



ELSEVIER

Contents lists available at ScienceDirect

Engineering

journal homepage: [www.elsevier.com/locate/eng](http://www.elsevier.com/locate/eng)



Research  
Additive Manufacturing—Article

## 基于激光粉床熔融镍合金 (Inconel 718) 加热凝固分析的数值模拟和实验分析

Patcharapit Promoppatum<sup>a</sup>, Shi-Chune Yao<sup>a,\*</sup>, P. Chris Pistorius<sup>b</sup>, Anthony D. Rollett<sup>b</sup>

<sup>a</sup> Department of Mechanical Engineering, Carnegie Mellon University, Pittsburgh, PA 15213, USA

<sup>b</sup> Department of Materials Science and Engineering, Carnegie Mellon University, Pittsburgh, PA 15213, USA

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received 31 March 2017

Revised 15 August 2017

Accepted 19 September 2017

Available online 27 October 2017

#### 关键词

增材制造

有限元建模

Rosenthal 方程

微结构

物质的热行为

Inconel 718 合金

### 摘要

有限元模型和 Rosenthal 方程在激光粉床熔融 Inconel 718 合金热学现象及微观研究方面具有广泛应用。通过了解 Rosenthal 方程 (该方程为有限元分析提供了一种非同寻常的方法) 的优点及缺点, 研究潜在假设对于估计结果的影响, 结合实验对材料物理特性进行对比分析。本文结合有限元模型及 Rosenthal 分析方程预测熔池形状并与文献实验做比较, 结果表明这两种方法均能够提供合理准确的估计结果, 包括预测出柱状凝固微结构和一次枝晶间距 (PDAS) 值, 与实验结果符合良好。与此同时, 基于吸收率选择的灵敏度分析表明, 与有限元法相比, Rosenthal 法对吸收率更为敏感, 其原因可能是 Rosenthal 法忽略辐射和对流造成的能量流失。

© 2017 THE AUTHORS. Published by Elsevier LTD on behalf of the Chinese Academy of Engineering and Higher Education Press Limited Company. This is an open access article under the CC BY-NC-ND license (<http://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>).

## 1. 引言

在过去的10年中, 增材制造 (AM) 技术尤其是激光粉床熔化技术在设计和制造过程中备受关注[1,2]。该技术相比减材制造具有更加显著的设计灵活性, 同时, 当涉及定制化生产及小批量生产时, 其具有明显的经济优势。近几年, 航空航天工业作为AM产生的重要试点领域, 已经开始通过AM技术开发实际产品。此外, 一些著名企业, 如通用航空、劳斯莱斯、空客公司、波音公司及惠普公司等也开始积极地将AM技术融入到公司的产品中[3]。钛、不锈钢、铝及镍基合金粉末等原材料在AM技术中得到广泛应用[4]。Inconel 718是一种

在高温下具有明显的高屈服强度、高焊接性和高蠕变断裂性能的沉淀硬化态镍-铬合金, 被广泛应用于工作条件严酷的航天工业[5]。为获取AM技术带来的优势, 我们需对其缺陷进行控制。

常见的AM技术缺陷包括因能量输入不足 (及不恰当的扫描参数) 而导致的未熔合, 因能量输入过度而造成的穿孔以及因扫描速度过快造成的球化效应[6]。这些技术缺陷会极大地影响产品的力学性能, 并常常引起部件开裂和层间脆弱连接。鉴于最终产品的质量在很大程度上取决于工艺参数的选择, 研究人员着力探究产品尤其是Inconel 718的零件质量、微观结构、力学性能和加工条件之间的关系。Sadowski等[7]确定了熔池形状及

\* Corresponding author.

E-mail address: [scyao@cmu.edu](mailto:scyao@cmu.edu)

其尺寸对于几个工艺参数的函数，使正确的操作环境能够被识别，并给出可靠的完全融合的扫描轨迹。Wang等[5]实验研究了由AM技术制造的Inconel 718合金，发现其微观结构及力学性能似乎与部件高度无关。此外，研究人员观察到柱状微观结构贯穿于整个部件，而由AM技术得到的产品准静态力学性能与由常规制造方法得到的产品相比也更为优越。

尽管有必要对AM产品特性进行实验研究，但耗时长且受限于所用研究技术。数学手段是探索研究在制造过程中材料基本表现的一种补充方法。其中两种主要方法是数值法与分析法。Rosenthal的分析模型可以为我们的粉末床产品的热学性能提供快速（只需几分钟）估计[8]。然而，Rosenthal方程的推导是基于几种简化假设，从而提高其估计结果的准确性和通用性。另外，数值法往往比分析法所假设的参数更少，这也使它的结果的真实性更胜一筹。然而它所需要的计算时间也通常更长。比如说，我们研究小组所搭建的模型通常需要四核英特尔至强E5处理器（2.8 GHz）计算4~6 h才能完成一个在网格数约为80 000的材料上扫描长度为2 mm的热学计算（这相当于物理时间中约1 ms）。然而，尽管这些差异客观存在，这两种计算方法仍均取得了广泛应用。

Tang等[9]将Rosenthal方程与他们提出的准则一起应用，以确定在几种合金系统中会导致未熔合的条件。他们的分析精确地估计了在不同的制造条件下已完成部分的未融合孔隙率。此外，Liang等[10]利用分析法及现有的相关性开发了一幅可以预测Inconel 718合金一次枝晶臂间距（PDA）的流程图。其结果在多组试验中得到了充分验证。Romano等[11]应用有限元法计算了选择性激光熔化（SLM）过程中材料的熔化和凝固过程。Romano等的模拟结果通常过高地估计熔池的宽度值，尤其是在大功率能量输入时。因此我们提出，将有效吸收率的修正系数与数值计算的结果相结合可以使得估计值与测量值更好地吻合。此外应当指出，在以往的有限元研究中，粉末往往被视作一种连续性材料[2,6,11,12]。Yan等[13,14]在研究中考虑了计算域中粉末颗粒的存在，多尺度建模技术也被用于研究从粉末尺度层面到层尺度层面的综合性检测。因此，Yan的模型展现了在模拟实际条件下对复杂的物理行为的捕捉，如粉末颗粒之间的相互作用、球化效应及由表面张力引起的扫描轨迹的非均匀性等。然而这种模型具有颇高的计算成本（据报告需使用英特尔酷睿i7-2600处理器进行长达140 h即对应4 ms物理时间的计算），而对单个扫描轨迹中缺陷萌生的

详细研究并不是本研究的重点。以往的研究表明，无论是数值法还是分析法均可用于描述AM过程并得出令人满意的结果。然而，这两种技术往往被分开研究，且二者的综合比较研究仍然匮乏。

