

金属激光增材制造过程温度场模拟研究

赵蒙¹, 侯熙硕², 程明贤¹, 王焕春¹, 朱宇豪¹, 王煊军¹

1. 火箭军工程大学智剑实验室 陕西西安 710025

2. 天津航海仪器研究所 天津 300131

摘要: 为研究金属激光增材制造过程的温度场特征, 实现温度场的准确预测和调控, 研究和选取了激光增材过程模拟所涉及的几何模型、材料模型、热源模型、边界条件和二次开发算法, 分析了激光扫描速度对单层单道次激光熔化工艺过程熔池温度场的影响规律, 进一步得到了多层多道次增材过程熔池温度场分布特征, 为准确预测增材制造过程激光熔池和温度场特征提供理论依据。结果表明: 增材制造过程的激光熔池形貌特征呈现出非对称分布特征, 且实时增材区域熔池形貌的非对称程度较已增材区域更为严重; 层内或层间已凝固区域的温度场对实时激光熔池区域的温度分布特征造成影响; 实时激光熔池温度场也会影响已凝固区域的温度场分布和温度梯度, 造成已凝固部分材料因温度积累而发生再熔化和固体相变。

关键词: 增材制造; 温度场; 模拟; 二次开发; 多道次

Simulation research on the temperature field in metal laser additive manufacturing process

ZHAO Meng¹, HOU Xishuo², CHENG Mingxian¹, WANG Huanchun¹, ZHU Yuhao¹, WANG Xuanjun¹

1. Zhijian Laboratory, Rocket Force University of Engineering, Xi'an 710025, Shaanxi, China

2. Tianjin Institute of Marine Instruments, Tianjin 300131, China

Abstract: To study the temperature field characteristics of the metal laser additive manufacturing process and achieve the accurate prediction and control of the temperature field, geometric models, material models, heat source models, boundary conditions, and secondary development algorithms involved in laser additive process simulation were studied and selected. The influence of laser scanning speed on the temperature field of the molten pool in the single-layer and single-pass laser melting process was analyzed, and the distribution characteristics of the molten pool temperature field in the multi-layer and multi-pass additive manufacturing process were further obtained, providing a theoretical basis for accurately predicting the characteristics of the laser molten pool and temperature field in the additive manufacturing process. The results show that the morphology characteristics of the laser melt pool in additive manufacturing process exhibit asymmetric distribution, and the degree of asymmetry of the melt pool morphology in the real-time additive region is more severe than that in the already additive region; The temperature field in the solidified area within or between layers affects the temperature distribution of the real-time laser melt pool area; The real-time temperature field of the laser melt pool can also affect the temperature field distribution and temperature gradient in the solidified area, causing temperature accumulation in the solidified part of the material and resulting in remelting and solid phase transition.

Keywords: additive manufacturing; temperature field; simulation; secondary development; multi-pass

基金项目: 河南省重点研发专项 (241111231000)。

通信作者: 赵蒙, 博士, 讲师, 主要研究方向为火箭推进系统增材制造技术, E-mail: mengxjtu@163.com。

1 序言

金属激光增材制造过程是高能激光束、金属粉末、金属熔化熔池和已凝固金属相互作用的耦合过程,是一个涉及传热、传质、快速非平衡凝固、固体相变和快速移动熔池的复杂非平衡冶金过程,具有非稳态、非线性、多道次非稳态热循环和长加热时长的工艺特点^[1, 2]。快速移动熔池的较大温度梯度和已凝固金属部分的残余温度场对材料微观组织类型、组织分布特征、微熔池特征、热应力和残余应力场、微观尺度组织缺陷、宏观力学性能、宏观尺寸精度和表面质量具有直接影响。激光增材制造过程的微熔池中心具有熔深大和热影响区较小的特点,无法实现温度场实时且准确的测量,通过合理和科学的有限元方法可实现激光增材过程温度场准确预测和调控,对避免微观组织缺陷和实现准确控制微观组织特征具有重要意义。本研究选取NiTi形状记忆合金为研究对象,针对其激光增材过程模拟所涉及的几何模型、材料模型、热源模型、边界条件和二次开发算法进行选取和研究,在研究激光功率和扫描速度对单层单道次激光熔化工艺过程熔池温度场影响规律的基础上,进一步研究多层多道次增材过程熔池温度场分布特征,为准确预测增材制造过程激光熔池特征提供理论依据。

2 激光增材制造过程温度场模拟的物理模型

2.1 特征参数

在激光增材制造过程温度场模拟中,主要采用熔池宽度 W 、熔池深度 H 、熔池中心最高温度 $T_{\max}$ 、沿宽度方向的温度梯度 G_W 、沿深度方向的温度梯度 G_H 和搭接率 R 共6个特征参数进行描述^[3-5],如图1所示。

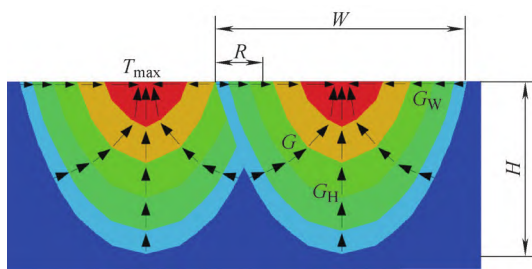


图1 温度场模拟的特征参数

2.2 热源模型

激光热源模型是激光熔化热能特征的数学表

达,其所设定的温度场分布特征是激光熔化粉末材料的主要驱动力,热源模型的准确性会影响增材制造过程的温度场分布、熔池形貌特征和模拟精度三方面的准确性。最广泛应用的激光熔化热源模型主要分为第二代热源模型中的双椭球体热源、带状体热源、高斯表面热源、均匀体热源和锥形体热源模型等。其中,双椭球体热源模型采用不同的分布函数来表达激光热能在加热工件表面和熔池内部的分布,能够准确反映材料热物理性能和相变潜热随温度的变化。双椭球体热源物理模型如图2所示。

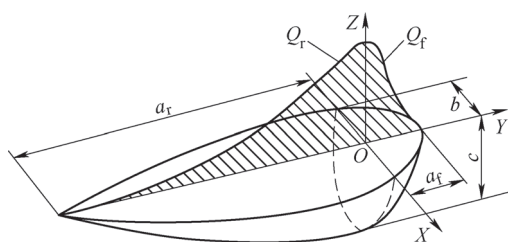


图2 双椭球体热源物理模型

双椭球体热源模型分为前后两椭球形状,其热源模型的数学表达式^[6]为

$$Q_f(x, y, z) = \frac{6\sqrt{3}f_f Q}{a_r b c \pi \sqrt{\pi}} \exp\left(-\frac{3x^2}{a_f^2} - \frac{3y^2}{b^2} - \frac{3z^2}{c^2}\right), x \geq 0$$

$$Q_r(x, y, z) = \frac{6\sqrt{3}f_r Q}{a_r b c \pi \sqrt{\pi}} \exp\left(-\frac{3x^2}{a_r^2} - \frac{3y^2}{b^2} - \frac{3z^2}{c^2}\right), x < 0$$
(1)

式中 Q ——激光光源热输入量(W);

Q_f ——热源前部分的热流密度分布函数;

Q_r ——热源后部分的热流密度分布函数;

a_f 、 a_r 、 b 、 c ——双椭球体热源模型的形状参数(m);

f_f ——热源能量前部分热输入比例;

f_r ——热源能量后部分热输入比例。

f_f 和 f_r 满足以下关系,即

$$f_f + f_r = 2, f_f = \frac{2a_f}{a_r + a_f}, f_r = \frac{2a_r}{a_r + a_f}$$
(2)

激光深熔焊接模拟中的热源模型常采用双椭球热源,激光增材制造和激光深熔焊工艺过程特点相近,激光选区熔化工艺中的激光光斑直径较小且能量穿透力强,分布式热源模型中应用最成熟的双椭球体模型可描述高能激光束热量的输入状况,其热流和温度场在热源移动的前后方向不均匀,符合实际激光熔化的工艺流程,因此本研究可采用双椭球基本热源类型。但双椭球热源模型具有表达式复杂和参数较多的缺点,为了避免因双椭球体模型中的

参数过多而影响模型修正效率和增加计算成本,在保证计算精度的同时进行双椭球模型的简化,将双椭球体热源模型简化为半椭球体热源模型,以减少模型需修正参数量,提高模拟计算的效率,本研究中采用半椭球体热源对熔池温度场进行模拟。

半椭球体热源模型如图3所示,其数学表达式^[7]为

$$q(x, y, z) = \frac{6\sqrt{3}Q}{abc\pi\sqrt{\pi}} \exp\left(-\frac{3x^2}{a^2} - \frac{3y^2}{b^2} - \frac{3z^2}{c^2}\right) \quad (3)$$

