

Inconel 738 合金选区激光熔化成形组织性能的研究

许佳玉, 丁雨田, 胡 勇, 高钰璧, 陈建军, 杨 倩

(兰州理工大学 省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 甘肃 兰州 730050)

摘 要: 采用 SEM、EBSD、OM 等方法研究了激光体能量密度 E 对选区激光熔化 (SLM) 成形 Inconel 738 合金致密度、微观组织和显微硬度的影响。研究表明: 在 SLM 成形过程中, 激光体能量密度 E 对试样致密度起决定性作用, 随着激光体能量密度 E 的增大, 致密度呈现先上升后下降的趋势, 并且在 65.2 J/mm^3 可以实现最高致密度 (99.4%); 凝固过程中冷却速率高达 $2.44 \times 10^5 \text{ K/s}$, SLM 成形 Inconel 738 合金垂直于打印方向和平行于打印方向的组织有明显的各向异性, 平行于打印方向的组织呈“棋盘状”形貌, 垂直于打印方向为“鱼鳞状”形貌, 相邻层、相邻道次之间的熔池搭接区为晶粒细化的胞晶; 显微组织表现出明显的织构, 随着激光体能量密度的增大, $\langle 100 \rangle$ 方向的织构逐渐增强; 试样的硬度随着激光体能量密度 E 的增大而增大, 当激光体能量密度 E 超过 65.2 J/mm^3 时, SLM 成形 Inconel 738 合金的硬度值(HV)超过精铸试样(4100 MPa)。

关键词: 选区激光熔化; Inconel 738 合金; 激光体能量密度; 致密度; 组织性能

中图分类号: TN249; TG146.1⁺⁵

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)11-3727-08

Inconel 738 合金是以 γ' 相为强化相的沉淀强化型镍基高温合金, 该合金具有优异的抗热腐蚀性和抗氧化性能, 良好的组织稳定性, 因而被广泛应用于烟气轮机静叶片、船舶及地面大型燃气轮机的长寿命涡轮工作叶片和导向叶片, 航空发动机的涡轮零件及耐腐蚀部件^[1-4]。

烟气轮机是石油加工企业催化裂化装置的关键节能设备, 其静叶片是由若干个空间上离散的非等变截面扭曲而成, 其叶型加工的好坏直接关系到烟气轮机整机的能量回收效率和可靠性, 传统工艺制造烟气轮机静叶片, 需要钳工修磨定位、车削两端面、磨削内弧面、车削内圆榫头、特别是精磨配盘等复杂工序, 使得产品生产周期长, 加工难度大^[5-7]。增材制造 (additive manufacturing, AM) 技术^[8]基于 3D 模型, 直接通过材料的逐层累加成形金属零件, 可以满足航空航天及自动化行业复杂的结构零件, 这为燃气轮机静叶片的成形开创了新思路。而选区激光熔化 (selective laser melting, SLM) 技术^[9,10]作为增材制造方法的一种, 综合了计算机科学、CAD 软件、激光加工成形技术、数控技术等诸多工程领域的先进成果, 能自动、快速、精准地将设计转化成一定功能的产品原型, 通过逐层累加的方法直接制造零件, 解决了传统机械加工方法中复杂零件加工困难和加工周期长的难题, 显著缩短企业的产品开发周期, 节约开发资金, 提高企

业竞争力, 为 Inconel 738 合金烟气轮机静叶片制造提供了一种新的制造方法。

Kunze 等^[11,12]研究了 IN738 LC 高温合金在沉积态、热处理态的组织 and 力学性能, 发现 SLM 成形件的组织具有强织构, 力学性能具有各向异性, 通过控制扫描策略可以改变织构, 从而得到在某个特定取向的力学性能。Xu 等^[13]通过对沉积态 IN-738LC 合金激光重熔, 研究发现激光立体成形过程中高 (Al+Ti) 的镍基高温合金的残余应力分布不均热影响区液化裂纹形成的主要驱动力。Perevoshchikova 等^[14]通过 Doehlert 方法优化 IN-738 LC 合金 SLM 成形工艺参数, 发现使用 Doehlert 方法成功优化了 IN-738LC 合金的 SLM 成形参数, 可使成形试样的致密度高达 99.5% 以上, 且无显微裂纹。但由于 Inconel 738 合金含有较高的 (Al+Ti) 含量, 具有较差的可焊性, 因而属于难打印合金, 成形工艺尚未成熟。针对 SLM 成形过程中产生的孔隙、裂纹等缺陷问题, 有必要对 SLM 成形工艺及其打印件组织性能进行深入地研究。

本研究通过改变扫描速度、激光功率和扫描间距优化 SLM 成形工艺参数, 研究激光体能量密度对 Inconel 738 合金打印件组织和性能的影响, 为后续 SLM 技术制造组织稳定、性能优良的 Inconel 738 合金烟气轮机静叶片提供可靠的理论依据和参考。

收稿日期: 2018-11-05

基金项目: 甘肃省科技重大专项(17ZD2GC001)

作者简介: 许佳玉, 女, 1994 年生, 博士生, 兰州理工大学省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 甘肃 兰州 730050, E-mail: xujaiyu_lut@163.com

