

# 初始晶粒形貌对热等静压 LPBF-Inconel 738 合金 微观组织和力学性能各向异性的影响

许佳玉<sup>1</sup>, 谷裕如<sup>1,2</sup>, 丁雨田<sup>1,2,4</sup>, 田鹏<sup>1,2</sup>, 化淑丽<sup>1,2</sup>, 刘博<sup>3</sup>,  
高钰璧<sup>1,2</sup>, 胡勇<sup>1,2</sup>, 张鸿飞<sup>4</sup>

(1. 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)

(2. 兰州理工大学 材料科学与工程学院, 甘肃 兰州 730050)

(3. 天水师范学院 机电与汽车工程学院, 甘肃 天水 741000)

(4. 河南省科学院 材料研究所, 河南 郑州 450000)

**摘要:** 通过对不同扫描策略下激光粉末床熔融 (laser powder bed fusion, LPBF) 成形 Inconel 738 合金进行热等静压 (HIP) 处理, 研究初始晶粒形貌对 HIP 处理后 Inconel 738 合金微观组织及性能各向异性的影响。结果表明, 初始晶粒形貌具有很强的遗传性, 扫描策略 90° 成形 Inconel 738 (as-built 90) 合金试样初始晶粒形貌为长柱状晶和不规则细晶, 经过 HIP 处理后 (HIP 90) 试样的再结晶晶粒形貌为长柱状晶晶粒和少部分等轴晶, 而扫描策略 67° 成形 Inconel 738 合金试样 (as-built 67) 初始晶粒形貌为短柱状晶和等轴晶, 经过 HIP 处理后 (HIP 67) 试样的再结晶晶粒形貌为类等轴晶和等轴晶晶粒。主要原因是初始晶粒形貌决定了应变分布情况, As-built 90 合金试样的应变分布呈“条”状, 而 As-built 67 合金试样的应变分布呈“网”状, 应变分布较均匀。HIP 处理过程中, 应变集中区域为再结晶晶粒优先提供了形核位置, 从而决定了 HIP 试样中的再结晶晶粒形貌。HIP 90 合金试样的力学各向异性较 HIP 67 合金试样的力学各向异性更大, 主要与 HIP 90 合金试样长柱状晶晶粒形貌有关。HIP 处理后 LPBF-Inconel 738 合金获得等轴晶晶粒形貌需要配合合适的 LPBF 工艺参数。

**关键词:** Inconel 738 合金; 激光粉末床熔融 (LPBF); 扫描策略; 热等静压 (HIP); 各向异性

中图分类号: TN249; TG146.1<sup>+</sup>5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)08-1977-10

## 1 引言

Inconel 738 合金具有优越的高温性能, 通常应用于工业燃气轮机和航空发动机的涡轮叶片、导向叶片、和隔热罩<sup>[1-2]</sup>。采用传统方法加工 Inconel 738 合金性能很难有突破性的进步。激光粉末床熔融 (laser powder bed fusion, LPBF) 成形 Inconel 738 合金有望生产具有复杂几何形状且常规难以加工的结构部件, 为进一步提高发动机的性能开辟了一条新途径。然而, 由于 LPBF 固有的分层叠加、逐层熔融的特点, 容易造成沉积高度方向产生粗大的柱状晶, 使得 LPBF 成形 Inconel 738 合金不可避免的出现组织和性能各向异性<sup>[3-4]</sup>。

在 LPBF 工艺中, 熔池边界处的晶粒沿着最大热流方向生长, 其中与面心立方晶体择优生长方向一致的<100>方向的晶体生长最快, 从而打断其他方向生长较慢的晶粒<sup>[5]</sup>。此外, 相比于晶粒重新形核生长, 外延生长晶粒从

先前层凝固区域连续生长到相邻层凝固区域所需要的能量更低, 因此后续层晶粒主要通过外延生长形核, 延续前一层晶粒的择优生长方向, 从而形成明显的柱状晶晶粒以及较强的晶粒取向, 这是造成各向异性的主要原因<sup>[6]</sup>。除此之外, 亚晶、位错、第二相及冶金缺陷也会对各向异性造成影响<sup>[7]</sup>。LPBF 过程中采用不同的扫描策略可以获得不同的热历史, 从而调控凝固模式, 获得不同的微观结构, 从而减少晶体结构、柱状晶形貌和相应的力学各向异性<sup>[8-12]</sup>。Nadammal 等<sup>[10]</sup>报道了 LPBF 成形 Inconel 718 合金中 4 种不同的扫描策略中层间旋转 67° 的扫描策略可以获得更细的晶粒结构和弱的织构。Liu 等<sup>[11]</sup>研究了 3 种扫描策略下 Haynes 230 镍基高温合金的晶体结构和拉伸性能, 发现层间旋转 67° 的扫描策略的合金试样中存在具有随机取向的细晶结构。课题组前期研究发现<sup>[12]</sup>, LPBF 成形 Inconel 738 合金过程中, 采用层间旋转 67° 的

收稿日期: 2025-08-10

基金项目: 甘肃省高校产业支撑计划 (2023CYZC-28); 甘肃省科技重大专项 (22ZD6GA008, 23ZDGC002, 23ZDGA010); 温州市基础性公益科研项目 (G2023017); 甘肃省青年科技基金 (24JRRA971, 23JRRA772); 兰州市青年人才创新项目 (2024-QN-97)

作者简介: 许佳玉, 女, 1994 年生, 博士, 助理研究员, 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: jiaiyuxu@lut.edu.cn

扫描策略的合金试样织构强度较层间旋转 0° 和 90° 合金试样的织构强度低,同时降低合金中的柱状晶晶粒长宽比,获得柱状晶和等轴晶的双峰晶粒结构。尽管相邻层间旋转 67° 扫描策略已经广泛应用于高温合金的 LPBF 过程中,但是由于合金中的晶粒形貌由柱状晶和等轴晶的构成,仍然存在力学性能各向异性。

热等静压(hot isostatic pressing, HIP)处理是一种常见的热处理手段,通常用于消除 LPBF 成形镍基高温合金的孔洞缺陷,提高力学性能<sup>[13]</sup>。然而, HIP 过程的加热和保温过程也兼具了热处理功能。HIP 保温温度通常高于 Inconel 738 合金的标准固溶处理温度<sup>[14]</sup>,因而 HIP 处理在消除裂纹的同时,有助于形成再结晶组织,消除组织及性能各向异性。很多报道已经证实了采用 HIP 处理会获得等轴晶以及各向同性的力学性能<sup>[15-19]</sup>。Sanchez-Mata 等<sup>[17]</sup>将 LPBF-Hastelloy 合金 HIP 处理后,合金织构强度、晶粒的柱状晶长径比降低。Yuan 等<sup>[18]</sup>研究表明 HIP 处理 LPBF-Hastelloy 合金后,晶粒形貌由柱状晶转变为均匀的等轴晶,消除了微观结构中的各向异性。Rezaei 等<sup>[19]</sup>研究表明 HIP 处理 LPBF-Inconel 718 合金后的晶粒组织为尺寸增大的等轴晶,室温和高温力学各向异性均大幅降低。然而,由于合金初始态的微观组织根

