

基于扫描间距调控 Inconel 738 合金的 微观组织和力学性能

许佳玉^{1,2}, 丁雨田^{1,2}, 高钰璧^{1,2}, 孙富豪^{1,2}, 胡 勇^{1,2}, 张 东³

(1. 兰州理工大学 材料科学与工程学院, 甘肃 兰州 730050)

(2. 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)

(3. 金川集团股份有限公司 镍钴资源综合利用国家重点实验室, 甘肃 金昌 737100)

摘 要: 采用 EBSD 技术系统地研究了扫描间距 h 对选区激光熔化 (SLM) 成形 Inconel 738 合金微观组织、动态再结晶行为、织构演变和力学性能的影响。研究表明, 随着 h 的增加, 平行于沉积方向的细长柱状晶晶粒长/径比减小, 晶粒的形貌由粗大的细长柱状晶向细小的等轴晶转变, 晶粒的取向变得更加随机; 随着 h 的增加, 动态再结晶体积分数增加, 再结晶区域位错密度和应变低于未再结晶区域; 随着 h 的增加, 其铸造织构的类型发生变化, 织构主要由 Rotated-Goss 织构 $\{110\}<110>$ 转变为 Rotated-Goss 织构 $\{110\}<110>+\text{Cube}$ 织构 $\{001\}<100>$, Cube 织构的强度逐渐增强, 而 Rotated-Goss 织构的强度逐渐减弱; 此外, 通过选择合适的扫描间距 ($h=70\ \mu\text{m}$), 沉积态 Inconel 738 合金可获得优异室温力学性能 ($\sigma_y=933\ \text{MPa}$, $\sigma_{\text{UTS}}=1209\ \text{MPa}$, $\varepsilon_f=38\%$), 达到良好的强度与塑性匹配。

关键词: Inconel 738 合金; 选区激光熔化 (SLM); 扫描间距; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TG146.1⁺5; TN249

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)07-2470-08

Inconel 738 合金作为一种 γ' -Ni₃(Al, Ti)相强化的铸造沉淀强化型镍基高温合金, 具有优异的组织稳定性、高温强度和耐腐蚀性能, 而被广泛应用于地面和航空燃气轮机高温结构部件中^[1-3]。但由于铸件晶粒尺寸较大、宏观偏析、缩孔和缩松等铸造缺陷降低了其高温结构部件的高温力学性能^[4,5]。作为一种典型的激光增材制造技术, 选区激光熔化 (SLM) 制备的 Inconel 738 合金高温部件与传统铸造技术相比具有以下优点, 如无模具、成形任意复杂形状, 且所得部件致密度高、晶粒尺寸细小、性能稳定^[6]。

目前, Inconel 738 铸件高温强度的提升主要通过高合金来实现, 尤其是高 Al+Ti 含量 (Al+Ti 质量分数 >6%) 形成的高体积分数的沉淀强化相 γ' -Ni₃(Al, Ti)。但在 SLM 过程中, 由于快速加热及冷却所产生的高应力, 使得高 Al+Ti 含量的 Inconel 738 合金具有较高的开裂敏感性, 从而限制了 SLM 成形 Inconel 738 成形件性能的进一步提高^[7-9]。因此, 如何在不改变合金成分的前提下, 通过改变 SLM 成形工艺参数来调控 Inconel 738 成形件的微观组织和抑制裂纹的萌生及扩展, 提升合金的力学

性能是当前亟待解决的关键问题。

钟敏霖等^[10,11]研究了在定向凝固镍基高温合金基体上激光熔覆 Inconel 738 的裂纹敏感性, 通过控制激光熔覆过程中的热输入量和选择适当的熔覆工艺参数, 可以显著降低裂纹敏感性, 同时在定向凝固镍基高温合金基体上形成良好冶金结合且无裂纹的基本保持定向凝固特性的熔覆层组织。陈智君等^[12]研究发现, 通过优化激光熔覆工艺参数、添加适量 Y₂O₃ 以及对基体进行同步冷却, 可在一定程度上减少甚至避免 Inconel 738 熔覆层裂纹的产生。Perevoshchikova 等^[13]通过 Doehlert 方法优化 IN-738 LC 合金 SLM 成形工艺参数, 发现使用 Doehlert 方法可成功优化 IN-738LC 合金的 SLM 成形参数, 使成形试样的致密度高达 99.5% 以上, 且无显微裂纹。Wang 等^[14]通过对材料的预处理、SLM 工艺参数优化 (激光功率和扫描速度) 和后处理, 用 SLM 成形了几乎完全致密 (99.76%) 和无裂纹的 Inconel 738LC 高温合金, 其成形件的室温屈服强度为 895 MPa, 抗拉强度为 1010 MPa, 延伸率为 1.6%; 在 850 °C 时的屈服强度为 560 MPa, 抗拉强度为 720 MPa, 延伸率为 14.4%。本课题组^[15]通过

收稿日期: 2020-08-04

基金项目: 甘肃省科技重大专项 (17ZD2GC011); 镍钴资源综合利用国家重点实验室开放课题; 兰州理工大学红柳一流学科建设计划; 兰州理工大学优秀博士学位论文培育计划

作者简介: 许佳玉, 女, 1994 年生, 博士生, 兰州理工大学材料科学与工程学院, 甘肃 兰州 730050, E-mail: xujiayulut@126.com