1 实验

材料选用德国某公司雾化制备的 Inconel 738 预合金粉末, 化学成分(质量分数, %)为: Cr 15.8, Co 8.5, Al 3.5, Ti 3.5, W 2.6, Mo 1.7, Ta 1.7, Nb 0.9, C 0.11, B 0.01, Zr 0.02, S 0.002, Ni Bal。采用 TCH-600 氮氧氢分析仪测得粉末中的 O 含量为 180 μg/g; 用 Quanta FEG 450 热场发射扫描电镜(SEM)观察粉末表面形貌, 如图 1a 所示, 合金粉末大部分呈球形或类球形, 少部分呈不规则形状、卫星颗粒粉以及空心粉(如图 1a); 借助 Mastersizer 2000 激光粒度分析仪测量粉末的平均粒径及粒度分布, 如图 1b 所示, 粉末粒度范围为 14.962~52.857 μm, 粉末平均粒径 $\bar{D}=31.614 \mu\text{m}$, 粉末中值粒径 $D_{50}=28.723 \mu\text{m}$ (如图 1b), 该粉末符合 SLM 技术成形要求。

本次 SLM 成形实验设备为德国 EOS 公司 EOSINT M280 金属成型设备, 选区激光成形原理如图 2a 所示, 该设备配备连续可调式 400 W 光纤激光器, 激光束光斑直径为 100 μm, 系统工作舱最大成形尺寸为 250 mm×250 mm×400 mm, 腔室采用 Ar₂ 保护, 成形过程氧含量控制在 1000 μg/g 以下。Inconel 738 合金粉末铺粉层厚为 40 μm, 激光扫描策略如图 2b 所示,

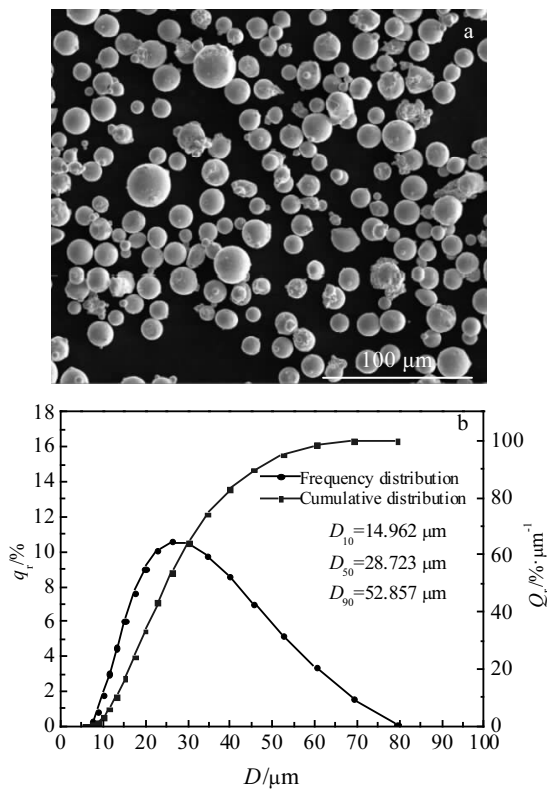


图 1 Inconel 738 合金粉末形貌及粒径分布

Fig.1 Morphology of Inconel 738 superalloy powders (a) and particle size distribution (b)

扫描速度 v 为 850、1150、2250 mm/s, 激光功率 P 为 270、320、370 W, 扫描间距 h 为 0.09、0.11、0.13 mm, 并进行三水平三因素正交实验, 最终成形 12 个尺寸为 10 mm×10 mm×10 mm 的 Inconel 738 合金试样, 如图 2c 所示。

SLM 技术成形的 Inconel 738 合金试样, 用线切割将试样从基板上切下, 试样小方块经清洗、进行机械研磨和抛光, 用 3 mL HNO₃+5 mL H₂SO₄+90 mL HCl 混合溶液化学腐蚀 30 s。采用 Axiovert 40 MAT 金相显微镜(OM)、Quanta FEG 450 热场发射扫描电镜(SEM)及背散射电子衍射(EBSD)进行组织分析; 用 HVS-1000 型维氏硬度计测量试样的硬度值, 测量 5 个不同点的硬度取平均值; 用高精度固体密度计 DH-120M 测量试样的密度为 ρ_p , 试样的致密度计算公式为:

$$\rho = (\rho_p / \rho_{\text{theoretical}}) \times 100\% \quad (1)$$

式中, Inconel 738 合金的 $\rho_{\text{theoretical}}$ 为 8177.1 kg/m³。

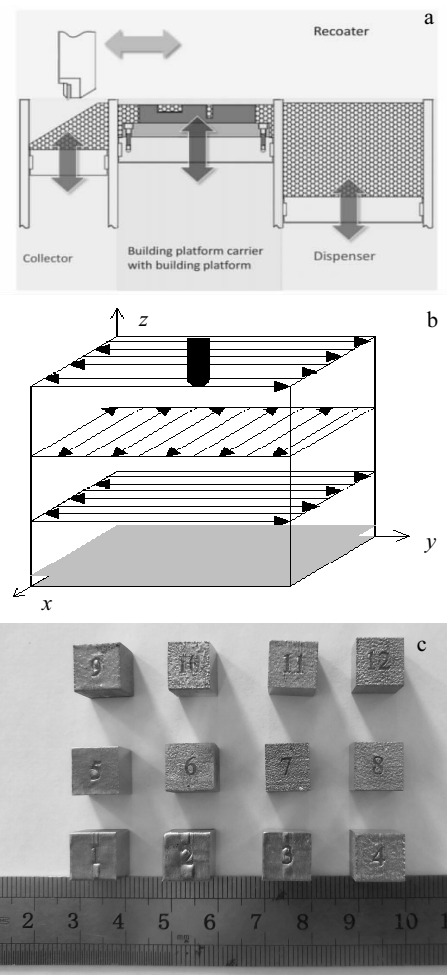


图 2 选区激光成形原理图、扫描策略及 SLM 技术打印件

Fig.2 Schematic of selective laser melting (a), scanning strategy (b), and SLM technology printing samples (c)