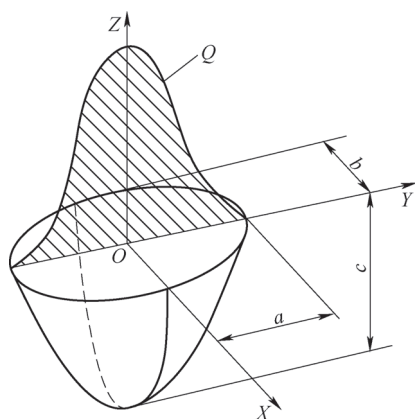


图3 半椭球体热源模型

增材制造过程温度场模拟中的半椭球体热源参数 a 、 b 和 c 分别设定为 $60\mu\text{m}$ 、 $60\mu\text{m}$ 和 $150\mu\text{m}$,激光功率设定为 270W 。半椭球体热源应用于激光增材制造过程需进行一定程度的简化和假设。

- 1) 材料是各向同性、均质和无弹塑性变形。
- 2) 材料各部分对激光的吸收率相同且恒定。
- 3) 不考虑熔融金属液体的流动状态对温度场的影响。

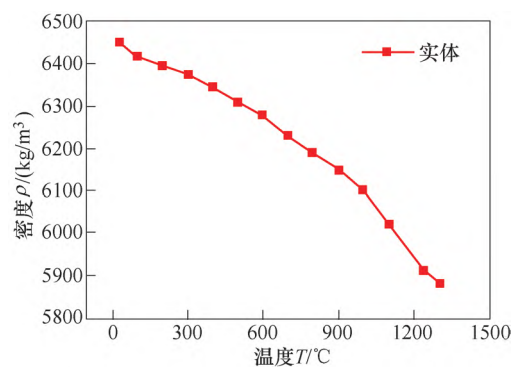
- 4) 不考虑高能激光束对粉末和熔池的冲击作用。

- 5) 热辐射等价折算为等效对流换热系数。

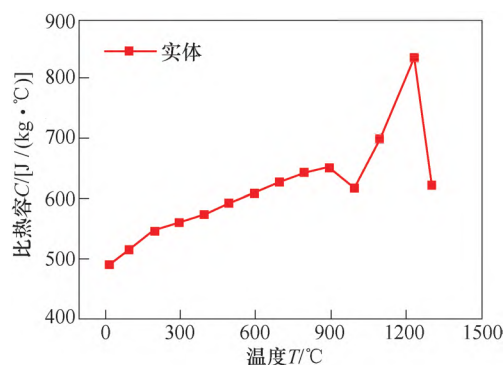
2.3 材料热物性参数

增材制造模拟中涉及的粉末、基体和凝固部分材料的密度、比热容、导热系数和相变潜热等材料热物性参数不是某一固定值,材料热物性随着温度呈现一定的变化范围和趋势,需建立材料热物性属性随温度变化的参数库,模拟过程考虑参数值在不同温度条件下的取值。NiTi合金的实体状态热物性参数随温度的变化趋势如图4所示。

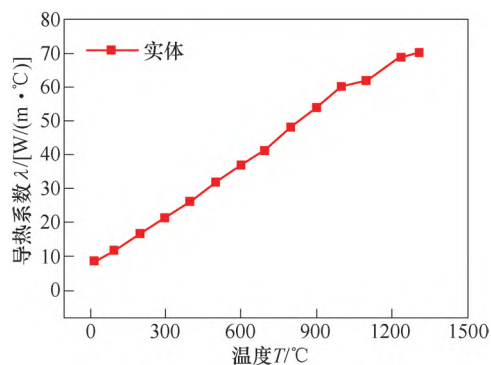
当高能激光束作用在粉末表面时,粉末部分的



a) 密度



b) 比热容



c) 导热系数

图4 NiTi合金实体状态的热物性参数随温度的变化趋势

热量传递方式和状态较复杂,包括激光对粉末的能量传递、粉末颗粒之间的热量传递、粉末孔隙之间的热量传递、粉末和材料基体部分的传递和热辐射等。实体材料的热物性参数无法应用于粉末材料,粉末材料的热物性参数也较难推导,目前根据金属实体材料推导粉末材料导热系数的模型主要有Sih模型、Yagi-Kunii模型和Gusarov模型。

Sih模型是根据多组导热系数测量试验推导出的,其模型假设粉末形状为球形,粉末球形颗粒之间相互接触且没有挤压变形,模型的数学表达式^[8]为

$$k_e = k_g \left(1 - \sqrt{1 - \varphi} \right) \left(1 + \frac{\varphi k_r}{k_g} \right) + k_g \sqrt{1 - \varphi} \left\{ \frac{2}{1 - \frac{k_g}{k_s}} \left[\frac{1}{1 - \frac{k_g}{k_s}} \ln \left(\frac{k_s}{k_g} \right) - 1 \right] + \frac{k_r}{k_g} \right\} \quad (4)$$

式中 φ ——粉末孔隙率；
 k_r ——粉末热辐射系数；
 k_g ——气体导热系数；
 k_s ——实体材料导热系数[W/(m·K)]；
 D_p ——粉末平均粒径(m)；
 T_p ——颗粒温度(K)；
 s ——史蒂芬-玻尔兹曼常量；
 F ——表观系数。

东京大学的Daizo Kunii和Sakae Yag提出了Yagi-Kunii模型，其数学表达式^[9]为

$$\frac{k_e}{k_g} = \frac{\beta(1-\varepsilon)}{\gamma \left(\frac{k_g}{k_s} \right) + \frac{1}{\frac{1}{\varphi} + \frac{D_p h_{rs}}{k_g}}} + \varepsilon \beta \frac{D_p h_{rv}}{k_g} \quad (5)$$

式中 ε ——金属粉末孔隙率；
 D_p ——金属粉末的平均粒径(mm)；
 g ——相关系数；
 b ——紧邻金属粉末间平均间距与 D_p 的比值；
 φ ——粉末表面流体层的有效导热厚度与 D_p 的比值；
 k_e ——金属粉末的导热系数[W/(m·K)]；
 k_g ——孔隙间气体的导热系数[W/(m·K)]；
 k_s ——孔隙间实体的导热系数[W/(m·K)]；
 h_{rs} 、 h_{rv} ——气体和紧邻粉末颗粒间的辐射换热系数[W/(m·K)]。

当粉末颗粒接触变形时，因粉末颗粒间接触面积增加而提高粉末间的传热系数，由于气体的导热系数远小于金属颗粒，所以粉末间的相互接触热传导占有总热量的绝大部分比例。Gusarov模型可考虑金属粉末颗粒之间的相互接触挤压和变形行为，该模型将粉末颗粒假定为球形，并考虑金属粉末孔隙率、堆积状态与颗粒间配位数之间的关系，其数学表达式^[10]为

$$k_e = k \frac{(1-\varphi)n}{\pi} \frac{a}{R} \quad (6)$$

$$\rho = \varphi \rho_g + (1-\varphi) \rho_s \quad (7)$$

式中 φ ——粉末颗粒间孔隙率；
 n ——紧邻粉末间的配位数；
 k ——实体导热系数[W/(m·K)]；
 a ——粉末颗粒间平均接触半径和粉末平均粒径(μm)；
 R ——粉末颗粒间平均接触半径和粉末平均粒径(μm)；
 ρ_g ——金属粉末孔隙内气体(惰性保护气体)的密度(kg/m^3)；
 ρ_s ——随温度变化的金属实体密度(kg/m^3)。