因此，本研究旨在全面比较数值法与分析法在描述在由激光粉末床熔化技术生产Inconel 718合金产品过程中熔化的应用。结合现有的理论标准，对制造部件的几个重要参数(包括熔池尺寸、凝固行为及其微观结构等)进行预测与比较。同时，将阐述数值假设对每种方法估计结果的影响。通过有效实验数据证实预测。分析涵盖较大范围的热能量输入，这有助于我们完全理解该实验并确保数值结果的有效性。这项研究的结果有望加强我们对加工参数和最终产品之间联系的理解，此外，我们贯穿全文的讨论也为大家清晰地展示了Rosenthal方程法在替代或补充有限元法方面的可行性和局限性。

## 2. 数值法：有限元法模型

我们采用三维（3D）有限元模型对AM过程中的温度演化过程进行模拟，并对热敏材料的相关特性、运动热源的高斯分布及自然对流和辐射所造成的热损失等参数进行了充分考虑。采用COMSOL商业软件进行数值计算。本研究中，使用一台拥有150~600 W激光功率的激光器，光斑直径为75  $\mu\text{m}$ ，层厚40  $\mu\text{m}$ ，扫描速度为960  $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ，对AM过程中的典型处理参数进行模拟和复制[11]。

### 2.1. 材料的性能

材料的密度、比热容、导热率和放射性关于温度的函数如图1[11]所示，其定义了粉末、固体和液体相的性质，此外，显热熔法通常是用于将固体和液体[15]之间的相变所产生的潜热( $L = 210 \text{ kJ}\cdot\text{kg}^{-1}$ )相混合的方法。其中， $\Delta T_m$ 表示改进的比热容所定义的熔融温度范围，约为100 K，值集中在平均熔化温度约1613 K附近[16][式(1)]。

$$C_p = \begin{cases} C_{p,\text{sensible}} & \text{for } T < T_m - 0.5\Delta T_m \text{ or } T > T_m + 0.5\Delta T_m \\ C_{p,\text{modified}} = C_{p,\text{sensible}} + L/\Delta T_m & \text{for } T_m - 0.5\Delta T_m < T < T_m + 0.5\Delta T_m \end{cases} \quad (1)$$

式中， $C_p$ 与 $T$ 分别为比热容与温度。

### 2.2. 热模型

热模型由基体和粉末层组成，基体和粉末层宽

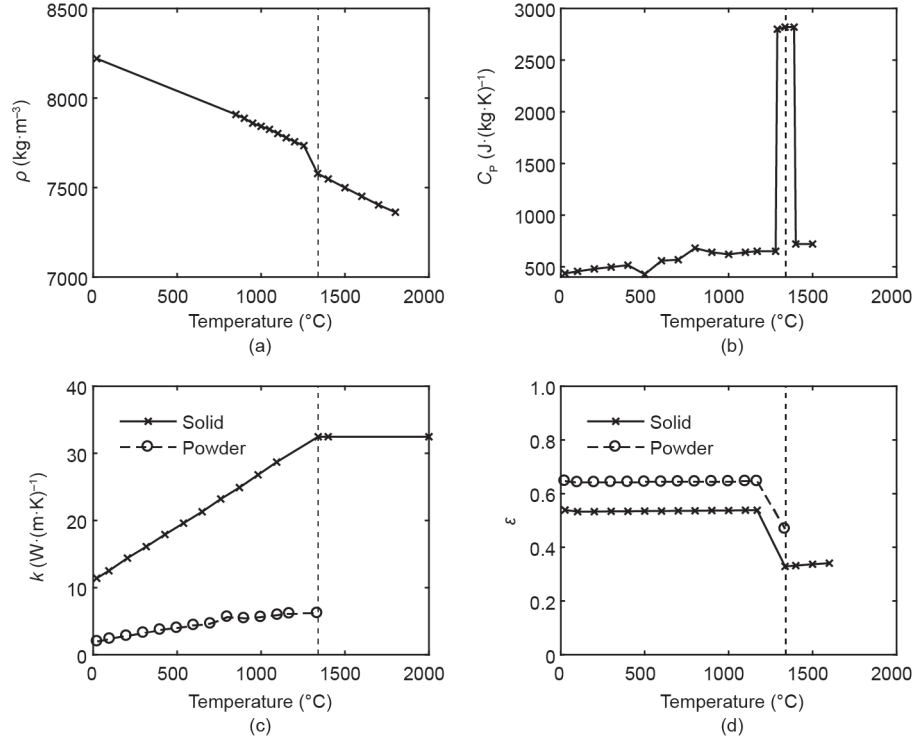


图1. 作为温度函数的 Inconel 718合金的热物理性质[11]。(a) 密度；(b) 比热容；(c) 热导率；(d) 放射性。

1.5 mm、长2.5 mm。此外，基板高2 mm，而粉层的厚度为40  $\mu\text{m}$ ，通常来讲，用于金属AM的基体尺寸较计算域的尺寸偏大。然而，在制造过程中，基体仅仅起到一个热沉的作用，有效地发生在顶面附近，并且随着与顶部距离的增加而显著减小[11]。经分析验证，该计算域足够大，限制计算负荷的同时不会影响历史温度的计量与熔池的尺寸。然而，需要注意的是，在极高的能量输入下，熔池的长度可能会超过2.5 mm，因此，若熔池长度是影响结果的重要参数，则计算域的长度应根据熔池长度适当调整。

然而，为了提高计算效率，并且由于熔池深度和宽度是本研究的关注要点，因此我们使用了2.5 mm的规格作为域长度。此外，在热计算中，我们选择忽略液体熔池中的自然对流，这会导致熔池内的温度偏高，但对熔池边缘结晶的预测几乎没有影响，熔池的传热主要受相变和热传导的控制[17]。我们假设激光功率的分布服从高斯分布，如公式(2)所示：

$$q(x, y) = \frac{2\lambda P}{\pi r_0^2} \exp\left\{-\frac{2\left[(x-x_0)^2 + (y-y_0)^2\right]}{r_0^2}\right\} \quad (2)$$

式中， $P$ 为激光功率； $r_0$ 为激光半径； $\lambda$ 为材料的吸收率。

众多学者对Inconel 718合金的吸收率统计如表1所

示[11,18–20]，从0.3到0.87均有分布，差异较大。

表1中总结了1.06  $\mu\text{m}$ 波长激光对Inconel 718合金的材料吸收率，这些激光器可与德国EOS GmbH的Yb:YAG激光器相媲美。

Sainte-Catherine等[18]的实验研究表明，Inconel 718合金的吸收率往往会随温度升高而增加。为了说明预测结果对于吸收率的敏感性，在本研究中我们对吸收率上下限为0.3和0.87的实验结果分别进行了数值分析。此外，我们将在第4.1节讨论并给出最接近的熔池估计宽度的拟合吸收率（它们的两种计算方法）。

利用辐射传热系数对上表面的辐射进行量化：

$$h_{\text{rad}} = \varepsilon\sigma(T^2 + T_\infty^2)(T + T_\infty) \quad (3)$$

式中， $h_{\text{rad}}$ 为辐射传热系数； $\sigma$ 为斯忒藩-玻尔兹曼常量； $\varepsilon$ 为放射率； $T_\infty$ 为环境温度。