改变扫描间距、激光功率优化 SLM 成形工艺参数, 发现激光体能量密度 E 显著影响 SLM 成形 Inconel738 合金的致密度、组织和硬度; 随着 E 的增大, 致密度呈现先上升后下降的趋势, 并且在 $E=65.2 \text{ J/mm}^3$ 时可以实现最高致密度 (99.4%); 同时, 随着 E 的增大, 显微组织中<100>方向的组织逐渐增强; 此外, 随着 E 的增大, 显微硬度增加, 当 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)。因此, 本工作在前期优化 SLM 成形工艺参数的基础上, 通过调控扫描间距 h 来优化 Inconel 738 合金的微观组织, 从而改善合金的力学性能。

1 实验

实验选用德国某公司雾化制备的 Inconel 738 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 余量。采用 TCH-600 氮氧氢分析仪测得合金粉末中 O 含量为 $180 \mu\text{g/g}$ 。用 Quanta FEG 450 热场发射扫描电子显微镜 (SEM) 观察合金粉末表面形貌, 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; 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 $14.962 \sim 52.857 \mu\text{m}$,

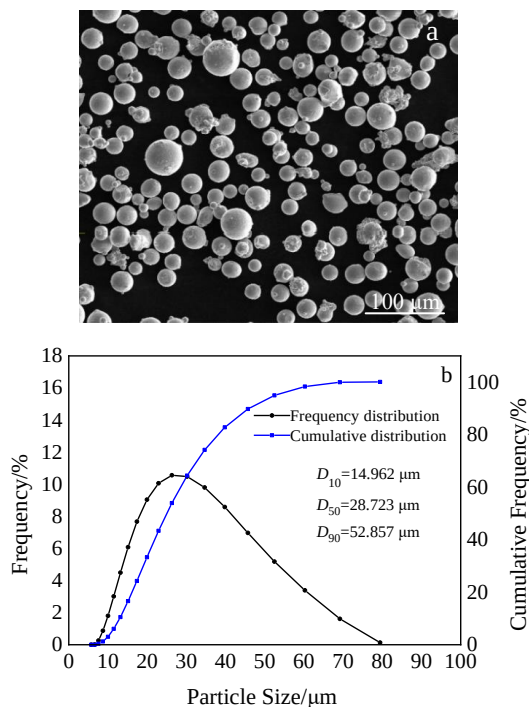


图1 Inconel 738 合金粉末形貌及粒径分布

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

粉末平均粒径 $\bar{D}=31.614 \mu\text{m}$, 粉末中值粒径 $D_{50}=28.723 \mu\text{m}$, 该粉末符合 SLM 技术成形要求^[16]。

SLM 成形实验设备为德国 EOS 公司生产的 EOSINT M280 型金属成型设备。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 $100 \mu\text{m}$, 系统工作舱室最大成形尺寸为 $250 \text{ mm} \times 250 \text{ mm} \times 400 \text{ mm}$, 腔室采用 Ar 气保护, 成形过程氧含量控制在 $1000 \mu\text{g/g}$ 以下。Inconel 738 合金粉末铺粉层厚 t 为 $40 \mu\text{m}$, 激光扫描策略如图 2a 所示。最终成形为 $10 \text{ mm} \times 10 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ 和 $16 \text{ mm} \times 16 \text{ mm} \times 76 \text{ mm}$ 的块体试样, 如图 2b 所示。扫描速度 v 为 1150 mm/s , 激光功率 P 为 270 W , 扫描间距 h 分别为 50 、 70 和 $90 \mu\text{m}$ 如图 2c。

将 SLM 成形试样用线切割从基板上切下, 同时将 $10 \text{ mm} \times 10 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ 的方块试样沿 YOZ 面切下厚度为 2 mm 的块状试样, 经超声清洗、机械研磨和抛光, 用 $20\% \text{H}_2\text{SO}_4 + 80\% \text{CH}_3\text{OH}$ (体积比) 电解液进行电解抛光, 直流电压为 20 V , 抛光时间为 30 s , 利用配有 HKL-EBSD 探头的 Quanta FEG 450 型热场发射 SEM 进行 EBSD 分析, 使用 Channel 5 软件进行数据处理。用 E45 100 kN 微机控制电子万能试验机对合金试样进行室温拉伸试验, 试样尺寸根据国家标准 GB/T228-2002 《金属材料室温拉伸实验方法》规定加工成标距为 25 mm , 厚度为 2 mm , 宽度为 6 mm 的拉伸试样(图 2d), 每组 3 个试样拉伸 3 次取平均值, 测得 SLM 成形 Inconel 738 合金的屈服强度(σ_y)、抗拉强度(σ_{uts})和断后延伸率(ε_t)。

2 结果与讨论

2.1 组织演变及晶界特征分布

图 3~图 5 分别为在不同扫描间距 h 下沉积态 Inconel 738 合金的显微组织。图中红色代表<100>取向, 绿色代表<101>取向, 蓝色代表<111>取向。由图 3a~5a 可知, 在 SLM 沉积态 Inconel 738 合金中可以观察到一系列细长的柱状晶穿过平行于沉积方向的几个沉积层, 这是由于在快速凝固过程中沿着沉积方向高的定向传热造成的。同时, 随着扫描间距 h 的增加, 细长的柱状晶的长/径比逐渐减小, 晶粒的取向变得更加随机。其中对图 3a~5a 中细长的柱状晶粒 G_1 、 G_2 和 G_3 的晶粒取向特征和晶粒内部不同方向上取向差的演化规律做了进一步分析。根据极图 (PF) 及反极图 (IPF) 分析可知, G_1 晶粒具有明显的 Cube 取向 $\{001\}<100>$ (图 3b), 而 G_2 和 G_3 晶粒具有明显的 Rotated-Goss 取向 $\{110\}<110>$ (图 4b 和 5b)。这里只分析单个粗大的细长柱状晶粒的取向, 全部晶粒的取向在组织演变部分进行详细的分析。图 3c 和 3d 为 $h=50 \mu\text{m}$ 时, 细长的柱状晶晶粒内平行原始晶界(直线 A_1)和垂直原始晶界(直线 A_2)的取向差变化图。其中点对点取向差