2 结果与分析

2.1 激光体能量密度对 SLM 成形 Inconel 738 合金致密度的影响

在 SLM 成形过程中, 扫描间距、扫描速度、激光功率和铺粉厚度相互影响, 实际反映的是激光体能量密度 E (J/mm^3) 的大小, 激光体能量密度等式为^[15]:

$$E = \frac{P}{vht} \quad (2)$$

式中, P 为激光功率 (W), v 是扫描速度 (mm/s), h 是扫描间距 (mm), t 是铺粉厚度 (mm)。

图 3 为激光体能量密度对 SLM 成形试样致密度的影响规律。由图可知, Inconel 738 合金打印件致密度 ρ 随着激光体能量密度 E 的增加先急剧增加至 99.4% ($E=65.2 \text{ J}/\text{mm}^3$), 随后趋于缓慢降低。这是由于激光体能量密度 E 的变化主要影响金属粉末对激光能量的吸收, 过高和过低的体能量密度都不利于试样致密度的提高, 最佳激光体能量密度为 $65.2 \text{ J}/\text{mm}^3$, 得到致密度为 99.4% 的成形试样。同时, 由式(1)可知, 得到致密度最高的 SLM 成形工艺参数为 $P=270 \text{ W}$, 扫描速度 $v=1150 \text{ mm}/\text{s}$, 扫描间距 $h=90 \mu\text{m}$ 。

2.2 激光体能量密度对 SLM 成形 Inconel 738 合金组织的影响

在不同激光体能量密度 E 下, 即不同的激光功率 P 、扫描速度 v 、扫描间距 h 下, 对垂直于打印方向横截面 (XY 面) 的微观组织进行比较, 如图 4 所示, 随着激光体能量密度 E 的增加, Inconel 738 合金 SLM 打印试样孔隙率、微裂纹等缺陷先减少, 随后趋于缓慢增多, 且在激光体能量密度 $E=65.2 \text{ J}/\text{mm}^3$ 时, Inconel 738 合金 SLM 打印试样的组织中无孔隙, 有

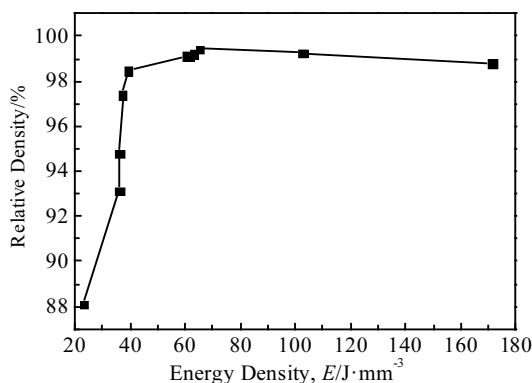


图 3 SLM 成形 Inconel 738 合金试样致密度随激光体能量密度 E 的变化

Fig.3 Variation of the relative density with volume energy density of Inconel 738 alloy by SLM forming

少量微裂纹, 致密度达到最高值 $\rho=99.4\%$, 这与图 3 得到的规律一致。为了进一步理解 SLM 成形技术过程中 Inconel 738 合金组织的演变规律, 对激光体能量密度 E 在 $23.1\sim 171 \text{ J}/\text{mm}^3$ 范围内的 Inconel 738 合金 SLM 打印试样的组织进行深入分析。图 4a~4c 分别为 $E=23.1\sim 61.9 \text{ J}/\text{mm}^3$, 孔缺陷的尺寸较大, 呈不规则状, 分布面积较广, 微裂纹数量较多; 这是由于当激光体能量密度 E 过小时, 激光束能量过低、停留时间较短, 熔池断续连接, 此时熔体的温度较低, 流动性、润湿性和铺展能力较差, 熔池在表面张力的作用下形成“球化效应”, 金属粉末处于未被融化或半熔化的状态, 最终导致大量未被填充的孔隙, 形成形状不规则的“工艺孔”^[16], 并且由于液体未能及时回填枝晶收缩, 形成裂纹缺陷, 从而形成低的致密度。当激光体能量密度 E 为 $65.2 \text{ J}/\text{mm}^3$ 时, 在试样 XY 面上则可以观察到典型“棋盘状”形貌 (如图 4d 所示), 这是由 n 与 $n+1$ 层 90° 相位角激光扫描所致, 由于激光体能量密度 E 增大, 熔池温度升高, 表面张力和液体的润湿性增加。同时, 高的温度使得熔池内具有较高的过热度, 使得液体具有低的粘稠度, 促进了液相扩散, 提高了相邻层以及相邻焊道之间的连接; 此外, 金属粉末吸收了相对高的能量使得液相保持足够长的时间, 确保液态金属的流动性, 从而回流到枝晶间回填枝晶收缩, 减少凝固裂纹, 提高了致密度 ρ ^[17], 所以此时裂纹和空隙的数量最少, 激光体能量密度 E 最优。因此, SLM 成形工艺参数最优。当激光体能量密度 E 超过 $65.2 \text{ J}/\text{mm}^3$ 时, 出现黑色“圆形孔”, 如图 4e、4f 所示, 这是因为激光体能量密度过高, 熔化金属的温度将会持续上升, 当温度超过材料沸点时就会发生气化现象, 蒸发的材料将被 Ar_2 气流带走。随着激光光斑的移开, 该区域剩余的熔融金属迅速冷却并凝固致使气体被卷入到熔池中不能及时溢出^[18], 导致致密度 ρ 下降。较低或较高激光体能量密度 E 都会形成孔隙缺陷, 类似的现象在 SLM 成形 Ti-5Al-2.5Sn 过程中也被发现^[19]。

