

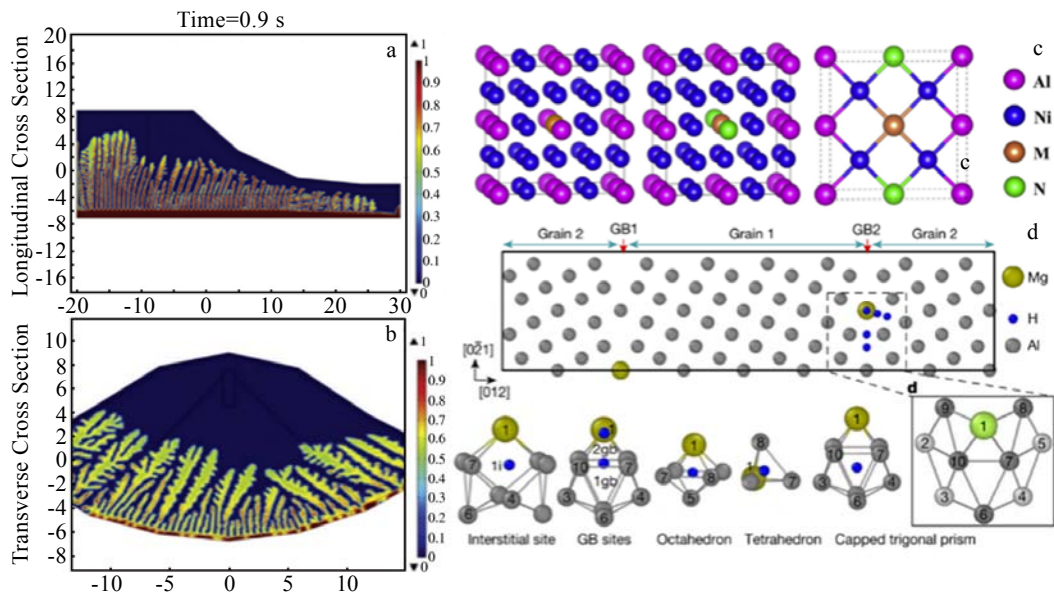


图 10 相场模拟熔池内枝晶生长形貌示意图；第一性原理计算的原子占位模型图

Fig.10 Diagram of dendrite growth morphology in molten pool simulated by phase field (a, b)<sup>[87]</sup>; atomic placeholder model diagram used for the first principles calculations (c, d)<sup>[91-92]</sup>

高  $\gamma'$  相含量镍基高温合金增材制造过程的变形开裂行为, 通过异类原子取代 Al 原子建立模型, 获得  $\gamma/\gamma'$  界面全部非等效占位的晶格失配的形成能, 成功地制备出含高 Ta 和 Hf 的无裂纹的镍基高温合金。Gong 等人<sup>[91]</sup>利用密度泛函理论和 Debye-Grüneisen 模型, 从原子尺度研究 Re、Ru、W 等元素占据 Al 及邻位的强化作用, 给出了各元素的占位情况 (图 10c), 得出元素 W 对 Ni<sub>3</sub>Al 的力学和热力学性能的影响与 Re 相似的结论, 提出了在镍基高温合金中用 W 取代 Re 的可能性。Zhao 等人<sup>[92]</sup>在镍基高温合金中利用第一性原理计算研究了合金元素 Re、Mo、Ta 和 Cr 在  $\gamma/\gamma'$  界面位置的空位效应 (图 10d), 所有合金元素在  $\gamma$  基体(001) 面均表现出对 Ni 角点位的偏好, 并提出了以空位为基础的合金强化机制。

与此同时, 基于计算机学习训练和模型预测的方法被广泛关注, 并进一步应用到增材制造高温合金领域。Tang 等人<sup>[63]</sup>利用机器学习设计出合金成分优化模型, 成功制备出高加工性能、高综合机械性能的镍基高温合金。通过大量实验、第一性原理计算、相场模拟等数据建立数据库, 通过计算机算法筛选出兼具高性能和良好加工性的高温合金, 极大地提高了专用增材制造高温合金的研发效率。