在实验过程中，假设反应皿的侧壁是绝缘的。我们观测到基体的温度没有表现出明显变化，基体底层的边界条件则一直处于室温[6]。图2(a)概括了本研究中

表1 1.06  $\mu\text{m}$  波长激光对Inconel 718合金的材料吸收率

Absorptivity	Sources
0.87	Romano et al. [11]
0.3–0.55	Sainte-Catherine et al. [18]
0.51	Montgomery et al. [19]
0.38	Lee and Zhang [20]

用于数值模拟的热学边界条件，而图2 (b) 则展现了在有限元计算中我们所考虑的三维几何体。

### 3. 分析方法：Rosenthal 方程

Rosenthal[8]首先开发了能预测熔焊过程中的温度曲线的分析法。由于熔焊和选择性激光（SLM）之间的相似性，Rosenthal方程逐渐被推广用于预测激光熔化的热学特性，具有简单且适用性广泛的优点。此外，这一公式还可以作为时间、温度梯度、冷却速率和结晶速率的函数，用于预测温度历史。Rosenthal方程基于以下假设衍生而得：

- 热物理性质，包括热导率、密度和比热容。相变潜热与温度无关，不包括在内。
- 扫描速度和输入功率恒定，并确保了熔池周围温度分布的准稳态条件。
- 热源为点热源。
- 不考虑表面对流和辐射造成的热量损失，忽略液体中的对流，且传热完全由传导来控制。

如要在粉末床生产过程中使用Rosenthal方程，首先需要做一个附加假设：假设粉末的沉积对熔池尺寸的影响较小。Montgomery等[19]以及Gong等[21]在与本实验相同的条件下实验证明了该假设的正确性。将存在粉末的固体基体作为实验组，不存在粉末的作为对照组，进行扫描试验，所形成的熔池区域相似，无粉末情况下熔池的宽度略大于另一组。这表明，在此项工作中，熔池

宽度的差异是微不足道的。

所得的解析式，即Rosenthal方程如下：

$$T = T_0 + \frac{\lambda P}{2\pi kr} \exp\left[-\frac{V(r+\xi)}{2\alpha}\right] \quad (4)$$

式中， $T_0$ 为远离顶部表面的温度； $k$ 为导热系数； $V$ 为扫描速度； $\alpha$ 为热扩散系数。应当指出的是，在公式（4）中，激光沿 $x$ 轴扫描，其中 $x-Vt$ 的运动坐标被 $\xi$ 所替换； $r$ 为距热源的距离，将其定义为 $(\xi^2 + y^2 + z^2)^{0.5}$ 。由于Rosenthal方程不适用于温敏材料，故我们采用了如表2所示室温下的材料特性[11]。

### 4. 结论

将Rosenthal方程法、有限元法以及对不同热输入值进行试验所得的结果进行比较。由激光功率和扫描速度计算而得的热量输入值如公式（5）所示。这两个参数都很重要，因为它们均影响到了熔池的结构和扫描轨迹中的热行为。

$$E = \frac{P}{V} \quad (5)$$

图3显示了由有限元模型得到的温度曲线和熔池边界。从有限元计算得到的热结果可以进一步用于计算熔池尺寸、结晶速率和温度梯度，从而使对结晶微观组织的预测成为可能。下文将数值法和分析法的结果与实验

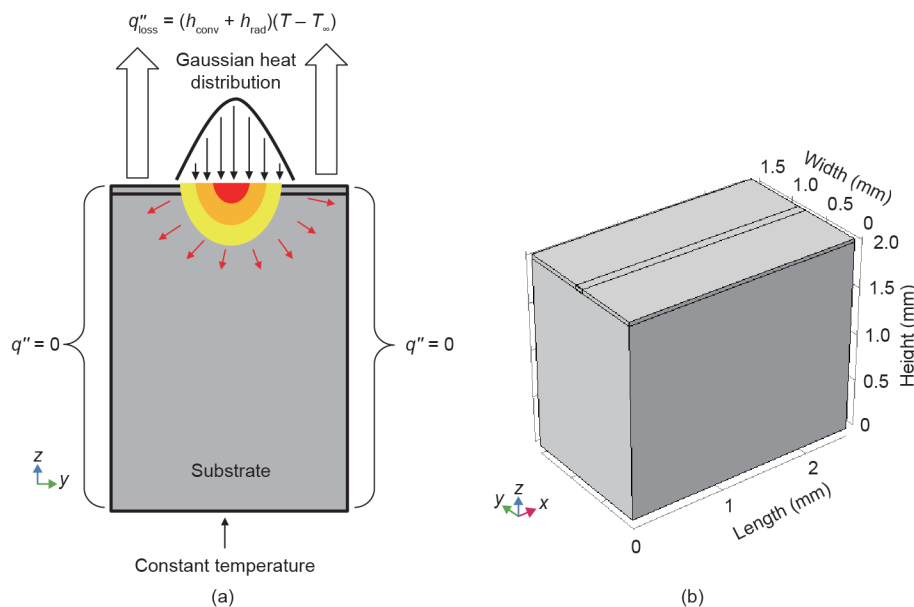


图2. (a) 热学边界条件：①激光的热能在顶面输入；②由于对流和辐射造成热能损失；③绝缘墙；④底部恒温。(b) 有限元计算中所考虑的三维几何体。

测量结果进行比较。由两种方法获得的温度梯度和凝固速率均将被反复检验，因为这些参数在微观结构的预测中有着至关重要的作用。此外，我们将讨论比较由这两种不同方法所获得的结晶图谱和PDA。

#### 4.1. 熔池构型的实验、数值分析与分析结果

基于Rosenthal方程计算而得的熔池边界如图4所示。熔池的宽度值在 $dy/dz = 0$ 时取最大值；Tang等[9]向我们展示了下列方程式（由Rosenthal方程演变）可被用于估计热扩散率相对较低的材料（如Inconel 718合金）的熔池宽度值：

$$W \approx \sqrt{\frac{8}{\pi \epsilon} \frac{\lambda P}{\rho C_p V (T_m - T_0)}} \quad (6)$$

式中， $\rho$ 为密度； $W$ 为熔池宽度。

应当指出，在Rosenthal方程的条件下，我们所预测的是一个半圆形熔池截面（垂直于光束传播方向）。因此，计算所得的熔池深度是熔池宽度的一半。

我们将实验结果与预测熔池宽度进行比较：Sadowski等[7]实验研究了工艺参数对AM产品部分质量的影响，其样品由EOSINT M 280(德国EOS GmbH公司)机器对Inconel 718合金粉末加工而得。其实验参数涵盖了40 ~ 300 W的电子束功率、200 ~ 2500 mm·s<sup>-1</sup>的扫描速率、110 μm宽的扫描间距和75 μm宽的激光光斑直