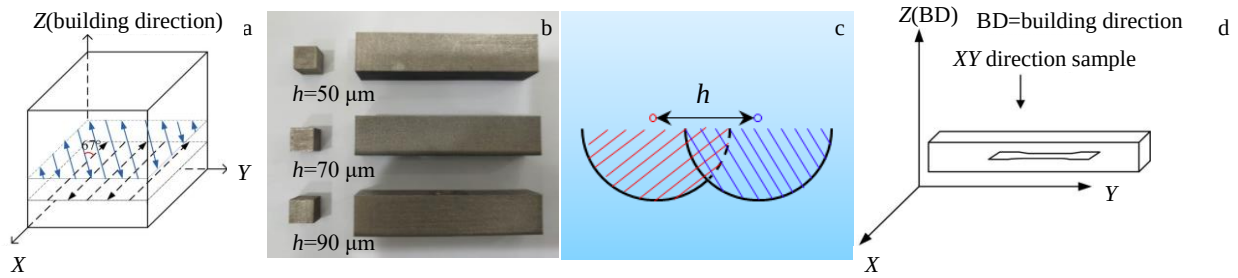
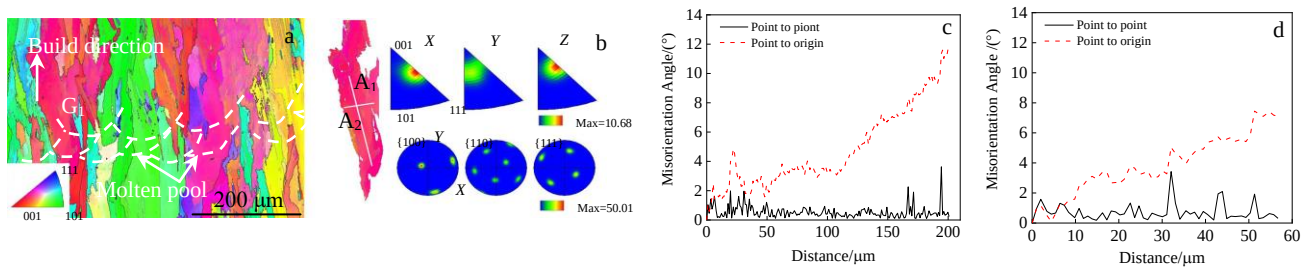
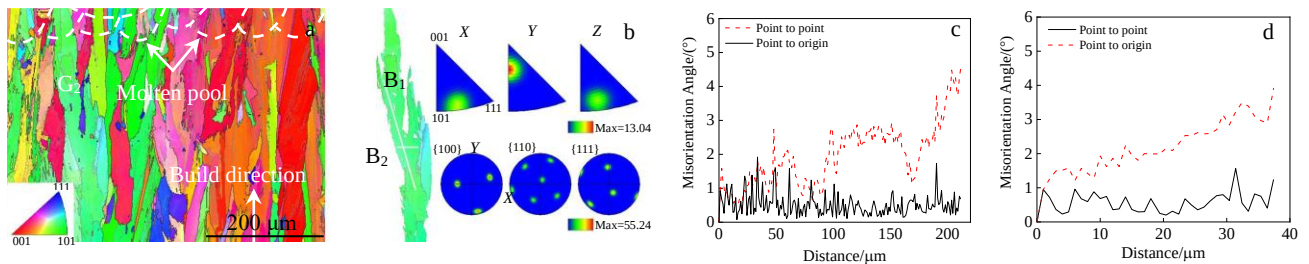
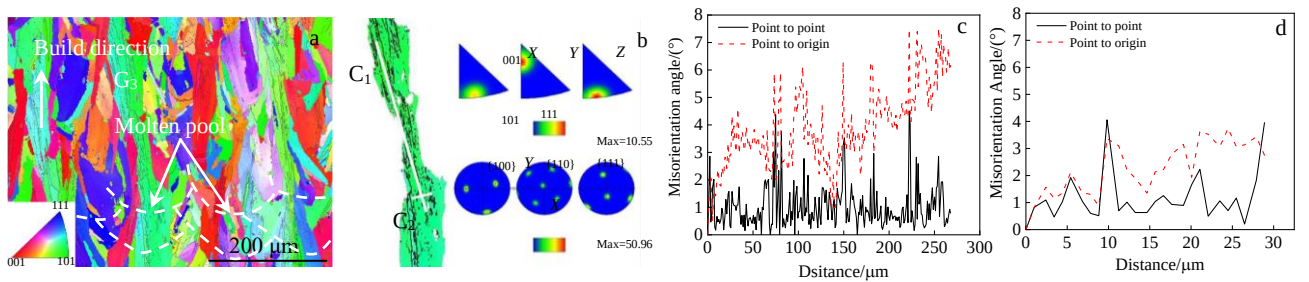