## 5 总结与展望

综上所述, 无论从裂纹的形成机制、理论模型还是计算机数值模拟, 镍基高温合金增材制造过程中的缺陷形成机制都得到了深入的研究和发展。但高  $\gamma'$  相体积分数的增材制造高温合金构件的制备依旧是严峻的挑战, 体积分超过 70% 的  $\gamma'$  相带来的高裂纹倾向性问题仍制约着高强度镍基高温合金的增材技术的发展。尽管本文总结了有关裂纹形成倾向性模型的发展, 上述几种模型对裂纹机理的阐述存在较大差异, 表明这些模型都不足以单独描述合金的开裂行为。未来裂纹理论模型的开发应具备反映多种裂纹形成机制的能力, 以适应复杂的增材制造技术。另外, 基于材料学的数值模拟能很好地预测裂纹的萌生和发展, 仍是增材制造技术发展不可或缺的重要手段。特别是三维原子重构技术和第一性原理计算的结合, 实现了实验水平和计算机模拟在原子尺度上的契合, 利于深入探究 Re、Ru 和稀土等高温合金重要元素在枝晶间或裂纹等缺陷附近的空位分布及原子相互作用。最后, 具有高空间/时间分辨特性的大科学装置具有原位观察和分析的能力, 已经用于对镍基单晶高温合金的晶体取向偏转等科学问题研究, 揭示了杂晶和条纹晶等缺陷的形成机理。可见, 大科学装置在增材制造中的应用具

有巨大的发展潜力, 其对空间应力演变的探索, 有望成为阐明裂纹生成机制的关键。

## 参考文献 References

- [1] Darolia R. *International Materials Reviews*[J], 2018, 64(6): 355
- [2] Ismail Sikiru Oluwarotimi, Dhakal Hom Nath, Dimla Eric *et al. Engineering Manufacture*[J], 2017, 231(14): 2527
- [3] Guo Yanhua, Dai Guoqing, Sun Zhonggang *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2022, 51(12): 4733
- [4] Melchels F P W, Domingos M A N, Klein T J *et al. Progress in Polymer Science*[J], 2012, 37(8): 1079
- [5] Huang S H, Liu P, Mokasdar A *et al. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2013, 67: 1191
- [6] Buchbinder D, Schleifenbaum H, Heidrich S *et al. Physics Procedia*[J], 2011, 12: 271
- [7] Fayaz G, Kazemzadeh S. *Additive Manufacturing*[J], 2018, 20: 182
- [8] Zhang X, Yocom C J, Mao B *et al. Journal of Laser Applications*[J], 2019, 31(3): 031201
- [9] Thomas Meurig, Baxter Gavin J, Todd Iain. *Acta Materialia* [J], 2016, 108: 26
- [10] Tan Yulu, Zhang Yanmei, Lu Bingwen *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2023, 52(1): 222
- [11] Perevoshchikova Nataliya, Rigaud Jordan, Sha Yu *et al. Rapid Prototyping Journal*[J], 2017, 23(5): 12
- [12] Zhao Jiaxin, Wang Gang, Wang Xiangyu *et al. International Journal of Heat and Mass Transfer*[J], 2020, 148: 118990
- [13] Eskin D G, Suyitno, Katgerman L. *Progress in Materials Science*[J], 2004, 49(5): 629
- [14] Jia Qingbo, Rometsch Paul, Kürnsteiner Philipp *et al. Acta Materialia*[J], 2019, 171: 108
- [15] Kwabena Adomako Nana, Haghdadi Nima, Primig Sophie. *Materials & Design*[J], 2022, 223: 111245
- [16] Debroy T, Wei H L, Zuback J S *et al. Progress in Materials Science*[J], 2018, 92: 112
- [17] Li Shuai, Wei Qingsong, Shi Yusheng *et al. Materials Science & Technology*[J], 2015, 31(9): 946
- [18] Wang Xiaoqing, Chou Kevin. *Additive Manufacturing*[J], 2017, 18: 1
- [19] Wang Xiaoqing, Keya Tahmina, Chou Kevin. *Procedia Manufacturing*[J], 2016, 5: 1006
- [20] Chauvet E, Kontis P, Jagle E A *et al. Acta Materialia*[J], 2018, 142: 82
- [21] Selcuk C. *Powder Metallurgy*[J], 2013, 54(2): 94

