

选区激光熔化成形 Hastelloy X 合金有限元模拟及组织性能的各向异性

宗学文, 张 健, 刘文杰

(西安科技大学 机械工程学院 增材制造技术研究所, 陕西 西安 710054)

摘 要: 基于选区激光熔化 (SLM) 制备 Hastelloy X 合金的成形原理, 通过 Fortran 语言编写 DLUX 子程序加载高斯光源, 采用有限元分析软件 ABAQUS 对有限元模型的瞬态温度场和冷却速度进行数值模拟, 并用实验对分析结果进行验证。研究了粉末颗粒与高斯光源在成形时的热传递、熔化、金属液流动及凝固过程。结果表明: Hastelloy X 合金的微观组织中纵截面呈现鱼鳞状等轴晶, 横截面呈现羽毛状柱状晶。SLM 成形产生了很大的温度梯度, 是一个高冷却速度非平衡动态过程, 平均冷速为 3.02×10^6 °C/s。在高冷速、细晶强化作用下, 纵/横截面的抗拉强度分别达到了锻造的 97% 和 89%, 屈服强度达到了锻造产品的 99% 和 94%, 纵截面呈现高强塑匹配性能, 满足了工业行业标准需求。

关键词: 选区激光熔化; 锻造; Hastelloy X 合金; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TG132.3⁺3; TG146.1⁺5; TN249

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)04-1304-07

选区激光熔化 (selective laser melting, SLM) 是一种增材制造技术, 使用激光逐层熔化金属粉末来制备三维复杂精密零件。传统的制造工艺存在难以制备复杂零件、加工周期长以及精度低等缺陷, SLM 技术具有结构设计灵活、加工新型材料以及成形精度高等优势, 因此被广泛应用于航空航天、汽车和医疗等行业^[1,2]。

哈氏合金 (Hastelloy X) 因其优异的抗腐蚀性能、高温蠕变强度以及抗氧化性, 被广泛应用于核电厂结构部件、航空航天零部件及其他高温零件^[3-5]。侯慧鹏等^[6]采用选区激光熔化技术制备了哈氏合金试样, 研究了不同后处理工艺下哈氏合金的组织演变及拉伸性能; Ni 等^[7]研究了选区激光熔化 Hastelloy X 合金的力学性能, 同时分析了工艺参数对力学性能的影响; Marchese 等^[8]使用热等静压工艺对选区激光熔化制备的 Hastelloy X 进行了后处理, 发现试样的内部裂纹得到改善, 并且致密度得到提升。

目前对于 Hastelloy X 合金的研究主要是通过实验对其组织和性能进行表征。但是 SLM 成形时, 粉末与激光束的接触时间很短, 在高能量的激光作用下形成熔池, 发生着复杂的热物理化学变化以及相变过程, 造成很大的温度梯度。零件内部的组织会因为温度梯度的存在而产生缺陷, 从而对力学性能产生影响, 严

重降低零件的使用性能。所以, 传统的实验手段对 SLM 成形过程中温度场的变化以及内部复杂交互作用的研究是有限的。同时, 对于 SLM 工艺和锻造成形的 Hastelloy X 合金, 基于冷却速度、金属液凝固成形机理的研究相对缺乏。

本研究以 Hastelloy X 粉末为原料, 采用 SLM 成形工艺, 通过数值模拟和实验相结合, 研究了作用过程中成形单元内部温度梯度, 分析了冷却速度对于微观组织及其力学性能的相互作用关系。同时, 对比锻造工件抗拉强度, 从显微组织和金属的凝固机理出发, 建立起冷却速度-组织性能-工艺条件-工业需求的联系。

1 实 验

采用气雾化的球形 Hastelloy X 粉末, 粉末化学成分组成见表 1。粉末粒度为 15~49 μm。

采用中瑞智创三维科技股份有限公司 ISLM150 设备进行 SLM 成形试样的制备, 制样工艺参数见表 2。采用 100 kN 材料试验机 (SINTECH20/G) 对制备的

表 1 Hastelloy X 粉末化学成分

Table 1 Chemical composition of Hastelloy X powder (ω/%)

Fe	Cr	Co	Mo	W	C	Al	Ni
18.32	21.58	1.48	8.96	0.60	0.085	0.036	Bal.