图 2 扫描策略、SLM 成形试样、扫描间距及拉伸试样方向

Fig.2 Schematic of scanning strategy (a), SLM technology printing samples (b), hatching distance (c), and tensile samples orientations (d)

图 3 扫描间距为 $50 \mu\text{m}$ 时沉积态 Inconel 738 合金微观组织Fig.3 Microstructures of as-deposited Inconel 738 alloy under the hatching distance of $50 \mu\text{m}$: (a) orientation image microscopy (OIM), (b) pole figure (PF) and inverse pole figure (IPF) of G₁ grain in Fig.3a, (c) misorientation analysis along line A₁ in Fig.3b, and (d) misorientation analysis along line A₂ in Fig.3b图 4 扫描间距为 $70 \mu\text{m}$ 时沉积态 Inconel 738 合金微观组织Fig.4 Microstructures of as-deposited Inconel 738 alloy under the hatching distance of $70 \mu\text{m}$: (a) orientation image microscopy (OIM), (b) pole figure (PF) and inverse pole figure (IPF) of G₂ grain in Fig.4a, (c) misorientation analysis along line B₁ in Fig.4b, and (d) misorientation analysis along line B₂ in Fig.4b图 5 扫描间距为 $90 \mu\text{m}$ 时沉积态 Inconel 738 合金微观组织Fig.5 Microstructures of as-deposited Inconel 738 alloy under the hatching distance of $90 \mu\text{m}$: (a) orientation image microscopy (OIM), (b) pole figure (PF) and inverse pole figure (IPF) of G₃ grain in Fig.5a, (c) misorientation analysis along line C₁ in Fig.5b, and (d) misorientation analysis along line C₂ in Fig.5b

为2个相邻扫描点间取向差, 累积取向差(点对起点)为第 N 个点与第1个扫描点间取向差。由图可知, 平行和垂直原始晶界(A_1 和 A_2 线)方向, 累积取向差均随距离呈“台阶”状升高, 表明细长的柱状晶晶粒内部形成了等轴亚晶。不同的是, 累积取向差增长在平行原始晶界时较垂直晶界方向增长快, 且在三叉晶界处增至 12° , 即三叉晶界处应变的累积大于晶粒内部。图4c和4d为 $h=70\text{ }\mu\text{m}$ 时, 细长的柱状晶晶粒内平行原始晶界(直线 B_1)和垂直原始晶界(直线 B_2)的取向差变化图。由图可知, 平行和垂直原始晶界(B_1 和 B_2 线)方向, 点对点取向差均小于 2° , 其累积取向差逐渐增加至 4° 左右, 说明从晶界到晶粒中心出现较大应变梯度。图5c和5d为 $h=90\text{ }\mu\text{m}$ 时, 平行和垂直原始晶界(C_1 和 C_2 线)方向, 累积取向差呈上升趋势, 存在2个点对点取向差大于 4° 的界面, 说明在SLM过程中由于快速加热和冷却引起的较大应力和循环热造成的局部动态再结晶, 出现大取向差梯度的发展将导致小角度晶界转变为大角度晶界^[17]。

图6为不同扫描间距 h 下沉积态 Inconel 738 合金的晶界取向差分布与晶界类型。图中相邻晶粒取向差 $\theta \leq 2^\circ$ 为亚晶界(Sub-GBs), $2^\circ < \theta \leq 15^\circ$ 为小角度晶界, $\theta > 15^\circ$ 为大角度晶界。由图可知, 随着扫描间距 h 的增加, 沉积态 Inconel 738 合金的平均晶界取向差 $\bar{\theta}$ 逐渐从 7.73° 增

加至 10.96° (图6a~6c), 而小角度晶界($2^\circ < \theta \leq 15^\circ$)的含量逐渐减少(图6d)。这就表明随着扫描间距 h 的增加, 小角度晶界具有向大角度晶界转变的趋势。

2.2 动态再结晶与应变分布

动态再结晶(DRX)一般发生在金属材料的热变形过程中, 但在SLM过程中, 由于产生高的热应力和循环热导致的热-力耦合效应也可能发生动态再结晶^[17]。图7为不同扫描间距 h 下沉积态 Inconel 738 合金的再结晶分布和再结晶体积分数。图中蓝色表示再结晶区域, 红色表示变形区域, 黄色表示亚结构区域。由图7a~7c可知, 细小的再结晶晶粒主要沿着晶界分布, 而少量的再结晶晶粒在大晶粒内部形成。这是因为 Inconel 738 合金属于低层错能面心立方结构金属材料, 在SLM过程中发生的动态再结晶形核机制以原始晶界弓出形核的不连续动态再结晶(DDRX)为主, 以亚晶界旋转形核的连续动态再结晶(CDRX)为辅^[18,19]。由图7d可知, 随着扫描间距 h 的增加, 沉积态 Inconel 738 合金的动态再结晶体积分数逐渐增加。

近年来, 利用EBSD技术可以表征塑性变形金属中的局部塑性应变^[20]。图8为不同扫描间距 h 下沉积态 Inconel 738 合金的局部应变分布。图中局部应变分布以彩色图显示, 蓝色表示低应变区, 红色表示高应变区。结合图7和图8可知, 高应变区域对应的是未再结晶区域, 低应