表2 应用在Rosenthal方程中的Inconel 718合金室温材料热学性能

Property	Value
Thermal conductivity, $k$	11.4 W·(m·K) <sup>-1</sup> [11]
Density, $\rho$	8220 kg·m <sup>-3</sup> [11]
Specific heat, $C_p$	435 J·(kg·K) <sup>-1</sup> [11]
Absorptivity, $\lambda$	0.3–0.87 (from Table 1)

径。实验研究中的参数处理与第2节中所述的数值模拟中参数处理所用方法一致。由于这些实验涵盖了数值范围广泛的激光功率参数和扫描速度参数，所以它们被用于验证和比较数值法和分析法的预测能力。

图5将实验测量所得的宽度平均值（取值与熔池宽度相同）与经Rosenthal方程法和有限元法预测的结果相比较。该线宽平均值由投影在试样平面图的影像测量而得[7]。对吸收率从0.3到0.87取不同数值进行数值估计，以说明预测的灵敏度。同时我们发现在吸收率的拟合，Rosenthal方程法取0.4时与实验结果最接近，而有限元模型法的最接近取值为0.5。根据拟合结果来看，在0.4 J·mm<sup>-1</sup>的热输入条件下预测和测量结果是一致的。在较高的热输入的条件下，有限元法往往低估了熔池的宽度，Rosenthal方程法往往高估宽度。显微照片表明，穿孔常常发生在高热输入的条件下[7]，而穿孔会导致熔池变窄变深，由有限元法预测的较小熔池可能受到材料表层过量辐射造成的能量损失的影响。因为在有限元计算中不考虑熔池对流，所预测的熔池表面温度过高会导致我们高估辐射损失。相比之下，Rosenthal法完全忽略了熔池表面的辐射损失。

至于预测结果对于吸收率的敏感性，图5表明，与有限元模型相比，Rosenthal方程法对吸收率更敏感，尤其是在极高的热输入条件下，这一结果进一步证实了表面辐射和对流热损失的重要影响，因为这些都是有限元模型中考虑的参数，但在Rosenthal方程法的计算中是被忽略掉的。

#### 4.2. 热预测：温度梯度、冷却速率与结晶速率

结晶的微观结构受结晶过程中的温度梯度（ $G$ ）和结晶速率（ $R$ ）等热条件的影响。Rosenthal方程使得通

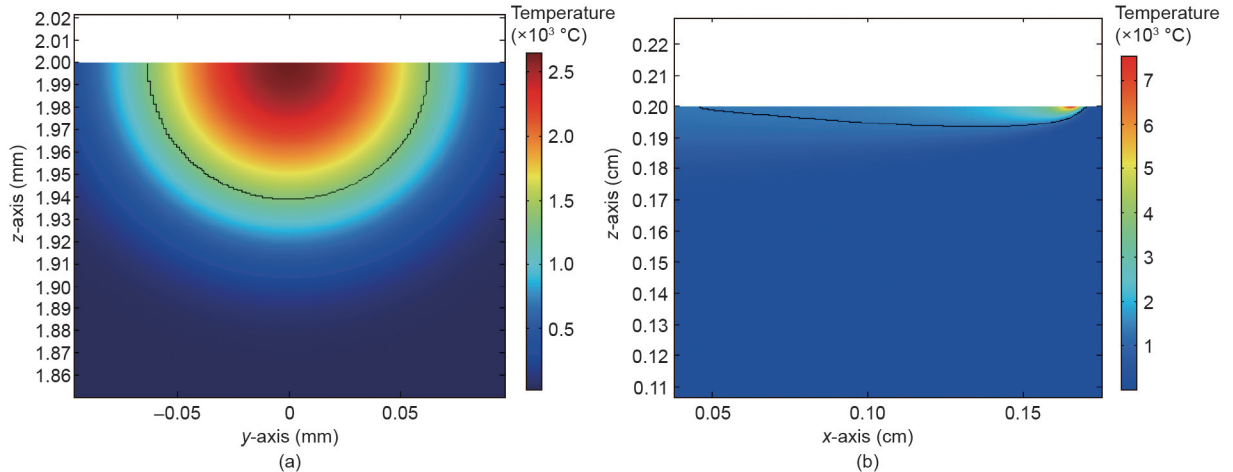


图3. (a) 有限元模型中的温度等值线（°C）和熔池边界（由黑线表示）的截面图（ $y$ - $z$ ）；(b) 有限元模型的温度等值线（°C）和熔池边界（由黑线表示）的纵向视图（ $x$ - $z$ ）。模拟激光功率为200 W，扫描速度为960 mm·s<sup>-1</sup>，吸收率为0.5。

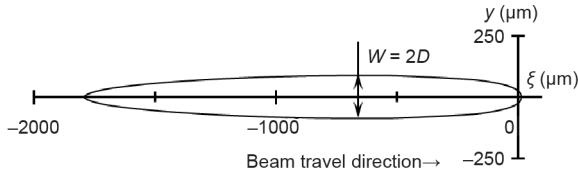


图4. 熔池边界的Rosenthal俯视图，用于计算Inconel 718合金在吸收功率142 W、 $V = 960 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 、点热源位于水平轴和垂直轴的交汇处的数值。 $W$ 表示熔池宽度， $D$ 表示熔池深度。

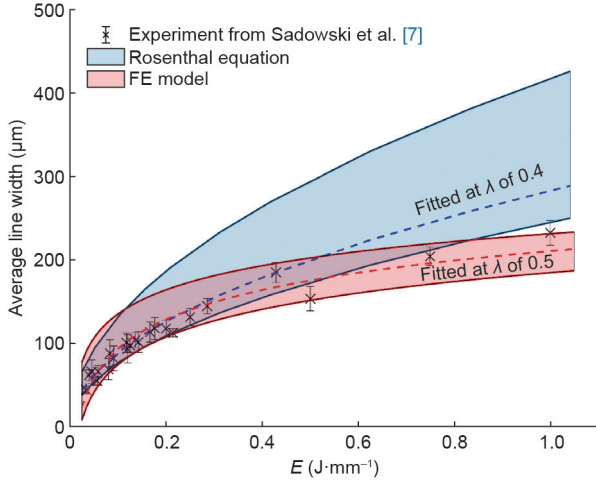


图5. 参考文献[7]中熔池宽度的实验结果与由Rosenthal方程法和有限元模型预测的结果的比较。阴影区域显示了当吸收率从0.3到0.87时的预测范围，而虚线则表示两种方法的拟合吸收率。