据不同成形工艺的组合(工艺和策略)有很大的不同, HIP 处理后 LPBF 成形 Inconel 738 镍基高温合金初始晶粒是否具有形貌和取向继承,是否采用任意的工艺组合均能获得等轴晶组织的问题尚未进行深入研究。

本研究通过对比研究 2 种不同扫描策略下的 LPBF 成形以及 HIP 处理后 LPBF-Inconel 738 合金的晶粒形貌、织构和力学性能,阐明初始晶粒形貌对 HIP 处理后 LPBF-Inconel 738 合金组织及性能各向异性影响机制。

## 2 实验

本研究使用了德国某公司市售的 Inconel 738 合金气雾化粉末,化学成分如表 1 所示。Inconel 738 合金粉末的粒径  $D_{10}$ 、 $D_{50}$ 、 $D_{90}$  分别为 14.96、28.72、52.86  $\mu\text{m}$ 。采用 EOS M280 打印 Inconel 738 合金试样,工艺参数相同(扫描速度为 1150 mm/s,激光功率为 270 W,层厚为 40  $\mu\text{m}$ ,扫描间距为 40  $\mu\text{m}$ ),激光光斑尺寸为 100  $\mu\text{m}$ ,但扫描策略不同,扫描策略具体情况如图 1a~1b 所示。成形试样尺寸为 10 mm×10 mm×10 mm 的立方块和 16 mm×16 mm×76 mm 的长方体。其中,长方体试样长轴方向分别平行于打印方向和垂直于打印方向成形(图 1c~1d)。

分别对扫描策略 90° 和 67° 的 LPBF-738 合金试样进

表 1 Inconel 738 合金粉末成分

Table 1 Chemical composition of Inconel 738 alloy powder (wt%)

Cr	Co	Al	Ti	W	Mo	Ta	Nb	C	B	Zr	S	O	Ni
15.8	8.5	3.5	3.5	2.6	1.7	1.7	0.9	0.11	0.01	0.02	0.002	0.018	Bal.

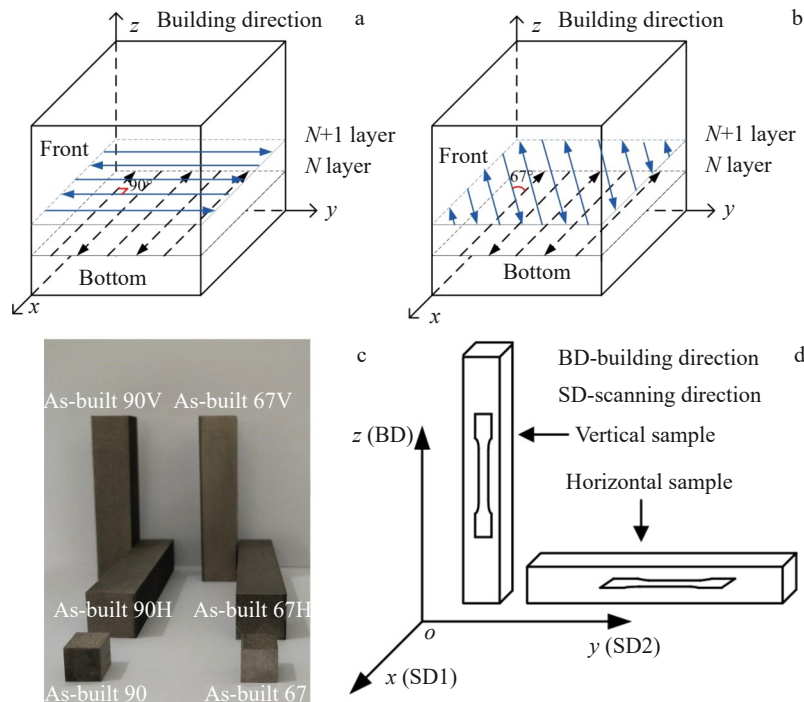


图 1 LPBF 成形 Inconel 738 合金扫描策略的示意图、成形试样及拉伸试样方向

Fig.1 Schematic diagrams of scanning strategy of Inconel 738 alloy formed by LPBF (a-b), forming samples (c), and direction of tensile samples (d)

行HIP处理, HIP处理制度为1200 °C/150 MPa/4 h。HIP处理在 Quintus 15 L型(ABB, 美国)炉中进行, 加热速率为3 °C/min, 保温后进行炉冷。将扫描策略为90°和67°的LPBF成形 Inconel 738合金沉积态试样分别简记为As-built 90试样和As-built 67试样, 并将HIP处理后的试样分别简记为HIP 90和HIP 67试样。

采用配备牛津EBSD探测器的Quanta FEG 450扫描电子显微镜(SEM)进行电子背散射衍射(EBSD)测试。试样测试面平行于打印方向(YOZ面), 保证试样校准率均在90%以上。后期采用HKL CHANNEL 5分析EBSD数据。

对不同扫描策略的试样分别平行于打印方向和垂直于打印方向进行室温拉伸测试, 拉伸试样的尺寸如图2所示。室温拉伸试验使用ZwickLine Z2.5 TH 2.5 kN设备和配套的LaserXtens紧凑型激光引伸计。拉伸速率为0.2 mm/min。每组试样测试3次, 确保拉伸数据的可重复性。

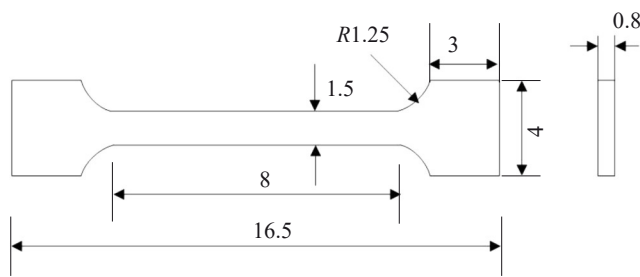


图2 LPBF成形 Inconel 738合金的室温拉伸尺寸

Fig.2 Tensile dimensions of Inconel 738 alloy formed by LPBF at room temperature

### 3 实验结果

#### 3.1 晶粒形貌

图3为2种不同扫描策略下LPBF成形Inconel 738合金沉积态、HIP处理态的反极图(IPF)+取向成像显微技术(OIM)图。As-built 90试样沿着打印方向(Z)显示出明显的长柱状晶粒和强织构以及少量的不规则晶粒(图3a)。As-built 67试样则显示出明显不同的显微结构, 晶粒得到明显细化, 柱状晶尺寸减小, 取向较为随机, 且出现大量的小尺寸晶粒(图3b)。经过HIP处理后, HIP 90试样仍然保持长柱状晶的晶粒形貌, 从图3c中选取一个典型的柱状晶A, 其长度为794.65 μm, 宽度为97.11 μm, 晶粒长径比达到了8.18(图3c)。而HIP 67试样则表现出等轴晶形貌, 从图3b中选取一个典型的晶粒B, 其长度为220.59 μm, 宽度为362.66 μm, 晶粒长径比为1.64(图3d)。这说明LPBF成形 Inconel 738合金的初始晶粒形貌, 对后续HIP处理后的晶粒形貌具有很大的影响。将HIP处理后的合金试样EBSD照片(图3e和3f)部分区域放大, 并将沉积态试样(图3a和3b)和HIP处理试样在同一标尺下进行比较(图3e和3f), 发现HIP处理后的Inconel 738合金发生明显的晶粒长大。