- [22] Gäumann M, Bezençon C, Canalis P *et al.* *Acta Materialia*[J], 2001, 49(6): 1051
- [23] Shahwaz M, Nath P, Sen I. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 907: 164530
- [24] Nandwana P, Elliott A M, Siddel D *et al.* *Current Opinion in Solid State and Materials Science*[J], 2017, 21(4): 207
- [25] Wang Kaiming, Du Dong, Liu Guan *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 780: 139185
- [26] Zhou Zhipeng, Huang Lan, Shang Yijing *et al.* *Materials & Design*[J], 2018, 160: 1238
- [27] Liu Zhaoyang, Shu Jiayang. *Materials (Basel)*[J], 2020, 13(10): 2300
- [28] Nath P, Scholz F, Pfetzing J *et al.* *Materials Science and Engineering*[J], 2023, 54: 4498
- [29] Brunetti G, Settefrati A, Hazotte A *et al.* *Micron*[J], 2012, 43(2-3): 396
- [30] Xu Jinghao, Huang Zaiwang, Jiang Liang. *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 690: 137
- [31] Ghasemi Ali, Pouranvari Majid. *Materials & Design*[J], 2019, 182: 108008
- [32] Sanchez Salom'e, Smith Peter, Xu Zhengkai *et al.* *International Journal of Machine Tools and Manufacture*[J], 2021, 165: 103729
- [33] Zhao Guangdi, Liu Fang, Zang Ximin *et al.* *Rare Metals*[J], 2021, 40: 1145
- [34] Liu Lin, Zhang Jun, Ai Cheng. *Encyclopedia of Materials: Metals and Alloys*[J], 2020, 1: 294
- [35] Yuan Xiaojing, Qiu Hefang, Wang Xuping *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2022, 51(11): 4297
- [36] Tian Y, Muñoz-Lerma J A, Brochu M. *Materials Characterization*[J], 2017, 131: 306
- [37] Shaikh Abdul Shaafi. *Dissertation for Doctorate*[D]. Goteborg: Chalmers University of Technology, 2022
- [38] Divya V D, Muñoz-Moreno R, Messé O M D M *et al.* *Materials Characterization*[J], 2016, 114: 62
- [39] Wang Xiqian, Carter Luke N, Pang Bo *et al.* *Acta Materialia*[J], 2017, 128: 87
- [40] Otto Robert, Brøtan Vegard, Patricia A *et al.* *Materials & Design*[J], 2021, 204: 109656
- [41] Haines Michael P, Rielli Vitor V, Primig Sophie *et al.* *J Mater Sci*[J], 2022, 57: 14135
- [42] Liang Yaojian, Li Jia, Li An *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2017, 127: 58
- [43] Griffiths S, Tabasi H Ghasemi, Ivas T *et al.* *Additive Manufacturing*[J], 2022, 36: 101443
- [44] Zhao G D, Zang X M, Sun W R. *Journal of Iron and Steel Research International*[J], 2021, 28: 98
- [45] Dass Adrita, Moridi Atieh. *Coating*[J], 2019, 9: 418
- [46] Dong Sensen, Zhang Xiaoxun, Ma Fang *et al.* *Materials Reserch Express*[J], 2020, 7: 025 801
- [47] Dong Sensen, Zhang Xiaoxun, Ma Fang *et al.* *Optik-International Journal for Light and Electron Optics*[J], 2020, 219: 165211
- [48] Kan Wenhao, Gao Mu, Zhang Xi *et al.* *Journal of Materials Science*[J], 2022, 57: 9818
- [49] Chu Fuzhong, Zhang Kai, Shen Haopeng *et al.* *Materials Research and Technology*[J], 2021, 11: 2059
- [50] Qi H, Azer M, Ritter A *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2009, 40: 2410
- [51] Chu Fuzhong, Li Erlei, Shen Haopeng *et al.* *Materials Science & Engineering*[J], 2023, 94: 183
- [52] Oliveira J P, La Londe A D, Ma J. *Materials & Design*[J], 2020, 193: 108762
- [53] Wang Tingting, Wang Yilong, Chen Changpeng *et al.* *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2021, 68: 1236
- [54] Tang Ming, Pistorius P Chris, Beuth Jack L. *Additive Manufacturing*[J], 2017, 14: 39
- [55] Rickenbacher L, Etter T, Hövel S *et al.* *Rapid Prototyping Journal*[J], 2013, 19: 282
- [56] Attallah Moataz M, Jennings Rachel, Wang Xiqian *et al.* *Metallic Materials for 3D Printing*[J], 2016, 41: 758
- [57] Heydari D, Fard A Shahkaram, Bakhshi A *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2014, 214(3): 681
- [58] Prager M, Shira C S. *Weld Research Council Bulletin*[J], 1968, 2: 128
- [59] Xu Jinghao. *Dissertation for Doctorate*[D]. Linköping: Linköping Studies in Science and Technology Licentiate, 2021
- [60] Sulzer Sabin, Hasselqvist Magnus, Murakami Hideyuki *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2020, 51: 4902
- [61] Yuan L, O'Sullivan C, Gourlay C M. *Acta Materialia*[J], 2012, 60(3): 1334
- [62] Aucott L, Huang D, Dong H B *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2018, 49: 1674
- [63] Tang Y B T, Panwisawas C, Ghossoub J N *et al.* *Acta Materialia*[J], 2021, 202: 417
- [64] Liu Guan, Du Dong, Wang Kaiming *et al.* *Vacuum*[J], 2020, 181: 109563
- [65] Chen Yuan, Zhang Ke, Huang Jian *et al.* *Materials & Design*