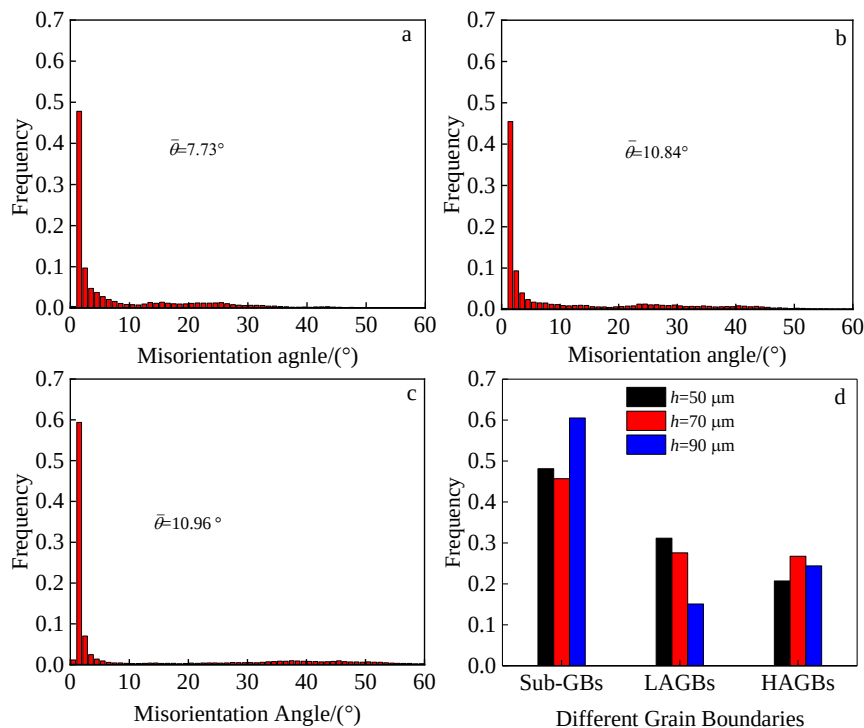


图6 不同扫描间距 h 下沉积态 Inconel 738 合金的晶界取向差分布与晶界类型

Fig.6 Grain boundary misorientation distribution (a~c) and grain boundary types (d) of as-deposited Inconel 738 alloy under different hatching distance (h): (a) $h=50\text{ }\mu\text{m}$, (b) $h=70\text{ }\mu\text{m}$, and (c) $h=90\text{ }\mu\text{m}$

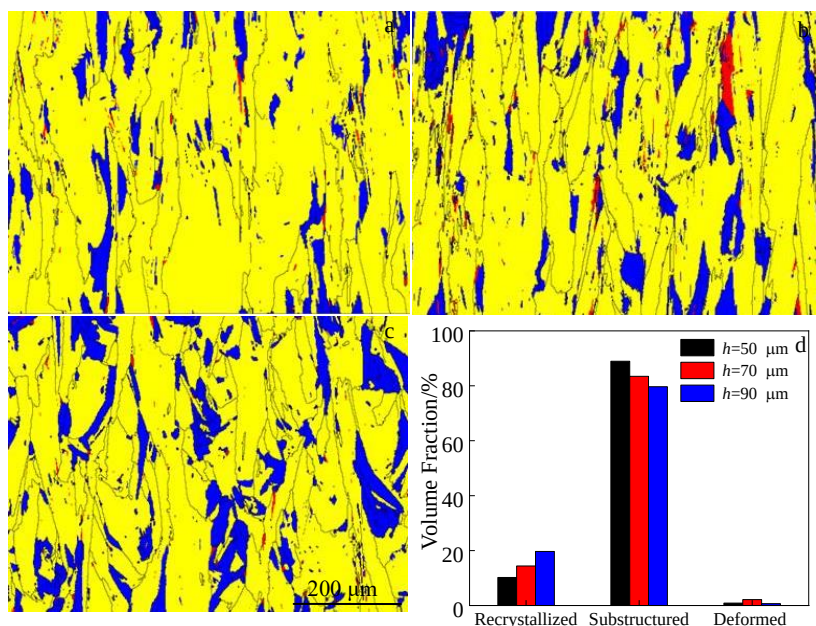


图 7 不同扫描间距 h 下沉积态 Inconel 738 合金的再结晶分布和再结晶体积分数

Fig.7 Recrystallization distribution (a~c) and recrystallization volume fraction (d) of as-deposited Inconel 738 alloy under different hatching distance (h): (a) $h = 50 \mu\text{m}$, (b) $h = 70 \mu\text{m}$, and (c) $h = 90 \mu\text{m}$