收稿日期: 2020-05-11

基金项目: 国家自然科学基金 (51875452); 国家高技术研究发展计划 (“863” 计划) (2015AA042503)

作者简介: 宗学文, 男, 1964 年生, 博士, 副教授, 西安科技大学机械工程学院, 陕西 西安 710054, E-mail: zjvan@qq.com

Hastelloy X 合金试样进行室温拉伸试验; 对制备试样进行切割取样, 打磨抛光后, 使用王水 (HCl:HNO₃=3:1) 腐蚀, 金相检验采用尼康倒置金相显微镜 (ECLIPSE MA200)。试样的拉伸断口形貌采用 JEOL 公司的 JSM-IT500 型扫描电子显微镜进行观察。

2 SLM 成形有限元模拟

2.1 温度场控制方程

SLM 成形过程中粉末与激光束的作用产生熔池, 温度场变化十分复杂, 属于非线性瞬态热传导过程。同时满足能量守恒定律 (质量、动量和能量) 和傅里叶定理, 温度场和热量变化满足热传导微分方程^[9]:

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(k \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(k \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(k \frac{\partial T}{\partial z} \right) + Q \quad (1)$$

式中: ρ 为材料密度 (kg/m³); c 为材料比热容 (J/kg⁻¹·K⁻¹); T 为温度场瞬态温度 (K); t 为时间 (s); k 为热传导率 (W/m⁻¹·K⁻¹); x 、 y 、 z 表示 3 个方向上空间坐标; Q 为热源。

2.2 边界条件

有限元模拟之前, 设定粉末床的初始温度 T_0 为室温 293.15 K, 温度场初始第 1 类边界条件为:

$$T(x, y, z, 0) = T_0 = 293.15 \quad (2)$$

第 2 类边界条件主要指材料对输入激光能量的吸收:

$$k_x \frac{\partial T}{\partial x} n_x + k_y \frac{\partial T}{\partial y} n_y + k_z \frac{\partial T}{\partial z} n_z = q_s(x, y, z) \quad (3)$$

式中: n 为三维模型法线方向; $q_s(x, y, z)$ 为热量密度。

第 3 类边界条件, 在 SLM 成形过程中, 基板以及粉末床的自由界面和保护气体之间存在着复杂的能量、热量交换以及热对流、热辐射。温度场设定边界条件热对流、热辐射分别为^[10]:

$$\begin{aligned} k_x \frac{\partial T}{\partial x} n_x + k_y \frac{\partial T}{\partial y} n_y + k_z \frac{\partial T}{\partial z} n_z &= h(T_s - T_e) \\ -k \frac{\partial T}{\partial n} &= \alpha(T - T_f) + \sigma' \varepsilon (T^4 - T_f^4) - q \end{aligned} \quad (4)$$

式中: h 为对流换热系数; T_s 为建模表面温度; T_e 为环境温度; α 为自然对流换热系数; T_f 为换热介质温

度; σ' 为斯特藩-玻尔兹曼 (Stefan-Boltzmann) 常数, 取 $5.67 \times 10^{-8} \text{ W} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{K}^{-4}$; ε 为材料的辐射发射率 (黑度); q 为激光热源的输入。

熔池表面温度的增高会使粉末床在熔化过程中有部分金属被蒸发掉, 热量随着蒸发而流失, 此过程产生了反冲压力导致高速熔流, 熔体的流动会带走一部分吸收的激光热量。金属液蒸发能量为^[11]:

$$q_{ev} = 0.82 \frac{\Delta H}{\sqrt{2\pi MRT}} p_0 \exp\left(\Delta H \frac{T - T_1}{RTT_1}\right) \quad (5)$$

式中: M 为摩尔质量; R 为理想气体常数; ΔH 为蒸发金属的焓值; p_0 为气压; T_1 为金属液沸点。

反冲压力函数为^[12]:

$$p' = 0.54 p_0 \exp\left(L_1 \frac{T - T_1}{RTT_1}\right) \quad (6)$$

式中: L_1 为金属液的蒸发潜能。

2.3 热源模型

应用激光基模 TEM00 高斯光束, 由于逐层加工的特殊性, 激光穿透层间距较小, 采用高斯面热源作用在粉末层表面^[13]:

$$q(r) = \frac{2AP}{\pi r_0^2} \exp\left(-\frac{2r^2}{r_0^2}\right) \quad (7)$$

式中: $q(r)$ 为高斯光源激光束热流密度; A 为粉末对激光能量的吸收率, 取 0.68^[14]; P 为激光功率; r_0 为激光束光斑的半径; r 为加工时刻粉末床某点位置到激光作用点的距离。