为了定量评估初始晶粒形貌对HIP处理态LPBF-Inconel 738合金晶粒尺寸的影响, 计算了As-built 90、As-built 67、HIP 90、HIP 67试样沿着打印方向横截面的晶粒等效圆直径分布, 如图4所示。As-built 90试样的晶粒尺寸范围介于8~229.4 μm之间, 最大晶粒尺寸达到了229.47 μm, 平均晶粒尺寸为88.1 μm(图4a)。相比之下, As-built 67试样的晶粒尺寸范围明显缩小, 介于

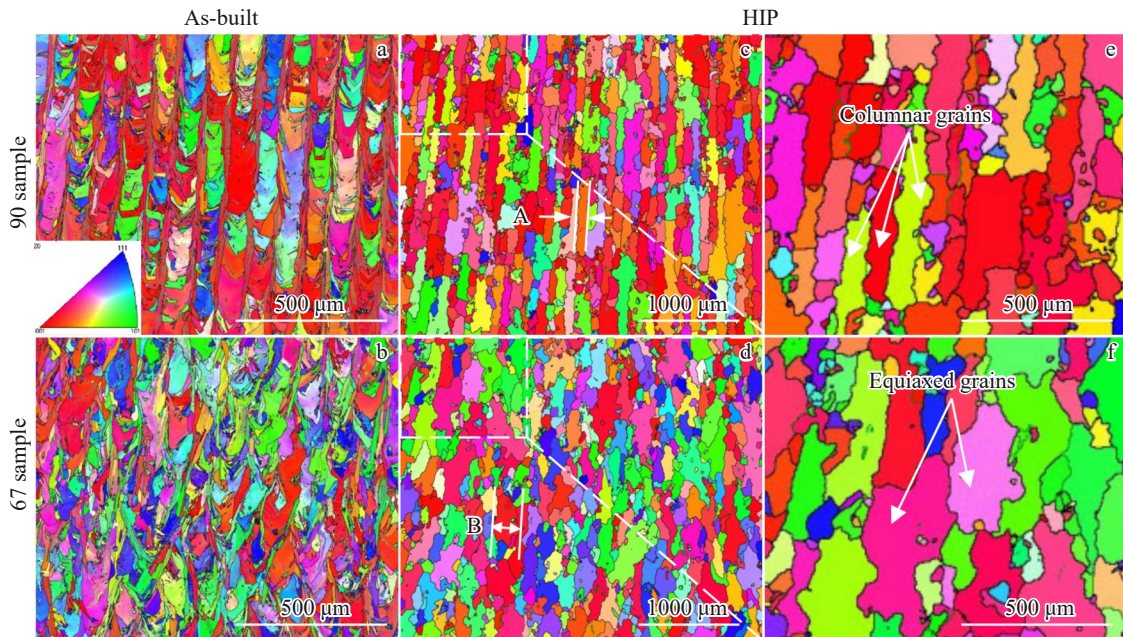


图3 LPBF成形 Inconel 738合金沉积态及HIP处理态的IPF+OIM图

Fig.3 IPF+OIM images of Inconel 738 alloy formed by LPBF and HIP treatment

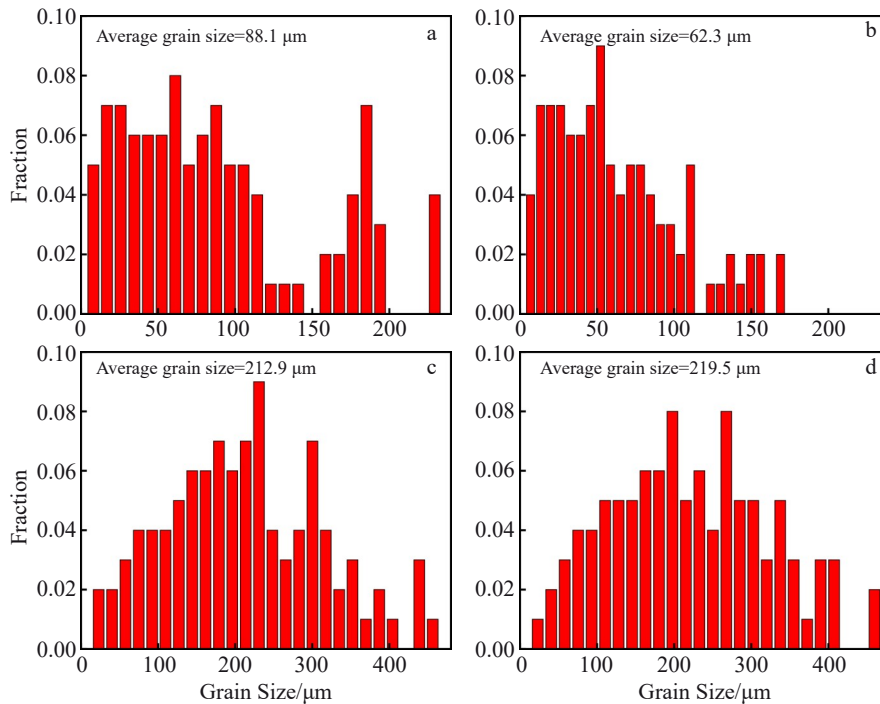


图4 LPBF成形 Inconel 738 合金沉积态及HIP处理态晶粒尺寸分布

Fig.4 Grain size distributions of Inconel 738 alloy formed by LPBF and HIP treatments: (a) As-built 90 sample, (b) As-built 67 sample, (c) HIP 90 sample, and (d) HIP 67 sample

6.8~168.9  $\mu\text{m}$  之间,且最大晶粒尺寸和平均晶粒尺寸均减小,分别为 168.9 和 62.3  $\mu\text{m}$ (图 4b)。这主要是由于不同的扫描策略所引起的热流变化导致的<sup>[12,20]</sup>。经过 HIP 处理之后,HIP 90 试样的晶粒尺寸范围介于 22.9~456.3  $\mu\text{m}$  之间,最大晶粒尺寸为 456.3  $\mu\text{m}$ ,平均晶粒尺寸为 212.9  $\mu\text{m}$ ,相比与 As-built 90 试样平均晶粒尺寸增长约 3 倍(图 4c)。HIP 67 试样的晶粒尺寸范围介于 23~459.9  $\mu\text{m}$  之间,最大晶粒尺寸为 459.9  $\mu\text{m}$ ,平均晶粒尺寸为 219.5  $\mu\text{m}$ ,相比与 As-built 67 试样平均晶粒尺寸增长约 4 倍(图 4d)。这表明经过 HIP 处理后,LPBF 成形 Inconel 738 合金的晶粒发生明显的再结晶和晶粒长大。