过这些参数进行快速估计成为可能。下列方程在 $\xi$ 和 $z$ 参数方向上给出了温度梯度，由式(7)与式(8)可得熔池截面在 $\xi$ - $z$ 平面及 $y = 0$ 时的情况[参见图3(b)中的坐标]，局部冷却速度 $(\partial T/\partial t)$ 可以由公式(9)推算得出。

$$\frac{\partial T}{\partial \xi} = \left[ 1 + \frac{\xi}{\sqrt{\xi^2 + z^2}} + \frac{2\alpha\xi}{V(\xi^2 + z^2)} \right] \left( -\frac{\lambda P}{2\pi k} \frac{V}{2\alpha} \frac{1}{\sqrt{\xi^2 + z^2}} \right) \quad (7)$$

$$\frac{\partial T}{\partial z} = \left[ 1 + \frac{2\alpha}{V\sqrt{\xi^2 + z^2}} \right] \left( -\frac{\lambda P}{2\pi k} \frac{V}{2\alpha} \frac{z}{\xi^2 + z^2} \right) \exp \left[ -\frac{V}{2\alpha} (\xi + \sqrt{\xi^2 + z^2}) \right] \quad (8)$$

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \left[ 1 + \frac{\xi}{\sqrt{\xi^2 + z^2}} + \frac{2\alpha\xi}{V(\xi^2 + z^2)} \right] \left( \frac{\lambda P}{2\pi k} \frac{V^2}{2\alpha} \frac{1}{\sqrt{\xi^2 + z^2}} \right) \exp \left[ -\frac{V}{2\alpha} (\xi + \sqrt{\xi^2 + z^2}) \right] \quad (9)$$

在Bontha等[22]的研究中，熔池中不同位置所对应的温度梯度、冷却速率和结晶速率显著不同。在AM过程中需要对先前的沉积层进行部分重熔，以便将新层熔

合到其下面的层中，并避免因融合不充分而产生间隙。然而，本研究所采用的是自熔池底部而上的平均热行为，我们设它是在第 $n$ 层的沉积中形成的，直到下一层( $n+1$ 层)的熔池底部，如图6所示。换言之，在未对下一沉积层进行重熔的区域内对热行为进行平均化。其基本原理是，最终沉积的微观结构仅仅取决于最后一个熔化阶段的热过程，而先前的熔化过程对其微观结构的形成没有显著影响。因此，在本节中所得到的热行为将继续应用于后续章节的微观结构预测中。

确定温度梯度及冷却速率之前，应先在公式(6)找到熔池深度，而后应用公式(4)求解以确定 $\xi$ 和 $z$ 这组沿熔池边界从熔池底部到距底部 $40 \mu\text{m}$ 的位置(其中， $40 \mu\text{m}$ 是当前研究中的层厚)。不同位置处 $\xi$ 和 $z$ 的集合用于确定式(7)至式(9)的局部热行为。将所得的平均值与有限元模型的结果相比较，结晶速率由总温度梯度及冷却速率决定，如公式(10)所示。我们使用Matlab软件包对结果进行了解析与计算。

$$R = \frac{1}{G} \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{1}{\sqrt{\left(\frac{\partial T}{\partial \xi}\right)^2 + \left(\frac{\partial T}{\partial z}\right)^2}} \frac{\partial T}{\partial t} \quad (10)$$

与Rosenthal方程类似，为了从有限元模型中得知物质的热性能，也应首先确定其熔池深度。接下来，在未经重熔的熔池中获取它不同位置对应的温度变化过程和温度梯度，正如本节前文所描述的那样。为了更好地理解，我们展示了一个使用200 W激光功率、 $960 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 扫描速度和0.5的吸收率的例子。在以上加工条件下，熔池深度预计为 $69 \mu\text{m}$ 。评估了5个不同位置的热变化过程：分别为熔池底部以上 $5 \mu\text{m}$ 、 $10 \mu\text{m}$ 、 $20 \mu\text{m}$ 、 $30 \mu\text{m}$ 和 $40 \mu\text{m}$ 处。图7(a)、(b)展示了 $z$ 轴方向的温度以及温度梯度与时间的函数关系，图7(c)展示了冷却过程中温度梯度与温度的函数关系。提取熔化温度下的温度梯度、计算平均值并与Rosenthal方程的结果进行比较。平均冷却速率也采用与温度梯度相同的方法提取，利用公式(10)、温度梯度和冷却速率计算凝固速率。

图8展示了Rosenthal方程和有限元模型之间热行为的比较。对多种热量输入进行分析，其中扫描速度固定，激光功率可变，以实现目标能量输入。图8(a)~(c)表明，两种方法预测得到相同的温度梯度趋势，即热量输入较高时温度梯度变小，主要由较大的熔池尺寸和较大的高温区域导致，这与更高的能量输入有关，并最终减弱了熔化区域内的温度梯度。基于拟合的吸收率，Rosenthal方程和有限元模型的温度梯度非常相似，但有

有限元模型的冷却速率和凝固速率略高于Rosenthal方程。

另外，从对熔池结构的预测来看，Rosenthal方程和FE模型对冷却速率预测的差异在低能量密度下较小，在高能量输入下增大。其中一个原因可能是预测的熔池尺寸存在差异，对此，辐射和对流损失在高能量密度下可能发挥重要作用。通过忽略热损失，Rosenthal方程比有限元模型具有更高的整体热量输入，最终可能导致冷却速率较低。此外，变温热导率在熔融温度下比在室温下高出三倍，所以在有限元模拟中，较高的热导率加速了凝固过程中的冷却。两种方法对冷却速率的预测值差异在10%~60%之间。Goldak等[23]之前对Rosenthal方程和有限元模型进行比较，用于对焊接中的冷却速率进行预测。他们发现，与实验结果相比，有限元模型将冷却速率低估了5%，而Rosenthal方程则高估了41%。他们的结果与本研究的结论不同，这表明有限元模型的冷却速率高于Rosenthal方程，原因可能在于Goldak等[23]在研究中使用的材料是低碳钢，据报道它的热导率在高温

下较低，因此考虑到变温热导率时，可能导致冷却速率较低。另外，从灵敏度研究可以看出，两种方法预测的冷却速率都对低能量密度下的吸收率选值非常敏感。然而，当固有的冷却速率较低时，吸收率对冷却的影响在热量输入较高时减小。

请注意，热分析是在初始温度接近室温的假设条件下进行的。然而，当发生大量热量累积时，这个假设不会成立。促进局部温度升高的因素包括：铺各层粉末之间时间间隔短，导致冷却时间减少；扫描长度非常小，导致层内温度迅速升高；几何特征非常小，由于周围粉末导热性低而导致导热不良。如果发生以上任何一种因素，Rosenthal方程都将不适用，除非可以独立计算初始温度。相反，完整的有限元分析可以解释具体的几何形状。

#### 4.3. 预测微观结构：凝固图和 PDAS

预测凝固微观结构有助于理解加工参数与微观结构之间的相互作用。这有助于预测AM成形产品的力学性能。图9展示了凝固微观结构图。此图可有效说明凝固后的微观结构，凝固过程中微观结构受到温度梯度和凝固速度控制[24]。有三种可能的固化微观结构：柱状、混合和等轴状。图9分别给出了通过Rosenthal方程和有限元模拟不同能量输入和不同熔池位置的结果。需要注意的是该图仅给出了拟合吸收率的结果。能量密度从