同时, 对致密度最高的试样进行组织分析, 图 5 是激光体能量密度为 $65.2 \text{ J}/\text{mm}^3$ 时 SLM 成形 IN738 试样 XY 面上的 SEM 照片。从图 5a 中可以看出激光扫描路径和激光扫描策略所构成的规则“棋盘状”形貌。 XY 面上的组织不均匀, 相邻搭接区中线的距离为 $90 \mu\text{m}$, 与工艺设定扫描间距为 $90 \mu\text{m}$ 吻合较好, 这使得两相邻扫描轨迹之间的熔池搭接率为 10%。图 5b 为 5a 中搭接区域 A 区的放大图, 组织主要由细小的胞晶和较细的柱状晶, 相同区域内的柱状晶呈平行排列, 如图 5c 所示, 这是因为平行于打印方向相邻焊道之间的方向相互平行, 熔池内热流方向相互平行, 使

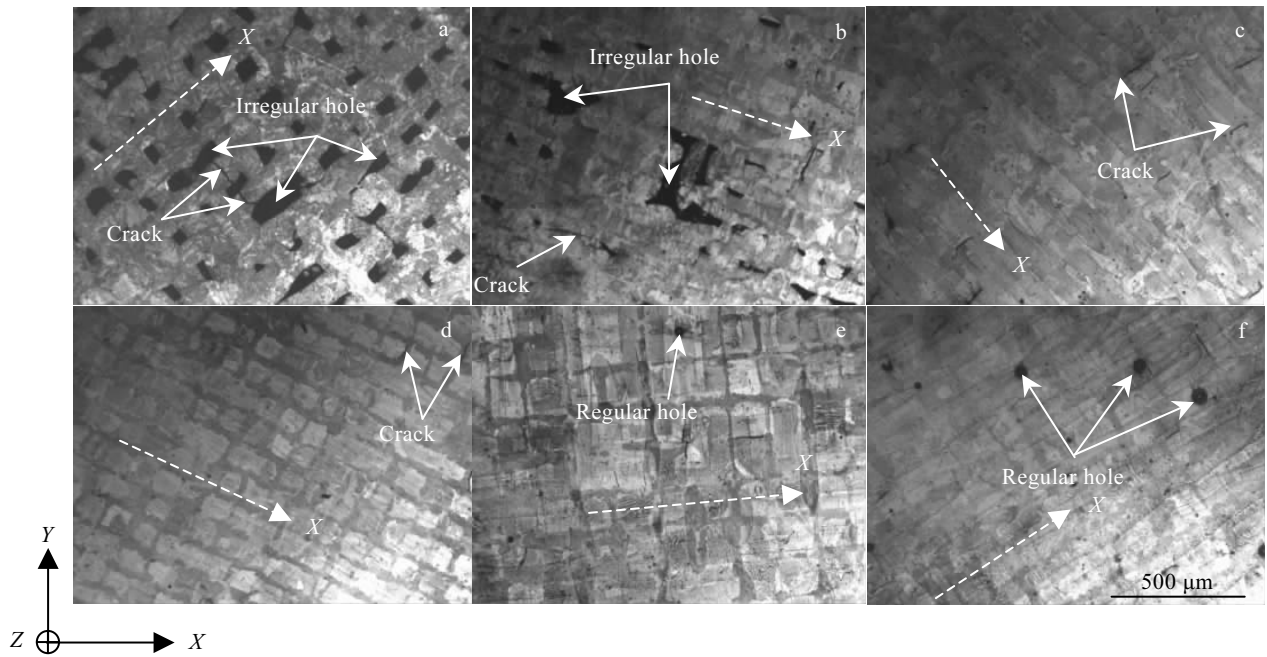


图 4 XY 面不同激光体能量密度 E 下的 OM 照片

Fig.4 Optical images of SLMed IN738 under different volume energy densities in XY plane: (a) 23.1 J/mm³, (b) 39.5 J/mm³, (c) 61.9 J/mm³, (d) 65.2 J/mm³, (e) 102.6 J/mm³, and (f) 171.3 J/mm³