除了晶粒尺寸的变化,经过 HIP 处理后晶粒的形貌也发生了明显的转变(图 3),这种晶粒形貌的变化可以用晶粒的长径比来定量表征。As-built 90 试样的晶粒长径比介于 1.7~26.8 之间,平均晶粒长径比为 4.3(图 5a)。As-built 67 试样的晶粒长径比介于 1.3~12.7 之间,平均晶粒长径比为 3.9,晶粒长径比呈双峰分布(图 5b)。这表明,在 LPBF 沉积态,As-built 90 试样具有长径比更大的柱状晶粒。经过 HIP 处理后,HIP 90 试样的晶粒长径比介于 1.3~8.1 之间,平均晶粒长径比为 3.4(图 5c)。HIP 67 试样的晶粒长径比介于 1.13~6.18 之间,平均晶粒长径比为 2.5(图 5d)。这表明,经过 HIP 处理后,As-built 90 试样仍然以明显的柱状晶晶粒为主。这与文献[15-19]研究结果,即经过 HIP 处理后获得等轴晶组织是不同

的。进一步证明了初始 LPBF 成形 Inconel 738 合金晶粒形貌对 HIP 处理后的晶粒形貌具有较大的影响,初始晶粒是长柱状晶,经过 HIP 处理后再结晶晶粒仍然是柱状晶晶粒,而不是等轴晶晶粒。

### 3.2 织构

图 6 为 LPBF 成形 Inconel 738 合金沉积态及 HIP 处理态的取向分布函数(ODF)。由图可知,As-built 90 试样的织构类型为强  $\{001\}\langle 100 \rangle$  立方织构和弱  $\{001\}\langle 110 \rangle$  旋转立方织构,织构强度为 15。As-built 67 试样的织构类型为  $\{001\}\langle 110 \rangle$  旋转立方织构,织构强度为 5.08。HIP 90 试样的织构类型为近  $\{001\}\langle 100 \rangle$  立方织构和  $\{001\}\langle 110 \rangle$  旋转立方织构,织构强度为 4.75。HIP 67 试样的织构类型为近  $\{001\}\langle 110 \rangle$  旋转立方织构,织构强度为 4.09。经过 HIP 处理后,HIP 90 试样和 HIP 67 试样的再结晶织构类型相比于沉积态没有发生改变,这表明初始晶粒取向具有遗传性。然而,HIP 90 试样和 HIP 67 试样的织构强度接近,表明 HIP 处理后由织构引起的结构各向异性已经减弱。

### 3.3 再结晶

图 7 为 LPBF 成形 Inconel 738 合金沉积态及 HIP 处理态再结晶图。在图 7a~7d 中,蓝色代表再结晶区域,该区域中晶粒内的局部取向差小于  $1^\circ$ 。如图 7a 和 7b 所示,As-built 90 试样和 As-built 67 试样的再结晶晶粒较少。对再结晶程度进行定量表征,As-built 90 试样的再结晶

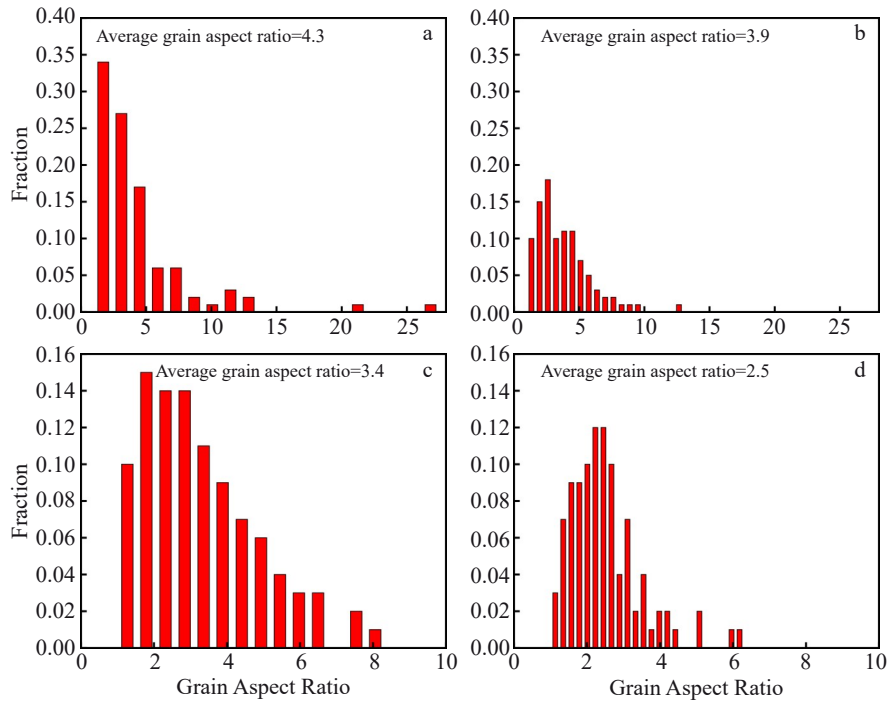


图5 LPBF成形Inconel 738合金沉积态及HIP处理态晶粒长径比分布

Fig.5 Distributions of grain aspect ratio of grain Inconel 738 alloy formed by LPBF and HIP treatments: (a) As-built 90 sample, (b) As-built 67 sample, (c) HIP 90 sample, and (d) HIP 67 sample

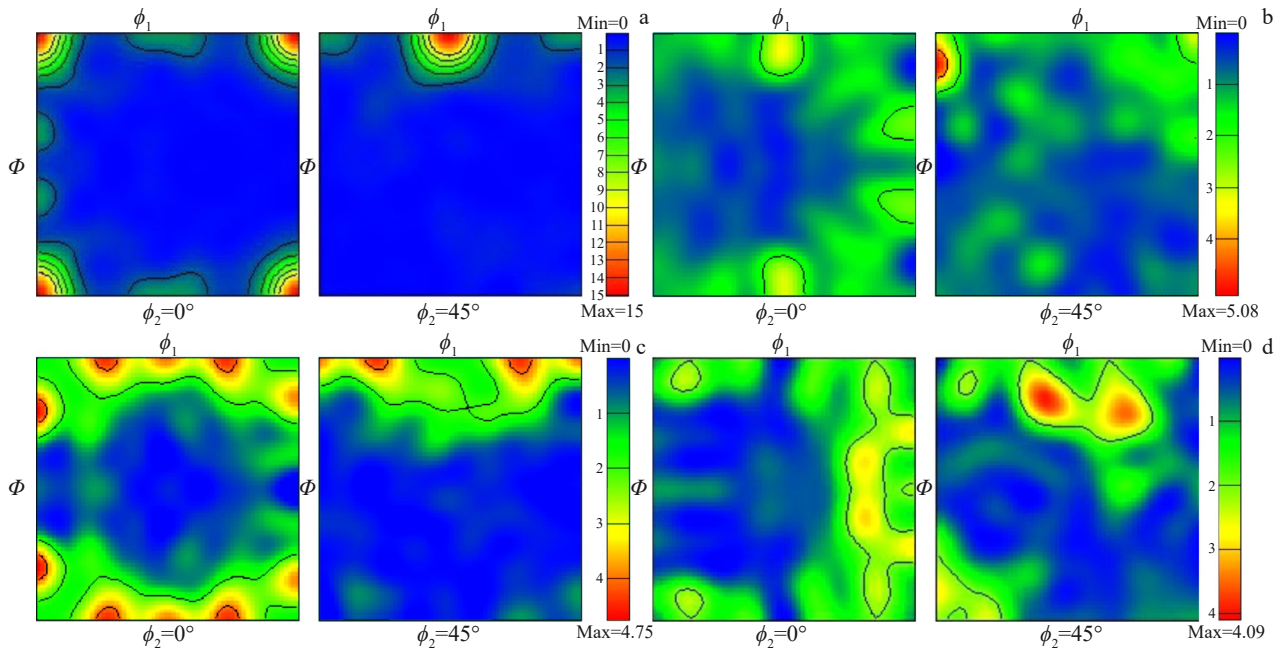


图6 LPBF成形Inconel 738合金沉积态及HIP处理态ODF图

Fig.6 ODF images of Inconel 738 alloy formed by LPBF and HIP treatments ( $\phi_1, \Phi, \phi_2$  are three Euler angles independent of each other): (a) As-built 90 sample, (b) As-built 67 sample, (c) HIP 90 sample, and (d) HIP 67 sample