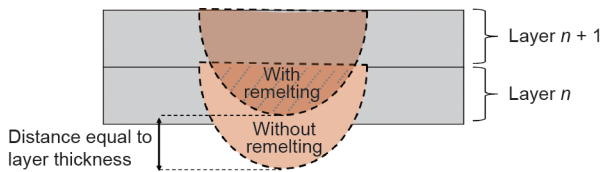


图6. 展现了熔池的两层：重熔的与未重熔的区域。

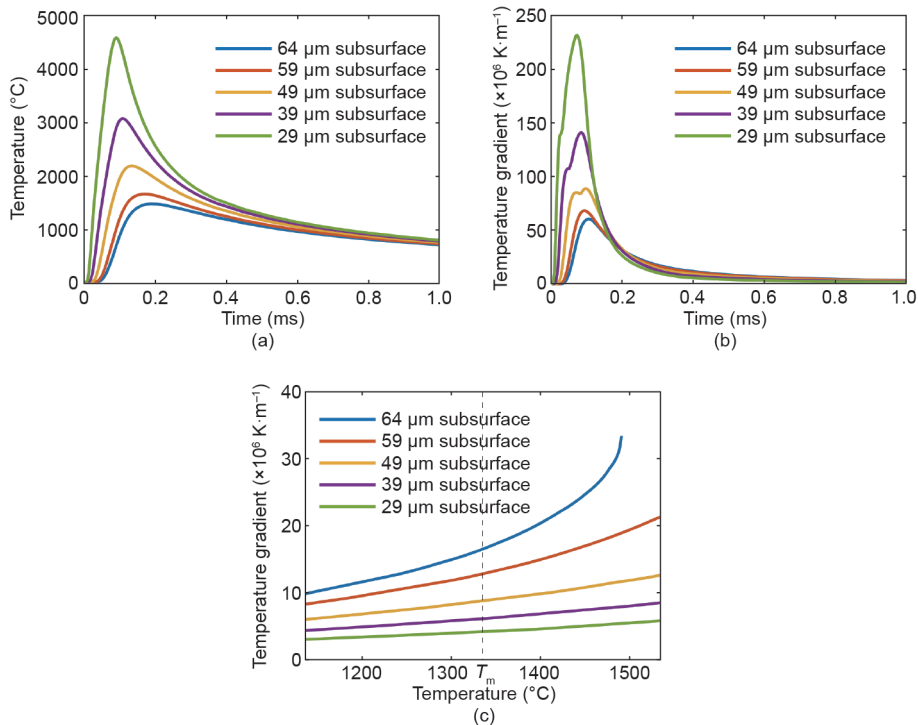


图7. (a) 熔池内不同位置的温度-时间函数；(b) 熔池内不同位置的温度梯度-时间函数；(c) 冷却过程中熔池内不同位置的温度梯度-温度函数。使用激光功率为200 W、扫描速度为960 mm·s<sup>-1</sup>、吸收率为0.5的有限元模型进行模拟。

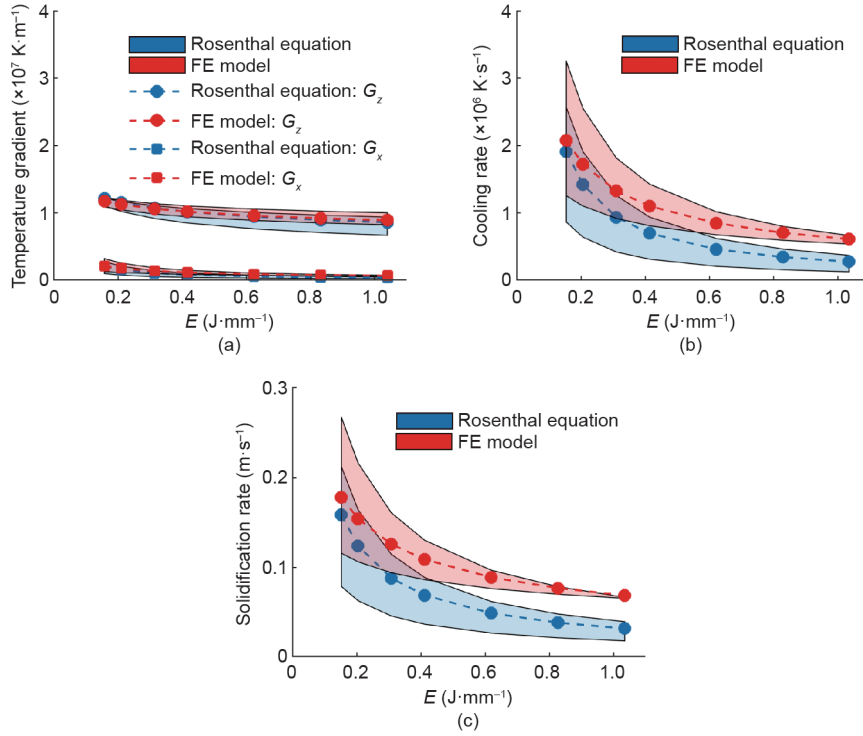


图8. Rosenthal方程和有限元模型中 (a) 温度梯度、(b) 冷却速率和 (c) 凝固速率的比较。阴影区域表示在0.3~0.87范围内对吸收率的敏感性。虚线分别表示Rosenthal方程和FE模型拟合吸收率为0.4和0.5的结果。

0.16 J·mm<sup>-1</sup>变化到0.63 J·mm<sup>-1</sup>，绘图位置分别为熔池底部以上5 μm、10 μm、20 μm、30 μm、40 μm和50 μm。图9说明，Rosenthal方程和有限元模拟获得的凝固图在对数尺度上几乎没有差别，两种方法都预测了柱状结构的形成。这个结果与Wang等[25]的一项研究十分吻合，该项研究表明，由熔池底部沿[001]晶向取向生长的细柱状枝晶状组织在Inconel 718制成的AM部件中比较常见。但是，由于柱状和等轴微观结构的边界是用传统铸件计算的[26]，凝固图与实际观察到的微观结构的一致也可能是偶然现象。然而，在激光熔化粉末过程中，小熔池对熔池边界外延晶粒生长起主导作用，同时高凝固率将影响凝固图的适用性。

除了晶粒类型，PDAS也是影响力学性能的重要微观结构特征[10]。因此，很多研究人员对凝固行为与PDAS之间的关系进行了研究[27,28]。最常见的模型之一是Kurz和Fisher (KF) 模型[28]。KF模型[公式(11)]已经被证明可有效而精确地确定镍基高温合金产品的PDAS[29]。

$$\delta = 4.3 \left( \frac{\Delta T_0 \cdot D \cdot \Gamma}{k_0} \right)^{1/4} \cdot G^{-1/2} \cdot R^{-1/4} \quad (11)$$

式中， $\delta$ 为PDAS (μm)； $G$ 为热梯度 (K·m<sup>-1</sup>)； $R$ 为凝固速度 (m·s<sup>-1</sup>)。 $\Delta T_0$ ， $D$ ， $k_0$ 和 $\Gamma$ 是材料性质，由表3给