2.4 选择单元类型

单元类型的选择对整个数值分析模拟过程产生极大影响, 选区激光熔化的反应过程非常剧烈, 冷却速率极高, 在反应过程中有复杂的相变过程, 因此选择单元类型时基于热传导控制单元选择 DC3D8 (八结点线性传热六面体单元)。

2.5 热物性参数及工艺参数

有限元仿真分析需要设定基板和粉末床的热物性参数。在 SLM 加工成形中, Hastelloy X 合金的热物性参数是随温度变化而改变的, 基于合金数学建模热物性数据推荐值^[15]获得材料的热物性曲线数据如图 1。图 1a 为密度, 图 1b 为热传导率, 图 1c 为焓, 图 1d 为比热容。

粉末的有效热传导系数与粉末疏松程度呈现函数关系^[10,16]:

$$k_p = k_b(1-r) \quad (8)$$

$$r = \frac{\rho_b - \rho_p}{\rho_b} \quad (9)$$

式中: k_p 为粉末层的热导率; k_b 为粉末实体状态下热导率; r 为疏松率; ρ_b 为粉末实体的密度; ρ_p 为粉末

表 2 激光选区熔化成型工艺参数

Table 2 Process parameters of laser selective melting molding

Parameter	Value
Laser power/W	200
Scanning speed/mm·s ⁻¹	1000
Scanning spacing/mm	0.06
Layer thickness/μm	50

层密度。

3 结果与分析

3.1 温度场分布与冷速分析

基于 FEA 原理建立三维粉床模型，如图 2 所示，基板尺寸为 1.25 mm×1.2 mm×1.06 mm，粉末床尺寸为 1 mm×0.06 mm×0.04 mm。使用 ABAQUS 对基板和粉末床进行网格的划分，由于数值分析计算结果的精确性需求对粉末床的网格划分要比基板更加精细。

图 3 是激光功率为 200 W，扫描速度为 1000 mm/s

时，有限元模型温度随时间变化的分布曲线。为了避免不同探点选取造成温度场梯度出现误差的随机性，在激光扫描路径上按时间顺序，每间隔 200 μs 取此时刻熔池界面温度最高处作为选取标准，选取 3 个探点 NODE1、NODE2 和 NODE3 进行记录，其中 NODE1 为 174 μs、NODE2 为 374 μs、NODE3 为 574 μs。从图中可以看出，温度迅速上升到 2380 °C 附近，然后迅速回落，在接近熔点区域冷却速率减缓。

由时间温度曲线可知，任意点的斜率为此时此刻该处瞬态冷却速度，两点之间互联求解可得两瞬态时刻

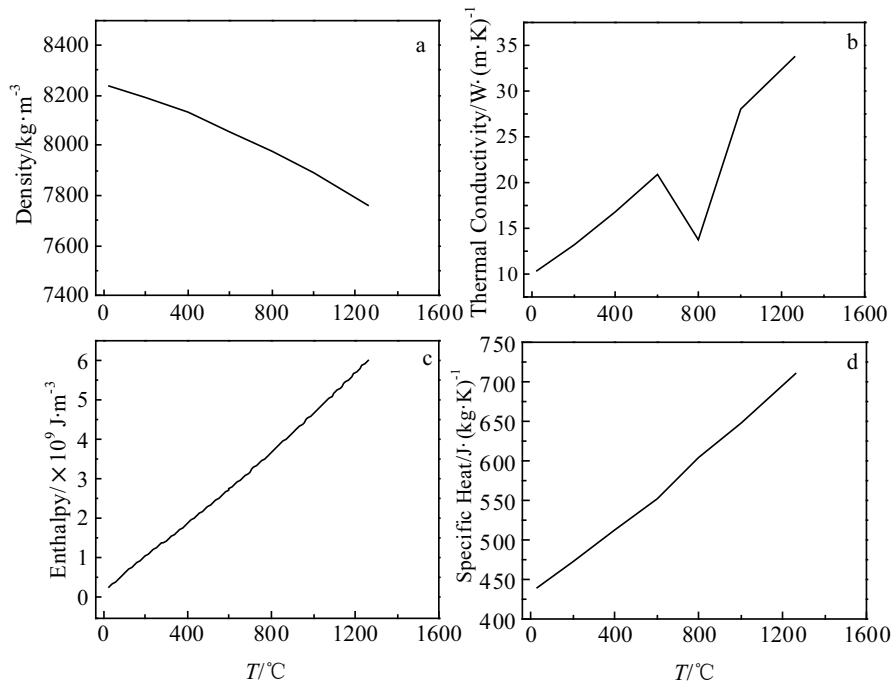


图 1 Hastelloy X 合金的热物性参数

Fig.1 Thermophysical parameters of Hastelloy X alloy: (a) density, (b) thermal conductivity, (c) enthalpy, and (d) specific heat