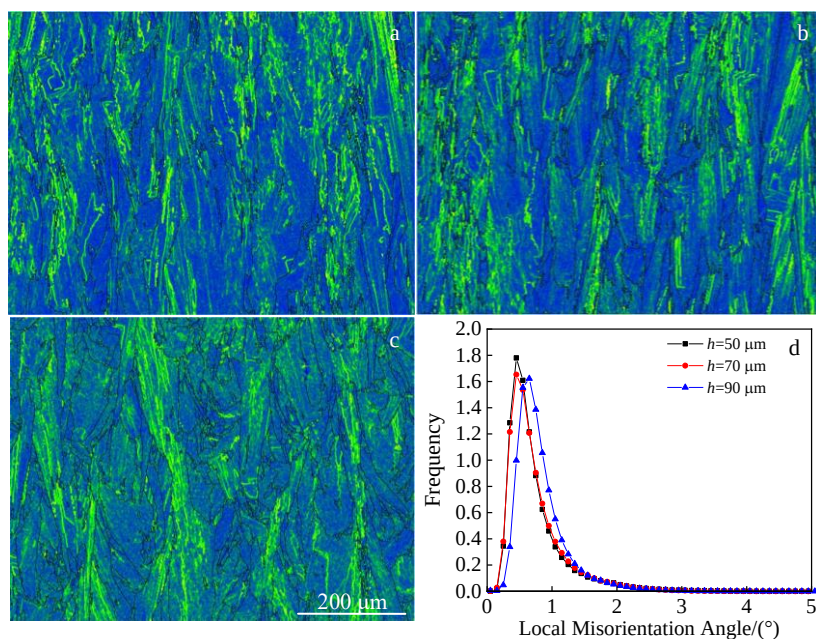


图 8 不同扫描间距 h 下沉积态 Inconel 738 合金的局部应变分布

Fig.8 Local strain distribution of as-deposited Inconel 738 alloy under different hatching distance (h): (a) $h = 50 \mu\text{m}$, (b) $h = 70 \mu\text{m}$, (c) $h = 90 \mu\text{m}$, and (d) local misorientation angle distribution

变区域对应的是再结晶区域。分析认为,在 SLM 过程中,由于快速加热和冷却产生的热应力以及循环热导致沉积态 Inconel 738 合金组织发生局部动态再结晶。再结晶的驱动力是存储变形能,动态再结晶发生后变形晶粒中的位

错被释放,再结晶晶粒中没有发生晶格畸变^[17]。因此,再结晶区域位错密度和应变低于未再结晶区域。由图 8d 可知,随着扫描间距 h 的增加,晶粒内的局部取向差的平均值从 0.74° 增加至 0.83° ,这就表明应变随着扫描间距 h

的增加而增加。这是因为在扫描速度 v 、激光功率 P 和铺粉层厚 t 一定时, 扫描间距 h 与激光能量密度 E 成反比 $E = P/(htv)$, E 增高将积累更多的热量, 提供潜在的原位弛豫热, 从而减少沉积态 Inconel 738 合金中位错密度和应变^[21]。因此, 晶粒中应变和位错密度随着扫描间距 h 的增加而增加。

2.3 组织演变

金属在凝固过程中, 结晶体的热量总是从某些特定的方向散失, 造成了结晶体内形成温度梯度场, 从而促进了结晶核优先在低温区生成, 并沿温度梯度矢量向高温区定向生长, 进而形成了特定的结晶组织, 这种特定的组织状态称为铸造组织^[21]。图 9 为不同扫描间距 h 下沉积态 Inconel 738 合金在 $Y-Z$ 面上的取向分布函数(ODF)截面图。由图可知, 在 $\varphi_2=0^\circ$ 的截面图中, α 取向线上出现 Rotated-Goss 组织 $\{110\}<110>$, θ 取向线上出现 Cube 组织 $\{001\}<100>$; 在 $\varphi_2=45^\circ$ 的截面图中, τ 取向线上没有出现任何组织。当扫描间距 $h=90\ \mu\text{m}$ 时, 主要由 Rotated-Goss 组织和 Cube 组织组成(图 9c)。随着扫描间距 h 逐渐减小, Rotated-Goss 组织强度增强, 而 Cube 组织强度减弱(图 9b), 最终 Cube 组织消失(图 9a)。这就说明随着扫描间距 h 的减小, 即激光能量 E 增加, $<110>$ 取向的强度增加, 这与文献[22]研究的结果一致。在单个熔池中, Inconel 738 合金在 SLM 成形过程中结晶核快速生长的方向与 $<100>$ 方向平行, 形成 $\{hkl\}<100>$ 组织, 如 Cube 组织 $\{001\}<100>$ 和 Goss 组织

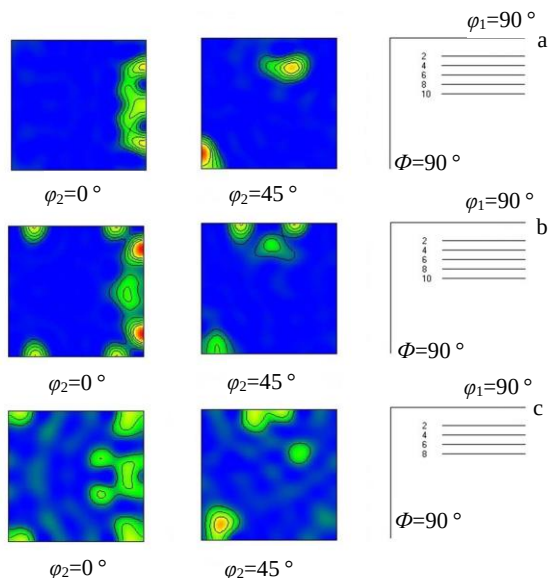


图9 不同扫描间距 h 下沉积态 Inconel 738 合金分别在 $\varphi_2=0^\circ$ 和 $\varphi_2=45^\circ$ 的 ODF 截面图

Fig.9 Orientation distribution function (ODF) sections of as-deposited Inconel 738 alloy in $\varphi_2=0^\circ$ and $\varphi_2=45^\circ$ under different hatching distance (h): (a) $h=50\ \mu\text{m}$, (b) $h=70\ \mu\text{m}$, and (c) $h=90\ \mu\text{m}$