出[10,16]。图10展示了各种热量输入下采用分析法和数值法对PDAS的预测。这两种计算方法都预测了PDAS随着热输入的增加而增加的趋势，这正与Wang等[25]的实验观察结果相同。Rosenthal方程的PDAS预测值略大于有限元模型：这两种方法之间的差异达到了29%。为了验证数值结果，用在数值计算类似处理条件下获得的实验数据进行比较。Lee和Zhang[20]使用EOSINT M 280 (德国EOS GmbH公司) 制造的Inconel 718零件做实验，对PDAS进行了测量。在他们的研究中，能量密度为0.3 J·mm<sup>-1</sup>时，PDAS值为1 ~ 1.8 μm。Rosenthal方程和有限元模型的预测都与实验数据非常吻合。然而，即使两种方法都能合理预测PDAS，由于实验数据不足，也难以确定较好的PDAS预测模型。因此，更多的实验数据，特别是在不同的能量密度下，对于提升分析法和数值法的可信度至关重要。更多的数据也能识别出更好的方法。

## 5. 结论

本文采用Rosenthal方程分析法和有限元法对SLM制造的Inconel 718部件的热行为进行研究。分析对象包括确定熔池结构、固化行为、晶粒类型的预测和PDAS。预测的结果与文献的实验结果进行比较，同时也对这两



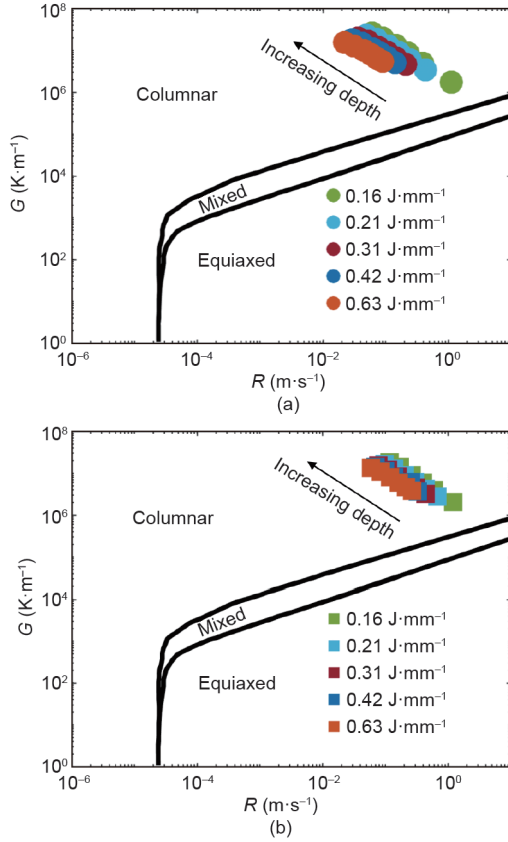


图9. (a) Rosenthal方程和 (b) 有限元模型的凝固图的比较。结果来自0.4 (Rosenthal方程) 和0.5 (有限元模型) 的吸收率。

种方法进行比较以检查其预测能力的异同。得到的结论如下:

(1) Rosenthal方程和有限元模型在能量密度小于 $0.4 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-1}$ 时都能很好地预测熔池尺寸。然而, 在较高的能量密度下, Rosenthal方程预测的熔池尺寸大于有限元模型, 这可能是忽略了潜热和表面热损失等假设的结果。

(2) 根据拟合的吸收率值, 两种方法的温度梯度估计值吻合较好, 而有限元模型的冷却速率和固化率均高于Rosenthal方程。

(3) 由于Rosenthal方程没有考虑热损失, 因此其对熔池尺寸和冷却速率的预测对吸收率的选择比有限元模型更为敏感。

(4) 基于固化图, 两种方法都预测了柱状增长, 这与实验得到的结果一致。此外, 在对数尺度图上, Rosenthal方程和有限元模型的结果在固化图上难以区分。

(5) Rosenthal方程的PDAS预测值大于有限元模型, 最大相差29%。与能量密度 $0.3 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-1}$ 的实验结果相比, 两种方法都能合理预测PDAS。然而, 需要更多的实验PDAS数据以区分哪个模型更优, 特别是用作能量密度

表3 用于预测PDAS的Inconel 718的各项材料性质

Property	Value
Solidification interval, $\Delta T_0$	82 K [16]
Liquid diffusivity, $D$	$3 \times 10^{-9} \text{ m}^2\cdot\text{s}^{-1}$ [10]
Partition coefficient, $k_0$	0.7 [10]
Gibbs-Thomson coefficient, $\Gamma$	$1.8 \times 10^{-7} \text{ m}\cdot\text{K}$ [10]

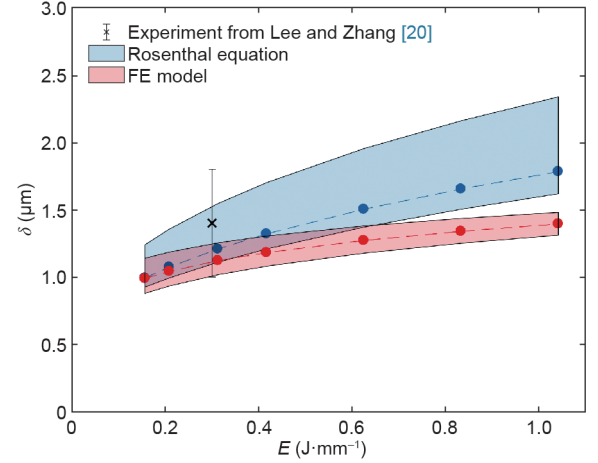


图10. Rosenthal方程和有限元模型的PDAS预测比较, 以及来自参考文献[20]的实验结果。阴影区域表示结果对从0.3到0.87的各吸收率的敏感度。虚线分别表示Rosenthal方程和有限元模型拟合吸收率为0.4和0.5的结果。

的函数。

(6) Rosenthal方程和有限元模型在低能量输入下提供了相似和合理的热和微观结构预测, Rosenthal方程可用于快速估算。然而在高能量输入时, 应当谨慎使用Rosenthal方程, 因为被忽略的热损失可能影响较大。由于包含了更真实的材料属性, 因此有限元模型在高能量输入下更精确。

## Acknowledgements

Patcharapit Promoppatum is grateful for support from the Royal Thai Government and the Bertucci Graduate Fellowship for this research. P. Chris Pistorius and Anthony D. Rollett acknowledge support from Early Stage Innovations under National Aeronautics and Space Administration (NASA)'s Space Technology Research Grants Program (NNX 17AD03G).

## Compliance with ethics guidelines

Patcharapit Promoppatum, Shi-Chune Yao, P. Chris Pistorius, and Anthony D. Rollett declare that they have no conflict of interest or financial conflicts to disclose.