NiTi合金粉末的孔隙率 φ 取0.23，惰性气体密度 ρ_g 取 1.8kg/m^3 。不同金属粉末孔隙率条件下的堆积状态和配位数见表1。

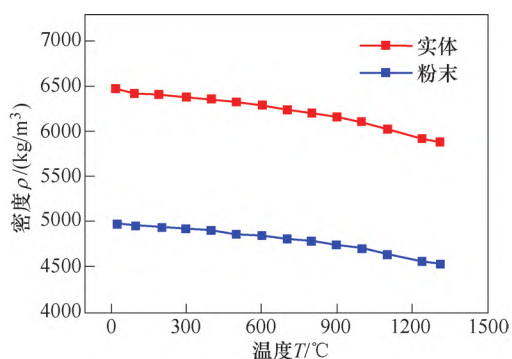
表1 不同金属粉末孔隙率条件下的堆积状态和配位数

孔隙率	配位数	堆积状态
0.35~0.5	6	简单立方
0.25~0.3	8	体心立方
<0.2	12	面心立方

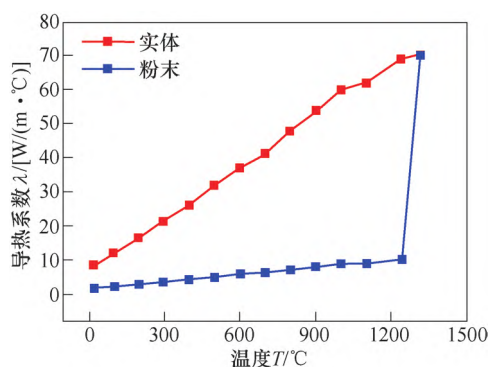
Sih模型和Yagi-Kunii模型都无法考虑金属粉末颗粒之间因工艺过程温度过高而导致的粉末软化挤压，高能激光束增材制造过程中，未成形的粉末颗粒受到激光与已成形部分的热影响，金属粉末温度急剧升高而发生体积膨胀，粉末之间发生挤压、变形和贴合，Gusarov模型可考虑高能束加工工艺带来的粉末变形和传热影响，因此选用Gusarov模型对NiTi金属粉末的导热系数进行推导。已知NiTi金属粉末颗粒平均接触半径为 $2\mu\text{m}$ ，粉末颗粒平均粒径为 $30\mu\text{m}$ ，粉末孔隙率为0.23，粉末配位数为12，根据Gusarov推导模型和NiTi金属实体的材料热物性参数，可计算出NiTi金属粉末的导热系数，NiTi形状记忆合金粉末和实体的密度和导热系数对比曲线如图5所示。由图5可看出，在粉末和实体两种状态下的NiTi合金密度和导热系数参数值存在明显差异。

3 激光增材制造过程温度场模拟的技术路线

金属激光增材制造过程是层内多道次和层间多道次激光熔化工艺的非线性瞬态热传导过程，制造过程需综合考虑激光热源循环加载、激光熔池温度场相互影响和材料热物性状态转变等工艺条件，因此根据多层多道次激光熔化工艺特点，提出激光增材制造过程温度场模拟技术路线，如图6所示。



a) 密度随温度的变化趋势



b) 导热系数随温度的变化趋势

图5 NiTi合金实体和粉末两种状态的热物性参数对比

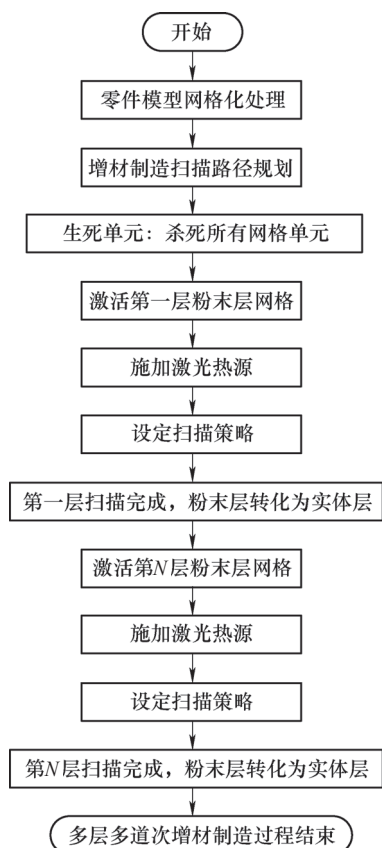


图6 激光增材制造过程温度场模拟技术路线

4 增材制造过程温度场模拟的有限元模型

本研究选用ABAQUS非线性有限元软件进行单层单道次激光熔化和多层多道次增材制造过程温度场的模拟研究。激光增材制造过程温度场模拟的有限元模型建立对整个温度场和熔池形貌的精确计算至关重要,需科学进行三维几何模型、材料物理参数、边界条件、热交换条件和激光扫描策略的建立和设定。

4.1 单道次激光熔化模拟的几何模型

激光熔化过程的粉末层厚度仅为30~60μm,网格单元尺寸大小需小于粉末层厚度,同时激光熔化过程需一定的散热时间,因此激光熔化的有限元模拟的几何模型尺寸不可设定过小,以避免几何模型尺寸效应对温度场和熔池形状的影响。单道次激光熔化模拟的有限元几何模型分为表面粉末层和基体层两部分(见图7),采用六面体网格类型进行网格划分,最上层网格单元为铺设的一层粉末,粉末层厚度设定为0.03mm,扫描轨迹的长度设定为3mm;粉末层下面网格为已凝固材料层,单元大小包含下部分的上表面要与上部分的粉末层相接触,由于粉末层单元尺寸较小,因此整个模型的网格单元总数达到150000个,网格单元节点总数为164016个,模型网格单元尺寸的划分应与分析步及相关二次开发设置相对应。

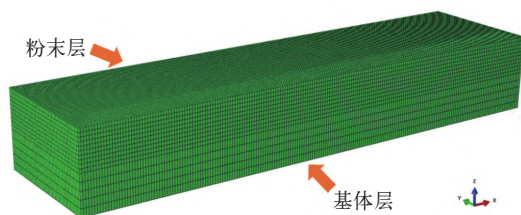


图7 单道次激光熔化模拟的有限元几何模型

4.2 激光增材制造过程模拟的几何模型

激光增材制造过程模拟的几何模型仍需考虑网格单元大小和模型整体尺寸的影响,以避免几何模型尺寸效应对温度场和熔池形状的影响。激光增材制造过程模拟的有限元几何模型如图8所示。采用六面体网格DC3D8类型进行网格划分,最下层网格单元为铺设的一层粉末,总计30个打印层。扫描轨迹的长度为2mm,其余未激活的网格单元为后续增材层,整个模型的单元总数量为72963个,网格节点总数为78608个,模型网格单元尺寸的划分应与分析步

及相关二次开发设置相对应。

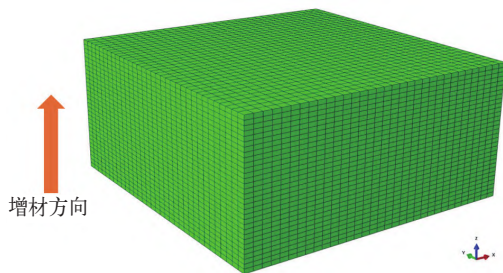


图8 激光增材制造过程模拟的有限元几何模型

4.3 激光增材制造过程温度场模拟的边界条件

激光增材制造过程存在复杂的热量传递，整个热作用过程主要包括热辐射、热交换和热传导，热交换物理模型^[11]如图9所示。激光增材制造过程模拟在保证热源模型、几何模型和热物性参数等物理模型正确的情况下，在数值模拟时应考虑激光增材制造过程中整个模型与外部环境的热辐射、热交换和热传导等边界条件。

(1) 激光增材制造过程中的热辐射 热辐射是指材料在一定温度条件下具有向外界环境进行电磁波辐射的物理现象，加热后的材料通过具有方向的电磁波形式向外界环境进行热量传递。激光增材制造过程中热量传递主要是通过热交换和热传导来实现的，热辐射对增材制造过程温度场的影响程度较小，且当模拟过程考虑热辐射随温度的变化时，有限元计算效率和收敛效果降低。因此，综合考虑有限元模拟的收敛性和计算成本，本研究中不考虑激光增材制造过程中热辐射对温度场分布情况的影响。

(2) 激光增材制造过程中的热交换 激光增

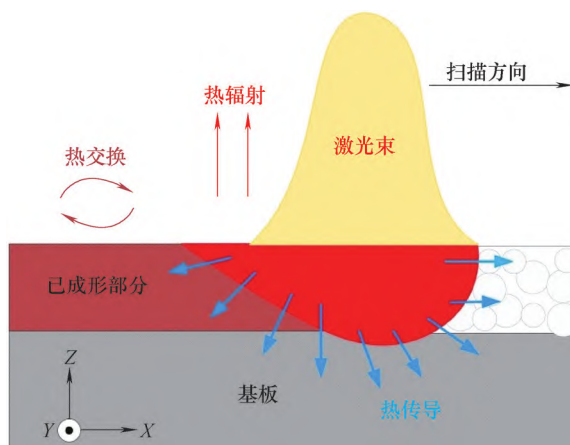


图9 激光选区熔化工艺过程的热交换物理模型^[11]

材制造过程的材料处于惰性保护气体的环境中，与惰性气体间进行热交换，增材制造零件的上表面和几个侧面的热交换情况具有明显不同，增材制造零件的上表面由于有强烈的惰性气体对流，同时在激光光源的强烈照射下具有较高的初始温度，因此以热交换方式进行热量传递的比例较多，而增材制造零件的不同侧面由于与惰性气体的对流情况各不相同，因此需在不同增材制造零件表面设定不同的热交换参数，以保证模拟过程的准确性。激光增材制造的表面热交换系数如图10所示。