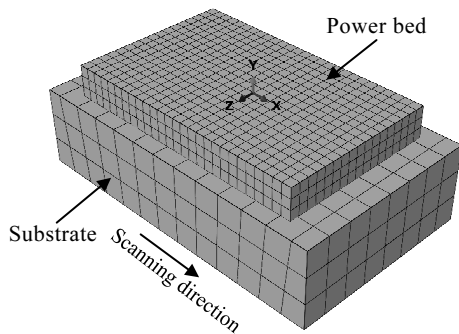


图 2 SLM 成形三维有限元模型

Fig.2 Three-dimensional finite element model of SLM forming

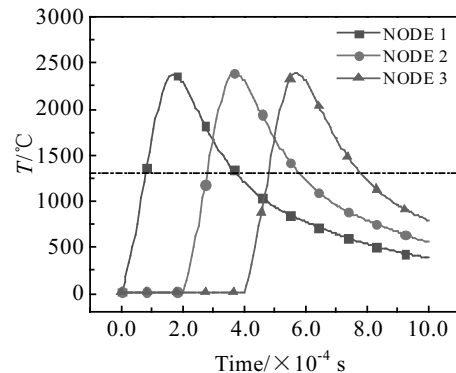


图 3 不同探点位置温度曲线

Fig.3 Temperature curves of different probe positions

之间的平均冷却速度。由公式表达^[17]：

$$\Delta v = \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\Delta T}{\Delta t} = \frac{T_1 - T_2}{t_1 - t_2} \quad (10)$$

式中： Δv 为平均冷却速度； $T_1 - T_2 = \Delta T$ 为两瞬态点的温度梯度； $t_1 - t_2 = \Delta t$ 为两瞬态点的时间差。

由平均冷却速度公式结合图 3 温度曲线可得：

$$\Delta v_{N_1} = \frac{\Delta T}{\Delta t} = \frac{2370.87 - 388.99}{0.001 - 1.74 \times 10^{-4}} = 2.40 \times 10^6 \text{ } ^\circ\text{C/s} \quad (11)$$

$$\Delta v_{N_2} = \frac{\Delta T}{\Delta t} = \frac{2389.86 - 555.90}{0.001 - 3.74 \times 10^{-4}} = 2.93 \times 10^6 \text{ } ^\circ\text{C/s} \quad (12)$$

$$\Delta v_{N_3} = \frac{\Delta T}{\Delta t} = \frac{2389.94 - 797.95}{0.001 - 5.74 \times 10^{-4}} = 3.74 \times 10^6 \text{ } ^\circ\text{C/s} \quad (13)$$

由计算结果可知，SLM 成形 Hastelloy X 合金的平均冷速为 $3.02 \times 10^6 \text{ } ^\circ\text{C/s}$ ，这表明了 SLM 的制备过程形成很大的温度梯度，是一个具备较高的冷却速度非平衡动态过程。图 3 中 3 个探点的冷却曲线末端温度呈现 $\text{NODE3} > \text{NODE2} > \text{NODE1}$ ，此现象是由于除了在扫描策略下激光直接作用到各探点造成温度上升，在激光束沿扫描路径照射到下一探点时相邻的区域会受到热传递、热辐射的影响，造成温度下降减缓。

图 4 为 SLM 成形时发生的反应热氛围示意图。当激光束照射到粉末床时，粉末材料吸收光热能，温度上升超过 Hastelloy X 合金的熔点开始熔化，熔池内的温度梯度引起表面张力和马兰戈尼对流效应。与此同时，金属粉末熔化成液态与粉末床与基板之间产生热传递。当温度超过金属粉末的沸点时，产生了液态蒸