程度为 3.2%，As-built 67 试样的再结晶程度为 4.3% (图 7e)，沉积态合金再结晶晶粒的形成是由于 LPBF 过程反复加热所引起的动态再结晶晶粒<sup>[12]</sup>。由图 7f 可知，As-built 90 和 As-built 67 试样的亚晶界 (小于 2°) 和小角度晶界 (2°~15°) 占主导地位，大角度晶界 (大于 15°) 占比

较低，这表明沉积态试样中存在较大应变。而 HIP 处理后，HIP 90 试样和 HIP 67 试样以无畸变的再结晶晶粒为主。值得注意的是，HIP 90 试样中的再结晶晶粒形貌主要为长柱状晶。HIP 90 试样的再结晶程度为 92.5%，As-built 67 的再结晶程度为 91.2% (图 7e)。同时，由图 7f

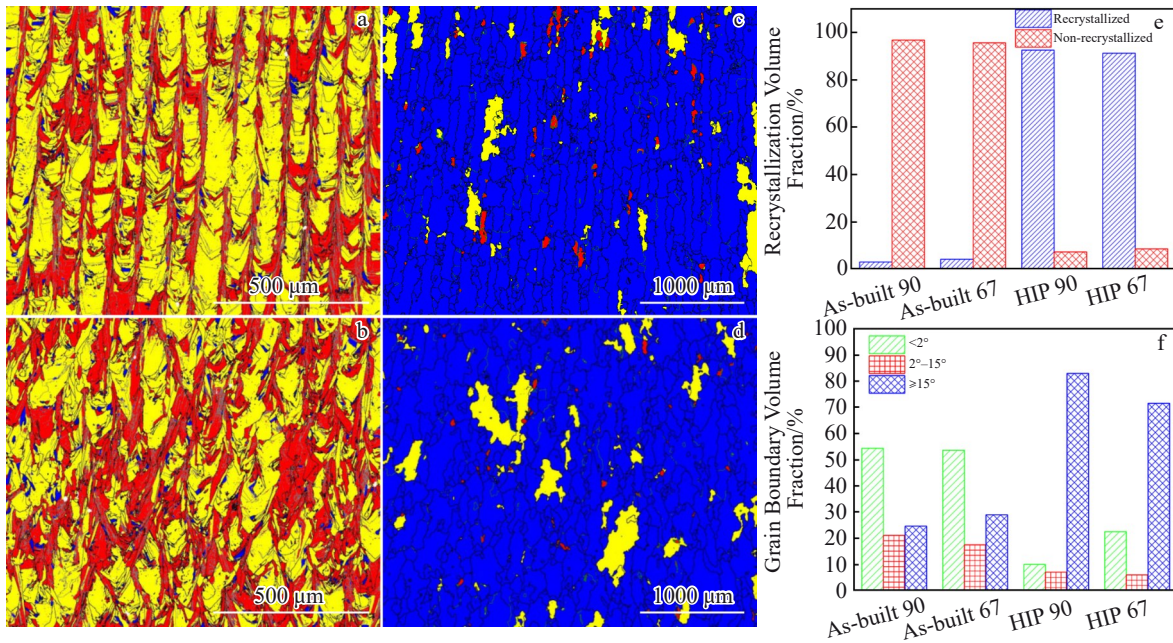


图7 LPBF 成形 Inconel 738 合金沉积态及HIP 处理态再结晶图及再结晶体积分数和晶界体积分

Fig.7 Recrystallization results of As-built 90 sample (a), As-built 67 sample (b), HIP 90 sample (c), and HIP 67 samples (d); recrystallization volume fraction results (e); grain boundary volume fraction results (f)

可知,相比于沉积态,HIP 90 和HIP 67 试样的亚晶界(小于 $2^\circ$ )和小角度晶界( $2^\circ\sim 15^\circ$ )的占比降低,而大角度晶界(大于 $15^\circ$ )的占比明显增加,大角度晶界占主导地位,这表明经过HIP 处理后,LPBF 成形 Inconel 738 合金发生了完全再结晶。

### 3.4 力学性能

图8 为 LPBF 成形 Inconel 738 合金沉积态及HIP 处理态室温拉伸性能。从图8a 中可以看出,在LPBF 成形 Inconel 738 合金沉积态,As-built 67H 试样( $H: \sigma_{uts}=1252.8\text{ MPa}, \sigma_y=961.8\text{ MPa}, \epsilon_f=16.3\%$ )及 As-built 67V 试

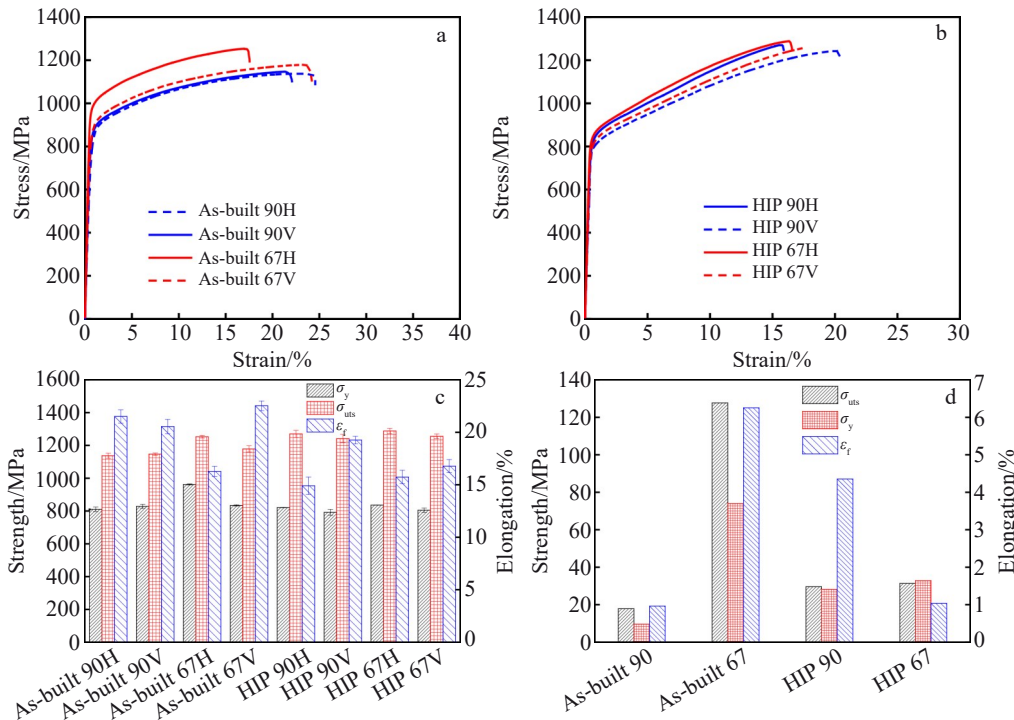


图8 LPBF 成形 Inconel 738 合金沉积态及HIP 处理态室温拉伸性能

Fig.8 Room-temperature tensile properties of Inconel 738 alloy formed by LPBF and HIP treatments: (a) stress-strain curves of LPBF-formed samples; (b) stress-strain curves of HIP-treated samples; (c–d) comparisons of mechanical properties