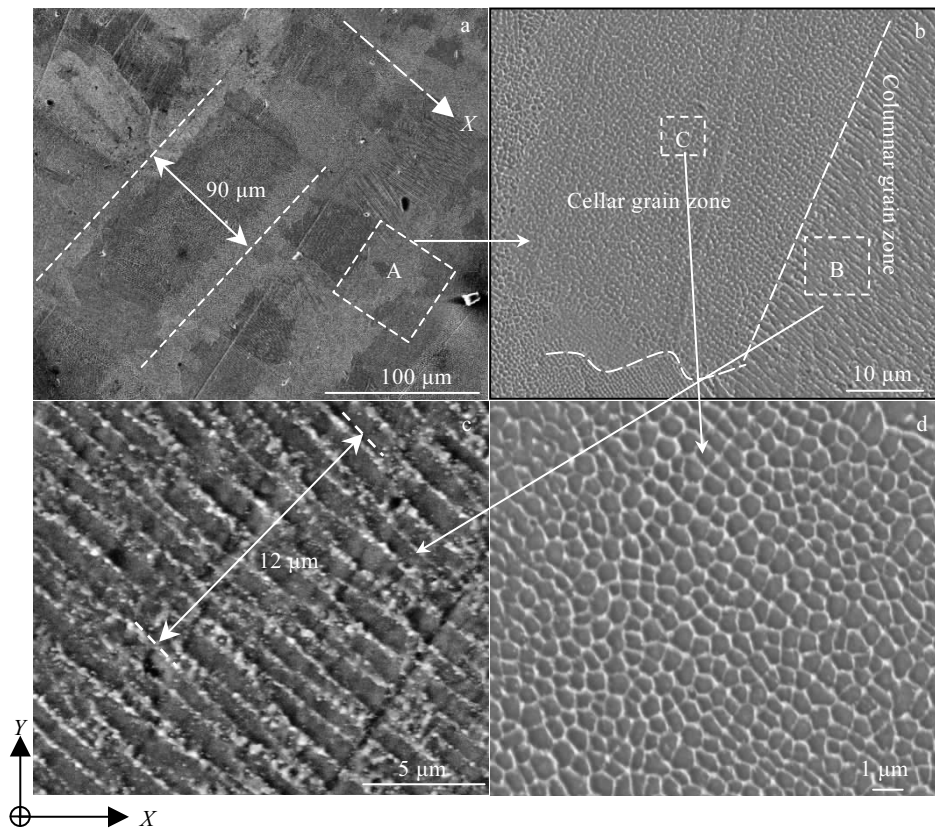


图 5 致密度最高的试样 XY 面的 SEM 照片

Fig.5 SEM images of SLMed Inconel 738 alloy with the highest density in XY section: (a) “chess board” microstructure; (b) overlap region; (c) columnar grain; (d) cellar grain

得晶体沿传热反方向生长,从而得到的柱状晶相互平行排列;同时,由于激光扫描时,熔池很细小,并形成很高的负温度梯度,冷却速率为 10^5 K/s,冷却速率过快,是典型的快速凝固过程(冷却速率为 $10^4\sim 10^9$ K/s),抑制了二次枝晶臂生长,柱状晶相邻一次枝晶臂间距为 $1\ \mu\text{m}$ 左右。图 5d 为 5b 中搭接区域 C 区的放大图,组织为胞晶,胞晶的直径小于 $1\ \mu\text{m}$,搭接区域经历了 2 次激光照射,搭接区晶粒重熔后,晶粒变得更细小,这与文献[20]中有相似的结论。

图 6 为选区激光熔化 SLM 试样在 YZ 方向上的 SEM 照片。从图 6a 中可以看出明显的“鱼鳞状”形貌,激光光斑直径为 $100\ \mu\text{m}$,熔池的平均熔宽为 $163\ \mu\text{m}$,平均熔深为 $77\ \mu\text{m}$,这是因为激光能量服从高斯分布,热源中心温度最高,激光在粉末中逐渐衰减所致。从图 6b 柱状晶表现出 $\langle 100 \rangle$ 方向外延生长特性,柱状晶贯穿多个熔池,通常熔池的大部分热传递通过基体或在凝固过程中先前沉积的层进行,凝固过程是一个负的温度梯度,以已经凝固的晶粒为异质形核位点,在已有柱状晶上的连续生长。并且可以看出柱状晶与熔池边界相垂直,这是因为熔池中的最大温度梯度几乎

与熔池边界垂直^[21]。在熔池边界周围存在平均尺寸为 $1\ \mu\text{m}$ 相对较小的胞晶,如图 6c 所示,通常认为这是由于来自相邻扫描轨迹,即重叠区域的部分重熔过程形成的,熔池的叠加使得晶粒生长的方向根据复杂的热流方向变化^[22],这也可能是由于在凝固过程中主要集中在熔池边界内的杂质,为晶粒提供了异质形核点,使得沿着熔池边界形成小晶粒^[23]。由于选区激光熔化是一个快速凝固过程,一次枝晶臂快速生长,抑制了二次枝晶臂,如图 6d 所示,平均一次枝晶臂为 $0.8\ \mu\text{m}$,平均枝晶臂间距如式(3),冷却速率可以通过(4)式计算得到^[24]:

$$d = \frac{n}{\lambda} \tag{3}$$

$$d = a\varepsilon^{-b} \tag{4}$$

式中, λ 为所选长度,越过一次枝晶臂的总数为 n , d 为一次枝晶臂间距, b 和 a 为与材料相关的常量(镍基合金, $b=1/3$, $a\approx 50\ \mu\text{m}(\text{K/s})$ ^[24]),因此冷却速率 ε 为 $2.44\times 10^5\ \text{K/s}$ 。