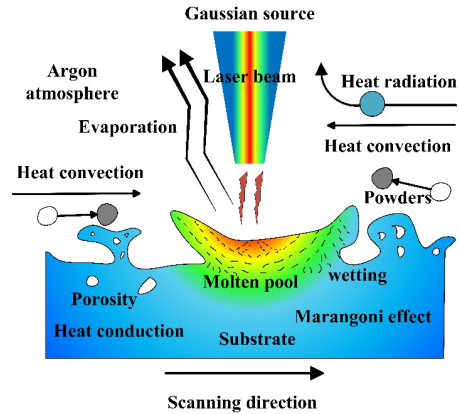


图 4 SLM 反应热物理氛围

Fig.4 Thermophysical atmosphere of SLM reaction

发，空气与自由界面发生了热对流、热辐射。多维度的能量传递和消耗，造成了温度场的快速变化，凝固时间短，冷却速度高。马兰戈尼效应产生的作用力影响了晶体的生长，在高冷速的加持下，微观晶粒分布均匀而细小，同时也出现了孔洞、粉末飞溅等缺陷。

3.2 微观组织

图 5 为 SLM 成形 Hastelloy X 合金的纵/横截面微观组织图。由图可知，熔池在成形时凝固形态的走向特性，横截面呈现羽毛状，熔池交叉层叠生长。主要是由于激光在扫描策略下交叉完成作业过程，扫描路径在相邻的沉积层交叉角度约为 67° ，此方式可以缓

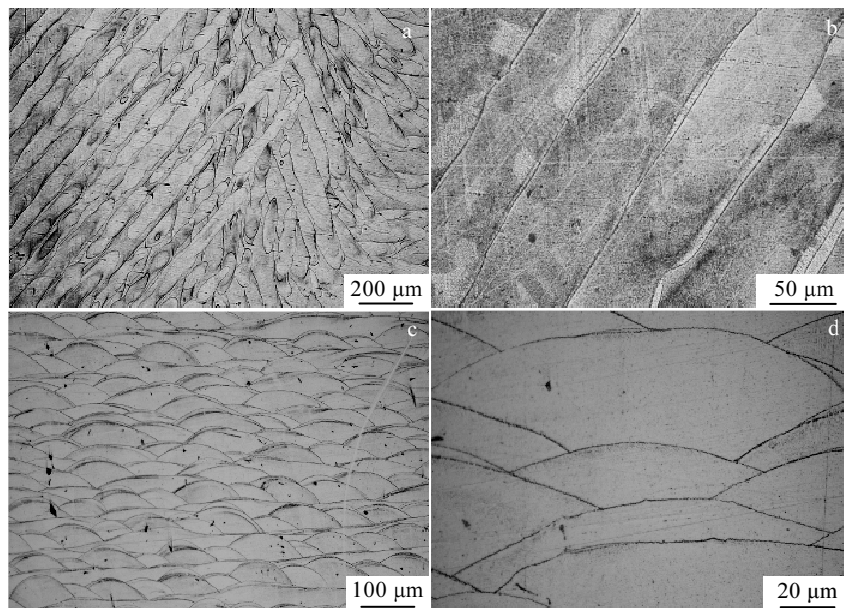


图 5 SLM 成形 Hastelloy X 合金的纵/横截面微观组织

Fig.5 Cross section (a, b) and vertical section (c, d) microstructures of SLM formed Hastelloy X alloy

解由于温度场梯度变化带来的残余热应力。纵截面为鱼鳞状，呈现了相互搭接的拱形熔池堆积形态，排列紧密，起到了细晶强化作用。熔池宽度为 80~120 μm，深度为 50~70 μm，在同层熔池出现了重合区域。主要是由于在扫描路径中，后形成的熔池与先形成的熔池形成温度梯度，相邻熔池的已凝固区域被部分熔化。相邻熔池搭接性好，在下方的先沉积层与上方的后沉积层呈良好冶金结合。