样( $V: \sigma_{\text{uts}}=1178.8 \text{ MPa}, \sigma_y=834.1 \text{ MPa}, \epsilon_f=22.5\%$ )的力学性能均高于As-built 90H试样( $\sigma_{\text{uts}}=1137.2 \text{ MPa}, \sigma_y=810.3 \text{ MPa}, \epsilon_f=21.5\%$ )及As-built 90H试样( $\sigma_{\text{uts}}=1146.8 \text{ MPa}, \sigma_y=828.2 \text{ MPa}, \epsilon_f=20.5\%$ ),这主要是由于较少的冶金缺陷和较小的晶粒尺寸<sup>[12]</sup>。从图8b中可以看出,经过HIP处理后, HIP 67H试样的力学性能( $\sigma_{\text{uts}}=1288.5 \text{ MPa}, \sigma_y=836.1 \text{ MPa}, \epsilon_f=15.7\%$ )大于HIP 90H试样的力学性能( $\sigma_{\text{uts}}=1270.2 \text{ MPa}, \sigma_y=821.5 \text{ MPa}, \epsilon_f=14.9\%$ )。同样, HIP 67V试样的力学性能( $\sigma_{\text{uts}}=1255.6 \text{ MPa}, \sigma_y=804.7 \text{ MPa}, \epsilon_f=16.8\%$ )大于HIP 90V试样( $\sigma_{\text{uts}}=1242 \text{ MPa}, \sigma_y=791.9 \text{ MPa}, \epsilon_f=19.3\%$ )的力学性能。HIP 90试样力学性能低于HIP 67试样力学性能的主要原因是初始态合金中存在的裂纹越多<sup>[12]</sup>,即使HIP处理后裂纹“愈合”,也不可避免地形成薄弱区<sup>[21-22]</sup>,在拉伸变形过程中容易开裂,造成力学性能的损失。为了评价As-built 90、As-built 67、HIP 90和HIP 67合金试样的力学各向异性,计算并总结了横向拉伸、纵向拉伸之间的屈服强度、抗拉强度、延伸率差值。值得注意的是,经过HIP处理后, HIP 67H和HIP 67V试样的各向异性大幅降低,而HIP 90H和HIP 90V各向异性变化不大,塑性各向异性甚至变得更加明显(图8c和8d)。

## 4 讨论

### 4.1 组织各向异性

As-built 90合金试样主要由长柱状晶和少量等轴晶构成,且具有强织构,而As-built 67试样具有较短的柱状

晶和弱织构,这种显微组织差异是由于扫描策略导致热流变化从而抑制柱状晶的生长导致的<sup>[12]</sup>。经过HIP处理后, HIP 90和HIP 67合金试样的晶粒形貌差异性却变得更加明显, HIP 90合金试样主要是由长柱状晶和等轴晶构成,而HIP 67合金试样由类等轴晶和等轴晶构成。从图9中LPBF成形Inconel 738合金的GND位错密度分布及大小可知,沉积态Inconel 738合金中的位错密度分布不均,As-built 90试样中位错呈“条”状分布,位错主要集中在细长柱状晶的长轴边界处,部分集中在柱状晶晶粒内部和柱状晶晶粒短轴上。相对比,As-built 67试样中位错分布比较均匀,呈“网”状分布,主要分布在较大晶粒的边界上。图10为LPBF成形Inconel 738合金过程中由残余应力导致的变形不均匀,且变形量较小(约 $10^{14}/\text{m}^2$ ),变形驱动力低,再结晶晶核形成率较低。再结晶晶核通常在高位错密度区域优先产生<sup>[23]</sup>,优先形成的再结晶晶粒具有与原始晶粒一致的择优生长方向,通过不断吞并亚晶迅速长大为粗大的柱状晶。位错密度较低的位置,再结晶晶核较晚,来不及发生晶粒长大,因而晶粒尺寸较小。最终, HIP 90试样的晶粒构成主要是长柱状晶和少量等轴晶的组合。HIP 67试样的晶粒构成是短柱状晶(类等轴晶)和等轴晶的组合。

由图11a和11b可以看出LPBF成形Inconel 738合金中存在大量的亚晶,这是LPBF成形过程中残余应力引起的局部塑性变形造成的。在HIP处理过程中,结合

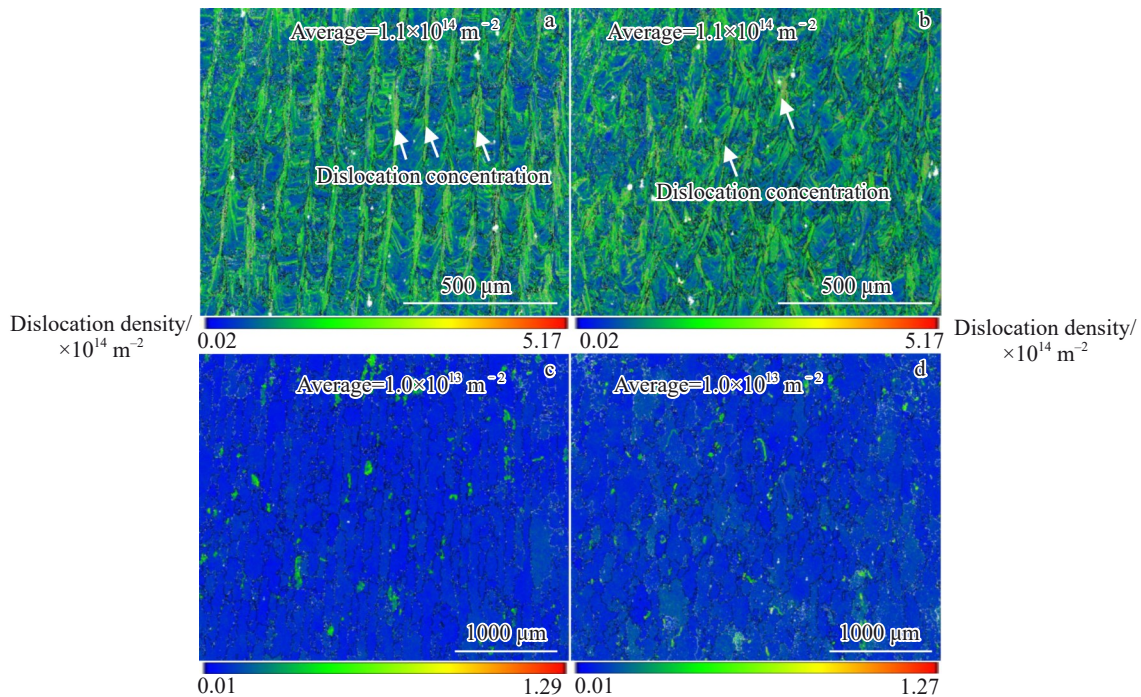


图9 LPBF成形Inconel 738合金沉积态及HIP处理态GND密度分布图

Fig.9 GND density distribution of Inconel 738 alloy formed by LPBF and HIP treatments: (a) As-built 90 sample, (b) As-built 67 sample, (c) HIP 90 sample, and (d) HIP 67 sample