采用 EBSD 中的取向分布函数 (ODF) 截面图对选区激光熔化 (SLM) 过程中产生的组织进行定量分

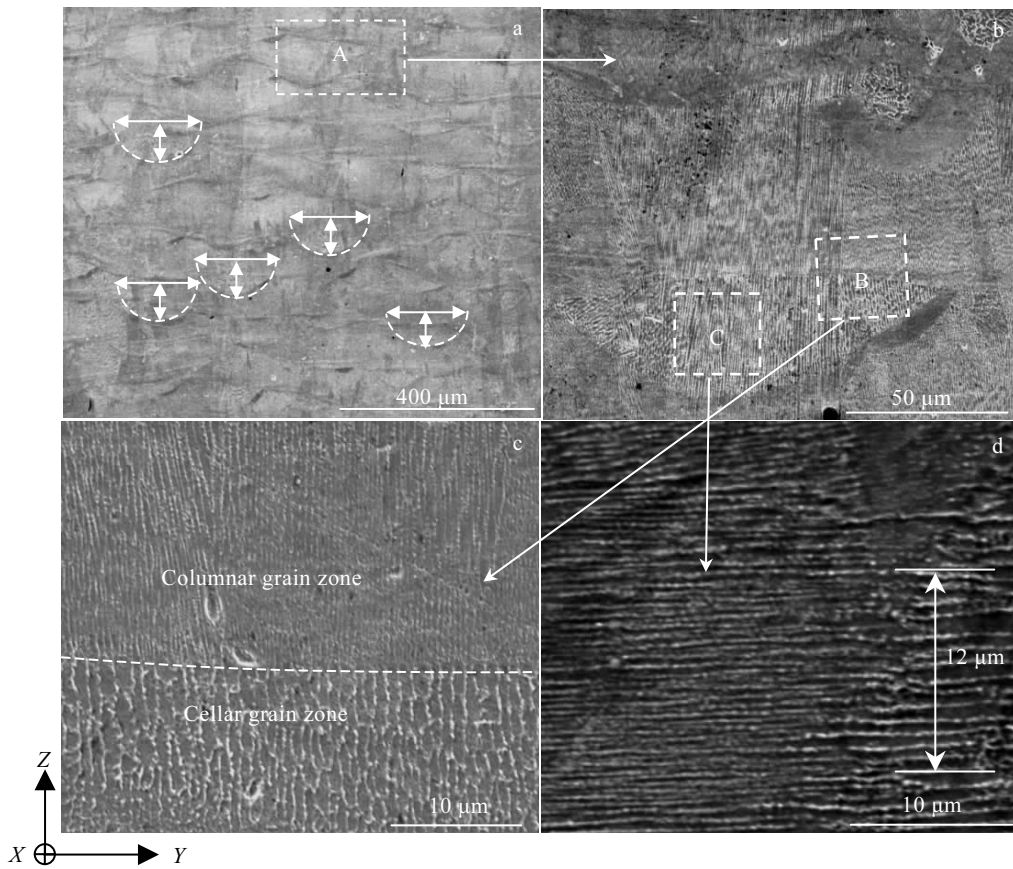


图 6 致密度最高的试样 YZ 面的 SEM 照片

Fig.6 SEM images of SLM deposited Inconel 738 alloy with the highest density in YZ section: (a) molten pool morphology; (b) molten pool magnified morphology; (c) overlap region; (d) elongated columnar grain

析, 图 7 为不同激光能量密度下的 ODF 图。由图可知, 当 $E=65.2 \text{ J/mm}^3$ 时, 主要有黄铜 R $\{111\}\langle 110\rangle$ 、 $\{111\}\langle 112\rangle$ 的强织构、旋转立方 $\{001\}\langle 110\rangle$ 的弱织构, 当激光能量为 102.6 J/mm^3 时, 主要有强的立方 $\{001\}\langle 100\rangle$ 、黄铜型 $\{110\}\langle 112\rangle$ 、 $\{110\}\langle 110\rangle$ 的织构。织构演变主要与热加工参数有关, 如热流方向、冷却速率、温度梯度。这些参数很大程度上取决于 SLM 工艺参数, 包括扫描策略^[25], 如文献[26]所述, 激光能量密度越高、熔池越大、熔池越深、柱状晶粒结构越

强, 平行与打印方向的 $\langle 100\rangle$ 织构越明显。

2.3 激光体能量密度对 SLM 成形 Inconel 738 合金硬度的影响

在加载压力为 200 g, 加载时间为 15 s 下, 对不同激光能量密度 E 下选区激光熔化成形试样沿 XY、YZ 面进行显微硬度测试, 每个面测量 5 个不同点, 并取平均值, 不同激光能量密度 E 下选区激光熔化成形 (SLM) 成形试样各面上的硬度值变化如图 8 所示。从图中可以看出, Inconel 738 合金 SLM 成形试样的