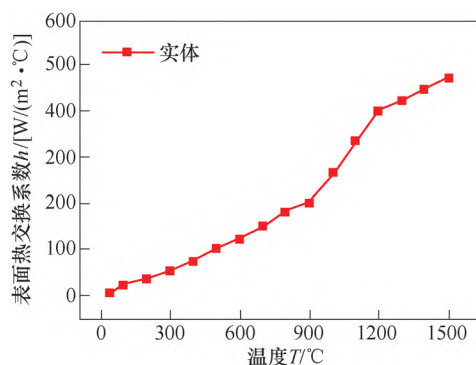


图10 激光增材制造的表面热交换系数

(3) 激光增材制造过程中的热传导 激光增材制造过程的热传导主要包含增材零件与基板、激光熔池与已凝固材料、未熔化粉末与熔化粉末，以及已凝固区域内部的热传导。本研究需设置不同温度条件下的未熔化粉末、已凝固部分和基板随温度变化的热物性参数，同时设定两个不同热传递介质表面随温度变化的热传递系数。

4.4 激光增材制造过程温度场模拟的二次开发算法

基于激光选区熔化工艺的增材制造过程涉及复杂的几何模型建立、分析步设置、边界条件设置、激光增材制造路径设置和热源模型设置，若仅依靠ABAQUS的CAE前处理开发环境，则无法满足增材制造模拟复杂工作的需求，因此需根据具体应用场景进行一定程度的二次开发操作。在ABAQUS非线性有限元软件平台上的二次开发方式分为前处理和用户子程序二次开发两种类型，前处理二次开发可通过Python、MATLAB或C语言进行二次开发，对ABAQUS的inp文件直接进行二次编写，解决前后处理阶段的重复性界面操作，比如进行网格单元的重组集合、设置随温度变化的材料物性参数和工艺参数，适合激光增材制造的复杂工艺过程。本研

究采用MATLAB语言对inp文件进行前处理二次开发；用户子程序二次开发主要通过Fortran语言进行ABAQUS相关接口的用户子程序开发，本研究采用Fortran语言进行DFLUX和USDFLD用户子程序二次开发，实现激光扫描策略加载和金属粉末实体间物性转换操作。

5 单道次激光熔化过程温度场模拟结果分析

选区激光熔化工艺过程是快速非平衡热传导过程，高能激光束、金属粉末和已凝固金属层相互作用的形式和机理非常复杂。激光熔化的熔池流动状态和凝固成形后的形状受到激光作用影响，激光熔池中的熔融金属液态流动驱动力包括熔池表面张力引起的熔池表面剪切应力、激光作用在液态金属表面的压力和液态金属自身浮力。熔池表面张力梯度也可引起熔池表面的剪切应力，温度较低金属液具有较高表面张力，温度较高的金属液具有较低表面张力，导致金属液从熔池表面中心向熔池边缘流动，表面张力梯度导致的熔池液体自然对流和热毛细对流称为Marangoni对流。激光束引起的熔池表面剪切应力可导致熔融金属液从熔池表面中心向熔池边缘流动，进一步引起液体向熔池下端流动而返回熔池中心，对流越强，激光熔池熔深越大。由于激光作用在材料表面的压力较小，因此对熔池液体流动的影响也较小。液态金属自身浮力是由熔融金属密度不同导致得，熔融态金属密度与温度成反比，金属液温度越高，相对应部分的熔融金属密度越低，金属液体温度越低，相对应部分的熔融金属密度越高。由于激光光束作用于熔池中心，熔池中心处材料温度较高，熔池边界处温度较低，较高的密度差导致熔池边界处的金属液体下沉流动，所以导致熔池边界区域位置下移。

高能激光束作用在熔融液态金属表面产生表面张力、剪切应力、压力和浮力，可进一步导致熔池内部液体的相对应形式的对流，高能激光束可导致较强的表面张力对流、Marangoni对流和浮力对流，在熔池内部也存在一定区域的紊流区域^[12, 13]。激光能束对液态金属的总作用力方向和数值引起不同的对流结果和熔池形状，由熔池中心向熔池边缘的总作用力可将激光能束中心的热量带入到熔池边缘，导致形成“深而窄”的熔池形状，由熔池边缘

向熔池中心和由熔池边缘向下的总作用力可将熔化热量带入熔池内部深处，导致形成“深而窄”的熔池形状（见图11）。增材制造工艺参数（激光功率、扫描速度、扫描间距和扫描层厚等）对增材制造过程温度场及熔池特征有较大影响。评估熔池温度场两个主要因素是熔池最高温度和温度梯度，评估熔池特征的是熔池深度和宽度尺寸。熔池最高温度或温度梯度较大时，金属材料经过快速凝固后形成致密的微观组织，熔池特征易表现为“深而窄”的形状，但温度过高时，会导致材料出现气化和元素烧蚀的不良现象；当熔池温度较低或温度梯度较小时，金属材料在凝固过程中易生长为粗大枝晶组织，且较低的凝固温度会导致金属粉末不能充分熔化而产生冶金缺陷，熔池特征易表现为“浅而宽”的形状。

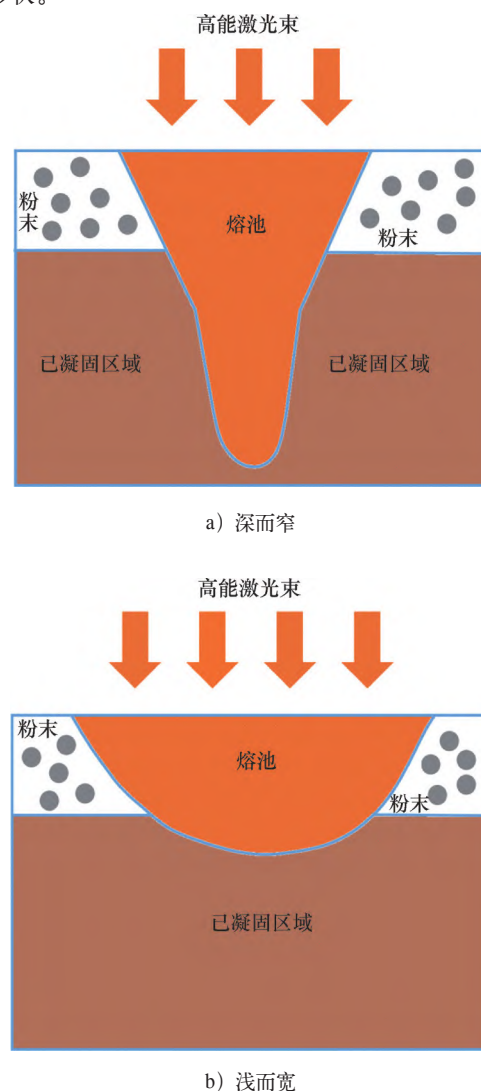


图11 增材制造过程的两种典型熔池形状

金属增材制造过程是层内多道次和层间多道次激光熔化工艺的非线性瞬态热传导过程,制造过程需综合考虑激光热源循环加载、激光熔池温度场相互影响和材料热物性状态转变等工艺条件。选取激光扫描速度作为激光熔化工艺变量,研究其对单道次激光熔化过程温度场(熔池最高温度和温度梯度)和熔池特征(熔池深度和宽度尺寸)的影响,为进一步研究增材制造过程的复杂温度场交互作用提供理论基础。采用恒定的激光功率270W,研究不同激光扫描速度2000mm/s、2200mm/s、2400mm/s、

2600mm/s和2800mm/s对温度场和熔池特征的影响。图12和图13所示分别为不同激光扫描速度条件下熔池温度场分布和熔池特征。取扫描轨迹(3mm)25%、50%、75%和100%行程处的特征进行研究,图14所示为不同激光扫描速度条件下的熔池内最高温度、温度梯度和熔池尺寸的变化趋势。由图14可知,随激光扫描速度增加,熔池内最高温度、熔池的深度尺寸和宽度尺寸呈线性减小的趋势;随着激光扫描速度增加,金属粉末在单位时间内接收的热量减小,而温度梯度呈现先降低后趋于稳定的变