- [J], 2016, 90: 586
- [66] Shankar V, Gill T P S, Mannan S L *et al. Sadhana*[J], 2003, 28: 359
- [67] Zhang Xiaoqiang, Chen Huabin, Xu Luming *et al. Materials & Design*[J], 2019, 183: 108105
- [68] Etter Thomas, Engeli Roman, Kuenzler Andreas. *US Patent*, US20150322557A1[P], 2015
- [69] Kazempour-Liasi H, Tajally M, Abdollah-Pour H. *Engineering Research Express*[J], 2019, 1(2): 025026
- [70] Caron J L, Sowards J W. *Comprehensive Materials Processing*[J], 2014, 6: 151
- [71] Boswell John H, Clark Daniel, Li Wei *et al. Materials & Design*[J], 2019, 174: 107793
- [72] Collins M G, Lippold J C. *Welding Research*[J], 2003, 82(10): 288
- [73] Kim I S, Choi B G, Hong H U *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 593: 55
- [74] Young G A, Capobianco T E, Penik M A *et al. Welding Research*[J], 2008, 87: 31
- [75] Campbell John. *Castings*[M]. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2003
- [76] Clyne T W, Wolf M, Kurz W. *Metallurgical Transactions B*[J], 1982, 13: 259
- [77] Rappaz M, Drezet J M, Gremaud M. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1999, 30: 449
- [78] Clyne T W, Davies G J. *Britain Foundryman*[J], 1975, 68: 238
- [79] Matsuda F, Nakagawa H, Nakada K *et al. Transactions of JWRJ*[J], 1978, 8: 85
- [80] Harrison Neil J. *Dissertation for Doctorate*[D]. Sheffield: The University of Sheffield, 2016
- [81] Harrison Neil J, Todd Iain, Mumtaz Kamran. *Acta Mater*[J], 2015, 94: 59
- [82] Rappaz M, Jacot A, Boettinger W J. *In Interface and Transport Dynamics*[J], 2002, 32: 172
- [83] Kou Sindo. *Acta Materialia*[J], 2015, 88: 366
- [84] Dudas J H, Collins F R. *Welding Journal*[J], 1966, 45(6): 241
- [85] Schoinochoritis Babis, Chantzis Dimitrios, Salonitis Konstantinos *et al. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*[J], 2017, 231(1): 96
- [86] Lee Y S, Zhang W. *Additive Manufacturing*[J], 2016, 12: 178
- [87] Acharya Ranadip, Sharon John A, Staroselsky Alexander. *Acta Materialia*[J], 2017, 124: 360
- [88] Kobayashi Ryo. *Physica D: Nonlinear Phenomena*[J], 1993, 63(3-4): 410
- [89] Wu Xiaoxiang, Makineni Surendra Kumar, Liebscher Christian H *et al. Nature Communications*[J], 2020, 11: 389
- [90] Park Ji-Un, Jun Sun-Young, Lee Bong Ho *et al. Additive Manufacturing*[J], 2022, 52: 102680
- [91] Gong Wei, Zhao Wenyue, Miao Naihua *et al. Computational Materials Science*[J], 2018, 144: 23
- [92] Zhao Wenyue, Sun Zhimei, Gong Shengkai *et al. Acta Materialia*[J], 2017, 135: 25

## A Review of Research of Microstructure and Defects in Ni-Based Superalloys Fabricated by Selective Laser Melting

Wang Nan<sup>1,2</sup>, Li Jinguo<sup>2</sup>, Liu Jide<sup>2</sup>, Xu Wei<sup>1</sup>

(1. The State Key Laboratory of Rolling and Automation, Northeastern University, Shenyang 110016, China)

(2. Shi-Changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

**Abstract:** Selective laser melting (SLM) is an advanced digitalized technology that has been extensively applied in the fabrication of superalloys. This paper reviewed the microstructure of superalloys prepared by SLM, summarized the type and features of pores, and categorized the development of models interpreting the formation of cracks. The application of computational science in the research of preparation of superalloys was also reviewed. Finally, the prospect of SLM in superalloys was discussed.

**Key words:** selective laser melting; additive manufacturing; superalloy; microstructure; metallurgical defect; cracking

Corresponding author: Li Jinguo, Ph. D., Professor, Shi-Changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, P. R. China, Tel: 0086-24-23971758, E-mail: jgli@imr.ac.cn