图 5 所示 SLM 成形 Hastelloy X 合金在纵/横截面都出现了微裂纹、孔洞等缺陷。微裂纹的形成是由于在 SLM 制备试样时，激光束作用到粉末床，金属粉末熔化成液态后快速凝固，由 3.1 节可知冷速高达 $3.02 \times 10^6 \text{ }^\circ\text{C/s}$ 。温度梯度的增加，导致熔池界面形成表面张力梯度，马兰戈尼效应形成：

$$m_a = \frac{|\xi|L\Delta T}{\mu k} \quad (14)$$

式中： $\xi = \frac{d\sigma}{dT}$ 为表面张力梯度； L 为熔池特征长度； ΔT 为温度梯度； μ 为动态粘度； k 为热扩散系数。

马兰戈尼效应会加速熔池内部不稳定性，引起流体的波动甚至湍流 (Plateau-Rayleigh 不稳定性)。但金属粉末在高冷速下快速凝固，伴随着体积收缩，造成了较大的残余热应力，形成了微裂纹。细小孔洞的形成是由于部分金属粉末液态湿润性差，熔池内粘度较高，流动性降低，在扫描层叠过程中，由于极高的冷却速度使此过程夹杂空隙，形成细小孔洞，杂质气体无法在高冷速的加持下逸出，溶解到熔池的液相中，导致微孔出现。

熔池的动态行为状态影响着成形表面质量，内部微裂纹、孔洞等缺陷与冷却速度有着密切的联系。溶质毛细效应适中，降低熔池内部粘度，减小残余热应力会对抑制缺陷有积极的作用。

3.3 拉伸性能

图 6 为 SLM 成形 Hastelloy X 合金的力学性能。纵截面的抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 742.00 MPa、332.83 MPa 和 33%；横截面的抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 680.17 MPa、314.50 MPa 和 41%。纵截面比横截面的抗拉强度和屈服强度提升了 9%和 6%，综合拉伸性能要优于横向截面，但是塑性弱于横向截面，呈现高强度低塑性的特点，所以 SLM 成形 Hastelloy X 合金的力学性能具有各向异性。由 3.2 节微观组织可知，横截面熔池为羽毛状，纵截面熔池为鱼鳞状。相比横截面，纵截面熔池堆叠层密集，排列有序，搭接性好，且晶粒组织细小起到了细晶强化的作用，晶界滑移程度低于横截面。同时，与羽毛条状熔池相比，鱼鳞状熔池在拉伸时可拉伸的距离短，起到了抗拉伸的作用，综合性能呈优。

表 3 为 SLM 成形和锻造 2 种工艺下合金的拉伸性能。SLM 工艺下 Hastelloy X 合金的抗拉强度略低于锻造工艺，纵/横截面的抗拉强度分别达到了锻造的 97%和 89%；同时与锻造相比，SLM 工艺的纵截面屈服强度达到了锻造的 99%，横截面屈服强度达到了锻造的 94%。其中 SLM 成形的试样塑性要差于锻造工艺，纵/横截面伸长率分别达到了锻造的 70%和 87%。主要归因于 SLM 成形高冷速的特性，在冷却凝固时出现孔隙缺陷；同时，还因为传统锻铸件塑性变形主要是由于晶粒滑移引起，但 SLM 工艺下还有残余热应力，熔池边界会因为结合力差在拉伸过程中加速断裂，此时边界在施加载荷下成为出现裂纹的起始位置^[18]，晶界发生滑移。

根据航空工业行业标准《HB5497-1992 GH536 合金热轧和锻制棒材》对室温下拉伸性能的要求，抗拉强度不低于 690 MPa，屈服强度不低于 275 MPa，伸长率不低于 30%。SLM 成型的纵向截面拉伸性能满足标准需求，而横向截面的抗拉强度不满足标准需求。

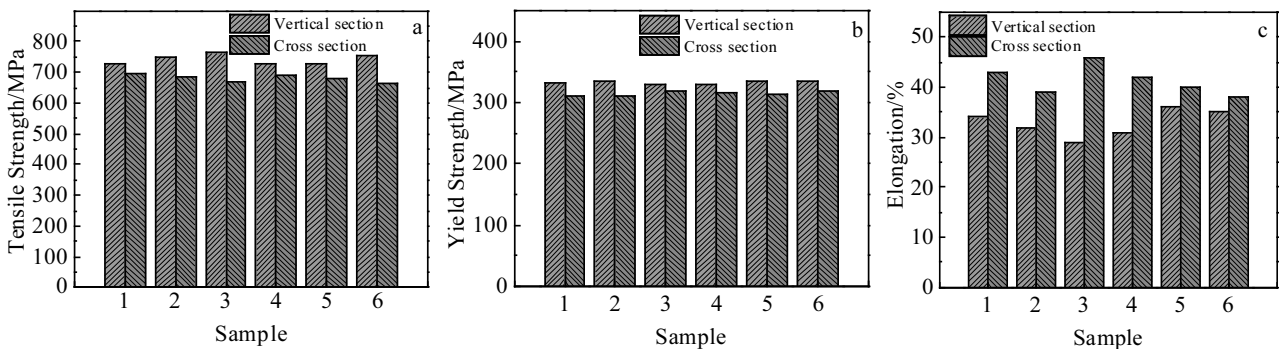


图 6 SLM 成形 Hastelloy X 合金的拉伸性能

Fig.6 Tensile properties of SLM formed Hastelloy X alloy: (a) tensile strength, (b) yield strength, and (c) elongation