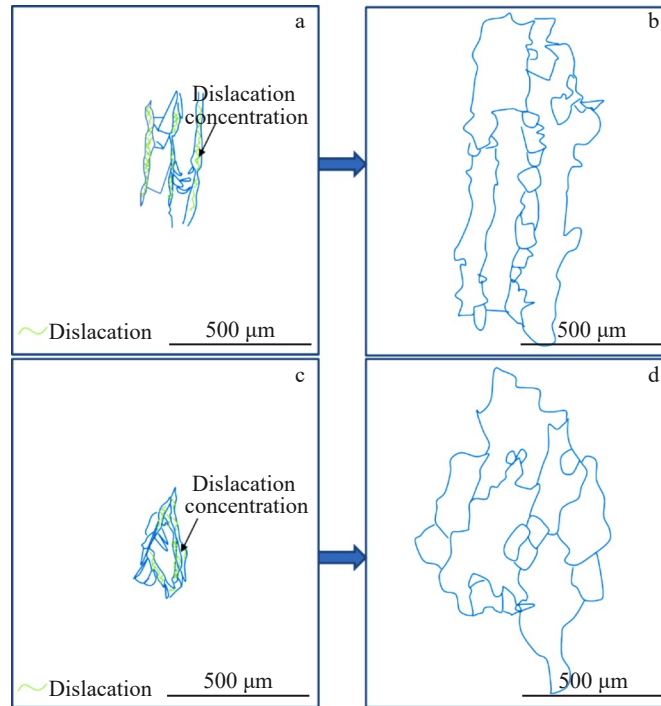


图 10 LPBF 成形 Inconel 738 合金沉积态及 HIP 处理态晶粒形貌转变示意图

Fig.10 Schematic diagrams of grain morphology transformation of Inconel 738 alloys formed by LPBF in the deposited state and HIP-treated state: (a) As-built 90 sample, (b) As-built 67 sample, (c) HIP 90 sample, and (d) HIP 67 sample

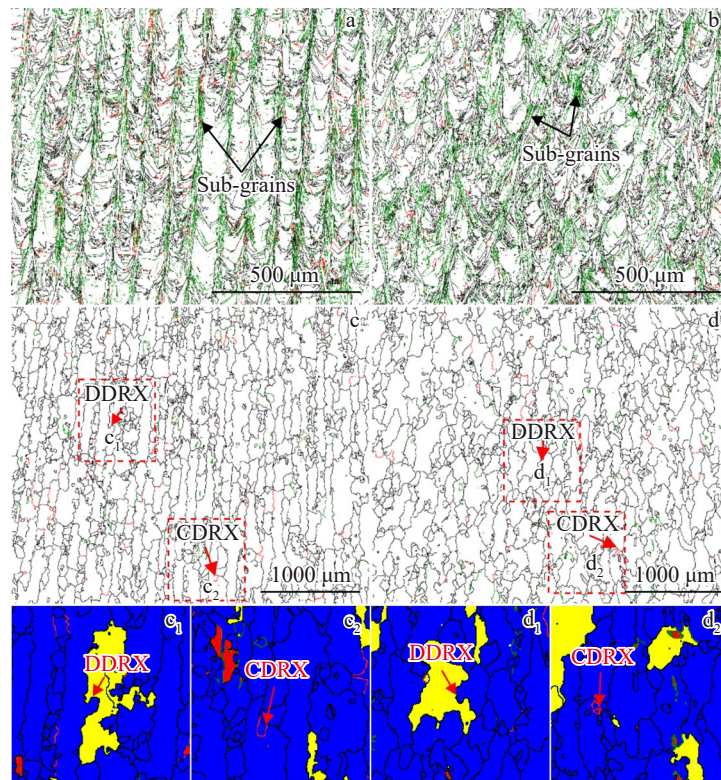


图 11 LPBF 成形 Inconel 738 合金沉积态及 HIP 处理态晶界取向差分布图和再结晶图

Fig.11 Distributions of grain boundary orientation (a–d) and recrystallization maps (c<sub>1</sub>–c<sub>4</sub>) of Inconel 738 alloys formed by LPBF at deposited state and HIP-treated state (grain boundaries of 2°–10° are green, grain boundaries of 10°–15° are red, and grain boundaries of more than 15° are black): (a) As-built 90 sample; (b) As-built 67 sample; (c) HIP 90 sample; (d) HIP 67 samples; (c<sub>1</sub>, c<sub>2</sub>) the recrystallization maps corresponding to the regions in Fig.11c; (d<sub>1</sub>–d<sub>2</sub>) the recrystallization maps corresponding to the regions in Fig.11d

HIP的热-力耦合作用,使得合金发生了动态再结晶,如图11c和11d。再结晶形核以晶界弓出形核机制形核为主,原来的大角度晶界中一小段晶界突然向位错密度大的一侧弓出,弓出晶界位置吸收了位错,形成一小块无畸变区,此区域成为再结晶晶核,降低系统的自由能,晶界弓出形核机制也称为不连续动态再结晶(DDRX)<sup>[23-24]</sup>。如图11c<sub>1</sub>和11d<sub>1</sub>所示,不均匀的变形,使得晶界向位错密度高的一侧弓出形核,逐渐消耗原始晶粒。同时,在亚晶界上的位错,通过攀移和滑移,转移到其他亚晶界上,使亚晶界消失,合成为一个大的亚晶,这种机制是连续动态再结晶机制(CDRX)<sup>[25]</sup>。通常认为,取向差角在10°~15°之间的中间晶界是低角度到高角度晶界的亚晶过渡晶界<sup>[25]</sup>。亚晶界取向差角通过逐渐旋转吸收更多的位错,转化为易动性更大的大角度晶界,这种亚晶就成为再结晶晶核。如图11c<sub>2</sub>和11d<sub>2</sub>所示,HIP过程中存在CDRX形核的再结晶晶粒。

因此,不同扫描策略下,晶粒初始形貌及位错分布状态的差异对再结晶形核有强烈影响,使合金在HIP处理过程中的再结晶晶核形成位置产生差异,从而再结晶晶粒的形貌产生差异,初始晶粒为长柱状晶,HIP处理后无法获得等轴晶组织。在HIP处理后获得等轴晶组织,需要配合合适的LPBF成形工艺参数。HIP过程中的再结晶形核机制主要以DDRX为主,以CDRX为辅助。