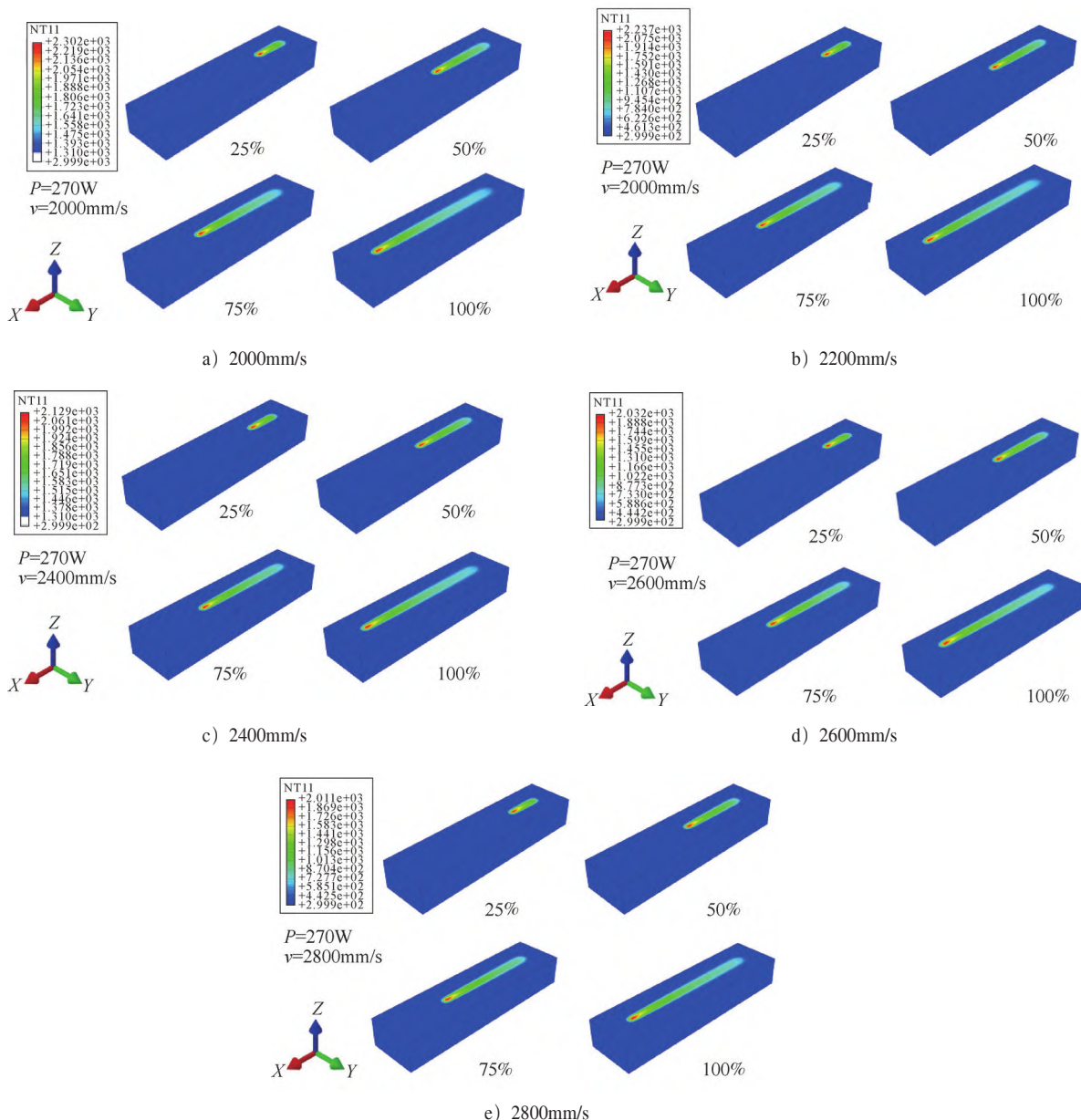


图12 不同激光扫描速度条件下的熔池温度场分布

注:“NT11”所代表的物理量为温度场,并表示为摄氏温度,下同。

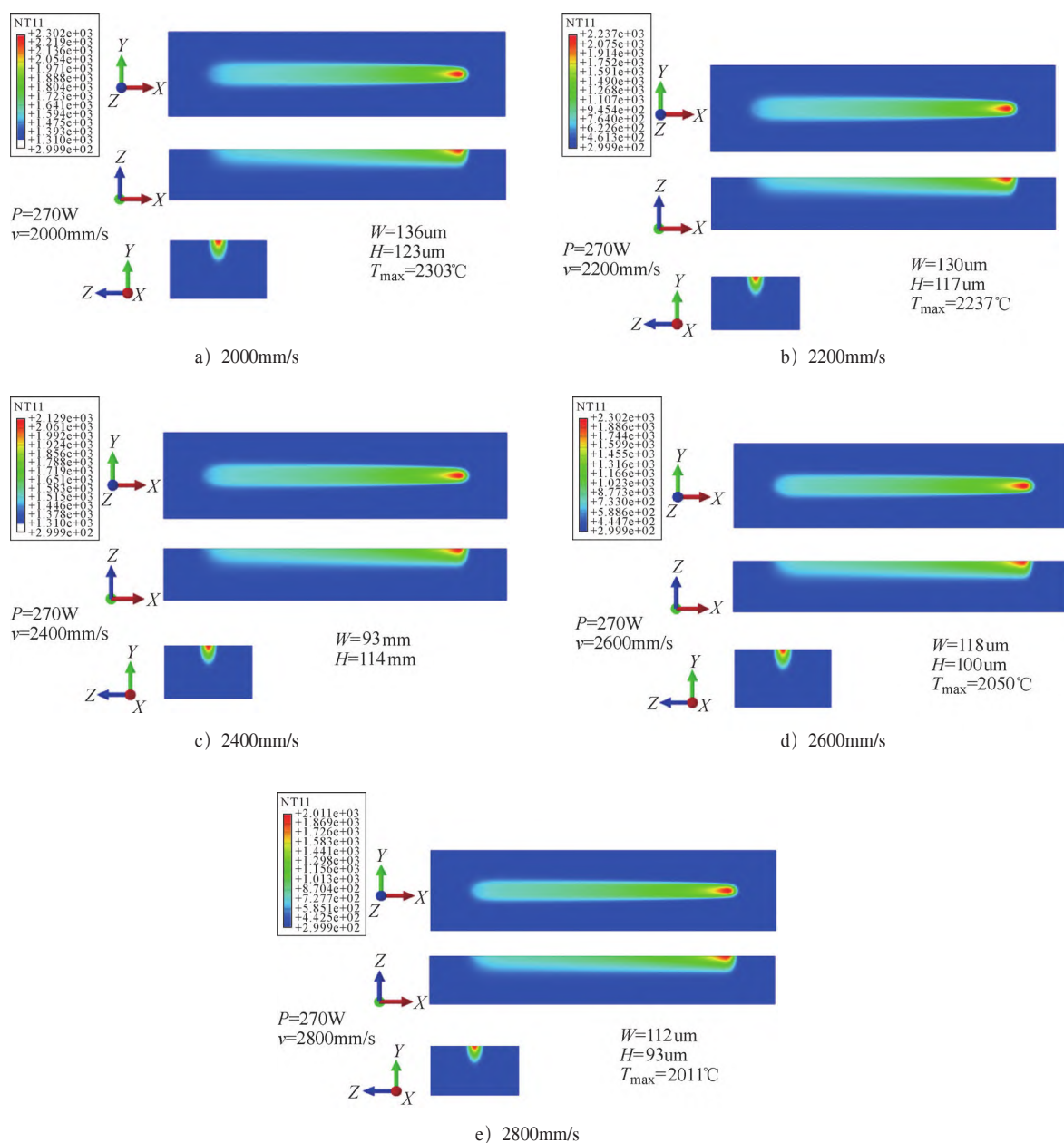


图13 不同激光扫描速度条件下的熔池形貌特征

化趋势,在熔池宽度方向上的温度梯度变化趋势更为明显。当激光扫描速度为2400mm/s时,熔池宽度方向上的温度梯度趋于稳定,此时熔池的宽度为120 μm ,与激光热源的直径值一致。当激光扫描速度 $>2400mm/s$ 时,激光热源直径大于熔池宽度,热源作用范围内的金属粉末未完全熔化,虽然在不同激光扫描速度下的熔池深度和宽度尺寸不同,但由于激光热源能量的分布较为均匀,因此当激光热源作用范围大于熔池宽度范围时,熔池内的温度梯度值趋于稳定而不再发生变化。

6 增材制造过程温度场模拟结果分析

在单道次激光熔化过程温度场模拟研究的基础上,考虑激光热源循环加载、激光熔池温度场相互影响和材料热物性状态转变等工艺条件,进行多层多道次的增材制造过程的模拟研究。选取激光能量密度 $E=63.5J/mm^3$ 的工艺参数进行增材制造过程模拟,提取模拟结果中层内和层间的熔池形貌特征,将模拟结果中的熔池形貌特征和微观组织特征进行对比,验证增材制造过程温度场模型的正确性和合理性,为预测NiTi合金的微观组织形貌提供模拟基