表3 SLM成形和锻造2种工艺下 Hastelloy X 合金的拉伸性能
Table 3 Tensile properties of Hastelloy X alloy formed by SLM and forging

Forming process	Temperature/°C	Tensile strength/MPa	Yield strength/MPa	Elongation/%
SLM (vertical section)	25	742.00	332.83	33
SLM (cross section)	25	680.17	314.50	41
Forging ^[19]	25	765.00	335.00	47

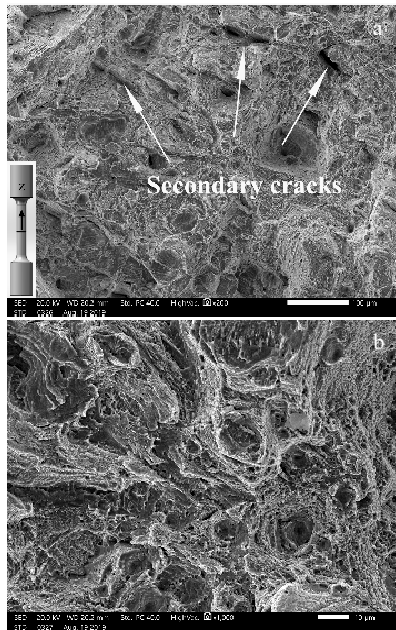


图7 Hastelloy X 合金拉伸断口形貌

Fig.7 Fracture morphologies of Hastelloy X alloy after tensile test

3.4 断口微观形貌分析

拉伸试验后 Hastelloy X 合金的断口微观形貌如图 7 所示。表现为凹凸不平的杯锥状断口，表面崎岖呈撕裂状为韧性断裂。内部分布着许多裂纹，呈现为作用力下明显扩展的二次裂纹特征。二次裂纹是由于 SLM 成形时内部残留的热应力造成的一次裂纹，在拉伸作用力影响下形成了二次裂纹。在拉伸断口形貌中可以发现空隙和多而深的韧窝，它们的存在与亚晶界中存在着大量位错、过早失稳有关。这些空隙的存在造成了 SLM 成形试样伸长率的降低^[20]。同时，孔隙率越大延展性就越差，熔池边界由于结合力不足而加速了断裂，这也解释了锻造试样的伸长率要高于 SLM 成形试样，所以孔隙率的控制程度影响了 SLM 成形零件在工业应用中的使用性能。

4 结论

1) SLM 成形 Hastelloy X 合金，捕捉 3 个探点的

冷却曲线末端温度 $\text{NODE3} > \text{NODE2} > \text{NODE1}$ ，平均冷却速度为 $3.02 \times 10^6 \text{ } ^\circ\text{C/s}$ ，温度场梯度变化和高冷速的作用引起表面张力以及残余热应力，马兰戈尼对流效应加速了孔洞、微裂纹的出现。

2) Hastelloy X 合金横截面微观组织为羽毛状的长条形，熔池交叉层叠生长，缓解了由于温度场梯度变化带来的残余热应力；纵截面为鱼鳞状，呈现了相互搭接的拱形熔池堆积形态，排列紧密，起到了细晶强化作用，在下方的先沉积层与上方的后沉积层呈良好冶金结合。

3) SLM 工艺高冷速的特性下，Hastelloy X 合金获得的力学性能具有各向异性。相比横截面，纵截面呈现高强塑匹配性能，满足了工业行业标准需求。纵/横截面的抗拉强度分别达到了锻造的 97% 和 89%，屈服强度达到了锻件的 99% 和 94%。