## References

- [1] Petrick IJ, Simpson TW. 3D printing disrupts manufacturing: How economies of one create new rules of competition. *Res Technol Manag* 2013;56(6):12–6.
- [2] Zhao X, Promopattum P, Yao SC. Numerical modeling of non-linear thermal stress in direct metal laser sintering process of titanium alloy products. In: *Proceedings of the First Thermal and Fluids Engineering Summer Conference*; 2015 Aug 9–12; New York, NY, USA. New York: American Society of Thermal and Fluids Engineers; 2015. p. 1519–31.
- [3] Kumar LJ, Nair CGK. Current trends of additive manufacturing in the aerospace industry. In: *Wimpenny DI, Pandey PM, Kumar LJ, editors Advances in 3D printing & additive manufacturing technologies*. Singapore: Springer; 2017. p. 39–54.
- [4] Jia Q, Gu D. Selective laser melting additive manufactured Inconel 718 superalloy parts: High-temperature oxidation property and its mechanisms. *Opt Laser Technol* 2014;62:161–71.
- [5] Wang X, Keya T, Chou K. Build height effect on the Inconel 718 parts fabricated by selective laser melting. *Procedia Manuf* 2016;5:1006–17.
- [6] Promopattum P, Onler R, Yao SC. Numerical and experimental investigations of micro and macro characteristics of direct metal laser sintered Ti-6Al-4V products. *J Mater Process Technol* 2017;240:262–73.
- [7] Sadowski M, Ladani L, Brindley W, Romano J. Optimizing quality of additively manufactured Inconel 718 using powder bed laser melting process. *Addit Manuf* 2016;11:60–70.
- [8] Rosenthal D. Mathematical theory of heat distribution during welding and cutting. *Weld J* 1941;20(5):220–34.
- [9] Tang M, Pistorius PC, Beuth JL. Prediction of lack-of-fusion porosity for powder bed fusion. *Addit Manuf* 2017;14:39–48.
- [10] Liang YJ, Li A, Cheng X, Pang XT, Wang HM. Prediction of primary dendritic arm spacing during laser rapid directional solidification of single-crystal nickel-base superalloys. *J Alloys Compd* 2016;688(Pt A):133–42.
- [11] Romano J, Ladani L, Sadowski M. Laser additive melting and solidification of Inconel 718: Finite element simulation and experiment. *JOM* 2016;68(3):967–77.
- [12] Romano J, Ladani L, Sadowski M. Thermal modeling of laser based additive manufacturing processes within common materials. *Procedia Manuf* 2015;1:238–50.
- [13] Yan W, Ge W, Smith J, Lin S, Kafka OL, Lin F, et al. Multi-scale modeling of electron beam melting of functionally graded materials. *Acta Mater* 2016;115:403–12.
- [14] Yan W, Ge W, Qian Y, Lin S, Zhou B, Liu WK, et al. Multi-physics modeling of single/multiple-track defect mechanisms in electron beam selective melting. *Acta Mater* 2017;134:324–33.
- [15] Bonacina C, Comini G, Fasano A, Primicerio M. Numerical solution of phase-change problems. *Int J Heat Mass Transfer* 1973;16(10):1825–32.
- [16] Hosaeus H, Seifert A, Kaschnitz E, Pottlacher G. Thermophysical properties of solid and liquid Inconel 718 alloy. *High Temp High Press* 2001;33(4):405–10.
- [17] Hu D, Kovacevic R. Modelling and measuring the thermal behaviour of the molten pool in closed-loop controlled laser-based additive manufacturing. *Proc Inst Mech Eng Part B* 2003;217(4):441–52.
- [18] Sainte-Catherine C, Jeandin M, Kechemair D, Ricaud JP, Sabatier L. Study of dynamic absorptivity at 10.6  $\mu\text{m}$  ( $\text{CO}_2$ ) and 1.06  $\mu\text{m}$  (Nd-YAG) wavelengths as a function of temperature. *J Phys IV France* 1991;1(C7):C7-151–7.
- [19] Montgomery C, Beuth J, Sheridan L, Klingbeil N. Process mapping of Inconel 625 in laser powder bed additive manufacturing. In: *Proceedings: 26th Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium—An additive manufacturing conference*; 2015 Aug 10–12; Austin, TX, USA; 2015. p. 1195–204.
- [20] Lee YS, Zhang W. Modeling of heat transfer, fluid flow and solidification microstructure of nickel-base superalloy fabricated by laser powder bed fusion. *Addit Manuf* 2016;12(Pt B):178–88.
- [21] Gong H, Gu H, Zeng K, Dilip JJS, Pal D, Stucker B, et al. Melt pool characterization for selective laser melting of Ti-6Al-4V pre-alloyed powder. In: *Proceedings of the 25th Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium*; 2014 Aug 4–6; Austin, TX, USA; 2014. p. 256–67.
- [22] Bontha S, Klingbeil NW, Kobryn PA, Fraser HL. Effects of process variables and size-scale on solidification microstructure in beam-based fabrication of bulky 3D structures. *Mater Sci Eng A* 2009;513–514:311–8.
- [23] Goldak J, Chakravarti A, Bibby M. A new finite element model for welding heat sources. *Metall Mater Trans B* 1984;15(2):299–305.
- [24] Wei HL, Mukherjee T, DebRoy T. Grain growth modeling for additive manufacturing of nickel based superalloys. In: *Holm EA, Farjami S, Manohar P, Rohrer GS, Rollett AD, Srolovitz D, et al., editors Proceedings of the 6th International Conference on Recrystallization and Grain Growth (ReX&GG 2016)*; 2016 Jul 17–21; Pittsburgh, PA, USA. Cham: Springer; 2016. p. 265–9.
- [25] Wang X, Gong X, Chou K. Review on powder-bed laser additive manufacturing of Inconel 718 parts. In: *Proceedings of the ASME 10th International Manufacturing Science and Engineering Conference 2015: Volume 1*; 2015 Jun 8–12; Charlotte, NC, USA. New York: American Society of Mechanical Engineers; 2015. p. V001T02A063.
- [26] Nastac L, Valencia JJ, Tims ML, Dax FR. Advances in the solidification of IN718 and RS5 alloys. In: *Loria EA, editor Superalloys 718, 625, 706, and various derivatives: Proceedings of the International Symposium on Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives*; 2001 Jun 17–20; Pittsburgh, PA, USA. Pittsburgh: The Minerals, Metals & Materials Society; 2001. p. 103–12.
- [27] Lu SZ, Hunt JD. A numerical analysis of dendritic and cellular array growth: The spacing adjustment mechanisms. *J Cryst Growth* 1992;123(1–2):17–34.
- [28] Kurz W, Fisher DJ. Dendrite growth at the limit of stability: Tip radius and spacing. *Acta Metall* 1981;29(1):11–20.
- [29] Wang G, Liang J, Zhou Y, Jin T, Sun X, Hu Z. Prediction of dendrite orientation and stray grain distribution in laser surface-melted single crystal superalloy. *J Mater Sci Technol (Shenyang, China)* 2017;33(5):499–506.