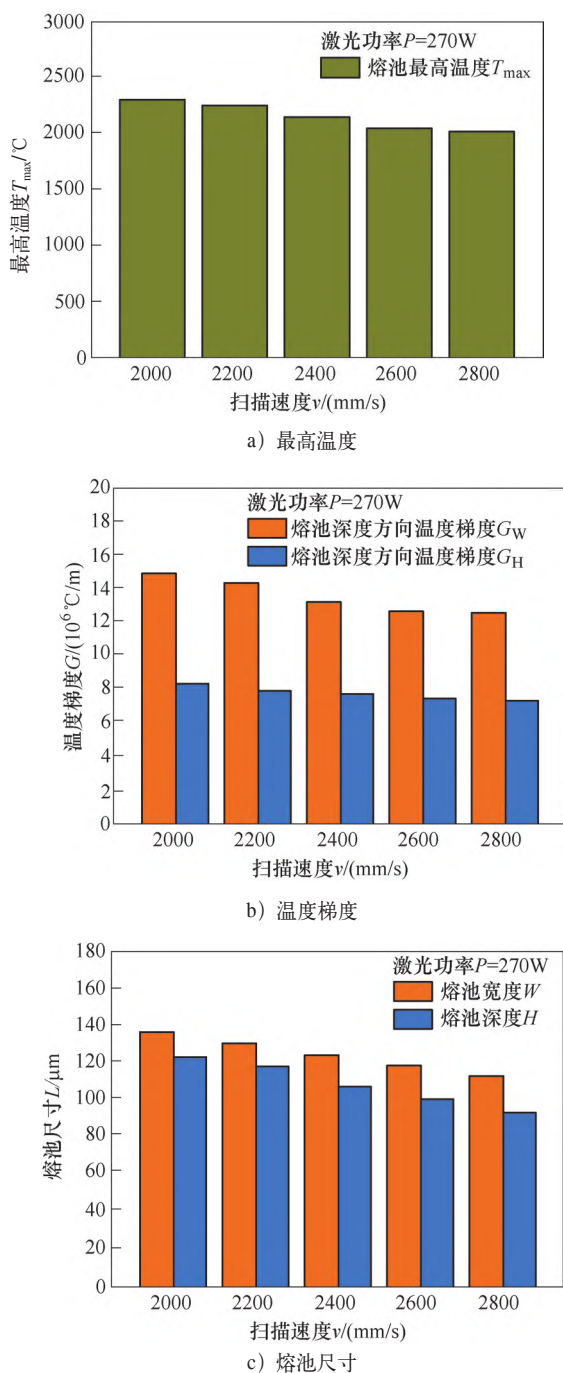


图14 熔池内最高温度、温度梯度和熔池尺寸的变化趋势

基础和理论基础。图15、图16所示分别为激光增材制造过程的第1层、第2层温度场分布特征，层内共有33条扫描线，层内激光扫描方式为“Z”形扫描，第1层初始阶段的激光熔池呈水滴状，与单次激光熔化工艺过程的熔池形状一致。当激光扫描到达第15个扫描线时，激光熔池温度场分布和熔池形状呈现出非对称性的特点，未熔化区域的温度梯度大于已熔化区域，单层内的激光已扫描路径会对后续激

光熔化熔池温度造成一定程度的影响，已熔化凝固区域温度传导速度缓慢而形成温度积累，已凝固熔池部分熔池的残留温度对激光熔池区域的温度分布造成影响，进一步影响熔池形貌特征。激光熔池温度也会影响已凝固熔池区域的温度场分布，造成已凝固部分材料再熔化或发生固体相变而影响已凝固区域材料的微观组织。

图17、图18所示分别为激光增材制造过程的第15层和第16层温度场分布特征。通过图17、图18可看到，第15层和第16层激光熔池温度场分布和熔池形状仍呈现出非对称性的特点，非对称程度较第1层和第2层更严重。通过对比前16层温度场模拟结果可看出，从第16层制造的初始时刻可看到前15层有遍布整个零件的残余温度场，第16层的熔池温度场和熔池形貌受到前15层温度场和第16层激光已扫描区域温度场的综合影响，可发现第16层熔池中心处的最高温度值、最高温度区域面积和熔池宽度都表现出增大现象，因增材层激光已扫描区域温度传导速度缓慢而形成大量温度积累，已凝固熔池部分熔池的残留温度对激光熔池区域的温度分布和熔池形貌特征造成影响。从第16层激光扫描过程结束后，已凝固激光熔池温度造成整个零件范围内的温度再分布，形成一个温度更高的残余温度场，也会影响已凝固熔池区域的温度场分布和温度梯度，造成已凝固部分材料温度积累而发生再熔化和固体相变。

图19所示为激光增材制造过程的第30层温度场分布特征。从图19可看到，第30层激光熔池温度场分布和熔池形状仍呈现出非对称性的特点，非对称程度较已增材层更为严重，可发现第30层熔池中心处的最高温度值、最高温度区域面积和熔池宽度都因已增材层的残余温度场作用而达到最大值，已增材层激光已扫描区域温度传导速度缓慢而形成大量温度积累，已凝固熔池部分熔池的残留温度对激光熔池区域的温度分布和熔池形貌特征造成影响。从第30层制造的初始时刻可看到，前29层结束后的残余温度场仅遍布半个零件的范围，从第30层激光扫描过程结束后，已凝固激光熔池温度场仅造成半个零件范围内的温度再分布。由此可以推测，增材零件尺寸越大或激光扫描速度越小，已增材部分对未增材部分的温度场分布和熔池形貌特征影响范围和程度越小，同时，已凝固熔池部分熔池的残留温度