4) Hastelloy X 合金的断口形貌呈现凹凸不平的杯锥状，表面崎岖撕裂状为韧性断裂，微观形貌中分布着二次裂纹、韧窝和空隙，与亚晶界中位错、失稳有关。

参考文献 References

- [1] Yadroitsev I, Bertrand P, Smurov I. *Applied Surface Science*[J], 2007, 253(19): 8064
- [2] Lu Bingheng, Li Dichen, Tian Xiaoyong. *Engineering*[J], 2015, 1(1): 85
- [3] Cabet C, Rouillard F. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2009, 392(2): 235
- [4] China Aviation Materials Manual Committee(中国航空材料手册委员会). *China Aviation Materials Manual*(中国航空材料手册)[M]. Beijing: Standards Press of China, 2002: 224
- [5] Sun Yubo, Jin Pengli. *Rare Metal Materials and Engineering* [J], 2019, 48(9): 3029
- [6] Hou Huipeng(侯慧鹏), Liang Yongchao(梁永朝), He Yanli(何艳丽) et al. *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2017, 44(2): 269
- [7] Ni X, Kong D, Zhang L et al. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2019, 28(2): 5533
- [8] Marchese G, Bassini E, Aversa A et al. *Materials (Basel, Switzerland)*[J], 2019, 12(3): 486
- [9] Carslow H S, Jaeger J C, Morral J E. *Journal of Engineering*

- Materials and Technology*[J], 1986, 108(4): 378
- [10] Hussein A, Hao L, Yan C *et al. Materials & Design*[J], 2013, 52: 638
- [11] Semak V, Matsunawa A. *Journal of Physics D: Applied Physics*[J], 1997, 30(18): 2541
- [12] Klassen A, Scharowsky T, Körner C. *Journal of Physics D: Applied Physics*[J], 2014, 47(27): 275 303
- [13] Roberts I A, Wang C J, Esterlein R *et al. International Journal of Machine Tools & Manufacture* [J], 2009, 49(12-13): 916
- [14] Rubenchik A, Wu S, Mitchell S *et al. Applied Optics*[J], 2015, 54(24): 7230
- [15] Mills K C. *Aircraft Engineering Aerospace Technology*[J], 2002, 5: 175
- [16] Dong L, Makradi A, Ahzi S *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2009, 209(2): 700
- [17] Zhou Tongjin(周同金). *Dissertation for Master(硕士学位论文)* [D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2010
- [18] Shifeng W, Shuai L, Qingsong W *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2014, 214(11): 2660
- [19] Editorial Committee of Materials Data Manual for Aeroengine Design(航空发动机设计用材料数据手册编委会). *Materials Data Manual for Aeroengine, Design Volume 4.*(航空发动机设计用材料数据手册, 第 4 册)[M]. Beijing: Aviation Industry Press, 2010: 559
- [20] Rosen D W. *Virtual and Physical Prototyping*[J], 2016, 11(4): 305

Finite Element Simulation and Anisotropy of Microstructure and Properties for Selective Laser Melting Formed Hastelloy X Alloy

Zong Xuewen, Zhang Jian, Liu Wenjie

(Institute of Additive Manufacturing Technology, College of Mechanical Engineering, Xi'an University of Science and Technology, Xi'an 710054, China)

Abstract: Based on the forming principle of Hastelloy X alloy prepared by selective laser melting (SLM), the DLUX subroutine was written in Fortran language to load Gaussian light source, and finite element analysis software ABAQUS was used to numerically simulate the transient temperature field and cooling rate of finite element model, and the analysis results were verified by experiments. The heat transfer, melting, liquid metal flow and solidification process of powder particles and Gaussian light source during forming were studied. The results show that the microstructure of Hastelloy X alloy presents equiaxed crystal with fish scales in vertical section and feathery columnar crystal in cross section. SLM forming produces a large temperature gradient, which is a non-equilibrium dynamic process with high cooling rate. The average cooling rate is 3.02×10^6 °C/s. Under the effects of high cooling rate and fine grain strengthening, the tensile strength of vertical and cross sections reach 97% and 89% of that of forging, the yield strength reach 99% and 94% of that of forging product, respectively. The vertical section shows high strength-plastic matching performance, meeting the requirements of industry standards.

Key words: selective laser melting; forging; Hastelloy X alloy; microstructure; mechanical properties

Corresponding author: Zong Xuewen, Ph. D., Associate Professor, College of Mechanical Engineering, Xi'an University of Science and Technology, Xi'an 710054, P. R. China, E-mail: zjvan@qq.com