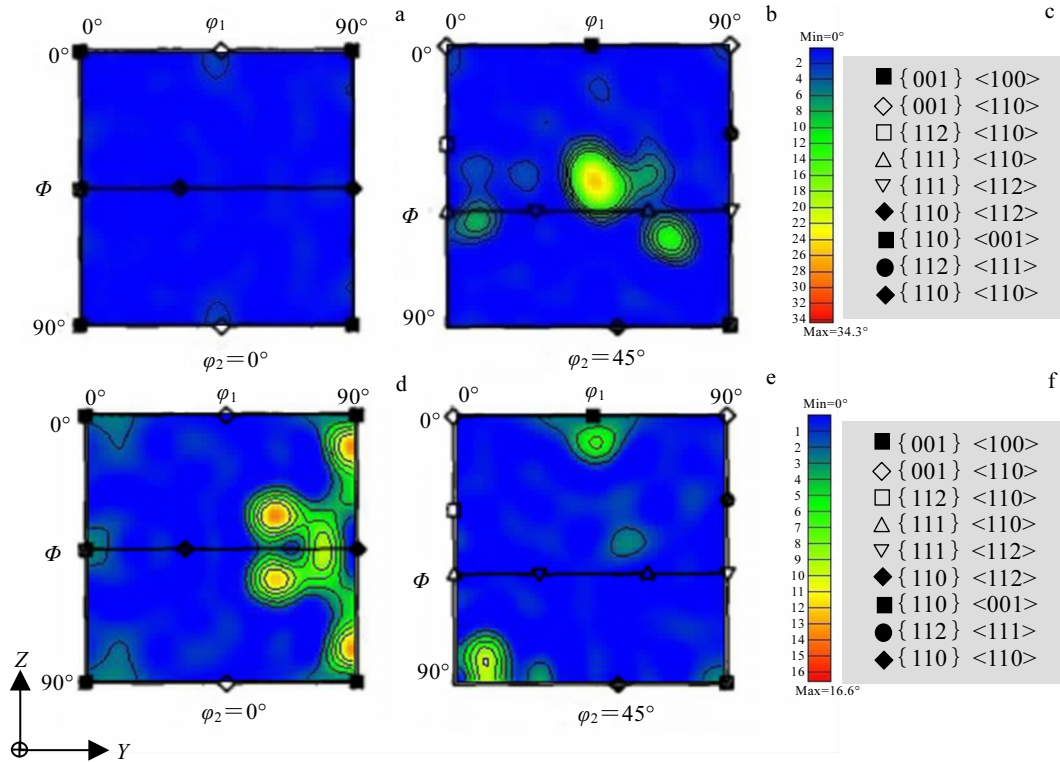


图 7 不同激光体能量密度下沉积态试样分别在 $\phi_2=0^\circ$ 和 $\phi_2=45^\circ$ 的 ODF 截面图

Fig.7 ODF image of SLM deposited samples under different volume energy densities: (a) $E=65.2 \text{ J/mm}^3$, $\phi_2=0^\circ$; (b) $E=65.2 \text{ J/mm}^3$, $\phi_2=45^\circ$; (d) $E=102.6 \text{ J/mm}^3$, $\phi_2=0^\circ$; (e) $E=102.6 \text{ J/mm}^3$, $\phi_2=45^\circ$; (c, f) texture components

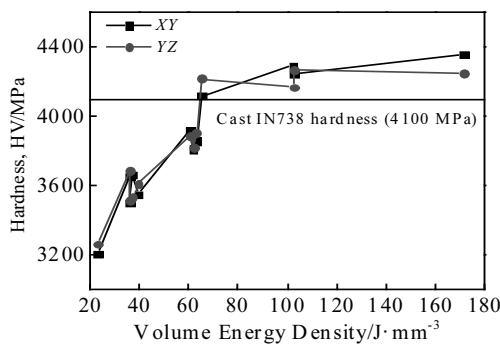


图 8 不同激光体能量密度下沉积态试样的硬度值

Fig.8 Hardness of SLM deposited samples under different volume energy densities

硬度随着激光体能量密度 E 增大而整体增加, 当 $E \geq 65.2 \text{ J/mm}^3$ 时, 试样的硬度值超过了 Inconel 738 合金精铸件的室温硬度 (HV) 值 4100 MPa^[27], 这是由于在 SLM 成形过程中, 激光体能量密度 E 增加, Inconel 738 合金 SLM 成形试样的致密度急剧增加至 99.4% ($E=65.2 \text{ J/mm}^3$) 后缓慢下降, 这就使得 Inconel 738 合金成形试样的硬度与致密度变化基本一致; 同时, Inconel 738 合金 SLM 成形试样中的残余应力随着激光体能量密度 E 增加而增加, 残余应力越大, 直接反映出合金的硬度值越大。此外, 每个试样在不同面上的硬度值相差不大, 说明硬度值在各个面上的分布是均匀的, 这与文献[10]中得到了相似结论, 这是由于在 XY 面、YZ 面上, 不论是胞晶还是柱状晶的平

均晶粒尺寸均在 1 μm 左右, 晶界强化作用明显; 同时 SLM 成形 Inconel 738 合金的析出相种类、含量及分布在 XY 面及 YZ 面上基本相同。综上因素, 在 XY 面、YZ 面上获得的硬度值方向性差异不大。

3 结 论

1) 激光体能量密度 E 显著影响 SLM 成形 Inconel 738 合金的致密度, Inconel 738 合金打印件致密度 ρ 随着激光体能量密度 E 的增加先急剧增加至 99.4% ($E=65.2 \text{ J/mm}^3$), 随后趋于缓慢降低。

2) SLM 成形 Inconel 738 合金的组织垂直与打印方向和平行与打印方向有明显的各向异性, 平行于打印方向的组织呈“棋盘状”形貌, 垂直与打印方向为“鱼鳞状”形貌, 熔池搭接区为细小的胞晶, 并且柱状晶表现出 $\langle 100 \rangle$ 方向外延生长特性; 显微组织表现出明显的织构, 随着激光体能量密度的增大, $\langle 100 \rangle$ 方向的织构逐渐增强。