$\{011\}<100>$ ^[23]; 在多个熔池中, 存在熔池重叠区, Inconel 738 合金在 SLM 成形过程中结晶核快速生长的方向比较复杂, 出现了除 $\{hkl\}<100>$ 组织之外的 $\{hkl\}<110>$ 组织。 $\{hkl\}<110>$ 组织的产生与再结晶有关, 如 Rotated-Cube 组织 $\{001\}<110>$ 和 Rotated-Goss 组织 $\{110\}<110>$ ^[24]。因此, 随着扫描间距 h 的增加, 沉积态 Inconel 738 合金的组织主要从 Rotated-Goss 组织 $\{110\}<110>$ 向 Cube 组织 $\{001\}<100>$ +Rotated-Goss 组织 $\{110\}<110>$ 转变, 同时 Cube 组织的强度逐渐增强, 而 Rotated-Goss 组织的强度逐渐减弱。

2.4 力学性能

图 10 为不同扫描间距 h 下沉积态 Inconel 738 合金的工程应力-应变曲线和力学性能。由图可知, 随着扫描间距 h 的增加, 沉积态 Inconel 738 合金的屈服强度(σ_y)先减小后增加, 抗拉强度(σ_{uts})增加, 延伸率(ε_f)先增加后减小。其室温力学性能均高于 Wang 等^[14]通过 SLM 技术制备的 IN 738LC 合金的最优力学性能($\sigma_y=895\ \text{MPa}$, $\sigma_{\text{uts}}=1010\ \text{MPa}$, $\varepsilon_f=1.6\%$)。当 $h=70\ \mu\text{m}$ 时, 沉积态 Inconel 738 合

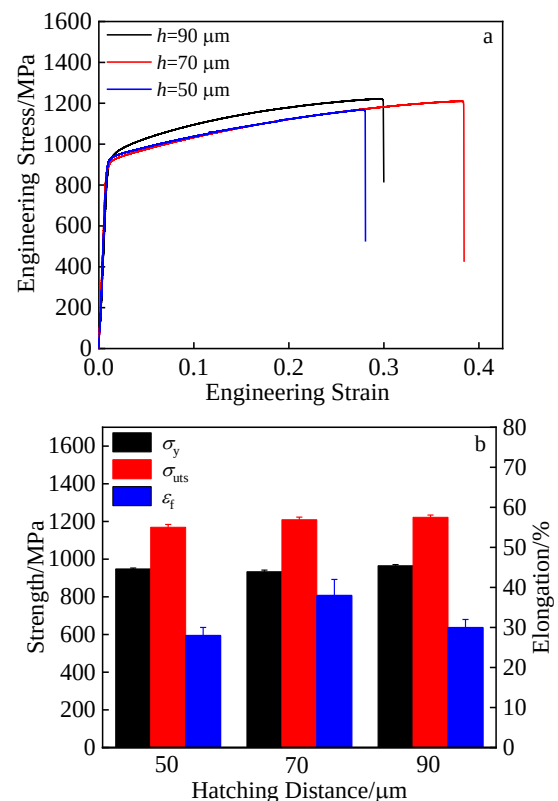


图10 不同扫描间距 h 下沉积态 Inconel 738 合金的工程应力-应变曲线和力学性能

Fig.10 Engineering stress-strain curves (a) and mechanical properties (b) of as-deposited Inconel 738 alloy under different hatching distance (h)

金可获得良好的强度与塑性($\sigma_y=933$ MPa, $\sigma_{uts}=1209$ MPa, $\varepsilon_f=38\%$)匹配。分析认为, 沉积态 Inconel 738 合金的室温力学性能主要与晶粒结构、晶粒尺寸和晶粒取向有关。细小的等轴晶晶粒具有较弱各向异性, 而粗大的柱状晶具有强的各向异性。根据 Hall-Petch 关系^[25]和临界分切应力定律^[21]($\sigma_s = \tau_c / \mu$, 其中 τ_c 为临界分切应力, 通常为常数; μ 为变形取向因子)可知, 晶粒尺寸越小, 屈服强度越大; 同时, 强各向异性的晶粒(μ 值小)贡献较大的屈服强度。而材料的延伸率主要与晶粒结构有关, 双峰晶粒结构有助于协调变形^[26]。当 $h=70$ μm 时, 沉积态 Inconel 738 合金微观组织中粗晶和细晶占比具有良好的搭配。因此, $h=70$ μm 的试样能在保证较高强度的前提下, 具有良好的塑性, 实现强塑性匹配。

3 结 论

1) 沉积态 Inconel 738 合金在不同的扫描间距 h 下具有不同的微观组织, 随着 h 的增加, 平行于沉积方向的细长柱状晶晶粒的长/径比减小, 晶粒的形貌由粗大的柱状晶向细小的等轴晶转变, 晶粒的取向变得更加随机; 同时, 随着 h 的增加, 小角度晶界向大角度晶界转变。

2) 随着扫描间距 h 的增加, 动态再结晶体积分数增加, 动态再结晶形核机制以原始晶界弓出形核的不连续动态再结晶(DDR_X)为主, 以亚晶界旋转形核的连续动态再结晶(CDR_X)为辅; 同时, 随着扫描间距 h 的增加, 局部取向差的平均值升高, 位错密度和局部应变增加。

3) 随着扫描间距 h 的增加, 其铸造织构的类型发生变化, 织构主要从 Rotated-Goss 织构向 Cube 织构 + Rotated-Goss 织构转变, 同时 Cube 织构的强度逐渐增强, 而 Rotated-Goss 织构的强度逐渐减弱。