#### 4.2 力学各向异性

由图8可知,As-built 67合金试样的力学各向异性大于As-built 90合金试样力学各向异性。力学各向异性行为有2个潜在的微观结构原因:形貌各向异性和织构各向异性<sup>[26]</sup>。As-built 90合金试样不论是晶粒长径比还是织构强度均高于As-built 67合金试样,但是As-built 67合金试样的力学各向异性更强,这主要是由于LPBF成形Inconel 738合金中有裂纹缺陷<sup>[27]</sup>,缺陷会导致晶粒结构主导的力学各向异性出现反常现象<sup>[28-29]</sup>。HIP处理后,由于裂纹被“愈合”<sup>[22]</sup>,且织构强度相差不大。力学各向异性的差别主要是晶粒形貌各向异性造成的。经过HIP处理后,HIP 90试样中的再结晶晶粒形貌主要是柱状晶晶粒形貌,而HIP 67试样中的再结晶晶粒形貌主要是类等轴晶晶粒,因而HIP 67合金试样的力学各向异性相比于HIP 90合金试样的力学各向异性降低。

## 5 结论

1)初始晶粒形貌具有遗传性,As-built 90试样的初始为长柱状晶和少量的不规则小晶粒构成,HIP处理后的再结晶晶粒为长柱状晶和少量等轴晶。As-built 67试样的初始为短柱状晶和等轴晶,HIP处理后的再结晶晶粒为大的类等轴晶和等轴晶构成。

2)初始晶粒形貌的不同,决定了应变分布情况不同,

As-built 90应变分布呈“条”状,而As-built 67应变分布呈“网”状,应变集中位置决定HIP处理后LPBF-Inconel 738合金的再结晶优先形核位置,从而决定再结晶晶粒形貌。

3)HIP处理后,HIP 90试样的力学各向异性较HIP 67试样的力学各向异性大,这主要与HIP 67中具有类等轴晶和等轴晶晶粒形貌有关。

4)通过HIP方法获得等轴晶需要配合合适的LPBF加工工艺参数。

#### 参考文献 References

- [1] Wang G Y, Yang L Q, Dai G H et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 33: 7182
- [2] Luo M, Liao X Z, Ringer S P. et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2024, 972: 172811
- [3] Kunze K, Etter T, Grässlin J et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 620: 213
- [4] Li Mi C, Ma R, Li L Q et al. *Materials Characterization*[J], 2024, 218: 114570
- [5] Li Y, Yu Y F, Wang Z B et al. *Acta Metallurgica Sinica*[J], 2022, 35(2): 369
- [6] Yang M, Wang L, Yan W T. *npj Computational Materials*[J], 2021, 7: 56
- [7] Li R L, Cheng L, Liu J et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 33: 7949
- [8] Zhang X, Xu H, Li Z J et al. *Materials Characterization*[J], 2021, 173: 110951
- [9] Gokcekaya O, Ishimoto T, Hibino S et al. *Acta Materialia*[J], 2021, 212: 116876
- [10] Nadammal N, Mishurova T, Fritsch T et al. *Additive Manufacturing*[J], 2021, 38: 101792
- [11] Liu X X, Hu R, Zou H et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 938: 168532
- [12] Xu J Y, Ding Y T, Gao Y B et al. *Materials & Design*[J], 2021, 209: 109940
- [13] Chen S, Yang Y H, Guo Z Q et al. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2024, 53(9): 2478
- [14] Zhou W Z, Tian Y S, Wei D Y et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 953: 170110
- [15] Marchese G, Bassini E, Aversa A et al. *Materials*[J], 2019, 12(3): 486
- [16] Tomus D, Tian Y, Rometsch P A et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 667: 42
- [17] Sanchez-Mata O, Muñiz-Lerma J A, Wang X et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 780: 139177
- [18] Yuan Z W, Chang F C, Chen A Z et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 852: 143714
- [19] Rezaei A, Kermanpur A, Rezaeian A et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 823: 141721
- [20] Dai K J, He X, Zhang W et al. *Materials & Design*[J], 2023, 235: 112386

- [21] Vilanova M, Garcandia F, Sainz S *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2022, 300: 117398
- [22] Xu J Y, Ding Y T, Gao Y B *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2023, 862: 144285
- [23] Liu Fencheng(刘奋成), Lin Xin(林鑫), Yu Xiaobin(余小斌) *et al.* *Acta Metall Sinica*(金属学报)[J], 2014, 50(4): 463
- [24] Belyakov A, Miura H, Sakai T. *Materials Science and Engineering A*[J], 1998, 255: 139
- [25] Zhang W W, Liu X G, Du Q *et al.* *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2023, 32: 3253
- [26] Keshavarzkermani A, Sadowski M, Ladani L. *Journal of Alloys & Compounds*[J], 2018, 736: 297
- [27] 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
- [28] Wang X D, Chen C Y, Zhao R X *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*[J], 2022, 35(3): 501
- [29] Kong D C, Ni X Q, Dong C F *et al.* *Construction and Building Materials*[J], 2019, 221: 720

## Effects of Initial Grain Morphology on Anisotropy of Microstructure and Mechanical Property in LPBF-Inconel 738 Alloy by Hot Isostatic Pressing

Xu Jiayu<sup>1</sup>, Gu Yuru<sup>1,2</sup>, Ding Yutian<sup>1,2,4</sup>, Tian Peng<sup>1,2</sup>, Hua Shuli<sup>1,2</sup>, Liu Bo<sup>3</sup>, Gao Yubi<sup>1,2</sup>, Hu Yong<sup>1,2</sup>, Zhang Hongfei<sup>4</sup>

(1. State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Nonferrous Metals,

Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

(2. School of Material Science and Engineering, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

(3. School of Electromechanics and Automobile Engineering, Tianshui Normal University, Tianshui 741000, China)

(4. Institute of Materials, Henan Academy of Sciences, Zhengzhou 450000, China)

**Abstract:** Effects of initial grain morphology on anisotropy of microstructure and mechanical property in Inconel 738 alloy prepared by laser powder bed fusion (LPBF) under different scanning strategies after hot isostatic pressing (HIP) treatment were studied. The results show that the initial grain morphology is highly heritable. The initial grain morphology of Inconel 738 alloy formed by scanning strategy 90° (As-built 90 alloy) presents elongated columnar grains and irregular fine grains. After HIP treatment, the recrystallized grain morphology of HIP 90 alloy presents elongated columnar grains and a few equiaxed grains. The As-built Inconel 738 alloy formed by scanning strategy 67° (As-built 67 alloy) initially has short columnar and equiaxed grains, and the recrystallized grain morphology of HIP 67 samples shows similarly equiaxed and equiaxed grain morphology. The main reason is that the initial grain morphology determines the strain distribution. The strain distribution of As-built 90 samples is in the shape of “bar”, while that of As-built 67 samples is in the shape of “net”, and the strain distribution is more uniform. During HIP treatment, the strain concentration region preferentially provides nucleation location for recrystallized grains, which determines the morphology of recrystallized grains in HIP samples. The mechanical anisotropy of HIP 90 alloy is larger than that of HIP 67 alloy, which is mainly related to the grain morphology of HIP 90 alloy. The equiaxed grain morphology of LPBF-Inconel 738 alloy after HIP treatment requires appropriate LPBF process parameters.

**Key words:** Inconel 738 alloy; laser powder bed fusion (LPBF); scanning strategy; hot isostatic pressing (HIP); anisotropy

---

Corresponding author: Xu Jiayu, Ph. D., Assistant Researcher, State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Nonferrous Metals, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, P. R. China, E-mail: xujiayulut@126.com