3) Inconel 738 合金 SLM 成形试样的硬度随着激光体能量密度 E 增大而整体增加, 当 $E \geq 65.2 \text{ J/mm}^3$ 时, 试样的硬度值超过了 Inconel 738 合金精铸件的硬度(HV)值 (4100 MPa)。

参考文献 References

- [1] Hays C, Rudnicki A. *Journal of Materials Engineering & Performance*[J], 2008, 17(4): 566
- [2] Mazur Z, Luna-Ramirez A, Juarez-Islas J A et al. *Engineering Failure Analysis*[J], 2005, 12(3): 474
- [3] Ballkci E, Raman A, Mirshams R A. *Journal of Materials Engineering & Performance*[J], 2000, 9(3): 324
- [4] Wang Chao(汪 超), Shen Hongwei(沈红卫), Mei Linbo(梅林波). *Thermal Turbine*(热力透平)[J], 2014, 43(2): 94
- [5] Carter T J. *Engineering Failure Analysis*[J], 2005, 12(2): 237
- [6] Liu Yuxiang(刘玉香). *Petro-chemical Equipment*(石油化工设备)[J], 2013(5): 59
- [7] Xu Wentiao(徐文涛). *Gas Turbine Technology*(燃气轮机技术)[J], 2017, 30(3): 61
- [8] Huang S H, Liu P, Mokasdar A et al. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2013, 67(5-8): 1191
- [9] Bremen S, Meiners W, Diatlov A. *Laser Technik Journal*[J], 2012, 9(2): 33
- [10] Zhang H, Zhu H, Qi T et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2016, 656: 47
- [11] Kunze K, Etter T, Grassli J et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2015, 620: 213
- [12] Geiger F, Kunze K, Etter T. *Materials Science & Engineering A*[J], 2016, 661: 240
- [13] Xu Jianjun, Lin Xin, Zhao Yufan et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2018, 49(10): 5118
- [14] Perevoshchikova N, Rigaud J, Yu Sha et al. *Rapid Prototyping Journal*[J], 2016, 23(5): 881
- [15] Thijs L, Verhaeghe F, Craeghs T et al. *Acta Materialia*[J], 2010, 58(9): 3303
- [16] Zhang Wenqi(张文奇), Zhu Haihong(朱海红), Hu Zhiheng(胡志恒) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2017, 53(8): 918
- [17] Choi J P, Shin G H, Yang S et al. *Powder Technology*[J], 2017, 310: 60
- [18] Wei K, Wang Z, Zeng X. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2017, 244: 73
- [19] Gao Piao(高 飘), Wei Kaiwen(魏恺文), Yu Hanchen(喻寒琛) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2018, 54 (7): 999
- [20] Tomus D, Tian Y, Rometsch P A, et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 667: 42
- [21] Li C, White R, Fang X Y et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 705: 20
- [22] Amato K N, Gaytan S M, Murr L E et al. *Acta Materialia*[J], 2003, 51(17): 2229
- [23] Wang D, Song C, Yang Y et al. *Materials & Design*[J], 2016, 100: 291
- [24] Li Shuai, Wei Qingsong, Shi Yusheng et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2015, 31(9): 946
- [25] Li S, Wei Q S, Shi Y S et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2015, 31(9): 946
- [26] Fang X Y, Li H Q, Wang M et al. *Materials Characterization* [J], 2018, 143: 182
- [27] Edition of Academic Committee of the Superalloys of the Chinese Society for Metals (中国金属学会高温材料分会编). *China Superalloys Handbook*(中国高温合金手册)[M]. Beijing: Standards Press of China, 2012

Microstructure and Property of Inconel 738 Alloy by Selective Laser Melting Forming

Xu Jiayu, Ding Yutian, Hu Yong, Gao Yubi, Chen Jianjun, Yang Qian

(State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Nonferrous Metals,
Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

Abstract: Effect of volume energy density on the relative density, microstructure and microhardness of Inconel 738 alloy fabricated by selective laser melting (SLM) was investigated by SEM, EBSD and OM. The results show that volume energy density plays a decisive role in the SLM forming process. With the increase of the volume energy density, the relative density increases first and then decreases. The highest relative density (99.4%) can be achieved at 65.2 J/mm^3 . During solidification, the microstructure of Inconel 738 alloy formed by $2.44 \times 10^5 \text{ K/s}$ SLM has obvious anisotropy in vertical direction and parallel direction. The microstructure parallel to the building direction is "chess board", the vertical to building direction is "fish scale", and overlap zone between adjacent layers and neighbor tracks is the refined cellular grains. The microstructure shows obvious texture. With the increase of the laser volume energy density, the texture in the $\langle 100 \rangle$ direction increases gradually. The hardness of the sample increases with the increase of the laser volume energy density. When the laser volume density is higher than 65.2 J/mm^3 , the hardness (HV) value of Inconel 738 alloy is higher than that of precision casting specimen (4100 MPa).

Key words: selective laser melting (SLM); Inconel 738 alloy; laser volume energy density; density; microstructure and property

Corresponding author: Ding Yutian, Ph. D., Professor, State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Nonferrous Metals, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, P. R. China, E-mail: dingyt@lut.edu.cn