4) 通过选择合适的扫描间距($h=70$ μm), 沉积态 Inconel 738 合金可获得优异室温力学性能($\sigma_y=933$ MPa, $\sigma_{uts}=1209$ MPa, $\varepsilon_f=38\%$), 达到良好的强度与塑性匹配。

参考文献 References

- [1] Chiang M F, Chen C. *Materials Chemistry and Physics*[J], 2009, 114(1): 415
- [2] Egbewande A T, Zhang H R, Sidhu R K et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2009, 40(11): 2694
- [3] Danis Y, Arvieu C, Lacoste E et al. *Materials and Design*[J], 2010, 31(1): 402
- [4] Kunz L, Lukas P, Konecna R. *International Journal of Fatigue*[J], 2010, 32(6): 908
- [5] Kunz L, Lukás P, Konecná R et al. *International Journal of Fatigue*[J], 2012, 41: 47
- [6] Panwisawas C, Tang Y T, Reed R C. *Nature Communications*[J],

2020, 11(1): 2327

- [7] Ojo O A, Richards N L, Chaturvedi M C. *Scripta Materialia*[J], 2004, 50: 641
- [8] Ojo O A, Richards N L, Chaturvedi M C. *Scripta Materialia*[J], 2004, 51: 683
- [9] Rickenbacher L, Etter T, Hövel S et al. *Rapid Prototyping Journal*[J], 2013, 19(4): 282
- [10] Zhong Minlin, Sun Hongqing, Liu Wenjin et al. *Scripta Materialia*[J], 2005, 53(2): 159
- [11] Sun Hongqing(孙鸿卿), Zhong Minlin(钟敏霖), Liu Wenjin(刘文今) et al. *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2005(2): 28
- [12] Chen Zhijun(陈智君), Zhang Qunli(张群莉), Lou Chenghua(楼程华) et al. *Applied Laser*(应用激光)[J], 2013, 33(1): 7
- [13] Perevoshchikova N, Rigaud J, Sha Y et al. *Rapid Prototyping Journal*[J], 2017, 23(5): 881
- [14] Wang H, Zhang X, Wang G B et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 807: 151 662
- [15] Xu Jiayu(许佳玉), Ding Yutian(丁雨田), Hu Yong(胡勇) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(11): 3727
- [16] Engeli R, Etter T, Hövel S et al. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2016, 229: 484
- [17] Hu Y L, Lin X, Lu X F et al. *Journal of Materials Science*[J], 2018, 53: 15 650
- [18] Liu N, Li Z, Zhang G. *Rare Metals*[J], 2011, 30(1): 388
- [19] Chen X M, Lin Y C, Wen D X et al. *Materials and Design*[J], 2014, 57: 568
- [20] Kamaya M, Wilkinson A J, Titchmarsh J M. *Acta Materialia*[J], 2006, 54(2): 539
- [21] Mao Weimin(毛卫民). *Crystallographic Textures and Anisotropies of Metal Materials*(金属材料的晶体学织构与各面异性)[M]. Beijing: Science Press, 2002: 28
- [22] Leicht A, Rashidi M, Klement U et al. *Materials Characterization*[J], 2020, 159: 110 016
- [23] Ma D, Stoica A D, Wang Z Q et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 684: 47
- [24] Dinda G P, Dasgupta A K, Mazumder J. *Scripta Materialia*[J], 2012, 67(5): 503
- [25] Wu X, Zhu Y. *Materials Research Letters*[J], 2017, 5: 527
- [26] Liu C Y, Tong J D, Jiang M G et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 766: 38 364

Tailoring of Microstructure and Mechanical Properties of Inconel 738 Alloy Based on the Hatching Distance

Xu Jiayu^{1,2}, Ding Yutian^{1,2}, Gao Yubi^{1,2}, Sun Fuhao^{1,2}, Hu Yong^{1,2}, Zhang Dong³

(1. School of Materials Science and Engineering, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

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

(3. State Key Laboratory of Nickel and Cobalt Resources Comprehensive Utilization, Jinchuan Group Ltd, Jinchang 737100, China)

Abstract: The effect of hatching distance (h) on the microstructure, dynamic recrystallization (DRX) behavior, texture evolution and mechanical properties of Inconel 738 alloy formed by selective laser melting (SLM) were systematically investigated by electron backscatter diffraction (EBSD) technique. The results show that the aspect ratio of the elongated columnar grains parallel to the build direction decreases and the morphology of grains changes from coarse elongated columnar grains to fine equiaxed grains with the increase of h , leading to orientation of the grains becomes more random. With the increase of h , the dynamic recrystallization volume fraction increases, and the dislocation density and strain in the recrystallized region are lower than those in the unrecrystallized region. With the increase of h , the type of casting texture changes, the texture mainly transforms from Rotated-Goss texture $\{110\}<110>$ to Rotated-Goss texture $\{110\}<110>$ + Cube texture $\{001\}<100>$, and the intensity of Cube texture gradually increases, while the intensity of the Rotated-Goss texture gradually weakens. Excellent room temperature mechanical properties ($\sigma_y=933$ MPa, $\sigma_{ut}=1209$ MPa, $\epsilon_f=38\%$) of the as-deposited Inconel 738 alloy with appropriate hatching distance ($h=70$ μm) can be obtained, thereby achieving good match of strength and ductility.

Key words: Inconel 738 alloy; selective laser melting (SLM); hatching distance; microstructure; mechanical properties

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