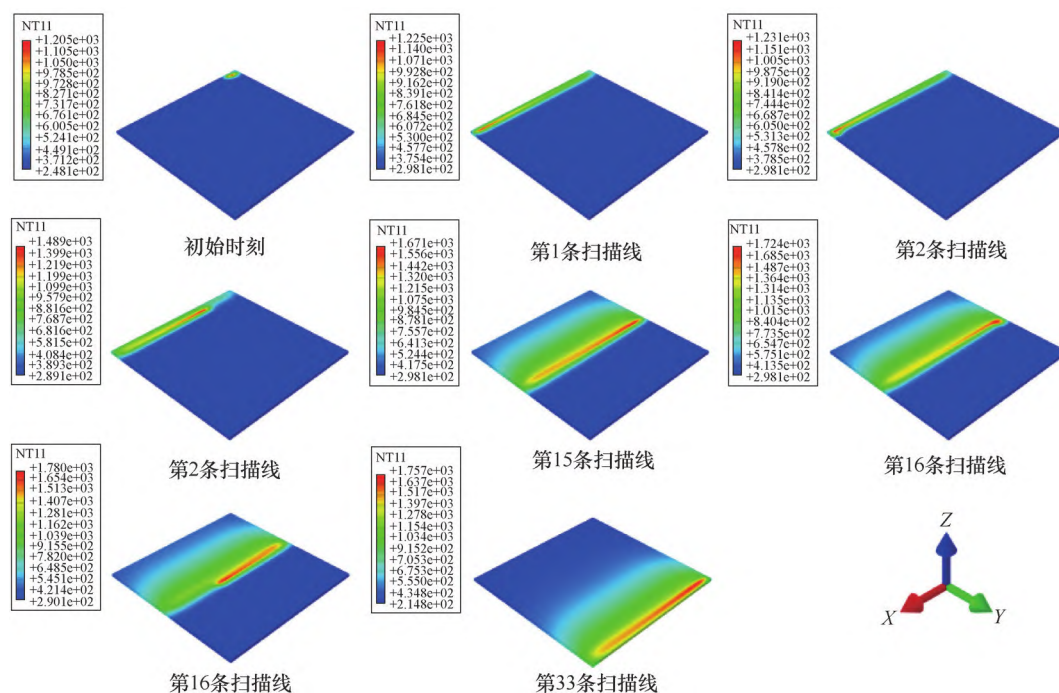


图15 激光增材制造过程的第1层温度场分布特征

注：图中2个“第2条扫描线”代表2个不同时刻，下同。

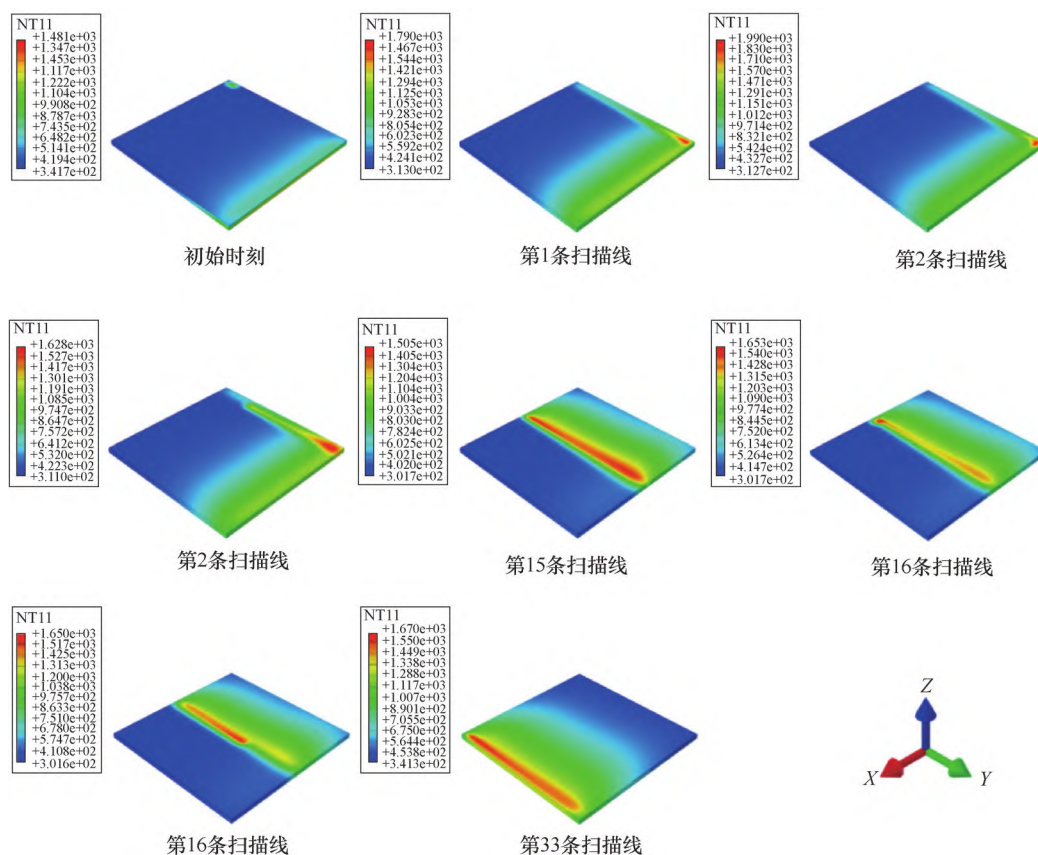


图16 激光增材制造过程的第2层温度场分布特征

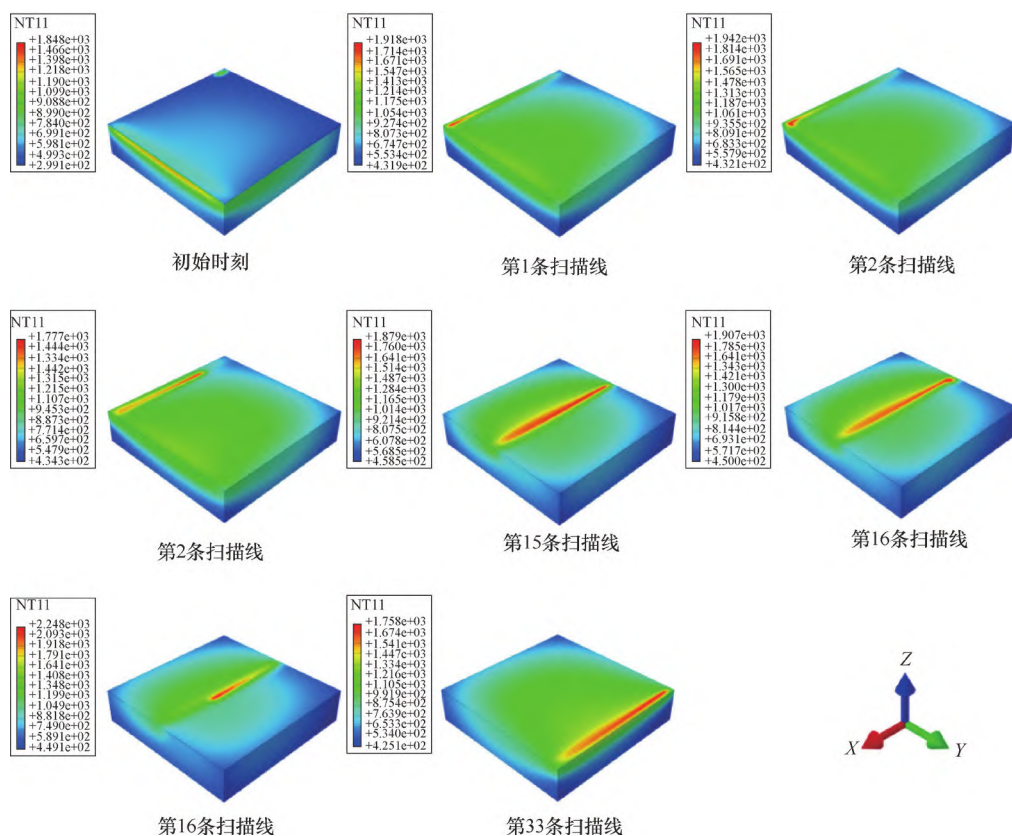


图17 激光增材制造过程的第15层温度场分布特征

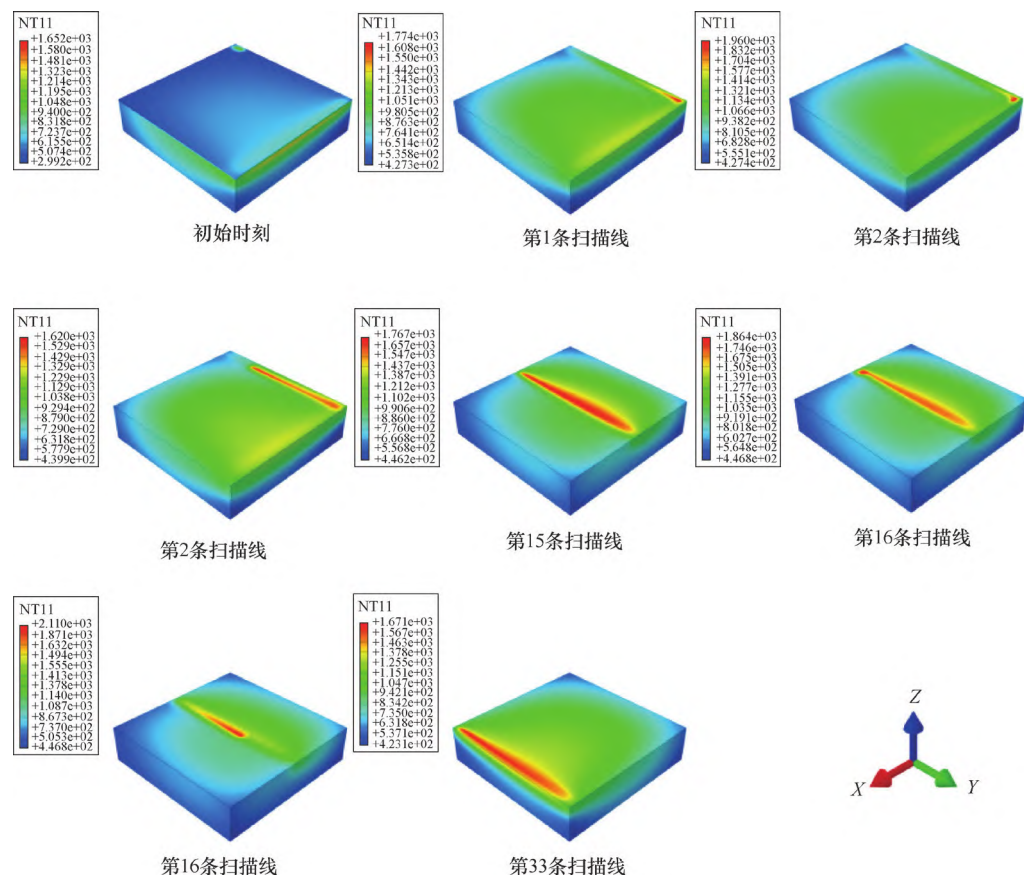


图18 激光增材制造过程的第16层温度场分布特征

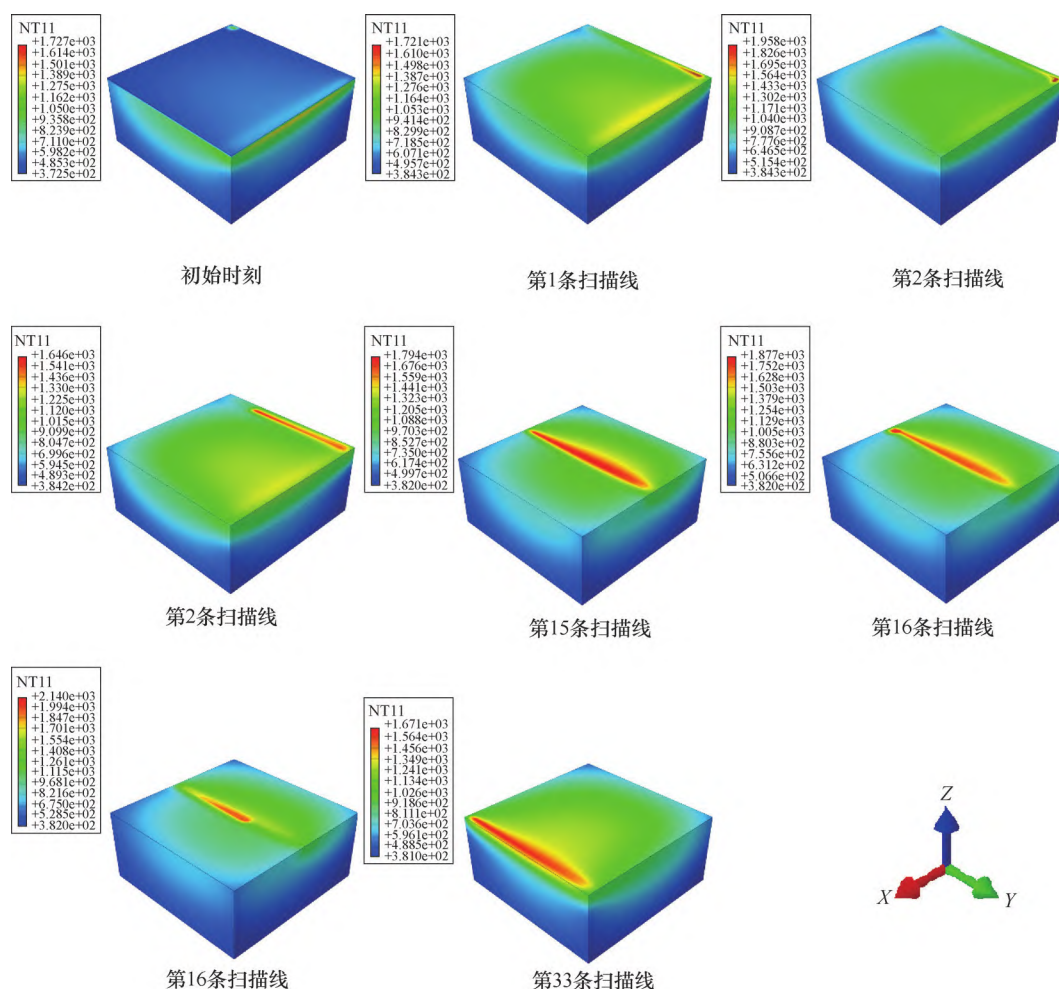


图19 激光增材制造过程的第30层温度场分布特征

场不仅影响后续增材制造过程的温度场分布和熔池特征,而且可起到材料预热作用,消除增材制造过程快速凝固导致的热应力过大,因此需综合评价增材制造过程的温度场分布特征对增材零件熔池特征和力学性能的综合影响。

7 结束语

本研究建立了增材制造过程温度场模拟的物理模型,开发出适用于合金的增材制造过程温度场模拟的子程序算法,在研究激光扫描速度对单层单道次激光熔化工序过程熔池温度场的影响规律基础上,进行增材制造过程的多层多道次激光熔化工序过程的模拟研究,实现增材制造过程材料堆积和温度场分布特征的模拟,为准确预测增材制造过程激光熔池特征提供理论依据。增材制造过程的激光熔池形貌特征呈现出非对称分布特征,且实时增材区域熔池形貌的非对称程度较已增材区域更为严重。层内或层间已凝固区域的温度场对实时激光熔池区

域的温度分布和熔池形貌特征造成影响。实时激光熔池温度场也会影响已凝固区域的温度场分布和温度梯度,造成已凝固部分材料温度积累而发生再熔化和固体相变。

参考文献:

- [1] 赵竞杰,徐婧,李胜勇,等.丝材定向能量沉积增材制造在线监测与过程控制综述[J].金属加工(热加工),2024(9):1-14.
- [2] 赵蒙,张有智,王焕春,等.增材制造NiTi形状记忆合金的研究进展[J].金属加工(热加工),2022(4):11.
- [3] PARRY L, ASHCROFT I A, WILDMAN R D. Understanding the effect of laser scan strategy on residual stress in selective laser melting through thermo-mechanical simulation[J]. Additive Manufacturing, 2016, 12: 1-15.
- [4] BRUNA-ROSSO C, DEMIR A G, PREVITALI B. Selective laser melting finite element modeling:

- Validation with high-speed imaging and lack of fusion defects prediction[J]. *Materials & Design*, 2018, 156: 143-153.
- [5] NING J, MIRKOOHI E, DONG Y, et al. Analytical modeling of 3D temperature distribution in selective laser melting of Ti-6Al-4V considering part boundary conditions[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2019, 44: 319-326.
- [6] LEE S H, KIM E S, PARK J Y, et al. Numerical analysis of thermal deformation and residual stress in automotive muffler by MIG welding[J]. *Journal of Computational Design and Engineering*, 2018, 5 (4) : 382-390.
- [7] FACHINOTTI V D, ANCA A A, CARDONA A. Analytical solutions of the thermal field induced by moving double-ellipsoidal and double-elliptical heat sources in a semi-infinite body[J]. *International Journal for Numerical Methods in Biomedical Engineering*, 2011, 27 (4) : 595-607.
- [8] 王佳琛. Inconel 718合金选区激光熔化温度场及微熔池传热研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2016.
- [9] 周秋雨. 选区激光熔化成形过程瞬态温度场计算方法研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工程大学, 2017.
- [10] 沈以赴, 顾冬冬, 余承业, 等. 直接金属粉末激光烧结成形过程温度场模拟[J]. *中国机械工程*, 2005, 16 (1) : 67-73.
- [11] ZHENG L, ZHANG Q, CAO H, et al. Melt pool boundary extraction and its width prediction from infrared images in selective laser melting[J]. *Materials & Design*, 2019, 183: 108110.
- [12] GU D, YUAN P. Thermal evolution behavior and fluid dynamics during laser additive manufacturing of Al-based nanocomposites: Underlying role of reinforcement weight fraction[J]. *Journal of Applied Physics*, 2015, 118 (23) : 233109.
- [13] CHENG B, LOEBER L, WILLECK H, et al. Computational investigation of melt pool process dynamics and pore formation in laser powder bed fusion[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2019, 28 (11) : 6565-6578.

MW 20241202

(上接第12页)

- [53] MA P, FANG Y, WEI S, et al. Microstructure and mechanical properties of AlCoCrFeMnNi HEAs fabricated by selective laser melting[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 25: 7090-7100.
- [54] 宋凌峰. 激光选区熔化FeCoCrNi系高熵合金显微组织与力学性能研究[D]. 南京: 南京农业大学, 2021.
- [55] LI Z, WANG S, HU L. Microstructure evolution in 3D-printed CoCrFeNi (AlTi)_xwt% ($x=0, 2.5, 5$ and 7.5) high entropy alloys[J]. *Intermetallics*, 2024, 175: 108541.
- [56] LI YZ S. Microhardness, wear resistance, and corrosion resistance of Al_xCrFeCoNiCu high-entropy alloy coatings on aluminum by laser cladding[J]. *Optics & Laser Technology*, 2021, 134: 106632.
- [57] LAN L, ZHANG H, YANG Z, et al. Significant transitions of microstructure and mechanical properties in laser additive manufacturing AlCoCrFeNi₂. 1 eutectic high-entropy alloy under heat treatment[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 25: 6250-6262.
- [58] LUO S, WANG Z, NAGAUMI H, et al. Tailoring the microstructure and mechanical property of additively manufactured AlCrCuFeNi_{3.0} high-entropy alloy through heat treatment[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 844: 143192.
- [59] GAN G, YANG B, ZHANG X, et al. Tuning the mechanical properties of powder bed fusion printed CoCrFeNiMn high-entropy alloys by annealing and hot isostatic pressing[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, 946: 169376.
- [60] JOSEPH J, HODGSON P, JARVIS T, et al. Effect of hot isostatic pressing on the microstructure and mechanical properties of additive manufactured Al_xCoCrFeNi high entropy alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 733: 59-70.
- [61] 张泽希. CrCoNi中熵合金选区激光熔化成型及后处理工艺研究[D]. 泰安: 山东农业大学, 2022.

MW 20241027